

DCSP-GTAW에 의한 고력 Al 합금의 고온균열감수성에 대한 연구

하려선* · 정병호** · 박화순***

*부경대학교 대학원 재료공학과

**부경대학교 신소재공학부 금속공학전공

***부경대학교 신소재공학부 재료공학전공

Hot Cracking Susceptibility in Welds of High Strength Al Alloys by Using DCSP-GTAW

Ryeo-Sun Ha*, Byong-Ho Jung** and Hwa-Soon Park***

*Dept. of Materials Science and Engineering, Graduate School, Pukyong National University, Pusan 608-739, Korea

**Major of Metallurgical Engineering, Division of Materials Science and Engineering, Pukyong National University, Pusan 608-739, Korea

***Major of Materials Science and Engineering, Division of Materials Science and Engineering, Pukyong National University, Pusan 608-739, Korea

Abstract

The tendency and degree of hot cracking of high strength 5083, 6N01 and 7N01 Al alloy welds by using DCSP-GTAW through modified Vareststraint test and autogenous butt welding were investigated. In hot cracking test, 6N01 alloy showed the highest susceptibility to hot cracking in the weld metal and HAZ. Cracking susceptibilities generally increased with increase of solidification temperature range of the base metal and bead penetration-to-width ratio of the weld metal. The cracks in welds of the alloys vertically formed to solid-liquid interface and propagated along with columnar grain boundaries. The fracture facets of cracks showed the typical morphology of solidification crack observed as dendritic structures. Especially, in 6N01 alloy, liquation cracks which were due to elements of Si, Fe and Mg also observed in HAZ near fusion boundary. In butt welding of different Al alloys, the bead crack was mainly occurred in the welds of 6N01, 7N01 and other Al alloys together with 6N01 or 7N01. In the butt welds of 7N01, it was found that the component of Cu had an effect on the higher susceptibility to the hot cracking.

* Corresponding author ; saintflower@hanmail.net

(Received September 13, 2004)

Key Words : High strength Al alloy, GTAW, DCSP, Hot cracking susceptibility, Vareststraint test, Solidification cracking, Liquation cracking

1. 서 론

Al 합금은 높은 비강도를 가질 뿐만 아니라, 가공성, 내식성, 저온특성 및 재활용성 등이 우수하므로 다양한 공업제품 등에 사용되고 있다. 특히, 높은 비강도의 특징은 경량화의 관점으로부터 수송기기의 구조재료로서 많이 적용되고 있으며, 또한 그 사용량이 점차 증가되고 있다. 이러한 Al 합금은 소형구조물 뿐 아니라, LNG 탱크 등 구조물의 대형화에 따라서 후판을 적용

하는 경우에는 깊은 용입을 얻기 위하여 He 가스를 사용하는 직류정극성(이하, DCSP) GTA 용접을 적용하는 경우가 있다^{1,2)}. 그러나, 국내에서는 이러한 용접방법을 적용한 경우가 거의 없고, 또 일반적으로 고력 Al 합금의 아크 용접부에서는 균열 등의 제결함이 많이 발생하고 있으므로, 이에 대한 원인 및 방지 등에 관한 연구가 필요한 실정이다. 따라서, 본 연구에서는 경량 구조용으로 많이 사용되고 있는 고력 Al 합금에 대하여 DCSP-GTA 용접을 적용한 고온균열시험을 통하여 용접부에서 발생하는 고온균열현상 및 용접부의 미세조직

적 특성 등에 대하여 검토하여, 균열의 발생원인을 규명하고자 하였다. 또한, 제철 맞대기 용접(autogenous butt welding)을 통하여 이러한 합금들의 이종재간의 용접부에서 발생하는 균열현상 및 미세조직적 특성에 대해서도 기초적인 검토를 하였다.

2. 사용재료 및 실험방법

2.1 사용재료

본 연구에 사용한 재료는 비열처리형 합금인 Al-Mg계의 5083, 열처리형 합금인 Al-Mg-Si계의 6N01 및 Al-Zn-Mg계의 7N01을 사용하였다. 그리고 비열처리형 합금으로서 Al-Mn계의 3003과 열처리형 합금으로서 Al-Cu-Mg계의 2017은 비교재료로서 사용하였다. 이들 사용재료의 화학조성 분석치 및 처리조건을 Table 1에 나타내었다.

2.2 실험방법

2.2.1 고온균열시험

본 실험의 고온균열시험장치는 Varestraint 균열시험법과 그 원리가 같은 것으로, 그 시험방법을 일부 변화시킨 것이라 할 수 있다. 이러한 균열시험장치 및 사용한 시험편의 형상을 Fig. 1에 나타내었다. 시험방법으로서, 먼저 시험편을 clamp block과 support block 사이에 장착하고 retainer pin으로 고정시킨 후, 미리 설정한 용접조건으로 시험편의 길이 방향의 중심선을 따라 GTA 용접을 실시하였다. 용접중, 용접 아크의 중심이 die block의 중심에 도달하였을 때 die block을 작동시켜 시험편의 용접부에 변형을 가하였으며, 이 때 표면에 부가한 스트레인의 양은 아래의 식³⁾을 사용하여 계산하였다.

$$\text{strain}(\epsilon) = t/2R \quad (\%) \quad (1)$$

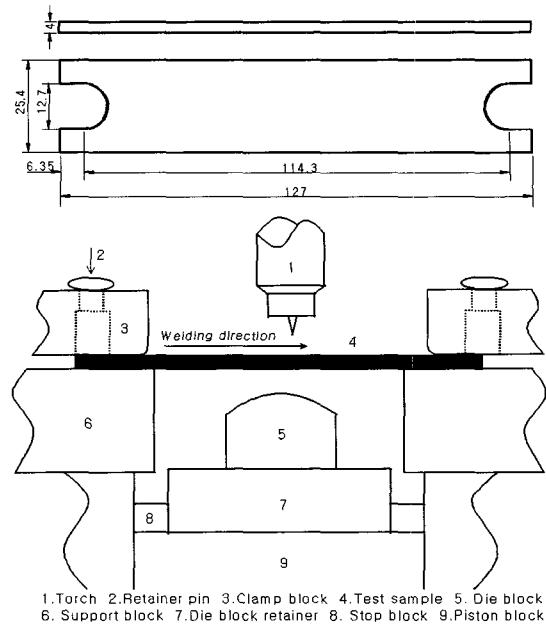


Fig. 1 Configuration and fixturing of the specimen for the modified Varestraint test

여기서, t: 시험편의 두께, R: die block의 반경이다. 본 실험에서 부가한 스트레인은 0, 0.13, 0.27, 0.53, 1.00 및 1.33%의 6종류를 사용하였다. 각종 재료의 균열감수성은 시험편의 표면에 발생한 균열에 대하여 균열의 총수, 균열의 총길이 및 가장 긴 균열의 길이로 평가하였다. 이때 사용한 용접조건은 GTAW-DCSP, 용접전류는 40A, 보호가스는 He(20ℓ/min), 전극은 pure W(2.4mm dia.), 아크거리는 2mm, 용접속도는 25cm/min로 하였다. 용접부에 발생한 균열 및 용접부 단면은 Keller 시약(2ml HF+3ml HCl+5ml HNO₃+190ml H₂O)으로 에칭을 하여 광학현미경과 주사식전자현미경(SEM)으로 관찰하였으며, 광학현미경에 부착된 마이크로미터를 사용하여 용접부 단면상의 비드폭과 용입깊이를 측정하였다. 또 균열표면은 SEM을 사용하여 관찰하였고, 파면상의 미세입자 등에

Table 1 Chemical compositions of materials used

Materials	Chemical compositions (wt.%)									Treatment condition
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	
2017	0.560	0.24	3.77	0.710	0.60	0.025	0.0120	0.025	bal.	T3 ¹
3003	0.270	0.72	0.15	1.110	-	-	0.0064	-	bal.	H14 ²
5083	0.120	0.18	0.05	0.610	4.79	0.110	0.0180	0.017	bal.	H112 ³
6N01	0.430	0.18	0.17	0.017	0.47	0.018	0.0180	0.012	bal.	T6 ⁴
7N01	0.064	0.14	0.12	0.49	1.26	0.200	4.5500	0.034	bal.	T5 ⁵

¹Solution treatment (495~505℃) → cold rolling → R.T. aging (over 96hrs at room temperature),

² Work hardening (without cold rolling), ³ As hot rolled,

⁴ Solution treatment (quenching from 525~535℃) → aging (170~180℃×8hrs), ⁵ Aging (120℃×24hrs)

대하여 SEM-EDX를 이용하여 성분분석을 하였다. 또한 용접부 단면의 경도는 마이크로 비커스경도계를 사용하여 용융경계부에서 용접금속과 모재층의 양 방향으로 측정하였다.

2.2.2 이중재 맞대기 용접

이중재 용접은 제살 맞대기 용접으로 행하였다. 시험편은 70(w)×110(l)×4mm(t)로 가공하여 길이방향으로 용접을 하였으며, 각각의 사용재료를 조합하여 동종재 및 이중재간에 적용하였다. 용접시 그루브의 형태는 I형으로 하여 각 모재가 처짐현상 없이 깊은 용입을 얻을 수 있는 동일한 용접조건으로 실시하였으며, 동종재 및 이중재 용접시 용접조건은 GTAW-DCSP, 용접전류는 80A, 보호가스는 He(15ℓ/min), 전극은 pure W (2.4mm dia.), 이크거리는 2mm, 용접속도는 25cm/min로 하였다. 용접부의 조직, 파면관찰 및 경도시험 등은 2.2.1절의 고온균열시험에서와 같은 방법으로 행하였다. 또한, 균열감수성은 비드균열률로 평가하였는데, 비드균열률은 전체 비드 길이에 대한 비드 표면에 발생한 종균열의 총길이의 백분율로 나타내었다.

2.2.3 열분석법

각 재료의 응고온도범위를 측정하기 위하여 DSC (Differential Scanning Calorimetry)를 사용하여 열분석을 하였다. 이 때 가열속도는 10℃/min, 냉각속도는 5℃/min으로 하여 700℃까지 가열하여 3분간 유지한 후 냉각하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 고온균열시험

3.1.1 균열감수성 비교 및 평가

고온균열시험에서 스트레인을 변화시켜 균열감수성을 비교한 결과를 Fig. 2에 나타내었다. (a)는 부가 스트레인에 따른 각 재료의 총 균열수를 나타낸 것으로, 6N01을 제외하면 대체적으로 스트레인이 증가할수록 균열수가 증가하는 경향을 나타내었다. 먼저 열처리형 합금의 경우, 부가 스트레인이 1% 이상일 경우에는 2017이 7N01에 비하여 다소 높은 균열수를 나타내었지만, 1% 미만의 스트레인 부가시는 7N01이 더 높은 균열감수성을 나타내었다. 한편, 비열처리형 합금의 경우, 부가 스트레인의 전 범위에 걸쳐 5083이 3003에 비하여 균열감수성이 약간 크게 나타났다. 특히, 6N01은 스트레인을 가하지 않은 0%에서도 많은 균열이 발생하였으며, 또한 전 스트레인범위에서도 본 실험재료

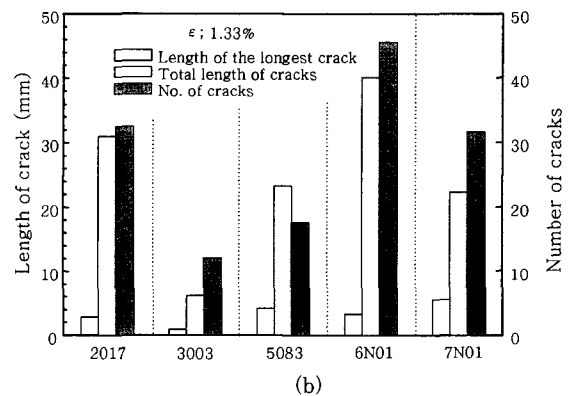
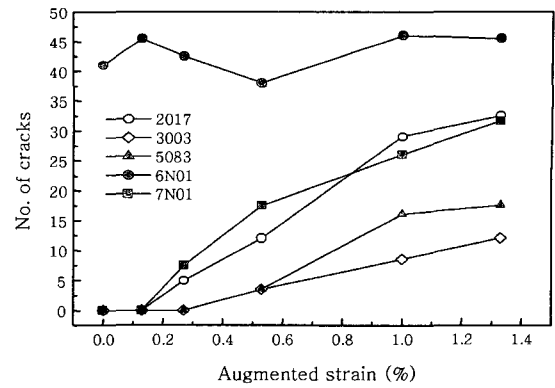


Fig. 2 Cracking comparison of Al alloys (a) relation between strain and number of cracks and (b) length of crack and number of cracks at 1.33% strain in the hot cracking test

중 가장 높은 균열감수성을 나타내고 있다. 그리고 본 논문에는 나타내지 않았지만, 가장 긴 균열의 길이로 평가한 경우에는 전 스트레인 범위에서 7N01이 2017보다 높은 균열감수성을 나타내었으며, 1.33% 스트레인을 제외한 모든 범위에서는 6N01이 7N01보다 높게 나타났다. 따라서 균열감수성에 대한 전체적인 경향을 볼 때 그 정도가 대체적으로 6N01 > 7N01 > 2017의 순으로 나타났다. (b)는 부가 스트레인이 1.33%일 때의 각 재료에 대한 가장 긴 균열 길이, 총 균열 길이 및 균열수를 나타낸 것이다. 6N01이 가장 높은 균열감수성을 나타내었고, 비교재로 사용한 3003이 가장 낮은 균열감수성을 나타내는 것을 알 수 있으며, 전체적으로 열처리형 합금이 비열처리형 합금보다 더 높은 균열감수성을 나타내고 있음을 알 수 있다.

일반적으로 용접시 균열감수성 차이는 재료의 응고 온도범위 구간의 비교를 통해서 간접적으로 설명할 수 있는데, 재료의 임계 응고구간이 클수록 균열감수성이 높은 것으로 알려져 있다³⁻⁵⁾. Table 2는 DSC를 사용하여 각 합금의 액상선 및 고상선 온도를 측정하여 응

Table 2 Solidus and liquidus temperature of Al alloys measured by DSC

Materials	Heating		Cooling		
	T _s (°C)	T _L (°C)	T _s (°C)	T _L (°C)	ΔT _{s-L} (°C)
2017	645.1	650	629.8	642.8	13.0
3003	658.5	669.9	648.8	659.3	10.5
5083	620.1	647.1	612.9	639.7	26.8
6N01	637.3	677.8	626.4	651.2	24.8
7N01	647.3	662.2	638.0	655.7	17.7

ˆ Solidus temperature, ˆˆ Liquidus temperature

고온도범위를 요약하여 나타낸 것으로서, 열처리형 합금의 경우, 6N01 > 7N01 > 2017의 순서로, 그리고, 비열처리형 합금의 경우 5083 > 3003의 순서로 그 범위가 큰 것을 알 수 있으며, 이러한 결과는 고온균열시험에서의 균열감수성의 정도와 대체로 일치하였다. 그러므로 DCSP-GTAW에 의한 고력 Al 합금 용접부의 고온균열감수성은 모재의 응고온도범위와 밀접한 관련이 있다는 것을 확인할 수 있었다. 즉, 응고온도범위가 넓은 합금일수록 고온균열감수성이 높은 결과를 나타내었다.

고온균열 감수성은 용접부의 형상에 의해서도 영향을 받는데, 용접금속의 용입비(용입깊이(a)/비드폭(b))가 큰 경우, 즉 좁고 깊은 용접금속의 형상은 주상정이 내부로 성장하기 때문에 중심부에 편석이 심하게 일어나고 수축변형이 중앙에서 집중적으로 작용하기 때문에 균열발생이 용이한 것으로 알려져 있다⁵⁾. Table 3은 각 합금의 용입깊이, 비드폭 및 용입비를 측정하여 나

Table 3 Penetration-to-bead width ratio of Al alloy welds

Materials	Penetration (a, mm)	Bead width (b, mm)	Penetration ratio (a/b)
2017	2.76	6.68	0.41
3003	2.55	5.83	0.43
5083	2.33	5.21	0.45
6N01	2.89	5.66	0.51
7N01	2.06	5.08	0.41

타낸 것이다. 열처리형 합금의 경우에는, 고온균열시험에서의 높은 균열감수성과 DSC 측정에서 넓은 응고온도범위를 나타내었던 열처리형의 6N01 합금이 가장 큰 a/b 값을 나타내었으며, 비열처리형 합금의 경우에 있어서도 고온균열시험에서의 균열감수성의 정도와 거의 유사한 경향을 나타내어, 전반적으로 a/b 값이 클수록 고온균열감수성도 더불어 증가하는 경향을 알 수 있었다.

3.1.2 용접부의 조직 및 균열의 특성

사용 모재 및 고온균열시험 용접부의 용접금속 중앙부, 용융경계부 근방의 단면 미세조직을 Fig. 3에 나타내었다. 모재의 미세조직의 일부는 결정립의 형태를 알 수 없지만, 전체적으로 미세한 석출상이 관찰되는 압연조직을 나타내고 있다. 용접금속 중앙부의 미세조직은 대체적으로 등축정과 주상정이 혼재하는 형태를 보이고 있으며, 결정립의 크기는 2017, 6N01 및 7N01과 같은 열처리형 합금이 비열처리형인 3003과 5083에 비하여 상대적으로 크게 나타나는 경향을 보였다. 그리고 용융경계부에 인접한 용접금속의 조직은 에피택시알 성

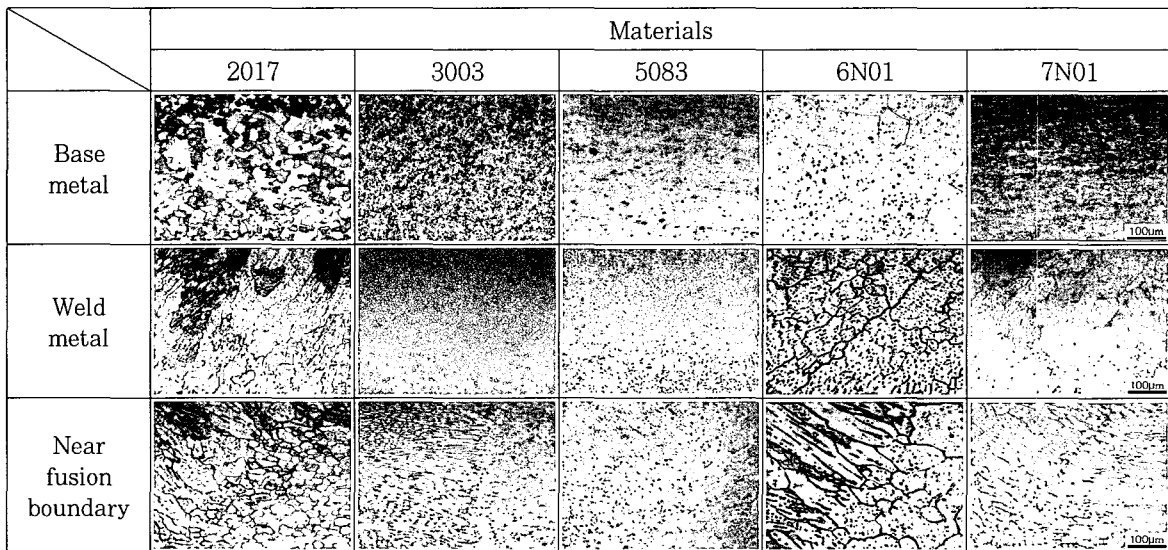


Fig. 3 Cross-sectional microstructures of the Al alloy welds

장을 한 주상정을 나타내었으며, 이들 주상정은 균열감수성이 높았던 6N01과 7N01이 다른 합금에 비하여 조대하게 나타났다. 또 용융경계부에 인접한 열영향부의 결정립은 6N01이 가장 조대하게 나타났다. 일반적으로 용접금속의 주상정이 미세할수록 액막에 미치는 수축응력이 낮아지고⁶⁾, 또한 결정입계에 편석되는 저융점화합물의 양이 상대적으로 줄어들기 때문에 고온균열의 발생가능성은 크게 감소하는 것으로 알려져 있다⁵⁾. 따라서 본 연구에서도 관찰된 바와 같이, 6N01과 같은 열처리형 합금에서 상대적으로 조대한 주상정은 저융점화합물 등과 관련하여 고온균열감수성이 높았던 것으로 생각된다. 그리고 비열처리형 합금에 비하여 열처리형 합금의 경우가 전체적으로 균열감수성이 높게 나왔다는 것은 용접금속의 상대적으로 조대한 결정립의 크기에 기인한다는 것을 확인할 수 있었다. 이러한 용접금속의 미세조직적 차이는, Fig. 2와 Table 2에 나타난 바와 같이, 열처리형 합금과 비열처리형 합금의 응고온도범위가 유사하여도 균열감수성에 큰 영향을 미친다는 것을 의미하고 있다.

Fig. 4는 1.33%의 스트레인을 가한 6N01 및 7N01의 비드 표면에 발생한 균열의 외관사진을 나타낸 것이며, 균열주위의 미세조직을 Fig. 5에 나타내었다. 균열은 대부분 변형을 가하기 직전에 존재하던 고

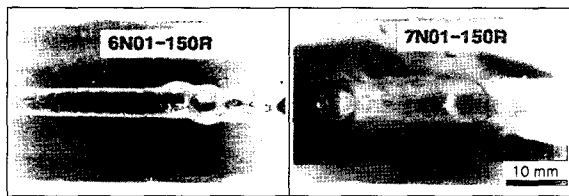


Fig. 4 Macroscopic appearances of surface crack in the hot cracking test

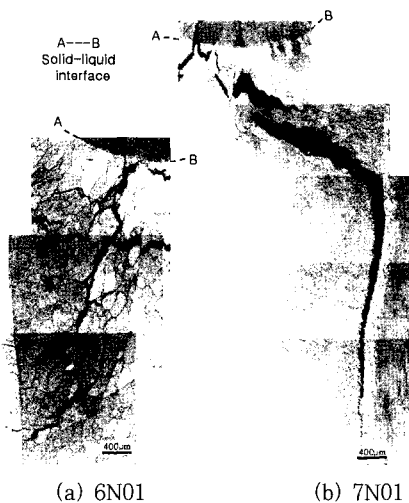


Fig. 5 Optical microstructures near crack occurred in the hot cracking test

액계면과 대체로 수직방향으로 형성되어 용접금속의 주상정 결정입계를 따라 연속적으로 진전되는 경향을 보였다. 균열의 진전 정도를 보면, 6N01은 용융경계부를 지나 열영향부까지, 7N01은 용융경계부 근방까지 진전되었으며, 특히 6N01에서는 균열의 폭은 작지만 많은 균열이 발생하였고, 7N01에서는 6N01보다는 균열이 적게 발생하였으나 그 폭이 매우 큰 것을 볼 수 있었다. 그외 본 논문에 나타내지는 않았지만, 5083 및 2017은 열영향부까지, 3003은 용접금속내부에만 약간 진전된 것을 관찰할 수 있었다.

Fig. 6은 6N01에서 발생한 균열의 파면 사진으로 (A)부와 같은 응고균열의 저온부 이외에 (B)부와 같이 액화균열에 의한 입계균열파면도 관찰되었다. 이러한 입계파면상에는 액막이 존재하였다는 흔적과 함께 화살표와 같은 미세한 돌기가 관찰되어 EDX로 성분분석을 한 결과 (d)와 같이 Al, Si, Fe 및 Mg의 피크를 나타내었다. 이것은 Al-Mg₂Al₃ 공정반응물이나 이들 원소간의 화합물인 AlFeSi 또는 이들 원소를 함유하는 저융점 화합물이라 생각된다³⁾. 특히, 6N01에서 나타난 결정입계상의 편석 또는 저융점 화합물 등은 응고균열 및 액화균열의 발생을 용이하게 하여 결과적으로 균열감수성을 증가시키는 주된 원인으로 생각된다^{7,8)}. 한편 고온균열감수성에 영향을 미칠 수 있는 저융점 상으로서, 7N01에서는 CuAl₂, Mg₃₂(Al,Zn)₃, MgZn₂, Al₂CuMg 및 Mg₂Si 등이 있으며, 5083의 경우에는 Fe₂SiAl₃, Mg₂Al₃, Mg₂Si 등이 있다고 보고⁹⁾되어 있다. 6N01에서 관찰되는 이러한 입계균열파면은 용접금속에서 열영향부까지 진전된 균열에서 관찰될 뿐 아니

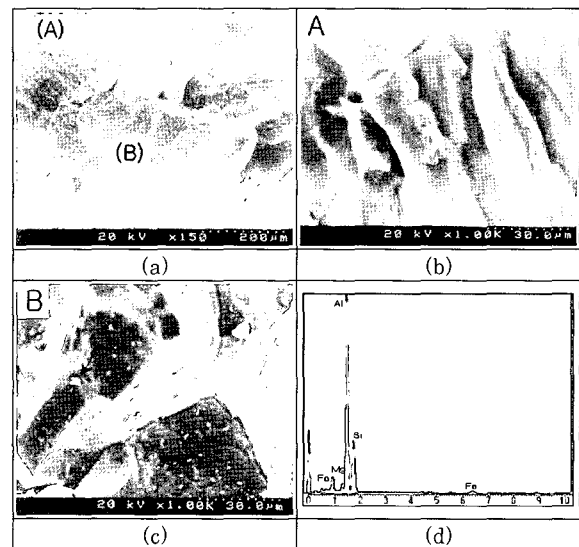


Fig. 6 SEM fractographs of 6N01 welds in the hot cracking test, (a) fracture facet of the crack, (b) A part on (a), (c) B part on (a) and (d) EDX analysis of the particle on (c)

라, 열영향부에서만 발생한 균열에서도 관찰되었다. 그러나, 다른 합금의 경우 열영향부에서 발생한 균열은 관찰되지 않았다. 따라서, 6N01은 응고균열감수성이 대단히 높을 뿐만 아니라 액화균열감수성도 높다는 것을 알았다.

Fig. 7은 7N01에서 발생한 균열의 파면을 SEM으로 관찰한 것으로서, (a)의 균열 시작부는 수지상의 돌기의 초기 부분이 주로 관찰되는 것으로 보아 비교적 응고개시부 근방의 고온에서 형성되었고, (b)의 균열 종료부로 갈수록 수지상이 성장한 것을 볼 수 있어 (a)부 보다는 저온에서 균열이 발생 또는 진전한 것을 알 수 있으며, 전체적으로 전형적인 응고균열의 파단형태를 나타내었다.

Fig. 8은 각 재료의 용융경계부로부터 용접금속과 모재측으로의 단면 경도분포를 나타낸 것이다. 이들 경도분포는 본 연구에서 균열감수성과 직접적인 관련은 없으나, 용접부의 기계적인 성질을 부분적으로 이해하기 위한 참고자료로 나타낸 것이다. 용접금속의 평균 경도

값은 7N01이 가장 높았고, 6N01이 가장 낮게 나타났다. 또 대부분의 합금은 용융경계부로부터 모재측으로 약 4mm 정도 이내의 거리에서 모재 경도값에 도달하였지만, 6N01은 6.5mm의 거리에서도 모재 경도값(약 Hv100)에 이르지 못하여 가장 큰 연화역을 가지는 것을 알 수 있었다. 또한 열처리형 합금인 2017 및 7N01은 용접금속, 열영향부 및 모재에 걸쳐 경도변화가 심하였으나, 반면에 비열처리형 합금인 3003 및 5083은 전 범위에 걸쳐 경도 변화폭이 아주 작고, 모재의 경도와 유사한 값을 나타내었다.

3.2 이종재 알루미늄 합금 용접부의 특징

Fig. 9는 이종재 Al 합금을 GTA로 I형 맞대기 용접하였을 때 비드표면에 발생한 균열에 대한 결과를 나타낸 것이며, 참고로 동종재의 결과도 병기하였다. 동종재 용접의 경우에 균열은 6N01 및 7N01에서만 발생하였으며, 이종재의 경우 대체로 6N01 및 7N01과 조합을 이루었을 때 발생하였다. 또한 비교적 균열감수성이 낮은 비열처리형 합금도 균열감수성이 높은 6N01 및 7N01과 조합하여 용접할 경우 많은 균열이 발생하였다. 이것은 6N01과 7N01의 균열감수성이 우선적으로 작용하여 균열감수성이 커진다는 것을 의미하고 있다. 이러한 결과로부터 고온균열시험에서와 마찬가지로 이들 두 합금의 균열감수성이 가장 높다는 것과 이들과 조합을 이룬 이종재 용접부에서도 마찬가지로 균열감수성이 높다는 것을 확인하였다.

Fig. 10은 이종재 Al 합금 용접부의 횡단면 매크로 조직의 예를 6N01의 동종재 및 7N01과의 이종재에 대하여 나타낸 것이다. 균열은 비드 표면에서부터 시작하여 용접금속을 지나 열영향부쪽으로 진전하여 시험편을 양분하는 형태로 크게 발생하였다.

Fig. 11은 6N01과 7N01을 조합하여 용접한 경우에 발생한 균열의 파면을 나타낸 것으로서, (b)와 같이 응고균열의 파면형태를 나타내는 이외에 (a)에서와 같

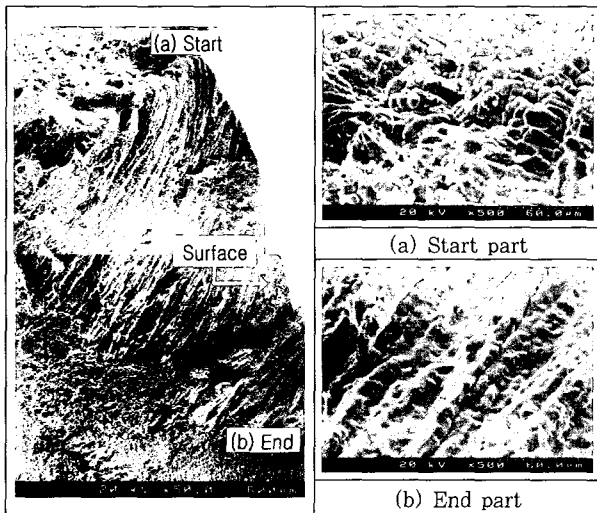


Fig. 7 SEM fractographs of 7N01 in the hot cracking test

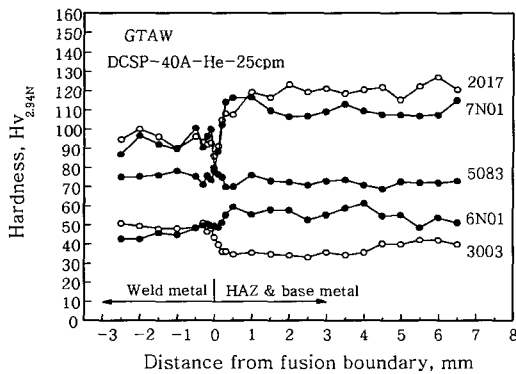


Fig. 8 Hardness distributions of the Al alloy welds in the hot cracking test

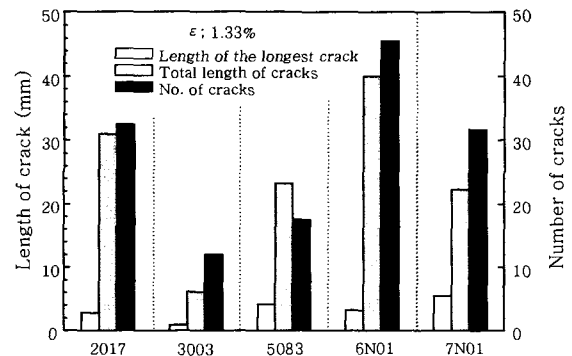


Fig. 9 Bead cracking ratio of Al alloy butt welds

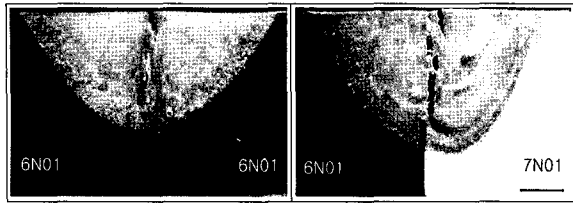


Fig. 10 Cross-sectional macrostructures of Al alloy butt welds

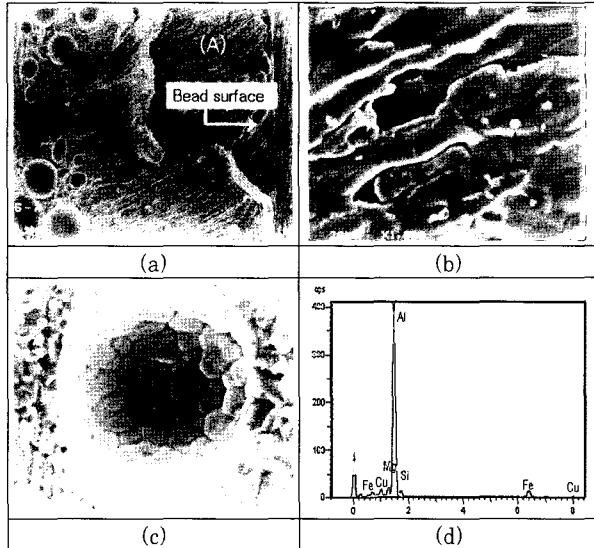


Fig. 11 SEM microfractographs of 6N01-7N01 welds, (a) fracture facet of the crack, (b) A part on (a), (c) porosity on (a) and (d) EDX a nalysis of the particle on (b)

이 균열 파면의 저부(低部)에 큰 기공이 많이 발생한 것을 관찰할 수 있었다. 이러한 기공은 사용재료의 모 든 조합에서 발생하였다. 일반적으로 Al 합금의 용접시 기공생성의 주된 인자는 수소로 알려져 있고¹⁰⁻¹²⁾, 부분 용입 용접부에서 대단히 잘 발생하는 것으로 알려져 있다¹³⁾. 본 실험에서는 완전 용입이 되지 않은 상태에서 공기중의 수분이나 탄화수소 등이 수소원으로 작용하여 이면측으로 흡입되었기 때문에 많은 기공이 발생한 것 이라 생각된다¹²⁾. 한편, (b)의 응고균열 파면상에 화살 표와 같은 돌기가 관찰되어 EDX로 성분분석을 한 결 과, Fig. 6의 6N01파면에서 관찰된 Al, Si, Fe, Mg 성분 외에 (d)와 같이 Cu 성분의 피크도 나타내었다. 따라서 7N01과의 용접시 비교적 높은 균열감수성에 Cu 성분도 영향을 미치는 것을 알 수 있었다.

Fig. 12는 이종재 Al 합금 용접부의 경도분포의 예 로서, 6N01-7N01 및 6N01-5083을 조합한 경우를 나타낸 것이다. 각 모재측으로의 경도분포는 고온균열 시험의 경우와 유사한 경향을 나타내었으며, 두 재료가 섞인 용접금속의 경도값은 고온균열시험 용접부에서 나

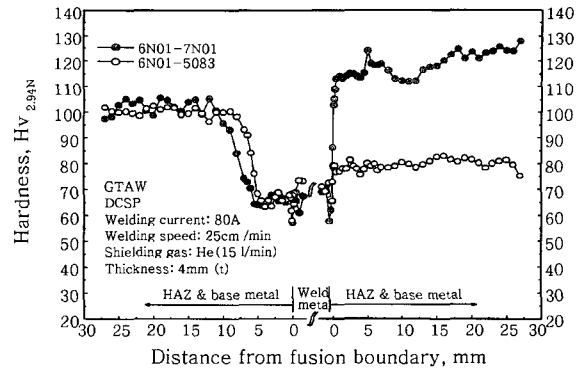


Fig. 12 Hardness distributions of the different Al alloy welds

타내는 각각의 용접금속 경도의 중간정도의 값을 가지 는 것을 알 수 있었다. 특히, 6N01 및 7N01의 열영 향부에서는 모재측으로 석출물의 재고용과 과시효에 의 한 넓은 연화구역이 잘 나타나 있는 것을 확인할 수 있 었다.

4. 결 론

경량구조용으로 사용되고 있는 고력 Al 합금 중 비열 처리형인 5083과 열처리형인 6N01 및 7N01에 대하 여(비교재료는 2017 및 3003을 사용), DCSP에 의한 GTA 용접법을 적용하여 고온균열시험 및 이종재 맞대 기 용접을 실시한 후, 용접부에서 발생하는 균열현상 및 미세조직적 특성 등에 관하여 검토한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 고온균열시험에서 균열감수성의 정도는 열처리형 합금의 경우, 대체로 6N01 > 7N01 > 2017의 순으로 나타났으며, 비열처리형 합금의 경우 5083이 3003보 다 높게 나타났다. 또한, DSC에 의한 응고온도범위 측 정과 용입비(용입깊이/비드폭) 측정에서도 고온균열시 험과 유사한 결과를 나타내었는데, 대체적으로 응고온 도범위가 큰 재료일수록, 그리고 용입비(용입깊이/비드 폭)가 큰 재료일수록 균열감수성이 높게 나타났다.

2) 고온균열시험에서 발생한 균열은 변형을 가하기 직전에 존재하던 고-액계면과 대체로 수직방향으로 형 성되었으며, 주상정 결정립계를 따라 용융경계부까지 일부는 열영향부까지 진전되었다.

3) 고온균열시험에서 발생한 균열의 파면은 전형적인 응고균열의 형태를 나타내었다. 특히 6N01에서는 열영 향부까지 진전된 균열에서 응고균열과 연결되어 있는 액화균열이 관찰되었으며, 열영향부에서만 발생한 균열 의 파면에서도 액화균열파면이 관찰되었다. 이들 입계 파면상에는 고온균열의 원인이 될 수 있는 Si, Fe 및

Mg를 성분으로 하는 석출물이 관찰되었다. 따라서, 6N01은 응고균열감수성이 대단히 클 뿐만 아니라 액화균열감수성도 높다는 것을 알았다.

4) 이종재 Al 합금의 맞대기 용접 결과에 의하면, 동종재의 경우 6N01 및 7N01에서, 이종재의 경우 주로 6N01 및 7N01과 조합한 경우에 균열이 많이 발생하였으며, 7N01과 조합하여 용접시 Cu 성분도 균열발생에 영향을 미치는 것을 알았다.

5) 이종재 용접시 발생한 비드균열은 표면에서 시작하여 용접금속과 열영향부측으로 진전하여 시험편을 양분하는 형태로 크게 발생하였다.

후 기

본 연구는 한국과학재단 연구비 지원(과제번호 96-03-00-08-01-3)에 의하여 수행된 결과의 일부이며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. Watanabe Takehara, Marumoto Hideo, Moro Takashi and Terada Makoto : The Effect of DCSP TIG Arc on Welding in Aluminium Alloy, Journal of Light Metals, **27-3** (1977), 113-121 (in Japanese)
2. Yutaka Kimura, Susumu Harada, Toyoyuki Satoh, Keiki Ariga and Katsuhiko Yasuda : Application of He-DCEN·TIG Orbital Welding to Aluminium Piping, Quarterly Journal of the Japan Welding Society, **15-1** (1997), 45-50 (in Japanese)
3. Chang Hee Lee, Sung Seok Cho : Mechanism of Hot Cracking in High Strength Al Welds, Journal of KWS, **14-3** (1996), 192-203 (in Korean)
4. Masaki Kumagai : Property of Heat Affected Zone on Weld Aluminium Alloys, **33-9** (1995), 30-39 (in Japanese)
5. H. C. Jeong : Weld Hot Cracking in C-Mn Steel, Journal of KWS, **17-5** (1999), 1-9 (in Korean)
6. K. H. Youn and Y. S. Han : Gas Metal Arc Welding of Aluminum Alloys, Journal of KWS, **12-1** (1994), 16-27 (in Korean)
7. Hwa Soon Park : Cracking in Welds and Its Prevention, Trends in Metals and Materials Engineering, **13-1** (2000), 21-37 (in Korean)
8. 대한용접학회편 : 용접·접합 용어사전, 대한용접학회 (2001), 157, 215 (in Korean)
9. Yong-Su Ha, Chang-Hyeon Cho, Chung-Yun Kang, Jong-Do Kim and Hwa Soon Park : Mechanism of Crack Formation in Pulse Nd YAG Laser Spot Welding of Al Alloys, Journal of KWS, **18-2** (2000), 86-94 (in Korean)
10. Yoshikazu kuriyama, Kazuyuki Minoda, Hideyuki Nagaoka and Kiyohumi Ishikawa : Prevention of Porosity in Aluminium Alloy Weldments, Ishikawaharimakiho, **15-1** (1975), 47-56 (in Japanese)
11. Z.P.Saperstein, G.R.Prescott and E.W.Monroe : Porosity in Aluminium Weld, WRS, October (1964), 443-453
12. Ho-Shin Jeong : Shielding Gases for Arc Welding, Journal of KWS, **19-2** (2001), 138-141 (in Korean)
13. Hwa Soon Park : Arc and Laser Welding of Al Alloys for the Transportation Applications, Journal of KWS, **19-2** (2001), 142-150 (in Korean)