

アルミニウム合金のレーザー継手の性能改善に関する研究

名古屋大学 工学研究科 杓名 宗春
名古屋大学 工学研究科 北村 修平
日産自動車 (株) 柴田 公博
日産自動車 (株) 坂元 宏規
日産自動車 (株) 津島 健次

Study on the Performance Improvement of the Laser Joint of Aluminum Alloys

By Muneharu KUTSUNA*, Shuhei KITAMURA*, Kimihiro SHIBATA**, Hiroki SAKAMOTO**and Kenji TSUSHIMA

*Nagoya University, Department of Materials Processing Eng.
**NISSAN MORTOR CO., Materials Research Laboratory

Considering the fuel consumption of car, a light structure of aluminum alloys is desired for car body nowadays. However, fusion welding of aluminum alloys has some problems of reduction of joint efficiency, porosity formation and hot cracking. In the present work, investigation to improve the joint performance of laser welded joint has been carried out by addition of Cu, Ni, and Zr to A6N01 alloy welds. Aluminum alloy plate of 2.0mm in thickness with filler metal bar was welded by twin beam Nd: YAG laser facility (total power: 5kW). The filler metals were prepared by changing the chemical compositions. Thirteen filler metal bars were prepared and pre-placed into the base metal before welding. The joint efficiency of laser-welded joint was improved by the addition of Cu, Ni, and Zr due to the solid solution hardening, grain refining and precipitation hardening. The type of hardening has been further considered by metallurgical examination.

Key Words: A6N01, filler metal, additional element, laser welding, Nd: YAG laser

1. 緒言

近年、アルミニウム合金は構造物、機器の軽量化による性能向上に寄与し、またリサイクル性に富み、省資源、環境保全にも合致した実用材料として注目されている。単純に鋼構造物をアルミニウムに代替することによる軽量化のみならず、従来のアルミニウム構造物をさらに軽量化し、同時に溶接組立の合理化を目的とした開発が高速鉄道車両や船舶、自動車などの分野で活発に行われている。しかし、アルミニウムの熱伝導度は銅より小さいが、鉄の約3倍大きいこと、アルミニウムの溶接では供給した熱が逃げやすいので、比較的大きな入熱が必要となる。また、熱膨張及び熱収縮が大きいこと、溶接歪みが発生しやすく、合金によっては凝固割れを生じやすいことや、液相における水素溶解度が固相におけるものよりも著しく大きいこと、溶接金属にポロシティが生じやすいなどの要因で溶接性が悪いと言える。

本研究では、Nd: YAG レーザを用いて、T5 処理をした A6N01 アルミニウム合金のレーザー溶接を行った。YAG レーザは波長の関

係から金属表面での反射も小さく、CO₂ レーザでは比較的困難とされていた銅、アルミニウムなどの高反射材料の加工にも威力を発揮している。また、短波長のため低出力ではビーム径を数 10 μm に絞れることから微細加工に適しており、電子部品の小型化に伴う高密度化、高集積化に対応したマイクロ化工の需要とあいまって従来法に変わる新加工法として注目されている。近年では高出力レーザー装置の開発及びその出力での光ファイバーによる伝送が可能となり、自動化プロセスに適した高精度の加工法が期待されている。

溶接の際には、結晶粒微細化に効果がある元素、アルミニウムとの間に金属間化合物を生成し、それらの析出によって強度を向上させる元素として Zr を選択し、これらを既存の溶加材に微量添加した溶加材を用いた。また、アルミニウムとの間に固溶しやすいとされる Cu, Ni についても同様にして溶加材を作製し、それを用いてその固溶強化の機械的性質に及ぼす影響を検討した。さらに溶接速

度を変化させることによって、機械的性質を比較検討した。試験項目としては、機械的性質の検討として、硬さ測定と引張試験を行い、また冶金学的観点から断面マクロ観察、DAS測定を行った。[1] - [9]

2.実験方法

今回使用した試験片は、A6N01 アルミニウム合金で、機械的性質の向上、寸法の安定化をはかるため、T5 処理（熱間押出加工後冷却し、170~180°Cで 8 時間の時効硬化処理）を行ったものを使用している。その化学組成、および機械的性質を Table1 に示す。フィラーメタルに使用している材料は Al-12Si の鋳造材であり、それをベースとして、Zr を 1.5~3.0%、または Cu.Ni を 2.0~9.0%単独で添加したもの、および Cu,または Ni5.0%に Zr を 1.5~3.0%複合で添加したものを用意した。ベースとなる Al-12Si のフィラーメタルの化学組成を Table2 に示す。

試験片形状は Fig.1 に示す。ここで、試験片形状を 2 種類用意したのは、高速の溶接速度においては、フィラーメタルを溶すのに十分な入熱量が得られないことを考慮したためである。溶接速度 3~9m/min では(a)の試験片を、12~18m/min の溶接速度では(b)の試験片を用いた。

今回、溶接で用いた装置は Twin-beam Nd:YAG レーザであり Fig.2 に示す。レーザを光ファイバーで輸送し、溶接方向に対して平行に 2 つのビームを 0.6mm の間隔で配置している。その出力は 2kW と 3kW で合計 5kW としている。溶接速度は 3~18m/min まで変化させた。ビームの焦点はずし距離は 0mm とした。シールドガスとして、Ar を用い、その流量は 10 l/min とした。

硬さ試験は、荷重 100gh でビッカース硬さ試験機を用いて行った。貫通ビードが得られているものについては板厚の中央、つまり表面から 1mm の位置で、貫通ビードが得られていないものについては溶込み深さの半分の位置で 0.15mm の間隔で圧痕を作った。

引張試験に用いた試験片を Fig.3 に示す。平行部は 2mm、標線間距離は 10mm とした。ひとつの溶接試験片から 3 つの試験片を切り出し、その平均値を実験値とした。引張試験は、最大荷重 2t で、クロスヘッドスピードを 1.0mm/min で行った。

断面マクロ観察を行った溶接部を光学顕微鏡により観察し、撮影した写真をもとにデンドライトアームスペーシング(DAS)の測定を行った。1 次、および 2 次枝の間隔は一般に 1 次、および 2 次のデンドライトアームスペーシングとよばれるが、これらの区別が

Table 1 Chemical composition and mechanical property of A6N01

Materials	Element(mass%)									Mechanical property		
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_{ult} (MPa)	ϵ (%)
A6N01-T5	2.00	0.56	0.20	0.09	0.70	0.02	0.01	0.02	Bal.	245.0	275.0	12.0

Table 2 Chemical composition of based filler metal Al-12Si

Filler metal	Element(mass%)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sn	Ni	Al
Al-12Si	11.6	0.15	<0.005	<0.005	0.002	<0.005	<0.005	0.04	0.01	Bal.

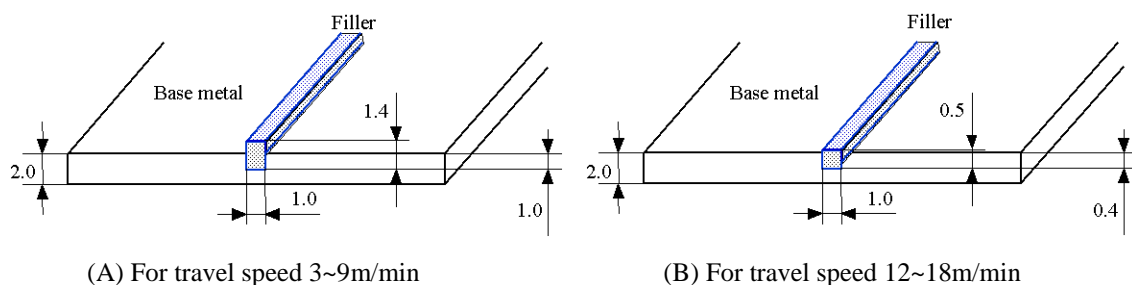


Fig.1 Setup of filler metals on base metal

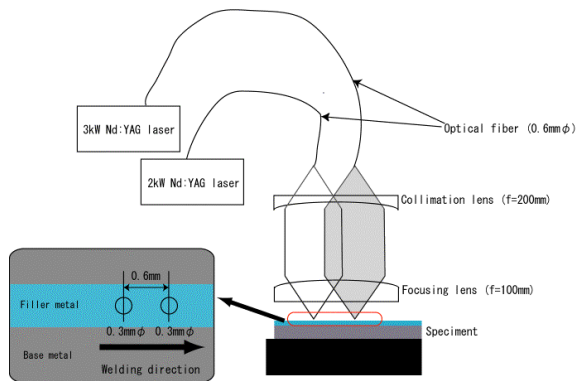


Fig.2 Schematic of twin beam Nd:YAG laser system

難しいアルミニウム合金の溶接部では単にデンドライトセルサイズとよばれることが多い。しかし、ここではデンドライトアームスペーシング(DAS)とよぶことにする。DASの測定方法には大きく分けて2次枝法と交線法があるが、ここでは交線法をもちいた。交線法とは Fig.4 に示すように組織写真上に線をひき、デンドライトのアームの部分と線との交点の数で線の長さを割ることによって、結晶粒度を測定する方法である。本実験では、正確性を増すため交点数を 200 以上とした。

溶接継手の強化機構をより詳しく検討するため、断面マクロ写真よりビード形状をトレースし、コンピュータの画像解析により各溶接速度における溶接部の希釈率を測定した。この結果をもとに溶接金属中に含まれる添加元素の含有量を算出した。

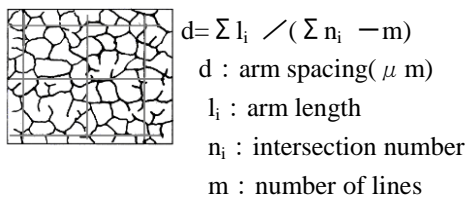


Fig.4 Schematic of DAS measurement by liner intercept method

3.実験結果および考察

アルミニウム合金 A6N01 をそれぞれの溶接速度で Al-12Si ベースフィラーで溶接した断面マクロ写真を Fig.5 に示す。

一部の試験片において、ポロシティが発生したが、ビードに対する面積率は 1%未満のも

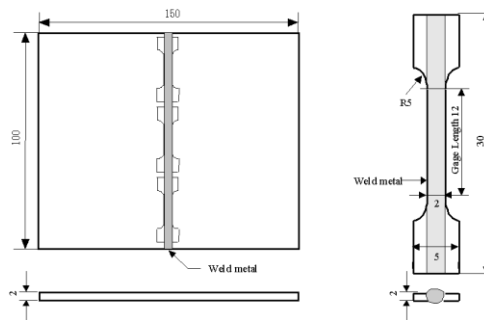


Fig.3 Schematic of tensile test specimen to measure tensile properties of weld metal

のをを用いた。また、割れも大きなものは見られなかった。溶込み深さは、溶接速度 9m/min までは貫通ビードが得られた。しかし、溶接速度 12m/min より速くなると部分溶込みとなった。ビード幅も溶接速度の増加に伴い減少した。

Welding speed	Macro section	Welding speed	Macro section
3m/min		12m/min	
6m/min		15m/min	
9m/min		18m/min	

Fig.5 Cross section of laser weld of A6N01 alloy with Al-12Si base filler metal

Al-12Si に 5.0%Ni と 3.0%Zr を複合添加したフィラーメタルを用いて各溶接速度で得られた硬さ分布を Fig.6 に示す。各溶接速

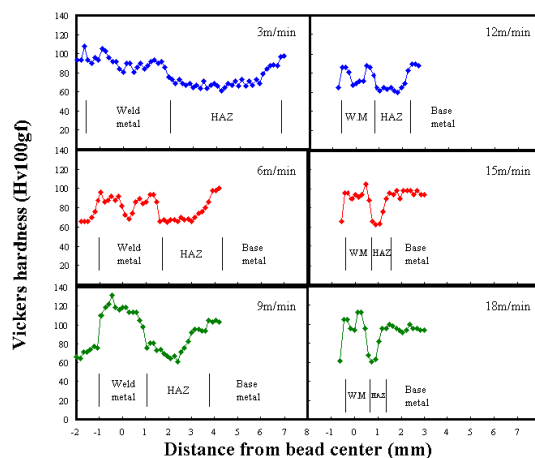


Fig.6 Hardness distribution in the laser welded joint of A6N01 alloy with Ni 5wt%-Zr3wt% in Al-12Si filler metal at different travel

度において熱影響部において軟化がみられた。しかし、溶接速度が増加するにつれてその幅は減少した。その詳しい様子を、Fig.7に示す。溶接速度 18m/min においては熱影響部の幅は 0.45mm にまで減少した。溶接速度の増加において、熱影響部の幅が減少する理由としては、速い溶接速度においては、ビームの滞在時間が短くなるため、入熱の時間が短く冷却も速いためより狭い範囲にしか熱が移動しないためであると考えられる。

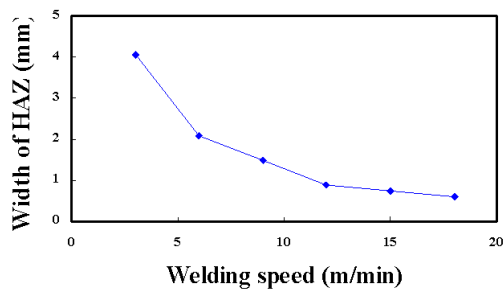
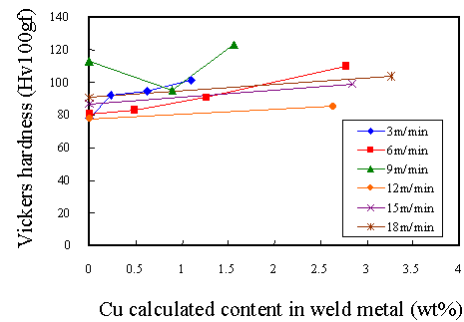


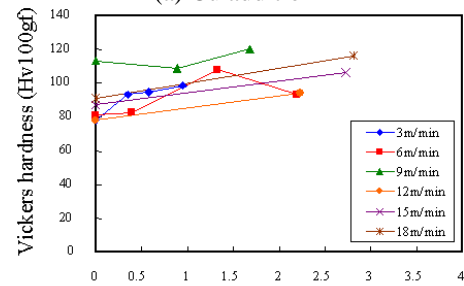
Fig.7. Relationship between travel speed and width of HAZ

また、Fig.6では、溶接速度の増加に伴い、溶接金属の硬さが増加する傾向が見られる。溶接金属の平均の硬さを Fig.8に示す。(a)は Cu を単独で添加した場合の各溶接速度における添加量による変化を、(b)は Ni を単独で添加した場合の各溶接速度における添加量による変化を示す。添加量は、希釈率を考慮した理論添加量である。速い溶接速度においては、ビード面積が小さくなり希釈率が減少するため、理論添加量が増加する。Cu および Ni の単独添加において、添加量の増加によって平均硬さが増加する傾向が見られた。このため、溶接金属において Cu または Ni が固溶し、添加量の増加によってその量が増加することで硬さが増加したと考えられる。(c)は溶接速度を 9m/min に固定し、フィラーメタルに添加する Cu、および Ni 量による平均硬さの変化を示している。(a)や(b)の溶接速度 3m/min や 6m/min で見られるような急激な硬さの増加は見られなかったが、最大添加量で Hv120 以上の硬さが得られた。(d)は Zr を単独で添加した場合と、Cu、または Ni に Zr を複合添加したものと Zr の添加量に対する溶接金属の平均硬さとの関係を示している。Cu、または Ni を単独添加した場合にみられたような平均硬さの増加傾向は見られなかった。しか

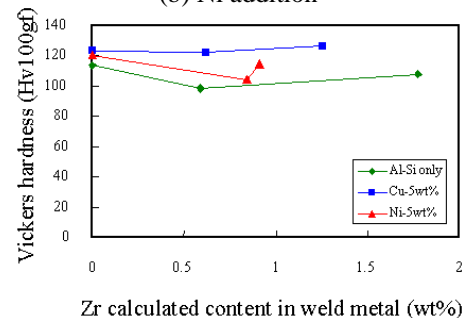
し、Zr を Cu と複合で添加した場合においては、Hv120 以上の高い平均硬さがすべての試験片で得られた。



(a) Cu addition



(b) Ni addition



(c) Cu or Ni and Zr addition with travel speed 9m/min

Fig.8 Effect of alloying content in A6N01 weld metal on average weld hardness after laser welding

結晶粒度を測定するため DAS 測定を行い、その結果を Fig.9に示す。(a)は Cu と Zr を複合添加した場合について (b)は Ni と Zr を複合添加した場合について Zr の理論添加量と DAS の値との関係について示す。それぞれにおいて、溶接速度の影響で、結晶粒度が減少する傾向がみられたが、添加量によって組織が微細化する傾向はみられなかった。溶接速度の増加によって、結晶粒度が減少する理由については、急熱、急冷により、組織が成長する十分な時間が得られなかったためであると考えられる。

これらの効果がどのように実際の引張強

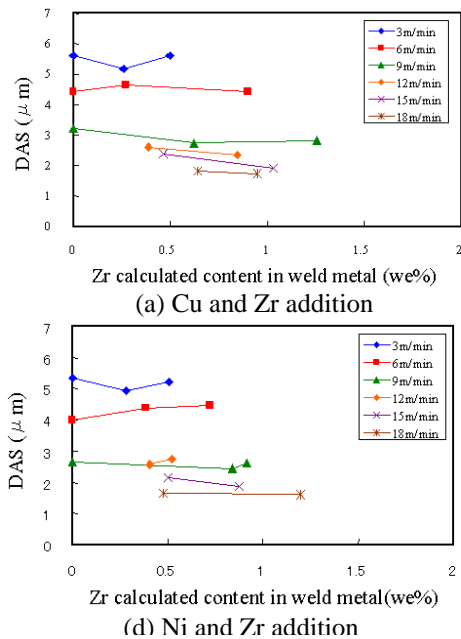


Fig.9 Relationship between content of additional elements and DAS in A6N01 laser welded metal

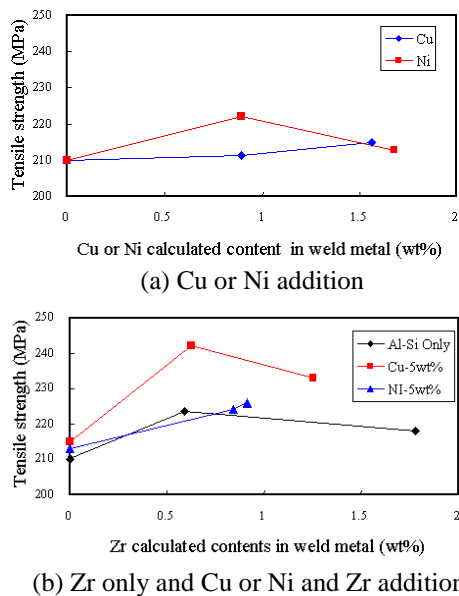


Fig.10 Effect of alloying content in A6N01 weld metal on tensile strength after laser welding at 9m/min

度に影響するかを検討するため引張試験を行った。その結果を Fig.10 に示す。溶接速度を 9m/min に固定し、(a)には Cu,および Ni を単独で添加した場合の添加量と引張強度の関係を示す。硬さ試験で得られたような添加量の増加による引張強度の増加傾向はみられず、その値も高いものは得られなかった。(b)には Cu,または Ni と Zr を複合で添加した場合の Zr の添加量と引張強度の関係を示す。やはり Zr の添加量に対して引張強度の増加傾向は見られなかった。しかし、Cu と Zr を複合添加した試験片においては、240MPa 前後の高い値が得られた。さらに硬さ試験では、Zr を添加していないものにおいても高い値が得られたが、引張試験においては Zr を添加していないものでは高い値は得られなかった。この結果から、Cu を Zr と複合添加した場合において、溶接金属の強化が図れることがわかった。

4.結言

以上、溶接金属の機械的性質について調査した結果、以下のことがわかった。

- 1) 溶接速度を増加することによって、軟化部である熱影響部の幅が大きく減少した。特に溶接速度 18m/min で溶接した場合、その幅は軟化部の影響を受けないほどにまで減少した。
- 2) Cu, Ni の添加量に対して、溶接金属における硬度に上昇傾向が見られた。また Zr と Cu を複合添加すると、Hv120 以上のかかなり高い硬度が得られた。(母材：Hv90)
- 3) 溶接速度の増加によって、DAS 値はかなり小さくなるが、添加元素の影響は確認できなかった。
- 4) これらの影響により、溶接速度 9m/min の溶接金属の引張強度は、Zr との複合添加において 250MPa 近い引張強度が得られた。(母材：275MPa)

参考文献

- [1] Cristpher Dawes:Laser welding(1992)
- [2] D.W.Moon:Laser Beam Welding of Alminium Alloy 5456;Welding Journal 2,1983,p.53s-p.58s
- [3] I.Jones et al:CO₂ laser welding of aluminium alloys;Proc.of LAMP'92 p.523-p.528
- [4] L.A.Weeter:The pulsed laser weldability of aluminium alloys;Proc.of LAMP'92 p.81-p.88

- [5] S.Venkat:CO₂ Laser Beam Welding of Aluminium 5754-O and 6111-T4 Alloy;Welding Journal 7,1997,p.275s-p.282s
- [6] W.Xijing:Character of melting and Evaporation in Laser Beam Welding of Ywo Aluminium Alloys ;Welding Journal 2,1997,p.70s-p.73s
- [7] L.Cretteur:Development and Use of a Flux-Paste for Laser Welding of Alunimium 6061;6th internetonal conference on welding and melting by electron and laser beam
- [8] A.J.Sunwoo:Microstructure and Properties of Aluminium Alloy 2090 Weldments;Welding Journal 7,1989,p.262s-p.268s
- [9] S.Noble:Yield Characteristics of Aluminium –Lithium Alloys; Metal Science vol.16,1982,p.424-p.430