

<論 文>

탄소강과 스테인리스강의 진공브레이징에 관한 연구

이 창 동* · 나 석 주**

(1988년 4월 14일 접수)

A Study on the Vacuum Brazing of Carbon Steels to a Stainless Steel

Chang-Dong Lee and Suck-Joo Na

Key Words : Vacuum Brazing(진공브레이징), Carbon Steel and Stainless Steel(탄소강과 스테인리스강), Copper Filler Metal(동용가재), Joint Clearance(접합부 틈새), Columnar Structure(주상조직), Decarburization(탈탄), Constitutaional Undercooling(조성적 과냉), Joint Strength(접합강도)

Abstract

Vacuum brazing is the most modern brazing process and is at present, far from being completely understood. By brazing under high vacuum, in an atmosphere free of oxidizing gases, a superior product with greater strength, ductility and uniformity can be obtained. In this study, the influence of brazing parameters such as base metal characteristics, joint clearance and brazing time were described in relation to the metallurgical phenomena and shear strength of vacuum-brazed joints between carbon steels and 304 stainless steel(SUS 304) brazed by copper filler metal. In copper brazing of SUS 304 to a medium carbon steel(M.C.S.) the columnar Fe-Cr-Ni-Cu-C alloy structure was formed and grew from the M.C.S. side and at the same time, the surface of M.C.S. was decarburized. The driving force for the formation and growth of columnar structure was the difference of carbon content between base metals. As the joint clearance is narrower and brazing time is longer, the formation and growth of columnar phase and decarburization of carbon steels were more noticeable. Because of decarburization of carbon steels, the shear strength of brazed joints were reduced as the formation of columnar structure was increased.

1. 서 론

브레이징이란 일반적으로 450°C 이상에서 모재(base metal)보다 낮은 용융점을 가지는 용가재(filler metal)를 사용하여 모재는 용융시키지 않고 용가재만 용융시켜 두 모재간의 좁은 틈사이를 용융금속의 퍼짐성(spreadability)과 습착성(wettability)

및 모세관 현상을 이용하여 채운 후 용가재와 모재간의 확산, 합금, 접착(adhesion) 등의 현상에 의해서 두 모재를 접합시키는 접합공정을 말하는데 모재를 용융시키지 않는다는 점이 용접과 크게 다른 점이다. 진공브레이징이란 브레이징공정을 진공분위기 내에서 행하는 것으로서 진공내에서 브레이징을 하게되면 청정한 분위기로 인해 산화가 되지않을 뿐만 아니라 금속표면의 산화막(oxide film)이 분해되거나 확산에 의해 쉽게 제거되어 용융금속의 유동성과 습착성을 향상 시킨다. 따라서 산화막을 제거하기 위한 용제(flux)를 사용할 필요

*한국과학기술원 생산공학과

**정희원, 한국과학기술원 생산공학과

가 없으므로 브레이징이 끝난후 용제를 제거하기 위한 후처리가 필요없다. 또한, 균일한 가열을 함으로 두께변화가 크고 복잡한 조립품을 효과적으로 접합할 수 있다. 특히 진공브레이징은 용융점이 높아 용접이 곤란한 초합금(superalloy)이나 내열금속(refractory metal) 그리고 서로 상이한 금속(dissimilar metal) 및 금속과 비금속 등을 아주 효과적으로 접합할 수 있어 항공기산업, 핵관련산업, 전자부품산업등 중요산업분야에서의 적용도가 갈수록 증가하고 있는 추세이다.

진공브레이징에 대한 이제까지의 연구동향은 주로 다음과 같은 세가지 경향을 띠어왔다^(1~9). 첫째, 용가재와 모재간의 성분의 조합 및 진공도 등에 따른 용융 용가재의 모재에 대한 퍼짐 및 습착 현상 규명; 둘째, 용가재, 모재, 브레이징 온도, 시간, 표면 거칠기등 여러 브레이징 변수들의 조합에 따른 브레이징 접합부에서의 금속학적 현상의 규명 및 여러변수들이 접합부의 기계적 성질에 미치는 영향연구; 셋째, 내열(heat resistance), 내식(corrosion resistance) 등 특수한 작동요건을 만족시키는 용가재 및 고품질을 가지면서 저렴한 용가재의 개발 등이다. 그러나 아직까지도 이들 현상에 대한 뚜렷한 통일된 이론이 없이 주로 실험에 의해서 이들 현상들을 규명하고 있는데, 각 변수들이 조합에 따라 서로 다른 특성을 나타내므로 이러한 연구추세는 앞으로도 계속 될 전망이고 특히 초합금이나 세라믹 같은 비금속의 진공브레이징에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다^(10~12).

본 연구는 위의 두번째 연구동향과 맥락을 같이 하는 것으로서 스테인리스강(SUS304)에 대한 진공브레이징 연구 및 탄소강의 진공 브레이징에 대한 연구결과들을 토대로 하여 SUS304와 탄소강과의 진공브레이징 현상을 연구하였는데 특히 모재의 탄소함유량, 브레이징시간 및 접합부 틈새(joint clearance) 등에 따라 접합부에 나타나는 여러 금속학적 현상의 규명 및 접합강도(joint strength)에 대해 변수들이 미치는 영향을 연구 하였다.

2. 실험에 대한 예비적 고찰

2.1 퍼짐 및 습착특성(Spreading and Wetting Characteristics)

SUS와 탄소강의 진공브레이징에서 퍼짐 및 습착현상으로는 두가지설이 있는데 Halo(용가재 성

분과 모재표면간의 반응구역)가 형성되어 산화막이 제거 된다는설과⁽¹⁾, MO(metal oxide)+C=M+CO의 환원반응에 의하여 산화막이 제거되어 퍼짐과 습착이 향상된다는설^(2,3)이 있다.

2.2 접합부의 금속학적 현상

브레이징 접합부에서는 용가재 및 모재의 화학성분, 브레이징 온도 등에 따라 두금속간의 농도기울기(concentration gradient)와 활성화 기울기(activity gradient)등이 달라져 거기에 따르는 금속학적 현상이 달라지는데 일반적으로 다음과 같은 3가지의 금속학적 상호작용이 존재한다^(4,5). 즉 모재의 성분이 용융된 용가재내로 용해되어 합금을 형성하거나 용가재가 모재의 입계에 침투하여 모재의 입자내로 확산하거나 접촉면에서 금속간화합물을 형성하는 것이다. 위의 현상들은 본래의 용가재의 특성을 변화시켜 접합부의 성질을 크게 변화시키는데 1980년에 T. Yoshida와 H. Ohmura는 용가재로 Cu를 사용하여 탄소함량이 차이가 나는 탄소강끼리 브레이징을 했는데 접합부에서 Fe-Cu-C의 주상조직(columnar structure)이 형성되어 접합강도가 크게 증가 했다고 보고하고 있다⁽⁶⁾. 또한 SUS를 Cu로 브레이징할 경우는 Cu가 SUS의 입제를 통하여 약 0.075mm 정도 침투하고 SUS가 Cu 용가재내로 약 0.025mm 정도 용해한다고 보고하고있다⁽⁷⁾.

2.3 기계적 및 물리적 인자들에 대한 특성

접합부틈새: 접합부 틈새가 작을수록 모세관 유동이 향상되고 결함이 적게 발생하고 응력상태가 개선되어 접합강도가 증가하나 너무작아지면 오히려 역효과가 발생한다⁽⁸⁾.

브레이징 온도 및 시간: 브레이징 온도가 증가할수록 습착과 합금작용이 향상되어 강도가 증가하나 고온으로 인해 모재에 해로운 영향을 줄 수 있다. 온도는 보통 용가재의 액상선 보다 50~80°C 정도높게 하며 브레이징 시간은 확산, 합금등 모재와 용가재간의 상호작용과 관계가 깊다.

표면 거칠기: 적당히 거친 표면은 매끈한 면보다 용가재와 실제 접촉면적이 증가하고 응고시 구속이 강하게 되어 강도가 향상된다⁽⁹⁾.

3. 실험

3.1 실험장치

Fig. 1에 실험에 사용한 진공브레이징 장치의 실제모습을 나타내었다. 진공브레이징 장치는 진공상태를 유지하기 위한 펌핑장치와 시편가열을 위한 가열장치로 크게 분류할 수 있는데 본 실험장치의 진공로는 재질이 스테인리스강이고 그 크기는 400(직경)×550(길이)mm이다. 펌핑에 사용한 로터리 및 확산펌프의 텀핑속도는 각각 300 1/min 및 900 1/sec이고 대기압에서 1×10^{-5} torr까지의 총 펌핑시간은 약 30분이었다.

가열장치는 가열전력이 15kW로서 가열체는 흑연판을 가공하여 사용하였는데 가열영역은 130(넓이)×200(길이)×60(높이)mm이고 Pt 13%Rh 열전대를 사용하여 온도측정을 하고 P-I-D 콘트롤러와 SCR을 연결하여 온도조절을 하였다. 그의, 노내부의 열차폐는 흑연펠트만을 사용하였고 노외벽은 수냉을 하였다. 그리고 진공계이지는 페닝(penning)계이지를 사용하였는데 측정범위는 $1 \times 10^{-2} - 1 \times 10^{-5}$ torr이다.

3.2 실험방법

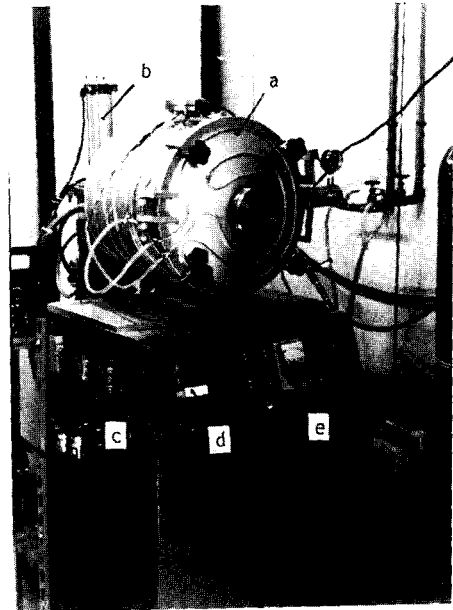
(1) 브레이징 변수 선정

브레이징 변수들이 접합강도에 미치는 영향을 알아보기 위하여 다음과 같은 3개의 브레이징 변수를 선정하였다.

- (가) 화학성분 및 탄소함량이 차이가 나는 모재
- (나) 브레이징 시간
- (다) 접합부 틈새

모재는 SUS304와 저탄소강 및 중탄소강을 사용

하였는데 Tabel 1에 모재 및 용가재의 화학성분과 항복강도 및 인장강도 등을 표시하였다. 여기서 Cu를 용가재로 선택한 이유는 아직까지도 많은 브레이징 접합부에서 Cu나 Cu를 함유한 합금을 많이 사용하고 있고 브레이징 온도인 1093~1148°C에서 3~4%Fe가 용융 Cu내로 용해되는데 두 금속간의 상호용해도가 비교적 적어도 브레이징 접합부의 금속학적 현상을 용이하게 연구할 수 있기 때문이다. 브레이징 온도는 온도콘트롤러에 의해서 26분 동안에 1100°C에 도달 하도록 한다음 브레이징 시간을



a. vacuum furnace b. air cylinder c. solenoid valve d. temperature controller e. vacuum gauge

Fig. 1 Vacuum brazing equipment

Table 1 Chemical composition of base metal and filler metal

Base metal	C	Ni	Cr	Mn	Si	W	S	Fe	Cu	Y.S (kgf/mm ²)	U.T.S (kgf/mm ²)
SUS304	0.05	9.05	18.35	1.65	.	0.59	0.014	bal	.	25	49
L.C.S.	0.15	.	.	0.48	0.02	.	.	bal	0.04	25	41
M.C.S.	0.45	.	.	0.7	0.25	.	0.03	bal	.	32	64
Filler metal	99.9	.	22-25

L.C.S.: Low carbon steel

M.C.S.: Medium carbon steel

Weight %

각각 1, 5, 15분으로 유지했으며 접합부 틈새는 각각 0, 0.05, 0.1mm로 하였다.

원래의 실험목적은 SUS304와 중탄소강을 브레이징하여 변수들이 접합강도에 어떻게 영향을 미치는가를 알아보고자 함인데 접합부에서 나타나는 여러 금속학적 현상의 비교연구를 위하여 SJS304와 저탄소강, 저탄소강과 중탄소강도 브레이징을 하였다. 시험편의 미세조직을 관찰하기 위해서 사용한 부식액은 3% nital로서 SUS304는 부식이 되지 않

았다.

(2) 실험순서

시험편은 미국용접학회의 싱글랩전단시험편(single lap shear test specimen)을 사용하였는데 Fig. 2에 브레이징 전의 시험편모습과 두 시험편을 가접한 경우 그리고 브레이징 후에 가공한 전단시험시험편을 나타내었다⁽¹¹⁾. 브레이징을 하기 위해서는 먼저 브레이징시험편의 접합부와 접촉하는 면을 #220사포를 사용하여 고르게 한다음 아세톤 용액에 담가 기름이나 먼지등을 깨끗이 제거 하였다. 그 다음에는 이 시험편을 가접용 지그를 사용하여 오우버랩거리와 접합부 틈새를 일정하게 유지한후 가접을 하는데 본 실험에서 오우버랩거리는 7mm로 했고 접합부 틈새는 얇은 스테인레스 띠를 사용하여 일정하게 유지하였다. 브레이징공정은 이와같은 준비한 시험편과 $\phi 2\text{mm}$ 의 Cu 용가재를 틈새부피에다 여분의 유동을 고려한 양만큼 준비해 함께 노내에 넣고 먼저 덩핑을 한다음 가열을 해서 브레이징 온도에서 원하는 시간만큼 유지한다음 냉각을 시켜 완료한다. 이때 냉각은 1000°C 부근에서 아르곤 가스를 노내에 주입시켜 100°C 정도까지 냉각시킨다음 시험편을 꺼냈다. 만약 300°C 이상의 고온에서 노내부가 공기와 접촉한 상태로 두게되면 흑연발열체 및 열차폐판이 심하게 산화되어 심각한 손상을 입으므로 주의하여 한다. 그리고 브레이징 온도에 따라 용가재의 증기압이 달라지는데 Cu의 증기압은 1100°C 에서 $5 \times 10^{-4}\text{torr}$ 로서 그 이하의 압력에서는 Cu가 증발해서 노내부를 오염시키므로 압력이 증기압이 이상인 되도록 해야 한다. 본 실험에서는 주 밸브를 조작하여 확산펌핑을 조절하하므로써 $1 \times 10^{-3}\text{torr}$ 로 유지하였다.

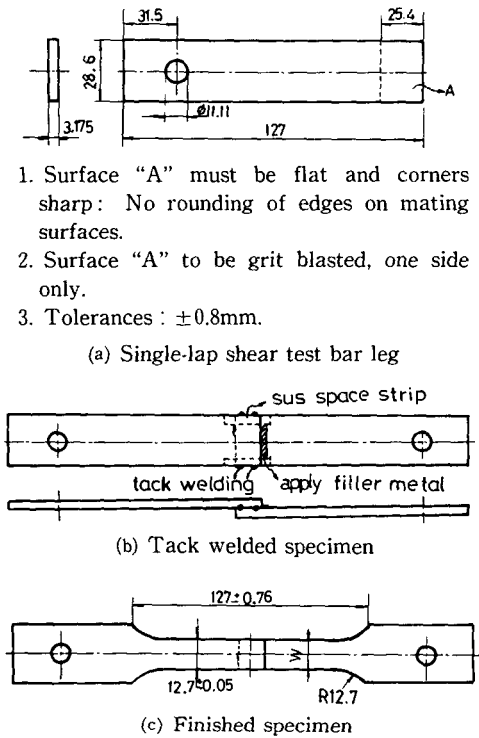


Fig. 2 Preparation of single-lap shear test specimen

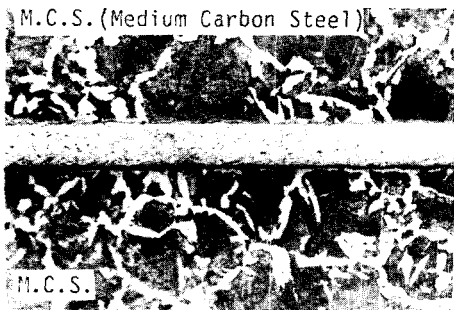


Fig. 3 Brazed joint of similar steel
Brazing time : 5 min.
Joint clearance : 0.05 mm. $\times 200$

4. 실험결과 및 고찰

이상의 실험조건들과 실험절차에 따라 실험을 수행하여 다음과 같은 실험결과를 얻을 수 있었다.

4.1 탄소함량이 비슷한 강끼리의 접합부

Fig. 3에 중탄소강끼리 접합부 틈새를 0.05mm로 하여 5분동안 브레이징 했을 때의 접합부 상태를 나타낸 것인데 그림에서 보면 접촉면에서만 모재와 용가재가 아주 얇은 층의 합금으로 형성하고 있고 그 외의 별다른 변화는 없다. Fig. 4는 SUS304와 저탄소강을 Fig. 3과 같은 조건에서 브레이징 했을

때의 접합부 상태를 보여주고 있는데 저탄소강과의 접촉면에서 Cu가 탄소강과 얇은 층의 합금을 형성하고 있고 저탄소강의 입계내로 Cu가 침투 했음을 알 수 있다. 이상 Fig. 3과 Fig. 4의 결과로 부터 두 모재의 탄소함량이 같거나 비슷한 경우는 모재의 화학성분에는 상관없이 접합부에서의 금속학적 변화가 비교적 미비함을 알 수 있다.

4.2 탄소함량이 차이가 나는 강끼리의 접합부

(1) SUS304와 중탄소강의 접합부

Fig. 5, 6,7에 SUS304와 중탄소강을 접합부 틈새를 각각 달리하여 브레이징한 경우를 나타냈는데 앞의 탄소함량이 차이가 나지않는 경우의 접합부와는 달리 접합부의 용가재내에 주상조직이 형성되어 있음을 알 수 있다. Fig. 5와 Fig. 7은 접합부 틈새를 각각 0.1, 0mm, 브레이징 시간을 5분으로 했을때의 접합부 상태를 나타낸 것이고 Fig. 6은 접합부 틈새를 0.05mm, 브레이징 시간을 1, 5, 15분 했을 때의 접합부 상태를 나타낸 것이다. 이 세 그림에서 알 수 있는 사실은 주상조직은 중탄소강에서 SUS쪽으로 성장하며 시간이 증가할수록, 접합부틈새가 작아질수록 주상조직이 많이 형성되어 마침내는 두모재간을 연결하고 있음을 알 수 있고 그와 동시에 주상조직이 많이 형성 될수록 중탄소강의 접촉면 근방은 탈탄(decarburization)이 더 많아짐을 알 수 있다. 그리고 Fig. 3과 마찬가지로 중탄소강의 접촉면에서 용가재가 아주 얇은 층의 합금을 형성하고 있다.

(2) 저탄소강과 중탄소강의 접합부

Fig. 8은 저탄소강과 중탄소강을 접합부 틈새를 0.05mm 브레이징 시간을 1, 1, 15분으로 했을 때의 접합부 상태를 나타낸 것인데 이 경우에서도 앞

의 경우와 마찬가지로 주상조직이 형성되어 있음을 알 수 있다. 그리고 이 주상조직이 형성되는 경향도

SUS304



Fig. 5 Brazed joint of SUS304 to M.C.S. Brazing time: 5 min. Joint clearance: 0.1mm. ×200

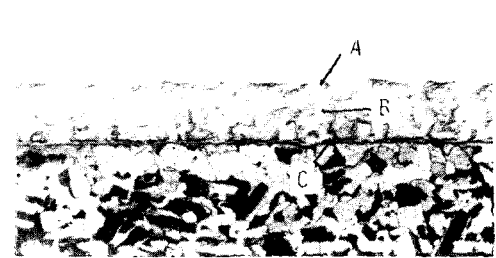
SUS304



(a) Brazing time: 1 min.



(b) Brazing time: 5 min.



(c) Brazing time: 15 min.

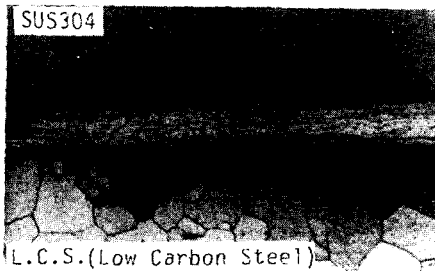


Fig. 4 Brazed joint of SUS304 to L.C.S. Brazing time: 5 min. Joint clearance: 0.05mm. ×200.

Fig. 6 Brazed joints of SUS304 to M.C.S. Joint clearance: 0.05mm. ×200

비슷하여 중탄소강에서 저탄소강쪽으로 성장해 나갔으며 브레이징 시간이 증가 할수록 주상조직이 많이 형성되어 마침내는 두 모재간을 연결했다. 그러나 중탄소강의 탈탄되는 부분은 SUS304와 중탄소강을 브레이징 할때 보다는 훨씬 적음을 알 수 있다. 그리고 같은 조건으로 부식 하였을때 나타나는 주상조직의 형상 및 색상, 시간에 따른 성장변화가 상당히 차이가 나는데, SUS304와 중탄소강의 주상조직은 밝은색을 띠고 크기가 더 크며 균대 균대에 형성되어 시간이 증가할수록 어느하나가 계속 성장해 나가는 경향을 보이거나 저탄소강과 중탄소강의 주상조직은 검은색을 띠면서 크기가 더 작고 시간이 증가 할수록 동시 다발적으로 생성되어 함께 성장해나가 두 모재간을 연결하는 경향을 보이고 있다. 이러한 주상조직의 형성과 성장 경향의 차이는 모재의 화학성분에 의한 차이라고 볼 수 있고 탄소함량이 비슷한 경우와 비교해 볼 때는 주상조직을 형성하게 하는 주요인은 두 모재간의 탄소함량의 차이라고 볼 수 있다.

4.3 주상조직 생성 및 성장기구

SUS304와 중탄소강과의 브레이징 접합부의 주상조직 생성 및 성장기구는 1980년에 T. Yoshida와 H. Ohmura⁽⁶⁾가 제시한 탄소강과 흑연 접합부에서의 주상조직 생성 및 성장기구 이론에 바탕을

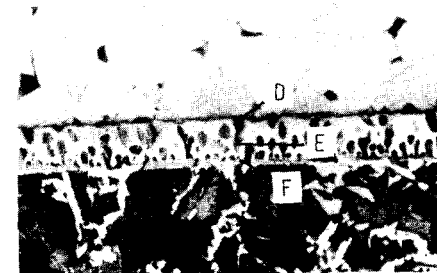
두고 다음과 같이 유추할 수 있다. Fig. 9 및 Table 2에 EDAX로 Fig. 8(c)의 E점에서의 화학성분을 분석한 결과를 표시했다. T.Yoshida 및 H. Ohmura에 의하면 상이한 탄소강의 접합부의 주상조직은 모재의 탄소함량에 관계없이 9~11% Cu와 1%C 그리고 나머지 Fe로 이루어진다고 했는데 사용한 EDAX로는 탄소의 검출이 불가능 했지만 Table 2에보인 바와 같이 Cu와 Fe의 조성은 서로



(a) Brazing time: 1min.



(b) Brazing time: 5min.



(c) Brazing time: 15 min.



Fig. 7 Brazed joint of SUS304 to M.C.S.
Brazing time: 5min.
Joint clearance: 0mm. ×200

Fig. 8 Brazed joints of L.C.S. to M.C.S.
Joint clearance: 0.05mm. ×200

Table 2 Chemical composition at two points of Fig. 6(c) and Fig. 8(c)

Sample point	Fe	Cr	Ni	Mn	Si	Cu
B	75.32	9.49	5.24	.	0.83	8.14
E	90.61	.	.	0.16	0.25	8.99

Weight %

잘 일치함을 알 수 있다. Fig. 9 및 Table 2에 EDAX로 Fig. 6(c)의 B점에서의 화학성분을 분석한 결과를 표시했는데 Cr이 9.5%, Ni이 5.24%, Cu가 8.1%, Si가 0.8% 그리고 나머지가 Fe로 나타났다. 여기서도 탄소의 검출이 불가능해 탄소성분의 존재를 알 수 없으나 탈탄된 부분이 존재하므로 탄소도 포함하고 있을 것이다. 이상의 화학성분 분석과 Fig. 6을 통해 알 수 있는 사실은 주상조직은 분명히 중탄소강에서부터 생성, 성장해가며 SUS304의 주성분인 Cr과 Ni을 상당량 포함하고 있는걸로 봐서 주상조직은 SUS304 모재의 성분이 용융 용가재내로 용해되어 중탄소강쪽으로 확산한 다음 중탄소강의 경계면에서부터 생성해 점차로 SUS304 쪽으로 성장한 것이라고 볼 수 있다. 이러한 주상조직의 생성 및 성장기구는 참고문헌(11)에 나와있는 각 상태를 참고로 하여 다음과 같이 생각할 수 있을 것이다.

Fig. 10에는 SUS304와 중탄소강을 Cu를 용가재로 하여 브레이징 했을때 접합부에 나타나는 주상조직의 생성 및 성장기구를 설명하기 위한 간단한 모델이 나와 있다. 처음에 1100°C에서 용융된 Cu가 접합부 틈새를 유동할 때 C-Cu 상태에서 알 수 있듯이 중탄소강의 탄소는 용융 Cu와 결합하지 않는다. 1100°C에서 t_1 이런 시간이 지나면 SUS304의 성분인 Fe, Cr, Ni은 Cu와의 각 상태에서 알 수 있듯이 용융 Cu내로 조금씩 용해된다. 물론 그와 동시에 용융된 Cu도 모재내로 침투 확산을 하면서 모재와 고용체(solid solution)를 이룰 것이며 일단 용융된 Cu내로 용해된 Fe, Cr, Ni은 농도평형을 이루기 위하여 중탄소강의 경계면에 금방 당겨지며 이들 원소는 경계면에서 중탄소강의 탄소와 결합을 해서 Fe-Cr-Ni-C 합금을 형성할 것이다. 화학열역학적 견지에서 보면 Fe-C의 결합력이 Fe-Cu의 결합력보다 더 강한데, 마찬가지로 Fe-Cr-Ni-C의 결합력이 Fe-Cr-Ni-Cu보다 더 강하여 SUS304의 성분들이 용융 Cu내에서 탄소와 결합해 있는 상태로 존재할 것이다. t_2 란 시간이 지나면 마침내는 그것의 평형량을 초과해서 "조성적 과냉(constitutional undercooling)" 상태가 발생한다. 따라서 Fe-Cr-Ni-Cu-C합금이 용융 Cu내에서 Fig. 6에서 처럼 주상조직의 합금상(alloy phase)을 성장시켜 나간다. 이 주상조직의 생성기구에서 Fe-Cr-Ni-C와 Fe-Cr-Ni-Cu의 결합력 차이가 용융 Cu 내의 Fe-Cr-Ni-C의 평형량을 초과하게 했는데

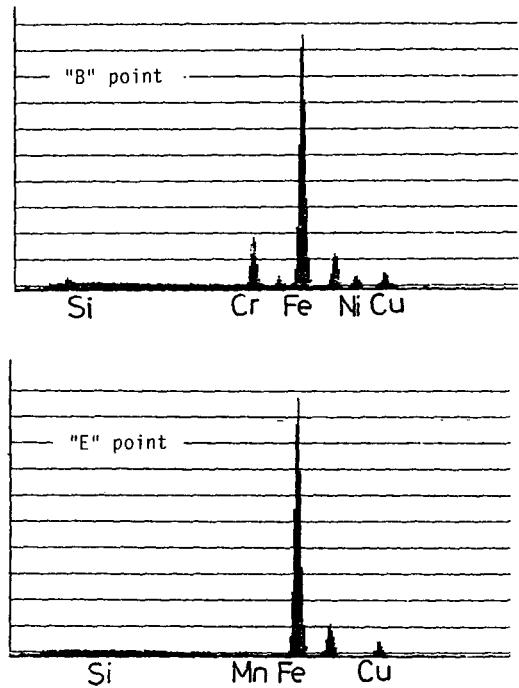


Fig. 9 EDAX analysis of fig. 6(c) and Fig. 8(c)

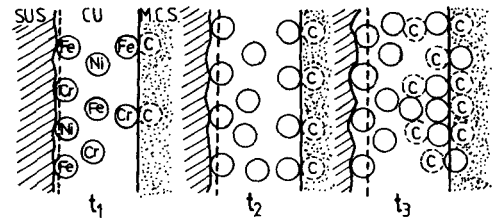


Fig. 10 Schematic model of dissolution and deposit in copper brazing of SUS304 to M.C.S.

따라서 온도의 구배(gradient)없이 조성적 과냉이 중탄소강의 경계에서 발생한다. 중탄소강의 경계에서 Fe-Cr-Ni-Cu-C의 합금상이 성장해 감에 따라 용융 Cu내의 Fe, Cr, Ni의 양이 감소 하게되고 SUS304의 Fe, Cr, Ni이 용융 Cu내의 Fe, Cr, Ni의 양이 감소 하게되고 SUS304의 Fe, Cr, Ni이 용융 Cu내로 계속 용해되어 결과적으로 조성적 과냉의 상태가 지속된다. 따라서 브레이징 온도가 일정한 상태에서는 용융 Cu내로 Fe, Cr, Ni의 용해와 중탄소강의 경계에서 Fe-Cr-Ni-Cu-C 합금상의 성장이 동시에 발생한다. 그런데 주상조직이 형성된 후 중탄소강의 경계와 용융 Cu가 주상조직에 의하여 분리되므로 위의 반응을 지속시키기 위해서는 중탄소강의 탄소가 주상을 통한 확산에 의하여 Fe-Cr-

Ni-Cu-C 합금상의 표면에 나타나야 한다. 이때 좁은 틈새에서는 SUS304 성분은 용가재 내로의 용해가 수월하기 때문에 주상조직의 성장속도는 탄소강의 탄소가 주상조직을 통해서 확산하는 속도에 의해서 주로 결정된다고 볼 수 있으며 넓은 틈새에서는 주상조직의 성장속도가 Fe, Cr, Ni이 용해되어 확산하는 속도의 영향을 주로 받는다고 볼 수 있다. 따라서 탄소량의 차이가 많이 나거나 접합부 틈새가 좁을수록 주상조직이 성장하는 속도는 증가한다고 볼 수 있다. 또 한가지 확인할 수 있었던 것은 브레이징 시간 보다는 모재간의 탄소량의 차이 그리고 접합부 틈새의 크기가 주상조직의 생성 및 성장에 더 지배적이라는 사실이다. 따라서 브레이징 온도가 증가한다고 해도 서로간의 용해도에 따라 주상조직의 성분상에 약간의 차이가 날뿐 주상조직이 생성되는 기구에는 큰 변화가 없을 것이다. 이상의 주상조직의 생성 및 성장기구에서 Fe는 SUS304에서 용융 Cu내로 용해했다고 생각 했는데 이것은 중탄소강의 Fe가 주상조직을 통해서 확산하는 것보다 SUS304의 Fe가 용융 Cu내로 확산하는 것이 더 용이할 것이기 때문이다. 또한 중탄소강의 탈탄부분을 보면 그 구역이 상당히 넓어 지는데 이것도 Fe가 많이 확산하지 않고 그대로 남아 있음을 나타내는 또 하나의 증거라고 볼 수 있다.

4.4 전단시험

T. Yoshida와 H. Ohmura⁽⁶⁾에 의하면 탄소함량이 다른 탄소강끼리의 접합부에서는 전단강도는 접합부 틈새가 작고 브레이징 시간이 증가할수록 주상조직이 성장하여 그에 따른 전단저항이 증가하며, 그 결과 전단강도가 증가한다고 하였다. 그리고 탄소함량이 비슷한 접합부의 전단강도는 위의 변수들이 영향이 거의 없다고 하였고 탄소함량이 차이가 나는 접합부 보다 전단강도가 훨씬 감소하였다고 하였다. 본 연구에서의 전단시험 결과는 그와는 약간 다른 경향을 나타냈는데 Fig. 11에 SUS304와 중탄소강의 접합부의 전단시험 결과를 각 접합부 틈새에 대해서 브레이징 시간에 따라 표시하였다. 먼저 전체적으로 살펴보면 접합부 틈새나 브레이징 시간에 따른 변화는 그렇게 크지가 않은데 다만 동일한 조건에서 전단강도의 변동률이 심하다. 전단강도는 접합부에 형성된 주상조직과 밀접한 관련이 있는데 Fig. 5, 6에서 보듯이 주상조직은 접합부 틈새가 작을수록, 브레이징 시간이 증가할수록 많

이 형성되고 그에 따라서 중탄소강의 접촉면 부근에서 탈탄되는 면적도 증가한다. 실제로 파단부는 주상조직이 많이 형성된 접합부에서는 Cu층과 탈탄된 부분에서 혼합된 형태로 발생했다. 따라서 SUS와의 접촉면 부분에서는 파단이 일어나지 않고 탄소강과의 접촉면 부분에서만 파단이 일어난 이유는 모재의 강도가 낮아졌기 때문이라고 볼 수 있다. 탈탄에 의한 영향을 알아 보기 위하여 SUS304와 저탄소강과의 접합부를 인장시험한 결과 파단부는 모두 Cu층에서 발생함을 알 수 있었다. Fig. 11을 보면 각 접합부 틈새에서 브레이징 시간이 5분을 넘으면 전단강도는 거의 변화가 없는 데 이것은 파단에 미치는 탈탄면적의 영향이 거의 일정 해졌기 때문일 것으로 사료된다. 또 틈새가 0일 경우 전반적으로 전단강도가 높게 나타나는데 이것은 연한부위의 크기가 작아져서 인장시험시 응력조건이 개선되었기 때문일 것으로 사료된다. 그런데 탄소함량이 차이가 나는 탄소강끼리의 접합부도 Fe-Cu-C 합금의 주상조직이 형성되지만 탈탄이 비교적 적게 발생해 강도는 앞의 결과와 비교할 때 크게 향상 되었다.⁽⁶⁾ 위의 결과들로 부터 모재의 성분과 따라 탄소의 역할이 크게 달라진다는 사실을 알 수 있다.

5. 결 론

탄소강과 스테인레스강을 진공브레이징할 때 접합부에서 발생하는 금속학적 현상과 접합강도를 조사

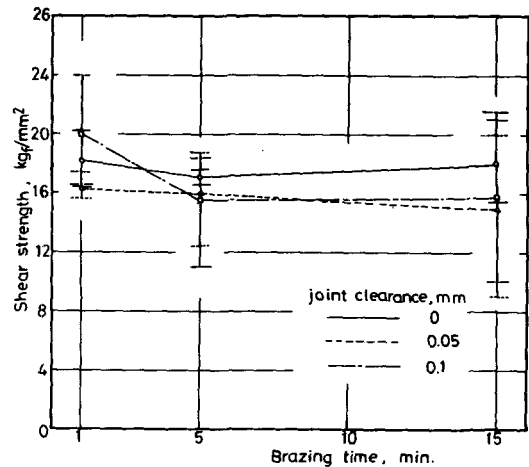


Fig. 11 Shear strength for vacuum-brazed joints of SUS304 to M.C.S.

하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) SUS304와 탄소함량이 비슷한 저탄소강과의 브레이징 접합부에서는 주상조직이 전혀 발생하지 않았다.

(2) SUS304와 탄소함량이 차이가 나는 중탄소강 사이의 브레이징 접합부에서는 중탄소강의 경계에서 주상조직이 형성돼 SUS304쪽으로 성장하였고 그 성분은 Fe-Cr-Ni-Cu-C의 합금상이다.

(3) 주상조직을 형성하게 하는 구동력(driving force)은 모재간의 탄소함량의 차이였으며 탄소함량의 차이가 많을수록, 접합부 틈새가 작을수록, 브레이징 시간이 증가 할수록 주상조직이 많이 형성되었다.

(4) 주상조직이 많이 형성될수록 탄소강의 탈탄부 분도 증가하였고 탈탄부가 증가 할수록 모재의 강도가 저하돼 파단은 모재의 탈탄부에서 발생하였고 전체적인 전단강도는 감소 하였다. 따라서 탈탄부가 최소가 되면서 동시에 주상조직이 적당히 형성되어야 강도면에서 가장 유리하다.

(5) 접합부 틈새와 브레이징 시간의 넓은 범위에 걸쳐서 접합부의 전단강도는 거의 일정하게 나타난다.

그리고 앞으로 만약 Cu외의 다른 용가재를 사용하였을 때 접합부에서 발생하는 현상 및 그때의 C의 역할과 모재간의 탄소량이 차이가 날 때 C와 각 구성원소들간의 상관관계를 화학적 및 금속학적 견지에서 규명한다면 브레이징 접합부의 강도를 향상 시키는데 유용하게 이용할 수 있으리라 예측된다.

참 고 문 헌

(1) Siewert, T.A., Heine, R.W. and Lagally, M.G., 1978,

"Braze Alloy Spreading on Steel", Welding Journal, Vol. 57, No. 2, pp. 31s-37s.

(2) Arata, Y., Ohmori, H. and Cai, H.F., 1982, "Study on Vacuum Brazing (Report I)", Transaction of J.W.R. I., Vol. 11, No. 2, pp. 15~21.

(3) Arata, Y., Ohmori, H. and Cai, H.F., 1983, "Study on Vacuum Brazing (Report II)", Transaction of J.W.R. I., Vol. 12, No. 1, pp. 27~34.

(4) Bredzs, N. and Schwartzbart, H., 1958, "Metallurgy of Bonding in Brazed Joints: Parts I", Welding Journal, Vol. 37, No. 11 pp. 493s~498s.

(5) Bredzs, N. and Schwartzbart, H., 1959, "Metallurgy of bonding in Brazed Joints: Parts II", Welding Journal, Vol. 38, No. 8, pp. 305s~314s.

(6) Yoshida, T. and Ohmura, H., 1980, "Dissolution and Deposit of Base Metal in Dissimilar Carbon Steel Brazing", Welding Journal, Vol. 59, No. 10, pp. 278s~282s.

(7) Bennet, W.S., Hyler, R.F., Keller, D.L. and Riefenberg, D.H., 1974, "Vacuum Brazing Studies on High Manganese Stainless Steel", Welding Journal, Vol. 53, No. 11, pp. 510s~516s.

(8) Colbus, J., Keep, C.G. and Blanc, G.M., 1962, "Notes on the Strength of Brazed Joints", Welding Journal, Vol. 41, No. 9, pp. 413s~419s.

(9) Wawakatsu, I. and Suezawa, Y., 1972, "Effects of Surface Preparations of Base Metal on the Brazed Joint Strength", Transaction of J.W.S., Vol. 3, No. 1, pp. 77~86.

(10) A.W.S., 1984, "Brazing Manual", A.W.S., Miami, pp. 99~105.

(11) A.S.M., 1973, "Metal Handbook", A.S.M., Ohio, Vol. 8, pp. 274~304.

(12) Moorhead, R.J., 1987, "Direct Brazing of Alumina Ceramics", Adv. Ceramic Materials, Vol. 2, No. 2, pp. 159~166.