

## 「アルミと鋼のレーザー溶接」

沓名 宗春<sup>1)</sup>、ラトウド・マノージュ<sup>2)</sup>、アズール・アンマール<sup>3)</sup>、山上直樹<sup>4)</sup>、尾崎仁志<sup>5)</sup>

<sup>1)</sup>名古屋大学 工学研究科(現:光産業創成大学院大学教授)、<sup>2)</sup>(現:インド、プーネ大学教授、  
<sup>3)</sup>(現:ヨルダン、ロイヤル科学協会)、<sup>4)</sup>(現:日本ガイシ)、<sup>5)</sup>(現:三重大学工学部)

\*\*\*\*\*

### 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、溶接性が悪いことなどによる。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<sup>1)</sup>。その後、多くの研究者により冷間圧接(常温圧接<sup>1)</sup>、<sup>2)</sup>、圧延/ロール圧接<sup>3)</sup>~<sup>5)</sup>、押出し)、熱間圧接(鍛接)<sup>6)</sup>、<sup>7)</sup>、爆発圧接<sup>8)</sup>、<sup>9)</sup>、拡散接合<sup>10)</sup>~<sup>13)</sup>、抵抗溶接<sup>14)</sup>、摩擦溶接<sup>15)</sup>、<sup>16)</sup>、レーザー接合<sup>17)</sup>、<sup>18)</sup>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B I A S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 $10\mu m$ 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またはルーフの軽量化を実現しようとしている<sup>18)</sup>、<sup>19)</sup>。

そこで、著者ら<sup>20)</sup>~<sup>24)</sup>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。

本報告はこれらの研究成果の一部をまとめたものである。

### 2. レーザロール溶接法

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<sup>14)</sup>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。

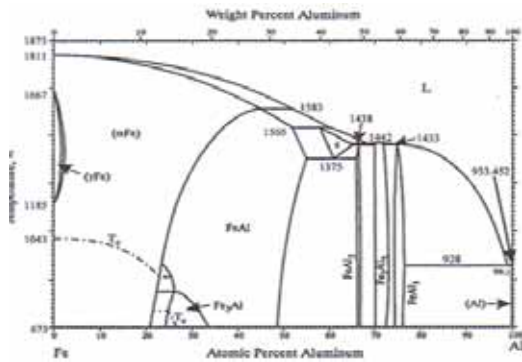


Fig.1 Al-Fe 2元系合金の平衡状態図

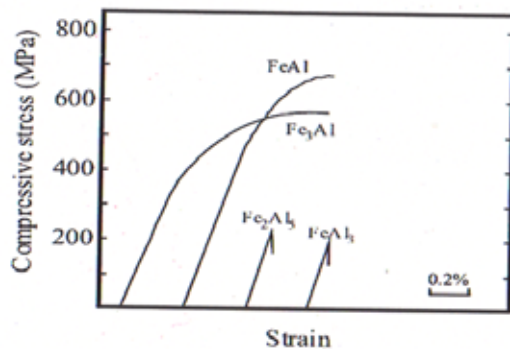


Fig.2 Fe-Al系金属間化合物の圧縮試験結果<sup>14)</sup>

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<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>及び FeAl<sub>3</sub>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<sup>23)</sup>。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。

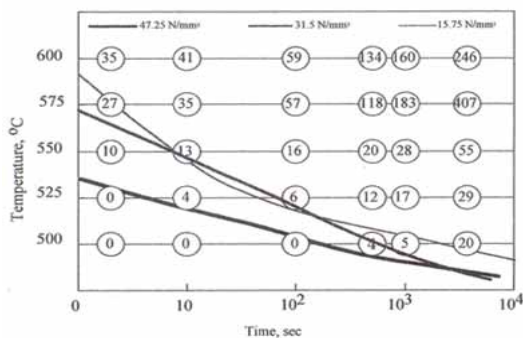


Fig.3 Fe-Alの拡散接合における温度・時間・生成相(TTP)曲線<sup>23)</sup>

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、

鉄が晶出し、さらに FeAl が晶出し、次に FeAl<sub>2</sub> が晶出してくると考えられる。アルミニウム側は FeAl<sub>3</sub>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<sub>6</sub>や FeAl<sub>x</sub>)なども生じ、変化するものと思われる。いずれにしても、高温に加熱し、急冷することにより、延性のある化合物の生成が期待できる。

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。その結果をそれぞれの温度でどのように変化するか Fig.4 に示す<sup>24)</sup>。この図より分かることは 400 ~ 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早く拡散し、鉄側に鉄リッチの化合物が生成することは分かる。

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、当研究室にある 2.4 kW炭酸ガスレーザー装置を利用し、Fig.5 に示すようなレーザー溶接装置を試作し、アルミニウムと低炭素鋼および高張力鋼のレーザー溶接実験を行った。なお、本レーザー溶接は特許第 3535152号に査定され、さらに特願 2003-406036 は審査中である。

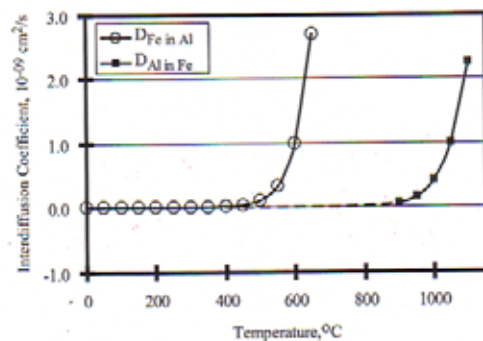


Fig.4 温度による Fe-Alの相互拡散係数の変化<sup>24)</sup>

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

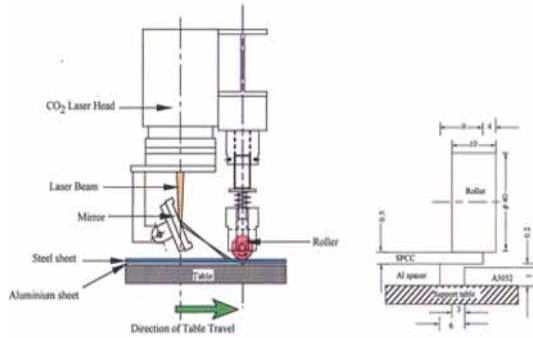


Fig.5 試作したレーザーロール溶接装置<sup>20)</sup>

### 3 . A5052 アルミニウム合金と PCC 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。

#### 3 . 1 実験方法

##### 3 . 1 . 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

ウム板表面の酸化膜を除去するために15~21 $\mu$ m粒径のアルミニウムろう付用フラックス(KAlF<sub>4</sub>K<sub>2</sub>AlF<sub>5</sub>·H<sub>2</sub>O(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。

##### 3 . 1 . 2 レーザロール溶接実験

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 CO<sub>2</sub>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TEM<sub>01</sub>\*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2.5x3.5mm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3mmx150mm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53.33mm/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 . 1 . 3 溶接継手の評価試験

接合継手のマクロ断面を3%ナイタールでエッチングを行った後、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(FeAl + Fe<sub>3</sub>Al)および脆い化合物(FeAl<sub>3</sub> + Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>)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 3192(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 $\alpha$ 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。

### 3.2 実験結果と考察

#### 3.2.1 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<sup>2, 14)</sup>。それゆえに、レーザー入熱を最小化し、薄い生成層を生成するように制御することも重要である。逆に過度の加熱(入熱)は鋼まで溶融させたり、急冷時によるマルテンサイト変態硬化やビード表面の凹凸を引き起こす。いずれも最終的な溶接継手として芳しくない。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降下し、アルミニウム側は接合界面近傍が一部溶融するが400以下に急冷される。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<sup>25)</sup>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 $46.9 \text{ J/m/s/K}$ 、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。この結果からレーザー出力を1.2~1.8kW、走行速度を16.67~50.00mm/sとし、以後、この溶接条件で実験を行った。

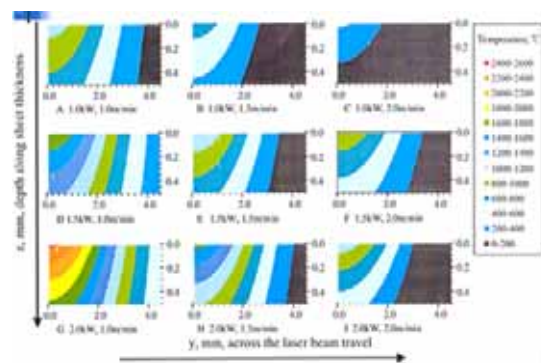
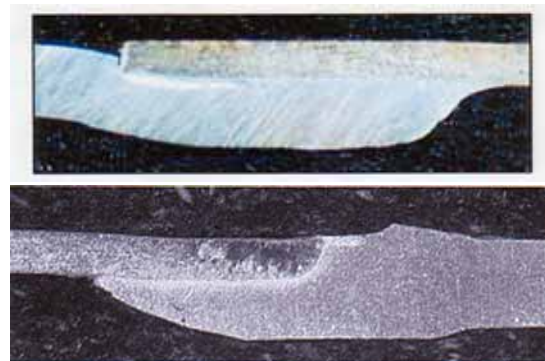


Fig. 6 鋼材断面の温度分布シミュレーション結果

#### 3.2.2 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



(上) 重ね継手、(下) 重ね突合せ継手

Fig.7 レーザロール溶接継手の断面マクロ写真



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。

### 3.2.3 レーザロール溶接継手の顕微鏡組織

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



Fig. 8 接合界面の顕微鏡組織

光学顕微鏡では組織の詳細を明らかにできないので、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 ( $FeAl_3 + Fe_2Al_5$ ) と延性がある領域 ( $FeAl + Fe_3Al$ ) 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。

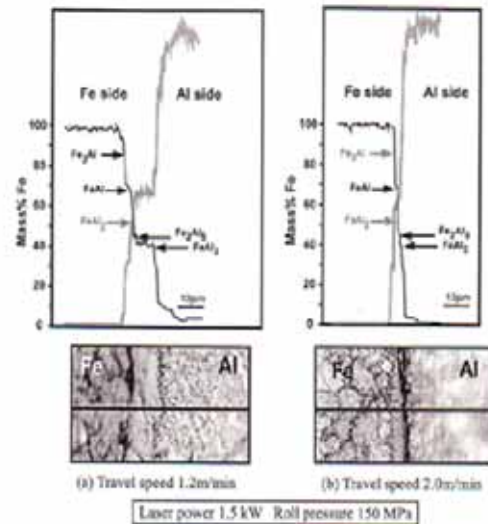


Fig. 9 接合界面の EPMA 分析結果

### 3.2.4 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 ( $FeAl_3 + Fe_2Al_5$ ) 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。

レーザロール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 6.5 μm に増加した。150 から 175MPa に

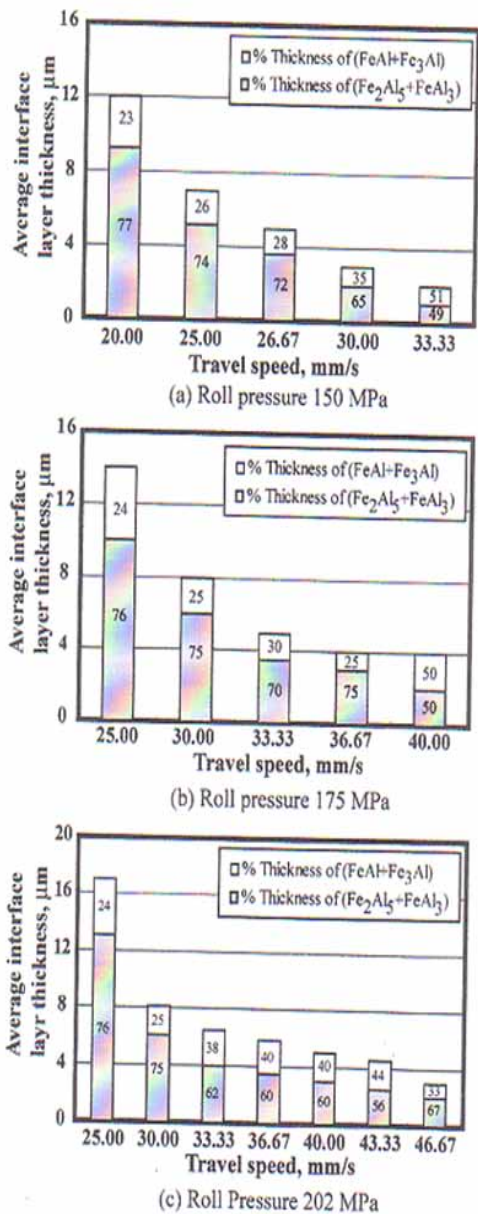


Fig.10 界面層厚さおよび金属間化合物の種類に及ぼす走行速度の影響

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。

### 3.2.5 せん断試験結果

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 30mm/s 以上

では界面層厚さの減少が著しい。

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

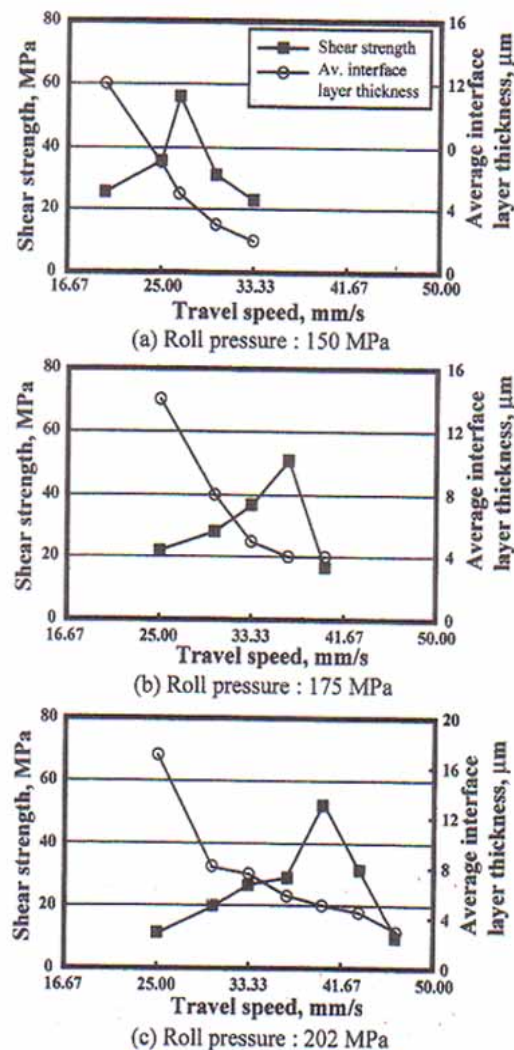


Fig. 11 界面層厚さ及び引張せん断強度に及ぼす走行速度の影響

共析温度範囲への加熱は脆い FeAl<sub>3</sub> や Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 生成の代わりに延性な FeAl や Fe<sub>3</sub>Al が効果的に生成されると思われる。EPMA 分析の結果、FeAl<sub>3</sub> や Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> に加えて延性のある FeAl や Fe<sub>3</sub>Al 生成が確認された。FeAl<sub>2</sub> は見られなかった。FeAl<sub>2</sub> の生成は ε 相と Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 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。

レーザーロール溶接継手の引張せん断試験はせん断面積  $24 \text{ mm}^2$  ( $8 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$ )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、せん断強度は増加し、最大値を示す。より速くなるとせん断強度は減少する。この場合、最大のせん断強度  $55.8 \text{ MPa}$  は走行速度  $25.0 \text{ mm/s}$ 、ロール圧力  $150 \text{ MPa}$  レーザ出力  $1.5 \text{ kW}$  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  $5 \mu\text{m}$  で、延性な化合物層が  $28$  から  $40\%$  のとき最大のせん断強度を示し  $50.8$  と  $55.8 \text{ MPa}$  となった。これは A5052 アルミニウム合金のせん断強度の  $55\%$  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度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  $4 \mu\text{m}$  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  $4 \mu\text{m}$  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度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  $\text{FeAl}$  や  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  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  $150 \text{ MPa}$ 、レーザー出力  $1.5 \text{ kW}$  および走行速度  $25.0 \text{ mm/s}$  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  $1.5 \text{ kW}$  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。

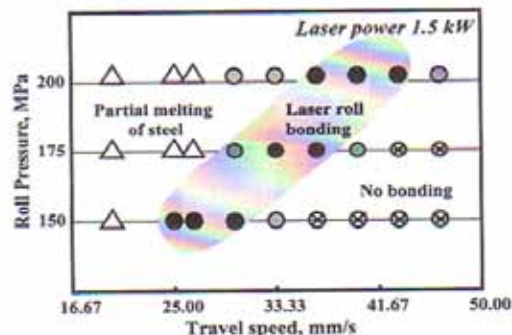


Fig.12 レーザロール溶接の適正接合条件（適正範囲：印で示す）の一例

#### 4. 純アルミニウムとSPCC鋼のレーザーロール溶接

SPCC鋼 ( $t = 0.5 \text{ mm}$ ) と純アルミニウム (A1050,  $t = 1.0 \text{ mm}$ ) の重ね継手をパルス  $\text{CO}_2$  レーザでレーザーロール溶接した。その継手の引張せん断試験結果を 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  $7.3 \text{ mm}$  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。



Fig.13 レーザロール溶接継手の引張せん断試験結果

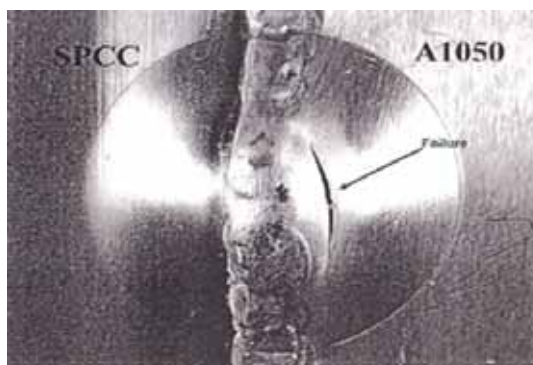


Fig.14 レーザロール溶接継手のエリクセン試験結果

#### 5. A5052 アルミニウム合金と低炭素高張力鋼のレーザーロール溶接

##### 5.1 実験目的



レーザーロール溶接では急熱、急冷しており、非平衡状態で接合が行われる。従って、本溶接法におけるロール加圧過程は熱サイクルに敏感な金属材料に対して異なる溶接現象を示すものと思われる。本実験では高張力鋼とアルミニウム合金をレーザーロール溶接し、その継手品質に与える各種接合条件の影響について検討した。

## 5.2 実験方法

### 5.2.1 供試材

供試材は 590MPa 級の析出強化型高張力鋼 (JSC590R) とアルミニウム合金 (A5052-H34) を用いた。これらの化学組成は Table 2 および Table 3 に示す。試験片形状については、どちらも 150×40×1mm の大きさのものを使用した。Fig. 3 に示したように試験片を配置し、その重ね幅を 3 mm とした。

Table 2 590MPa 級高張力鋼の化学組成

Material	Elements, mass%				
	C	Si	Mn	P	S
JSC590R	0.14	0.21	1.38	0.017	0.005
SAJCS90T (TRIP)	0.11	1.24	1.65	0.005	0.004

Table 3 アルミ合金 (A5052-H34) の化学組成

Material	Elements, mass%						
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn
A5052-H34	0.09	0.27	0.03	0.02	2.45	0.19	0.00

### 5.2.2 実験装置および接合条件

レーザーロール溶接装置は上述のものと同様のものを用いた。接合条件としてはロール加圧力を 101MPa ~ 213MPa の範囲で変化させ、その他の条件としては cw の 2.4kWCO<sub>2</sub> レーザ装置を制御することによりパルス化し、最大出力 2.0kW、デュティサイクル 75%、周波数 150Hz と一定にして実験した。さらに、走行速度 0.4m/min、重ね幅 3 mm、レーザー照射オフセットは 0 mm (重ねの中心) とした。

### 5.2.3 レーザロール溶接継手の評価方法

断面マクロ観察では、安定したビードが得られ

た箇所を採取し、断面マクロ写真を撮影した。重ね継手における鋼とアルミニウム合金の圧下率も測定した。顕微鏡組織観察は断面マクロ観察方法と同様の方法で研磨、エッチングを行い、その後の組織をキーエンス社製 VK-8500 レーザ顕微鏡にて 1000 倍、もしくは 2000 倍で観察した。組織観察は接合界面の中心部で行った。

引張せん断試験片は、JIS Z 3192 (ろう付継手の引張及びせん断試験方法) の 3 号 A 試験片を用いた。最大荷重 2000 kgf の引張試験機を使用して、片端引張モードにて 1 mm/min の速度で引張試験を行った。このとき、スペーサを設けて曲げモーメントのかからないように試験を実施した。試験終了後に破断形状の観察、および引張強度を測定した。

## 5.3 実験結果と考察

### 5.3.1 断面マクロおよび顕微鏡組織観察

Fig.15 にロール加圧力 101 ~ 213MPa で溶接した試験片の断面マクロ写真を示す。加圧力 101 ~ 185 MPa の範囲では接合は可能であった。しかし、加圧力を 213 MPa まで大きくするとアルミニウム合金に十分な溶融は見られず、接合は不可能だった。

両板の圧下率へのローラ加圧力の影響は鋼とアルミニウム合金で大きく異なり、鋼の圧下率は 5 % 以下と小さく、アルミニウム合金では 10 ~ 40 % と大きい。このことは、約 1100 のレーザー加熱によって鋼は溶融しないが、アルミニウム合金は表面近傍が溶融または半溶融状態となって軟化し、優先的に圧下されるためと考えられる。

Fig.16 はロール加圧力 101 ~ 213 MPa におけるミクロ組織観察の結果である。接合界面のうち、中心部の組織観察結果である。鋼 (上) とアルミニ

Roll Pressure (MPa)	Macrostructure	Reduction of Steel (%)	Reduction of A5052 (%)
101		0.7	10.0
129		0.9	11.4
157		2.6	36.9
185		3.2	11.7
213	No Bonding	-	-

Fig.15 レーザロール溶接継手の断面マクロ写真



ウム合金（下）の界面に金属間化合物が生成している。101～157 MPa の範囲では、加圧力の増加に伴って化合物層の厚さは増加した。

Roll Pressure	101 MPa	129 MPa	157 MPa	185 MPa	No Rolling
IMC Thickness	2.7 μm	4.2 μm	20.8 μm	14.4 μm	-

Fig.16 レーザロール溶接継手の顕微鏡組織

### 5.3.2 EPMA 線分析結果

Fig.17 はロール加圧力 101～213 MPa における Fe と Al の EPMA 線分析の結果である。化合物層では Fe と Al はともに、階段状に変化している。そこで、Fe と Al の組成割合から、延性な金属間化合物 ( $Fe_3Al$ ,  $FeAl$ ) を濃い色、脆性な金属間化合物 ( $FeAl_2$ ,  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$ ) を薄い色で分けて表示した。さらに、全ての金属間化合物のうちに占める割合も記した。延性な金属間化合物の割合は 157 と 185MPa のときには数%であったが、129 MPa では 27%、101 MPa のときには 40%であった。

いずれの条件において延性な化合物層の厚さはほぼ等しい。ロール加圧力の変化によって、ぜい性な化合物層厚さが増減したことによるものと考えられる。

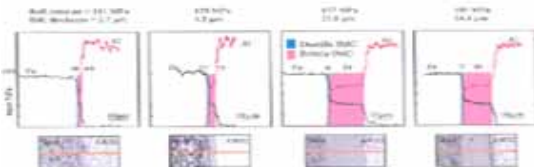


Fig.17 加圧力 101～213 MPa における溶接継手の EPMA 線分析結果

### 5.3.3 引張せん断試験結果

Fig.18 に加圧力 101～213 MPa における溶接継手の引張せん断試験結果を示した。129MPa のときに最大の引張強度の 2670N を示し、アルミニウム母材の溶融部で破断した。断面ミクロ組織観察 (Fig.16) にも示したように、129MPa の場合には接合界面の全面で 1.5～4.5 μm 厚さの化合物層の生成が確認できた。さらにこの継手の化合物層のうち、延性な化合物層の割合は約 30%と高かった。一方、ロール加圧力 157MPa、及び 185MPa の場合は、化合物層の厚さは大幅に増大し、そのほとん

どは脆弱な化合物層で構成されるため、引張強度は低下し、接合界面で破断した。逆に 101MPa と低圧の場合は、中心部で生成する化合物層の厚さは 2.7μm と小さく、そのうち延性な化合物層の占める割合は 40%と高いが、端部で接合不十分となっておりこの部分から界面破断したため、このような値となった。

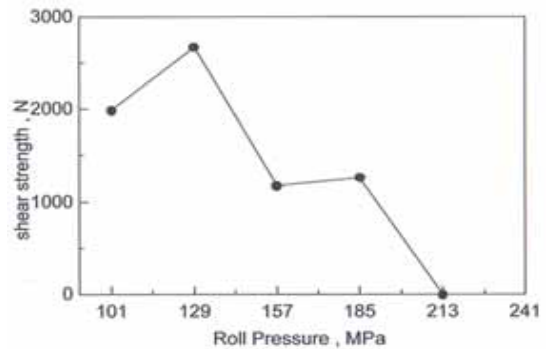


Fig.18 加圧力 101～213 MPa における溶接継手の引張せん断試験結果

## 6. レーザロール溶接のさらなる開発

現在までに、本レーザロール溶接により、低炭素鋼と純銅<sup>26)</sup>、低炭素鋼とチタン<sup>27)28)</sup>などの各種異種金属継手について基礎的な研究を進めてきた。そして、現在、科学技術振興機構 (JST) の開発事業として「レーザによる異種金属ハイブリッド構造部材の圧接技術」なるプロジェクト(平成15年度～平成17年度)を(株)ファインプロセスと名古屋大学で推進しており、すでに、Fig.19 に示すような 3 kW 半導体レーザを用いたレーザロール溶接装置を開発し、実用化に向けた研究を進めている。また、経済産業省の地域新生コンシーム研究開発事業に「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」(平成16年度～平成17年度)が採択され、現在、2 大学、4 企業で最新レーザ利用システム (2 kW ファイバーレーザ利用) を開発するとともに、アルミニウム合金と純チタンなどの高機能部材の製作にレーザロール溶接の適用が検討されている。

## 7. 結言

低炭素鋼 (SPCC) とアルミニウム合金 (A5052) の“レーザロール溶接”の基礎実験結果とシミュ



Fig.19 J S T のプロジェクトで開発されたレーザーロール溶接装置

レーションから次の結論を得た。

- 1) 低炭素鋼と A5052 アルミニウム合金のレーザーロール溶接における鋼板断面の温度分布を計算モデルで予測するとともに、このモデルを用い、レーザーロール溶接の基本的な接合条件範囲を予測した。
- 2) 走行速度が遅い場合の組織は鉄側にスパイク状カーケンダルポイドをもつ  $\text{FeAl}_3$  の均一層だけが見られ、アルミニウムと  $\text{FeAl}_3$  の混合層は見られなかった。走行速度が増加するとスパイク状ポイドは見られず、界面層の厚さは著しく減少した。
- 3) レザーロール溶接の接合界面の EPMA 分析によりアルミニウム側に脆性化合物の  $\text{FeAl}_3$  と  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  が、鉄側に延性のある化合物  $\text{FeAl}$  と  $\text{Fe}_3\text{Al}$  が観察された。引張せん断試験した板破面の XRD 分析により  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  に加え表面に延性のある  $\text{FeAl}$  の生成が見られた。
- 4) 走行速度が増加するにつれて、全体の金属間化合物層の厚さだけでなく脆性化合物層の厚さも減少する。適正な接合条件では金属間化合物層全体の厚さは  $4\sim 5\ \mu\text{m}$  に、延性のある化合物の割合は  $28\sim 40\%$  となった。このときの最大せん断強さは  $50.8$  と  $55.9\ \text{MPa}$  となった。

また、A5052 アルミニウム合金と低炭素高張力鋼とのレーザーロール溶接実験よりつぎの結果を得た。

- 5) 加圧力の増加にともなって化合物層の厚さは

増加した。また、生成する化合物層の厚さとアルミニウム合金の圧下率はほぼ比例関係にあることを確認した。

- 6) EPMA 線分析の結果、化合物層では Fe と Al はともに階段状に変化し、そこでの Fe と Al の組成割合から、延性な金属間化合物 ( $\text{Fe}_3\text{Al}$ 、 $\text{FeAl}$ ) および脆性な金属間化合物 ( $\text{FeAl}_2$ 、 $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ 、 $\text{FeAl}_3$ ) を確認した。延性な金属間化合物の割合は加圧力  $129\text{MPa}$  では  $27\%$ 、 $101\text{MPa}$  のときには  $40\%$  であった。いずれの条件においても延性な化合物層の厚さはほぼ等しい。ロール加圧力の変化によって、脆性な化合物層厚さが増減したことによるものと考えられる。
- 7) 引張せん断試験の結果、加圧力  $129\text{MPa}$  の場合には高張力鋼母材で破断し、その接合界面には  $1.5\sim 4.5\ \mu\text{m}$  程度の連続的な化合物層の生成が確認できた。

#### 謝辞

本研究を遂行するに当たり、(株)ファインプロセス、科学技術振興機構 (J S T)、(株)進和、および堀江金属工業 (株) のご支援を頂いたので、ここに記して、深く謝意を表します。

#### 参考文献

- 1) R.F.Tylecote : Investigations on Pressure Welding, British Welding Journal, 2-3(1954), P114 ~ 135
- 2) C.E.Albright : The Fracture Toughness of Steel-Aluminum Deformatin Welds, Welding Journal. 60-11(1981), p207s-214s
- 3) 迎静雄、西尾一政、加藤光昭他 : 真空圧延接合装置の試作とクラッド材の製造、溶接学会論文集、9-1(1991), P17 ~ 23
- 4) 迎静雄、西尾一政、加藤光昭他 : アルミニウムクラッド鋼の接合界面特性に及ぼす加熱処理の影響、溶接学会論文集、12-4(1994), P528 ~ 533
- 5) 川瀬、榎本他 : 日新製鋼技報、44-6(1981), P96 ~ 109
- 6) S. Storchheim : Hot Pressure Bonding, Metal

- Progress, 1957, July, p96 ~ 103
- 7 ) 及川初彦、斉藤亨、吉村尚他：鋼板とアルミニウム板の固相接合に及ぼす酸化被膜の影響、鉄と鋼、83-10,(1997), p629 ~ 634
- 8 ) A.Pocalyko : Fabrication of Explosion-Welded Titanium-Clad Composites, Welding Journal, 66-1(1987), P24 ~ 29
- 9 ) 菊池柚夫、武田裕正、諸住正太郎：摩擦および爆発圧接したアルミニウムと鋼との接合界面、軽金属、34-3(1984),P165 ~ 173
- 10 ) Layner and A.K.Kurakin : Fiz Metal Metalloved, 18-1(1964), p145 ~ 148
- 11 ) S.Elliot, E.R.Wallach : Joining aluminium to steel—part 1: Diffusion bonding-, Metal Construction, 13-3(1981), P167 ~ 171
- 12 ) 桃野正、園城敏男：アルミニウムと鋼の拡散溶接、軽金属、35-7(1985), p396 ~ 404
- 13 ) 黒田晋一、才田一幸、西本和俊：A6061 と SUS316 の直接接合部の組織と特性、溶接学会論文集、17-3(1999), P484 ~ 489
- 14 ) 泰山正則、小川和博他：アルミクラッド鋼インサート抵抗溶接法の検討、溶接学会論文集、14-2(1996), P314 ~ 320
- 15 ) 川井五作、越智秀、小川恒一他：アルミニウム合金と炭素鋼の摩擦圧接性、軽金属溶接、37-7(1999), P295 ~ 302
- 16 ) 恩澤忠男：固相接合の種類と基礎、溶接技術、47-9(1999), P134 ~ 139
- 17 ) E.Schubert, I.Zerner and G.Sepold: Laser Beam Joining of Materials Combinations for Automotive Applications, SPIE No.3097, proc. of "Laser 97", 1997,p212 ~ 221
- 18 ) E.Schubert, I.Zerner and G.Sepold: New possibilities for joining by high power diode lasers, proc. of ICALEO'98, Orlando, (1998),part 2, G-111-120
- 19 ) G.Sepold; E.Schubert and I Zerner: Laser beam joining of dissimilar materials, IIW Doc. IIW IV-734-99, 1999,Lisbon
- 20 ) M.Kutsuna and M.Rathod: Laser Roll Bonding of mild steel to aluminium and control of intermetallic compound layer Proc. of 7WS by JWS, p.875-880, Nov.20-22,2001,Kobe
- 21 ) M.Kutsuna, M.Rathod and Ammar F.Azar: Laser Roll Bonding of Mild Steel to Aluminum and Control of Intermetallic Compound Layer ,Proc of ICALEO 2002, Scottdale, Arizona USA,Oct.14-17,2002, CD-ROM
- 22 ) 沓名宗春、M.Rathod; 菰田頼忠：低炭素鋼とアルミニウム合金のロール圧接継手の接合機構に関する研究、溶接学会論文集、21-1(2003), p.101-108
- 23 ) 沓名宗春、M.Rathod：レーザロール圧接による A5052 アルミ合金と SPCC 鋼の接合：溶接学会論文集、21-2(2003), p.282-294
- 24 ) M.Kutsuna and M.Rathod:Joining of Aluminum Alloy 5052 and Low-Carbon Steel by Laser Roll Welding, Welding Journal, 83-1(2004), p16s-26s
- 25 ) Y. Arata, H. Maruo and I. Miyamoto: Application of Laser for material processing—Heat flow in Laser Hardening, IIW Doc. IV-241-78(1978), 1-18
- 26 ) 沓名、西村：銅および銅合金と SPCC 鋼のレーザロール圧接（第 1 報）、溶接学会全国大会講演概要第 7 5 集、(2004-10), p292-293
- 27 ) 沓名宗春、市岡礼慈：純チタンと低炭素鋼のレーザロール溶接の研究、溶接学会全国大会講演概要第 7 5 集、(2004-9),p192-193
- 28 ) 沓名宗春、市岡礼慈：純チタンと低炭素鋼のレーザロール溶接の研究（第 2 報）、溶接学会全国大会講演概要第 7 6 集、(2005-4), p72-73