錫/錫固相接合の界面強度に及ぼすギ酸の表面改質効果

小山 真司 大屋 一生*

群馬大学大学院工学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 73, No. 10 (2009), pp. 809–815
© 2009 The Japan Institute of Metals

Effect of Formic Acid Surface Modification on Bond Strength of Solid-State Bonded Interface of Tin

Shinji Koyama and Issei Oya*

Graduate School of Engineering, Gunma University, Kiryu 376-8515

The effect of formic acid surface modification on the bond strength of the solid-state bonded interface of tin has been investigated by SEM observations of the interfacial microstructures and fractured surfaces. Formic acid surface modification was carried out by boiling a tin surface (finished by electrolytic polishing) in formic acid for 750 s. Solid-state bonding was carried out in a vacuum chamber at a bonding temperature T_j of 383–453 K and a bonding pressure P_j of 7 MPa (bonding time = 1.8 ks). Because of surface modification, bonded joints were obtained at a bonding temperature that was ~ 50 K lesser than the typical temperature required, and the bond strength was comparable to that of the base metal. When the joint strength was much lower than the base-metal strength, a number of fine inclusions were found to be distributed in the interfacial region. As the joint strength increased with bonding temperature, these inclusions were coarsened, and their distribution density decreased. The increase in joint strength with bonding temperature corresponded well with the observed change in the size and density of the inclusions.

(Received March 30, 2009; Accepted July 1, 2009)

Keywords: tin, solid-state bonding, bond strength, surface modification, formic acid

1. 緒 言

固相接合法は、母材を熔融することなく、固相状態で顕著な変形を加えずに加熱・加圧して接合する方法であり、精密組立接合が可能である^{1,2)}。この点から、はんだ付に代わる低温接合法として、電子部品の基板上への接続法の一つとして通用されることが期待される。しかしながら、はんだ自身を熔融することなく、固相状態で接合しようとした例はほとんど見られない。金属および合金の固相接合や、はんだ付において、接合面の密着化、濡れ性、毛細管現象などの接合過程を支配する重要因子が、表面や界面の性状によって強い影響を受けることは従来から良く知られてきた^{3,4)}。一部の貴金属を除き、通常の大気中に置かれた金属は全て酸化皮膜で覆われていると一般的に言われている⁵⁾。この酸化皮膜が接合現象に顕著な影響を及ぼす場合があり得ることは、当然予想されるところであるが、接合過程における酸化皮膜の挙動を詳細に観察し、検討した議論は少ない⁶⁾。そこで著者らは、はんだ合金の主要成分元素として広範に用いられている錫の酸化皮膜の接合界面での挙動を調べるために、透過電子顕微鏡によって直接的な観察を行ってきた。前報においては、接合表面を電解研磨仕上げた錫を固相接合し、界面領域の透過電子顕微鏡(TEM)の観察結果から、接合中の酸化

皮膜の分布・形態の変化が、接合強さを支配する重要因子であることを示した⁷⁾。

そこで本報では、はんだ付におけるハロゲンフリーを目的として、ギ酸を用いた場合の、錫の固相接合強さに対する表面改質効果を明らかにしようとした。このため、錫の接合表面をギ酸中で煮沸することにより改質表面を形成後、その表面同士を突き合せて固相接合し、得られた継手の接合界面組織や固相接合強さに対してどのような影響を及ぼすかを調べ、引張試験後の破断面の観察結果も併せて検討を加えた。

2. 実 験 方 法

実験に用いた接合用試験片は、錫ブロック(12 mm×15 mm×15 mm)に引張試験機への取り付け用として、直方体の銅ブロック(10 mm×15 mm×15 mm)を接合し、Fig. 1に示す形状に成形した後、接合面となる一対の錫表面を、加工層の除去および平滑化を目的とした電解研磨により仕上げた。電解液には5 vol%過塩素酸+10 vol%ブトキシエタノール+85 vol%エタノール溶液を用い、電解液中で温度273 K、電圧14 Vの条件で、120 s間、電解研磨を行った。ギ酸による表面改質処理は、錫表面を沸騰したギ酸(98%)中(約375 K)で0.3~1.2 ks間煮沸することにより行った。

以上により作製した接合用試験片の錫表面同士をつき合せて、真空炉中で接合時間を1.8 ks、接合温度を393~453 K、接合圧力を7 MPaに設定して接合した。なお、ギ酸に

* 群馬大学学生(Undergraduate Student, Gunma University)

より改質処理した表面の酸化あるいは吸湿による変化をできるだけ抑えるため、処理後 180 s 間以内に接合用試験片を真空炉中に設置するようにした。

得られた継手の錫/錫界面強度は、引張試験によって評価した。引張試験片の形状は、長さ、幅および厚さがそれぞれ約 25 mm, 12 mm および 3.5 mm で、接合面に垂直方向を長手方向とし、この方向に引張試験した。引張試験にはインストロン型試験機を用い、変位速度を 0.017 mm/s とした。組織観察は、接合界面に対し垂直方向の断面を走査電子顕微鏡(SEM)により観察した。観察面は、1200 番のエメリー紙まで研磨した後、電解研磨を行い、さらに 2 vol% 塩酸 + 98 vol% エタノール溶液で腐食して組織を現出させた。

3. 実験結果

3.1 錫/錫界面強度に対するギ酸の表面改質効果

ギ酸の接合界面強度に及ぼす表面改質処理時間の影響を調

Fig. 1 Schematic illustration of specimen to be bonded (in mm).

Fig. 2 Relation between tensile strength and modification time.

べるため、接合温度および接合時間をそれぞれ 443 K および 1.8 ks 間で固定とし、処理時間を 0.3~1.2 ks 間に变化させて接合し、得られた継手の接合界面特性を比較することにより処理時間の最適化を行った。処理時間と継手の引張強さの関係を Fig. 2 に示し、引張試験後の破断部外観写真を Fig. 3 に示す。処理時間と継手の引張強さの関係から (Fig. 2), 処理時間が 0.75 ks の場合に最も高い引張強さを有する継手が得られることが分った。また、破断部の外観観察の結果 (Fig. 3), どの処理時間においても、かなりの断面収縮を示した後に破断していた。しかしながら、処理時間 0.75 ks 間を除く 0.3 および 1.2 ks 間の場合には界面破断した領域が認められた。したがって、処理時間が 0.3 および 1.2 ks 間の場合には、界面強度の低い領域があるために、引張強さが低下したものと考えられる。処理時間 0.3 および 1.2 ks 間の場合において界面破断した要因を調べるため、破断面を SEM により観察した。その結果、処理時間 0.3 ks 間の場合には、Fig. 4(a) に示すように、大きさ数 μm の微細な凹凸からなる脆性的な破断形態が認められた。一方、処理時間 1.2 ks 間の場合には、Fig. 4(b) に示すように、直径 1 μm 以下の微細なくぼみが認められるものの、延性的な破断形態を示すことなく、なめらかな破断形態を示した。また、改質表面性状に及ぼす処理時間の影響を調べるため、処理時間を 0.3 および 0.75 ks 間とした場合の処理表面を X 線回折 (入射角度を 5° に固定して 2θ スキャン) により同定した。その結果、Fig. 5 に示すように、処理時間が 0.3 ks 間の場合には、Sn の他に試料保持に用いたガラス板による Si と試料表面の電解研磨あるいは改質処理中に生成したと考えられる SnO_2 の回折ピークが認められるが、 $\text{Sn}(\text{HCOO})_2$ の回折ピークは認められなかった。一方、処理時間が 0.75 ks 間の場合には、 SnO_2 の回折ピークが認められなくなり、Sn の他に $\text{Sn}(\text{HCOO})_2$ の回折ピークが認められるようになった。したがって、処理

Fig. 4 SEM micrographs of fractured surfaces of joints after tensile test: (a) $t = 0.3$ ks and (b) $t = 1.2$ ks.

Fig. 3 Optical microscope images of fracture surfaces of joints after tensile test: (a) $t = 0.3$ ks, (b) $t = 0.75$ ks and (c) $t = 1.2$ ks.

時間が 0.3 ks 間の場合は、酸化皮膜を含む接合表面が Sn (HCOO)₂ に十分置換されず、錫酸化物が残留したために、脆性的な破断形態を示し、処理時間が 1.2 ks 間の場合は、接合表面に過剰の Sn (HCOO)₂ が生成され、接合時間 1.8 ks では凝集せずに残存し、その内部で破断したため、なめらかな破断形態を示したものと推察される。これらの結果から、最適処理時間は 0.75 ks 間であると判断した。この最適処理時間を用いて、ギ酸により錫の接合面を改質処理した場合、継手の引張強さが接合温度とともにどのように変化するかを Fig. 6 に示す。図中には比較のため、ギ酸による表面改質処理を行わず、電解研磨仕上げしたままの接合表面を用いた場合の測定結果も示した。Fig. 6 に示されるように、表面改質の有無に関わらず、継手の引張強さは接合温度の上昇とともに増加する傾向を示したが、電解研磨仕上げしたまま接合した場合は 453~463 K の範囲で大きな引張強さの上昇がみられるのに対し、ギ酸により表面改質した場合は、393~403 K の範囲で急激な引張強さの上昇がみられた。したがってギ酸により表面改質を行うと、約 60 K 低い接合温度から継手の引張強さが増加することが分かった。破断面において、界面破断した領域が全く認められず、断面収縮した後に母材破断 (Fig. 3 (b) 参照) する継手の得られる接合温度は、電解研磨仕上げしたまま接合した場合は 483 K 以上、ギ酸により表面改質を行った場合は 443 K 以上であり、約 40 K 低下

Fig. 5 X-ray diffraction patterns of the surfaces modified by formic acid for 0.3 ks and 0.75 ks.

Fig. 6 Effect of the surface modification on the relation between tensile strength of joint and bonding temperature. The bonding pressure and time for all joints were 7 MPa and 1.8 ks respectively.

することが分かった。なお、それ以下の接合温度域ではいずれの場合も、接続信頼性が著しく低い界面破断領域が認められた。また、表面改質した場合と比較して、電解研磨仕上げしたまま接合した場合は、界面破断領域が認められるものの、高い引張強さを有する継手が得られることが分かった。後述のように、固相接合において、銅ブロック間の錫部は塑性変形し、ばりとして外周部に押し出された結果、錫部の高さが減少する。また塑性変形量は接合温度の上昇とともに増加し、引張試験において錫部は、銅ブロックの塑性拘束をより強く受けるようになる。したがって、表面改質を行った場合に比べ電解研磨仕上げしたまま接合した場合は、接合温度が高く錫部の高さが低いために、銅ブロックによって錫部が塑性拘束の影響を強く受けるようになり、引張強さが増加したものと考えられる。

接合温度を上昇させると、銅ブロック間の錫部はより大きな塑性変形を生じて、接合部外周にばりが形成され、その分だけ接合面に対して垂直方向の高さが減少する。この減少量を接合変形割合 ($D(\%)$) として、継手の引張強さとの関係を調べた結果を Fig. 7 に示す。ここで接合変形割合とは、次式に示される値である。

$$D = (1 - \text{接合後の錫部高さ} / \text{接合前の錫部高さ}) \times 100 \quad (1)$$

Fig. 7 に示されるように、継手の引張強さは接合変形割合の増加とともに上昇し、変形割合が 15% 以上にならないと接合強さの顕著な上昇は生じないが、20% 以上では急激に継手の引張強さが上昇し、45% 以上ではほぼ母材並みの引張強さを有する継手の得られることが分かった。なお、電解研磨仕上げしたまま接合した場合に母材破断する継手を得るための接合変形割合は、65% 以上であり、表面改質を行うと約 20% 低下することが分かった。

以上のような継手の引張強さに対する接合条件の影響が破断形態にどのように反映されているかを調べるため、破断面をマクロ観察した。その結果、接合温度が 403 K 以下では、Fig. 8 (a) および Fig. 8 (b) に示すように、ほとんど破断伸びを示さず脆性的に界面破断するのに対し、接合温度を 413 K 以上に上昇させると、Fig. 8 (c) および Fig. 8 (d) に示すように、界面破断した領域が減少し、かなりの断面収縮を示した後、延性的に破断するようになった。

界面破断した領域を SEM により観察した結果を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。

Fig. 7 Tensile strength vs. degree of deformation for joint bonded at various bonding temperatures.

Fig. 8 Optical microscope images of fracture surfaces of joints after tensile test: (a) $T_j=393$ K, (b) $T_j=403$ K, (c) $T_j=423$ K and (d) $T_j=433$ K.

Fig. 9 SEM micrographs of fractured surfaces of joints after tensile test: (a) $T_j=443$ K and (b) $T_j=463$ K.

ギ酸による表面改質処理を施さなかった場合、接合温度が 453 K 以下では、Fig. 9(a)に示すように、破面形態はなめらかで、一部に起伏が認められるものの、脆性的な破断形態を示した。接合温度を 463 K に上昇させると、Fig. 9(b)に示すように、なめらかな破断形態を呈していた領域は減少し、微細なティアリッジあるいはディンプル状の延性的な破断形態が認められるようになった。引張試験後の破断面観察の結果、微細なティアリッジやディンプルが認められたのは、接合温度 463 K 以上であり、母材並みの引張強さを有する継手が得られた接合温度と一致した (Fig. 6)。

ギ酸により表面改質処理を施した場合、接合温度が 393 K では、Fig. 10(a)に示すように、淡いコントラストを呈した脆性的な破断面上に、図中の白矢印で示すように、直径数 μm の黒色を呈したいびつな形状の粒子が認められた。接合温度を 403 K に上昇させると、Fig. 10(b)に示すように、起伏のある破断形態に変化し、破断面上には大きさ $1 \mu\text{m}$ 程度の黒色を呈した球状の粒子 (図中の白矢印) と、直径数 100 nm の微細な粒子が分散している様子 (図中の白丸印) が認められるようになった。接合温度を 423 K に上昇させると、Fig. 10(c)に示すように、なめらかな破断形態を示した領域

Fig. 10 SEM micrographs of fractured surfaces of joints after tensile test: (a) $T_j=393$ K, (b) $T_j=403$ K, (c) $T_j=423$ K and (d) $T_j=433$ K.

が減少し、微細なディンプル状の延性的な破断形態が認められるようになった。また、ディンプルの底には直径 $1 \mu\text{m}$ 以下の微細粒子が認められた。さらに接合温度を 433 K に上昇させると、Fig. 8(d)に示すように、破断はかなりの断面収縮を示したのち生じるようになり、母材破断と界面破断領域が混在するが、界面破断した領域を観察すると Fig. 10(d)に示すように、ディンプル径およびディンプルの底の白色を呈した粒子 (図中の白矢印) が明瞭に粗大化する傾向が認められた。引張試験後の破断面観察の結果、微細なディンプルが認められたのは、接合温度 423 K 以上であり、断面収縮を示したのち破断した継手が得られた接合温度と一致した。また、ギ酸により表面改質処理を施すと、電解研磨仕上げしたまま接合した場合に比べ、ディンプル状の延性的な破断形態を示す接合温度が約 40 K 低下することが分かった。

3.2 ギ酸により表面改質処理した場合の錫/錫接合界面組織

接合界面近傍の組織に及ぼすギ酸による表面改質効果について検討するため、接合界面近傍の組織を SEM により観察した。観察結果を Fig. 11 および Fig. 12 に示す。なお接合界面は、図中の黒矢印で示す領域である。

ギ酸による表面改質処理を施さなかった場合、接合温度が 453 K 以下では、Fig. 11(a)に示すように、直線状の接合線が明瞭に認められた。接合温度を 463 K まで上昇させても接合線は明瞭に残るが、Fig. 11(b)の白矢印に示すように、接合界面の結晶粒界が接合線から最大で $2 \mu\text{m}$ 程度移動している領域が一部に認められるようになった。接合温度 463 K における錫の自己拡散係数 ($D=6.2 \times 10^{-16} \text{ m}^2/\text{s}$) を用いて、次式 (2) により粒界の移動距離を見積もった。

$$d = \sqrt{2Dt} \quad (2)$$

ここで、 d は粒界の移動距離 (m)、 t は接合時間 (s) である。接合時間 1.8 ks を用いて計算すると d は $1.5 \mu\text{m}$ となり、実測値とほぼ一致することが分かった。したがってこの接合界面における粒界移動は、錫の自己拡散によるものであると考えられる。

Fig. 11 SEM micrographs of bond interfaces: (a) $T_j = 443$ K and (b) $T_j = 463$ K.

Fig. 12 SEM micrographs of bond interfaces: (a) $T_j = 393$ K, (b) $T_j = 403$ K, (c) $T_j = 423$ K and (d) $T_j = 433$ K.

ギ酸により表面改質処理を施した場合、接合温度を 393～433 K に変化させると、接合温度 393 K では、Fig. 12(a)に示すように、接合界面に厚さ数 100 nm の白色を呈した帯状の介在物が連続的に認められ、幅 1 μm 程度の扁平な形状をした介在物も認められた(図中の白矢印)。これらの介在物は、大きさ、形状および分布密度から判断して、帯状の介在物は破断面上の淡いコントラストを呈した脆性的な破断領域に相当し、扁平な形状をした介在物は破断面上の黒色を呈したびつな形状の粒子の断面組織に相当すると考えられる。したがって、接合界面に高密度の介在物が分布している場合は、高い引張強さを示さず、介在物内部あるいは錫母相と介在物間で脆性的に破断することが分かった。接合温度を 403 K に上昇させると、Fig. 12(b)に示すように、接合線上には、球状の介在物が認められた。この介在物は、形状および分布密度から判断して、破断面上の黒色を呈した球状粒子であると考えられる。一方、接合温度 393 K で認められた白色の帯状介在物は認められなくなり、破断面において淡いコントラストを呈した脆性的な破断領域が認められなくなった接合温度と一致した。よって、接合温度を 393 K から 403 K に上昇させた場合に、継手の引張強さが大きく上昇したのは、白色の帯状介在物が分断され、微細な粒子状に分散したためであると推察される。さらに接合温度を 423 K 以上に上昇させると、Fig. 12(c)および Fig. 12(d)に示すように、接合温度の上昇とともに介在物の大きさが増加し、分布密度がわずかに減少する傾向が認められた。また、結晶粒界が接合界面を脱して移動した結果、SEM の観察視野内では

Fig. 13 SEM micrograph of bond interface bonded at 423 K.

一部の領域で粒界が認められなくなり、接合線が不明瞭になる傾向を示した。接合温度が 423 K の場合の、結晶粒界が接合界面を脱して移動した領域を SEM により観察した結果を Fig. 13 に示す。Fig. 13 に示す接合界面領域では、結晶粒界が接合線から約 20 μm 移動しているのが分かる。接合温度 423 K における錫の自己拡散係数($D = 4.5 \times 10^{-17} \text{ m}^2/\text{s}$)を用いて、式(2)により粒界の移動距離を見積もった結果、0.4 μm となり、実測値とは大きく異なる。これは、粒界移動が観察された領域が、接合界面と母材の粒界とが交わる粒界三重点であり、粒界移動の駆動力として粒界エネルギーあるいは表面エネルギーが作用したためであると考えられる。

以上の観察結果から、接合線を横切って粒界の移動し始め

る接合温度が、ギ酸により表面改質した場合は 423 K となり、ギ酸による表面改質処理を施さなかった場合と比べおよそ 40 K 低下することが分かった。前報⁷⁾において、接合線を横切って粒界が移動できるのは、ピン止め効果を有する接合界面近傍の介在物の凝集・粗大化による分布密度の減少に伴うものであることを示唆した。したがって、電解研磨仕上げしたまま接合した場合に比べ、ギ酸により表面改質した場合は、接合界面近傍の介在物がかなり低い接合温度から凝集し、分布密度が減少していると考えられる。

4. 考 察

大気に曝された錫の表面は、ただちに酸化皮膜で覆われると一般的に考えられている。我々の研究においても、ギ酸による表面改質処理を施さなかった場合、接合温度が 443 K では、Fig. 14(a)の矢印間に示すように、接合界面近傍には厚さ 10 nm 程度の連続的な膜状介在物が認められた。この膜状介在物を含む領域から得られた SAD パターンの 1 例が Fig. 14(b)である。これは正方晶の Sn の他、斜方晶の SnO の回折図形と指数付けされた (Fig. 14(d))。SnO の 112 反射の回折線を用いて撮影した暗視野像を Fig. 14(c)に示す。したがって接合温度 443 K で接合された継手は、連続的な酸化皮膜が接合界面に存在するために、接合強さが低く、また延性破面領域をほとんど示すことなく接合界面で脆性的に破断したのであろうと考えられる (Fig. 9(a))。

これらの酸化皮膜及び錫母相は、ギ酸と長時間煮沸することによりギ酸錫(II)を生成すると言われている⁸⁾。これらの生成反応を式(3)~(5)に示す。

すなわち、ギ酸による改質操作によって、少なくとも接合表面近傍には $\text{Sn}(\text{HCOO})_2$ からなるギ酸錫(II)が生成してい

るものと考えられ、改質処理後の錫表面における X 線回折測定結果 (Fig. 5) は、式(3)~(5)からなる改質作用を裏付けている。

表面酸化皮膜を含む錫の、ギ酸による改質作用を調べるため、厚さ 7 μm の錫箔 (約 0.014 g) をギ酸中で 0.75 ks 間 (本研究で用いた処理時間) 煮沸し、直ちに示差走査熱量測定を行った。測定結果を Fig. 15 に示す。測定結果より、本研究で用いた接合温度範囲近傍には、Fig. 15 に示すように、425~493 K に発熱ピークが認められた。よって、ギ酸により改質操作を行った接合面において、接合温度 423 K 近傍では何らかの前駆的な反応が生じたものと考えられる。実際、脆性的な破断形態からディンプル状の延性的な破断形態に変化した接合温度域とほぼ一致している。またギ酸錫(II)は、453 K 以上に加熱すると、酸化錫、炭酸ガス、ホルムアルデヒドなどに分解すると言われている⁹⁾。したがって、測定温度 453 K 近傍における発熱量の急激な上昇は、ギ酸錫(II)の分解に伴う発熱反応であると推察される。

以上のことから、接合温度 423 K 近傍において、脆性的な破断形態から延性的な破断形態に変化し、継手の引張強さ

Fig. 15 DSC curves of modified tin by formic acid. The modifying time was 0.75 ks.

Fig. 14 TEM micrographs of oxide film of SnO at a joint interface $T_j = 443$ K: (a) bright field image, (b) SAD pattern, (c) dark field image and (d) key diagram.

が向上したのは、ギ酸による改質操作により接合表面にギ酸錫(Ⅱ)が生成し、この生成物が 425 K 近傍で反応を開始した結果、錫の酸化物に比べて、より低い接合温度で凝集・粗大化し、分布密度が減少して、真実接合面積が増加したためであると推察される。

5. 結 言

本研究では、錫の固相接合において、接合強さに及ぼす接合表面のギ酸による表面改質の影響を調べ検討を加えた。得られた結果は以下のように要約される。

(1) 接合表面をギ酸により表面改質した場合、接合温度 403 K 付近から引張強さが上昇し、433 K でほぼ母材強度と同等に達した。

(2) 継手の引張試験後の破面にはディンプル状の形態が観察され、ディンプルの底には介在物が認められた。これらの介在物は接合温度の上昇とともに粗大化と、分布密度の減少を生じ、これに伴いディンプルが深く大きく変化した。

(3) 上記の(1)、(2)の結果は、改質処理を施さない場合の接合界面における酸化物と比べてギ酸錫(Ⅱ)は、いずれもより低い接合温度から凝集・粗大化し得ることを示唆している。

凝集・粗大化した粒子の周辺では、介在物の分布は減少しており、このため真実接合面積が増加し、これに伴いより低い接合温度から継手の引張強さが上昇したものと考えられる。

なお、本研究の一部は財団法人群馬大学科学技術振興会研究費助成を受けて遂行した。ここに感謝の意を表す。

文 献

- 1) T. Enjyo: Journal of JWS **50**(1981) 335-352.
- 2) T. Enjyo: J. Japan Inst. Metals **26**(1987) 706-711.
- 3) R. F. Tylecote: *The Solid Phase Welding of Metals*, (Edward Arnold, London, 1968) p. 203.
- 4) T. Hashimoto and I. Okamoto: *Koso Yosetsu-Roudzuke*, (Sampo Shuppan, 1979) pp. 96-97.
- 5) N. Igata, M. Douyama and H. Okamura: *Zairiyokagaku I -Zairyo no Bishitekikozo-*, (Baifukan, 1994) pp. 163-165.
- 6) K. Kotani, K. Ikeuchi and F. Matsuda: Quarterly Journal of JWS **14**(1996) 551-562.
- 7) S. Koyama, M. Takahashi and K. Ikeuchi: Mater. Trans. **45**(2004) 300-302.
- 8) S. Yuji and K. Kimura: *Muki Kagaku Zensyo VII-1-1 Suzu*, (Maruzen, 1963) p. 360.
- 9) K. Nakahara: *Muki Kagoubutsu-Sakutai Ziten*, (Koudansha, 1997) p. 153.