

工學碩士 學位論文

알루미늄 브레이징에 미치는 금속학적인자의  
영향에 관한 연구

A Study on the Effect of Metallurgical Factors  
for Aluminum Brazing

指導教授 李成烈

2002年 2月

韓國海洋大學校 大學院

材 料 工 學 科

金 在 德

本 論 文 을 金 在 德 의 工 學 碩 士 學 位 論 文 으 로 認 准 함 .

主 審 : 工 學 博 士 金 永 植 ㉠

委 員 : 工 學 博 士 崔 日 東 ㉠

委 員 : 工 學 博 士 李 成 烈 ㉠

2002年 2月

韓 國 海 洋 大 學 校 大 學 院

材 料 工 學 科

金 在 德

## < 목 차 >

1. 서 론 .....	1
2. 실험방법 .....	11
2. 1 결정립 조대화 열처리 .....	11
2. 2 뿔납금속의 제작 .....	13
2. 3 브레이징용 조립시편 .....	15
2. 4 브레이징 열처리 및 접합부의 미세조직 관찰 .....	18
3. 실험결과 및 고찰 .....	21
3. 1 실험결과 .....	21
3. 1. 1 액상 용가제의 용점 .....	21
3. 1. 2 고·액계면의 이동거리 .....	30
3. 1. 3 고·액계면의 이동거리에 영향을 미치는 삽입금속의 영향 .....	33
3. 1. 4 접합부 부근의 미세조직 변화에 따른 모재의 결정립 크기의 영향 .....	56
3. 2 고찰 .....	61
3. 2. 1 확산지배기구에 의한 고·액계면의 이동 .....	61
3. 2. 2 확산 고·액계면의 이동거리에 미치는 삽입금속의 영향 .....	66
3. 2. 3 고·액계면의 이동거리에 미치는 모재의 결정립크기의 영향 .....	73
4. 결 론 .....	82
참 고 문 헌 .....	86

# A Study on the effect of metallurgical factors in Aluminium Brazing

Jea-deok Kim

## Abstract

Nocolok flux brazing was adopted in the aluminium brazing experiment. Filler metals such as (Al-12.2at.%Si), (Cu+1.5at.%Si) were made and used to form liquid insert metal layer between two pieces of aluminium plates. Diameter of 50 $\mu$ m, 100 $\mu$ m, 150 $\mu$ m, 200 $\mu$ m tungsten wire was wound around a plate to make space between aluminium plates. The grain size of aluminium plates was 43 $\mu$ m, 57 $\mu$ m and 74 $\mu$ m by heat treatment at 673K, 743K and 823K for 2hours.

This work was done to find the effect of brazing factors, such as brazing time temperature, the grain size of substrate and the chemical composition of liquid insert metal on the microstructure of brazing zone.

The results are summarized as follows :

(1) Moved distance of a liquide-solid interface was proportional to square root of the brazing time. It means that the behavior was controlled mainly by diffusion of liquid. The relationship between brazing temperature and the Moved distance of a liquide-solid interface was governed by Arrhenius reaction rate equation.

(2) In case of (Al-Si) filler metal, Moved distance of a liquide-solid interface was affected by the grain size of matrix. The depth of matrix damage was increased with decreasing the grain size of matrix and increasing Si content in liquid layer.

(3) The important reason for matrix damage was considered that two

kinds of atom migration were simultaneously occurred in the liquid phase.

One was that general inter diffusion of atom in the liquid from a phase/liquid interface to the center of the liquid layer.

The other was that counter flow directional inter diffusion of atom in the liquid region near a phase because of the curvature effect of a phase in vicinity of the interface.

## 1. 서 론

오늘날 각종의 공업분야에 사용되는 제품은 고효율화 및 고성능화가 요구됨에 따라 제품의 형상도 더욱더 복잡하고 정교해지고 있다. 이와 같은 소형의 고기능성의 금속부품을 제작하기 위해서는 새로운 재료 및 가공기술의 개발이 필요하며, 특히 재료의 접합기술은 필수불가결한 가공기술이 되고 있다. 금속재료의 접합기술로서는 용접, 압접, 브레이징, 납땜 및 물리적인 접합법이 있으며, 이 중에서 가장 일반적으로 널리 사용되는 접합법이 용접이다.

용접의 장점은 실온의 대기 중에서도 작업할 수 있으며, 용접구조물의 크기 및 부위에 관계없이 용접을 할 수 있다. 더욱이, 용접의 종류는 다양하며, 예를 들면 TIG, MIG, 아크 용접 등이 있으며, 피접합체의 형상, 소재의 재질 및 두께에 따라 적절히 적용할 수 있다.

그러나, 용접과정에서 용접부부근에 위치하는 모재의 일부는 용융되며, 용접입열에 의해 모재부의 미세조직 및 기계적성질이 변화하고, 용접구조물의 변형이 초래되며, 입열에 의한 용접부 부근의 산화가 발생된다. 따라서, 소형이고 정밀한 부재의 접합 및 접합과정중 모재손상을 최소화하고자 하는 부품제작에 용접법을 적용시키는 것은 한계가 있다. 이와 같은 경우에 적용할 수 있는 접합법이 브레이징 및 납땜이다.

브레이징과 납땜은 1930년대 후반부터 공업화되어진 접합법으로서 널리 사용되어 왔으며, 그 기술도 비약적으로 진보되어 왔다. 브레이징과 납땜의 차이점은 접합의 작업온도에 따라 구분하며, 접합온도가 450℃ 이상인 경우를 브레이징(brazing), 450℃보다 저온에서의 접합작업을 납땜(soldering)이라고 한다.

브레이징이란 모재의 용점보다 낮은 용점을 갖는 금속 또는 합금을 땀납으로 사용하며, 접합시키고자 하는 두 모재사이에 땀납을 개재시킨 후에 피접합체를 땀납의 용점보다 약간 높은 온도로 가열시킨다. 이 과정에서 땀납은 용융되어 액상이 되고, 액상의 땀납은 모세관현상에 의해 접합부

부근의 모재와 모재사이의 빈틈에 충전된다. 이때, 액상의 뿔납과 고상의 모재는 접합반응에 의해 금속학적 결합이 일어나고, 냉각되면 액상의 뿔납은 고상이 된다. 즉, 뿔납의 가교적인 역할에 의해 두 모재가 고정되는 작업이다. 따라서 용접의 경우와 같이 입열에 의한 모재의 용융은 발생하지 않는 것이 중요한 장점이다.

그러나 접합부에 위치하는 모재표면은 액상의 뿔납금속중으로 약간은 용융되지만, 이에 의한 브레이징제품에의 영향은 거의 무시될 수 있는 정도이다.

브레이징에 사용되는 뿔납은 접합될 모재의 재질에 따라 달라지지만, 일반적으로 모재의 주성분을 용매로하는 합금을 많이 사용하며, 뿔납금속의 기본적인 구비조건은 다음과 같다.<sup>1)</sup>

- 1) 젖음성이 좋고, 적당한 유동성을 가질 것.
- 2) 모재보다 용점이 낮고, 적당한 용융온도범위 즉 응고온도구간을 가질 것.
- 3) 접합온도에서 증발하기 쉬운 성분의 함유량이 적을 것.
- 4) 접합시에 액상으로부터 구성 성분원자가 이탈되지 않을 것.
- 5) 접합부의 기계적성질 및 내식성이 사용목적에 적당할 것.
- 6) 판재 또는 선재로 가공이 용이할 것.

브레이징된 접합계면부근의 미세조직은 뿔납의 종류 및 브레이징온도와 시간에 따라 복잡하게 변화하지만, 응고에 따른 상변태와 연관하여 대체로 다음과 같은 형태의 미세조직으로 분류된다. 즉, 고용체형, 공정형 및 포정형, 금속간화합물형, 혼합조직형, 접합강도가 약한 부착형이 있다. 열교환기 및 배관용 Cu모재를 (Cu-Ag)합금의 뿔납을 사용하여 브레이징하면, 브레이징접합부 부근의 모재측은 고용체가 형성되고, 뿔납금속은 공정조직이 형성된다.

항공기 엔진부품의 터빈 블레이드의 재질은 주로 Ni기의 초내열합금이

므로 이의 뿔납으로서는 공정반응의 (Ni-P)합금 또는 (Ni-B)합금을 사용한다. 또한, 자동차용 열교환기 및 전자부품으로 사용되는 열교환기는 주로 알루미늄합금으로 브레이징 제작되며, 공정조성부근의 조성을 갖는 (Al-Si)합금을 뿔납으로 사용하고 있다.

그러나, 모재가 강 또는 스테인레스인 경우에는 뿔납으로 사용할 수 있는 적당한 Fe계의 뿔납용 합금이 없으므로 Cu계 합금 또는 Ag계 합금을 뿔납으로 사용하고 있다. 그러나 후자의 경우, Fe중에 Ag는 거의 고용하지 않으며, 더욱이 이들 성분사이에는 금속간화합물도 형성하지 않으므로 접합강도가 약한 상태가 된다.

한편, 복잡하고 정교한 부품간의 접합이 요구되는 재표적인 제품이 열교환기이다.

열교환기는 열전도도가 우수한 재질을 사용하여야 하므로 동합금을 주로 사용하는 열교환기 제품도 아직 많으며, 제품제작의 편이성 때문에 물리적인 접합법으로 제작되고 있는 제품도 있다.

물리적인 접합을 하면 부품사이의 접합부에 빈공간이 존재하게 되고, 이에 의해 열전도도가 감소되므로 성능향상을 위해 물리적인 접합법 대신에 브레이징법으로 대체되고 있는 실정이다. 그런데 동합금은 비중이 8.7로서 고밀도의 금속이며, 약간의 고강도인 재질이므로 박판제작에도 한계가 있다. 따라서 동합금으로 제작되는 열교환기제품은 고성능을 발휘하는 경량화에 불리한 실정이다. 한편, 알루미늄은 비중이 2.7로서 순동의 30%, 열전도율은 순동의 약 60%로서 열전도성도 어느정도 우수한 재질에 속하며, 성형가공성은 순동보다 우수하다.

그러므로 요즈음의 자동차용 열교환기인 radiator, oil cooler, 공조시스템 부품인 condenser, evaporator, heat core는 모두 알루미늄 브레이징법으로 제작되고 있다. 최근에는 가정용 에어컨의 condenser도 알루미늄 브레이징된 제품이 시판되었다.

이와 같이 알루미늄 브레이징은 그 중요도가 점차 증가되고 있는 가공분야이다. 알루미늄 브레이징에 사용되는 뿔납은 공정조성 부근의 화학적조성을 갖는 {Al-(7~13)wt.%Si} 합금이 주로 사용되며, 특수한 경우에는 Mg 등의 제 3



의 합금성분을 첨가한 합금을 뿔납으로 사용하기도 한다. 시판되고 있는 뿔납의 형태는 와이어 상태 및 브레이징 시트의 형태가 있다.<sup>2,3)</sup>

브레이징 시트는 알루미늄합금 모재인 심재(core)의 양쪽면 또는 한쪽면에 일정한 두께의 뿔납을 기계적으로 clad한 다층 판재이다.

브레이징 온도 및 시간은 조립체의 크기, 뿔납의 화학적조성에 따라 약간 달리 지지만, 대체로 뿔납의 용점보다 약 (10~20)℃ 높은 온도에서 약 5 분간 유지시켜 접합한다.

더욱이, 브레이징온도와 알루미늄 모재의 용점과의 온도차이는 50~60℃ 에 불과하므로 브레이징과정중 액상의 뿔납에 의한 모재의 용손을 최소화하며, 제품 전체가 균일한 접합상태를 얻도록 공정관리에 주의를 하여야 한다.

그러나 알루미늄합금은 산소와의 친화력이 매우 크다. 따라서 산화막이 제거된 청정한 표면상태를 갖는 알루미늄을 단지 실온에 방치해두어도 표면에 산화알루미늄층이 형성되므로, 비교적 낮은 온도에서 가공을 하고 또한 산화알루미늄층 제거의 중간공정이 도입되는 냉간압연판재의 경우에도 마무리 압연된 알루미늄합금판재의 표면부에 존재하는 산화알루미늄층의 두께는 약 50Å 인 것으로 알려져 있다.<sup>4)</sup>

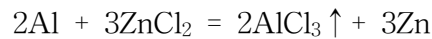
알루미늄의 브레이징과정에서 접합부 계면에 산화알루미늄층이 존재하면, 용융된 뿔납금속과 고상의 알루미늄합금 모재와의 금속학적 결합에 대한 장애물의 역할을 하기 때문에 부재간의 브레이징 접합이 불가능하게 된다. 따라서, 알루미늄 브레이징에 있어서 가장 중요한 관건은 모재 및 뿔납의 표면에 존재하는 산화알루미늄층의 제거이며, 알루미늄 브레이징 방법은 이것을 제거하는 방안과 직접연관되며, 사용하는 재료, 브레이징 공정 및 설비가 달라진다.

알루미늄 브레이징 방법에는 여러 가지가 있으며, 그 중에서도 널리 채택되고 있는 대표적인 브레이징법을 열거하면 다음과 같다. 염화물계 플럭스를 사용하는 브레이징법, 물화물계 플럭스를 사용하는 브레이징법, 플럭스를 전혀 사용하지 않고 진공분위기의 노중에서 브레이징하는 방법이 있다.

## 1) 염화물계 flux를 사용하는 알루미늄 브레이징

산화알루미늄층을 제거하는 플럭스의 작용에 대한 설명으로 하여 전기화학반응기구가 제시되어 있다. 산화피막층과 소지금속사이에 국부전지를 형성하여, 피막층 직하의 모재 Al층은 anode반응에 의하여  $Al^{+3}$ 의 금속이온으로 용해되어 표면부의 알루미늄층이 제거된다. 이에 따라 산화알루미늄피막층은 박리되고 용융 flux중으로 혼입된다.

알루미늄용 염화물계 플럭스로서 LiCl,  $ZnCl_2$ 등과 같은 플럭스를 사용하는 경우에는 다음과 같은 반응을 일으킨다.



이 반응은  $420^\circ C$  이상에서 일어나고, 생성된 염화 알루미늄은 승화온도가  $178^\circ C$ 로써 비교적 저온이며 백색의 연기를 내면서 승화한다. 염화 시편의 플럭스는 표면의  $Al_2O_3$ 와 직접 환원 반응하는 것이 아니라, 가열하게 되면 기지와 산화피막과의 열팽창계수의 차에 의해서 산화피막에 균열이 일어나고, 이 균열 사이로 침투한 염화아연이 알루미늄기지와 반응하여 발생한 승화성 염화알루미늄의 가스압에 의해서 산화알루미늄층이 물리적으로 제거되는 것으로 알려져 있다.

한편, 염화물계 플럭스를 사용하는 알루미늄 브레이징 프로세스는 화염 브레이징 및 노중 브레이징에 많이 적용되고 있다. 화염 브레이징은 접합부를 토치로 가열하고, 플럭스 및 용가제금속을 첨가하면서 접합하는 방법인데, 작업시에 용융 용가제금속의 흐름등을 눈으로 확인할 수 있기 때문에 즉시 수정이 가능한 것이 특징이라고 할 수 있다. 화염 브레이징은 가장 간단한 브레이징 방법이며, 설비비 및 비용이 저렴하고, 보수가 쉽고, 국부가열이 가능하고, 이종 금속간의 접합에도 적용 가능한 특징이 있다.

그러나 염화물계 플럭스는 흡습성이 있고, 브레이징 후에는 제품표면에

플럭스 잔사기 부착되며, 이에 의해 제품이 부식되므로 브레이징 후에는 플럭스 잔사를 제거하기 위한 세척과정이 반드시 필요하다.

## 2) 불화물계 flux를 사용하는 알루미늄 브레이징

염화물계 플럭스를 사용하는 브레이징의 경우에는 알루미늄에 대하여 부식성이 있는 플럭스 잔사를 제거하기 위한 후처리로서 세척과정이 반드시 필요하다. 이와 같은 염화물계 플럭스의 단점을 해결하기 위해 개발된 것이 불화물계 플럭스인 Nocolor 플럭스를 사용하는 알루미늄 브레이징법이며, NB법<sup>5)</sup>이라고 한다.

Nocolor 플럭스의 화학성분은  $K_3AlF_6$ 와  $KAlF_4$ 이며, 화학적조성은 이들 두 성분의 공정조성 부근이고,  $KAlF_4$ 에 극히 소량의  $K_3AlF_6$  이 첨가되어 있는 불화물계의 염이다. 시판되고 있는 Nocolor 플럭스는 200 mesh 이하의 백색분말이다. 최근에는 이 플럭스를 더 개량시킨  $KAlF_4 + K_2AlF_5 \cdot H_2O$  계의 플럭스도 사용되어지고 있다<sup>6)</sup>.

Nocolor 플럭스를 사용하는 가장 큰 장점은 브레이징후 제품 표면에 부착된 플럭스 잔사가 알루미늄에 대한 부식성이 없으며, 오히려 부식 억제 효과가 있으므로 플럭스잔사 제거를 위한 세척과정이 필요하지 않다는 것이다. 따라서, 국내에서도 가장 많이 적용하고 있는 알루미늄 브레이징 방법이며, 적용범위도 증가되고 있는 추세이다.

Nocolor 플럭스의 일반적인 사용방법은 플럭스를 물에 희석시켜 플럭스 농도가 3~15mass% 정도인 slurry상태로 만들고, 이것을 브레이징할 제품 표면에 분무하여 도포시키든지 혹은 slurry상태의 플럭스용액중에 브레이징용 제품을 침지시켜 부품표면을 도포한다.

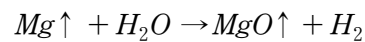
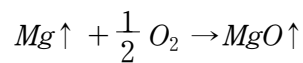
플럭스의 도포량은 약  $3 \sim 10g/m^2$  정도이며, 질소가스 분위기의 노중에서 브레이징한다. 그리고, 노내 분위기가 매우 중요하여 노중의 산소 농도가 낮을수록 브레이징성이 우수하며, 플럭스 사용량도 감소된다.

### 3) 진공 브레이징법

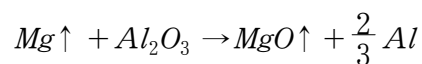
진공 브레이징법은 1975년 General Electric사가 개발한 브레이징법이며,  $10^{-4} \sim 10^{-6}$  Torr의 고진공 분위기중에서 브레이징한다. 뿜납으로는 (Al-Si-Mg)계 합금을 사용한다.

브레이징온도에서 Mg성분은 증기압이 매우 크므로 액상의 뿜납중에 함유된 Mg는 쉽게 휘발되며, 다음과 같은 역할을 한다.

액상의 뿜납 금속으로부터 휘발되는 Mg증기는 아래와 같은 산화반응에 의해 제품부근의 노내  $O_2$  및  $H_2O$  가스를 제거하여 노내 분위기를 청정화함으로써 알루미늄제품 표면의 산화를 억제한다.



더욱이, 알루미늄 제품 및 액상 뿜납금속의 표면층에 형성되어 있던  $Al_2O_3$  층을 환원제거하여, 액상 뿜납금속의 유동성을 향상시켜고, 접합시키고자 하는 알루미늄부품들의 틈 사이로 스며들어간 액상의 뿜납금속과 소지금속은 금속학적 결합으로 접합된다.



진공 브레이징은 플럭스를 사용하는 브레이징법에서 발생할 수 있는 공기오염의 우려가 없으며, 안전사고 발생도 감소된다. 그리고, 브레이징 접합부의 결합이 적고, 염화물계 플럭스법에서 요구되는 플럭스잔사 제거를 위한 세정처리가 필요하지 않고, 브레이징된 제품의 표면이 미려하며, 다른 브레이징법에 비교하여 변형이 적은 장점이 있다. 또, 진공봉착을 필요로 하는 특수한 부품의 제작도 가능한 것이 특징이라고 하겠다.

하지만, 진공 브레이징법은 설비투자비가 높고, 유지 및 관리상의 문제, 노내벽상에 퇴적한 증발된 마그네슘 및 마그네슘 산화물의 제거를 위한 정기적인 노내 청소가 필요하고, 가열시간이 길며, 노내 온도 분포가 불

균일한 단점이 있으며, 재료의 사용도 제한되어 있다.

또한, 브레이징된 제품의 경우, 브레이징과정에서 Mg의 휘발에 의해 접합부 부근의 영역에는 Mg이 함유되므로 Mg이 첨가되지 않는 알루미늄 합금보다 쉽게 부식된다. 따라서 제품의 내식성 향상을 위해 진공브레이징 후에는 제품의 표면에 chromating처리를 실시하고 있다.

진공브레이징은 환경친화적인 브레이징법이지만, 위에서 언급된 단점을 극복할 수 없는 한계성 때문에 사양화되고 있다.

그런데, 알루미늄 브레이징에 있어서 접합부 부근에서는 액상의 뿔납과 고상의 모재사이에 화학적 반응에 의해 모재의 표면부가 용융되고, 화학적 조성변화도 발생하여, 모재의 강도 및 내식성에 영향을 미친다. 특히, 열교환기에 있어서 중요한 소재의 열전도도에도 영향을 미치게 된다. 따라서 뿔납금속의 종류 및 사용량, 모재의 합금종류와 미세조직, 브레이징 온도 및 시간과 같은 금속학적 영향에 의해 브레이징 접합상태가 달라진다.

따라서 브레이징 접합부 부근의 미세조직변화에 미치는 금속학적 인자 및 브레이징조건의 영향을 조사하여 최적의 브레이징상태를 얻기 위한 조건을 설정하는 것은 매우 중요하며, 이에 관한 연구도 시행되어 왔다. K. Maeda 등<sup>7)</sup>은 (Al-Mn)계 합금인 A3003 판재에 한쪽면에만 (Al-Si) 합금을 clad한 편면 브레이징 시트를 수평으로하고, A3003판재를 수직으로 하는 “T”자를 거꾸로 한 소위 ”역 T“자 형태의 시험편을 브레이징 실험하여, 뿔납의 Si 농도, 브레이징 온도 및 시간, 뿔납의 사용량이 브레이징된 시편의 fillet 형성상태, 뿔납의 유동성 및 모재의 용융에 미치는 영향을 조사하였다.

K. Meada등의 연구결과에 의하면, 액상의 뿔납중에 모재가 용융되는 정도는 뿔납의 화학적조성에 영향을 받으며, Si 농도가 증가함에 따라 모재가 용융되는 영역이 직선적으로 증가하는 것으로 표시되어 있다. 또한 모재의 용융영역에 미치는 브레이징 온도의 영향은 매우 크게 나타나

며, 그 관계식을 표시하면 브레이징 온도를 지수함수로 표시한 식이 된다.

또한, S. Hirano등<sup>8)</sup>은 Mg을 함유하는 모재의 브레이징성에 대하여 연구하였으며, 양면 clad의 브레이징 시트를 수직으로 위치시킨 “역 T”자형 시험편을 고진공 분위기 브레이징하였다. 이 연구 결과에 의하면, 액상 뿔납의 퍼짐성과 모재의 용융깊이는 브레이징 온도와 시간에 따라 증가하며, 모재중의 Mg 함유량에도 영향을 받는 것으로 나타나고 있다. 그런데, Mg가 함유된 모재는 진공 브레이징에만 주로 사용되지만, 위의 연구 결과는 브레이징성에 미치는 인자로서 모재의 화학적조성도 중요함을 뒷받침하는 것이다.

최근에 M. Nylén등<sup>9)</sup>은 모재의 용융깊이에 미치는 모재의 결정립크기의 영향도 조사하였다. 즉, A3003 심재의 양쪽면에 (Al-10wt.%Si)의 A4045합금을 clad한 브레이징 시트를 wave형태로 가공한 것을 편재로 하고, 이것을 두 장의 A3003 모재사이에 삽입시켜 브레이징하였다. 이 연구 결과에 의하면, 모재의 결정립이 미세할수록 모재 용융깊이가 증가하고 있다.

그러나, 지금까지의 알루미늄 브레이징에 관한 연구는 “역 T”자형 시험편 또는 이와 유사한 형태의 시험편을 사용하여 브레이징하였으므로, fillet부의 위치에 따라 모재와 접촉되어 있는 액상 뿔납의 양이 달라지며, 이에 따라 모재의 용융깊이도 변화하고 있다. 예를 들어, 시험편의 곡부에서는 모재의 용융깊이가 최대가 되지만, fillet의 양단부로 갈수록 모재의 용융깊이가 감소한다. 따라서, 브레이징 과정동안 모재 표면과 접촉하고 있는 모든 부위에서 액상 뿔납의 양을 일정하게 유지한 상태에서 모재의 용융깊이를 측정하면 뿔납의 양이 미치는 영향을 보다 정량적으로 측정할 수 있으므로 이에 대한 연구가 필요한 실정이다.

본 연구에서는 두 장의 A1100 판재를 포개어 수평으로 설치하고, 판재와 판재사이에 스페이서의 역할을 하도록 텅스텐와이어를 삽입시켜 빈공간의 높이를 일정하게 유지하였다. 이때 상부에 설치되는 판재의 크기

를 하부의 판재보다 작게 하고, 상부 판재의 모서리부분에 (Al-Si)합금의 뿔납을 고정시켰다. 브레이징 과정에서 뿔납은 액상이 되고, 모세관현상에 의해 두 장의 판재사이에 형성된 빈 공간속으로 스며들어 충전된다. 따라서 모재표면과 접촉하는 뿔납금속의 양은 모든 부위에서 일정하게 된다. 따라서 “역 T”자 형태의 시험편과 같이 fillet부의 위치에 따라 모재의 용융깊이가 달라지는 현상을 방지할 수 있다.

더구나 직경 50, 100, 150 및 200  $\mu\text{m}$ 의 텅스텐 와이어를 각각 사용함으로써 액상 뿔납의 양이 브레이징 접합부 영역의 미세조직변화에 미치는 영향을 조사할 수 있다.

또한, 접합부 영역의 미세조직과 EPMA분석에 의한 거리-농도 분포로부터, 액상 뿔납중에 용융된 모재의 깊이를 측정하였다.

뿔납으로 사용한 (Al-Si)합금의 Si 농도가 모재 용융깊이에 미치는 영향도 조사하였다.

그리고 A1100 모재의 결정립 크기에 따른 모재 용융깊이의 변화도 측정하였다.

브레이징 온도는 863K로부터 903K까지 10K 간격으로 설정하고, 각각의 브레이징온도에서 브레이징시간을 변화시켜, 액상 뿔납중으로의 모재 용융에 대한 속도와 온도의존성을 결정하였다.

알루미늄 브레이징에 있어서, 액상 뿔납중으로 모재표면부가 용융되는 깊이에 미치는 금속학적인 영향, 브레이징시간 및 온도의 영향을 종합적으로 검토한 본 연구를 통하여, 모재의 표면부가 용융되는 원인을 규명할 수 있었다. 이상과 같은 본 연구의 결과는 알루미늄 브레이징의 미세조직변화에 대한 이론적인 정립이 가능하며, 알루미늄 브레이징에 대한 최적조건을 설정할 수 있을 뿐만 아니라, 알루미늄 브레이징의 기술향상에도 기여할 수 있다.

한편, 본 연구에서는 현재 알루미늄 브레이징 방법의 주류가 되고 있는 Nocolok 플럭스를 사용한 NB법으로 브레이징하였다.

## 2 . 실험방법

### 2.1 결정립 조대화 열처리

브레이징에 사용한 소재는 화학적 조성이 A1100, 두께 3mm인 냉간 압연판재이며, 대한전선(주) 알루미늄사업부로부터 제공받았다. 이 판재를 절단하여 크기가 각각 25×25mm 및 25×10mm인 2 종류의 소형판재를 다량 채취하였다.

브레이징시 모재의 결정립 크기가 브레이징 접합부 부근의 미세조직변화에 미치는 영향을 조사하기 위하여, 이들 소형판재를 각각 673K, 743K 및 823K로 유지된 전기로중에 장입하여 7200sec동안 결정립 조대화 열처리하였다.

Photo 1은 열처리전의 소재 및 각각의 온도에서 결정립조대화 열처리한 소형판재에 대한 광학현미경 조직사진이다. Photo 1의 각각의 사진으로부터 한 개의 결정립이 차지하는 평균면적을 측정하는 방식의 면적분석분에 의해 결정립의 평균크기를 측정하였다. 열처리온도가 673K의 경우는 결정립 크기의 평균값이 43 $\mu$ m, 743K의 경우는 평균 57 $\mu$ m, 823K의 경우는 평균 74 $\mu$ m로 각각 측정되었다. 한편, 열처리전의 소재에 대한 결정립크기의 평균값은 43 $\mu$ m로 측정되었지만, 브레이징용 모재로는 사용하지 않았다.

결정립 조대화 열처리된 소형판재의 표면을 에머리페이퍼 2000번까지 연마하고, 입경 3 $\mu$ m 및 1 $\mu$ m의 다이아몬드 현탁액으로 정마한 후, 아세톤 용액으로 초음파 세정하였다.



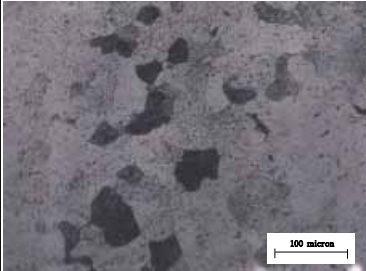
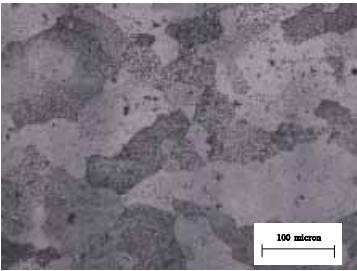
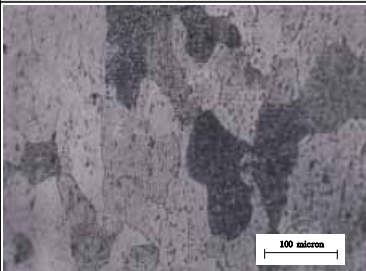

heat treatment	heating temp.	
	as rolled	673K
heating time : 7200s		
		

Photo. 1 Optical microstructure of A1100 substrate heat treated

## 2. 2 뿔뿔금속의 제작

본 연구에서 사용한 (Al-Si)합금 뿔뿔중의 한 종류는 영국 Aluminium Welding Products사의 제품인 A4047재질의 직경 2mm 선재이다.

또한, (Al-Si)계 평형상태도의 액상선 농도를 참고로 하여, 각각의 브레이징 온도에 대한 액상선의 Si 농도보다 약 1.5 at.% 농후한 조성의 (Al-Si)합금을 제작하였으며, 본 연구의 뿔뿔으로 사용하였다.

화학적조성이 (Al-14wt.%Si)인 시판용 모합금과 A1050을 목표로 하는 조성이 되도록 각각 평량한 것을 흑연도가니에 장입하고, 포트형의 전기로중에서 대기분위기로 용해하였다. 또, 용탕의 표면에 염화물계의 플럭스를 도포하여 용탕의 산화를 방지하였고,주입직전에는 고순도의 아르곤 가스를 용탕에 취입시켜 탈가스 처리하였으며, 금형주조하여  $\Phi 35 \times 45$ mm인 bulk재의 합금을 제작하였다.

이들 합금을 ICP 분석하여 얻어진 화학적 조성은 Table 1 과 같다(경남 금속(주)의 협조). Table 1에 의하면, 각 합금중에는 Si 성분외에 다른 성분도 소량 함유되어 있다. 그러나 이들 성분들의 함유량을 무시하고, (Al-Si)의 2원계 합금으로 간주한 합금 농도를 Table 1의 'filler metal'란에 표시하였다.

Table 1 Chemical compositions of filler metal (I.C.P analysis)

composition filler metal	chemical compositions(wt.%)									
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	others	Al
Al-4.84 at.%Si	4.84	0.32	0.03	0.02	0.02	0.03	0.01	0.02	—	Bal.
Al-6.68 at.%Si	6.68	0.17	0.01	0.05	0.01	0.01	0.01	0.01	—	Bal.
Al-7.86 at.%Si	7.86	0.15	0.01	0.01	0.06	0.01	0.01	0.01	—	Bal.
Al-9.04 at.%Si	9.04	0.28	0.02	0.01	0.05	0.02	0.01	0.01	—	Bal.
Al-10.22 at.%Si	10.22	0.03	0.03	0.01	0.05	0.01	0.01	0.01	—	Bal.
Al-12.2 at.%Si	12.2	—	—	—	—	—	—	—	—	Bal.

where, the concentration of Si in (Al-12.2 at.%Si) alloy represents nominal composition of commercial products.

## 2. 3 브레이징용 조립시편

브레이징용 조립시편의 제작에 대한 모식도를 Fig. 1에 표시하고 있다.

브레이징용 모재로 사용하기 위한  $25 \times 25 \times 3$ mm인 소형판재를 하부에 설치하고, 이것보다 소형인  $25 \times 10 \times 3$ mm의 판재를 상부에 중첩시켰다. 이 때, 판재 면들의 위치는 정마 후 아세톤용액으로 초음파 세정한 들이 서로 마주보도록 하였다. 이 두 장의 소형판재 사이에 일정한 높이의 빈공간을 형성시키기 위하여 주어진 직경의 텅스텐와이어를 5가닥 삽입하였으며, 와이어와 와이어 사이의 간격은 약 5mm가 되도록 배치하였다. 그런데 삽입된 텅스텐와이어는 판재와 완전히 밀착되지 않는다.

따라서 두 장의 판재 사이에 형성되는 공간의 높이가 삽입된 텅스텐와이어의 직경에 해당하는 일정한 높이를 형성할 수 있도록 상부의 판재 위에 하중을 가하였다.

하중의 크기는 브레이징 온도가 903K일 때는 압축응력이 약 60kPa, 브레이징 온도가 863K일 때는 약 80kPa이 되도록 하여, 브레이징 온도가 증가함에 따라 가하는 하중을 점차 감소시켰다. 왜냐하면, 브레이징 열처리에 의해 모재가 연화되고, 고온 강도가 강한 텅스텐와이어가 외부 하중에 의하여 모재중으로 침투하면, 두 장의 시편사이의 높이가 감소될 수도 있다. 이와 같은 현상이 발생되면, 두 모재사이에 충전되는 액상 뿔납의 브레이징 초기상태 높이가 브레이징 온도에 따라 변화될 우려가 있기 때문이다. 두 장의 시편이 이루는 모서리 부에 직경 2mm × 길이 15mm로 절단된 (Al-12.2 at.%Si) 와이어 또는 원통형으로 제작된 다른 조성의 (Al-Si)계 합금으로부터  $2 \times 2 \times 10$ mm로 절단된 뿔납을 그 길이방향이 삽입된 텅스텐와이어의 길이방향과 수직이 되도록 배열시켰다. 고체상태의 뿔납은 브레이징의 초기단계에서 용해하여 액상이 되며, 모세관현상에 의하여 두 모재사이의 빈 공간에 충전된다.

스페이서로 사용한 텅스텐와이어는 각각의 직경이  $50\mu\text{m}$ ,  $100\mu\text{m}$ ,  $150\mu\text{m}$  및  $200\mu\text{m}$ 의 4 종류이다.

한편, 조립된 시편을 브레이징하기 전에 Nocolok flux와 이소프로필 알코올의 현탁액을 브레이징될 모재의 표면에 도포하였으며, 땀납에도 도포 하였다.

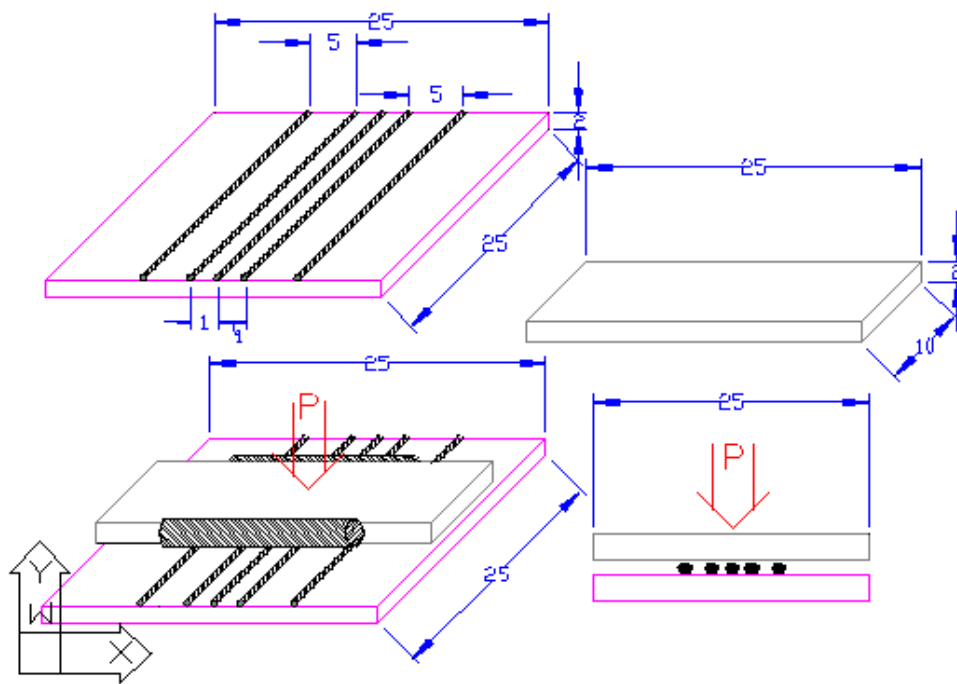


Fig. 1 Schematic drawing of the specimen preparation

## 2. 4 브레이징 열처리 및 접합부의 미세조직 관찰

Photo 2는 본 연구에서 사용한 브레이징노의 내부장치를 표시하고 있으며, 시편 지지대 위에 브레이징용 조립시편을 장착한 후에는 노실을 밀폐시키는 장치가 부착되어 있다. 로터리펌프를 사용하여 노내 분위기를 약  $10^{-3}$  torr의 진공상태로 한 후에, 실온에서 노내의 압력이 약 0.5 기압이 되도록 고순도(99.999%)의 질소 가스를 취입시킨 불활성가스 분위기 중에서 브레이징 열처리하였다.

브레이징 온도는 863K로부터 903K까지이며, 10K의 온도간격으로 설정하였다. 각각의 브레이징 온도에서 60s, 120s, 180s, 300s, 420s, 600s, 720s 동안 브레이징하였다.

브레이징 열처리는 다음과 같은 순서로 가열하였다. 실온으로부터 10K/min의 승온속도로 가열하여, 833K에서 300s동안 등온 유지하였다. 이 단계의 열처리 목적은 액상의 Nocolok flux에 의하여 시편 및 용가재의 표면 층에 형성되어 있는 산화알루미늄 피막이 충분히 제거될 수 있도록 하기 위함이다. 다시 10K/min의 승온속도로 가열하여 시편부근의 노내온도가 목표로 하는 브레이징 온도에 도달하도록 하였다. 브레이징 시간의 설정은 브레이징 온도에 도달한 직후부터의 유지시간을 취하였다. 주어진 브레이징 시간동안 브레이징한 후에는 가열대의 전원을 off 하고, 이 상태에서 시편을 473K까지 냉각하였으며, 이후부터는 노내부를 개방하여 실온까지 냉각하였다.

브레이징된 시편의 중앙부를 삽입 텅스텐와이어의 길이방향에 대하여 직각방향으로 정밀 절단한 후에 에폭시수지로 마운팅하였다. 마운팅된 단면을 연마지 2000번까지 연마한 후, 입경  $3\mu\text{m}$  및  $1\mu\text{m}$ 의 다이아몬드 현탁액으로 정마하였다. 정마된 시편면을 양극으로 하고 백금판을 음극으로 하여, 0.05%  $\text{HBF}_4$  용액중에서 통전전류 1A로 20sec동안 전해 부식하였다.

브레이징 접합부 부근을 광학현미경 미세조직 촬영하였으며, EPMA

분석기를 사용하여 접합부 부근의 각 영역에 대한 Si -K<sub>α</sub> 선의 강도를 측정하였다. 미세조직사진과 EPMA의 거리-농도 곡선으로부터 알루미늄 모재부와 액상 뿔납과의 접합계면위치를 측정하였으며, 최종적으로 액상 뿔납에 의해 알루미늄 모재 표면부위가 용해된 깊이를 산출하였다.





Photo 2 apparatus of tube type brazing furnace

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3. 1. 실험결과

##### 3. 1. 1 액상용가재의 용점

용가재으로 사용되는 각각의 (Al-Si)합금에 대하여 MAC Science사 제(일본) 모델 DSC 3300을 사용하여 시차열분석(일명 DSC)을 행하였다. 승온속도는 10K/min으로 가열한 다음, 노중 냉각했을 때의 비열의 온도 변화 곡선으로부터 응고개시 온도를 측정하여 각 합금에 대한 액상선 온도로 결정하였다.

Fig. 2(a), Fig. 2(b), Fig. 2(c), Fig. 2(d), Fig. 2(e), Fig. 2(f)은 (Al-4.84at.%Si), (Al-6.68at.%Si), (Al-7.86at.%Si), (Al-9.04at.%Si), (Al-10.22at.%Si), (Al-12.2at.%Si)의 용가재를 사용하여 시차열분석한 결과로써 가열시의 용융완료 온도가 557°C이며, 액체상태로부터의 냉각 시에 응고개시 온도가 624°C, 614°C, 610°C, 601°C, 589°C, 578°C 로 각각 측정되었다. 표2는 각각의 온도 분포를 나타내고 있다. 따라서, 액상 선은 응고개시 온도인 882K로 결정하였다. 이 응고개시 온도를 액상선의 온도로 설정하여, 각각의 조성을 갖는 용가재 금속 사용의 금속을 기준으로 브레이징 온도를 결정하였다. Fig. 3은 DSC분석으로부터 측정된 화학적 조성별에 따른 응고개시 온도를 평형상태도의 액상선과 비교하여 함께 표시하고 있으며, 고상선은 EPMA의 정량분석을 통해서 나타내었다.

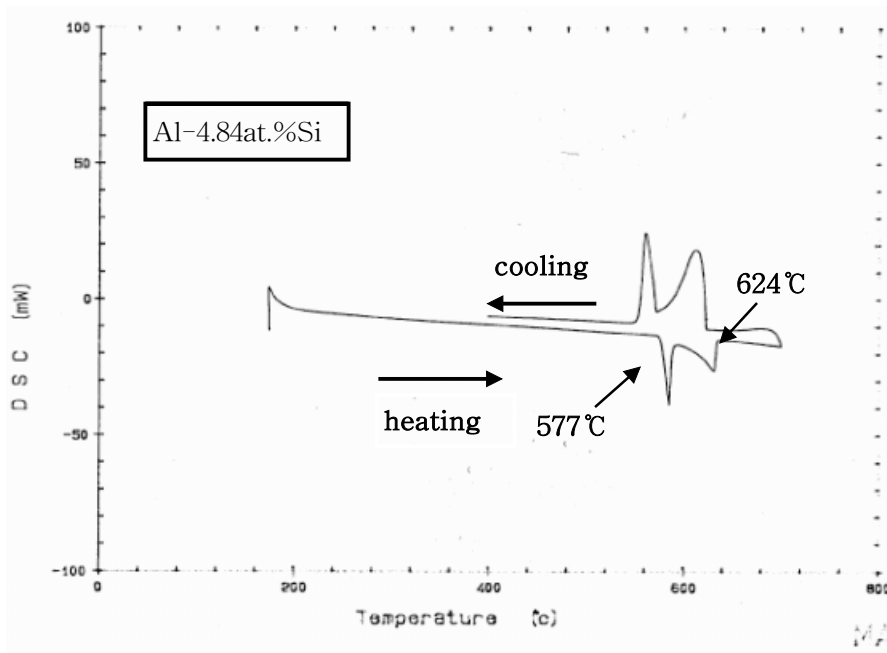


Fig. 2(a) DSC thermograms of (Al-4.84at.%Si) alloy

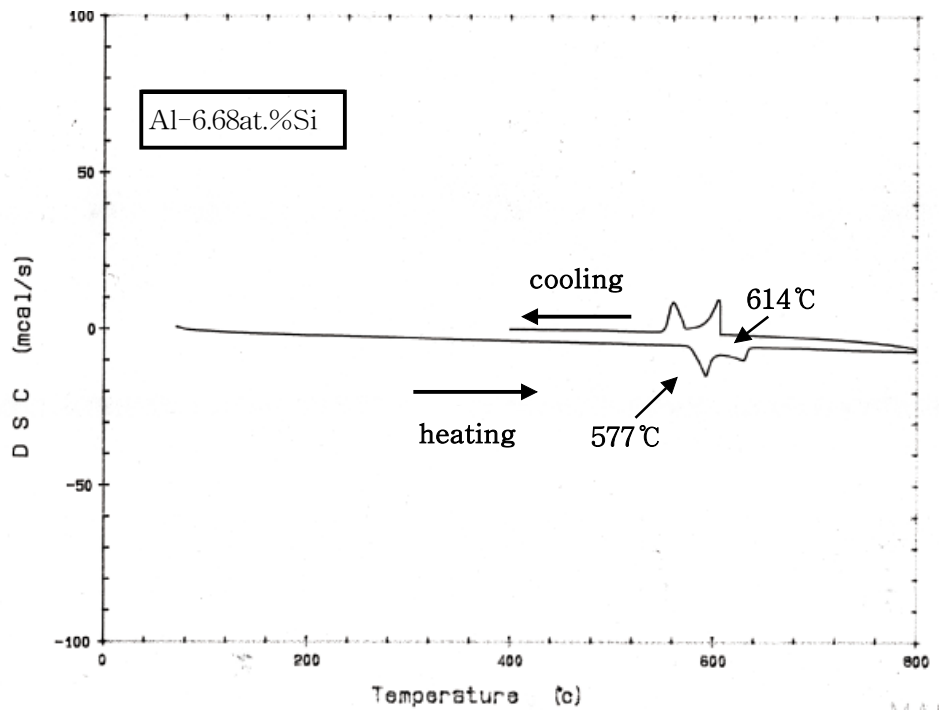


Fig. 2(b) DSC thermograms of (Al-6.68at.%Si) alloy

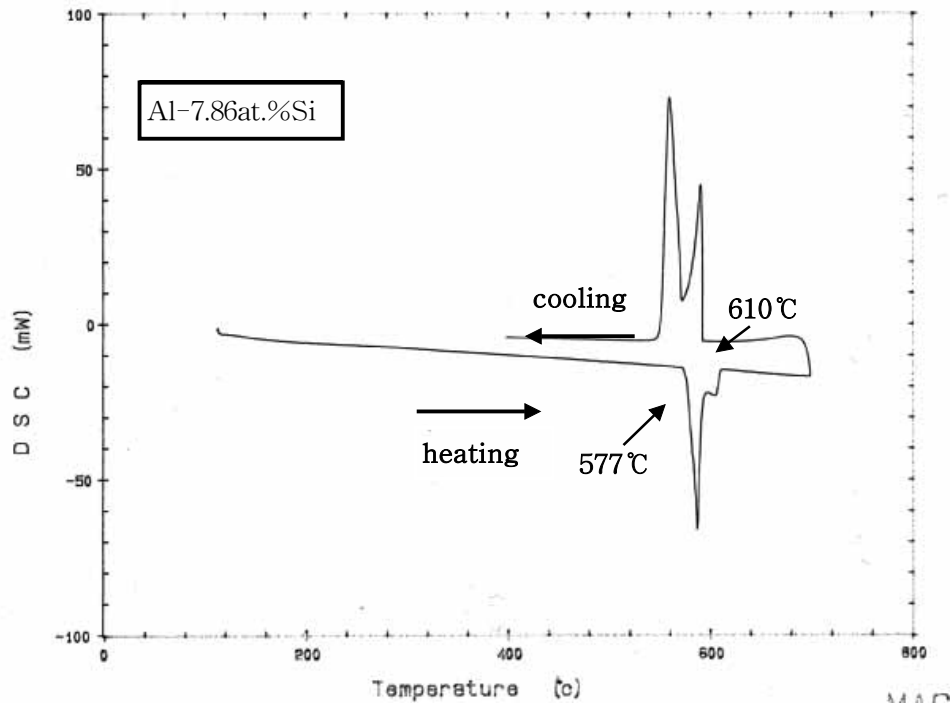


Fig. 2(c) DSC thermograms of (Al-7.86at.%Si) alloy

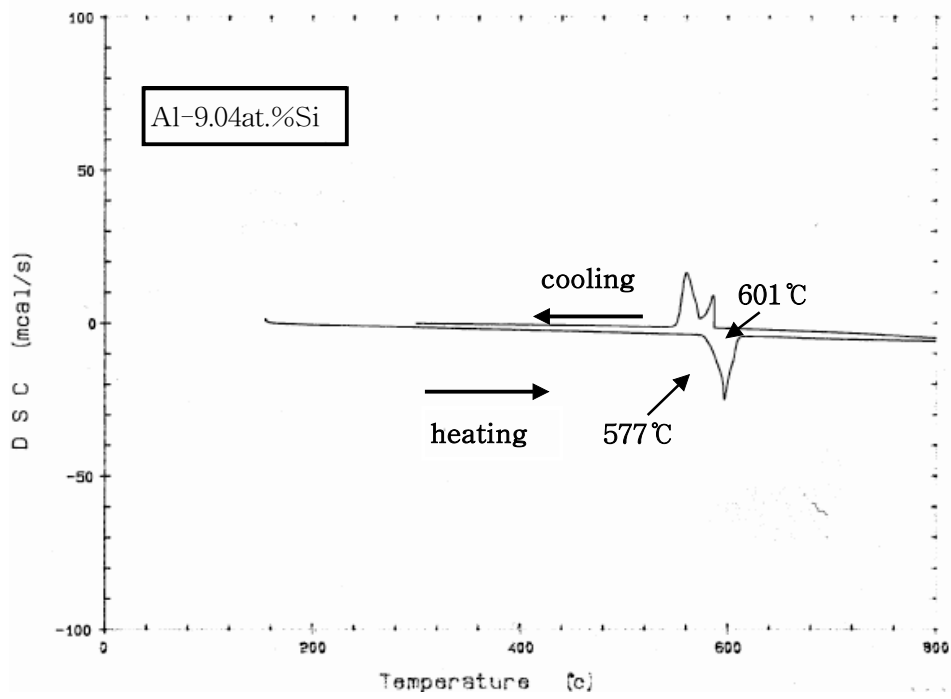


Fig. 2(d) DSC thermograms of (Al-9.04at.%Si) ally

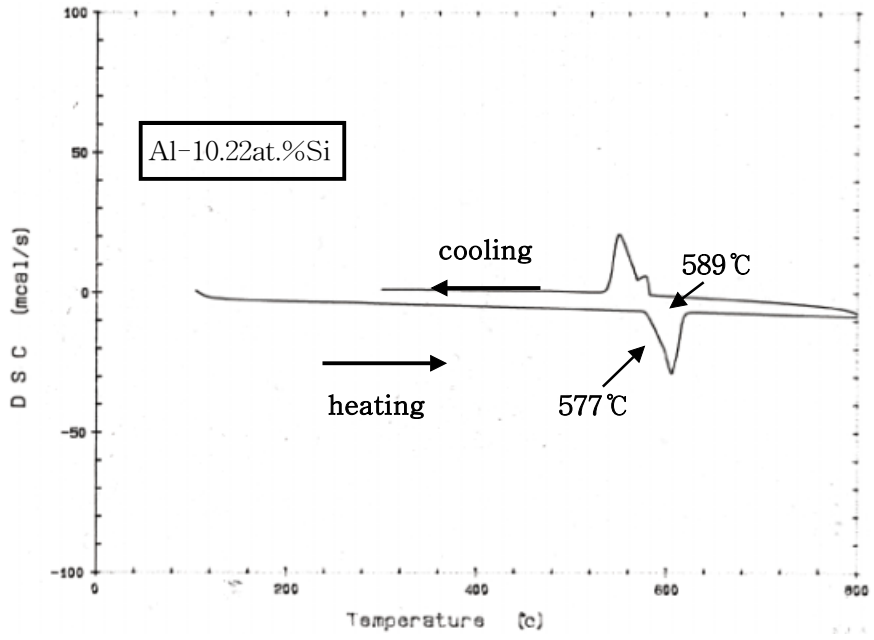


Fig. 2(e) DSC thermograms of (Al-10.22at.%Si) ally

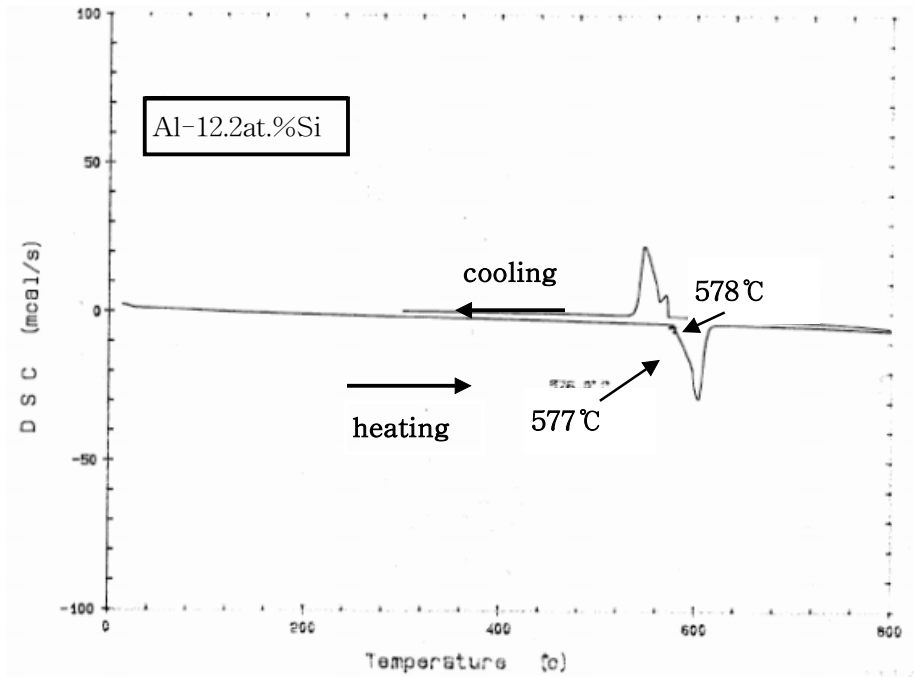


Fig. 2(f) DSC thermograms of (Al-12.2at.%Si) ally



Table. 2 Solidification temperature of (Al-Si) filler metal measured by DSC analysis

filler metal	Solidification temp.(K)
Al-12.2at.%Si	851
Al-10.22at.%Si	862
Al-9.04at.%Si	874
Al-7.86at.%Si	883
Al-6.68at.%Si	887
Al-4.84at.%Si	897

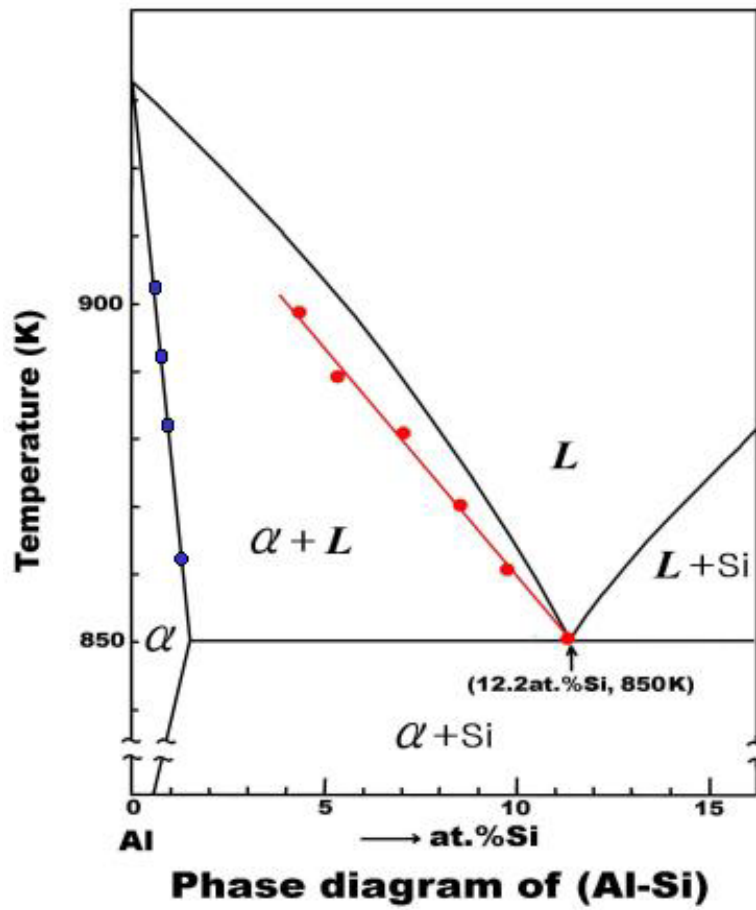


Fig. 3 Liquidus determined by DSC and Solidus by EPMA on (Al-Si) phase diagram

### 3. 1. 2. 고·액계면의 이동거리

Photo 3은 평균입자 크기가  $74\mu\text{m}$ 인 한 장의 판상 모재 둘레에  $100\mu\text{m}$  텅스텐와이어를 winding한 후, 이소프로필 알코올과 Nocolok flux와의 현탁액을 브레이징될 시험편의 표면에 도포하고 (Al-12.2at%Si)합금선재의 삽입 금속을 상부 시편의 모서리 부에 설치하였다. 이때 상부의 시편 면에 약 70kPa의 압력을 가하면서 883K에서 300s동안 브레이징 한 후 노냉시켰다. 브레이징 과정중 두장의 모재 간극이 일정하게 유지되는가의 여부를 알기 위해서 길이가 짧은 용가재 금속 편을 사용하여 일부분 영역만이 브레이징 되게 하였다. Photo 3에 의하면, 용가재가 충전되어 있지 않는 부분의 모재간 거리가 텅스텐와이어의 직경과 같은 크기로 측정되었으므로, 브레이징 과정중 외부 하중에 의해 텅스텐 와이어가 모재층으로 침투되지 않은 상태를 의미하므로 시편상부에 가해지는 압력이 적당하다는 것을 뒷받침한다. Photo 4는 평균입자 크기가  $74\mu\text{m}$ 인 모재 둘레에  $50\mu\text{m}$ ,  $100\mu\text{m}$ ,  $150\mu\text{m}$ ,  $200\mu\text{m}$ 의 텅스텐와이어를 winding한 후, 브레이징온도를 863K에서 180s 동안 한 조직사진이다. 브레이징 시간 증가에 대해 공정조직 층과 접합은  $\alpha$ 상층의 형태는 곡률 반경도 증가함을 나타내고 있다. 또한, 브레이징 전 모재의 평균입자 크기가  $74\mu\text{m}$ 인 경우에 접합부 부근의 미세 조직에 미치는 브레이징 시간의 영향을 조사하기 위하여, 브레이징 온도 863K에서 브레이징 시간을 180sec, 300sec, 420sec로 변화시켜서 브레이징한 시편의 브레이징 접합부 부근의 미세 조직을 Photo 5에 표시하고 있다. 브레이징 시간이 증가함에 따라 공정 조직층의 두께는 점차 감소하지만,  $\alpha$ 상 층 두께는 증가됨을 알 수 있다. 더구나, 브레이징 시간 증가에 대해 공정조직 층과 접합은  $\alpha$ 상층의 형태는 곡률 반경도 증가함을 나타내고 있다.

Photo 6은 화학적 조성(Al-12.2at%Si)인 용가재금속을 액상 용가재층으로 사용하고, 직경  $100\mu\text{m}$ 의 텅스텐 와이어를 spacer로 한 것으로 브레이징 온도를 각각 883K에서 420s, 903K에서300s 브레이징 한 것을 EPMA의 mapping한 것으로 흰 부분이 Si의 분포를 나타낸 것이다.

Fig. 3의 미세 조직사진으로부터 접합부 부근의 각 상의 종류를 분명하게 규명하기 위하여 EPMA로 분석하였다. Fig. 3의 사진은 평균입자 크기가  $74\mu\text{m}$ 인 한 장의 판상 모재 둘레에  $100\mu\text{m}$  텅스텐와이어를 winding한 후, 브레이징온도를 863K에서 420s동안 브레이징한 시편을

사용하여 접합부의 A, B, C, D, E 영역에 대한 Si의 정량을 알기 위하여 EPMA로 정량 분석하였다. SHIMADAZU사제(일본)모델 EPMA-1600으로 관찰한 결과 의하면 Fig. 8의 사진의 A영역은  $\alpha$ 상임을 알 수 있었고, 두 종류의 상의 층이 접촉되고 있는 B영역을 EPMA에 의해 Si의 분포를 정량 분석한 것이고, Si의 함량이 0.81at.%Si로 측정되었다.

그리고 C영역을 분석한 것이고 Si의 함량이 약 12.2at.%Si로 측정되었다. 따라서, Fig. 8의 EPMA분석결과에 의해 각 상의 종류를 결정할 수가 있으며, (Al-Si)계 이원계 상태도에서 액상 선과 정량분석을 통한 약상선의 양이 거의 일치하는 것으로 보아 응고조직과 액상조직을 알 수 있었다. Fig. 4의 사진은 평균입자 크기가  $74\mu\text{m}$ 인 한 장의 판상 모재 둘레에  $100\mu\text{m}$  텅스텐와이어를 winding한 후, 브레이징온도를 883K에서 420s동안 브레이징한 시편을 사용하여 접합부의 A, B, C, D, E 영역에 대한 Si의 정량을 알기 위하여 EPMA로 정량 분석하였다. Fig. 4의 사진의 A영역은  $\alpha$ 상임을 알 수 있었고, 두 종류의 상의 층이 접촉되고 있는 B영역을 EPMA에 의해 Si의 분포를 정량 분석한 것이고, Si의 함량이 0.61at.%Si로 측정되었다. 그리고 C영역을 분석한 것이고 Si의 함량이 약 12.2at.%Si로 측정되었다. Fig. 5의 사진은 평균입자 크기가  $74\mu\text{m}$ 인 한 장의 판상 모재 둘레에  $100\mu\text{m}$  텅스텐와이어를 winding한 후, 브레이징온도를 893K에서 420s동안 브레이징한 시편을 사용하여 접합부의 A, B, C, D, E 영역에 대한 Si의 정량을 알기 위하여 EPMA로 정량 분석하였다. Fig. 5의 사진의 A영역은  $\alpha$ 상임을 알 수 있었고, 두 종류의 상의 층이 접촉되고 있는 B영역을 EPMA에 의해 Si의 분포를 정량 분석한 것이고, Si의 함량이 0.58at.%Si로 측정되었다. 그리고 C영역을 분석한 것이고 Si의 함량이 약 12.2at.%Si로 측정되었다. Fig. 6의 사진은 평균입자 크기가  $74\mu\text{m}$ 인 한 장의 판상 모재 둘레에  $100\mu\text{m}$  텅스텐와이어를 winding한 후, 브레이징온도를 903K에서 360s동안 브레이징한 시편을 사용하여 접합부의 A, B, C, D, E 영역에 대한 Si의 정량을 알기 위하여 EPMA로 정량 분석하였다. Fig. 6의 사진의 A영역은  $\alpha$ 상임을 알 수 있었고, 두 종류의 상의 층이 접촉되고 있는 B영역을 EPMA에 의해 Si의 분포를 정량 분석한 것이고, Si의 함량이 0.49at.%Si로 측정되었다. 그리고 C영역을 분석한 것이고 Si의 함량이 약 12.2at.%Si로 측정되었다. 이에 근거하여 접합부의 광학현미경 조직사진으로부터 각 상의 영역을 결정할 수 있음을 뒷받침한다. 따라서, 미세 조직사진으로부터 모재와  $\alpha$ 상

과의 경계는 사진상의 contrast에 의하여 식별할 수 있으며, 모재와 접하는  $\alpha$ 상의 위치는 공정 상이 침투되어 있는 모재의 위치를 취하기로 한다. 각각의 사진으로부터  $\alpha$ 상 및 공정조직층의 두께는 조직사진의 각 조직층을 이미지 분석기로부터 조직 층의 두께를 결정하였다. 한편, 액상 용가재층 형성을 위한 용가재 금속의 화학적 조성이 브레이징 접합부의 미세 조직 층의 두께 변화에 미치는 영향의 조사에는 모재의 입자크기가 브레이징 접합부의 미세조직층의 두께에 미치는 영향을 배제하기 위하여 평균 입자크기  $73\mu\text{m}$ 인 모재만을 사용하였다.

따라서 브레이징 과정에서 액상 용가재층의 두께변화에 미치는 브레이징 시간의 영향을 조사하기 위해서 액상 용가재층 즉, 초정  $\alpha$ 층 두께와 공정조직층의 두께와의 합을 브레이징 시간의 제곱근에 대하여 plot 하기로 한다.

### 3. 1. 3. 고·액계면의 이동거리에 영향을 미치는 삽입금속의 영향

용가재금속의 화학적 조성이 (Al-12.2at%Si)인 액상 용가재층을 사용한 경우에 있어서, 주어진 브레이징 온도에 브레이징 완료시의 용가재층의 두께에 해당하는 초정  $\alpha$ 상층의 두께와 공정조직 층의 두께와의 합에 미치는 브레이징 시간의 영향을 조사한 것이 다음과 같다. Fig. 7는 평균 입자크기가  $73\mu\text{m}$ 이고, 텅스텐와이어 크기가  $50\mu\text{m}$ 인 것이고, Fig. 8는 평균 입자크기가  $73\mu\text{m}$ 이고, 텅스텐와이어 크기가  $100\mu\text{m}$ 인 것이고, Fig. 9는 평균 입자크기가  $73\mu\text{m}$ 이고, 텅스텐와이어 크기가  $150\mu\text{m}$ 인 것이고, Fig. 10는 평균 입자크기가  $73\mu\text{m}$ 이고, 텅스텐와이어 크기가  $200\mu\text{m}$  나타났었다. 각 브레이징 온도에 있어서 고·액계면의 이동거리와 의합은 브레이징 시간의 제곱근에 직선적인 비례관계가 있음을 알 수 있으며, 고·액계면의 이동거리  $h^2$ 은 주어진 브레이징 온도에서 액상 용가재층의 두께 변화에 대한 속도상수를 의미하는 것이다.

일반적으로 화학적 조성이 공정조성인 (Al-12.2at%Si)보다 작은 아공정 조성인 합금을 공정온도 직하까지 평형 용고하면 공정온도에서의 초정  $\alpha$ 상과 공정조직이 얻어진다. 따라서, 각각의 미세 조직사진은 Si 함유량이 적은 액상 용가재 일수록 브레이징 후의 초정  $\alpha$ 상층의 두께는 증가하며 공정조직층 두께는 감소함을 의미한다. 그리고 고·액계면의 이동거리와의 합은 브레이징 완료시의 액상 용가재층의 두께라고 간주할 수 있다. 화학적 조성이 (Al-12.2at%Si)인 용가재금속을 용가재층으로 사용한 경우에 있어서 브레이징 온도 863K에서 903K의 온도 범위에서 10K 간격으로 브레이징 하였다. 더욱이, 화학적 조성이 화학적 조성이 (CL+1.5at%Si)인 용가재금속을 용가재층을 사용한 브레이징 온도는 863K에 903K의 범위에서 10K간격이 되도록 하였다. 여기서, CL은 브레이징 온도에서의 액상선 농도이다. 평균입자크기가  $43\mu\text{m}$ 인 용가재금속의 화학적 조성이 약 (CL+1.5at%Si)인 경우의 액상삽입 금속 층의 두께변화에 미치는 브레이징 시간의 영향을 Fig. 11, Fig. 12, Fig. 13에 나타내고 있다. 각 브레이징 온도에 대한 직선의 기울기의제곱 한 것이다. 또

한, 평균입자크기가  $57\mu\text{m}$ 인 용가재금속의 화학적 조성(CL+1.5at%Si)인 경우의 액상삼입 금속 층의 두께변화에 미치는 브레이징 시간의 영향을 Fig. 14, Fig. 15, Fig. 16에 나타내고 있다. 각 브레이징 온도에 대한 직선의 기울기의제공이며, 평균입자크기가  $74\mu\text{m}$ 인용가재금속의 화학적 조성이 약(CL+1.5at%Si)인 경우의 액상 삼입금속 층의 두께변화에 미치는 브레이징 시간의 영향을 Fig.17, Fig. 18, Fig. 19에 나타내고 있다. 각 브레이징 온도에 대한 직선의 기울기의제공 한 것이다.

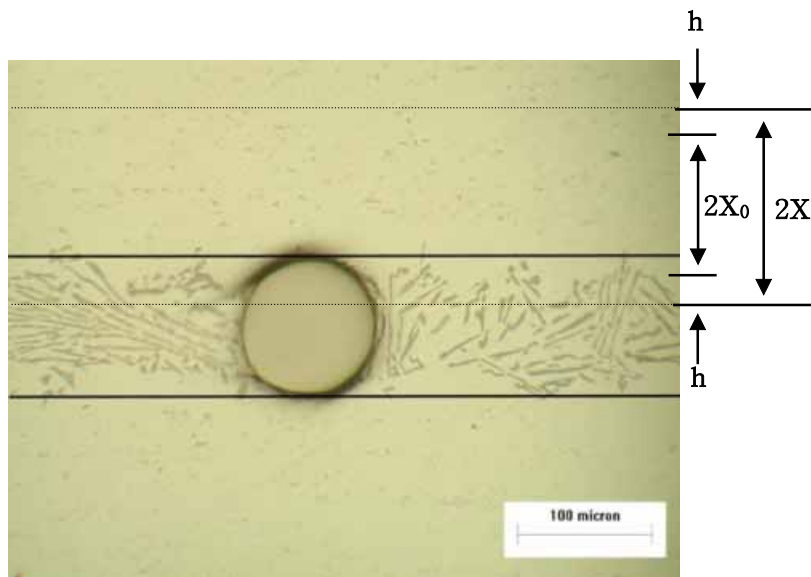




Photo. 3 State of uncharging between Al plates brazed  
(space diameter: 100 $\mu\text{m}$ )

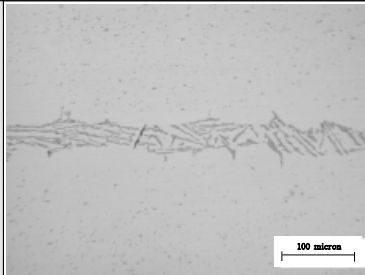
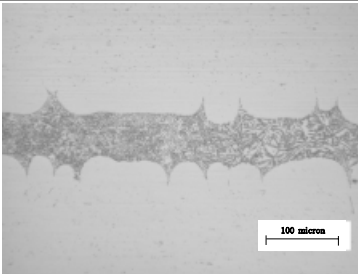
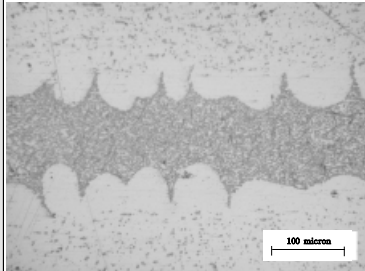
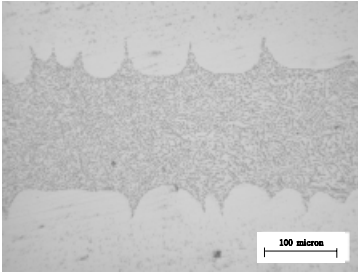
brazing condition	diameter of W wire spacer	
	50 $\mu\text{m}$	100 $\mu\text{m}$
temp. : 863K  time : 180s		
		

Photo. 4 Optical microstructure of cross section brazed at 863K for 180s

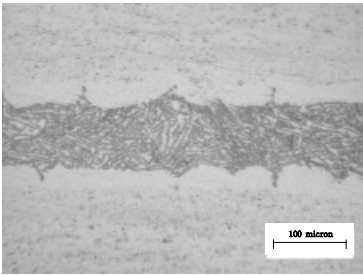
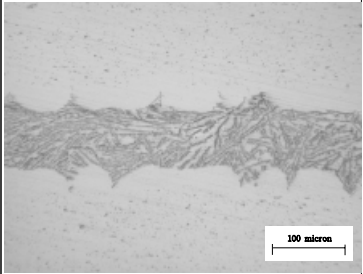
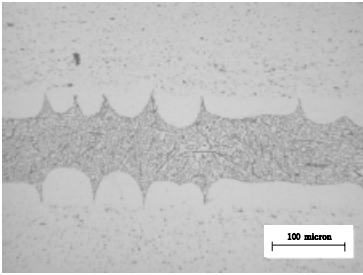
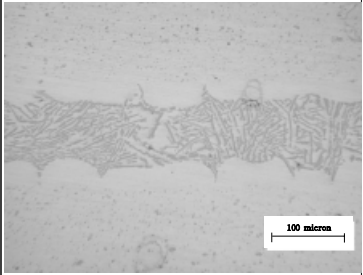
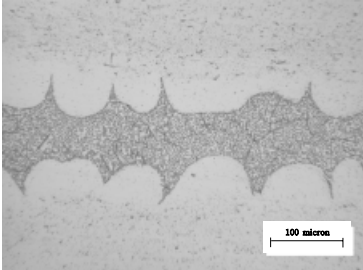

brazing condition		filler metal	
		Al-12.2 at.%Si	Al-(CL+1.5)at.%Si
temp.: 863K	180s		
	300s		
	420s		

Photo. 5 Optical microstructure of cross section brazed at 863K for 180s, 300s, 420s

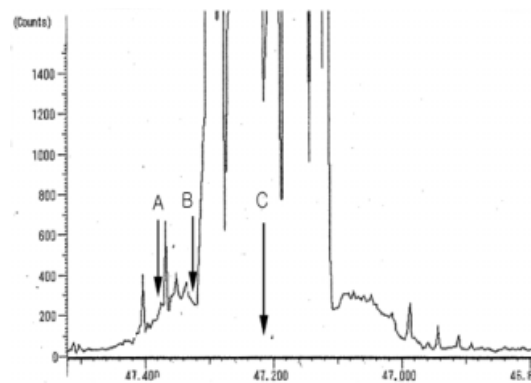


Fig. 3 EPMA of cross section brazed at 863K for 420s using substrate with grain size  $74\mu\text{m}$

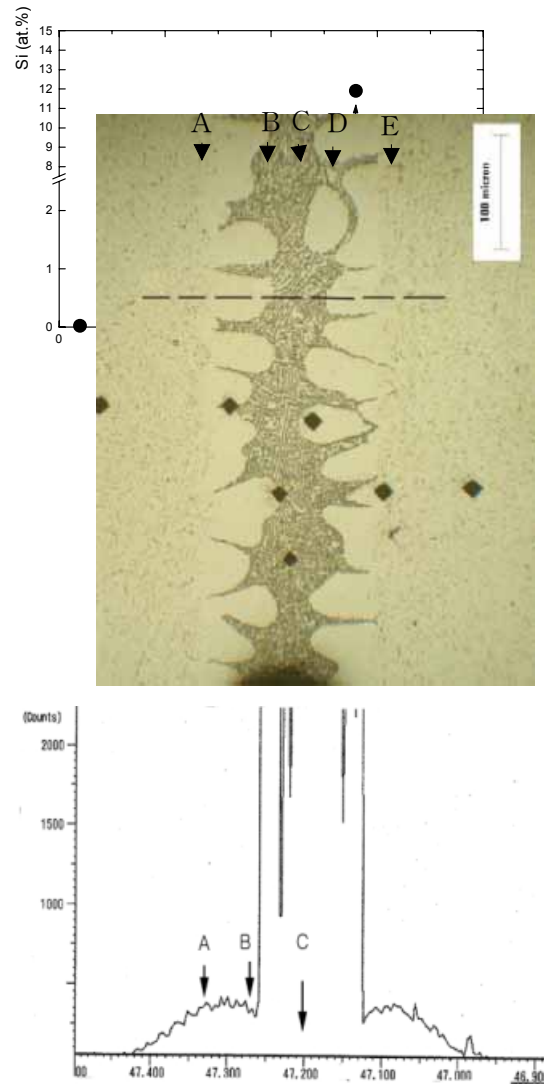


Fig. 4 EPMA of cross section brazed at 883K for 420s using substrate with grain size  $74\mu\text{m}$

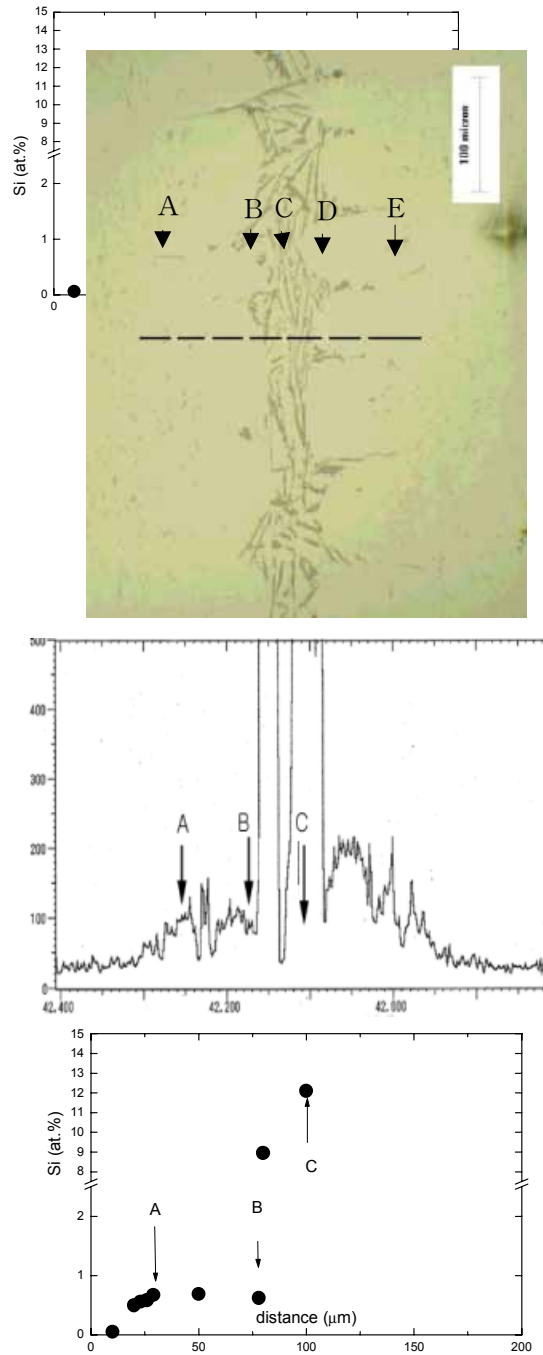


Fig. 5 EPMA of cross section brazed at 893K for using substrate

with grain size  $74\mu\text{m}$

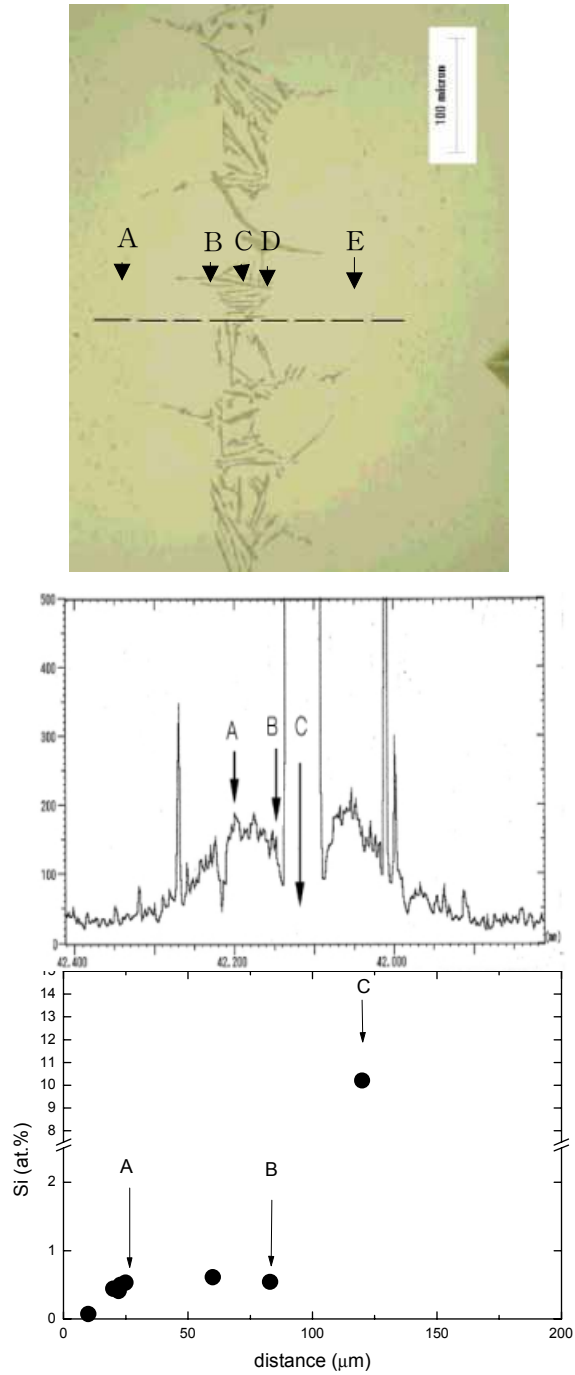


Fig. 6 EPMA of cross section brazed at 903K for 360s using substrate

with grain size  $74\mu\text{m}$

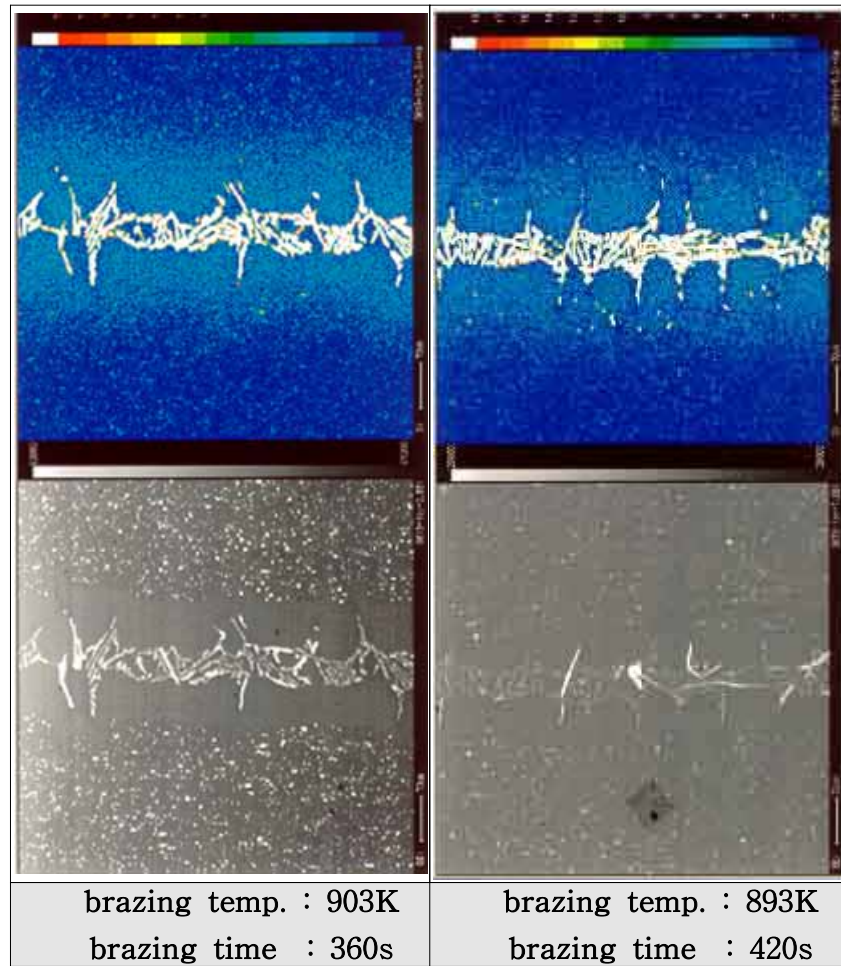


Photo. 6 SEM and Si-K $\alpha$  mapping of vicinity of brazing bonded area brazed at 903K for 300s and 883K for 420s, substrate with grain size  $73\mu\text{m}$

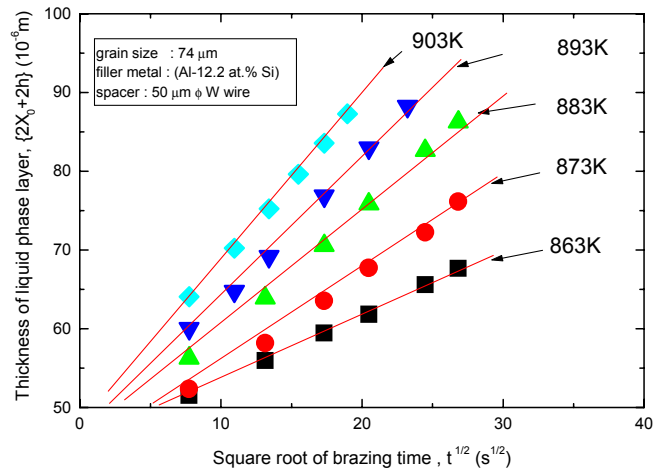


Fig. 7(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-12.2 at.%Si),  $\phi 50 \mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grainsize  $74 \mu\text{m}$

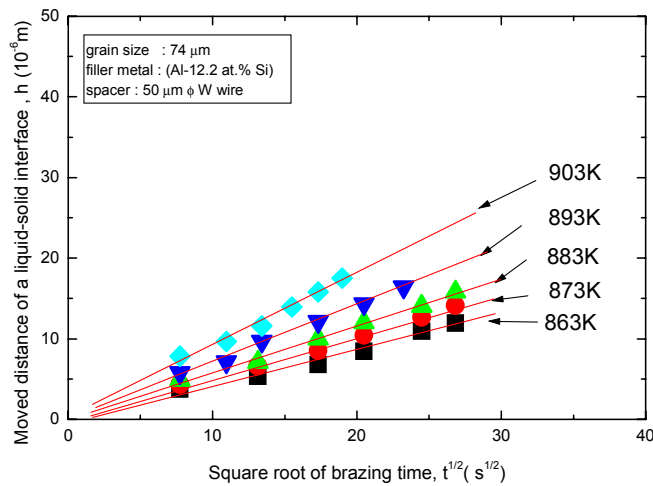


Fig. 7(b) Moved distance of a liquid-solid interface for



Fig. 7(a)

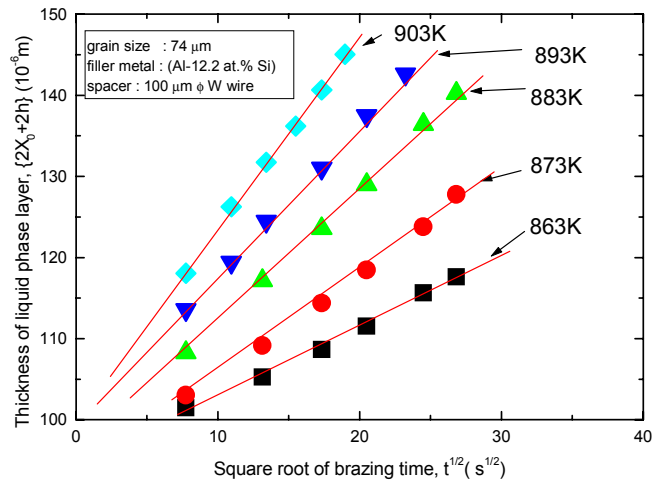


Fig. 8(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-12.2 at.%Si),  $\phi$ 100 $\mu$ m W wire spacer, substrate grain size 74 $\mu$ m

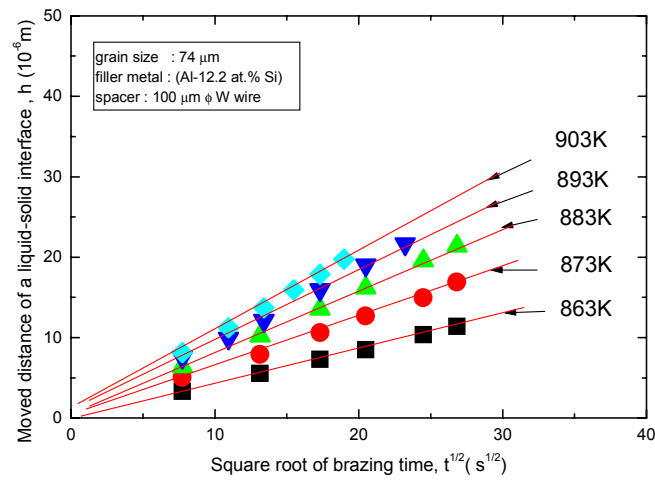


Fig. 8(b) Moved distance of a liquid-solid interface for

Fig. 8(a)

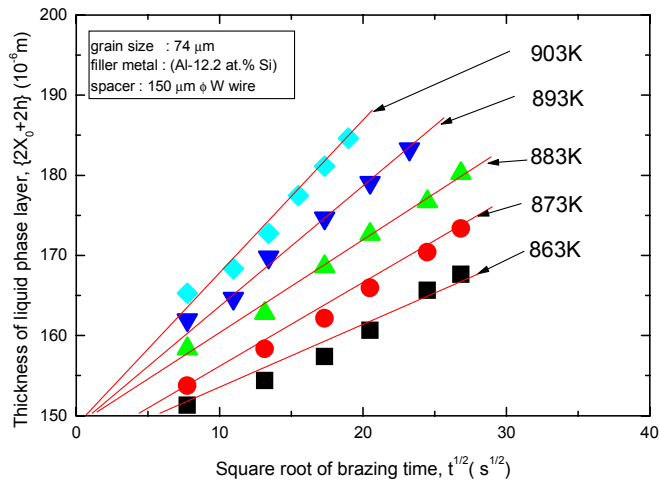


Fig. 9(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-12.2 at.%Si),  $\phi 150\mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grain size  $74\mu\text{m}$

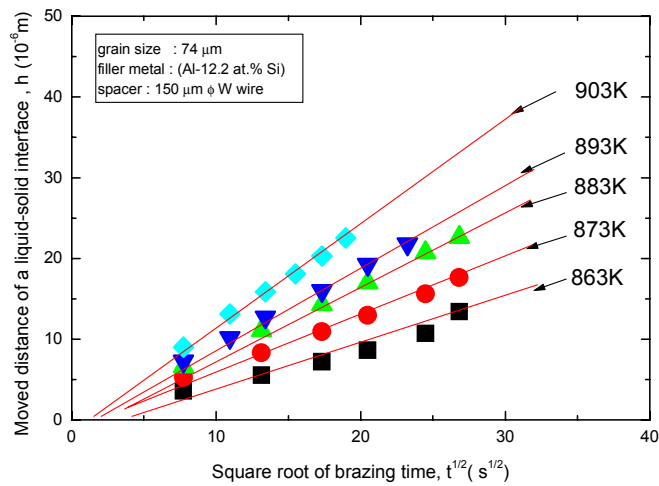


Fig. 9(b) Moved distance of a liquid-solid interface for

Fig. 9(a)

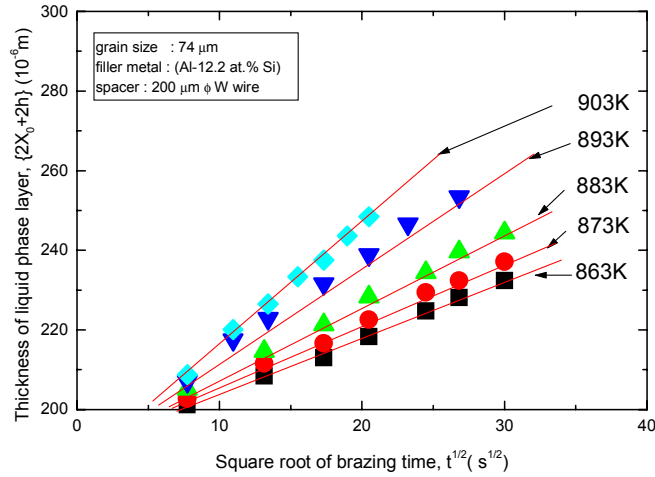


Fig. 10(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-12.2 at.%Si),  $\phi$ 200 $\mu$ m W wire spacer, substrate grain size 74 $\mu$ m

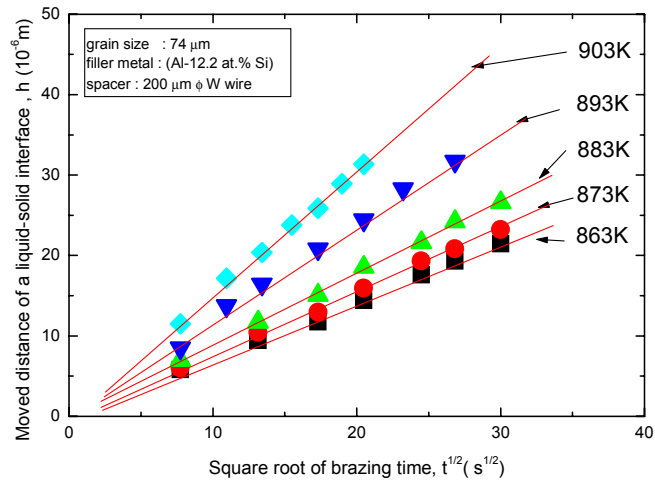


Fig. 10(b) Moved distance of a liquid-solid interface for

Fig. 10(a)

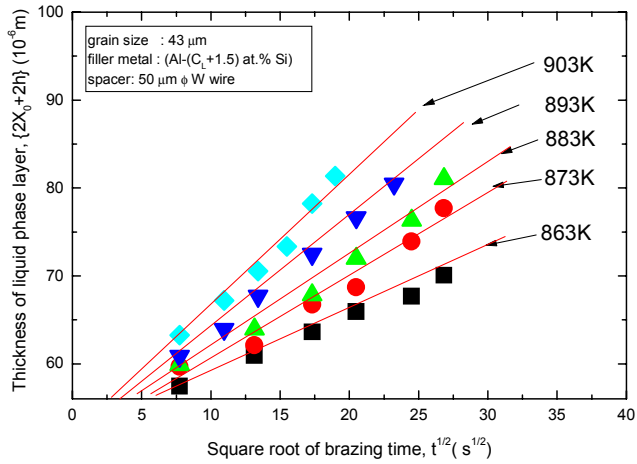


Fig. 11(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si),  $\phi 50\mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grain size  $43\mu\text{m}$

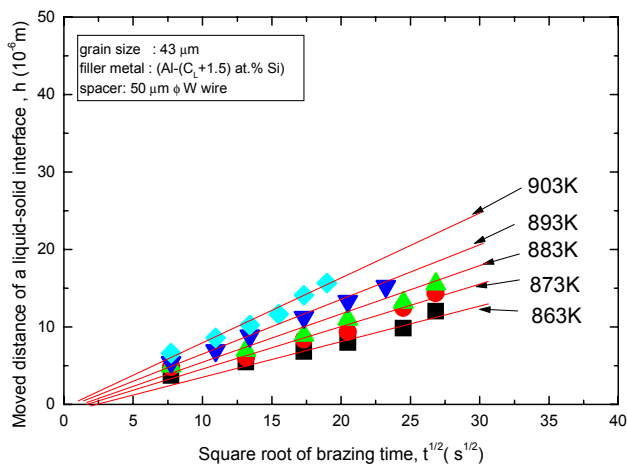


Fig.11(b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig.11(a)

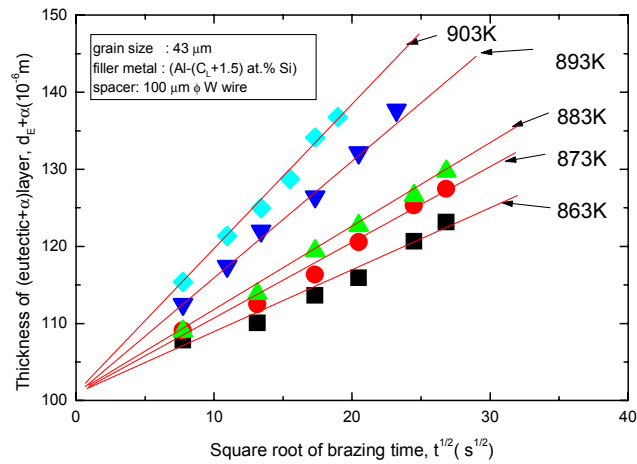


Fig. 12 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of (α+eutectic) layer for filler metal (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si), ø100μm W wire spacer, substrate grain size 43μm

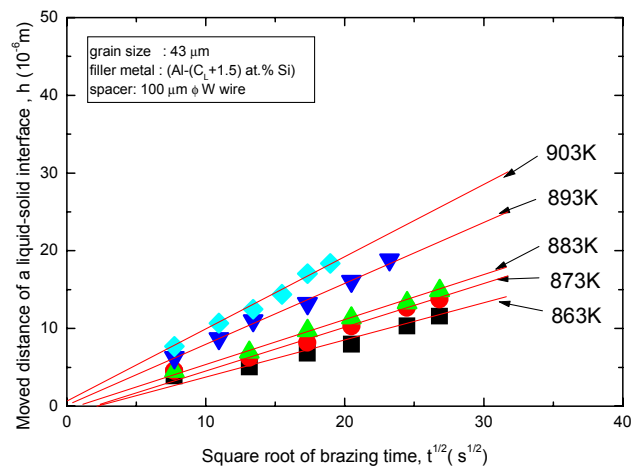


Fig.12(b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 12(a)

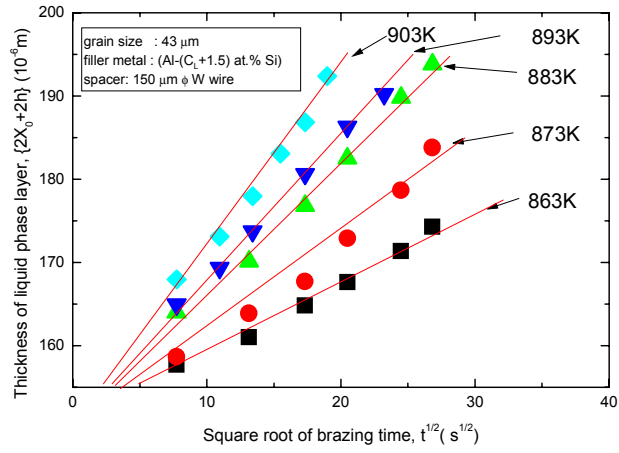


Fig. 13 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si),  $\phi 100\mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grain size  $43\mu\text{m}$

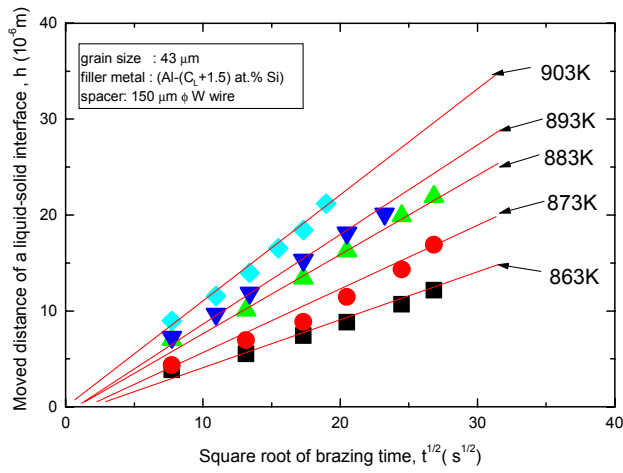


Fig. 13(b) Moved distance of a liquid–solid interface for Fig. 13(a)

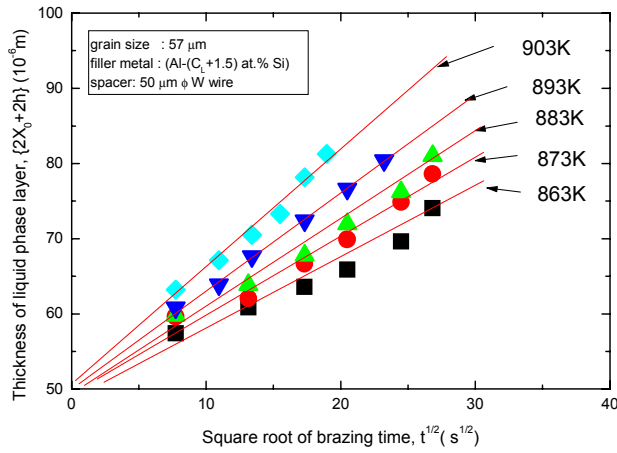


Fig. 14 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-( $C_L+1.5$ )at.%Si),  $\phi 50\mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grain size  $57\mu\text{m}$

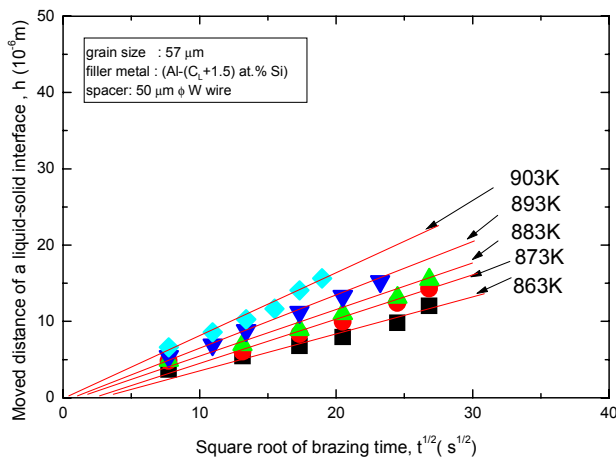


Fig. 14(b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 14(a)

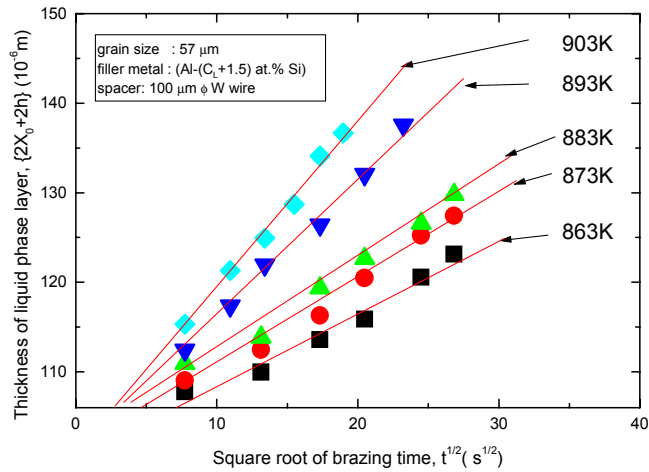


Fig. 15 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-( $C_L$ +1.5)at.%Si),  $\phi$ 100 $\mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grain size 57 $\mu\text{m}$

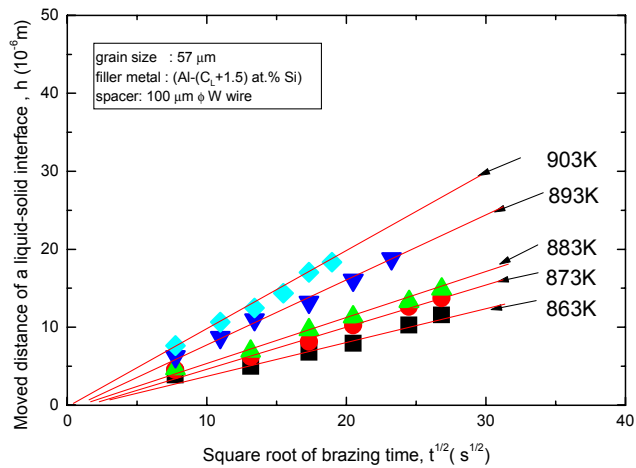


Fig. 15(b) Moved distance of a liquid-solid interface for





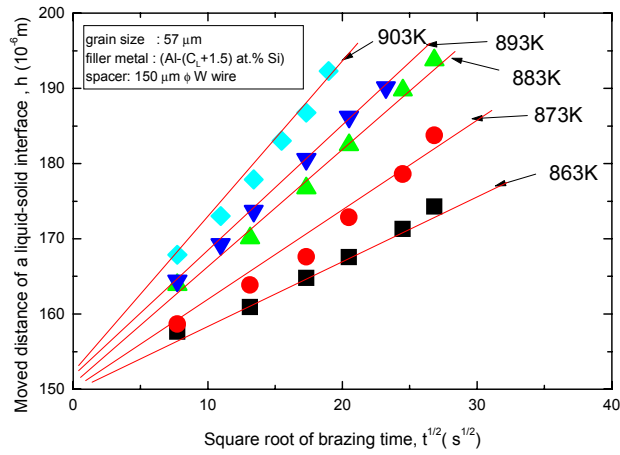


Fig. 16 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si),  $\phi$ 150 $\mu$ m W wire spacer, substrate grain size 57 $\mu$ m

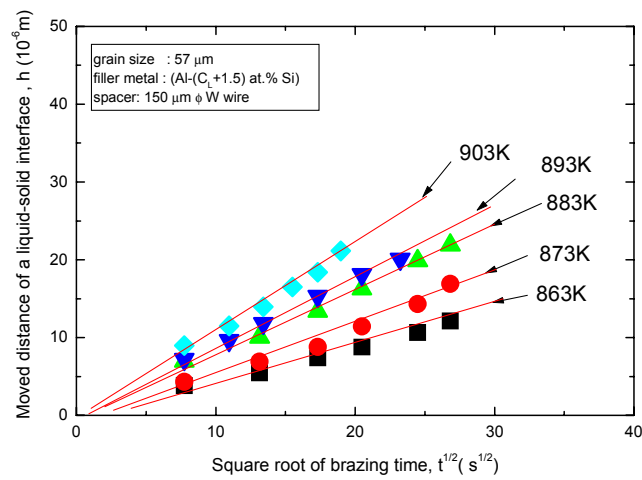


Fig. 16(b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 16(a)

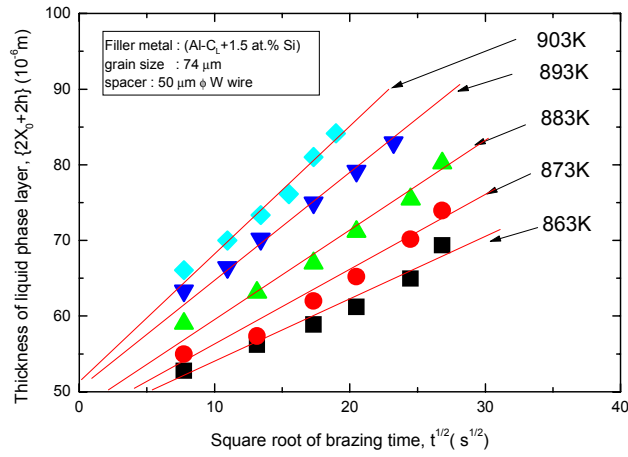


Fig. 17 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si),  $\phi$ 50 $\mu$ m W wire spacer, substrate grain size 74 $\mu$ m

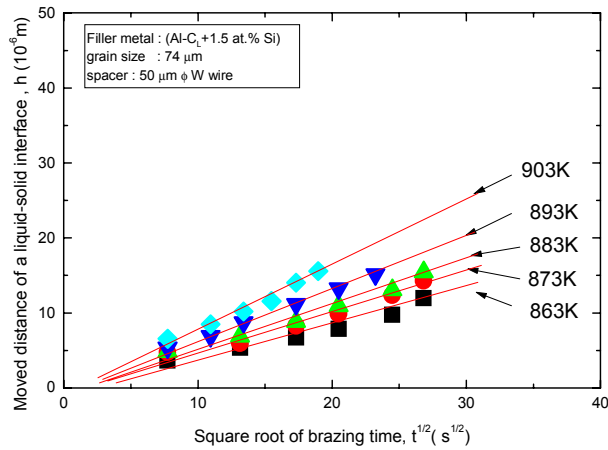


Fig. 17(b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 17(a)

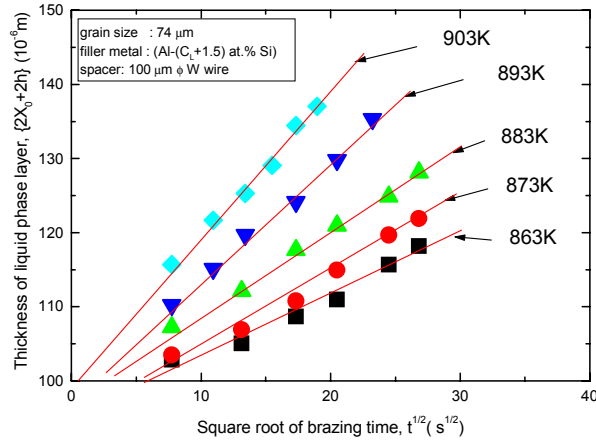


Fig. 18 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of (a+eutectic) layer for filler metal (Al-( $C_L+1.5$ )at.%Si),  $\phi 100 \mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grain size  $74 \mu\text{m}$

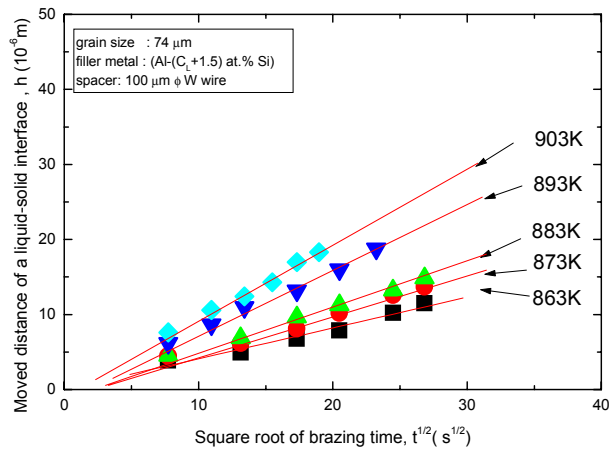


Fig. 18(b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 18(a)

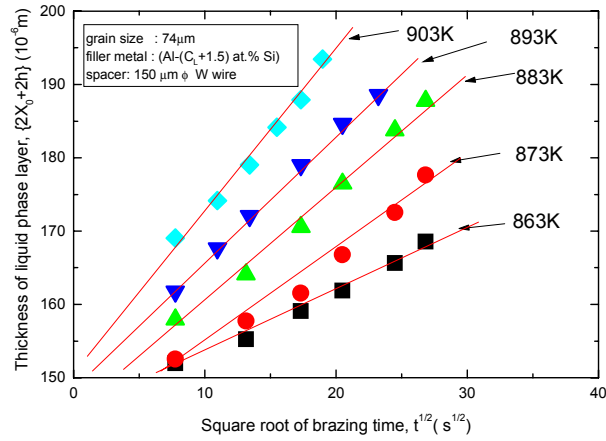


Fig. 19 (a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-( $C_L$ +1.5)at.%Si),  $\phi$ 150 $\mu$ m W wire spacer, substrate grain size 74 $\mu$ m

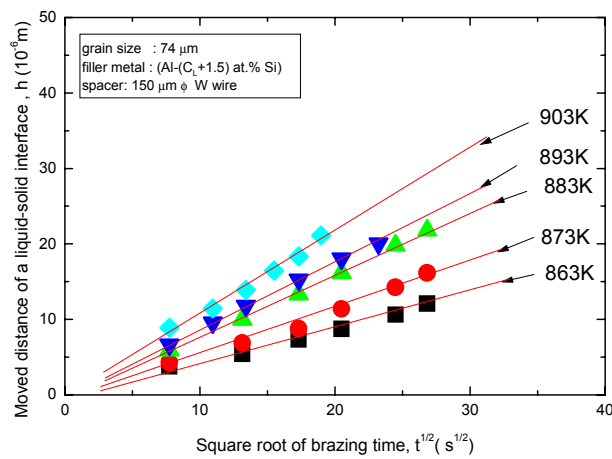


Fig. 19 (b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 19(a)

### 3. 1. 4 접합부 부근의 미세 조직 변화에 따른 모재의 결정립 크기의 영향

화학적 조성(Al-12.2at%Si)인 용가재금속을 액상 용가재층으로 사용하고 직경  $100\mu\text{m}$ 의 텅스텐 와이어를 spacer로 두 장의 판상 모재 사이에 삽입한 방법으로 브레이징 초기단계의 액상 용가재층의 두께를 일정하게 하였다. 브레이징 전의 모재의 결정립 평균 크기가  $43\mu\text{m}$ ,  $57\mu\text{m}$  및  $74\mu\text{m}$ 인 경우에 있어서 브레이징 온도 873K에서 180sec 동안 브레이징하여 접합부 부근의 미세조직에 미치는 모재 결정립 크기의 영향을 조사한 것이 Photo 7이다. Photo 7의 미세 조직사진으로부터 모재의 초기상태 결정립 크기가 감소할수록 공정조직층의 두께는 감소되며,  $\alpha$ 상층의 두께는 증가하고 있으며, 심한 요철형태로 불 균일하게 출현됨을 알 수 있다. 한편, 각 브레이징 온도에 있어서 고·액 계면의 이동거리 즉 브레이징 완료시의 액상 용가재층의 두께에 미치는 브레이징 시간의 영향을 표시한 것이 모재의 초기상태 결정립 크기가  $43\mu\text{m}$ 인 경우는 Fig. 20,  $57\mu\text{m}$ 인 경우는 Fig. 21 및  $74\mu\text{m}$ 인 경우는 Fig. 22에 각각 표시하고 있다. Fig. 20, 21 및 22에 의하면, 각 브레이징 온도에서 브레이징 완료시의 고·액 계면의 이동거리는 브레이징 시간의 제곱근에 직선적인 비례관계로 증가함을 알 수 있으며, 비례상수의 제곱은 액상 고·액계면의 이동거리에 대한  $k^2$ 을 의미하는 것이다.

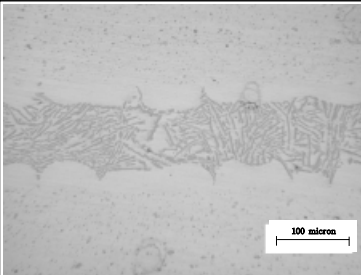
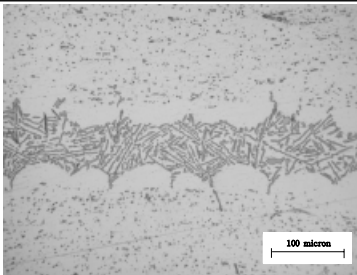
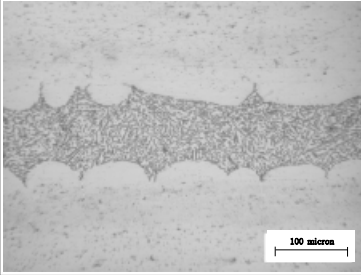
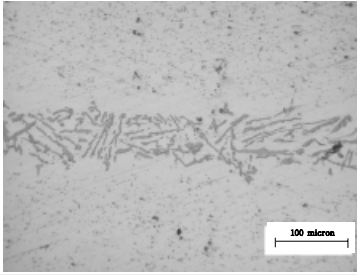
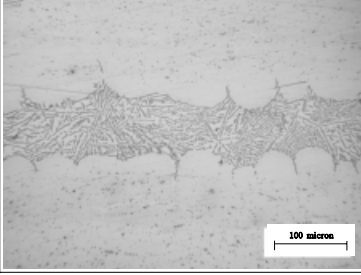
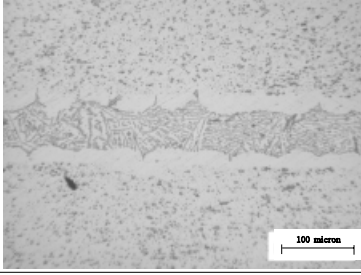
grain size of substrate	filler metal	
	Al-12.2 at.%Si	Al-(CL+1.5)at.%Si
43 $\mu\text{m}$		
57 $\mu\text{m}$		
73 $\mu\text{m}$		

Photo. 7 Optical microstructure of cross section brazed at 873K for 180s.

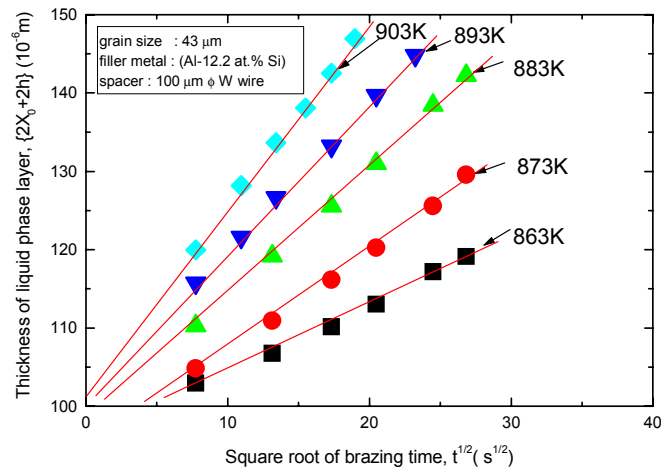


Fig. 20(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-12.2 at.%Si),  $\phi 100\mu m$  W wire spacer, substrate grain size 43 $\mu m$

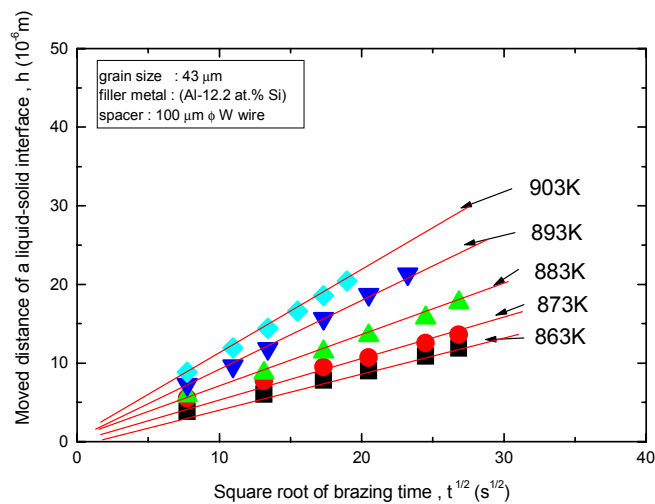


Fig. 20 (b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 20(a)



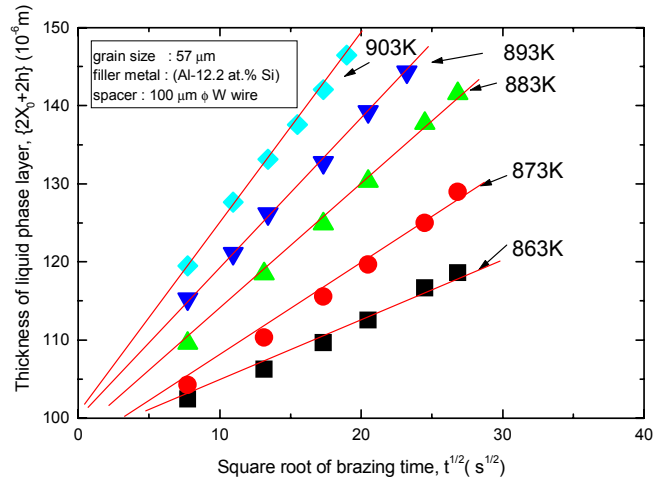


Fig. 21(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of (α+eutectic) layer for filler metal(Al-12.2 at.%Si), $\phi 100\mu\text{m}$  W wire spacer, substrate grain size  $57\mu\text{m}$

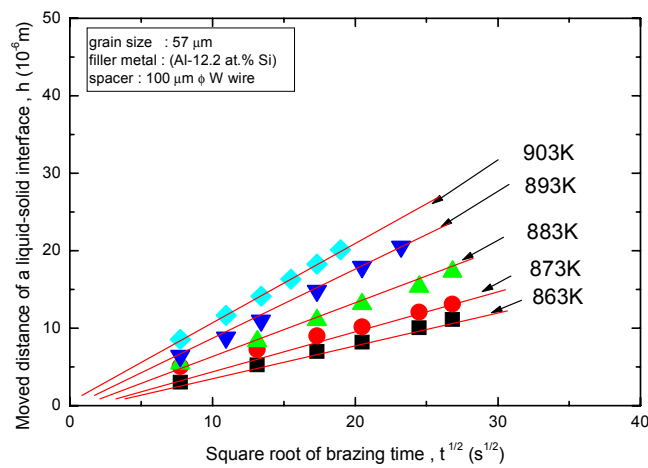


Fig.21 (b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 21(a)

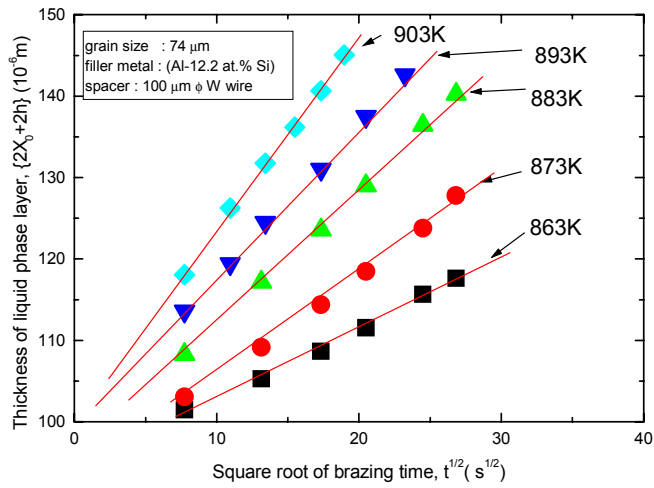


Fig. 22(a) Effect of brazing time and temperature on the thickness of ( $\alpha$ +eutectic) layer for filler metal (Al-12.2 at.%Si),  $\phi$ 100 $\mu$ m W wire spacer, substrate grain size 74 $\mu$ m

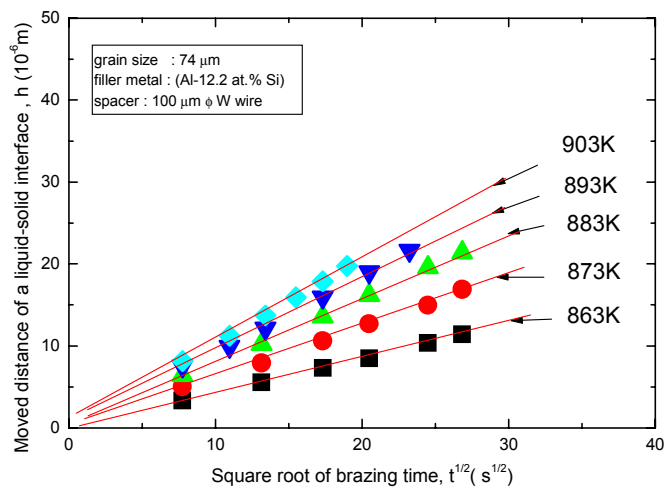


Fig. 22 (b) Moved distance of a liquid-solid interface for Fig. 22(a)

### 3. 2 고 찰

#### 3. 2. 1 확산지배기구에 의한 고·액계면의 이동

Kidson에 의하면<sup>10)</sup>, 서로 다른 상으로 구성되는 계면의 위치가 확산율속에 의해 지배될 때 계면위치의 이동속도식은 Fick의 제1법칙에 의해 계면에서 각상에 대한 flux의 향으로 표시되며, 계면위치는 최종적으로 시간의 제곱근에 비례 관계로 표시된다. 각각 반 무한길이의 순수알루미늄과 농도 (Al-C<sub>0</sub>at.%Si)의 액상으로 구성된 확산 쌍의 경우에 Kidson에 의하여 제시된 모델을 적용하면 고·액계면 위치에서의 이동식은 다음과 같다. Fig. 32에서  $\xi$ 는 확산시간 t에 대한 고·액계면의 위치이다.

$$\left\{ V_{\alpha} \left( \frac{100 - C_S}{100} \right) - V_L \left( \frac{100 - C_L}{100} \right) \right\} \frac{d\xi}{dt} = (J_{Al}^{\alpha/L} - J_{Al}^{L/\alpha}) \quad \dots (4. 1)$$

여기서,  $V_{\alpha}, V_L$ 은 온도 T에서  $\alpha$ 상 및 액상의 몰 체적이고,  $C_S$  및  $C_L$ 은 확산온도 T에서 액상선 및 고상선의 농도(at.% Si)이다. 더욱이,  $V_S$  및  $V_L$ 이 농도 의존성이 없다고 가정하고, 더욱이 고상과 액상의 몰 체적도 서로 같다고 가정하기로 한다.

한편, 고·액계면 부근에서  $\alpha$ 상중의 flux  $\tilde{J}_{\alpha/L}$  및 액상중의 flux  $\tilde{J}_{L/\alpha}$ 는 각각 식 (4. 2), (4. 3)와 같이 표시된다.

$$J_{Al}^{\alpha/L} = -D_{Al}^{\alpha} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left\{ V_S \left( \frac{100 - C_S}{100} \right) \right\} \dots \dots \dots (4. 2)$$

$$J_{Al}^{L/\alpha} = -D_{Al}^L \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left\{ V_S \left( \frac{100 - C_L}{100} \right) \right\} \dots \dots \dots (4. 3)$$

여기서,  $D_{Al}^a$  : 온도 T에서 Al농도가  $(100 - C_S)$  인 a상중의 Al원자 고유확산계수

$D_{Al}^L$  : 온도 T에서 Al농도가  $(100 - C_L)$  인 액상중의 Al원자 고유확산계수

식(4.1), (4.2) 및 (4.3)으로부터 고액계면의 이동속도는 식(4.4)와 같이 표시된다.

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{1}{C_L - C_S} (D_{Al}^L \cdot \frac{\partial C_L}{\partial x} - D_{Al}^a \cdot \frac{\partial C_S}{\partial x}) \dots \dots \dots (4.4)$$

한편, a상의 상호확산계수가 농도의존성이 없다면 Kirkaldy<sup>11)</sup>에 의해 시간 t동안 상호 확산하였을 때 고상 a 중 위치 x에서의 Al농도는 식(4.5)과 같이 표시할 수 있다.

$$C_{Al}(x - \xi, t) = (100 - C_S) + C_S \operatorname{erf}\left(\frac{x - \xi}{2\sqrt{D_{Al}^a \cdot t}}\right) \dots (4.5)$$

식(4.5)은  $x - \xi = 0$  즉  $x = \xi$  인 고액계면에서 Al농도가  $(100 - C_S)$ 이며,  $x - \xi \rightarrow \infty$  인 위치에서는 순수한 Al로 존재함을 의미한다.

한편, 식(4.5)의 미분 식은 다음과 같이 표시된다.

$$\frac{dC_{Al}}{d(x - \xi)} = \frac{2C_S}{\sqrt{\pi}} \exp\left\{-\left(\frac{x - \xi}{2\sqrt{D_{Al}^a \cdot t}}\right)^2\right\} \cdot \frac{1}{2\sqrt{D_{Al}^a \cdot t}} \dots (4.6)$$

위 식(4.6)으로부터 고·액계면의 위치 즉  $x = \xi$  에서 a상중의 Al농도 기울기를 구하면

$$\left. \frac{dC_{Al}}{d(x-\xi)} \right|_{x=\xi} = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \frac{C_S}{2\sqrt{D_{Al}^a \cdot t}} = \frac{C_S}{\sqrt{\pi D_{Al}^a \cdot t}} \quad (4. 7)$$

위와 똑같은 방법으로  $x=\xi$  에서 액상중의 Al농도 기울기를 구하면

$$\left. \frac{dC_{Al}}{d(\xi-x)} \right|_{x=\xi} = \frac{(C_0 - C_L)}{\sqrt{\pi t D_{Al}^a}} \dots \dots \dots (4. 8)$$

식(4. 6), 식(4. 7) 및 식(4. 8)의 관계로부터

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{1}{\sqrt{\pi(C_L - C_S)}} \cdot \{(C_0 - C_L)\sqrt{D_{Al}^L} - C_S\sqrt{D_{Al}^a}\} \cdot \frac{1}{\sqrt{t}} \dots \dots \dots (4. 9)$$

식(4. 9)을 적분하고  $t=0$ 일 때  $\xi=0$ 인 초기조건을 고려하면 고·액계면의 위치( $X+\xi$ )는 식(4. 10)으로 표시된다.

$$\xi^2 = \frac{1}{4\pi} \left( \frac{C_0 - C_L}{C_L - C_S} \right)^2 \cdot D_{Al}^L \cdot t \dots \dots \dots (4. 10)$$

한편, 일반적으로  $D_{Al}^L \gg D_{Al}^a$ 이므로, 식(4. 10)에 의하면, 반 무한길이의 농도  $C_0$ 의 액상과 순수 금속의 고상으로 이루어지는 확산 쌍에 있어서 고·액계면 위치 이동은 액상중의 상호확산에 의해 지배되며, 그 위치는 확산시간의 제곱근에 비례됨을 알 수 있다. 더욱이, 초기상태 액상의 용질농도가 증가할수록 고·액계면의 위치 이동 속도도 증가된다. 따라서, 알루미늄 브레이징에 있어서 식(4. 10)이 적용되면 액상 용가재 금속에 의한 모재침투 깊이는 브레이징 온도 및 시간뿐만 액상 용가재 금속의 농도도 중요한 영향을 미칠 것이다.

$$\xi^2 = \frac{1}{4\pi} \cdot \left(\frac{12.2 - C_L}{C_L - C_S}\right)^2 \cdot D_{Al}^L \dots \dots \dots (4. 11)$$

한편, 본 연구에서 결정한 (Al-Si)합금의 응고개시 온도가 표시된 Fig. 6의 평형상태도로부터 식(4. 11)의  $\left(\frac{C_0 - C_L}{C_L - C_S}\right)^2$ 의 온도 의존성을 표시하는 Fig. 23의 Arrhenius plot에 의하면,  $C_0=12.2at.\%Si$ 인 경우에 근사적으로 직선적인 비례관계가 성립하므로 식(4. 12)과 같이 나타낼 수 있다.

$$\left(\frac{12.2 - C_L}{C_L - C_S}\right)^2 = 1.36 \times 10^{42} \exp\left(-\frac{717.4 kJ \cdot mol^{-1}}{RT}\right) \dots \dots \dots (4.$$

12)

그리고,  $D_L$ 의 활성화에너지에 대체할 수 있고 액상 순 Al의 자기확산계수의 활성화에너지로서 추정되는 값은  $23.62 kJ \cdot mol^{-1}$ 이다.<sup>13)</sup> 따라서 위값과 식(4.12)에서 구해진 활성화에너지는  $717 kJ \cdot mol^{-1}$ 이다.

본 연구의 고·액계면의 이동거리의 온도 의존성을 나타내는 식(4. 11)에 대한 속도상수의 활성화에너지 계산값  $741 kJ \cdot mol^{-1}$ 에 비하여 매우 적게 표시되고 있다. 이에 대한 원인은 다음과 같이 생각된다. 브레이징 시간의 증가함에 따라 액상 용가재층 두께의 증가는 액상 용가재층의 Si의 평균농도가 감소됨을 의미할 뿐만 아니라 액상 용가재층의 중심부의 농도도 브레이징 초기 상태의 농도보다 점차 감소됨을 예측할 수 있다. 이와 같은 경우에는 식(4. 11)은 식(4. 13)과 같이 표시될 수 있을 것이다.

$$\xi^2 = \frac{2}{4\pi} \cdot \left( \frac{C(t) - C_L}{C_L - C_S} \right)^2 \cdot D_{Al}^L \cdot t \quad \dots \dots \dots (4. 13)$$

여기서,  $C(t)$ 는 직경  $100\mu\text{m}$ 의 텅스텐와이어를 spacer로 사용하여 액상 용가재층을 형성하였을 때 브레이징 시간  $t$ 에 있어서의 액상 용가재층 중심부의 Si농도를 표시하는 항이다.

### 3. 2. 2 고·액계면의 이동거리에 미치는 삽입금속의 영향

화학적 조성이 (Al-12.2at%Si)인 경우의 고·액계면의 이동거리는 브레이징 시간의 영향을 Fig. 24에 나타내고 있다. Table 3에 함께 표시하고 있다. 여기서, CL은 브레이징 온도에서의 액상선 농도이다. 평균입자크기가 43 $\mu\text{m}$ 인 용가재금속의 화학적 조성이 약 (CL+1.5at%Si)인 경우의 고·액계면의 이동거리는 브레이징 시간의 영향을 Fig. 25에 나타내고 있다. 각 브레이징 온도에 대한 직선의 기울기의제곱이며, Table 4에 함께 표시하고 있다. 또한, 평균입자크기가 57 $\mu\text{m}$ 인 용가재금속의 화학적 조성(CL+1.5at%Si)인 경우의 고·액계면의 이동거리는 브레이징 시간의 영향을 Fig. 26에 나타내고 있다.각 브레이징 온도에 대한 직선의 기울기의제곱이며, Table 5에 함께 표시하고 있다. 평균입자크기가 74 $\mu\text{m}$ 인 용가재금속의 화학적 조성이 약(CL+1.5at%Si)인 경우의 고·액계면의 이동거리는 브레이징 시간의 영향을 Fig. 27 에 나타내고 있다. 각 브레이징 온도에 대한 직선의 기울기의제곱이며, Table 6에 함께 표시하고 있다. 따라서, 고·액계면의 이동거리는 브레이징 초기 상태에서 액상용가재층의 화학적 조성 및 두께가 영향을 미치고 있음을 뒷받침하고 있다.



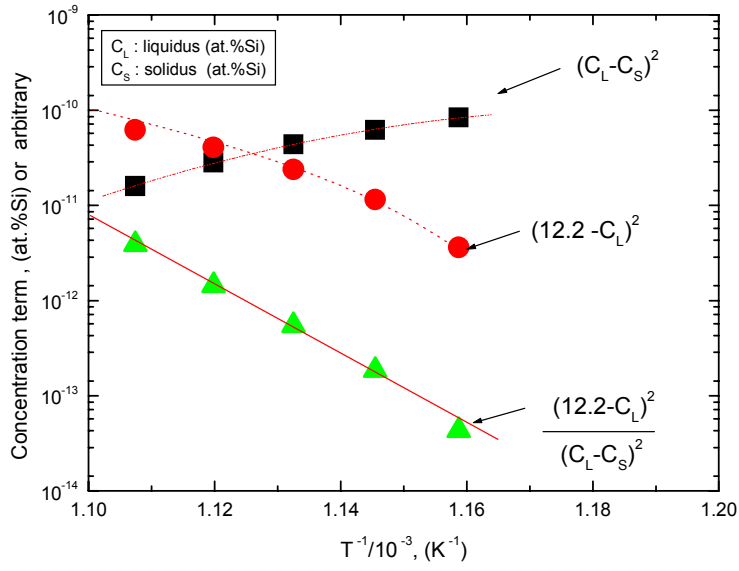


Fig. 23 Arrhenius plot of  $\left(\frac{12,2 - C_L}{C_L - C_S}\right)^2$

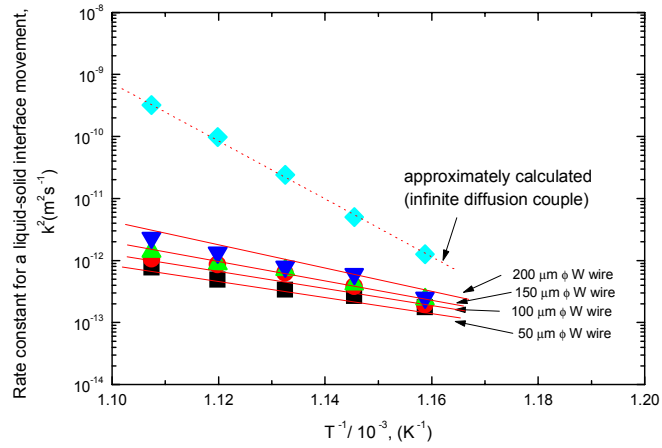


Fig. 23 Effect of brazing temperature and spacer in the Moved distance of a liquid–solid interface

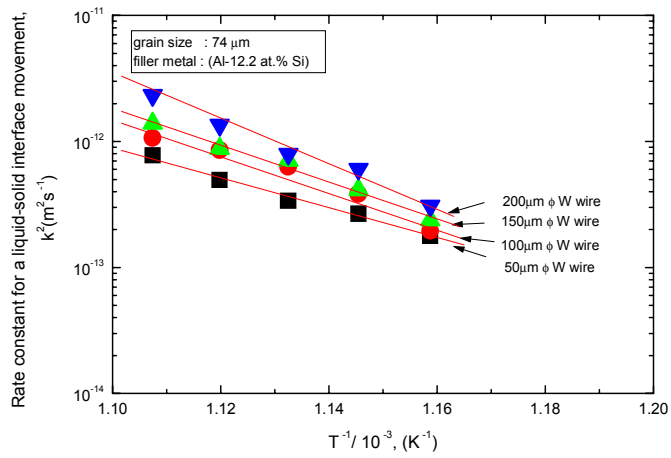


Fig. 24 Effect of brazing temperature and spacer in the Moved distance of a liquid–solid interface

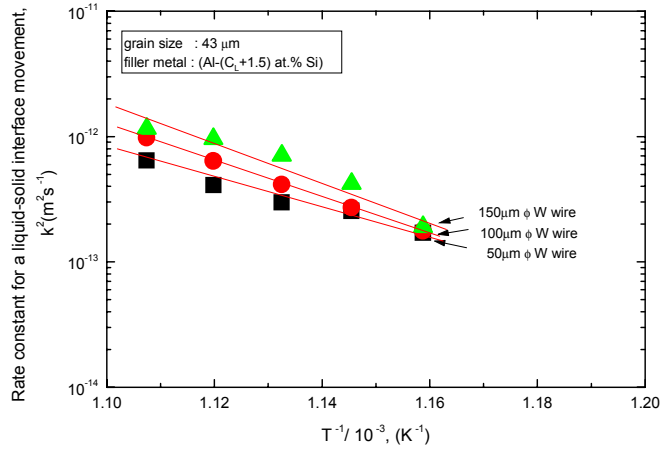


Fig. 25 Effect of brazing temperature and spacer in the Moved distance of a liquid-solid interface

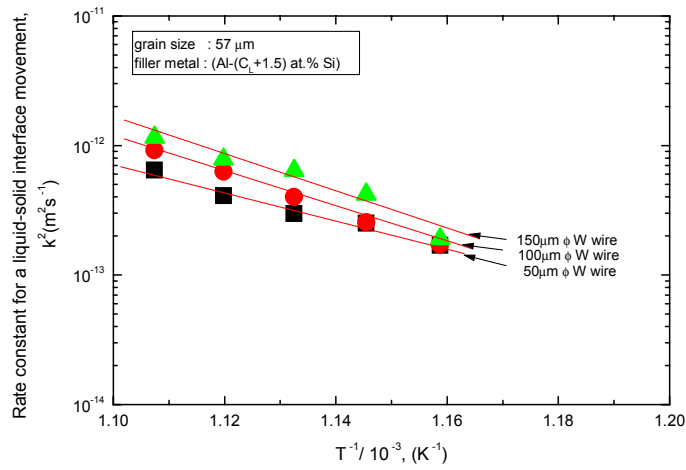


Fig. 26 Effect of brazing temperature and spacer size in the moved distance of a liquid-solid interface

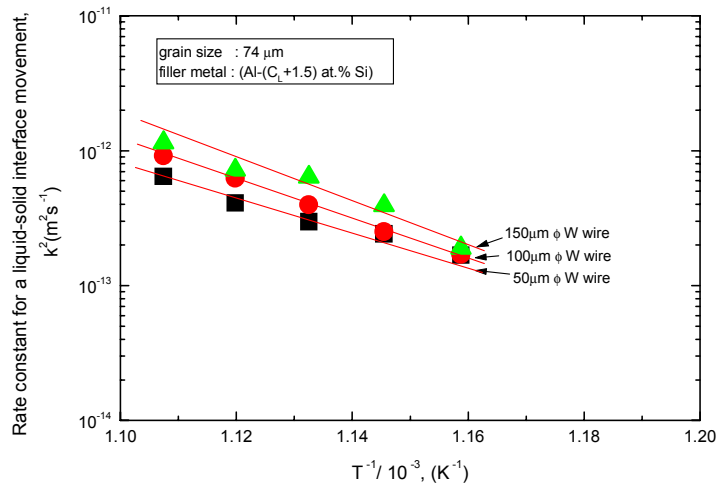


Fig. 27 Effect of brazing temperature and spacer size in the moved distance of a liquid-solid interface

Table 3 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid–solid interface at brazing temperature (Al-12.2at%Si)(grain size74 $\mu\text{m}$ )

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$			
	W wire diameter	W wire diameter	W wire diameter	W wire diameter
	50 $\mu\text{m}$	100 $\mu\text{m}$	150 $\mu\text{m}$	200 $\mu\text{m}$
863K	$1.77 \times 10^{-13}$	$1.94 \times 10^{-13}$	$2.37 \times 10^{-13}$	$2.50 \times 10^{-13}$
873K	$2.66 \times 10^{-13}$	$3.83 \times 10^{-13}$	$4.13 \times 10^{-13}$	$6.03 \times 10^{-13}$
883K	$3.37 \times 10^{-13}$	$6.29 \times 10^{-13}$	$7.04 \times 10^{-13}$	$7.93 \times 10^{-13}$
893K	$4.93 \times 10^{-13}$	$8.54 \times 10^{-13}$	$8.76 \times 10^{-13}$	$1.34 \times 10^{-12}$
903K	$7.75 \times 10^{-13}$	$1.06 \times 10^{-12}$	$1.39 \times 10^{-12}$	$2.31 \times 10^{-12}$

Table 4 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid–solid interface at brazing temperature (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si)(grain size43 $\mu\text{m}$ )

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$		
	W wire diameter	W wire diameter	W wire diameter
	50 $\mu\text{m}$	100 $\mu\text{m}$	150 $\mu\text{m}$
863K	$1.70 \times 10^{-13}$	$1.96 \times 10^{-13}$	$2.10 \times 10^{-13}$
873K	$2.54 \times 10^{-13}$	$2.71 \times 10^{-13}$	$4.21 \times 10^{-13}$
883K	$2.98 \times 10^{-13}$	$4.13 \times 10^{-13}$	$7.06 \times 10^{-13}$
893K	$4.10 \times 10^{-13}$	$6.38 \times 10^{-13}$	$9.61 \times 10^{-13}$
903K	$6.44 \times 10^{-13}$	$8.79 \times 10^{-13}$	$1.15 \times 10^{-12}$

**Table 5 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid–solid interface at brazing temperature (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si)(grain size 57μm)**

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$		
	W wire diameter	W wire diameter	W wire diameter
	50μm	100μm	150μm
863K	$1.69 \times 10^{-13}$	$1.90 \times 10^{-13}$	$2.09 \times 10^{-13}$
873K	$2.50 \times 10^{-13}$	$2.54 \times 10^{-13}$	$4.20 \times 10^{-13}$
883K	$2.97 \times 10^{-13}$	$4.00 \times 10^{-13}$	$6.39 \times 10^{-13}$
893K	$4.09 \times 10^{-13}$	$6.28 \times 10^{-13}$	$7.81 \times 10^{-13}$
903K	$6.44 \times 10^{-13}$	$9.16 \times 10^{-13}$	$1.15 \times 10^{-12}$

**Table 6 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid–solid interface at brazing temperature (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si)(grain size 74μm)**

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$		
	W wire diameter	W wire diameter	W wire diameter
	50μm	100μm	150μm
863K	$1.68 \times 10^{-13}$	$1.80 \times 10^{-13}$	$1.89 \times 10^{-13}$
873K	$2.41 \times 10^{-13}$	$2.50 \times 10^{-13}$	$3.91 \times 10^{-13}$
883K	$2.97 \times 10^{-13}$	$3.97 \times 10^{-13}$	$6.37 \times 10^{-13}$
893K	$4.09 \times 10^{-13}$	$6.25 \times 10^{-13}$	$7.18 \times 10^{-13}$
903K	$6.43 \times 10^{-13}$	$9.14 \times 10^{-13}$	$1.14 \times 10^{-12}$

### 3. 2. 3 고·액계면의 이동거리에 미치는모재의 결정립크기의 영향

화학적 조성이(Al-12.2at%Si)인 spacer를  $100\mu\text{m}$ 로 하고, 결정립크기를 각각  $43\mu\text{m}$ ,  $57\mu\text{m}$ ,  $74\mu\text{m}$ 로 달리 하였을 때 Fig. 28에 의하면, 각 브레이징 온도에서 브레이징 완료시의 액상 용가재층의 두께는 브레이징 시간의 제곱근에 직선적인 비례관계로 증가함을 알 수 있으며, 비례상수의 제곱은 액상 고·액계면의 이동거리에 대한  $h^2$ 에 해당하며, Table 7에 표시하고 있다. 화학적 조성이(Al-12.2at%Si)와 마찬가지로 방법의(Al-(CL+1.5)at%Si)도 측정된 결과 다음과 같다. 직경  $50\mu\text{m}$ ,  $100\mu\text{m}$ ,  $150\mu\text{m}$ 의 텅스텐 와이어를 spacer로 한 경우 Fig. 29, Fig. 30, Fig. 31에 나타내었다. Table 8, Table 9, Table 10에 각각 표시하고 있다. 더욱이, Fig. 28, Fig. 29, Fig. 30, Fig. 31에 의하면 브레이징전의 모재 결정립 크기가 작을수록 동일한 브레이징 온도에서 고·액계면의 이동거리는 증가한다. 다시말하면, 브레이징 온도가 일정한 경우에 있어서 모재의 초기상태 결정립크기가 미세할수록 고·액계면의 이동거리에 대한 속도상수  $h^2$ 이 증가함을 나타낸다. Fig. 33에 표시된 바와 같이 고·액계면의 이동거리는 브레이징 시간의 제곱에 대하여 직선성의 비례관계로 증가해 간다. 이것은 고·액계면의 이동거리 즉 액상 삼입금속에 의한 모재의 침투깊이가 증가해 감을 의미한다. 또한, 브레이징 과정중에는 입자 조대화도 발생하므로 Fig. 34의 곡률효과에 의한 액상중 원자확산에 따른 모재 손상깊이도 고상 입자의 크기에 따라 달라 질 것이며, 입자 조대화 과정에서 상대적으로 잠식된 입자부근에서는 모재손상 정도가 더 심화 될 것이다.

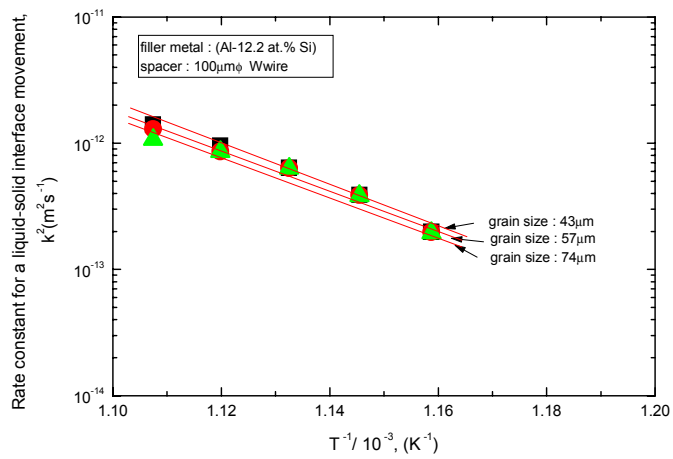


Fig. 28 Effect of brazing temperature and grain size in the moved distance of a liquid-solid interface



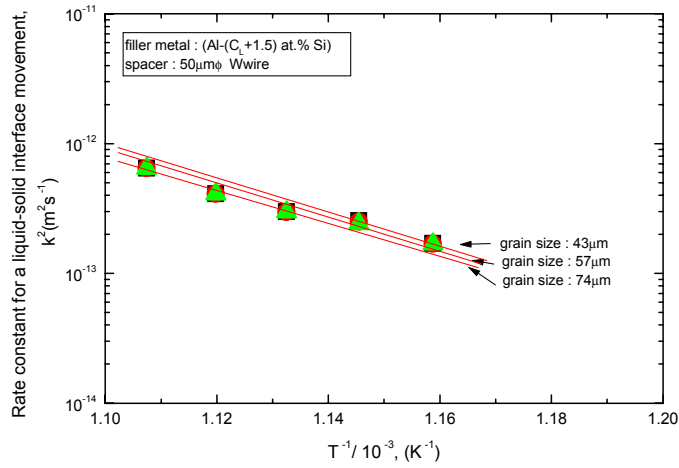


Fig. 29 Effect of brazing temperature and grain size in the moved distance of a liquid-solid interface

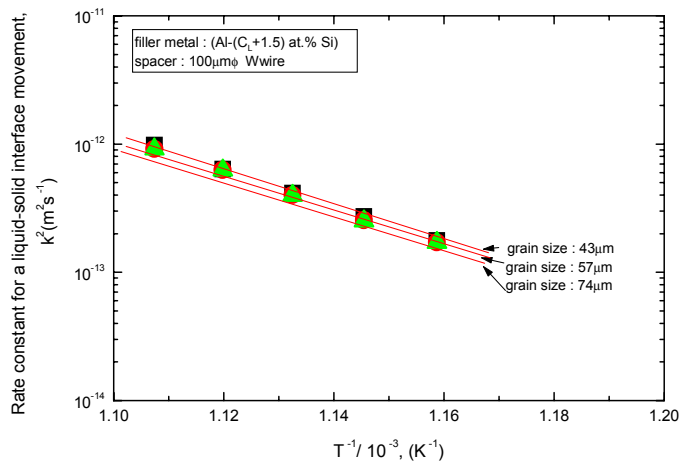


Fig. 30 Effect of brazing temperature and grain size in the moved distance of a liquid-solid interface

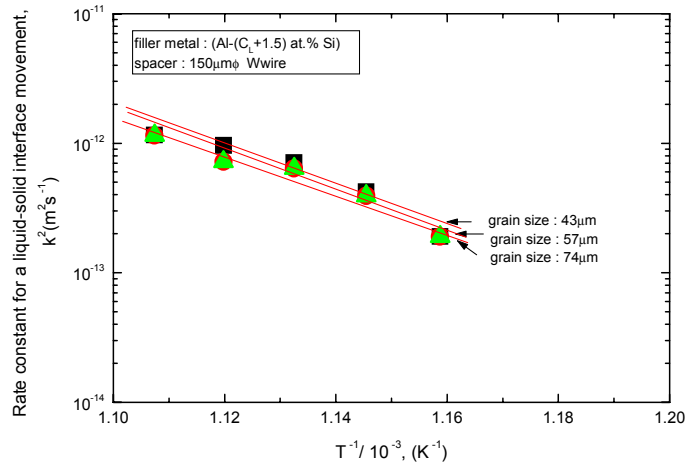


Fig. 31 Effect of brazing temperature and grain size in the moved distance of a liquid-solid interface

Table 7 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid-solid interface at brazing temperature for (Al-12.2at%Si)

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$			비 고
	grain size 43 $\mu$ m	grain size 57 $\mu$ m	grain size 74 $\mu$ m	
863K	$1.98 \times 10^{-13}$	$1.97 \times 10^{-13}$	$1.94 \times 10^{-13}$	• 모재간의 간극 : 100 $\mu$ m • 초기상태의 액상 삽입금속층 : (Al-12.2at.%Si)
873K	$3.89 \times 10^{-13}$	$3.86 \times 10^{-13}$	$3.83 \times 10^{-13}$	
883K	$6.38 \times 10^{-13}$	$6.34 \times 10^{-13}$	$6.29 \times 10^{-13}$	
893K	$9.59 \times 10^{-13}$	$8.58 \times 10^{-13}$	$8.54 \times 10^{-13}$	
903K	$1.40 \times 10^{-12}$	$1.29 \times 10^{-12}$	$1.06 \times 10^{-12}$	

Table 8 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid-solid interface at brazing temperature for (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si)

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$			비 고
	grain size 43 $\mu$ m	grain size 57 $\mu$ m	grain size 74 $\mu$ m	
863K	$1.70 \times 10^{-13}$	$1.69 \times 10^{-13}$	$1.68 \times 10^{-13}$	• 모재간의 간극 : 50 $\mu$ m • 초기상태의 액상 삽입금속층 : (Al-(C <sub>L</sub> +1.5)at.%Si)
873K	$2.54 \times 10^{-13}$	$2.50 \times 10^{-13}$	$2.41 \times 10^{-13}$	
883K	$2.98 \times 10^{-13}$	$2.97 \times 10^{-13}$	$3.97 \times 10^{-13}$	
893K	$4.10 \times 10^{-13}$	$4.09 \times 10^{-13}$	$4.09 \times 10^{-13}$	
903K	$6.44 \times 10^{-13}$	$6.44 \times 10^{-13}$	$6.43 \times 10^{-13}$	

Table 9 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid-solid interface at brazing temperature for (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si)

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$			비 고
	grain size 43 $\mu$ m	grain size 57 $\mu$ m	grain size 74 $\mu$ m	
863K	$1.96 \times 10^{-13}$	$1.90 \times 10^{-13}$	$1.80 \times 10^{-13}$	• 모재간의 간극 : 100 $\mu$ m • 초기상태의 액상 삽입금속층 : (Al-(C <sub>L</sub> +1.5)at.%Si)
873K	$2.71 \times 10^{-13}$	$2.54 \times 10^{-13}$	$2.50 \times 10^{-13}$	
883K	$4.13 \times 10^{-13}$	$4.00 \times 10^{-13}$	$3.97 \times 10^{-13}$	
893K	$6.38 \times 10^{-13}$	$6.28 \times 10^{-13}$	$6.25 \times 10^{-13}$	
903K	$8.79 \times 10^{-13}$	$9.16 \times 10^{-13}$	$9.14 \times 10^{-13}$	

Table 10 Effect of grain size to the rate constant for increasing in the moved distance of a liquid-solid interface at brazing temperature for (Al-(C<sub>L</sub>+1.5)at.%Si)

brazing temp.(K)	$h^2 (m^2 \cdot s^{-1})$			비 고
	grain size 43 $\mu$ m	grain size 57 $\mu$ m	grain size 74 $\mu$ m	
863K	$2.10 \times 10^{-13}$	$2.09 \times 10^{-13}$	$1.89 \times 10^{-13}$	• 모재간의 간극 : 150 $\mu$ m • 초기상태의 액상 삽입금속층 : (Al-(C <sub>L</sub> +1.5)at.%Si)
873K	$4.21 \times 10^{-13}$	$4.20 \times 10^{-13}$	$3.91 \times 10^{-13}$	
883K	$7.06 \times 10^{-13}$	$6.39 \times 10^{-13}$	$6.37 \times 10^{-13}$	
893K	$9.61 \times 10^{-13}$	$7.81 \times 10^{-13}$	$7.18 \times 10^{-13}$	
903K	$1.15 \times 10^{-12}$	$1.15 \times 10^{-12}$	$1.14 \times 10^{-12}$	

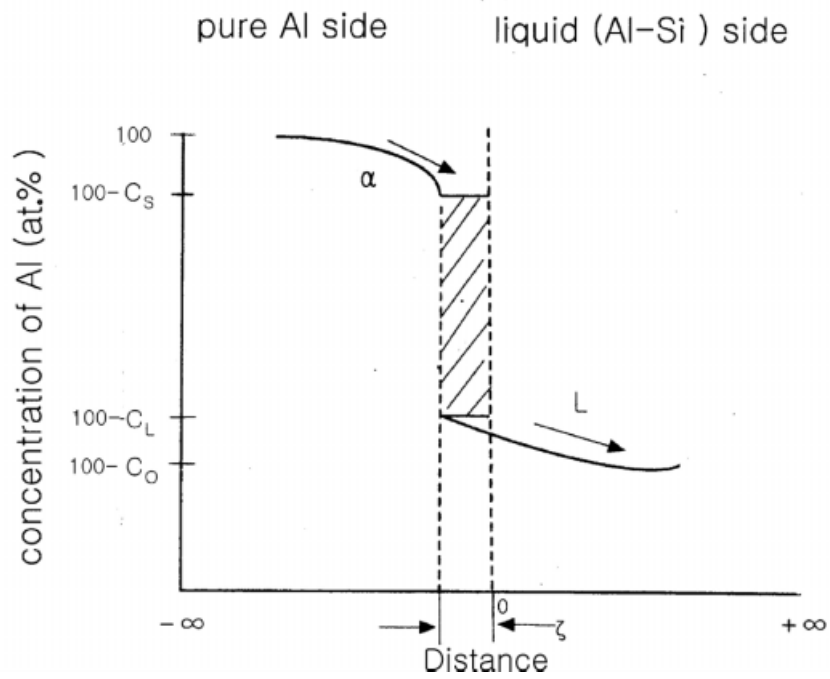


Fig. 32 Profile of concentration-distance in diffusion couple which is composed of ( $C_0$ at.%Si) liquid phase and solid pure Al during diffusion time( $t$ ) at temperature( $T$ )

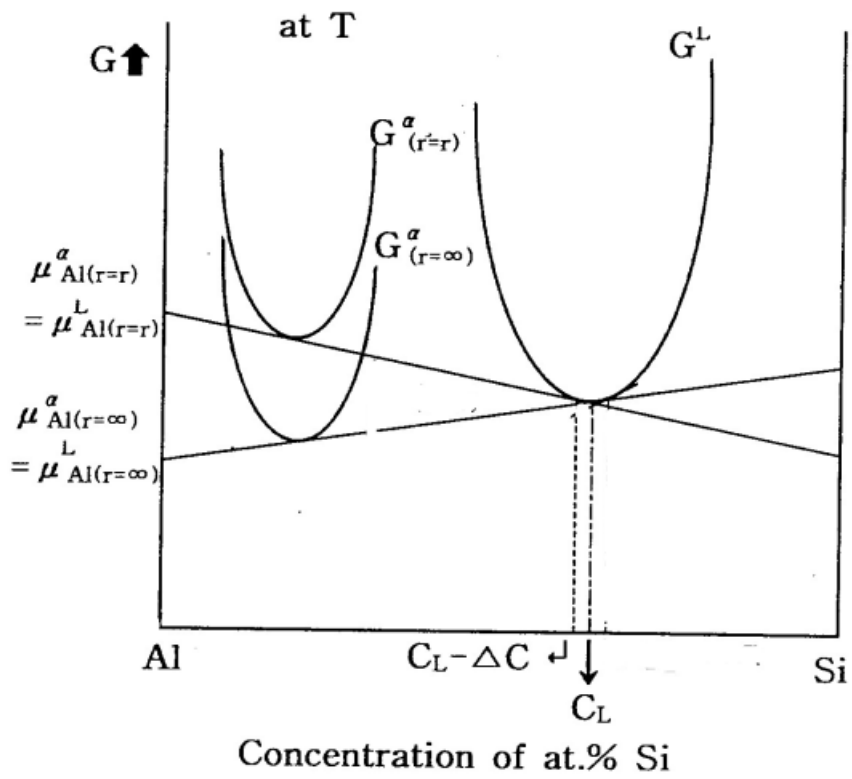


Fig. 33 Evaluation of the change in chemical potentials and composition due to a change of  $\alpha$  phase grain size

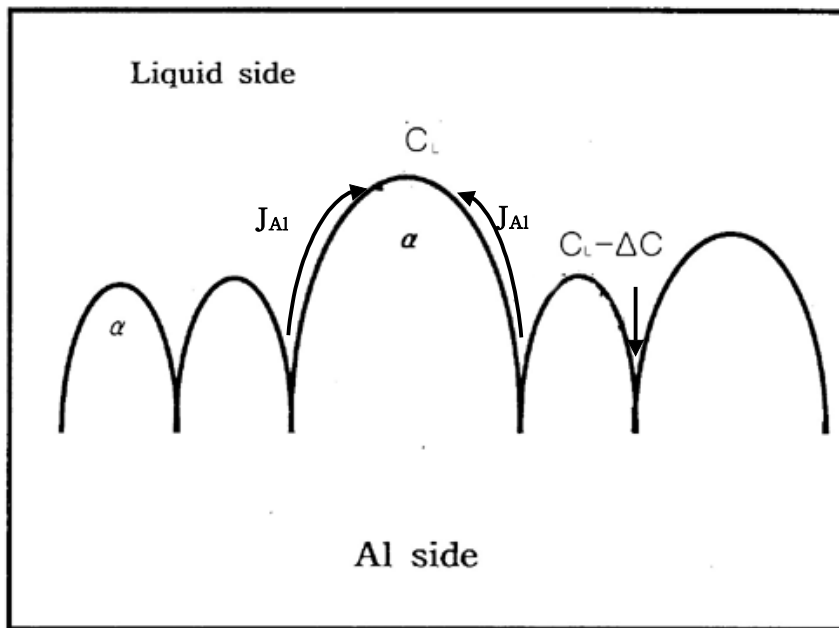


Fig. 34 Grain morphology of  $\alpha$  in vicinity of liquid/ $\alpha$  interface.

## 4. 결 론

본 논문에서는 알루미늄 브레이징법의 주류가 되고 있는 Nocolok flux 브레이징법을 적용하고, 화학적 조성이 (Al-12.2at.%Si), (액상선 농도  $C_L+1.5at.\%Si$ )인 용가재금속을 액상용가재층 형성을 위해 사용하여 결정립 조대화 열처리한 A1100 판상모재를 브레이징하였다. 브레이징 접합부 부근의 미세조직 변화에 미치는 브레이징 온도 및 시간, 액상용가재의 화학적 조성 및 모재의 결정립 크기 및 용가재의 양에 따른 영향을 조사하였다.

본 연구로부터 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) 브레이징전 판상 모재의 평균 결정립 크기가  $74\mu m$ 로 일정하게 하고, 두 장의 모재 간극을  $100\mu m$ 로 하여 브레이징 접합부의 고·액계면의 거리에 미치는 브레이징 온도 및 시간, 초기상태 액상 용가재층을 형성하는 용가재금속의 화학적 조성이 미치는 영향을 조사한 결과, 다음과 같은 식으로 얻었다.

$$h^2 = A_0^2 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

Composition of filler metal	$A(m^2s^{-1})$	$Q(kJ \cdot mol^{-1})$
12.2 at.%Si	$3.71 \times 10^{15}$	532
$C_L+1.5 at.\%Si$	$5.84 \times 10^{10}$	350

여기서,  $h_0$ 는 브레이징 초기 단계에서의 액상용가재층의 두께(m)이다.

- (2) 위(1)항의 고·액계면의 이동거리 즉 고·액계면의 이동거리가 브레이징 시간의 제곱근에 비례하므로 액상 용가재층에 고상모재의 상호확산에 의해 지배됨을 표시한다. 또한, 용가재금속에 의한 액상



용가재의 Si농도가 증가할수록 고·액계면의 거리가 증가하는 것으로 나타났다.

- (3) 화학적 조성이 (Al-12.2at.%Si)인 용가재금속으로 초기상태 액상 용가재층을 형성하는 경우, 브레이징 접합부의 고·액계면의 이동거리에 미치는 브레이징 전 모재의 결정립 크기의 영향은 다음과 같은 식으로 표시되며, 결정립이 작을수록 모재 손상 깊이가 증가하는 것으로 나타났다. 이것은 결정립의 영향으로 해석할 수 있다.

$$h^2_{(\text{고·액계면의 이동거리})} (m^2) = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t + h_0^2$$

grain size( $\mu\text{m}$ )	A( $m^2s^{-1}$ )	Q( $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ )
43	$7.82 \times 10^{17}$	585
57	$7.02 \times 10^{16}$	577
74	$3.71 \times 10^{15}$	532

여기서,  $h_0^2$ 는 브레이징 초기 단계에서의 액상 고·액계면의 이동거리(m)이다.

- (4) 화학적 조성이 [Al-( $C_L+1.5$ )at.%Si]인 용가재금속으로 초기상태 액상 용가재층을 형성하여 브레이징 하는 경우, 액상 용가재층에 증가 즉 모재 손상깊이에 대해서는 고·액계면에 위치하는 고상의 곡률 효과가 적용되기 때문에  $\alpha$ 상 부근의 액상 영역 중에는 농도차이가 발생되는 것으로 사료된다.
- (5) 화학적 조성이 [Al-12.2at.%Si]인 용가재금속으로 결정립 크기 $74\mu\text{m}$ 로 일정하게 하고, 액상 용가재의 양을 각각  $50\mu\text{m}$ ,  $100\mu\text{m}$ ,  $150\mu\text{m}$ ,  $200\mu\text{m}$ 으로 하여 브레이징 접합부의 고·액계면의 이동거리에 미치는 브레

이징 온도 및 시간, 초기상태 액상 용가재층을 형성하는 용가재금속의 화학적 조성이 미치는 영향을 조사한 결과, 아래와 같은 식으로 얻었다.

spacer dia. ( $\mu\text{m}$ )	$A(\text{m}^2\text{s}^{-1})$	$Q(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$
50	$3.63 \times 10^{12}$	441
100	$3.71 \times 10^{15}$	532
150	$7.84 \times 10^{15}$	544
200	$6.30 \times 10^{19}$	670

브레이징 접합부의 고·액계면의 이동거리에 미치는 브레이징 전 모재의 spacer의 영향은 다음과 같은 식으로 표시되며, spacer 클수록 모재 손상 깊이가 증가하는 것으로 나타났다. 이것은 spacer 영향으로 해석할 수 있다.

(6) 화학적 조성이  $[\text{Al}-(\text{C}_L+1.5)\text{at.}\% \text{Si}]$ 인 용가재금속으로 각각의 결정립 크기  $43\mu\text{m}$ ,  $57\mu\text{m}$ ,  $74\mu\text{m}$ 로 일정하게 하고, 액상 용가재의 양을 각각  $50\mu\text{m}$ ,  $100\mu\text{m}$ ,  $150\mu\text{m}$ 으로 하여 브레이징 접합부의 고·액계면의 이동거리에 미치는 브레이징 온도 및 시간, 초기상태 액상 용가재층을 형성하는 용가재금속의 화학적 조성이 미치는 영향을 조사한 결과, 아래와 같은 식으로 얻었다.

grain size	spacer dia.( $\mu\text{m}$ )	A( $\text{m}^2\text{s}^{-1}$ )	Q( $\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ )
43 $\mu\text{m}$	50	$9.47 \times 10^{11}$	372
	100	$1.27 \times 10^{12}$	418
	150	$7.03 \times 10^{13}$	446
57 $\mu\text{m}$	50	$9.55 \times 10^{11}$	355
	100	$1.27 \times 10^{11}$	392
	150	$1.91 \times 10^{12}$	397
74 $\mu\text{m}$	50	$1.45 \times 10^9$	324
	100	$5.84 \times 10^{10}$	350
	150	$9.56 \times 10^{10}$	387

브레이징 접합부의 고·액계면의 이동거리에 미치는 브레이징 전 모재의 spacer의 영향은 다음과 같은 식으로 표시되며, spacer 클수록 모재 손상 깊이가 증가하는 것으로 나타났다. 이것은 spacer 영향으로 해석할 수 있다.

## 참 고 문 헌

- (1) 강정윤, 김우열 : 대한 용접 학회지, 10(1992), 13~25:
- (2) KS D 7043 : 알루미늄합금 땀납 및 브레이징 시트
- (3) JIS Z 3263(1992) : 알루미늄합금ろう及びブレイジングシート
- (4) 天野 孝一 : Ch. 17, "알루미늄의各種接合法と最近の進歩", 輕金屬溶接構造協會(1991), p.120
- (5) W. E. Cooke, T. E. Wright and J. A. Hirschfield :  
SAE Technical Paper, 780300(1978), 1357
- (6) 川瀬 寛, 山口 元由, 田中 孝一 : 輕金屬溶接, 28(1990), 193~197
- (7) K. Maeda, Y. Itoh, and K. Namba : 住友輕金屬 技報, 35(1994), 5  
7~64
- (8) S. Hirano, Y. Kimura, T. Yuyama, and T. Kimoto : 輕金屬,  
47(1997), 232~237
- (9) H. Nylén, U. Gustavsson, B. Hutchinson, and A. Örtén :  
Materials Science Forum, 217-222(1996), 1703~1708
- (10) G. V. Kidson: J. of Nuclear Mater., 3(1960), 21~29
- (11) J. S. Kirakaldy: Can. Jour. Phys., 36(1958), 917