

Co 基超合金レーザー溶接部の高温強度特性と レーザー表面溶融処理による改善

東芝 重電技術研究所 牧野吉延 本多啓三 木村盛一郎

High Temperature Mechanical Properties in Laser Welds of Co-base Superalloy and its Improvement by Laser Surface Melting

by Yoshinobu Makino, Keizoh Honda and Seiichiro Kimura

1. はじめに

レーザービームを用いた熱加工プロセスは低歪みかつ高速度の加工が可能のため、各種産業に積極的に導入されている。特にCO₂レーザーは効率が良く大出力が得られることから、金属材料の切断、溶接に広く利用されている。近年レーザー溶接の対象材料は鋼材から、Al 合金、Ni 基合金へと拡大しつつあり、欠陥のない高品質な溶接部を得るための研究が進められている¹⁾。

一方、使用環境が1000℃前後の高温となるジェットエンジンやガスタービン機器では耐熱性および高温耐食性の観点から、Ni およびCo 基超合金が使用されている²⁾。特にHaynes188等のCo 基超合金は高温強度に優れ、かつAl やTi の添加量が適度に抑えられていることから成形加工や溶融溶接が可能であり³⁾、燃焼器などの薄板構造部品に適用されている。そこで薄板Co 基超合金に対し、変形が少なくしかも高品質に溶接可能なプロセスとしてCO₂レーザー溶接法に着目し、溶接部の機械的性質を検討した。

また、レーザー溶接部については、その高い溶接速度に起因する凝固組織のために柱状晶会合部を破断経路とした破断が指摘されている⁴⁾。そこで、レーザー溶接部の高温強度特性を向上させる施策として、溶接部の凝固組織を改善するため、溶接ビード表面に溶融処理を付加させるレーザー表面溶融処理法についても報告する。

2. レーザ溶接部および表面溶融処理部の 機械的強度

実験に供した母材はCo 基超合金 Haynes188 である。1450K にて 1.2ks 保持後水冷する溶体化処理を施した Haynes188 母材に対し、レーザー溶接および TIG 溶接を行い I 型突合せ継手試験片を作成した。得られた継手試験片から Fig.1 および Fig.2 に示す引張試験片とクリープ試験片を切り出し、強度試験に供した。なお、レーザー溶接条件はレーザー出力 2.5kW、溶接速度 20mm/s とした。

余盛を仕上げたレーザー溶接材と TIG 溶接材の溶接ビード断面組織を Fig.3 に示す。レーザー溶接材では、溶接金属の柱状晶が試験材表面にほぼ平行に成

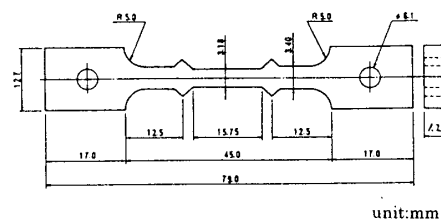


Fig. 1 Specimen geometry for tensile test.

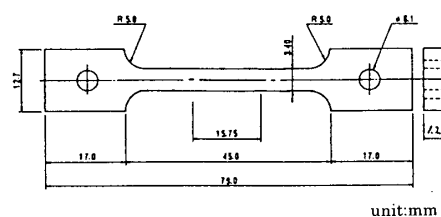


Fig. 2 Specimen geometry for creep -rupture test.

長し、ビード中央部にてほぼ直線的に会合している。一方 T I G 溶接材も同様に溶接金属の柱状晶が試験材表面に平行に成長している。なお、T I G 溶接材のビード幅はレーザ溶接材の約 2 倍であった。強度試験に先立ち、溶接部の放射線透過試験を実施し、いずれの溶接部も J I S 1 類相当の健全性を有することが確認された。

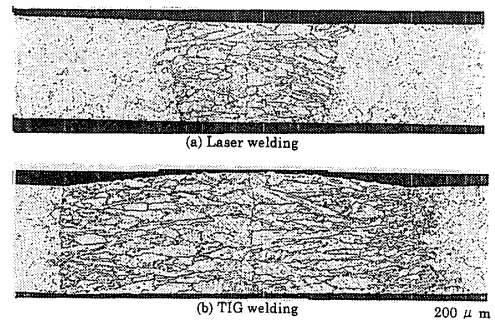


Fig.3 Cross section microstructures of welds.

引張試験は大気中において保持温度 923K にて実施した。923K における引張試験結果を Fig.4 に示す。レーザ溶接材は、0.2%耐力が母材と同等であり、引張強さは母材の 95%程度であった。しかし、レーザ溶接材の破断伸びは母材の 60%程度にとどまり、延性低下が認められた。一方 TIG 溶接材の引張強さは、923K では母材の 77%であり、破断伸びは母材の約 70%であった。以上のようにレーザ溶接材は TIG 溶接材よりも優れた引張強さを示すが、破断伸びは TIG 溶接材より小さい傾向にある。

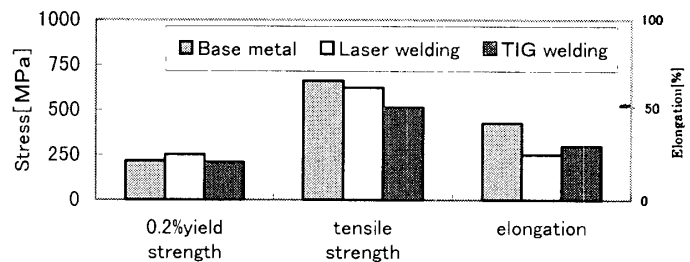


Fig.4 Tensile strength result at 923K.

次にレーザ溶接材および TIG 溶接材の各引張試験時の破断経路を比較するため、高温引張試験後の破断部近傍の断面ミクロ観察を実施した。破断部の断面観察結果を Fig.5 に示す。母材試験片と比較して、レーザ溶接材は絞りが小さく、溶接金属の中央付近で柱状晶をせん断する方向に破断している。TIG 溶接材も同様の破壊形態であった。一方、母材試験片は十分な絞りを伴う cup and cone 状の破断経路を呈した。また、母材の破面 S E M 観察ではディンプルが多く観察されたが、レーザ溶接材の破面にはへき開状の破面も若干観察された。同様に TIG 溶接材の破断面でもへき開状の破面が観察された。以上のように静的引張試験では、レーザ溶接材の破壊形態は TIG 溶接材に類似しており、顕著な差は見られなかった。

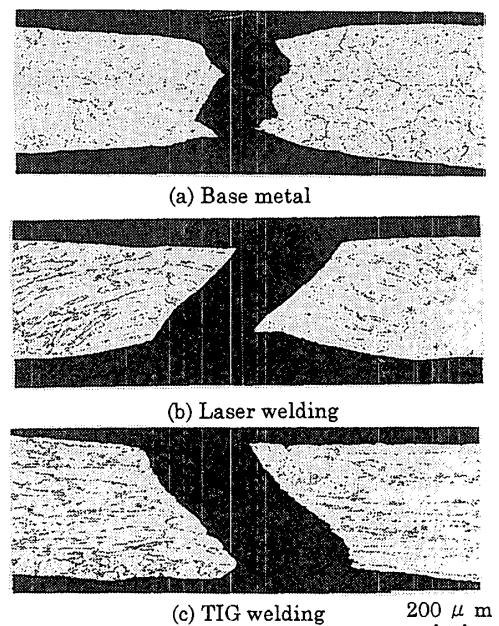


Fig.5 Cross sections of tensile tested specimens at 923K.

さらにレーザ溶接材の高温強度特性を評価するためにクリープ破断試験を実施した。クリープ破断試験も同じく大気中において、保持温度 1023K、負荷応力 216MPa にて実施した。また比較検討のため、母材のクリープ破断試験も実施した。その結果を Fig.6 に示

す。レーザ溶接材では、クリープ破断寿命は母材の 1/4 程度しかなく、破断伸びは 40% 程度であった。TIG 溶接材では破断寿命、破断伸びともレーザ溶接材よりやや大きかった。次にクリープ試験後の破面 SEM および破断部近傍の断面ミクロ観察結果を Fig.7 に示す。母材のクリープ破断位置は粒界に沿っており、破断経路は凹凸が著しい。また、母材内部には多くのクリープボイドが観察された。一方レーザ溶接材および TIG 溶接材では、いずれも溶接金属が選択的に絞られ、溶接金属中央部付近で破断した。

以上の強度試験結果および破断部の観察結果から母材とレーザ溶接材および TIG 溶接材の破断形態を比較し、Fig.8 に模式化して示した。図中、溶接材では柱状晶境界を実線にて、また溶接金属中央の柱状晶会合部を破線にて示した。

母材の高温引張試験片では、局部収縮の後中央部にき裂が発生し、引張方向に垂直に周辺へき裂が伝播して破断しており、絞りは大きい。これに対し母材のクリープ破断試験片では、平行部全域にサブクラックが認められること、絞りが小さく粒界破面が支配的なことから、典型的なクリープ破壊を呈している。一方レーザ溶接材において、高温引張試験片は溶接金属が若干絞られながらせん断破壊し、またクリープ破断試験では溶接金属が選択的に変形し、著しく絞られ破断に至っている。比較として用いた TIG 溶接材では、高温引張試験片、クリープ破断試験片とも、破断形態はレーザ溶接材と同様であるが、幅の広い溶接金属全体が変形したために、レーザ溶接材ほど顕著な絞りは生じていない。TIG 溶接材の破断伸びがレーザ溶接材より大きい点も、溶接ビード幅の広いことに起因するものと考えられる。

3. 表面溶融処理によるレーザ溶接部のクリープ特性改善

レーザ溶接材では凝固速度が速いため、Fig.8 に示したように多くの柱状晶境界はクリープ荷重方向に平行な向きに揃っており、荷重は各柱状晶粒内で受

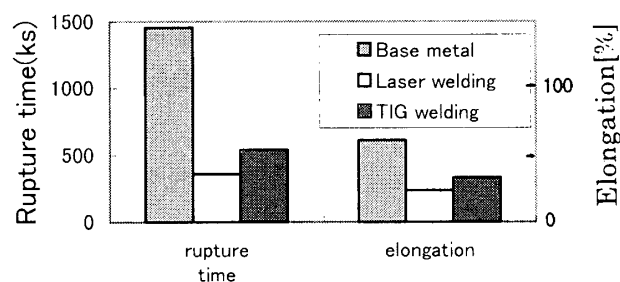


Fig.6 Creep-rupture properties at 1023K and 216MPa.

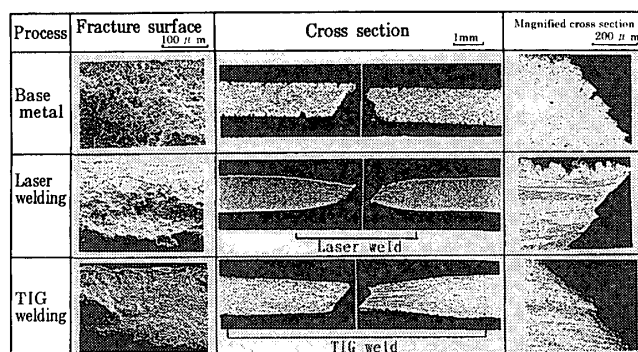


Fig.7 Fractured surfaces and cross sections of creep ruptured specimens.

	Base metal	Laser welding	TIG welding
Tensile test at 923K	Large reduction Cup and cone type	Medium reduction Shear fracture	Small reduction Shear fracture
Creep rupture test at 1023K	Small reduction Creep rupture type	Large reduction of laser weld metal	Medium reduction of TIG weld metal

Fig.8 Schematics of fracture types of Haynes188 at high temperature.

け持つことになる。このとき、母材に比べ溶接金属柱状晶のクリープ荷重に対する変形抵抗が小さいために、試験開始初期から各々の柱状晶は著しい伸びを受け、最終的に柱状晶会合部近傍で局部的なくびれが生じ破壊したものと推定した。このとき、会合部が直線状に揃っていることから、場合によっては会合部を含んだ破断経路で、短寿命で破壊に至る。

以上のように推定したレーザ溶接材のクリープ破壊メカニズムから、溶接ビード表面にレーザを照射し、レーザ溶接材の凝固組織を一部改善することにより、クリープ破断寿命を改善する方法を検討した。レーザ溶接材の表面側にレーザ表面溶融処理を施し、凝固粒界が荷重方向に交わるように組織を改善する。これによって溶接金属のクリープ変形抵抗を改善し、溶接金属だけでなく母材部のクリープ変形を誘発することにより、破断伸びを増大させることが可能と考えた。

従来レーザ表面溶融法はオーステナイト系ステンレス鋼の耐食性改善策⁵⁾や、マルテンサイト系ステンレス鋼の硬化処理法⁶⁾として研究がなされている。ここではレーザ溶接金属の凝固組織改善施策としてレーザ表面溶融法の適用を試みた。レーザ表面溶融法の概要を Fig.9 に示す。レーザ光が溶接ビード表面全体を覆うことができるようにレーザビーム径を設定し、レーザ光をレーザ溶接部に照射する。レーザ光の照射により形成された溶融層には、レーザ溶接部とほぼ垂直な向きの柱状晶組織が形成される。

レーザ表面溶融処理条件としてレーザ出力は 5.0kW 一定とし、表面溶融処理層の深さを制御するため、レーザ加工速度を 33.3mm/s, 50.0mm/s と変化させて溶融処理を実施した。表面溶融処理した溶接試験片の断面ミクロ組織を Fig.10 に示す。レーザ溶接部のビード表面にレーザ表面溶融処理を実施した結果、形成された柱状晶はビード表面（レーザ照射側）

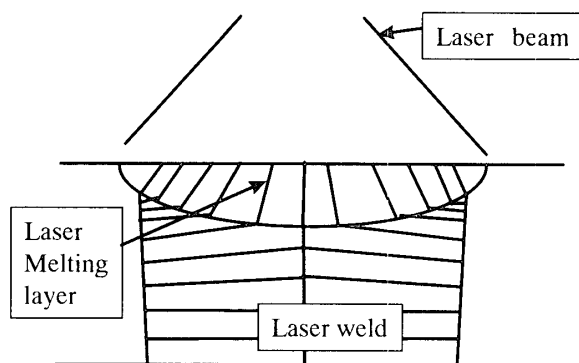


Fig.9 Laser surface melting process.

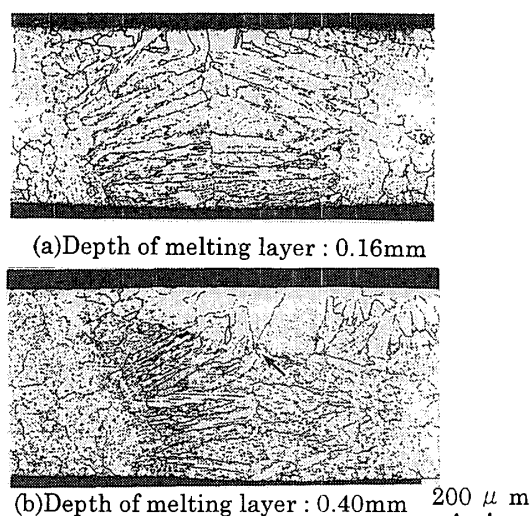


Fig.10 Cross sections of laser surface melted specimens.

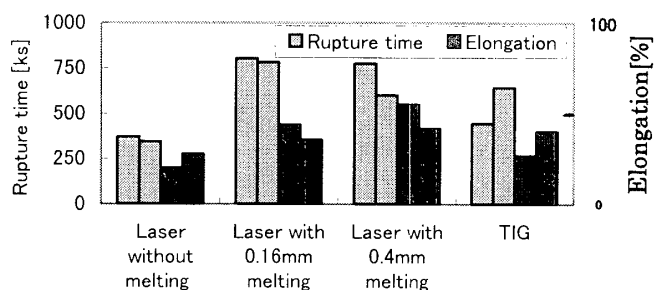


Fig.11 Comparison of creep rupture properties.

に向かって成長し、期待通りの凝固組織を得ることができた。レーザ表面溶融速度 33.3mm/s では溶融層深さは母材表面より 0.4mm、レーザ表面溶融速度 50mm/s では 0.16mm であった。これらレーザ表面溶融処理材についてクリープ試験を実施した。

その結果をレーザ表面溶融なしのレーザ溶接材および TIG 溶接材の結果と合わせて Fig.11 に示す。レーザ表面溶融処理材の破断寿命はいずれもレーザ溶接のままの 2 倍程度に改善された。一方、破断伸びは本実験範囲内において、溶融層深さ 0.4mm のときに最も改善され、レーザ溶接材の 2 倍程度に増大した。この値は母材の破断伸びの 80%程度に相当する。以上のようにレーザ表面溶融処理材の破断寿命および破断伸びは、いずれも TIG 溶接材の値を超え、優れたクリープ特性改善効果が認められた。本質的にレーザ溶接は、TIG 溶接に比較して溶接ビード幅を狭くでき、変質域を小さくすることができるので、レーザ表面溶融処理により凝固粒界の再配置を実施することで、従来の TIG 溶接より、クリープ特性に優れた溶接継手を得られることができたものと考ええる。

4. まとめ

Co 基超合金のレーザ溶接部について機械的特性を明らかにし、さらにクリープ特性改善策として、レーザ溶接後のレーザ表面溶融処理について検討した。レーザ溶接後の表面にレーザ表面溶融処理を実施することにより、レーザ溶接部に特有な母材表面に平行に成長した柱状晶組織に垂直方向の凝固粒界を付加し、クリープ特性（破断寿命および破断伸び）をレーザ溶接のままの約 2 倍に改善できることを明らかにした。

参考文献

- 1) 本多, 牧野; " アルミニウム合金のレーザ溶接", アルミニウムの各種接合法と最近の進歩, 軽金属溶接構協会編, (1991), P44.
- 2) Elihu F. Bradley 編; " Superalloys, A Technical Guide" (1988), p9.
- 3) John K. Tien, Thomas Caulfield; " Superalloys, Supercomposites, and Superceramics", (1989), p142.
- 4) 荒木, 廣瀬, 内原, 河野, 本多, 近藤; " Ti-Ni 系形状記憶合金およびその接合部の特性と破面形態", 材料, Vol.38, No.428, (1989), p478.
- 5) 西本, 森, 山村; " レーザ表面溶融処理によるステンレス鋼溶接金属の鋭敏化改善", 溶接学会論文集, Vol.15, No.2, (1997), p338-343.
- 6) 牧野, 本多; " マルテンサイト系ステンレス鋼のレーザ硬化処理" 溶接学会全国大会講演概要集, Vol.49, No.329, (1991).