

Ni 基合金のファイバーレーザー・ミグアークハイブリッド溶接性に関する基礎的検討

山本 尚嗣¹ 廖 金孫¹ 中田 一博²

¹株式会社栗本鐵工所技術開発本部

²大阪大学接合科学研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 76, No. 7 (2012), pp. 415-421

© 2012 The Japan Institute of Metals

Fundamental Study on Fiber Laser-MIG Arc Hybrid Weldability of Ni Alloys

Naotsugu Yamamoto¹, Jinsun Liao¹ and Kazuhiro Nakata²

¹Technology Development Headquarters, Kurimoto Ltd., Osaka 559-0021

²Joining and Welding Research Institute, Osaka University, Ibaraki 567-0047

Fiber laser and MIG arc hybrid weldability of Ni alloys was evaluated by changing welding parameters, such as laser power, welding current and welding speed. For the Inconel 601, a sound weld without inside defects was obtained under the conditions of welding speed 2-3 m/min and laser power 6-10 kW. For the Hastelloy C-276, however, a sound weld without hot crack was not obtained. Hardness at the center region of weld metal was slightly higher than that of base metal for both the Inconel 601 and Hastelloy C-276. Transverse tensile strength of hybrid welded joints of Inconel 601 and Hastelloy C-276 was almost identical with that of their base metals.

(Received February 9, 2012; Accepted March 14, 2012; Published July 1, 2012)

Keywords: hybrid welding, high power fiber laser, pulsed metal inert gas welding, nickel alloys, mechanical properties

1. 緒 言

近年開発されたファイバーレーザーは、従来のレーザー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¹⁾。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²⁾。しかし、レーザー単独溶接ではレーザー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^{3,4)}。そのため、アークと組み合わせたハイブリッド溶接が望まれている⁵⁾。ファイバーレーザー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⁶⁻¹⁰⁾されているが、そのほとんどが鉄鋼材料である。

今後、化学プラントにおいては、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いる¹¹⁾。しかしながら、Ni 基合金のハイブリッド溶接に関する研究は見受けられない。

本研究では、化学プラントで使用されている Ni 基合金にハイブリッド溶接を適用し、その基礎的な溶接性に関する検討を行った。

2. 実験方法

供試材は板厚 4 mm(幅 100 mm×長さ 300 mm)の Ni 基合金インコネル 601 およびハステロイ C-276 であり、化学成分を Table 1 に示す。溶接ワイヤは、インコネル 601 にはインコネル 600 用 YNiCr-3 を用い、ハステロイ C-276 にはハステロイ C-276 用 YNiCrMo-4 を用いた。ワイヤ径はいずれも 1.2 mm であり、化学成分を Table 2 に示す。シールドガスは純 Ar であり、ミグトーチから供給した。溶接方向は、供試材の圧延方向と平行とし、I 形突合せ溶接を行った。また、溶接面は、溶接直前にエメリー紙(#400)で磨いた後、アセトン脱脂を行った。

レーザーは波長 1070 nm のファイバーレーザーであり、最大出力 10 kW のファイバーレーザー発信器を用いた。ミグアークは DC500A インバータ制御パルスミグアーク溶接機を用い、パルスアーク溶接を行った。構築したハイブリッド溶接ヘッドを Fig. 1 に示す。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。レーザー焦点は材料表面に固定した。レーザービーム伝送のファイバー径は 0.3 mm、焦点距離 310 mm の集光レンズにより、焦点位置でのレーザービーム径は 0.48 mm である。ハイブリッド溶接条件として、レーザー・アーク間距離 D を 2 mm とし、レーザー先行で行った。ハイブリッド溶接条件をまとめて Table 3 に示す。

Table 1 Chemical compositions of specimens used.

Material	(mass%)													
	C	S	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	Fe	Al	Mo	P	V	W	Co
Inconel 601	0.06	0.002	22.8	59.5	0.7	0.2	0.01	14.6	1.4	—	—	—	—	—
Hastelloy C-276	0.003	<0.002	16.05	57.2	0.34	0.03	—	6	—	16.6	0.004	0.17	3.45	0.21

Table 2 Chemical compositions of welding wire used.

Material	(mass%)														
	C	S	Cr	Ni	Mn	Si	Cu	Fe	Ti	Mo	P	V	W	Co	Nb+Ta
YNiCr-3	0.03	0.002	18.38	74.09	3.01	0.2	0.02	1.13	0.33	—	0.003	—	—	—	2.71
YNiCrMo-4	0.002	0.001	15.66	58.895	0.4	0.02	0.01	4.98	—	15.74	0.002	0.01	3.31	0.97	—

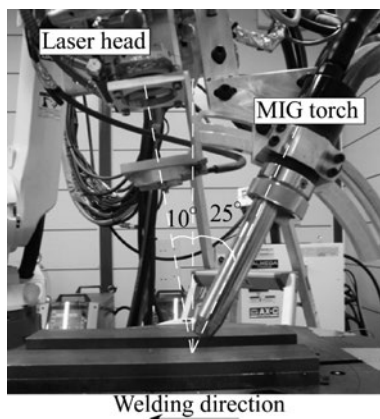


Fig. 1 Setup of 10 kW fiber laser head and MIG arc torch for hybrid welding.

Table 3 Parameters for hybrid welding.

Laser	Power	4~10 kW
	Defocused distance	0 mm (surface of the plate)
MIG arc	Current	100~200 A
	Gas flow rate	Pure Ar, 30 L/min
Welding speed		1~7 m/min
Laser-MIG distance		2 mm
Wire extension		15 mm
Welding direction		Laser leading and arc trailing

溶接部外観検査, X線透過写真, マクロおよびミクロ組織観察により溶接部の割れ等の欠陥発生の評価を行った。マクロおよびミクロ組織観察は, 研磨後, 腐食液(塩酸 90 mL, 硝酸 5 mL, 硫酸 5 mL, 塩化第二銅 1 g)を用いて行った。溶接部の硬さ試験はマイクロビッカース硬度計により荷重 0.98 N(保持時間 10 s)で行った。

溶接継手の機械的性質を評価するために, Fig. 2 に示す寸法形状の JIS13B 号引張試験片(表裏を平滑になるまで研削)を用いて各条件 3 本ずつ引張試験を行った。試験温度は室温で, 引張速度(治具の移動速度)は, 3.33×10^{-2} mm/s である。

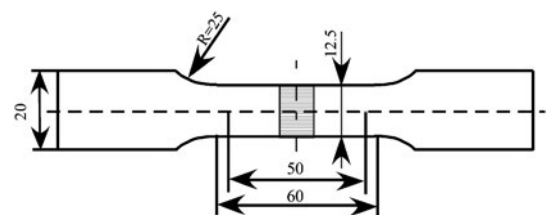


Fig. 2 Dimensions of test pieces for the tensile test.

3. 実験結果および考察

インコネル 601 において, 溶接方向はレーザー先行, レーザ・アーク距離は 2 mm, 溶接電流は 150 A(電圧 21~23 V)で固定し, レーザ出力を 4 kW から 10 kW, 溶接速度を 1 m/min から 7 m/min まで変化させてビードオンプレート溶接を行い, 溶接ビード形成への影響を検討した。得られたビードを断面形状で分類すると Fig. 3 に示すようになり, 良好なビードは○印, アンダーフィルがある場合は△印, 部分溶け込みおよびハンピング状の不安定な裏ビードが形成された場合は×印で表示した。その結果から得られたプロセスマップを Fig. 4 に示す。溶接速度が 1 m/min の場合, いずれのレーザー出力においてもアンダーフィルが発生しているのは, 入熱過多により溶融池の溶融金属を表面張力で支えることが難しく発生したと考えられる。一方, 溶接速度が速い場合には, いずれのレーザー出力においてもワイヤ添加量が不足したためにアンダーフィルが発生したと考えられる。また, いずれのレーザー出力においても, 溶接速度が 4 m/min 以上ではアークが不安定となり溶接ビードが蛇行する傾向であった。本研究での検討範囲では, 最適溶接条件はレーザー出力が 6~10 kW, 溶接速度が 2~3 m/min であった。このような条件範囲は, 先行熱源等にも依存すると考えられるが, 本研究ではこの点については検討していない。

次に, インコネル 601 と Hastelloy C-276 において, 最適条件範囲から選択したレーザー出力が 6~8 kW, 溶接速度が 2~2.5 m/min の条件で, 溶接電流を変化させて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 Fig. 5 と Fig. 6 にそれぞれ示す。いずれの合金種でも, 溶け込み形状は表面ビード幅が裏面ビード幅よ

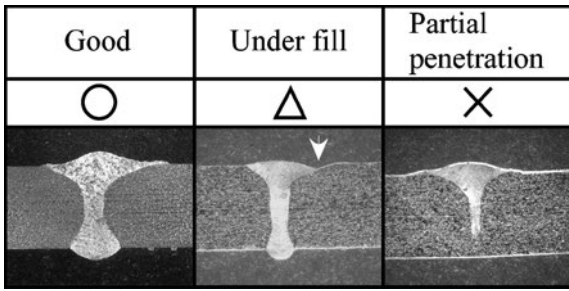


Fig. 3 Classification of hybrid weld depending on shape of bead penetration.

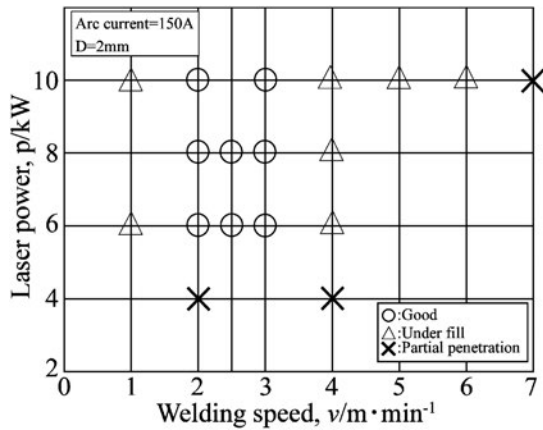


Fig. 4 Effects of welding speed and laser power on weldability of Inconel 601.

り広くなるシャンパングラス状もしくはネイルヘッド状であり、溶接電流が増加すると表面ビード幅のみが増加する傾向であった。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ほとんど検出されなかったが、ビードオンプレート溶接継手に比べると突合せギャップが存在したため余盛が若干減少し、アンダーフィルが発生する場合があった。さらに、詳細に溶接欠陥の有無を調査するために断面マイクロ組織観察を行った。Fig. 7および Fig. 8(a)~(c)に、レーザー出力が 6 kW、溶接速度が 2 m/min、溶接電流が 150 A の条件で得られたインコネル 601 とハステロイ C-276 継手の断面マイクロ組織を示す。インコネル 601 継手の溶接部の組織は、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。ハステロイ C-276 継手の溶接部の組織は、微細なラメラ状の組織形態 (Fig. 8(b)) を呈していた。溶接部では、割れは検出されなかったが熱影響部と考えられる領域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で観察された。

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。Fig. 9(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 Fig. 9(b)であり、この領域で Ni 元素、Mo 元素および Fe 元素の面分

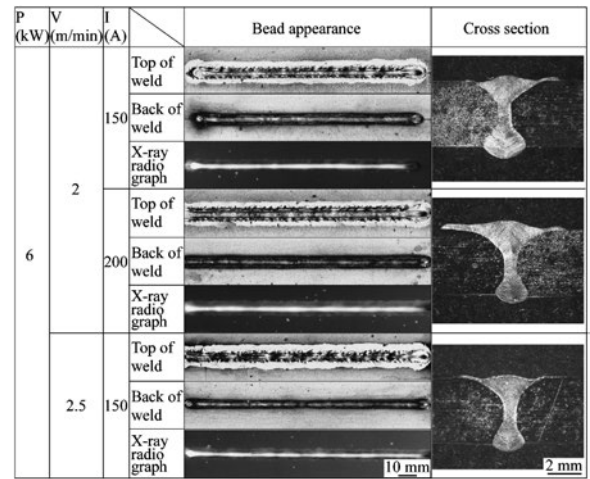


Fig. 5 Surface appearances, X-ray radiographs and cross sections of Inconel 601 hybrid welds.

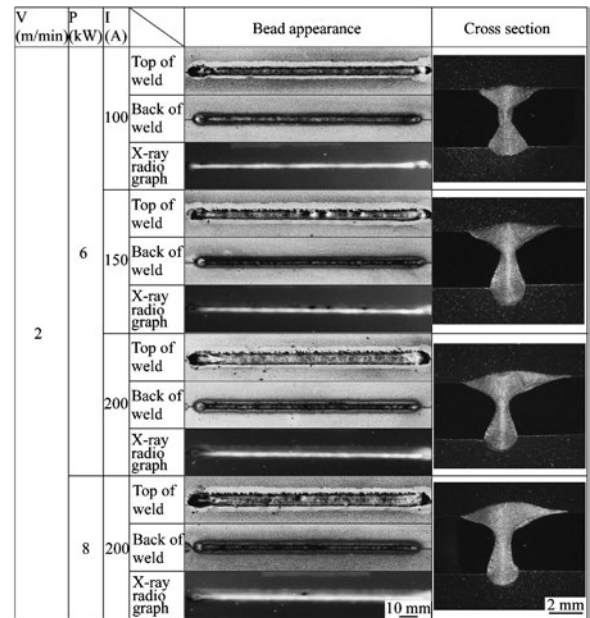


Fig. 6 Surface appearances, X-ray radiographs and cross sections of Hastelloy C-276 hybrid welds.

析を行った結果が、それぞれ Fig. 9(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、Fig. 9(b)中の丸印で示す 1~5 の各点で点分析を行った結果を Table 4 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 リッチな化合物が生成しているものと考えられる。Mo リッチな化合物として、ハステロイ C-276 の TIG 溶接継手^{12,13}や電子ビーム溶接継手¹⁴で p 相もしくは μ 相が検出されており、高温割れの原因になっている。本研究でも、いずれかの相もしくはこれらの複合相が形成されたために、高温割れが発生したと考えられる。割れの発生箇所としては、HAZ 中の熔融金属から若干離れた箇所と熔融金属に接した箇所であった。そのため、これらの相は溶接熱サイクルにより Mo が粒界に偏析したか、熔融金属から HAZ の粒界へ拡散し形成したと考えられる。熔融金属から HAZ

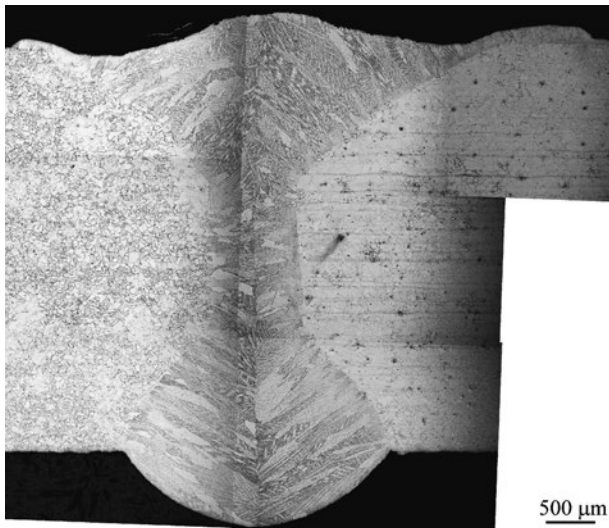


Fig. 7 Microstructures of cross section of Inconel 601 hybrid weld at laser power 6 kW, welding current 150 A and welding speed 2 m/min.

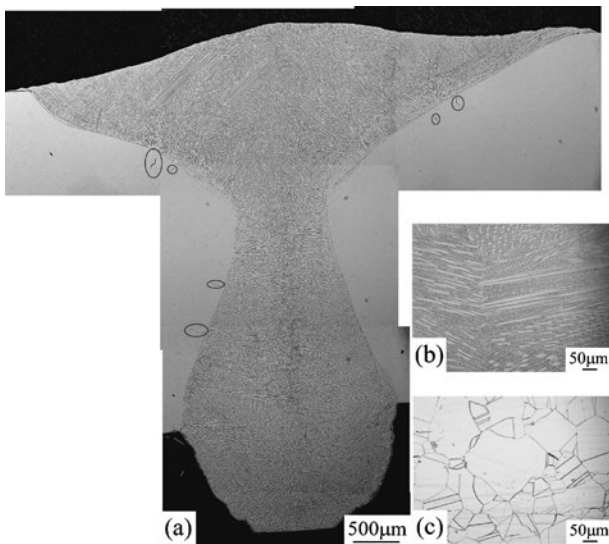


Fig. 8 Microstructures of cross section of Hastelloy C-276 hybrid weld at laser power 6 kW, welding current 150 A and welding speed 2 m/min: (a) low magnification, (b) weld metal and (c) base metal.

の粒界へ Mo が拡散する機構としては、C-276 の電子ビーム溶接¹⁴⁾で報告されているように Fe と Cr の蒸気圧が W, Co と Mo のものに比べると低いため溶融金属の Mo 量が母材より高くなったためかもしれないが、詳細は不明である。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。このような傾向は、析出強化型合金インコネル 718 のレーザー溶接継手でレーザー溶接の溶け込み形状に起因して発生する割れでも見られる^{15,16)}。そこで、レーザー溶接の溶け込み形状に起因するものか確認するために、レーザー単独での溶接を行った。レーザー出力が 8 kW、溶接速度が 2 m/min の条件で作製した継手断面のミクロ組織を Fig. 10 に示しているが、Fig. 9 に示したハイブリッド溶接継手と同様に、ネイルヘッドの首下付近の HAZ で多数の割れが確認された(図中の丸で示す部分)。ま

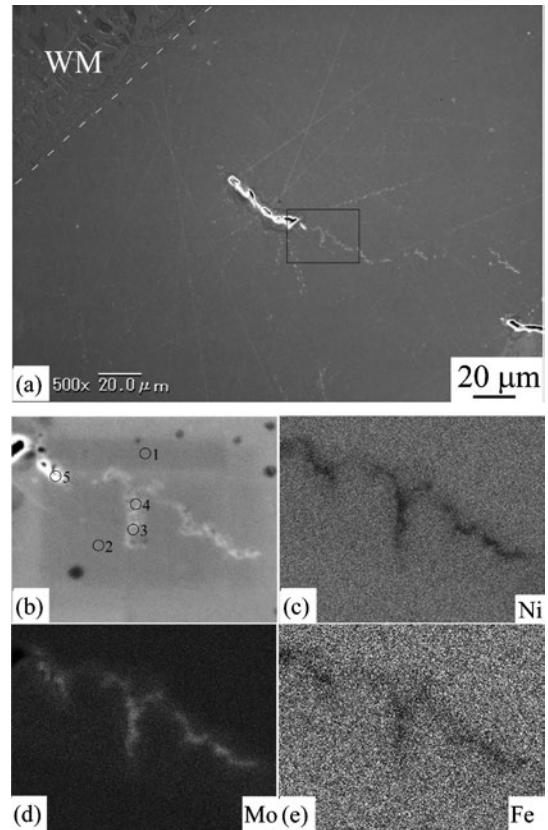


Fig. 9 Cross section of Hastelloy C-276 hybrid weld: (a) SEM image of crack, (b) high magnification of the area indicated by rectangle in (a), (c) distribution of Ni, (d) distribution of Mo and (e) distribution of Fe.

Table 4 Chemical compositions at points 1 to 5 indicated in Fig. 7(b).

Position	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

た、割れの領域の SEM 観察を行った結果を Fig. 11 に示しているが、割れから溶融金属部に向かって白く見える線状の部分が観察された。この領域で Fig. 11 中の丸印 1~3 で示す各点で EDX 点分析したところ、Table 5 に示すように白い線状の部分(○ 1, 2)から Mo の濃度が高く検出されており、ハイブリッド溶接継手と同様に Mo リッチな p 相もしくは μ 相が生成していると考えられる。以上の結果から、レーザー溶接の溶け込み形状に関係した割れであることが示唆されたため、Fig. 10 に示すようにビード断面形状をくびれのある領域(Upper region と Bottom region)とない領域(Middle region)に分け、3 断面での割れの総数を調査した。レーザー出力が 6 kW、溶接速度が 2 m/min で溶接電流を変化させて得られたハイブリッド溶接継手断面での結果を Fig. 12 に示しているが、いずれの条件でもくびれない領域の Middle region では割れは発生しておらず、くびれのあ

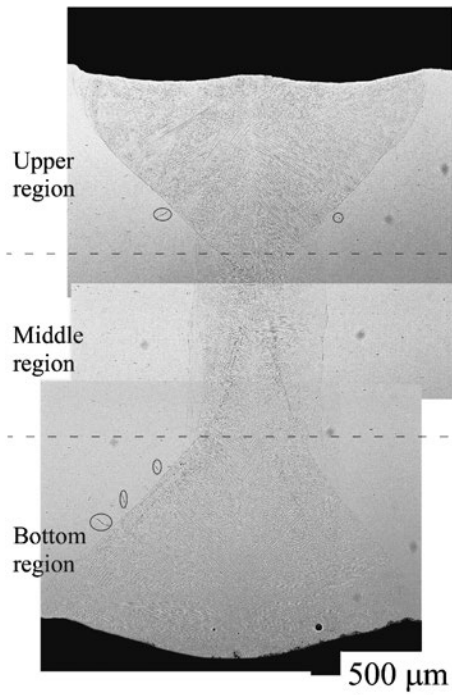


Fig. 10 Microstructures of cross section of Hastelloy C-276 laser weld at laser power 8 kW and welding speed 2 m/min.

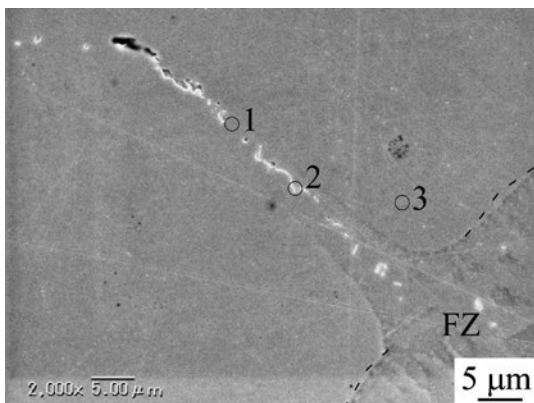


Fig. 11 SEM image of crack in Hastelloy C-276 laser weld.

Table 5 Chemical compositions at points 1 to 3 indicated in Fig. 9. (at%)

Position	Mo	Cr	Fe	Mn	Ni	W
1	27.32	20.33	5.76	—	45.57	1.02
2	27.41	20.14	5.63	0.86	44.67	1.29
3	14.30	19.11	7.02	—	58.48	1.10

る領域の Upper region および Bottom region のみで割れが発生していた。Fig. 13 は、レーザー出力が 6 kW で、溶接速度を変化させて得られたレーザー溶接継手断面での結果であるが、やはりいずれの条件でもくびれのない領域の Middle region では割れは発生しておらず、くびれのある領域の Upper region および Bottom region のみで割れが発生していた。篠崎らは、インコネル 718 のレーザー溶接部の熱弾塑

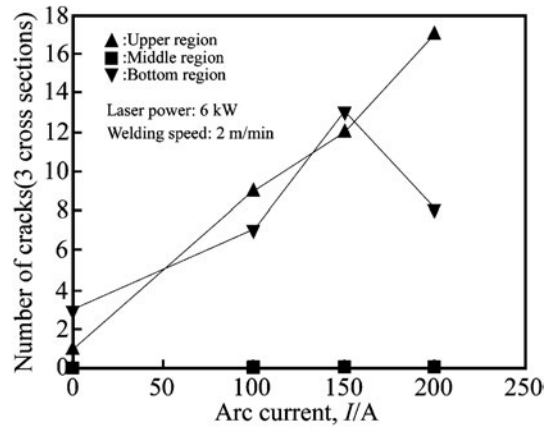


Fig. 12 Relationship between welding condition and number of cracks at Hastelloy C-276 hybrid weld.

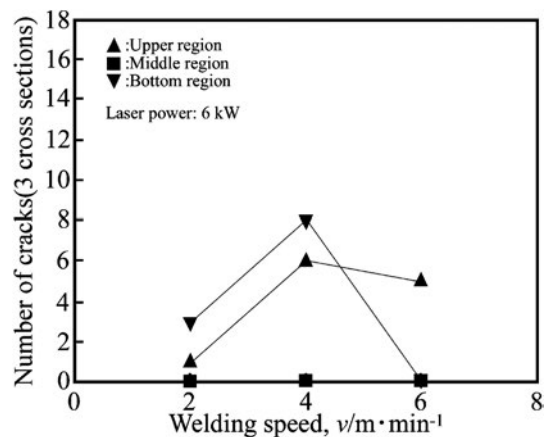


Fig. 13 Relationship between welding condition and number of cracks at Hastelloy C-276 laser weld.

性解析を行っており¹⁷⁾、このくびれのある部分は高温時に他の熔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熔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、ハステロイ 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 HAZ 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、Fig. 12 と Fig. 13 から分かるように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と考えられる。

次に、継手の機械的性質について引張試験を用いて評価した。レーザー出力が 6 kW、溶接速度が 2 m/min で、溶接電流を変化させて得られたインコネル 601 およびハステロイ C-276 継手の引張試験結果を Fig. 14 および Fig. 15 にそれぞれ示す。いずれの合金種においても、溶接条件に関係なく継手効率(継手の引張強度/母材の引張強度×100)は約 100%であった。また、インコネル 601 の入熱量の多い 200 A の条件での継手では 1 本のみ溶接金属部破断であったが、それ

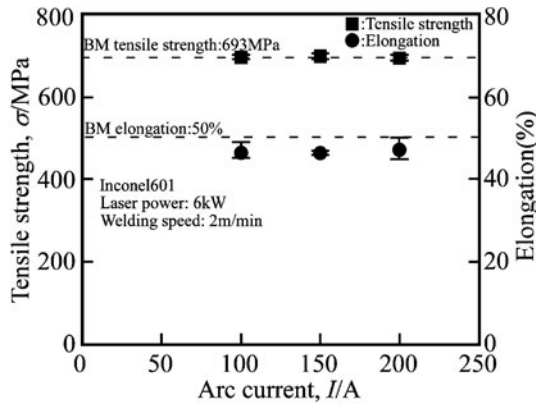


Fig. 14 Tensile test results of Inconel 601 hybrid weld.

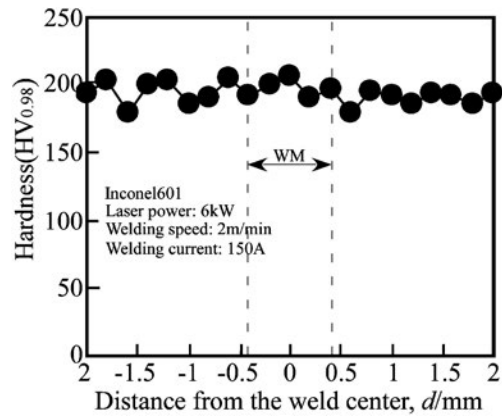


Fig. 16 Hardness distribution at the plate center of the cross section of Inconel 601 hybrid weld.

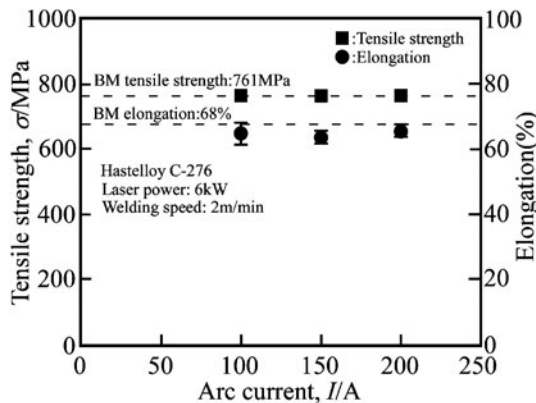


Fig. 15 Tensile test results of Hastelloy C-276 hybrid weld.

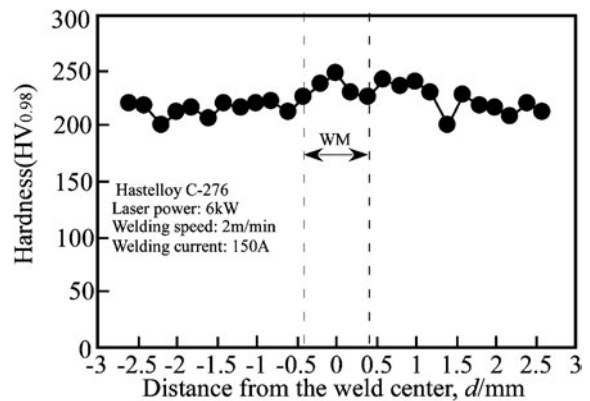


Fig. 17 Hardness distribution at the plate center of the cross section of Hastelloy C-276 hybrid weld.

以外は母材破断を呈した。母材破断した要因を明らかにするため、継手断面中央部で硬さ分布測定を行った。レーザ出力が 6 kW、溶接速度が 2 m/min、溶接電流が 150 A で得られたインコネル 601 および Hastelloy C-276 継手の測定結果を Fig. 16 および Fig. 17 にそれぞれ示す。いずれの合金種においても、溶接金属部の硬さは母材に比べて同等か若干硬化していた。このように溶接金属部が硬化しているために、母材破断を呈したと考えられる。この硬化の要因であるが、インコネル 601 継手の場合には、Fig. 7 に示したように溶接金属部の組織は母材より若干粒径の大きい柱状晶であったが、溶接ワイヤ成分が母材と異なり析出強化型合金に含まれる強化元素(Ti, Nb, Ta)が多く含まれているために溶接金属部の方が若干強かったと考えられる。Hastelloy C-276 の場合には、溶接金属部の組織(Fig. 8(b)に示す)が母材の組織(Fig. 8(c)に示す)とは異なり、微細なラメラ状の組織であったために硬化したと考えられる。この結果は、Hastelloy C-276 の電子ビーム溶接の結果と同様である¹⁴⁾。

以上の結果から、Ni 基合金のハイブリッド溶接性は合金種により異なり、ハイブリッド溶接の溶け込み形状に起因して高温割れが発生することが明らかになった。そのため、従来から報告されているレーザ溶接が困難な合金種においては、ハイブリッド溶接も困難であると考えられる。また、発生した高温割れは、X 線透過試験では検出できないサイズであり、引張試験でも影響がでないことから、割れの検出に

は十分に注意しなければならないと考えられる。

4. 結 言

板厚 4 mm のインコネル 601 および Hastelloy C-276 に 10 kW 級ファイバーレーザとミグアークによるハイブリッド溶接を適用し、それらの溶接性を検討した。本研究の溶接条件範囲で得られた結果は以下のようになる。

- (1) インコネル 601 では、無欠陥の良好な継手が得られる条件範囲が存在したが、Hastelloy C-276 では高温割れが発生し、良好な継手を得るのは困難であった。
- (2) インコネル 601 の最適溶接条件はレーザ出力が 6~10 kW、溶接速度が 2~3 m/min であった。
- (3) Hastelloy C-276 のレーザおよびハイブリッド溶接では、溶接熱サイクルによって HAZ 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。
- (4) いずれの合金でも引張試験では、継手効率は 100% であった。

本研究に対して有益なご討議を頂きました大阪大学接合科学研究科津村卓也助教に深謝いたします。

文 献

- 1) L. Quintino, A. Costa, R. Miranda, D. Yapp, V. Kumar and C. J. Kong: *Materials and Design* **28**(2007) 1231–1237.
- 2) Z. Liu, G. Xu and M. Kutsuna: *Quarterly Journal of JWS* **25**(2007) 254–260.
- 3) Y. Kawahito, M. Mizutani and S. Katayama: *Quarterly Journal of JWS* **26**(2008) 203–209.
- 4) L. Yu, K. Nakata and J. Liao: *Sci. Technol. Weld. Joining* **14**(2009) 554–558.
- 5) M. Kutsuna: Technical Commission on Welding Processes Japan Welding Society, (2009) I45–I66.
- 6) M. Shin and K. Nakata: *Quarterly Journal of JWS* **27**(2009) 80s–84s.
- 7) M. Shin and K. Nakata: *Quarterly Journal of JWS* **29**(2011) 174–180.
- 8) M. Shin and K. Nakata: *Quarterly Journal of JWS* **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) p. 6.
- 10) M. Rethmeier, S. Gook, M. Lammers and A. Gumenyuk: *Quarterly Journal of JWS* **27**(2009) 74s–79s.
- 11) S. Kasai: *Welding Technology* **1**(2008) 93–96.
- 12) M. J. Cieslak, T. J. Headley and A. D. Romig, Jr.: *Metall. Trans. A* **17**(1986) 2107–2115.
- 13) M. J. Cieslak, G. A. Knorovsky, T. J. Headley and A. D. Romig, Jr.: *Metall. Trans. A* **17**(1986) 2035–2047.
- 14) M. Ahmad, J. I. Akhter, M. Akhtar, M. Iqbal, E. Ahmed and M. A. Choudhry: *J. Alloy. Compd.* **390**(2005) 88–93.
- 15) K. Shinozaki and X. Luo: *Journal of JWS* **68**(1999) 22–26.
- 16) K. Shinozaki and X. Luo: *Journal of JWS* **71**(2002) 43–47.
- 17) X. Luo, K. Shinozaki, S. Yoshihara, H. Kuroki, Y. Okumoto and M. Shirai: *Preprints of the National Meeting of JWS* **64**(1999) 100–101.