A6061 とプリコート金属の共晶反応による A6061 界面反応性向上*

—アルミニウム合金とステンレス鋼の拡散接合に関する研究 (第4報) —

才田一幸**, 黒田晋一***, 西本和俊**

Improvement in Interfacial Reactivity of A6061 by Eutectic Reaction between A6061 and Pre-Coated Metals*

- Study on Diffusion Bonding of Aluminum Alloy to Stainless Steel (Report 4) -

by SAIDA Kazuyoshi**, KURODA Shin-ichi*** and NISHIMOTO Kazutoshi**

In order to clarify the interfacial reactivity between A6061 and pre-coated metals in surface-activated pre-coating technique, the bond interface of diffusion-bonded joints of A6061 to Ag, Cu or Ni was analyzed. Diffusion bonding of A6061/Ag, Cu or Ni was carried out at 660-723K for 0-3.6ks applying 9.8MPa in vacuum. Eutectic temperature of A6061-Ag, Cu or Ni alloy was measured preliminarily by DTA technique. The lowest eutectic temperatures of A6061-Ag, A6061-Cu and A6061-Ni systems were 680 ± 10 K, 700 ± 10 K and 720 ± 10 K, respectively. SEM observation revealed that the reaction layer was formed at the bond interface. The Ag-Al, Cu-Al and Ni-Al intermetallic compounds were identified in the reaction layer. It was elucidated that the reaction layer growth could be expressed by parabolic growth law, and that the incubation time for reaction layer formation was increased in the order of $\text{Ag} < \text{Cu} < \text{Ni}$. The reaction layer formation at A6061/Ag, A6061/Cu and A6061/Ni interfaces were much promoted to that in A6061/SUS316 interface. A use of pre-coated metal as an insert metal could improve the interfacial reactivity (diffusion-bondability) of A6061/SUS316 joint by breaking the oxide film on A6061 due to the eutectic reaction between A6061 and pre-coated metal.

Key Words : A6061 aluminum alloy, Pre-coated insert metal, Diffusion bonding, Interfacial reaction, Eutectic reaction, Reaction layer growth, Incubation time, Oxide film

1. 緒 言

アルミニウムとステンレス鋼の異材接合のニーズは高く、優れた性能と高い信頼性を有する接合技術の確立が望まれている。固相拡散接合法は、このような難溶融接合材に対する優れた接合方法のひとつとして注目されており、その適用分野も拡大しつつある。アルミニウムとステンレス鋼の固相拡散接合では、両母材表面に緻密でかつ安定な酸化皮膜（不動態皮膜）が存在するため、接合性に大きな問題を内包している¹⁾。このような課題を克服すべく、本研究では、アルミニウム合金とステンレス鋼表面の酸化皮膜を積極的に除去して拡散接合性を改善することを目的として、ステンレス鋼表面の酸化皮膜除去と同時に再酸化防止のための保護金属膜をコーティングし、この保護金属膜をインサート金属として用

いる方法（表面活性化プリコート法²⁾）を開発した。本方法によるアルミニウム合金A6061とステンレス鋼SUS316の拡散接合では、表面活性化プリコート処理により、SUS316表面酸化皮膜が除去されることのみならず、プリコート金属（Ag, CuおよびNi）自体がA6061との拡散接合性を向上させることにより、直接接合に比べ低温短時間の接合条件においても、良好な接合継手特性が得られることを示した²⁾。これまで、アルミニウムの拡散接合性の改善に関しては、アルミニウムと共晶反応を生じるAg, CuおよびNiをインサート金属とした試みが報告されている³⁻⁶⁾。しかしながら、これらの報告では、いずれも接合界面において共晶反応により液相が生じることを前提としているため、共晶反応による拡散接合性の改善効果の評価や改善機構についての詳細な議論はなされていない。

そこで、本報告では、前報²⁾で提案したSUS316への表面活性化プリコート処理に用いた保護金属膜（表面活性化プリコート金属）であるAg, CuおよびNiを被接合金属として用いて、アルミニウム合金A6061との拡散接合を実施し、アルミニウム合金A6061とAg, CuおよびNiの界面反応相に対する組織学的検討とその成長速度論について検討することに

* 原稿受付 平成16年12月10日 平成12年度春季全国大会で発表

** 正員 大阪大学大学院工学研究科 Member, Graduate School of Engineering, Osaka University

*** 正員 (株)島津製作所 Member, Shimadzu Co.

より、A6061 とプリコート金属の界面反応性、特に、A6061 表面酸化皮膜に対するプリコート金属の効果を明らかにすることを目的とした。これらの結果に基づき、表面活性化プリコート法によるアルミニウム合金とステンレス鋼の拡散接合性におけるアルミニウム合金に対する接合性の改善機構について考察を加えた。

2. 供試材料および実験方法

2.1 供試材料

本研究において使用した材料はアルミニウム合金 A6061-T6 であり、比較検討用としてステンレス鋼 SUS316 も用いた。これらの化学組成を Table 1 に示す。被接合金属としては、表面活性化プリコート金属のバルク体（以下、バルク金属と記す）である Ag, Cu および Ni（純度 99.9% 以上）を用いた。試料の形状はいずれも直径 10mm × 厚さ 5mm である。いずれの試料の接合表面もバフ研磨（ $0.3\ \mu\text{m}$ アルミナ砥粒）により鏡面仕上げした後、アセトン中にて超音波洗浄し十分乾燥した後、接合に供した。

2.2 実験方法

A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の拡散接合は、前報^{1,2)}と同じ高周波誘導加熱型の真空接合装置にて行った。接合条件は、接合温度 660 ～ 723K、接合時間 0 ～ 3.6ks、加圧力 9.8MPa および接合雰囲気 10mPa（真空中）で行った。

A6061 および A6061 とバルク金属の合金の固相線温度は、アルミナを標準試料とした TG-DTA 熱分析（熱重量測定示差熱分析）により測定した。なお、A6061 とバルク金属の合金（A6061 + 25 ～ 80%Ag, A6061 + 10 ～ 50%Cu, A6061 + 2 ～ 10%Ni）は、Ar ガス雰囲気中でアーク溶解にて作製した。

接合部の組織解析には、走査型電子顕微鏡、X 線元素分析装置（EDX および EPMA）および X 線回折装置（特性 X 線：Co K α ）を用いた。なお、観察面には特に腐食を施さず、研磨ままの状態とした。

3. A6061 と Ag, Cu および Ni の共晶温度に関する

予備的検討

アルミニウムと Ag, Cu および Ni の拡散接合界面では、接合温度によっては、共晶反応により液相が生じることがある。そこで、アルミニウム合金 A6061 と Ag, Cu および Ni の

(a) A6061-Ag alloy

(b) A6061-Cu alloy

(c) A6061-Ni alloy

Fig.1 Effect of alloying element content on eutectic temperature of A6061-Ag, A6061-Cu and A6061-Ni alloys

共晶反応温度を明確にするとともに接合温度を選定するため、これらの合金の固相線温度（共晶温度）を測定した。Fig.1

は A6061 と Ag, Cu および Ni の合金の共晶温度に及ぼす Ag, Cu および Ni 含有量の影響を示したものである。A6061-Ag 合金の場合には約 70%Ag 含有合金において、最低共晶温度 680 ± 10K を示す (Fig.1(a))。A6061-Cu 合金については、A6061-10%Cu 合金におい

Table 1 Chemical composition of materials used (mass%)

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	Fe	Mg	Zn	Ti	Al
A6061	-	0.622	0.010	-	-	-	0.069	-	0.186	-	0.197	1.04	0.004	0.011	Bal.
SUS316	0.044	0.33	1.32	0.031	0.023	10.13	17.11	2.01	0.37	0.021	Bal.	-	-	-	-

で最低共晶温度 $700 \pm 10\text{K}$ を示す (Fig.1(b)). A6061-Ni 合金については、合金組成による顕著な差異は認められず、最低共晶温度は A6061-10%Ni 合金の $720 \pm 10\text{K}$ と見なすことができる (Fig.1(c)). A6061 の固相線温度が $790 \pm 10\text{K}$ であることを考慮すると、本研究で調査した A6061 とバルク金属の合金組成範囲では、いずれのバルク金属との合金においても、液相が生成し始める温度は A6061 母材融点に比べかなり低く、A6061/Ag の共晶温度が最も低くなることがわかる。なお、A6061 と Ag, Cu および Ni の最低共晶温度は、いずれも Al-Ag, Al-Cu および Al-Ni 二元系合金の共晶温度 (それぞれ 839K , 821K および 913K ⁷⁾) よりかなり低温である。

4. A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の接合界面反応

4.1 接合部の組織解析

A6061 とバルク金属の界面反応挙動に関して基礎的知見

Fig.2 Comparison of microstructures of bond interface among A6061/Ag, A6061/Cu, A6061/Ni and A6061/SUS316 joints

を得ることを目的として、A6061 と Ag, Cu あるいは Ni の拡散接合界面における界面反応層について詳細に調査した。A6061/Ag の接合は 713K および 773K で行い、A6061/Cu および A6061/Ni の接合は 723K および 773K で実施した (いずれも最低共晶温度以上、接合時間は 1.8ks 一定)。A6061 と Ag, Cu および Ni の接合界面組織を Fig.2 に示す。A6061/Ag 接合界面には、接合温度 713K から約 $10\mu\text{m}$ の反応層が確認でき、接合温度が 773K になると $35\mu\text{m}$ にも及ぶ反応層を形成する。いずれの反応層内にも割れや欠陥などは観察されない。また、反応層から A6061 側に、針状の相が析出していることが確認できる。針状の析出相が見られる領域は、高温の接合条件において広いことがわかる。A6061/Cu 接合界面における反応層は、不均一であるが明確に二層からなっており、反応層幅は接合温度 723K において $3 \sim 6\mu\text{m}$ 、接合温度 773K において $15 \sim 20\mu\text{m}$ である。また、反応層内には介在物の存在も認められる。A6061/Ni 接合界面においては、接合温度 723K では部分的に反応層幅が異なるものの、約 $1\mu\text{m}$ 程度の反応層が確認できる。接合温度 773K では、反応層は約 $4\mu\text{m}$ の均一な層に成長する。いずれの接合条件においても、ボイドや割れなどの接合欠陥は確認できない。また、Fig.2 にあわせて示すように、A6061/SUS316 直接接合における同じ接合条件 ($773\text{K} \times 1.8\text{ks}$) の接合界面⁵⁾では、反応層は観察できないこ

Fig.3 Line profiles of elements across bond interface of A6061/Ag joint

Fig.4 Line profiles of elements across bond interface of A6061/Cu joint

とより、A6061/SUS316直接拡散接合に比べ、A6061/Ag、A6061/CuおよびA6061/Ni拡散接合では、接合界面の反応性が高いことが窺える。

接合条件773K×1.8ksにおけるA6061/AgおよびA6061/Cu接合界面のEDXによる元素分析結果をそれぞれFig.3およびFig.4に示す。A6061/Ag接合界面にはAlとAgを含んだ反応層が、A6061/Cu接合界面にはAlとCuを含んだ反応層が二層存在することが認められる。また、A6061/Ag接合界面のA6061側の針状相形成領域においてAgの拡散が認められる。Fig.5にA6061/Ni接合界面のEPMAによる元素分析結果を示す。A6061/Ni接合界面においては、接合条件773K×3.6ksの条件では二層の反応層が確認できる。これらの反応層は、いずれもNiとAlを主成分とするが、Ni側の幅の狭い反応層内では、Niがやや濃化し、Siの存在も認められる。

X線回折により反応層中の生成相を同定した結果をFig.6に示す。A6061/Ag継手の反応層には Ag_2Al および Ag_3Al が存

在し (Fig.6(a))、A6061/Cu継手の反応層では AlCu および AlCu_4 の二相が同定された (Fig.6(b))。生成相の組成比から、Al側の反応層が AlCu 、Cu側の反応層が AlCu_4 であると判断される。A6061/Ni継手の反応層からは、 Al_3Ni が同定された (Fig.6(c))。組織観察の結果では反応層は二層からなるが、本

Fig.5 Line profiles of elements across bond interface of A6061/Ni joint

(a)A6061-Ag alloy

(b)A6061-Cu alloy

(c)A6061-Ni alloy

Fig.6 X-ray diffraction patterns obtained from reaction layers in A6061/Ag, A6061/Cu and A6061/Ni joints

Fig.7 Relation between square root of bonding time and reaction layer thickness in A6061/Ag, A6061/Cu and A6061/Ni joints bonded at various temperature

実験の結果では Al_3Ni のみが同定され、明確な生成相の同定には至らなかった。しかしながら、圓城ら⁵⁾によると Al/Ni 固相拡散接合界面の生成相は Al_3Ni と Al_3Ni_2 であるとの報告があり、Fig.5 の元素分析の結果を考慮すると、本研究の A6061/Ni 接合界面の Ni 側の生成相は Al_3Ni_2 である可能性が高いものと考えられる。

4.2 反応層成長挙動

A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の接合界面における反応層の成長挙動に関する基礎的知見を得ることを目的として、反応層成長に対して速度論的検討を行った。Fig.7 は A6061/Ag, A6061/Cu および A6061/Ni 接合界面における平均反応層幅を測定し、反応層幅と保持時間の平方根の関係を整理した結果である。なお、A6061/Ag の接合界面において、A6061 側の針状相形成領域は反応層幅に含めていない。A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属のいずれの接合においても反応層幅は接合時間の経過とともに大きくなっており、同じ接合条件で比較した場合、 $\text{Ag} > \text{Cu} > \text{Ni}$ の順に反応層幅が小さいことがわかる。また、いずれの反応層の成長においても、反応層幅と保持時間の平方根の間には、見かけ上、ほぼ直線関係が認められる（放物線則に従う）ことがわかる。なお、この直線の傾きで与えられる反応層成長の速度定数をアレニウスプロットし反応層成長の見かけの活性化エネルギーを求めたところ、A6061/Ag が 125 kJ/mol、A6061/Cu が 143 kJ/mol、A6061/Ni が 100 kJ/mol であった。

Fig.8 Relationship between bonding temperature and incubation time for reaction layer growth in A6061/Ag, A6061/Cu and A6061/Ni joints

4.3 反応層生成の潜伏期間

A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の接合界面における反応層幅と保持時間の平方根の直線関係を反応層幅が 0 になるまで外挿すると、バルク金属の種類により差はあるものの、いずれの接合継手においても反応層が観察されるまでに潜伏期間が認められる (Fig.7)。反応層生成の潜伏期間に及ぼす接合温度の影響を Fig.8 に示す。A6061/Ag の場合は、接合温度が 758K 以上では潜伏期間はほぼ 0 になっており、接合温度が低温になるに伴い徐々に潜伏期間は増加する。これに対して、A6061/Cu および A6061/Ni の場合は、接合温度が低温になるにつれて急激に潜伏期間が長時間となる。同じ接合温度における潜伏期間は、Ni の方が Cu に比べやや長い傾向を示すことがわかる。反応層生成の潜伏期間は、反応層成長速度とともに反応性を示す指標であり、本検討結果より $\text{Ag} > \text{Cu} > \text{Ni}$ の順に A6061 との界面反応性が高いことが明らかとなった。

5. A6061 と Ag, Cu および Ni の共晶反応による界面反応性向上機構に関する考察

5.1 Ag, Cu および Ni による A6061 の表面酸化皮膜の破碎・分散機構

A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の共晶反応による A6061 表面酸化皮膜への効果について考察した。これまでの実験結果に基づき、A6061 と Ag, Cu および Ni の界面反応の進行状況を A6061 表面酸化皮膜への効果に注目して推察した

結果を Fig.9 に模式的に示す。拡散接合の開始段階 (Step-1) では、A6061 とバルク金属の両材料は、表面酸化皮膜を介して密着する。拡散接合の初期段階 (Step-2) には、!母材の塑性変形による表面酸化皮膜の破壊、” A6061 に含まれる Mg による Al 表面酸化皮膜の結晶化に伴う Al 酸化皮膜の部分的破壊⁸⁾、# Al 表面酸化皮膜を介した相互拡散、などが生じるものと推察される。本研究の条件範囲では、これらの現象のうち、!の母材の塑性変形による影響が支配的であると考えられ、”および#の影響は二次的要因であると思われる。このことは、共晶温度以下の温度で拡散接合した継手の引張は断面に相手母材の元素がわずかに付着していた事実からも示唆される。すなわち、母材の塑性変形によって表面の酸化皮膜にき裂が発生し、局部的に両材料が接触するとともに相互拡散が生じると考えられる。しかしながら、A6061 – バルク金属合金の最低共晶温度以上の接合温度の場合には、相互拡散層のうち共晶組成に達した部分で局所的に液相が形成され、比較的短時間で Step-3 に示すように、A6061 表面酸化皮膜が破碎・分解され、接合界面に A6061 新生面が露出する。このことにより、共晶反応がさらに容易になり、接合界面全体に液相が次々に広がるものと考えられる。このように、A6061 合金と Ag, Cu および Ni の最低共晶温度以上の接合温度では、Ag, Cu および Ni は A6061 との相互拡散とそれに引き続く共晶反応による液相の生成により、A6061 表面酸化皮膜を早期に破碎・分解したのと考えられる。

5.2 A6061 と Ag, Cu および Ni の界面反応層の成長機構

A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の接合界面全体を共晶液相が覆い、A6061 表面酸化皮膜が除去された後の界面反応層の成長機構について、これまでの実験結果をもとに考察を加えた。Fig.10 はバルク金属の代表例として Ag を用いた場合の反応層成長機構を模式的に示したものである。反応層成長の開始段階 (Step-1) では、Al-Ag 2 元系状態図からも推察されるように、Ag バルク金属と共晶液相界面に Ag-Al 金属間化合物反応層が生成する。共晶液相と A6061 の固液界面

Fig.9 Schematic illustration of mechanism of oxide film breaking at A6061/Ag, A6061/Cu and A6061/Ni interfaces with eutectic reaction

Fig.10 Schematic illustration of mechanism of reaction layer growth at A6061/Ag interface with eutectic reaction

A では、A6061 が共晶液相へ溶解する溶解反応が生じ、A6061 側へ液相が成長するものと推察される。一方、Ag 側の固液界面 B では、共晶液相から Ag-Al 金属間化合物中に Ag の拡散が生じるものと思われる。この時、本接合では試料を Step-1 に示すように加圧しているため、成長した液相は両試料の接合界面から試料周囲へ流出するため、共晶液相膜厚は一定に保たれる (Step-2)。さらに、Step-3 に示すように、Ag-Al 金属間化合物反応層と Ag バルク金属の界面 C では、Ag-Al 金属間化合物中の Ag と Al の反応拡散により、Ag-Al 金属間化合物反応層が Ag 側に成長する。この状態から室温まで冷却すると、Step-4 に示すように、共晶液相は Al 一次固溶体と Ag-Al 金属間化合物の共晶として凝固すると思われる。一般に、固相中より液相中の拡散速度の方がかなり大きい。したがって、本研究における A6061 とバルク金属の反応層の成長が放物線則に従うことは、Ag および Al の相互拡散が A6061 の溶解反応のみならず、Al-Ag 金属間化合物の成長も律速していることを示唆するものと考えられる。この推論は、反応層成長の見かけの活性化エネ

ルギー (125kJ/mol) が, Al 中の Ag の拡散の活性化エネルギー 117kJ/mol⁹⁾ および Ag 中の Al の拡散の活性化エネルギー 160kJ/mol⁹⁾ とほぼ同程度であることから支持される。

以上のことから, A6061 と Ag, Cu および Ni の接合界面では, A6061 とバルク金属の共晶液相を維持しながら, A6061 が溶解すると同時に Al 金属間化合物がバルク金属側に成長 (液相を介して A6061 とバルク金属が反応拡散) するものと考えられ, これらの反応は, いずれも Al とバルク金属の反応により生成した金属間化合物中の Ag, Cu, Ni あるいは Al の固相拡散により律速されるものと推察される。

5.3 A6061/SUS316 の拡散接合性に対する A6061 と Ag, Cu および Ni の界面反応の効果

A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の接合界面においては, 共晶温度以上の接合温度では, 接合界面で共晶液相が生成し, 液相を介した A6061 と Ag, Cu および Ni の相互拡散が生じる。このことは, 拡散接合において, 液相生成による A6061 表面酸化皮膜の除去効果に加えて, 接合界面における相互拡散の促進に寄与することを示唆するものといえる。実際, A6061/SUS316 の直接拡散接合では, 明瞭な反応層が観察できない 773K × 1.8ks の接合条件においても, A6061 と Ag, Cu および Ni の接合界面では, 接合界面全体に Al との金属間化合物反応層が生成し, 界面反応性が向上することが認められた。また, A6061 と Ag, Cu および Ni の界面反応における反応層成長速度は, Ag > Cu > Ni の順になる。A6061 と Ag, Cu および Ni を拡散接合した場合の接合界面反応は, 生成する界面反応層の構造の違いがあるため, 拡散接合性に及ぼす効果を正確に評価することは困難である。しかしながら, いずれの金属を用いた場合でも, 前報⁹⁾で示した A6061/SUS316 の直接接合に比べて接合界面の反応性が高く, Ag, Cu あるいは Ni をインサート金属として用いることにより A6061/SUS316 の拡散接合性を改善できる可能性が高いことが期待される。

6. 結 言

本報告では, 本研究で先に提案した SUS316 への表面活性化ブリコート金属である Ag, Cu および Ni のバルク体と A6061 の界面反応性を明確にすることを目的とした。以下に, 得られた結果を要約する。

(1) A6061 と Ag, Cu および Ni の合金における最低共晶温度は, A6061-70%Ag 合金で 680 ± 10K, A6061-10%Cu 合金で 700 ± 10K, A6061-2 ~ 10%Ni 合金においてはほとんど変化なく 720 ± 10K であった。

(2) A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の接合界面反応層について検討したところ, Ag バルク金属を用いた場合の反応層は Ag₂Al と Ag₃Al が同定され, Cu バルク金属を用いた場合の反応層は AlCu および AlCu₄ の二相が同定された。Ni バ

ルク金属を用いた場合の反応層は Al₃Ni が同定された。

(3) 接合界面反応層の成長現象を速度論的に検討したところ, Ag バルク金属を用いた場合の反応層の成長が最も速く, 接合条件 773K × 1.8ks では 35μm に及ぶ幅の反応層が確認された。Cu バルク金属を用いた場合は, 同接合条件において幅が 15 ~ 20μm の不均一な反応層が確認された。Ni バルク金属は最も反応層成長が遅く, 同接合条件において約 4μm であった。

(4) A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の反応層成長における潜伏期間は, 接合温度が低温ほど長時間となり, 同じ接合温度で比較すると Ag < Cu < Ni の順に長くなることがわかった。

(5) A6061 と Ag, Cu および Ni バルク金属の接合界面では, 共晶温度以上の温度で接合すると, 反応のごく初期過程において局部的に共晶反応による液相が生成し, Al 表面酸化皮膜を破碎・分解することによって, 拡散接合性の向上に寄与するものと推察された。

参考文献

- 1) S.Kuroda, K.Saida and K.Nishimoto : "Microstructure and Properties of Directly Bonded Joint of A6061 Aluminum Alloy to SUS316 Stainless Steel, - Study on Diffusion Bonding of Aluminum Alloy to Stainless Steel (Report 1) -", Quar.J.JWS, 17-3 (1999), 484-489.
- 2) K.Nishimoto, K.Saida and S.Kuroda : "Removing of Surface Oxide Film of SUS316 and Improvement of Diffusion-Bondability of A6061 Aluminum Alloy to SUS316 Stainless Steel using Surface-Activated Pre-Coating Technique, - Study on Diffusion Bonding of Aluminum Alloy to Stainless Steel (Report 3) -", Quar.J.JWS, 18-4 (2000), 563-571.
- 3) C.L.Cline : "An Analytical and Experimental Study of Diffusion Bonding", W.J., 45-11 (1966), 481s-489s.
- 4) C.H.Crane, D.Y.Lovell, W.A.Baginski and M.G.Olsen : "Diffusion Welding of Dissimilar Metals", W.J., 46-1 (1967), 23s-31s.
- 5) T.Momono and T.Enjo : "Diffusion Welding of Aluminum to Steel", J. Japan Inst. Light Metals, 35-7 (1985), 396-404.
- 6) M.Ando, T.Miyano, K.Sindo, T.Ito and K.Kikuchi : "Diffusion Bonding of A6061 Aluminum Alloy using Metallic Foil as Insert Metal", Rept. of Akita National College of Technol., 27 (1992), 1-6.
- 7) 長崎, 平林 : 二元合金状態図集, アグネ技術センター, (2001)。
- 8) K.Kotani, K.Ikeuchi and F.Matsuda : "Interfacial Phases in Diffusion-Bonded Joints of Al-Mg Alloys, - Diffusion-Bonding Mechanism of Al Alloys by Transmission Electron Microscopy (Report 4) -", Quar.J.JWS, 14-3 (1996), 551-562.
- 9) 日本金属学会編 : 金属データブック, 丸善, (2004)。