

Title	コールドスプレー皮膜を中間層として利用した高張力鋼とアルミニウム合金のレーザー接合に関する研究
Author(s)	前田, 恭兵
Citation	大阪大学, 2024, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/96057
rights	
Note	

Osaka University Knowledge Archive : OUKA

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

Osaka University

博士学位論文

コールドスプレー皮膜を中間層として
利用した高張力鋼とアルミニウム合金
のレーザー接合に関する研究

前 田 恭 兵

2024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	緒言	1
1.1.	自動車における車体軽量化	1
1.2.	自動車のマルチマテリアル化	2
1.3.	マルチマテリアル車体における接合課題	3
1.4.	レーザを利用した異種金属接合	6
1.4.1.	レーザ加工	6
1.4.2.	自動車におけるレーザ加工および品質管理	8
1.4.3.	鋼とアルミニウムのレーザ溶接の現状	9
1.5.	コールドスプレー皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザ接合	11
1.6.	本研究の目的および構成	15
第2章	コールドスプレー皮膜を中間層として利用した高張力鋼とアルミニウム合金のレーザ接合の検討	25
2.1.	はじめに	25
2.2.	実験方法	27
2.2.1.	コールドスプレー	27
2.2.2.	レーザ溶接	30
2.3.	実験結果および考察	32
2.3.1.	コールドスプレー皮膜の気孔率および皮膜中に含まれるガス成分量	32
2.3.2.	コールドスプレー皮膜-アルミニウム界面の組織および皮膜の密着強度	33
2.3.3.	開発法の継手特性	34
2.4.	本研究の目標および課題	39
2.5.	まとめ	40
第3章	ポロシティ発生機構の解明	44
3.1.	はじめに	44
3.2.	実験方法	44
3.2.1.	リアルタイム X 線透過撮影	44
3.2.2.	ポロシティ中のガス分析	47
3.3.	実験結果および考察	48
3.3.1.	ポロシティの生成挙動	48
3.3.2.	ポロシティ中のガス成分	49
3.4.	まとめ	50

第4章	ポロシティを低減するための制御技術の開発	52
4.1.	はじめに	52
4.2.	実験方法	54
4.2.1.	ポロシティ低減アイデアの検証	54
4.2.2.	ポロシティ低減条件における気泡排出機構の検証	56
4.3.	実験結果および考察	58
4.3.1.	ポロシティ発生へおよぼす走査速度およびアルミニウムへの溶込みの影響	58
4.3.2.	ポロシティ低減条件における気泡排出および湯流れの挙動	65
4.4.	まとめ	67
第5章	継手強度と皮膜特性の関係の明確化	72
5.1.	はじめに	72
5.2.	実験方法	74
5.2.1.	コールドスプレー	74
5.2.2.	レーザー溶接	77
5.3.	実験結果および考察	80
5.3.1.	継手強度へおよぼす密着強度の影響	80
5.3.2.	継手強度へおよぼす皮膜厚さの影響	87
5.4.	まとめ	93
第6章	結言	96
	謝辞	100
	業績目録	101

第1章 緒言

1.1. 自動車における車体軽量化

世界的に脱炭素社会の実現に向けた取組が推進されており，欧米や日本では2050年カーボンニュートラル（CN）を目指すとしている¹⁾。Fig. 1.1 および 1.2 は代表的な輸送機の走行時におけるCO₂排出量およびその総排出量に対する割合を示す²⁾。自動車は鉄道や船舶と比較して，単位輸送量（輸送した貨物の重量に輸送した距離を乗じたもの）あたりのCO₂排出量が多く，日本における総排出量の約15%を占める。自動車が地球温暖化に与える影響は大きく，より一層のCO₂低減が求められている。

エンジン駆動車における走行中のCO₂排出量を低減することは，すなわち燃費を向上させるということである。低燃費化は1970年代の第一次および第二次オイルショックを契機に急速に進んだ。燃費はエンジン性能や走行時の空気抵抗，転がり抵抗などに影響されるが，車体重量とも密接に関連しており，100 kgの重量低減により燃費は1 km/L 向上すると言われている³⁾。自動車の大半は鋼製部品で構成されているが，1990年代に入り，CAFE（Corporate Average Fuel Efficiency）規制が強化されたことを契機に，部品板厚を低減することができる高張力鋼の使用比率が増加した。2000年までは引張強度が590 MPa級の高張力鋼が主流であったが，近年では980~1470 MPa級鋼が使用されており⁴⁾，一部車種において1800 MPa級鋼も実用化されている⁵⁾。

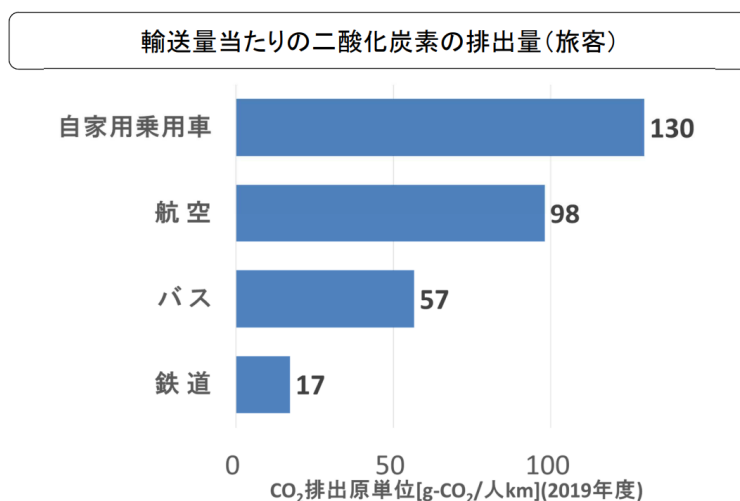


Fig. 1.1 Comparison of CO₂ emissions among various kinds of transportation²⁾.

運輸部門における二酸化炭素排出量

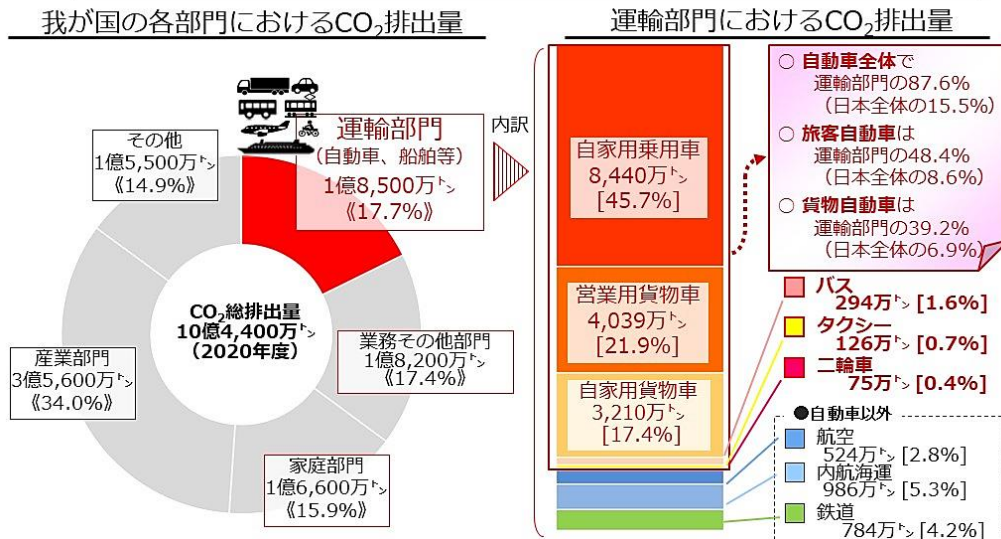


Fig. 1.2 Percentages of CO₂ emissions from various kinds of transportation in total emissions in Japan²⁾.

車体軽量化を実現する別の手段として、アルミニウムの適用も進められてきた。車体材料として鋼を用いる場合、プレス成形により部品を作製するのが主流であるが、アルミニウムの場合、プレスだけでなく、押出や鋳造、鍛造など成形法が多岐にわたることが特徴である。プレス品はフードやドアなどの蓋物部品、押出品はバンパーレインフォースやドアビームなどの補強部品、鋳造品はショックタワー（ストラットハウジング）やサブフレームなどの複雑な形状の部品、鍛造品はサスペンションなど高い信頼性が要求される部品に対して主に採用されている⁶⁻⁸⁾。また、近年モーターのみで走行する電気自動車（Electric Vehicle, EV）が急速に普及しつつあるが、エンジン駆動車と同様に軽量化のニーズは高い。EVは走行時のCO₂排出がなく、環境負荷が小さい一方で、エンジン車と同等の航続距離を確保するためには60~100 kWhレベルの大容量電池を搭載する必要がある⁹⁾。そのような場合、全長5 m程度の比較的大きい車では総重量が2トン超となり、駆動に要するエネルギーが増加するため、電力消費率(単位走行距離あたりの電力消費量)が高くなり、EVのポテンシャルを最大限に発揮することが難しい¹⁰⁾。そのため、バッテリーを含む車体全体での軽量化がEVにおける課題のひとつとなっている。

1.2. 自動車のマルチマテリアル化

車体軽量化の観点では、アルミニウムは鋼よりも適した材料と考えられるが、コストが鋼

と比較して約 5 倍と高く¹¹⁾, 高級車以外では積極的に利用するのが困難である。それゆえ, 鋼とアルミニウム, さらにはマグネシウムや樹脂などの軽量材料を, 求められる衝突安全性やコストに合わせて適材適所で配置する“マルチマテリアル構造”が普及している。Fig. 1.3 は代表的なマルチマテリアル車における車体材料の構成比率を示す¹²⁻¹⁴⁾。車種によって材料構成は異なるが, アルミニウムが重量比で 60%以上使用されたケースもある。全長 5 m 程度の比較的大きい車の場合, 鋼メインの構造と比較してアルミニウムを多用したマルチマテリアル構造のほうが, 衝突性能や剛性を確保しつつ, 高い軽量化効果を得られるとの試算結果もある¹⁵⁾。

1.3. マルチマテリアル車体における接合課題

マルチマテリアル車体製造における大きな課題のひとつとして接合が挙げられる。鋼製部品同士の接合では主に抵抗スポット溶接やアーク溶接などの溶融溶接が用いられる¹⁶⁾。しかしながら, 異種金属同士を溶融溶接で接合することは困難である。Fe と Al の平衡状態図を Fig. 1.4 に示す¹⁷⁾。約 400°C 以上において Al は Fe 中へ拡散するが¹⁸⁾, この温度域における Fe 中への Al の最大固溶量は約 30wt% であり, これ以上の Al が存在する場合は金属間化合物 (Intermetallic Compound, IMC) 層を形成する。IMC のうち, Al に対して Fe の組成比が大きい FeAl や Fe₃Al などの Fe-rich IMC はビッカース硬さが 300~600 Hv であるのに対




Car	wt%			
	Steel	Aluminum	CFRP	others
AUDI Q7 	48	52	-	-
Cadillac CT6 	38	62	-	-
BMW 7 SERIES 	66	26	3	5

Fig. 1.3 Percentages of materials in representative multi-material cars (author originally made this figure based on data of presentation materials¹²⁻¹⁴⁾).

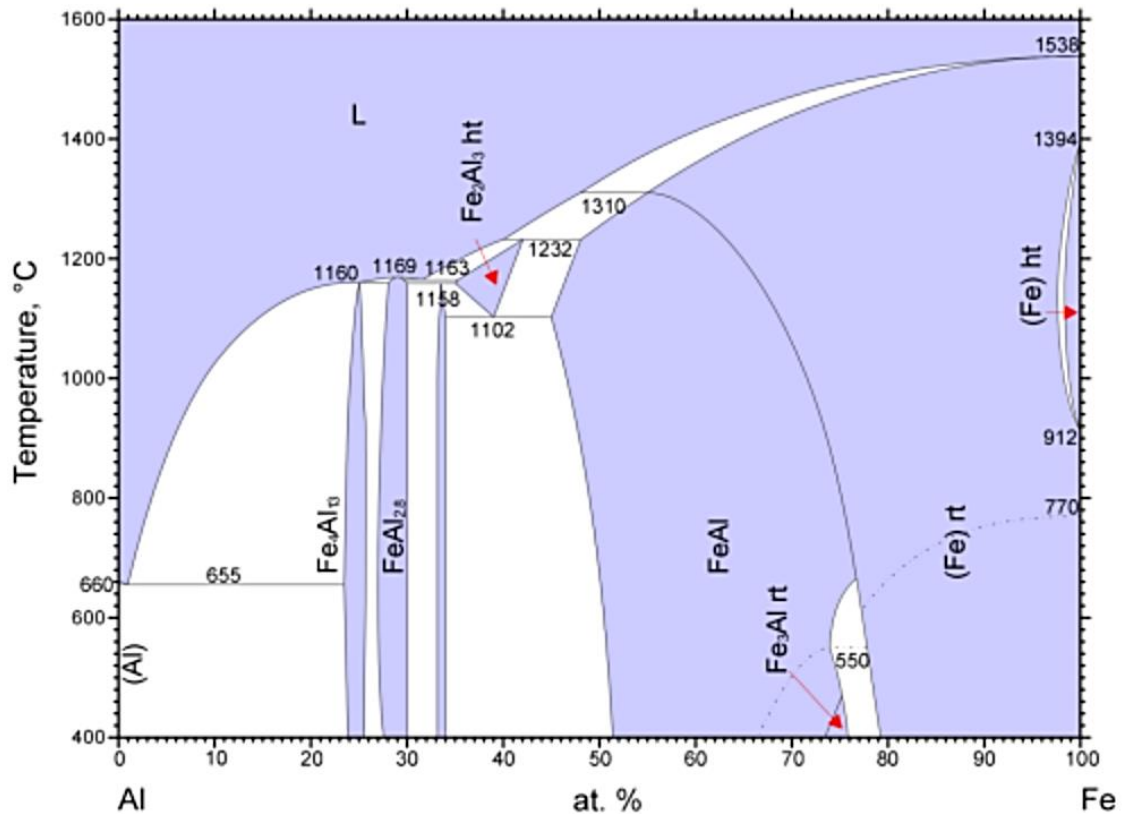


Fig. 1.4 Fe-Al phase diagram¹⁷⁾.

し、Fe に対して Al の組成比が大きい Fe_2Al_5 や $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ などの Al-rich IMC のビッカース硬さは約 1000 Hv と Fe-rich IMC の 1.5~3.0 倍高い値であり、非常に脆い¹⁹⁻²⁰⁾。鋼とアルミニウムを熔融溶接で接合する場合、これら金属は IMC 層を介して接合される。前述の Al-rich IMC は Fe-rich IMC と比較して生成の自由エネルギーが低く、ほぼ不可避免的に生成するが²¹⁾、このような脆性的な組織は継手へ荷重が付加された際にき裂の起点となりやすく、低荷重で破断を生じる²²⁻²³⁾。自動車の接合部には様々な荷重成分が複合して負荷されるが、せん断および剥離強度を規定値以上とすることで接合部の品質を担保するのが一般的である。鋼とアルミニウムの熔融溶接ではこれら強度を得にくく²⁴⁾、骨格部品など高い継手性能が要求される部位に適用することは困難である。

そのため、現在では接合部を熔融させない機械締結を用いるのが主流となっている。最も普及している接合法は Fig. 1.5 に示す Self-Piercing Rivet (SPR) と Flow Drill Screw (FDS) であり、いずれも重ね接合のみに対応している。SPR はパンチとダイを使用してリベットを被接合体へ打ち込む接合法であり、近年では高張力鋼を含む板組に対しても適用可能とな

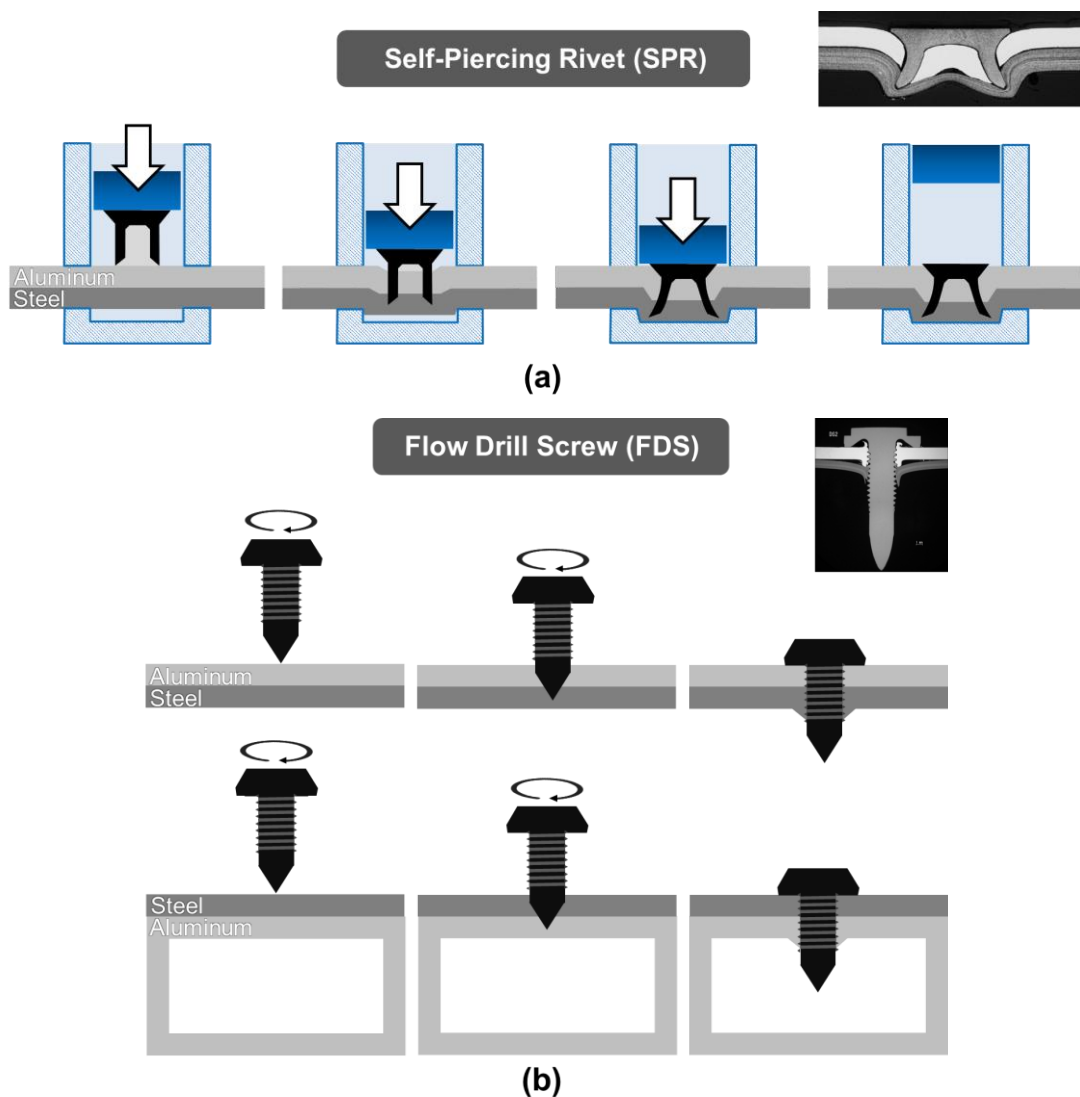


Fig. 1.5 Process flows of (a)SPR, (b)FDS.

っている。一方で、アルミニウム押出材のような中空部品に対しては、パンチやダイを空間内部に挿入するのが困難となり、使用できない場合がある。このような材料に対しては、タッピングネジを用いて片側からアクセス（以下片側アクセスと記載する）して接合する FDS が用いられる。FDS は高い強度を安定して得られる反面⁹⁾、消耗品となるネジが高価であることに加え、SPR と比較して 1 点あたりの接合に要する時間が 2 ~ 4 倍長く、接合に要するコストが高くなること²⁵⁻²⁶⁾、高張力鋼に対しては下穴を設ける必要があり、工程が増えること⁹⁾、接合部でネジの頭部と軸部が共に飛び出すためフラットな面を得られないことなど種々の課題がある。しかしながら、自動化可能な片側アクセスの接合法は限られ、現状高張力鋼とアルミニウム押出材の接合では FDS を使用するのが一般的となっている。代表的な

マルチマテリアル車における SPR と FDS の使用量を Fig. 1.6 に示す¹²⁻¹⁴⁾。車種によって異なるが、1 台の車につき SPR は数千点、FDS は数百点利用されている。

1.4. レーザを利用した異種金属接合

CN を達成するためには、さらなる車体軽量化が必要になると想定され、高張力鋼とアルミニウム押出材の適用は増加すると推定される。その際、これら材料の接合コストの低減は重要課題になると考えられる。そこで、FDS より安価な接合手段を実現するため、本研究では片側アクセスかつ高速で接合が可能なレーザー溶接に注目した。レーザー溶接は板厚 1 mm の鋼板同士の突合せ溶接において溶接速度 6 m/min での施工が可能であり、同じ片側アクセスの熔融溶接であるアーク溶接やプラズマ溶接と比較してその速度は 5 倍以上である²⁷⁾。さらに、溶接ワイヤーやシールドガス、電極などを用いる必要がないため、接合コストを抑えることができる。

1.4.1. レーザ加工

レーザーは電磁波であり、金属に照射すると表面の自由電子がレーザーの電界により振動し、格子振動を誘起することで熱が生じる。レーザーの強度（パワー密度） I は電界の大きさ $|E_0|$ を用いて式(1)のように表される。

$$I = \frac{\epsilon_0 n c}{2} |E_0|^2 \quad (1)$$




Car	SPR	FDS
AUDI Q7 	2855	604
Cadillac CT6 	357	745
BMW 7 SERIES 	606	154

Fig. 1.6 Usage of SPR and FDS in representative multi-material cars (author originally made this figure based on data of presentation materials¹²⁻¹⁴⁾).

ここで、 ϵ_0 は誘電率、 n は屈折率、 c は光の速度である。パワー密度はレーザ加工における重要なパラメータのひとつであり、加工に応じて適切な値が異なる。パワー密度と各種加工の関係を Fig. 1.7 に示す²⁸⁾。産業界でよく用いられる波長が近赤外領域にあるレーザでは、熱加工の場合は $10^4 \sim 10^8 \text{ W/cm}^2$ 、アブレーション加工の場合は $10^8 \sim 10^{14} \text{ W/cm}^2$ がパワー密度の目安である。溶接は前者に含まれ、パワー密度が $10^4 \sim 10^5 \text{ W/cm}^2$ の領域では Fig. 1.8(a) に示す材料の蒸発をほとんど伴わない熱伝導型の溶融が生じる。この場合溶込みは浅く、幅の広い溶接ビードが生成する。パワー密度が 10^5 W/cm^2 以上の領域になると材料の蒸発が起こり、その反跳圧により Fig. 1.8(b) に示すようなレーザ照射部にキーホールと呼ばれる深い穴が生じる。レーザはキーホール内壁で多重反射を繰り返しながら底部へ向かって移動し、その過程で材料に吸収される。これにより、熱伝導型と比較してレーザが多く吸収され、より深い溶込みを得ることが可能となる。

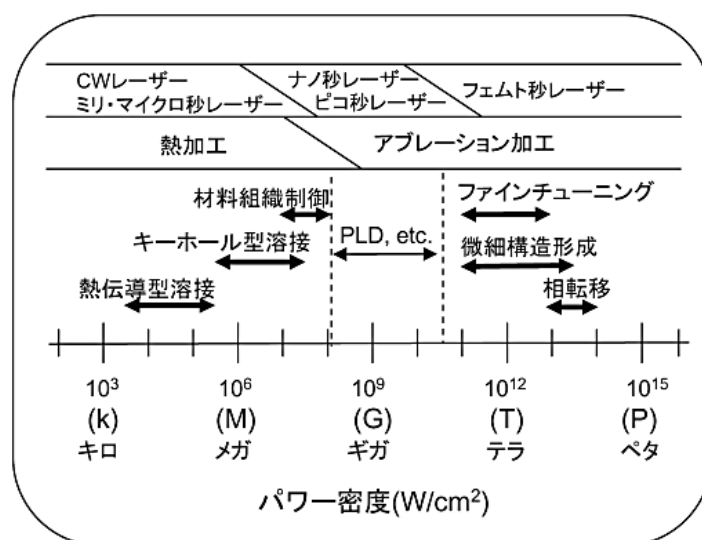


Fig. 1.7 Influence of power density on various kinds of laser processing²⁸⁾.

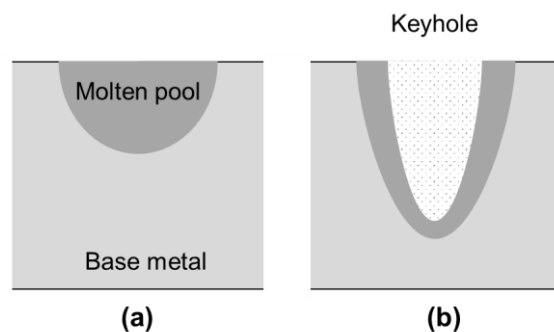


Fig. 1.8 Schematic illustrations of (a) conduction, (b) keyhole mode welding.

キーホール型溶接における深い溶込みは、キーホール形成による吸収率向上だけでなく溶融池内の湯流れも寄与することが示されている²⁹⁾。湯流れは主に蒸発の反跳圧や溶融池内における温度の差異に起因した表面張力（マランゴニ力）、浮力が相互作用することで形成されると考えられており³⁰⁻³¹⁾、板組や溶接条件により変化する。川人らはWC球をレーザーとして使用したリアルタイムX線透過撮影により、溶接速度よりも平均で3倍程度、最大1桁速い湯流れが溶融池内に形成され、これにより溶融池内における短時間での熱輸送が可能となることを明らかにしている²⁹⁾。さらに、キーホール周囲では溶融池底部に向かう湯流れが観察されており、これらは沸点付近の高温の溶融金属を運ぶことから、深溶込みに寄与していると考えられている²⁹⁾。

さらに、湯流れはポロシティやスパッタの発生にも影響することが報告されている^{29, 32-36)}。ポロシティはFig. 1.9(a)に示すような溶接金属内に形成される気孔欠陥である。レーザー溶接におけるポロシティは、①溶接時に溶融池内部へ侵入した母材ないし雰囲気中ガスの凝固界面でのトラップ³²⁻³³⁾、②キーホール崩壊³⁷⁻⁴¹⁾により生成すると考えられている。ガスは気泡となって溶融池内を移動するが、溶融池底部から表面へ向かう強い湯流れが存在する場合は外部へ排出され、ポロシティがほとんど発生しない³⁷⁾。

スパッタは溶融池の表面から分離した金属粒子が飛散したものであり、Fig. 1.9(b)に示す溶接金属のへこみであるアンダーフィルを誘発する。スパッタの発生する条件下ではキーホール口付近において比較的速い湯流れが生じており、これにより金属粒子が飛散しやすくなると考えられる。

このように、キーホール型溶接ではキーホールおよび溶融池内の湯流れが各種現象と密接に関わっており、これらの挙動を把握することが現象理解において極めて重要である。

1.4.2. 自動車におけるレーザー加工および品質管理

高い生産性が求められる自動車の製造では、高速溶接で溶込みを得やすいキーホール型



Fig. 1.9 Representative welding defects: (a) porosity, (b) underfill.

溶接が利用されている⁴²⁻⁴⁴⁾。しかしながら、キーホールは本質的に不安定であり、アスペクト比が多くなるほどその不安定性は大きくなる³⁷⁾。また、先述の通り、キーホールの崩壊に伴いポロシティなどの溶接欠陥が誘発されることがある^{32-33,38-41)}。ポロシティやアンダーフィルは継手特性を低下させることから、自動車製造ではこれら溶接欠陥が許容範囲内の発生量となるような溶接条件の選定に加え、目視や断面観察、インラインモニタリングなどの検査をおこなうことで溶接部の品質を保証している⁴⁵⁻⁴⁶⁾。

1.4.3. 鋼とアルミニウムのレーザー溶接の現状

自動車製造における高張力鋼とアルミニウム押出材の接合には FDS を用いるのが主流であり、レーザー溶接を用いた事例はこれまでにない。レーザー溶接の実生産への適用可否を判断するにおいて、FDS 同等の継手強度を得られるかが重要になると考えられる。先行研究において、板厚 1.0 ~ 1.6 mm、母材強度 0.6 ~ 1.5 GPa 級の高張力鋼と板厚 3.0 mm のアルミニウム合金の板組における FDS 継手のせん断引張強度は 6 ~ 10 kN と報告されている⁴⁷⁾。他方、板厚 1.4 mm、母材強度 1.5 GPa 級の高張力鋼と板厚 3.0 mm のアルミニウム合金の板組におけるレーザー溶接継手のせん断引張強度は 3.9 kN であり⁴⁸⁾、レーザー溶接の実用化には継手強度の大幅な改善が必要である。

1.3.で述べた通り、鋼とアルミニウムの溶融溶接において高い継手強度を得るためには Al-rich IMC の生成を抑制する必要がある。レーザー溶接は入熱制御が容易であり、IMC 層厚さを低減できる可能性があることから、これまで多数の検討がなされてきた。なお、本論文における IMC 層厚さは、Al-rich IMC と Fe-rich IMC を合わせた厚さを示す。

Table 1.1 に鋼-アルミニウムのレーザー溶接に関する先行研究を示す。いずれの研究においても鋼側からレーザーを照射し溶接をおこなっているが、これは過度なアルミニウムの溶融による IMC 層の生成を抑えるためと考えられる。Rathod らは、IMC 層厚さの低減に伴い、IMC 層全体に占める Al-rich IMC の割合が低減することを明らかにしている⁴⁹⁾。IMC 層厚さをおおよそ 10 μm 以下とした場合に良好な継手強度を得られることが示されている^{18, 49-50, 54-55, 58-59, 61)}。また、継手強度に対しては IMC 層厚さのみならず、接合面積が大きく影響することも明らかとなっている⁵²⁻⁵⁵⁾。アルミニウムの溶融量が多い場合、溶接金属や IMC 層内に割れやポロシティが生じることも示されている⁵²⁻⁵⁶⁾。

Table 1.1 Previous research concerning laser lap-welding of steel to aluminum.

Authors	Upper sheet (laser irradiation side)	Lower sheet	Insert material	IMC layer thickness
Yuce <i>et al.</i> ⁵⁰⁾	DP 600 0.8 mm	6082-T6 1.0 mm	-	5 ~ 80 μm
Cui <i>et al.</i> ⁵¹⁾	Q235 1.5 mm	6061 1.5 mm	-	5 ~ 10 μm
Sierra <i>et al.</i> ⁵²⁾	DC04 1.0 mm	6000 series aluminum 1.2 mm	-	5 ~ 25 μm
Yang <i>et al.</i> ⁵³⁾	SUS316L 0.8 mm	1060 0.8 mm	-	No mention
Yang <i>et al.</i> ⁵⁴⁾	AISI304 2.0 mm	6061 2.0 mm	-	5 ~ 90 μm
Jaber <i>et al.</i> ⁵⁵⁾	IF steel 1.0 mm	1050 3.0 mm	-	3 ~ 11 μm
Ezazi <i>et al.</i> ⁵⁶⁾	SUS304 1.0 mm	5083 3.0 mm	Flux	No mention
Rathod <i>et al.</i> ⁴⁹⁾	Carbon steel 0.5 mm	5052-O 1.0 mm	Flux	~ 20 μm
Kutsuna <i>et al.</i> ¹⁸⁾	Carbon steel 0.5 mm	5052-O 1.0 mm	Flux	~ 20 μm
Meco <i>et al.</i> ⁵⁷⁾	XF350 2.0 mm	5083-H22 6.0 mm	-	5 ~ 20 μm
Indhu <i>et al.</i> ⁵⁸⁾	DP 600 2.5 mm	AA 6061 3.0 mm	-	3 ~ 13 μm
Pardel <i>et al.</i> ⁵⁹⁾	DC04 1.0 mm	6111-T4 1.0 mm	-	5 ~ 35 μm
Lee <i>et al.</i> ⁶⁰⁾	SPCC 1.0 mm	A6111-T4 1.2 mm	-	1.5 ~ 5 μm
Borrisutthekul <i>et al.</i> ⁶¹⁾	DP 590 1.2 mm	A6022-O 1.6 mm	-	~ 50 μm
Chen <i>et al.</i> ⁶²⁾	SUS201 1.0 mm	5052 1.0 mm	Ni foil	20 μm
Chen <i>et al.</i> ⁶³⁾	Q235 1.0 mm	5052 1.0 mm	Cu foil	30 μm
Long <i>et al.</i> ⁶⁴⁾	DC04 1.0 mm	6016 1.0 mm	Ni, Si, Zn powder	No mention
Wang <i>et al.</i> ⁶⁵⁾	Q235 1.8 mm	6061 4.0 mm	Al5Si foil	2 ~ 60 μm
Takemoto <i>et al.</i> ⁶⁶⁾	IF steel 1.0 mm	6061 1.0 mm	Zn filler	~ 50 μm

Al-rich IMC の硬さを低減するため、中間材料を鋼とアルミニウム間に挿入し、IMC 層の組成を制御した研究事例もある。Chen らは、Ni や Cu 箔を挿入しレーザ溶接することで IMC 層の硬さが低減し、金属箔を利用しない場合と比較して継手強度が向上することを報告している⁶²⁻⁶³⁾。他の中間材料として、金属粉末やはんだを利用した例もある⁶⁴⁻⁶⁶⁾。

このように、IMC 層の厚さや組成、さらには接合面積を制御することで、鋼とアルミニウムのレーザ溶接における継手強度が改善可能である。一方、わずかな溶接条件の変化により継手強度が大きく変化することが報告されている⁵¹⁻⁵³⁾。自動車製造では加工ヘッドに付属する保護ガラスの汚染等により、加工点でのパワー密度が 10 ~ 20%変動し得る⁴⁶⁾。そのため、既存のレーザ溶接技術では安定して高い継手強度を得ることは極めて困難と考えられる。最近の研究において、ビームプロファイル制御をおこなうことで、IMC 層厚さを 10 μm 未満に抑制できる可能性が示されている⁵⁵⁾。至近ビームプロファイル制御は注目されている技術であり、今後広く普及する可能性があると思定される。しかしながら、ビームプロファイル制御により IMC 層が低減するメカニズムや最適なプロファイルに関しては完全には明らかとなっておらず、本技術の実用化には時間を要すると考えられる。

1.5. コールドスプレー皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザ接合

本研究では、高張力鋼とアルミニウム合金のレーザ溶接品質を早期に改善することを狙って、自動車製造における既存のレーザ溶接技術であるキーホール型溶接を利用しながらも、IMC 層の生成を制御可能な新規接手法を検討する。

Fig. 1.10 に本研究で検討する接合法を示す。このプロセスでは中間層を鋼とアルミニウム間に設け、鋼と中間層をレーザ溶接し、中間層とアルミニウムは別の手法で強固に接合することで、間接的に鋼とアルミニウムを接合する。中間層は鋼とのキーホール型溶接において安定して高品質な溶接金属を形成する観点から、鉄系材料とする。レーザ溶接において十分な接合強度を得るためには、溶込み深さが 0.5 mm 以上必要なことが報告されていることか

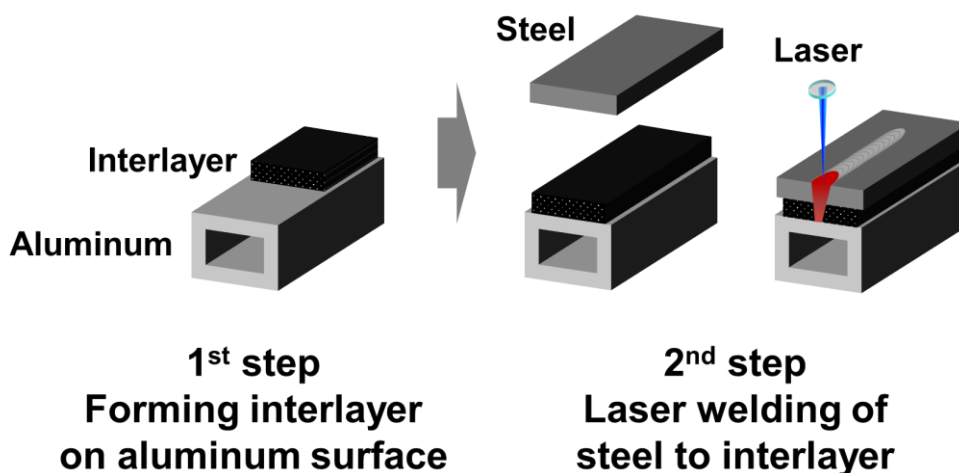


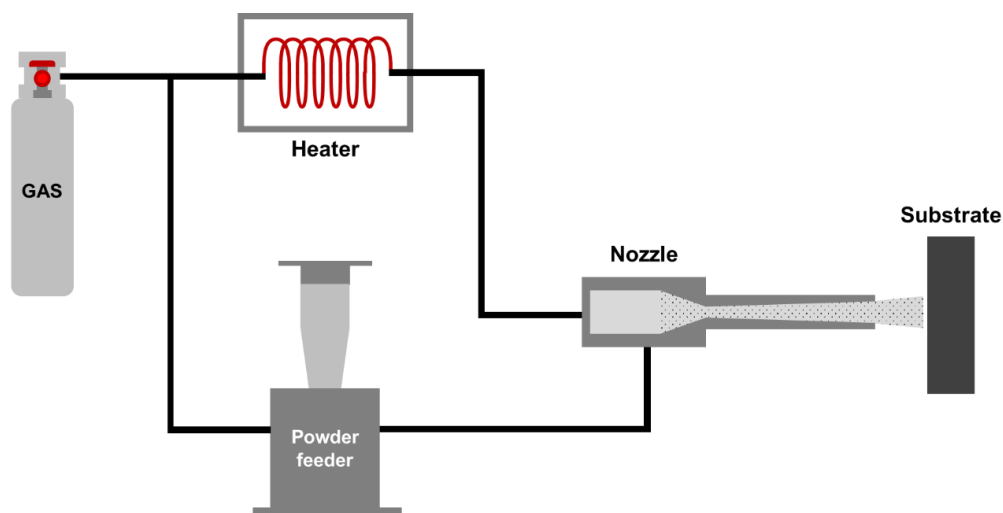
Fig. 1.10 Schematic illustration of laser lap-joining of steel to aluminum with interlayer.

ら⁶⁷⁾、中間層の厚さは0.5 mmよりも大きくする。

鉄系材料とアルミニウムを強固に接合できる手段として、圧延⁶⁸⁾や拡散接合⁶⁹⁾、スパッタリング⁷⁰⁾などがある。しかしながら、圧延はアルミニウム押出材などの中空部品に対して形状的制約から適用が難しい。また、拡散接合は施工時間が極めて長く、生産性を要求される自動車製造では使用しにくい。スパッタリングは1 μm厚さ以上のコーティング層を形成することが困難であるなど、いずれの手法も課題を有する。

本研究では、極めて施工性が高く、アルミニウム上にミリメートル厚さの鉄系皮膜を形成できる手法として溶射法に注目し、その中でも密着強度の高い皮膜を得られるコールドスプレー (Cold-spray, CS) を検討した。CS で用いる装置の構成および成膜プロセスの模式図を Fig. 1.11 に示す。本工法ではノズルから金属粉末を噴射し、基材金属上に積層することで皮膜を形成する。金属粉末は超音速の作動ガスが流れるノズル中へ投入されて高速化し、基材に固相状態で衝突する。CS における成膜機構については統一の見解が得られておらず、種々提案されているが、以下のような考え方が広く支持されている。

高速飛行する高い運動エネルギーを有する粒子が基材ないしすでに成膜した皮膜に衝突すると、界面で摩擦によるせん断力が発生し、それにより発熱が生じる。この際、界面では融点近くまで温度が上昇し、マテリアルジェットと呼ばれる粒子からの噴出現象が起こる。このマテリアルジェットが飛行粒子および基材、すでに成膜した皮膜表面に形成された酸化皮膜を破壊・除去し、新生面を露出させることにより、新生面同士が固相接合され、粒子が積層する⁷¹⁻⁷²⁾。また、衝突時に粒子や基材、皮膜には大きな塑性変形が発生する。その際



(a)

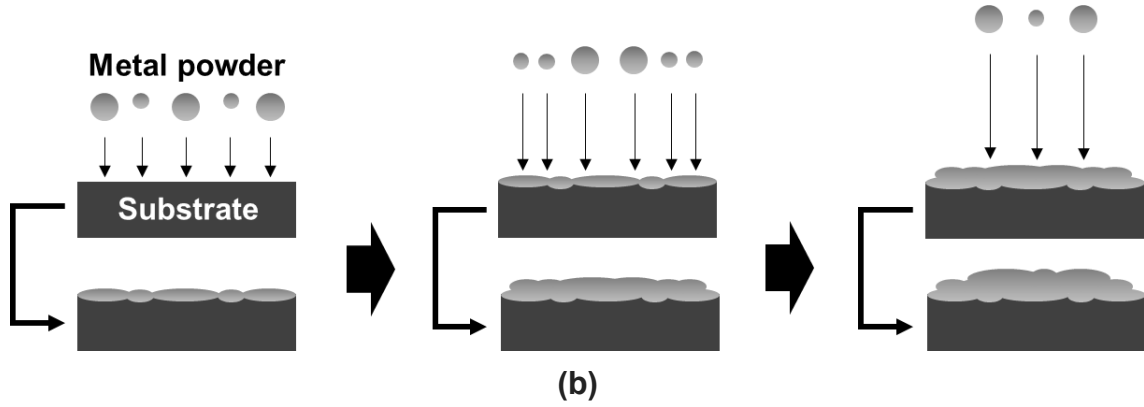


Fig. 1.11 Schematic illustration of cold-spray (a) machine, (b) process.

生じる飛行粒子の基材ないし皮膜への噛みこみ (mechanical interlocking) によるアンカー効果も粒子付着メカニズムのひとつとして考えられている⁷³⁾。

CSにおける球状粉末の飛行挙動は式(2)~(4)に示す運動方程式で表される⁷⁴⁻⁷⁵⁾。

$$\left(\frac{4\pi}{3}\right)\rho_p\left(\frac{d_p}{2}\right)^3\frac{du_p}{dt} = C_D\left(\frac{\pi}{2}\right)\rho_g\left(\frac{d_p}{2}\right)^2(u_g - u_p)|u_g - u_p| \quad (2)$$

$$\rho_g = \frac{P_g}{R_M T_g} \quad (3)$$

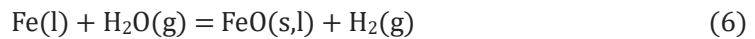
$$u_g = M\sqrt{\gamma\frac{R}{m}T_g} \quad (4)$$

ここで、 ρ_p , d_p , u_p は粒子の密度, 直径, 飛行速度, C_D は抗力係数, ρ_g , u_g は作動ガスの密度, 流速, P_g , T_g , R_M は作動ガスの圧力, 温度, 比気体定数, M はマッハ数, R は一般気体定数, γ , m は作動ガスの比熱比, 分子量を示す。粒子の飛行速度は粒子および作動ガス, ノズルに関連した各種パラメータによって決定される。作動ガスの圧力および温度が高いほど粒子の飛行速度は速くなる⁷⁶⁾。また, 作動ガスとしては安価な窒素を用いることが一般的であるが, 窒素と比較して分子量が小さく, かつ比熱比の大きいヘリウムを利用することで粒子を高速化しやすくなる。ノズルには超音速流のガスを得るため, Fig. 1.11(a)に示すような流路に細い部分(スロート)をもつラバルノズルが用いられる。マッハ数はノズルの断面積を用いて式(5)によって表され⁷⁵⁾, ノズル形状によって一意的に決まる。

$$\frac{A}{A_T} = \frac{1}{M}\left(\frac{(\gamma - 1)M^2 + 2}{\gamma + 1}\right)^{\frac{\gamma + 1}{2(\gamma - 1)}} \quad (5)$$

ここで、 A は任意の位置におけるノズルの断面積、 A_T はスロートでの断面積を示す。

粒子が低密度かつ小さいほど、加速に必要な運動エネルギーは少なくなる。一方、粒子の直径が数 μm の場合、基材や皮膜衝突時の衝撃波によって飛行が妨げられ、成膜しにくくなるため、一般的に直径が数十 μm の粉末が利用される⁷⁷⁾。また、CSを含む粉末積層法では粉末の安定供給性が求められるため、流動性に優れた球状粉末を用いるのが一般的である⁷⁸⁻⁸⁰⁾。工業的には、金属粉の多くはアトマイズ法により製造される。この方法では金属の溶湯流に対して噴霧媒体を吹き付けて粉末化する。この媒体としてガスを用いる手法をガスアトマイズ (Gas-atomization, GA) 法、水を用いる手法を水アトマイズ (Water-atomization, WA) 法という。GA法には一般的に窒素やアルゴンなどの不活性ガスが用いられるため、噴霧後の液滴状態における冷却速度が遅く、球状の粉体が得られる。一方、WA法では金属液滴の冷却速度が極めて速く、表面張力で球状化する前に凝固が完了するため、粉末は非球状となる。さらに、WA法ではGA法と比較して、粉末に含有される水素、酸素量が多い⁸¹⁾。これは、アトマイズ工程で式(6)に示す水の分解反応が進行し、酸化鉄や水素が生成すること⁸²⁾、アトマイズ後の表層酸化皮膜を還元する工程において水素を用いること⁸³⁾などが影響していると推察される。



CSでは原料粉末中の酸素含有量が多いほど、付着効率は低位となる⁸⁴⁾。これは、粒子表層の酸化皮膜が厚くなり、新生面を露出させるために必要なエネルギーが高くなることが一因であると推察される。

このように、流動性や付着効率の観点では、CSにおける原料粉末としてGA粉のほうが好適と考えられる。一方、GA粉と比較してWA粉は非常に安価であり、工業的な利用価値が高い。近年、CS装置の高性能化に伴い、設定可能な作動ガス圧力および温度は最大で7 MPa、1100°Cに達しており⁸⁵⁾、WA粉でも95%以上の高い付着効率が得られている⁸⁶⁾。流動性に関する課題に対しても、ノズルへの粉末投入方法を改善することで解決が図られている⁸⁷⁾。また、非球状の粒子を用いたほうが皮膜の密着強度が高くなるとの報告もある⁸⁸⁾。CSにより作製した鉄系皮膜の密着強度は基材や粉末の種類により異なるが、おおよそ30~90 MPaであると報告されており⁸⁹⁻⁹¹⁾、これは他の溶射法と比較して高い値を示している⁹²⁻⁹³⁾。また、CSでは粒子を熔融させないため、酸化の少ない皮膜が得られる。酸化皮膜はレーザー溶接においてスパッタ発生やアンダーフィル形成を誘発することから⁹⁴⁾、このような

溶接欠陥を防止する観点でも CS 皮膜は鋼とアルミニウムのレーザー接合における中間層として適切であると考えられる。

一方、溶射皮膜を溶融させた場合にポロシティが発生することが報告されている⁹⁵⁾。溶射皮膜の一種である CS 皮膜を溶接した場合も同様のポロシティの生成が懸念される。ポロシティを防止し、高い継手品質を確保できる施工条件を確立することが、CS 皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザー接合の実用化には不可欠と考えられる。

1.6. 本研究の目的および構成

本研究では、高張力鋼とアルミニウム合金のレーザー溶接（以下直接接合と記載する）の品質を改善することを狙って、自動車製造における既存のレーザー溶接技術であるキーホール型溶接を利用しながらも、IMC 層の生成を制御可能な新規接合手法として、CS 皮膜を中間層として利用したレーザー接合（以下開発法と記載する）を提案する。

はじめに、開発法の直接接合に対する優位性検証および課題抽出を目的とした基礎実験を実施する。開発法では直接接合よりも高い継手強度が得られる一方で、レーザー溶接においてポロシティが生じること、それにより引張試験において溶接金属破断を生じる場合があり、皮膜-アルミニウム界面で破断する場合と比較して継手強度が低位となることを明らかにする。

開発法では溶接金属品質の改善が必要であり、さらに皮膜に求められる特性が不明であることから、溶接金属の高品質化および皮膜設計指針の獲得を本研究の目標とし、ポロシティの低減および継手強度と皮膜特性の関係の明確化を研究課題として設定する。

まず、リアルタイム X 線透過撮影やポロシティ内のガス分析より、ポロシティの発生機構を明らかにする。さらに、ポロシティを低減するため、原因となる溶融池内部に含まれる気泡の外部への放出促進を狙って、溶融金属の凝固速度の低下や溶融池内部の湯流れ高速化が可能な溶接プロセスを検討する。最後に、継手強度へおよぼす皮膜の密着強度および厚さの影響を定量評価し、皮膜特性の改善による継手強度の向上可否や直接接合に対して優位な継手強度を得るために必要な皮膜特性について明らかにする。

CS 皮膜を高張力鋼とアルミニウム合金のレーザー接合における中間層として利用する手法は筆者が開発し、優れた継手強度を発現できることを明らかにしてきた⁹⁶⁻⁹⁷⁾。しかしながら、レーザー溶接におけるポロシティの発生機構やポロシティを低減可能なプロセスについては未解明である。さらに、開発法における継手強度へおよぼす皮膜の密着強度および厚さ

の影響については示されていない。

本論文は結論である第 6 章を含めて全 6 章で構成される。Fig. 1.12 に本論文の構成を示す。

第 1 章は緒言であり、本研究の背景および目的、論文の構成に関して述べている。高張力鋼とアルミニウム合金の直接接合では、FDS と比較して継手強度が低位であり、強度改善が必須であることを指摘している。直接接合において強度低下要因となる IMC 層の生成を制御する手法は種々検討されているものの、実用化レベルに達している技術は現状見当たらず、新たな技術開発が必要であることを説明している。

第 2 章では、キーホール型溶接を用いつつ、IMC 層の生成を制御する手法として、CS 皮膜を中間層として利用したレーザ接合を提案し、直接接合に対する優位性検証ならびに開発法の課題抽出をおこなう。開発法では直接接合よりも高い継手強度が得られる一方で、レーザ溶接においてポロシティが生じること、それにより引張試験において溶接金属破断を生じる場合があり、皮膜-アルミニウム界面で破断する場合と比較して継手強度が低位となることを明らかにする。開発法では溶接金属品質の改善が必要であり、さらに皮膜に求められる特性が不明であることから、溶接金属の高品質化および皮膜設計指針の獲得を本研

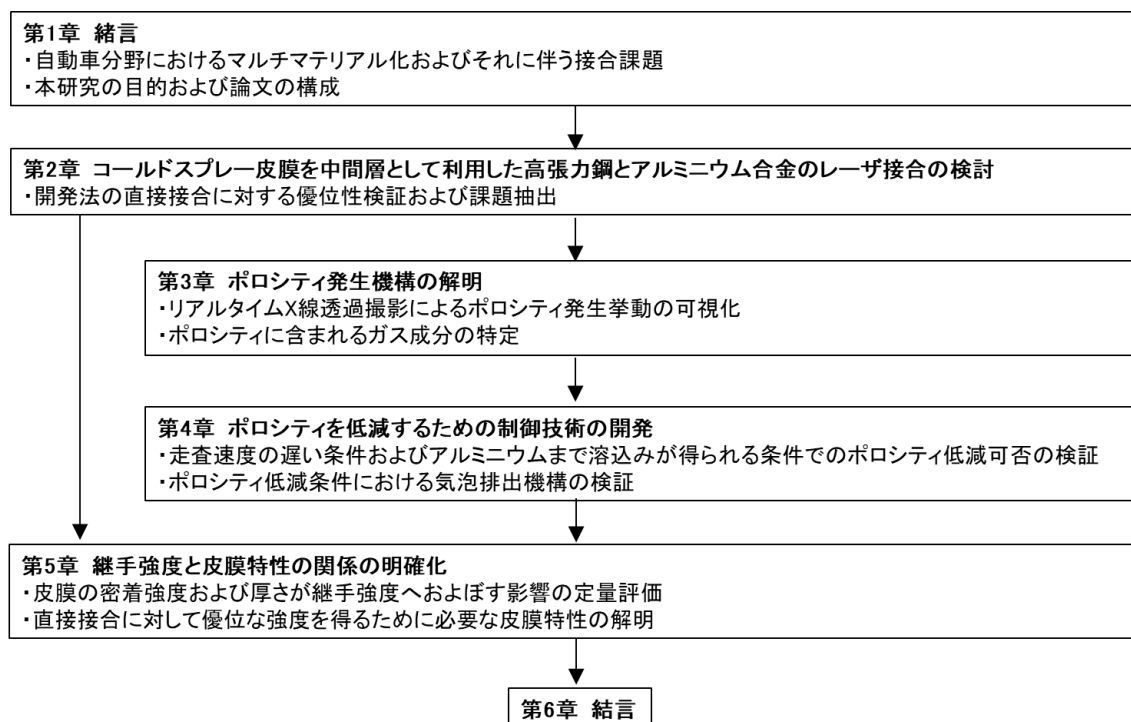


Fig. 1.12 Flow chart of this research.

究の目標とし、ポロシティの低減および継手強度と皮膜特性の関係の明確化を研究課題として設定する。

第3章では、リアルタイム X 線透過撮影やポロシティ内のガス分析をおこない、ポロシティの発生機構を実験的に明らかにする。

第4章では、第3章で考察したポロシティの発生機構をもとに、ポロシティを低減するための制御技術を開発する。ポロシティの発生要因となる熔融池内部に含まれる気泡の外部への放出促進を狙って、熔融金属の凝固速度の低下や熔融池内の湯流れ高速化が実現可能な溶接プロセスを検討する。前者については、単位面積あたりの投入熱量が大きい走査溶接の遅い条件、後者についてはCS サンプルのアルミニウムまで溶込みが得られる条件での溶接を試み、それぞれに関してポロシティの低減効果を明らかにする。さらに、これら溶接条件における気泡排出機構を実験的に検証する。

第5章では、継手強度と皮膜特性の関係について明らかにする。皮膜の厚さや密着強度が異なるCS サンプルを用いて高張力鋼と接合し、継手強度へおよぼすそれら特性の影響を定量評価することで、皮膜特性の改善による継手強度の向上可否や直接接合に対して優位な継手強度を得るために必要な皮膜特性について明らかにする。

第6章は結言であり、本研究で得られた結果を総括している。

参考文献（第1章）

- 1) 内閣官房, 経済産業省, 内閣府, 金融庁, 総務省, 外務省, 文部科学省, 農林水産省, 国土交通省, 環境省: 2050年カーボンニュートラルに伴うグリーン成長戦略, (2021).
- 2) 国土交通省ホームページ: 運輸部門における二酸化炭素排出量, <https://www.mlit.go.jp/sogoseisaku/environment/content/001513823.pdf> (閲覧日 2024年1月4日)
- 3) 齋藤和也: 自動車用ハイテン材の現状, までりあ, 53 12 (2014), 584-588.
- 4) 川崎博也: 第169回春季講演大会経営トップ特別講演 神戸製鋼の複合経営と技術戦略, ふえらむ, 20 7 (2015), 308-314.
- 5) 匹田和夫, 西畑敏伸, 菊地祐久, 鈴木貴之, 中山伸之: TS1800MPa級ホットスタンプ用鋼板の開発, までりあ, 52 2 (2013), 68-70.
- 6) 福地文亮, 林登, 小川努, 横山鎮, 堀出: 大量生産車用アルミニウム部品技術の開発, 軽金属, 55 3 (2005), 147-152.
- 7) 橋本成一: 自動車部品へのアルミ押出材の適用, R&D 神戸製鋼技報, 66 2 (2017), 94-98.
- 8) 金指研, 田代政巳, 鈴木信男, 松本茂, 勝倉誠人, 板倉浩二: 高真空アルミニウムダイカスト部品を採用した“NISSAN GT-R”のマルチマテリアルボディ開発, 軽金属, 59 3 (2009), 148-153.
- 9) 樽井大志: 自動車に適用されるマルチマテリアル技術, 軽金属, 72 3 (2022), 99-106.
- 10) 櫻井健夫: 自動車の電動化とアルミ化技術の変貌, 軽金属, 72 12 (2022), 713-716.
- 11) 杉本幸弘, 田中耕二郎, 西口勝也: アルミニウムと異種材料の点接合技術, 軽金属, 69 2 (2019), 74-80.
- 12) T. Hambrecht, U. Alber: The new AUDI Q7, Euro Car Body 2015, (2015).
- 13) D. Greatly: 2016 Cadillac CT6, Euro Car Body 2015, (2015).
- 14) M. Ahlers, K. Sammer: NEW BMW 7 SERIES – Carbon Core, Euro Car Body 2015, (2015).
- 15) 内藤純也, 鈴木励一: 自動車車体のマルチマテリアル化とそれを支える異材接合技術, R&D 神戸製鋼技報, 69 1 (2019), 60-64.
- 16) 樺沢真事: 自動車用高張力鋼板の溶接, 溶接学会誌, 60 6 (1991), 495-498.
- 17) 国立研究開発法人物質・材料研究機構, MatNavi, https://crystdb.nims.go.jp/crystdb/search-phase-details?condition_value=Fe+Al&pageDetails=1&page=1&history=true&phase_diagram_id=4295867385, [accessed 2023-12-16].
- 18) 杓名宗春, ラソウド マノージュ: レーザロール圧接による A5052 アルミ合金と SPPC 鋼の

接合, 溶接学会論文集, 21 2(2003), 282-294.

19) S. Kobayashi, T. Yakou: Control of intermetallic compound layers at interface between steel and aluminum by diffusion-treatment, *Materials science and engineering: A*, 338 1-2 (2002), 44-53.

20) 長谷川利之, 大久保通則: 各種接合法による SPCC 鋼/A6061 アルミニウム合金の異材接合, *軽金属溶接*, 50 3 (2012), 101-109.

21) R. W. Richards, R. D. Jones, P. D. Clements, H. Clarke: Metallurgy of continuous hot dip aluminizing. *International materials reviews*, 39 5 (1994), 191-212.

22) Y. Su, X. Hua, Y. Wu: Effect of input current modes on intermetallic layer and mechanical property of aluminum-steel lap joint obtained by gas metal arc welding. *Materials Science and Engineering: A*, 578 (2013), 340-345.

23) N. Chen, M. Wang, H. P. Wang, Z. Wan, B. E. Carlson: Microstructural and mechanical evolution of Al/steel interface with Fe₂Al₅ growth in resistance spot welding of aluminum to steel. *Journal of Manufacturing Processes*, 34 (2018), 424-434.

24) 平田好則: 異材接合継手の性能比較-NEDO/ISMA プロジェクトにおける接合技術開発 (2)-, *溶接学会誌*, 89 3 (2020), 181-189.

25) P. Briskham, N. Blundell, L. Han, R. Hewitt, K. Young, D. Boomer: Comparison of self-pierce riveting, resistance spot welding and spot friction joining for aluminium automotive sheet, *Sae Sp*, 2034 (2006), 105.

26) J. Skovron, L. Mears, D. Ulutan, D. Detwiler, D. Paolini, B. Baeumler, L. Claus: Characterization of flow drill screwdriving process parameters on joint quality, *SAE International Journal of Materials and Manufacturing*, 8 1 (2015), 35-44.

27) 内原正人: 自動車用薄鋼板の高エネルギー溶接技術, *溶接学会誌*, 77 8 (2008), 10-18.

28) 塚本雅裕: レーザー加工の物理 1— 光パワーと加工 —, *光学*, 36 8 (2007), 447-453.

29) 川人洋介, 上村洋輔, 土井雄一朗, 水谷正海, 西本浩司, 川上博士, 田中 学, 藤井 英俊, 中田 一博, 片山 聖二: ステンレス鋼の高輝度・高出力レーザー溶接時の熔融池内湯流れに及ぼす溶接速度の影響の三次元 X 線透視その場観察法による解明, *溶接学会論文集*, 33 1 (2015), 13-19.

30) W. Huang, H. Wang, T. Rinker, W. Tan: Investigation of metal mixing in laser keyhole welding of dissimilar metals, *Materials & Design*, 195 (2020), 109056.

31) J. Y. Lee, S. H. Ko, D. F. Farson, C. D. Yoo: Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 35 13 (2002), 1570.

32) 瀬度直樹, 片山聖二, 松縄朗: ステンレス鋼 CO₂ レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明

- と低減法, 溶接学会論文集, 19 4 (2001), 600-609.
- 33) 瀬渡直樹, 片山聖二, 松縄朗: アルミニウム合金レーザー溶接時のポロシティ生成機構の解明とその抑制法, 溶接学会論文集, 18 2 (2000), 243-255.
- 34) B. Chang, C. Allen, J. Blackburn, P. Hilton, D. Du: Fluid flow characteristics and porosity behavior in full penetration laser welding of a titanium alloy, *Metallurgical and Materials Transactions B*, 46 (2015), 906-918.
- 35) M. J. Zhang, G. Y. Chen, Y. Zhou, S. C. Li, H. Deng: Observation of spatter formation mechanisms in high-power fiber laser welding of thick plate, *Applied Surface Science*, 280 (2013), 868-875.
- 36) L. Li, G. Peng, J. Wang, J. Gong, S. Meng: Numerical and experimental study on keyhole and melt flow dynamics during laser welding of aluminium alloys under subatmospheric pressures, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 133 (2019), 812-826.
- 37) L. Huang, X. Hua, D. Wu, F. Li: Numerical study of keyhole instability and porosity formation mechanism in laser welding of aluminum alloy and steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 252 (2018), 421-431.
- 38) L. Huang, X. Hua, D. Wu, Y. Ye: Role of welding speed on keyhole-induced porosity formation based on experimental and numerical study in fiber laser welding of Al alloy, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103 (2019), 913-925.
- 39) J. Xu, Y. Rong, Y. Huang, P. Wang, C. Wang: Keyhole-induced porosity formation during laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 252 (2018), 720-727.
- 40) R. Lin, H. P. Wang, F. Lu, J. Solomon, B. E. Carlson: Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 108 (2017), 244-256.
- 41) H. Zhao, W. Niu, B. Zhang, Y. Lei, M. Kodama, T. Ishide: Modelling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 44 48 (2011), 485302.
- 42) J. Solomon, H. P. Wang, S. Deng, B. Carlson: Numerical study of laser spot welding on zinc-coated steels, *European Automotive Laser Application 2019*, (2019).
- 43) A. Franz, K. Dilger: Multifocal laser welding and its positive effects to seam quality and process stability in comparison to monofocal laser welded joints, *European Automotive Laser Application 2019*, (2019).

- 44) A. Luft, T. Stittgen: Trends in BIW Aluminum Welding: Diode lasers in the automotive industry, *Laser Technik Journal*, 12 3 (2015), 58-62.
- 45) O. Andersson: Laser processing applications at VOLVO car corporation , *European Automotive Laser Application 2019*, (2019).
- 46) 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*, 72 4 (2003), 260-263.
- 47) L. Kim, H. Lee, H. Choi, B. Lee, D. Kim: Prediction of load–displacement curves of flow drill screw and RIVTAC joints between dissimilar materials using artificial neural networks, *Journal of Manufacturing Processes*, 57 (2020), 400-408.
- 48) K. Maeda, Y. Sato, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Laser Welding of Ultra-high Strength Steel to Aluminum with Cold-sprayed Steel Coating Interlayer, *SLPC2022 -The 4th Smart Laser Processing Conference*, TECHNICAL DIGEST, 49.
- 49) M. J. Rathod, M. Kutsuna: Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding, *WELDING JOURNAL-NEW YORK-*, 83 1 (2004), 16-S.
- 50) C. Yuce, F. Karpat, N. Yavuz: Investigations on the microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar galvanized steel–aluminum joints, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 104 (2019), 2693-2704.
- 51) L. Cui, B. Chen, L. Chen, D. He: Dual beam laser keyhole welding of steel/aluminum lapped joints, *Journal of Materials Processing Technology*, 256 (2018), 87-97.
- 52) G. Sierra, P. Peyre, F. Deschaux-Beaume, D. Stuart, G. Fras: Steel to aluminium key-hole laser welding, *Materials Science and Engineering: A*, 447 1-2 (2007), 197-208.
- 53) J. Yang, Y. Li, H. Zhang: Microstructure and mechanical properties of pulsed laser welded Al/steel dissimilar joint, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 26 (2016), 994-1002.
- 54) B. Yang, H. Zhao, L. Wu, C. Tan, H. Xia, B. Chen, X. Song: Interfacial microstructure and mechanical properties of laser-welded 6061Al/AISI304 dissimilar lap joints via beam oscillation, *journal of materials research and technology*, 9 6 (2020), 14630-14644.
- 55) S. Jabar, A. B. Barenji, P. Franciosa, H. R. Kotadia, D. Ceglarek: Effects of the adjustable ring-mode laser on intermetallic formation and mechanical properties of steel to aluminium laser welded lap joints, *Materials & Design*, 227 (2023), 111774.
- 56) M. A. Ezazi, F. Yusof, A. A. Sarhan, M. H. A. Shukor, M. Fadzil: Employment of fiber laser technology to weld austenitic stainless steel 304 l with aluminum alloy 5083 using pre-placed activating flux, *Materials*

& Design, 87 (2015), 105-123.

57) S. Meco, G. Pardal, S. Ganguly, S. Williams, N. McPherson: Application of laser in seam welding of dissimilar steel to aluminium joints for thick structural components, *Optics and Lasers in Engineering*, 67 (2015), 22-30.

58) R. Indhu, M. Tak, L. Vijayaraghavan, S. Soundarapandian: Microstructural evolution and its effect on joint strength during laser welding of dual phase steel to aluminium alloy, *Journal of Manufacturing Processes*, 58 (2020), 236-248.

59) G. Pardal, S. Meco, S. Ganguly, S. Williams, P. Prangnell: Dissimilar metal laser spot joining of steel to aluminium in conduction mode, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 73 (2014), 365-373.

60) K. J. Lee, S. Kumai, T. Arai: Interfacial microstructure and strength of steel to aluminum alloy lap joints welded by a defocused laser beam, *Materials transactions*, 46 8 (2005), 1847-1856.

61) R. Borrisutthekul, T. Yachi, Y. Miyashita, Y. Mutoh: Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminum alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 467 1-2 (2007), 108-113.

62) S. Chen, J. Huang, K. Ma, H. Zhang, X. Zhao: Influence of a Ni-foil interlayer on Fe/Al dissimilar joint by laser penetration welding, *Materials Letters*, 79 (2012), 296-299.

63) S. Chen, Z. Zhai, J. Huang, X. Zhao, J. Xiong: Interface microstructure and fracture behavior of single/dual-beam laser welded steel-Al dissimilar joint produced with copper interlayer, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 82 (2016), 631-643.

64) J. Long, W. Huang, J. Xiang, Q. Guan, Z. Ma: Parameter optimization of laser welding of steel to Al with pre-placed metal powders using the Taguchi-response surface method, *Optics & Laser Technology*, 108 (2018), 97-106.

65) D. Wang, H. Wang, H. Cui, G. He: Enhancement of the laser welded AA6061-carbon steel joints by using Al₅Si intermediate layer, *Journal of Materials Processing Technology*, 237 (2016), 277-285.

66) 竹本正, 木村幸生, 川人洋介, 西川宏, 片山聖二: レーザ照射法によるアルミニウム合金と鉄鋼のフラックスレス接合, *軽金属溶接*, 46 7 (2008), 300-308.

67) 玄地一夫, 大塚陽介, 河田直樹, 岩木俊一: レーザによるステンレス鋼溶接部の評価方法の開発 第一報-接合強度と熱歪に関する考察-: 精密工学会秋季大会学術講演会講演論文集, (2006), 617-618.

- 68) 奥井利行, 潮田浩作: 16Cr ステンレス鋼とアルミニウムとの圧延クラッド材の熱処理によるピール強度変化と強度発現機構, 鉄と鋼, 105 4 (2019), 462-470.
- 69) 川勝一郎, 北山誠二: 金属の拡散接合に関する研究, 日本金属学会誌, 40 1 (1976), 96-103.
- 70) 辻新次: Al 蒸着, 拡散焼鈍およびイオン窒化による 5Cr-1 1/4Mo-1V ダイス鋼の表面硬化, 日本金属学会誌, 59 7 (1995), 726-732.
- 71) 榊和彦: 新しい溶射法コールドスプレーの現状と課題, 表面技術, 59 8 (2008), 490-490.
- 72) 市川裕士, 篠田健太郎: 固相粒子積層プロセスにおける接合メカニズムの統一的理解に向けた現状と課題, 日本溶射学会誌 溶射, 57 2 (2020), 58-71.
- 73) T. Hussain, D. G. McCartney, P. H. Shipway, D. Zhang: Bonding Mechanism in Cold Spraying: The Contributions of Metallurgical and Mechanical Components, Journal of Thermal Spray Technology, 18 (2009), 364-379.
- 74) 片野田洋: CS における粒子の流れ, 日本溶射学会誌 溶射, 47 4 (2010), 172-178.
- 75) 片野田洋: コールドスプレーにおけるヘリウムガスの効果 (粒子のノズル内における加速とプレート衝撃波による減速), 日本溶射学会誌 溶射, 48 2 (2011), 52-58.
- 76) R. Huang, H. Fukunuma: Study of the Influence of Particle Velocity on Adhesive Strength of Cold Spray Deposits, Journal of Thermal Spray Technology, 21 3-4 (2012), 541-549.
- 77) 榊和彦: コールドスプレーの概要と研究・開発の動向, 溶接学会誌, 75 8 (2006), 632-638.
- 78) 渡邊悠太, 山田基宏, 福本昌宏, 平野雅揮, 小崎智子: コールドスプレー銅皮膜のせん断密着強度に与える粒子速度の影響, 日本溶射学会誌 溶射, 48 4 (2011), 156-161.
- 79) M., Jeandin, G., Rolland, L. L., Descurninges, M. H., Berger: Which powders for cold spray?, Surface Engineering, 30 5 (2014), 291-298.
- 80) 屋代利明, 肉盛・溶射用粉, 電気製鋼, 72 2 (2001), 123-126.
- 81) T. Nagae, M. Yokota, M. Nose, S. Tomida, T. Kamiya, S. Saji: Effects of pulse current on an aluminum powder oxide layer during pulse current pressure sintering, Materials Transactions, 43 6 (2002), 1390-1397.
- 82) F. Persson, A. Eliasson, P. G. Jönsson: Oxidation of water atomized metal powders, steel research international, 85 12 (2014), 1629-1638.
- 83) 高下拓也, 宇波繁: 金属材料の粉末技術~鉄粉~, 粉体および粉末冶金, 68 6 (2021), 207-214.
- 84) W. Y. Li, C. J. Li, H. Liao: Significant influence of particle surface oxidation on deposition efficiency, interface microstructure and adhesive strength of cold-sprayed copper coatings, Applied Surface Science, 256 16 (2010), 4953-4958.

- 85) プラズマ技研工業株式会社ホームページ:http://plasma.co.jp/service/cold/pcs_gun/ (閲覧日 2023年6月14日).
- 86) 西村信一, 濱田幸隆: コールドスプレー法を用いた高力黄銅膜形成の試み, 粉体および粉末冶金, 64 12 (2017), 661-666.
- 87) 榊和彦: 新しい溶射法コールドスプレーの現状と課題, 表面技術, 63 9 (2012), 541-547.
- 88) 市川裕士, 所竜太郎, 小川和洋: 粒子形状の制御によるコールドスプレー皮膜密着強度の改善, 日本機械学会 2018 年度年次大会 講演論文集, (2018), J0440002.
- 89) A. Sova, S. Grigoriev, A. Okunkova, I. Smurov: Cold spray deposition of 316L stainless steel coatings on aluminium surface with following laser post-treatment, Surface and Coatings Technology, 235 (2013), 283-289.
- 90) 菊池茂, 芳野秀太, 江本大輔, 山田基宏, 福本昌宏: コールドスプレー Ni 基合金皮膜の付着機構と密着強度に及ぼす熱処理の影響, 日本溶射学会誌 溶射, 50 3 (2013), 130-134.
- 91) 吉田知聖, 渡邊悠太, 山田基宏, 福本昌宏: コールドスプレー皮膜の密着強度に与える基材加熱温度の影響, 日本溶射学会誌 溶射, 52 3 (2015), 116-118.
- 92) 北原繁, 蓮井淳: 溶射被膜と素材の密着機構および境界部の構造について, 溶接学会誌, 42 2 (1973), 91-99.
- 93) 清水保雄: 小特集/溶射技術 溶射の基礎 溶射皮膜の特性 機械的, 化学的, 物理的特性, 表面技術, 41 10 (1990), 968-973.
- 94) 小野数彦, 安達馨, 堅田寛治, 三代正幸, 宮本勇, 井上孝: 酸化膜付着鋼材のレーザ溶接現象—大出力 CO₂ レーザ溶接における酸化膜の影響 (第 1 報) —, 溶接学会論文集, 20 2 (2002), 213-219.
- 95) Buta Singh Sidhu, D. Puri, S. Prakash: Mechanical and metallurgical properties of plasma sprayed and laser remelted Ni-20Cr and Stellite-6 coatings, Journal of Materials Processing Technology, 159 (2005), 347-355.
- 96) 前田恭兵, 鈴木励一: 異材接合構造体の製造方法及び異材接合構造体, 特許第 7028735 号, 2022-02-21.
- 97) 前田恭兵, 鈴木励一: 異材接合構造体の製造方法及び異材接合構造体, 特許第 7123674 号, 2022-08-15.

第2章 コールドスプレー皮膜を中間層として利用した高張力鋼とアルミニウム合金のレーザー接合の検討^a

2.1. はじめに

鋼は安価かつ加工しやすいことから、自動車用材料として広く用いられている。近年、燃費や電費向上を目的とした車体軽量化のニーズが高まっており、アルミニウムなどの軽量材料を鋼と併用するマルチマテリアル構造が多くの車種で適用されている。材料の強度と軽量化効果のバランスを表す指標として、比強度や比剛性がしばしば用いられる。Fig. 2.1はマルチマテリアル車で使用されている代表的な材料の比強度および比剛性を示す¹⁾。マグネシウムや炭素繊維強化樹脂（CFRP）は優れた特性を有しているが、現状コストが高く、車体への利用は少ない。アルミニウムはこれら材料よりも安価であるため、マルチマテリアル車において多く適用されている。特に衝突性能が要求される部品に対しては、軽量かつ強度、剛性に優れたパイプ状のアルミニウム押出材を使用することがある²⁻³⁾。このような中空部品を含む異種金属の板組の多くでは、片側アクセスの接合法である Flow Drill Screw

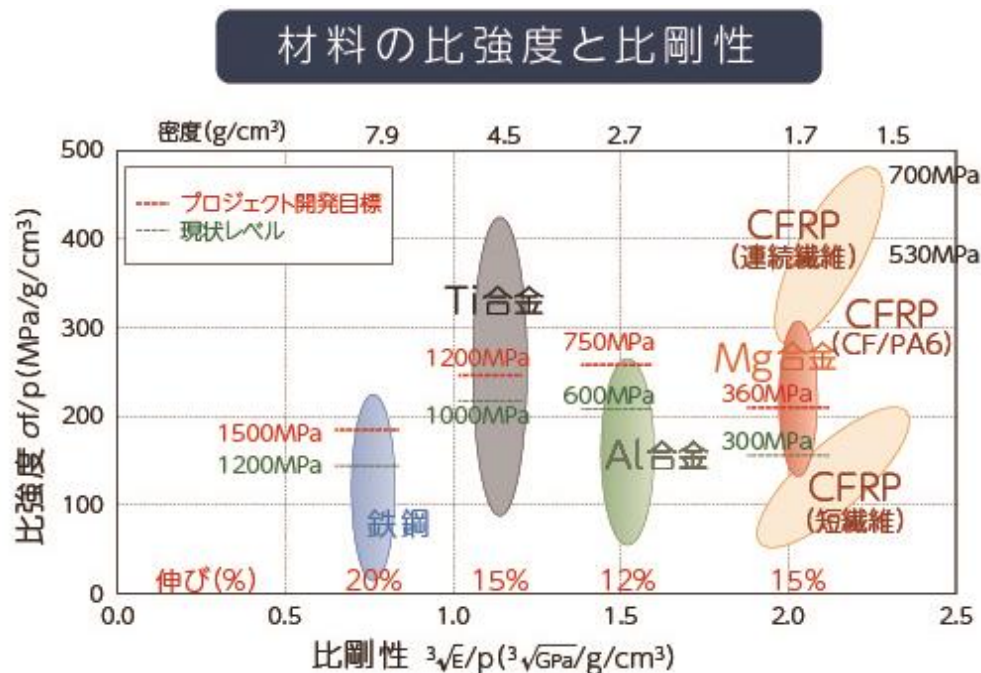


Fig. 2.1 Specific strengths and rigidity of various kinds of materials¹⁾.

^a Reproduced in part from K. Maeda *et al.*, Journal of Laser Applications **33**, 042017 (2021) <https://doi.org/10.2351/7.0000490>, with the permission of AIP Publishing.

(FDS) が用いられているが、接合コストに課題を有する。

本研究では、FDS に代わる安価な接合を実現するため、消耗品がほとんどなく高速接合が可能なレーザー溶接の利用を検討する。しかしながら、高張力鋼とアルミニウム合金の板組においてレーザー溶接（以下直接接合と記載する）では FDS と比較して継手強度が低位となることから⁴⁻⁵⁾、実用化には強度改善が必要である。鋼とアルミニウムのレーザー溶接では、溶接金属とアルミニウム界面において金属間化合物（Intermetallic Compound, IMC）層が生成することで継手強度が低下することが知られている⁶⁻¹³⁾。自動車製造における既存の溶接技術であるキーホール型溶接を利用しつつ、IMC 層の生成を制御する手法として、Fig. 2.2 に示すコールドスプレー（Cold-spray, CS）皮膜を中間層として利用したレーザー接合（以下開発法と記載する）を考案した。開発法では、アルミニウムの表面に対して溶射法の一種である CS により密着強度の高い鋼皮膜を形成し、その後皮膜と鋼をレーザー溶接することで間接的に鋼とアルミニウムを接合する。

一方、溶射皮膜を溶融させた場合にポロシティが発生することが報告されている¹⁴⁾。溶射皮膜の一種である CS 皮膜を使用する開発法においても、溶接時にポロシティの発生が懸念される。ポロシティの原因はガスであり、鋼同士の溶接においても、水素や窒素などに起因したポロシティが発生することが報告されている¹⁵⁻¹⁶⁾。開発法において溶接時のポロシティ発生を抑制するためには、CS における原料粉末としてガス含有量の少ないガスアトマイズ（Gas-atomization, GA）鉄粉を用いるのが適切と考えられる¹⁷⁾。しかしながら、GA 鉄粉は非常に高価であり、安価な接合コストを狙った開発法に対しては適さないと考えられ

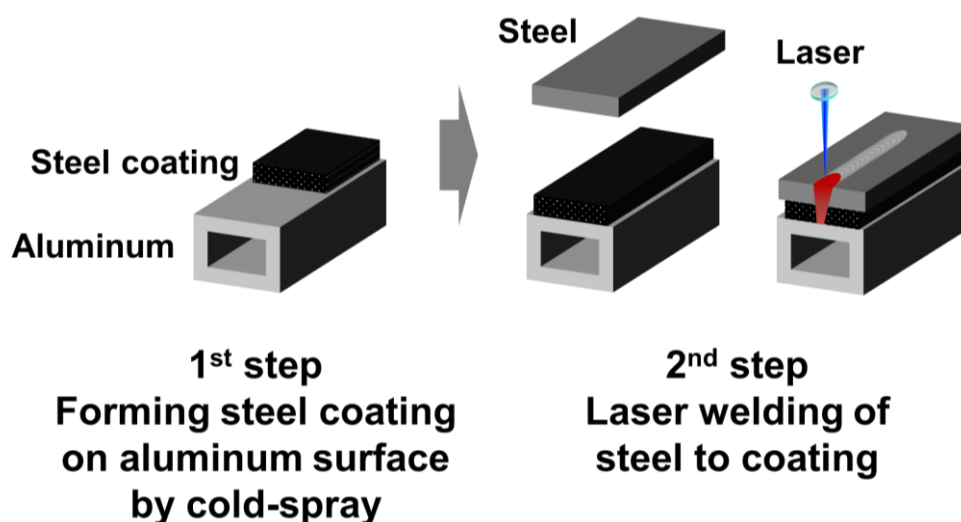


Fig. 2.2 Schematic illustration of laser lap-joining of steel to aluminum with CS steel coating.

る。そこで、本研究では原料粉末として安価な水アトマイズ（Water-atomization, WA）鉄粉を用いることとする。

これまで、CS 皮膜の表面改質を目的としたレーザフュージングに関する研究例はあるものの¹⁸⁻²⁰⁾、高張力鋼とアルミニウム合金のレーザ接合における中間層として CS 皮膜を用いた研究はなされておらず、その溶接現象や継手品質に関しては明らかとなっていない。

本章では、開発法の直接接合に対する優位性検証および課題抽出を目的とした基礎実験を実施する。開発法におけるレーザ溶接時のポロシティ発生有無を明らかにするとともに、直接接合との継手強度比較をおこなう。さらに、得られた結果より開発法の課題を抽出し、本研究の目標ならびに課題を設定する。

2.2. 実験方法

2.2.1. コールドスプレー

Table 2.1 は CS 条件を示す。ラバルノズルを装着した高温高圧タイプの装置（プラズマ技研工業製 PCS-100）を用いて、Table 2.2 に示すアルミニウム押出材の代表的な品種である A7204 アルミニウム合金（以下 A7204 と記載する）表面へ厚さ 2 mm の鋼皮膜を形成した。試験片サイズは 3×125×40 mm であり、スプレー箇所は Fig. 2.3 に示すように、長手方向端部 40×40 mm の範囲とした。原料粉末には WA 鉄粉を使用した。粉末の成分を Table 2.3 に、SEM 写真および粒度分布を Fig. 2.4 に示す。粒度分布は音波振動式ふるい分け測定器（セイシン企業製ロボットシフター RPS-0105）にて測定した。

作製した CS サンプルに対して、スプレー部中央で切断後、研磨をおこない、光学顕微鏡（KEYENCE 社製 VHX-8000）にて皮膜断面を撮影した。その後、オープンソースソフトウェア Image J を使用し、1.11×1.48 mm の範囲に占める気孔の総面積の割合を皮膜の気孔率

Table 2.1 CS conditions.

Machine	High pressure and high temperature type
Carrier gas	Nitrogen
Gas pressure	5 MPa
Gas temperature	1273 K
Substrate	A7204
Powder	Steel
Coating thickness	2 mm

Table 2.2 Chemical compositions and tensile strength of A7204.

Zn	Mg (mass%)	Cu	TS (MPa)
4.56	1.18	0.02	370

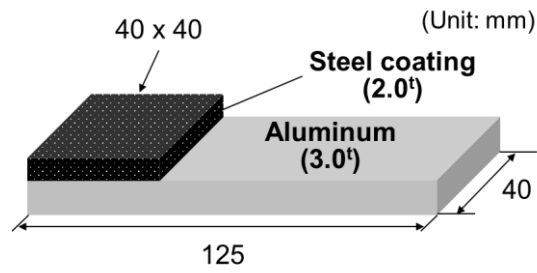
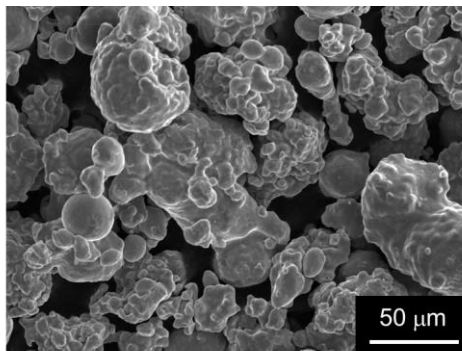


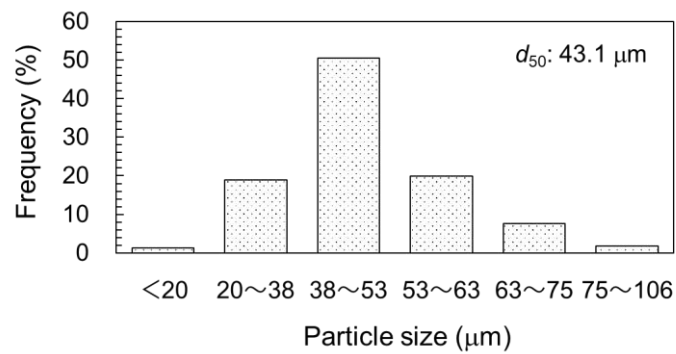
Fig. 2.3 Schematic illustration of CS sample.

Table 2.3 Chemical compositions of powder.

C	Si	Mn (mass%)	P	S	H	N (ppm)	O
0.004	0.01	0.14	0.004	0.010	24	<50	>1000



(a)



(b)

Fig. 2.4 (a) SEM image, (b) diameter distribution of powder.

として算出した。

皮膜中に含まれる H および N, O 量を測定するため, サンプルから機械加工にて皮膜部分のみを取り出し, 分析試験に供した. 分析は不活性ガス融解-赤外線吸収法・熱伝導度法によりおこなった.

皮膜-アルミニウム界面における IMC 層の生成有無を調べるため, CS サンプルをイオンミリングにて切断後, EPMA (島津製作所社製 EPMA-8050G) による線分析を実施した. 測定ピッチは $0.1 \mu\text{m}$ とした.

皮膜のせん断密着強度評価用サンプルとして, Fig. 2.5 に示す試験片を機械加工にて作製した. せん断密着強度評価試験の模式図を Fig. 2.6 に示す. 皮膜をプレートに接触させた状態でアルミニウムをプレート間に設置し, 250 kN 万能引張試験機 (島津製作所社製 AG-25TD) を用いて皮膜が剥離するまでアルミニウムに対してインデントーを押し込んだ. 試験速度は 10 mm/min とし, 3 回の測定の平均値をせん断密着強度と定義した.

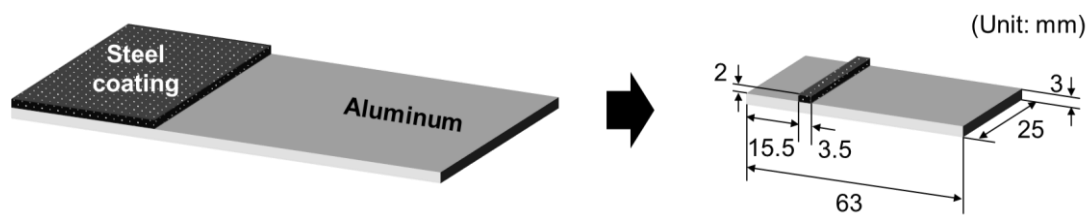


Fig. 2.5 Schematic illustration of shear test specimen.

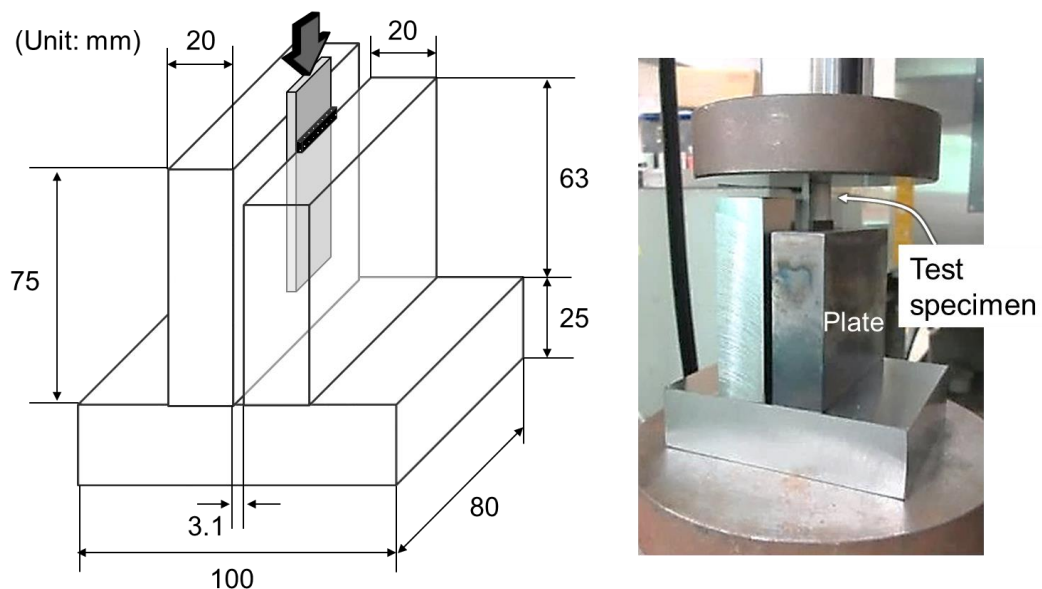


Fig. 2.6 Schematic illustration of shear test and actual image of test jig.

2.2.2. レーザ溶接

実験に用いたレーザ溶接装置の光学系の概略図を Fig. 2.7 に、レーザ溶接条件を Table 2.4 に示す。レーザ発振器には波長 1070 nm、最大出力 6 kW の連続発振型のファイバーレーザ (IPG Photonics 社製 YLS-6000) を用いた。加工ヘッドにはガルバノスキャナ (YE-DATA 製 8MC22A-3C001A) を使用し、スポット径が 330 μm となるように設定した。加工点におけるビームプロファイルを図 2.8 に示す。スポット径はレーザの入射エネルギーの 86% が含まれる径とした。

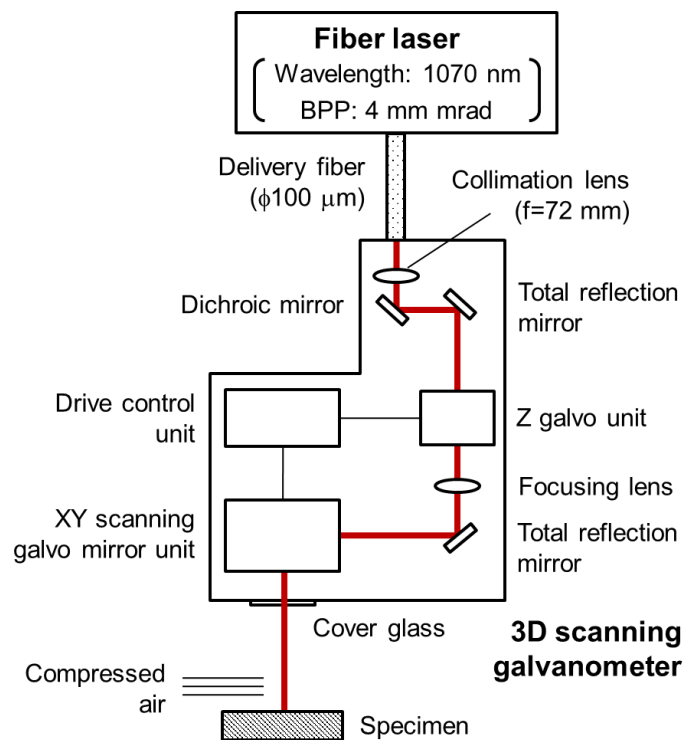


Fig. 2.7 Schematic illustration of set-up for welding experiment.

Table 2.4 Laser welding conditions.

Laser	Fiber
Wavelength	1070 nm
Fiber core diameter	100 μm
Spot size	330 μm (D_{86})
Laser power	1750 ~ 3250 W
Power density	$2.0 \sim 3.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$
Scanning speed	67 mm/s

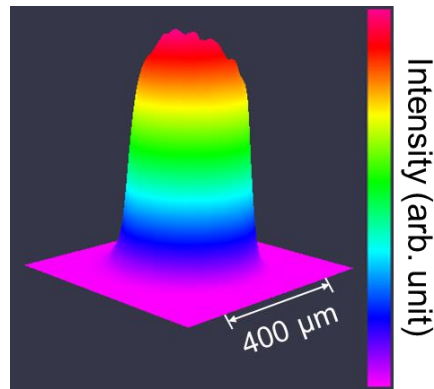


Fig. 2.8 Beam profile.

重ね接合の模式図を Fig. 2.9 に示す。Table 2.5 に示す板厚 1.4 mm，母材強度 1.5 GPa 級のホットスタンプ鋼板を CS サンプルに重ね，鋼板側からレーザーを照射し溶接した。レーザーの焦点と鋼板表面が一致するようにガルバノスキャナとサンプルを配置し，レーザーを直線状に走査した。キーホール溶接となるよう，パワー密度 $2.0 \sim 3.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件で溶接をおこなった。プルームおよびスパッタ除去の目的で，上板表面から上方 30 mm の位置にエアカットを配置した。比較として，板厚 1.4 mm のホットスタンプ鋼板と板厚 5 mm の A7204 の直接接合継手も作製した。中間層の有無によらず継手の総板厚は 6.4 mm とし，板厚の違いによる継手強度への影響が生じないようにした。

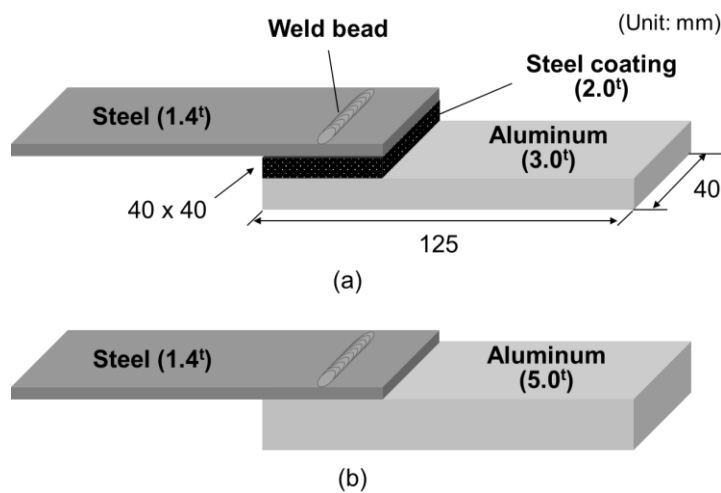


Fig. 2.9 Schematic illustrations of laser welds (a) with coating, (b) without coating.

Table 2.5 Chemical compositions and tensile strength of hot-stamping steel.

C	Si	Mn (mass%)	P	S	TS (MPa)
0.21	0.04	1.20	0.008	<0.001	1481

作製した継手に対し、光学顕微鏡（KEYENCE 社製 VHX-8000）を用いて外観撮影をおこなった。また、継手を溶接線方向中央部にて切断後、研磨およびピクリン酸飽和水溶液による腐食をおこない、実体顕微鏡にて溶接部断面を観察した。開発法で作製した継手については、断面観察後、オープンソースソフトウェア Image J を使用し、溶接金属全体に占めるポロシティの総面積の割合をポロシティ率として算出した。さらに、250 kN 万能引張試験機（島津製作所社製 AG-25TD）を用いてせん断引張試験をおこなった。Fig. 2.10 に示すように、鋼板およびCS サンプルのチャック部にシム板を添え、両チャック部を引張軸上に配置した。引張速度は 10 mm/min とした。

2.3. 実験結果および考察

2.3.1. コールドスプレー皮膜の気孔率および皮膜中に含まれるガス成分量

Fig. 2.11 は CS 皮膜の断面写真を示す。気孔率は 0.2% であり、CS により緻密な皮膜を得ることができた。皮膜中に含まれる H および N, O 量の分析結果を Table 2.6 に示す。皮膜中に含まれるガス成分量は Table 2.3 に示す粉末中のガス成分量と同等であった。

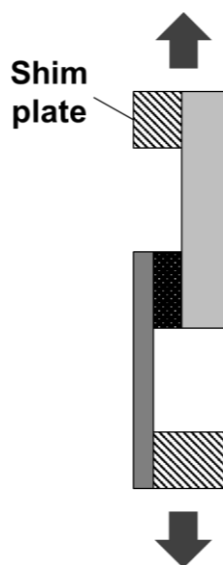
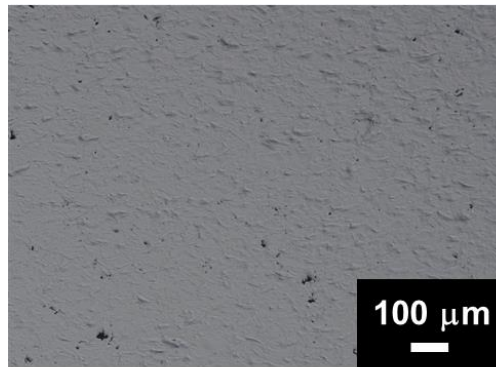


Fig. 2.10 Schematic illustration of tensile-shear test.



Porosity: 0.2%

Fig. 2.11 Cross-section image of CS coating and its porosity.

Table 2.6 H, N and O contents (ppm) in CS coating.

H	N	O
19	33	>1000

2.3.2. コールドスプレー皮膜－アルミニウム界面の組織および皮膜の密着強度

CS 皮膜－アルミニウム界面における線分析結果を Fig. 2.12 に示す。界面では厚さ 2 μm 程度の Fe-Al 相互拡散層が形成されており、密着強度を低下し得ると考えられる厚さがミクロンメートルオーダーの IMC 層の生成は認められなかった。

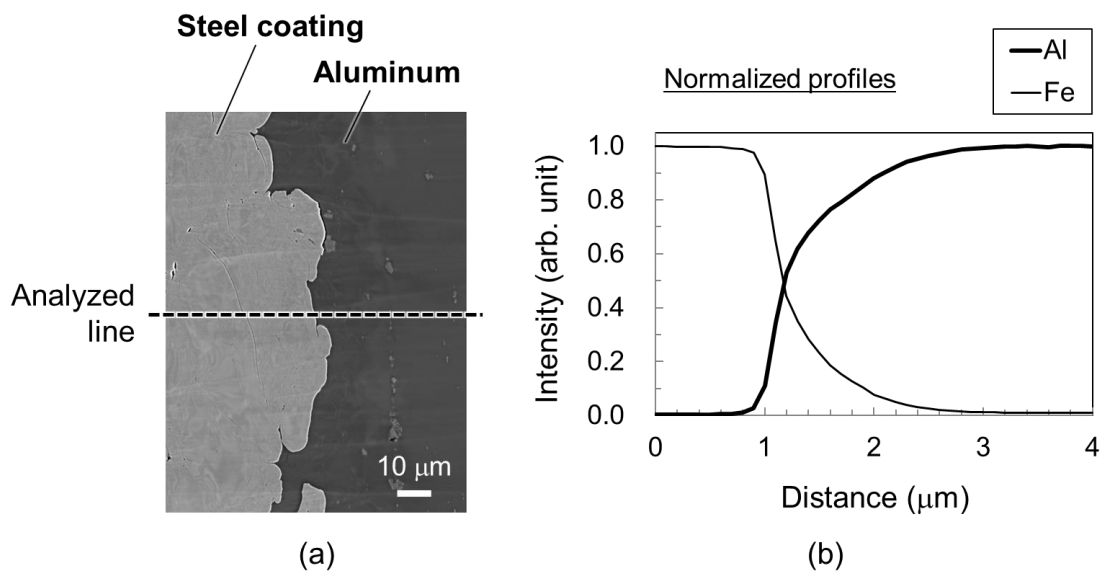


Fig. 2.12 (a) SEM image of interface between coating and aluminum in CS sample, (b) results of line analysis at interface.

せん断密着強度評価試験の結果を Fig. 2.13 に示す. せん断密着強度は 121 MPa であり, 良好な密着強度を有する皮膜が形成可能であった. 密着強度評価試験をおこなった 3 体いずれも Fig. 2.13(b)に示すように皮膜-アルミニウム界面で破断が生じた.

2.3.3. 開発法の継手特性

Fig. 2.14 は直接接合継手の外観および断面写真を示す. 溶接金属にアンダーフィルや割れが散見され, それら溶接欠陥はパワー密度増加に伴い顕著となった. アルミニウムへの溶

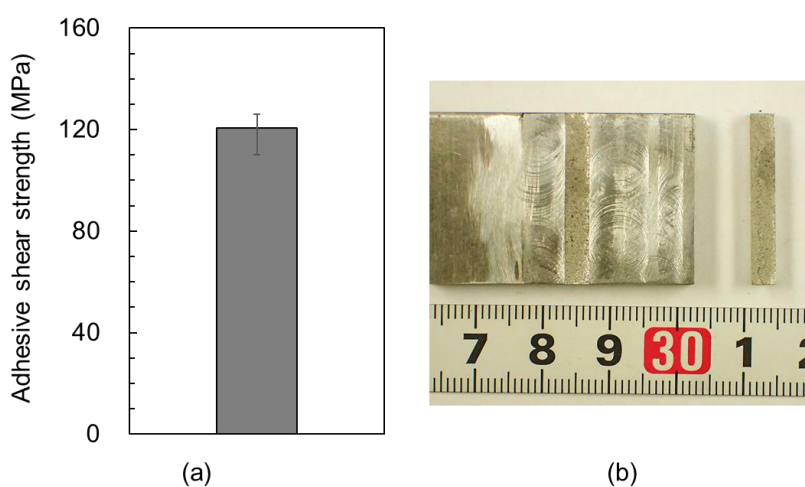


Fig. 2.13 (a) Adhesive shear strength, (b) representative surface-view of fractured sample.

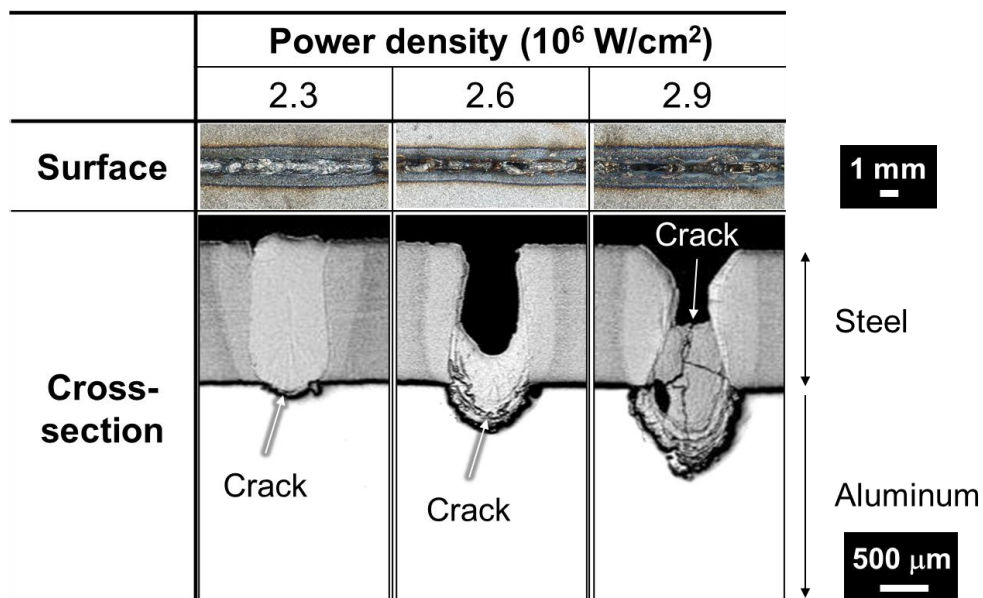


Fig. 2.14 Cross-section images of laser welds without coating.

込み深さおよび鋼-アルミニウム界面のビード幅へおよぼすパワー密度の影響を Fig. 2.15 に示す. パワー密度の増加に伴い, アルミニウムへの溶込みは深くなり, 鋼-アルミニウム界面のビード幅は広がった. このことから, 高パワー密度になるほどアルミニウムの溶融量は増加することが明らかとなった. 5000 系や 7000 系アルミニウム合金におけるレーザ溶接では, 母材中に含まれる Mg や Zn など低沸点元素の蒸発に起因したアンダーフィルが生じることが知られており²¹⁻²²⁾, 直接接合においても低沸点元素の蒸発がアンダーフィル発生要因のひとつと推察される. 割れは Fe と Al の線膨張係数の差に起因した熱応力が溶接金属や IMC 層に作用することで生じるとされており²¹⁾, 特にビッカース硬さの大きい Al-rich IMC 内で優先的に発生しやすいと推察される. 高パワー密度条件では多量のアルミニウムが溶融するため, Al が大量に固溶した脆性的な溶接金属²¹⁾や Al-rich IMC が形成されやすいと考えられ, それらにより割れが顕著になったと推察される.

Fig. 2.16 は開発法で作製した継手の外観および断面写真を示す. パワー密度の増加に伴い, 溶込みは深くなり, パワー密度 $2.6 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 以上において鋼-皮膜間の接合強度を確保するために必要な 0.5 mm 以上の溶込み深さが得られた. また, ほとんどの条件において溶接金属中に多数のポロシティが認められ, パワー密度 $3.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ においてポロシティ

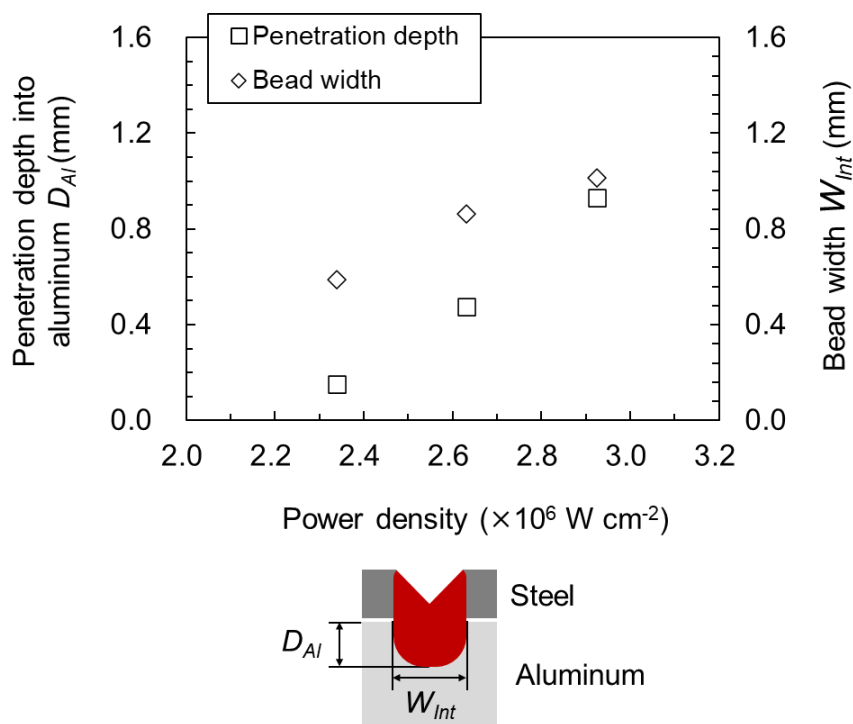


Fig. 2.15 Influences of power density on penetration depth into aluminum and bead width.

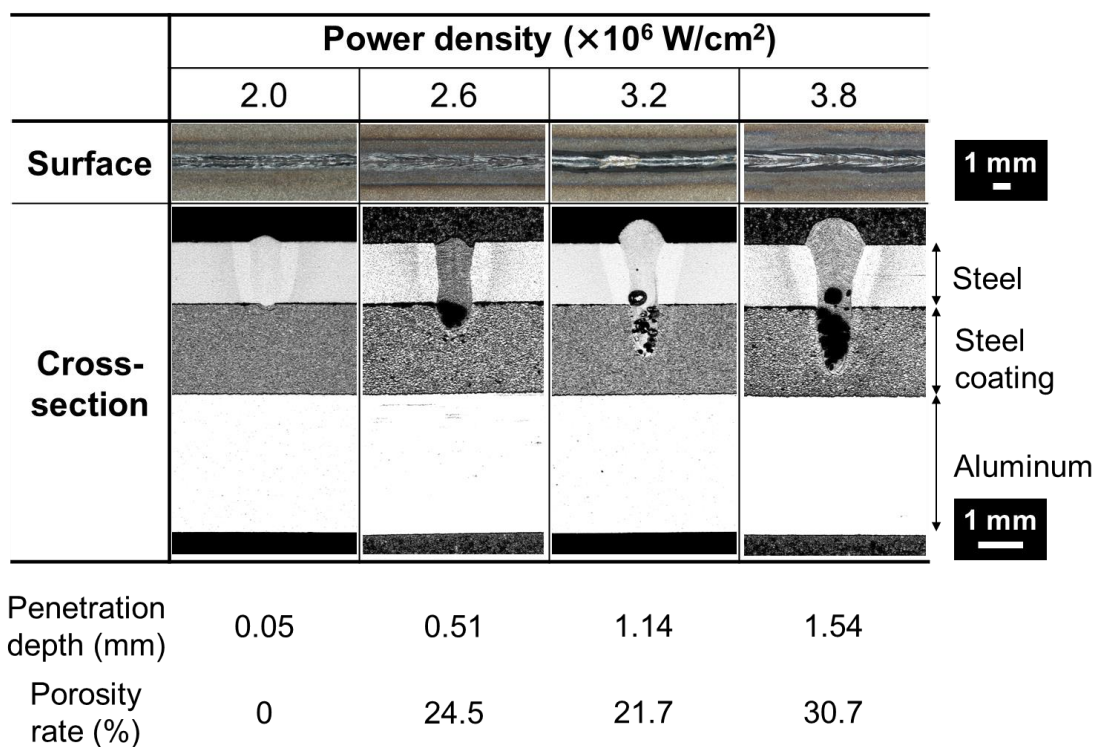


Fig. 2.16 Cross-section images of laser welds with coating.

率は最大値 30.7%に達した。ポロシティ率と CS 皮膜への溶込み深さの関係を Fig. 2.17 に示す。皮膜への溶込みが深いほどポロシティ率は増大する傾向を示しており、皮膜に起因してポロシティが生成した可能性が示唆された。

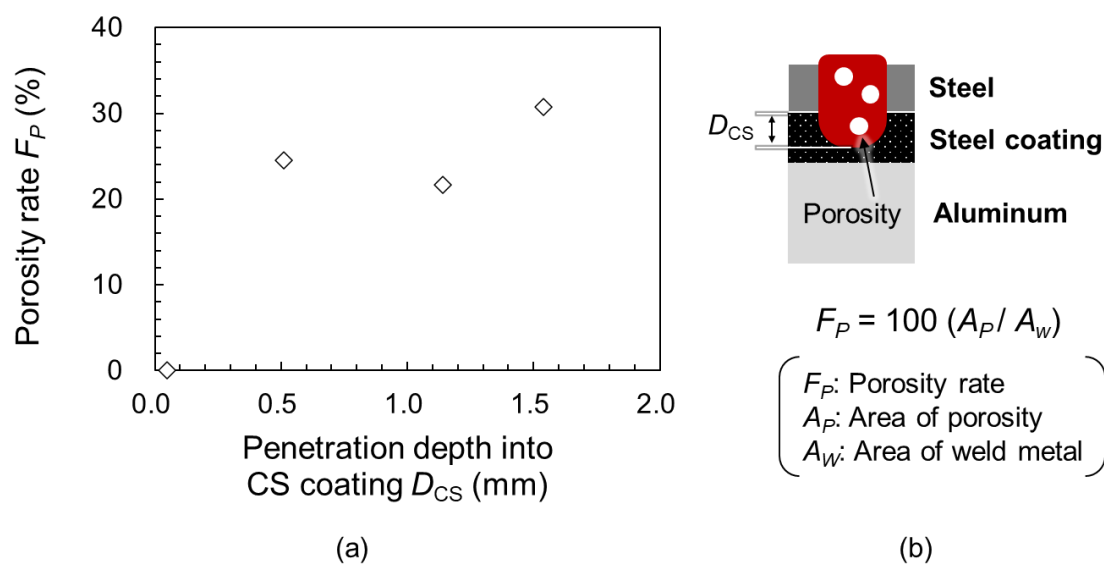


Fig. 2.17 (a) Relationship between porosity rate and penetration depth into CS coating, (b) explanatory diagram of porosity rate and penetration depth into CS coating.

Fig. 2.18 は直接接合継手のせん断引張試験結果を示す。グラフ中のマークは3回の引張試験における平均値を示す。パワー密度の増加に伴い、せん断引張強度 (Tensile-shear strength, TSS) は増加し、 $2.6 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ において最大値 5.4 kN を得た。一方、さらにパワー密度が高い $2.9 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ では TSS は低下した。パワー密度 $2.3 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件では鋼-アルミニウム界面で、 $2.9 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件では溶接金属で破断が生じた。パワー密度 $2.6 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件ではそれら破断形態がいずれも確認された。パワー密度が $2.3 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の場合、 $2.6 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の場合と比較して鋼-アルミニウム界面におけるビード幅が狭く、接合面積が小さいため、TSS が低位になったと考えられる。一方、パワー密度が $2.9 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の場合、 $2.6 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の場合と比較してビード幅が広く、接合面積は大きいものの、溶接金属全体にわたって割れが生じており、アンダーフィルによる溶接金属への応力集中の効果も相まって、せん断引張試験において低荷重で破断が生じたと推定される。

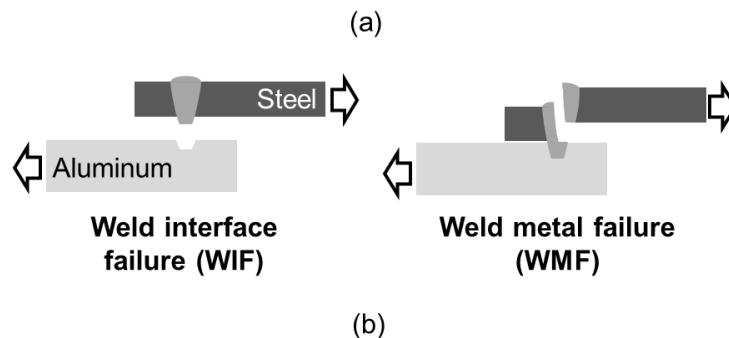
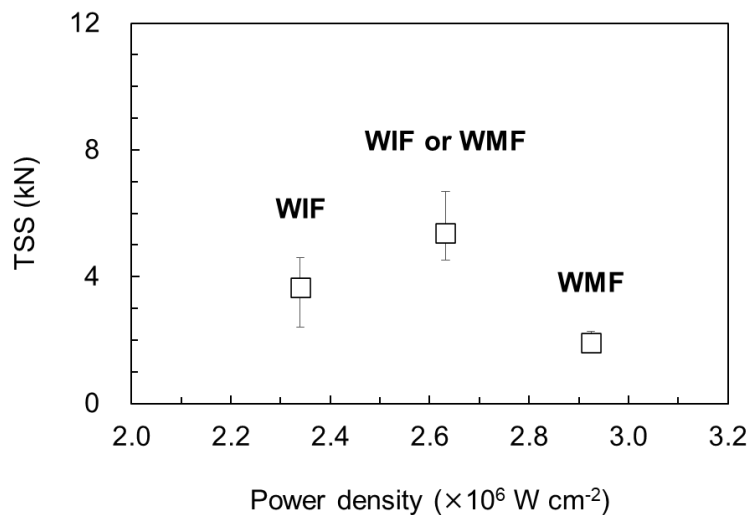


Fig. 2.18 (a) Results of tensile tests of laser welds without coating, (b) schematic illustrations of fractured tensile test samples.

Fig. 2.19 は開発法にてパワー密度 $3.2 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件で作製した継手のせん断引張試験結果を示す。開発法では直接接合よりも高い TSS が得られることが明らかとなった。引張試験体 3 体のうち 1 体は皮膜-アルミニウム界面で破断が生じ、TSS は直接接合よりも 51% 向上したのに対し、残り 2 体は溶接金属破断を呈し、直接接合に対する TSS の向上は 11 ~ 21%にとどまった。溶接金属破断を呈した継手の断面写真を Fig. 2.20 に示す。図中の矢印は引張方向を表している。破断面近傍に多数のポロシティが観察された。ポロシティにより実質的な鋼-皮膜界面における接合面積が減少したことで、溶接金属破断を生じ、TSS が低下したと考えられる。

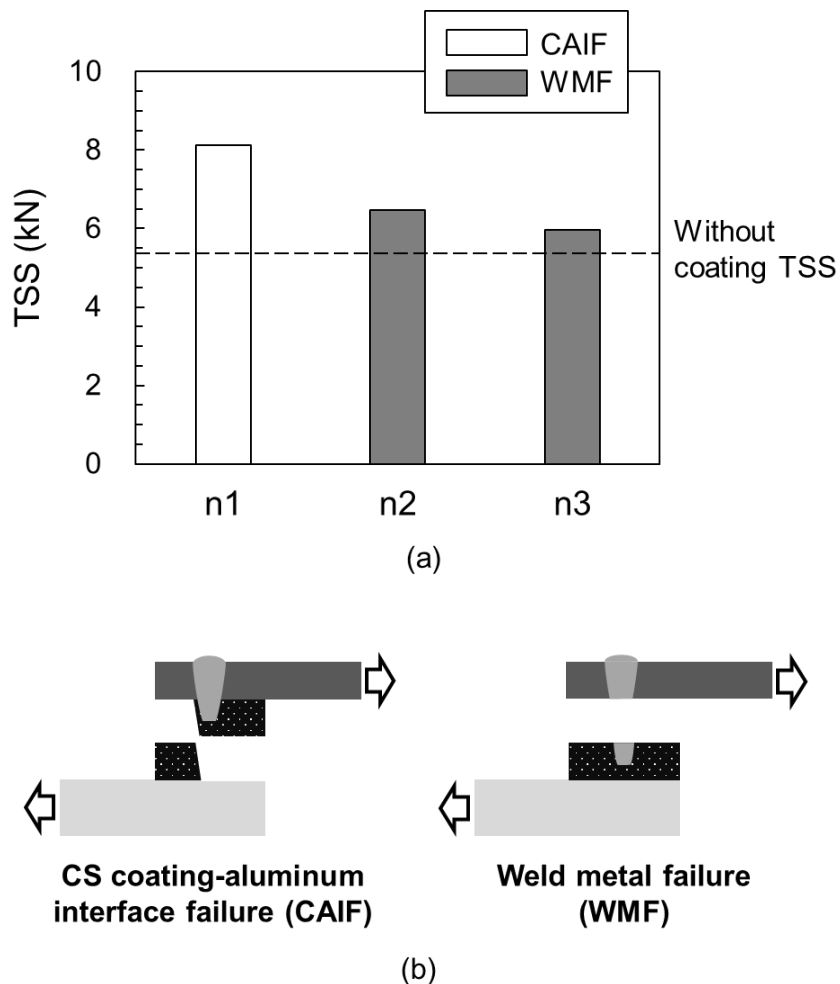


Fig. 2.19 (a) Results of tensile tests of laser welds with coating, (b) schematic illustrations of fractured tensile test samples.

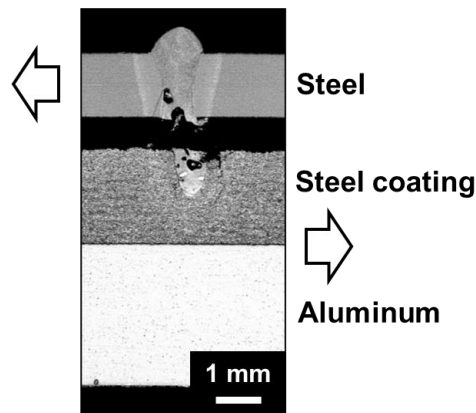


Fig. 2.20 Cross-section image of tensile test specimen, fractured in weld metal.

2.4. 本研究の目標および課題

上述の通り、開発法では直接接合と比較して高い TSS が得られ、その優位性が実証された。一方、レーザ溶接においてポロシティが発生しやすく、それにより溶接金属で破断する場面があることを明らかにした。溶接金属破断は継手強度の低下を引き起こすことから、種々の接合において望ましくない破断形態と見なされており²³⁻²⁴⁾、防止する必要がある。

また、開発法では溶接金属品質のみならず、皮膜特性も考慮する必要があると考えられる。前節において、開発法で作製した継手は皮膜-アルミニウム界面で破断し得ることが明らかとなったが、このような破断形態においては、皮膜の密着強度が継手強度に影響することが示唆される。

以上の結果をもとに設定した本研究の目標および課題を Fig. 2.21 に示す。開発法における溶接金属の高品質化および皮膜設計指針の獲得を本研究における目標とし、ポロシティの低減、継手強度と皮膜特性の関係の明確化を研究課題として設定した。

目標：開発法における溶接金属の高品質化ならびに皮膜設計指針の獲得。

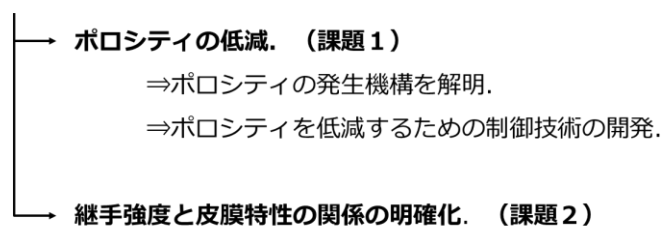


Fig. 2.21 Research goal and subjects.

2.5. まとめ

高張力鋼とアルミニウム合金のレーザ溶接における継手強度の改善を狙って、CS 皮膜を中間層として利用したレーザ接合を考案した。開発法では直接接合と比較して高い TSS が得られ、その優位性が実証された。一方で、レーザ溶接においてポロシティが発生しやすく、それにより溶接金属で破断する可能性があることを明らかにした。溶接金属破断は継手強度の低下を引き起こすことから、防止する必要があると考え、その原因となるポロシティを低減することを研究課題のひとつとした。また、開発法では溶接金属品質のみならず、皮膜特性も考慮する必要があると考えられることから、継手強度と皮膜特性の関係の明確化をもう一つの研究課題として設定した。

参考文献 (第 2 章)

- 1) 新構造材料技術研究組合 (ISMA)ホームページ : <https://isma.jp/works/> (閲覧日 2023 年 7 月 17 日)
- 2) T. Hambrecht, U. Alber: The new AUDI Q7, Euro Car Body 2015, (2015).
- 3) D. Greatly: 2016 Cadillac CT6, Euro Car Body 2015, (2015).
- 4) K. Maeda, Y. Sato, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Laser Welding of Ultra-high Strength Steel to Aluminum with Cold-sprayed Steel Coating Interlayer, SLPC2022 -The 4th Smart Laser Processing Conference, TECHNICAL DIGEST, 49.
- 5) L. Kim, H. Lee, H. Choi, B. Lee, D. Kim: Prediction of load–displacement curves of flow drill screw and RIVTAC joints between dissimilar materials using artificial neural networks, Journal of Manufacturing Processes, 57 (2020), 400-408.
- 6) 杓名宗春, ラソウド マノーヂュ : レーザロール圧接による A5052 アルミ合金と SPPC 鋼の接合, 溶接学会論文集, 21 2(2003), 282-294.
- 7) M. J. Rathod, M. Kutsuna: Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding, WELDING JOURNAL-NEW YORK-, 83 1 (2004), 16-S.
- 8) C. Yuce, F. Karpat, N. Yavuz: Investigations on the microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar galvanized steel–aluminum joints, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 104 (2019), 2693-2704.
- 9) B. Yang, H. Zhao, L. Wu, C. Tan, H. Xia, B. Chen, X. Song: Interfacial microstructure and mechanical properties of laser-welded 6061Al/AISI304 dissimilar lap joints via beam oscillation, journal of materials research and technology, 9 6 (2020), 14630-14644.
- 10) S. Jabar, A. B. Barenji, P. Franciosa, H. R. Kotadia, D. Ceglarek: Effects of the adjustable ring-mode laser on intermetallic formation and mechanical properties of steel to aluminium laser welded lap joints, Materials & Design, 227 (2023), 111774.
- 11) R. Indhu, M. Tak, L. Vijayaraghavan, S. Soundarapandian: Microstructural evolution and its effect on joint strength during laser welding of dual phase steel to aluminium alloy, Journal of Manufacturing Processes, 58 (2020), 236-248.
- 12) G. Pardal, S. Meco, S. Ganguly, S. Williams, P. Prangnell: Dissimilar metal laser spot joining of steel to aluminium in conduction mode, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 73

(2014), 365-373.

13) R. Borrisutthekul, T. Yachi, Y. Miyashita, Y. Mutoh: Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in dissimilar joining of steel and aluminum alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 467 1-2 (2007), 108-113.

14) Buta Singh Sidhu, D. Puri, S. Prakash: Mechanical and metallurgical properties of plasma sprayed and laser remelted Ni-20Cr and Stellite-6 coatings, *Journal of Materials Processing Technology*, 159 (2005), 347-355.

15) 小野数彦, 安達馨, 堅田寛治, 三代正幸, 宮本勇, 井上孝: 酸化膜付着鋼材のレーザ溶接現象—大出力 CO₂ レーザ溶接における酸化膜の影響 (第 1 報) —, *溶接学会論文集*, 20 2 (2002), 213-219.

16) 宮崎康信, 古迫誠司, 小原昌弘: 薄鋼板の炭酸ガスレーザ溶接における気孔の発生現象, *溶接学会論文集*, 19 2 (2001), 241-251.

17) T. Nagae, M. Yokota, M. Nose, S. Tomida, T. Kamiya, S. Saji: Effects of pulse current on an aluminum powder oxide layer during pulse current pressure sintering, *Materials Transactions*, 43 6 (2002), 1390-1397.

18) A. Sova, S. Grigoriev, A. Okunkova, I. Smurov: Cold spray deposition of 316L stainless steel coatings on aluminium surface with following laser post-treatment, *Surface and Coatings Technology*, 235 (2013), 283-289.

19) T. Marrocco, T. Hussain, D. G. McCartney, P. H. Shipway: Corrosion performance of laser posttreated cold sprayed titanium coatings, *Journal of thermal spray technology*, 20 (2011), 909-917.

20) V. M. Fomin, A. A. Golyshev, V. F. Kosarev, A. G. Malikov, A. M. Orishich, N. S. Ryashin, A. A. Filippov, V. S. Shikalov: Creation of heterogeneous materials on the basis of B₄C and Ni powders by the method of cold spraying with subsequent layer-by-layer laser treatment, *Journal of Applied Mechanics and Technical Physics*, 58 (2017), 947-955.

21) M. J. Torkamany, S. Tahamtan, J. Sabbaghzadeh: Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd:YAG pulsed laser, *Materials and Design*, 31 (2010), 458-465.

22) B. Hu, I. M. Richardson: Microstructure and mechanical properties of AA7075(T6) hybrid laser/GMA welds, *Materials Science and Engineering A*, 459 (2007), 94-100.

23) 中山英介: 超小型試験片による局所材料強度特性評価—スポット溶接継手の強度予測への応用—, *溶接学会誌*, 75 6 (2006), 461-465.

24) 武岡正樹, 深山拓真, 松田朋己, 小椋智, 大橋良司, 廣瀬明夫: 摩擦攪拌点接合を用いた新規

異材接合法におけるウェルドボンド継手の継手強度特性, 軽金属溶接, 60 4 (2022), 14-21.

第3章 ポロシティ発生機構の解明^b

3.1. はじめに

前章において、コールドスプレー（Cold-spray, CS）皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザー接合（以下開発法と記載する）では、レーザー溶接時にポロシティが発生し、引張試験において溶接金属破断を生じる場合があること、それに付随して継手強度が低下することを明らかにした。

ポロシティは気泡が凝固界面でトラップされたものであり、レーザー溶接における気泡は①溶接時に熔融池内部へ侵入した母材ないし雰囲気中ガス¹⁻²⁾、②キーホール崩壊³⁻⁷⁾により生成することが報告されている。前章において、開発法におけるポロシティはCS皮膜に起因する可能性が示された。

開発法における研究課題のひとつであるポロシティの低減を実現するため、本章ではポロシティの発生機構の解明に取り組む。はじめに、リアルタイム X 線透過撮影による熔融池内部の動的観察を実施し、キーホール崩壊の有無および気泡の発生箇所を示す。さらに、ポロシティ内部のガスを特定し、皮膜中に含まれるガス成分との関係を明らかにする。

3.2. 実験方法

3.2.1. リアルタイム X 線透過撮影

供試材には2章と同じ板厚 1.4 mm、母材強度 1.5 GPa 級のホットスタンプ鋼板および板厚 3 mm の A7204 アルミニウム合金（以下 A7204 と記載する）を用いた。試験片サイズはいずれも 50×3 mm とした。Fig. 3.1 に示すように、原料粉末として水アトマイズ（Water-atomization, WA）鉄粉を使用し、A7204 表面に対して CS により厚さ 2 mm の鋼皮膜を形成した。CS は2章と同一の条件にておこなった。

実験に用いたレーザー溶接装置の光学系の概略図を Fig. 3.2 に、溶接条件を Table 3.1 に示す。レーザー発振器には波長 1030 nm、最大出力 16 kW の連続発振型のディスクレーザー（TRUMPF 社製 TruDisk16002）を用いた。発振器から出力されたレーザーをコア径 200 μm のデリバリーファイバーで加工ヘッドへ伝送し、加工ヘッド内のコリメートレンズおよび集光レンズを用いてスポット径が 270 μm となるように集光した。加工点におけるビームプロ

^b Reproduced in part from K. Maeda *et al.*, *Journal of Laser Applications* **33**, 042017 (2021) <https://doi.org/10.2351/7.0000490>, with the permission of AIP Publishing.

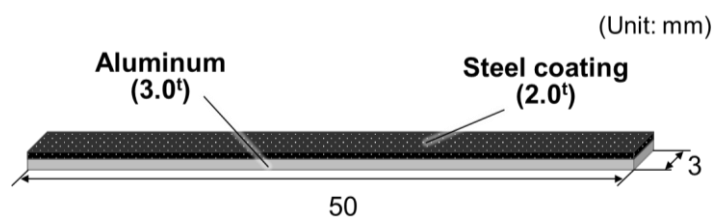


Fig. 3.1 Schematic illustration of CS sample.

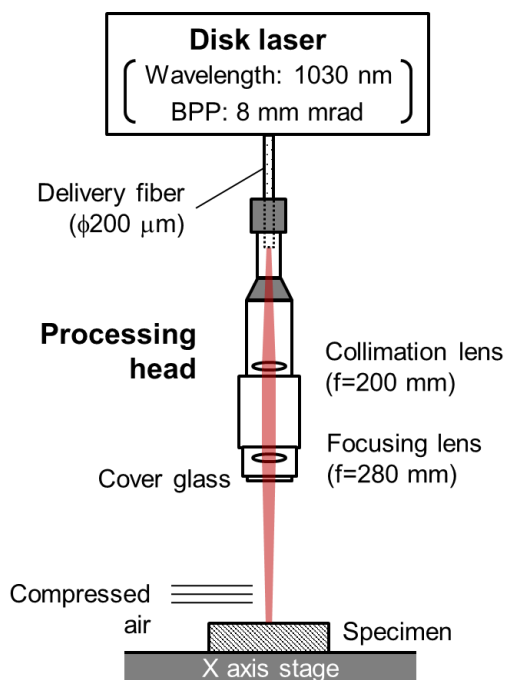


Fig. 3.2 Schematic illustration of set-up for welding experiment.

Table 3.1 Laser welding conditions.

Laser	Disk
Wavelength	1030 nm
Fiber core diameter	200 μm
Spot size	270 μm (D ₈₆)
Laser power	2750 W
Power density	4.8×10^6 W/cm ²
Scanning speed	67 mm/s

ファイルを Fig. 3.3 に示す. スポット径はレーザーの入射エネルギーの 86%が含まれる径とした. CS サンプルに対してホットスタンプ鋼板を重ねた状態で自動 1 軸ステージ上にセット

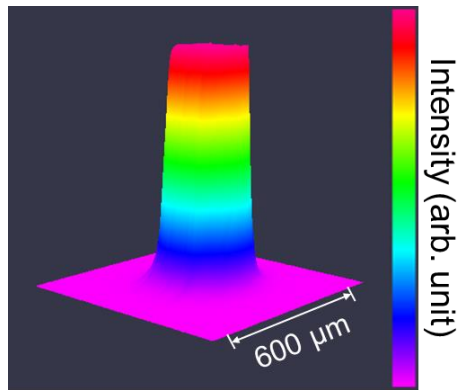


Fig. 3.3 Beam profile.

し、鋼板表面へレーザを照射した。キーホール溶接となるよう、パワー密度 $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件で溶接をおこなった。試験片の長手方向と平行にレーザが掃引されるようステージを操作した。ブルームおよびスパッタ除去の目的で、上板表面から上方 30 mm の位置にエアカットを配置した。

Fig. 3.4 はリアルタイム X 線透過撮影の模式図を示す。マイクロフォーカス X 線源、イメージングインテンシファイアーを搭載した高速度カメラ（ナックイメージテクノロジー社製 GX-8）がサンプルを挟んで対向するように配置し、X 線を試験片に対して溶接線方向と垂直に入射させた。X 線の管電圧および管電流はそれぞれ 160 kV, 600 μA とし、X 線源－試験片間の距離および X 線源－イメージングインテンシファイアー間の距離はそれぞれ 25 mm,

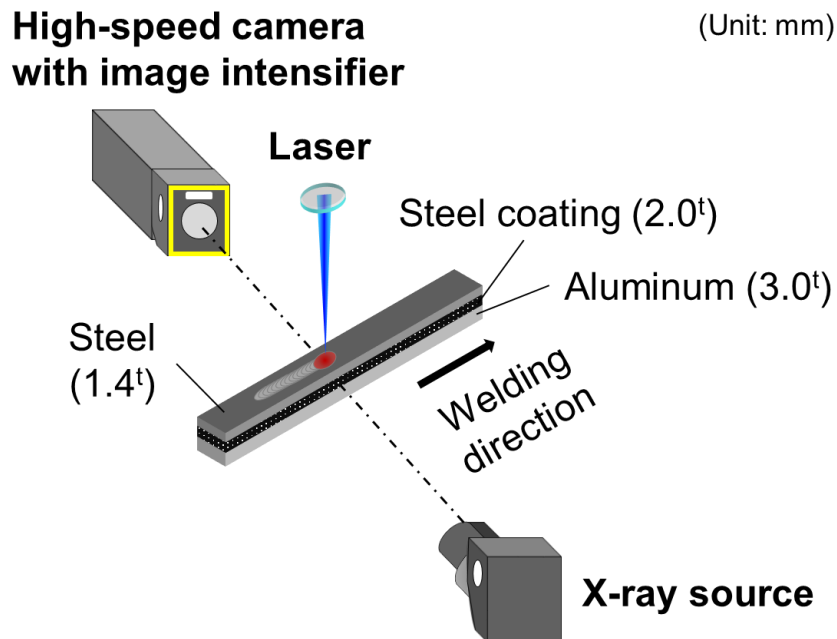


Fig. 3.4 Schematic illustration of experimental set-up for X-ray transmission observation.

630 mm とした. 高速度カメラのフレームレートは 1000 fps とし, 溶接開始と同時に録画を開始した.

3.2.2 ポロシティ中のガス分析

供試材には 3.2.1 と同一のホットスタンプ鋼板および CS サンプルを用いた. 実験に用いたレーザ溶接装置の光学系の概略図を Fig. 3.5 に, 溶接条件を Table 3.2 に示す. レーザ発振器は 3.2.1 と同一のものを用いた. レーザ発振器から出力されたレーザをコア径 200 μm のデリバリーファイバーで加工ヘッドへ伝送し, 加工ヘッド内のコリメートレンズおよび集光レンズを用いてスポット径が 200 μm となるように集光した. 加工点におけるビームプロファイルを図 3.6 に示す. CS サンプルに対してホットスタンプ鋼板を重ねた状態で自動

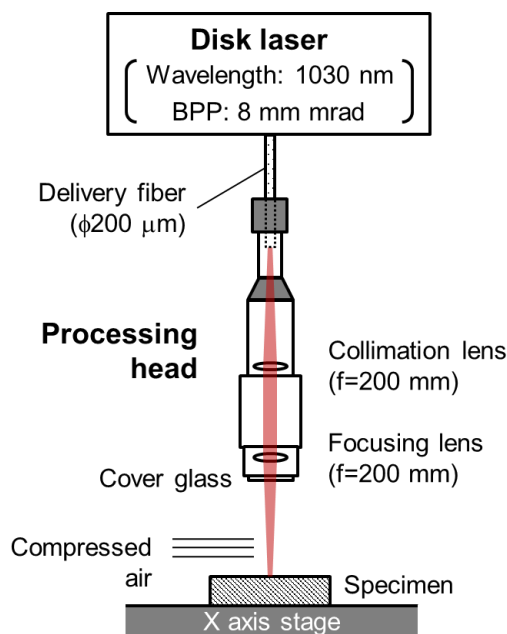


Fig. 3.5 Schematic illustration of set-up for welding experiment.

Table 3.2 Laser welding conditions.

Laser	Disk
Wavelength	1030 nm
Fiber core diameter	200 μm
Spot size	200 μm (D_{86})
Laser power	1500 W
Power density	$4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$
Scanning speed	67 mm/s

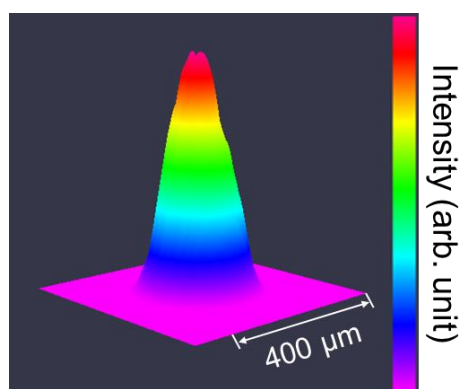


Fig. 3.6 Beam profile.

1 軸ステージ上にセットし、鋼板表面へレーザを照射した。キーホール溶接となるよう、パワー密度 $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件で溶接をおこなった。試験片の長手方向と平行にレーザが掃引されるようステージを操作した。プルームおよびスパッタ除去の目的で、上板表面から上方 30 mm の位置にエアカットを配置した。

継手に発生したポロシティに含まれるガス成分は、四重極型質量分析計 (Q-Mass, キヤノンアネルバ社製 M-401QA-MUSY) で測定した⁸⁾。圧力が $8 \times 10^{-6} \text{ Pa}$ の超高真空下にてサンプルに対して直径 2 mm のドリルで切削をおこない、ポロシティからガスを放出させ、Q-Mass で分析した。ポロシティ位置は、分析前に X 線透過撮影をおこなうことで同定した。

3.3. 実験結果および考察

3.3.1. ポロシティの生成挙動

Fig. 3.7 は 0.05 s 毎の X 線透過撮影写真を示す。図中の T_c は録画開始からの経過時間を示

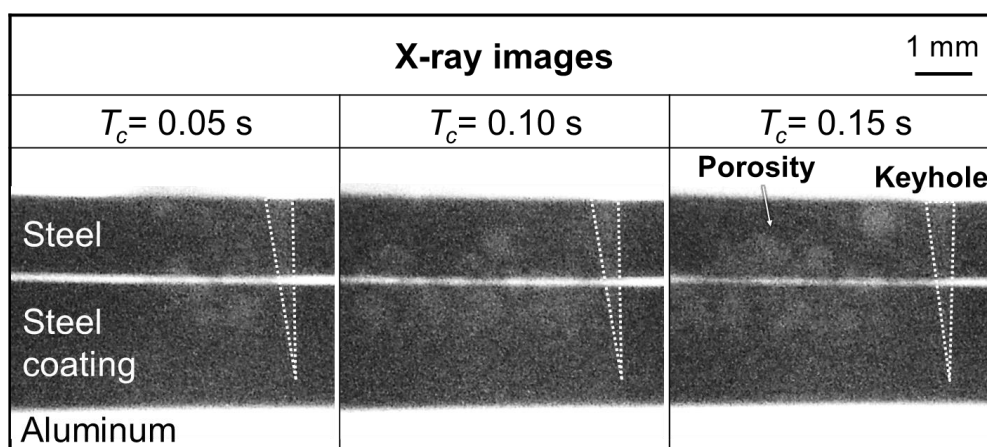


Fig. 3.7 X-ray images of welded areas.

す. X線透過撮影によりキーホールおよび溶融池内でポロシティが生じる様子が明瞭に観察できた. キーホールは終始安定しており, 底部付近での崩壊は認められなかった. X線で観察された気泡の生成挙動を Fig. 3.8 に示す. キーホール底部付近のCS皮膜内から発生した気泡は溶融池内を上方へ移動し, 最終的にトラップされポロシティとなった.

以上より, 開発法におけるポロシティはキーホール崩壊により生じるのではなく, 溶融した皮膜から放出されたガスが溶融池内を移動し, 凝固界面でトラップされることにより発生したと考えられた.

3.3.2. ポロシティ中のガス成分

Table 3.3 は Q-Mass により得られたポロシティ中のガス成分の分析結果を示す. m は検出されたイオンの質量, z はイオンの電荷数であり, 通常 $z=1$ である. 含まれるガスの多くは H_2 であり, 残りは炭化水素系ガスと見積もられた. 3.3.1 において, 気泡は溶融した皮膜内から生じていたことから, 皮膜中に含まれる H により H_2 を生成した可能性が高いと考えられる. Table 2.6 に示すように, 皮膜中には H が 19 ppm 含まれる. 溶融した純鉄中に 10 ppm 以上の H が含まれる場合, 凝固時に気孔が生じることが報告されており⁹⁾, 上記皮膜中に含まれる H 量はポロシティを生成するために十分であると考えられる.

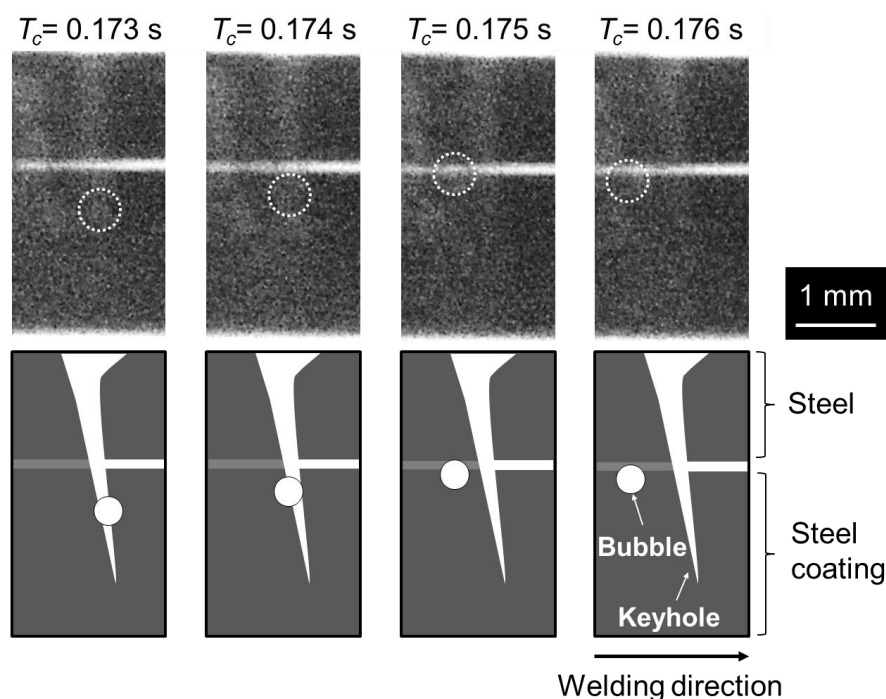


Fig. 3.8 Movement of bubbles in molten pool, captured by real-time X-ray observation system.

Table 3.3 Result of gas analysis in porosity.

m/z	Estimated gas specimen	Spectral intensity ratio (%)
2	H ₂	74
15 ~ 29	Hydrocarbons	26

以上より、ポロシティは皮膜に含まれる H のうち、熔融鋼中に固溶できなかったものが気泡となって移動し、その一部が凝固界面でトラップされることで生成すると考えられた。

なお、Q-mass において炭化水素系ガスも検出されているが、これらは原料粉末である鉄粉中にはほとんど含まれないこと¹⁰⁾、熱力学的にポロシティ中に含まれる可能性が極めて低いこと¹¹⁾から、材料表面に付着した防錆油などの有機物、またはサンプル切削中にドリルや装置駆動部から発生したと推察される。

3.4. まとめ

開発法におけるポロシティの発生機構を実験的に明らかにした。リアルタイム X 線透過撮影をおこない、気泡が CS 皮膜内より生じることを示した。また、ポロシティ中に含まれるガスの多くは H₂であることを明らかにした。ポロシティは皮膜に含まれる H のうち、熔融鋼中に固溶できなかったものが気泡となって移動し、その一部が凝固界面でトラップされることで生成すると考えられた。

参考文献 (第3章)

- 1) 瀬度直樹, 片山聖二, 松縄朗: ステンレス鋼 CO₂ レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明と低減法, 溶接学会論文集, 19 4 (2001), 600-609.
- 2) 瀬渡直樹, 片山聖二, 松縄朗: アルミニウム合金レーザ溶接時のポロシティ生成機構の解明とその抑制法, 溶接学会論文集, 18 2 (2000), 243-255.
- 3) L. Huang, X. Hua, D. Wu, F. Li: Numerical study of keyhole instability and porosity formation mechanism in laser welding of aluminum alloy and steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 252 (2018), 421-431.
- 4) L. Huang, X. Hua, D. Wu, Y. Ye: Role of welding speed on keyhole-induced porosity formation based on experimental and numerical study in fiber laser welding of Al alloy, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 103 (2019), 913-925.
- 5) J. Xu, Y. Rong, Y. Huang, P. Wang, C. Wang: Keyhole-induced porosity formation during laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 252 (2018), 720-727.
- 6) R. Lin, H. P. Wang, F. Lu, J. Solomon, B. E. Carlson: Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 108 (2017), 244-256.
- 7) H. Zhao, W. Niu, B. Zhang, Y. Lei, M. Kodama, T. Ishide: Modelling of keyhole dynamics and porosity formation considering the adaptive keyhole shape and three-phase coupling during deep-penetration laser welding, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 44 48 (2011), 485302.
- 8) 大坪孝至, 後藤俊助, 安田浩: ブローホール中ガスの分析装置の開発と応用, 鉄と鋼, 68 7 (1982), 858-862.
- 9) 宇田雅広, 壇武弘, 大野悟: 純鉄の凝固時における気孔生成に及ぼす水素の影響, 鉄と鋼, 62 1 (1976), 62-71.
- 10) 目義雄, 打越哲郎: ガス放出挙動からみた鉄超微粉の表面状態と表面酸化層の還元, 日本金属学会誌, 55 2 (1991), 219-226.
- 11) 益本功, 篠田剛: 溶接金属の気孔とそのガス組成, 溶接学会誌, 41 4 (1972), 354-367.

第4章 ポロシティを低減するための制御技術の開発^c

4.1. はじめに

前章までの検討にて、コールドスプレー (Cold-spray, CS) 皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザ接合 (以下開発法と記載する) において発生するポロシティは、皮膜に含まれる H のうち、熔融鋼中に固溶できなかつたものが気泡となって移動し、その一部が凝固界面でトラップされることで生成することが明らかとなった。換言すると、気泡をトラップさせず、熔融池外部へ放出させることができればポロシティを低減することが可能と考えられる。先行研究において、熔融池内における気泡の移動は湯流れに支配されることが示されている^{1,2)}。キーホール後方では板厚方向上方へ向かう湯流れが生じており³⁾、これによって気泡は熔融池表面へ達し、外部へ放出されることがある²⁾。この時、熔融金属の凝固速度が遅く、気泡の移動速度が速いほど外部へ放出される可能性が高くなると考えられる。

走査速度を遅くすることで溶接部の冷却速度が低下することが示されている⁴⁾。これは、式(7)に示す単位面積あたりの投入熱量が増加するためと推察される。

$$E = \frac{P}{vd} \quad (7)$$

ここで、 E は単位面積あたりの投入熱量、 P はレーザ出力、 v は走査速度、 d はスポット径を示す。そのため、熔融金属の凝固速度は走査速度により制御可能であると考えられる。

熔融池内に存在する気泡に対して働く流体抵抗は式(8)で表され⁵⁾、これにより気泡は加速される。

$$F = \frac{C_D A \rho u^2}{2} \quad (8)$$

ここで、 F は流体抵抗、 C_D は抵抗係数、 A は気泡を流れに垂直な面へ投影した時の面積、 ρ は流体の密度、 u は湯流れの速度を示す。式(8)から明らかな通り、流体抵抗は湯流れが速いほど大きくなり、それに付随して気泡も加速されやすくなる。すなわち、湯流れの高速化により気泡の移動速度を速くすることができると考えられる。

キーホール後方における湯流れの主な駆動力はキーホール内の金属蒸発による反跳圧で

^c Reproduced in part from K. Maeda *et al.*, Journal of Laser Applications **34**, 042033 (2022) <https://doi.org/10.2351/7.0000754>, with the permission of AIP Publishing.

あり、反跳圧を高めることで湯流れが高速化し得ることが数値解析にて示されている³⁾。反跳圧の予測式として式(9)が広く用いられている^{3,6)}。

$$P_r = 0.54P_{sat} = 0.54P_0 \exp\left(\Delta H_V \frac{T - T_V}{R_M T T_V}\right) \quad (9)$$

ここで、 P_r は反跳圧、 P_{sat} は飽和蒸気圧、 P_0 は大気圧 (101300 Pa)、 ΔH_V は単位質量あたりの気化熱、 T はキーホール壁の温度、 T_V は沸点、 R_M は比気体定数を示す。気化熱や沸点、比気体定数は材料固有の値となることから、反跳圧は材料により変化する。それゆえ、Fig. 4.1に示すようにアルミニウムへ溶込む場合と溶け込まない場合では、キーホール底部付近での反跳圧は変化すると考えられる。レーザ溶接においてキーホール壁は 4000 K 程度まで加熱されると見積もられている⁷⁾。Fig. 4.2 は Table 4.1 に示す物性値を式(9)に代入することで導出した 3500~4500 K における Fe および Al の蒸発による反跳圧を示しており、Fe と比較して Al の場合では反跳圧が高くなるのが分かる。このことから、CS サンプルの基材であるアルミニウムまで溶込みが得られる条件では、キーホール底部付近での反跳圧が高くなり、湯流れを高速化できる可能性があると考えた。

本章では、開発法において発生するポロシティを低減する手法として、熔融金属の凝固速度の低下および熔融池内の湯流れの高速化を抽出した。それらを実現するための手段としてそれぞれ、走査速度が遅い条件およびアルミニウムまで溶込みが得られる条件での溶接を着想し、有効性を検証した。また、ポロシティ低減条件における気泡の排出機構を検証するため、タングステントレーサとして用いたリアルタイム X 線透過撮影を実施し、熔融池内での気泡および湯流れの挙動を調査した。

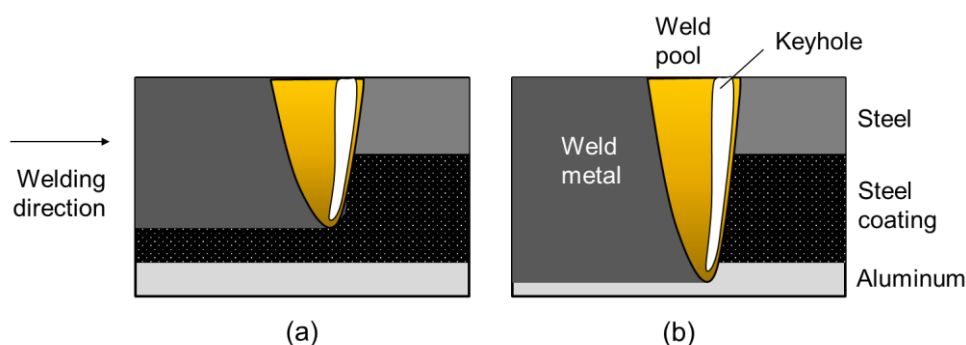


Fig. 4.1 Schematic illustrations of longitudinal cross-section of welding areas (a) without, (b) with penetration into aluminum.

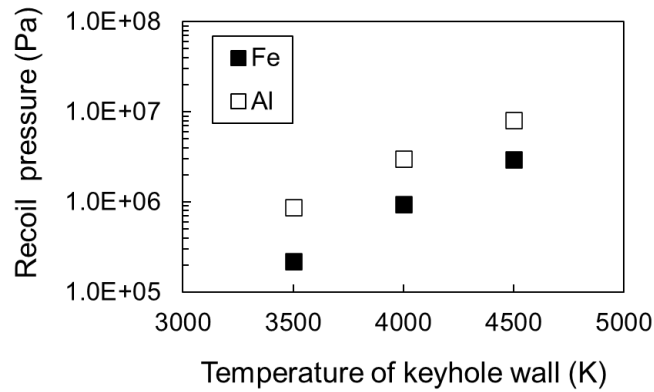


Fig. 4.2 Estimated recoil pressure, driven by evaporation of Fe and Al.

Table 4.1 Physical properties of Fe and Al,

	Fe	Al
Latent heat ΔH_V ($\times 10^6$ J/kg)	6.1	10.8
Boiling temperature T_V (K)	3130	2743
Specific gas constant R_M (J/kg K)	149	308

4.2 実験方法

4.2.1 ポロシティ低減アイデアの検証

供試材には 2 章と同じ板厚 1.4 mm, 母材強度 1.5 GPa 級のホットスタンプ鋼板および板厚 3 mm の A7204 アルミニウム合金 (以下 A7204 と記載する) を用いた. 試験片サイズは いずれも 125×40 mm とした. Fig. 4.3 に示すように, 原料粉末として水アトマイズ (Water-atomization, WA) 鉄粉を使用し, A7204 表面に対して CS により厚さ 2 mm の鋼皮膜を形成した. スプレー箇所は長手方向端部 40×40 mm の範囲とした. CS は 2 章と同一の条件にて

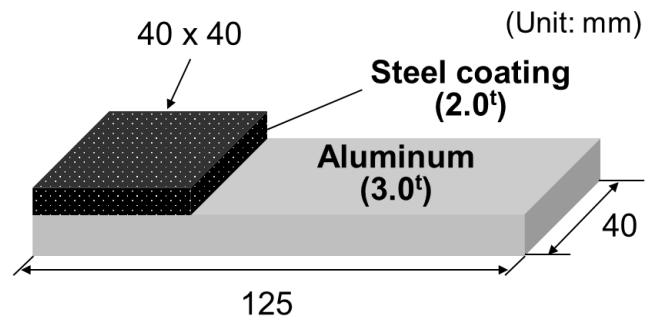


Fig. 4.3 Schematic illustration of CS sample.

おこなった。

溶接条件を Table 4.2 に示す。レーザー溶接装置は 3.2.2 と同一のものを用いた。Fig. 4.4 は重ね接合の模式図を示す。ホットスタンプ鋼板を CS サンプルに対して重ねた状態で自動 1 軸ステージ上にセットし、鋼板表面へレーザーを照射した。ポロシティ発生へおよびす走査速度およびアルミニウムへの溶込みの影響を調べるため、走査速度およびパワー密度を種々変化させて溶接をおこなった。キーホール溶接となるよう、パワー密度は $2.4 \times 10^6 \sim 31.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の範囲で設定した。プルームおよびスパッタ除去の目的で、上板表面から上方 30 mm の位置にエアカットを配置した。

作製した継手に対し、光学顕微鏡 (KEYENCE 社製 VHX-8000) を用いて外観撮影をおこなった。また、継手を溶接線方向中央部にて切断後、研磨およびピクリン酸飽和水溶液による腐食をおこない、実体顕微鏡にて溶接部断面を観察した。断面観察後、オープンソースソフトウェア Image J を使用し、溶接金属全体に占めるポロシティの総面積の割合をポロシティ率として算出した。溶接金属内での元素分布を確認する目的で、EPMA (島津製作所社製 EPMA-8050G) によるマッピング分析をおこなった。アルミニウムまで溶込みが得られる

Table 4.2 Laser welding conditions.

Laser	Disk
Wavelength	1030 nm
Fiber core diameter	200 μm
Spot size	200 μm (D_{86})
Scanning speed	1) 16 mm/s, 2) 67 mm/s, 3) 200 mm/s
Power density (laser power)	1) $2.4 \sim 4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ (750 ~ 1500 W) 2) $6.4 \sim 11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ (2000 ~ 3500 W) 3) $15.9 \sim 31.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ (5000 ~ 10000 W)
Input energy per area	1) $2.3 \sim 4.7 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$ 2) $1.5 \sim 2.6 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$ 3) $1.3 \sim 2.5 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$

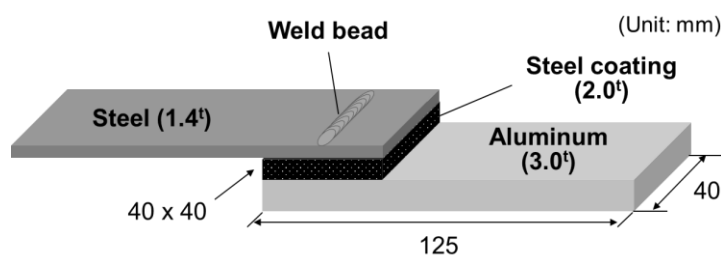


Fig. 4.4 Schematic illustration of laser weld.

条件では、溶接金属–アルミニウム界面において IMC 層の生成が想定されることから、EPMA による界面での線分析を実施した。走査速度 16 および 67 mm/s の条件で作製した継手については、250 kN 万能引張試験機（島津製作所社製 AG-25TD）を用いてせん断引張試験をおこなった。Fig. 4.5 に示すように、鋼板および CS サンプルのチャック部にシム板を添え、両チャック部を引張軸上に配置した。引張速度は 10 mm/min とした。

4.2.2 ポロシティ低減条件における気泡排出機構の検証

供試材には 4.2.1 と同一のホットスタンプ鋼板および A7204 を用いた。サンプルサイズはそれぞれ 1.4×50×3 mm, 50×50×3 mm とした。Fig. 4.6 に示すように、原料粉末として WA 鉄粉を使用し、A7204 表面へ CS により厚さ 2 mm の鋼皮膜を形成したサンプルに対して、皮膜へ機械加工により径 1 mm, 深さ 0.7 mm の穴を 10 mm ピッチで 4 点設け、そこへトレーサとして直径約 100 μm のタングステン球を充填した。CS は 4.2.1 と同一の条件にておこなった。タングステン球の SEM 写真を Fig. 4.7 に示す。タングステンの密度は 19.3 g/cm³ であり、これは鋼の密度の約 2.5 倍である。そのため、タングステンは鋼と比較して X 線が透過しにくく、リアルタイム X 線透過撮影においてこれら材料間に明瞭な明暗差が生じ、識別しやすい。そのため、本研究ではトレーサとしてタングステンが好適であると判断した。

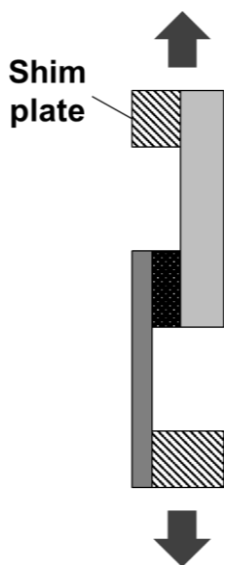


Fig. 4.5 Schematic illustration of tensile-shear test.

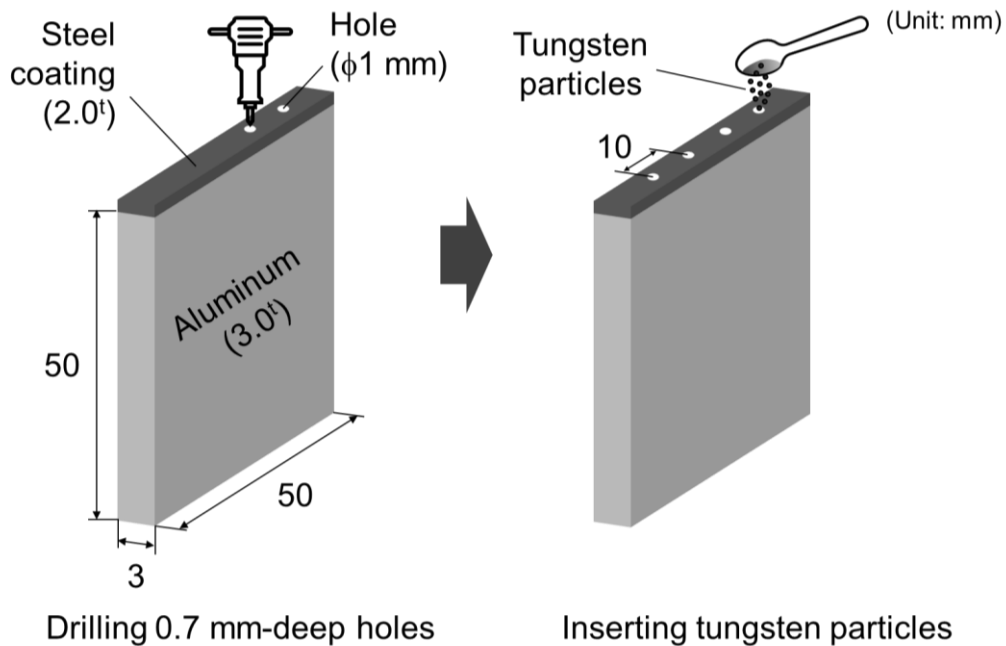


Fig. 4.6 Schematic illustration of creating X-ray observation sample.

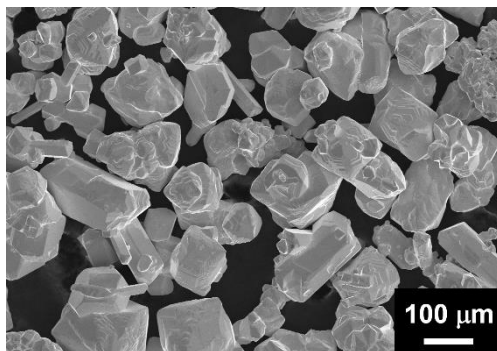


Fig. 4.7 SEM image of tungsten particles.

溶接条件を Table 4.3 に示す。レーザ溶接装置は 4.2.1 と同一のものを用いた。CS サンプルに対してホットスタンプ鋼板を重ねた状態で自動 1 軸ステージ上にセットし、鋼板表面へレーザを照射した。試験片の長手方向と平行にレーザが掃引されるようステージを操作した。ブルームおよびスパッタ除去の目的で、上板表面から上方 30 mm の位置にエアカットを配置した。

Fig. 4.8 はリアルタイム X 線透過撮影の模式図を示す。マイクロフォーカス X 線源、イメージングインテンシファイアーを搭載した高速度カメラ（ナックイメージテクノロジー社製 GX-8）がサンプルを挟んで対向するように配置し、X 線を試験片に対して溶接線方向と垂直に入射させた。X 線の管電圧および管電流はそれぞれ 140 kV, 1000 μ A とし、X 線源一

Table 4.3 Laser welding conditions.

Laser	Disk
Wavelength	1030 nm
Fiber core diameter	200 μm
Spot size	200 μm (D_{86})
Scanning speed	1) 16 mm/s, 2) 67 mm/s
Power density (laser power)	1) $3.2 \sim 4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ (1000 ~ 1500W) 2) $11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ (3500 W)
Input energy per area	1) $3.1 \sim 4.7 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$ 2) $2.6 \times 10^4 \text{ J/cm}^2$

**High-speed camera
with image intensifier**

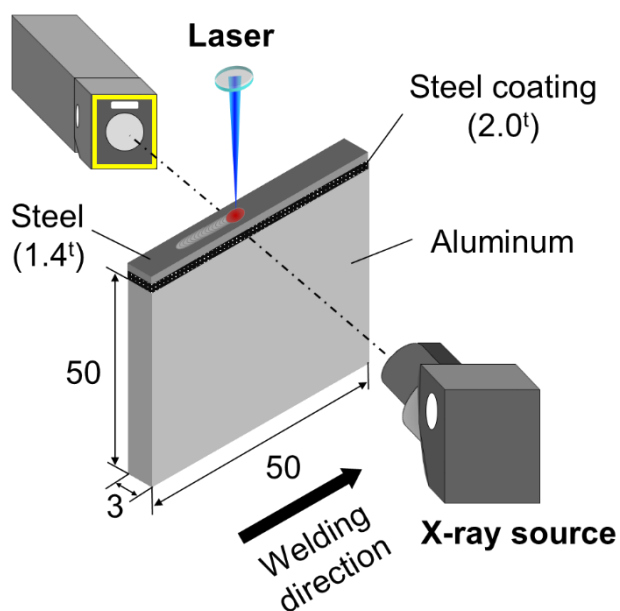



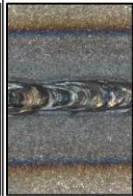

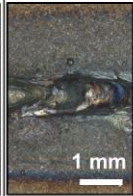
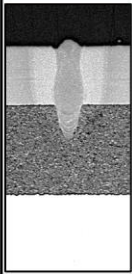
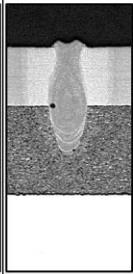

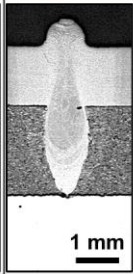
Fig. 4.8 Schematic illustration of experimental set-up for X-ray transmission observation.

試験片間の距離およびX線源－イメージインテンシファイアー間の距離はそれぞれ 29 mm, 802 mm とした. 高速度カメラのフレームレートは 1000 fps とし, 溶接開始と同時に録画を開始した.

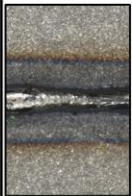

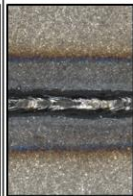
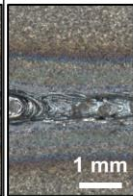


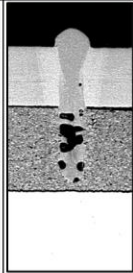
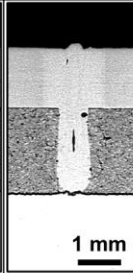
4.3 実験結果および考察

4.3.1 ポロシティ発生へおよびす走査速度およびアルミニウムへの溶込みの影響

Fig. 4.9 は走査速度 16, 67, 200 mm/s の各条件で作製した継手の外観および断面写真を示す. いずれの走査速度においてもパワー密度の増加に伴い, 溶込み深さは増加する傾向を

	Power density ($\times 10^6$ W/cm ²)			
	2.4	3.2	4.0	4.8
Surface				
Cross-section				
				Steel Steel coating Aluminum
Bead width (mm)	0.63	0.88	0.89	0.87
Penetration depth (mm)	2.21	2.51	3.17	3.44

(a)

	Power density ($\times 10^6$ W/cm ²)			
	6.4	8.0	9.6	11.1
Surface				
Cross-section				
				Steel Steel coating Aluminum
Bead width (mm)	0.48	0.53	0.64	0.64
Penetration depth (mm)	2.59	2.96	3.16	3.43

(b)

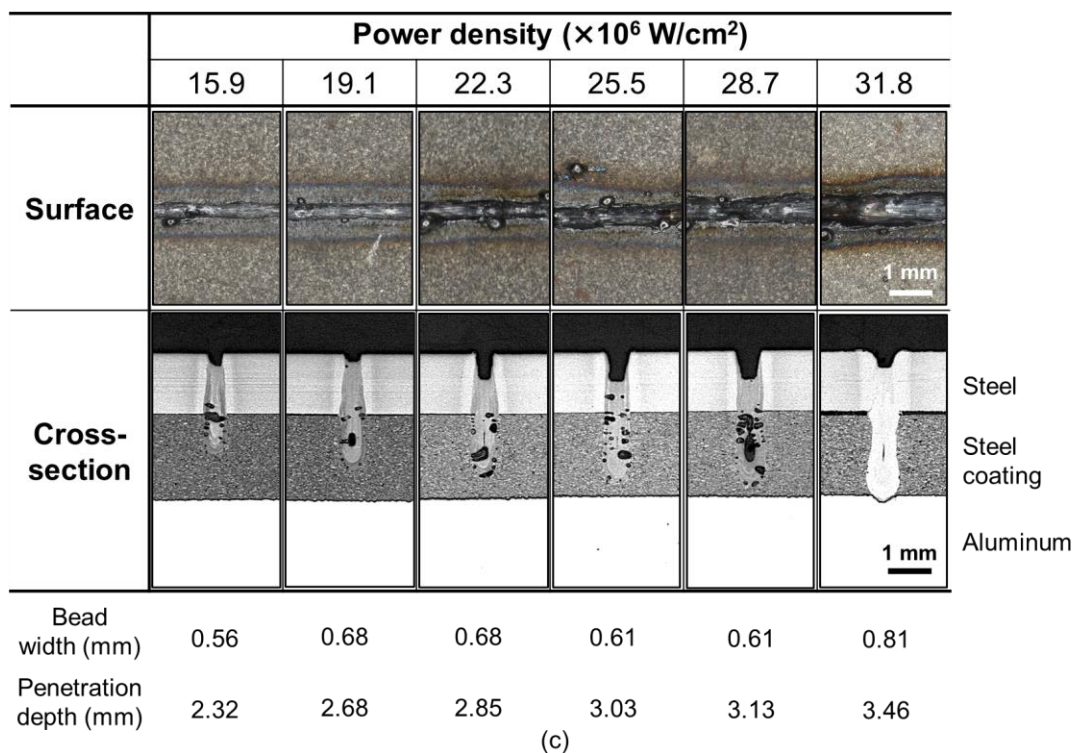


Fig. 4.9 Cross-section images of laser welds at scanning speeds of (a) 16, (b) 67, (c) 200 mm/s.

示した。鋼-皮膜界面におけるビード幅はそれぞれ 0.63~0.89 mm, 0.48~0.64 mm, 0.56~0.81 mm であり、走査速度 16 mm/s においてビード幅は最も拡大した。各走査速度におけるポロシティ率を Fig. 4.10 に示す。グラフ中の白抜きおよび黒塗りのマークはそれぞれ、アルミニウムへの溶込みがない条件、溶込みがある条件であることを示す。同一溶込み深さで比較すると、走査速度 67, 200 mm/s よりも 16 mm/s においてポロシティ率は低くなった。ポロシティ率の最大値は走査速度 16, 67, 200 mm/s でそれぞれ 2.3%, 22.6%, 27.5% であり、走査速度 16 mm/s ではパワー密度によらずポロシティの極めて少ない溶接金属が得られた。一方、走査速度 67 および 200 mm/s においても、アルミニウムまで溶込みが得られた条件ではポロシティ率はそれぞれ 2.2%, 0.6% となり、ポロシティを低減できることが明らかとなった。以上より、走査速度の低下およびアルミニウムへの溶込みがポロシティの低減に有効であることを示した。

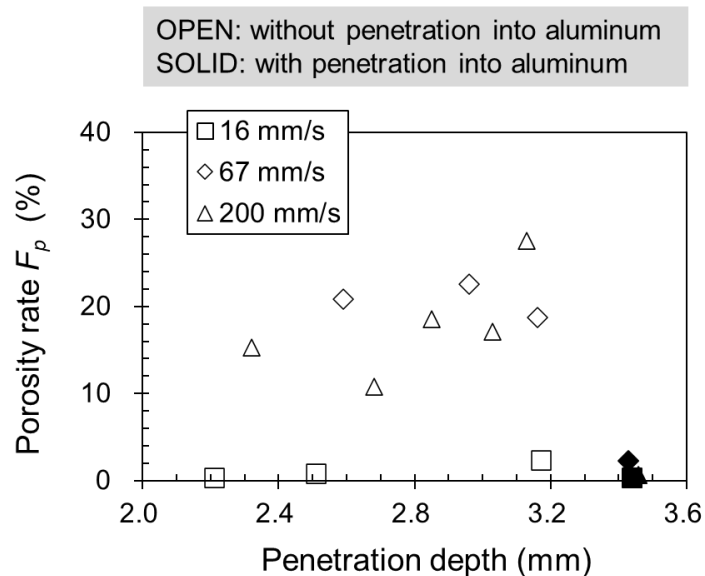


Fig. 4.10 Relationships between porosity rates and penetration depths at scanning speeds between 16 and 200 mm/s.

Fig. 4.11(a) ~ (c)は溶込み深さがほぼ同等となるパワー密度 $3.2 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 16 mm/s およびパワー密度 $6.4 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 67 mm/s, パワー密度 $19.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 200 mm/s の条件で作製した継手の溶接金属における元素マッピング分析結果を示す。分析元素は Mn とした。Table 2.3 および 2.5 で示した通り, Mn は鋼と皮膜いずれにも含まれるが, 含有量が大きく異なる。それゆえ, Mn 濃度分布より溶融池内での鋼と皮膜の混ざり具合が推察可能と考えた。パワー密度 $3.2 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 16 mm/s の条件では, 溶接金属内における Mn 濃度分布が一様であるのに対し, パワー密度 $6.4 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 67 mm/s およびパワー密度 $19.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 200 mm/s の条件では, Mn 濃度分布が不均一であり, 特に溶接金属下部の外周部において Mn 濃度が低くなった。溶融池の外周部は母材と接しており, 内部と比較して温度が低いことから, 早期に凝固し始める箇所であるが, 溶融池の底部付近は熱伝導率の高いアルミニウムにより冷却されやすく, 凝固速度が特に速くなると考えられる。走査速度 67 および 200 mm/s では溶融池の底部付近において外周部が直ちに凝固し, 溶融金属が湯流れによりほとんど移動しなかったため, 皮膜由来の Mn 濃度の低い部分が形成されたと推察される。走査速度 16 mm/s では溶接金属内で Mn 濃度分布が均一であることから, 前記の溶融池内で初めに凝固が完了するであろう箇所においても溶融した鋼と皮膜が十分に混ざり合っていると考えられ, 走査速度 67 および 200 mm/s と比較して相対的に凝固速度が遅いことが示唆された。

Fig. 4.11(d) ~ (f)はアルミニウムへの溶込みが得られたパワー密度 $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 16 mm/s およびパワー密度 $11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 67 mm/s , パワー密度 $31.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 走査速度 200 mm/s の条件で作製した継手の溶接金属における元素マッピング分析結果を示す. 分析元素は Mn および Al とした. 溶接金属内の Mn 濃度分布は Fig. 4.11(a) ~ (c)と同様の傾向を示しており, こちらの結果からも走査速度 16 mm/s では走査速度 67 および 200 mm/s と比較して凝固速度が遅いことが示唆された. Al に関しては, 走査速度 67 および 200

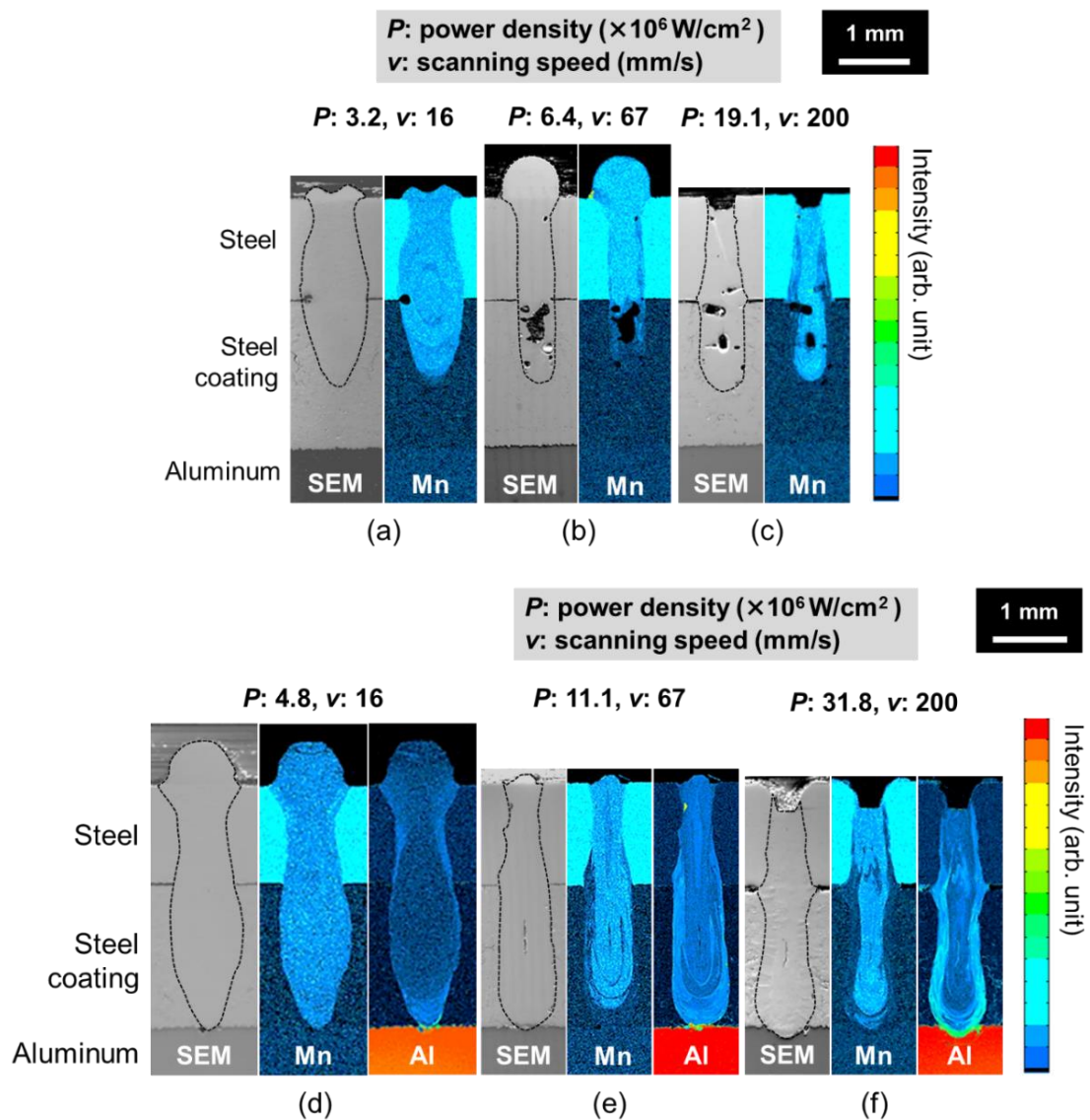


Fig. 4.11 Results of EPMA analysis of laser welds at power densities and scanning speeds of (a) $3.2 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 16 mm/s , (b) $6.4 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 67 mm/s , (c) $19.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 200 mm/s , (d) $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 16 mm/s , (e) $11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 67 mm/s , (f) $31.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 200 mm/s .

mm/s において溶接金属下部の外周部で特に濃度が高くなった。溶接金属では鋼、皮膜の母材部と比較して Al 濃度が高くなっていることから、溶融した CS サンプルのアルミニウムが湯流れにより溶融池上方へ移動したと考えられる。溶接時に溶融したアルミニウムは、まずキーホール周囲の溶融金属内へ移動するが、走査速度 67 および 200 mm/s の条件では溶融池外周部における凝固速度が極めて速いため、このような部分的な Al の濃化が生じたと推察される。

アルミニウムへの溶込みが得られたパワー密度 $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 、走査速度 16 mm/s の条件における溶接金属-アルミニウム界面での線分析結果を Fig. 4.12 に示す。分析元素は Al とした。レーザ溶接により形成された IMC 層の厚さはおよそ $45 \mu\text{m}$ であった。

Fig. 4.13 は走査速度 16 および 67 mm/s の条件で作製した継手の引張試験結果を示す。グラフ中の白抜きおよび黒塗りのマークはそれぞれ、アルミニウムへの溶込みがない条件、溶込みがある条件であることを示す。ポロシティの発生がほとんど認められなかった走査速度 16 mm/s の場合、条件によらず継手は皮膜-アルミニウム界面で破断した。前述の通り、アルミニウムへの溶込みが得られたパワー密度 $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件では、溶接金属とアルミニウム界面において厚さ $45 \mu\text{m}$ の IMC 層が生じた。この条件とアルミニウムへの溶込みがないパワー密度 $3.2 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件におけるせん断引張強度 (Tensile-shear strength, TSS)

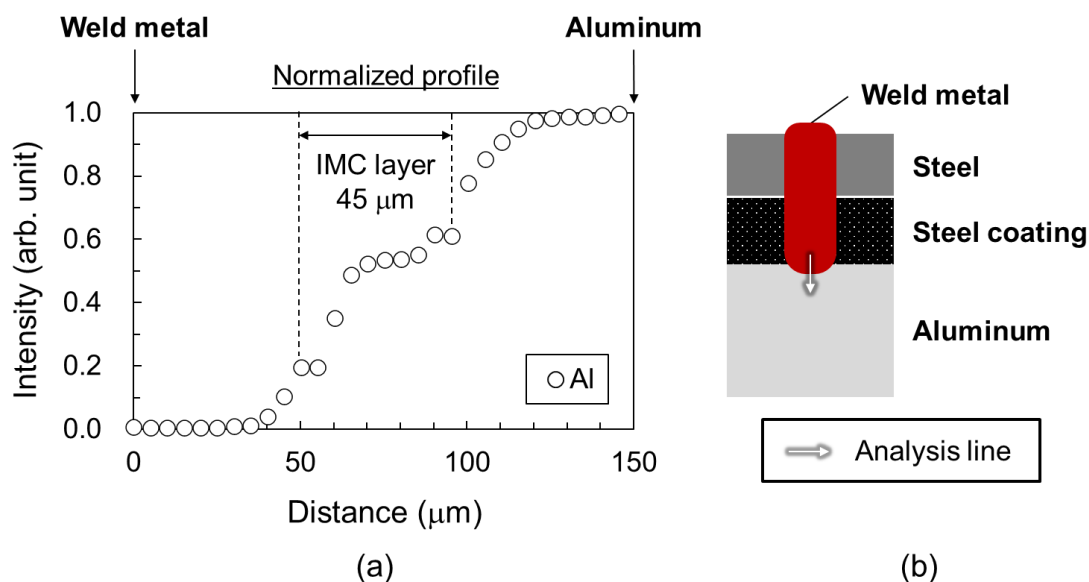
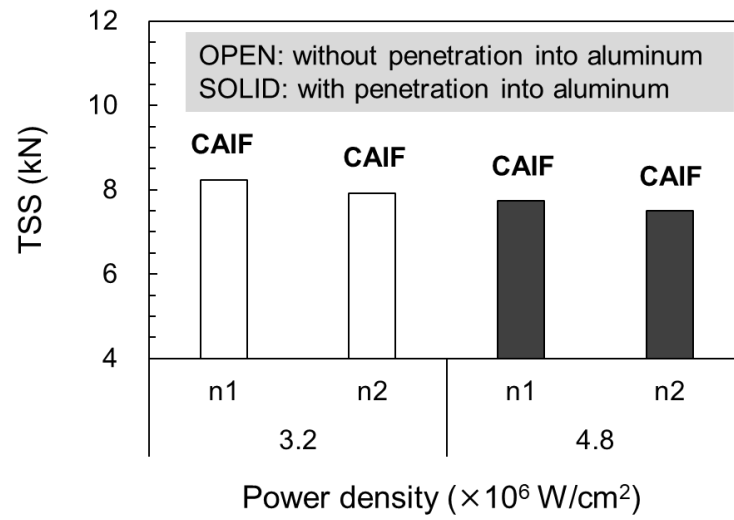
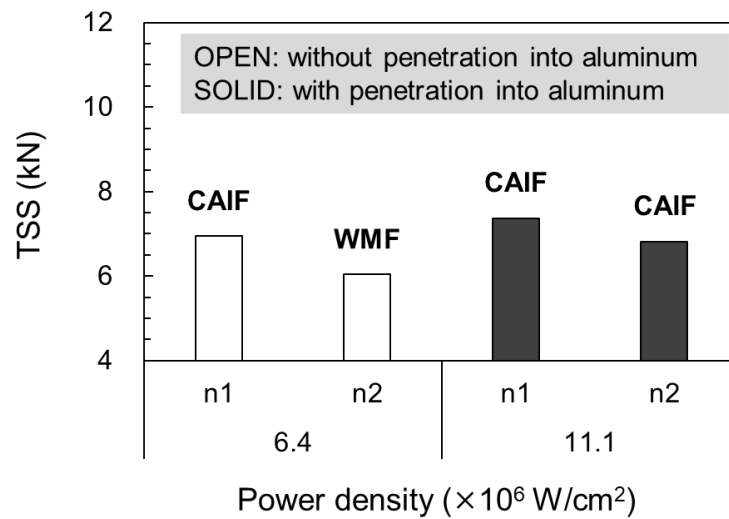


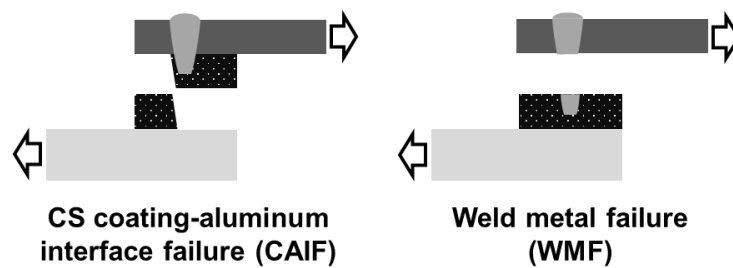
Fig. 4.12 (a) Result of line analysis at interface between weld metal and aluminum, (b) position of line analysis.



(a)



(b)



(c)

Fig. 4.13 Results of tensile-shear tests of laser welds, created at speeds of (a) 16 mm/s, (b) 67 mm/s.

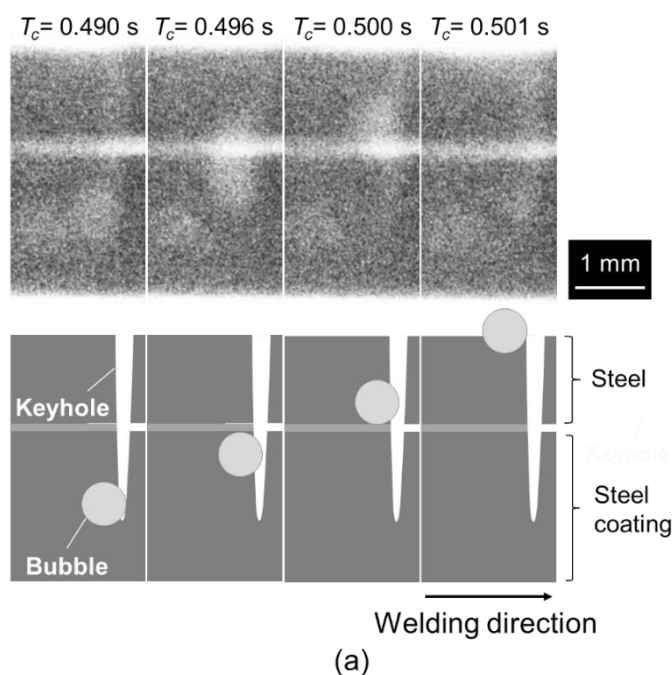
(c) schematic illustrations of fractured tensile test samples.

の最低値はそれぞれ、7.5 kN, 7.9 kN であり、前者ほうが 0.4 kN 低位であった。すなわち、厚さ 45 μm の IMC 層による TSS の低下量は高々 5 % 程度であることが明らかとなった。先行研究において、直接接合では IMC 層厚さが 8 μm から 35 μm 程度まで増加すると、TSS は約 35 % 低下することが示されており⁸⁾、開発法における IMC 層による強度低下は直接接合と比較して限定的であった。この理由としては、皮膜-アルミニウム界面で破断が生じる場合、TSS は皮膜の密着強度に律速されると考えられるが、皮膜とアルミニウムの接合面積は IMC 層の形成範囲と比較して大幅に大きく、IMC 層による皮膜の密着強度の低下がほとんど生じなかったためと推察される。

走査速度が 67 mm/s の場合、ポロシティが大量に生じたパワー密度 $6.4 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件において、2 体中 1 体で溶接金属破断を呈した。一方、アルミニウムへの溶込みが得られ、ポロシティの発生がほとんど認められなかったパワー密度 $11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の条件では、すべての継手において皮膜-アルミニウム界面で破断が生じた。これらの結果より、アルミニウムへの溶込みによりポロシティが低減され、それにより引張試験において溶接金属破断を回避できることが示された。

4.3.2 ポロシティ低減条件における気泡排出および湯流れの挙動

Fig. 4.14 はポロシティがほとんど発生しなかったパワー密度 $3.2 \sim 4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 、走査速



(a)

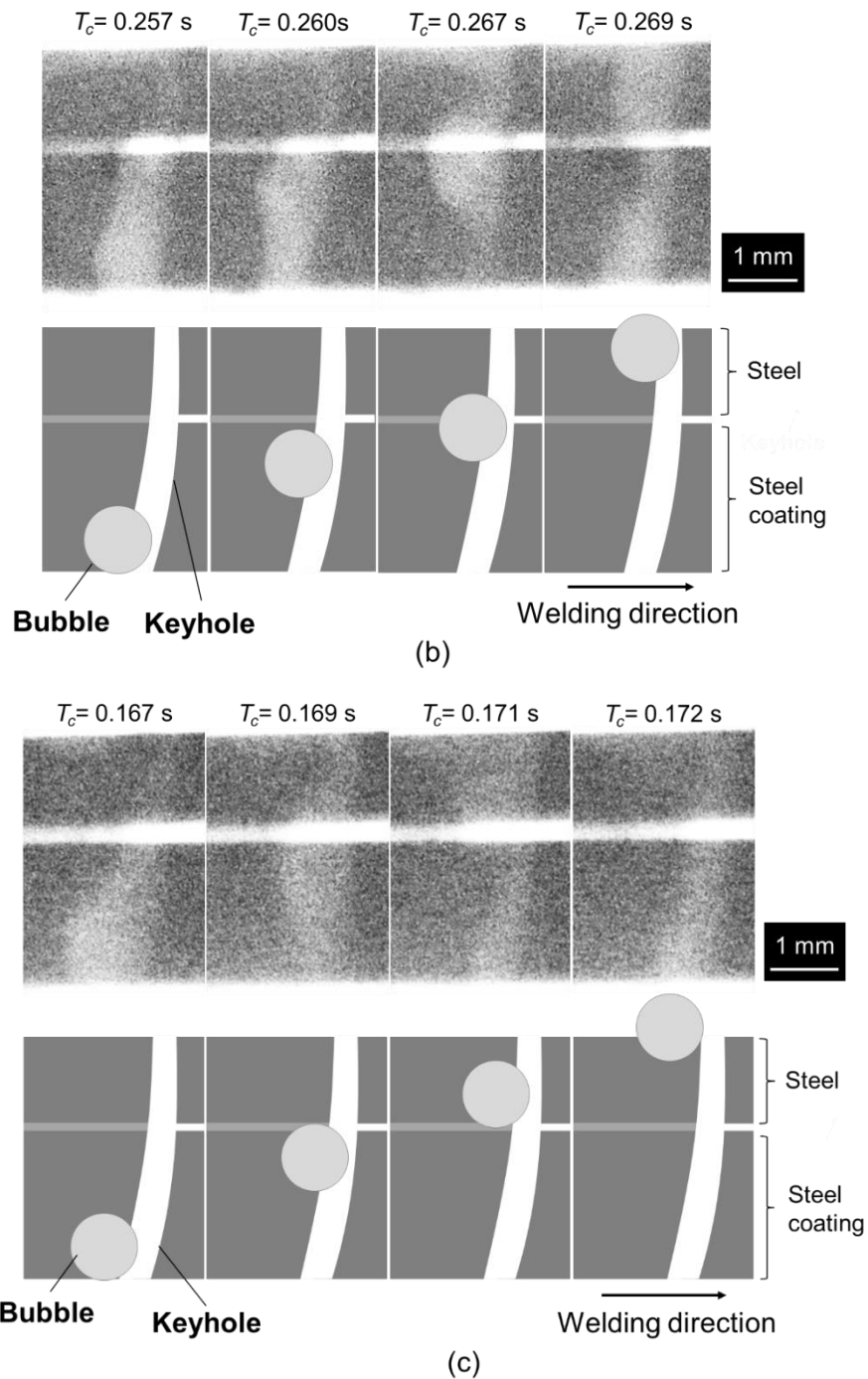


Fig. 4.14 X-ray images of bubbles, moving upwards, at power densities and scanning speeds of (a) $3.2 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 16 mm/s, (b) $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 16 mm/s, (c) $11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$, 67 mm/s.

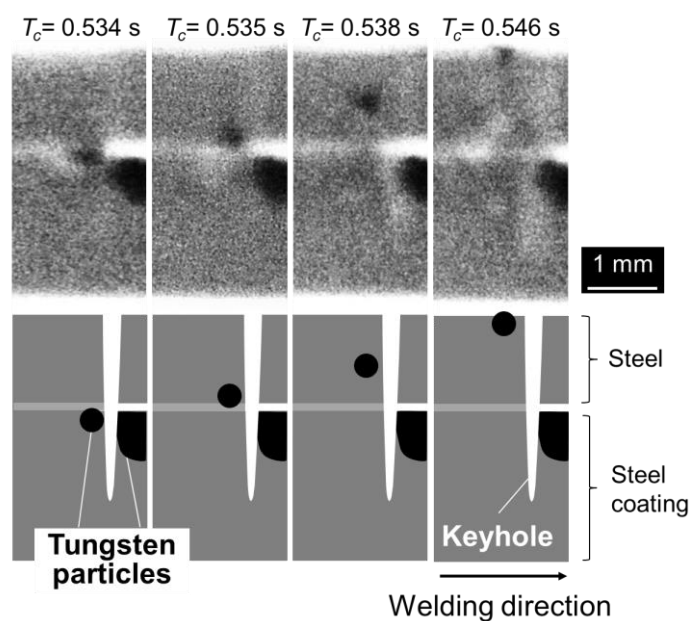
度 16 mm/s およびパワー密度 $11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 、走査速度 67 mm/s の条件における気泡の移動挙動をとらえた X 線透過撮影写真を示す。図中の T_c は撮影開始からの経過時間を示す。いずれの条件においても、キーホール後方で熔融池表面へ気泡が浮上する様子が観察された。

キーホール後方でのトレーサの移動挙動をとらえた X 線透過撮影写真を Fig. 4.15 に示す。トレーサが溶融池表面まで上昇しており、キーホール後方において板厚方向上方へ向かう湯流れが生じていることが明らかとなった。これら結果より、ポロシティがほとんど発生しなかった条件では、皮膜の溶融により生じた気泡がキーホール後方における湯流れによって溶融池表面まで運ばれ、外部へ放出されることで気泡の凝固界面でのトラップが回避されたと考えられた。

各溶接条件におけるトレーサの板厚方向の移動速度を Fig. 4.16 に示す。パワー密度 $3.2 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 、走査速度 16 mm/s およびパワー密度 $4.8 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 、走査速度 16 mm/s 、パワー密度 $11.1 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ 、走査速度 67 mm/s の条件におけるトレーサの平均速度はそれぞれ 0.09 , 0.43 , 0.45 m/s であった。すなわち、アルミニウムへの溶込みが得られた条件ではアルミニウムへの溶込みがない条件の約 5 倍の速度でほぼ同じサイズのトレーサが移動しており、より速い湯流れが生成していることが示された。

4.4 まとめ

第 3 章で明らかにしたポロシティの発生機構をもとに、ポロシティの低減手法について検討した。気泡の凝固界面でのトラップを防止するためには、溶融池外部への排出を促進する必要があり、溶融金属の凝固速度を低下させる、もしくは溶融池内の湯流れ速度を上昇さ



(a)

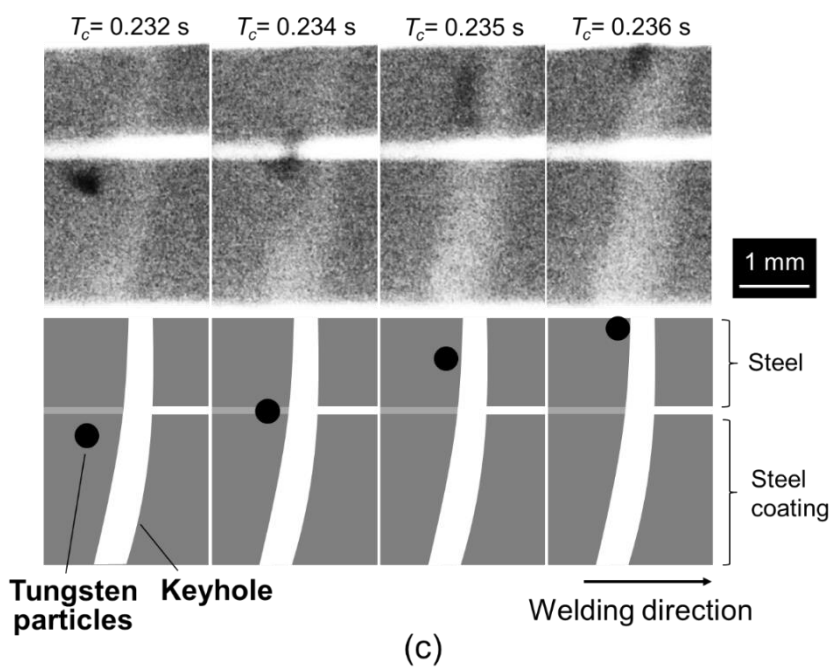
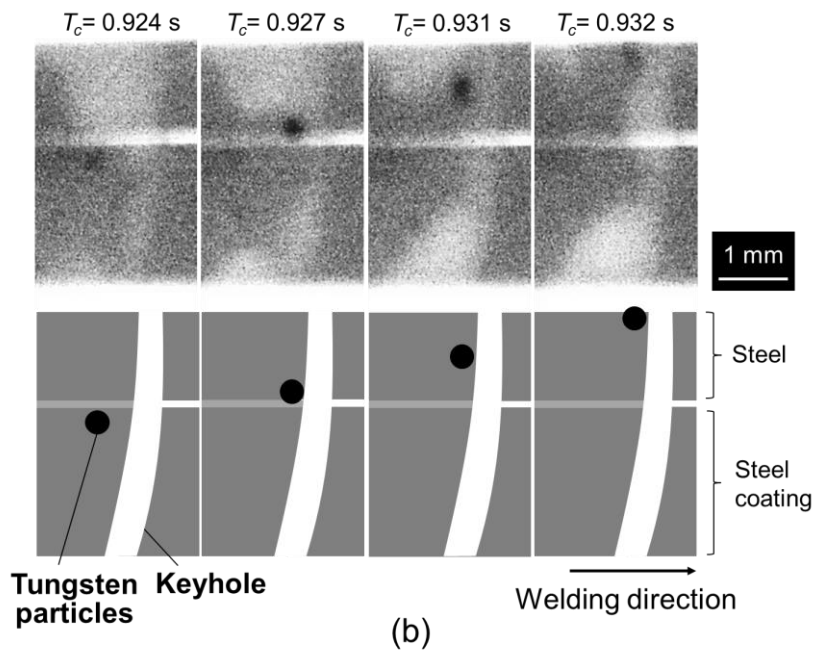


Fig. 4.15 X-ray images of tracers, moving upwards, at power densities and scanning speeds of (a) 3.2×10^6 W/cm², 16 mm/s, (b) 4.8×10^6 W/cm², 16 mm/s, (c) 11.1×10^6 W/cm², 67 mm/s.

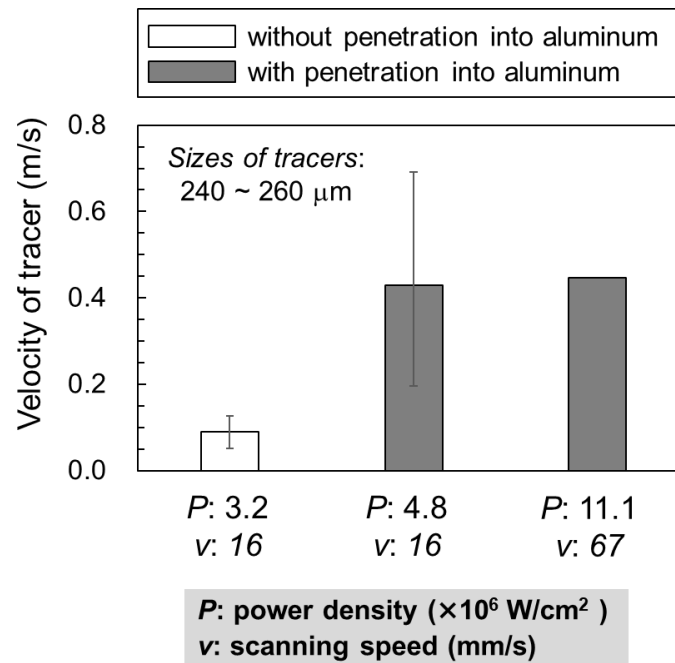


Fig. 4.16 Velocities in vertical direction of tracers.

せることが有効であると考えた。それらの実現手段として、走査速度の遅い条件およびアルミニウムまで溶込みが得られる条件での溶接を検討した。走査速度 16, 67, 200 mm/s の条件におけるポロシティ率の最大値はそれぞれ 2.3%, 22.6%, 27.5% であり、走査速度 16 mm/s ではポロシティの極めて少ない溶接金属が得られた。一方、走査速度 67 および 200 mm/s においても、アルミニウムまで溶込みが得られた条件ではポロシティ率はそれぞれ 2.2%, 0.6% となり、ポロシティを低減できることが明らかとなった。以上より、走査速度の低下およびアルミニウムへの溶込みがポロシティの低減に有効であることを示した。

溶接金属における元素マッピング分析より、元素濃度分布が走査速度 16 mm/s では均一であるのに対し、走査速度 67 および 200 mm/s では不均一であることを示した。この濃度分布の差異は溶融金属の凝固速度の違いに起因していると推察され、走査速度 16 mm/s では 67 および 200 mm/s と比較して凝固速度が遅いことが示唆された。

走査速度の遅い条件およびアルミニウムへの溶込みが得られる条件で作製した継手は、いずれも引張試験において皮膜-アルミニウム界面で破断し、溶接金属破断を回避可能であった。アルミニウムへの溶込みが得られた条件では溶接金属とアルミニウムの界面において厚さ 45 μm の IMC 層が形成されていたが、それによる継手強度の低下は限定的であり、開発法では直接接合と比較して許容され得る IMC 層厚さの範囲が拡大することを明らかに

した.

さらに、ポロシティ低減条件における気泡の排出機構を検証するため、トレーサを用いた溶融池内のリアルタイム X 線透過撮影をおこない、キーホール後方に生成した湯流れによって気泡が溶融池外部へ放出されることを明らかにした。また、アルミニウムへの溶込みが得られた条件では、アルミニウムへの溶込みがない条件と比較してトレーサの移動速度が 5 倍程度まで高速化しており、速い湯流れが形成されることを明らかにした。

以上の結果より、走査速度 16 mm/s の条件では凝固速度が遅いこと、アルミニウムまで溶込みが得られた条件では湯流れが高速であることが一因となって、気泡が溶融池外部へ排出されやすくなり、ポロシティが低減したと考えられた。

参考文献 (第 4 章)

- 1) L. Huang, X. Hua, D. Wu, F. Li: Numerical study of keyhole instability and porosity formation mechanism in laser welding of aluminum alloy and steel, *Journal of Materials Processing Technology*, 252 (2018), 421-431.
- 2) M. Jiang, X. Chen, Y. Chen, W. Tao: Mitigation of porosity defects in fiber laser welding under low vacuum, *Journal of Materials Processing Technology*, 276 (2020), 116385.
- 3) W. Huang, H. Wang, T. Rinker, W. Tan: Investigation of metal mixing in laser keyhole welding of dissimilar metals, *Materials & Design*, 195 (2020), 109056.
- 4) E. Kannatey-Asibu Jr.: *Principles of Laser Materials Processing: Developments and Applications*, John Wiley & Sons, NJ, 2003, 250.
- 5) 井口学, 武居昌宏, 松井剛一 : 熱流体工学の基礎, 朝倉書店, 2008, 54.
- 6) W. I. Cho, S. J. Na, C. Thomy, F. Vollertsen: Numerical simulation of molten pool dynamics in high power disk laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 212 (2012), 262-275.
- 7) H. Ki, P. S. Mohanty, J. Mazumder: Modeling of Laser Keyhole Welding: Part II. Simulation of Keyhole Evolution, Velocity, Temperature Profile, and Experimental Verification, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 (2002), 1831-1842.
- 8) G. Pardal, S. Meco, S. Ganguly, S. Williams, P. Prangnell: Dissimilar metal laser spot joining of steel to aluminium in conduction mode, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 73 (2014), 365-373.

第5章 継手強度と皮膜特性の関係の明確化^d

5.1. はじめに

前章までの検討にて、コールドスプレー (Cold-spray, CS) 皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザ接合 (以下開発法と記載する) ではポロシティが少ない場合、引張試験において皮膜-アルミニウム界面で破断が生じることを明らかにした。この場合、継手強度は皮膜の密着強度に影響されると推測される。すなわち、開発法における継手設計では、溶接金属品質のみならず、皮膜特性も考慮する必要であると考えられるが、皮膜特性が継手強度へおよぼす影響は明らかとなっていない。

皮膜の密着強度は CS における粒子の飛行速度と密接に関連している¹⁾。CS における球状粉末の飛行挙動は式(2)~(4)に示す運動方程式で表される²⁻³⁾。

$$\left(\frac{4\pi}{3}\right)\rho_p\left(\frac{d_p}{2}\right)^3\frac{du_p}{dt} = C_D\left(\frac{\pi}{2}\right)\rho_g\left(\frac{d_p}{2}\right)^2(u_g - u_p)|u_g - u_p| \quad (2)$$

$$\rho_g = \frac{P_g}{R_M T_g} \quad (3)$$

$$u_g = M\sqrt{\gamma\frac{R}{m}T_g} \quad (4)$$

ここで、 ρ_p , d_p , u_p は粒子の密度、直径、飛行速度、 C_D は抗力係数、 ρ_g , u_g は作動ガスの密度、流速、 P_g , T_g , R_M は作動ガスの圧力、温度、比気体定数、 M はマッハ数、 R は一般気体定数、 γ , m は作動ガスの比熱比、分子量を示す。粒子の飛行速度は粒子および作動ガス、ノズルに関連した各種パラメータによって決定される。作動ガスの圧力および温度が高いほど粒子の飛行速度は速くなることが報告されている³⁾。第1章で述べた通り、皮膜と基材の密着機構としてはメカニカルインターロックや固相接合が提唱されている。高速度で飛行する粒子は高い運動エネルギーを有するため、基材衝突時に粒子および基材において表面酸化皮膜の除去や塑性変形が生じやすくなり、固相接合やメカニカルインターロックが促進されると考えられる。

密着強度に加え、皮膜厚さも継手強度へ影響し得ると考えられる。継手の性能はしばしば

^d Reproduced in part from K. Maeda *et al.*, Journal of Materials Processing Technology **320**, 118103 (2023) <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2023.118103>, with the permission of Elsevier.

Fig. 5.1 に示すせん断引張強度 (TSS) や十字引張強度 (CTS) により評価される。継手板厚の増加に伴い、これら強度は高くなることが知られている⁴⁻⁵⁾。せん断引張試験では、上下板の引張軸のずれに起因した回転変形が生じる⁶⁻⁷⁾。継手の板厚が大きくなるほど剛性は高くなり、上記回転変形が抑制されるため、接合部に対して純せん断に近い応力が働き、TSS は向上すると考えられる。十字引張試験では、接合部を中心に長手方向の曲げ変形が生じる。同一荷重下における曲げ変形量は、剛性の高い板厚の大きい継手ほど小さくなり、接合部近傍におけるひずみ量が低減するため、CTS は向上すると考えられる。

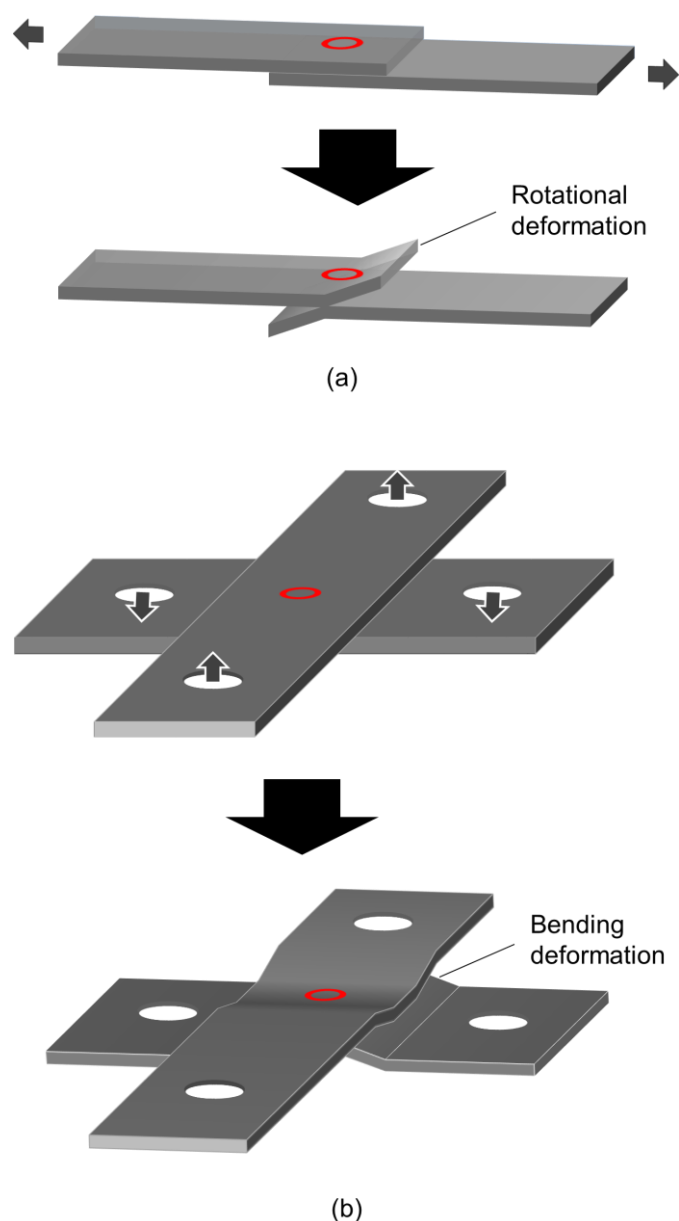


Fig. 5.1 Schematic illustrations of (a) tensile-shear, (b) cross-tension tests.

CS 皮膜を中間層として利用した異種金属抵抗スポット溶接や摩擦攪拌接合に関する研究がこれまでに報告されているが⁸⁻⁹⁾、継手強度へおよぼす皮膜特性の影響を系統的に調査した研究はこれまでにない。そこで本章では、開発法において、継手強度へおよぼす皮膜の密着強度および厚さの影響を明らかにすることを目的とした。

5.2 実験方法

5.2.1 コールドスプレー

Table 5.1 は CS 条件を示す。ラバルノズルを装着した高温高圧タイプの装置 (プラズマ技研工業製 PCS-100) を用いて、Fig. 5.2 に示すサイズが $3 \times 125 \times 40$ mm および $3 \times 150 \times 50$ mm の A7204 アルミニウム合金 (以下 A7204 と記載する) 表面に鋼皮膜がコーティングされたサンプルを作製した。原料粉末には水アトマイズ (Water-atomization, WA) 鉄粉を用いた。A7204 および WA 鉄粉は前章までで使用したものと同一とした。厚さ 2.5 ± 0.2 mm の皮膜をアルミニウム合金表面へ形成後、機械加工により $0.6 \sim 2.0$ mm へ厚さを調整した。粉末の飛行速度の測定にはレーザドップラー速度計 (Tecnar 社製 Coldspray Meter) を使用し、測定位置はノズル出口近傍とした。

Table 5.1 CS conditions.

Machine	High pressure and high temperature type
Nozzle	De-laval
Carrier gas	Nitrogen
Gas pressure	3 ~ 7 MPa
Gas temperature	1273 K
Substrate	A7204
Powder	Steel

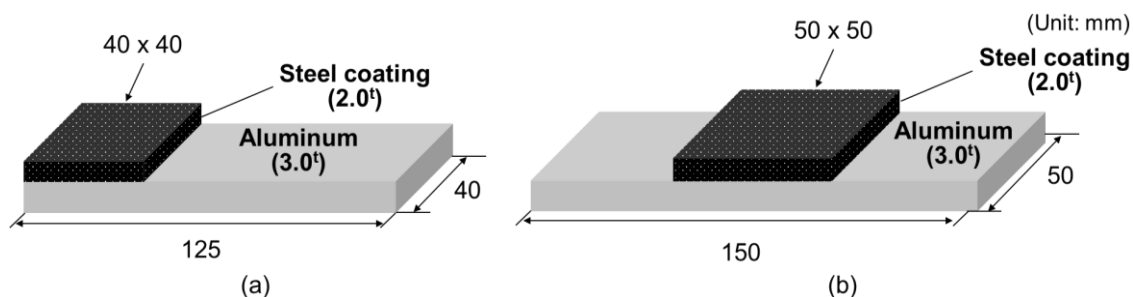


Fig. 5.2 Schematic illustrations of CS samples with sizes of (a) 125×40 mm, (b) 150×50 mm.

作製した CS サンプルに対し、スプレー部中央で切断後、研磨をおこない、光学顕微鏡 (KEYENCE 社製 VHX-8000) にて皮膜断面を撮影した。その後、オープンソースソフトウェア Image J を使用し、 1.11×1.48 mm の範囲に占める気孔の総面積の割合を皮膜の気孔率として算出した。

せん断および剥離方向の皮膜密着強度を評価するため、Fig. 5.3 および 5.4 に示すせん断および剥離密着強度評価試験を実施した。評価用サンプルはいずれも Fig. 5.2(a) に示す 125×40 mm サイズの CS サンプルより機械加工により採取した。せん断密着強度評価試験は、皮膜をプレートに接触させた状態でアルミニウムをプレート間に設置し、250 kN 万能引張

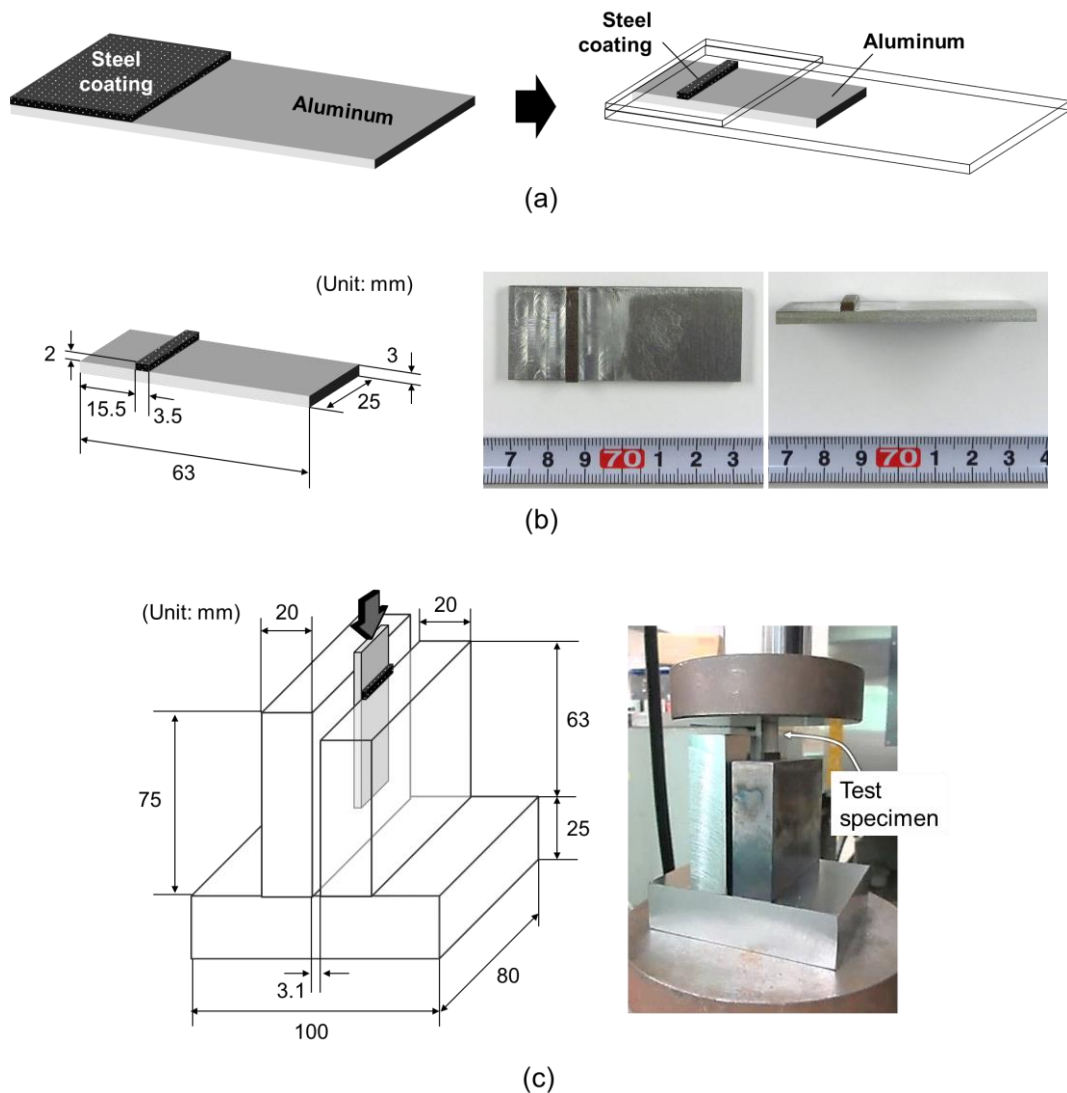
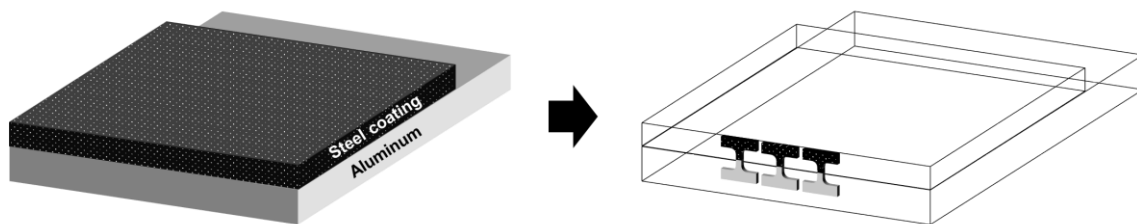
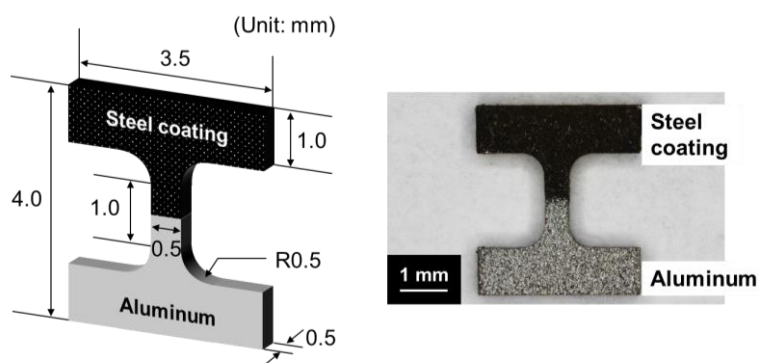


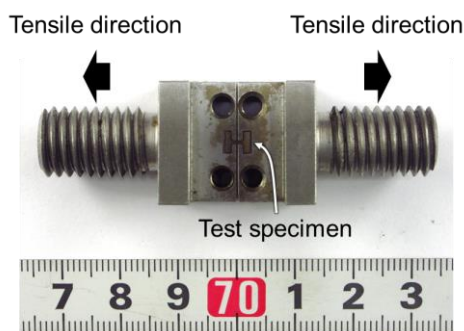
Fig. 5.3 (a) Location of shear test specimen in CS sample, (b) dimensions and actual images of shear test specimen, (c) schematic illustration of shear test jig with actual image of jig.



(a)



(b)



(c)

Fig. 5.4 (a) Location of peel test specimen in CS sample, (b) dimensions and actual image of specimen, (c) actual image of chuck jig for peel test.

試験機（島津製作所社製 AG-25TD）を用いて皮膜が剥離するまでアルミニウムに対してインデントを押し込んだ。試験速度は 10 mm/min とし、3 回の測定の平均値をせん断密着強度と定義した。剥離密着強度評価試験は、Fig. 5.4(c)に示す専用の治具で試験片を固定し、治具を試験機にチャックすることでおこなった。ひずみ速度は 0.06 mm/min とし、3 回の測定の平均値を剥離密着強度と定義した。

5.2.2 レーザ溶接

レーザ溶接条件を Table 5.2 に示す。レーザ溶接装置は 2.2.2 と同一のものを用いた。加工点におけるビームプロファイルを Fig. 5.5 に示す。スポット径および加工点でのビーム径はレーザの入射エネルギーの 86%が含まれる径とした。

重ね接合の模式図を Fig. 5.6 に示す。せん断および十字引張試験用サンプルを作製するため、板厚 1.4 mm、母材強度 1.5 GPa 級のホットスタンプ鋼板を CS サンプルに重ね、ガルバノスキャナを用いて鋼板側からレーザを円形に走査しながら照射し、溶接をおこなった。ホットスタンプ鋼板は前章までで使用したものと同一とした。ブルームおよびスパッタ除去の目的で、上板表面から 上方 30 mm の位置にエアカットを配置した。比較として、CS を施していない板厚 5 mm の A7204 を用いて継手（以下直接接合継手と記載する）を作製した。中間層の有無によらず継手の総板厚は 6.4 mm とし、板厚の違いによる継手強度への影

Table 5.2 Laser welding conditions.

Laser	Fiber
Wavelength	1070 nm
Fiber core diameter	100 μm
Spot size	330 μm (D_{86})
Defocused distance	15 mm
Beam diameter at defocused position	630 μm (D_{86})
Laser power	Described in Table 5.3
Power density	
Scanning speed	67 mm/s
Weld length (Weld diameter)	37.7 mm ($\phi 12$ mm)

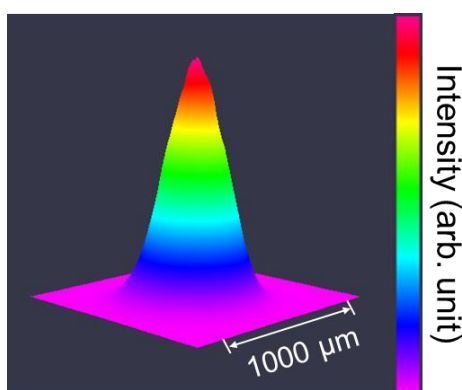


Fig. 5.5 Beam profile.

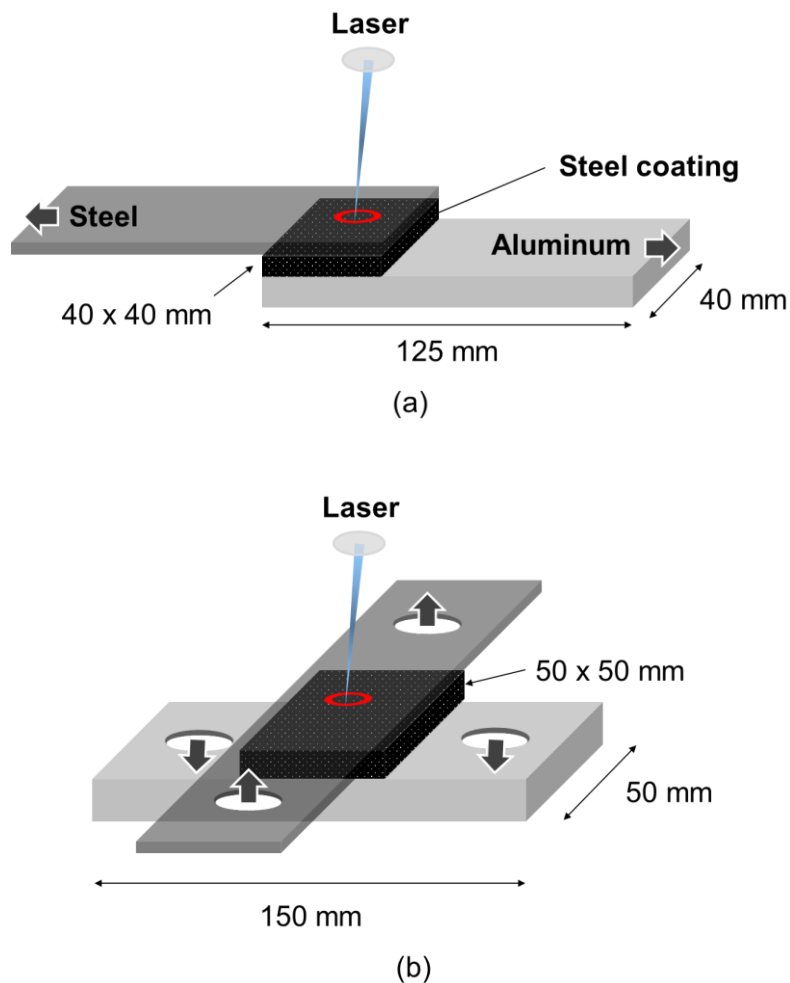


Fig. 5.6 Schematic illustrations of (a) tensile-shear, (b) cross-tension samples.

響が生じないようにした。Table 5.3 にレーザ出力およびパワー密度を示す。前章において、CS サンプルのアルミニウムまで溶込みを得ることでポロシティが抑制できることを明らかにした。そこで、本実験においても、アルミニウムまで溶込みが得られる条件を選択した。キーホール溶接となるよう、パワー密度は $1.0 \times 10^6 \sim 1.6 \times 10^6 \text{ W/cm}^2$ の範囲で設定した。直接接合については、先行研究にてアルミニウムへの溶込み深さが $0.30 \sim 0.35 \text{ mm}$ となる条件にて良好な継手強度が得られることが明らかとなっていることから¹⁰⁾、本実験においても上記溶込み深さの範囲となるように制御した。

作製した継手に対し、切断および研磨を実施後、ピクリン酸飽和水溶液による腐食をおこなない、実体顕微鏡にて溶接部断面を観察した。切断位置は Fig. 5.7 に示すように、円形ビードの中央部とした。得られた各継手の断面写真より、オープンソースソフトウェア Image J を使用し鋼-皮膜界面および皮膜-アルミニウム界面における溶接部直径を計測した。ま

Table 5.3 Laser powers and power densities.

Spray conditions		Welding conditions	
Coating thickness (mm)	Gas pressure (MPa)	Laser power (W)	Power density (10^6 W/cm ²)
0	-	2750	0.9
0.6	5	3250	1.0
1.0	5	3850	1.2
2.0	3	5000	1.6
2.0	5	5000	1.6
2.0	7	5000	1.6

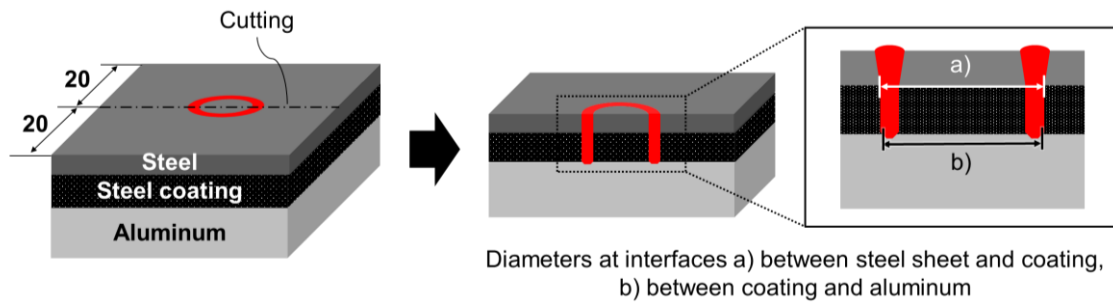


Fig. 5.7 Schematic illustration of cross-section observation.

た，それぞれの溶接金属におけるポロシティ率やピット深さもあわせて計測した．ポロシティ率は溶接金属全体に占めるポロシティの総面積の割合とした．さらに，Fig. 5.8 に示すように，マイクロビッカース硬さ試験機（マツザワ社製 AMT-X7BFS）を用いて溶接金属－皮膜母材間の硬さ分布を測定した．荷重は 300 gf，保持時間は 15 s とした．



Fig. 5.8 Schematic illustration of hardness measurement.

継手強度を評価するため、250 kN 万能引張試験機（島津製作所社製 AG-25TD）を用いてせん断および十字引張試験をおこなった。せん断引張試験においては、Fig. 5.9 に示すように、鋼板およびCS サンプルのチャック部にシム板を添え、両チャック部を引張軸上に配置した。いずれの試験においても引張速度は 10 mm/min とし、3 回の測定で得られた破断荷重の平均値を TSS および CTS とした。

5.3. 実験結果および考察

5.3.1 継手強度へおよぼす密着強度の影響

Fig. 5.10は粉末粒子の飛行速度の測定結果を示す。作動ガス圧力が3, 5, 7 MPaにおける飛行速度はそれぞれ679, 778, 851 m/sであり、ガスの高圧化に伴い粒子は高速化した。CSにおいて成膜するために必要な速度、いわゆる“critical velocity”は、粒径40 μm の鉄系粒子でおよそ500 m/sと報告されている¹⁾。上記ガス圧力における粒子の飛行速度はいずれもcritical velocity以上となっており、成膜に適した条件であると考えられる。

Fig. 5.11は皮膜の断面写真を、Fig. 5.12は皮膜の気孔率と粒子の飛行速度の関係を示す。粒子の高速化に伴い、皮膜中の気孔は低減する傾向を示した。飛行速度が679 m/sの場合、気孔率は3.9%であるのに対し、飛行速度が778および851 m/sの場合、気孔率は0.2% 以下まで低下した。これは、粒子が高速化することで衝突時の塑性変形が促進され、粒子同士が密着したためと推察される。

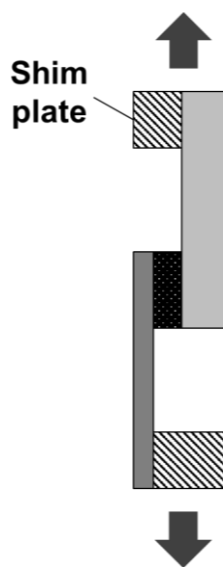


Fig. 5.9 Schematic illustration of tensile-shear test.

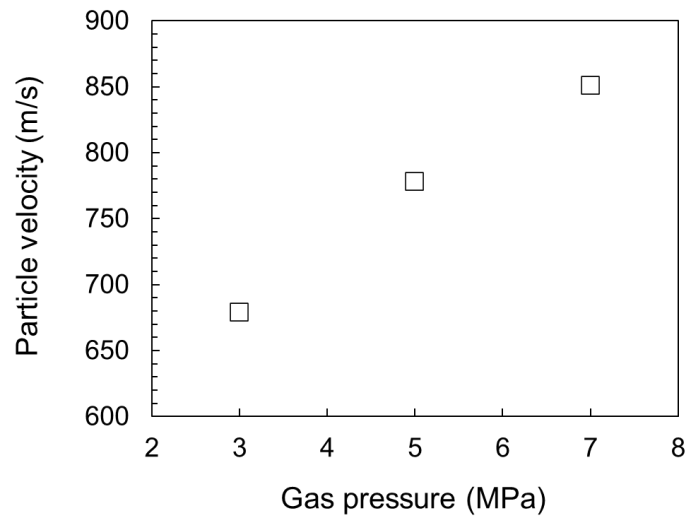


Fig. 5.10 Particle velocities at gas pressures between 3 and 7 MPa.

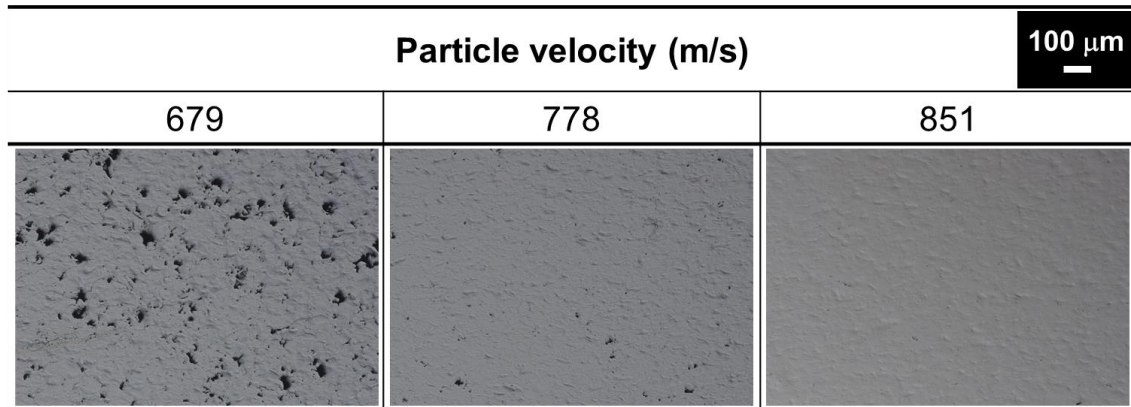


Fig. 5.11 Cross-section images of coatings at particle velocities between 679 and 851 m/s.

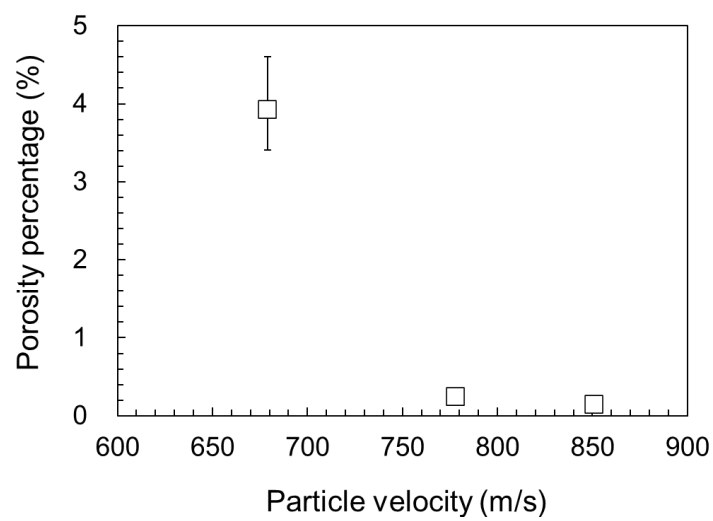


Fig. 5.12 Influence of particle velocity on porosity percentage on coating.

Fig. 5.13 および 5.14 はそれぞれせん断および剥離密着強度評価試験の結果を示す。すべての試験体において皮膜-アルミニウム界面近傍において破断が生じた。粒子の飛行速度が 778 および 851 m/s の場合、679 m/s の場合と比較してせん断、剥離密着強度は大幅に向上した。これは 5.1 で述べた通り、高速度で飛行する粒子は高い運動エネルギーを有するため、基材衝突時に粒子および基材において表面酸化皮膜の除去や塑性変形が生じやすくなり、固相接合やメカニカルインターロックが促進されたためと推察される。飛行速度が 778 および 851 m/s の場合を比較すると、後者のほうが高速であるにもかかわらずせん断密着強度が低位となった。CS では最適な粒子の飛行速度の範囲があり、それ以上の速度では付着効率が低下し、成膜しにくくなる¹¹⁻¹²⁾。また、CS ではすでに成膜された部分に対して粒子が衝突することで、ピーニング効果による圧縮残留応力が付与される¹³⁾。この残留応力はせん断密着強度試験の負荷方向に働くため、密着強度を低下させる。本実験で用いた粒子および基材の組み合わせでは、粒子の飛行速度が 851 m/s まで高速化すると、付着効率の低下もしくは過度な圧縮残留応力の発生により、密着強度が低下したと推察される。

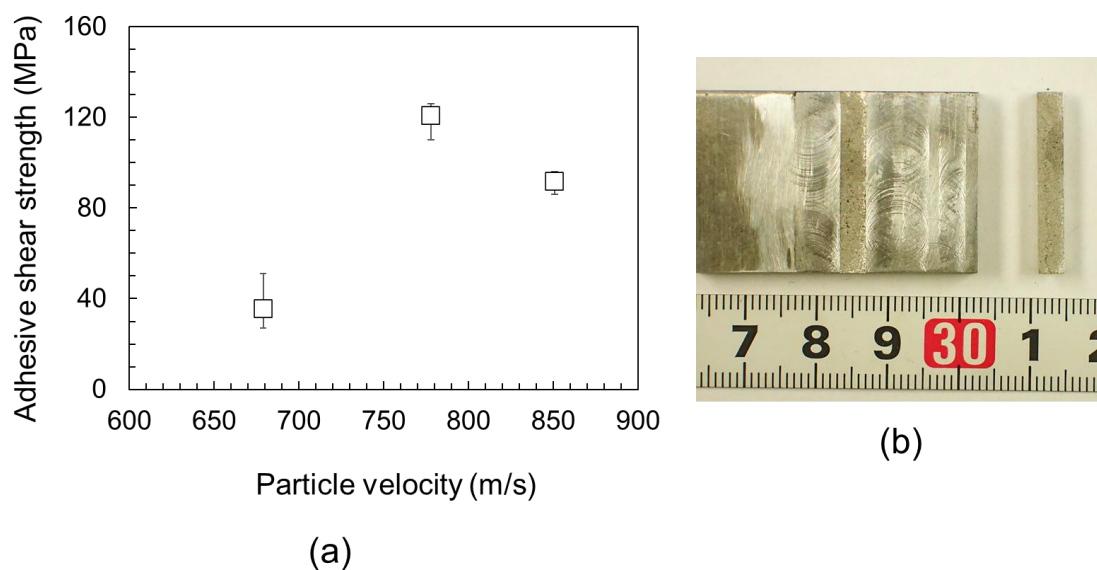


Fig. 5.13 (a) Influence of particle velocity on adhesive shear strength, (b) representative image of fractured shear test specimen.

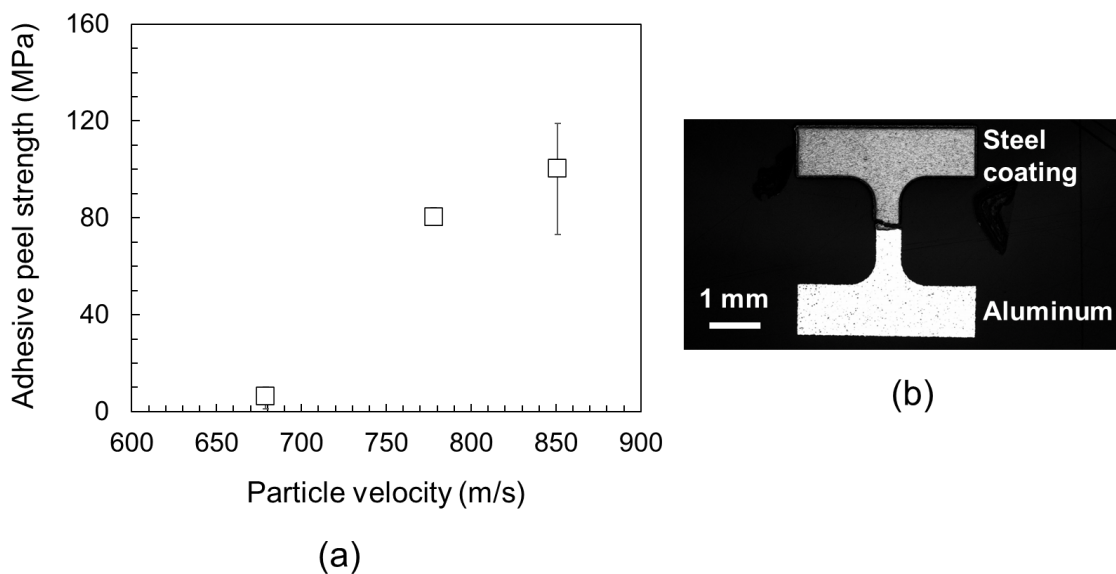


Fig. 5.14 (a) Influence of particle velocity on adhesive peel strength, (b) representative image of fractured miniature specimen.

Fig. 5.15 は継手の断面写真を示す。粒子の飛行速度が 679, 778, 851 m/s の場合における鋼-皮膜界面の溶接部直径は 13.13 mm, 13.28 mm, 13.00 mm, 皮膜-アルミニウム界面の溶接部直径は 12.71 mm, 12.69 mm, 12.58 mm であり, 継手間での溶接部直径の違いはほと

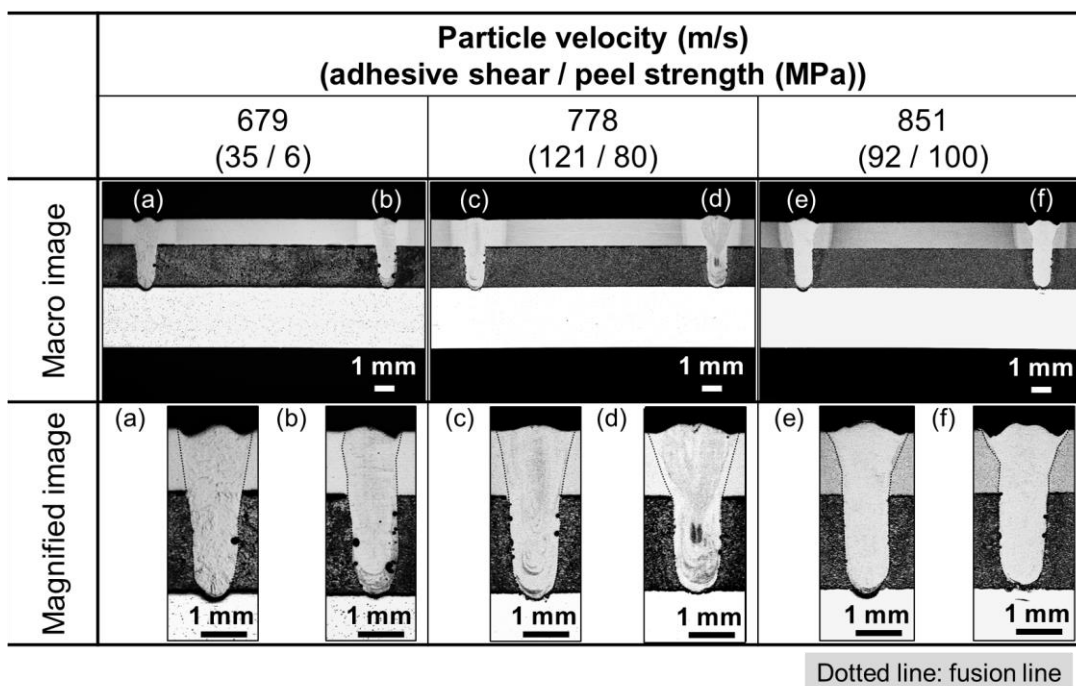


Fig. 5.15 Cross-section images of laser welds with coatings, created at particle velocities between 679 and 851 m/s.

んど認められなかった。また、いずれの継手もポロシティ率は2.6%以下、ピット深さは0.18 mm以下であり、大きな溶接欠陥は認められなかった。継手の硬さ分布を Fig. 5.16 に示す。継手間で溶接金属から皮膜母材にかけての硬さ分布の差異はほとんど認められなかった。Fig. 5.11 および 5.12 に示す通り、粒子が高速化するにつれ、皮膜内の気孔率は低減し、さらに衝突時に生じる粒子の加工硬化も促進されるため、皮膜は高強度化し得ると考えられるが、今回検討した CS 条件の範囲では皮膜の硬さに大きな差異は生じなかった。

Fig. 5.17はせん断および十字引張試験の結果を、Fig. 5.18は引張試験後の外観写真を示す。TSS, CTSいずれも粒子の高速化に伴い高くなり、飛行速度778 m/s以上において継手強度は

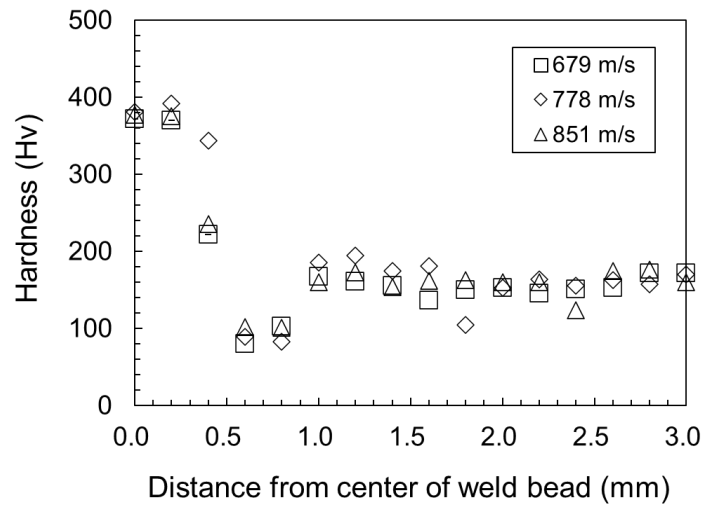
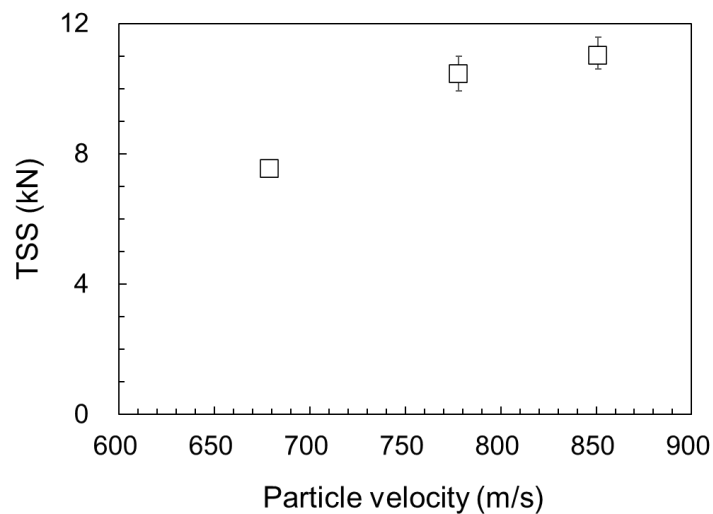
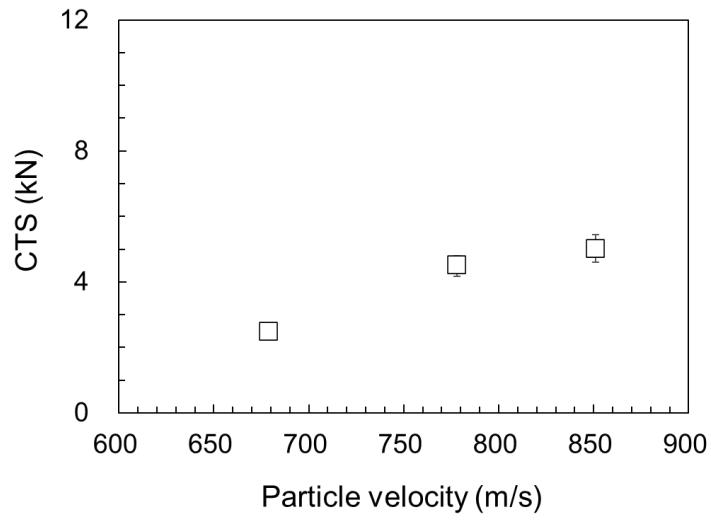


Fig. 5.16 Hardness distribution in welds with coating, created at particle velocities between 679 and 851 m/s.



(a)



(b)

Fig. 5.17 Influences of particle velocity on (a) TSS, (b) CTS.

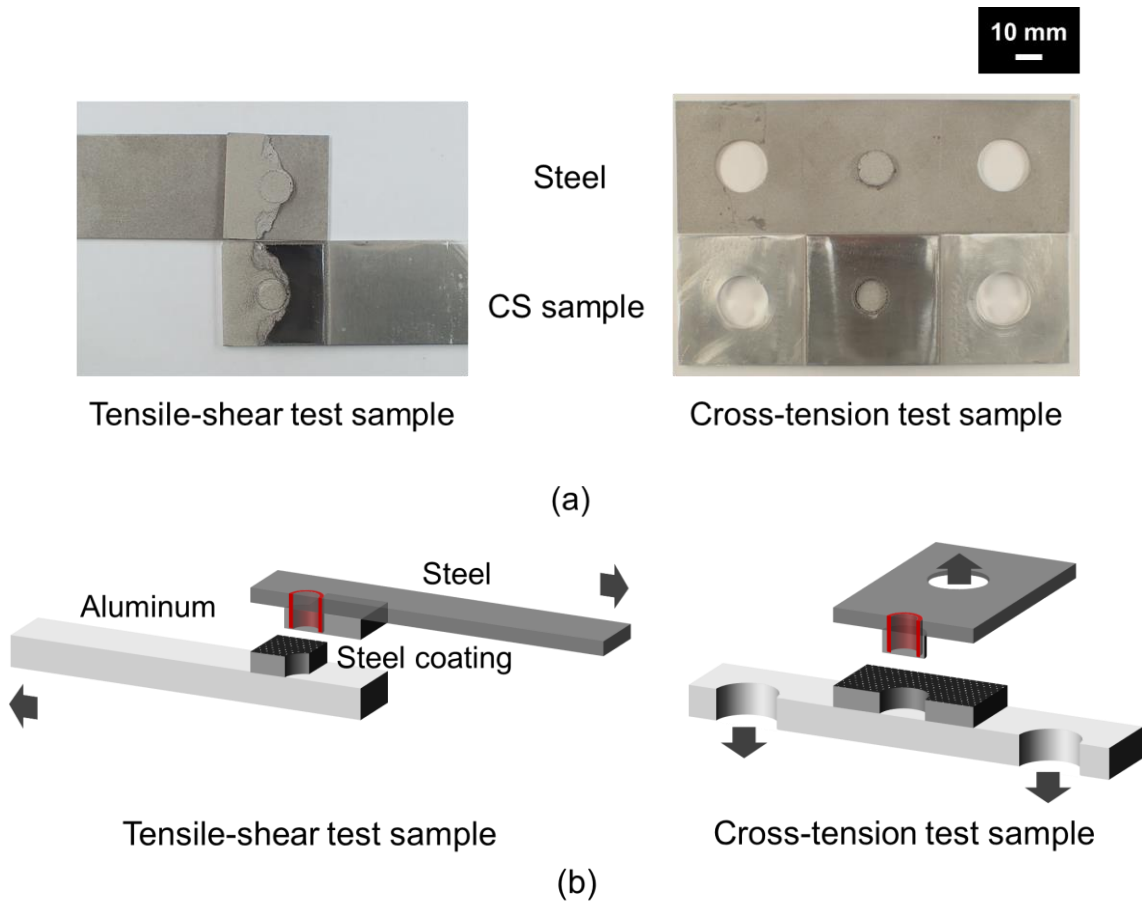
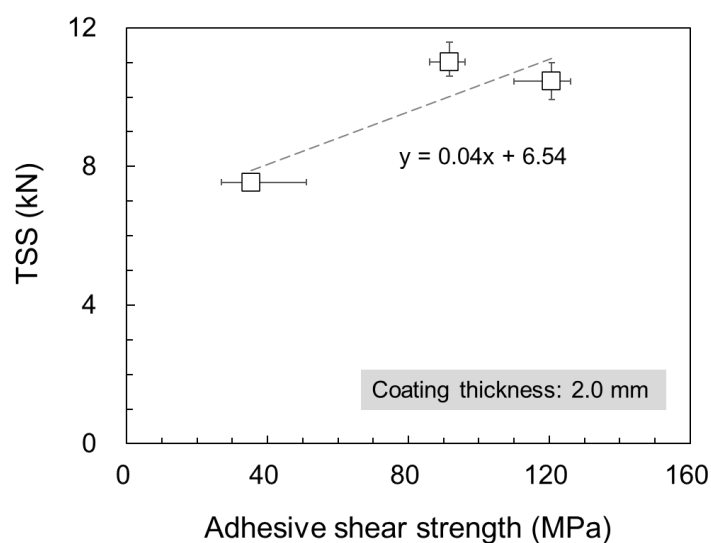


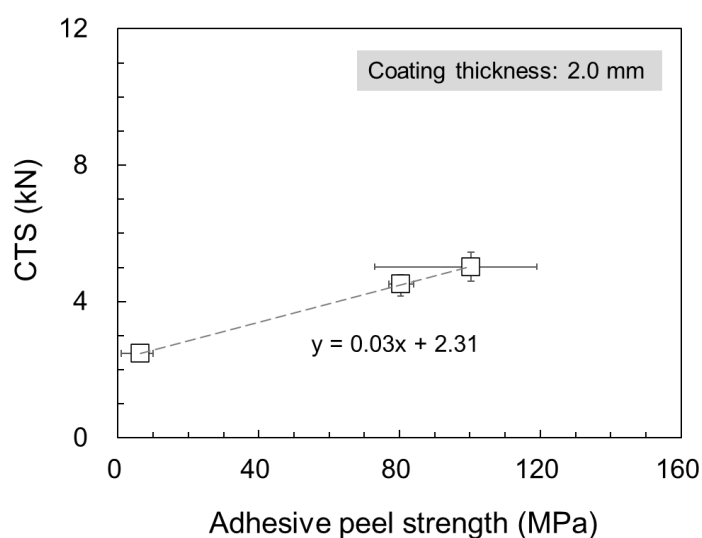
Fig. 5.18 (a) Representative surface view of fractured tensile-shear and cross-tension test samples, (b) schematic illustrations of fracture modes.

大幅に向上した。また、いずれの継手も皮膜-アルミニウム界面で破断が生じた。上述の通り、いずれの継手も溶接部直径および皮膜硬さはほぼ同等であることから、これら継手強度の差異は皮膜の密着強度の違いに起因したと考えられる。

Fig. 5.19は継手強度と皮膜の密着強度の関係を示す。TSS、CTSはそれぞれせん断密着強度、剥離密着強度と相関が認められた。せん断密着強度が1 MPa増加すると、TSSは0.04 kN向上し、剥離密着強度が1 MPa増加すると、CTSは0.03 kN向上することが明らかとなった。



(a)



(b)

Fig. 5.19 Relationships between (a) TSS and adhesive shear strength, (b) CTS and adhesive peel strength.

5.3.2 継手強度へおよぼす皮膜厚さの影響

Fig. 5.20 は直接接合継手の断面写真を示す。アルミニウムへの溶込み深さは 0.34 mm であり、狙いとした 0.30~0.35 mm の範囲の溶込み深さが得られた。継手強度の低下要因となるポロシティやピットが溶接金属に認められ、ポロシティ率およびピット深さはそれぞれ最大で 12.2%、0.87 mm であった。

Fig. 5.21 は開発法で作製した継手の断面写真を示す。皮膜厚さが 0.6, 1.0, 2.0 mm の各継手における鋼-皮膜界面における溶接部直径は 12.84 mm, 13.06 mm, 13.28 mm, 皮膜-アルミニウム界面における溶接部直径は 12.41 mm, 12.53 mm, 12.69 mm であり、継手間での溶接部直径の差異はほとんど認められなかった。また、いずれの継手もポロシティ率は 1.9%以下であり、ピットは認められず、直接接合継手と比較して溶接欠陥は大幅に抑制された。これは、アルミニウムへの溶込み深さが 0.05~0.16 mm であり、直接接合継手と比較してアルミニウムへの溶込み深さが小さいためと推察される。

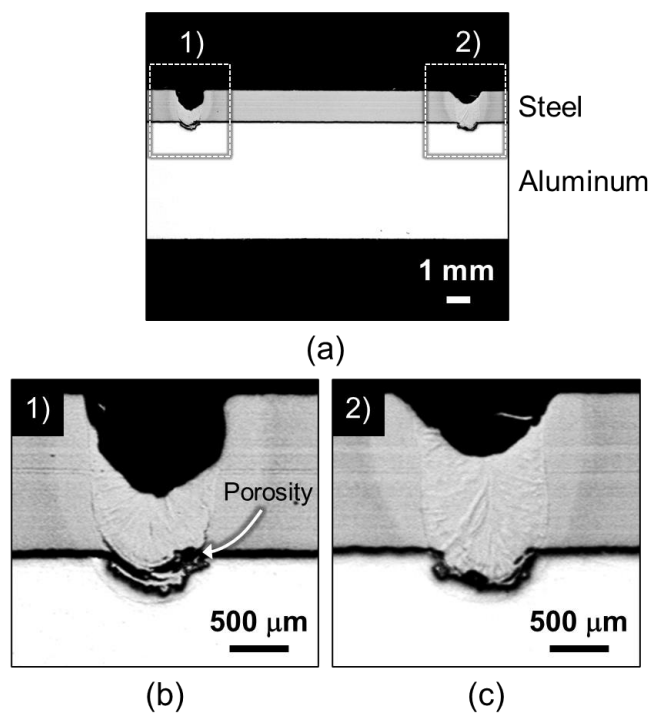


Fig. 5.20 Cross-section images of laser weld without coating: (a) macro image, (b) and (c) micro images.

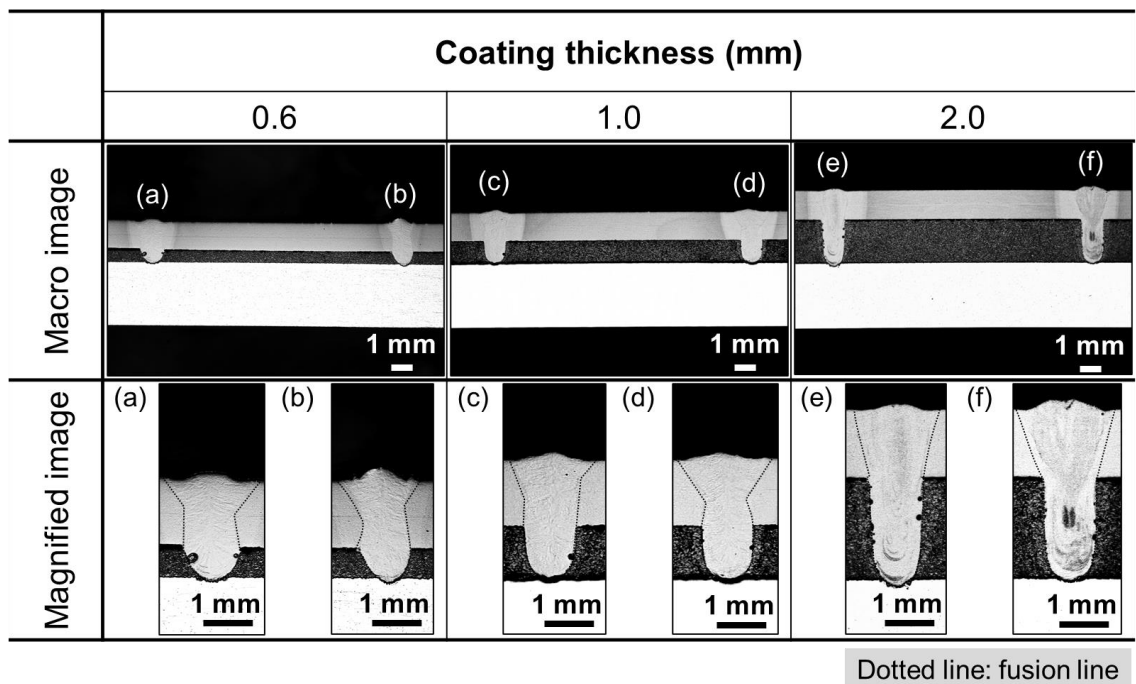
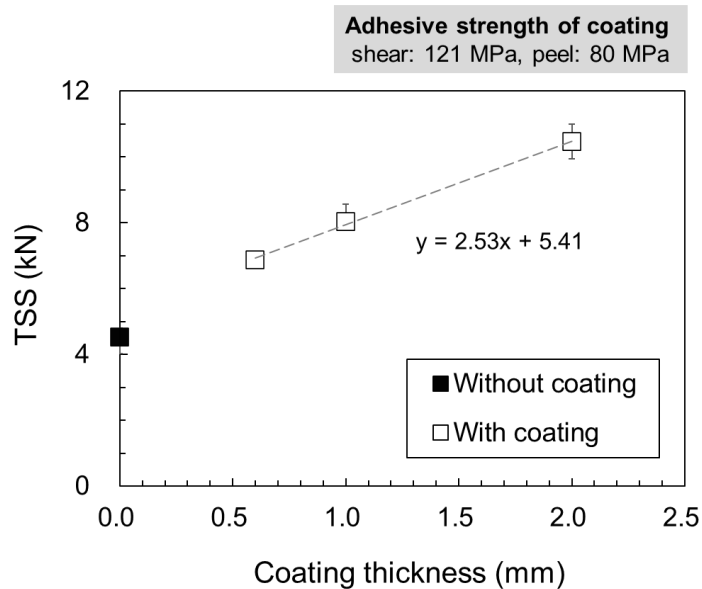
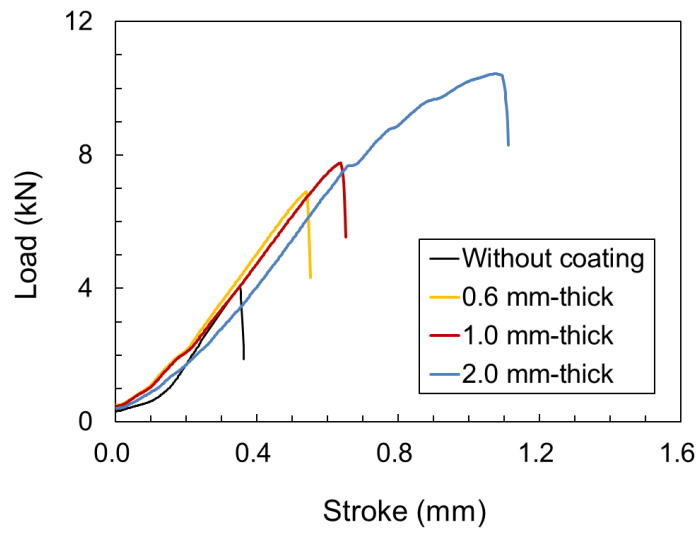


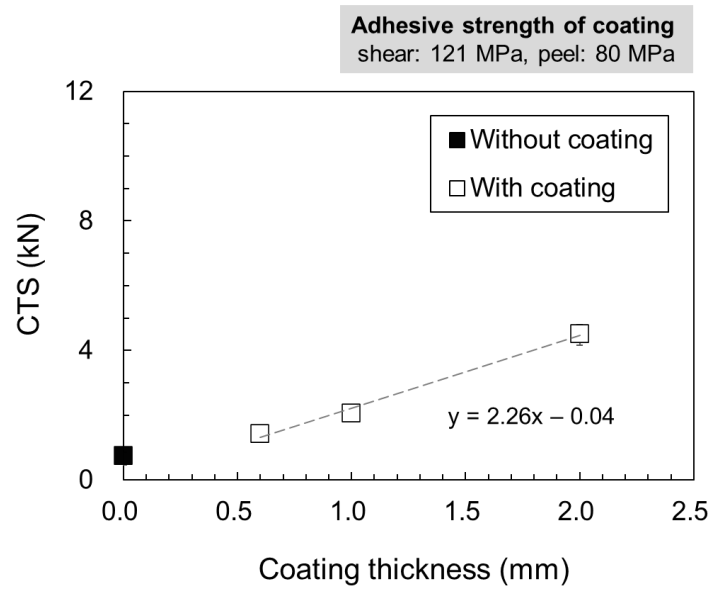
Fig. 5.21 Cross-section images of laser welds with 0.6, 1.0 and 2.0 mm-thick coatings.

Fig. 5.22 は継手強度と皮膜厚さの関係および引張試験における荷重-ストローク曲線を示す。皮膜厚さが 1 mm 増加すると、TSS は 2.53 kN, CTS は 2.26 kN 向上することが明らかとなった。1.5 で述べた通り、開発法では皮膜厚さを 0.5 mm よりも大きくするように設計しているが、皮膜のせん断、剥離密着強度がともに 100 MPa 前後と十分に高い場合であ

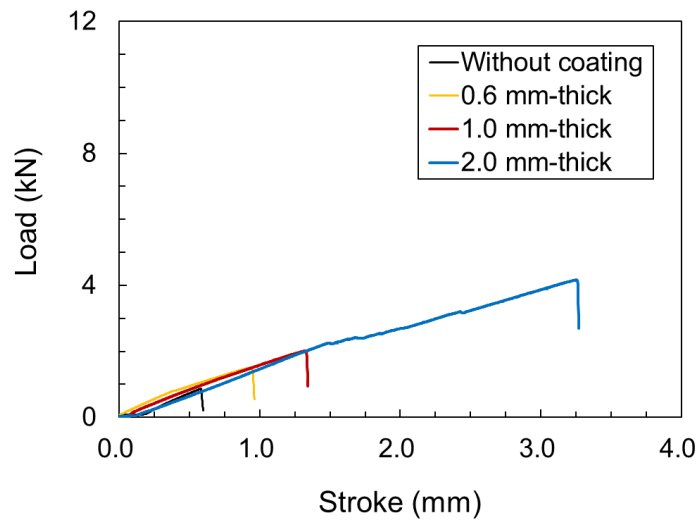




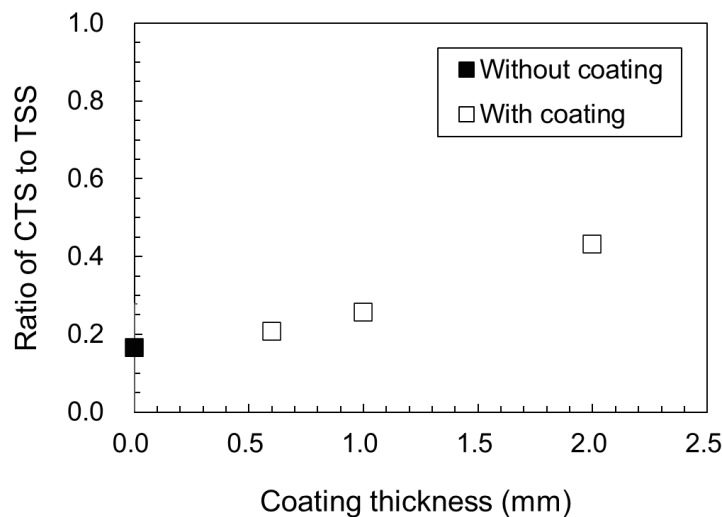
(b)



(c)



(d)



(e)

Fig. 5.22 (a) TSSs, (b) tensile curves of tensile-shear tests, (c) CTSs, (d) tensile curves of cross-tension tests, (e) ratios of CTS to TSS of laser welds without and with coating.

れば、皮膜厚さが 0.6 mm 以上であれば直接接合と比較して高い TSS および CTS を得られることが示された。今回検討した範囲では、皮膜厚さ 2.0 mm において TSS および CTS は最大値 10.5 kN、4.5 kN に達し、それぞれ直接接合に対して 2.3 倍、5.8 倍の値を得た。CTS を TSS で除した値は延性比と呼ばれ、継手の延性を表す指標としてしばしば用いられるが¹⁴⁾、皮膜厚さの増加に伴い高くなる傾向を示した。

直接接合継手のせん断および十字引張試験後の外観写真を Fig. 5.23 に示す。いずれの継

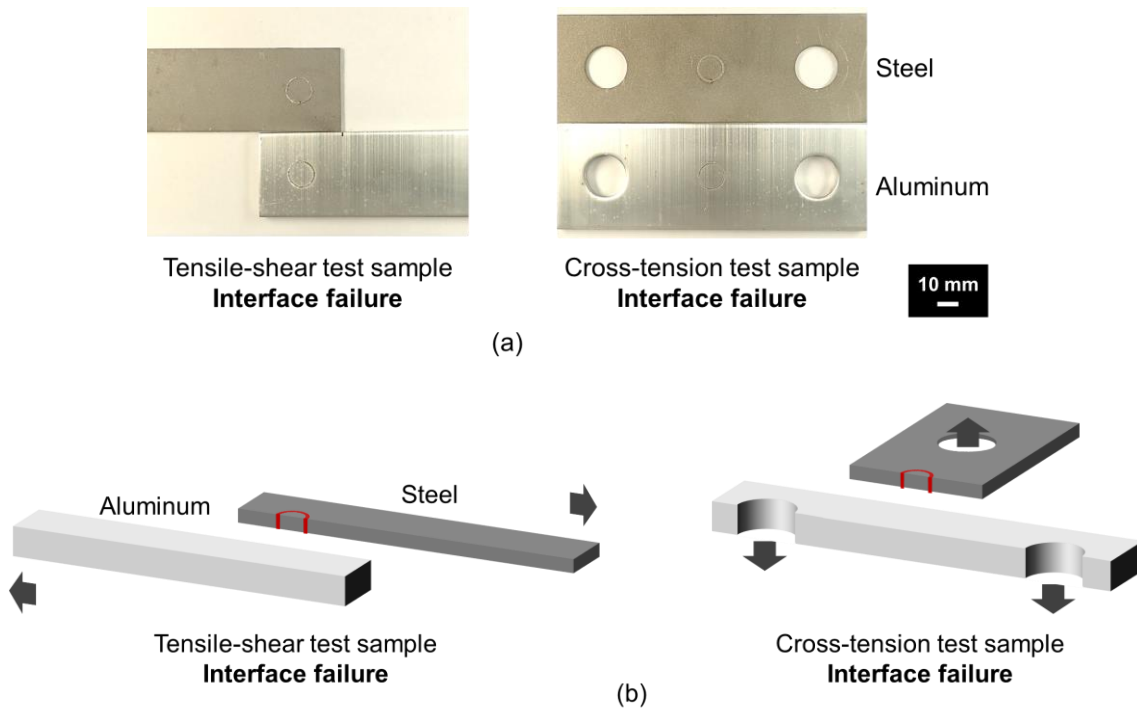
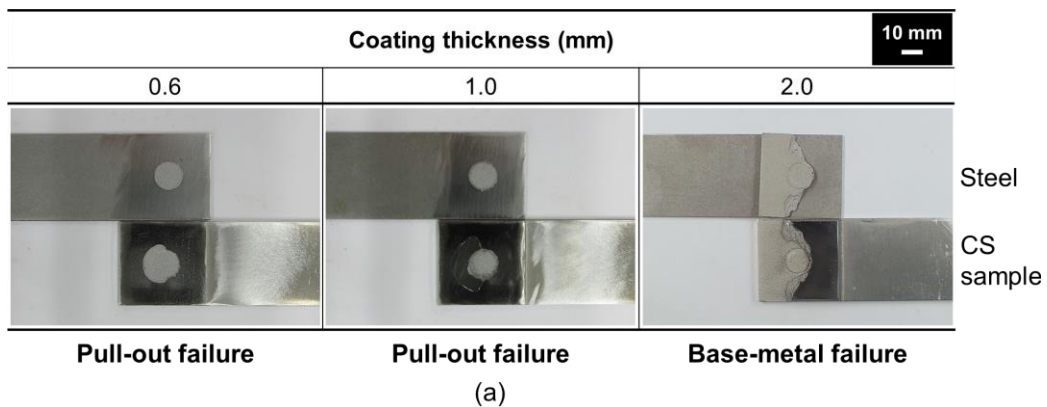


Fig. 5.23 (a) Surface view of fractured tensile-shear and cross-tension test samples, created by direct joining method, (b) schematic illustrations of fracture modes.

手も接合界面で破断が生じた。開発法で作製した継手のせん断引張試験後の外観写真を Fig. 5.24 に示す。いずれの皮膜厚さの場合においても、皮膜-アルミニウム界面で破断が生じたが、き裂の進展経路に差異が認められた。皮膜厚さが 0.6 および 1.0 mm の場合、プラグ破断を呈した。破断径はいずれも 13.7 mm であり、同等であった。皮膜厚さが 2.0 mm の場合、溶接部近傍および皮膜母材部でき裂が生じた。5.1 で述べた通り、継手板厚の増加に伴い、せん断引張試験における回転変形は抑制される。それに付随して溶接部近傍における応力分布が変化し、上記破断形態の差異が生じたと推察される。



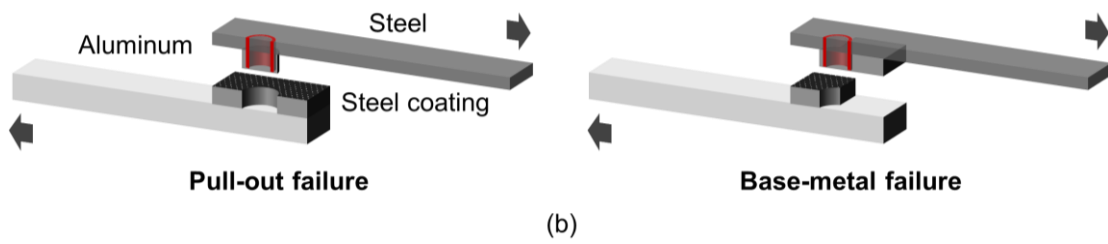


Fig. 5.24 (a) Surface view of fractured tensile-shear test samples with coating, created by developed joining method, (b) schematic illustrations of fracture modes.

十字引張試験後の外観写真を Fig. 5.25 に示す。皮膜厚さが 1.0 および 2.0 mm の場合、プラグ破断を生じたのに対し、皮膜厚さが 0.6 mm の場合、部分的に皮膜がアルミニウム表面に残存するリング状のプラグ破断が生じた。皮膜厚さが小さい継手では剛性が低く、十字引張試験における試験片の曲げ変形量は大きくなる。そのため、同一荷重下における溶接部近傍におけるひずみ量が増加し、より低荷重で破断するとともに、破断形態に変化が生じたと推察される。

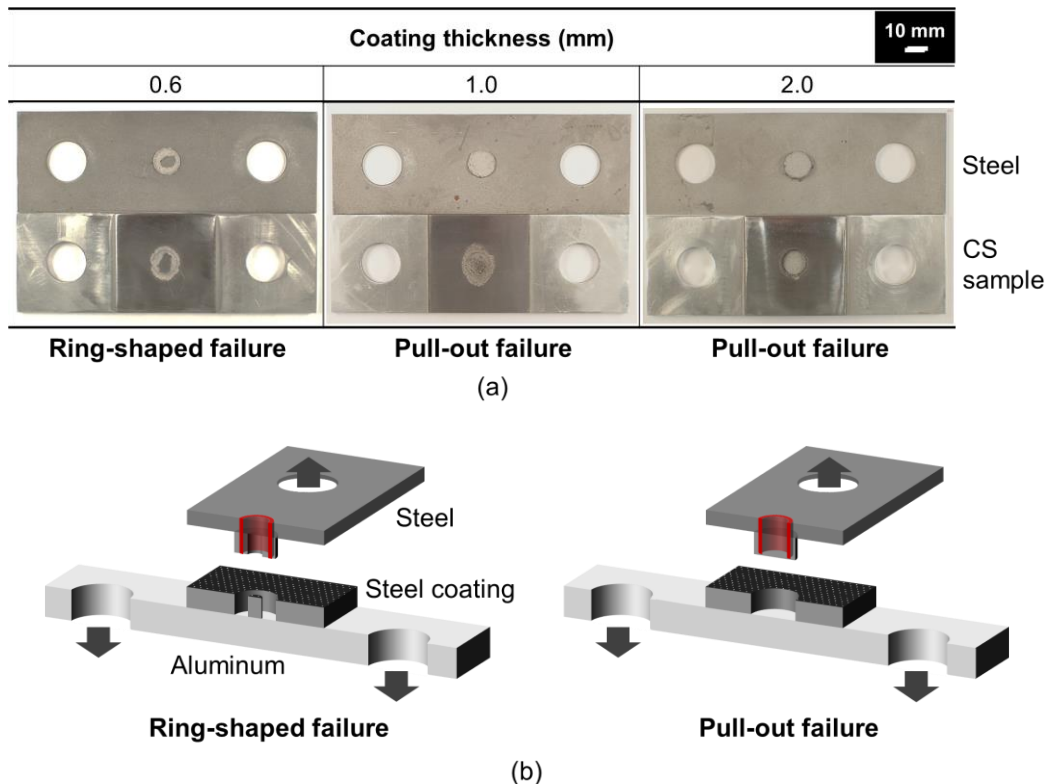


Fig. 5.25 (a) Surface view of fractured cross-tension test samples with coating, created by developed joining method, (b) schematic illustrations of fracture modes.

5.4 まとめ

開発法における皮膜の密着強度および厚さが継手強度へおよぼす影響について定量評価した。密着強度はCSにおける粉末粒子の飛行速度と密接に関連しており、飛行速度が778 m/s以上となる場合は密着強度が高まり、それに付随して継手強度が大幅に向上することを明らかにした。せん断密着強度が1 MPa増加すると、TSSは0.04 kN向上し、剥離密着強度が1 MPa増加すると、CTSは0.03 kN向上した。

また、皮膜厚さが1 mm増加すると、TSSは2.53 kN、CTSは2.26 kN向上した。皮膜のせん断、剥離密着強度がともに100 MPa前後と十分に高い場合、皮膜厚さが0.6 mm以上であれば直接接合と比較して高い継手強度を得られることが示された。今回検討した範囲では、皮膜厚さ2.0 mmにおいてTSSおよびCTSは最大値10.5 kN、4.5 kNに達し、それぞれ直接接合に対して2.3倍、5.8倍の値を得た。

参考文献 (第 5 章)

- 1) R. Huang, H. Fukanuma: Study of the Influence of Particle Velocity on Adhesive Strength of Cold Spray Deposits, *Journal of Thermal Spray Technology*, 21 3-4 (2012), 541-549.
- 2) 片野田洋 : CS における粒子の流れ, *日本溶射学会誌 溶射*, 47 4 (2010), 172-178.
- 3) 片野田洋 : コールドスプレーにおけるヘリウムガスの効果 (粒子のノズル内における加速とプレート衝撃波による減速), *日本溶射学会誌 溶射*, 48 2 (2011), 52-58.
- 4) H. Ghassemi-Armaki, S. Bhat, S. Kelley, S. Sadagopan: Quasi-static spot weld strength of advanced high-strength sheet steels, *Welding Journal*, 96 (2017), 104-112.
- 5) H. Oikawa, G. Murayama, S. Hiwatashi, K. Matsuyama: Resistance Spot Weldability of High Strength Steel Sheets for Automobiles and the Quality Assurance of Joints, *Welding in the World*, 51 (2007), 7-18.
- 6) J. Kundu, T. Ray, A. Kundu, M. Shome: Effect of the laser power on the mechanical performance of the laser spot welds in dual phase steels, *Journal of Materials Processing Technology*, 267 (2019), 114-123.
- 7) 古迫誠司, 宮崎康信, 秋庭義明 : レーザ重ね継手の引張せん断強度, *溶接学会論文集*, 31 3 (2013), 222-229.
- 8) M. Winnicki, A. Malachowska, M. Korzeniowski, M. Jasiorski, A. Baszczuk: Aluminium to steel resistance spot welding with cold sprayed interlayer, *Surface Engineering*, 34 (2018), 235-242.
- 9) V. K. Champagne III, M. K. West, M. R. Rokni, T. Curtis, V. Champagne Jr., B. McNally: Joining of Cast ZE41A Mg to Wrought 6061 Al by the Cold Spray Process and Friction Stir Welding, *Journal of Thermal Spray Technology*, 25 (2016), 143-159.
- 10) C. Yuce, F. Karpat, N. Yavuz: Investigations on the microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar galvanized steel-aluminum joints, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 104 (2019), 2693-2704.
- 11) T. Schmidt, F. Gärtner, H. Assadi, H. Kreye: Development of a generalized parameter window for cold spray deposition, *Acta Materialia*, 54 3 (2006), 729-742.
- 12) X. Zhou, X. Wu, J. Wang, J. Zhang: Numerical investigation of the rebounding and the deposition behavior of particles during cold spraying, *Acta Metallurgica, Sinica (English-Letters)*, 24 1 (2011), 45-53.
- 13) 福本昌宏, 渡邊悠太, 山田基宏 : コールドスプレー皮膜特性に及ぼす残留応力の影響, *日本機械学会 2013 年度年次大会講演論文集*, 13 1 (2013), J043021.
- 14) M. Kimchi, D. H. Phillips: Resistance spot welding: fundamentals and applications for the automotive

industry, second ed. Springer, NY, (2017), 44.

第6章 結言

本研究では、高張力鋼とアルミニウム合金のレーザー溶接（以下直接接合と記載する）の品質を改善することを狙って、自動車製造における既存のレーザー溶接技術であるキーホール型溶接を利用しながらも、金属間化合物（Intermetallic Compound, IMC）層の生成を制御可能な新規接手法として、コールドスプレー（Cold-spray, CS）皮膜を中間層として利用したレーザー接合（以下開発法と記載する）を考案した。

開発法では直接接合よりも高い継手強度が得られる一方で、レーザー溶接においてポロシティが生じること、それにより引張試験において溶接金属破断を生じる場合があり、皮膜-アルミニウム界面で破断する場合と比較して継手強度が低位となることを明らかにした。開発法では溶接金属品質の改善が必要であり、さらに皮膜に求められる特性が不明であることから、溶接金属の高品質化および皮膜設計指針の獲得を本研究の目標とし、ポロシティの低減および継手強度と皮膜特性の関係の明確化を研究課題として設定した。

ポロシティに含まれるガスの多くは H_2 であり、皮膜中に含まれるHのうち、熔融鋼中に固溶できなかったものが気泡となって溶融池内を移動し、その一部が凝固界面でトラップされることでポロシティが発生することを明らかにした。ポロシティを低減可能な制御技術として、走査速度の遅い条件およびアルミニウムまで溶込みが得られる条件での溶接を検討し、いずれもポロシティの低減に有効であることを示した。前者の条件では凝固速度が遅いこと、後者の条件では湯流れが高速であることが一因となって、気泡が溶融池外部へ排出されやすくなり、ポロシティが低減したと考えられた。

開発法における皮膜設計指針を獲得するため、継手強度へおよぼす皮膜特性の影響を調査し、皮膜の厚さおよび密着強度の増加に伴い、継手強度が向上することを明らかにした。皮膜の密着強度が100 MPa前後と十分に高い場合、皮膜厚さが0.6 mm以上であれば直接接合と比較して高い継手強度が得られることを示した。また、皮膜厚さ2.0 mmにおいて直接接合に対して2.3倍、5.8倍のせん断引張強度（Tensile-shear strength, TSS）および十字引張強度（Cross-tension strength, CTS）が得られることを示した。

本研究を通じて、開発法におけるポロシティの低減手法および継手強度へおよぼす皮膜特性の影響を明らかにした。本研究で得た知見を活用することで、ポロシティがほとんどなく、直接接合よりも大幅に強度の高い継手が作製可能であり、開発法が有用な高張力鋼とアルミニウム合金の接合法になり得ると考えている。本研究では接合の対象とする材料を自

動車で用いられる高張力鋼とアルミニウム合金としたが、開発法の特長上、材料の組み合わせはあまり限定されない。自動車、鉄道、航空宇宙、電子など様々な分野における種々の異種金属接合に対して開発法の活用が期待される。その際、本研究で得られた知見は大いに貢献できると考える。

本研究で得られた各章での結果を以下に総括する。

第1章は緒言であり、本研究の背景として、2050年カーボンニュートラル達成を狙った自動車の燃費や電費向上ニーズの高まりから、車体軽量化が推進されていることを述べた。軽量化を達成する手段の一つとして、鋼やアルミニウム、プラスチックなど様々な材料を適材適所で配置するマルチマテリアル構造が広く普及しており、近年車体への適用が増加している高張力鋼とアルミニウム押出材の接合には Flow Drill Screw (FDS) を用いるのが主流であるが、接合コストに課題を有することを説明した。高速接合が可能かつ消耗品がほとんどないレーザー溶接を用いることで低コスト化できる可能性があること、先行研究において明らかとなっている鋼とアルミニウムのレーザー溶接の課題について言及した。そして、本研究の目的および構成を示した。

第2章では、高張力鋼とアルミニウム合金のレーザー溶接における継手強度の改善を狙って、CS皮膜を中間層として利用したレーザー接合を考案した。開発法では直接接合と比較して高いTSSが得られ、その優位性が実証された。一方で、レーザー溶接においてポロシティが発生しやすく、それにより溶接金属で破断する可能性があることを明らかにした。溶接金属破断は継手強度の低下を引き起こすことから、防止する必要があると考え、その原因となるポロシティを低減することを研究課題のひとつとした。また、開発法における継手設計では、溶接金属品質のみならず、皮膜特性も考慮する必要があると考えられることから、継手強度と皮膜特性の関係の明確化をもう一つの研究課題として設定した。

第3章では、開発法におけるポロシティの発生機構を実験的に明らかにした。リアルタイムX線透過撮影をおこない、気泡がCS皮膜内より生じることを示した。また、ポロシティ中に含まれるガスの多くは H_2 であることを明らかにした。ポロシティは皮膜に含まれるHのうち、溶融鋼中に固溶できなかったものが気泡となって移動し、その一部が凝固界面でトラップされることで生成すると考えられた。

第4章では、第3章で明らかにしたポロシティの発生機構をもとに、ポロシティを低減可能な制御技術の開発をおこなった。気泡の凝固界面でのトラップを防止するためには、溶融池外部への排出を促進する必要があり、溶融金属の凝固速度を低下させる、もしくは溶融

池内の湯流れ速度を上昇させることが有効であると考えた。それらの実現手段として、走査速度の遅い条件およびアルミニウムまで溶込みが得られる条件での溶接を検討した。走査速度 16, 67, 200 mm/s の条件におけるポロシティ率の最大値はそれぞれ 2.3%, 22.6%, 27.5% であり、走査速度 16 mm/s ではポロシティの極めて少ない溶接金属が得られた。一方、走査速度 67 および 200 mm/s においても、アルミニウムまで溶込みが得られた条件ではポロシティ率はそれぞれ 2.2%, 0.6% となり、ポロシティを低減できることが明らかとなった。以上より、走査速度の低下およびアルミニウムへの溶込みがポロシティの低減に有効であることを示した。溶接金属における元素マッピング分析より、元素濃度分布が走査速度 16 mm/s では均一であるのに対し、走査速度 67 および 200 mm/s では不均一であることを示した。この濃度分布の差異は熔融金属の凝固速度の違いに起因していると推察され、走査速度 16 mm/s では 67 および 200 mm/s と比較して凝固速度が遅いことが示唆された。走査速度の遅い条件およびアルミニウムへの溶込みが得られる条件で作製した継手は、いずれも引張試験において皮膜-アルミニウム界面で破断し、溶接金属破断を回避可能であった。アルミニウムへの溶込みが得られた条件では溶接金属とアルミニウムの界面において厚さ 45 μm の IMC 層が形成されていたが、それによる継手強度の低下は限定的であり、開発法では直接接合と比較して許容され得る IMC 層厚さの範囲が拡大することを明らかにした。さらに、ポロシティ低減条件における気泡の排出機構を検証するため、トレーサを用いた熔融池内のリアルタイム X 線透過撮影をおこない、キーホール後方に生成した湯流れによって気泡が熔融池外部へ放出されることを明らかにした。また、アルミニウムへの溶込みが得られる条件では、アルミニウムへの溶込みがない条件と比較してトレーサの移動速度が 5 倍程度まで高速化しており、速い湯流れが形成されることを明らかにした。以上の結果より、走査速度 16 mm/s の条件では凝固速度が遅いこと、アルミニウムまで溶込みが得られた条件では湯流れが高速であることが一因となって、気泡が熔融池外部へ排出されやすくなり、ポロシティが低減したと考えられた。

第5章では、開発法における皮膜の密着強度および厚さが継手強度へおよぼす影響について定量評価した。密着強度はCSにおける粉末粒子の飛行速度と密接に関連しており、飛行速度が 778 m/s 以上となる場合は密着強度が高まり、それに付随して継手強度が大幅に向上することを明らかにした。せん断密着強度が 1 MPa 増加すると、TSSは 0.04 kN 向上し、剥離密着強度が 1 MPa 増加すると、CTSは 0.03 kN 向上した。また、皮膜厚さが 1 mm 増加すると、TSSは 2.53 kN、CTSは 2.26 kN 向上した。皮膜のせん断、剥離密着強度がともに 100 MPa 前後

と十分に高い場合であれば、皮膜厚さが0.6 mm以上であれば直接接合と比較して高い継手強度を得られることが示された。今回検討した範囲では、皮膜厚さ2.0 mmにおいてTSSおよびCTSは最大値10.5 kN, 4.5 kNに達し、それぞれ直接接合に対して2.3倍, 5.8倍の値を得た。

第6章は結言であり、本研究で得られた成果の総括を示した。

謝辞

本研究の遂行および本論文の執筆は、大阪大学 接合科学研究所 レーザプロセス学分野 塚本雅裕 教授のご指導およびご鞭撻を賜り遂行し得たものであり、謹んで謝意を申し上げます。

本論文をまとめるにあたり、有益なご教授およびご助言を賜りました大阪大学 大学院工学研究科 機械工学専攻 赤松史光 教授，大阪大学 大学院工学研究科 機械工学専攻 高谷裕浩 教授，大阪大学 接合科学研究所 レーザプロセス学分野 佐藤雄二 准教授に深く感謝申し上げます。

博士後期課程在学中において、並々ならぬご支援およびご尽力を賜りました大阪大学 接合科学研究所 菅哲男 招へい教授に深く感謝申し上げます。

研究全般に関して、ご討論およびご助言を賜りました大阪大学 接合科学研究所 レーザプロセス学分野 竹中啓輔 助教に感謝申し上げます。実験を進めるにあたりご協力くださいました大阪大学 接合科学研究所 先進機能性加工共同研究部門 水谷正海 特任助教，大阪大学 大学院工学研究科 機械工学専攻 藤尾駿平氏，栗田喜章氏には感謝申し上げます。また，研究生活に関わる事務手続きでお世話になりました大阪大学 接合科学研究所 レーザプロセス学分野 乾純子 事務補佐員，池内嘉 事務補佐員，宮ノ前直子 事務補佐員にも感謝申し上げます。

博士後期課程進学を快諾くださいました株式会社神戸製鋼所 技術開発本部 ソリューション技術センター センター長 梶原桂 博士に深く感謝申し上げます。また，博士後期課程進学に関してご提言くださり，きっかけを作ってくださいました同社 技術開発本部 ソリューション技術センター 研究首席 鈴木励一 博士に深く感謝申し上げます。業務多忙の中，学業に専念させてくださり，その間ご援助いただきました同社 技術開発本部 ソリューション技術センター 接合研究室 室長 衣笠潤一郎氏ならびに室員に感謝申し上げます。

最後に，博士後期課程在学中に支えてもらった家族に深く感謝申し上げます。

業績目録

1. 投稿論文（査読あり）

[1-1] K. Maeda, Y. Sato, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Laser lap joining of high-strength steel to aluminum with cold sprayed steel coating, *Journal of Laser Applications*, 33 (2021), 042017.

[1-2] K. Maeda, Y. Sato, K. Takenaka, S. Fujio, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Behavior of melt flow and porosity formation in laser welding of steel to aluminum with cold-sprayed steel interlayer, *Journal of Laser Applications*, 34 (2022), 042033.

[1-3] K. Maeda, Y. Sato, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Influences of cold-sprayed steel interlayer on mechanical properties of laser welded steel/Al lap joints, *Journal of Materials Processing Technology*, 320 (2023), 118103.

2. 国際学会発表

[1-1] K. Maeda, Y. Sato, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Laser lap joining of high-strength steel to aluminum with cold sprayed steel coating, *International Congress on Applications of Lasers & Electro -Optics (ICALEO)* (2021).

[1-2] K. Maeda, Y. Sato, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Novel dissimilar laser lap joining method using cold spray process, *AWS The Sheet Metal Welding Conference (SMWC) XIX* (2021).

[1-3] K. Maeda, Y. Sato, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Laser Welding of Ultra-high Strength Steel to Aluminum with Cold-sprayed Steel Coating Interlayer, *SLPC2022 -The 4th Smart Laser Processing Conference* (2022).

[1-4] K. Maeda, Y. Sato, K. Takenaka, S. Fujio, R. Suzuki, T. Suga, M. Tsukamoto: Behavior of melt flow and porosity formation in laser welding of steel to aluminum with cold-sprayed steel interlayer, *International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO)* (2022).

3. 国内学会発表

[1-1] 前田恭兵, 鈴木励一, 岡大介, 阿部 翔吾 : コールドスプレー法を利用した超ハイテン鋼板とアルミニウム合金の異材レーザー接合, 溶接学会 2019 年度秋季全国大会, (2019).

[1-2] 前田恭兵, 鈴木励一, 佐藤雄二, 菅哲男, 塚本雅裕 : コールドスプレー法を利用した超高張力鋼板とアルミニウム合金のレーザー接合 (第 2 報) -継手強度におよぼす溶接長およびスプレー条件の影響-, 溶接学会 2021 年度秋季全国大会, (2021).

[1-3] 前田恭兵, 佐藤雄二, 鈴木励一, 菅哲男, 塚本雅裕 : コールドスプレー法を利用した高張力鋼板とアルミニウムのレーザー溶接, 2021 年度 第 4 回レーザー加工技術研究委員会, (2022).

[1-4] 前田恭兵, 佐藤雄二, 鈴木励一, 菅哲男, 塚本雅裕 : コールドスプレー皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザー溶接, 第 101 回高エネルギービーム加工研究委員会, (2023).

4. 研究業績

[1-1] 高エネルギービーム加工研究委員会 2022 年度優秀講演賞
授賞講演「コールドスプレー皮膜を中間層として利用した鋼とアルミニウムのレーザー溶接」.