

第177回溶接法委員会資料	SW —	—02
	JIW-IV,-XII—	—02
第39回高エネルギービーム加工研究委員会資料	HEB —	—02
第167回溶接冶金研究委員会資料	WM—	—02

## レーザーロール圧接による A5052 アルミ合金と SPCC 鋼の接合

名古屋大学 大学院 工学研究科

査名宗春

マノージュ・ラトウド

(Manoj J., Rathod)

2002年 2月 6日

(社) 溶接学会

溶接法研究委員会

高エネルギービーム加工研究委員会

溶接冶金研究委員会

# レーザーロール圧接による A5052 アルミ合金と SPCC 鋼の接合

## Laser Roll Bonding of A5052 Aluminum Alloy and SPCC Steel

BY M.J.Rathod and M. Kutsuna, Department of Material Processing Engineering, Nagoya University, Japan

KEY WORDS: Dissimilar Metals, Laser Roll Bonding, Diffusion Bonding, Roll Bonding, Lap Joint, Intermetallic Compound

### 要約

自動車産業においては車体重量の低減化が進められるにともなう、アルミニウム合金の使用が増加するとともにアルミニウム合金と炭素鋼の板材の接合、並びに鋼とアルミ合金のハイブリッド構造部材が注目を集めている。本研究では従来から異材接合が困難とされているアルミニウム合金 (A5052) と低炭素鋼 (SPCC) の板材を用いて、異なる条件 (時間、圧力、温度) で拡散接合を行い、基礎的な研究として Time-Temperature-Phase (TTP) 図を作成した。

この異材継手に対して、新しい接合プロセスであるレーザーによる急速加熱とロール圧接を組み合わせた「レーザーロール圧接」を開発し適用した。このプロセスの開発では接合界面において延性の比較的高い金属間化合物を多く得るように努力した。レーザーロール圧接は低炭素鋼の板材をアルミニウム合金の板材の上に重ね合わせ、レーザー加熱した後、すぐにロールにより圧力を加え界面で即結合を行った。レーザー出力を一定にし、走行速度を変化させることで入熱や冷却速度を変化させた。レーザー加熱をより正確に制御するために、鋼板の温度分布を解析により求めめるとともに、実験によっても確認し、シミュレートできるようにした。界面における金属化合物の組織や層厚さを制御し、そのせん断強さへの影響を調べる為にロール圧力も変化させた。実験ではアルミニウム板側の界面層に  $\text{FeAl}_3$  や  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  のような脆い金属間化合物が生成していたが、鋼側の接合界面には延性のある  $\text{FeAl}$  や  $\text{Fe}_3\text{Al}$  のような金属間化合物が見られた。金属間化合物の層厚さと脆い金属間化合物の層厚さの割合は入熱の減少および冷却速度の増加により減少した。この結果、継手のせん断強さを高めたが、十分な熱量が得られず接合が不十分な試験片はせん断強さが低下した。

### 1 緒言

車体重量の低減により燃費を改善することは地球環境の改善として自動車産業では主要な課題として取り組んでいることは良く知られている。その一つの方法として構造材としてアルミニウム合金の使用が提言され、すでに利用が拡大している。また、ボディ以外の部品として鋼-アルミニウムのハイブリッド構造材が自動車用軸受けなどに使われている。今後も、様々な鋼板材とアルミニウム板材の接合部材が必要になるとと思われる。接合プロセスには様々なものがありリベット止め、拡散接合、爆発溶接、摩擦接合、抵抗スポット溶接、ロール圧接などがそれぞれの用途で用いられている (Ref.1-8)。泰山らはアルミクラッド鋼をインサート材とした SPCD 鋼と A5052 アルミニウム合金の単相交流抵抗スポット溶接においてその継手の圧縮試験を行い、生じた金属間化合物の機械的性質を調べた (Ref.5)。結果として、Fig.1 に示すようにアルミリッチな  $\text{FeAl}_3$  や  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  などの化合物は脆いが、 $\text{FeAl}$  や  $\text{Fe}_3\text{Al}$  は比較的延性があることがわかった (Ref.5)。この結果からの分かるが鉄-アルミニウムの接合においてとくに問題となるのは接合界面の脆性な金属間化合物の存在である。これは機械的特性を悪化させ、強脆弱な継手を作り、十分な引張強さを得ることが不可能になる。

冷間圧接 (Deformation welding) は OSU の C.E.Albright らにより研究され、高温でアルミと鋼を接合し、加熱温度と金属間化合物によるぜい化の関係を調べている (Ref.6)。  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  の最大値の平均粒子径と不安定領域、接合部の  $G_{IC}$  値による割れの進展の関係を調査された。薄い金属間化合物層の生成よりもむしろ相互拡散による Kirkendall 効果によるポロシティが接合部の脆化を起こすと指摘している。界面の化合物粒子の径が  $4\mu\text{m}$  以下の場合継手は高い  $G_{IC}$  値を示した。V.R.Ryabov が液化作用の場合、アルミの溶融により固体の鉄が濡れることで液化したアルミニウムの中に鉄原子が拡散していくことが重要な段階であると指摘している (Ref.10)。故に、液体と固体の金属間での温度や一定時間保持することは融点の異なる異材継手の場合には重要なパラメータになるだろう。レーザーのような高エネルギー密度の熱源で高速に移動させることにより急速に加熱し、急冷するとき、これらの現象を十分制御できれば、延性の高い金属間化合物の生成の夢ではなくなると著者らは考えた。

アルミニウムと鉄の接合にレーザーを使用することは G. Sepold らにより近年調査されている

(Ref.11)。レーザの照射によって、材料は急熱急冷の熱サイクルをもち、平衡状態とは異なった状態になる。故に高温での脆性な金属間化合物の形成は時間が短い為、抑制される。すでにロール圧接は主にアルミクラッドの鋼板に使用されている(Ref.7)。この接合は常温で行われ、アルミ表面の塑性変形により鉄表面との接触により生ずる新生面により接合が行なわれる。相対すべりにより鉄とアルミの圧下率により高い接合強さを得る。低い圧下率での真空ロール圧接は迎、西尾らにより行なわれた(Ref.8)。圧下率が5%を超えた時軟鋼と5083アルミニウムの接合でせん断強度は60MPaとなった。しかし後熱処理により界面層が増加するとせん断強さは減少した。

本研究では、基礎研究としてアルミニウムと炭素鋼の接合界面で金属間化合物がどのように生成するか確認するため、そのTTP(Time-Temperature-Phase)図の作成をするため、加圧力を変化させ低炭素鋼とA5052アルミニウム合金試験片を拡散接合した。これらのデータを参考にして異材接合のレーザロール圧接について研究を進めた。これは急熱急冷の熱サイクルにより、延性のある金属間化合物を生成する。このプロセスにおいては炭素鋼とアルミニウム板を用い、アルミニウム合金側にアルミニウム用フラックスを用いた。両板間に0.2mmのギャップを作った後、レーザにより鋼側のみ加熱した。鋼が受けた熱が接触し表面からアルミニウム合金表面に伝導しアルミニウム合金の加熱冷却を行うとともに、その界面において加圧力を与えることにより圧接した。最適なせん断強度を得るために、入熱や、ロール圧力を変化させることにより接合現象や、接合界面層の組織を制御した。

## 2 実験方法

### 2.1 供試材

自動車で用いられる構造材として主に0.12%炭素鋼の冷間圧延材であるSPCC鋼を使用した。展伸用アルミニウム合金は優れた溶接性と最低限の強度を持っている。この種のアルミ合金であるA5052-O合金(2.5 wt% Mg)を使用した。基礎実験の拡散接合の実験では板厚は両試験片とも1mmとし、レーザロール圧接実験ではアルミ合金の板厚を1mm、炭素鋼のそれを0.5mmとした。

### 2.2 TTP図作製のための拡散接合実験

SPCC及びA5052合金(板厚1mm)を30mm×30mmに切断した。炉で加熱する前に、接合するアルミ合金と鋼合金の表面を#200のエメリー紙で研磨、アセトンを用いて5分間超音波洗浄を行なった。拡散接合後界面層の厚さや化合物の存在を確認する為に異材接合継手を一定圧力でクランプし、大気雰囲気中の炉内で加熱した。加熱時間は一定とし15分とした。あらかじめ決めた時間保持した後、水によって冷却した。

鋼-アルミ合金の相互拡散効率や活性化エネルギーの関係から450℃以下では鉄、アルミ両拡散は非常に遅い。しかしながら450℃からわずかでも上昇すると、Fig.2に示すように鉄中のアルミの拡散に比べて、アルミ中の鉄の拡散が非常に早くなる(Ref.12)。故に試験片は保持時間を500℃から600℃、保持時間を2秒から1時間とした。試験時の圧力は15.75、31.5及び47.25 MPaとした。試験片の接合部の組織を観察する為に3%ナイタールでエッチングした。界面層の最大厚さを測定した。界面層の金属間化合物生成開始状態を見るために異なる圧力でのTTP図をプロットした。界面層の化合物の種類を判別する為、保持時間-温度の異なる試験片において、鉄およびアルミニウムをEPMAにより線分析した。また、界面と垂直方向に50g荷重でビッカース硬さを測定した。

### 2.3 レーザロール圧接実験

Fig.3にレーザロール圧接プロセスの概略図を示す。2.4kW CO<sub>2</sub>レーザを平面反射ミラーとローラー治具と組み合わせた。SUS304ステンレス鋼製ローラーは直径40mmで幅が10mmで作製した。X-Yテーブルに固定したアルミ-鋼上にあらかじめロール圧力を測定した加圧スプリングを設置した。ガウシアン分布のレーザはZnSeレンズを通して集光される。平面反射ミラーで反射させローラー付近にビームを照射する。しかしローラーに直接当たるとはならない。板面から57.5度に設置されたミラーを本実験では使用した。テーブル移動方向に対して短辺が2.5mm、沿って長辺が3.5mmの楕円に近いスポットであり。ロールの軸と円のセンターとの距離は17mmへ縮めた。広いレーザ加熱が必要だった為、25mmと長い焦点はずし距離を使用した。板材の固

定の詳細を Fig.4 に示す。鉄板はアルミ板上に 3mm 重ねて 0.2mm のギャップをつくり固定した。ロール圧力はスプリングの長さから算出して、4.5mm から 5.5mm に変化させて、150 と 202MPa とした。

レーザー入熱を荒田ら (Ref.13)による熱分布のモデルを用いて決定した。かつ実際に表面の温度を測定した。レーザー出力は一定で 1.5kW とし、テーブル速度を 1.0 から 3.2m/min とした。接合前に両板材のあわせる表面をワイヤーブラシを用いて洗浄、整えた。レーザーを照射する鋼表面をレーザーの吸収をあげるためにグラファイトで被覆した。アルミ表面の酸化膜を除去する為に 15 から 21  $\mu\text{m}$  粒子サイズの  $\text{KAlF}_4 \cdot \text{K}_2\text{AlF}_5 \cdot \text{H}_2\text{O}$  (17-25 wt%)のアルミニウム用ロウ付フラックスを用いた。アルゴンガスを 25l/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用いた。

接合部の断面のマクロ、ミクロ観察を行なった。3%ナイトールでエッチングを行なった。界面層の平均厚さを 5箇所平均から測定した。WDX による EPMA により鉄、アルミによる分析を行い、金属間化合物の存在を識別した。EPMA の結果から延性のある化合物( $\text{FeAl} + \text{Fe}_3\text{Al}$ )、脆い化合物( $\text{FeAl}_3 + \text{Fe}_2\text{Al}_5$ )の厚さを測定した。3つの試験片を用い幅 8mm の試験片を用いてせん断引張試験を行なった。

破面を Mo-K $\alpha$  を使用した X線解析を用いて金属間化合物種類の存在を識別した。また 150MPa と 1.5m/min で反射電子像を用いてアルミの残存を測定した。

### 3 実験結果と考察

#### 3.1 TTP 図のための拡散接合実験

同種材料の拡散接合は凹凸の接触、界面粒界形成に伴う変形と新生面の生成、粒界および粒内の元素の拡散移動、欠乏域への拡散などを通して行なわれる。異材の接合の場合、先の 3ステップは同様であるが界面接触後は相互拡散によって中間層か脆い金属間化合物の形成が行なわれる。Fe-Al 平衡図から数種の金属間化合物が鉄-アルミニウム間で拡散接合界面に生成することが予測できる。Fe-Al の金属間化合物の自由エネルギーの値および機械的性質を表 1 に示す。このデータから 900°C では  $\text{FeAl}_3$  は  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  より安定で生成しやすい。また、すでに文献で示されるように、 $\text{FeAl}_3$  と  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  は  $\text{FeAl}$  や  $\text{Fe}_3\text{Al}$  に比べて硬くて脆い。ただし、この実験では 650°C 以上の加熱をしないので、この傾向が生じていることが以下の調査で示された。

##### 3.1.1 拡散接合部のミクロ組織

アルミ側に金属間化合物の核生成が見られる拡散接合部のミクロ組織を Fig.5A に示す。500°C 1時間保持、15.75MPa 圧力である。このようなアルミ側の核生成は 450°C 以上ではアルミ中の鉄の拡散速度がより速さることによる。全ての界面層はナイトールのエッチングで白くなる。保持時間 1時間、15.75MPa での保持温度の影響を Fig.5 で示す。Fig.5A に示すように 500°C では、金属間化合物は最大 11  $\mu\text{m}$  厚で界面に核生成が始まる。これに対して 600°C で厚い金属間化合物(253  $\mu\text{m}$ )が生成する。これは鋼側にはみ出すスパイク状の均一層とアルミ側の不均一層に識別できる。本研究で用いた 3つの圧力では異なる保持温度において明らかに化合物生成に違いが見られた。保持温度において拡散プロセスの指数的な関係が確かめられた。

Fig.6 に拡散溶接接合のミクロ組織における保持時間の影響を示す。保持時間 2秒、温度 550°C、圧力 47.25MPa の時化合物の厚さは 10  $\mu\text{m}$  であり、保持時間が 1時間の場合 55  $\mu\text{m}$  であった。保持時間は 2秒と短いものであったが化合物は界面に生成し、界面に沿って広がっていた。が、Fig.6A に示すように隣接する他とは溶け合っていなかった。一時間の保持時間の場合、界面組織は鋼側のスパイク状の均一組織で、Fig.6B に示すような不均一層はほとんど存在しなかった。全ての圧力における拡散接合に生成される界面層の最大厚さは保持時間のルートに比例する。

Fig.5B and Fig.6B の組織を比較するとこれらの違いは圧力が 15.75 MPa と 47.25 MPa と大きく違う点であろう。Fig.6B では保持温度が 600°C 以下と低温にも関わらず高压により不均一層が除去されている。両場合において鉄側にスパイク状の化合物が見られた。これは異材拡散の Kirkendall 効果の影響に起因すると思われる。この場合アルミ側に鉄原子が拡散する方が早い。低い圧力でスパイクはより長くなり、高い場合は短くなる。圧力の影響を Fig.77 に示す。保持時間は 0秒、保持温度は 575°C である。31.5MPa の場合、Fig.7A に示すように、界面層は 5  $\mu\text{m}$  となり金属間化合物が界面層に沿って不連続的に見られた。47.25MPa の場合、Fig.7B に示すよう

に層は  $8\mu\text{m}$  のスパイク上に連続的に生成していた。不均一層は見られなかった。この場合温度と、時間と圧力が拡散接合の組織に影響を及ぼすことが確認できた。

### 3.1.2 TTP 図に及ぼす加圧力の影響

全ての界面厚さの値は界面における金属間化合物の生成開始時間と加圧力の影響を Fig.8 に示す。15.75 MPa と 31.5 MPa の曲線を 47.25 MPa での TTP 図の中に入れて示す。円内の数字は 47.25 MPa における各保持温度、保持時間におけるでの化合物の厚さを示している。通常、全ての圧力で同様な傾向を示す。化合物層の生成は保持温度が低温の場合は長い時間がかかり、温度が高い場合はすぐさま起こる。高い圧力では曲線は下方向にシフトする。これは表面の変化が増加し、凹凸の組み合わせが増えるからである。変形が大きくなると、再結晶温度が低下し、急激な再結晶化が起きる。そして界面での原子の拡散が加速される。これは他の金属との接触により新生面が露出されるからである。金属間の接触が増加すると粒界拡散や粒内拡散の状態が良好となる。両影響は、変化量の増加と新生面の増加、あるいは高い温度でのより速い拡散を導く。界面での化合物生成に定温保持の必要性はこれらの現象によってかなり減少するだろう。保持温度が低い時、圧力に関わりなく定温保持では変わらない。凹凸が潰れるにもかかわらず高い温度では酸化膜が変形し壊れる。低い温度では移動する原子が減少し拡散速度が減少し、化合物の生成が遅れる。それゆえに生成曲線は低い保持温度のみとした。つまりアルミと鋼の拡散接合において加圧力は重要な因子となる。

アルミと鋼の EPMA 分析で保持時間 1 時間での化合物の形成を全ての試験片について行なった。Fig.9A に示すように第一段階での粒子の核生成はアルミ側に  $\text{FeAl}_3$  と鉄側に  $1\sim 2\mu\text{m}$  の  $\text{FeAl}_2$  存在が見られた。保持時間が 1 時間を越える試験片の全てが鋼側近くに  $\text{FeAl}_3$  のスパイク状の均一層が、アルミ側にアルミニウムと  $\text{FeAl}_3$  を含む不均一層の存在が Fig.9B に示すように見られた。幾つかの場合、スパイクの先端に  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  が見られた。第一段階では  $\text{FeAl}$  または  $\text{FeAl}_2$  が生成しているが鋼側に生成する化合物は熱力学的により安定な化合物に変化しそれに伴って均一な  $\text{FeAl}_3$  に入れ替わる。拡散の進展に伴って、化合物に隣接したアルミニウム側では均一な  $\text{FeAl}_3$  から鉄原子が移動し、アルミ側での  $(\text{Al}+\text{FeAl}_3)$  の混合相が形成される。ここではアルミの小さな粒子が不均一層の  $\text{FeAl}_3$  によって取り囲まれる。非平衡なアルミと鋼の移動が鋼側にスパイク状の形状を作り出す。高い圧力では変形の増加のために移動が早くなり混合層の厚さが薄くなる。保持温度が一定の場合、圧力の増加により界面に生成する時間が減少する。すなわち、保持時間が一定の場合、圧力の増加が低い温度での界面生成を起こす。つまり拡散は加圧力の増加とともに加速する。ビッカース硬さを測定すると、均一層で 907 及び 946Hv、不均一層で 514 及び 685 Hv となった。これは均一層では  $\text{FeAl}_3$  が生成し、不均一な混合層では  $(\text{Al}+\text{FeAl}_3)$  が存在することに対応する。

### 3.2 温度分布シミュレーション

鋼板上面の表面温度は鉄-アルミ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るべきだが、最適な表面温度がある。金属間化合物層の生成厚さや種類はこの異材接合の重要な指針である。しかし化合物が延性がある、ぜい性であるかも重要であるが、この異材接合においてはその界面生成層の層厚さの機械的強さに大きく影響する(Ref.5, 6)。故にレーザー入熱は最小化でき、薄い生成層を形成するには最適である。逆に過度の加熱は鋼を溶融させ、急冷によるマルテンサイト化や、不必要な変形を引き起こす。いずれも最終的な継手強さにおいて芳しくない。このため接触する鋼の表面温度はオーステナイト変態や溶融しないように Fe-Al 図の共析温度の近くである  $1100^\circ\text{C}$  に急速に達するべきである。表面が熱くなった鋼がロール圧力によりアルミに接触する時、温度は一瞬に下降し、アルミニウム側はわずかに溶融するがすぐに冷却され結合が完了する。これらの温度に達するに適したレーザー出力と走行速度を決定するために荒田ら。(Ref.13)による熱伝導の二次元モデルを用いて、板厚方向の温度分布を求めた熱源はガウシアン分布とし、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。レーザーロール圧接の一定条件での温度分布を Fig.100 に示す。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  $1040$ ,  $985$  and  $725^\circ\text{C}$  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。結果からレーザー出力は 1.2 to 1.8 kW、走行速度は 1 and 3 m/min である。以後、この条件で

試験を行なった。

### 3.3 S P C C鋼と A5052 合金のレーザロール圧接

#### 3.3.1 レーザロール圧接継手のマクロ組織

S P C C鋼と A5052 合金のレーザロール圧接における圧接部の組織に及ぼす走行速度の影響を Fig.11 に示す。走行速度が 1.2 m/min で、ロール加圧力が 202 MPa の場合、Fig.11A に示すようにそのマクロ組織は鋼だけでなくアルミ合金の一部も溶融が見られた。接合は行なわれたが、接合部に沿って不均一であった。1.8 m/min で同じ圧力の場合アルミ合金は鋼表面に沿って溶融が広がり、鋼はほとんど溶融が見られなかった(Fig.11B)。2.2m/min ではアルミ合金表面が若干溶けただけであった(Fig.11C)。2.2m/min の継手では、これらの組織に比べて広がり短くなる。走行速度の影響を同じようにロール加圧力にも影響が見られる。走行速度が非常に遅い場合、レーザの相互作用時間は長くなり多くの入熱が得られる。この結果は鋼とアルミ合金とともに部分溶融が見られる結果となった。走行速度が 1.2 から 2.4m/min の時アルミ合金表面付近に溶融が見られ、鋼側の溶融が起こらなかった。この範囲よりテーブル速度が速くなると、両材料とも溶融が見られなかった。

#### 3.3.2 顕微鏡（ミクロ）組織と界面層厚さ

202 MPa、1.5 kW での継手の界面のミクロ組織を Fig.12 に示す。拡散接合との違いはミクロ組織が走行速度やロール加圧力と関係なく均一層のみが見られた。不均一層は完全に見られなかった。鉄の組織に関して言えばフェライト層の成長のみ見られ、マルテンサイトは見られなかった。レーザの入熱は温度分布シミュレーションの結果により一致する。

Fig.12 に示すように 1.5m/min と低速で 202MPa では平均の層厚さは  $17\mu\text{m}$  だった。拡散接合同様にスパイク状の形状が鉄側に見られた。この結果から低速では Kirkendall 効果は鋼との界面層においてスパイク粒界に沿ってミクロボイド (micro-voids) の形成を催す。これは相互拡散の拡散係数に差が大きいためである。中間の速度では界面層の平均厚さは急激に減少する。2.4m/min の場合厚さは Fig.12C に示すように  $5\mu\text{m}$  となり、スパイク状となった。より速くなると 2.8m/min の場合、Fig.12C に示すように界面層は厚くなり  $3\mu\text{m}$  となった。この場合スパイク状には観測されなかった。全てのロール圧力において界面層の減少に同様な影響が見られた。

光学顕微鏡では詳細を明らかに出来ない、化合物の識別を鉄とアルミで EPMA 分析を行なった。150MPa の圧力で 1.2 と 2.0m/min の速度の結果を Fig.13 に示す。化合物の存在をアンダーラインで示す。1.2m/min の低速では(Fig.13A)、アルミ側の大部分が  $\text{FeAl}_3$  であり中央に  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  が見られた。鉄側では  $\text{FeAl}$  と  $\text{Fe}_3\text{Al}$  が大半だった。2.0m/min と速い場合は  $\text{FeAl}_3$  (Fig.13B)が減少して層も薄くなっていた。 $\text{FeAl}_3$  や  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  は硬く脆く、対して  $\text{FeAl}$  や  $\text{Fe}_3\text{Al}$  は延性があるので(Table 1)界面は脆い領域( $\text{FeAl}_3 + \text{Fe}_2\text{Al}_5$ )と延性がある領域 ( $\text{FeAl} + \text{Fe}_3\text{Al}$ )に分けられる。これらの割合を全体の層の厚さのパーセントで明記した。

#### 3.3.3 界面層形成の走行速度の影響

レーザ出力が一定の場合、走行速度が増加すると入熱は減少する。これゆえに、本研究で調査したより遅い速度では過度の入熱により適切な接合が行なわれず鋼板表面に溶融がおきる。Fig.144 に EPMA の結果を用いて、走行速度の変化による、界面の層厚さ及び脆性な金属間化合物と延性な金属間化合物の割合を示す。走行速度の増加における界面厚さの影響は全てのロール加圧力で同様な傾向が見られた。ロール加圧力が 150Mpa の時の実験結果を(Fig 14A)に示す。走行速度が 1.2m/min から 1.5m/min に増加した時平均界面厚さは  $12\mu\text{m}$  から  $7\mu\text{m}$  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 1.5m/min から 1.8m/min の間で増加するにつれて緩やかになる。平均界面層厚さは 7 から  $3\mu\text{m}$  と減少した。この間の場合脆い化合物層は 74%から 65%となった。より速い速度では 2.0m/min の場合界面層厚さは  $2\mu\text{m}$  となった。脆い化合物層 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する。グラフより速い速度では界面層の生成も、接合もなされなかった、というのも拡散が起きるための熱および時間が不十分だったからである。

### 3.3.4 界面層厚さに及ぼすロール圧力の影響

レーザロール圧接において遅い走行速度の場合、ロール圧力が 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 2.0m/min と一定の場合 150MPa から 202MPa に増加するにつれて、平均界面層厚さは 2 から 6.5  $\mu\text{m}$  に増加した。一部、150 から 175MPa に増加する場合、Fig.15 に示すように 1.5、1.8、2.0m/min で界面層厚さは非常に増加する。この影響は先に拡散接合で説明したように圧力での説明でより解説できる。圧力が増加するにつれ界面の生成時間は保持温度が一定の場合減少する。一定の保持時間の時、圧力の増加は低い温度で生成を促進する。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と思われる。したがってレーザロール圧接においても圧力の増加により同じような影響が現れた。接触面の増加現象は酸化膜の破壊による新生面の生成および界面の変形がロール圧接と同様に、レーザロール圧接でも起きる。レーザ加熱は高密度のエネルギーを供給し、急速に界面を 1000-1200°C の温度に上昇させる。短い熱サイクルが拡散接合を行なう理由である。しかしながら圧力増加に伴う界面層の増加は低い走行速度についてに限る。界面層厚さに対する減少の割合にロール圧力の影響が他にもある。Fig.1616 に界面層増加の曲線の勾配を示す時、低い圧力の場合、走行速度に関して界面層の厚さの減少が急である。中間の速度の時圧力の増加に伴って界面層の減少の割合が低下する。別の表現をすると、走行速度の増加は低い圧力での同じ厚さの界面層を得るのに必要である。ここで界面層の厚さの制御は非常に重要な影響である。つまり最小な界面層厚さの場合異材結合ではよい機械的な特性を得られるからである。

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 60%になる。このような組成の変化はおそらくレーザにより、界面が 1100°Cへ急熱急冷されるためだと思われる。このプロセスの熱サイクルは平衡から離れた非平衡状態を与えている。Fe-Al 平衡図における共析反応範囲の温度は FeAl や Fe<sub>3</sub>Al の生成の代わりに脆い FeAl<sub>3</sub> や Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> が効果的に生成されるのだろう。EPMA の結果は 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 形成を見せた。FeAl<sub>2</sub>は見られなかった。FeAl<sub>2</sub>の生成は  $\epsilon$  phase と Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 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るからと思われる。

### 3.3.5 せん断試験結果

レーザロール継手のせん断試験をせん断面積 24 mm<sup>2</sup> (8 mm wide x 3 mm lapped length)で行なった。走行速度及びロール圧力の影響を Fig.166 に示す。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 1.5 m/min, ロール圧力 150 MPa レーザ出力 1.5 kW の時に得られた (Fig.16A)。2.0m/min の場合 22.9 MPa まで減少した。Fig.1616 はまたレーザロール圧接試験片の界面層の厚さにも一致する。この場合界面層厚さが 4 から 5  $\mu\text{m}$  のとき延性のある化合物が 28 から 40%のとき最大のせん断強さとなり 50.8 と 55.8 MPa となった。これは 5052 アルミニウム合金のせん断強さの 55%に一致する。

ロール圧力の増加による最大のせん断強さの変化ははっきりとは見られなかった。レーザロール圧接においてはゆえに、プロセスパラメータは界面厚さの制御を意味し界面層の組成を意味し鉄-アルミ合金の異材継手の強さを意味する。延性のある化合物の増加やそれに一致する脆性な化合物の減少はレーザロール継手のせん断強さに対して良好な影響を与える。界面厚さは 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%なるにしてもレーザロール継手のせん断強度は高い走行速度の時減少する。強度の減少は不十分な入熱のために部分的な結合しか起きないから起こる。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。結合しない部分が残る小さなエリアがせん断強度の減少を催す。

最大のせん断強さを出した試験片は部分的には Fig.17 に示すようにアルミ合金母材で破断し、一部は界面で破断した。残りは界面で破断した。は断面を X 線解析を行なったところ FeAl や Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> といった化合物が存在した。電子反射像で解析を行なったところロール圧力 150 MPa、レーザ出力 1.5 kW 及び走行速度 1.5 m/min で破面に約 70%のアルミニウムが残存していた。1.5kW でのレーザロール圧接のプロセスを知る手段として Fig.1818 に示す。鋼が溶融した部分においては結合はなされていなかった。

#### 4 結言

本研究では従来より接合が困難とされる低炭素鋼（SPCC）とアルミ合金(A5052)なる異材継手を高速で圧接するため、接合界面に薄い金属間化合物層を生成し、より十分な延性およびせん断強さを得るための新しい接合方法としてレーザー加熱とロール圧力をあわせた”レーザーロール圧接”を開発した。実験結果とシミュレーションから次の結論を得た。

- 1) 低炭素鋼と A5052 アルミ合金の拡散接合において、温度、時間及び圧力は非常に重要なパラメータである。高い温度では界面層の組織には主にアルミ側に均一層を、鉄側に不均一層を含んでいた。均一層では  $\text{FeAl}_3$  がスパイク上に鉄側に生成していた。これは Kirkendall 効果による micro-void 形成の為である。不均一層は  $\text{FeAl}_3$  とアルミの混合層であった。圧力が増加することにより不均一層の厚さは減少した。
- 2) 界面層厚さに対する圧力の影響は TTP 図作製により要約できる。保持時間が一定の場合、圧力が増加するに伴って界面層の生成する時間は減少した。保持時間が一定の場合、圧力の増加が低い温度での界面層生成を引き起こした。要するに拡散プロセスは特に高温時に圧力の増加に伴い上昇する。低い温度では圧力の影響は原子の移動が減少する為、影響は低かった。
- 3) レーザーロール圧接ではレーザーの加熱は熱伝導型であるためモデル式には Arata のモデルを使用した。レーザーロール圧接の施工条件範囲を予測した。低炭素鋼と A5052 アルミ合金のレーザーロール圧接の断面組織はアルミの表面がわずかに溶けているだけだった。走行速度が低い場合組織は鉄側にスパイク状の均一層だけが見られた。不均一層は見られなかった。走行速度が増加するとスパイク状の組織は見られず、界面層厚さは減少した。
- 4) 接触するエリアの増加、酸化膜の破壊によって新生面を形成や界面での変形が増加することがロール圧接と同様にレーザーロール圧接でも同様な現象が見られた。レーザー加熱により高いエネルギー密度を持って急冷急熱の熱サイクルを起こす。故に拡散接合に使われる熱サイクルに比べサイクル時間が短いにもかかわらず拡散が起きる。
- 5) EPMA 分析によりアルミ側に脆性な化合物の  $\text{FeAl}_3$  と  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  が、鉄側に延性のある化合物  $\text{FeAl}$  and  $\text{Fe}_3\text{Al}$  が見られた。せん断した表面の 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。走行速度が増加するにつれて、全体の厚さだけでなく脆性な化合物の厚さも減少する。全体の厚さは  $4\sim 5\ \mu\text{m}$ 、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。

\*\*\*\*\*

#### 謝辞

本実験を遂行するに当たり、レーザー工学研究所の「難接合性異種金属のレーザー接合に関する研究」研究委員会、および篠進和の支援を頂いたので、ここに記して、深く謝意を表します。

Authors are thankful to Applied Laser Engineering Center (ALEC), Japan for the financial help in this research.

#### References:

1. K.Haraga, 2000. Strength properties of aluminium/ aluminium and aluminium/steel joints for light weighing of automotive body, *Welding in the World*, 44(4): 23-27
2. S.Elliott and E.R.Wallach, 1981. Joining of aluminium to steel, Part 1 –Diffusion bonding, *Metal Construction*, March: 167-171
3. N.Iwamoto, M.Yoshida, S.Tabata, T.Takeuchi, M.Makino, 1975. Diffusion Welding of Mild Steel to Aluminium, *Transactions of JWRI*, 4 (2): 67-70
4. M.Kikuchi, H.Takeda, S.Morozumi, 1984. Bonding interfaces in friction and explosive -welded aluminium and steel joints, *Light Metals*, 34(3): 165-172
5. M.Yasuyama, K.Ogawa and T.Taka, 1996. Spot welding of aluminium and steel sheet with insert of aluminium clad steel sheet - Part I. *Journal of Japan Welding Society*, 14 (2): 314-320
6. C E Albright, 1981. The Fracture toughness of steel-aluminum deformation welds, *Welding Journal*, 60(11): 207s-214s
7. S.Maki, M.Nakamura, T.Matsuda and N.Nagai, 1989. Influence of rolling condition on bond strength



in cladding of steel sheet with aluminium, *Journal of JSTP*, 30 (336): 71-76.

8. S.Mukae, K.Nishio, M.Katoh, T.Inoue and N.Hatanaka, 1991. Development of vacuum roll bonding apparatus and production of clad metals-Part 1, *Journal of Japan Welding Society*, 9(1): 17-23.
9. U.R.Kattner and B.P.Burton, 1993. edited by H.Okamoto, *Phase Diagrams of Binary Iron Alloys*. p.12-28, Materials Park, OH, ASM International.
10. Ryabov V.R., 2001. Welding dissimilar metals: Aluminium alloys to steel. Proc. IIW Int.Conf. Joining Tech. of dissimilar materials and structural Integrity Problems of so Joined Structures, editors J.Kramer, I.Limpel, P.Stular and J Tusek, pp.127-132. Ljubljana, Slovenia.
11. G.Sepold, E.Schubert and I.Zerner, 1999. Laser beam joining of dissimilar materials, IIW, IV (734): 1-10.
12. Metals Data Book, 1986. p. 24-25, Japan Metals Society, Tokyo, Maruzen
13. Y.Arata, H.Maruo and I.Miyamoto, 1978. Application of Laser for material processing-Heat flow in Laser Hardening, IIW, IV-(241)(436-78): 1-18.
14. Welding Handbook, 8th Edition, Vol.2, 1991. p. 814-832, *Welding Processes*, Miami, FL, AWS
15. P.M.Robinson and M.B.Bever, 1967. Ch. Thermodynamic Properties, *Intermetallic Compounds*, Edited by J H Westbrook, Wiley, New York: 69.

\*\*\*\*\*