

Fig. 2 Dimensions of a specimen for tensile test of joints.

件とした。その圧接条件は、予備実験、本摩擦圧接機の容量、実用化を考慮して生産現場の事情を基にしてほぼ適正な条件が選定されたものである。本研究では、適正な圧接条件によって得られた継手の強度を基準データに用いて、継手の強度に及ぼすインサート金属の影響を比較しようとするものである。

すなわち、アプセット圧力については、以前の研究報告³⁾において、タングステン含有量の多い銅-タングステン焼結合金の場合、高いアプセット圧力ほど高い継手の強度が得られることを参照して、本摩擦圧接機の最大推力を選定した。回転数は、直径が十数 mm の丸棒を接合できる市販の装置の多くは 40 s^{-1} であることを参考にして選定した。なお、回転数を 53 s^{-1} にした場合の継手の強度を調べた結果、その引張強さは、回転数が 40 s^{-1} の場合の継手の強度とほぼ同等（圧接面近傍で破断）であった。また、アプセット時間については、生産現場や従来の研究報告⁶⁾においても $5 \sim 10 \text{ s}$ に設定されており、この範囲であれば継手の強度を低下させる因子にならないことを参考にして選定した。予備実験では、上記の圧接条件に、摩擦圧力として 30, 50, 80 MPa の 3 種類、摩擦時間を $1 \sim 5 \text{ s}$ として継手の強度（引張強さ）を調べた結果、摩擦圧力が 50 MPa と 80 MPa の場合はほぼ同等で、30 MPa の場合よりも高い継手の強度を示した。そこで、摩擦圧力は寄り代が少ない 50 MPa を選定した。以上の結果、圧接条件は、予熱摩擦（圧力 $P_0 = 10 \text{ MPa}$ を $t_0 = 1.0 \text{ s}$ 付加）後、特に断わらない限り、摩擦圧力 $P_1 = 50 \text{ MPa}$ 、アプセット圧力 $P_2 = 340 \text{ MPa}$ 、回転数 = 40 s^{-1} およびアプセット時間 = 6 s は一定として、インサート金属の種類に応じて摩擦時間 t_1 は $1.0 \sim 10.0 \text{ s}$ まで変化させた。この圧接条件で得られた継手の最高引張強さは 240 MPa で³⁾、継手は圧接面近傍で破断した。本研究で用いた圧接条件は、W と Cu との摩擦圧接（直接接合）において継手は圧接面近傍で破断したが、継手の強度から判断してほぼ適正であると思われる。

継手性能は、引張試験における引張強さと破断位置によって評価した。引張試験片は、Fig. 2 に示すように圧接面を中心にして平行部をもつ丸棒試験片である。

なお、摩擦圧接中に活性金属のインサート金属が大気との反応によって急激に酸化されるのを防ぐため、摩擦圧接中は液体窒素を摩擦面外周へ注いだ。

3. 実験結果および考察

3.1 圧接部の寄り変形に及ぼすインサート金属の影響

まず、インサート金属の有無が圧接部の巨視的な寄り変形挙動に及ぼす影響について調べた。Fig. 3 は、摩擦時間 $t_1 = 3.0 \text{ s}$ (但し、アプセット圧力は無付加) とした場合、直

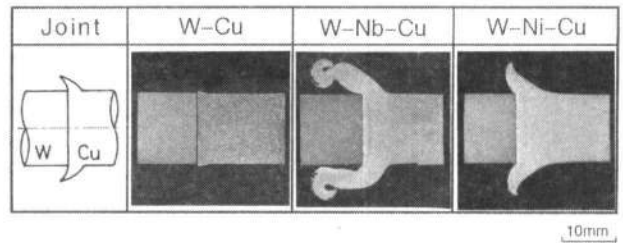


Fig. 3 Longitudinal sections of W-Cu, W-Nb-Cu and W-Ni-Cu joints ($t_1 = 3.0 \text{ s}$, $P_1 = 50 \text{ MPa}$, $P_2 = 0$).

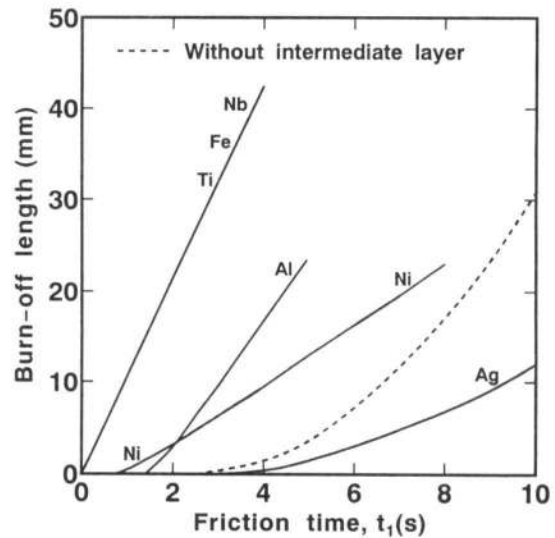


Fig. 4 Burn-off length vs. friction time during friction welding with various intermediate layers and without an intermediate layer (broken line) ($P_1 = 50 \text{ MPa}$, $P_2 = 0$).

接接合 (W-Cu)、Nb インサート金属 (W-Nb-Cu) および Ni インサート金属 (W-Ni-Cu) の継手の圧接部における寄り変形の例を示したものである。寄り変形は、ほとんど Cu 側のみの変形であった。直接接合の場合は寄り変形をほとんど生じなかったのに対して、Nb および Ni インサート金属を用いた場合は直接接合の場合に比べて大きな寄り変形を生じ、特に Nb インサート金属の寄り変形量の増加は著しい。

Fig. 4 は、各種インサート金属に対する摩擦寄り代と摩擦時間との関係を定量的に示したものである。摩擦寄り代は、インサート金属の種類によって大きく異なり、活性金属の Nb および Ti インサート金属をはじめ、Fe インサート金属を用いた場合の摩擦寄り代が、他のインサート金属の場合よりもはるかに大きくなっていった。次いで、Al, Ni インサート金属の順に摩擦寄り代は減少し、貴金属の Ag インサート金属の場合は直接接合の場合（破線で示す）よりもさらに少なくなっていた。

以上のように、厚さがわずか $20 \sim 30 \mu\text{m}$ のインサート金属を使用するだけで、摩擦寄り代は直接接合の場合に比べて、顕著な差異を生じることが明らかになった。そこで、各インサート金属が圧接部の金属組織に及ぼす影響を観察した。

3.2 圧接部の金属組織観察

Fig. 5 は、摩擦時間 $t_1 = 3.0 \text{ s}$ (但し、アプセット圧力 P_2 は付加しない) の場合、Nb インサート金属を用いた圧接部がどのような光学顕微鏡組織を呈するかを示したものであ

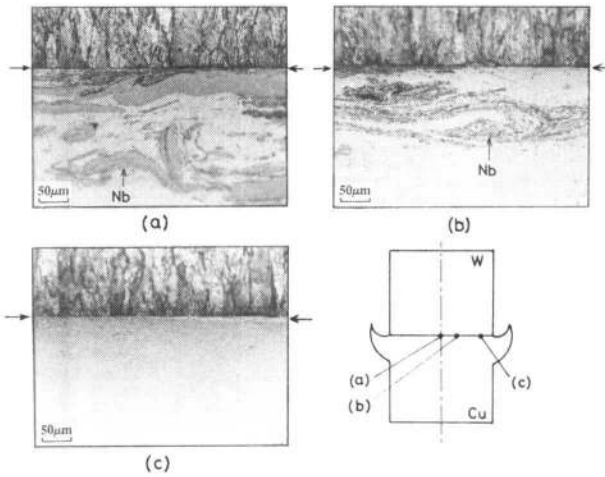


Fig. 5 Microstructures of a joint with Nb intermediate layer ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=0$).

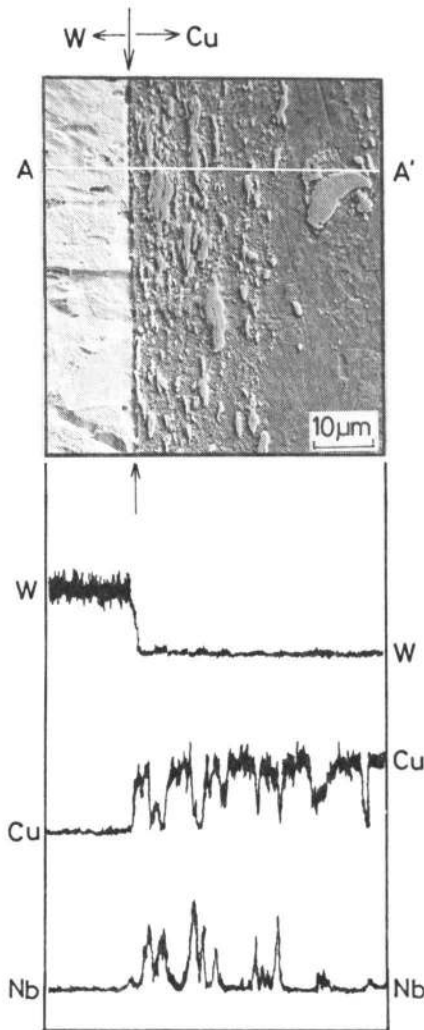


Fig. 6 Scanning electron micrograph of a weld and EDX analyses of W, Nb and Cu for a W-Nb-Cu joint ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=0$).

る。Nb と Cu とが摩擦中に激しい混合によって形成された複雑な形状の組織が中心部付近 (Fig. 5 (a)) から外周部へ向かってかなりの領域 (Fig. 5 (b)) で観察された。この組織を詳細に観察した結果、Fig. 6 に示すように中心部から外周方向へ約 2 mm 離れた付近では Nb が微細化され層状に分布した組織 (混合層) となっているのが認められた。混合

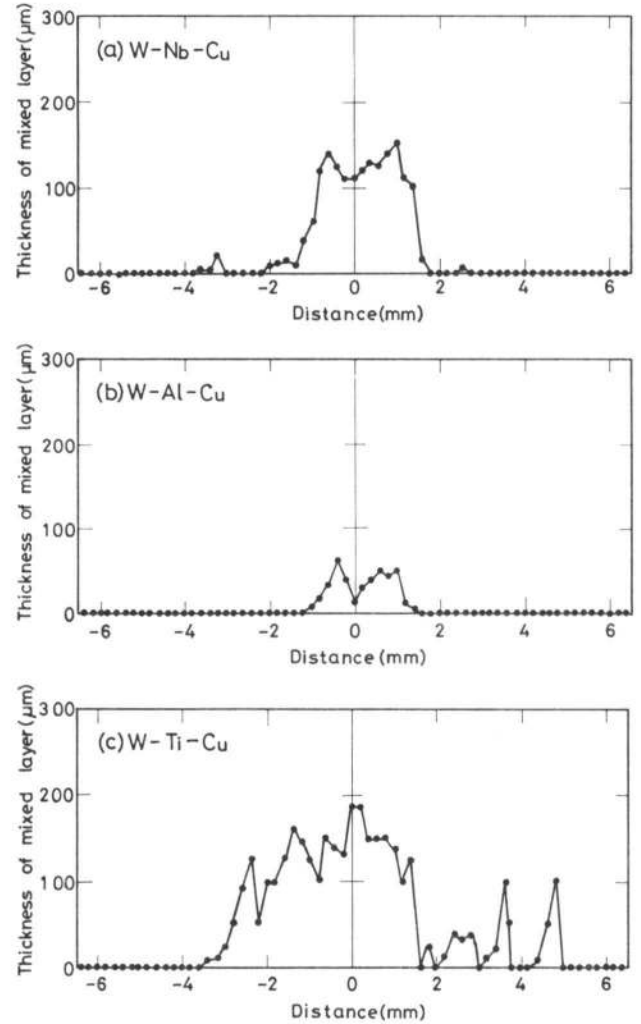


Fig. 7 Thickness of the mixed layers as a function of distance from the center. In the layer, the mixing of an intermediate layer with Cu occurred ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=340$ MPa).

層の幅は、中心部付近(a)では100~200 μm に達しているが、外周部へ向かうほど減少し、外周部では混合層がほとんどない部分 (Fig. 5 (c)) も観察された。また、摩擦時間の経過とともに、Nb はさらに微細化して一部はばりへ排出され、一部は圧接面近傍の Cu 中に圧接面にほぼ平行方向に残留していた。さらに、アプセット圧力の付加によって、圧接部に残留する Cu と Nb との混合層は減少した。

Ti, Al, Fe および Ni インサート金属を用いた場合も、Nb インサート金属 (Fig. 5) の場合と同様に、インサート金属と Cu との激しい混合によって形成された層状組織が認められた。混合層の幅は、Fig. 7 に示すようにインサート金属の種類によって異なるが、いずれの場合も中心部で厚く、外周部へ向かうほど薄くなる傾向が見られた。また、摩擦時間の経過とともにばりに排出されて減少する傾向がみられた。さらに、アプセット圧力の付加によってインサート金属を含んだ層状組織はばりへ排出され、混合層の形成量は減少していた。

なお、Ti インサート金属の場合は、Fig. 8 に示すように混合層中に Cu と Ti との反応によって化合物が形成されていることが元素濃度分布から示唆された。混合層中をスポット分析した結果、 $TiCu_4$ や Ti_3Cu_4 の金属間化合物にほぼ等しい組成の領域が検出された。同様に、Al インサー

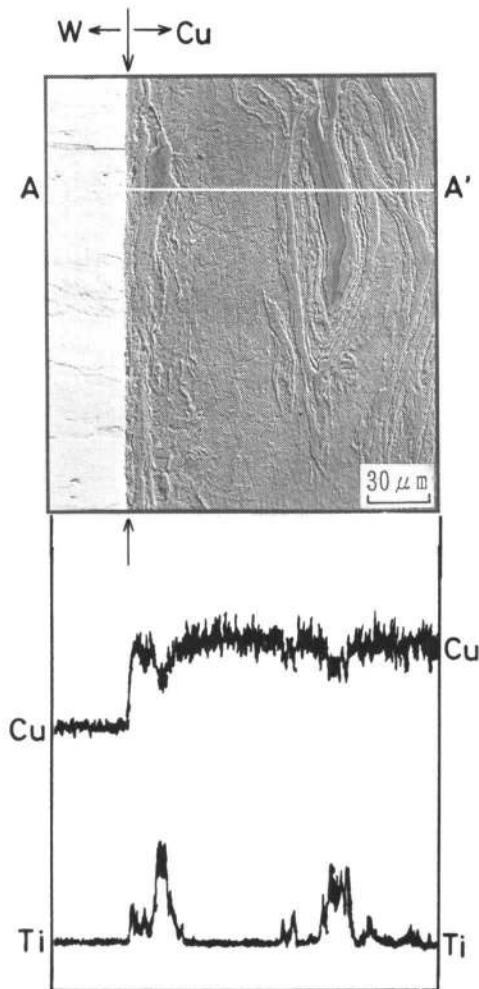


Fig. 8 Scanning electron micrograph of a weld and EDX analyses of Ti and Cu for a W-Ti-Cu joint ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=340$ MPa).

ト金属の場合も、混合層中をスポット分析した結果、CuとAlとの金属間化合物にほぼ等しい組成の領域が検出された。

一方、Agインサート金属の場合、WとCuとの間にAgが厚さ数 μm ~ $20\mu\text{m}$ の膜状になって残留していた(Fig. 9参照)。軟質で延性に優れたAgは、他のインサート金属の場合のように微細化せず、摩擦時間の経過とともに薄くなるだけであった。このため、他のインサート金属の場合に観察された混合層は形成されていない。摩擦時間の経過に伴う圧接部の金属組織の観察結果から摩擦現象を推定すると、AgとCuが初めに密着して、その後はAg層とWとの間で摩擦が行われたものと考えられる。このようなAgとWとの摩擦界面においては、摩擦寄り変形を生じるための駆動力として作用する摩擦トルクが低かったため、Fig. 4に示すように摩擦寄り代が非常に少なかったものと考えられる。

3.3 継手の引張強さに及ぼすインサート金属の影響

継手の引張強さは、いずれのインサート金属の場合も、Fig. 10に示すように摩擦時間 t_1 の経過とともに上昇し、その後ほぼ定常値に達した。Ti、Nb、Al、FeおよびNiインサート金属の場合、直接接合に比べて、短い摩擦時間で高い引張強さが得られた。特に、Fig. 4において急速な摩擦寄り現象を示したFe、TiおよびNbインサート金属を用

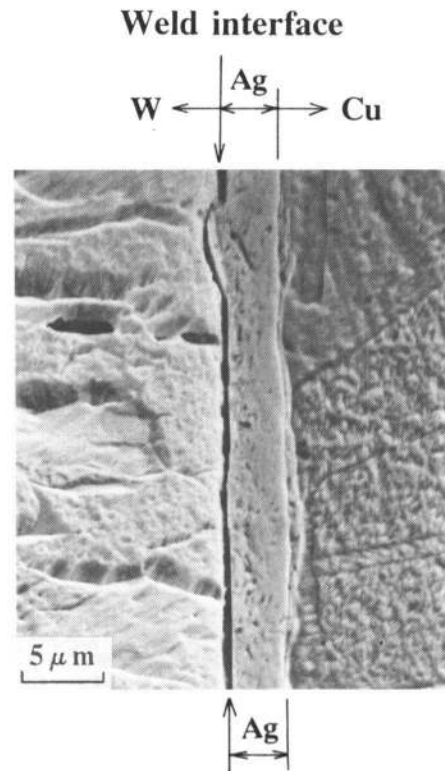


Fig. 9 Scanning electron micrograph of a weld for a W-Ag-Cu joint ($t_1=10.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=340$ MPa).

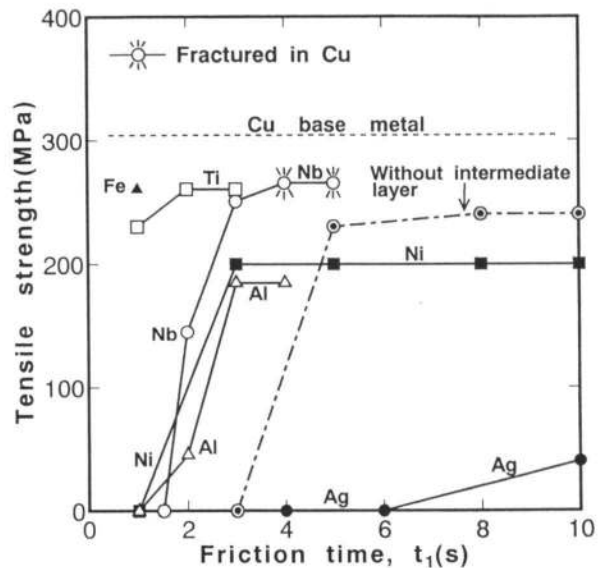


Fig. 10 Tensile strength of joint vs. friction time for friction welding with various intermediate layers ($P_1=50$ MPa, $P_2=340$ MPa).

いた場合は、 $t_1 \leq 4.0$ sで引張強さは250 MPa以上に達し、インサート金属を用いることによる接合強さの改善効果は顕著であった。さらに、この三種類のインサート金属の中でNbインサート金属の場合は、 $t_1 \geq 4.0$ sにおいて引張強さが270 MPaに達し、Cu(母材の引張強さ: 305 MPa)中の熱影響による軟化域で破断する継手を得られた。これ以外の継手は、すべて圧接面近傍で破断した。

FeおよびTiインサート金属の場合、非常に短時間で高い継手強度が得られるが、摩擦時間を長くすると心ずれが発生したため、摩擦時間を長くすることができなかった。AlおよびTiインサート金属の場合、継手が圧接面近傍で

破断したのは、後述するように混合層中にCuとの金属間化合物が形成されたためと考えられる。

一方、Agインサート金属の場合は、直接接合の場合よりも引張強さはかなり低く、継手強さの改善効果は認められなかった。

以上の結果、継手の引張強さは、寄り変形挙動の場合と同様に、インサート金属の種類によって大きく異なることが明らかになった。そこで、継手の強度特性に対するインサート金属の影響を検討するため、引張試験において圧接面近傍で破断した継手の破断形態を観察した。

3.4 破面観察

破断形態が、インサート金属の種類によって主として以下の三つに分類されるため、インサート金属の種類毎に考察した。

(1) 短い摩擦時間で高い引張強さが得られた Nb, Fe インサート金属の場合

Fig. 11 (a)は、摩擦時間 $t_1=3.0$ sとした Nb インサート金属の継手の Cu 側破面の外周部付近を示したものである。Nb および Fe インサート金属のいずれの場合とも外周部では圧接面で破断し、中央部から中心部にかけては W 中で破断が起こっていた。圧接面で破断した外周部を詳細

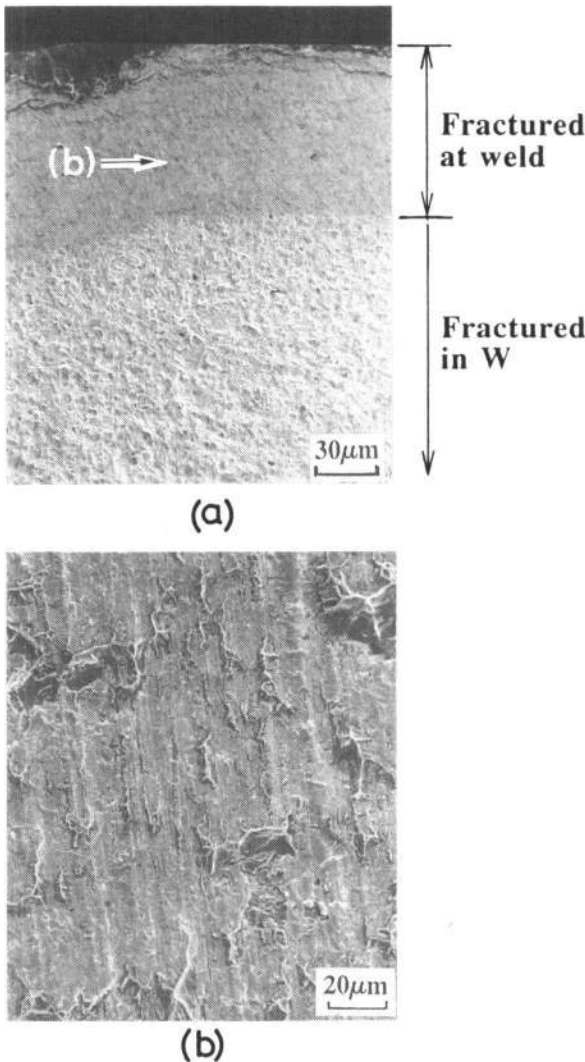


Fig. 11 Scanning electron micrographs of a fractured surface of Cu side for a W-Nb-Cu joint ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=340$ MPa).

に観察した結果、Fig. 11 (b)に示すように延性破壊を呈した様相が観察され、界面破断はしているものの、かなり高い強度を有する領域が形成されていると思われる。

なお、インサート金属を用いない摩擦圧接継手の破面を観察した結果、Nb, Fe インサート金属の場合の摩擦時間が短い場合と同様に、外周部の界面で破断が起こり、破壊は W 中に進展していた。界面破断した部分の面積は、Nb, Fe インサート金属の場合よりも多くなっていた。

(2) 金属間化合物が形成された Ti, Al インサート金属の場合

Fig. 12 (a)は、Ti インサート金属を用いた継手の Cu 側破面からの X 線回折パターンを示したものである。金属間化合物 $TiCu_4$ および Ti_3Cu_4 の回折線が検出された。一方、Al インサート金属の場合は、Fig. 12 (b)に Cu 側破面からの X 線回折パターンを示すように、金属間化合物 $CuAl_2$, $CuAl$ および Cu_9Al_4 の回折線が検出された。これらの金属間化合物の回折パターンは W 側破面からも検出された。Ti および Al インサート金属のいずれの場合とも、破面は Fig. 13 に示すように脆性破壊を呈した様相が観察された。したがって、Ti インサート金属 (Fig. 13 (a)) および Al インサート金属 (Fig. 13 (b)) の場合とも、継手が混合層を含んだ圧接面近傍で破断した主要因の一つは、金属間化合物の形成であると考えられる。なお、Al インサート金属の場合、各継手の破面からの X 線回折パターンを調べた結果、摩擦時間が短い場合ほど、金属間化合物の回折線強度が若干高くなる傾向が認められた。

(3) 摩擦時間を長くしても引張強さが低い Ag, Ni イン

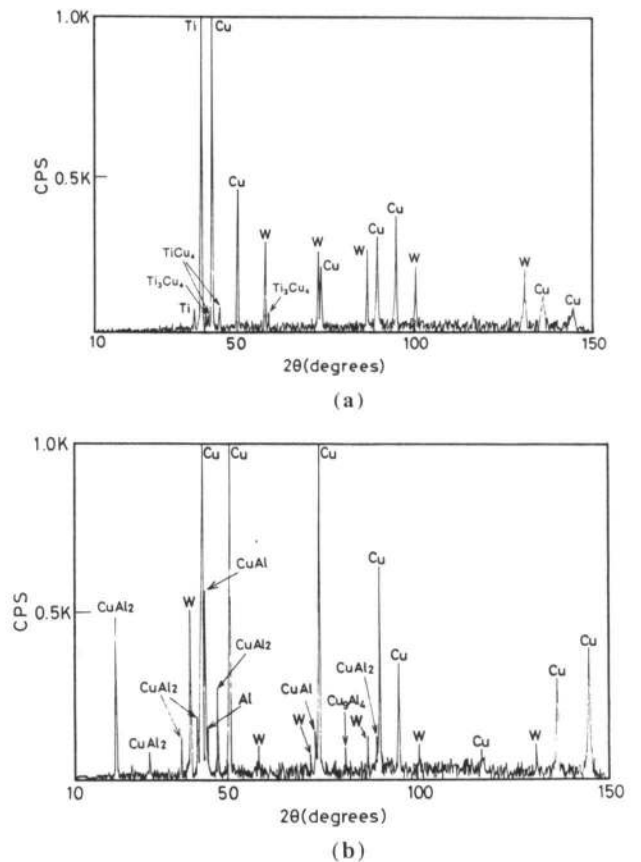


Fig. 12 X-ray diffraction patterns from fractured surfaces of Cu side for a W-Ti-Cu joint (a) and a W-Al-Cu joint (b) ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=340$ MPa).

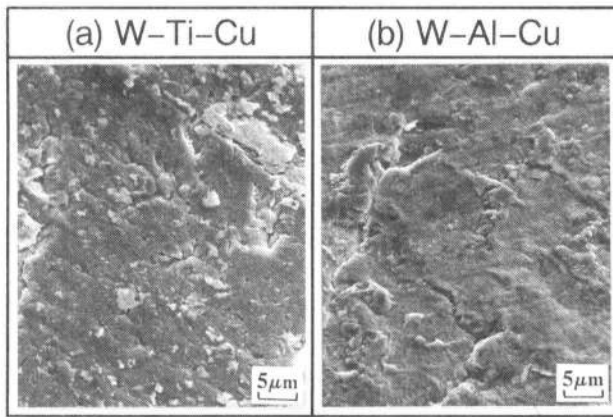


Fig. 13 Scanning electron micrographs of fractured surfaces of Cu side for a W-Ti-Cu joint (a) and a W-Al-Cu joint (b) ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=340$ MPa).

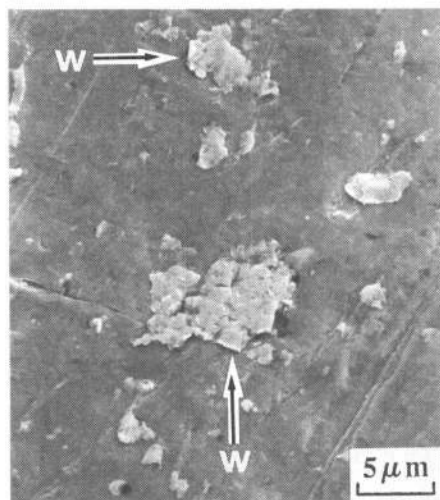


Fig. 14 Scanning electron micrograph of fractured surfaces of Cu side for a W-Ag-Cu joint ($t_1=10.0$ s, $P_2=340$ MPa).

サート金属の場合

Fig. 14 は、 $t_1=10.0$ s の場合について、Ag インサート金属を用いた継手の Cu 側破面を示したものである。破断は、主として層状の Ag と W との間で起こっていた。破面上には、W が一部付着しているだけで、延性破壊の様相は全く認められず、全体的に平坦な形態が認められた。Ni インサート金属の場合は、Nb, Fe インサート金属の破断形態に類似し、外周部は圧接面、中央部から中心部にかけては W 中で破断していた。しかし、圧接面で破断した外周部を詳細に観察した結果、延性破壊を呈したディンプル状の破断形態はほとんど認められなかった。

以上の結果、直接接合よりも高い引張強さが得られた継手の破面には、界面破断部においても延性破壊したと思われる領域がかなり多く観察された。しかし、Ti や Al インサート金属のように金属間化合物を形成する場合、Ni や Ag インサート金属のように継手の引張強さが直接接合よりも低い場合の破面は、主として脆性破壊の様相が観察された。

Fig. 4 と Fig. 10 の比較より、寄り速度（摩擦寄り代を摩擦時間で除した寄り代の発生速度）が大きいインサート金属を用いた場合、継手の引張強さは短時間の摩擦過程で急速に増加する傾向がみられる。そこで、インサート金属の

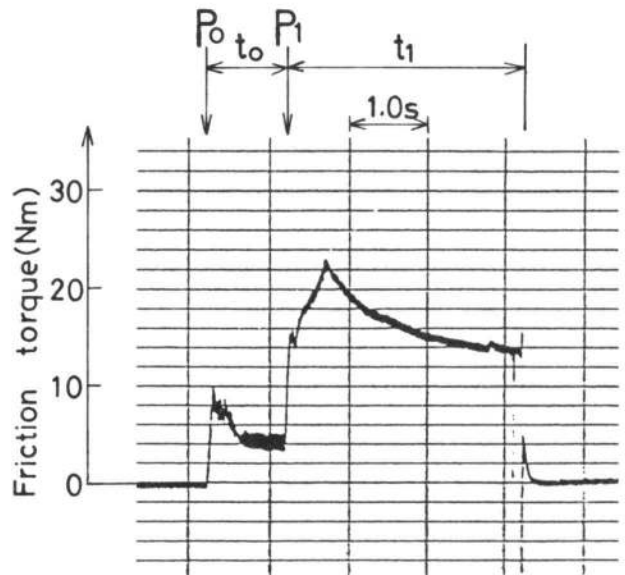


Fig. 15 Friction torque vs. friction time for a W-Ni-Cu joint ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa).

Table 3 Effects of intermediate layers on friction torque and heat input ($t_1=3.0$ s, $P_1=50$ MPa, $P_2=0$).

Intermediate layer	Heat input (kJ)
Not used	6
Al	11
Ti	22
Nb	23
Fe	22
Ni	13
Ag	5

種類によって継手の引張強さの変化に大きな差が生じた原因の一つとして、摩擦中の発熱量の影響について検討するため、摩擦トルクから摩擦発熱量⁷⁾を算出し、各インサート金属を用いた場合について比較した。

3.5 継手の引張強さと摩擦発熱量の関係

Fig. 15 は、Ni インサート金属を用いた圧接中の摩擦トルクの時間変化を例として示したものである。摩擦トルクは、予熱摩擦後、摩擦圧力 $P_1 (=50$ MPa) を付加すると急激に増加し、最大値をとった後、しだいに低下して準定常なトルクに近づく挙動を示した。この摩擦トルクを積分して摩擦発熱量を算出した。

Table 3 は、摩擦トルクが準定常となる $t_1=3.0$ s における摩擦発熱量を直接接合および各インサート金属の場合について示したものである。急速な摩擦寄り現象と接合強さの増加の見られた Ti, Nb および Fe インサート金属の場合の摩擦発熱量は、直接接合の場合の 3 倍以上に達していた。次いで、Ni, Al インサート金属の順で発熱量は低くなっていった。摩擦寄り代が最も少ない Ag インサート金属の場合の摩擦発熱量は、摩擦寄り代が非常に少なかったため、直接接合の場合よりも少なくなっていた。Fig. 10 からわか

