

# チタン、チタン合金およびニッケル基合金の レーザ・アークハイブリッド溶接に関する基礎的検討

Fundamental Study on Laser-Arc Hybrid Welding of Pure Titanium, Titanium Alloy and Nickel Alloys

廖 金孫\* 山本尚嗣\* 中田一博\*\*

Jinsun Liao, Naotsugu Yamamoto, Kazuhiro Nakata

本研究では石油化学プラント等に広く使用されているチタン・チタン合金とニッケル基合金のレーザ・アークハイブリッド溶接性を検討した。板厚 4～5 mm の純チタン、Ti-6Al-4V 合金およびインコネル 600 合金では溶接欠陥のない良好な溶接継手が得られるが、板厚 4 mm のハステロイ C-276 合金では溶接熱影響部に微細な割れが存在した。一方、板厚 12 mm の純チタン、Ti-6Al-4V 合金及びインコネル 600 合金は、1 パスで板厚を貫通することが出来ず、表裏両面 1 パスの溶接が必要であり、また、溶接スパッタを無くすために、レーザ焦点位置を板の裏面に設定することが必要である。適切溶接条件を用いる場合、溶接欠陥のない健全な溶接継手が得られる。ハイブリッド溶接を使用する場合、従来のティグ溶接に比べて溶接作業効率が約 80 倍向上できる。本研究の結果から、チタン、チタン合金及び一部のニッケル基合金にハイブリッド溶接を適用することが期待できると考えられる。

In the present study, laser-arc hybrid weldability of pure titanium, titanium alloy and nickel alloys, which are widely employed in petrochemical plants, was investigated. For pure titanium, Ti-6Al-4V and inconel 600 plates with thickness of 4–5 mm, full-penetration single-pass weld can be obtained, and there is no welding defect in the hybrid welded joints, but micro-cracks are observed at the weld heat-affected zone of hastelloy C-276 alloy with thickness of 4 mm. For pure titanium, Ti-6Al-4V and inconel 600 plates with thickness of 12 mm, full-penetration single-pass weld is hardly obtained, and both-side single-pass welding is necessary. In order to prevent weld spatter, focus position of laser has to be set on the back surface of plates. If suitable welding conditions are used, sound welds can be acquired. The welding operation efficiency of hybrid welding is as 80 times high as that of TIG welding. Therefore, it is anticipated that laser-arc hybrid welding process will be applied to pure titanium, titanium alloy and nickel alloys in near future.

## 1. 緒言

チタンおよびチタン合金は、耐食性に優れる上、比強度（または強度）が高いことから、石油化学工業分野の配管、塔槽類、熱交換器などの設備材や、火力と原子力発電プラントの復水器用チューブ、タービンのブレードなどに使用されている。また、海水淡水化プラント、航空機材料用などにも使われている。さらに最近では、建築材料、自動車部品、眼鏡フレーム、腕時計、ゴルフヘッド、IT 部品など、民生品に新しい用途が広がりつつある。

一方、ニッケル合金は優れた耐食性と耐熱性を有し、ますます多様化し過酷となっている化学環境に耐える耐食材料および、より高温での使用をめざす耐熱材料として重要であり、石油化学分野や原子力プラントなどの配管、バルブ、反応槽、排煙脱硫装置、熱交換器、乾燥機などに使われている。チタン、チタン合金およびニッケル基合金を上述の各工業分野の部品・設備に用いる場合、溶接作業が欠かせなく、現在、主にティグ溶接方法が採用されている。しかし、ティグ溶接法では品質は高い反面、生産効率は低い。そのため、高効率溶接方法の適用が望ましい。

レーザ溶接は生産効率が高い溶接方法の一つである。

近年開発されたファイバーレーザは、従来のレーザと比較すると高出力化が容易であり、かつ高出力範囲内でもビームの品質が高いという特徴がある<sup>1)</sup>。また、装置が小型であり、発振効率も 25 % 以上と高効率である<sup>2)</sup>。しかし、レーザ単独溶接ではレーザビームサイズが小さいため、ルートギャップ裕度が狭く実用的な継手溶接が困難であり、またスパッタが多く発生し、ポロシティおよびアンダーフィルも発生しやすいなどの問題点がある<sup>3), 4)</sup>。そのため、アークと組合わせたハイブリッド溶接が望まれている<sup>5)</sup>。ファイバーレーザとアークとのハイブリッド溶接（以下、ハイブリッド溶接）の研究はこれまでに報告<sup>6)~10)</sup>されているが、そのほとんどが鉄鋼材料である。

今後、石油化学プラントや発電プラントなどにおいて、さらに大型化、高温高圧化や高耐食化が進み、高強度材、難溶接材や中厚板で構成された、より複雑な構造物が現れると言われており、そのような構造物を製造する際に高精度、高品位、高能率に溶接できる方法として、ハイブリッド溶接が有望であると言われてしている<sup>11)</sup>。しかしながら、純チタンとチタン合金およびニッケル基合金のハイブリッド溶接に関する研究は少ない。

本研究では、石油化学プラントなどで使用されている

\* 技術開発室 クリモト創造技術研究所

\*\* 大阪大学 接合科学研究所

純チタンやチタン合金およびニッケル基合金にハイブリッド溶接を適用し、溶接部形成条件、溶接部の冶金的および機械的特性を評価し、その適用可能性を検討した。また、比較のために、これらの合金のティグ溶接なども行い、ハイブリッド溶接の経済性を調査した。なお、本研究は当社の化学装置関連事業、産業用バルブ関連事業への応用を目指した基盤技術開発である。

## 2. 供試材料及び実験方法

### 2.1 供試材料

本研究には純チタン2種（JIS Grade2、板厚4 mmと12 mm）、Ti-6Al-4Vチタン合金（板厚5 mmと12 mm）、インコネル600ニッケル基合金（板厚4 mmと12 mm）及びハステロイC-276ニッケル基合金（板厚4 mm）を用いた。これらの材料の化学成分を表1と表2に示す。溶接試験片の寸法は300 mm (L) × 100 mm (W)である。

ハイブリッド溶接に用いた溶接材料（ミグ溶接ワイヤ）は、純チタン2種にはS Ti 0120J、Ti-6Al-4V合金にはS Ti 6400J、インコネル600にはYNiCr-3、ハステロイC-276にはYNiCrMo-4である。溶接ワイヤ径はいずれもφ1.2であり、溶接ワイヤの化学成分を表3と表4に示す。純チタン2種及びTi-6Al-4V合金の溶接ワイヤは特殊な表面処理が施され、表面に酸素濃化層が存在する<sup>12)</sup>。この酸素濃化層を付与したことにより、ワイヤが送給中に座屈する問題や不活性ガス下で溶接中にアークが不安定になる問題が改善された。

### 2.2 溶接方法

本研究で用いたハイブリッド溶接装置は、最大出力が10 kWのファイバーレーザー溶接装置（IPG製YLR-10000）と最大電流が500 Aのパルスミグ溶接装置（ダイヘンDP500）で構成したものである。構築したハイブリッド溶接ヘッドを図1に示す。

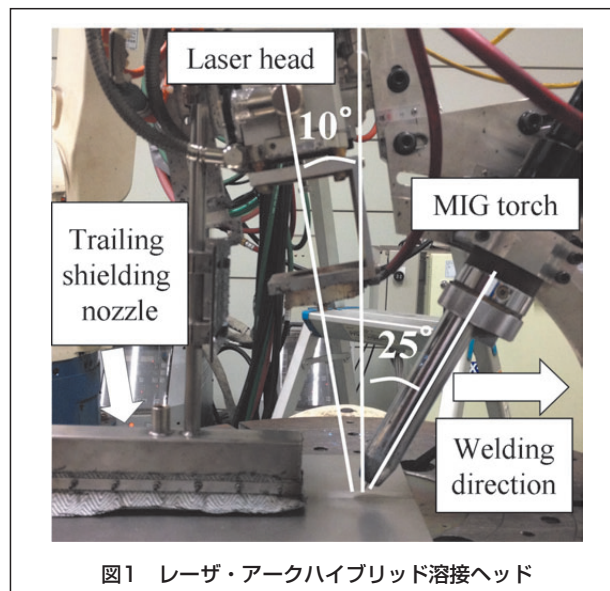


図1 レーザ・アークハイブリッド溶接ヘッド

レーザーは垂直から10°傾斜条件で、アークは垂直から25°傾斜条件で溶接を行った。このハイブリッド溶接装置では、アーク単独溶接とレーザー単独溶接も可能である。レーザービーム伝送のファイバー径は0.3 mm、焦点距離は310 mm、焦点位置でのビーム径は0.48 mmである。

表1 純チタン(JIS Grade2)及びTi-6Al-4V合金の化学組成

Material	Chemical composition (mass%)							
	Fe	O	H	N	C	Al	V	Ti
Pure Ti (4mm)	0.02	0.060	0.001	0.003	0.004	-	-	Bal.
Pure Ti (12mm)	0.02	0.070	-	-	-	-	-	Bal.
T-6Al-4V (5mm)	0.19	0.175	0.008	0.002	0.013	6.47	3.92	Bal.
T-6Al-4V (12mm)	0.16	0.176	0.005	0.005	0.017	6.26	4.06	Bal.

表2 ニッケル基合金インコネル600とハステロイC-276の化学組成

Material	Chemical composition (mass%)												
	C	Mn	Fe	S	Si	Cu	Ni	Cr	P	Mo	V	W	Co
Inconel 600 (4mm)	0.02	0.31	9.01	0.001	0.18	0.10	73.91	16.46	0.005	-	-	-	-
Inconel 600 (12mm)	0.07	0.21	9.12	0.001	0.15	0.08	74.71	15.65	0.006	-	-	-	-
Hastelloy C-276 (4mm)	0.004	0.5	6.2	0.002	0.03	-	56.9	16.1	0.01	16.1	0.17	3.5	0.2

表3 純チタン及びチタン合金溶接ワイヤの化学組成

Material	Chemical composition (mass%)							
	Fe	O	H	N	C	Al	V	Ti
S Ti 0120J	0.03	0.12	0.003	0.005	0.01	-	-	Bal.
S Ti 6400J	≤ 0.3	0.16	0.008	≤ 0.05	0.007	5.93	4.00	Bal.

表4 ニッケル基合金溶接ワイヤの化学組成

Material	Chemical composition (mass%)															
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Fe	Nb+Ta	Ti	Mo	Co	V	W	
YNiCr-3	0.03	0.2	3.01	0.003	0.002	74.09	0.02	18.38	1.13	27.1	0.03	-	-	-	-	
YNiCrMo-4	0.002	0.02	0.4	0.002	0.001	REM	0.01	15.66	4.98	-	-	15.74	0.97	0.01	3.31	

レーザー・アーク間距離は 2 mm で固定し、ワイヤ突き出し長さも 15 mm で固定した。溶接前処理として接合面をエメリー紙によって酸化膜を除去し、アセトンにより脱脂を行った。シールドガスにはアルゴンガス（純度 99.999 %）を用いた。純チタンおよび Ti-6Al-4V 合金の溶接では、その流量をトーチシールドは 30 l/min、トレーリングシールドは 50 l/min、バックシールドは 30 l/min とした。ニッケル基合金の溶接では、トレーリングノズルを使用せず、シールドガスの流量をトーチシールドは 30 l/min、バックシールドは 30 l/min とした。本研究では、図 2 に模式的に示しているように、ビードオンプレート溶接及び突合せ溶接を行った。突合せ溶接を行う場合は、試験片に I 型開先加工を行い、ジグによって固定してから仮付溶接を行った後に本溶接を実施した。

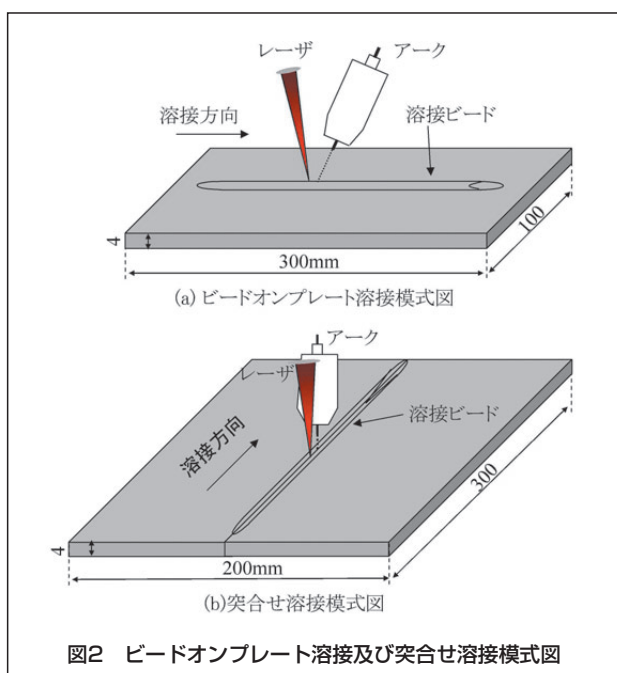


図2 ビードオンプレート溶接及び突合せ溶接模式図

## 2.3 溶接継手の組織観察と機械的性能評価

溶接部断面組織は、溶接方向に垂直な断面についてマクロ組織およびミクロ組織観察を行った。溶接部断面試料を 4000 番まで湿式研磨とダイヤモンドパフを行ってから、腐食液として純チタン及び Ti-6Al-4V 合金にはフッ酸、硝酸及び蒸留水（体積比率 1 : 1 : 8）の混合液を用いて、インコネル 600 及びハステロイ C-276 合金には塩酸 : 90 ml、硝酸 : 5 ml、硫酸 : 5 ml、塩化第二銅 : 1 g の混合液を用いて試料表面を腐食し、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡（Scanning electron microscope、以下 SEM）で組織観察を行った。また、純チタンおよび Ti-6Al-4V 合金では一部の試料には粗研磨後、室温下で過塩素酸、n-ブチルアルコールおよびメタノールを体積比率 1 : 7 : 10 の混合溶液中で 25V の電圧で 30 秒間の電解研磨を施し、その後腐食したものについてミクロ組織観察を行った。

溶接部の析出物（または偏析物）を解析するために、微小部 X 線回折による相同定、SEM による観察および、

エネルギー分散型 X 線分光装置（Energy dispersive X-ray spectroscopy、以下 EDX）による元素分析を行った。溶接部の結晶方位と結晶粒界の観察を行うために SEM および TexESM laboratories（以下 TSL）にて電子線後方散乱回折（Electron back scattered diffraction、以下 EBSD）を実施した。

溶接部の機械的特性を評価するために、溶接部断面に対してビッカース硬さ測定および、I 型開先の突合せ溶接継手に対して引張試験を行った。硬さ測定位置は試料表面から 0.5 mm 下方の位置、板厚中心、試料裏面から 0.5 mm 上方の位置の 3 箇所である。測定条件は、測定圧子の荷重を 0.1 N、荷重保持時間を 15 s とした。引張試験は板厚 4 と 5 mm の材料では JIS Z 2241 13B 号試験片、板厚 12 mm では JIS Z 2241 14B 号試験片を用いて、インストロン引張試験機にて引張速度 2 mm/min で行った。引張試験片はビード表面および裏面を削除した平滑試験片であった。

また、溶接部のじん性を評価するために、2 mmV ノッチの標準試験片を用いてシャルピー衝撃試験を行った。試験温度は -196 °C、-100 °C、-50 °C および室温であった。

## 3. 純チタン及び Ti-6Al-4V 合金のハイブリッド溶接性

### 3.1 純チタンのハイブリッド溶接性

#### 3.1.1 板厚 4 mm の純チタン

純チタンのハイブリッド溶接性を検討する前に、そのファイバーレーザー溶接条件を調べた。

板厚 4 mm の純チタンに対して、レーザー焦点位置を板表面 ( $f_d = 0$  mm) に固定し、レーザー出力を 4 ~ 10 kW、溶接速度を 1 ~ 8 m/min に変化させてビードオンプレート溶接を行った。レーザー出力が 4 kW では溶接速度が 1 m/min、レーザー出力が 6 kW では溶接速度が 1 ~ 4 m/min、レーザー出力が 8 kW では溶接速度が 1 ~ 6 m/min、レーザー出力が 10 kW では溶接速度が 1 ~ 8 m/min の条件で 1 パス貫通溶接が可能であった。一例としてレーザー出力が 8 kW、溶接速度が 1 ~ 6 m/min の条件で得られた継手のビード外観、X 線透過写真および断面マクロ写真を図 3 に示す。レーザー出力が 6 kW 以下ではブローホールが多く存在した。本実験のレーザー出力範囲では溶接速度が速くなることに従い、スパッタの発生量が増加し、アンダーフィルが大きくなる傾向が見られた。上述の溶接実験で得た継手を外観および X 線透過写真で評価して作成したプロセスマップを図 4 に示す。○は良好な継手が得られた条件で、×はブローホールやアンダーフィルなどの溶接欠陥が見られた条件である。本研究の検討範囲では、最適条件範囲はレーザー出力 8 ~ 10 kW、溶接速度 2 ~ 6 m/min であった。

上述の純チタンのファイバーレーザー溶接実験結果を踏まえて、板厚 4 mm の純チタン板のハイブリッド溶接性を検討した。

レーザー焦点位置を板表面 ( $f_d = 0$  mm)、レーザー出力を 8 kW に固定し、溶接速度を 1 ~ 2 m/min、アーク電

流を 100 ~ 150 A にして I 型開先の突合せ溶接を行った。いずれの条件でも 1 パス貫通溶接ビードが得られた。ただし、溶接電流が 125 A 未満の条件と溶接速度が 1.5 m/min 以上の条件では、アンダーフィルが見られた。

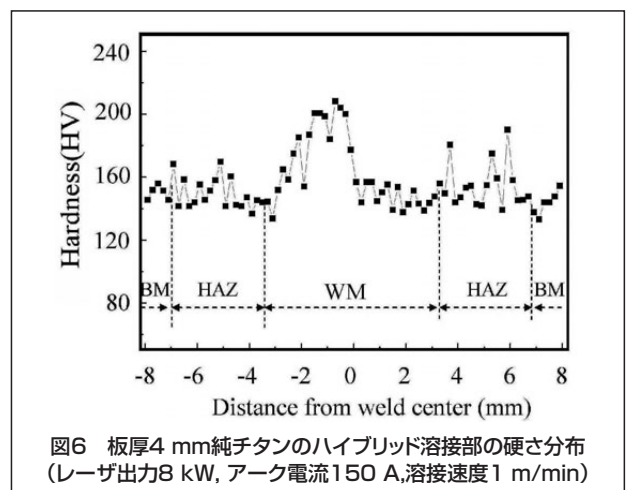
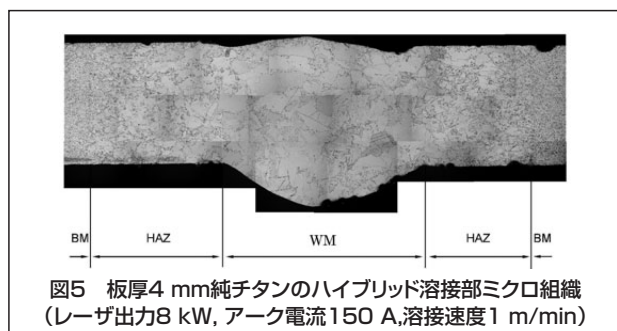
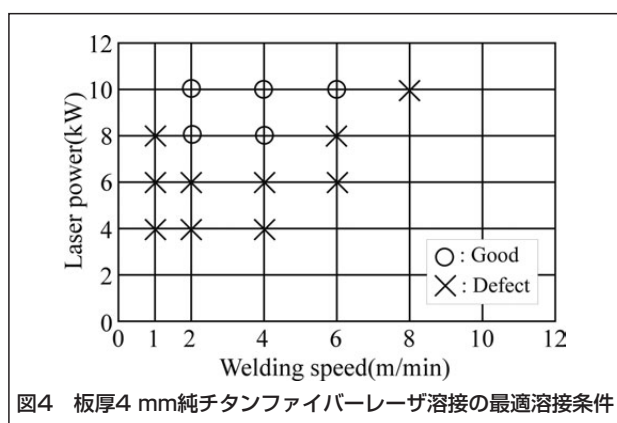
レーザ出力 8 kW、溶接速度 1 m/min、溶接電流 150 A の条件で得られた継手の断面マイクロ組織と硬さ分布

をそれぞれ図 5 と図 6 に示す。

図 5 から分かるように、溶接熱影響部 (HAZ) および溶接金属部 (WM) で結晶粒が粗大化した。また、図 6 より、溶接熱影響部と溶接金属部の硬さが母材 (B.M.) より高くなっており、ばらつきも大きいことがわかる。

P (kW)	V (m/min)	Appearances and X-ray photographs <sub>10 mm</sub>	Cross section
8	1	Top surface	
		Back surface	
		X-ray photograph	
	2	Top surface	
		Back surface	
		X-ray photograph	
	4	Top surface	
		Back surface	
		X-ray photograph	
	6	Top surface	
		Back surface	
		X-ray photograph	

図3 板厚4 mmの純チタンのファイバーレーザ溶接継手の外観，X線透過試験写真及び断面マクロ組織



継手引張試験の結果を表5に示す。いずれの試験片においても母材破断を呈した。これは溶接金属部と溶接熱影響部が硬化していたためと考えられる。硬化の理由は後述する板厚 12 mm 純チタンのハイブリッド溶接継手と同様に、主に酸素と窒素等の増加或いは多くの小傾角粒界の形成であった。

以上の実験結果から、板厚 4 mm の純チタンは良好なハイブリッド溶接性を有し、適切な溶接条件を選べれば、溶接欠陥のない健全な 1 パス貫通溶接継手が得られることが分かる。

表5 板厚4 mmの純チタンのハイブリッド溶接継手引張試験結果

Laser power (kW)	Arc current (A)	Welding speed (m/min)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Fracture position
8	100	1	380	34	B.M.
			375	33	B.M.
			373	30	B.M.
	125	1	391	27	B.M.
			389	28	B.M.
			369	27	B.M.
	150	1	-	36	B.M.
			389	34	B.M.
			385	38	B.M.
	150	1.5	386	35	B.M.
			387	33	B.M.
			384	33	B.M.
150	2	384	35	B.M.	
		385	32	B.M.	
		372	31	B.M.	

### 3.1.2 板厚 12 mm の純チタン

板厚 12 mm 純チタンのハイブリッド溶接性を調査するために、まず、板厚 12 mm の純チタンに対して、レーザー焦点位置  $f_d$  を -12 ~ 0 mm、レーザー出力を 8 ~ 10 kW、溶接速度を 0.5 ~ 3 m/min の範囲で変化させてビードオンプレート溶接を行い、そのファイバーレーザー

溶接条件を検討した。図7はレーザー出力を 8 kW、溶接速度を 2 m/min に固定して、レーザー焦点位置を変化させた場合のビード外観である。焦点位置が板表面にある場合 ( $f_d = 0$  mm) は大粒のスパッタが多く発生したが、焦点位置を板の裏面へ向かって変化させるに従いそのスパッタは減少し、特に焦点位置が板の裏面にある場合 ( $f_d = -12$  mm) はスパッタの発生は殆ど見られなかった。

図8はレーザー焦点位置  $f_d$  を -12 mm に、溶接速度を 2 m/min に固定してレーザー出力を変化させた場合のビード外観、X線透過写真および断面マクロ写真である。レーザー出力の増加に従って単位長さ当たりの入熱量が増えるため、ビード幅および溶け込み深さも増加した。溶け込み深さは 8 kW では約 6 mm、10 kW では約 7 mm といずれも板厚の半分以上を超えた。また、X線透過写真で確認できる溶接欠陥はなかった。

レーザー出力を 10 kW に固定して溶接速度を変化させて貫通溶接を試みた。溶接速度が 0.5 ~ 1 m/min では貫通溶接が得られたが、裏ビードは安定せず、内部欠陥が存在した。したがって、板厚 12 mm の純チタンに対して良好な 1 パス貫通ビードを形成することは困難であり、欠陥の少ない溶接継手を作製するためには両面 1 パス溶接が必要であると考えられる。

そこで、レーザー出力 8 kW および 10 kW、溶接速度 2 m/min、レーザー焦点位置  $f_d = -12$  mm の条件を用いて両面 1 パス（表面と裏面それぞれ 1 パス）の I 型開先突合せ溶接を行った。溶接の際、表裏両面における溶接条件を同様にした。溶接継手のビード外観、X線透過写真および断面マクロ写真を図9に示す。いずれの条件においても溶接欠陥のない良好な突合せ溶接継手が得られた。

上述のレーザー単独溶接での結果を参照して、板厚 12 mm の純チタンのハイブリッド溶接には、レーザー出力 10 kW、溶接速度 2 m/min、溶接電流 150 A 及びレー

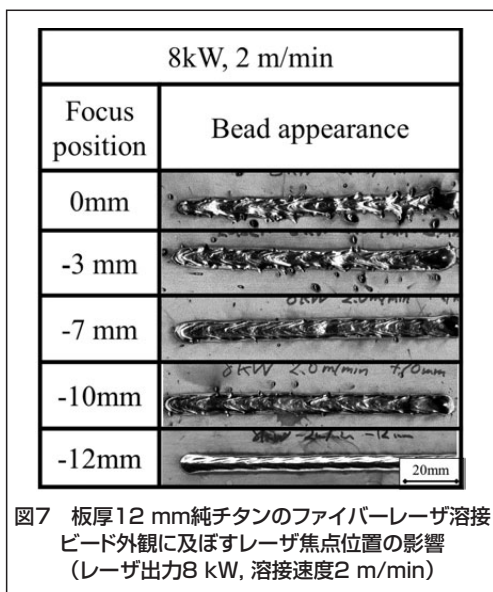


図7 板厚12 mm純チタンのファイバーレーザー溶接ビード外観に及ぼすレーザー焦点位置の影響 (レーザー出力8 kW, 溶接速度2 m/min)

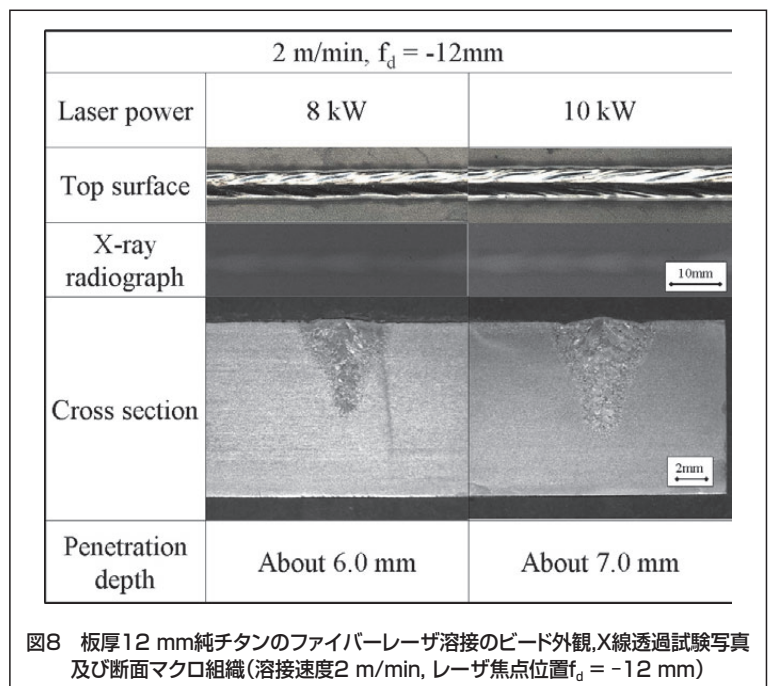


図8 板厚12 mm純チタンのファイバーレーザー溶接のビード外観、X線透過試験写真及び断面マクロ組織 (溶接速度2 m/min, レーザ焦点位置 $f_d = -12$  mm)

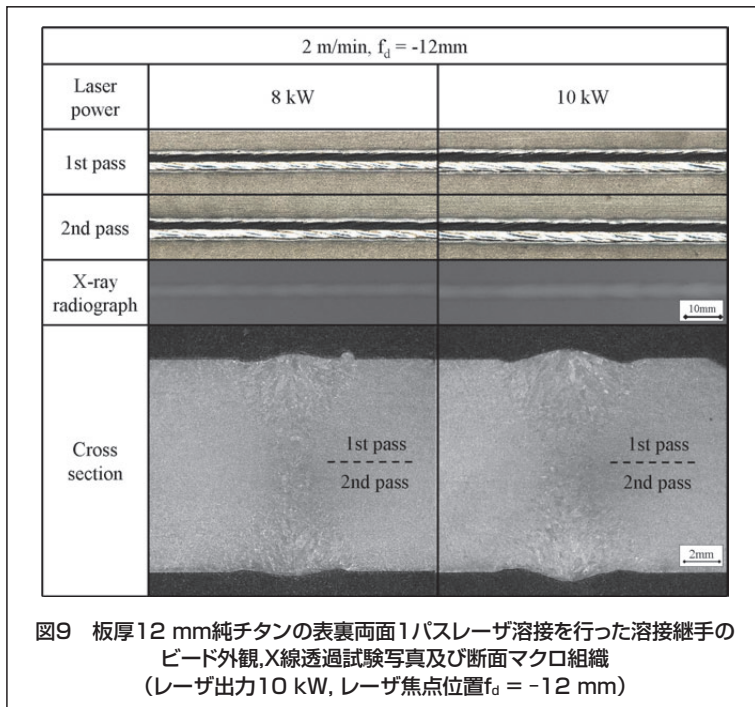


図9 板厚12 mm純チタンの表裏両面1パスレーザー溶接を行った溶接継手のビード外観,X線透過試験写真及び断面マクロ組織 (レーザー出力10 kW, レーザ焦点位置 $f_d = -12$  mm)

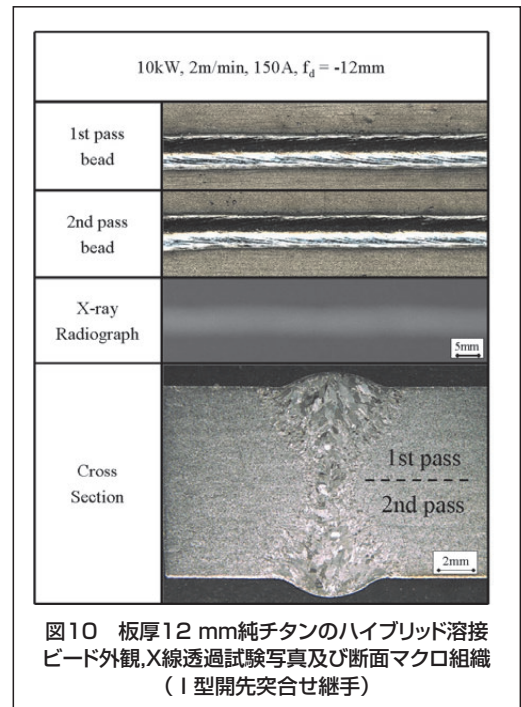


図10 板厚12 mm純チタンのハイブリッド溶接ビード外観,X線透過試験写真及び断面マクロ組織 (I型開先突合せ継手)

ザ焦点位置  $f_d = -12$  mm の溶接条件を用いた。この条件にて得られた表裏両面1パスのI型開先突合せ溶接継手のビード外観、X線透過写真および断面マクロ写真を図10に示す。表裏ともに、銀色の表面光沢を有する良好な溶接ビードが得られ、またX線透過写真において内部欠陥は確認されなかった。溶接部マイクロ組織の観察では、板厚4 mm純チタンのハイブリッド溶接部と同様に、溶接熱影響部および溶接金属部で結晶粒粗大化が確認された。しかし、溶接部の硬さ試験では、溶接熱影響部と溶接金属部の硬さが母材より高くなっていた。この継手の引張試験では、全ての引張試験片が母材破断を呈し、引張強さは平均393 MPa、伸びは平均34.9%であった。

このハイブリッド溶接継手の溶接金属部シャルピー衝撃試験結果を図11に示す。母材に比べ溶接金属部の吸収エネルギーが減少していた。これは、溶接金属の脆化(硬化)によるものと考えられる。

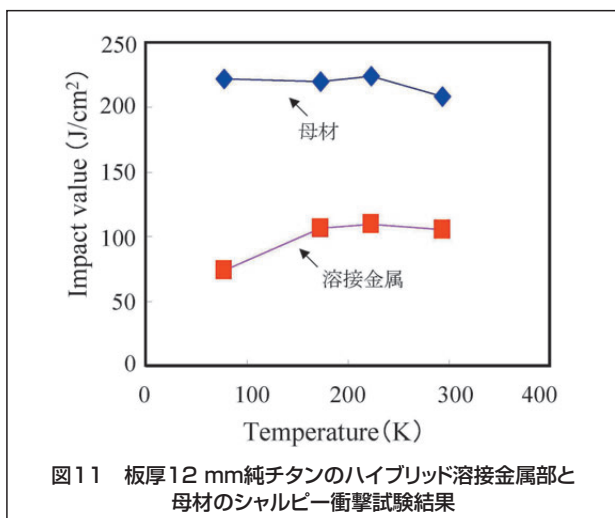


図11 板厚12 mm純チタンのハイブリッド溶接金属部と母材のシャルピー衝撃試験結果

既報<sup>13), 14)</sup>で詳述しているように、純チタン板のハイブリッド溶接継手の溶接金属部は、酸素、水素、窒素のいずれにおいても母材に比べて増加している。その原因として以下のことが考えられる。1つは大気への混入である。チタンの溶接では酸化を最大限に防ぐため十分なシールドを行っているが、完全に防ぐことは難しく、そのためわずかながら大気が混入し酸素と窒素が増加した可能性がある。もう1つは溶接ワイヤ成分からの混入によるものである。母材よりも酸素を多く含む溶接ワイヤを加えたことにより、溶接金属部の酸素と窒素が増加した可能性もある。酸素と窒素などの増加により溶接金属部が硬化したと考えられる。

一方、溶接金属部のみならず、溶接熱影響部においても硬化が発生している(図6参照)。純チタン板のハイブリッド溶接継手の熱影響部と溶接金属部に多くの小傾角粒界が存在し、溶接熱影響部および溶接金属部の硬化にはこの小傾角粒界も関与していると思われる<sup>13), 14)</sup>。

上述の実験結果から、板厚12 mmの純チタンには1パス貫通溶接ビードを得ることが困難であり、表裏両面1パスの溶接が必要であると分かる。また、溶接スパッタを無くすために、レーザー焦点位置を板の裏面に設定することが必要である。作製したハイブリッド溶接継手には溶接欠陥がなく、溶接継手の強度が母材と同等である。ただし、溶接金属部と熱影響部に硬化が生じて、溶接金属部のシャルピー衝撃吸収エネルギーが母材より低下した。

### 3.2 Ti-6Al-4V合金のハイブリッド溶接性

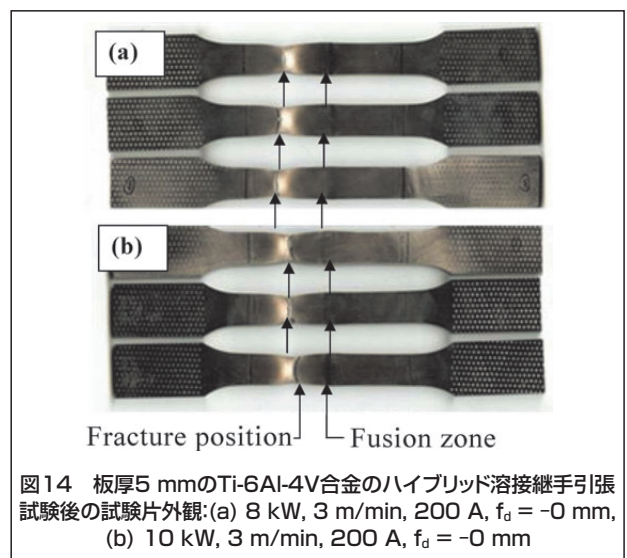
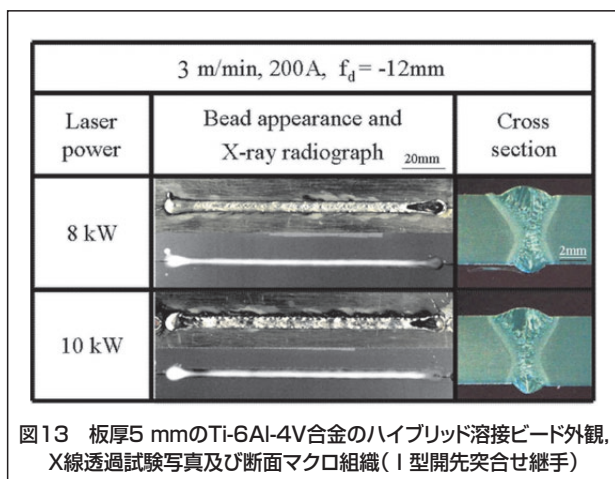
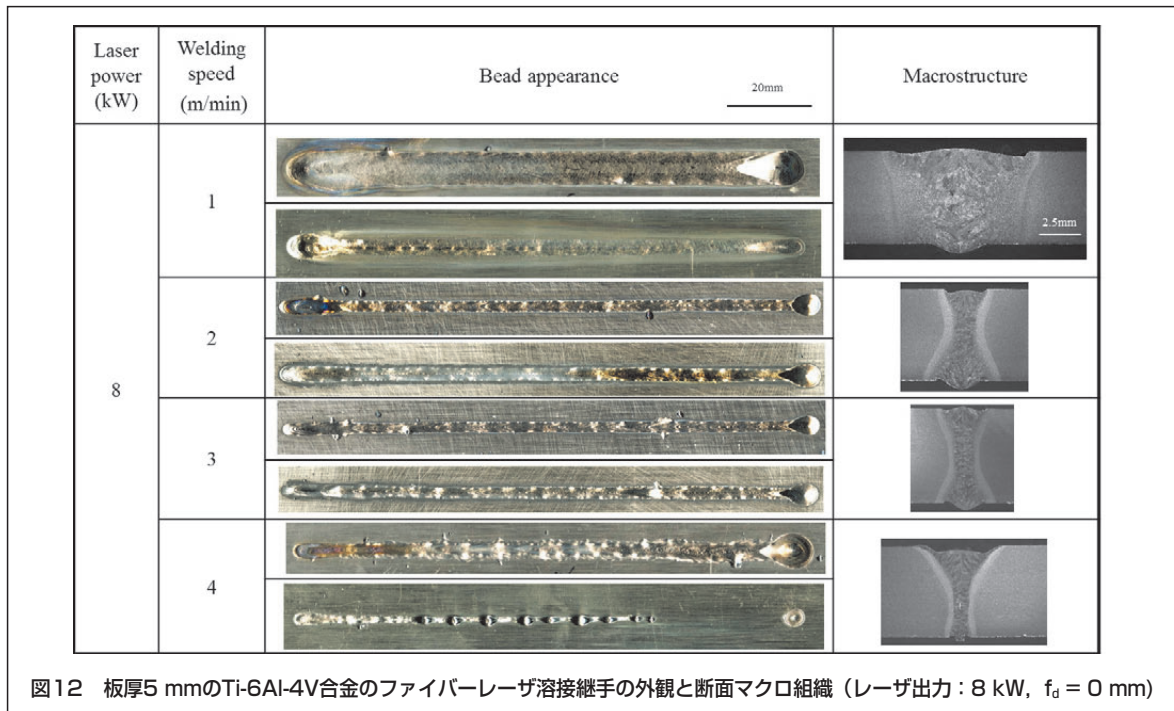
#### 3.2.1 板厚5 mmのTi-6Al-4V合金

純チタンと同様に、Ti-6Al-4V合金のハイブリッド溶接性を検討する前に、そのファイバーレーザー溶接の最適条件を調査した。

まずは、板厚 5 mm の Ti-6Al-4V 合金に対して、レーザー焦点位置を試料表面に固定し、レーザー出力 4 ~ 10 kW、溶接速度 1 ~ 8 m/min まで変化させた条件でビードオンプレート溶接を行った。レーザー出力が 8 kW の溶接ビードの外観と断面マクロ写真を一例として図 12 に示す。レーザー出力が 4 kW と 6 kW では、適正な溶接速度を選べば貫通溶接が可能であるが、溶接ビード形成は不安定であった。レーザー出力 8 kW、溶接速度 1 ~ 3 m/min の条件において良好な溶接ビードが形成されたが、溶接速度が 4 m/min 以上になるとビードの一部において部分溶け込み溶接となり、貫通した部分もハンピングビードとなった (図 12)。レーザー出力が 10 kW では溶接速度 6 m/min までであれば良好な溶接ビード形成が可能であるが、8 m/min では部分溶け込み溶接となった。いずれのレーザー出力においても溶接速度の増加に従い、ポロシティの数が増加する傾向が見られた。

純チタンのハイブリッド溶接および Ti-6Al-4V 合金のレーザー溶接の条件範囲を参考に、Ti-6Al-4V 合金のハイブリッド溶接性を検討した。レーザー出力 8 kW および 10 kW、アーク電流 200 A、溶接速度 3 m/min の条件を用いた、板厚 5 mm の Ti-6Al-4V 合金の I 型開先突合せハイブリッド溶接のビード外観、X 線透過写真および断面マクロ写真を図 13 に示す。同図から分かるように、板厚 5 mm の Ti-6Al-4V 合金のハイブリッド溶接継手には X 線透過写真において確認される内部欠陥はなく、良好な溶接ビードが形成された。

レーザー出力 8 kW および 10 kW、アーク電流 200 A、溶接速度 3 m/min の条件で得た I 型開先突合せ溶接継手に対してビッカース硬さ分布を測定した結果、いずれの条件においても、溶接熱影響部および溶接金属部において硬化していたことが分かった。硬化の主な理由はマルテンサイト組織の生成であった<sup>15)</sup>。



継手引張試験を行った後の試験片を図14に示す。試験片は母材破断を呈し、引張強度および伸びは母材と同程度であった。

以上の結果から分かるように、板厚5 mmのTi-6Al-4V合金は板厚4 mmの純チタンと同様に、良好なハイブリッド溶接性を有し、溶接欠陥のない良好な1パス貫通溶接継手を得ることができる。板厚4 mm純チタンのハイブリッド溶接継手と異なるのは溶接部の硬化機構であり、純チタンの場合は酸素と窒素等の増加または小傾角粒界の形成であるが、Ti-6Al-4V合金の場合はマルテンサイト組織の生成である。

### 3.2.2 板厚12 mmのTi-6Al-4V合金

板厚12 mmのTi-6Al-4V合金は、板厚12 mmの純チタンと同様に、良好な1パス貫通ビードを形成することが困難であり、欠陥の少ない溶接部を作製するためには両面1パス溶接が必要であると考えられる。

溶接速度を2 m/min、アーク電流を150 A、レーザ焦点位置 $f_d$ を-12 mmに固定して、1パス目のレーザ出力を8~10 kW、2パス目のレーザ出力を6~10 kWまで変化させてI型突合せ溶接を行った。1パス目のレーザ出力を8~10 kW、かつ2パス目のレーザ出力を10 kWとした場合にのみ十分な完全溶け込み溶接となり、他の条件では部分溶け込み溶接となった。完全溶け込み溶接が可能な条件の溶接ビード外観、X線透過写真および断面マクロ写真を図15に示す。X線透過写真および断面マクロ写真からは溶接欠陥が見られないが、マイクロ組織の観察ではこれらの溶接継手の中央部(2パス目の先端部)にポロシティが若干観察された。2パス目の溶接部にポロシティが観察された理由に関しては、ビードオンプレート溶接においてポロシティが確認されなかったことと併せて考えると、1パス目の溶接によって開先面がやや開いたため、2パス目溶接の際に開先面間の空気が閉じられやすくなり、ポロシティが発生しやすくなったと推測される。

溶接継手板厚中央部における硬さ分布を測定した結

果、溶接金属部と溶接熱影響部の硬さが母材より高くなったことがわかる。これはミクロ組織観察において観察されたマルテンサイト $a'$ が溶接熱影響部の一部および溶接金属部の全面で生じているためと思われる。

溶接継手引張試験を行った後の試験片外観写真を図16に示す。レーザ出力が1パス目8 kW、2パス目10 kWの条件では2本は溶接金属部で破断し、1本は母材破断を呈した。レーザ出力が1パス目と2パス目ともに10 kWの条件では1本は溶接金属部で破断し、2本は母材破断を呈した。走査型電子顕微鏡SEMにて溶接金属部で破断した試験片の破断面観察を行った結果、破断面にポロシティと思われる大きなくぼみが見られた。ポロシティの存在によって溶接金属部の断面積が減少し、硬化しているにも関わらず溶接金属部において破断に至ったと考えられる。母材破断した試験片は、溶接金属中のポロシティが少なかったと推察できる。

上述のように、板厚12 mmのTi-6Al-4V合金のハイブリッド溶接性は板厚12 mmの純チタンとほぼ同等であると考えられる。しかし、本実験では仮づけ溶接が不十分であるため、1パス目溶接(表面溶接)の後に開先面がやや開いてしまった。そのため、2パス目溶接の先端部にポロシティが若干発生した。したがって、実際の構造物を溶接する際、開先面間の隙間存在によるポロシティの発生に留意する必要がある。

## 4. インコネル600及びハステロイC-276合金のハイブリッド溶接性

### 4.1 インコネル600合金のハイブリッド溶接性

#### 4.1.1 板厚4 mmのインコネル600合金

純チタン及びチタン合金と同様に、インコネル600合金のハイブリッド溶接性を検討する前に、そのファイバーレーザ溶接の最適条件を調べた。

板厚4 mmインコネル600合金のレーザ溶接条件を検討するために、レーザ出力を6および8 kW、溶接速度2~8 m/minに変化させた条件でビードオンプレ

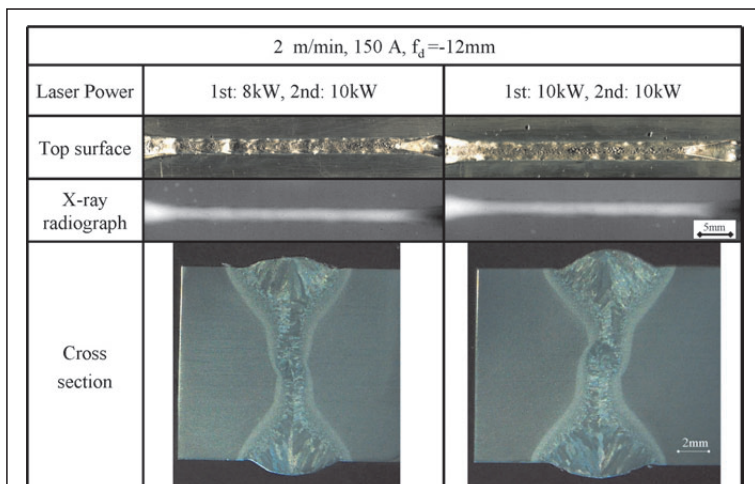


図15 板厚12 mmのTi-6Al-4V合金のハイブリッド溶接ビード外観、X線透過試験写真及び断面マクロ組織(I型開先突合せ継手)

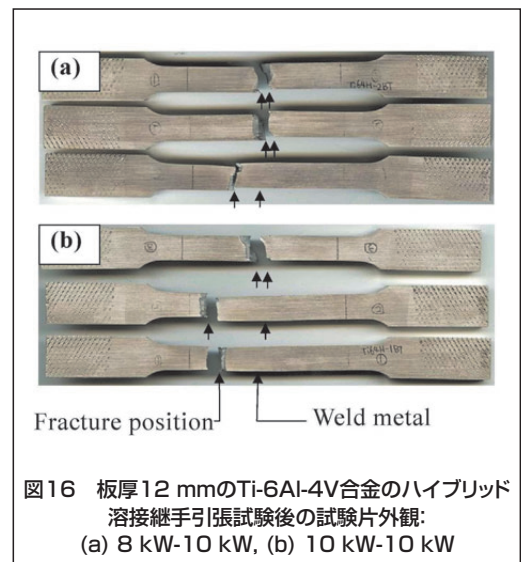
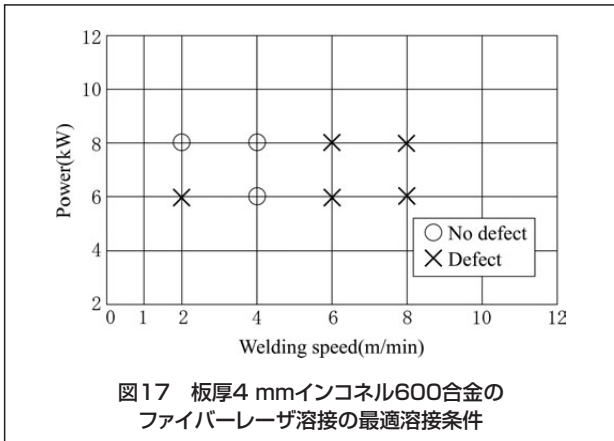


図16 板厚12 mmのTi-6Al-4V合金のハイブリッド溶接継手引張試験後の試験片外観: (a) 8 kW-10 kW, (b) 10 kW-10 kW



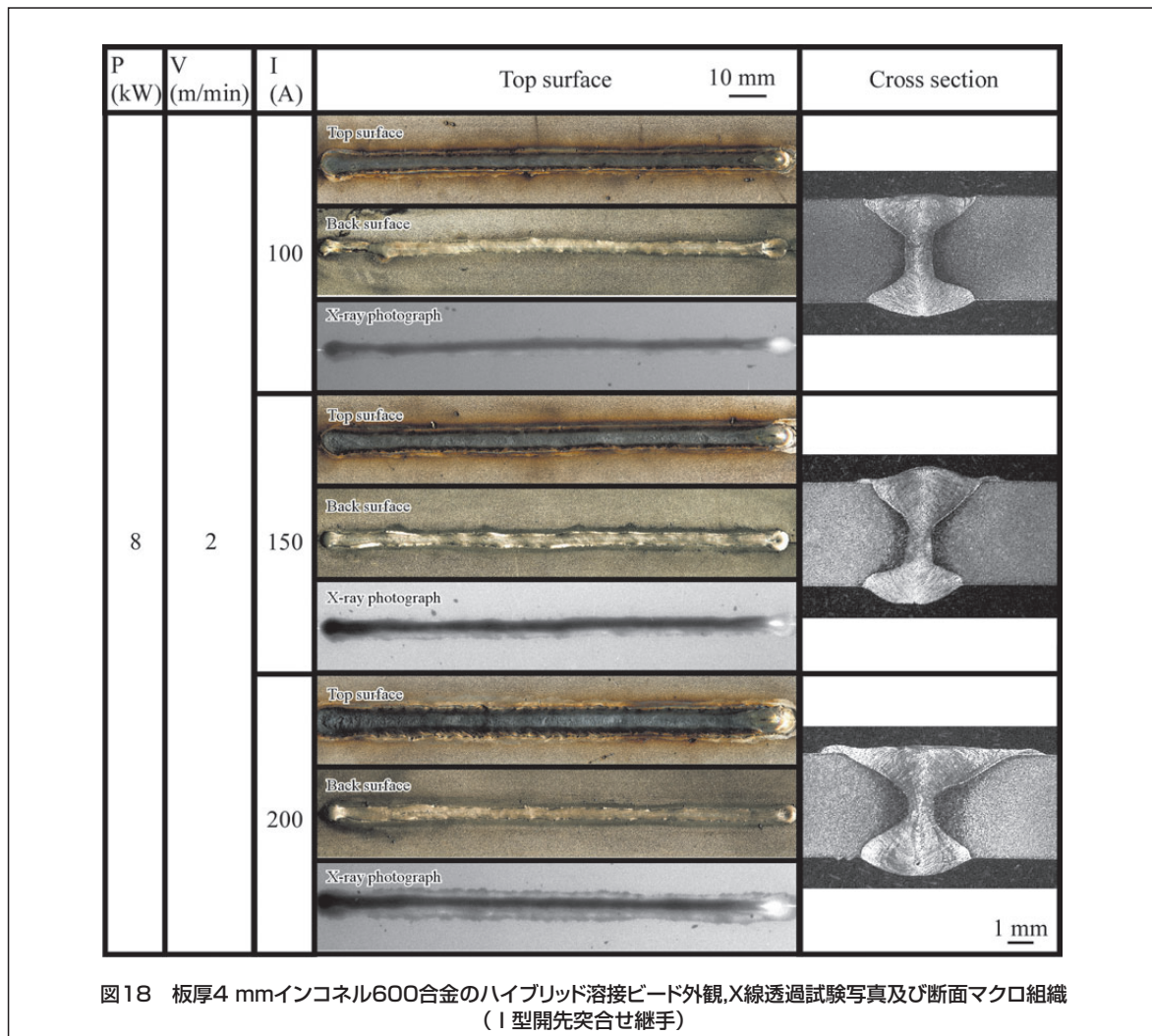
ト溶接を行い、ビードの形成状況と欠陥の有無を調査した。得られたプロセスマップを図17に示す。良好なビードは○印、ブローホールやアンダーフィル(0.2 mm 以上)等の溶接欠陥がある場合は×印で表示した。ちなみに、レーザー出力が6 kWで、溶接速度が8 m/minの場合は貫通溶接ができなかったが、それ以外の条件では1パス貫通溶接が可能であった。同図からわかるように、レーザー出力が6 kW、溶接速度が4 m/minとレーザー出力が8 kW、溶接速度が2および4 m/minの条件では良好な溶接ビードが得られた。



レーザー溶接の結果を踏まえて、ハイブリッド溶接ではレーザー出力が8 kW、溶接電流が100 ~ 200 A、溶接速度が2 m/minの条件でI型開先の突合せ溶接を行った。得られた継手の外観、X線透過写真および断面マクロ組織を図18に示す。すべての条件で外観は滑らかであり、X線透過試験からはブローホールや割れ等の溶接欠陥は検出されなかった。

溶接欠陥の有無および溶接部マイクロ組織を確認するために、断面マイクロ組織観察を行った。断面マイクロ組織の一例として、レーザー出力が8 kW、溶接速度が2 m/min、溶接電流が150 Aの条件で得られた継手の断面マイクロ組織を図19に示す。インコネル600の溶接部の組織は、溶接部中央に向かって成長した柱状晶であり、中央部に会合部が明瞭に観察された。溶接部および熱影響部において、割れは観察されなかった。

レーザー出力が8 kW、溶接速度が2 m/min、溶接電流が100、150、および200 Aの条件で得られた継手の溶接部断面のビッカース硬さ分布を図20 (a)、(b)および(c)にそれぞれ示す。いずれの条件においても、溶接金属部の硬さは母材と同等か若干軟化している程度であったが、熱影響部においては結晶粒の粗大化により著しく軟化していた。



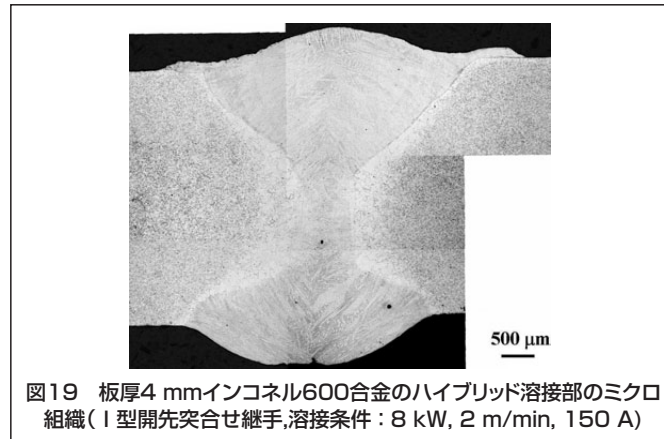


図19 板厚4 mmインコネル600合金のハイブリッド溶接部のマイクロ組織 (I型開先突合せ継手, 溶接条件: 8 kW, 2 m/min, 150 A)

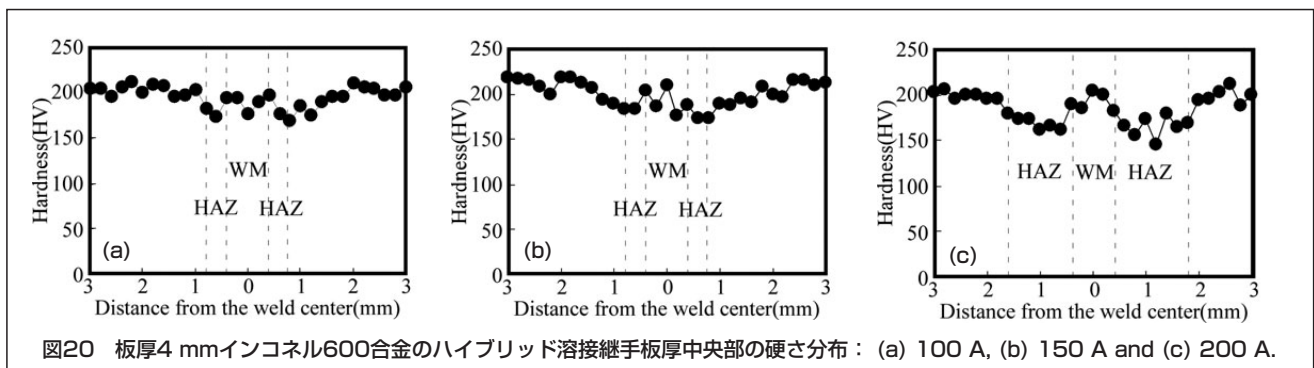


図20 板厚4 mmインコネル600合金のハイブリッド溶接継手板厚中央部の硬さ分布: (a) 100 A, (b) 150 A and (c) 200 A.

継手引張試験結果を図21に示す。いずれの条件においても、継手の強度は母材より低下しており、継手効率は約90%であった。引張試験片は全て溶接金属部で破断した。伸びは溶接部の軟化領域が優先的に変形したため、母材試験片に比べ減少していた。

以上の実験結果から、板厚4 mmのインコネル600合金には良好なハイブリッド溶接性を有することが分かる。但し、ティグ溶接等の溶接方法を使用した場合と同様に、溶接熱影響部に軟化が生じた。そのため、溶接継手引張強度は母材の90%程度であった。

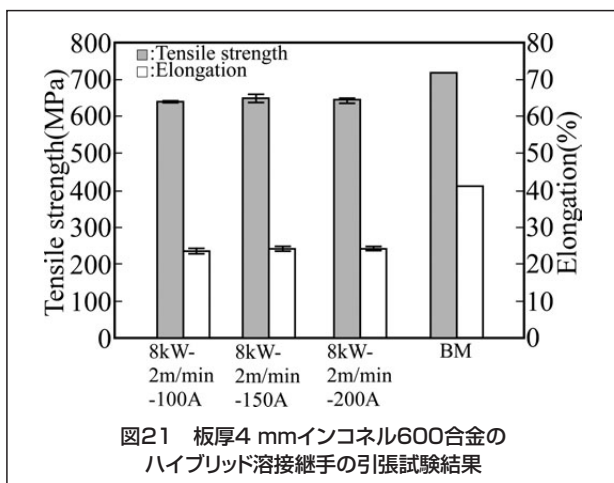


図21 板厚4 mmインコネル600合金のハイブリッド溶接継手の引張試験結果

#### 4.1.2 板厚12 mmのインコネル600合金

板厚12 mmのインコネル600合金は板厚12 mmのチタン合金と同様に、良好な1パス貫通ビードを形成することは困難であり、表裏両面1パス溶接が必要である。

まず、板厚12 mmのインコネル600合金のファイバーレーザー溶接条件を調査した。レーザー出力10 kW、溶接

速度1.5および2 m/minの条件を選択し、1パス目と2パス目を同条件でI型突合せのファイバーレーザー溶接を行い、得られた継手の断面マイクロ組織を図22(a)および(b)に示す。溶接部の組織は、溶接部中央に向かって成長した柱状晶であり、中央部に会合部が明瞭に観察された。また、いずれの条件でも板厚中央部にX線透過写真では観察されなかった微細な割れが存在した。ニッケル基合金の溶接では、低融点のPやSおよび低融点の化合物が偏析し割れが発生することが一般的に知られている。しかし、本実験で得られた溶接継手断面の割れ部に対してSEMによる観察とEDSによる元素マッピングを行った結果、割れおよびその近傍において、低融点元素等の偏析は見られなかった。このことから、この割れは偏析などによるものではなく凝固収縮により発生したと考えられる。

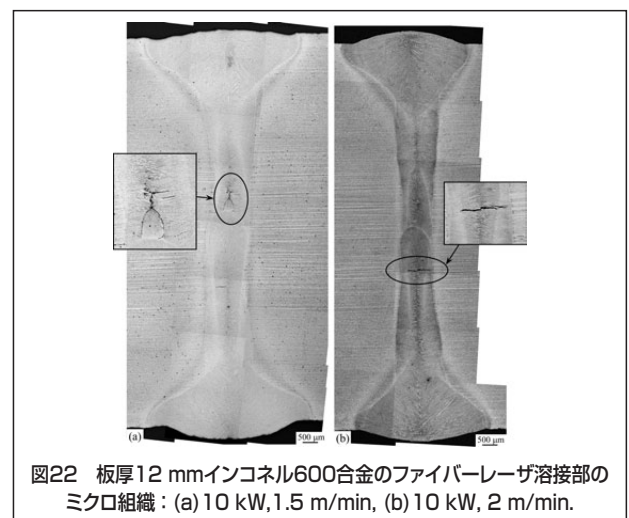


図22 板厚12 mmインコネル600合金のファイバーレーザー溶接部のマイクロ組織: (a) 10 kW, 1.5 m/min, (b) 10 kW, 2 m/min.

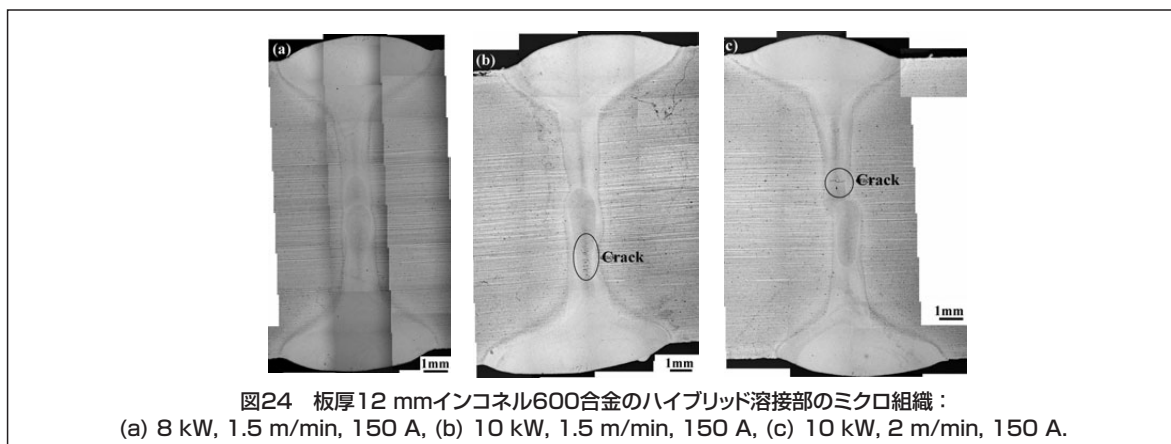
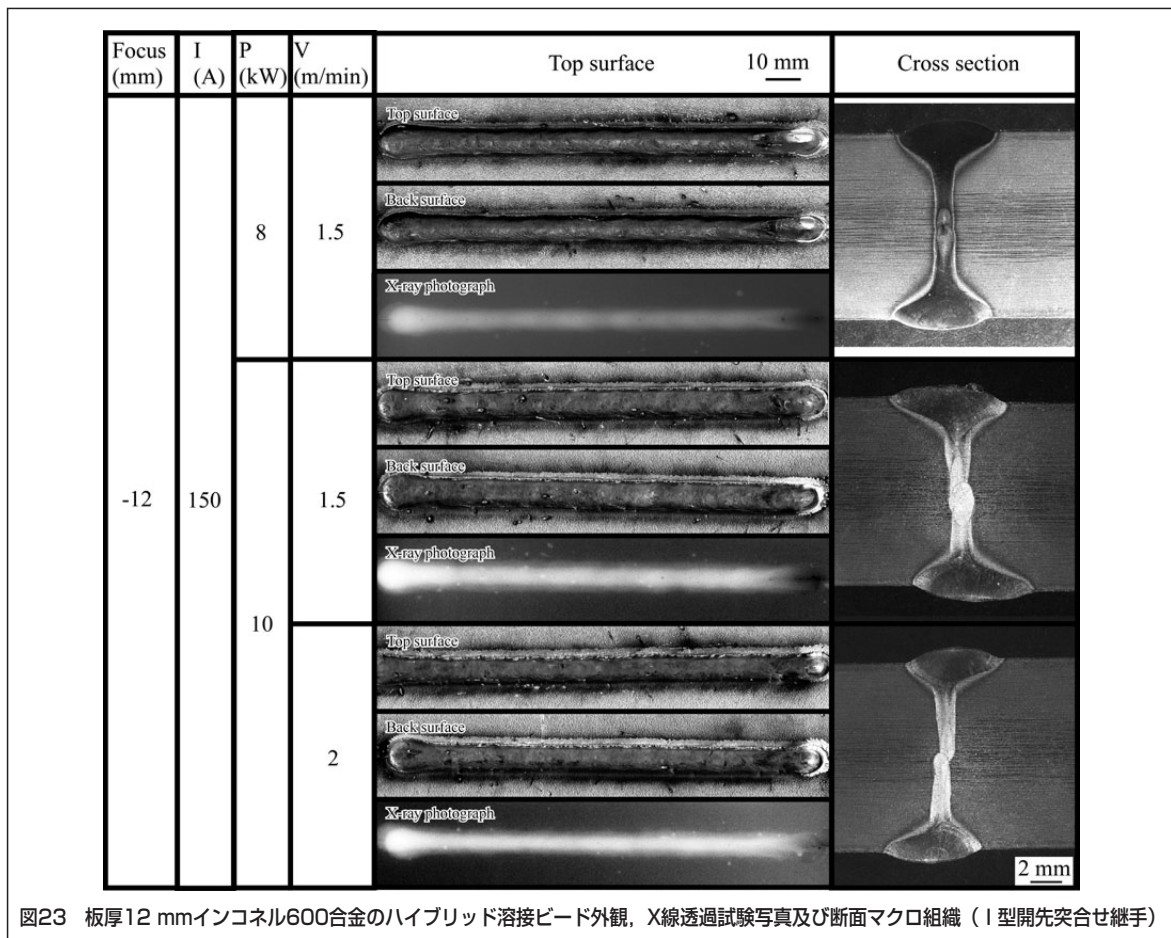
次に、レーザー焦点位置-12 mm、レーザー出力 8 kW、アーク電流 150 A、溶接速度 1.5 m/min およびレーザー焦点位置-12 mm、レーザー出力 10 kW、アーク電流 150 A、溶接速度 1.5 と 2 m/min の条件において、I 型開先突合せ継手に対して両面 1 パスのハイブリッド溶接を行った。得られた継手の溶接ビード外観、X 線透過写真および断面マクロ写真を図 23 に、断面ミクロ組織を図 24 に示す。

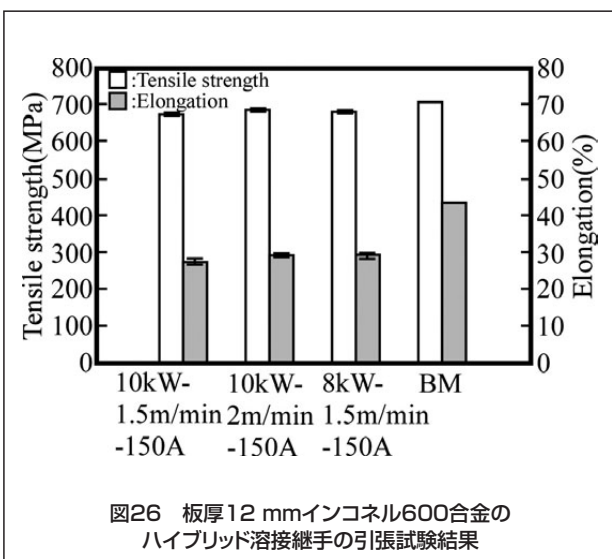
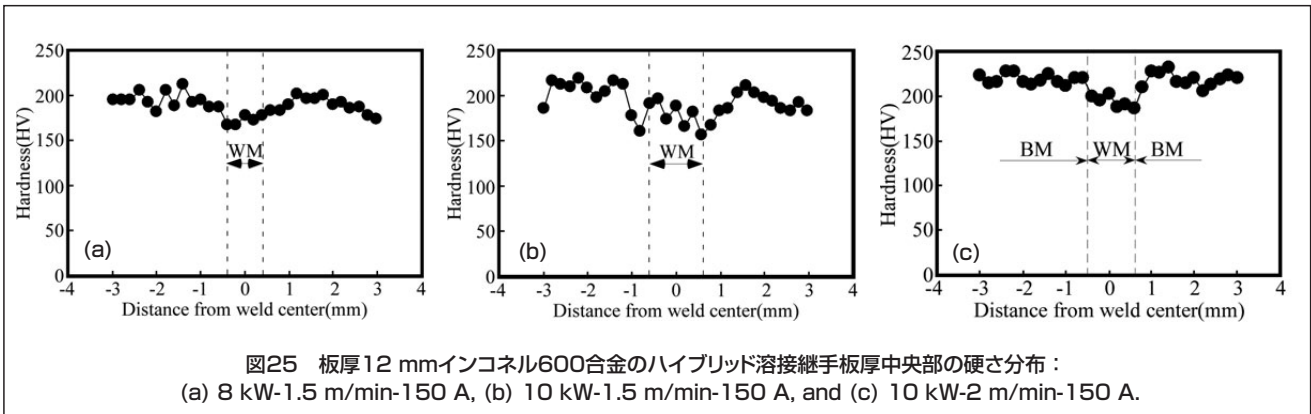
これらの継手溶接部の組織は、溶接部中央に向かって成長した柱状晶であり、中央部に会合部が明瞭に観察された。レーザー出力 8 kW、アーク電流 150 A、溶接速度 1.5 m/min の条件では健全な溶接継手が得られた(図 24 (a))が、レーザー出力が 10 kW の条件では板厚中央部に X 線透過写真では観察されなかった微細な割れが存在した

(図 24 (b) と (c))。これは、先に示した板厚 12 mm のインコネル 600 合金のレーザー溶接継手で見られた割れと同様に凝固収縮により発生したと考えられる。

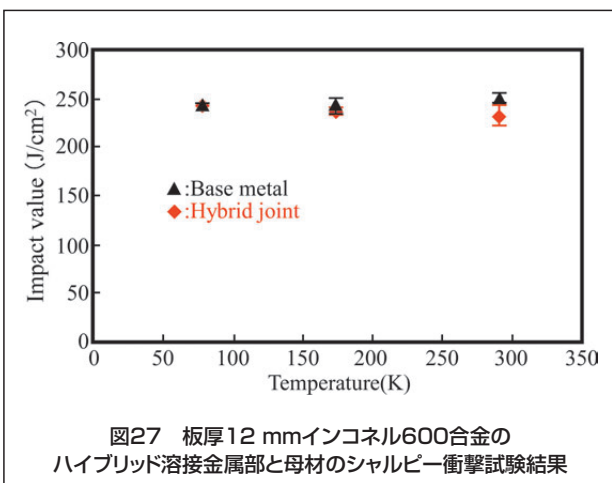
上述の三つの継手の溶接部断面板厚中央部のビッカース硬さ試験結果を図 25 に示す。いずれの条件においても、溶接部の硬さは、結晶粒の粗大化により著しく低下していた。

継手の引張試験結果を図 26 に示す。継手効率は、いずれの溶接条件においても約 96 ~ 97 % であった。引張試験片は全て溶接金属部で破断した。伸びは溶接金属部の軟化領域が優先的に変形したため母材に比べ減少していたと考えられる。また、組織観察で見られた微細な割れは、引張特性にはほとんど影響しなかったものと考えられる。





継手のじん性評価のため、レーザー出力8 kW、アーク電流150 A、溶接速度1.5 m/minの条件で作製した継手に対してシャルピー衝撃試験を行った。その結果を図27に示す。溶接金属部の吸収エネルギーは、いずれの温度においても母材と同程度であった。

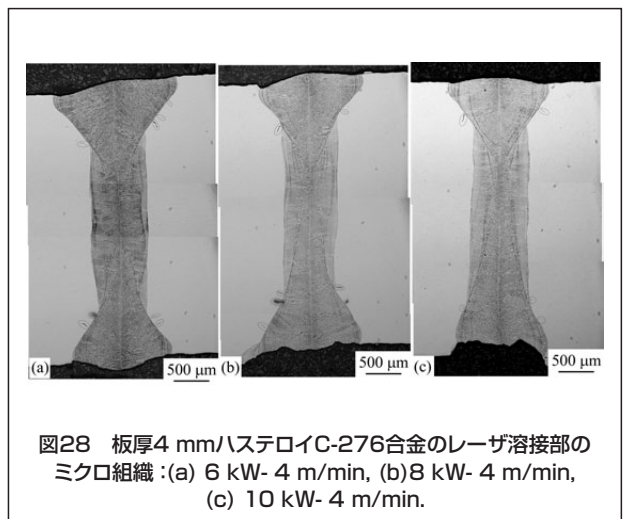


以上の結果から、板厚12 mmのインコネル600合金のハイブリッド溶接においては、レーザー焦点位置-12 mm、レーザー出力8 kW、アーク電流150 A、溶接速度1.5 m/minの条件での両面1パス溶接が最適と考えられる。

#### 4.2 ハステロイC-276合金のハイブリッド溶接性

前述のチタン・チタン合金およびインコネル600合金と同様に、板厚4 mmのハステロイC-276合金のハイブリッド溶接性を調べる前に、まず、そのファイバーレーザー溶接条件を調査した。

レーザー出力が6~8 kW、溶接速度が2~4 m/minおよびレーザー出力が10 kW、溶接速度が4 m/minの条件でI型開先突合せのレーザー溶接を行った。いずれの溶接条件においてもX線透過写真からはポロシティ等の欠陥は観察されなかった。しかしながら、上記の全ての条件においてアンダーフィルが発生した。これは、I型開先の間にながらギャップが存在するために生じたと考える。レーザー出力が6、8及び10 kW、溶接速度が4 m/minの条件で得られた溶接継手の断面マイクロ組織を図28に示す。溶接部の組織は、微細なラメラ状の組織形態を呈していた。溶接金属部には割れがなかったが、ネイルヘッドの首下付近の熱影響部に多数の微細な割れ(図中の丸で示す部分)が観察された。同様の割れが作製したすべての継手の熱影響部に観察された。



レーザー出力が6~8 kW、溶接速度が2 m/min、溶接電流が100~200 Aの条件でI型開先の突合せハイブリッド溶接継手の外観、X線透過写真および断面マクロ組織を図29に示す。すべての条件で外観は滑らかであり、X線透過試験からはブローホールや割れ等の溶接欠

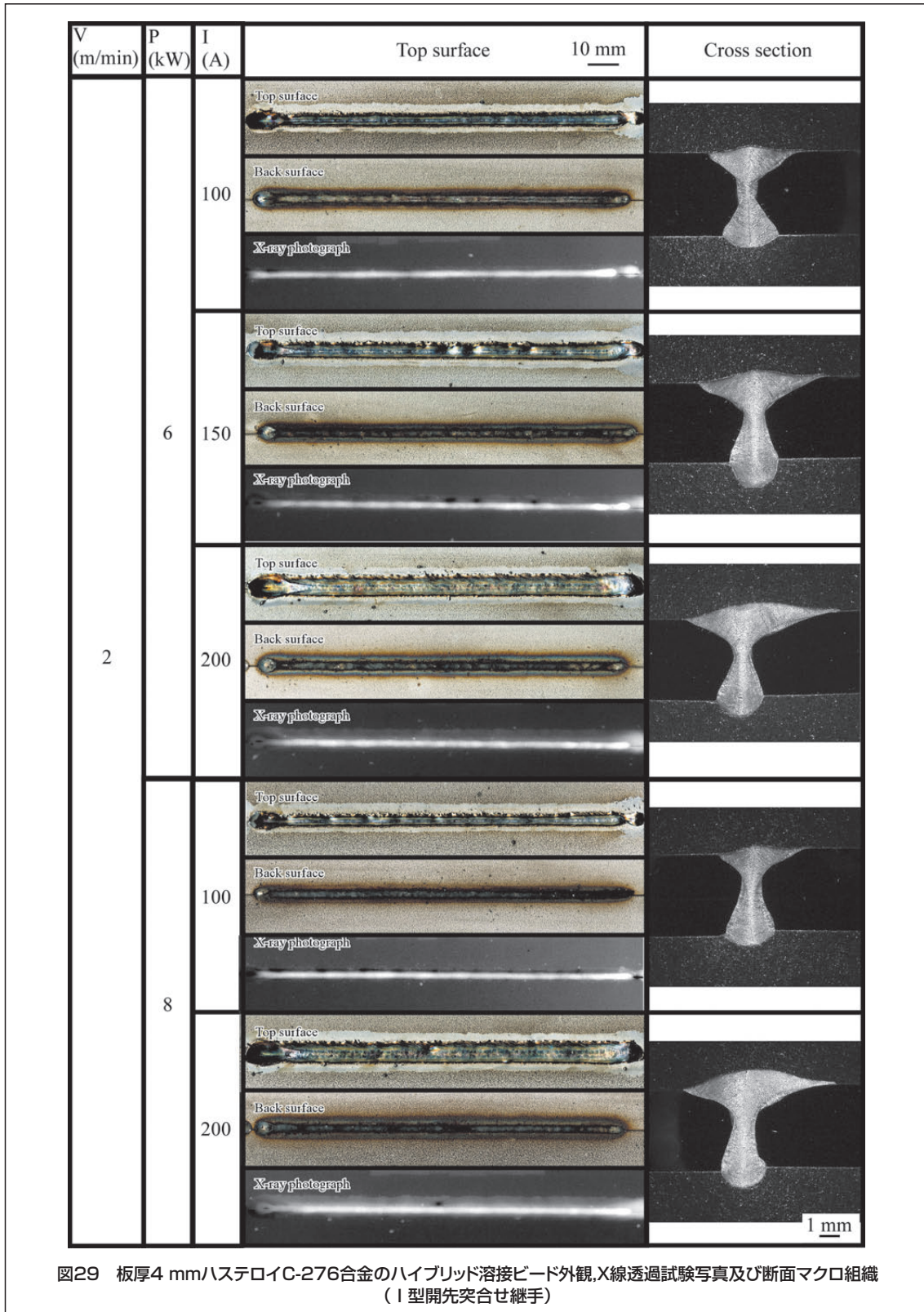


図29 板厚4 mmハステロイC-276合金のハイブリッド溶接ビード外観,X線透過試験写真及び断面マクロ組織 (I型開先突合せ継手)

陥は検出されなかった。断面マイクロ組織の一例として、レーザー出力が8 kW、溶接速度が2 m/min、溶接電流が100 Aの条件で得られた継手の断面マイクロ組織を図30に示す。レーザー溶接と同様に、溶接金属部には割れが検出されなかったが、熱影響部には多数の微細な割れ(図中の丸で示す部分)が観察された。同様の割れが作製したすべての継手に観察された。

この割れの原因を調査するために、レーザー出力が8 kW、溶接速度が2 m/min、溶接電流が100 Aの条件で得られた継手断面のSEM観察およびEDX分析を行った。図31(a)に示すように、熔融金属部の極近傍の熱影響部で割れが観察される。図中の四角で囲った領域を拡大した像が図31(b)であり、この領域でNi元素、Mo元素およびFe元素の面分析を行った結果が、それぞれ

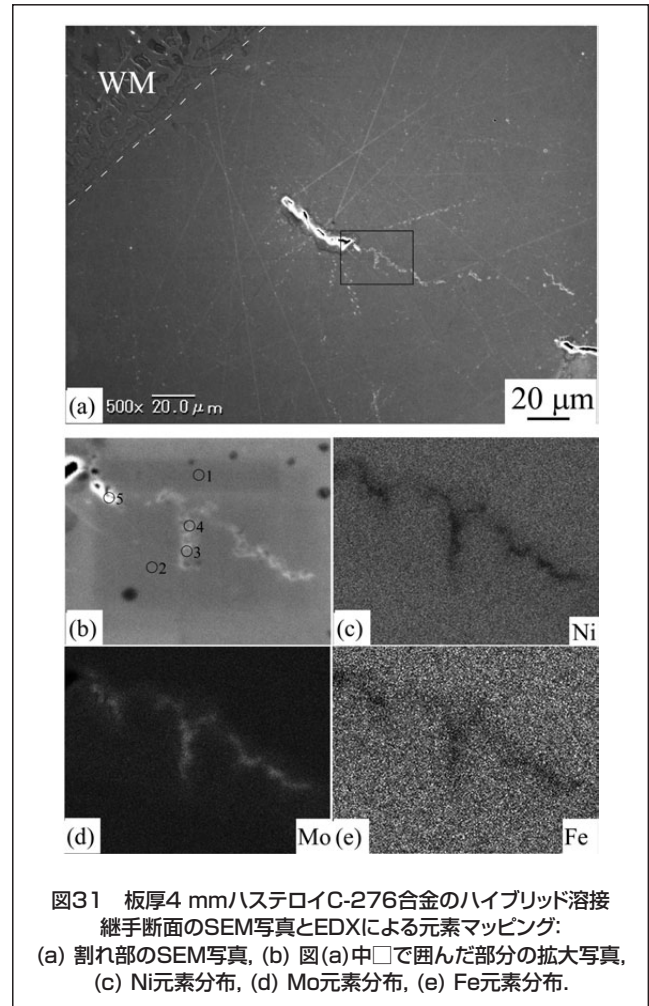
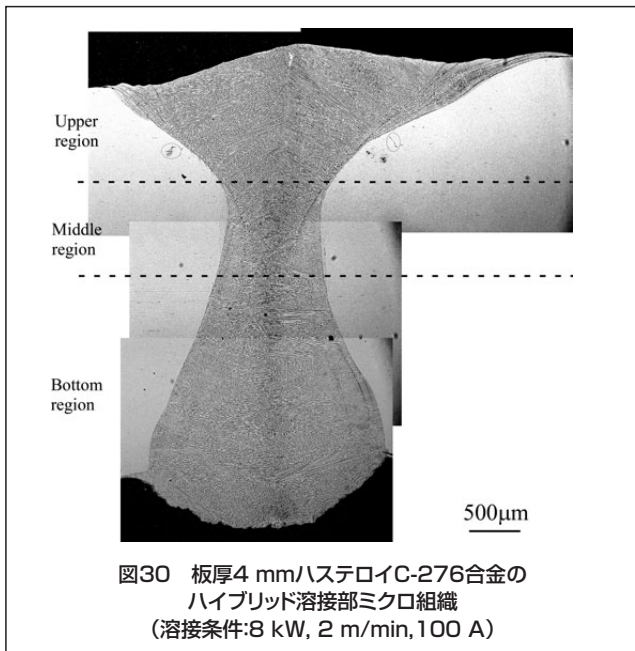
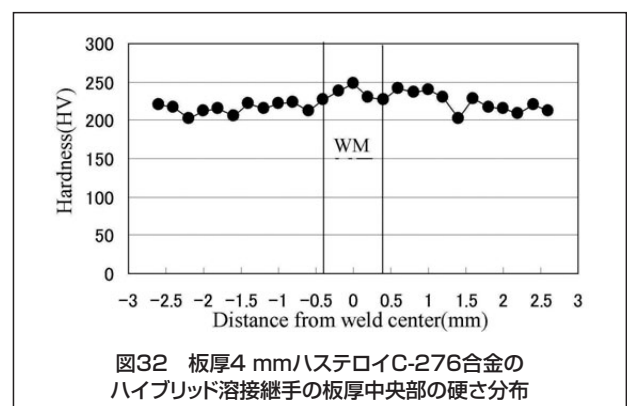


図 31 (c) ~ (e) である。割れに繋がっている白い線状の領域では、Mo の濃度が高く、Ni および Fe の濃度が低く検出された。また、図 31 (b) 中の丸印で示す 1 ~ 5 の各点で点分析を行った結果を表 6 に示しているが、白い線状の部分では Mo の濃度が非常に高くなっており、Mo リッチな化合物  $p$  相もしくは  $\mu$  相が生成しているものと考えられる。また、これらの割れの発生箇所は、ネイルヘッドの首下付近で多く発生している傾向が見られた。篠崎らは、インコネル 718 のレーザー溶接部の熱弾塑性解析を行っており<sup>16)</sup>、このくびれのある部分は高温時に他の溶融境界近傍の領域に比べて大きな変位が付与され、このくびれの部分の溶融境界線の曲率半径が小さいほどひずみ量が大きくなり、高温割れが発生しやすくなることを報告している。以上の結果から、Hastelloy C-276 のレーザーおよびハイブリッド溶接では、溶接熱サイクルによって溶接熱影響部の結晶粒界に生成した脆弱な Mo リッチな相に、溶け込み形状に起因した高ひずみが付与されることにより高温割れが発生したと考えられた。レーザー溶接とハイブリッド溶接を比較した場合、ハイブリッド溶接継手の方が、割れが発生しやすい傾向が見られる。これは、ハイブリッドでは MIG アークにより表面のビード幅が広くなり、くびれの領域が大きくなったためである。

表6 図31 (b)中1 to 5 箇所の化学成分分析結果

Position	Composition result (at%)					
	Mo	Cr	Fe	Co	Ni	W
1	11.97	18.81	7.28	0.32	60.49	1.12
2	13.17	19.27	7.07	-	58.47	1.18
3	25.1	20.82	5.74	-	47.04	1.31
4	33.7	20.87	5.13	0.39	37.98	1.94
5	18.38	20.59	6.28	-	53.75	1

レーザー出力が 6 kW、溶接速度が 2 m/min、溶接電流が 150 A の条件で得られた継手の溶接部断面のビッカース硬さ試験結果を例として図 32 に示す。溶接部の硬さは母材と同等か若干硬化していた。これは、溶接金属部の組織が母材の組織とは異なり、微細なラメラ状の組織であったためと考えられる<sup>17)</sup>。



継手の引張試験では、図 33 に示すように試験片は全て母材破断であった。これは、溶接金属部の組織が微細なラメラ状の組織で硬化していたためと考えられる。引張試験の結果から、熱影響部で観察された微細な割れは引張強度には影響しないことがわかった。

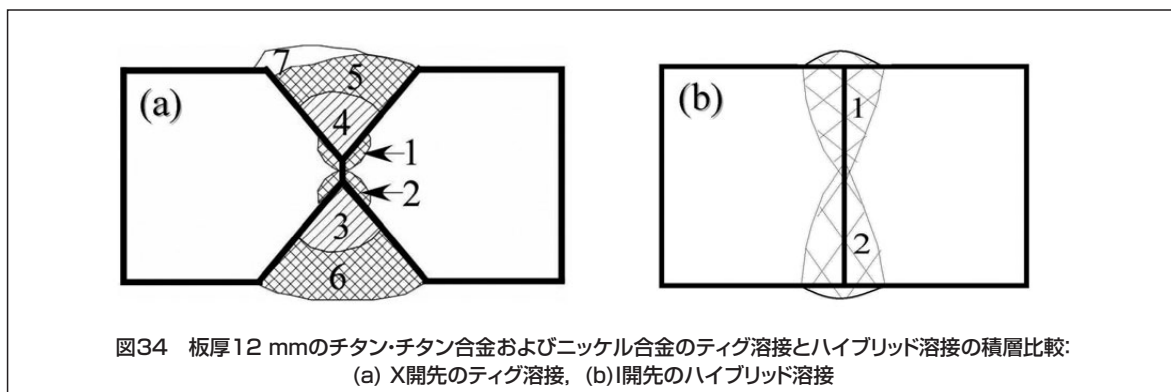
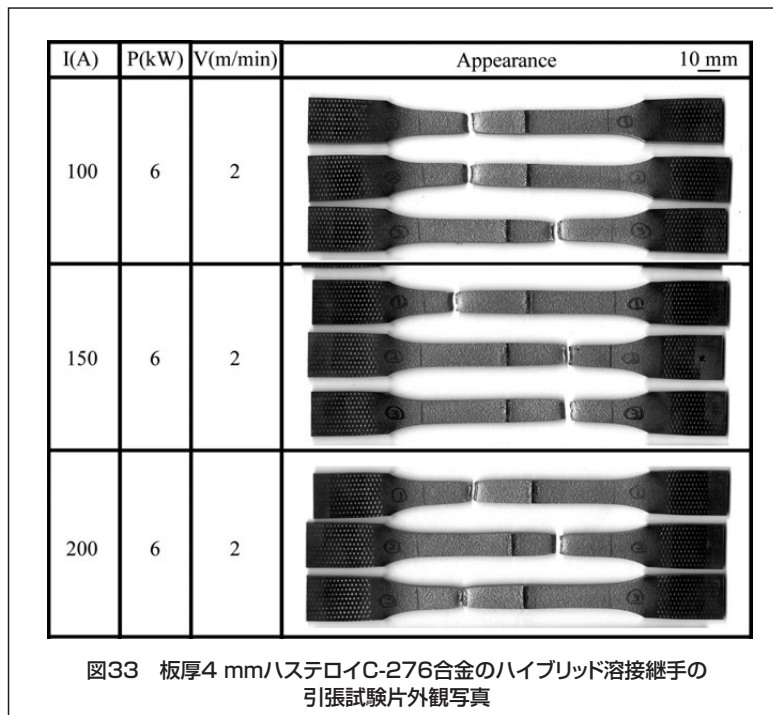
以上の結果から、板厚 4 mm のハステロイ C-276 合金のレーザーおよびハイブリッド溶接継手の熱影響部に微細な割れが生じており、この微細な割れの発生は Mo の濃縮とビードの形状に関連していると分かった。今後、実構造物にハステロイ C-276 合金を適用する際、溶接ビード形状改善等の方策により割れの発生を防ぐことが重要であると思われる。

### 5. ハイブリッド溶接の経済性に関する考察

ハイブリッド溶接の経済性を議論する際、溶接設備導入イニシャルコスト、設備維持管理コスト、溶接作業効率などの諸方面を考慮する必要がある。レーザー装置関連

技術の進歩により、レーザー溶接装置のコストが以前よりかなり低下しているが、現時点では依然として高価でティグ溶接などのアーク溶接装置の数十倍から百倍になっている。しかし今後、レーザー溶接装置の普及によりコストの更なる低下が期待できる。そのため、ここでは溶接作業効率の観点から、ハイブリッド溶接と従来溶接法の代表であるティグ溶接を比較してみる。

板厚 12 mm のチタン・チタン合金およびニッケル基合金を溶接する際、ティグ溶接とハイブリッド溶接の積層数が異なる。図 34 に示しているように、ティグ溶接の場合は 7 層（少なくとも 6 層）が必要であることに対して、ハイブリッド溶接の場合は 2 層（表裏 1 パスずつ）のみである。また、ティグ溶接を用いる場合の溶接速度が 75 mm/min 程度で、ハイブリッド溶接場合の溶接速度が 2000 mm/min である。したがって、ハイブリッド溶接を用いる場合の溶接作業効率はティグ溶接に比べて、 $(2000 \div 75) \times (6 \div 2) = 80$  倍となる。



## 6. 結 言

本研究では石油化学プラント等に広く使用されているチタン・チタン合金とニッケル基合金ヘレーザ・アークハイブリッド溶接を適用し、溶接ビードの形成条件や、溶接継手の冶金学的および機械的特性を評価し、その適用の可能性を検討した。

板厚4～5mmの純チタン、Ti-6Al-4V合金、インコネル600合金及びハステロイC-276合金は、1パス貫通溶接ビードが得られるが、溶接継手内部の欠陥有無と溶接継手の機械的特性は合金種類によって異なる。純チタン、Ti-6Al-4V合金及びインコネル600合金では溶接欠陥のない健全な溶接継手が得られるが、ハステロイC-276合金では溶接熱影響部に微細な割れが存在した。

一方、板厚12mmの純チタン、Ti-6Al-4V合金およびインコネル600合金は、1パス貫通溶接ビードを得ることが出来なく、表裏両面1パスの溶接が必要であり、また、溶接スパッタを無くすために、レーザ焦点位置を板の裏面に設定することが必要である。適切溶接条件を用いる場合、溶接欠陥のない健全な溶接継手が得られる。ハイブリッド溶接を使用する場合、従来のティグ溶接に比べて溶接作業効率が約80倍向上できる。本研究の結果から、チタン・チタン合金および一部のニッケル基合金にハイブリッド溶接を適用することが期待できると考えられる。

## 謝 辞

本研究に用いたチタンおよびチタン合金の溶接ワイヤは大同特殊鋼株式会社様よりご提供頂いたものである。また、溶接実験等に際して、大阪大学接合科学研究所特任研究員 劉 宏博士および大阪大学大学院生 村上孝浩氏より多大なご協力を頂いた。ここに記して謝意を表す。

## 参考文献

- 1) L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar, C. J. Kong, Materials and Design, 28 (2007), 1231-1237.
- 2) 劉忠杰, 徐国建, 杓名宗春, 溶接学会論文集, 25 (2007), 254-260.
- 3) 川人洋介, 水谷正海, 片山聖二, 溶接学会論文集, 26 (2008), 203-209.
- 4) L. Yu, K. Nakata, J. Liao, Science and Technology of Welding & Joining, 14 (2009), 554-558.
- 5) 杓名宗春, 日本溶接学会, 溶接法研究員会資料, (2009) I45-I66.
- 6) M. Shin, K. Nakata, 溶接学会論文集, 27 (2009), 80s-84s.
- 7) M. Shin, 村上孝浩, 中田一博, 溶接学会論文集, 29 (2011), 174-180.
- 8) M. Shin, 中田一博, 溶接学会論文集, 29 (2011), 181-186.

- 9) D. S. Howse, R. J. Scudamore and G. S. Booth, (Proceedings of the International Offshore and Polar Engineering Conference, 2005) pp.6.
- 10) M. Rethmeier, S. Gook, M. Lammers, A. Gumenyuk, 溶接学会論文集, 27 (2009), 74s-79s.
- 11) 葛西省五, 溶接技術, 1 (2008), 93-96.
- 12) M.Kutsuna, L.Chen, IIW DocXII, (2002)-1710-02.
- 13) H. Liu, K. Nakata, J.X. Zhang, N. Yamamoto, J. Liao, Materials Characterization, 65 (2012), 1-7.
- 14) Takahiro Murakami, Kazuhiro Nakata, Naotsugu Yamamoto, Jinsun Liao, Materials Transactions, 53 (2012), 1017-1021.
- 15) H. Liu, K. Nakata, N. Yamamoto, J. Liao, Journal of Materials Science, 47 (2012), 1460-1470.
- 16) 羅湘軍, 篠崎賢二, 吉原聡, 黒木英憲, 奥本泰久, 白井誠, 溶接学会全国大会講演概要集, 64 (1999), 100-101.
- 17) 山本尚嗣, 廖金孫, 中田一博, 日本金属学会誌, 76 (2012), 415-421.

## 執筆者

### 廖金孫

Jinsun Liao

1996年入社

鋼構造物の生産技術・防食技術およびMg合金とその溶接技術の研究開発に従事  
工学博士



### 山本尚嗣

Naotsugu Yamamoto

2006年入社

溶接接合技術の研究開発に従事  
博士(工学)



### 中田一博

Kazuhiro Nakata

大阪大学 接合科学研究所

