

論文

数値シミュレーションを援用したレーザ加工

宮下幸雄

機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Nagaoka National College of Technology)

LASER PROCESSING AIDED BY THE NUMERICAL SIMULATION

Yukio MIYASHITA

Abstract

Laser processing aided by the numerical simulation has been developed. In case of dissimilar metals welding, welding conditions predicted by BEM analysis show good agreement with those in the experiments. Temperature distribution at the joint interface was controlled by using a contact block. The method of laser cutting of a brittle material was studied by FEM analysis in fracture mechanics approach. Crack propagation behavior was dominated by the maximum stress intensity factor due to the principal stress ahead of crack tip. Crack growth direction can be controlled by applying twin beam technique. Effect of twin beam on laser cladding of a magnesium alloy was investigated. Flow behavior in the weld pool was described by FEM analysis simulation.

Key Words : Laser processing, Simulation, Welding, Cutting, Surface modification

1. 緒言

レーザは、電気・電子、機械、医療など、様々な分野において、センサーや熱源として利用されている。とくに加工の分野では、指向性に優れた高密度エネルギーを大気中で利用することが可能であるため、また、ロボット技術などと組合せた自動化システムとして、溶接や切断に広く用いられている。著者は、これまでに、レーザが有する優れた特徴と、有限要素法 (FEM, Finite Element Method) 解析や境界要素法 (BEM, Boundary Element Method) 解析などによるシミュレーションを組合せることで、応用性・発展性のある加工プロセスの開発を行ってきた。本報告では、レーザを利用した接合、切断 (割断) および表面改質における、これまでの研究成果をまとめて示す。

2. レーザによる異種金属接合

2. 1 背景

異種金属接合は、あらゆる産業分野で要求が大きい¹⁾。たとえば、自動車などの輸送機器では、地球環境、省エネルギーといった観点から、軽量化が強く求められているが、加工性やコスト面、また年々厳しくなる安全基準などを考えると、全てを同一の材料で構成することは難しく、複数の異なる材料を組合せる、“ハイブリッド構造”、“マルチマテリアル構造”が必要である。ところが、異種金属の組合せの中でも、とくに、鉄/アルミニウムや、チタン/アルミニウムなどは、従来の手法により溶融溶接すると、溶融部に脆く硬い金属間化合物が生成し、継手性能が著しく低下することが知られている、他方、固相接合は、ほとんどの金属材料の組合せに適

用可能であり、たとえば、鉄鋼材料とアルミニウム合金の組合せにおいても、拡散接合^{2),3)}、摩擦圧接^{4)~8)}および摩擦攪拌接合⁹⁾などに関して報告がある。しかし、固相接合手法の多くは、部材形状や設備による制限からその適用が困難な場合もある。一方、鉄鋼/アルミニウム合金の直接接合として、E. Schubertら¹⁰⁾や片山ら¹¹⁾は、ロボットによる自動化も可能な、応用性に優れたレーザを用いた異種金属接合に関して報告している。しかし、さらに異なる材料の組合せや部材形状に適用するためには、個々の場合について詳細な検討が必要であり、実際には、接合条件を見出すために膨大な実験を要するため、多大な労力と時間を費やすことになる。本研究では、応用性・発展性に優れる、熱伝導解析を援用した異種金属レーザ接合法について検討した。

2. 2 接合原理

たとえば重ね接合を考えた場合、界面状態は図1に模式的に示すようになる。すなわち、同図において、(a)は従来の熔融溶接と同様の両材料が熔融した液相/液相状態、(b)は一方の材料のみが熔融した固相/液相状態、(c)は拡散接合に類似した、両材料とも熔融しない固相/固相状態である。(a)は、熔融部において熔融金属が複雑な挙動を示し、金属間化合物の生成状態を制御することが困難と予想される。(c)は、原理的にはこれまでの報告から、様々な材料の組合せにおいて接合体が得られると推測されるが、界面の温度分布をきわめて厳密に制御する必要があることに加え、接合部に均一な加圧を行うための特別な装置・工夫が必要となり、また、界面の酸化皮膜の挙動についても考慮する必要がある。以上の点を鑑み、鋼/アルミニウム合金接合では、全く異なる材料の組合せであるがゆえに生じる熔融温度の違いを利用することで、(b)による接合を目指す。すなわち、界面の温度をアルミニウム合金の熔融温度よりも高く、鋼の熔融温度よりも低くなるように制御する。

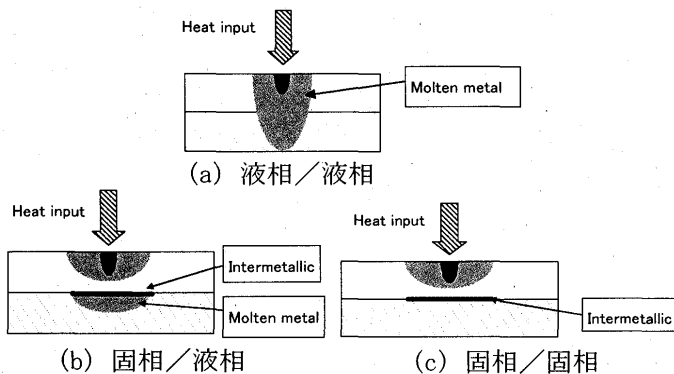


図1 レーザ異材接合における界面の模式図。

2. 3 熱伝導解析

レーザ溶接中の界面の温度分布を熱伝導解析により求め、適切なレーザ照射条件を導き出すことで、実験にかかる労力を低減するとともに、他の部品形状や材料組合せにおいても応用できる手法の開発を目指した。本研究では、レーザ照射を時間ステップごとに移動する熱流束として、境界要素法解析を行い、界面の温度分布を求めた。実際に解析を行う上で必要な被溶接材料の熱伝達係数およびレーザ入熱効率は、予備実験により求めた。まず、熱電対を取付た試験片にレーザを照射し、温度履歴を測定する。次に、実験で得られた温度履歴と一致するように熱伝達係数やレーザ入熱効率を調整しながら繰返し解析を行うことで、これらの値を求めた。

例として、レーザ出力2kW、溶接速度0.6m/minにおける解析結果を図2に示す。供試材は、鋼(SPCC)およびアルミニウム合金(A5052-0)であり、試験片形状は、40×100mm、厚さ1mmの板材とし、重ね幅は30mmとした。図2のような解析結果から、溶接方向中央部における温度分布を取出し、接合条件を推測した。例として、レーザ出力1.5kWにおいて溶接速度を変化させた場合の界面の温度分布解析

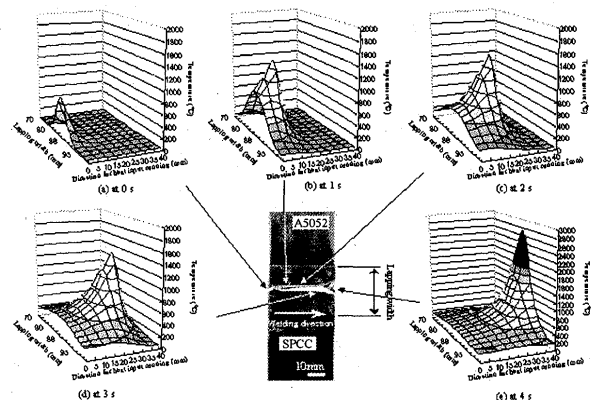


図2 レーザ接合における界面の温度分布解析例 (出力; 2.0kW, 速度; 0.6m/min)。

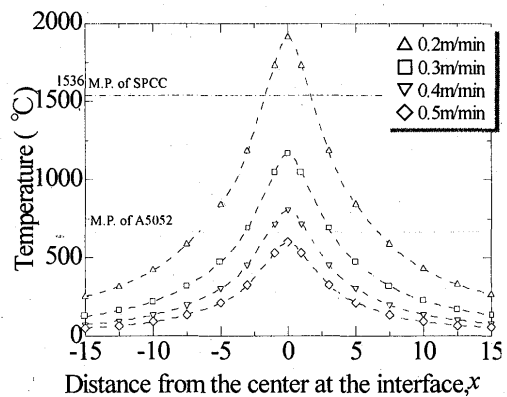


図3 中央部の界面温度分布 (出力; 1.5kW)。

結果を図3に示す。図3の横軸 (x軸) はレーザ走査方向と直角方向の位置を示し、0点は重ね幅の中心部である。本研究では、図3中に破線で示す、A5052の熔融温度からSPCCの熔融温度までの範囲において固相/液相拡散型の接合が可能であると推測した。

2. 4 レーザ接合実験

上記解析結果に基づき、接合実験を行った。接合実験の模式図を図4に示す。供試材および試験片形状は、前述の熱伝導解析と同様である。なお、実験直前に、両試験片の重ね合せ面を研磨・脱脂し、接合実験に供した。溶接実験には、Nd:YAGレーザ装置を用いた。なお、以下に示すSPCC/A5052のすべての接合実験においてレーザの焦点位置を上側試験片 (SPCC板) の表面から上方に20mm (df; +20mm) とした。また、シールドガスには流量40l/minのArガスを用いた。得られた接合体は、試験片端部の影響がないように、板幅40mmの中央部からゲージ部幅14mmとなるように試験片を切出し、せん断引張り強度試験を行った。

レーザ出力および溶接速度を変化させた場合の実験によって得られた接合可能条件と熱伝導解析により推定した接合可能条件の比較を図5に示す。同図中の△印は、接合体がレーザ照射部で著しい熔融・変形を生じるため、接合に不適切と判断した条件である。一方、同図中の×印は、供試材への入熱不足のため、良好な接合体が得られない条件である。な

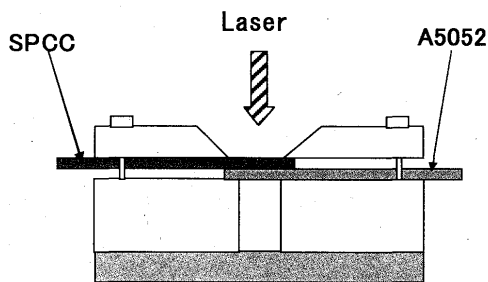


図4 レーザ接合実験模式図。

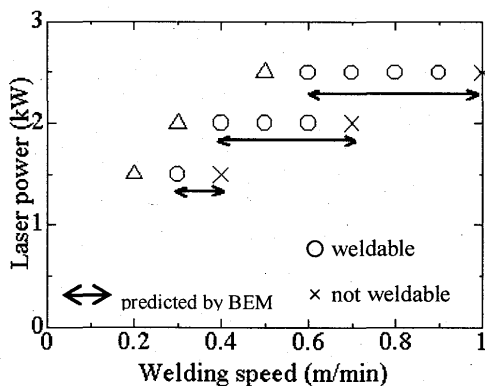
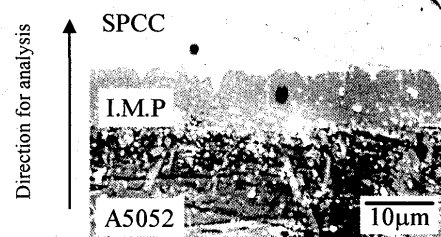


図5 解析により推定した接合条件と実験結果との比較。

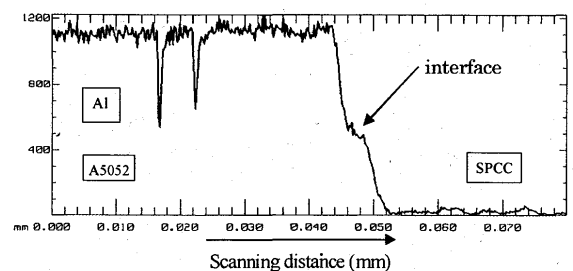
お、接合状態は、ビード概観が比較的安定している溶接線中央部付近の観察によって判断した。同図より、実験で得られた溶接条件は、解析で予測した溶接条件とほぼ一致した。なお、同様の解析を重ね幅や板厚を変えて行ったが、いずれも実験結果と予測した溶接条件はほぼ一致した。接合体の断面観察例を図6に示す。同図より、界面には、厚さ数 μm ~数十 μm の金属間化合物層が認められ、入熱量が増加すると、厚さも増加する傾向を示した。EPMA分析より、これら金属間化合物は、 Fe_2Al_3 もしくは FeAl_3 と考えられる。

せん断引張り試験の結果、接合体は金属間化合物層で破断し、破断荷重は接合面積の増加にともない増加していた。破断荷重を接合面積で除することにより求められる見かけの接合強度は約31MPaであった。

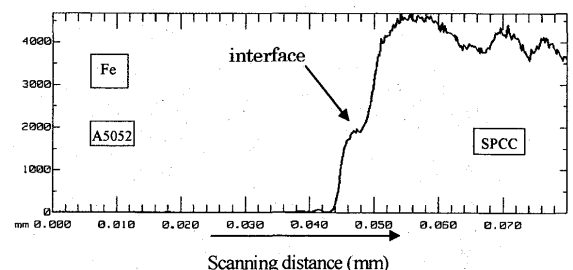
以上の結果から、界面で固相/液相の反応を生じさせることにより、金属間化合物を生成するような材料組合せにおいても、接合が可能であることが分かった。しかし、継手強度は金属間化合物が支配しているため、その生成挙動の制御が重要である。そこで、接合界面の密着性を向上させつつ、界面温度



(a) 接合部界面



(b) Al 線分析



(c) Fe 線分析

図6 接合体断面観察例および線分析結果 (出力; 2.0kW, 速度; 0.6m/min)。

分布を変化させ、金属間化合物の生成挙動をコントロールする目的で、レーザ照射下部に、寸法20×40×8mmの角柱形状のS45C製接触片を押当てた状態で解析および実験を行った。得られた溶接条件を図7に示す。同図より、解析結果と実験結果は、よく一致した。また、同レーザ出力において比較すると、接触片を用いた場合、溶接条件範囲は拡大する傾向を示した。得られた接合体の断面観察より、接触片を用いない場合には、金属間化合物層の厚さが不均一な箇所や未接合部が観察されたが、接触片を用いた場合には、比較的均一な厚さの金属間化合物層が生成していた。また、せん断引張り試験の結果、接合体の破断荷重は、接触片を用いない場合には母材(A5052)破断荷重の約73%であったが、接触片を用いた場合には、母材降伏荷重を上回る、母材破断荷重の約96%まで達した。これは、接触片により密着性が向上したことおよび界面温度分布が変化したことが原因と考えられる。例として、レーザ出力2kW、溶接速度0.4m/minにおける界面温度分布の解析結果を図8に示す。接触片を用いた場合には、用いない場合と比較して緩やかな温度分布を示している。

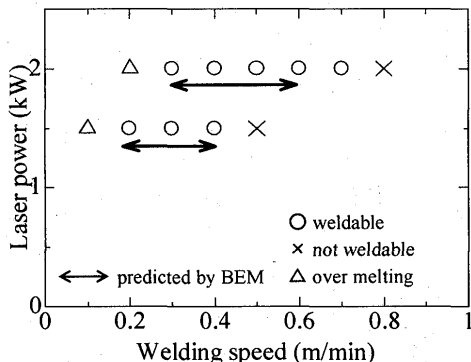


図7 接触片を用いた場合の接合条件。

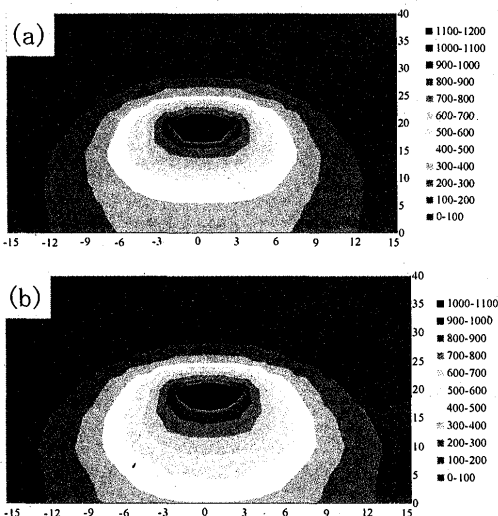


図8 界面温度分布に及ぼす接触片の影響、(a)接触片なし、(b)接触片あり。

2. 5 まとめ

界面における固相/液相反応を利用することで金属間化合物の生成を抑え、鋼/アルミニウム合金異種金属レーザ接合を実現した。境界要素法熱伝導解析により予測した接合条件は、実験結果とよい一致を示した。接触片により界面温度分布を制御することで、接合体の破断荷重が増加した。接触片の影響は、シミュレーションによっても認められ、界面温度分布が変化していた。

3. ぜい性材料のレーザ切断

3. 1 背景

現在、セラミックスやガラスなど、ぜい性材料の加工には、主としてダイヤモンド工具や砥石などが用いられている。これらの手法は、高精度でかつ生産性にも優れているが、一方で、切削粉の飛散や場合によってはマイクロクラックの発生などが問題となる。他方、非接触の加工方法としてレーザを利用した手法があるが、一般的には、材料の熔融・蒸発をとまうため、熱ひずみの影響や精密な加工面が得難いといった問題点がある。そこで、図9に模式図を示すように、レーザ照射により発生する熱応力を利用し、き裂を進展させる手法が提案されている^{12)~24)}。しかしながら、これまでの報告によると、き裂進展挙動を制御できず、レーザ照射行路とき裂進展経路にずれが生じ、実用的な精密加工法として十分には確立されていない。この問題を解決するためには、詳細な熱応力解析に基づく破壊力学的な検討が不可欠である。本稿では、有限要素熱伝導解析によりレーザ照射によって生じる熱応力分布を求め、破壊力学的な検討によりき裂進展経路を予測し、実際の切断実験の結果と比較した結果を示す。

3. 2 レーザ切断実験

実験にはNd:YAGレーザ加工機(iLS-YC-40A, IHI製)を使用した。供試材としてソーダ石灰ガラスを用いた。試験片寸法は、厚さ1.77mm、40mm×20mmとした。後述の解析において用いた、供試材の物理的お

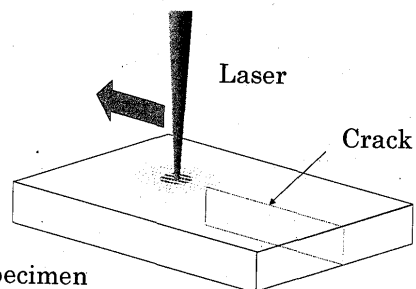


図9 レーザ精密切断模式図。

よび機械的性質を表1に示す^{25), 26)}。なお、同表中の反射率はYAGレーザーがガラス表面に入射角 $0\sim 30^\circ$ で入射した場合の片面の値を示している²⁷⁾。また、供試材の破壊じん性値 K_{IC} は、IF法 (Indentation Fracture)²⁸⁾より実測した結果、 $0.83\text{MPa}^{1/2}$ であった。後述する熱伝導解析において必要なレーザー吸収率は、簡易的な予備実験により測定した。パワーメータを用いてレーザー出力を測定した後、供試材をレーザー光路に対して垂直に挿入したときの出力を測定し、損失分を計算した。ただし、レーザーはガラスの上下面で反射するため、反射率分を考慮した。測定の結果、レーザー吸収率は5.5%であった。試験片を図10に示すように治具に取付け、レーザーを試験片表面に垂直に照射し切断実験を行った。試験片表面は実験直前にアセトン洗浄した。レーザー照射開始位置

表1 供試材の物理的および機械的性質。

Softening temperature [°C]	730
Thermal conductivity [W/mK]	1.03
Density [kg/m ³]	2520
Thermal diffusivity [mm ² /sec]	0.47
Specific heat [J/kg]	800
Heat transfer coefficient [W/m ² K]	10
Thermal expansion coefficient [$\times 10^{-6}\text{K}^{-1}$]	8.7
Reflectivity %	4
Young's modulus [MPa]	7160
Poisson ratio	0.23

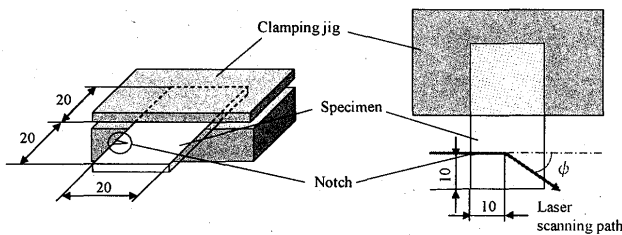


図10 レーザ切断実験模式図。

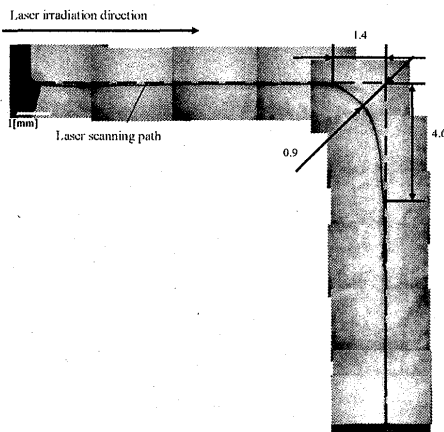


図11 切断経路の観察例 ($\phi = 90^\circ$)。

にダイヤモンドカッターによりスタータき裂を導入した。端部から10mmの位置までレーザーを直線状に照射した後、レーザー照射方向 ϕ を 0° , 30° , 60° および 90° と変え、そのときのレーザー照射行路とき裂進展経路のずれを測定した。本実験では、発振形態をCW、レーザー出力を0.5kWとした。また、レーザーの送り速度を20mm/secとし、試験片の熔融を避ける目的で+3mmデフォーカスさせた。なお、この状態でガラス上面に照射されるレーザーのスポット径は2.1mmである。

例として、 $\phi = 90^\circ$ にレーザー照射方向を変化させた場合の切断後の試験片外観写真を図11に示す。同図より、レーザー照射行路とき裂進展経路にずれが認められる。また、き裂がずれ始める位置は、レーザー照射方向 ϕ にかかわらず、方向を変える位置から約1.4mm手前であった。すなわち、レーザー切断中に、き裂はレーザースポットの後方を追従しており、レーザーの照射方向が変わると同時にき裂先端の主応力方向が大きく変化したため、き裂進展方向にずれが生じたと考えられる。

3.3 有限要素法解析

本研究では、FEMプログラムとして汎用有限要素FEM解析ソフトABAQUS (Ver. 6.3)を、モデル作成にプリプロセッサMENTAT2001を用い、き裂進展挙動の解析を行った。要素は、8接点線形れんが型要素を使用した。解析モデル左端のレーザー照射開始位置には、レーザー切断実験同様、深さ0.2mmの切欠きを導入し、先端をき裂発生位置とした。また、レーザー切断試験において、治具で固定した部分の接点をx, y, z方向に拘束した。本研究で使用したYAGレーザーのデフォーカス量+3mmにおけるビーム強度分布をビームプロファイラにより調べた結果に基づき、解析におけるレーザー照射をガウス分布を示す熱流束として与えた。本解析では、連続的に照射され移動するレーザーを、0.05secごとにその位置を移動する熱流束とした。また、レーザーはガラスの板厚方向に様に吸収されるものとし、ガラス上面から下面へ向けたレーザーの広がりも考慮して解析を行った。解析においては、き裂が開いていない状態を仮定し、ガラスと空気の熱伝導率の違いを考慮しないものとした。さらに、解析結果から、試験片の上面と下面に生じる熱応力にほとんど差が見られなかったため、き裂進展の解析にはガラス上面 (レーザー照射面) の熱応力のみを用いた。

解析手順は、以下の通りである。

- ①解析モデルを2つ作成し、一方に熱流束を与え、

照射時間ごとの温度分布を求める。もう一方のモデルにはき裂を導入し、得られた温度分布より熱応力解析を行う。

②き裂先端近傍の熱応力分布より、外挿法を用いてき裂先端の応力拡大係数 K_I および K_{II} を求める

③最大接線方向応力による応力拡大係数 $K_{\theta \max}$ によりき裂が進展するとし、き裂の進展方向 θ_0 、および $K_{\theta \max}$ を求める²⁹⁾。

④き裂進展条件を $K_{\theta \max} > K_{Ic}$ とし、この条件を満たす位置までき裂を進展させる。ただし、き裂先端に圧縮応力が働く場合には、その時点でき裂進展が止まるものとした。なお、 K_{Ic} の値は、上述の実験より求めた値を用いた。

⑤き裂を進展させたモデルを作成し、以上の手順を繰り返す。

前述の割断実験と同様に、レーザを10mm直線状に照射した後、レーザ照射方向 ϕ を変化させ、き裂進展のシミュレーションを行った。例として、 $\phi = 90^\circ$ の場合の解析結果と実験結果の比較を図12に示す。解析で得られたき裂進展経路は実験結果とほぼ一致し、き裂進展経路がレーザ走査経路とずれ始める位置も、実験結果とほぼ等しく、レーザ走査方向を変化させた位置から1.41mm後方であった。すなわち、連続的に割断を行うためには、レーザ照射位置の後方に位置するき裂先端に、き裂進展に必要な大きさの応力拡大係数を生じさせる熱応力を発生させ続ける必要がある。

上述のように、レーザ割断では、き裂先端の最大接線方向応力による応力拡大係数がき裂進展挙動を支配しており、最大接線方向応力の方向 θ_0 にき裂が進展することになる。そこで、加工中にき裂進展方向 θ_0 をレーザ走査方向へ積極的に近づけるため、二点熱源（ツインレーザビーム）を利用した手

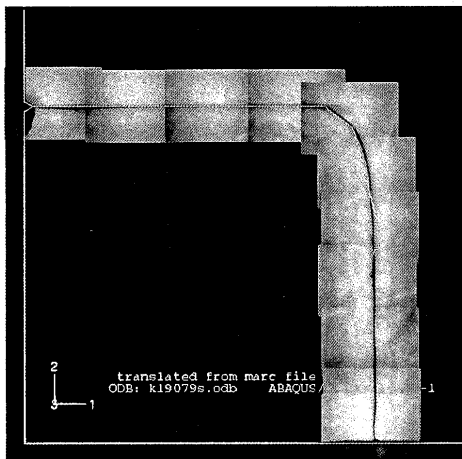


図12 シミュレーションと実験結果の比較 ($\phi = 90^\circ$) .

法を有限要素法解析により検討した。図13に示すように、ツインビームを進行方向に対して平行に配置し、ツインビーム間にき裂先端が位置する場合のき裂進展挙動を解析により調べた。ここでは、前方のビームを解析モデル中心まで照射した後、後方のレーザの照射方位を $\phi = 30^\circ$ に変えた。なお、後方のレーザ照射方位 ϕ とき裂進展方向 θ_0 は、図13に示すように、もとのき裂進展方向を基線とし、そこから反時計方向へのそれぞれの回転角度とした。使用した解析ソフトおよび基本的な解析手順は、前述と同様である。レーザ出力および送り速度は、前述の割断実験と同一とした。また、ビーム間距離は1mmとし、ツインビームが重なることを避けるため、ジャストフォーカス時のレーザスポット径0.7mmとした。なお、レーザスポット径の縮小にともない、熱流束を移動させる間隔を0.025secとした。ツインビームの強度比を変えた場合の応力拡大係数の変化を図14に示す。同図より、ツインビームの強度比を調整することで K_I/K_{II} 比、すなわち、引張りとせん断による応力拡大係数の比が変化することがわかる。これを利用することで、最大接線方向応力による応力拡大係数 $K_{\theta \max}$ の方向、すなわち、き裂進展方向 θ_0 を変えることが可能である。き裂進展方向 θ_0 とシングルビームのレーザ方位 ϕ およびツインビームの後方レーザの照射方位 ϕ の関係について図15に示す。同図より、ツインビームでは、ビームの強度比を変えることにより、き裂進展方向 θ_0 を後方レーザの照射方位 ϕ に近づけることができる。例として、ツインビームの後方レーザの照射方位 $\phi = 30^\circ$ とし、さらに引き続き、レーザを 30° 方向に走査した場合

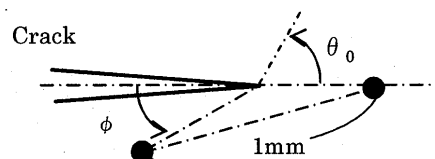


図13 ツインビーム模式図.

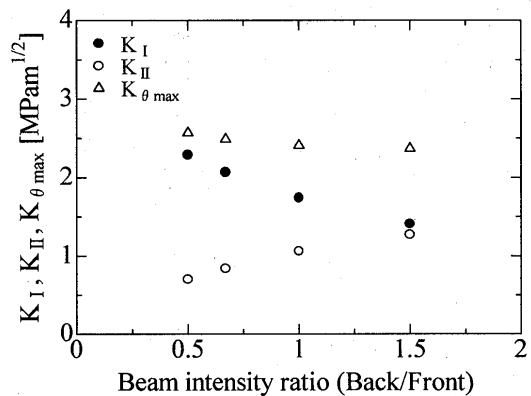


図14 ビーム強度比による応力拡大係数の変化 ($\phi = 30^\circ$) .

のき裂進展経路の解析結果を図16に示す。同図より、き裂がほぼレーザー走査方向に進展している。すなわち、ツインビームは強度比を変えることにより θ_0 を変化させることができるため、シングルビームに比べてわずかなレーザー照射位置の変更でき裂を狙った方向に進展させることが可能であり、任意形状割断のためのレーザー照射行路の予測がシングルビームの場合よりもはるかに容易である。

3. 4 まとめ

レーザー照射により生じる局所的な熱応力を利用し、ガラスを割断することができた。有限要素解析の結果、き裂進展挙動は、最大接線応力による応力拡大係数に支配されており、シミュレーションと実験結果はよい一致を示した。き裂進展方向を制御するため、2点熱源（ツインレーザービーム）について解析を行った結果、ビーム強度比を変化させることで、き裂進展方向をコントロールできることがわかった。

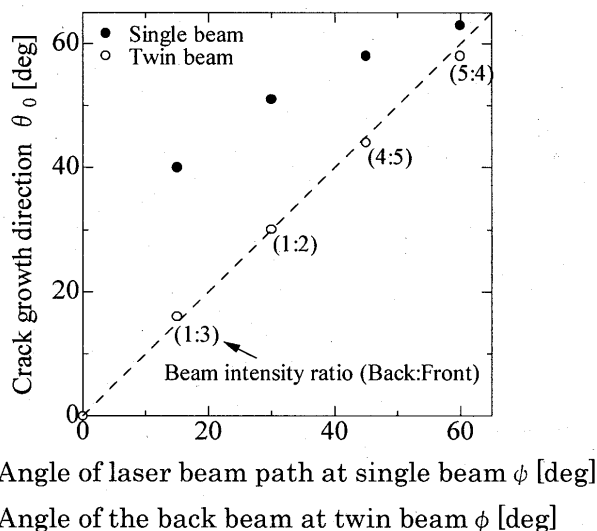


図 15 シングルビームとツインビームによるき裂進展方向の比較。

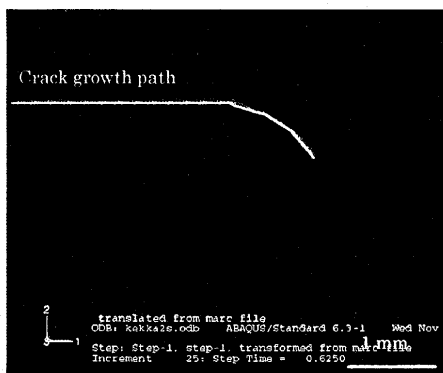


図 16 ツインビームによるき裂進展のシミュレーション ($\phi=30^\circ$)。

4. マグネシウム合金のレーザークラディング

4. 1 背景

マグネシウムは、比重が鋼の1/4倍、アルミニウムの2/3倍と非常に小さく、また、比強度が高い。そのため、自動車など輸送機器への適用による車体の軽量化により、高効率動力源の開発のみでは達成できない燃費向上に対して非常に効果的であると考えられる。しかし、マグネシウム合金は、たとえば、高湿度環境中で疲労負荷を受けると腐食ピットが発生し、疲労寿命が著しく低下する³⁰⁾。また、機器・構造物において数多く存在する、はめ合部やボルト締結部などの機械締結部で生じるフレット疲労による疲労寿命の低下も大きな問題である。これらを解決するための一つの手段として、表面処理が考えられる。マグネシウム合金において、主に耐食性の向上を目的とした陽極酸化や化成処理など様々な手法が用いられている。しかし、これら既存の表面処理は、フレット疲労はもとより、疲労負荷も考慮されておらず、改質層およびその母材との界面が疲労破壊起点となり、結果的に疲労強度の低下を導く場合も多い³¹⁾⁻³³⁾。また、大型複雑形状部品を生産性に優れたダイカスト法などにより一体で製造する場合、それぞれの場所により要求される、異なる表面機能を付加するためには、局所的な表面改質法が望ましいと考えられる。以上のような背景に鑑み、本研究では、母材表面に別の材料を密着させ、結果として明確な界面が存在してしまうコーティングのような手法ではなく、表面から母材内部に向けて傾斜機能的に、しかも、局所的に改質が可能と考えられる、レーザークラディング法に着目した。この手法は、レーザー照射により母材と改質粒子を溶解・混合させ、複合化・合金化する手法である。現在、エンジンのバルブなどに実用化されており、マグネシウム合金に関する研究例があり³⁴⁾、問題点として、レーザー照射によるアンダーカット欠陥の発生や改質粒子の混合が不均一になること、などがある。そこで、本研究では、とくに、二点熱源（ツインビーム）の効果について検討した。

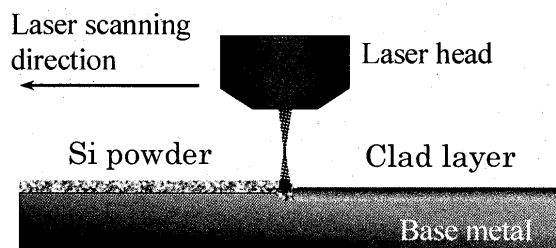


図 17 レーザクラディング模式図。

4. 2 実験方法

図17にレーザクラディング法の模式図を示す。本研究では、クラディング層における Mg_2Si の生成を期待し、母材をAZ31マグネシウム合金、改質材をシリコンとした。マグネシウムとシリコンの化合物であるマグネシウムシリサイド (Mg_2Si) はマグネシウムに比べて硬さが高く、耐腐食性にも優れている。熱源には、出力2.0 kWのNd:YAGレーザを用いた。本研究では、一つのビームを照射するシングルビーム、レーザ走査方向と垂直方向に二つのビームを配置する並行型ツインビーム、レーザ走査方向に二つのビームを配置する追従型ツインビームの三種類のビーム照射法について検討した。

まず、シングルビーム照射によるクラディング層について検討した。改質材であるシリコン粉末の量、レーザ走査速度およびデフォーカス距離を変化させて実験を行った。その結果、条件によっては、レーザクラディング処理を施すことで、母材表面に Mg_2Si 化合物層を形成することができた。図18(a)に、シングルビームによるクラディング層断面観察例を示す。シングルビームでは、均質な化合物層を得にくく、とくに、溶融部縁部にシリコン粉末が塊状に存在する場合が認められた。また、場合によっては、アンダーカット欠陥が認められた。

次に、レーザビームを走査方向に対して垂直方向に配置した並行型ツインビームについて検討した。本研究では、シングルビームの光路上にプリズムを配置することでツインビーム化し、二つのビームの合計照射面積がシングルビームの場合と等しい条件で実験を行った。並行型ツインビームの場合、走査速度が高くなるのにもない、シリコンの未溶融・未混合部分が増加する傾向が認められた。また、それぞれのビームが別々の箇所を照射し、入熱が分散したため、並行型ツインビームではシングルビームと比べ溶け込み深さが小さかった。並行型ツインビームによるクラディング層断面観察例を図18(b)に示す。並行型ツインビームのビーム間中央部では、シリコンを多く含む、攪拌が不十分と考えられる領域が認められた。また、溶融池側部および底部では

シリコンおよびその化合物が塊状に点在しており、均質な組織を得ることはできなかった。すなわち、並行型ツインビームでは、シングルビームと異なる溶融池形状は得られたが、溶融池全体を均質に混合し、 Mg_2Si を生成させることは困難であった。

さらに、走査方向と同方向にツインビームを照射する、追従型ツインビームについて検討した。追従型ツインビームでは、シングルビームより小さなスポット径が進行方向に対し二つ並んでいるため、ビード幅はシングルビームよりも小さくなった。また、追従型ツインビームの場合、初めのビームにより形成された溶融池を後方のビームが照射し、さらに深い部分まで溶かすため、シングルビームよりも溶け込みが大きかった。追従型ツインビームによるクラディング層の断面観察例を図18(c)に示す。同図より、溶融池側部および上部において、シリコンおよびその化合物の塊が観察される場合もあったが、シングルビームおよび並行型ツインビームで認められたような溶融池底部での Mg_2Si の塊は、追従型ツインビームの場合にはほとんど確認されず、溶融池内部でシリコンが比較的均一に分散していた。また、改質層から母材に向かい、シリコンの濃度が徐序に変化している様子も確認された。しかし、レーザ走査速度の増加にともない、溶融池中央部では母材とシリコンの混合が不十分な領域が認められるようになった。高速度カメラによりクラディング中のレーザ照射部を観察した結果、前方のレーザにより形成された溶融池に後方のレーザが照射されている様子が確認された。この後方のレーザ照射により生ずる溶融金属の攪拌が、溶融池に存在しているシリコンを均一に分布させたと考えられる。

4. 3 有限要素法解析

有限要素法熱伝導解析より、各ビーム照射法によって生じる温度分布を求めた結果の例を図19に示す。並行型ツインビームの場合の最高温度は、シングルビームおよび追従型ツインビームの場合よりも低かった。並行型ツインビームの実験において、シリコンの塊が多く認められたが、これは、表面がシリコ

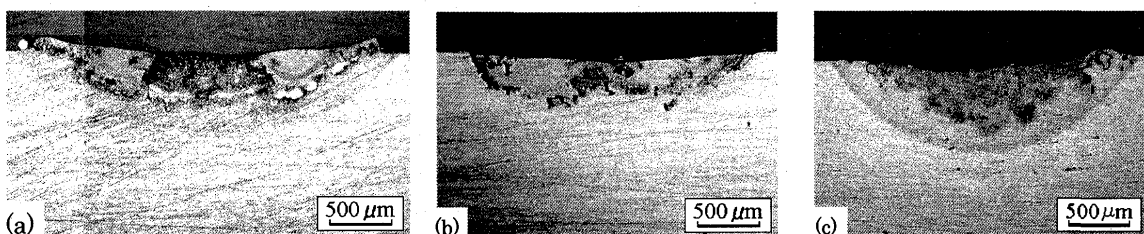


図 18 クラディング層の断面観察例 (速度 ; 2.0m/min) , (a) シングルビーム, (b) 並行型ツインビーム, (c) 追従型ツインビーム.

ンの溶融温度に達していなかったことが原因と考えられる。他方、追従型ツインビームでは、その他の照射方法に比べ、母材が溶融している時間が長く、これがシリコン粉末を効率よく混合した一因と考えられる。また、追従型ツインビームの場合、走査速度が高いと、前・後のビームの温度分布が重なるため、ツインビームの効果が小さかった。

解析で求めた温度分布に基づき、主として表面張力に基づく対流を仮定し、熔融金属の攪拌挙動を調べた。解析結果の例を図20に示す。同図(a)に示すように、シングルビームの場合、レーザの照射点から外側へ熔融金属の流動が生じ、熔融池の中央部では流れはほとんどないことが分った。実際にレーザを照射したクラディング後の断面観察でも、シングルビームでは表面および中央部にシリコン化合物が存在していなかった。図20(b)に示す、並行型ツインビームでは、各ビームの照射点からそれぞれ外側へ熔融金属が流動し、2つのビームの中央部では、それぞれの流れが衝突することで下方向へ向かう新しい流れが生じていた。実際の試験片の断面観察においても、中央部にシリコン化合物の塊が存在していた。図20(c)に示す追従型ツインビームでは、前・後熔融池の間の中央部で激しい渦が生じ、シリ

コンが攪拌されるため、実験においても、 Mg_2Si が改質層に均質に分布していたことがわかった。

4. 4 まとめ

Si粉末を改質材とし、AZ31マグネシウム合金のレーザクラディングを行った結果、改質層には Mg_2Si が生成していた。シングルビームおよび並行型ツインビームでは、改質層/母材界面にSiおよび Mg_2Si の塊が認められた。他方、追従型ツインビームでは、良好な攪拌状態が得られ、改質層/母材界面近傍において傾斜組成的な状態を示した。各レーザ照射における熔融金属の攪拌挙動を有限要素法により解析した。追従型ツインビームでは、先行ビームにより生成した熔融池を、追従ビームにより効率よく攪拌することがわかった。

参考文献

- 1) 中田一博, 異材接合への期待とその展望, 溶接技術, 8, 2002
- 2) 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, 484, 1999.
- 3) 黒田晋一, 楨野一郎, 加田勝彦, 才田一幸, 西本和俊,

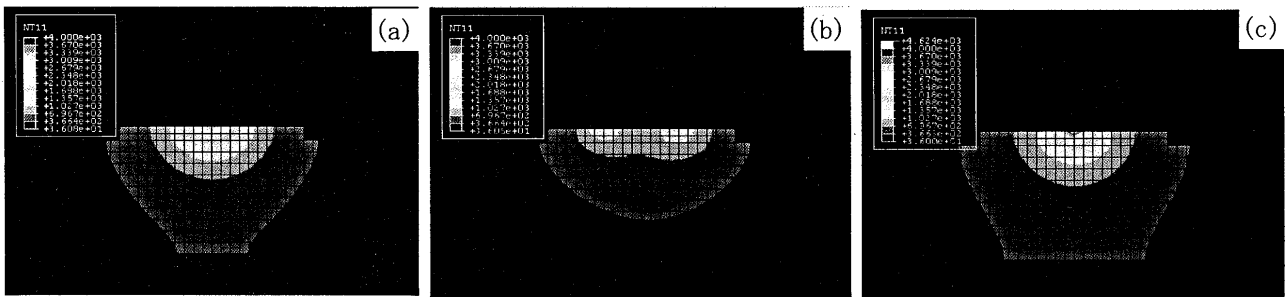


図19 熔融金属の攪拌挙動, (a)シングルビーム, (b)並行型ツインビーム, (c)追従型ツインビーム。

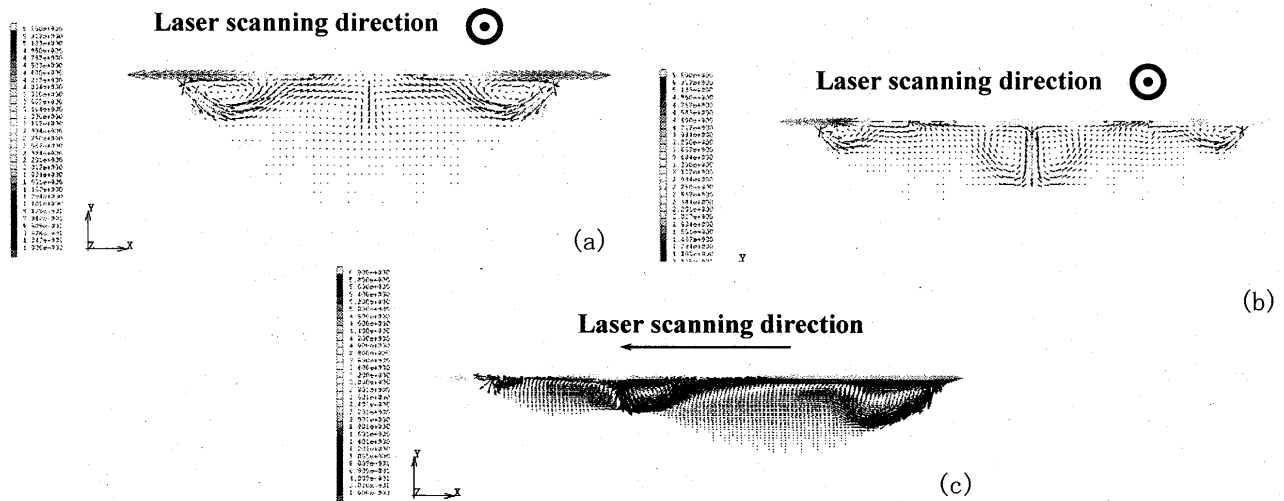


図20 温度分布解析例 (速度 ; 0.2m/min) , (a)シングルビーム, (b)並行型ツインビーム, (c)追従型ツインビーム。

- Agインサート金属によるA6061/SUS316の拡散接合性の改善と数理的手法によるその定量的評価, 溶接学会論文集, 17-4, 519, 1999.
- 4) 越智秀, 小川恒一, 山本義秋, 菅泰雄, 2017および6061アルミニウム合金とS45C炭素鋼の摩擦圧接, 材料, 45-4, 459, 1996.
 - 5) 越智秀, 小川恒一, 山本義秋, 橋永繁毅, 菅泰雄, 大西忠一, A6061アルミニウム合金とSUS304ステンレス鋼の摩擦圧接継手の静的強度, 軽金属, 46-10, 500, 1996.
 - 6) 越智秀, 小川恒一, 山本義秋, 菅泰雄, 6061アルミニウム合金とSUS304ステンレス鋼の摩擦圧接継手の動的強度, 軽金属, 47-6, 347, 1996.
 - 7) 福本信次, 大橋幹生, 椿野春繁, 沖田耕三, 有年雅敏, 富田友樹, 後藤浩二, A6061アルミニウム合金とSUS304ステンレス鋼の摩擦圧接部組織, 軽金属, 48-1, 36, 1998.
 - 8) 篠田剛, 小川雅史, 遠藤誠一, 宮原一哉, アルミニウムと炭素鋼の摩擦圧接, 溶接学会論文集, 18-3, 365, 2000.
 - 9) 福本昌宏, 椿正己, 下田陽一郎, 安井利明, 摩擦攪拌作用によるADC12/SS400材料間の接合, 溶接学会論文集, 22-1, 309, 2004.
 - 10) E. Schubert, I. Zemer and G. Sepold, Laser Beam Joining of Material Combinations for AutoMotive Applications, Konferenzband LASER '97 Munich, 212, 1997.
 - 11) 片山聖二, 松縄朗, 臼井良輔, アルミニウムと鉄のレーザ異材接合, 熱源センターだより, No.14, 30, 1998.
 - 12) 今井康文, 森田英毅, 高瀬徹, 古賀博之, 脆性材料の熱応力による切断加工の可能性, 日本機械学会論文集, A 55-509, 147, 1989.
 - 13) 森田英毅, 今井康文: 円状均一加熱下の熱応力によるき裂の進展, 日本機械学会論文集, A5 6-524, 850, 1990.
 - 14) 今井康文, 森田英毅, 高瀬徹, 移動熱源による半無限き裂の応力拡大係数, 日本機械学会論文集, A56-524, 855, 1990.
 - 15) 今井康文, 平田勝久, 高瀬徹, き裂面加熱による平板中のき裂の開口, 日本機械学会論文集, A57-544, 2897, 1991.
 - 16) 黒部利次, 川向徳康, 高尾利幸, YAGレーザによるガラスの精密切断, 材料, 42-479, 1004, 1993.
 - 17) 黒部利次, 永井久司, 川向徳康, YAGレーザによるガラスの曲線切断, 材料, 43-492, 1147, 1994.
 - 18) 黒部利次, 市川和浩, 永井久司, YAGレーザによるシリコンウエハの切断, 材料, 44-497, 159, 1995.
 - 19) 才本明秀, 今井康文, 森田英毅, き裂面加熱に伴う半無限き裂の熱応力拡大係数, 日本機械学会論文集, A62-597, 1172, 1996.
 - 20) 黒部利次, 野口通一, 松本貴, YAGレーザによるシリコンウエハの精密切断, 精密工学会誌, 62巻-1, 95, 1996.
 - 21) 黒部利次, 松本貴宏, 液晶ディスプレイ表示(STN方式)用基板ガラスのYAGレーザによる切断, 精密機械学会誌, 63-7, 1018, 1997.
 - 22) C.-H. Tsai and C.-S. Liou, Applying an On-line Crack Detection Technique For Laser Cutting by Controlled Fracture, Int. J. Adv. Manuf. Technol., 18, 724, 2001.
 - 23) Chwan-Huei Tsai, Hong-Wen Chen, Laser cutting of thick ceramic substrates by controlled fracture technique, Journal of Materials Processing Technology, 136, 166, 2003.
 - 24) Chwan-Huei Tsai, Chien-Jen Chen, Application of iterative path revision technique for laser cutting with controlled fracture, Optics and Lasers Engineering, 41, 189, 2004.
 - 25) 作花済夫, ガラスハンドブック, 朝倉書店, 1975.
 - 26) 日本機械学会, 伝熱ハンドブック, 紀伊国屋書店, 1993.
 - 27) セントラル硝子(株)HP: 板ガラスの設計技術.
 - 28) 田中紘一, 圧痕まわりの弾塑性応力場と破壊じん性値, 日本金属学会誌, 48-12, 1157, 1984.
 - 29) 結城良治, 界面の力学, 培風館, (1993).
 - 30) Zainuddin bin Sajuri, 宮下幸雄, 武藤睦治, AZ61マグネシウム合金押出材の疲労強度特性, 軽金属, 52-4, 161 (2002).
 - 31) Sabrina A. K., Y. Miyashita, Y. Mutoh and T. Koike, Effect of Environment on Fatigue Properties of Anodized AM60 Die-cast Mg Alloys, 日本材料学会第54期総会・学術講演会講演概要集, 397 (2005).
 - 32) 永井修次, 松澤和夫, 嵯峨常生, 秋本政弘, AZ31マグネシウム合金の機械的性質に及ぼす表面処理の影響, 軽金属学会第96回春期大会講演概要, 83 (1999).
 - 33) A. J. Eifert, J. P. Thomas and R. G. Raterick, Influence of Anodization on the Fatigue Life of WE43A-T6 Magnesium, 8, 929-935.
 - 34) 高木亨, 柴田浩樹, 鎌土重晴, 小島陽, 平賀仁, 井上尚志, レーザクラディングによるA91Dマグネシウム合金の表面改質, 軽金属, 51-11, 2001.

(2006.9.1受付)