







たのと同じ条件の下で 3 組の接合を行った。圧接後、2.2 と同様の方法で継手の引張試験を行った結果、348, 383 及び 378 MPa の引張強さが得られた。これらの引張強さは、拡散接合継手の引張強さ約 220~340 MPa<sup>9)</sup> よりも高い。なお、これらの継手においても破断はすべて境界で生じ、また伸び絞りもほとんど認められなかった。

4. 圧接継手境界部の金属学的検討及び接合機構

Table 4 の実験条件で圧接を行った継手並びに最適圧接条件を用いて圧接を行った継手境界部の金属学的検討を行い、継手の引張強さに及ぼす金属学的因子の検討を行った。

4.1 境界部の金属学的検討

(1) 継手外観及び境界部の断面マクロ組織

圧接したままの継手の外観並びに境界部に垂直な断面のマクロ組織例をそれぞれ Fig. 3 及び 4 に示す。

すべての継手においてチタン側のみバリが発生しているのが認められ、SUS 304 L 側にほとんど変形は認められなかった。この理由として次のように考えられる。チタンと SUS 304 L の摩擦圧接において摩擦面の温度を測定した報告はないが、チタンと軟鋼とのそれは約 1270~1370 K といわれていることより<sup>15)</sup>、軟鋼に比較して熱伝導率の小さい SUS 304 L との界面においても同等以上の温度になっているものと推察される。1270 K 以上でのチタンの変形抵抗は報告されていないが、900 K 付近でのチタンの変形抵抗は SUS 304 L の約 1/2 と小さい<sup>17)</sup> ことから推定して、チタンが優先的にバリとなって排出されたものと考えられる。

(2) 境界部のミクロ組織及び化学成分分布

Fig. 5 に引張強さの大きい継手 (Table 4 の No. 4 試験片) と小さい継手 (Table 4 の No. 5 試験片) の境界部に垂直な断面におけるミクロ組織を示す。

境界に隣接する SUS 304 L 側に若干の結晶粒の粗大化が認められたものの、すべての継手においてほとんど組織変化は認められなかった。また引張強さが大きい継手、すなわち回転数が小さくかつアプセット圧力が大きい条件で接合を行った継手の外周部には、ステンレス鋼側に若干の変形が認められた (Fig. 5(c))。しかし、引張強さが小さい継手、すなわち回転数が小さくかつアプセット圧力が小さい条件で接合した継手においては、変形はほとんど生じていなかった (Fig. 5(d))。

Fig. 6 は Fig. 5 の (a) 及び (b) に示した半径方向の 1/2 の位置における境界に垂直な方向の Cr, Ni 及び Ti の分布を、EDX によって分析した結果を示したものである。引張強さの大小にかかわらず、成分の分布に差異はほとんど認められなかった。また成分の遷移する幅は約

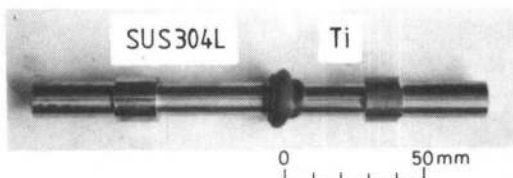


Fig. 3 Appearance of weld joint.

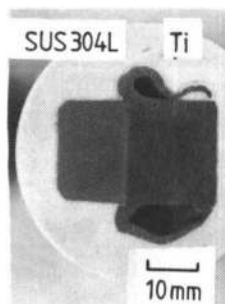


Fig. 4 Macrostructure of cross-section of weld joint shown in Fig. 3.

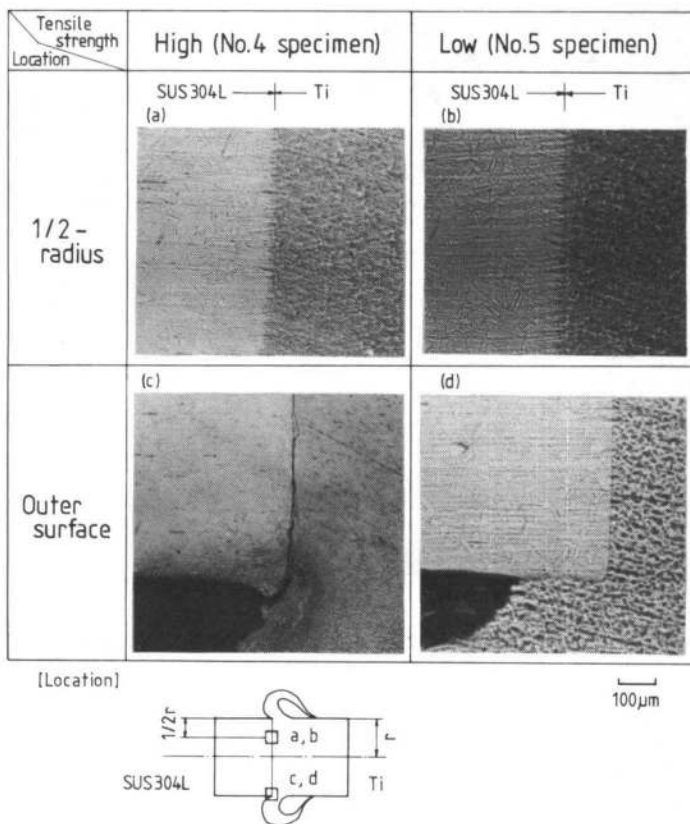
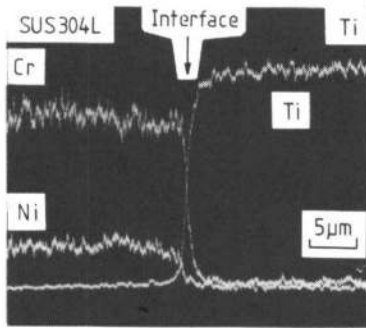
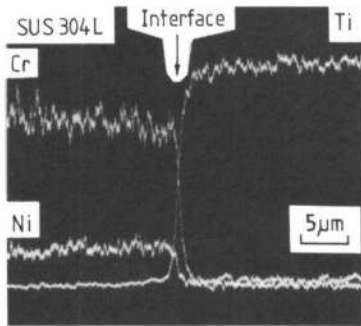


Fig. 5 Microstructures of bond region of joints.

2~3 µm であり、EDX の測定精度<sup>16)</sup>を考慮すると、遷移層あるいは金属間化合物層はほとんど生じていない



(a) High tensile strength  
(No.4 specimen)



(b) Low tensile strength  
(No.5 specimen)

**Fig. 6** Distribution of chemical compositions across bond of joints.

か、生じていても非常に薄い層になっているものと推定される。これは SUS 304 L の C 量が少いことより Ti との結合が抑制されること、またチタンがバリとなって排出される速度が速いため成分元素が相互拡散する十分な時間がないためと推察される。

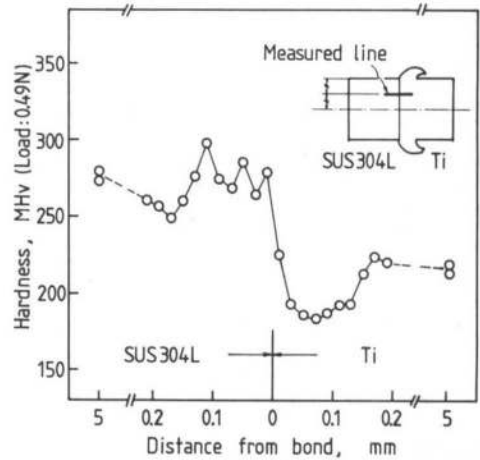
### (3) 境界部の硬さ分布

境界部の硬さ分布の例として、Fig. 7 に引張強さの大きい継手の半径の $\frac{1}{2}$ の位置 (Fig. 5(a)) における境界に垂直な方向の微小ピッカース硬さ分布の測定結果を示す。境界には硬化層は認められず、このことから境界には遷移層あるいは金属間化合物はほとんど生じていないものと考えられる。なお、境界に隣接するチタン側並びに境界から約 0.2 mm 離れた SUS 304 L 側には軟化層が認められた。

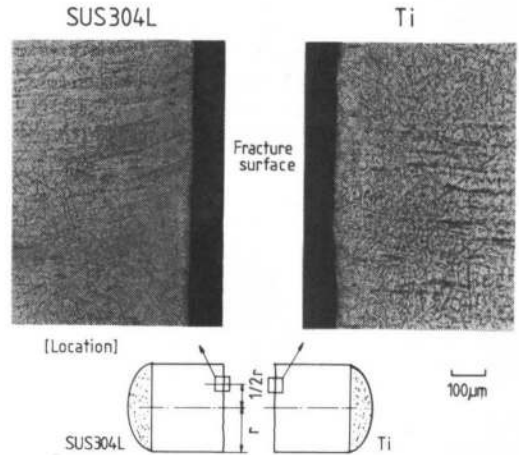
### (4) 引張試験の破断位置及び破面

Fig. 8 に引張試験片の破断位置の例として、引張強さの大きい継手 (Table 4 の No. 4 試験片) の境界に垂直な断面のそれを示す。破断はほぼ SUS 304 L とチタンとの接界面で生じており、通常の光学顕微鏡で観察した範囲内ではチタン及び SUS 304 L 側とも、異相の付着している様相はほとんど認められなかった。

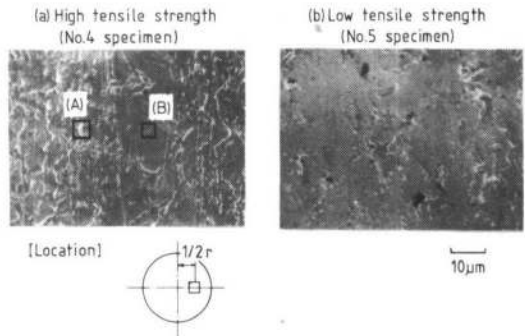
引張強さの大きい継手 (Table 4 の No. 4 試験片) と小さい継手 (Table 4 の No. 5 試験片) の引張試験片のステンレス鋼側破断面において、半径の $\frac{1}{2}$ の位置にお



**Fig. 7** Hardness distribution across bond of joint shown in Fig. 5(a).

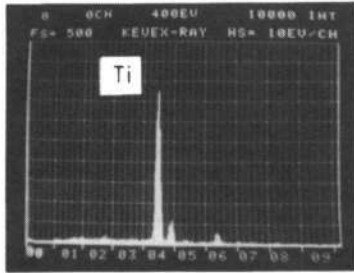


**Fig. 8** Microstructures of cross-section of fracture portion of joint with high tensile strength.

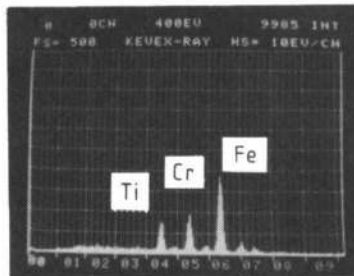


**Fig. 9** Fracture appearances of SUS 304L side of joints.

る SEM 写真をそれぞれ Fig. 9 の(a)及び(b)に示す。引張強さにかかわらず、すべての破面において延性破壊を示すディンプルパターンは観察されなかった。



(a) Location (A) in Fig. 9(a)



(b) Location (B) in Fig. 9(a)

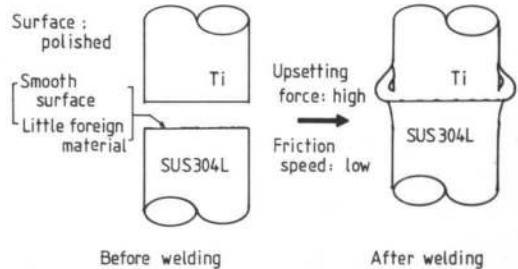
Fig. 10 Chemical analysis of points (A) and (B) shown in Fig. 9(a) by EDX.

Fig. 10(a) は Fig. 9(a) の(A)で示す白色の凸部の EDX 分析結果を, Fig. 10(b) は(B)で示す黒色の平坦部のそれを示したものである。白色の凸部では Ti の  $K\alpha$  線のみが認められることより, SUS 304 L の上に Ti が付着しているものと考えられる。一方, 黒色の平坦部では Cr 及び Fe とともにわずかに Ti が認められることより, SUS 304 L の上にごく微量 (EDX の分析原理から<sup>16)</sup>考えると約  $1\mu\text{m}$  以下) の Ti が付着しているものと推察される。

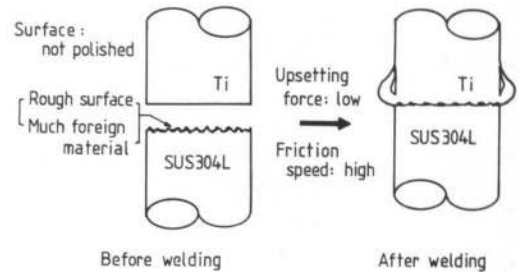
また定量評価は行っていないが, 引張強さが大きい継手の破面 (Fig. 9(a)) は引張強さが小さい継手の破面に比較して, 白色に見えるチタンの付着している割合が多いことがわかる。すなわち, 引張強さが大きい継手においては界面において両材料が金属結合をしている割合が多く, そのため引張強さが小さい Ti 側で破断する割合が多くなったものと推察される。

#### 4.2 圧接部の接合機構

チタンと軟鋼の摩擦圧接においては, 接合条件によっては引張試験における破断がチタンの母材で生じることが報告されているが<sup>7)</sup>, これは軟鋼の高温における変形抵抗が SUS 304 L に比較して小さいために軟鋼側端面も塑性変形していること, また軟鋼の接合端面における酸化皮膜も強固でないために十分な金属結合が得られたものと考えられる。一方, 酸化皮膜がステンレス鋼と同様に強固であるアルミニウムと軟鋼との摩擦圧接においては, 旋削したままの接合端面をベンジンで脱脂した条件においても, アルミニウム側が十分変形して酸化皮膜が接合部よりバリとなって排出されたこと, 並びに軟鋼側もある程度の変形を行ったために良好な接合が得られている<sup>13)</sup>。しかしチタンと SUS 304 L との接合においては, SUS 304 L は高温強度がチタンに比較して大きい



(a) High tensile strength



(b) Low tensile strength

Fig. 11 Schematic illustrations of joining process.

ために圧接中はほとんど変形しないこと, さらに接合端面の酸化物も強固であることより, 十分な金属結合が行えないものと推察される。

これらのことから, チタンと SUS 304 L との摩擦圧接においては, ステンレス鋼側接合端面の凹凸あるいは表面の酸化皮膜等の異物を取り除くか, もしくは低減することにより引張強さは向上するものと考えられる。

Fig. 11(a) は引張強さの大きい継手の接合機構を, Fig. 11(b) は引張強さの小さい継手のそれを模式的に示したものである。すなわち, 分散分析により継手の引張強さを高める効果が有意と判定された因子は, 以下のようなプロセスで境界における金属結合を促進させ, 引張強さを向上させているものと考えられる。継手の端面研磨を行うことにより接合表面の凹凸を小さくし, かつ酸化皮膜等異物を少なくすることができる。また, 回転数を小さくすることにより定常トルクが大きくなり<sup>17)</sup>, かつ周速度が小さくなるために凝着摩擦が多くなる<sup>18)</sup>こと, 並びに軸トルクが大となり圧接時に SUS 304 L の接合面の変形が大きくなる結果, 接合面に素材の生地を露出させることができる。さらに, アプセット圧力が大となることより SUS 304 L の変形を増加させ, 素材の生地を多く生じさせることにより, チタンとの金属結合を促進させることができる。

## 5. 結 言

摩擦圧接法を用いてチタンと SUS 304 L を接合する方法を確立するために, 実験計画法に用いて継手の引張強さを高める摩擦圧接条件を求めた。次に継手接合境界部の金属学的検討を行った。得られた知見を以下に要約する。

(1) 本実験の範囲においては, 継手の引張強さに影響を及ぼす因子は, 回転数, アプセット圧力及び SUS 304L

