手作業に勝るものではないが, Photo. 4 に示した実作業の例についていえば, 1 台の装置で 1 日 (8 時間) の圧接数は最高 109 箇所であった。

5. 結 語

著者等はガス圧接継手の品質向上と信頼性増大を目的とする可搬式自動ガス圧接機を開発し, 太径鉄筋を対象とする多くの実験を重ねて, 圧接条件と工程プログラムを設定し, さらに実地試験を経て, ようやく実用の域に達することが出来た。建設現場における鉄筋の自動ガス圧接は本法を以て嚆矢とするが, 現在の装置は (D35 (35φ) 以上の太径鉄筋を対象としているので, これよりも細いサイズの鉄筋への適用も望まれている。そして, これは同様な原理によって十分可能であり, 工程と装置の簡易化によって, さらに今後の発展を期待しうる分野でもある。本報告は, 鉄筋の自動ガス圧接の実用化に一

応の成功を見た現段階において, その原理と方法および装置について述べたものである。本装置の実用化には, 圧接条件, 圧接工程プログラム等について多くの実験が行われたので, それらの結果については続報において報告したいと考えている。

終りに, 本装置の実用化に当って, 東亜圧接株式会社の協力を得たことを記して, 謝意を表するものである。

文 献

- 1) A.B. Kinzel: Adams Lecture—Solid Phase Welding, Welding Journal, 1944, pp. 1124~1144
- 2) R.F. Tylecote: The Solid Phase Welding of Metals, Edward Arnold, (1968), London.
- 3) 橋本達哉, 田沼欣司: 固相接合, 本誌, Vol. 41 ('72), No. 1, pp. 19~27
- 4) H.A. Mohamed & J. Washburn: Mechanism of Solid State Pressure Welding, Welding J., 54-9 (1975) 302s~310s

チタンとアルミニウムとの拡散溶接*

圓城敏男** 池内建二** 金井雅仁*** 丸山敏治****

Diffusion Welding of Titanium to Aluminum*

by Toshio Enjo***, Kenji Ikeuchi**, Masahito Kanai***
and Toshiharu Maruyama****

Diffusion welding of titanium to aluminum has been performed. It is an example of the welding between dissimilar metals which form brittle intermetallic compounds in the bonding interface. In order to investigate the important factors which affect the mechanical properties of joint, the microstructure in the bonding zone was examined in detail with several metallographic methods, such as optical micrograph, Knoop hardness test, X-ray analysis and scanning electron micrograph. The results obtained are summarized as follows:

1. The joint strength increased with increasing welding temperature and time. The joints welded for more than 30 min. at 600°C were fractured at aluminum base metals on the tensile strength test.
2. The interlayer which consisted of intermetallic compound Al_3Ti was formed in the bonding interface. The thickness of this interlayer increased almost linearly with welding time. The increase in the thickness did not reduce the joint strength up to 10 μm at least.
3. The oxide film on the faying surface of aluminum was considered to be the most important factor which affects the joint strength. That is, the joint strength did not increase sufficiently since the oxide film inhibited the formation of metallic bond between the base metals.
4. The formation of metallic bond between the base metals proceeded preferentially in the regions where the oxide film was broken by the micro-asperities on the faying surface of titanium.

*原稿受付 昭和51年8月2日 (昭和51年度春季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute, Osaka University

***学生員 大阪大学大学院 Student Member, Faculty of Engineering, Osaka University (現トヨタ自工)

****学生員 大阪大学大学院 Student Member, Faculty of Engineering, Osaka University

1. 緒 言

拡散溶接は, 母材を溶融することなく, 接合界面での原子の熱活性化拡散を利用して被溶接物を接合しようとする方法で, 従来の溶接法とは全く異なった原理に基づ

くものである。このため拡散溶接は、従来の溶接法では困難とされてきた金属間あるいは部品間の溶接への適用が検討されているが、その1つとして異種金属間の溶接を挙げることができる^{1,2)}。

拡散溶接法による異種金属間の溶接についてはすでに種々の報告があるが、母材破断を生ずるような十分な継手強さを得るに至っていないものが多い。とくに、接合界面に脆い金属間化合物を形成する異種金属間、例えばチタンと軟鋼^{3,4)}、アルミニウムと軟鋼^{1,5)}、アルミニウムと銅⁷⁾などでは得られる継手強さは母材に比べて非常に低い場合が多い。これらの継手の機械的性質の改善を図るためには、接合界面にどのような金属間化合物がいかなる状態で形成され、またそれらが継手強さにどのような影響をおよぼすかについての知見が必要不可欠と考えられる。

筆者らはすでにチタン合金 (15% Mo, 5% Zr を含む) と軟鋼との継手の接合部に形成される化合物層の微細構造を明らかにし、継手強さと化合物層との関係について検討を加えてきた⁶⁾。本研究においては、金属間化合物を形成する異種金属継手の1例として、実用的にも化学工業の分野での応用が期待されるチタンとアルミニウムとの拡散溶接を行ない、継手強さに影響をおよぼす諸因子について検討を加えた。

2. 実 験 方 法

2.1 供 試 材

本研究において用いられた母材は工業用純チタンとアルミニウムであり、その化学成分を Table 1 に示す。母材の引張強さは、チタンは 39 kg/mm²、アルミニウムは 6~8 kg/mm² であった。試片の形状はチタン、アルミニウムともに直径 20 mm、長さ 37 mm の丸棒とした。これらの丸棒の両端面は、平滑さと丸棒軸に対する直交性を満足するために、旋盤加工によって▽▽▽程度に仕上げられている。この端面を接合面として溶接を行なった。

Table 1 Chemical compositions.

Specimen	Chemical Composition (wt%)				
	Fe	N	O	H	Ti
Titanium	0.038	0.0030	0.065	0.0028	Bal.

Specimen	Chemical Composition (wt%)				
	Cu	Fe	Si	Mg	Al
Aluminum	0.032	0.20	0.08	0.02	Bal.

接合表面の凹凸を触針式粗さ計によって調べた結果を Fig. 1 に示す。図のように、凹凸の最大高さはチタン、アルミニウムのいずれにおいても約 1μm 程度である

が、凹凸の周期はチタンでは 80~100μm、アルミニウムでは 50μm 程度である。

2.2 溶接方法および測定方法

本研究においては、拡散溶接は Fig. 2 に示す装置を用いて以下に記す手順で行なった。まず、接合面の前処理としてアセトンによる脱脂洗浄を溶接直前に行なった。つぎに、接合面をつき合わせて試片を接合室内の加圧棒の間に取りつけたあと、接合室内を排気した。接合室内の真空度が $\leq 1 \times 10^{-4}$ mmHg に達したのを確認後、接合部を所定の温度に加熱した。

この際、加熱法として Fig. 2 に示すように高周波誘導加熱法を用いているために、接合部が不均一に加熱されるおそれがある。すなわち、1つは高周波の表皮効果のために試

片表面のみがとくに加熱されやすいこと、また1つはチタンとアルミニウムとの間の電気抵抗や熱伝導度、熱容量の差によって両金属間の加熱されやすさに差があるため、接合部の半径方向および軸方向に温度差が生じる可能性がある。このため、Fig. 3 に示すように、チタンとアルミニウムの両試片の表面において接合界面から 1 mm, 3 mm はなれた点、および試片表面と中心部に熱電対をパーカッション溶接し、各点の温度上昇特性を調べた。その結果、Fig. 3 に示すように加熱開始後約 2 分間で接合部の温度は試片軸方向、半径方向ともにほぼ均一になっていることが明らかとなった。

この結果より、接合部の温度はチタン試片表面上の接合界面から 1 mm はなれた点にパーカッション溶接された C-A 熱電対によって測定し、接合面に対する加圧は加熱開始後 2 分間経てから行なうことにした。溶接終

a) TITANIUM

b) ALUMINUM

Fig. 1 Roughness of the faying surfaces.

Fig. 2 Schematic diagram of diffusion welding apparatus.

Fig. 3 Variation of temperature with heating time at each point ①, ②, ③ and ④ indicated in the figure.

了後、継手は 250°C まで真空中で冷却したあと大気中に取り出した。

測定方法の詳細を以下にまとめる。顕微鏡組織観察のための腐食液は Kroll 氏液を用いた。X線解析は Cu の $K\alpha$ 線を用いて行なった。走査型電子顕微鏡 (SEM) 観察は日立製作所製 HSM-2B 型を用い、加速電圧 20 kV で行なった。硬さ測定は Knoop 微小硬さ計を用いて行なった。引張試験は、インストロン型引張試験機を用いて、変形速度 1 mm/min で行なった。引張試験片の形状は Fig. 4 に示すとおりである。

Fig. 4 Specimen for tensile test.

3. 実験結果および考察

チタンとアルミニウムとの異種金属継手の強度と溶接温度、時間および圧力との関係を Fig. 5 に示す。一般に接合界面に脆い金属間化合物を形成する異種金属間の継手においては、継手強度は限られた溶接温度、時間の範囲内で極大値をとることが多い^{1,3,4)}。しかし、Fig. 5 に示すように、チタンとアルミニウムとの継手の場合は、本実験で行なった条件範囲内では継手強さは溶接条件が高温かつ長時間であるほど高くなり、600°C で 30 分以上で溶接された継手はすべて母材破断した。溶接圧力の継手強さにおよぼす影響は、Fig. 5 に示すように、溶接温度が 500°C の場合は顕著で圧力の高い方が強度は高かった。また、図示してはいないが、溶接温度、時間がそれぞれ 450°C および 30 分の場合は、溶接圧力が 0.5 kg/mm² では 1.3 kg/mm² 程度の強度が得られたが、それ以下の圧力では強度は非常に低かった。しかし、溶接温度が 550°C の場合は、本研究の範囲内 (圧

Fig. 5 Effect of welding time on the joint strength at various welding temperature and pressure.

力 = 0.1~0.2 kg/mm²) では継手強さに対する溶接圧力の影響はほとんど認められなかった。なお、溶接温度が 600°C の場合はアルミニウム母材の軟化が著しいため、溶接圧力は加えなかった。以上のように、溶接圧力の継手強さにおよぼす影響は、溶接温度が低温では顕著であるが、高温になると小さくなる。

拡散溶接の特長の1つとして、溶接変形量の小さいことがあげられている^{1,2,7)}。Fig. 6 に本研究で得られた継手の溶接変形量を示す。Fig. 5 と Fig. 6 に示すように、溶接温度と圧力が 600°C, 0 kg/mm² の場合には非常に小さい変形量でしかも母材破断する継手強さを得ることができた。

Fig. 6 Effect of welding time on welding deformation at various welding temperature and pressure.

継手強さが溶接条件によって Fig. 5 に示すような変化をする理由を明らかにするために接合部の組織観察を行なった。Photo. 1 に接合部の光学顕微鏡写真を示す。

Photo. 1 Microstructures of bonding zones between titanium and aluminum.

写真のように、チタンとアルミニウムの母材には組織変化はほとんど認められないが、接合界面近傍には金属間化合物の形成されていると思われる層が観察される。この層の中は、Photo. 1 に示すように、溶接条件が高温かつ長時間であるほど広がった。接合部の Knoop 硬さ分布曲線を Fig. 7 に示すが、接合界面近傍の層の硬さは両母材に比べて著しく高い。このことは、この層が金属間化合物からなることを示唆している。この層をさらに詳細に検討するために、走査型電子顕微鏡 (SEM) による組織観察を行なった結果を Photo. 2 に示す。

Photo. 2 には、非分散型 X 線分析器によって測定したチタンとアルミニウムの特性 X 線 ($K\alpha$) の強度分布曲線を同時に示す。Photo. 2 のように、接合界面近傍に形成された層の中ではチタンとアルミニウムの分布曲線の勾配がともに低くなり、この層がチタンとアルミニウムとの金属間化合物からなることが示唆される。

この化合物層に形成されている金属間化合物を同定するために X 線解析を行なった結果を Fig. 8 に示す。X 線解析は引張試験によって接合部で破断した継手の破面からの回折線によって行なった。用いた X 線は Cu の $K\alpha$ 線である。Fig. 8 に示すように、チタンとアルミニウムの回折線以外には Al_3Ti の回折線のみしか認められな

Fig. 7 Distribution of Knoop hardness numbers in bonding zone. The welding temperature, time and pressure were 600°C, 5 hr. and 0 Kg/mm², respectively.

Photo. 2 Scanning electron micrograph of bonding zone and intensities of characteristic X-ray of each element analyzed along the white straight line. The welding temperature, time and pressure were 600°C, 1 hr. and 0 Kg/mm², respectively.

い。チタンとアルミニウムの間に形成される金属間化合物としては、平衡状態⁸⁾では Al_3Ti と $AlTi$ が挙げられているが、このように拡散溶接においては $AlTi$ の形成は認められない。このことより、Photo 1, 2 に示す化合物層は Al_3Ti からなるものと考えられる。この結果は、van Loo と Rieck⁹⁾ によって行なわれた長時間の拡散実験の結果とも一致している。

接合界面に脆い化合物層が形成された場合、化合物層の中が広がるほど継手強さの低下が著しくなると従来よりいわれている。実際、チタンとアルミニウムとの拡散溶接継手の強さは、化合物層の中が 4~6μm 程度になると低下するという報告がなされている⁴⁾。本研究においても、化合物層の継手強さに対する影響を調べるために、600°C で長時間保持して溶接を行ない、化合物層の中を大きく生長させた継手の強度を調べた。その結果、Fig. 9 に示すように化合物層の中を最高 10μm 程

度まで生長させたが継手強さの低下はほとんどなく、継手は母材破断した。このことは、金属間化合物層の形成による継手強さの低下はほとんどないことを意味している。

なお、一般に反応拡散過程において金属間化合物層が生長する場合、化合物層の巾は時間の平方根に比例して増加するといわれているが¹⁰⁾、Fig. 9 に示すようにチタンとアルミニウムでは化合物層の巾は時間にほぼ比例して増加している。この結果は、van Loo と Rieck⁴⁾ によって行なわれたより長時間の拡散実験の結果とも一致しているが、金属間化合物層の生長過程についてはさらに詳細な検討を加える必要があると思われる。

以上のように、チタンとアルミニウムの継手強さの向上を妨げる因子は化合物層の形成以外にあるものと考えられる。従来より、アルミニウムの拡散溶接においては、アルミニウムの接合面上の酸化皮膜が接合界面での金属結合の形成を阻害し、継手強さの向上を妨げているのではないかとされている。このことを確かめるため、まず酸化皮膜が接合部のどの部分に存在するかを調べた。直径 $20\mu\text{m}$ のタングステン細線をマーカーとして接合面に予め挿入後、溶接した継手の接合部の組織を Photo. 3 に示す。写真のように、マーカーは化合物層に接した状態でアルミニウム中に埋め込まれている。このことは、チタンとアルミニウムの元々の接合界面は化合物層とアルミニウムとの境界に相当することを示している。なぜなら、溶接温度 600°C ではアルミニウムはチタンに比べて非常に軟化するため、マーカーは溶接圧力によって溶接開始後直ちにアルミニウム中に埋め込まれると考えられるからである。すなわち、アルミニウムの酸化皮膜は化合物層とアルミニウムとの境界に存在すると考えられる。

アルミニウムの酸化皮膜の継手強さにおよぼす影響を検討するために、接合部で破断した継手の破断部縦断面の組織を Photo. 4, 5 に示す。Photo. 4 に示すように、継手強さの低い場合は破断はアルミニウムと化合物層との境界で起こっている。また、母材破断に近い継手強さの場合も、Photo. 5 に示すように継手は主としてアルミニウムと化合物層との境界で破断している。前記のように酸化皮膜はアルミニウムと化合物層との境界に存在すると考えられるので、このような破断状態は酸化皮膜が継手強さの向上を妨げるという考え方を支持するものである。

また、Photo. 5 に示すように母材破断に近い強さをもつ継手の破断部においては、チタン側にアルミニウム

Fig. 8 X-ray diffraction patterns from the fractured surfaces of the joint fractured at the bonding zone. The welding temperature, time and pressure were 500°C , 2 hr. and 0.2 Kg/mm^2 , respectively.

Fig. 9 The relation between the joint strength and the thickness of the interlayer consisted of intermetallic compound. The welding temperature and pressure were 600°C and 0 Kg/mm^2 , respectively.

が付着し、アルミニウム中で破断が起こったと考えられる領域が周期的に形成されている。その周期の間隔は約 $80\mu\text{m}$ である。このアルミニウム中で破断が起こってい

Photo. 3 Microstructure of bonding zone with a marker of tungsten wire. The welding temperature, time and pressure were 600°C, 1 hr. and 0 Kg/mm², respectively.

Photo. 4 Cross sectional microstructure of the fractured zone obtained from the joint whose strength was much lower than that of aluminum base metal. The welding temperature, time and pressure were 600°C, 10 min. and 0 Kg/mm², respectively.

る領域ではチタンとアルミニウムとの間に金属結合の形成が優先的に進行したものと考えられる。

このような金属結合の形成が優先的に進行する領域がどのようにして形成されていくかを調べるために、SEMによる破面観察を行なった。Photo. 6 に母材破断に近い強度を示した継手の破面を示す。Photo. 6 a) には、非分散型X線分析器によって調べたチタン側破面におけるアルミニウムの特異X線の強度分布曲線をも示す。写真のように、チタン側、アルミニウム側いずれの破面においても同心円状の白い模様が観察され、しかもチタン側破面におけるアルミニウムの特異X線の強度は同心円状の模様の部分で非常に高くなっている。この同心円状の模様の間隔は約 80μm であり、Photo. 5 に示したチタン側破面にアルミニウムの付着した部分の間隔とはほぼ一致している。また、この間隔は Fig. 1 に示した粗さ試験機によって調べたチタン接合表面の凹凸の周期とも

Photo. 5 Cross sectional microstructures of the fractured zone obtained from the joint whose strength was slightly lower than that of aluminum base metal. The welding temperature, time and pressure were 550°C, 2 hr. and 0.1 Kg/mm², respectively.

ほぼ一致している。このことは、Photo. 6 に示した同心円状の模様は Photo. 5 に示したチタン破面にアルミニウムの付着した領域に相当しており、しかもその領域はチタン接合表面の凹凸に沿って形成されることを示している。すなわち、チタンとアルミニウムとの間の金属結合の形成は、チタン接合表面の凹凸に沿って優先的に進行することを示している。そして凸部は凹部よりもアルミニウムとの機械的接触が容易なことを考慮すれば、チタン接合面の凸部でアルミニウムの酸化皮膜が破壊され、そこから金属結合が優先的に形成されていくと考えられる。

このことを確かめるために、チタンまたはアルミニウムの接合面の一方のみを800番のエメリー紙によって研摩した後溶接した継手のチタン側破面を Photo. 7 に示す。継手の溶接条件は、Photo 5, 6 に示す継手のそれと同一にした。また、800番のエメリー紙を選んだのは、その研摩後の表面粗さが触針式粗さ計による測定の結果、旋盤加工仕上げのそれとはほぼ同程度であったからである。Photo. 7 a) のように、チタン接合面をエメリー研摩した継手の破面においては同心円状の模様は観察されない。しかし、アルミニウムの接合面のみをエメリー研摩した場合は、Photo. 7 b) に示すように同心円状にア

a) Titanium side

Al K α

b) Aluminum side

Photo. 6 Scanning electron micrographs of the fractured surfaces whose cross sectional microstructures are shown in Photo. 5. The intensity of characteristic X-ray of aluminum analyzed along the white straight line is shown in a).

ルミニウムの付着した領域が観察される。このことはチタン接合面の凸部に沿って金属結合の形成が優先的に進行することを裏づけるものである。

以上のように、チタンとアルミニウムとの拡散溶接においては、アルミニウム接合面上の酸化皮膜のために継手強さの向上が妨げられること、また接合界面での金属結合の形成はチタン接合面上の凹凸によって酸化皮膜の破壊された領域から優先的に進行することが明らかとなった。

4. 結 言

本研究においては、金属間化合物を形成する異種金属間継手の1例として、化学工業分野での適用が期待されるチタンとアルミニウムとの継手の拡散溶接過程について調べた。本研究で行なった溶接条件は、溶接温度は450~600°C、溶接時間は10~300分、溶接圧力は0~0.5 kg/mm²、接合室内の真空度は10⁻⁴ mmHg 台である。光学顕微鏡、X線解析および走査電顕などを用いて接合部の金属組織あるいは引張試験後の破断部の金属組織の詳細な観察を行ない、継手強さに影響をおよぼす因子お

a)

b)

Photo. 7 Effect of polishing of the faying surface on the titanium fractured surface. The welding condition was the same as that shown in Photo. 6.

- a) The faying surface of titanium was polished with emery paper (No. 800) prior to welding.
- b) The faying surface of aluminum was polished in the same manner.

よび接合界面における金属結合の形成過程に関して検討を加えた。その結果、以下に記す点が判明した。

1) チタンとアルミニウムとの拡散溶接継手の強さは、本研究の範囲内では溶接条件が高温かつ長時間であるほど高くなり、600°Cで30分以上保持して溶接した場合継手は母材破断する。また、溶接圧力の継手強さに対する影響は溶接温度が低いほど顕著であり、圧力の大きい方が強さは高い。

2) 接合界面には Al₃Ti からなる金属間化合物層が形成され、その層の巾は溶接時間にはほぼ比例して増加する。この金属間化合物層による継手強度の低下は、層の巾が10 μm 以内では認められない。

3) チタンとアルミニウムとの継手強さの向上を妨げる因子はアルミニウムの接合面の酸化皮膜と考えられる。すなわち、アルミニウムの接合面の酸化皮膜のために接合界面での金属結合の形成が阻害され、継手強さが十分に向上しないものと考えられる。

4) 接合界面での金属結合の形成は、チタンの接合面の凸部によってアルミニウムの酸化皮膜の破壊された領域から優先的に進行していく。

参考文献

- 1) N.F. Kazakov; Diffuzionaya Svarka Vakuume, Mashinostroyeniye, (1968).
- 2) M.M. Schwartz; Modern Metal Joining Techniques, John Wiley & Sons, (1969), 370.
- 3) Y. Arata, K. Terai, S. Matuda, H. Nagai and T. Yamada; Diffusion Welding of Titanium to Mild Steel, Trans. JWS, 4-1 (1973), 96-103.
- 4) G.K. Kharchenko; Problems in the Diffusion Welding of Dissimilar Metals (Reviews of Published Works), Avt. Svarka, 2-4 (1969), 29-32.
- 5) N. Iwamoto, M. Yoshida, S. Tabata, T. Takeuchi and M. Makino; Diffusion Welding of Mild Steel to Aluminium, Trans. JWRI, 4-2 (1975), 67-70.
- 6) 圓城敏男, 池内建二, 飯田孝道, 金井雅仁, 荒田吉明; Ti-15% Mo-5% Zr 合金と軟鋼 (0.06% C) との拡散溶接に関する研究, 高温学会誌, 1-3 (1976), 36-48.
- 7) R.F. Tylecote; The Solid Phase Welding of Metals, Edward Arnold, (1968), 301.
- 8) M. Hansen; Constitution of Binary Alloys, McGraw Hill, (1958), 139.
- 9) F.J.J. van Loo and G.D. Rieck; Diffusion in the Titanium-Aluminium System—I. Interdiffusion between Solid Al and Ti or Ti-Al Alloys, Acta Met. 21-1 (1973), 61-71.
- 10) S. Tsuji; On the Determination of Diffusion Coefficients and the Estimation of the Rate Constants of Phase Interface Moving in a Multi-Phase Interdiffusion, Trans. JIM, 14-5 (1973), 377-381.

各種溶接割れ試験法の相関性について*

桐原誠信** 小沼勉** 渡辺潔**

Correlation for Method of Various Weld Cracking*

by Seishin Kirihara**, Tsutomu Onuma** and Kiyoshi Watanabe**

The relationships between various weld crack test methods were discussed at the 9th Commission meeting of I.I.W. This article evaluates crack determination methods for slit groove tests, H-type restraint cracking tests, TRC tests, RRC tests and Implant tests, and discusses the intensity of restraint and restraint stress influencing crack prevention preheating temperatures. Finally the relationships between various test methods are clarified concerning cracks caused in first layer. The results are as follows:

- (1) The dependence of delayed cracks on cooling speed (preheating), intensity of restraint, restraint stress and stress concentration will be explained using 80 kg/mm² high-strength steel.
- (2) A nomograph was made up to clarify the relationships between the various test methods by relating the crack prevention preheating temperatures to critical restraint stress and critical intensity of stress in the first layer of 80 kg/mm² high-strength steel.

1. 緒 言

溶接部の割れ試験法については IIW, 第 IX 委員会でも各種試験の相関関係について討議されている。一方日本国内においても日本鋼構造協会 (JSSC) の研究班によって研究が行なわれている。そこで本研究はこれらと平行してスリット形試験片, H 形試験片¹⁾, RRC 試験, TRC 試験²⁾, およびインプラント試験を行い, 割れ防止予熱温度と拘束度および拘束応力との関係を明らかにし, 初層溶接部について各種試験法の相関関係について検討を行なった。

2. 実 験

2.1 供試材

供試母材は 80 kg/mm² 高張力鋼を用いた。溶接棒は低水素系被覆アーク溶接棒 (AWS, E11016G 相当) 4φ を用いた。

Table 1 に供試材の化学組成と機械的性質を示す。

2.2 試験溶接

溶接は下向で Table 2 に示す条件で行なった。溶接棒の乾燥は 350°C で 1 時間以上行なった。また予熱は H 形試験片, スリット形試験片およびインプラント試験の母板は電気炉で所定の温度以上に加熱し, 電気炉より取り出し所定温度に冷却するのをまて行なった。一方 RRC および TRC 試験片は溶接開先を狭み板厚の 6

*原稿受付 昭和51年5月31日(昭和50年度春季全国大会にて発表)

**正 員 KK日立製作所, 日立研究所, Member, Hitachi Research Laboratory, Hitachi, Ltd.