Fig. 10 Effect of holding time on the width of transforming region. Calculated lines are compared with measured widths.

て変態領域の幅を計算した結果によると、加熱時間 6 ksec までは接合部の針状層の幅は増大して行き、最大幅は約 140 μm になる。その後、幅は減少し始め約 16 ksec の加熱時間で変態層は消失する。この場合の実際の組織より測定した変態領域の幅と比較すると、両者の傾向はほぼ一致していると言える。一方、 h_0 の増加と共に、最大幅及び消失に要する時間も増加することも示されている。これらの計算結果は、 D , C_0 , C_a の値により大きく変化するが概略の傾向は同様になる。Fig. 8 に対する測定結果も計算結果とほぼ対応しており、計算の妥当性を示していると考えられる。

4. 結 言

試作の Ti-Zr 基ろうによるチタン接合部のミクロ組織観察、および継手組織に及ぼす接合時間の影響について検討した。以下に、本研究で得られた主な結果及び結

論を要約する。

(1) Ti-Zr 基ろうによる Ti 接合継手は接合後の冷却途上の共析変態により α Ti と Ti_2Cu の微細な層状、棒状およびセル状組織を示し、これらに Zr が固溶した状態になっている。

(2) 溶融ろうにより溶解される母材の量は比較的少ない。また、Zr, Cu, Ni 等の融点降下元素が母材中へ拡散し、接合部は急速に等温凝固している。

(3) 接合部に観察される母材組織と異なる針状組織の領域は、Ti 中における固溶限以上の Cu, Ni を含む領域に対応し、この部分で共析変態を起こす。

(4) 接合部の変態領域の幅は、接合時における元素の拡散の進行により、一旦増加したのち減少し始め、やがて消失する。この過程は拡散理論により計算した結果と概略一致する。

参 考 文 献

- 1) 恩沢, 鈴村, 高: Ti系アモルファスろうによるCP Ti及びTi-6 Al-4 Vろう付継手の組織と機械的性質, 本誌5-2 (1987), 21
- 2) 恩沢, 鈴村, 高: Ti-Er基ろうを用いた超高純度アルミナとチタンのろう付性, 本誌, 7-1 (1989) 124
- 3) 坂本, 藤原: Ni基耐熱ろう付プロセスの最適化, 第8回界面接合委員会資料, No. IJ-12-87 (1987)
- 4) A. D. McQuillan and M. K. McQuillan; Titanium, Butterworths Scientific Publications (1956), 277
- 5) M. Hansen; Constitution of Binary Alloys, McGraw-Hill (1958), 643, 1050
- 6) 鈴村, 恩沢, 田村: 液相拡散接合性に及ぼすインサート金属のアモルファスの効果, 本誌, 3-2 (1985), 85
- 7) Y. Nakao, K. Nishimoto et al.; Transient Liquid Insert Metal Diffusion Bonding of Ni-Base Superalloy, MM 007, IIW. Doc. 1 A-334-86-0 E (1986)
- 8) 笛木, 北沢 (共訳): 固体内の拡散, コロナ社 (1986), 8
- 9) 日本金属学会編: 金属データブック, 丸善 (1974), 27

Ti 基ろうによる Ti-21V-4Al β 型チタン合金の液相拡散接合*

恩澤 忠男**, 鈴村 曉男**, 高 明玩***

Diffusion Brazing of Ti-21V-4Al β -Type Titanium Alloy Using Ti-Base Filler*

by Tadao Onzawa**, Akio Suzumura** and Myoung Wan Ko***

Diffusion brazability of β -type Ti alloy (Ti-21V-4Al) using newly developed Ti-20Zr-20Cu-20Ni amorphous filler has been investigated by electron microscopy, EDX microanalyses, and tensile tests of the joints. The brazability was compared with solid state diffusion bondability of the same material, and the effect of aging heat treatments of the joint generally carried out for the alloy was also examined.

Results of metallurgical examination of the joints indicated that the liquid layer at the joint interface became to disappear during holding at the joining temperature, and that the joint structure and composition finally became similar to those of the base metal.

As for mechanical properties of the joint, even the joint made at 850C for 15 min under the joining

*原稿受付 昭和63年11月21日 昭和63年度秋季全国大会で発表

**正 員 東京工業大学工学部 Member, Tokyo Institute of Technology, Faculty of Engineering

***学 生 員 東京工業大学大学院 Student Member, Tokyo Institute of Technology, Graduate School

pressure of 0.6 MPa, which is fairly lower than that required in solid state diffusion bonding of the same material, was fractured in the base metal with tensile strength of 680 MPa. Furthermore, the joint strength could be increased up to 1400 MPa by aging heat treatment after joining.

These results demonstrate that the use of developed Ti-base filler metal improves the diffusion weldability, and make it possible to produce the joint equivalent to the base metal even under a fairly low joining pressure.

Key Words: Diffusion Brazing, Liquid Phase Diffusion Welding, Diffusion Welding, Ti-Base Filler Metal, β -Type Titanium Alloy

1. 緒 言

著者らはこれまでに、チタン及びチタン合金のろう付用として一連の Ti-Zr 基アモルファスろうの試作検討を行なうことにより、従来のチタン基ろうよりも約 100°C 低い融点を持つ Ti-Zr-Ni ろうを開発し、さらにその接合性について検討を行ってきた。その結果、そのろうの使用により工業用純チタン (CPTi) の α - β 変態点及び Ti-6 Al-4 V 合金の β トランザス以下の温度で接合が行なえ、かつ短時間の接合で母材の機械的性質に匹敵し、また耐食性にも優れた継手を得られることを示した¹⁾。また、開発したろうはセラミックスに対するぬれ性も良好であり、超高純度アルミナセラミックスとチタンの接合にも応用できることも示した²⁾。

一方、純チタン及び Ti-6 Al-4 V 合金等のチタン合金の接合に関する研究が既に多数報告されているのに対し、加工性に優れ熱処理によって高い強度が得られる β 型チタン合金の接合の研究は、これまでほとんど報告が見あたらない。本研究ではこの β 型チタン合金に対し、固相拡散接合及びチタン基ろうをインサート材とした液相拡散接合を行ない、その基本的な接合性について検討した。

2. 供試材及び実験方法

接合母材には β 型チタン合金の Ti-21 V-4 Al 合金 (大同特殊鋼製, U. T. S. : 735 MPa, R. A. : 50%) を使用した。供試ろうはアルゴンアーク溶解炉により試作・開発した Ti-20 Zr-20 Cu-20 Ni 合金で、融点が 830°C のものである。この合金では、前報¹⁾で報告した合金よりも Ti に対する Zr の比率を下げてある。この合金を、液体急冷法により幅 10 mm、厚さ 70 μ m のアモルファス箔に作製して使用した。これらの化学組成を Table 1 に示す。

接合母材は ϕ 10 mm の丸棒で、引張り試験用には長さ 50 mm、組織観察用には長さ 12 mm のものを使用した。接合面を旋盤で加工し、#1000 の研磨紙で研磨後アセトンで洗浄して接合に供した。また、接合面粗さの影響を調べるため、#240 の研磨紙で研磨した試片も用いている。

固相接合は直接 2 本の試片を突き合わせ、液相接合は

Table 1 Chemical compositions of base metal and filler metal used

Materials	(wt%)					
	Ti	Al	V	Zr	Cu	Ni
Base Metal	bal.	4.23	21.21	—	—	—
Filler metal	bal.	—	—	20	20	20

接合面にろうを挟んで、約 8×10^{-3} Pa の真空中で高周波誘導加熱により接合した。接合時間は、接合温度に到達後直ちに冷却する非常に短時間のものから、30 分間保持のものまで種々変化させた。接合後、これらの継手に対し、組織観察・SEM/EDX による元素分析及び強度試験等を行ない、接合性を検討した。なお、一部の継手については、アルゴンガス雰囲気中で 750°C $\times$ 1 hr の溶体化処理後、450°C $\times$ 4 hr の時効処理を行なった。また、時効処理温度を変えた場合の接合母材の機械的性質の変化を調べるために、時効処理温度を 550°C とした試片も作製した。さらに時効処理後、透過電顕 (TEM) による接合母材及び継手部の組織観察を行ない、微細組織についても検討した。

3. 実験結果および考察

3.1 固相拡散接合性

チタン及びチタン合金の拡散接合性については既に多くの報告があり、CPTi (工業用純チタン) の場合は接合母材の α - β 同素変態³⁾を、また α + β 型チタン合金である Ti-6 Al-4 V 合金の場合には微細結晶粒による超塑性現象^{4,5)}を利用することによって、優れた拡散接合性が発揮されることが知られている。しかし、 β 型チタン合金の接合性については、これまでほとんど報告がな

Fig. 1 Effects of bonding pressure on tensile properties and bonded area in solid state diffusion bonding ($T=900^{\circ}\text{C}$, $t=5$ min, 1000 Grit).

Fig. 2 SEM images of fractured surface of the joint made under bonding pressure of 3.7 MPa shown in Fig. 1.

い、そこでまず、本実験に使用した合金の基本的な拡散接合性について検討した。

接合圧力を 0.3 MPa~7.5 MPa まで変化させ、900℃で 5 分間固相接合した場合の、接合面積と継手の引張り特性との関係を Fig. 1 に示す。またこれらの継手のうち、接合圧力 3.7 MPa で接合した継手の、引張り破面の SEM 像を Fig. 2 に示す。Fig. 2 の継手の場合、接合面の周辺部分 (a) では研磨の跡がまだそのまま観察されている。一方、接合面の中心部 (c) では引張りによるディンプルパターンが観察され、この部分は既に接合されていたことを示している。(b) は接合部と未接合部が混在している部分で、研磨線に沿って接合が進行していることが分かる。Fig. 1 中に示した接合面積率は、これらの SEM 観察において、ディンプルパターンが観察される部分の面積の概算値より求めた。

Fig. 1 によると、接合面積率はほぼ接合圧力に比例して増加し、7.5 MPa の接合圧力でおよそ 100% となっている。これに対し継手の引張り強さは、接合圧力が 4 MPa までは約 100 MPa の低い値で、それ以上の圧力になると強度が急速に上昇し、7.5 MPa のときにはほぼ母材並の引張り強さが得られるようになる。また、引張り強さが母材強度に達していない継手では、ほとんど絞りが得られていない。これは、接合面積率が低い場合には、単に引張り応力を担う接合部の面積が小さいだけでなく、接合面に応力集中が生じる結果と考えられる。

接合継手の引張り特性に及ぼす接合温度および接合面粗さの影響を Fig. 3 に示す。ここで、接合圧力は 5.3 MPa、接合時間は 10 分としている。#1000 の研磨紙で研磨した場合、750℃ の接合温度で接合強さは急激に上昇し、ほぼ母材強さに匹敵するようになる。しかし、絞りは若干増加しているものの、まだ母材に比べかなり低い。接合温度を 850℃ 以上とすると、母材部で破断するようになり、引張り強さだけでなく十分な絞りを示している。一方、#240 研磨の場合にも接合強さは接合温度と共に増加し、接合温度 900℃ ではほぼ母材並の引張り強さが得られているが、実験した範囲ではすべて接合部で破断し絞りはほとんど増加していない。

Fig. 4 に接合面粗さを変え、900℃ で接合した継手部の断面組織を比較して示す。引張り試験で母材に匹敵する強度を示したにもかかわらず低い絞り値しか示さなかった (a) の継手では、接合界面にポイドが観察されており表面粗さが接合性に大きく影響を与えることが示されている。一方、ポイドが消滅した接合部 (b) には、酸化物等の介在物の形成は観察されていない。一般に、チタン及びチタン合金は、接合表面の酸化皮膜が拡散接合中に母材内に拡散し、接合面における介在物の形成が少

Fig. 3 Relation between bonding temperature and tensile properties of the joints in solid state diffusion bonding ($P=5.3$ MPa, $t=10$ min).

Fig. 4 Influence of surface roughness on the structure of the joints made at 900°C in Fig. 3; (a) 240 grit, (b) 1000 grit.

ないため、拡散接合性が良好とされている⁶⁾。本研究で用いた β 型チタン合金の場合もこの点に関しては基本的には同様と考えられる。

以上の結果によると、 β 型チタン合金の拡散接合性としては、接合界面における介在物の形成が少ないという点では CPTi 及び Ti-6 Al-4 V 合金と同様であるが、接合面の密着化のためには、さらに大きな接合圧力が必要とされると言える。そこで、次に試作の Ti 基合金を接合界面に挿入し、液相の形成による低い接合圧力下における接合性の改善に関して、以下に検討を行なった。

3.2 液相拡散接合性

Fig. 5 に、接合面にろうを挿入し 5 分間接合温度に保持した場合の接合圧力と継手の引張り特性の関係を示す。接合圧力の増加と共に継手強度は上昇して行き、接合温度 900°C では 1.3 MPa、850°C では 1.9 MPa の接合圧力で母材部で破断する継手が得られている。この接合圧力は同じ接合温度及び時間で行なった固相拡散接合の場合 (Fig. 1, 7 MPa 以上) の 1/5 程度であり、ろうを挿入することによって非常に低い接合圧力で良好な接合が行なえることが分かる。すなわち、接合圧力による接合体の変形の防止という点では、液相の利用は固相接合に比較して有利であるといえる。

一方、この場合の接合圧力の増加による継手強度の上昇は、ろうが熔融直後に接合界面から周囲に押し出されることにより、母材と組成の異なる液相ろうの幅が減少し、その結果、成分元素の拡散による接合部の均質化が容易になったためと考えられる。なお、Fig. 3 にも見られたが、接合母材の強度は接合熱サイクルによりわずかに (約 50 MPa) 低下している。これは、ろうの融点が接合母材の β トランザス温度 (約 750°C) より高いため β 結晶粒が粗大化し軟化した結果であり、後述するようにこの点に関しては接合後の熱処理により改善できる。

接合圧力を 0.6 MPa とした場合の、接合時間と引張り強さの関係を示す。接合温度が 900°C の場合、接合時間の増加にともない接合強さは急速に上昇して行き、5 min の接合時間でほぼ母材並の引張り強さを示すようになる。これに対し、接合温度が 850°C の場合 10 min の接合でも継手強さは約 200 MPa のままであり、接合温度に加熱後直ちに冷却したいわゆるろう付継手の

Fig. 5 Relation between bonding pressure and tensile properties of the joint made with Ti-base filler ($t=5$ min).

場合と同じ強度しか得られていない。これは 850°C という接合温度がろうの融点 (約 830°C) よりわずかに高いだけであり、熔融ろうによる接合母材表面の溶解およびそれに引き続く各元素の均一化が容易には進行しないためと考えられる。これらの継手の組織観察の結果によると、継手中心部では均一化が進んでいる場合でも、特に継手周辺部ではその傾向が著しかった。

しかし、いずれの接合温度の場合も、15 min の接合では母材で破断する継手が得られている。なお、固相拡散接合の場合に比べ、接合面粗さは継手強度にはほとんど影響していないことが分かる。

Fig. 6 Relation between holding time and tensile properties of the joint made with the filler ($P=0.6$ MPa).

Fig. 7 Effects of holding time at 800°C and 900°C on the structure of joints made with the filler ($P=0.6$ MPa).

Table 2 Isothermal solidification time t_F calculated for each element ($T=850^\circ\text{C}$)

Element	D_0 (cm^2/s)	Q (Kcal/mol)	D (cm^2/s)	C_L (wt%)	C_S (wt%)	h_0 (μm)	β	t_F (sec)
Cu	0.0021	29.2	4.338×10^{-9}	18.5	9.80	9.7	-0.37	396
Ni	0.0170	31.6	1.194×10^{-8}	16.5	7.27	10.9	-0.30	276
Zr	0.0047	35.4	6.008×10^{-10}	16.0	5.66	11.2	-0.23	9867

D_0, Q : Literature values for β phase of CPTi
 C_L, C_S : Measured values by EDX analysis

の解を求めると、

$$C(x, t) = C_B + \frac{C_S - C_B}{\operatorname{erfc} \beta} \operatorname{erfc} \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \quad \dots\dots(3)$$

となる。ここで C_B は母材中における濃度を表す。(3)式を(2)式に代入すると、

$$(C_S - C_B)/(C_L - C_S) = -\sqrt{\pi} \beta \exp \beta^2 \operatorname{erfc} \beta \quad \dots\dots(4)$$

(4)式より β が求まり、液相の厚さを $2h_0$ とすると等温凝固に要する時間 t_F は

$$t_F = h_0^2 / (4 D \beta^2) \quad \dots\dots(5)$$

で与えられる。

ここで、液相の初期濃度を C_0 、初期の液相の幅を h_0 とし、固液界面で平衡濃度に達するまで初期の液相により母材が溶解されるとすると、 h_0 は次式より求められる。

$$2h_0 = C_0 h_0 / C_L \quad \dots\dots(6)$$

Fig. 8 に示した接合温度が 850°C の場合の等温凝固時間 t_F について、Ti 基母材に対する融点降下元素に相当する Cu, Ni, Zr の拡散により等温凝固が進行するものとし、(5)式を用いて計算した結果を Table 2 に示す。ここで、 C_L 及び C_S の値は Fig. 8(c) における EDX 分析値を用いた。また、 h_0 については、各元素とも初期濃度 C_0 は 20 wt% であり、初期の液相の幅 h_0 を Fig. 8(a) より $18 \mu\text{m}$ として(6)式より計算した。なお、拡散係数 D は母材のチタン合金に対する文献値が見当たらないため、純チタン (β 相) 中における各元素の活性化エネルギー Q と振動数因子 D_0 の文献値⁹⁾から求めた。

計算結果によると、Zr のみの拡散により等温凝固するとして計算した場合には約 160 分以上の時間が必要とされることになるが、Cu あるいは Ni のみの場合には数分以内に等温凝固するという結果になっている。実際の接合部では、Fig. 8 に示されるように 3~5 分で液相が消失しており、この場合の等温凝固は、概略 Cu 及び Ni の拡散に律速される形で進行するといえる。

一方、Fig. 6 の引張り試験結果において母材で破断した継手の接合部の EDX による点分析結果によると、Cu, Ni 及び Zr のピーク濃度は各々 1.8, 1.2 および 2 wt% 以下であった。等温凝固が終了した時点での各元素のピーク濃度は Table 2 の C_S の値と考えられ、上記の値はこれよりもかなり低いものとなっている。すなわち、母材部で破断する継手を得るためには、等温凝固終了後さらに各元素を拡散させ、接合部の均質化を行う必要があることが分かる。

3.4 接合継手に対する熱処理の効果

β 型チタン合金は一般に準安定合金であり、時効処理

により ω あるいは α 相を析出させることにより、強度が著しく向上することが知られている¹⁰⁾。本研究で使用した合金の場合は、 750°C で 1 hr 溶体化処理を行なった後、 450°C で 4 hr の時効処理が標準とされている。この熱処理により接合継手の組織及び強度が受ける影響について以下に検討した。

Fig. 10 に、上記の熱処理を施した後の液相拡散接合継手の引張り強さ及び絞りを示す。比較のため、熱処理を施していない液相拡散接合継手の引張り特性も示してある。接合時間が 15 min 以上の場合、いずれの継手も母材部で破断しているが、熱処理後の強度は約 1400 MPa となり、熱処理を施さない場合の 2 倍以上の強度を示している。また母材の硬さは、熱処理前には 280 Hv であったものが熱処理により 440 Hv に上昇していた。Fig. 11 に接合継手母材部の熱処理前後の TEM 組織を比較して示す。(a) が 900°C で 15 分間接合したままのものであり、(b) が接

Fig. 10 Variation in tensile properties of the joint made with the filler at 900°C by aging treatment after bonding.

Fig. 11 TEM images of the base metals; (a) as bonded ($T=900^\circ\text{C}$, $t=15 \text{ min}$), (b) STA treated after bonding ($T=450^\circ\text{C}$, $t=4 \text{ hrs}$).

合後 450°C で 4 時間熱処理した後の組織である。本研究では詳しい同定は行っていないが、(b) の写真中の白く観察される部分が β 相のマトリックスであり、その中に黒く観察される α 相あるいは ω 相などが析出し、硬化していると考えられる¹⁰⁾。

一方、熱処理後の継手の絞りは著しく低下し、10%以下になっている。受入れ材を熱処理した場合には、1080 MPa の引張り強さと 20% の絞りを示したことから、接合熱サイクルによる母材組織の粗大化による影響が現れていると考えられる。そこで、接合継手の時効硬化度を調節し延性を向上させるため、同じ条件で溶体化処理した後、550°C で 4 時間の時効処理を行ないその効果を検討した。Table 3 は、種々の熱サイクル後の機械的性質を比較したもので、550°C の時効処理により絞りは 42% まで上昇しており、時効処理条件により引張り強さと絞りを制御出来ることが分かる。

また、Fig. 10 では接合時間が 5 分の場合の継手の場合にも、時効処理によって 1000 MPa 以上に継手強さが上昇しているが、破断は接合部で生じている。この場合の継手組織を Fig. 12 に示す。Fig. 12(a) の接合部の中心部の TEM 組織 (b) は、Fig. 11(b) の母材部組織と

Table 3 Variation in tensile properties of the base metal by temperature of aging heat treatment

Materials	Aging Tem. (°C)	Aging Time (hrs)	U.T.S. (MPa)	R.A. (%)
As Received	450	4	1080	20
After Brazing (900°C, 15min)	450	4	1400	8
	550	4	930	42

* Solution Treatment ; 750°C, 1h

Fig. 12 Joint structures made with filler after aging heat treatment; (a) Optical image, (b) TEM image at the center of the joint, (c) TEM image at the bonding interface. Bonding condition: 900°C × 5 min, STA: 450°C × 4 hrs.

同様、針状と細かい粒状の混合組織となっているが、その硬さは 580 Hv であり母材の 440 Hv よりも硬化していた。一方、接合部と母材の境界近傍には白い鎖状組織が観察される。この部分の TEM 組織 (c) によると、この白い相は Fig. 11(a) の接合のままの母材組織中の β 相と同様の形態をしており、析出相に囲まれている。これらの点から、この白い鎖状組織は、母材と接合部における組成の相違のため、時効処理時に部分的に β 相が残留したものと考えられる。

このように、接合部の合金化の状態によっては接合後の時効処理時に析出物の形成状態が異なり、継手性能を低下させる原因となる。従って、液相拡散接合時に接合部の均質化を行なうことが、継手の機械的性質の向上のために重要であるといえる。

4. 結 言

β 型チタン合金である Ti-21 V-4 Al 合金の固相拡散接合、及び試作の Ti 基インサート材 (Ti-20 Zr-20 Cu-20 Ni) による液相拡散接合を行ない、接合性の比較検討を行なった。本研究で得られた主な結果及び結論を以下に要約する。

(1) β 型チタン合金の固相拡散接合性は、接合界面における介在物の形成が少ないという点では CPTi 及び Ti-6 Al-4 V 合金と同様であるが、接合面の密着化のためにはより大きな接合圧力が必要とされる。

(2) 試作の Ti 系インサート材を用いた液相拡散接合では、固相接合の場合に比べて非常に低い接合圧力で、かつ比較的短時間で良好な接合が出来る。

(3) 等温凝固に必要とされるおよその時間は、Ti 基母材に対する融点降下元素となる Cu あるいは Ni の、接合部における拡散挙動を計算することにより求められる。

(4) 接合熱サイクルによって接合母材の強度が低下する場合でも、接合後の熱処理により継手の強度を著しく向上させることができる。しかし、時効処理後、母材部で破断する継手を得るためには、接合時に接合部の均質化を行なうことが必要とされる。

謝 辞

本研究に使用した供試材の入手に当たっては、大同特殊鋼安田卓司・鷲見一仁・芝田智樹各氏のご協力を得た。また、実際の接合実験は当時東京工業大学学生河田聡君の労による。ここに厚く謝意を表します。

参 考 文 献

- 恩沢, 鈴村, 高; Ti系アモルファスろうによるCPTi及びTi-6 Al-4 Vろう付継手の組織と機械的性質, 本誌5-2, (1987), 21-27.
- 恩沢, 鈴村, 高; Ti-Er 基ろうを用いた超高純度アルミナとチタンのろう付性, 本誌, 7-1 (1989), 124-129.
- 圓城, 池内, 他; チタンの拡散溶接に対する $\alpha \rightarrow \beta$ 変態の影響, 高温学会誌6-2, (1980), 81-88.
- C. H. Hamilton; Titanium Science and Technology, Pressure Requirements for Diffusion Bonding Titanium, Ed. By R. I. Jaffee, H. M. Burte, New York Plenum Press, (1973), 625-645.
- 圓城, 池内, 他; Ti-6Al-4V合金の拡散溶接に対する母材の金属組織の影響, 日本金属学会誌44, (1980) 659-665.
- 大橋他; 拡散溶接部の密着部での酸化皮膜の挙動, 本誌4-1

- (1986), 53-59.
7) 恩沢, 鈴村, 高; Ti-Er 基ろうを用いたチタン接合部のミクロ組織, 本誌, 7-4 (1989), 453-458.
8) 鈴村: 液相拡散接合における等温凝固と組成の均質化, 本会講

- 演概要集, 第41集(1987), 36-38.
9) 日本金属学会編; 金属データブック, 丸善(1974), 27.
10) 草道他, 金属チタンとその応用, 日刊工業新聞社(1983), 63-65.

溶接プロセス制御用視覚システムの構築とその溶接線検出・自動追尾への応用*

—アーク溶接プロセス制御のための視覚システムに関する研究(第4報)—

仲田 周次**, 黄 杰***

Construction of Visual Sensing System for In-process Control of Arc Welding Process and Application in Automatic Weld Line Tracking

—Study on Visual Sensing System for In-process Control of Arc Welding Process (4th Report)—

by Shuji Nakata** and Huang Jie***

A visual sensing system for in-process control of arc welding process is constructed by the combination of He-Ne laser and interference filter with narrow width at half maximum (WHM: 1.0 nm). By adopting a polygonal mirror in this visual sensing system for scanning of laser spot light, the variation in intensity of laser slit-like light has been decreased by a large margin.

Using this visual sensing system, the gap width of I groove and weld line can be detected easily near molten pool without disturbance of powerful arc light, and the time for detection of groove information is only 36 ms. The error in detection of groove information is less than 0.05 mm, and the limit of detection is about 0.1 mm.

On the other hand, it is proved experimentally that the detection is not influenced very much by the errors in measurement or angle in making I groove is proved experimentally.

This visual sensing system has been applied to automatic weld line tracking at TIG arc welding process in real time. In this case, one cycle of weld line tracking is about 0.2 second and the error in tracking is less than ± 0.4 mm.

Key Words: Visual sensing system, In-process control, Arc welding, Weld line tracking, groove detection

1. はじめに

先に第1報¹⁾において適切な波長をもつレーザ光と適切な狭帯域の透過特性をもつ干渉フィルタを併用することによって, 強烈なアーク・溶融池光の影響を受けることなく, 溶融池のごく近傍の溶接線情報を検出する可能性があることを示した。続いて, 第2報²⁾ではレーザ・スリット反射・散乱光像の強度が開先部で急激に低下することを利用し, 溶接開先情報の検出方法および検出アルゴリズムを作製した。さらに, レーザ光利用視覚システムを構築するに必要となる投光・撮影装置の配置角度, レーザ径, 視野寸法およびカメラ・レンズの絞りなど諸因子の及ぼす影響と選択指針を第3報³⁾において明らかにした。

本報では, 前記の諸結果にもとづいて, 溶接プロセス

制御用の視覚システムを構築し, さらにこの視覚システムの溶接線検出・自動追尾への応用例を述べるとともに溶接プロセス制御におけるこの視覚システムの有効性を示している。

2. 溶接プロセス制御のための視覚システムの構築

Fig. 1 に示したのは, 溶接プロセス制御のために構築した視覚システム全体の構成図である。図に見るようにレーザ発生器よりのレーザビームはレーザ投光器によって, 多面鏡に投影され, 反射されたレーザ・スポット光を多面鏡の回転によって開先を持つ溶接ワーク上に高速に約 25 mm スキャンさせている。このスポット光のスキャン軌跡が CCD カメラによって収録され, スリット状の蓄積画像(フレームモード, 蓄積時間 1/30 s)として画像メモリ(256×256, 8 bit, 2 plane)に記録される。さらに, ホスト・コンピュータとして16ビットのパーソナルコンピュータ(日本電気製, PC-9801 E)を採用し, 本研究にて開発したアルゴリズム²⁾で画像データを処理し, 溶接開先部に関する情報を抽出している。

本視覚システムでは, 開先情報検出のプロープとして

*原稿受付 昭和63年9月20日 昭和63年9月軽構造接合加工研究委員会で発表

**正員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Eng. Osaka Univ.

***学生員 大阪大学工学部 Student Member, Faculty of Eng. Osaka Univ.