전자빔 용접된 고장력 알루미늄 합금 용접부의 고온균열 발생 및 특성에 관한 연구

김성욱 김경민 윤의박 이창희

한양대학교 재료공학부, 철강공정 및 응용 연구소*

S.W.Kim K.M.Kim E.P.Yun C.H.Lee

Division of Materials Science and Engineering,
Research Institute of Steel Processing & Applications
Hanyang University, 133-791, Seoul, Korea

ABSTRACT

This study was performed to evaluate basic characteristics of electron beam weldability for high strength aluminum alloys. The aluminum alloys used were A5083 and A6N01, and A7N01. The principal welding process parameters, such as accelerating voltage, beam current, welding speed and chamber pressure were investigated.

The dimension and microstructure of welds were evaluated with OLM, and SEM (EDAX). In addition, weldability variation(cracking) due to process parameters was also evaluated. The degree of cracking in the EB fusion zone appears to be affected mainly by aspect ratio, such that as aspect ratio increases the cracking tendency also increases. The alloying element itself may also affect the hot cracking resistance, but its role is considered to be indirect effect such that the relatively higher vaporization pressure elements of Zn and Mg give deeper weld penetration and thus results in greater cracking tendency.

Keywords : aluminum alloy(알루미늄 합금), electron beam welding(전자빔 용접), hot cracking(고온균열), solidification cracking(응고균열), liquation cracking(액화균열)

Ⅰ. 서 론

오늘날의 산업은 에너지의 유한성으로 인하여 에너지의 효율화와 대체에너지의 개발을 목표로 발전하고 있다. 수송기기에 있어서도 에너지의 절감을 위한 경량화가 추구되고 있으며, 이로 인하여 알루미늄 합금의 적용은 기존의 철강재를 대신하여 경제적인 경량화 재료로 부상

하고 있다. 그러나 철강재만큼 용접성이 우수한 합금 및 각 합금에 적절한 용접법이 개발되어 있지 않은 실정이므로 철강재가 점유하고 있는 영역을 대체하기란 아직도 어려운 실정이다. 즉, 알루미늄 합금 자체가 지니는 재료특성은 실제 구조물의 제작에 필요한 용접성에 큰 영향을 주고 있으며, 대표적인 장애요인은 고상-액상 간 수소의 용해도로 차이로 인한 기공생성 및 빠른 열전도율로 인한 균열의 발생이다.

이에 본 연구에서는 기존의 상용 알루미늄 합금에 대하여 비교적 최신의 용접기술인 전자빔 용접을 실시하여 그 영향을 파악코자 하였다. 전자빔 용접은 진공의 챔버 내에서 용접이 이루어지므로, 대기 중 가스성분으로 인한 기공의 생성을 억제할 수 있고, 좁고 깊은 용융부를 형성함으로써 결함 생성영역을 최소화 할 수 있기 때문이다. 따라서, 연구에서는 적당한 크기로 절단된 알루미늄 합금에 대하여 가속전압, 빔전류, 이송속도, 진공도 등을 변수로 전자빔 용접을 실시한 후 용접특성을 관찰하였다. 본 연구는 용접부의 용입특성 및 기계적성질, 기공 등의 결함관찰(1-2)에 이은 것으로, 결함 중에서도 용접부의 기계적 성질을 크게 좌우하는 각종 균열에 초점을 맞추었다. 알루미늄 합금의 용접부에 존재하는 각종 균열은 기존의 SMAW(Shielded Metal Arc Welding), GMAW(Gas Metal Arc Welding), GTAW(Gas Tungsten Arc Welding) 등의 용접법에 의해 많은 연구(3-6)가 되어 있으나, 전자빔 용접법을 적용시켜 관찰한 보고는 많지 않다. 알루미늄 합금의 경우 용접부 내에서의 균열은 고온균열(Hot cracking)로서 용융부(Fusion Zone)에서 액상이 응고시 생성되는 응고균열(Solidification cracking)과 함께 열영향부(Heat Affected Zone)에서 저융점상의 존재로 인한 액화균열(Liquation cracking)이 관찰되었다. 이와 같은 균열이 쉽게 형성되는 것은 알루미늄 합금의 빠른 냉각속도에도 기인하지만 전자빔 특유의 매우 좁고 깊은 용접부의 형태에도 영향을 받는 것으로 평가할 수 있었다.

II. 실험방법

본 연구에 사용된 재료는 알루미늄 합금 압출재로써 A5083의 비열처리형 합금과 A6N01, A7N01의 열처리형 합금이며, 화학성분을 Table 1에 나타내었다.

Table 1 Chemical composition of materials used. (wt.%)

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Al
5083	0.082	0.167	0.019	0.631	4.472	0.121	0.022	0.037	0.017	bal.
6N01	0.615	0.189	0.277	0.022	1.021	0.259	-	0.034	0.022	bal.
7N01	0.032	0.084	1.608	0.004	2.667	0.246	-	5.414	0.020	bal.

시편의 규격은 100(L)×36(W)×17(T)mm로써 NEC(日)사의 15kW(150kV,100mA) 전자빔 용접기를 사용하여 압출방향에 평행하게 BOP(Bead on Plate)용접을 실시하였다. 용접변수는 가속전압을 90, 120, 150kV로, 전류는 10, 15, 20mA, 용접속도를 300, 500, 700, 900mm/min으로 변화시켰다. 전자빔의 초점위치를 결정하는 a_b값(beam active parameter = ovjective distance / focal length)은 0.98로 고정시키고 용접을 행하였다. 또한 챔버 내의 진공도를 2×10-2torr의 저진공과 2×10-4torr의 고진공으로 변화시켜 용접조건에 따른 균열발생빈도(최고균열 및 총균열 길이)의 변화와 용입량과의 상관관계를 파악하고자 하였다. 각 조건은 Table 2와 같다. 용접 후 각 시편은 비드(bead)와 수직한 방향으로 용접 시작부, 중앙부,

끝부분의 3부분으로 절단하고, 균열의 길이를 광학현미경을 이용하여 측정, 평균하였다. 균열의 관찰시 현미경 배율은 임의의 기준인 100배로 고정하고 용접부 내에서 관찰할 수 있는 균열의 모든 길이를 측정하였다. 광학현미경으로 관찰한 균열은 SEM을 이용하여 자세히 관찰하고자 하였다. 또한 EDS분석도 병행하여 균열이 전파되는 첨단에 존재하는 성분을 검출하여 균열이 생성되는 기구를 파악하고자 하였다. 균열의 파면형상의 경우에는 용접부를 diamond cutter로 얇게 절단한 후 강제 파단시켜 SEM으로 관찰하였다.

Table 2 Welding conditions applied in this experiment.

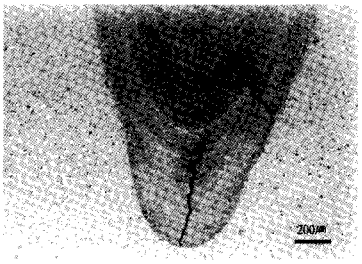
Accelerating voltage (kV)	Beam current (mA)	Chamber pressure (torr)	a_b	Travel speed (mm/min)
90	10	2×10^{-2}	0.98	300
120	15			500
		2×10^{-4}		700
150	20			900

III. 실험 결과 및 고찰

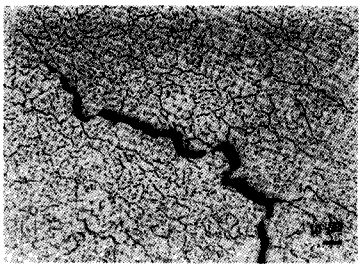
3.1 용접부에 존재하는 균열형태

알루미늄 합금의 전자빔 용접부에서는 다양한 길이 및 형태의 균열이 관찰되었다.

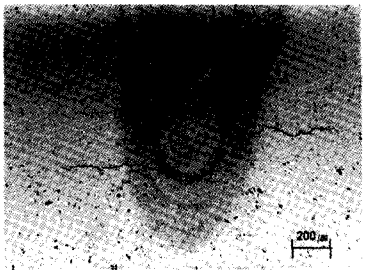
Fig.1은 이러한 균열들을 나타낸 것으로 Fig.1(a)는 120kV, 10mA, 700mm/min으로 용접된 A7N01합금 내에서의 광학조직 사진이다. 용접부의 루트(root)에는 종균열이 있고, 그 위쪽에는 약간 비스듬하게 횡균열이 존재하고 있다. 이것을 확대한 것이 Fig.1(b)이다.



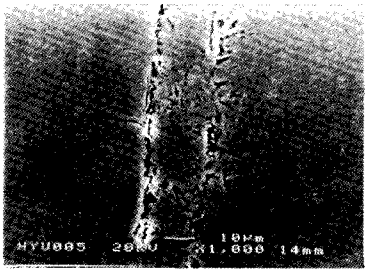
(a)



(b)



(c)



(d)

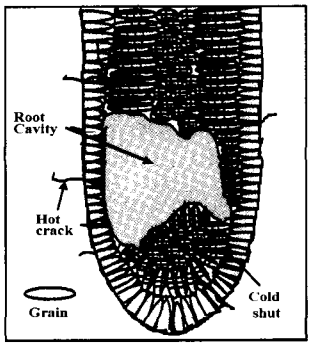
Fig.1 Appearance of hot crack in welds.
(a) A7N01(120kV, 10mA, 700mm/min)
(b) Magnification of A in (a)
(c) A7N01(120kV, 20mA, 300mm/min)
(d) Magnification of B in (c)

자세히 보면 균열은 결정립계를 따라 전파하고 있음을 관찰할 수 있다. Fig.1(c)는 입열량을 좀 더 증가시킨 것으로 용접조건은 120kV, 20mA, 300mm/min.이다. 이 사진에서는 용융 및 응고속도 차이로 인하여 생성된 곡선형태의 콜드셧(cold shut)도 관찰할 수 있으며, 균열이 열영향부까지 전파되고 있는 액화균열도 볼 수 있다. 전자빔 용접에서의 용융은 키홀(keyhole mode)에 의해 이루어지며, 용융시 한 번에 루트까지 용융되는 것이 아니라 연속적인 용융과정을 거쳐 용입이 형성되므로 응고 초기에 용융된 부분과 다

음 부분간에 시간적인 차이가 나게 되는데 이러한 응고의 시간적 차이에 의해 생기게 된 불연속부가 바로 콜드셧이다. 이 결함은 연속적으로 존재한다는 측면에서 용접부의 기계적 성질에 나쁜 영향을 미칠 것으로 예상된다. Fig.1(d)는 SEM으로 관찰한 균열의 조직사진으로 역시 결정립계를 따라 전파하고 있음을 볼 수 있다.

Fig.2는 A7N01합금에서의 용접부를 나타낸 것이다. Fig.2(a)에서 용접부의 루트에 보이는 큰 홀은 루트 캐비티(root cavity)이고, 콜드셧도 관찰된다. Fig.2(b)는 Fig.2(a)에 나타난 각종 균열을 도시한 것이다. Fig.2(b)의 그림에서 디스크(disc) 형태는 응고조직을 표현한 것으로 용융부의 내부는 주조조직과 유사한 형태를 가지게 되며, 이때 균열의 전파는 이러한 응고조직의 방향을 따라 형성된다.

(a)



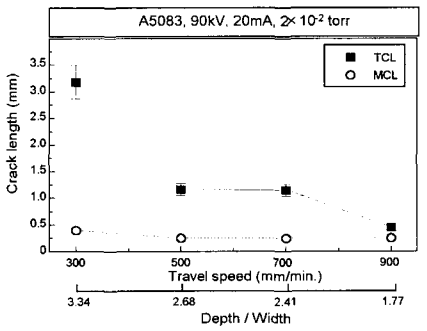
(b)

Fig.2 Various kinds of defect in welds
(a) Weld of A7N01(SEM morphology)
(b) Schematic representation of (a)

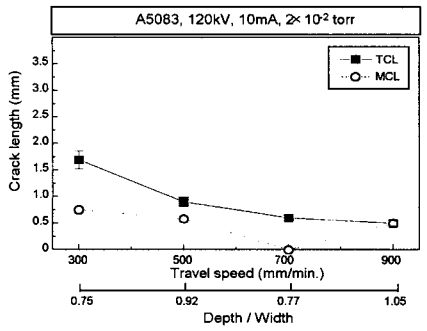
3.2 용접변수에 따른 응고 균열 변화

본 연구에서는 광학현미경 상에서 100배의 배율로 보았을 때 각 전자빔 용접부의 용융부(F.Z)에서 구분 가능한 균열의 길이를 측정하고, 이송속도에 따라서 최대균열길이(MCL), 총균열길이(TCL)로 각각 구분하여 도시하였다.

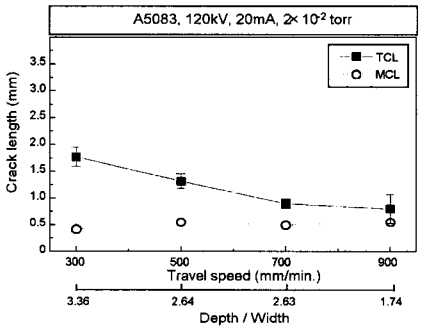
Fig.3은 A5083에서 이송속도 증가에 따른 TCL, MCL의 변화를 나타낸 것이다. 먼저, Fig.3(a)는 90kV, 20mA, 저진공의 경우로 이송속도가 증가함에 따라 TCL은 감소하고 있으나, MCL은 큰 변화가 없음을 볼 수 있다. 또한, Fig.3(a)보다 입열량을 낮춘 Fig.3(b)에서는 이송속도가 증가함에 따라 TCL과 MCL이 모두 감소하고 있다. Fig.3(c)는 Fig.3(a)보다 입열량이 더 큰 경우이나 TCL 및 MCL에서의 차이는 크게 없고 MCL에서 약간 더 증가하였고, 이송속도에 따라 거의 일정하다. Fig.3(d)는 Fig.3(c)의 입열량에 진공도를 증가한 경우로, 용입비(Depth/Width, D/W)의 증가로 인한 균열의 증가가 관찰되며, 이송속도가 증가함에 따라 TCL, MCL 모두 크게 감소하고 있다. 이상의 결과를 통하여 균열 생성 양상은 용접부의 용입깊이와 크게 관련이 있으며, 대체로 비례하는 관계를 가짐을 확인할 수 있다.



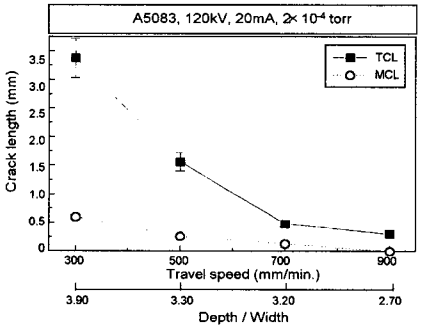
(a)



(b)



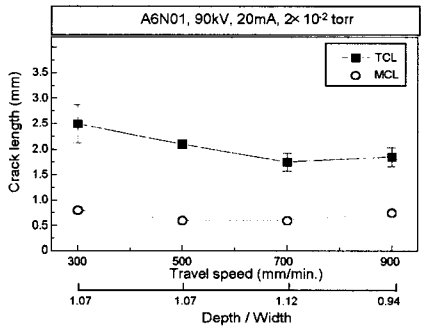
(c)



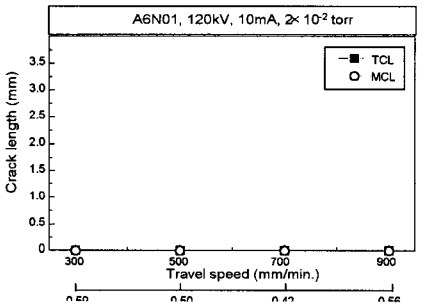
(d)

Fig.3 Effect of travel speed & D/W on crack length in A5083 welds.
(a) 90kV, 20mA, 2×10-2torr
(b) 120kV, 10mA, 2×10-2torr
(c) 120kV, 20mA, 2×10-2torr
(d) 120kV, 20mA, 2×10-4torr

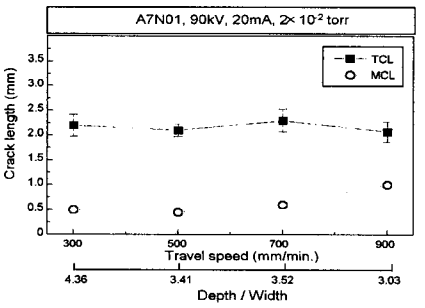
Fig.4는 A6N01과 A7N01에서의 TCL과 MCL을 나타낸 것이다. Fig.4(a)에서 MCL은 큰 변화가 없으나 TCL은 700mm/min.까지 감소하다가 그 이상의 속도에서는 별 변화가 관찰되지 않았고, Fig.4(b)에서는 균열이 거의 관찰되지 않은 것으로 이는 용접부의 용입깊이가 1mm 정도로 매우 작았기 때문인 것으로 추정된다. Fig.4(c),(d)는 A7N01에서의 균열길이를 나타낸 것이다. Fig.4(c)에서 MCL과 TCL의 값은 속도 증가에 따른 용입비의 감소에도 불구하고 거의 일정한 경향을 보이고 있다. Fig.4(d)에서는 TCL, MCL이 모두 이송속도에 따라 감소하고 있다. Fig.4(d)의 경우 Fig.4(c)보다 입열량이 작아서 용입깊이가 작기 때문에 균열이 작은 것으로 파악된다.



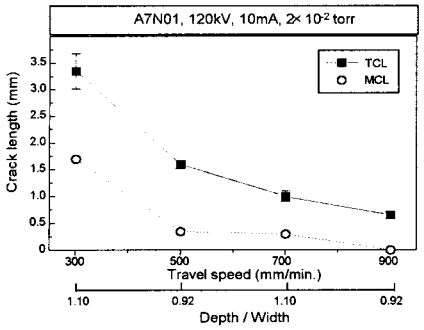
(a)



(b)



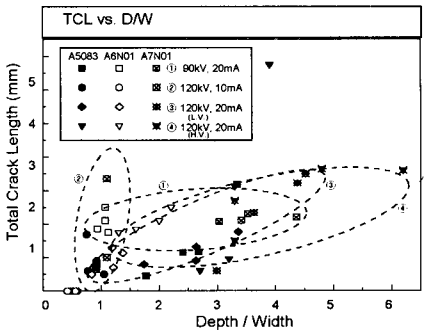
(c)



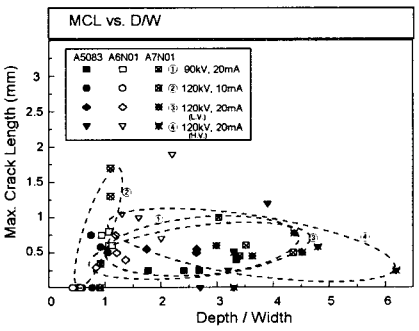
(d)

Fig.4 Effect of travel speed & D/W on crack length in A6N01(a),(b) and A7N01(c),(d) welds.
(a) A6N01, 90kV, 20mA (b) A6N01, 120kV, 10mA
(c) A7N01, 90kV, 20mA (d) A7N01, 120kV, 10mA

Fig.5는 본 연구의 용접변수 및 재료에 대하여 용입비에 대한 TCL과 MCL을 각각 비교한 것이다. Fig.5(a)의 TCL과의 비교에서 용입깊이를 비교한다면 ④ 120kV, 20mA, H.V 〉 ③ 120kV, 20mA, L.V 〉 ① 90kV, 20mA, L.V 〉 ② 120kV, 10mA, L.V 의 순으로 나타낼 수 있다. 가장 용입깊이가 작은 ②의 경우 용입비가 1정도로 TCL이 거의 1mm이내의 분포를 가지고 있음을 볼 수 있으며, 점차 입열량이 증가함에 따라 재료간의 용입비 및 TCL 분포의 차이가 커지고 있다. ①과 ③을 비교시 입열량 증가에 따라 기울기가 약간 더 증가하였으며, 진공도가 증가한 ④의 경우 용입비 및 TCL이 큰 값을 가지며, 전반적으로 용입비가 증가함에 따라 TCL이 증가하는 분포를 가지고 있음을 볼 수 있다. Fig.5(b)는 용입비에 대하여 MCL을 비교한 것으로, 용입깊이는 역시 ④ 120kV, 20mA, H.V 〉 ③ 120kV, 20mA, L.V 〉 ① 90kV, 20mA, L.V 〉 ② 120kV, 10mA, L.V 의 순이다. 이 그래프에서도 ②의 경우 작은 입열량으로 인하여 용입비 및 MCL이 0에 가깝게 분포하고 있으며, 입열량이 증가함에 따라 용입비는 크게 증가하고 있으나 MCL에서의 큰 차이는 없는 것으로 보인다. 또한 진공도가 증가한 ④의 경우 용입비에 대한 MCL의 기울기가 오히려 감소하는 경향을 나타내는 것으로 보아 MCL의 경우에는 용입비에 대한 영향이 크게 없는 것으로 파악된다.



(a)



(b)

Fig.5 Effect of D/W on (a) TCL (b) MCL

이상의 결과들을 종합해 볼 때 총균열길이(TCL)는 용접부의 용입깊이에 비례하는 특성을 가지며 용입깊이를 증가시키는 요인인 입열량 증가, 진공도 증가, 이송속도 감소 등에 의해서 균열이 더 많아지는 양상을 띤다. 특히 같은 입열량을 주더라도 A7N01이 다른 두 재료보다 균열이 더 많고, A6N01의 경우 같은 입열량을 받더라도 합금성분으로 인한 용입깊이가 타 재료보다 작기 때문에(1-2) 균열이 약간 작은 것으로 보이며, 용입깊이를 기준으로 재료들을 비교하면 A6N01의 경우에도 비슷한 양의 균열이 발생하는 것으로 보아 균열양상은 합금성분에도 어느 정도 영향은 받으나 주로 용입깊이에 의존한다고 볼 수 있다. 이는 전자빔의 용접특성상 용입깊이가 깊어짐에 따라 용접부의 V형 루트

부는 더 뾰족해져서 주위로 열을 더 빨리 방출하기 때문에, 즉 냉각속도가 급속히 증가하기 때문인 것으로 파악되며, 본 실험에서는 균열의 대부분이 루트에 존재하는 것을 확인하였다.

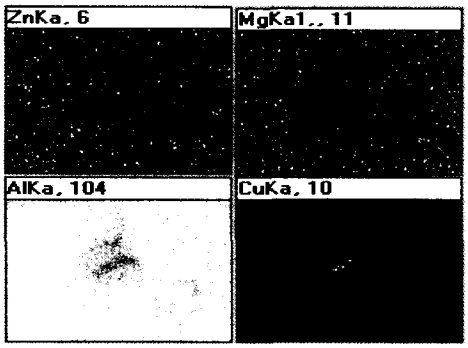
3.3 용융부 내의 응고균열

지금까지 보고된 응고균열의 발생기구에는 여러 가지가 있으나 그 중에서 Borland의 일반화 이론이 응고균열을 가장 잘 설명한다고 알려져 있다.(5) Borland의 이론은 수축 취성 이론과 변형 이론을 조화하여 응고중 액상의 양과 결정립계에서의 분포상태에 따라 응고균열의 발생을 분석한 이론으로서, 용접부의 응고과정을 4단계로 구분하여 용융금속의 응고수축 변형량이 임계응고구간(critical solidification range, CSR)에서 재료가 견딜 수 있는 허용변형량 보다 크면 고온 균열이 발생한다고 하였다.

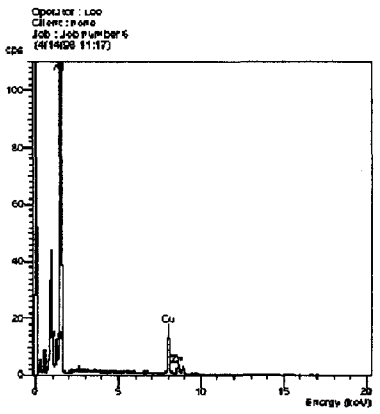
Fig.6은 A7N01합금에서 생성된 균열에 대하여 SEM 사진과 균열 선단에서의 합금원소 분포를 EDS 면분석(mapping)을 실시한 결과이다. Fig.6에서 균열 주위 및 선단에서 관찰되는 망상조직의 상에는 Cu성분이 집적되어 있음을 보여주며 다량의 Cu상(백색부)은 결정립계를 따라 형성되어 있다. 이 백색부는 rosset또는 lamellar 형태를 띄고 있는 것으로 보아 저융점 상인 Al-Al2CuMg 공정상(eutectic phase)임을 짐작할 수 있다.(8) Fig.6(a)의 균열부와 주변부를 정량분석한 결과를 Fig.6(c), Fig.6(d)에 나타내었다. 두 영역을 비교시 균열부의 Cu성분의 함량이 주변보다 높다는 것을 볼 수 있다. 일반적으로 Cu는 7075합금에서 용접균열 감수성을 높이는 성분으로 알려져 있고, 이상과 같은 결과를 통하여 Cu성분의 편석에 의하여 균열이 전파되었음을 확인할 수 있었다.

고온균열에 의한 파면은 잔류액상의 존재로 인한 매끄러운 부분이 관찰된다. Fig.7의 균열의 파면사진은 세포형 수지상(cellular dendrite) 형태를 띠고 있으며 사진에서 보이는 돌기는 균열이 발생할 때 존재하던 잔류액상에 의한 것으로 파악된다.

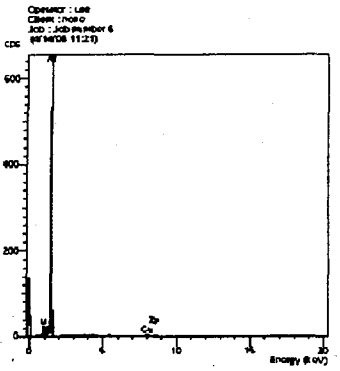
(a)



(b)

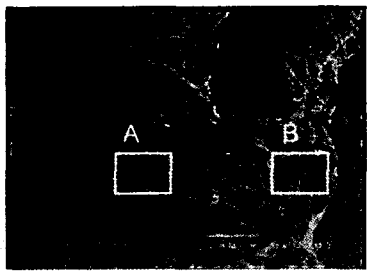


(c)



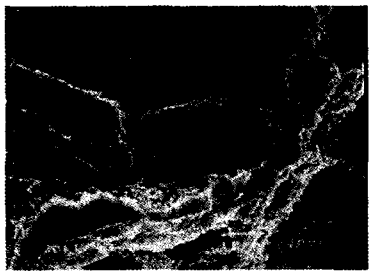
(d)

Fig.6 Result of EDS on solidification crack (A7N01, 120kV, 20mA, 700mm/min. H.V)
(a) appearance of crack (b) composition map
(c) composition of crack (d) composition of base



(a)

(b)



(c)

Fig.7 Fractography of solidification crack
(a) A5083, 120kV, 20mA, 300mm/min.
(b) Magnification of A in(a)
(c) Magnification of B in(b)

3.4 열영향부 내의 액화균열

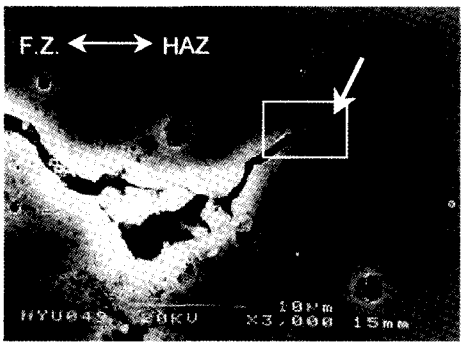
액화균열은 주로 열영향부에서 발생하며, 응고균열과 마찬가지로 균열발생에는 액상이 관여되어져 있다.

Fig.8은 열영향부에 존재하는 균열을 관찰한 것으로 이 균열의 EDS 결과 역시 Cu가 집적되어 있음을 확인할 수 있었다. 액화균열의 경우 결정립계를 따라 비연속적으로 석출한 저융점상이 급속가열의 조성적 액화(constitutional liquation)의 결과로 인하여 형성된다고 알려져 있다.(6) 용접시 입열에 의해 열영향부가 가열되면 미세한 강화 석출물들의 용해로 인하여 기지에 고용되어 있던 Mg, Zn, Cu, Si 등의 합금원소의 양이 증가하게 되고, 결정립이 성장하면서 결정립계가 이동할 때의 sweeping effect에 의하여 Mg, Zn, Cu, Si 등의 원소가 결정립계로 집적되며, 이동시 용해되지 못한 큰 강화석출물 및 비용해성(insoluble) 비금속개재물과의 고착(pinning)이 일어난다. 이 때 sweeping 편석에 의해 용융점이 저하된 결정립계에서의 incipient 용융이 일어난다. 다음으로 결정립계에 고착된 큰 강화석출물 및 비금속개재물이 기지와 반응하여 조성적 액화가 발생하여 incipient 용융된 결정립계로 침투하여 액상의 양을 증가시키고 연속적으로 만든다. 이와같은 가열중의 incipient 용융 및 조성적 액화에 의하여 연속적인 액상으로 취하된 결정립계는 냉각 중 용융부의 응고수축에 의해 인장응력을 받아 액상이 가장 많이 존재하는 부분용융부(PMR)에서 균열이 발생하여 액화된 결정립계를 따라 전파하게 된다.[8]

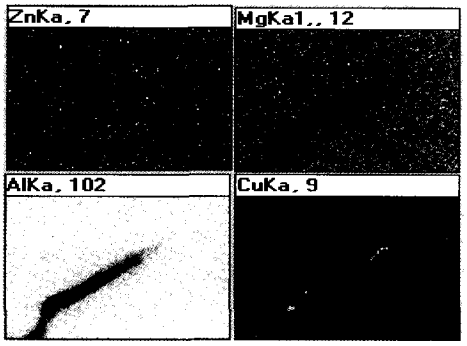
파면관찰 결과를 Fig.9에 나타내었다. Fig.9에서 Fig.9(b)는 균열이 없던 부분이 강제 파단에 의해서 연성파괴를 일으키면서 생성된 dimple이고 Fig.9(c)는 원래 균열이 있던 부분이다. 균

열이 있던 부분은 잔류액상이 존재했으리라 여겨지는 매끄러운 파면을 가지며, 세포형 수지상정 형상의 길고 나란한 상이 관찰된다.

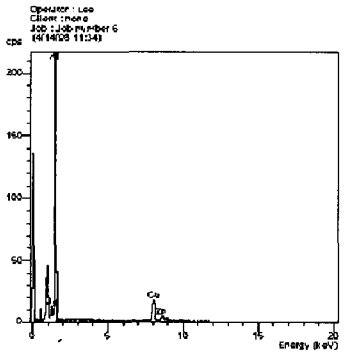
본 연구에서는 주로 용질원자의 분포에 초점을 맞추고 있으나, 고온균열 감수성에 미치는 영향은 응고 중 용질원자의 분배에 의한 잔류액상의 분포를 포함하여 응고조직의 결정립 크기, 응고온도범위, 용질원자의 편석상태, 조성적 과냉 등을 종합적으로 고려하여야 한다.



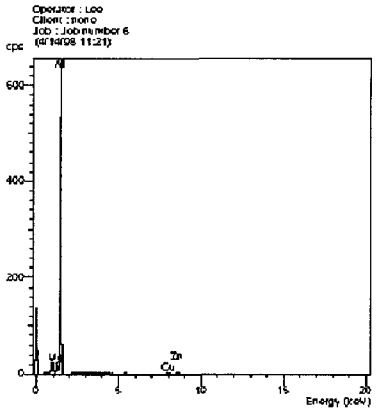
(a)



(b)

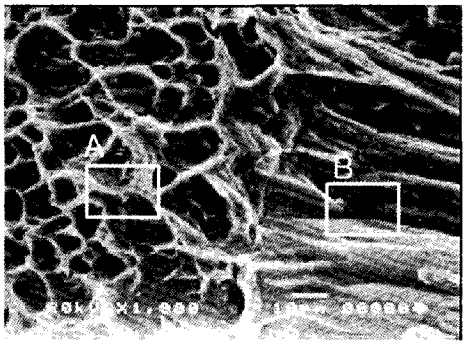


(c)

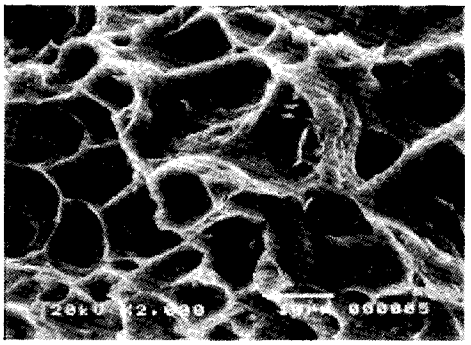


(d)

Fig.8 Result of EDS on liquation crack (A7N01, 120kV, 20mA, 700mm/min. H.V)
(a) appearance of crack (b) composition map
(c) composition of crack (d) composition of base



(a)



(b)

(c)

Fig.9 Fractography of solidification crack
(a) A6N01, 120kV, 20mA, 300mm/min.
(b) Magnification of A in (a)
(c) Magnification of B in (b)

Ⅳ. 결 론

이상과 같은 결과에 의하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 알루미늄 합금의 용접부에서 관찰되는 균열의 대부분은 대부분 루트에서 관찰되며, 응고조직의 방향으로 결정립계를 따라 전파한다.
2. 균열길이 측정 결과 용입비가 증가함에 따라 총균열길이도 증가하였으나, 최대균열길이의 경우는 크게 영향을 받지 않았다.
3. EB 용접부의 균열은 대부분 루트에서 발생하고 균열정도는 합금성분 그 자체의 편석에 의한 저융점상의 형성에도 어느 정도 영향을 받으나 주로 합금성분에 의한 용입깊이 변화가 더욱 큰 영향을 미친다.
4. 용접부의 EDS 분석결과 균열의 생성원인은 Cu, Si, Mg, Zn 와 같은 합금성분이 결정립계에 편석되었기 때문이다.

감사의 글

본 연구는 과학재단 특정기초 연구과제 (과제번호 : 96-0300-08-01-3)의 연구비로 수행되었으며, 저자는 이에 감사드립니다.

Ⅴ. 참고문헌

1. S.W.Kim, C.H.Lee, "A Study on the electron beam weldability of high strength Al alloys for the transportation applications", Proc. PRICM 3, TMS, Hawaii, USA, pp.2241, 1998
2. 김성욱, 김숙환, 이창희, "경량구조용 A5083, A6061, A7075 알루미늄 합금의 전자빔용접 특성에 관한 연구", 대한금속학회지, 36권, 7호, pp.1169, 1998
3. W.I.Pumphrey, "Joint discussion on papers", J. of Institute of Metals, vol.75, pp.235, 1948
4. W.S.Pellini, "Stain theory of hot tearing", Foundary, vol.80, no.11, pp.125, 1952
5. J.C.Borland, "Suggested explanation of hot cracking in mild and low alloy steel welds", British Welding Journal, vol.8, pp.526, 1961
6. J.J.Pepe and W.F.Savage, "Effects of constitutional liquation in the 18-Ni maraging steel weldments", Welding Journal, vol.46, no.9, pp.411s, 1967
7. W.F.Savage, E.F.Nippes, T.W.Miller, "Microsegregation in partially heated regions of 70Cu-30Ni weldments", Welding Journal, vol.55, no.7, pp.181s, 1976
8. 이창희, 조성석, "고강도 알루미늄 용접부의 고온균열 mechanism", 대한용접학회지, 14권, 3호, pp.192, 1996