Ti および Ti 合金のイナートガス・アーク溶接に 関する研究 (第 6 報)*

—Ti 合金溶接部の諸性質におよぼす溶接後熱処理効果—

岡 田 実** 新 成 夫**

Study of the Inert-Gas Arc Welding of Titanium and its Alloys (6 th Report)*

—Effect of the Heat Treatments on the Weld Properties of Titanium Alloys—

By Minoru Okada** and Shigeo Shin**

Abstract

In this investigation, were studied that how the heat treatments after welding affect the weld properties of titanium alloys (5% Al-2.5% Sn-Ti, 2% Al-2% Mn-Ti and 5% Al-3% Mn-Ti alloys) which thought to be practical.

These titanium alloys, except 5% Al-3% Mn-Ti alloy, have considerably good weld properties in as welded, and to do the properties excellently, the following heat treatments are available after welding.

- 1) For 5% Al-2.5% Sn-Ti alloy, give water cooling after heated in 800 to 900°C
- 2) For 2% Al-2% Mn-Ti, 5% Al-3% Mn-Ti, and 8% Mn-Ti alloys, give water cooling after heated in 650 to 700°C

And the properties of welds of such heattreated, in high temperature, are as good as the base metal.

1. 緒 言

既報¹⁾のように、Ti 合金の weldability に関して次のような結果を得た。すなわち、weldability の比較的良好と思われる Ti 合金は、合金元素含有量が約 5% を越えない α Ti 合金（ただし、C, O, N などを含む場合は 0.2% 以下）と β -stabilizer の比較的少ない（4% 以下）2 元ならびに 3 元系 $\alpha+\beta$ Ti 合金である。また、溶接後熱処理効果としては β -annealing あるいは 600~700°C の温度範囲に加熱後水冷処理を施すことが望ましい。

しかるに、以上の研究においては mechanical properties に関する内容に乏しかった。したがって、本研究においては合金元素含有量が上述の結果にはほぼ match するような Ti 合金 3 種を選択し、以下に述べるような検討を試みた。主たる検討内容は次のようである。

- 1) 溶接部の機械的性質におよぼす溶接後熱処理効果
- 2) 溶接部の高温引張り性質について
- 3) 溶接部の衝撃性質について
- 4) Ti と Ti 合金および異種金属との接合について

2. 溶接部の機械的性質におよぼす 溶接後熱処理効果

2.1 供試々料

本研究に用いた Ti 合金材料は次の 3 種、いずれも焼鈍材である。

1) α Ti 合金	5 Al-2.5 Sn-Ti
2) $\alpha+\beta$ Ti 合金	2 Al-2 Mn-Ti
〃	5 Al-3 Mn-Ti

Table 1 に化学組成その他を示した。

2.2 実験方法

既報²⁾において用いた溶接装置ならびに backing plate などを利用して、TIG 法により突合せ継手の溶接を行った。Table 2 はこの場合の溶接条件を示したものである。なお、この条件は予備実験において得られた結果のうち、もっとも適当と思われたものである。

かくして得た突合せ溶接片を溶接線に直角に数ヶ切断し、これらのものに次のような熱処理を施した。

後熱処理 (1) として、600~1000°C の各温度に 40 min 加熱保持後水冷および炉冷 (1000°C→400°C までの平均冷却速度は約 7°C/min, それ以降は放冷) を施した。

* 原稿受付昭和35年12月22日

** 正員、大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering
Osaka University.

Table 1 Materials

Kind of material	Properties		Tensile strength (kg/mm ²)	Elong. in 30 mm (%)	Hardness (Hv, L.) (1 kg)	Electric resistance at room T. ($\mu\Omega$ -cm)
	Specimen size (mm)					
5 Al-2.5 Sn-Ti Al : 4.5~5.5% Sn : 2.3~2.7%	1.2×50×100		82.4	16	310	153
	3.0 "		83.5	22	313	—
	5.0 "		82.8	21	314	—
	2.0 ϕ		88.0	16	—	—
2 Al-2 Mn-Ti Al : 1.5~2.5% Mn : 1.5~2.5%	1.2×50×100		81.3	18	295	120
	3.0 "		80.6	20	285	—
	5.0 "		79.8	21	279	—
	2.0 ϕ		83.4	19	—	—
5 Al-3 Mn-Ti Al : 4.5~5.5% Mn : 2.5~3.5%	1.2×50×100		111.4	10	387	164
	3.0 "		105.5	14	342	—
	5.0 "		102.7	11	333	—
	2.0 ϕ		116.6	6	—	—

Working process :

Ingot → Forging (850°C) → Hot rolling → Annealing

(700°C, 30 min)

(Repeat on less than 3.0 mm thickness)

Remark : Total impurities are less than 0.5%

Table 2 Welding conditions* for titanium alloys.

Kind of material	Welding condition		Welding current (D.C., S-P, A)	Welding speed (mm/ min)	Arc voltagcs (V)	Remark
	Plate thickness (mm)					
5 Al-2.5 Sn-Ti	1.2		75	290	12~13	I Groove, One pass, no filler
	3.0		165	200	"	I Groove, One pass, filler used
	5.0		180	90	"	Y Groove, One pass, no filler
	"	Root 170 2nd 180 3rd 180	100 90 90	14~15		Y Groove, 2~4 pass, filler not used only for root weld
2 Al-2 Mn-Ti	1.2		80	290	12~13	I Groove, One Pass, no filler
	3.0		170	190	"	I Groove, One pass, filler used
	5.0		190	80	"	Y Groove, One pass, no filler
	"	Root 170 2nd 180 3rd 180	100 80 80	14~15		Y Groove, 2~4 pass, filler not used only for root weld
5 Al-3 Mn-Ti	1.2		75	240	12~13	I Groove, One pass, no filler
	3.0		165	190	"	I Groove, One pass, filler usee
	5.0		180	90	"	Y Groove, One pass, no filler
	"	Root 170 2rd 180 3rd 180	100 90 90	14~15		Y Groove, 2~4 pass, filler not used only for root weld

* These are proper condition gained in preliminary test

同じく (2) として, 250, 350, 450°C の各温度に 40~4,320 min の加熱水冷処理を施した。

しかる後, これらの各溶接小試片について, その引張り強さ, 横および縦ビード曲げ性質ならびに溶接部の断面硬度などその他の検討を行なった。

2.3 実験結果ならびに考察

Fig. 1 および 2 は後熱処理 (1) において得られた溶接継手の機械的性質ならびに断面硬度測定値を示したものである。

また, Figs. 3 および 4 は同 (2) において得られた同様の結果を示したものである。

2.3.1 as welded における各 Ti 合金の性質

1) 5 Al-2.5 Sn-Ti 合金 : 約 82 kg/mm² の引張り強さと 12% の伸び (破断部は母材側熱影響部で延性破壊を示した) を有しているが, その曲げ性質はやや悪かった。これは Fig. 5 に示した溶接部の組織をみてわかるように, serrated α (α') の生成にともなう結晶格子歪の発生に原因するものと考えられる。

2) 2 Al-2 Mn-Ti 合金 : 約 78 kg/mm² の引張り強さと 13% の伸び (破断部は母材側熱影響部で延性破壊を示した) を有し, その曲げ性質も良好であった。

3) 5 Al-3 Mn-Ti 合金 : 約 107 kg/mm² の高い引張り強さを有しているが, 延性 (ぜい性破壊) とくに曲げ性質は悪かった。これは Fig. 6 にみられるように acicular α (α') の成長にともなう結晶格子歪の生成ならび合金元素の Ti に対する固溶体強化効果が原因しているものと考えられる。

2.3.2 後熱処理効果 (1)

1) 5 Al-2.5 Sn-Ti 合金 : 各温度より水冷した場合, 950°C までの高温熱処理を施したものでは強

度、延性および曲げ性質ともに as welded のものにくらべて良好であった。これは Fig. 7 にみられるように α' の成長ならびにそれにとまう結晶格子歪の除去などによるものと考えられる。しかるに、1000°C の加熱処理においてはその曲げ性質はむしろ悪くなった。これは既報³⁾のように、 $\beta/\alpha+\beta$ 変態点 (975~980°C) 以上より

急冷されたため、fine serrated α の生成ならびにそれにとまう結晶格子歪の発生によるものとする。

なお低温での熱処理によってはあまりその性質に変化はみられなかった。

各温度より炉冷した場合、その曲げ性質は良好となった。これもまた α' の成長 (Fig. 8) などによるもので

Fig. 1 Effect of heat treatments on weld properties of titanium alloys (No. 1)

Fig. 3 Effect of heat treatments on weld properties of titanium alloys (No. 2)

Fig. 2 Effect of heat treatments on hardness of weld metals of titanium alloys (No. 1)

Fig. 4 Effect of heat treatments on hardness of weld metals of titanium alloys (No. 2)

a. weld metal, α' b. base metal, α

Fig. 5 Microstructures of welds of 5 Al-2.5 Sn-Ti alloy (as welded, $\times 300$, etchant: HF 4, HNO₃ 10, H₂O 86)

a. weld metal, $\alpha' + \beta$ b. base metal, $\alpha + \beta$

Fig. 6 Microstructures of welds of 5 Al-3 Mn-Ti alloy (as welded, $\times 300$)

Fig. 7 Microstructure (α) of weld metal of 5 Al-2.5 Sn-Ti alloy, water cooled from 950°C ($\times 300$)

Fig. 8 Microstructure (α) of weld metal of 5 Al-2.5 Sn-Ti alloy, slow cooled from 950°C, ($\times 300$)

Fig. 9 Appearance of tensile and bend specimens of 5 Al-2.5 Sn-Ti alloy butt welds
a. tensile specimens

1. as welded, 2. as welded, alloy to titanium, 3. 1,000 °C, water cooled, 4. 1,000 °C, slow cooled, 5. 900 °C, water cooled, 6. 900 °C, slow cooled, 7. 250 °C, 360 hrs, tempered, 8. 350 °C, 360 hrs tempered, 9. 450 °C, 360 hrs, tempered

b. bend specimens

1. as welded, 2. 1,000 °C, water cooled, 3. 1,000 °C, slow water cooled, 4. 850 °C, water cooled

Fig. 10 Microstructure (α' + platelet $\alpha + \beta$) of weld metal of 2 Al-2 Mn-Ti alloy, water cooled from 900 °C ($\times 300$)

Fig. 11 Microstructure ($\alpha + \beta$) of weld metal of 2 Al-2 Mn-Ti alloy slow cooled from 950 °C ($\times 300$)

Fig. 12 Appearance of tensile and bend specimens of 2 Al-2 Mn-Ti alloy butt welds
a. tensile specimens

1. as welded, 2. as welded, alloy to titanium, 3. 950 °C, water cooled, 4. 850 °C, water cooled, 5. 750 °C, water cooled, 6. 650 °C, water cooled, 7. 950 °C, slow cooled, 8. 900 °C, slow cooled, 9. 850 °C, slow cooled, 10. 650 °C, slow cooled

b. bend specimens

1. as welded, alloy to titanium, 2. as welded

あろう。

そして、熱処理にともなう平均粒子の大きさは、水冷した場合の約 1.7 倍あった。したがって、疲労強さというものを考慮した場合、炉冷処理を施すことは避けるべきだと思う。

なお、Fig. 9 は本合金にみられた溶接継手の引張りおよび曲げ試験片などを示したものである。

2) 2 Al-2 Mn-Ti 合金 : 850°C を境として、その温度以上に加熱して水冷したものでは、溶接継手の引張り強さはいちじるしく増加 (as welded で 78 kg/mm² のものが 85~105 kg/mm² となる) するが、伸びは減少 (破断部は溶接金属部でぜい性破壊を示した) し、また曲げ性質も非常に悪くなる。これは既報⁴⁾のように α' + 板状 α の生成ならびにそれにともなう結晶格子歪の発生に原因しているものと考ええる。(Fig. 10)

しかるに、650~750°C に加熱して水冷したものは、わずかであるが伸び (破断部は母材側熱影響部で延性破壊を示した) ならびに曲げ性質ともに as welded のものよりもよかった。これも既報⁵⁾のように α' の成長にともなう結晶格子歪の除去によるものである。

次に各温度より炉冷した場合、水冷処理を施した場合とはほぼ逆の現象を呈している。これは Fig. 11 の組織からもみられるように非常に成長した $\alpha + \beta$ の組織になるためと考えられる。

なお、Fig. 12 は本合金にみられた溶接継手の引張りおよび曲げ試験片などを示したものである。

3) 5 Al-3 Mn-Ti 合金 : 水冷および炉冷の両処理を施したものと、2 Al-2 Mn-Ti 合金について得られたとはほぼ似た傾向がみられるが、いずれも as welded における性質を顕著に改良するには到らなかった。これは

Fig. 13 Microstructure (α' + Platelet $\alpha + \beta$) of weld metal of 5 Al-3 Mn-Ti alloy, water cooled from 950°C ($\times 300$)

Fig. 14 Microstructure ($\alpha + \beta$) of welded metal of 5 Al-3 Mn-Ti alloy, slow cooled from 950°C ($\times 300$)

Fig. 15 Appearance of tensile and bend specimens of 5 Al-3 Mn-Ti alloy butt welds
a. tensile specimens
1. as welded 2. as welded, alloy to titanium, 3. 950°C, water cooled, 4. 900°C, water cooled, 5. 850°C, water cooled, 6. 750°C, water cooled, 7. 950°C, slow cooled, 8. 900°C, slow cooled, 9. 650°C, slow cooled
b. bend specimens
1. as welded, 2. as welded, 3. 850°C, slow cooled

含有する合金元素の Ti に対する固溶体強化効果が比較的大きいためと考えられる。

Fig. 13 および 14 に両処理を施したものにみられる溶接金属部の組織を示した。

また, Fig. 15 に本合金にみられた溶接継手の引張りおよび曲げ試験片などを示した。

2.3.3 後熱処理効果 (2)

1) 5 Al-2.5 Sn-Ti 合金: 上述 Fig. 3 の結果をみるに, ほとんどその性質は変わらなかったが, 450°C に長時間加熱を行なったものでは, 溶接金属部に不純物の析出したものもみられ, 曲げ性質の悪くなったものもあった。また, 引張り試験における破断部が溶接金属部で生じたものもみられた。

2) 2 Al-2 Mn-Ti 合金: 溶接継手の性質にほとんど変化はみられなかったが, 450°C に長時間加熱したものでは既報⁷⁾のように溶接部が焼もどし効果をうけ, わずかであるが伸びが増加したようにみうけられた。

また, これらのことは 5 Al-3 Mn-Ti 合金についても同様なことがいえる。

3. 溶接部の高温引張り性質に関する考察

3.1 高温引張り試験片の作製ならびに試験温度

TIG 法によって得た各合金の突合せ溶接片 (板厚 3.0 mm) にそれぞれ次の 4 種の熱処理を施した。

- 1) 950°C, 40 min 加熱水冷
- 2) " , " " 炉冷
- 3) 700°C, 40 min " 水冷
- 4) " , " " 炉冷

これは上述において, as welded における性質を比較的改良するものと, 逆に不良ならしむものの代表的な後熱処理効果を比較検討するためである。

しかる後, 母材をも含めて as welded のものと上述 4 種の熱処理を施したものの計 6 種の条件のものそれぞれ 2 ヶ宛を Fig. 16 に示したような試験片に加工した。

そして, 常温, 200, 400 および 600°C の各温度に加熱し (加熱速度約 15°C/min), その温度に 15 min 保持し引張り荷重をかけた。Ti 合金の種類によっては, 当該試験温度に 90 min 以上加熱保持したものもある。

3.2 考察

Fig. 17, 18, 19 および 20 は上述のようにして得た溶接継手の引張り強さおよび破断部における伸びを示したものである。

Fig. 16 Size of specimen for tensile test at elevated temperature

1) Ti: 溶接継手の強さおよび伸びは, とともに母材とはほぼ同じ傾向を示し, 試験温度 400°C 以上になるとその強さは, 常温におけるその約 30~35% まで低下し, 伸びは約 150% 以上になる。これは粒子の成長と粘性の大なることを物語っているものである。

なお, Ti 合金の場合においてもそうであるが, 溶接継手を引張った場合, 破断部が母材側熱影響部 (延性破壊) であるにもかかわらず, その伸びが母材のみを引張った場合の伸び (破断部は延性破壊) と比較的差がある。これは, 溶接継手の引張り試験においては上述 Fig. 16 に示したように, その破断部における伸びの表示が溶接金属部, 溶接金属側熱影響部, 母材側熱影響部および母材部の各伸びの平均した値であるからである。すなわち, 既報⁷⁾のように, 溶接金属部および溶接金属側熱

Fig. 17 Tensile properties of titanium butt welds

Fig. 18 Tensile properties of 5 Al-2.5 Sn-Ti alloy butt welds

Fig. 19 Tensile properties of 2Al-2Mn-Ti alloy butt welds

影響部に serrated α (α') の生成がみられ、かつ、それにとりまなう結晶格子歪の生じているものの伸びに加うるに、母材側熱影響部の成長した α の伸びおよび母材部の α の伸びの平均値が算出されているからである。

2) 5Al-2.5Sn-Ti 合金：注目されることは、試験温度 600°C における強さが常温におけるその約50%もあり、Ti の場合にみられたようにあまり低下していないことである。しかし、伸びは Ti の場合に比べて少なかった。これは、しばしば述べるように合金元素の Ti に対する固溶体強化効果の現われであって、引張り試験において、原子面にかなりの通り抵抗が生じていることを物語っている。

なお、950°C に加熱処理したものが as welded およびその他のものに比べて、わずかであるが伸び増加（少しく強度は低下した）しているのは、溶接によって生じた serrated α (α') が成長したためと、かつ、それによって結晶格子歪が除去されたことに原因するものと考えられる。

3) 2Al-2Mn-Ti および 5Al-3Mn-Ti 合金：注目されることは as welded および 950°C に加熱水冷処理したものが、試験温度 400°C において、破断部における伸びが試験温度 200°C のものに比べて増加していないことである。とくに、5Al-3Mn-Ti 合金ではこの傾向が大であった。

これは、既報³⁾のように、溶接および 950°C 加熱水冷処理によって溶接金属部および溶接金属側熱影響部に生成した acicular α (α') あるいは板状 α が焼もどし効

Fig. 20 Tensile properties of 5Al-3Mn-Ti alloy butt welds

果をうけ α に成長する場合にみられる母体 β あるいは析出 α の格子歪の発生に原因するものである。

しかし、溶接後 700°C に加熱水冷および 950°C に加熱炉冷処理を施したものではこのような傾向はみられなかった。

また、注目される事実として、試験温度 400°C に 90 および 150 min 加熱保持後引張り荷重をかけたものでは、15 min 加熱保持後引張り荷重をかけたものに比べ、伸びの増加がみられたことである。

なお、8Mn-Ti 合金 (β -stabilizer の多い $\alpha+\beta$ Ti 合金) について、以上の現象を詳しく検討した結果を示せば Fig. 21 のようであって、as welded および 900°C に加熱水冷処理を施したものは試験温度 400°C 前後(加熱速度約 15°C/min, 保持時間 15 min)においては明らかに伸びの低下がみられた、しかし、同温度に 240 min 以上保持したものでは伸びの低下はあまりみられなかった。また 650°C 焼もどし処理を施したものでは伸びの低下はみられなかった。

Fig. 21 Tensile properties of 8Mn-Ti alloy butt welds

Fig. 22 Appearance of tensile specimens at elevated temperature of 2Al-2Mn-Ti alloy butt welds

1. base metal	, at room temp.
2. " "	, " 600°C
3. as welded	, " room temp.
4. " "	, " 600°C
5. 750°C, water cooled	, " room temp.
6. " "	, " 600°C
7. 950°C, water cooled	, " room temp.
8. " "	, " 600°C
9. 950°C, slow cooled	, " room temp.
10. " "	, " 600°C

すなわち、これらの現象はともに既報⁹⁾ ($\alpha + \beta$ Ti 合金の変態過程)における考察を物語っているものであろう。

Fig. 22 に高温引張り試験片の一部を示した。

4. 溶接部の衝撃性質に関する考察

4.1 衝撃試験片の作製ならびに条件

上述 Table 2 に示したように 1, 2, 3 および 4 層溶接による Ti および Ti 合金の突合せ継手を TIG 法によって作製し、まず実験 (1) として、第一層目に対する第 2 および第 3 層目の影響、すなわち、焼鈍効果を見るために Fig. 23 に示したような衝撃試験片を作製した。

次に実験 (2) として、後熱処理効果を見るために、1 層溶接を施したものに高温引張り試験において施したと同条件の熱処理を施し、溶接金属部、熱影響部 (溶接

Fig. 23 Size of specimen for micro-impact test

金属側) および母材部よりそれぞれ衝撃試験片を採取した。

しかる後、200 cm $\cdot$ kg $\cdot$ V シャルピー試験機を用いてマイクロ衝撃曲げ試験を行なった。

4.2 考察

1) 層数の影響: Fig. 24 は溶接継手各部について得られた衝撃試験結果 (4~5 ケ平均値) を示したものである。また同図に各試験片の V 切欠直下の硬度測定値をもあわせ示した。

まず注目されることは、いずれの材料も溶接金属部および溶接金属側熱影響部の衝撃値が、母材熱影響部および母材部に比べて低い値を示していることである。これは、しばしば述べるように serrated α あるいは acicular α の生成にともなう結晶格子歪の発生によるものと考えられる。そして母材熱影響部の衝撃値の高いのは溶接熱による焼鈍効果をうけたためと考えられる。

次に層数の影響として多層溶接を行なったものでは、溶接部が焼鈍効果をうけるためにやや衝撃値が増加するものと思われたが、本実験においては顕著な影響はみられなかった。これは、多層溶接による焼鈍効果をうけるよりもむしろ、既報¹⁰⁾のように、溶接時において filler の挿入によって生ずる大気ガスの Ti に対する固溶体強化効果をうけたためと考えられる。

しかし、これらの影響 (filler の挿入にともなっておこる大気ガスによる汚染) を無くする意味で、アルゴンガス・チャンパー内にて多層溶接を行なったものについて上述と同様試験を行なった結果を示すと Table 3 の

Fig. 24 Effect of weld pass numbers on impact properties of welds of titanium alloys

Table 3 Effect of weld pass numbers on impact properties of welds of titanium alloys (welded in argon chamber)

Material Welding pass. No.	Ti		5 Al-2.5 Sn-Ti		2 Al-2 Mn-Ti		5 Al-3 Mn-Ti	
	Weld metal	H·A·Z	Weld metal	H·A·Z	Weld metal	H·A·Z	Weld metal	H·A·Z
1	25.2	28.5	23.4	28.0	24.4	30.0	15.0	18.0
2	30.0	29.5	25.0	28.5	27.0	27.5	16.0	18.0
3	31.5	31.0	25.2	28.0	27.0	27.5	16.0	18.2
4	32.0	31.0	25.0	28.0	27.5	27.5	16.0	18.0

ようで、1層溶接部に得られた衝撃値よりもやや増加しているようである。これすなわち、多層溶接を行なうことにより1層溶接部に生じた α' の成長にともなう結晶格子歪の除去に原因するものであろう。

2) 後熱処理の影響: Fig. 25 の結果において、950°C 加熱水冷のものの衝撃値は as welded のものにくらべて低下し (5 Al-2.5 Sn-Ti 合金は除く)、700°C 加熱水冷のものではやや増加している。これは、前者は焼入れにともなう結晶格子歪の発生により、後者は溶接部が焼もどし効果をうけたためと考えられる。

5 Al-2.5 Sn-Ti 合金溶接部では、950°C 加熱水冷では上述 2・3・2 のように焼もどし効果をうけるため、衝撃値はやや増加するものと考えられる。

すなわち、上述 1), 2) の結果において Ti 合金溶接部の衝撃値は焼もどし処理を与えて、溶接部に生じた結晶格子歪を除去するときはやや増加するといえる。

5. Ti と Ti 合金および異種金属との接合に関する一考察

5.1 Ti と Ti 合金との接合

Fig. 25 Effect of heat treatment on impact properties of welds of titanium alloys

まず考えられることは、溶接金属部における合金元素が Ti によって稀釈されることである。したがって、溶接後、溶接金属部の合金元素含有量が既報¹¹⁾において得られたような結果となれば、その溶接金属部はおおむね良好な性質を示すものと考えてよい。すなわち、たとえば 6% の β -stabilizer を含有する $\alpha+\beta$ Ti 合金は、as welded においてはその溶接金属部は硬化するが、この Ti 合金と Ti との突合せ継手を filler を用いずに溶接した場合、両者が等しく溶融して接合部をつくったものとするれば、溶接金属部の合金元素含有量は約 3% になる。また Ti filler を用いたとすればさらに合金元素含有量は減少する。したがって、溶接金属部の性質は良好なものといえよう。しかし、Ti 合金側の熱影響部はどうであろうか。いうまでもなく、Ti 合金自体の as welded における場合と全く同じである。

それゆえ、Ti と Ti 合金との接合においては、溶接金属部に延性を与えるためには Ti filler を用いるとともに、Ti 合金側の溶融量を適当に調節することによってその接合は可能であると考えられるが、Ti 合金側の熱影響部の性質を考慮した場合に、それは次のようにいえる。

すなわち、as welded において良好な weld properties

Fig. 26 Hardness distribution in butt welds of titanium and titanium alloys

を示す Ti 合金と Ti との溶接は可能であって、しかも、その溶接金属部の延性は Ti 合金自体のそれよりも増すものとなる。

Fig. 26 に 1 例として Ti と Ti 合金との突合せ継手を Ti またはそれぞれの Ti 合金 filler を用いて溶接した場合の溶接部断面の硬度分布を示した。

同 Fig. より明らかなように、引張り試験における破断部はすべて Ti の母材側熱影響部であった。また、これらの溶接金属部のみの曲げ性質はすべて良好であった。しかし、継手全体としての曲げ性質は 2 Al-2 Mn-Ti 合金と Ti との溶接部を除く以外のものでは、それぞれの Ti 合金自体の as welded のものにみられたと同様に悪かった。

5.2 Ti と異種金属との接合とくに Ti-lining に関する考察

異種金属として対称となる金属は主としてステンレス鋼および銅合金である。これらの金属の主成分が Fe, Cr, Ni あるいは Cu, Be などであることから上述 5.1 に考えたと同様に、その溶接金属部は $\alpha+\beta$ Ti 合金のそれとなることである。そして、良好な溶接金属部を得るためには、溶接金属部の合金元素含有量をできるだけ少なくすることが必要であり、かつ偏析の生じないものとしなければならない。これは、一般に行なわれているステラチティングよりも困難なことであり、事実、実験によっても満足すべき溶接金属部を得るのが困難であった。はなはだしい場合は、Ti 母板上にステンレス鋼の心線を用いて bead を置いた場合、常温まで冷却される途上において bead crack の生じたものもあった。

したがって、上述の見地より考えられる接合方法としては、たとえば Fig. 27 に示したような方法をとるのがよいのではないかと思う¹²⁾。

Fig. 27 Examples of joining for titanium and dissimilar metals

すなわち、同図にみられるように、Ti と異種金属とを Ti bolt で締めつけ、その Ti bolt の頭を軽く arc-melt することである。この場合、異種金属側 (Ti と接触すを面) に円形または角形の溝を掘り、その溝の深さよりもやや厚い (0.5 mm 前後) 極軟質の Ti または高純度の Al の washer のようなものを挿入して、極力異種金属の Ti 側への溶融することを防止するべきである。

6. 実験結果の要約

上述において得られた結果を要約すると次のようである。

1) α Ti 合金としての 5 Al-2.5 Sn-Ti 合金は as welded の状態では、その曲げ性質はやや悪かったが溶接後 850~950°C の温度範囲に加熱水冷処理を施したものはきわめて良好であった。

2) $\alpha+\beta$ Ti 合金としての 2 Al-2 Mn-Ti 合金は as welded の状態で比較的良好な weld properties を有する。なお、溶接後 650~750°C の温度範囲に加熱水冷処理を施すことにより、さらにその性質は改良された。

3) 同じく 5 Al-3 Mn-Ti 合金溶接継手は、その強さはきわめて大であったが、その曲げ性質は悪かった。なお、いずれの熱処理を施してもその性質はあまり改良されなかった。

4) 各 Ti 合金溶接継手の高温引張り性質は、溶接後 5 Al-2.5 Sn-Ti 合金には 950°C 加熱水冷処理を、2 Al-2 Mn-Ti, 5 Al-3 Mn-Ti および 8 Mn-Ti 合金には 700°C 加熱水冷処理を施した場合、それぞれ as welded の状態のものよりも改良せられた。

5) as welded および $\beta/\alpha+\beta$ 変態点以上より水冷処理を施した $\alpha+\beta$ Ti 合金溶接継手の高温引張り強さは、引張り試験温度 400°C においてはぜい性破壊を示し、同 200°C におけるものにくらべて伸びの増加がみられなかった。

6) Ti および Ti 合金溶接部の衝撃値は溶接時ならびに溶接後において、溶接部に焼もどし効果を与えるときは as welded のものより高い値が得られた。

7) weldability の比較的良好と思われる Ti 合金と Ti との溶接は可能であって、得られた溶接金属部は Ti 合金自体のそれにくらべて延性に富むものとなる。

8) Ti と異種金属との接合は、機械的接合法を一部採用することによって満足な結果を得ることができた。

参考文献

- 1) 3) 4) 5) 11) 岡田, 新: Ti および Ti 合金のイナートガス・アーク溶接に関する研究 (第 3 報), 本誌, Vol 30 (1961), No. 10, 746-757
- 2) 7) 10) 岡田, 新: Ti および Ti 合金のイナートガス・アーク溶接に関する研究 (第 1 報), 本誌, Vol 30 (1961), No. 8, 571-579
- 12) 岡田, 新: 阪大 住友軽金属工業 KK 共同研究報告書 (No. 1)
- 6) 8) 9) 岡田, 新: Ti および Ti 合金のイナートガス・アーク溶接に関する研究 (第 5 報), 本誌, Vol 30 (1961), No. 11, 838-850.