Ag 添加 InSn 合金における凝固過程の変化と組織への影響

Effects of Ag Addition on Solidification Process and Microstructure of InSn Alloy

上村 泰紀*・野村 健二*・酒井 泰治*・作山 誠樹*

Taiki UEMURA, Kenji NOMURA, Taiji SAKAI and Seiki SAKUYAMA

(Received March 30, 2018)

The mechanical strength of In-48mass%Sn eutectic solder has high variation because the microstructure is formed with non-uniformity structure during solidification process. In this paper, the effect of Ag addition for solidification process of In-48mass%Sn eutectic solder was investigated to suppress the variation of the strength. It was found that not only crystallization peak but also exothermic peak around 70 – 90°C was detected in Differential Scanning Calorimetry (DSC) analysis. This peak was the transformation peak from non-equilibrium phase to equilibrium phase. And more, in this study, it was found the exothermic peak around 70 – 90°C disappeared due to decreasing In concentration in liquid phase by adding Ag and a variation of the mechanical strength of InSn solder was suppressed by Ag addition.

Key Words: Low-melting-point Solder, Microstructure, InSn

1. 緒言

低温接合材料は、実装部やその周囲における熱応力を低減することが可能であり、さらに光学接着剤等の低耐熱材料が一括リフローによって実装可能となることから、近年その重要性が増してきている。実装部の熱応力を低減させる低融点はんだ材料として Sn-58 mass%Bi 合金（以下 SnBi 共晶合金、融点 139°C）や SnBi 共晶合金に第三元素を添加したはんだ材料が検討され^{1)~4)}、一部実用化を果たしている。一方、光学接着剤等の低耐熱材料を実装するためには、例えば 150°C 以下のリフロー温度が求められる。SnBi 共晶合金の融点は 150°C 以下であるが、熱容量の大きい電子部品近傍での温度ばらつき等が影響することで、150°C でリフローを行うと接合不良や濡れ不良等が発生しやすい傾向にあり、160°C ~ 190°C のリフロー温度が必要となる⁵⁾。そのため SnBi よりもさらに融点の低いはんだ材料が求められ、候補の一つとして In-48 mass%Sn 合金（以下 InSn 共晶合金、融点 117°C）が挙げられている。

これまで、InSn 共晶合金に対し、Ag、Cu を添加することによる機械的性質への影響について報告してきた⁶⁾。この報告によれば、InSn に対し、3 mass%Ag、0.5 mass%Cu を添加することによって組織が微細化し、強度が向上するとともに、強度ばらつきが低減することがわかっている。はんだボールを用いた実装の場合、大量のはんだボールを用いて一度に実装することが想定されるため、強度のばらつきは信頼性に強く影響することが予想される。そのため、

強度のばらつきを低減させることは重要な意味を持つと考えられる。

しかし、これまでの研究では InSn 共晶合金の強度ばらつきが大きい理由については不明な点が多く、強度がばらつく原因やその解決手段についての議論はあまりなされていない。

そこで本論文では、InSn 共晶合金で生じる強度ばらつきの要因を推察し、Ag の添加によってばらつきが抑制されるメカニズムについて考察した。

2. InSn 共晶合金における強度のばらつきについて

InSn 共晶合金に対し Ag および Cu を添加すると組織が微細化し、均一な組織ができることによって強度のばらつきが低減すると報告した⁶⁾。そのため InSn 共晶合金と比べ InSn1Ag では、金属間化合物が微細に分散し組織が微細化するため、ばらつきが低減すると考えられる。そこで Fig. 1 には InSn 共晶合金および InSn に 1 mass%Ag および 3 mass%Ag を添加した合金（以下それぞれ InSn1Ag および InSn3Ag と記す）におけるシェア試験の結果を示す。シェア試験では、0.54 mmφ の銅電極上にそれぞれの組成のはんだボール 0.6 mmφ を用いた。また、リフローピーク温度を 150°C の条件で接合した試料を用い、シェア速度を 250 μm/s として試験した。Fig. 1 からわかるように、Ag の添加量増加にともない、平均強度は向上している。これは Ag の金属間化合物量の増加によるものであると考えられる。特に 3 mass%Ag を添加した InSn3Ag では、Ag₂In が晶出す

*株式会社富士通研究所（〒243-0197 神奈川県厚木市森の里若宮 10-1）
FUJITSU LABORATORIES LTD. (10-1 Morinosato-Wakamiya, Atsugi, Kanagawa 243-0197, Japan)

る組成であるため、強度が高くなる。しかし、金属間化合物が粗大化すると、強度のばらつきが大きくなることが予想されるが、変動係数 (Coefficient of Variation : CV) をみると InSn3Ag が最も小さくなっており、InSn 共晶合金および InSn1Ag ではどちらも 12% 程度と同程度であることがわかる。そのため、InSn 共晶合金における強度のばらつきに関しては組織の微細化による効果では説明することができないということがわかった。そこで本論文では、InSn 共晶合金で生じる強度ばらつきは冷却過程で生じる非平衡状態の相によって不均一な組織が形成されていることが原因であると推察し、InSn 共晶合金の冷却過程における組織変化を示差走査熱量測定 (以下、DSC 測定) および X 線回折を用いて明らかとし、Ag 添加の影響について議論した。

3. 実験方法

本研究では、InSn 共晶合金および InSn 共晶合金に 1、3、5 mass%Ag を添加した InSnAg 合金 (以下、それぞれ InSn1Ag、InSn3Ag、InSn5Ag と記す) を用い、DSC 測定および X 線回折を行うことで InSn 共晶合金および InSnAg 合金の凝固過程および冷却過程について調査を行った。

DSC 測定には、EXSTAR DSC6200 (セイコーインスツルメンツ社製) を用いた。温度範囲は 25℃～200℃の範囲で行い、冷却速度は 2～20℃/min の範囲とした。また、昇温速度と冷却速度は等しい速度とした。

X 線回折には、大型放射光施設 SPring-8 のビームライン BL16XU (課題番号 2017B5110、2018A5110) において 8 軸 X 線回折装置 (Huber 社製) を用いて測定した。X 線のエネルギーは 25 keV とし、検出器には二次元検出器 PILATUS100k (DECTRIS 社製) を用いた。また、冷却過程の結晶構造変化を観察するために、試料が十分に溶融した温度 (実測値で 143℃) から 1℃/s で冷却を行いながら測定を行った。

観察する試料断面をマイクロトームによって表面を切り出し、フラットミリング装置 IM3000 (HITACHI 社製) を用いてエッチング処理を行った試料を電界放射型走査型電子顕微鏡 FE4300 (HITACHI 社製：以下 SEM) を用いて組織観察

を行った。

また状態図はシミュレーションソフト ADAMIS を用いて計算した。

4. InSn 共晶合金における冷却過程と組織の関係性

Cu 板上で 180℃ および 130℃ まで加熱し、室温まで冷却した InSn 共晶合金の断面組織 SEM 像を Fig. 2 (a)、(b) に示す。冷却速度はいずれの試料においても 1℃/min とした。また、シミュレーションによって得られた In-Sn の二元系平衡状態図を Fig. 3 に示す。共晶組成では β 相である In₃Sn 相 (以下 β -In₃Sn) と γ 相である InSn₄ 相 (以下 γ -InSn₄) の共晶組織となることが予想されるが、180℃ まで加熱し、冷却した InSn 共晶合金では、Fig. 2 (a) に示すように、ラメラ構造がほとんどみられず、 γ -InSn₄ の初晶 (図中に矢印で示す) が散見される。一方で、130℃ まで加熱した場合は、Fig. 2 (b) からわかるように、ラメラ構造が形成されている。しかし、全面がラメラ構造となるケースは少なく、Fig. 4 に示すように、130℃ まで加熱した場合においても γ -InSn₄ の初晶近辺では、ラメラ構造は形成されにくいようにみえる。以上の結果より、リフローにおける冷却と比較し十分ゆっくり冷却した場合においても、 γ -InSn₄ の初晶が生じやすいことがわかった。また、融点近傍である 130℃ から冷却した場合、180℃ から冷却した場合

Fig. 2 SEM image of the microstructure of InSn-Eutectic solder alloy heated at (a) 180℃ (b) 130℃.

Fig. 1 Average shear strength and coefficient of variation of InSn, InSn1Ag and InSn3Ag solder alloys.

Fig. 3 In-Sn phase diagram calculated by ADAMIS.

Fig. 4 SEM image of the microstructure of InSn-Eutectic solder alloy heated at 130 °C.

Fig. 5 Enlarged figure of In-Sn binary phase diagram around eutectic point.

と比較して γ -InSn₄ の初晶が少なくラメラ構造が得られやすいという結果が得られた。これらの結果から、溶融したんだ合金では対流によってわずかに攪拌されていると考えられるが、全体が均一に攪拌されるわけではないため、溶融している時間が長くなると、液相中にわずかに濃度が異なる領域ができることが推察される。そのためラメラ構造の形成には、こういった共晶組成近傍における組成の揺らぎが影響していると予想される。

次に、この組成の揺らぎが生じた場合における組織変化を考察するため、Fig. 5 にシミュレーションによって得られた In-Sn 二元型状態図における共晶点近傍の拡大図を示す。共晶組成よりも Sn 濃度がわずかに高くなった領域において γ -InSn₄ の初晶が晶出した場合、周囲の In 濃度がわずかに高くなる。共晶組成の In 濃度はおよそ 52 mass% であるが、これが γ -InSn₄ 周辺で、わずかに上昇し、例えば 56 mass% になったときには、 β -In₃Sn + γ -InSn₄ ではなく β -In₃Sn 単相が現れ、その後 β -In₃Sn + γ -InSn₄ に変態していくことが状態図から読み取れる。そのため、Fig. 4 に示した組織において γ -InSn₄ の初晶の周辺でラメラ構造ができにくい要因は、 γ -InSn₄ の初晶周辺の In 濃度がわずかに上昇することによって、凝固時に β -In₃Sn + γ -InSn₄ の共晶組織ではなく β -In₃Sn 単相がまず出現してしまう

Fig. 6 DSC curves of InSn-Eutectic solder alloy.

ためであると推察される。凝固後、 β -In₃Sn 中から γ -InSn₄ が晶出しはじめると考えられ、ラメラ組織が得られにくいことが予想される。

以上の結果及び考察から、InSn 共晶合金においては、 γ -InSn₄ の初晶ができると、ラメラ構造がほとんど形成されず、組織のばらつきが生じる。また、このような組織のばらつきが強度のばらつきに影響していると考えられる。そこで、強度のばらつきに及ぼす Ag 添加の影響を議論するためには、冷却過程についてより詳細な調査が必要であると考え、InSn 共晶合金および Ag を添加した InSnAg 合金に関する冷却過程について調査を行った。

5. 実験結果及び考察

5.1 DSC 測定結果

InSn 共晶合金を 25 °C から 200 °C の範囲で加熱、冷却を行い、示差熱分析を行った。主に吸熱、発熱反応が見られた 50 °C から 150 °C の結果を Fig. 6 に示す。冷却速度および昇温速度は 2、5、10、20 °C/min とした。また図中には冷却速度 10 °C/min における融点近傍の拡大図を合わせて示す。この結果から、 γ -InSn₄ の初晶の晶出にともなうピークは凝固点以上の温度域では認められなかったが、117 °C 近傍における凝固時の発熱ピークは、図中の拡大図に示したように (a) ~ (d) の 4 つのピークが重なって存在していることが確認された。L + (β -In₃Sn) の存在しうる温度域が非常に狭いことを踏まえると、4 つのピークはそれぞれ $L \rightarrow L + (\gamma$ -InSn₄)、 $L \rightarrow (\beta$ -In₃Sn) + (γ -InSn₄)、 $L \rightarrow (\beta$ -In₃Sn)、 $(\beta$ -In₃Sn) $\rightarrow (\beta$ -In₃Sn) + (γ -InSn₄) であると推定される。また、冷却時には凝固のピークの他に 70 °C から 90 °C の間に発熱ピークが存在しており、これらの発熱ピークはすべての冷却速度でみられるということがわかった。Fig. 3

に示した状態図からは、70℃から90℃の間に出現した発熱ピークの要因になる相は見られず、この温度域では β -In₃Sn+ γ -InSn₄から変化することはないと考えられる。また、70℃から90℃の間に出現した発熱ピークや凝固時にみられる複数の発熱ピークに対応する吸熱ピークが昇温時には存在していないことから、これらの発熱ピークは凝固時に非平衡状態である相が存在しており、この相が平衡状態へと推移した際に生じたピークであることが予想される。

次に、この凝固過程に及ぼすAg添加の影響を調査するために、InSn共晶、InSn1Ag、InSn3Ag、InSn5Agそれぞれの組成における冷却過程のDSC測定の結果をFig. 7(a)~(d)にそれぞれ示す。冷却速度は20℃/minとした。この結果より、Fig. 7(b)に示したInSn1Agでは70℃から90℃の間にみられた発熱ピークが抑制されており、ブロードなピークとなっていることがわかる。またFig. 7(c)および(d)に示したInSn3Ag、InSn5Agでは70℃から90℃の間の発熱ピークが消失していることがわかった。

5.2 DSC 測定結果に対する考察

InSn共晶合金では、冷却速度が2℃/minと遅い場合には凝固時のピークが複数出現し、冷却速度が20℃/minと速い場合には単一ピークとなっている。また、昇温過程においては、融点近傍に単一の吸熱ピークのみが得られていることから、凝固時に現れる複数の発熱ピークは非平衡状態の相が出現していることが要因であり、Fig. 2やFig. 4で観察された γ -InSn₄の初晶の形成や、その周囲にラメラ構造が形成されにくくなっていた結果と合致する。また20℃/minの冷却速度においては、ピークが単一となっていることから、こうした凝固時の組織は冷却速度の影響を強く受

けるものと考えられる。一方で、凝固時のピークが複数である場合も、単一である場合も同様に70℃から90℃の低温側でピークが見られる。このことから、低温側にみられるピークは凝固温度近傍の組成のゆらぎとは異なる要因で生じているということが予想される。一方で、昇温過程においてはこのような低温側のピークは見られないということから、凝固点近傍に見られた多数のピークと同様に、非平衡状態から平衡状態に達した際に生じたピークであると考えられる。さらに、Fig. 7の(c)、(d)に示したInSn3AgやInSn5Agではこれらのピークが抑制されているため、Ag添加によってInSn共晶合金で生じた非平衡状態である相が出現しにくくなっていることが予想される。

5.3 Ag 添加の影響

Agを添加したときの冷却過程について考察するため、状態図シミュレーションによって得られた、1 mass% Agを固定とし、InとSnの組成比を変動させたときのIn-Sn-1Ag状態図をFig. 8に示す。共晶点近傍における、 β -In₃Snと γ -InSn₄のみに着目するとInSn共晶組成のものと大きな変化は見られないが、Agを添加することでAgIn₂やAg₂Inの相が出現し、共晶点近傍では相が細かく分けられていることがわかる。その結果、Fig. 7(b)にみられるように、凝固点近傍のピークはAgを添加することによって多重に現れていると考えられる。しかし一方で、70℃から90℃にかけて、ピークの抑制に繋がるような変化はほとんど生じていないことがわかる。またFig. 7の結果では、1 mass% Agにおいては確かにピークが抑制されているが、完全に消失したわけではなく、ブロードなピークとともに、わずかなピークが存在しているようにみえる。一方で3 mass%以上Agが添加された場合には70℃から90℃の間にみられた発熱ピークがなくなっているため、状態図上での変化としては、InSn共晶合金とInSn1Agとでは大きな変化は見られなかったが、3 mass% Agを添加した場合に変化が大きくなった結晶相が強く影響していると考えられる。

Fig. 7 DSC curves of (a) InSn-Eutectic (b) InSn1Ag (c) InSn-3Ag (d) InSn5Ag solder alloy.

Fig. 8 In-Sn-1Ag phase diagram calculated by ADAMIS

そこで Fig. 9 には状態図シミュレーションによって得られた、Ag の添加量を 3 mass% と固定し、In と Sn の組成比を変動させたときの In-Sn-3Ag 状態図の比較を示す。この結果から、3 mass%Ag を添加した場合は、 Ag_2In の液相線が大きく張り出しており、その結果、1 mass% の添加と比べて In 側の相境界 (P) の傾きが変化していることがわかった。Ag を 1 mass% 添加した場合と 3 mass% 添加した場合とを比較して得られる相境界 (P) の差異は、70℃ から 90℃ の間にみられた発熱ピークを抑制する要因であると予想され、これによって特定の相が出現しにくくなっていることが推察される。例えば、相境界 (P) の傾きが変化することで、液相中に $\gamma\text{-InSn}_4$ が晶出した際の周辺の In 濃度に影響を与えると考えられる。InSn 共晶組成近傍へ Ag を添加した場合、Ag は Sn とは化合物をつくらず、In とのみ化合物を形成し、液相中においては Ag_2In が形成される。これにより液相中の In 濃度がわずかに減少することで、相境界 (P) の傾きが変化していると考えられる。その結果、拡散が不十分である状態で、液相中でとり得る In 濃度の範囲が減少し、In 濃度の高い相が形成されることを防止する効果があると考えられる。すなわち、InSn 共晶合金にみられる低温側のピークは凝固時に In を高濃度で含む非平衡状態相ができ、これが $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ になったことによって生じたピークであると考えることができ、Ag を添加することによって高濃度 In 相の形成が抑制されたと予想される。

5.4 X 線回折結果および考察

In と $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ の結晶格子は共に I4/mmm に属する体心正方晶であり⁷⁾、かつ β 相の大半を In 原子が占めていることから X 線によって明確に区別することが難しいと予想される。しかし、DSC においてピークが出ていることから、冷却過程において結晶構造が変化していることが予想され、不連続な X 線回折ピーク変化を示すと考えられる。そこで、InSn 共晶合金において、冷却過程における X 線回折のピーク変化を測定した。結果を Fig. 10 に示す。縦軸は 2θ を、横軸は温度をそれぞれ示しており、濃淡はピークの強度を示している。この結果から、 $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ の (002) と (110) において、冷却時にピークが徐々に変化しており、特に (002) では 40℃ 近傍からピークが大きくなっていることがわかった。 $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ の (002) のピークが低角側へと変化しているということは、面間隔がわずかに増加していることを意味しており、Z 軸方向に膨張していることがわかる。また $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ の (110) のピークは高角度側へ変化していることから、XY 軸方向へは縮んでいるということが推察される。

$\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ の結晶格子では $a = 0.347 \text{ nm}$ 、 $c = 0.439 \text{ nm}$ であり、In の結晶格子では $a = 0.324 \text{ nm}$ 、 $c = 0.495 \text{ nm}$ であり⁸⁾、 c 軸が大きくなり、 a 軸が小さくなる変化は $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ 相から In 相に近づいている変化である。そのため X 線回折から得られた結晶構造の変化は $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ 中の Sn 濃度が温度低下とともに減少していることを示唆していると考えられる。こ

Fig. 9 In-Sn-3Ag phase diagram calculated by ADAMIS

Fig. 10 X-ray diffraction pattern of InSn-Eutectic alloy during cooling.

れは Fig. 3 の状態図からもわかるように、InSn 合金では $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ と $\beta\text{-In}_3\text{Sn} + \gamma\text{-InSn}_4$ の相境界の傾きが大きく、温度の低下とともに徐々に In 濃度が高くなっていくことが想定され、状態図上の変化と一致する。しかし、こういった連続的な濃度変化には結晶構造等の変化は生じないため、DSC 結果における低温でのピークの発生や、 $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ (002) の強度が弱く、40℃ 近傍からピークが大きくなっている結果と結びつかない。そこで、このピーク強度の変化を議論するために、 $\beta\text{-In}_3\text{Sn}$ (002) の冷却過程におけるピーク変化の拡大図を Fig. 11 に示す。この結果から、Fig. 11 中に破線 (a) で示したように 100℃ から 50℃ にかけてはピークが連続的に変化しているものの、破線 (b) で示した 50℃ から 40℃ にかけてのピークはほとんど変化していないということがわかる。この結果から破線 (a) から破線 (b) の境界である 50℃ 近傍においては、X 線強度が不連続に変

Fig. 11 Enlarged figures of X-ray diffraction pattern of InSn-Eutectic alloy during cooling.

化しているということが確認できた。また、破線 (a) に示した連続的なピーク変化から外れた低角度側のピークが 70 ~ 80℃ 近傍にみられ、In 濃度の増加に伴う連続的なピークの変化だけでなく、不連続なピークの変化が見られるということがわかった。またこれらの不連続な変化が生じている温度域は Fig. 6 や Fig. 7 (a) にみられるピークとほとんど一致していることから、InSn 共晶合金において、80 ~ 50℃ にかけて非平衡状態相から安定相である β -In₃Sn へと変化しており、50℃ 近傍において変化が完了しているということが想定される。

しかし一方で、この非平衡状態相は In 相であると予想していたものの、結晶格子の変化から In 相から β -In₃Sn へ変化するものではなく、Sn 濃度が減少している現象であることから、非平衡状態相は In 相ではなく、Sn 濃度が高い相である可能性が高い。Fig. 8 および Fig. 9 に示した状態図から、Ag 添加によって InSn1Ag では γ -InSn₄ が初晶となるが、InSn3Ag では Ag₂In が初晶となるなどの変化は予想されるものの X 線回折結果からは γ -InSn₄ には変化が見られない。そのため、非平衡状態の相は初晶として晶出した γ -InSn₄ 周辺の β -In₃Sn である In₃Sn であり、Fig. 4 に示したように初晶である γ -InSn₄ 周辺にはラメラ組織が形成されていないことと密接に関係していることが予想されるが、詳細を言及するためには更なる研究が必要である。

6. 結論

本研究では、InSn 共晶合金および Ag を添加した InSnAg 合金における冷却過程の組織変化について調査を行った結果以下の知見が得られた。

- 1) InSn 共晶合金では、液相中の濃度ばらつきにともない γ -InSn₄ の初晶と、高濃度に In を含む非平衡状態相が冷却過程に存在していることが明らかとなった。
- 2) 非平衡状態相が安定相に変化する際に生じる吸熱ピークと同じ温度域で β -In₃Sn の X 線回折ピークが変化していることが分かった。また Ag を 3 mass% 以上添加すると吸熱ピークが消失し、非平衡状態相が形成されないことがわかった。

以上から、InSn 共晶合金では凝固時に非平衡状態が形成され、均一な組織が得られにくい、強度のばらつきが生じやすいことが推察され、また Ag を添加することで非平衡状態である相の形成を抑制できることが明らかとなった。その結果 Ag 添加によって強度ばらつきの抑制につながったと考えられる。

参考文献

- 1) 高尾尚史、山田明、長谷川英雄、松居正夫、“低温系 Sn-Bi-Cu 鉛フリーはんだの機械的特性および接合信頼性”、エレクトロニクス実装学会誌、**5-2** (2002) 152-158.
- 2) 菅沼克昭、酒井泰治、金権鉄、“Sn-Bi 共晶合金の組織および機械的性質へ及ぼす Ag 添加の影響”、エレクトロニクス実装学会誌、**6-5** (2003) 414-419.
- 3) 作山誠樹、赤松俊也、上西啓介、佐藤武彦、“Sb 添加 Sn-Bi 共晶はんだの微細組織と機械特性”、電子情報通信学会論文誌、**J93C-11** (2010) 485-492.
- 4) 清水浩三、作山誠樹、酒井泰治、今泉延弘、村山啓、相澤光浩、栗原孝、東光敏、“Cu ピラー /Sn-Bi はんだフリップチップ接合部の継時変化”、電子情報通信学会論文誌、**J96C-11** (2013) 393-399.
- 5) Shunfeng Cheng, Chien-Ming Huang, Michael Pecht, “A review of lead-free solders for electronics applications”, Microelectronics Reliability, **75** (2017) 77-95.
- 6) 上村泰紀、野村健二、清水浩三、作山誠樹、“Ag および Cu を添加した In-48wt%Sn はんだ合金の組織と機械的特性”、エレクトロニクスにおけるマイクロ接合・実装技術シンポジウム論文集、**22** (2016) 35-40.
- 7) Thaddeus B. Massalski, “Binary Alloy Phase Diagrams”, The Materials Information Society, **3** (1990) 2295.
- 8) M. Wolczyr, R. Kubiak, S. Maciejewski, “X-ray investigation of thermal expansion and atomic thermal vibrations of tin, indium, and their alloys”, Phys. Status Solidi B, **107**(1981) 245-253.

代表者メールアドレス

上村泰紀 uemura-taiki@jp.fujitsu.com