The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	チタンのレーザ溶接における基本現象の解明と微細精密接合への展開
Author(s)	中村, 浩
Citation	大阪大学, 2015, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/52116
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

チタンのレーザ溶接における基本現象の解明と微細精密接合への展開

中　村　　浩

2015 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　本研究の背景
1.2　本研究の目的
1.3　本論文の構成

第２章　供試材料および実験装置
2.1　供試材料
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) 連続発振型 16 kW 出力ディスクレーザ装置
(2) パルス発振型 50 W 出力基本波 YAG レーザ装置
(3) パルス発振型対応レーザ適応制御装置
(3)-1 適応制御型基本波パルス YAG レーザ
(3)-2 レーザ加工ヘッド
(3)-3 適応制御システム
(4) 連続発振型半導体レーザ装置
(4)-1 最大出力 3 kW 半導体レーザ
(4)-2 最大出力 200 W 半導体レーザ
(5) 連続発振型シングルモードファイバーレーザ装置
2.2.2　観察・分析装置
(1) 三次元 X 線透過観察装置
(2) 波長選択フィルタ付き高速度ビデオカメラ
(3) 引張試験機
(4) 硬さ試験機
(5) カロリーメトリ吸収率測定装置
(6) 電界放出型透過電子顕微鏡装置

第３章　チタンのレーザ溶接性とレーザ溶接現象に関する基礎研究
3.1　緒言
3.2　供試材料および実験方法
3.2.1　チタンのレーザ吸収率の測定方法
3.2.2　3 次元Ｘ線透過装置によるスパッタ発生の観察方法
3.3　高出力ディスクレーザ溶接時の各溶接速度おける純チタンの吸収特性

3.4　溶接速度とスパッタ発生の関係
3.5　X 線透過観察結果によるスパッタ発生と湯流れの関係
3.6　高速度ビデオカメラ観察によるスパッタ発生機構の可視化
3.7　パルス照射時におけるスパッタの発生
3.8　結言

第４章　パルス YAG レーザ溶接時のスパッタ低減のためのレーザ適応制御
4.1　緒言
4.2　供試材料および実験方法
4.3　純チタンの突合せシーム溶接時の溶接課題
4.4　突合せシーム溶接時のスパッタの生成状況
4.5　スパッタ低減のための低パワーレーザ適応制御
4.6　シーム溶接結果に及ぼす隙間の影響
4.7　突合せ溶接時の隙間と反射光および放射光との関係
4.8　スパッタ起因のアンダーフィル抑制のためのレーザ適応制御
4.9　結言

第５章　チタン製眼鏡フレームのレーザ微細溶接
5.1　緒言
5.2　供試材料および実験方法
5.3　チタン製眼鏡フレームを考慮したレーザ溶接条件
5.4　実用化に向けた溶接品質に影響する因子
5.5　レーザ溶接眼鏡フレーム部品の信頼性
5.6　結言

第６章　レーザによるチタンと異種材料の接合性に関する研究
6.1　緒言
6.2　供試材料および実験方法
6.2.1　チタンとアルミニウムのレーザ異材溶接における実験方法
6.2.2　チタンとプラスチックのレーザ異材接合における実験方法
6.3　チタンとアルミニウムのレーザ異材溶接における実験結果および考察
6.3.1　レーザ異材溶接性に及ぼす溶接速度の影響
6.3.2　引張せん断強度に及ぼす溶接速度の影響評価
6.3.3　チタンとアルミニウムのレーザ異材溶接部における生成相
6.4　チタンとプラスチックのレーザ異材接合における実験結果および考察
6.4.1　半導体レーザによるチタンとプラスチックの直接接合性

6.4.2　チタンと PET の接合部の TEM 観察および EDS 分析
6.4.3　レーザ接合性に及ぼすチタン酸化膜の影響
6.4.4　プラスチック製眼鏡フレーム部品とチタンのレーザ接合性
6.5　結言

第７章　結　論

謝　辞

参考文献

本研究に関連した発表論文

第１章　緒　論

1.1　本研究の背景

人がいつどこにおいても高度な情報を視覚や聴覚から得ることができるユビキタスな情報化社会を実現するためには，従来のモバイル機器（携帯電話やスマートフォンなど）が，さらにウェアラブル型に発展することが必要である．今後期待されるウェアラブル端末は，眼鏡型，腕時計型，ベルト型などの開発・市販化が進められているが，両手が自由に使えるなどの理由から眼鏡型が最も望ましい端末とされ，平成28年には世界市場1,000万台規模になると予想されている[1)]．しかし，眼鏡型のウェアラブルデバイスはコモディティ化しつつあり，市場で存在感を出すために新しい高付加価値の創造が求められ，デバイスを搭載する眼鏡フレームが重要な鍵となる．

眼鏡フレームは，人の顔に装着し常時使用する製品であることから，「かけ心地」が非常に重要となる．眼鏡フレームユーザにおいて，最も不満に挙げられている項目は，「ずれ」であり，これを防ぐことが眼鏡フレームの基本設計ニーズの一つである[2)]．ただし，「ずれ」ない状態が実現されても，“痛み”や“重い”などの官能評価的な因子を含む不満があってはならない．これらを解決するためには，デザイン性を備えた上で，人の顔に合わせた眼鏡フレーム形状および最適な押さえ圧力を備えた眼鏡フレーム設計および眼鏡フレーム自体の重量軽減が重要である．したがって，軽量な素材を使用し，かつデザインおよび設計自由度の高い製造技術が必要となる．また眼鏡型ウェアラブル端末のデバイス（ディスプレイやカメラなど）の素材には，金属やプラスチックなどの様々な材料が使用されるため，異なる素材を自由に組み合わせられる溶接・接合技術が必要となる．

眼鏡フレームの各部位の名称および溶接箇所について **Fig. 1.1** に示す[3)]．一般的な眼鏡フレームは，レンズを保持する「リム」，リムを閉じるための「リムロック」，左右のリムをつなぐ「ブリッジ」，フレームの傾斜・開きを決める「智」，顔にフレームを固定するための「テンプル」，鼻で支えるための「パッド足」，智とテンプルをつなぎテンプルを折りたたみ収納し易くするための「丁番」などの各部品で構成されている．基本的に，これらの部品は溶接して組み立

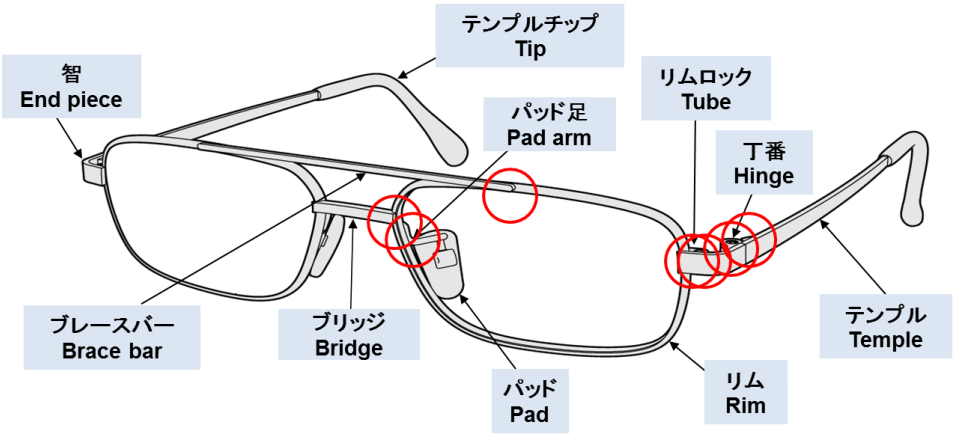


Fig. 1.1　Names for respective parts and welded parts of eyeglasses.
（○：Only one side of welded parts）

てられており，眼鏡フレーム 1 枚あたりの溶接箇所は 10 箇所を超える．

眼鏡フレームの溶接強度は，たとえ大きな負荷がかかっても溶接部から破断しない強靭さが求められ，装用者の視（視界）生活を妨げることはあってはならない．眼鏡フレーム部品に要求されるニーズの 1 つとして，より洗練されたデザインを得るために，細く小さい部品が選ばれる傾向がある．例えばリム材の厚みを 1 mm 以下にするために，高強度な金属素材を用いるケースがあるが，このような薄いリムと他部品を溶接する製品の品質管理はよりシビアとなる．また，眼鏡フレームは人の顔に装着されることから装飾性も重要視され，溶接部の外観（ろう材の流れ形状の均一性や表面荒れなど）や部品表面の傷なども重要な品質項目となっている．

眼鏡フレームに使われる金属素材は，ニッケルシルバーやモネルなどの銅，ニッケル合金が使用されているが，軽量化，耐食性の向上，ニッケルアレルギーの問題により，1980 年代頃からチタンおよびチタン合金を用いた眼鏡フレームの製品開発が進められ，丈夫でかけ心地に優れた眼鏡フレームが市場に提供されている．

チタンおよびチタン合金製の眼鏡フレームの溶接には，抵抗ろう付法が主に用いられている [4]．抵抗ろう付では，溶接する部品に直接電極を接触させ，加圧しながら電流を流し金属の抵抗発熱を利用して加熱し，ろう付を行う．電極と部品が均一に面全体で荷重を受ける状態で通電されることが望ましいが，近年要求される多種多様なフレームデザインを実現するため，形状が複雑化した眼鏡部品で

は，理想的な接地状態を維持することが困難である．そのため，接地部が一点に集中するなどにより，部品表面を損傷させてしまうことがある．人の顔の印象を左右する眼鏡フレームにとって外観品質は非常に重要であり，部品に傷が発生した場合には，後工程において研磨などによる修正が必要となる．チタン製眼鏡フレームのろう付に使用するろう材は，溶接強度の高さと良好な耐食性を有していることから，チタン基ろう材である Ti-Cu-Ni が主に使われており，そのろう材のろう付温度は 1273 K 程度であり，銅，ニッケル合金のろう付に使われる銀ろうに比べ非常に高融点で，ろう付温度が高い[5,6]．ろう材と眼鏡フレーム部品間で強固な溶接強度を得るためには，ろう材が溶接部全体へ十分に流れなければならず，ろう材の融点以上の加熱温度と加熱保持時間が必要となる．しかし，このことは眼鏡フレーム部品への熱影響が広範囲に発生してしまうことにつながる．眼鏡フレーム部品への熱影響は，鍛造加工により部品強度を増した素材を軟化させ，例えば眼鏡フレーム装着時やかけ外しの際にフレームが変形し易くなり，かけ心地の悪化につながる．最悪の場合，破損にまで至る．その対策として，フレーム設計時に溶接部付近の部品の厚さ，太さを増すことで問題を回避しているが，それはフレームデザインの自由度を奪うことに直結し，製品力の低下につながってしまう．また生産を続けていくに従い，溶接に使用する電極の表面形状の変形や消耗，電極表面が汚染されるなどにより，電流の流れに変化が生じることで,部品の溶接条件が変わってしまい，溶接品質の安定性に支障をきたす問題がある．

チタンおよびチタン合金は,高い比強度(強度／比重),高耐食性，生体安全性などの優れた特性を持つことから，航空宇宙，自動車部品，原子力，医療機器，スポーツや眼鏡フレームをはじめとする民生品など幅広い分野で使用されている．チタンの用途が拡大するにつれ，溶接・接合技術はますます重要になっている[7-17]．

溶接に関連するチタンの材料特性について，以下が挙げられる[5,18]．

1. 純チタンの融点は，1941 K であり，アルミニウム（933 K），銅（1356 K）に比べて高い．
2. チタンは活性な金属であり，酸素，窒素，水素との親和力が強い．そのため，700 K 程度の比較的低温においても酸素や窒素と容易に反応し，酸化物や窒化物を形成する．溶接中に，大気

の酸素などのガスと反応すると，溶融金属の硬度が上昇し，靭性が低下する．

3. チタンの熱伝導率は，17.2 W/m･K と小さく，ステンレス鋼とほぼ同程度であり，アルミニウムの 1/10，銅の約 1/20 である．そのため，溶接時の入熱が逃げにくく，薄板などの溶接時は入熱の調整や放熱の工夫が必要である．
4. チタンの熱膨張係数が，9.0×10^{-6} /K と小さく，ステンレス鋼や銅の約 1/2，アルミニウムの約 1/3 である．
5. チタンの比熱は，0.54 kJ/Kg･K であり，ステンレス鋼とほぼ同程度であり，銅の約 1.4 倍，アルミニウムの約 4/7 倍である．

チタンの溶融溶接で使われる技術には，ティグ溶接が最も多く，他にプラズマ溶接，電子ビーム溶接，レーザ溶接が用いられている[19-23]．その中でレーザ溶接は，熱源であるレーザビームを小さく絞ることにより,高エネルギー密度の溶接が大気中で可能であるため，短時間のプロセスで，熱影響範囲が狭く深い溶込みの溶接が実現でき，薄板や精密部品の溶接にも適している．また一般的にチタンの溶接においては，酸化などによる靭性の低下を防ぐため，不活性ガスを充満したチャンバー，あるいは特殊シールドを必要とするが，レーザ溶接は，溶接時間が短いために，通常のガスシールドのみで大気中の不純物の侵入を防げるという利点がある．さらに組織的にみても冷却速度が速いことから結晶粒の粗大化が防がれ，チタンおよびチタン合金に対し，非常に適した熱源であるといわれている．

ところで，異種金属材料における溶接・接合は，材料を適材適所に利用することから，その確立が期待されている．しかし，素材の機械的特性や物理的特性が大きく異なり，また異材溶融部は脆弱な金属間化合物の生成により割れが発生することがあり，溶接が困難である場合が多い．チタンとアルミニウムの組合せでは，機械的・物理的特性が特に大きく異なり，また平衡状態図から，Al_3Ti, AlTi, $AlTi_3$ などの金属間化合物の形成が予測され，これらの金属間化合物が原因と考えられる割れの発生が確認されている．そのため，金属間化合物の生成を抑制する溶接法が望まれている．

一方，金属と最軽量のプラスチックとの既存の接合法としては，機械的締結や接着剤による接合が用いられているが，人体に近い部分で用いる製品への応用を考えた場合，機械的締結では，形状

が制限され，自由局面への対応が難しく，さらに重量が増加する．また，接着剤では人体への悪影響および信頼性・耐久性などが懸念されることから，直接接合の開発が望まれる．片山ら[24-26]は，これらを可能にするレーザを使用した方法として，金属とプラスチックの直接接合（以下，LAMP 接合という．LAMP：Laser-Assisted Metal and Plastic）法を開発した．これまでに，ステンレス鋼 SUS304 薄板とエンジニアリングプラスチックである非結晶性ポリアミド（PA）薄板とのレーザ異材直接接合が可能であり，試料幅 30 mm で最大引張せん断荷重は 3300 N を超える高い継手強度が得られ，金属とプラスチック接合がナノレベルで実現されていることが報告されている[24,25]．また，SUS304 薄板とポリエチレンテレフタレート（PET）薄板とのレーザ異材直接接合実験を行い，PA と同様に高強度な継手が得られることを明らかにするとともに，ヒートショック試験による信頼性試験で温度変化への対応が可能なこと，ヘリウム　リーク試験により，得られた接合部の気密性が確保できることなど，実用上必要な信頼性を有する継手製作の可能性を明らかにしている[25]．さらには，低炭素鋼 SPCD とエンジニアリングプラスチック PET とをレーザ異材直接接合し，得られた接合継手の PET とアルミニウム合金 A5052 との接合を再度行うことで，PET を挟んだサンドイッチ構造を形成し，PET の電気絶縁性によって異種金属接触腐食を抑え，かつ十分な接合強度のある継手の作製に取り組んだ結果も報告されている[26]．

レーザ（LASER）とは，Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation の頭文字をとって作られた単語で，“放射の誘導放出による光の増幅”という意味である．レーザは誘導放出によって増幅された人工の光であり，自然光に比べ様々な優れた特性を持っている．①単色性に優れており，スペクトル幅が非常に狭い光である．②指向性が良く，光が拡散せず高い精度の平行光線であること．③可干渉性であり，非常に高い強度が得られる[27,28]．これらの特性から，レンズまたはミラーにより集光させることで，回折限界まで絞ることができ，パワー密度・エネルギー密度を極端に高められ，金属さえも瞬時に溶融・蒸発を可能にする高輝度の熱源になる．このような特性を活かし，溶接，切断，穴あけ，焼入れ，肉盛などの各種材料の加工に適用されている[29,30]．

レーザ溶接では，マイクロサイズのスポット径にレーザ光を集光

できることから，アーク溶接などの既存の溶接熱源と比べ，高いパワー密度を実現する．その結果，レーザ照射された金属は，蒸発温度以上に加熱され,その金属蒸気の反力によりキーホールを形成し，キーホール内で発生する多重反射によるフレネル吸収で，レーザエネルギーを効率的に吸収し加熱され，深溶込み溶接が可能となる．また効率的に加熱することから，入熱量が小さく熱影響範囲が狭くでき，熱ひずみや熱変形が少ない高精度な溶接が可能である[31,32]．

レーザは電気的に出力を制御できるため，再現性が良く安定した加工が実現できる．またロボット化，自動化，システム化などに適しており，NC 制御装置との組合せで，照射位置を自由にプログラミングでき自動化が可能である[28,31,33]．また非接触加工であることから，複雑な 3 次元形状においても照射でき，効率的に溶接できるなどの生産技術における長所を多数有している．

上記の特性が活かされ，近年，自動車産業，電子部品，医療など様々な産業分野において幅広く実用化されている．例えば，自動車産業においては，ボディパネルのプレス用素材として，材質や板厚が異なる材料をプレス加工前に突合せ溶接し，一体でプレス成形するテーラードブランク溶接が実用化され，レーザ溶接の実用化例が急増している[34-39]．電子産業では，レーザ溶接がマイクロ領域の接合に展開され，熱影響を嫌う素子やプラスチックなどが組み込まれた電子部品のパッケージ，ケース，電池などの封止溶接に使われている[40-42]．医療分野では，歯科補綴装置であるクラウン，ブリッジの制作の溶接に用いられている[43-45]．

しかし,レーザ溶接の特長であるキーホール型の溶込みは,固体，液体，気体が混合する複雑かつ非常に高速な現象の下に形成されており，溶接条件によってはスパッタやアンダーフィルなどの溶接欠陥が発生し，外観品質の低下，機械的強度の低下につながる．スパッタは，レーザ溶接時の溶融池から融液が飛び散る現象であり，アンダーフィルを誘発する原因ともなるため，発生メカニズムの解明が必要とされ，様々な研究が行われている[46-50]．一部解明されているプロセスでは，部分溶込み溶接時のスパッタの発生は，キーホール上層部における上向きの湯流れ，キーホール周囲の湯流れおよび蒸発プルームによる強いせん断流が主に影響していることが示唆されているが[50]，スパッタの発生機構の原因は十分には解明されていない．

近年のレーザ発振器の動向についてまとめたものを **Table 1.1** に示す．従来レーザ溶接に用いられる主なレーザ熱源として，炭酸ガスレーザと YAG（Yttrium Aluminum Garnet）レーザが代表的である．炭酸ガスレーザの波長は，9400 nm または 10600 nm であり，ビーム品質 BPP（Beam Parameter Product）は 3 mm･mrad から 15 mm･mrad で，低パワーのパルス照射では，0.1 mm 程度のスポット径に集光でき，高パワー密度の溶接が実現できる．しかし，波長が 10 μm 帯であるため，ファイバー材料である石英では吸収されてしまうため，ファイバー伝送ができない．そのため，レーザ光の取り回しや装置が大型化するなど,生産現場における自由度や柔軟性に制限がある．また大出力のレーザ溶接を Ar ガス雰囲気内で行うと，Ar プラズマが発生し，逆制動放射過程により入射レーザ光が減衰し，溶込みが浅くなるなどの課題がある [51-54]．一方，YAG レーザの波長は，1064 nm の近赤外域であり，ファイバー伝送が可能で，自動化やロボットを用いた 3 次元溶接などの複雑なシステムを構築しやすく，生産技術面で優れている．しかし，ビーム品質 BPP が 25 mm･mrad から 100 mm･mrad であり集光性があまり良くなく，高出力で使用する際は 0.6 mm 前後のスポット径に集光されることが多い．また発振効率は，炭酸ガスレーザが 10 %以下であり，YAG レーザにおいては，2 %程度と低い．

近年，新しいレーザ光源として半導体レーザが登場した．半導体レーザの波長は 800 nm から 1030 nm であり，ファイバー伝送が可能である．また発振効率は 30～50 %と非常に高く，電源装置およびチラーが小型化でき，生産加工機も小型化できる．しかし，ビーム品質はスロー角とファスト角の異方性を持ち，BPP が 300 mm･mrad と悪いため，薄板の溶接，ブレージング，焼入れなどに用いられている．また最近では，ファイバー伝送タイプも市販化されており，kW 級の出力で直径 0.2 mm のファイバー伝送が可能となり，ビーム品質 BPP も 20 mm･mrad まで改善されている．

最近，最も関心が持たれるレーザは，ディスクレーザおよびファイバーレーザと呼ばれる高出力化・高品質化・微細集光化が可能な高輝度レーザである．レーザの波長は，1030 nm および 1070 nm であり，YAG レーザの波長 1064 nm に近く，ファイバー伝送が可能である．ディスクレーザとファイバーレーザのビーム品質 BPP はそれぞれ，8 mm･mrad から 12 mm･mrad，2 mm･mrad から 12 mm･mrad

と炭酸ガスレーザと同等以上に優れている．発振効率においては，ディスクレーザが 21 %，ファイバーレーザが 22 %と良く，レーザ溶接熱源として適している[55-62]．

Table 1.1 Trend of laser oscillators.

Laser system	Wavelength [nm]	Beam quality [mm･mrad]	Lasing efficiency [%]	Maximum power [kW]	Transmission	Output stability [%]	Oscillator size (floor [m]@10kW)
Disk laser	1030	8-12	21	16	Fiber	< 2	3 x 1.5
Fiber laser	1070	2-12	22	100	Fiber	< 2	2 x 1
LD laser	800-1030	20-100	30-50	20	Fiber (※Direct)	< 2	1 x 1
YAG laser	1064	25-100	2	10	Fiber	< 5	6 x 1
CO_2 laser	9400-10600	3-15	10	45	Mirror	< 10	5 x 1.5

1.2　本研究の目的

レーザを熱源とした溶接は，非接触で直接溶接部を加熱できるため，眼鏡フレーム部品に傷をつけることなく溶接することが可能となる．デザインにより部品表面に複雑な模様やロゴマークがあるような溶接には特にメリットが大きく，デザインの幅が広がる．またレーザ光のスポット径を小さくし，高パワー密度にすることで，より局部的に短時間で加熱することができ，溶融部以外に熱影響を与えることなく溶接を完了できる．これによって部品強度を補うための寸法設計の制約が緩和される．またレーザ微細溶接は抵抗ろう付と異なり，電極のような消耗部材を使うことなく繰返し加熱できるため，溶接品質の保障が容易で，眼鏡フレームの組立精度の向上にもつなげることが期待できる．

そこで本研究では，レーザによるチタン材料の微細精密溶接に関する基礎研究として，レーザ光の吸収特性，レーザ溶接欠陥であるスパッタの発生機構の解明および適応制御によるスパッタの抑制方法について検討した．チタンの微細精密溶接の応用例として，チタン製眼鏡フレーム部品の溶接に対し，レーザ溶接を適用し，従来溶接法の課題解決することを目的とする．さらに，機能性向上と軽量

化の実現のため，比強度の高いチタンと，軽量で熱伝導性などに優れるアルミニウムのレーザ異種金属溶接，および軽量かつ成形性などに優れるエンジニアリングプラスチック PET のレーザ直接異材接合の可能性および接合性ついて検討している．

1.3　本論文の構成

本論文では，第 1 章から第 7 章より構成されており，その流れを **Fig. 1.2** のフローチャートに示す．

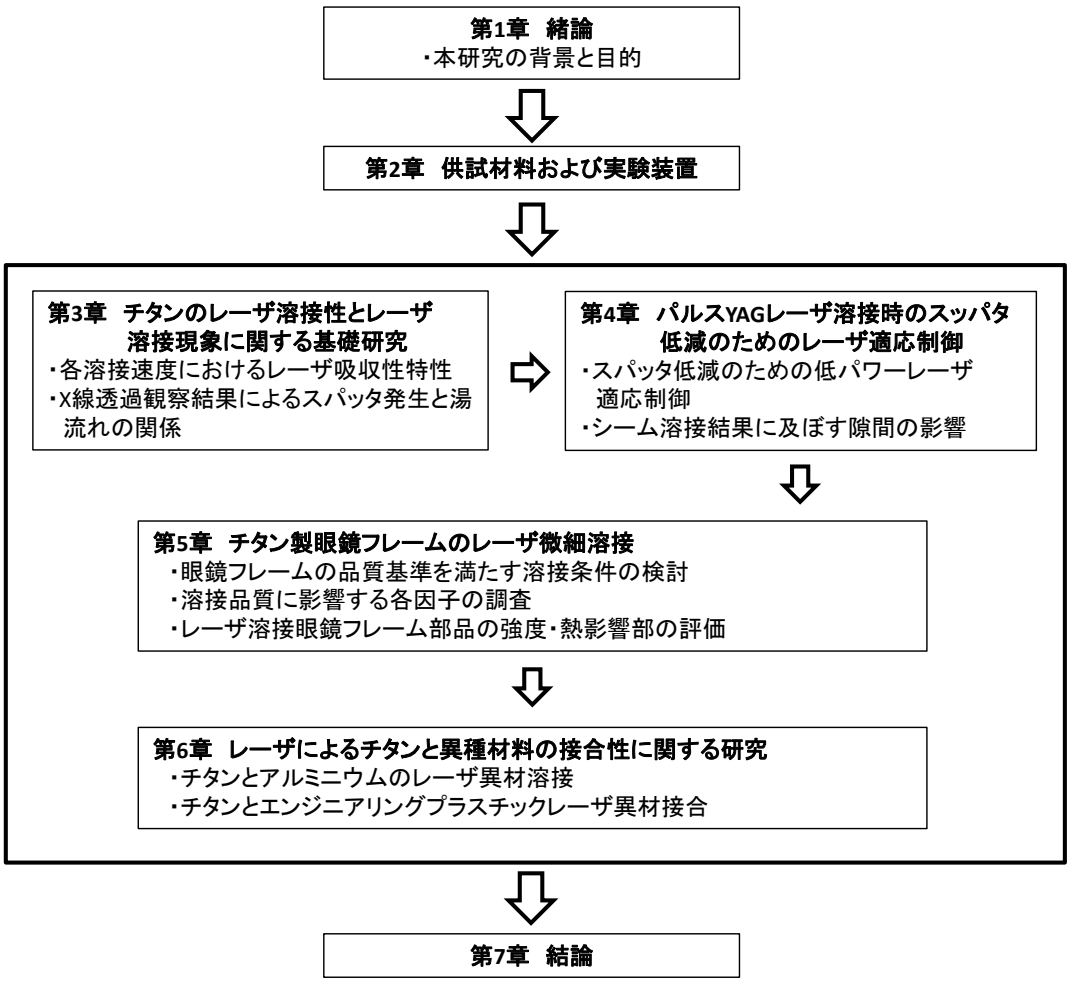


Fig. 1.2 Flow chart of this paper.

第 1 章は，緒論であり，研究の背景および目的について述べており，レーザ溶接，チタンの溶接に関する概要と，眼鏡フレームの溶接・接合技術における従来の課題について述べている．

第 2 章は，本論文で使用した材料と，溶接・接合に用いたレーザ

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，純チタン材料に対し，レーザにおける溶接性と溶接プロセスについて検討している.具体的にはディスクレーザにより，レーザ出力 10kW の溶接中における吸収特性を測定し，次にスパッタと湯流れとの関連性について，3 次元 X 線透視観察法を用いて調査し，スパッタの発生機構について検討している.

第 4 章では,パルス YAG レーザ溶接による純チタンの突合せ溶接に対し，スパッタ低減のためのレーザ適応制御を検討している．具体的には，レーザ照射中の反射光および熱放射について，高速画像観察結果や溶接結果との関連性に基づき，プロセスや溶接結果のインプロセスモニタリング信号としての有効性を評価している．またシーム溶接時に発生するスパッタとアンダーフィルに対し，発生機構と支配的な要因を明確にし，低減および抑制に有効な適応制御法を検討している.

第 5 章では，チタン製の眼鏡フレーム部品に対し， パルス YAG レーザを用いて，眼鏡フレームの溶接外観品質基準を満たすレーザ溶接条件範囲を検討した上で，溶接強度に影響すると考えられる因子を選択し，品質工学により各因子の影響度を評価し，溶接強度を向上させるための原因と対策を明らかにしている．良好と判断されたレーザ溶接条件により，レーザ部品を溶接し，剥離試験による強度の評価および繰返し曲げ試験を行い,従来法との耐久性を比較し，さらに溶接部周辺の熱影響部についても比較評価している.

第 6 章では，チタンと異種材料の接合性について検討している．まず，シングルモードファイバーレーザによる超高速度・高パワー密度の条件で純チタンと純アルミニウム A1050 薄板の異材重ね溶接を行った．得られた溶接継手に対し，引張せん断強度試験により，溶接強度を評価した．チタンとアルミニウムの異材溶接部生成相について，電子顕微鏡観察 SEM，エネルギー分散型蛍光 X 線 EDS により調査し，チタンとアルミニウムの溶接性について，検証している.

一方，半導体レーザを用いて，チタンとエンジニアリングプラスチック PET の直接接合を実施している．作製した接合継手に対し，引張せん断試験を行い，接合強度を評価している．高強度が得られた接合界面について，TEM で高分解能観察を行い，EDS 分析により接合界面に形成される反応生成相の構成相について検討している.

またLAMP接合性に及ぼすチタン酸化皮膜厚さの影響について調べている．最後に，エンジニアリングプラスチック PA 製眼鏡フレーム部品とチタン板をLAMP接合し,接合強度について評価している．

第7章は，本論文の結論であり，本研究で得られた結果について総括している．

第２章　供試材料および実験装置

2.1　供試材料

本研究で用いた金属材料は，工業用純チタン JIS2 種である．各サイズにおける化学成分を **Table 2.1** に示す．なお供試材 S6 については，規格値を表記している．純チタンの機械的性質は主に酸素と鉄の添加量により調整されている．JIS 規格においては，O，Fe が少なく，軟らかい 1 種から，O，Fe の含有量が高く硬い 4 種までの 4 種類が規定されている.加工性を要求する分野へは,最も軟らかい JIS1 種が使われ，高強度，高比強度が要求される分野では，O，Fe 含有量が高い規格材が適用される．その中で，強度と加工性のバランスに優れている点から，JIS2 種材が最も多く使用されている [6,7].

Table 2.1 に示す供試材 S1 については，チタンの吸収特性の測定に用いた．供試材 S2 ついては，高出力レーザ用溶接時における溶融池内の湯流れ観察に使用した．S3 は面積が広い面同士を突合せ，溶接し，適応制御による溶接欠陥防止の試験に用いた．供試材 S4 は，板同士を長手方向に突合せ，パルス YAG レーザによる微細溶接

Table 2.1 Chemical compositions of pure titanium.

Marks	Sample	Chemical Composition (%)					
		C	Fe	N	O	H	Ti
S1	Titanium sheet 420×50×20^{t} mm	0.006	0.068	0.015	0.111	0.0014	Bal.
S2	Titanium sheet 100×50×12^{t} mm	0.00	0.04	0.00	0.11	0.001	Bal.
S3	Titanium parts 40×1×3^{t} mm	0.004	0.04	0.003	0.113	0.0025	Bal.
S4	Titanium sheet 40×3×2^{t} mm	0.004	0.054	0.002	0.064	0.0009	Bal.
S5	Titanium sheet 70×30×0.3^{t} mm	0.01	0.02	0.01	0.04	0.001	Bal.
S6	Titanium sheet 70×30×1^{t} mm	0.08	0.25	0.03	0.20	0.013	Bal.

の評価に用いた．供試材 S5 はチタンとアルミニウムの異種金属材料の溶接，供試材 S6 はチタンとプラスチックとの異材接合の試験に使用した．

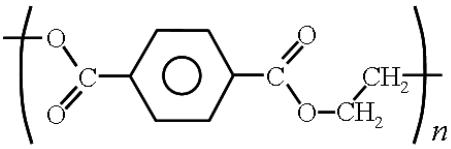
異種金属溶接に用いた金属は工業用純アルミニウム A1050 であり，その化学組成を **Table 2.2** に示す．チタンとの融点差は約 1000 K であり，熱伝導度では約 10 倍，熱膨張係数は約 3 倍の違いがある．

異材接合に用いたプラスチック材料は，エンジニアリングプラスチックであり，その中でも，特に工業用部品や構造用材として使用され，レーザ透過性を有するポリエチレンテレフタレート（PET）を選択した．分子構造，温度特性，光学特性をまとめた **Table 2.3** に示す．分解温度は 538 K であり，チタンの融点より，極めて低いことがわかる．

Table 2.2 Chemical compositions of aluminum.

Sample	Chemical Composition (%)					
	Cu	Fe	Ti	Si	Mn	Al
A1050 sheet 70×30×0.3^{t} mm	0.02	0.26	0.03	0.11	0.01	Bal.

Table 2.3 Molecular formula, thermal properties and optical features of 2 mm thick PET sheet.

Engineering plastic (Molecular formula)	Polyethylene terephthalate 
Glass-transition temperature	348 K
Decomposition temperature	538 K
Transmissivity at wavelength of laser used	84 %

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）　連続発振型 16kW 出力ディスクレーザ装置

ディスクレーザは，レーザ媒質に **Fig. 2.1** のように薄いディスクで構成されている型式のレーザである．これにより，[表面積/体積] 比を大きくして放熱性を向上させることができる．レーザ媒質には YAG（Yttrium Aluminum Garnet）結晶に Yb（イッテリビウム）をドープしたものが用いられ，典型的な厚みは 100～200 μm であり，直径は約 10 mm 程度である．レーザ媒質に冷却用ヒートシンクを接着することで，レーザ媒質の発熱は平面で一方向に消散され，レーザ結晶内部の温度勾配がほぼ均一になる．これにより，ロッド型レーザに比べて熱レンズ効果を 1 桁程度低減でき，安定して優れたビーム品質を得ることができる [63]．

本研究で使用したディスクレーザ発振器はトルンプ製最大出力 16 kW の連続発振型のディスクレーザ（型式：TruDisk-16002）であり，波長は 1030 nm である．発振されるレーザビームの BPP（Beam Parameter Product）値は 8 mm･mrad で，コア径 200 μm の光ファイバーによりレーザ加工ヘッドへ伝送される．発振器およびレーザ加工ヘッドの外観写真を **Fig. 2.2** に示す．

ファイバーにより伝送されたレーザ光は，焦点距離 200 mm のコリメーションレンズと焦点距離 280 mm の集光レンズで構成されたレーザ加工ヘッド（トルンプ製：BEO D D70 0°）により集光される．レーザ加工ヘッドのスポット径，ビーム形状，ビームモードお

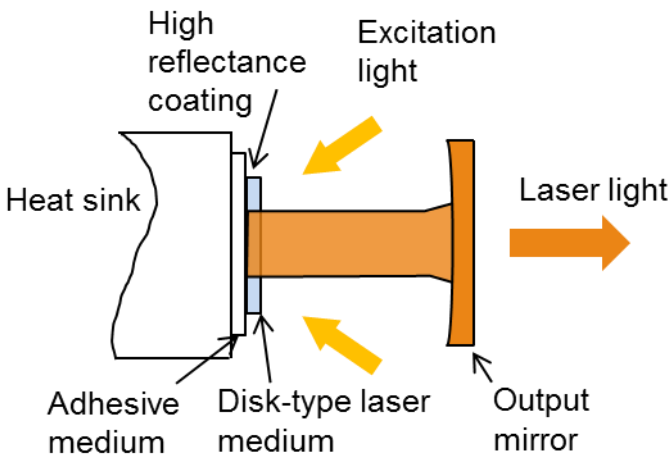


Fig. 2.1 Configuration diagram of disk laser resonator.

よびピークパワー密度について，PRIMES 社製のパワーモニターを用い，測定した．その測定結果を **Fig. 2.3** に示す．レーザスポット径については，レーザ出力 4 kW で測定し，86 %レーザの入射エネルギーが含まれる径で算出した．その結果，焦点位置においてϕ280 μm まで集光されている．またガウス分布と仮定し，レーザパワー 10 kW におけるレーザピークパワー密度は約 320 kW/mm^2 である．

(a) Oscillator

(b) Welding head

Fig. 2.2 General view of disk laser apparatus used.

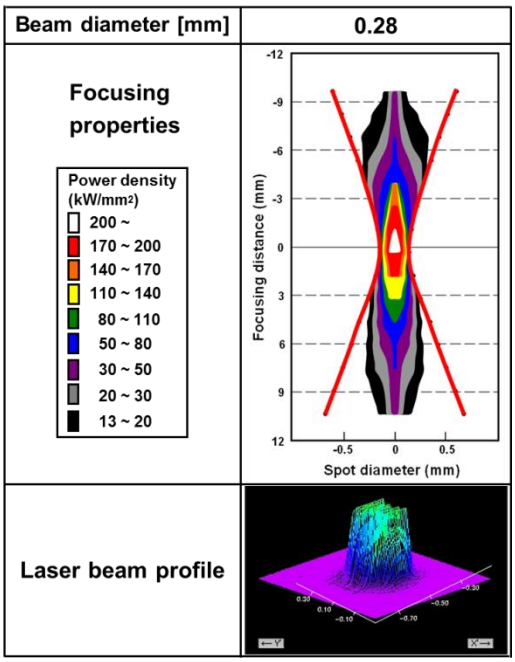


Fig. 2.3 Laser beam focusing situation, beam diameter, focusing properties and beam profile.

（2） パルス発振型 50W 出力基本波 YAG レーザ装置

YAG（Yttrium Aluminum Garnet）レーザは，光励起によって YAG 結晶中の Nd^{3+}（ネオジウム・プラス 3 価）を活性イオンとして波長 1064 nm の近赤外光を発生する固体レーザである．レーザ発振には 2 つの形態を持つが，連続的に動作する連続発振では，連続点灯のアークランプ，断続的に動作するパルス発振では，パルス点灯用のフラッシュランプが用いられ,本研究で用いた YAG レーザは後者である.一般的な YAG レーザの構成は励起ランプと YAG ロッド（YAG 結晶を成長させてつくった棒状のもの）がともに平行に置かれ，断面が楕円形で筒状の集光器内で 2 つの焦点位置にくるようにそれぞれ設置されている.集光器の内側は高反射コーティングされていて,励起用ランプから発光される励起光は楕円の一方の焦点位置にあるため,他方の焦点位置にある YAG ロッドに集中して照射される仕組みとなっている．光が YAG ロッドに集中して照射されると YAG ロッドは励起され,鏡面研磨された両端面の方向に光は取り出される.

使用したレーザ発振器はセイワ製作所製最大平均出力 50 W のパルス発振型 YAG レーザ（型式：SLW-050）であり，波長は 1064 nm である.レーザ発振器およびレーザ加工ヘッドの外観写真を **Fig. 2.4** に示す．レーザ光は，発振器からコア径 400 μm の光ファイバーに入射され，レーザ加工ヘッドへ伝送した．レーザ加工ヘッドは，焦点距離 70 mm のコリメーションレンズと焦点距離 50 mm の集光レンズによりスポット径を約 300 μm に集光している.

Fig. 2.4 General view of pulsed Nd:YAG laser system.

(3) パルス発振型対応レーザ適応制御装置

(3)-1　適応制御型基本波パルス YAG レーザ

適応制御型基本波パルス Nd:YAG レーザ装置は，市販の YAG レーザでは不可能であったレーザ照射中において，ピークパワーと照射時間を変動させることができるレーザ装置である．その外観写真を **Fig. 2.5** に示す．具体的には，ミヤチテクノス製 ML-2351A をベースに開発されており，外部からの命令によって，レーザ発振器内部のスイッチング電源の電圧を変化させることができ，ピークパワーを 5 kW 以下の条件下において，約 0.1 ms 間隔で制御できる．実際に,外部から電圧を加え変化させた計測結果を **Fig. 2.6** に示す．

Fig. 2.5 General view of adaptively-controllable pulsed Nd:YAG laser system.

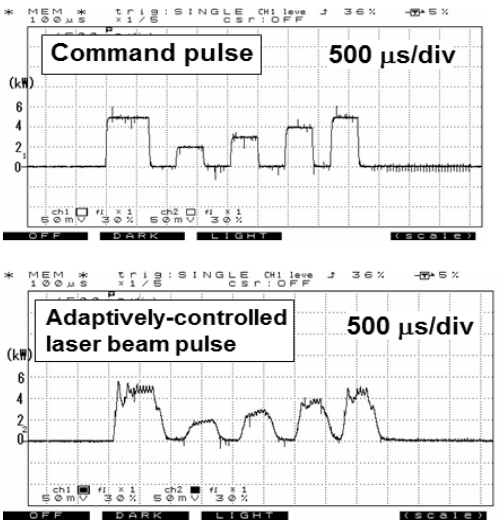


Fig. 2.6 Relationship between command pulse shape and adaptively-controllable Nd:YAG laser pulse shape.

外部からの指令電圧に対し，0.1 ms 以内の時間でレーザパワーが追従しているのが確認される．

(3)-2　レーザ加工ヘッド

レーザ加工ヘッドについて,適応制御で使用することを前提とし，リアルタイムモニタリング機能を有する加工ヘッドを用いた．加工ヘッドの外観写真を **Fig. 2.7** に示し，具体的なレーザ加工ヘッドの構成について，**Fig. 2.8** に示す．モニタ信号の選定については，レーザ溶接が局所的な領域において，高エネルギー密度条件下で，固体，液体および高温蒸気が混在する溶接現象を短時間で正確に把握できることを考慮し，複数のセンサーに基づき，多角的に分析する方法が効果的であると考えた．そこで，反射光，熱放射光および高速度画像観察の 3 種類のモニタを選定した．ただし，高速度画像モニタに関しては，パルスレーザ溶接の数十 ms 程度の時間では，画像処理が完了できないため，溶接プロセスを解明するためのモニタ信号としては反射光および熱放射光の信号を用いた．モニタの計測方向は，レーザ光の同軸とした．

Fig. 2.8 に示すように，適応制御型基本波パルス YAG レーザ装置から，コア径 300 μm のステップインデックス型ファイバー（SI ファイバー）を用いて伝送し，レーザ光（波長：1064 nm）をレーザ加工ヘッドへ導き，1064 nm の波長に対し 99 %以上反射させるダイクロイックミラー1 で折り曲げ，焦点距離 50 mm の集光レンズにより絞らることにより，溶接部へ照射する加工光学系となっている．レンズの結像比は 1：2 であり，照射スポット径は 150 μm となる．

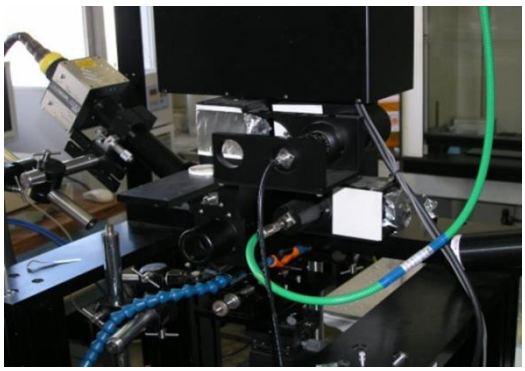


Fig. 2.7 General view of laser welding head equipped with in-process monitoring sensors.

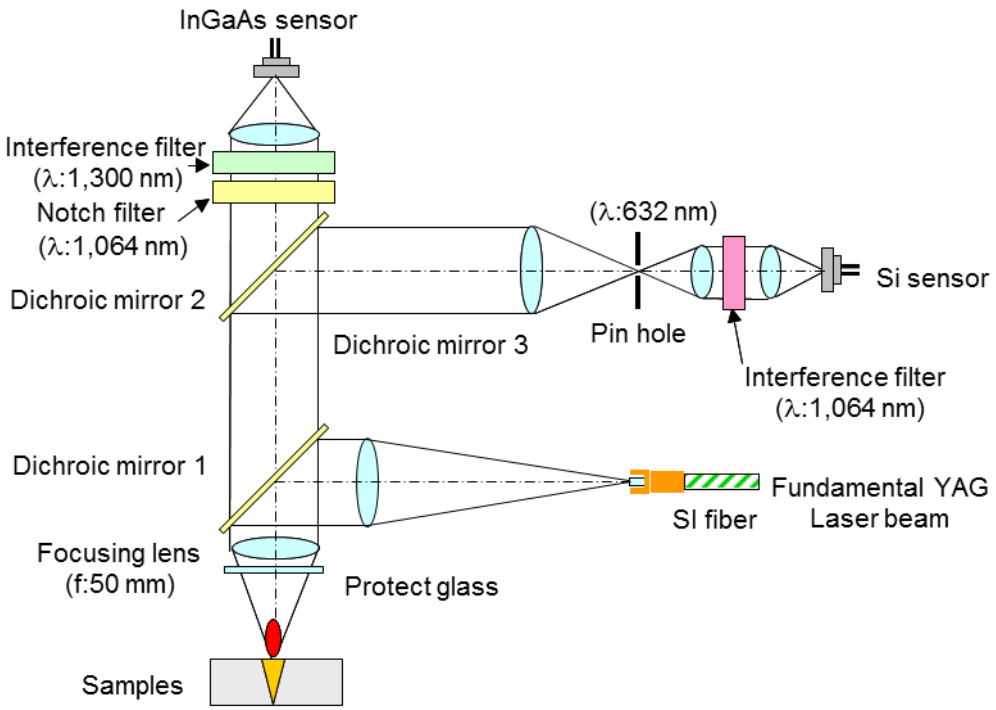


Fig. 2.8 Schematic drawing of laser welding head equipped with-in process monitoring sensors.

次に，モニタ光学系は，反射光，熱放射光およびレーザ照射表面の高速画像計測が可能な構成となっている．レーザ照射開始後，直ちに供試材表面から反射光が戻ってくる．この反射光はダイクロイックミラー1 で 1 %以下の強度に低下され，その後，ダイクロイックミラー2 で反射，ダイクロイックミラー3 で透過し，共焦点型光学系が設けられた反射光強度計測部に導かれる．共焦点型光学系を利用することにより，レーザと同軸方向からのレーザ誘起プルーム光の影響が抑えられ，供試材表面からの反射光の情報を強調し計測できる設計となっている．反射光を計測する素子として，Si フォトダイオードを用いた．共焦点型光学系のピンホール径を 0.1 mm に設定し，計測範囲も 0.1 mm となる．

一方，レーザ照射により供試材の溶融が開始すると，溶融部から熱放射光が発生する．熱放射光は，集光レンズによって絞られ，1300 nm の波長を 90 %以上透過する 2 枚のダイクロイックミラー1 と 2 を透過し，さらにレーザの反射光を OD8 以下に減衰させるノッチフィルターと半値幅 10 nm の 1300 nm 干渉フィルタを透過した後に，

InGaAs フォトダイオードにより計測される．フォトセンサー用の増幅器として，参考文献[64]の構成を基に作製したプリアンプを使用した．熱放射光を計測している範囲は直径 0.5 mm である．

(3)-3　適応制御システム

適応制御システムは，得られたモニタリング信号からの情報により，レーザ溶接状態をリアルタイムで判断し，所定条件下の溶接結果に対し，レーザパラメータを高速かつ適切に制御させることを目標としている．

本研究では，パルスレーザによるスポット溶接を対象としていることから，レーザの照射時間は数 ms から数十 ms の範囲であり，適応制御を行うためには，さらに一桁程短い時間による制御が必要である．そこで，1 サイクルあたり 150 μs で制御を行うこととした．

本制御システムの全体像を **Fig. 2.9** に示す．適応制御型基本波パルス YAG レーザ装置からのレーザ光が，光ファイバーによりレーザ加工ヘッドへ伝送され，供試材に照射される．レーザ照射中は，レーザ加工ヘッドの 2 つのセンサーにより，反射光強度と熱放射光強

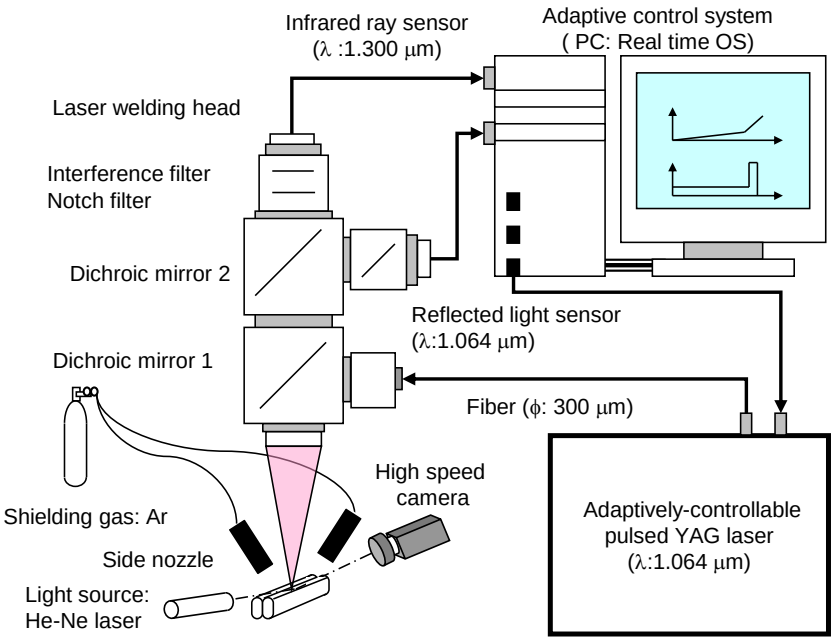


Fig. 2.9 Schematic experimental set-up of adaptively-controllable pulsed YAG laser, sample, in-process monitoring, high-speed camera and laser adaptive control system.

度をリアルタイムに計測し，そのデータに基づき，目標とする溶接結果に対して，適切なレーザピークパワーおよびパルス照射時間を設定し，適応制御型基本波パルス YAG レーザ装置に 150 μs 間隔でフィードバックすることが可能である．したがって，パルスレーザの短い照射時間においても，反射光および熱放射光による溶接プロセスをモニタし，目標とする溶接結果を得るために必要なレーザピークパワーおよびパルス照射時間のレーザパラメータを制御できる実験装置構成となっている．

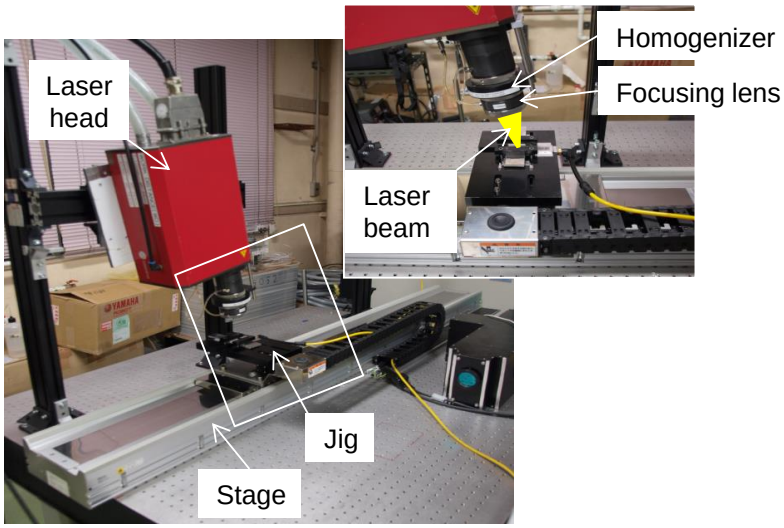
(4) 連続発振型半導体レーザ装置

半導体レーザの媒質は固体であるが，励起方法とエネルギー準位が他の固体レーザと根本的に異なるため，普通は固体レーザと区別して考えられる．半導体レーザはダイオードの一種であり，ダイオードに流れた電流の一部が光に変換されてレーザ光となる．このため，半導体レーザはダイオードレーザ（DL）やレーザダイオード（LD）と呼ばれる[63)]．

(4)-1　最大出力 3 kW 半導体レーザ

本レーザ装置は，レーザーライン社製の最大出力 3 kW の半導体レーザ装置である．本装置の外観写真を **Fig. 2.10** (a)，(b)および(c)に示す．本レーザ装置は，レーザヘッド内にスタック（サイズ 0.5×3 μm^2 のエミッターの並んだレーザバーを積層したもの）を持つダイレクトタイプであり，波長 800 / 940±10 nm のレーザを発振する．

発振されたレーザビームはコリメーションレンズを通過して焦点距離 100 mm（F100）のレンズによって集光され，焦点位置でのビーム形状は **Fig. 2.11**(a)に示すような矩形となる．ただし，本研究では，コリメーションレンズと集光レンズとの間にホモジナイザー（矩形光学系）を挟むことで，ビームの長軸および短軸の長さを変化させ，F100 レンズ使用時には，Fig. 2.11(b)に示すラインビーム形状を用いた．



(a) General view of laser head, stage and jig used

(b) Power supply

(c) Chiller

Fig. 2.10 General view of 3kW diode laser used in this study.

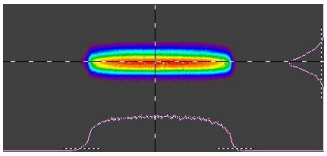
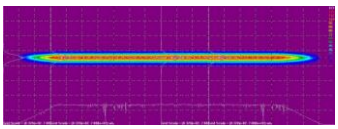
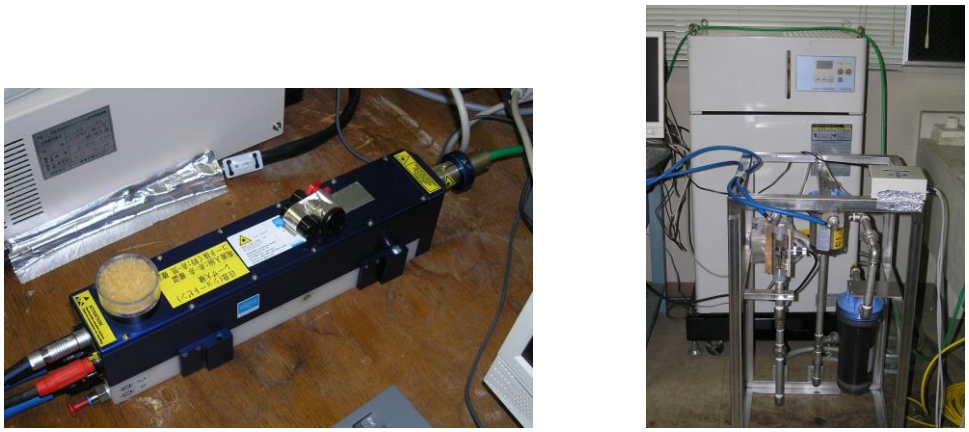
	Focusing lens	Beam transverse mode and profile
(a)	F100 (Without homogenizer)	 Beam shape: 0.3 x 2.1 mm
(b)	F100 (With homogenizer)	 Beam shape: 0.6 x 11 mm

Fig. 2.11 Beam transverse modes and profiles of 3 kW LD with different focusing lenses.

(4)-2　最大出力 200 W 半導体レーザ

本レーザ装置は，イエナオプティック社製の最大出力 200 W の半導体レーザ装置である.本装置はファイバカップリング方式を採り，波長 807 nm のレーザ光を発振する．本装置の外観写真を **Fig. 2.12** (a)および(b)に示す．本研究においては，連続発振させたビームを直径 0.6 mm，開口数 0.22 のファイバーで伝送し，焦点距離 100 mm のレンズで集光させ実験を行った.



(a) Oscillator　　(b) Power supply and chiller

Fig. 2.12 General view of laser diode apparatus used in this study.

(5)　連続発振型シングルモードファイバーレーザ装置

レーザビームをレーザの進む光路に垂直な断面で観察すると，ビーム内の強度は一様ではなく種々の分布状態を持っていることが見られる．このようなエネルギーの強度分布状態をビームモードと呼んでいる．中心に最大強度を持ち，その強度分布が統計学でいうところの正規分布を呈しているようなモードをシングルモードまたはガウス分布とも呼んでいる [27].

本レーザ装置は，IPG フォトニクス製の最大出力 2 kW（型式：YLS-2000-SM）と最大出力 500 W（型式：YLR-500-AC）の連続発振型シングルモードファイバーレーザ装置である．発振器およびレーザ加工ヘッドの外観写真について，**Fig. 2.13** に示す．本レーザ装置は，両装置とも波長 1070 nm のレーザを発振し，ファイバーにより伝送される.最大出力 2 kW の装置の加工ヘッドは,焦点距離 300 mm のコリメーションレンズと焦点距離 300 mm の集光レンズで，最大

(a) Oscillator (2 kW)

(b) Welding head (2 kW)

(a) Oscillator (500 W)

(b) Welding head (500 W)

Fig. 2.13 General view of single mode fiber laser apparatus used.

出力 500 W の装置の加工ヘッドは，焦点距離 200 mm のコリメーションレンズと焦点距離 200 mm の集光レンズにより構成されており，加工ヘッドにより集光される．

2.2.2　観察・分析装置

(1) 三次元 X 線透過観察装置

レーザ溶接時における供試材内部のキーホール挙動，溶融池内部の湯流れを立体的に調べるため，高輝度 X 線透過型溶接接合機構 4 次元可視化システム（東芝 IT コントロールシステム製：TOSRAY-HSC-TW2599 ）を用いて観察を行った．このシステムの外観を **Fig. 2.14** に示す．

マイクロフォーカス X 線発生装置（浜松ホトニクス製：10801，最大電圧：230 kV，最大電流：1 mA，最高解像度：4 μm）と，ミニフォーカス X 線発生装置（TITAN E 225HP，最大電圧：225 kV，最

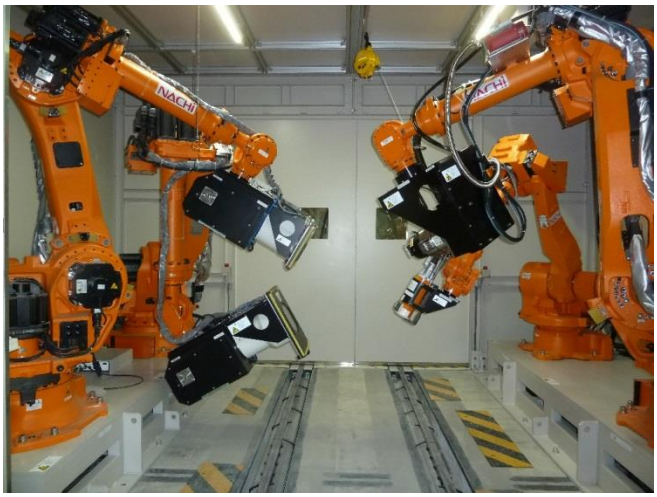


Fig. 2.14 New type X-ray transmission real-time observation system for observing keyhole and three-dimensional melt flows in molten pool.

大電流：3.5 mA，解像度：0.4 mm）の異なる特徴を持った線源を有している．供試材を通過した X 線は，高速応答イメージインテンシファイア（残光時間：0.1 ms），高速度カメラ（ナックイメージテクノロジー製: MEMRECAM GX-8）を通して観察できる．この X 線発生器および X 線撮像装置は，それぞれがロボットアームにより支持されており，任意の透視方向および透視位置からの透視観察が可能となっている．また，一般的に，液体金属と固体金属では X 線透過率（吸収率）に差がないことから，溶接中における湯流れ（流動状況）を観察するには，トレーサとして母材に別の物質を埋め込む必要があった．そこで，溶接方向に平行な面に直径 φ1 mm の穴をあけ，トレーサとして直径 0.5 mm の超硬合金球（WC）を埋め込んだ．WC 球は密度が異なるため，X 線の透過率が低く，濃淡の差が表れるコントラストの強い画像が得られ，WC 球の位置を容易に観察できる．

この 2 組の X 線透視撮像系によって異なる方向から供試材をステレオ透視観察し，同時計測した 2 画像データの視差を利用して処理することで X 線透過奥行き方向の位置を求め，今まで 2 次元でしか観察できなかったトレーサ等の軌跡を 3 次元化することができる．

(2) 波長選択フィルタ付き高速度ビデオカメラ

第 3 章および第 4 章において，外部から見られる溶融池，レーザ誘起プルームおよびスパッタの観察には，高速度カメラ（ナックイ

メージテクノロジー製: MEMRECAM Gx-1）を使用した．その外観写真を **Fig. 2.15** に示す．本高速度ビデオカメラは 131 万画素の固体撮像素子を有し，モノクロで ISO 20000 相当，カラーで ISO 5000 相当の高感度センサーが搭載されている．また，フルフレームでは最高 2,000 frames/s, 分割フレームでは最高 200,000 frames/s までの撮影が可能である．本高速度ビデオカメラは 4 GB の大容量メモリを搭載しているため，例えば 10,000 frames/s では約 1.6 秒間の記録が可能であり，録画した画像データは 1000BASE-T または USB2.0 のネットワーク接続により PC に高速転送し，PC で専用ソフト「GXLink」を用いて画像処理およびデータの保存が可能である．
本研究では，供試材表面の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（最大レーザパワー：30 W，波長：976 nm）を用いて，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．また供試材表面のプルーム観察およびスパッタの挙動については，干渉フィルタ（300 ~ 900 nm）を組み合わせて使用した．

Fig. 2.15 General view of high speed video camera (MEMRECAM Gx-1)

(3) 引張試験機

レーザ溶接したチタンの溶接強度を評価するため，島津製作所製オートグラフ（AGS-500G）を用いた．またチタンと異種材料とのレーザ接合部の強度の評価については，島津製作所製コンピュータ計測制御精密万能試験機（AG-10kNE）を用いた．

(4) 硬さ試験機

レーザ溶接部または溶接部周辺の機械的性質の変化を調査するためビッカース硬度計を用いて硬さを測定した．ビッカース硬さ試験は**Fig. 2.16**に示すような正方形の底面をもつダイヤモンド錐体を圧子として用いる．その頂角は対面角にして 136°である．この圧子を任意の荷重 P で押しつけ，生ずる正方形のくぼみの対角線の長さ d を測定し，次式を用いてビッカース硬さ HV が算出される[65]．

$$HV = 1.854 \times \frac{P}{d^2}$$

使用した硬度計は，アカシ製（現ミツトヨ）微小硬さ試験機（MVK－H1）である．

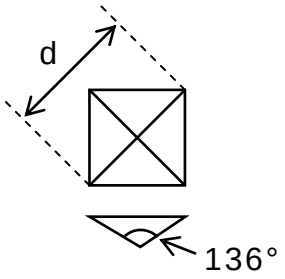


Fig. 2.16 Vickers indenter

(5) カロリーメトリ吸収率測定装置

第 3 章において，レーザ溶接時の吸収率を測定することができるカロリーメトリ装置を作製した．カロリーメトリ装置の外観写真を**Fig. 2.17** に示す．カロリーメトリ法は，レーザ光の吸収率を精度よく測定できるとされている方法である．原理として，供試材に投入されたレーザ光のエネルギーを熱量として水に写し取る方法である．Fig. 2.17 に示すように，本装置は内部に水が流すことができる構造になっており，水の入口および出口にはそれぞれ T 型シース熱電対（測定温度 0 ～ 350 ℃）が設置されている．試料に投入された熱量は試料の裏面から内部を流れる水に写し取られ，入口と出口の水の温度を熱電対で測定できるようになっている．本装置は，断熱のためにアクリル材を使用しており，レーザ照射部は空気との接触範囲をより減少させるため，幅を狭くしている．しかし，空気の熱伝導率は 2.41×10^{-2} W/mK と水の約 1/20 程度しかないためレーザ照射部はほぼ断熱されていると見なすことができる．

Fig. 2.17 General view of calorimetric welding jig.

さらに，装置には水の流路を狭くする部品を設け，流速を速くすることで水をよく混ぜ，水温の正確な測定ができるようになっている．

(6) 電界放出型透過電子顕微鏡装置

チタンとポリエチレンテレフタレート(PET)とのレーザ直接接合継手の接合界面について接合機構の解明を検討するために，システム加速電圧 200 kV のトプコンテクノハウス社製（EM-002BF）電界放出型透過電子顕微鏡 TEM(Transmission Electronic Microscope）を用いて，高分解の観察により界面層の構造について検討した．またレーザ直接接合部の界面に対して，元素分析および構造解析を行うため，エネルギー分散型 X 線分析装置 EDS(Energy Dispersive X-ray Spectrometer)を用いた．

第３章　チタンのレーザ溶接性とレーザ溶接現象に関する基礎研究

3.1　緒言

一般に，レーザ光を純金属の理想表面に照射すると，金属表面における吸収が非常に少なく，ほとんどが反射されるが，波長，偏光，入射角度，表面状態などによりレーザ光の吸収特性は大きく変化する[66-71]．そして，高パワー密度のレーザ溶接時には，レーザ照射部を蒸発温度以上に加熱し，蒸発の際に発生する反力でキーホールと呼ばれる深い穴が形成され，キーホール内での多重反射，高温表面でのフレネル吸収やプラズマによる吸収によって，吸収率が増加すると言われている[72]．

しかし，レーザ溶接の特長であるキーホール型溶込みは，固体，液体，気体が混合する複雑かつ非常に高速な現象の下で形成されており，溶接条件によってはスパッタやアンダーフィルなどの溶接欠陥が発生し，外観品質の低下，機械的強度の低下につながる．欠陥の無い高品質溶接を実現するには，溶融池内部挙動の解明が必須である．スパッタの発生は，溶融金属が飛散する現象であり，溶融金属の移動が深く関係しているため，溶融金属の移動現象である湯流れを理解することが重要である．しかしチタンのレーザ溶接において湯流れを含む溶接現象については，まだ十分な観察が行われておらず，解明されていない．

本章では，はじめに，基礎知見を得るため，チタン材料のレーザ溶接におけるレーザ光の吸収特性について調査した．レーザパワー 10 kW において，溶接速度を変化させ，カロリーメトリ法を用いてレーザ光の吸収率を測定した．次に，溶接欠陥であるスパッタの発生機構を解明するため，各溶接速度によるスパッタの発生状況について調査した．スパッタの発生サイズが大きい溶接速度 17 mm/s について，3 次元 X 線透過観察装置により，溶融池内の湯流れおよび湯流れ速度を算出し，スパッタと湯流れの関係について検討した．さらに，溶融池から飛び出すスパッタの動的現象とプルームの関係について高速度ビデオカメラにより観察を行い，検証した．また，パルスレーザ照射時におけるスパッタの発生挙動については，高速度カメラ観察法および X 線透過観察法を用いて調査した．

3.2　供試材料および実験方法

3.2.1　チタンのレーザ吸収率の測定方法

供試材は 2 種類の純チタン板を使用した．試験に用いたチタン板は第 2 章で示した供試材 S1 である．吸収試験時の概要図を **Fig. 3.1** に示す．溶接速度 17 mm/s から 100 mm/s の低速域では，板厚 20 mm の板を用い，溶接速度 200 mm/s から 300 mm/s の高速域では，板厚 10 mm の板を使用した．

使用したレーザ発振器と光学系は，第 2 章で示した最大出力 16 kW の連続発振型のディスクレーザ装置である．焦点位置はチタン板表面とした．実験方法は，内部に水を流せるようになっているアクリル製の治具に供試材を固定し，反射防止と溶接欠陥低減のため，加工ヘッドを前進角に 20 度傾け，メルトラン溶接を行った．

シールドガスは溶接方向後方から 45 度の角度で設置された口径 ϕ 16 mm の 3 本サイドガスノズルから Ar ガスをそれぞれ 40 L/min で供給している．溶接時には，定量ポンプを用いて治具内に水を流し，治具の入口および出口の水温を T 型のシース熱電対によって，データレコーダにて 20 Hz のサンプリング周期で測定し，水の温度上昇

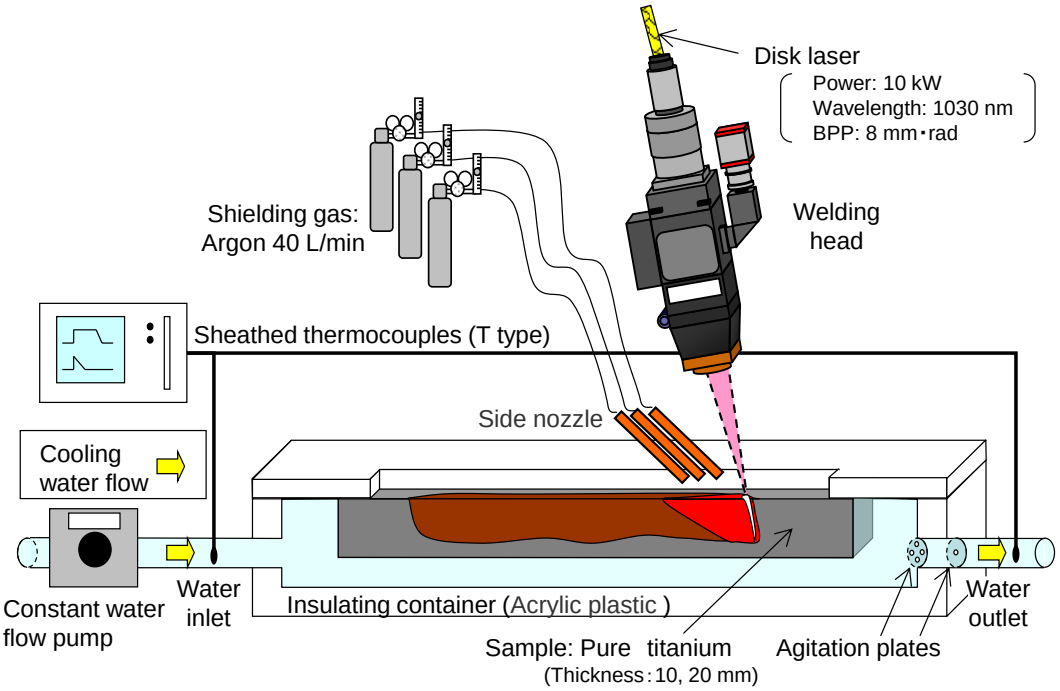


Fig. 3.1 Schematic experimental set-up for water-calorimetric measurement of laser absorption.

から吸収率を計算した．特に，出口の熱電対前方には 2 枚の攪拌板があり，平均化された水温を計測できる構成となっている．なお，溶接開始直前に 10 秒間に流れる水量の測定を 3 回行い,その平均から水の質量流量の測定を行った．

測定された水の温度上昇の一例として，レーザパワー10 kW，溶接速度 50 mm/s で得られた測定結果を **Fig. 3.2** に示す．縦軸は温度上昇量[K]で，横軸は時間[s]である．レーザを照射した時間は約 2 秒であり，照射開始後約 30 秒後に最大約 1.4 K 温度上昇し，約 300 秒後に室温まで低下した．治具の入口と出口の水温の温度差はなくなっていることがわかる．そこで，レーザ照射開始から 300 秒間の温度上昇の履歴の積分値ΣT を計算し，吸収率の算出を行った．

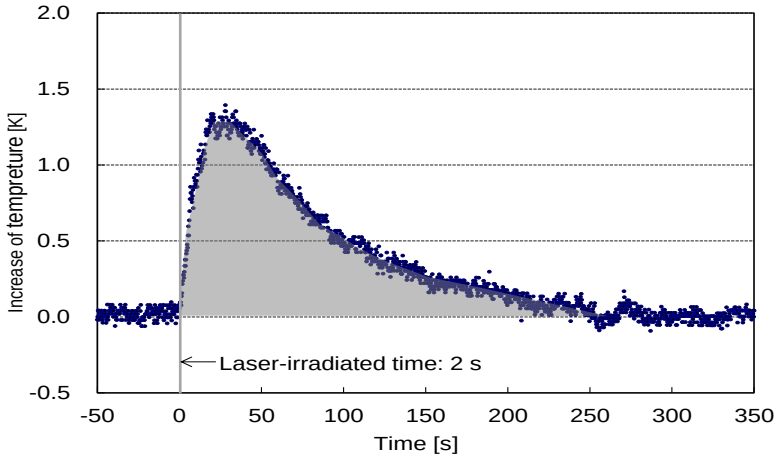


Fig. 3.2 Water temperature increase induced by melt-run welding at 10 kW laser power and 50 mm/s welding speed.

吸収率の算出方法を以下に示す．治具の入口および出口に設置されている熱電対を用いてそれぞれの水温を測定し，その温度差を用いて，吸収率 α は以下の式で表される．

$$\alpha = \frac{Cq\sum T}{Pt} \times 100 \quad [\%]$$

ここで，

P：	レーザパワー	[J/s]
t ：	レーザ照射時間	[s]
ΣT：	水の温度上昇の積分値	[K s]
C：	水の比熱	[J/g K]
q：	水の質量流量	[g/s]

レーザ照射時間 t は基本的に 2 秒間であるが，溶接速度が 100 mm/s 以上の高速溶接時には，溶接治具長さの制限のため，1 秒間（300 mm/s では 0.9 秒間）とした．また，水の比熱 C は，測定される水温の範囲内では大きな値の変化がないことから，4.18 J/g K で一定とした．レーザ吸収率の測定は，同じ溶接条件で 3 回測定を行い，それぞれに対して較正値をかけ，その平均値をレーザ吸収率とした．

レーザ溶接時におけるレーザ光の吸収率の測定を行うにあたって，カロリーメトリー法により測定される吸収率の精度を確認するために，安定化電源を用いてニクロム線を加熱し，水によって写し取れる熱量の較正を行った．較正の概略図を **Fig. 3.3** に示す．抵抗値が約 24 Ω になるように作成したニクロム線を水中につかるように設置し，安定化電源から 4 A の電流を流して，ニクロム線を加熱した．加熱中は，定量ポンプの流速をレーザ吸収率の測定時の流速範囲内(1.5～1.8 L/min)で，治具内に水を流しており，治具の入口および出口の水温を T 型のシース熱電対を用いて，データレコーダにて 20 Hz のサンプリング周期で測定し，300 秒間の水の温度上昇から水の写し取った熱量を計算した．また，熱量測定の精度を確認するために，同様の測定を 5 回行った．

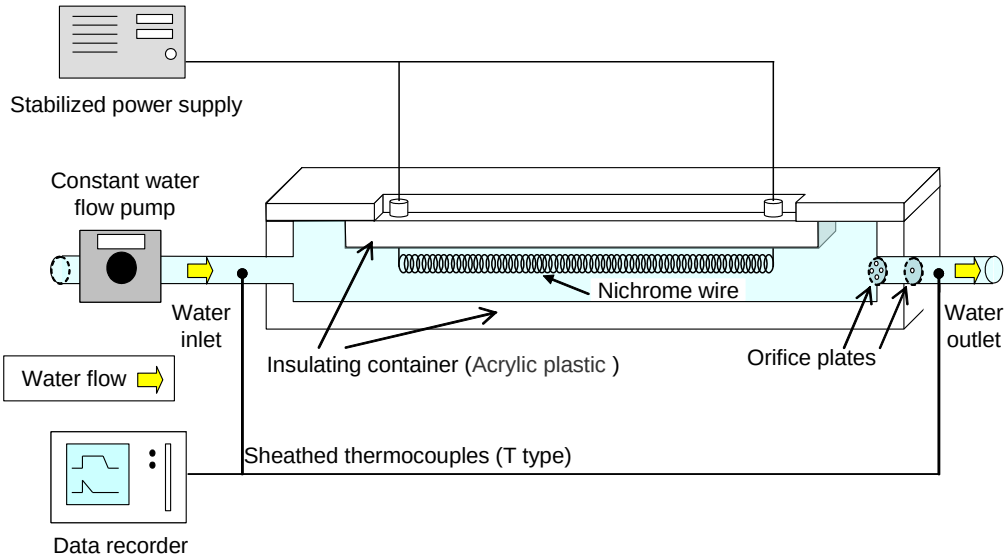


Fig. 3.3 Schematic illustration of calorimetric measurement system for calibration of heat input and temperature.

ニクロム線の両端にかかる電圧値も同時にデータレコーダにより測定しており，電流値(4 A)と測定された電圧値よりニクロム線の発熱量を計算した．測定された熱量を A_b，ニクロム線の発熱量 Q とした場合の較正値 b の計算方法を以下に示す．

$$b = \frac{Q}{A_b} = \frac{IVt}{Cq\sum T}$$

ここで，

I：	電流値	[A]
V：	電圧値	[V]
t：	測定時間	[t]
ΣT：	水の温度上昇の積分値	[K s]
C：	水の比熱	[J/g K]
q：	水の流量	[g/s]

得られた較正値の結果を **Fig. 3.4** に示す．全体的にほぼ同じ熱量の測定ができており，カロリーメトリー法は精度の高い測定方法であることが確認された．また，5 回平均の較正値は 1.19 となった．よって，測定された吸収率には較正値 1.19 かけるものとする．

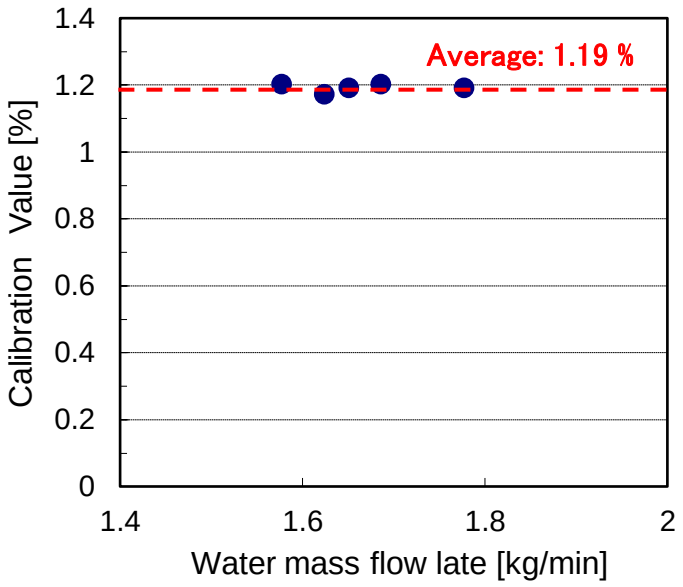


Fig. 3.4 Calibration values at various water mass flow rates.

3.2.2　3次元X線透過装置によるスパッタ発生の観察方法

高出力ディスクレーザ溶接時のスパッタ発生機構の観察を行った．使用したレーザ発振器は吸収試験と同様に，最大出力 16 kW の連続発振型のディスクレーザである．焦点位置におけるレーザのスポット径は約 280 μm である．レーザ入射角度は，レーザヘッドに入射される反射光を防ぐため，吸収試験時と同様の前進角 20 度とした．純チタン表面に位置する高さを焦点位置とし，レーザパワー10 kW，溶接速度 17 mm/s の溶接条件で照射した．溶融されたチタンの酸化を防ぐため,アルゴンガスを内径 16 mm の 2 本のガスノズルを用い，それぞれ 50 L/min の流量で流した．試験方法の概略図を **Fig. 3. 5** に示す．キーホール壁面近傍の溶融池内の湯流れの動的挙動とスパッタ発生との関係を明らかにするため，超高速度ビデオカメラ，高速度ビデオカメラおよび 3 次元 X 線透過装置による観察を行った．X 線透視観察用に使用した供試材形状およびサイズについて，**Fig. 3.6** に示す．超高速度ビデオカメラを用いて，レーザ誘起プルームを 1,000,000 frames/s で観察を行い，スパッタの発生挙動について，高速度ビデオカメラにより 10,000 frames/s で観察した．供試材の試験片形状を，X 線の透過観察画像がより鮮明に得られるように板幅を薄くし，供試材表面の幅については，溶接ビード表面の溶落ちを防ぐために必要な寸法で設定した．また，供試材内部の湯流れの 3 次元可視化を行う際は，供試材内部にトレーサとして直径 0.5 mm の超硬合金球（WC）を埋込み使用した．埋込み位置は，キーホールの深さに合わせチタン表面から 1，2，3，7 および 9 mm の深さ位置において，板幅に対し中心位置に埋込んだ．3 次元 X 線透過装置では，1,000 frames/s で観察を行い，(1)マイクロフォーカス X 線発生装置（最大電圧 230 kV，最大電流 1 mA）と(2)ミニフォーカス X 線発生装置（最大電圧 225 kV，最大電流 3.5 mA）の 2 台の X 線透過撮影装置により，異なる方向からステレオ透視観察を行うことにより，スパッタ発生機構の 3 次元計測を行った．

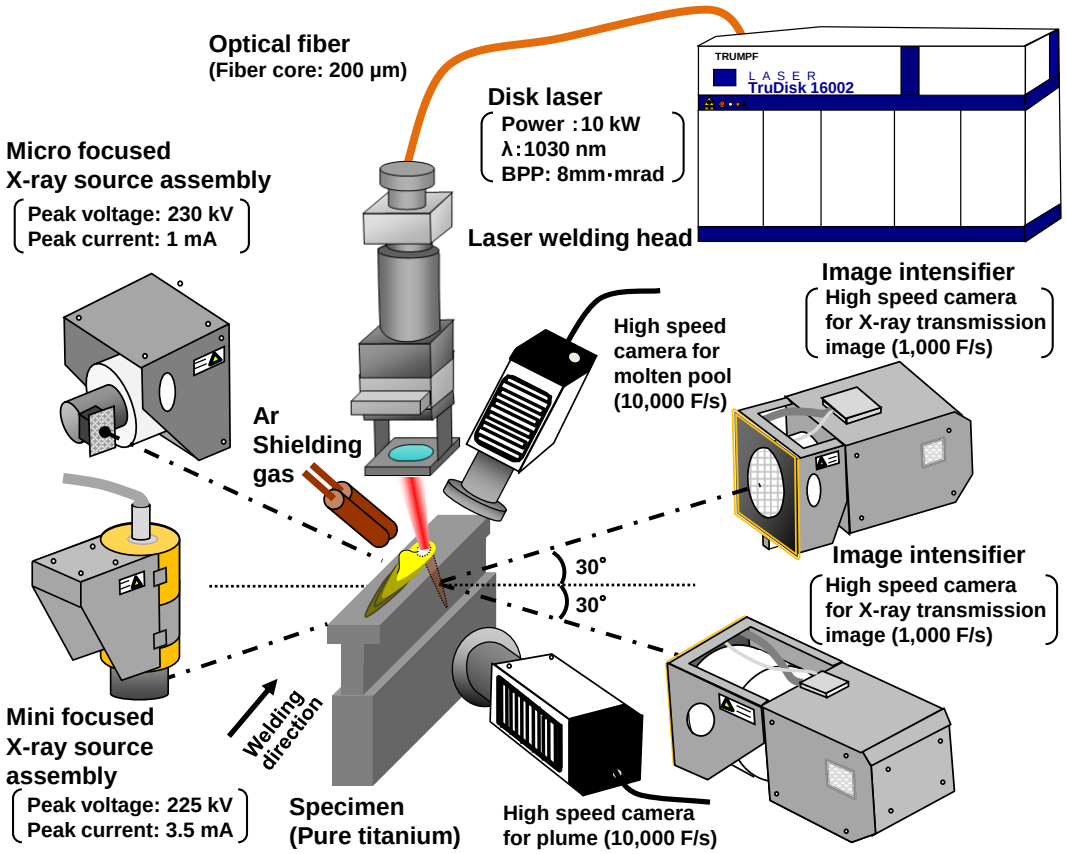


Fig. 3.5 Schematic experimental setup for observing spatters in high-power disk laser welding of pure titanium plate.

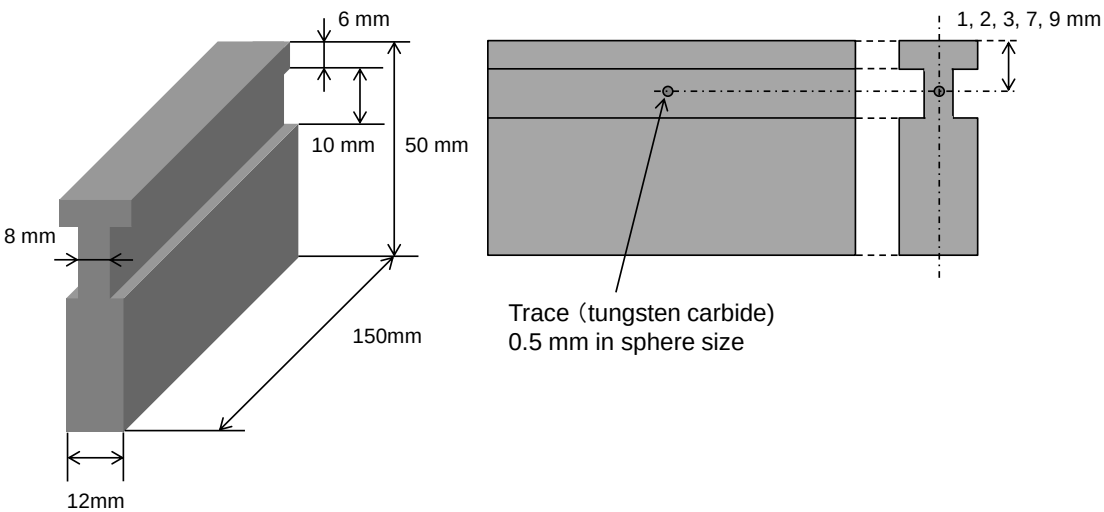


Fig. 3.6 Dimensions of titanium specimen used for X-ray transmission in-situ observation.

3.3 高出力ディスクレーザ溶接時の各溶接速度おける純チタンの吸収特性

吸収測定治具に純チタン板を固定し，レーザパワー10 kW で，溶接速度 17 mm/s から 300 mm/s まで増加させ，メルトラン溶接を実施した．各溶接速度におけるカロリーメトリ法で算出されるレーザ吸収率，得られた溶接ビード表面，溶接ビード断面，溶接ビード幅および溶込み深さの結果をまとめて **Fig. 3.7** に示す．なお，レーザ吸収率は同溶接条件で 3 回計測して平均値を算出した．ビード表面には，全ての条件においてスパッタの付着が観測された．溶接速度が低い 17 mm/s と 50 mm/s では，直径が 1 mm を超える大きなスパッタの付着が多数見られ，100 mm/s 以上の溶接速度では，1 mm 以下の微小なスパッタの付着が確認された．溶接断面形状は，17 mm/s から 100 mm/s の速度範囲においてレーザ照射位置の供試材表面が凹んでおり，アンダーフィルが確認された．溶込み深さは，17 mm/s において 10.3 mm と最も大きく，溶接速度が上昇するにつれて減少し，300 mm/s では 3.1 mm となった．レーザ吸収率については，17 mm/s において 89 %であったが，溶接速度の増加とともに吸収率は下がり，300 mm/s では 67 %まで減少している．

Welding speed	17 mm/s	50 mm/s	100 mm/s	200 mm/s	300 mm/s
Bead surface 5 mm					
Cross section 3 mm					
Bead width	9.7 mm	4.2 mm	3.2 mm	2.0 mm	1.6 mm
Penetration	10.3 mm	7.5 mm	6.0 mm	4.0 mm	3.1 mm
Absorption	89 %	84 %	83 %	80 %	67 %

Fig. 3.7 Bead surfaces and cross sections of titanium weld beads produced by disk laser welding at 10 kW power and various welding speeds, and laser absorption during welding.

以上の結果よりレーザの吸収率は，溶接速度が高速であるほど低くなることが判明した．この結果は，オーステナイト系ステンレス鋼およびアルミニウム合金で測定された結果と同様である[73]．これは，高速になるに従って，チタン板表面の溶融が困難となり，レーザビームがキーホール内に入りにくくなったためと考えられる[73]．

3.4　溶接速度とスパッタ発生の関係

レーザパワー10 kW，溶接速度 17 mm/s から 300 mm/s の溶接条件において，全ての条件でビード表面にスパッタが確認されたが，低溶接速度では，直径 1 mm を超える大きなサイズのスパッタの付着が多数見られ，溶接速度により発生するスパッタの違いが見受けられた．そこで，速度によるスパッタ発生の違いを確認するため，溶融池表面の融液の挙動とスパッタの発生について，高速度ビデオカメラ観察により調査した．なお，照明光源として半導体レーザを用いた．

得られた典型的なスパッタ発生挙動の観察結果を **Fig. 3.8** に示す．スパッタの発生はキーホール口周辺の溶融池の溶融金属が上方へ持ち上げられ，その後，溶融金属の先端部分が分断し，スパッタとな

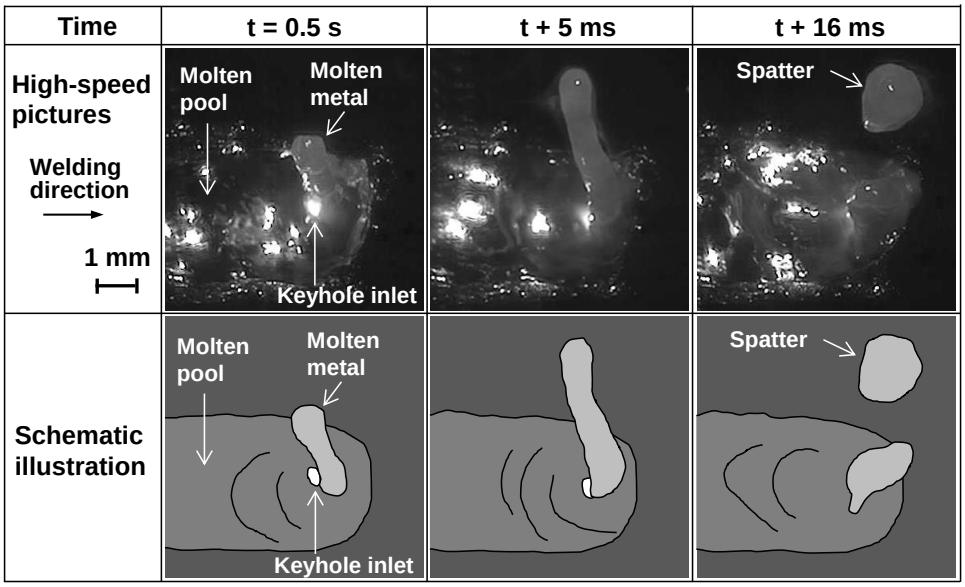


Fig. 3.8 High-speed images of spattering with schematic illustration of spatter formation during disk laser welding of Ti plate at 10 kW power and 17 mm/s welding speed.

る様子が見られた．また上昇する溶融金属は，キーホール口周囲の領域で発生することが確認された．そこで，各溶接速度におけるスパッタが発生した溶融金属の上昇位置について調査した．調査方法は，溶接方向に対し，キーホールの前方，キーホールの側面およびキーホールの後方の領域に分け,スパッタが発生した 50 回分を各溶接速度でカウントし，さらに発生したスパッタの直径を測定した．

得られた高速度ビデオカメラ観察画像の典型例を **Fig. 3.9** に示し，スパッタ発生の測定結果を **Fig. 3.10** に示す．溶接速度が遅い 17 mm/s および 50 mm/s では，上昇した溶融金属の位置はキーホール前方または側面に集中しており，約 80 %の割合を占めていた．一方，溶接速度 100 mm/s では，キーホール前方の発生率が減少し，側面における発生率が最も多くなっていた．さらに溶接速度 200 mm/s においては，キーホール前方からの発生率は 10 %まで低下し，キーホール側面と後方の位置でほぼ同程度の割合で見られ，300mm/s になると，キーホール後方からの発生が 80 %以上を占めていた．

また，溶接速度 17mm/s で直径 1 mm 以上の大きいサイズのスパッタが発生した割合は，全スパッタ数の内約 20 %の割合で見られ，その 90 %程度がキーホール前方において発生していた．溶接速度 50 mm/s においても，直径 1 mm 以上のスパッタの発生が全体の中で約

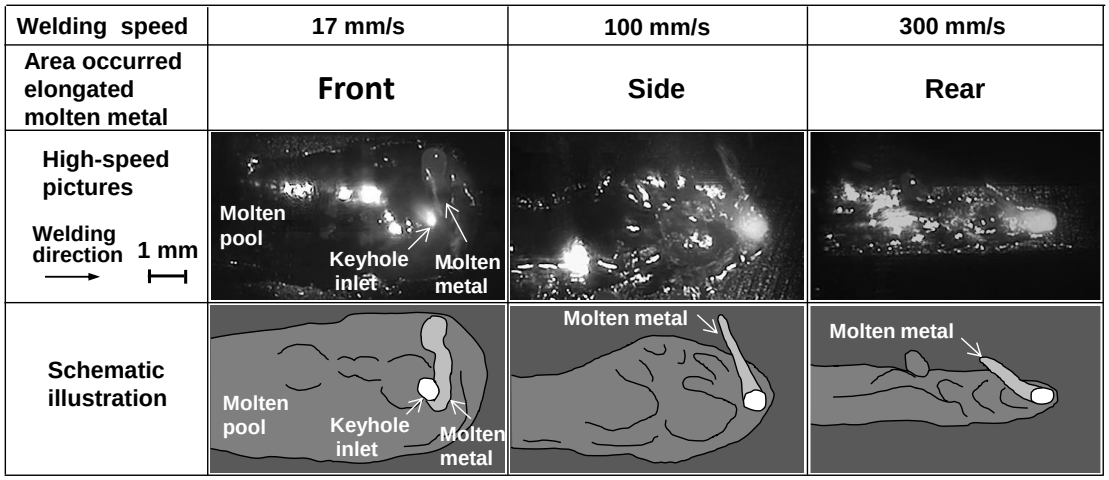


Fig. 3.9 Typical examples of high speed observation pictures, showing formation locations of spatters from molten metal around keyhole inlet.

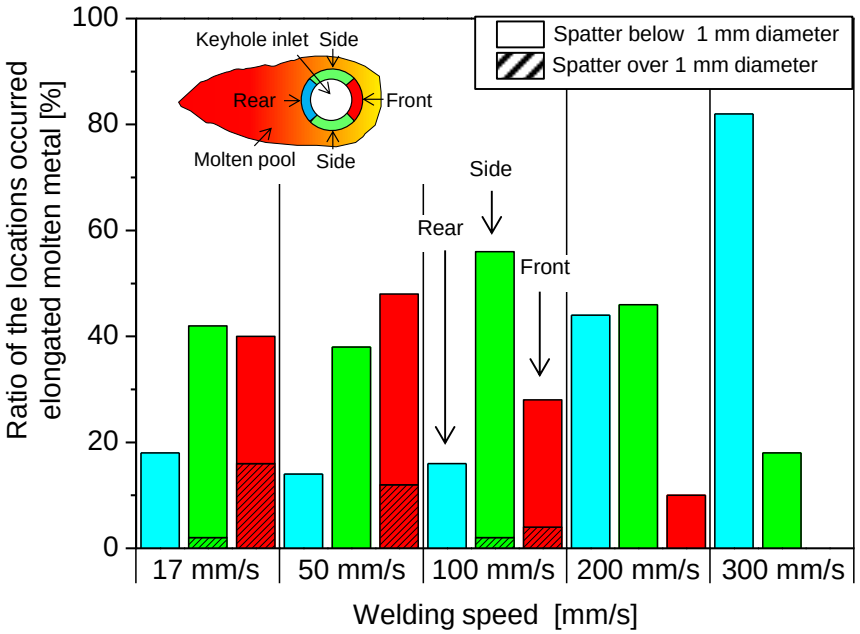


Fig.3.10 Effect of welding speed on distribution of occurrence locations and sizes of spatters.

15 %確認され，全てキーホール前方から発生していた．溶接速度 100 mm/s の条件では，直径 1 mm 以上のスパッタの発生は約 10 %に減少し，溶接速度 200 mm/s 以上では，確認されなかった．

したがって，低溶接速度で発生する直径 1 mm 以上のスパッタは，キーホール口前方から上昇した溶融金属により，多数発生していることが判明した．

3.5 X 線透過観察結果によるスパッタ発生と湯流れの関係

次に，スパッタの発生機構を解明するため，スパッタの発生サイズが大きかった溶接速度 17 mm/s に着目し，チタンのレーザ溶接時のスパッタの発生と溶融池内湯流れとの関連性について調査した．はじめに，チタンの溶接時における溶融池内の溶融池形状および攪拌の様子を確認するため，供試材に白金（Pt）を埋込み 2 次元 X 線透過による観察を行った．その結果を **Fig. 3.11** に示す．Fig. 3.11 より，レーザ照射を開始してから 3 s 後，キーホール口前方付近において Pt の溶融が見られたが，その後，Pt 融液がキーホール後方の溶融池内へ攪拌される様子は確認されなかった．このことから，キーホール口付近のキーホール前方の融液は，キーホール前壁面の位置

において，供試材表面から上方へ飛散したことで，溶融池後方へ流れず，その結果，供試材表面部が凹むアンダーフィルが形成されたと考えられる．10 ms 経過後では，キーホール底の先端部で Pt が溶融され，その後キーホール底部を潜り込みながら後方へ流れ，30 ms 経過後，Pt 融液は折り返し，キーホール後方部に向け流れ，キーホール後方部に到達後，溶融池底部に沿って折り返し，再び溶融池後方へ流れる循環流れが見られた．この湯流れは，典型的な溶融部内の湯流れであり，松縄らによって実証された報告とほぼ一致した [74]．

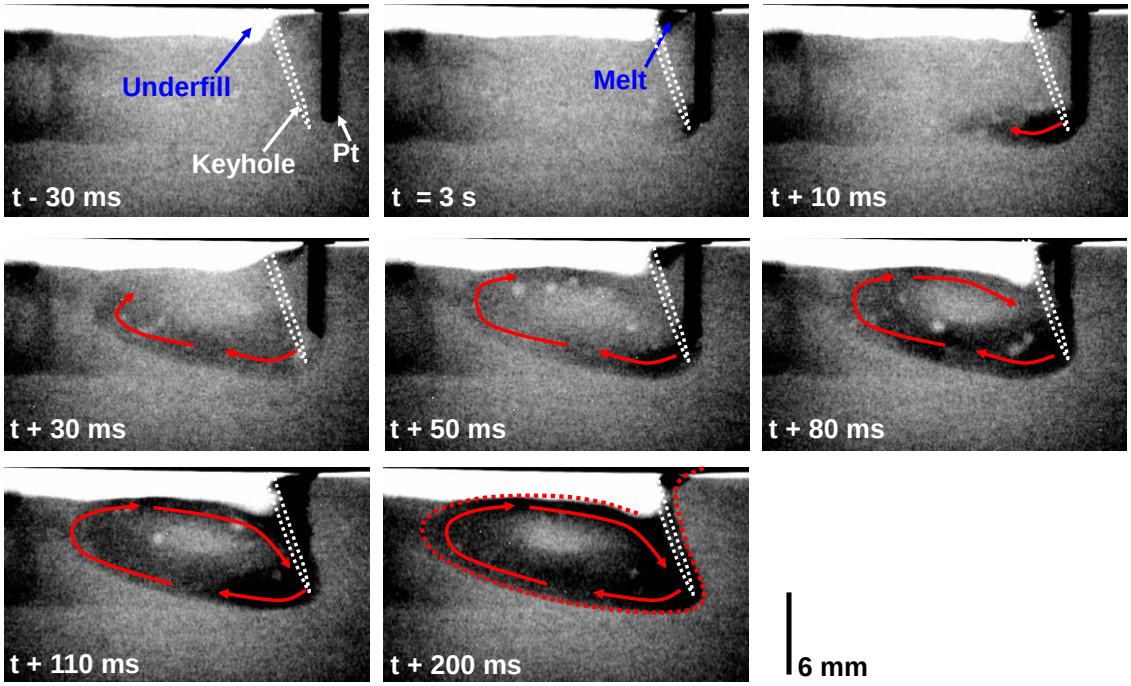
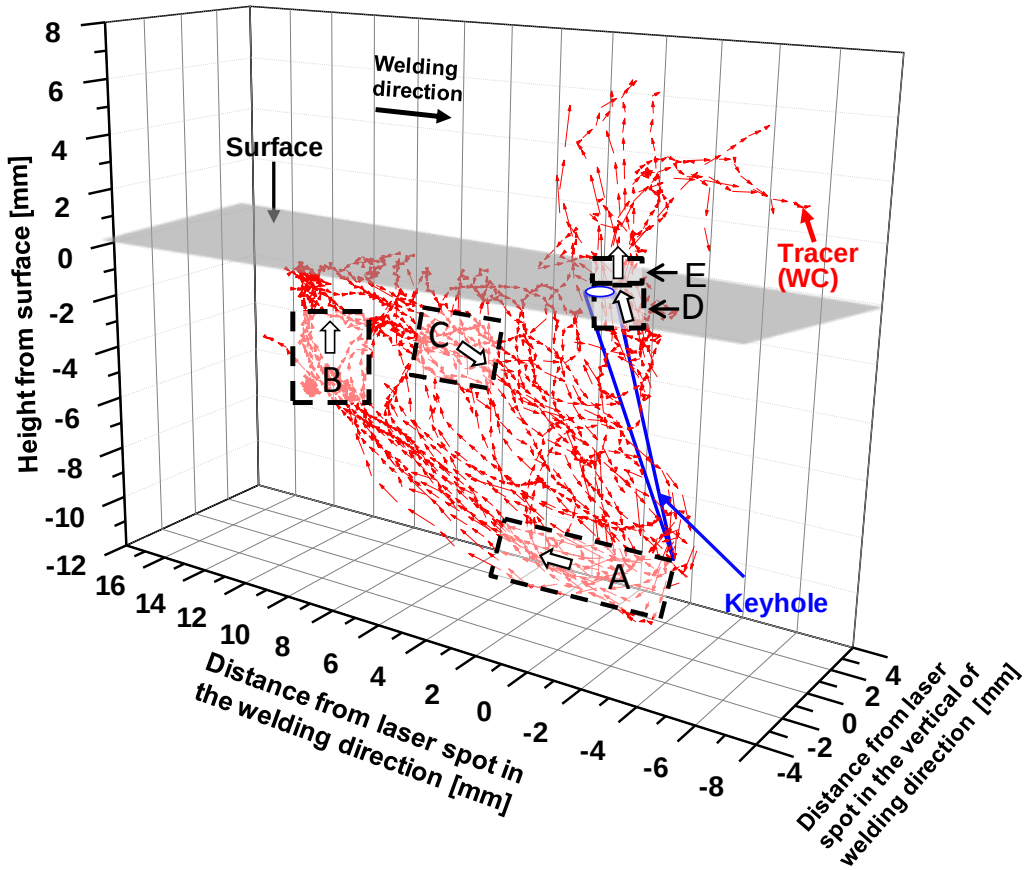


Fig. 3.11 Keyhole location and melt flows in molten pool during high power laser welding of thick plate of pure titanium, showing concavity or underfill on top surface, bubbles generation in molten pool and melt flow pattern observed by platinum (Pt) melting during laser welding.

チタンの溶接時における溶融池内の湯流れおよび湯流れ速度について，3 次元 X 線透過装置により観察を行った．湯流れと湯流れ速度については，溶融池内を動く直径 0.5 mm の 20 球の超硬合金球をトレースし，座標の測定および速度を算出した．その結果を **Fig. 3.12** に示す．座標原点の位置は，レーザ焦点位置におけるレーザビーム光の中心を示している．

(a)



(b)

Area	A	B	C	D	E	Entire
Average velocity [m/s]	0.93	0.28	0.58	0.73	0.92	0.57
Maximum velocity [m/s]	3.14	1.25	1.19	1.86	2.10	3.14

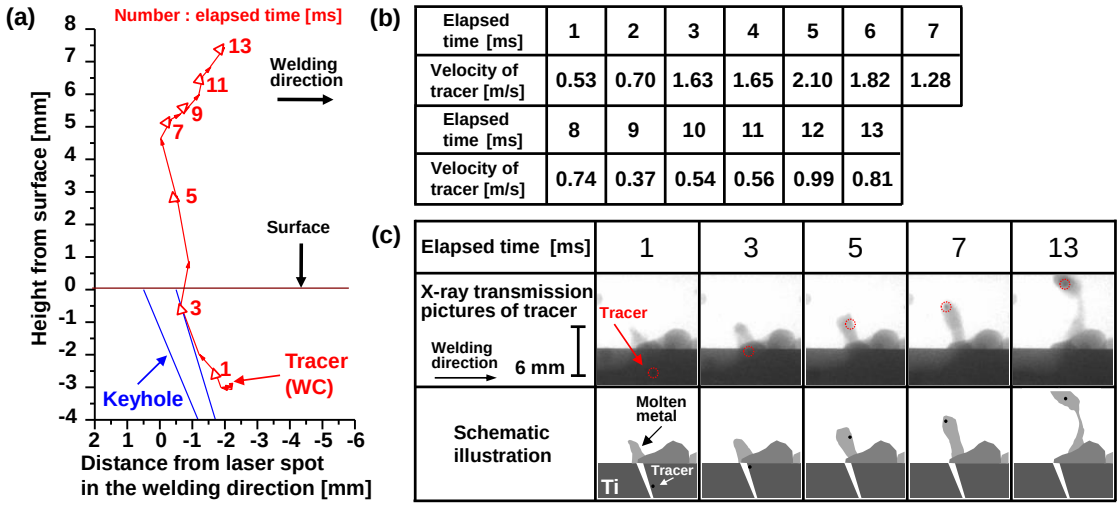
Fig. 3.12 Three-dimensional X-ray transmission in-situ observation results during laser welding of titanium plate at 10kW power and 17mm/s welding speed. (a) Three-dimensional visualization of melt flows calculated from 20 tracers; and (b) mean and maximum velocity of tracer (WC) in respective areas.

Fig. 3.12 から，Pt 融液による湯流れの観察結果と同様に，キーホール先端部から溶融池後方へ流れ，再び戻ってくる循環流れと，キーホール前壁面に沿って上昇する二つの流れが観察された．湯流れ速度について，溶融池内の 5 箇所の領域を選定し，平均速度を算出した結果，キーホール先端部の領域 A で 0.93 m/s，溶融池後端部

の領域 B で 0.28 m/s，溶融池後方からキーホール先端部へ下降しながら流れる領域 C では 0.58 m/s であった．また領域 A では最大で 3 m/s を超える湯流れ速度が観察された．なお，溶融池全体の平均速度は，0.57 m/s であった．

キーホール口前方部の湯流れは，キーホール前壁面に沿って上昇後，供試材表面を超えて飛散し，溶接方向に沿ってキーホールの上方または前方に進む流れが見られた．また湯流れの速度について，キーホール口付近の前壁面を沿って上昇する流れの領域 D の平均速度は 0.73 m/s であり，供試材表面から飛び出すキーホール口上部の領域 E で 0.92 m/s であった．したがって，キーホール口前壁面付近の上昇する湯流れは，全体の湯流れ速度よりも速い領域であることが確認された．

次に，スパッタが供試材表面より上方へ伸ばされた溶融金属から発生した典型的な観察結果を **Fig. 3.13** に示す．Fig. 3.13 には，スパッタとして飛散した溶融金属の 2 次元軌道のグラフと，各経過時間におけるトレーサ速度とマイクロフォーカス X 線透過装置による撮影画像の結果を示している．トレース結果より，スパッタが発生さ



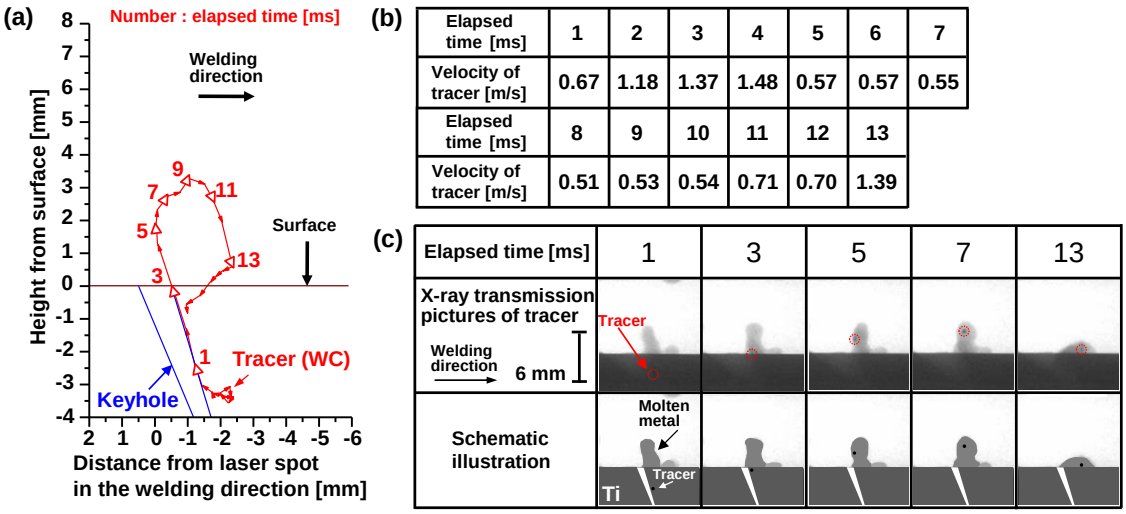
Elapsed time [ms]	1	2	3	4	5	6	7
Velocity of tracer [m/s]	0.53	0.70	1.63	1.65	2.10	1.82	1.28
Elapsed time [ms]	8	9	10	11	12	13	
Velocity of tracer [m/s]	0.74	0.37	0.54	0.56	0.99	0.81	

Fig. 3.13 Summary of characteristics of spattering in laser welding of titanium plate after 2 seconds from start of laser irradiation. (a) two-dimensional trajectory of tracer (WC); (b) velocity of tracer (WC) with elapsed time; and (c) micro-focused X-ray transmission in-situ observation result and schematic illustration of tracer and elongated melt with elapsed time.

れる前の初期の頃は，板表面下方の融液がキーホール前壁面に沿って，供試材表面の方向へ 0.53 m/s から 0.7 m/s の速度に上昇していることが確認された．それから供試材表面に近づくと，約 1.6 m/s の速度に到達した．その後供試材表面より上方へ飛び出し，上昇速度は 1.65 m/s を維持し，表面から 2 mm の高さにおいては，最大速度の 2.1 m/s となった．また，トレーサは溶融池内部から，上方へ伸ばされた溶融金属内を流れ先端部に到達していた．溶融金属先端部のトレーサは，その後溶融金属と共に上昇し，スパッタとして放出された．

このことから,溶融池からの上方へ一方向で流れる湯流れにより，溶融金属が上方に伸ばされ続け，ついには溶融金属の先端部が引きちぎられ，その結果，スパッタとなることがわかった．

供試材表面から上方へ伸びた溶融金属が，スパッタにならなかった場合について検討を行った．その結果を **Fig. 3.14** に示す．供試材表面から下方 2 mm の位置において，トレーサはキーホール前壁面に沿って，0.67 m/s から 1.37 m/s の範囲で加速上昇し，その後，最大速度 1.48 m/s に到達した．しかしその後，供試材表面から 1 mm



Elapsed time [ms]	1	2	3	4	5	6	7
Velocity of tracer [m/s]	0.67	1.18	1.37	1.48	0.57	0.57	0.55
Elapsed time [ms]	8	9	10	11	12	13	
Velocity of tracer [m/s]	0.51	0.53	0.54	0.71	0.70	1.39	

Fig. 3.14 Summary of characteristics of no spattering in laser welding of titanium plate after 0.5 seconds from start of laser irradiation. (a) two-dimensional trajectory of tracer (WC); (b) velocity of tracer (WC) with elapsed time; and (c) micro-focused X-ray transmission in-situ observation result and schematic illustration of tracer and elongated melt with elapsed time.

の高さで，トレーサの加速は止まり，0.57 m/s の速度まで減速した．その後，トレーサはキーホール口付近の溶融池へ戻された．

このことから，キーホール口前方の溶融池から伸びた溶融金属が，プルーム噴出方向から前方へ離れて，循環する湯流れとなることにより，スパッタの形成が抑制されることもあることが判明した．

3.6 高速度ビデオカメラ観察によるスパッタ発生機構の可視化

次に，Fig. 3.6 に示した試験片において，メルトラン溶接を実施し，レーザ溶接時に発生したレーザ誘起プルームについて超高速ビデオカメラ（1,000,000 frames/s）を用いて観察を行った．典型的な観察結果について **Fig. 3.15** に示す．レーザ照射開始してから 1 s 経過後にプルームの発生が確認され，11 μs の経過後には約 2 mm の高さに到達し，プルームが上昇する最大速度は 250 m/s であった．プルームが 2 mm までの高さに到達するまでの上昇速度について 3 回観測し平均値を算出した結果，約 140 m/s であり，亜音速に匹敵する速度であった．

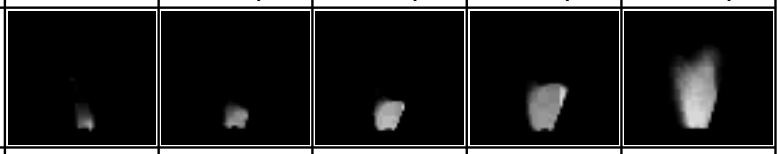
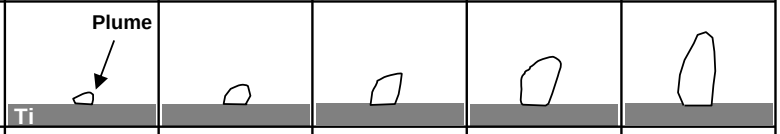
Time	t = 1 s	t + 1 μs	t + 3 μs	t + 5 μs	t + 11 μs
Pictures of plume 1 mm					
Schematic illustration of plume					
Height of plume [mm]	0.1	0.4	0.7	1.1	2.0

Fig. 3.15 Ultra high-speed video camera observation results, showing images, profile and height of laser-induced plume during high-power laser welding of titanium plate.

レーザ溶接時のスパッタの発生挙動について高速度ビデオカメラによる観察を行った．**Fig. 3.16** に高速度ビデオカメラ画像の観察結果とその模式図および上昇した溶融金属の高さを示す．スパッタは約 0.5 ms 間隔で発生する亜音速のプルーム付近の溶融池から溶融金属が上方へ伸ばされ形成されていることが観察された．レーザ照射

開始から 0.5 s において，キーホール口の前方に位置する溶融金属は，0.4 mm の高さに伸ばされていた．それから 2.5 ms 経過後においても溶融金属の上昇が着実に続いており，2.5 ms から 16 ms の経過時間の間に溶融金属は，2.1 mm から 8.6 mm の高さに上昇した．さらに 20 ms 経過後，伸びた溶融金属の先端部とキーホール口の中間部で分裂し，スパッタとなった．分裂後，残された溶融金属は，キーホール口の前方へ縮み，元の状態に戻った．スパッタ発生には約 20 ms の時間を要しており，その間にプルームの発生が約 40 回繰り返された．

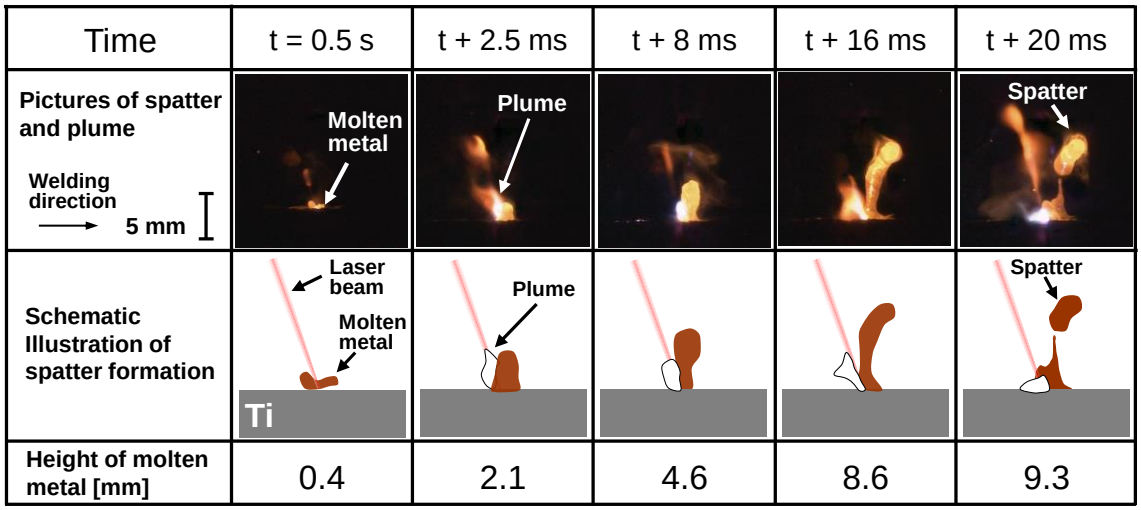


Fig. 3.16 High-speed images of spatter and plume together with schematic illustration of spatter formation during high-power laser welding of titanium plate.

伸ばされた溶融金属の高さと速度およびプルームの発生タイミングをまとめたグラフを **Fig. 3.17** に示す．溶融金属が 0.8 mm の高さにおいて，溶融金属の最大上昇速度は 3.2 m/s に達していた．また，溶融金属の上昇速度は-0.8 m/s から 3.2 m/s の広範囲に推移しており，繰返し発生するプルームが溶融金属の上昇過程に影響していることが推測される．したがって，溶融池から伸ばされる溶融金属は，噴出するプルームのせん断力によって加速が繰返し与えられたことにより上昇したと考えられる．

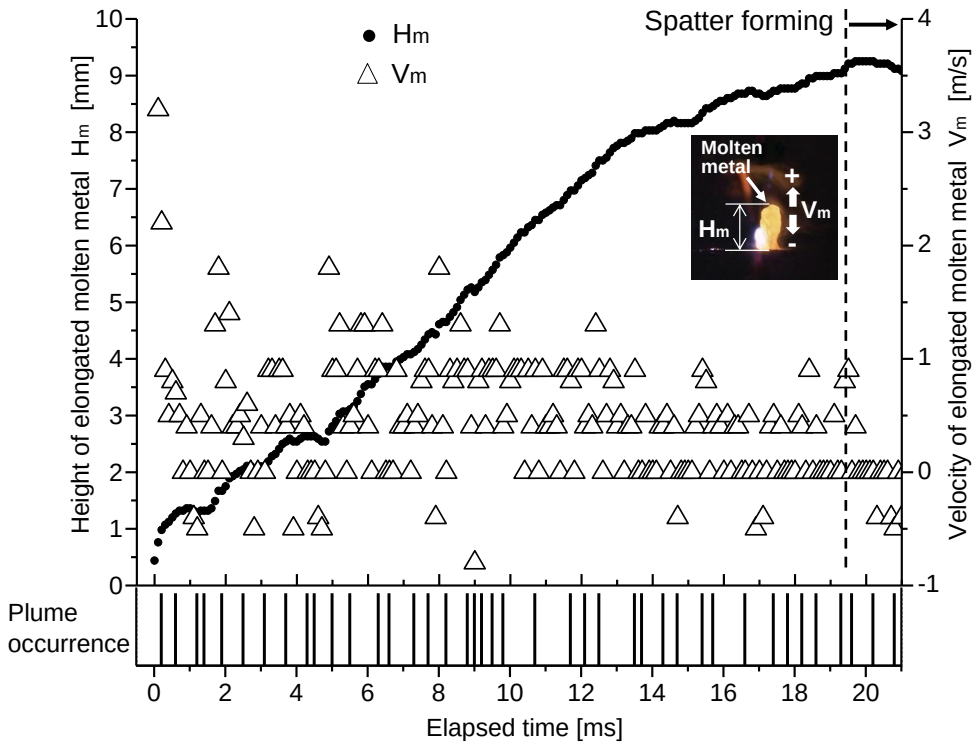


Fig. 3.17 Relationship among plume occurrence, measured height of elongated molten metal, and velocity as function of time after 0.5 seconds from start of laser irradiation.

3.7　パルス照射時におけるスパッタの発生

パルス照射時におけるスパッタの発生について観察を行った．レーザパワー10 kW において，レーザ照射位置を固定したまま試験を実施した．マイクロフォーカス X 線透過装置を供試材の真横に設置し，キーホールの形成状況を観察し，キーホールの長さおよびキーホールの深さ方向に対する成長速度を測定した．また同時にレーザ照射部の表面状態を高速度カメラ（10,000 frames/s）により観察した．これらの試験結果をまとめて **Fig. 3.18** に示す．なおレーザ照射開始した時間を 0 s とした．レーザ照射開始後，0.3 ms において，キーホールの深さは 2.9 mm まで達しており，そのキーホールの深さへの成長速度は 10.4 m/s であった．その後，キーホール深さは増していくが，成長速度は徐々に低下し，照射開始 4.3 ms 経過後のキーホール深さは 7.8 mm であり，キーホール深さへの成長速度は 0.66 m/s まで低下した．その後キーホールは深さ方向に対し，伸縮を繰返していた．またレーザ照射開始後，0.3 ms では非常に大

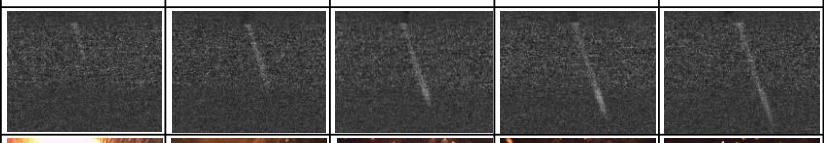
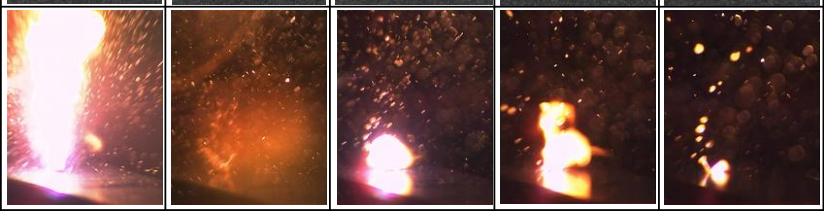
Time elapsed [ms]	0.3	1.3	2.3	3.3	4.3
Length of keyhole [mm]	2.9	4.9	6.4	7.2	7.8
Rate of keyhole generation [m/s]	10.4	2.1	1.6	0.79	0.66
X-Ray transmission images 3mm					
Pictures of spatter and plume 3mm					

Fig. 3.18 X-ray transmission in-situ observation results and high-speed images of spatter and plume together during high-power laser welding of titanium plate.

きなプルームが観測され，その高さは 13 mm を超えており，同時にスパッタが激しく吹き上がっていることが観察された．これは，レーザパルス照射開始直後は，非常に短い時間でキーホールを形成するため，それに伴い，激しい金属蒸気プルームが発生し，溶融金属の周辺への行き場がないため，その強いせん断力により金属融液が上方に吹き上げられ，スパッタが多量に発生したと考えられる．

以上のことから，レーザパルス照射開始直後において，キーホールの深さ方向に対する成長速度が最も速く，それに伴い，非常に高いプルームとスパッタが激しく飛散されることが判明した．

3.8　結言

本章では，チタンのレーザ溶接における基本的な特性と問題点について検討した．まず，レーザ光の吸収特性について，レーザパワー10 kW において，溶接速度をそれぞれ変化させ，レーザ光の吸収率についてカロリーメトリ法を用いて測定した．次に，スパッタの発生機構を解明するため，溶接速度とスパッタ発生の関係を調査し，スパッタの発生サイズが大きい溶接速度 17 mm/s においては，3 次元 X 線透過観察により，キーホール前壁面に沿う湯流れとスパッタの関連性について検討し，さらに，溶融池から飛び出すスパッタ

の動的現象とプルームの関係について高速度ビデオカメラ観察を行い，スパッタ発生機構について解明した．得られた結果は以下の通りである．

1) 純チタンにおける溶接性およびレーザ吸収特性について

① 全ての条件においてビード表面に，スパッタの付着が観測され，付着したスパッタの発生数と大きさは，溶接速度が遅いほど増加していた．

② レーザパワー10 kW において，溶接速度 17 mm/s では，89 %と高いレーザ吸収率が実現していることがわかった．

③ 溶接速度が上昇するほど，吸収率は下がり，溶接速度 300 mm/s では，67 %まで低下した．この傾向は，従来のステンレス鋼やアルミニウム合金での結果と同様である．したがって，高速度でレーザ吸収率が低下した理由は，高速になるに従ってチタン板表面の溶融が困難となり，レーザビームがキーホール内に入りにくくなったためと考えられる．

2）溶接速度とスパッタ発生の関係について

① レーザパワー10 kW では，溶接ビード表面には，全ての条件においてスパッタの付着が観測され，17mm/s および 50 mm/s の低溶接速度では，直径が 1 mm を超える大きなスパッタの付着が多数見られた．

② 低速度溶接時には，キーホール前方および側面の位置から，金属融液が上昇しスパッタが形成されており，その割合は発生したスパッタの内，約 80 %を占めていた．一方，300 mm/s の高速溶接時では，スパッタは 80 %近くがキーホール後方の融液の飛散から発生することが判明した．

③ 低溶接速度で発生する直径 1 mm 以上のスパッタは，キーホール口前方から上昇した溶融金属により，多数発生することが判明した．

3) X 線透過観察装置による湯流れとスパッタ発生機構の関係について

① 溶融池内の湯流れはキーホール前壁面に沿って上昇する流れと，キーホール先端部から溶融池後方へ流れ，その後折り返しキーホール先端部後方部へ流れる循環流れの二つ流れが確

認された.

② キーホール口付近の前壁面を沿って上昇する流れの領域の平均速度は 0.73 m/s，その後供試材表面から飛び出すキーホール口上部の領域で 0.92 m/s であり，溶融池内の全体の平均湯流れ速度の 0.58m/s に比べ速い流れであることが判明した.

③ 溶融金属がキーホール内部からの一方向の上昇流れにより溶融池上方へ伸ばされ続け，ついには溶融金属の先端部が引きちぎられることにより，スパッタとなることがわかった.

④ 供試材表面より上昇して伸びた溶融金属が発生したにもかかわらずスパッタとならなかったケースがあった．この場合，融液はキーホール口前方の溶融池に沿って伸びるが，プルーム噴出方向から離れて溶接方向と逆に循環する湯流れが確認された.

4) 高速度ビデオカメラ観察によるスパッタ発生機構について

① 超高速度ビデオカメラ（1,000,000 frames/s）により，プルームは，11 μs の時間で高さ 2 mm までに上昇し，その時の最大速度は 250 m/s であった.

② 高速度ビデオカメラ（10,000 frames/s）により，キーホール口付近から伸びた溶融金属からスパッタが発生していることが確認され，スパッタ発生には約 20 ms の時間を要しており，その間にプルームの発生が約 40 回繰り返されていることがわかった.

③ これらの結果から，キーホールから噴出するプルームのせん断力によりキーホール口周辺の溶融金属が上昇し，スパッタが発生すると推断された.

5) パルス照射時におけるスパッタの発生について

① レーザ照射開始直後において，キーホールの深さ方向に対する成長速度が最も速く，同時に非常に高いプルームと，スパッタが激しく飛散されることが判明した.

② この理由は，レーザパルス照射開始直後は，非常に短い時間でキーホールを生成するため，それに伴いため，激しい金属蒸気プルームが発生し，その強いせん断力により金属融液が上方に吹き上げられ，融液の行き場がないためにスパッタが

多量に発生したと考えられる.

第４章　パルス YAG レーザ溶接時のスパッタ低減のためのレーザ適応制御

4.1　緒言

第 3 章では，チタン材の高パワーレーザ溶接におけるスパッタの発生機構について，湯流れとの関係について調査し，レーザ誘起プルームのせん断力により起因する湯流れがスパッタを発生する要因であることを明らかにした．また，微細精密溶接に有効なパルスレーザによるスポット溶接でもプルームの発生に伴い，スパッタが激しく発生することを確認した．

パルスレーザ溶接は微細精密溶接が可能であるが、深溶込みの溶接部を作製するときスパッタやアンダーフィルが発生しやすい．溶接欠陥の低減・防止には，溶接プロセス現象の解明に基づく最適な溶融・蒸発・凝固プロセスの制御が不可欠である．また，インプロセスモニタリングに基づくレーザ適応制御法が最も有効な手法として期待でき，近年，モニタリングや適応制御に関する有効な検討結果が報告されている[75-81]．

本章では，インプロセスモニタリング信号としての反射光や熱放射光の特徴を活かし，純チタンの突合せシーム溶接時に発生するスパッタとアンダーフィルに対し，発生機構と支配的な要因を明確にし，低減および抑制に有効な適応制御法について検討を行った．まず，スパッタに関しては，サイズと発生時刻およびそれらに及ぼすレーザパワーと熱放射光の影響を調査し，スパッタの発生機構と発生因子を考察した．そして，スパッタ低減のためのレーザパワーと照射時間の適応制御を試みた．また，アンダーフィルについても，隙間とレーザパワーとの関係を明らかにし，発生機構を検討した．さらに，反射光および熱放射光によるインプロセスモニタリングの可能性を検証した上で，有効と判断されるインプロセスモニタリング信号に基づく，アンダーフィル抑制のためのレーザ適応制御を実施した．

4.2　供試材料および実験方法

供試材料は, Table 2.1 に示した S3 の 3 mm 厚の純チタン材である．供試材料の固定には，**Fig. 4.1** に示す治具を用いて突合せ溶接を行った．使用レーザは，適応制御型基本波パルス YAG レーザであり，

レーザ装置と主な溶接方法や計測・観察方法は第 2 章で説明したとおりである．インプロセスモニタリングに関しては，レーザ照射中の反射光および熱放射光の計測とともに 20,000 frames/s で溶接現象の高速度観察も実施し，溶接現象とモニタリング信号との対応づけを行った．さらに，適応制御は，スパッタ低減とアンダーフィル抑制に対し，有効と推測される溶融状態を実現するため，反射光あるいは熱放射光のインプロセスモニタリング結果を基に，レーザパワーを 150 μs 間隔で決定し，高速制御を行った．なお，本研究での適応制御の定義は，レーザ溶接プロセスをリアルタイムでモニタリングし，そのモニタリング信号に基づいて溶接状態を判断し，所定の溶接結果を得るために適した溶接パラメータへの変更を，レーザ発振器が瞬時に行う制御と定義している．

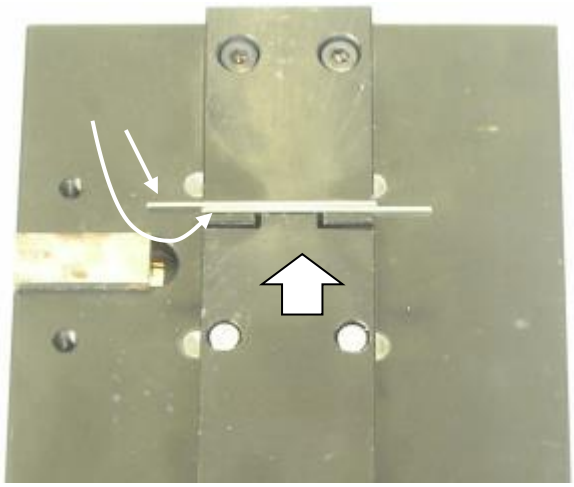


Fig. 4.1 General view of jig for YAG laser butt welding of titanium.

4.3　純チタンの突合せシーム溶接時の溶接課題

供試材の突合せ部分の表面が集光レンズの焦点位置にくるように設置し，ピークパワー0.4 kW で照射時間 30 ms, 0.8 kW で 10 ms, 1.6 kW で 5 ms の 3 種類の矩形基本波パルス YAG レーザを用い，1 照射/s で，突合せ方向に 0.3 mm ずらしながら 5 回照射し，シーム溶接を行った．得られたビード外観と突合せ面での断面形状を **Fig. 4.2** に示す．溶接ビードは，0.4 kW では，ほぼ一定の幅が得られたが，0.8 kW 以上で，表面にスパッタが付着していた．さらに，1.6 kW

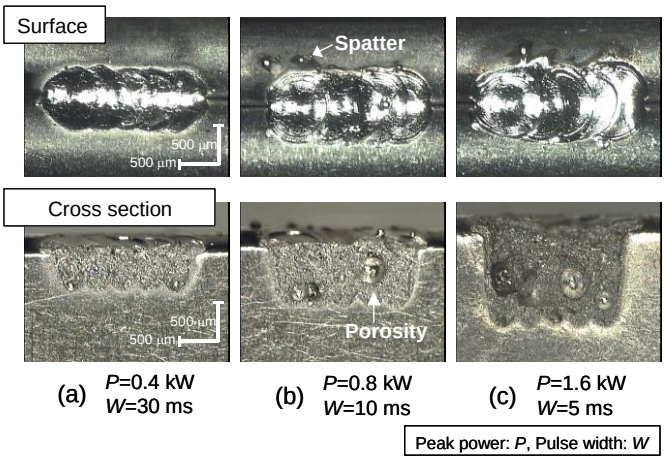


Fig. 4.2 Surfaces and cross sections of micro butt seam welding of pure titanium.

では，融液が吹きこぼれて肥大化した部分も認められた．溶込みに関して，全 5 回照射の平均の溶込み深さは，レーザパワーの低い順から，それぞれ 0.44，0.68 および 1.1 mm であり，ピークパワーの増加に伴い増加した．また，0.8 kW 以上ではポロシティが底部と中央部に発生した．

以上の結果，検証した溶接条件では，0.8 kW 以上のレーザパワーで，表面にスパッタが付着した溶接部が得られ，また，ポロシティも発生することがわかった．

4.4　突合せシーム溶接時のスパッタの生成状況

本溶接条件下のスパッタの発生状況を解明するために，インプロセスモニタリングを実施した．一例として 1.6 kW で照射 5 回目のシーム溶接時の結果を **Fig. 4.3** に示す．上のグラフは，基本波 Nd:YAG レーザの出力波形，溶融池からの熱放射光と反射光の計測結果であり，下のグラフは，高速度観察画像から求めたスパッタの発生時刻と体積である．グラフ下の写真は，斜め 45 度方向から観測したスパッタの高速画像である．なお，スパッタの発生時刻は，溶融池からスパッタが切り離れた直後の時刻を採用し，0.8 ms の高速画像では，溶融池に近い二つの小さなスパッタが新たに確認され，発生時刻を 0.8 ms とした．また，体積に関しては，スパッタを球形と仮定し，0.8 ms の高速画像のようにスパッタの外形が確認できる場合は最大幅を球の直径とし，スパッタが速く，1.4 ms の高速画像のように線

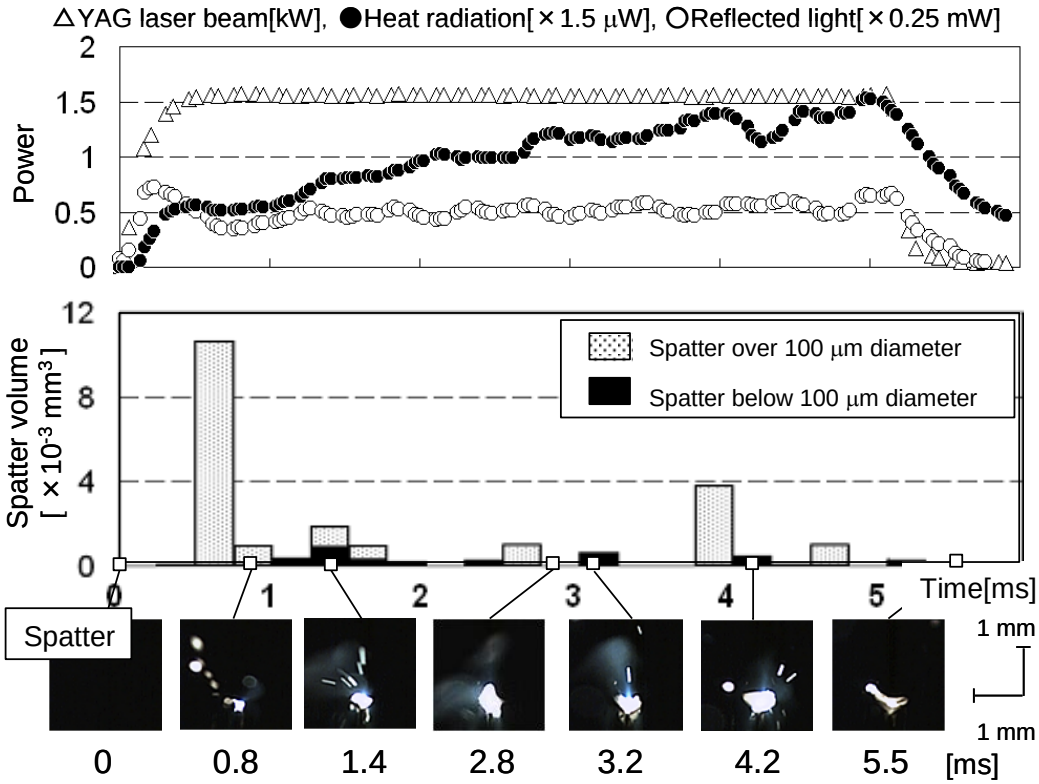
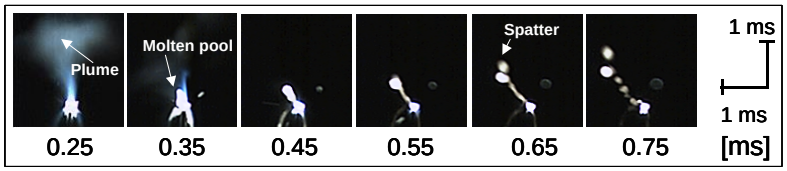


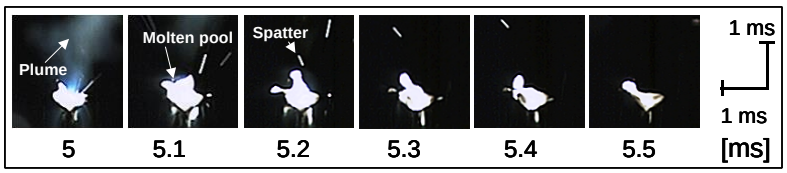
Fig. 4.3 Monitoring results of typical butt weld of pure titanium, showing YAG laser pulse shape, reflected light and heat radiation signals, and high-speed observation images of spatters occurring from spot molten pool.

にしか認識されない時は，最小幅を球の直径とし，その時発生したスパッタの総量を求めた．Fig. 4.3 の下グラフから，スパッタの発生状況は，レーザ照射開始から 1 ms 以内に直径 100 μm を超えるスパッタが集中的に発生し，その後はサイズを問わず突破的に発生していることがわかる．これに対し，反射光は，レーザ照射中変動するものの，スパッタと明瞭な対応は読取れなかった．一方，熱放射光は，その値が小さい（溶融部が小さい）ときに，パワー増加が急速であるとスパッタが大量に発生する傾向があることが示唆された．

次に，レーザ照射開始から 1 ms 以内に大量にスパッタが発生する特徴的な過程について詳細な検証を行った．その時の連続写真を **Fig. 4.4** (a)に示す．なお，比較のために，5 ms 経過した時の標準的なスパッタ発生の連続写真を Fig. 4.4 (b)に示す．(a)の発生時では，



(a) Generation of spatters within 1ms



(b) Generation of spatters from 1ms onward

Fig. 4.4 Features of spatter generation during laser irradiation at 1.6 kW peak power.

強いプルームが確認された後，小さな溶融池から融液が勢いよく飛び出し， 0.3 ms の間に次々とスパッタが発生した．パルスレーザにおいても，第 3 章で示したスパッタの発生と同様であり，チタンの融液が上昇し，次第に融液先端部が膨らみ，最終的には分断されスパッタが生成されていることがわかる．これに対し，(b)では，強いプルームが確認された後，サイズの小さなスパッタは発生したが，溶融池が大きく揺らぐだけで,大きなスパッタは観測されなかった．これは，溶融池が大きい場合，キーホール生成によって排除された融液が吹き上がり，融面が大きく揺れるだけで持ちこたえ，スパッタの発生までには至らなかったと推察される．

Fig. 4.3 からスパッタの発生と熱放射光信号との間に関連性があることが示唆されたので，1.6 kW のシーム溶接における他の 4 照射も含めて，熱放射光とスパッタとの関係を詳細に調べた．その結果を **Fig. 4.5** に示す．横軸は熱放射光強度で，縦軸は全 5 回照射で発生したスパッタの体積である．スパッタは熱放射光が 0.9 μW までは大量に発生し，その時の溶融池径は 0.4 mm 程度であった．それ以上の径では，スパッタの発生は激減した．これは，先に述べたように溶融池径が小さい場合，高パワー密度のレーザに対し溶融池が持ちこたえられず，スパッタが大量に発生し，溶融池径が溶融池径 0.4 mm（熱放射光強度 0.9 μW）を超える程度にまで成長すれば，融液が持ちこたえ，スパッタ発生が抑制できることが期待される．

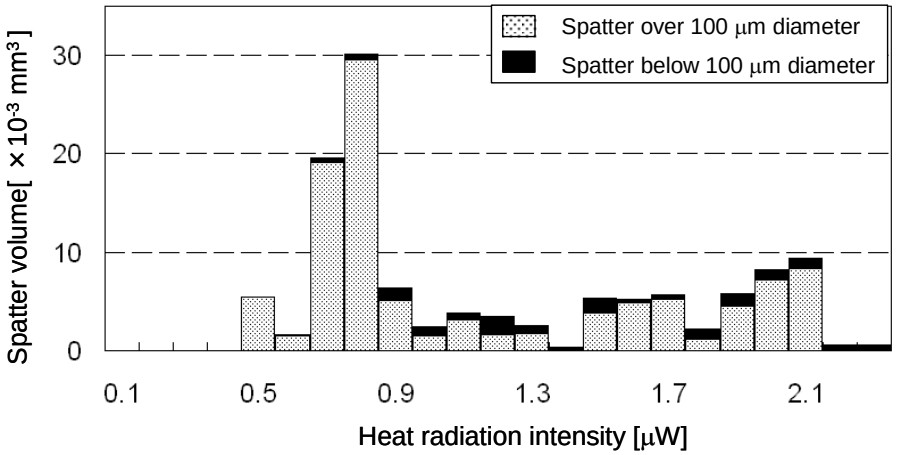


Fig. 4.5 Relationship between spatter generation and heat radiation from Ti subjected to pulsed laser 1.6 kW peak power.

0.4 kW と 0.8 kW のレーザパワーについても，スパッタの発生状況を調査した．レーザパワー毎に，シーム溶接の全 5 回照射についてスパッタを直径 100 μm 以上とそれ未満に分類し，単位時間当たりのスパッタの発生率をまとめたものを **Table 4.1** に示す．1.6 kW での平均した結果でも，Fig. 4.3 と同様な傾向が読み取れ，1 ms 以内に直径 100 μm を超える大きなサイズのスパッタが，12.4 mm^3/s 発生し，他の発生率と比較して一桁多く，その後の発生率は 2 mm^3/s となり，84 %減少した．これに対し，0.4 kW と 0.8 kW での発生率は 0.9 mm^3/s 以下で，集中的に大きなサイズのスパッタが発生することはなく，特に，0.4 kW では，スパッタの発生がかなり抑えられることが確認される．

以上の結果より， 本溶接条件下でのスパッタは，0.8 kW 以下の低パワーのレーザ照射では発生が抑えられたが，1.6 kW では，直径 100 μm を超える大きなものがレーザ照射開始から 1 ms 以内に集中的に発生した．これは，高レーザピークパワーの場合，キーホールが急激に発生・成長すると，溶融池が小さいために排出される融液が持ちこたえられないために発生したと推察される．そして，1.6 kW の場合，溶融池径が 0.4 mm（本実験結果では熱放射光強度 0.9 μW）にまで成長すると，大きなサイズのスパッタの発生抑制に有効があることも確認された．

Table 4.1 Generation rate of spatter at each laser peak power.

Welding condition Peak power, *P* Pulse width, *W*		(a) 0.4 kW 30 ms	(b) 0.8 kW 10 ms	(c) 1.6 kW 5 ms
Generation Rate of spatter bellow 100 μm [mm³/s]	Average from 0 to 1 ms	0	0.47	0.53
	Average from 1 ms onward	0.18	0.88	0.5
Generation Rate of spatter over 100 μm [mm³/s]	Average from 0 to 1 ms	0	0.65	12.4
	Average from 1 ms onward	0.05	0.58	2

4.5 スパッタ低減のための低パワーレーザ適応制御

本溶接条件下で，0.8 mm 以上の溶込み深さを得るには，1.6 kW のレーザパワーで可能であるが，レーザ照射初期の時点でスパッタが溶接部周辺部へ大量に発生し，スパッタが付着した溶接部材が得られることになる．そこで，溶融池径と溶込み深さをインプロセスモニタリングできる熱放射光に基づいて，レーザパワーの増減を 150 μs 間隔で決定し，スパッタの発生を低減させる適応制御を試みた．具体的には，**Fig. 4.6** のフローチャートに示すように，溶融池が所

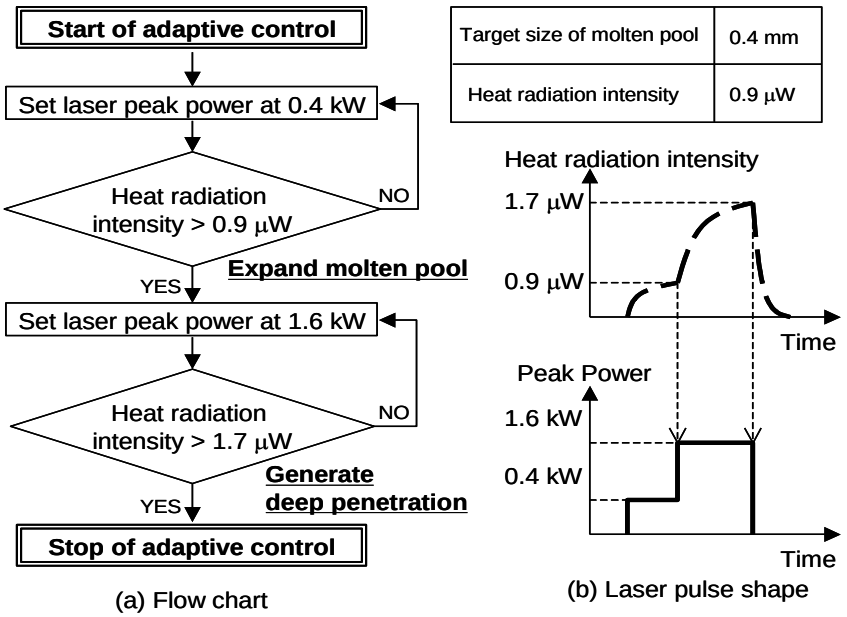


Fig. 4.6 Flow chart of adaptive control for reduction of spatters.

定の溶融池径 0.4 mm（本実験では熱放射光強度 0.9 μW）までは，スパッタの発生が比較的少ない 0.4 kW の低パワーで照射し，その後必要な溶込みを得るために，1.6 kW に変更し，0.8 mm の溶込み深さ（熱放射光強度 1.7 μW）になった時点で，レーザ照射を停止した．その適応制御時の溶接現象をモニタリングした結果を **Fig. 4.7** に示す．熱放射光強度が 0.9 μW 未満では，0.4 kW のレーザパワーが照射され，100 μm 径を超えるサイズのスパッタの発生は少なく，熱放射光強度が 0.9 μW に達すると，1.6 kW にレーザパワーが変更され，さらに 1.7 μW を超えるとレーザ照射を停止しており，適応制御が正常に動作したことが確認できた．

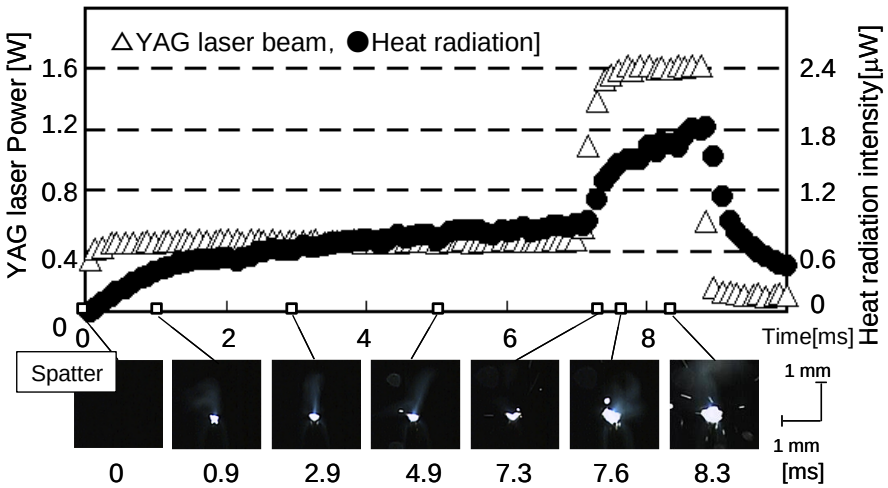


Fig. 4.7 Monitoring results under adaptive control for reduction of spatters.

適応制御で得られた溶接部の表面と断面および各パワーでのスパッタの発生率をそれぞれ **Fig. 4.8** および **Table 4.2** に示す．Fig. 4.8 (a) から，溶接部の外観は，スパッタの付着や融液が吹きこぼれた箇所がなく，良好であることがわかる．溶込み深さは，(b)の断面から 5 回照射の平均を算出すると，0.93 mm で所定の溶込み深さ 0.8 mm を超えていた．スパッタの発生に関しては，Table 4.2 に示すように，適応制御しない場合の 1.6 kW の照射 1 ms 以内の突出したスパッタ発生が確認されず，1 ms 以後のスパッタと同程度かそれ以下の発生率となった．特に，100 μm 径を超えるサイズのスパッタの発生率は，88 %減少し，大幅な改善が達成された．

以上，0.4 kW の低パワーレーザを，スパッタの発生を抑えるのに

効果が期待できる大きな溶融池に成長するまで照射し，その後 1.6 kW の高パワーに変更する適応制御法を適用した結果，100 μm 径を超えるスパッタが 88 %減少し，スパッタの発生が大幅に低減できることが確認された．

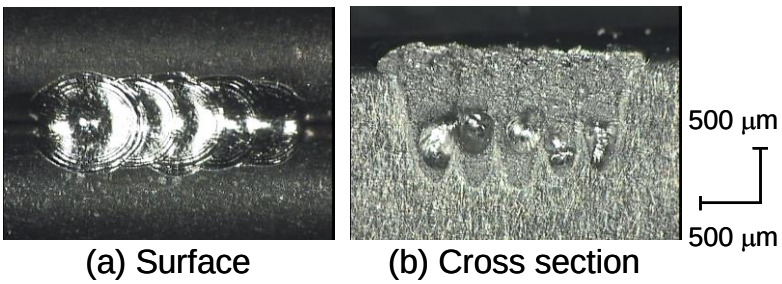


Fig. 4.8 Pulsed YAG laser welding results of Ti sheets under adaptive control for reduction in spattering.

Table 4.2 Generation rate under adaptive control for reduction in spattering at 1.6 kW laser power.

	Under adaptive control	Without adaptive control	
Irradiation time of 1.6 kW Laser power	1 ms - 1.8 ms	5 ms	
Generation rate of spatter over 100 μm [mm³/s]	**1.48**	**12.4** (0-1 ms)	**2** (1-5 ms)
Generation rate of spatter bellow 100 μm [mm³/s]	**0.48**	**0.53** (0-1 ms)	**0.5** 1-5 ms)

4.6　シーム溶接結果に及ぼす隙間の影響

実際の突合せ溶接において，すべての溶接箇所の隙間を完全になくすことは困難である．そこで，ピークパワー0.4, 0.8 および 1.6 kW でそれぞれの照射時間を 15, 5 および 2 ms の 3 種類の矩形パルス波を用いて，0，40，50，60，90 および 100 μm の隙間が存在する場合の溶接課題を調べた．一例として，約 40 および 100 μm の隙間が存在した場合の溶接部表面と断面形状を **Fig. 4.9** に示す．0.4 kW では，溶融部径および溶込み深さは，隙間によってほとんど変わらないが，0.8 kW 以上で，隙間 100 μm の場合，突合せ方向の溶融部径が極端に狭くなり，明瞭なアンダーフィルが発生した．

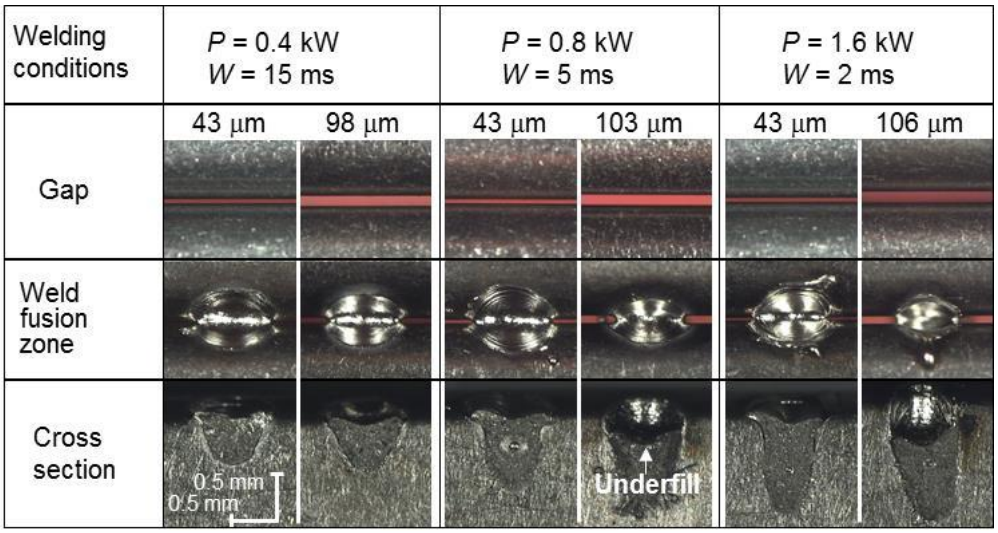


Fig. 4.9 Pulsed YAG laser butt welding results of Ti sheets with gaps.

次に，各隙間について，溶融部径，溶込み深さおよびアンダーフィルをまとめて **Fig. 4.10** に示す．横軸は隙間で，縦軸は突合せ方向の溶融部径，溶込み深さ，アンダーフィルである．隙間が増加すると，溶融部径は大幅に減少したが，溶込みは増加した．また，アンダーフィルは隙間 50 μm 程度から発生し，隙間の増加とともに程度が大きくなり，1.6 kW では，約 100 μm の隙間で 0.41 mm にまで達した．一方，0.4 kW では 50 μm 程度に抑えられることもわかった．したがって，本溶接条件下で，隙間は，溶融部径の減少を引き起こ

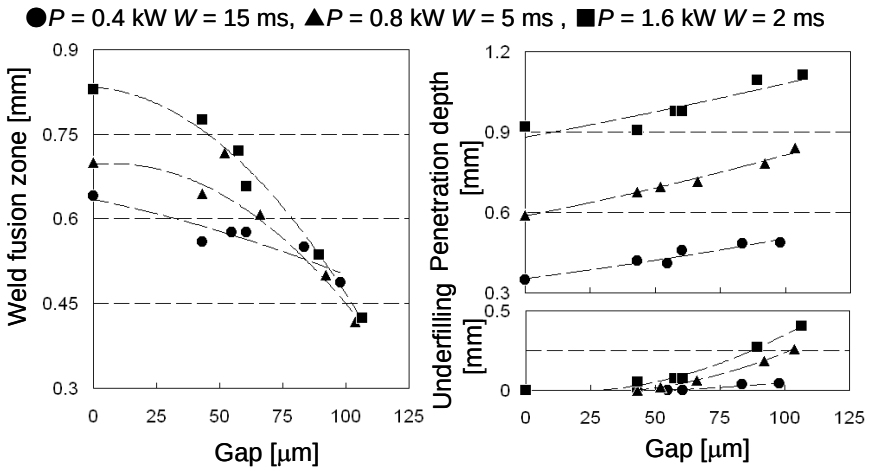


Fig. 4.10 Features of pulsed YAG laser butt welding results produced in Ti sheets with gaps.

し，50 μm 以上ではアンダーフィルも発生させ，1.6 kW のレーザパワーではアンダーフィルが 0.41 mm に達した．しかしながら，0.4 kW の低パワーでは，40 μm 程度に抑えられることもわかった．

4.7 突合せ溶接時の隙間と反射光および放射光との関係

前節では，100 μm の隙間の存在下でも，0.4 kW パワーのレーザ照射では，アンダーフィルが抑えられることが判明した．そこで，溶接中の反射光と熱放射光の計測および溶融池の高速度観察を行い，抑制機構を明らかにすることを試みた．パワー0.4 kW 照射時間 15 ms での隙間 84 μm のインプロセスモニタリング結果を **Fig. 4.11** に示す．上のグラフは，基本波 Nd:YAG レーザの出力波形，溶融池からの熱放射光と反射光の計測結果である．グラフ下の上の写真は，突合せ方向と垂直な面内の斜め 45 度方向から高速度ビデオで観察した溶融池の画像である．下の写真は，写真下に記載している時間

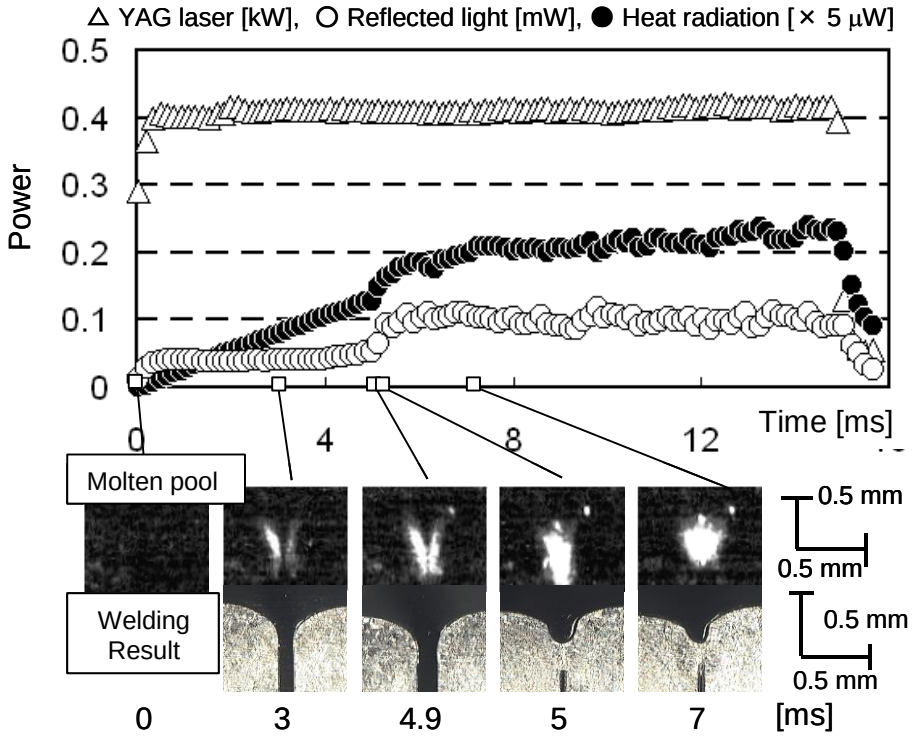


Fig. 4.11 Monitoring results during pulsed YAG laser welding under adaptive control for underfilling, showing laser pulse shape, reflected laser and heat radiation signals, high-speed observation images of spot molten pools and corss sections of Ti joints with gaps.

でレーザ照射を停止させて得られた突合せ溶接部の断面形状である．照射開始から 4.9 ms までは，溶融部が 2 箇所観測され，溶接部が形成されていないと判断でき，このことは溶接部の断面からも確認できる．その間，反射光は非常に低い値で，熱放射光は単純な増加を示した．これは，反射光については，一部レーザ光が隙間を通り抜け，熱放射光では，隙間の周辺部に当っているレーザ光で加熱されて，溶融池が増加した結果であると考えられる．5 ms では，隙間をまたがる溶融池が形成され，反射光も強く戻り，熱放射光は急激に増加し，その後は，隙間がない場合と同様な傾向を示した．これは，レーザ光の通りぬけがなくなった結果，反射レーザ光の吸収も大幅に増加したことが原因であると考えられる．このような隙間が存在する場合の反射光と熱放射光の変化は，従来計測されていない新しいインプロセスモニタリング結果である．

次に，0.4 kW レーザパワーで，アンダーフィルが抑えられた原因を考察する．80 μm 程度の隙間での，各パワーでの隙間をまたがる溶融池が形成された前後の高速画像を比較した結果を **Fig. 4.12** に

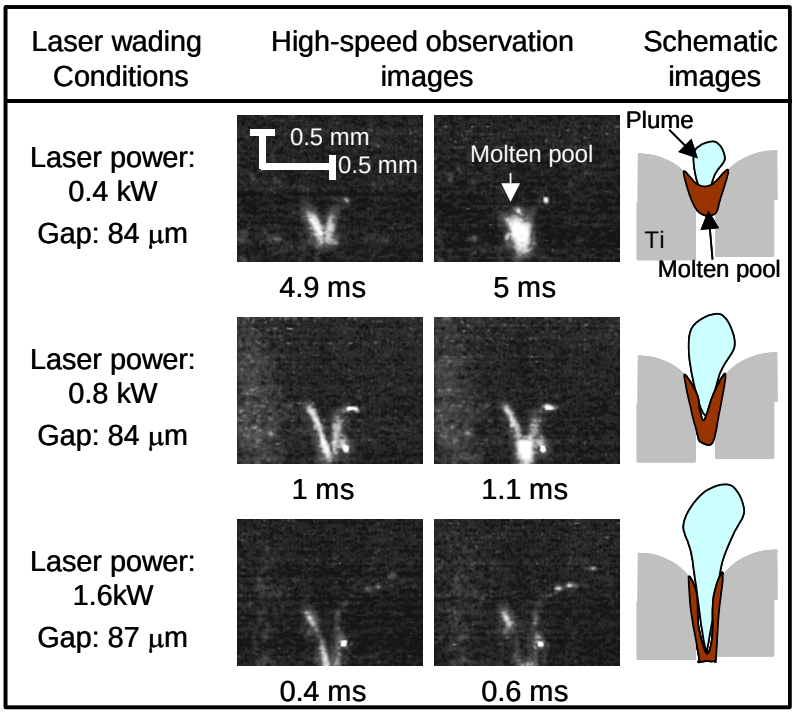


Fig. 4.12 High-speed video images during pulsed YAG laser welding and their schematic representation showing formation of bridged molten pools over gaps.

示す．パワーが大きいほど，隙間に融液が深く流れ落ち込み，落ち込んだ所で隙間をまたがる溶融池が形成されることがわかった．この落ち込んだ溶融池を基にして，大きな溶融池へと成長するので，レーザパワーに伴いアンダーフィルが顕在化すると推測される．一方，隙間の上方部で溶融池を形成させることができると，アンダーフィル抑制に有効であることが期待できる．

0.4 kW での隙間をまたがる溶融池形成時の反射光と熱放射光の特徴的な変化には，隙間のインプロセスモニタリング信号としての可能性があるので，40 から 100 μm までの 5 段階の隙間について，反射光および熱放射光は,照射開始から 80 μW を超えるまでの時間,および隙間をまたがり溶融池形成時の急激な増加を表す指標として,50 μs 間に 0.3 mW/s 以上増加する時刻までの時間を調べた．その結果を **Fig. 4.13** に示す．反射光は，隙間と比例関係を示し，一方，熱放射光は，隙間 60 μm 以上で相関が見受けられた．この結果は，反射光と熱放射光とも，隙間のインプロセスモニタリング信号として可能であり，溶融池の表面情報を顕著に表す反射光の方が，精度が高い結果が得られている．

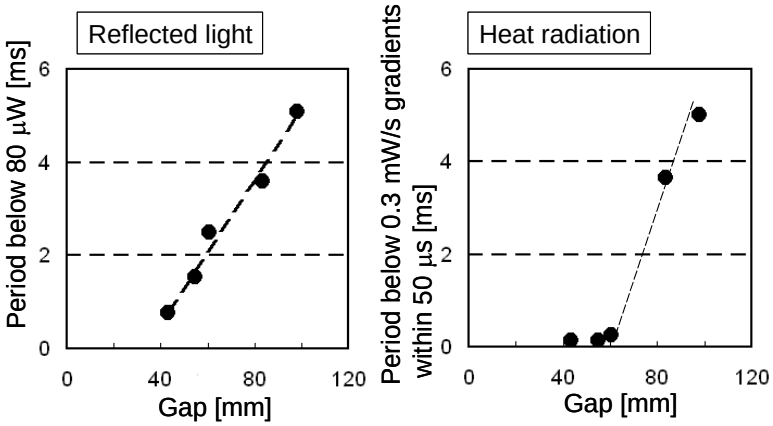


Fig. 4.13 Relationship between gaps and monitoring signals in pulsed YAG laser welding.

以上の結果,レーザパワーが増加すると,融液が隙間に流れ込み,落ち込んだ所で隙間をまたがる溶融部が形成されるため，アンダーフィルが顕在化することもわかった.また,反射光と熱放射光とも,隙間のインプロセスモニタリングとして可能であり，溶融池の表面情報を顕著に表す反射光の方が，精度が高いことが判明した．

4.8　スパッタ起因のアンダーフィル抑制のためのレーザ適応制御

低パワーレーザ照射を行い，隙間をまたがる溶接部をできるだけ隙間の上方部に形成させることで，アンダーフィルを抑制する適応制御法について検討した．具体的には，**Fig. 4.14** に示すフローチャートに従って, 0.4 kW でレーザ照射し，隙間をまたがる溶融池を

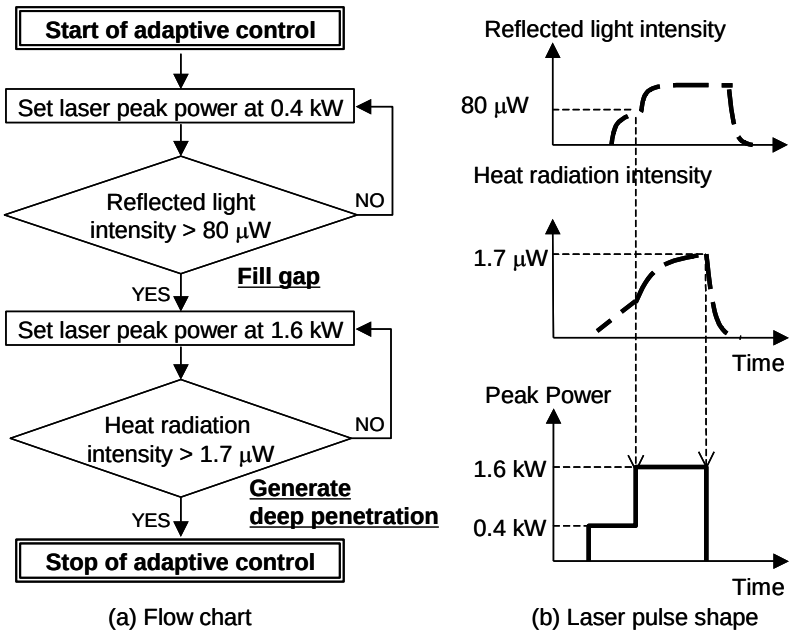


Fig. 4.14 Flow chart of adaptive control for underfilling in pulsed YAG laser welding.

継手上部に形成させ，溶融池の形成を反射光でリアルタイム検知し（本実験条件では 80 μW を超えること），その後必要な溶込みを得るために，1.6 kW に変更し，0.8 mm の溶込み深さ（熱放射光強度 1.7 μW）になった時点で，レーザ照射を停止した．その時のインプロセスモニタリング結果を **Fig. 4.15** に示す. 反射光強度が 80 μW を超えた 5.4 ms では，溶融池が隙間にまたがって形成されていることが高速度観察結果から確認でき, その後は 1.6 kW にレーザパワーが変更され，熱放射光強度が 1.7 μW を超えるとレーザ照射が停止しており，適応制御が正常に動作したことが確認できる．

60 μm から 100 μm の隙間において得られた溶接部の表面と断面を **Fig. 4.16** に示す. Fig. 4.9 に示す大きなアンダーフィルの発生は抑え

られ，最大でも 0.15 mm で，60 %以上改善された結果が得られた．また，溶融部径も，100 μm 程度の隙間で，0.42 mm から 0.70 mm に大幅な改善を示した．

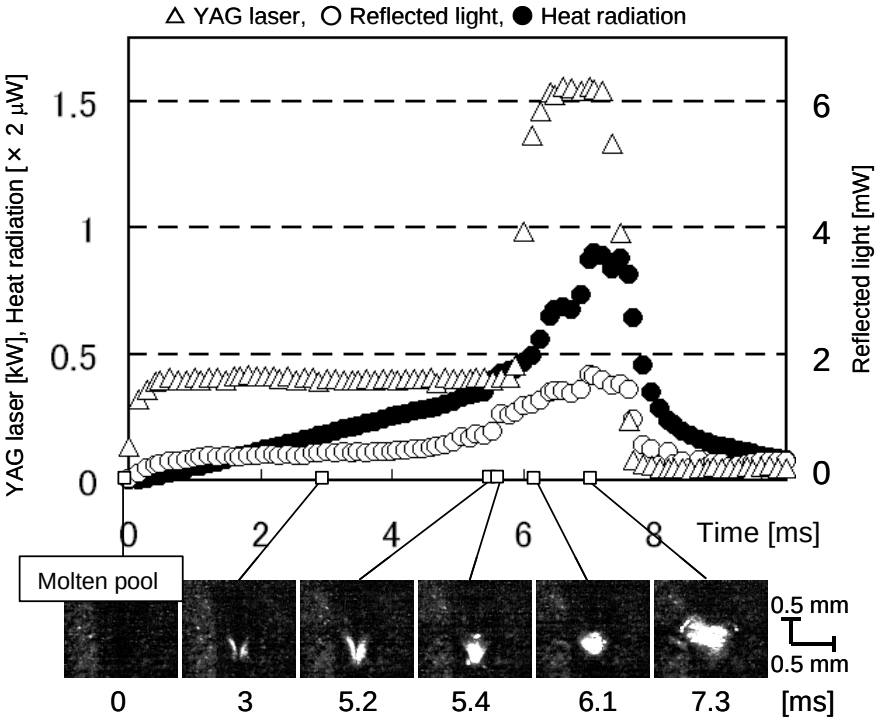


Fig. 4.15 Monitoring results under adaptive control for reduction of underfilling in pulsed YAG laser welding.

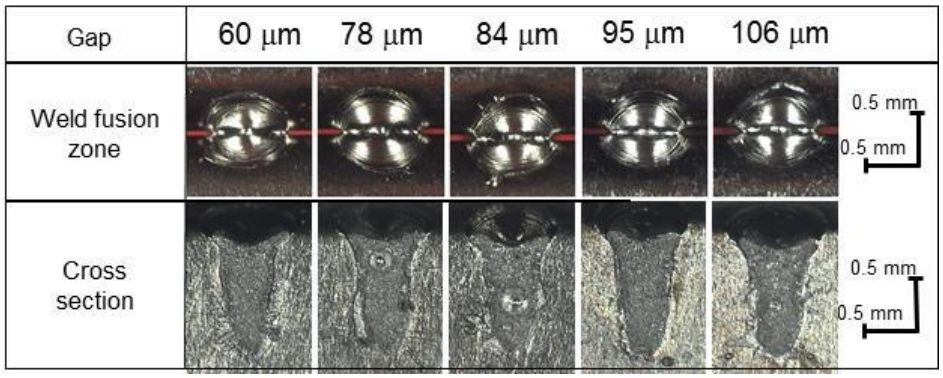


Fig. 4.16 Welding results under adaptive control for reduction of underfilling in pulsed YAG laser welding with each gap.

最後に，100 μm 程度の隙間が存在するサンプルに対して，本適応制御法を用い，1 照射/s で 10 回照射し，シーム溶接を行った．その結果を **Fig. 4.17** に示す．なお，比較のため，Fig. 4.17 (a)に 1.6

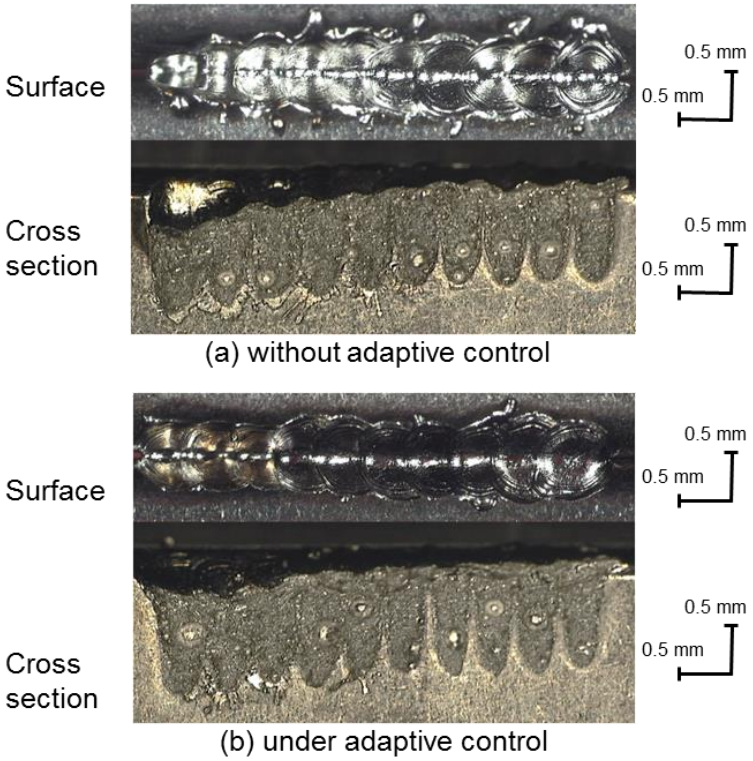


Fig. 4.17 Comparison between laser seam welding results in Ti butt joint sheets without adaptive control and under adaptive control for reduction of underfilling with 100 μm-gap.

kW で照射時間 2 ms の矩形パルスでシーム溶接を行った結果も示す最小のビード幅と最大のアンダーフィルは,単純な矩形パルスで 0.4 mm と 0.32 mm であるのに比べ,本適応制御法では,それぞれ 0.6 mm と 0.16 mm であり，1.5 倍以上改善され，明確な溶落ちも認められなかった．また，照射回数が増えると，凝固収縮で隙間が小さくなるため，本適応制御法は，シーム溶接の初めの照射ほど，効果を発揮することもわかった．

以上の結果，0.4 kW の低パワーでレーザ照射を行い，隙間にまたがる溶融池を隙間の上方部に形成させることにより，100 μm 程度までの隙間においても，アンダーフィルを最大でも 0.15 mm 以下に抑

えられ，単純な矩形パルスでの結果に比べ，60 %以上改善できることがわかった．また，溶接部幅も，100 μm 程度の隙間で，0.42 mm から 0.70 mm に増加し，1.6 倍程度に改善できた．さらに，本適応制御法は，シーム溶接においても有効であることが確認できた．

4.9 結言

本章では，純チタンに，パルス Nd:YAG レーザよるマイクロ突合せ溶接を行い，スパッタ低減およびアンダーフィル抑制のための初期低パワーレーザ照射を用いた適応制御法の検討を行った．得られた結果は以下のとおりである．

1) スパッタ低減のための低パワー適応制御について

① 本溶接条件下のスパッタは，低パワーレーザ照射では抑えられるが，1.6 kW のパワーでは，レーザ照射開始から 1 ms 以内では溶融池が小さいため，レーザパワーに対し溶融池が持ちこたえられず，直径 100 μm を超えるものが集中的に発生することがわかった．これに対し，溶融池径が 0.4 mm にまで成長した場合，大きなサイズのスパッタ低減に効果があることもわかった．

② スパッタの発生を抑える効果が期待できる溶融池にまで 0.4 kW 低パワーでレーザ照射をし，その後 1.6 kW の高パワーに変更する適応制御法で，100 μm 径を超える大きなサイズのスパッタを 88 %減少させることができ，大幅な改善効果が認められた．

2) アンダーフィル抑制のための低パワー適応制御法について

① 本溶接条件下では，隙間は，溶融部径の減少を引き起こし，50 μm 以上では，アンダーフィルも発生させ，1.6 kW のレーザパワーではアンダーフィルが 0.4 mm に達した．しかしながら，0.4 kW のレーザパワーでは 40 μm 程度に抑えられることもわかった．

② レーザパワーが高い場合，融液が隙間に流れ込み，落ち込んだ所で隙間をまたがる溶融部が形成されるため，アンダーフィルが顕在化することもわかった．また，反射光と熱放射光とも，隙間のインプロセスモニタリングとして可能であり，溶融池の表面情報を顕著に表す反射光の方が，精度が高いこ

とが判明した.

③ 低パワーレーザ照射により，隙間にまたがる溶融池を板上部に形成させることで，100 μm 程度の隙間ではアンダーフィルが形成したが，単純な矩形パルスでの結果に比べ，60 %以上改善され，溶融幅も 1.6 倍程度の改善を示した．さらに，本適応制御法は，シーム溶接においても有効であることが確認された.

第５章　チタン製眼鏡フレームのレーザ微細溶接

5.1　緒言

第 4 章ではパルスレーザによるスポット溶接におけるスパッタ抑制方法について検証した．スパッタの発生にはレーザパワーに対する溶融部径の大きさとのバランスを考えた溶接プロセスが高品質の溶接の実現につながると考えられる．

チタン微細精密溶接の応用として，眼鏡フレームのレーザ溶接について検討を行った．眼鏡フレーム部品へのレーザ溶接適用において目標となる溶接品質基準は，人の目視により溶接部が目立つことのない良好な溶接外観（基準：溶接ビード幅 800 μm 以下，表面付着物の大きさが 200 μm 以下），深い溶込み（広い溶接面積）により得られる高い溶接強度（基準：眼鏡フレーム部品による溶接強度試験において部品破壊）である．

本章では，工業用純チタン JIS2 種の板材およびチタン製眼鏡フレーム部品に対し，最大平均出力 50 W のパルス YAG（Yttrium Aluminum Garnet）レーザ発振器を用いて，シーム溶接し，眼鏡フレームの溶接外観品質基準に適合したレーザ溶接条件範囲の検討を行った．レーザ溶接の実用化に向け，溶接強度に影響すると考えられる因子 11 項目を選択し品質工学を用いて,各因子の影響度を評価し，溶接強度を向上させるための原因と対策を検討した．良好と判断されたレーザ溶接条件で眼鏡フレーム部品を溶接し，剥離試験による強度の評価および繰返し曲げ試験を行い，従来法との耐久性を比較した．さらに溶接部周辺の熱影響状態について比較評価を行った．

5.2　供試材料および実験方法

供試材として，板材と眼鏡フレーム部品形状をした部材の二種類を使用した．材質は共に工業用純チタン JIS2 種を使用し，板材の寸法は厚み 2 mm，幅 3 mm，長さ 40 mm である．素材の化学組成は Table 2.1 の S4 に示した通りである．眼鏡フレーム部品形状をした部材としては，**Fig. 5.1** に示すような部品寸法が高さ 3.7 mm，幅 2.4 mm，長さ 3 mm のチタン製丁番(Hinge)と，厚み 1.3 mm，幅 3.4 mm，長さ 135 mm のチタン製テンプル(Temple)を使用した．本研究で使用した装置は，第 2 章で説明したパルス発振型 50W 出力基本波 YAG

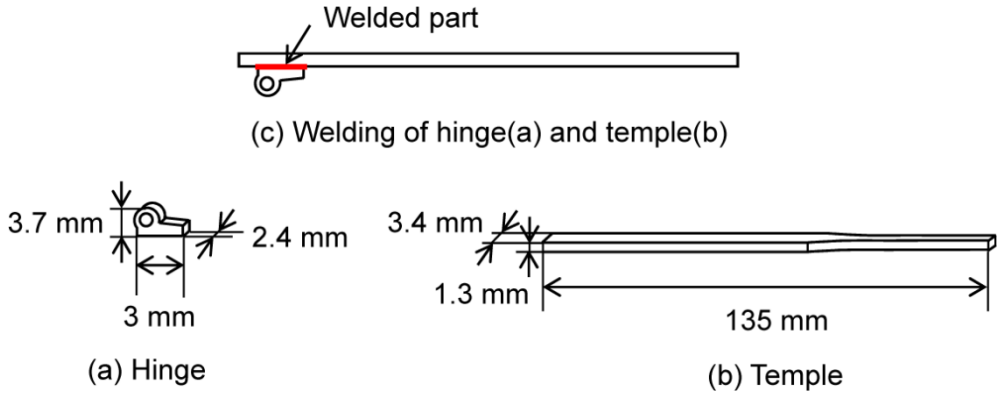


Fig. 5.1 Welded parts of eyeglass frame.

レーザ装置である．シールドガスにはアルゴンを用い，斜方 45°から 12 mm 径サイドノズルで 25 L/min で供給した．チタンの板材の溶接では，**Fig. 5.2** に示すように長手方向の端面同士を突合せ，板材の始端から終端までの距離 3 mm を板材の表面と裏面の両側にラップ距離 0.1 mm のパルス照射によりシーム溶接した．また，眼鏡フレーム部品の溶接では，**Fig. 5.3** に示すように部品同士を突合せ，レーザ照射軸に対し眼鏡フレーム部品を 30 度傾け，端部から端部までチタン板材と同様な条件でシーム溶接を行い，溶接部が対向する 2 方向から 1 回ずつ溶接を実施した．

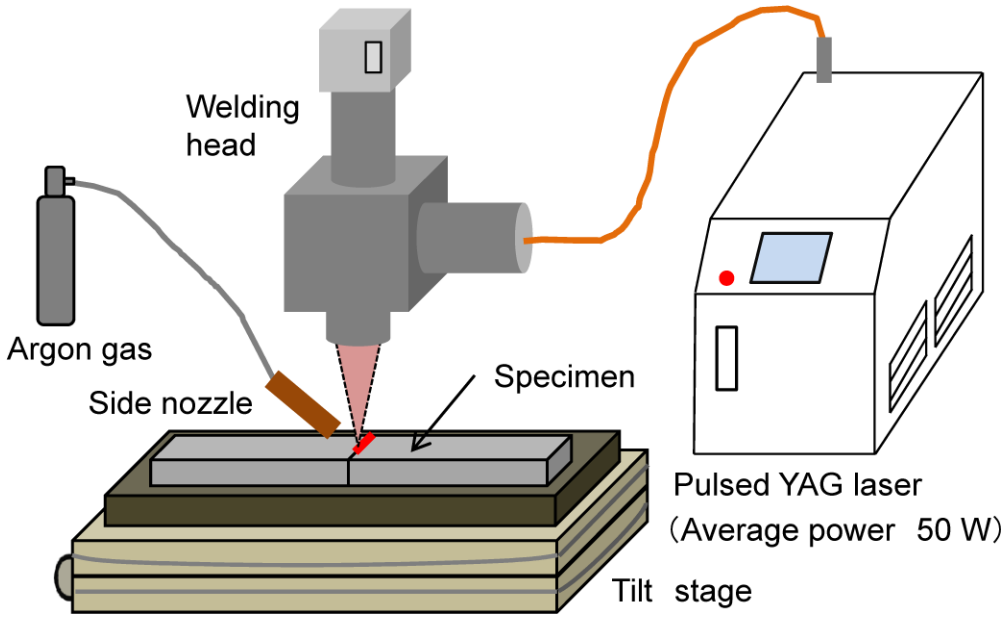


Fig. 5.2 Schematic illustration of experimental set-up in pulsed YAG laser welding.

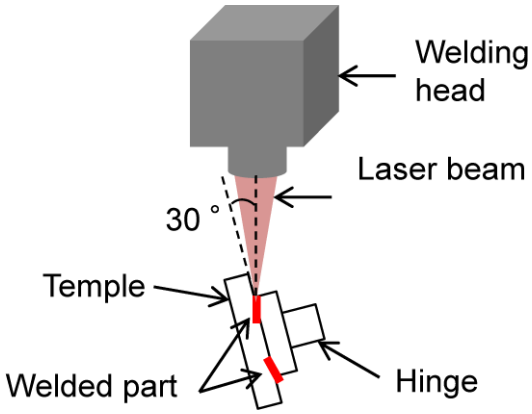


Fig. 5.3 Laser welding method for parts of eyeglass frame.

溶接強度の評価方法として，チタン板材では単軸引張試験を，クロスヘッド速度 0.017 mm/s で実施した．眼鏡フレーム部品では，剥離試験と繰返し曲げ試験を行った．剥離試験方法は **Fig. 5.4** に示すように，突合せ溶接した眼鏡フレーム部品の片側を治具とピンにより固定し，もう片方の溶接端部から 2 mm の位置で固定したワイヤを掴み,引張試験機によりクロスヘッド速度 0.033 mm/s で引っ張り，剥離方向の強度を評価した．

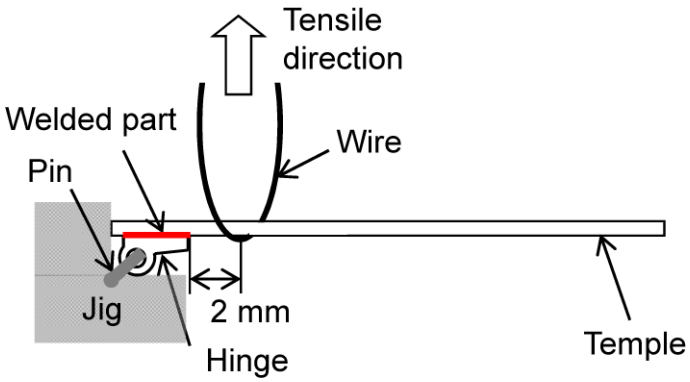


Fig. 5.4 Test method for evaluation peeling strength.

部品の耐久性を評価するために繰返し曲げ試験を行った．試験は **Fig. 5.5** のように溶接した眼鏡フレーム部品の片側を固定し，溶接部端面から 10 mm の位置において，60 N の力で下方へ繰返し曲げ，5000 回まで続け評価を行った．

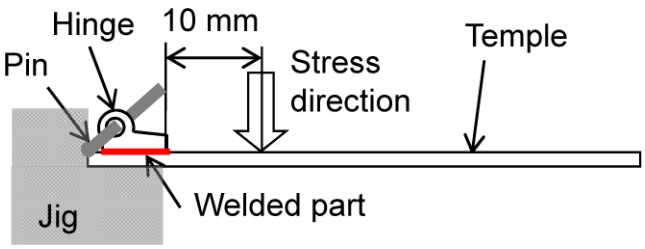


Fig. 5.5 Method of cyclic bending test.

チタン溶接部のミクロ組織は，水：硝酸：フッ化水素（5:4:1）の腐食液でエッチングし，光学顕微鏡により観察した．溶接部の組成は，蛍光 X 線分析装置を用いて測定し，測定したコリメート径は 0.1 mm で，励起電圧 50 kV，管電流 1 A で行った．眼鏡フレーム部品の硬度はマイクロビッカース硬度（HV）計により測定した．測定位置は部品表面から 0.1 mm の深さにおいて，溶接端部からテンプル部品の長手方向へ 0.2 mm 間隔で実施した．

5.3　チタン製眼鏡フレームを考慮したレーザ溶接条件

溶接ビード幅が狭く，深い溶込みの溶接を行うためには，より高いパワー密度が有効である[29]．最適な溶接条件を選定するため，チタンの板材同士を突き合せ，溶接速度 1 mm/s，パルス幅 2 ms，10 Hz のパルス照射で，スパッタの発生を抑えたレーザピークパワー0.4 kW から 0.8 kW までの範囲で変化させてシーム溶接を行った．得られた溶接部の外観および縦断面の写真を **Fig. 5.6** に示す．板材の表側のみレーザ溶接を行い，突合せ部分を破断させ，そのままの状態で破断面を観察した．レーザ溶接後の溶接ビード幅および溶込み深さの測定については，0.1 mm 間隔でレーザが照射されることにより発生する溶込み量の変化を考慮して，各試験片 20 か所を 0.15 mm 間隔で測定して平均値を求めた．溶接ビード幅は，0.4 kW では 590 μm であり入射レーザ光のスポット径の 1.5 倍を超え，ピークパワーが増加するに伴い 0.8 kW で 890 μm にまで拡大し，スポット径の 3 倍程度に達した．また，0.5 kW 以上ではビード表面にスパッタの付着が確認されたが，いずれも直径が 200 μm 以下の大きさであり品質基準に影響を及ぼさないと判断した．一方，溶込み深さは，ピークパワーの増大に従って深くなり，0.4 kW では 450 μm，0.8 kW では 810 μm となった．全ての条件で溶込み中央部から底部の範囲の

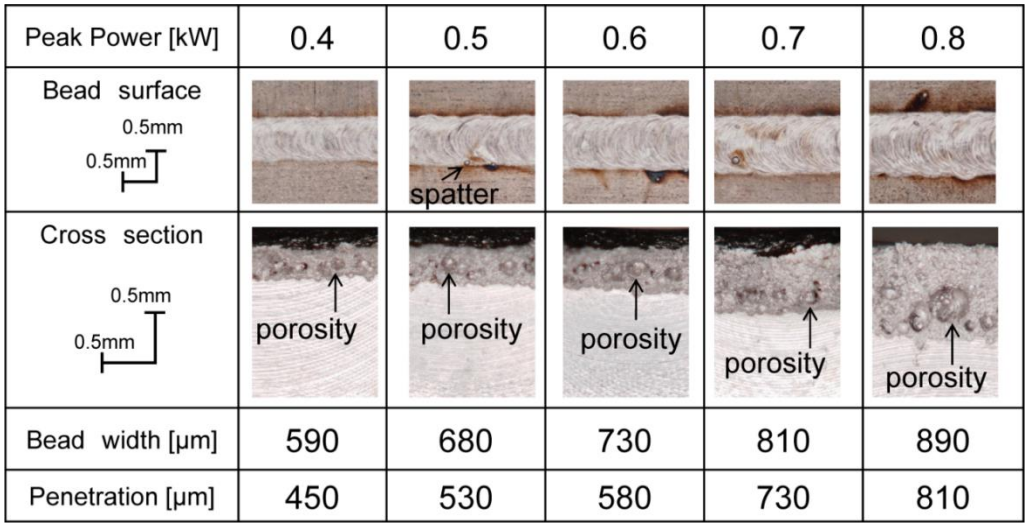


Fig. 5.6 Surfaces, cross sections, weld bead widths and penetration depths of laser welds made at several powers of 0.4 kW to 0.8 kW.

位置にポロシティが観察された．次に，ピークパワーにおけるポロシティ面積比率およびポロシティ面積分を差し引いた溶接面積を各条件でそれぞれ 5 断面計測した.ポロシティ面積比率の計測方法は，複数あるポロシティの空隙面積の和と溶融部全体の面積の比から，溶接面積については，溶込み深さと溶接長さの積からポロシティの割合分の差をとり，それぞれ平均値を算出した．計測結果を **Fig. 5.7**

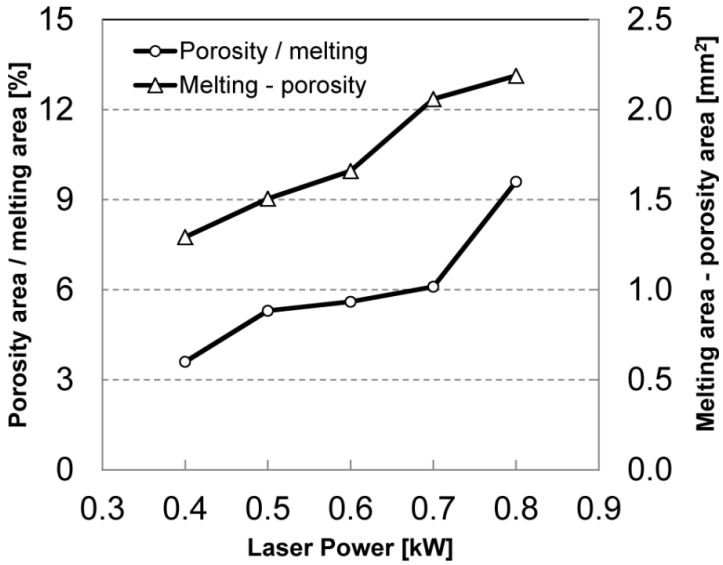


Fig. 5.7 Influence of laser power on ratio of porosity area to weld area and subtraction melting area from porosity area.

に示す．ピークパワーが 0.4 kW から 0.5 kW に上がると，ポロシティの割合が 3.6 %から 5.3 %と約 1.5 倍に上がり，0.5 kW から 0.7 kW においても揺やかに上昇を続け，0.7 kW から 0.8 kW になると 9.6 %まで再び大きく増加していた．溶込み深さの増大に伴い，溶接金属部底部にポロシティが発生し，そのビード断面積に対する比率が高くなる傾向にあるが，ピークパワーと溶接面積の関係は，溶込み深さの傾向と同様であった．

以上の結果から，眼鏡フレームの溶接外観基準を満たし，溶接面積が広く溶接強度基準を達成し得るレーザピークパワー0.6 kW の条件を選定し，本研究での基本条件とした．

5.4　実用化に向けた溶接品質に影響する因子

製造過程で重要な加工のばらつきについては，品質工学の観点から取り組んだ．チタン製眼鏡フレームのレーザ微細溶接の実用化に向け，溶接強度に影響すると考えられる因子について，新井氏が作成した図[82]を元に特性要因図を作成した．その図を **Fig. 5.8** に示す．

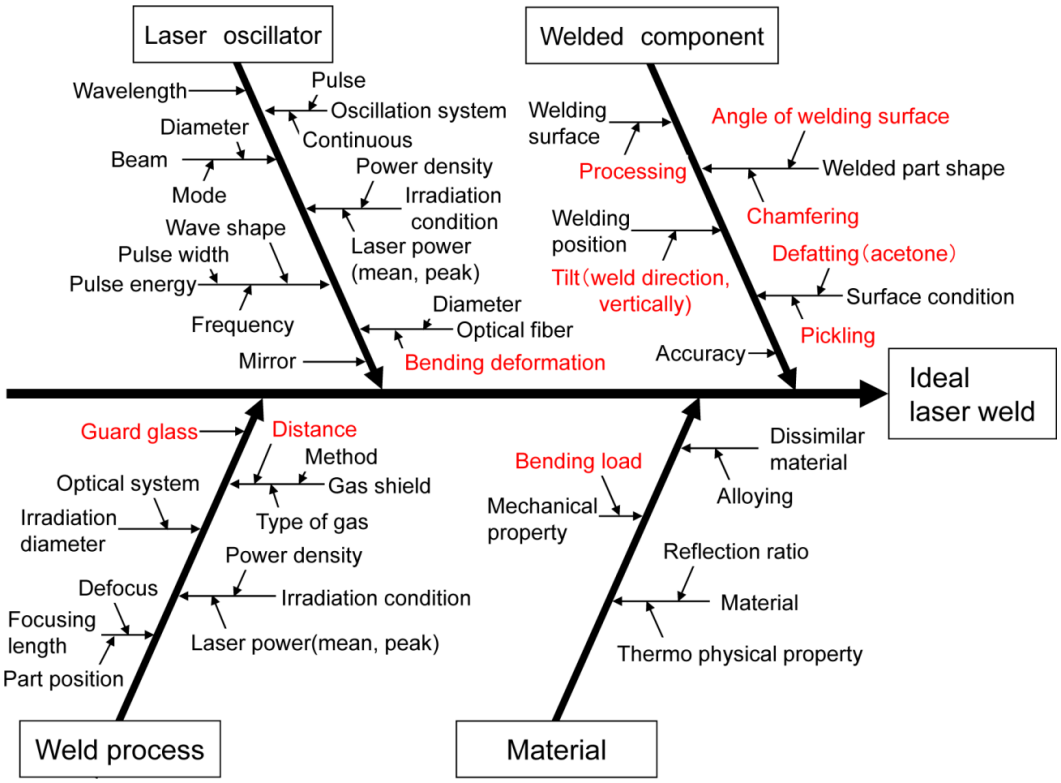


Fig. 5.8 Cause and effect diagram for production of ideal laser weld.

その特性要因図から特に生産時に変化が生じやすいと考えられる11項目を選定した．各因子の水準数は2個として，実際の生産時の都合により想定される範囲で値を設定し，**Table 5.1** のように L12 直行表に割付けた．評価は溶接強度を定量的に比較するため，板材の単軸引張試験により実施し，最大荷重を評価の値とした．

Table 5.1 Combination of factors by L12 orthogonal arrays.

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
	P	Q	R	S	T	U	V	W	X	Y	Z
No.	Angle of welding surface	Processing of welding surface	Chamfering of welding surface	Tilted jig (Vertically welding direction)	Tilted jig (Welding direction)	Bending load	Guard glass	Bending deformation of fiber	Pickling	Distance between welded part and gas shield nozzle	Acetone defatting
1	0°	WEDM	Square	0°	0°	Not	New	Not	Not	5mm	Practice
2	0°	WEDM	Square	0°	0°	Practice	Used	Practice	Practice	15mm	Not
3	0°	WEDM	C0.2	1°	1°	Not	New	Not	Practice	15mm	Not
4	0°	Machining	Square	1°	1°	Not	Used	Practice	Not	5mm	Not
5	0°	Machining	C0.2	0°	1°	Practice	New	Practice	Not	15mm	Practice
6	0°	Machining	C0.2	1°	0°	Practice	Used	Not	Practice	5mm	Practice
7	1°	WEDM	C0.2	1°	0°	Not	Used	Practice	Not	15mm	Practice
8	1°	WEDM	C0.2	0°	1°	Practice	Used	Not	Not	5mm	Not
9	1°	WEDM	Square	1°	1°	Practice	New	Practice	Practice	5mm	Practice
10	1°	Machining	C0.2	0°	0°	Not	New	Practice	Practice	5mm	Not
11	1°	Machining	Square	1°	0°	Practice	New	Not	Not	15mm	Not
12	1°	Machining	Square	0°	1°	Not	Used	Not	Practice	15mm	Practice

得られた結果を **Fig. 5.9** にまとめた．Fig. 5.9 から，大きな溶接強度の変化が見られた因子は，溶接進行方向に対する治具の角度の因子および突合せ溶接面の加工方式の違いによる因子であった．それぞれの治具角度における溶込み深さを測定し，強度に及ぼす影響を検討した．治具角度が試料表面に対して垂直な場合（治具角度：0°），溶込み深さは 580 μm であり，治具角度が試料表面に対して垂直から 1° 傾いたとき（治具角度：1°），溶込み深さは 630 μm あった．この溶込み深さ変動の原因として，治具の傾斜によるレーザヘッドと供試材表面の距離変化（焦点はずし距離）が考えられる．治具を 0° から 1°へ傾斜させたときの焦点はずし距離を測定したところ，0.4 mm 程度であった．そこで，焦点はずし距離が溶込み深さに及ぼす影響を調査し，治具角度による溶込み深さの変動との整合性を評価することで，強度に及ぼす治具角度の影響の主要因が焦点はずし距離であることを確認した．その結果を **Fig. 5.10** に示す．Fig. 5.10 よりレーザ焦点はずし距離の変化量が大きいほど溶込み深さが減少し

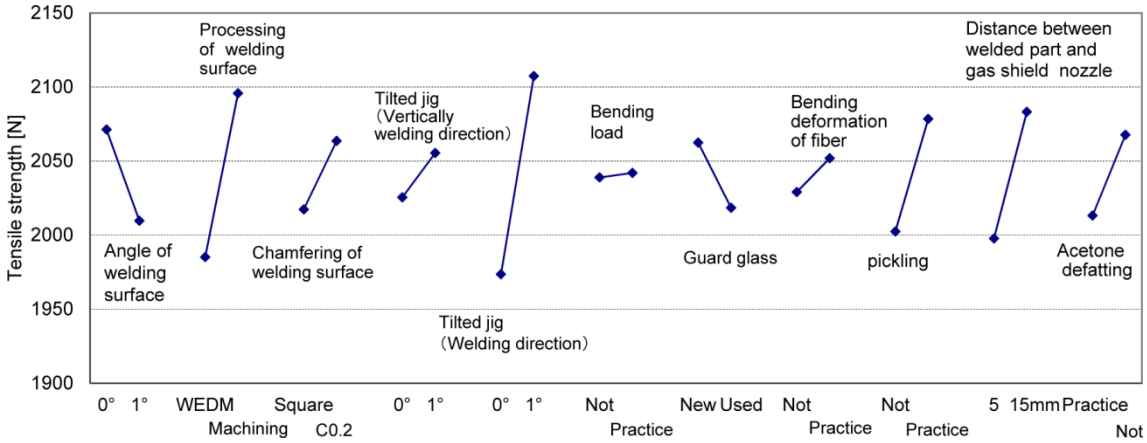


Fig. 5.9 Relationship between tensile strength and combination of factors.

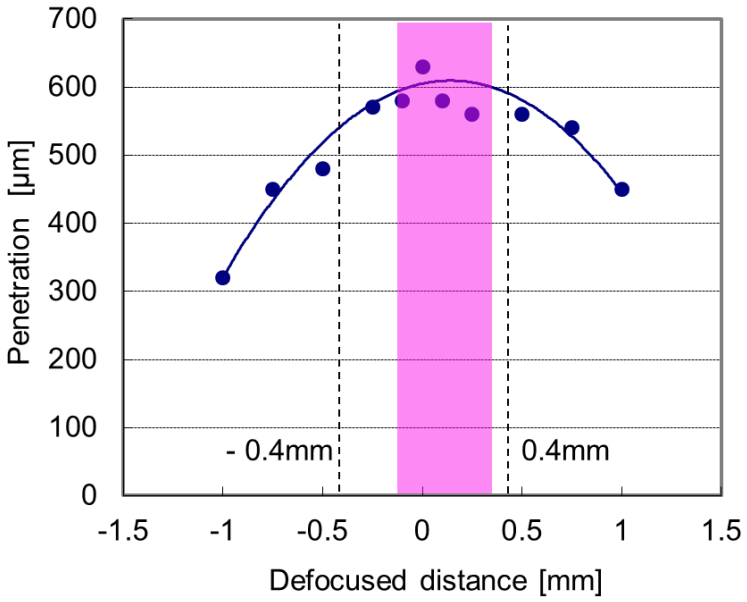


Fig. 5.10 Relationship between laser weld penetration and defocused distance.

ていることがわかる．焦点はずし距離が 0.4 mm 変化した場合，溶込み深さの変動は 10 %程度となり，この結果は，治具角度を 1 °傾斜させた溶込み深さの変化と高い整合性が得られた，したがって，治具角度の傾斜が溶込み深さに及ぼす影響の主要因としては，焦点はずし距離であると考えられる．また安定した溶接強度を得るためには，溶接する部品およびそれを保持する溶接治具に，精度が要求される．10 %以上の溶込み深さの減少はピークパワー0.1 kW の低下に相当する．溶込み深さの減少量を 5 %以下に抑えるためには，本

条件では，溶接時のレーザ照射位置高さが±0.2 mm 程度の精度が必要であることが判明した．

次に，突合せ溶接面の加工方式の違いにおける溶接強度の差を調べる．眼鏡部品では，切削加工を用いることが一般的であるが，生産ロット数量が少ない場合には，ワイヤカット放電加工（WEDM）が用いられる．各加工方式による溶接強度を確認するため，溶接したチタン板材の引張試験を実施した．引張試験の結果を **Fig. 5.11** に示す．Fig. 5.11 より，ワイヤカット放電加工は切削加工に比べ，破断までの伸び量が半分以下になっていることがわかる．そこで電子顕微鏡による引張試験後の破断面の観察を行い，その画像を Fig. 5.11 に示す．観察した結果，ワイヤカット放電加工に比べ切削加工の方が，絞り量が多く延性的な破断面が見られた．

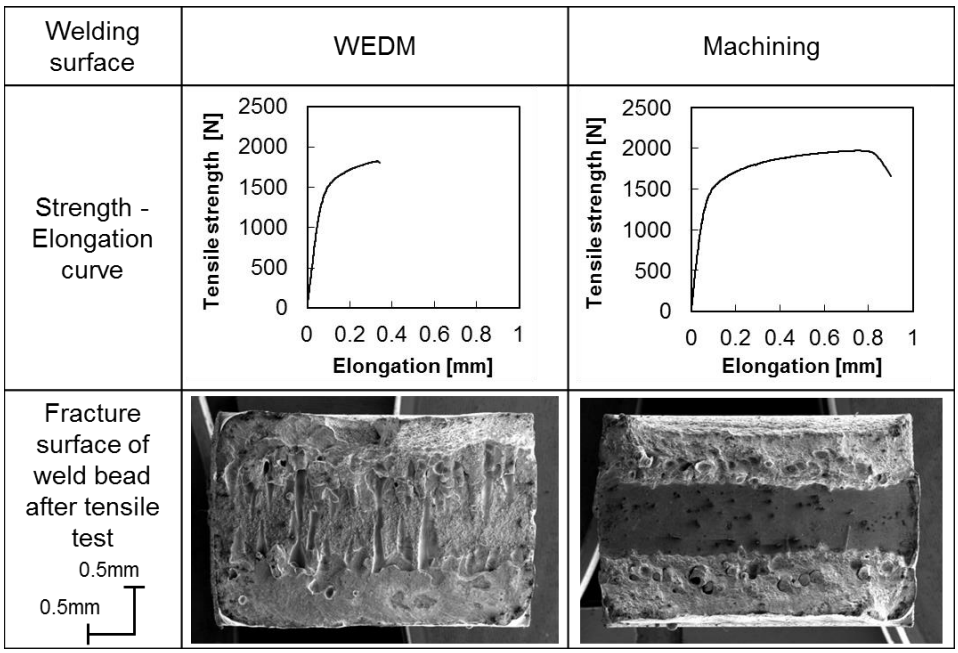


Fig. 5.11 Tensile test results of Ti welded joint and SEM images of fracture surfaces.

次に溶接部のミクロ組織観察を行った．観察結果を **Fig. 5.12** に示す．ワイヤカット放電加工面の溶接部は切削加工面と異なるミクロ組織を示した．そこで溶接部の成分を調べるため蛍光 X 線分析装置による定性分析を実施した．その分析結果を Fig. 5.12 に示す．ワイヤカット放電加工面ではチタン元素の他に銅および亜鉛元素が検出

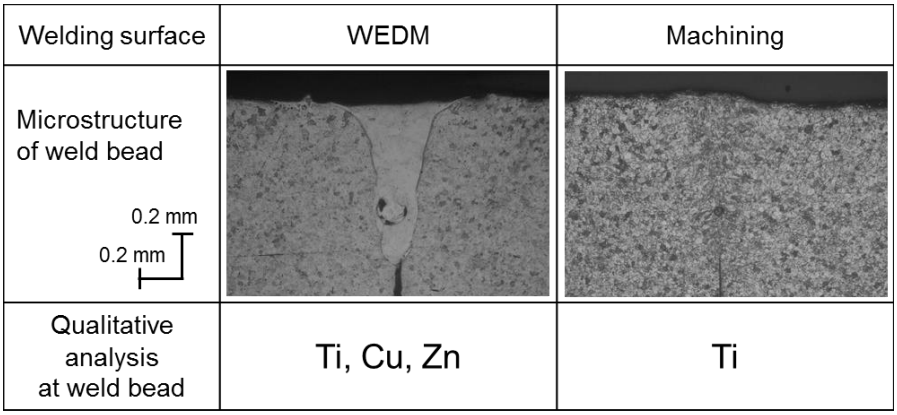


Fig. 5.12 Cross sections and qualitative analysis results of each weld bead.

され，切削加工面ではチタン元素のみの検出となった．銅，亜鉛が検出された理由として，加工に使うワイヤは真鍮（銅と亜鉛からなる合金）製を使用しており，ワイヤ成分がチタンに付着し，銅，亜鉛が検出されたと考えられる．ワイヤカット放電加工は，被加工材の表面にワイヤ成分を含んだ放電痕の累積による変質層が形成されることが言及されており[83]，またチタンと銅およびチタンと亜鉛の合金は，多くの金属間化合物が報告されている[84]．よって，ワイヤカットの溶接部は金属間化合物等の脆弱な化合物が形成され，伸びの低下につながった可能性が高いと推察される．

以上の結果から，レーザ焦点はずし距離の変化量を抑えられる高精度な部品およびそれを保持する治具に加え，突合せ溶接面の不純物を取り除いた切削加工による清浄化が，加工ばらつきを抑え，かつ良好な溶接強度に繋がることが示唆された．

5.5　レーザ溶接眼鏡フレーム部品の信頼性

レーザ焦点位置が管理され，溶接面を切削加工した眼鏡フレーム部品において，レーザピークパワー0.6 kW でレーザ溶接した供試材の剥離試験を実施した．試験前における眼鏡フレーム部品の外観写真を **Fig. 5.13** に示す．Fig. 5.13 よりレーザ溶接では部品表面の損傷が見られないが，従来溶接法（抵抗ろう付）では部品表面に傷が確認された．剥離試験で得られた荷重と変位量のグラフを **Fig. 5.14** に示す．レーザ溶接した眼鏡フレーム部品の剥離方向の強度は，310 N であり，溶接部は破壊せず，眼鏡フレーム部品の丁番が破断した．

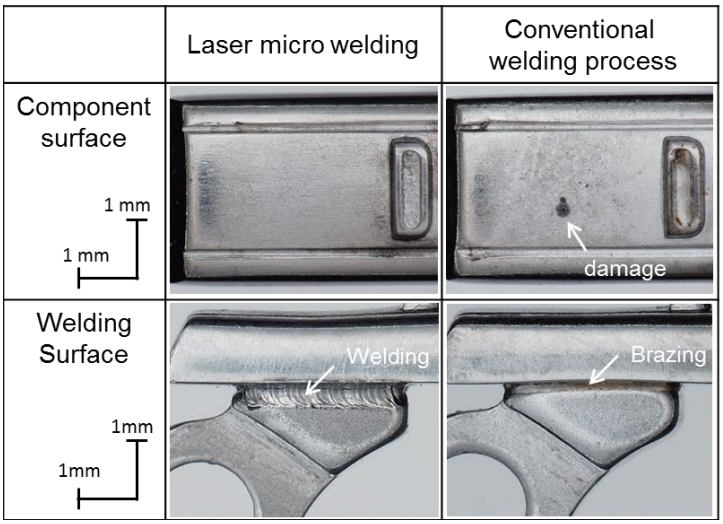


Fig. 5.13 Component surfaces and welded parts produced by laser micro welding and conventional welding process.

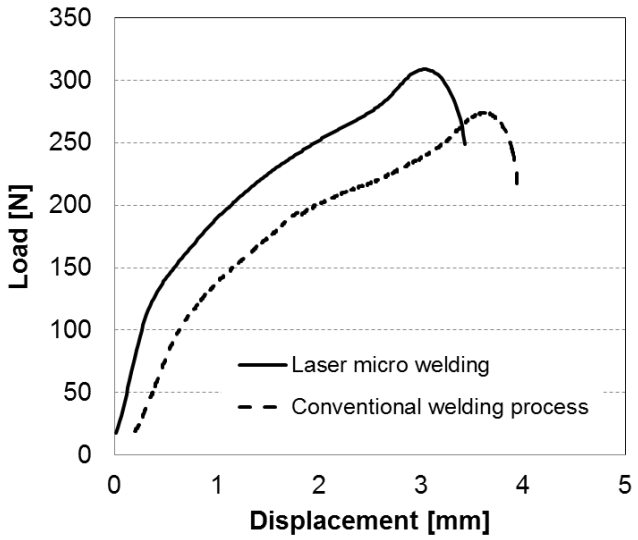


Fig. 5.14 Comparison of peeling strength of welded joint between laser micro welding and conventional welding.

試験後の眼鏡フレーム部品の写真を **Fig. 5.15** に示す．従来溶接法で溶接した眼鏡フレーム部品では，剥離方向の強度 275 N であり，同様に丁番が破壊された．したがって，レーザ溶接部は従来溶接法と同等以上の強度が得られると判断される．

眼鏡フレームは常用の際，テンプルの開閉および顔への脱着に対し，負荷に耐え得る強度が要求される．さらにこれらの脱着を繰返

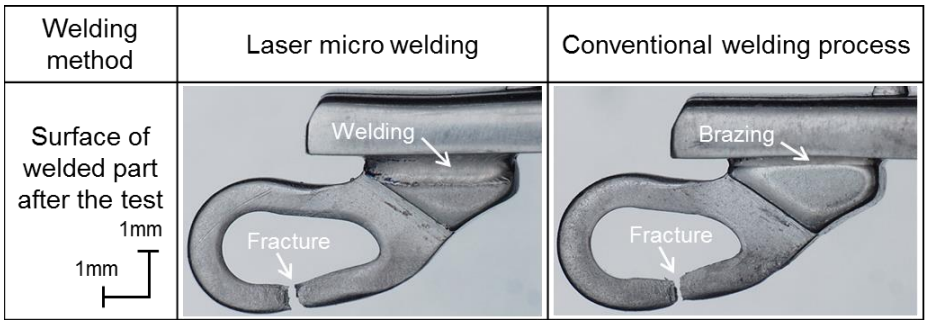


Fig. 5.15 Surfaces of welded parts after peeling strength test, showing sound welds and fracture in hinge.

しても製品形状が変わらない耐変形性が必要である．

そこで，これらの耐久性の評価として，溶接した眼鏡フレーム部品の繰返し曲げ試験を実施した．試験の結果および試験後の眼鏡フレーム部品の写真を **Fig. 5.16** に示す．レーザ溶接および従来溶接法ともに溶接部は破壊されておらず，十分な強度があるといえる．しかし，試験後，供試材が曲げ方向側へ塑性変形しており，溶接端部から 5mm の位置における変形量はレーザ溶接で 0.1 mm，従来溶接法で 0.25 mm であり，レーザ溶接の方が従来溶接法に比べ小さく，耐変形性に優れていることが確認された．変形量が小さい原因として溶接時に発生する熱影響範囲が狭く，眼鏡フレーム部品の強度が維持されていたためと考えられる．レーザ溶接と従来溶接法の熱影響範囲を比較評価するため，溶接後の眼鏡フレーム部品断面のミクロ組織を **Fig. 5.17** に示す．従来溶接法では，母材において結晶粒の粗大化が広範囲に確認された．一方，レーザ溶接は，溶接部分以外では結晶粒の粗大化は見られず，従来溶接法に比べ面積で約 12 %に抑えられている．

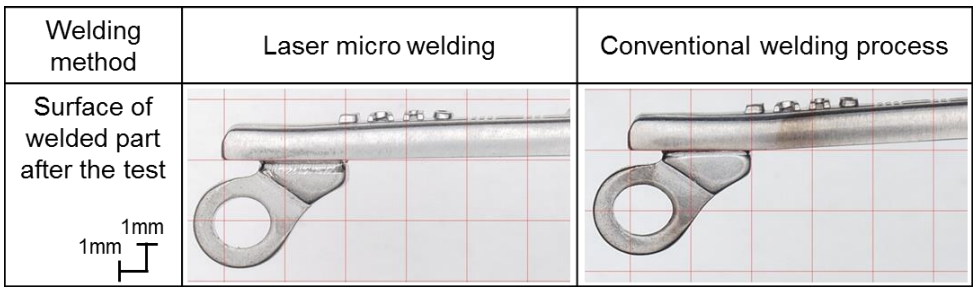


Fig. 5.16 Surfaces of welded parts deformation after cyclic bending test.

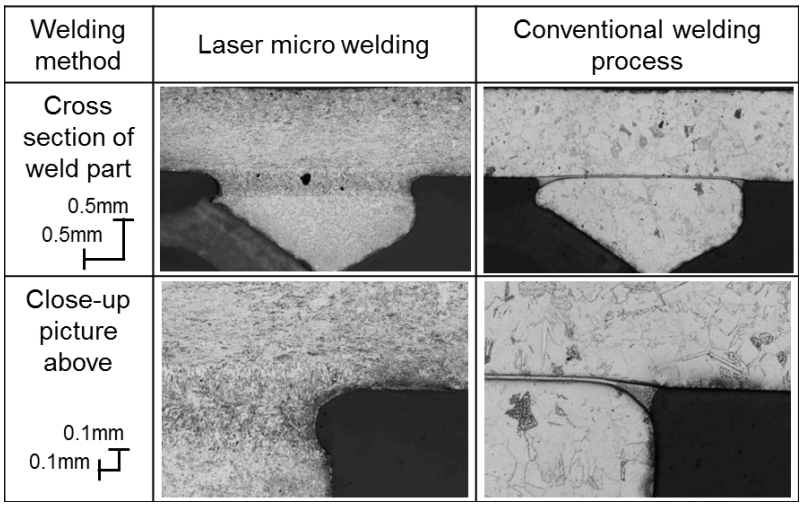


Fig. 5.17 Microstructure of welded part on components of eyeglass frame.

機械性質を確認するため，金属材料の HV 硬さを測定した．その測定結果を **Fig. 5.18** に示す．レーザ溶接では溶接端部の位置で HV170 程度であるが，溶接端部から 0.2 mm の位置では HV230 程度

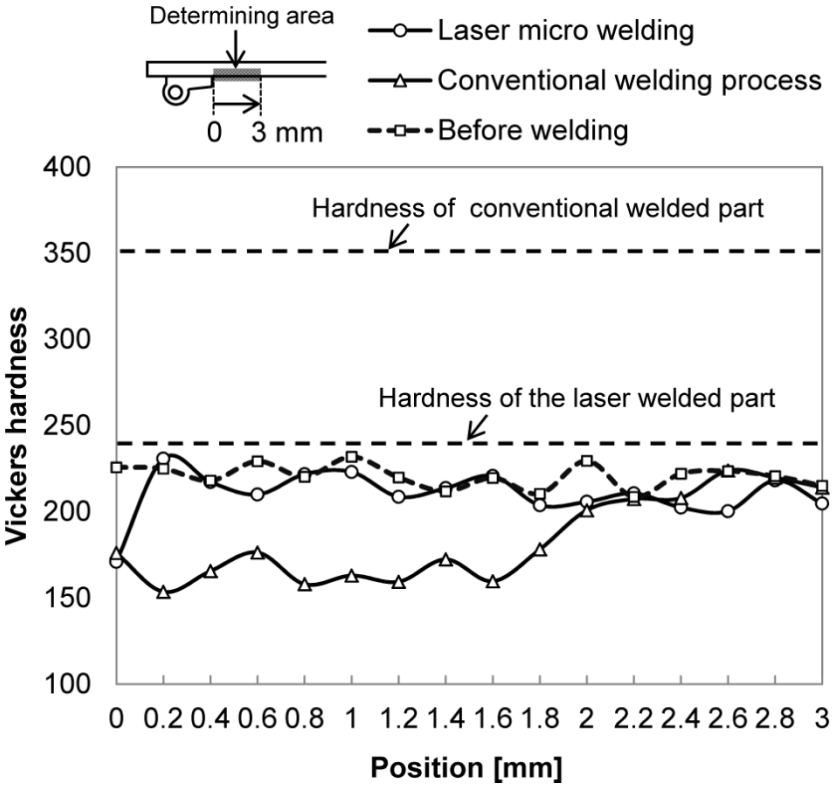


Fig. 5.18 Hardness profiles of laser welded part and conventional weld of eyeglass frame.

まで上昇し，それ以降 3.0 mm まで HV200 から HV230 までの範囲で推移しており，溶接前の部品硬度とほぼ同程度の硬さであった．それに対して従来溶接法では，溶接端部から 1.8 mm の位置まで，HV150 から HV180 までの範囲で推移し，溶接前の部品硬度より低下しており，2.0 mm 以降では HV200 から HV230 までの範囲となり溶接前の部品硬度とほぼ同程度の値を示した．従来溶接法は，溶接時に眼鏡フレーム部品が受ける熱影響範囲がレーザ溶接法よりも広いため，溶接端部から 1.8 mm の範囲で硬度が軟化したと考えられる．また従来溶接法のろう付部の硬度は，HV350 であり，溶接後の部品に比べ高い硬度であることから，ろう付部ではなく部品が変形したと推察される．以上のことから，従来溶接法はレーザ溶接に比べて，溶接時の熱影響による硬度低下範囲が広く，その影響により部品の降伏強度が低下し，溶接部近傍で塑性変形しやすくなったと考えられる．

眼鏡フレーム部品にレーザ溶接を採用することで，溶接部近辺の部材強度の低下を考慮した部品設計が不要となり，眼鏡フレームのデザイン自由度を高めることが可能となることが確認された．

5.6 結言

本章では，チタン製眼鏡フレームの溶接に適したレーザ溶接条件の検討を行い，実用化に向けた溶接品質に影響する因子を調査した．眼鏡フレーム部品に対してレーザ溶接を行い，剥離試験，繰返し曲げ試験および溶接部付近の硬度測定から実用製品としての評価を行った．得られた結果は以下の通りである．

1) 眼鏡フレームの実用製品としての溶接外観基準を満たすレーザピークパワーは，0.6 kW 以下であり，0.7 kW 以上では溶接外観基準を満たすことができないことを確認した．
   溶接外観基準を満たす条件の中で，0.6 kW が最も広い溶接面積が得られる．
2) 通常の製造工程におけるプロセス管理の下では，溶接強度に大きな影響を与える因子は，焦点はずし距離と溶接面の加工方式の違いであることが確認された．溶込み深さの減少量を 5 %以下に抑えるためには，集光レンズの焦点距離が 50 mm において，±0.2 mm 程度の位置精度が必要であることがわかった．
   ワイヤカット放電加工面よりも，溶接面の不純物を取り除いた

切削加工面の方が良好な溶接強度が得られることがわかった.

3) レーザ溶接した眼鏡フレーム部品の剥離試験において, 溶接部が破壊することなく部品が破断し, 従来溶接法と同等の強度が得られた.
4) レーザ溶接した眼鏡フレーム部品の溶接部は, 繰返し曲げ試験において従来溶接法と同等の強度が得られた.
5) レーザ溶接法によって, 結晶粒の粗大化範囲が従来溶接法の約 12 %まで低減させることができ, 溶接部近傍における部品の軟化範囲を狭め, 耐変形性が向上することが確認された.
6) 以上のことから, レーザ溶接は眼鏡フレームの製造品質を満たすことが確認された. また, 従来溶接法の課題である電極による部品表面損傷, 加熱ばらつき, 部材への広範囲な熱影響を防ぎ, 従来デザイン制約があった微小部品で構成された眼鏡フレームの実用化が可能となることが判明した.

第６章　レーザによるチタンと異種材料の接合性に関する研究

6.1　緒言

第5章では，レーザ溶接において，チタン製眼鏡フレームの製造品質を満たす条件について検討し，明確にした．次にチタン製眼鏡フレームの機能性のさらなる向上のため，チタンと他の材料とのレーザ異種材料接合について検討を行った．

一般的に異種金属材料の溶接は，機械的特性や物理的特性が異なることや，異材溶融部に脆弱な金属間化合物が生成するため，溶接が困難である．特に，低速度溶接の場合，異種金属材料同士の混合量が増えるため，金属間化合物の生成が避けられない．そこで，ビームスポット径が細く高パワー密度の達成が可能なシングルモードファイバーレーザを用いて異種金属材料の溶接を検討した．この高パワー密度のレーザで超高速度溶接を行うことにより，両異種金属材料の混合および金属間化合物の生成を抑制し，良好な溶接ビードが得られる可能性が期待される．

一方，金属と最軽量のプラスチックとの既存の接合法としては，機械的締結や接着剤による接合が用いられているが，デザイン形状の制限，重量増加の問題や，接着剤においては，人体への悪影響および耐久性などが懸念されることから，直接接合法の開発が望まれる．

本章では，シングルモードファイバーレーザを用いた超高速度溶接により，純チタンと軽量で熱伝導性などに優れる純アルミニウムA1050 薄板の異材重ね溶接を行い，各溶接速度における溶接強度については，引張せん断強度試験により評価した．得られたチタンとA1050 異材溶接部の生成相および元素分布について，走査型電子顕微鏡（SEM）およびエネルギー分散型 X 線分析（EDS）法により観察・分析し，純チタンと純アルミニウムの重ね溶接性について検証した．

金属とプラスチックの異材接合においては，純チタンとエンジニアリングプラスチック PET について半導体レーザによる直接異材接合実験を行い，接合性を明らかにするとともに，接合継手に及ぼすレーザパワー密度の影響および純チタン表面の酸化膜の厚みの影響について検討した．また，高強度な継手が得られた接合条件での接

合界面を透過型電子顕微鏡（TEM）で詳細に観察し，構成相について検討した．さらに，ポリアミド（PA）製眼鏡フレーム部品とチタンの異材接合を行い，実用的な接合への展開の可能性について評価した．

6.2　供試材料および実験方法

6.2.1　チタンとアルミニウムのレーザ異材溶接における実験方法

供試材料には，第2章で示した供試材S5である板厚0.3 mm，幅30 mm，長さ70 mmの純チタン（Ti）および純アルミニウムA1050（Al）の薄板を用いた．レーザ異材溶接時の概略図を**Fig. 6.1**に示す．2枚の板を重ね合わせ，加工ステージ上の治具に固定し，異種金属材溶接を行った．使用したレーザ発振器は最大出力2 kWのシングルモードファイバーレーザであり，レーザ加工ヘッドを垂直方向から10度傾け，レーザパワー1 kWで溶接速度を83 mm/sから833 mm/sまで変化させ，焦点位置を供試材表面として高速レーザ重ね溶接を実施した．溶接部表面の酸化防止のため，アルゴンガスを35 L/min供給した．また，材料の重ね組合せを上下変更させて，溶接性に及ぼす

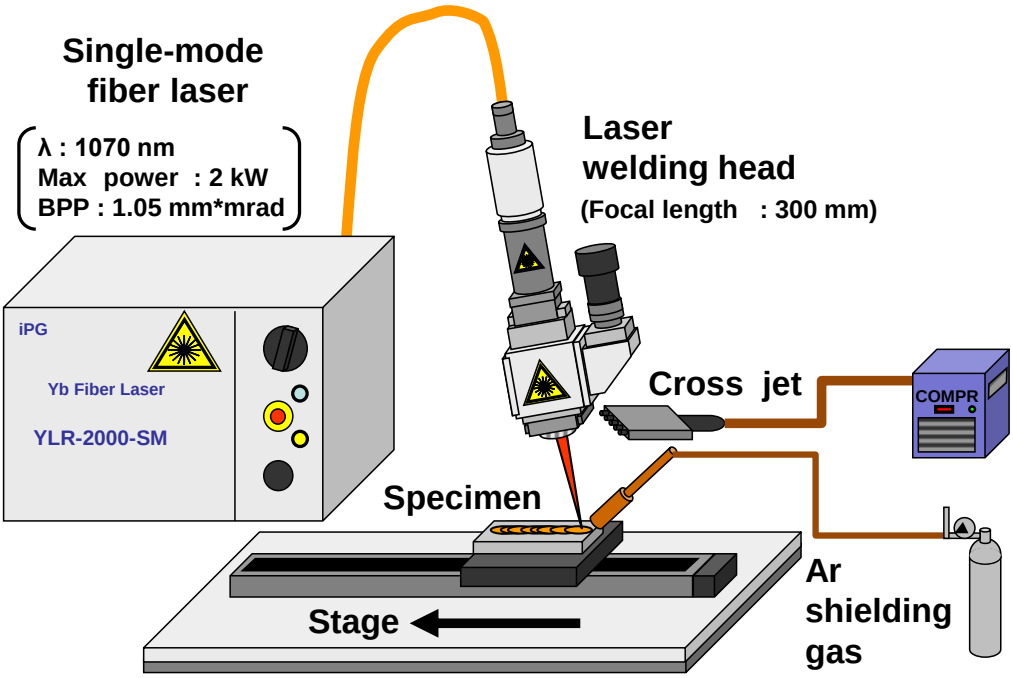


Fig. 6.1 Schematic experimental set-up for 2 kW single-mode (SM) fiber laser welding of Ti and Al dissimilar metals.

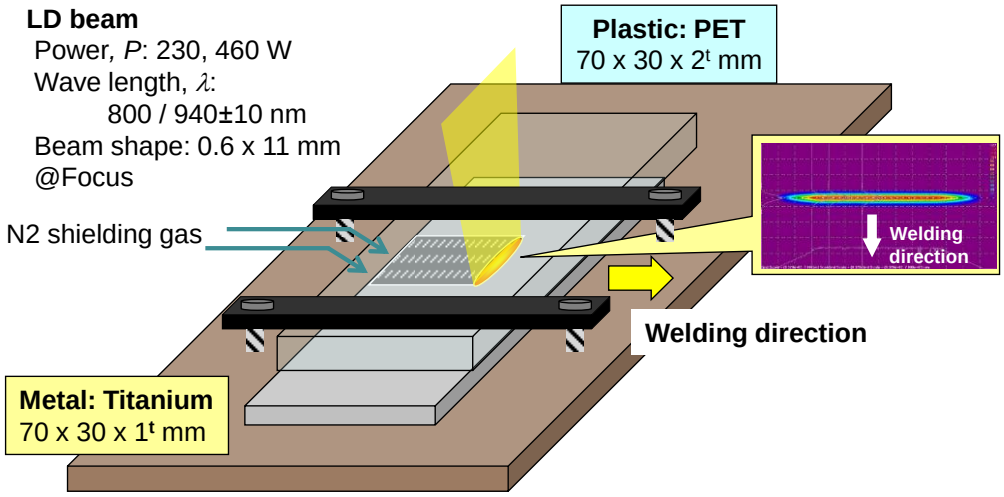
材料の上下位置の影響についても検討した．得られた異材溶接継手の機械的強度を評価するために，引張試験によりクロスヘッド速度0.1 mm/sの速度で引っ張り，引張せん断試験を行った．また溶接部断面については，走査型電子顕微鏡SEMを用いて観察し，元素分布については,SEM付属のエネルギー分散型X線分析装置EDSにより測定を行い，金属の混合状態と金属間化合物などの生成相について検討した．

6.2.2　チタンとプラスチックのレーザ異材接合における実験方法

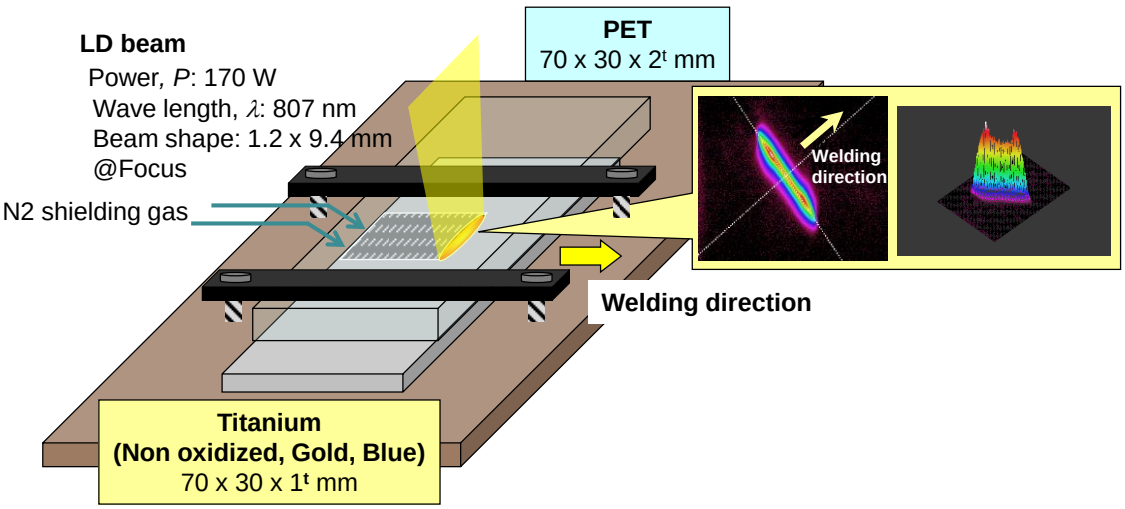
供試材料の金属は，Table 2.1 に示した S6 の板厚 1 mm の純チタン板材である．一方，エンジニアリングプラスチックは，サイズが $70\times30\times2^{t}$ mm のポリエチレンテレフタレート(PET)で，そのレーザ透過率は約 90 %である．使用したレーザは，第 2 章で説明した 2 種類の半導体レーザである．実験状況を **Fig. 6.2** に示す．Fig.6.2(a)および(b)に示すように，チタン板に PET 板を重ね，PET 側からレーザを照射した．なお，接合材はレーザ照射部両端を締め付けトルク 0.6 N・m で固定した．得られた LAMP 接合継手の機械的強度を評価するために，引張試験により引張せん断試験（クロスヘッド速度を 0.017 mm/s）を行った．プラスチック部，金属部のそれぞれ端からおよそ 10 mm までをヘッドで掴み保持し，継手が破断するまで引張試験を行った．チタンの厚みが 1 mm と薄いため試験中に継手がたわんでしまい，せん断方向に力が働くため，正確なせん断強度が評価できなくなることから，**Fig. 6.3** に示す専用の治具を用いた．本治具は，継手たわみを抑えるものであるが，Fig.6.3 に示すように，継手との間におよそ 100 μm 程度の隙間を設けているため，継手に密着して余分な圧力をかけることなく，継手本来の引張せん断強さの評価が可能である．なお，接着剤を利用した継手の引張せん断試験では，破壊強度が接着面積および接着端面の強さで決定され，接合部の幅に単純に比例して大きくならないことが知られている[85)]ので，30 mm 幅の決められた試験片サイズで，引張せん断荷重により評価することにした．

特に，安定して高強度が得られた接合条件のレーザ異材直接接合継手に関しては,システム加速電圧 200 kV の電界放射型高分解能透過型分析電子顕微鏡 TEM により接合部を高倍率で観察するとともに，エネルギー分散型 X 線分析装置 EDS により分析し，接合界面

の構成相について検討した．なお，TEM 試料は，集束イオンビーム FIB（Focused Ion Beam）法による薄膜化により作製した．EDS 分析時のビーム径は約 1 nm である．



(a) Using 3 kW LD beam



(b) Using 200W LD beam

Fig. 6.2 Schematic experimental set-up of diode laser joining method between titanium and PET.

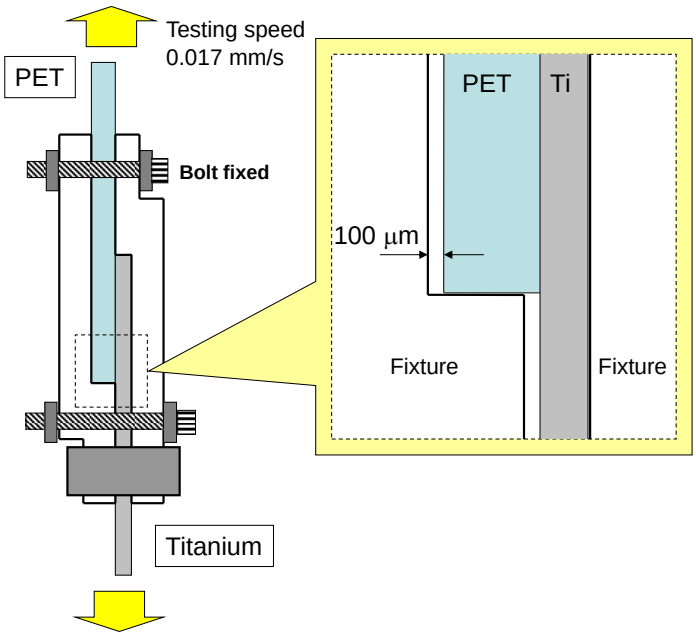


Fig. 6.3 Setting-up situation of tensile test specimen and schematic of loading on sample with jig for preventing test specimen from bending.

6.3　チタンとアルミニウムのレーザ異材溶接における実験結果および考察

6.3.1　レーザ異材溶接性に及ぼす溶接速度の影響

チタン（Ti）とアルミニウム（Al）の異種金属溶接は，金属間化合物を生成するため，溶接が困難であることが知られている．この金属間化合物の生成を抑制するため，超高速度溶接を試みた．得られた溶接ビードの表面，溶接ビード裏面および断面の観察結果を **Fig. 6.4** に示す．Fig. 6.4 より，全ての溶接速度において，貫通溶接ビードが得られたことがわかる．Al（レーザ照射側）-Ti（底側）の組合せでは，167 mm/s 以下の溶接速度でチタン側に割れの発生が確認された．この割れは溶接方向に対し，垂直な横割れであり，脆弱な金属間化合物が生成したことが原因であると推測される．また断面観察結果から，溶接速度 167 mm/s では板の変形が見られる．これは過剰な入熱が原因であると考えられる．最も速い溶接速度 833 mm/s では，溶接ビードが狭いため，Ti と Al の異材溶接継手部の溶接・接合幅が狭くなっていることが確認された．

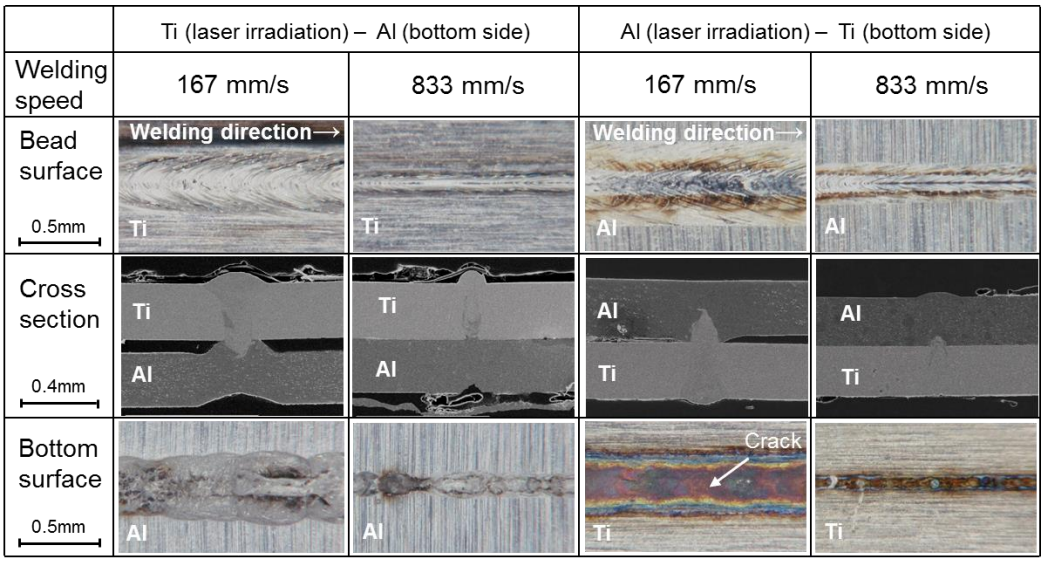
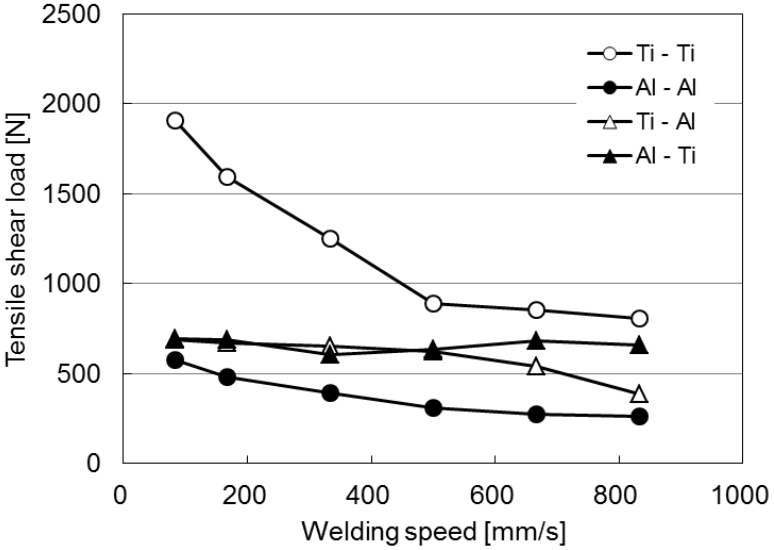


Fig. 6.4 Photographs of top and bottom surface appearances and cross-sectional SEM photos of Ti and Al dissimilar welds made with single mode fiber laser at welding speeds of 167 and 833 mm/s.

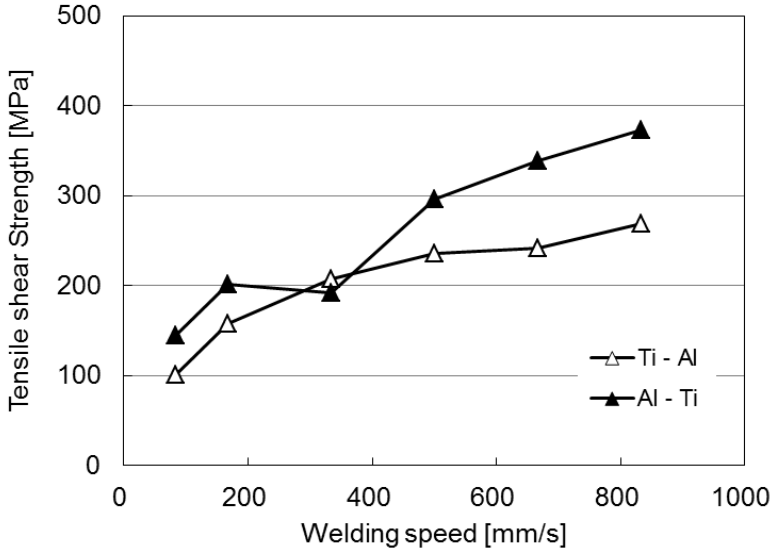
6.3.2　引張せん断強度に及ぼす溶接速度の影響評価

得られた異種金属の重ね溶接継手の機械的強度を評価するために，引張せん断試験を行った．比較として，同種材の重ね溶接継手の評価も実施した．引張せん断試験結果を**Fig. 6.5**に示す．Fig.6.5 (a)は，溶接速度と引張せん断荷重，(b)については，溶接速度と見かけの引張せん断強度の関係を示している．見かけのせん断強度τ (MPa)は，引張せん断荷重Wを，重ね溶接部の面積Aで割る τ=W/A の式により算出した．Fig. 6.5 (a)から，全ての溶接速度条件において，Ti同種材の溶接は，Al同種材溶接より高いせん断荷重を示していた．TiとAlの異種金属材料溶接は，上下の重ね組合わせパターンに関わらず，Al同種材の溶接よりも高い引張せん断荷重が得られた．Ti（レーザ照射側）- Al（底側）の溶接速度667 mm/sおよび833 mm/sの条件を除き，異材溶接における引張せん断荷重は700 N程度であった．TiおよびAlの同種材の溶接は，溶接速度の増加に従い，引張せん断荷重が低下していた．これは，溶接速度の増加につれ，溶接部の面積が減少したためと考えられる．また引張せん断試験後の供試材は，TiおよびAlの異材溶接のほぼ全てにおいて，Al側の母材で破断していた．そのため，Fig. 6.5 (a)の引張せん断荷重の値が同程度になったと考えられる．Fig. 6.5 (b)の引張せん断強度においては，溶接速度が速くなるほど，増加していることがわかる．これは，溶接速度

が速くなるにつれて，溶接部の断面積が減少するためであると考えられ，Al（レーザ照射側）-Ti（底側）の833 mm/sの超高速度溶接で，最も高い引張せん断強度が得られた．したがって，高パワー密度を実現するシングルモードファイバーレーザ光は，極めて速い溶接速度でも，溶接が可能であることが確認された．また重ね組合せが



(a) Obtained loads of tensile shear test



(b) Tensile shear test results of strength

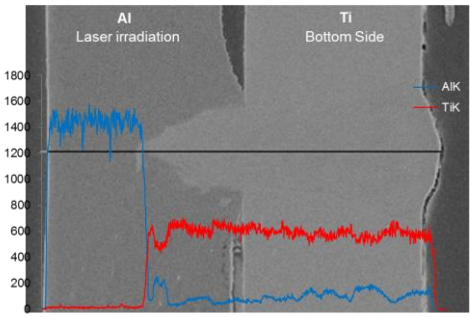
Fig. 6.5 Results of tensile test for Ti and Al similar and dissimilar welds. (a) tensile shear load; (b) tensile shear strength.

Al（レーザ照射側）-Ti（底側）では，Ti（レーザ照射側）-Al（底側）に比べ，全体として高い引張せん断強度を示していた．溶接速度167 mm/sでは裏側のビード表面に割れが確認されたが，異材溶融部の接合界面近傍に高強度のTi相が存在し，接合面積が十分に広かったため，溶接部で破断せず，Al母材において破断したと考えられる． Al（レーザ照射側）-Ti（底側）の溶接速度833 mm/sでは，異材溶融部の面積が狭いにも関わらず，Al母材で破断していた．しかし反対の組合せとなるTi（レーザ照射側）-Al（底側）の833 mm/sの同速度条件では，溶接部で破断していた．この差異と理由については，高強度のTi（Fig. 6.4中の白色）がレーザ溶接部に存在すると，破断が低強度のAl側にそれるという現象から理解する必要がある．すなわち，Ti（レーザ照射側）-Al（底側）の組合せで833 mm/sの場合，溶接部に高強度のTiの形成量が少なくなり，溶接部で破断が起こったと考えられ，溶接部の生成相の形成状況から解明する必要がある．

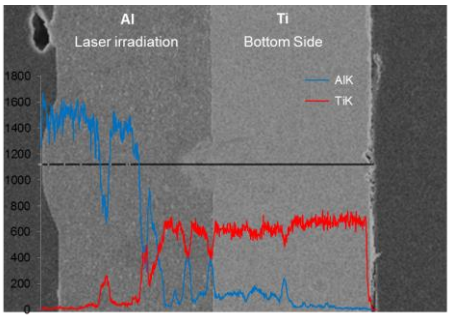
以上の引張せん断強度試験結果より，TiとAlの異種金属材料の溶接は，Al同種材の溶接よりも高い強度が得られることが確認された．超高速度の833 mm/sの条件において，見かけの引張せん断強度は，167 mm/sよりも高く，重ねの組合せにおいては，Al（レーザ照射側）-Ti（底側）の引張せん断強度がTi（レーザ照射側）-Al（底側）より高いことが判明した．これを解明するため，EDS法でレーザ異材溶接部におけるTiとAlの混合状態と生成相の分析を行い，溶接部の生成相と金属間化合物の生成位置について明確にする必要がある．

6.3.3 チタンとアルミニウムのレーザ異材溶接部における生成相

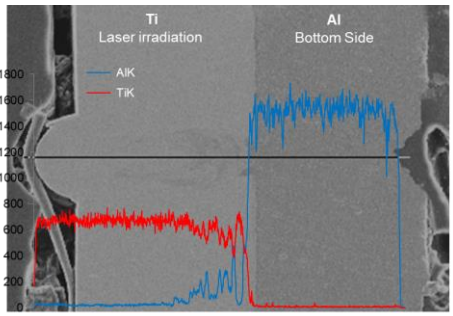
引張せん断強度が異なった原因について検証するため，TiとAl間で生成された異材溶接部について調査を行った．調査方法は，SEMによる断面観察および溶接部の中心線上におけるEDSによる線分析を実施した．その結果を**Fig. 6.6**に示す．Fig. 6.6の(a)および(b)は，Al（レーザ照射側）- Ti（底側）の重ね組合せにおけるそれぞれ溶接速度167 mm/sおよび833 mm/sの試験結果であり，(c)は，溶接部で破断したTi（レーザ照射側）- Al（底側）の重ね組合せにおける溶接速度833 mm/sの試験結果である．Fig. 6.6(a)では，Al板側内の異材溶接部において，組成変化が見られた．また，Alは異材溶接部のほぼ全域に渡り分布しているが，Tiの分布範囲は限定的であった．167



(a) 167 mm/s Al – Ti



(b) 833 mm/s Al – Ti



(c) 833 mm/s Ti - Al

Fig. 6.6 Cross-sectional SEM photos and EDX line analysis results across centerline of dissimilar weld metals made at 1 kW laser power and different welding speeds.

mm/sに比べ，833 mm/sでは，Tiリッチの範囲が狭くなっており，またAl板表面方向へのTi分布量の変動は，緩やかであった．これは，金属材料の密度差による原因が考えられ，密度の高いTiの融液は，密度の低いAl融液中へ流れ込んだと推察される．またTiに比べ蒸発しやすいAlは，溶接中に形成されるキーホール内壁面を通じて，Tiへ固溶されたと推測される．そのため，溶接速度167 mm/sの低い速度において，Ti板側へのAlの固溶量が全体に分布していることに対し，833 mm/sの高速度条件では，固溶範囲が狭くなったと考えられる．一方，Fig. 6.6 (c)では，Ti板側において，TiとAlの組成変化が確認された．AlがTi板側へ溶接部界面付近から，緩やかに変動し分布していることに対し，TiのAl板側への分布は極わずかであり，Al板表面方向へのTi分布量は界面付近において急激に低下していること

が確認された．

以上の結果から，溶接速度によりTiとAlの混合状態が異なること，その結果として，金属間化合物が溶接部界面から離れた位置で生成すること，その生成量が高速度ほど割れや脆化防止のために抑制されていることがわかった．すなわち，レーザによる異種金属材料の溶接で高強度な継手を作製するためには，高強度の金属（本組合せではTi）が溶接部近傍に生成することが重要であり，高パワー密度レーザによる超高速度溶接では，適切な上下材料の組合せと適切な溶接速度でTiとAlの脆弱な金属間化合物の生成を抑制し，高強度な異種金属溶接継手の作製が可能であることがわかった．

6.4　チタンとプラスチックのレーザ異材接合における実験結果および考察

6.4.1　半導体レーザによるチタンとプラスチックの直接接合性

レーザ異材直接接合性に及ぼすレーザパワー密度の影響を検討するために，最大出力 3 kW の半導体レーザを用い，焦点距離 300 mm で集光した時の各種接合条件で接合を試みた．実験方法の概略図は Fig. 6.2(a)に示した通りである．実験条件は，レーザパワー230 W および 460 W，送り速度 3 mm/s から 18 mm/s まで変化させた．各種接合条件において接合を試みた結果，全ての条件で接合が可能であり，接合条件はパワー密度が 2 倍程度変化する広範囲であることがわかった．各種接合条件における接合継手の外観写真を **Fig. 6.7** にまとめて示す．なお，接合部を明確にするため，接合部と未接合部との境界を白線で描いた．また，各レーザパワーにおいて，入熱量がほぼ同じになるように送り速度を変化させており，送り速度の下段に入熱量を示すとともに，レーザパワーの下段には，レーザパワー密度を示している．

いずれの条件においても，PET 側の接合界面に気泡が点在しており，一部のプラスチックが分解温度にまで達する程度加熱されたことが示されている．特に，気泡の存在が接合部付近で集中しており，プラスチックのレーザ入射表面でないことから，金属がレーザで加熱され，その熱でプラスチックが再加熱されていることが推察される．気泡の大きさや形成量および接合部幅は，入熱量の低下とともに減少している．レーザパワー230 W（レーザパワー密度 34.8 W/mm^2），送り速度 3 mm/s では，気泡は数 mm 以上と大きく，接合

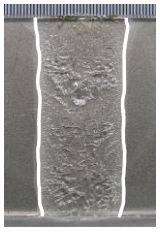
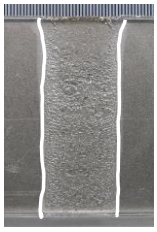
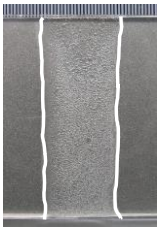
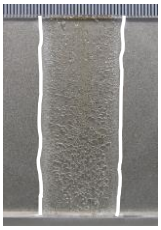
Welding speed	3 mm/s	4 mm/s	5.5 mm/s	6.5 mm/s	7.5 mm/s
Heat input	76.7 J/mm	57.5 J/mm	41.8 J/mm	35.4 J/mm	30.6 J/mm
Laser Power 230 W Power density 34.8 W/mm^2					
Welding speed	7 mm/s	8 mm/s	10 mm/s	12 mm/s	16 mm/s
Heat input	65.7 J/mm	57.5 J/mm	46 J/mm	38.3 J/mm	28.7 J/mm
Laser Power 460 W Power density 69.7 W/mm^2					

Fig. 6.7 Surface appearances of LD direct joints of Ti and PET produced at different welding speeds at laser power of 230 W and 460 W.

部が波打つような変形も認められ，入熱過多によるものと考えられる．一方，レーザパワー460 W（レーザパワー密度 69.7 W/mm^2），送り速度 12 mm/s 以下では，入熱量の増加とともに接合部が褐色から濃紺色に変色していることがわかる．接合部の変色は，プラスチック側ではなくチタン側の変色であり，同じ入熱量であっても，レーザパワー230 W の場合には認められなかった．このことから，レーザパワー密度が，チタンの変色に影響を及ぼしていることが推察される．チタンの色調は，チタン酸化膜の厚みにより変化することが知られている[86,87]．チタンは活性な金属であり，大気中で加熱されることにより容易に酸化が促進する．この加熱時の上昇温度に応じてチタンの色は，銀白色から青色（600 ℃），紫色，灰色（800 ℃）へと変化することが報告されている[88]．したがって，レーザ接合部のチタンの変色は，照射レーザパワー密度に応じて，チタン表面の温度上昇が大きく変化したことによるものと推察される．次に，得られた継手の機械的強度を評価するために，引張せん断試験を行った．各種接合条件における引張せん断試験の結果を **Fig. 6.8** に示す．異なるレーザパワー同士の比較であるため，本図中では横軸を入熱量（J/mm）とした．また，図中の□は PET 母材が降伏応力を超えて

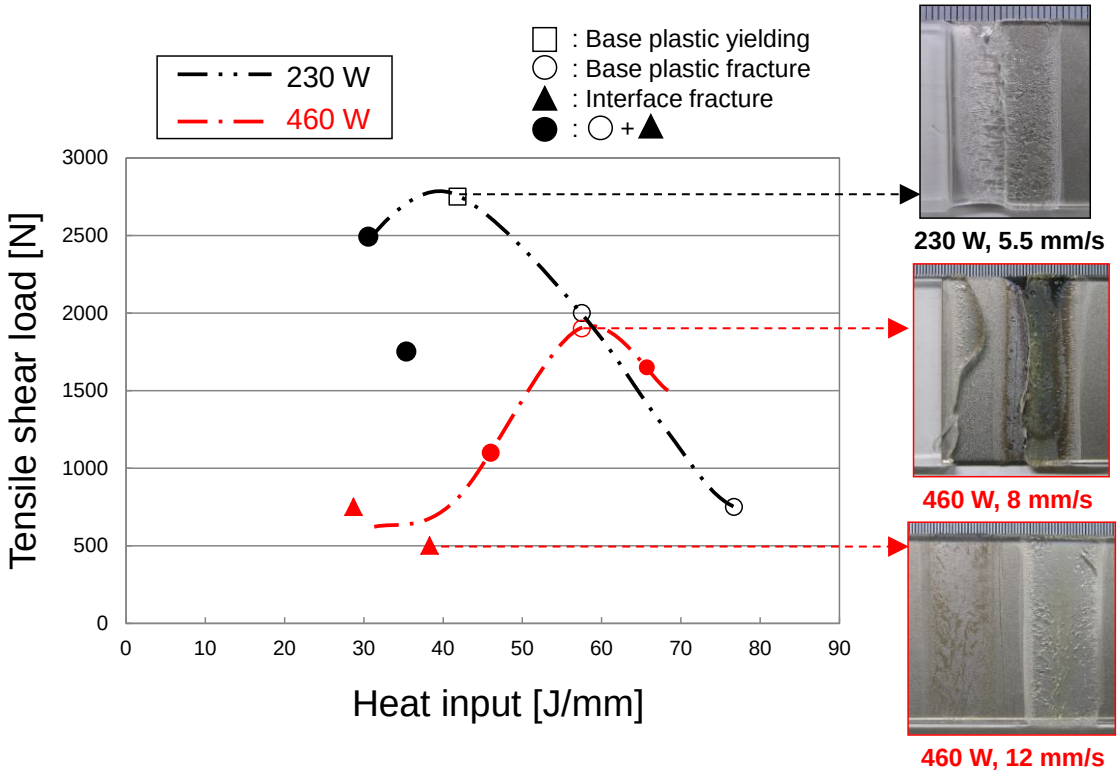


Fig. 6.8 Tensile shear loads of LD-welded joints of Ti and PET produced at 230W and 460W laser power as function of laser irradiation heat input.

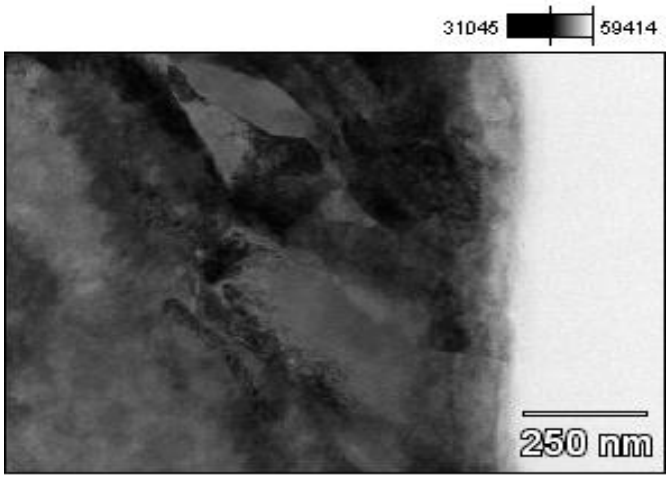
伸び，○は接合部近傍の PET 母材で破断，▲は接合部でせん断破断，●は接合部近傍の PET 母材が破断するとともに，接合部も一部せん断破断したことを示している．レーザパワー230 W，送り速度 5.5 mm/s では，最も高い引張せん断荷重を示し，接合部は破断されることなく PET 母材の降伏応力を超え，伸びるほどの高強度の接合部が得られた．一方，レーザパワー密度の高い 460 W では，送り速度 8 mm/s で最大引張せん断荷重 1900 N を示し，接合部近傍の PET 母材が破断した．レーザパワー密度の高い継手の強度低下の原因は，接合部のチタン表面に形成された酸化膜の影響が考えられる．レーザパワー460 W での接合部のせん断破断面を観察し，破断形態を確認すると，入熱量が小さい（Fig.6.7 中，送り速度 12 mm/s）場合，酸化膜ごと PET がチタン側から剥離しており，入熱量が高く（Fig.6.7 中，送り速度 8 mm/s）なると，酸化膜の厚い部分は剥離せず接合されたままで，接合端部の酸化膜の薄い箇所から母材破断していた．よって，レーザ照射によって酸化膜が形成される場合には，ある程

度以上の厚みがあればPET母材破断する引張せん断強度を得ることができるが，短時間の大気中加熱で得られる酸化膜は，母材に比べて非常に脆い.したがって,高強度なレーザ接合部を作製するには,チタンの酸化膜の形成および成長が促進されない程度のレーザパワー密度に抑制することが有効であることがわかった.

6.4.2　チタンと PET の接合部の TEM 観察および EDS 分析

高強度な継手が得られたチタンと PETのレーザ接合継手について,接合界面を TEM で高分解能観察を行い，EDS 分析により接合界面に形成される反応生成層の構成相について検討した．チタンと PET のレーザ接合界面の高倍率観察結果を **Fig. 6.9** に示す．黒いコントラストがチタン母材で，白いコントラストが PET 母材である.

TEM 写真から，チタンと PET の接合界面には，厚さ 100 nm 程度の中間層が認められる．EDS 定量マップの結果を **Fig. 6.10** に示す．EDS 定量マップの結果から，3 種類のフェーズに分かれており，チタンと PET に起因する元素以外に，接合界面の中間層には酸素（O）が認められた.したがって,本レーザ接合では,従来の研究報告[24-26]と同様に，チタンに PET が直接接合しているのではなく，チタンの酸化膜層を介してチタンと PET が接合していると考えられる.



230 W, 5.5 mm/s

Fig. 6.9 TEM photo near interface of titanium/PET joint made with LD beam.

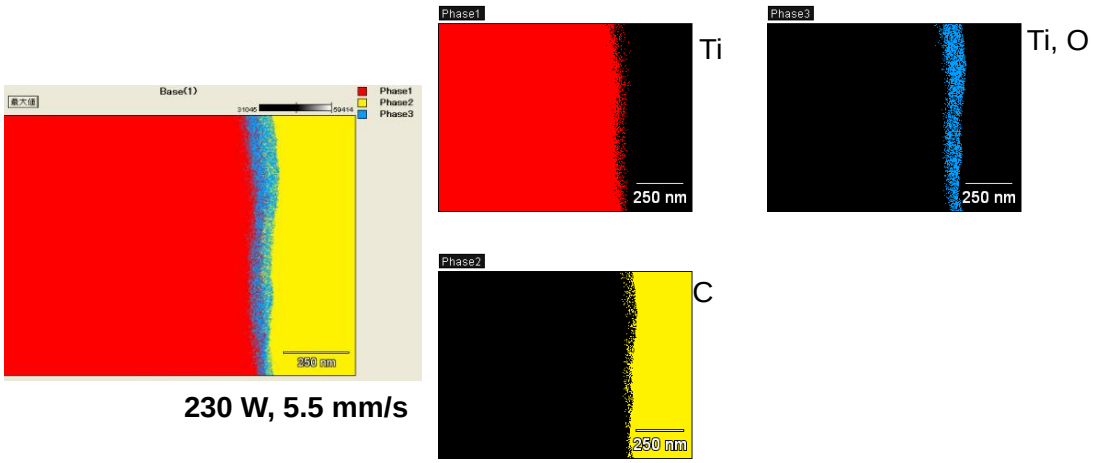


Fig. 6.10 EDX analysis of titanium/PET interface.

6.4.3　レーザ接合性に及ぼすチタン酸化膜の影響

レーザ接合性に及ぼすチタン酸化膜厚さの影響について調べるために，あらかじめ酸化皮膜厚さの異なるチタンを用い，レーザ接合実験を行った．なお，前項でレーザパワー密度が高いと，レーザ接合中にチタンが酸化することがわかっているので，本実験では，低出力の半導体レーザ（最大出力 200 W）を用いた．実験方法は，Fig.6.2(b)に示すように，酸化チタン表面にレーザ焦点位置を合わせ，レーザパワー170 W，送り速度 3～14 mm/s と変化させてレーザ接合を行った．なお，使用したチタンは，陽極酸化法[89]により作製した．陽極酸化法では，形成する酸化膜の厚みを電圧および通電時間によって制御することができる．本実験では，電解液として 0.012 %リン酸を用いて，電圧 10～40 V の範囲で 3 分間通電し陽極酸化を行い，金色および水色の 2 種類の酸化チタンを作製した．陽極酸化により得られた酸化チタンの色調およびチタン表面の SEM 像とレーザ接合部（レーザパワー170 W，送り速度 4.5 mm/s）の外観写真を **Fig. 6.11** にまとめて示す．チタン表面の SEM 像より，チタン表面には無数の細かな溝が形成されている．これらの溝は，酸化膜厚みの増大とともに減少していることがわかる．また，いずれの色のチタンも良好なレーザ接合部が作製できた．

得られたレーザ接合継手に対して引張せん断試験を行い，機械的強度を評価した．引張せん断試験結果を **Fig. 6.12** に示す．なお，各接合条件にけるN数は3とし，その3点間の平均を平滑線で結んだ．

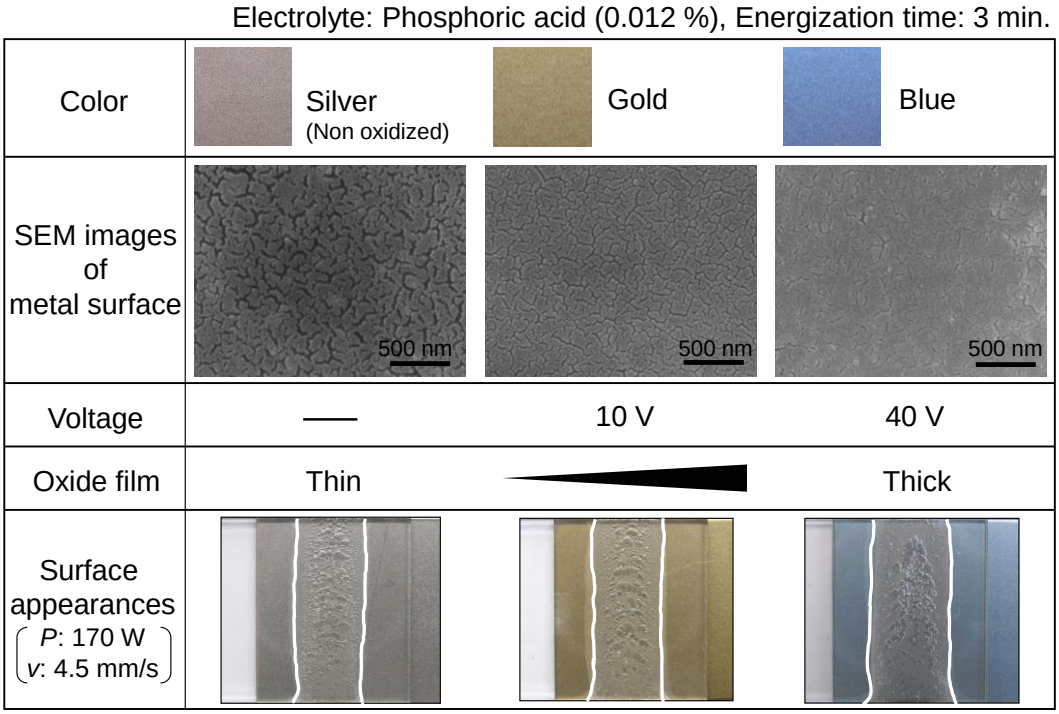


Fig. 6.11 SEM images of oxidized Ti surface, and surface appearances of laser joint part of oxidized Ti and PET.

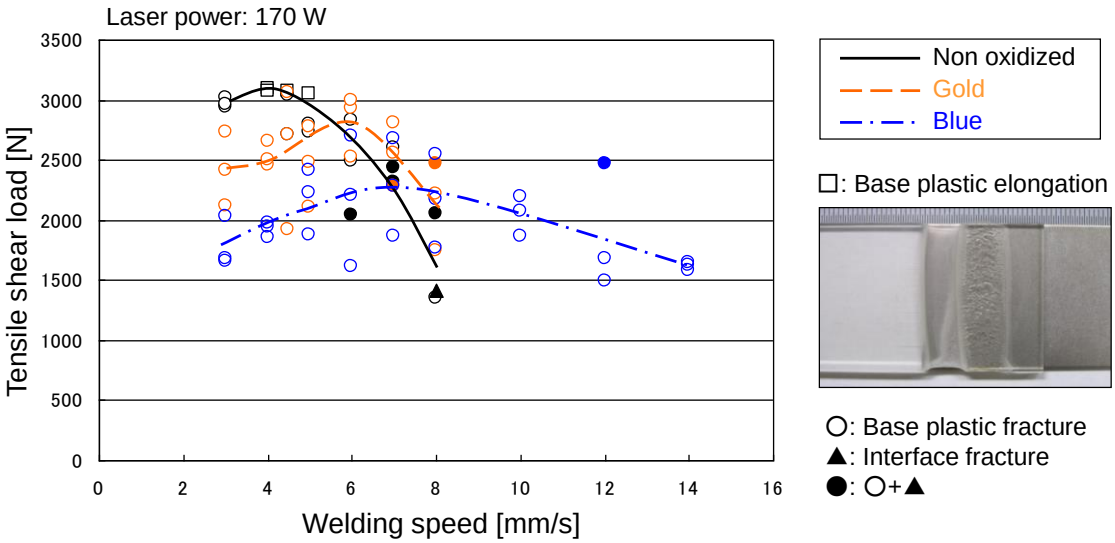


Fig. 6.12 Tensile shear loads of laser joints of oxidized Ti and PET at 170 W laser power as function of welding speed.

引張せん断試験の結果，いずれの酸化膜厚さのレーザ接合部でも，最大引張せん断加重は 2600 N 以上を達成でき，酸化膜厚さが異なっ

ても高強度なレーザ接合が可能であることがわかった．一方，各色間での違いは，それぞれの引張せん断荷重のピーク位置が，酸化膜が厚くなるほど高速度側へシフトしていることがわかる.すなわち，酸化膜が厚いほど，投入エネルギーが少なくても金属表面の温度が上昇しやすいと推察される.

レーザ吸収率に及ぼす酸化膜厚さの影響について検討するため，酸化膜厚さの異なる 3 色（銀色，金色および水色）のチタンに対して，同一条件でレーザ照射を行い，レーザ照射中の温度変化を放射温度計により観察・測定した．なお，チタンの色調により放射温度係数εは異なるため，事前に校正を行った結果，銀色および金色が 0.29，水色が 0.33 となった．実験条件は，レーザパワー170 W，送り速度 4.5 mm/s である．放射温度計によるチタン表面の観察結果を **Fig. 6.13** に示す．観察結果から，銀色，金色，水色と酸化膜厚さが増加するにつれて，チタン表面の温度上昇が高くなっていることが確認され，酸化膜厚さの増加によりレーザ光の吸収率が向上したことがわかった．したがって，これに伴い接合部に生成する気泡サイズも大きくなることが予想されたため，接合部の気泡サイズを計測した.各種継手に形成された気泡サイズ計測結果を **Fig. 6.14** に示す.気泡サイズは，同一接合条件下において酸化膜が厚くなるほど，大きくなることが確認された.

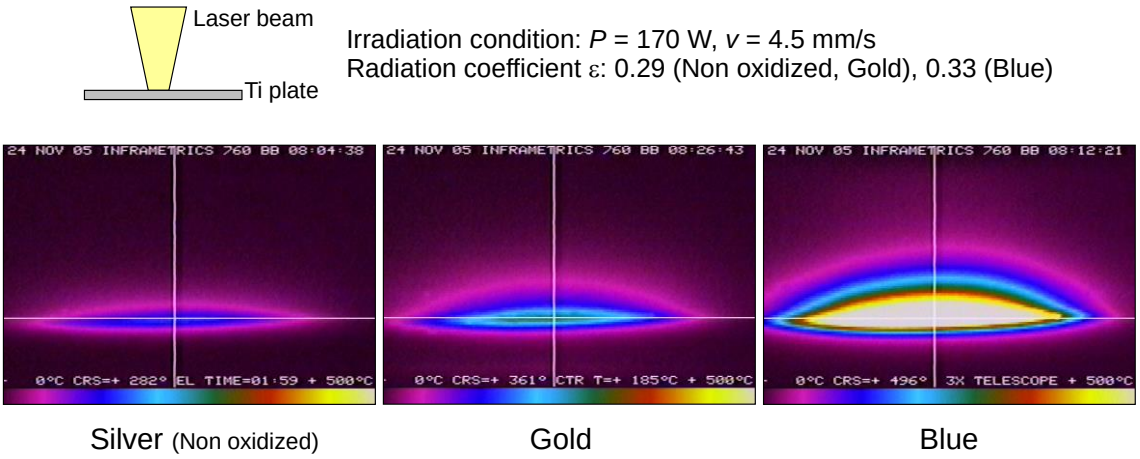


Fig. 6.13 Observation results of oxidized Ti surface temperatures observed and measured by radiation thermometer during laser direct irradiation.

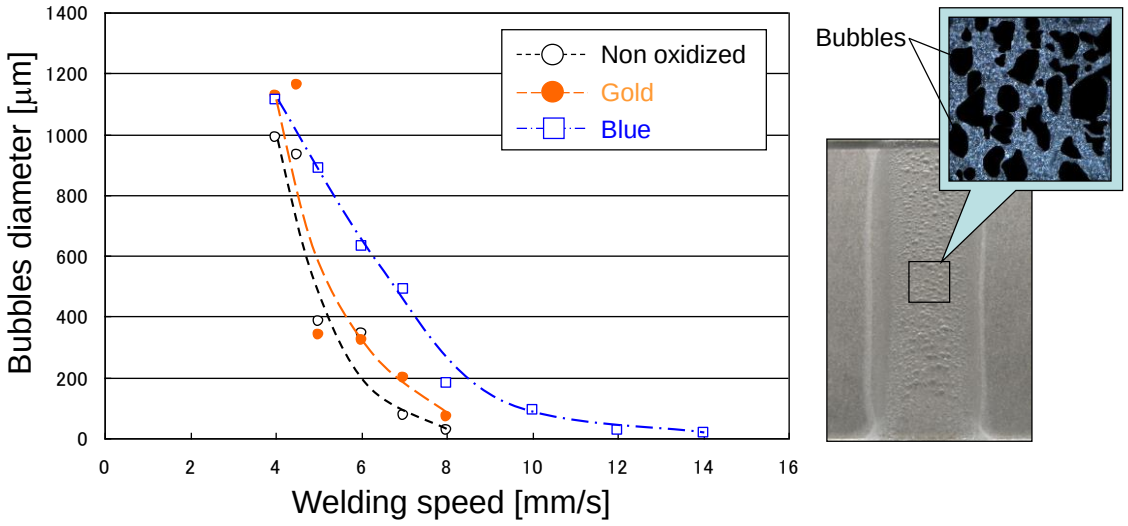
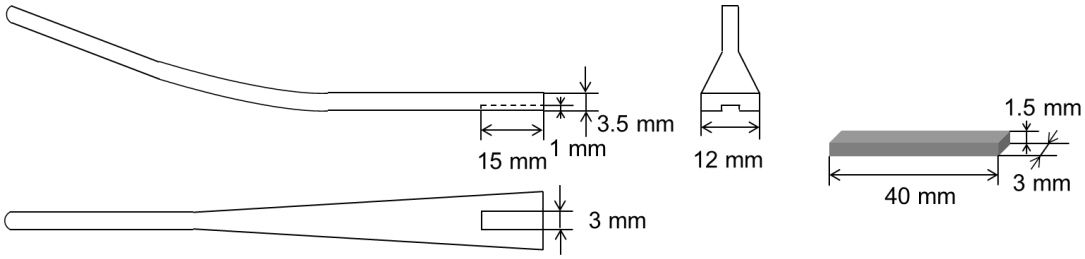


Fig. 6.14 Effects of oxide layer and weldinging speed on bubbles sizes in laser joint parts of oxidized Ti and PET.

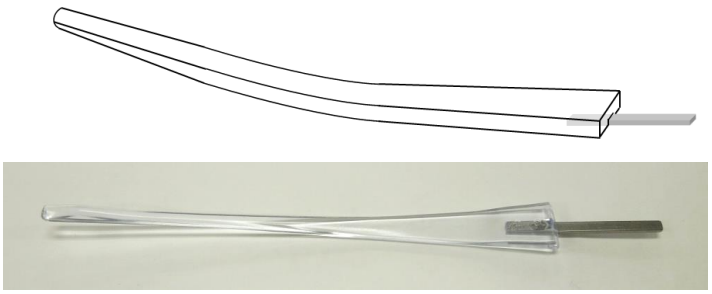
6.4.4　プラスチック製眼鏡フレーム部品とチタンのレーザ接合性

次に，実用化されているエンジニアリングプラスチック PA 製の眼鏡フレーム部品と純チタンをレーザ接合し，評価を行った．接合した試験片には，射出成形した PA 製眼鏡フレーム部品テンプル（Temple）と純チタン板を用いた．テンプルの先端部に純チタン板が収まる長さ 10 mm，幅 3 mm，深さ 1 mm の溝を設けており，その溝にチタンをはめ込みレーザ接合した．接合した部品と接合後の試験片を **Fig. 6.15** に示す．使用したレーザは，最大出力 500 W のシングルモードファイバーレーザであり，焦点位置を 16 mm ディフォーカスし，チタン板の幅 3 mm の寸法にレーザのスポット径サイズを合わせた．接合方法の概略図を **Fig. 6.16** に示す．レーザはプラスチック側から，チタン板の長手方向に照射し接合した．

次に接合強度を評価するため剥離強度試験を行った．試験方法の模式図を **Fig. 6.17** に示す．剥離強度試験は第 5 章で実施した剥離試験と同様の方法を用い，PA 製テンプルを板で挟んで固定し，チタン板側において接合部端面から 2 mm の位置で固定したワイヤを掴み，クロスヘッド速度 0.033 mm/s で引っ張り，剥離方向の強度を評価した．



(a) Temple (PA) (b) Sheet (Titanium)



(c) Temple and titanium sheet joined

Fig. 6.15 Joining parts of eyeglass frame.

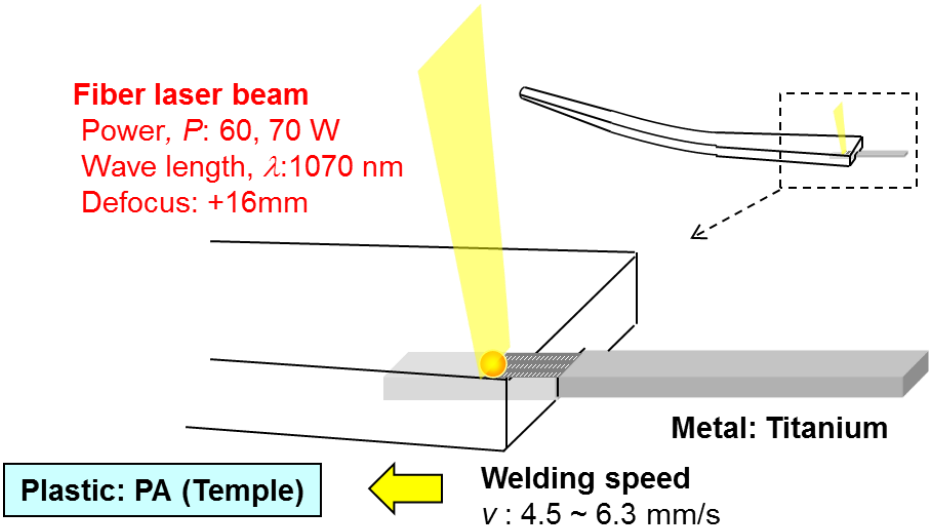


Fig. 6.16 Schematic experimental set-up of fiber laser joining method between titanium and temple (PA).

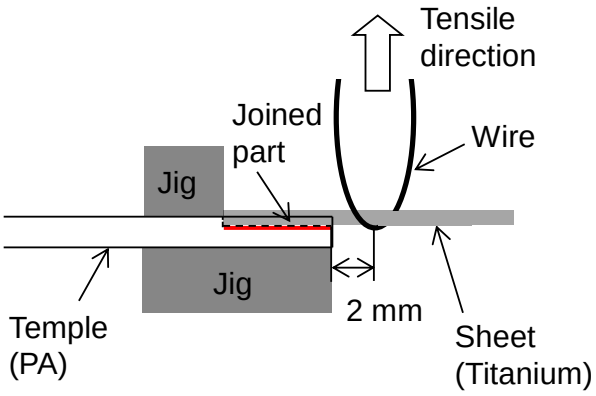


Fig. 6.17 Test method for evaluation peeling strength.

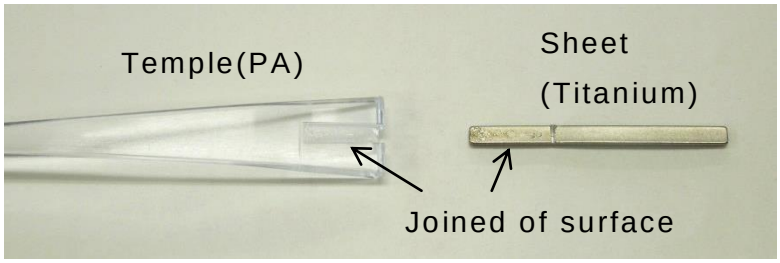
接合した眼鏡フレーム部品の接合面と剥離強度試験結果について **Fig. 6.18** に示す. なお, 剥離強度について各条件で 3 点試験を行い, 平均値を算出した. 全ての条件において接合面には, 細かい気泡が確認された. レーザパワー70 W, 送り速度 5.4 mm/s において, 最も高い剥離強度 81 N を示し, 次いでレーザパワー70 W 送り速度 4.5 mm/s において剥離強度 78 N であった. 最大の剥離強度が得られたレーザパワー70 W, 溶接速度 5.4 mm/s における剥離試験後の試験片

Laser power	60 W	70 W	70 W	70 W
Welding speed	4.5 mm/s	4.5 mm/s	5.4 mm/s	6.3 mm/s
Surface appearances				
Peeling Strength	45 N	78 N	81 N	63 N

Fig. 6.18 Surface appearances of fiber laser joints of Ti and PA produced at different travelling speeds and 60 W and 70 W laser power.

を **Fig. 6.19** に示す．Fig. 6.19(a)から，剥離試験後，テンプルとチタン板の接合部の位置で剥離しており，Fig. 6.19 (b)に示すように，接合部のチタン板表面側の一部分にプラスチック素材の付着が見られた．また Fig. 6.19(c)より，剥離試験後チタン板材が，剥離試験時の引張方向側への変形が見られ，このことから高い継手強度が得られていることが確認された．

以上の結果から，金属（チタン）とプラスチックとのレーザ接合に関して実用化への展開の可能性が認められた．



(a) Temple (PA) and sheet (Titanium) after peeling strength test

(b) Joined surface of titanium sheet

(c) Deformation of titanium sheet

Fig. 6.19 Parts of titanium and temple (PA) joined with fiber laser beam after peeling strength test.

6.5　結言

本章では，シングルモードファイバーレーザにより，純チタンと工業用純アルミニウムA1050の異材溶接性について，溶接速度および材料の上下板の重ね組合せによる影響について調査した．得られたレーザ異材溶接部について，SEMによる断面観察およびEDSによる線分析を行い，生成相について検討した．またチタンと最軽量で成形性の良いエンジニアリングプラスチックであるPETとのレーザ直接接合（LAMP接合）の可能性を検討した．そして，LAMP接合性

に及ぼすレーザパワー密度および酸化膜厚さの影響について調査した．さらに高強度継手の接合界面をTEMにより詳細に観察し，EDSで構成相等について検討した,得られた結果は,以下の通りである．

1) 純チタン(Ti)と純アルミニウム(Al)のレーザ異材溶接性について

① TiとAlの異種金属の溶接継手では，Al同種材の溶接よりも高い引張せん断荷重(N)が得られ，溶接速度が増加するほど，引張せん断強度(MPa)が高くなることがわかった．また重ね組合せにおいては，Al（レーザ照射側）- Ti（底側）の方が，Ti（レーザ照射側）- Al（底側）に比べて，引張せん断強度が高いことが判明した．

② 溶接速度によりAlとTiの混合状態は異なっており，超高速度かつ高パワー密度によるレーザ溶接は，脆弱な金属間化合物を抑制することが可能であることが確認された．

③ レーザ異材溶接継手は，溶接速度833 mm/sのTi（レーザ照射側）- Al（底側）の組合せを除いて，Al母材薄板で破断した．これは，溶接部にTiが流れ込んだため，高強度のTiを横切る破断が起こらなかったためと考えられる．一方，Ti（レーザ照射側）- Al（底側）の組合せで溶接速度833 mm/sの場合，金属間化合物の生成は抑制されたが，高強度TiのAl側への進入が少ないため，溶接部で破断したと推察される．

④ 以上の結果から，シングルモードファイバーレーザによる高速度溶接は，適切な上下材料の重ね組合せにより脆弱な金属間化合物の生成が抑制され，高強度の異材溶接継手の作製が可能であることが示された．

2) チタンとプラスチックとのレーザ異材直接接合について

① チタンと PET の LAMP 接合を行い,得られた継手の引張せん断試験を行った結果，適正な条件範囲で，PET 母材の降伏応力を超え伸びるほどの高強度な継手が得られることが確認された．

② レーザパワー密度が高いと，酸化膜の成長が促進され，脆い酸化膜から破断し，厚い酸化膜は継手強さ低下の原因となることがわかった．このため，レーザパワー密度をチタンの酸化膜の形成および成長が促進されない程度に抑制することが

有効であることがわかった.

③ TEMによる高強度接合部の高倍率観察の結果，他の金属とプラスチックとの組合せにおけるLAMP接合と同様に，金属の酸化膜を介して，分子・原子・ナノレベルで接合されていることが確認された.

④ チタンの酸化膜厚さが増加すると，レーザ光の吸収率が向上し，より入熱量の少ない高速域においても，高強度なLAMP接合継手が得られることがわかった．また，それに伴い，接合部に形成する気泡サイズも大きくなることがわかった.

⑤ エンジニアリングプラスチックPA製の眼鏡フレーム部品とチタンをLAMP接合し，剥離強度81 Nの高強度接合継手が得られた．金属（チタン）とプラスチックとのレーザ異材直接接合に関して実用化への展開の可能性が認められた.

第 7 章　結　論

本研究では，レーザによるチタンの微細精密接合に関する基礎研究として，レーザ溶接時のレーザ吸収率と溶込み特性の相関，レーザ溶接欠陥であるスパッタの発生機構の解明および適応制御によるスパッタの抑制方法について検討した．チタンの微細精密接合の応用例として，チタン製眼鏡フレーム部品の溶接に対して，レーザ溶接を適用し，従来の溶接法に対する課題を解決することを目的とする．さらに，機能性向上と軽量化の実現のため，比強度の高いチタンと軽量で熱伝導性などに優れるアルミニウムのレーザ異材溶接，ならびに最軽量で成形性などに優れるエンジニアリングプラスチック PET のレーザ直接異材接合の可能性および接合性ついて検討した．

本研究で得られた結果については,各章で詳細に記述しているが，ここでは，得られた結果を各章毎に総括する．

第 1 章は，本研究の背景，本研究の目的および本論文の構成についてまとめた．

第 2 章では，本研究で用いた供試材料および実験装置についてまとめた．

第 3 章では，チタンのレーザ溶接における基本的な特性と問題点について検討した．まず，レーザ光の吸収特性について，レーザパワー10 kW において，溶接速度をそれぞれ変化させ，レーザ光の吸収率についてカロリーメトリ法を用いて測定した．次に，スパッタの発生機構を解明するため，溶接速度とスパッタ発生の関係を調査し,スパッタの発生サイズが大きい溶接速度 17 mm/s においては，3 次元 X 線透過観察により，キーホール前壁面に沿う湯流れとスパッタの関連性について検討し，さらに，溶融池から飛び出すスパッタの動的現象とプルームの関係について高速度ビデオカメラ観察を行い，スパッタ発生機構について解明した．得られた結果は以下の通りである．

1) 純チタンにおける溶接性およびレーザ吸収特性について検討した結果；

① レーザパワー10 kW において，溶接速度 17 mm/s では，89 % と高いレーザ吸収率が実現し，溶接速度が上昇するほど，吸収率は下がり，溶接速度 300 mm/s では，67 %まで低下した．この傾向は，従来のステンレス鋼やアルミニウム合金での結果と同様である．したがって，高速度でレーザ吸収率が低下した理由は，高速になるに従ってチタン板表面の溶融が困難となり，レーザビームがキーホール内に入りにくくなったためと考えられる．

② レーザパワー10 kW では，溶接ビード表面には，全ての条件においてスパッタの付着が観測され，17 mm/s および 50 mm/s の低溶接速度では，直径が 1 mm を超える大きなスパッタの付着が多数見られた．

2) X 線透過観察装置および高速度ビデオカメラによるスパッタ発生機構について検討した結果；

① 低速度溶接時には，キーホール前方および側面の位置から，金属の融液が上昇してスパッタが発生しており，その割合は発生したスパッタの内，約 80 %を占めていた．一方，300 mm/s の高速溶接時では，スパッタは 80 %近くがキーホール後方の融液の飛散から発生することが判明した．

② 低溶接速度で発生する直径 1 mm 以上のスパッタは，キーホール口前方から上昇した溶融金属により，多数発生していることが判明した．

③ 溶融池内の湯流れはキーホール前壁面に沿って上昇する流れと，キーホール先端部から溶融池後方へ流れ，その後折り返しキーホール先端部後方部へ流れる循環流れの二つの主な流れが確認された．

④ キーホール口付近の前壁面を沿って上昇する流れの領域の平均速度は 0.73 m/s，その後供試材表面から飛び出すキーホール口上部の領域で 0.92 m/s であり，溶融池内の全体の平均湯流れ速度の 0.58m/s に比べ速い流れであることが判明した．

⑤ 溶融金属がキーホール内部からの一方向の上昇流れにより溶融池上方へ伸ばされ続け，ついには溶融金属の先端部が引きちぎられることにより，スパッタとなることがわかった．

⑥ 供試材表面より上昇して伸びた溶融金属が発生したにもかか

わらずスパッタとならなかったケースの場合，融液はキーホール口前方の溶融池に沿って伸びるが，プルーム噴出方向から離れて溶接方向と逆に循環する湯流れが確認された．

⑦ プルームは，11 μs の時間で高さ 2 mm までに上昇し，その時の最大速度は 250 m/s であった．

⑧ スパッタ発生には約 20 ms の時間を要しており，その間にプルームの発生が約 40 回繰り返されていることがわかった．

⑨ これらの結果から，キーホールから噴出するプルームのせん断力の積み重ねによりキーホール口周辺の溶融金属が上昇し，スパッタが発生すると推断された．

3) パルス照射時におけるスパッタの発生について検討した結果，レーザ照射開始直後において，キーホールの深さ方向に対する成長速度が最も速く，同時に非常に高いプルームと，スパッタが激しく飛散されることが判明した．これは，非常に短い時間でキーホールが生成されることにより，激しい金属蒸気プルームが発生し，その強いせん断力により金属融液が上方に吹き上げられ，溶融池に広がる余裕がないために，スパッタが多量に発生したと考えられる．

第 4 章では，純チタンに，パルス Nd:YAG レーザよるマイクロ突合せ溶接を行い，スパッタ低減およびアンダーフィル抑制のための初期低パワーレーザ照射を用いた適応制御法の検討を行った．得られた結果は以下のとおりである．

1) 本溶接条件下のスパッタは，1.6 kW のパワーでは，照射開始直後の溶融池が小さいため，レーザパワーに対し溶融池が持ちこたえられず，直径 100 μm を超えるものが集中的に発生することがわかった．これに対し，溶融池径が 0.4 mm にまで成長した場合，大きなサイズのスパッタ低減に効果があることがわかった．
2) スパッタの発生を抑える効果が期待できる溶融池にまで 0.4 kW 低パワーでレーザ照射し，その後 1.6 kW の高パワーに変更する適応制御法で，100 μm 径を超える大きなサイズのスパッタを 88 %減少させることができ，大幅な改善効果が認められた．
3) 本溶接条件下の溶接継手部の隙間は，溶融部径の減少を引き起こ

し，レーザパワーの 1.6 kW の直接照射の場合，アンダーフィルが 0.4 mm に達しているが，レーザパワー0.4 kW の初期照射を行った場合，アンダーフィルを 40 μm 程度に抑えられることがわかった．

4) レーザパワーが高い場合，融液が隙間に流れ込み，落ち込んだ所で隙間をまたがる溶融部が形成されるため,アンダーフィルが顕在化することがわかった．また，反射光と熱放射光とも，隙間のインプロセスモニタリングとして可能であり,溶融池の表面情報を顕著に表す反射光の方が，精度が高いことが判明した．
5) 低パワーレーザ照射により,隙間にまたがる溶融池を板上部に形成させることで，単純な矩形パルスの結果に比べ，60 %以上改善され，溶融幅も 1.6 倍程度の改善を示した．さらに，本適応制御法は，シーム溶接においても有効であることが確認された．

第 5 章では，チタン製眼鏡フレームの溶接に適したレーザ溶接条件の検討を行い，実用化に向けた溶接品質に影響する因子を調査した．眼鏡フレーム部品に対してレーザ溶接を行い，剥離試験，繰返し曲げ試験および溶接部付近の硬度測定から実用製品としての評価を行った．得られた結果は以下の通りである．

1) 眼鏡フレームの実用製品としての溶接外観基準を満たすレーザピークパワーは，0.6 kW 以下であり，0.7 kW 以上では溶接外観基準を満たすことができないことを確認した.溶接外観基準を満たす条件の中で，0.6 kW が最も広い溶接面積が得られる．
2) 通常の製造工程におけるプロセス管理の下では,溶接強度に大きな影響を与える因子は,焦点はずし距離と溶接面の加工方式の違いであることが確認された．溶込み深さの減少量を 5 %以下に抑えるためには，集光レンズの焦点距離が 50 mm において，±0.2 mm 程度の位置精度が必要であることがわかった．ワイヤカット放電加工面よりも,溶接面の不純物を取り除いた切削加工面の方が良好な溶接強度が得られることがわかった．
3) レーザ溶接した眼鏡フレーム部品の溶接部は,剥離試験において,溶接部が破壊することなく部品が破断し,従来溶接法と同等の強度が得られ,繰返し曲げ試験においても,従来溶接法と同等の強度が得られた．

4) レーザ溶接法によって，結晶粒の粗大化範囲が従来溶接法の約12 %まで低減させることができ，溶接部近傍における部品の軟化範囲を狭め，耐変形性が向上することが確認された．
5) 以上のことから，レーザ溶接は眼鏡フレームの製造品質を満たすことが確認された．また，従来溶接法の課題である電極による部品表面損傷，加熱ばらつき，部材への広範囲な熱影響を防ぎ，従来デザイン制約があった微小部品で構成された眼鏡フレームの実用化が可能となることが判明した．

第6章では，シングルモードファイバーレーザにより，純チタンと工業用純アルミニウムA1050の異材溶接性について，溶接速度および材料の上下板の重ね組合せによる影響について調査した．得られたレーザ異材溶接部について，SEMによる断面観察およびEDSによる線分析を行い，生成相について検討した．またチタンと最軽量で成形性の良いエンジニアリングプラスチックであるPETとのレーザ直接接合（LAMP接合）の可能性を検討した．そして，LAMP接合性に及ぼすレーザパワー密度および酸化膜厚さの影響について調査した．さらに高強度継手の接合界面をTEMにより詳細に観察し，EDSで構成相等について検討した，得られた結果は，以下の通りである．

1) 純チタン(Ti)と純アルミニウム(Al)のレーザ異材溶接性について
   ① TiとAlの異種金属の溶接継手では，Al同種材の溶接よりも高い引張せん断荷重(N)が得られ，溶接速度が増加するほど，引張せん断強度(MPa)が高くなることがわかった．また重ね組合せにおいては，Al（レーザ照射側）- Ti（底側）の方が，Ti（レーザ照射側）- Al（底側）に比べて，引張せん断強度が高いことが判明した．
   ② 溶接速度によりAlとTiの混合状態は異なっており，超高速度かつ高パワー密度によるレーザ溶接は，脆弱な金属間化合物を抑制することが可能であることが確認された．
   ③ レーザ異材溶接継手は，溶接速度833 mm/sのTi（レーザ照射側）- Al（底側）の組合せを除いて，Al母材薄板で破断した．これは，溶接部にTiが流れ込んだため，高強度のTiを横切る破断が起こらなかったためと考えられる．一方，Ti（レーザ照射側）- Al（底側）の組合せで溶接速度833 mm/sの場合，

金属間化合物の生成は抑制されたが，高強度TiのAl側への進入が少ないため，溶接部で破断したと推察される．

④ 以上の結果から，シングルモードファイバーレーザによる高速度溶接は，適切な上下材料の重ね組合せにより脆弱な金属間化合物の生成が抑制され，高強度の異材溶接継手の作製が可能であることが示された．

2) チタンとプラスチックとのレーザ異材直接接合について

① チタンと PET の LAMP 接合を行い，得られた継手の引張せん断試験を行った結果，適正な条件範囲で，PET 母材の降伏応力を超え伸びるほどの高強度な継手が得られることが確認された．

② レーザパワー密度が高いと，酸化膜の成長が促進され，脆い酸化膜から破断し，厚い酸化膜は継手強さ低下の原因となることがわかった．このため，レーザパワー密度をチタンの酸化膜の形成および成長が促進されない程度に抑制することが有効であることがわかった．

③ TEM による高強度接合部の高倍率観察の結果，他の金属とプラスチックとの組合せにおける LAMP 接合と同様に，金属の酸化膜を介して，分子・原子・ナノレベルで接合されていることが確認された．

④ チタンの酸化膜厚さが増加すると，レーザ光の吸収率が向上し，より入熱量の少ない高速域においても，高強度な LAMP 接合継手が得られることがわかった．また，それに伴い，接合部に形成する気泡サイズも大きくなることがわかった．

⑤ エンジニアリングプラスチックPA製の眼鏡フレーム部品とチタンをLAMP接合し，剥離強度81 Nの高強度接合継手が得られた．金属（チタン）とプラスチックとのレーザ異材直接接合に関して実用化への展開の可能性が認められた．

謝　辞

本論文は，大阪大学接合科学研究所 片山聖二教授のご指導とご鞭撻により，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接合科学研究所 近藤勝義教授,大阪大学工学研究科　高谷裕浩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接合科学研究所　川人洋介准教授に心から深く感謝の意を表します．

本研究の遂行および本論文の作成に際して，多大なご協力を頂きました阿南工業高等専門学校 西本浩司准教授に深く感謝の意を表します．

本研究の実験遂行に際して，ご助言とご助力を頂きました大阪大学接合科学研究所　水谷正海技官に感謝の意を表します．また実験の遂行にあたり,ご協力を頂いた接合科学研究所 片山研究室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．

本研究は，株式会社シャルマンのご支援とご協力のもと行われたものであり，大阪大学の学位取得に関し，ご快諾頂きました株式会社シャルマン堀川馨代表取締役会長ならびに三好英世マネージャーに深く感謝いたします．また本研究の遂行にあたり，ご支援と励ましを頂きました多田弘幸氏，木原武志氏をはじめとする関係者各位の皆様に深く感謝いたします．

本研究の一部は，近畿経済産業局の地域新生コンソーシアム研究開発事業の援助を受けたことを記し，関係者各位に感謝申し上げます．

最後に，今日まで暖かく支え続けてくれた妻，明るく元気に育った長女，長男，遠くから見守って下さった両親に心から深く感謝いたします．

参考文献

1) 矢野経済研究所：”2013 年版スマートフォン連携サービス・機器市場展望”, 矢野経済研究所, (2013).

2) 美濃部隆：”眼鏡 DB2013”, 眼鏡光学出版, (2013).

3) ISO 7998: Ophthalmic optics - Spectacle frames - Vocabulary and lists of equivalent terms, (2005).

4) 溶接学会: 溶接・接合便覧 第 2 版, 丸善, (2003), pp. 426-427.

5) S.W.Lan: Laminated Brazing Filler Metals for Titanium Assemblies, Welding Journal, 61, (1982), pp. 23-28.

6) 日本チタン協会：”チタンの加工技術”, 日刊工業新聞社, (1992).

7) 日本チタン協会：”現場で生かす金属材料シリーズ　チタン”, 工業調査会, (2007).

8) 新家 光雄：チタンおよびチタン合金の最近の応用と研究・開発動向, 鉄と鋼, Vol. 90, No. 7, (2004), pp. 462-471.

9) 塙隆夫：チタンの優れた生体組織適合性, チタン, Vol. 61, No. 2, (2013), pp. 134-140.

10) 中山武典：建材用チタンの特性と最近の動向, 材料と環境, Vol. 50 No. 3, (2001), pp. 98-102.

11) 草道 英武, 伊藤 英男, 佐藤 広士：原子力発電所の復水器におけるチタンの利用, 日本金属学会会報, Vol. 23, No. 1, (1984), pp. 40-49.

12) 諸石大司：最近の我が国のチタン市場動向と技術展望, 材料, Vol. 49, No. 10, (2000), pp. 1133-1142.

13) 井田一夫:生体用材料としてのチタン, 医用電子と生体工学, Vol. 24, No. 1, (1986), pp. 47-54.

14) R.R.Boyer: An overview on the use of titanium in the aerospace industry, Materials Science and Engineering, A213, (1996), pp. 103-114.

15) M.Yamada: An overview on the development of titanium alloys for non-aerospace application in Japan, Materials Science and Engineering, A213, (1996), pp. 8-15.

16) J.Liu, I.Watanabe, K.Yoshida, M.Atsuta: Joint strength of laser-welded titanium, Dental Materials, 18, (2002), pp. 143-148.

17) Bilobrov, I., Trachevsky, V.: Approach to modify the properties of titanium alloys for use in nuclear industry, Journal of Nuclear Material., 415, (2011), pp. 222-225.

18) 日本金属学会：”改訂 5 版金属便覧”, 丸善, (1990).

19) 上瀧洋明：チタン及びチタン合金の溶融溶接技術(前編), チタン, Vol. 60, No. 1, (2012), pp. 40-45.

20) 上瀧洋明：チタン及びチタン合金の溶融溶接技術(後編), チタン, Vol. 60, No. 2, (2012), pp. 114-121.

21) 百合岡信孝：材料関連分野における溶接技術の展開, 溶接学会誌, Vol. 65, No. 1, (1996), pp. 67-69.

22) 藤井 信之, 福原 祥雅, 日向 輝彦, 安田 克彦：純チタン材の溶融特性と溶接施工条件の検討—純チタン材の溶接と継手性能(第 1 報)—, 溶接学会論文集 Vol. 20, No. 1, (2002), pp. 20-25.

23) 広瀬博章：チタンおよびチタン合金の溶接, 圧力技術, Vol. 31, No. 3, (1993), pp. 169-175.

24) S.Katayama, Y.Kawahito, Y.Niwa, A.Tange, S.Kubota : Laser Direct Joining between Stainless Steel and Amorphous Polyamide Plastic – Laser-Assisted Metal-Plastic (LAMP) Joining –, Q. J. Jpn. Weld. Soc., Vol. 25, No. 2, (2007), pp.316-322. (in Japanese)

25) Y.Kawahito, Y.Niwa, S.Katayama : Laser Direct Joining between Stainless Steel and Polyethylene Terephthalate Plastic and Reliability Evaluation of Joints, Q. J. Jpn. Weld. Soc., Vol. 28, No. 1, (2010), pp.16-21. (in Japanese)

26) Y.Kawahito, Y.Niwa, K.Nishimoto, S.Katayama : Study of Dissimilar Metal Joint for Low Carbon Steel and Aluminum Alloy with Laser-Assisted Metal and Plastic Direct Joining, Weld. Soc., Vol.30, No. 2, (2012), pp.142-148. (in Japanese)

27) 新井武二 著：はじめてのレーザプロセス, 工業調査会, (2004).

28) 新井武二, 宮本 勇 共著：レーザー加工の基礎（上巻）, マシニスト出版, (1993).

29) 宮崎俊行，宮沢　肇，村川正夫，吉岡俊朗 共著：“レーザ加工技術”，産業図書株式会社, (1991).

30) 新井武二，沓名宗春，宮本　勇 共著：レーザー加工の基礎（下巻），マシニスト出版, (1993).

31) 片山聖二：レーザ溶接，溶接学会誌, Vol. 78, No. 2, pp. 124-138.

32) 新井武二，沓名宗春，宮本　勇 共著：“レーザ溶接加工”，マシニスト出版，(1996).

33) T. Kurauchi and Y. Senzaki: Technology of laser welding, Toyoda Gosei Technical Review, Vol. 45, No. 1, (2003), pp. 31-32.

34) 森清和：“自動車ボディへのレーザ溶接適用”，溶接学会誌，Vol. 72，No. 1, (2003)，pp. 40-43.

35) 樽井大志：“薄板レーザ溶接の現状と展開”，2004LMP シンポジウム　レーザ溶接の高品質化と新展開, (2005).

36) 樽井大志：“新型フーガへのレーザ溶接適用”，第 64 回レーザ加工学会論文集, (2005)，pp. 46-51.

37) 内原正人，泰山正則，富士本博紀，西畑ひとみ，福井清之：“自動車用高張力鋼板のレーザ溶接部の特徴”, 第 66 回レーザ加工学会論文集, (2006)，pp. 75-81.

38) 蒔野秀忠，岩谷二郎，山中万三三：“テーラードブランク材におけるレーザ溶接部の改善と実用化”，神戸製鋼技報，Vol. 52，No. 3, (2002)，pp. 28-31.

39) 宇野健二:マルチリニア接合によるテーラードブランクの量産化, プレス技術, Vol. 43, No. 10, (2005), pp. 70-75.

40) オプトニクス社:実用レーザ加工応用ハンドブック，オプトロニクス社, (2000).

41) 鷲尾邦彦:エレクトロニクス分野のレーザ微細加工，電気学会論文誌 C, Vol. 123, No. 2, (2003), pp. 185-191.

42) 鷲尾邦彦：半導体・電子部品製造とレーザー微細加工の将来，レーザー研究, Vol. 27, No. Supplement, (1999), pp. S3-S4.

43) 谷嘉明，南部敏之，渡邊忠二：チタンのレーザービーム溶接に関する研究，日本レーザー歯学会誌, 3, (1992), pp. 45-49.

44) 南里嶽仁：歯科におけるレーザー溶接 34 年の変遷と臨床経過日本，レーザー歯学会誌 Vol. 17, No. 1, (2006), pp. 20-25.

45) 柿本 和俊，小正 裕：補綴領域でのより良いレーザー溶接に向けての動向，日本レーザー歯学会誌，Vol. 20, No.3, (2009), pp. 124-129.

46) V.Semak, A.Matsunawa: The role of recoil pressure in energy balance during laser materials processing, J. Phys. D:Appl. Phys. 30, (1997), pp. 2541-2552.

47) Y.Kawahito, M.Mizutani, S.Katayama: High quailty welding of stainless steel with 10 kW high power fibre laser, Sci. Technol. Weld. Join. 14, (2009), pp. 288-294.

48) M.J.Zhang, G.Y.Chen, Y.Zhou, S.C.Li, H.Deng: Observation of spatter formation mechanisms in high-power fiber laser welding of thick plate. Appl. Surf. Sci., 280, (2013), pp. 868-875.

49) A.F.H.Kaplan, J.Powell: Spatter in laser welding. J. Laser. Appl. 23, (2011), 032005-1-7.

50) K.Kamimuki, T.Inoue, K.Yasuda, M.Muro, T.Nakabayashi, A.Matsunawa: Prevention of welding defect by side gas flow and its monitoring method in continuous wave Nd:YAG laser welding. J. Laser. Appl. 14, (2002), pp. 136-145.

51) Locke, E. V., E. D. Hoag and R. A Hella: Deep Penetration Welding High-Power CO_2 Lasers, Quantum Electronics, IEEE Journal of Quantum Electronics, Vol.8-2, (1972), pp. 132.

52) E. Beyer, K. Behler, G. Herziger: Plasma absorption effects in CO_2 lasers, SPIE Vol. 1020, High Power CO_2 Laser Systems and Applications, (1988), pp. 84-95.

53) T. Ishide, S. Shono, T. Ohmae, H. Yoshida, A. Shinmi: Fundamental study of laser plasma reduction method in high power CO_2 laser welding, LAMP '87, JLPS, Osaka, (1987), pp. 187-191.

54) M. Ono, K. Nakada and S. Kosuge: An Investigation on CO_2 laser-Induced Plasama, Quarterly Journal of The Japan Welding Society, Vol.10, No. 2, (1992), pp. 31-37. (in Japanese)

55) 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, Proc. of ICALEO 2005, LIA, Miami, (2005), pp. 264-271

56) 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.

57) F. Vollertsen and C. Thomy: Welding with Fiber Laser from 200 to 17000W, Proc. of ICALEO 2005, LIA, Miami, (2005), pp. 254-263.

58) C. Thomy, T. Seefeld and F. Vollertsen: 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.

59) E. Beyer, B. Brenner, A. Klotzbach and S. Nowotny: Laser Macro Processing–Today and Tomorrow, Proc. of LAMP 2006, Kyoto, (2006).

60) 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 Transition–, Journal of High Temperature Society, Vol. 30, No. 1, (2004), pp. 55-61.

61) 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.

62) S. Takeda: Single Mode Fiber Laser and Its Applications, Journal of High Temperature Society, Vol. 30, No. 1, (2004), pp. 73-76.

63) 住村和彦, 西浦匡則 著：解説 ファイバーレーザー －基礎編－, オプトロニクス社, (2011).

64) 石原弘一：レーザ溶接の品質検査技術, 自動化技術, Vol. 30, No. 3, (1998), pp. 41-45.

65) 河本実 著：材料試験, 朝倉書店, (1965).

66) G. Sterm :“Absorptivity of cw CO_2, CO and YAG-laser beams by different metallic alloys”, ECLAT'90, pp. 25-35.

67) 荒田吉明，宮本　勇，山田　猛：“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，Vol.40 (1971.12)，pp. 63-74.

68) F. Dausinger :“Lasers with different wave length - implications for various applications”, ECLAT'90, pp. 1-14.

69) F. Dausinger and T. Rudlaff :“Novel Transformation Hardening Technique Exploiting Brewster Absorption”, LAMP'87, osaka (May, 1987), pp. 323-328.

70) F. Dausinger and T. Rudlaff :“Novel Transformation Hardening Technique Exploiting Brewster Absorption”, LAMP'87, osaka (May, 1987), pp. 323-328.

71) F Dausinger, M Beck, T Rudlaff and T Wahi :“On coupling mechanisms in laser processes”, Proc.5th int. Conf. Lasers in Manufacturing (1988), pp. 177-185.

72) E. Beyer, K. Behler and G.. Herziger: Plasma absorption effects in CO_2 lasers, SPIE Vol. 1020, High Power CO_2 Laser Systems and Applications, (1988), pp. 84-95.

73) Y.Kawahito, N.Matsumoto, Y.Abe, S.Katayama: Relationship of laser absorption to keyhole behavior in high power laser welding of stainless steel and aluminum alloy, Journal of Materials Processing Technology, 211, (2011), pp. 1563-1568.

74) A.Matsunawa, J.D.Kim, N.Seto, M.Mizutani, S.Katayama: Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding. J. Laser. Appl. 10, (1998), pp. 247-254.

75) Y.Kawahito, S.Katayama: In-process monitoring and adaptive control for prevention of through-holes in full-penetration lap welds of aluminum alloy sheets, J. Laser Applications, Vol. 18, No. 2, (2006), pp. 93-100.

76) Y.Kawahito, S.Katayama: In-process monitoring and adaptive control for stable production of sound welds in laser micro-spot lap welding of aluminum alloy, J. Laser Applications, Vol. 17, No. 1, (2005), pp. 30-37.

77) A.Sun, E. K.-Asibu,Jr., M.Gartner :“Monitoring of laser weld penetration using sensor fusion”, Journal of Laser Applications, Vol.

14, No. 2, (2002), pp. 114-121.

78) M.K.-Hollacher, M.Jurca, C.Dietz, G.Janssen, E.F.D.Lozada : “Quality Assurance in Pulsed Seam Laser Welding”, Proceedings of ICALEO 1998, Section C, pp. 168-176.

79) S.Postma, R.G. K.M. Aarts, J.Meijer, J.B.Jonker: Penetoration control in laser welding of Sheet metal, J. Laser Applications, Vol. 14, No. 4, (2002), pp. 210-214.

80) 栗田恒雄，大野幸彦，仲井強：加工音を用いた YAG レーザ加工溝深さ変化のモニタリング，レーザ研究， Vol. 27, No. 11, (1999), pp. 777-781.

81) C.Bagger, F.O.Olsen : Laser welding closed-loop power control, Journal of Laser Applications, Vol. 15, No. 1, (2003), pp. 19-24.

82) 新井武二　著：レーザ加工の基礎工学，丸善, (2007).

83) 三菱電機: 図解 放電加工のしくみと 100%活用法，技術評論社, (1979).

84) 日本金属学会: 改訂 3 版 金属データブック，丸善, (1993).

85) A.Matsumoto: Polymers for adhesion and removal, CMC Publishing, pp. 12.

86) 下野功，菅原智明，田谷嘉浩，加賀壽，田中壽晃，相馬英明：レーザー照射により作製した発色チタンの皮膜に関する研究，東北・北海道地方部会研究論文集， Vol. 10, (1997)， pp. 76-79.

87) 下野功，菅原智明，田谷嘉浩，加賀壽，田中壽晃，相馬英明：レーザー法によるカラーチタンの作製と皮膜構造, 北海道立工業技術センター研究報告， No. 5, (1998)， pp. 24-29.

88) N.TERASHIMA, T.YOSHIDA, K.TAMURA, N.HORASAWA, K.TAKEUTI, K.HAYANO, S.NAGASAW, M.ITO: A study of the Titanium oxide film after heat treatment (Peat 1) ～The diffusion of oxygen and nitrogen～, The Japanese Society for Dental Materials and Devices, Vol. 24, No. 2, (2005), p. 179. (in Japanese)

89) K.Kondo, T.Yolshida: Color Tore Changes of Anodic Oxidized Titanium and Titanium Alloys, The Japanese Society for Dental Materials and Devices, Vol. 21, No. 4, (2002), pp. 183-196. (in Japanese)

本研究に関連した発表論文

(1) **中村　浩**, 川人 洋介, 強力 真一, 多田 弘幸, 片山 聖二:“チタン製眼鏡フレームのレーザ微細溶接に関する基礎研究”, 溶接学会論文集, Vol. 31, No. 2, (2013), pp. 167-173.

(2) 川人洋介, 鬼頭昌之, 片山聖二, **中村　浩**:“スパッタ低減およびアンダーフィル抑制のための低パワーレーザ初期照射の適応制御法 －純チタンのマイクロ突合せ溶接におけるインプロセスモニタリングと適応制御（第２報）－”, レーザ加工学会誌, Vol. 13, No. 4, (2006), pp. 291-297.

(3) 西本浩司, **中村　浩**, 丹羽　悠介, 川人 洋介, 片山 聖二: “レーザを用いた純チタンとエンジニアリングプラスチック PET との異材直接接合”, 軽金属溶接, Vol. 51, No. 5, (2013), pp. 166-172.

(4) Su-Jin Lee, **Hiroshi Nakamura**, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “Weldability of Ti and Al Dissimilar Metals Using Single-Mode Fiber Laser”, JLMN-Journal of Laser Micro / Nanoengineering, Vol. 8, No. 2, (2013), pp. 149-154.

(5) **Hiroshi Nakamura**, Yousuke Kawahito, Koji Nishimoto and Seiji Katayama: “Elucidation of melt flows and spatter formation mechanisms during high power laser welding of pure titanium”, Journal of Laser Applications (submitted).

(6) 阿部洋平, 川人洋介, **中村　浩**, 西本浩司, 水谷正海, 片山聖二:“高出力・高輝度レーザを用いたステンレス鋼及びアルミニウム合金の部分溶込み溶接における減圧雰囲気の影響”, 溶接学会論文集, Vol. 31, No. 1, (2013), pp. 48-55.

(7) Su-Jin Lee, **Hiroshi Nakamura**, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: “Effect of welding speed on microstructural and mechanical properties of laser lap weld joints in dissimilar Al and Cu sheets”, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 19, No. 2, (2014), pp. 111-118.

(8) Youhei Abe, Yousuke Kawahito, **Hiroshi Nakamura**, Koji Nishimoto, Masami Mizutani and Seiji Katayama: “Effect of reduced pressure atmosphere on weld geometry in partial penetration laser welding of stainless steel and aluminum alloy with high power and high brightness laser”, Science and Technology of Welding and Joining, Vol. 19, No. 4, (2014), pp. 324-332.

本研究に関連した表彰

(1) レーザー学会産業賞　貢献賞　(2011.4)
“精密レーザー接合技術による眼鏡フレーム「ラインアート」”

(2) ものづくり日本大賞 特別賞　(2012.2)
“眼鏡枠産地を活性化した世界初の Ni フリー超弾性 Ti 合金と革新的微細レーザ接合技術”

(3) 日本機械学会優秀製品賞　(2012.4)
“Ni フリーの超弾性チタン合金を使用した眼鏡フレーム「ラインアートシャルマン」”

(4) 福井県科学技術大賞　特別賞　(2013.2)
“チタン製眼鏡フレームのレーザ微細接合技術の開発”

(5) 文部科学大臣表彰　科学技術賞　開発部門 (2014.4)
“眼鏡枠産地を活性化させた微細精密レーザ溶接技術の開発”