

パルス YAG レーザによる純チタン薄板突合せ溶接継手の引裂靱性

日大生産工 (院) 伊 東 大 介
 日大生産工 朝 比 奈 敏 勝
 日大生産工 星 野 和 義
 日大生産工 村 田 守
 日大生産工 中 川 一 人

1. 緒 言

超臨界水 (Supercritical Water) は臨界圧力 (22.1MPa) , 臨界温度 (374) を超えた状態であり , 気体の拡散性と液体の物質溶解性を併せ持つため , 反応溶媒として環境汚染物質の分解抽出および難分解性物質の処理などの分野への応用が考えられている¹⁾ . 超臨界水反応容器は高圧 , 高温に加え溶解性の強い環境下で使用されるため , 著者らは耐食材料である純チタン薄板を反応容器内側のライナーに適用することを検討している²⁾ .

反応容器の信頼性の指標として靱性は重要な機械的性質であるが , 評価試験として一般的なシャルピー衝撃試験 , CTOD 試験などは , 厚板の靱性評価試験として開発された試験法である . そこで本研究は , アルミニウム合金薄板の靱性評価試験法^{3),4)} である引裂試験を純チタン薄板レーザ溶接継手に対して実施し , 靱性評価の可能性を検討した .

2. 供試材および実験方法

供試材には , 純チタン中最も強度が高い , 純チタン 4 種 (TP550C , 板厚 0.6mm) を長さ 200mm 幅 70mm に機械加工したものをを用いた . 溶接直前に接合面をエメリーペーパーにより研磨後 , プタノンで脱脂洗浄し実験に供した . 供試材の機械的性質を Table 1 に示す .

溶接には最大平均出力 550W (最大パルスエネ

ルギー 70J) のパルス YAG レーザ装置を使用し , ルート間隔無し の I 型突合せ溶接を圧延方向に対し直角に行った . レーザヘッドは母材か

Table 1 Mechanical properties of base metal.

Tensile strength (MPa)	0.2% proof stress (MPa)	Elongation (%)	Hardness (HK0.05)
706	573	27	248

Table 2 Welding conditions.

LASER output	Q	(W)	350, 400, 450
Pulse width	PW	(ms)	5, 10
Pulse frequency	f	(Hz)	20
Welding speed	V	(mm / min)	450~1050
Gas flow rate	Assist	Ga	(ℓ / min) 30
	Backing	Gb	(ℓ / min) 30

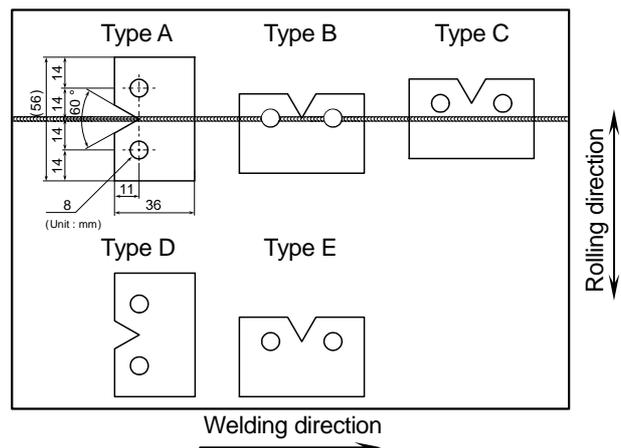


Fig.1 Sampling position , shape and size of tear test specimen.

Tear toughness of pulsed YAG laser butt welded joint of pure titanium sheet.

Daisuke ITOH, Toshikatu ASAHINA, Kazuyoshi HOSHINO, Mamoru MURATA and Kazuto NAKAGAWA

らの反射光を避けるために前進角 20° で固定した。焦点位置は焦点距離 80mm の集光レンズにより供試材表面とした。アシストガスおよびバックシールドガスにはアルゴンガスを用い、溶接直前にレーザヘッド内のガス置換を 20 秒以上行った。溶接条件を Table 2 に示す。

引裂試験には Fig.1 に示す ASTM B871 規格に準じた標準試験片を使用した。試験片は切欠き先端を溶接部中央に配置し、亀裂をビードと平行に進展させる (タイプ A), 切欠き先端を溶接部中央に配置し、亀裂を溶接部を横断して進展させる (タイプ B), 採取方向はタイプ B と同じであるが、切欠き先端を母材内に配置する (タイプ C), および母材の試験片として切欠きを圧延方向に垂直 (タイプ D) および平行 (タイプ E) の 5 種類を採取して引裂試験に供した。

試験装置の模式図を Fig.2 に示す。試験は室温にてクロスヘッド速度 1mm/min で行った。引裂試験片用ジグと試験片の間には摩擦による抵抗を軽減するため、スペーサとして厚さ 0.1mm のテフロンシートを挿入した。

3. 実験結果および考察

3.1 試験片タイプ A, D.

引裂試験によって得られた荷重 - 変位曲線を Fig.3 に示す。荷重 - 変位曲線より、最大荷重を境に 2 つの領域に分け、各々の面積を測定することにより亀裂発生エネルギー E_i と、亀裂進展エネルギー E_p を求めた。さらに E_p を試験片断面積で除した値、単位亀裂進展エネルギー UE_p で靱性を評価した。最大荷重は母材が最も高く、継手は母材に比較してやや小さくなった。溶接速度の増加に伴い、変位および E_p は減少したが、 E_i はほぼ同等の値を示した。このことは亀裂発生に要するエネルギーが同程度であり、亀裂進展に要するエネルギーに差異があることを示している。またビード内を亀裂が進展するため、荷重 - 変位曲線

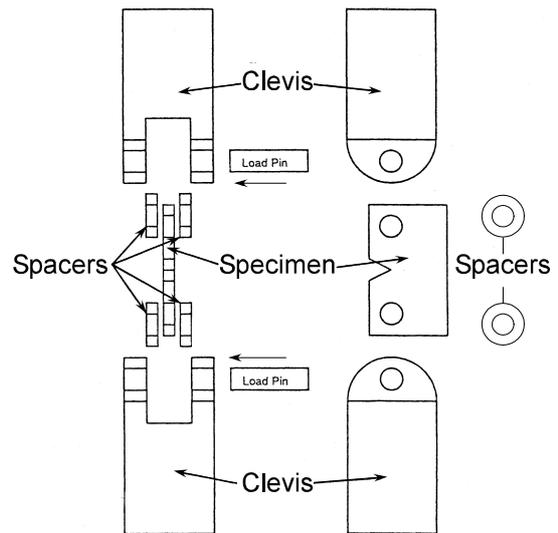


Fig.2 Schematic illustrations of tear test apparatus.

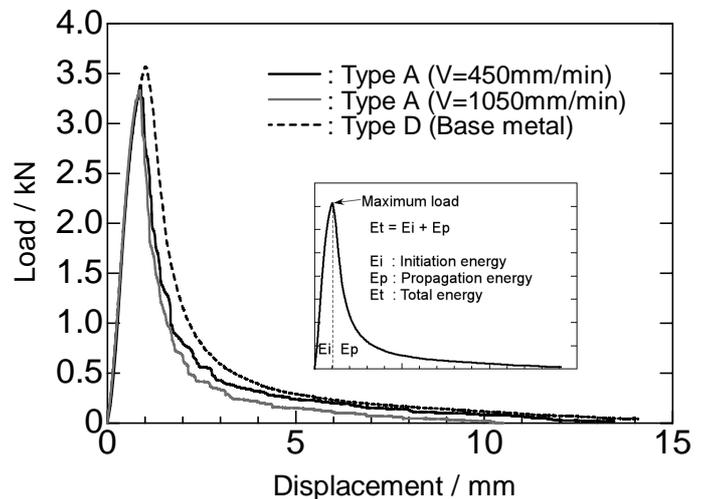


Fig.3 Load-displacement curves of tear test. (Q=350W, PW=5ms)

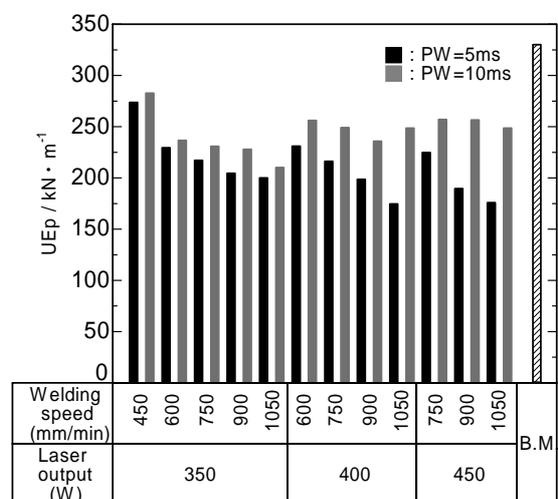


Fig.4 Unit propagation energies (UEp).

が波打つ傾向が認められた。

UEp の測定結果を Fig.4 に示す。高出力であり溶接速度が遅い溶接条件では、試験片が溶け落ち良好な継手が得られなかったので実験結果より除いた。UEp は母材が最高値を示し、最高の値を示した継手は母材の 86%，最低であった継手は 53%を示した。また、溶接条件のうち、溶接速度のみ変化させた場合、溶接速度の増加に伴い UEp が低下する傾向が認められた。その要因として、ビード表面形状の差異が考えられる。破断後のビード外観を Fig.5 に示す。

亀裂がパルス YAG レーザ特有のリップル線の抵抗を受け、進展の向きを変えていることが認められた。溶接速度の増加に伴い、ビームスポットの重なりが粗となることから、UEp が減少したと考えられる。また、溶接条件をパルス幅のみ変化させた場合、パルス幅の増加に伴い、UEp が増加する傾向を示した。破断後のマクロ組織を Fig.6 に、チンマー法による平均結晶粒径の測定結果を Table 3 に示す。母材の平均結晶粒径は約 21 μm であり、溶接部の結晶粒は母材に比較して粗大化するが、パルス幅の増加に伴い、結晶粒の粗大化が抑制されたことにより、UEp が増加したと考えられる。また、溶接速度を増加することによっても、結晶粒の粗大化が抑制された。それにも関わらず溶接速度の増加により UEp が低下することは、結晶粒径の影響に比較してビードの表面形状の影響が大であることを示す。継手の熱影響部および溶融凝固部は、等軸晶組織である母材に比較して結晶粒が粗大であり不均一であるため、亀裂が溶接部内を不規則に進展した。

破面観察結果を Fig.7 に示す。継手および母材ともに亀裂進展方向に引き伸ばされた伸長ディンプルの形成による延性破面が認められた。また継手からはファセット状の擬へき開破面が認められた。溶接速度 1050mm/min の継

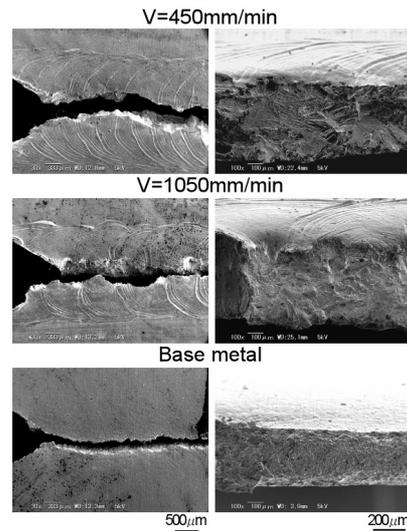


Fig.5 Bead appearances of welded joint. (Q=350W, PW=5ms)

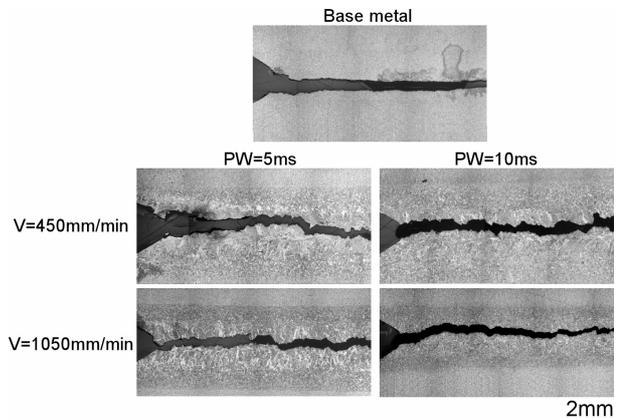


Fig.6 Macrostructures of tear tested specimens. (Q=350W)

Table 3 Relation between welding condition and grain size.(μm)

	PW=5ms	PW=10ms
Base metal	21	
V=450mm/min	157	146
V=1050mm/min	100	89

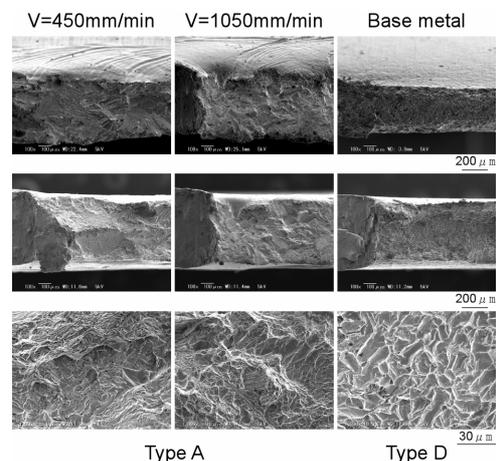


Fig.7 Microfractographs of tear tested specimens. (Q=350W, PW=5ms)

手は、ビード表面のくぼみによる局所的な板厚減少が認められた。このことも UE_p の低下に関係があるものとする。

3.2 試験片タイプ B, C, E.

引裂試験によって得られた荷重 - 変位曲線を Fig.8 に示す。切欠きを溶接部に配したタイプ B の最大荷重は、母材の約 90% であり、タイプ A と同程度であった。切欠きを母材部に配したタイプ C は母材と同程度の最大荷重を示した。タイプ C の荷重 - 変位曲線の傾きは、亀裂が発生し、ビードに到達するまで、約 -2.5、亀裂がビードを通過する間では、約 -3 と亀裂が進展する速度が速くなり、ビード通過後、タイプ B の曲線よりも低い荷重で亀裂が進展した。そのため、タイプ C はタイプ B に比較して UE_p が低くなる傾向を示した。 UE_p の測定結果を Fig.9 に示す。タイプ B, タイプ C とともに、溶接速度、パルス幅の変化による UE_p の差異は明瞭には認められなかった。

破面観察結果を Fig.10 に示す。タイプ A と同様に、ファセット状の擬へき開破面が認められた。タイプ B, タイプ C とともに、溶接速度 600mm/min ではリップル線に沿って亀裂が進展したが、溶接速度 1050mm/min では亀裂がビードのくぼみを通過した。

本研究は文部科学省学術フロンティア推進事業の一部として行われた。特記して謝意を表す。

参考文献

- 1) 新井邦夫他：超臨界流体プロセスの実用化，技術情報協会(2000)13-17.
- 2) 朝比奈，伊藤：軽金属 55(2005),8,337-342.
- 3) ASTM standard, Designation: B871-01, Standard Test Method for Tear Testing of Aluminum Alloy Products, (2001), 613-619.
- 4) 熊井真次，二木秀幸，朱洪：軽金属 55(2005),10,507-512.

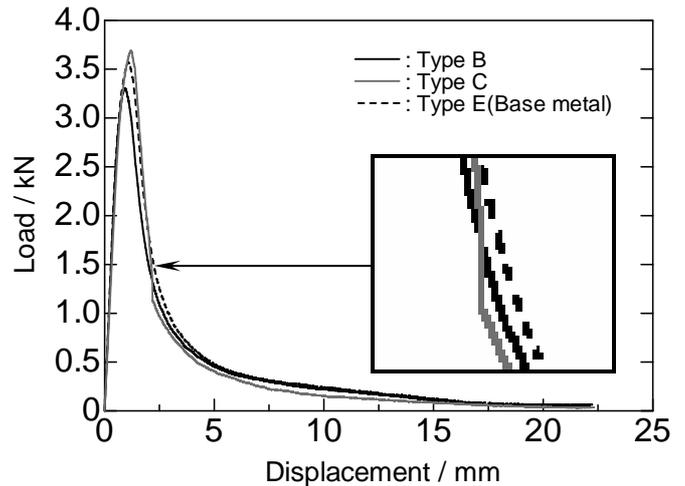


Fig.8 Load-displacement curves of tear test. (Q=350W, PW=5ms, V=600mm/min)

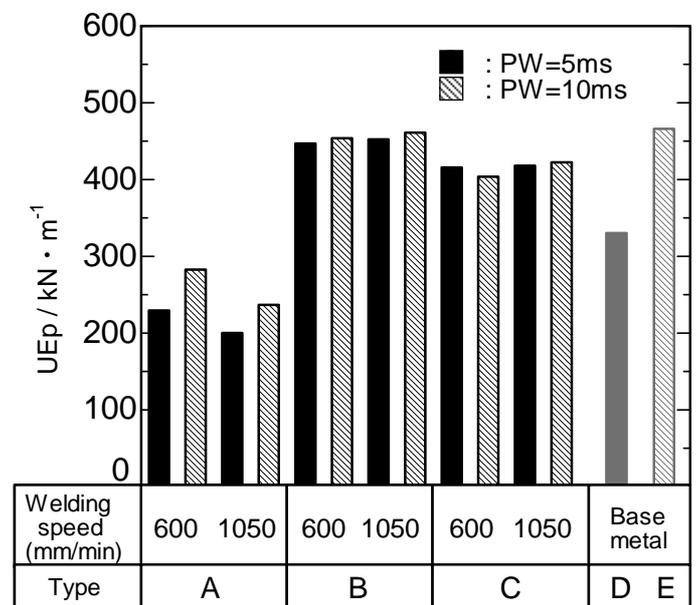


Fig.9 Unit propagation energies (UE_p)

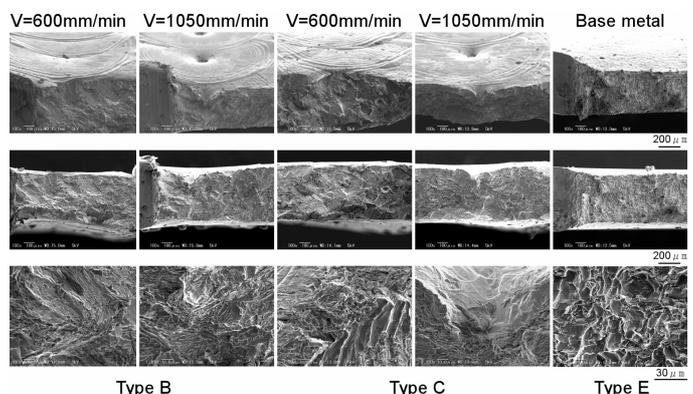


Fig.10 Macrostructures of tear tested specimens. (Q=350W, PW=5ms)