

5083 Al합금 용접재의 조직 및 저온 인장성질에 미치는 시효처리의 영향

이태청 · 이해우* · 주동원 · 이준희 · 성장현

동아대학교 금속공학과

*삼성중공업 조선플랜트연구소 용접연구팀

Effect of Aging Treatment on the Microstructure and Low Temperature Tensile Properties in 5083 Aluminum Alloy Weldments

T. C. Lee, H. W. Lee*, D. W. Joo, J. H. Lee and J. H. Sung

Department of Metallurgical Engineering, Dong-A University, Pusan 604-714

*Welding Research Team, Samsung Heavy Industries Co., Koje 656-710

Abstract The microstructural characteristics and low temperature tensile properties between 25°C and -196°C for as-welded and age hardened specimen by using Al 5083-H321 for base metal, 5083-5356 and 5083-4043 weldments have been investigated. The hardness of 5083-5356 weldment decreases with aging treatment, whereas the weld region of 5083-4043 weldment shows remarkable increase in hardness after aging due to the precipitation of fine Si particle at the grain boundaries and interiors. Low temperature tensile properties of 5083 Al base metal, 5083-5356 and 5083-4043 weldments appear to be the increment of tensile strengths and elongations at the room temperature and -196°C, while the decrement of tensile properties around -50°C is shown. Through the observation of fine serration to fracture in the stress-strain curve and tensile fractography, the increment of localized deformation leading to promote the neck initiation and the increment of the dimple size cause to decrease in tensile strengths and elongations around -50°C. For the tensile specimen of the 5083 base metal, 5083-5356 and 5083-4043 weldments, the reason to increase in elongation after solution and aging treatment is the diminishment of fine pit, the resolution of Mg into the matrix and the spheridization of the eutectic Si.

(Received November 1, 1999)

Keywords: 5083 Al alloy weldments, Low temperature tensile property, Serration, Aging effect, $Al_6(Fe, Mn)$, Si particle

1. 서 론

5083 Al합금은 가공성과 내식성이 우수하며 비교적 높은 강도를 가지면서도 다른 Al합금에 비해 용접성이 뛰어나기 때문에 LNG탱크, 차량, 선박, 항공기, 요트, 일반 용접구조물 등에 광범위하게 이용되고 있다[1, 2]. 최근에 용접 구조물이 대형화됨에 따라 Al합금판의 두께증가에 따른 새로운 용접법의 개발과 용접시공법의 개선이 시도되고 있으며, 현재는 MIG용접이[3, 4] 광범위하게 이용되고 있다. 그러나 후판 용접시에는 용접입 열량의 증가로 인해 용접응고조직 및 조성의 변화가 용접부의 인장강도, 항복강도, 충격인성 등에 영향을 미치기 때문에 용접조건에 따른 용접부의 제반성질에 관한 금속학적 연구가 절실히 요구되고 있다[5, 6].

Al합금과 같이 면심입방구조(fcc)를 갖는 재료는 저온

에서 취성을 나타내지 않는다고 알려져 왔으나, 석출물, 개재물과 같은 제 2상의 존재 및 분포에 따라 저온에서 취성 파괴양상을 나타낸다는 것이 밝혀졌다[7, 8]. 비열처리용 합금으로 분류되는 5083 Al합금은 시효온도(180°C)에서 장시간 가열하면 β 상(Al_3Mg_2)이 석출하여 입계파괴를 촉진시키기 때문에 저온에서 인장강도와 연신율이 현저히 저하된다고 알려져 있다[9]. Al-Mg계 합금에 이와 같은 고용Mg량의 변화와 용질입자의 편석 및 정출물의 존재와 분포양상 등은 용접금속의 기계적 성질에 영향을 미칠 것으로 추정된다[9].

본 실험에서는 Al-Mg계 합금인 5083-H321재를 모재로 하고 Al-Mg계 합금인 5356 및 Al-Si계 4043 용가재를 사용하여 MIG 용접한 후, 모재와 용접재를 시효 처리한 다음 조직검사, 경도시험 및 저온인장 시험을 통하여 용접 후 시효처리에 의해 생긴 석출물, 고용

Mg량 변화 등의 조직학적 인자가 저온 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 시료 및 실험방법

모재는 가공경화 후 120°C에서 안정화 처리된 Al-Mg계의 5083-H321합금으로서 두께 12 mm의 판재를 사용하였다. 용가재(1.6 mm)는 Al-Mg계 A5356과 Al-Si계 A4043의 2종류를 사용하였다. 모재와 용가재의 화학조성을 Table. 1에 나타내었다.

Al합금 용접시 가장 큰 문제점인 기공형성을 방지하기 위하여 용접전 모재부의 개선각 주위에 불순물을 충분히 제거하고 예열용 torch로 표면의 습기를 건조시킨 후, 용접방향과 가공방향이 평행하게 MIG용접하였다. 이 때 용접입열량은 7.0~8.2KJ/cm이었다. 용접후 시험편은 중앙에 용접비드가 위치하도록 용접방향(압연방향)에 수직으로 채취하였다. Fig. 1에 개선각 준비 및 시험편 채취방향을 나타내었다.

시효처리에 미치는 조직학적 인자와 기계적 성질을 조사하기 위해서 5083-5356(이하 A5356), 5083-4043

(이하 A4043) 및 5083모재 시험편을 염색(KNO₃: NaNO₃=54:46)로를 사용하여 460°C에서 1시간 용체화 처리한 후 180°C에서 6시간동안 시효처리 하였다.

용접후 현미경 조직은 Keller 용액으로 부식시킨 다음 광학 현미경 및 주사전자 현미경으로 관찰하였으며, 시효처리에 따른 모재부 기지와 정출물의 성분은 EDX분석으로 조사하였다.

경도는 마이크로 비커스경도기를 이용하여 용착금속 중앙부로부터 열영향부와 모재부로 이동하면서 1mm간격으로 하중 300 g하에서 측정하였다.

저온 인장시험은 표점거리 50 mm의 표준시험편 (ASTM E8)을 사용하여 시험온도를 상온, 0°C, -25°C, -50°C, -100°C 및 -196°C로 정하여 액체질소와 에탄올의 혼합액 속에서 cross head속도를 2 mm/min으로 시험하였다.

3. 실험결과 및 고찰

저온에서 연성이 회손되지 않아 저온의 구조용 재료로 많이 이용되는 5083 Al합금은 비열처리용 합금이지만, 저온에서는 열처리에 의한 강도와 연신율의 변화가 상온에서와는 다르게 거동[9]할 것으로 예상된다. 따라서 본 연구에서는 5083 Al용접재의 저온 기계적 성질의 향상을 목적으로 용체화처리 후 시효시킨 시료와 원소재에 대하여 조직 및 경도변화를 조사한 다음 저온 인장성질의 변화를 비교하였다.

3.1. 모재부의 시효처리에 따른 조직 및 경도변화

Fig. 2는 5083 Al합금 모재를 460°C에서 1시간 용체화 처리한 다음, 180°C에서 시효시켰을 때 시효시간 경과에 따른 현미경 조직변화를 나타낸 것이다. (a)는 냉간가공후 안정화 처리한 원소재의 사진으로서 미세한 pit가 압연방향으로 길게 늘여져 있으며, 부분적으로 검게 보이는 석출물도 압연방향으로 배열되어 있다. 이들 미세 pit는 냉간가공시 대기중의 산소와 반응으로 Al₂O₃ 또는 MgO의 산화물이 부식에 의해 pit로서 존재한다고 알려져 있다[10]. 한편, 검게 나타난 큰 정출상은 Al₆(Fe, Mn)으로 추정되며[7, 8], 이 검은 상 이외에 미세한 Mg₂Si상이 석출되는 보고가 있으나 [10] 본 실험에서는 미세 석출상을 구분할 수 없었다. 1시간 시효시키면 (b)에서와 같이 검은 정출상이 조대해짐과 동시에 결정입계가 희미하게 출현하고 있다. 입계

Table 1. Chemical composition of base metal and filler metal(wt.%)

Composition	Mg	Mn	Fe	Si	Cu	Zn	Cr	Ti	Al
Base metal Al 5083	4.70	0.71	0.24	0.18	0.03	0.02	0.14	0.02	bal.
Filler Al 5356	5.20	0.03	0.35	0.24	0.17	0.19	0.30	0.16	bal.
metal Al 4043	0.01	0.02	0.16	5.20	0.17	0.08	0.01	0.14	bal.

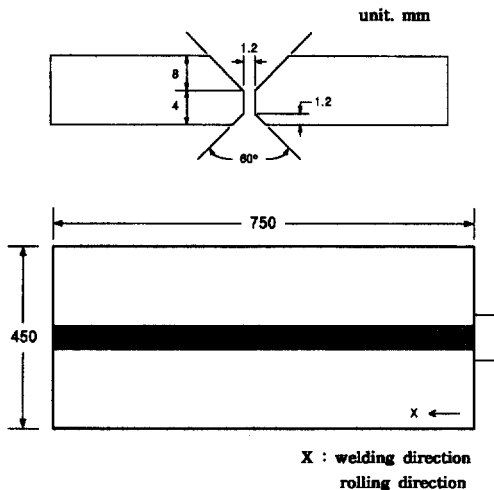


Fig. 1. Shape and size test specimen.

Fig. 2. Micrographs of Al 5083 base metal showing the precipitate morphologies and changes in grain size with aging time at 180°C after solution treating at 460°C for 1hr; (a) as-received, (b) 1hr, (c) 6hrs and (d) 19 hrs.

가 출현하는 이유는 입내에 존재하고 있던 Mg이 입계로 이동되면서 Al_3Mg_2 (β 상)가 서서히 석출되기 때문이라고 알려져 있다[11]. 시효시간이 더 길어지면 (c) 및 (d)에서와 같이 pit가 소멸되고 입계가 점차 뚜렷히 보이며, 결정립과 검은 $Al_6(Fe, Mn)$ 상도 약간 조대하게 보인다.

180°C에서 6시간 시효처리한 시료와 시효처리하지 않은 모재에 대하여 정출물과 기지의 성분분석(EDX) 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 흰색의 정출물은 Fe와 Mn함량이 높은 $Al_6(Fe, Mn)$ 이며, 이들 원소중 어떤 것은 Si, Mn 또는 Cr원자에서 치환된 것이라고 알려져 있다[7]. 시효처리후 이 정출물은 조대해지며, 작고 길게 늘어진 검은 석출상도 볼 수 있다. 또한 시효처리후 정출물의 Mg함량은 감소하고 기지의 Mg함량은 증가하고 있다.

Fig. 4는 Hv93~95인 모재를 460°C에서 1시간 용체화 처리후, 5083 Al합금의 시효처리 온도[9, 11]인 160°C 및 180°C에서 시효시켰을 때 시효시간의 경과에 따른 경도변화를 나타낸 것으로 180°C에서 시효시켰을 때는 6시간에서, 160°C에서는 8시간에서 Hv78~80으로 최대경도를 보인후 감소하고 있다. 180°C에서 6시간

시효시켰을 때는 앞의 Fig. 2에서 보는 바와 같이 비교적 미세한 결정립을 보이며 $Al_6(Fe, Mn)$ 가 골고루 분포하고 있고 준안정 Al_3Mg_2 의 석출가능성이 있기 때문에 최대경도를 보인다고 생각된다. 따라서 본 실험에서 저온인장 시험편은 180°C에서 6시간 시효처리하여 사용하였다. 이 온도와 시간에서는 β 상 석출로 인한 인장성질이 저하되지 않는다고 알려져 있다[9].

3.2. 용접부의 조직관찰

Fig. 5는 5083 Al합금을 모재로 하고 각각 A5356과 A4043 용가재로 용접한 용접부 단면의 macro조직이다. 용접부는 모두 수지상 조직이 상부로 성장하고 있지만, 최상부(3rd pass)와 최하부(back bead)의 표면부근에서는 등축정을 보이고 있다.

시효처리 전후 A5356용접재의 용접부의 가운데와 용융경계부의 사진을 Fig. 6에 나타내었다. 시효처리전의 용접부는 (a)에서와 같이 pit가 골고루 분포되어 있지만, 용체화 처리후 시효시키면 (b)와 같이 pit의 수가 현저히 줄어들고 동시에 석출물이 석출되어 입계가 나타남을 알 수 있다. 이것은 석출상(β 상)중의 Mg이 열처리에 의해 dendrite cell내부로 확산되어 재고용

Phase		Phase composition (at.%)							
		Mg	Al	Si	To	Cr	Mn	Fe	Cu
Before heat treating	Al ₆ (Fe, Mn)	5.9	68.3	4.9	0.2	0.5	6.7	13.2	0.2
	matrix	6.4	92.8	0.01	0.05	0.2	0.2	0.1	0.3
After aging treatment	Al ₆ (Fe, Mn)	3.7	73.2	3.10	0.05	0.2	4.7	15.4	0.6
	matrix	7.5	91.9	0.01	0.01	0.12	0.14	0.11	0.19

Fig. 3. SEM micrographs and phase compositions of Al 5083 base metal; (a) before heat treating (b) after aging treatment.

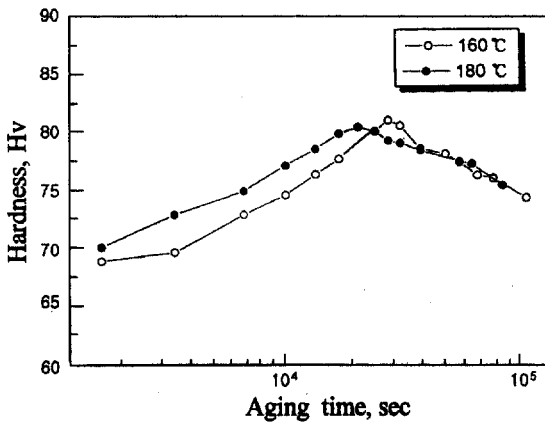


Fig. 4. Changes in hardness as a function of aging time at 160°C and 180°C after solution treating at 460°C for 1hr in 5083 Al alloy.

되었기 때문[12, 13]이라고 알려져 있다. 용융경계부의 사진을 (c)와 (d)에 나타내었는데 용융경계부(오른쪽)는 조대한 결정립계의 출현과 동시에 검은 정출물이 보이고 있으며 이러한 경향은 시효처리에 의해 현저함을 알 수 있다. 한편 정출물과 기지의 성분분석 결과, 5083 Al모재와 마찬가지로 시효처리에 의해 정출물의 Mg함량은 감소하였다.

시효처리 전후 A4043용접재의 용접부 사진을 Fig. 7

Fig. 5. Macrostructure of weld specimen; (a) A5356 (b) A4043

Fig. 6. Micrographs of the 5083-5356 weldment; (a) weld metal (b) weld metal, aged (c) weld-HAZ boundary (d) weld-HAZ boundary, aged.

Fig. 7. Micrographs of weld region for the 5083-4043 weldment; (a) Before heat treating, optical (b) After aging, optical (c) Before heat treating, SEM (d) After aging, SEM.

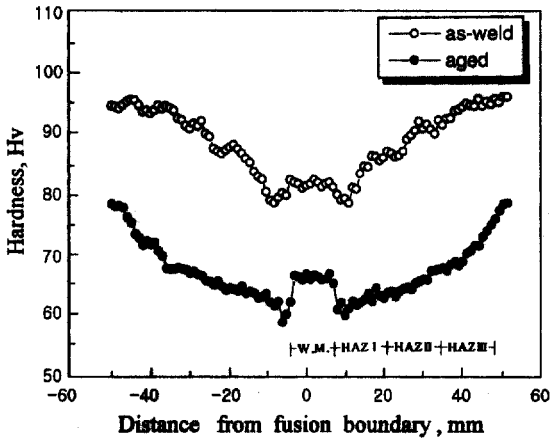


Fig. 8. Hardness distributions of 5083-5356 weldment showing the effect of hardness on the heat treatment after aging at 180°C for 6hrs.

에 나타내었다. 시효처리전 용접부는 (a)에서와 같이 수지상조직을 보이고 있으며 Al-Si공정이 수지상정의 계면을 둘러 싸고 있다. 용체화 처리후 시효시키면 (b)에서와 같이 조직의 조대화와 함께 계면을 둘러 싸고 있는 공정 정출물의 양이 감소하고 수지상 내부에도 미세한 석출물이 많이 관찰된다.

5083 Al합금을 5.2wt.%Si이 함유된 용가제로 용접하면 초정 Al이 수지상정으로 먼저 응고한 다음 수지상정 사이의 공간은 Al-Si공정으로 채워진다. (c)에 수지상정 계면을 둘러 싸고 있는 공정조직을 볼 수 있다. 용체화 처리하면 Al-Si공정중 Al은 수지상 기지와 반응하여 보이지 않고 Si입자는 열적개량화(thermal modification)로 인한 구상화가 진행되어[14] 공정조직이 끊어진다. 이 때 비록 적은 양이지만 Al속에 Si이 고용(460°에서 약 0.6wt.%[15])된다. 시효온도에서 Si의 고용도는 매우 작기 때문에(250°C이하에서 0.05wt.%이하) 용접부 전체에서 고용되었던 Si이 석출된다. (d)에서 수지상 계면 및 내부에서 구상화 및 석출된 Si을 볼 수 있다. 시효처리에 의한 이와 같은 석출물의 분포변화는 용접부의 경도 및 인장성질에 큰 영향을 미칠 것으로 예상된다.

한편, 5083모재에 다량 함유된 Mg은 용접시 용접부에 용입되어 용접부에는 2.51wt.%Mg를 함유하고 있었다. 따라서 수지상정 계면에 Mg_2Si 가 정출될 가능성이 있으며 용체화처리 및 시효에 의해 Mg_2Si 의 고용 및 석출이 일어난다고[14] 생각된다.

3.3. 용접부의 경도특성

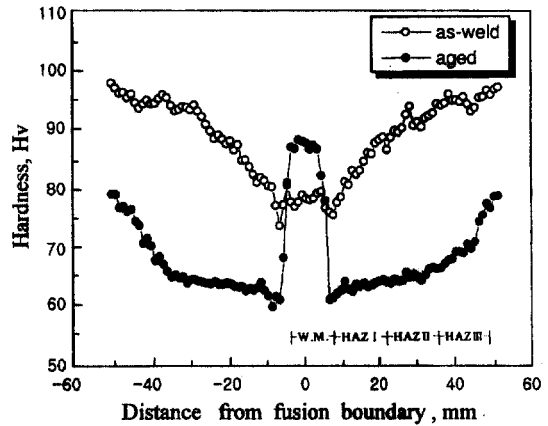


Fig. 9. Hardness distribution of 5083-4043 weldment showing the effect of hardness on the heat treatment after aging at 180°C for 6hrs.

용접입열의 영향과 시효처리에 의한 경도변화를 조사하기 위해 모재를 A5356으로 용접한 시험편의 경도 분포를 Fig. 8에 나타내었다. 시효처리전에 용접부는 Hv81~83의 경도값을 보이고 있으며 용융경계부와 접한 부분에서 경도가 약간 감소하다가 열영향부에서는 점점 증가하여 열영향을 받지않은 모재부에서는 약 Hv 93~95로 나타났다. 시효처리 후의 경도분포는 시효처리전보다 전체적으로 감소하였다. 시효처리에 의해 모재부 경도가 감소한 이유는 냉간가공후 120°C에서 장시간 안정화처리하여 전위 주위 또는 결정입계에 석출물이 석출되어 생긴 강화효과가 용체화 처리후 비교적 높은 온도인 180°C에서 시효시킴으로서 나타나는 석출강화 효과보다 크기 때문이라고 생각된다. 또한 시효처리에 의해 용접부의 경도가 낮아진 이유는 용체화처리에 의한 조직의 조대화, Fig. 6의 (b)에서와 같이 시효처리에 의해 입계에 안정상(β 상)의 석출 및 기지의 Mg 함량 감소[11]로 인한 연화현상 때문으로 생각된다.

A4043 으로 용접한 시료의 경도 분포를 Fig. 9에 나타내었다. 시효전 시료는 모재부에서 용접부로 갈수록 경도값은 급격히 낮아지고 있으며 용접부의 경도값은 약 Hv77로서 A5356 용접부보다 낮다. 그러나 시효시키면 용접부의 경도값은 Hv87로 급히 증가하고 있다. 이것은 Fig. 7의 (b) 및 (d)에서 처럼 미세한 Si이 입내 및 입계에 균일하게 석출되었기 때문이라고 생각된다.

이상의 모재부와 A5356 및 A4043 용접재의 경도변화로 부터 시효처리에 의한 정출물과 석출물의 조대화

정도가 용착금속부의 경도 변화에 큰 영향을 미치기 때문에 용가재의 선택과 개선과, 용접입열량의 결정 및 용접후 열처리에 세심한 주의가 필요하다고 생각된다.

3.4. 저온인장 특성

용접금속의 인장강도에 영향을 미치는 인자[9]는 화학 조성, 용접에 의한 응고 조직, 결정입도, 정출물과 석출물의 양, 분포 등이 있다. 본 실험에서는 5083 Al합금을 모재로 A5356과 A4043 용가재를 사용하여 용접한 후, 시효처리전후의 용접재에 대하여 시험온도 변화에 따른 저온인장 특성의 변화를 고찰하였다.

Fig. 10과 11은 각각 시효처리전후 5083모재, A5356 및 A4043용접재의 인장강도와 연신율을 나타낸 것이

다. 참고로 A5356 및 A4043용접재의 파단은 각각 용융경계부 및 용접부로 진행되었다. 모든 용접재의 인장성질은 5083모재보다 낮은 값을 보이며 특히 연신율의 저하는 현저하다. 또한 인장강도와 연신율은 시험 온도구간에 따라 약간의 차이는 있지만 5083모재, A5356 및 A4043순으로 높으며, 시효처리에 의해 인장강도는 낮아지고 연신율은 높게 나타났다. 시효처리에 의해 인장강도는 낮아지고 연신율이 높아지는 이유는 앞의 조직관찰에서와 같이 5083모재 및 A5356용접재에서는 시효처리에 의해 미세한 pit가 소멸되면서 정출물이 조대화되었고 기지내로 Mg이 재고용되었기 때문이라고 생각된다. 즉, 용체화 처리후 시효에 의한 석출강화 효과가 가공경화후 안정화 처리에 의한 석출강화 효과보다 작기 때문이다. 한편 A4043용접재에서는 Fig. 7에서 관찰한 바와같이 시효처리전 입계를 둘러싸아 정출된 Al-Si공정성분중 Si이 용체화처리에 의한 구상화로 인하여 끊어져서 인장변형시 소성구속의 기회가 적어졌기 때문에 인장강도는 낮아지고 연신율이 높아졌다고 생각된다.

5083 Al합금은 저온 인장시험시 온도저하와 더불어 강도와 연신율이 높아진다고 보고하고 있는데 그 이유는 시험온도의 저하에 따라 전위의 교차슬림이 어려워 가공경화가 커지고 국부적으로 변형된 영역이 크게 경화되기 때문에, 변형되지 않은 영역으로 다음 변형이 진행되기 때문이라고 알려져 있다[7]. 그러나 본 실험에서는 시험온도 변화에 따라 인장강도와 연신율이 상온과 저온에서는 모두 높고 약 -25°C~50°C의 중간온도에서 최저값을 갖는 특이한 현상을 보이고 있다. 중간온

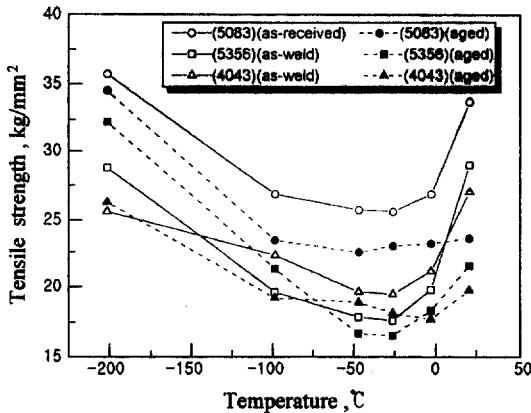


Fig. 10. Tensile strengths as a function of test temperature in the 5083 base metal, 5083-5356 and 5083-4043 weldments.

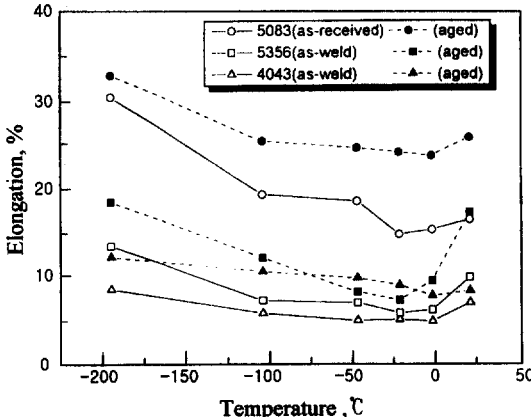


Fig. 11. Effect of test temperature on the elongations in the 5083 base metal, 5083-5356 weldment and 5083-4043 weldment.

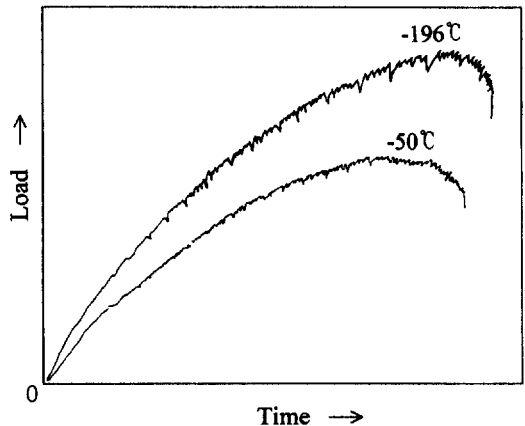


Fig. 12. Load-time curves showing the effect of serration on the testing temperatures.

Fig. 13. Tensile fractographs of the weld specimens after aging at 180°C for 6hrs; (a) 5083-5356 weldment, -50°C, (b) 5083-4043 weldment, -50°C (c) 5083-5356 weldment, -196°C (d) 5083-4043 weldment, -196°C.

도에서 낮은 강도와 연신율을 보이는 현상은 모재시험편에서는 현저하지만 용접재에서는 현저하지 않으며 A4043용접재의 연신율은 중간온도에서 약간 낮아질 뿐이다. 인장강도와 연신율이 상온과 저온에서 높고 중간온도에서 낮은 이유는 인장시험시 하중-시간(변형률) 곡선에서 나타나는 serration과 관계가 있다고 보고되어 있는데, 변형속도에 따라 중간온도(-50°C)에서는 저온에서보다 serration의 폭이 조밀하거나 나타나지 않는다고 알려져 있다[8]. 본 실험에서 상온에서는 Mg원자와 움직이는 전위와의 상호작용에 의한 변형시효(P-L의 효과)로 인하여 serration이 생기고[8, 16], 저온에서는 Fig. 12에서와 같이 변형초기에 조밀한 serration이 관찰된 후 불균일 변형이 어느 정도 진행되다가 급속히 시료의 평형부로 불균일 변형이 전파될 때 국부적으로 큰 발열이 생긴 부분이 연화하여 큰 슬립과 함께 큰 폭의 serration이 생기면서[7, 17] 평형부 전체가 골고루 가공경화를 받아 국부 necking을 방지하기 때문에 강도와 연신율이 높게 나타났다고 생각된다. 또한 저온에서 이러한 큰 serration은 불연속 슬립에 따른 $Al_6(Fe, Mn)$ 입자의 박리 및 파괴와도 관련된다고 알려져 있다[7]. 그러나 중간온도에서는 계속해서 조밀한

serration이 진행됨으로써 국부적으로 가공경화를 받음으로서 연신율이 낮게 나타났다고 추정된다.

중간온도에서 강도와 연신율이 낮은 또다른 이유로서 파단면의 dimple의 수와 크기를 고려할 수 있다. Fig. 13은 A5356 및 A4043용접재의 시효후 파단면을 나타낸 것이다. 앞에서 언급한 것처럼 A5356 및 A4043용접재의 파단은 각각 용융경계부 및 용접부로 진행되었다. 인장강도와 연신율이 비교적 낮은 -50°C에서는 (a) 및 (b)와 같이 dimple의 수와 크기가 증가되어 있는 반면에, -196°C에서는 소성구속에 의한 파단양식을 보이고 있다. 이러한 경향은 시효처리하지 않은 시료에서도 동일하며 상온에서 강도와 연신율이 높은 시료는 dimple의 크기가 작은 연성 또는 부분적으로 취성(quasi-cleavage) 파단양식을 보이고 있었다.

4. 결 론

Al 5083-H321재를 모재로 A5356과 A4043을 용가재로 사용하여 MIG 용접후 as-weld 및 시효처리한 시료의 용접부의 조직변화에 따른 경도변화 및 저온 인장성질에 관하여 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. A5356 및 A4043 용가재 용접한 시료는 모재부보다 열영향부가 경도값이 낮으며, 시효처리하면 경도값이 더욱 낮아졌다. 용접부의 경우 A5356으로 용접한 시료는 입계에 석출물 석출 및 기지의 Mg함량 감소로 시효처리후 경도값이 낮지만, A4043용가재로 용접한 시료는 결정입계와 입내에 미세한 Si의 석출로 인하여 시효경화를 일으켜 열처리전보다 현저히 높은 경도값을 보였다.

2. 5083 Al모재, 5083-5356 용접재 및 5083-4043용접재의 저온인장 성질은 시효처리에 관계없이 인장강도와 연신율이 상온과 저온에서 높고 중간온도에서 낮았다. 중간온도에서 강도와 연신율이 낮은 이유는 변형초기부터 파단될 때까지 미세 serration의 발생으로 인한 국부변형의 증가로 necking이 빨리 진행되었고, 파단면의 dimple의 크기가 커졌기 때문으로 생각된다.

3. 모재 및 용접재의 인장시험편들을 시효처리하였을 때 연신율이 증가하는 이유는 용체화 및 시효처리에 의한 미세 pit의 소멸, Mg의 기지내로 재고용 및 공정 Si의 구상화 때문으로 판단된다.

참고문헌

1. 鷹合, 大藤, 石神: 輕金屬, 32(1980) 530.
2. H. B. McShane, C. P. Lee and T. Sheppard: Mat. Sci. and Tech., 6 (1990) 428.
3. 永岡: 日本熔接學會誌, 45(1976) 61.
4. 內田: 日本熔接學會誌, 53(1984) 110.
5. 版口, 中山: 輕金屬熔接, 16(1978) 72.
6. 迎, 加藤, 西尾: 輕金屬熔接, 15(1977) 49.
7. 佐治, 仙田, 堀: 輕金屬, 37(1987) 291.
8. 吉田, 英雄, 福井: 輕金屬, 38(1988) 496.
9. 金大洲, 中山, 鷹合, 小野: 輕金屬, 46(1996) 237.
10. L. F. Mondolfo: Aluminum Alloys Structure and Properties, Butterworth, London(1976) 806.
11. 金大洲, 中山, 鷹合, 山田: 日本金屬學會誌, 60(1996) 135
12. 福井, 難波: 輕金屬, 20(1970) 448.
13. 迎, 加藤, 西尾: 日本熔接學會誌, 46(1977) 495.
14. H. J. Li, S. Shivkumar, X. J. Luo and D. Apelian: Cast Metals, 1(1989) 227.
15. T. B. Massalski: Binay Alloy Phase Diagram, Vol. 1, ASM, Metal Park, Ohio, 1986
16. 柳川, 大家: 輕金屬, 41(1991) 119.
17. 佐治, 堀: 輕金屬, 39(1989) 574.