

고주파유도 용접된 A3003 알루미늄합금 튜브의 기계적 특성에 미치는 열처리조건의 영향

국진선[†] · 윤동주* · 김병일**

[†]알메탈(주) 기술연구소

*순천대학교 산학협력중심대학

**순천대학교 신소재응용학부

Effect of Heat-treatment Parameters on Mechanical Properties of A3003 Al Alloy Tubes by High Frequency Induction Welding

Jin-Seon Gook[†], Dong-Ju Yoon*, Byung-Il Kim**

[†]Research Center, ALMETAL Industrial Co., Ltd. Yeosu 556-822, Korea

*Industrial-Academic Cooperation Centered University, Suncheon University, Suncheon 540-742, Korea

**Material Science and Metallurgical Engineering, Suncheon University, Suncheon 540-742, Korea

Abstract The aim of this study is to investigate the full annealing parameter for A3003 Al alloy welded tubes. The A3003 Al alloy tubes with 34 mm in external diameter and 1.3 mm in thickness for OPC drum 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 and time remarkably, but elongation increased remarkably. Vickers hardness in welds and base metal decreased with increasing the annealing temperature and time remarkably. In a certain experimental condition, the welds line in A3003 alloys disappeared at 520°C for 4hr because of the same mechanical properties and structures between welds and base metal.

(Received April 30, 2006; accepted May 20, 2006)

Key words: High Frequency Induction Welding, A3003 Aluminium Alloy, OPC Drum, Annealing

1. 서 론

고주파유도용접(High Frequency Induction Welding)에 의한 알루미늄합금 튜브의 용접조건 및 성형조건이 보고[1-4]된 이후 최근 국내에서도 열교환기용 알루미늄합금 클래드재인 BAS111 및 BAS121합금튜브의 성형 및 용접에 관한 문헌이 보고되고 있다. BAS111 또는 BAS121은 KSD7043(알루미늄합금 맵납 및 브레이징 시트)에서 다음과 같이 규정하고 있다. BAS는 브레이징 시트(Brazing sheet)를 의미하며 숫자 111(또는 121)은 각각 브레이징 시트를 구성하는 호칭번호, 표피재의 합금번호 그리고 심재의 합금번호를 나타내며 BAS111은 A3003과 A4343의 클래드 합금판재, BAS121은 A3003과 A4045의 클래드 합금판재이다.

알루미늄합금은 연강에 비해 비열 및 잠열이 크기 때문에 저장발열이 어렵고, 열전도도도 3~4배 정도 커서 열방산이 쉽게 이루어지기 때문에 고주파유도용접에 어려움이 많다[5, 6].

복사기 및 레이저 프린터의 핵심부품인 감광드럼(OPC Drum: Organic Photo Conductor Drum)이나 경면을 요구하는 산업용품의 제조에는 통상 A3003 알루미늄합금이 사용되고 있다.

그러나 레이저 프린터용 알루미늄합금의 제조에 A3003합금을 사용하는 경우 종래에는 주조된 빌렛을 570~610°C에서 6~24시간 정도 열처리하고 열간압출작업을 실시한 후 냉간가공하기 전에 결정립의 크기를 미세화하기 위한 재결정처리를 하고 다이아몬드 바이트를 사용하여 절삭하거나 또는 인발 및 아이어닝 가공을 실시하였다[7]. 이 경우 주조 후 열처리

[†]E-mail : jskook@hanmail.net

도중에 생성된 합금내부의 조대한 금속간 화합물이 경면가공도중 표면에 크랙을 발생시키는 균열생성기점으로 작용하여 제품의 표면조도를 떨어뜨리며, 유기감광재료 또는 비정질실리콘 등의 감광체를 사용하여 감광막을 형성할 경우에는 크랙부위에서 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 있다[8].

이처럼 주조된 알루미늄합금 빌렛을 이용한 압출재 튜브가 감광용 드럼에 사용되고 있는 반면 압연된 판재를 용접하여 튜브를 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 튜브를 감광용 드럼제조에 적용하기 위한 시도가 적었으며, 용접부의 조직제어 및 기계적 성질의 균일화에 관련된 문헌도 거의 알려져 있지 않다.

본 연구에서는 고주파유도용접에 의하여 외경 34 mm, 두께 1.3 mm인 고주파유도용접 튜브를 제조하고, 여러 가지 조건으로 어닐링을 하였을 때 나타나는 용접부와 모재부 사이의 조직변화 및 기계적 성질에 미치는 열처리조건의 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 실험재료

실험에 사용된 A3003합금 판재는 노벨리스코리아(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 용접한 후 요구되는 기계적 성질 및 치수는 인발을 하여 H16(가공경화

Table 1. Mechanical properties of test material (A3003)

Tensile properties			Vickers hardness (Hv)
Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)	
167	146	10	45

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

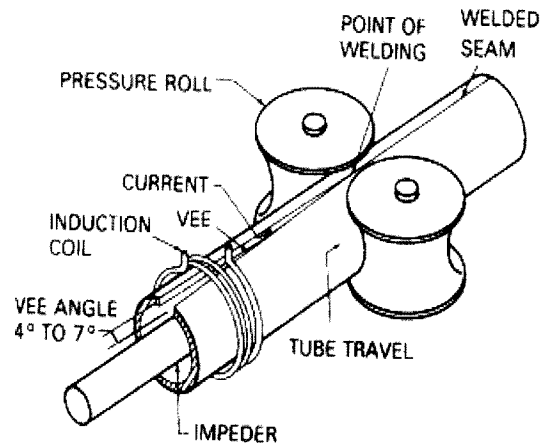


Fig. 1. Schematics of high frequency induction welding process used in producing aluminium tube.

만 하여 인장강도가 3/4경질로 한 것)의 상태로 조절한다. Table 1 및 Table 2에 A3003합금판재의 기계적 성질 및 화학조성을 각각 나타내었다. 고주파유도 용접하여 제조된 튜브는 외경 34 mm, 두께 1.3 mm로 외경비(t/D)는 0.04이었으며 별도의 인발공정 없이 용접한 그대로의 것을 실험에 사용하였다.

2.2 용접튜브의 제조조건

고주파유도용접에 대한 모식도를 Fig. 1에 나타내었다. 튜브의 제조장치는 상하 롤 스탠드 #1~#7의 7단, 사이드 롤 스탠드 7단, 심가이드(SG) 롤, 유도 가열코일, 스퀴즈(SQ) 롤, 내·외면비드 절삭부 및 정형 롤로 구성되어 있다. 고주파전류발생장치는 공칭출력 95 kW, 발진주파수 400 kHz, 용접속도는 85 m/min이었다. 유도가열코일, 임피더에서 페라이트

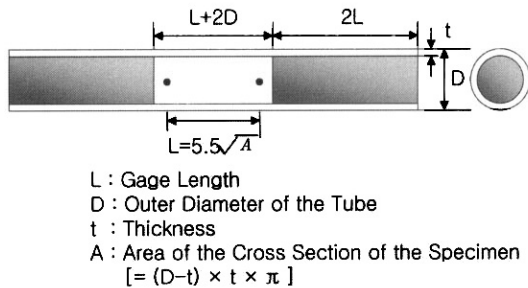


Fig. 2. Shape of a tensile specimen.

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. 발전관 입력조건은 플레이트전압 V_p (kV), 플레이트전류 I_p (A) 및 그리드전류 I_G (A)를 측정하여 그 입력 $P = V_p(I_p - I_G) = 50$ kW를 표준으로 하였다. 가압조건으로는 스퀴즈 롤(SQ)에서의 girth reduction(G. R.)을 조절하여 약 2.0 mm가 되도록 하였다

2.3 용접튜브의 열처리조건

본 실험에서 사용한 열처리로는 (주)아전가열산업에서 제작한 박스로였으며, 길이 400 mm의 튜브를 $420\sim 560^\circ\text{C}$ 의 온도로 4시간 및 8시간 열처리한 후 공냉하였다. 이때 열처리 온도는 PID방식의 온도조절계를 사용하여 $\pm 3^\circ\text{C}$ 로 조절하였다.

2.4 용접부의 평가방법

인장시험편은 외경과 두께가 각각 34 mm 및 1.3 mm 인 튜브를 Fig. 2와 같이 KSB0801에서 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 마이크로버커스 경도기를 사용하였으며, 모재부 및 용접부의 경도분포는 튜브단면의 외경쪽에서 내경쪽을 따라 0.2 mm 마다 측정하였고 각각 3회 측정하여 그 평균값을 나타내었다. 용접부와 열영향부를 포함한 모재부의 경도측정은 튜브단면의

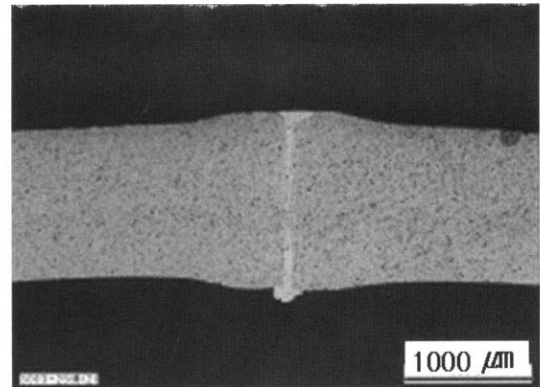


Fig. 3. Microstructures of welds (A3003 Alloy).

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 100 g, 가압시간은 15초였다.

용접부 단면관찰은 광학현미경(OM)과 주사전자현미경(SEM)을 이용하였으며, 시험편의 부식은 90% 중류수에 10%의 불산을 혼합한 부식액을 사용하였다.

3. 실험결과

3.1 용접부의 관찰

Fig. 3은 외경 34 mm의 A3003합금 튜브의 용접부를 나타낸 것이다. 접합면에 걸쳐있는 용접금속의 폭은 약 $50\ \mu\text{m}$ 였으며, 튜브 외면부의 버(burr)의 각도는 약 125° 였고, 내면부의 비드는 반구의 형상을 가진 양호한 용접부를 나타내었다.

3.2 기계적 특성

Fig. 4는 외경 34 mm 인 용접튜브 시험편을 2.4의 방법으로 인장시험 한 결과를 나타낸 것이다. 인장강도는 판재시험에서 165 MPa, 용접 후 열처리 전 시험편에서 약 175 MPa이었으나, $480\sim 560^\circ\text{C}$ 에서 각각 4시간 열처리한 경우는 약 120 MPa로 감소하였다. 항복강도는 판재시험에서 약 145 MPa, 용접 후 열처리 전 시험편에서 약 153 MPa이었으나, $480\sim 560^\circ\text{C}$ 에서 각각 4시간 열처리한 경우는 약 50 MPa로 현저히 감소하였다. 연신율은 판재시험에서 약 10%, 용접 후 열처리 전 시험편에서 약 8%이었으나,

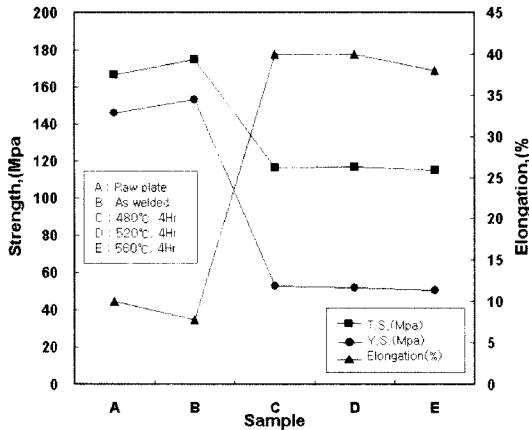


Fig. 4. Variation of strength and elongation in tubes with annealing time.

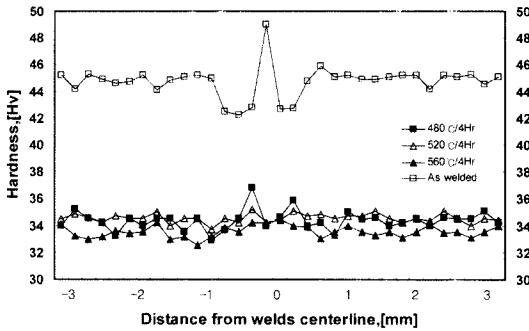


Fig. 5. Hardness distribution across the welds (at 480, 520, 560°C for 4 hr).

480~560°C에서 각각 4시간 열처리한 경우는 약 40%로 현저히 증가하였다.

Fig. 5는 외경 34 mm 인 용접튜브 시험편을 2.4의 방법으로 마이크로비커스 경도시험(Hv) 한 결과를 나타낸 것이다. 용접한 그대로의 시편의 경우 용접선의 경도는 49이었고 용접선 좌우 약 2 mm에 걸쳐있는 열영향부에서는 급격히 감소하여 42에서 46 정도를 유지하다가 점차 상승하여 모재에서는 46 정도의 일정한 값을 나타내었다. 따라서 용접한 상태에서는 용접부의 경도가 열영향부나 모재부보다 높게 나타나고 있다.

480°C에서 4시간 열처리한 경우 열영향부의 경도가 36으로 모재부의 경도 33보다 약간 높게 나타났다. 520°C에서 4시간 열처리한 경우는 용접부에서 모재부에 이르는 모든 영역에서 32~36의 경도범위에서 나타났다. 열처리온도가 상승한 560°C에서 4시

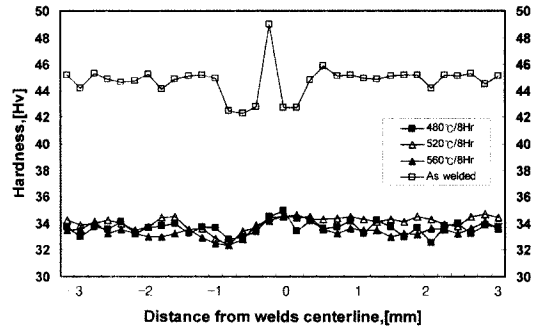


Fig. 6. Hardness distribution across the welds (at 480, 520, 560°C for 8 hr).

간 열처리한 경우는 용접부에서 모재부에 이르는 모든 영역에서 33~35의 경도분포를 보였다.

Fig. 6은 동일한 시험편을 480~560°C에서 각각 8시간 열처리한 경우의 마이크로비커스경도시험 한 결과를 나타낸 것이다. 480°C에서 8시간 열처리한 경우는 열영향부의 경도가 36이고 모재부는 33으로 나타났으며, 520°C에서 8시간 열처리한 경우는 용접부에서 모재부에 이르는 모든 영역에서 32~Hv의 경도범위에서 나타났다. 열처리온도가 증가한 560°C에서 8시간 열처리한 경우는 용접부에서 모재부에 이르는 모든 영역에서 33~35의 경도범위에서 나타났다. 따라서 동일한 온도에서도 열처리시간이 증가하면 용접부와 모재부 사이의 경도분포는 보다 균일하게 나타났다.

4. 고 찰

고주파유도용접의 특성은 분위기가스를 사용하지 않기 때문에 용융된 금속은 산화물과 불순물을 포함하고 있으나[9], 이러한 산화물은 Fig. 7과 같이 용융금속과 함께 스퀴즈롤의 압착에 의하여 스파터(spatter)로 배출되는 현상[5] 때문에 우수한 용접품질을 얻을 수 있다.

Fig. 4의 열처리 전후 기계적 성질을 비교해보면 인장강도와 연신율의 관계에서 인장강도 및 항복강도는 판재상태의 시편보다 용접된 시편에서 보다 높게 나타났는데 이것은 조관성형과정에서 가공경화가 일어나기 때문이다. 또한 열처리조건이 480°C, 4시간 이상이면 충분한 어닐링이 되기 때문에 열처리온도와 상관없이 일정한 강도를 나타낸다. 항복강도는 내부

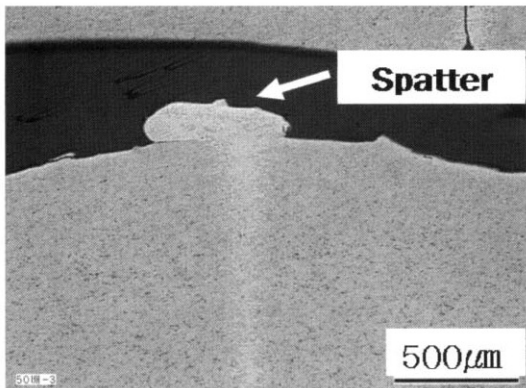


Fig. 7. Cross section of weld bead in A3003 alloy.

응력이 제거되었기 때문에 현저하게 감소하게 된다. 이러한 현상은 H14상태로 가공경화된 A3003합금 판재가 열처리에 의하여 재결정화되고 내부응력이 제거되었기 때문으로 보인다.

Fig. 5에서 용접한 그대로의 시편에서 용접부의 경도가 열영향부의 경도보다 높은 현상은 BAS111 및 BAS121합금에서 확인할 수 있다[5, 6]. 즉 용접선으로부터 약 2 mm에 걸친 열영향부에서 거의 일정하게 낮은 경도분포를 보이다가 모재부로 갈수록 경도가 상승하여 일정한 값을 나타낸다. 이러한 현상은

인발에 의한 단면축소율이 커질수록 용접부쪽에서 열영향부 및 모재부보다 가공경화의 영향을 크게 받는 것으로 알려져 있다[5, 6].

용접상태의 시편에서 모재부보다 용접부의 경도가 보다 높게 나타나는 현상은 다음과 같이 설명할 수 있다. A3003합금이 조관 성형되어 고주파유도 용접되는 과정에서 유도코일에 의해 가열된 용융부는 스퀴즈 롤에서 압착이 되면서 여분의 용융금속이 Fig. 7과 같이 스파터 형태로 용접선 외부로 분출되고 이어서 튜브는 냉각수에 의해 급냉된다. 고주파유도용접 특성상 이러한 일련의 가열, 용접, 압착, 냉각은 거의 동시에 이루어지기 때문에 용접부의 조직은 미세하게 변한다[5]. 이 때 스퀴즈 롤 사이의 G. R.의 크기에 의해 용접부 및 열영향부의 크기가 결정되는데, 이 영역은 G. R.이 높을수록 좁아지며 경도가 낮아지는 경향이 있다고 알려져 있다[3, 4]. 따라서 용접부는 용융상태에서 응고될 때 급냉에 의해 조직이 미세하게 되며, 더욱이 SQ롤에서 G. R.에 의해 압착되므로 열영향부보다는 경도가 증가한다고 생각 된다.

Fig. 8은 A3003합금 튜브를 용접한 그대로의 시편과 480°C 및 560°C에서 각각 4시간 열처리한 시편

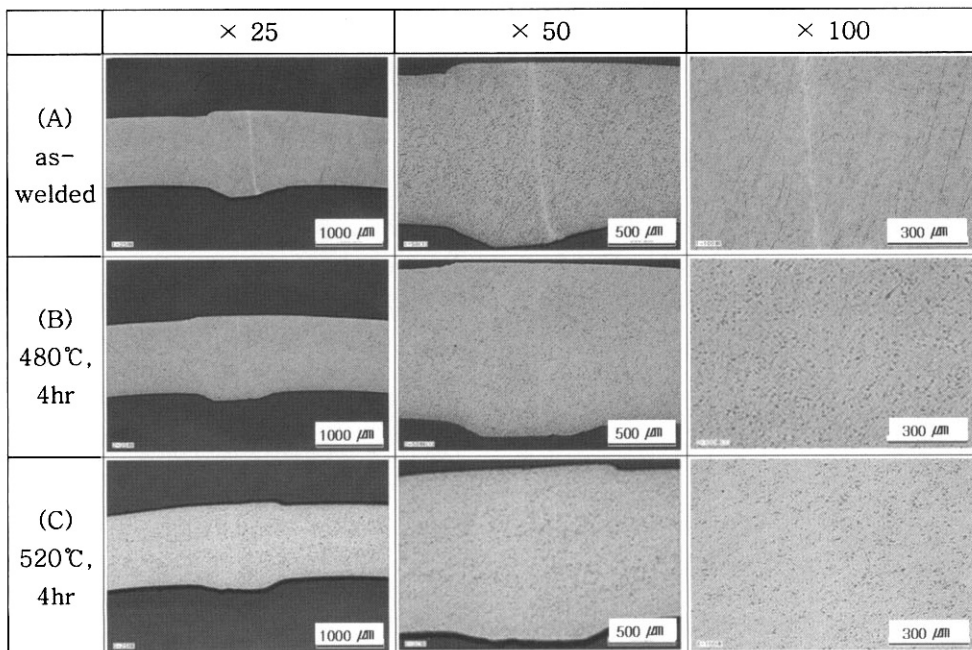


Fig. 8. Microstructures of A3003 alloy as-welded, annealed at 480°C for 4 hr and 520°C for 4 hr.

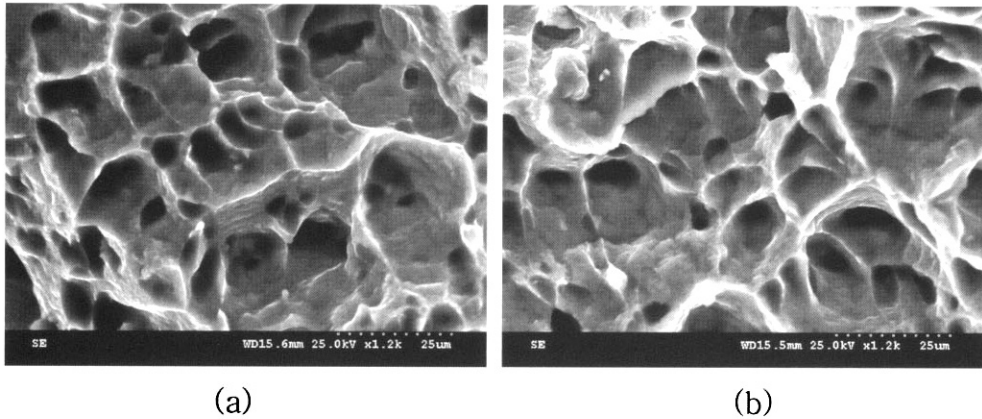


Fig. 9. SEM fractographs of tensile test specimen as-welded (a) welds (b) base metal.

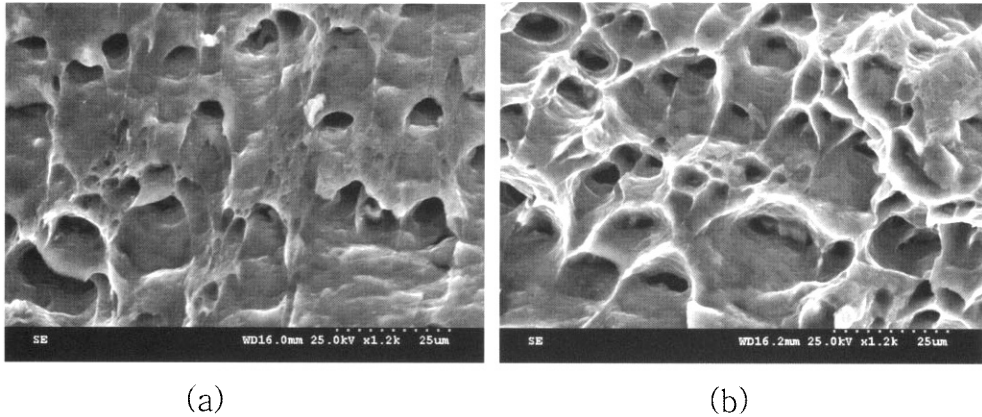


Fig. 10. SEM fractographs of tensile test specimen annealed at 520°C for 4hr (a) welds (b) base metal.

의 용접부 단면을 나타내었다. Fig. 8(A)의 용접한 그대로의 시편에서는 약 50 μm 의 폭을 갖는 용접선이 뚜렷하게 나타나는 것을 알 수 있다. Fig. 8(B)의 480°C에서 4시간 열처리한 시편은 이러한 용접선이 다소 남아있으며, Fig. 5에서 나타난 용접부 근처의 경도분포가 불균일한 현상은 이와 같이 어닐링에 의해 완전히 조직의 균일화가 이루어지지 않았기 때문으로 보인다. Fig. 8(C)의 520°C에서 4시간 열처리한 경우 용접선은 소멸되어 거의 모재와 동일한 조직으로 나타났다. 따라서 A3003합금 튜브의 용접선을 제거하기 위한 열처리는 최소한 520°C에서 4시간 이상의 어닐링이 필요함을 알 수 있다.

Fig. 9는 용접한 그대로의 시편인 A3003합금 튜브의 인장시험 파단면을 SEM으로 관찰한 것이다. 용접부(a)와 모재부(b) 모두 연성파괴형태를 나타내고

있으며 모재부의 덩플이 보다 연신된 형태가 전체적으로 관찰되었다. 따라서 인장시험에서 용접부쪽이 모재부보다 다소 큰 응력을 받고 변형되었음을 알 수 있다. 용접부와 모재부의 파단면 덩플을 비교해보면 용접부는 덩플주변이 거칠고 변형이 심하지만 모재부에서는 덩플주변이 매끄러우며 큰 변형이 없는 것으로 보인다. 반면 Fig. 10에서처럼 520°C에서 4시간 어닐링처리한 시편의 경우 용접부(a)와 모재부(b) 모두 연성파괴형태를 나타내고 있으며 파단형태와 덩플의 크기가 동일한 것으로 보아 균일하게 응력을 받고 있음을 알 수 있으며 용접한 그대로의 파단면에 비해 보다 연신된 덩플형태를 보였다.

이러한 덩플은 제2상 입자에 의해 미소공동의 발생, 성장 및 합체에 의하여 연성파괴가 일어나기 때문에 발생한다[10]. 제2상 입자를 함유하고 있는 상

용재료에서의 연성과괴는 대부분 제2상 입자들에 의해 유발된다고 알려져 있으며[10], Fig. 9에서 A3003 합금 기지 중에 있는 홀 내부에 2상 입자가 존재하는 것을 확인할 수 있다.

이상으로부터 A3003 합금 판재를 고주파유도 용접한 상태에서는 용접부의 경도가 모재부의 경도보다 높게 나타나며 조직의 차이가 있기 때문에 이 재료를 감광드럼용 OPC 드럼소재로 사용하기에는 부적절하다. 이러한 문제를 해결하기 위하여 실시한 열처리에서는 480°C에서 4시간 열처리한 경우 용접부와 모재의 조직차이가 남아있으며, 미소하지만 기계적 성질의 차이도 여전히 남아있었다.

따라서 용접부와 모재의 조직이 같아지고 기계적 성질의 차이를 없애기 위해서는 560°C에서 4시간 정도의 어닐링이 필요하였다.

5. 결 론

감광드럼용 OPC드럼용 튜브를 제조할 목적으로 A3003알루미늄 합금판재를 수축각 $\alpha = 6.7^\circ$, 스크롤에 의한 $G. R. = 2.0 \text{ mm}$, 발진관 입력 $P = 50 \text{ kW}$ 의 조건으로 고주파유도 용접하여 외경 34 mm, 두께 1.3 mm의 원형튜브로 제조한 후 480~560°C에서 4~8시간 열처리한 후 기계적 특성 및 조직변화를 검토한 결과 다음의 결론을 얻었다.

1) 480~560°C에서 4~8시간 열처리한 시편은 용접한 그대로의 시편보다 인장강도 및 항복강도가 현저히 감소하였으며, 용접부와 모재부 사이의 비커스경도 분포는 변화가 적었다.

2) 모재부와 용접부의 조직이 균질해지고 비커스경도 분포가 일정한 값을 얻기 위해서는 520°C에서 4

시간 이상의 열처리가 필요하였다.

3) 용접한 그대로의 시편에서 용접부의 경도가 모재부보다 높게 나타나는 현상은 용접부가 급냉되어 모재부보다 미세조직으로 되기 때문이다.

감사의 글

본 과제는 교육인적자원부와 산업자원부의 출연금 및 보조금으로 수행한 신학협력중심대학육성사업의 연구결과입니다.

참고문헌

1. Keizo Nanba : Journal of Japan Welding Institute, **49**(10) (1980)668.
2. Keizo Nanba : Journal of Japan Light Metal Institute, **32**(7) (1982) 356.
3. Keizo Nanba : Journal of Japan Light Metal Institute, **32**(9) (1982) 465.
4. Keizo Nanba : Journal of Japan Light Metal Institute, **33**(4) (1983) 204.
5. J. S. Gook, N. C. Kim, J. K. Song and D. T. Jeon : Journal of Korean Welding Institute, **22**(4) (2004) 56.
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.
7. Ishii Hiroshi, Japan Publication Patent No. 79755 (1989)
8. Kyeu-hwan Lee, Korea Registration Patent No. 0153176 (1998)
9. C. M. Kim and Y. S. Kim : Journal of Korean Welding Institute, **19**(3) (2001) 4.
10. D. Broek : Eng. Fracture Mechanics, **1**(10) (1973) 55-66.