

## Cu-8.6wt%Al 삽입금속을 사용한 페라이트계 스테인리스강의 아크 브레이징 접합부의 미세조직과 인장성질

조영호\* · 정창은\*\* · 강명창\* · 강정윤\*\*\*,†

\*부산대학교 하이브리드소재솔루션 국가핵심연구센터

\*\*부산대학교 재료공학과

### Microstructures and Tensile Properties in Arc Brazed Joints of Ferritic Stainless Steel using Cu-8.6%Al Insert Metal

Young-Ho Cho\*, Chang-Eun Chung\*\*, Myoung-Chang Kang\* and Chung-Yun Kang\*\*\*,†

\*National Core Research Center (NCRC), Pusan National University

\*\*Department of materials Science and Engineering, Pusan National University

†Corresponding author : kangcy@pusan.ac.kr

(Received July 12, 2011 ; Revised August 19, 2011 ; Accepted August 22, 2011)

#### Abstract

Microstructures and tensile properties in arc brazed joints of ferritic stainless steel, 429EM using Cu-8.6%Al insert metal was investigated as function of brazing current. The brazing speed was fixed at 800mm/min and brazing current varied in the range of 80A to 120A. The initial phase of filler metal was Cu single phase. However, the insert metal structures of brazed joints was composed of Cu matrix and intermetallic compound such as  $\gamma_1(\text{Al}_4\text{Cu}_9)$ , and flower-shape Fe-Cr. The fraction of  $\gamma_1(\text{Al}_4\text{Cu}_9)$  phase was similar with 80A and 100A brazing currents while that of brazed with 120A was decreased. On the other hand, the fraction of Fe-Cr phase increased with increasing of the brazing current. A reaction layer at the base metal/insert metal interface was observed and this reaction layer was thickened with increasing of the brazing current. In the brazed joints with the current lower than 100A, crack was grew up along the interface which was perpendicular to the tensile stress, and then, passed through the insert metal in the final stage of fracture. As the brazing current increased to 120A, fracture occurred at the base metal.

Key Words : Ferritic stainless steel, Arc brazing, Microstructures, Tensile properties, Second phase

#### 1. 서 론

최근 자동차의 고성능화에 따른 배기계의 경량화, 내열화를 위해 내식성에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 그중에서도 배기매니폴드의 소재는 배기가스의 고온화에 따른 고온 내식성, 열피로 저항성이 요구된다<sup>1,2)</sup>. 배기매니폴드 소재의 경우, 대부분 페라이트계 스테인리스강이 주종을 이루며, 이러한 페라이트계 스테인리스강은 오스테나이트계 강에 비해 가격면에서 유리하며 고온강도 및 내식성이 우수할 뿐 아니라 열팽창계수

도 낮은 장점이 있다<sup>3-5)</sup>. 이러한 이유로 전세계 대부분의 자동차 메이커는 배기매니폴드에 페라이트계 스테인리스강을 사용하고 있으며, 일본에서는 14Cr 베이스에 Si, Ti, Nb 등의 합금성분을 적절히 첨가한 429강종을 개발하여 사용되고 있다<sup>6-8)</sup>. 본 연구에 사용되는 STS429EM강은 429L강과 유사하지만 이 강은 내스케일 박리성과 고온특성을 향상시킨 페라이트계 스테인리스강이며, C와 N의 함량이 낮아 고온강도, 내산화성, 성형성 및 용접성이 우수할 뿐 아니라, Cr함량도 낮아 저가이고, 사용온도도 약 950°C로 상당히 높다<sup>9)</sup>.

배기계 부품의 용접은 주로 TIG, GMAW, ERW, LBW 등의 용융용접이 사용되고 있으며, 각 파트별로 용접 공정이 세분화 되어있다<sup>10,11)</sup>.

페라이트계 스테인리스강의 경우, 용융용접 시 1000°C 이상 가열된 용접열영향부(HAZ)에서 결정립이 현저하게 조대화되어 연성 및 인성이 급격히 떨어지는 것과, 또한 C와 N이 Cr과 반응하여 Cr탄질화물을 형성함에 따라 결정립 부근에 Cr이 결핍되어, 입계부식이 발생하게 되는 문제점이 있다<sup>12)</sup>. 이러한 문제점의 해결 방안으로, 질화물과 탄화물 형성 원소인 B, Al, V, Zr 등을 첨가하여 결정립 조대화를 방지하는 방법<sup>13)</sup>과, C와 N을 저감시켜, Cr탄질화물 형성을 억제시키는 등의 방안이 제안되어 있다<sup>14,15)</sup>.

아크브레이징은, 아크열을 이용하여 삽입금속을 용융시켜 브레이징을 하는 공정으로써, 직류 역극성에 의해 모재 청정작용과 열영향이 적으며, 자동화가 용이하다는 장점이 있다<sup>16,18,20,21)</sup>. 아크브레이징에 관한 선행연구로는 아연도금강판과 고장력강판을 대상으로 용접부의 미세조직 및 기계적 성질 비교에 관한 연구<sup>17)</sup>, Cu-Si기 삽입금속을 사용한 아연도금강판의 브레이징 접합부의 미세조직에 대한 연구<sup>19)</sup> 등 주로 고장력 강판 및 도금강판에 대한 연구가 대부분이다. 페라이트계 스테인리스강에 대한 연구로는 429EM에 Cu-Si계 삽입금속을 사용하여 입열량에 따른 인장성질에 관한 연구가 있다<sup>22)</sup>.

본 연구에서는 페라이트계 스테인리스강 429EM에 Cu-6.4wt%Al 삽입금속을 사용하고, 용접전류를 변화시켜 아크브레이징한 경우, 브레이징 접합부의 인장성질에 미치는 삽입금속과 계면부 미세조직과의 영향에 대하여 검토하였다.

## 2. 사용재료 및 실험방법

본 연구에서 사용한 재료로 모재는 자동차 배기매니폴드에 사용되는 페라이트계 스테인리스강 429EM

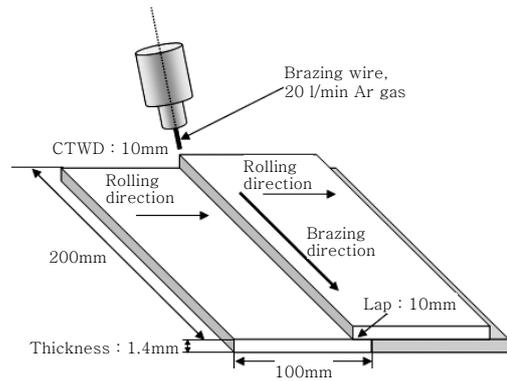


Fig. 1 Schematic illustration of lap joint GMAW

(t=1.4mm)을 사용하였으며 화학조성 및 기계적 성질을 Table 1에 나타낸다. 삽입금속으로는 Cu-8.6wt%Al (φ=1.2)의 Cu기 삽입금속을 사용하였고, 그 화학조성과 용접을 Table 2에 나타내었다.

아크브레이징은 GMA(Gas Metal Arc) 용접기를 사용하여 직류역극성(DCEP)의 펄스전원으로 실시하였다. 브레이징 속도는 800mm/min로 고정하였고, 전류는 80~120A로 변화시켜 브레이징하였다. Fig. 1은 브레이징 시험편 및 브레이징 방법의 개략도를 나타내었다.

접합부의 미세조직은 메탄올 50ml + 염산 1ml + 1g Picric acid 용액에 약 30초간 부식시켜 관찰하였으며, 접합부의 상동정을 위해 접합부만을 전해추출한 후, 잔사에 대하여 주사식전자현미경과 XRD를 사용하여 분석하였다. 또한 미소버커스 경도기를 사용하여 접합부 경도측정을 실시하였다. 인장시험은 판재의 인장시험에 적합한 ASTM A 370규격에 따른 시험편으로 가공한 후, 각 조건 당 3개씩 인장시험하여 인장성질을 평가하였다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 접합부의 미세조직

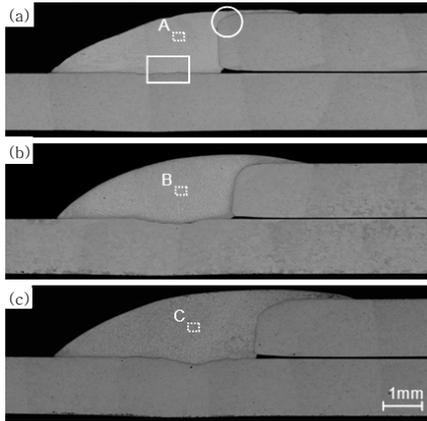
Fig. 2는 브레이징 전류에 따른 접합부 단면 거시조

Table 1 Chemical composition and physical properties of ferritic stainless steel 429EM

Fe	C	P	S	Cr	Ni	others	Y.S (MPa)	T.S (MPa)	El. (%)
Rem.	0.001	0.02	0.005	14	0.12	Ti,Nb	310	468	37

Table 2 Chemical composition and melting point of used brazing insert metal(wt%)

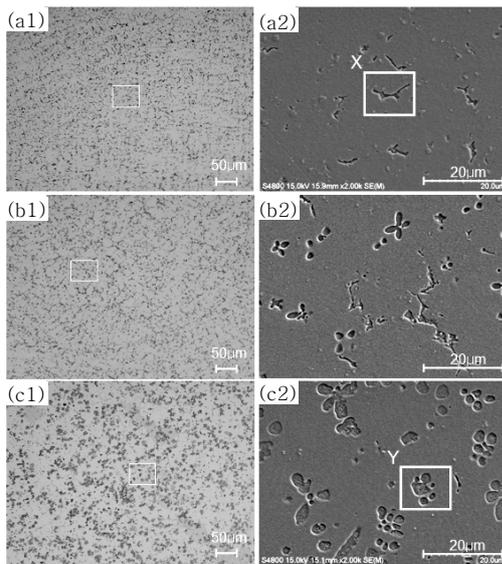
	Cu	Mn	Si	Al	others	TM.P
CuAl1	Rem.	-	0.1	8.62	Zn, Fe, Pb	1040



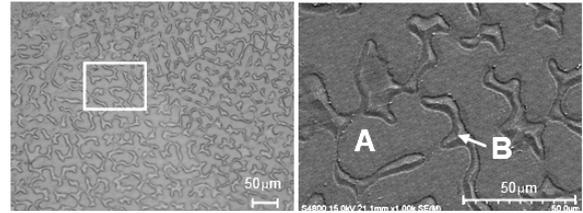
**Fig. 2** Cross sections of the brazed joints with respect to brazing current, (a) 80A, (b) 100A, (c) 120A

적을 나타낸 것으로, 접합부에 기공이나 균열 등과 같은 결함이 존재하지 않은 양호한 브레이징부를 형성하고 있음을 알 수 있다. 그리고 전류가 증가할수록, 용융 삽입금속의 면적이 증가하고 있고, 그림에 ○로 표시한 위쪽 모재의 모서리부와 아래 쪽 모재의 □로 표시한 부분에서 모재의 일부가 용융이 일어나 있으며, 용융량은 전류가 증가함에 따라 증가하는 경향이 있음을 알 수 있다.

Fig. 3은 브레이징 전류에 따른 삽입금속 영역(그림 2에 A, B, C로 표시된 곳)의 광학현미경 조직과 SEM 조직을 나타낸 것이고, 접합부와 원래 삽입금속의 조직을 비교하기 위하여 Fig. 4에 원래 삽입금속을 알루미늄이나 도가니에 용융시켜 응고시킨 시편의 광학현미경 조



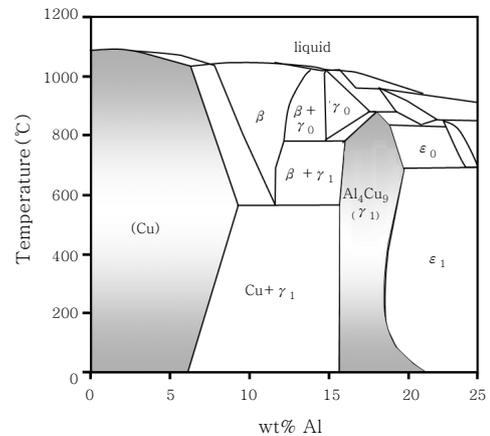
**Fig. 3** Microstructure of brazed insert metal matrix with respect to brazing current, (1) O.M., (2) SEM, (a) 80A, (b) 100A, (c) 120A



**Fig. 4** Optical and SEM image of raw insert metal

**Table 3** EDX analysis results pointed Fig. 4 (wt%)

	Cu	Al	Si	phase
A	96.3	3.7	-	Cu
B	95.4	4.6	-	Cu



**Fig. 5** Cu-Al binary phase diagram

**Table 4** EDX analysis results pointed Fig. 3 (wt%)

No	Fe	Cr	Al	Cu	Si
X	-	-	17.2	82.8	-
Y	68.8	13.4	5.4	6.1	6.3

직과 SEM조직을 나타내었다. 원래 삽입금속의 조직은 응고조직 형태로 2상이 존재하는 것처럼 보인다. Table 3은 Fig. 4에 A와 B로 표시된 상을 EDX로 분석한 결과를 나타낸 것으로, 기지(A)와 B상은 Al 농도가 약 1wt% 정도 차이가 있음을 알 수 있다. 이들 상의 차이를 Fig. 5의 Cu-Al 2원계 상태도로부터 검토한 결과, 모두 α용체임을 알 수 있다. 따라서 응고조직의 특징인 텐드라이트 경계에서 용질원자인 Al이 농화되었기 때문에 농도 차이에 의해서 다른 상인 것처럼 보이는 것으로 판단된다.

한편, Fig. 3과 Table 4로부터, 접합부의 삽입금속 조직은 80A의 것과 120A의 것의 형상이 다르고, 조성도 다른 것을 알 수 있다. 즉 80A의 상은 Al이 17wt%

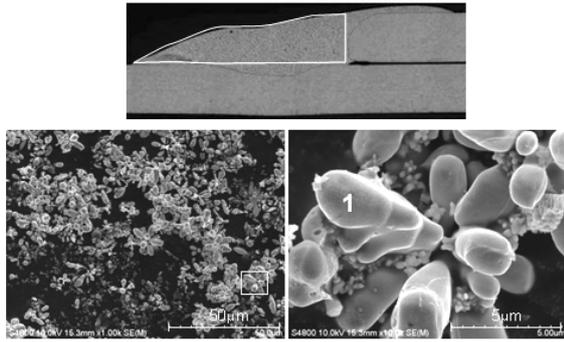


Fig. 6 SEM micrographs of electro-extracted phases in insert metal

Table 5 EDX analysis results pointed Fig. 6 (wt%)

	Fe	Cr	Al	Cu	Si
1	67.9	19.3	4.1	5.9	2.8

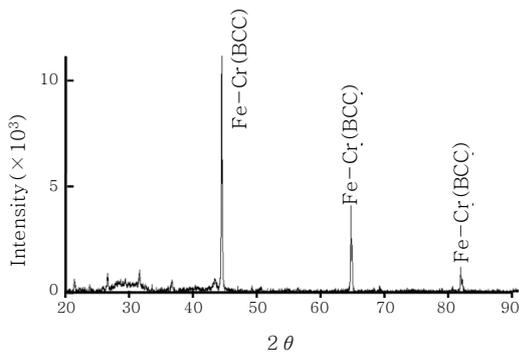


Fig. 7 XRD result of electro-extracted phase

함유되어 있는 Cu계 상이고, Fig. 5로부터  $\gamma_1$ 임을 알 수 있다. 120A의 상은 삽입금속 성분보다 모재의 성분이 다량 함유한 꽃모양의 상이고, 모재와 용융 삽입금속의 반응으로 형성된 정출상인 것으로 판단된다. 이상을 동정하기 위하여, 삽입금속층만을 도려내고, Cu만을 용해시키는 부식액(CuSO<sub>4</sub> + H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 증류수)을 사용하여 정출상을 전해추출 하였다. Fig. 6은 추출 잔사를 SEM으로 관찰한 것이고, Table 5는 꽃모양 상을 EDX로 분석한 결과이며, Fig. 7은 XRD로 분석한 결과를 나타낸 것이다. 이들 결과로부터 꽃모양 상은 Fe-Cr상임을 확인할 수 있다. 꽃모양 Fe-Cr 상의 특징은 모재와 동일한 BCC 결정구조를 가지며 Al, Cu, Si 성분이 고용되어있는 형태의 Fe-Cr 금속간 화합물이다.

Fig. 8은 브레이징 전류에 따른 삽입금속층 내에 존재하는 정출상 양의 변화를 정량화한 것이다. Cu계의  $\gamma_1$ 상은 120A에서 급격히 감소하지만, 전류가 증가할수록 Fe-Cr상은 증가하고 있다. 전류의 증가함에 따라서

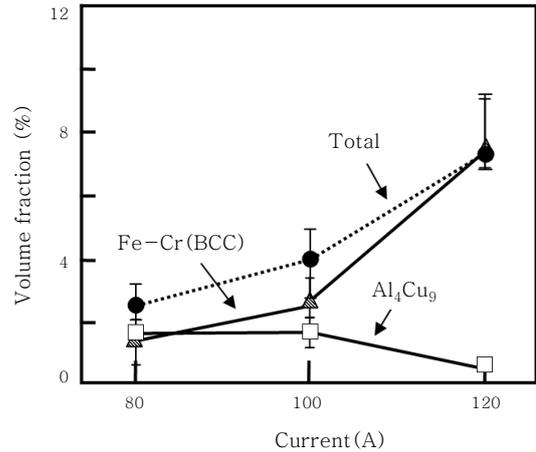


Fig. 8 Second phases volume fraction in insert metal with respect to brazing current

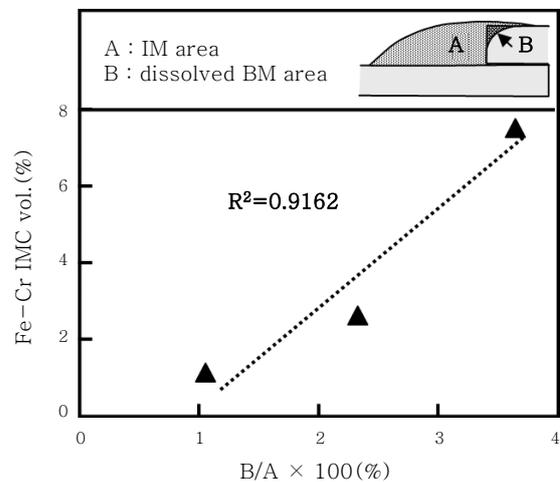
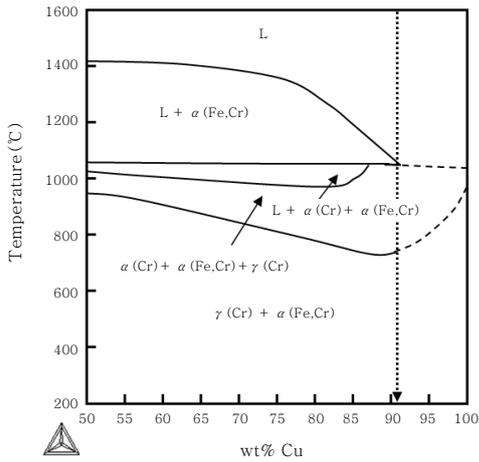


Fig. 9 Correlation between A-B ratio and Fe-Cr IMC volume

액상 삽입금속에 의한 모재의 용융량이 증가하여, Fe-Cr상이 증가하는 것으로 예상되므로, Fig. 9에 표시한 바와 같이 접합부 전체의 면적(A)과 모재의 용융 면적(B)의 비를 측정하여, 모재 용융비(B/A+B)와 Fe-Cr상 분율과 상관관계를 검토 하였다. 이 결과로부터, 모재의 용융량이 증가할수록, Fe-Cr상은 증가함을 알 수 있다.

액상 삽입금속 층에서 Fe-Cr상이 형성되는 과정을 파악하기 위하여, Thermo-Calc.을 이용하여 Fe(-0.79Cr-8.81Al)-Cu 2원계 상태를 시뮬레이션 하여 그 결과를 Fig. 10에 나타내었다. 한편 브레이징 공정 중에 액상 삽입금속에 의해 모재가 약간 용융하여 모재 성분이 혼합되는 양을 파악하기 위하여, 삽입금속층 내의 조성을 저배율에서 EDX로 측정된 결과, Cu는 100A의 경우 약 91%이었다. 이 상태도는 Fe(합금) base

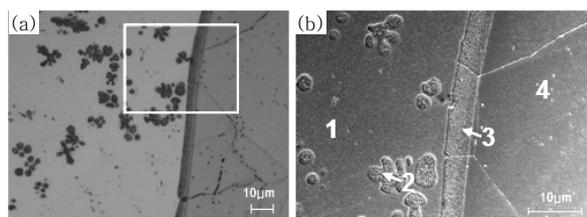


**Fig. 10** Fe-0.79Cr-8.81Al-xCu binary phase diagram by Thermo-Calc. (TCW5)

이므로, Cu가 90% 이상이 다량 함유된 조성에서는 그려지지 않았다. 따라서 91%Cu 조성(Fig. 10의 점선 조성)을 가진 액상 삽입금속이 냉각 도중에 상이 형성되는 과정을 유추하여 보면, 약 1100°C 부근에서 Fe-Cr상이 정출되는 것으로 예상된다.

또한 전류가 증가할수록 모재의 용융량이 많아져, 고온에서 Fe-Cr상의 정출 양이 증가하고, 이와 더불어 정출된 Fe-Cr 내에 Al이 다소 고용되기 때문에, 삽입 금속 내에 Al의 양이 감소하여 상대적으로  $\gamma_1$ 상이 감소하는 것으로 판단된다.

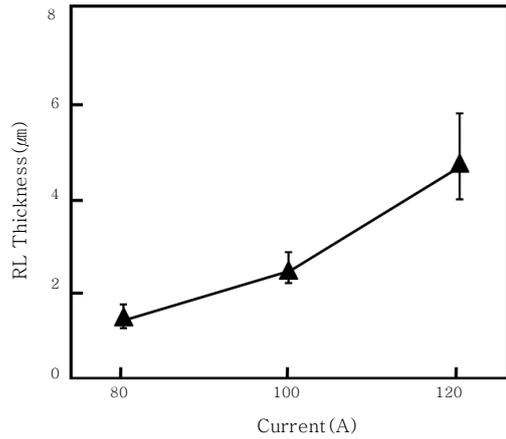
Fig. 11은 삽입금속/모재 계면의 광학현미경 조직(a), SEM조직(b)을 나타낸 것이고, Table 6은 그림에 표시한 각 상을 EDX로 성분분석한 결과를 나타낸 것이다. 계면에 형성된 반응층의 조성(Table 6의 3)이 삽입금속 층에 정출된 꽃모양의 Fe-Cr상과 동일한 조성(Table 5)을 가지는 것으로부터 이들은 동일한 상임을 알 수 있다. Fig. 12는 브레이징 전류 변화에 따른 Fe-Cr 계면층의 두께 변화를 나타낸 것이다. 전류가 증가할수록 입열량이 증가하여 모재의 용융량이 많아지므로 반응층의 두께가 증가하며, 120A의 경우 모재의 용융이 많은 부위(Fig. 2의 ○와 □)의 두께가 두꺼워 편차도 크게 나타났다.



**Fig. 11** OM image and SEM micrograph of bonded interface

**Table 6** EDX analysis results pointed Fig. 11 (wt%)

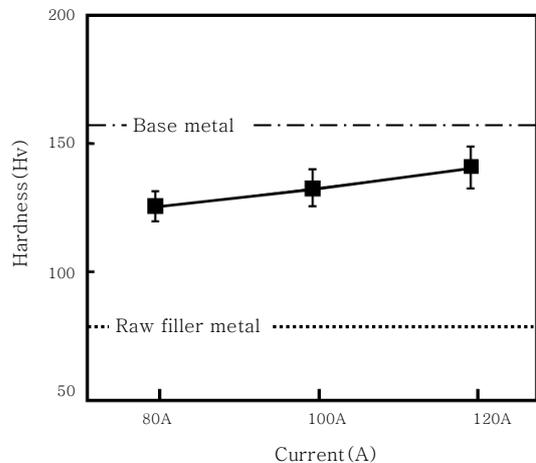
	Fe	Cr	Al	Cu	Si
1	-	-	-	100	-
2	65.0	16.5	7.8	7.7	3.0
3	67.1	18.5	5.5	6.7	2.2
4	85.5	13.6	-	-	0.9



**Fig. 12** Reaction layer thickness with respect to brazing current

### 3.2 접합부의 경도와 인장성질

Fig. 13은 브레이징 전류에 따른 삽입금속부의 경도 변화를 나타낸 것으로 전류가 증가할수록 경도가 상승함을 알 수 있다. 이러한 경도 차이는 미세조직 차이에 의한 것으로 생각되어 제 2상인 정출상  $\gamma_1$ 상과 Fe-Cr상의 양과 경도와의 상관관계를 조사하여 보았다. 그



**Fig. 13** Average hardness of insert metal with respect to brazing current

결과를 Fig. 14에 나타내었다. 이 결과로부터 삽입금속 내부의 경도 상승은 금속간화합물 정출상인  $\gamma_1$ 상과 Fe-Cr상의 분율 증가에 의한 것임을 알 수 있다.

Fig. 15는 브레이징 전류에 따른 인장성질을 나타낸 것이다. 여기서 점선은 각각 모재의 인장하중, 항복하중 및 연신율을 나타낸 것이며, 시편에 따라서 파단부면적이 각각 다르기 때문에 종축을 하중으로 나타내었다. 80A와 100A 전류로 브레이징한 시편들은 모두 접합부에서 파단되었고, 항복하중이 모재의 것과 거의 같은 값을 갖지만, 인장하중이 각각 모재의 80와 85% 정도의 값을 가지며, 연신율은 모재보다 매우 낮았다. 한편

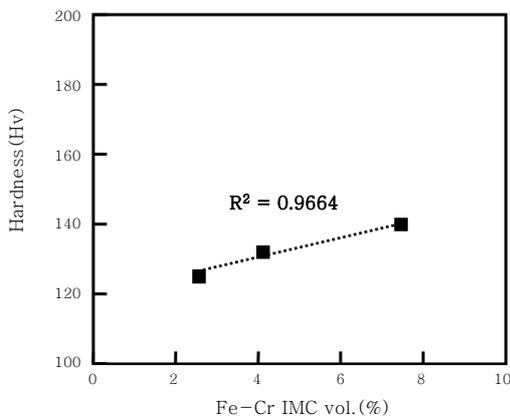


Fig. 14 Correlation between total IMC vol. and insert metal hardness

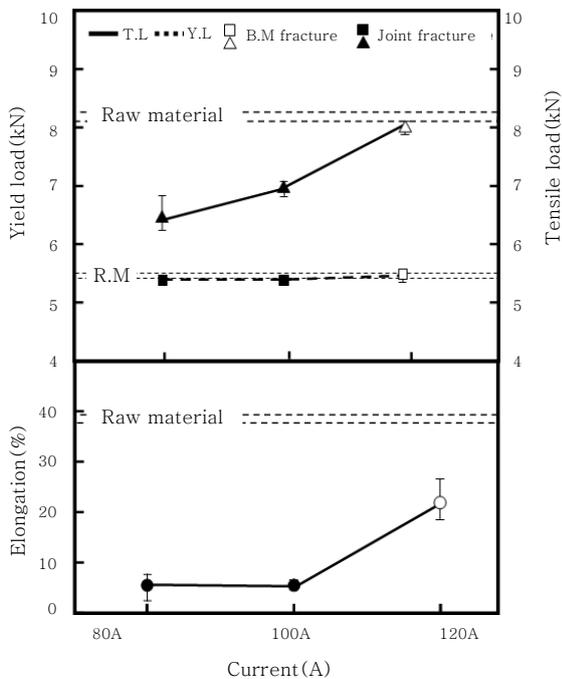


Fig. 15 Measured tensile, yield load and elongation with respect to brazing current

120A으로 브레이징 된 시편들은 모두 모재에서 파단되었고, 항복하중과 인장하중 모두 모재와 거의 동일한 값을 갖지만, 연신율은 모재의 60%정도로 낮았다.

전류에 따라 인장성질이 차이가 나는 이유를 알아보기 위하여 파단면을 분석하여 보았다. Fig. 16은 파단된 시편의 단면형상과 파단부 근방을 확대한 사진을 나타낸 것이다. 80A 전류 조건의 파단 단면 형상(a)으로부터, 하중이 추가되면, 양모재와 삽입금속의 3중점에서 수직방향 계면에 따라 인장응력이 수평방향에 따라 전단응력이 작용하여 각각 균열이 발생하여, 성장하다가 최종적으로는 수직응력에 의해 계면과 삽입금속층에서 파단된 것을 볼 수 있다. 한편 100A 전류조건의 것은 균열이 3중점에서 균열이 발생하여, 수직방향의 계면에 따라서 성장하다가 삽입금속을 관통하여 파단된 것임을 알 수 있다. Fig. 17은 100A 전류조건 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 결과를 나타낸 것이다. 계면에서 파단된 면은 취성파면인 벽개(Cleavage)파면을

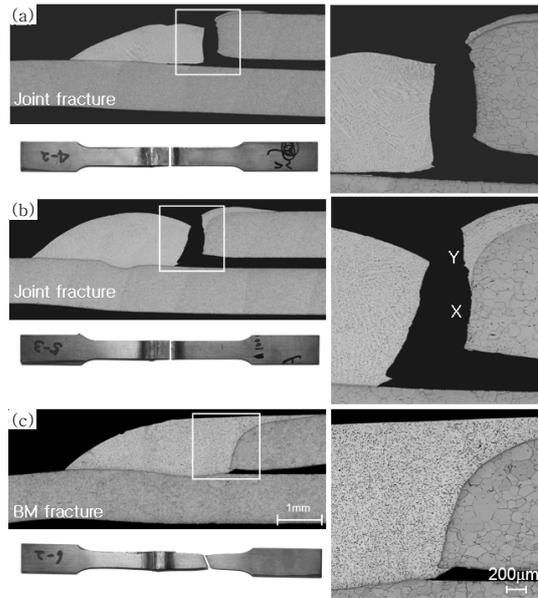


Fig. 16 Fractured specimens and Cross-section after tensile test ; (a) 80A (b) 100A (c) 120A

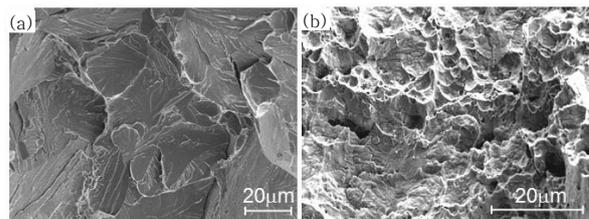


Fig. 17 Fracture surfaces of joint fracture specimens ; (a) X (b) Y

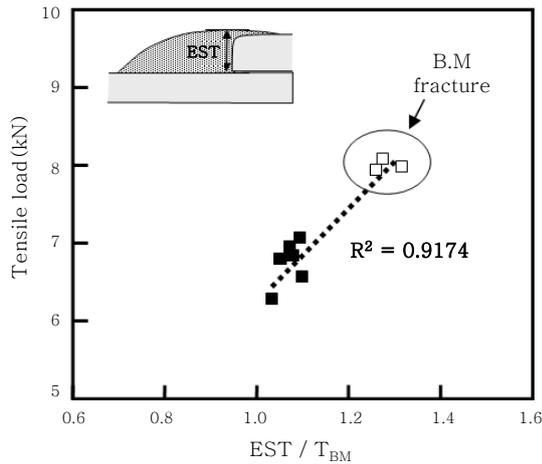


Fig. 18 Correlation between EST/TBM and Tensile Load

나타내고 있는 것으로부터 Fe-Cr IMC층에서 파단된 것으로 생각되며, 삽입금속층에서 파단된 것은 연성파면인 딴플(dimple)파면을 나타내고 있다. 이것으로부터 3중점에서 균열이 발생하여 수직 계면에 따라 쉽게 취성적으로 균열이 전파되기 때문에 강도도 낮고, 연신율이 아주 낮은 것으로 판단된다.

120A의 시편이 모재에서 파단된 것은 (접합부 강도)×(계면 면적)의 하중 값이 (모재 강도)×(모재 단면적) 하중 값보다 크기 때문이다. 여기서 면적은 시험편의 폭이 동일하므로, 각 부위의 두께에 의해서 결정된다. Fig. 2에서 볼 수 있는 바와 같이 삽입금속이 모재를 덮고 있으므로, 접합계면(파단면)에서 두께는 모재의 두께(1.4mm)보다 모두 높다. 그래서 접합계면의 두께를 유효두께 (Effective Sheet Thickness)로 정의하고, 유효두께 변화에 따른 인장하중과의 관계를 조사하여 그 결과를 Fig. 18에 나타내었다. 유효두께와 인장하중과의 관계는 결정지수가 약 0.92로 양호한 직선관계가 성립함을 알 수 있고, 유효두께가 모재의 1.242배 이하이면 접합계면에서, 이상이면 모재에서 파단함을 알 수 있다. 또한 이 결과로부터 계면반응층+삽입금속층의 강도가 모재강도보다 낮음을 알 수 있었다.

#### 4. 결 론

페라이트계 스테인리스강 429EM을 Cu-8.6%Al 삽입금속을 사용하여, 겹치기 아크 브레이징한 경우, 브레이징 전류에 따른 접합부의 미세조직과 인장성질에 대해 검토한 결과를 요약하면 다음과 같다.

1) 초기 Cu-8.6%Al 삽입금속 조직은  $\alpha$ 고용체 단상이었으나, 브레이징 접합부의 삽입금속 조직은  $\alpha$ 상, 금

속간화합금인  $\gamma_1$ 상( $Al_4Cu_9$ )과 꽃모양의 금속간화합물인 Fe-Cr상(BCC구조)으로 구성되어 있었다.  $\gamma_1$ 상의 분율은 80A와 100A에서 거의 같았지만, 120A에서 급격하게 감소하였으며, Fe-Cr(BCC)상의 분율은 전류가 증가할수록 증가하였다. Fe-Cr상은 ThermoCal 시뮬레이션으로 작성한 상태도 해석결과로부터 약 1300°C에서 정출하는 상임을 알았다. 또한 전류가 증가할수록 액상 삽입금속에 의한 모재의 용융량의 증가로 Fe-Cr상의 분율이 증가하고, 이 상은 Al도 다소 고용함으로  $\gamma_1$ 상의 분율은 감소하는 것으로 생각된다.

2) 전류가 증가할수록 삽입금속층의 경도는 증가하였으며, 이것은 경도가 높은 금속간화합물인  $\gamma_1$ 상과 Fe-Cr상의 분율이 증가하기 때문인 것으로 생각된다.

3) 100A 이하의 브레이징한 시편은 모두 접합계면에서 인장응력에 의하여 파단되었고, 인장하중은 모재의 80~85%수준 이었으며, 연신율은 아주 낮았다. 한편 120A으로 브레이징한 시편은 모두 모재에서 파단하였다.

4) 접합부 파단 시편은 양모재와 접합층의 3중점에서 균열이 발생하여, 부가 하중의 수직방향에 놓인 접합계면에 따라 성장하고, 최종적으로 삽입금속층을 관통하여 파단하였다. 파단부인 접합계면의 두께(유효두께)는 인장하중과 양호한 상관관계를 가지며, 접합계면 두께가 모재의 1.242배 이하이면 접합계면에서 그 이상이면 모재에서 파단하였다. 이 결과로부터 계면반응층+삽입금속층의 강도가 모재강도보다 낮음을 알 수 있었다.

#### 감사의 글

본 연구는 과학기술부/한국과학재단 국가핵심연구센터사업 (No. R15-2006-022-02004-0) 지원으로 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

#### 참 고 문 헌

1. N. Matsuura: The 2nd Annual Conference of the International Stainless Steel Forum, Market Development Committee, 1998
2. J.W. Kwon, Y.H. Kim, Y.D. Lee, In O. Kwon, Y.S. Jin, S.J. Kim, W.P. Lee (Eds.): The 7th Steel Symposium on Development of Automotive Materials and Parts for Weight Reduction, KIM, Korea, 2000, 285
3. T. K. Ha, H. T. Jeong, Hwan Jin Sung: High temperature bending fatigue behavior of stainless steels for automotive exhaust, Journal of Materials Processing Technology **187 - 188** (2007) 555 - 558
4. T. K. Ha, H. J. Sung: Thermal Fatigue Characteristics

- of Heat-Resisting Stainless Steel for Automotive Exhaust, Materials Science Forum, **539-543** (2007), 4944-4949
5. B. H. Jung, Y. S. Ahn, : The Effect of Grain Size on the Corrosion Resistance of 429EM Steel. J. of Korean for Heat Treatment, **23-2** (2010), 90-95 (in Korean)
  6. M. Barteri, M.G. Mecozzi and S.Fortunati : Low cost weld able ferritic stainless steel for hot end of automotive exhaust gas systems, Associazione Italiana di Metallurgia, **1** (1999), 75-84
  7. N. Fujita, K. Ohmura, E. Sato and A. Yamamoto: Nippon Technical Report, **71** (1996) 25-30
  8. A. Miyazaki, M. Gunzi and K. Yoshioka : Kawasaki Steel Technical Report, **31** (1994) 21-28
  9. Yoshiharu Inoue, Masao Kikuchi: Nippon Steel Technical Report, **88** (2003) 62-69.
  10. S. G. Hong, S. H. Uhm and W.B. Lee : Weld Properties of Ferritic Stainless Steels for Automotive Exhaust Manifolds, Journal of KWJS, **28-1** (2010), 15-21 (in Korean)
  11. Ferree, S. E., Sierdzinski, M. S : Stainless Steel Metal Cored Wires for Welding Automotive Exhaust Systems Svetsaren, **3** (2000), 15-18
  12. Y.G. Lee, G.C. Lee, J.S. Kim, D. S. Han, S.T. Oh and B.Y. Lee : A Study on the High Temperature Tensile Characteristics of Lap Weld of 15Cr Ferritic Stainless Steels, Journal of KWJS, **26-5** (2008), 60-65 (in Korean)
  13. K. Shanmugam, A.K. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian, International Journal of Pressure Vessels and Piping, **86** (2009), 517 - 524
  14. J. F. Grubb, R. E. Polinski and J. D. Fritz: Stainless Steels for the New Millennium, CORROSION 2001, **11-16** (2001), 1327
  15. T. Utsunomiya, H. Furuki, T. Adach:, Il-shin Steel annual report, **Vol. 71** (1995), 53
  16. S. H. Kim and M. Y. Lee: RIST Research Paper **18** (2004), 37
  17. C. Chovet, S. Guiheux: Possibilities offered by MIG and TIG brazing of galvanized ultra high strength steels for automotive applications, la metallurgia italiana, **7-8** (2006), 47-54
  18. D.Iordachescu, L. Quintino, R. Miranda, G. Pimenta: Influence of shielding gases and process parameters on metal transfer and bead shape in MIG brazed joints of the thin zinc coated steel plates, Materials & Design, **27** (2006), 381-390
  19. YU Zhi-shui, LI Rui-feng, Q, I Kai: Growth behavior of interfacial compounds in galvanized steel joints with CuSi3 filler under arc brazing, Trans. Nonferrous Met. SOC. China **16** (2006) 1391-1396
  20. YU Zhi-shui, LI Rui-feng, Q, I Kai: Interfacial structure and joint strengthening in arc brazed galvanized steels with copper based filler, Trans. Nonferrous Met. SOC. China **16** (2006) 397-401
  21. Y. MIYAZAKI, S. FURUSAKO: Tensile Shear Strength of Laser Welded Lap Joints, NIPPON STEEL TECHNICAL REPORT, **95** (2007), 28-34
  22. M. B. Kim, S. J. Kim, B. K. Lee, Xinjian Y, B. H. Yoon, I. W, and C. Y. Kang: Effect of Heat Input on Tensile Properties in Arc Brazing of Ferritic Stainless Steel using Cu-Si Insert Alloy, Kor. J. Met. Mater., **48-4** (2010) 289~296 (in Korean)