

(Al-Si)계 액상삼입금속층을 이용한 알루미늄 브레이징 접합부의 미세조직 변화에 관한 연구

박 무 섭* · 이 성 열**

A Study on the Microstructure for Bonded Zone of Al Plates Inserted with Liquid Layer of (Al-Si) Alloy

Moo-Seob Park* · Sung-Yul Lee**

Abstract

Nocolok flux brazing was adopted in the aluminium brazing experiment. Filler metals such as (Al-12.2at.%Si), (Al-9.16at.%Si), (Cu+1.5at.%Si) were made and used to form liquid insert metal layer between two pieces of aluminium plates. Diameter of 100 μ m tungsten wire was wound around a plate to make space between aluminium plates. The grain size of aluminium plates was 42 μ m, 57 μ m and 73 μ 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) Solidification temperature of (Al-Si) alloys was measured by DSC. The following equation for liquidus using DSC results of Al side in (Al-Si) phase diagram was determined .

$$T_m(K) = -6.7C_{L/T_m} + 932$$

* 한국해양대학교 재료공학과 석사과정

** 한국해양대학교 재료공학과 교수

where, C_{L/T_m} is chemical concentration(at.%Si) of alloy and $T_m(K)$ is liquidus temperature for the alloy.

(2) The thickness of (α +eutectic) layer 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 thickness of the layer was governed by Arrhenius reaction rate equation.

(3) In case of (Al-Si) filler metal, the thickness of (α +eutectic) layer 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.

(4) 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 interdiffusion of atom in the liquid from α phase/liquid interface to the center of the liquid layer.

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

1. 서론

브레이징이란 모재의 접합부에 접합제로서 용가제금속을 사용하고, 접합부 부근 및 용가제금속을 일반적으로 450℃ 이상의 온도로 가열하면 용가제금속만이 용융되어 모재표면에 젖으면서, 모세관현상에 의하여 모재 접합부의 틈사이로 유입되어 액상의 용가제금속과 고상의 모재간에 금속학적 결합이 이루어지는 접합방법이다.

한편, 브레이징과 납땀(soldering)의 차이점은 가열온도에 따라 구분되며, 미국에서는 427℃(800F) 이상, KS 및 국제표준화기구(ISO)에서는 450℃ 이상의 가열온도에서 접합을 하는 경우를 브레이징이라고 하고, 이 이하의 가열온도에서 접합을 하는 경우를 납땀(soldering)이라고 통칭하고 있다. 그러나 양자에 대한 구분하는 가열온도 450℃는 편리하게 부르기 위해서 결정된 것이고, 특별한 물리적 의미는 없다.

한편, 브레이징에 의한 접합법은 다음과 같은 장점¹⁾이 있다.

① 모재를 거의 용융시키지 않고 저온에서 접합이 이루어지므로, 모재의 열영향부

가 미소하여 모재의 특성 변화를 최소화 할 수 있다. ② 이종금속 및 이종재료 간의 접합이 쉽다. ③ 아주 작은 부품이나 복잡한 부품을 정밀하게 접합 할 수 있다. ④ 접합부는 도전성이 있고, 기밀한 상태로 밀봉이 가능하다. ⑤ 여러 가지를 동시에 접합할 수 있다. ⑥ 자동화가 용이하므로 접합 조립기술로서의 생산기술에 응용할 수 있다.

따라서, 브레이징 기술은 과학 및 공업기술의 발달과 더불어 현재 첨단 기술을 이용하고 있는 항공우주 산업기기, 원자력기기를 필두로 하여, 자동차, 철도, 가공기기, 가전기기, 가정압화류에 이르기 까지 여러 산업분야에 폭넓게 응용되고 있어서 제품의 제조과정에 필요 불가결한 기술로 되어 있다. 예를 들면, 가전제품에서 냉각기나 쿨프 등의 Ag 브레이징 및 Cu 브레이징, 자동차 공업에서 열교환기나 배관에 Al 브레이징 및 Cu 브레이징, 항공기 산업에서 엔진 및 배관의 Ni 브레이징이 사용되고 있다.

특히, 최근 자동차용 열교환기는 경량화, 열전도성, 가공성면에서 알루미늄 재료가 중요하게 쓰이고 있고, 1970년대부터 알루미늄 브레이징법²⁾을 적용하여 자동차 에어컨용 condenser나 evaporator, 이러한 것들의 배관계통의 부품들을 현재 거의 100% 알루미늄 재질로 생산되고 있고, radiator의 제작에도 알루미늄 브레이징이 적용되고 있는 중이다. 최근에는 가정용 에어컨의 condenser를 비롯한 알루미늄 합금재질의 열교환기 부품의 제작에도 브레이징법 적용이 검토되고 있다³⁾.

한편, 알루미늄 합금의 브레이징에 사용되는 용가제금속은 용점, 접합부의 내식성, 접합부의 기계적인 강도 및 브레이징의 작업성 때문에 [Al (7~13)%Si]계 합금이 주로 사용된다⁴⁾. 알루미늄 합금의 브레이징 온도 및 시간은 일반적인 용가제금속인 (Al-Si) 합금의 화학적조성에 따라 약간 달라지지만 대체로 용가제금속의 용점보다 약 (10℃~20℃)정도 높은 600℃ 온도부근에서 약 3분간 유지시켜 접합한다. 이와 같은 브레이징 온도는 모재의 용점보다 약 45℃정도 낮은 온도이므로 액상의 용가제금속에 의한 모재의 손상을 최소화하며, 전체적으로 균일한 접합상태가 얻어지는 온도이다.

일반적으로 알루미늄 브레이징에 사용하는 용가제금속의 공급형태는 (Al-Si)계 합금인 A400계열의 합금을 와이어상태 또는 A400계열의 박판의 용가제금속을 알루미늄 모재인 심재(core)의 양쪽면 혹은 한쪽면에 일정한 두께 비율로 기계적으로 clad한 브레이징 시트가 사용되고 있다. 그런데, 알루미늄은 산소와의 친화력이 매우 크므로 실온에서도 표면에 산화알루미늄층이 형성되며, 마지막 압연 후의 알루미늄 판재상에 존재하는 산화알루미늄(Al_2O_3)층의 두께는 약 50Å인 것으로 알려져 있다⁵⁾. 알루미늄의 브레이징 과정에서 접합부의 계면에 산화알루미늄층이 존재하면, 용융된 용가제금속과 고상의 모재 알루미늄과의 금속학적 결합에 대한 장애물 역할을 하기 때문에 부재간의 접합이 불가능하게 된다. 따라서, 알루미늄의 브레이징에 있어서 가장 중요한 관건은 표면에 존재하는 산화알루미늄의 제거이며, 제거방법에 따라서 사용재료 및

브레이징 공정이 달라진다.

알루미늄 합금의 브레이징 방법에는 염화물계 플럭스 브레이징법, 진공 브레이징법, 비부식성 플럭스 브레이징법이 개발되어 왔다⁶⁾. 이중에서도 Nocolok 브레이징법^{7,8)}으로 알려져 있는 비부식성 플럭스 브레이징법은 높은 생산성과 우수한 브레이징성 및 브레이징 후의 세정과정이 필요 없고, 플럭스에 의한 설비의 손상이 적으며, 노내분위기 유지도 까다롭지 않으며, 설비 투자비가 적은 장점이 있다. 따라서, Nocolok flux를 사용한 브레이징법은 자동차용 공조기기 제작을 비롯한 다수의 제품 제작에 적용되고 있는 알루미늄 브레이징법의 주류가 되고 있으므로 본 연구에서도 Nocolok flux를 사용한 브레이징법을 적용하였다.

그러나, 브레이징에 의한 알루미늄모재의 접합부영역 부근에서는 액상의 용가제금속과 고상의 모재간에 화학적 반응에 의한 모재의 손상 및 화학적 조성 변화가 발생하게 되고 모재의 내식성과 강도를 저하시키는 결과를 초래하게 되며, 특히 자동차용 알루미늄 열교환기에서의 중요한 역할인 열전도도를 감소시킨다. 그러므로, 알루미늄 브레이징에 있어서 용가제금속의 화학적 성분, 브레이징 온도 및 시간 등의 브레이징 조건이 용가제금속의 흐름성, 접합부에서의 fillet형성 상태, 액상 용가제금속에 의한 모재의 침식 등의 브레이징성에 미치는 영향을 조사하여 최적의 브레이징 조건을 설정하는 것은 매우 중요하다.

한편, 알루미늄 브레이징 과정에 관한 현재까지 발표된 연구내용은 다음과 같다.

K. Meada등⁹⁾은 (Al-Mn)계 합금인 A3003 합금판재의 한쪽면에 [Al-(4.6~13.9wt.%Si)합금층을 clad한 브레이징 시트를 수평으로 하고 모재인 A3003판재를 수직으로 한 역 'T'자형 시험편을 브레이징하여, 용가제금속의 화학적조성, 브레이징 온도 및 시간, 용가제금속의 양에 따른 fillet의 형성상태, 용가제금속의 유동성 및 모재의 침식에 미치는 영향을 조사하였다. K. Meada등의 연구결과에 의하면, 모재의 침식정도는 용가제금속중의 Si의 농도가 증가함에 따라 직선적으로 증가하며, 또한 브레이징 온도가 증가함에 따라 지수함수적으로 증가하고 있다.

또한, S. Hirano등¹⁰⁾은 Mg이 각각 함유된 A6061, A5052 및 A5083 모재를 수평으로 위치시키고, A3003 심재의 양측에 (Al-7.5wt.%Si)합금을 clad한 브레이징시트 BAS211P를 수직으로 위치한 역 'T'자형 시험편을 고진공분위기 브레이징을 하여 브레이징성에 미치는 브레이징 온도 및 시간의 영향과 모재의 화학적조성의 영향을 조사하고 있다. 이 연구 결과에 의하면, 용가제금속의 퍼짐성과 모재의 침식깊이는 브레이징 온도와 시간에 따라 증가하며, 모재중의 Mg함유량에도 영향을 받고 있다.

그러나, 역 'T' 자형 시험편을 사용한 브레이징에 있어서, fillet부의 위치에 따라 모재와 접촉되어 있는 용가제금속의 양이 달라지며, 이에 따라, 모재의 침식깊이도 변화하고 있다. 예를 들어, 시험편의 꼭부에서 모재의 침식깊이가 최대가 되며 fillet의 양단부로 갈수록 침식깊이가 감소한다. 따라서, 브레이징 초기상태에서 모재 표면과 접촉하고 있는 모든 부위에서 용가제금속의 양을 일정하게 하여 브레이징에 의한 모재의 침식깊이를 측정할 필요가 있다.

최근에 M. Nylen¹¹⁾은 모재의 침식깊이에 미치는 모재의 결정립크기의 영향을 조사하였다. 즉, A3003 심재의 양쪽면에 (Al 10wt.%Si)조성의 A4045합금을 clad한 브레이징 시트를 wave가공한 후 판재로 하여 A3003의 튜브재와 브레이징한 경우 및 A6063 심재의 양쪽면에 (Al 10wt.%Si 1.2wt.%Mg) 조성의 A4104합금을 clad한 브레이징 sheet를 판재로 하여 A6063의 튜브재와 브레이징한 경우에 있어서, 모재의 결정립이 미세할수록 침식깊이가 증가하고 있다. 그러나, 이 경우에도 판재와 튜브재간의 접합부 부근의 영역에 형성되어 있는 용가제금속의 fillet 형태 때문에 용가제금속의 양의 영향이 모재의 침식깊이에 미치는 영향을 명확하게 규명할 수 없다.

위와 같이, 브레이징 과정에서 용가제금속과 모재간의 금속학적 결합 및 원자이동이 발생하는 접합부 부근의 영역에서 모재의 화학적 조성 변화 및 모재의 침식현상도 발생하며, 용가제금속의 화학적 조성도 변화한다. 따라서, 브레이징 과정의 금속 조직학적인 변화를 조사하기 위해서는 지금까지의 연구와는 다른 실험방법의 채용이 필요하다.

본 연구에서는 용가제금속의 양 및 화학적조성, 브레이징 시간 및 온도, 모재의 결정립 크기가 브레이징 접합부 영역의 미세조직변화에 미치는 영향을 조사하였다. 또한, 이들의 관계에 관한 해석으로서 알루미늄 브레이징 과정에 관한 지금까지 발표된 다른 연구결과와 비교하였으며, 종래의 적용이론보다 금속조직의 변화를 고려한 브레이징 기구를 검토하였다. 더욱이 본 연구결과는 알루미늄 브레이징 공정 설정에 대한 최적조건을 설정하는데 기여할 수 있다.

한편, 본 연구에서는 브레이징 방법으로 비부식성의 Nocolor 플럭스를 사용하였으며, 질소가스 분위기중에서 브레이징하였다.

2. 실험방법

브레이징에 사용된 모재는 두께 3mm로 냉간 압연된 A1100 판재이며, 대한전선(주) 알루미늄사업부로부터 제공받았다. 한편, 두께 3mm으로 냉간압연된 A1100 판재를 25×25mm와 25×10mm로 각각 절단하였다. 이 시험편을 673K, 743K, 823K에서 각각 720sec

동안 열처리하여 입자를 조대화 시켰다. 이 조대화 열처리된 시편을 $3\mu\text{m}$ 의 diamond연마천을 사용하여 정마한 후 아세톤 용액을 사용하여 초음파 세정하여 브레이징 시험편으로 사용하였다.

(Al-Si)계의 액상 삽입금속용의 한 종류는 영국 Aluminum Welding Products사제이며, 직경 2mm의 선재인 A4047이다. 또한, (Al-Si)계 평형상태도상의 액상선을 기준으로하여 브레이징 온도에서 액상선의 농도보다 약 1.5at.%Si증가하는 합금조성을 목표로 하여 각각의 합금을 용해 주조하여 $\phi 35 \times 45\text{mm}$ 의 bulk재를 제작하였다. 삽입금속으로 사용되는 각각의 (Al-Si)합금 시료에 대하여 ICP분석(경남금속(주)협조) 한 화학적 조성은 Table 1과 같이 얻어졌다.

Table 1 Chemical composition of filler metal

	chemical composition(at.%)			
	Si	Zn	Mg	Al
Filler metal A (A4047)	12.2	0.1	0.01	bal.
Filler metal B	10.25	-	-	bal.
Filler metal C	9.16	-	-	bal.
Filler metal D	7.53	-	-	bal.
Filler metal E	6.07	-	-	bal.
Filler metal F	5.00	-	-	bal.

브레이징시 모재인 알루미늄의 산화 피막을 제거할 목적으로 (20mol% K_3AlF_6 + 80mol% KAlF_4) 공정조성부근의 화학적 조성을 가지는 불화물계 화합물인 Nocolok flux를 사용하였다. 이 플럭스에 대한 용점을 DTA로 측정하였으며, 그 결과 10K/min로 승온시 818K에서 용해하기 시작하여 833K에서 용해완료된다.

브레이징시 초기 액상폭을 일정하게 하여 브레이징 과정에서 변화되는 액상 삽입금속층의 두께변화 및 접합부 부근의 미세조직변화에 미치는 영향을 조사하기 위하여 두장의 A1100 시험편사이에 직경 $100\mu\text{m}$ 의 텅스텐와이어를 삽입하였다.

시편 조립은 $25 \times 25 \times 3\text{mm}$ 로 절단한 시편을 하부에 설치하고, $23 \times 10 \times 3\text{mm}$ 로 절단한 시편을 상부에 위치시켰다. 이 때, 정마 후에 아세톤용액으로 초음파 세정한 면이 브레이징되도록 위치시켰다. 이 시험편 사이에 각각의 주어진 직경의 텅스텐와이어를 5개 삽입하였으며, 텅스텐와이어 사이의 간격은 약 5mm이다. 이때, 삽입된 텅스텐와이어의 직경에 의한 두 장의 A1100시편 사이에 형성되는 공간의 크기가 일정하게 유지되도록 상부의 판재위에 하중을 가하였으며, 브레이징 온도가 903K일 때는 압축응력이 약

60kPa, 브레이징 온도가 863K일 때는 약 80kPa이 되도록 브레이징 온도증가에 따라 가하는 하중을 점차 감소시켰다. 왜냐하면, 브레이징 과정에서 재결정에 의해 모재가 연화되므로 가해진 하중에 의하여 텅스텐와이어가 모재중으로 침투하여 두장의 시편사이의 공간이 감소할 수 있으며, 이에 따라 초기 액상 삽입금속의 폭이 브레이징 조건에 따라 변화될 우려가 있기 때문이다. 두장의 시편이 이루는 모서리부에 직경 2mm × 길이 15mm로 절단된 A4047 또는 2×10mm로 절단된 (C_L+1.5at.%Si)조성의 삽입금속선의 길이방향이 삽입된 텅스텐와이어의 길이방향과 수직방향이 되도록 위치시켰다. 고체상태의 삽입금속은 브레이징의 초기단계에서 용해하여 액상이 되며, 모세관현상에 의하여 시편편의 빈 공간에 액상의 삽입금속이 충전되는 방법으로 브레이징 초기단계에서의 액상 삽입금속의 두께를 일정하게 하였다.

한편, 조립된 시편을 브레이징하기 전에 이소프로필 알코올과 Nocolok flux와의 현탁액을 두 장의 A1100 시편의 브레이징될 표면에 도포하였으며, 삽입금속선의 주위에도 도포하였다.

브레이징 노내 분위기는 로터리펌프를 사용하여 약 10⁻³ torr의 진공분위기를 형성시킨 후에 노내압력 약 48kPa이 되도록 질소 가스(순도: 99.99%)를 취입시킨 분위기중에서 브레이징 하였다.

A4047의 삽입금속을 사용한 경우의 브레이징 온도는 863K로부터 903K까지이며, 10K의 온도간격으로 설정하였다. 브레이징 시간은 각각의 브레이징 온도에서 30s, 60s, 120s, 180s, 300s, 600s, 900s 동안 브레이징하였다. 또한, (Al-9.16at.%Si)의 삽입금속을 사용한 브레이징 온도는 873K, 883K, 893K, 903K이며, (Al-10.25at.%Si)의 삽입금속을 사용한 브레이징 온도는 873K, (Al-7.53at.%Si)의 삽입금속을 사용한 브레이징 온도는 893K, (Al-6.07at.%Si)의 삽입금속을 사용한 브레이징 온도는 903K이며, 브레이징 시간 60s, 120s, 180s, 300s, 600s, 900s동안 브레이징하였다.

브레이징시 다음과 같은 순서로 가열하였다. 실온으로부터 10K/min의 승온속도로 가열하여, 833K에서 300s동안 등온유지하였다. 이것은 액상의 Nocolok flux에 의하여 시편 및 삽입금속의 표면층에 형성되어 있는 산화알루미늄 피막이 충분히 제거될 수 있도록 하기 위한 과정이다. 이후부터는 10K/min의 승온속도로 가열하여 목표로 하는 브레이징 온도에 도달하도록 하였다. 브레이징 시간은 브레이징 온도에 도달한 이후부터의 노내 유지시간을 취하였다. 주어진 브레이징 시간동안 브레이징한 후에는 가열대의 전원을 off하고, 이 상태에서 시편을 473K까지 냉각하였으며, 이후부터는 실온까지 냉각하였다.

브레이징이 완료된 시편은 삽입된 텅스텐와이어의 길이방향에 대하여 직각방향으로 시편의 중앙부를 정밀 절단한 후에 에폭시수지로 마운팅하였다. 절단된 시편의 단

면을 연마지 2000번까지 연마한 후, 입경 $3\mu\text{m}$ 및 $1\mu\text{m}$ 의 다이아몬드 현탁액으로 연마하였다. 연마된 시편면을 양극으로 하고 백금판을 음극으로하고, 전해용액은 0.02% HBF_4 용액을 사용하였으며, 15V의 부하전압과 4A의 통전전류로 240sec동안 전해 부식하였다.

전해 부식된 브레이징부 부근의 미세조직은 광학현미경 및 SEM으로 관찰하였다. 미세 조직사진에서 접합계면중의 공정층과 α 층을 절단한 후 각각 층의 무게를 0.1mg 단위까지 측정하여, 각각의 층이 차지하는 중량을 사진의 단위면적이 차지하는 중량으로 나눈 값으로부터 각 층의 폭두께를 측정하였다. 이와 같은 방법으로 측정된 각각의 상에 대한 폭두께로부터, 브레이징 과정에서 발생하는 액상 삼입금속의 폭두께 변화 및 브레이징접합부 부근의 미세 조직변화에 미치는 브레이징 온도, 시간 및 액상삼입금속의 폭두께의 영향을 조사하였다.

3. 결론

본 논문에서는 알루미늄 브레이징법의 주류가 되고 있는 Nocolok flux 브레이징법을 적용하고, 화학적 조성이 (Al-12.2at.%Si), (Al-9.16at.%Si), (액상선 농도 $C_L+1.5\text{at.}\%Si$)인 용가제금속을 액상삼입금속층 형성을 위해 사용하여 결정립 조대화 열처리한 A1100 판상모재를 브레이징하였다. 브레이징 접합부 부근의 미세조직 변화에 미치는 브레이징 온도 및 시간, 액상삼입금속의 화학적 조성 및 모재의 결정립 크기에 따른 영향을 조사하였다.

본 연구로부터 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 여러 종류의 (Al-Si)합금에 대하여 DSC로 응고개시 온도를 측정하여 이들의 관계로부터 Al측 액상선을 다음과 결정하였다

$$T_m(K) = -6.7C_{L/T_m} + 932$$

여기서, C_{L/T_m} 은 합금의 농도(at.%Si)이고, $T_m(K)$ 는 이 합금에 대한 액상선 온도이다.

(2) 브레이징전 판상 모재의 평균 결정립 크기가 $73\mu\text{m}$ 로 일정하게 하고, 두 장의 모

재 간격을 $100\mu\text{m}$ 로 하여 브레이징 접합부의 (α 상 + 공정조직)층 두께변화에 미치는 브레이징 온도 및 시간, 초기상태 액상 삼입금속층을 형성하는 용가제금속의 화학적 조성이 미치는 영향을 조사한 결과, 다음과 같은 식으로 얻었다.

$$X_{(\alpha+\beta)}^2(m^2) = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t + x_0^2$$

여기서, x_0 는 브레이징 초기 단계에서의 액상삼입금속층의 두께(m)이다.

Composition of filler metal	$A(m^2s^{-1})$	$Q(kJ \cdot mol^{-1})$
12.2 at.%Si	1.26×10^{16}	267
9.16 at.%Si	2.80×10^{14}	240
$Cl+1.5$ at.%Si	8.49×10^{10}	180

(3) 위(2)항의 (α +공정조직)층 즉 액상 삼입금속층 두께변화가 브레이징 시간의 세 급간에 비례함하여 나타남은 액상층의 상호확산에 의해 지배됨을 표시한다. 또한, 용가제금속에 의한 액상 삼입금속의 Si농도가 증가할수록 액상 삼입금속의 두께가 증가하는 것으로 나타났다.

(4) 화학적 조성이 (Al-12.2at.%Si)인 용가제금속으로 초기상태 액상 삼입금속층을 형성하는 경우, 브레이징 접합부의 (α +공정조직)층 두께 변화에 미치는 브레이징 전 소재의 결정립 크기의 영향은 다음과 같은 식으로 표시되며, 결정립이 작을수록 소재 손상 깊이가 증가하는 것으로 나타났다.

$$X_{(\alpha+\beta)}^2(m^2) = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t + x_0^2$$

여기서, x_0^2 는 브레이징 초기 단계에서의 액상 삼입금속층의 두께(m)이다.

grain size(μm)	$A(\text{m}^2\text{s}^{-1})$	$Q(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$
42	1.37×10^{16}	266
57	1.07×10^{16}	266
73	1.26×10^{16}	267

(5) 화학적 조성이 $[\text{Al}-(C_L+1.5)\text{at.}\% \text{Si}]$ 인 용가제금속으로 초기상태 액상 삼입금속층을 형성하여 브레이징하는 경우, 액상 삼입금속층에 증가 즉 모재 손상깊이에 대해서는 고·액계면에 위치하는 고상의 곡률효과가 적용되기때문에 α 상 부근의 액상 영역중에는 농도차이가 발생되고, 이에 따른 액상중의 원자가 확산지배기구로 성립되며 다음과 같은 식으로 표시할 수 있다.

$$X^2 = \frac{2}{\pi^2} \cdot \frac{122 - C_L}{C_L - C_S} \cdot \frac{\sigma V m}{(\Delta H m) \cdot r_0} \cdot \tilde{D}_L t + x_0^2$$

모재 손상깊이에 대한 속도 상수의 활성화 에너지의 경우, 위 (2)항의 실험적으로 구한값 $180(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$ 은 위 식에서 구한 계산값 $173(\text{kJ} \cdot \text{mol}^{-1})$ 과 거의 일치하게 나타났다.

(6) 일반적인 알루미늄 브레이징시 모재손상의 원인은 다음과 같이 추정된다. 고·액계면 부근에 위치하는 액상중 원자확산의 이동량과 고상중 원자확산의 이동량과의 차이 때문에 발생하는 계면이동기구 및 고·액계면에서 고상의 곡률효과에 따라 발생하는 액상중 원자 확산기구가 동시에 작용됨이 시사되었다.

$$X^2 = \frac{2}{\pi^2} \cdot \frac{122 - C_L}{C_L - C_S} \cdot \frac{\sigma V m}{(\Delta H m) \cdot r_0} \cdot \tilde{D}_L t + x_0^2$$

참 고 문 헌

- (1) 강정운, 김우열 : 대한용접학회지, 6(1992), 11~18
- (2) H. Kawase : 輕金屬, 48(1998), 426~431,
- (3) J.M. Lommel and B. Chalmers : Trans., AIME, 215(1959), 499,

- (4) 양준호 : “AA4047 액상삽입금속층을 이용한 AA1100모재의 브레이징 과정에 관한 연구” 한국해양대학교, 석사학위논문(1998), p.1~64
- (5) 天野 孝一 : Ch. 17, “アルミニウムの各種接合法と最近の進歩”, 輕金屬溶接構造協會(1991), p.120
- (6) Y. Oki and M. Ogasawara : 輕金屬, 48(1998), 432~438
- (7) 정재필, 죽본정, 강춘식 : 대한용접학회지, 13(1995), 53~59
- (8) 川瀬 寛, 山口 元由, 田中 孝一 : 輕金屬溶接, 6(1973), 19~27
- (9) K. Maeda, Y. Itoh, and K. Namba : 住友輕金屬 技術報告, 6(1994), 164~165
- (10) S. Hirano, Y. Kimura, T. Yuyuma and T. Kimoto : 輕金屬, 47(1997), 232~237
- (11) H. Nylén, U. Gustavsson, B. Hutchinson and A.Örtnäs : Materials Science Forum, 217-222(1996), 1703~1708



