ステンレス鋼と銅合金のレーザ重ね溶接*

平石 誠**, 吉田 正樹***, 須貝 裕之**, 星野 公明***, 大平 剛***

Laser Lap-Welding of Stainless Steel to Cu Alloy*

by Makoto HIRAISHI**, Masaki YOSHIDA***, Hiroyuki SUGAI**, Kimiaki HOSHINO***,
and Tsuyoshi OHIRA***

In order to produce a vaporizing combustion chamber instead of brazing, laser welding was applied to the joint between SUS304 and brass, since it is now fabricated by brazing after many complicated processes.

Materials used in the laser welding were 0.6 mm thick Cu-30%Zn alloy (brass) and 0.5 mm thick austenitic stainless steel SUS304. Stainless steel was lap-welded to Cu-Zn alloy.

As a result of leak test under 0.4 MPa pressure, many leaks were recognized in the weld bead. The observation by means of EPMA and microscopy indicated that the leaks were caused by cracks which resulted from liquid-metal embrittlement of the brass or solidification cracking at grain boundaries of the stainless steel. The number of the cracks increased with increasing in the volume of melted Cu-Zn alloy, and when the volume was lower than 3 vol.% of the melted SUS304, few cracks occurred. Therefore, to eliminate the cracks by re-melting of only the surface of the stainless steel was conducted with the laser beam after the welding. By the elimination process, the cracks were eliminated completely; consequently, no leakage was recognized except the welding conditions under which many cracks occurred in the weld beads.

Key Words: Laser welding, Stainless steel, Brass, Leak, Liquid-metal embrittlement, Solidification crack

1. 緒 言

外パイプが黄銅、内パイプがステンレス鋼という2重パイプ構造の気化器は、現在、ロウ付による複雑な工程を経て組み立てられている。溶接による直接接合が可能となれば、工程が大幅に削減できること、フラックスが不要になること、さらに高温強度の上昇が見込まれること等のメリットが期待されることから、気化器の接合にレーザ溶接を適用することを試みた。しかしながら、ステンレス鋼と黄銅を熔融接合する場合、融点が大きく異なること、黄銅のステンレス鋼に対するぬれ性が良いことなどから、凝固割れや液体金属脆化割れの発生が懸念される。

これまでの研究の結果¹⁾、ステンレス鋼の熱影響部には熔融した黄銅がステンレス鋼粒界に浸入するいわゆる液体金属脆化割れが発生することがわかった。この割れは、黄銅の構成成分である銅および亜鉛のステンレス鋼に対するぬれ性が良く、かつ、接合部のステンレス鋼に凝固収縮に

よる引張応力が付加されることに起因すると考えられている²⁻⁵⁾。また、接合部には密閉性が要求されるが、ステンレス鋼のビード表面および熱影響部からは、この割れを原因とするリークが確認された。そこで、本研究では、レーザ溶接を用いた際の割れについて、割れに影響を及ぼす因子および割れの抑制・除去方法に関する知見を得ることを目的として、割れの発生個数を定量的に測定し、またレーザ再熔融処理法の有効性について検討した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

供試材には、板材およびパイプ材を用いた。いずれも実際の製品に用いられているものと同じ材料で、70Cu-30Zn黄銅 (JIS: C2600)、板厚0.6 mm (以下、黄銅とする) と18Cr-8Ni オーステナイト系ステンレス鋼 (JIS: SUS304、板厚0.5 mm (以下、SUS304とする)) である。黄銅およびSUS304の化学組成を Table 1 に示す。板材の大きさは90 (溶接長) × 100 mm とした。また、パイプ材の形状を Fig. 1 に示す。パイプ材は、ステンレス鋼パイプが黄銅パイプに差し込まれ、接合箇所においてはしまりばめとした。

2.2 実験方法

レーザ加工機には3 kW CO₂ レーザ (三菱電機製) を使

*原稿受付 平成10年12月24日 平成9年度秋季全国大会で発表
平成10年2月高エネルギービーム加工研究委員会で発表

**正 員 新潟県工業技術総合研究所 Member, Industrial
Research Institute of Niigata Prefecture

*** 新潟県工業技術総合研究所 Industrial Research
Institute of Niigata Prefecture

Table 1 Chemical compositions of metals used. (wt.%)

Cu-Zn	Cu	C	P	S	Zn
	71.4	<0.01	0.002	0.001	Bal.

SUS304	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
	0.06	0.32	1.28	0.033	0.003	8.72	18.3

Table 2 Experimental conditions of laser welding.

Defocused distance	0 mm
Shielding gas	Ar ; 2.5×10^{-4} m ³ /s
Nozzle diameter	3 mm
Stand off	7.5 mm

Fig. 1 Shapes and sizes of specimens.

Fig. 2 Schematic of laser welding of SUS304 and Cu-Zn alloy.

用し、集光光学系には焦点距離233.5 mmの放物面鏡を用いた。加工条件を Table 2 に示す。

溶接方法は、Fig. 2 に示すように、重ね溶接とし、SUS304 側にレーザを照射した。パイプ材の溶接では、試料を回転テーブルにより回転させ、あらかじめ試料からはずれた位置でレーザを出力し、その後レーザノズルを加工位置まで移動させて溶接を行った。加工位置はパイプ端面から 3 mm の位置である。溶接終了後、レーザノズルを再び試料からはずれた位置に移動させた後、レーザ出力を停止した。溶接姿勢は、試料とノズルの干渉を避けるため、入射角度をパイプ内面の法線に対しパイプの軸方向に20度傾斜させた。また、いずれの材料も接合部をアセトンにより洗浄した後、実験に供した。

得られた板材試料を用いて、接合部の欠陥、特に凝固割れ、または液体金属脆化割れの発生状況に着目して、断面組織観察、EPMA 分析等を行った。割れの発生密度の評価はビード表面に観察される割れについて調べた。ただし、溶接したままのビード表面では割れの観察が困難であるので、SUS304母材表面から0.1 mm 研削した面を被検面とし、ビード表面上に溶接方向と平行な線を0.1 mm 間隔で引き、この線と交わった割れの数をもって発生数とした。

さらに、パイプ材を用いてリーク試験を行った。水中において接合部に0.4 MPa の圧力を付加し、SUS304の溶接金属部から発生する気泡の有無をもって接合部の密閉性を判別した。

3. 実験結果および考察

3.1 溶接加工条件

溶接速度とレーザ出力を変化させて溶込み状況を検討した。その結果を Fig. 3 に示す。溶接速度を33.3, 66.7, 100

mm/s の三条件に設定してレーザ出力を変化させた。目視による判別の結果、図の上部の模式図に示すように、接合部は、SUS304が溶融するのみで溶接が不可能な状態、SUS304の溶込みが黄銅板にまで達し溶接可能な状態、溶接はできるものの黄銅側に穴があいてしまう状態の三つの形態に分類された。溶接速度が一定の条件ではレーザ出力が大きくなると下板の黄銅が溶けやすくなった。そして、溶接速度が速くなるに従い、下板の溶接にはより大きなレーザ出力を必要とし、接合可能なレーザ出力の範囲は広くなった。

この結果から、以降の割れ発生条件に関する実験やリーク試験に用いるレーザ出力条件を Table 3 のように定めた。すなわち溶接可能範囲の最大出力を始めとして、速度33.3 mm/s では25W刻み、66.7 mm/s では50W刻み、100 mm/s では100W刻みで4条件の出力を設定した。以下、表に併記したようにレーザ出力を1～4の番号で示す。

各溶接条件で得られた溶融部の存在深さを Fig. 4 に示す。ここで、深さDtはSUS304と黄銅とを含めた溶接金属の深さ、いわゆる溶込み深さであり、また、Dpは黄銅板厚内におけるSUS304の成分で構成される溶融部の深さとして示した。横軸はレーザ出力を番号で示している。

いずれの溶接速度においても、レーザ出力の増大にともない溶込み深さDtは大きくなった。また、溶接速度66.7, および100 mm/s においてレーザ出力4で溶接した場合には溶込み深さの変動幅が大きくなったが、最も溶込みの大きな箇所でも黄銅板の裏面には達していなかった。Fig. 3 に示したように、レーザ出力4より大きな出力の場合には黄銅側に穴が開いてしまう。これを避けるためには、溶込み深さを黄銅板の裏面に達しない範囲に抑える必要があることがわかった。

次にDpについて調べた結果、溶接速度33.3 mm/s では、レーザ出力が大きくなっても、その変化量がわずかな

Fig. 3 Effect of welding speed and laser power on weld bead penetration and shape.

Table 3 Experimental conditions of welding speed and laser power used.

Welding speed (mm/s)	Laser power (W)			
	1200	1225	1250	1275
33.3				
66.7	1800	1850	1900	1950
100	2600	2700	2800	2900
Power No.	1	2	3	4

Fig. 4 Relationship between laser power and penetration depth at each welding speed.

ためか、深さはほぼ一定の値となり、また、その変動幅は比較的安定していた。一方、溶接速度66.7および100 mm/sでは、レーザー出力3までは深さが単調に増加するが、それ以上レーザー出力を大きくしても変化は認められなかった。そして、その変動幅は出力の増大とともに大きくなり、特に出力4の条件では著しく大きな変動が認められ、最も浅い部分では負の値、すなわち、黄銅がSUS304の板厚内にまで溶け上がった溶込み状態となった。溶込みの状態については後に詳細を述べるが、出力4における溶込みの減少は、多量の黄銅の溶け上がりが原因である。

3.2 割れの発生形態

溶接ビードの表面を観察すると、多数の割れの発生が確認されたことから、割れの部分を強制破断し、得られた破面についてSEM観察を行った。Fig. 5(a)は破面全体を観察したもので、Fig. 5(b)にその模式図を示す。割れの破面は典型的な凝固割れの様相を示した。すなわち、破面の特長は大きく二つに分類され、溶接金属の中央部表面付近ではデンドライト的な特長の破面となり、それ以外の部分では平坦な特長を有していた。破面の特長が変化する境界付近をFig. 5(c)に示す。ただし、片山によれば⁹⁾、このような二つの特長を示す凝固割れ破面はSUS310Sでは見られるものの、SUS304では全面がデンドライト的な特長を示し、平坦な部分は存在しないとされている。この相違は、溶接金属に黄銅成分であるCu、Znが含まれたことによるものと思われるが、溶接金属の凝固過程にどのような影響を及ぼしたかについては明らかにできなかった。

溶接ビードの中央を通る縦断面（模式図の斜線部）を光学顕微鏡により観察した結果をFig. 6(a)に示す。割れはSUS304側の溶融部に粒界に沿って発生した。また、パイプ材を用いたリーク試験の結果、リークはこのような割れから発生することが確認された。

Fig. 6(a)と同じ箇所をEPMAによりCuおよびZnについて分析した結果をそれぞれFig. 6(b)および6(c)に示す。SUS304側溶融部の下部にはリップラインに沿って黄銅が存在することが認められる。これは溶融池の中に巻き込まれた黄銅であると思われる。割れはいずれもリップライン上に黄銅が存在する部分に発生しており、このような部分では溶融池内に多くの黄銅が巻き込まれるために、凝固時に黄銅成分を含む溶接金属が粒界偏析し、凝固割れを生じやすくなったものと考えられる。

また、図に見られるように、内部に黄銅成分が存在する割れも多く観察された。割れの内部を分析するとCuとZnの重量比は7:3という結果が得られたことから、ほぼ母材と同じ組成の黄銅が存在していると考えられ、また、いずれの割れもリップライン上の黄銅に達していることから、そこから黄銅が浸入したものと考えられる。

以上の観察からは、割れ発生における液体金属脆化の関与は明確にできなかった。割れの発生機構として、リップ

Fig. 5 (a) SEM micrograph of crack surface in weld metal, (b) sketch of (a) showing location of features of crack surface morphology; and (c) SEM micrograph in high magnification showing change in surface morphology.

Fig. 6 (a) Typical crack in fusion zone of SUS304, (b) EPMA analysis results of Cu and (c) Zn in the same field of view as (a).

ルライン上の黄銅により液体金属脆化割れが生じ、そのために凝固割れが誘発された、あるいは、割れは凝固割れの単独機構で生じ、割れ内部の黄銅は割れ発生後に塗れ上がった等が考えられる。

3.3 割れの発生密度

各溶接条件における割れの発生密度を Fig. 7 に示す。縦軸には溶接長 1 mm 当たりの割れの発生密度を示した。

いずれの速度においてもレーザ出力が大きくなるに従い割れの発生密度は高くなり、また、溶接速度が遅いほど多くの割れが発生する傾向があった。ただし、速度 66.7 mm/s および 100 mm/s では出力 4 において急激に多くの割れが発生した。

Fig. 4 に示したように、これら二つの条件においては溶込み深さの変動幅が著しく大きくなった。これは、これら二条件における SUS304 の溶込み形態が他の条件のそれと異なることを示唆している。さらに、変動幅の増大の結果として SUS304 の溶融部内には黄銅の溶け上がりが生じていること、また、割れはリップライン上に黄銅が存在する箇所に発生するという観察結果から考えて、割れの発生密度の急激な増大は SUS304 の溶融部内に巻き込まれた黄銅量の増加に関係することが推測される。そこで、これらのことを確認するために、各溶接条件における溶込みの状

Fig. 7 Effects of welding speed and laser power on density of cracks.

態を詳しく調べた。

Fig. 8 に溶込み状態の観察結果を示す。図には Fig. 7 に記した三条件、すなわち、溶接速度 66.7 mm/s で割れ発生密度の小さかった条件 A、条件 A と同じ速度で急激に多くの割れが発生した条件 B、そして条件 B と同じレーザ出力 4 であるが急激な割れ発生密度の増大がなかった条件 C に

Fig. 8 Observations of vertical and cross sections of weld beads produced under welding conditions A, B, and C, as defined in Fig. 6.

ついて示している。

図の上段はいずれもビード中央の縦断面について観察したものであり、下段はビードの横断面形状を比較している。条件AおよびCにおいてはステンレス鋼の溶込みが安定しているのに対し、条件Bでは黄銅がSUS304の板厚内にまで達する不安定な溶込みとなった。一方、条件BではSUS304の後方にリップラインに沿って広範囲にわたり黄銅の凝固組織が認められ、溶接時には多量の黄銅が溶融池に巻き込まれたものと考えられる。また、条件Bでは断続的に溶込みの深い溶接になっており、これと黄銅の巻き込みが交互に繰り返されることにより不安定な溶込みとなることがわかった。

以上の観察から、割れ発生密度が急激に増大する条件Bでは、黄銅の溶融量が増加してSUS304側にまで上昇していることが明らかになった。さらに、このことから他の溶接条件においても割れの発生密度は黄銅溶融量に関係することが考えられる。黄銅溶融量と割れの発生密度の関係をFig. 9に示す。黄銅溶融量はSUS304の溶融量に対する体積比として横軸に示した。また、それぞれの溶融体積は、SUS304の溶融形状は表面ビード幅と接合界面における溶接金属の幅（ w とする）とからなる台形S1で近似し、黄銅については w と黄銅板厚内における溶接金属の平均深さからなる三角形S2で近似して推定した。

黄銅溶融量が3 vol.%より少ない場合には割れがほとんど発生しない領域があり、溶融量がそれ以上となると、溶接条件に関係なく溶融量の増加とともに割れの発生密度は高くなった。この理由として、黄銅溶融量の増加にともない溶融池内に巻き込まれる黄銅成分が多くなり、その結果、粒界偏析量が増加するのにしたがって割れ発生密度が増加したことが考えられる。また、多量の黄銅が溶けた条

Fig. 9 Effect of volume of melted Cu-Zn alloy on density of cracks.

件Bでは、溶込みが不安定となるのにもない溶融池への多くの黄銅成分が巻き込まれ、高い密度で割れが発生したことが説明される。

3.4 割れの除去

以上の実験から、黄銅を一定量（3 vol.%）以上溶かす限り割れが発生することがわかった。そこで、溶接後、ステンレス鋼のみを再溶融して発生した割れを除去する方法の有効性について検討した。

条件Cで溶接した試料に割れの除去処理を施した接合部の断面をFig. 10に示す。溶接速度66.7 mm/s、レーザ出力1000Wの条件でビード上に3回ビームを照射し、溶接金属に隣接するSUS304の母材部も含めてSUS304板厚の半分程度までを再度溶融している。

Fig. 10 (a) Cross and (b) vertical section of weld beads, made under welding condition C; 33.3 mm/s, 1275 W, showing elimination of the cracks.

Fig. 11 Effect of laser re-melting on density of cracks and frequency of leakage.

Fig. 11に割れの発生密度およびリーク発生率に対する割れの除去処理の効果を示す。図は前述の溶接条件A, B, Cで溶接した試料に対して割れの除去処理を行った結果を示している。なお、リーク発生率は10本中何本の試料にリークが起こったかで評価した。

不安定な溶込みとなった条件Bでは、密度は大幅に小さくなったものの再び割れが発生し、またリークも起こった。割れが再発生した原因は、SUS304の板厚内にまで入り込んだ黄銅が再度溶融したためである。安定した溶込みの得られた条件AおよびCでは、いずれも割れは認められず、リークも発生しなかった。Fig. 10に示したように、割れの除去処理ではSUS304母材部分も含めて溶融したために、溶接金属に含まれていた黄銅成分が希釈、均一化され、割れの再発に至らなかったものと思われる。この結果から、割れの除去処理は、特にSUS304に対する黄銅の溶融量比が8.5 vol.%と高い場合でも割れの除去が可能であり、リーク

の抑制に効果的であることがわかった。

4. 結 言

気化器部品を構成するSUS304と70Cu-30Zn黄銅の接合にレーザ溶接の適用を試み、接合部における割れの発生量を定量的に調べた。また、レーザ再溶融処理法で割れを原因とするリークの抑制方法の可能性を検討した。得られた結果をまとめると以下の通りである。

- 1) レーザ出力には良好な溶接のための適正な範囲があり、下板である黄銅に穴が開くことを避けるには、溶込み深さを黄銅板の裏面に達しない範囲に抑える必要があった。
- 2) レーザ出力の適正範囲の最大値において溶接した場合、黄銅が多く溶融し、SUS304側にまで上昇した。
- 3) SUS304の溶融部に割れが発生する場合があります。割れの破面には凝固割れの形態が観察された。また、割れはSUS304の溶融池内に黄銅が巻き込まれた部分に発生していた。
- 4) 割れの発生密度は黄銅の溶融量が増えるに従い大きくなった。また、多量の黄銅が溶融した場合、溶込みが不安定になり、割れの発生密度が著しく大きくなった。
- 5) 黄銅の溶融量が少なくなる溶接条件では、割れの無い異材接合が可能であることがわかった。また、黄銅のSUS304への巻き込みが少ない場合、SUS304側の上部のみを再溶融処理することにより割れを除去し、リークの抑制が可能であることがわかった。
- 6) 黄銅がSUS304溶融部まで入り込んだ場合には、割れ除去に対する再溶融処理の効果は認められなかった。

謝 辞

本研究の遂行にあたり、ご指導賜りました大阪大学接合科学研究所片山聖二先生、試料をご提供下さいましたダイニチ工業(株)原 久郎氏に、厚く御礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) 平石, 大平, 星野, 吉田, 須貝: レーザによる薄板の精密安定化溶接に関する研究(第4報), 新潟県工業技術総合研究所 工業技術研究報告書, 26 (1997), 84-89.
- 2) ステンレス協会編: ステンレス鋼便覧(第3版), 日刊工業新聞社 (1995), 208.
- 3) 山田, 藤田, 洲崎, 神余: 材料とプロセス, 2 (1989), 1890.
- 4) 藤田, 洲崎, 浜中, 山田: 材料とプロセス, 4 (1991), 921.
- 5) R.M. Bruscatto: Liquid Metal Embrittlement of Austenitic Stainless Steel When Welded to Galvanized Steel, Weld. J, 2 (1992), 455s-459s.
- 6) 片山: 完全オーステナイト系ステンレス鋼 SUS310S の溶接凝固割れの改善に関する基礎的研究, 博士論文(1981) 5月, 大阪大学.