The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	アルミニウム合金のレーザ溶接における溶融金属と熱の輸送およびそれに伴う諸現象に関する研究
Author(s)	宮城, 雅徳
Citation	大阪大学, 2019, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/72386
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

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

The University of Osaka

博士学位論文

アルミニウム合金のレーザ溶接における溶融金属と熱の輸送およびそれに伴う諸現象に関する研究

宮　城　雅　徳

２０１９年１月

大阪大学大学院工学研究科
機械工学専攻

目次

第 1 章　緒論 …… 1

1.1　本研究の背景 …… 1
1.2　本研究の目的 …… 12
1.3　本研究の構成 …… 13

第 2 章　供試材および実験装置 …… 15

2.1　供試材 …… 15
2.2　実験装置 …… 16

第 3 章　アルミニウム合金のレーザ溶接における
溶融金属と熱の輸送機構の解明 …… 31

3.1　緒言 …… 31
3.2　供試材および実験方法 …… 31
3.3　X 線位相コントラスト法によるアルミニウム合金の
レーザ溶接現象観察 …… 32
3.4　レーザ溶接初期におけるキーホール挙動 …… 34
3.5　キーホール・溶融池挙動の計測 …… 39
3.6　レーザ溶接における熱輸送に関する考察 …… 46
3.7　結言 …… 58

第 4 章　アルミニウム合金のレーザ溶接時における
キーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響 …… 60

4.1　緒言 …… 60
4.2　供試材および実験方法 …… 60
4.3　各種アルミニウム合金レーザ溶接における
キーホール形成・挙動の観察 …… 61
4.4　キーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響 …… 67
4.5　レーザ吸収効率に及ぼす合金元素の影響 …… 73
4.6　結言 …… 76

第 5 章　アルミニウム合金のレーザ溶接における
ポロシティ生成機構の解明 …… 78

5.1　緒言 …… 78
5.2　供試材および実験方法 …… 78
5.3　ポロシティ内部ガス成分に及ぼす溶接条件の影響 …… 79
5.4　ポロシティ生成に及ぼすキーホール・溶融池挙動の影響 …… 82
5.5　ポロシティ生成に及ぼす合金元素の影響 …… 94
5.6　結言 …… 98

第 6 章　アルミニウム合金のレーザスポット溶接における
凝固割れ現象の解明 …… 100

6.1　緒言 …… 100
6.2　供試材および実験方法 …… 101
6.3　レーザスポット溶接における凝固割れの観察 …… 102
6.4　凝固割れ挙動の計測 …… 109
6.5　凝固割れと組織の関係 …… 114
6.6　結言 …… 122

第 7 章　結論 …… 124

謝辞

本研究に関連した発表論文

参考文献

第 1 章　緒論

1.1　本研究の背景

1.1.1　アルミニウム合金と接合方法

世界の平均気温は 1906 年から 2005 年の 100 年において，0.74 K上昇していると報告されている [1]. Fig. 1.1 は気象庁から報告されている 1890 年からの世界の年平均気温偏差を示しており，気温が上昇していることが明らかである．地球温暖化により，地球全体の気候が変化し，生活に重大な影響を及ぼすと指摘されている．具体的には，温暖化の進行により海水面が上昇し，高潮や沿岸部の洪水頻度の増加や，半乾燥低緯度地域では水の利用可能量の減少や干ばつの増加が懸念される．また農作物生産量の減少，生態系の破壊や伝染病の増加も重大な課題である．温暖化によって引き起こされる重大な事象を回避するためには，温暖化の原因と言われている二酸化炭素の排出を抑制することが必須である．2015 年にパリで開催された COP21（国連機構変動枠組締約国会議）では，京都議定書の後継となる 2020 年以降の温室効果ガス削減に関する国際的取り決め（パリ協定）が合意された．パリ協定では全体目標として世界の平均気温上昇を 2 度未満に抑えることを掲げ，この目標を達成するためにすべての国が排出量削減目標を設定している．日本においては，温室効果ガスの削減目標を 2030 年までに 26 %減（2013 年比）としている [2].

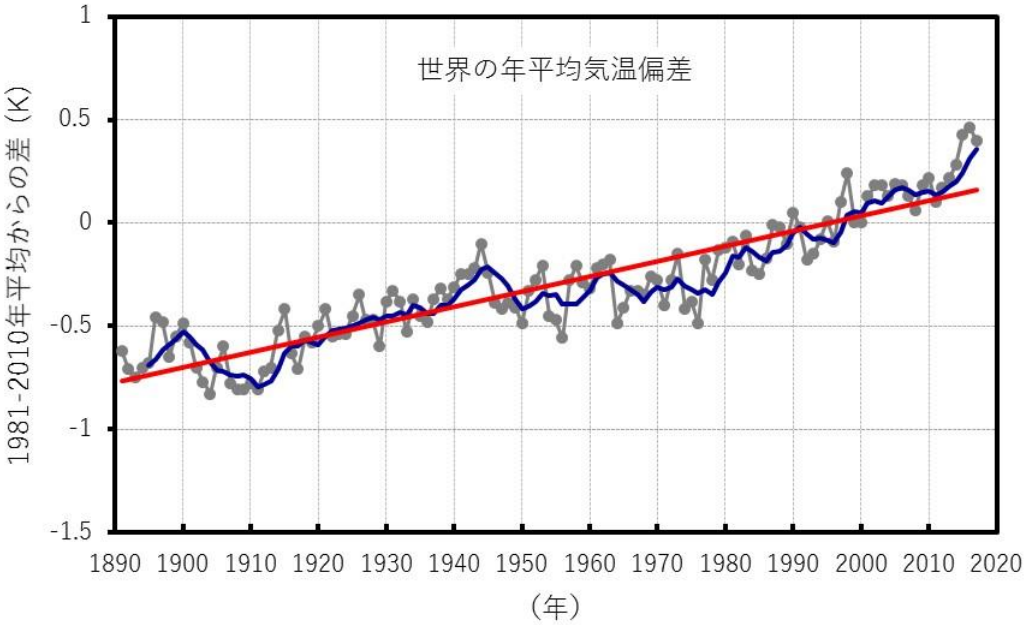


Fig. 1.1 Annual average temperature deviation of the world [1].

Fig. 1.2に国土交通省から報告されている日本における各部門の二酸化炭素排出量を示す. 日本の二酸化炭素総排出量における運輸部門(自動車, 船舶等)の排出量は2015年度において17.4 %であり, そのうち86.1 %を自動車が占めており, 自動車は全体の 15 %の排出量となっている[3]. 自動車における温室効果ガス排出抑制の対策として, 燃費性能の向上と次世代自動車の普及が挙げられている. 燃費性能の向上には車体の軽量化が現実的な手段であり, 鉄鋼材料からアルミニウム合金や炭素繊維強化プラスチックなどへの転換が進められている. 次世代自動車として電気自動車, 燃料電池自動車などが市場に投入され始めており, イギリスやフランスなどの欧州の国々を中心に, 将来的にガソリン・ディーゼル車の販売を禁止する法的規制も始まっている.

電気自動車や燃料電池自動車は走行中に二酸化炭素は排出されないため, 温暖化抑制への貢献は大きい. 次世代自動車では燃焼系のエンジンはなくなり, 代わりにモータ, インバータ, 電池といった自動車部品が必要となる. これらの自動車部品では優れた電気的特性, 熱的特性が求められることから, アルミニウムや銅などが多用されている. 特にアルミニウムについては軽量化と併せて, 今後より一層自動車に採用されていくことが見込まれる.

米国アルミニウム協会は, 2011年から2025年にかけて北米の自動車 1台当たりのアルミニウム使用量は年率 3.4 %の伸びで増加すると予想している[4, 5]. アルミニウム合金は比強度, 耐食性, 電気的特性, 熱的特性, 加工性, リサイクル性などに優れる材料であり, 自動車, 鉄道車両, 航空機, 船舶, 建材, 医療機器, 工業用タンク, 日用品などに利用されている. Table 1.1 にアルミニウム合金と汎用材料の特性比較を示す. アルミニウム合金の密度はステンレス鋼, 炭素鋼, 銅の 1/3 以下であり, 比強度で比較すると最も高く, アルミニウム合金を用いることで, 強度を維持したまま, 軽量化することが可能となる. また, 炭素鋼やステンレス鋼と比較すると電気伝導度, 熱伝導率に優れることから部材性能が高まる.

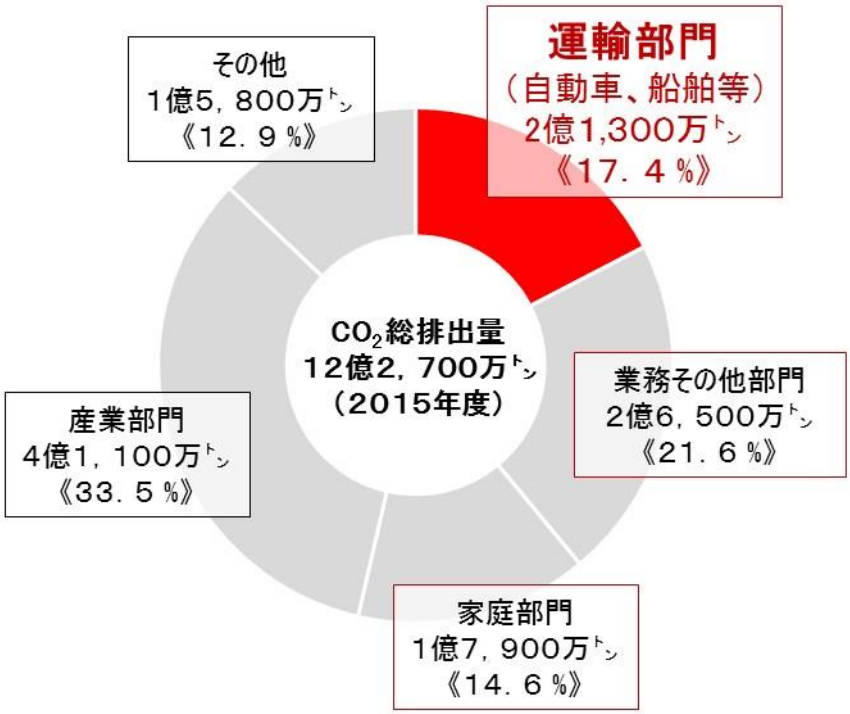


Fig. 1.2 Carbon dioxide emissions of each division in Japan[3)].

Table 1.1 Material properties of Aluminum alloy, SUS304, Carbon steel and Copper.

	Aluminum alloy (5000 series)	304 stainless steel	Carbon steel	Copper (C1020)
Density (g/cm^3)	2.66	7.93	7.85	8.94
Specific strength	119	66	34.4	27.4
Electric conductivity (293 K・IACS%)	35	2.4	16	101
Thermal conductivity (W/mK)	138	16.7	71	391
Linear expansion coefficient (10^{-6}/K)	23.8	17.3	11.7	16.5

モノづくりにおける接合は，アルミニウム合金の優れた機械的特性，電気的特性，熱的特性を活かすための重要な技術の一つである．リベットのような機械的締結や接着の場合，接合部における機械的特性は仕様を満足するが，所望の電気的特

性，熱的特性は犠牲になることがあり，金属結合による接合が必要不可欠である．金属結合を実現する接合方法としては，固相接合と溶融接合がある．固相接合としては，摩擦攪拌接合（Friction Stir Welding: FSW），超音波接合，摩擦圧接などが挙げられる．

FSW は母材同士を溶融させずに接合するため，溶融接合に特有の欠陥が発生せず，高品質な継手が得られる．すでに鉄道車両，産業用タンク，自動車部品など多くの製品群に適用されている[6-8]．しかしながら，FSW は先端にピンが付いた接合ツールを回転させながら接合するために，複雑形状の接合部には適用しにくい，狭隘部へはツールを挿入しにくい，最終接合部にピンの孔が形成されるなどの課題を有する．そのため高精度・大量生産が求められる自動車部品では，適用は限られている．

溶接接合としては，アーク溶接，抵抗スポット溶接，レーザ溶接などが検討・適用されている．アーク溶接の場合，大入熱が加わり，大きな溶融部を形成するため，変形が大きいという問題がある．また溶接速度にも制約があるため，自動車部品への適用は限られている[9, 10]．

抵抗スポット溶接は電極を介して部材に電気を流し，部材の抵抗による発熱を利用して，材料を溶融させて接合する方法である．アルミニウムは 304 ステンレス鋼と比較して，電気伝導度が 10 倍以上，熱伝導率が 8 倍以上であり，部材の昇温・溶融に大電流が必要となることから，適用は限られている．

レーザ溶接は高パワー密度のレーザを母材に照射し，溶融・混合させることで接合する方法である．一般的に高アスペクト比の溶接ビードが得られ，変形が小さく，高精度の接合が実現可能である．レーザは電気信号によって出力波形を制御されるため，出力の安定性や再現性に優れる．さらに時間分解能が高く，精緻にレーザ出力波形を制御することが可能であり，アーク溶接と比較して，溶接現象の制御も有利である．ロボットや自動化システムとの親和性が高く，自動生産ライン化が容易であることもメリットの一つである．またレーザ溶接は非接触加工であり，μm オーダーの狙い制御が可能であるため，複雑形状の溶接部に対しても高精度・高速度で追従することが可能であり，効率的な溶接を実現できる．しかしながら，アルミニウムは熱伝導率が高いために熱が即座に拡散し，安定して溶融させることが難しい材料である．また高出力化が可能な波長 1 μm 帯のレーザの吸収率が 5 %程度であるが，実際はアルミニウムだけでなく，表面の酸化皮膜も吸収に関与するため，接合機構は複雑である．熱伝導率やレーザ吸収率などの特徴的な物性値のため，溶

融部の挙動が不安定になりやすく，溶接ビードの乱れやポロシティなどの内部欠陥が発生しやすいことが定性的に知られている．加えて，アルミニウム合金は線膨張係数が大きいため，溶融・凝固時の熱膨張・収縮量が大きく，溶接ひずみや溶接変形が生じやすい．結果，致命的な欠陥となる高温割れが発生しやすい [11]．アルミニウム合金における不安定な溶接現象や高温割れについては，依然として十分に解明されておらず，高品質な溶接部を実現するためには知見の蓄積が必要である．

1.1.2 レーザの種類と産業応用

レーザ（LASER）とは，Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation の頭文字からなる単語であり，誘導放出による光の増幅という意味である．誘導放出とは，Albert Einstein が 1917 年に予言した量子力学的な現象である．原子が外部から熱，光，放電などによりエネルギーを与えられると，電子は外側の軌道に遷移し，高いエネルギー状態 E_2 に励起される．励起状態は不安定であるため，電子は基底状態の軌道（低いエネルギー状態 E_1）に戻る．電子が高い準位 E_2 から低い準位 E_1 に遷移する際に，エネルギー差 E_2 - E_1 分のエネルギーが光として放出される．十分な光を生成するためには，高いエネルギー準位に存在する電子が低いエネルギー準位の電子よりも多くなければならない．この状態を反転分布というが，通常，自然界には反転分布は存在しないため，反転分布を作り出すために熱，光，放電などを利用した励起源が用いられる．反転分布の状態から誘導放出された光を共振器ミラーなどで増幅することによりレーザが生成する．誘導放出で得られた光は波長と位相が揃っており，コヒーレントな光である．

1960 年には米国の Theodore Harold Maiman がルビーロッドをレーザ媒質に用いて世界で初めてレーザを発振させることに成功した [12, 13]．ルビーレーザでは発光原子であるクロムを無色透明なサファイアの中に分布させた結晶をレーザ媒質としている．ルビー結晶の両端面に銀蒸着することで Fabry–Pérot 共振器を作製し，フラッシュランプで結晶を励起させることで波長が 694.3 nm の赤色のレーザを発振した．それ以降，様々な気体，液体，固体を媒質に用いることで，紫外から赤外領域のスペクトルのレーザ発振が確認されている [14-16]．さらにはパルスおよび連続の発振モード，マイクロワットから百キロワットの出力のレーザが開発された [17-31]．近年では高出力かつビーム品質に優れたレーザが開発されている．Table 1.2 に各種高出力レーザの仕様を，Fig. 1.3 に各種固体レーザの発振原理模式図を示す．

CO_2 レーザは CO_2+N_2+He 混合ガスをレーザ発振物質としたガスレーザであり，

最大出力 50 kW の発振器が開発されている. CO_2レーザの波長は 10.6 μm であり, 光ファイバによる伝送ができないため, ミラー伝送が用いられる. レーザの発振効率は 10-20 %程度となっている.

YAG(Yttrium Aluminum Garnet)レーザでは, イットリウムとアルミニウムの複合酸化物からなるガーネット構造の結晶を発振用媒質に用いた固体レーザである. 結晶製造時に Nd(ネオジウム)などをドープすることにより, イットリウムの一部を置き換えている. 発振波長は 1064 nm であり, ファイバ伝送が可能である. 励起源には Xe や Kr を光源としたフラッシュランプや半導体レーザが用いられる. フラッシュランプを用いた場合には, レーザ媒質の吸収スペクトル以外の波長の光も同時に照射されるため, 電気-光変換効率が低くなり, レーザ発振効率は低い. また励起以外に使用されたエネルギーは熱に変わり, YAG 結晶に熱ひずみが生じ, ビーム品質の低下を導く. 一方, 励起源に吸収スペクトルと整合性のよい半導体レーザを用いると, 発振効率およびビーム品質を上げることができる. 最大レーザ出力としては 10 kW 程度となっている.

ディスクレーザでは YAG 結晶の熱ひずみを低減することでビーム品質を向上させている. Yb(イッテルビウム)をドーピングした YAG 結晶を直径 10 mm 厚さ 0.1-0.3 mm 程度のディスクをレーザ媒質に用いている. 半導体レーザモジュールで光励起し, ディスクと共振ミラー間で光増幅して出射する仕組みである. ディスクの背面には水冷ヒートシンクを設置し, 冷却を行うため, 熱ひずみがなく, 高出力かつビーム品質が高いレーザを生成することができる. ビーム品質としてはレーザ出力 4 kW で 4 mm・mrad のレーザ発振器が開発されている.

半導体レーザ (DDL) は p-n 接合の順方向に電流を流すことによってレーザを発振させている. p 側をプラス, n 側をマイナスにして電源に接続すると, 多数の電子・正孔対を生成し, 再結合する際の発光を利用してレーザ発振している. 半導体レーザ素子は単体での出力が数ワット以下と小さいので, 素子を重ねて半導体レーザスタックを作り, さらにスタックを並べて高出力化し, 光学レンズで集光している. 発振効率は電気エネルギーを直接光エネルギーに変換するため, 30-60 %程度と高い. 発振波長は 780 nm-990 nm 帯のレーザが開発されている. 多数の半導体レーザ素子を重ねるため, 集光ビームが矩形になりやすく, ビーム品質は低い. 結果, 半導体レーザは高パワー密度を必要としない熱処理や熱伝導型加熱源に多く使用される. レーザ出力としては 25 kW の半導体レーザが開発されている. また光学系が改善され, 9 kW で φ0.4 mm のファイバで伝送することができる半導体レ

ーザが開発されている.

ファイバレーザではレーザ媒質として，コアに Yb などの希土類元素を添加したダブルクラッドコアファイバを用いている．励起光は内側のクラッドに入射され，外側のクラッドとの境界で反射されながら，伝搬することで，コアが効率良く励起される．ファイバレーザは，細いファイバ内に光を閉じ込めているためエネルギー変換効率が高く，20-30 %である．また，ファイバは細くて表面積が大きいため冷却しやすく，高いビーム品質を維持したまま，高出力化が容易である．レーザ出力 10 kW のシングルモードファイバレーザ（M^2 < 1.1）や 100 kW マルチモードファイバレーザが開発されている.

Table 1.2 Specification of lasers for macro processing.

	CO_2 laser	YAG laser	Disk laser	Diode laser	Fiber laser
Wave length (μm)	10.6	1.064	1.03	0.78 - 0.99	1.07 - 1.08
Maximum laser power (kW)	50	10	16	25	100
Beam quality (mm･mrad)	3 - 15	25 - 120	2 - 12	20 - 200	0.4 - 12
Efficiency (%)	10 - 20	1 – 15	15 – 25	30 - 60	20 – 30
Pump source	Gas discharge	Lamp, Diode laser	Diode laser	Current	Diode laser
Transmission	Mirror	Fiber	Fiber	Fiber, direct	Fiber
Footprint (m^2/kW)	1 – 1.4	1.5 – 2.8	0.8	0.25	0.4

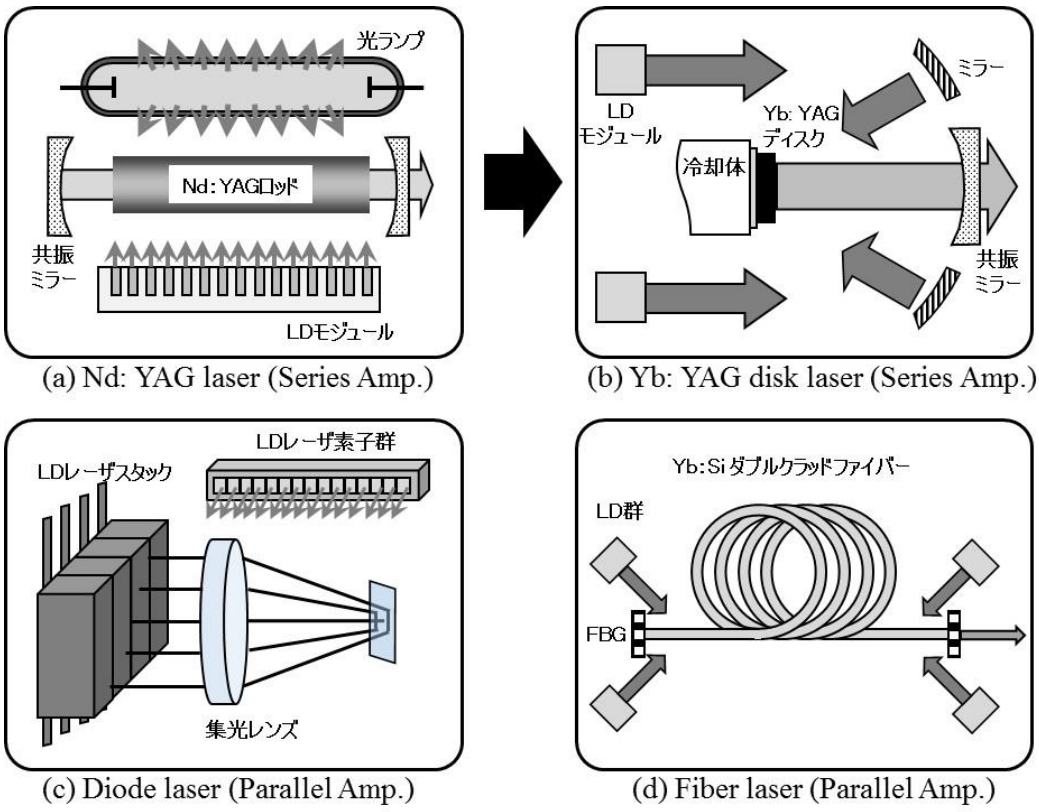


Fig. 1.3 Schematic illustration of oscillation principle of various solid type lasers[19].

レーザには単色性，指向性，集光性および可干渉性（コヒーレンス）が優れるという特徴がある．レーザが有する優れた特徴を活用して多くの産業分野において，材料加工に適用されている．近年のレーザ市場から見ると，材料加工に応用されているレーザは売上高ベースで 32 %と最大のアプリケーションとなっており，次に，通信用途が約 30 %となっている[32, 33]．レーザを使った材料加工としては，溶接・接合，切断，造形，除去，テクスチャリング，ピーニングなどがあるが，溶接，切断などのマクロ材料加工が約 60 %を占めている．マクロ材料加工の分野は，毎年高い割合で成長を続けている．レーザ溶接はレーザの最大のアプリケーションの1つであり，今後もさまざまな分野への適用拡大が見込まれる．

1.1.3 レーザ溶接

レーザ溶接はレーザを溶接対象物に照射し，溶融，混合させることにより，接合する手法である．レーザ溶接では，kW クラスの光エネルギーを金属に伝達することが可能である．通常，金属は光をほとんど反射するため，光エネルギーを金属に伝達することは難しい．レーザは優れた単色性と指向性のため，集光光学系を用いることで回折限界まで絞ることが可能であり，高いパワー密度を得ることができる．例えば，1 kW のレーザを直径 0.2 mm ビームに集光したときのパワー密度は 3.2×10^5 W/mm^2 となる．レーザ溶接ではパワー密度によって，溶接のモードが変化する．10^3-10^4 W/mm^2 以上のパワー密度になると，キーホール型の溶接となり，深溶込みが得られる[34]．

溶接対象物によって，キーホール型，熱伝導型溶接は使い分けられている．Fig. 1.4 にレーザパワー密度と溶接モードの関係を示す．10^3-10^4 W/mm^2 以下のパワー密度では熱伝導型の溶接となり，溶接ビード幅が広い溶込み形状が得られる．熱伝導型溶接ではレーザは対象物表面で吸収されて熱に変換されるため，浅く，広く，熱が対象物内部に伝導される．

一方，10^3-10^4 W/mm^2 以上のパワー密度では，キーホール型のレーザ溶接となる．高パワー密度のレーザが金属に照射されると，金属表面において，吸収が起こり，金属の温度が上昇し，融点に達し，溶融金属を形成する．その後，沸点に達し，溶融金属は蒸発し，金属蒸気やプラズマとなる．金属が蒸発したときに発生する反跳力によって溶融金属が押され，キーホールと呼ばれるくぼみを形成する．キーホール内部は金属蒸気で満たされており，金属蒸気の反跳力と溶融金属の表面張力が釣り合うことによりキーホールが維持される[35]．レーザはキーホール内部でフレネル吸収（多重反射による吸収）され，レーザのエネルギーを効率的に吸収させることができ，深溶込みが得られる．レーザを吸収した溶融金属は蒸発し，キーホール上端から排出される．キーホール型のレーザ溶接では，熱伝導によって伝えられる熱量を大きく凌駕するため，物質の状態変化および移動による効率的な熱の輸送機構によってレーザ溶接は成り立っていると考えられる．

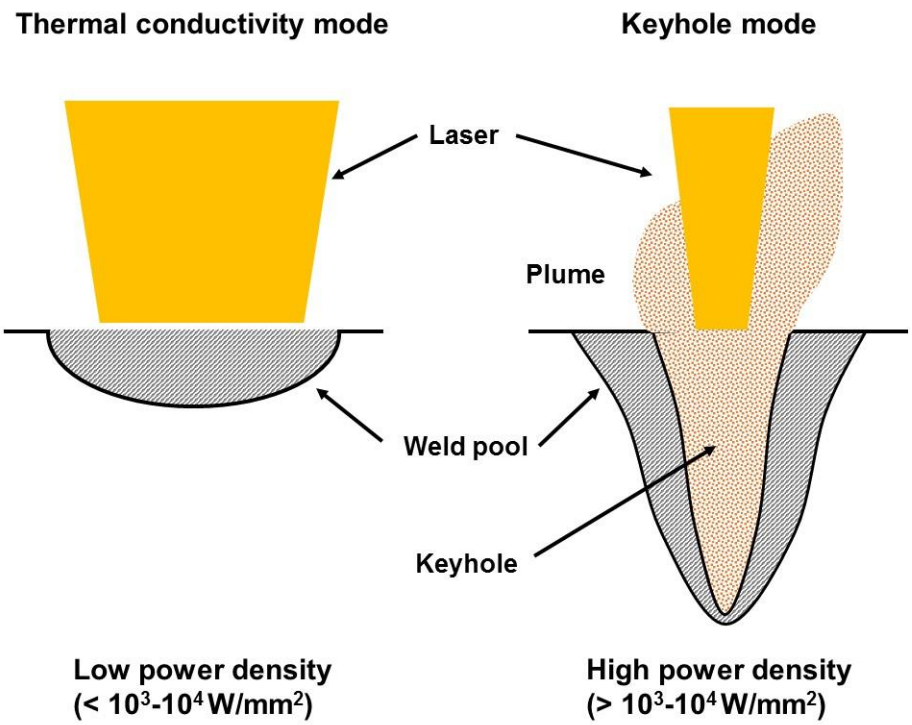


Fig. 1.4 Relationship between laser power density and welding mode.

キーホール型のレーザ溶接は固体，液体，気体，プラズマが短時間に混在する複雑な現象であり，現象解明のために多数の研究結果が報告されている[36-46]．

炭素鋼に対してCO_2レーザ溶接時に発生するプラズマを分光分析し，プラズマ温度の推定やレーザとの相互作用についての検討が行われた．分光分析データからFe I スペクトル線を同定し，ボルツマンプロットからプラズマ温度を見積もった結果，8200 K 程度であると報告されている．また生成したプラズマによるレーザの吸収は約 1.2 %であると見積もられている．プラズマによるレーザ吸収は大きくないが，吸収によってプラズマ/プルーム温度が上昇するため，十分な考慮が必要であると報告されている[47, 48]．

鉄鋼材料を用いた YAG レーザ溶接時の誘起プルームが溶込み深さに及ぼす影響について報告されている．溶接時のプルーム高さによって溶込み深さが変化しており，溶込み深さの変化量からレーザパワーの減衰量は 3.8 %と推定されている．また焦点位置のシフトについても見積もったところ，0.7 mm 程度下方向に移動していると見積もられている[49, 50]．10 kW ファイバレーザを用いて 304 ステンレス鋼溶接時の誘起プルームとレーザの相互作用に関する研究が行われた．10 kW のファイバレーザ溶接時の分光分析の結果，誘起プルームの温度は 6000 K 程度である

と見積もられている. さらにプローブビームを用いて誘起プルームとの相互作用を調査した結果, 誘起プルームによるプローブビームの減衰率は 4.6 %程度であり, レイリー散乱によって発生していると報告されている [51-53].

溶接時に発生するプラズマ/プルームとレーザとの相互作用については, 一定の理解が得られているが, プラズマ/プルーム生成に消費される熱量や, キーホール内部で生成したプラズマ/プルームによる反跳圧など, 計測に基づくキーホール内部現象の推定は十分でない.

X 線吸収法を用いたレーザ溶接現象の観察はメカニズムの理解に有効であり, 多くの知見をもたらしてきた. X 線を使ったレーザ溶接時の溶融池, キーホール現象の観察は 1975 年頃から開始された [54, 55]. その後, マイクロフォーカス X 線を使うことにより, アルミニウム合金にも適用できるようになり, キーホール現象の高速度リアルタイム観察が実現された [56, 57]. レーザ溶接中の溶融部のその場観察の実現により, 高い時間分解能においてキーホール形状変化の観察や, 高融点金属粒子をトレーサとした湯流れの可視化などに成功している.

溶接中に発生するポロシティ, スパッタの形成メカニズムが報告されている [58-68]. A5083 アルミニウム合金や 304 ステンレス鋼の CO_2 レーザ溶接におけるポロシティはキーホール先端から発生した気泡が 0.4 m/s 程度の高速な湯流れに乗って, 溶融池後方まで運ばれ, 固液界面にトラップされることにより発生すると報告されている [69-72]. また A5083, A5182 アルミニウム合金にレーザをパルス発振させ, 100 Hz, 50-70 %程度のデューティ比で溶接することでポロシティを抑制できることが報告されている.

20 kW の CO_2 レーザを用いて溶接用構造鋼 SM490C に対してパルス発振のレーザ溶接を検討した結果, 10-20 Hz 程度でレーザ出力を周期的に変化させることでキーホールを安定化させ, ポロシティが抑制できることが報告されている [73]. またステンレス鋼のレーザ溶接中のキーホール後方における湯流れの計測とスパッタ生成の関係性を調査した結果, キーホール後方の湯流れの速度が 2.3 m/s に達し, スパッタとして溶融池の外に飛び出していくことが報告されている [74]. 銅のレーザ溶接中のキーホール挙動を X 線と高速度カメラを用いて観察した結果, 溶接中にキーホールが膨張し, 膨張圧力によって溶融金属を吹き飛ばすことによって, 数 mm 程度のスパッタを形成し, 表面ボイドが形成することが報告されている [75]. しかしながら, 従来の X 線吸収法では, 溶融池やキーホールの界面におけるコントラストが弱く, 固液界面や気泡の輪郭などを動的に捉えることは難しく, 熱輸送に関する定量

的な評価は実現されていない.

またアルミニウム合金のレーザ溶接では, 溶接部の高温割れが頻繁に問題となる [76, 77]. 溶接部に割れが発生すると溶接部の特性に致命的なダメージを与えるため, 抑制すべき溶接欠陥である. 1000 系, 3000 系アルミニウム合金では割れ感受性は比較的低いが, 他の系のアルミニウム合金では割れ感受性が高い. 一般的には溶加材の添加により成分を調整し, 高温割れを回避することが行われている.

アルミニウム合金の高温割れを抑制するために多くの研究が行われている. 2000 系, 6000 系, 7000 系のアルミニウム合金において, 溶接速度やパルス波形などのレーザ溶接条件を調整し, 高温割れを抑制する検討が取り組まれている [78-81]. また 6000 系アルミニウム合金に対し, 種々のレーザ溶接条件で施工し, 試験結果から統計的に割れ感受性を評価し, 各パラメータの割れ感受性への感度が報告されている [82]. また 2000 系アルミニウム合金に対し, レーザ溶接時の凝固速度に着目し, 割れ感受性を解析によって評価した結果が報告されている [83]. 2000 系, 6000 系アルミニウム合金に対し, レーザ溶接条件を変化させて, 割れの観察や高速度カメラを用いたその場観察の結果が報告されている [84, 85]. しかしながら, 高速度カメラによる高温割れ現象の観察は表面からの情報のため, 割れ発生過程を溶接部内部現象と関連付けて統一的に捉えることは困難であった. 高温割れ現象は溶接内部を起点とし, 短時間, かつ微小領域で発生するため, 溶接内部の凝固過程と連動した統一的な手法で観察する必要があり, 高温割れ現象の発生挙動の理解は十分でない.

1.2 本研究の目的

地球環境の負荷低減のためには, 輸送機器の軽量化や電気自動車, 燃料電池車のような次世代自動車の貢献は大きく, アルミニウム合金の高効率・高信頼な接合は有効な手段である. レーザ溶接は高パワー密度により深溶込みが得られることや, 高速に精密な溶接が可能であり, 次世代のモノづくりを支える溶接プロセスの一つである. しかしながら, レーザ溶接の内部現象は複雑であり, 定量的な計測・分析がなされておらず, 熱の輸送機構に関する知見は十分でない. またアルミニウム合金は用途に合わせて合金元素が異なる材質が選定されるが, 合金元素がレーザ溶接現象に及ぼす影響については, 系統的な研究がなされておらず, 十分な知見が得られていない. またレーザ溶接においてキーホール形成, 溶融金属の流れや凝固に伴い, ポロシティや高温割れなどの欠陥が発生するが, 欠陥生成を誘発するメ

カニズムは明らかではない．以上のことから本研究では，アルミニウム合金のレーザ溶接における溶融金属・熱輸送機構とそれに伴う諸現象を明らかにすることを目的した．溶接内部現象を統一的に観察するため，高分解能，高コントラストを実現するX線位相コントラスト法を活用したレーザ溶接現象のその場観察手法の開発に取り組んだ．またレーザ溶接におけるキーホール・溶融池挙動の観察による熱輸送機構の解明に取り組んだ．さらにキーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響を調査し，各種アルミニウム合金の溶接性を評価した．アルミニウム合金のレーザ溶接において代表的な溶接欠陥であるポロシティおよび高温割れに関し，キーホール・溶融池挙動との関連を調査し，欠陥生成を誘発するメカニズムの解明に取り組んだ．

1.3 本論文の構成

本論文は，第1章から第7章により構成される．Fig. 1.4に本論文の流れをフローチャートに示す．

第1章は，緒論であり，研究背景および目的について述べている．アルミニウム合金のレーザ溶接の必要性，解決すべき課題，過去のアルミニウム合金のレーザ溶接に関する研究結果について述べている．

第2章は，本論文で使用した供試材とレーザ溶接試験に用いた装置および観察・分析装置について述べている．

第3章では，SPring-8の高輝度X線を活用し，X線位相コントラスト法によるレーザ溶接現象の観察手法を検討した．X線位相コントラスト法を用いた観察結果からキーホール形成速度や凝固速度，溶融池対流について定量的な計測を実施した．計測結果を用いて，レーザ溶接における熱輸送を見積もった．

第4章では，アルミニウム合金のレーザ溶接におけるキーホール・溶融池形成などの溶接現象に及ぼす合金元素の影響を検討した．各種アルミニウム合金のレーザ溶接現象のその場観察結果からキーホールや溶融池挙動を比較し，合金元素や物性値との関係を評価した．またカロリーメトリ法を用いて，各種アルミニウム合金のレーザ吸収効率を計測し，合金元素の影響を考察した．

第5章では，アルミニウム合金のレーザ溶接におけるポロシティ形成機構の解明に取り組んだ．ポロシティの内部ガス分析により，ポロシティ形成に及ぼすレーザ溶接条件および環境の影響を評価した．ポロシティの内部ガス分析結果とキーホール・溶融池挙動の関係からポロシティ形成メカニズムを考察した．

第 6 章では，アルミニウム合金のレーザスポット溶接における凝固割れについて検討した．各種アルミニウム合金に対して，パルス照射し，凝固過程で発生する凝固割れを X 線位相コントラスト法でその場観察し，動的挙動を定量的に評価した．また X 線 CT による凝固割れの形態を調査し，その場観察および組織観察と合わせて，凝固割れ現象を考察した．

第 7 章は，本論文の結論であり，本研究で得られた結果について総括している．

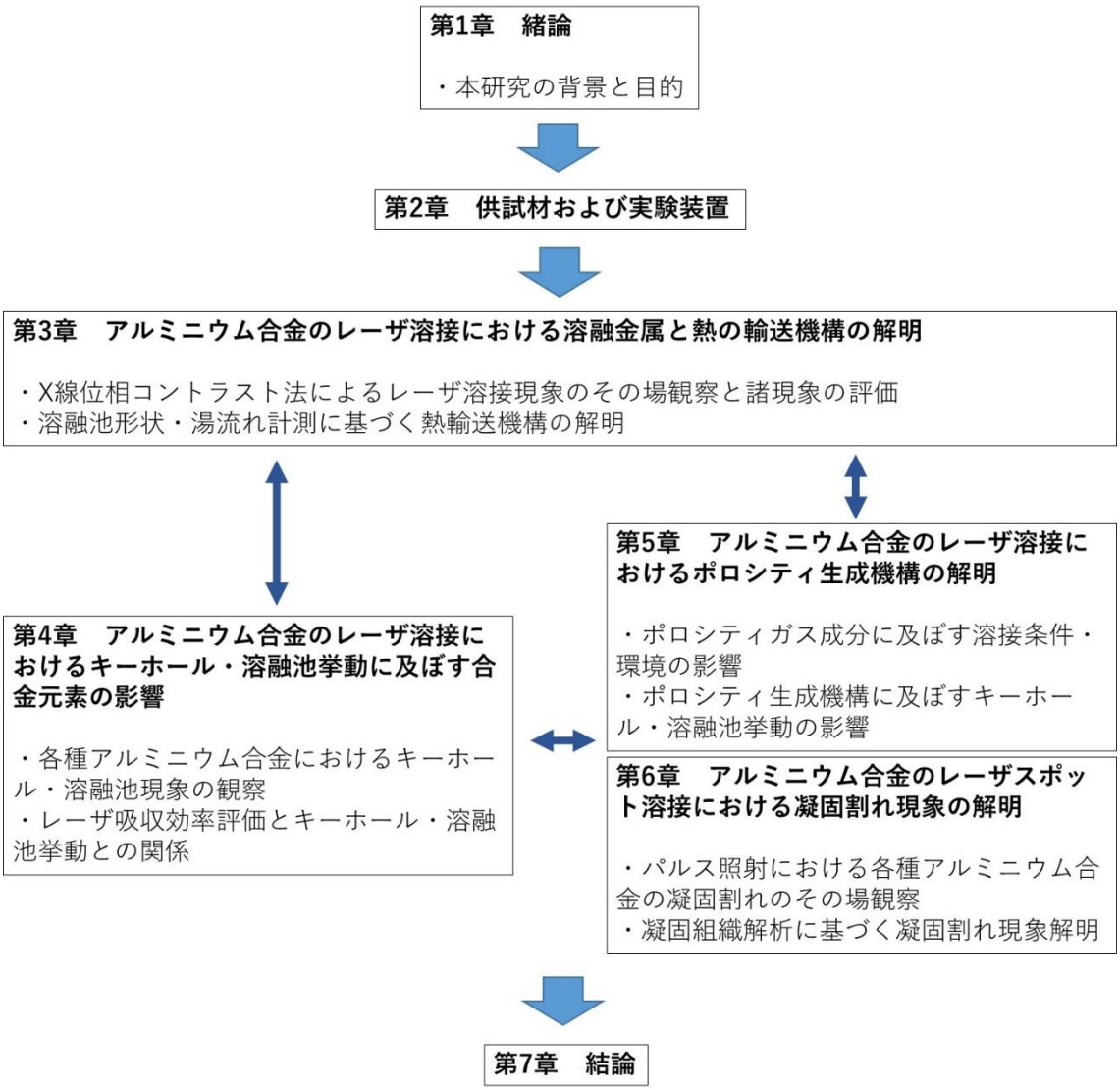


Fig. 1.4 Flow chart of this paper.

第 2 章　供試材および実験装置

2.1　供試材

本研究で用いたアルミニウム合金の化学成分を Table 2.1 に示す. 本研究では, 産業用途として多く利用されている A1050, A2024, A5083, A6061, A7075 を対象とした.

Table 2.1 Chemical compositions of Aluminum alloys (mass%).

Material	Al	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
A1050 – O	99.58	0.1	0.29	0	0	0	-	0	0.03
A2024 – T6	Bal.	0.02	0.06	4.5	0.58	1.4	0	0.04	0.02
A5083 – O	Bal.	0.14	0.29	0.05	0.65	4.46	0.11	0.02	0.02
A6061 – T4	Bal.	0.7	0.3	0.3	0.05	1.1	0.16	0.04	0.02
A7075 – T6	Bal.	0.07	0.16	1.7	0.03	2.5	0.19	5.6	0.02

A1050 は工業用純アルミニウムと呼ばれ, 純度は 99.50 mass%以上であり, 電気的特性, 熱伝導性に優れる材料である. 2000 系, 5000 系, 6000 系, 7000 系アルミニウム合金は元素を添加することにより, 固溶強化, 析出強化により, 優れた機械的特性を得ている[86-89]. A2024 は Cu と Mg を添加した Al-Cu-Mg 系アルミニウム合金であり, 超ジュラルミンとして知られる. 熱処理によって GPB(Guinier-Preston-Bagaryatsky)ゾーンと呼ばれる Al_2CuMg 針状の析出相を形成することによって高強度化が可能な材料である. T6 処理時の引張強度は 393 MPa である. A5083 は Mg を添加した Al-Mg 系アルミニウム合金であり, 非熱処理系のアルミニウム合金の中では最も強度が高く, 引張強度は 290 MPa である. A6061 は Mg と Si を添加した Al-Mg-Si 系のアルミニウム合金で, 時効熱処理によって微細な Mg_2Si を析出させることにより, 高い強度が得られる. T4 処理時の引張強度は 240 MPa である. A7075 は Zn と Mg を添加した Al-Zn-Mg 系アルミニウム合金であり, 超々ジュラルミンと呼ばれる. 時効熱処理によって, $MgZn_2$ を析出させることにより, 汎用アルミニウム合金の中で最も高い強度を示し, T6 処理時の引張強度は 570 MPa である.　Fig. 2.1 に示すように, 各種供試材の形状は 70×30 mm であり, 板厚は 2 mm と 3 mm を用いた.

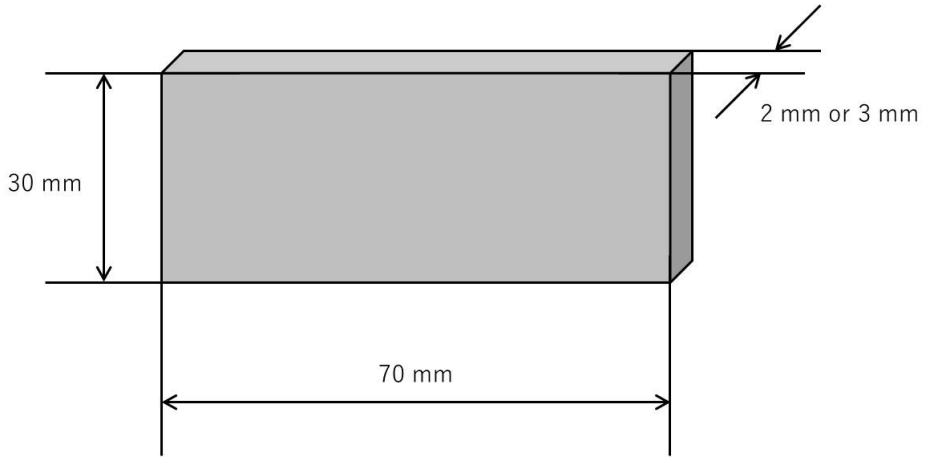


Fig. 2.1 Schematic illustration of Al alloy sample.

2.2 実験装置

2.2.1 レーザ発振器およびその周辺機器

(1)シングルモードファイバレーザおよびレーザ加工ヘッド

レーザ溶接用のレーザ発振器として，IPG フォトニクス社の連続発振型シングルモードファイバレーザ(YLR-500-AC)を用いた．Fig. 2.2 に各種レーザにおけるビーム品質の比較を示す．ファイバレーザは他のレーザと比較して，高ビーム品質を得やすい．ビーム品質が高いと，焦点深度が大きくなり，実際の生産現場においても管理が容易である．Fig. 2.3 にレーザ発振器およびレーザ加工ヘッドの外観写真を示す．レーザの波長は 1070 nm，最大出力は 500 W である．BPP(Beam Parameter Product)は 1.04 mmmrad となっている．発振器で生成されたレーザはファイバを通じてレーザ加工ヘッドに伝搬され，集光される．レーザ加工ヘッドの集光レンズの焦点距離は 190 mm である．Fig. 2.4(a)に焦点位置におけるビームプロファイルを示す．本研究で使用したレーザは中心に最大強度を有し，強度分布はガウシアンモードである．スポット径は約 80 μm である．最大出力 500 W 時におけるパワー密度は 100 kW/mm^2 である．Fig. 2.4(b)に Df:-1 mm におけるビームプロファイルを示す．Df: -1 mm ではレーザの中心においてパワー密度が高く，周囲にパワー密度が低い領域が形成されたビームとなっている．スポット径は 140 μm 程度である．類似のビームプロファイルを有するレーザ発振器が各レーザメーカから開発されている．効果として，溶接中のスパッタ低減やボイド低減が謳われている．本研究においても類似のビームプロファイルとなる溶接条件で試験した．

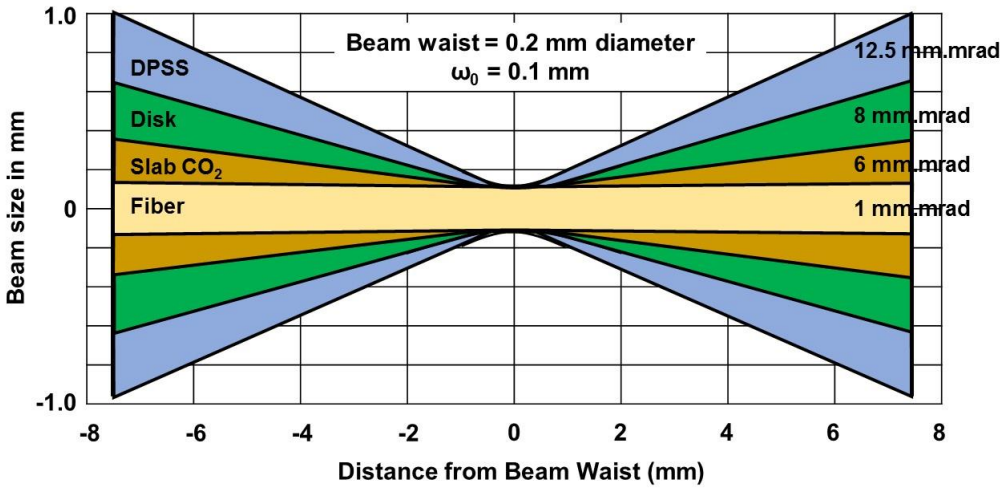
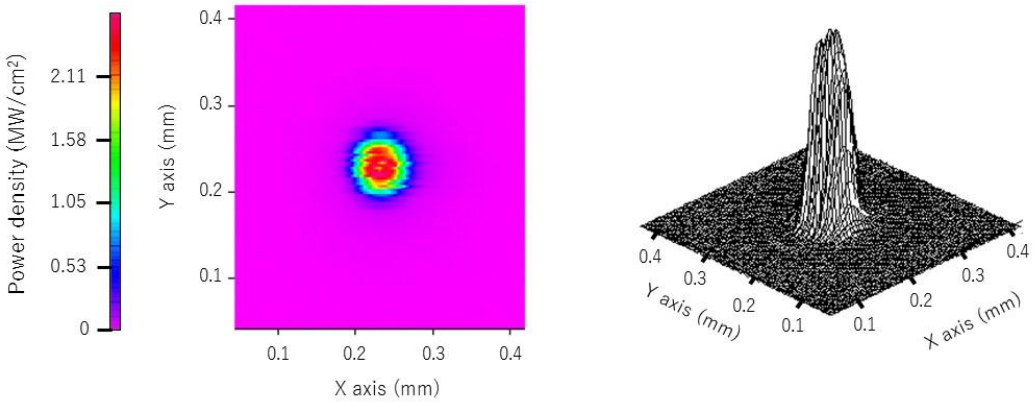


Fig. 2.2 Comparison of beam quality of each lasers.

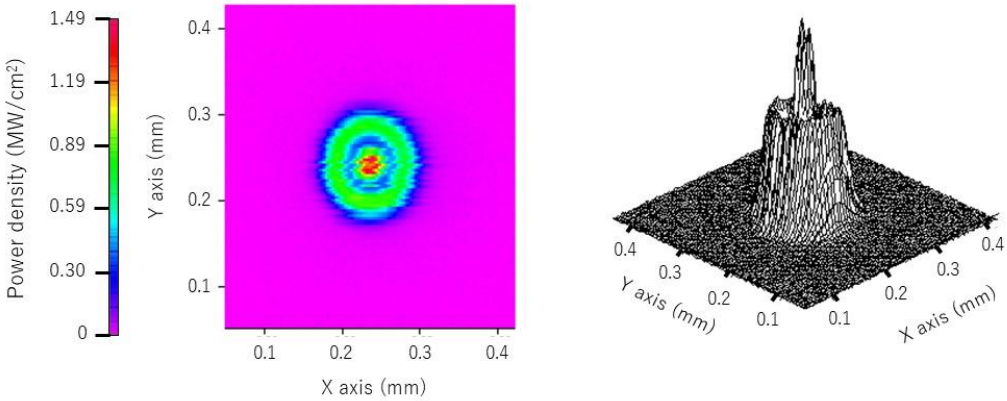
(a) Oscillator

(b) Laser processing head

Fig. 2.3 General view of single mode fiber laser and laser processing head.



(a) Focal position



(b) Defocus distance: -1 mm

Fig. 2.4 Beam profile of single mode fiber laser.

（2）高速度カメラ

レーザ誘起プルームや溶融池挙動の観察にはカラーおよびモノクロの高速度カメラ（（株）ナックイメージテクノロジー社製: MEMRECAM Gx-1）を用いた. カメラおよびレーザ照明の外観写真を Fig. 2.5 に示す. 本高速度カメラは 131 万画素の固体イメージセンサを有しており, カラーで ISO 5000 相当, モノクロで ISO 20000 相当の感度を示す. また, フルフレーム 1280×1024 ピクセルでは 2,000 flame/s, 分割フレームでは 200,000 flame/s までの撮影が可能である. また, 4 GB のメモリを搭載しており, 2,000 flame/s では約 8 秒間の撮影が可能である. 撮影された画像は 1000BASE-T, または USB2.0 のネットワーク接続により PC に転送される. 画像の保存や画像解析には（株）ナックイメージテクノロジー社製ソフトウェア「GXLink」を用いた.

本研究では，溶接部表面における溶融池挙動をより鮮明に観察するため，照明光源として半導体レーザ（カンタムエレクトロニクス（株）製：NBT-S30-mk II SR，最大レーザ出力：30 W，波長：976 nm）を使用し，モノクロ高速度カメラと干渉フィルタ（中心波長：973 nm，半値幅：5 nm）を組み合わせて使用した．半導体レーザはコア径 0.6 mm，NA 0.22 のファイバを用いて伝送した．レーザ溶接では，溶融池直上にプラズマ/プルームが発生する．プラズマ/プルームからは 400-800 nm の強い発光があるため，可視光域のカラーカメラでは観察が難しい．プラズマ/プルームの発光帯域を避けるため，976 nm の半導体レーザを照明光源とし，半導体レーザの波長帯近傍のみを透過する干渉フィルタを使用することで，溶融池の観察を試みた．本実験では溶接部と周囲を均一に照らすため，半導体レーザをコリメートレンズで平行光にして照射した．Fig. 2.6 に示すようにカメラ類を配置し，溶接部の斜め上方向から溶融池を観察した．サンプリングレートは 10 kHz である．プルーム観察にはカラーの高速度カメラを用いて，溶接の側面から観察した．サンプリングレートは 10 kHz とした．

(a) High speed video camera

(b) Laser diode illumination

Fig. 2.5 General view of high speed video camera and laser diode illumination.

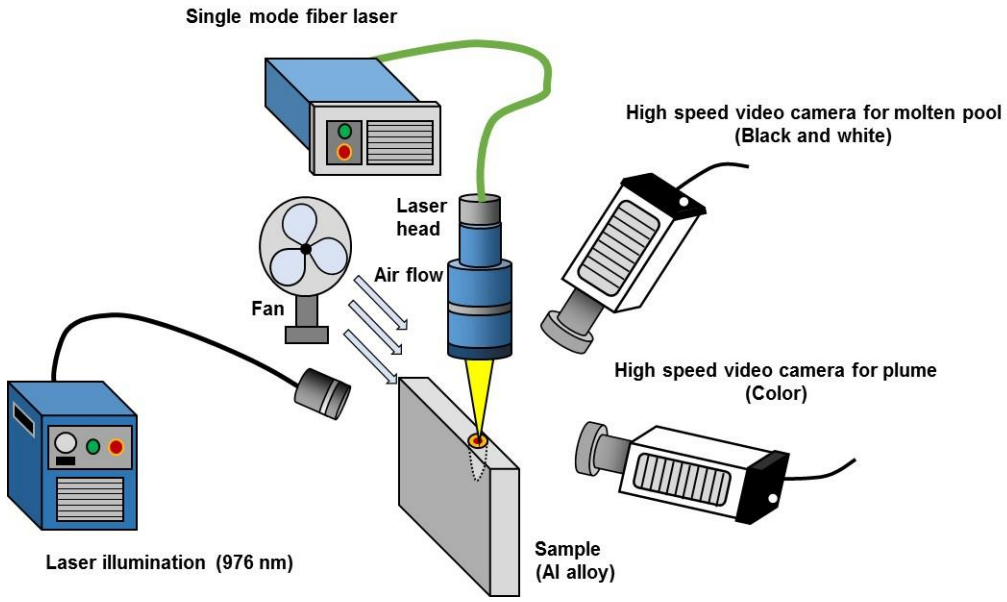


Fig. 2.6 Schematic of experimental setup for high speed video camera observation.

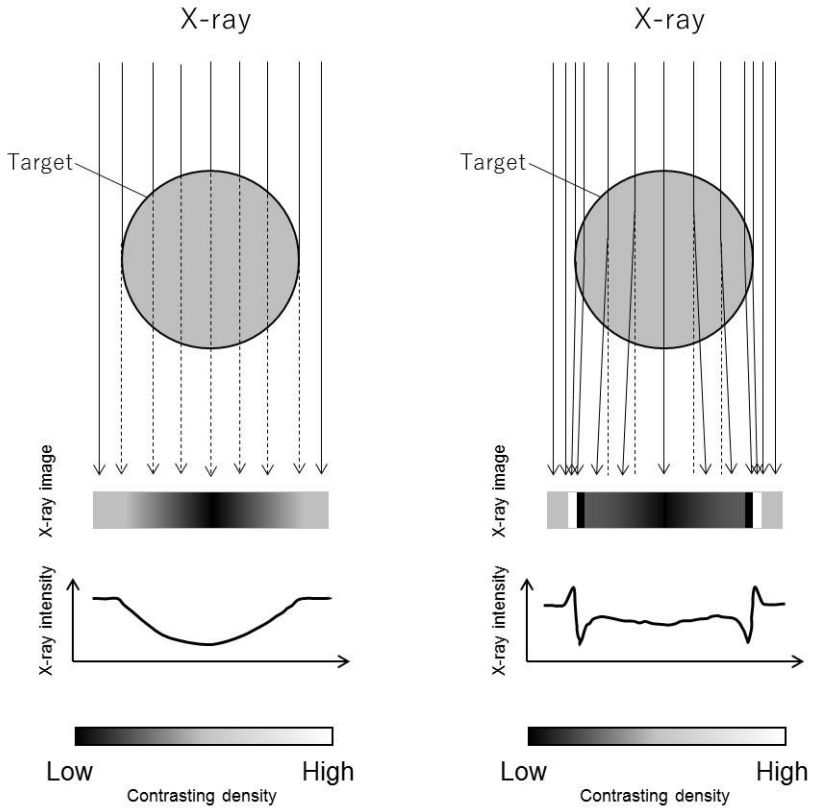
(3)X 線位相コントラスト法によるその場観察装置

近年，高パワー密度が容易に実現できるファイバレーザやディスクレーザを用いた溶接実験が可能になってきている．ビーム品質が優れるレーザによって生成されるキーホール径は 100 μm 以下と細いため，従来の X 線吸収コントラスト法を利用して観察することが難しくなっている．そこで，吸収コントラスト法よりも界面が明瞭に観察できる X 線位相コントラスト法を用いて，レーザ溶接現象のその場観察に取り組んだ．

吸収コントラストと位相コントラストの概要図を Fig. 2.7 に示す．X 線が物体に照射されたとき，吸収，透過，反射，散乱などの現象が起こる．吸収コントラスト法とは，X 線が物体を透過する際に，存在する物質の密度差に応じて吸収されることに起因する濃淡により画像を形成する方法である．吸収コントラスト法では，X 線吸収が大きい厚い供試材や重元素を含む供試材に対して有効であるが，密度差の小さい薄い供試材や軽元素で構成される供試材に対しては十分なコントラストが得られない．また溶融池のように密度差の小さい固体と液体の界面を観察することは困難である．X 線が物体を透過するとき，吸収だけではなく，屈折も起こっている．位相コントラスト法では，X 線が物体を透過すると屈折し，位相差が生じることに基づいて可視化している．位相シフトから得られる相互作用断面積は，吸収の相互作用断面

積よりも大きいため，物体の界面において高コントラストが得られる特徴があり，輪郭が強調された画像が得られる[90-93]．実際の観察では屈折による位相差のみを検出することは難しく，吸収によるコントラストも含まれる場合が多い．

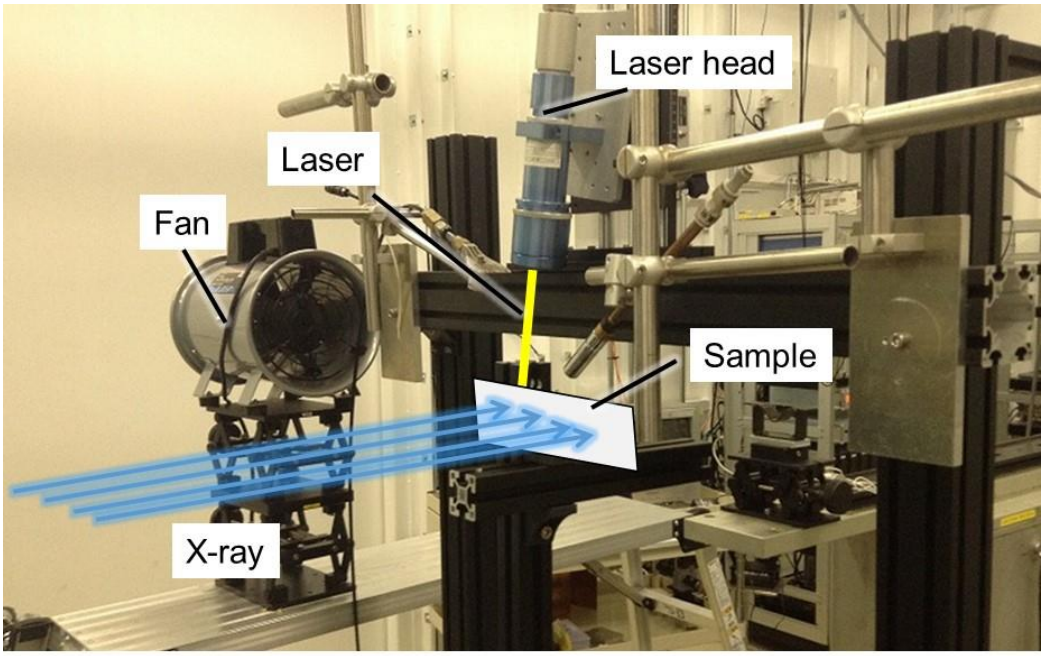
位相コントラスト法には空間的にコヒーレントな X 線が必要であることから，大型放射光施設 SPring-8 (Super Photon ring-8 GeV) を用いて，位相コントラスト法による観察を実施した．SPring-8 とは，Super Photon ring-8 GeV（80 億電子ボルト）に由来する放射光を生み出すことができる大型放射光施設である．放射光とは，電子を光とほぼ等しい速度まで加速し，磁石によって進行方向を曲げた時に発生する細く強力な電磁波である．SPring-8 の X 線を活用することで，X 線の屈折によって起こる位相差を画像化する X 線位相コントラスト法を実現し，キーホールおよび溶融池の界面を観察した．BLX22 の X 線ビームを用い，X 線のエネルギーは 30 keV とした．X 線のビームサイズは 3×4 mm 程度である．



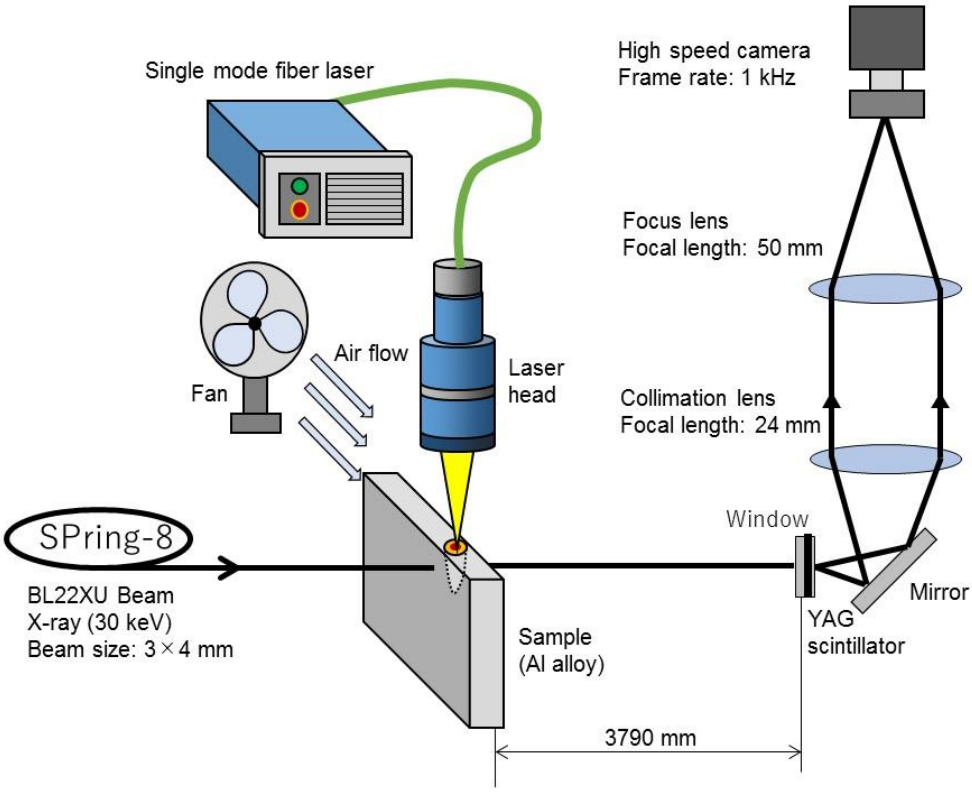
(a) X-ray absorption method　　(b) X-ray phase contrast method

Fig. 2.7 Mechanism of X-ray absorption method and phase contrast method.

Fig. 2.8 に SPring-8 での試験時の装置外観写真と概略図を示す. 使用したレーザ発振器は最大出力 500 W のシングルモードファイバレーザである. 供試材は 1 軸のスライダに固定し, 供試材を移動させてレーザ溶接を実施した. 溶接進行方向にはファンを配置し, 必要に応じてプルームの除去に使用した. 使用したファンは, ハネ径 200 mm で, 風量が 19/23 (50/60 Hz) m^3/min である. レーザの照射角度は反射光によるレーザ発振器, ファイバ, レーザヘッドの損傷を防ぐために前進角 10° とした. X 線のビームサイズは 3×4 mm 程度であり, 溶接中に供試材の側面から照射した. 照射された X 線は供試材を貫通し, YAG シンチレータで光に変換され, ミラー, レンズを通じて高速度カメラに伝送し, 撮影された. 高速度カメラのサンプリングレートは 1 kHz とした.



(a) Experimental setup



(b) Schematic illustration

Fig. 2.8 Photo and schematic illustration of experimental setup for X-ray phase contrast imaging.

X 線位相コントラスト法は，X 線の吸収ではなく，屈折や X 線の位相情報で高コントラストを得る方法である．X 線は光の一種であるため，波の特徴も有する．X 線が物質を透過したとき，X 線の減衰は波の振幅の減衰として計測される．このとき，波の位相もシフトしており，独立した物理量として存在している．X 線位相コントラスト法では，位相のシフト量をコントラスト形成に利用している．

X 線が物質中を透過するときの複素屈折率 n は次のように表される[93]．

$$n = 1 - \delta - i\beta \tag{2.1}$$

$$\delta = \frac{Na\left(\frac{Z}{A}\right)\rho e^2 \lambda^2}{2\pi mc^2} \tag{2.2}$$

$$\beta = \frac{\mu\lambda}{4\pi} \tag{2.3}$$

ここで，

Na：アボガドロ数（ = 6×10^{23}）

Z：媒質を構成する元素の電荷（一原子の全電子数）

A：質量数

ρ：媒質の密度 [g/cm^3]

e^2/mc^2：古典電子半径（ = 2.82×10^{-13}cm ）

λ：X 線の波長 [cm]

μ：X 線の線吸収係数

である．

可視光の屈折率が 1.5-1.8 であるのに対し，X 線の屈折率は 1.0 よりわずかに小さな値である．$1-\delta$ の部分が屈折率の実数部であり，ビームの屈折や位相差に寄与する部分である．β は屈折率の虚数部に対応し，X 線の吸収や散乱による減衰に寄与する部分である．軽元素においては δ が β よりも 1000 倍以上大きく，鉄，銅，アルミなどの金属材料においても位相に関する項が，数十から数百倍大きいことが知られている．従って，δ を信号源としたコントラスト画像が形成できれば，大幅な感度向上が見込まれる[90, 96, 97]．Table 2.2 に X 線エネルギーが 24.8 KeV の場合の各金属における δ と β の比を示す[91]．原子番号が大きくなるほど，δ/β は小さくなるが，いずれの金属でも 20 倍以上の感度向上が見積もられており，研究対象であるアルミニウムでは 250 倍程度の感度向上が期待される．

Table 2.2 Ratio of δ and β in each metal (X-ray energy: 24.8 KeV).

	Al	Ti	Fe	Cu
Atomic number	13	22	26	29
δ/β	250	49	30	21

これまで位相差を表現するための適当な光源が存在しなかったことや，X 線に対する光学的な困難さから，位相情報によるイメージングは行われていなかったが，X 線用光学素子製造技術の向上，コヒーレントな X 線（SPring-8）の出現により，研究が盛んになってきた．実際に検出できるのは X 線の強度であるため，位相シフトの分布を強度分布に変換させて撮像する必要がある．Fig. 2.9 に撮像方法の原理模式図を示す．X 線位相コントラスト法では位相シフトを強度分布に変換する方法として，干渉計を用いる方法，フレネル回折，屈折に基づく方法，ブラッグ回折に基づく方法，ゾーンプレートを用いる方法などが報告されている[90]．

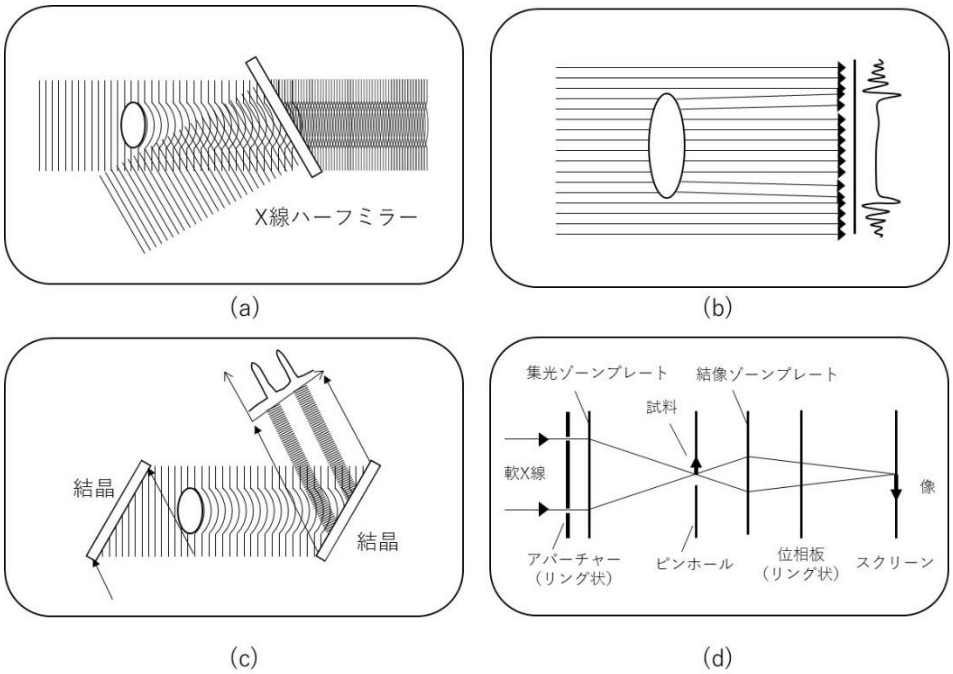


Fig. 2.9 Schematic illustration of X-ray phase contrast methods (a) Interferometer, (b) Fresnel diffraction, refraction, (c) Bragg diffraction, (d) Zone plate[90].

供試材の輪郭や内部構造で強く現れる輪郭強調画像として，フレネル縞の利用が検討されている [98-100]．フレネル縞の利用には複雑な光学系が必要なく，観察対象を X 線ビーム上に置いて，遠く離れた位置で投影像を観察するだけで輪郭強調画像が得られる．実際の画像には，X 線吸収に基づくコントラストも含まれる．溶接部の内部現象について輪郭を強調し，明瞭に観察するという本研究の目的に合致するため，(b)フレネル回折，屈折に基づく方法を採用した．

フレネル回折，屈折に基づく X 線位相コントラスト法では回折，屈折のどちらが支配的に起こり，コントラストを形成しているか，画像から判断するのは難しい．Fig. 2.10 に光の回折現象，屈折現象の模式図を示す．回折現象は波動光学，屈折現象は幾何光学であることを考慮すると，無次元数であるフレネル数(N_F)を用いることで，どちらの現象が支配的か見積もることができる [92]．

$$N_F = \frac{d^2}{\lambda \mathrm{L}} \tag{2.4}$$

ここで，

d:ビームの大きさ [m]

λ:波長 [m]，

L:供試材から観察点までの距離 [m]

である．

本研究では d = 3 mm, λ = 4.13×10^{-2} nm, L = 3.79×10^{2} mm にて試験を実施したため，N_F = 5.7×10^{4} となる．N_F が 1 よりも十分に大きい場合には，幾何光学近似が成り立つため，本研究における X 線位相コントラスト法では，屈折が支配的であると推定される．

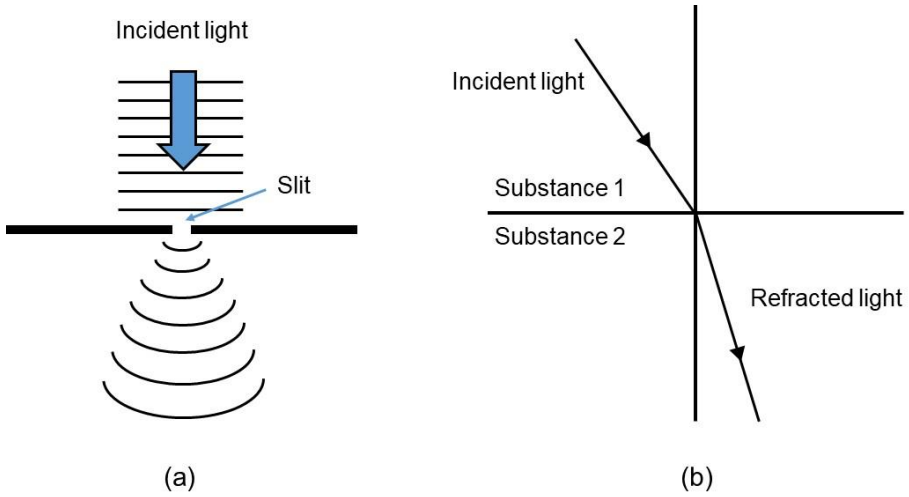


Fig. 2.10 Schematic illustration of (a) diffraction, (b) refraction.

(4)カロリーメトリ吸収率測定装置

レーザ溶接時に供試材が得た熱量を測定する手法として，カロリーメトリ法を用いてレーザ吸収率測定を実施した．装置を Fig. 2.11 に示す．カロリーメトリ法は，レーザ溶接時に供試材に吸収された総熱量を水に写し取り，吸収効率を算出する方法である．本装置は内部に水が流れる構造になっており，水の入口と出口に 3 線式の Pt100 型の白金測温抵抗体が設置されていて，ポンプにより水を装置に送り込む構成となっている．供試材にレーザを照射し，供試材の裏面より熱を水によって写し取り，水温を白金測温抵抗体で測定できる構造となっている．本装置は主にアクリル樹脂を用いて作製しており，アクリル材の熱伝導率(0.25 W/mK)は水の伝導率(0.56 W/mK)の半分程度であり，供試材が水に接触する面積が大きくなる構造とした．供試材の表面は空気と接触しているが，空気の熱伝導率(2.41×10^{-2} W/mK)は水の熱伝導率の 20 分の 1 ほどであり，断熱しているとみなした．

装置の測定精度の検証のため，ニクロム線に電圧を加えて，発熱量を本装置で測定した．発熱量はニクロム線の抵抗値と流れた電流から計算できる．測温抵抗体を挿入する部分の流路を狭くすることで，水が十分に測温抵抗体に触れるようにし，正確な測定を行える．測定の結果，平均して投入エネルギーの 95 %の熱量が測定でき，本構成で正確な測定が可能であることが分かった．ニクロム線を用いた測定を 20 回行った結果，本装置での標準誤差は± 0.4 %であることが分かった．また，本装置では 95 %の熱量が測定可能であることが分かったので，吸収率の測定値に 0.95 の逆数である 1.05 をかけている．

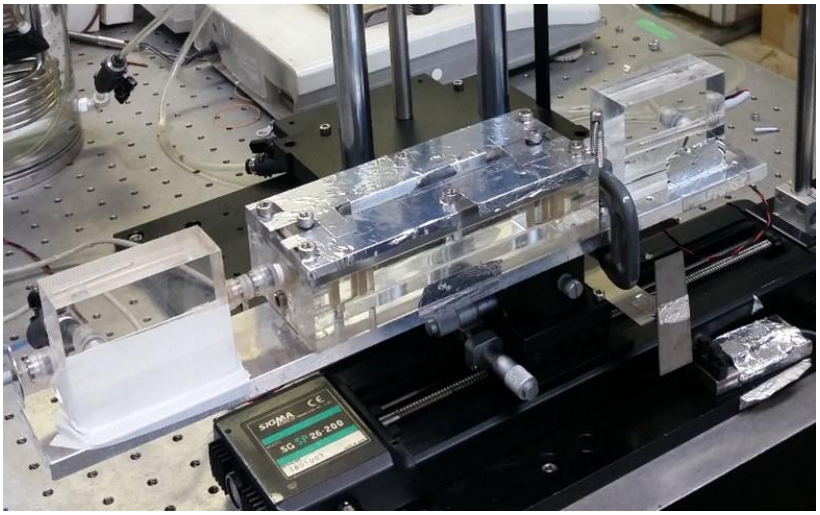


Fig. 2.11 Laser absorption measuring equipment.

Fig. 2.12 に試験セットアップを示す．水路の入口と出口に設置した白金測温抵抗体を用いてそれぞれの水温を測定し，測定された温度差を時間の関数T(τ)とする．吸収効率αは以下の式で表される．

$$\alpha = \frac{c_p \dot{m} \int_{t_1}^{t_2} T(\tau)}{Pt} \times 100 \quad (\%) \tag{2.5}$$

ここで，

P:レーザ出力 [J/s]

t:レーザ照射時間 [s]

t_1:水温の上昇開始時間 [s]

t_2:水温の上昇終了時間 [s]

c_p:水の比熱 [J/gK]

$\dot{m}$:水の質量流量 [g/s]

である．したがって，水温の上昇を測定することで供試材のレーザ吸収効率を測定することができる．

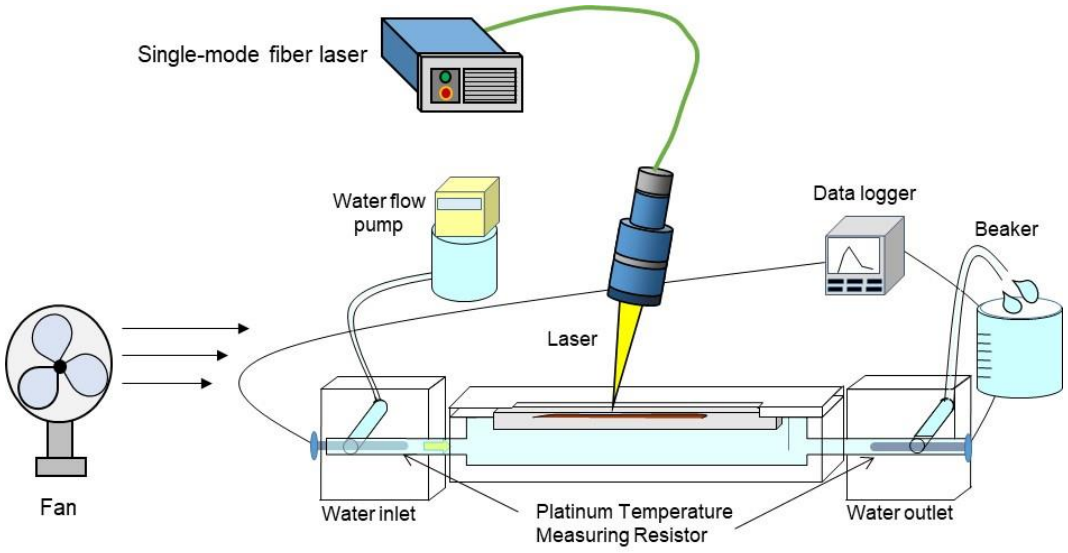


Fig. 2.12 Schematic arrangement of experimental set-up for absorption of Al alloys with single-mode fiber laser.

2.2.2 観察・分析装置

(1)ガス分析装置

アルミニウム合金に含まれる水素量の計測を LECO 社製 TCH600 を用いて実施した. 計測方法として, 水素は不活性ガス融解赤外線吸収法を用いた.

(2)ポロシティ内部ガス分析装置

アルミニウム合金レーザ溶接部中に生成したポロシティ内部に存在するガスを分析するため, アネルバ社製:四重極型質量分析計 AGS-7000 改良型を用いた. Fig. 2.13 に分析装置模式図を示す. ポロシティ内部のガスを放出させるため, 超高真空領域(10^{-6} Pa)まで排気された供試材室内で, ドリルを用いて溶接部を切削, 穿孔する. ポロシティに到達すると, 内部のガスが放出される. 放出されたガスは配管を経由して分析室に進み, 四重極型質量分析計でガス分子のイオン化, 質量分離, イオン検出が行われる [94]. 実際には質量/電荷が計測されるが, 通常, 電荷は 1 なので, 質量数が計測される. 溶接部のポロシティ内部のガスを分析するために, 事前に X 線検査で溶接部におけるポロシティの位置を特定した.

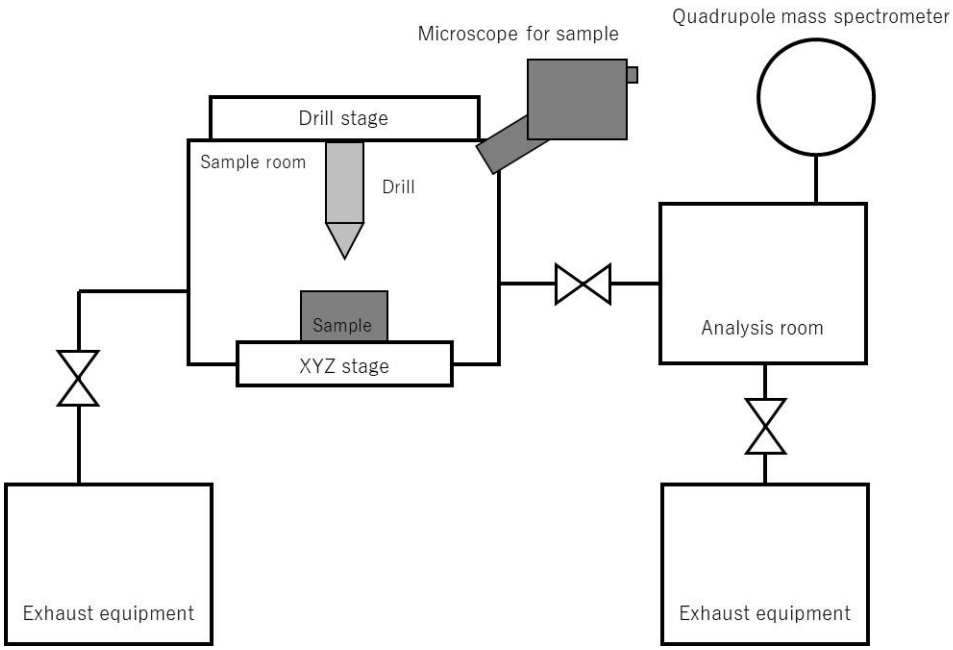


Fig. 2.13 Schematic illustration of porosity gas analysis equipment.

(3)X 線 CT 装置

溶接部の内部状況を観察するため，3 次元 X 線顕微鏡(X 線 CT:Computer Tomography)を用いた．X 線透視観察装置と異なり，供試材を透過した X 線を光に変換し光学レンズにより拡大するため，内部の状態および構造・欠陥について高分解能，高コントラストな観察が可能である．また，CT により 3 次元像の構築が可能であるため，各方向からの断層イメージを非破壊で得ることができる．本研究では高温割れが発生したサンプルに対し，X 線 CT による観察を行い，割れの形態を観察した．

(4)走査型電子顕微鏡

溶接部の断面および破面観察には日立ハイテクノロジーズ社製 走査型電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope:SEM） S-4800SE を用いた．供試材は所定の位置で切断し，エメリー紙で#1200 まで研磨し，バフ研磨で鏡面に仕上げた．その後，3 %水酸化ナトリウム水溶液のエッチング液に 10 s 以上浸漬し，組織を現出させ観察を実施した．また溶接部の結晶方位解析を SEM/EBSP 法（電子後方散乱回折像法:Electron Backscatter Diffraction Pattern）により実施した．供試材はエメリー紙で#1200 まで研磨後，バフ研磨で鏡面まで仕上げ，コロイダルシリカの懸濁液である OP-U 溶液を用いて表面の機械的加工層を除去して観察した．

第 3 章　アルミニウム合金のレーザ溶接における溶融金属と熱の輸送機構の解明

3.1　緒言

アルミニウムに対する波長 1 μm 帯のレーザの吸収率は 5-10 %程度と低い上に，熱伝導率が，鉄の 2-3 倍と高く，吸収したエネルギーはすぐに拡散してしまうため，レーザ溶接することが難しい材料である [95]．しかしながら，高パワー密度のレーザを用いることで，アルミニウム合金を溶融・蒸発させることができ，レーザ溶接が可能となる．レーザ溶接では固体，液体，気体，プラズマが短時間に混在する複雑なプロセスであるため，溶接現象や欠陥生成機構に関する定量的な知見は十分でない．レーザ溶接ではキーホールからの熱伝導，対流熱伝達によって熱輸送が行われていると考えられているが，詳細については内部現象に関する定量的な知見が十分でなく，明らかにされていない．

本章では，従来手法であるＸ線吸収法よりも界面が明瞭に観察できるＸ線位相コントラスト法を用いてレーザ溶接現象の観察を試みた．大型放射光施設 SPring-8 の X 線ビームラインを利用し，工業用純アルミニウム A1050 の溶接現象を観察した．観察結果から，キーホール・溶融池の形成過程，溶融池湯流れについて定量的な計測を行った．計測結果に基づきレーザ溶接における熱輸送機構を考察した．

3.2　供試材および実験方法

アルミニウム合金のレーザ溶接現象を，Ｘ線位相コントラスト法を用いて観察を行った．供試材には第 2 章で示した工業用純アルミニウム A1050 を用いた．本研究ではビードオンプレート溶接を対象に観察を実施した．Fig. 3.1 に供試材の配置および溶接要領を示す．供試材の寸法は 70×30×3 mm である．70×3 mm の面にビードオンプレート溶接を実施した．溶接中に発生するプルームを除去するために溶接進行方向からファンによってエアーを吹き付けた．ハネ径 200 mm のファンを用い，風量は 23 m^3/min とした．溶接条件はレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df (Defocusing distance：焦点外し距離)：-1 mm，ファン：On とした．

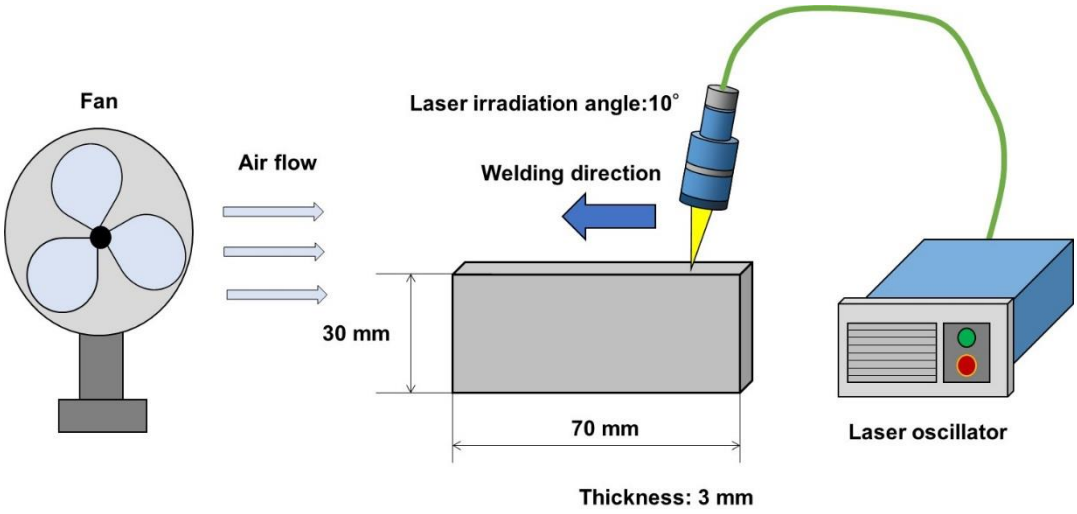


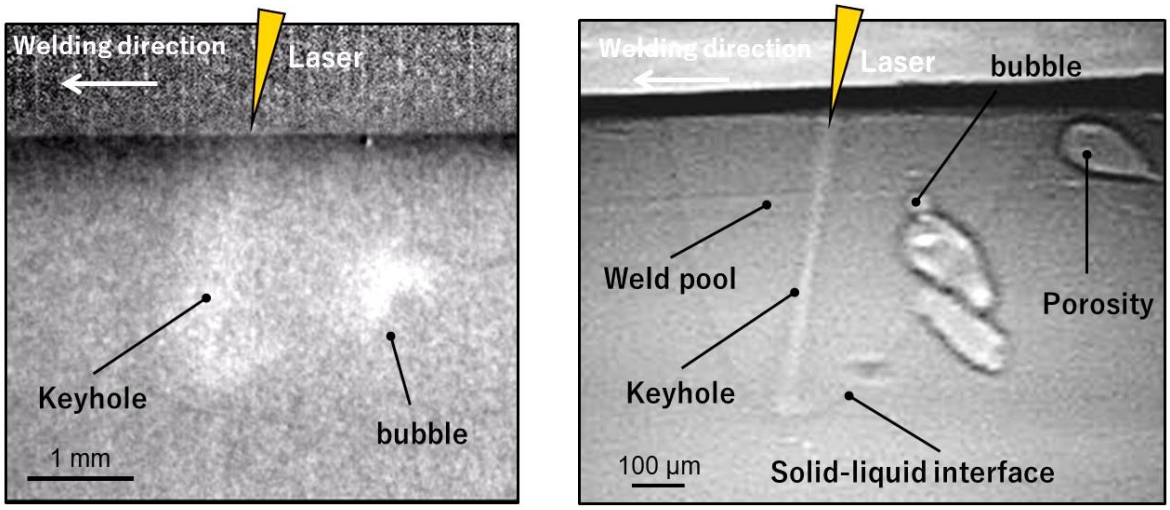
Fig. 3.1 Laser welding configuration.

カロリーメトリ法を用いてレーザ吸収効率を計測した．計測方法は第 2 章に記載の通りである．

3.3 X 線位相コントラスト法によるアルミニウム合金のレーザ溶接現象観察

工業用純アルミニウム A1050 に対し，X 線位相コントラスト法による溶接現象観察を実施した．溶接条件はレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On とした．Fig. 3.2 に X 線吸収コントラスト法と X 線位相コントラスト法での観察結果を示す [101]．X 線吸収コントラスト法では，マイクロフォーカス X 線システムを用い，工業用純アルミニウム A1050 に対してレーザ溶接を行っている．レーザ溶接条件はレーザ出力：5 kW，溶接速度：50 mm/s，Df：0 mm となっている．レーザ照射部直下にキーホールの形成およびキーホールの後方に気泡の生成に起因する濃淡が確認されるが，キーホールの形状，固液界面，気泡形状などは明瞭に観察されなかった．X 線吸収コントラスト法ではキーホール形状のマクロな変化や定性的な気泡の大きさを捉えることができるが，正確な形状や経時変化を計測することは困難である．一方，X 線位相コントラスト法では，X 線吸収コントラスト法と比較して，溶融池やキーホールが 1/4 程度と小さいにも関わらず，キーホール，固液界面を含む溶融池，溶融池内の気泡，ポロシティが明瞭に観察できた．Fig. 3.3 に X 線位相コントラスト法で得られた溶接部の輝度プロファイルを示す．画像中の黒線部における輝度の変化をグラフ化した．キーホールに相当する位置では，輝度が他の場所よりも高いことを確認した．本研究の観察手法では，屈折だけでなく，吸収によ

るコントラストも含まれる．キーホールは金属蒸気で満たされた空間であるため，密度が低く，結果，輝度が高くなったと考えられる．従って，位相コントラスト画像中のキーホールの認識は妥当と判断される．また固液界面に相当する箇所では，溶融池のほうが母材よりも密度が小さいため，輝度が高くなっており，固液界面の位置として，妥当であると考えられる．加えて，断面観察および溶融池の高速度カメラ画像と比較することにより，固液界面の認識の妥当性を確認した．X 線位相コントラスト法では，約 12 %の密度差（固液界面）を認識可能であることがわかった．以上のことから，X 線位相コントラスト法を活用することで，キーホール・溶融池・気泡・ポロシティの寸法や経時変化を捉えることができることを確認した．また X 線位相コントラスト法で撮影された画像では，固液界面（溶融池），気液界面（キーホール，気泡），固気界面（ポロシティ）において，エッジが強調されている．Fig. 3.3 のグラフに示すように，当該箇所は位相コントラスト法の特徴である輝度変化が確認できることから，位相シフトを撮像することができていると考えられる．SPring-8 の平行度が高い X 線源を活用し，観察対象物からの距離を 3790 mm とすることで，位相シフトを捉え，輪郭強調画像が得られることがわかった．



(a) X-ray absorption method (b) X-ray phase contrast method

Fig. 3.2 Keyhole and weld pool image by X-ray phase contrast method.

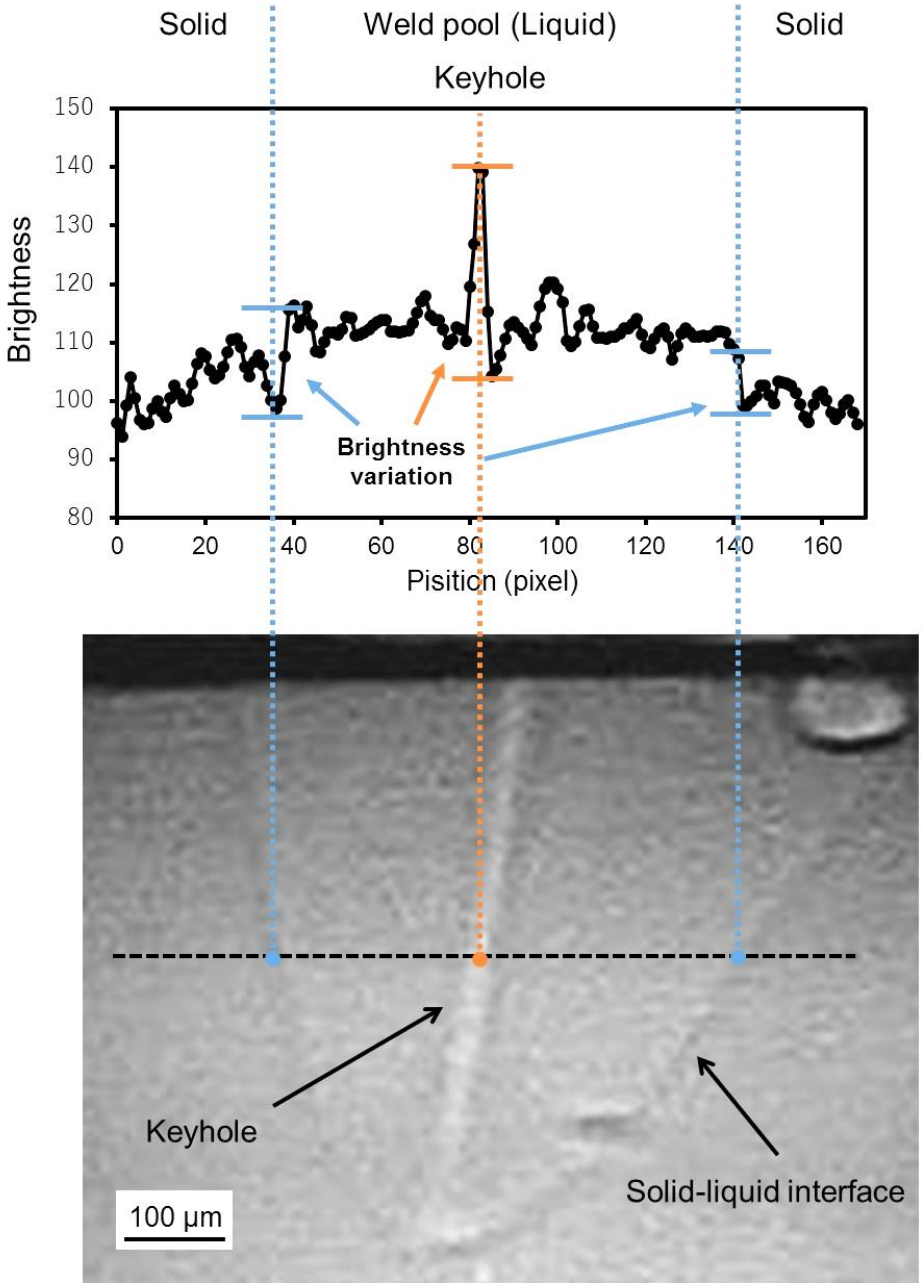


Fig. 3.3 Brightness profile of keyhole and weld pool image by X-ray phase contrast method.

3.4 レーザ溶接初期におけるキーホール形成過程

工業用純アルミニウム A1050 に対し，X 線位相コントラスト法による溶接現象観察を実施した．溶接条件はレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On とした．Fig. 3.4 にレーザ溶接の初期過程を示す．キーホールの形成が確認できた時点を t = 1 ms とし，t = 0 ms から 8 ms のキーホール・溶融池画像を

示した. t = 0 ms ではキーホールおよび溶融池は観察されず, レーザが照射される直前と推定される. t = 1 ms ではキーホールが確認された. キーホール深さは 0.32 mm, キーホール径は 0.04 mm 程度であった. キーホールは上部から下部までキーホール径はほとんど変化せず, 一定であった. キーホールはレーザ照射直後, 1 ms 以内に形成され, 形成速度は 320 mm/s 以上であることがわかった. また 1 ms 時点では, 溶融池は確認されなかった. t = 2 ms ではキーホールの周囲に溶融池(固液界面)が形成されていることが確認された. 溶融池はキーホールからの熱伝達によって形成していると考えられる. t = 3 ms 以降, キーホールは成長し, 溶融池は拡大していることが確認された. キーホール径は時間とともに変化しないことが確認された. 2.2 節 Fig. 2.4 に本試験で使用したレーザのビームプロファイルを示したが, レーザの中心に位置するパワー密度が高い領域は約 0.04 mm となっており, 計測されたキーホール径と一致していることを確認した. またキーホール深さと溶融池の深さは一致しており, キーホールの直下にはほとんど溶融金属が存在していないことがわかった.

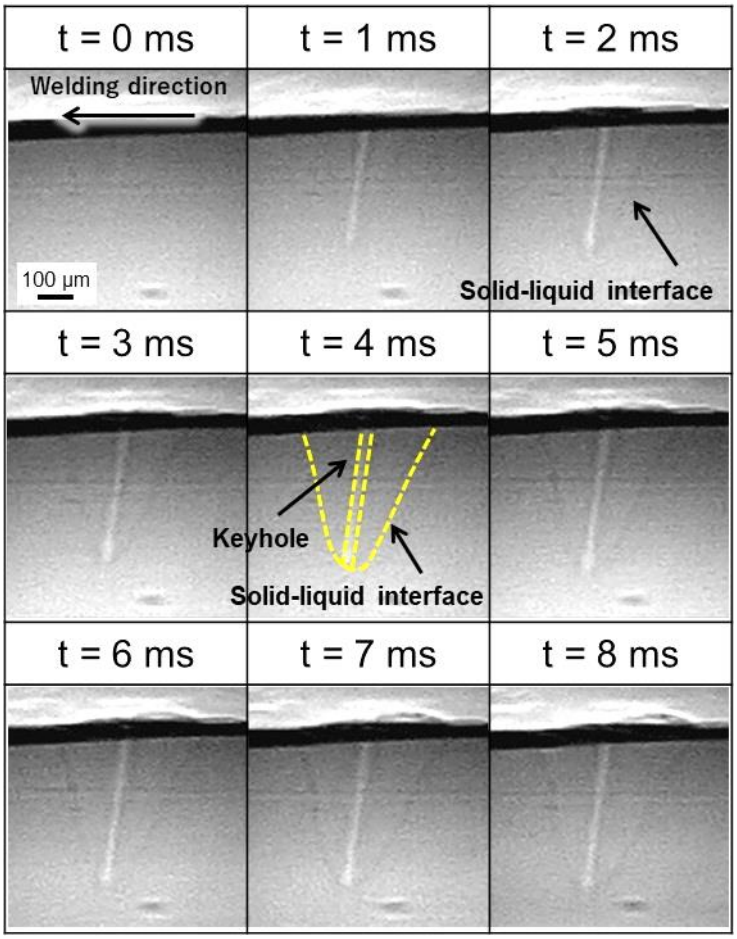
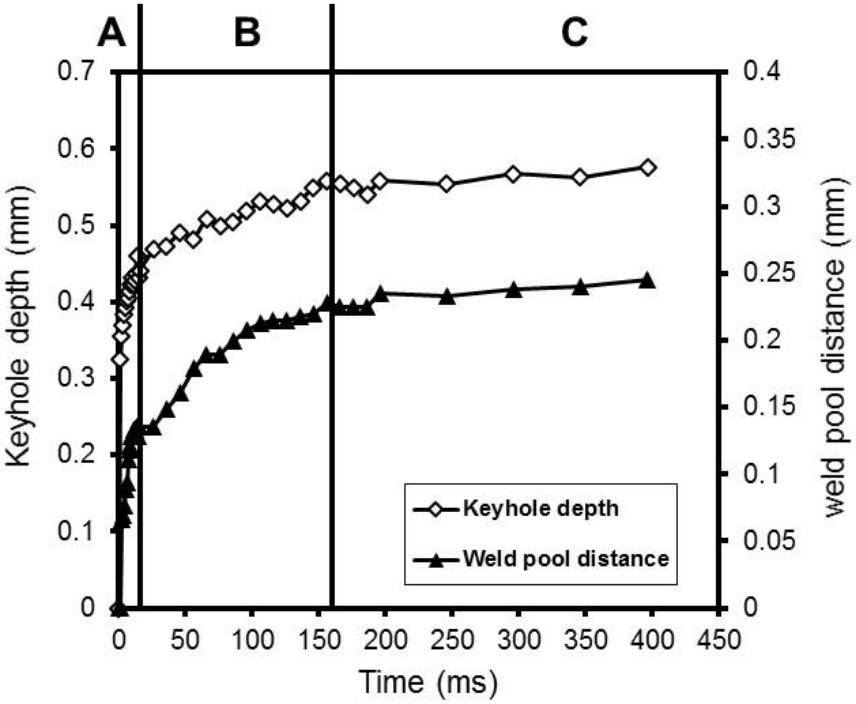


Fig. 3.4 Dynamic characteristics during keyhole and molten pool formation process.

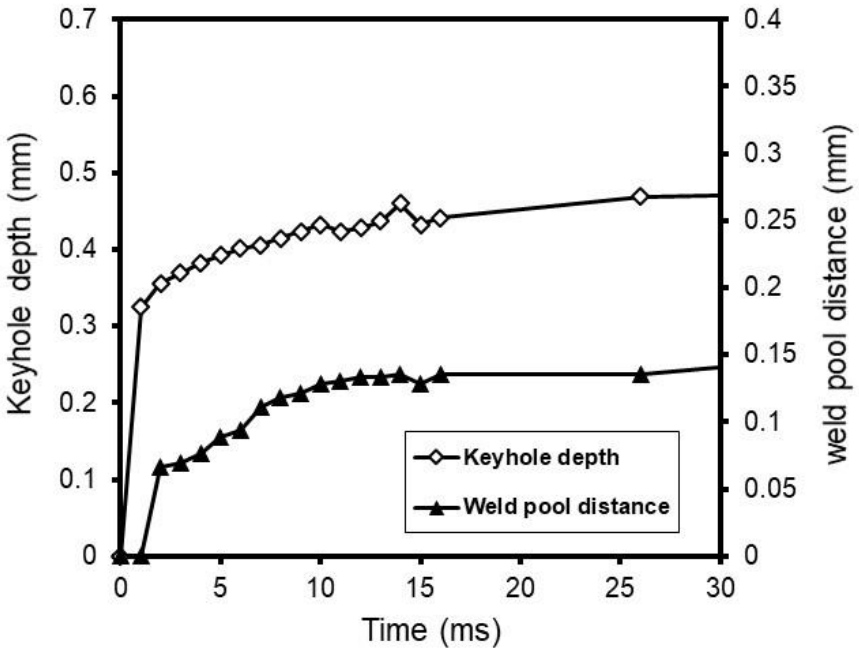
Fig. 3.5 にレーザ照射直後から(a)400 ms と(b)30 ms におけるキーホール深さと溶融池距離の変化を示す. Fig. 3.5(c)に示す要領でキーホール深さと溶融池距離を計測した. 溶融池距離は溶込み深さの中心位置において, 固液界面からキーホールまでの最短距離を計測した. キーホール深さは 400 ms 後には, 0.57 mm に達しており, 溶融池距離は 0.25 mm になっていることが確認された. キーホール・溶融池の成長は Fig. 3.5(a)中に A,B,C で示すように 3 つの領域で構成されている. レーザ照射直後から約 14 ms までの A 領域では急速にキーホール・溶融池が成長していた. その後, 156 ms 程度までの B 領域ではキーホール・溶融池が徐々に成長していた. 156 ms 以降ではキーホール・溶融池の大きさはほぼ一定となり, 定常状態となったことが確認された. 吸収されたレーザのエネルギーが, キーホールの維持, 溶融池の維持および供試材の温度維持に対して, それぞれ一定のエネルギー

が消費された状態と考えられる. Fig. 3.5(b)からキーホールおよび溶融池の成長速度はレーザ照射開始直後が最も大きいことがわかる. レーザ照射開始直後におけるキーホール成長速度は 324 mm/s, 溶融池成長速度は 66 mm/s であることがわかった.

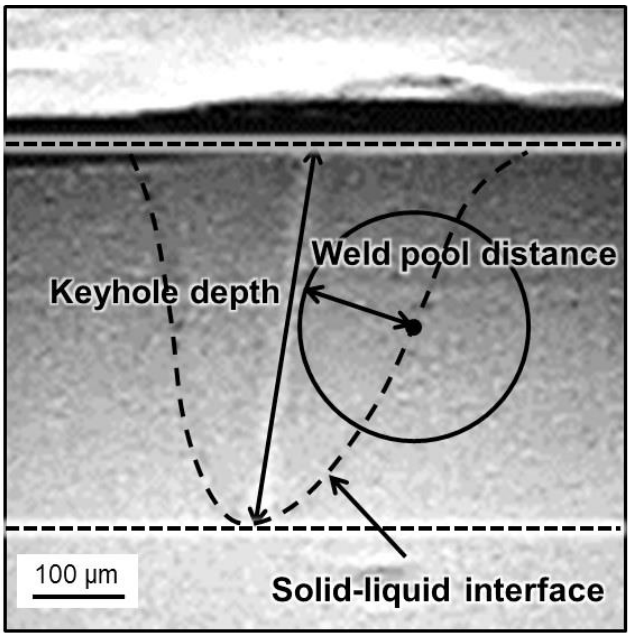


(a) 400 ms from laser irradiation start

Fig. 3.5 Time-dependent variation in keyhole depth and weld pool distance.



(b) 30 ms from laser irradiation start



(c) Keyhole depth and weld pool distance measurement procedure

Fig. 3.5 Time-dependent variation in keyhole depth and weld pool distance.

Table 3.1 に各領域におけるキーホール・溶融池の平均成長速度と溶融池体積および溶融池内部表面積を示す. 体積および表面積は溶融池を楕円体として近似

して算出した. レーザ照射開始直後から 14 ms の A 領域では, キーホール成長速度は 32.82 mm/s, 溶融池成長速度は 9.68 mm/s 程度であることがわかった. B 領域ではキーホール成長速度は 0.70 mm/s, 溶融池成長速度は 0.65 mm/s 程度であった. C 領域ではキーホール成長速度は 0.08 mm/s, 溶融池成長速度は 0.07 mm/s 程度であり, ほぼ定常状態であることがわかった. 本溶接条件ではキーホール・溶融池が安定するまでにおおよそ 150 ms 必要とすることがわかった. 定常状態における溶融池体積は 0.35 mm^3, 溶融池内部表面積は 2.46 mm^2 であった.

Table 3.1 Keyhole and weld pool average growth rate, weld pool volume and weld pool inner surface area.

	Keyhole formation rate (mm/s)	Weld pool growth rate (mm/s)	Weld pool volume (mm^3)	Weld pool inner surface area (mm^2)
A	32.82	9.68	0-0.13	0-1.29
B	0.70	0.65	0.13-0.35	1.29-2.46
C	0.08	0.07	0.35	2.46

3.5 キーホール・溶融池挙動の計測

Fig. 3.6 に溶接部の外観と断面形状, レーザ吸収効率を示す. 溶接条件は, レーザ出力 : 500 W, 溶接速度 : 17 mm/s, Df : -1 mm, ファン : On である. 断面観察の結果から, ポロシティが確認された. 溶込み深さは 0.6 mm であった. また, カロリーメトリ法で計測した本溶接条件におけるレーザ吸収効率は 48.8 %であった. 本手法では輻射は考慮していないため, 実際の吸収効率は今回の計測結果よりも高いと推定される.

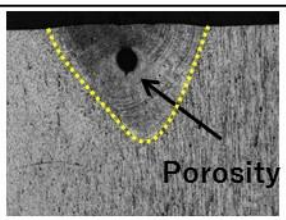
	P = 500 W V = 17 mm/s Df = -1 mm Fan: On
Appearance 1 mm	
Cross section 500 μm	
Penetration shape (mm)	Width: 0.87 Depth: 0.60
Laser absorption (%)	48.8

Fig. 3.6 Weld appearance and cross section.

Fig. 3.7 に X 線位相コントラスト画像からキーホール・溶融池形状に関する計測した結果を示す. キーホール深さは 0.58 mm, キーホール径は 0.04 mm, キーホール底から直下の固液界面までの距離は 9.0×10^{-3} mm, 溶融池の長さは 0.7 mm, 溶融池内気泡の径は 0.025 mm であった. 断面観察からの溶込み深さとキーホール深さはほぼ一致していた. また, 図中 Y 地点における固液界面の成長方向は, 水平方向から 34° であった.

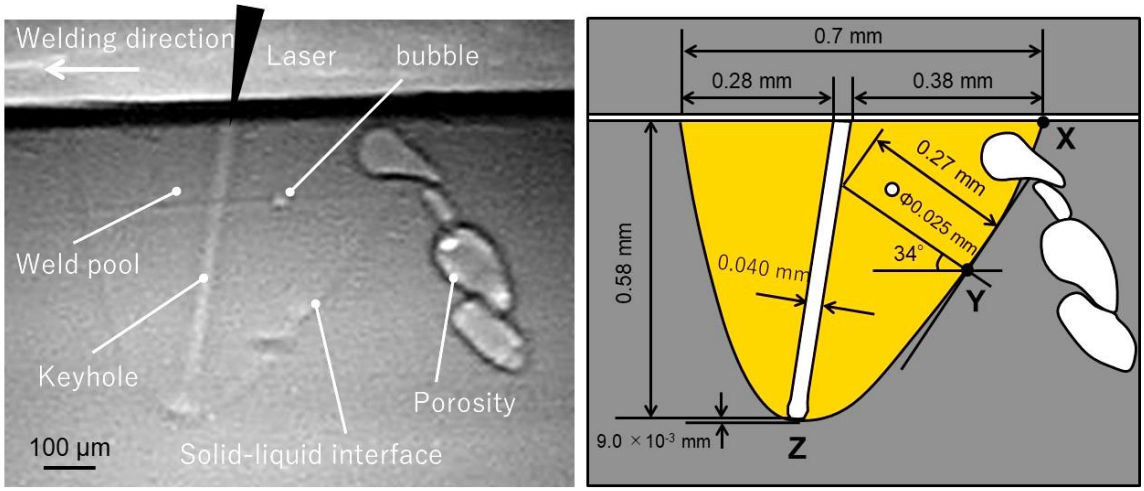


Fig. 3.7 Keyhole and weld pool quantitative analysis by X-ray phase contrast image.

気液界面，固液界面が明瞭に観察できることから，溶融池の寸法を用いて熱的特性を見積もった．Table 3.2 に工業用純アルミニウムの物性値を示す [102,103]．Table 3.3 に Fig. 3.7 中の X, Y, Z 地点における温度勾配，冷却速度，成長速度の算出結果を示す．溶接時の凝固は特殊な条件を除き，固液界面から最大温度勾配の方向にエピタキシャルに進む [104]．固液界面と垂直な方向に凝固が進むため，成長方向の角度は水平方向に対して，X 地点で 0°，Y 地点で 34°，X 地点で 80°となる．各地点の熱源（キーホール）までの距離はそれぞれ，0.38 mm，0.27 mm，9.0×10^{-3} mm となる．Fig. 3.8 に溶融池内の成長速度に関する模式図を示す．溶接方向と固液界面の成長方向の角度 θ とすると，固液界面からの成長速度は次式で表される [105]．

$$V = V_b \cos\theta \tag{3.1}$$

ここで，

V：成長速度 [m/s]

V_b：成長速度 [m/s]

θ：溶接方向と凝固組織の成長方向の角度 [°]

である．

(3.1)式を使って，各地点における成長速度を算出すると，X 地点：16.7 mm/s，Y 地点：13.8 mm/s，Z 地点：2.9 mm/s と見積もられた．また気液界面，固液界面

の温度はそれぞれ，沸点（2743 K），融点（933 K）に相当することから，温度差を算出し，各地点とキーホール間の温度勾配，冷却速度を見積もった．測定位置が溶融池の底に近いほうが，成長速度が遅く，冷却速度および温度勾配が大きくなった．X 地点では，溶接池表面が大気と接しているため，Y 地点や Z 地点に比べて熱伝導する体積が小さく，液相の長さ（溶融池の長さ）が大きくなる．結果，X 地点での温度勾配と冷却速度が Y，Z 地点に比べて小さくなったと考えられる．Y 地点と比較すると，温度勾配は 0.73 倍，冷却速度は 0.87 倍であった．また Z 地点はキーホール底部において，溶融金属がほとんど存在しないため，温度勾配と冷却速度が大きくなったと推定される．Y 地点と比較すると，温度勾配は 30 倍，冷却速度は 6 倍であった．

X 線観察の結果，キーホール底面から気泡が多く発生することが確認された．キーホールの底では固体 ⇒ 液体 ⇒ 気体の相変態が絶えず生じており，この相変態に基づく潜熱吸収によりキーホール底は冷却され，大きな温度勾配と冷却速度を示したと考えられる．さらに，溶融金属は活発な蒸発に基づく反跳圧によって周囲に押し出されるため，キーホール底部には溶融金属がほとんど存在しなかった．以上の結果から，キーホール溶接は，キーホールの底部を溶融して蒸発させて溶融金属を周囲に押し出していることから，蒸発と溶融部の流動が複合したシステムであるとわかった．

Table 3.2 Physical properties of Pure Aluminum.

Physical properties	
Melting temperature, T_m (K)	933
Boiling temperature, T_b (K)	2743
Density, ρ (kg/m^3) at 933 K	2390
Surface tension, γ (N/m)	0.878
Specific heat, C_p (J/kgK) at 933 K	1080
Thermal conductivity λ (W/mK) at 933 K	90.7
Latent heat of evaporation q_v (J/g)	10888
Viscosity coefficient μ (mPa・s)	1.3

Table 3.3 Thermal properties of weld pool.

Location	Liquid phase distance (mm)	Interface growth angle (°)	Growth rate (mm/s)	Thermal gradient (K/mm)	Cooling rate (K/s)
X	0.38	0.0	16.7	4.8×10^{3}	8.4×10^{4}
Y	0.27	34.0	13.8	6.6×10^{3}	9.6×10^{4}
Z	9.0×10^{-3}	80.0	2.9	2.0×10^{5}	5.8×10^{5}

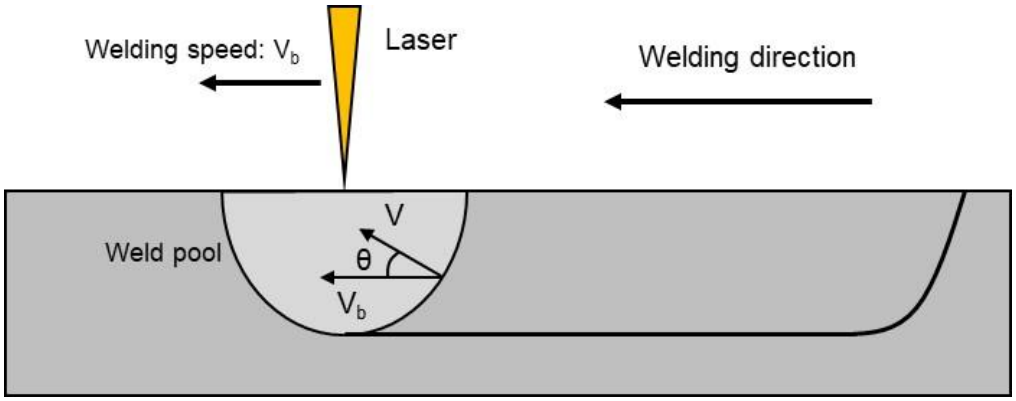


Fig. 3.8 Schematic illustration of solid-liquid interface growth speed in welding pool.

X線位相コントラスト法で撮影された画像はキーホールと溶融池内部の気泡形状が明瞭であり，気泡形状からキーホール底における圧力と気泡内部の差圧を推定した．蒸発圧力は静水圧と表面張力の平衡から次式で表される．

$$Pv = Pa + \rho gh + \frac{2\gamma}{R_1} \tag{3.2}$$

ここで，

Pv：キーホール底蒸発圧力 [Pa]

Pa：大気圧 [Pa]

ρ：密度 [g/cm^3]

g：重力加速度 [m/s^2]

h：キーホールの深さ [m]

γ：表面張力 [N/m]

R_1：キーホール底部の半径 [m]

気泡内部の圧力は周囲の液体よりも高く，差圧は以下の式で表される．

$$\Delta P = \rho g h + \frac{2\gamma}{r} \tag{3.3}$$

ここで，

ΔP：差圧 [Pa]

r：気泡の半径 [m]

である．

キーホール底部の半径を 0.020 mm とし，(3.2)式からキーホール内部蒸発圧力を求めた結果，189 kPa であると推定された．気泡の直径は 0.025 mm であり，(3.3)式から気泡内部における差圧は 70 kPa と推定された．

次に X 線位相コントラスト画像中の気泡の動きから，湯流れを可視化することを試みた．Fig. 3.9 にレーザ溶接中の気泡の動きを示す．定常状態でのある時刻を t = 0 ms とし，1 ms 毎の気泡の動きを確認した．気泡の生成については第 5 章にて述べる．t = 0 ms では気泡は発生していないが，t = 1 ms においてキーホール底から溶融池後方に気泡 1 が発生していることが確認された．その後，気泡 1 は溶融池後方の固液界面に沿って上昇し，再度キーホールに近づくような動きを確認した．t = 5 ms, 6 ms では気泡 1 は固液界面にトラップされており，その後の動きは確認されてなかった．一方，t = 2 ms においてキーホール前方に気泡2の発生が確認された．t = 3 ms では気泡は 3 個に増加していた．その後，気泡 2, 3, 4 は上昇し，特に気泡 2, 3 はキーホールに近づいていく流れが確認された．Fig. 3.10 に気泡 1, 2 の動きを模式図に示した．気泡 1, 2 ともにキーホール先端から発生し，固液界面に沿って上昇し，再度キーホールに近づく流れが確認された．X 線位相コントラスト法を用いることで，25 μm 程度の気泡の経時的な挙動を捕らえることができ，湯流れを評価することができた．

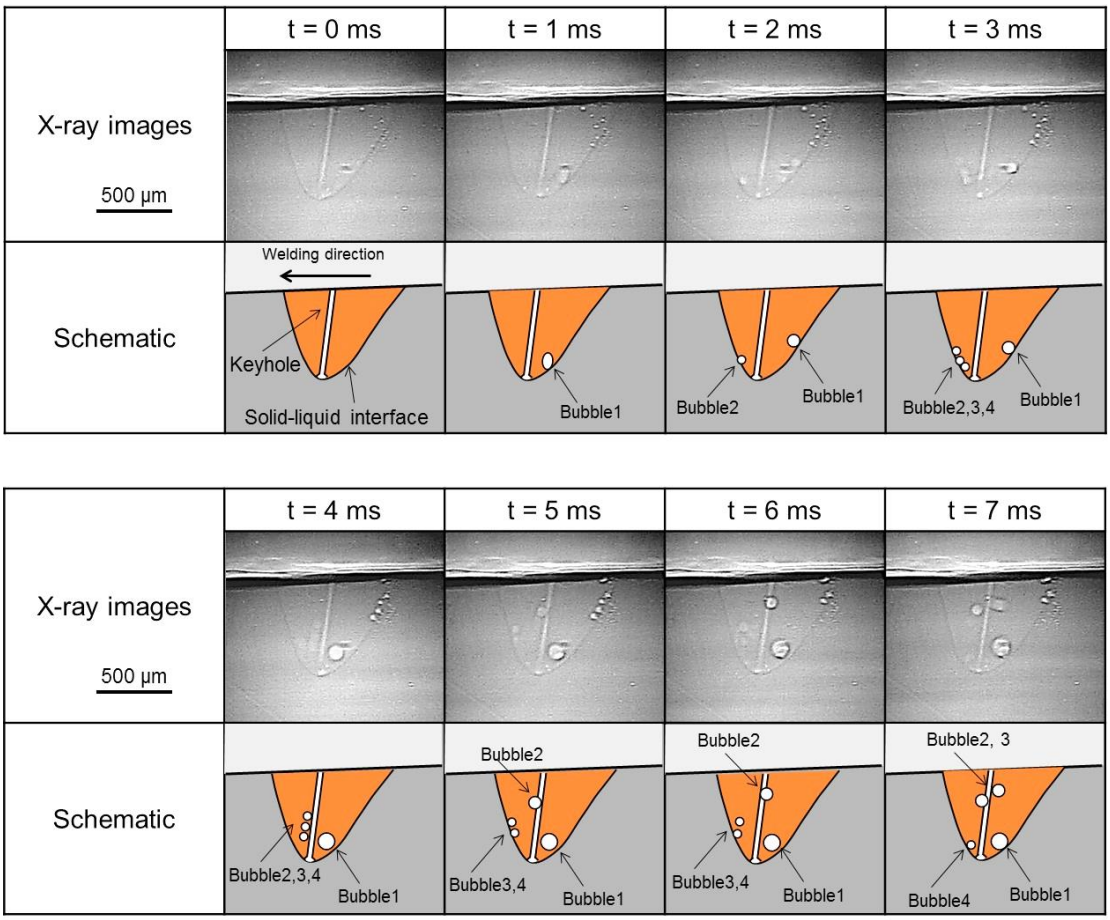


Fig. 3.9 Bubble movement trace in X-ray phase contrast images.

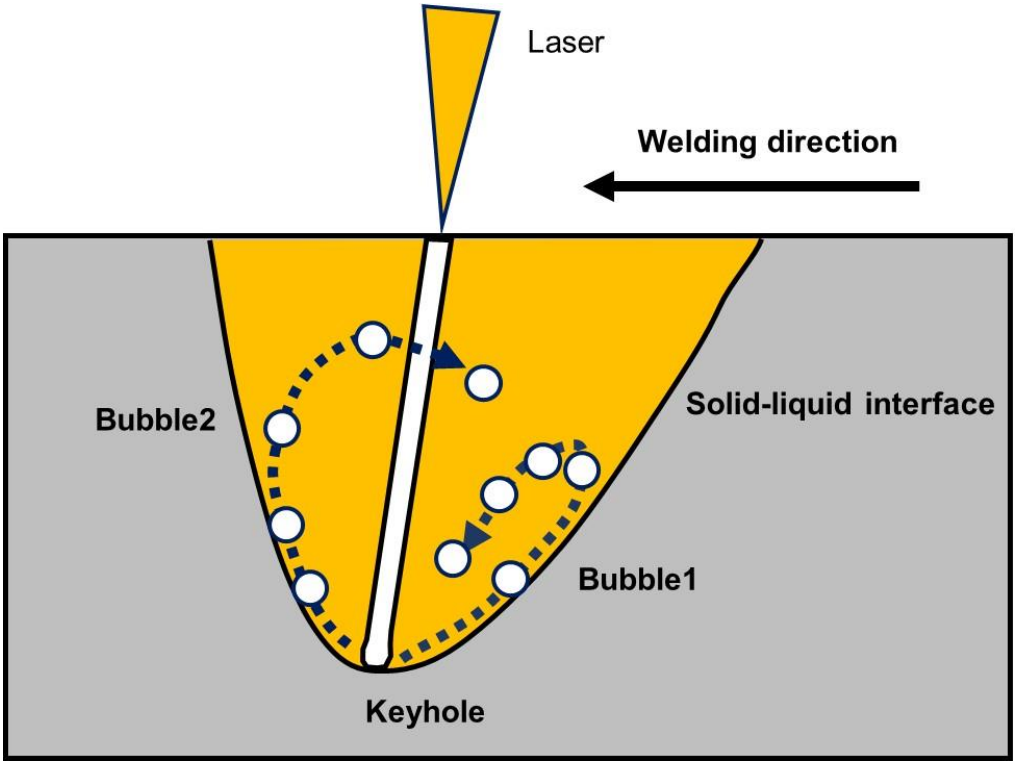


Fig. 3.10 Schematic illustration of bubble movement.

3.6 レーザ溶接における熱輸送機構の考察

レーザによる入熱がどのように消費されたかを Fig. 3.11 に示すモデルに基づいて見積もった. 照射されたレーザは溶接対象物表面で吸収され, 対象物を溶融・蒸発させる. 蒸発による反跳圧によってキーホールが形成され, キーホール内を多重反射しながらレーザはキーホール内に侵入し, 吸収される. キーホールからの熱伝導・対流によって溶融池を形成する. 本モデルに基づくとレーザは対象物を溶融・蒸発させ, キーホールを維持するためエネルギーと溶融池を維持するためのエネルギーに消費される.

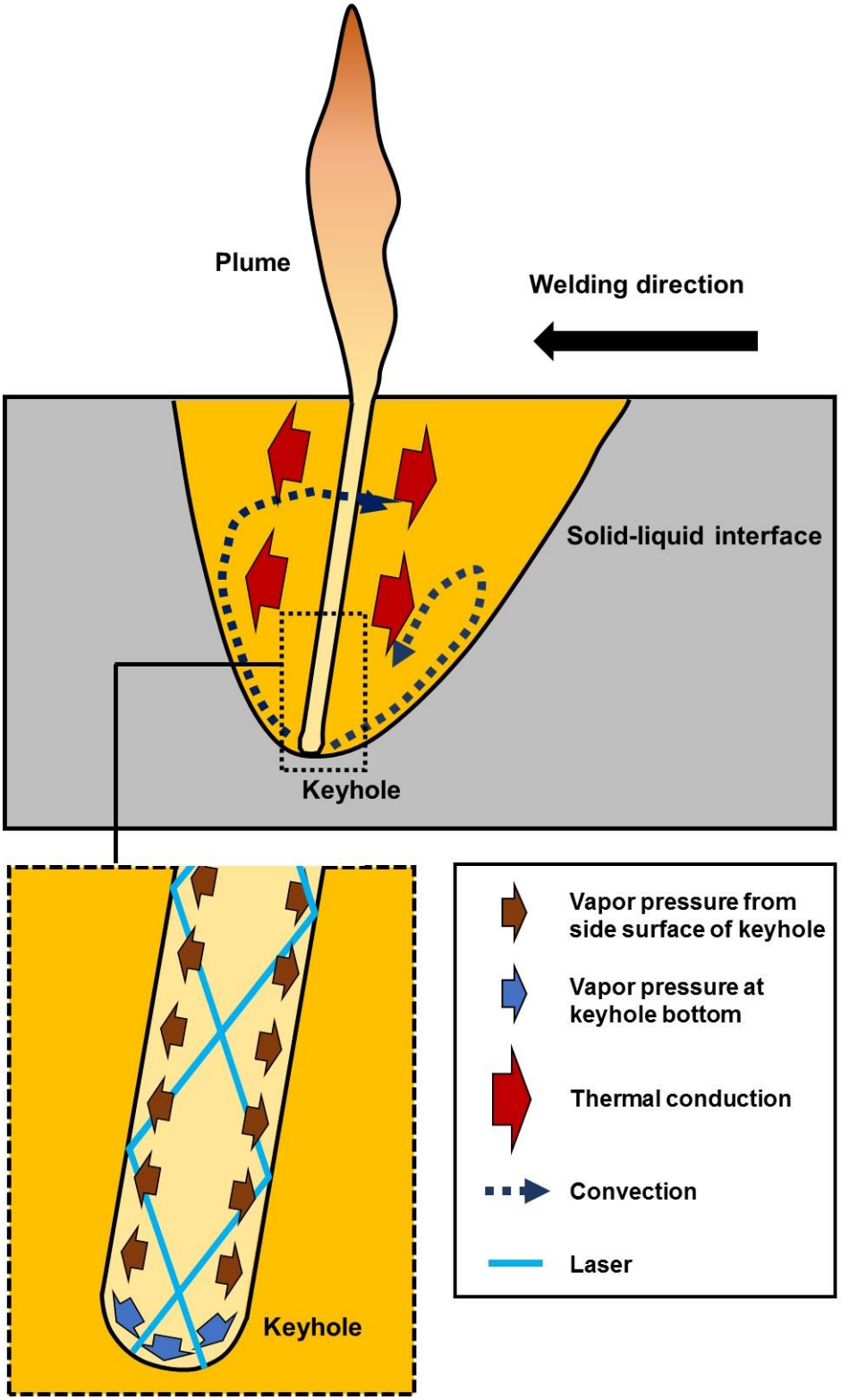


Fig. 3.11 Schematic illustration of energy transportation system in laser welding.

Fig. 3.12 に示すようにレーザ溶接中は，レーザ入熱によって一定量の金属蒸気と溶融金属を生成している．レーザ溶接はキーホールの生成と所定の量の金属を溶融することによって接合することから，金属蒸気と溶融金属の生成に消費される熱量を見積もった．

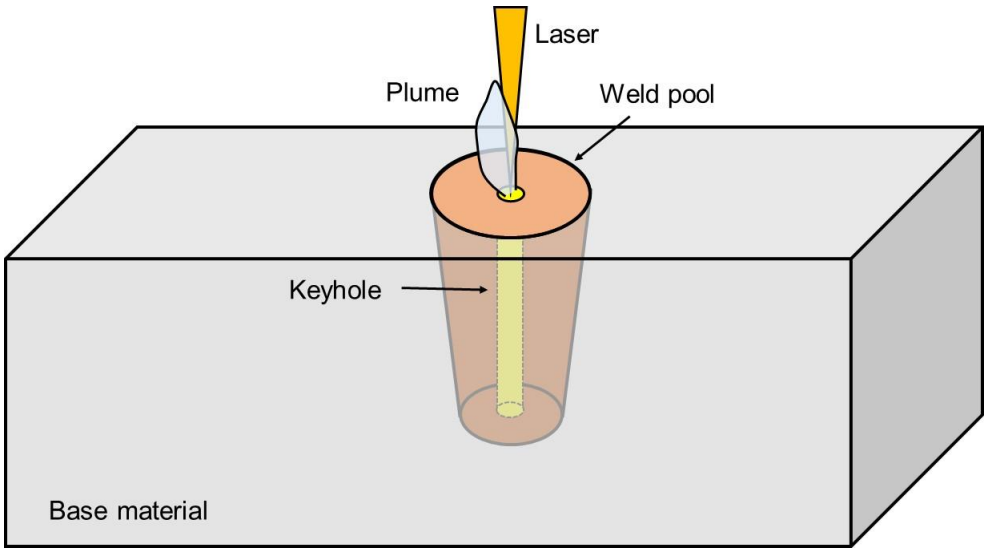


Fig. 3.12 Schematic illustration of laser welding.

まず金属蒸気を生成するための熱量を見積もるため，キーホール内の蒸発反跳力を表面張力との釣り合いの式から見積もる．入射したレーザによって，キーホール内壁からは連続的に金属蒸気が発生している．金属蒸気の反跳圧と表面張力が釣り合うことでキーホールの円筒形状が維持されていることが知られている [106]．蒸発反跳圧P_rは(3.3)式で表される．

$$P_r = \frac{\dot{m}_v v_T}{2\pi \hbar R_1} \tag{3.3}$$

ここで，

$\dot{m}_v$: 蒸発速度 [g/s]

v_T: 気体速度 [m/s]

h: キーホール深さ [m]

R_1: キーホール半径 [m]

である．

Knudsen 層における質量 m の気体原子の蒸発気体速度 v_T は，原子速度の 1/4 として(3.4)式で与えられる [107]．

$$v_T = \frac{1}{4}\sqrt{\frac{8kT}{\pi m}} \tag{3.4}$$

ここで，

m：原子の質量 [kg/mol]

k：ボルツマン定数，1.38×10^{-23} [m^2kg/s^2K]

T：沸点 [K]

である．また，表面張力 P_σ は以下の式で表される．

$$P_\sigma = \gamma(\frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2}) \tag{3.5}$$

ここで，

γ：表面張力係数 [N/m]

R_2：キーホール内面曲率半径 [m]

である．キーホール内部ではキーホール底を除いて，R_2 は無限大と考えられることから，(3.5)式は次のようになる．

$$P_\sigma = \frac{\gamma}{R_1} \tag{3.6}$$

蒸発反跳圧と表面張力が釣り合うという仮定から，$P_r = P_\sigma$ となり，蒸発速度 $\dot{m}_v$ について解くとキーホールを維持するために必要な蒸発速度を算出できる．

$$\dot{m}_v = \frac{2\pi\gamma}{v_T}\hbar \tag{3.7}$$

(3.4)式からアルミニウム原子の蒸発気体速度 v_T は 367 m/s となる．蒸発気体速度は音速を超える速度になっていることが見積もられた．さらに(3.7)式から蒸発速度 $\dot{m}_v$ を求めると，0.008 g/s と見積もられた．(3.3)式から蒸発反跳圧 P_r を求めると，44 kPa となった．大気圧を考慮すると，145 kPa となった．本結果は 3.5 節で求めたキーホール内部蒸発圧力 189 kPa と近い値であり，妥当な結果と考えられる．

蒸発速度 $\dot{m}_v$に融点の溶融金属を蒸発させるために必要な単位質量当たりの熱量[J/g]をかけることで，蒸発に使われた熱量Q_v [W]が得られる．

$$Q_v = (q_l + q_v)\dot{m}_v = \frac{2\pi(q_l + q_v)\gamma}{v_T}\hbar \tag{3.8}$$

ここで，

q_l:融点から沸点まで温度を上げるのに必要な熱量 [J/g]

q_v:蒸発潜熱 [J/g]

である．

(3.8)式は，Q_vがキーホール深さ h の関数になっており，キーホール深さに比例して吸収量が増加することを示している．キーホール深さが大きくなるとキーホール内に侵入したレーザが反射によってキーホールの外に出にくくなるためであると報告されている[61]．(3.8)式から蒸発に使われた熱量Q_vは 112 W と見積もられた．本溶接におけるレーザ出力は 500 W であることから，投入したレーザ出力に対して，22.4 %程度が蒸発に使われたと推定される．レーザは材料表面で一部は反射されることから，500 W すべてが吸収されたわけではない．レーザ吸収効率は 48.8 %であったことから，投入された 500 W のうち，48.8 %にあたる 244 W が吸収され，供試材の昇温，溶融，蒸発に使用されたことになる．したがって，実際に蒸発に使われた熱量は吸収された熱量の 45.9 %程度であると見積もられた．

次に，キーホールから熱量がどのように輸送されているかについて検討する．熱輸送現象において，溶融金属の流れは，溶融池内の熱輸送に影響を与える．熱伝導と対流熱伝達のどちらが支配的であるかを示す指標としてペクレ数がある．ペクレ数は移流と拡散の比を表す無次元数であり，次式で与えられる．

$$Pe = \frac{\rho C_p U L_0}{\lambda} \tag{3.9}$$

ここで，

ρ:密度 [kg/m^3]

C_p:比熱 [J/kgK]

U:代表速度 [m/s]

L_0:代表的な長さ [m]

λ:熱伝導率 [W/mK]

である．

代表速度Uを溶融金属の流速とし，代表長さ L_0 を溶融幅とした．X 線観察結果から，溶融池対流の速度をキーホール底部近傍と溶融池上部の気泡の移動速度から計測した．キーホール底部の溶融金属の流速は 178 mm/s であり，溶融池上部における流速は 93 mm/s であった．キーホール底部では，溶融金属の流速は溶融池上部の約 2 倍であり，キーホール底部では熱輸送が活発に行われていると示唆される．測定した溶融金属の流速に基づいて，熱伝導および対流熱伝達を，ペクレ数を用いて評価した．溶融池の底部周辺のペクレ数は 4.4 であり，溶融池上部のペクレ数は 2.3 であった．一般に，ペクレ数が 10 以下では熱伝導が支配的であり，本溶接条件での熱輸送は熱伝導が支配的であることが示された [108, 109]．対流熱伝達による熱輸送は，溶融池上部よりも溶融池底部付近で活発であることが確認された．

次に，キーホール前方で金属の溶融に必要な熱量を見積もる．Fig. 3.13 に単位時間当たりの溶融量を表す模式図を示す．ビードオンプレート溶接では単位時間あたりにキーホールが溶接速度分の距離を移動するため，図中の点線で示した部分の固体金属を溶融する必要がある．キーホールが前壁を溶融する溶融速度$\dot{m}_m$ [g/s]は，(3.10)式で求めることができる．

$$\dot{m}_m = A_1 v \rho \tag{3.10}$$

ただし，

A_1：溶融断面積 [m^2]

v：溶接速度 [m/s]

である．溶融速度$\dot{m}_m$に室温のアルミニウム合金を溶融させるために必要な単位質量当たりの熱量$q_s + q_m$ [J/g]をかけることで，キーホール前方で溶融に使われた熱量Q_mが得られる．

$$Q_m = A_1 (q_s + q_m) v \rho \tag{3.11}$$

ここで，

q_s：室温(20 度)から融点まで温度を上げるのに必要な熱量 [J/g]

q_m：溶融潜熱 [J/g]

である．(3.11)式は，Q_mが溶融断面積 A_1 の関数になっている．(3.11)式を用いて，Q_mを算出すると，14 W と見積もられた．

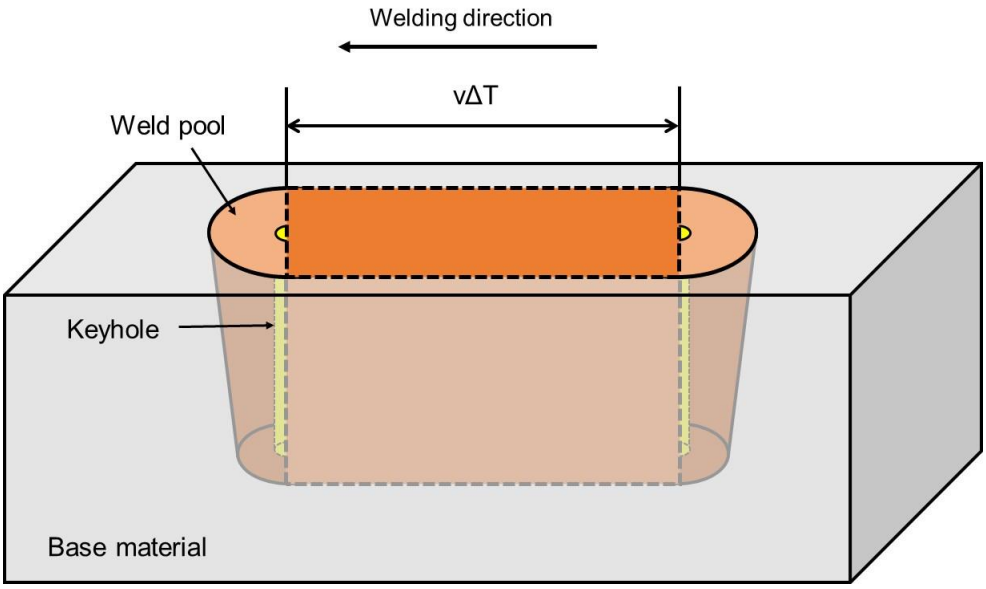


Fig. 3.13 Schematic illustration of fusion amount per unit time.

次に熱伝達によるキーホールから溶融池への伝熱量を見積もった．溶融池におけるペクレ数は 10 以下であったため，熱伝導による伝熱が支配的であるが，対流による熱伝達も存在している．溶融池対流の状態を見積もるため，プラントルが提唱した境界層理論に基づいて，キーホール周辺における湯流れによる熱伝達を考察する．Fig. 3.14 に示すように，境界層理論では壁面の速度と主流の速度の間には速度分布が存在する領域（速度境界層）が存在する．一般的に速度境界層厚さの定義として 99 %境界層厚さδが用いられる．また，壁面温度と主流の温度の間には温度分布を持つ温度境界層が存在し，一般的に温度境界層厚さの定義として 99 %境界層厚さδ_Tが用いられる．

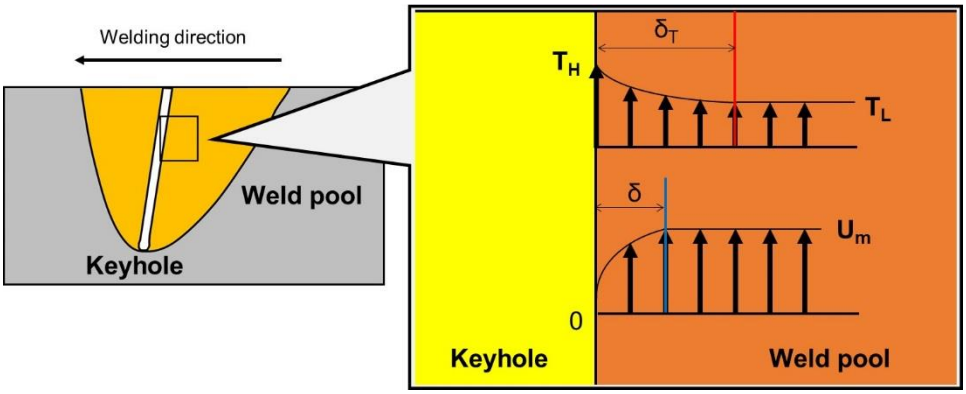


Fig. 3.14 Thermal boundary layer and velocity boundary layer of keyhole.

速度境界層厚さδと温度境界層厚さδ_Tの比に関係する無次元数としてプラントル数がある．プラントル数は(3.12)式で表され，粘性の拡散率と熱の拡散率の比を表している．

$$Pr = \frac{\mu C_p}{\lambda} \tag{3.12}$$

ここで，

μ: 粘性係数 [Pa・s]

C_p: 比熱 [J/kgK]

λ: 熱伝導率 [W/mK]

である．

(3.12)式にアルミニウム合金の物性値を代入すると，溶融したアルミニウム合金のプラントル数は 0.015 となる．一般的にプラントル数が 1 以下であると温度境界層厚さが速度境界層厚さより大きくなることから，本溶接条件においても温度境界層の方が大きくなると考えられる．

キーホール周辺の湯流れを，レイノルズ数を用いて評価する．レイノルズ数は流体力学において慣性力と粘性力との比で定義される無次元数である．レイノルズ数は(3.13)式で表される．

$$Re = \frac{UL_0}{\nu} \tag{3.13}$$

ここで，

U: 代表速度 [m/s]

L_0: 代表長さ [m]

ν: 動粘性係数 [m^2/s]

である．

低いレイノルズ数では層流となる．層流の流れ場では粘性力が支配的であり，滑らかで安定した流れとなる．一方，高いレイノルズ数では乱流となる．乱流の流れ場では慣性力が支配的であり，無秩序な渦や不安定な流れとなる．代表長さを溶込み深さ L_0，代表速度をキーホール付近での湯流れ速度 U とすると，$Re = 145$となる．一般的にレイノルズ数が 4000 を超えると乱流となることが知られており[110]，キーホール付近の湯流れは層流であることがわかる．

層流における速度境界層厚さを求めるために(3.14)式が使われる.

$$\delta = 4.91\left(\frac{\nu x}{U}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{3.14}$$

ここで,

x:溶融層の厚さ [m]

である.

主流の速度Uをキーホール近傍の湯流れ速度とし, キーホール近傍での速度境界層厚さを求めると 0.1 mm となる. よってプラントル数より, キーホール近傍での温度境界層厚さは 0.1 mm 以上であることが推測できる.

次に熱伝達によって輸送された熱量を見積もる. ヌセルト数(Nu 数)は対流する流体の熱伝達と熱伝導の比率を表す無次元数である. キーホールを円柱とし, キーホール周りを溶融金属が一様に流れると仮定するとヌセルト数は(3.15)式で表される(0.006≦Pr≦0.03).

$$Nu = \frac{1.128Pr^{1/3}}{1 + 0.90Pr^{1/2}}\mathrm{Re}^{1/2} \tag{3.15}$$

上記で求めたレイノルズ数とプラントル数を使って, ヌセルト数を求めると, 1.52 となる. つまり, 熱伝導による伝熱量は 66 %, 対流熱伝達による伝熱量は 34 %であることがわかった. 本結果からも熱伝導による伝熱が支配的であることが確認された. ヌセルト数と熱伝達率の関係は(3.16)式で表される.

$$Nu = \frac{\alpha L_0}{\lambda} \tag{3.16}$$

ここで,

α:熱伝達率 [W/m^{2}K]

である. 代表長さ L_0 を溶融池半径の深さ方向の平均値とし, 熱伝達率を求めると, 8.1×10^5 W/m^{2}K となる. 熱流束 q W/m^2 は(3.17)式で求められる.

$$q = \alpha(T_V - T_M) \tag{3.17}$$

さらにキーホールから熱伝達によって輸送される熱量 Q_h は(3.17)式にキーホール内面積を掛けた(3.18)式で表される.

$$Q_{\hbar} = 2\pi R_1 h\alpha(T_V - T_M) \tag{3.18}$$

(3.18)式から熱量 Q_h は 107 W と見積もられた. キーホールから熱輸送された熱量 Q_h のうち, 14 W (13 %)が金属の溶融に消費されていることがわかった. 残りは溶融金属, 母材の温度上昇や輻射に消費されていると考えられる. また, ヌセルト数から熱伝導で輸送された熱量は 71 W, 対流によって輸送された熱量は 36 W であることがわかった. 以上のことから, 本溶接条件における熱の消費および熱輸送は

投入されたレーザ出力 : 500 W
蒸発に使用された熱量 : 112 W
熱伝導で輸送された熱量 : 71 W
対流熱伝達で輸送された熱量 : 36 W

と見積もられ, 合計すると 219 W となった. カロリーメトリ法で計測した吸収熱量は 244 W であった. 本考察では, キーホール内の金属蒸気がレーザによって再加熱される分, 輻射および母材の温度上昇は考慮しておらず, 不足分の熱量は金属蒸気の再加熱, 輻射および母材の温度上昇に消費されたと推定される. 以上のことから, 本溶接条件におけるレーザ出力の消費は Table 3.4, Fig. 3.15 のようになる. また Fig. 3.16 に本溶接条件における熱輸送をまとめる. 照射されたレーザの 51.2 %が溶接対象物表面で反射され, 残りの 48.8 %が吸収される. また照射されたレーザの 22.4 %が, キーホール形成, 21.4 %が溶融池形成に消費されることがわかった. 残りが母材の温度上昇などに消費されると推定される. X 線位相コントラスト法により, 溶接内部挙動を正確に計測することができ, レーザ溶接における熱輸送機構に関する知見を得ることができた. 今後, 材質, 溶接条件・環境, 継手形状など系統的な研究により, 高品質・高効率な溶接プロセスの開発やシミュレーション技術の高度化に寄与すると考えられる.

Table 3.4 Laser power consumption in laser welding.

	Laser power consumption (W)	Laser power consumption ratio (%)
Reflection	**256**	**51.2**
Keyhole formation	**112**	**22.4**
Weld pool formation (Thermal conduction and convection)	**107**	**21.4**
Others (Base material heating, Radiation, etc.)	**25**	**5.0**

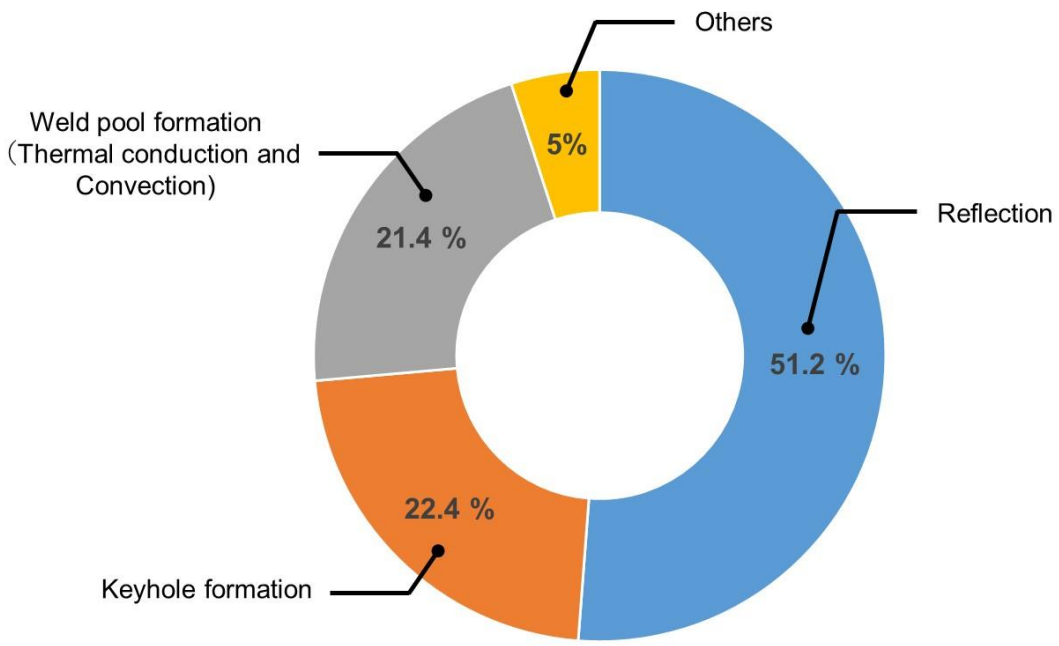


Fig. 3.15 Laser power consumption ratio in laser welding.

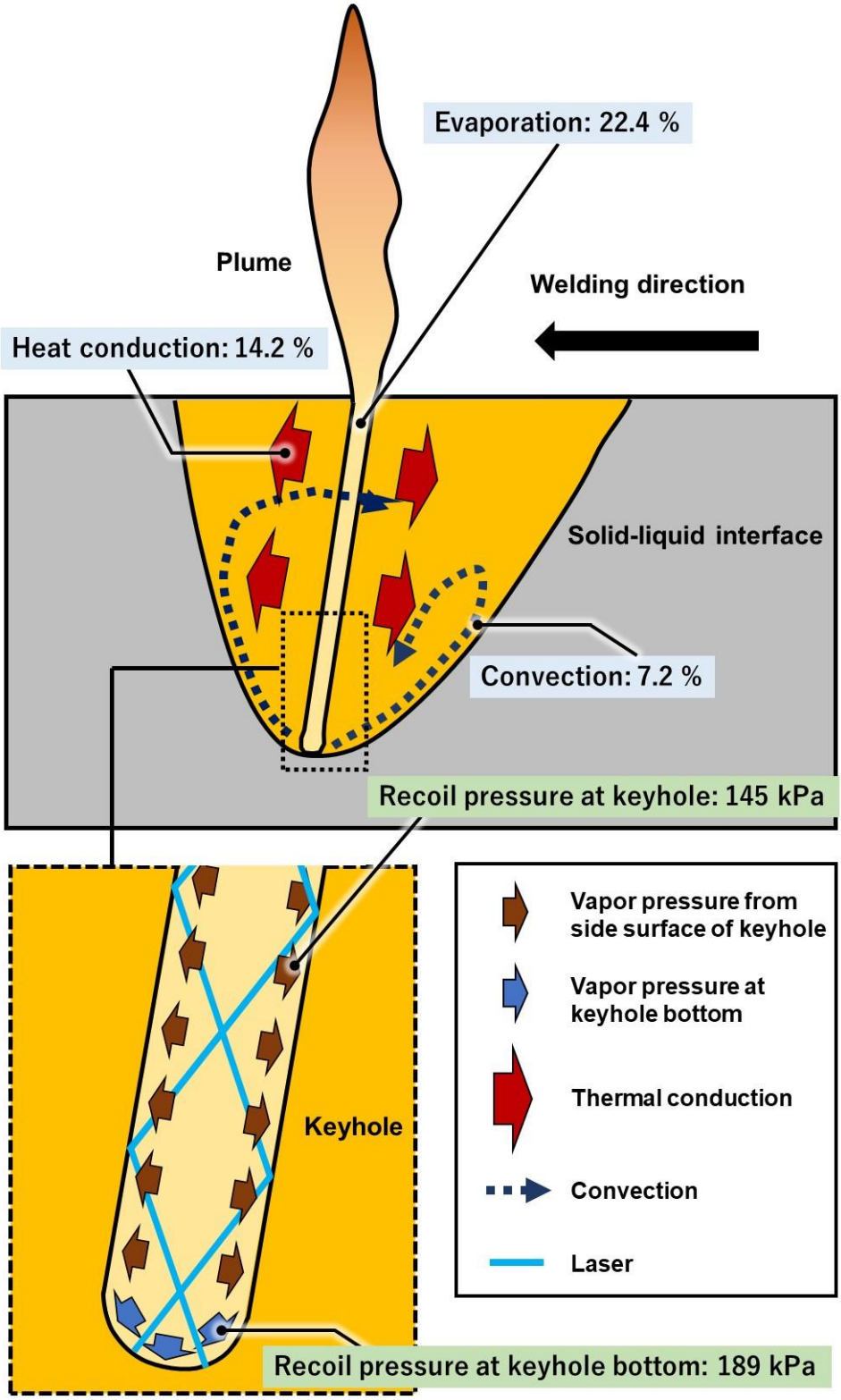


Fig. 3.16 Heat transportation model in laser welding with Al alloy.

3.7 結言

本章では，アルミニウム合金 A1050 を対象とし，X 線位相コントラスト法を用いてレーザ溶接現象の解明に取り組んだ．SPring-8 の X 線を活用し，X 線位相コントラスト法によるレーザ溶接現象の観察を実施した．溶接条件はレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On とした．得られた X 線画像から溶融池形状，キーホール形状，ポロシティ形状を詳細に計測し，溶接諸現象の計測・分析を行った．X 線位相コントラスト画像から湯流れ速度，溶融池形状を求め，レーザ溶接時のエネルギー吸収・輸送機構に関する考察を行った．得られた結果は以下の通りである．

1）X 線位相コントラスト法によるアルミニウム合金のレーザ溶接現象観察

①SPring-8 の X 線を活用し，観察対象物からの距離を 3790 mm とすることで X 線位相コントラスト法によるアルミニウム合金レーザ溶接部の観察が可能であることを確認した．

②X 線位相コントラスト法と X 線吸収コントラスト法を比較すると，X 線位相コントラスト法のほうが，固液界面，気液界面が強調されるため，キーホール，溶融池挙動を詳細に分析可能であることを確認した．

2）レーザ溶接初期におけるキーホール挙動

①キーホールはレーザ照射直後，1 ms 以内に形成され，形成速度は 320 mm/s 以上であることが判明した．

②レーザ照射開始直後から 14 ms では，キーホール成長速度は 32 mm/s，溶融池成長速度は 9.68 mm/s 程度であり，キーホール・溶融池が安定するまでに約 150 ms 必要とすることがわかった．

3）キーホール・溶融池挙動の計測

①キーホール深さは 0.58 mm，キーホール径は 0.04 mm，キーホール底から直下の固液界面までの距離は 9.0×10^{-3} mm，溶融池の長さは 0.7 mm，溶融池内気泡の径は 0.025 mm であった．

②X 線観察結果から溶融池形状を計測し，伝熱特性を求めた結果，温度勾配：6.6×10^{3} K/mm，冷却速度：9.6×10^{4} K/s であることがわかった．

③カロリーメトリ法を用いてレーザ吸収効率を計測した結果，48.8 %であることがわかった．

④X 線観察結果からキーホール形状を計測し，キーホール内部蒸発圧力を求めた結果，189 kPa であることがわかった．

4）レーザ溶接における熱輸送に関する考察

①キーホール内の蒸発反跳力を表面張力との釣り合いの式から溶融金属の蒸発に消費された熱量を見積もった結果，112 W であり，照射したレーザの 22.4 %程度であると見積もられた．

②溶融池対流の流速を求め，ペクレ数を算出した結果，ペクレ数は 10 以下であり，本溶接条件における熱輸送は熱伝導が支配的であることがわかった．

③ヌセルト数を求め，熱伝導で輸送された熱量は 71 W，対流によって輸送された熱量は 36 W であることがわかった．

④レーザ照射によって与えらた熱量の 22.4 %は蒸発・キーホール形成に使用され，14.2 %程度は熱伝導でキーホールの周囲に輸送される．また溶融池内の対流によって 7.2 %程度の熱量が溶融池内に輸送されていると見積もられた．

以上の検討結果から，レーザ溶接時の熱輸送に関して，材質，溶接条件・環境，継手形状などの影響について系統的な研究を行うことで，高品質・高効率な溶接プロセスの開発やシミュレーション技術の高度化に寄与すると考えられる．

第 4 章　アルミニウム合金レーザ溶接時のキーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響

4.1　緒言

第 3 章では 1000 系工業用純アルミニウムを対象に X 線位相コントラス法によるレーザ溶接現象のその場観察を行い，キーホール形成過程やレーザエネルギー消費機構ついて調査を行った．結果，キーホールの成長速度，キーホール内部蒸発圧力，熱輸送機構について新たな知見を得た．

アルミニウム合金展伸材は成分によって，1000 系から 7000 系に分類される．1000 系，3000 系，4000 系，5000 系アルミニウム合金は非熱処理型合金，2000 系，6000 系，7000 系は熱処理合金型に分類され，それぞれ合金元素が異なる．従来の研究結果から，アルミニウム合金の溶接性，溶接現象に及ぼす合金種，添加元素の影響が報告されている[76, 111, 112]．合金種・添加元素が高温割れ，ブローホール，溶接部の機械的特性，溶込み形状に及ぼす影響が検討されている．しかしながら，合金種・添加元素がキーホール・溶融池挙動に及ぼす影響は詳細に議論されておらず，十分な知見がない．

本章では，X 線位相コントラスト法を用いて，各種アルミニウム合金のレーザ溶接現象を観察し，各添加元素がキーホール・溶融池挙動に及ぼす影響を系統的に調査した．また各アルミニウム合金の熱物性と溶融池形状を比較した．各種アルミニウム合金のレーザ溶接におけるレーザ吸収効率を計測し，X 線位相コントラスト法による観察結果と組み合わせて，キーホール・溶融池挙動から考察を実施した．

4.2　供試材および実験方法

4.2.1　X 線位相コントラスト法によるレーザ溶接現象の観察方法

各種アルミニウム合金のレーザ溶接現象を明らかにするため，X 線位相コントラスト法を用いて溶接現象のその場観察を行った．観察方法，設備については第 2 章に記載の通りである．本研究ではビードオンプレート溶接にて観察を実施した．供試材には第 2 章で示したアルミニウム合金 A1050，A2024，A5083，A6061，A7075 を用いた．Fig. 4.1 に供試材の配置を示す．供試材の形状は 70×30×3 mm である．70×3 mm の面にビードオンプレート溶接を実施した．

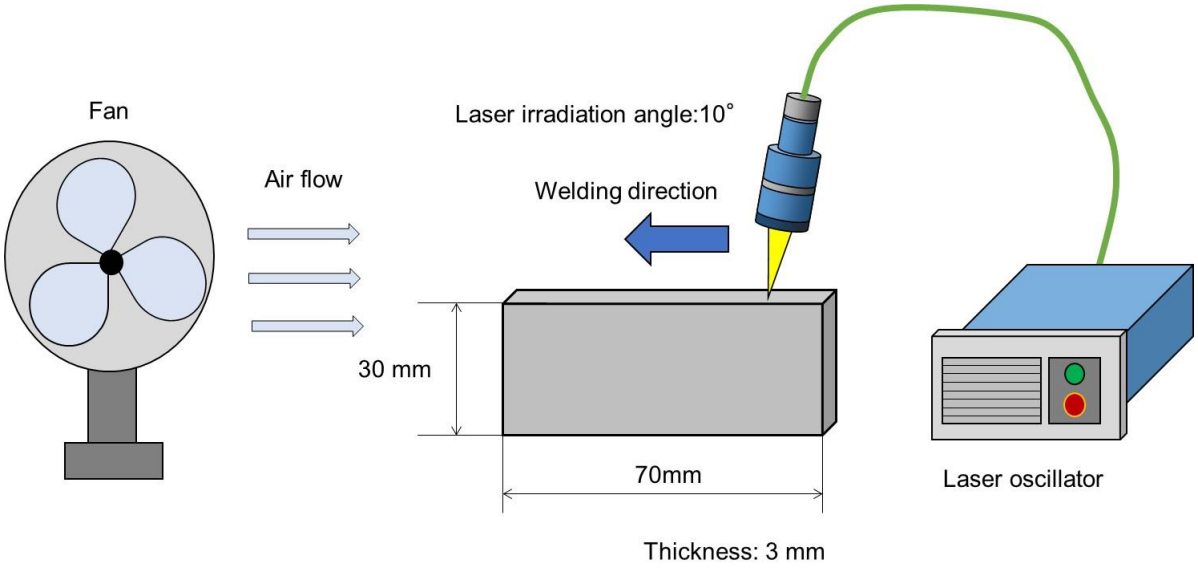


Fig. 4.1 Laser welding configuration for bead on plate welding.

Table 4.1 に本章で用いたレーザ溶接条件を示す．各アルミニウム合金に対して同じ条件でレーザ溶接し，キーホール・溶融池挙動を比較した．合金種，添加元素の影響を比較するために，カロリーメトリ法を用いて，レーザ吸収効率を計測した．試験方法は第 2 章に記載の通りである．また溶融池表面およびプルーム挙動を観察するために，高速度カメラを用いて観察を実施した．観察方法は第 2 章に記載の通りである．

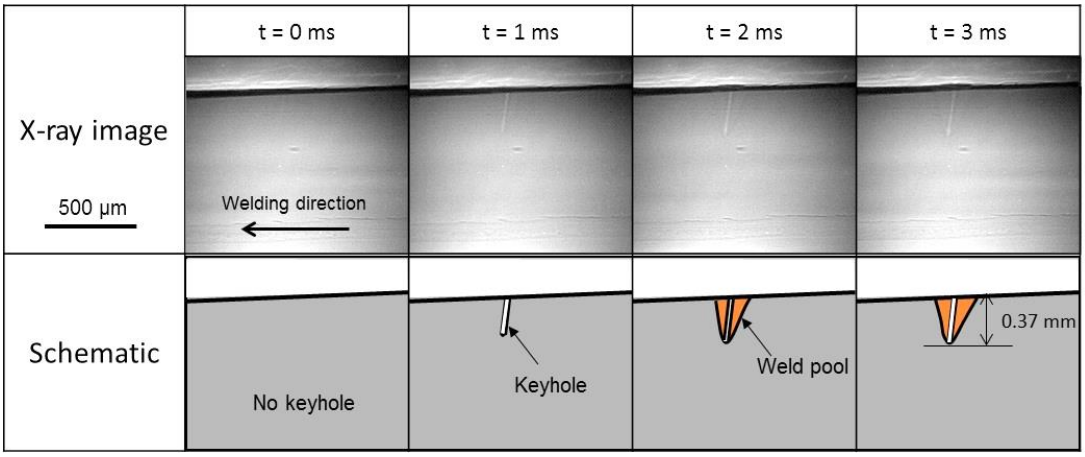
Table 4.1 Laser welding condition.

Laser welding condition	Laser power (W)	Welding speed (mm/s)	Df (mm)	Fan
	500	17	-1	On

4.3 各種アルミニウム合金レーザ溶接におけるキーホール形成挙動の観察

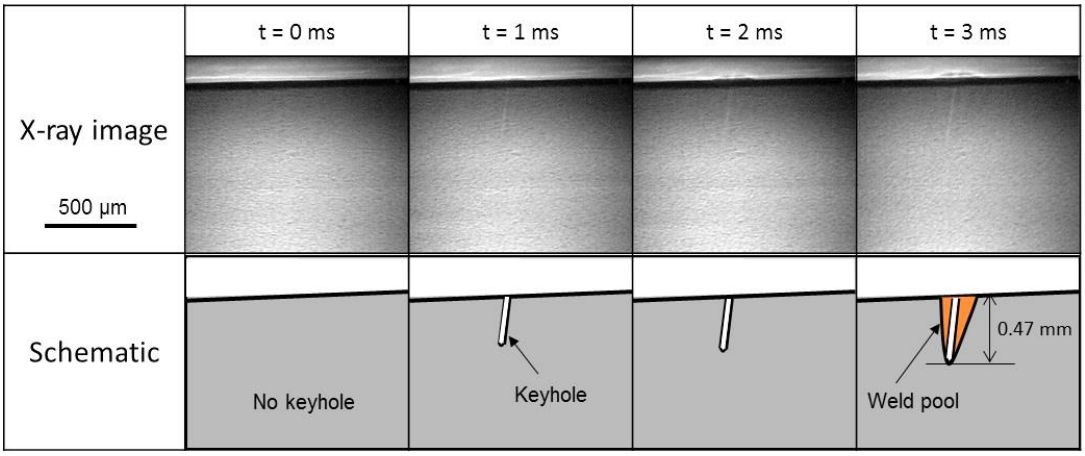
Fig. 4.2 に各種アルミニウム合金に対し，溶接中の挙動を X 線位相コントラスト法で観察した結果を示す．溶接条件はレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On とした．レーザ照射開始直前を t = 0 ms とした．いずれの合金種においてもレーザ照射 1 ms 後にはキーホールの生成が確認された．A5083，A7075 では他の種類のアルミニウム合金と比較してキーホール深さが大きく，それぞれ t = 3 ms における溶込み深さは A1050 の 1.9 倍，1.8 倍であることが確認さ

れた. A1050, A2024, A6061 については t = 2 ms, 3 ms において溶融池の形成が確認された. キーホールが形成した後にキーホールからの熱伝導によって溶融池が形成されたと推定される. A5083, A7075 では t = 2 ms, 3 ms においてキーホールの上部が膨らんでいることが確認された. A5083, A7075 は沸点が低い Mg, Zn をそれぞれ 4.5 mass%, 8.1 mass%と多量に含んでいる. レーザ溶接中に Mg, Zn は蒸発しやすいため, 過度な蒸発を引き起こし, キーホール内部圧力が上昇し, キーホールが膨張したと推定される. そこでアルミニウムよりも低沸点元素の含有量でキーホールの状態を評価した. Table 4.2 に各種アルミニウム合金に含まれる元素の沸点を示す. ベース元素のアルミニウムよりも沸点が低い元素は Si, Mn, Mg, Zn である. これらの元素が含まれるとアルミニウムよりも先に蒸発するため, 蒸発圧力が乱れやすいと推察される. 特に Mg と Zn は沸点が 1000 K 以上低いため, 容易に蒸発しやすく, Mg と Zn が多量に含まれる A5083, A7075 は過度な蒸発を引き起こし, キーホールが膨張しやすいと推察される.

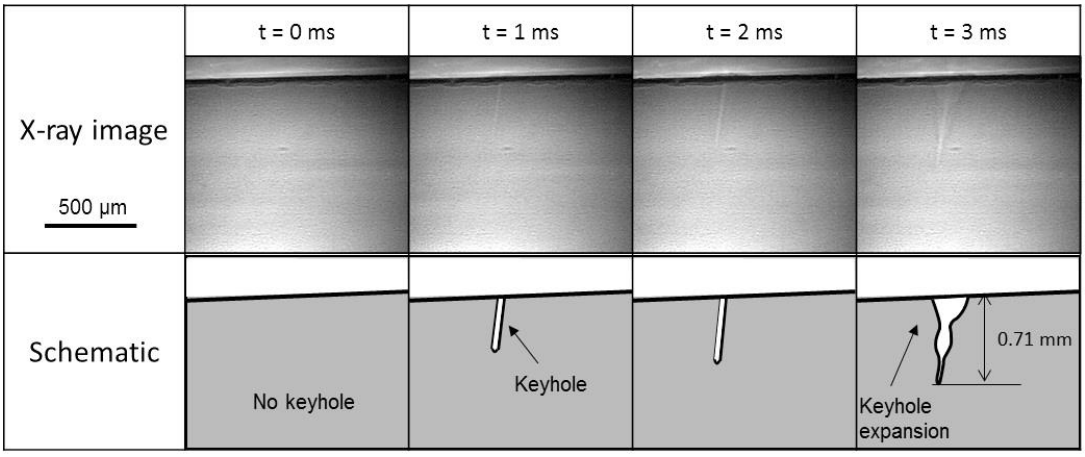


(a) A1050 (TCE: 0.1 %)

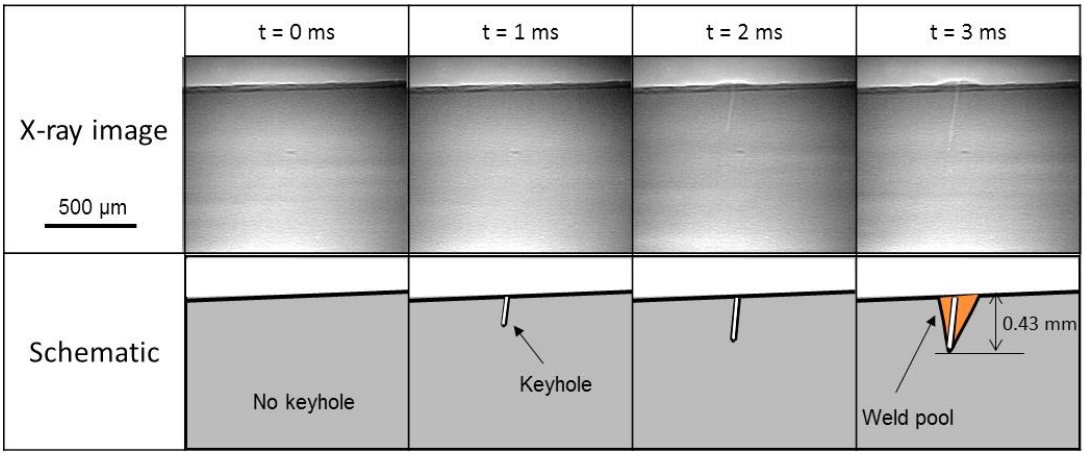
Fig. 4.2 Laser welding phenomena observation images by X-ray phase contrast.



(b) A2024 (TCE: 2.0 %)

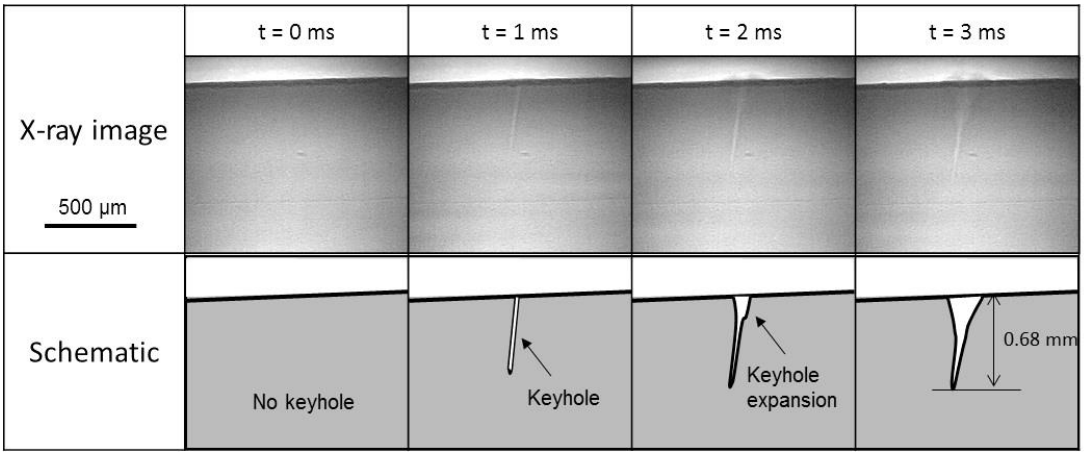


(c) A5083 (TCE: 5.3 %)



(d) A6061 (TCE: 1.9 %)

Fig. 4.2 Laser welding phenomena observation images by X-ray phase contrast.



(e) A7075 (TCE: 8.2 %)

Fig. 4.2 Laser welding phenomena observation images by X-ray phase contrast.

Table 4.2 Boilling temperature of elements in Al alloy.

	Al	**Si**	Cu	**Mn**	**Mg**	Cr	**Zn**	Zr
Boiling temperature (K)	2743	**2633**	2868	**2373**	**1383**	2755	**1180**	3853

本研究ではアルミニウムよりも沸点が低い元素を Total content of low boiling temperature elements (TCE) として定義した. Fig. 4.3 に各合金に含まれる TCE を示す.

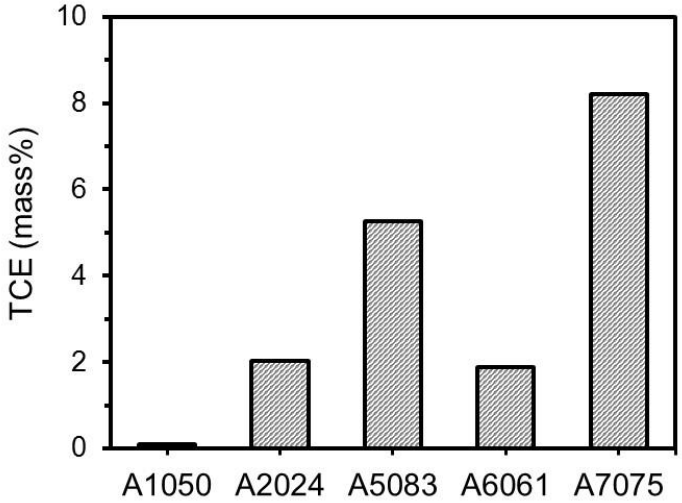
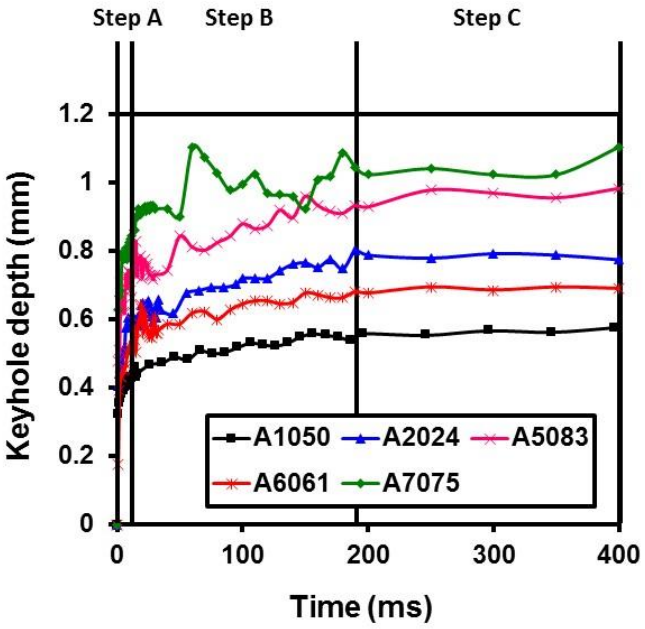


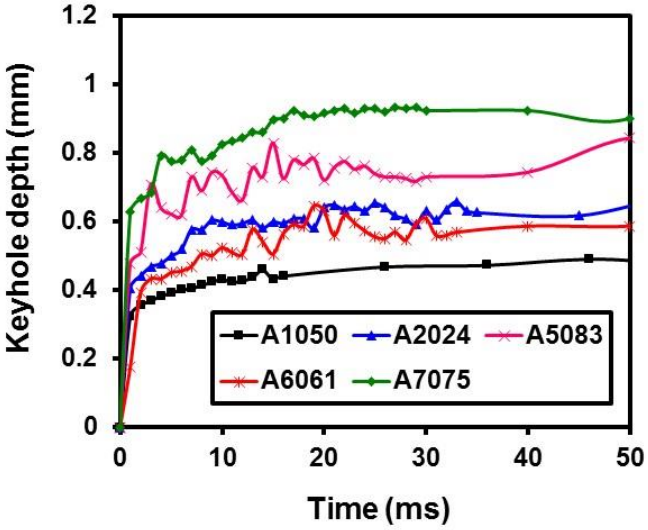
Fig. 4.3 Total content of low boiling temperature elements (TCE) varying with the grade of aluminum alloys.

本研究で検討したアルミニウム合金では A7075 が低沸点元素を最も多く含み，次いで A5083 が多く含むことが確認された．Fig. 4.4 に各種アルミニウム合金におけるキーホール深さの時間変化を示す．キーホール深さはいずれのアルミニウム合金においても，レーザ照射開始後 15 ms 程度までは急激に成長し，その後 200 ms 程度までは徐々に成長を続ける．それ以降になるとキーホール深さはほぼ一定となることがわかった．つまり，キーホール深さが安定になるまで，約 200 ms 要することが示唆された．レーザ照射開始後 15 ms を StepA，そこから約 200 ms までを StepB，それ以降を StepC として分類し，それぞれの区間におけるキーホールの成長速度を計測した．Table 4.3 に各種アルミニウム合金のキーホール成長速度を示す．StepA では A7075 のキーホール成長速度が最も大きく 115 mm/s 程度であった．一方 A1050 の成長速度が最も小さく，33 mm/s 程度であった．StepB ではいずれのアルミニウム合金においてもキーホール成長速度は 0.5–1 mm/s 程度であった．StepC ではキーホール成長速度は 0.5 mm/s 以下程度であった．StepC ではキーホールおよび溶融池の成長はわずかであり，定常状態になっていると考えられる．吸収されたレーザのエネルギーが，キーホールの維持，溶融池の維持および供試材の温度維持に対して，それぞれ一定のエネルギーが消費された状態と考えられる．Fig. 4.5 に各種アルミニウム合金の平均キーホール成長速度と TCE の関係を示す．TCE が大きいほど，キーホール成長速度は大きくなる関係であり，R^2 値は 0.96 と良い線形性を示した．低沸点元素を多く含むため，同じ入熱量でも蒸発量

が多くなり，結果，キーホール深さも大きくなったと考えられる．



(a)



(b)

Fig. 4.4 Time-dependent variation in keyhole depth (a) Long time scale, (b) Short time scale.

Table 4.3 keyhole growth rate in laser welding with different type of Al alloys.

Keyhole growth rate (mm/s)	A1050	A2024	A5083	A6061	A7075
Step A	32.8	72.1	104.24	44.35	115.19
Step B	0.7	1.16	1.03	0.51	1.02
Step C	0.09	0.09	0.27	0.12	0.51
Average	1.46	1.94	2.45	1.72	2.76

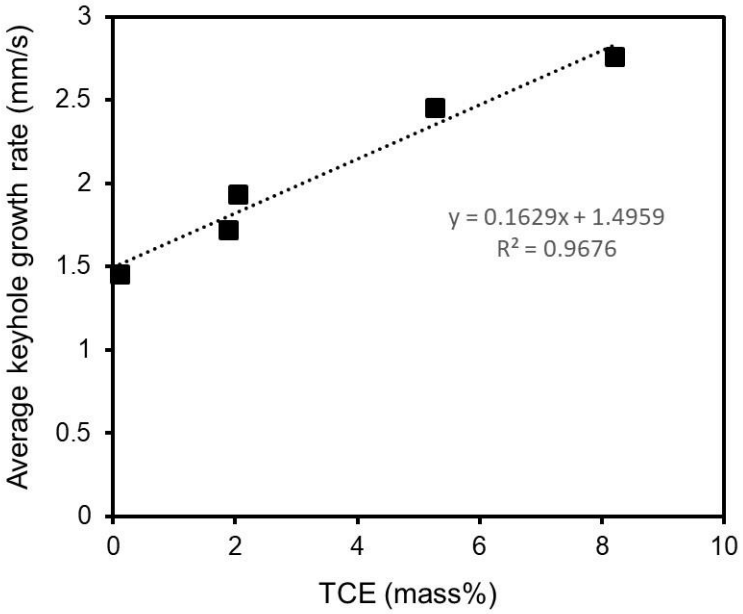


Fig. 4.5 Relationship between the average keyhole growth rate at the first 400 ms and TCE.

4.4 キーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響

Fig. 4.6 に各種アルミニウム合金のレーザ溶接部を X 線位相コントラスト法で観察した結果を示す. レーザ溶接が定常状態になった以降のある時刻を t = 0 ms とした. A1050 では, t = 0 ms においてキーホールと溶融池・固液界面が明瞭に観察された. また溶融池後方の上部には凝固途中のポロシティが確認された. t = 4 ms では新たに発生した気泡が溶融池後方に存在しており, t = 7 ms では気泡は固液界面にトラップされて, 固液界面の移動とともに凝固が進みポロシティが成長する様子が観察された.

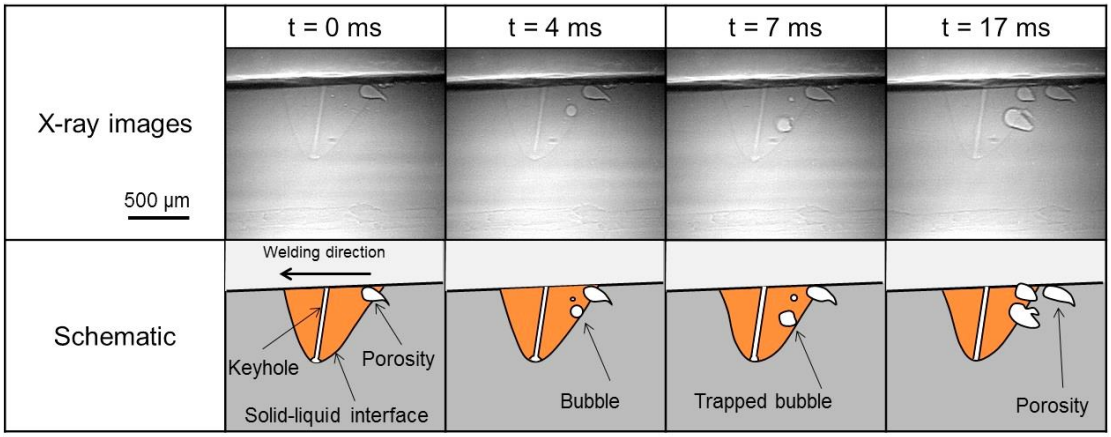
A2024 では，いずれの時刻においても，キーホールと溶融池・固液界面が主に観察された．わずかにキーホール先端から気泡の生成が確認された．生成した気泡は溶融池内を移動し，消失した．キーホール，溶融池形状はほとんど変化しておらず，安定な溶接であることがわかった．

A5083 では，t = 0 ms において，キーホール下部での膨張が確認された．t = 4 ms では膨張したキーホールの一部が切り離されて，200 μm 程度の気泡を形成していた．その後，気泡は固液界面にトラップされて，凝固とともにポロシティとして成長した．また A5083 ではキーホール形状が絶えず変化しており，不安定な溶接状態であることが確認される．キーホール径も大きく，内部での蒸発圧力が大きいことが示唆される．

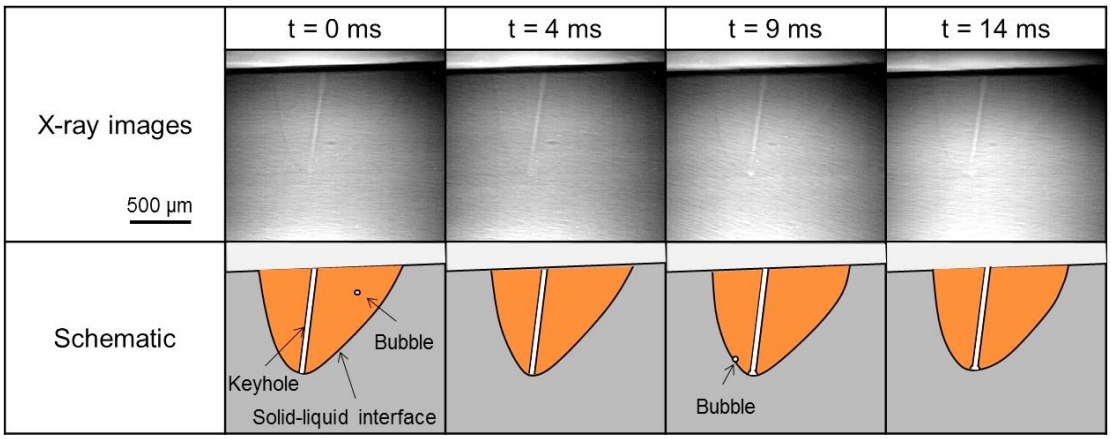
A6061 では，A2024 の場合と同様にいずれの時刻においても，キーホールと溶融池・固液界面が主に観察された．わずかであるがキーホール先端から気泡の生成が確認された．キーホール先端から生成した気泡は溶融池内を移動し，消失した．

A7075 ではキーホール形状は絶えず変化しており，不安定な溶接状態であることが確認された．A5083 の場合と同様に，溶接の途中でキーホールが膨張し，一部が切り離されて気泡となり，固液界面にトラップされ，ポロシティになる様子が観察された．

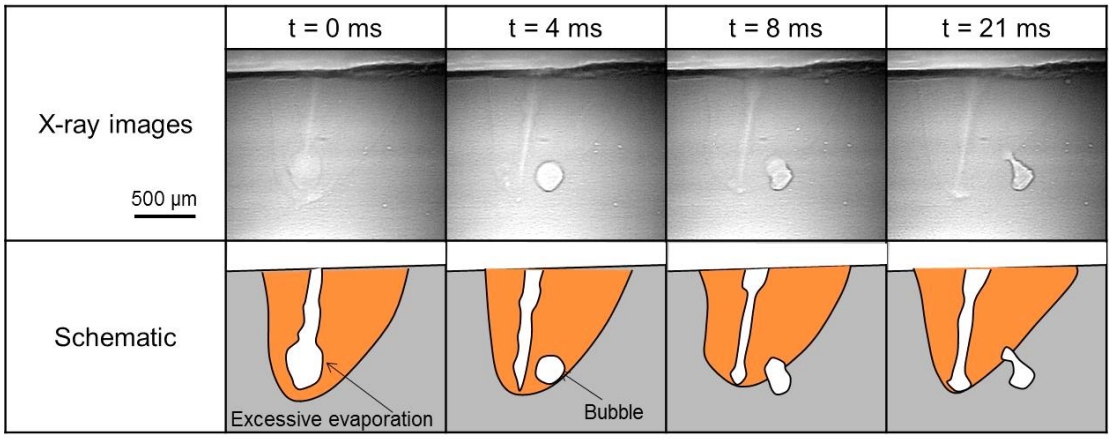
Fig. 4.7 に各種アルミニウム合金のレーザ溶接部を X 線位相コントラスト法で観察した代表的な画像を示す．A1050，A2024，A6061 ではキーホール形状は溶接中にほとんど変化せず，安定な溶接状態であることが確認された．一方，A5083，A7075 ではキーホール形状は波打ち，キーホール径は大きいことが観察された．A5083，A7075 には低沸点元素が多量に含まれており，蒸発が促進された結果であると推察される．



(a) A1050

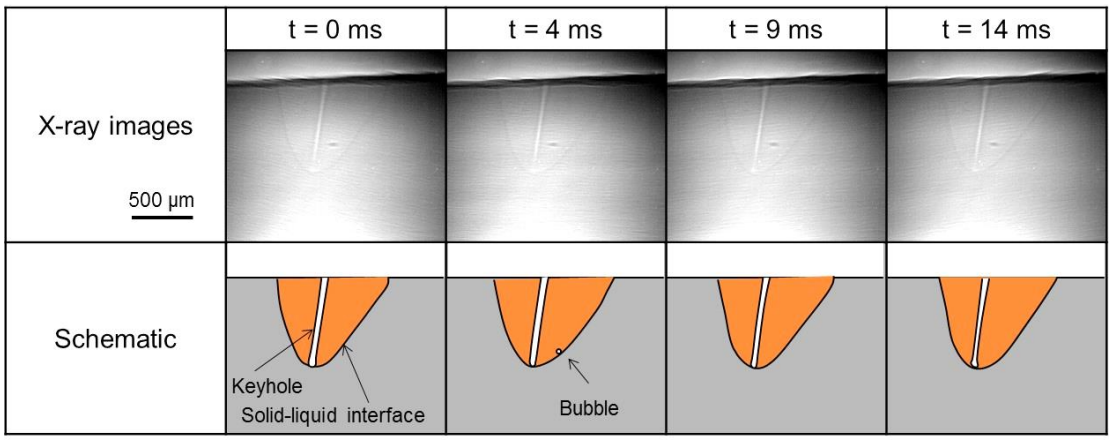


(b) A2024

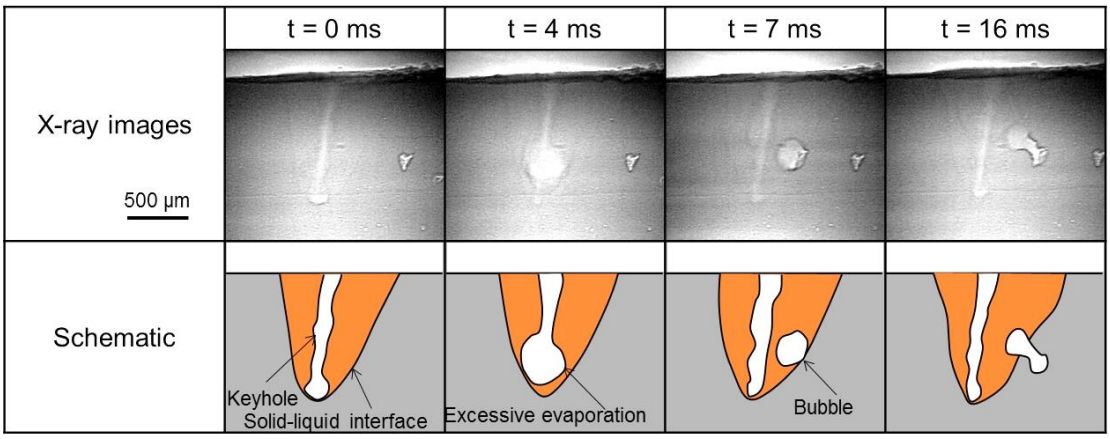


(c) A5083

Fig. 4.6 Laser welding phenomena observation images by X-ray phase contrast.



(d) A6061



(e) A7075

Fig. 4.6 Laser welding phenomena observation images by X-ray phase contrast.

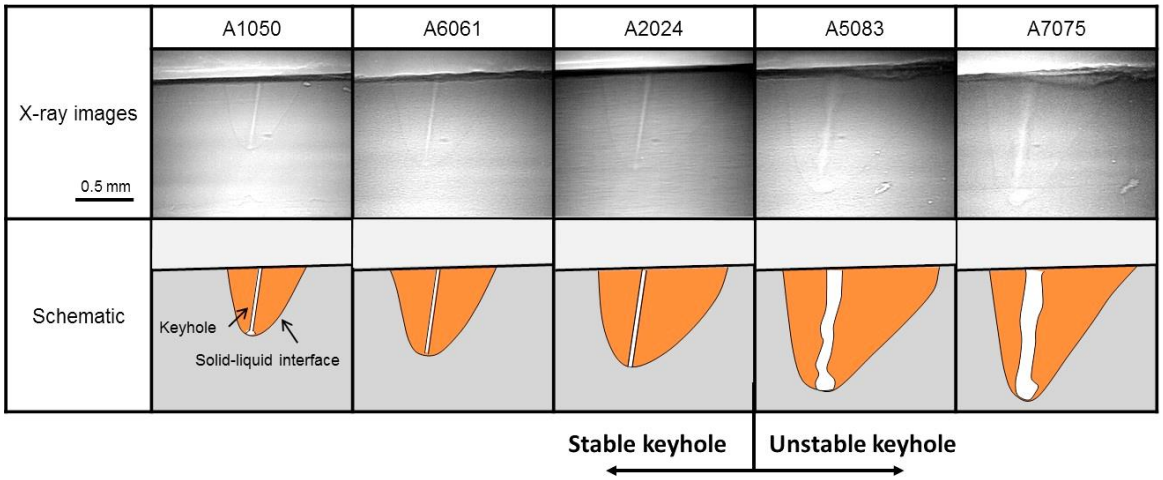
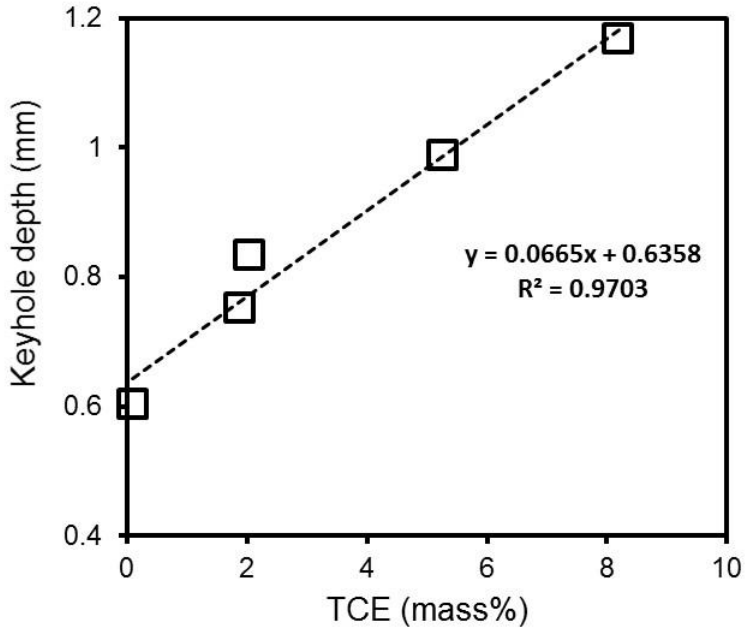
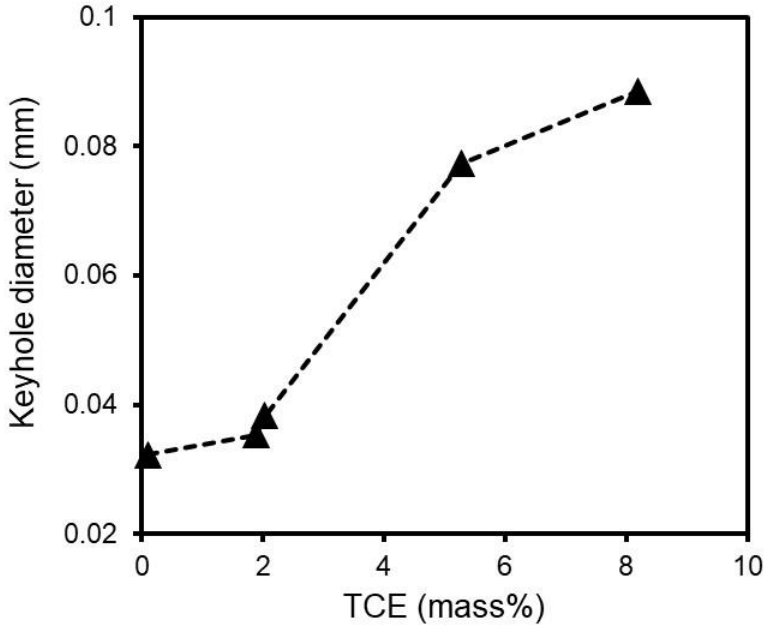


Fig. 4.7 Representative longitudinal behavior of keyhole and molten pool for representative aluminum alloys at the stable stage.

Fig. 4.8 にキーホール深さと TCE の関係およびキーホール径と TCE の関係を示す. TCE が増加するとキーホール深さとキーホール径は増大することが確認された. キーホール深さと TCE の R^2 値は 0.97 であり, 比例関係を示した. キーホール径は TCE が 5.3 %以上になると, 増大する傾向が確認された. TCE が大きいアルミニウム合金ではアルミニウムよりも蒸発しやすい元素が多いため, 蒸発量が増加し, キーホール深さと径が増加したと推察される. また添加元素が加えられた合金は熱伝導率が A1050 と比較して低いことも要因の一つと考えられる. 熱伝導率が低いことにより, 熱の拡散が抑制されて溶接部が高温になりやすく, 結果, キーホール深さが大きくなったと推察される. Fig. 4.9 に X 線位相コントラスト画像から計測した溶融池サイズと熱伝導率の関係を示す. 溶融池サイズは熱伝導率が大きくなるほど小さくなる関係を示した. 溶融池はキーホールからの熱伝導によって形成するため, 熱伝導率が大きい場合には熱が早急に拡散するため, 溶融池サイズは小さくなると推察される.



(a) Keyhole diameter



(b) Keyhole depth

Fig. 4.8 Effects of TCE on Keyhole geometry.

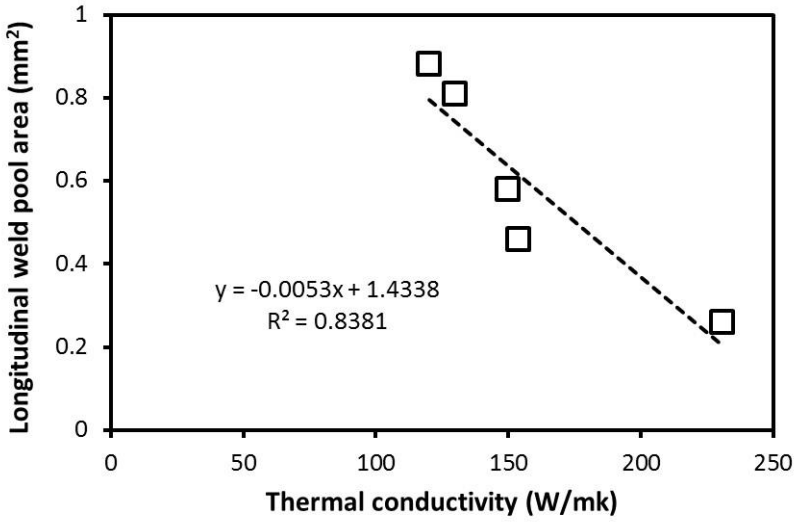


Fig. 4.9 Relationship between longitudinal weld pool area and thermal conductivity.

4.5 レーザ吸収効率に及ぼす合金元素の影響

Fig. 4.10 にレーザ吸収効率，キーホールのアスペクト比（深さと径の比）と TCE の関係を示す．レーザ吸収効率は TCE が 2 %程度で最も高くなった．TCE の増減に伴い、吸収効率も増減する結果となった．一般に添加元素が多いほうが，レーザ吸収率は増加するため，それに伴い吸収効率も増加する．しかしながら，今回の結果では，添加元素が多く，TCE が 5.3 %，8.2 %において吸収効率は低下した．一方，キーホールアスペクト比も同様の関係を示し，TCE が 2 %程度において最も大きくなった．TCE の増減によって，キーホールアスペクト比も増減することを確認した．キーホールアスペクト比が小さくなるとキーホール内部での多重反射の回数が減少することが指摘されている [113]．つまりキーホール径が大きいと十分な多重反射を起こす前にキーホールの外に脱出してしまう確率が増加するため，レーザ吸収効率は低下したと推測される．TCE が 5.3 %，8.2 %では，キーホール径が大きく，キーホールアスペクト比が小さくなっていたことから，キーホール内部での多重反射が減少したと考えられる．

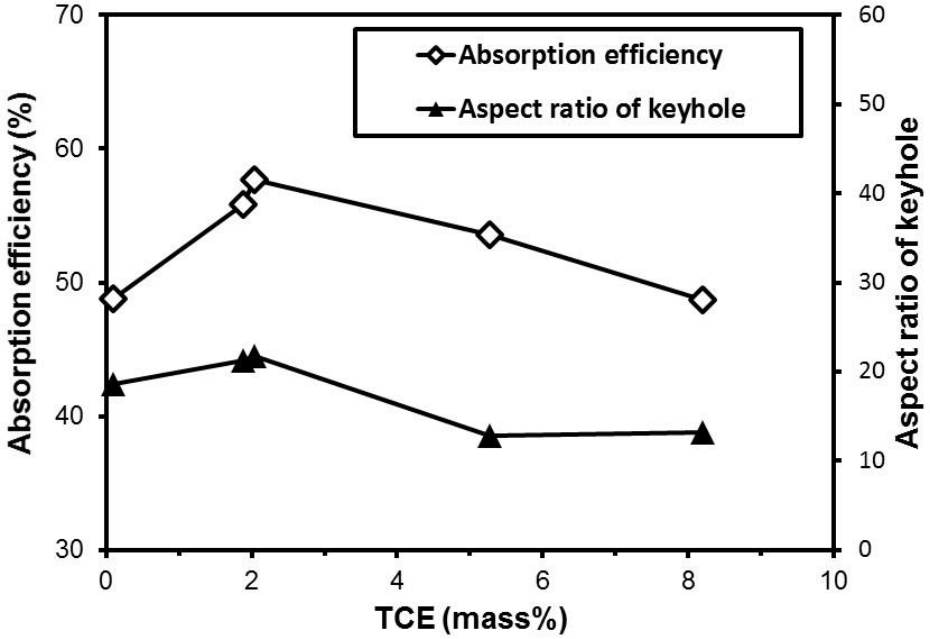


Fig. 4.10 Effects of TCE on absorption rate and aspect ratio of keyhole.

Fig. 4.11 に各種アルミニウム合金レーザ溶接時のプルーム挙動を示す. 溶接開始から終了までのプルーム画像に対して, 同じ座標での輝度を平均化して, プルームの平均輝度画像を作成した. A5083(TCE:5.3 %), A7075(TCE:8.2 %)ではキーホール径が大きいため, キーホールから多量のプルームが噴出していることが分かる. Fig. 4.12 にプルームの平均輝度積算値と TCE とキーホール体積の関係を示す. 平均輝度積算値は Fig. 4.11 の平均輝度画像中の各ピクセルの輝度を積算することで算出した. プルームの平均輝度積算値をプルームの排出量と考えると, TCE の増加に伴いプルーム排出量も増加していることがわかる. またキーホール体積の増加に伴い, プルーム排出量も増加していることが確認された. つまり, 低沸点元素が多く含まれる合金では, 蒸発量が増加し, キーホール体積が大きくなり, 結果, プルームの排出量も増加したと考えられる. A5083(TCE : 5.3 %), A7075(TCE:8.2 %)のレーザ吸収効率が低下した理由として, キーホール径が大きくなり, プルームの排出量が増加すると, プルームとして一部の熱量が溶接部の外に排出されてしまうことも要因であると考えられる.

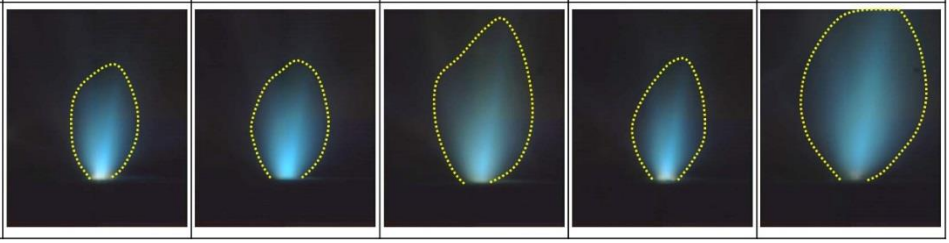
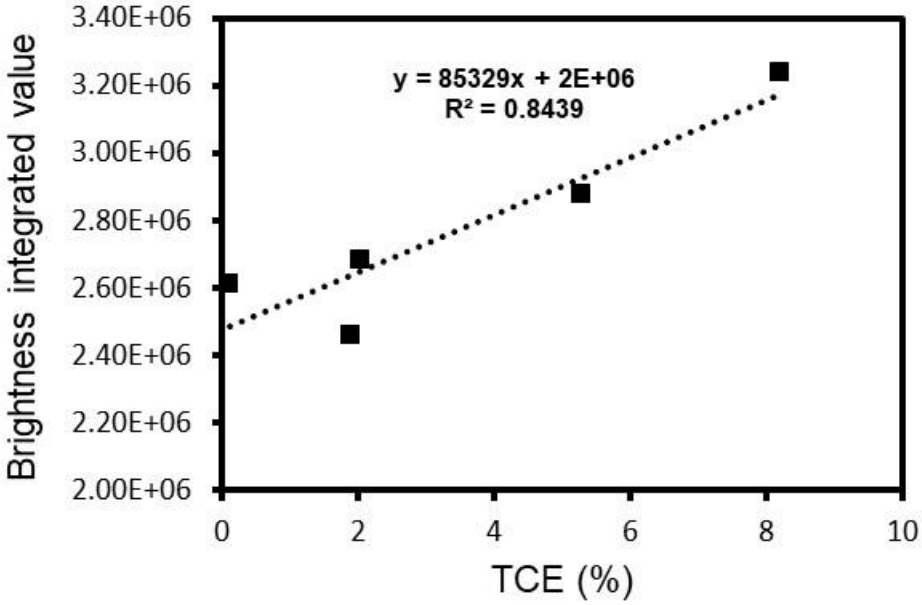
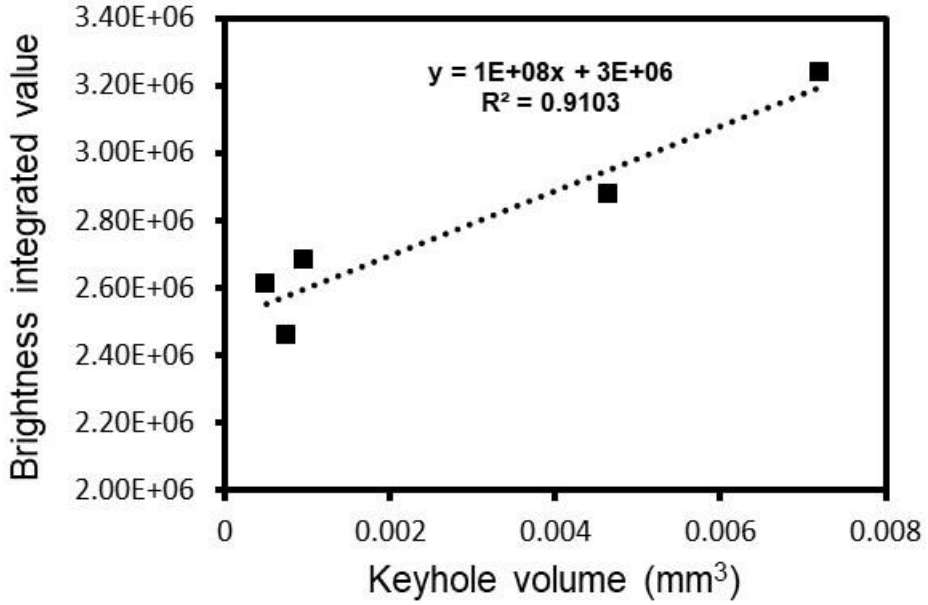
Alloy type	A1050	A2024	A5083	A6061	A7075
TCE (%)	0.1	2.0	5.3	1.9	8.2
Average brightness image of plume 500 μm					

Fig. 4.11 Average brightness image of plume.



(a) TCE

Fig. 4.12 Relationship between Brightness image value and (a) TCE and (b) keyhole volume.



(b) Keyhole volume

Fig. 4.12 Relationship between Brightness image value and (a) TCE and (b) keyhole volume.

4.6 結言

本章では，アルミニウム合金 A1050, A2024, A5083, A6061, A7075 を対象とし，X 線位相コントラスト法を用いて，レーザ溶接現象に及ぼす合金元素の影響を評価した．SPring-8 の X 線を活用し，レーザ溶接現象の観察を実施した．溶接条件はレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On とした．得られた X 線画像から溶融池形状，キーホール形状，ポロシティ生成について定量的な計測を実施した．またカロリーメトリ法を用いて，レーザ吸収効率を計測し，合金種による差異を評価した．また合金元素のうち，アルミニウムよりも沸点が低い元素を Total content of low boiling temperature elements (TCE) として定義し，TCE と各現象を比較し，合金元素の影響を調査した．得られた結果は以下の通りである．

1）各種アルミニウム合金レーザ溶接におけるキーホール形成・挙動の観察

①レーザ照射直後では，Mg や Zn などの TCE を多く含む A5083, A7075 では他の合金と比較して，キーホール深さやキーホール径が大きくなることがわかった．

②各アルミニウム合金のキーホール平均成長速度は TCE と正の相関を有し，R^2 = 0.97 であった．

2）キーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響

①A1050 ではキーホール形状はほとんど変化せず，安定していた．キーホール先端および溶融池から気泡形成し，気泡は固液界面にトラップされ，凝固とともにポロシティに成長することがわかった．

②A2024，A6061 では，キーホール形状はほとんど変化せず，安定していた．キーホールの先端からわずかに気泡が形成されるものの，気泡は溶融池を浮遊して消失することが確認された．

③A5083，A7075 では，キーホール内部では激しい蒸発によりキーホール形状は絶えず変化していた．蒸発に基づくキーホールの膨張により，膨張した一部が切り離されて気泡，ポロシティになることが確認された．

④キーホール形状に及ぼす TCE の影響を評価した結果，キーホール深さは TCE と正の相関を示し，それぞれ R^2 = 0.97 であった．また溶融池面積は熱伝導率と負の相関を示した．

3）レーザ吸収効率に及ぼす合金元素の影響

①レーザ吸収効率は，TCE が 2 %程度でピークを示し，58 %程度であった．

②レーザ吸収効率はキーホールのアスペクト比（深さと幅の比）の変化と一致しており，アスペクト比が小さい場合には，キーホール内からレーザが脱出しやすいため，吸収効率が低下すると推察される．

③各アルミニウム合金のプルーム発生量は，TCE と正の相関を示した．またキーホールの体積が大きいほうが，プルーム排出量が多いことを確認した．TCE が多い合金ではプルーム排出量が多く，結果，レーザ吸収効率が低下したと推察される．

以上の検討結果から，TCE を指標とすることで，レーザ溶接の安定性および吸収効率を推定することが可能であることがわかった．今後，溶接条件や継手形状の影響などを系統的に調査することによって，レーザ吸収効率，キーホール安定性を考慮したレーザ溶接向けの合金設計に活用できると考えられる．

第 5 章　アルミニウム合金のレーザ溶接におけるポロシティ生成機構の解明

5.1　緒言

アルミニウム合金は波長 1 μm 帯のレーザの吸収率が低く，熱伝導率が大きいため，キーホール/溶融池挙動が不安定になりやすく，ポロシティが発生しやすい．ポロシティは継手性能および製品品質に影響を与えるため，抑制することが望ましく，本質的な生成機構の理解が必須である．ポロシティは溶融池の挙動の結果として生成するものであり，溶融池挙動はキーホールからの熱輸送によって決定される．したがって，キーホールと溶融池の挙動を統合的に理解することが必要である．

本章では，X 線位相コントラスト法を用いて溶接条件・施工環境を変化させて，レーザ溶接現象の観察を試みた．大型放射光施設 SPring-8 の X 線ビームラインを利用し，各種アルミニウム合金に対して，レーザ出力 500 W に固定し，溶接速度，ファン On/Off を変化させて溶接現象を比較した．また同溶接条件下において，レーザ溶接時のプルーム観察を行い，キーホール内部現象との関連を調査した．ポロシティが発生したサンプルについては，ポロシティ内部のガス分析を行い，キーホール・溶融池挙動との関連を調査した．以上の観察・分析結果から，キーホール・溶融池の形成過程，ポロシティ形成メカニズムについて分析・考察を行った．

5.2　供試材および実験方法

アルミニウム合金のレーザ溶接現象を，X 線位相コントラスト法を用いて観察を行った．X 線位相コントラスト法によるその場観察方法，設備については第 2 章に記載の通りである．供試材には第 2 章で示したアルミニウム合金 A1050，A2024，A5083，A6061，A7075 を用いた．本研究ではビードオンプレート溶接を対象に観察を実施した．Fig. 5.1 に供試材の配置および溶接要領を示す．ビードオンプレート溶接には 70×30×3 mm の供試材を用いた．70×3 mm の面にビードオンプレート溶接を実施した．溶接中に発生するプルームを除去するために溶接進行方向からファンによってエアーを吹き付けた．ハネ径 200 mm のファンを用い，風量は 23 m^3/min と固定した．Table 5.1 に溶接条件表を示す．レーザ出力：500 W，溶接速度：8 mm/s，17 mm/s，Df (Defocusing distance：焦点外し距離)：-1 mm，ファン：On/Off とした．

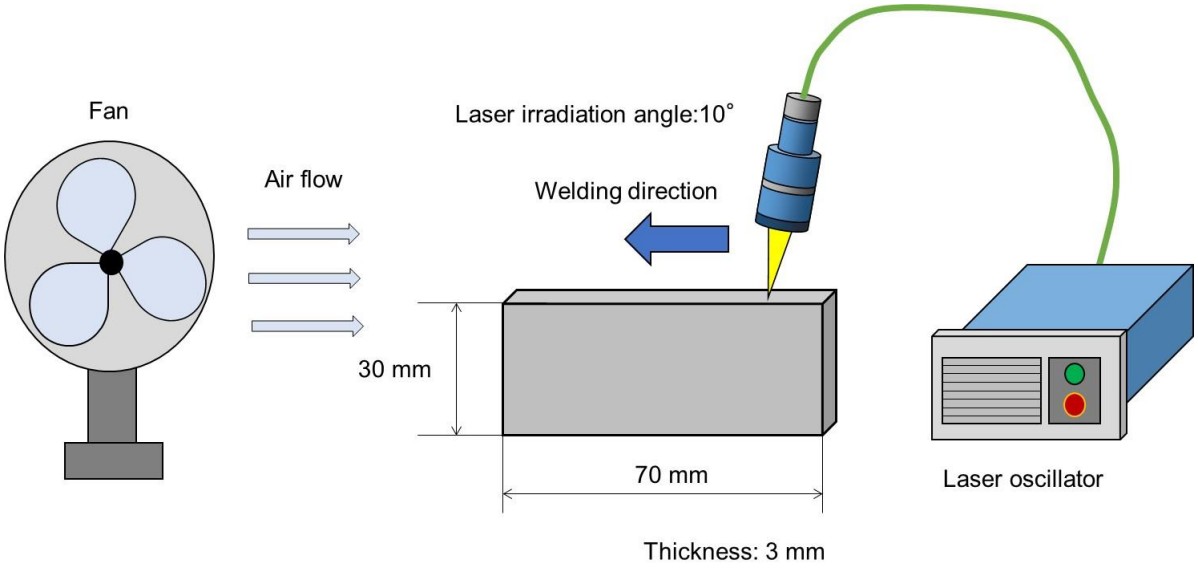


Fig. 5.1 Laser welding configuration.

Table 5.1 Laser welding conditions with A1050.

No.	Laser power (W)	Welding speed (mm/s)	Df (mm)	Fan
1	500	17	-1	On
2	500	17	-1	Off
3	500	8	-1	On

5.3 ポロシティ内部ガス成分に及ぼす溶接条件の影響

レーザ溶接条件が溶接現象に及ぼす影響を調査するために，溶接速度，ファン：On/Off を変化させて溶接試験を実施した．レーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On を基準条件とし，ファン：Off，溶接速度：8 mm/s に変えて溶接し比較した．Fig. 5.2 に溶接部外観，断面および X 線位相コントラスト画像を示す．Table 5.2 に溶接部形状，ポロシティ面積率，レーザ吸収効率の計測結果を示す．ポロシティ面積率は，X 線位相コントラスト画像を画像処理し，溶接部縦断面画像を作成し，算出した．

溶接速度：17 mm/s，ファン：Off の溶接条件では，ファン：On の場合と比較して，溶接部の面積が減少していた．またレーザ吸収効率は 39.9 %であり，減少していることを確認した．ファン：Off ではレーザ光路にプルームが存在しているため，プルー

ムによるレーザ吸収や屈折などの相互作用が発生する．結果，キーホール内部に到達するレーザは減少し，結果，吸収効率が低下したと考えられる．またファン：On/Off に関わらず，ポロシティの形状は球ではなく，涙型の形状をしていることが確認された．ファン：Off の場合には，ポロシティ面積率は約 3 倍に増加していた．

溶接速度：8 mm/s，ファン：On の溶接条件では溶接部面積は 0.6 mm^2 であり，増大していることを確認した．レーザ吸収効率は 62.9 %であった．吸収効率増加の原因については，後述する． X 線位相コントラスト画像からポロシティは不規則な形状であり，丸みを帯びた形状ではなかった．ポロシティ面積率は 45.6 %であり，溶接速度の低下によってポロシティが増加することが確認された．

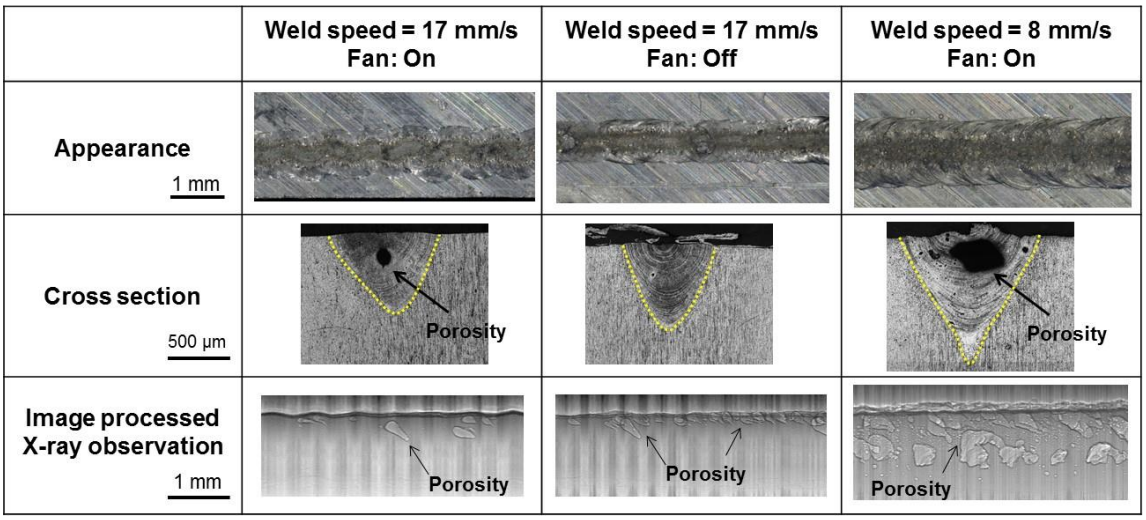


Fig. 5.2 Bead appearance, cross section and porosity iamges with different laser welding conditions.

Table 5.2 Bead shape, area ration of porosity, and laser absorption in laser welded samples with different conditions.

	Weld speed = 17 mm/s Fan: On	Weld speed = 17 mm/s Fan: Off	Weld speed = 8 mm/s Fan: On
Bead width (mm)	0.87	0.73	1.12
Weld depth (mm)	0.6	0.63	1.0
Weld area (mm^2)	0.36	0.30	0.60
Area ration of porosity (%)	6.4	18.4	45.6
Laser absorption (%)	48.8	39.9	62.9

Table 5.3 に各溶接条件において生成したポロシティの内部に存在するガスの分析を実施した. 溶接速度:17 mm/s, ファン:On の基準条件では, ポロシティ内部のガスは水素のみが検出された. 溶接速度:17 mm/s, ファン:Off の溶接条件では, 水素に加えて, 3 mol%窒素が含まれていた. 溶接速度:8 mm/s, ファン:On の溶接条件では, 水素:68 mol%, 窒素:31 mol%, アルゴン:1 mol%が含まれていることが確認された. 溶接速度:17 mm/s, ファン:On の溶接条件では, ポロシティ内部には水素のみが存在していることを考慮すると, 溶接速度:17 mm/s, ファン:Off, および溶接速度:8 mm/s, ファン:On の溶接条件では大気が巻き込まれた可能性が高い. 溶接速度, ファン On/Off によって, ポロシティの生成量が変化し, かつポロシティ内部に存在するガスの成分比が変化することがわかった.

Table 5.3 Results of gas componets analysis in porosity.

	Weld speed = 17 mm/s Fan: On	Weld speed = 17 mm/s Fan: Off	Weld speed = 8 mm/s Fan: On
N_2 (mol%)	0	3	31
H_2 (mol%)	100	97	68
Ar (mol%)	0	0	1

5.4 ポロシティ生成機構に及ぼすキーホール・溶融池挙動の影響

Fig. 5.3 にレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On の溶接条件での気泡・ポロシティ形成過程の観察結果を示す．画像を採取した開始位置を t = 0 ms とした．Fig. 5.3A では，t = 0 ms において，キーホールの底部が膨らんでいることが確認された．底部においてアルニウムミ合金が蒸発し，蒸発の圧力によってキーホール底部が膨らんでいると推定される．t = 3 ms, 6 ms ではキーホール底部で膨らんだ部分が切り離され，気泡となり，溶融池内を浮遊していることが確認される．t = 9 ms では溶融池内を浮遊していた気泡が固液界面にトラップされ，凝固が進むにつれて，ポロシティが涙型に成長していく様子が観察された．気泡の生成はキーホール底での蒸発に起因しており，気泡内部はアルミニウム合金の金属蒸気で満たされていると推察される．Fig. 5.3B では，t = 0 ms において，溶融池後方において（黄枠線内），気泡は存在していないが，t = 3 ms では小さな気泡が発生していることが確認された．t = 6 ms, 9 ms ではその気泡は大きくなっていた．t = 12 ms では気泡の右端が凝固し，凝固の進行とともにポロシティとして成長している様子が確認された．またキーホール径は約 40 μm であった．

Fig. 5.3A, B では，キーホール底から気泡が生成する場合と，溶融池後方において，溶融池から出現する場合の 2 パターンが観察された．いずれの場合も気泡は溶融池の凝固とともに固液界面にトラップされて，凝固とともに涙型のポロシティに成長した．また本溶接条件におけるポロシティ内部のガスは水素のみが検出されている．これらのデータからポロシティ生成メカニズムとしては，気泡生成の違いに基づく 2 つのケースがあると考えられる．1 つ目はキーホール底部でアルミニウム合金が過度に蒸発し，蒸発圧力よって，キーホール底部が膨張し，一部が切り離されて，気

泡が生成されるケースであり，Fig. 5.3A に該当する．気泡内部はアルミニウム合金の金属蒸気で満たされていると推定される．2 つ目は溶融池内から気泡が生成するケースであり，Fig. 5.3B に該当する．アルミニウム合金は固相のときよりも液相において，より多くの水素を溶解させることができる[114, 115]．液相中に溶解していた水素が溶融池の温度低下に伴い，固溶限に到達し，ガス化することによって気泡を形成したと推定される．温度が低い溶融池の後方にて多くの気泡が発生していたことからも示唆される．アルミニウムの固相において溶解できる水素量は以下の式で与えられる[116, 117]．

$$\log S = -0.652 - \left(\frac{2080}{T}\right) + \frac{1}{2}\log P \tag{5.1}$$

アルミニウムの液相において固溶できる水素量は以下の式で与えられる[116, 117]．

$$\log S = 1.356 - \left(\frac{2760}{T}\right) + \frac{1}{2}\log P \tag{5.2}$$

ここで，

S: 水素溶解量 [cc/100g]

T: 温度 [K]

P: 雰囲気の水素分圧 [mmHg]

である．

(5.1)式，(5.2)式からアルミニウムの固相，液相における水素溶解量は温度の低下とともに減少することがわかる．従って，沸点に近いキーホール近傍では多くの水素を固溶できるが，融点に近い固液界面近傍では，水素溶解量は減少する．仮に水素分圧を1気圧として，水素溶解量を算出した結果を Table 5.4，Fig.5.4 に示す．Table 5.4 には固相(933 K)，液相(943 K)，液相(2673 K)における水素溶解量を示す．液相(2673 K)と液相(943 K)における水素溶解量を比較すると，液相(2673 K)の水素溶解量は液相(943 K)の約 78 倍であることがわかる．つまりキーホール付近では多くの水素が溶解できるため，ガス化が起きず，気泡が溶融池内から発生することはないが，固液界面近傍では水素溶解量が減少するため，固溶限に達し，溶解していた一部の水素がガス化し，気泡を形成したと考えられる．また液相アルミニウム中(943 K)の水素の溶解量は固相(933 K)の約 20 倍であり，固相では溶解量は大きく低下する．固液界面にトラップされた気泡が成長しながら凝固したのは，液相中に溶解していた水素が凝固時の固溶限を超えたため，ガス化し，ポロシティが成長しながら凝固したと推測される．

水素の供給源としては，供試材表面に付着していた水素，供試材中に元来固溶

していた水素，大気中の水蒸気などが考えられる．本試験で使用した供試材中に含まれる水素量を計測した結果，1.4 mL/100 g であった．またアルミニウムの表面に形成している酸化皮膜はアモルファスの酸化アルミニウムからなる緻密なバリア層と酸化アルミニウムの水和物からなる多孔質層で構成されており，多孔質層は水分を蓄積しやすい[118]．さらに融点が 2323 K，比重は 3.75-4.0 程度であるため，溶融池に沈み，水素の供給源となり得る．本試験では表面の酸化皮膜は除去せずに溶接を実施したことから，酸化皮膜から水素が供給された可能性が考えられる．母相および酸化皮膜に含まれる水素量（1.4 mL/100 g 以上）を Fig. 5.4 中に青色でハッチングした．水素分圧を 1 気圧と仮定し，過剰に見積もっているが，約 1250 K において固溶限に到達しており，温度が低い溶融池後方では，水素ガスが発生すると考えられ，観察結果と一致する．

標準的なアルミニウム合金の酸化皮膜の状態を理解するために，STEM (Scanning Transmission Electron Microscope)を用いて，表面近傍の観察を行った．Fig. 5.5 に A5083 母材の表面近傍の STEM による観察結果を示す．観察に際し，表面の保護のため，供試材表面に W 蒸着と C 蒸着をして観察した．アルミニウム合金の結晶の直上に 14 nm 程度の酸化皮膜が確認された．酸化膜は場所によらず，10-20 nm の厚みであった．アルミニウム合金の表面には 10-20 nm 程度の酸化皮膜に覆われていることがわかった．アモルファス層と多孔質層を確認することはできなかったが，酸化アルミニウムの水和物は供給源の一つであると考えられる．

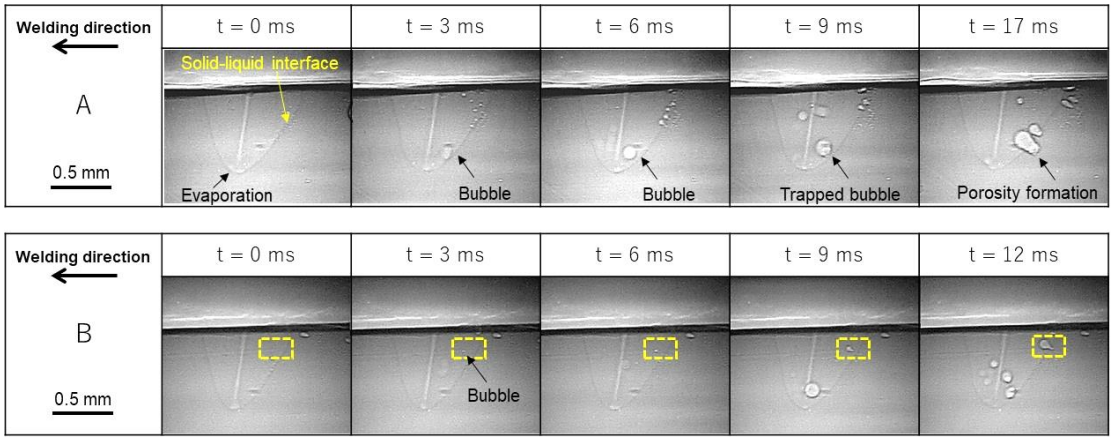


Fig. 5.3 Weld phenomena observation results by X-ray phase contrast (Weld speed: 17 mm/s, Fan: On).

Table 5.4 Dissolution amount of hydrogen in Al at hydrogen partial pressure 1 atm.

Temperature (K)	933 (Solid)	943 (Liquid)	2673 (Liquid)
Dissolution amount of hydrogen in Al (mL/100 g)	0.036	0.74	58.05

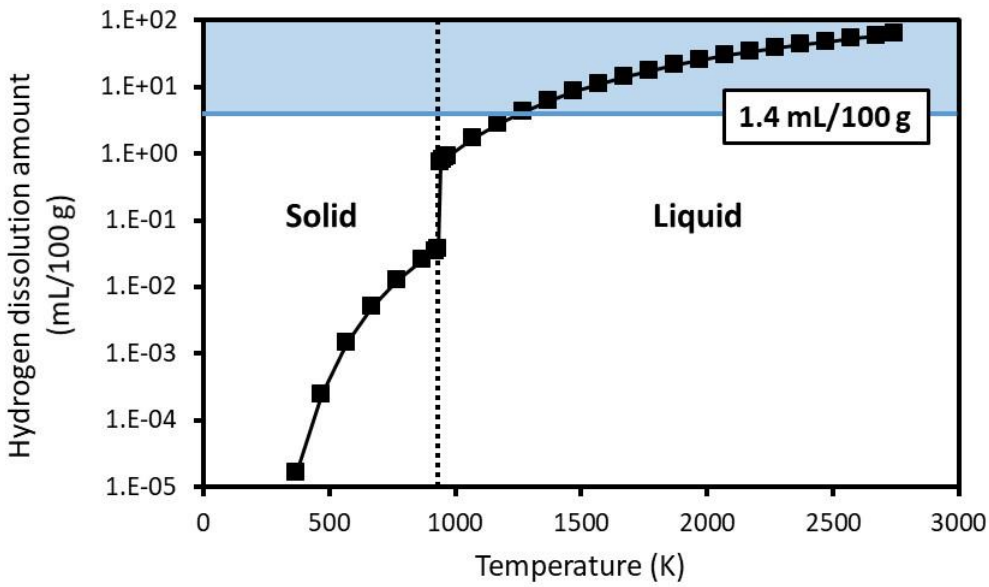


Fig. 5.4 Relationship between temperature and hydrogen dissolution amount in Al at hydrogen partial pressure 1 atm.

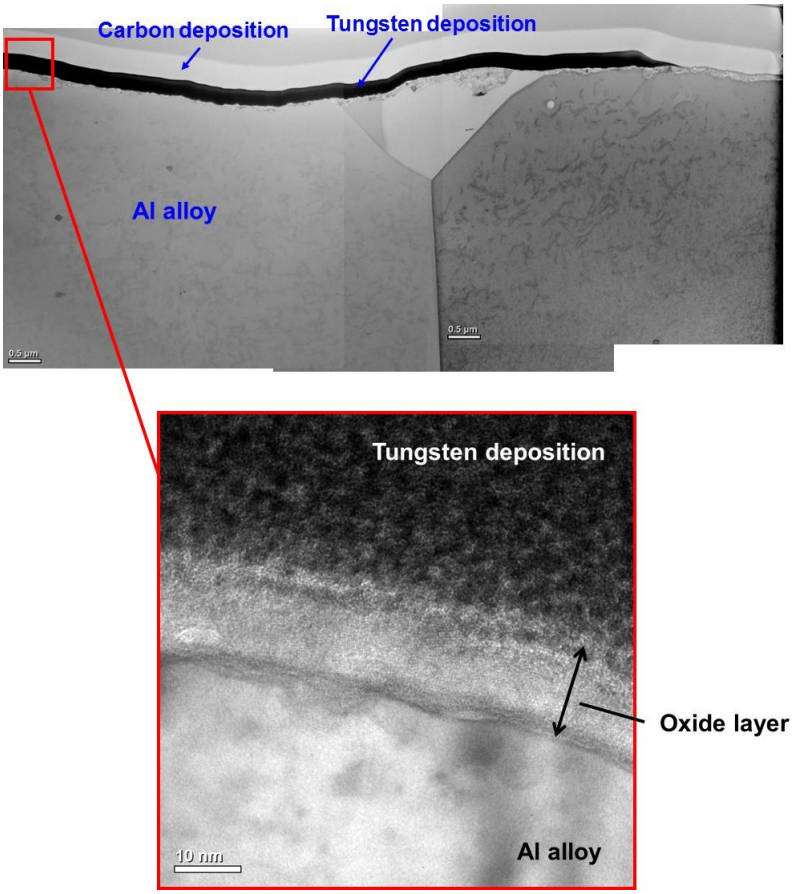


Fig. 5.5 STEM observation in material surface of A5083.

Fig. 5.6 にレーザ出力:500 W, 溶接速度:17 mm/s, Df:-1 mm は変更せず, ファン:Off に変更した場合の気泡・ポロシティ形成過程の観察結果を示す. 画像を取得した開始位置を t = 0 ms とした. Fig. 5.6A では, t = 0 ms, 5 ms において, キーホール底部や中部において, キーホールが膨張していることが確認された. 過剰な蒸発に起因する圧力によってキーホール底部や中部が膨らんでいると推定される. t = 7 ms, 8 ms では, 過剰な蒸発によって膨張したキーホールの一部が固液界面にトラップされる様子が確認される. t = 10 ms では, トラップされた部分を起点にポロシティが成長している様子が観察された. またファン:On の溶接条件と比較するとキーホールの径は増加しており, 50-60 μm 程度であった.

Fig. 5.6B では, t = 0 ms において, 溶融池後方において(黄枠線内), 気泡は存在していないが, t = 8 ms では小さな気泡が発生していることが確認された. t = 11 ms では気泡は位置を変えずに 15 μm 程度ずつ徐々に大きくなっていた. t = 17 ms, 27 ms では気泡の右端が凝固し, 凝固の進行とともにポロシティとして成長している

様子が確認された.

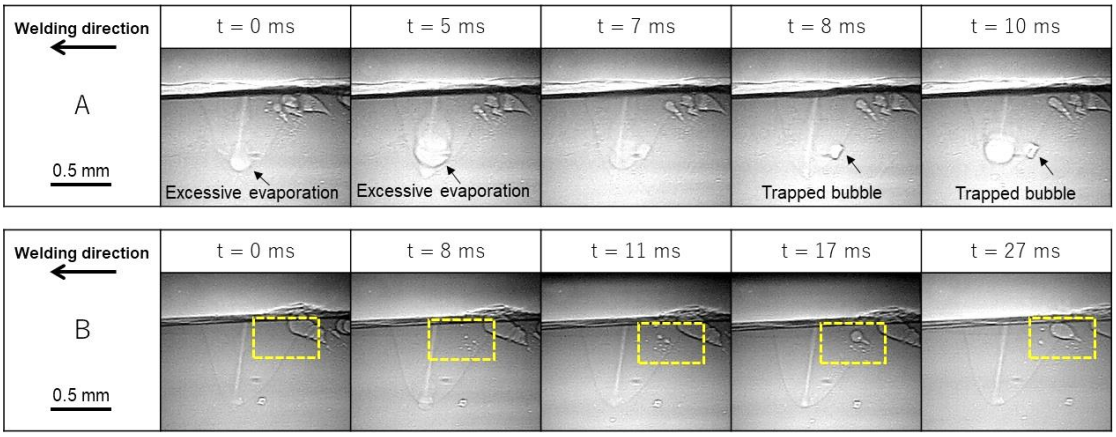


Fig. 5.6 Weld phenomena observation results by X-ray phase contrast (Weld speed: 17 mm/s, Fan: Off).

Fig. 5.7 にレーザ出力:500 W, Df:-1 mm, ファン:On は変更せず, 溶接速度: 8 mm/s に変更した場合の気泡・ポロシティ形成過程の観察結果を示す. 画像を採取した開始位置を t = 0 ms とした. Fig. 5.7A では, t = 0 ms において, キーホール底部や中部において, キーホールが膨張していることが確認された. 過剰な蒸発に基づいた圧力によってキーホール底部や中部が膨らんでいると推定される. t = 1 ms, 2 ms では, 過剰な蒸発によって膨張したキーホールの一部が固液界面にトラップされる様子が確認される. t = 8 ms では, トラップされた部分を起点にポロシティが成長している様子が観察された. t = 33 ms では, いびつな形のポロシティが形成されていることが観察された. またキーホールの径は他の溶接条件と比較すると大きくなっており, 80 μm 程度であった.

Fig. 5.7B では, t = 0 ms において, 溶融池後方において(黄枠線内), 20 μm 程度の小さな気泡の存在が確認される. t = 4 ms, 6 ms では気泡が涙型に徐々に大きく成長していることが確認された. t = 7 ms では, キーホールの底部から中部において過度な蒸発が発生している様子が観察された. また t = 6 ms に確認された涙型の小さな気泡は消失し, t = 11 ms においてもその存在は確認できない. 激しい蒸発が起こる溶接条件下では, 気泡がポロシティとして成長している状況でも, 激しい蒸発, 溶融池の攪拌により, 成長中のポロシティを消失させることがあることが確認された. また本条件では溶融池内部で激しい沸騰が起こっていた. キーホール形状は一定でなく, 絶えず形状を複雑に変化させていた. 結果, キーホールアスペクト比

は小さくなっているが，レーザがキーホールから脱出しにくい状態となっており，レーザ吸収効率が増加したと推測される．

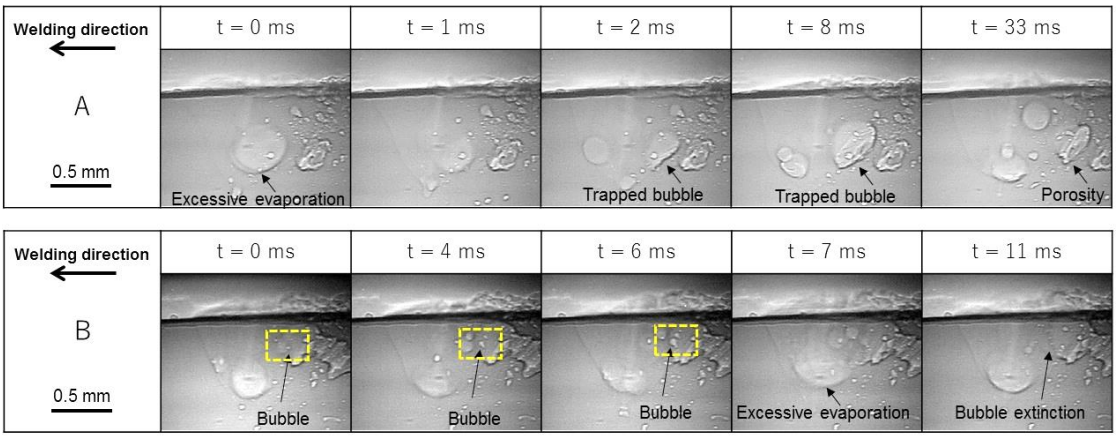


Fig. 5.7 Weld phenomena observation results by X-ray phase contrast (Weld speed: 8 mm/s, Fan: On).

ファン：Off（Fig. 5.6），溶接速度：8 mm/s（Fig. 5.7）の溶接条件ではポロシティ内部のガスから窒素とアルゴンが検出されている．これらの溶接条件ではシールドガスは使用しておらず，溶接部の雰囲気は大気となっている．従って，ポロシティ内部の窒素やアルゴンは大気中の成分が溶接部に侵入した結果と推定される．溶接速度：17 mm/s，ファン：On（Fig. 5.3）の溶接条件では大気成分は検出されなかったことから，溶接条件によって溶接部内に侵入するガスが異なり，結果，ポロシティ内部のガスを構成する成分も変化したと考えられる．

いずれの溶接条件でも溶接部の雰囲気は大気であることを考慮すると，大気成分の侵入経路はキーホールと推定される．X 線位相コントラスト法による溶接部の観察結果から，キーホールの過剰な蒸発に基づく膨張が大気成分混入の要因と考えられる．大気成分が検出されなかった溶接速度：17 mm/s，ファン：On（Fig. 5.3）の条件では，キーホール底部でわずかな膨張に基づく気泡の生成は観察されたものの，キーホールの底部や中部において大きく膨張するような現象は観察されなかった．一方，大気成分が検出されたファン：Off（Fig. 5.6），溶接速度：8 mm/s（Fig. 5.7）の条件では，キーホールの底部や中部で激しい蒸発が起こり，キーホールの膨張を引き起こしていた．Fig. 5.8 にキーホール挙動に起因するポロシティ生成機構を示す．キーホール内部は金属蒸気で満たされており，絶えず，キーホールの外に向かって金属蒸気が噴出している状態である．キーホールが安定している溶接速度：

17 mm/s，ファン：On（Fig. 5.3）の条件では，金属蒸気の量も一定であり，キーホールを通じて一定量の金属蒸気が噴出しており，金属蒸気の噴出流に逆らい大気成分は侵入しにくいと考えられる．一方，キーホール内部で過剰な蒸発が起こると一時的にキーホール内部の圧力は上昇し，キーホールは膨張する．過剰に蒸発した金属蒸気はキーホールを通じて，外部に排出されるが，キーホール内部で液体に戻る蒸気も存在していると推定される．金属蒸気がキーホール内壁で液体に戻るとキーホール内部の圧力は急激に低下するため，瞬間的にキーホール内部が負圧になると推察される．負圧になった瞬間に大気成分がキーホールを通じて吸引され，ポロシティ内部のガスとして残存したと推定される．

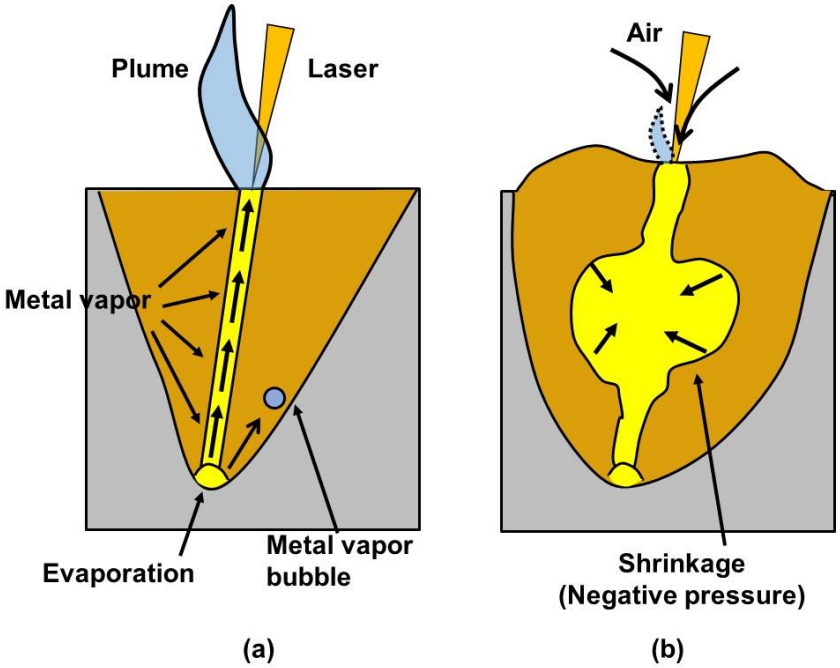


Fig. 5.8 Meachnism of porosity formation based on keyhole behavior (a) Weld speed: 17 mm/s, Fan: On, (b) Weld speed: 8 mm/s and/or Fan: Off.

Fig. 5.9 に安定したキーホールが形成されていた溶接条件（溶接速度：17 mm/s，ファン：On）におけるプルームと溶融池表面を高速度カメラで観察した結果を示す．サンプリングレートは 10 kHz であり，プルーム用カメラと溶融池用カメラは同期して撮影している．溶接途中のあるタイミングを t = 0 ms とした．本溶接条件ではプルームの高さやプルームの噴出角度は大きく変化していないことが確認された．また溶融池の挙動も大きな変化はなく安定していた．プルームが絶えずキーホールから噴出しており，大気がキーホール内部へ侵入しにくい状態であると推察される．

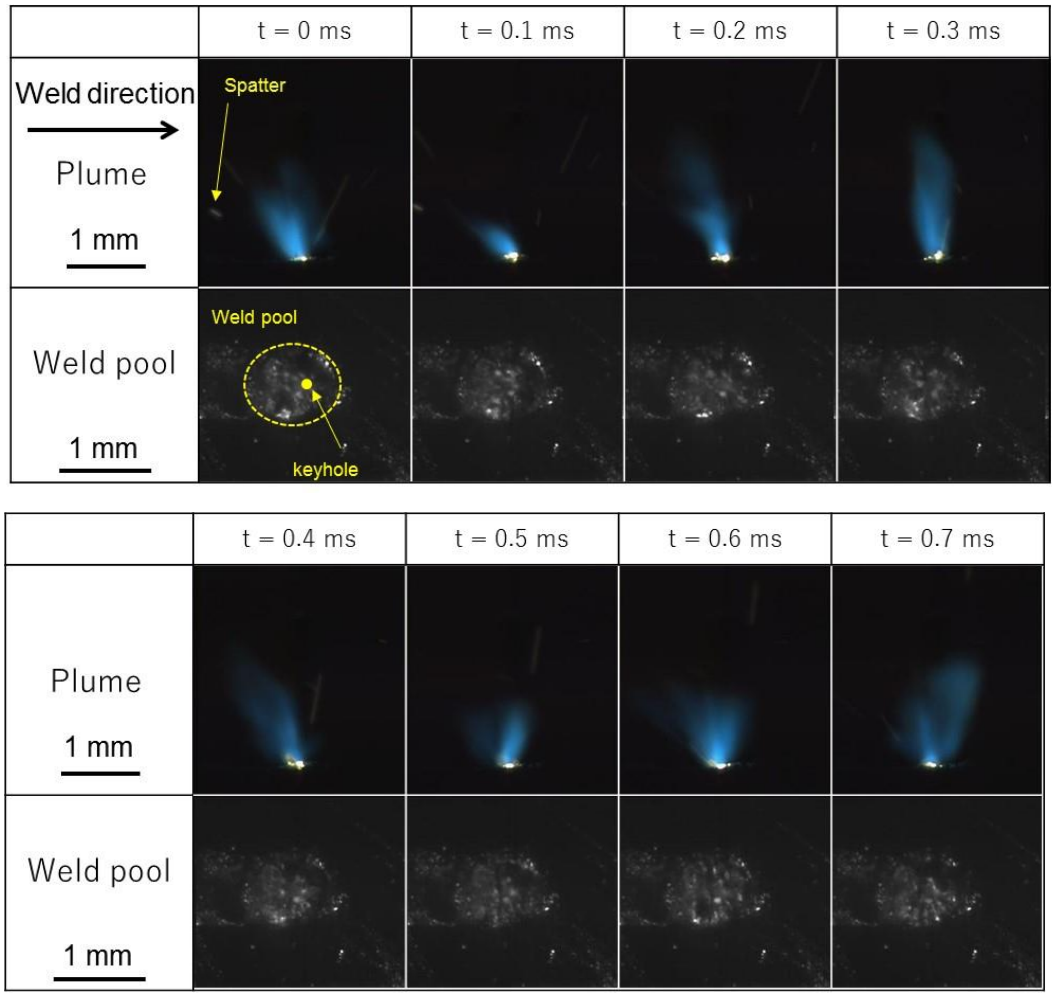


Fig. 5.9 Plume and weld pool observation results by high speed video camera (Weld speed: 17 mm/s, Fan: On).

Fig. 5.10 にキーホール内部で過度な蒸発・膨張が発生している溶接条件（溶接速度：8 mm/s，ファン：Off）のプルームと溶融池表面を高速度カメラで観察した結果を示す．本溶接条件におけるプルーム挙動はプルーム高さの変化，噴出角度の変化，プルーム発生の有無が確認された．t = 0.1 ms, 0.4 ms, 0.5 ms において，プルームは観察されず，本観察設備の感度の限界に達したと考えられる．また t = 0.7 ms ではプルームが溶接進行方向後方に向かって噴出していることが観察された．本溶接条件では溶融池は盛り上がっていることが多く，キーホール内部の膨張によって，キーホールの周囲の溶融池が押し上げられた結果と推察される．t = 0.7 ms のようにプルーム噴出角度が大きく変化するのは，押し上げられた溶融池にレーザが照射されることでレーザの照射角度が変化し，プルーム噴出角度が変化したと推

察される．また t = 0.1 ms, 0.4 ms, 0.5 ms ではプルームの噴出が観察されなかった．本溶接条件では溶融池が絶えず盛り上がっており，プルームの噴出はキーホール内部の膨張と連動していると考えられる．瞬間的に蒸発量が増加し，キーホールの膨張が発生する．膨張したキーホールから多量のプルームが排出されるが，その後，蒸発量が元に戻るとプルーム排出量は減少し，一時的に観察されなくなると推定される．さらには膨張したキーホール内部の一部の金属蒸気が冷やされ溶融金属になるとキーホール内部の圧力は負圧になり，キーホールを通じて大気が取り込まれると推察される．

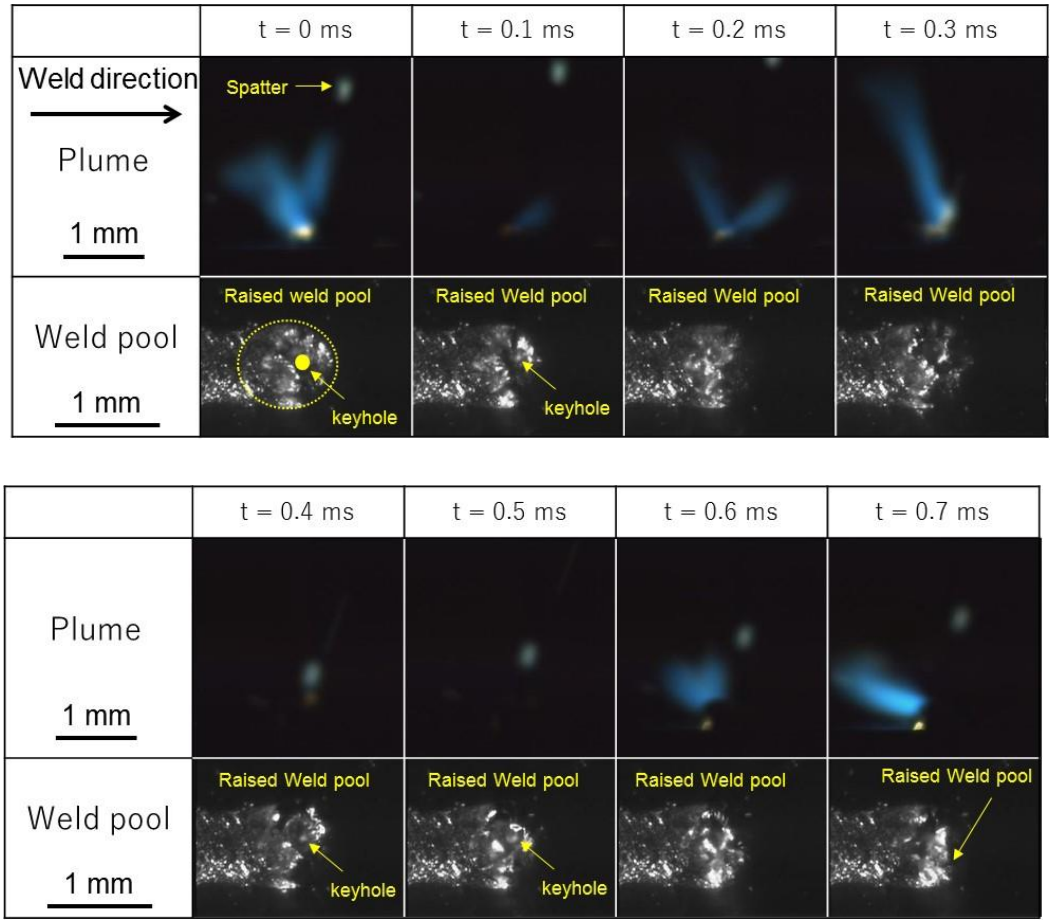


Fig. 5.10 Plume and weld pool observation results by high speed video camera (Weld speed: 8 mm/s, Fan: Off).

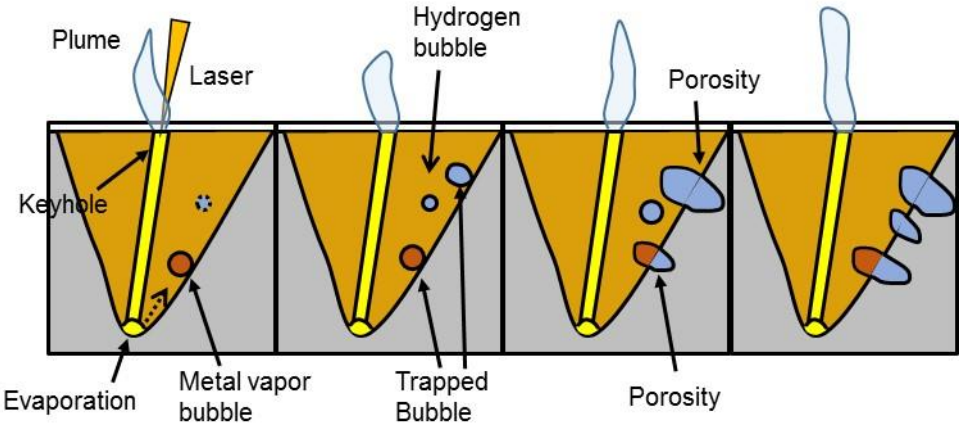
Table 5.5 にプルーム計測結果と示す. プルーム角度は水平面に対して垂直位置を 0°とし, プルーム角度を絶対値で計測した. キーホールが安定している溶接条件(溶接速度:17 mm/s, ファン:On)では, 標準偏差やプルーム噴出角度が小さくプルームの発生挙動も安定していることが確認された. キーホール内部挙動と連動してプルームが噴出していると示唆された.

Table 5.5 Plume height analysis results.

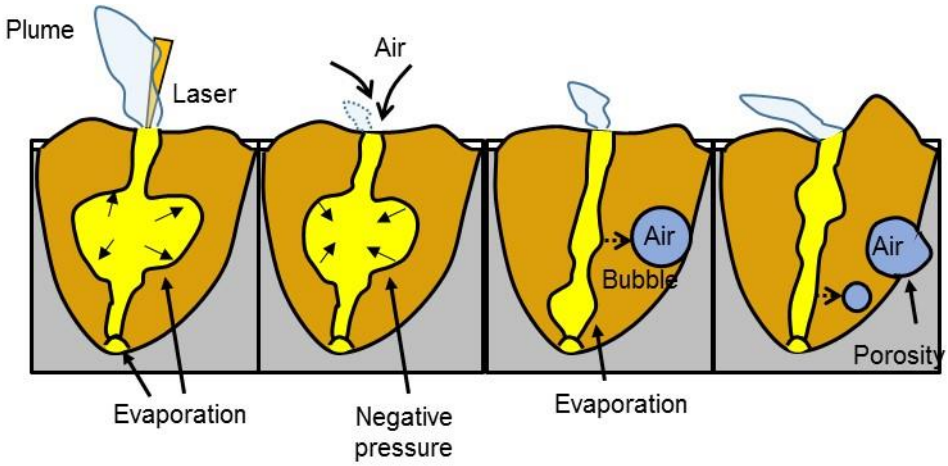
	Average Plume height (mm)	Standard deviation of plume height (mm)	Plume height maximum (mm)	Plume height minimum (mm)	Average Plume angle (°)
Weld speed:17 mm/s Fan:On	1.15	0.32	1.55	0.49	19
Weld speed:8 mm/s Fan:Off	0.8	0.65	2.04	0	44

Fig.5.11 に本溶接条件におけるポロシティ形成機構を示す. キーホールが安定している溶接条件(Welding speed:17 mm/s, Fan:On)ではポロシティの元になる気泡の形成は 2 つのパターンがある. 1 つ目はキーホール底でのアルミニウム合金の蒸発によって気泡が生成する. 生成した気泡はアルミの金属蒸気で満たされているが, 固液界面でトラップされて凝固時には溶融池内の水素がガス化することによって凝固時に成長しながらポロシティを形成する. 2 つ目は表面酸化皮膜などから供給された水素が凝固時に固溶限を到達し, ガス化して気泡を形成する. 溶融池内から出現した気泡は固液界面にトラップされ, 固溶水素のガス化により成長しながらポロシティを形成する.

一方, キーホールが不安定な溶接条件(Welding speed:17 mm/s, Fan:Off and Welding speed:8 mm/s, Fan:On)では固溶した水素の気泡化に加えて, キーホール内部の過剰な蒸発により, キーホールが膨張し, 一部が切り離されて気泡が発生する. キーホールが膨張した後, 金属の蒸発量が元に戻ると, 一部の金属蒸気は溶融金属に戻り, キーホール内部は負圧になる. キーホールを通じて大気が取り込まれ, 一部が気泡内に閉じ込められる. 結果, 大気成分を含むポロシティが形成されると考えられる.



(a) Stable keyhole condition; welding speed: 17 mm/s, Fan: On



(b) Unstable keyhole condition; welding speed: 8 mm/s, Fan: On or Welding speed: 17 mm/s, Fan: Off

Fig. 5.11 Schematic illustration of porosity formation mechanism.

5.5 ポロシティ生成に及ぼす合金元素の影響

Fig. 5.12 に各種アルミニウム合金に対し，レーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On の条件で溶接した供試材の外観，断面，X 線観察結果を示す．X 線観察結果は X 線位相コントラスト画像を画像処理し，溶接部縦断面画像を作成した．Table 5.6 に断面および X 線観察結果から計測した溶接部形状，ポロシティ面積率，さらにはカロリーメトリ法で求めたレーザ吸収効率を示す．断面観察の結果，ポロシティが観察されたのは A1050 のみであった．X 線位相コントラスト画像から A5083，A7075 にもポロシティが確認された．A1050 ではポロシティ面積率は 6.4 %であったが，他の合金では 2 %以下であり，ポロシティはあまり発生していなかった．

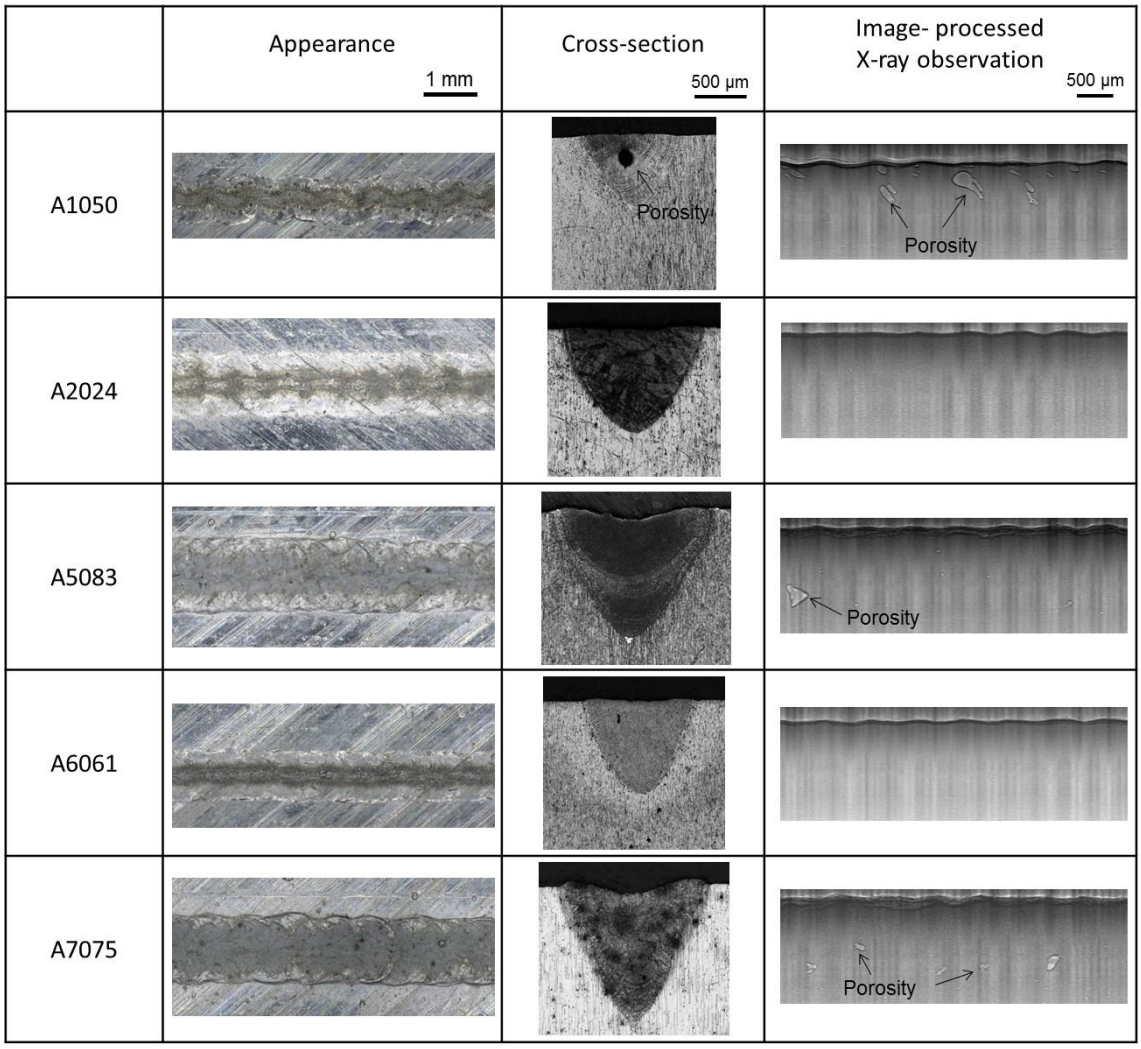


Fig. 5.12 Weld appearance, cross section, image-processed X-ray observation of A1050, A2024, A5083, A6061, A7075.

Table 5.6 Bead shape, area ration of porosity and laser absorption laser welded samples with different type Al alloys.

	A1050	A2024	A5083	A6061	A7075
Bead width (mm)	0.87	1.4	1.63	1.08	1.43
Weld depth (mm)	0.6	1.03	1.23	0.89	1.35
Weld area (mm^2)	0.36	0.98	1.34	0.66	1.22
Area ration of porosity (%)	6.4	0.3	1.6	0.1	1.8
Laser absorption (%)	48.8	57.7	53.6	55.8	48.7

第 4 章の Fig. 4.6 に示したように，A2024 と A6061 ではキーホール先端から気泡が生成するものの，ポロシティとして残ることはほとんどなかった．キーホール先端から生じた気泡はアルミニウム合金の蒸気であるため，温度が下がると液体に戻るため，消失したと推察される．A5083 と A7075 では，キーホール径が絶えず変化する不安定な状態であった．5.4 節で議論したように，キーホールが不安定な溶接では，大気成分が溶接部に混入することが確認された．A5083，A7075 においても，同様の現象が起こり，ポロシティを形成したと推察される．

Fig. 5.13 に各種アルミニウム合金の母材中に含まれる水素の分析結果を示す．含有水素量は A1050 が最も多く，他の合金と比較して 1.5-2 倍程度の水素量を含有していた．アルミニウム合金の表面には水を含む多孔質の酸化皮膜が存在している．酸化皮膜の融点は 2323 K と高く，比重が 3.75-4.0 であるため，溶接時には溶融池内に侵入し，酸化物から水素を放出することが知られている [118, 119]．A1050 では供試材表面の酸化皮膜および材料内部に存在していた水素量が他の合金よりも多いために，溶接時に溶融池に溶存した水素量が多くなり，凝固時に水素の固溶限を超えたために，他の合金よりも多くのポロシティが発生したと推察される．

Fig. 5.14 に各アルミニウム合金におけるポロシティ形成メカニズムを示す．Fig. 5.14(a)A1050 では，5.4 節で議論したように，キーホール底での金属蒸気の気泡と溶存した水素が固溶限に到達し，ガス化し気泡が溶融池内に存在し，固液界面にトラップされることにより，ポロシティとして成長する．Fig. 5.14(b)A2024，A6061 で

はキーホール底から金属蒸気が気泡として出現するが，金属蒸気の温度低下とともに液化し消失する．Fig. 5.14(c)A5083，A7075 ではキーホール内部での激しい蒸発によって，キーホール形状が大きく変動する．蒸発量が多い場合にはキーホールが局所的に膨張する．膨張後，キーホール内の一部の金属蒸気が冷やされ，溶融金属になるとキーホール内部の圧力は負圧になり，キーホールを通じて大気が取り込まれる．取り込まれた大気を含んだ気泡が形成され，固液界面にトラップされて，ポロシティを形成すると考えられる．

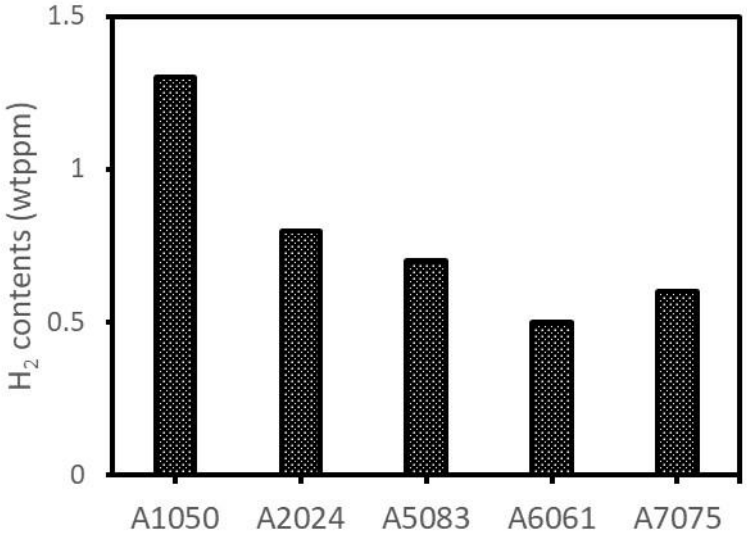
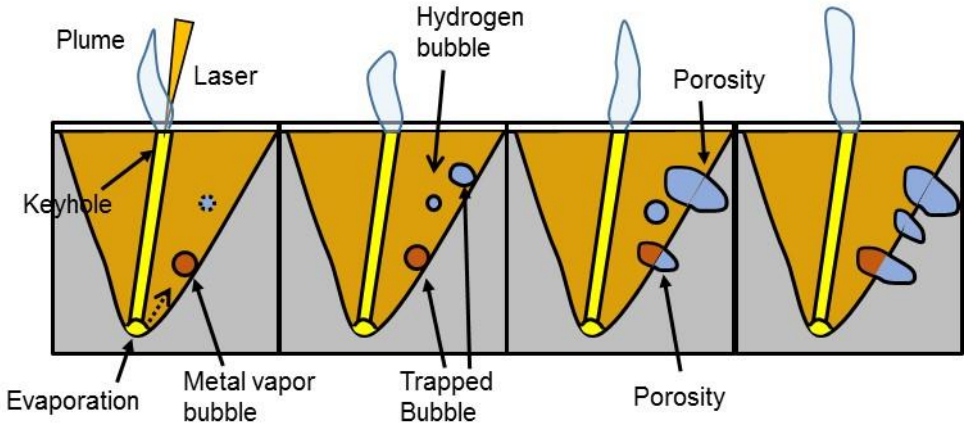
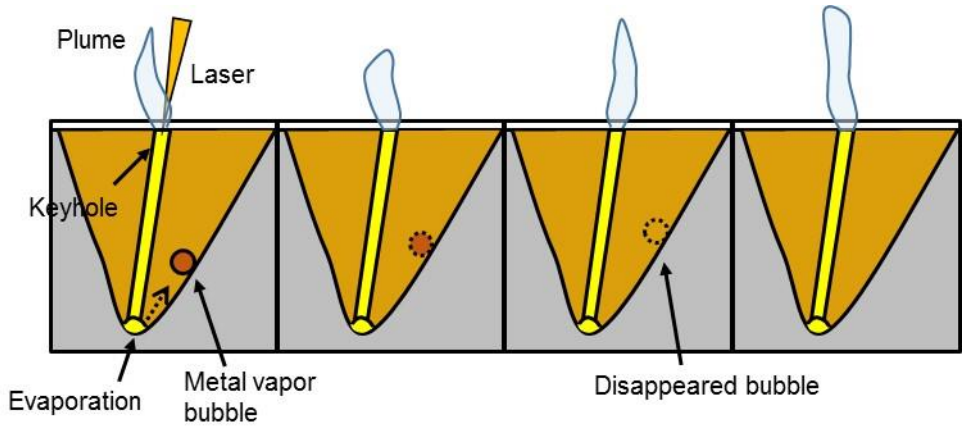


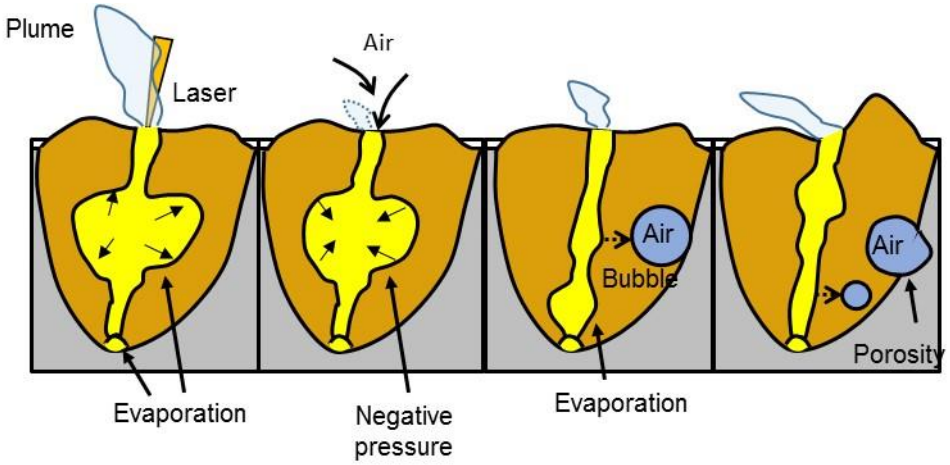
Fig. 5.13 Results of H_2 contents in each type of aluminum alloys.



(a) Case in A1050



(b) Case in A2024, A6061



(c) Case in A5083, A7075

Fig. 5.14 Schematic illustration of porosity formation mechanism.

5.6 結言

本章では，各種アルミニウム合金を対象とし，X 線位相コントラスト法を用いてポロシティ生成メカニズムの解明に取り組んだ．得られた X 線画像から気泡の生成過程，ポロシティ形状を詳細に計測した．ポロシティ内部のガス成分分析を実施し，溶接条件との関係を調査し，ポロシティ生成メカニズムを考察した．得られた結果は以下の通りである．

1）ポロシティ内部ガス成分に及ぼす溶接条件の影響

①溶接速度，ファン On/Off を変えて溶接した結果，溶接速度が 8 mm/s の場合，ファン：Off の場合にはキーホールが不安定となった．ポロシティ面積率は溶接速度が 17 mm/s から 8 mm/s にすると 6.4 %から 45.6 %に増加した．ファン：On から Off にすると 6.4 %から 18.4 %に増加した．

②ポロシティ内部のガス分析の結果，溶接速度：17 mm/s，ファン：On の場合は水素のみが検出された．溶接速度：17 mm/s，ファン：Off の場合は水素に加え，3 %窒素が検出された．溶接速度：8 mm/s，ファン：On の場合は，31 %窒素，68 %水素，1 %アルゴンが検出された．溶接条件によってポロシティ内部に含まれるガスが異なることを確認した．

2）ポロシティ生成機構に及ぼすキーホール・溶融池挙動の影響

①X 線位相コントラスト法による観察結果から，ポロシティはキーホールの過剰な蒸発に基づく気泡形成に起因する場合と，固溶していた水素が溶融池から出現する場合が確認された．

3）ポロシティ生成に及ぼす合金元素の影響

①レーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On の溶接条件において，A1050 の溶接部のポロシティ発生量が多く，ポロシティ面積率は 6.4 %であった．

②各アルミニウム合金の母材に含まれる水素量を分析した結果，他の合金よりも 1.5-2 倍含まれていた．合金表面の酸化皮膜からの水素の混入と合わせ，凝固時の水素の固溶限を超えたため，A1050 ではポロシティが多く発生したと考えられる．

③A2024，A6061 ではキーホール底から金属蒸気が気泡として出現するが，金属蒸気の温度低下とともに液化し，消失することが確認された．

④A5083，A7075 ではキーホールの局所的な膨張により，キーホール内の一部の金属蒸気が冷やされ，キーホール内部が負圧になり，キーホールを通じて大気が取り込まれ，大気を含んだ気泡が形成され，固液界面にトラップされて，ポロシティを形成すると考えられる．

以上のことから，アルミニウム合金のレーザ溶接では溶接条件，材質，表面状態など複数の要因によって，ポロシティが発生することがわかった．各ポロシティ発生メカニズムに応じた対策を講じることで，効果的にポロシティを抑制でき，高品質なアルミニウム合金のレーザ溶接に寄与すると考えられる．

第 6 章　アルミニウム合金のレーザスポット溶接における凝固割れ現象の解明

6.1　緒言

アルミニウム合金展伸材は成分によって，1000 系から 7000 系に分類される．アルミニウム合金の溶接における課題の一つに高温割れがある．高温割れが発生すると，溶接部の機械的特性，熱的特性，電気的特性，気密性などは保証されず，致命的な欠陥となり得るため，抑制することが望ましい．1000 系アルミニウム合金は工業用純アルミニウムであり，高温割れ感受性をほとんど示さないが，他の合金では高温割れが発生することが報告されている[76, 120-122]．

高温割れは凝固脆性温度領域（BTR：Brittleness Temperature Range）と延性低下温度領域（DTR：Ductility-dip Temperature Range）で発生する割れのことを指す[123-125]．BTR は液相線温度と固相線温度の範囲であり，この温度範囲では固液が共存するため，極めて延性が低い．DTR は，BTR よりも低温度領域であり，再び延性が低下する温度範囲を指す．BTR で発生する割れには，溶接金属で発生する凝固割れと熱影響部や多層溶接金属で発生する液化割れがある．DTR で発生する割れには，溶接金属および熱影響部，多層溶接金属で発生する延性低下割れがある．凝固割れは最終凝固部において溶質元素の濃化が起こり，局所的な融点の低下が起こり，液膜を形成する．液膜に凝固時の引張ひずみが作用することにより割れが発生する．

アルミニウム合金の溶接時の割れは凝固割れ，液化割れであると報告されている[76, 122]．高温割れは凝固時の短期間で発生し，発生箇所は溶接部内部であることも多い．そのため，化学組成や溶接条件・継手の影響，または凝固過程の観察や凝固組織や破面から割れ発生原因に関する個別の調査が多く，高温割れの現象を時間的・空間的に可視化し，凝固プロセスとの関係を統一的に調査した事例はない．SPring-8 の X 線を用いて，X 線位相コントラスト法を適用することで，高温割れの現象を時間的・空間的に可視化することができると考えられる．従って，本章では高温割れが発生しやすいアルミニウム合金を用いて，レーザスポット溶接を実施し，溶融・凝固・高温割れ発生挙動を X 線位相コントラスト法にて観察を行った．観察結果に基づき，レーザスポット溶接時の熱輸送と凝固プロセスの関係を評価し，高温割れの発生機構を調査した．各アルミニウム合金における凝固・高温割れ挙動を比較し，添加元素の影響を調査した．

6.2 供試材および実験方法

6.2.1 X 線位相コントラスト法によるレーザスポット溶接現象の観察方法

アルミニウム合金のレーザスポット溶接現象を，X 線位相コントラスト法を用いて観察を行った．供試材には第 2 章で示したアルミニウム合金 A1050，A2024，A5083，A6061，A7075 を用いた．供試材の寸法は，A1050，A2024，A5083，A6061 は 70×30×2 mm であり，A7075 は 70×30×3 mm とした．Fig. 6.1 にレーザスポット溶接のセッティングを示す．反射光を避けるため，レーザを 10° 傾けて照射した．レーザ誘起プルームを除去するためにファンを用いて，空気を溶接部周辺に流した．ハネ径 200 mm のファンを用い，風量は 23 m^3/min と固定した．

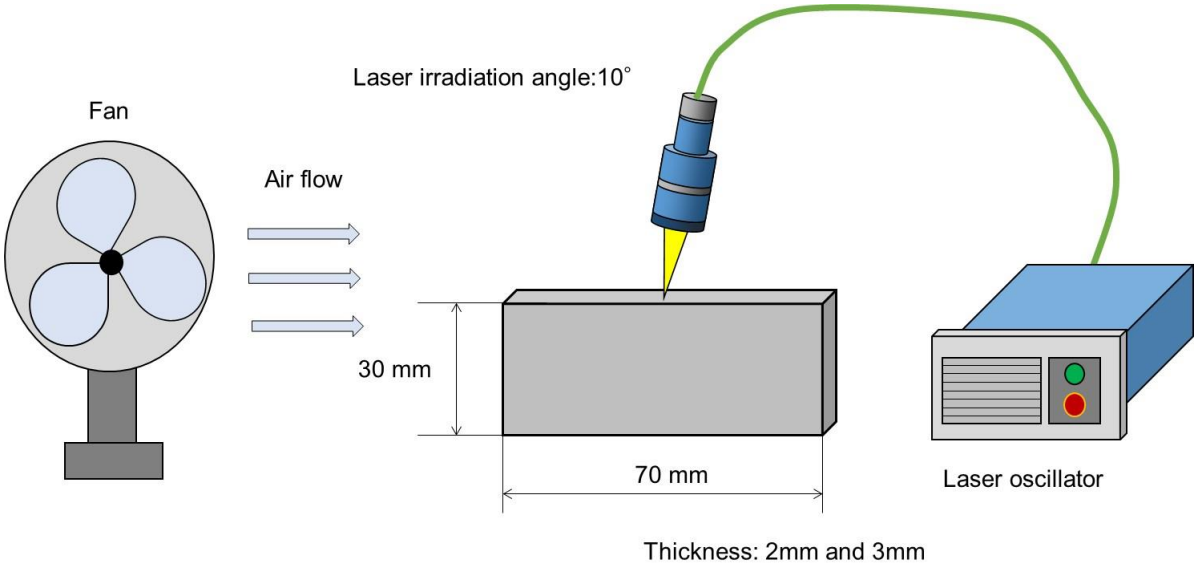


Fig. 6.1 Schematic illustration of laser spot welding setting.

X 線位相コントラスト法によるその場観察方法，設備については第 2 章に記載の通りである．Table 6.1 に本章で用いたレーザスポット溶接条件を示す．各アルミニウム合金に対して，レーザ出力：500 W，Df: -1 mm，ファン：On とし，レーザ照射時間を 10 ms，50 ms と変化させてレーザスポット溶接し，溶融・凝固・高温割れ挙動を調査した．

Table 6.1 Laser spot welding conditions.

Laser spot welding condition	Laser power (W)	Irradiation time (ms)	Df (mm)	Fan
	500	10, 50	-1	With

高温割れ形態を調査するためにX線CTを用いて，溶接部の内部形態を観察した．また高温割れの破面および溶接部の組織を観察するために走査型電子顕微鏡を用いた．溶接部の結晶方位解析をSEM/EBSP法（電子後方散乱回折像法：Electron Backscatter Diffraction Pattern）により実施した．観察方法は第2章に記載の通りである．

6.3 レーザスポット溶接時の凝固割れの観察

Fig. 6.2に各種アルミニウム合金に対し，レーザスポット溶接中の挙動をX線位相コントラスト法で観察した結果を示す．溶接条件はレーザ出力：500 W，レーザ照射時間：50 ms，Df：-1 mm，ファン：Onとした．レーザ照射完了直前を t = 0 msとした．いずれの合金種においてもレーザ照射 2 ms 後にはキーホールが消失していることが確認された．Fig. 6.2(a)のA1050ではレーザ照射完了後，1 ms以内にキーホールは消失しており，溶融池内部に複数の気泡が発生していた．t = 2 msでは固液界面がほぼ消失し，t = 3 ms では溶接部の上部にくぼみが形成されていた．A1050 では溶接部に割れは確認されなかった．A1050 は純アルミニウムであり，Al以外の元素添加量が 0.5 mass%以下である．そのため，凝固時に固液共存温度範囲がほとんどなく，割れ感受性を示さない．

Fig. 6.2(b)のA2024ではレーザ照射完了後，1 ms以内にキーホールは消失していた．t = 2 msにおいて固液界面が消失していた．t = 4 msでは溶接部の下部に縦方向に割れが観察された．また溶接部の上部にはくぼみが形成されていた．t = 5 ms では割れが上部方向に進展し，溶接部表面まで到達していることが確認された．くぼみの形成は凝固収縮によるものと推定される．また割れの発生はくぼみの形成とほぼ同じタイミングであり，凝固終了時に発生した収縮応力によって割れが発生したと考えられることから，割れの種類は凝固割れであると考えられる．

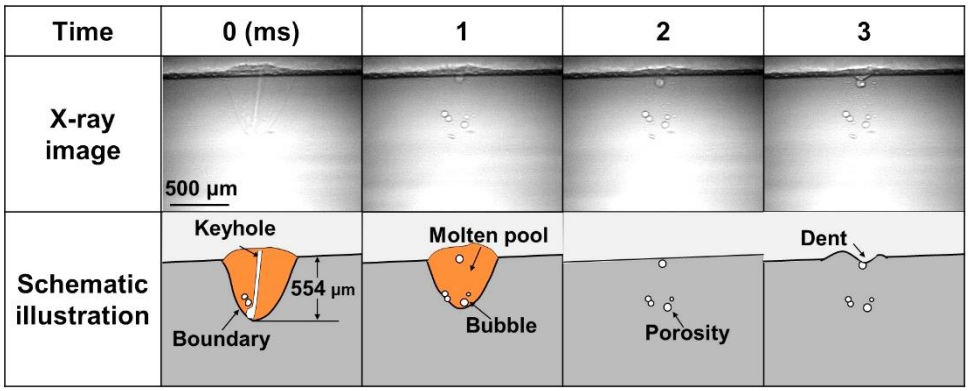
Fig. 6.2(c)のA5083ではレーザ照射完了後，1 ms以内にキーホールは消失しており，溶融池の中央に気泡が発生していた．キーホールの崩壊時に取り残された金属蒸気が気泡となって残存したと推定される．t = 5 msでは固液界面は消失して

おり，t = 7 ms において溶接部の上部にくぼみが形成された．t = 8 ms において，割れが観察された．割れはポロシティとくぼみの間に縦方向に発生した．割れの発生はくぼみの形成直後であることから，A2024 と同様に凝固割れであると推定される．

Fig. 6.2(d)の A6061 ではレーザ照射完了後，1 ms ではキーホールが短くなっており，キーホールの下部から消失する様子が確認されていた．t = 3 ms において固液界面が消失した．t = 4 ms では溶接部の上部において，くぼみの形成とともに，溶接部の下部で割れが発生しており，凝固割れであると推定される．t = 5 ms では割れが上部方向に進展していた．

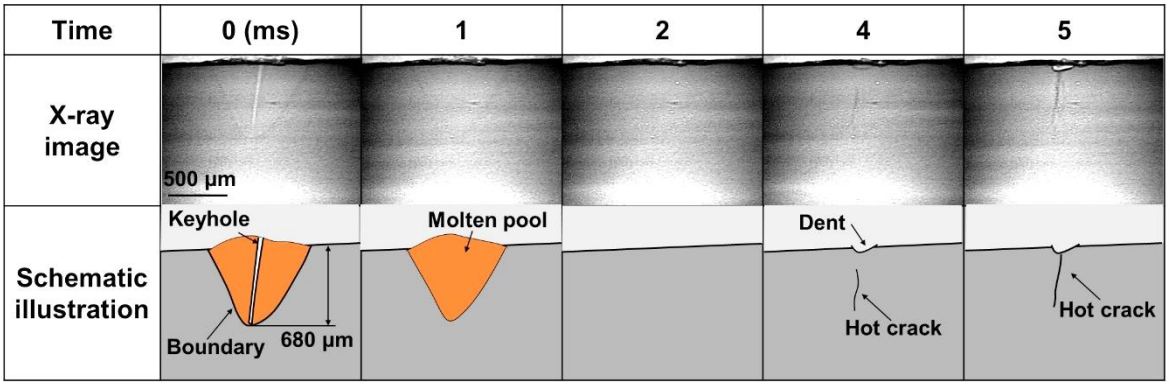
Fig. 6.2(e)の A7075 では t = 0 ms においてキーホールの中腹において膨張が確認された．t = 1 ms ではキーホールは消失しており，キーホールの崩壊によって残存したと推定されるポロシティが確認された．t = 2 ms において固液界面が消失し，t = 3 ms では溶接部上部のくぼみの発生とともに，下部において割れが発生していた．t = 4 ms では割れは溶接部上部に進展していた．くぼみの形成とともに発生していたことから，凝固割れであると推定される．

Fig. 6.3 に各種アルミニウム合金における凝固割れ総長さを示す．A6061 において，凝固割れ総長さが最も大きく，次いで，A2024，A5083，A1050 となった．T すみ肉溶接割れ試験で評価された割れ感受性と傾向は一致している [125]．レーザ照射時間の影響については，50 ms において凝固割れ総長さが大きくなる傾向が示された．50 ms のほうが，溶融量が多く，発生する収縮応力が大きいためと推察される．

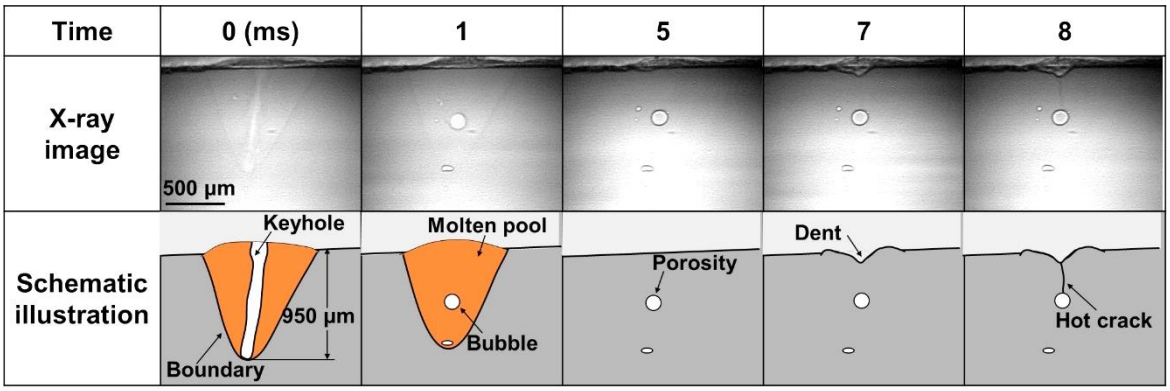


(a) A1050

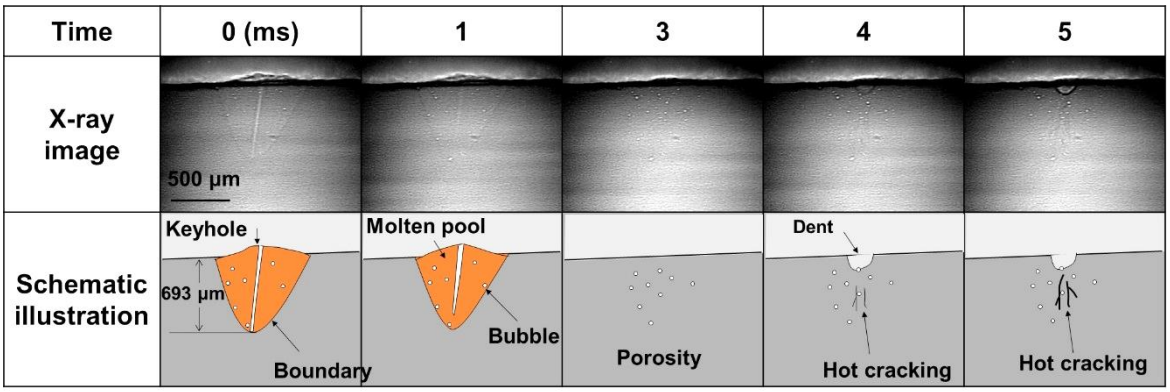
Fig. 6.2 X-ray observation results of solidification process for representative aluminum alloys (Laser radiation time : 10 ms).



(b) A2024

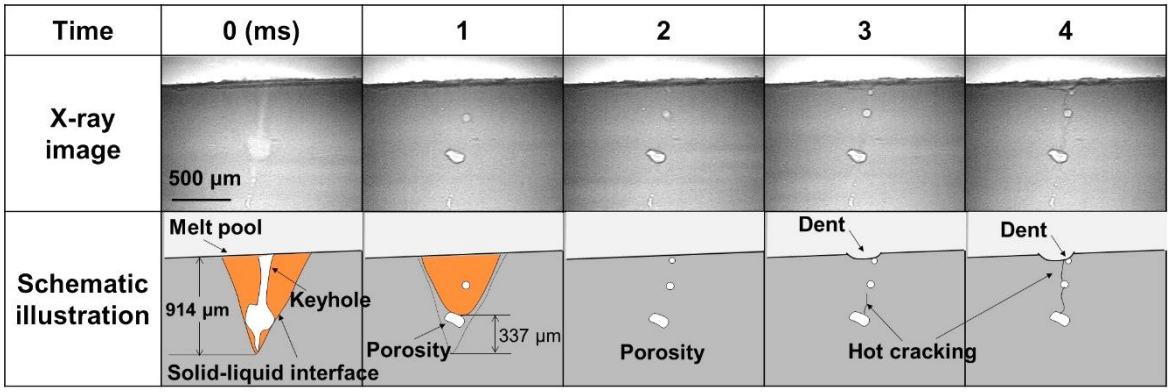


(c) A5083



(d) A6061

Fig. 6.2 X-ray observation results of solidification process for representative aluminum alloys (Laser radiation time : 10 ms).



(e) A7075

Fig. 6.2 X-ray observation results of solidification process for representative aluminum alloys (Laser radiation time：10 ms).

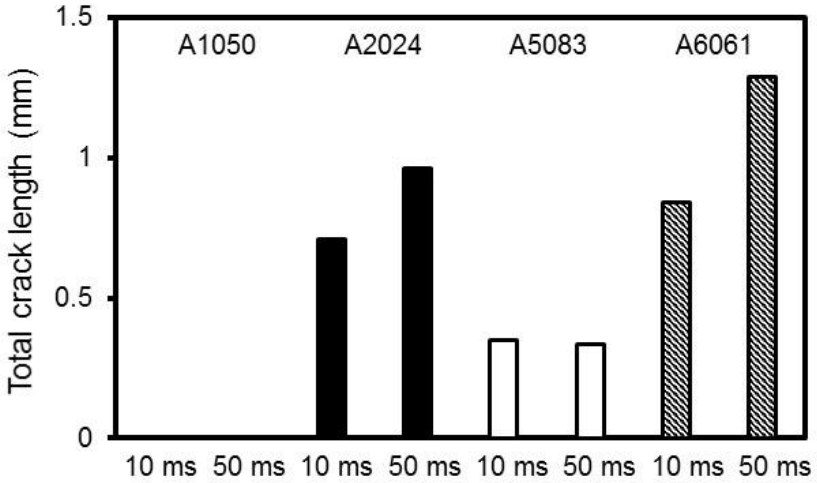


Fig. 6.3 Total solidification cracking length of each Al alloy.

Fig. 6.4 に A5083 を用いたレーザスポット溶接部表面の観察結果を示す. レーザ照射時間は 50 ms である. スポット溶接部表面の溶融エリアは 1.25 mm であった. 溶接部の SEM による観察結果から, 割れは溶接部の中心に, 紙面に対して縦方向に進展していることが確認された. また Fig. 6.3(c)の割れの破面観察結果から, 樹枝上の突起が周期的に観察されており, 凝固割れの破面であると考えられる. Fig. 6.5 に A5083 スポット溶接部の X 線 CT による内部観察結果を示す. 供試材の 70×30 mm の面を正面とした. 凝固割れはポロシティと溶接部表面のくぼみの間に直線的に発生しており, 正面からの観察では左右方向への広がりは確認されなかった. Fig. 6.5(b)の側面からの観察では, ポロシティを起点に上部方向に広がり

を持って進展していることがわかった．また割れは断続的に進展しており，低融点の最終凝固部において，収縮応力により開口し，溶融金属が補充されずに割れに至ったと考えられる．

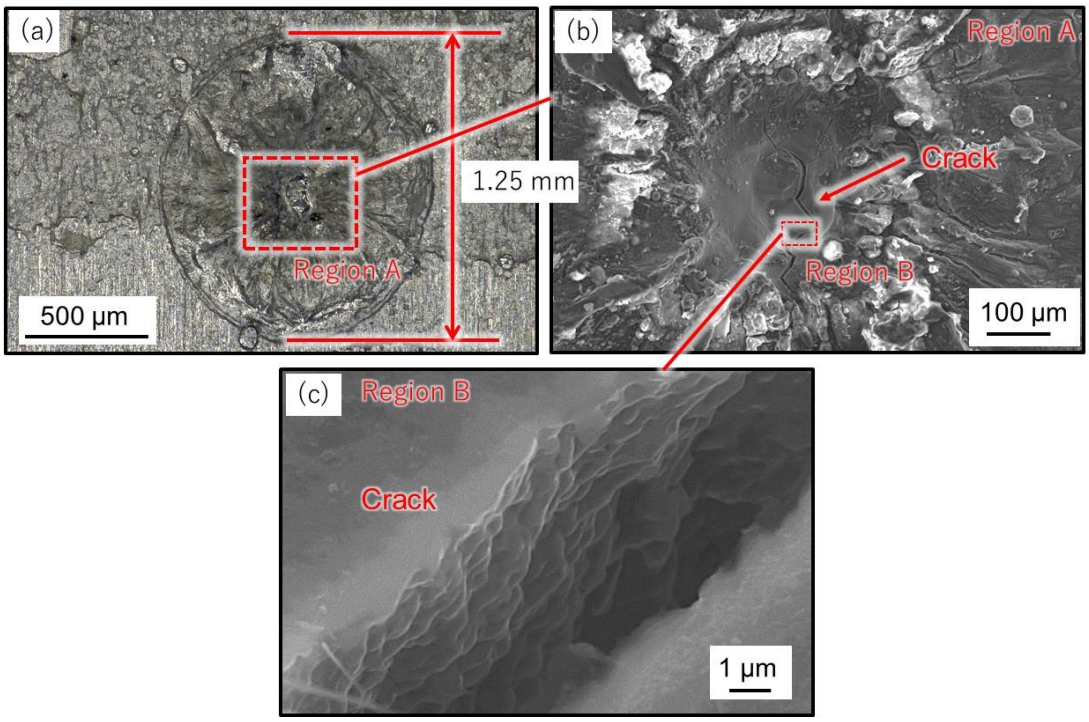


Fig. 6.4 Surface characteristics of the crack in the spot weld of A5083 observed by Optical scope and SEM: (a) overall view of the spot weld, (b) enlarged view of the crack zone, (c) crack surface.

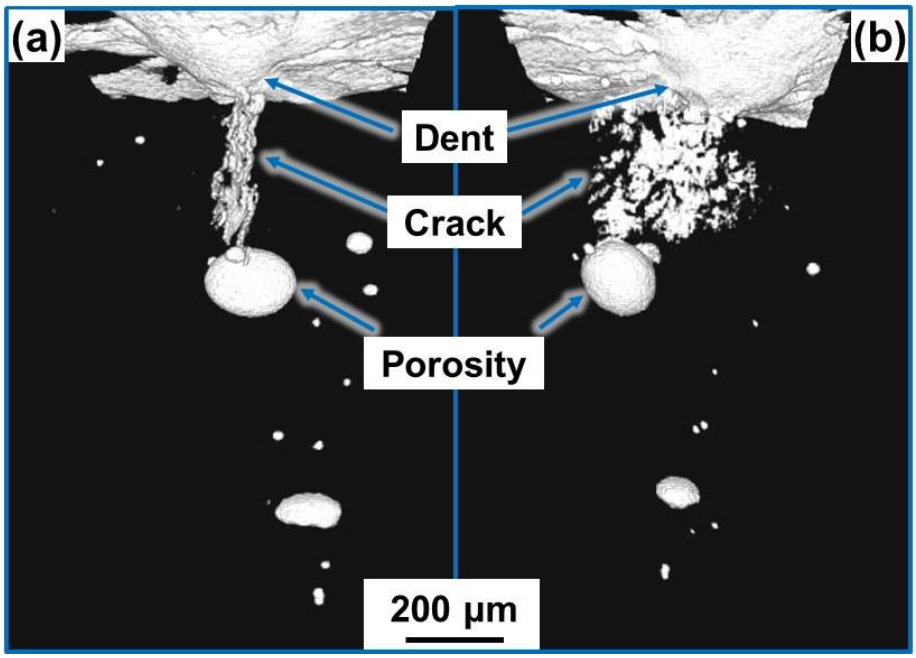


Fig. 6.5 Characteristics of A5083 laser spot weld observed by Micro-X-ray computed tomography (CT): (a) front view; (b) side view (Laser radiation time: 50 ms).

Fig. 6.6 に A5083 を用いたレーザスポット溶接の X 線位相コントラスト画像を示す. レーザ照射時間は 10 ms である. レーザ照射完了直前を t = 0 ms とした. t = -1 ms, 0 ms ではキーホールの中腹が過剰な蒸発によって膨張している様子が観察された. t = 2 ms では固液界面は観察されず, 凝固は完了していると考えられる. 溶接部の中心には 300 μm 程度のボイドが観察された. これは凝固直前にキーホールが膨張し, 急速に凝固したために, 膨張した形状のまま凝固した結果と考えられる. さらに溶接下部からボイドに向かって凝固割れが発生していることが確認された. 5 ms ではボイドから溶接部表面の間に凝固割れが発生していることが確認された. 凝固割れはボイドがあることで進展は分断されるが, ボイドによって凝固割れの進展は止まらないことがわかった. 凝固割れがボイドに到達すると, 溶接金属がない空間となるため, 割れは発生しないが, ボイドより上部の溶接金属では, 同様に凝固時の収縮応力が発生するため, 凝固割れが溶接部上部に向かって発生したと推定される. 従って, 溶接金属内のボイドやポロシティは凝固割れに対して相互作用しないと考えられる.

Fig. 6.7 に A5083 レーザスポット溶接部の X 線 CT による内部観察結果を示す. 供試材の 70×30 mm の面を正面とした. 凝固割れは中心のボイドの上下に直線的

に発生しており，正面からの観察では左右方向への広がりは小さいことが確認された．Fig. 6.7(b)側面からの観察では，ボイドの上下どちらの割れも広がりを持って進展していることがわかった．また割れは断続的に進展しており，低融点の最終凝固部において，収縮応力により開口し，溶融金属が補充されずに割れに至ったと考えられる．

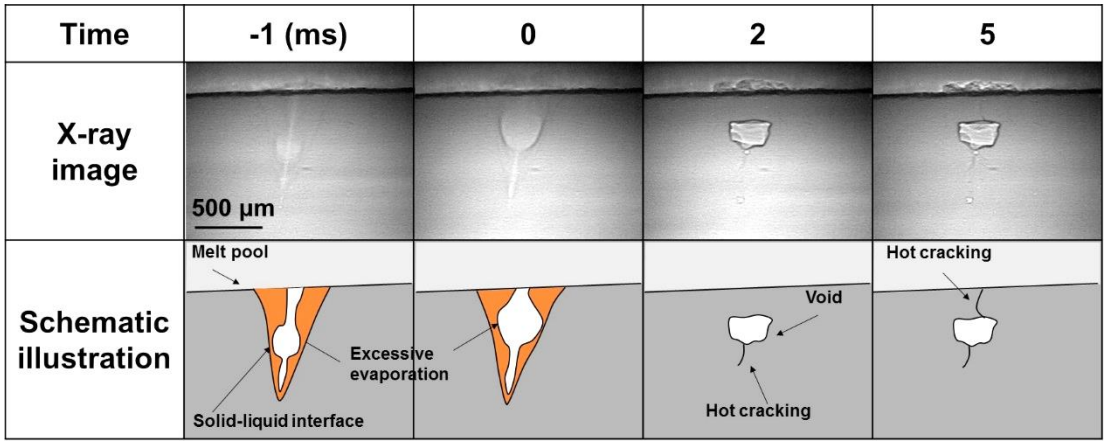


Fig. 6.6 X-ray observation results of solidification process in laser spot welding with A5083 (Laser radiation time：10 ms).

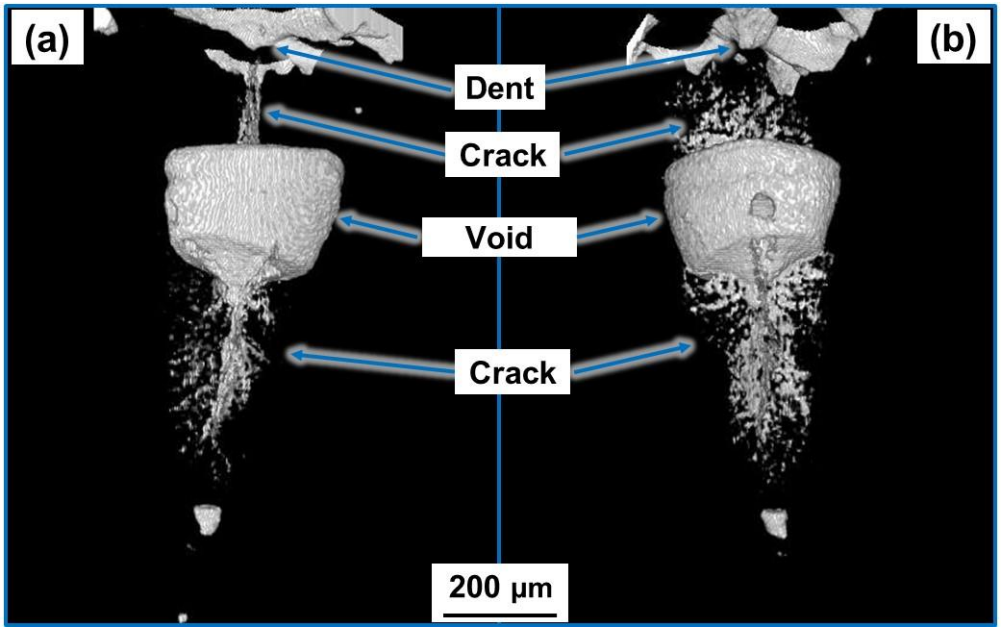


Fig. 6.7 Characteristics of A5083 spot weld observed by Micro-X-ray CT: (a) front view; (b) side view (Laser radiation time：50 ms).

6.4 凝固割れ挙動の計測

Fig. 6.8 に各種アルミニウム合金におけるレーザスポット溶接時の凝固速度と熱伝導率の関係を示す. A7075 は板厚が異なり, 熱容量に差異があるため, 除外した. レーザ照射時間は 10 ms, 50 ms とし, 凝固速度は X 線位相コントラスト法による溶融部の観察結果を用いて, 固液界面の移動速度を算出した. 凝固速度は凝固開始から終了までの平均速度とした. 熱伝導率が高い合金のほうが, 凝固速度は大きくなる傾向を示した. 熱伝導率が高い合金のほうが熱の拡散が速いためと考えられる. またレーザ照射時間が短い条件(10 ms)のほうが, 凝固速度が 1.2-1.5 倍程度大きくなることがわかった.

Fig. 6.9 に各レーザスポット溶接において, レーザ照射完了直前の溶融池形状から温度勾配を算出した. 温度勾配は溶接深さ方向の中央部における固液界面からキーホールまでの距離を求めて算出した. 温度勾配は熱伝導率が大きく, レーザ照射時間が短い条件のほうが, 1.4-1.8 倍程度大きくなる傾向を示した. 照射時間が短い条件(10 ms)では, 照射時間が長い条件(50 ms)と比較して, 溶融池面積が 50-65 %と小さかったため, 温度勾配が大きくなり, 熱が拡散しやすく凝固速度が大きくなったと推定される.

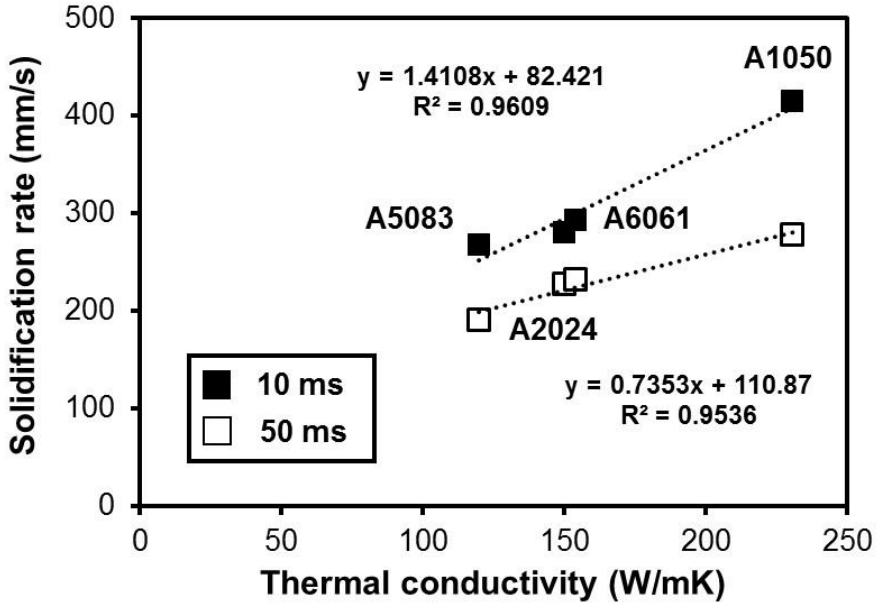


Fig. 6.8 Relationship between solidification rate and thermal conductivity of each Al alloys.

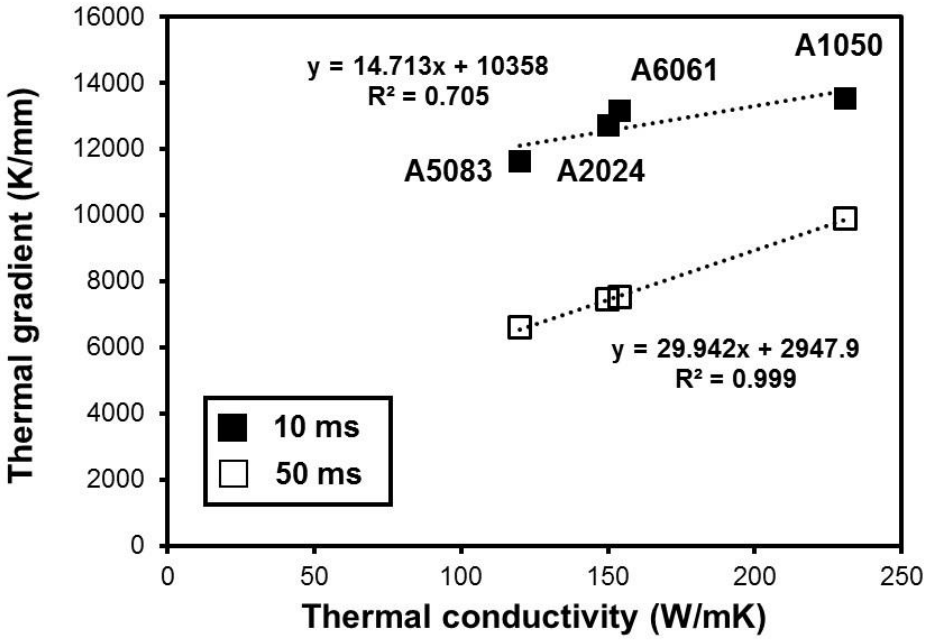


Fig. 6.9 Relationship between thermal gradient at the middle of keyhole and thermal conductivity of each Al alloys.

Table 6.2 に各合金における凝固速度と溶融部面積を示す．溶融部面積はX線位相コントラスト画像から算出した．Fig. 6.10 に凝固速度，溶融部面積と熱伝導率の関係を示す．凝固速度は熱伝導率の増加に伴い増加し，溶融部面積は熱伝導率の増加に伴い，減少する傾向を示した．熱伝導率が大きいほうが，供給された熱エネルギーが高速に拡散していくため，溶融する面積が小さくなると考えられる．

Table 6.2 Measured solidification rate and molten pool are for welded aluminum alloys.

	A1050	A2024	A5083	A6061
Solidification rate (mm/s)	277.0	226.7	190.1	232.0
Longitudinal view area (mm^2)	0.20	0.31	0.46	0.30

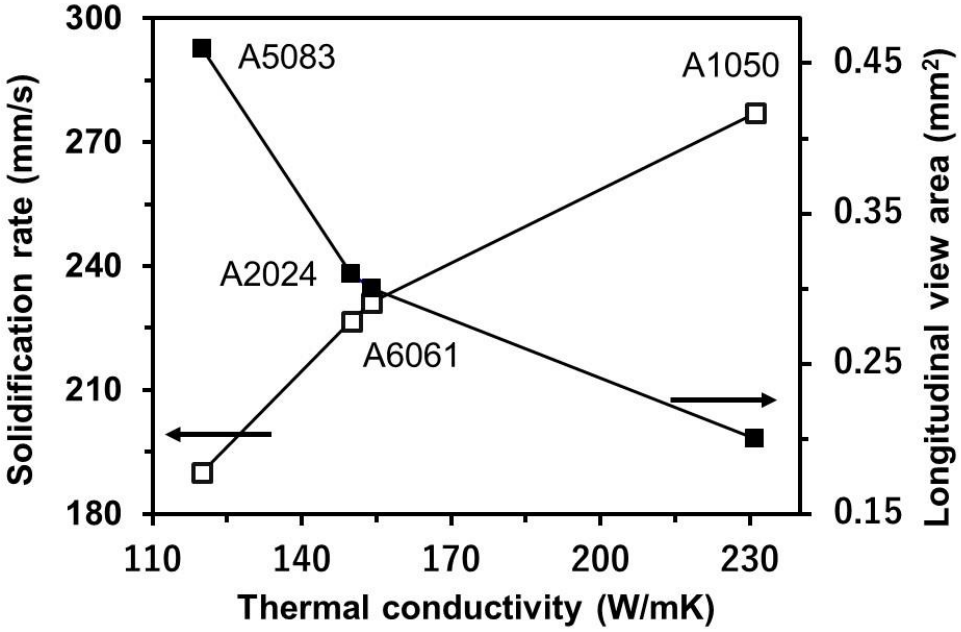


Fig. 6.10 Relationship between solidification rate, molten pool area and thermal conductivity.

Fig. 6.11 に凝固割れの進展速度を示す. 板厚が異なる A7075 を除き, 凝固割れが発生した A2024, A5083, A6061 に対して, X 線位相コントラスト画像から凝固割れの進展速度を算出した. 凝固割れの進展速度はいずれの合金でも 180-270 mm/s 程度であった. レーザ照射時間の差異による, 凝固割れ進展速度への明確な影響は確認されなかった. また凝固割れ進展速度は凝固速度とほぼ同程度であった. 凝固の進展に伴い収縮応力が発生するため, 凝固速度と同程度になったと推察される.

Fig. 6.12 に A5083 のレーザスポット溶接の凝固過程における凝固速度と凝固割れ進展速度を示す. レーザ照射が完了し, 凝固開始直後では凝固速度は 70 mm/s であったが, 凝固が進むにつれて凝固速度は増加し, 最終的には 350 mm/s 程度で固液界面は消失した. レーザ照射完了後, t = 5 ms で固液界面は消失し, t = 6 ms で溶接部表面にくぼみが発生した. t = 7 ms に凝固割れが発生した. 凝固割れ進展速度は 270 mm/s 程度であった. X 線位相コントラスト画像では観察ができていないが, 固液界面消失後, 最終凝固部は半溶融状態となっており, 収縮応力によってくぼみを形成し, 凝固を完了する. 最終凝固部のデンドライト間には液膜が存在しており, 液膜に収縮応力が負荷されて開口し, 溶融金属が補充されず, 割れに至ったと推定される. Fig. 6.13 に A5083 を例にレーザスポット溶接の凝固過

程における諸現象を示す. レーザ照射完了時点を 0 ms とした. 0 ms まではレーザが照射されており, キーホールと気泡を含む溶融池が存在している. レーザ照射が完了すると, キーホールは 2 ms 以内に消失し, 溶融池のみとなる. 溶融池は徐々に凝固し, 5 ms 程度で固液界面は消失し, 大部分の凝固は完了する. 凝固の進行とともに, 溶融池内に存在した気泡はポロシティとなる. 最終凝固部では収縮応力によって, くぼみが形成されながら凝固を完了する. くぼみの形成直後に凝固割れが溶接部の下部から上部に向かって発生する.

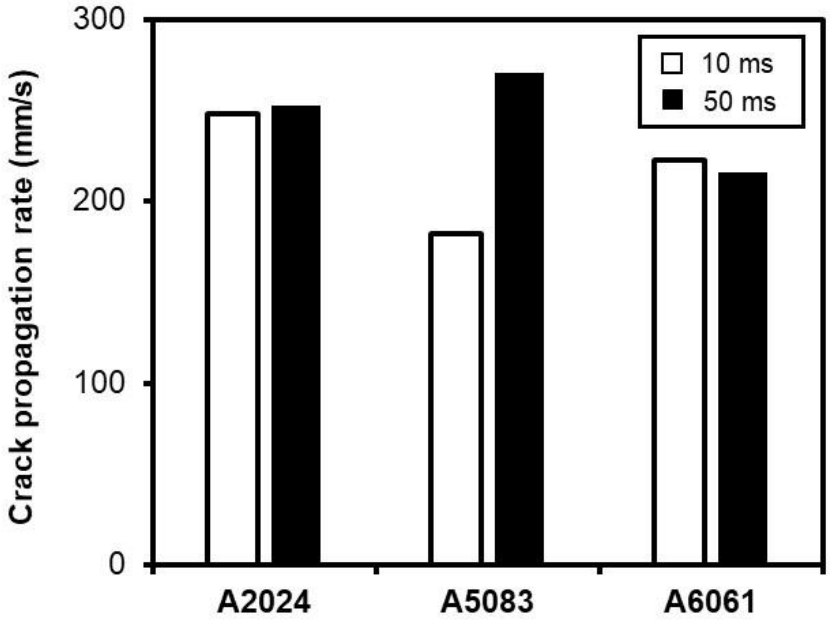


Fig. 6.11 Crack propagation rate in each Al alloys.

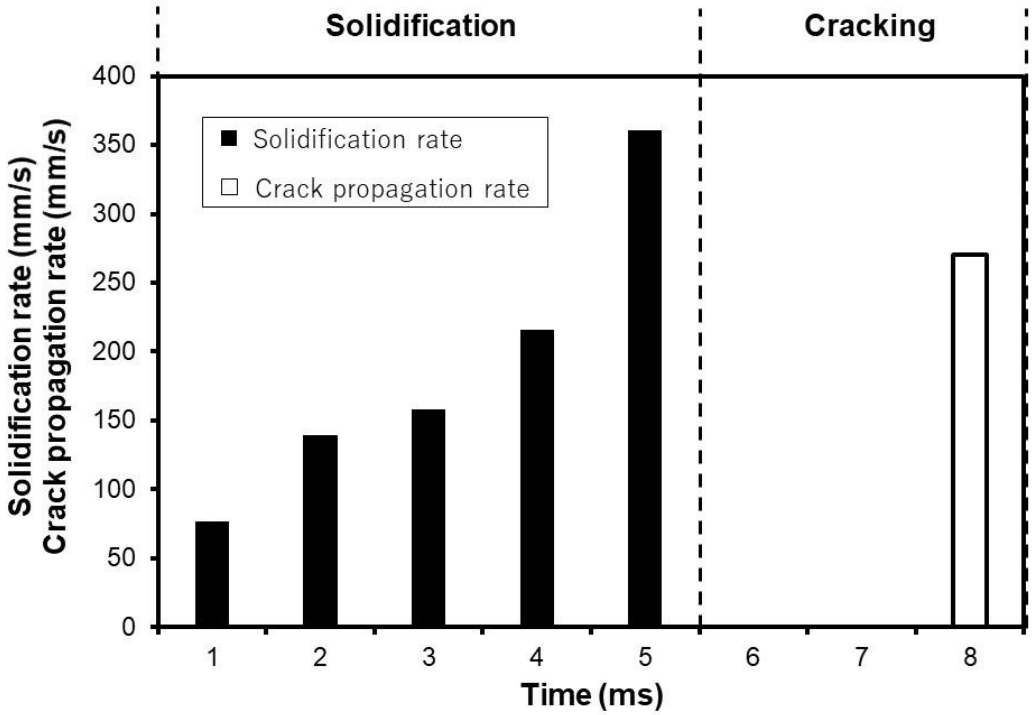


Fig. 6.12 Solidification and cracking process in laser spot welding with A5083.

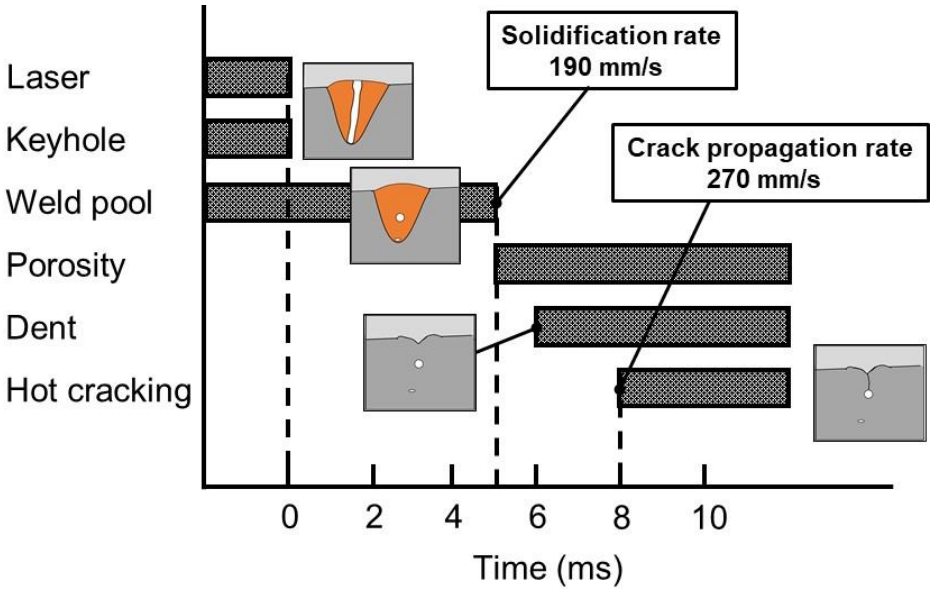


Fig. 6.13 Various phenomenon in solidification process of laser spot welding.

6.5 凝固割れと組織の関係

Fig. 6.14 に A5083 を用いたレーザスポット溶接部の SEM 観察結果を示す. レーザ照射時間は 50 ms である. 溶接上部にはくぼみが形成されていることが確認された. 凝固割れは溶接部の中心よりもやや上部から溶接部表面のくぼみの間に発生していることが確認された. Fig. 6.14(a)(b)は左右の溶接ボンド部であり, ボンド部の凝固組織から柱状晶が母材から成長していることが確認できる. A5083 は Al-Mg 系の合金であり, Al_3Mg_2 が共晶析出することが知られている [127, 128]. 結晶粒界・粒内でエッチングされている箇所は Al_3Mg_2 が析出していると推定される. Fig. 6.14(c)においても母材から柱状晶が成長していることが確認された. 結晶粒サイズは左右のボンド部と比較すると細かい. Fig. 6.14(d)は凝固割れ近傍である. 凝固割れ近傍の組織は等軸晶であり, 最終凝固部であると推定される. また Fig. 6.14(e)に示すように凝固割れ近傍では濃くエッチングされる領域が観察された. 最終凝固部は冷却速度が小さくなりやすいため, Al_3Mg_2 の析出が促進されたためと推定される.

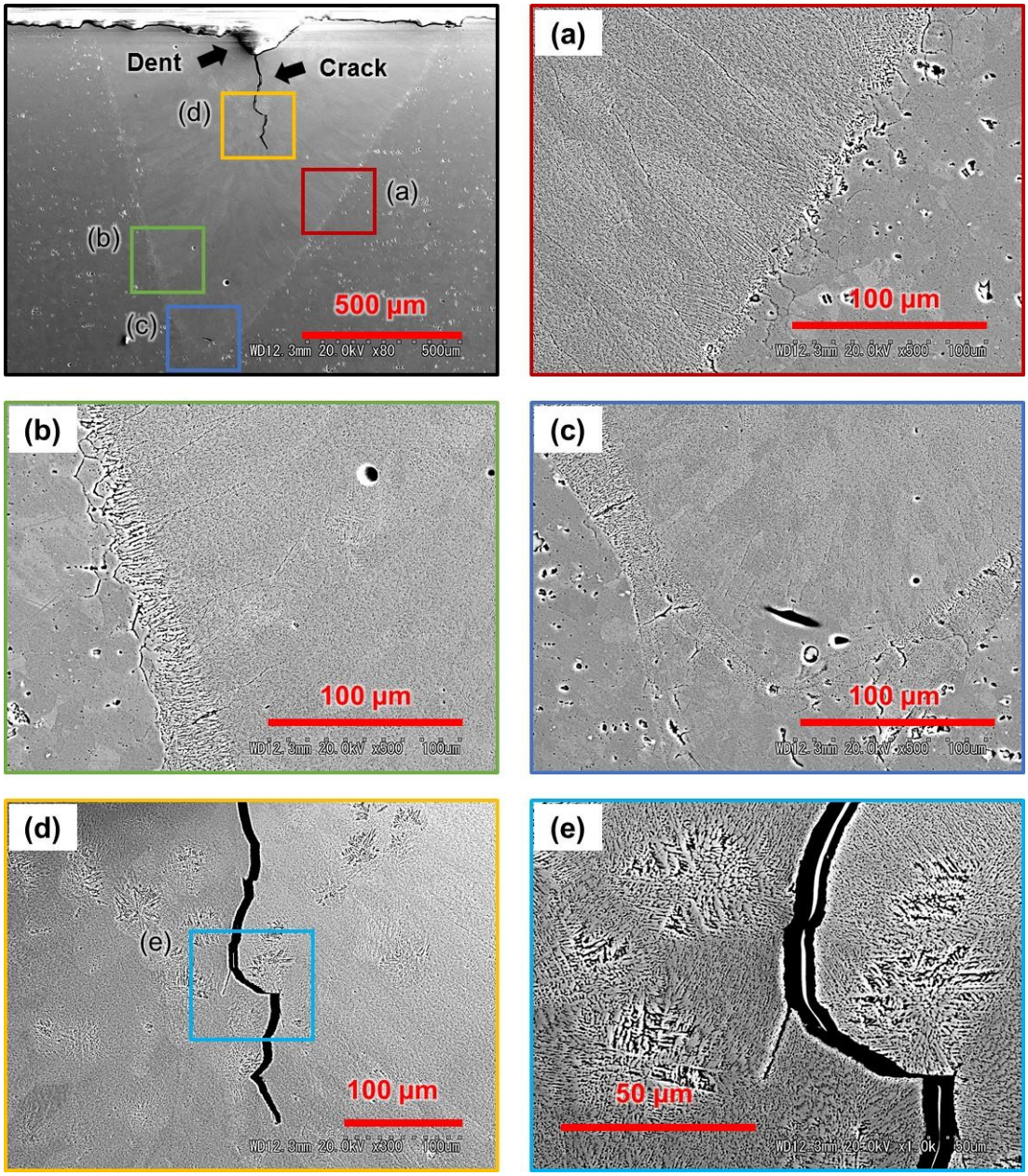


Fig. 6.14 Results of SEM observation of laser spot welding with A5083 (Laser radiation time: 50 ms).

Fig. 6.15 に A5083 を用いたレーザスポット溶接部の EBSP 法による結晶方位解析の結果を示す. レーザ照射時間は 50 ms である. Fig. 6.15(a)はスポット溶接部全体の結晶方位マップである. 溶接ボンド部から溶接部表面中心である最終凝固部に向かって, 柱状晶が成長していることがわかる. また最終凝固部では凝固割れの周囲に等軸晶が確認された. Fig. 6.15(b)は最終凝固部の結晶方位マップで

ある．凝固割れは結晶粒の間を進展しており，凝固割れの特徴が確認された．Fig. 6.15(c)(d)(e)は溶接ボンド部の結晶方位解析結果であり，(c)(d)(e)の順に溶接深さが大きくなっている．いずれの位置でも溶接ボンド部では母材の結晶方位を継承し，エピタキシャル成長していることが確認された．また結晶粒の大きさは溶接深さが大きくなるほど小さくなっていることが確認された．凝固組織や結晶粒サイズの大きさは凝固条件によって変化することが知られている[129-132]．Fig. 6.16 に凝固条件と組織の関係を示す．単相凝固では凝固時の温度勾配と成長速度によって凝固組織が，Fig. 6.16 のように決定されることが知られている．温度勾配，成長速度の組合せによって，セル状デンドライト，柱状デンドライト，等軸デンドライトで凝固することが知られている．

Table 6.3 に A5083 のレーザスポット溶接における温度勾配を示す．温度勾配は Fig. 6.15(c)(d)(e)の位置において，固液界面からキーホールまでの液相の距離を測定して算出した．d 位置では液相がほとんど存在せず，温度勾配は 1.34×10^5 K/mm と大きいことがわかった．第 3 章の Table 3.3 に示した温度勾配と同等の値を示しており，キーホール底では温度勾配が大きくなることがわかった．

次に固液界面の移動量から凝固速度（成長速度）を算出した．Fig. 6.17 に Fig. 6.15(c)(d)(e)における凝固速度を示す．いずれの計測位置においても，凝固が進むにつれて，凝固速度は増加することが確認された．また凝固速度は d 位置，e 位置，c 位置の順に大きく，溶込み深さが深い位置のほうが，凝固速度が増加する傾向が示された．溶接部表面は大気と接しており，熱伝導による抜熱が小さいため，凝固速度が減少したと推定される．またいずれの位置でも凝固完了直前では凝固速度は 100 mm/s 以上であった．

Fig. 6.18 に A5083 を用いたレーザスポット溶接における凝固条件の推定結果を示す．今回の溶接では温度勾配が大きいため，Fig. 6.16 の図を拡張して，プロットした．凝固開始直後では温度勾配は 10^3–10^5 k/mm と大きく，いずれの位置でもセル状デンドライトまたは柱状デンドライトで凝固を開始していると見積もられる．キーホールが消失後は温度勾配を算出することは困難であるが，熱伝導によって熱が拡散するため，温度勾配は小さくなる．また凝固完了直前では凝固速度は 100 mm/s 以上であったことから，図中，緑色の範囲で凝固が完了していると推定される．緑色の領域は等軸デンドライト凝固の範囲であり，EBSP の結果と一致していることを確認した．

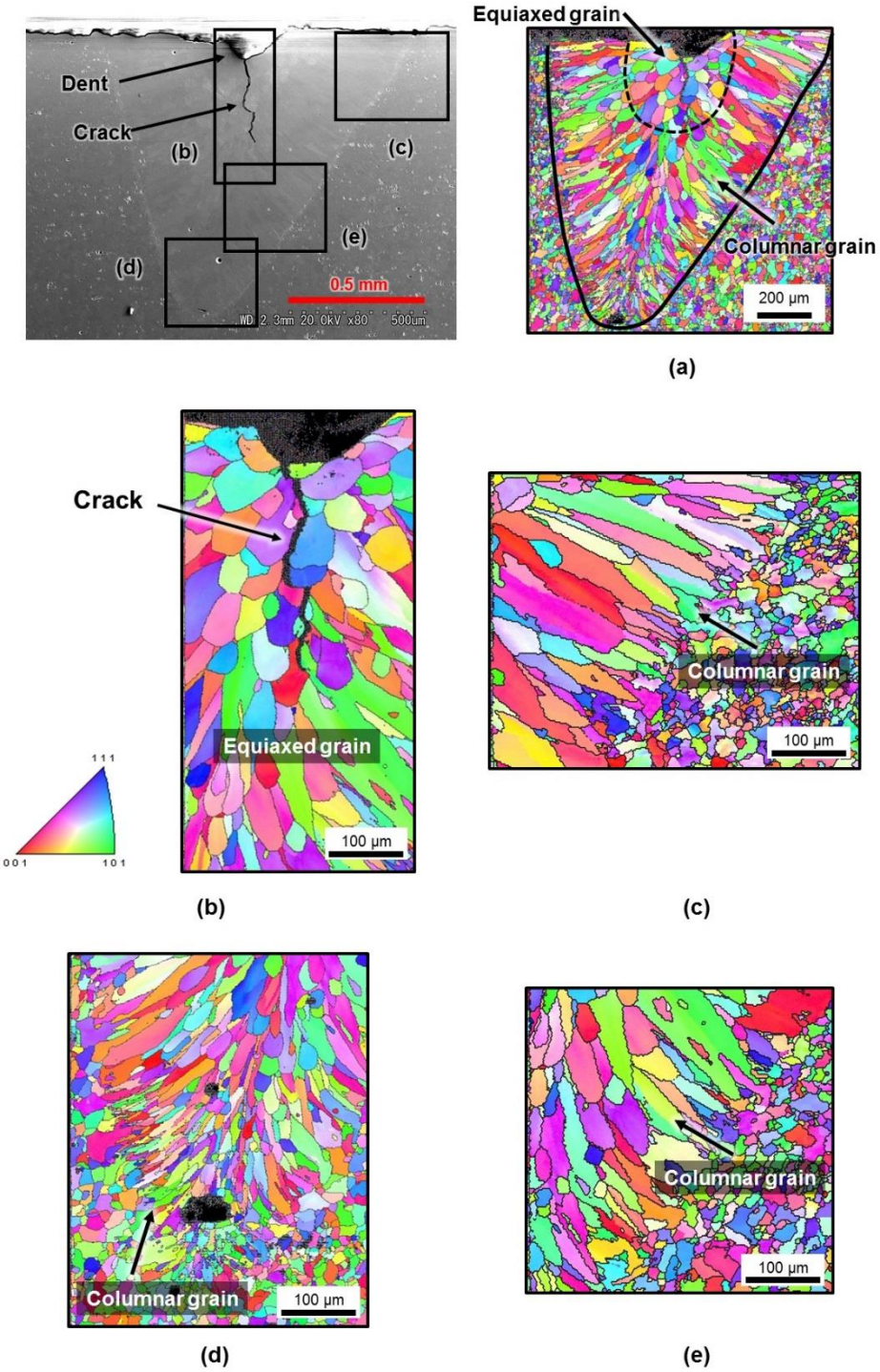


Fig. 6.15 Crystal orientation analysis of laser spot welding with A5083 (Laser radiation time: 50 ms).

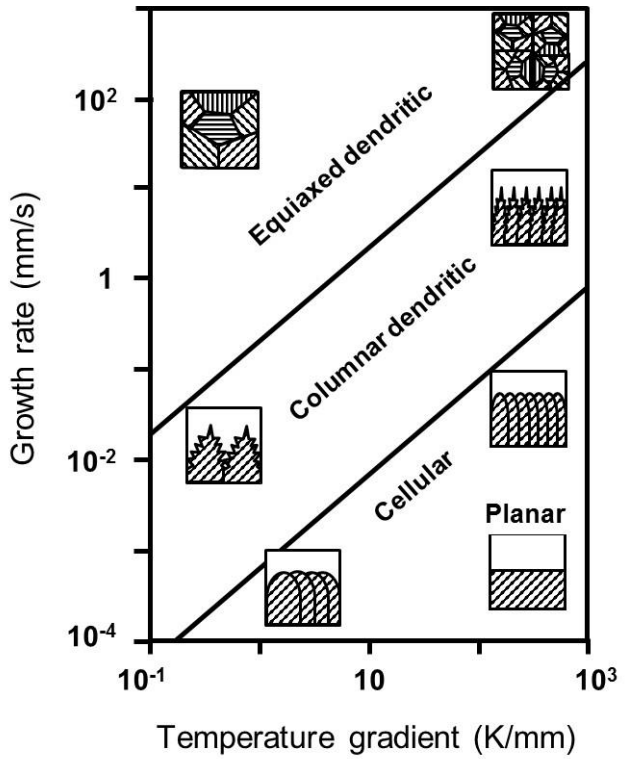


Fig. 6.16 Effect of solidification condition on microstructure[129)].

Table 6.3 Thermal gradient of laser spot welding with A5083.

Location	Distance of liquid phase (mm)	Thermal gradient (K/mm)
c	0.48	3.76×10^{3}
d	1.35×10^{-2}	1.34×10^{5}
e	0.22	8.12×10^{3}

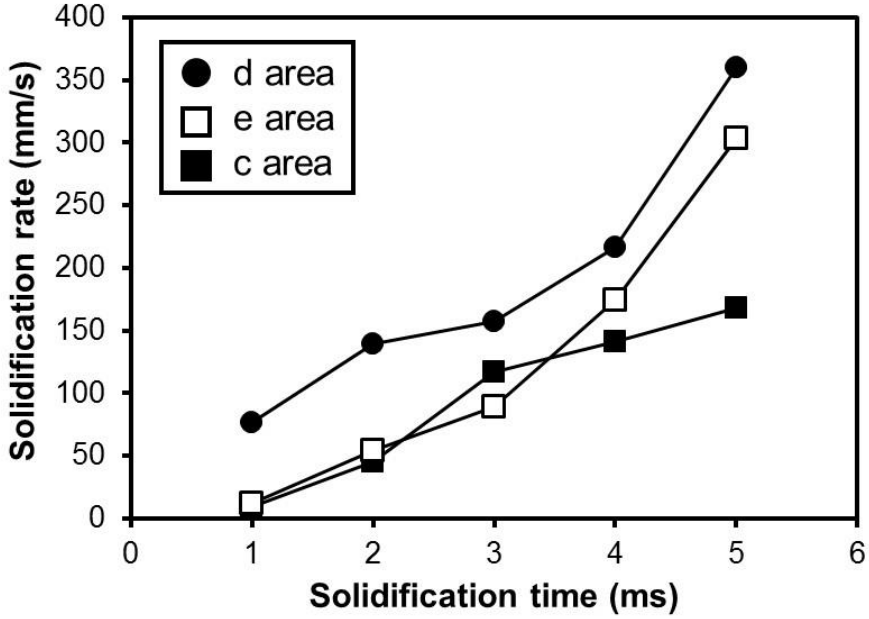


Fig. 6.17 Solidifaiction rate at each area in laser spot welding with A5083.

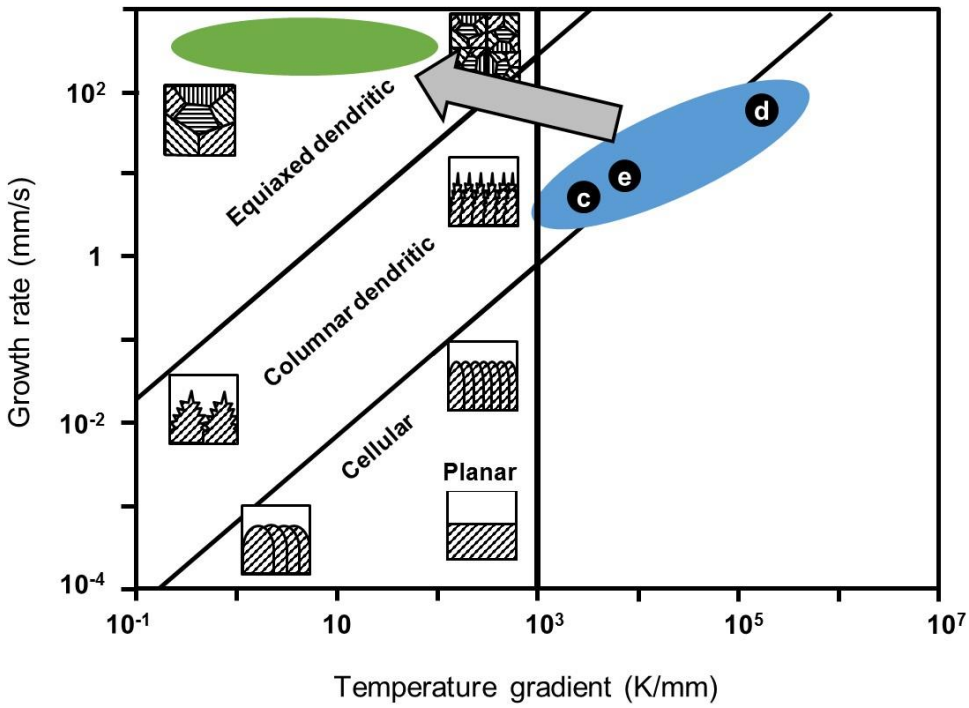


Fig. 6.18 Estimation of solidification condition in laser spot welding with A5083.

Fig. 6.19 に A5083 を用いたレーザスポット溶接表面および溶接内部における凝固割れ過程を示す. Fig. 6.19(a)に示すようにレーザ照射完了後, 溶接金属は固液界面からエピタキシャル成長し, 柱状デンドライト凝固する. Fig. 6.19(b)に示すように, 最終凝固部では温度勾配の低下および凝固速度の増加により, 等軸デンドライト凝固する. 凝固時には周方向の収縮応力 σ_θ および径方向の収縮応力 σ_rが発生する. Fig. 6.19(b)時点では, 収縮応力 σ_rが作用して開口しても, 溶融金属があるため, 開口部に溶融金属が補充され, 割れには至らない. Fig. 6.19(c)の最終凝固部では, 等軸晶が成長し, 凝固収縮によって, くぼみが発生する. 同時に収縮応力 σ_rが発生する. 等軸晶の間には, 低融点の液膜が残留する. 凝固が完了した状態では溶融金属が存在しないため, 収縮応力 σ_rが残留液膜に作用すると, 開口して凝固割れとなる. Fig. 6.19(d)に示すように溶接部の内部で発生した凝固割れが表面に向かって広がりながら進展し, 表面に到達する. Fig. 6.20 に A5083 を用いたレーザスポット溶接内部における凝固割れ発生状況を示す. 凝固割れは内部のポロシティと溶接部表面のくぼみの間に発生していた. ポロシティの上面を起点とし, 溶接部表面に向かって, 広がりながら進展していた. 凝固割れの進展速度は 200 mm/s 以上であった.

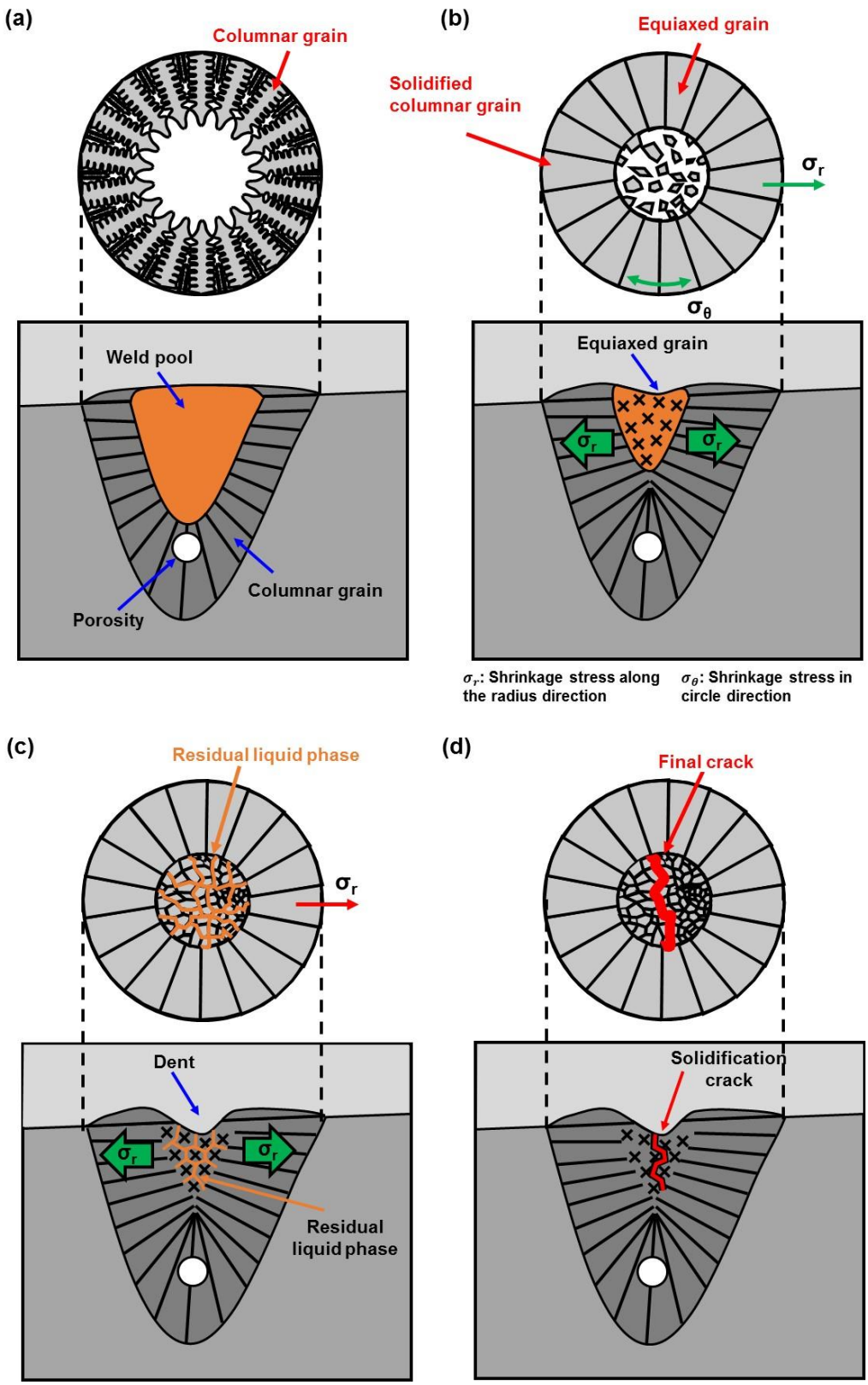


Fig. 6.19 Schematic illustration for hot crack propagation of surface and cross section of lase spot welding with A5083.

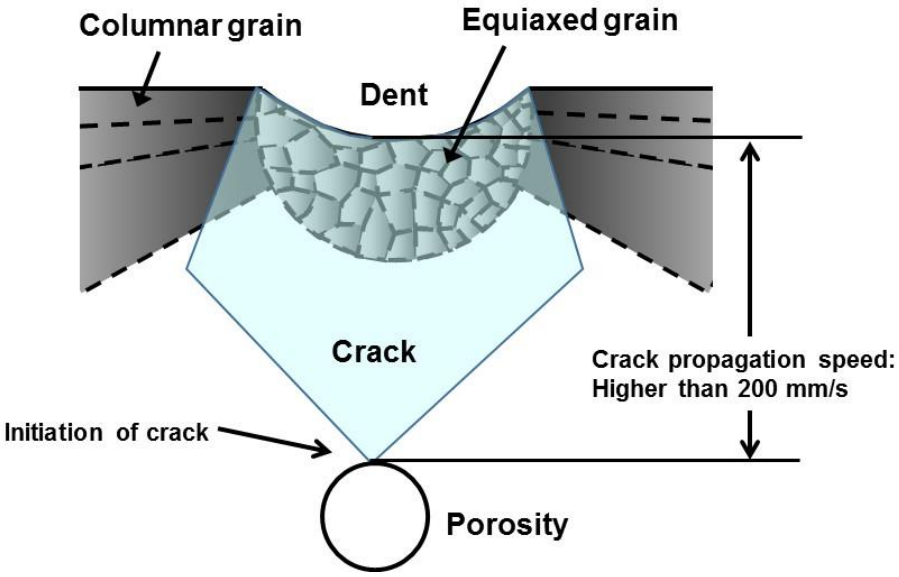


Fig. 6.20 Schematic illustration for hot crack propagation of inside of lase spot welding with A5083.

6.6 結言

本章では，アルミニウム合金 A1050，A2024，A5083，A6061，A7075 を対象とし，SPring-8 の X 線を活用し，X 線位相コントラスト法を用いて，レーザスポット溶接における溶融・凝固現象および凝固割れの過程を評価した．得られた X 線画像から溶融池形状，凝固過程，凝固割れについて定量的な計測を実施した．また SEM/EBSP を用いて，溶接部組織および凝固割れについて観察および結晶方位解析を実施した．得られた結果は以下の通りである．

1）レーザスポット溶接時の凝固割れの観察

①レーザ出力：500 W，レーザ照射時間：10 ms，50 ms，Df：-1 mm，ファン：On の溶接条件において，A2024，A5083，A6061，A7075 では，凝固割れが発生しており，割れ破面観察の結果，デンドライト状の突起が周期的に形成されており，凝固割れであることが確認された．

②X 線位相コントラスト法による凝固過程の観察の結果，凝固割れは固液界面消失後，溶接部内部を起点とし，くぼみの形成とともに発生し，溶接部上部に向かって進展することが確認された．

2）凝固割れ挙動の定量分析

①レーザ出力：500 W，レーザ照射時間：10 ms，50 ms，Df：-1 mm，ファン：On の溶接条件において，凝固速度は熱伝導率と正の相関を示し，溶融面積は熱伝導率と負の相関を示すことを確認した．

②凝固割れが発生した A2024，A5083，A6061 では，凝固割れの進展速度は 180-270 mm/s 程度であり，凝固速度と同程度であることを確認した．

3）凝固割れと組織の関係

①A5083 のスポット溶接部の組織観察および結晶方位解析を実施した結果，溶接ボンド部から溶接部表面中心である最終凝固部に向かって，柱状デンドライトで凝固しており，最終凝固部では凝固割れの周囲に等軸デンドライトが確認された．

②X 線位相コントラスト観察画像から温度勾配を見積もった結果，凝固開始時点では 10^3-10^5 K/mm 程度であることが示唆された．

③X 線位相コントラスト観察画像から凝固速度を見積もった結果，凝固開始直後は，10 mm/s 程度であったが，凝固の進行とともに増加し，凝固完了直前では 100 mm/s 以上になると見積もられた．

④見積もった温度勾配，凝固速度から凝固組織を推定した結果，凝固開始時は，セル状または柱状デンドライトで凝固し，最終凝固部は等軸デンドライトになることが示唆された．

以上のことから，X 線位相コントラスト法により，ポロシティ，凝固割れの発生過程を統一的に観察することで，内部現象を明らかにし，冶金学的な分析と合わせて考察を行った．今後，レーザ出力波形などの溶接条件を変化させて，系統的な評価を行うことで，凝固割れ発生の閾値（凝固速度）を求め，凝固割れ抑制プロセス開発に応用できると考えられる．

第 7 章　結論

レーザ溶接では，高パワー密度のレーザを照射することによって接合する．照射された kW クラスのエネルギーは物質を溶融・蒸発させ・蒸発の反跳力によってキーホールが形成される．レーザはキーホール内部を多重反射しながら進展する．溶融池に伝達された熱は熱伝導および対流によって輸送される．レーザ溶接における内部現象は短時間で完了するため，一連の現象を高時間・空間分解能で観察することが難しく，各現象に対して，個々に観察・分析して研究が行われており，これまで統一的な手法で現象が観察されておらず，溶接内部現象に関する十分な知見が得られていなかった．またポロシティや凝固割れなどの溶接欠陥は溶融池挙動や熱輸送機構と密接な関係が指摘されていたが，その関係は明らかではない．

本研究では，アルミニウム合金のレーザ溶接現象に関する基礎研究として，SPring-8 の X 線を利用し，高時間・空間分解能で観察することが可能な X 線位相コントラスト法を確立し，レーザ溶接内部現象の観察を実施した．観察結果から溶融池内部での熱エネルギー輸送機構の評価，キーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響評価，ポロシティ，凝固割れ発生過程の評価を実施した．

本研究で得られた結果は，各章にて詳細に記述しているが，ここでは各章で得られた主要な成果を総括する．Fig. 7.1 に本研究のまとめを示す．

第 1 章では，アルミニウム合金のレーザ溶接の必要性，解決すべき課題，これまでのアルミニウム合金のレーザ溶接に関する検討結果について整理し，本研究の背景と目的について述べた．

第 2 章では，本研究で使用した供試材とレーザ溶接試験に用いた装置および観察・分析装置についてまとめた．

第 3 章では，アルミニウム合金 A1050 を対象とし，X 線位相コントラスト法を用いてレーザ溶接現象の解明に取り組んだ．SPring-8 の X 線を活用し，X 線位相コントラスト法によるレーザ溶接現象の観察手法を確立した．得られた X 線画像から溶融池形状，キーホール形状，ポロシティ形状を詳細に計測し，溶接諸現象の計測・分析を行った．カロリーメトリ法を用いて，レーザ吸収効率を計測し，レーザ溶接条件の影響を評価した．X 線位相コントラスト画像から湯流れ速度，溶融池形状を求

め，レーザ溶接時のエネルギー吸収・輸送機構に関する考察を行った．得られた結果は以下の通りである．

1）X 線位相コントラスト法によるアルミニウム合金のレーザ溶接現象観察

①SPring-8 の X 線を活用し，観察対象物からの距離を 3790 mm とすることで X 線位相コントラスト法によるアルミニウム合金レーザ溶接部の観察が可能であることを確認した．

②X 線位相コントラスト法と X 線吸収コントラスト法を比較すると，X 線位相コントラスト法のほうが，固液界面，気液界面が強調されるため，キーホール，溶融池挙動を詳細に分析可能であることを確認した．

2）レーザ溶接初期におけるキーホール挙動

①キーホールはレーザ照射直後，1 ms 以内に形成され，形成速度は 320 mm/s 以上であることが判明した．

②レーザ照射開始直後から 14 ms では，キーホール成長速度は 32 mm/s，溶融池成長速度は 9.68 mm/s 程度であり，キーホール・溶融池が安定するまでに約 150 ms 必要とすることがわかった．

3）キーホール・溶融池挙動の計測

①キーホール深さは 0.58 mm，キーホール径は 0.04 mm，キーホール底から直下の固液界面までの距離は 9.0×10^{-3} mm，溶融池の長さは 0.7 mm，溶融池内気泡の径は 0.025 mm であった．

②X 線観察結果から溶融池形状を計測し，伝熱特性を求めた結果，温度勾配：6.6×10^{3} K/mm，冷却速度：9.6×10^{4} K/s であることがわかった．

③カロリーメトリ法を用いてレーザ吸収効率を計測した結果，48.8 %であることがわかった．

④X 線観察結果からキーホール形状を計測し，キーホール内部蒸発圧力を求めた結果，189 kPa であることがわかった．

4）レーザ溶接における熱輸送に関する考察

①キーホール内の蒸発反跳力を表面張力との釣り合いの式から溶融金属の蒸発に消費された熱量を見積もった結果，112 W であり，照射したレーザの 22.4 %程度であると見積もられた．

②溶融池対流の流速を求め，ペクレ数を算出した結果，ペクレ数は 10 以下であり，本溶接条件における熱輸送は熱伝導が支配的であることがわかった．
③ヌセルト数を求め，熱伝導で輸送された熱量は 71 W，対流によって輸送された熱量は 36 W であることがわかった．
④レーザ照射によって与えらた熱量の 22.4 %は蒸発・キーホール形成に使用され，14.2 %程度は熱伝導でキーホールの周囲に輸送される．また溶融池内の対流によって 7.2 %程度の熱量が溶融池内に輸送されていると見積もられた．

第 4 章では，アルミニウム合金 A1050，A2024，A5083，A6061，A7075 を対象とし，X 線位相コントラスト法を用いて，レーザ溶接現象に及ぼす合金元素の影響を評価した．SPring-8 の X 線を活用し，X 線位相コントラスト法によるレーザ溶接現象の観察を実施した．溶接条件はレーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On とした．得られた X 線画像から溶融池形状，キーホール形状，ポロシティ生成について定量的な計測を実施した．またカロリーメトリ法を用いて，レーザ吸収効率を計測し，合金種による差異を評価した．また合金元素のうち，アルミニウムよりも沸点が低い元素を Total content of low boiling temperature elements (TCE) として定義し，TCE と各現象を比較し，合金元素の影響を調査した．得られた結果は以下の通りである．

1）各種アルミニウム合金レーザ溶接におけるキーホール形成・挙動の観察
①レーザ照射直後では，Mg や Zn などの TCE を多く含む A5083，A7075 では他の合金と比較して，キーホール深さやキーホール径が大きくなることがわかった．
②各アルミニウム合金のキーホール平均成長速度は TCE と正の相関を有し，R^2 = 0.97 であった．

2）キーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響
①A1050 ではキーホール形状はほとんど変化せず，安定していた．キーホール先端および溶融池から気泡形成し，気泡は固液界面にトラップされ，凝固とともにポロシティに成長することがわかった．
②A2024，A6061 では，キーホール形状はほとんど変化せず，安定していた．キーホールの先端からわずかに気泡が形成されるものの，気泡は溶融池を浮遊して消失することが確認された．

③A5083, A7075 では，キーホール内部では激しい蒸発によりキーホール形状は絶えず変化していた．蒸発に基づくキーホールの膨張により，膨張した一部が切り離されて気泡，ポロシティになることが確認された．
④キーホール形状に及ぼす TCE の影響を評価した結果，キーホール深さは TCE と正の相関を示し，それぞれ R^2 = 0.97 であった．また溶融池面積は熱伝導率と負の相関を示した．

3）レーザ吸収効率に及ぼす合金元素の影響
①レーザ吸収効率は，TCE が 2 %程度でピークを示し，58 %程度であった．
②レーザ吸収効率はキーホールのアスペクト比（深さと幅の比）の変化と一致しており，アスペクト比が小さい場合には，キーホール内からレーザが脱出しやすいため，吸収効率が低下すると推察される．
③各アルミニウム合金のプルーム発生量は，TCE と正の相関を示した．またキーホールの体積が大きいほうが，プルーム排出量が多いことを確認した．TCE が多い合金ではプルーム排出量が多く，結果，レーザ吸収効率が低下したと推察される．

第 5 章では，各種アルミニウム合金を対象とし，X 線位相コントラスト法を用いてポロシティ生成メカニズムの解明に取り組んだ．得られた X 線画像から気泡の生成過程，ポロシティ形状を詳細に計測した．ポロシティ内部のガス成分分析を実施し，溶接条件との関係を調査し，ポロシティ生成メカニズムを考察した．得られた結果は以下の通りである．

1）ポロシティ内部ガス成分に及ぼす溶接条件の影響
①溶接速度，ファン On/Off を変えて溶接した結果，溶接速度が 8 mm/s の場合，ファン：Off の場合にはキーホールが不安定となった．ポロシティ面積率は溶接速度が 17 mm/s から 8 mm/s にすると 6.4 %から 45.6 %に増加した．ファン：On から Off にすると 6.4 %から 18.4 %に増加した．
②ポロシティ内部のガス分析の結果，溶接速度：17 mm/s，ファン：On の場合は水素のみが検出された．溶接速度：17 mm/s，ファン：Off の場合は水素に加え，3 %窒素が検出された．溶接速度：8 mm/s，ファン：On の場合は，31 %窒素，68 %水素，1 %アルゴンが検出された．溶接条件によってポロシティ内部に含まれるガスが異なることを確認した．

2）ポロシティ生成機構に及ぼすキーホール・溶融池挙動の影響

①X 線位相コントラスト法による観察結果から，ポロシティはキーホールの過剰な蒸発に基づく気泡形成に起因する場合と，固溶していた水素が溶融池から出現する場合が確認された．

3）ポロシティ生成に及ぼす合金元素の影響

①レーザ出力：500 W，溶接速度：17 mm/s，Df：-1 mm，ファン：On の溶接条件において，A1050 の溶接部のポロシティ発生量が多く，ポロシティ面積率は 6.4 %であった．

②各アルミニウム合金の母材に含まれる水素量を分析した結果，他の合金よりも 1.5-2 倍含まれていた．合金表面の酸化皮膜からの水素の混入と合わせ，凝固時の水素の固溶限を超えたため，A1050 ではポロシティが多く発生したと考えられる．

③A2024，A6061 ではキーホール底から金属蒸気が気泡として出現するが，金属蒸気の温度低下とともに液化し，消失することが確認された．

④A5083，A7075 ではキーホールの局所的な膨張により，キーホール内の一部の金属蒸気が冷やされ，キーホール内部が負圧になり，キーホールを通じて大気が取り込まれ，大気を含んだ気泡が形成され，固液界面にトラップされて，ポロシティを形成すると考えられる．

第 6 章では，アルミニウム合金 A1050，A2024，A5083，A6061，A7075 を対象とし，SPring-8 の X 線を活用し，X 線位相コントラスト法を用いて，レーザスポット溶接における溶融・凝固現象および凝固割れの過程を評価した．得られた X 線画像から溶融池形状，凝固過程，凝固割れについて定量的な計測を実施した．また SEM/EBSP を用いて，溶接部組織および凝固割れについて観察および結晶方位解析を実施した．得られた結果は以下の通りである．

1）レーザスポット溶接時の凝固割れの観察

①レーザ出力：500 W，レーザ照射時間：10 ms，50 ms，Df：-1 mm，ファン：On の溶接条件において，A2024，A5083，A6061，A7075 では，凝固割れが発生しており，割れ破面観察の結果，デンドライト状の突起が周期的に形成されており，凝固割れであることが確認された．

②X 線位相コントラスト法による凝固過程の観察の結果，凝固割れは固液界面消

失後，溶接部内部を起点とし，くぼみの形成とともに発生し，溶接部上部に向かって進展することが確認された.

2）凝固割れ挙動の定量分析

①レーザ出力：500 W，レーザ照射時間：10 ms，50 ms，Df：-1 mm，ファン：On の溶接条件において，凝固速度は熱伝導率と正の相関を示し，溶融面積は熱伝導率と負の相関を示すことを確認した.

②凝固割れが発生した A2024，A5083，A6061 では，凝固割れの進展速度は 180-270 mm/s 程度であり，凝固速度と同程度であることを確認した.

3）凝固割れと組織の関係

①A5083 のスポット溶接部の組織観察および結晶方位解析を実施した結果，溶接ボンド部から溶接部表面中心である最終凝固部に向かって，柱状デンドライトで凝固しており，最終凝固部では凝固割れの周囲に等軸デンドライトが確認された.

②X 線位相コントラスト観察画像から温度勾配を見積もった結果，凝固開始時点では 10^3-10^5 K/mm 程度であることが示唆された.

③X 線位相コントラスト観察画像から凝固速度を見積もった結果，凝固開始直後は，10 mm/s 程度であったが，凝固の進行とともに増加し，凝固完了直前では 100 mm/s 以上になると見積もられた.

④見積もった温度勾配，凝固速度から凝固組織を推定した結果，凝固開始時は，セル状または柱状デンドライトで凝固し，最終凝固部は等軸デンドライトになることが示唆された.

本研究では，X 線位相コントラスト法を活用したその場観察手法を確立し，アルミニウム合金のレーザ溶接現象を詳細に観察した結果，キーホール・溶融池形状や湯流れからレーザ溶接のメインシステムである熱輸送，熱消費機構を考察し，新しい知見を得ることができた. また応用展開として，キーホール・溶融池挙動に及ぼす合金元素の影響を評価し，低沸点元素の添加量との関係を見出した. さらに溶接中のキーホール形成，プルーム排出，凝固，収縮応力などのレーザ溶接のサブシステムに伴って発生するポロシティおよび凝固割れについて，統一的な手法で観察することで，欠陥を誘発するメカニズムについて新しい知見を得ることができた. アルミニウム合金のレーザ溶接に関する知識と信頼を深めることができた. 今後，溶接条

件，材質，継手形状などの影響について，系統的な評価を行うことで，各種パラメータの意味を明らかにし，高品質・高効率なアルミニウム合金のレーザ溶接技術開発に貢献できると考えられる．

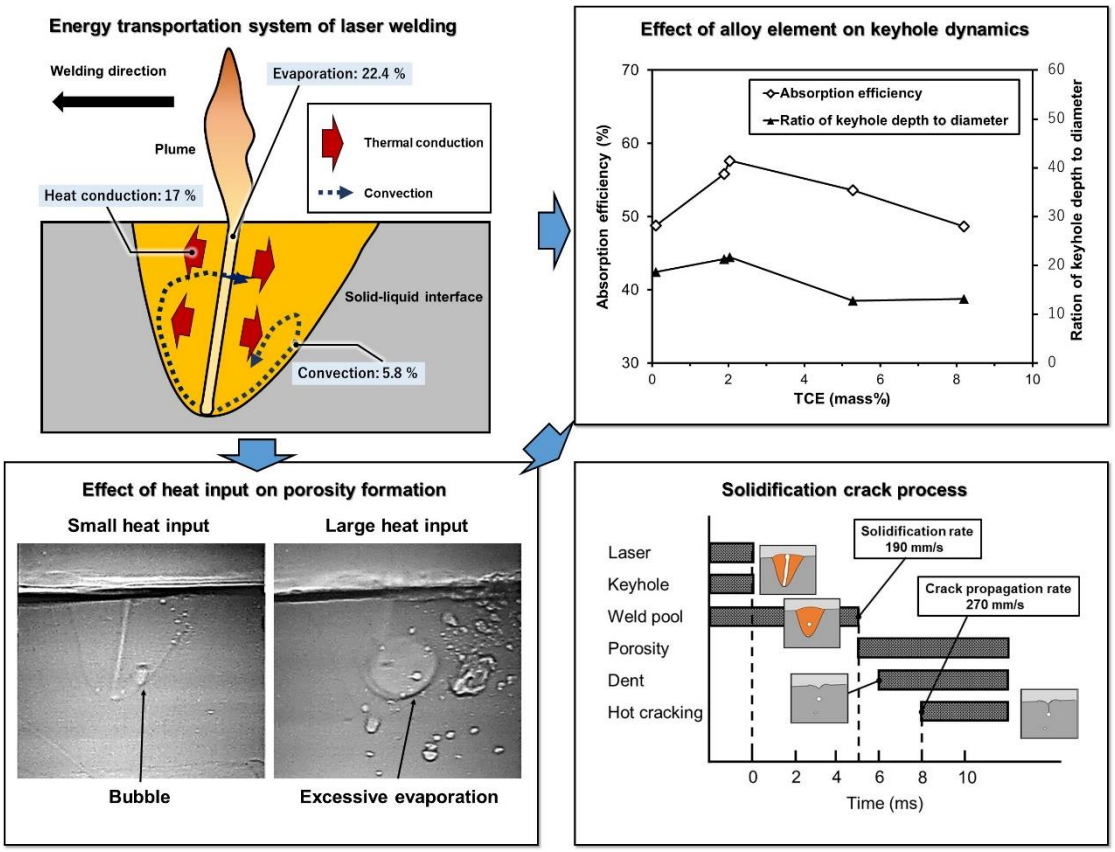


Fig. 7.1 Summary of this research.

謝辞

本論文は，大阪大学大学院工学研究科機械工学専攻　塚本雅裕教授のご指導とご鞭撻により，遂行し得たものであります．ここに心から厚く御礼申し上げます．また，本論文の完成にあたって，貴重なご教示を頂いた大阪大学大学院工学研究科機械工学専攻　高谷裕浩教授，大阪大学接合科学研究所　藤井英俊教授に厚く御礼を申し上げます．

さらに，本研究の遂行および本論文の完成にあたり，終始，懇切丁寧なご指導とご助言を頂きました大阪大学大学院工学研究科機械工学専攻　川人洋介准教授に心から深く感謝の意を表します．

本研究の実験遂行に際して，ご協力をいただいた日本原子力研究開発機構　菖蒲敬久教授，東芝 IT コントロールシステム（株）富澤雅美博士に深く感謝の意を表します．

本研究の遂行および本論文の作成に際して，多大なご協力をいただきました大阪大学接合科学研究所　Hongze Wang 研究員に深く感謝の意を表します．

本研究の実験遂行に際して，ご協力をいただいた接合科学研究所の多くの卒業生ならびに在校生の方々に感謝の意を表します．

本論文作成の機会を与えていただき，多くの議論をさせていただいた株式会社日立製作所　研究開発グループ　塚本武志博士，宮崎克雅博士，朴勝煥博士，張旭東博士，川中啓嗣氏をはじめとする関係者各位に深く感謝いたします．

最後に，これまで家事に育児に家庭を支え続けてくれた妻，元気に育ってくれた息子たち，遠くから見守り，応援してくれた両親に心から深く感謝いたします．

本研究に関連した論文

（1）Masanori Miyagi, Hongze Wang, Ryohei Yoshida, Yousuke Kawahito, Hiroshi Kawakami, Takahisa Shoubu：Effect of alloy element on weld pool dynamics in laser welding of aluminum alloys, Scientific reports, (2018), 8:12944.

（2）Masanori Miyagi, Yousuke Kawahito, Hongze Wang, Hiroshi Kawakami, Takahisa Shoubu, Masahiro Tsukamoto：X-ray phase contrast observation of solidification and hot crack propagation in laser spot welding of aluminum alloy, Optics express, Vol.26, No.18 (2018).

（３）Masanori Miyagi, Yousuke Kawahito, Hiroshi Kawakami, Takahisa Shoubu：Dynamics of solid-liquid interface and porosity formation determined through X-ray phase-contrast in laser welding of pure Al, Journal of Materials Processing Technology, Vol.250, (2017), pp.9-15.

本研究に関連した国際会議発表

（1）Masanori Miyagi, Yousuke Kawahito, Seiji Katayama, Hiroshi Kawakami, Takahisa Shoubu：Observation of keyhole and melt pool dynamics in laser welding of Al alloy by X-ray phase-contrast method, Proceedings of International Conference on Applications of Lasers & Electro-Optics, (2016.10), Paper 903.

（２）Masanori Miyagi, Yousuke Kawahito, Hiroshi Kawakami, Takahisa Shoubu：Direct observation of weld pool formation and cracking in laser welding of Al alloy by using X-ray phase contrast method, Proceedings of International Conference on Applications of Lasers & Electro-Optics, (2017.10), Paper 404.

本研究に関連した国内会議発表

（1）宮城雅徳，川人洋介，片山聖二，川上博士，菖蒲敬久：X 線位相コントラスト法を用いたアルミ合金のレーザ溶接現象，溶接学会全国大会講演概要，平成 28 年度秋季全国大会，(2016.9), pp.52-53.

参考文献

1) IPCC 報告書:気候変動 2007 統合報告書
2) 環境省:COP21 の成果と今後
3) 国土交通省:運輸部門における地球温暖化対策, (2015)
4) 福田佳之:軽量化への取り組み進む欧米自動車メーカー, 経営センサー, (2014), pp.10-15.
5) 新倉昭男:最近の自動車の軽量化動向, UACJ Technical Reports, Vol.2, (2015), pp.96-106.
6) 大石郁, 藤井英俊:FSW 技術と自動車への適用例, まてりあ, 第 53 巻, 第 12 号, (2014), pp.603-607.
7) 和嶋武典:鉄道車両の FSW(摩擦かくはん接合)技術, 日本機械学会誌, Vo.112, No.1084, (2009).
8) 後藤智彦, 坂口秀明, 佐藤広明, 山田毅, 田中大助, 原英統:H-ⅡB ロケットタンク構造の高信頼性化, 三菱重工技報, Vol.42, No.5, (2005), pp.234-237.
9) 上山智之:溶接機器からのアプローチ, 溶接学会誌, 第 76 巻, 第 1 号, (2007), pp.55-60.
10) S. Egerland:欧州の最新溶接システム及び機器の動向, 溶接学会誌, 第 80 巻, 第 1 号, (2011), pp.84-93.
11) 片山聖二:アルミニウム合金のレーザ溶接, 軽金属, 第 62 巻, 第 2 号, (2012), pp.75-83.
12) 黒澤宏:レーザー基礎の基礎, オプトロニクス社, (1999) pp2-4.
13) 大津元一:光科学への招待, 朝倉書店, (1999).
14) 藤岡知夫:ガスレーザーの発展, レーザー研究, 第 38 巻, 1 号, (2010).
15) 霜田光一:20 世紀のレーザー史, レーザー研究, 第 29 巻, 1 号, (2000).
16) 霜田光一:レーザーの 50 年, レーザー研究, 第 38 巻, 1 号, (2010).
17) S. Katayama, M. Mizutani, Y. Kawahito, S. Ito, D. Sumimori : Fundamental research of 100 kW fiber laser welding technology, Laser in manufacturing (2015).
18) John Wallace:産業用の 100kW ファイバレーザとパワーメータ, Laser Focus World Japan (2014).

19) 荒谷雄:ファイバーレーザーとその加工の最前線，高温学会誌，第 35 巻，第 4 号, (2009).
20) C. Thomy, T. Seefeld and F. Vol lertsen:Application of high-power fiber lasers for joining of steel and aluminum alloys, Proc. of the Third International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing 2005, WLT, Munich, (2005), pp.27-32.
21) 沓名宗春:ここまでできるレーザプロセシング，まてりあ，第 34 巻，第 6 号, (1995), pp724-729.
22) G. Verhaeghe and P. Hilton:Battle of the Source – Using a High-Power Yb-Fiber Laser for Welding Steel and Aluminum, Proc. of the Third International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing 2005, WLT, Munich, (2005), pp.33-38.
23) S. Park, T. Ooie and I. Miyamoto : Precision Micro-Welding Using Sigle -Mode Fiber Laser –Welding of Metal Foil and Threshold Power Density for Bead Transi tion–, Journal of High Temperature Society, Vol.30, No.1, (2004), pp.55-61.
24) 片山聖二:ものづくりを革新するレーザ溶接，溶接学会誌，第 78 巻，第 8 号, (2009) pp12-22.
25) G. Verhaeghe and P. Hilton:The Effect of Spot Size and Laser beam Quality on Welding Performance When Using High–Power Continuous Wave Solid-State Lasers, Proceedings of ICALEO 2005, LIA, (2005), pp.264-271.
26) S. Takeda:Single Mode Fiber Laser and Its Applications, Journal of High Temperature Society, Vol.30, No.1, (2004), pp.73-76.
27) F. Vollertsen and C. Thomy: Welding with Fiber Laser from 200 to 17000W, Proc. of ICALEO 2005, LIA, Miami, (2005), pp.254-263.
28) 片山聖二:レーザ溶接技術開発の最新動向，溶接学会誌，第 80 巻，第 7 号, (2011) pp11-19.
29) T. Ooie, S.Park and I. Miyamoto: Precision Micro-Welding Using Sigle-Mode Fiber Laser –Effect of Laser-Induced Plume and Assist Gas on Welding Process-, Journal of High Temperature Society, Vol.30, No.1, (2004), pp.87-92.

30) E. Beyer, B. Brenner, A. Klotzbach and S. Nowotny: Laser Macro Processing–Today and Tomorrow, Proceedings of LAMP 2006, Kyoto, (2006).
31) 片山聖二：レーザ溶接の最近の発展，Vol.55, No.11, Journal of the Vacuum Society of Japan (2012).
32) ゲイル・オーバートン，アレン・ノジー，デイビッド・A・ベルフォルテ，コナード・ホルトン：2016 年版レーザ市場予測，Laser Focus World Japan, (2016).
33) デイビッド・A・ベルフォルテ：Technology report, Industrial Laser Solution Japan, (2016).
34) I. Miyamoto, H. Maruo, Y. Arata: The role of gas assist in CO_2 laser welding, Proceedings of ICALEO 1984, LIA, (1984), pp. 68-74.
35) 片山聖二：レーザ溶接，溶接学会誌，第 78 巻，第 2 号，(2009) pp40-54.
36) C. Bagger et al：Process Behavior during High Power CO2-Laser Welding of Zinc Coated Steel, Proc. LAMP'92, (1992), 553-558.
37) E. Beyer et al：Process Monitoring in Laser Materials Processing, Proc. LAMP'92, (1992), 433-438.
38) A. Matsunawa et al：Characteristics of Plume Induced by Pulsed Nd:YAG Laser Irradiation and Their Effects on Mateial Processing, Proc. 3rd CISFFEL, (1983), 53-60.
39) W. Sokolowski et al：Spectral Study of Laser-Induced Plasma in Welding Process of Steel and Aluminum, Proc. 2nd European Congress on Optics, SPIE Vol.1132, (1989), 288-295.
40) 1. Miyamoto et al：Spatial and Temporal Characteristics of Laser-Induced Plasma in CO_2 Laser Welding, Proc. LAMP' 92, (1992), 311-316.
41) 荒田吉明，宮本勇：大出力炭酸ガスレーザの熱源的研究（第 1 報）-炭酸ガスレーザビームの集光特性-，溶接学会誌，第 39 巻，第 12 号，(1970), pp.39-46.
42) 荒田吉明，宮本勇：大出力炭酸ガスレーザの熱源的研究（第 2 報）-金属材料による炭酸ガスレーザビームの吸収特性-，溶接学会誌，第 40 巻，第 12 号，(1971), pp.63-74.
43) 荒田吉明，宮本勇：大出力炭酸ガスレーザの熱源的研究（第 3 報）-レーザ加

熱における熱伝導-，溶接学会誌，第 41 巻，第 2 号, (1972), pp.64-74.
44) 荒田吉明, 宮本勇:大出力炭酸ガスレーザの熱源的研究(第 4 報)-集光レーザビームと金属材料の相互作用-，溶接学会誌，第 41 巻，第 3 号, (1972), pp.53-63.
45) 荒田吉明, 宮本勇:大出力炭酸ガスレーザの熱源的研究(第 5 報)-炭酸ガスレーザによる熱加工-，溶接学会誌，第 41 巻，第 4 号, (1972), pp.81-91.
46) 荒田吉明, 宮本勇:大出力炭酸ガスレーザの熱源的研究(第 6 報)-Wall-Focusing 効果について-，溶接学会誌，第 43 巻，第 3 号, (1974), pp.46-51.
47) 宮本勇, 森清和, 丸尾大:薄板の CO2 レーザ溶接時に誘起されるプラズマプルームの性質，溶接学会論文集，第 13 巻，第 2 号, (1995), pp.211-217.
48) 宮本勇, 丸尾大:レーザ溶接における蒸発特性，溶接学会論文集，第 13 巻，第 4 号, (1995), pp.544-549.
49) 宮崎康信, 片山聖二:レーザ溶接の溶込みに及ぼすレーザ誘起プルームの影響，溶接学会論文集，第 31 巻，第 2 号, (2013), pp.119-125.
50) 宮崎康信, 片山聖二:レーザ誘起プルームによるレーザの減衰と焦点シフト，溶接学会論文集，第 32 巻，第 3 号, (2014), pp.180-190.
51) 川人洋介, 木下圭介, 松本直幸, 水谷正海, 片山聖二:高出力ファイバーレーザによるステンレス鋼溶接時のレーザ誘起プルームの高速度観察および分光分析，溶接学会論文集，第 25 巻，第 3 号, (2007), pp.455-460.
52) 川人洋介, 木下圭介, 松本直幸, 水谷正海, 片山聖二:超高パワー密度ファイバーレーザによるステンレス鋼溶接時のレーザと誘起プラズマ/プルームとの相互作用，溶接学会論文集，第 25 巻，第 3 号, (2007), pp.461-467.
53) 川人洋介, 大岩晋平, 水谷正海, 片山聖二:長焦点距離集光光学系を用いた高出力ファイバレーザ溶接時のレーザ誘起プルームの影響，溶接学会論文集，第 29 巻，第 1 号, (2011), pp.18-23.
54) Y. Arata, E. Abe, M. Fujisawa : A study on dynamic behaviours of electron beam welding (Report1), Trans. JWRI, 5-1 (1976), 1-9.
55) Y. Arata, N. Abe, T. Oda : Fundamental Phenomena in high power CO_2 laser welding (Report1), Trans. JWRI, 14-1 (1985), 5-11.
56) 片山聖二, 松縄朗:マイクロフォーカス X 線透視法によるレーザ溶接現象のリアルタイム観察， 溶接学会誌，第 70 巻，第 6 号, (2001) pp17-22.

57) 松縄朗，片山聖二：レーザー溶接におけるキーホールダイナミックスのリアルタイム高速度観察，レーザー研究，第 26 巻，11 号，(1998).
58) 川人洋介，水谷正海，片山聖二：ステンレス鋼の 10kW 高出力ファイバーレーザ溶接時の欠陥生成機構と防止法，溶接学会論文集，第 26 巻，第 3 号，(2008), pp.203-209.
59) 川人洋介，上村洋輔，土井雄一朗，水谷正海，西本浩司，川上博士，田中学，藤井英俊，中田一博，片山聖二：ステンレス鋼の高輝度・高出力レーザ溶接時の溶融池内湯流れに及ぼす溶接速度の影響の三次元 X 線透視その場観察法による解明，溶接学会論文集，第 33 巻，第 1 号，(2015), pp.13-19.
60) 木下圭介，水谷正海，川人洋介，片山聖二：ステンレス鋼の高出力ファイバーレーザ溶接とその特徴的な溶接部の形成機構の解明，溶接学会論文集，第 25 巻，第 1 号，(2007), pp.18-23.
61) 川人洋介，松本直幸，阿部洋平，片山聖二：ステンレス鋼の高出力ファイバーレーザ溶接時におけるレーザ吸収特性，溶接学会論文集，第 27 巻，第 3 号，(2009), pp.183-188.
62) 荒金五郎，塚本進，本田博史，黒田聖治，福島猛：厚板レーザ貫通溶接時の溶接現象に及ぼす裏面雰囲気の影響，高温学会誌，第 32 巻，第 2 号，(2006), pp.137-144.
63) P. Berger, A. Heider, M. Boley, D. Forster：Capillary geometries during welding of metals observed with X-ray technique and calculated using a ray-tracing tool and a finite volume program treating heat diffusion and fluid flow, Lasers in Manufacturing Conference 2015
64) S. Fujinaga, H. Takenaka, T. Narikiyo, S. Katayama, A. Matsunawa：Direct observation of keyhole behaviour during pulse modulated high-power Nd;YAG laser irradiation, J. Phys. D: Appl. Phys. 33 (200) 492-497.
65) A. Heider, J. Sollinger, F. Abt, M. Boley, R. Weber, T. Graf：High speed X-ray analysis of spatter formation in laser welding of copper, Physics Procedia 41 (2013) 112-118.
66) F. Abt, M. Boley, R. Weber, T. Graf, G. Popko, S. Nau：Novel X-ray system for in-situ diagnostics of laser based process – First experimetal results, Physics Procedia 12 (2011) 761-770.

67) M. Gao, Y. Kawahito, S. Kajii：Observation and understanding in laser welding of pure titanium at subatmospheric pressure, Optics express, Vol.25, no.12, (2017).
68) M. Boley, F. Abt, R. Weber, T. Graf：X-ray and optical videography for 3D measurement of capiillary and melt pool geomery in laser welding, Physics Procedia 41 (2013) 488-495.
69) 松縄朗，瀬渡直樹，片山聖二：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，第 28 巻，11 号，(2000)
70) 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，第 18 号，第 2 号，(2000), pp.243-255.
71) 瀬渡直樹，片山聖二，松縄朗：ステンレス鋼 CO_2 レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明と低減法，溶接学会論文集，第 19 号，第 4 号，(2001), pp.600-609.
72) 川口勲，塚本進，荒金五郎，中田一博：深溶込みレーザ溶接におけるポロシティの発生機構 –大出力 CO_2 レーザ溶接におけるポロシティ抑制に関する研究（第 2 報）-，溶接学会論文集，第 24 巻，第 4 号，(2006), pp.338-343.
73) 川口勲，塚本進，荒金五郎，中田一博：出力変調溶接によるポロシティの抑制 –大出力 CO_2 レーザ溶接におけるポロシティ抑制に関する研究（第 3 報）-，溶接学会論文集，第 25 巻，第 2 号，(2007), pp.328-335.
74) 川人洋介，中田光紀，上村洋輔，水谷正海，西本浩司，川上博士，片山聖二：ステンレス鋼の高出力レーザ溶接における 3 次元 X 線透視その場観察による湯流れと入射角および焦点はずし距離によるスパッタ抑制との関係，溶接学会論文集，第 34 巻，第 4 号,(2016), pp.239-248.
75) M. Miyagi, X. Zhang：Investigation of laser welding phenomena of pure copper by X-ray observation system, Journal of Laser Applications, Vol.27, No.4, (2015), 042005-1- 042005-9.
76) 水野政夫：アルミ合金の溶接性，溶接学会誌，第 44 巻，第 1 号，(1975), pp.8-21.
77) 笹部誠二，江間光弘：Al-Mg-Si 系合金の溶接性，軽金属，第 53 巻，第 11 号，(2003), pp.500-506.

78) M. Holzer, K. Hofmann, V. Mann, F. Hugger, S. Roth, M. Schmidt : Change of hot cracking susceptibility in welding of high strength aluminum alloy AA7075, Physics Procedia, 83, (2016), pp.463-471.
79) BY J. Zhang, D. C. Weckman, Y. Zhou : Effect of temporal pulse shaping on cracking susceptibility of 6061-T6 Aluminum Nd:YAG laser welds, Welding research, Vol.87, (2008), pp.18-30.
80) R. Hajavifard, M. Motahari, H. Ozden, H. Miyanaji, S. Kafashi : The effect of pulse shaping variation in laser spot-welding of Aluminum, Procedia Manufacturing, Vol.5, (2016), pp.232-247.
81) P. Witzendorff, S. Kaierle, O. Suttmann, L. Overmeyer : Using pulse shaping to control temporal strain development and solidification cracking in pulsed laser welding of 6082 aluminum alloys, Journal of Materials Processing Technology, 225, (2015), pp.162-169.
82) J. Wang, H. Wang, X. Wang, H. Cui, F. Lu : Statistical analysis of process parameters to eliminate hot cracking of fiber laser welded aluminum alloy, Optics & Laser Technology, 66, (2015), pp.15-21.
83) M. Sheikhi, F. Malek, H. Assadi : Prediction of solidification cracking in pulsed laser welding of 2024 aluminum alloy, Acta Materialia, 82, (2015), pp.491-502.
84) F. Ghaini, M.Sheikhi, M. J. Torkamany, J. Sabbaghzadeh : The relation between liquation and solidification cracks in pulsed laser welding of 2024 aluminium alloy, Materials Science and Engineering A, 519, (2009), pp.167-171.
85) P. Witzendorff, S. Kaierle, O. Suttmann, L. Overmeyer : In situ observation of solidification conditions in pulsed laser welding of AL6082 aluminum alloys to evaluate their impact on hot cracking susceptibility, Metallurgical and materials transactions A, Vol.46A, (2015), pp.1678-1688.
86) 幸田成康：アルミニウム合金の時効析出（Ⅰ），軽金属，Vol.36，No.8，(1986), pp.525-533.
87) 幸田成康：アルミニウム合金の時効析出（Ⅱ），軽金属，Vol.36，No.9，(1986), pp.594-606.

88) 村上陽太郎:アルミニウム合金の時効析出研究の進歩，軽金属，Vol.39, No.5, (1989), pp.364-377.
89) 里達雄:アルミニウムの高強度化への挑戦，まてりあ，第 36 巻，第 7 号，(1997), pp.685-691.
90) 百生敦:位相コントラスト X 線イメージング，光学，29 巻，5 号，(2000), pp.287-294.
91) 百生敦:位相コントラスト X 線イメージング，放射光，第 10 巻，第 3 号，(1997), pp.24-35.
92) 八木直人，鈴木芳生:屈折コントラスト法，Medical Imaging Technology, Vol.24, No.5, (2006), pp.380-384
93) 鈴木芳生，八木直人，香村芳樹:BL47XU における X 線の屈折コントラストイメージングの R&D, SPring-8 Information, Vol.3, No.5, (1998), pp.20-23.
94) 太田典明:ブローホールガス分析技術　材料に発生した泡の中のガス分析方法と応用例，検査技術，(2017), pp.14-21.
95) 施工法委員会:軽金属の接合 Q&A，軽金属溶接，Vol.45, No.12, (2007).
96) 大原弘，儀同智紀，石坂哲，本田凡:位相コントラスト乳房撮影の原理と画像，医用画像情報学会誌，Vol.23, No.2, (2006), pp.27-33.
97) 百生敦:X 線位相イメージングと X 線位相 CT，精密工学会誌，Vol.82, No.6, (2016), pp.513-517.
98) S.W. Wilkins, T. E. Gureyev, D. Gao, A. Pogany, A. W. Stevenson: Phase-contrast imaging using polychromatic hard X-rays, Nature, 384, (1996), pp.335-338.
99) N. Yagi, Y. Suzuki, K. Umetani, K. Kohmura, K. Yamasaki: Refraction-enhancement X-ray imaging of mouse lung using synchrotron radiation source, Medical Physics, 26, (1999), pp.2190-2193.
100) P. Cloetens, R. Barratt, J. Baruchel, J. P. Guigay, M. Schlenker: Phase objects in synchrotron radiation hard X-ray imaging, Journal of Physics D, 29, (1996), pp.133-146.
101) M. Miyagi, Y. Kawahito, S. Katayama, H. Kawakami, T. Shoubu: Observation of keyhole and melt pool dynamics in laser welding of Al alloy by X-ray phase contrast method, Proc. of ICALEO 2016, LIA, (2016), Paper903.

102)C. Y. Ho, R. W. Powell, P. E. Liley：Thermal Conductivity of the Elements, Journal of Physical and Chemical Reference Data 1, 279 (1972)
103)M. J. Assael, K. Kakosimos, R. M. Banish, J. Brillo, I. Egry, R. Brooks, P. N. Quested, K. C. Mills, A. Nagashima, Y. Sato, W. A. Wakeham：Reference Data for the Density and Viscosity of Liquid Aluminum and Liquid Iron, Journal of Physical and Chemical Reference Data 35, 285 (2006)
104)仙田富男，松田福久，加藤光昭，中川博二：溶接凝固機構とその組織の特性（第 7 報），溶接学会誌，第 41 巻，第 1 号，(1972), pp.75-82.
105)小関敏彦：溶接金属の凝固と凝固組織制御，溶接学会誌，第 70 巻，第 5 号，(2001), pp.119-135.
106)Walter W. Duley：LASER WELDING, (1999), pp.83-85.
107)V. V. Semak, J. A. Hopkins, M. H. McCay, T. D. McCay：A Concept of hydrodynamic model of keyhole formation and support during laser welding, Proc. of ICALEO 1994, LIA, (1994), pp.641-650.
108)平田好則，廣瀬成一，大垣信二，浅井康広，黄地尚義：溶融池の対流現象のモデリング，溶接学会論文集，第 18 巻，第 4 号，(2000), pp.540-548.
109)牛尾誠夫：溶融池内対流現象と数値解析モデルⅡ，溶接学会誌，第 59 巻，第 4 号，(1990), pp.41-46
110)日本機械学会：演習流体力学，pp. 13.
111)福田敏彦：素材開発(1) 軽金属材料 –軽金属における成分と組織の制御-，溶接学会誌，第 81 巻，第 3 号，(2012), pp.30-35.
112)S. Katayama, M. Mizutani：Laser weldability of Aluminum alloys, Trans. JWRI, Vol.31, No.2, (2002), pp.147-155.
113)H. Wang, M. Nakanishi, Y. Kawahito：Effects of welding speed on absorption rate in partial and full penetration welding of stainless steel with high brightness and high power laser, Journal of Materials Processing Technology, Vol.249 (2017), pp.193-201.
114)市村稔，今林守，早川政広：固体アルミニウム中の水素の拡散係数と溶解度の測定，日本金属学会誌，第 43 巻，第 9 号，(1979), pp.876-883.
115)大西忠一：純アルミニウムおよびアルミニウム合金中の水素，軽金属，Vol.39, No.3, (1989), pp.235-251.

116)C. E. Ransley and H. Neufeld：The solubility of hydrogen in liquid and solid aluminum, J. Inst. Metals, 1947, 74, pp.599-620.
117)西成基，品田与志栄，黒淵達史：アルミニウム中の水素と気泡について(1), 軽金属, Vol.24, No.2, (1974), pp89-99.
118)大谷良行，小山高弘，児島洋一：アルミニウムの腐食のやさしいおはなし –酸化皮膜と腐食との関係-, UACJ Technical Reports, Vol.3, (2016), pp.52-56
119)軽金属溶接協会：アルミニウムの溶接 Q&A 第 4 章 溶接施工
120)岡田直忠：SCiB$_{TM}$ の長寿命と高信頼性を実現するレーザ溶接技術，東芝レビュー, Vol.66, No.6, (2011) pp.57-60.
121)本多啓三，岡田直忠：車載用リチウムイオン電池におおけるレーザ溶接技術，溶接学会誌，第 80 巻，第 3 号, (2011), pp.17-21.
122)山岡弘人，結城正弘，土屋和之：Al-Mg-Si 系合金レーザ溶接部における凝固割れ防止に関する検討，溶接学会論文集，第 18 巻，第 3 号, (2000), pp.422-430.
123)篠崎賢二：溶接高温割れ，溶接学会誌，第 71 巻，第 6 号, (2002), pp.43-47.
124)篠崎賢二，山本元道，温鵬，田村知子：溶接凝固割れ発生の予測，溶接学会論文集，第 77 巻，第 4 号, (2008), pp.20-25.
125)才田一幸：ステンレス鋼の溶接性，溶接学会誌，第 79 巻，第 6 号, (2010), pp.40-50.
126)今泉重威，麻野雅三，奥藤勝：アルミニウム合金の溶接性と溶接技術，軽金属, Vol.30, No.12, (1980), pp.736-753.
127)吉田英雄，福井利安：Al-Mg 系合金，軽金属，Vol.38, No.8 (1988), pp.496-511.
128)中井学，江間光弘，江藤武比古，高木康夫，佐藤文博：船舶用高強度 Al-Mg 系アルミニウム合金と耐食性，神戸製鋼技報，Vol.52, No.1 (2002), pp.16-19
129)W. Kurz, D. J. Fisher：Fundamentals of Solidification, Trans Tech Publications,1984.
130)松田福久：溶接金属の凝固と結晶成長，溶接学会誌，第 40 巻，第 4 号, (1971), pp.20-40.

131)郡司好喜:知っておきたい金属凝固の基礎(Ⅱ), 鉄と鋼, 第 80 巻, 第 5 号, (1994), pp.208-221.
132)中根金作:溶接金属の凝固組織, 溶接学会誌, 第 36 巻, 第 9 号, (1967), pp24-34.