

열처리된 A3003 알루미늄합금 용접부의 미세조직 및 기계적 특성

이일천* · 송영중* · 국진선** · 윤동주*** · 김병일***

*알메탈(주) 기술연구소

**한려대학교 신소재공학과

***순천대학교 산학협력단

Microstructure and Mechanical Properties of A3003 Aluminium Alloy Welds by Heat-treatment

Il-Cheon Lee*, Yeong-Jong Song*, Jin-Seon Gook**, Dong-Joo Yoon*** and Byung-Il Kim***

*Research Center, ALMETAL Industrial Co., Ltd. Yeosu 556-822, Korea

**Dept. of Advanced Materials Engineering, Hanlyo University, Kwangyang 545-704, Korea

***Corps of Industrial-Academic Cooperation, Sunchon University, Suncheon 540-742, Korea

Abstract

The present work was aimed to examine the variation of microstructure and mechanical properties by annealing(100~620°C, 2~8hr) in A3003 Al alloy welded pipes. The A3003 Al alloy pipes with 34 mm in external diameter and 1.3 mm in thickness were manufactured by high frequency induction welding with the V shaped convergence angle 6.7° and power input 50 kW.

The tensile and yield strength decreased with increasing the annealing temperature remarkably, but elongation increased remarkably. Vickers hardness in welds decreased with increasing the annealing temperature remarkably. The primary intermetallic compound of $Al_{12}(Fe, Mn)_2Si$ was precipitated in welds as the same base metal.

In a certain experimental condition, the welds line in A3003 alloys disappeared at 450°C for 2 hr because of the same mechanical property and structure between welds and base metal.

*Corresponding author : jskook@hanmail.net,

(Received June 18, 2007)

Key Words : A3003 Al alloy, High frequency induction welding, Annealing, Intermetallic compound, $Al_{12}(Fe, Mn)_2Si$

1. 서 론

3000계열 알루미늄은 다른 알루미늄합금과는 달리 Mn을 주요 첨가원소로 하여 얻어지는 몇몇 금속간 화합물을 Al 기지내에 미세하게 분산시킴으로서 적당한 강도와 우수한 성형성, 내식성 등을 가지고 있기 때문에 압출이나 압연가공에 의하여 열교환기용 관, 판재, 복사기 및 레이저 프린터의 핵심부품인 유기감광드럼(OPC Drum : Organic Photo Conductor Drum)의 소재 등에 이용되고 있다. 또한 4000계열 알루미늄

합금과 클래딩(cladding)된 다중판재를 고주파유도 용접하여 파이프의 형태로 제조하고 이를 다른 편재 등과 조립 한 후 브레이징(brazing)하여 열교환기용 소재로 사용하는 경우도 있다.

A3003합금을 감광드럼용 소재로 사용하는 경우 종래에는 주조된 빌렛을 열처리하고 열간압출작업을 실시한 후 냉간가공하기 전에 결정립의 크기를 미세화하기 위한 재결정처리를 하고 다이아몬드 바이트를 사용하여 절삭하거나 또는 인발 및 아이어닝 가공을 실시하였다¹⁾. 이 경우 주조 후 열처리 도중에 생성된 합금내부의 조대한 금속간 화합물이 경면가공도중 표면에 크랙을 발

생시키는 균열생성기점으로 작용하여 제품의 표면조도를 떨어뜨리며, 유기감광재료 또는 비정질실리콘 등의 감광체를 사용하여 감광막을 형성할 경우에는 균열 부위에서 코팅층이 떨어져나가는 등 감광층의 형성에 장애를 발생시킨다.

일반적으로 A3003 알루미늄합금의 고상선온도는 643°C로 상당히 높고 주요합금원소인 Mn, Si의 확산속도가 매우 느리기 때문에 종래에는 주조 후 열처리 온도를 570~610°C로 비교적 높게 설정하여 6~24시간 동안 작업하였다.

한편 보다 개선된 방법으로 주조된 알루미늄합금 빌렛을 420~520°C의 온도로 2~8시간 열처리하여 수냉시키는 것을 특징으로 하는 감광드럼용 A3003 알루미늄합금의 열처리방법도 알려져 있다²⁾.

이처럼 주조된 알루미늄합금 빌렛을 이용한 압출재 파이프가 감광용 드럼에 사용되고 있는 반면 압연된 판재를 용접하여 파이프를 제조하는 경우 용접부의 시임(seam)이 발생하기 때문에 사용이 제한되었다. 그 이유는 용접부와 열영향부 및 모재부 사이의 조직변화 및 기계적 성질의 차이가 발생하여 결함을 유발할 수 있기 때문이다. 이러한 이유로 고주파유도 용접된 A3003 알루미늄합금 파이프를 감광용 드럼제조에 적용하기 위한 시도가 적었으나, 최근 용접부의 조직제어 및 기계적 성질의 균일화에 관련된 보고가 알려져 있다³⁾.

본 연구의 목적은 고주파유도 용접된 A3003 알루미늄 합금 파이프의 모재부와 용접부에 발생하는 용접선의 제거 및 기계적특성 차이를 규명하고, 이를 해소하기 위한 최적열처리조건을 조사하는데 있다. 따라서 본 연구에서는 A3003합금판재를 고주파유도 용접하여 외경 34 mm, 두께 1.3 mm의 파이프로 제조한 후 100~620°C에서 2~8시간 열처리하여 용접상태의 시료와 비교하여 용접부와 모재부 사이의 조직변화 및 기계적 성질에 미치는 영향을 규명하고자 하였다.

2. 사용재료 및 실험방법

2.1 사용재료

실험에 사용된 A3003합금 판재는 노벨리스크리아(주)에서 생산된 것으로 두께 및 폭은 각각 1.3 mm 및 109 mm이며 질별은 H14(가공경화만 하여 인장강도가 1/2경질로 한 것)였다. 이 판재는 보통 H14의 상태에서 조관 성형하여 고주파유도용접한 후 요구되는 기계적 성질 및 치수는 인발을 하여 H16(가공경화만 하여 인장강도가 3/4경질로 한 것)의 상태로 조절할 수 있다. Table 1 및 Table 2에 A3003합금판재의 기계적

Table 1 Mechanical properties of test material (A3003)

Tensile properties			Vickers hardness (HV)
Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	
167	146	10	43

Table 2 Chemical composition(wt.%) of test material (A3003)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
0.24	0.53	0.12	1.09	0.01	0.005	0.01	97.9

성질 및 화학조성을 각각 나타내었다. 본 논문에서 화학조성은 모두 중량비(wt.%)로 표기하였다. 고주파유도 용접하여 제조된 파이프는 외경 34, 두께 1.3 mm로 외경비(t/D)는 0.04이었으며 별도의 인발공정이 없이 용접한 그대로의 것을 실험에 사용하였다.

2.2 용접파이프의 제조조건

고주파유도용접에 대한 모식도를 Fig. 1에 나타내었다. 파이프의 제조장치는 상하 롤 스탠드 #1~#7의 7단, 사이드 롤 스탠드 7단, 심가이드(SG) 롤, 유도가 열코일, 가압롤(Pressure Roll), 내·외면비드 절삭부 및 정형 롤로 구성되어 있다. 고주파전류발생장치는 공칭출력 95 kW, 발진주파수 400 kHz, 용접속도는 85 m/min이었다. 유도가 열코일, 임피더에서 페라이트 코아의 형상, 배치에 관한 고주파전류 도입조건은 안정한 플래쉬(flash)가 얻어져 접합면 에지의 가열효율이 최적이 되는 조건을 적용하였다. 가열조건에 있어 수축각(vee angle) α 는 6.7° 였다. 발진관 입력조건은 플래트전압 V_p (kV), 플래트전류 I_p (A) 및 그리드전류

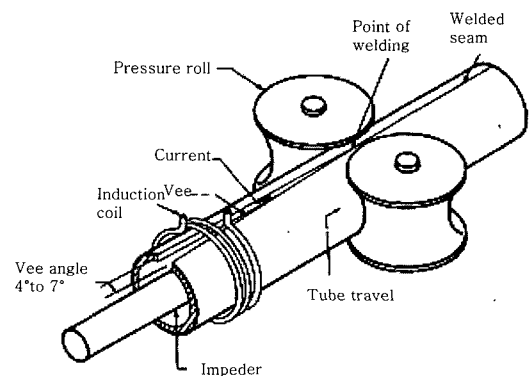


Fig. 1 Schematics of high frequency induction welding process used in producing aluminium tube

$I_G(A)$ 를 측정하여 그 입력 $P=V_P(I_P-I_G)=50$ kW를 표준으로 하였다. 가압조건으로는 가압롤(Pressure Roll)에서의 girth reduction(G. R.)을 조절하여 약 2.0 mm가 되도록 하였다

2.3 용접파이프의 열처리조건

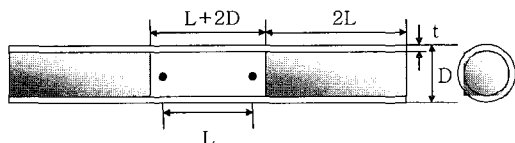
본 실험에서 사용한 열처리로는 (주)아전가열산업에서 제작한 박스로였으며, 길이 400mm의 파이프를 100~620℃의 온도로 2시간, 4시간 그리고 8시간 열처리한 후 공냉하였다. 이때 열처리 온도는 PID방식의 온도 조절계를 사용하여 ±3℃로 조절하였다.

2.4 용접부의 평가방법

인장시험용 파이프는 외경과 두께가 각각 34 mm 및 1.3 mm로서 용접부 내외면 비드를 절삭 가공하여 제거하였다. 이 파이프를 Fig. 2와 같이 KS B 0801에서 규정하는 정형시험편(14C호)으로 하여 몰림부의 내부에 알루미늄합금으로 된 봉상의 심금을 넣은 상태로 제작하였다. 시험편의 표점거리를 L 이라 할 때, 양쪽 심금 사이의 비접촉부 길이는 $(L+2D)$ 로 하였고, 몰림부 길이는 $2L$, 시험편 전체길이는 400 mm로 하였다.

경도측정은 마이크로비커스 경도기를 사용하였으며, 모재부 및 용접부의 경도분포는 파이프단면의 외경쪽에서 내경쪽을 따라 0.2 mm마다 측정하였고 각각 3회 측정하여 그 평균값을 나타내었다. 용접부와 열영향부를 포함한 모재부의 경도측정은 파이프단면의 외경쪽에서 내경쪽으로 각각 상부(3/10지점), 중앙(1/2)지점 그리고 하부(7/10지점)를 용접선을 가로지르는 방향으로 0.2 mm마다 측정하였고 각각 3회 측정하여 평균값으로 나타내었다. 이때 시험하중은 100g, 가압시간은 15초였다.

용접부의 미세조직관찰에는 광학현미경(OM) 및 주사전자현미경(SEM)이 이용하였다. 미세조직관찰을 위한 부식액으로는 Keller 용액(HCl 1.5% HNO₃ 2.5%, HF 1%, H₂O 95%)을 사용하였다.



L : Gage Length
 D : Outer Diameter of the Tube
 t : Thickness
 A : Area of the Cross Section of the Specimen
 [= $(D-t) \times t \times \pi$]

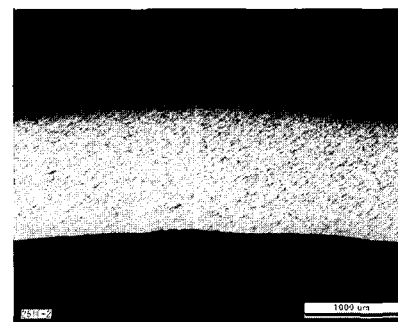
Fig. 2 Shape of a tensile specimen

전기전도도 측정용 시편은 두께 1.3 mm, 면적 50×50mm의 A3003 판재를 100~620℃로 열처리한 후 공냉하였다. 이 시편을 Vermit 4900C를 이용하여 상온에서 주파수 60Hz로 각 시료 당 3회 측정하여 그 평균값을 전기전도도로 하였다.

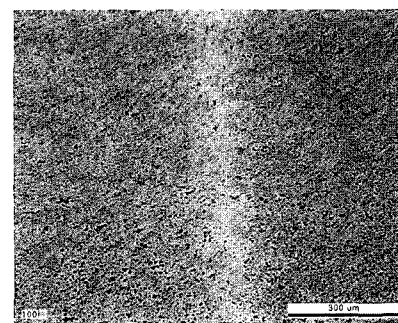
3. 실험 결과

Fig. 3은 고주파유도용접 된 외경 34 mm의 A3003합금 파이프의 용접부 내외면의 비드부를 절삭 가공하여 제거한 단면을 나타낸 것이다. (a)와 같이 용접선은 판재의 길이방향에 수직하며 양호한 것을 확인하였다. 또한 (b)에서 알 수 있는 것처럼 접합면에 걸쳐있는 용접금속의 폭은 약 50 μ m이며, 용접부에는 모재부에 비해 석출물이 상대적으로 적게 분포하였다.

Fig. 4는 외경 34 mm인 용접파이프 시험편을 2.4의 방법으로 인장시험 한 결과를 나타낸 것이다. 인장강도는 용접하기 전 판재시편이 165 MPa, 용접 후 열처리 전 시편이 175 MPa이었으나, 320에서 2시간 열처리한 경우 150 MPa로 감소하고 410℃ 이상에서는 약 120 MPa로 감소하였다. 항복강도는 판재시편이 145 MPa, 용접 후 열처리 전 시편이 153 MPa이었으나 320에서 2시간 열처리한 경우 80 MPa로 감소하고 410℃ 이상에서는 약 50 MPa로 감소하였다. 연신율은 판재시편에서 약 10%, 용접 후 열처리 전 시편에서 약 8%이



(a)



(b)

Fig. 3 Optical micrograph of A3003 alloy with welded

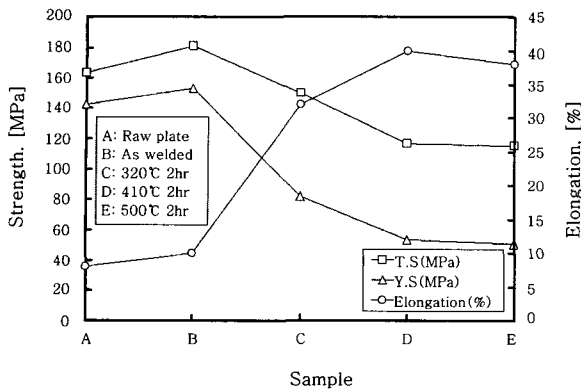


Fig. 4 Variation of strength and elongation in pipes with annealing time

었으나 320에서 2시간 열처리한 경우 32%로 현저히 증가하고 410°C 이상에서는 약 40%로 증가하였다.

Fig. 5는 외경 34 mm인 용접파이프의 열처리 전후 경도(HV)의 분포를 나타낸 것이다. Fig. 5(a)에서 열처리하지 않은 시편의 경우 용접선의 경도는 49이었고 용접선 좌우 약 2 mm에 걸쳐있는 열영향부에서는 급격히 감소하여 42를 나타내었으며 모재에서는 약 46의 일정한 값을 나타내었다. 따라서 용접한 그대로의 시편은 용접부의 경도가 열영향부나 모재부보다 높게 나타

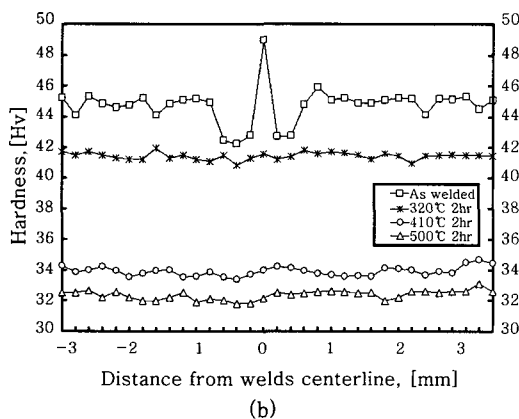
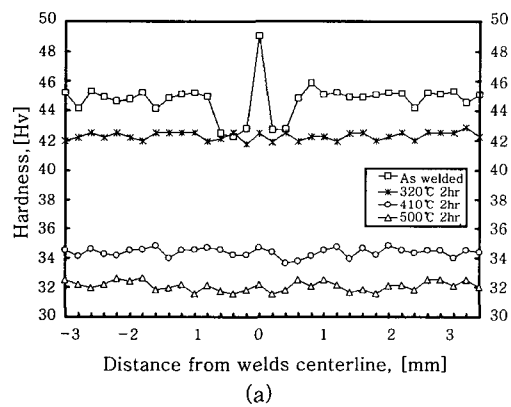


Fig. 5 Hardness distribution across the welds(at 320, 410 and 500°C for 2 and 8hr)

나고 기계적으로 불균일한 상태를 나타내었다. 320°C에서 2시간 열처리하면 용접부와 모재부에 걸쳐 약 41로 감소하였으며, 410°C에서는 약 34로 급격히 감소하여 500°C에서는 약 32로 감소하였다. 따라서 경도는 열처리온도 의존성이 있음을 알 수 있다.

Fig. 5(b)에서 열처리시간이 8시간으로 증가하면 열처리온도에 따른 평균 경도값의 차이는 나타나지 않았으나 비교적 열처리온도가 낮은 320°C의 경우 보다 균일한 분포를 보였다. 따라서 열처리시간은 경도에 크게 영향을 미치지 않는 것을 알 수 있다.

Fig. 6은 A3003합금 파이프를 100°C~620°C로 각각 2시간 어닐링한 시료의 비커스경도(HV)와 전기전도도(%IACS)를 측정된 것이다. 전기전도도는 약 320°C까지의 승온에서도 회복과정의 연장에 의해 감소가 나타나지 않고 재결정온도구간인 약 320~450°C의 범위에서 약간씩 감소하다가 재결정이 완료되는 450°C이상에서 급격히 감소한다. 반면 모재부의 비커스경도는 약 290°C까지의 승온에서도 회복과정의 연장에 의해 경도치의 감소가 나타나지 않고 재결정이 시작되는 320°C 이상부터 약간씩 감소하다가 350°C 이상에서 급격한 경도치의 감소가 나타나고 450°C이상에서는 재결정이 완료되어 더 이상의 경도치의 감소는 나타나지 않는다. 용접부에서는 약 150°C이상에서 상당한 연화가 일어나고 350°C까지는 회복과정이 연장되다가 그 이상의 온도에서는 모재부와 같은 양상을 보였다. 회복구간에서 용접부의 경도가 모재부보다 낮은 이유는 모재부는 압연 가공시 도입된 전위 때문에 회복구간에서 일정치를 유지하지만 주조조직인 용접부는 상대적으로 이러한 전위의 분포가 적기 때문으로 생각된다.

열처리온도의 증가에 따른 전기전도도와 비커스경도의 변화는 일치하지 않았다. 그 이유는 재료의 전기전도도는 기지내의 고용정도 및 석출상의 양과 크기 그리고 전위, 공공등과 같은 재료의 내부조직에 의해 복합적으로 영향을 받기 때문으로⁴⁾ 생각된다. 즉 회복구간

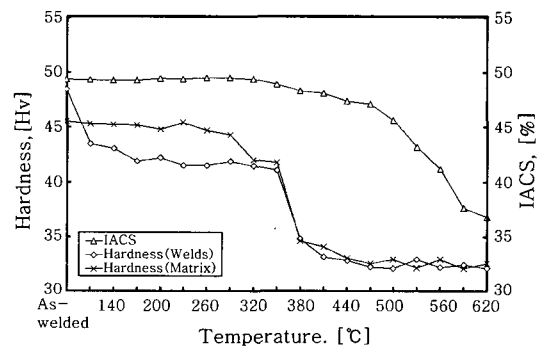


Fig. 6 Hardness and Electric conductivity of A3003 alloy annealed at 100~620°C for 2hr

에서의 전기전도도는 변화가 없고 재결정이 일어나는 동안에는 완만히 감소한 후 재결정의 완료와 함께 급격하게 감소하는 반면 경도는 재결정이 시작되는 온도 이상에서 급격한 감소를 나타내고 재결정이 완료되면 일정값을 유지하였다. 재결정은 온도구간에서 A3003합금의 전기전도도는 열처리온도보다는 열처리시간의 의존성이 크게 나타나며, 재결정이 완료되는 450°C 이상에서 급격히 감소한다²⁾.

따라서 기계적으로 모재부와 용접부의 균일화에 필요한 열처리온도는 최소 320°C 이상에서 2시간이지만 보다 안정한 상태를 얻기 위해서는 380°C 이상의 온도를 필요로 한다.

4. 고 찰

Fig. 4의 인장시험의 결과를 보면 인장강도 및 항복강도는 판재상태의 시편보다 용접된 시편에서 보다 높게 나타났는데 이것은 조관성형과정에서 가공경화가 일어나기 때문이다. 또한 열처리조건이 410°C에서 2시간 이상 어닐링하면 열처리온도와 상관없이 일정한 강도를 나타낸다. 이러한 현상은 Fig. 6의 비커스경도분포와도 일치한다. 항복강도는 내부응력이 제거되었기 때문에 현저하게 감소하는데 이러한 현상은 H14상태로 가공경화된 A3003합금 판재가 열처리에 의하여 재결정화되고 내부응력이 제거되었기 때문으로 보인다.

Fig. 5의 열처리하지 않은 시편에서 용접부의 경도가 열영향부의 경도보다 높게 나타나는 현상은 BAS111 및 BAS121합금에서도 확인할 수 있다^{6,7)}. 즉 용접선으로부터 약 2 mm에 걸친 열영향부에서 거의 일정하게 낮은 경도분포를 보이다가 모재로 갈수록 경도가 상승하여 일정한 값을 나타낸다. 이러한 현상은 인발에 의한 단면축소율이 커질수록 용접부가 열영향부 및 모재보다 가공경화의 영향을 크게 받는 것으로 알려져 있다^{5,6)}.

열처리하지 않은 시편에서 용접부의 경도가 모재보다 높게 나타나는 현상은 다음과 같이 설명할 수 있다. A3003합금이 조관 성형되어 고주파유도 용접되는 과정에서 유도코일에 의해 가열된 용융부는 스퀴즈 롤에서 압착이 되면서 여분의 용융금속이 스파터 형태로 용접선 외부로 분출되고 이어서 냉각수에 의해 급냉된다. 고주파유도용접 특성상 이러한 일련의 가열, 용접, 압착, 냉각은 거의 동시에 이루어지기 때문에 용접부는 상대적으로 급냉되고 조직이 미세화되므로 기계적성질이 증가하게 된다⁵⁾. 그러나 열영향부는 가열로 인해 연화가 되고 따라서 비교적 내부응력이 제거된 상태에서 냉각되기 때문에 모재부나 용접부보다는 낮은 경도를 보인다고 생각된다.

Fig. 7은 A3003합금 파이프의 인장시험편 용접부 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. 열처리하지 않은 용접부(a)와 450°C에서 2시간 열처리한 용접부(b) 모두 연성파괴형태를 나타내고 있으나 (a)의 경우 덤플주변이 거칠고 변형이 심한 반면 (b)의 경우는 덤플주변이 매끄러우며 큰 변형이 없는 것으로 보인다. 따라서 인장시험에서 (a)의 경우가 (b)의 경우보다 비교적 큰 응력을 받고 변형되었음을 알 수 있다. 인장시험에 의한 파단은 일반적으로 인장시험의 가장 약한 부분에서 파단이 일어나기 때문에 (a)시편의 경우 경도가 가장 낮은 열영향부에서 일어났을 것으로 예상된다.

제2상 입자를 함유하고 있는 상용재료에서의 연성파괴는 대부분 제2상 입자들에 의해 유발되며 이러한 덤플은 제2상 입자에 의해 미소공동의 발생, 성장 및 합체에 의하여 연성파괴가 일어나기 때문에 발생한다고 알려져 있다⁷⁾. Fig. 7(a)에서 화살표로 표시한 것처럼 덤플 내부에 2상 입자가 존재하는 것을 확인할 수 있다.

Fig. 8은 A3003합금 파이프의 용접부를 관찰한 것이다. (a)는 열처리하지 않은 것으로 화살표로 표시한 것처럼 너비 약 15 μm 정도의 용접선이 뚜렷하게 관찰되고 있다. 반면 (b)는 450°C에서 2시간 열처리한 것으로 용접선이 나타나지 않았다.

Fig. 8(a) 및 (b) 모두 용접부에는 모재와 마찬가지로

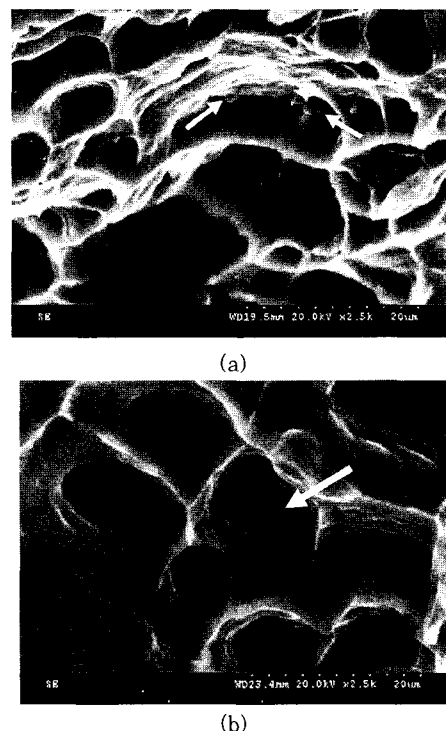


Fig. 7 SEM fractographs of tensile test specimen in welds (a) as-welded and (b) 450°C for 2hr

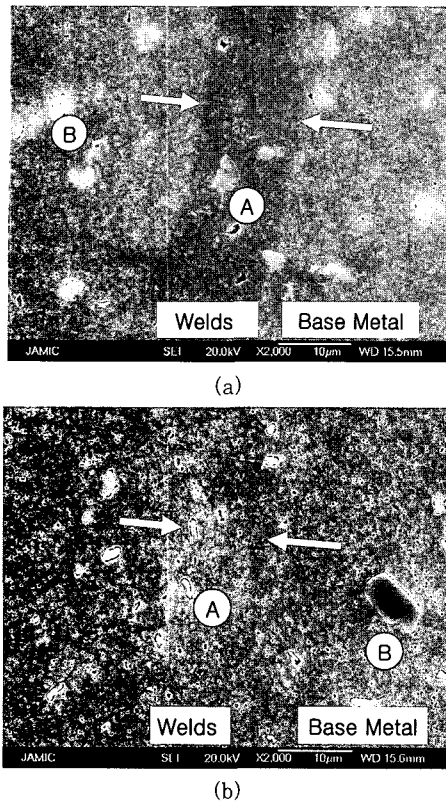


Fig. 8 SEM of intermetallic compound in A3003 aluminium alloys (a) As-welded and (b) 450°C for 2hr

약 5 μm 이하의 금속간화합물이 존재하였으며, Fig. 9의 EDS 분석결과 A 및 B는 모두 $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_2\text{Si}$ 상으로 확인되었다. 3000계열 알루미늄합금이 Mn을 주요 첨가 원소로 하여 얻어지는 몇몇 금속간 화합물을 Al 기지내에 미세하게 분산시킴으로서 강도를 조절한다고 알려져 있다. 열처리 온도가 증가하여 회복 및 재결정이 완료되는 450°C 이상에서는 용접선이 나타나지 않았으며, 석출상의 분포나 크기에도 변화가 나타나지 않았다.

3000계열 알루미늄합금에서 Mn의 함량이 0.5~1.5%인 경우 총상으로 형성되는 금속간화합물은 주로 Al-Fe-Mn-Si로 구성된 것이며, 괴상의 금속간화합물은 다량의 Mn이 Si로 치환된 Al-Mn-Fe계 화합물로 알려져 있다⁸⁾. 특히 A3003합금과 유사한 Mn이 1%인 첨가된 조성은 $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_2\text{Si}$ 의 조성비를 갖는 공정금속간화합물로 알려져 있다⁸⁾.

한편 3003 알루미늄합금 조직에 대한 다른 연구자들의 결과에 의하면 덴드라이트를 따라 형성된 초정상 $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Mn})$ 와 이 상의 일부가 응고 중에 변태하거나 액상으로부터 직접공정반응에 의해 형성된 공정금속간화합물 $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ 상이 공존하고 있고⁹⁾, 이 경우 공정금속간화합물 $\alpha\text{-Al}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ 는 첨가원소의 종류와 양 그리고 응고조건에 따라 $\text{Al}_{15}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}_2$,

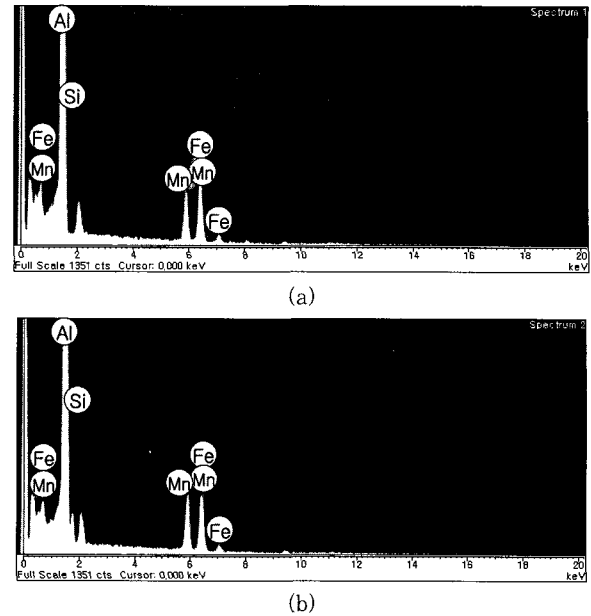


Fig. 9 EDS analysis of intermetallic compound A in A3003 aluminium alloys (a) As-welded and (b) 450°C for 2hr

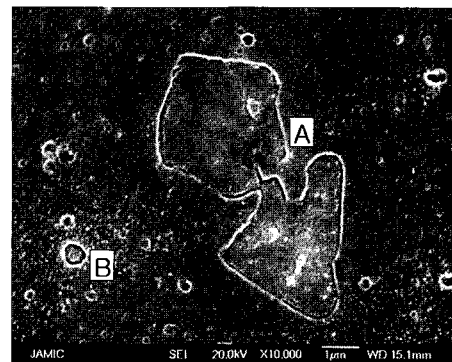


Fig. 10 Scanning Electron Micrographs of A3003 alloy welds (as-welded)

$\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{Si}$, $\text{Al}_5\text{Mn}_{12}\text{Si}_7$ 등과 같이 다양한 조성비를 가진 것으로 나타났다^{3,8,10,11)}.

Fig. 10은 Fig. 9(a)의 A3003합금 용접부를 관찰한 것으로 $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_2\text{Si}$ 의 조성을 갖는 비교적 조대한 금속간화합물(A)의 주변에 약 1 μm 이하의 상대적으로 미세한 금속간화합물(B)이 고르게 분포하고 있음을 알 수 있다.

이상으로부터 A3003 합금 판재를 고주파 유도 용접한 상태에서는 용접부의 경도가 모재부의 경도보다 높게 나타나며 주조조직인 용접선이 나타나기 때문에 이 재료를 감광드럼용 OPC 드럼소재로 사용하기에는 부적절하다. 따라서 모재부와 용접부의 경도가 거의 같아지는 온도와 전기전도도가 감소를 시작하는 온도는 약 320°C로 거의 일치하는 것으로 보아 기계적인 균일화

를 위해서는 최소한 320°C에서 2시간 이상의 열처리가 필요하고, 용접선을 제거하기 위해서는 450°C 이상에서 2시간 이상의 열처리가 필요하다.

5. 결 론

본 연구에서는 A3003알루미늄 합금판재를 고주파유도 용접하여 파이프를 제조한 후 용접부의 조직 및 기계적 특성을 균일화시킬 목적으로 열처리한 결과 다음의 결론을 얻었다.

1) 열처리하지 않은 시편에서 용접부의 경도가 모재보다 높게 나타나는 것은 용접부가 급냉되어 모재보다 미세조직으로 되기 때문이다.

2) 모재부와 용접부의 비커스경도는 320°C에서 2시간 이상의 열처리조건에서 균일화되었으며 열처리시간의 증가에 따른 경도감소는 나타나지 않았다.

3) 450°C에서 2시간 이상 열처리하면 용접선을 제거할 수 있으며, 모재부에 석출하는 약 5 μm 이하의 금속간 화합물($\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_2\text{Si}$)은 용접부에도 석출하였으며 상의 크기 및 분포는 열처리의 영향을 받지 않았다.

후 기

본 과제는 “교육인적자원부·산업자원부·노동부의 출연금으로 수행한 산학협력중심대학 육성사업의 연구 결과”이며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. Ishii Hiroshi : Japan Publication Patent No. 79755 (1989)
2. Kyeu-hwan Lee : Korea Registration Patent No. 0153176 (1998)
3. Jin-Seon Gook, Dong-Joo Yoon, Byung-Il Kim : J. of the Korea Society for Heat Treatment, **19(3)** (2006) 156 (in Korean)
4. A. J. DeArdo and R. W. Townsend : Metal. Trans., **1(1979)**2573
5. J. S. Gook, N. C. Kim, J. K. Song and D. T. Jeon : Journal of Korean Welding Institute, **22(4)** (2004) 65~72 (in Korean)
6. S. W. Han, B. I. Kim, H. W. Lee, W. Y. Chon and J. S. Gook : Korean Journal of Materials Research, **14(12)** (2004) 851 (in Korean)
7. D. Broek : Eng. Fracture Mechanics, **1(10)** (1973) 55-66
8. M. H. Kim, H. H. J & G, H. Lee : J. Kor. Inst. Met. & Mater. **40, 8(2002)**831
9. Lennart Backerud, Ella Krol and Jarmo Tamminen : Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, Skan aluminium, **1(1986)**93
10. E. Wadanabe, T. Oohori and Y. Dakeuchi : J. Jap. Inst. Light. Met., **33(1983)**149
11. T. Minoda and H. Yoshida : J. Jap. Inst. Light. Met., **47(1997)**691