



## セラミックスのレーザー溶接

丸尾 大\* 宮本 勇\*\*

### 1. はじめに

近年セラミックスのもつ秀れた耐蝕性、耐摩耗性、高温における安定性と高強度が注目されている。とくに工業用材料の使用環境は年々苛酷になる傾向にあり、従来金属やプラスチックが用いられた部品も多くの場合セラミックスへ置換える検討がなされている。その場合、金属やプラスチックのように機械加工、塑性加工、溶接などにより希望する形状・寸法に自由に加工できることが望ましいが、セラミックスの大きな欠点はこれらの加工が困難または不可能なことである。そのためセラミックスは多くの場合焼成したまま加工せずに使用されるのが現状である。しかし、焼成したままのセラミックスは成形過程の素材密度、加圧力、温度等が均一でないため大きな寸法公差は避けられない。とくに形状が複雑なものや大きな部品ではこのような不均一性や固有の内部欠陥が増大するために、この傾向は著しい。そのため、精度や均一性の高い小さな部品から大型部品に組上げたり、焼成のみによっては困難な複雑な形状の部品を作成する接合技術の開発がどうしても必要である。

従来のセラミックスの接合はろう付、接着、機械的接合に限られていたが、耐熱性、耐蝕性、機械的強度、気密性などに問題があった。最も信頼性が高く、一般的な接合法は勿論溶融溶接法であるが、脆くて多孔質であるため金属材料の溶接の常識からは不可能とされてきた。

また、材料が絶縁体であるため、溶接用熱源としてアーク等の電気的エネルギーが利用でき

ず、また融点が高いため高エネルギー密度の熱源が要求される。最近、加工熱源としてのレーザーの進歩が著しく、各種セラミックスの穿孔、切断、スクライビング等の除去加工にレーザーが広く用いられており、溶接用熱源としてもレーザーが最適であると思われる。

溶融溶接の対象となるセラミック材料にも制限があり、炭化物、窒化物などで融点をもたず高温で分解するものは除外され、主として酸化物に可能性が考えられる。

そこで著者らは工業的に最も広く用いられている  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{SiO}_2$  系焼結セラミックにたいし、 $\text{CO}_2$  レーザを用いて溶融溶接を試みた。一連の研究から、適正な溶接条件下では満足ゆく溶接継手を得られることがわかった。以下著者らが開発したセラミックスの溶接技術と溶接継手の性質について述べる。

### 2. 材料と溶接法

表1は溶接に用いた  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{SiO}_2$  系セラミックの主成分と物理的性質を示す。材料はムライトセラミック (48, 55, 59 wt%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) とアルミナセラミック (90, 95, 99.5 wt%  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) に大別される。低アルミナ組成ほど熱伝導率は低く、例えばムライトセラミックではステンレス鋼の $\frac{1}{2}$ 程度である。

図1の実線は  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{SiO}_2$  系安定平衡状態図である。溶接ビード中では冷却速度が速いため、破線、鎖線で示す準安定状態となり、ムライトも母材のそれと結晶構造の異なる準安定ムライトとなる。

被溶接材としての焼結セラミックは表2のように、多孔質・脆い・低熱伝導率という特徴をもつ。そのため、(a)溶接ビード中に気泡が残留しやすく、継手強度、気密性の低下につながる、(b)溶接に伴う熱応力を塑性変形で緩和で

\*丸尾大 (Hiroshi MARUO), 大阪大学, 工学部, 溶接工学科, 教授, 工博, 溶接物理

\*\*宮本勇 (Isamu MIYAMOTO), 大阪大学, 工学部, 溶接工学科, 講師, 工博, 溶接物理

表1 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> セラミックスの主な組成と物理的性質

Chemical compositions	Mullite			Alumina		
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (Wt%)	48	55	59	91	95
SiO <sub>2</sub> (Wt%)	47	41	38	7	4	0.1
Heat conductivity (400°C) cal/cm-sec-°C	6.4 × 10 <sup>-8</sup>	6.9 × 10 <sup>-8</sup>	7.5 × 10 <sup>-8</sup>	1.6 × 10 <sup>-2</sup>	1.7 × 10 <sup>-2</sup>	2.0 × 10 <sup>-2</sup>
Coefficient of thermal expansion (20~1000°C) × 10 <sup>-6</sup>	4.5	4.9	5.6	7.3	7.8	8.1
Apparent density g/cm <sup>3</sup>	2.5	2.6	2.8	3.6	3.7	3.9

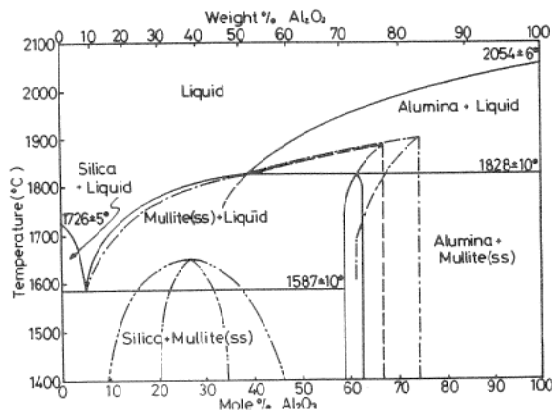


図1 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 平衡状態図

表2 被溶接材としての焼結セラミックスの性質

Property of ceramics	Possible weld defects
Porous (Sintered structure)	Porosity weld
Brittle (ΔT ≅ 200°C) <sub>max</sub>	Weld crack
Low thermal conductivity → (High temperature)	crack Underfill (High vapor pressure)

きないため、溶接割れを生ずる（熱衝撃温度差 ΔT ≅ 200°C 程度で破壊）、(c) ビーム照射部が過熱されやすく、蒸発による材料損失のためアンダーフィルを生じる、などの問題点をもっている。これらに対処しうる溶接法を開発することが必要である。

図2に溶接装置の略図を示す。レーザービームは位相のよくそろった単色光であるから、回折限界に近いスポット径にまで収束できる。本実験では連続的に最も高い出力の得られるCO<sub>2</sub> レーザ（出力1KW、波長10.6μm）を用いた。10インチの焦点距離のレンズによる焦点での実測スポット径は約0.27mmである。

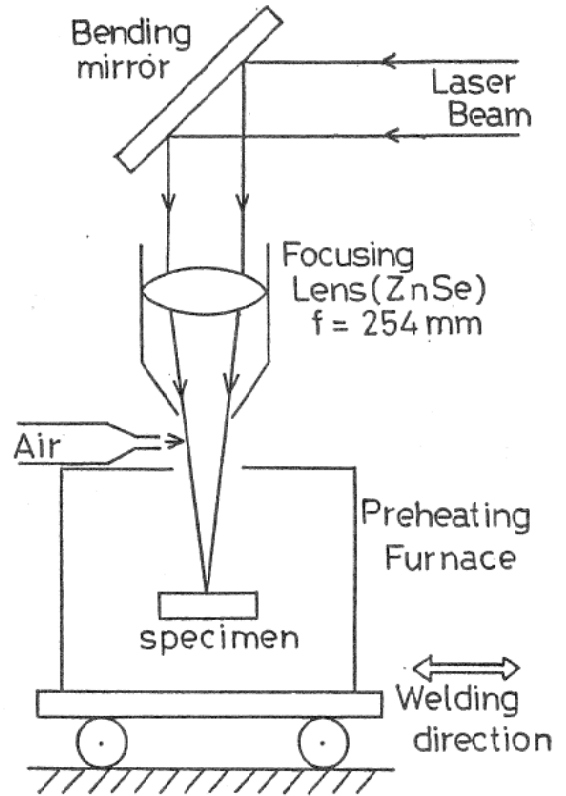


図2 レーザ溶接装置

溶接中に生ずる熱応力を緩和するために、材料は電気炉で予熱し、炉上部の狭いスリットを通して大気中にてレーザー溶接した。溶接部からはレンズに向けて蒸気柱が吹き上るため、圧縮空気でレンズを保護している。

### 3. 溶接ビード形成過程と形状

焦点の位置を変化させたときの48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> のムライトセラミックスのビード形状を図3に示す。パワー密度が低いとき、レーザービームは試料表面で吸収されて熱にかわる。材料内部は主として表面からの熱伝導により加熱されてビードが形成される（熱伝導型ビード）（図

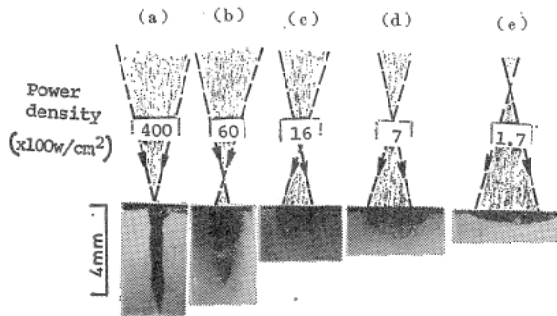


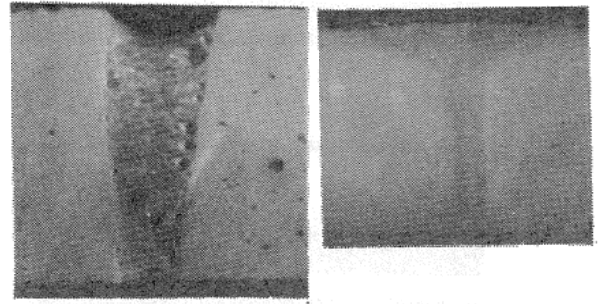
図3 ビームの焦点位置によるビード形状の変化 (48Wt%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) (レーザーパワー 200W, 溶接速度 20cm/min)

3(e)). パワー密度が高くなり、蒸気圧が融液の表面張力よりも大きくなると液面は押し下げられ(キャビティ形成)、レーザービームは試料内部を直接加熱する(図3(a)~(e)). ビームが通過した後、キャビティは融液によって連続的に埋められ、深いビード(深溶込み型ビード)が形成される。熱伝導型から深溶込み型のビードに移行するところで最も蒸気が排出されやすくなり、深い窪み(アンダーフィル)をつくるために溶接継手の強度は低くなる。焦点が試料面上にあるとき、蒸気は細長いキャビティの壁でトラップされ易く、アンダーフィルの少ない、深いビードとなる。

59Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> では48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> よりいく分蒸発量が多く、アンダーフィルが大きい。そのとき、ビード表面中央部では両側から成長する柱状晶がぶつかり合うところに切り欠き状の窪みを生ずる(図4 a)。これは後に述べるように応力集中源となり、継手の強度を低下させる。

アルミナセラミックスではワインカップ状のビードとなり、表面の幅が広がる(図4d)。このビードの拡がりにはキャビティ入口付近にプラズマが発生し、レーザービームを吸収して間接的に材料を加熱するためといわれている。その結果レーザービームがキャビティに直接入射するのが妨げられてビードは浅くなる。この傾向は材料の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 組成が多いほど著るしくなる。

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 組成が多いほど熱伝導率が大きく、図5に示すように、プラズマの影響も顕著となるために、溶込み深さは浅くなる。溶込み深さはほぼ溶接速度に逆比例する。ムライトセラミ



(a)

(b)

図4 (a) 59Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> のビード断面(板厚 4mm, 1000W)  
(b) 99.5Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> のビード断面(板厚 2mm, 400W)

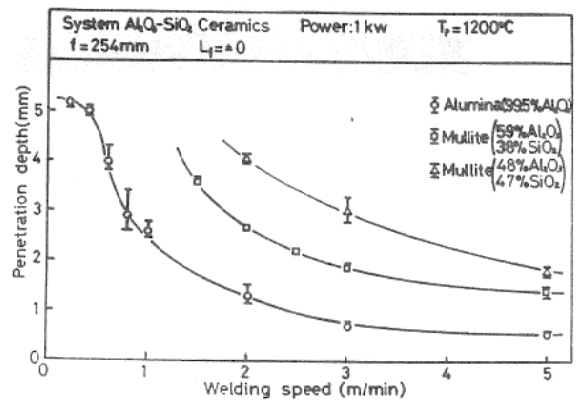


図5 溶接速度と溶込深さの関係

ックスでは8~10mmの板が1パス溶接でき、同一パワーと比較するとステンレス鋼(レーザーパワー 1KWで約 5mm) よりも厚い板の溶接が可能である。

#### 4. 溶接割れとその防止条件

接合部のみを局部的に加熱する熔融溶接においては材料内部に大きな温度勾配を生じ、熱応力を発生する。金属材料の溶接の場合、この熱応力は材料の塑性変形によって緩和され、普通溶接割れは避けることができる。しかし、セラミックスは常温ではほとんど塑性変形しないため、そのまま溶接すると割れを生ずる。一般にセラミックスの引張り強度は圧縮強度より1オーダー程度低いため、引張りの熱応力が溶接割れの原因となる。

セラミックスのレーザー溶接においては、予熱温度が低いとき、ビードに垂直に伝播する横割

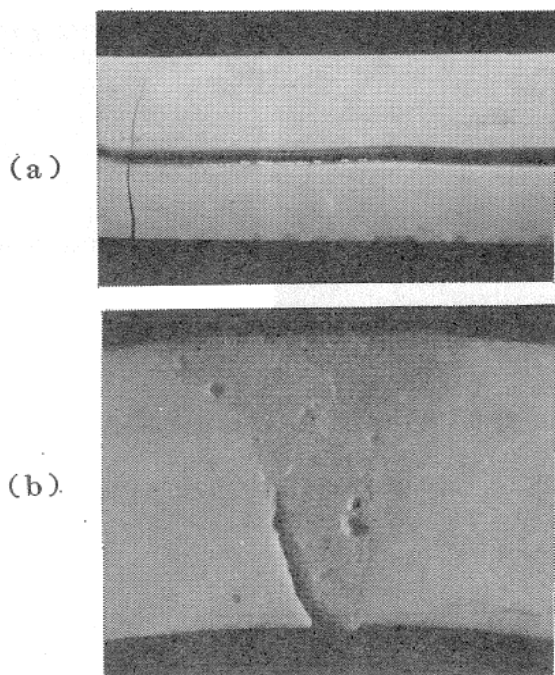


図6 (a)横割れ (b)たて割れ

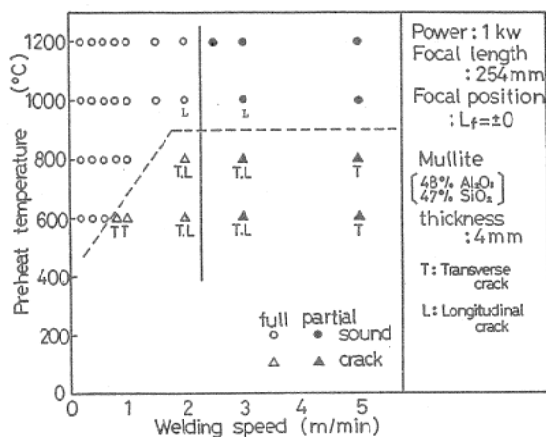


図7 48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の割れ発生条件

れと、平行に伝播するたて割れの2種類の割れが発生する(図6)。3種類のムライトセラミックスの横割れとたて割れの発生条件を図7～図9に示す。

一般に高温に加熱されたビードが凝固後の冷却過程でビードの長手方向に収縮しようとする時、まわりの低温の母材が拘束するためビード部に引張応力が働らく。これが破断応力に達すると横割れとなる。そのとき、周囲の母材が十分に塑性変形するならば、ビードに働らく引張応力は緩和され、横割れは防止できる。その温度は図10に示すようにムライトでは800～1000℃であり、それ以上の予熱温度では溶接速度が

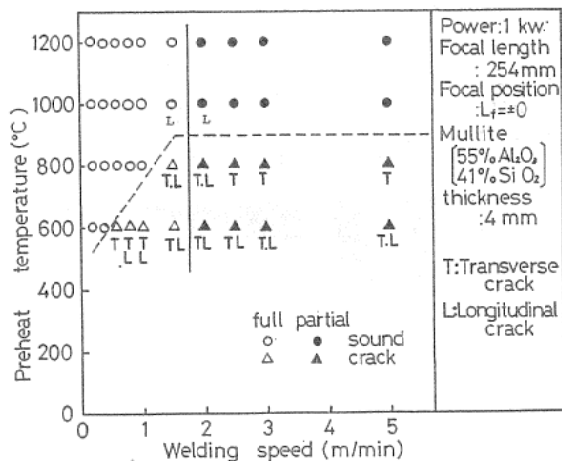


図8 55Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の割れ発生条件

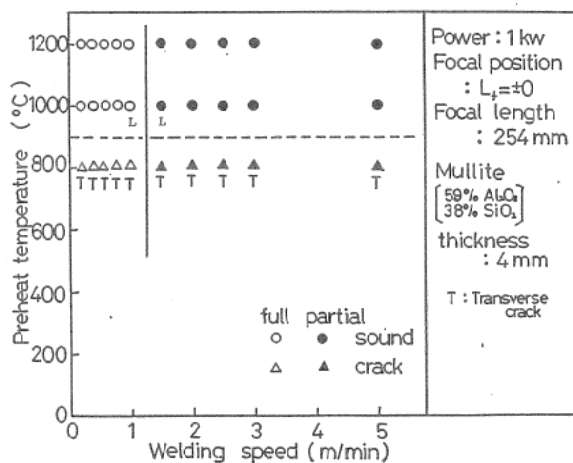


図9 59Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の割れ発生条件

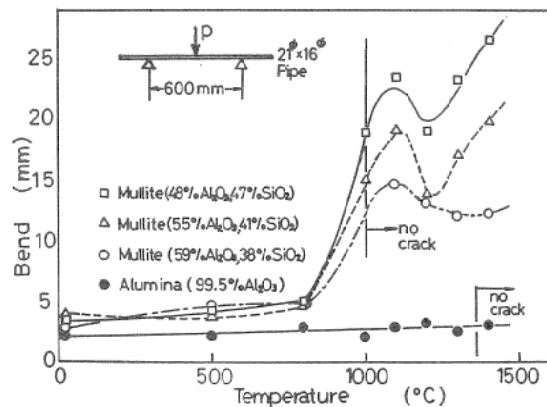


図10 温度と荷重点変位量の関係

速くても横割れは生じていない。800～1000℃以上での材料の塑性変形は結晶粒界のシリカの軟化によるものである。

アルミナセラミックスの横割れ防止温度はかなり高く、95Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> では1200℃、99.5

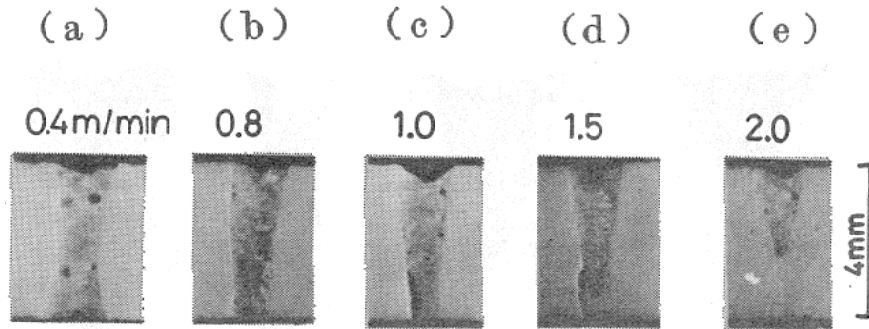


図11 たて割れの発生状況. ビードが板厚を貫通する限界付近(c)(d)でたて割れが発生する

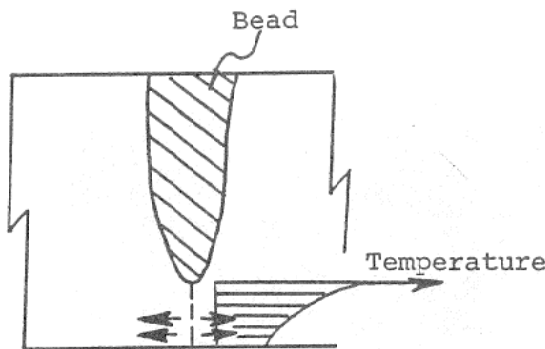


図12 ビード下部に発生する引張りの熱応力

Wt%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  では  $1400^\circ\text{C}$  である. このように高い予熱温度が必要なため, 炉による加熱のほか, ディフォーカスしたレーザービームを補助的に予熱源として利用するのも有効であると思われる.

これにたいし, たて割れは溶込深さが板厚を貫通する限界付近でのみ発生し (図7~9, 図11c, d) 加熱過程に板厚方向に生ずる温度勾配が原因である. すなわち, 図12に略図で示すように, 板厚よりも溶込深さが少し浅い場合, ビード部の熱膨張は温度の低い未貫通部分が拘束することになる. 未貫通部の厚さ  $h'$  が十分に厚いときにはその部分に働らく応力は小さいが (図11e),  $h'$  が小さくなると破断応力に達して板裏面からたて割れが発生する (図11c, d).

図7~9に示すように, 横割れ防止温度よりも約  $200^\circ\text{C}$  高い温度に予熱すると, 一応たて割れは防止できる. しかしセラミックスのように低熱伝導率で脆い材料では温度勾配が大きかつ塑性変形しないため, たて割れは本質的に発生しやすいので注意を要する. したがって予熱

温度を高くするよりは板貫通限界の溶接条件を避けるべきである.

### 5. 溶接部の組織と残留気泡

低アルミナのムライトセラミックでは不混和域に急冷されるため, ビードの一部に分相ガラスを生ずる (図13). 溶接速度が速くなると分相ガラスの領域は広くなり, 遂にはビード全体をおもようようになる.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  組成が59%以上では分相ガラスは見られず, ビード全体にわたって柱状晶が占める. 図14に示すように, 母材から数十マイクロンにわたってムライト結晶が成長している領域がみられ, そこから温度勾配の方向に柱状晶が伸びている. 99.5Wt%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ではワインカップ状のビード形状となるが, そのビード表面付近には大きな等軸晶が発生した.

焼結セラミックスは材料内に多量の気孔を含むため, ビード中に気泡が残留しやすい. 残留気泡の量と分布によっては継手強度や気密性を損なうことがある. 気泡の残留状況は融液中での気泡の生成しやすさ (気泡の核生成と成長) と移動しやすさ (融液の粘性係数, 機械的攪拌の強さなど) に影響される. 図15に示すように  $\text{Al}_2\text{O}_3$  組成が減少するにつれて粘性係数は大きくなり, 融液中に発生した気泡は脱出が困難となる.

ムライトセラミックスの残留気泡は円形であり, 高温の融液中に存在したことがわかる. ビード中央部では融液の温度が高いため粘性係数が小さく, 融液の機械的攪拌も強いためビード表面またはキャビティへ放出されて殆んど残

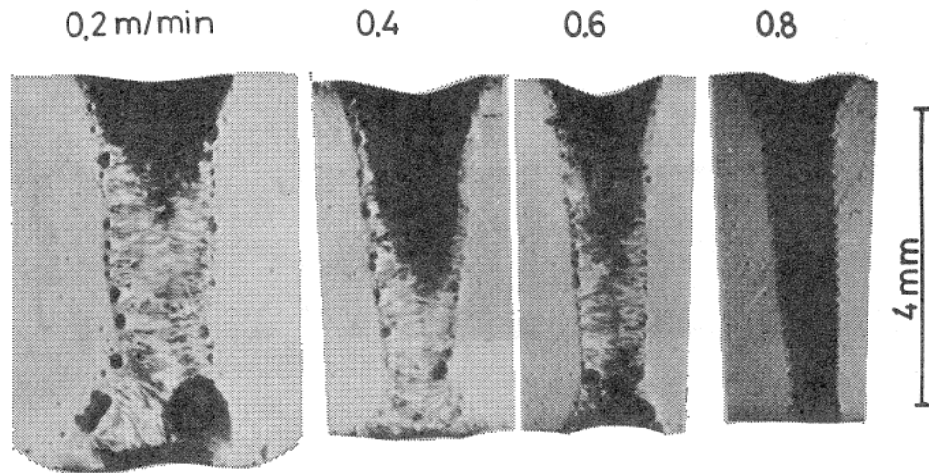
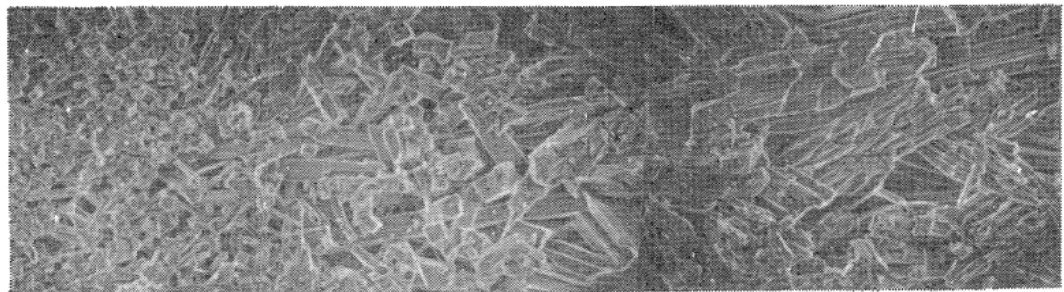


図13 48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> のビード断面 (黒い部分は分相ガラス)



Base material

Weld bead

図14 母材からビードへの組織変化 (59Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

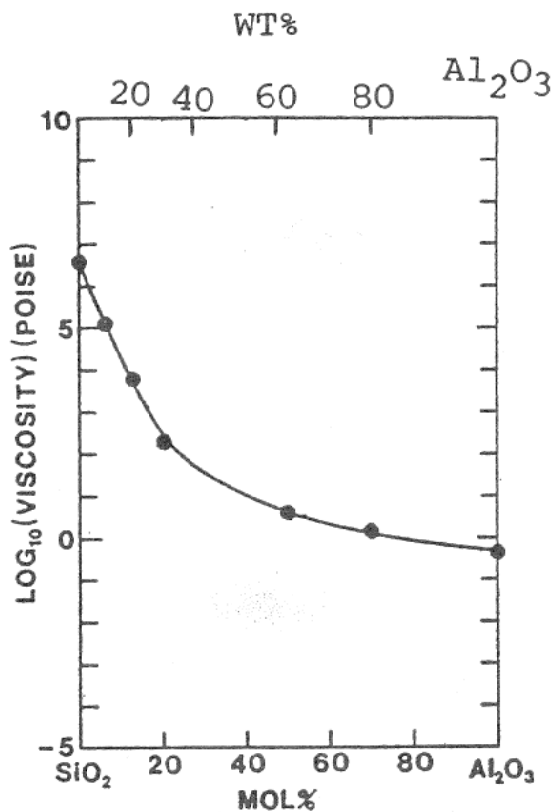


図15 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> セラミックの融点における粘性係数

留しない。しかし、熔融境界付近では温度が低い(高粘性)ためほとんど移動できずに残留することになる。

48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> では粘性がもっとも高いため熔融境界に沿って気泡はほぼ一直線上に並び、溶接継手の強度を低下させる。59Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> では気泡はある程度移動しやすいため、熔融境界付近にいくぶん散らばる傾向にある(図4 a)。

99.5Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> では融液中に発生する円形気泡は粘性が小さいため脱出しやすく、残留しない。しかし、ワインカップ状ビードの上部に温度勾配に沿って伸びるいも虫状の気泡を生じる(図16)。この気泡は高温状態で融液中に溶解したガスが凝固温度付近で過飽和となり、等軸晶の粒界を媒介として不均一核生成したものである。そして気泡は結晶速度とほぼ同じ速度で成長するために細長くなる。





図16 99.5Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の残留気泡

6. 溶接継手の強度

48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を3点曲げ試験すると、すべて熔融境界で破断し、破面には多数の気泡が見られる(図17)。この材料では熔融境界線に沿って規則正しく並ぶ気泡が継手の有効断面積を低下させかつ応力集中源ともなるため継手強度は約7kg/mm<sup>2</sup>と母材(約11kg/mm<sup>2</sup>)にくらべてかなり低くなる(継手効率約65%)。各材料の溶接継手を3点曲げ試験した結果を表3に示す。

アルミナを溶接部に加えると融液の粘性が低下し、気泡の脱出が容易になる。そのために気泡量は減少し、添加条件によっては母材強度にまで上昇した。母材の気泡量を減少させることもビードの残留気泡量低減に有効である。すなわち、焼成温度(通常は1530°C)を1700°Cにまで上昇させると母材の気孔率は約1/5にまで減少し、ビード中の残留気泡もかなり少なくなる(図18)。被溶接材としては焼成温度が高い方が望ましいが、あまり結晶粒が粒大化するた

め、両者のかねあいとなるであろう。

59Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> では48wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> よりも気泡分布が不規則となるため、気泡が継手強度低下の原因とはならない。しかし、曲げ試験の結果ではビード中央部の切り欠き状のみ窪(図4a)から破断し、継手効率は50%以下に低下する。フィラー材を加え、ビードに余盛りをつくと継手強度はかなり上昇する。

この材料ではビード裏面にはこのような欠陥はなく、裏曲げ試験においては母材と同等の継

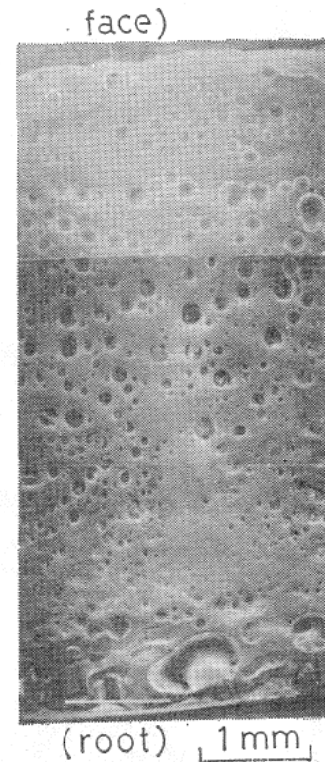


図17 48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の破面

表3 溶接継手の曲げ強度

材 料		曲 げ 強 度 (kg/mm <sup>2</sup> )	備 考	
48Wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	母 材	11±1.0		
	溶 接 継 手	7±1.0	熔融境界より破断(破断面に多数の気泡)	
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> を添加した溶接継手	11±2.0	熔融境界の気泡量減少	
59Wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	母 材	11±1.0		
	溶接 継手	表 曲 げ	5±1.0	ビード中央の切欠き状窪みより破断(破面に気泡なし)
		裏 曲 げ	11±2.0	
	59Wt% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> を添加した溶接継手(表曲げ)		9±1.0	

手強度が得られた。そこで更にこの溶接継手に種々の温度差の熱衝撃を加えた後、曲げ強度をしらべた。溶接継手および母材の耐熱衝撃温度差はともに約200°Cであり、溶接継手の耐熱衝撃抵抗は十分満足ゆくものであることがわかつ

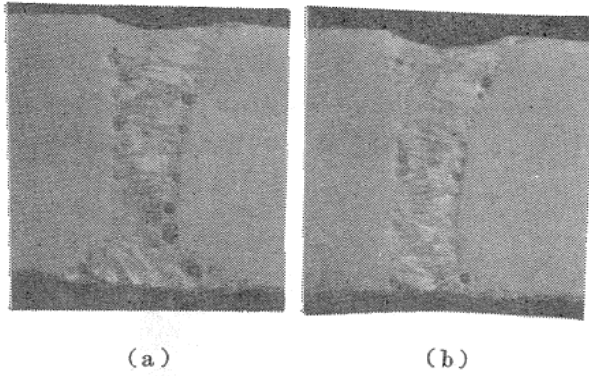


図18 焼成温度による残気泡量の変化  
(48Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 予熱温度1000°C, 溶接速度  
20cn/min) (a) 焼成温度1530°C (b) 焼成温度  
1700°C

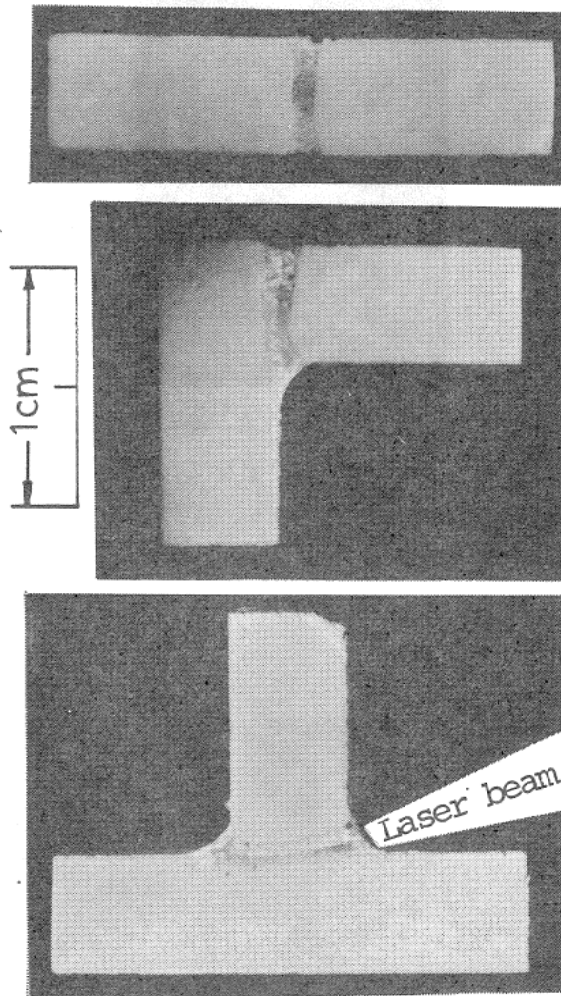


図19 種々の溶接継手の例 (59Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>)

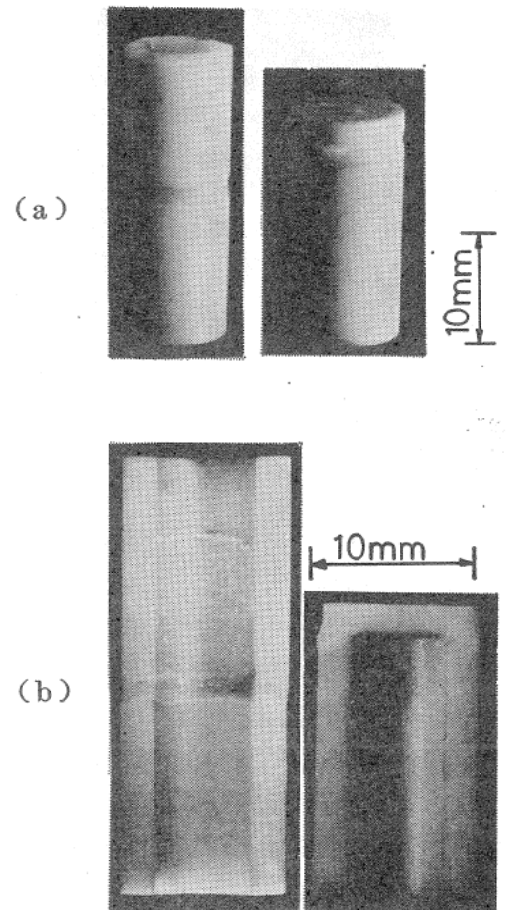


図20 99.5Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> パイプの溶接例  
(a) 外観 (b) 断面

た。

95Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 99.5Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> では継手強度は10~15kg/mm<sup>2</sup>であり、ムライトセラミックス継手と同じ位の強度であるが、母材にくらべてはかなり低い(継手効率は約30%)。強度低下の原因は粗大な柱状晶と細長い気泡であり、溶接法自体に問題を残している。

### 7. 溶接継手の例

レーザービームにより種々の形状の溶接継手が可能である。図19にI, L, T型の溶接継手の例を示す。とくに、レーザービームがキャビティの中で反射する性質を利用すると、ビードが湾曲してT型の継手が1パスで溶接できることは注目される。図20に99.5Wt% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> のパイプの溶接例を示す。これらの溶接継手を組合わせて、複雑な形状の部品の作成が可能となるであろう。