The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	異種金属材料薄板のレーザ重ね溶接に関する基礎研究
Author(s)	李, 修眞
Citation	大阪大学, 2014, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/34467
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

異種金属材料薄板のレーザ重ね溶接に関する基礎研究

李　　修 眞

2014 年　1 月

大阪大学大学院　工学研究科

機械工学専攻

目　次

第１章　緒論　1
1.1　本研究の背景　1
1.1.1　異材溶接研究の重要性　1
1.1.2　従来の異材溶接と限界　3
1.2　本研究の目的　8
1.2.1　異材の高速・高品質レーザ溶接法の開発と溶接性の評価に関する研究　8
1.2.2　異材のレーザ高速溶接現象の観察と溶接メカニズムの解明に関する研究　8
1.2.3　亜鉛めっき鋼板３枚重ねのリモートレーザ溶接法の開発に関する研究　9
1.3　本研究の構成　9

第２章　使用材料および実験装置　11
2.1　使用材料　11
2.1.1　使用した各種金属材料　11
2.1.2　使用しためっき金属材料　12
2.2　レーザ溶接実験装置　15
2.2.1　最大出力 2 kW の連続発振型シングルモードファイバーレーザ装置　15
2.2.2　最大出力 16 kW の連続発振型ディスクレーザ装置　17
2.3 溶接現象観察装置および分析装置　19
2.3.1　高速度ビデオカメラ　19
2.3.2　モニタリング装置および分光器　22
2.3.3　X 線透過試験装置および X 線透映像処理装置　25
2.3.4　エネルギー分散型分析装置(EDX)付き走査型電子顕微鏡(SEM)　26
2.3.5　微小部Ｘ線回折装置(XRD)　28
2.3.6　透過型電子顕微鏡装置(TEM)　29
2.4 溶接部の硬さ測定とレーザ溶接継手の機械的特性評価装置　30
2.4.1　硬さ測定装置　30
2.4.2　引張試験装置　31

第 3 章　金属間化合物が存在しない異種材料におけるシングルモードファイバーレーザ溶接　33

3.1　緒論　33
3.2　使用材料，実験装置および実験方法　33
3.3　異材のシングルモードファイバーレーザ重ね溶接結果とそれに及ぼす溶接速度の影響　36
3.3.1　はじめに　36
3.3.2　Cu-Ni 異材のレーザ重ね溶接部の観察結果　36
3.3.3　SUS304-Ni 異材のレーザ重ね溶接部の観察結果　38
3.3.4　SUS304-Cu 異材のレーザ重ね溶接部の観察結果　39
3.4　異材のレーザ重ね溶接継手の強度特性とそれに及ぼす溶接速度の影響　41
3.4.1　異材レーザ重ね溶接継手の引張せん断試験結果　41
3.4.2　異材レーザ重ね溶接継手の強度特性と破断面近傍の組成との関連性　42
3.4.3　異材レーザ重ね溶接継手の引張せん断試験結果と硬さの関係　47
3.5　結言　51

第 4 章　シングルモードファイバーレーザによる金属間化合物形成タイプの異種材料の溶接性　53
4.1　緒論　53
4.2　使用材料，実験装置および実験方法　53
4.3　異材の溶接継手形状および割れ発生の有無に及ぼす溶接速度の影響　55
4.4　同種または異材の溶接継手の引張せん断荷重（強度特性）に及ぼす溶接速度の影響　65
4.5　高速度異材溶接部の組織観察および生成相の同定結果と考察　68
4.5.1　Al-Cu および Al-Ni のレーザ異材溶接結果　68
4.5.2　Al-Ti および Al-SUS304 のレーザ異材溶接結果　71
4.5.3　Ti-Cu，Ti-Ni および Ti-SUS304 におけるレーザ異材重ね溶接結果　75
4.6　結言　81

第 5 章　異種金属材料のレーザ高速溶接時における融液の混合と構成相の生成機構　85
5.1　緒論　85
5.2　使用材料，実験装置および実験方法　85
5.3　異材高速溶接時のレーザ溶接挙動の観察結果と考察　86

5.3.1　Al-Ti 異材高速溶接のレーザ溶接挙動　86
5.3.2　Al-Cu 異材の高速溶接時の材料組織的挙動　100
5.4　Al-Ti 異材のレーザ溶接性に及ぼすビーム径および板厚の影響　104
5.4.1　Al-Ti 薄板のディスクレーザ重ね溶接結果　104
5.4.2　Al-Ti 薄板のレーザ重ね溶接性に及ぼす板厚の結果　105
5.5　結言　109

第 6 章　異種金属材料のレーザ高速溶接時におけるプルーム挙動と溶接金属部の形成機構　113
6.1　緒論　113
6.2　使用材料，実験装置および実験方法　113
6.3　溶接金属部の合金元素分布に及ぼす材料および溶接速度の影響　115
6.4　同種材料の高速レーザ溶接時のプルーム挙動とその発光の分光分析結果　117
6.5　異種材料の高速レーザ溶接時のプルーム挙動とその発光の分光分析結果，およびそれらに及ぼす溶接速度の影響　120
6.6　異材の高速レーザ溶接結果に及ぼす試料板厚の影響　126
6.7　シングルモードファイバーレーザによる高速異材重ね溶接機構　130
6.8　結言　133

第 7 章　高品質･高輝度レーザによる亜鉛めっき鋼薄板３枚の重ね溶接　135
7.1　緒論　135
7.2　使用材料，実験装置および実験方法　136
7.3　亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのシングルモードファイバーレーザ溶接結果　140
7.4　亜鉛めっき鋼板 2 枚および 3 枚重ねのリモートレーザ溶接結果　142
7.5　亜鉛めっき鋼板 3 枚リモートレーザ重ね溶接部の品質評価　145
7.5.1　溶込みに及ぼすレーザ出力および溶接速度の影響　145
7.5.2　亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねリモートレーザ溶接品質に及ぼすギャップの影響　147
7.6　キーホール挙動および気泡・ポロシティの生成状況の X 線透視観察　151
7.7　亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接時のインプロセスモニタリング結果　153
7.7.1　プルームおよび溶融池と可視光のモニタリング信号との相関　153
7.7.2　溶接ビード表面のスパッタとモニタリング信号との相関　155

7.7.3　溶接ビード表面のアンダフィルとモニタリング信号との相関　156
7.7.4　溶接ビードの穴あきとインプロセスモニタリング信号に及ぼす大きなギャップの影響　158
7.7.5　ビード裏面のアンダフィル（溶落ち）とモニタリング信号との相関　159
7.7.6　裏面ビードの溶接欠陥とモニタリング信号との相関　161
7.8　結言　164

第8章　結論　169

謝辞　181

参考文献　183

本論文に関する著者の掲載および発表論文　193

第１章　緒 論

1.1 本研究の背景

1.1.1 異材溶接研究の重要性

最近，産業の急速な発展に伴って，種々の新材料が開発され，それらの応用展開に際して新溶接法の開発が必要となっている．また，各種金属や合金の溶接技術と施工法の開発も必須である．特に，自動車・航空機の輸送分野や電機・電子分野では，省エネルギーと環境保護の観点から製品の更なる軽量化と高機能化が要望されている [1-12]．このため，金属や合金の長短所をお互いに補完する異種材料溶接・接合の重要性が増している．そこで，実質的に活用されている異種材料の適用例を **Fig. 1.1** に示す．異材の溶接は，軽量化や高機能化などに有効な方法の一つであり，自動車，航空機，土木･建築，発電機，電気･電子分野など，広範囲の分野で適用が増加している [1-20]．例えば，高強度・高耐食性であるチタンと安価･軽量であるアルミニウムとの組合せは軽量化と高強度化，高耐食性を同時に達成できる製品開発が可能となる [15,16,21]．また，アルミニウムと銅，チタンとニッケル等の異材溶接は最近注目されている電気自動車用バッテリーや電器製品，医療用品の開発に有用である [16,21]．

ところで，異種金属材料の溶接は，材料の機械的・物理的な特性に大きな差があり，また溶融溶接部には金属間化合物が形成して割れが発生することがあ

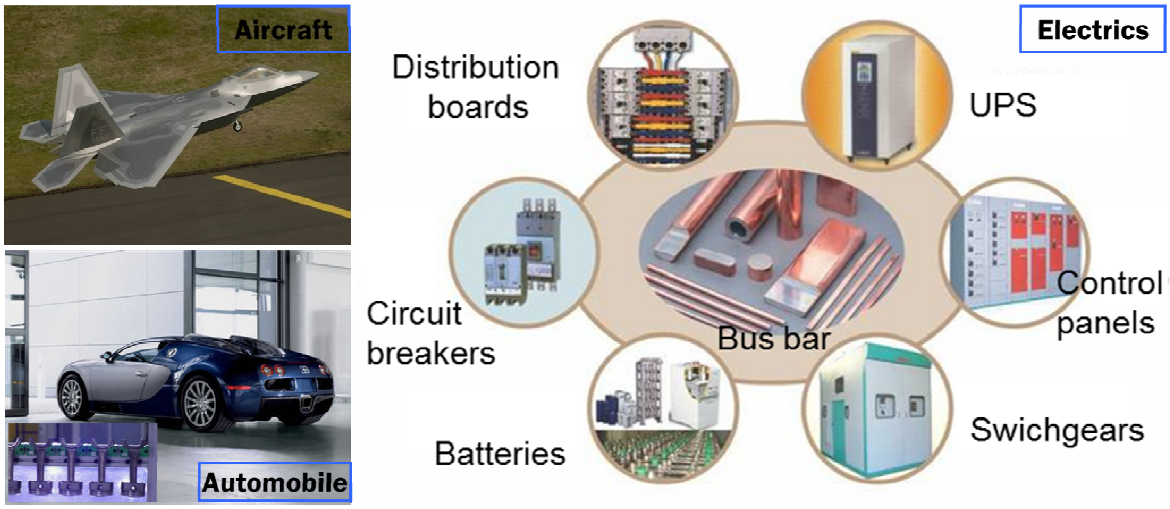
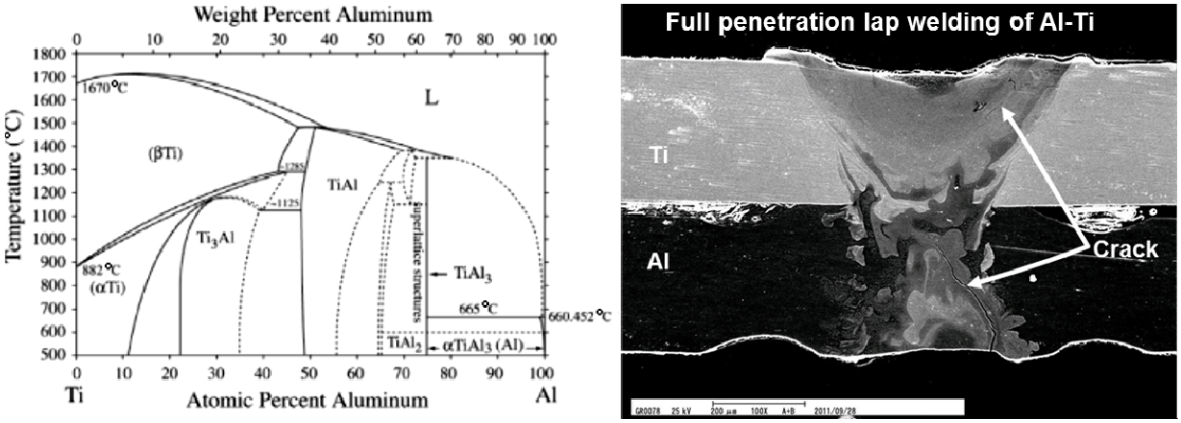


Fig. 1.1 Examples of various applications of dissimilar metals joints in industrial fields.

るため，困難である．その一例として，アルミニウムとチタンの溶接例を見てみる．Ti-Al２元系平衡状態図[22]と異材重ね溶接部の断面写真を **Fig. 1.2** に示す．アルミニウムとチタンは，機械的・物理的特性が大きく異なり，また，平衡状態図から Al_3Ti, AlTi, $AlTi_3$ などの金属間化合物が形成することが推察される．そして， Fig. 1.2 (b)の写真のように，溶融溶接部には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る[15,16,23-26]．金属間化合物を生成する組合せの異材の溶接時には溶接割れが発生しやすいと判定されている．このような異種金属材料溶接の難しさを乗り越える溶接・接合が可能になると，多くの分野で多様に適用されることが期待される．



(a) Phase diagram of Ti-Al system[22]　　(b) Cross section of Ti-Al weld joint

Fig. 1.2 Equilibrium phase diagram of Ti and Al binary system (left), and cross-sectional SEM photo of full penetration lap weld in Ti and Al dissimilar sheets (right).

一方，めっきされた金属材料も母材とめっき層の物性差によって溶接が難しい．特に，自動車産業でよく使われる亜鉛めっき鋼板の場合，亜鉛の沸点が鋼の融点よりも低いため，ポロシティもしくはピットまたはアンダフィルと呼ばれる溶接欠陥が発生しやすい．今まで多くの研究者らによってレーザによる 2 枚重ね薄鋼板の溶接に関しては検討され，実用化されてきている[27-44]．**Fig. 1.3** は亜鉛めっき鋼板 2 枚のレーザ重ね溶接現象の摸式図と溶接ビードの写真を示している．亜鉛めっき鋼板のレーザ重ね溶接時にギャップがない場合，亜鉛蒸気に起因するスパッタとアンダフィルおよびポロシティ（ピット）が溶接欠陥

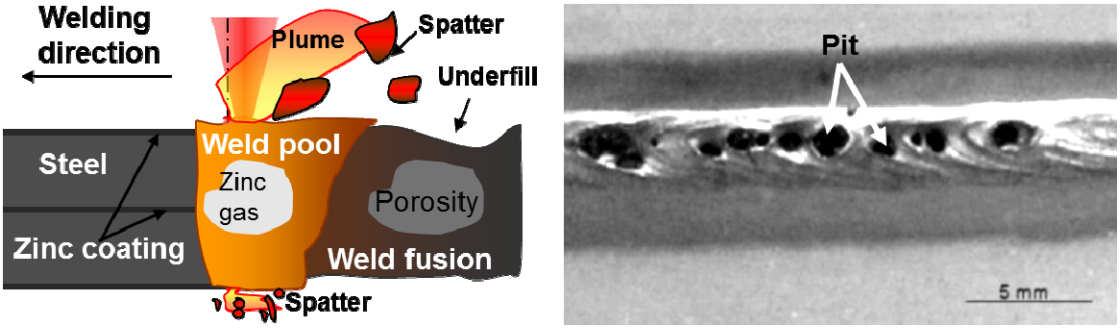


Fig. 1.3 Schematic illustration of lap welding phenomena (left) and photo of weld bead surface of zinc coated steels (right)[44].

として発生することが知られている[41-44]．現在，亜鉛めっき鋼薄板 2 枚のレーザ重ね溶接はギャップを管理することにより実用化され，リモート溶接法も適用されるまでになってきている．一方，亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接は隙間を確保しても安定な溶接部を得ることができない場合が見られ，日本では実用化例がない．

したがって，亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接現象の解明と溶接が困難な原因の究明が必要である．このため，亜鉛めっき薄鋼薄板 3 枚重ねに対するリモートレーザ溶接を行い，溶接性と溶接現象について検討している．

1.1.2 従来の異材溶接とその限界

前節で述べたように，異種材料を様々な産業分野において活用するためには，構成品を作製できる溶接・接合加工技術の開発が必要である[1-12]．従来，異種材料の溶融溶接は，非常に困難であり，ボルト・ナット接合，リベット接合などの機械的な締結または接着剤を利用した溶着・接着が一般的であり，一部，爆発圧接，摩擦圧接，拡散接合などが利用されている．しかし，最近は，装置の発展により，電磁圧接，真空圧延接合，摩擦攪拌接合などの固相接合，パルスミグ（CMT: Cold Metal Transfer）溶接やレーザ溶接，レーザブレージング（ろう付）などの溶融溶接法も種々研究されている．特に，レーザによる溶接，接合またはブレージングは，各種溶接・接合法の中で，ロボット化，自動化，ラ

イン化，省エネルギー化などが可能であり，高品質・高精度・低変形・高速度・高生産性の接合加工法として認められている [2,3,9-11,13-15,18,47-51].

異種材料の溶接性について今まで研究されてきた結果を基に，異材接合の困難さを評価した表を **Table 1.1** に示す [11,12]. アルファベット表記はレーザ溶接関連のデータであり，数字表記は電子ビーム溶接性の評価を現している．産業に多く使われている材料の中で Al，Ti，Ni，Fe，Cu などの様々な組合せで溶接を行った場合，Ni-Cu および Fe-Ni の組合せを除くほとんどすべての組合せで

Table 1.1 Evaluation matrix of weldability for various combinations of dissimilar metals. (Summary of two papers[11, 12])

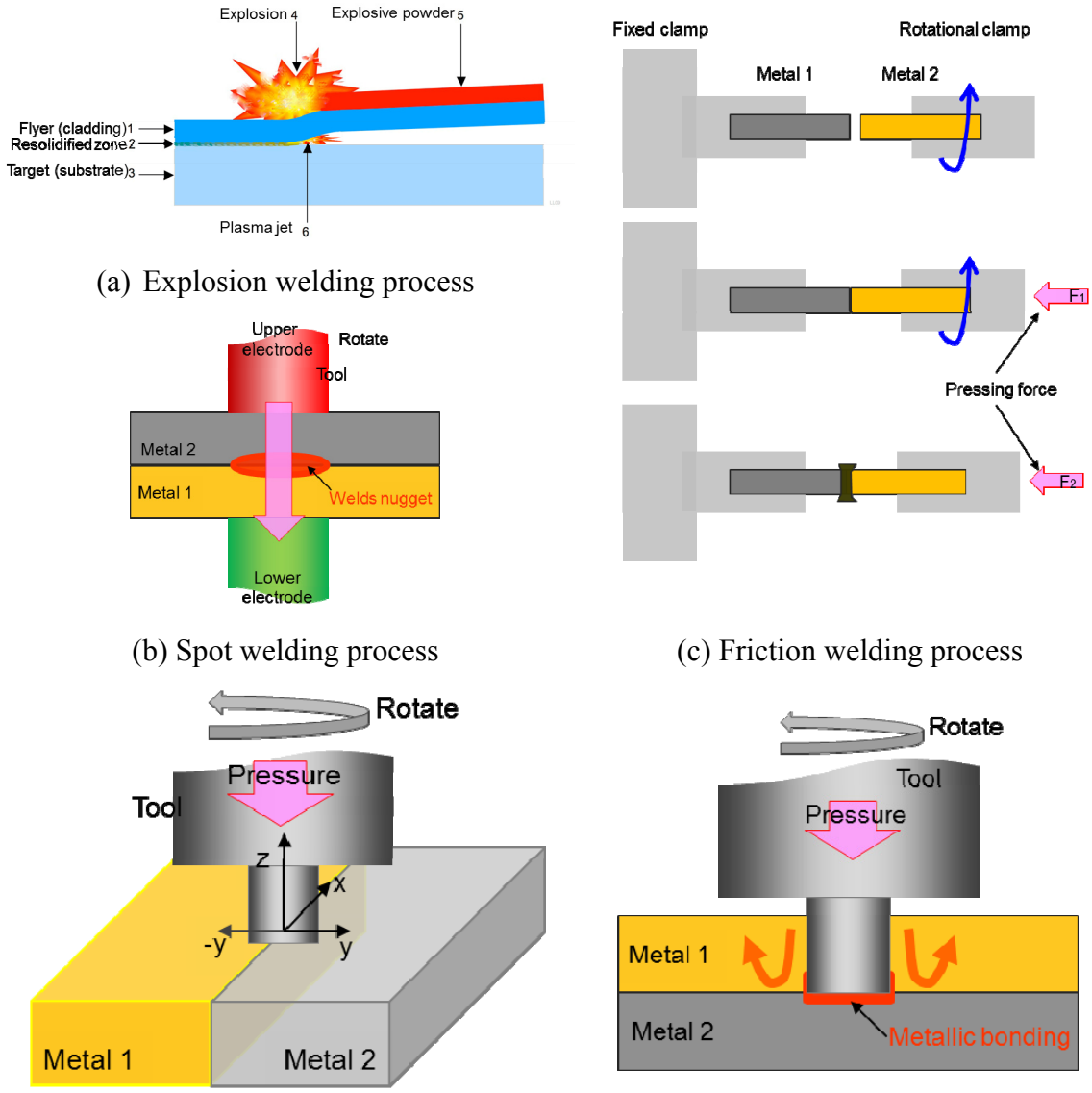
	Ag	Al	Au	Be	Cd	Co	Cr	Cu	Fe	Mg	Mo	Nb	Ni	Pb	Pt	Re	Sn	Ta	Ti	W
Al	F2																			
Au	E1	F5																		
Be	P5	P2	F5																	
Cd	G	P	F	*																
Co	P3	F5	P2	F5	P															
Cr	P	P	F	P	P	G														
Cu	F2	F2	E1	F5	P	F2	P													
Fe	P3	F5	F2	F5	P	E2	E	F2												
Mg	F5	F2	F5	P5	E	P5	P	F5	P3											
Mo	P3	P5	P2	P5	*	F5	E	P3	G2	P3										
Nb	4	5	4	5	*	5	*	2	5	4	1									
Ni	P2	F5	E1	F5	F	E1	G	E1	G2	P5	F5	5								
Pb	P	P	P	*	P	P	P	P	P	P	P	*	P							
Pt	F2	P5	E1	P5	F	E1	G	E1	G1	P5	G2	5	E1	P						
Re	3	4	4	5	*	1	*	3	5	4	5	5	3	*	2					
Sn	F2	P2	F5	P3	P	P5	P	P2	P5	P5	P3	5	P5	F	F5	3				
Ta	P5	P5	*4	P5	*	P5	P	P3	F5	*4	E1	1	G5	*	F5	5	P5			
Ti	F2	F5	F5	P5	P	F5	G	F5	F5	P3	E1	1	F5	P	F5	5	P5	E1		
W	P3	P5	*4	P5	*	F5	E	P3	F5	P3	E1	1	F5	P	G1	5	P3	E1	F2	
Zn	G	F	F	P	P	F	P	G	F	P	P	*	F	P	P	*	P	*	P	P
Zr	5	5	5	5	*	5	*	5	5	3	5	1	5	*	5	5	5	2	1	5

Weldability of common materials[11]; E: Excellent, G: Good, F: Fair, P: Poor, and *: No data

Weldability in electron beam welding[12]; 1: Very desirable, 2: Probably acceptable, 3: Use with caution, 4: Use with extreme caution, 5: Undesirable combinations

不良な溶接結果となることがわかる．ただし，Al-Cu および Cu-Fe の組合せでは電子ビーム溶接法により溶接性が改善され，良好な溶接が可能であることが報告されている [11,12]．また，異材溶接では，金属間化合物による割れが発生することが多いため，状態図における金属間化合物の形成の有無で判断される場合が多い．

今まで，多くの研究者らがこのような異種材料の接合を研究してきており [9-26,45-80]，レーザ溶接･接合以外の接合方法の模式図をまとめて **Fig. 1.4** に示す．



(a) Explosion welding process

(b) Spot welding process

(c) Friction welding process

(d) Friction stir butt welding process

(e) Friction stir lap welding process

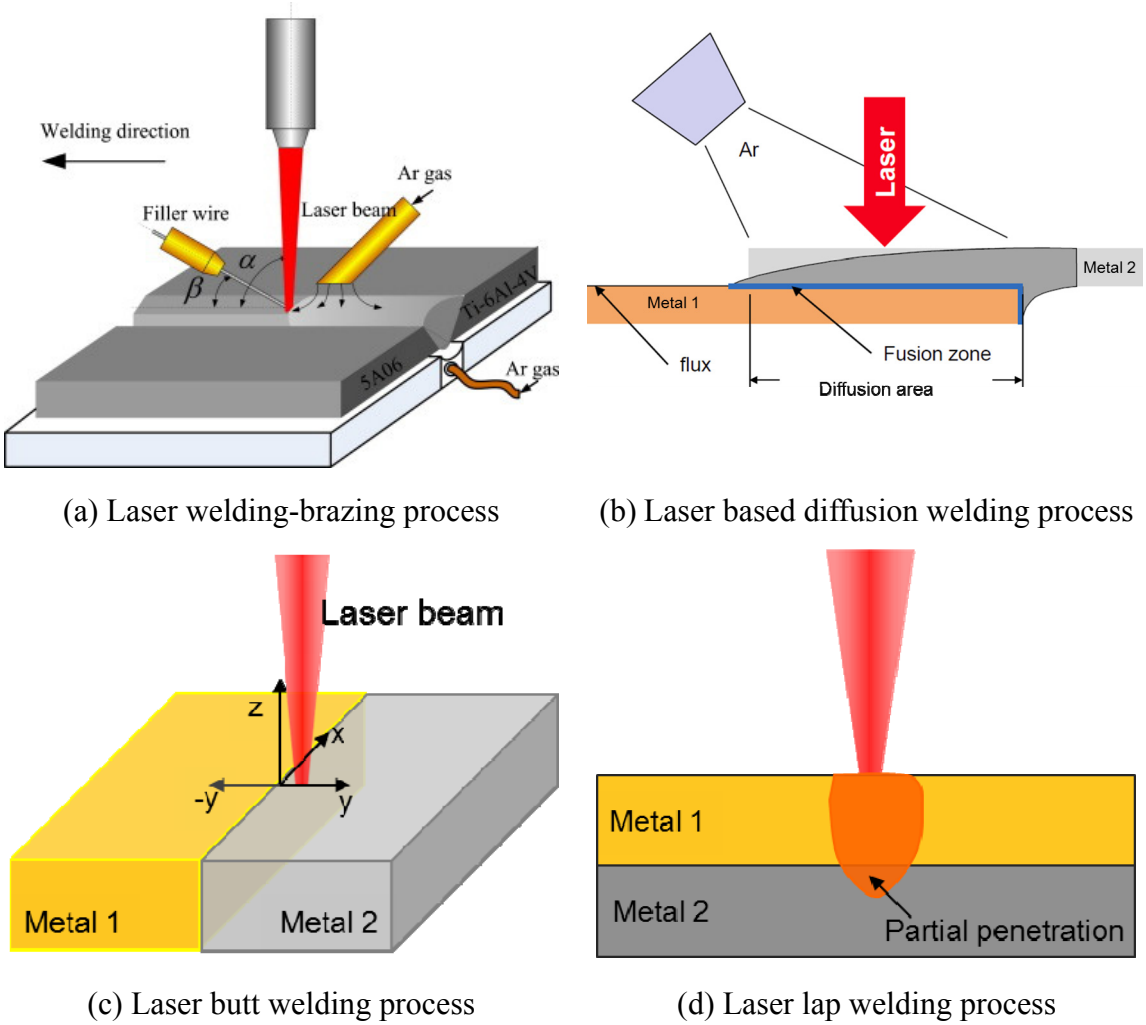
Fig. 1.4 Schematic drawing of various methods for welding of dissimilar metals[9-26,45-80].

Fig. 1.4 (a)は爆発溶接, (b)はスポット溶接, (c)は摩擦溶接，ならびに(d)および(e)は摩擦撹拌溶接の模式図である．すべて金属間化合物の生成を減らす目的で異材の混合割合を溶接条件と狙い位置などで制御している．

ところで，レーザ（LASER）とは，Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation の略語であり，“放射の誘導放出による光の増幅”という発振原理の意味がある．レーザは，1960 年，アメリカのメイマンがルビーをレーザ媒質に用いて最初に発振を成功させた. それ以来, 物質の３つの存在形態である気体，液体，固体の材料が利用でき，通常，気体，液体，固体および半導体レーザに分類される．その発光スペクトルは，紫外域から赤外域まで分布しており，パルス（Pulsed wave）や連続発振（Continuous wave）が可能である．レーザ出力としてはマイクロワット（μW）の小出力から 100 キロワット（kW）の大出力が出せるレーザまで開発されている．現在まで開発された産業用レーザとしては CO_2 レーザ，Nd:YAG レーザ，半導体レーザ（LD），LD 励起固体レーザ，ファイバーレーザ，ディスクレーザなどがある [81-85].

レーザ光は誘導放出により発生し，その誘導放出は，アイシュタインが予言した量子力学的な現象である．非平衡状態（反転分布）において，光子（フォトン）が Bose 粒子であるため, 同種フォトンの発生確率が高くなることに由来し, その現象は, 平衡状態で発生すると, ボーズ・アイシュタイン凝縮 (BEC), いわゆる超伝導となる [81-85]. つまり, レーザ光は, 量子力学的な現象を利用し, 人類が創り出した全く新しい光である．レーザ光の特徴としては，位相も波長も揃った（コヒーレントな）フォトンの集合であり, その結果, 単色性に優れ, 指向性，集光性および可干渉性がよい．この特徴により，レンズまたはミラーにより極めて微小な面積にレーザを集中させることができ，きわめて高いパワー密度の高輝度光源が得られ，金属さえ溶融・蒸発が可能になる．また、金属だけではなく，プラスチック，セラミックスなどの材料加工にも適用されている．このような特性を活かすレーザ溶接では，他のアークやプラズマ，抵抗などの既存の溶接熱源と比べて，サブミリレベルの微小な集光スポットが実現でき，パワー密度も高いため，深溶込み溶接（キーホール型溶込み）ができ，熱影響部幅が狭く，ひずみが少ないので，精度と品質が格段に優れた溶接部の形成が可能である [2,3,9-11].

このような長所を持ったレーザを利用した異種材料の溶接も多くの研究者によって研究されてきている [46-80]，その例を **Fig. 1.5** に模式図として示す.



(a) Laser welding-brazing process (b) Laser based diffusion welding process

(c) Laser butt welding process (d) Laser lap welding process

Fig. 1.5 Schematic illustration of laser welding methods for dissimilar metals[46-80].

レーザを用いた異材接合においても，他の溶接法と同様に，金属間化合物の形成量を抑制するために，適当なフィラーワイヤやフラックスを使って溶接性が高められている． 突合せ溶接の場合，レーザビームの照射位置を調整して溶融金属の混合割合が制御され，重ね溶接の場合，部分溶込み溶接条件で金属間化合物の生成量を減らす方法が検討されている．このような接合方法で良好な溶接結果が得た場合もあるが， 薄板の異材重ね溶接とか貫通溶接が難しく，良い溶接結果を得ることができない．各種組合せの材料においては，溶接性に関する系統的な研究は不十分である．このため，各工業分野における異材溶接の適用はまだ十分に拡がっていないのが現実である．

そこで，本研究では，これまでの異材溶接の限界と問題点を解決するため，

最近開発された高品質･高輝度のファイバーレーザまたは一部ディスクレーザとそのビームスキャンの集光光学系を用い，異種材料の高速レーザ重ね溶接法について検討し，溶接品質と機械的特性に及ぼす溶接速度の影響を評価する．また，溶融池表面と裏面のプルームやスパッタの発生挙動等の溶接現象を高速度ビデオカメラで観察し，溶融池内の合金元素分布を EDX 法などで分析して溶接メカニズムを解明する．

1.2 本研究の目的

本研究の目的は 3 つあり，その目的とそれを明確にするための実験・研究項目を以下に記す．

1.2.1 異材の高速・高品質レーザ溶接法の開発と溶接性の評価に関する研究

高品質シングルモードファイバーレーザを用いて異種金属の重ね溶接実験を実施する．異種材料としては，溶融溶接金属部に金属間化合物が存在しないものの組合せと金属間化合物が形成する可能性が高いものの組合せの両方を選んで実験を行う．シングルモードファイバーレーザでは，ビームのスポット径が非常に小さく，強度分布がガウス分布に近いのでパワー密度は非常に高い．この非常に高いパワー密度により，今まで実現できなかった超高速溶接を行い，金属間化合物の抑制に対する高速溶接の影響について，継手の引張せん断荷重と強度から評価し，異材の溶接性改善に対する高速溶接の効果を評価することを目的とする．

1.2.2 異材のレーザ高速溶接現象の観察と溶接メカニズムの解明に関する研究

異材に対してレーザ重ね溶接を行い，その溶接現象と材料組織挙動および溶接メカニズムを解明することを目的とする．

本研究で使用した材料の中で, 融点, 沸点, 蒸気圧などの物理的特性を比べてその物性が似ている Al と Ti の組合せの異材溶接を行い，SEM, EDX, XRD および TEM を用いて異材溶接時の材料組織学的挙動を観察し，分光分析装置によりレーザ誘起プルーム（プラズマ）成分を検出・同定して溶接挙動について研究する．また，高速度異材溶接結果に及ぼす異材の組合せの上下セット関係と板厚の影響を研究し，シングルモードファイバーレーザによる超高速異材重

ね貫通溶接機構を確立することを目的とする．

1.2.3　亜鉛めっき鋼板３枚重ねのリモートレーザ溶接法の開発に関する研究

さらに，自動車などに用いられている亜鉛めっき鋼薄板の３枚重ねに対して，シングルモードファイバーレーザによる高速溶接およびスキャナヘッドを用いたディスクレーザによるリモート溶接を行い，レーザ溶接結果と溶接現象との関連性を調査する．そして，良好な溶接部の作製が可能であったディスクレーザ溶接中のレーザ誘起プルームと熱放射の可視光および反射レーザ光をモニタリングし，各溶接結果および溶接現象とモニタリング信号との相関を明らかにし，溶接結果をモニタリング信号から判別するための基礎知見を得ることを目的とする．具体的には，３枚重ねの亜鉛めっき鋼板に対してディスクレーザによる溶接を行い，溶接現象を高速度ビデオおよびX線透視映像処理装置で観察し，まず溶接結果と溶接現象との相関について検討する．次に，溶接欠陥を含む各溶接現象とその溶接中に得られたモニタリング信号との相関について検討し，モニタリング信号から溶接結果を判定するための知見を得る．

1.3 本研究の構成

本論文は8章で構成されている．その内容は以下のとおりである．

第1章は，緒論であり，本研究の背景，目的および構成について述べている．特に，異材溶接の特徴について言及し，異材の従来の溶接加工法とレーザ溶接の適用例について述べている．

第2章では，本研究で用いた金属材料の種類とその特性および亜鉛めっき鋼板について述べ，さらに，使用したレーザ装置，実験装置および分析装置について詳述している．

第3章では，金属間化合物が存在する異種金属のレーザ重ね溶接性と金属間化合物が存在しない異種金属のレーザ重ね溶接性の差異を確認するため，金属間化合物が存在しない異種金属の組合せに対して，2 kW 連続発振型高品質シングルモードファイバーレーザ装置を用いて超高速溶接実験を実施した．特に，超高速異材重ね貫通レーザ溶接の特徴と溶接品質改善の可能性について検討している．

第4章では，金属間化合物が存在する異種金属に対して，2 kW シングルモードファイバーレーザによる重ね溶接実験を行った結果を述べている．シングル

モードファイバーレーザでは，ビームのスポット径が非常に小さく，きわめて高いパワー密度により，今まで実現できなかった超高速溶接が可能になった．そこで，金属間化合物が存在する異材に対する重ね貫通レーザ溶接を超高速度で行い，継手強度の向上と溶接品質改善の可能性について検討している．

第 5 章では，異種金属材料の溶融溶接現象を解明し，溶接性の高い継手を得るための知見を得ることを目的として, Al-Ti または Al-Cu の組合せに対してシングルモードファイバーレーザによる超高速溶接を行い，合金元素の分布については EDX 分析法により測定し，生成相については微小部 X 線回折法，TEM 観察と電子線回折法により同定した．さらに，異材の高速溶接結果に及ぼす材料の上下配置の組合せと材料の板厚の影響についても検討している．

第 6 章では， Al と Ti の組合せの異材高速重ね溶接部の材料組織を再度明確にすると共に，溶接中の溶融池の挙動，レーザ誘起プルームの挙動およびスパッタの発生状況を高速度ビデオで観察し，プルームの発光成分を分光分析法により同定して，上板および下板の溶融・蒸発挙動について推察し，溶接金属の生成機構について考察した．さらに，異材の高速溶接結果に及ぼす材料の上下の設置位置，溶接速度および試験片の板厚の影響についても検討し発光成分を検出・同定し，溶接現象を推察している．

第 7 章では，まず，シングルモードファイバーレーザにより亜鉛めっき鋼板の３枚重ね溶接を行い，溶接性について検討した．その結果，良好な溶接部を得ることが困難であると判断された．そこで，亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねに対しては，16 kW 連続発振型ディスクレーザを用いてビームスキャナヘッドによりリモート高速溶接を行った．そして，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねの可能性，溶接部の品質，レーザ条件の影響，隙間条件の影響による溶接特性について検討した．また，高速度ビデオカメラを用いて溶接時の溶融池とレーザ誘起プルームを観察することにより亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねのレーザ溶接現象について考察した．各種溶接パラメータを変化させて亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ね（厚さ 1.4 mm^t，0.12 mm^t，および 0.65 mm^t）溶接を行い，ポロシティやアンダフィルなどの溶接欠陥に及ぼすギャップの影響について検討し，良好な溶接部を作製するための条件を得ている．

第 8 章は，結論であり，本研究で得られた成果を総括している．

第 2 章　使用材料および実験装置

2.1　使用材料

2.1.1　使用した各種金属材料

本研究でレーザ溶接に用いた供試材は，Al，Cu，Ni，SUS304，Ti など，産業界で広く使われている材料であり，それらの化学組成および物理的特性をそれぞれ **Table 2.1** および **Table 2.2** に示す．使用材料は基本的に純金属を中心にして各材料の組合せでどのような溶接結果が得られるのかについて検討した．

試験片寸法は，長さ 70 mm，幅 30 mm で，板厚が 0.1，0.3，0.8 または 1.2 mm である．Table 2.2 の物理的特性によれば，融点が最も低い Al と最も高い Ti の差は約 1000 K であり，それらの熱伝導度および熱膨張係数はそれぞれ約 10 倍および約 3 倍の差がある．そのように，物性の差が大きい材料，物性が類似の材料，そして金属間化合物を生成しない材料と生成の可能性が高い材料の組合せで研究を行った．

Table 2.1 Chemical compositions (wt %) of materials used.

Metal	Al	Cu	Fe	Ni	Ti	Si	Mn	Others
A1050	99.57	0.02	0.26	-	0.03	0.11	0.01	-
A5052	96.76	0.04	0.28	-	0.02	0.13	0.08	Mg:2.44, Cr:0.23, Zn:0.02
Cu	-	99.99	-	-	-	-	-	-
SUS304	-	-	72.175	8.06	-	0.45	1.12	Cr:18.10, C:0.06, S:0.004, P:0.031
Ni	-	0.02	0.02	99.717	-	0.04	0.2	C:0.001, S:0.001, Mg:0.001
Ti	-	-	0.02	-	99.919	-	-	C:0.01, O:0.04, N:0.01, H:0.001

Table 2.2 Physical properties of pure materials used in this study.

	Al	Cu	Fe	Ni	Ti	SUS304
Melting point (K)	933	1358	1811	1728	1941	1703
Boiling point (K)	2792	2835	3135	3186	3560	-
Density (g/cm^3)	2.70	8.96	7.874	8.908	4.506	8.03
Thermal conductivity (W/m·K)	237	401	80.4	90.9	21.9	-
Thermal expansion ($\mu m \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$) (25 °C)	23.1	16.5	11.8	13.4	8.6	16.5
Vapor pressure (K) (1kPa)	2323	2362	2619	2683	2965	-
Vickers hardness (MPa)	167	369	608	638	970	-
Poisson ratio	0.35	0.34	0.29	0.31	0.32	0.29

2.1.2　使用しためっき金属材料

本研究で使用しためっき鋼薄板は，亜鉛めっき鋼 SP781 で，板厚が 0.65，1.2, 1.4 および 2.6 mm の異なる 4 種類である．その化学成分を **Table 2.3** に示す．亜鉛の融点と沸点はそれぞれ 692 K (419℃), 1180 K (907℃)であり，鉄はそれぞれ 1811 K (1538℃)と 3135 K (2862℃)であるので, 鉄の融点は亜鉛の沸点より高い．このため, 溶融溶接時には亜鉛が蒸発しやすい．このため, 亜鉛めっき鋼板の溶接では，ポロシティまたはアンダフィルの溶接欠陥が発生しやすい．自動車車体に適用される代表的な亜鉛めっき鋼板は製造法により電気めっきと溶融めっきに分けられ，材質面では，純亜鉛と亜鉛合金の二種類に大別される．本研究で用いた亜鉛めっき鋼板は, 合金化溶融亜鉛めっき GA (Galvannealed steel) 鋼板である．GA 材は防錆を目的しており，他の表面処理に比べて防錆期間が長く，経済的に有利である．GA 材は自動車車体の外内板および家電製品の外

Table 2.3 Chemical compositions of Zn-coated (GA) steel sheet used.

Material	Galvanizing	Chemical compositions (mass %)							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Fe
SP781	coated	0.002	0.014	0.159	0.0107	0.0048	0.01	0.01	Bal.

内板などに用途している[4,17,86]．合金化溶融亜鉛めっき鋼は，原板の冷延鋼板が亜鉛浴中に浸漬めっきされ，急速冷却の後，再度加熱する製造プロセスで製造される．この時，亜鉛めっき層近傍にはめっき層への母材からの鉄の拡散により合金化が起こる．Fig. 2.1(a) は GA 鋼板のめっき層を母材から合金化部までの相構造の模式図を示しており，(b) は Zn-Fe の２元系状態図を示している．ここで，Zn-Fe 化合物とそれに基づく相構造には，図に示されるように，めっき層の厚み方向に，母材から表面へ向かって，Fe，Γ相（Fe_3Zn_{10}），Γ_1 相（Fe_5Zn_{21}），δ_1 相（$FeZn_7$），ξ相（$FeZn_{13}$）の順に共存している[4,17,86]．

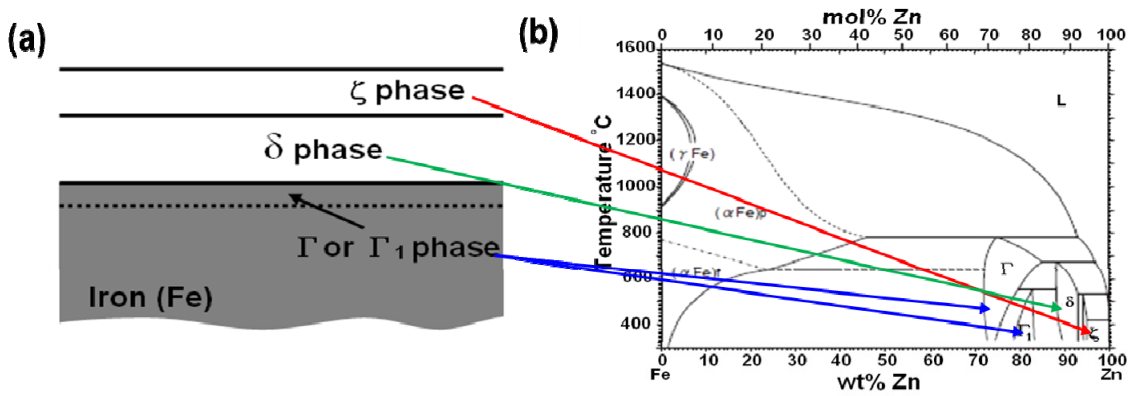


Fig. 2.1 (a) Schematic illustration of surface layer phases in zinc-coated steel sheet, and (b) Fe–Zn binary equilibrium phase diagram.

使用した亜鉛めっき鋼薄板の場合，自動車産業で一般的に使われている板厚のもので, 寸法が約 50 mm×50 mm で, 上板に板厚 1.4 mm，中板に板厚 1.2 mm，下板に板厚 0.65 mm の組合を中心に実験を行った．その母材の亜鉛めっき層を表面側から鋼母材側まで TEM-EDX（EDX : Energy Dispersive X-ray Spectrometer）分析を行って得られた写真を **Fig. 2.2** に示し，EDS 測定値 Fe と Zn の比率と生成相は **Table 2.4** に示す．亜鉛めっき層の厚さは約 8μm である．

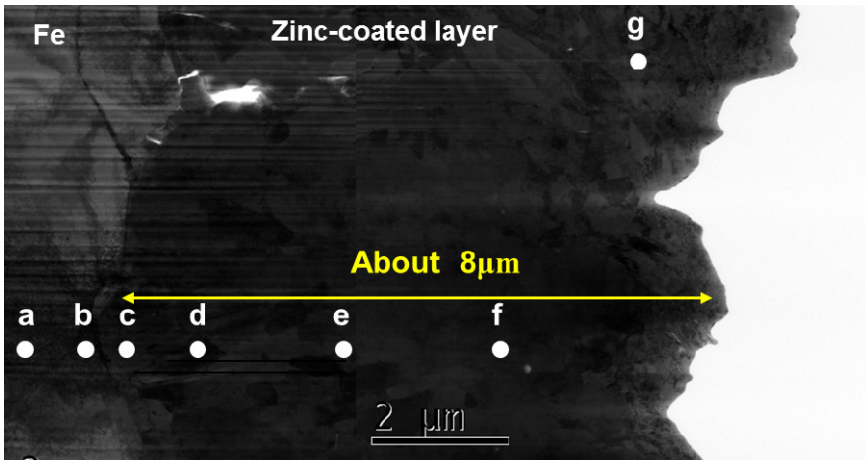


Fig. 2.2 TEM photo showing zinc layer of zinc-coated steel used in this study

Table 2.4 EDS point analysis results of Fe and Zn for prediction of respective phases.

Area / Element	Fe		Zinc-coated layer				
	a	b	c	d	e	f	g
Fe	99.91	99.78	31.77	17.21	11.48	10.74	8.73
Zn	0.09	0.22	68.23	82.79	88.52	89.26	91.27
Phase	αFe	αFe	αFe+Γ	Γ	δ+Γ	δ	δ+ζ

2.2　レーザ溶接実験装置

2.2.1　最大出力 2 kW の連続発振型シングルモードファイバーレーザ装置

シングルモード光ファイバー（SMF: Single Mode Fiber）は，**Fig. 2.3** に示すように，光ファイバーのコア径が小さくなるにつれて光ファイバー中を伝搬できるモードの数は減っていき，コア径が一定値より小さくなり，基本モードのみが残る光ファイバーである [85,89-94]. そして, シングルモード光ファイバー（SMF）において，光強度分布はガウス分布（Gaussian distribution）に近いことが理論的に証明されている [85,89-94].

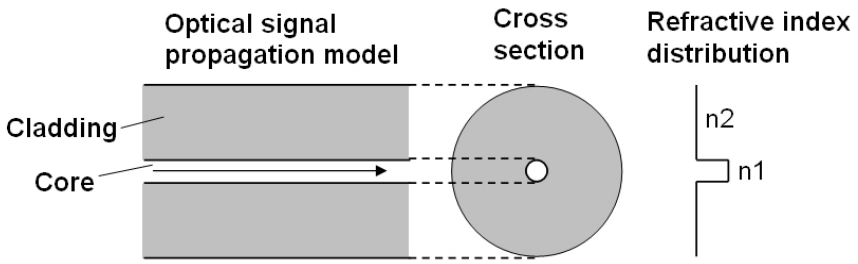


Fig. 2.3 Optical signal propagation and refractive index distribution of single mode optical fiber[85].

本研究で使用した 2 kW のシングルモードファイバーレーザ装置の発振器，冷却器，コントローラおよびスキャナヘッドの外観写真を **Fig. 2.4**(a), (b), (c)および(d)に示す．コア径 14 μm のファイバーで伝送され，焦点距離 318 mm の集光レンズで構成されたレーザヘッドによって集光される．この集光状況におけるスポット径，ビーム形状およびパワー密度を **Fig. 2.5** に示す．このレーザのビーム品質（BPP）は 1.05 mm·mrad であり，焦点位置でのスポット径は約 27.6 μm である．

(a) Oscillator (2 kW max power)

(b) Chiller

(c) Panel

(d) Laser head

Fig. 2.4 General views of 2 kW single mode fiber laser apparatus, chiller and laser head used in this study.

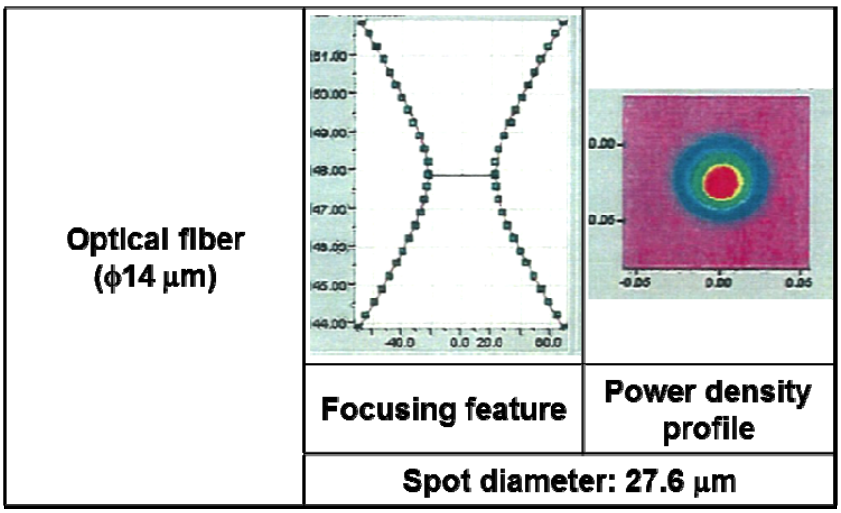


Fig. 2.5 Focusing situation, beam mode, spot diameter and power density of 2 kW SM fiber laser measured by special beam profiler.

2.2.2　最大出力 16 kW の連続発振型ディスクレーザ装置

本研究で使用した連続発振型ディスクレーザ装置は，TRUMP 社製の最大出力 16 kW ディスクレーザ装置（型式：TruDisk-16002）である．ディスクレーザは，1990 年代に Stuttgart 大学の Adolf Giesen らによって提唱されたレーザ媒質として，**Fig. 2.6** に示すように，ごく薄いディスク状の結晶（アクディブミラー）が利用された．これにより［表面積／体積］比を大きくでき，放熱性を向上させることができる [84,85,87,88]．ディスクレーザの媒質には，一般的に Yb:YAG や Yb:YVO_4 などが利用され，その典型的な厚みは約 100 ~ 200 μm 程度であり，直径は約数 mm ~ 20 mm 程度である．レーザ結晶内部の温度勾配がほぼ均一にするため，この媒質をインジウムなどにより冷却用ヒートシンク（Heat sink）に接着し，レーザ媒質(Laser medium)の発熱は平面で一方向に消散する．それで，熱レンズ効果を 1 桁程度低減でき，ロッド型レーザに比較して安定しながら優れたビーム品質を得ることができる長所がある [85]．

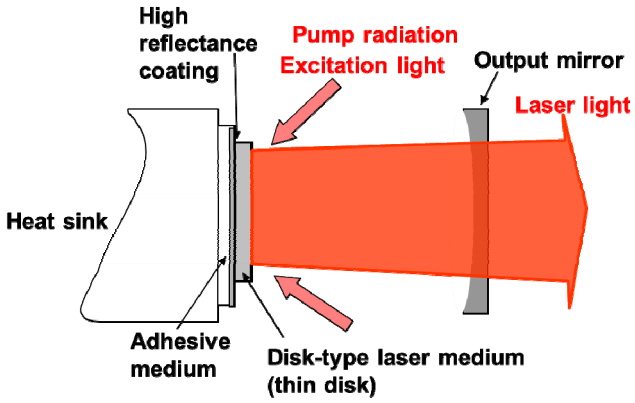


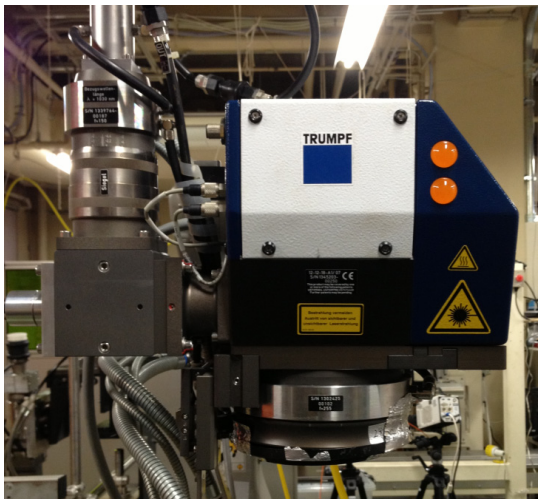
Fig. 2.6 Configuration diagram of disk laser resonator[84,85,87,88].

本研究で使用した連続波形 16 kW ディスクレーザ装置の発振器および冷却器の外観写真を **Fig. 2.7** (a)および(b)に示す. これらのレーザ装置は YAG の結晶からなる 4 個のディスクを用い，波長λ: 1.030 μm のレーザビームを発振する．16 kW ディスクレーザ装置から発振されたレーザビームは，コア径ϕ 200 μm のファイバーによって伝送され，焦点距離 291.5 mm の集光レンズで構成された TRUMPF 社製の PFO33D のレーザスキャナヘッド（最大速度：600 m/min）に

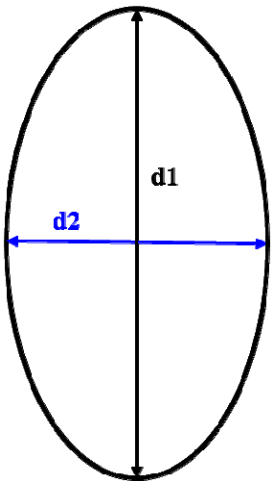
よって集光される．レーザスキャナヘッドの外観写真および加工領域を Fig. 2.7(c) および(d)に示す．溶接ヘッドは，長い加工距離等の場合のリモート溶接に使用でき，2 枚のガルバノ・ミラーがレーザの集光スポットを加工領域内で高速で位置決めする．ミラー角度は高精度かつ高応答性で調整できる．レーザスキャナヘッドの加工領域は約 d_1=180 mm，d_2=100 mm である．そのレーザビーム集光のポット径とビーム形状を測定した結果を **Fig. 2.8** に示す．ビーム品質（BPP）は 8 mm·mrad であり，焦点位置でのスポット径は約 300 μm である．

(a) Oscillator (16 kW max power)

(b) Chiller



(c) Scanner head



(d) Processing field

Fig. 2.7 General views of 16 kW disk laser apparatus and chiller used in this study.

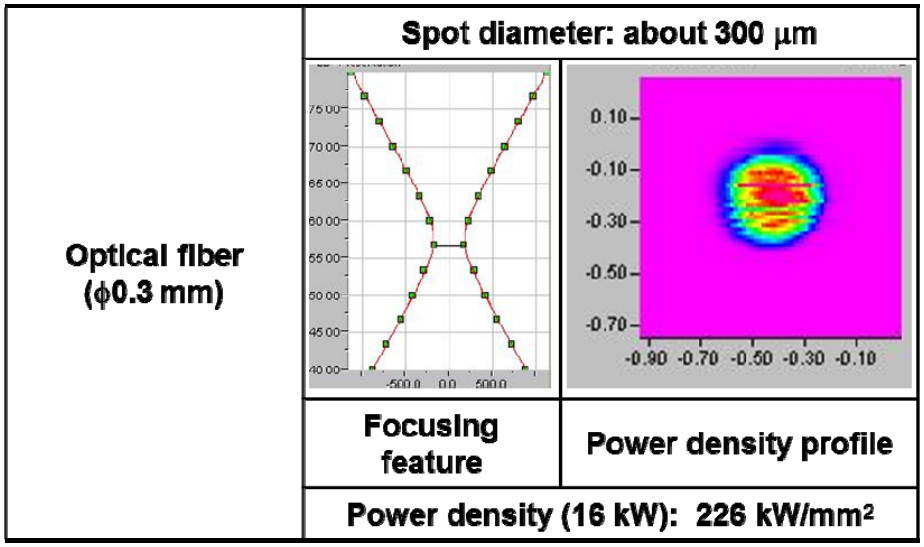


Fig. 2.8 Beam diameter, profile and power density measured for 16 kW disk laser.

2.3　溶接現象観察装置および分析装置

2.3.1　高速度ビデオカメラ

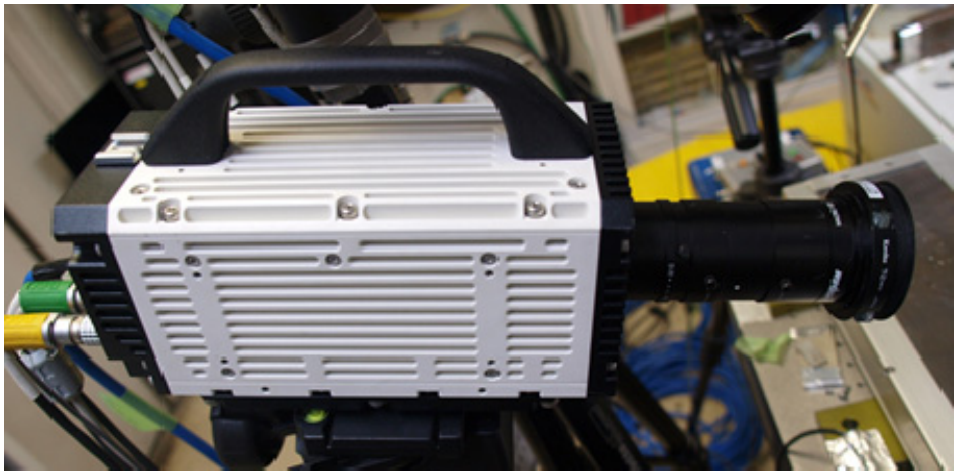
レーザ溶接中におけるレーザ誘起プルームや溶融池の挙動観察にモノクローム（Monochrome）およびカラーの高速度ビデオカメラを使用した．高速度ビデオカメラの外観写真を **Fig. 2.9** に示す．16 kW ディスクレーザ装置を用いた亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね溶接実験は（株）ナックイメージテクノロジー社製の Memrecam fx Rx-6 を使用した．本ビデオカメラはフルフレームでは最高 4,000 frames/s, 分割フレームでは最高 210,000 frames/s での撮影が可能である．そして，大容量のメモリを搭載しているため，10,000 frames/s では約 2.5 秒間の記録が可能であり，録画した画像データは FC-AL (1 Gbps)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「fxLink」を用いて画像処理およびデータの保存が可能である．本実験では，モノクロームカメラを用いて溶融池の挙動を 10,000 frames/s で観察し，カラー（Color）カメラを用いてレーザ誘起プルームの挙動を 5,000 frames/s の条件で観察した．

また，非常に早い速度のシングルモードファイバーレーザを用いた異材溶接のレーザ誘起プルームや溶融池の挙動観察は Fig. 2.9(b)に示したように（株）ナックイメージテクノロジー社製の Memrecam Gx-6 を使用した．Gx-6 は fx Rx-6 のバージョンアップであり，高速度ビデオカメラは 131 万画素の固体撮影素子

が有り，モノクロで ISO20000 相当，カラーで ISO5000 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 での撮影が可能である．そして，4GB の大容量の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簡易保存が可能である．特に，画質が fx Fx-6 より良いため，高速度の撮影に有利である．

シングルモードファイバーレーザを用いた異材溶接のレーザ誘起プルームや溶

(a) General view of high speed video camera (MEMRECAM fx Rx-6)



(b) General view of high speed video camera (MEMRECAM Gx-1)

Fig. 2.9 General view of two high-speed video cameras used.

融池の挙動観察実験では，モノクロームカメラおよびカラーカメラを用いてそれぞれ溶融池の挙動およびレーザ誘起プルームの挙動を 25,000 frames/s で観察した．

特に，溶接時の表面の溶融池挙動をより鮮明に観察するために，**Fig. 2.10** に示すカンタムエレクトロニクス製の最大出力 30 W のファイバーカップリング式高出力半導体レーザ装置（形式：NBT-S30-mk Ⅱ SR）を照明光源として用い，モノクローム高速度ビデオカメラと干渉フィルターを組み合わせて使用した．波長 980 nm のレーザをコア径φ 600 μm，NA 0.22 の光ファイバーで伝送している．本実験ではレーザ光をコリメートレンズで平行光にして使用し，利用されたカメラレンズは，溶融池の挙動のモノクローム高速度ビデオカメ観察に照明光と一緒に使った干渉フィルター（中心波長：973.4 nm，半値幅：5.0 nm）およびレーザ誘起プルームのカラー観察に使った干渉フィルター(測定範囲：300 ~ 750 nm）の外観写真をそれぞれ **Fig. 2.11**(a)，(b)および(c)に示す．

Fig. 2.10 General view of laser diode system.

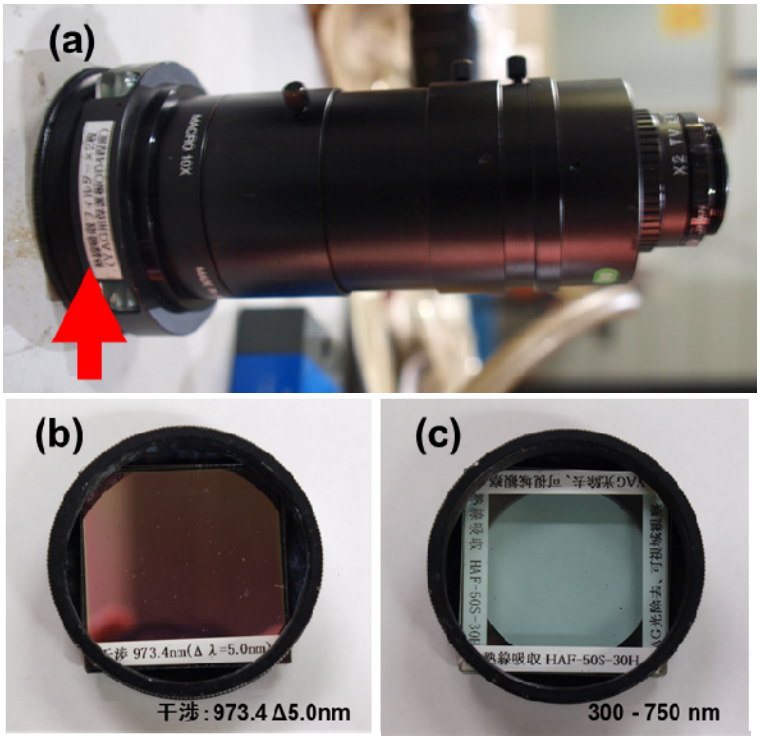


Fig. 2.11 Lens and filters of high-speed video camera (MEMRECAM Rx-6 and Gx-1).

2.3.2　モニタリング装置および分光器

最近，レーザ加工の信頼性を向上させるため，加工プロセスのモニタリング技術の重要性が注目されている [95-106]. 本研究でのモニタリングはレーザ溶接のプロセス現象を把握し，その品質管理として活用されるだけでなく，そのモニタリングデータを解析し，設備へフィードバックして品質向上に活用することができる技術である．また，レーザ溶接現象は非常に複雑で未解明な部分が多いため, 経験をつんだ熟年の技術者でも原因追及が容易ではない [95-106]. そこで，レーザ溶接と同時に発生する信号を検出して，溶接品質をインプロセスでモニタリングする試みが行われ，加工現象を把握するとともに，溶接品質を常時確認できるモニタリング装置の開発が要望されている [95-106].

非接触で溶接状況をモニタリングする手法として，溶接部から発する反射光や熱放射光などの光計測，音の計測，溶接部や溶融池の画像処理など多数のモニタリング方式が提案されており，加工形状や溶接欠陥を検出する方法がいくつか報告されている [96-105]．しかし，溶接現象とモニタリングデータの相関の理解に関する実験結果やデータは少なく，どのようなモニタリング信号が有効で

あるのかについては，まだ不明である．

特に，亜鉛めっき鋼薄板のレーザ重ね溶接では，スパッタが発生してポロシティやアンダフィルのある不良な溶接部が形成しやすい．現在，亜鉛めっき鋼板 2 枚のリモートレーザ重ね溶接は実用化されており，現場でモニタリングによる不良品選別を実現している．しかし，薄板 3 枚重ね溶接については，レーザ溶接性が十分に理解されていない．したがって，亜鉛めっき 3 枚重ねレーザ溶接時のモニタリング手法を確立するに当たって，まず，レーザ溶接時の溶込み特性や溶接欠陥の発生等の特徴とそれらに及ぼすレーザ照射条件と隙間（Gap：ギャップ）の影響を明確にすることは重要である．特に，溶接欠陥の発生についてはその検出と欠陥防止策を構築することが重要となってくる．そこで第 7 章では，亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねのファイバーレーザ溶接またはディスクレーザ溶接を行い，各種溶接条件での溶接結果および溶接性について検討した．また，ディスクレーザ溶接結果を観察し，モニタリングのデータと比べて分析し，モニタリングの可能性を検討した．そのモニタリングの実験装置の模式図を **Fig. 2.12** に示し，モニタリング信号を測定したデータロガーを **Fig. 2.13** に示す．レーザと同軸上の溶接中に溶融部から発する可視光およびレーザ

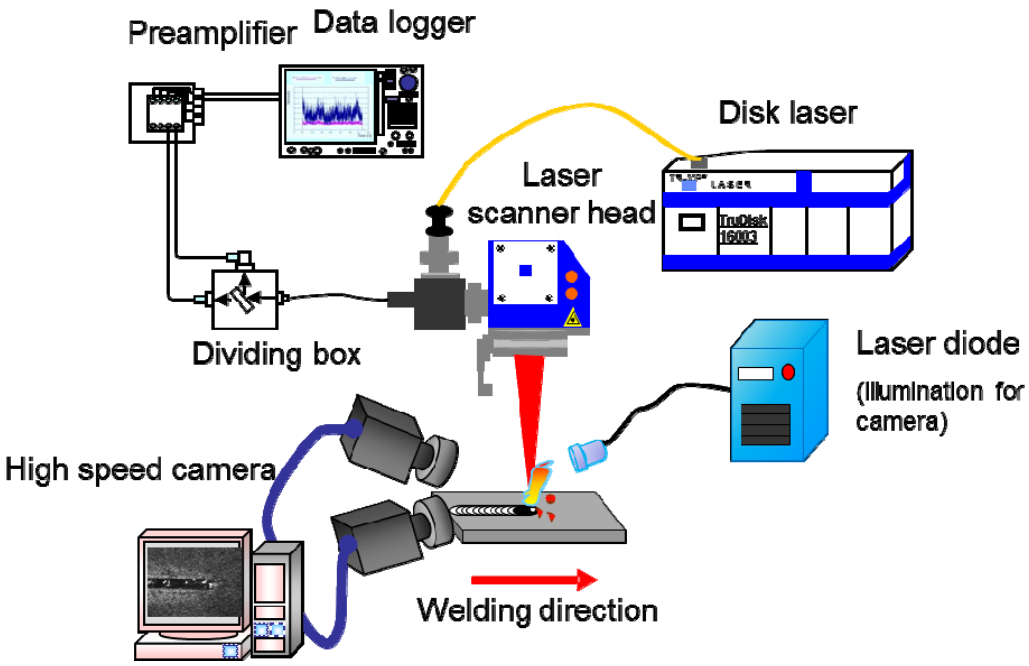


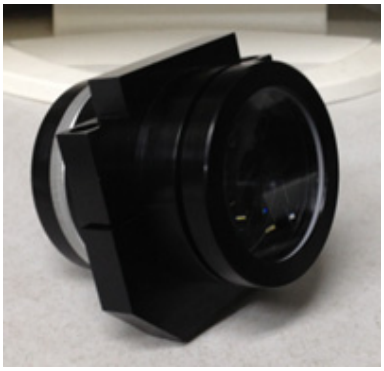
Fig. 2.12 Schematic arrangement of monitoring experimental apparatus.

Fig. 2.13 General view of data logger for monitoring system used.

反射光の強度をレコーダーによって測定（モニター）し，同時に高速度ビデオカメラによる溶接現象の観察を行った．

レーザ誘起プルームおよび溶融池からの熱放射を分光器 HR2000+を用いて分光分析を行った．その装置の外観を **Fig. 2.14**(a)に示す．HR2000+はマルチチャンネル分光測光装置であり，多波長が同時に測定可能である．本装置は，スリット幅 5 μm，グレーティング 300 gr/mm（分解能：1.00 nm）であり，測定可能波長範囲は 200～1100 nm で, 受光素子チャンネル数は 2048 ch となっている．本実験で利用した集光器は Fig. 2.14(b)に示し，焦点ヘッドの焦点距離 f は 190.29nm である．集光された光は光ファイバーによって分光器へと伝送され，PC で専用ソフト「Ocean Optics Spectrasuite」を用いて 1 データ/2000ns の速度でデータ処理およびデータを簡単に保存した．

(a) Spectroscopic instrument.



(b) Focusing head

Fig. 2.14 General view of spectroscopic instruments.

2.3.3　X 線透過試験装置および X 線透視映像処理装置

亜鉛めっき 3 枚重ね溶接後，欠陥が多い試験片については，溶接ビード内部のポロシティ生成状況およびその分布を調べるため，また，溶接時の試験片内部におけるキーホール挙動，気泡の発生状況やポロシティの生成機構などを調べるため，マイクロフォーカス X 線透視撮影装置（(株) 島津製作所製，MTT-225 ）を用いて観察を行った．このシステムの概略図を **Fig. 2.15** に示す．本装置は，図のように X 線源である X 線管 (X-ray tube)，試験片を透過した X 線の強度を可視化するイメージインテンシファイア，可視画像を記録する高速度ビデオカメラと PC，画像を確認する CRT，モニターから構成されている．

イメージインテンシファイア(X-ray image intensifier)については，その原理図を **Fig. 2.16** に示す．X 線管から照射された X 線は被写体である試験片を透過し，その像をイメージインテンシファイアの入力蛍光板 (Image intensifier) へ照射する．この蛍光板は照射された X 線の強度に比例した光電子を放出する．その放出された光電子は管内において電子レンズにより加速・集束され，出力蛍光板を励起し，可視像を出力する．そのとき，出力可視像のスペクトルを Fig. 2.16 の右側に示す [107-113]．

この装置における管球は，開放型と呼ばれる方式を採用した微小焦点寸法を有する X 線管球（最大管電圧 160 kV，最大管電流 1 mA）を用いており，最小焦点寸法が 4 μm と小さいため，高拡大率においてもシャープな画像が得られる．この装置の可視像の観察には，Nac 社製のモノクローム高速度ビデオカメ

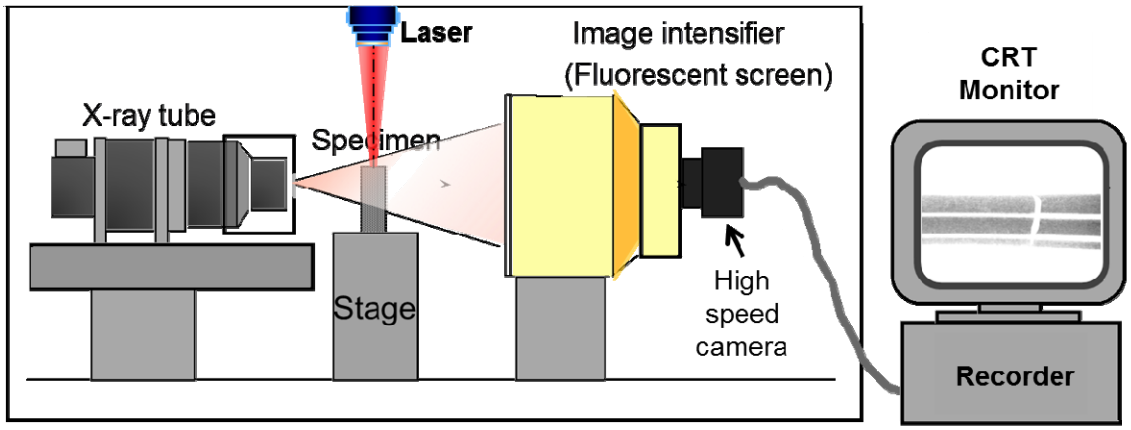


Fig. 2.15 Schematic arrangement of X-ray transmission imaging system used.

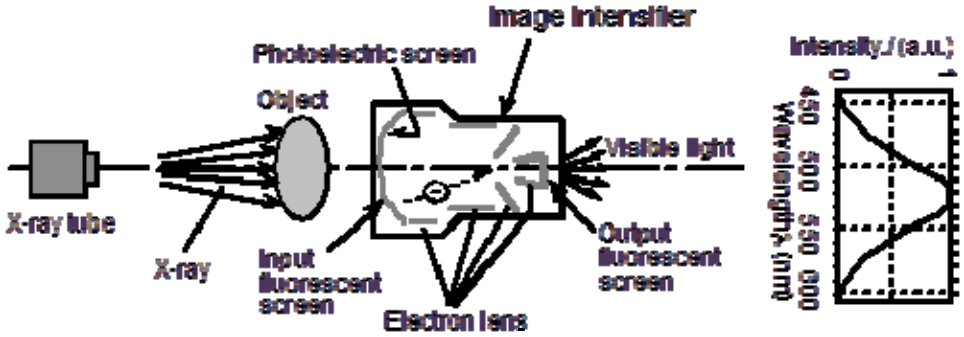


Fig. 2.16 Principle of imaging intensifier[107-113].

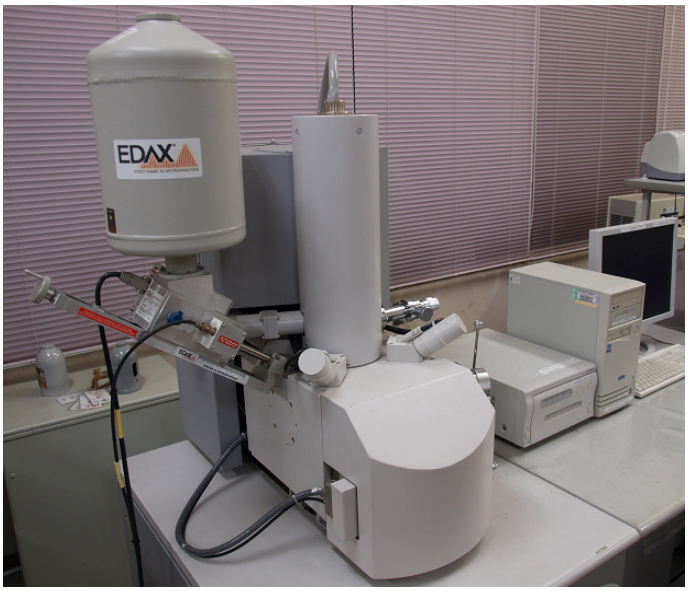
ラ（Hi-Dcam 2000SC）を用い，撮影はフレームレート 250～1,000 F/s で行った．

また，一般に，液体金属と固体金属では X 線透過率と吸収率に差がほぼないことから，溶接中における溶融池形状の形成状況や湯流れを観察するには，トレーサとして母材に別の物質を埋める必要があった．溶融池形状を観察する場合には，溶接する面の表面に，直径（ϕ）約 1 mm，深さ約 1～1.5 mm の穴を開け，直径（ϕ）約 1 mm の白金（Pt）のワイヤを埋め込んだ．白金は，母材と融点は近いが，密度が異なるために母材よりも X 線透過能が低く，濃淡の差が表れるコントラストの強い画像が得られ，溶融池形状を知ることが可能である．また，白金の溶融状況の時間変化から，流動状況や攪拌の様子を観察することもできる．

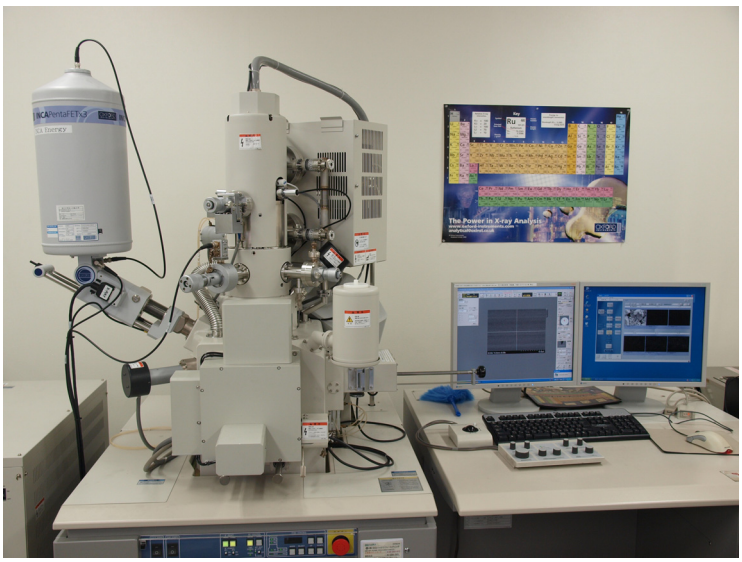
2.3.4　エネルギー分散型分析装置（EDX）付き走査型電子顕微鏡(SEM)

溶接部の微細組職の挙動と内部に生じていた割れの破面形態の特徴を調べるため，**Fig. 2.17** に示す ELIONIX 社製（型式：ERA-8800FE）の走査型電子顕微鏡（SEM: scanning electronic microscope）と HITACHI 社製(SU-70)の超高分解能分析走査電子顕微鏡（FE-SEM: field emission scanning electronic microscope）を用いて試料の断面と破面の観察を行った．SEM は電磁レンズを用いて細く絞った電子線を試料表面で走査させ，試料表面の形状，化学的・物理的性質に応じて発生する二次電子を検出して画像化している．電子線は可視光よりもはるかに短い波長を有するため分解能が非常に高い．また，プローブの開き角が小さいため光学顕微鏡と比べて焦点深度の深い像が得られることで試料表面の凹凸を観察できるようになっている．

ERA-8800FE は環境制御型 3 次元微細構造解析システム(3D-SEM)で，電子線３次元粗さ解析装置であり, 分解能は加速電圧 30 kV, 1.5 nm で, 20 から 600,000 の倍率で観察することができる．さらに，SU-70 の FE-SEM は加速電圧 15kV で 1.0nm の分解能で，高倍率モードでは x100～x80,000，低倍率モードでは x25～x2,000 の倍率で観察が可能である．



(a) ERA-8800FE



(b) SU-70

Fig. 2.17 General view of scanning electron microscopes (SEM).

2.3.5　微小部Ｘ線回折装置(XRD)

本研究に使用したＸ線回折装置(XRD: X‐ray diffraction)は微小領域の測定が可能なBruker AXS 社製のD8 DISCOVERである.その写真を**Fig. 2.18**に示す.高輝度X線源 Turbo X-ray Source(μFX) の採用により、従来長時間測定が必要な100μmφ以下での定性・極点・応力測定時間やマッピング測定時間が大幅に短縮されている. ファインフォーカスによる高輝度X線でより微小な領域をより短時間で測定できる。これにより、高機能化・高密度化された先進素材や新デバイスなどでニーズが増えている 10μm オーダーの微小領域における定性分析・極点図形・残留応力の迅速測定も可能になる.

CuKα 線で入射ビームのノズル径φ0.3mm を使って, レーザ溶接部の微小領域での X 線回折を行った. 回折データの測定は, CCD カメラとレーザビームを用い, 観察部の中心が試料回転軸およびX 線ビームの回折中心と一致するように, 測定点の正確な位置決めと焦点合わせを行った後に実施した.

Fig. 2.18 General view of X-ray diffractometer (XRD).

2.3.6　透過型電子顕微鏡装置(TEM)

異種金属のレーザ接接金属部の微細組織を観察し,生成相を同定するために,JEOL 社製（JEM-2100F）の電界放出型透過電子顕微鏡（TEM: Transmission Electronic Microscope）を用いた．その装置の外観写真を **Fig. 2.19** に示す．このTEM の加速電圧 160 および 200 kV での点分解能は 0.19 nm であり，プローブの最小径は 0.5 nm である．試料の傾斜と回転が可能でレーザ接接部をナノメータレベルで解析できる．また，レーザ接接部の微細生成相の元素分析および構造解析を行うため，TEM-EDX（EDX: Energy Dispersive X-ray Spectrometer）および TEM-NBD（NBD: Nano Beam Diffraction）を用いて解析を行った．

Fig. 2.19 General view of transmission electronic microscope (TEM).

2.4 溶接部の硬さ測定とレーザ溶接継手の機械的特性評価装置

2.4.1 硬さ測定装置

溶接部の硬さ分布については，（株）Mitutoyo 製の微小硬さ試験機（HM-221）を用いてビッカース硬さを計測した．その装置の外観写真を **Fig. 2.20** に示す．試験片はマイクロカッタで計測したい溶接部を切断した後，0.3 μm に研磨して準備し，荷重 50 g を 20 秒間負荷して硬さ分布計測を測定した．

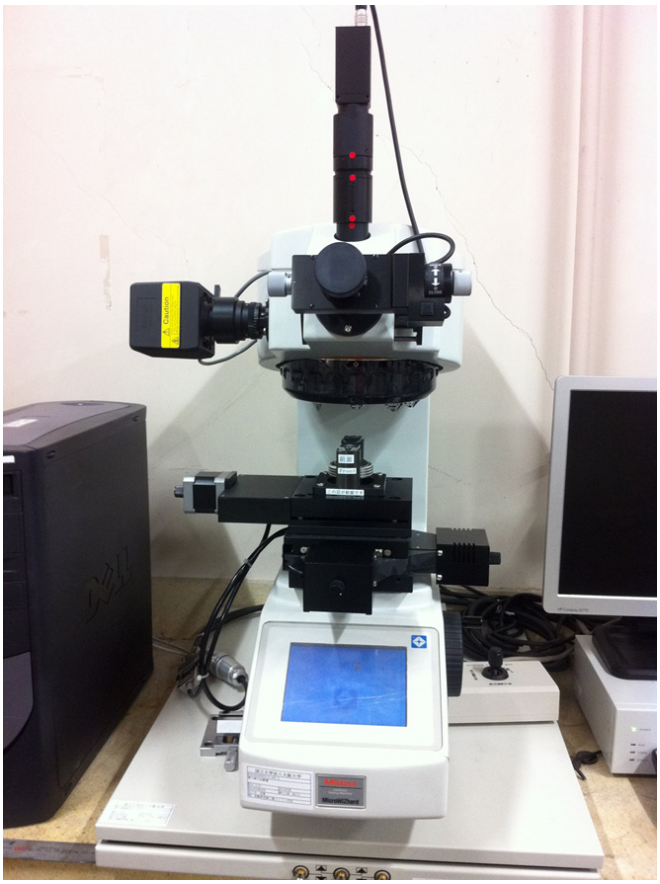


Fig. 2.20 General view of micro hardness testing machine (HM-221).

2.4.2　引張試験装置

本研究で使用した引張試験装置は，定速ひずみ方式の島津製作所社製のコンピュータ計測制御精密万能試験機（AG-10 kNE）である．その装置の外観写真を **Fig. 2.21** に示す．上下にチャックがあり，下部のチャックが下方に移動するものである．本研究では引張せん断試験を 1 m/min の速度で統一して実施する．

Fig. 2.21 General views of tensile test machines used (AG-10Kne).

第３章　金属間化合物が存在しない異種材料における シングルモードファイバーレーザ溶接

3.1　緒言

異種材料の溶融溶接の場合，金属間化合物が形成しないと，溶接は通常可能であり，金属間化合物が形成すると，割れが発生しやすく，溶接は一般的に困難であることが知られている. 一方, シングルモードファイバーレーザの場合, 集光ビーム径が非常に小さくできてきわめて高いパワー密度が達成でき，今まで実現できなかった超高速溶接が可能となる [87-94]．このため，金属間化合物が存在する場合でも異材に対する速い溶接速度により金属間化合物の生成量を抑制でき，異材でも良好な溶接部の作製が可能となることが期待される．なお，異材のレーザ溶接の場合，一般的に，突合せ溶接より重ね溶接により良好な溶接部が作製されている [9-14,16,18-21,25,45-80]．

そこで，本章では，金属間化合物が存在する異種金属のレーザ重ね溶接性と金属間化合物か存在しない異種金属のレーザ重ね溶接性の差異を明確にするため，シングルモードファイバーレーザを用いて，まず金属間化合物が存在しない場合の異材重ね溶接を遂行して，その溶接性を評価した．また，高速の溶接現象を高速度ビデオカメラで観察して溶接機構について考察した．そして，これらの結果は，次章において，金属間化合物が存在する異種金属のシングルモードファイバーレーザ重ね溶接性と比較検討するための資料とする．

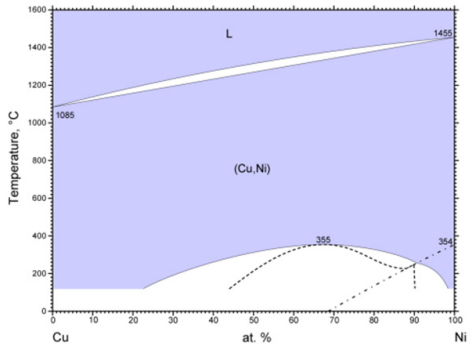
3.2　使用材料，実験装置および実験方法

本章で使用した金属材料は，Cu，Ni および SUS 304 (約 70% Fe)であり，その主要元素からなる Cu-Ni，Fe-Ni および Cu-Fe の２元系の状態図を **Fig. 3.1** に示す [114-116]．二つの主要な金属元素の間には金属間化合物を生成しない材料の組合せである．なお，SUS304 は，厳密には Fe と異なるが，実用の観点から Fe の代用として利用した．各試験片薄板の化学組成および機械的性質はすでに第２章の Table 2.1 および Table 2.2 に示している. 各試験片寸法は, 長さが 70 mm, 幅が 30 mm で，厚さが 0.3 mm である．

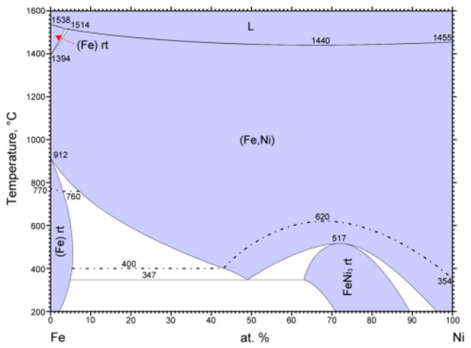
ところで, 銅は種々の工業分野であらゆる用途に広く用いられている. 特に, 高い熱伝導率で機械加工性にも優れているため，銅電線，電気器具の配線，電

磁石のようなデバイス，ヒートシンクや熱交換器のような廃熱・放熱部分などに用いられている．そして，Cu と他の金属材料の異材の組合せも広い範囲で適用されている．その異材溶接が自由に利用できるともっと多様な分野への展開が期待される．

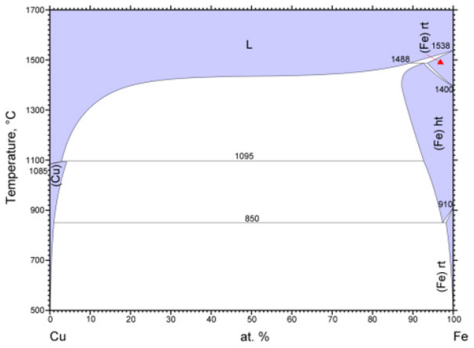
Cu-Ni および Fe-Ni については，Fig. 3.1(a)および(b)から，各金属の混合した溶融溶接部の液相線温度と固相線温度の範囲（凝固温度範囲；固液共存領域）がきわめて狭いことがわかる．したがって，一般的に Cu-Ni および Fe-Ni の異材溶接部の凝固割れ感受性は低いことが予想される．一方，Cu と SUS304 の異材溶接の場合，Fig. 3.1(c) の Fe-Cu２元系状態図から，金属間化合物は生成しないが，いくつかの問題点がある．まず，Cu と SUS304 を溶融・混合すると約 10~90% Cu の組成で固液共存領域が広い融液となるため，凝固割れが起こりやすくなる．また，SUS304 ようにオーステナイト系のステンレス鋼は Cu が微量混入されると初晶 γ 相凝固をして，P，S などの不純物元素と Cu が結晶粒界に



(a) Cu-Ni



(b) Fe-Ni

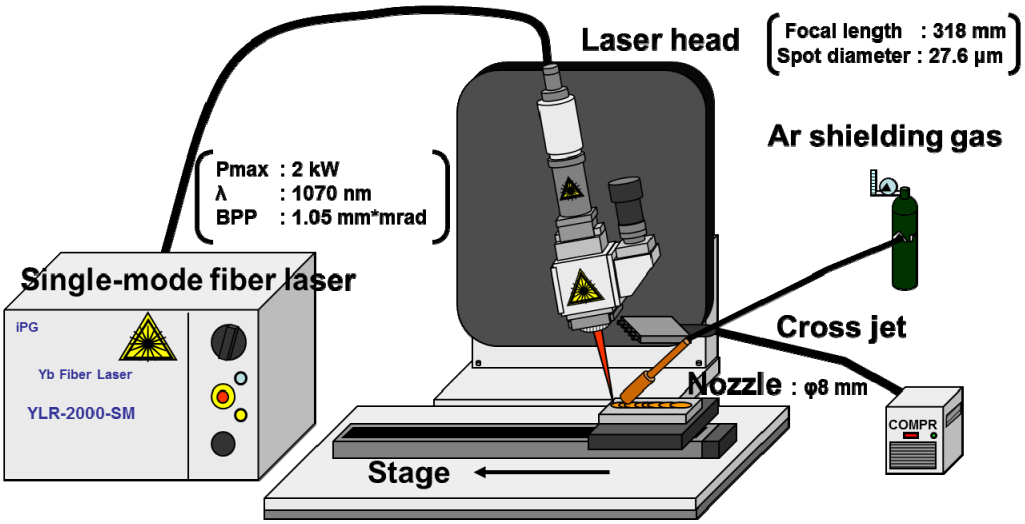


(c) Cu-Fe

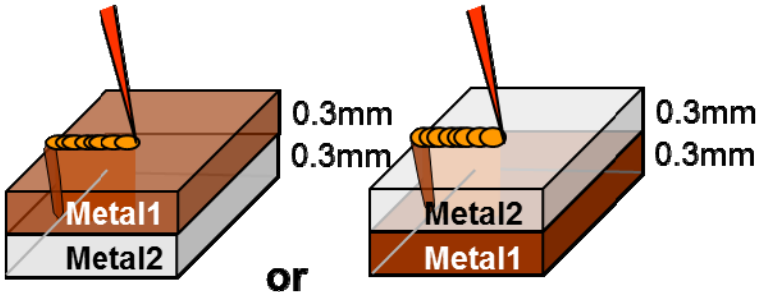
Fig. 3.1 Typical binary phase diagrams for laser welding of dissimilar showing no formation of intermetallic compounds[114-116].

ミクロ偏析しやすくなるので凝固割れが起こりやすくなると推察される．一方，Cu を多く溶かした場合，SUS304 側の HAZ 部に引張応力が付加され Cu の融液が鉄鋼材料の結晶粒界に侵入して液体金属脆化割れが起こる可能性もある．したがって，SUS304 と Cu の異材溶接では上述した 3 点の溶接欠陥発生機構に注意する必要がある [74,116]．

シングルモードファイバーレーザによる異材溶接状況を **Fig. 3.2**(a)に示す．2 枚の薄板をステージ上に固定し，レーザ加工ヘッドを垂直から 10° 傾けて，焦点位置 0 mm，レーザ出力 1 kW，溶接速度を 5 m/min から 50 m/min まで変えて高速レーザ異材重ね溶接実験を行った．利用した異種材料は Fig. 3.2(b)に示すように，材料の上下を変えて実験し，溶接性に及ぼす上下位置の影響についても検討した．



(a) Schematic experimental set-up



(b) Schematic specimens set-up

Fig. 3.2 Schematic experimental set-up for 2 kW single-mode (SM) fiber laser welding of dissimilar metals

3.3　異材のシングルモードファイバーレーザ重ね溶接結果とそれに及ぼす溶接速度の影響

3.3.1　はじめに

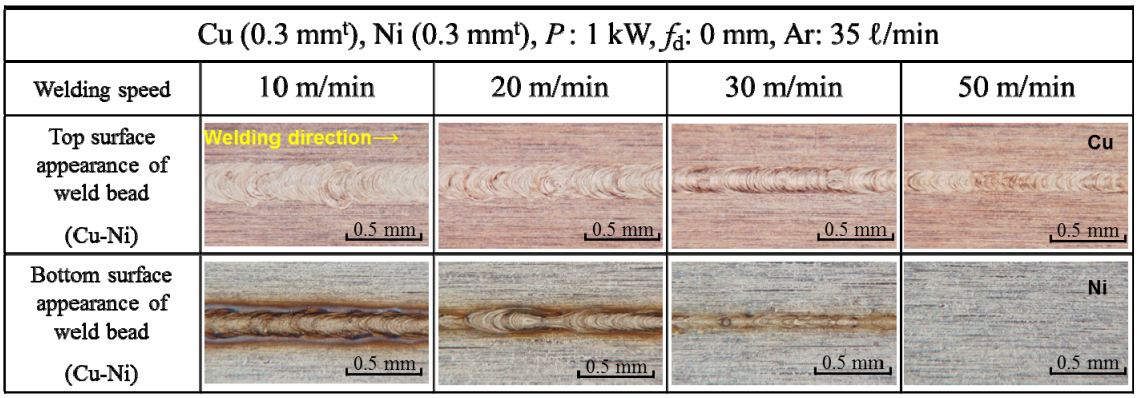
使用した金属材料は，金属間化合物が存在しない組合せであり，Cu-Ni SUS304-Ni および SUS304-Cu である．今までに研究されてきた異種材料の溶接性評価結果の Table 1.1 によると，Cu-Ni のレーザ溶接性と電子ビーム溶接性は E(Excellent)と 1(Very desirable)であり，溶接が非常に容易であると判断されている．なお，Cu は通常レーザに対する反射率が高いため，レーザ溶接は困難であると考えられているが，電子ビーム溶接ではその問題は起こらない．ただし，熱伝導率が高いため溶融部は狭くなるか，速度が極めて遅い場合は逆に広くなる．Fe-Ni の場合は G(Good)と 2(Probably acceptable)であり，Fe-Cu の場合は，F(Fair) 2(Probably acceptable)である．これらの比較的良好な評価は，溶接金属部に脆弱な金属間化合物を形成しないために得られたと考えられる．

そこで，本章では，同種または異種の材料に対して，シングルモードファイバーレーザを用いて，今まで実現できなかった超高速度での重ね溶接実験を実施した，まず，得られた溶接継手の断面を観察し，継手の引張せん断試験で強度特性を評価した．

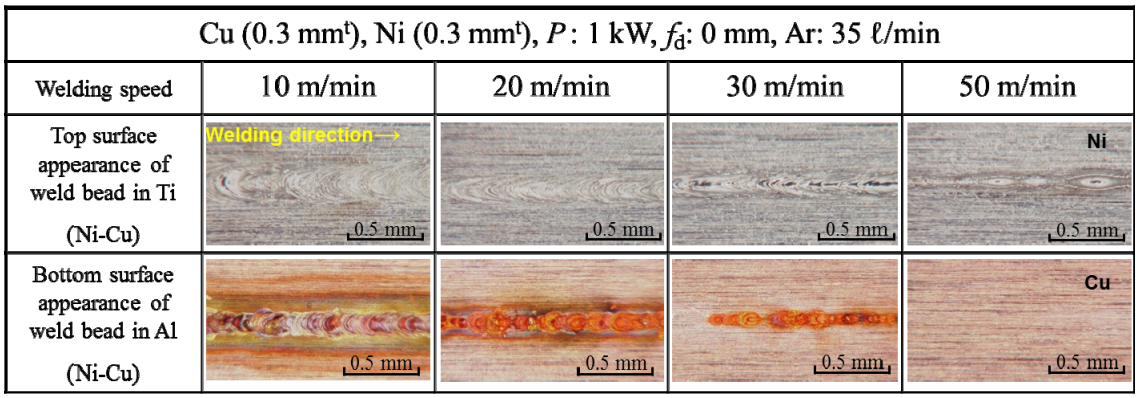
3.3.2 Cu-Ni 異材のレーザ重ね溶接部の観察結果

Cu-Ni の異材に対して，シングルモードファイバーレーザによる重ね溶接を種々の溶接速度で行った．10 m/min～50 m/min で得られた溶接ビードの表面および裏面の外観写真を **Fig. 3.3** に示す．レーザは上板側から照射され，(a)および(b)はそれぞれ Cu および Ni の薄板が上板の場合である．溶接速度が速くなると，表面および裏面の溶接ビード幅が次第に狭くなり，50 m/min では溶込みも浅くなって，部分溶込みとなっていることが確認される．次に，5，30 および 50 m/min の溶接継手の断面写真を **Fig. 3.4** に示す．以上，表面と裏面および断面を観察した結果，割れの発生は認められなかった．

以上の結果から，Cu-Ni 異材のレーザ重ね溶接はいずれの条件でも可能であることが確認された．



(a) Cu (upper)- Ni (lower)



(b) Ni (upper)- Cu (lower)

Fig. 3.3 Photographs of top and bottom surface appearances of Cu and Ni dissimilar welds made with single-mode fiber laser at different welding speeds.

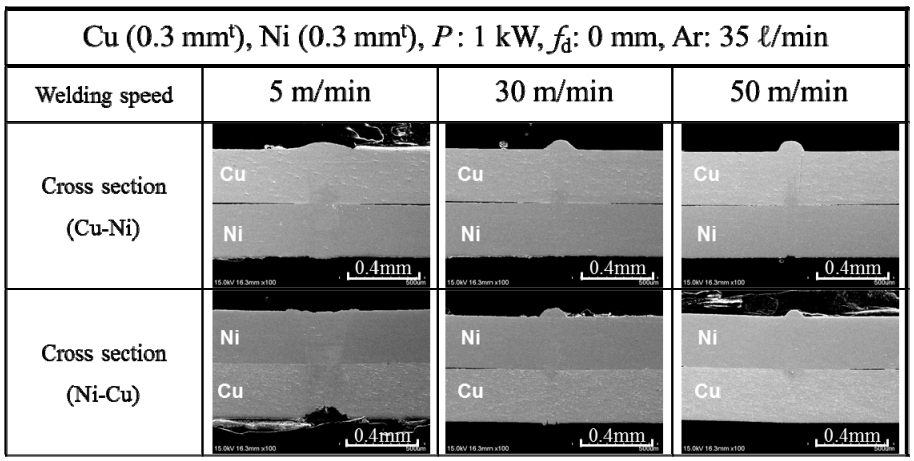
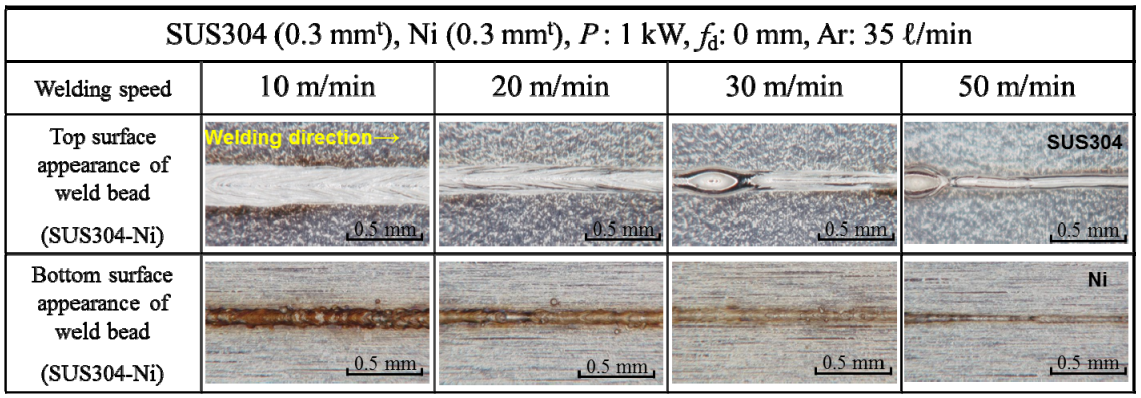


Fig. 3.4 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in Cu and Ni dissimilar lap sheets using single-mode fiber laser at different welding speeds.

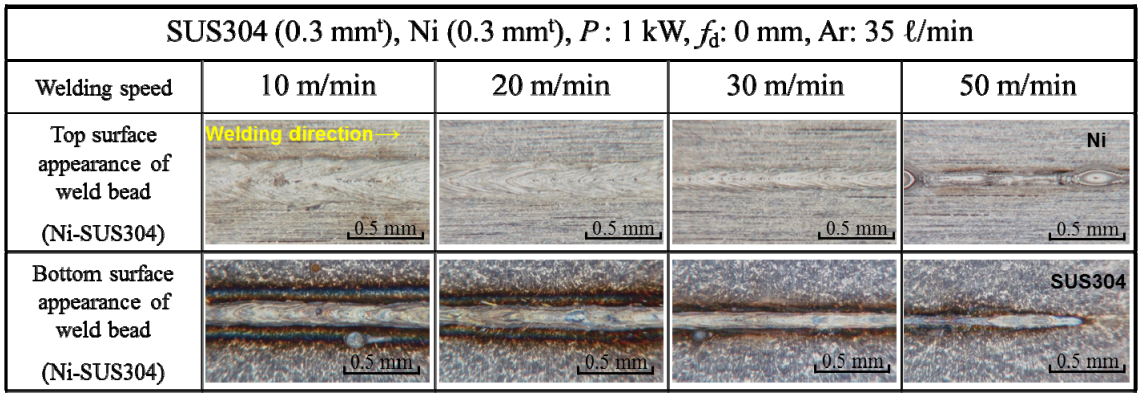
3.3.3 SUS304-Ni 異材のレーザ重ね溶接部の観察結果

SUS304-Ni の異材に対して，シングルモードファイバーレーザによる重ね溶接を種々の溶接速度で行った結果，10 m/min～50 m/min で得られた溶接ビードの表面および裏面の外観写真を **Fig. 3.5** に示す．溶接速度が速くなると，表面および裏面の溶接ビード幅が次第に狭くなる．50 m/min では貫通溶接が可能であり，Cu を利用した場合と比較して溶融は容易であることがわかった．次に，5，30 および 50 m/min の溶接継手の断面写真を **Fig. 3.6** に示す．表面と裏面および断面を観察した結果から，溶接部に割れの発生は認められなかった．

以上の検討結果から，SUS304-Ni の異材レーザ重ね溶接はいずれの条件でも可能であり，溶融は Cu 薄板を用いた場合より容易であることが確認された．



(a) SUS304 (upper)- Ni (lower)



(b) Ni (upper)- SUS304 (lower)

Fig. 3.5 Photos of top and bottom surface appearances of SUS304 and Ni dissimilar welds produced with single-mode fiber laser at different welding speeds.

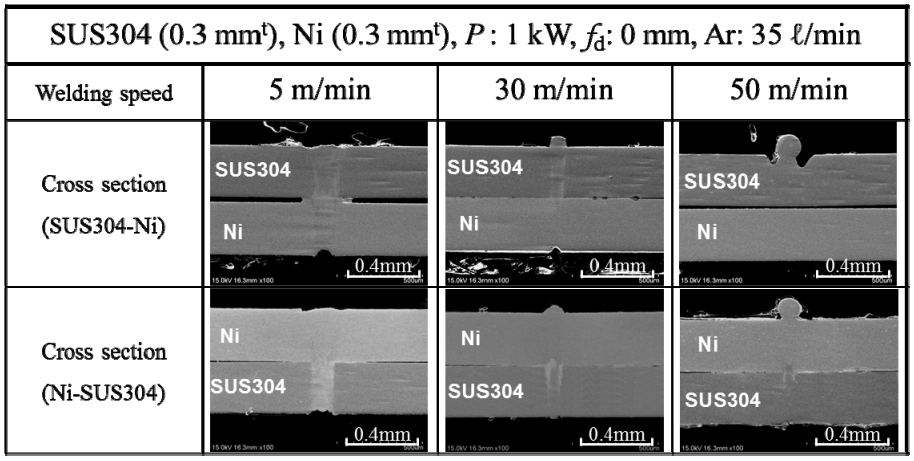
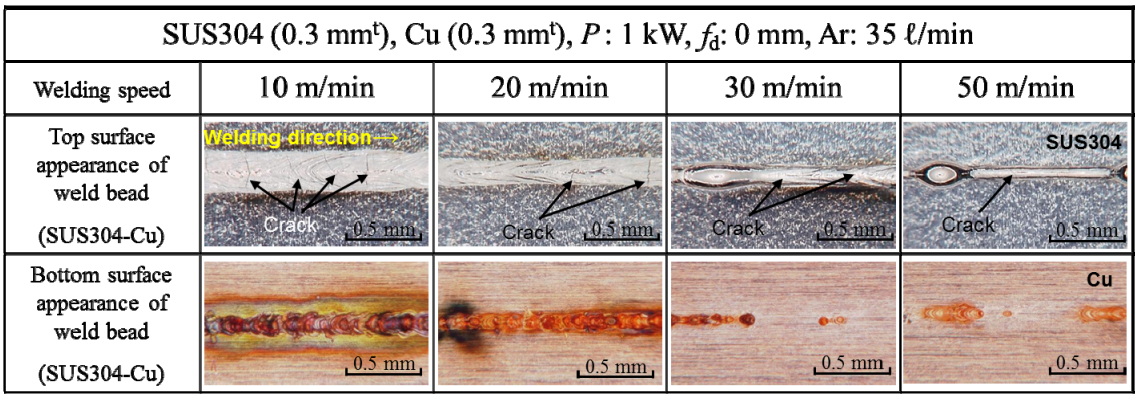


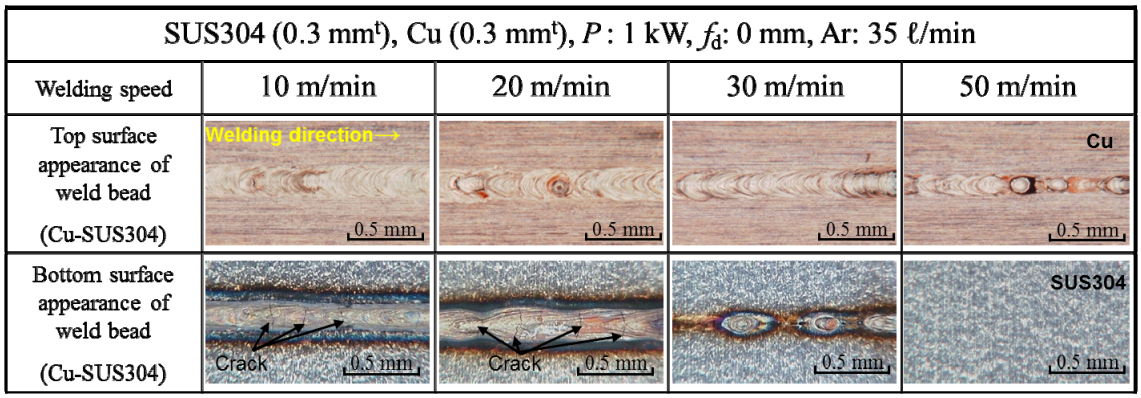
Fig. 3.6 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in SUS304 and Ni dissimilar lap sheets using single-mode fiber laser at different welding speeds.

3.3.4 SUS304-Cu 異材のレーザ重ね溶接部の観察結果

シングルモードファイバーレーザを用いて, 種々の速度で SUS304-Cu の重ね溶接実験を実施した. 得られた溶接ビードの表面と裏面写真を **Fig. 3.7** に示す. 溶接速度が増加するのに従って，溶接ビード幅は狭くなっている．30 m/min 以上の溶接速度条件では未貫通の所が見られるようになり，部分溶込みの溶接部となっている．これは Cu の高いレーザ反射率と高熱伝導率のためであることが推察される．SUS304 試料が上板のものではすべての溶接速度で溶接ビードの表面に微細な割れが認められる．Cu が上板の場合，20 m/min 以下の溶接速度で裏面ビード(SUS304) に割れの発生が確認される．SUS304-Cu の重ね溶接部断面の観察写真を **Fig. 3.8** に示す．断面観察の結果では，重ね継手近傍の溶接金属部には割れがないが，Cu が上板で，溶接速度 10 m/min の場合，SUS304 側裏面ビード近くに割れが確認される．以上の観察結果より，SUS304 側の組成で Cu 元素が少し含有された場合に割れが発生やすいことが推察される．状態図で示されるように, 金属間化合物が形成しない材料の組合せであるが, SUS 304 に Cu が溶融し，Cu のミクロ偏析による広い凝固温度範囲の影響により凝固割れが起こったものと推察される.



(a) SUS304 (upper)- Cu (lower)



(b) Cu (upper)- SUS304 (lower)

Fig. 3.7 Photos of top and bottom surface appearances of SUS304 and Cu dissimilar welds made with single-mode fiber laser at different welding speeds.

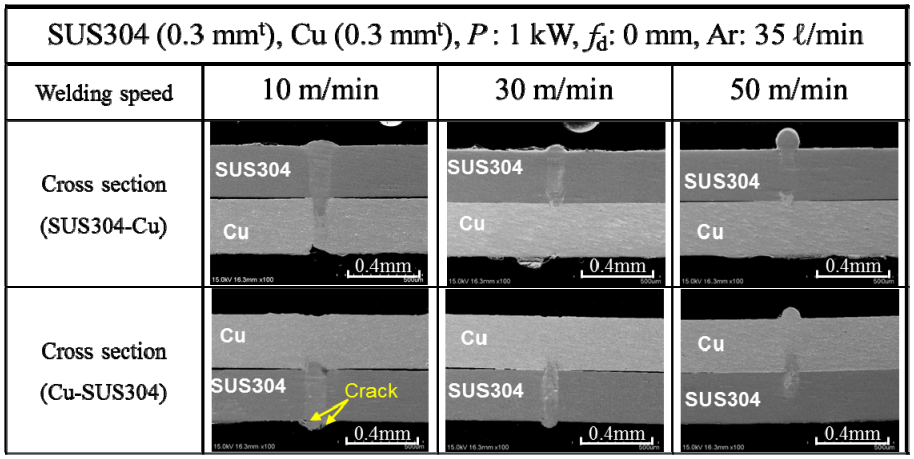


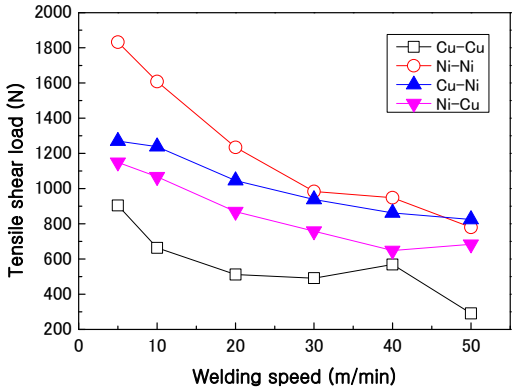
Fig. 3.8 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in SUS304 and Cu dissimilar lap sheets using single-mode fiber laser at different welding speeds.

3.4　異材のレーザ重ね溶接継手の強度特性とそれに及ぼす溶接速度の影響

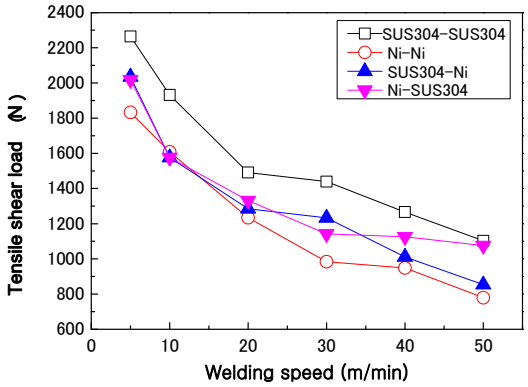
3.4.1　異材レーザ重ね溶接継手の引張せん断試験結果

各金属材料の同種および異種の組合せに対して，非常に高いパワー密度により超高速溶接を行い，各溶接継手に対して引張せん断試験を行って強度特性を評価した. Cu-Ni, SUS304-Ni および SUS304-Cu の引張せん断試験結果を Cu-Cu, Ni-Ni および SUS304-SUS304 の場合の結果と比較して **Fig. 3.9** (a)～(c)に示す.

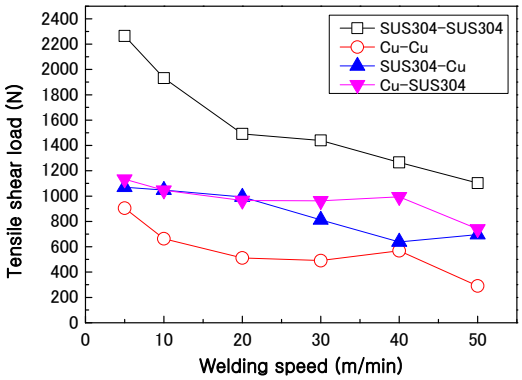
いずれの接合継手においても，引張せん断荷重（強度）は，溶接速度が増加するのにつれてほぼ低下していくことがわかる．これは，溶接速度の増加に従って，接合部の面積が減少したためと考えられる．なお，Cu を利用した場合の高速度溶接継手の一部で，高速度の方が低速度より引張せん断荷重が高くなっているものも認められる．これについては，接合部の面積が貫通溶接から部分溶込み溶接に代わることによって増加したためであることが推察される．この点は，それぞれの継手の引張試験後の破断面の観察により検討する.



(a) Cu-Ni



(b) SUS304-Ni



(c) SUS304-Cu

Fig. 3.9 Results of tensile shear test of similar and dissimilar lap weld joints produced with single-mode laser.

Cu-Ni および Ni-Cu の異材のレーザ溶接継手は，いずれの溶接速度においても，Ni-Ni の同種溶接継手より低い引張せん断荷重となっているが，Cu-Cu の同種溶接より高い引張せん断荷重となっている．また，Cu-Ni（Cu：上板）の方が Ni-Cu より高いことがわかる．さらに，Cu-Ni の場合は溶接速度が 50 m/min で Ni-Ni より若干高い引張せん断荷重（強度）を示している．これらの理由は，3.4.2 で検討する．

次に，SUS304-Ni の引張せん断試験の結果によると，異材溶接継手は，いずれの溶接速度においても SUS304-SUS304 の同種溶接より低い引張せん断荷重となるが，Ni-Ni の同種溶接継手より若干高い引張せん断荷重となることがわかる．40 m/min 以上の超高速度においては，Ni-SUS304（上板：Ni）の方が SUS 304-Ni より引張せん断荷重が高く，溶接速度が 50 m/min では SUS304-SUS304 とほぼ同等の引張せん断荷重となることが確認される．

SUS304-Cu の引張せん断試験の結果によると，異材接合継手の引張せん断荷重は SUS304- SUS304 の同種溶接継手のものより低くなるが，Cu-Cu の同種溶接継手より高い．また，溶接速度が高速になっても強度の低下割合は小さい．

以上の結果から，金属間化合物を形成しない金属材料の組合せにおいて，シングルモードファイバーレーザによる超高速重ね溶接継手の強度について引張せん断荷重から評価すると，異材の強度はすべての条件で同種溶接の低い組合せより高く，高い組合せより低いことが判明した．さらに，Cu-Ni および SUS304-Ni の超高速溶接継手は，高いせん断強度を有する同種溶接継手とほぼ同等レベルとなり，SUS304-Cu は溶接速度による引張せん断荷重の変化が少ないことがわかった．

3.4.2　異材レーザ重ね溶接継手の強度特性と破断面近傍の組成との関連性

溶接速度を変化させて得られた溶接金属部の組成について，引張せん断試験後の破断面近傍のものを測定し，組成と強度特性の関連性についての知見を得た．

Cu-Ni および SUS304-Ni 異材のシングルモードファイバーレーザ重ね溶接継手について，溶接速度 5，30 および 50 m/min で得られた溶接部の引張せん断試験後の断面の SEM 写真を **Fig. 3.10** および **Fig. 3.11** に示す．Cu-Ni 異材で速度 50 m/min の場合，部分溶込みとなっているが，SUS 304-Ni 異材で速度 50 m/min の場合は，貫通溶接部が得られているのが確認される．また，すべてレーザ重

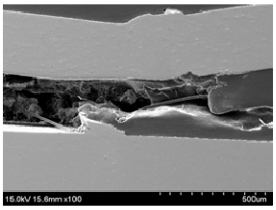
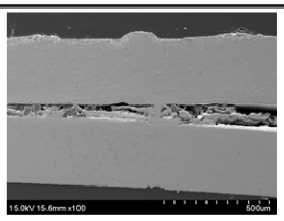
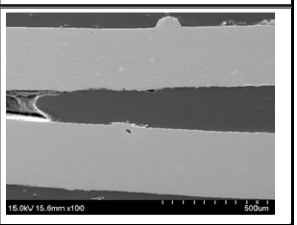
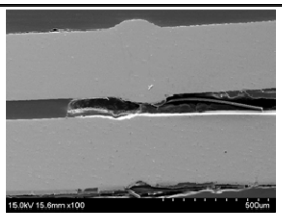
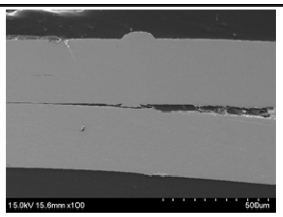
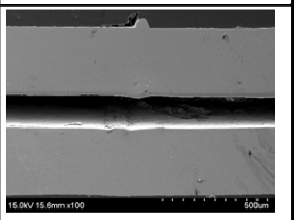
Cu (0.3 mm^t), Ni (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	5 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (Cu-Ni)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Ni-Cu)			

Fig. 3.10 SEM photos of cross sections of Cu and Ni dissimilar lap welds made with single-mode fiber laser at 5, 30 and 50 m/min after tensile shear test.

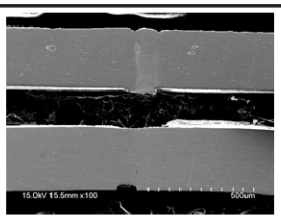
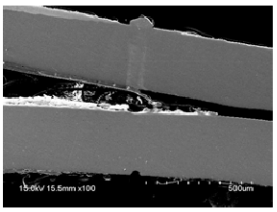
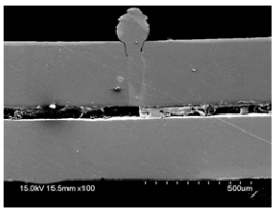
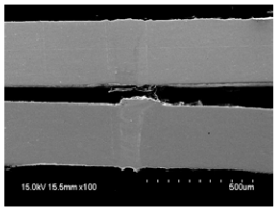
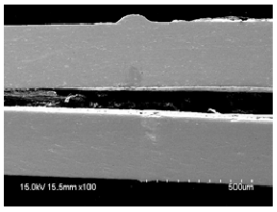
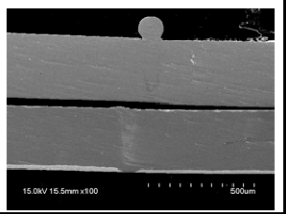
SUS304 (0.3 mm^t), Ni (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	5 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (SUS304-Ni)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Ni-SUS304)			

Fig. 3.11 SEM photos of cross sections of SUS304 and Ni dissimilar lap welds made with single-mode fiber laser at 5, 30 and 50 m/min after tensile shear test.

ね接合部は重ね部の界面近傍で破断したことが確認された.

次に，溶接速度が遅い場合と速い場合の破断位置の組成について検討した．5 m/min と 50 m/min の Ni(上板)-SUS304(下板)の組合せでの溶接継手の引張せん

断試験後の断面をSEMで観察し, EDX法で分析した結果を **Fig. 3.12** と **Table 3.1** に示す. SEM 観察の結果, 割れのない溶接部が作製されたことがわかる. なお, EDX 分析結果では, 主要な金属元素の比 (実際の組成ではない) を表している. その分析結果によると, '2'および '3'はそれぞれ約 99%Ni-1%Fe と 88% Ni-12 % Fe であり, '1', '4'および'5'はそれぞれ Fe が 43～63%と多く検出されている. 5 m/min の速度では, 大量の Ni 含まれた溶接金属部で割れ, 50 m/min の超高速度では, SUS 304 が Ni 板側に混入している溶接金属部で破断したことが推察される. その結果, Ni(上板)-SUS304(下板)の溶接速度 50 m/min は, SUS304-SUS304 とほぼ同等の引張せん断荷重が得られるのを説明できる.

SUS304-Cu 異材のレーザ溶接継手の引張せん断試験後の試料の断面 SEM 写真を **Fig. 3.13** に示す. 試料位置 Cu(上板)-SUS304(下板)の溶接速度 10 m/min では, SUS304 試料側の溶接金属部で大きく口が開いて割れている. これは SUS304 側の溶接金属部に Cu が一部含有されてミクロ偏析をして割れが発生し, 口を大きく開いたものと推察される. 30 m/min の溶接速度の条件でも SUS 304 側の溶接金属部に割れが見られた.

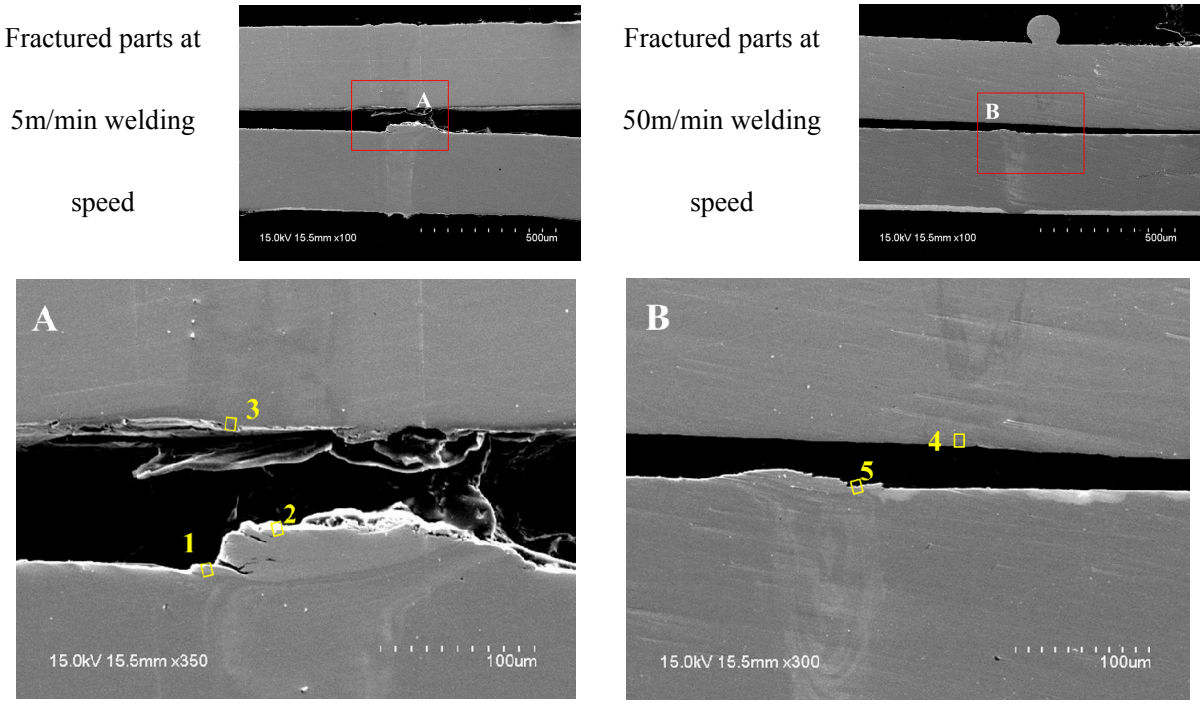


Fig. 3.12 SEM cross-sectional photos and areas for EDX analyses of Ni (upper sheet) and SUS304 (lower sheet) dissimilar welds at 5 and 50 m/min after tensile shear test.

Table 3.1 EDX analysis results (as ratio of Ni to Fe) of marked area in cross sections of SUS304 and Ni dissimilar welds made at 5 and 50 m/min after tensile shear test in Fig. 3.12.

	Ratio of main alloy elements		Predicted phases
	Ni(%)	Fe(%)	
1	37.4	62.6	Fe + Ni
2	98.6	1.4	Ni + Fe
3	88.4	11.6	Ni + Fe
4	52.4	47.6	Ni + Fe
5	56.7	43.3	Ni + Fe

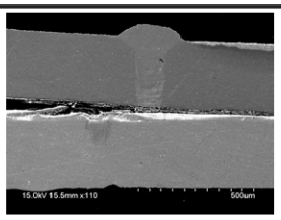
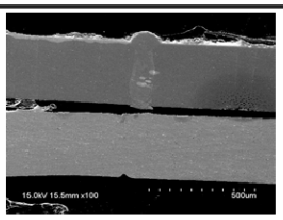
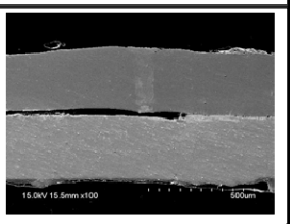
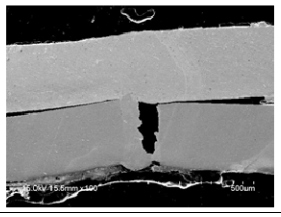
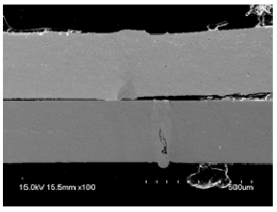
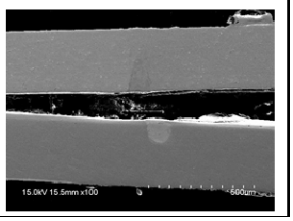
SUS304 (0.3 mm^t), Cu (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	10 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (SUS304-Cu)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Cu-SUS304)			

Fig. 3.13 SEM photos of cross sections of SUS304 and Cu dissimilar lap welds made with single-mode fiber laser at 10, 30 and 50 m/min after tensile shear test.

Cu(上板)-SUS304(下板)の溶接速度 10 m/min および 30 m/min で得られたレーザ重ね溶接継手の引張せん断試験後の破断部を SEM で観察し，EDX 分析を行った．その結果を **Fig. 3.14** と **Table 3.2** に示す．溶接速度 10 m/min の破断部

１，２および３の組成はそれぞれ約 55 % Fe-45 % Cu, 80% Fe-20 % Cu および 7 % Fe-93 % Cu であり，凝固割れが発生したと考えられる A の“2” は Fe に約 20 %の Cu が含有されていた．一方，重ね部の組織（SEM 観察では黒色が濃い部分）と組成分析（“8”）の結果，SUS304 の融液が Cu 板側に浸入していることがわかる．溶接速度 30 m/min の破断はそれぞれ Fe リッチ部と Cu リッチ部を通って起こっていた．特に，割れが存在する“7”は約 20 %の Cu が含有されており，溶接速度 10 m/min のときの割れ発生（破断）部と組成が近いことが確認された．

したがって，SUS304-Cu のレーザ異材溶接では，約 20 %の Cu が含有されている SUS304 側の溶接部で凝固割れが発生しやすいことが判明した．

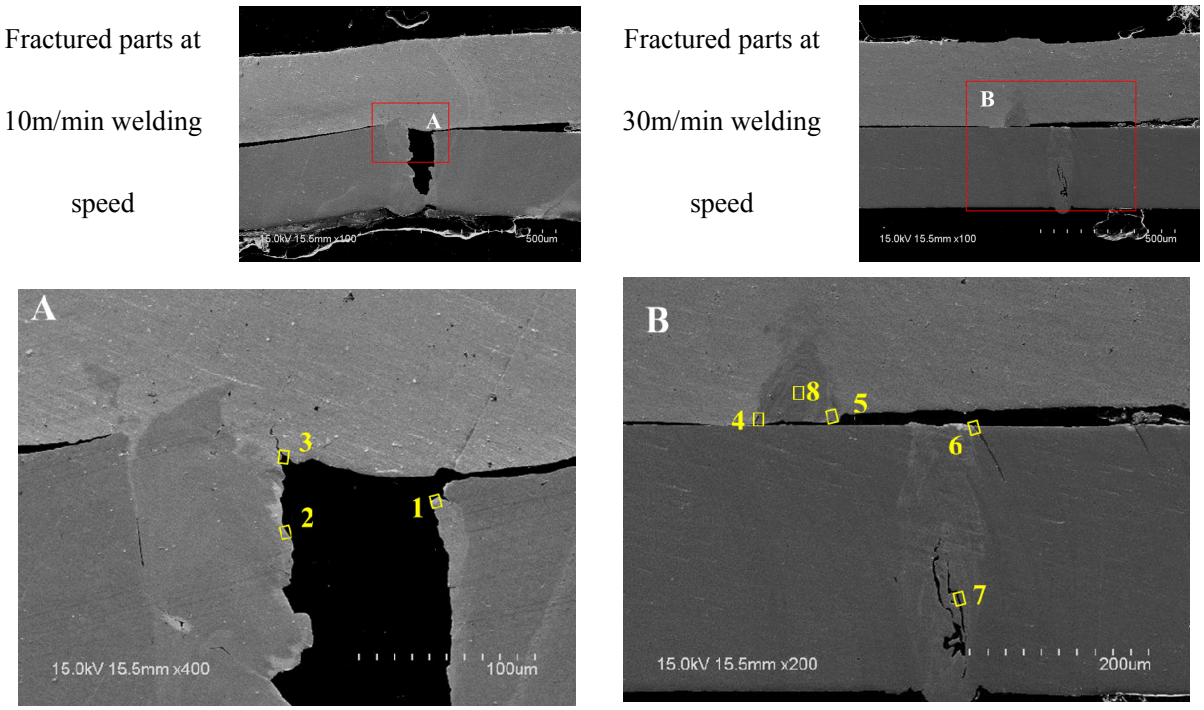


Fig. 3.14 SEM cross-sectional photos and areas for EDX analyses of Cu (upper sheet) and SUS304 (lower sheet) dissimilar welds at 10 and 30 m/min after tensile shear test.

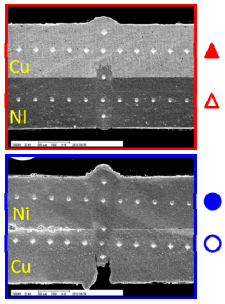
Table 3.2 EDX analysis results (as ratio of Ni to Fe) of marked area in cross sections of SUS304 and Ni dissimilar welds made at 5 and 30 m/min after tensile shear test in Fig. 3.14.

	Ratio of main alloy elements		Predicted phases
	Fe(%)	Cu(%)	
1	54.6	45.4	Fe + Cu
2	80.1	19.9	Fe + Cu
3	7.0	93.0	Cu + Fe
4	74.6	25.4	Fe + Cu
5	11.2	88.8	Cu + Fe
6	66.8	33.2	Fe + Cu
7	77.8	22.2	Fe + Cu
8	84.4	15.6	Fe + Cu

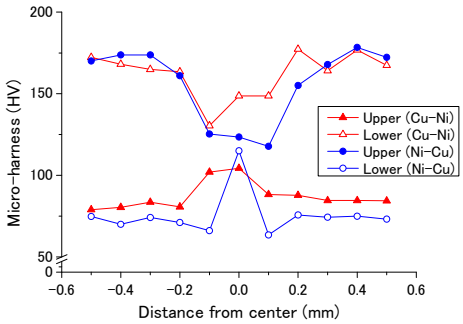
3.4.3　異材レーザ重ね溶接継手の引張せん断試験結果と硬さの関係

Cu-Ni および SUS304-Ni 異材のシングルモードファイバーレーザ重ね溶接継手について，引張せん断試験では，すべて重ね部近傍の界面で破断することが確認された．いずれの溶接継手においても，引張せん断荷重は，溶接速度が増加するのにつれて徐々に低下していくことがわかった．異材の強度はすべての条件で同種溶接の低い組合せより高いが, 高い組合せより低いことが判明した．なお，Cu-Ni の方が Ni-Cu より高いことがわかった．

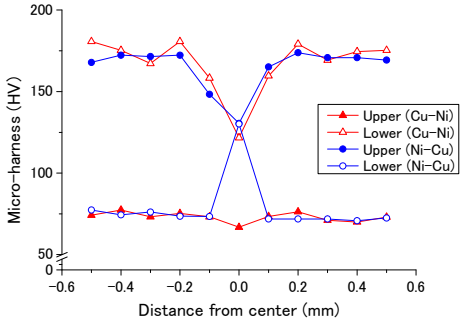
引張せん断試験での継手荷重の高低を評価するため，溶接部の硬さを測定した．その結果を **Fig. 3.15**～**Fig. 3.17** に示す．Fig. 3.15 は溶接速度 5 m/min, 30 m/min および 50 m/min で作製した溶接部の断面における硬さ分布である．Cu および Ni の硬さはそれぞれ約 75 HV および約 175 HV である. 溶接金属部の硬さは Cu 側は増加し，Ni 側は減少することがわかる．ただし，高速度では Cu の硬化はほとんどないが, Ni 側の低下は顕著である．特に, Ni-Cu の方が Cu-Ni より溶接ビード部の硬さ変化が多いことがわかる．Fig. 3.16 は 5 m/min～50 m/min で得られた溶接金属部中央の深さ方向の硬さ分布を示している．一般に Cu 側の溶接金属部の硬さは低く，Ni 側の硬さは高い．なお，溶接速度 5 m/min



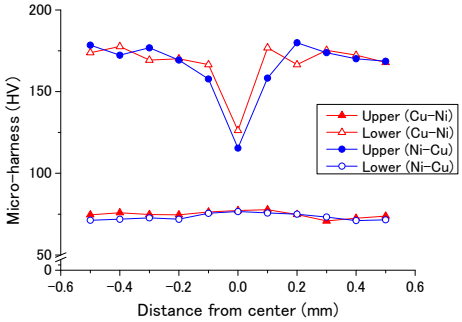
(a) Cross-sectional SEM image



(b) 5 m/min welding speed

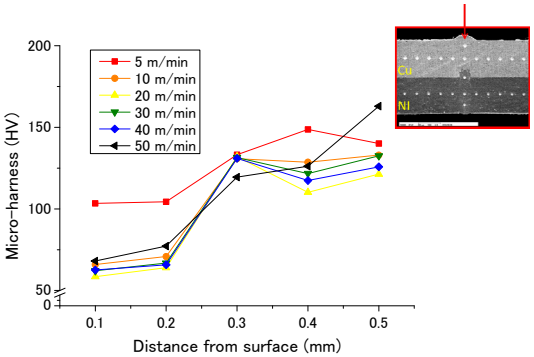


(c) 30 m/min welding speed



(d) 50 m/min welding speed

Fig. 3.15 Results of longitudinal hardness distribution of Cu-Ni and Ni-Cu dissimilar lap welds produced with single-mode laser.



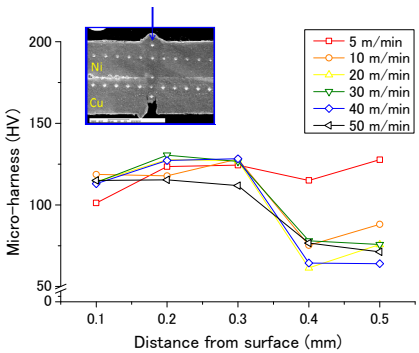


Fig. 3.16 Results of depth-directional distribution of Cu-Ni and Ni-Cu dissimilar lap welds produced with single-mode laser.

の場合 Cu 側においても硬さは高くなっている．これは，Cu 中の Ni 量が多くなったためと推察される．

Fig. 3.17 は Cu-Ni および Ni-Cu の重ね界面近傍の硬さを溶接速度の関数として示している．硬さは，Cu より高く，Ni より低い．このため，引張せん断荷

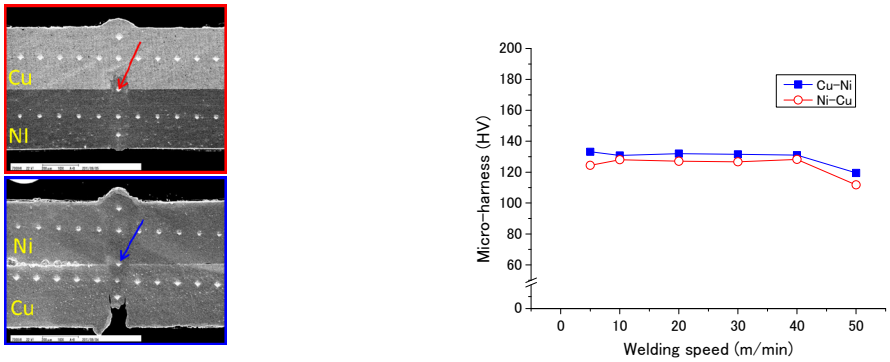


Fig. 3.17 Hardness of center of Ni-Cu and Cu-Ni dissimilar welds zone by various welding speed.

重（強度）は，Cu と Ni の中間的な値となったことが推察される．また，硬さは一般的に Cu-Ni の組合せの方が Ni-Cu より高い．この結果は，Fig. 3.9 の引張せん断試験の結果で Cu-Ni が Ni-Cu より高い引張せん断強度が得られた結果と関連性があることがわかる．なお，Ni-Cu の場合，超高速度では，硬度が若干低下したが，引張せん断荷重の低下は起こらなかった．そのため，重ね継手面近傍の溶接ビード幅を測定した. その結果を **Fig. 3.18** に示す. Ni-Cu の 50 m/min の超高速度の場合の溶接ビード幅が貫通溶接から部分溶込み溶接に変化することによって増加していることがわかった．したがって，引張せん断荷重が増加したのは，溶接ビード幅が増加したためと推察される．

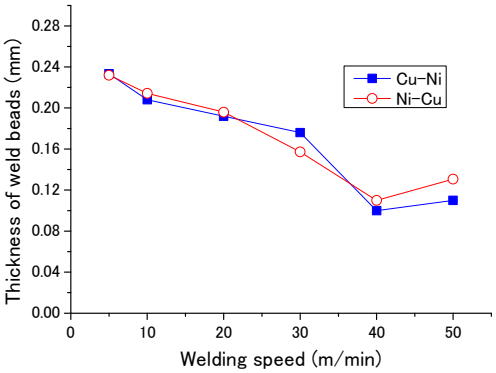


Fig. 3.18 Thickness of weld beads of Cu-Ni and Ni-Cu dissimilar lap welds produced with single-mode laser.

以上の結果から，超高速レーザ重ね溶接継手の硬さと引張せん断荷重（強度）との間に関連性があることがわかった．重ね継手の溶接金属部の界面近傍の硬さは，Cu より高いため，引張せん断荷重は高いことが理解された．また，重ね界面を通して金属がよく混合された場合，硬さと強度はともに同種溶接継手強度の低い組合せより高く，高い組合せより低くなることが確認された．

以上の研究結果から得られた溶接品質の評価結果は Table 1.1 のデータと比較し，まとめて **Table 3.3** に示す．以前の他の研究者らによる異材重ね溶接に関する研究では，Cu-Ni および Fe-Ni 異材重ね溶接性は良好であるが，Fe-Cu の重ね溶接は不良であることが報告された．しかし，本研究では金属間化合物を形成しない金属材料の組合せにおいて，レーザ超高速重ね溶接は引張せん断強度が同種溶接の低い組合せより高く，高い組合せより低いことが判明した．さらに，SUS304-Cu の重ね溶接性は溶接速度が速いほど向上することがわかった．

Table 3.3 Weldability matrix for dissimilar metal combinations having no intermetallic compounds

	Al	Cu	Fe	Ni
Cu	F2			
Fe	F5	F2→G		
Ni	F5	E1→E	G2→E	
Ti	F5	F5	F5	F5

Weldability of common materials[11) ; E=Excellent, G=Good, F=Fair, P=Poor, *=No data

Weldability by electron beam welding[12) ; 1=Very desirable, 2=Probably acceptable, 3=Use with caution, 4=Use with extreme caution, 5=Undesirable combinations

3.5　結言

本章では，金属間化合物が存在する異種金属のレーザ重ね溶接性と金属間化合物か存在しない異種金属のレーザ重ね溶接性の差異を明確にするため，シングルモードファイバーレーザを用いて，まず金属間化合物が存在しない場合の異材重ね溶接を実施し，その溶接性を評価した．

使用した金属材料は，Cu，Ni および SUS304 (約 70% Fe)であり，レーザ装置は 2 kW 連続発振型高品質シングルモードファイバーレーザ装置を用いて金属間化合物が存在しない異種金属の超高速重ね溶接を行った．なお，溶接条件としては，レーザ出力 1 kW，溶接速度を 5 m/min から 50 m/min であった．異種材料の上下を変えて溶接し，溶接性に及ぼす材料に上下位置の影響についても検討した．本章で得られた結論は以下の通りである．

1) SUS304-Cu, SUS304-Ni および Cu-Ni に対してレーザ溶接を行った結果, いずれの溶接継手においても，引張せん断荷重は，溶接速度が増加するのにつれて徐々に低下していくことがわかった．これは，溶接速度の増加に従って，接合部の面積が減少したためである．なお，Cu を利用した場合の高速度溶接継手の一部で，高速度の方が低速度より引張せん断荷重が高くなっているものも認められた．これは，レーザ溶接部が貫通溶接から部分溶込み溶接に代わることによって重ね接合部の面積が増加したためであった．
2) Cu-Ni の重ね溶接を種々の溶接速度で行った結果, 溶接速度が速くなると，表面および裏面の溶接ビード幅が次第に狭くなり，50 m/min では溶込みも浅くなって，部分溶込みとなっていることが確認された．表面と裏面および断面を観察した結果, 割れの発生は認められなかった. 以上の結果から，Cu-Ni の異材レーザ重ね溶接はいずれの条件でも可能であることが確認された．
3) SUS304-Ni の重ね溶接を行った結果，溶接速度が速くなると，表面および裏面の溶接ビード幅が次第に狭くなった．50 m/min では貫通溶接が可能であり，Cu を利用した場合と比較して溶融は容易であることがわかった．SUS304-Ni の異材レーザ重ね溶接はいずれの条件でも可能であり，溶融は Cu 薄板を用いた場合より容易であることが確認された．
4) 種々の速度で SUS304-Cu の重ね溶接を実施した結果, 溶接速度が増加するのに従って，溶接ビード幅は狭くなっている．30 m/min 以上の溶接速度で

は未貫通の所が見られるようになり，部分溶込みの溶接部となっている．SUS304 が上板のものではすべての溶接速度で溶接ビードの表面に微細な割れが認められた．Cu が上板の場合，20 m/min 以下の溶接速度で裏面ビードに割れの発生が確認された．割れは SUS304 に Cu が溶融し，広い凝固温度範囲で凝固したため起こったものと推察される．

5) Cu-Ni および SUS304-Ni 異材のシングルモードファイバーレーザ重ね溶接継手について，すべてレーザ重ね接合部は重ね部の界面で破断したことが確認された．いずれの接合継手においても，引張せん断荷重は，溶接速度が増加するのにつれてほぼ低下していた．これは，溶接速度の増加に従って，接合部の面積が減少したためと考えられる．

6) Cu-Ni および Ni-Cu の異材のレーザ溶接継手は，いずれの溶接速度においても, Ni-Ni の同種溶接継手より低い引張せん断荷重となっているが, Cu-Cu の同種溶接より高い引張せん断荷重となっている．また，Cu-Ni の方が Ni-Cu より高いことがわかった．

7) その引張せん断試験結果と溶接継手の組織挙動の関係を確認すると，溶接速度が遅いほど溶接継手は Cu と Ni 硬度の平均値である約 125 HV と近い硬度の領域が広く発生する．Ni-Cu の方が Cu-Ni より溶接ビード部の硬度変化が多かった．また，溶接速度が速いほど表面と裏面に近いビード硬度は母材に近い硬度が得られる．その現象は Cu-Ni の方が Ni-Cu より強い．その理由は Cu-Ni の方が Ni-Cu より溶接ビード部材料の混合が難しかったからである．

8) 溶接継手で破断が起こったので，溶接継手硬度と引張せん断試験の結果に大きな関係があると考えられる．Cu-Ni の方が Ni-Cu より高い硬度を得られる結果から引張せん断試験の結果で Cu-Ni が Ni-Cu より高い引張せん断強度が得られたことがわかった．

9) 以上の結果から，金属間化合物を形成しない金属材料の組合せにおいて，超高速重ね溶接継手の強度は，異材硬度の平均値に近接するため，すべての溶接条件で同種溶接の低い組合せより高く，高い組合せより低いことが判明した．

第 4 章　シングルモードファイバーレーザによる金属間化合物形成タイプの異種材料の溶接性

4.1　緒言

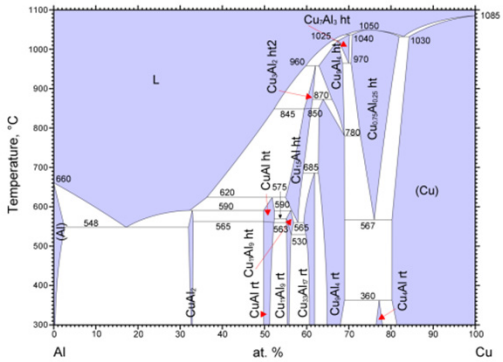
第 3 章では，シングルモードファイバーレーザを用いて，金属間化合物が形成しない場合の異材重ね溶接を行い，その溶接性を評価した．特に，SUS304 と Cu の溶接では，SUS304 側の溶接金属部で割れが発生する場合があった．これは SUS304 に約 20%の Cu が混合されており，その割れは Cu-SUS304 で 30 m/min 以上の超高速度溶接で防止できることがわかった．異材のレーザ接合継手の強度特性は，どの溶接速度でも同種材料の低い方の強度より高くできることが判明した．

一般的に異種材料の溶接は二つの金属の機械的な特性が大きく差があり，あるいは二つの金属間では金属間化合物が形成するため溶接欠陥が発生しやすく異材溶接は困難である．特に，一般的な貫通突合せ溶接は異材が大きく混合するため金属間化合物の生成が不可避である．このような困難な異種材料接合加工が可能になれば，多くの分野で多様に適用できることで期待される．

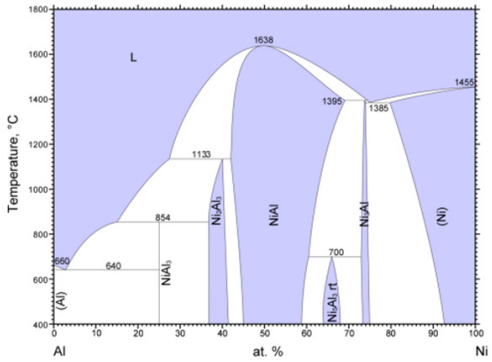
そこで，本研究では，これまでの異材溶接の限界と問題を解決するため，最近開発された高品質･高輝度シングルモードファイバーレーザを用い，異種材料の重ね溶接法を検討し，その溶接性と機械的な引張せん断強度特性を評価した．

4.2　使用材料，実験装置および実験方法

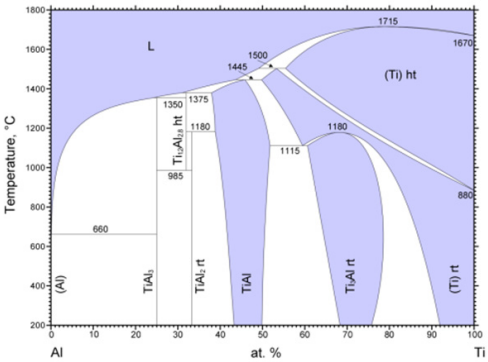
本章で使用した金属材料は，各二元系の平衡状態図を Fig. 4.1 に示すように[117-123]，金属間化合物が形成する組合せのものであり，Al, Cu, Fe(SUS304), Ni および Ti の各試験片である．それらの化学成分を Table 2.1 に示し，機械的性質を Table 2.2 に示している．各試験片の寸法は長さ 70 mm，幅 30 mm，厚さ 0.3 mm である． 使用したレーザは，最大出力 2 kW のシングルモードファイバーレーザであり，レーザ溶接方法，引張試験方法，観察・分析方法などは，第 3 章と同様である．



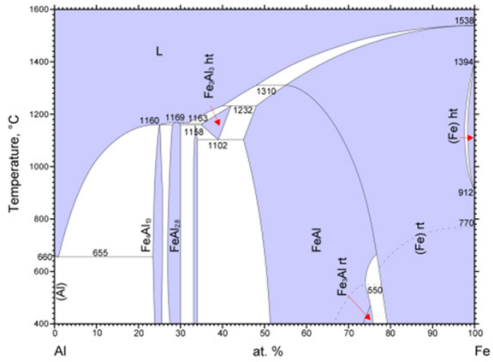
(a) Al-Cu



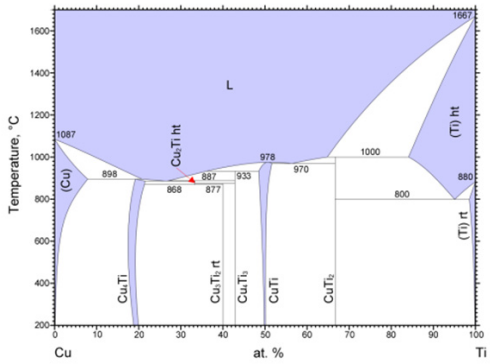
(b) Al-Ni



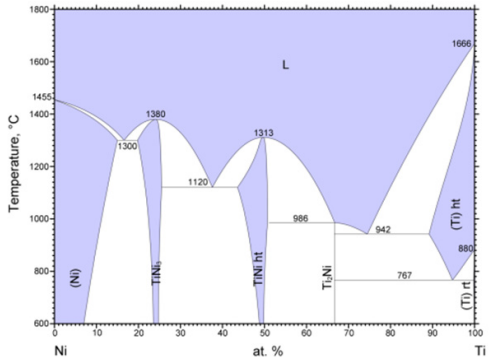
(c) Al-Ti



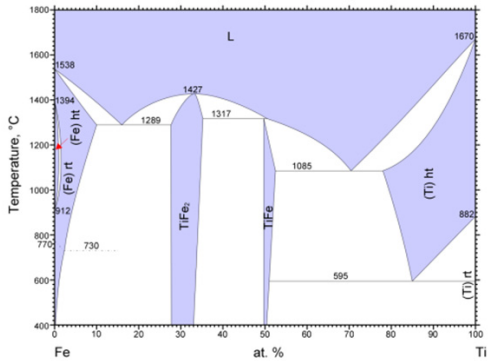
(d) Al-Fe



(e) Cu-Ti



(f) Ni-Ti



(g) Fe-Ti

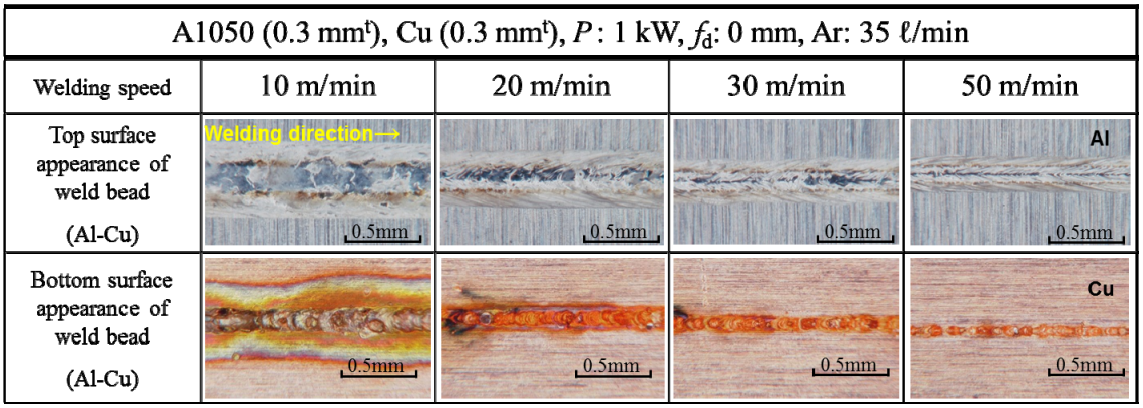
Fig. 4.1 Phase diagrams of dissimilar metals showing formation of intermetallic compounds[117-123].

4.3　異材の溶接継手形状および割れ発生の有無に及ぼす溶接速度の影響

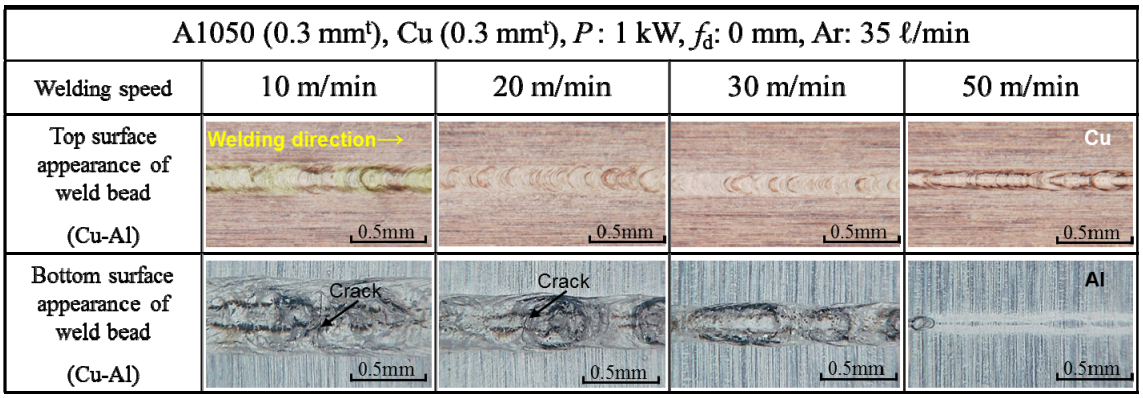
使用した金属材料は，Al，Cu，Ni，Ti および SUS304（Fe 基）であり，Al-Cu，Al-Ni，Al-Ti，Al-SUS304，Cu-Ti，Ni-Ti および SUS304-Ti で 金属間化合物の生成が予想されるものの組合せに対して検討した．今まで研究されてきた異種材料の溶接性を評価して並べた Table 1.1 によると，レーザ溶接性が F(Fair)で電子ビーム溶接性が 2(Probably acceptable)の Al-Cu 以外はすべて 5(Undesirable combination)であり，異材溶接が非常に困難であることが予想される．Al-Cu は電子ビーム溶接性が改善されたという報告があるが，まだ研究成果は十分ではないと思われる．

そこで，本章では，ビームのスポット径が非常に小さく，パワー密度の極めて高い高品質シングルモードファイバーレーザを用いて異種金属の重ね溶接実験を実施した．各金属の組合せにおいて，溶接速度 10 m/min ~ 50 m/min で得られた異材溶接ビードの表面，裏面および断面を観察した結果を **Fig. 4.2~4.14** に示す.

Fig. 4.2 に示す Al（A1050）-Cu の組合せの場合，50 m/min の裏面の溶接ビードの溶融幅から Al が上板の方が Cu が上板のときより溶融がより容易であることがわかる．また，Cu が上板の場合，速度が 10 および 20 m/min と遅いとき Al 板側に微小割れが見られることが判明した．その他の条件では溶接ビードに割れは見られなかった．低速度で Al 側の溶接金属部で割れが発生し，Cu 側では割れが見られないことから，合金元素の混合状態の差異について注目しておく必要がある．溶接ビードの断面を観察した Fig. 4.3 によると，Al 板が上の場合，Cu 板側にアンダフィルが形成し，Cu が上板の場合，超高速度で凸型の溶接ビードが形成していた．溶接ビード内の色調から判断すると，Al は Cu 板が上の場合，低速度で Cu が Al 側に溶融攪拌しているが，速度が高速になるに従って，Cu の入り込み量は少なくなっていることがかわる．したがって，Al-Cu のレーザ異材接合では，条件によって溶接性が異なることが推察される．



(a) A1050(upper)-Cu(lower)



(b) Cu (upper)- A1050 (lower)

Fig. 4.2 Photos of top and bottom surface appearances of weld beads made in Al and Cu dissimilar sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

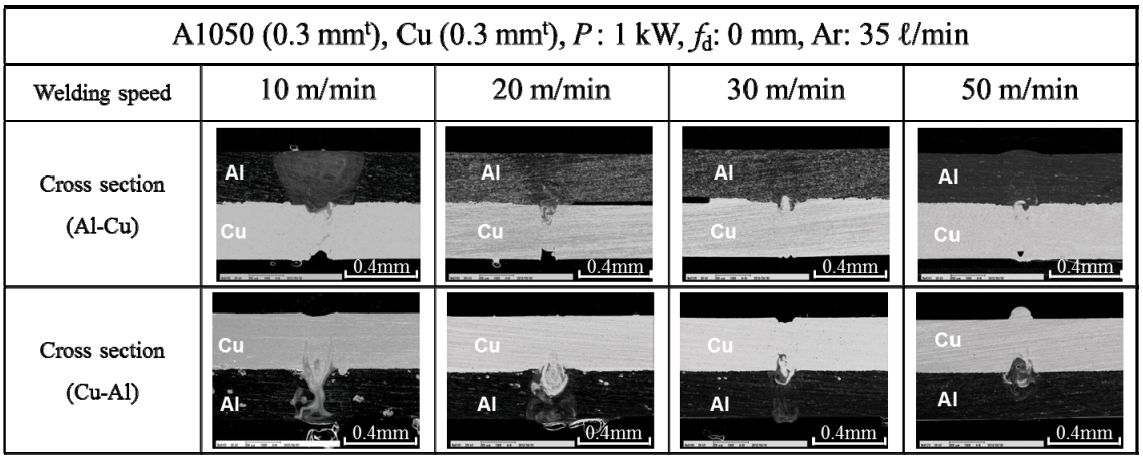
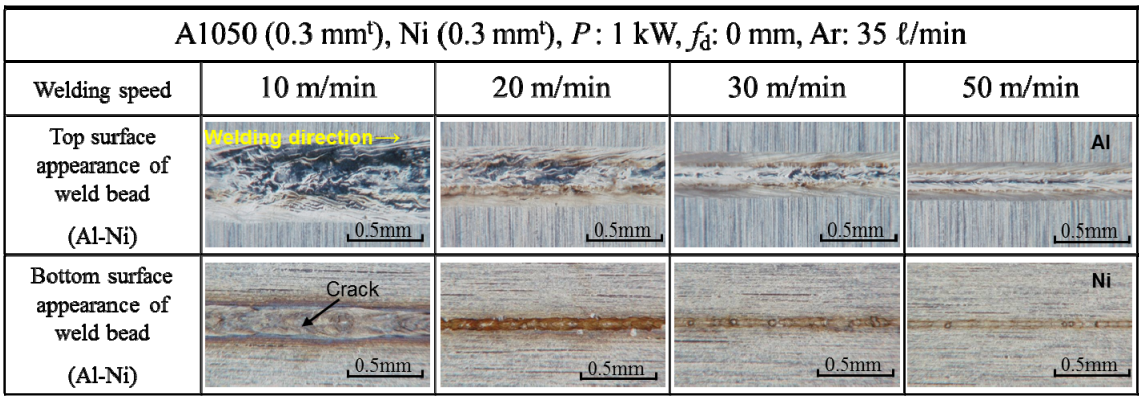
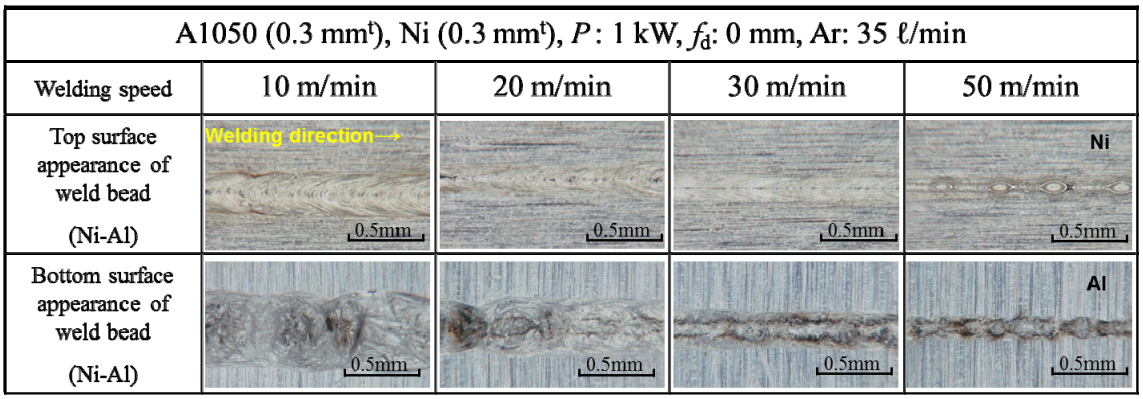


Fig. 4.3 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in Al and Cu dissimilar lap sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

Fig. 4.4 に示す Al-Ni のレーザ重ね溶接結果によると，50 m/min の場合からわかるように，Al 薄板が上の方が貫通溶接部の作製が困難である．一方，Al 板が下の場合，Al 側裏面が酸化して綺麗でないことがわかる．さらに，10 m/min 以下の速度で Ni 薄板が下側の場合，溶接ビードに割れの発生が確認された．



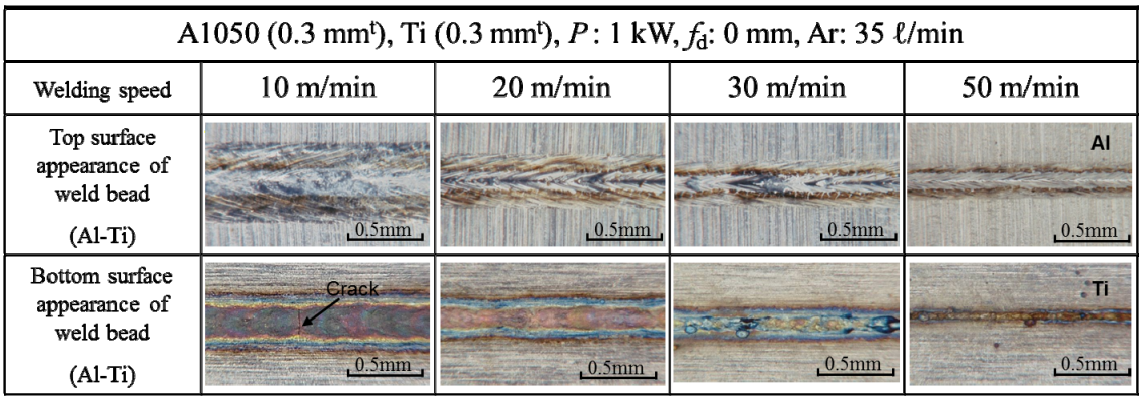
(a) A1050(upper)-Ni(lower)



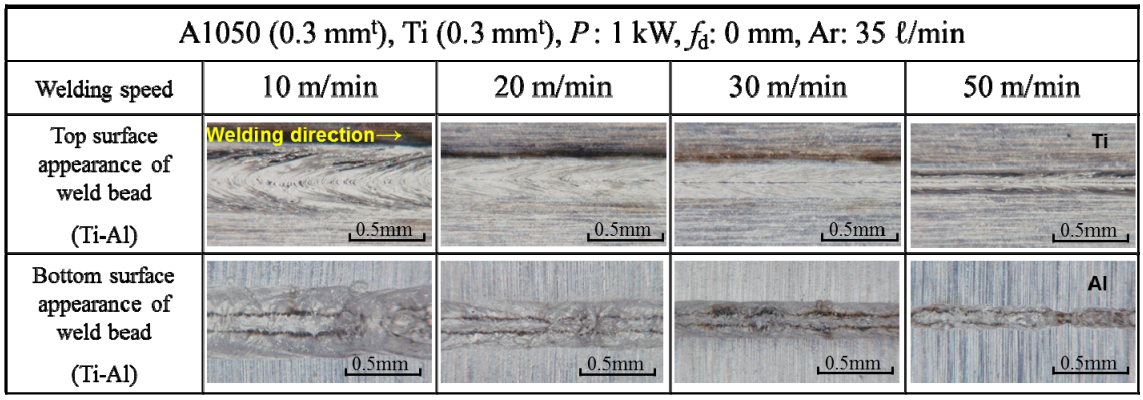
(b) Ni (upper)- A1050 (lower)

Fig. 4.4 Photos of top and bottom surface appearances of weld beads made in Al and Ni dissimilar sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

Fig. 4.5 に示す Al-Ti のレーザ重ね溶接結果によると，10 m/min 以下の速度で下板の Ti 側に割れの発生が確認された．溶接ビード横割れであり，脆弱な金属間化合物が生成したことによる割れであることが推察される．Fig. 4.6 に示す断面写真の結果から，薄板の変形が 10 m/min の低速度で観察されること，Ti が



(a) A1050(upper)-Ti(lower)



(b) Ti (upper)- A1050 (lower)

Fig. 4.5 Photos of top and bottom surface appearances of weld beads made in Al and Ti dissimilar sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

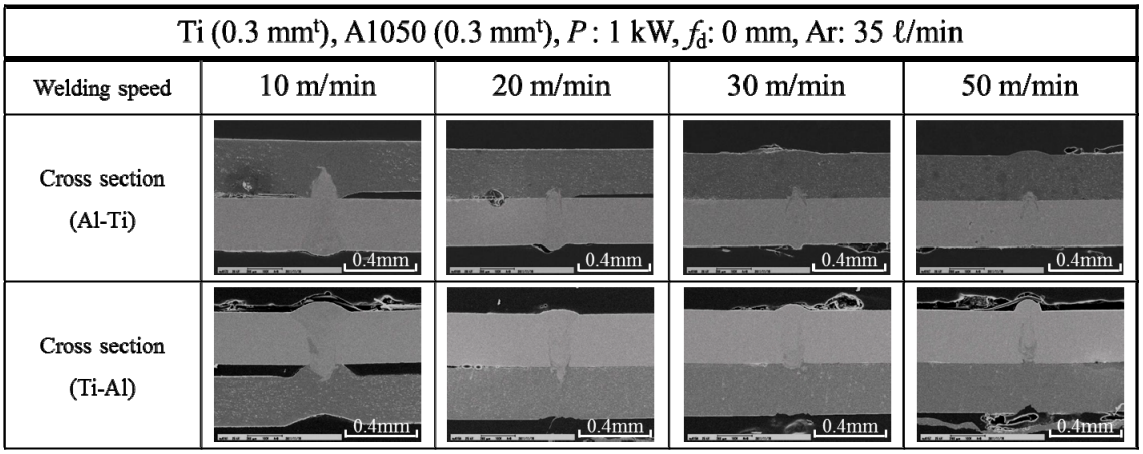


Fig. 4.6 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in Al and Ti dissimilar lap sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

Al 側に流れ込んで溶接されていることなどがわかる．Ti の流れ込む量は溶接速度の高速度化により減少している．

Fig. 4.7 に示す Al(A5052)-Ti の結果によると，10 m/min の場合，Ti 上板側に割れが見られ，A5052 が下板の場合，下方に融液が吹き飛ばされてアンダフィルが生成しやすかったことがわかる．

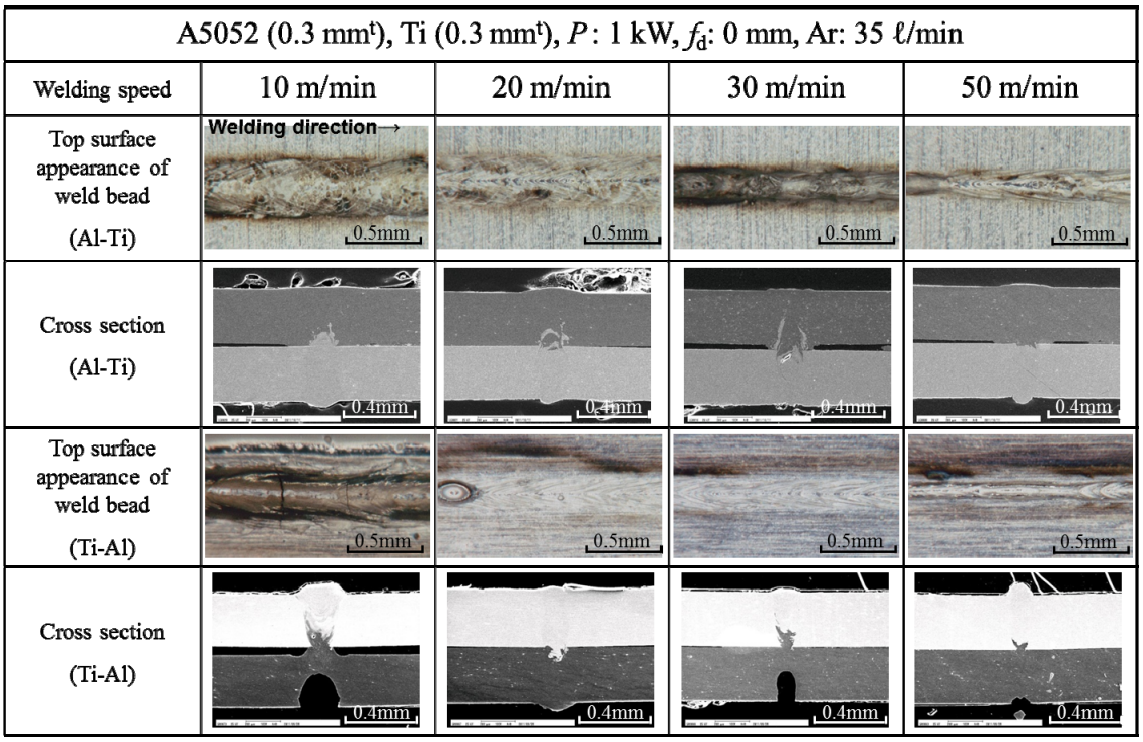
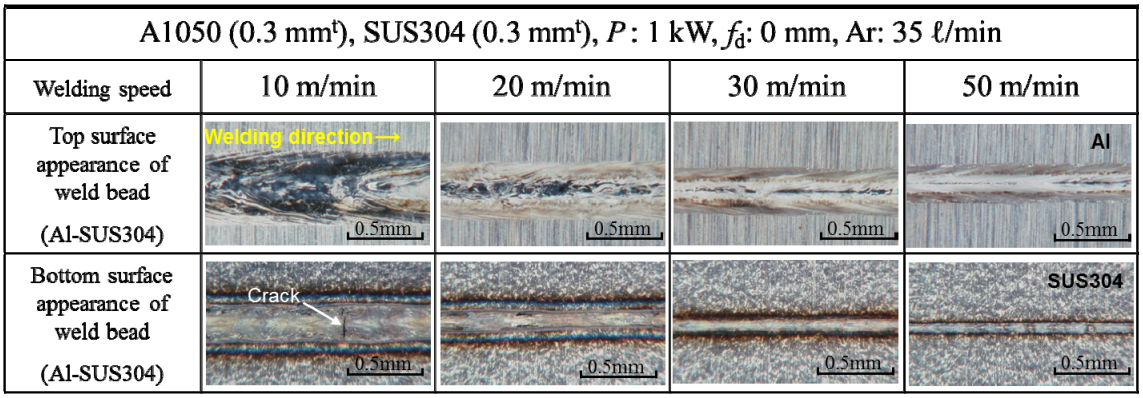
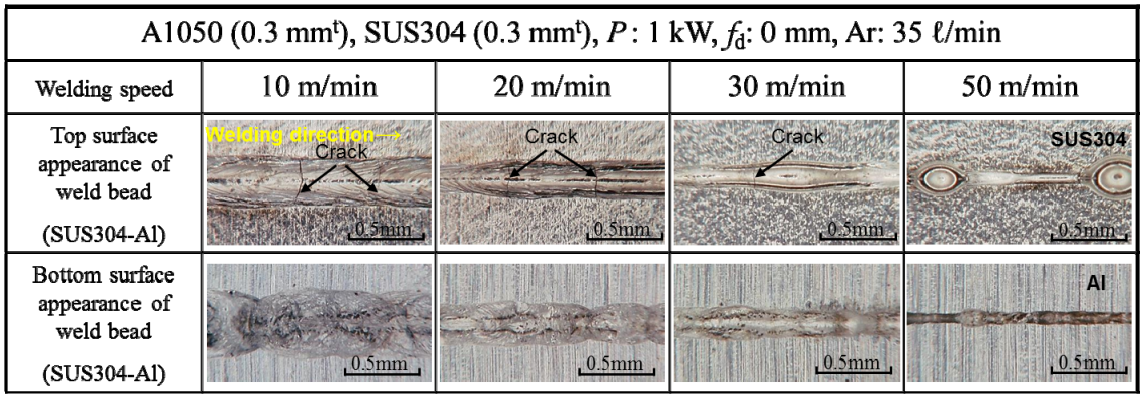


Fig. 4.7 Surface appearances and SEM cross-sections of weld beads made in Al (A5052 alloy) and Ti dissimilar lap sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

Fig. 4.8 に示す Al-SUS304 レーザ重ね溶接結果では，SUS304 が下板の場合，10 m/min 以下の速度で SUS304 下板側の溶接金属部に割れの発生が確認され，SUS304 が上板の場合，30 m/min 以下の速度で SUS304 上板側の溶接金属部に割れの発生が確認された．割れは，溶接ビード横割れであり，脆弱な金属間化合物が生成したことによる割れと推察される．SUS304（上）-Al（下）の場合の割れ発生傾向は，Ni や Ti の場合より高いと判断される．また，高速度では，



(a) A1050 (upper)- SUS304 (lower)



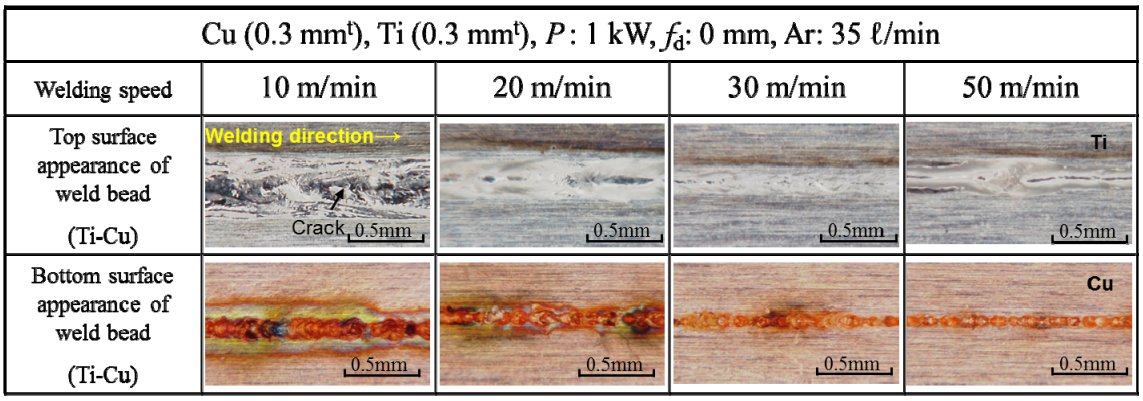
(b) SUS304 (upper)- A1050 (lower)

Fig. 4.8 Photos of top and bottom surface appearances of weld beads made in Al and SUS304 dissimilar sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

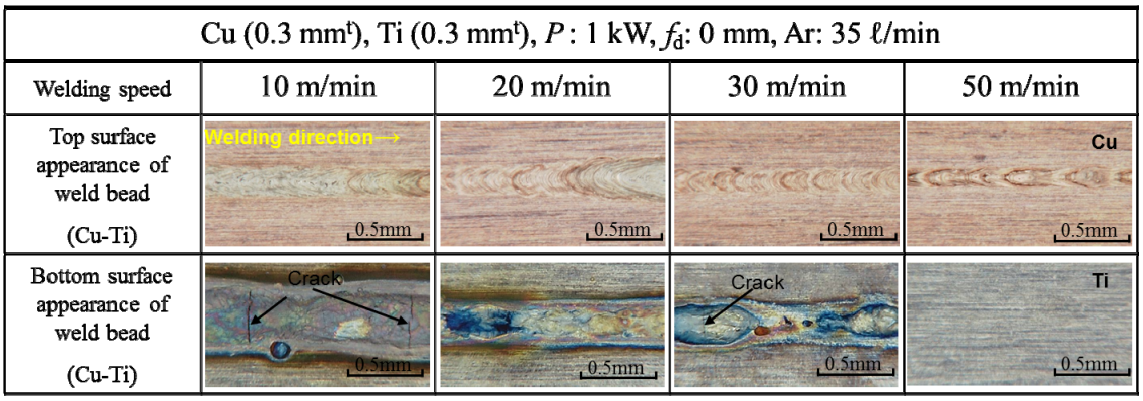
表面割れが低減・防止されることがわかった．これは元素の混合が低減されたためと推察される．

Al と他の金属との異材溶接では，いずれも低速度側での溶接金属部に割れが発生し，高速度側で割れが発生していないことが判明した．また，割れは，Al-Cu の組合せ以外はいずれも Al でない金属側の溶接金属部で発生することがわかった．

Fig. 4.9 および Fig. 4.10 に示す Cu-Ti のレーザ重ね溶接の結果では，10 m/min（Ti-Cu）および 30 m/min（Cu-Ti）以下の速度で，Ti 側の溶接金属部（表面）に割れの発生が確認された．割れは，溶接ビード横割れであり，各種の組合せと同様に脆弱な金属間化合物が生成したことによる割れと推察される．高速度



(a)　Ti (upper)- Cu (lower)



(b)　Cu (upper)- Ti (lower)

Fig. 4.9 Photos of top and bottom surface appearances of weld beads made in Cu and Ti dissimilar sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

では，割れが低減・防止されている．これは，Fig. 4.10 に示す SEM 写真の濃淡からわかるように，元素の混合が減少したためと推察される．

Fig. 4.11 および Fig. 4.12 に示す Ni-Ti のレーザ重ね溶接の結果では，Ni または Ti のどちらかが上板でも 20 m/min 以下の低速度で，上板側の溶接金属部に割れの発生が確認される．割れは，溶接ビード横割れであり，脆弱な金属間化合物が生成したことによる割れと推察される．

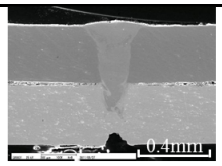
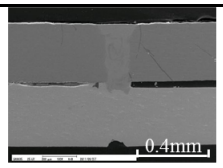
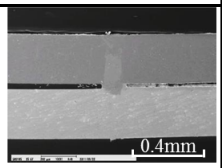
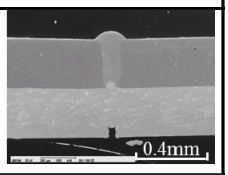
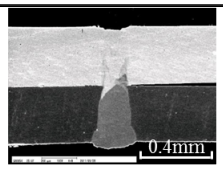
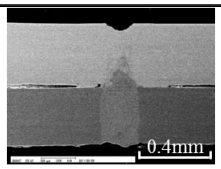
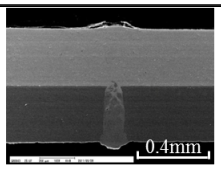
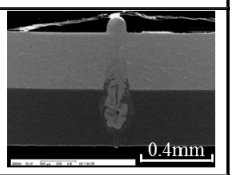
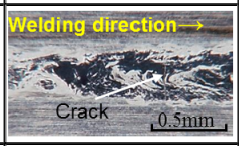
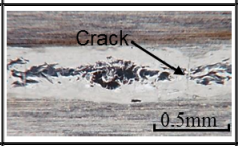
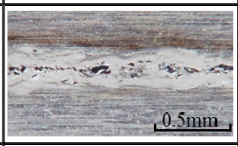
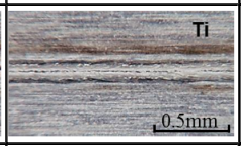
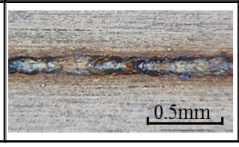
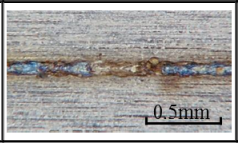
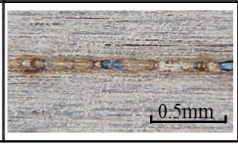
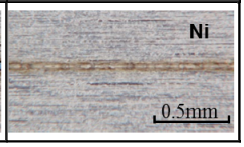
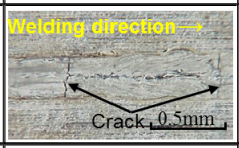
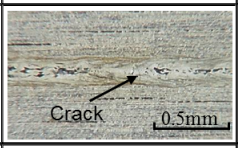
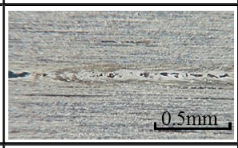
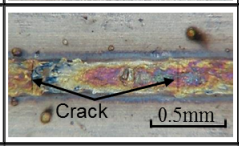
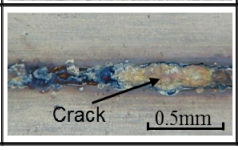
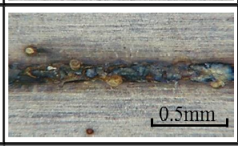
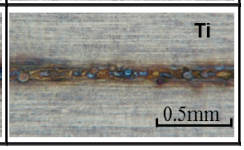
Ti (0.3 mm^t), Cu (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min				
Welding speed	10 m/min	20 m/min	30 m/min	50 m/min
Cross section (Ti-Cu)				
Cross section (Cu-Ti)				

Fig. 4.10 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in Cu and Ti dissimilar lap sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

Ni (0.3 mm^t), Ti (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min				
Welding speed	10 m/min	20 m/min	30 m/min	50 m/min
Top surface appearance of weld bead (Ti-Ni)				
Bottom surface appearance of weld bead (Ti-Ni)				

(a) Ti (upper)- Ni (lower)

Ni (0.3 mm^t), Ti (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min				
Welding speed	10 m/min	20 m/min	30 m/min	50 m/min
Top surface appearance of weld bead (Ni-Ti)				
Bottom surface appearance of weld bead (Ni-Ti)				

(b) Ni (upper)- Ti (lower)

Fig. 4.11 Photos of top and bottom surface appearances of weld beads made in Ni and Ti dissimilar sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

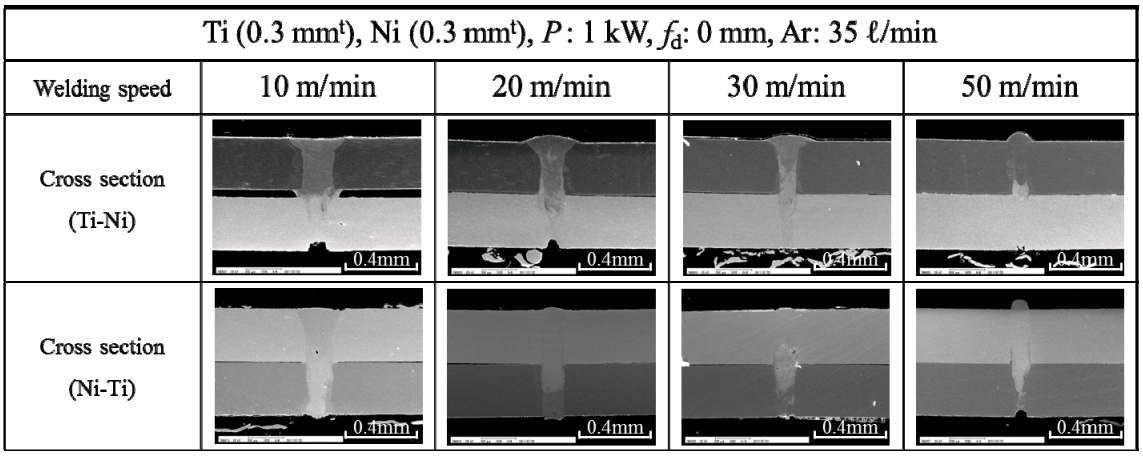
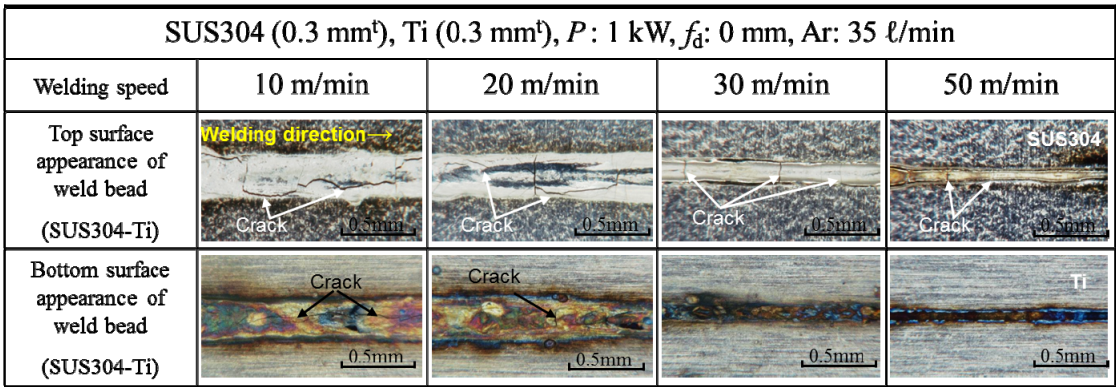


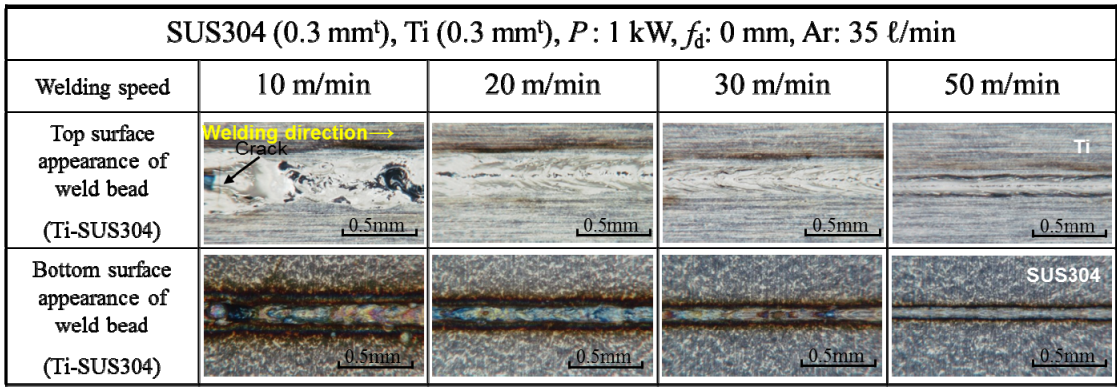
Fig. 4.12 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in Ti and Ni dissimilar lap sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

Fig. 4.13 に示す SUS304-Ti のレーザ重ね溶接の結果では, SUS304 が上側にある場合，すべての溶接速度で表面の溶接ビードに割れの発生が確認され，20 m/min 以下の溶接速度で裏面の溶接ビードにも割れが見られる．Ti が上側にあると，10 m/min 以下の溶接速度で表面溶接ビードに割れが発生し，裏面の溶接ビードには割れの発生が確認されなかった．SUS304-Ti のレーザ溶接継手の断面を SEM で観察した結果である Fig. 4.14 によると，速度 30 m/min 以下において割れが確認される．これらの割れは，溶接中に発生していたものだけではなく，試料準備のためのマイクロカッタによる切断中に発生したものと推察される．Fig. 4.14 に見られる割れまたは破断は，SUS304 が上板の場合は，SUS304 側の溶接金属部に発生し，Ti が上板の場合は，重ね界面近傍に発生していることがわかった．以上の結果より，Ti は，Fe-Ti２元系状態図で示すように，約 20%の Fe を固溶できるため, 微量の Fe が Ti に含まれた部位は金属間化合物が生成しにくく，割れなかったことが考えられる．

以上の結果より，金属間化合物が生成するタイプの金属材料の組合せでは，低速度の溶接金属部で割れの発生が認められ，通常，高速度で割れが見られないものもあることがわかった．



(a) SUS304(upper)-Ti(lower)



(b) Ti (upper)- SUS304 (lower)

Fig. 4.13 Photos of top and bottom surface appearances of weld beads made in SUS304 and Ti dissimilar lap sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

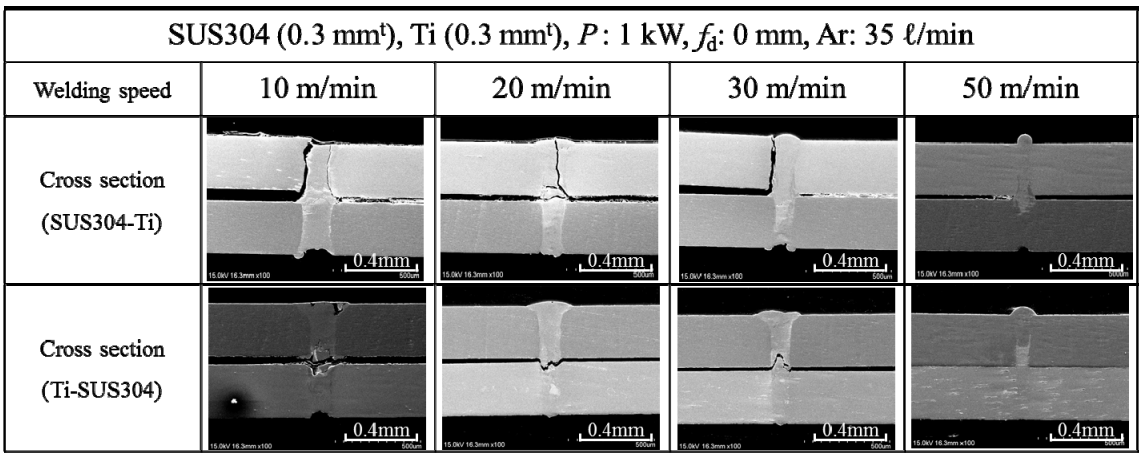


Fig. 4.14 Cross-sectional SEM photos of weld beads made in SUS304 and Ti dissimilar lap sheets with single-mode fiber laser at different welding speeds.

4.4　同種または異材の溶接継手の引張せん断荷重（強度特性）に及ぼす溶接速度の影響

シングルモードファイバーレーザによる Al-Cu，Al-Ni，Al-Ti，Al-SUS304，Cu-Ti，Ni-Ti および SUS304-Ti の異材重ね溶接性について，引張せん断荷重（強度）を Al-Al，Cu-Cu，Ni-Ni，Ti-Ti，SUS304-SUS304 の同種重ね溶接継手の強度結果と比較評価した．その引張せん断強度試験結果を **Fig. 4.15** に示す．

Al-Al，Ti-Ti など，同種の溶接継手は，Cu-Cu の 30 m/min と 40 m/min を除いて，溶接速度の増加に従って，引張せん断荷重（強度）が低下することがわかる．これは，溶接速度の増加に従って重ね接合部の幅が狭くなったためである．なお，Cu-Cu の溶接で 40 m/min の方の強度が高かったのは，30～40 m/min で貫通溶接から部分溶込み溶接に代わり溶融部幅が広くなったためと推察される．また，同種の金属材料の接合では，継手の引張せん断荷重（強度）は，材料の種類に依存し，SUS304 ＞ Ti = Ni ＞ Cu ＞ Al の順に低下している．したがって，第３章で明らかにしたように，引張せん断荷重は，材料の強度特性と重ね接合部の溶融部幅に依存すると判断される．

Fig. 4.15(a) によると，Al-Cu の異材継手の場合，引張せん断荷重は 5 m/min では低強度の Al-Al の同種継手よりさらに低いが，10 m/min で Al-Al 継手とほぼ同等となり，20 m/min 以上の高速度では，Al-Al 継手より高く，Cu-Cu とほぼ同等の高い強度特性が得られる場合がある．異材で強度特性が低いのは，割れが発生していたためであり，同種以上に高強度（高荷重）であるのは，重ね接合部の溶融部幅が広く，溶接部の強度特性も合金化で高くなっているためと推察される．

Fig. 4.15(b) によると，Al-Ni の異材継手も，引張せん断荷重は 5 m/min では Al-Al 同種継手より低いが，10 m/min 以上の高速度では，Al-Al より十分に高い強度特性が得られている．そして，引張せん断荷重は速度が 10～50 m/min においてほとんど低下しないようである．また，引張せん断荷重は，Al-Ni および Ni-Al とも同速度では同等である．

Fig. 4.15(c) によると，Al-Ti の異材継手は，引張せん断荷重が 5 m/min～50 m/min のどの溶接速度でも，Al-Al 同種継手より高い．特に，Ti（上板）-Al では，30 m/min 以上で引張せん断荷重の低下が認められるが，Al（上板）-Ti では 40 m/min 以上の高速度でも引張せん断荷重の低下がほとんどない．このため，Al-Ti の組合せは，良好な継手の作製が可能であるとして推奨される．

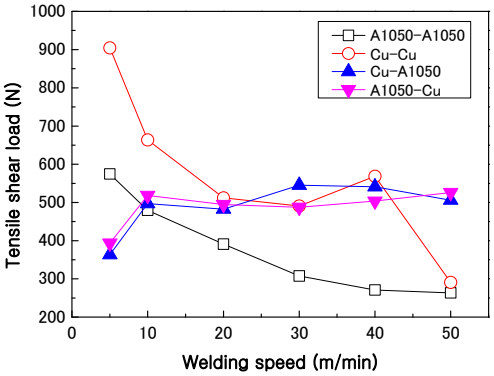
Fig. 4.15(d) によると，Al-SUS304 の異材継手は，引張せん断荷重が 5 m/min～50 m/min のどの溶接速度でも，Al-Al より高い．特に，SUS304（上板）-Al では, 30 m/min 以上で引張せん断荷重の低下が認められるが, Al（上板）- SUS304 では 40 m/min 以上の高速度でも引張せん断荷重の低下がほとんどない. このため, Al-SUS304 の組合せは, 良好な継手の作製が可能であるとして推奨される.

Fig. 4.15(e) によると，Cu-Ti の異材継手は，引張せん断荷重は 5 m/min では Cu-Cu 同種継手より低いが，10 m/min 以上の高速度では，Al-Al より十分に高い強度特性を示し，30 m/min 以上の高速度においては，Ti-Ti 同種継手と同等かそれ以上であり，高強度であることがわかる．特に，Cu-Ti で高強度である．

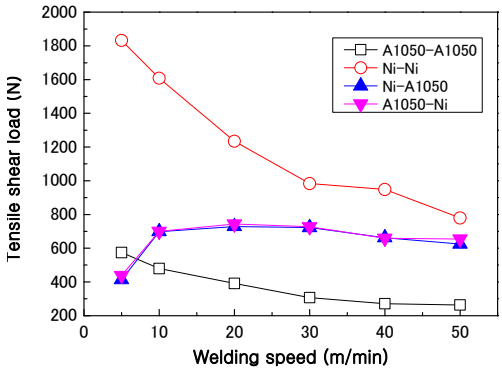
Fig. 4.15(f) によると，Ni-Ti の異材継手では，引張せん断荷重は 5 m/min～50 m/min のどの溶接速度でも，高いことがわかる．なお，引張せん断荷重は 5 および 10 m/min においては Ti-Ti および Ni-Ni 同種継手より低いが，20 m/min で同種継手とほど同等となり，30 m/min 以上の高速度では，同種材料の継手より十分に高い強度特性を示している．特に，30 m/min 以上では 1,000 N 以上の高強度であることが判明した.

Fig. 4.15(g) によると, SUS304-Ti の異材継手では, 引張せん断荷重は 5 m/min～50 m/min で溶接速度が速くなるのに従って，高くなる傾向があることがわかる．この傾向は他の組合せでは見られないものである．これは，溶接速度の遅い場合に割れが発生し，溶接速度の高速化に従って，割れが低減したためと推察される.

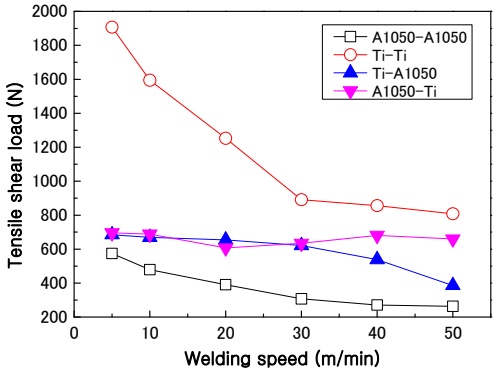
以上の結果より，Al に対する Cu，Ni，Ti または SUS304 のレーザ異材接合部は，20 m/min で高強度の継手が得られている．また，Al-Cu と Al-Ni が同様な強度特性の傾向を示し，Al-Ti と Al-SUS304 が同様な傾向を示している．Ti に対する異材継手では，SUS304 の荷重（強度）が低く，Ni との異材継手が高強度である．異材接合継手の場合，低溶接速度の方が接合部幅は広いが引張せん断荷重は低強度同士の同種材より低い場合がある．この原因は，溶接金属部に割れが発生していたためである．また，一般に，レーザ異材接合部の継手荷重（強度）は，低い方の同種材料より高強度である．そして，高速度でもあまり荷重が下がらない．これは，高速度では元素の混合が抑制され，金属間化合物の生成が抑制されて割れの発生が抑制・防止され，合金化による高強度・高硬度化が起こったためと推察される．特に，いずれの材料の組合せでも，20～30 m/min の条件で, 高引張せん断荷重で強度特性の優れた継手が得られている.



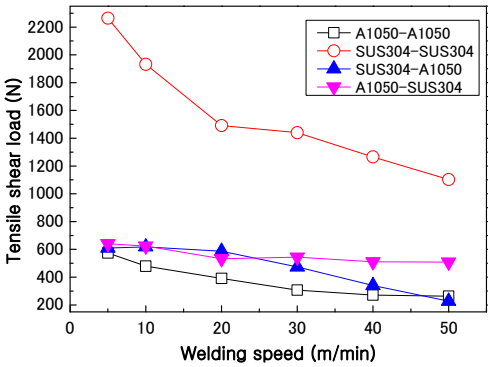
(a)Al-Cu



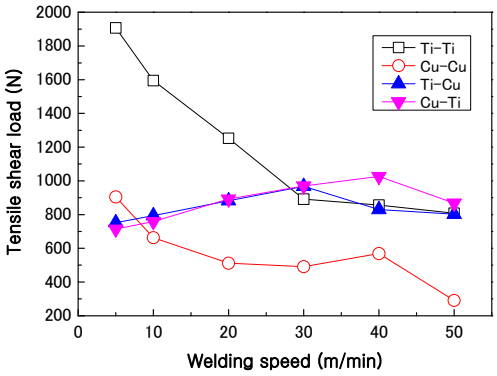
(b)Al-Ni



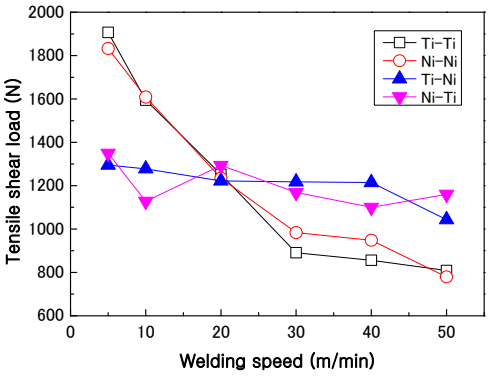
(c) Al-Ti



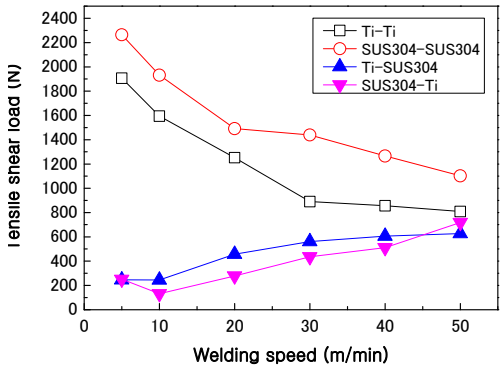
(d)Al-SUS304



(e) Cu-Ti



(f) Ni-Ti



(g) SUS304-Ti

Fig. 4.15 Results of tensile shear test for similar and dissimilar weld joints with single-mode laser at high welding speeds.

4.5　高速度異材溶接部の組織観察および生成相の同定結果と考察

4.5.1　Al-Cu および Al-Ni のレーザ異材溶接結果

引張せん断試験の結果，Al-Cu および Al-Ni の引張せん断荷重は，溶接速度 5 m/min で最も強度の低い Al-Al の同種溶接継手より低いが，溶接速度 10～50 m/min と速い場合，荷重が Al-Al とほぼ同等かそれ以上に高い継手が得られている．この理由を明確にするため，引張せん断試験片の SEM 観察とミクロ分析を行った．

Al-Cu のレーザ接合継手の一部の断面の SEM 観察結果を **Fig. 4.16** に示す. 破断は，ほとんどの条件で重ね溶接部で起こっている．なお，溶接速度 10 m/min での Cu(上)-Al(下)異材レーザ溶接継手のみ，Al 母材で破断している．溶接速度 5 m/min では Al 側の溶接金属部に割れが認められるが，金属間化合物が溶接金属部全体的に生成し，破断は重ね溶接部で起こっている．

溶接速度 10 および 50 m/min で得られた Al(上)-Cu(下)レーザ溶接継手の引張せん断試験後の断面 SEM 写真と EDX 分析結果を **Fig. 4.17** および **Table 4.1** に示す．EDX 分析の結果，破断部近傍に CuAl と $CuAl_2$ が生成しているのが確認される．Al と Cu の異材溶接部の破断部はいずれも割れやすい脆弱な金属間化

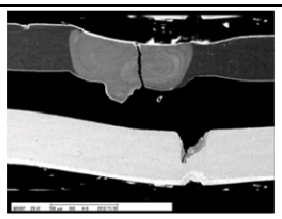
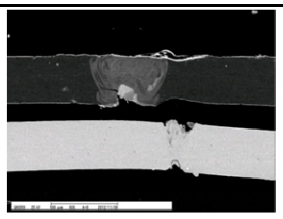
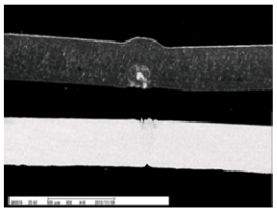
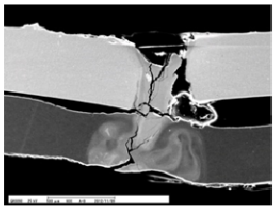
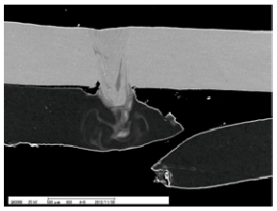
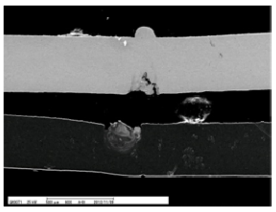
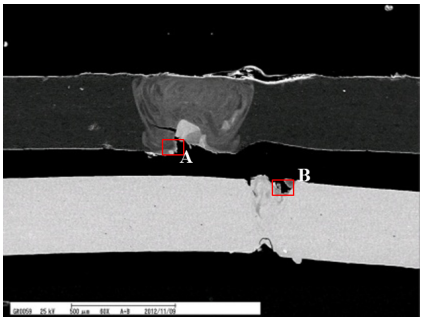
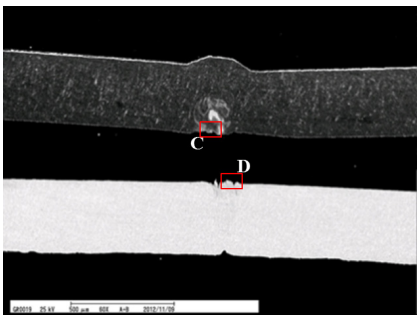
A1050 (0.3 mm^t), Cu (0.3 mm^t), P : 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	5 m/min	10 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (Al-Cu)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Cu-Al)			

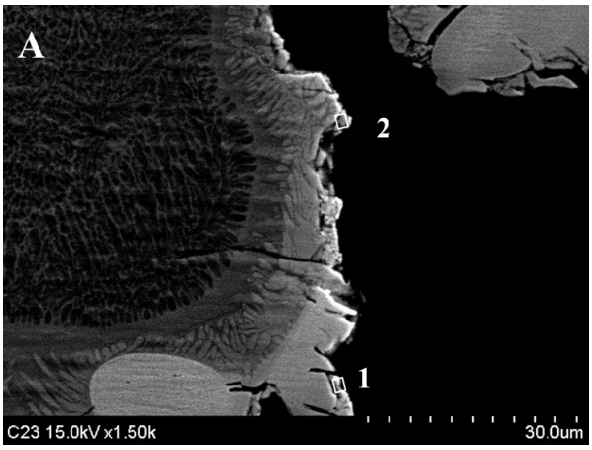
Fig. 4.16 Cross-sectional SEM photos of Al and Cu dissimilar welds produced at 1kW laser power at 5, 10 and 50 m/min welding speeds, after tensile shear test.



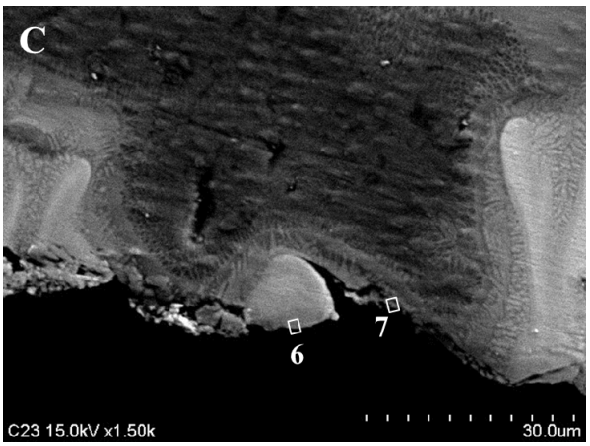
(a) 10 m/min



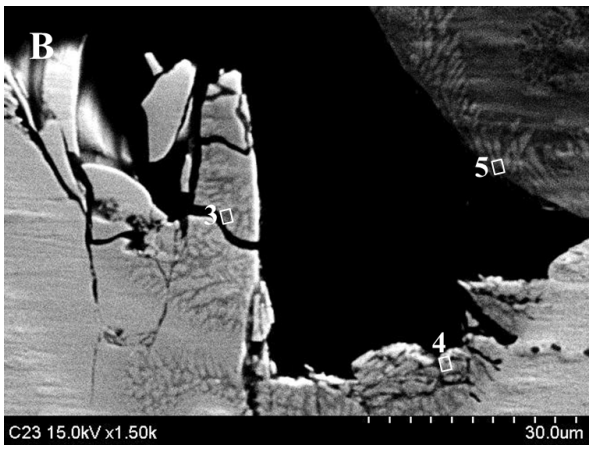
(b) 50 m/min



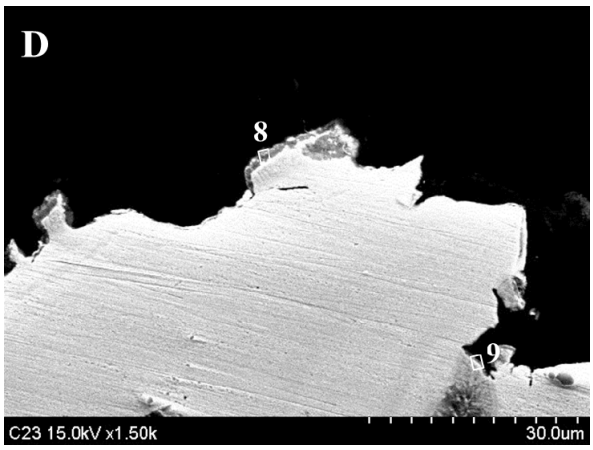
(c) Fracture part of Al side at 10 m/min



(d) Fracture part of Al side at 50 m/min



(e) Fracture part of Cu side at 10m/min



(f) Fracture part of Cu side at 50m/min

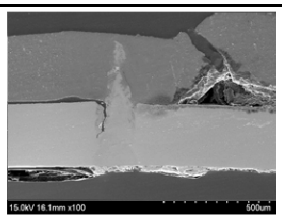
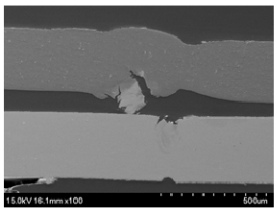
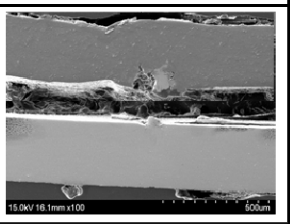
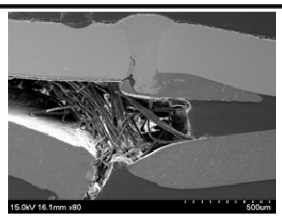
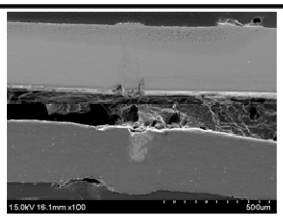
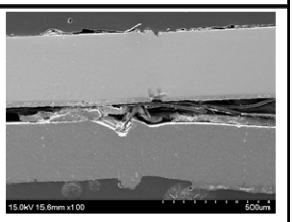
Fig. 4.17 SEM photos of cross sections of fractured Al and Cu dissimilar welds made at 10 and 50 m/min welding speeds, showing EDX analysis points.

Table 4.1 EDX analysis results (as ratio of Al to Cu) of marked area in cross sections of Al and Cu dissimilar welds made at 10 and 50 m/min after tensile shear test in Fig. 4.17.

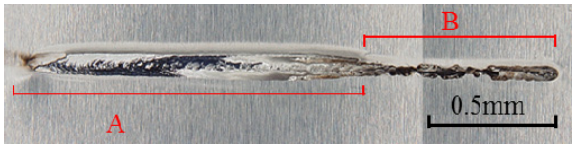
	Ratio of main alloy elements		Predicted phases
	Al(%)	Cu(%)	
1	49.7	50.3	CuAl
2	73.6	26.4	$CuAl_2$ + Al
3	62.2	37.8	$CuAl_2$ + CuAl
4	48.6	51.4	CuAl
5	79.8	20.2	$CuAl_2$ + Al
6	51.3	48.7	CuAl + $CuAl_2$
7	91.7	8.3	Al + $CuAl_2$
8	55.2	44.8	CuAl + $CuAl_2$
9	93.2	6.8	Al + $CuAl_2$

合物で起こったことが推察される．なお，溶接速度 10 m/min の Cu-Al 継手の場合，高強度（硬度）の Cu 濃化部と金属間化合物が存在する箇所が重ね界面から離れ，Al 側に生成することによって，アンカー効果のように作用し，Al 母材で破断するものも作製できたことが推察される．

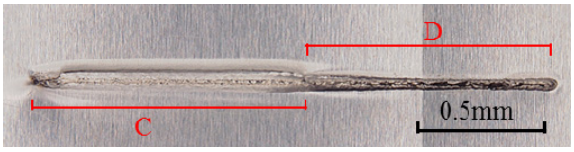
ファイバーレーザによる Al-Ni の異材重ね溶接部の引張せん断後の実験片の断面と Al 薄板の破断部の写真を **Fig. 4.18** に示す．Al-Ni の異材溶接継手は溶接速度 10 m/min 以下で引張せん断強度が Al の同種溶接結果より低い．これは溶接部に割れが発生していたためと推察される．溶接速度 10 m/min では Al (上) – Ni (下)と Ni (上) – Al (下) の破断経路が異なり，Al-Ni 継手では Al 母材および Al 濃化部で破断したことがわかる．溶接速度 10 m/min 以上で高い引張せん断強度を有するきれいな溶接ビードが安定に作製されている．溶接速度 5 m/min では金属間化合物が多量に生成し，一部割れも含む金属間化合物(Fig.4.18 B and D)で破断したため低い引張せん破断強度となった．一方，溶接速度 10 m/min では母材で破断したが，これは Ni が Al 溶融部側に混入し，高強度化して高硬度の Ni 濃化部がアンカー効果のように作用したためと考えられる．また，溶接

A1050 (0.3 mm^t), Ni (0.3 mm^t), P : 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	10 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (Al-Ni)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Ni-Al)			

(a) Cross-sectional SEM photos of fractured welds



(b) Al side bead of Al-Ni at 5m/min



(c) Al side bead of Ni-Al at 5m/min

Fig. 4.18 Cross-sectional SEM photos of fractured welds in Al-Ni or Ni-Al sheets made at 10, 30 and 50 m/min, and Al side weld beads produced at 5 m/min in Al-Ni and Ni-Al sheets after tensile shear test.

速度 20 m/min 以上では重ね継手近傍で破断したが，これは接合部幅が狭くなったためと推察される．

4.5.2　Al-Ti および Al-SUS304 のレーザ異材溶接結果

Al-Ti および Al-SUS304 のレーザ異材接合継手の引張せん断試験の結果によると，異種継手の引張せん断荷重は Ti-Ti または SUS304- SUS304 の同種継手より低いが，弱い方の Al-Al 同種の継手より高かく，同様な強度特性であった．

Al-Ti の引張せん断試験片の SEM 観察結果および分析結果を **Fig. 4.19**，**Fig. 4.20** および **Table 4.2** に示す．Al(上)-Ti(下)の場合，溶接速度 10 m/min 以下では裏面溶接ビードに割れが発生したが，引張せん断荷重は十分高いことが判明した．破断面を確認した結果，Ti(上)-Al(下)の場合に溶接速度 50 m/min のみ接合

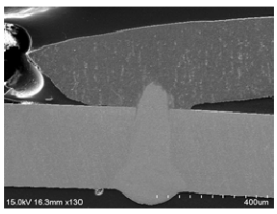
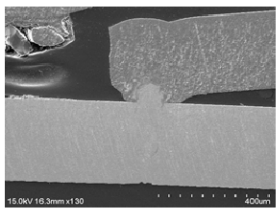
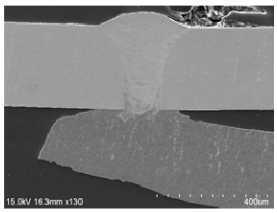
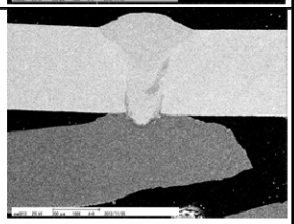
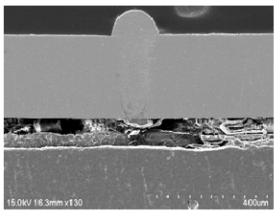
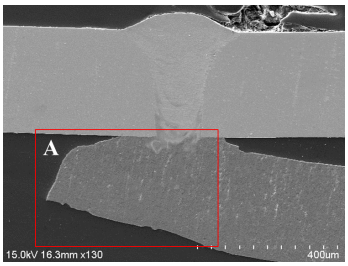
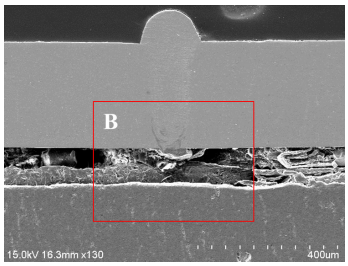
A1050 (0.3 mm^t), Ti (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	10 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (Al-Ti)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Ti-Al)			

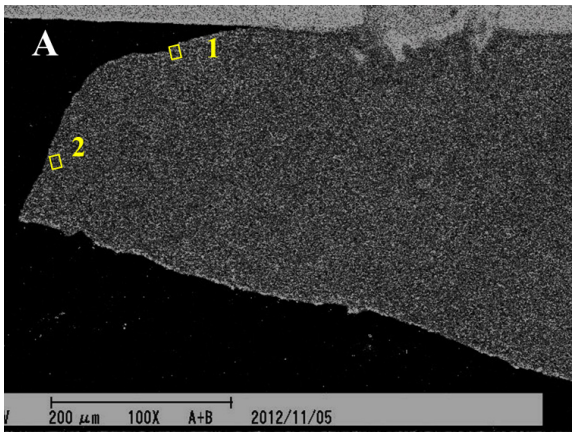
Fig. 4.19 Cross-sectional SEM photos of Al and Ti dissimilar welds made at 1 kW laser power at 10 to 50 m/min after tensile shear test.

Fractured parts at 10m/min welding speed



Fractured parts at 50m/min welding speed





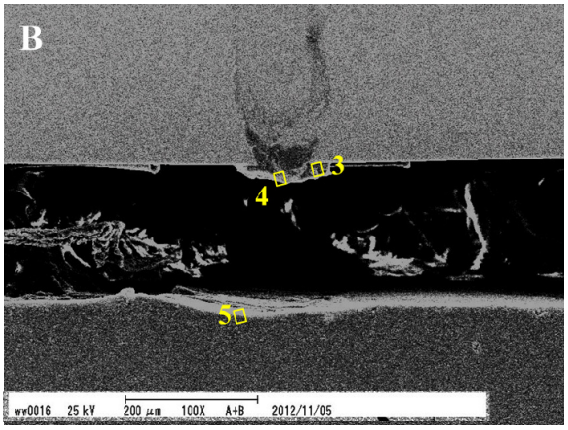


Fig. 4.20 SEM photos and EDX analysis of fractural cross section of Ti and Al dissimilar welds under 10 m/min and 50 m/min welding speed conditions.

Table 4.2 EDX analysis results (as ratio of Al to Ti) of marked area in cross sections of Al and Ti dissimilar welds made at 10 and 50 m/min after tensile shear test in Fig. 4.20.

	Ratio of main alloy elements		Predicted phases
	Al(%)	Ti(%)	
1	98.9	1.1	Al
2	98.6	1.4	Al
3	52.7	47.3	TiAl
4	87.1	12.9	Al + $TiAl_3$
5	95.6	4.4	Al

継手部で破断し，継手のせん断荷重が低下したが，それ以外はすべて Al 母材で破断することが確認された．溶接ビードに発生した割れは引張方向に平行であったため，引張せん断荷重の結果に大きな影響を及ぼさなかったと推察される．

溶接速度 30 m/min 以上の条件では Al(上)-Ti(下)の試料組合せが Ti(上)-Al(下)より高い引張せん断荷重であることが確認される．溶接速度が速いほど Al と Ti が混合した溶接部に近い Al 側で破断するのがわかる．それは溶融点が低い Al が Ti より広い範囲で溶融され, Ti は溶融された Al 側に浸入して接合されたので, 破断は溶接速度が速くなるほど Al 側に近くなり、強度は低下することが考えられる．

溶接速度 10 m/min と 50 m/min の条件で得られた Ti(上)-Al(下)の接合継手の引張せん断実験を行った後の破断部の組成を SEM と EDX 分析法で詳しく検討した．その結果，溶接速度 10 m/min で破断した部分は Al が検出され，溶接速度 50 m/min の破断部では金属間化合物 TiAl と $TiAl_3$ および Al が検出された．Ti(上)-Al(下)の溶接速度 50 m/min 以外の条件ではすべての溶接速度条件で金属間化合物の生成が十分に制御され Al 側で破断することが推察された．

Al-SUS304 の異材溶接の場合, Al の同種溶接より高い引張せん断強度を有し, SUS304 の同種溶接より低い引張せん断強度であった. Al-SUS304 溶接継手の引張せん断試験後の破断面の SEM 観察結果を **Fig. 4.21** に示す. Al(上)-SUS304(下)

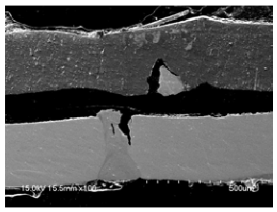
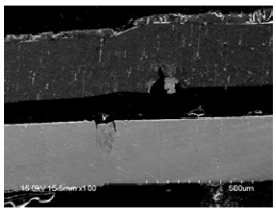
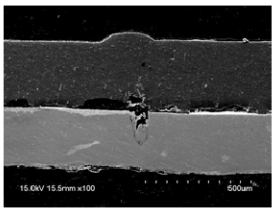
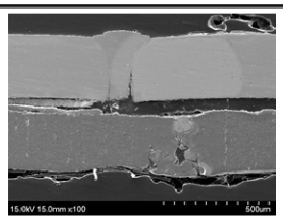
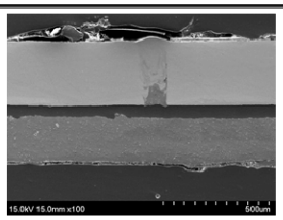
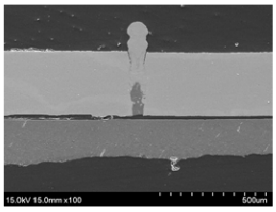
A1050 (0.3 mm^t), SUS304 (0.3 mm^t), P : 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	10 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (Al-SUS304)			
Fractural cross section of dissimilar welds (SUS304-Al)			

Fig. 4.21 SEM photos of cross-sectional tensile shear test specimens of Al and SUS304 dissimilar weld joints produced at 1kW laser power and various welding speeds.

の組合せでは溶接速度 10 m/min 以下の条件で裏面ビードに割れが発生し，SUS304(上)-Al(下)の条件では溶接速度 30 m/min 以下の条件で表面ビードに割れが発生した．さらに，上板が Al の場合は Al が下板である場合より高い引張せん断強度を有し，溶接速度の変化による大きな強度の変化は認められなかった. 上板が SUS304 の場合, 溶接速度が速いほど引張せん断強度は低くなった.

Al-Ti と Al- SUS304 の引張せん断強度は溶接速度および試料の上下による強度の変化は似ているが，Al-Ti は Al 側で剥がれ，Al-SUS304 の場合は重ね溶接継手部で破断し，破断状況は異なることが確認された．その結果から，Al-SUS304 の超高速度異材重ね溶接では，引張せん断強度のドラマチックな改善はないが，溶接速度と試料位置関係により割れや金属間化合物の生成をある程度減らすことが可能であることが確認された．特に，溶接速度 50 m/min の条件での Al(上)-SUS304(下)で，引張せん断試験を行った後破断した部分を観察した結果，Al と SUS304 の一部が混ざり，少量の金属間化合物が生成し，それによるアンカー効果が作用したことが推察される.

Al-SUS304 破断部を EDX 分析した結果，溶接速度 30 m/min および 50 m/min の条件での Al(上)-SUS304(下)の引張せん断試験を行った後の破断部の組成は

それぞれ 98.8%Al+1.2%Fe，97.5%Al＋2.5%Fe および Al が検出された．その以外のすべての条件で，破断部では Al と $FeAl_{2.8}$， Fe_4Al_{13}，Fe_3Al などの金属間化合物が検出された．Al(上)-SUS304(下)の試料組合せではすべて Al と SUS304 が混合されている部分で剥がれることが確認され，その混合部によるアンカー効果により SUS304(上)-Al(下)の場合より高い引張せん断強度を有していることが推察された．

4.5.3 Ti-Cu，Ti-Ni および Ti-SUS304 におけるレーザ異材重ね溶接結果

Cu-Ti 継手の引張せん断試験片の破断面を観察した結果を **Fig. 4.22** に示す．いずれの条件でも，引張せん断試験での破断は溶接部の重ね面近傍で起こっていた．特に，低溶接速度の 10 m/min 条件では，Ti 側溶接金属部で大きな割れが発生していた．Cu- Ti の引張せん断強度は溶接速度 5 m/min では脆弱な金属間化合物の生成のため母材の同種溶接より低いが，溶接速度が速くなるほど脆弱な金属間化合物の生成が制止され，引張せん断荷重（強度）が高くなった．特に，溶接速度 30 m/min 以上は溶接継手部では，重ね溶接継手の硬度が Ti 同士の溶接金属部より高くなり，破断が重ね部から逸れることにより，Ti 同士の溶接継手より強くできることがわかった．

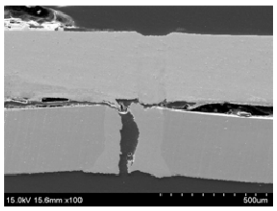
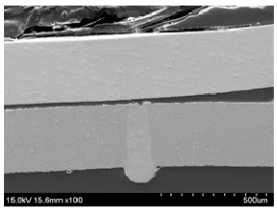
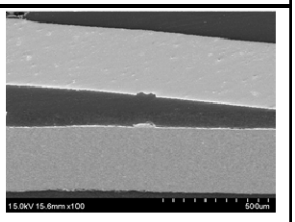
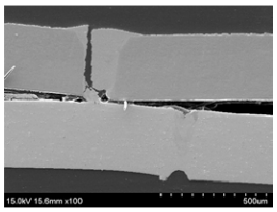
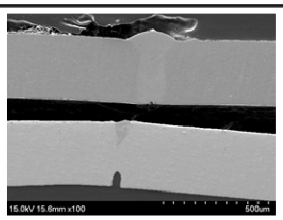
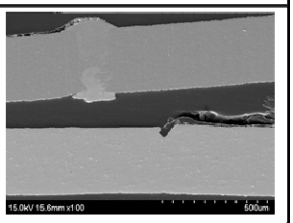
Cu (0.3 mm^t), Ti (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	10 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (Cu-Ti)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Ti-Cu)			

Fig. 4.22 SEM photos of cross-sectional tensile shear test specimens of Ti and Cu dissimilar weld joints produced at 1kW laser power and various welding speeds.

Ti-Ni 異材溶接継手の引張せん断荷重（強度）は，溶接速度 20 m/min 以下では Ni および Ti の同種溶接継手の荷重より低かったが，30 m/min 以上では同種のものより高くなった．引張せん断試験後の試験片の破断部の断面写真を **Fig. 4.23** に示す．Ni(上)-Ti(下)で溶接速度 20 m/min 以下では表面と裏面ビードに割れが発生し，Ti(上)-Ni(下)で溶接速度 20 m/min 以下では表面ビードに割れが発生した．Ni(上)-Ti(下)の溶接速度 30 m/min 以下では継手と Ti 側の金属間化合物で破断し，溶接速度 50 m/min では継手重ね部で破断したのが確認される．溶接速度 30 m/min では Ti(上)-Ni(下)の組合せより高い引張せん断強度を有している．これは，溶接速度 30 m/min 以上では重ね面近傍の溶接部が硬くなり，強くなったためと推察される．

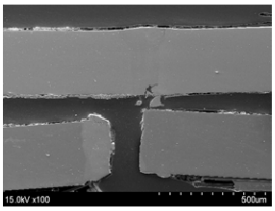
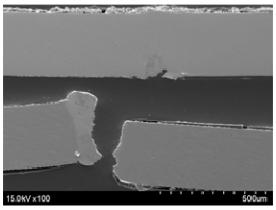
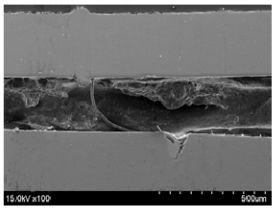
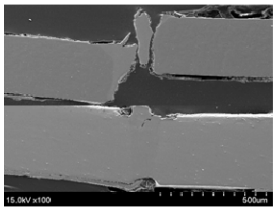
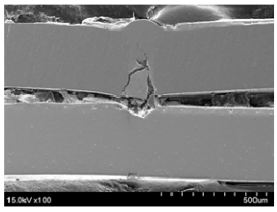
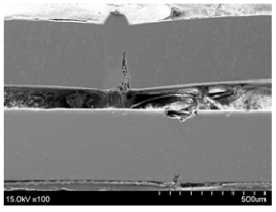
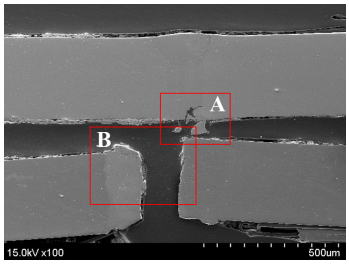
Ni (0.3 mm^t), Ti (0.3 mm^t), P: 1 kW, f_d: 0 mm, Ar: 35 ℓ/min			
Welding speed	10 m/min	30 m/min	50 m/min
Fractural cross section of dissimilar welds (Ni-Ti)			
Fractural cross section of dissimilar welds (Ti-Ni)			

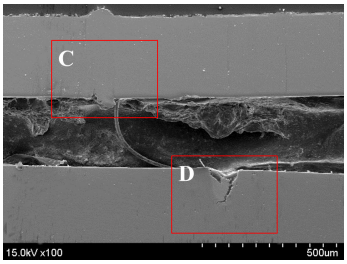
Fig. 4.23 SEM photos of cross-sectional tensile shear test specimens of Ti and Ni dissimilar weld joints produced at 1kW laser power and various welding speeds.

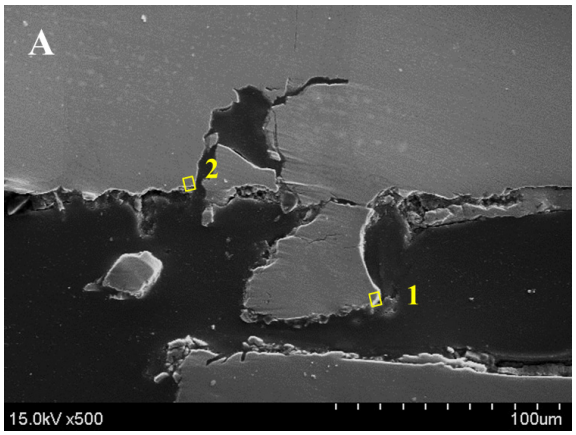
溶接速度 10 m/min と 50 m/min での Ni(上)-Ti(下)継手の引張せん断試験を行った後の破断部近傍の SEM 写真と EDX 分析結果をそれぞれ **Fig. 4.24** および **Table 4.3** に示す．EDX 分析結果，Ni と Ti 異材溶接部の破断はいずれも $TiNi_3$，TiNi，Ti_2Ni の金属間化合物の生成しているところで起こったことが確認された．溶接速度 30 m/min より速いと，母材同種の溶接継手より良好な引張せん断強度の異

Cross section of specimen made at 10 m/min welding speed

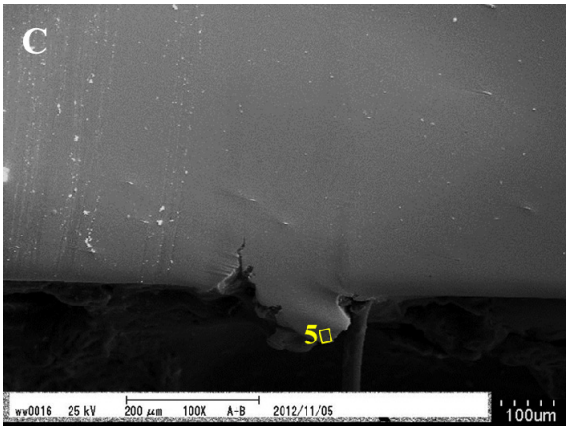


Cross section of specimen made at 50 m/min welding speed

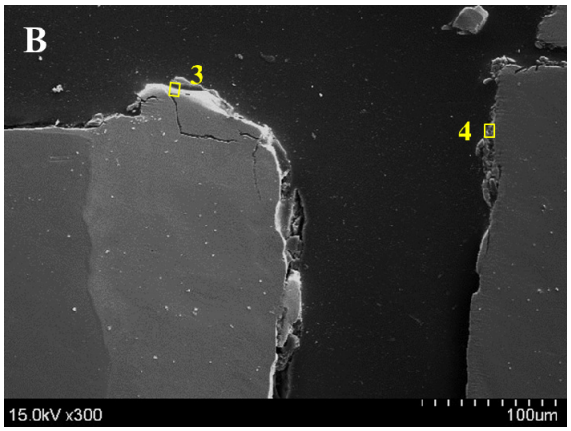




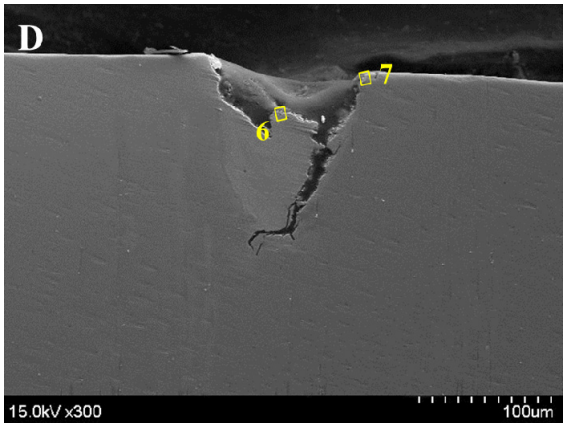
(a) Fracture location of Ni side at 10m/min



(c) Fracture location of Ni side at 50m/min



(b) Crack at Ti side at 10m/min



(d) Crack at Ti side at 50m/min

Fig. 4.24 SEM photos and EDX analysis points of cross sections of Ni and Ti dissimilar welds at 10 m/min and 50 m/min welding speeds.

材溶接継手部が形成できたのは，溶融溶接部では金属間化合物が生成するが割れずに硬化し，強化されたためと推察される．

Ti-SUS304 重ね溶接継手の引張せん断試験後の断面写真を **Fig. 4.25** に示す. 低

Table 4.3 EDX analysis results (as ratio of Ti to Ni) of marked area in cross sections of Ti and Ni dissimilar welds made at 10 and 50 m/min after tensile shear test in Fig. 4.24.

	Ratio of main alloy elements		Predicted phases
	Ti(%)	Ni(%)	
1	20.0	80.0	$TiNi_3$ + Ni
2	28.7	71.3	$TiNi_3$ + TiNi
3	48.5	51.5	TiNi + $TiNi_3$
4	90.1	9.9	Ti + Ti_2Ni
5	17.8	82.2	$TiNi_3$ + Ni
6	42.4	57.6	TiNi + $TiNi_3$
7	78.2	21.8	Ti_2Ni + Ti

速度ではいずれの溶接部でも割れが発生し, 高速度では SUS304 側で割れが発生したことがわかる．溶接速度が速いほど引張せん断強が高くなったのは，金

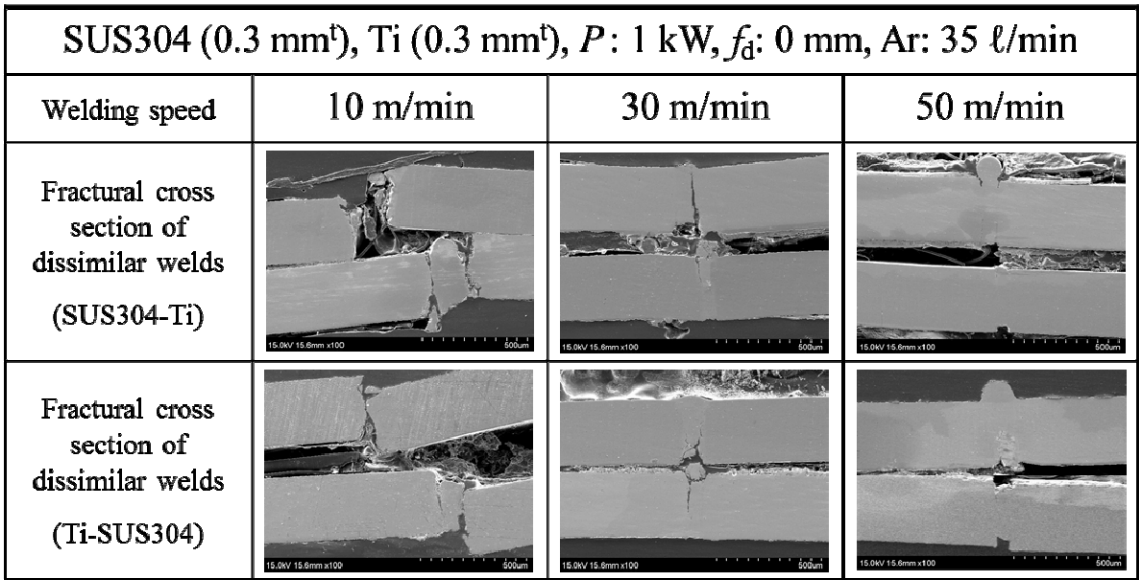


Fig. 4.25 SEM photos of cross-sectional tensile shear test specimens of Ti and SUS304 dissimilar weld joints made at 1kW laser power and various welding speeds.

属間化合物の生成量が減少し，割れが少なくなったためと推察される．

溶接速度 10 m/min と 50 m/min での SUS304(上)-Ti(下)継手の引張せん断試験後の破断部を SEM 観察し，EDX 分析を行った結果を **Fig. 4.26** と **Table. 4.4** に示す．溶接速度 10 m/min の破断部には TiFe，$TiFe_2$ の金属間化合物が生成し，溶接速度 50 m/min では金属間化合物 TiFe が検出された．Ti-SUS304 の異材溶接性はいずれもの組合せでも低いが，この理由は脆弱な金属間化合物が溶接部に生成して破断しやすかったためと推察される．

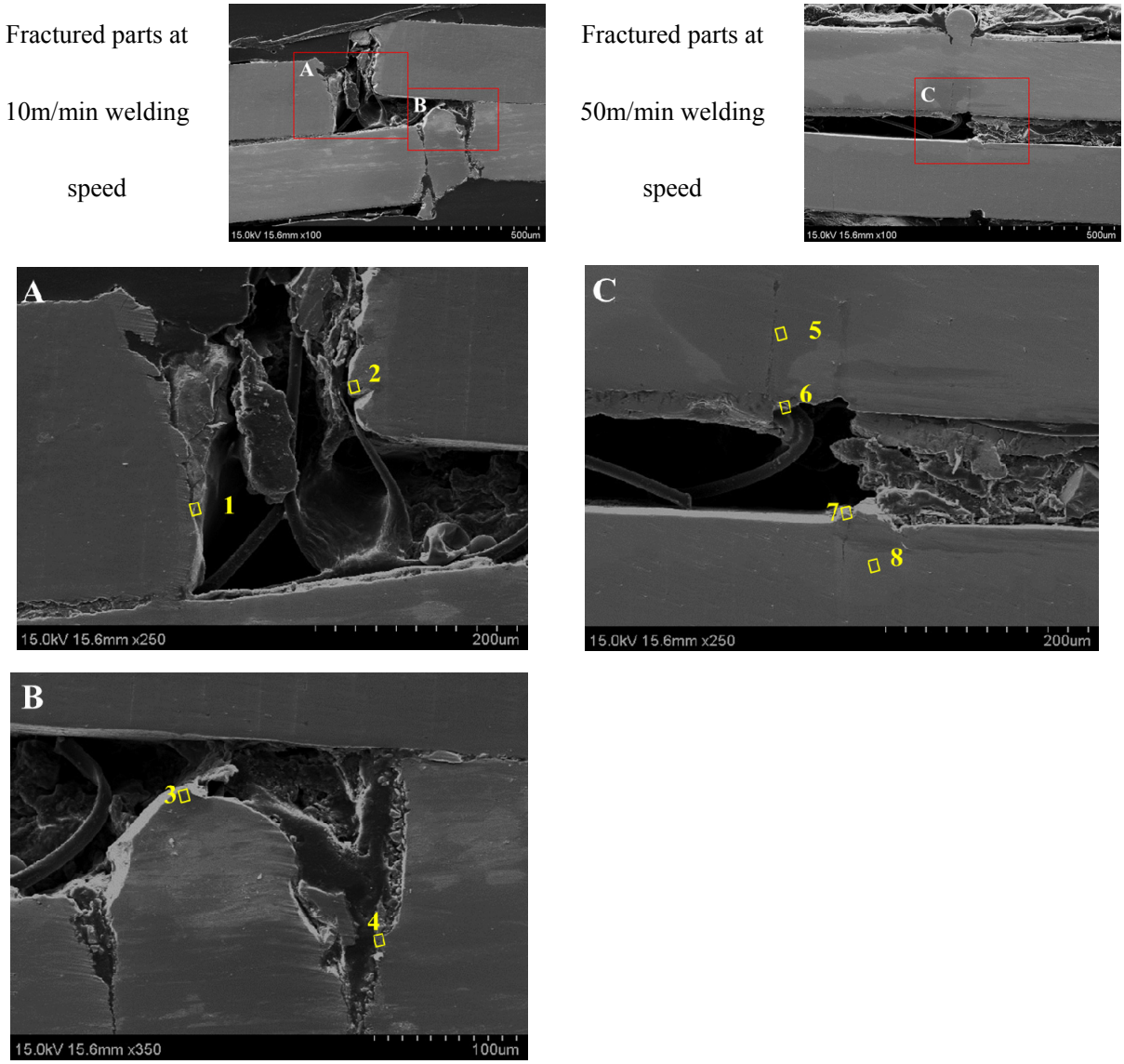


Fig. 4.26 SEM photos and EDX analysis of fractural cross section of SUS304 and Ti dissimilar welds under 10 m/min and 50 m/min welding speed conditions.

Table 4.4 EDX analysis results (as ratio of Fe to Ti) of marked area in cross sections of SUS304 and Ti dissimilar welds made at 10 and 50 m/min after tensile shear test in Fig. 4.26.

	Ratio of main alloy elements		Predicted phases
	Ti(%)	Fe(%)	
1	69.1	30.9	Ti + TiFe
2	39.3	60.7	$TiFe_2$ + TiFe
3	25.4	74.6	Fe + $TiFe_2$
4	25.3	74.7	Fe + $TiFe_2$
5	8.1	91.9	Fe
6	68.3	31.7	Ti + TiFe
7	55.5	44.5	TiFe + Ti
8	99.8	0.2	Ti

以上の結果より，溶接品質の評価結果をまとめて **Table 4.5** に示す．黒い字は他の研究者たちによる結果であり，赤い字が本研究で得られた結果である．以前の他の研究者らによる Table 1.1 のデータによると，金属間化合物が生成する異種材料の溶接は，溶接金属部に金属間化合物が形成するため困難であった．

Table 4.5 Weldability matrix for dissimilar metal combinations having intermetallic compounds.

	Al	Cu	Fe	Ni
Cu	**F2→E**			
Fe	**F5→G**	**F2→G**		
Ni	**F5→G**	**E1→E**	**G2→E**	
Ti	**F5→E**	**F5→E**	**F5→F**	**F5→E**

Weldability of common materials[5)] ; E=Excellent, G=Good, F=Fair, P=Poor, *=No data
Weldability by electron beam welding[6)] ; 1=Very desirable, 2=Probably acceptable, 3=Use with caution, 4=Use with extreme caution, 5=Undesirable combinations

しかし，本研究で非常に速い高速レーザ溶接を行った結果，SUS304 と Ti の異材溶接以外の異種材料の超高速レーザ溶接性は改善されることがわかった．

4.6 結 言

本章では，これまでの異材溶接の限界と問題点を解決するため，最近開発された 2 kW 連続発振型高品質･高輝度シングルモードファイバーレーザを用い，異種材料の重ね溶接性について検討し，その溶接性と引張せん断強度特性を評価した．本研究で得られた結論は以下の通りである．

1) 使用した金属材料は, Al, Cu, Ni, Ti および SUS 304 (Fe 基) であり, Al-Cu, Al-Ni，Al-Ti，Al-SUS304，Cu-Ti，Ni-Ti および SUS304-Ti で，超高速レーザ重ね異材溶接の結果，金属間化合物が生成するタイプの金属材料の組合せでは，低速度の溶接金属部で割れの発生が認められ，通常，高速度で割れが見られないものもあることが確認された．
2) Al-Al，Ti-Ti など，同種の溶接継手は，Cu-Cu の 30 m/min と 40 m/min を除いて，溶接速度の増加に従って，引張せん断荷重（強度）が低下した．これは，溶接速度の増加に従って重ね接合部の幅が狭くなったためである．
3) Al に対する Cu，Ni，Ti または SUS304 のレーザ異材接合部は，20 m/min で高強度の継手が得られた．また，Al-Cu と Al-Ni は同様な強度特性の傾向を示し, Al-Ti と Al-SUS304 が同様な強度特性の傾向であることがわかった．
4) Ti に対する異材継手では，SUS304 の荷重（強度）が低く，Ni との異材継手が高強度であった．
5) 異材接合継手の場合，低溶接速度の方が接合部幅は広いが引張せん断荷重は低強度同士の同種材より低い場合があった．この原因は，溶接金属部に割れが発生していたためである．
6) いずれの材料の組合せでも，20～30 m/min の条件で，高引張せん断荷重で強度特性の優れた継手が得られた．高速度では元素の混合が抑制され，金属間化合物の生成が抑制されて割れの発生が抑制・防止された．また，接合界面近傍では高強度・高硬度の重い元素が流れ込んだため，継手の強度は高いことが判明した．
7) Al-Cu のレーザ溶接継手の破断は，ほとんどの条件で重ね溶接金属部で起

こっていた．なお，溶接速度 10 m/min での Cu(上)-Al(下)異材レーザ溶接継手のみ，Al 母材で破断した．溶接速度 5 m/min では Al 側の溶接金属部に割れが認められ，金属間化合物が溶接金属部全体に生成し，破断は重ね溶接部で起こった．EDX 分析の結果，破断部近傍に CuAl と $CuAl_2$ が生成しており，Al と Cu の異材溶接部の破断はいずれも割れやすい脆弱な金属間化合物で起こったことが推察される．

8) Al-Ni の異材溶接継手は溶接速度 10 m/min 以下で引張せん断強度が Al の同種溶接結果より低い．これは溶接部に割れが発生していたためと推察される．溶接速度 10 m/min では Al–Ni と Ni–Al の破断経路が異なり，Al-Ni 継手では Al 母材および Al 濃化部で破断したことがわかる．溶接速度 10 m/min 以上では高い引張せん断強度を有するきれいな溶接ビードが安定に作製されている．速度 10 m/min では母材で破断したが，これは Ni が Al 溶融部側に混入し，高強度化して高硬度の Ni 濃化部がアンカー効果のように作用したためと考えられる．一方，溶接速度 20 m/min 以上では重ね継手近傍で破断し，これは接合部幅が狭くなったためと推察される．

9) Al-Ti および Al-SUS304 のレーザ異材接合継手の引張せん断試験の結果，異種継手の引張せん断荷重は Ti-Ti または SUS304- SUS304 の同種継手より低いが，弱い方の Al-Al 同種の継手より高かく，同様な強度特性であった．

10) Al-Ti の場合，溶接速度 10 m/min 以下では裏面溶接ビードに割れが発生したが，引張せん断荷重は十分高いことが判明した．破断面を確認した結果，Ti-Al の場合に溶接速度 50 m/min のみ接合継手部で破断し，継手のせん断荷重が低下したが，それ以外はすべて Al 母材で破断することが確認された．溶接ビードに発生した割れは引張方向に平行であったため，引張せん断荷重の結果に大きな影響を及ぼさなかったと推察される．溶接速度 30 m/min 以上の条件では Al（上板）-Ti が Ti（上板）-Al より高い引張せん断荷重であることが確認される．Ti-Al の溶接速度 50 m/min 以外の条件ではすべての溶接速度条件で金属間化合物の生成が十分に制御され Al 母材で破断することがわかった．

11) Al-SUS304 では溶接速度 10 m/min 以下の条件で裏面ビードに割れが発生し，SUS304-Al の条件では溶接速度 30 m/min 以下の条件で表面ビードに割れが発生した．さらに，上板が Al の場合は Al が下板である場合より高い引張せん断強度を有し，上板が SUS304 の場合，溶接速度が速いほど引張せん

断強度は低くなった.

12) Cu-Ti 継手の引張せん断試験片の破断面を観察した結果, いずれの条件でも, 引張せん断試験での破断は溶接部の重ね面近傍で起こっていた．特に，低溶接速度の 10 m/min 条件では，Ti 側溶接金属部で大きな割れが発生していた. Cu- Ti の引張せん断強度は溶接速度 5 m/min では脆弱な金属間化合物の生成のため母材の同種溶接より低いが，溶接速度が速くなるほど脆弱な金属間化合物の生成が制止され，引張せん断荷重が高くなった.

13) Ti-Ni 異材溶接継手の引張せん断荷重は，溶接速度 20 m/min 以下では Ni および Ti の同種溶接継手の荷重より低かったが，30 m/min 以上では同種のものより高くなった．溶接速度 20 m/min 以下では表面ビードに割れが発生した．Ni-Ti の溶接速度 30 m/min 以下では継手と Ti 側の金属間化合物で破断し，溶接速度 50 m/min では継手重ね部で破断したのが確認される．EDX 分析結果，Ni と Ti 異材溶接部の破断はいずれも $TiNi_3$，TiNi，Ti_2Ni の金属間化合物の生成しているところで起こったことが確認された.

14) Ti-SUS304 の場合，低速度ではいずれの溶接部でも割れが発生し，高速度では SUS304 側で割れが発生した．溶接速度が速いほど引張せん断強度が高くなったのは，金属間化合物の生成量が減少し，割れが少なくなったためと推察される．溶接速度 10 m/min の破断部には TiFe，$TiFe_2$ の金属間化合物が生成し，溶接速度 50 m/min では金属間化合物 TiFe が検出された．Ti-SUS304 の異材溶接性はいずれもの組合せでも低いが，この理由は脆弱な金属間化合物が溶接部に生成して破断しやすかったためと推察される.

15) 以上の結果より，二つの金属間に金属間化合物が形成する異材溶接は困難であると予想されたが，本研究での非常に速い速度でレーザ溶接を行った結果，SUS304 と Ti の異材溶接以外の異種材料では，レーザ溶接性は超高速度で向上することがわかった．一方，SUS304 と Ti の異材溶接では，継手の引張せん断強度は超高速の溶接でも母材より低かった。そして、すべての組合せにおいて溶接速度が速いほどは高くなることがわかった.

第５章　異種金属材料のレーザ高速溶接時における融液の混合と構成相の生成機構

5.1　緒言

異種金属材料の溶接は，溶接金属部に金属間化合物が形成し，割れなどの溶接欠陥が発生しやすく，継手強度が低くなることがあるため，困難であると判定されている．

第３章では，金属間化合物が存在しない異種金属材料のシングルモードファイバーレーザ重ね溶接性について検討した結果，Cu と SUS304 では凝固温度範囲が広いため，割れが発生する組成があり，その組成範囲が溶接金属部で広範囲に形成すると割れが発生し,問題が生じる場合があることがわかった.一方,凝固温度範囲が狭い組成を生成する Cu-Ni などの異材の組合せでは，良好な溶接部の作製が可能であることが確認された.

第４章では，金属間化合物が生成する各種組合せの異種金属材料のレーザ高速溶接を行った結果，それぞれの組合せと溶接条件（溶接速度）によって割れが発生する場合と割れが発生しない場合があった．特に，30～50 m/min の超高速度では，割れのない高強度の溶接継手の作製が可能であった.

そこで，本章では，異種金属材料の溶融溶接現象を解明し，溶接性の高い継手を得るための知見を得ることを目的として，金属間化合物が生成する Al-Ti または Al-Cu の組合せに対してシングルモードファイバーレーザによる超高速溶接を行い，合金元素の分布については EDX 分析法により測定し，生成相については微小部 X 線回折法, TEM 観察と電子線回折法により同定した．また,異材の高速溶接結果に及ぼす溶接材料の上下の設置位置と試験片の板厚の影響についても検討した.

5.2　使用材料，実験装置および実験方法

本章で使用した金属材料は，Al および Ti ならびに Al および Cu であり，各材料の融点, 沸点, 蒸気圧などの物理的特性は Table. 2.4 に示したとおりである．試料の寸法は，通常，長さ 70 mm，幅 30 mm，厚さ 0.3 mm である．なお，板厚のみ，0.1, 0.8 または 1.2 mm と変えて，レーザ溶接性に及ぼす板厚の影響についても検討している.

溶接は，Fig. 3.2 に示したように，試料をステージ上に重ねて固定し，レーザ出力 1 kW，焦点はずし距離 0 mm（焦点位置）で，溶接速度を 5～50 m/min と大きく変化させて行った．

レーザ溶接部のミクロおよびマクロ組織については SEM で観察し，その付属の EDX 法で合金元素の混合状態を分析した．また，生成相については微小部 X 線回折法で同定し，さらに，微小生成相については TEM 観察と電子線回折法により同定した．

5.3　異材高速溶接時のレーザ溶接挙動の観察結果と考察

5.3.1　Al-Ti 異材高速溶接のレーザ溶接挙動

Al と Ti 異材溶接継手の引張せん断試験では，Al 母材が破断する高強度の継手が作製できることが判明した．そこで，引張せん断荷重 W を重ね溶接部の面積 A で割って，$\tau=W/A$ の式で，見かけの引張せん断強度 τ (MPa, N/mm^2)を算出した．見かけの引張せん断強度を一部継手の破断状況を示す写真と共に **Fig. 5.1** に示す．接合継手の引張せん断荷重は Al 母材で破断したため一定であるので，溶接速度が速くなると，重ね接合部の面積が減少し，見かけの引張せん断強度

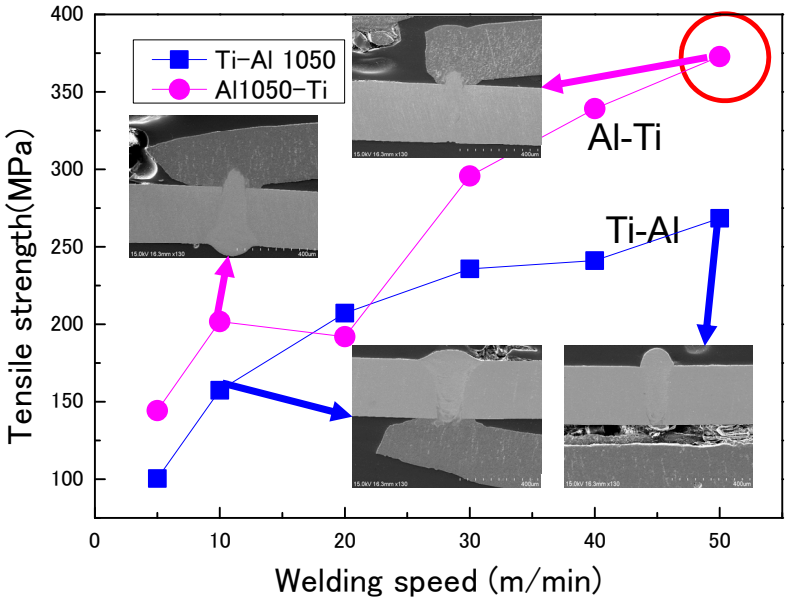


Fig. 5.1　Results of tensile shear strengths of Ti and Al dissimilar welds in laser lap joints as function of welding speed.

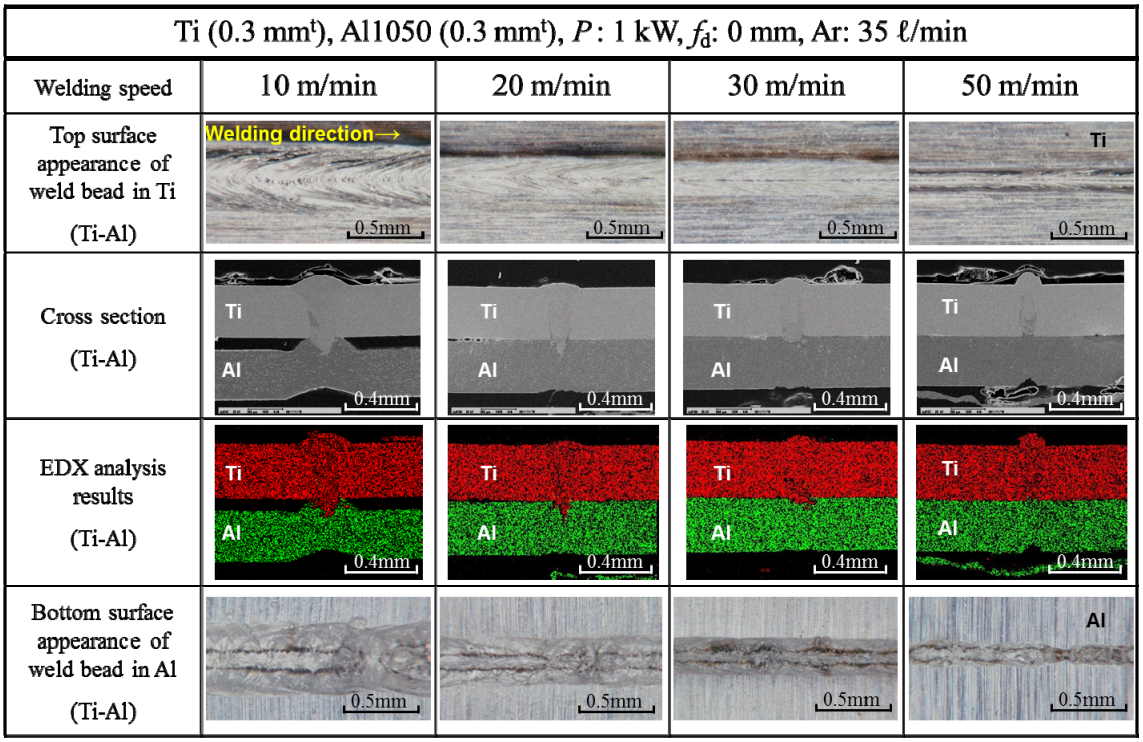
は増加することがわかる．すなわち，接合部の引張せん断強度は，Fig. 5.1 で示される値以上に強いと推断される．なお，Ti-Al の組合せで 50 m/min の場合のみ重ね接合部近傍で破断しているため，引張せん断強度に近い値（約 270 MPa）を示していると判断される．

Al(上)-Ti(下)の組合せが Ti(上)-Al(下)より高い引張せん断強度である．これは，接合部の幅が狭くても高強度の溶接部が作製されて Al 母材で破断したためであり，その理由を理解するため，重ね溶接部の構成相の生成を明確にする必要がある．

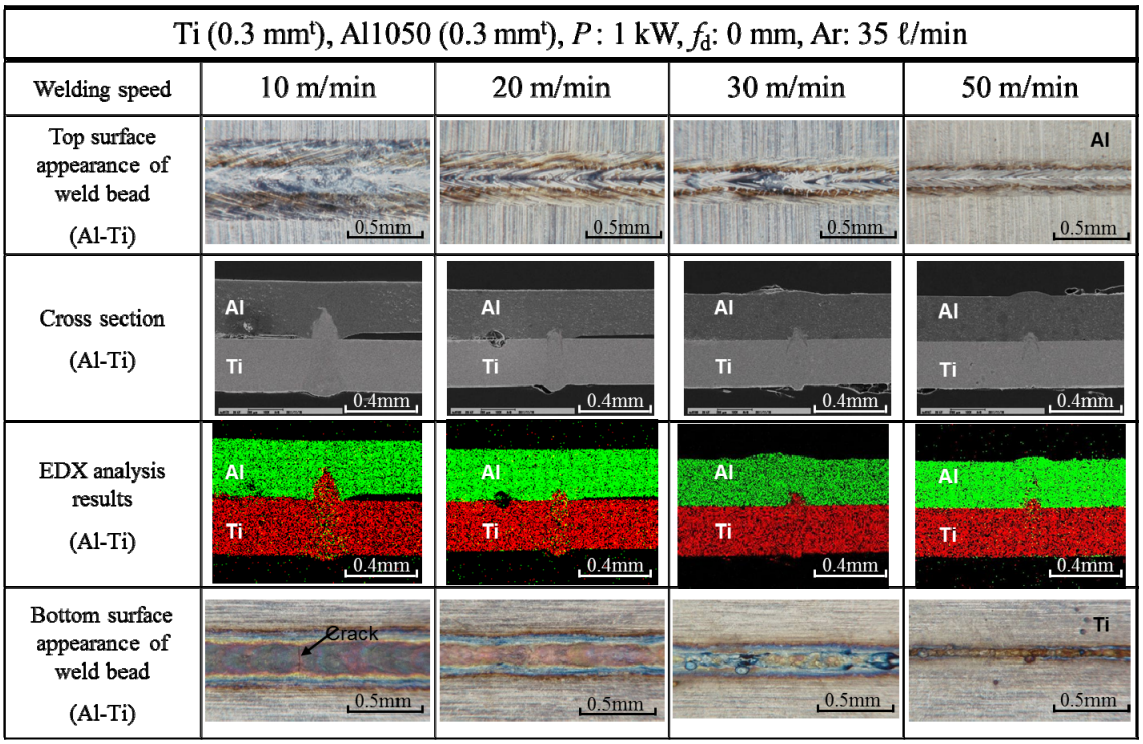
そこで，溶接部断面における Al と Ti の混合分布状況について EDX 法で検討した．その結果，溶接部の表面と裏面ビード，断面 SEM 写真と EDX マッピング像を **Fig. 5.2** に比較して示す．EDX マッピング像から，溶接速度が遅いほど Ti が Al 側の溶接金属部に深く流れ込んでいることがわかる．特に，Al(上)-Ti（下）の組合せの方が Al 板側の溶接金属部に深く混合しているようである．

次に，Al と Ti の異材溶接部の混合状態をさらに詳しく調べるために，溶接金属部を中心線上に EDX 法による点分析および線分析を行った．その結果を **Fig. 5.3** に示す．(a)と(b)は Ti(上)-Al(下)の溶接速度 10 m/min と 50 m/min を(c)と(d)は Al(上)-Ti(下)の溶接速度 10 m/min と 50 m/min の SEM 写真と EDX 線分析結果を示し，I から VI はそれぞれ (a)~(d)で表示した部分の EDX 分析結果である．線分析によると Al と Ti の異材溶接の場合，50 m/min の溶接速度は異材が一部混ざっている．溶接速度が遅い時は混ざった部分が増えるのが確認でき，Al と Ti の位置に関係なくいずれも Ti リッチ部に Al が固溶し Ti が Al の方に流れ込んだのがわかる．溶接速度 10 m/min の場合に過熱により溶接変形が起こったのがわかる．混合した溶接部の真ん中の III から VI の EDX 分析の結果，いずれも Al と Ti が混ざっているが，溶接速度と混ざった形状に差異が見られる．混ざる量と形状は溶接速度および試料の上下位置により変わるが，少量の Al が Ti リッチ部に混入するが，Ti は Al リッチ部に混入しにくい．さらに，Ti 融液の密度が Al 融液より高いため Al の方に流れ込んだのが確認される．

Ti が Al の方に流れ込んだのを確認するため，Fig. 5.3(d)の A に表示した部分を EDX マッピングした．その結果を **Fig. 5.4** に示す．赤色および緑色のマッピング結果はそれぞれ Al および Ti である．EDX マッピングを観察した結果，Ti は Al リッチ部の中に混入しにくいが Ti 融液は密度が Al 融液より高いため Al の方に Ti が流れ込む状況を確認された．



(a) Ti(upper) and Al(lower)



(b) Al(upper) and Ti(lower)

Fig. 5.2 Photographs of top and bottom surface appearances, cross-sectional SEM photos and EDX mapping images of Ti in Ti-Al dissimilar lap joint welds made with single mode fiber laser at different welding speeds.

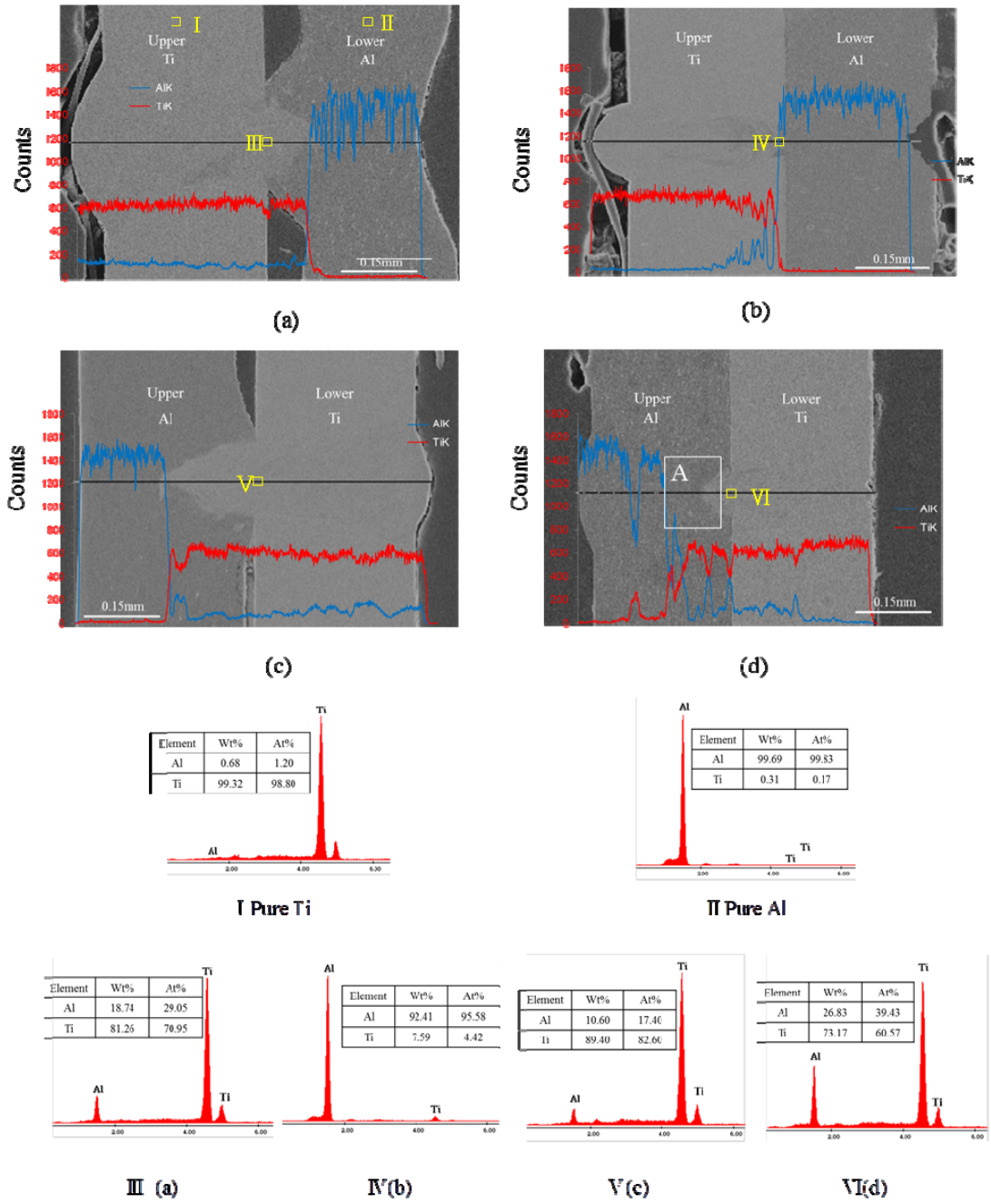


Fig. 5.3 Cross-sectional SEM photos and EDX line analysis results across centerline of dissimilar weld metals in Al-Ti and Ti-Al made at 1kW laser power and different welding speeds: (a) Ti(upper)-Al(lower), 10 m/min welding speed; (b) Ti(upper)-Al(lower), 50 m/min welding speed; (c) Al(upper)-Ti(lower), 10 m/min welding speed; (d) Al(upper)-Ti(lower), 50 m/min welding speed, and EDX analysis results of pure Ti I , pure Al-II part(a)-III, part(b)-IV, part(c)-V and part (d)-VI, respectively.

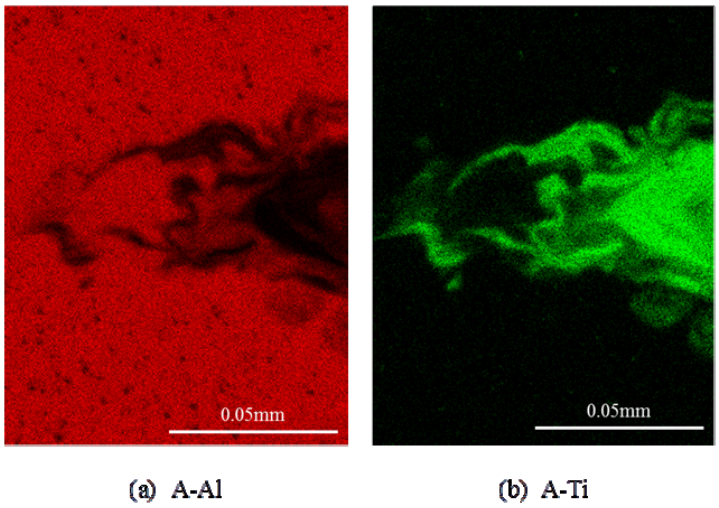


Fig. 5.4 Results of EDX mapping analysis of 'A' area marked in Fig. 5.3 (d): (a) Al (red), and (b) Ti (green).

Fig. 5.3 に示した Ti(上)-Al(下)異材溶接継手で金属間化合物の生成を確認するため溶接金属部の構成相について XRD 回折法で検討した. 特に, 試料が 0.3 mm の薄板で，溶接部も小さいため，2.3.5 節で説明した微小領域測定に適した Bruker AXS 社製の D8 DISCOVER を用いて分析を行った．XRD 分析ビームのノズルはφ0.3mm を使って，溶接部の微小領域での X 線回折情報を得た.

その XRD 回折の結果と測定領域の模式図を **Fig. 5.5** に示す. 低速度 10 m/min で溶接した Ti(上)-Al(下)および Al(上)-Ti(下)継手の重ね面近傍からの XRD の結果である Fig. 5.5 (a)および(c)によると，AlTi と Al_3Ti の金属間化合物のピークが検出され，金属間化合物が生成していることが確認される．一方，Fig. 5.5 (b)および(d)の高速度 50 m/min ではいずれも純 Al と純 Ti のピークのみが観察され, 金属間化合物のピークは認められない.

そこで, きわめて速い速度でのレーザ溶接金属部における金属間化合物の生成の有無と生成量を確認にするため，溶接金属部を TEM で観察し，EDX 法で分析した．溶接速度 10 m/min および 50 m/min で Al と Ti が混合された境界近傍の TEM 写真を **Fig. 5.6**(a)および(b)に示す．(a)と(b)の写真内に示された'A'~'H'領域の高倍率の TEM 写真および回折パターンとその解析結果を **Fig. 5.7～Fig. 5.10** に示し，それぞれの組成を EDX で定量分析をした結果を **Table 5.1** にまと

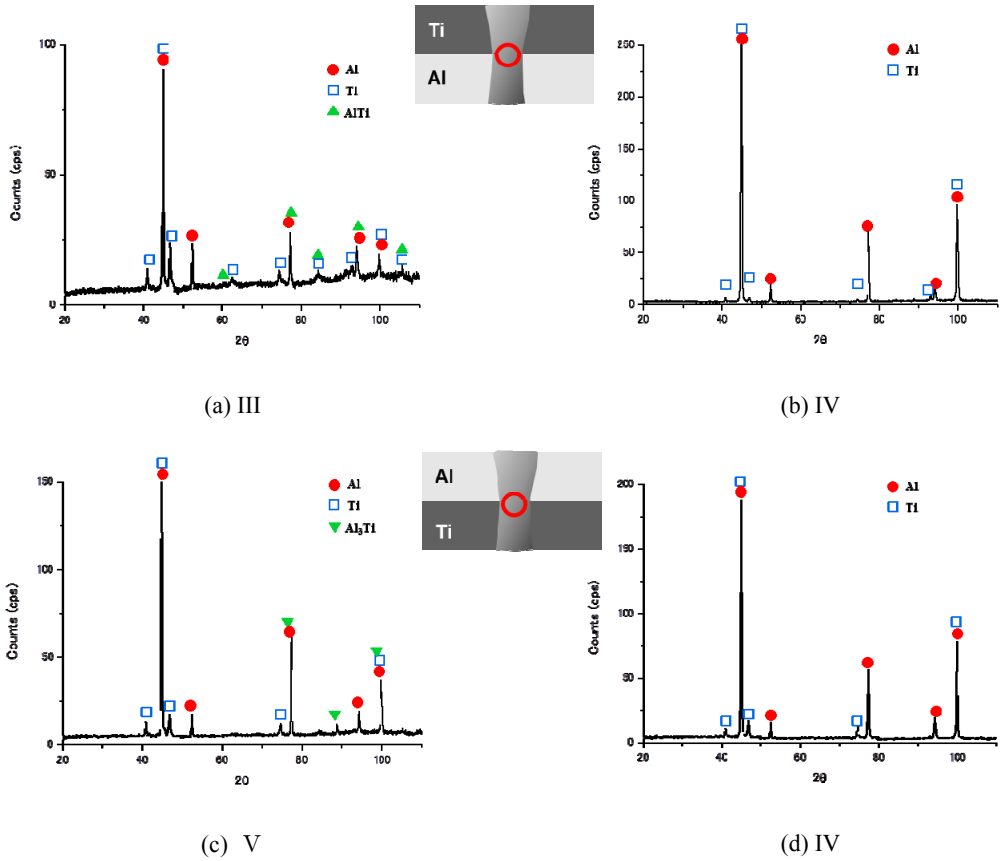


Fig. 5.5 Micro XRD analytical results near lap joint interface of Ti and Al dissimilar welds. (a) Ti(upper)-Al(lower) and 10 m/min welding speed; (b) Ti(upper)-Al(lower) and 50 m/min welding speed; (c) Al(upper)-Ti(lower) and 10 m/min welding speed; and (d)Al(upper)-Ti(lower) and 50 m/min welding speed.

めて示す．(I)および(II)はそれぞれ‘A’~‘H’領域からの TEM-NBD（nano beam electron diffraction）パターンおよびその解析キーダイヤグラムであり，(III) および(IV)はそれぞれ(I)の回折斑点の‘Bright field(BF)’と‘Dark field(DF)’ の写真である．

低速度の Fig. 5.7 (a)においては，ミラー指数である結晶面[$\bar{1}$12]で解析され，その結晶構造は fcc-Al であり，(312)斑点で回折した DF 写真(IV)で光っている部分は fcc-Al の結晶構造であることがかかる．Table 5.1 の分析結果からも 99at%以上の Al が含有されていることがわかる．B 部分の化学組成は約 77at%Al および 23at%Ti であり，入射電子線の方向[001]に垂直な面で回折している．その結果，脆性な bct-Al_3Ti 金属間化合物の生成が確認された．斑点(010)で回折した

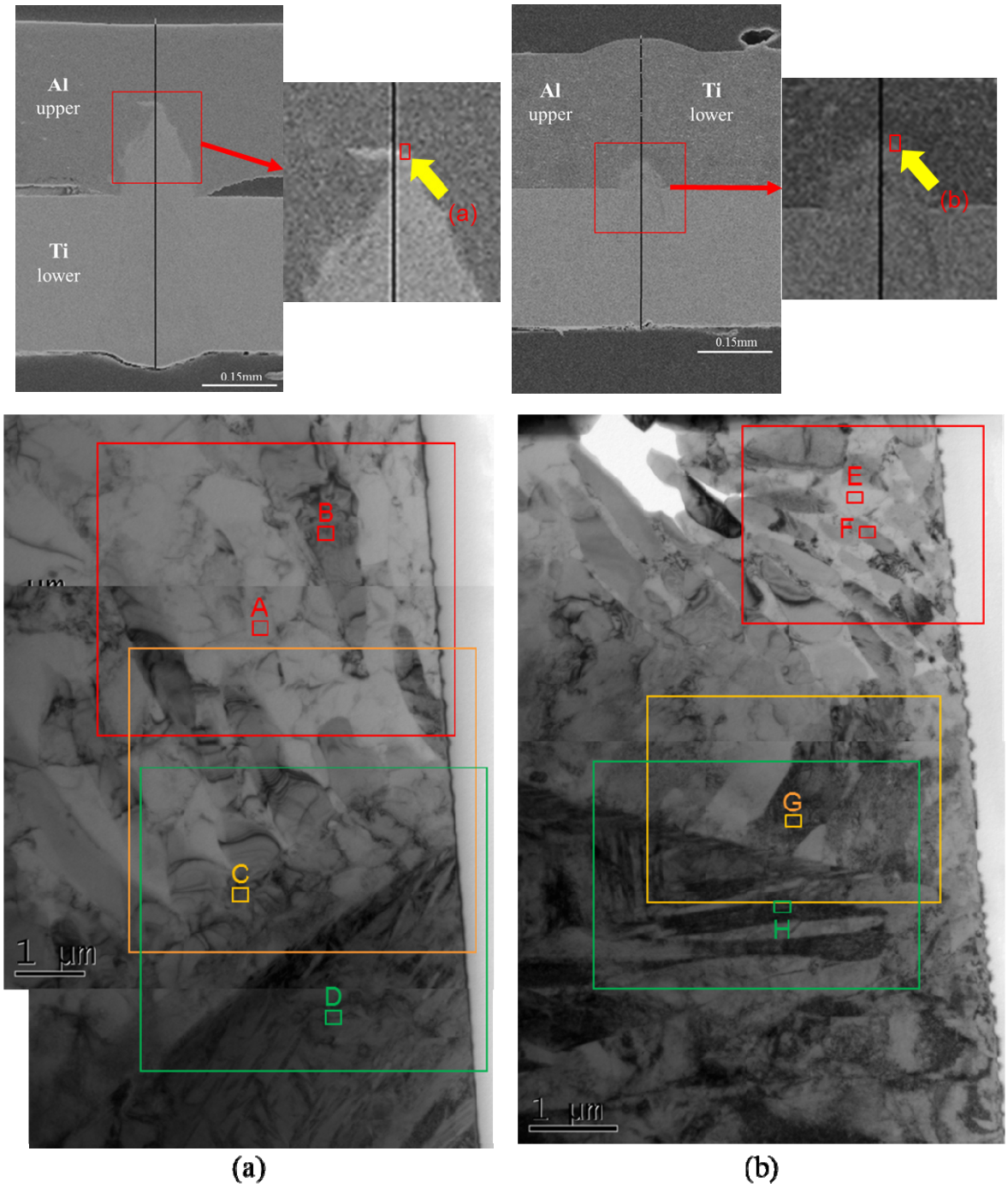
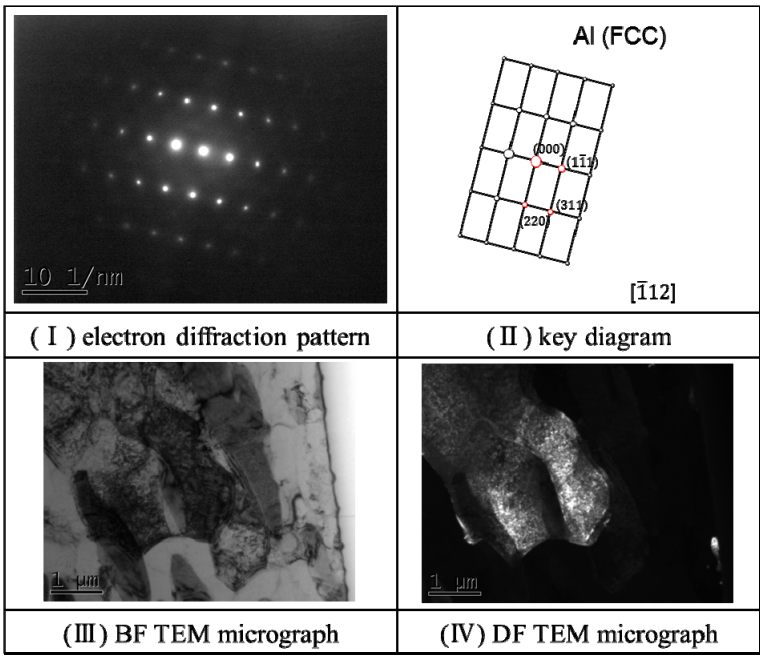
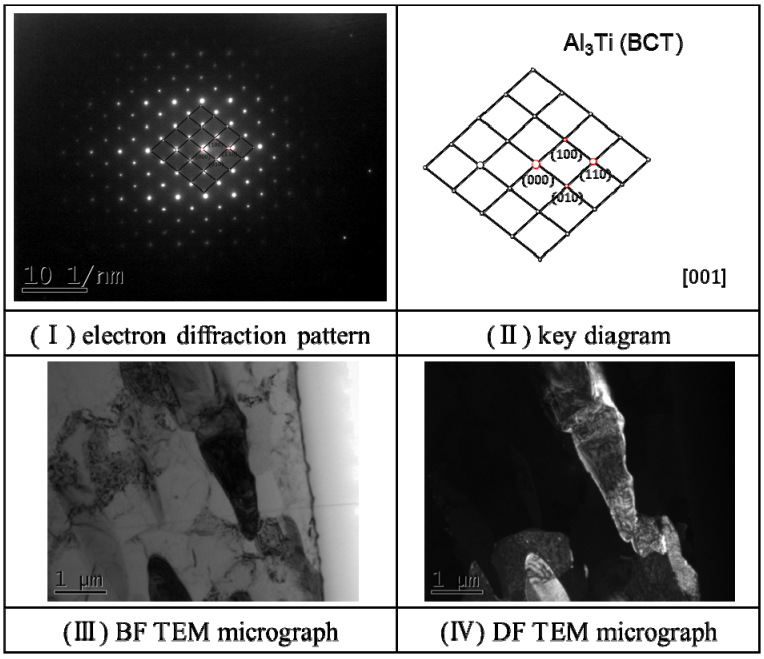


Fig. 5.6 TEM images near Al and Ti mixed zones in laser weld metals of Al (upper) - Ti (lower) dissimilar sheets, produced at welding speeds of 10 m/min (a) and 50 m/min (b).

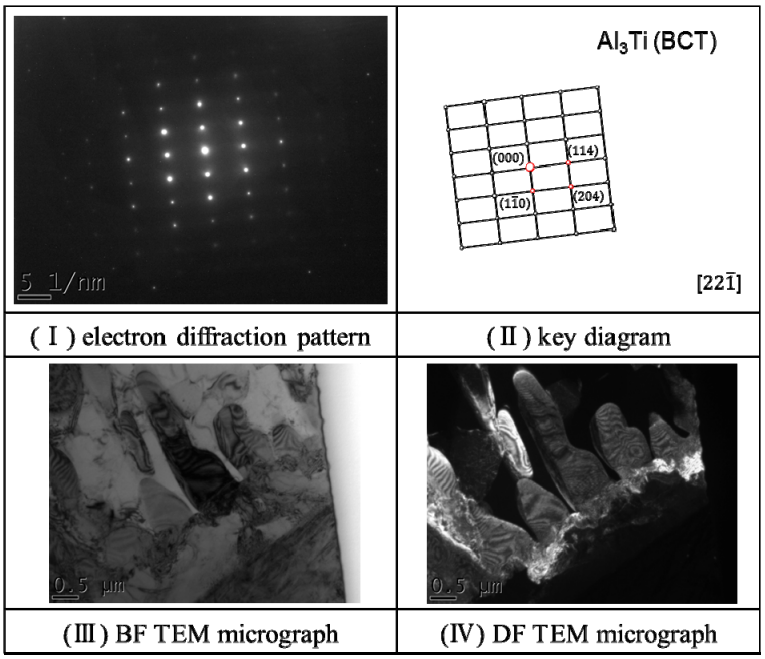


(a) TEM photos and analysis results of A part

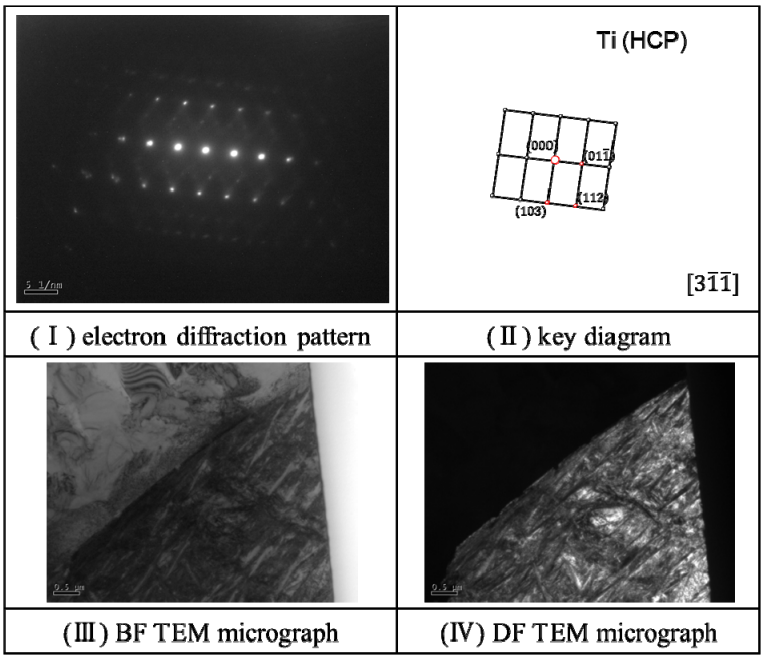


(b) TEM photos and analysis results of B part

Fig. 5.7 TEM photos and analysis results marked as "A"~"B" in Fig. 5.6; (I) electron diffraction patterns, (II) their analyzed key diagrams, (III) TEM photos of bright field (BF), and (IV) TEM photos of dark field (DF).

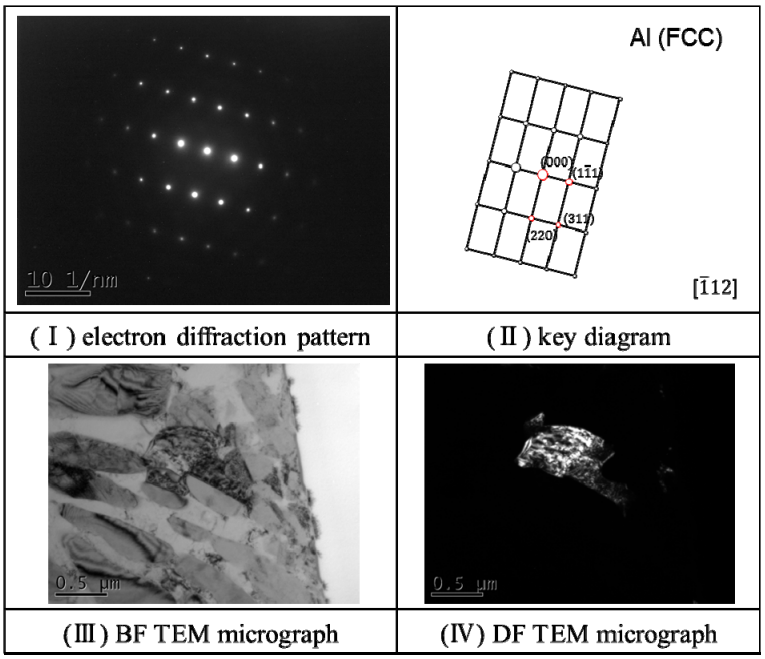


(a) TEM photos and analysis results of C part

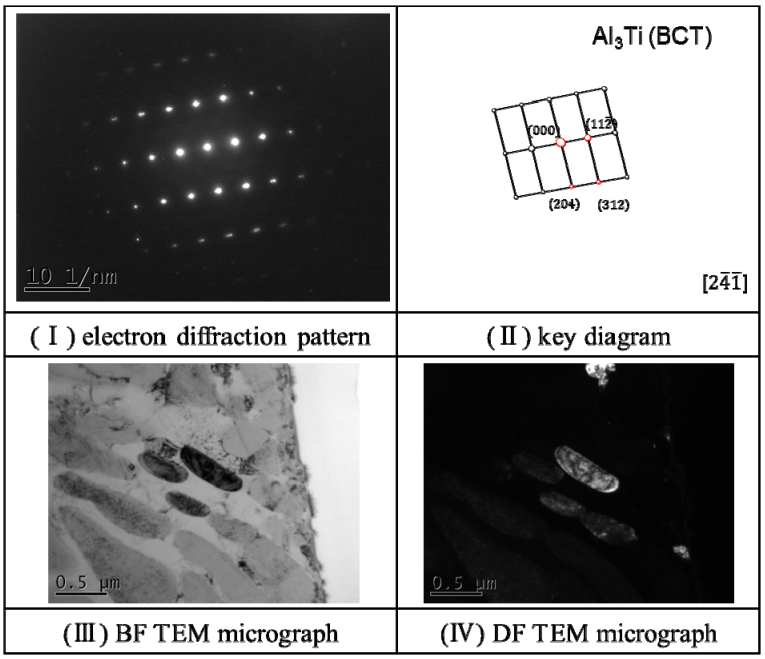


(b) TEM photos and analysis results of D part

Fig. 5.8 TEM photos and analysis results marked as "C"~"D" in Fig. 5.6; (I) electron diffraction patterns, (II) their analyzed key diagrams, (III) TEM photos of bright field (BF), and (IV) TEM photos of dark field (DF).

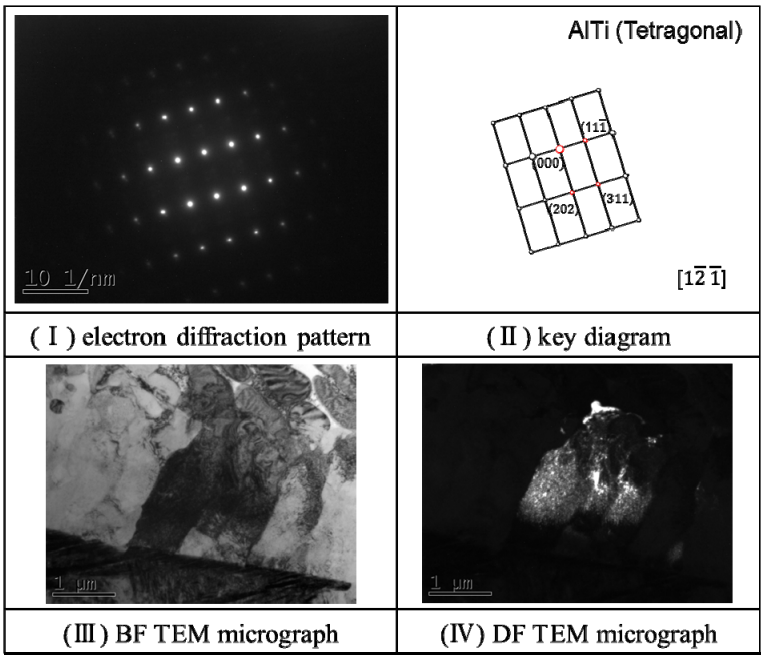


(a) TEM photos and analysis results of E part



(b) TEM photos and analysis results of F part

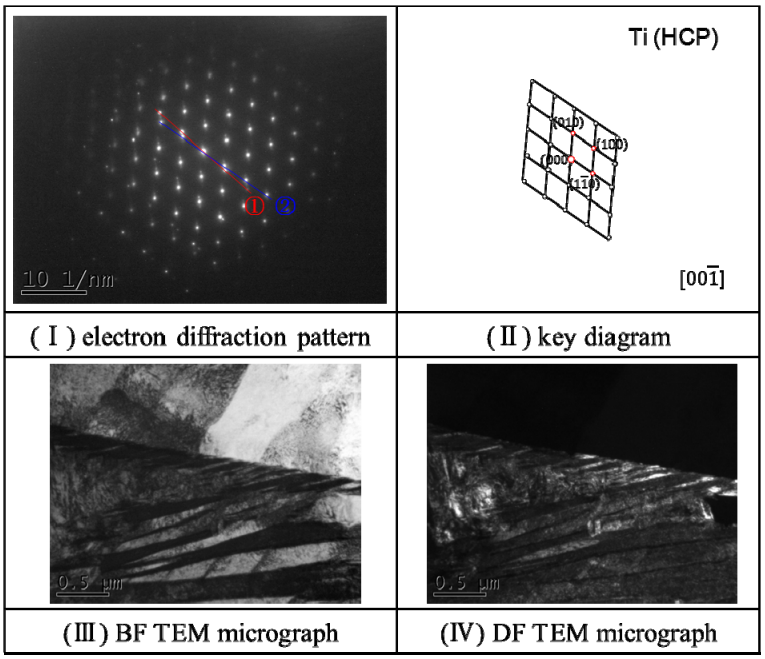
Fig. 5.9 TEM photos and analysis results marked as "E"~"F" in Fig. 5.6; (I) electron diffraction patterns, (II) their analyzed key diagrams, (III) TEM photos of bright field (BF), and (IV) TEM photos of dark field (DF).



(I) electron diffraction pattern | (II) key diagram

(III) BF TEM micrograph | (IV) DF TEM micrograph

(a) TEM photos and analysis results of G part



(I) electron diffraction pattern | (II) key diagram

(III) BF TEM micrograph | (IV) DF TEM micrograph

(b) TEM photos and analysis results of H part

Fig. 5.10 TEM photos and analysis results marked as "G"~"H" in Fig. 5.6; (I) electron diffraction patterns, (II) their analyzed key diagrams, (III) TEM photos of bright field (BF), and (IV) TEM photos of dark field (DF).

Table 5.1 The atomic percentages of Al and Ti marked area “A~H” in Fig. 5.6 (a) and (b).

Location	(a)				(b)			
Atomic percentage	A	B	C	D	E	F	G	H
Al(%)	99.80	76.96	73.96	17.70	99.22	74.38	61.91	12.08
Ti(%)	0.20	23.04	26.04	82.30	0.78	25.62	38.09	87.92

DF 写真(Ⅳ)は樹枝状から出た島状組織の bct-Al_3Ti 結晶構造が確認される．(b)の bct-Al_3Ti 相は島状晶であるが，樹枝状晶の一部である考えられる．

C 部の化学成分は約 74at%Al および 26at%Ti であり，TEM 分析のパターンから bct-Al_3Ti 金属間化合物であることがわかる．(110)斑点で回折した DF TEM 写真(Ⅳ)から，Ti 相から樹枝状晶として成長した bct-Al_3Ti 金属間化合物であることがわかる．写真には示してないが TEM 観察の結果，Fig.5.8 (a)領域で少量の Al_2Ti 相の存在を確認され，樹枝状晶は Al_3Ti と Al_2Ti 相を含む相であることが判明した．

Fig. 5.8(b) に示される生成相の結晶構造を解析した結果，hcp-Ti 固溶体であり，D 部分の化学成分分析の結果，17.7% Al が固溶されていることがわかる．その結果，D 部分は，比較的多量の Al を固溶した hcp-Ti であることがわかった．さらに，hcp-Ti は針状の組織であり，マルテンサイト相と推察される．

一方，Fig. 5.6，Fig. 5.9 および Fig. 5.10 の E～H に示す 50 m/min の高速度溶接金属部の TEM 観察結果および EDX 分析結果によると，低速度と同様な組織とさらに AlTi 金属間化合物が同定された．また，樹枝状晶や島状晶の幅は狭くなっていた．これは凝固速度が速かったためと推察される．なお，Ti 固溶体では，約 13% Al を固溶した hcp-Ti 双晶の特徴が見られた．

本研究では，高品質シングルモードファイバーレーザの非常に高いパワー密度により，今までに実現できなかった超高速溶接を行ったため，溶接金属部は急速に凝固し, Ti 相は針状構造のマルテンサイト組織として観察された. また，その周辺の Al 溶融部に対して，bct-Al_3Ti 相が樹枝状（または島状に見られる）に成長したと考えられる．なお，高速度において AlTi が生成していた．

溶接速度 10 m/min と 50 m/min で作製した Al(上)-Ti(下)および Ti(上)-Al(下)継手の溶接金属部で Al と Ti が混合している境界近傍の微細組織を TEM で観察した結果をまとめて **Fig. 5.11** に示す．TEM の BF 写真ならびに Al および Ti のマッピング結果を橙色および黄色で示す．‘A’, ‘F’, ‘P’および‘T’の相は Al，‘C’, ‘I’, ‘K’および ‘Q’の相は Ti である．なお，C’および ‘I’ はマルテンサイト Ti である. 溶接速度 10 m/min の Al(上)-Ti(下)の場合, ‘B’は樹枝状晶の Al_3Ti+ Al_2Ti 相であり，‘D’は Ti+Ti_3Al 相，‘E’は Ti_3Al 相である．溶接速度 50 m/min の Al(上)-Ti(下)継手の場合，‘G’は島形状の Al_3Ti であり，‘D’は樹枝状晶の AlTi 相で，‘J’は Ti+Ti_3Al 相であることが確認された．一方，Ti(上)-Al(下)溶接金属部の TEM 観察と EDX 分析の結果，Al(上)-Ti(下)の結果と異なる相が確認された．溶接速度 10 m/min での Ti(上)-Al(下)溶接金属の場合，Ti+Ti_3Al(L), AlTi+Al_2Ti(M), Al_3Ti+Al_2Ti(N)または Al_3Ti(O)などの金属間化合物が広い領域で生成していることが確認される．一方，溶接速度 50 m/min の場合は狭い領域で Ti+Al_2Ti(R)または Al_2Ti(S)が生成し，その組織は細かい．特に，‘S’の Al_2Ti は非常に小さい島形状である．

以上の結果から, Al と Ti の異材レーザ溶接の場合，Al（上板）-Ti でも Ti（上板）-Al でも，それらの重ね溶接時には密度が高い Ti 融液が密度の低い Al 融液中に流れ込むことが確認された．これは，Al を大気と見立てた場合の大気雰囲気での Ti の溶接と同様に Ti が軽い大気中に膨れることと類似である．また，蒸発しやすい Al はキーホール内壁を通じて Ti 融液に固溶された．Ti 中の Al 量は溶接速度が速いほど少なくなる．その Al の含有量は蒸発した Al が溶融の Ti で固溶されたと考えられる．しかし，速度 10 m/min の溶接結果で確認できるように，Ti 中に固溶された Al 量は Ti リッチ部に全体的にむらなく分布している．これは蒸発した Al がキーホール壁の溶融 Ti を介して固溶されたためと考えられる. そして, Al 母材で破断した条件の溶接金属部でも, Al_3Ti, Al_2Ti, Ti_3Al, AlTi などの脆弱な金属間化合物が生成しているのが確認された．さらに，速い溶融・凝固速度の場合は針状構造の双晶マルテンサイト Ti 組織が観察される．6 章では，Ti 中に Al が広範囲に含有されている根拠を明確にするため，レーザ溶接時に表面と裏面のキーホール口から発生するプルームの分光実験を行った.

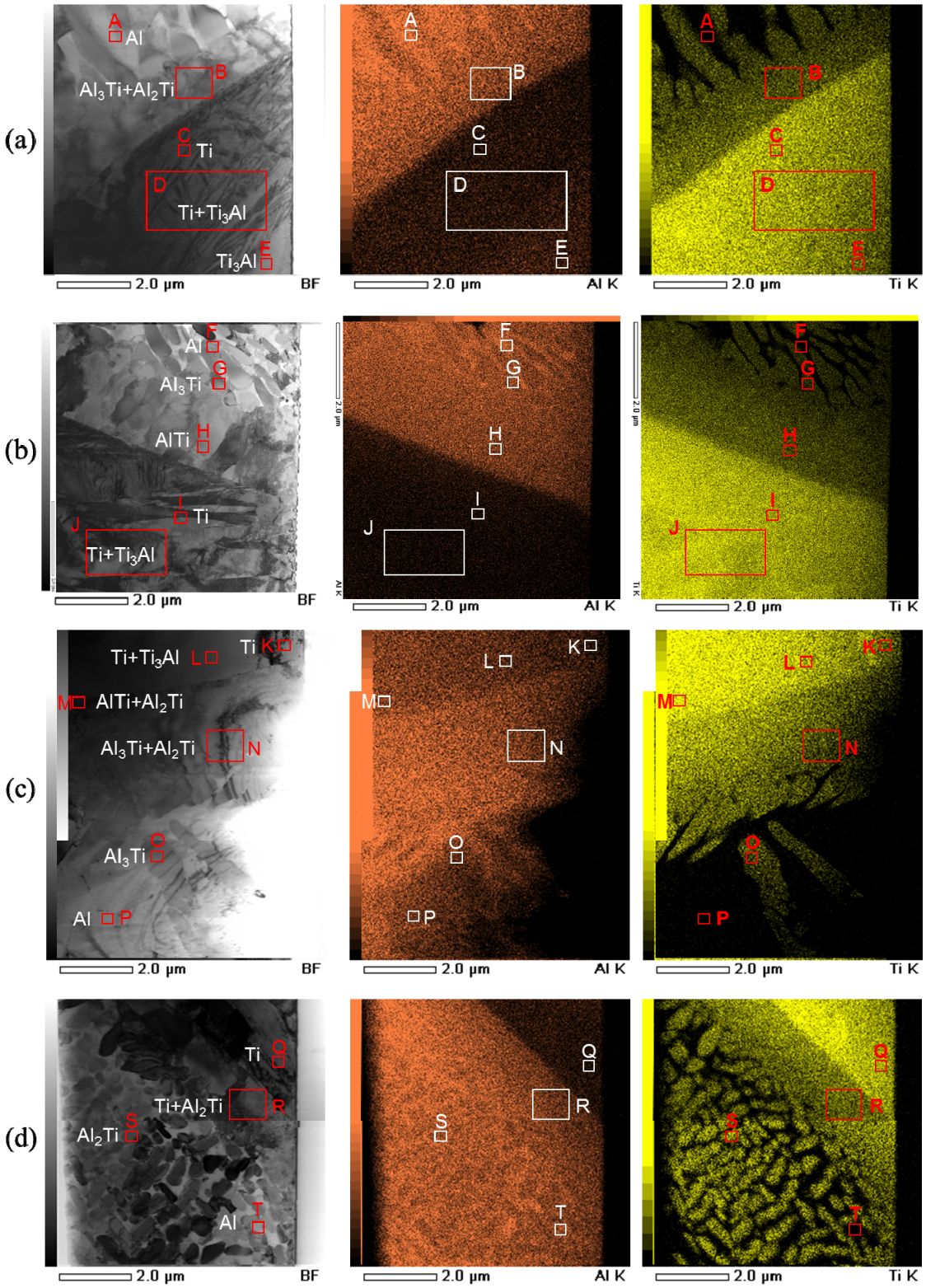


Fig. 5.11 TEM photos showing analyzed inclusions in weld fusion zones, and EDX mapping analysis results of Al and Ti near boundary layer in Al(upper)-Ti(lower) and Ti(upper)-Al(lower) dissimilar sheets; (a) Al(upper)-Ti(lower) at 10 m/min, and (b) Al(upper)-Ti(lower) at 50 m/min, (c) Ti(upper)-Al(lower) at 10 m/min, and (d) Ti(upper)-Al(lower) at 50 m/min.

5.3.2 Al-Cu 異材の高速溶接時の材料組織的挙動

本項では, 電気部品において注目されている Al と Cu の異材溶接における材料組織的挙動を詳しく調べる．第 4 章では，速度 30～50 m/min で作製した異材継手の引張せん断強度は，同条件での Al-Al 溶接部よりはるかに高く Cu-Cu と同等かそれより高いことが確認された．一方，Al と Cu のレーザ異材溶接継手の破断面の EDX 分析の結果，割れは，いずれも脆弱な CuAl と $CuAl_2$ が生成しているところで起こり，引張せん断試験時の破断も同様に金属間化合物で起こることが確認された.

そこで, 各溶接部のミクロ組織を観察し, 組成を分析するため, 溶接部を SEM で観察し，EDX で分析を行った．速度 10 m/min および 50 m/min で得られた Al(上)-Cu(下)の溶接部の SEM 観察結果と特徴的な領域の EDX 分析結果をそれぞれ **Fig. 5.12** および **5.13** ならびに **Table 5.2** および **5.3** に示す．なお，Table には組成から推測される生成相も示している．Fig. 5.12 B は Cu リッチ部と Al リッチ部の境界であり，Fig. 5.12 C は Al リッチ部の中央近傍である．B 中の‘a’は Table 5.2 より 10.4% Al が固溶されている Cu 固溶体であり，‘b’ と‘c’は Cu と Al 比の異なる金属間化合物で，‘d’ ~‘h’は Al と Cu の含有率が異なるので，生成割合の異なる Al と $CuAl_2$ と考えられる．‘C’の‘i’および ‘j’も生成割合の異なる $CuAl_2$+Al 相であることが推測される.

以上の結果より，Al 板側の溶接部と重ね継手部近傍では脆弱な AlCu および $AlCu_2$ が生成していることが推測された．溶接速度 10 m/min での Al（上板）-Cu（下板）の場合，多量の金属間化合物が生成し，引張せん断試験では割れが発生し，破断しやすいことが推察される.

一方，Fig. 5.13 の溶接速度 50 m/min での溶接部を観察した結果，溶接速度が速い時は Al 板内の溶融池が狭くなり, 金属間化合物の生成と対応する灰色相が減少していることがわかる．Fig. 5.13 B′ の‘a′’は，Table 5.3 の組成と生成相から 2.9% Al が固溶されている Cu 固溶体であり，‘b′’は $Cu_{11}Al_9$ と $Cu_{33}Al_{17}$ 金属間化合物，‘c′’~‘e′’は Al と Cu の含有率が異なる $CuAl_2$+Al で, ‘f’は 1.84% の Cu が固溶されている Al 固溶体であることが推測される.

以上の結果より，Al と Cu の異材レーザ溶接では溶接速度が速いほど金属間化合物の生成量が減少し, Al と Cu の金属間化合物が生成する領域が約 5 μm の薄い膜状として生成するようになることが確認された．なお，EDX 分析によると，溶接速度 50 m/min でも少量の金属間化合物が存在することが推察された.

速度 10 m/min と 50 m/min で Al(上)-Cu(下)の溶接金属部に生成した金属間化合物の生成を確認するため，溶接部をマイクロ XRD で測定した．その結果を **Fig. 5.14**(a)および(b)に示す．(a)の溶接速度 10 m/min での XRD 解析結果によると，$CuAl_2$ とその他の金属間化合物が生成し，(b)の速度 50 m/min 結果では，金属間化合物 $CuAl_2$ が生成しているのが確認できる．いずれも $CuAl_2$ 金属間化合物のピークが検出され，$CuAl_2$ 金属間化合物は生成しやすく，50 m/min の非常に速い溶接速度でも形成しやすいことが確認された．なお，金属間化合物 $CuAl_2$ の形成量は，XRD の回折ピーク値から判断して，溶接速度が速いほど減少することがわかった．

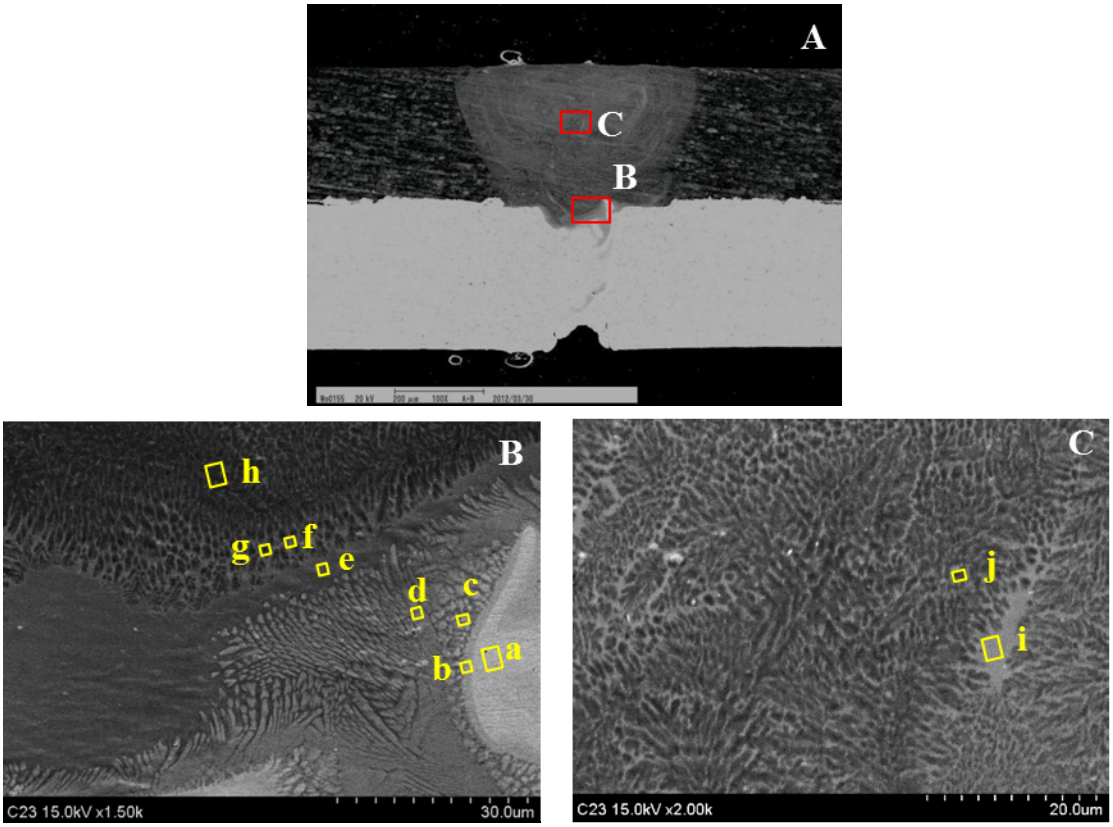


Fig. 5.12 SEM images and EDX analysis results of points ‘ a’ to ‘ j’ marked in B and C in dissimilar welding of Al(upper)-Cu(lower) specimens at 10 m/min.

Table 5.2 EDX analysis results of points ‘ a’ to ‘ j’ marked in B and C in dissimilar welding of Al(upper)-Cu(lower) specimens at 10 m/min.

	Ratio of main alloy elements		**Predicted phase**
	Al(%)	Cu(%)	
a	10.4	89.6	Cu (solid solution)
b	41.7	58.3	$Cu_{11}Al_9 + Cu_{33}Al_{17}$
c	52.2	47.8	$CuAl + CuAl_2$
d	70.3	29.7	$CuAl_2 + Al$
e	79.8	20.2	$CuAl_2 + Al$
f	85.4	14.6	$Al + CuAl_2$
g	91.7	8.3	$Al + CuAl_2$
h	94.3	5.7	$Al + CuAl_2$
i	83.1	16.9	$CuAl_2 + Al$
j	93.2	6.8	$Al + CuAl_2$

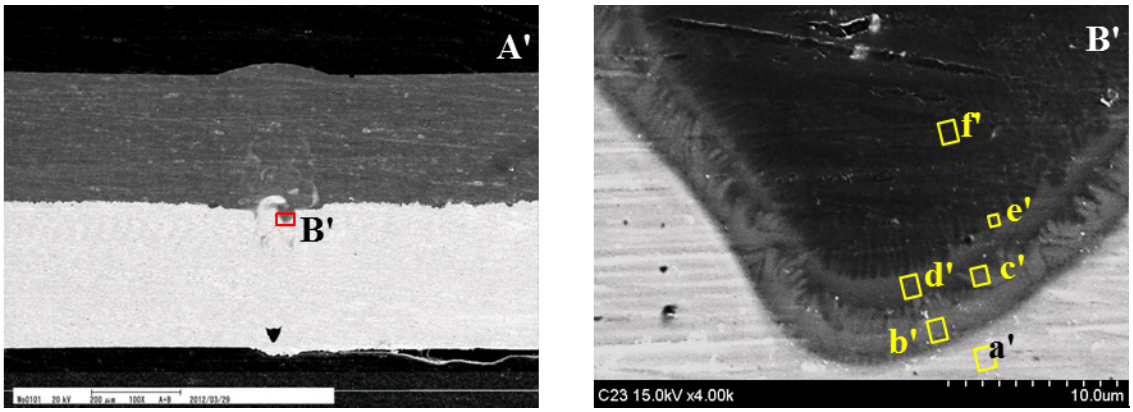
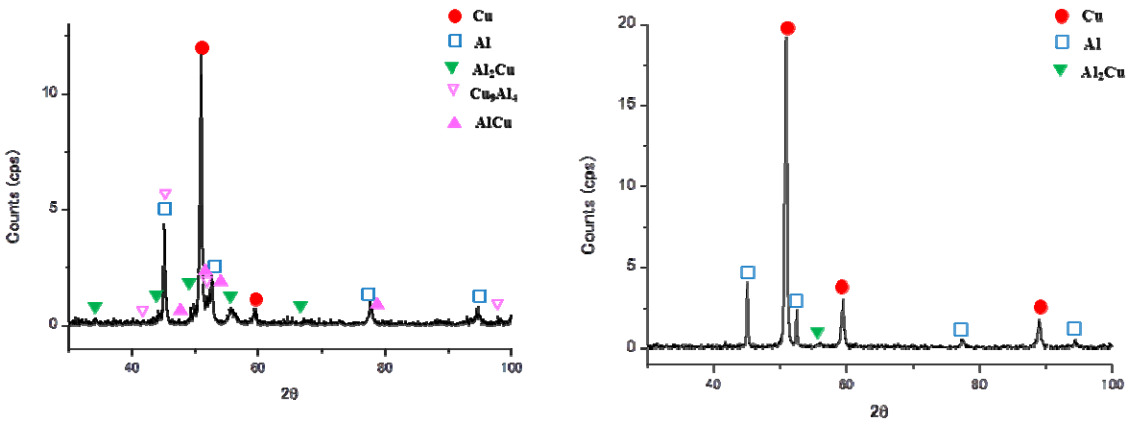


Fig. 5.13 SEM image and result of EDX analysis marked on ‘B’ of dissimilar welding of Al(upper)-Cu(lower) specimens location at 50 m/min welding speed.

Table 5.3 EDX analysis results of points marked on 'B' of dissimilar welding of Al(upper)-Cu(lower) specimens location at 50 m/min welding speed.

	Ratio of main alloy elements		**Predicted phase**
	Al(%)	Cu(%)	
a'	2.9	97.1	Cu (solid solution)
b'	45.9	54.1	$Cu_{11}Al_9 + Cu_{33}Al_{17}$
c'	58.6	41.4	$CuAl_2 + Al$
d'	81.0	19.0	$CuAl_2 + Al$
e'	82.3	17.7	$Al + CuAl_2$
f'	98.2	1.8	Al



(a) (b)

Fig. 5.14 Micro XRD analytical results of welded zone of Al(upper)-Cu(lower) dissimilar welds at 10 m/min(a) and 50 m/min(b) welding speed.

5.4　Al-Ti 異材のレーザ溶接性に及ぼすビーム径および板厚の影響

5.4.1　Al-Ti 薄板のディスクレーザ重ね溶接結果

Al-Ti 薄板のレーザ溶接性について，ディスクレーザ（ビーム径：0.3 mm）を用いて種々の条件で検討した．その結果，ほとんどの場合，切断となり，溶接が困難であった．その中で得られた比較的良好な溶接ビードの表面および裏面の外観を **Fig. 5.15** に示す．スキャナーヘッドを用いたため，Ar ガスを吹き付けていないため，表面の酸化が激しいようである．また，すべての条件で，どちらかの溶接ビード表面に割れが認められた．

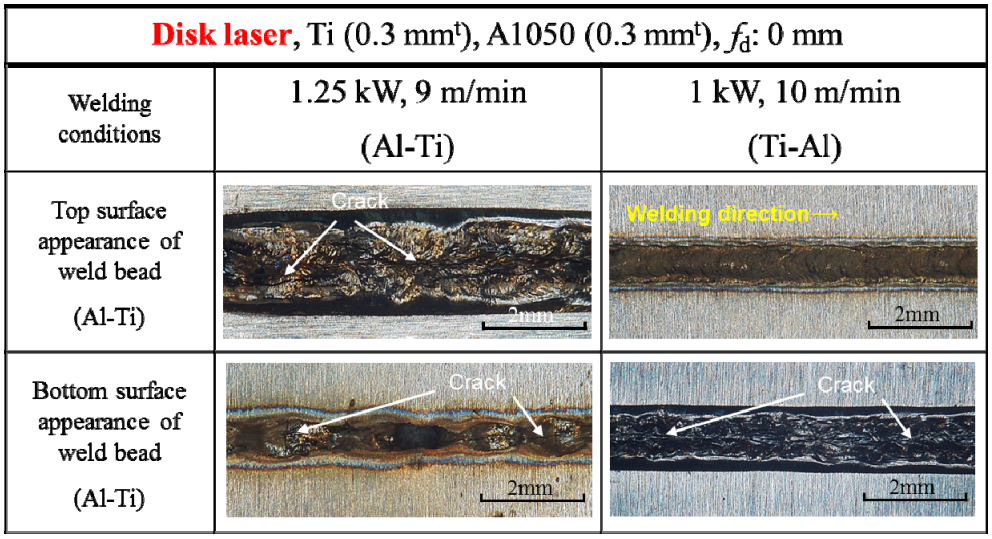


Fig. 5.15 Photos of top and bottom surface appearances of Al and Ti dissimilar weld beads made with disk laser under different welding conditions.

上記の試験片を用いて，引張せん断試験を行った結果，その荷重はそれぞれ約 565 N および 590 N であり，溶接速度 40 m/min 以下で得られたシングルモードファイバーレーザ溶接継手の約 600～700 N より低かった．継手の引張せん断荷重（強度）が低かった理由は，溶接ビード幅が広くなっているが，割れが存在していたためと考えられる．

以上の結果より，ディスクレーザでは，ビーム径が大きいため，約 10 m/min 以上の速度で重ね溶接ができず，作製できた溶接部には割れが発生した．一方，シングルモードファイバーレーザは，ビーム径が小さく，高パワー密度／高エネルギー密度のため高速度溶接が可能であり，割れのない溶接部の作製もでき，

引張せん断試験では,破断が Al 母材となるほど高強度継手の作製も可能であるなどの結果から,異材薄板の重ね溶接用レーザとして優れていると判断される.

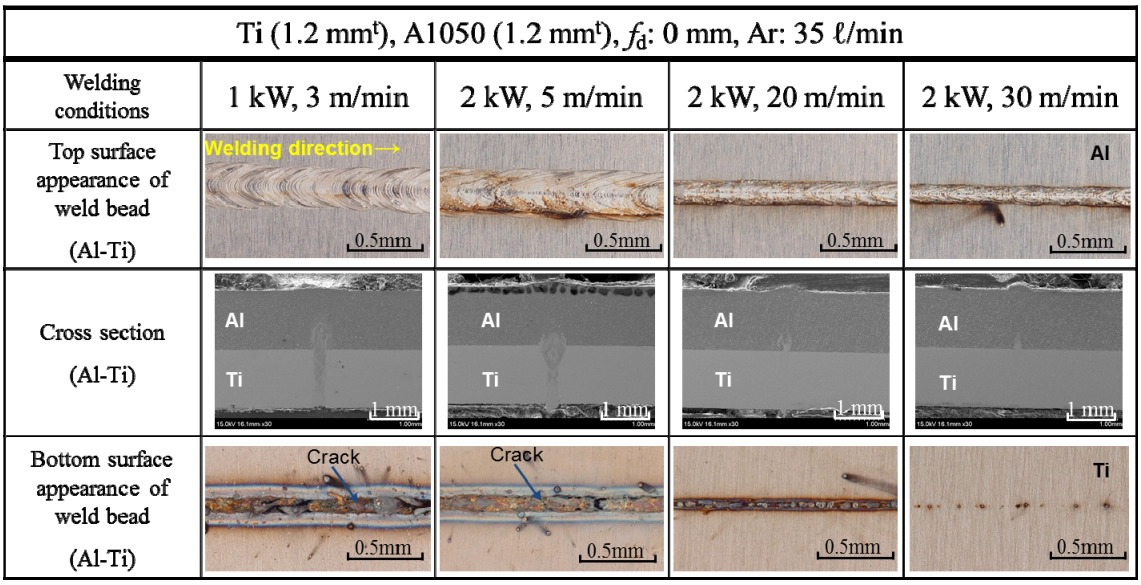
5.4.2 Al-Ti 薄板のレーザ重ね溶接性に及ぼす板厚の結果

いままで，板厚 0.3 mm の試料を用いて，レーザ重ね溶接性について評価してきた．その結果，Al-Ti のシングルモードファイバーレーザ溶接継手の引張せん断試験では，継手強度が高く，板厚 0.3 mm の Al 母材で破断した．この結果より，溶接部の強度特性を評価するため，板厚を 0.8 mm および 1.2 mm と厚くした試験片を用いてレーザ溶接を種々の条件で行った.

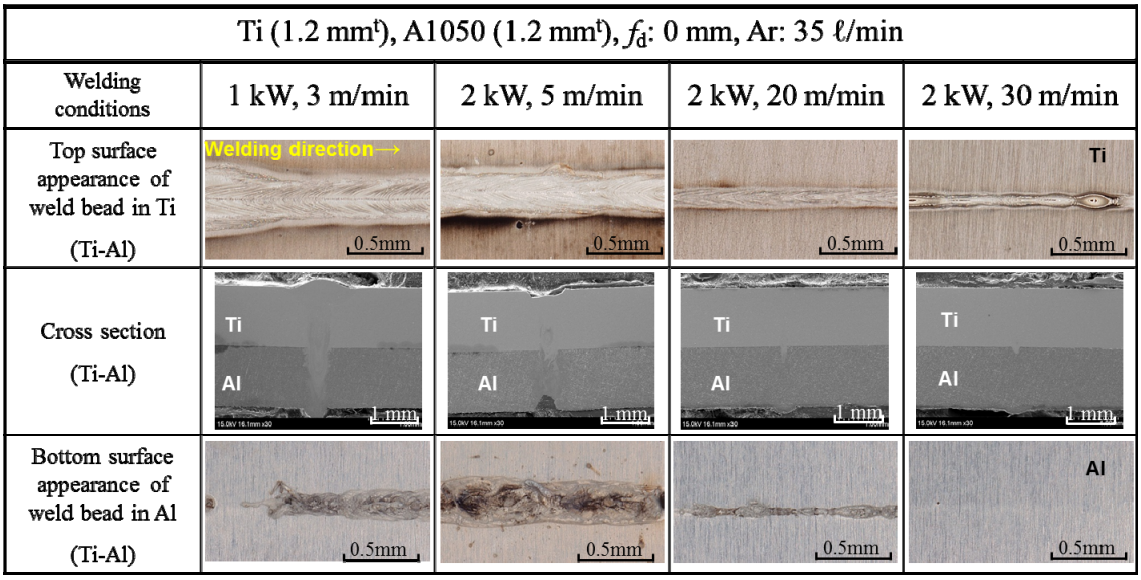
板厚 1.2 mm の Al(上)-Ti(下)または Ti(上)-Al(下)薄板におけるレーザ重ね溶接ビードの表面および裏面の外観ならびに断面 SEM 写真を **Fig. 5.16** に示す. 1 kW の場合，3 m/min と低速度であるが，2 kW では 5～30 m/min の溶接ビードが示されている．一般に良好な溶接部が得られやすかった．Al(上)-Ti(下)の場合，5 m/min 以下の低速度では，Ti 側の裏面に割れが発生していたが，高速度では割れが見られなくなっていた．一方，Ti(上)-Al(下)の場合，割れは溶接ビード表面においては認められなかった．以上の結果より，同条件で得られた溶接部での割れは一般に Ti(上)-Al(下)の方が Al(上)-Ti(下)より起こりにくいことが判明した.

Al-Ti 異材レーザ溶接部断面の SEM 写真の観察結果より，重ね溶接部においては上下にかかわらず，Ti が Al 側に流れ込み現象が確認された．流れ込む量は高速度ほど少なくなることも確認された.

Fig. 5.16 に示した溶接継手に対して引張せん断試験を行った．その結果，継手の引張せん断荷重（N）および見かけの引張せん断強度をまとめて **Fig. 5.17** に示す．なお，引張せん断強度は荷重を重ね継手溶接部の幅で割って求めたものである．2 kW での 5 m/min～30 m/min のものを比較すると，引張せん断荷重は溶接速度の増加に従って約 2300 N から 1200 N に低下している．一方，引張せん断強度は，割れが発生すると低いが，割れのない場合は約 300 MPa または 370 MPa 以上に高いことがわかった．破断面を観察した結果（後掲の Fig. 5.18 参照），Ti(上)-Al(下)異材で 2 kW，30 m/min の強度が低いのは，Ti への溶込みが十分でなく，部分貫通となっていたため，十分な接合面積が確保されていなかったためと推察される．したがって，Ti-Al 異材のレーザ溶接では，見かけの強度が約 370 MPa 以上に高い継手の作製が可能であることがわかった.

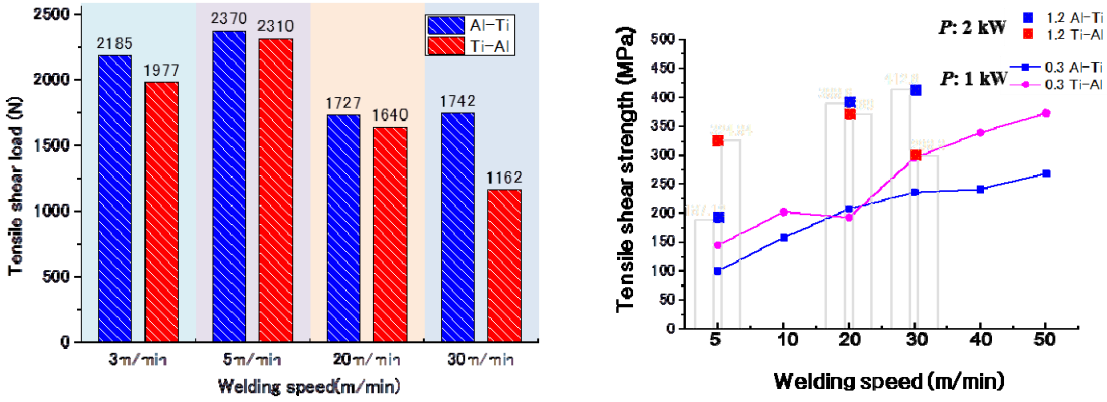


(a) A1050(upper)-Ti(lower)



(b) Ti (upper)- A1050 (lower)

Fig. 5.16 Photos of top and bottom surface appearances of Al(1.2 mm^t) and Ti(1.2 mm^t) dissimilar welds made with single-mode fiber laser at different welding conditions.

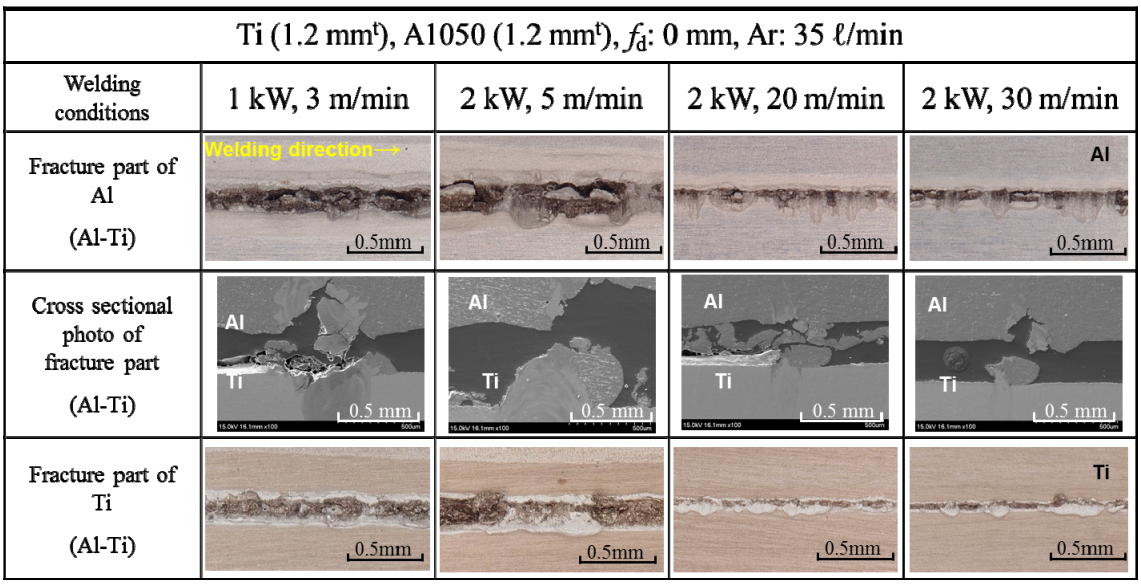


(a) Tensile shear load (N)　　(b) Tensile shear strength (Mpa)

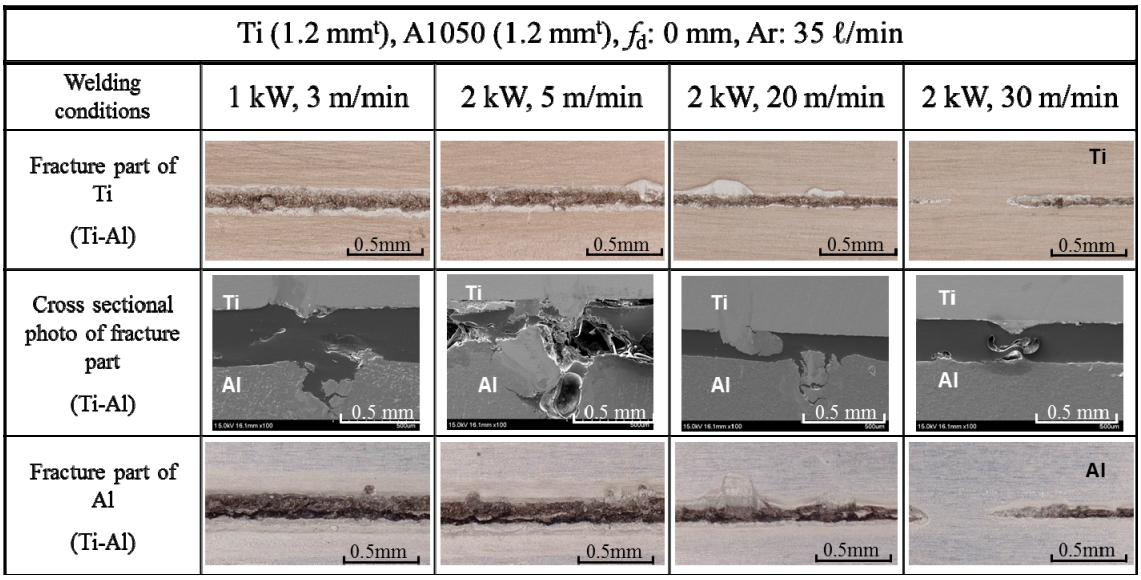
Fig. 5.17 Results of tensile shear test of Al and Ti of 1.2 mm thickness dissimilar laser lap welds produced with single-mode fiber laser.

板厚 1.2 mm の Al-Ti 薄板溶接継手の引張せん断試験後の破断面と断面の観察結果を **Fig. 5.18** に示す. 破断はいずれも Al 板側の溶接金属部で起こっていた. これは，Ti 融液が入り込んで生成した Ti と Al の界面近傍であり，金属間化合物が存在する所と考えられる.

次に，レーザ溶接部の断面と引張せん断試験における破断後の試験片断面ならびにレーザ溶接部の硬さ分布を測定した結果を **Fig. 5.19** に示す．低速度の場合，Al 側の硬化はすくないが，Ti 側の硬化は顕著であった．また，この Ti 側の領域には割れが発生しており，割れは高硬度で脆弱な金属間化合物が形成したため発生したと判断される．一方，高速度溶接では，Al および Ti 側とも重ね接合部近傍で Hv 約 200～300 と硬化していた．その結果，破断は重ね部を水平に起こるのではなく，Al 側にそれて起こった．そして，その破断位置は金属間化合物が生成している領域であった.

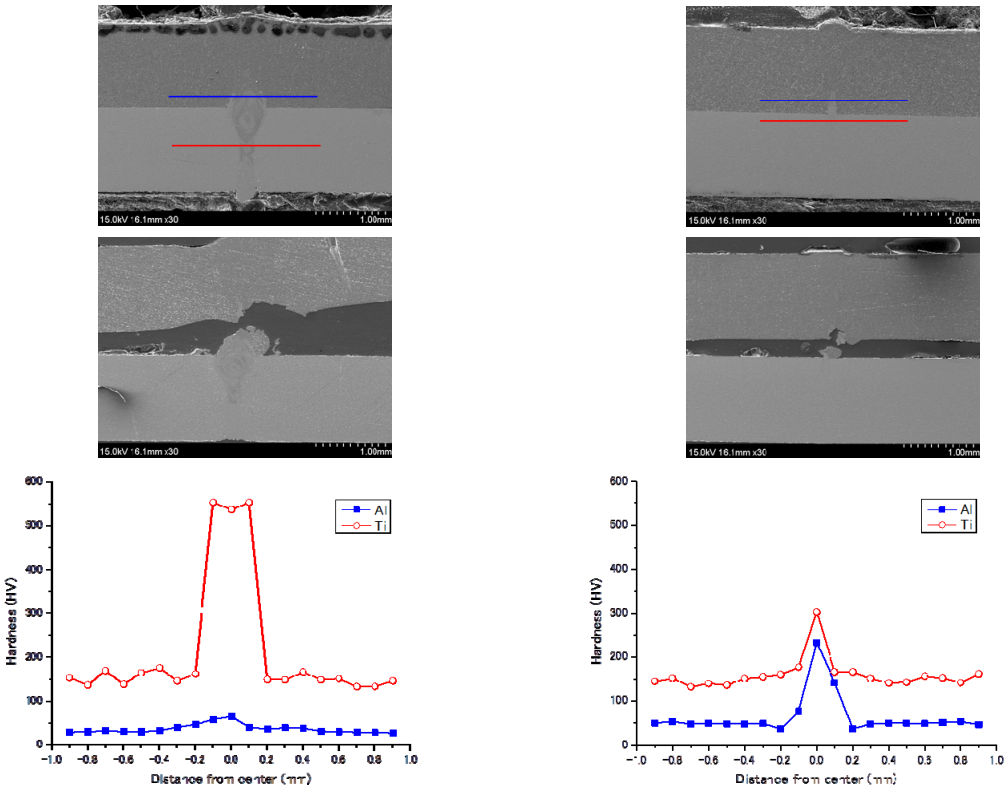


(a) A1050(upper)-Ti(lower)



(b) Ti (upper)- A1050 (lower)

Fig. 5.18 Photos of fracture parts and SEM photos of cross sections of Al(1.2 mm^t) and Ti(1.2 mm^t) dissimilar lap welds made with single-mode fiber laser at different welding conditions.



(a) 2 kW, 5 m/min (b) 2 kW, 30 m/min

Fig. 5.19 Results of longitudinal hardness distribution of Al Spectral emission intensity of plasma induced from Al(1.2 mm^t) and Ti(1.2 mm^t) dissimilar lap welds produced single-mode laser.

5.5 結言

本章では，異種金属材料の超高速レーザ溶融溶接現象を解明し，溶接性の良好な継手を得ることを目的として，金属間化合物が生成する Al-Ti または Al-Cu の組合せに対してシングルモードファイバーレーザによる超高速溶接を行い，合金元素の分布については EDX 分析法により測定し，生成相については微小部 X 線回折法，TEM 観察と電子線回折法により同定した．また，異材の高速溶接結果に及ぼす溶接材料の上下の設置位置と試験片の板厚の影響についても検討した．本研究で得られた結果は以下の通りである．

1) Al と Ti の異材レーザ溶接の場合，Al-Ti でも Ti-Al でも，それらの重ね溶接

時には密度が高いTi融液が密度の低いAl融液中に流れ込むことが確認された. また, 蒸発しやすいAlはキーホール内壁を通じてTi融液に固溶された. 流れ込む Ti 量および Ti 中の Al 含有量はいずれも溶接速度が速いほど少なくなった.

2) Al 母材で破断した条件の溶接金属部でも，Al_3Ti, Al_2Ti, Ti_3Al, AlTi などの脆弱な金属間化合物が生成していた．さらに，速い溶融・凝固速度の場合，針状構造の双晶マルテンサイト Ti 組織が観察された.

3) Al と Cu の異材レーザ溶接の場合, 溶接速度が速いほど金属間化合物の生成量が減少し, Al と Cu の金属間化合物が生成する領域が薄い膜状として生成するようになった．EDX 分析の結果によると，溶接速度 50 m/min でも少量の金属間化合物が存在することが確認された.

4) Al(上)-Cu(下)の溶接金属部に生成する金属間化合物を確認するため, 溶接部をマイクロ XRD で測定した結果，溶接速度 10 m/min および 50 m/min では $CuAl_2$ などの金属間化合物が生成していた．いずれも $CuAl_2$ 金属間化合物が生成しやすかった．金属間化合物 $CuAl_2$ の形成量は，XRD の回折ピーク値から判断して，溶接速度が速いほど減少することがわかった.

5) Al-Ti 薄板（板厚：0.3 mm）のレーザ溶接性について，ディスクレーザ（スポット径 : 0.3 mm）を用いて種々の条件で検討した結果，ほとんどの場合，切断となり, 溶接が困難であった. その中で得られた比較的良好な溶接ビードでも表面に割れが認められた.

6) ディスクレーザでは，ビーム径が大きいため，約 10 m/min 以上の速度では重ね溶接ができず，作製できた溶接部には割れが発生した．一方，シングルモードファイバーレーザは，ビーム径が小さく，高パワー密度のため高速度溶接が可能であり，割れのない溶接部の作製もでき，引張せん断試験では，破断が Al 母材となるほど高強度継手の作製も可能であった．このような結果から, 異材薄板の重ね溶接用レーザとしてはビーム径の細いシングルモードファイバーレーザが優れていると判断される.

7) 板厚 1.2 mm の Al-Ti または Ti-Al 薄板におけるレーザ重ね溶接の場合，Al(上)-Ti(下)の 5 m/min 以下の低速度では，Ti 側の裏面に割れが発生していたが，高速度では割れが見られなくなった．一方，Ti(上)-Al(下)の場合，割れは溶接ビード表面においては認められなかった. 以上の結果より, 同条件で得られた溶接部での割れは Ti(上)-Al(下)の方が Al(上)-Ti(下)より一般に起

こりにくいと判定された.

8) 板厚 1.2 mm の Al と Ti の異材レーザ重ね溶接の引張せん断強度は，割れが発生すると低いが，割れのない場合は高いことがわかった．破断面を観察した結果，高い継手の作製が可能であることがわかった．破断はいずれも Al 板側の溶接金属部で起こっていた．これは，Ti 融液が入り込んで生成した Ti と Al の界面近傍であり，金属間化合物が存在する所と考えられる．

第６章　異種金属材料のレーザ高速溶接時における プルーム挙動と溶接金属部の形成機構

6.1　緒 言

異材の高速レーザ溶接時においては，重ね継手の界面付近では融点が高く，密度が高い金属が融点と密度が低い金属側に湯流れによって浸入し，合金元素の混合が見られた．この混合は溶接速度が速くなるにつれて減少した．また，材料の上下の組合せと溶接速度によって固溶される合金元素が異なることがわかった．この固溶された合金元素は，蒸発した元素がキーホールを通じて混入したものと考えられた．

そこで, Al-Ti 薄板の異材重ね継手に対してシングルモードファイバーレーザによる超高速溶接を行い，溶接部の組成を再度明確にすると共に，溶接中の溶融池の挙動，レーザ誘起プルームの挙動およびスパッタの発生状況を高速度ビデオで観察し，プルームの発光成分を分光分析法により同定して，上板および下板の溶融･蒸発挙動について推察し, 溶接金属の生成機構について考察した．さらに，異材の高速溶接結果に及ぼす材料の上下の設置位置，溶接速度および試験片の板厚の影響についても検討した．

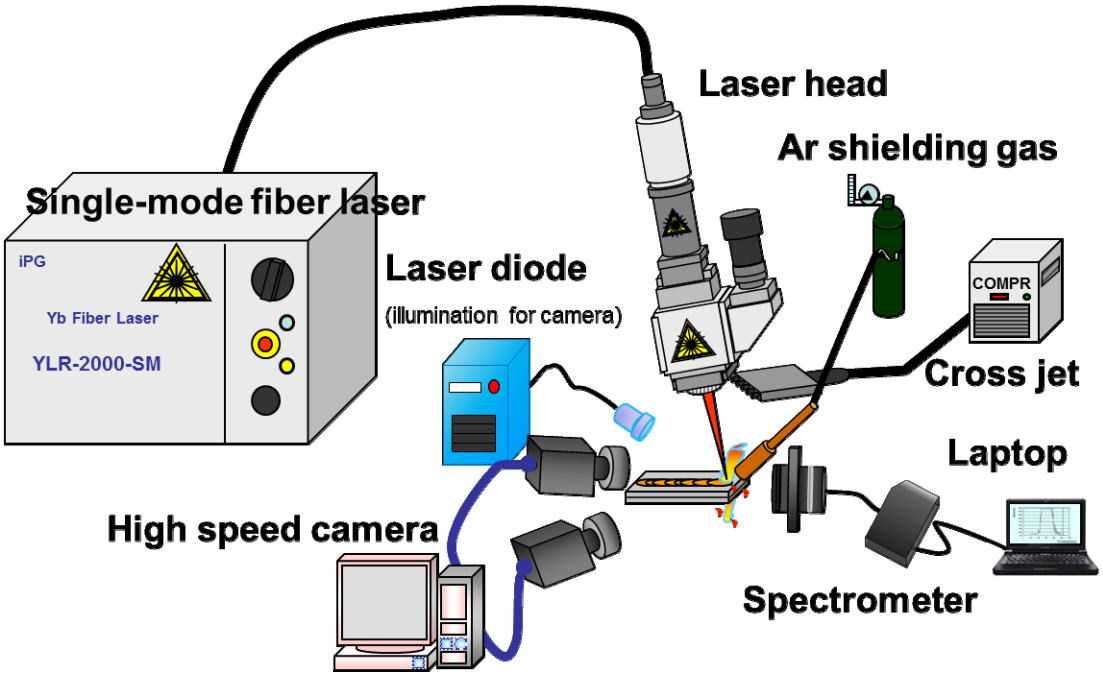
6.2　使用材料，実験装置および実験方法

本章で使用した金属材料は，Al および Ti であり，試料の寸法は，通常，長さ 70 mm，幅 30 mm，厚さ 0.3 mm であるが，板厚を 1.2 mm と変えて，レーザ溶接現象に及ぼす板厚の影響についても検討した．

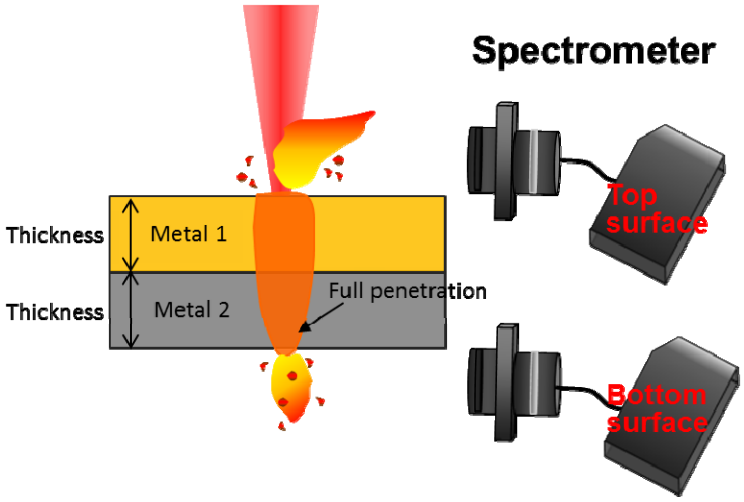
溶接は，Fig. 3.2 に示したように，試料をステージ上に重ねて固定し，レーザ出力 1 kW，焦点はずし距離 0 mm（焦点位置）で，溶接速度を 5～50 m/min と大きく変化させて行った．

レーザ溶接現象と溶接結果を理解するため，レーザ溶接中の溶融池，プルームおよびスパッタの噴出状況などを高速度ビデオカメラにより観察した. また，レーザ誘起プルームの成分分析も行った．レーザ溶接中の高速度ビデオカメラによる現象の観察方法とプルームに対する分光分析装置の配置について **Fig. 6.1**(a)および(b)に模式図的に示す．溶融池とプルームの観察は，高速度ビデオカメラでフレーム速度 20,000 F/s で実施した．照明光源としては半導体レーザ

（最大出力 P_{max}: 30 W，波長λ：973 nm）を利用した．分光計測は，プルームの発生部に対して，分光器を水平にセッティングして光ファイバーで導光して測定した．ビデオ観察および分光分析は，レーザ溶接時の表面および裏面から発生するプルームに対して同時に行った．なお，異種材料の試験片の板厚を種々変えても実施し，溶接現象と溶接性に及ぼす板厚の影響に関する知見も得た．



(a) Schematic experimental set-up



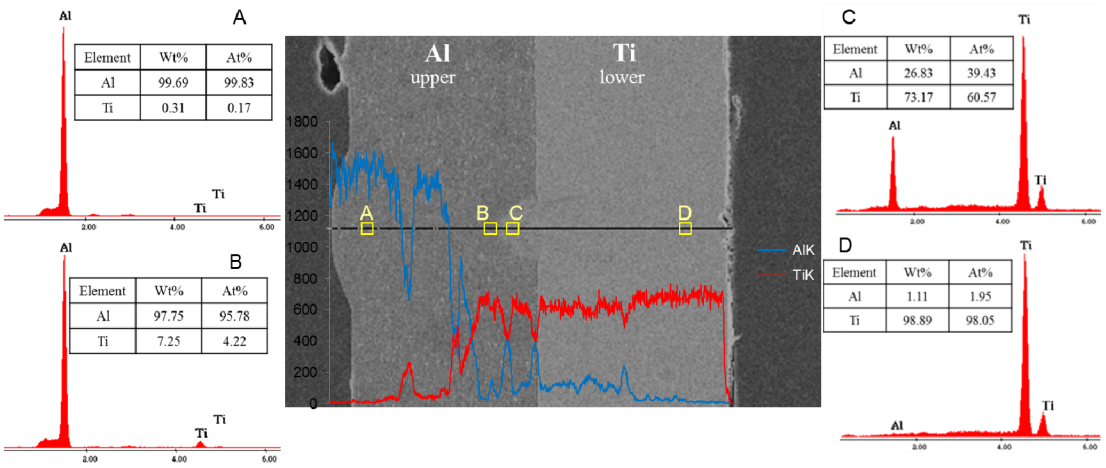
(b) Schematic set-up of specimens for observation

Fig. 6.1 Schematic experimental set-up for behavior observation and spectroscopic measurement during laser welding of dissimilar metals.

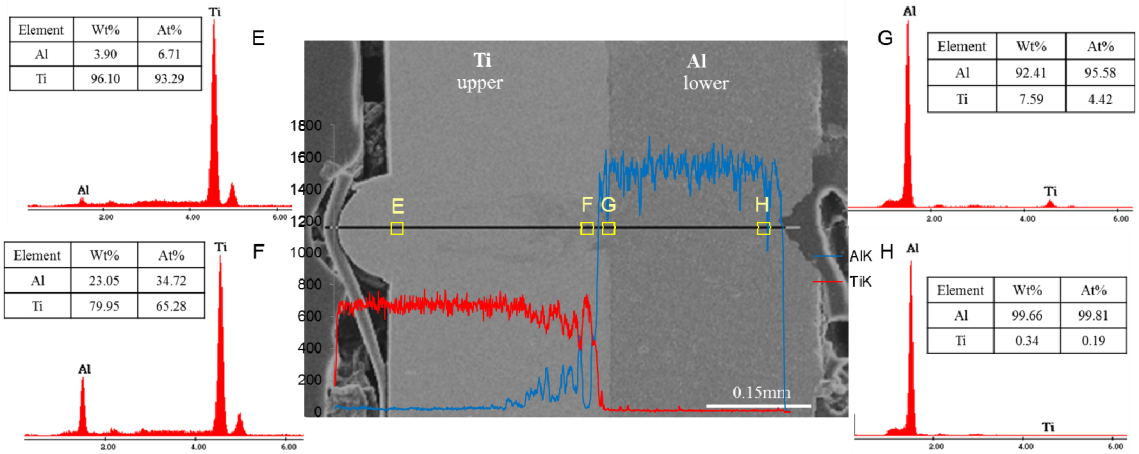
6.3 溶接金属部の合金元素分布に及ぼす材料および溶接速度の影響

異材の高速レーザ溶接の結果，低速度では，界面を密度の高い金属が密度の低い金属に浸入すること，それぞれの板では含有量が少ないレベルで他の合金元素が固溶されることなどが確認された．

そこで，超高速度 50 m/min で試料の上下位置を変化させてレーザ溶接を行い，得られた溶接部の断面中央部を EDX 法で線分析と点分析を行った．その結果を **Fig. 6.2** に示す．Al(上)-Ti(下)の‘A’および Ti(上)-Al(下)の‘H’に示すように，Al 側では約 0.2%未満の Ti が検出され，Al(上)-Ti(下)の‘D’および Ti(上)-Al(下)の‘E’では，それぞれ約 2%および約 6.7%の Al が検出された．



(a) Al(upper)-Ti(lower)



(b) Ti(upper)-Al(lower)

Fig. 6.2 EDX analysis results of Al and Ti dissimilar lap weld fusion zones made at 50 m/min welding speed.

この結果より，Al 側では Ti の含有量が少ないが，Ti 側に Al が多く含まれることが判明した．

Al と Ti 薄板のシングルモードファイバーレーザによる超高速重ね貫通溶接時の合金元素の含有量の差異を明確にし，レーザ溶接機構を理解するため，溶接時の溶融池形状とキーホールのサイズと形成位置について観察した．なお，次項では，レーザ誘起プルームの分光を行い，蒸発現象についても検討した．

溶接速度 10 m/min および 50 m/min で Ti(上)-Al(下)と Al(上)-Ti(下)の異材重ね貫通溶接を行い，溶接時の表面溶融池とキーホールのそれぞれの形状と挙動を高速度ビデオカメラで観察した．その結果を **Fig. 6.3** に示す．なお，上段には溶接部の断面 SEM 写真を示し，下段に溶接中の溶融池の表面を示す．Ti(上)-Al(下)および Al(上)-Ti(下)の表面での溶融池は，溶接速度が速いほど幅がせまくなり，長さが長くなった．また，溶融池は，Al が上板の方が Ti が上板の場合より広くて長く，大きかった．特に，キーホール口は溶接速度の速さにかかわらず常に安定であることが観察された．

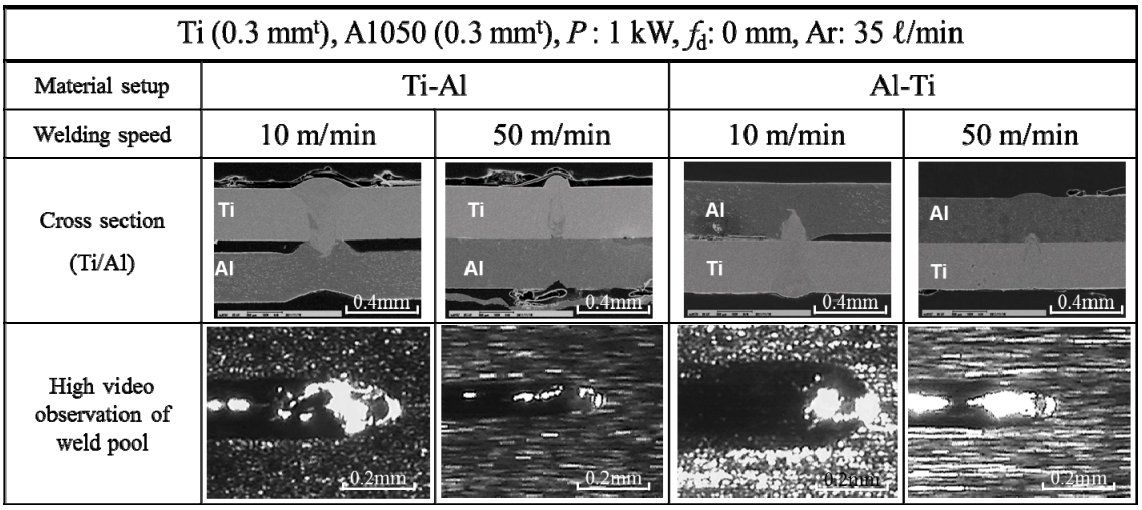


Fig. 6.3 Comparison of high speed video observation results during laser lap welding of Ti and Al sheets at 10 and 50 m/min in addition to cross-sectional SEM photos of their welds.

6.4　同種材料の高速レーザ溶接時のプルーム挙動とその発光の分光分析結果

Al-Ti の異材重ね溶接時のプルームを観察して同定する前に，Al-Al と Ti-Ti の同種重ね溶接を行って，Al と Ti のスペクトルデータを基本比較データとして収集した．レーザ溶接中のプルームの高速度カメラ観察結果を **Fig. 6.4** に示し，Al と Ti の発光スペクトルをそれぞれ **Fig. 6.5**(a)および(b)に示す．そして，各ピークの波長と強度のデータを **Table 6.1** にまとめて示す．

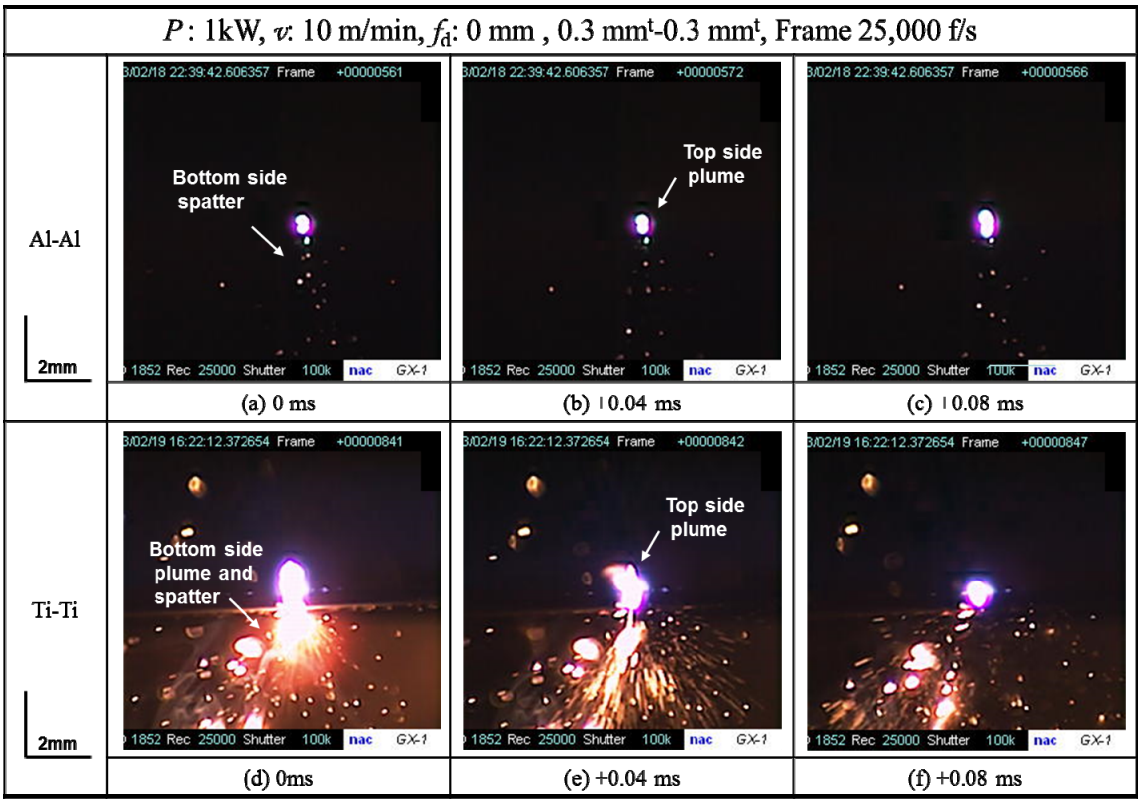
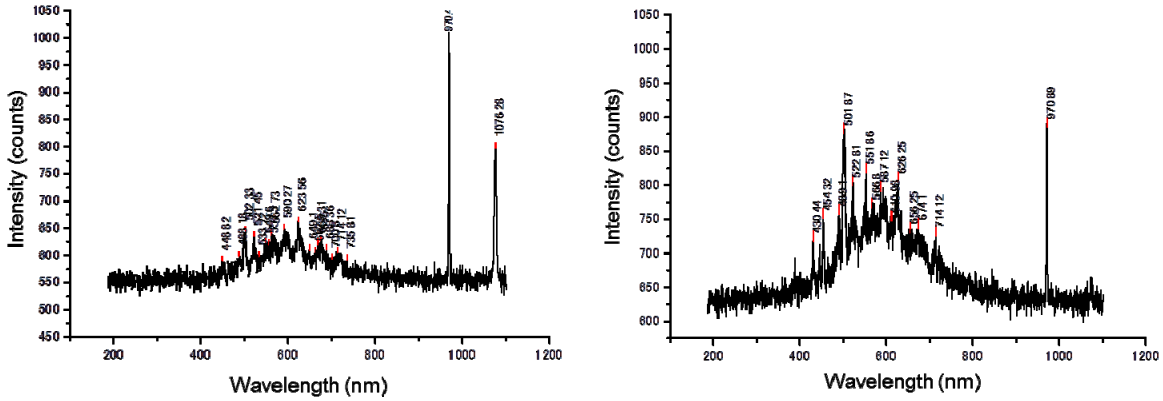


Fig. 6.4　Comparison of high speed video observation results of plume movement during Al and Ti similar welds made at 10 m/min welding speed.



(a) Al-Al (b) Ti-Ti

Fig. 6.5 Spectral emission intensity of plasma induced from Al-Al and Ti-Ti similar laser lap welding.

Fig. 6.4 に示すように，Al-Al のレーザ溶接時に発生する表面でのプルームは桃色が含有されている紫色であり，裏面では微量のスパッタが検出された．また，Ti-Ti の溶接時に発生する表面プルームは明るすぎて色の判別が難しいが，Fig. 6.4 (e)中のプルームはオレンジ色として検出され，裏面では大量のスパッタが発生した．Fig. 6.4 の高速度カメラ観察を行いながら，6.2 節の Fig. 6.1 で説明した分光測定を行った．Fig. 6.5 で確認されたスペクトルの測定データである Table 6.1 とスペクトルの測定データベース [124]を参考にしながら，Al(上)-Ti(下)の異材重ね溶接時のプルームを解析し，同定した．その結果は異材レーザ溶接時の分光結果の基礎として用いた．

Table 6.1 Spectral emission intensity data of plasma induced from Al-Al and Ti-Ti similar laser lap welding.

Wavelength (nm)	Intensity (counts)
488.18	601
496.86	606
500.5	640
502.33	647
515.54	600
517.81	621
520.09	628
521.45	639
525.54	613
526.91	601
531	600
533.72	601
539.17	600
543.25	602
545.97	622
549.6	625
551.86	625
553.22	614
555.48	623
557.3	624
558.65	612
560.46	623
562.73	641
564.54	640
566.8	639
569.51	632
571.77	629
575.38	607
576.74	622
578.09	615
579.45	615
582.15	615
583.51	625
586.21	628
587.57	629
588.92	638
590.27	652
592.98	648
595.68	645
598.38	638
599.73	642
602.43	638
603.78	628
606.48	614
609.63	613

Wavelength (nm)	Intensity (counts)
612.33	618
617.72	626
620.42	648
622.21	662
623.56	665
626.25	650
628.49	637
629.84	634
631.63	630
634.32	622
636.56	616
639.7	609
642.38	601
643.73	601
647.31	610
649.1	614
657.59	599
662.5	610
663.84	600
665.63	610
668.31	624
669.64	621
672.32	622
675	631
676.78	627
679.01	620
681.68	611
684.35	607
688.36	614
691.03	603
711.46	608
712.79	599
714.12	609
715.89	605
718.11	604
720.76	604
722.98	601
970.46	1011
1076.28	801

(a) Al-Al

Wavelength (nm)	Intensity (counts)
357.93	665
364.89	664
388.49	693
393.57	666
400.04	672
415.25	666
430.44	725
446.06	713
454.32	758
464.86	694
489.1	764
501.87	883
512.81	743
522.81	807
528.27	754
538.26	725
551.86	826
556.39	761
566.8	774
572.22	774
578.54	759
587.12	799
592.53	796
598.38	784
610.98	755
626.25	812
633.43	763
645.52	727
650.89	736
656.25	738
670.09	736
674.1	744
686.13	725
693.69	713
699.92	687
707.46	706
714.12	733
721.65	710
741.11	680
745.53	678
752.15	686
759.64	679
767.12	674

Wavelength (nm)	Intensity (counts)
777.68	672
792.6	670
805.31	673
817.12	666
844.15	676
848.07	666
970.89	892
1073.76	665
1075.86	

(b) Ti-Ti

6.5　異種材料の高速レーザ溶接時のプルーム挙動とその発光の分光分析結果，およびそれらに及ぼす溶接速度の影響

種々の溶接速度で Al(上)-Ti(下)異材のレーザ重ね溶接を行い，その時に発生したプルームを高速度ビデオカメラで観察した．その中で一番明るい上部と下部のプルームが得られる観察結果をまとめて **Fig. 6.6** に示す. 溶接速度 10 m/min で発生した上部プルームは，紫色で，高さが約 1 mm の狭い形状であった.

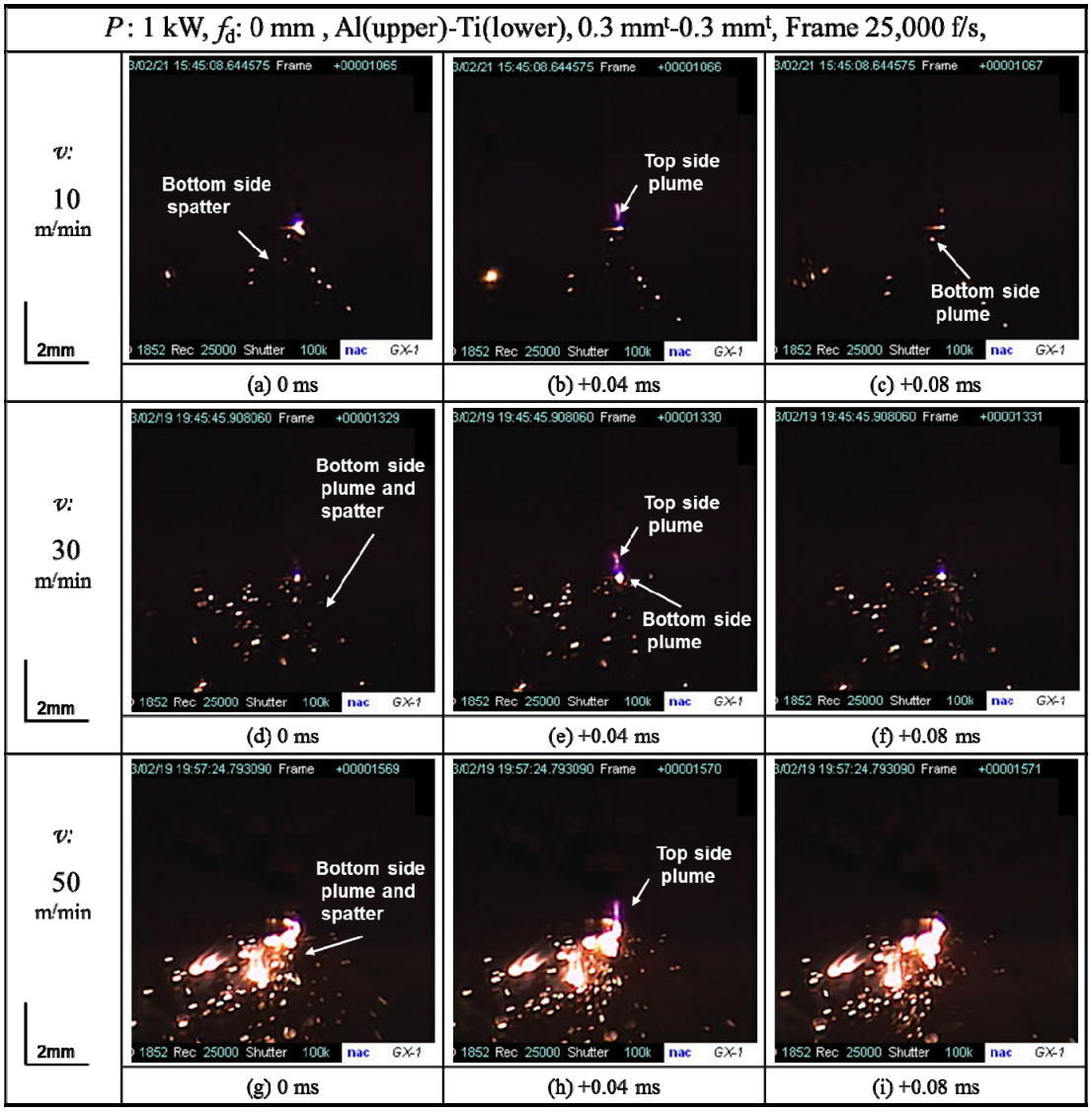


Fig. 6.6 Comparison of high speed video observation results of plume behavior during laser lap welding of Al(upper)-Ti(lower) dissimilar sheets made at various welding speeds.

一方，下部は小さいプルームと少量のスパッタの発生が見られた．溶接速度が速いほど下部のプルームとスパッタ量は増加しているが，上部のプルームはあまり変わらず，スパッタの発生も少ないことが確認された．

Al(上)-Ti(下)異材レーザ溶接時の現象を高速度ビデオカメラで観察し，それと同時にレーザ誘起プルームのスペクトルを 2 ms 当たり 1 つのデータを処理できる分光装置で測定した．そのデータの中で一番高いスペクトル強度が得られた分光信号の可視光領域(400~800 nm)を **Fig. 6.7** に示す．溶接速度 10 m/min で

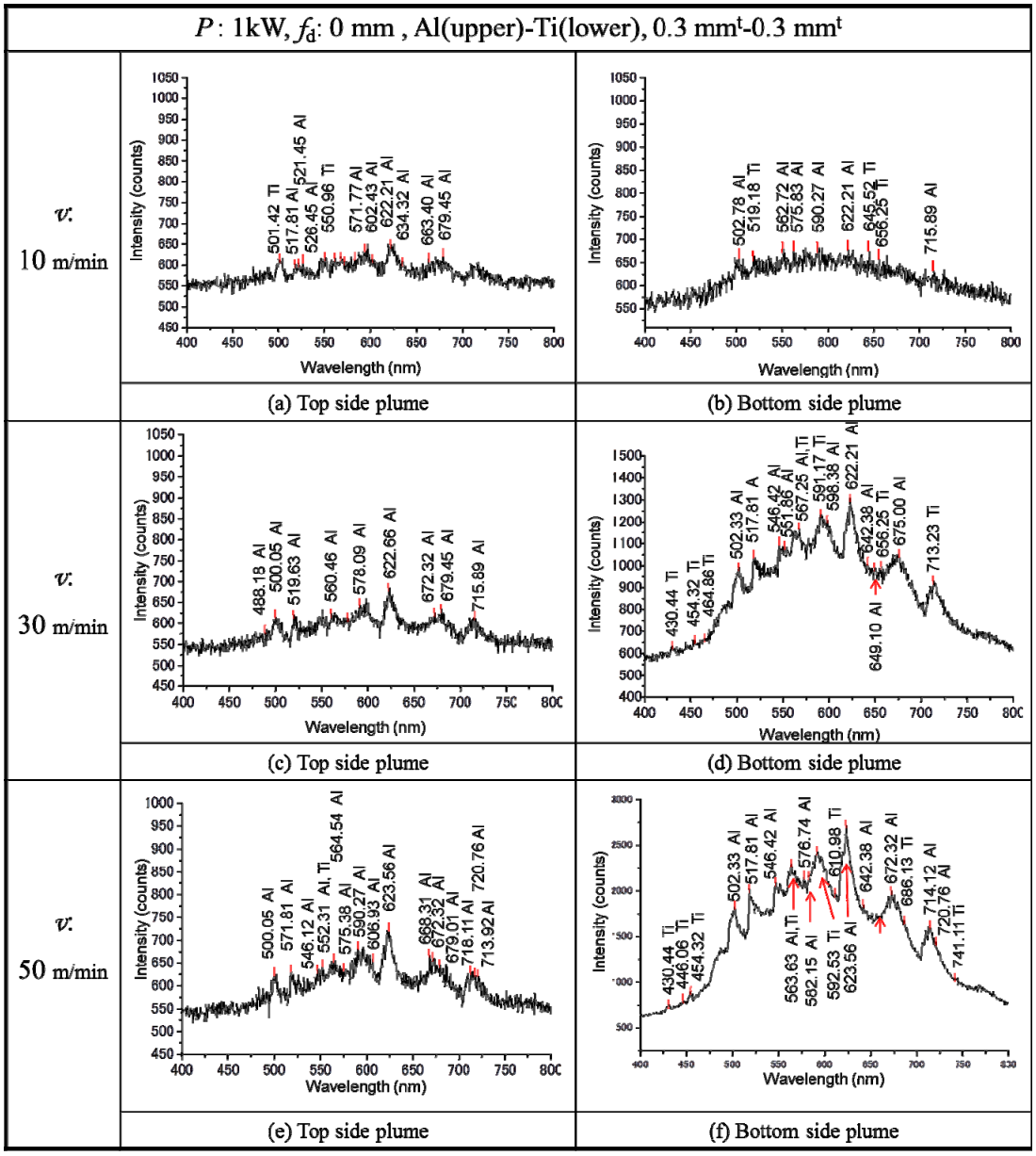


Fig. 6.7 Spectral emission intensity of plume induced during single-mode fiber laser lap welding of Al(upper)-Ti(lower) dissimilar sheets at various welding speeds.

発生した上部プルームを分光分析した結果，Al 上板の Al 成分が主であり，Ti に符合するピークが二つ得られており，Ti 下板の蒸発発光が確認された．溶接速度 10 m/min で得られた下部の分光分析の結果では, 高いピークは見られないが，低いピークを同定した結果，Al と Ti の両方の元素が確認された．溶接速度 30 m/min 以上での上部プルームを分光分析すると, Al のみの発光が見られ，Ti のピークは確認されなかった．一方，下部は Al と Ti の両方が含まれていることが確認された．また，Fig. 6.6 でわかるように，溶接速度が速いほど下部のプルームとスパッタ量は増加している．それに伴って，溶接速度が速いほど下部の分光スペクトル強度は高くなることが確認された．下部において発生したスパッタが多い場合，その分光スペクトルからわかるように，可視光領域全体が山系のスペクトルとなった．

以上の結果から，Al(上)-Ti(下)の異材重ね溶接を行った時に発生するプルームは溶接速度が比較的に遅い場合(10 m/min)は上下部で Al と Ti のピークが確認され，Al と Ti が存在するのがわかった．一方，溶接速度 30 m/min 以上に速い場合，上部プルームの分光分析では Al のプルームのみで Ti のピークは確認されなかった．なお，下部の発光には Al と Ti の両方の合金元素が含まれているのが確認された．

Al(上)-Ti(下)異材のレーザ重ね溶接では，上方のプルームには Ti 割合が少なく，その量は高速度でさらに低下することがわかった．一方，下方には，Ti だけでなく, Al も検出された. したがって, 蒸発とそれに伴うプルームの噴出は，Al の方が強かったことが推察される．すなわち，Al の蒸発により下部 Ti の Al 側上方への噴出が押えられ, 上部 Al 蒸気は上方と下方との両方に噴出したと推察される．

Al-Ti 異材のレーザ溶接部中の成分を分析した結果，Ti リッチ部への Al の固溶が Al リッチ部への Ti の固溶より多かった理由は，キーホールにおいて発生した上部 Al の蒸発が下部 Ti の蒸発を押えて下部に浸入し，下部 Ti に固溶されたためであることが理解された．

Ti(上)-Al(下)異材のレーザ重ね溶接を様々な溶接速度で行い，その時に発生したプルームを高速度ビデオカメラで観察した．その中で一番明るい上部と下部のプルームが得られた観察結果をまとめて **Fig. 6.8** に示す. 溶接速度 10 m/min で発生した上部プルームは，オレンジ色が強かった．上板が Ti の方が Al の場合より明るくて大きなプルームが生成することがわかった．また，溶接速度が

速いほどスパッタが増加していた．裏面のプルームは白色で，下方へのスパッタは少なかった．特に，Ti(上)-Al(下)の場合，上方へのプルームは Ti-Ti 同種溶接時に発生したプルームと色がよく似ているので，Ti 蒸気の量が多いと推察される．

Ti(上)-Al(下)異材のレーザ重ね溶接時のプルームを高速度ビデオカメラで観察すると同時にプルームのスペクトルを分光分析した結果を **Fig. 6.9** に示す．溶接速度 10 m/min の条件で発生した上部プルームを分光分析した結果, Ti に符合するピークが多く得られたが， Al に符合するピークもいくつか検出された．一番強いピークは Al に符合したことから，Al と Ti の蒸気がよく混ざって噴出していたことが推察される．Ti(上)-Al(下)の異材重ね溶接の上部プルームの分光分析データによると，溶接速度が速いほどスペクトルの強度は減少し，上部プルームから検出される Al ピークの数が増えるのがわかる．それは，前節で説明したように，Ti が Al より蒸発圧力が低いため，下部の Al 蒸気が上部 Ti 側の蒸気を押えて出るためと考えられる．

Ti(上)-Al(下)の異材重ね溶接の下部プルームの分光分析データでは，いずれもスペクトルの強度が低い．そして，溶接速度が増加するとスペクトルのピークはさらに弱くなり，分析が困難となった．また，下部プルームは，いずれも強度が小さいため，元素の同定としては不確実であるが，Al と Ti のピークが検出されたものとみなされる．

以上の結果から，Ti(上)-Al(下)の異材レーザ重ね溶接の場合，Al と Ti の両方の蒸気がそれぞれ上下に噴出すると考えられる．

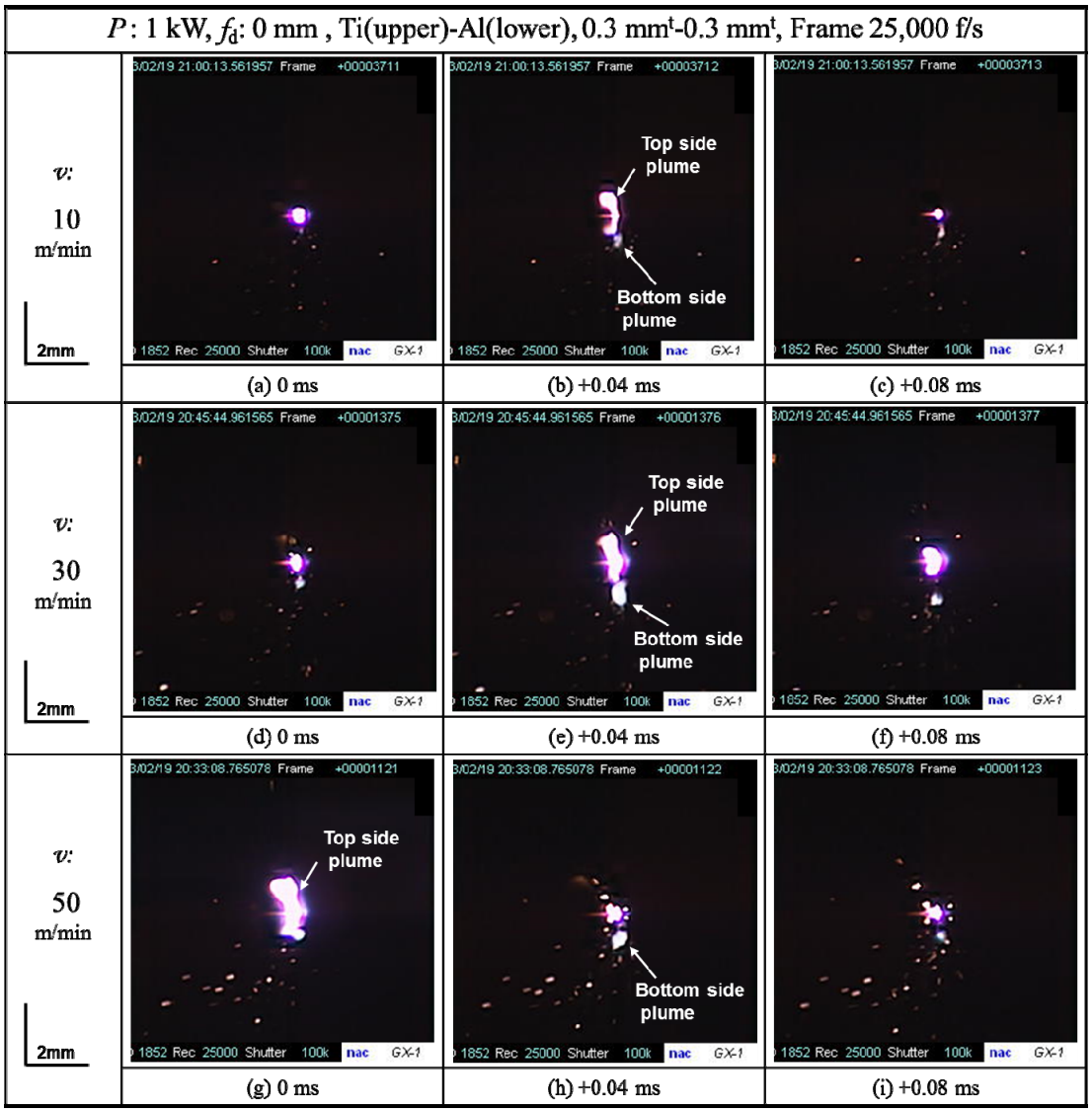


Fig. 6.8 Comparison of high speed video observation results of plume behavior during laser lap welding of Ti(upper)-Al(lower) dissimilar sheets made at various welding speeds.

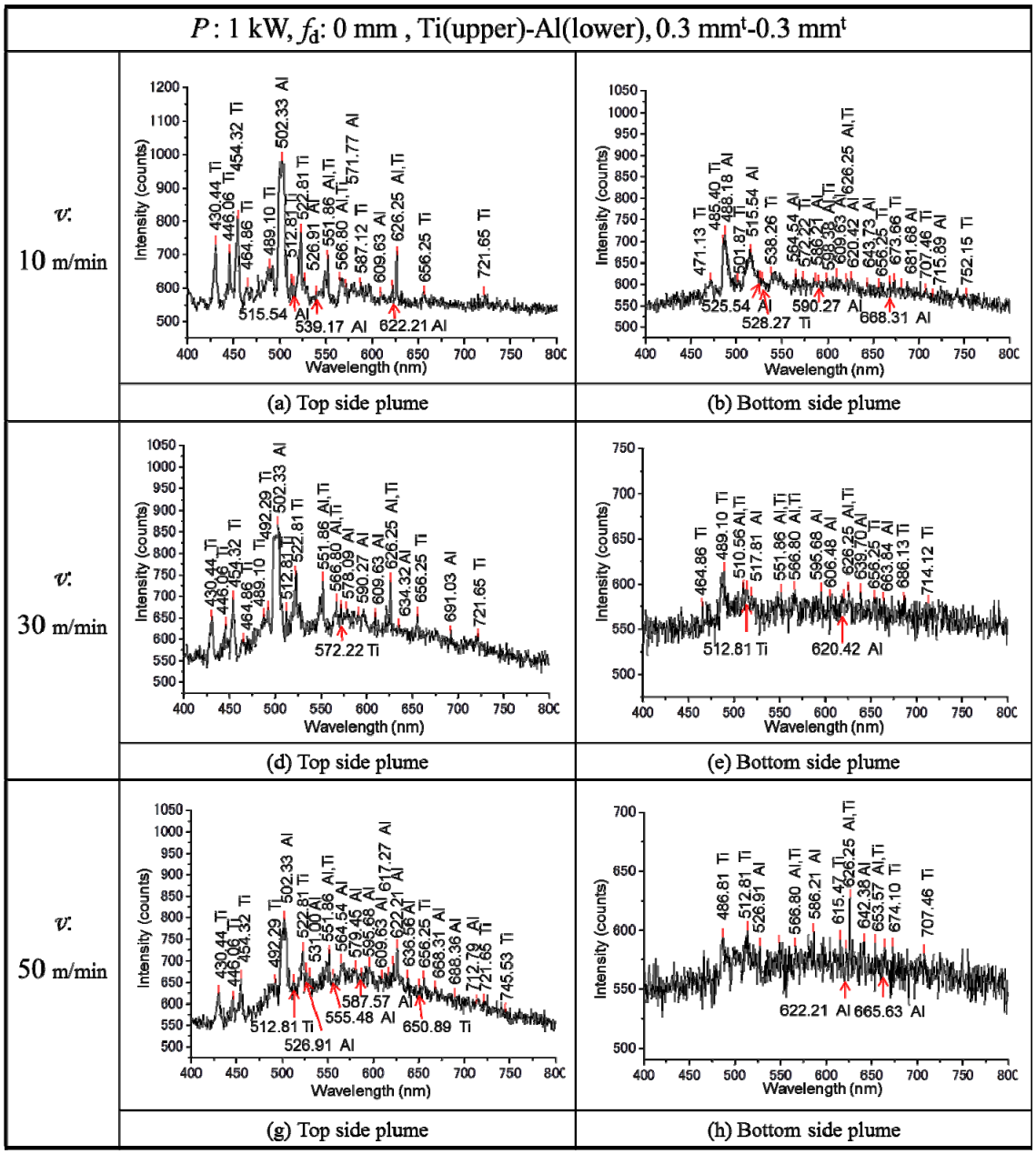


Fig. 6.9 Spectral emission intensity of plume induced during single-mode fiber laser lap welding of Ti(upper)-Al(lower) dissimilar sheets at various welding speeds.

6.6　異材の高速レーザ溶接結果に及ぼす試料板厚の影響

以上の研究結果から，主に，板厚 0.3 mm の Ti-Al 異材薄板に対してシングルモードファイバーレーザによる高速重ね貫通溶接を行った結果，重ね界面近傍では Ti が Al 側に流れ込んで高強度化し，割れのない良好な溶接継手の作製が可能であることがわかった．

そこで，本節では，Al と Ti 異材のレーザ溶接結果に及ぼす試料板厚の影響について，厚さ 1.2 mm の試料に対してシングルモードファイバーレーザによる高速度異材重ね貫通溶接を様々な溶接条件で実施した．Al(上)-Ti(下)と Ti(上)-Al(下) 薄板から噴出するプルームを高速度ビデオカメラで観察した．それらの結果をそれぞれ **Fig. 6.10** と **Fig. 6.11** に示す．いずれも上部および下部のプルームならびにスパッタの色と形は板厚 0.3 mm の試料の結果と似ているが，プルームのサイズは大きくなり，スパッタの量も多かった．また，出力 2 kW，速度 30 m/min でのレーザ溶接時には部分溶込みの溶接部が得られた（Fig. 5.16 参照）が，キーホールが時々貫通し，プルームも時々観察された．

次に，板厚 1.2 mm の Al(上)-Ti(下)と Ti(上)-Al(下)異材薄板の上部および下部からのプルームについて分光分析を行った．Fig. 6.10 および 6.11 からわかるように，明るいプルームを生成したレーザ出力 2 kW，速度 5 m/min の溶接条件で得られた分光分析結果を **Fig. 6.12** で示す．スペクトル強度が高いのはいずれも Ti 側からのものであった．上下部プルームには Al と Ti の両方が検出された．そして，下部のものは上部に比べて可視光の広い範囲で山形のスペクトル強度が顕著であった．この山形のスペクトルは融液の熱放射によるものであるが，本実験結果ではスパッタによるものと考えられる．下部のスペクトル強度は Al(上)-Ti(下)の方が Ti(上)-Al(下)より高い．これは Fig. 6.10 および Fig. 6.11 の比較からもわかるように，Al(上)-Ti(下)の方が多量の溶融スパッタを生成したことによると考えられる．

以上の結果より，Al-Ti 薄板のレーザ重ね貫通溶接の場合，板厚が厚くなると，レーザ誘起プルームが大きくなり，スパッタが多くなることがわかった．そして，レーザパワー2 kW，溶接速度 5 m/min の場合，上部および下部のプルームの発光は Al および Ti 原子，両者からのものであることも確認された．また，スパッタは分光分析のスペクトル強度において山形状で検出されることも確認された．

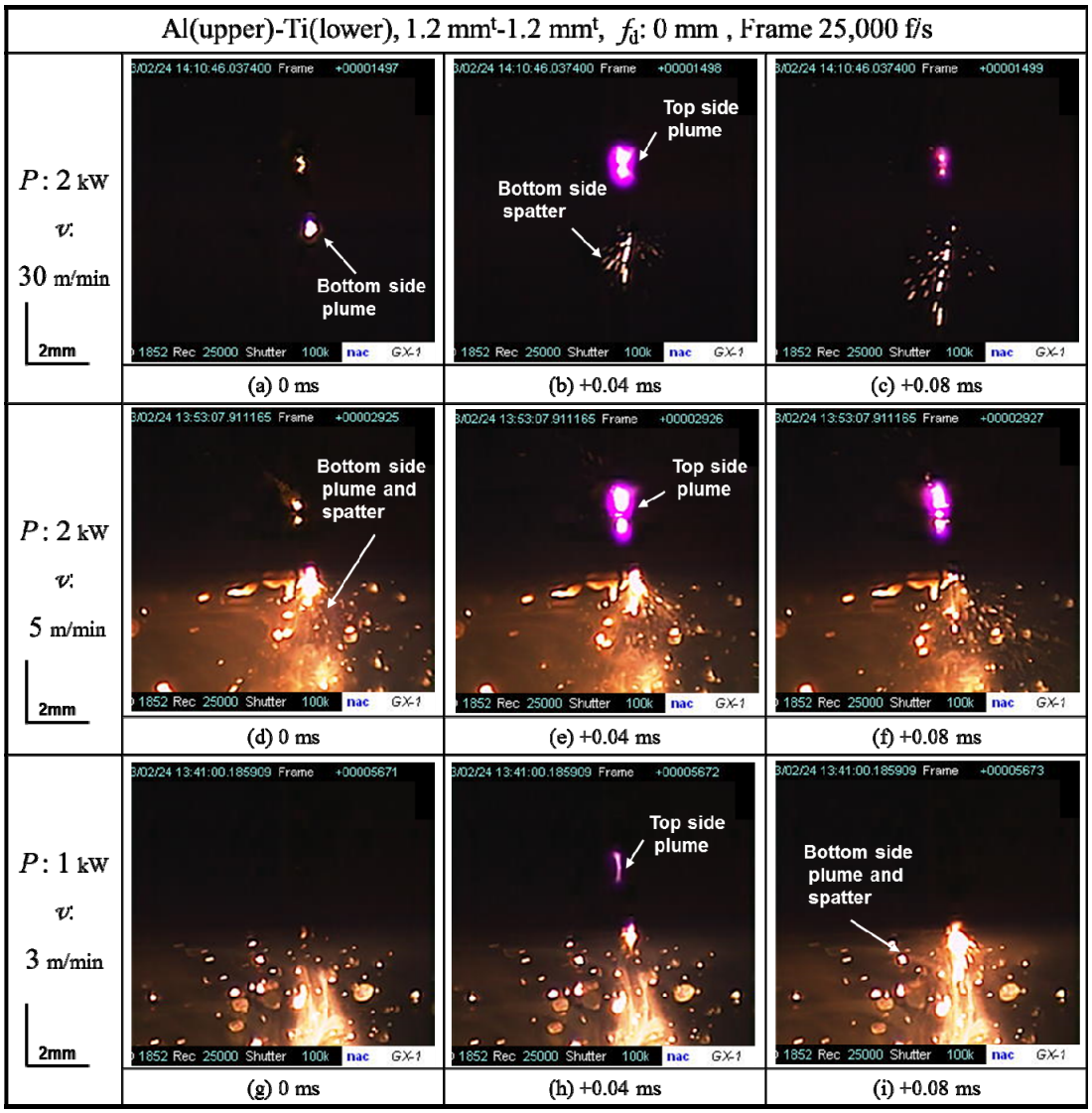


Fig. 6.10 Comparison of high speed video observation results of plume behavior during laser lap welding of Al(upper:1.2 mm^t)-Ti(lower:1.2 mm^t) dissimilar sheets made at various welding conditions.

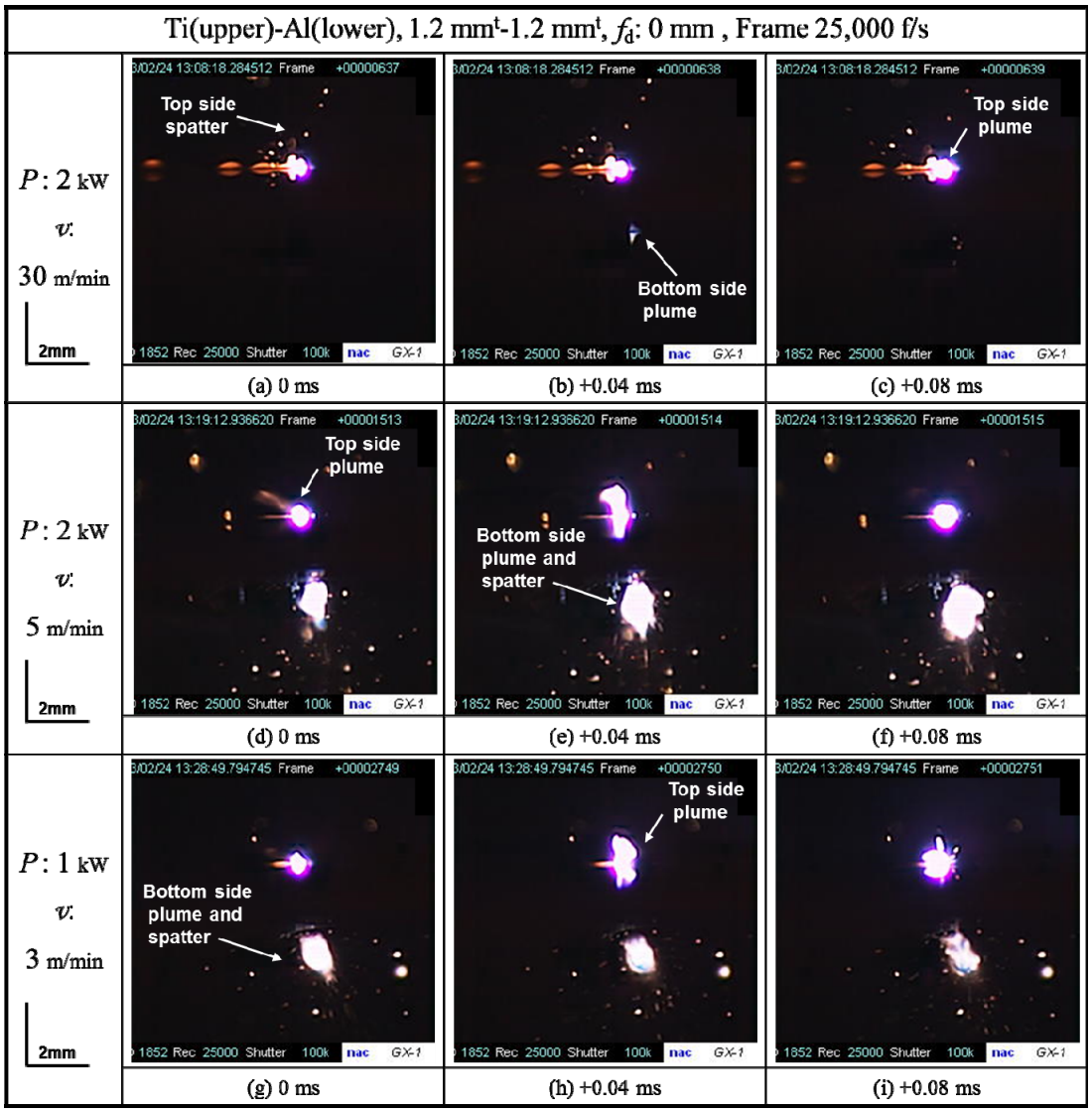


Fig. 6.11 Comparison of high speed video observation results of plume behavior during laser lap welding of Ti(upper:1.2 mm^t)-Al(lower:1.2 mm^t) dissimilar sheets made at various welding conditions.

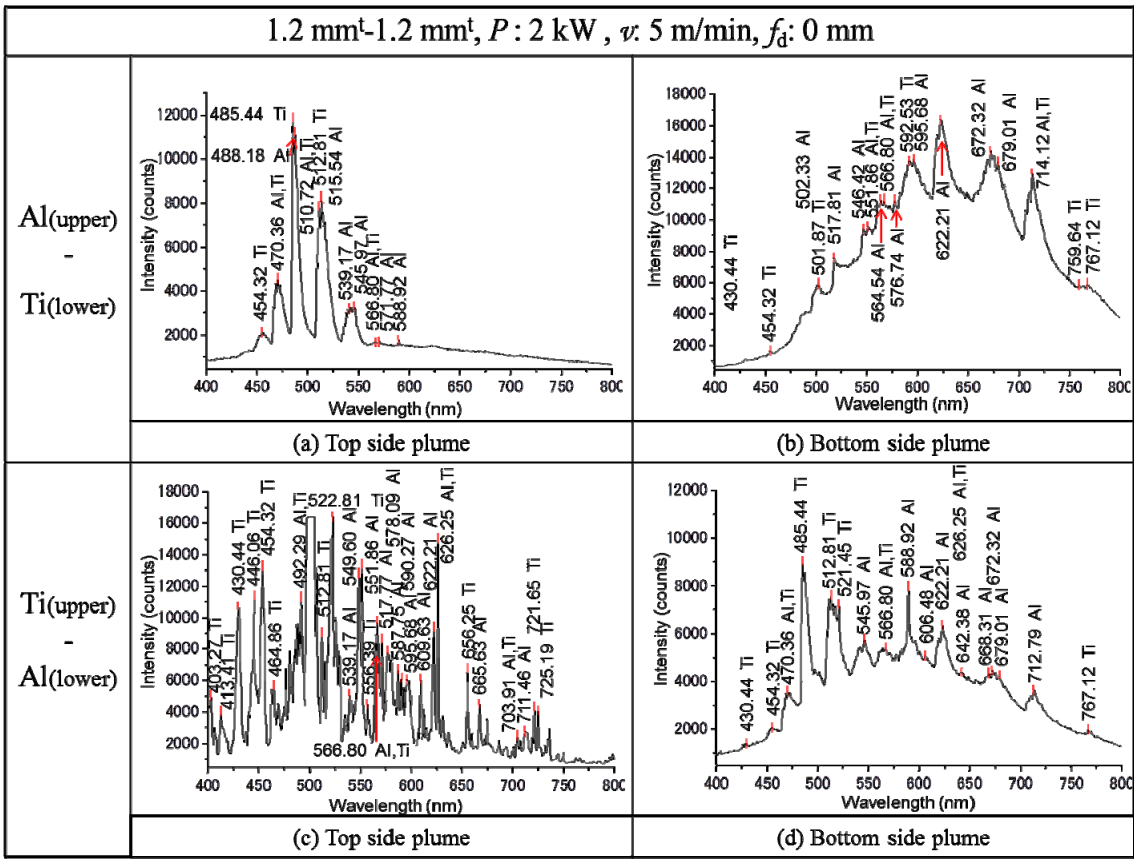


Fig. 6.12 Spectral emission intensity of plume induced during single-mode fiber laser lap welding of Al(upper:1.2 mm^t)-Ti(lower:1.2 mm^t) and Ti(upper:1.2 mm^t)-Al(lower:1.2 mm^t) dissimilar sheets at 2 kW laser power and 30 m/min welding speed condition.

6.7　シングルモードファイバーレーザによる高速異材重ね溶接機構

本節では，いままでに得られた結果から，シングルモードファイバーレーザによる高速異材重ね溶接機構について考察する．

特に，Al と Ti の異材に対しては，高速レーザ溶接現象を観察するとともに分光分析を行った．この結果から，レーザ重ね溶接機構を推察し，その模式図を **Fig. 6.13** に示す．(a)は Al(上)-Ti(下)で溶接速度が 5 m/min 以下と遅い場合であり，(b)および(c)は Al(上)-Ti(下)で溶接速度 10 および 50 m/min，(d)および(e)は Ti(上)-Al(下)で溶接速度 10 および 50 m/min の場合をそれぞれ示している．

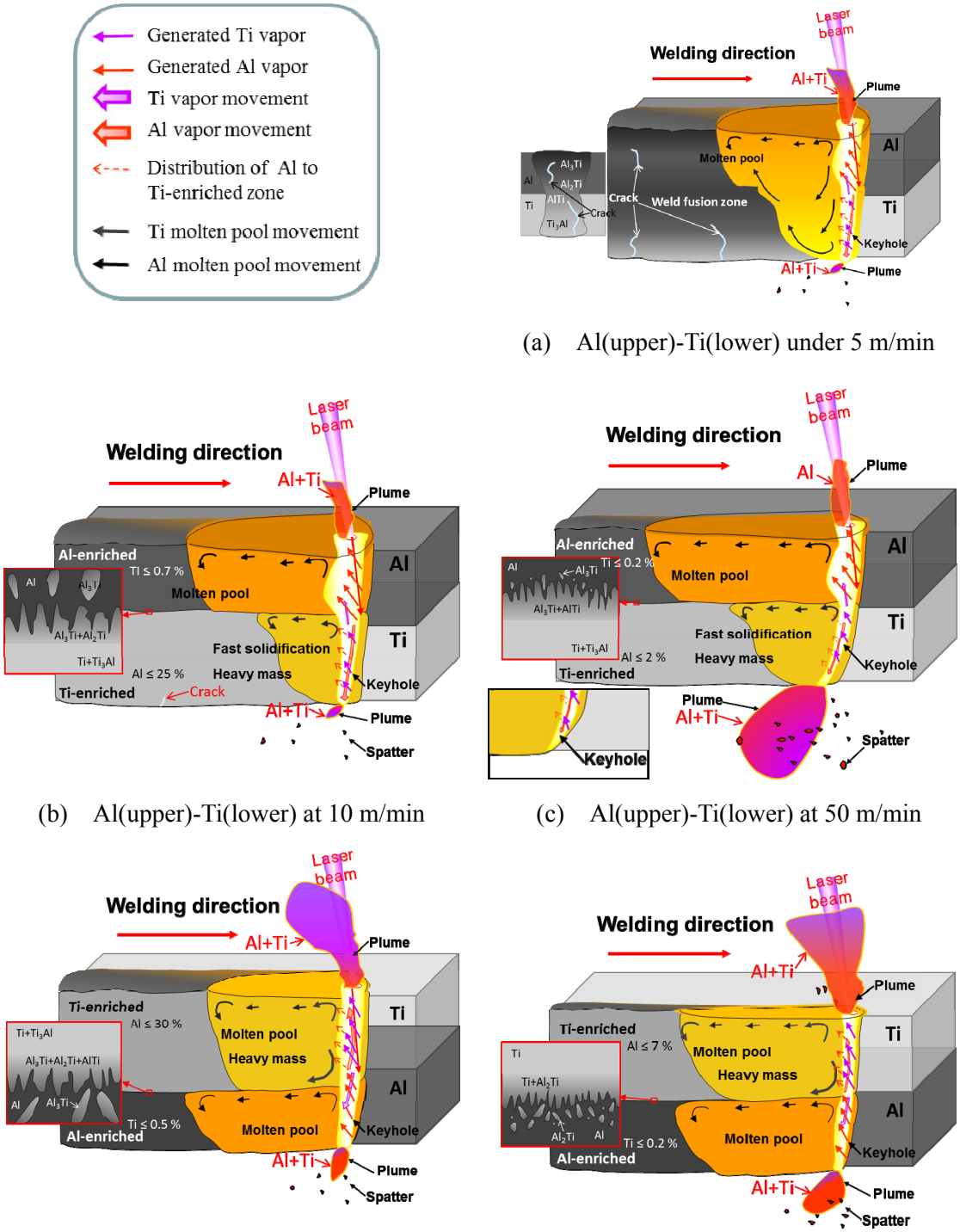
まず，(a)の溶接速度 5 m/min 以下の場合，溶融池が広く，溶融池内部では上板の Al と下板 Ti の融液が溶融池内部で全体的によく混合され脆弱な金属間化合物が溶接金属部の内部全域に生成しやすいため溶接金属部に割れが発生した．

(b)および(c)の Al(上)-Ti(下)の場合，Al 側の溶融池が広く，速度が速くなると溶融池は狭くなって長くなっている．レーザ誘起プルームは，速度が遅い場合，安定している．一方，超高速度では裏面のキーホールが間欠的に貫通するため，プルームとスパッタがないときと大きいときが繰り返えし起こっている．さらに，50 m/min の溶接速度の場合は上面プルームで Al 元素のスペクトルのみ検出され，溶接速度が速い場合は下面の Ti 蒸気が上に放出しにくいのが確認された．Al の蒸発が多く，キーホールを通じて Ti に固溶されていると判断された．Al の固溶量は溶接速度が速いほど少なくなる．一方，Al への Ti の固溶は少ない．溶融池内部では，重い Ti が軽い Al 側に流れ込んでいる．その流れ込む量は速度が遅い方が多い．特に，いずれも Al リッチ部と Ti リッチ部の界面近傍で生成した相は金属間化合物の樹枝相と樹枝相から放れた島相が確認され，この相は溶接速度が速いほど相のサイズと量が減少する．溶接速度 10 m/min の場合、上面ビードには少量の割れが発生することが確認された．

(d)および(e)の Ti(上)-Al(下)の場合，Al(上)-Ti(下)に比べて，溶融池は狭い．なお，速度が速くなると溶融池はさらに狭くなって長くなっている．上部のレーザ誘起プルームは，Al(上)-Ti(下)に比べて，大きくて明るい．裏面では，Al(上)-Ti(下)に比べて，プルームは大きいが，スパッタは少ない．また，表面と裏面プルームにいずれも Al と Ti の元素が検出された．特に，Al の蒸発が多く，キーホールを通じて Ti に固溶されている．Al の Ti への固溶量は Al(上)-Ti(下)に比べて多い．Al の固溶量は溶接速度が速いほど少なくなる．一方，Al への Ti の固溶は少ない．溶融池内部での湯流れは，Al(上)-Ti(下)の場合と同様に，

重いTiが軽いAl側に流れ込んでいる.その流れ込む量は速度が遅い方が多い.溶融池内部の Al リッチ部と Ti リッチ部の界面近傍で生成した組織は，金属間化合物の樹枝相と樹枝相から放れた島相が確認され，この相は溶接速度が速いほど相のサイズと量が減少する．さらに，生成した相はその種類と形が溶接速度や試料の位置変化により変わるのが確認された.

以上，シングルモードファイバーレーザによる高速異材重ね溶接機構について，レーザ溶接現象から理解でき，溶接部のミクロ組織と金属間化合物の生成状況，合金元素の固溶状態などとの関連性が解明できた.



(a) Al(upper)-Ti(lower) under 5 m/min

(b) Al(upper)-Ti(lower) at 10 m/min

(c) Al(upper)-Ti(lower) at 50 m/min

(d) Ti(upper)-Al(lower) at 10 m/min

(e) Ti(upper)-Al(lower) at 50 m/min

Fig. 6.13 Schematic representation of phenomena during Ti and Al dissimilar welds at high welding speed from consideration of material properties; (a) Al(upper)-Ti(lower), under 5 m/min welding speed; (b) Al(upper)-Ti(lower), 10 m/min welding speed; (c) Al(upper)-Ti(lower), 50 m/min welding speed; (d) Ti(upper)-Al(lower), 10 m/min welding speed; (e) Ti(upper)-Al(lower), 50 m/min welding speed.

6.8　結言

本章では，Al-Ti 薄板の異材重ね継手に対して超高速溶接を行い，溶接部の形成機構を明確にするため，溶接中の溶融池の挙動，レーザ誘起プルームの挙動およびスパッタの発生状況を観察し，プルームの発光成分を分光分析法により同定した．上板および下板の溶融・蒸発挙動について推察し，溶接金属の生成機構について考察し，異材の高速溶接結果に及ぼす材料の上下の設置位置，溶接速度および試験片の板厚の影響についても検討した．得られた結論は以下の通りである．

1) 超高速度 50 m/min で Al（上板）-Ti および Ti（上板）-Al 薄板のレーザ溶接を行った結果，Al 側では約 0.2%未満の Ti が検出され，Ti 側はそれぞれ約 2%および約 6.7%の Al が検出された．Al 側では Ti の含有量が少ないが，Ti 側に Al が多く含まれることが判明した．
2) 溶接速度 10 m/min および 50 m/min での貫通溶接時の溶融池とキーホールを高速度ビデオカメラで観察した結果，Ti-Al および Al-Ti の表面での溶融池は，溶接速度が速いほど幅がせまくなり，長さが長くなった．また，溶融池は Al が上板の方が Ti が上板の場合より広くて長く，大きかった．特に，キーホール口は溶接速度 10 m/min および 50 m/min において常に安定であることが観察された．
3) Al-Al と Ti-Ti の同種重ね溶接を行った結果，Al-Al のレーザ溶接時に発生する表面でのプルームは桃色が含有されている紫色であり，Ti-Ti の表面プルームは明るすぎるが，オレンジ色として検出され，同時に分光分析のスペクトルを得た．このスペクトルは，Al(上)-Ti(下)の異材レーザ溶接時の分光結果の基礎として用いた．
4) 種々の溶接速度で Al(上)-Ti(下)異材のレーザ重ね溶接を行い，その時に発生したプルームを高速度ビデオカメラで観察した．溶接速度 10 m/min で発生した上部プルームは，紫色で，高さが約 1 mm の狭い形状であった．一方，下部は小さいプルームと少量のスパッタの発生が見られた．溶接速度が速いほど下部のプルームとスパッタ量は増加しているが，上部のプルームはあまり変わらず，スパッタの発生も少ないことが確認された．
5) Al(上)-Ti(下)の異材重ね溶接を行った時に発生するプルームは溶接速度が比較的に遅い場合(10 m/min)は上下部で Al と Ti のピークが確認され，Al と

Ti が存在することがわかった．一方，溶接速度 30 m/min 以上に速い場合，上部プルームの分光分析では Al のプルームのみで Ti のピークは確認されなかった．なお，下部の発光には Al と Ti の両方の合金元素が含まれているのが確認された．

6) Ti(上)-Al(下)の異材重ね溶接の下部プルームの分光分析データでは，いずれもスペクトルの強度が低い．そして，溶接速度が増加するとスペクトルのピークはさらに弱くなり，分析が困難となった．また，Ti-Al の異材レーザ重ね溶接の場合，Al と Ti の両方の蒸気がそれぞれ上下に噴出した．
7) 厚さ 1.2 mm の試料に対してレーザによる高速度異材重ね貫通溶接を様々な溶接条件で実施した結果，いずれも上部および下部のプルームならびにスパッタの色と形は板厚 0.3 mm の試料の結果と似ているが，プルームのサイズは大きくなり，スパッタの量も多かった．
8) 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異材重ね溶接機構について考察した結果，Al(上)-Ti(下)の場合，Al 側の溶融池が広く，速度が速くなると溶融池は狭くなって長くなっている．レーザ誘起プルームは，速度が遅い場合，安定している．一方，超高速度では裏面のキーホールが間欠的に貫通するため，プルームとスパッタがないときと大きいときが繰り返えし起こっている．溶融池内部では，重い Ti が軽い Al 側に流れ込んでいる．その流れ込む量は速度が遅い方が多い．また，Al の蒸発が多く，キーホールを通じて Ti に固溶されていると判断された．Al の固溶量は溶接速度が速いほど少なくなった．一方，Al への Ti の固溶は少なかった．
9) Ti(上)-Al(下)の場合，Al(上)-Ti(下)に比べて，溶融池は狭い．なお，速度が速くなると溶融池はさらに狭くなって長くなっている．上部のレーザ誘起プルームは，大きくて明るい．裏面プルームは大きいが，スパッタは少ない．溶融池内部での湯流れは，重い Ti が軽い Al 側に流れ込んでいる．その流れ込む量は速度が遅い方が多い．また，Al の蒸発が多く，キーホールを通じて Ti に固溶されている．
10) 以上，シングルモードファイバーレーザによる高速異材重ね溶接機構について，レーザ溶接現象から理解でき，溶接部のミクロ組織と金属間化合物の生成状況，合金元素の固溶状態などとの関連性が解明できた．

第７章　高品質･高輝度レーザによる亜鉛めっき鋼薄板３枚の重ね溶接

7.1　緒言

めっきされた金属は母材とめっき材の物性の差によって異材溶接の一部とみなすことができ，溶接は一般に困難である．特に，自動車産業などでよく使われている亜鉛めっき鋼板の場合，亜鉛の沸点は約 1180 K (907 ℃)で，鉄の融点約 1811 K (1538 ℃)より低いため，その重ね溶接時には，重なった界面とその近傍に存在する亜鉛めっき層が鉄の溶融温度で蒸発するので，溶融池には亜鉛蒸気に起因する気泡によるポロシティ（ピット）およびスパッタによるアンダフィルなどの溶接欠陥が発生する．今までに，亜鉛めっき鋼板２枚の重ね溶接に関する研究は多くの研究者らによって行われ，現在，板間にギャップを設けることによって良好な溶接継手の作製が可能であることが知られており，そのレーザ溶接は実用化されている．**Fig. 7.1** に自動車とそのドア部を示すが，亜鉛めっき鋼板の 2 枚重ねと 3 枚重ねの溶接が必要であり，2 枚重ねに対してはリモートレーザ溶接が適用されている．しかし，3 枚重ねのリモートレーザ溶接法についてはその確立が要望されているが，日本では適用例がない．リモートレーザにより 3 枚重ね溶接が可能になれば，製品の生産工程が正確で速くなり，自動車産業だけではなく多くの分野でも適用が可能になることが期待される．

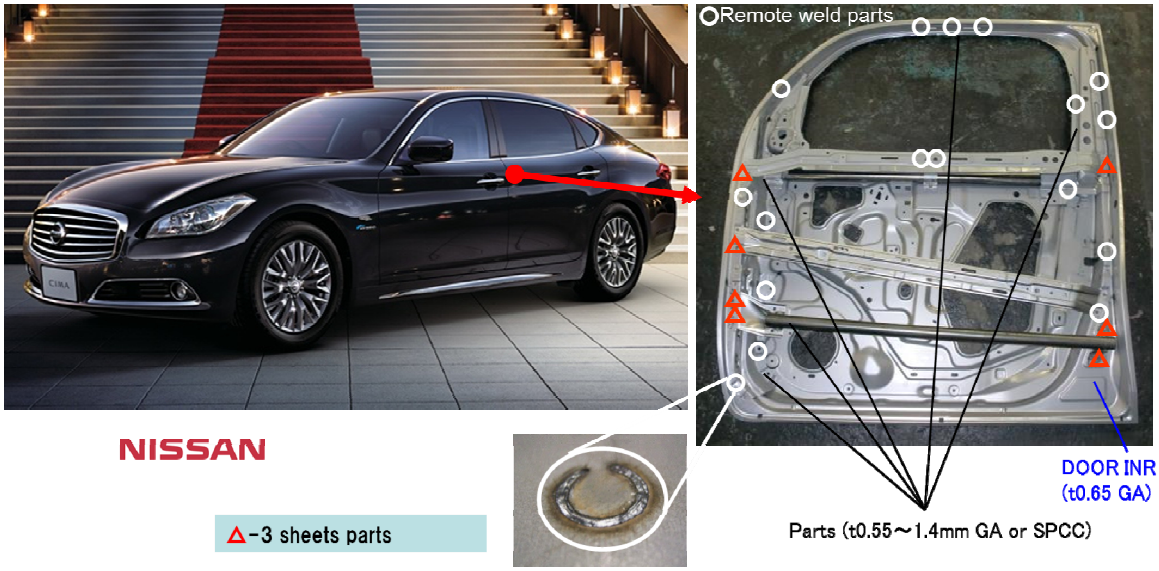


Fig. 7.1　Car and application of remote laser welding to joining of Zn-coated steel sheets.

亜鉛めっき鋼薄板のレーザ重ね溶接では，隙間（gap：ギャップ）の影響により良好な溶接部が形成するか，気泡やスパッタが発生してポロシティやアンダフィルのある不良な溶接部が形成する．亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接は隙間を確保しても安定な溶接部の作製が困難なため，日本では実用化例がないようである．

そこで本章では，まず，細ビーム径のシングルモードファイバーレーザを用いて亜鉛めっき鋼板の 3 枚重ね溶接を行い, その溶接性について検討している．その結果，良好な溶接部を得ることが困難であることが確認されている．そこで次に，ディスクレーザとそのスキャナヘッド光学系により，亜鉛めっき鋼板３枚重ねのリモートレーザ溶接性について詳細に検討している．

ディスクレーザ溶接では，まず，亜鉛めっきのない鋼板 3 枚重ねの溶接を行い，溶接ビード部の外観，溶込み形状および溶接欠陥の発生の有無に及ぼす上下ギャップの影響について検討し，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接性を検討するための基礎知見を得ている．そして，レーザ溶接時のモニタリングおよび高速度ビデオカメラを用いた溶融池表面観察を同時に行い，溶接現象を理解するとともに，キーホール挙動とモニタリング信号との相関について検討する．これらのモニタリング信号の測定結果および高速度ビデオカメラによる観察結果を基に, 溶接欠陥発生時の溶接現象と溶接信号との相関を明らかにする．例えば，溶込み特性や溶接欠陥の発生等の特徴とそれらに及ぼすレーザ照射条件とギャップの影響について知ることは重要である．特に，溶接欠陥の発生についてはその検出が重要であり，欠陥防止策を構築することが重要である．

そこで本章では，亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねに対してシングルモードファイバーレーザ溶接またはディスクレーザ溶接を行い，各種溶接条件での溶接結果および溶接性について検討し，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接現象の解明と溶接が困難な原因を明らかにすることを目的にする．

7.2　使用材料，実験装置および実験方法

本章で使用した試料は，Table 2.3 に示したように，板厚が 0.65 mm，1.2　mm, 1.4 mm および 2.6 mm と異なる亜鉛めっき鋼 SP781 である．試料の組合せの模式図とシングルモードファイバーレーザおよびディスクレーザ実験装置の模式図をそれぞれ **Fig. 7.2** および **Fig. 7.3** に示す．使用したーザ発振器は，最大

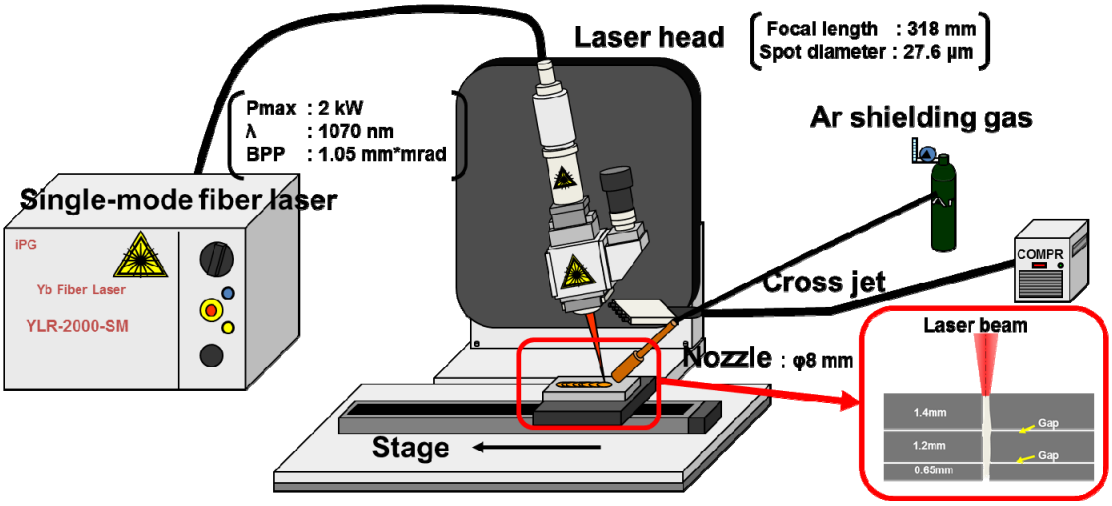


Fig. 7.2 Schematic experimental set-up and arrangement of specimens for single-mode fiber laser lap welding of Zn-coated steel sheets.

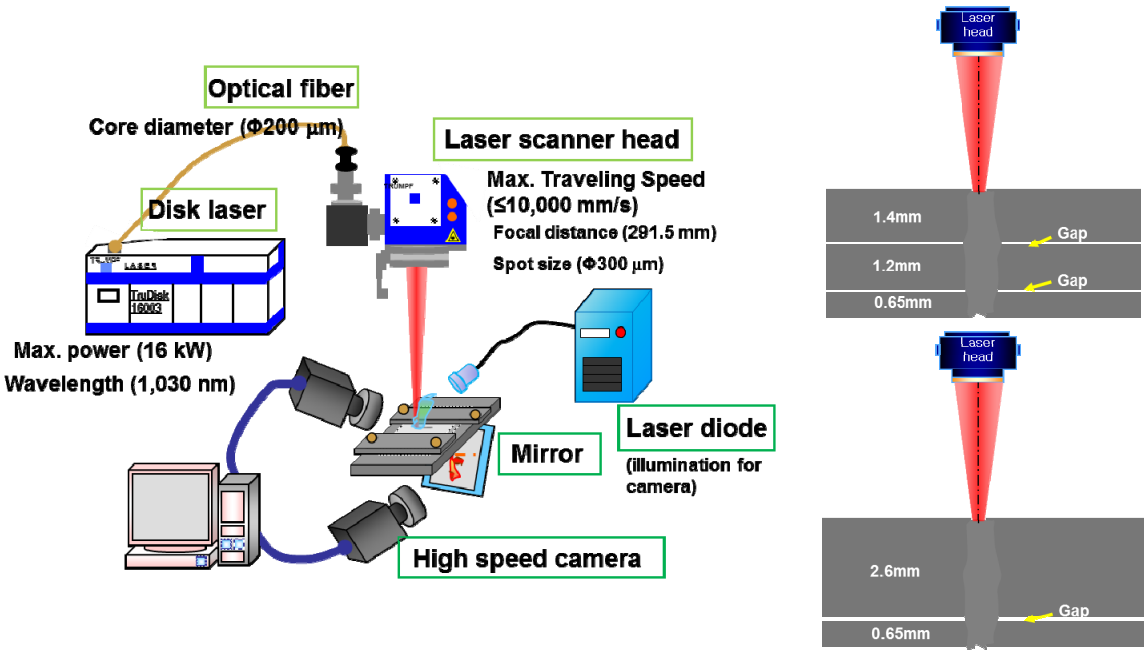


Fig. 7.3 Schematic experimental set-up and arrangement of specimens for observation of keyhole behavior and spattering during disk laser lap welding of Zn-coated steel sheets.

出力 2 kW シングルモードファイバーレーザと最大出力 16 kW のディスクレーザであり，焦点位置でのスポット径はそれぞれ約 28 μm および約 0.3 mm である．シングルモードファイバーレーザ溶接は，亜鉛めっき鋼板をステージ上に固定し，レーザヘッドを垂直から 10°傾けて行った．その溶接条件を **Table 7.1** に示す．溶接速度を広範囲に変化させて調査した．

Table 7.1 Conditions for single-mode fiber laser welding of Zn-coated steel sheets.

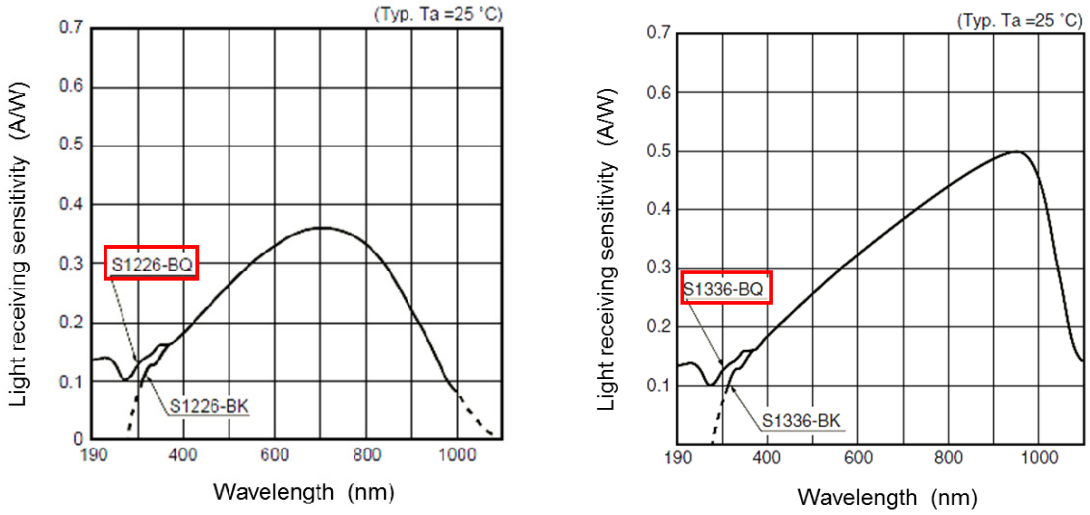
Laser power, *P*	1 - 2 kW
Defocused distance, *fd*	0 mm
Welding speed, *v*	25 - 150 mm/s
Incident angle	10°
Upper gap	0.0 – 0.1
Under gap	0.0 – 0.1
Shield gas (Ar)	35 ℓ/min

一方，ディスクレーザ溶接は，亜鉛めっき鋼板をステージ上に固定し，レーザスキャナヘッドを垂直にした状態（入射角：0°）で **Table 7.2** に示す溶接条件で行った．また，高速度ビデオカメラを用い，レーザ溶接中の表面と裏面の溶融池を 10,000 F/s，プルーム挙動を 5,000 F/s で観察した．裏面の場合，鏡を利用して高速度ビデオカメラ観察を実施した．

亜鉛めっき鋼板のレーザ重ね溶接時に反射光と熱放射光のモニタリングを行った．その実験状況の模式図を Fig. 2.12 に示したように，板間に隙間 (ギャップ) を設けた 2 枚と 3 枚重ね亜鉛めっき鋼薄板に対して，ディスクレーザ溶接を行い，レーザと同軸上の溶接中に溶融部から発する可視光およびレーザ反射光の強度をレコーダーによって測定（モニタ）し，同時に高速度ビデオカメラによる溶接現象の観察を行った．可視光や反射光の強度測定に用いるフォトダイオードセンサの分光感度特性を **Fig. 7.3** に示す．レーザ誘起プルームを含む溶融池からの熱放射光強度の測定は，ダイクロイックミラーを透過してきた光のうちセンサが感知することができる波長域約 190～900 nm の光強度を測定することになる．信号強度が大きい波長域は可視光領域にあるが，その波長領

Table 7.2 Conditions for remote welding of Zn-coated steel sheets with disk laser.

Laser power, *P*	2.5 - 4.5 kW
Defocused distance, *fd*	0 mm
Welding speed, *v*	35 - 85 mm/s
Incident angle	0°
Upper gap	0.0 – 0.6
Under gap	0.0 – 0.6
FAN	ON



(a) Visible light (b) Reflected laser light

Fig. 7.3 Sensing properties of photodiode sensors for visible or reflected light.

域の影響を強く受けるため，レーザ誘起プルームを含む溶融池とその周辺の高音域からの熱放射光を便宜上可視光と略記することにする．レーザ反射光の強度測定はダイクロイックミラーで反射した波長域約 900 nm 以上の光に対して波長 1030 nm のバンドパスフィルターを通すことにより波長域約 1030±10 nm の測定を行った．

7.3　亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのシングルモードファイバーレーザ溶接結果

最大出力 2 kW のシングルモードファイバーレーザによる亜鉛めっき薄鋼板 3 枚重ねの溶接を種々の条件で行った．まず，試料の厚さは上から 1.4 mm，1.2 mm および 0.65 mm であり，試料表面を焦点位置（f_d: 0 mm），溶接速度 50 mm/s およびギャップ 0 mm としてレーザ出力を変化させながら重ね溶接を行った．その結果を **Fig. 7.4** に示す. 1 kW から 2 kW のレーザ出力で溶接を行った結果，貫通溶接が可能であるが, いずれも溶接金属部にポロシティが生成した. なお，レーザ出力 2 kW で溶接した場合，表面・裏面とも比較的に綺麗な溶接ビードが得られることがわかった．

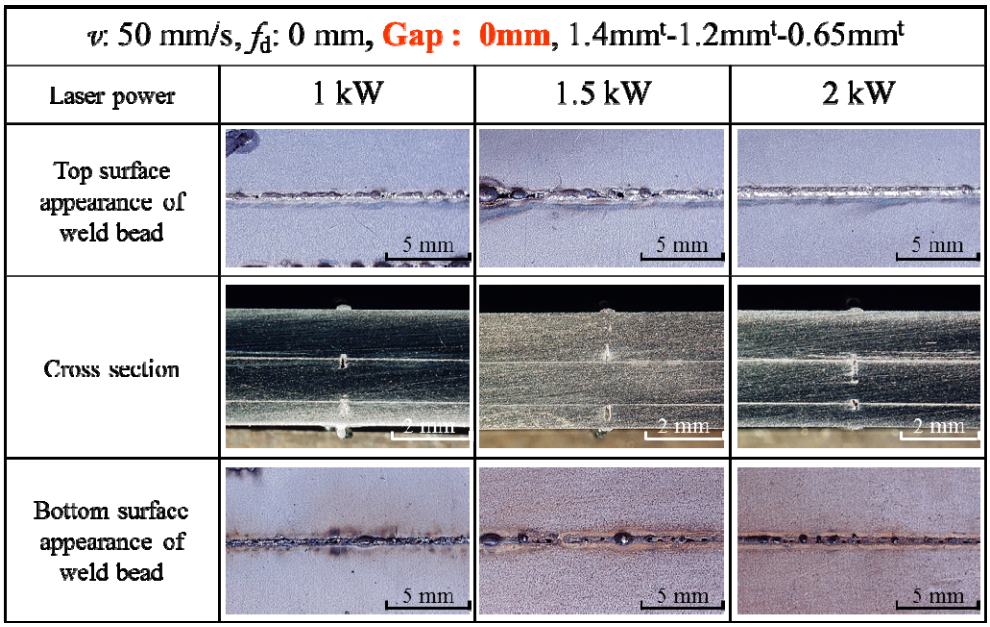


Fig. 7.4 Top and bottom surfaces and cross-sectional photos of lap weld beads produced in 3 zinc-coated steel sheets without gap with single-mode fiber laser at 1, 1.5 and 2 kW power and 50 mm/s welding speeds.

亜鉛めっき鋼板の試料表面を焦点位置（f_d: 0 mm）としてセットしてレーザ出力 2 kW およびギャップ 0 mm とし，溶接速度を 25 mm/s から 150 mm/s まで変えてレーザ重ね溶接を行った．その結果を **Fig. 7.5** に示す．25 mm/s と 50 mm/s の速度では，貫通溶接が可能であり，100 mm/s および 150 mm/s の溶接速度では部分的に貫通し，溶接速度が速いほど部分貫通部が増加した．いずれの溶接速度においても溶接金属部にポロシティが生成している状況が確認された．

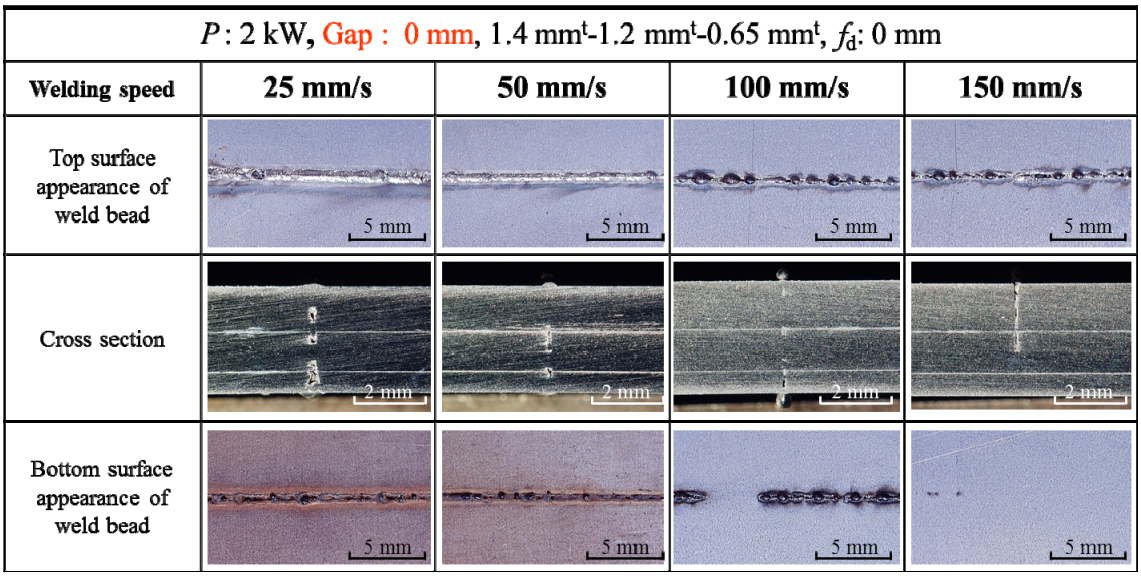


Fig. 7.5 Top and bottom surfaces and cross-sectional photos of lap weld beads produced in 3 zinc-coated steel sheets without gap with single-mode fiber laser of 2 kW power at different welding speeds.

上 0.1 mm -下 0.1 mm のギャップがある亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね溶接を上記と同様なレーザ条件で行った．その結果を **Fig. 7.6** に示す．ギャップなしで溶接した場合より 0.1-0.1 mm のギャップがある場合，表面と裏面の溶接ビードは比較的綺麗であった．25 mm/s～100 mm/s の速度で得られた結果では，貫通溶接が可能であり，150 mm/s の速度で部分溶込みの溶接部となった．いずれの溶接金属部でもポロシティは生成していないことが確認された．しかし，溶接金属(溶融金属)の量が不足して隙間を満たすことができず，溶接ビード部は部分的に接合されていないことを確認された．これはレーザスポット径が約 30 μmときわめて小さいため, 溶融領域が小さく，0.1 mm の隙間を埋めるのに十分な溶融金属が供給されなかったためであると推察される．したがって，隙間がある溶接にはレーザビーム径も重要な溶接条件の一つであり，適切なビーム径を利用する必要があることがわかる．

以上，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接をシングルモードファイバーレーザを用いて行った結果，ギャップ 0 mm ではポロシティが発生し，ギャップ 0.1 mm では溶融不足となり溶接されていない箇所が形成された．これらの結果より，シングルモードファイバーレーザは亜鉛めっき鋼板３枚重ねの溶接には適していないことが判明した．

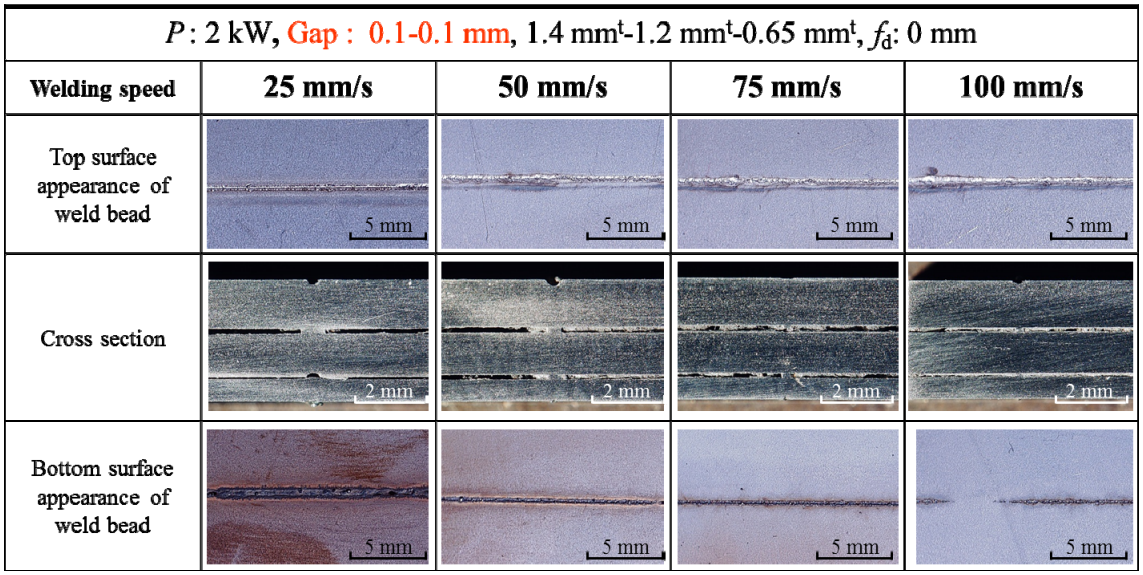


Fig. 7.6 Top and bottom surfaces and cross-sectional photos of single-mode fiber laser lap weld beads produced in 3 zinc-coated steel sheets with gap of 0.1 mm and 0.1 mm at 2 kW power and different welding speeds.

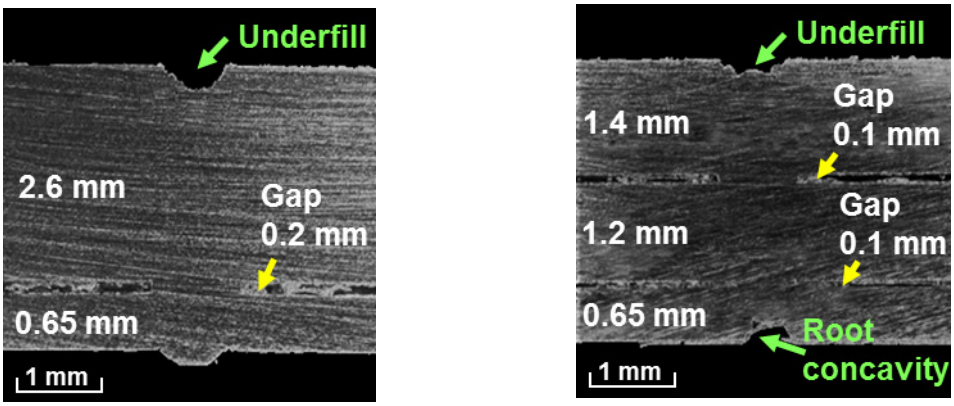
7.4　亜鉛めっき鋼板 2 枚および 3 枚重ねのリモートレーザ溶接結果

16 kW ディスクレーザ装置を用いた亜鉛めっき鋼板の重ね溶接では，レーザ出力 3 kW，溶接速度 50 mm/s，試料表面を焦点位置（f_d: 0 mm）として亜鉛めっき鋼板 2 枚と 3 枚に対してレーザ溶接を行った．2 枚重ねの試料は厚さが 2.6 mm と 0.65 mm で，その厚さの合計は 3.25 mm である．一方，3 枚重ね用試料の厚さは 1.4 mm，1.2 mm および 0.65 mm であり，その合計は 3.25 mm で，２枚と３枚重ねの合計板厚は同じである．ギャップは，2 枚の場合は 0.2 mm であり，3 枚は 0.1 mm と 0.1 mm で，その合計は 0.2 mm となり，隙間の合計は同じである．レーザ溶接部の断面写真を **Fig. 7.7** に示す．いずれも表面ビードにアンダフィルが形成し，3 枚重ね溶接の場合には裏面ビードのルート部にも凹み（アンダフィル）が発生した．いずれの溶接条件でも，ギャップがあるため，溶接ビードにアンダフィルが発生しやすいようである．亜鉛めっき鋼板の 3 枚重ね溶接の場合，ビード裏面にもアンダフィルが発生したことから，ギャップが 0.2 mm の条件では 3 枚重ね溶接の方が２枚重ね溶接より難しいと判断される．

次に，亜鉛めっき鋼板 2 枚重ねと 3 枚重ねに対してレーザ溶接を行い，溶接中の表面および裏面の溶融池を高速度ビデオカメラで観察した．その観察結果

を **Fig. 7.8** にまとめて示す．2 枚と 3 枚重ねの両方とも，上表面のキーホールが下裏面のキーホールより安定しているが，いずれもスパッタが発生する時に広くなって不安定となることが確認された．特に，キーホールは 2 枚重ねの方が 3 枚重ねより安定であり，スパッタのサイズと発生量は 3 枚重ねの条件の方が 2 枚重ねより大きくて多いことが確認できる．そこで，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね溶接は，2 枚重ね溶接よりキーホールが不安定で，スパッタが発生しやすいため困難であることがわかった．

3 枚重ね溶接の難しさを確認するために，亜鉛めっきのない裸材を利用して 3 枚重ねレーザ溶接を行った．上下のギャップがそれぞれ 0.1 mm および 0.1 mm である鋼板（厚さ 1.4 mm, 1.2 mm および 0.65 mm）に対するレーザ溶接条件は，出力 4.6 kW，溶接速度 25 mm/s～95 mm/s および f_d: =0 mm（f=292 mm）である．レーザ溶接部の表面および裏面のビード外観と断面写真を **Fig. 7.9** に示す．いずれも溶接部の形成は可能であることがわかる．25 mm/s の溶接速度では，裏面に広い範囲のアンダフィル（凹み）が形成し，溶接速度 55 mm/s ではその程度は小さくなり，一番良好な溶接ビードが得られ，95 mm/s の速度では深いアンダフィルと凹みが発生した．いずれも裏面にアンダフィル（凹み）が形成し亜鉛めっきがない鋼材でも溶接ビードにアンダフィルや凹み（アンダフィル）が発生しやすいことが判明した．



(a) (b)

Fig. 7.7 Cross sections of lap weld beads produced in 2 sheets (a) and 3 sheets (b) of Zn-coated steels with gaps at 3 kW laser power and 50 mm/s welding speed, showing underfilling on surfaces.

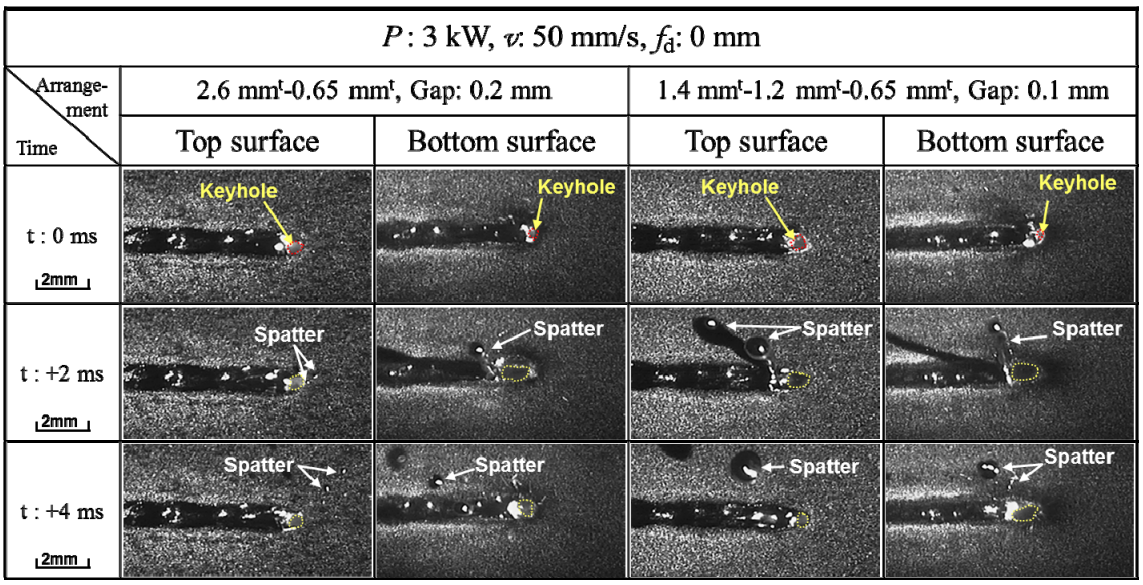


Fig. 7.8 High speed video observation results of keyhole and spattering behavior during laser lap welding of 2 and 3 sheets of Zn-coated steels with gaps.

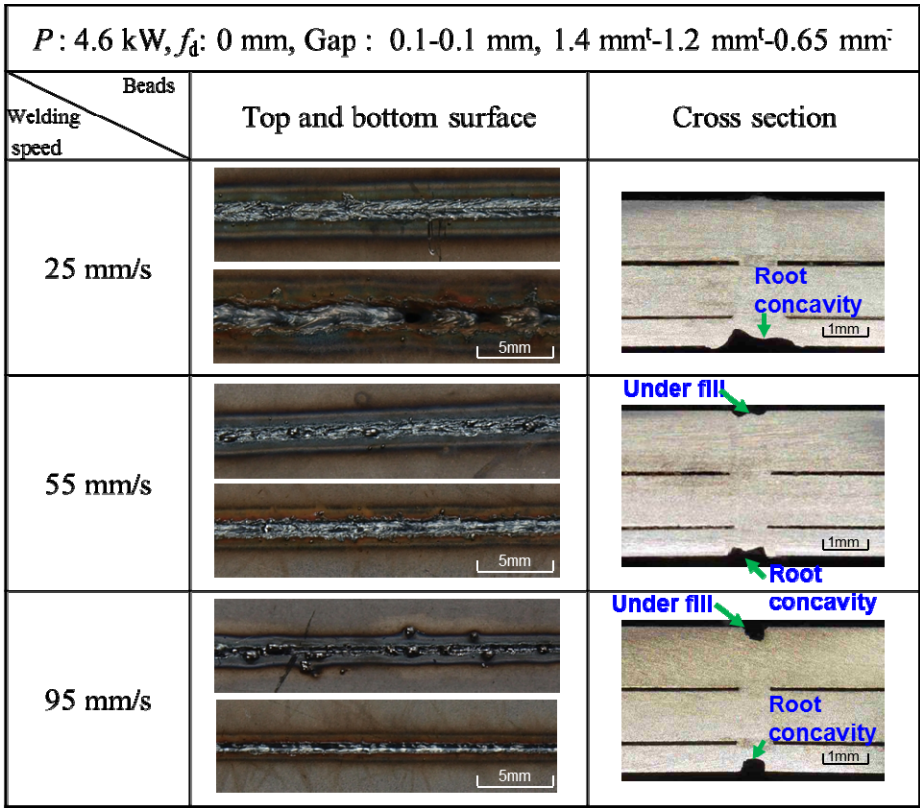


Fig. 7.9 Top and bottom surface appearances and cross-sectional photos of disk laser lap welds made in non-coated steel sheets at various welding speeds.

以上の結果より，３枚重ねの亜鉛めっき鋼板で良好なレーザ溶接部が得られないのは，亜鉛めっきによる影響だけではなく，板厚による影響もあるためと考えられる．

7.5　亜鉛めっき鋼板 3 枚リモートレーザ重ね溶接部の品質評価

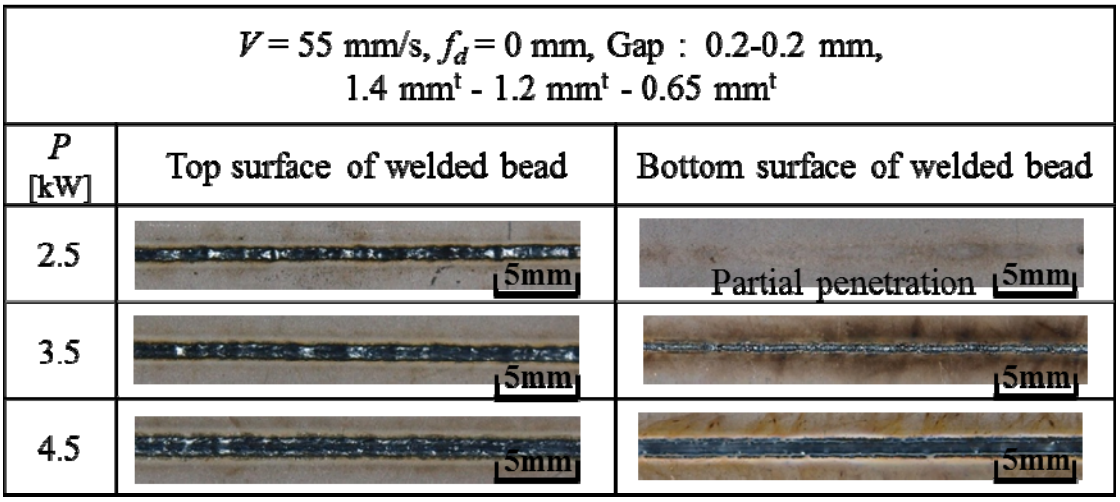
亜鉛めっき鋼板２枚のレーザ重ね溶接では，ギャップの影響により良好な溶接部またはスパッタが発生してポロシティやアンダフィルのある不良な溶接部が形成する．しかし，3 枚重ねのレーザ溶接性については十分に評価されていない．したがって，溶込み特性や溶接欠陥の発生などの特徴とそれらに及ぼすレーザ照射条件とギャップの影響などに関するデータが必要である．特に，溶接欠陥の発生についてはその検出が重要であり，欠陥防止策を構築することが要望されている．

そこで本章では，亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねに対してディスクレーザを用いたリモートレーザ溶接を行い，各種溶接条件での溶接結果および溶接性について検討し，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね溶接の適切な溶接条件を確立するための知見を得る．

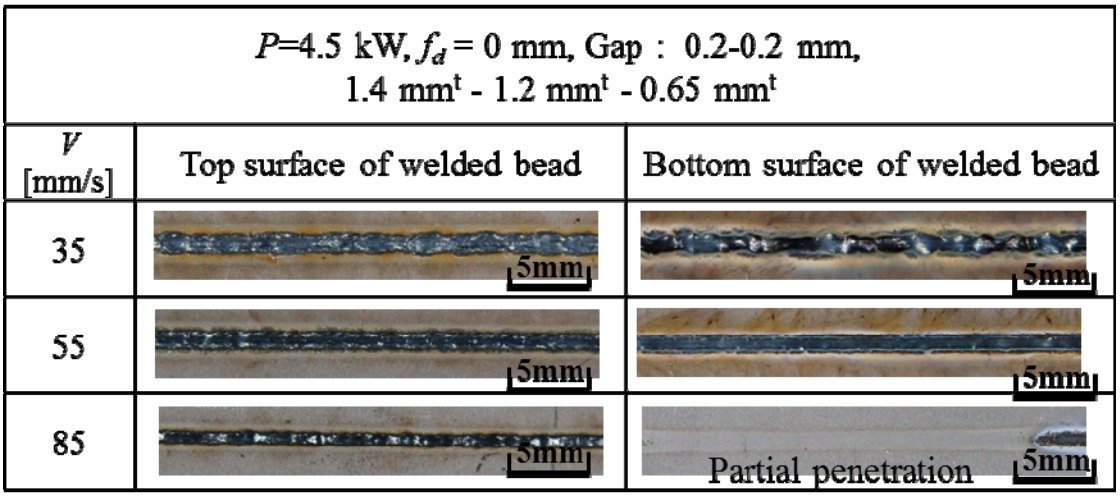
7.5.1　溶込みに及ぼすレーザ出力および溶接速度の影響

3 枚重ねのレーザ溶接性に及ぼすレーザ出力および溶接速度の影響を調査するため，上から板厚 1.4 mm, 1.2 mm および 0.65 mm の亜鉛めっき鋼板を用い，板間のギャップは上下ともそれぞれ 0.2 mm に固定してレーザ溶接を行った．溶接パラメータとして，レーザ出力および溶接速度を変化させた溶接条件で得られた溶接ビードの表面および裏面の外観を **Fig. 7.10** (a)および(b)に示す．レーザ出力 2.5 kW, 溶接速度 55 mm/s の条件とレーザ出力 4.5kW, 溶接速度 85 mm/s の条件では，中板まで溶融するが，下板は貫通せず，部分溶込みとなった．レーザ出力が高いほどまたは溶接速度が遅いほど入熱が高くなり，貫通溶接は可能であった．そして，溶接ビード幅も広くなった．

以上の結果より，上から板厚 1.4 mm, 1.2 mm および 0.65 mm の亜鉛めっき鋼板（ギャップ 0.2 mm）のレーザ重ね溶接における適切な溶接条件は，レーザ出力 4.5 kW，溶接速度 55 mm/s であることがわかった．



(a) Top and bottom surface appearances of laser welds at various powers



(b) Top and bottom surface appearances of laser welds at various welding speeds

Fig. 7.10 Top and bottom surface appearances of laser welds in 3 zinc-coated steel sheets made at various powers and welding speeds.

7.5.2　亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねリモートレーザ溶接品質に及ぼすギャップの影響

本項では, レーザ溶接性に及ぼすギャップの影響を検討するため, 1.4 mm, 1.2 mm, 0.65 mm の亜鉛めっき鋼板の組合せに対して，7.5.1 項で得られた適正な条件（レーザ出力を 4.5 kW，溶接速度を 55 mm/s）に固定し，上下のギャップをそれぞれ変化させてレーザ溶接を行った.

得られたレーザ溶接結果と溶接ビードの断面写真をそれぞれのギャップに対して **Fig. 7.11** に示す. 青い A 領域は良好な溶接結果が得られたギャップの条件であり，黄色の B は比較的に良い条件である．白色の C はギャップがない場合の条件と裏面のアンダフィルが一番下の 0.65 mm 薄板より深くなったものである．赤色の D 領域は，ギャップが大きいので溶接部が未溶着となり，板の溶接ができなかった溶接条件である．ギャップが小さいときは多量にスパッタが生じ，ポロシティやアンダフィルが発生した．上下片方のギャップが大きく，もう片方が小さい時は，ギャップが小さい方では良好な溶接部が得られるが，ギャップが大きい方ではアンダフィルが発生するかまたは融液が足らず未溶着となった．上下両方のギャップが大きい時は融液が足らず，上下両方とも未溶着となった．なお，上板-中板間の方が中板-下板間より鋼板が厚いため融液が多くなり，より大きなギャップが空いていても未溶着とならなかった．上下とも適度にギャップが空いている時には，上下ともギャップが 0 mm でなく，上下のギャップの合計が約 0.2～0.3 mm の時に最も良い溶接結果が得られた．ギャップの合計が約 0.6 mm 以上の場合，未溶接となることがわかった.

これらの溶接ビードの形成機構については，次にモニタリング信号を解析して考察する.

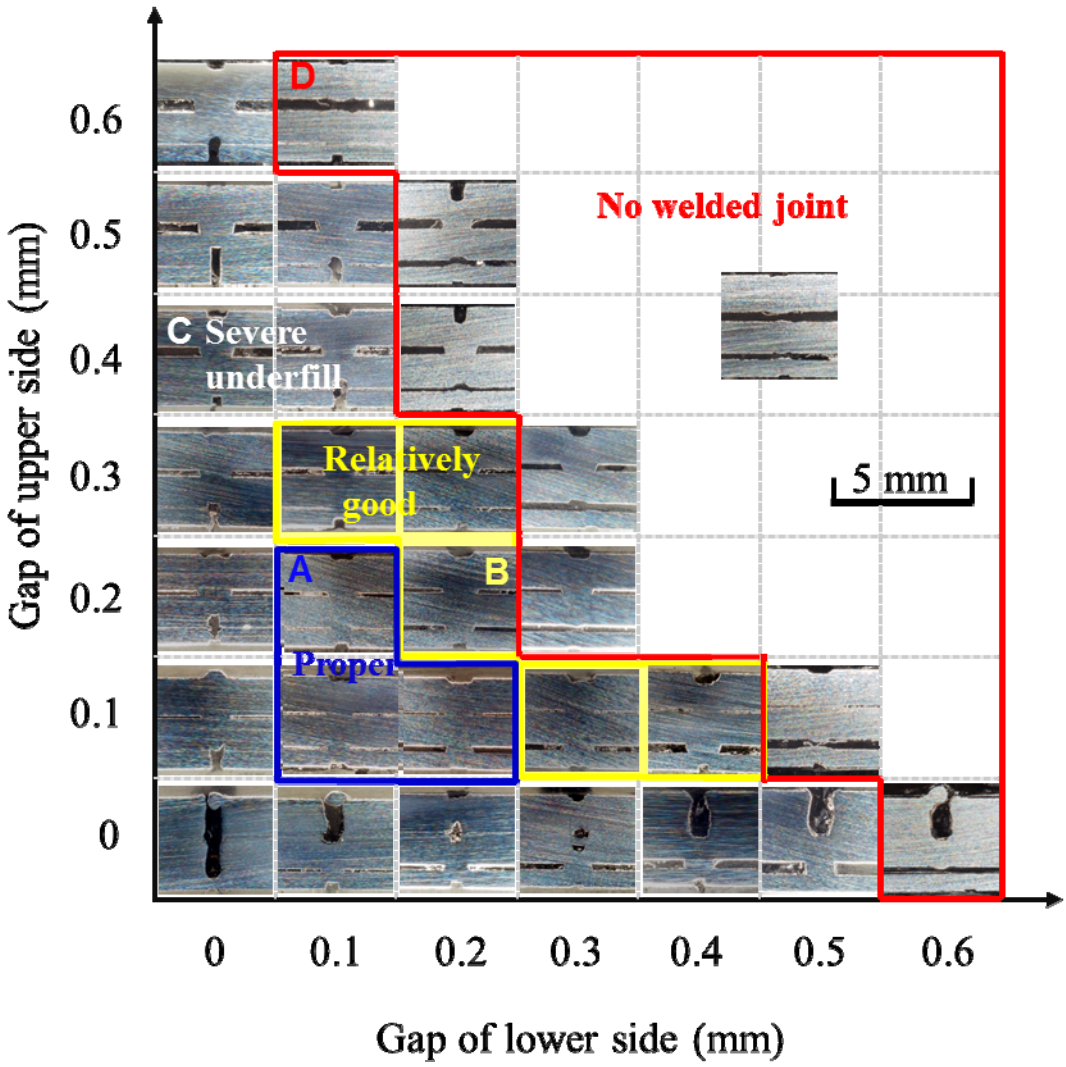


Fig. 7.11 Cross-sectional photos of laser lap welds made in 3 zinc-coated steel sheets with different gaps at 4.5 kW laser power and 55 mm/s welding speed, showing formation of weld defects such as underfill and porosity.

ギャップによる影響をさらに検討するため，Fig. 7.11 のなかの代表的な条件で得られた溶接ビードの表面および裏面の外観写真とともにX線透過試験結果を **Fig. 7.12** に示す．青いギャップ 0.1-0.1 mm の条件は良好な溶接結果であることから，表面，裏面とも良好な溶接ビードが観察され，密度差が小さい X 線透過写真が観察される．この結果からも溶接欠陥が少ないことが確認される．黄色のギャップ 0.2-0.2 mm の条件は比較的良好な溶接結果であり，良好な上下ビード外観と密度差が比較的小さい X 線透視像が見られるが，0.1-0.1 mm の場合より母材と溶接ビードとの密度差は大きい．一方，ギャップ 0.3-0.2 mm の黄色の条件では, 母材と溶接部の X 線透過試験結果は 0.2-0.2 mm のものと似ているが，一部深いアンダフィルが存在した．裏面ビード写真で確認できるようにアンダフィルと X 線透過写真の一番明るい部分が一致する. 白い条件の 0-0 mm では，キャップがないため，亜鉛蒸気が溶融金属をスパッタとして噴出させることにより, Fig. 7.11 の断面からわかるように, 溶接部に大きい穴が存在した．すなわち，X 線透過写真で溶接ビード部が白い箇所は密度が低いアンダフィルや穴が形成している. 0-0 mm 以外の白い表示はすべて上または下のビードに深いアンダフィルが形成されていることを表わしている．赤い表示部はギャップが大きすぎで溶接部が未溶着で板が離れた溶接条件であり，ギャップの条件によりビード外観が悪くて X 線透過写真に明るい部分が多く見られるが，ギャップ 0.6-0.2 mm ようにビード外観と X 線透過写真からは良い条件と判断されるものもあることが確認された．ごれは，0.6 mm 以上のギャップにより未溶接であるので注意が必要である．

以上の結果より, 板厚 1.4 mm, 1.2 mm および 0.65 mm の亜鉛めっき鋼薄板のレーザ重ね溶接では，溶接性に及ぼすギャップの影響が大きいことが確認された．そして，ギャップが 0 mm ではなく，合計が約 0.2 ～0.4 mm の場合に良好な溶接ビードが作製できることがわかった．一方，ギャップの合計が約 0.6 mm 以上に大きいと，未溶接となることが判明した．

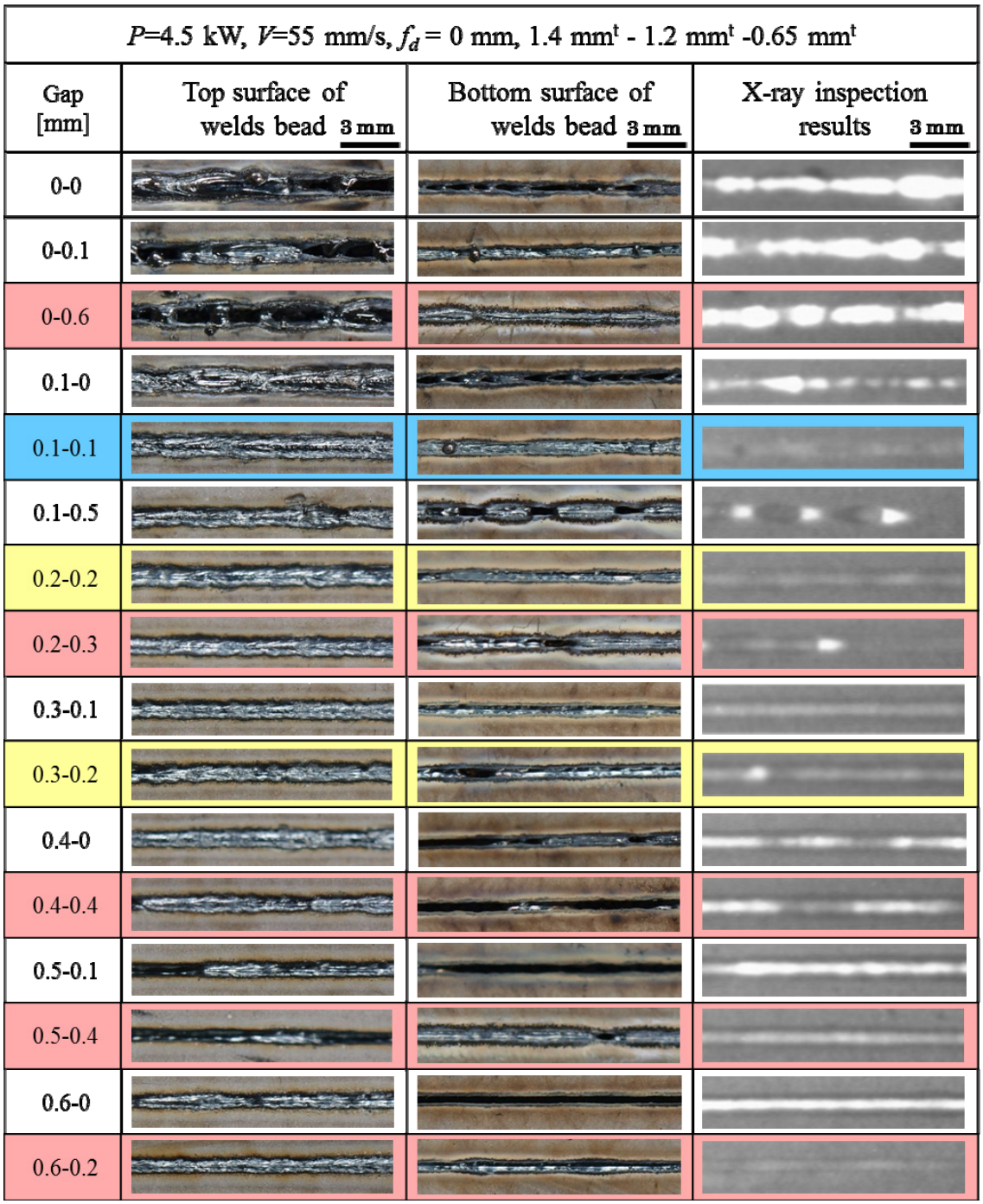


Fig. 7.12 Top and bottom surface appearances and X-ray images of laser lap welds beads made in 3 zinc-coated steel sheets with various gaps.

7.6　キーホール挙動および気泡・ポロシティの生成状況のX線透視観察

本節では，亜鉛めっき鋼板3枚重ねレーザ溶接中のキーホール挙動とポロシティの生成挙動をX線透視映像システムを用いて観察した．そのシステムの模式図をFig. 2.15に示したように，溶接試料内部に形成されるキーホールの挙動をリアルタイムで直接観察し，ポロシティ生成との関連性やポロシティの生成機構について検討した．キーホールおよびポロシティの発生挙動に及ぼすギャップの影響を明確にするため，1.4 mm, 1.2 mmおよび0.65 mmの亜鉛めっき鋼板3枚重ねに対して，レーザ出力を4.5 kW, 溶接速度を55 mm/sに固定し，上下のギャップがない条件と0.1-0.1 mmの場合を比較した．

まず, ギャップのない亜鉛めっき鋼板3枚重ねのレーザ溶接を行ったときに観察されたリアルタイムX線透映像を**Fig. 7.13**に示す. (a)はレーザ溶接前の試料であり, (b)から(f)はそれぞれレーザ照射開始後244 msから+8 msずつ経過したときのビデオ観察写真である．(b)にはキーホールとポロシティが観察される．(c)では亜鉛めっき鋼板が重なっているキーホール部分が亜鉛めっき層の蒸発亜鉛により膨張している（①）．(d)では，それが気泡②となりはキーホールから分離されて融液中に存在する．また，その気泡が(e)の③となり，溶接部周辺の亜

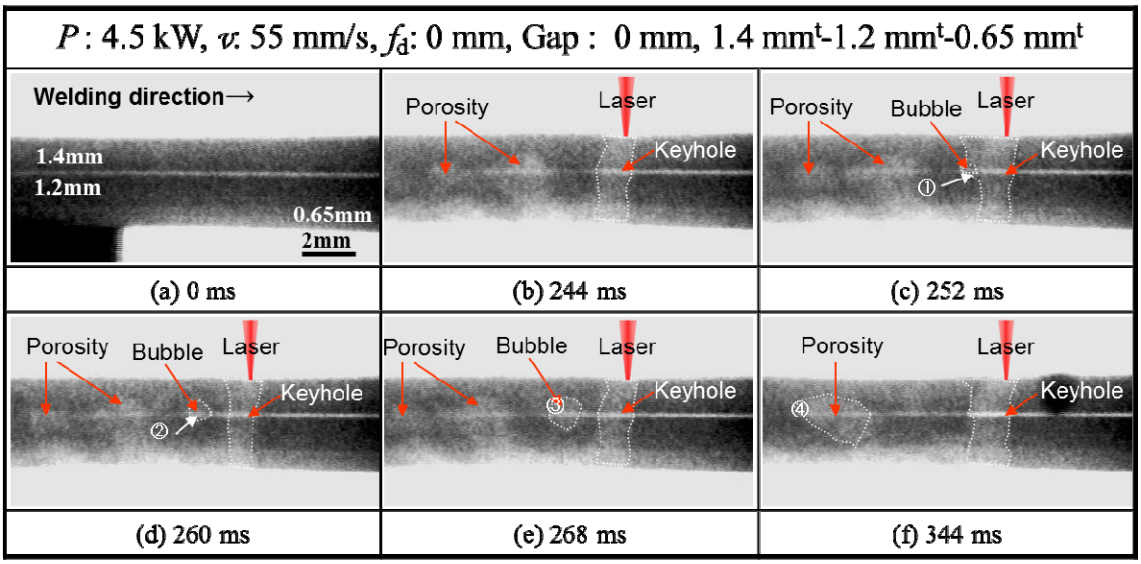


Fig. 7.13 X-ray transmission observation results of keyhole behavior, and bubbles and porosity formation during laser lap welding of 3 zinc-coated steel sheets without gap.

鉛めっき層が蒸発して，亜鉛蒸気となり，気泡中に入り込んで気泡が膨張している．したがって，その拡大した気泡は溶接金属部では大きなポロシティ④として残る状況が観察された(f).

次に，ギャップ 0.1-0.1 mm の亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接を行い，形成されるキーホールの挙動をリアルタイム X 線透視映像装置で観察した．その観察結果を **Fig. 7.14** に示す．ギャップがある場合はキーホールがギャップのない条件より安定であり，気泡およびポロシティの発生は認められなかった．特に，亜鉛めっき層の亜鉛蒸気が重ね部のギャップを通じて外部に排出されるため溶融池内に入らなく，気泡を発生しないため，ポロシティを生成しないことが確認された．

以上の結果より，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接の場合，試料の重ねた部分にギャップがあるとそのギャップを通じて発生した亜鉛蒸気が外部に排出され，安定なキーホールが形成されることがわかった．一方，試料の重ねた部分にギャップがない条件ではキーホールは不安定となり，重ね部から気泡が発生し，一部，周囲の蒸気を取り込んで大きくなり，大きなポロシティが生成することがわかった．

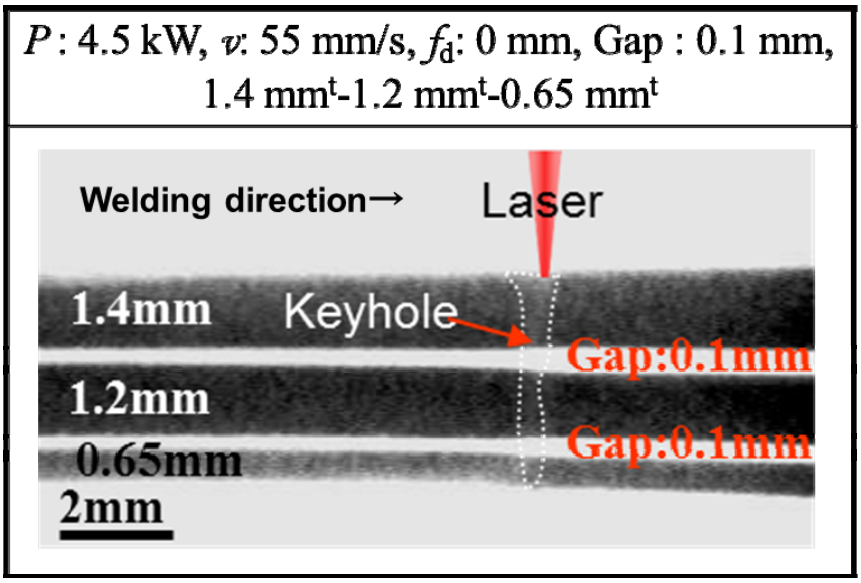


Fig. 7.14 X-ray transmission observation result of keyhole during laser lap welding of 3 zinc-coated steel sheets with gaps of 0.1 and 0.1 mm at 4.5 kW laser power and 55 mm/s welding speed.

7.7　亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接時のインプロセスモニタリング結果

亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接性を検討するため，亜鉛めっき鋼板のリモートレーザ溶接を行い，表面と裏面の溶接ビードの外観，X 線透過試験結果および断面の溶込み形状を調査し，溶接欠陥発生の有無に及ぼす上下ギャップの影響について明らかにした．したがって，レーザ溶接においては，その溶接時のインプロセスモニタリング信号によって溶接欠陥を検出し，溶接結果の良否判定を行う手法の開発が要望されている．モニタリング信号については，レーザ溶接現象と関連させて解釈することが重要である．

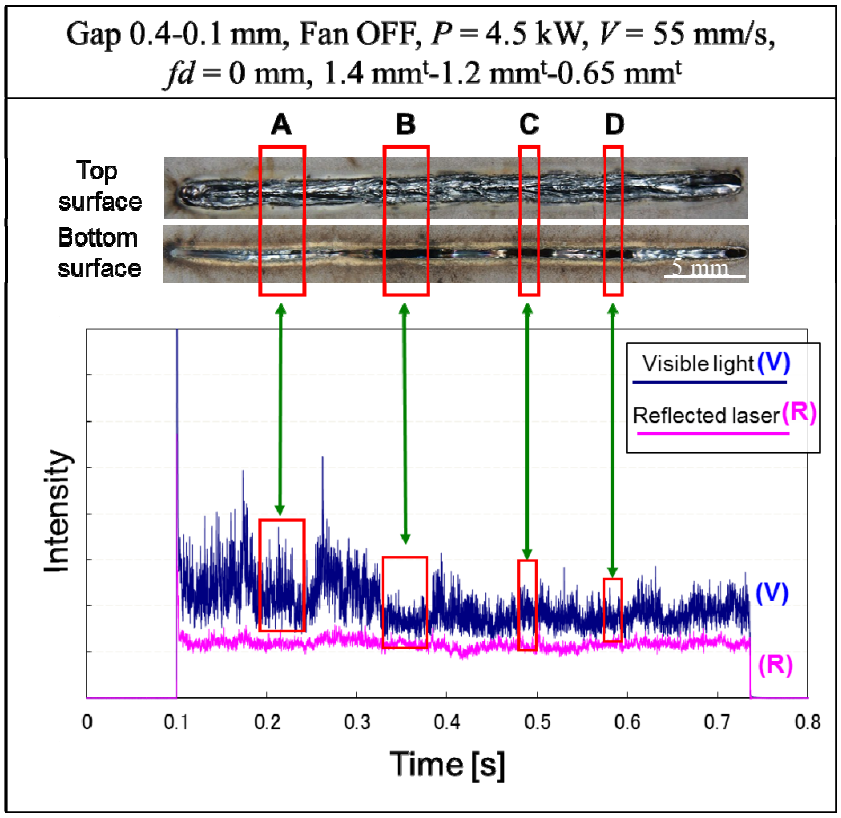
そこで本章では，レーザ溶接時の反射光信号と熱放射光信号をインプロセスモニタリング信号として測定し，溶接現象や溶接結果，スパッタの発生やキーホール挙動，ポロシティなどの溶接欠陥の発生との相関について検討した．そのため，レーザ溶接時のモニタリング信号の計測を，高速度ビデオカメラによる溶融池表面の観察と同時に行った．

7.7.1　プルームおよび溶融池と可視光のモニタリング信号との相関

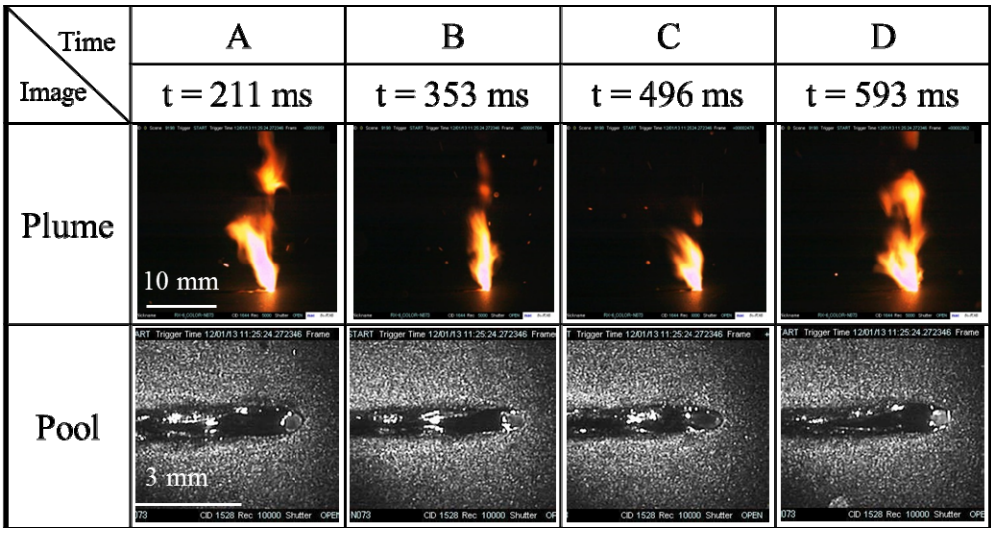
可視光のインプロセスモニタリング信号とレーザ誘起プルームとの相関について調査するため，レーザ溶接中の可視光と反射光の測定を，高速度ビデオカメラを用いた溶融池表面の観察と同時に実施した．なお，レーザ溶接はプルームが高い Fan を用いない条件で行った．溶接ビードの表面・裏面を反射光と熱放射光のモニタリング信号の測定結果ならびに特徴的なレーザ溶接中の溶融池およびプルームの観察結果と対応させて **Fig. 7.15** に示す．溶接条件の詳細は(a)の上段に示す．(a)のモニタリング信号は溶接中に照射されたレーザと同軸方向の可視・反射光の測定結果であり，横軸は時間，縦軸が光強度である．

可視光のインプロセスモニタリング信号はレーザ誘起プルームと溶融池からの熱放射光信号であり,反射光はレーザが照射された材料からのものである．表面および裏面の溶接ビードが良好な A と表面は良好であるが裏面にアンダフィルがある B，C および D をモニタリング信号に対比させ，さらに，高速度ビデオカメラで観察したプルームと溶融池の挙動に対比させている．

反射光の信号は，全体的に平坦で顕著な信号は得られなかったので，可視光の信号に注目する．A と D のプルームの大きさはほぼ同じであるが，可視光の信号は A の方が D より高いことが確認される．また，B，C および D のアンダ



(a) Bead surface appearances and corresponding monitoring signals



(b) Observation results of plume and molten pool at timing marked in (a)

Fig. 7.15 Weld bead surface appearances with monitoring signals and high-speed video observation results for 3 zinc-coated steel sheets with 0.4-0.1 mm gaps.

フィルがある箇所は全体的に可視光の信号が低い結果となっていることがわかる．なお，プルームのサイズと可視光信号の高さに相関は見られない．このため，可視光信号は溶融池からの熱放射による影響を大きく受けていると考えられる．溶落ち未発生 A の場合は融液が多いため熱放射光の信号が高く，裏面にアンダフィル（凹み）の発生した B~D は融液が少ないため熱放射光信号が低いと考えられる．

7.7.2　溶接ビード表面のスパッタとモニタリング信号との相関

7.5 節の結果より，ギャップが 0 mm と小さい時にスパッタが発生することが確認された．そこで，スパッタが発生する時の溶接現象とモニタリング信号との相関を調べた．表面にスパッタが発生しやすいギャップ 0-0.2 mm の（上部ギャップが無い）条件でレーザ溶接を行い，溶接中の可視光信号と反射光信号を測定し，モニタリングと同時に高速度ビデオカメラ観察を行った．主な実験条件，高速度ビデオカメラの観察結果，アンダフィルの見られる溶接ビードの表面外観とそれに対応するインプロセスモニタリング信号の測定結果を **Fig. 7.16** に示す．

赤い□で囲んでいる部分はスパッタの発生している部分であり，モニタリング信号の測定結果を時間軸で対応させた結果，可視光信号の高い値と対応しているのが確認される．高いピークは，スパッタがキーホール口から高温の溶融金属として噴出し，この熱放射光信号を溶融池からの熱放射光信号に加えて検出したためと考えられる．さらに，高速度ビデオカメラの溶融池観察結果からわかるように，ギャップが小さいときほど溶融池が大きく暴れるように波うち，スパッタが発生していることが確認された．これは，上板間のギャップが小さく逃げ場のない亜鉛蒸気が溶接ビード表面の溶融池から噴出したためであると推察される．

以上の結果より，レーザ溶接中の大きなスパッタは，高温融液の飛散であり，熱放射光のインプロセスモニタリング信号において高いピークとして検出されることが確認された．

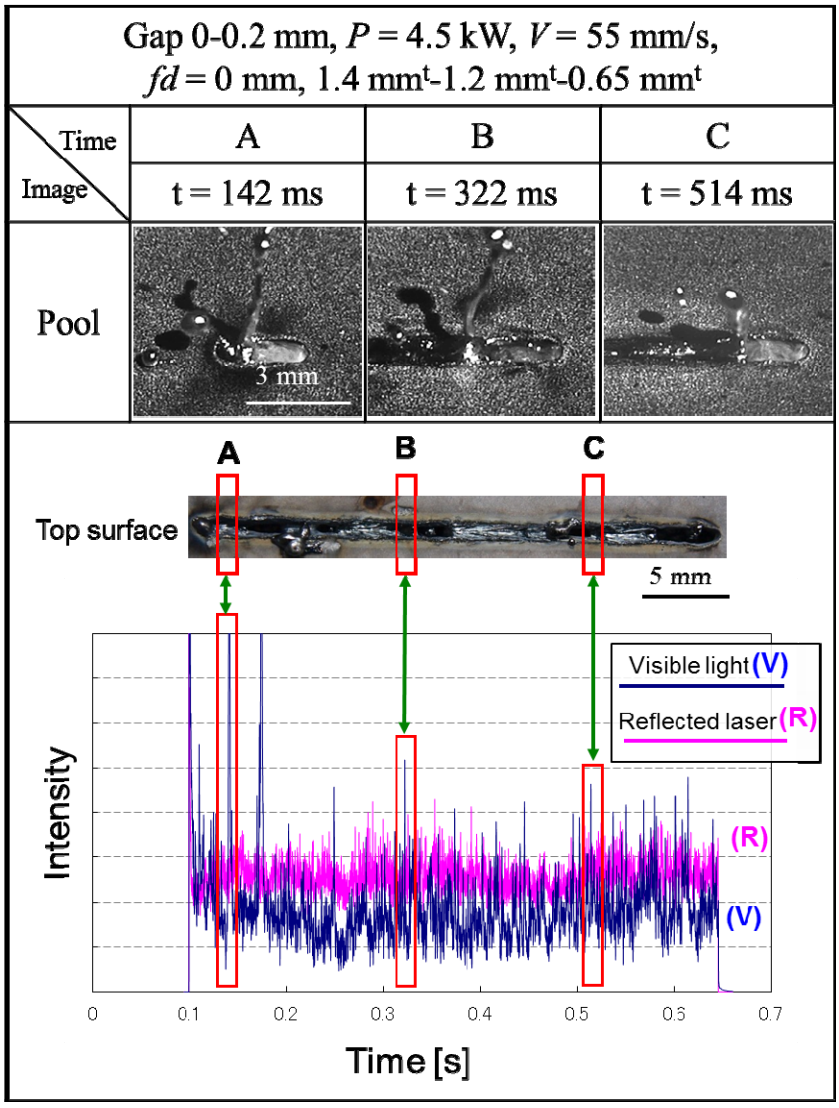


Fig. 7.16 Weld bead surface appearance with in-process monitoring signals of visible light and reflected laser, and high-speed video observation results of molten pool behavior and spattering during laser welding of 3 zinc-coated steel sheets with 0-0.2 mm gaps.

7.7.3　溶接ビード表面のアンダフィルとモニタリング信号との相関

7.5 節の結果より，ギャップが大きくなるとアンダフィルが発生することが確認された．そこで，このアンダフィル発生時の溶接現象とインプロセスモニタリング信号との相関を調べるため，モニタリングと同時に高速度ビデオカメラ観察を行った．主な実験条件，溶融池の高速度ビデオカメラの観察結果，アン

ダフィルの見られる溶接ビードの表面外観写真およびそれに対応するモニタリング信号の測定結果を **Fig. 7.17** に示す．

赤い□線で囲んでいる部分がアンダフィルの発生している領域であり，モニタリング信号の測定結果を時間軸で対応すると，レーザ反射光信号の高い値に対応している．高速度ビデオカメラの観察結果でわかるように，ギャップが大きくなると溶融池が下方に落ち込むことが確認できる．また，この条件では，

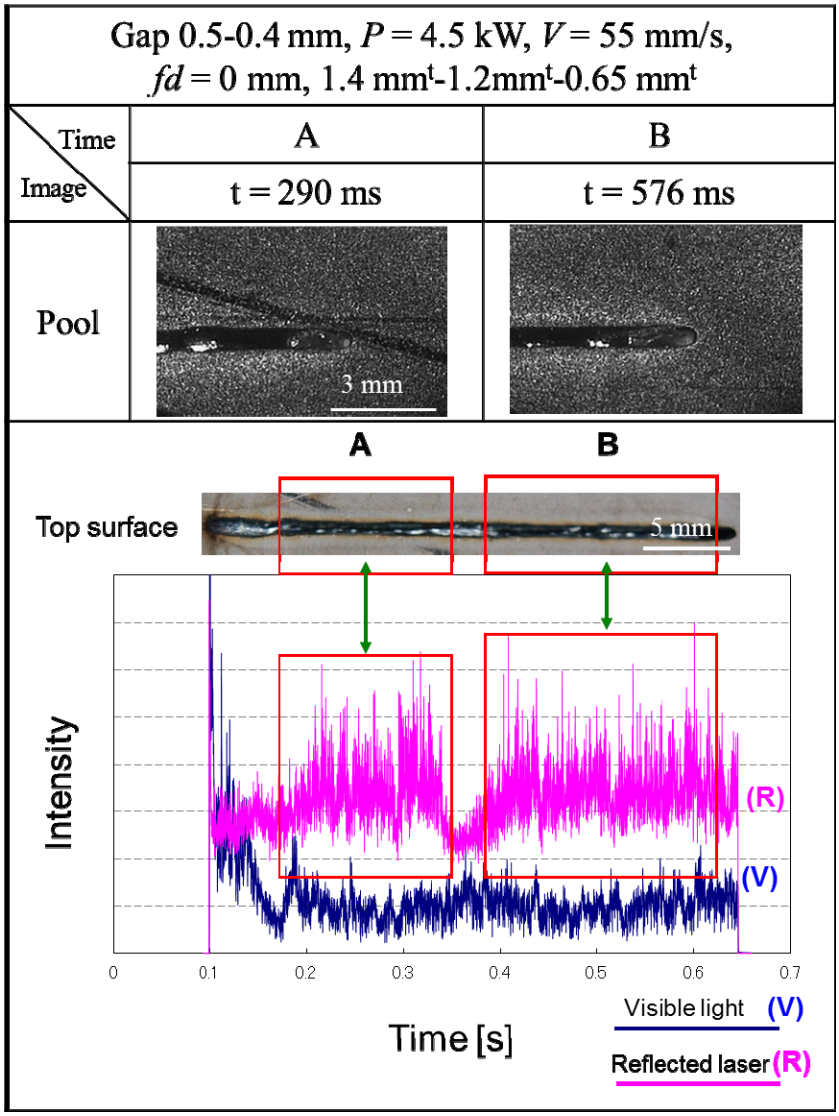


Fig. 7.17 Weld bead surface appearance with monitoring signals of visible light and reflected laser, and high-speed video observation results of molten pool during laser welding of 3 sheets of zinc-coated steels under 0.5-0.4 mm gaps condition.

上板-中板間にアンダフィルが発生している時，中板-下板間はほぼ未溶接となった．これは溶融池の融液がギャップを十分に埋めることができないためであり，レーザが上板を貫通した後に，また新たに中板および下板を溶かし始める必要があり，反射光が高くなったことが考えられる．それは，溶融池がそれぞれの板で別々に形成するため反射が強く起こり，信号が高くなったことが考えられる．上方にある融液は下方にある大きなギャップに流れ込むため，熱放射光の信号は低いと解釈される．

以上の結果より，おおきなギャップがある場合は，レーザ溶接中の溶融池が溶け落ちるため，熱放射光のモニタリング信号は低く，そして，ギャップを通って貫通したレーザは再度固体に近い板を溶融させる必要があるために反射され,反射光のモニタリング信号としては高い結果となっていることがわかった.

7.7.4 溶接ビードの穴あきとインプロセスモニタリング信号に及ぼす大きなギャップの影響

前節では，ギャップが大きくなるとギャップによる穴あきが発生する可能性があることが確認された．そこで，ギャップによる穴あき発生時の溶接現象とモニタリング信号の相関を調べた.溶接条件,高速度ビデオカメラの観察結果,ギャップによる穴あきの見られる溶接ビードの表面外観とその溶接結果に対応するモニタリング信号の測定結果を **Fig. 7.18** に示す. マーク A の部分がギャップによる穴あきの発生しているところであり，モニタリング信号の測定結果を時間軸で対応させた結果，レーザ反射光の信号が高い値を示すところに対応している．これまでの結果から，ギャップが大きくなると，融液が下方に落ち込んでアンダフィルが発生するか，融液の落ち込みがなく，ギャップを埋めきらずに穴あきが発生することがわかった．したがって，穴あきが発生すると，大きなギャップによるアンダフィル発生する時と同様に，熱放射光の信号が比較的に高く,レーザ反射光の信号強度がきわめて高くなることがわかった.なお,未溶接の場合，固体の下板を溶かす必要があるため，反射光の信号は一般に高い.

以上の結果より，ギャップが大きいときに形成する穴あきは，モニタリング信号としては，熱放射光の信号は高く，レーザ反射光のモニタリング信号は非常に高いことがわかった.

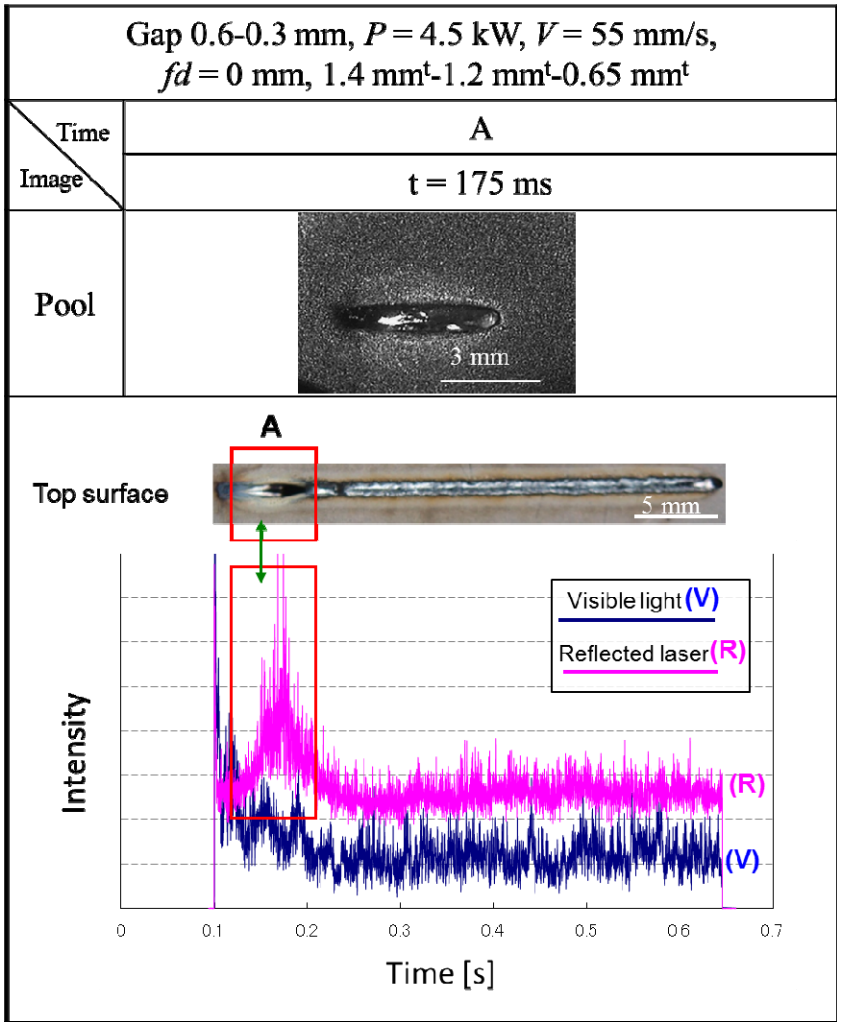


Fig. 7.18 Weld bead surface appearance with corresponding monitoring signals of visible light and reflected laser, and high-speed video observation results of molten pool during laser welding of 3 zinc-coated steel sheets under 0.6-0.3 mm gaps condition.

7.7.5　ビード裏面のアンダフィル（溶落ち）とモニタリング信号との相関

7.5 節の結果より，上板側のギャップが大きく，下板側のギャップが小さくなると，溶接ビードの裏面にアンダフィル（溶落ち）が発生しやすいことが確認された．この溶落ちによる**アンダフィル**発生時の溶接現象とモニタリング信号との相関について検討した．高速度ビデオ観察結果やモニタリング結果などを **Fig. 7.19** に示す．

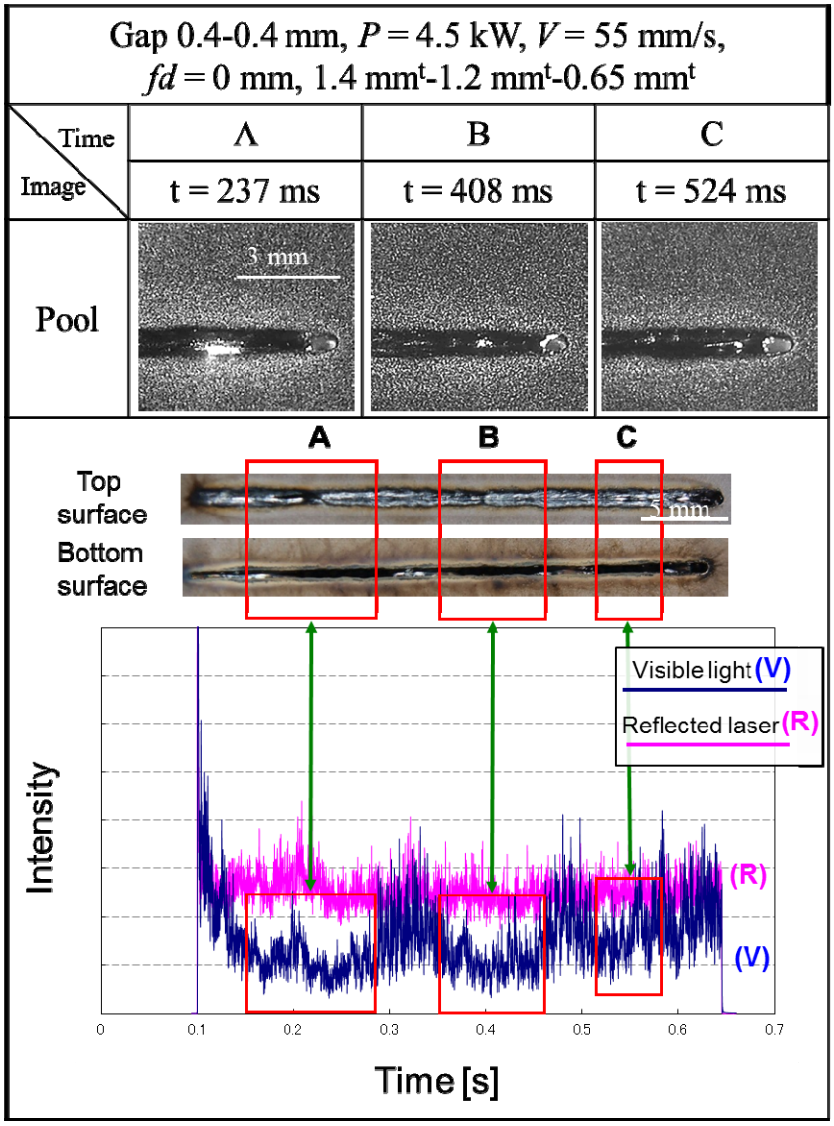


Fig. 7.19 Top and bottom weld bead surface appearances with monitoring signals of visible light and reflected laser, and high-speed video observation results of molten pool during laser welding of 3 zinc-coated steel sheets under 0.4-0.4 mm gaps condition.

マーク A から C 部分は裏面がアンダフィルとなっている（溶落ちの発生している）所であり，モニタリング信号の測定結果では，可視光の低い値の所に対応していることが確認される．上側のギャップが大きく，下側のギャップも大きい時は上板から十分な融液が流れ込まないため，下板を新たに溶融させる必要があるため，大きなパワー密度／エネルギー密度のレーザが使われ，裏面か

らスパッタが発生し，アンダフィルが発生すると考えられる．このとき，高温の融液の減少により熱放射光（可視光）の信号が低かったと推察される．

7.7.6　裏面ビードの溶接欠陥とモニタリング信号との相関

前項の結果より，裏面の溶接ビードの溶落ちによりアンダフィルが発生する場合，その現象とモニタリング信号との相関が認められた．そこで，レーザ溶接現象を詳細に理解するため，高速度ビデオカメラで裏面の溶融池の挙動を観察し，同時にモニタリングを行った．それぞれの溶接条件，高速度ビデオカメラによる裏面溶融池の観察結果，表面と裏面の溶接ビード外観，およびそれに対応するモニタリング信号の測定結果を **Fig. 7.20** および **Fig. 7.21** に示す．Fig. 7.20 では，下部ギャップがないので裏面にスパッタが発生し，アンダフィルが発生した．したがって，裏面に発生したスパッタにより裏面アンダフィルが形成されることが推察できる. Fig. 7.20 の A と B は裏面でスパッタが発生すると，そのとき可視光信号が低く，スパッタが発生せずに溶接ビードが形成すると可視光信号が高いという結果が確認される．Fig. 7.21 では，裏面の溶融池からスパッタが発生する A 領域と，裏面からのスパッタがなく，アンダフィルがない B 領域を比較したものである. 可視光信号は領域 A および B とも比較的低いことがわかる．可視光信号が低いのは，裏面からスパッタが飛散して，溶融池の融液量が少なくなった場合と表面の溶融池自体が小さくなった場合があることがわかった．

以上の結果より，溶落ちが全体的に発生していない場合，融液が多いため熱放射光が多く, 可視光の信号は高い. 溶落ち発生する場合は融液が少なくなり，熱放射光が少なくなって可視光の信号が低くなることがわかった．表面からの信号によって裏面のスパッタとその結果形成するアンダフィルを予測することは，融液量が少なくなることとの相関が認められたが，溶融池が小さくなることによっても可視光の信号が低くなるため，常に正確に溶接結果を予測することはできないことと結論される．

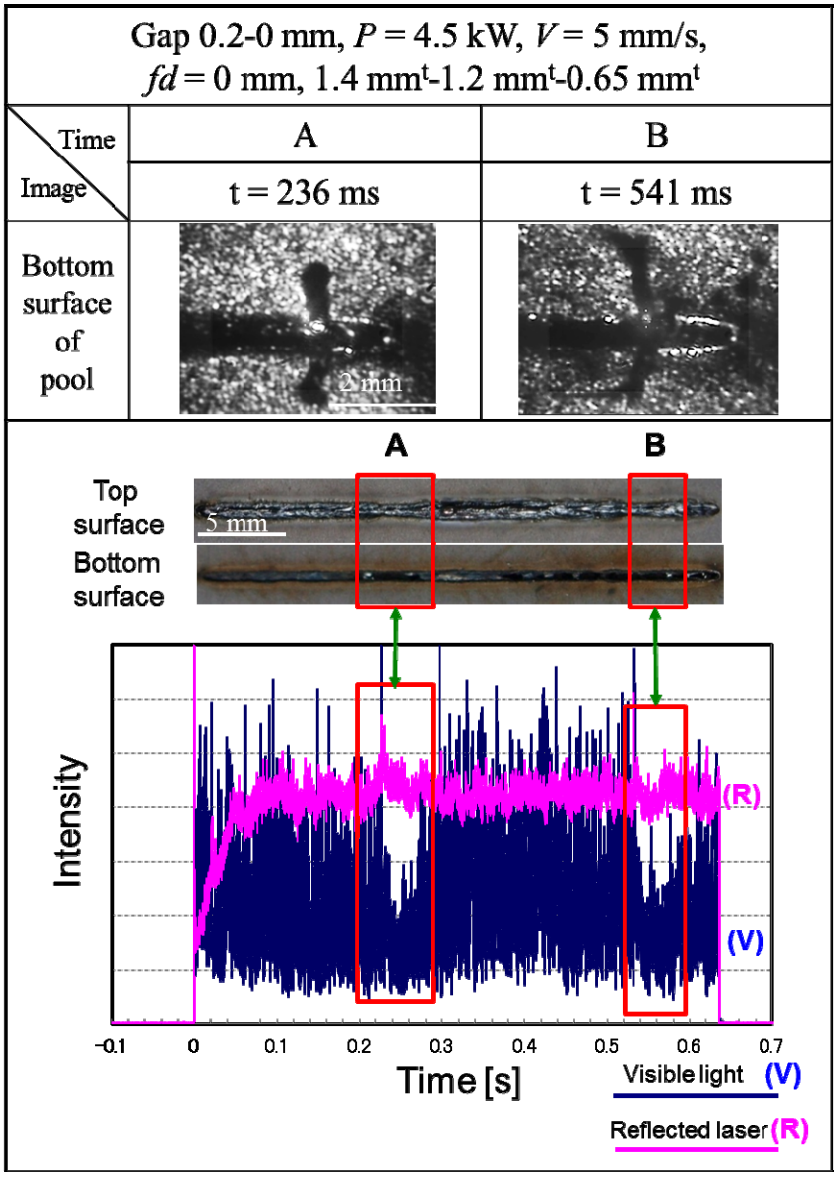


Fig. 7.20 Top and bottom weld bead surface appearances with monitoring signals of visible light and reflected laser, and high-speed video observation results of molten pool during laser welding of 3 zinc-coated steel sheets under 0.2-0 mm gaps condition.

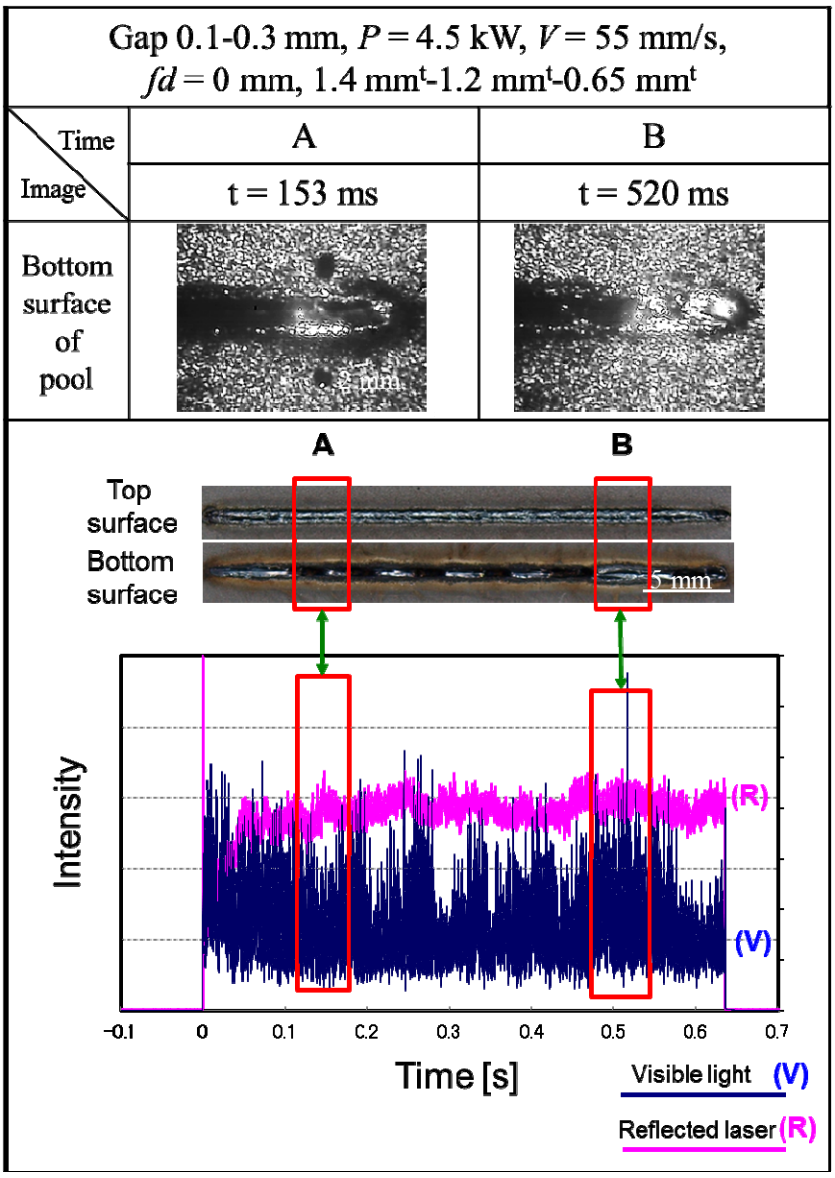


Fig. 7.21 Top and bottom weld bead surface appearances with monitoring signals of visible light and reflected laser, and high-speed video observation results of molten pool during laser welding of 3 zinc-coated steel sheets under 0.1-0.3 mm gaps condition.

7.8　結言

亜鉛めっき鋼板のレーザ重ね溶接は一般に困難である．その重ね溶接時には，重なった界面とその近傍に存在する亜鉛めっき層が鉄の溶融温度で蒸発するので，溶融池には亜鉛蒸気に起因する気泡とポロシティ，アンダフィルなどの溶接欠陥が発生する．今までに，亜鉛めっき鋼板２枚の重ね溶接では，板間にギャップを設けることによって良好な溶接継手の作製が可能であることが知られており，そのレーザ溶接は実用化されているが，3 枚重ねのリモートレーザ溶接法についてはその確立が要望されている．

そこで本章では，まず，細ビーム径のシングルモードファイバーレーザを用いて亜鉛めっき鋼板の 3 枚重ね(1.4 mm，1.2 mm および 0.65 mm)溶接を行い，その溶接性について検討した．また，ディスクレーザとそのスキャナヘッド光学系により，亜鉛めっき鋼板３枚重ねのリモートレーザ溶接性について詳細に検討した．得られた結果は以下の通りである．

1) 亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのシングルモードファイバーレーザ溶接を行った結果，
   ① シングルモードファイバーレーザによる亜鉛めっき薄鋼板 3 枚重ねのギャップない溶接を種々の条件で行った結果，いずれの溶接速度においても溶接金属部にポロシティが生成している状況が確認された．
   ② 上 0.1 mm -下 0.1 mm のギャップがある亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね溶接を行った結果，ギャップなしで溶接した場合より表面と裏面の溶接ビードは比較的綺麗でいずれの溶接金属部でもポロシティは生成していないことが確認された．しかし，溶接金属の量が不足して隙間を満たすことができず，溶接ビード部は部分的に接合されていないことが確認された．これはレーザスポット径が小さいため，溶融領域が小さく，隙間を埋めるのに十分な溶融金属が供給されなかったためと考えられる．隙間がある重ね溶接にはレーザビーム径も重要な溶接条件の一つであり，適正なビーム径を利用する必要があることがわかった．

2) 亜鉛めっき鋼板 2 枚および 3 枚重ねのリモートレーザ溶接を行った結果，
   ① 16 kW ディスクレーザ装置を用いた亜鉛めっき鋼板 2 枚と 3 枚に対してレーザ溶接を行った結果，いずれも表面ビードにアンダフィルが形成し，

3 枚重ね溶接の場合には裏面ビードのルート部にも凹みが発生した.

② 亜鉛めっき鋼板 2 枚重ねと 3 枚重ねに対して溶接中の溶融池を高速度ビデオカメラで観察した結果，2 枚と 3 枚重ねの両方とも，上表面のキーホールが下裏面のキーホールより安定しているが，キーホールは 2 枚重ねの方が 3 枚重ねより安定であり，スパッタのサイズと発生量は 3 枚重ねの条件の方が 2 枚重ねより大きくて多いことが確認された.

③ 3 枚重ね溶接の場合は，ビード裏面にもアンダフィルが発生したこと，スパッタも大きく，多いことから， 3 枚重ね溶接の方が 2 枚重ね溶接より難しいと判断された.

3) 亜鉛めっき鋼板 3 枚のリモートレーザ重ね溶接部の品質評価を行った結果,

① 亜鉛めっきのない裸材を利用してレーザ重ね溶接を行った結果，裏面にアンダフィルが形成し亜鉛めっきがない鋼材でも溶接ビードにアンダフィルが発生しやすいことが判明した．この結果より，３枚重ねの亜鉛めっき鋼板で良好なレーザ溶接部が得られないのは，亜鉛めっきによる影響だけではなく，板厚による影響もあるためと考えられる.

② 3 枚重ねのレーザ溶接性に及ぼすレーザ出力および溶接速度の影響を調査した結果，適正なレーザ溶接条件は，レーザ出力 4.5 kW で溶接速度 55 mm/s であることがわかった.

③ 上下のギャップをそれぞれ変化させてレーザ溶接を行った結果，ギャップ 0-0 mm では，キャップがないため，亜鉛蒸気が溶融金属をスパッタとして噴出させることにより溶接部に大きい穴が存在した．また，0.1-0.1 mm の条件では表面，裏面とも良好な溶接ビードが観察され，0.2-0.2 mm の条件は比較的良好な溶接結果であったが，ギャップが大きすぎると溶接部が未溶着となった.

④ 以上の結果より，板厚 1.4 mm, 1.2 mm および 0.65 mm の亜鉛めっき鋼薄板のレーザ重ね溶接では，溶接性に及ぼすギャップの影響が大きいことがわかった．そして，ギャップが 0 mm ではなく，合計が 0.2 ～0.3 mm の場合に良好な溶接ビードが作製できることがわかった．一方，ギャップの合計が約 0.6 mm 以上に大きいと，未溶接となることが判明した.

4) 亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね継手のレーザ溶接中のキーホール挙動および気

泡・ポロシティの生成状況をX線透視リアルタイム観察を行った結果,

① ギャップのない亜鉛めっき鋼板3枚重ねの場合，キーホール部分が亜鉛めっき層の蒸発亜鉛により膨張してそれが気泡となり，キーホールから分離されて融液中に存在した．また，その気泡が，溶接部周辺の亜鉛めっき層が亜鉛蒸気となり気泡中に入り込んで気泡は膨張した．その拡大した気泡は溶接金属部に大きなポロシティとして残る状況が観察された．

② ギャップ0.1-0.1 mmの亜鉛めっき鋼板3枚重ねの場合，キーホールがギャップのない条件より安定であり，気泡およびポロシティの発生は認められなかった．特に，亜鉛めっき層の亜鉛蒸気が重ね部のギャップを通じて外部に排出されるため溶融池内に入らなく，気泡を発生しないため，ポロシティを生成しないことが確認された．

③ 以上の結果より，亜鉛めっき鋼板3枚重ねのレーザ溶接の場合，試料の重ねた部分にギャップがあるとそのギャップを通じて発生した亜鉛蒸気が外部に排出され，安定なキーホールが形成されることがわかった．一方，試料の重ねた部分にギャップがない条件ではキーホールは不安定となり，重ね部から気泡が発生し，一部，周囲の蒸気を取り込んで大きくなり，大きなポロシティが生成することがわかった．

5) 亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接時のインプロセスモニタリングを行った結果,

① 亜鉛めっき鋼板3枚重ねのレーザ溶接時において，可視光のインプロセスモニタリング信号は溶融池からの熱放射による影響を大きく受けているのがわかった．さらに，溶落ちが起こらなかった場合，融液が多いため可視光（熱放射光）の信号が高く，裏面にアンダフィルの発生した領域は融液が少ないため可視光（熱放射光）信号が低くかった．

② ギャップが0 mmと小さい時のスパッタが発生する時の溶接現象とモニタリング信号との相関を調べた結果，スパッタの発生する時は可視光信号の高い値と対応しているのが確認され，高いピークは，スパッタがキーホール口から高温の溶融金属として噴出し，この熱放射光信号を溶融池からの熱放射光信号に加えて検出したためと考えられた．

③ 大きなギャップがある場合は，レーザ溶接中の溶融池が溶け落ちるため，可視光（熱放射光）のモニタリング信号は低く，そして，ギャップを通

って貫通したレーザは再度固体に近い板を溶融させる必要があるために反射され，反射光のモニタリング信号としては高い結果となっていることがわかった．

④ 以上の結果より，ギャップが大きいときに形成する穴あきは，モニタリング信号としては，熱放射光の信号は高く，レーザ反射光のモニタリング信号は非常に高いことがわかった．

⑤ 裏面でスパッタが発生すると，そのとき可視光信号が低く，スパッタが発生せずに溶接ビードが形成すると可視光信号が高いという結果が確認された．可視光信号が低いのは，裏面からスパッタが飛散して，溶融池の融液量が少なくなった場合と表面の溶融池自体が小さくなった場合があることがわかった．

⑥ 以上の結果より，溶落ちが全体的に発生していない場合，融液が多いため可視光（熱放射光）信号が高かった．溶落ち発生する場合は融液が少なくなり，熱放射光が少なくなって可視光の信号が低くなった．表面からの信号によって裏面のスパッタとその結果形成するアンダフィルを予測することは，融液量が少なくなることとの相関が認められたが，溶融池が小さくなることによっても可視光の信号が低くなるため，常に正確に溶接結果を予測することはできなかった．

第 8 章　結　　論

本研究は，産業の急速な発展に伴って，各種金属や合金の溶接技術と施工法の開発も必須である．特に，省エネルギーと環境保護の観点から製品の更なる軽量化と高機能化が要望されていることで，金属や合金の長短所をお互いに補完する異種材料溶接・接合の重要性が増している．そこで，異材の溶接は，軽量化や高機能化などに有効な方法の一つであり，広範囲の分野で適用が増加している．しかし，異種金属材料の溶接は，材料の機械的・物理的な特性に大きな差があるため，また溶融溶接部には金属間化合物が形成して割れが発生することがあるため，困難である．このような異種金属材料溶接の難しさを乗り越える溶接・接合が可能になると，多くの分野で多様に適用されることが期待される．

そこで，本研究では，これまでの異材溶接の限界と問題点を解決するため，最近開発された高品質･高輝度のファイバーレーザまたは一部ディスクレーザとそのビームスキャンの集光光学系を用い，異種材料の高速レーザ重ね溶接法について検討し，溶接品質と機械的特性に及ぼす溶接速度の影響を評価した．また，溶融池表面と裏面のプルームやスパッタの発生挙動等の溶接現象を高速度ビデオカメラで観察し，溶融池内の合金元素分布を EDX 法などで分析して溶接メカニズムを考察した．

一方，自動車産業でよく使われる亜鉛めっき鋼板の場合，亜鉛の沸点が鋼の融点よりも低いため，ポロシティもしくはピットまたはアンダフィルと呼ばれる溶接欠陥が発生しやすい．亜鉛めっき鋼板の２枚重ねレーザ溶接は実用化されているが，亜鉛めっき鋼薄板３枚重ねのリモートレーザ溶接は，日本では実用化例がなく，溶接法の確立が要望されている．このため，亜鉛めっき鋼薄板３枚重ねに対してリモートレーザ溶接を行い，良好な溶接部を得るための条件、溶接性および溶接現象について検討した．

本研究で得られた重要な結果を，以下に総括して示す．

第 1 章は，緒論であり，本研究の背景，目的および構成について述べた．特に，異材溶接の特徴について言及し，異材の従来の溶接加工法とレーザ溶接の適用例について述べた．

第 2 章では，本研究で用いた金属材料の種類とその特性および亜鉛めっき鋼板について述べ，さらに，使用したレーザ装置，実験装置および分析装置について詳述した．

第 3 章では，金属間化合物が存在する異種金属のレーザ重ね溶接性と金属間化合物が存在しない異種金属のレーザ重ね溶接性の差異を確認するため，金属間化合物が存在しない異種金属の組合せに対して, 2 kW 連続発振型高品質シングルモードファイバーレーザを用いて超高速溶接を実施し，その溶接性を評価した．使用した金属材料は，金属間化合物が存在しない組合せである，Cu-Ni, SUS304-Ni, および SUS304-Cu である．レーザ出力 1 kW，溶接速度 5 m/min から 50 m/min で高速レーザ重ね溶接を行い，溶接性に及ぼす材料の組合せ，溶接速度および上下セット位置の影響について検討した．得られた結論は以下の通りである．

1) レーザ溶接を行った結果，いずれの溶接継手においても，引張せん断荷重は，溶接速度が増加するのにつれて徐々に低下していくことがわかった．これは, 溶接速度の増加に従って, 接合部の面積が減少したためであった．
2) Cu-Ni の重ね溶接を種々の溶接速度で行った結果，溶接速度が速くなると，表面および裏面の溶接ビード幅が次第に狭くなり，50 m/min では溶込みも浅くなって，部分溶込みとなっていることが確認された．溶接部を観察した結果，割れの発生は認められなかった．以上の結果から，Cu-Ni の異材レーザ重ね溶接はいずれの条件でも可能であることが確認された．
3) SUS304-Ni の重ね溶接を行った結果，50 m/min の高速度でも貫通溶接が可能であった．SUS304-Ni の異材レーザ重ね溶接は，いずれの条件でも可能であり，溶融は Cu 薄板を用いた場合より容易であることが確認された．
4) SUS304-Cu の重ね溶接の場合，30 m/min 以上の溶接速度では未貫通の所があり，部分溶込みの溶接部となった．さらに，SUS304 が上板のものではすべての溶接速度で溶接ビードの表面に微細な割れがあり, Cu が上板の場合は 20 m/min 以下の溶接速度で裏面ビードに割れの発生した. 割れは SUS 304 に Cu が溶融し, 広い凝固温度範囲で凝固したため起こったものと推察される．
5) Cu-Ni および SUS304-Ni 異材のレーザ重ね溶接継手について, すべての接合

部は重ね部の界面で引張せん断破断が起こったことが確認された.

6) Cu-Ni および Ni-Cu の異材のレーザ溶接継手は，いずれの溶接速度においても，Ni-Ni の同種溶接継手より低い引張せん断荷重となっているが，Cu-Cu の同種溶接より高い引張せん断荷重となっていた．Cu-Ni の方が Ni-Cu より高い硬度を得られた結果から引張せん断試験の結果で Cu-Ni が Ni-Cu より高い引張せん断強度が得られたことがわかった.
7) 以上の結果から，金属間化合物を形成しない金属材料の組合せにおいて，超高速重ね溶接継手の強度は，重ね部近傍の硬度が双方の中間的な値であるため，すべての溶接条件で同種溶接の低い組合せより高く，高い組合せより低いことが判明した.

第 4 章では，金属間化合物が存在する異種材料のシングルモードファイバーレーザによる重ね溶接性について検討し，その溶接性と引張せん断強度特性を評価した．得られた結論は以下の通りである.

1) Al-Cu，Al-Ni，Al-Ti，Al-SUS304，Cu-Ti，Ni-Ti および SUS304-Ti に対して，超高速レーザ重ね異材溶接の結果，低速度の溶接金属部で割れの発生が認められ，通常，高速度で割れが見られないものもあることが確認された.
2) Al-Al，Ti-Ti など，同種の溶接継手は，Cu-Cu の 30 m/min と 40 m/min を除いて，溶接速度の増加に従って重ね接合部の幅が狭くなり，引張せん断荷重が低下した.
3) Al に対する Cu，Ni，Ti または SUS304 のレーザ異材接合部は，20 m/min で高強度の継手が得られた．また，Al-Cu と Al-Ni は溶接速度の変化に対して同様な強度特性の傾向を示し，Al-Ti と Al-SUS304 も溶接速度変化に対して同様な強度特性の傾向であることがわかった.
4) Ti に対する異材継手では，SUS304 との継手の引張せん断荷重が低く，Ni との異材継手は高強度であった.
5) 異材接合継手の場合，低溶接速度の方が接合部幅は広いが引張せん断荷重は低強度同士の同種材より低い場合があった．この原因は，溶接金属部に割れが発生していたためであった.
6) いずれの材料の組合せでも，20～30 m/min の条件で，高引張せん断荷重で強度特性の優れた継手が得られた．それは高速度では元素の混合が抑制され，金属間化合物の生成が抑制されて割れの発生が抑制･防止されたためである

ことがわかった.

7) Al-Cu のレーザ溶接継手の破断は，ほとんどの条件で重ね溶接金属部で起こっていた．溶接速度 10 m/min での Cu(上)-Al(下)異材レーザ溶接継手のみ，Al 母材で破断した．溶接速度 5 m/min では Al 側の溶接金属部に割れが認められ，金属間化合物が溶接金属部全体に生成し，重ね溶接部で破断が起こった．EDX 分析の結果，破断部近傍に CuAl と $CuAl_2$ が生成しており，Al と Cu の異材溶接部の破断はいずれも割れやすい脆弱な金属間化合物で起こったことが推察される.

8) Al-Ni の異材溶接継手は溶接速度 10 m/min 以下で引張せん断強度が Al の同種溶接結果より低い. これは溶接部に割れが発生していたためと推察される. 溶接速度 10 m/min 以上では高い引張せん断強度を有するきれいな溶接ビードが安定に作製された.

9) Al-Ti および Al-SUS304 のレーザ異材接合継手の引張せん断試験の結果，異種継手の引張せん断荷重は Ti-Ti または SUS304-SUS304 の同種継手より低いが，弱い方の Al-Al 同種の継手より高かく，同様な強度特性であった.

10) Al-Ti の場合，溶接速度 10 m/min 以下では裏面溶接ビードに割れが発生したが，引張せん断荷重は十分高いことが判明した．破断面を確認した結果，Ti-Al の場合に溶接速度 50 m/min のみ接合継手部で破断し，継手のせん断荷重が低下したが，それ以外はすべて Al 母材で破断することが確認された. Ti-Al の溶接速度 50 m/min 以外の条件ではすべての溶接速度条件で金属間化合物の生成が十分に制御され Al 母材で破断することがわかった.

11) Al-SUS304 の場合，溶接速度 10 m/min 以下の条件で裏面ビードに割れが発生し，上板 SUS304 の場合溶接速度 30 m/min 以下で表面ビードに割れが発生した．さらに，上板が Al の場合は Al が下板である場合より高い引張せん断強度を有し，上板が SUS304 の場合，溶接速度が速いほど引張せん断強度は低くなった.

12) Cu-Ti 継手の引張せん断試験片の破断面を観察した結果, いずれの条件でも，引張せん断試験での破断は溶接部の重ね面近傍で起こっていた. 低溶接速度の 10 m/min 条件では，Ti 側溶接金属部で大きな割れが発生していた．溶接速度が速くなるほど脆弱な金属間化合物の生成が制止され, 引張せん断荷重が高くなった.

13) Ti-Ni 異材溶接継手の引張せん断荷重は，溶接速度 20 m/min 以下では表面

ビードに割れが発生し，低強度であった．Ni-Ti の溶接速度 30 m/min 以下では継手と Ti 側の金属間化合物で破断し，溶接速度 50 m/min では継手重ね部で破断した．EDX 分析結果，Ni と Ti 異材溶接部の破断はいずれも $TiNi_3$，TiNi，Ti_2Ni の金属間化合物の生成しているところで起こったことが確認された．

14) Ti-SUS304 の場合，低速度ではいずれの溶接部でも割れが発生し，高速度では SUS304 側で割れが発生した．溶接速度が速いほど引張せん断強度が高くなったのは，金属間化合物の生成量が減少し，割れが少なくなったためと推察される．Ti-SUS304 の異材溶接性はいずれもの組合せでも低いが，この理由は脆弱な金属間化合物が溶接部に生成して破断しやすかったためと推察される．

15) 以上の結果より，金属間化合物が形成する異材溶接は困難であると予想されたが，本研究で非常に速い速度でレーザ溶接を行った結果，SUS304 と Ti の異材溶接以外の異種材料では，レーザ溶接性は超高速度で改善されることがわかった．そして、すべての組合せにおいて溶接速度が速いほど継手強度は高くなることがわかった．

第 5 章では，異種金属材料の溶融溶接現象を解明し，溶接性の高い継手を得るための知見を得ることを目的として，金属間化合物が生成する Al-Ti または Al-Cu の組合せに対してシングルモードファイバーレーザによる超高速溶接を行い，合金元素の分布については EDX 分析法により測定し，生成相については微小部 X 線回折法，TEM 観察と電子線回折法により同定した．また，異材の高速溶接結果に及ぼす溶接材料の上下の設置位置と試験片の板厚の影響についても検討した．

1) Al と Ti の異材レーザ溶接の場合，Al-Ti でも Ti-Al でも，それらの重ね溶接時には密度が高い Ti 融液が密度の低い Al 融液中に流れ込むことが確認された．また，Ti 中に固溶された Al 量は Ti リッチ部に全体的にむらなく分布していた．これは蒸発した Al がキーホール壁の溶融 Ti を介して固溶されたためと考えられる．

2) Al 母材で破断した条件の溶接金属部でも，Al_3Ti, Al_2Ti, Ti_3Al, AlTi などの脆弱な金属間化合物が生成しているのが確認された．さらに，Al-Ti の速い溶融・凝固速度の場合は針状構造の双晶マルテンサイト Ti 組織が観察された．

3) Al と Cu の異材レーザ溶接の場合，溶接速度が速いほど金属間化合物の生成量が減少し, Al と Cu の金属間化合物が生成する領域が薄い膜状として生成するようになることが確認された．なお，EDX 分析によると，溶接速度 50 m/min でも少量の金属間化合物が存在することが推察された.

4) Al-Ti 薄板のレーザ溶接性について，ディスクレーザを用いて種々の条件で検討した結果，ほとんどの場合，切断となり，溶接が困難であった．その中で得られた比較的良好な溶接条件でも溶接ビード表面に割れが認められた．ディスクレーザでは，ビーム径が大きいため，約 10 m/min 以上の速度で重ね溶接ができず，作製できた溶接部には割れが発生した.

5) シングルモードファイバーレーザは，ビーム径が小さく，高パワー密度のため高速度溶接が可能であり，割れのない溶接部の作製もでき，引張せん断試験での破断が Al 母材に起こるほど高強度継手の作製も可能であった．この結果から, 異材薄板の重ね溶接用レーザとしてビーム径の小さいレーザが優れていると判断された.

6) 板厚 1.2 mm の Al-Ti または Ti-Al 薄板におけるレーザ重ね溶接の場合，Al(上)-Ti(下)の 5 m/min 以下の低速度では，Ti 側の裏面に割れが発生していたが，高速度では割れが見られなくなっていた．一方，Ti-Al の場合，割れは溶接ビード表面においては認められなかった．この結果より，同条件で得られた溶接部での割れは Ti-Al の方が Al-Ti より起こりにくいことが判明した.

7) 板厚 1.2 mm の Al と Ti の異材レーザ重ね溶接の引張せん断強度は，割れが発生すると低いが，割れのない場合は高いことがわかった．破断はいずれも Al 板側の溶接金属部で起こっていた．これは，Ti 融液が入り込んで生成した Ti と Al の界面近傍であり，金属間化合物が存在する所と考えられる．破断が Al 溶接金属側にそれるため，高強度継手の作製が可能となることが判明した.

第 6 章では， Al と Ti の組合せの異材高速重ね溶接部の材料組織を再度明確にすると共に，溶接中の溶融池の挙動，レーザ誘起プルームの挙動およびスパッタの発生状況を高速度ビデオで観察し，プルームの発光成分を分光分析法により同定した．特に，上板および下板の溶融・蒸発挙動および溶接金属の生成機構について考察した．さらに，異材の高速溶接結果に及ぼす材料の上下の設

置位置，溶接速度および試験片の板厚の影響についても検討し，発光成分を検出・同定し，溶接現象を考察した．

1) 超高速度 50 m/min で試料の上下位置を変化させてレーザ溶接を行った結果，Al 側では約 0.2%未満の Ti が検出され，Ti 側では約 2%～6.7%の Al が検出された．Al 側では Ti の含有量が少ないが，Ti 側に Al が多く含まれることが判明した．
2) 溶接速度 10 m/min および 50 m/min で Ti-Al と Al-Ti の異材重ね貫通溶接時の表面溶融池とキーホールのそれぞれの形状と挙動を高速度ビデオカメラで観察した結果，Ti-Al および Al-Ti の表面での溶融池は，溶接速度が速いほど幅がせまくなり，長さが長くなった．また，Al が上板の方が Ti が上板の場合より広くて長く，大きかった．特に，キーホール口は溶接速度の速さにかかわらず常に安定であることがわかった．
3) Al-Ti の異材重ね溶接時のプルームを観察して同定する前に，基本比較データとして Al-Al と Ti-Ti の同種重ね溶接を行い，スペクトルデータを収集した．その結果は異材レーザ溶接時の分光結果の基礎として用いた．
4) 種々の溶接速度で Al(上)-Ti(下)異材のレーザ重ね溶接の場合，溶接速度が速いほど下部のプルームとスパッタ量は増加していたが，上部のプルームはあまり変わらず，スパッタの発生も少ないことが確認された．溶接速度 10 m/min でレーザ誘起プルームのスペクトルの測定した．その下部の分光分析の結果では，Al と Ti の両方の元素が確認された．溶接速度 30 m/min 以上での上部プルームを分光分析すると，Al のみの発光が見られ，Ti のピークは確認されなかった．一方，下部は Al と Ti の両方が含まれていることが確認された．
5) 以上の結果から，Al(上)-Ti(下)の異材重ね溶接を行った時に発生するプルームは溶接速度が比較的に遅い場合(10 m/min)は上下部で Al と Ti のピークが確認され，Al と Ti が存在するのがわかった．一方，溶接速度 30 m/min 以上に速い場合，上部プルームの分光分析では Al のプルームのみで Ti のピークは確認されなかった．なお，下部の発光には Al と Ti の両方の合金元素が含まれているのが確認された．
6) Ti(上)-Al(下)異材のレーザ重ね溶接時に発生したプルームを観察した結果，溶接速度 10 m/min の条件では Al と Ti の蒸気がよく混ざって噴出していたことが推察される．溶接速度が速いほどスペクトルの強度は減少し，上部

プルームから検出される Al ピークの数が増えるのがわかる．それは，Ti が Al より蒸発圧力が低いため，下部の Al 蒸気が上部 Ti 側の蒸気を押えて出るためと考えられる．下部プルームはいずれもスペクトルの強度が低い．そして，溶接速度が増加するとスペクトルのピークはさらに弱くなり，分析が困難となった．また，Ti-Al の異材レーザ重ね溶接の場合，Al と Ti の両方の蒸気がそれぞれ上下に噴出することが確認された．

7) 板厚 0.3 mm の Ti-Al 異材薄板に対してシングルモードファイバーレーザによる高速重ね貫通溶接を行った結果，重ね界面近傍では Ti が Al 側に流れ込んで高強度化し，割れのない良好な溶接継手の作製が可能であることがわかった．

8) Al-Ti 薄板 1.2 mm のレーザ重ね貫通溶接の場合，板厚が厚くなると，レーザ誘起プルームが大きくなり，スパッタが多くなることがわかった．そして，レーザパワー2 kW，溶接速度 5 m/min の場合，上部および下部のプルームの発光は Al および Ti 原子，両者からのものであることも確認された．また，スパッタは分光分析のスペクトル強度において山形状で検出されることも確認された．

9) Al(上)-Ti(下)の場合，Al 側の溶融池が広く，速度が速くなると溶融池は狭くなって長くなっている．レーザ誘起プルームは，速度が遅い場合，安定している．一方，超高速度では裏面のキーホールが間欠的に貫通するため，プルームとスパッタがないときと大きいときが繰り返えし起こっていることが確認された．溶融池内部では，重い Ti が軽い Al 側に流れ込んでいる．その流れ込む量は速度が遅い方が多い．また，Al の蒸発が多く，キーホールを通じて Ti に固溶されていると判断された．Al の固溶量は溶接速度が速いほど少なくなる．一方，Al への Ti の固溶は少ない．

10) Ti(上)-Al(下)の場合，Al-Ti に比べて，溶融池は狭かった．なお，速度が速くなると溶融池はさらに狭くなって長くなっている．上部のレーザ誘起プルームは，大きくて明るい．裏面プルームは大きいが，スパッタは少ない．溶融池内部での湯流れは，重い Ti が軽い Al 側に流れ込んでいる．その流れ込む量は速度が遅い方が多い．また，Al の蒸発が多く，キーホールを通じて Ti に固溶されていることを推断した．

11) 以上，シングルモードファイバーレーザによる高速異材重ね溶接機構について，レーザ溶接現象から理解でき，溶接部のミクロ組織と金属間化合物

の生成状況，合金元素の固溶状態などとの関連性が解明できた．

第 7 章では，まず，シングルモードファイバーレーザにより亜鉛めっき鋼板の３枚重ね溶接を行い，溶接性について検討した．その結果，良好な溶接部を得ることが困難であると判断された．そこで，亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねに対しては，16 kW 連続発振型ディスクレーザを用いてビームスキャナヘッドによりリモート高速溶接を行った．そして，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねの可能性，溶接部の品質，レーザ条件の影響，隙間条件の影響による溶接特性について検討した．また，高速度ビデオカメラを用いて溶接時の溶融池とレーザ誘起プルームを観察することにより亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ねのレーザ溶接現象について考察した．各種溶接パラメータを変化させて亜鉛めっき鋼薄板 3 枚重ね（厚さ 1.4 mm^t，0.12 mm^t，および 0.65 mm^t）溶接を行い，ポロシティやアンダフィルなどの溶接欠陥に及ぼすギャップの影響について検討し，良好な溶接部を作製するための条件を得られた．

亜鉛めっき鋼板は母材と亜鉛めっき材の物性の差によって異材溶接の一部としてみなすことができ，溶接は一般に困難である．その重ね溶接時，重なった界面とその近傍に存在する亜鉛めっき層が鉄の溶融温度で蒸発するので，溶融池には亜鉛蒸気に起因する気泡によるポロシティおよびアンダフィルなどの溶接欠陥が発生する．亜鉛めっき鋼板２枚の重ね溶接は実用化されているが，3 枚重ねのリモートレーザ溶接法については，日本での適用例がなく，その確立が要望されている．

そこで本章では，まず，細ビーム径のシングルモードファイバーレーザを用いて亜鉛めっき鋼板の 3 枚重ね溶接を行い，その溶接性について検討した．また，ディスクレーザとそのスキャナヘッド光学系により，亜鉛めっき鋼板３枚重ねのリモートレーザ溶接性について詳細に検討した．得られた結論は以下の通りである．

1) 亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのシングルモードファイバーレーザ溶接の結果，
   ① シングルモードファイバーレーザによる亜鉛めっき薄鋼板 3 枚重ねのギャップない溶接を種々の条件で行った結果，いずれの溶接速度においても溶接金属部にポロシティが生成している状況が確認された．
   ② 上 0.1 mm -下 0.1 mm のギャップがある亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね溶接を行

った結果, ギャップなしで溶接した場合より表面と裏面の溶接ビードは比較的綺麗でいずれの溶接金属部でもポロシティは生成していないことが確認された．しかし，溶接金属の量が不足してギャップを満たすことができず，溶接ビード部は部分的に接合されていないことを確認された．これはレーザスポット径小さいため, 溶融領域が小さく，ギャップを埋めるのに十分な溶融金属が供給されなかったためであり, ギャップがある溶接にはレーザビーム径も重要な溶接条件の一つであり, 適切なビーム径を利用する必要があることがわかった.

2) 亜鉛めっき鋼板 2 枚および 3 枚重ねのリモートレーザ溶接の結果,

① 16 kW ディスクレーザ装置を用いた亜鉛めっき鋼板 2 枚と 3 枚に対してレーザ溶接を行った場合, いずれも表面ビードにアンダフィルが形成し, 3 枚重ね溶接の場合には裏面ビードのルート部にも凹み（アンダフィル）が発生した．3 枚重ね溶接の場合はビード裏面にもアンダフィルが発生したことから，ギャップが 0.2 mm の条件では 3 枚重ね溶接の方が 2 枚重ね溶接より難しいと判断された.

② 亜鉛めっき鋼板 2 枚重ねと 3 枚重ねに対して溶接中の溶融池を高速度ビデオカメラで観察した結果，2 枚と 3 枚重ねの両方とも，上表面のキーホールが下裏面のキーホールより安定しているが，キーホールは 2 枚重ねの方が 3 枚重ねより安定であり，スパッタのサイズと発生量は 3 枚重ねの条件の方が 2 枚重ねより大きくて多いことが確認できるので，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね溶接は，2 枚重ね溶接より困難であることがわかった.

3) 亜鉛めっき鋼板 3 枚リモートレーザ重ね溶接部の品質評価の結果,

① 亜鉛めっきのない裸材のレーザ重ね溶接を行った結果，いずれも裏面にアンダフィルが形成し亜鉛めっきがない鋼材でも溶接ビードにアンダフィルが発生しやすいことが判明した．この結果より，３枚重ねの亜鉛めっき鋼板で良好なレーザ溶接部が得られないのは，亜鉛めっきによる影響だけではなく，板厚による影響もあることがわかった.

② 亜鉛めっき鋼板 3 枚重ね（ギャップ 0.2 mm）のレーザ溶接における適正な溶接条件は, レーザ出力 4.5 kW, 溶接速度 55 mm/s であることがわかった.

③ レーザ溶接性に及ぼすギャップの影響を検討した結果, ギャップ 0-0 mm では，キャップがないため，亜鉛蒸気が溶融金属をスパッタとして噴出させることにより溶接部に大きい穴が存在した．また，0.1-0.1 mm の条件は

良好な溶接結果であることから，表面，裏面とも良好な溶接ビードが観察され，0.2-0.2 mm の条件は比較的良好な溶接結果であり，ギャップが大きすぎる場合は板が離れ，未溶接であった．

④ 以上の結果より，板厚 1.4 mm, 1.2 mm および 0.65 mm の亜鉛めっき鋼薄板のレーザ重ね溶接では，溶接性に及ぼすギャップの影響が大きいことがわかった．そして，ギャップが 0 mm ではなく，合計が 0.2 ～0.3 mm の場合に良好な溶接ビードが作製できることがわかった．一方，ギャップの合計が約 0.6 mm 以上に大きいと，未溶接となることが判明した．

4) キーホール挙動および気泡・ポロシティの生成状況の X 線透視観察を行った結果，

① ギャップのない亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接を観察した結果，キーホールとポロシティが観察された．亜鉛めっき鋼板が重なっているキーホール部分が亜鉛めっき層の蒸発亜鉛により膨張し，それが気泡となり，キーホールから分離されて融液中に存在した．また，その気泡が，溶接部周辺の亜鉛めっき層が蒸発して亜鉛蒸気となり気泡中に入り込んで気泡が膨張し，その拡大した気泡は溶接金属部では大きなポロシティとして残る状況が観察された．

② ギャップ 0.1-0.1 mm の亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接を行った結果，キーホールはギャップのない条件より安定であり，気泡およびポロシティの発生は認められなかった．特に，亜鉛めっき層の亜鉛蒸気が重ね部のギャップを通じて外部に排出されるため溶融池内に入らなく，気泡を発生しないため，ポロシティを生成しないことが確認された．

③ 以上の結果より，亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接の場合，試料の重ねた部分にギャップがあるとそのギャップを通じて発生した亜鉛蒸気が外部に排出され，安定なキーホールが形成されることがわかった．一方，試料の重ねた部分にギャップがない条件ではキーホールは不安定となり，重ね部から気泡が発生し，一部，周囲の蒸気を取り込んで大きくなり，大きなポロシティが生成することがわかった．

5) 亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのリモートレーザ溶接時のインプロセスモニタリングを行った結果，

① 亜鉛めっき鋼板 3 枚重ねのレーザ溶接時において，可視光のインプロセスモニタリング信号は溶融池からの熱放射による影響を大きく受けて

いるのがわかった．さらに，溶落ちが起こらなかった場合，融液が多いため可視光（熱放射光）の信号が高く，裏面にアンダフィルの発生した領域は融液が少ないため可視光（熱放射光）信号が低くかった．

② ギャップが 0 mm と小さい時のスパッタが発生する時の溶接現象とモニタリング信号との相関を調べた結果，スパッタの発生する時は可視光信号の高い値と対応しているのが確認され，高いピークは，スパッタがキーホール口から高温の溶融金属として噴出し，この熱放射光信号を溶融池からの熱放射光信号に加えて検出したためと考えられた．

③ 大きなギャップがある場合は，レーザ溶接中の溶融池が溶け落ちるため，可視光（熱放射光）のモニタリング信号は低く，そして，ギャップを通って貫通したレーザは再度固体に近い板を溶融させる必要があるために反射され，反射光のモニタリング信号としては高い結果となっていることがわかった．

④ 以上の結果より，ギャップが大きいときに形成する穴あきは，モニタリング信号としては，熱放射光の信号は高く，レーザ反射光のモニタリング信号は非常に高いことがわかった．

⑤ 裏面でスパッタが発生すると，そのとき可視光信号が低く，スパッタが発生せずに溶接ビードが形成すると可視光信号が高いという結果が確認された．可視光信号が低いのは，裏面からスパッタが飛散して，溶融池の融液量が少なくなった場合と表面の溶融池自体が小さくなった場合があることがわかった．

⑥ 以上の結果より，溶落ちが全体的に発生していない場合，融液が多いため可視光（熱放射光）信号が高かった．溶落ち発生する場合は融液が少なくなり，熱放射光が少なくなって可視光の信号が低くなった．表面からの信号によって裏面のスパッタとその結果形成するアンダフィルを予測することは，融液量が少なくなることとの相関が認められたが，溶融池が小さくなることによっても可視光の信号が低くなるため，常に正確に溶接結果を予測することはできなかった．

謝　辞

本研究は，大阪大学接合科学研究所 レーザ接合機構学分野 片山聖二教授の御指導と御教示により完成し得たものであります．ここに，心から御礼を申し上げます．本論文の作成にあたり，終始，懇切丁寧な御指導と御助言を頂きましたことに心から感謝の意を表します．

さらに，本論文の完成にあたって，貴重なご教示を頂いた大阪大学工学研究科 高谷裕浩教授，大阪大学接合科学研究所 近藤勝義教授および大阪大学工学研究科 廣瀬明夫教授に深く御礼申しあげます．

本研究の遂行にあたり，懇切丁寧な御指導と御助言を頂きました大阪大学接合科学研究所 レーザ接合機構学分野 川人洋介准教授に心から感謝いたします．また，常に的確な御助言と御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，大阪大学大学院 中村浩氏に対し，深く感謝の意を表します．

韓国での私の修士課程在学中ご指導頂いた韓国海洋大学校の金　鍾道 教授，留学中に深い関心を見せてくださった 朴 重淳 教授，南 正吉 教授に深く感謝の意を表わします．

本研究の遂行にあたり，多大なる御援助と励ましを頂きました大阪大学大学院博士課程先輩 鄭 光云氏，卒業生 長原耕太郎氏と Mas Omar 氏に深く感謝の意を表します．さらに，材料の供給やモニタリング装置の提供していただいた日産自動車㈱ 木下圭介氏にも感謝申し上げます．

最後に，留学生活中にあたり，私をいつも信じて，支持してくれた家族と親戚や友達に感謝します．特に，私のことおよび常に祈って下さった両親，妹に心から深く感謝いたします．

参考文献

1) Y. Kawahito, N. Matsumoto, Y. Abe and S. Katayama: Weld Penetration and laser Absorption in 10kW High-Power Fiber Laser Welding, レーザ加工学会講演論文集, Vol.71 (2008,12), pp.9-13.

2) Katayama Seiji: Laser Welding, Journal of the Japan welding society, Vol.78, no.2, (2009), pp.124-138.

3) S. Katayama: New development in laser welding, New developments in advanced welding, ed. By Ahmed N, Cambridge England, Woodhead Publishing Limited, (2005), pp.158-197.

4) A.R. Marder: "The metallurgy of zinc-coated steel", Progress in Materials Science, 45, (2000), pp. 191-271.

5) (社)日本アルミニウム協会："現場で生かす金属材料シリーズ アルミニウム", 工業調査会 (2007) pp.164.

6) 권혁천외, 동과 동합금의 이해, 한국철강신문, ISBN- 9788989069393 (2008), (in Korean).

7) 이용태, 꿈의 신소재 티타늄, 한국철강신문, ISBN- 8989069114 (2003), (in Korean).

8) W.S. Miller, L. Zhuang, J. Bottema, A.J. Wittebrood, P.De Smet, A. Haszler and A. Vieregge: "Recent development in aluminium alloys for the automotive industry", Materials Science and Engineering A, 280, (2000), pp. 37-49.

9) S. Katayama: "Laser welding of aluminium alloys and dissimilar metals", Welding International, 18, 8, (2004), pp. 618-625.

10) S. Katayama: Laser welding of dissimilar materials, The Review of Laser Engineering, 38-8 (2010), pp.594-602.

11) John F. Ready: LIA Handbook of Laser Materials Processing, Laser Institute of America Magnolia Publishing Inc., (2001).

12) Z.Sun and R.Karppi: The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview, Journal of Materials Processing Technology, 59 (1996), pp.257-267.

13) Y. MIYAZAKI and S. FURUSAKO: Tensile Shear Strength of Laser Welded Lap Joints, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT, No.95, JANUARY (2007), pp.28-34.

14) G. Phanikumar, P. Dutta and K. Chattopadhyay: Laser Processing of Dissimilar Metals, Proc. Int. Symposium on Materials Ageing and Life Management (ISOMALM), Oct. 3-6, 2000, IGCAR, Kalpakkam, (Eds.) Baldev Raj, K.

Bhanu Sankara Rao, T. Jayakumar, and R.K.Dayal, Allied Publishers Ltd., Chennai, India, (2000).

15) Su-Jin Lee, Hiroshi Nakamura, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: Weldability of Ti and Al Dissimilar Metals Using Single-Mode Fiber Laser, Proceedings of LPM2012 - the 13th International Symposium on Laser Precision Microfabrication, #12-67, (2012), pp1-6.

16) S. D. Meshram, T. Mohandas and G. Madhusudhan Reddy: Friction welding of dissimilar pure metals, Journal of Materials Processing Technology, 184 (2007), pp.330-337.

17) X. Li, S. Lawson, Y. Zhou and F. Goodwin: "Novel technique for laser lap welding of zinc coated sheet steels", Journal of Laser Applications, 19, 4, (2007), pp. 259-264.

18) M. Naeem, R. Jessett and K. Withers: Fiber laser welding of dissimilar materials, Industrial Laser Solutions, http://www.industrial-lasers.com/articles/2012/03/fiber-laser-welding-of-dissimilar-materials.html, (2012).

19) Y. ARATA, F. MATSUDA and S. HARADA: Electron Beam Welding of Carbon Steel and Titanium Sheets Using Ag Insert Metal, Transactions of JWRI, 4-2 (1975), pp.71-75.

20) T. DebRoy, and H. K. D. H. Bhadeshia: Friction stir welding of dissimilar alloys – a perspective, Sci. Technol. Weld. Joining, 15-4 (2010), pp.266-270.

21) Michael Kreimeyer, Florian Wagner and Frank Vollertsen: Laser processing of aluminum-titanium-tailored blanks, Optics and Lasers in Engineering, Vol.43 (2005), pp.1021-1035.

22) Julius C. Schuster and Martin Palm: Reassessment of the Binary Aluminum - Titanium Phase Diagram, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, Vol. 27, No. 3 (2006), pp.255-277.

23) C. Leyens: Titanium and Titanium Alloys; Fundamentals and Applications, WILEY-VCH GmbH & Co. KGaA, (2002).

24) Y.S Han, K.B. Kalmykov, S.F. Dunaev and A.l.Zaitsev: Solid-State Phase Equilibria in the Titanium-Aluminum-Nitrogen System, Journal of Phase Equilibria and Diffusion, Vol.25, No.5(2004), pp.427-436.

25) B. Majumdar, R. Galun, A. Weisheit and B.L. Mordike: Formation of crack-free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO_2 laser, Journal of Materials Science, Vol.32 (1997), pp.6191-6200.

26) Yongchang Liu, Feng Lan, Gencang Yang and Yaohe Zhou: Microstructural evolution of rapidly solidified Ti-Al peritectic alloy, Journal of Crystal Growth, Vol.271 (2004), pp.313-318.

27) B.G Chung, S. Rhee and C.H. Lee: The effect of shielding gas types on CO_2 Laser tailored blank weldability of low carbon automotive galvanized steel, Materials Science and Engineering A, Vol.272 (1999), pp.357-362.
28) L. Mei, G. Chen, X. Jin, Y. Zhang and Q. Wu: Research on laser welding of high-strength galvanized automobile steel sheets, Optics and Lasers in Engineering, Vol.47 (2009), pp.1117-1124.
29) Y. Niigaki, T. Shintani, Y. Imai, I. Kurokawa and T. Shiina: Development of One-side Plasma Arc Spot Welding System, KOMATSU Technical report, Vol.47, No.148 (2001), pp.16-20 (in Japanese).
30) R. Ikeda, Y. Okita and M. Ono: Advanced Welding Technologies for the Assembly of an Automotive Body, JFE 技報, No.16 (2007), pp.40-45 (in Japanese).
31) H.C. Chen, A.J. Pinkerton, L. Li. Z. Liu and A.T. Mistry: Gap-free fibre laser welding of Zn-coated steel on Al alloy for light-weight automotive applications, Materials and Design, Vol.32 (2011), pp.495-504.
32) Z. Chen, Y. Shi, B. Jiao and H. Zhao: Ultrasonic nondestructive evaluation of spot welds for zinc-coated high strength steel sheet based on wavelet packet analysis, Journal of Materials Processing Technology, Vol.209 (2009), pp.2329-2337.
33) M.P. Graham, D.C. Weckman and H.W. Kerr: Nd:YAG laser beam welding of coated steels using a modified lap joint geometry, Welding Journal, MAY (1996), pp.162s-170s.
34) S.M. Cho, K.J. Kim and B.W Lee: The Waveform Control and Blowhole Generation in the Wave Pulse MIG Welding for Galvanized Steel Sheets, Journal of KWS, Vol.23, No.1,February (2005), pp.69-76.
35) R. Akhter, K.G Watkins and W.M Steen: Electrochemical characterisation of laser welded zinc coated steel, MATERIALS LETTERS, Vol.9, No.12, August (1990), pp.550-556.
36) S. Iqbal, M.M.S. Gualini and F. Grassi: Laser welding of zinc-coated steel with tandem beams: Analysis and comparison, Journal of Materials processing Technology, Vol.184 (2007), pp.12-18.
37) S. Iqbal, M.M.S Gualini and A. ur Rehman: Dual beam method for laser welding of galvanized steel: Experimentation and prospects, Optics & Laser Technology, Vol.42 (2010), pp.93-98.
38) M. Cantello, A.D. Piane, G. Ghiringhello, F. Sartorio: Method of laser welding sheet metal protected by low-vaporizing-temperature materials, Patent US4682002A (1987).

39) R. Fabbro, F. Coste, D. Goebels and M. Kielwasser: Study of CW Nd-Yag laser welding of Zn-coated steel sheets, Journal of Physics D: Applied Physics, Vol.39 (2006), pp.401-409.
40) H. Bley, L. Weyand and A. Luft: An Alternative Approach for the Cost-efficient Laser welding of Zinc-coated Sheet Metal, Annals of the CIRP, Vol.56, No.1 (2007), pp.17-20.
41) Y.F. Tzeng: Pulsed Nd:YAG laser seam welding of Zinc-coated steel, Welding Journal, JULY (1999), pp.238s-244s.
42) A. F H Kaplan, M. Mizutani, S. Katayama and A. Matsunawa: Unbounded keyhole collapse and bubble formation during pulsed laser interaction with liquid zinc, Journal of Physics D: Applied Physics, Institute of Physics Publishing, Vol.35 (2002), pp.1218-1228.
43) W. Chen, P. Ackerson and P. Molian: CO_2 laser welding of galvanized steel sheets using vent holes, Materials and Design, Vol.30 (2009), pp.245-251.
44) X. Li, S. Lawson, Y. Zhou and F. Goodwin : Novel technique for laser lap welding of zinc coated sheet steels, Journal of Laser Applications, Vol.19, No.4, November (2007), pp.259-264.
45) Takumi Hamajima, Kei Ameyama and Akiyoshi Fuji: Microstructural Change of Weld Interface in Ti/Al Friction Weld during Heat Treatment, J. Soc. Mat. Sci., Japan, Vol.44, No.505 (Oct,1995), pp.1224-1230 (Japanese).
46) J-G. Luo and V.L. Acoff: Interfacial Reactions of Titanium and Aluminum during Diffusion Welding, WELDING RESEARCH, SEPTEMBER (2000), pp.239-243.
47) Katayama Seiji: Laser Welding for Manufacturing Innovation, Journal of the Japan welding society, vol.78, no.8, (2009), pp.682-692.
48) S.Chen, L.Li, Y.Chen and J.Huang: Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process, Journal of Alloys and Compounds, vol.509 (2011), pp.891-898.
49) Yanbin Chen, Shuhai Chen and Liqun Li: Effects of heat input on microstructure and mechanical property of Al/Ti joints by rectangular spot laser welding-brazing method, Int J Adv Manuf Technol, Vol.44 (2009), pp.265-272.
50) Mathias Kraetzsch, Jens Standfuss, Annett Klotzbach, Joerg Kaspar, Berndt Brenner and Eckhard Beyer: Laser Beam Welding with High-Frequency Beam Oscillation:Welding of Dissimilar Materials with Brilliant Fiber Lasers, Physics Procedia, 12 (2011), pp. 142-149.
51) Roberto Spina and Luigi Tricarico: Laser welding of aluminium-steel clad materials for naval applications, Laser Welding (2010),

http://www.intechopen.com/books/laser-welding/laser-welding-of-aluminium-steel-clad-materials-for-naval-applications.

52) Z.Sun and R.Karppi: The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview, Journal of Materials Processing Technology, 59 (1996), pp.257-267.

53) Toshio Enjo, Kenji Ikeuchi and Tsutomu Horinouchi: Effect of impurities in aluminum on the diffusion bonding of aluminum to titanium, The Japan Institute of Light Metals, Vol.36, No.3 (1986), pp.143-151 (Japanese).

54) Luis Augusto Rocha, Edith Ariza, Angela Maria Costa, Filipe Jose Oliveira and Rui Ferreira Silva: Electrochemical behavior of Ti/Al_2O_3 interfaces produced by diffusion bonding, Materials Research, Vol.6, No.4 (2003), http://dx.doi.org/10.1590/S1516-14392003000400002, pp.1-8.

55) Yanni Wei, Jingling Li, Jiangtao Xiong, Fu Huang, Fusheng Zhang and Syed Hamid Raza: Joining aluminum to titanium alloy by friction stir lap welding with cutting pin, MATERIALS CHARACTERIZATION, Vol.71 (2012), pp.1-5.

56) Jiulai Zhang: Synthesis of γ-TiAl foils and sheets by innovative reactive diffusion methods from elemental Ti and Al, Intermetallics, Vol.18 (2010), pp.2292-2300.

57) Y. Mishin and Chr. Herzig: OVERVIEW NO. 136 DIFFUSION IN THE Ti-Al SYSTEM, Acta mater., Vol.48 (2000), pp.589-623.

58) Woong H. Sohn, Ha H. Bong, Soon H. Hong: Microstructure and bonding mechanism of Al/Ti bonded joint using Al-10Si-1Mg filler metal, Materials Science and Engineering A, Vol.335 (2003), pp.231-240.

59) Y.C. Chen and K.Nakata: Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys, Materials and Design, vol.30 (2009), pp.469-474.

60) Chr. Herzig, T. Przeorski and Y. Mishin: Self-diffusion in γ-TiAl: an experimental study and atomistic calculations, Intermetallics, Vol.7 (1999), pp.389-404.

61) LEI Yu-cheng, ZHANG Zhen, NIE Jia-jun and CHEN Xi-zhang: Effect of Ti-Al on microstructures and mechanical properties of plasma arc in-situ welded joint of SiCP/Al MMCs, Trans. Nonferrous Met. Soc. China, Vol.18 (2008), pp.809-813.

62) Ren Jiangwei, Li Yajiang and Feng Tao: Microstructure characteristics in the interface zone of Ti/Al diffusion bonding, Materials Letters, Vol.56 (2002), pp.647-652.

63) T. Saeid, A. Abdollah-zadeh and B. Sazgari: Weldability and mechanical properties of dissimilar aluminum-copper lap joints made by friction stir welding, Journal of Alloys and Compounds, 490 (2010), pp.652-655.
64) A. Abdollah-zadeh, T. Saeid and B. Sazgari: Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminum/copper lap joints, Journal of Alloys and Compounds, 460 (2008), pp.535-538.
65) Y. Y. Zhao, D. Li and Y. S. Zhang: Effect of welding energy on interface zone of Al-Cu ultrasonic welded joint, Sci. Technol. Weld. Joining., 18-4 (2013), pp.354-360.
66) M. Akbari, P. Bahemmat, M. Haghpanahi and M. K. Besharati Givi: Enhancing metallurgical and mechanical properties of friction stir lap welding of Al-Cu using intermediate layer, Sci. Technol. Weld. Joining., 18-6 (2013), pp.518-524.
67) R. Heideman, C. Johnson and S. Kou: Metallurgical analysis of Al/Cu friction stir spot welding, Sci. Technol. Weld. Joining., 15-7 (2010), pp.597-604.
68) M. Weigl, F. Albert and M. Schmidt: Enhancing the ductility of laser-welded copper-aluminum connections by using adapted filler materials, Physics Procedia, Vol.12 (2011), pp.332-328.
69) A. Esmaeili, H.R. Zareie Rajani, M. Sharbati, M.K. Nesharati Givi and M. Shamanian: The role of rotation speed on intermetallic compounds formation and mechanical behavior of friction stir welded brass/aluminum 1050 couple, Intermetallics, Vol. 19 (2011), pp.1711-1719.
70) M. Weigl and M. Schmidt: Modulated laser spot welding of dissimilar copper-aluminium connections, In Proceedings of 4M/ICOMM conference 2009, Karlsruhe, (23.-25.09.2009), accepted PDF (Download).
71) M. Abbasi, A. Karimi Taheri and M.T. Salehi: Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process, Journal of Alloys and Compounds, 319 (2001), pp.233-241.
72) M. J. Torkamany, S. Tahamtan and J. Sabbaghzadeh: Dissimialar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd:YAG pulsed laser, Materials and Design, Vol. 31 (2010), pp.458-465.
73) M. Potesser, T. Schoeberl, H. Antrekowitsh and J. Bruckner: The Characterization of the Intermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Welding, EPD Congress 2006, TMS(The Minerals, Metals & Materials Society), (2006), pp.167-176.
74) Chengwu Yao, Binshi Xu, Xiancheng Zhang, Jian Huang, Jun Fu and Yixiong Wu: Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper-steel dissimilar joint, Optics and Lasers in Engineering, Vol.47 (2009),

pp.807-814.
75) Yoshiaki ARATA, Fukuhisa MATSUDA and Shoji HARADA: Electron Beam Welding of Carbon Steel and Titanium Sheets Using Ag Insert Metal, Transactions of JWRI, Vol.4, No.2 (1975), pp.71-75.
76) Osamu Ohashi, Kazuo Ei and Hirosada Irie: Diffusion Welding of SUS304 Stainless Steel to Titanium, Journal of Japan Welding Society, 13-3 (1995), 390-394 (in Japanese).
77) S. CHATTERJEE, T.A. ABINANDANAN and K. CHATTOPADHYAY: Microstructure development during dissimilar welding: Case of laser welding of Ti with Ni involving intermetallic phase formation, J MATER SCI. Vo.41 (2006), pp.643-652.
78) S. Chatterjee, T.A. Abinandanan and K. Chattopadhyay: Phase formation in Ti/Ni dissimilar welds, Materials Science and Engineering A, Vol.490 (2008), pp.7-15.
79) S. Chatterjee: Microstructure Development during Laser and Electron Beam Welding of Ti/Ni Dissimilar Joints, Department of Metallurgy Indian Institute of Science Bangalore, India ,July (2006).
80) http://en.wikipedia.org/wiki/Explosion_welding
81) 砂川重信訳：“ファインマン物理学”，岩波書店 (1979)，pp.53-63.
82) 黒沢達美：“物性論-固体を中心とした-”，裳華房 (1970)，pp.241-246.
83) 砂川重信：“量子力学の考え方　物理の考え方４”岩波書店 (1993)，pp.114-123.
84) 平田照二，“わかる半導体レーザの基礎と応用―レーザ･ダイオードの発光原理および諸特性とその展望（基礎研究シリーズ）”，CQ 出版，(2001).
85) 住村和彦，西浦匡則：“解説 ファイバーレーザー，基礎編”，オプトロニクス社，(2011).
86) H. Okamoto: “Fe-Zn (Iron-Zinc)”，Journal of Phase Equilibria and Diffusion, 28, 3, (2007), pp. 317-318.
87) Adolf Giesen: Thin Disk Lasers-Power scalability and bean quality, Laser Technik Journal, Vol.2, Issue 2 (2005), pp. 42-45.
88) V. Ashoori, M. Shayganmanesh and S. Radmard: Heat Generation and Removal in Solid State Lasers, An Overview of Heat Transfer Phenomena, InTech, Chapters published Oct. 31, (2012), ISBN 978-953-51-0827-6, http://dx.doi.org/10.5772/2623, pp,341-376.
89) D. Marcuse: “Gaussian approximation of the fundamental modes of graded-index fibers”，J. Opt. Soc. Amer., 68, 1978, pp. 103-109.
90) A. Galvanauskas: High Power Fiber Lasers, Optics & Photonics News, July

2004, pp.42-47
91) H SHAMOTO and K. MIKAME: The feature of High Power Single Mode Fiber Laser Processing, Proceedings of the 72nd Laser Materials Processing Conference, Japan Laser Processing Society, (2009,12), pp.31-34.
92) Geoff Shannon: Processing Advantages of Single-Mode Fiber Lasers, http://weldingdesign.com/processes/processing-advantages-single-mode-fiber-lasers, May 13, 2013.
93) Yousuke Kawahito, Naoyuki Matsumoto, Youhei Abe and Seiji Katayama: Relationship of laser absorption to keyhole behavior in high power fiber laser welding of stainless steel and aluminum alloy, Journal of Materials Processing Technology, Vol.211 (2011), pp.1563-1568.
94) Hideyasu SHAMOTO, Kazuhisa MIKAME: The feature of High Power Single Mode Fiber Laser Processing, Proceedings of the 72nd Laser Materials Processing Conference, (2009), pp.31-34.
95) 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.
96) 坂元宏規，樽井大志，森清和：自動車産業におけるレーザ応用，LMP シンポジウム 2008　最新の高出力レーザの現状とその応用 (2008).
97) 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).
98) 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.
99) 石出　孝：重工業におけるレーザ加工の適応，2004LMP シンポジウム レーザ溶接の高品質化と新展開 (2005).
100) 森　清和：テーラードブランク溶接へのインプロセスモニタリング技術の開発と適用，特集-レーザ加工適用の現状，(1997), pp. 92-97.
101) 木村　定彦, レーザ溶接インプロセスモニタリン, 溶接学会誌, Vol.69, No. 4, (2000), pp. 335-339.
102) 高橋　邦充 ： レーザ溶接モニタリングの最近の動向，軽金属溶接，Vol. 41, No. 3, (2003), pp. 106-113.
103) 森　清和 ： 自動車のレーザ溶接におけるモニタリング，溶接学会誌，Vol. 72, No. 4, (2003), pp. 260-263.
104) P. Abels, S. Fujinaga, S. Kaierle, S. Katayama, C. Kratzsch, A. Matsunawa, K. Miyamoto, J. Petereit and R. Poprawe: Correlation of Process Monitoring with X-ray Observation of CO_2 Laser Beam Welding, Proc. International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing 2003, (2003), pp. 339-343.

105) S. H. Baik, M. S. Kim, S. K. Park, C. M. Chung, C. J. Kim and K. J. Kim: Process Monitoring of Laser Welding Using Chromatic Filtering of Thermal Radiation，Proc. Meas. Sci. Technol., Vol. 11, (2000), pp. 1772-1777.

106) 門屋輝慶：スキャナー溶接技術，レーザ加工学会誌 Vol.11, No.2 (2004), pp. 20-24.

107) S. Katayama and Y. Kawahito: Visualization of Welding Phenomena with High Speed Video Camera and X-Ray Transmission Real-Time Observation System, 高温学会誌, Vol.33, No.3 (2007), pp.118-127 (in Japanese).

108) A. Matsunawa, N. Seto, J.D. Kim, M. Mizutani and S. Katayama: Observation of Keyhole and Molten pool Behaviour in High Power Laser Welding-Mechanism of Porosity Formation and Its Suppression Method-, Trans. JWRI, Vol.30, No.1 (2001), pp.13-27.

109) A. Matsunawa, J.D. Kim, N. Seto, M. Mizutani and S. Katayama: Dynamics of keyhole and molten pool in laser welding, Journal of Laser Applications, Vol.10, No.6(1998), pp.247-254.

110) S. Katayama, Y. Kawahito and M. Mizutani : Elucidation of laser welding phenomena and factors affecting weld penetration and welding defects, Physics Procedia, Vol.5 (2010), pp.9-17.

111) S. Katayama, Y. Kobayashi, M. Mizutani and A. Matsunawa: Effect of vacuum on penetration and defects in laser welding, Journal of Laser Applications, Vol.13, No.5 (2001), pp.187-192.

112) N. Seto, S. Katayama and A. Matsunawa: High-speed simultaneous observation of plasma and keyhole behavior during high power CO_2 laser welding: Effect of shielding gas on porosity formation, Journal of Laser Applications, Vol.12, No.6 (2000), pp.245-250.

113) Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama: Optical Interaction between Laser Beam and Induced Plume in the Ultra-High Power Density Fiber Laser Welding of Stainless Steel, Trans. JWRI, Vol.37, No.2 (2008), pp.19-25.

114) D. J. Chakrabarti, D. E. Laughlin, S. W. Chen, Y. A. Chang: “Binary Alloy Phase Diagrams”, ed. by Thaddeus B. Massalski, ASE International, Materials Park, Ohio, Vol.2, (1990), pp. 1442-1446.

115) Swartzendruber, L.J.& Itkin, V.P.& Alcock, C.B., Massalski, T.B.& Okamoto, H. (Eds.) : Binary Alloy Phase Diagrams, vol. 2, (1990), second ed., p.1735-1738.

116) QING CHEN and ZHANPENG JIN: The Fe-Cu System: A Thermodynamic Evaluation, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, Vol.26A, FEB.(1995), pp.417-426.

117) Murray J.L: Al-Cu (Aluminum-Copper), Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd. ed., Vol. 1, ed. T. B.Massalski, American Society for Metals, (1990), pp. 141-143.
118) Singleton, M. F., J. L. Murray, and P. Nash: Al-Ni (Aluminum-Nickel), in Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd ed., ed. T. B. Massalski, ASM International, Metals Park, OH, (1990), pp. 181-184.
119) Spencer P.J.: Development of Thermodynamic Databases and Their Relevance for the Solution of Technical Problems, Z. Metallkd., Vol. 87, (1996), pp. 535-539.
120) U. R. Kattner: Binary Alloy Phase Diagrams, 2nd ed., vol. 1, ed. by T. B. Massalski, American Society for Metals, (1990), pp. 147-149.
121) Murray J.L: Cu-Ti (Copper-Titanium), Binary Alloy Phase Diagrams, II Ed., Ed. T.B. Massalski, Vol. 2, (1990), pp. 1494-1496.
122) Bellen P., Kumar K.C.H., Wollants P.Z.: Z. Metallkd, Vol. 87, (1996), pp. 972-978.
123) Murray J.L: Fe-Ti (Iron-Titanium), Binary Alloy Phase Diagrams, II Ed., Ed. T.B. Massalski, Vol. 2, (1990), pp. 1783-1786.
124) NIST Atomic Spectra Database, http://www.nist.gov/pml/data/asd.cfm

本研究に関連した掲載論文

1. Su-Jin Lee, Seiji Katayama Yousuke Kawahito, Keisuke Kinoshita and Jong-Do Kim: Weldability and keyhole behavior of Zn-coated steel in remote welding using disk laser with scanner head, Journal of Laser Applications, Vol.25, No.3 (2013), 032008(1-5).
2. 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.
3. 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.
4. Su-Jin Lee, Seiji Katayama and Jong-Do Kim: Weldability of SUS304 and Ti Dissimilar Welds with Various Welding Speed using Single Mode Fiber Laser, Journal of The Korean Welding and Joining Society, Vol.31, No.5 (2013), pp. 54-61.
5. Su-Jin Lee, Yousuke Kawahito, Jong-Do Kim and Seiji Katayama: Microstructural behavior on weld fusion zone of Al-Ti and Ti-Al dissimilar lap welding using single-mode fiber laser, Journal of the Korean Society of Marine Engineering, under the review.
6. Su-Jin Lee, Makoto Takahashi, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: Microstructure Evolution on Weld Fusion Zone in High Speed Dissimilar Welding of Ti and Al, Materials and Design, under the review.

本研究に関連した学内誌寄稿論文

1. LEE Su-Jin, KATAYAMA Seiji, KAWAHITO Yousuke and KINOSHITA Keisuke: Weldability and Keyhole Behavior in Remote Welding of three Zn-Coated Steel Sheets, Transactions of JWRI, Vol.42, No.1 (2013), pp. 11-15.
2. LEE Su-Jin, NAKAMURA Hiroshi, KAWAHITO Yousuke, KATAYAMA Seiji: Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of Single-Mode Fiber Laser Lap-Welded Joint in Ti and Al Dissimilar Metals, Transactions of JWRI, Vol.42, No.1 (2013), pp. 17-21.

本研究に関連した国際･国内会議発表

1. Su-Jin Lee, Yousuke Kawahito, Jong-Do Kim and Seiji Katayama: Microstructural behavior on weld fusion zone of Al-Ti and Ti-Al dissimilar lap welding using single-mode fiber laser, Symposium Proceedings ISMT 2013, OCT.22-25 (2013), Busan, Korea, pp. 143-148.
2. Su-Jin Lee, Hiroshi Nakamura, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: Microstructural and Mechanical Properties of Cu and Al Dissimilar High-Speed Welding, LAMP 2013 The 14th International Symposium on Laser Precision Microfabrication, July 23-26 (2013), Niigata, Japan, pp. 216.
3. Su-Jin Lee, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: Microstructural and Mechanical Properties of Dissimilar High-speed Welding, MDJ2013 1st Japan-Taiwan workshop on Materials Design and Joining, May 23-24 (2013), Osaka, Japan, pp. 32.
4. 李　修眞，片山 聖二，川人 洋介 : Al-Ti および Al-Cu のレーザ重ね溶接性、平成 25 年度レーザ溶接委員会，(2013).
5. Su-Jin Lee, Hiroshi Nakamura, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: Laser Lap Weldability of Dissimilar Ti and Al Sheets at Ultra-High Speed, Visual-JW2012, pp.77-78.
6. 李　修眞，中村　浩，川人 洋介，片山 聖二：シングルモードファイバーレーザによる Ti と Al の異材溶接の機械的性質，溶接学会全国大会講演概要，第 91 集(2012-9)，pp. 36-37.
7. Su-Jin Lee, Hiroshi Nakamura, Yousuke Kawahito and Seiji Katayama: Weldability of Ti and Al Dissimilar Welding Using Single-Mode Fiber Laser, LPM2012 The 13th International Symposium on Laser Precision Microfabricaion, June 12-15, (2012), Washington DC, USA, pp. 179
8. Su-Jin Lee, Seiji Katayama Yousuke Kawahito, Keisuke Kinoshita and Jong-Do Kim: Weldability and keyhole behavior of Zn-coated steel in remote welding using disk laser with scanner head, International Welding/Joining Conference-Korea2012 IWJC-Korea 2012, May 8-11 (2012), pp. 103.
9. 李　修眞，川人 洋介，片山 聖二，木下　圭介：ディスクレーザによる亜鉛めっき鋼板の高速度リモート溶接性，溶接学会全国大会講演概要，第 89 集 (2011-9)，pp. 398-399.