



T. Iizuka

鋼／アルミニウムの突合せレーザー接合材の 接合界面の微小構造と成形性

飯塚 高志*

1. まえがき

輸送機器の軽量化が二酸化炭素排出量の削減や燃費向上のために求められており、マルチマテリアル化やテーラードブランク成形技術の適用などが実際に進められている。アルミニウム合金は軽量かつ高強度であるため、鋼/アルミニウム合金のテーラードブランク成形の技術開発が進められているが、未だ実用化には至っていない。

鋼/アルミニウム合金のテーラードブランク成形技術の開発においては、主に三つの課題がある。まず、「鉄/アルミニウムの系が脆弱な金属間化合物を生成しやすいこと」が第一の課題である¹⁾。このような場合、溶接は困難となり、摩擦攪拌接合のような固相接合^{2),3)}やリベットなどの機械的な接合⁴⁾が有効となる。実際に摩擦攪拌接合を用いた突合せ鋼/アルミニウム合金の接合に関しては、高い接合強度が得られており、テーラードブランク成形技術の発展が期待できる状況にきている。一方、レーザー溶接に関しても、沓名ら⁵⁾および西本ら⁶⁾がロール圧接を利用して高強度な重ね合せ接合を可能にするなど、さらなる発展が期待できる状況にある。しかしながら、テーラードブランク成形に適した突合せレーザー接合に関しては、Sepold ら⁷⁾によるブレイジングに関する報告を除いてほとんど見られない。そのような状況で、本研究室では加圧装置を併用して鋼/アルミニウムの突合せレーザー接合を試み、直接素材同士を突合せ接合する技術が開発できている⁷⁾。

二つ目の課題は、板材成形において非常に重要な因子と考えられている「変形抵抗や加工硬化挙動、集合組織の大きな違い」にある。これまでは接合法自体の開発が中心であったため、成形性に関する研究例⁸⁾はまだ非常に少ない状況にあり、基本的な特性から把握していく必要がある。

三つ目の課題は「電食」の問題である。仮に上記二つの課題が解決できても、耐食性を向上させることは難しいと考えられる。現状では、実際の接合材に関する電食性に関する報告はほとんど見られず、耐食性の向上の前にはまずは電食特性を把握することが必要な状況である。

そこで本研究では、鋼/アルミニウムの突合せレーザー接合材に関して、上述の三つの課題についてそれぞれ接合界面の微小構造の観点も含めて研究・調査を行った。ここではこれまでで得られた結果の一部を簡単に紹介する。

2. 鋼／アルミニウム突合せレーザー接合材の強度および界面の状態

2.1 加圧突合せレーザー接合方法

炭酸ガスレーザー加工機に図 1(a)に示す加圧突合せ装置を併用することで、鋼板/アルミニウム(合金)板のレーザー接合を行った。図 1(b)に示すように、鋼板を試験片が 1.5mm 突き出した状態となるように固定ホルダに固定し、対向する可動ホルダに、同様に 1.5mm 突き出した状態でアルミニウム板を固定する。可動ホルダはエアシリンダによって固定ホルダに所定の荷重となるように押し付け、加圧した状態でレーザーを鋼側に照射する。

レーザー照射位置は接合において最も重要なパラメータの一つである。炭酸ガスレーザーはアルミニウム側でほぼ反射されてしまうため、図 1(c)のように基本的に鋼側にレーザーを照射し、熱伝導によって接合界面を加熱し、固相接合に近い状態で接合を行う。

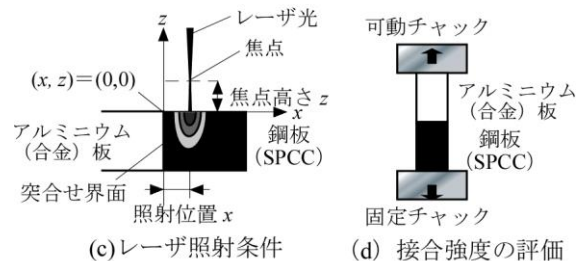
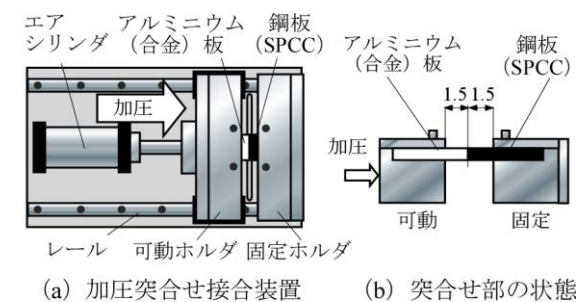


図1 加圧突合せレーザー接合

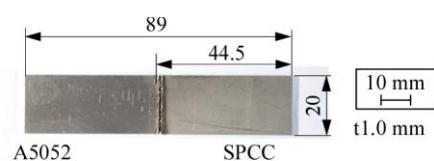


図2 突合せ接合材の外観

* 京都工芸繊維大学 機械工学系 准教授

図2に得られた接合材の外観を示す。接合材は鋼側にレーザー照射痕が見られ、溶接材に似た外観となっていることがわかる。接合強度の評価には、図1(d)に示すような接合界面に垂直な方向への引張試験を用いた。

2.2 加圧突合せレーザー接合特性⁷⁾

ここでは、SPCCとA1050-Oの加圧突合せレーザー接合特性を紹介する。表1に主なレーザー接合条件を示す。平均レーザー出力やパルス周波数、レーザー移動速度といった通常の炭酸ガスレーザーの加工条件に加えて、レーザー照射位置と加圧力が重要と考えられる。また、その他にも接合に影響を与える重要なパラメータはあるが、非常に多岐に渡るため、ここでは表1に示した条件に固定した結果を示す。

平均レーザー出力、パルス周波数、レーザー移動速度は互いに影響を及ぼし、またレーザーの加工条件としては最も重要と考えられる。そこで、レーザー移動速度を600mm/minに固定し、平均レーザー出力およびパルス周波数を変化させて、各条件でレーザー照射位置について最大となる接合材の接合強度（ピーク接合強度）を等高線（マップ）として表した結果を図3に示す。ただし、加圧力は31MPaとしている。接合強度は最大で80MPa以上で、A1050-O母材の引張強度に匹敵するものとなった。接合強度は平均レーザー出力で400W~600W、パルス周波数で200Hz~300Hzの領域

表1 SPCC/A1050-Oレーザー接合条件

平均レーザー出力 S , W	200 ~ 1200
パルス周波数 B , Hz	200 (100 ~ 1200)
デューティ比 T / %	50
レーザー移動速度 F / mm/min	600
レーザー照射位置 x / mm	-0.20 ~ 0.30
照射間隔 Δx / mm	0.05
焦点位置 z / mm	1.5
ノズル高さ h / mm	9
ノズル内径 ϕ / mm	5
空気吹付け量 f / l/min	75
加圧力 P / MPa	31 (0 ~ 125)

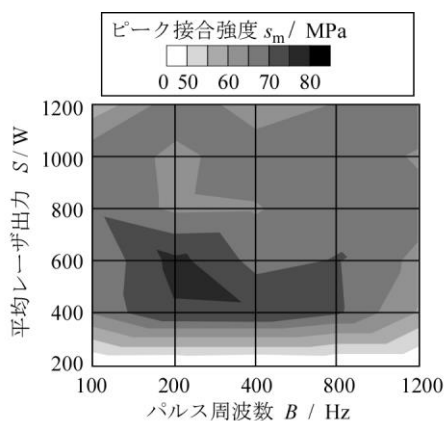


図3 SPCC/A1050-O突合せ接合材の接合強度に及ぼす出力とパルス周波数の影響($P=31$ MPa)

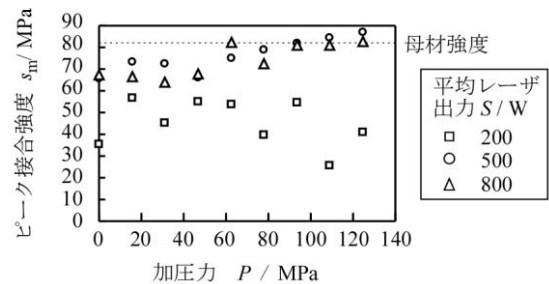


図4 加圧力とSPCC/A1050-O突合せ接合材の接合強度

で高い接合強度が得られることが確認できる。

図4には、パルス周波数を200Hzに固定し、3種類の平均レーザー出力で加圧力を変化させてピーク接合強度を求めた結果を示す。図より、無負荷の状態に比べて20MPa程度で一度極大を迎えた後、加圧力を大きくするとやや減少する傾向を示すことがわかる。出力不足(200W)の場合を除いて、加圧力60MPa程度から再び上昇傾向へ転じ、最終的に母材強度を上回る90MPa程度まで達することが確認できた。

2.3 接合部の微細構造⁹⁾

鋼/アルミニウム合金のレーザー圧接では、接合界面に薄い金属間化合物層が形成されることが知られており、その厚さが接合材の強度に大きく影響すると言われている。金属間化合物の中でも、 $FeAl_3$ と Fe_2Al_5 といったAlリッチの金属間化合物が特に脆性的で脆弱と考えられている。

ここでは、80MPa程度の接合強度を有する接合材の接合界面について、FE-SEMとEDSを用いて観察・分析した結果を示す。まず図5に $\times 80 \sim \times 1500$ の3つの倍率で観察した様子を示す。低倍率($\times 80$)の観察結果では、この倍率で明瞭な金属間化合物層が確認できないことがわかる。ただし、接合界面から鋼側0.5mm程度範囲でやや灰色の領域が存在することが確認できる。この領域はレーザー照射による影響範囲(加熱・溶融が生じる範囲)である。

中倍率($\times 500$)では、接合界面の一部に濃い灰色の薄層があること、および界面構造が複雑な場所の存在を確認できる。この領域を拡大した高倍率($\times 1500$)の観察では、数 μm 程度の金属間化合物層とその周りにデンドライト状の化合物が存在することが確認できる。デンドライト状組織の存在は溶融したことを示すものであるが、界面が入り組んだ状態の限られた箇所でのみ観察されたことから、固相接合に近い接合が達成されていると考えられる。

図6および表2に複雑な界面構造の場所および平坦な界

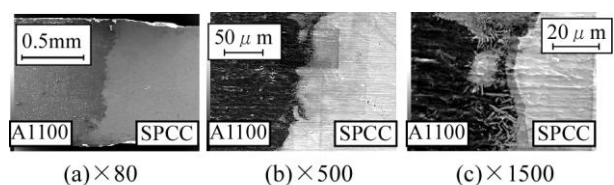
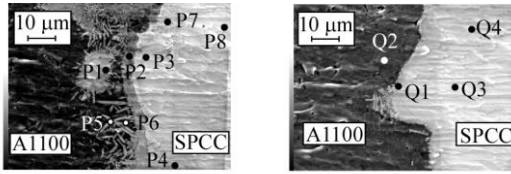


図5 SPCC/A1100-O突合せ接合材の界面の様子



(a) 明瞭な金属間化合物層 (b) 薄い金属間化合物層
図6 接合界面近傍の金属間化合物 (SPCC/S1100-O)

表2 EDS簡易定量分析結果 (SPCC/A1100-O)

No.	Al mol%	化合物	No.	Al mol%	化合物
P1	74.5	FeAl ₃	P7	38.6	Fe ₃ Al + FeAl
P2	71.5	Fe ₂ Al ₅	P8	16.1	Fe + Al solute
P3	32.0	Fe ₃ Al + FeAl	Q1	77.7	FeAl ₃
P4	56.4	FeAl	Q2	98.9	Al
P5	80.6	FeAl ₃	Q3	23.7	Fe ₃ Al
P6	91.1	Al	Q4	42.9	FeAl

面の場所のそれぞれで EDS 分析を行った結果を示す。図 6 に示した点に対して、その対応する EDS 分析結果が表 3 にまとめられている。これらの結果から、Al 側のデンドライト状の組織は FeAl₃ で、界面に沿って薄い Fe₂Al₅ の数 μm 程度の薄い層が存在していることがわかる。鋼側は FeAl や Fe₃Al の混相が、10 μm ~ 20 μm の範囲で存在しているようである。さらに鋼側になると Al の mol 分率が 20% 以下の広い領域が存在しており、これが低倍率で観察されたレーザ照射の影響領域の組織と考えられる。この領域は金属間化合物を形成しているのではなく、Al が Fe 内に拡散・固溶した状態となっていると考えられる。

3. 鋼／アルミニウム突合せレーザ接合材の成形性および破断部の状態

3.1 加圧突合せレーザ接合材の成形性試験⁸⁾

ここでは、SPCC と A1100-O を対象に引張試験および代表的な成形性試験を行った結果を紹介する。レーザ接合は表 3 に示した条件で実施した。図 7(a)に示すように、幅

表3 成形用板の接合条件

平均レーザ出力 S/W	500
レーザ移動速度 $F/mm/min$	600
加圧力 P/MPa	94
アシストガス	Air
ガス吹付け量 $f/l/min$	44
材料(t 1.0 mm)	SPCC , A1100-O

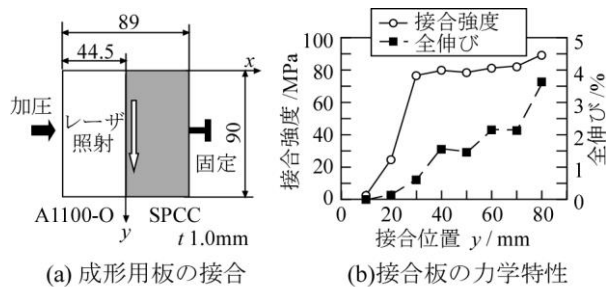


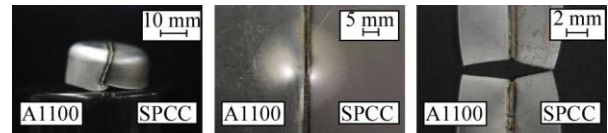
図7 成形用接合板の作製と力学特性

90mm、長さ 44.5mm、板厚 1mm の鋼板とアルミニウム板を加圧突合せレーザ接合し、90mm×89mm の接合材を作製した。接合材について、入り口側および出口側から 5mm 幅の領域を除外し、残った 80mm の板について 10mm 幅の試験片を作製し、接合強度および全伸びの分布を調べた結果を図 7(b)に示す。図より、レーザ入射側からおよそ 30mm の領域までは強度が低いものの、それ以降はほぼ一定で 80MPa 程度の強度を持っていることが確認できる。一方、全伸びについては、80MPa 以上の強度上昇に対して非常に敏感に変化し、今回の条件ではせいぜい数%程度であることが確認できる。

接合板に対して、深絞り試験、エリクセン試験および接合ビードに平行な引張試験を実施した。深絞り試験に関しては、レーザ照射出口側の板端から 10mm の位置に円板の端が来るように試験片を切り出した。エリクセン試験には接合板をそのまま用い、引張試験には接合ビード部を中心とした幅 10mm の短冊状試験片を用いた。

深絞り試験で得られた容器、エリクセン試験後の試験片および引張試験による破断試験片の様子を図 8 に示す。深絞り容器は鋼側の絞り量が小さくなるため、アルミニウム側で側壁が高くなった。エリクセン試験では、パンチ中央の界面に沿った割れが生じた。引張試験では、図 9 に示すように、ビード部で点状の破断がいくつか生じた後、その中の一つを起点にして、アルミニウム側でくびれから破断が生じた。その後、鋼側で伸びが継続するものの、やがてくびれから破断を生じるという結果となった。

成形性試験の結果をまとめると表 4 のようになった。深



(a) 深絞り試験 (b) エリクセン試験 (c) 引張試験

図8 成形性試験後の破断の様子

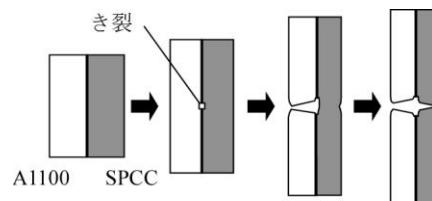


図9 ビードに平行な引張りによる破断の形態

表4 成形性試験の結果

材料	SPCC/ A1100	A1100	SPCC
最大(限界)絞り比	1.69	2.09	2.38
エリクセン値/mm	2.30	11.35	13.37
引張強さ(平行)/MPa	167	100	287
全伸び(平行)/MPa	16	31	50

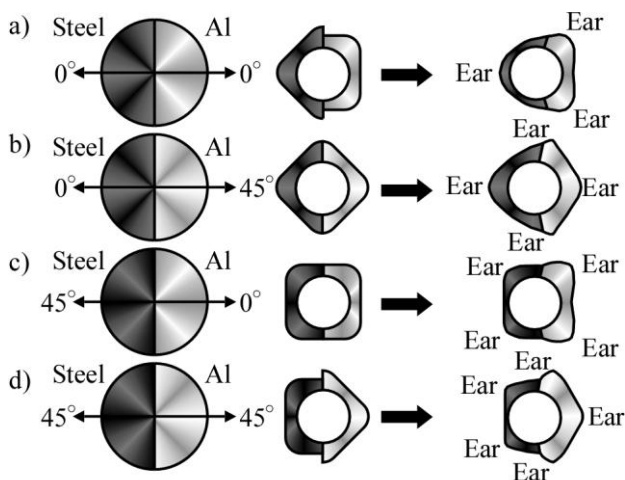


図10 接合方向と深絞り容器の耳形成:
(a) 0 / 0, (b) 0 / 45, (c) 45 / 0, (d) 45 / 45.

絞り試験では、パンチ肩部破断は生じず、全て接合界面での破断となった。そのため、接合強度が高ければ、より大きな絞り比で容器成形が可能になると考えられる。エリクセン値は、図 7(b)の結果から予測できるように、非常に小さいものとなった。引張強さは両素材のおよそ平均の値であり、また全伸びはアルミニウムの半分程度となった。これは、ビード上で破断した点の周りの領域に変形やくびれが集中するためと考えられる。

また、図 10 のように接合用素材の相対方向を 4 種類に変化させて深絞りを行い、耳のつき方を観察した。通常は SPCC では圧延方向から 0° および 90° の方向に 4 つ耳が、アルミニウムでは 45° と同等の方向に 4 つ耳が生じる。結果として、鋼側の界面近傍ではアルミニウム側からの抵抗が低いため、本来耳が生じる場合にも耳は生じなかった。一方、耳が生じる付近が鋼である場合、従来通り耳が生じる。そのため、耳の数が 3 個~5 個に変化するという面白い結果も得られている。

3.2 成形性試験による破断部の微細構造⁹⁾

成形性試験によって破断したエリクセン試験片および引張試験片の破断部の微細構造がどのようになっているかは興味深い。エリクセン試験片は、界面に沿った破断であり、接合強度不足が破断の原因と考えられる。一方、ビードに平行な引張試験では、まずビード部が破断することからビード部の低延性に起因したのと考えられる。

図 11 にエリクセン試験で破断した試験片の破断部について、アルミニウム側および鋼側でそれぞれ FE-SEM 観察および EDS 分析を行った結果を示す。図 11(a) に示した、アルミニウム側では、デンドライト状の組織が確認でき、また、EDS 分析からもこのデンドライト状の組織はおそらく FeAl_3 であると推測できる。一方、鋼側では Al mol 濃度が 65% 以下の Fe リッチの薄い金属間化合物層のみが残っている。このことから、破断は図 6 で見られた薄い Fe_2Al_5 層に沿って生じたものと考えられる。

図 12 には、引張試験で破断した試験片の破断していない箇所を観察・分析した結果を示す。図ではレーザー入射面

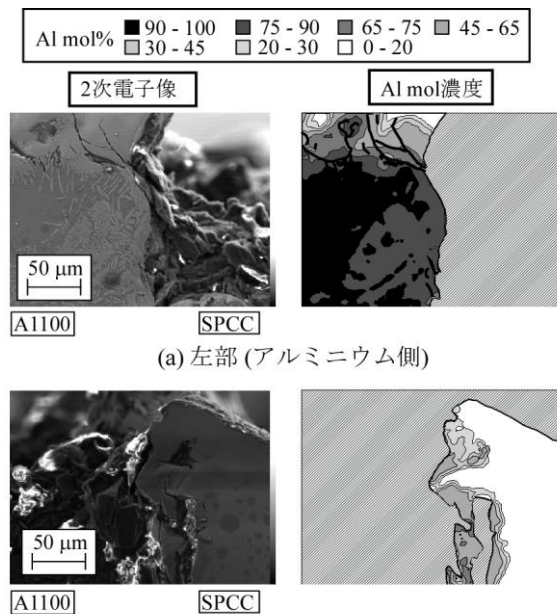


図11 エリクセン試験による破断試験片 (詳細)

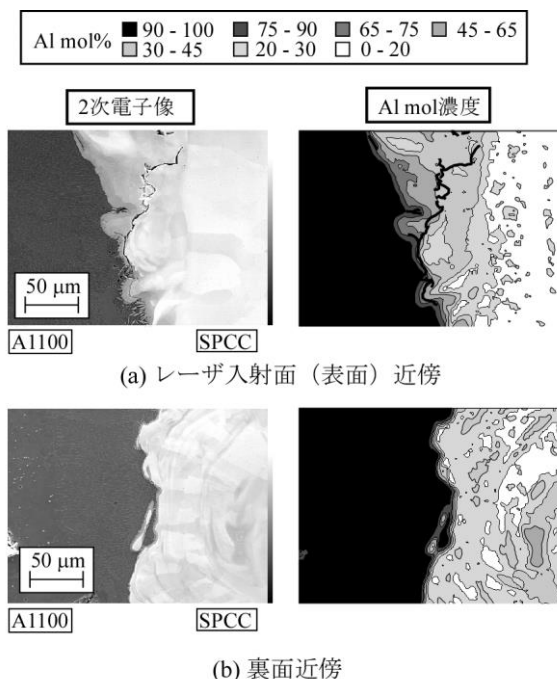


図12 ビードに平行な引張による破断試験片 (詳細)

近傍と裏面近傍の様子を示している。Fe リッチの金属間化合物層も含めると、両者の化合物層の厚さに大きな違いはないようであるが、Al リッチの金属間化合物層については、レーザー入射面近傍で厚くなっているように見える。また、レーザー入射面近傍では、亀裂の存在が確認できる。この亀裂に関しては、 Fe_2Al_5 層から界面に沿って生じて、それが最終的に Fe リッチな金属間化合物層に横断しているように見える。破断形態などを参考にすると、おそらくこの亀裂は引張とともにビード方向に伝播するのではなく、板厚を貫通する方向に進展するものと考えられる。

4. 鋼／アルミニウム突合せレーザー接合材の耐電食性および界面の状態

4.1 接合材の複合サイクル試験¹⁰⁾

鋼/アルミニウム合金のレーザー接合材の複合サイクル試験に関する報告はほとんどない。そこで、表5に示すようなJASOに定められた複合サイクル試験法に則ってSPCCとA6061-T6の加圧突合せレーザー接合材の複合サイクル試験を実施した。ただし、レーザー入射面を塩水噴霧側に配置している。

サイクルの進行に伴う試験片の外観の様子を図13に示す。図において、右側が鋼側となっている。図を見ると、まず鋼側の腐食が大きく進行しているように見える。これは赤さびで鋼表面が覆われていく様子が目に付くからである。しかしながら、電食では一般にイオン化傾向が高い側で腐食が促進されるので、アルミニウム側の腐食に注目する必要がある。アルミニウム側を見ると、サイクルの進行に伴って表面がうっすらと白くなっている様子が確認でき、最終的に66サイクルで全面が白色に覆われている。

図14には、複合サイクル試験を行った試験片の引張試験後の破断面の様子を示す。まず、0サイクルではアルミニウム側、鋼側ともに金属様の光沢が確認できる。この金属光沢は主に金属間化合物層の存在に起因するものである。21サイクルまでは、およそ前面に金属光沢が見られるが、さらにサイクル数が増加すると、この金属光沢部が上側（レーザー入射側）から徐々に消失していく様子が観察される。最終的に66サイクルでは、全く金属光沢がなくなってしまう。

引張試験で得られたサイクル数と接合強度の関係を図15に示す。図には参考に摩擦圧接および摩擦攪拌接合を用いて得られた接合材の複合サイクル試験結果を合わせて示している。図から、加圧突合せレーザー接合材に関して

表5 複合サイクル試験条件(JASO M 609, 610)

1サイクル	中性塩水噴霧試験 (2時間, 35°C±1°C, 5%NaCl)
	↓
	乾燥試験(4時間, 60°C±1°C, 20~30%rh)
	↓
	湿潤試験 (2時間, 50°C±1°C, 95%rh以上)

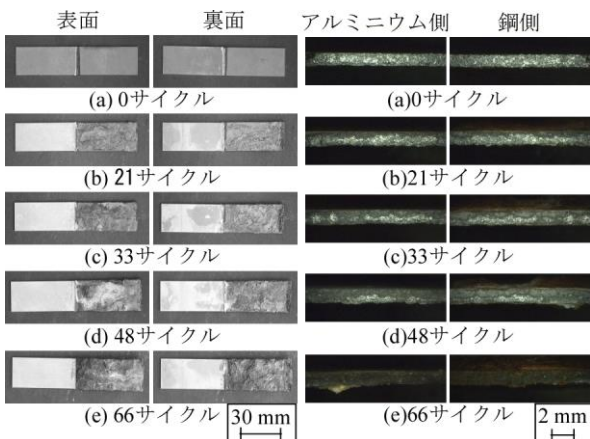


図13 試験片の外観写真 図14 試験片の破断面写真

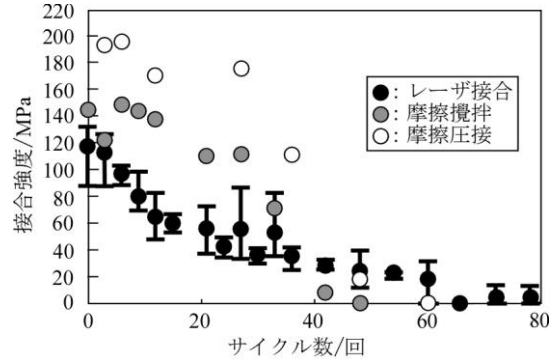


図15 複合サイクル試験による強度変化

は、20サイクルまでおよそ直線的に強度低下が見られ、20サイクル以降は60サイクルまで緩やかな強度低下となり、最終的に70~80サイクルで分離する結果となった。一方、参考で示した固相接合材に関しては、30サイクル程度までは当初の強度を保っているが、その後急激に強度が低下し、40サイクルで分離してしまうという結果であり、試験による強度低下の様子に違いが見られた。

4.2 複合サイクル試験片の界面の微細構造¹⁰⁾

これまでの研究成果として摩擦攪拌接合材に関する接合界面のFE-SEM観察およびEDS分析結果^{11), 12)}から、接合部表面がアルミニウムでおおわれている場合、まず表面腐食とともに表面を覆っているアルミニウムが腐食され、板厚方向に分断される。その後、界面をほぼサイクル数に比例するように腐食が進み、分離に至る傾向が確認されている。そのため、表面のアルミニウム層が分断されるまでは、強度低下が生じずに腐食が遅れるために図15のような結果となったと言える。

一方、このような固相接合材と全くことなる傾向を示した加圧突合せレーザー接合材について、腐食進行のメカニズムを明らかにするために同様に接合材の接合界面のFE-SEM観察およびEDS分析を行った。結果を図16に示す。図にはサイクルの進行に伴う接合界面近傍のSEM観察像、Al mol濃度およびO mol濃度分布を示している。

まず、サイクル数0（複合サイクル試験前）のSEM観察像を見ると、レーザー照射部と考えられる箇所に大きくくぼみが生じていることが確認できる。21サイクルの段階では、接合界面を挟んだアルミニウム側にこのくぼみ深さと同程度のくぼみが腐食によって形成されていることが確認できる。この2つのくぼみの間にはアルミニウム濃度が高い領域があることから、界面自体はあまり腐食されていないことがわかる。33サイクルになるとアルミニウム側の腐食によるくぼみがアルミニウム表面上に広がっている。この状況でも界面自体は残っているように見える。48サイクルでは、界面近傍を残して腐食が板厚方向に大きく進展していく様子が確認できる。最終的に66サイクルで分離しているが、鋼側にアルミニウム濃度が高い領域が存在しており、結局接合界面自体は腐食されずアルミニウムの腐食によって分離が生じたものと考えられる。

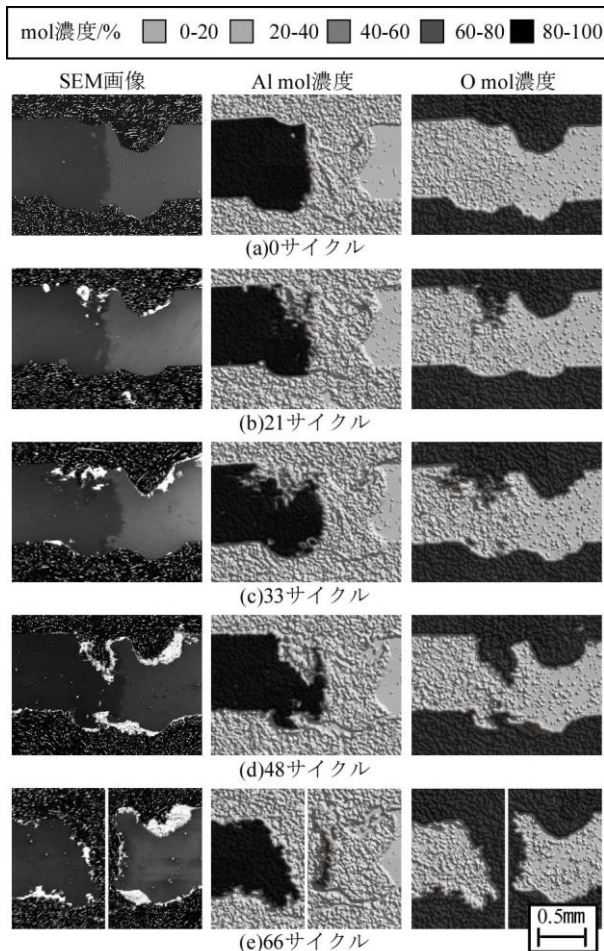


図16 接合界面のSEM二次電子像及びmol濃度分析結果

摩擦攪拌接合材では、金属間化合物層はサブ μm もしくはそれ以下であり、FeとAlがほぼ直接接触している状態である。そのため、接合材表面から界面に沿ってAlが腐食されていき、ほぼ直線的に接合強度が低下するといえる。一方、レーザー接合材の場合、数 μm 程度の金属間化合物層がFeとAlの間に存在しており、これがある程度腐食を妨げる効果を付与していると考えられる。電界腐食では、一般にプール状のピットがまず形成され、このピット内でClイオン濃度が高まり、腐食が促進されると考えられている。今回の試験片では、レーザー照射痕が当初からプールの役割を果たすため、金属間化合物層を挟んだアルミニウム側で同程度の大きさまで初期的に急激な腐食が生じたものと考えられる。しかしながら、金属間化合物層は腐食されないため、表面上をアルミニウム側に腐食が進行するモードに移ることによって、一度強度低下が抑えられる結果となったと考えられる。一方、腐食はアルミニウム側のプールで表面方向とともに次第に板厚方向にも進行し、三角形の腐食プールとなっていく。さらに板厚方向に腐食が進行することで、強度低下が進み、最終的に分離したものと考えられる。今後、レーザー照射痕を小さくすることで、初期的な腐食を抑制できれば、図15に見られた強度低下は生じず、摩擦攪拌接合材に対する耐腐食性に関する優位性が示せるかもしれない。

5. おわりに

本研究では、鋼/アルミニウムの突合せレーザー接合材に関して、テーラードブランク成形利用のための現状における主な三つの課題について、それぞれ接合界面の微小構造の観点も含めてこれまでの研究成果を紹介した。

接合強度の向上に関しては、多岐に渡る接合条件について、今後より詳細に検討していく必要がある。成形性の問題に関しては、現状では接合強度の向上によって改善されるところが強いが、組織や特性の大きな違いに起因するテーラードブランクに特徴的な現象について検討する必要がある。電界腐食に関しては、まだ十分な研究が行われていないものの摩擦攪拌接合材のような完全な固相接合材とは異なる現象が見られている。これは異材テーラードブランクの実現に対する電食という大きな壁を超えるヒントを与えるものかも知れない。

謝 辞

本研究の一部は、公益財団法人天田財団からの一般研究助成 (AF-2010212) により実施した研究に基づいていることを付記するとともに、同財団に感謝いたします。

参考文献

- 1) M.J. Rathod・M. Kutsuna : Welding Research, 83 (2004), 16s.
- 2) T. Tanaka・T. Morishige・T. Hirata : Scripta Materialia, 61 (2009), 756.
- 3) 森田辰郎・坂本光・馬淵信太・飯塚 高志 : 材料, 58 (2009), 317.
- 4) Y. Abe・T. Kato・K. Mori : Journal of Materials Processing Technology, 177 (2006), 417.
- 5) K. Nishimoto・H. Fujii・S. Katayama : Science and Technology of Welding and Joining, 11 (2006), 224.
- 6) G. Sepold・M. Kreimeyer : Proceedings of SPIE, 4831 (2003), 526.
- 7) 飯塚高志・瓜田二郎・高倉章雄 : 第 56 回塑加連講論, (2005), 543.
- 8) T. Iizuka・S. Kajikawa・N. Hatanaka・N. Takakura : Steel Research International Special Ed. (ICTP 2011), (2011), 651.
- 9) T. Iizuka・R. Itani : Key Engineering Materials, 504-506(2012), 405.
- 10) 飯塚高志・阪本大夢・奥田泰丈・小野裕之・森田辰郎 : 平 28 年塑加春講論, (2016), 337.
- 11) 飯塚高志・奥田泰丈・小野裕之・森田辰郎 : 第 66 回塑加連講論, (2015), 115.
- 12) 阪本大夢・飯塚高志 : 平 29 年塑加春講論, (2017), 133.