

レーザー溶接による各種異種金属の溶接

名古屋大学 工学研究科 マテリアル理工学専攻

沓名宗春、尾崎 仁志、林 慎吾、

ラトウド・マノージュ（現：プーネ大学（インド）、工学部）

社団法人 溶接学会

高エネルギービーム加工研究委員会

1. 緒言

近年、輸送機器などの軽量化、高速化、低振動化などのために、軽金属のアルミニウム合金の適用が広く検討されてきた。しかし、自動車産業を例にとるまでもなく、全面的な採用には至っていない。大きな要因は鋼材に比べ、コストが高く、強度が不十分で、溶接性が悪いことなどである。そこで、アルミニウム合金と鋼材をハイブリッド構造部材として利用できないか、いろいろな観点から信頼性のある異種金属継手の研究開発がなされてきた。このアルミニウム合金と鋼材を溶接する研究はすでに50年以上の歴史がある。英国溶接研究所（現：TWI）では鋼やアルミニウムなど各種金属の同材同士および異材をいかに鍛接できるか、特殊な工具を用いて、鍛造比が何%になったら鍛接できるか、また、それに熱処理を加えたら、接合強度がどのように向上するか確認している¹⁾。その後、多くの研究者により冷間圧接（常温圧接^{1),2)}、圧延/ロール圧接^{3)~5)}、押し出し、熱間圧接（鍛接）^{6),7)}、爆発圧接^{8),9)}、拡散接合^{10)~13)}、抵抗溶接¹⁴⁾、摩擦溶接^{15),16)}、などが試みられてきた。しかし、どの方法も金属間化合物や酸化皮膜の生成により十分な信頼性を得ることは困難であった。現在、実用化されている方法はわずかで、熱間圧延（家庭用器物）、冷間圧延（自動車軸受け部品、移行継手、アルミ被覆鋼線）、押し出し（鋼線補強アルミ材）、爆発圧接（船用移行継手、極低温用配管）、抵抗溶接（トラック車両パネル）などに限られている。

7年前より、ドイツのBIAS研究所でレーザー溶接によりこの異材継手を接合する研究が進められてきた。その結果、接合界面に生成するぜい性な金属間化合物 $FeAl_3$ または Fe_2Al_5 の厚さを8ないし10 μm 以下に制御することによりA6061板とSPCC鋼板を接合し、自動車のボンネット又はルーフの軽量化を実現しようとしている^{17)~19)}。

そこで、著者ら^{20)~24)}はこれら金属間化合物の厚みのみならず、これら化合物の種類および組成を制御し、より延性および強度の高い $FeAl$

または Fe_3Al を生成させるため、それらの生成条件をレーザー加熱およびロール加圧により急熱・急冷することにより得ようと1999年ころより研究してきた。

また、最近、5年間にこの難接合性異種金属継手を溶接しようと多くの研究・開発がなされてきた。本報告はこれらの研究成果の一部をまとめ紹介するものである。

2. レーザロール溶接法

2.1 レーザロール溶接法の開発

従来より困難とされてきたアルミニウム合金と鋼材との異種金属継手を信頼性の高いものにするには、その接合界面に生成する金属間化合物の組成状況を把握し、望ましい延性のある金属間化合物の生成を促進する必要がある。Fig.1にAl-Fe二元系合金の平衡状態図を示す。多種の金属間化合物が存在する。泰山ら¹⁴⁾はこの金属間化合物の機械的性質を圧縮試験において調査し、Fig.2のように報告している。すなわち、アルミニウムリッチな金属間化合物（ $FeAl_3$ または Fe_2Al_5 ）は非常にぜい性であり、硬度が非常に高い。他方、鉄リッチな化合物（ $FeAl$ または Fe_3Al ）は延性があり、強度も高い。

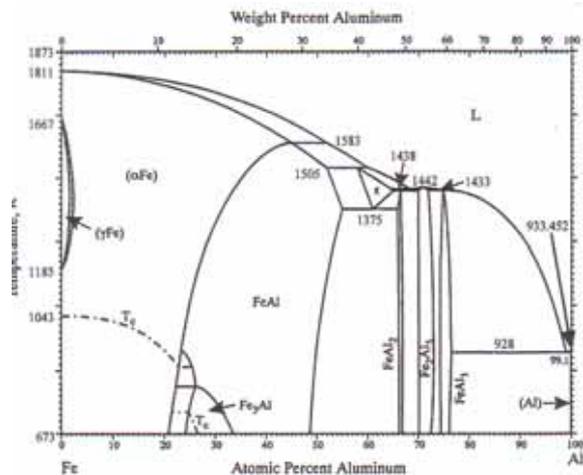


Fig.1 Al-Fe 2元系合金の平衡状態図

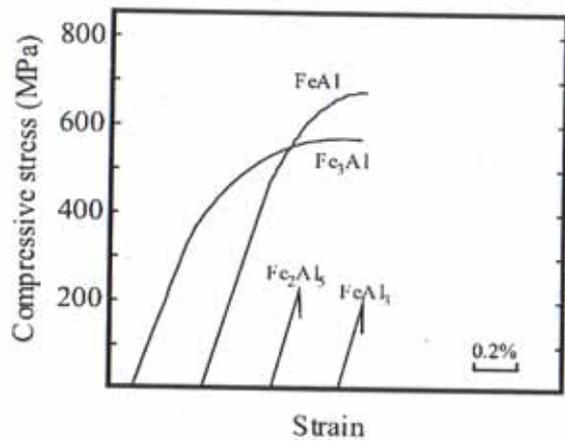


Fig.2 Fe-Al系金属間化合物の圧縮試験結果¹⁴⁾

よって、溶接時に接合界面に生じるぜい性な金属間化合物層の厚さを極小または完無にする方法やより延性のある金属間化合物の生成を促進して界面層の中の延性な化合物の比率を増大させる方法がある。前者の方法である脆性な Fe_2Al_5 及び $FeAl_3$ の生成を避ける条件について検討した結果、Fig.3 に示すように 450 以上に加熱すると非常に短時間にこれらの化合物が生成することが確認された²³⁾。このように、良好な継手を作成することが非常に困難であり、過去約 50 年間、多くの研究がなされ、 400 以下で溶接する低温での固相接合が工業的には適用されてきた。

そこで、著者らは後者の解決方法について研究を続けてきた。すなわち、Fig.1 の平衡状態図で 1200 以上の高温に急速加熱し、液相にした後、急冷すれば、液相は鉄側から凝固が始まり、

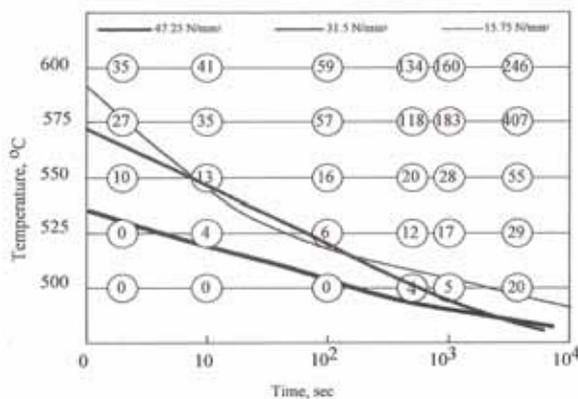


Fig.3 Fe-Alの拡散接合における温度・時間・生成相 (TTP) 曲線²³⁾

鉄が晶出、さらに $FeAl$ が晶出し、次に $FeAl_2$ が晶出してくると考えられる。アルミニウム側は $FeAl_3$ と金属アルミニウムが共晶反応により生じると考えられる。実際には急冷のため、準安定な相 ($FeAl_6$ や $FeAl_x$) などとも生じ、変化するものと思われる。

また、著者らは鉄-アルミニウムの相互拡散係数を金属データブックなどからのデータをもとに計算した。その結果をFig.4 に示す²⁴⁾。この図より分かることは $400 \sim 660$ の温度範囲で接合すると、アルミニウム側に鉄元素が拡散する速度が著しく速くなり、そこにぜい性なアルミニウムリッチの金属間化合物が多く生成するということである。もし、 1000 以上の温度で溶接すれば、液相のアルミニウムが鉄側にも速く拡散し、鉄側に鉄リッチの化合物が生成することが分かる。

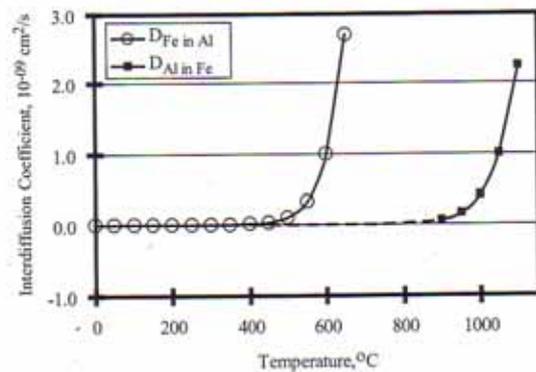


Fig.4 Fe-Alの相互拡散係数の変化²⁴⁾

この考え方をもとに、鉄リッチの延性のある金属間化合物層の生成を目指して、当研究室の 2.4 kW CO_2 レーザ装置を利用し、Fig.5 に示すように平面ミラーでレーザービームを曲げて、ロール近傍の鋼板表面を加熱し、それをバネにより加圧した直径約 50 mm のステンレス製ローラで下方に押すことにより、下部のアルミニウム板に 1000 の高温密着することができるレーザーロール溶接装置を試作した。これによりアルミニウムと低炭素鋼、チタンと低炭素鋼、およびチタンとアルミニウム合金などの各種異材溶接継手のレーザーロール溶接実験を行った。なお、このレーザーロール溶接は特許第 3535152 号および特許 3692135

号として登録されている。

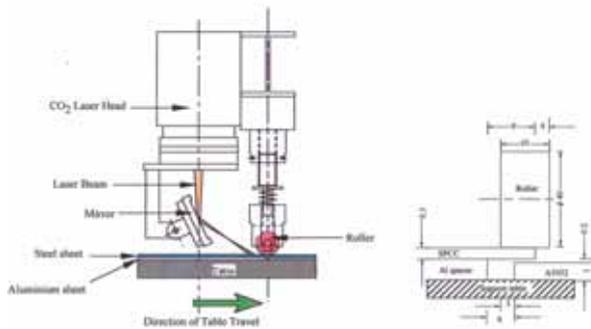


Fig.5 試作したレーザーロール溶接装置²⁰⁾

2.2 A5052 アルミニウム合金とSPCC 低炭素鋼薄板のレーザーロール溶接

地球温暖化の問題でにわかに持ち上がってきた輸送機器の車体軽量化に関係し、今、自動車産業の1つの課題が車体パネルや各種部品の軽量化である。自動車車体パネルに用いられる構造材の軽量化においては、その主要材料である0.12%以下の低炭素鋼冷間圧延材であるSPCC鋼を高張力鋼に転換したり、アルミニウム合金に転換することが検討されている。ここではSPCC鋼と展伸用アルミニウム合金で優れた溶接性と最低限の強度を持っているアルミ合金であるA5052-0合金(2.5 wt% Mg)をレーザーロール溶接し、軽量化する方法を検討した。

2.2.1 実験方法

(1) 供試材

供試材としては炭素量0.12%以下の低炭素鋼冷間圧延材であるSPCC鋼(板厚:0.5mm)と、A5052アルミニウム合金(板厚:1.0mm)を用いた。その化学組成をTable 1に示す。接合前に両板材のあわせ面(アルミニウムは表面側、鋼は裏面側)をワイヤーブラシで研磨した。レーザーを照射する鋼表面はレーザーの吸収率を高めるために、グラファイト(AHESON-504,スパッタ防止剤)を塗布し、自然乾燥した。また、アルミニウム板表面の酸化膜を除去するために15~21 μ m粒径のアルミニウムろう付用フラックス(KAlF₄K₂AlF₅·H₂O(17-25 mass%))をその表面に塗布した。両試験材の固定方法はFig.5右

図に示すように鋼板はアルミニウム板端に3mm重ねて0.2mmのギャップをつくり固定した。さらに、アルゴンガスを25.0 l/min流量とし、接合中の酸化防止のためにシールドガスとして流がした。

Table 1 供試材の化学組成

(a) A5052 Aluminium alloy

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Others
0.25	0.4 max	0.1 max	0.1 max	2.47	0.28	0.1 max	0.05 max

(b) SPCC Steel

C	Si	Mn	P	S
0.12	-	0.5 max	0.04 max	0.045 max

(2) レザーロール溶接実験

試作したレーザーロール溶接装置を用いて、溶接実験を行った。2.4kW CO₂レーザー装置に平面反射ミラーとローラー加圧装置とを組合せることにより、被溶接物である鋼板表面にTEM₀₁*モードのレーザービームをZnSeレンズで集光し斜めより、ロール近傍(ロール直下より約17mm離れた点)を照射し、スポット径約2.5 x 3.5mmの楕円形状にして加熱できるように工夫した。また、加熱された鋼板が下部に配置されたアルミニウム合金板上表面に短時間で密着するようにSUS304ステンレス鋼製ローラー(直径:40mm、幅:10mm、幅3mmのツバ付き)をバネで機械的に加圧した。この加圧装置はX-Yテーブル上に固定した被溶接物のアルミニウム合金とSPCC鋼異材継手の接合箇所(幅3mm x 150mm長さ)に所定の加圧力を負荷できるように設計されている。この時の加圧力は測定したバネの変位量とバネ計数より求めた。溶接入熱条件としては鋼板断面における温度分布を計算し、かつ実際に表面の温度を測定し、板下面で約1200になるような条件をはじめの条件として選んだ。すなわち、レーザー出力は一定で1.5kWとし、テーブル速度を16.67から53.33 mm/sとした。ロール加圧力はスプリングの長さ4.5mmおよび5.5mmから算出して、150と202MPaとした。

(3) 溶接継手の評価試験

接合継手のマクロ断面をマクロ断面観察および顕微鏡観察を行った。接合界面の金属間化合物層の平均厚さは5箇所の測定値の平均値から求めた。EPMA分析により鉄およびアルミニウムの線

分析を行い、金属間化合物中の元素の存在比率からその組成の推定を行った。EPMA分析結果から延性のある化合物($\text{FeAl} + \text{Fe}_3\text{Al}$)および脆い化合物($\text{FeAl}_3 + \text{Fe}_2\text{Al}_5$)の厚さをそれぞれ測定した。それぞれの継手から3本の試験片を採取して、幅8mmの試験片に加工し、JIS Z 3 1 9 2(3号B試験片)のせん断引張試験を行った。また、その試験後の破面をMo-K α を使用してX線回折を行い金属間化合物の同定を行い、FeAlなどを同定した。さらに、ロール加圧力150MPa、走行速度25mm/sの破断試験片について、その破面の反射電子像解析とEDX分析を行い、鋼側にもアルミニウムが密着していることを確認した。

2.2.2 実験結果と考察

(1) 温度分布シミュレーション

鋼板表面の温度は鉄-アルミニウムのレーザーロール圧接における重要な制御因子である。原子の拡散が起こるために十分な温度が必要であり、金属間化合物層の生成厚さや種類に影響する最適な表面温度はこの異材接合の重要な制御因子である。また、異材接合においてはその界面生成層の厚さおよびその種類が機械的性質に大きく影響する^{2, 14}。このため鋼の裏面(接合面)温度はFe-Al状態図の共析温度の1373K(1100)以上で1573K(1300)以下に制御し、鋼側に鉄またはFeAl化合物を生成させた後、急冷すべきである。このような温度に加熱された鋼がロール圧力によりアルミニウムに接触する時、界面の温度は瞬時に低下し、アルミニウム側は表面近傍に一部溶融するが400℃まで急冷される。ここで冷却中に生成するぜい性なアルミニウムリッチな金属間化合物を抑制することがより良好な継手を製作することになる。

レーザー出力と走行速度を決定するために荒田らによる二次元熱伝導モデル²⁵を用いて、鋼板の板厚方向の温度分布をシミュレーションした。このシミュレーションではレーザービームをガウシアン分布の熱源とし、鋼のレーザー吸収率は0.45、鋼の熱拡散率は $11.9 \times 10^{-6} \text{ m}^2/\text{s}$ 、熱伝導度は 46.9 J/m/s/K 、比熱は $3.95 \text{ J/m}^3/\text{K}$ として計算した。レーザーロール溶接の一定条件で計算した温度分布をFig.6に示す。

他方、炭素鋼板下面の温度を実験的にA、B、C

の位置で測定した。それぞれ1313、1258および998K(1040、985および725°C)となった。これらはシミュレーションで解析した値にほぼ一致した。

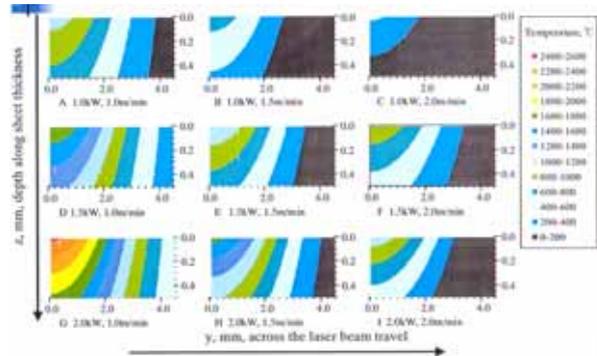


Fig.6 鋼材断面の温度分布シミュレーション結果
(2) レーザロール溶接継手の断面マクロ

SPCC 鋼と A5052 合金のレーザーロール溶接における重ね継手および重ね突合せ継手の断面マクロ写真をFig.7に示す。走行速度が36.7mm/sで、ロール加圧力が202MPaの重ね継手の場合、Fig.7(a)に示すように、アルミニウム合金表面が幾分溶けている。低速溶接ではアルミニウムの溶融部は拡大した。走行速度の影響と同じようにロール加圧力にも影響が見られる。重ね突合せ継手では

Fig.7(b)に示すようにアルミニウム合金側に溶融が見られたが、鋼側は溶融がなかった。

(3) レーザロール溶接継手の顕微鏡組織

加圧力202MPa、レーザー出力1.5kWでレーザーロール溶接した継手の接合界面の顕微鏡組織をFig.8



(a) Macro section of overlap joint of steel and aluminium alloy



(b) Macro section of overlap butt joint of steel and aluminium alloy

Fig.7 レーザロール溶接継手の断面マクロ写真に示す。鋼板母材の組織はフェライト粒の粗大化が見られるが、マルテンサイトは見られない。接合界面は Fig.8(a)に示すように 25.0mm/s と低速で、加圧力 202MPa のとき、金属間化合物層の平均厚さは 17 μm であった。この時拡散接合と同様にスパイク状のカーケンダルボイドが鋼側に見られた。これは相互拡散係数に大きな差がある (Kirkendall 効果) ために生じたものである。中間の走行速度では Fig.8(b)に示すように界面層の平

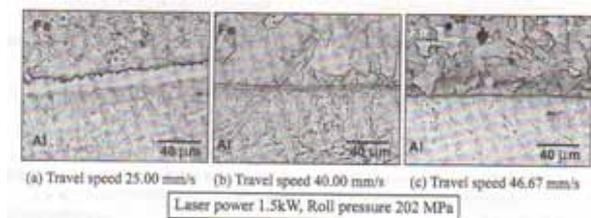


Fig.8 接合界面の顕微鏡組織

均厚さは急激に減少する。40mm/s の場合厚さは 5 μm となり、スパイク状ボイドが認識されなかった。走行速度が 46.7mm/s の場合、Fig.8(c)に示すように界面層は薄くなり 3 μm となった。この場合スパイク状ボイドは観測されなかった。いずれのロール加圧力においても同様な傾向が見られた。

光学顕微鏡では組織の詳細を明らかに出来ないため、金属間化合物の識別するため、鉄とアルミについてEPMA分析を行なった。150MPaの加圧力で 20 と 33.3mm/sの走行速度の結果をFig.9 に示す。20mm/sの低速ではFig.9(a)に示すようにアルミニウム側の大部分が FeAl_3 であり中央に Fe_2Al_5 が見られた。鉄側では FeAl と Fe_3Al が大半だった。33.3mm/sと速い場合はFig.9(b)が示すように FeAl_3 が減少して化合物層も薄くなった。 FeAl_3 や Fe_2Al_5 は硬くて脆いのに対して、 FeAl や Fe_3Al は延性があるので、界面層は脆い領域($\text{FeAl}_3 + \text{Fe}_2\text{Al}_5$)と延性がある領域 ($\text{FeAl} + \text{Fe}_3\text{Al}$)に分けられる。これらの割合を界面層厚さに対する割合 (パーセント) で明記した。

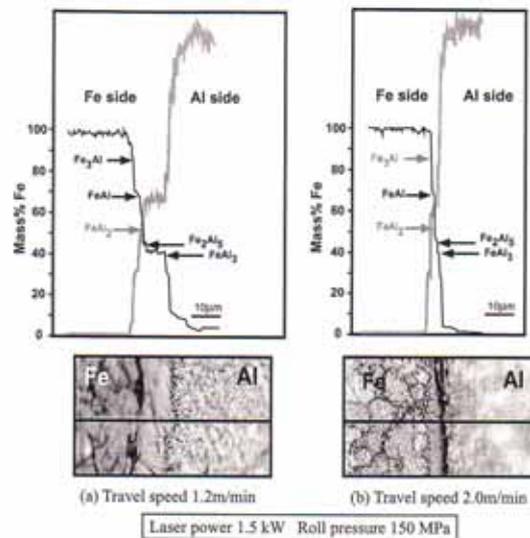
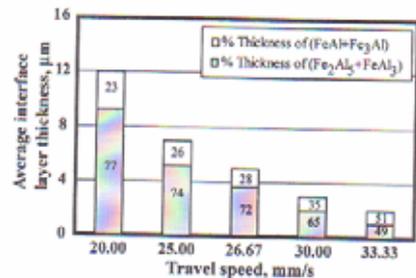


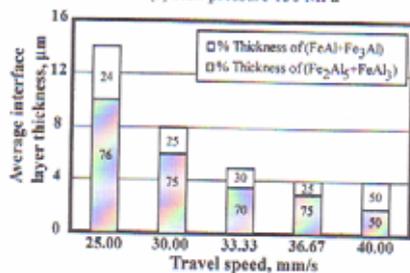
Fig.9 接合界面の EPMA 分析結果

(4) 界面層への走行速度及び加圧力の影響

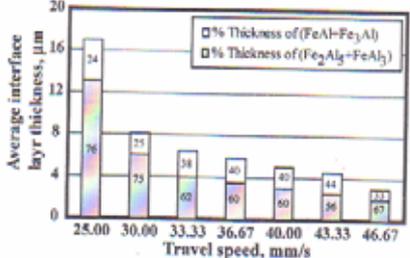
レーザ出力が一定の場合、走行速度が下がると入熱量は増加する。それゆえに、遅い速度では過度の入熱により適切な接合が行われず、鋼板表面に溶融もおきる。Fig.9 のEPMAの結果を用いて求めた平均界面層厚さおよび脆性な金属間化合物と延性な金属間化合物の割合を走行速度に対してプロットし、Fig.10 に示す。走行速度が 20 から 25mm/sに増加したとき、平均界面層厚さは 12 μm から 7 μm に減少した。しかし、脆い化合物($\text{FeAl}_3 + \text{Fe}_2\text{Al}_5$)の厚さの割合はわずかに 77%から 74%に減っただけであった。界面層の厚さの減少は 25 から 30mm/sの間で増加するにつれて、平均界面層厚さは 7 から 3 μm と減少した。この場合、脆い化合物層は 74%から 65%と減少した。より早い速度 33.3mm/sの場合、界面層厚さは 2 μm となった。このとき、脆い化合物層は 49%となった。走行速度が増加するに伴い延性のある化合物層の割合が脆性な化合物層に比べ増加した。ただし、あまり早い速度では界面の加熱が不十分のためフラックスが未溶融のためか、接合が不十分となった。



(a) Roll pressure 150 MPa



(b) Roll pressure 175 MPa



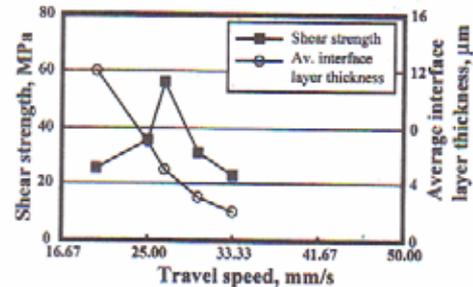
(c) Roll Pressure 202 MPa

Fig.10 界面層厚さおよび金属間化合物の種類に及ぼす走行速度の影響

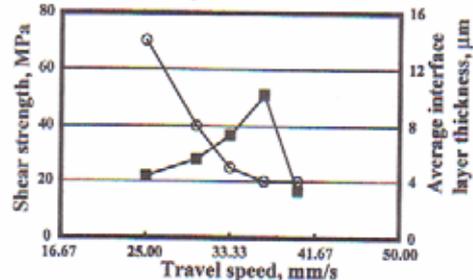
レーザー溶接において走行速度が遅い場合、ロール加圧力が150から202MPaと増加すると界面層厚さは増加する。例えば、走行速度が33.3mm/sと一定の場合、加圧力が150MPaから202MPaに増加するにつれて、平均界面層の厚さは2から6.5μmに増加した。150から175MPaに増加する場合、走行速度25、30および33mm/sで界面層厚さは非常に増加する。これは加圧力の増加により密着が進み、各種拡散により元素の拡散が加速するためと思われる。

(5) レーザ溶接継手試験結果

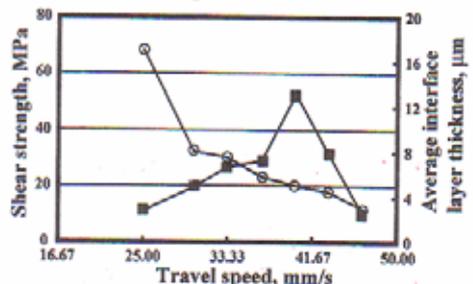
加圧力の増加に伴う金属間化合物層厚さの増加も走行速度の遅い場合には起こる。Fig.11は異なる加圧力に対する界面層厚さおよび引張せん断強度に及ぼす走行速度の影響を示す。高い加圧力の場合よりも低い加圧力の方が走行速度30.0mm/s以上では界面層厚さの減少が著しい。



(a) Roll pressure : 150 MPa



(b) Roll pressure : 175 MPa



(c) Roll pressure : 202 MPa

Fig.11 界面層厚さ及び引張せん断強度に及ぼす走行速度の影響

中間の走行速度では制御された界面層の厚さの減少に加えて、EPMA分析から延性のある化合物が脆性の化合物に比べて割合が25%から40%になっている。このような組成の変化はおそらくレーザーにより、界面が1373K(1100)へ急熱急冷されるためであろうと思われる。Fe-Al平衡図における共析温度範囲への加熱は脆いFeAl₃やFe₂Al₅生成の代わりに延性なFeAlやFe₃Alが効果的に生成されることがと思われる。EPMA分析の結果、FeAl₃やFe₂Al₅に加えて延性のあるFeAlやFe₃Al生成が確認された。FeAl₂は見られなかった。FeAl₂の生成はε相とFe₂Al₅との間で行なわれる包析反応が必要であるのでその生成が困難であったからと思われる。

レーザー溶接継手の引張せん断試験はせん断面積24mm²(8mm x 3mm)で行った。せん断強度に及ぼす走行速度およびロール加圧力の影響を

Fig.11 に示した。走行速度が増加すると、せん断強さは増加し、最大値を示す。より速くなるとせん断強さは減少する。この場合、最大のせん断強さ 55.8 MPaは走行速度 25.0 mm/s、ロール圧力 150MPaレーザー出力 1.5 kWの時に得られた。レーザーロール溶接試験片の界面層の厚さにも関係している。界面層厚さが4 から 5 μmで、延性な化合物層が28%から40%のとき最大のせん断強さを示し 50.8 と 55.8 MPaとなった。これはA5052 アルミニウム合金のせん断強さの55%に相当する。

レーザーロール溶接においては、接合条件の制御は界面層厚さと界面層の組成の制御を意味し、結果として、鉄 アルミ合金の異材継手の継手性能の制御を意味する。延性のある化合物の増加やそれに相当する脆性な化合物の減少はレーザーロール溶接継手のせん断強さに対しても良好な影響を与える。

速い走行速度の時、界面層の厚さは4 μm より小さくなり延性のある化合物の割合は上昇し 50%となったが、本実験ではレーザーロール継手のせん断強度は減少した。この強度の減少は不十分な入熱のために接合界面全面が接合せず、部分的な結合しか起きないからと考えられる。界面層厚さが4 μm を切ると界面に均一な化合物層が出来ない。未接合部が残ると、その小さなエリアから破断しせん断強度が減少すると思われる。

最大の引張せん断強さを示した試験片はアルミニウム合金母材で部分的に破断し、一部は接合界面で破断した。破断面をX線回折したところFeAl や Fe₂Al₃といった化合物の存在が認められた。電子反射像で解析を行なったところロール加圧力 150 MPa、レーザー出力 1.5kW および走行速度 25.0mm/s の試験片で、その破面に約 70%面積率のアルミニウムが残存していた。Fig.12 にレーザー出力 1.5kW でレーザーロール溶接したときの適正接合条件（適正範囲：印で示す）を求めた。

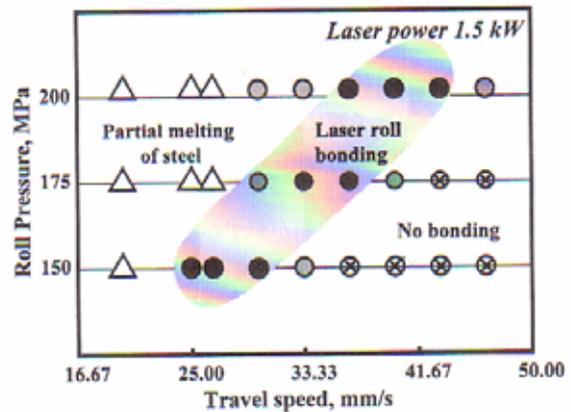


Fig.12 レーザロール溶接の適正接合条件（適正範囲：印で示す）の一例

2.3. SPCC 鋼と純アルミニウムのレーザーロール溶接継手

SPCC 鋼 (t = 0.5 mm) と純アルミニウム (A1050, t = 1.0 mm) の重ね継手をパルス CO₂ レーザでレーザーロール溶接した。その継手の引張



Fig.13 レーザロール溶接継手の引張せん断試験結果

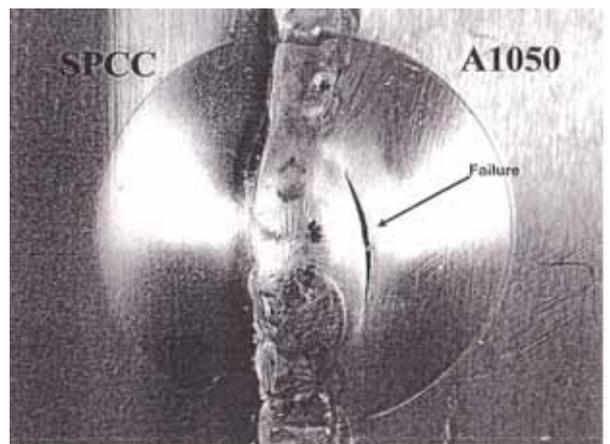


Fig.14 レーザロール溶接継手のエリクセン試験結果

せん断試験結果を Fig.13 に示す。破断はSPCC 鋼の母材で破断している。またこの継手のエリクセン試験結果を Fig.14 に示す。エリクセン値が 7.3mm であり、アルミニウム母材から破断が生じ

ている。十分な成形性を持っていると言える。

2.4 アルミニウム合金とチタンの レーザーロール溶接

2.4.1 実験方法

(1) 供試材：

供試材として純チタン H4600-TP340C(板厚：0.5mm)とアルミニウム合金 A5052(板厚：1.0mm)を用いた。その化学組成を Table 2 に示す。接合実験の前処理として両材料の表面をワイヤブラシ及び#600のエメリー紙で研磨し、アセトンで脱脂を行った。また、Al合金の接合面にはフラックスを塗布した。

Table 2 Chemical composition of materials used

Material	Element (mass%)			
	H	O	N	Fe
H4600	0.013max	0.20max	0.05max	0.25max

Material	Element (mass%)						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
A5052	0.09	0.26	0.02	0.03	2.43	0.19	0.00

(2) レーザロール溶接装置

実験に用いたレーザーロール溶接装置の模式図を Fig.15 に示す。2.4kW CO₂レーザー装置で発振させたレーザーをAu蒸着銅ミラーで反射させ、上側の材料に照射し、その照射部を後からローラが通るといった機構となっている。

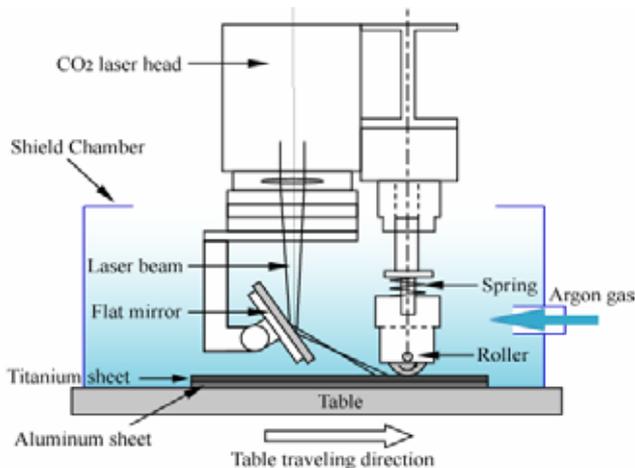


Fig.15 Schematic drawing of device for Laser roll welding condition of H4600/A5052

(3) レーザロール溶接条件

上側を純チタン、下側を Al 合金とし、重ね代

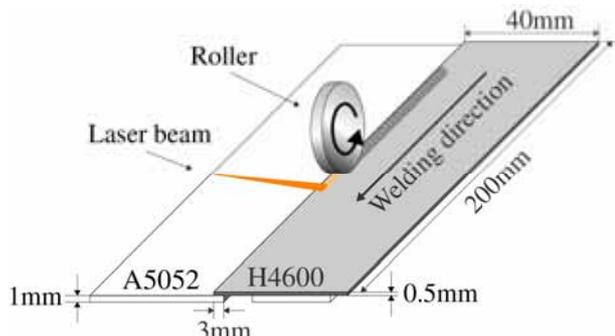


Fig.16 Schematic drawing of specimen

を 3mm として Fig.16 のように重ね継手を配置した。2.4kW CO₂レーザー装置を用いて、周波数 150Hz、デューティ 75% のパルスモードでレーザー発振させ、チタン板の表面に照射し、レーザーロール溶接した。レーザー平均出力を 1.3 ~ 1.6kW、走行速度を 0.5 ~ 1.4m/min の範囲で変化させた。ロール圧力は加圧用バネの長さと同ロール接触面積から算出し、105、129、155、180MPa と変化させた。

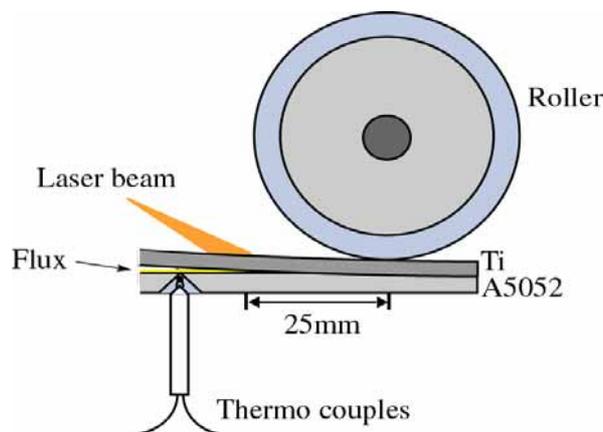


Fig.17 Measuring method of interface temperature

(4) 評価項目

- 1) 接合外観写真
- 2) 引張せん断試験
- 3) 組織観察
- 4) 温度測定

温度測定方法は Fig.17 のように A5052 に穴を開け、熱伝対(白金 - 白金ロジウム, 0.3mm)を下から挿入し、熱伝対の先が H4600(Ti)の界面側に接触するように設置した。

2.4.2 実験結果および考察

(1) 界面層のマイクロ組織に与えるレーザー出力と溶接速度の影響

レーザー出力と溶接速度を変化させた時の接合範囲を Fig.18 に示す。ここではレーザーロール溶接継手から引張せん断試験片を作製できたものを示しており、○は継手のごく一部の区間が接合したものを、△はA5052 が過剰に溶融してビードが不均一であったものを、×は全く接合しなかったものを表している。レーザー出力と溶接速度を変化させることにより、ある範囲で接合が可能であった。

レーザーロール溶接継手の断面マクロ写真を Fig.19 に示す。元の断面は長方形であった A5052

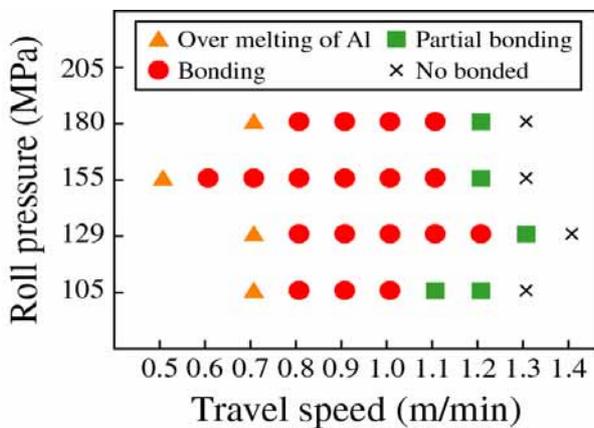


Fig.18 Laser roll welding condition of H4600/A5052 の端が溶融することで、台形のようにになっている。



Fig.19 Macro-section of laser roll welding joint

引張せん断試験結果を Fig.20 に示す。○が Ti 側で母材破断したものを示し、×が界面で破断したものを示している。レーザー出力が小さく、溶接速度が遅い方が母材破断しやすい傾向があった。

母材破断した試験片の写真を Fig.21 に示す。A5052 の母材強度は 260MPa、H4600(Ti)の母材強度は 350MPa であるが、A5052 の板厚は 1.0mm であり、H4600 の板厚の 2 倍であるため、H4600 側で母材破断を起こした。

接合界面の組織写真を Fig.22 に示す。レーザー出力 1.3 kW、溶接速度 0.5m/min のときに金属間化

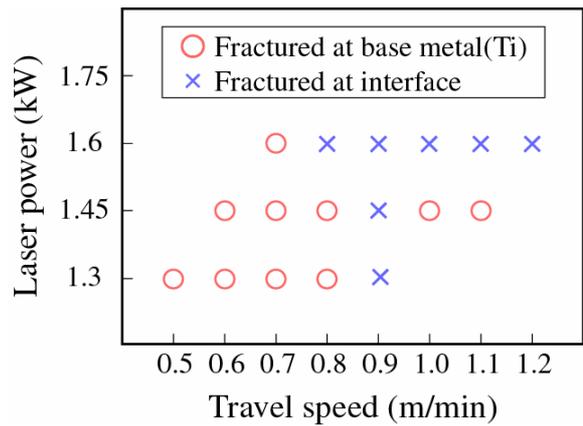


Fig.20 Result of tensile shear test on H4600/A5052 lap joint



Fig.21 Tensile shear test specimen of H4600/A5052

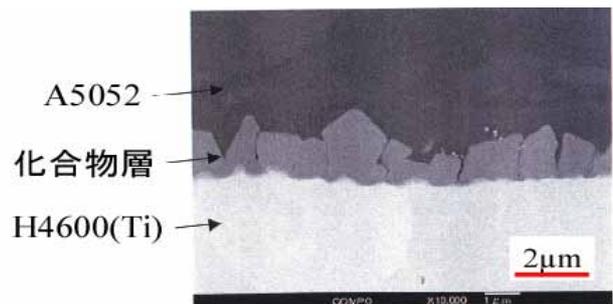
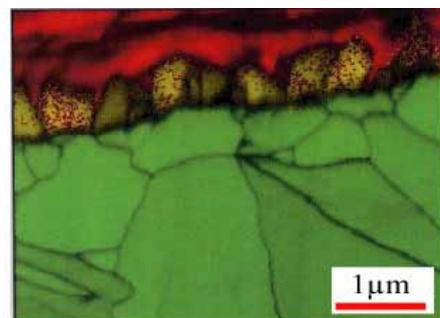


Fig.22 Microstructures at interface of H4600/A5052 化合物が Ti 側から Al 側にスパイク状に長さ 3~4 μm で生成していた。レーザー出力、溶接速度が変化しても、界面層に顕著な変化は見られなかった。



Phase	Total Fraction	Partition Fraction
Aluminum	0.220	0.220
Titanium (Alpha)	0.681	0.681
Aluminum Titanium_0211121	0.099	0.099

Fig.23 Result of EBSP of Interface of Joint

EBSPによる接合界面の組織写真を Fig.23 に示す。顕微鏡写真よりはっきり界面に金属間化合物が生成していることが確認でき、化合物層は Ti 側から Al 側に伸びているように見える。接合界面には Al-SPCC 異材継手のように金属間化合物層が生成していたが、Fig.24 に示すように、その厚さは条件により大きな変化が見られなかった。

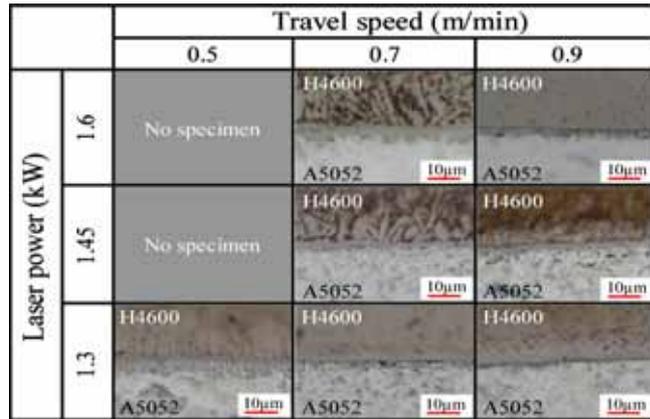


Fig.24 Microstructures of interface of laser roll welds

2.5 ファイバーレーザを用いた Al-Ti のレーザロール溶接

2.5.1 実験方法

(1) 供試材

2.4 節の実験で用いた純チタン H4600-TP340C (板厚:0.5mm)と A5052 アルミ合金 (板厚:1.0mm) を用いた。

(2) 実験装置

実験に用いたレーザロール溶接装置の模式図を Fig.25 に示す。2kW ファイバレーザ装置を用いて加熱する機構となっている。

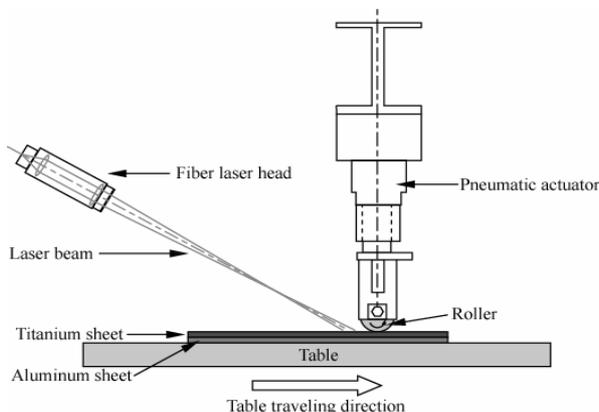


Fig.25 Setup of Laser Roll Welding using Fiber laser

(3) レーザロール溶接条件

上側を純チタン、下側を Al 合金とし、重ね代を 3mm として重ね継手を配置した。連続発振の 2kW ファイバレーザ装置を用いて、レーザをチタン板の表面に照射し、レーザロール溶接した。レーザ出力を 1.6, 1.8, 2.0kW、走行速度を 30~65 m/m/s の範囲で変化させた。ロール圧力は 133MPa とした。

2.5.2 実験結果及び考察

レーザ出力と溶接速度を変化させた時の接合範囲を Fig.14 に示す。ここではレーザロール溶接継手から引張せん断試験片を作製できたものを示しており、は継手のごく一部の区間が接合したものを、は A5052 が過剰に溶融してビードが不均一であったものを × は全く接合し

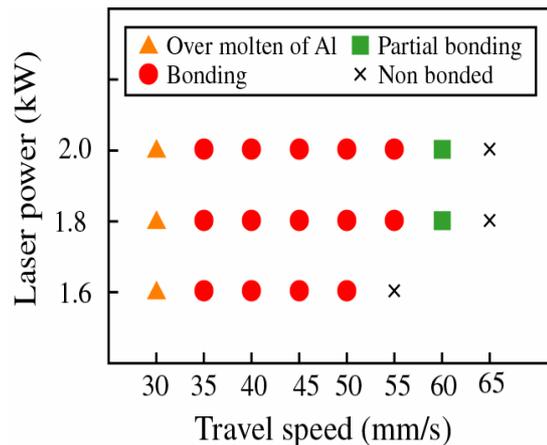


Fig.26 Laser roll welding condition

なかったものを表している。レーザ出力と溶接速度を変化させることにより、広い範囲でレーザロール溶接が可能であった。CO₂レーザの場合より大幅に接合速度も向上した。

次に、引張せん断試験結果を Fig.27 に示す。が Ti 側で母材破断したものを示し、が A5052 の熱影響部とみられる部分で破断したものを示している。母材破断した試験片の写真を Fig.28 に示す。A5052 の母材強度は 260MPa、H4600(Ti)の母材強度は 300MPa であるが、A5052 の板厚は 1.0mm であり、H4600 の板厚の 2 倍であるため、H4600 側で母材破断を起こした。

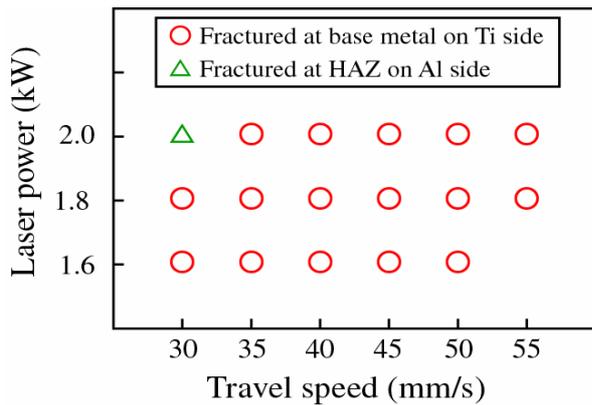


Fig. 27 Tensile shear test result of Laser roll welded H4600/A5052 lap joints



Fig.28 Tensile shear test specimen after testing

レーザー出力が 2.0 kW のときの接合界面の組織写真を Fig.29 に示す。これらにある界面層は最も成長していた部分を撮影したもので、接合面に均一して存在しているものではない。レーザー照射部直下において界面層が最も発達していた。走行速度が 30mm/s のとき界面層の厚さは約 50 μm となっており、35mm/s および 40mm/s のときはほとんど生成しておらず、その後 45mm/s が約 7 μm、50mm/s が約 33 μm、55mm/s が約 44 μm となっていた。これは走行速度が遅いと入熱過剰となって、界面層が成長し、走行速度が速いとレーザーが照射されてからローラが通過するまでの時間つまり冷

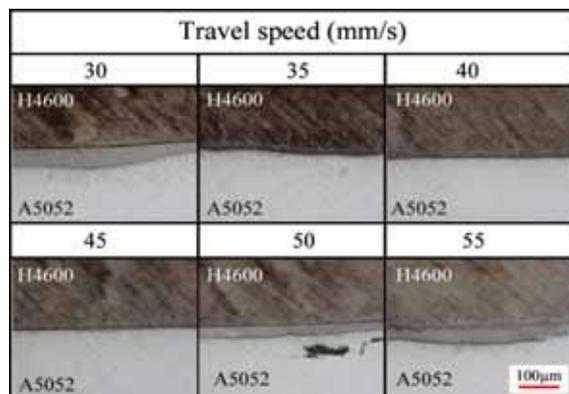


Fig.29 Photos of joint interfaces of laser roll welding

却時間が短いため、より高温でチタンとアルミニウム合金が接触することによって界面層が成長するものと推測される。アルミニウムでろう接したチタン接合継手の引張強さの研究^{2,6)}によると、界面層の厚さが 10 μm 以上になると接合強度が低下することが報告されているが、本実験では界面層が 50 μm ほど存在しても、界面で破断を示さなかった。これは先にも述べたように、界面層は接合面に均一に生成しているのではなく、界面層が 10 μm 以上である区間が接合面全体からするとごく一部であったからだと思われる。

EPMA分析結果より、界面層はチタンとアルミニウムから成る金属間化合物であり、比較的TiAl₃の多い組成を示した。

この節ではチタンとアルミニウム合金の異種金属接合にファイバレーザによるレーザーロール溶接の適用を試みた。その結果、CO₂レーザの場合と同様に、レーザー出力と溶接速度を変化させることにより、母材破断を示す溶接継手が得ることができた。ファイバレーザ出力が 2.0 kW の時、適正な溶接条件はCO₂レーザの場合と比べて、より溶接速度が高く、広い範囲にあった。

また、その適正範囲の試験片は 1 つを除き、すべてが引張せん断試験で母材破断を示した。

2.6 チタンと SPCC 鋼のレーザーロール溶接

2.6.1 実験方法

鋼とチタンの従来より溶接が困難な異材金属継手として知られている。ここではこれらの薄板(厚さ: 0.5 mm)を 2.4 kW の CO₂ レー

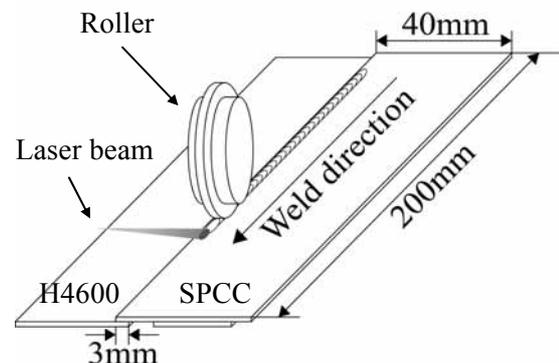


Fig.30 Setup of specimen

ザ装置で Fig.30 に示すように溶接した。その実験結果のみここに述べる。

2.6.2. 実験結果と考察

(1) マクロ断面写真

Fig.31 に重ね継手のマクロ断面写真を示す。SPCC側をナイトールで、H4600側をケラー腐食液でそれぞれエッチングした。レーザーにより加熱された鋼材はA₁変態点以上に加熱した部分が組織変化して白色に見える。また、ローラで加圧した部分がわずかに圧下している事も分かる。



Fig.31 Macro section of SPCC/H4600

(2) 顕微鏡組織観察及び EPMA 分析結果

レーザー出力、溶接速度及びローラ加圧力等の溶接条件により界面の金属間化合物層の厚さが大きく変化している。Fig.32 にローラ加圧力を 128Mpaとしたときのレーザー出力及び溶接速度の異なる試験片の接合界面の顕微鏡組織の写真およびEPMA分析結果を示す。チタンと鉄の組み合わせでは、Fe-Ti平衡状態図に示すようにTiFe、TiFe₂という二つの金属間化合物が生成するが、Fig.32のEPMA分析結果から本溶接法の条件では化合物層の厚さによらず重量比でほぼTi : Fe = 7 : 3

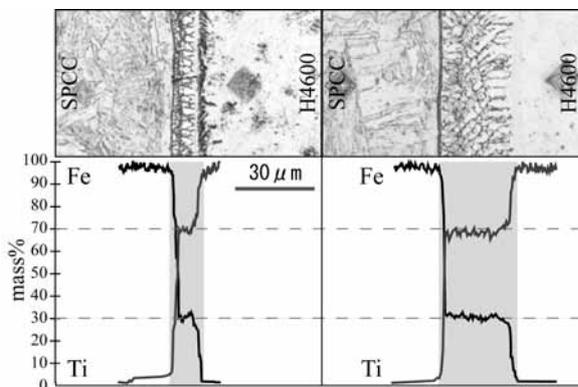


Fig.32 EPMA results of SPCC/H4600 under different welding parameter

の比率の界面層が得られた。

Table 3 Thickness of Interlayer

1.8kW	Laser power	2KW
1.5m/min	Travel speed	1.7m/min
12 μm	IMC thickness	35 μm

(3) 溶接速度および圧力の影響

レーザー出力を一定にして、溶接速度とローラ加圧力を変化させた場合の接合状況を Fig.33 に示す。ローラ加圧力が高くなるに従って接合領域は増加している。76Mpa では SPCC が部分的に溶融するか、部分的に接合のどちらかであるのに対し、100Mpa 及び 128Mpa のある溶接条件では全面接合している。接合界面の温度測定を行ったところ、Fig.8 に示すようにローラ加圧力による温度の違いは見られなかった。これは接合現象が加圧力自体に作用され、圧下率が大きくなり両母材の密着が確実になり、両金属の拡散が進んだためと考えられる。

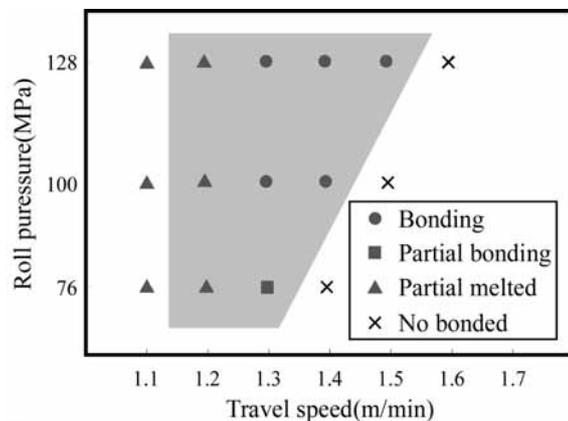


Fig.33 Laser welding condition of for SPCC/H4600 under constant laser power

(4) レーザ出力及び溶接速度の影響

Fig.34 に SPCC と H4600 の、レーザー出力及び溶接速度を変化させたときのレーザーロール溶接の接合状況を示す。レーザー出力 2kW のときは溶接速度をより高めて、出力 1.6、1.8kW のときより低入熱量で接合した。これは、溶接速度が速いため、加熱から加圧までの時間が短く冷却前に接合できたためと考えられる。

また、等入熱の条件下であっても、接合界面層の厚さは大きな違いが見られ、同様の理由であると考えられる。

(5) 引張せん断試験結果

実験で得られた継手を 10mm 幅に切り出し、引張せん断試験を行った。Fig.34 に見られるような SPCC の母材破断する継手を得られた。接合界面層の組成は EPMA 結果より、溶接条件下によらずほぼ一定であるので、接合強度に及ぼす主因子は化合物層の厚さと考えられる。金属間化合物層の厚さと接合強度の関係をプロットしたものが Fig.35 である。化合物層の厚さが薄くなると接合強度は向上していることが分かる。

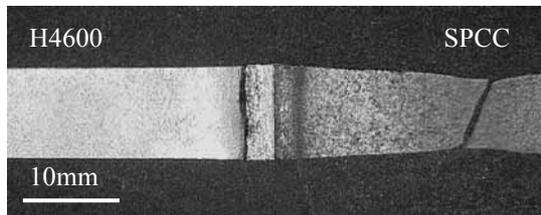


Fig.34 Tensile test specimen of steel sheet fracture

2.6.3 まとめ

低炭素鋼と純チタンのレーザロール溶接を試み、レーザ出力、溶接速度及びロール加圧力による金属間化合物層の関係について調べた。その結果、レーザロール溶接によるチタンと鋼の接合は十分可能で、鋼材で母材破断する継手を得た。また、溶接条件によらず同じ組成の化合物層などの生成が確認できた。これは約 1200 の加熱により、Fe と Ti の共晶反応が生じ接合界面に狭小な Ti、

3. あとがき

以上、異材薄板の溶接法として、レーザロール溶接の研究結果について述べたが、今回はアルミニウム合金と亜鉛メッキ鋼板、ステンレス鋼とチタンなどの溶接については紙面の制約で省略したが、今後、これら以外にも多く難接合異材継手溶接に本法が検討され、実用化されていくものと思われる。輸送機器の軽量化の問題に直面してい

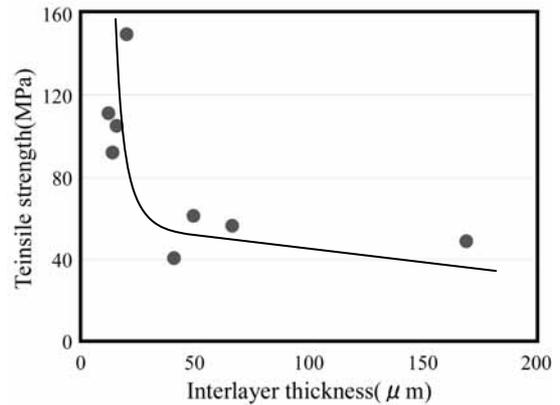


Fig.35 Plot tensile strength/interlayer thickness

る溶接専門家として、実用化まで進むことを願っている。

謝辞

本研究の1部は経済産業省地域コンソーシアム研究開発「最新レーザ利用生産システムおよび高強度・高機能部材の開発」プロジェクトで遂行されたものであり、研究・開発グループの中部科学技術センター、レーザックス、三重大学、堀江金属工業(株)、中央精機(株)、大同メタルのご協力に厚く謝意を表します。また、フラックスを提供いただいた(株)進和のご支援に対し、ここに記して、深く謝意を表します。

参考文献

- 1) R.F.Tylecote : British Welding Journal, 2-3(1954), P114 ~ 135
- 2) C.E.Albright: Welding Journal. 60-11(1981), p207s-214s
- 3) 迎、西尾、加藤、井上、畠中 : 溶接学会論文集、9-1(1991), P17 ~ 23
- 4) 迎、西尾、加藤、井上、畠中 : 溶接学会論文集、12-4(1994), P528 ~ 533
- 5) 川瀬、榎本、高木、石田、田中 : 日新製鋼技報、44-6(1981), P96 ~ 109
- 6) W.H.Couts, J.E.Gates et al.;Metal Progress, 1957, July, p96 ~ 103
- 7) 及川、斉藤、吉村、永瀬 ; 鉄と鋼、83-10,(1997), p629 ~ 634
- 8) Pocalyko : Welding Journal、66-1(1987), P24 ~ 29
- 9) 菊池、武田、諸住 ; 軽金属、34-3(1984),P165

- 1 0) Layner and Kurakin : Fiz Metal Metalloved, 18-1(1964), p145 ~ 148
- 1 1) S.Elliot, E.R.Wallach : Metal Construction, 13-3(1981), P167 ~ 171
- 1 2) 桃野、園城 : 軽金属、35-7(1985), p396 ~ 404
- 1 3) 黒田、才田、西本 : 溶接学会論文集、17-3(1999), P484 ~ 489
- 1 4) 泰山、小川、高; 溶接学会論文集、14-2(1996), P484 ~ 489
- 1 5) 越智、小川 : 軽金属、46-10(1996), P500 ~ 504
- 1 6) 恩澤 : 溶接技術、47-9(1999), P134 ~ 139
- 1 7) E.Schubert,I.Zerner and G.Sepold:SPIE No.3097, proc. of "Laser 97", 1997,p212 ~ 221
- 1 8) E.Schubert, I.Zerner and G.Sepold: Proc. of ICALEO'98、Orlando, (1998),G-111-120
- 1 9) G.Sepold; E.Schubert and I Zerner:IIW Doc. IIW IV-734-99, 1999,Lisbon
- 2 0) M.Kutsuna and M.Rathod:Proc. of 7WS by JWS, p.875-880, Nov.20-22,2001,Kobe
- 2 1) M.Kutsuna, M.Rathod and Ammar Azar: Proc of ICALEO 2002, Scottsdale, Arizona USA,Oct.14-17,2002, CD-ROM
- 2 2) 沓名、M.Rathod; 孤田 : 溶接学会論文集、21-1(2003), p.101-108
- 2 3) 沓名、M.Rathod : 溶接学会論文集、21-2(2003), p.282-294
- 2 4) M.Kutsuna and M.Rathod :Welding Journal, 83-1(2004), p16s-26s
- 2 5) Y. Arata, H. Maruo and I. Miyamoto: IIW Doc. IV-241-78(1978), 1-18