

研究論文

고강도 알루미늄합금 용접부의 고온균열 Mechanism

이 창 희* · 조 성 석**

Mechanism of Hot Cracking in High Strength Al Welds

Chang Hee Lee* and Sung Seok Cho**

Abstract

This study evaluated relative hot cracking susceptibility of commercial aluminum alloy welds, and then suggested possible mechanisms operated in the weld fusion zone and in the heat affected zone based on the observed cracking morphologies, fractography and microstructural features. The fusion zone solidification cracking was found to be mainly due to a microsegregation of Cu, Si, and Mg in grain boundaries, while liquation cracking in the HAZ was by the incipient melting of the segregated grain boundaries and the constitutional liquation of large aging precipitates and intermetallic compounds in the partially melted zone adjacent to the fusion line which experienced a rapid thermal excursion during welding.

1. 서 언

알루미늄 합금은 높은 강도/중량 비, 내식성, 인성 및 저온특성을 보유하기 때문에 우주, 항공기 부품에서 선박, 자동차 같은 수송장비 등, 여러 분야에 사용되고 있으며 그 적용은 해가 갈수록 증가하는 추세이다. 일반적으로 이러한 용도에는 용접성이 우수한 고강도 합금이 사용되며, 종종 용접성과 더불어 가공성, 내식성과 내용력부식균열성을 함께 요구할때가 많다. 그러나 현재까지 상업화된 대부분의 합금은 구조물이 요구하는 모든 특성을 다 만족하지는 못하고 있다. 예를들면, 강도를 만족하는 합금은 용접성이 좋지 못하고, 용접성이 우

수한 합금은 강도가 미흡한 상태이다.

용접은 국부적이지만 새로운 미세한 주조조직을 형성하고 비평형 상태의 빠른 가열 및 냉각에 의해 용융부 및 열영향부에 원하지 않는 조직을 유발할 수도 있기 때문에 후처리를 필요로 하는 경우가 많다. 그리고 용접에 의한 조직학적 변화는 알루미늄 용접구조물의 특성을 이해하는데 가장 중요한 요인으로 작용한다. 그러므로 용접 야금을 이해함으로써 원하는 특성을 얻을 수 있거나, 혹은 용접후의 특성을 예측할 수 있어 용접구조물을 효율적으로 사용하기 위하여 설계를 조절 및 변경할 수도 있다.

본 논문에서는 저자들이 예전에 발표한 논문^{1,2)}을 기초로하여 기존 상업용 IM (ingot metallurgy)

* 정희원, 한양대학교 금속공학과

** 정희원, 충남대학교 금속응고신소재연구소(RASOM)

합금인 5052, 5083 및 7079의 용접특성을 비교검토하고 용착금속의 응고균열 및 열영향부에서의 액화균열 발생 mechanism을 규명하므로써 용접성이 우수한 고강도 PM 알루미늄 합금개발에 기초가 되고자 한다.

2. 재료 및 실험방법

2.1 재료

실험에 사용된 재료는 5052 및 5083의 두종의 non-heat treatable 합금과 7079의 heat treatable 합금이다. 이들 합금의 as-received 조건은 각각 H2 (5052, 5083) 및 T6 (7079)이며 화학성분은 Table 1에 주어져 있다.

5052 및 5083의 경우 다른 성분은 거의 유사하지만 Mg양이 서로 다르다. 7079의 경우 그 양은 작지만 결정립 미세화 원소인 Ti (0.02%) 및 Zr (0.012%) 을 소량 함유하고 있다.

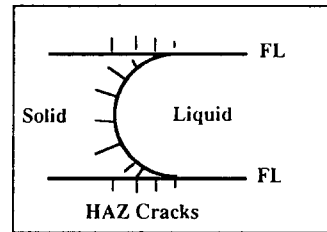
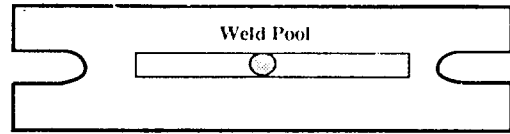
Table 1. Chemical compositions of alloys.

Alloy	Type	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Etc
A	5083	0.13	0.48	0.04	0.52	4.87	0.034	0.15	-
B	7079	0.17	0.34	0.58	0.16	3.17	4.61	0.13	Ti+Zr: 0.030
C	5052	0.12	0.37	0.01	0.12	2.97	0.023	0.15	

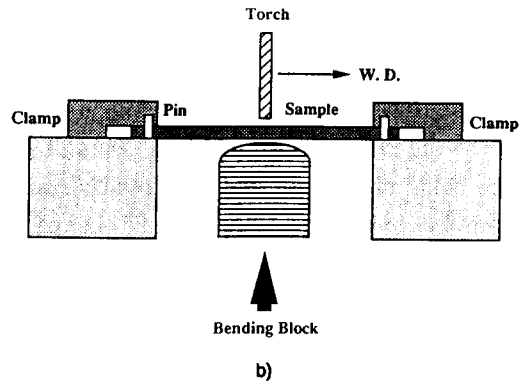
2.2 실험방법

가. 고온균열시험

본 실험에 사용된 균열시험 장치는 external restraint 형태의 MC(Multi-Cracker)로써 Fig 1에 Schematic하게 주어져 있다. 이는 전세계적으로 가장 많이 사용하고 있는 용접부 고온균열 시험방법의 인장균열시험 방법인 Sigmajig³⁾ 및 굽힘균열시험방법인 Varestreit^{4,5)}의 장점을 보완하여 한 장치를 통하여 두가지 실험을 할 수 있도록 고안 제작된 장치이다. 본 연구에서는 굽힘형균열시험만 실행하였다. 시험에 사용된 시편은 Fig 1에 나타낸 바와 같이 40mm(W) × 150mm(L) × 3mm(T) 이며



a)



b)

Fig. 1 Schematic representation of Multi-Cracker.

굽힘변형을 가할때 재료의 표면에서 인장응력은 작용하지 않도록 시편 양끝 고정부에는 hole대신 slot을 가공하였다.

시험을 간단히 설명하면 가공된 시편을 시험 장착대에 설치된 pin에 삽입시킨 다음 clamp로 느슨하게 고정후 GTA(TIG) 용접방법으로 시편 중앙선을 따라 용접을 실시하였다. 용접중 electrode끝의 위치가 시편 하부에 위치한 bending block의 중심부를 약간 지나칠때 (즉 용융지의 고액계면이 block의 중심부위에 도달했을때) 유압을 이용하여 block을 작동시켜 응고하는 용접부위에 bending strain을 빠른 속도로 부가한다. 이때 표면에 부가

된 변형량은 아래의 방정식을 사용하여 계산했다.

$$\text{변형량 } (\epsilon) = t/2R (\%)$$

t : thickness

R : Radius of block

본실험에 사용한 변형량은 0, 0.25, 0.5, 1.0, 2.0, 4.0 % 이었다. 각 변형량에서 각각 3 개의 시편을 시험하였다. 이때 사용한 용접조건은 용입이 두께의 1/2이되는 조건을 사용하였다 (전류: 80A, 용접속도: 300mm/min, 보조가스 Ar: 25 l/min, 2% Th - W 용접봉, arc distance: 2 mm). 시험후 표면을 저배율(10X) 광학현미경으로 각지역(용착금속; fusion zone 및 열영향부; heat affected zone)에서의 최고균열길이 (MCL: maximum crack length) 및 총균열길이 (TCL: total crack length)를 측정하였다.

나. 조직 및 파면검사

균열길이를 측정후 용접방향과 수직방향 혹은 표면을 광학현미경으로 macro 및 micro 조직검사를 실시하였다. 사용한 etchant는 Keller s 용액이었다. 일부시편은 SEM을 이용하여 조직 및 석출물의 성분검사 (EDAX 및 element mapping)를 실시하였다.

SEM 파단검사는 jewelry saw를 사용하여 균열가까이를 조심스럽게 절단한후 질소 분위기에서 open했으며, 관찰전 표면은 초음파 세척을 하였다.

다. Differential Scanning Calorimetry

재료의 응고시작 및 완료 온도를 DSC를 사용하여 측정하였다. 이때 가열 및 냉각속도는 5℃/min로 하였으며 최고온도는 700℃로 하였다. 에너지 sampling시간은 5초를 사용하였다.

3. 시험결과 및 고찰

3.1 용착금속(fusion zone)의 응고균열

가. 균열감수성 비교

Fig 2에는 실험한 합금의 용융부에서의 응고균

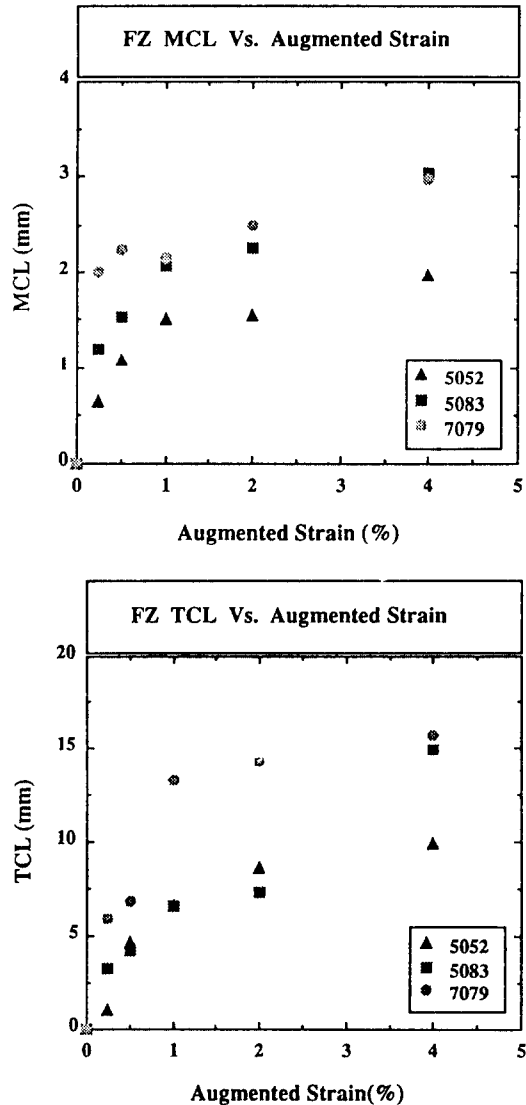


Fig. 2 Comparison of fusion zone cracking resistance.

열 감수성을 비교하고있다. 각 그림에는 부가변형량(augmented strain) 변화에 따른 최고균열 및 총균열길이를 비교하고 있다. MCL을 비교해보면, 세시편의 임계변형량 (threshold strain, 균열을 유발시키는 최소변형량)은 동일하게 0.25% 이하이며, 변형이 증가할수록 균열길이는 급속도로 증가하다가 약 1% 이상에서는 더이상 균열길이의 증가가 없는 것을 알 수가 있다. 하지만, 같은 변형

량하에서 7079가 5083 및 5052보다 큰 것을 관찰할 수 있고, 한편 TCL의 경우도 MCL과 마찬가지로 7079가 5083 및 5052보다 크고 5083 및 5052는 유사한 정도의 균열을 보여주고 있다. 그러므로, 두 parameter (MCL 및 TCL)를 함께 고찰해보면 heat treatable 합금인 7079가 가장 높은 응고균열 감수성을 가지고 있고 그다음으로는 상대적으로 높은 Mg함량을 보유한 5083 그리고 5052 순으로 나타난다.

이러한 균열감수성의 차이는 재료의 응고구간 비교를 통하여 설명할 수 있다. Boland이론^{6,7)}에 의하면 균열감수성은 재료의 "임계응고구간"이 클수록 높은 것으로 알려져있다. 하지만, 임계응고구간의 측정은 쉬운것이 아니므로, 일반적으로 재료의 응고구간 (liquidus - solidus)의 측정을 통하여 간접적으로 비교할 수 있다. Fig 3 에는 시험합금 5083 및 7079의 DSC curve를 보여주고 있고, Table 2에는 curve 및 상태도로부터 측정된 여러점의 온도를 요약했다. DSC curve에서 negative 에너지 peak를 보여주는 부위는 흡열반응인 가열반응(용융)을 나타내고 positive peak는 발열반응인 응고를 나타낸다. 각 curve에는 중요 point에 온도를 표시하고 있다.

이들 curve와 Table 2로부터 관찰할 수 있는 사실은 7079의 높은 균열감수성은 상대적으로 넓은 응고구간 때문인 것으로 유추할 수 있다. DSC 와 평형상태도를 비교해보면 상당한 차이가 있는 것을 발견할 수 있는데, 특히 7079의 경우가 5052 및

Table 2. Summary of DSC measurement.

Alloy	DSC			Phase Diagram			Alloy system
	Liquidus	Solidus	L-S	Liquidus	Solidus	L-S	
5052	642	581	61	635	590	45	Al-Mg
5083	630	565	65	630	580	50	Al-Mg
7079	630	542 (470)	88 (160)	615	580	35	Al-Zn-Mg

5083의 경우보다 큰 것을 알 수가 있다. 물론 그차이는 평형상태도 에서는 다른 온도강하원소 (Si, Cu, etc)를 고려하지 않고 주원소만 고려한 이유도 있지만 실제적인 (늦은 속도이지만, 5°C/min) 응고에서는 편석등에 의해 결정립계 및 주상정입계의 마지막으로 응고하는 액상의 용점이 하강되었기 때문이다. 특히 7079의 경우 대부분의 bulk는 약 542°C 에서 응고가 완료되었지만 결정립계등에 잔류하는 액상은 주원소인 Mg, Zn뿐만 아니라 Cu, Si등의 편석에 의해 용점이 저하되어 470°C의 낮은 온도에서 마지막으로 응고한 것으로 사료된다. 실제 용착금속의 냉각속도는 DSC보다 월등히 빠른 10²-10³°C/sec 정도가 되므로 더욱 많은 편석 때문에 peritectic반응에 의해서 DSC에서 측정된 온도보다 온도가 더 하강될 수 있다.

나. 조직 및 파면검사

Fig 4에는 4%의 변형으로 시험한 표면균열의 전형적인 macro형상을 보여주고 있다. 균열은 변형

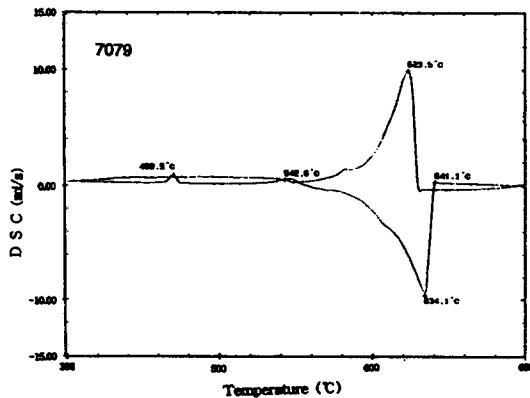
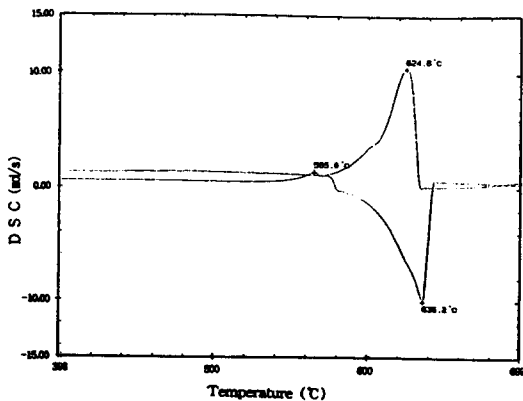


Fig. 3 DSC curve for 5083 and 7079.

을 가하기 직전에 존재하던 고-액계면과 수직으로 형성하였으며 이는 columnar 결정립계를 따라 전파한 것을 쉽게 관찰할 수 있다. 측정된 결과 (Fig 2)에서 보았듯이 최고균열길이는 5052, 5083 및 7079순으로 큰 것을 알 수 있다. Fig 5에는 5083에서 관찰된 전형적인 응고균열 미세조직을 나타내고 있으며 대부분의 균열은 경정립계를 따라 형성했으며 일부 미세균열은 주상정립계를 따라 발생했음도 관찰할 수 있다. 그리고 응고중 마지막으로 응고하는 결정립계를 따라 검게 보이는 석출물들이 형성되어 있는데 이는 Mg, Si등의 편석에 의해 Al-Mg₂Al₃ 공정반응물 혹은 Mg, Si, Fe 등을 함유하는 저융점 석출상으로 예상된다. EDAX 에 의하면 boundary에는 core에 비해 Mg 및 Si가 편석이 되었음을 관찰했다.

Fig 6에는 7079시편에서 관찰한 조직사진으로써 5xxx계열 합금과 유사한 조직 및 균열 morphology를 보여주고 있다. 주상정 boundary에서 관찰한 EDAX에서도 다른합금과 마찬가지로 Mg, Si, Zn등이 편석되어 있었으며, 여기에 더불어 7079에는 Cu의 편석이 두드러지게 많은 것을 Fig 7에 주어진 Cu k.map 을 통해 알 수가 있고, 특히 균열이 형성된 결정립계에는 더욱 많은 Cu가 존재하여 7079의 높은 응고균열감수성에는 Cu의 편석과 밀접한 관계가 있음을 예측할 수 있다.

Fig 8에는 7079용접부에서 관찰된 TiAl₃로 예상되는 particle을 보여주고 있다. 이조직으로 부터 TiAl₃가 결정립 미세화에 역할을 했는지에 대한 명확한 증거를 찾을 수 없다. 물론 본실험에 사용된 7079에는 작은량의 Ti (0.02%)을 함유하고 있기 때문일 것으로 사료된다. 문헌⁸⁾에 의하며 Ti, Zr이 용착금속의 결정립미세화 역할을 하려면 최소한 0.1 - 0.2%정도는 함유해야 한다고 알려져있다. 하지만, 현재까지의 소개된 연구결과에 의하면 Ti 및 Zr등이 어떻게 결정립 미세화에 공헌을 하는지에 대해선 명확한 해답이 없다. 그러나 한가지 중요한 사실은 Ti 및 Zr이 원소로만 존재해서는 아니되고 응고전 및 도중에 TiAl₃ 혹은 ZrAl₃로 존재 되어야만 heterogenous핵생성 역할을하여 결정립 미세화에 기여할 수 있다는 것이다. 하지만 용접 전 모재에 존재하던 화합물은 용접 arc열에 의해 용해될 것으로 예상되고, 응고도중에 화합물형성은 구조와 다르게 용착금속의 빠른 응고 및 냉각속

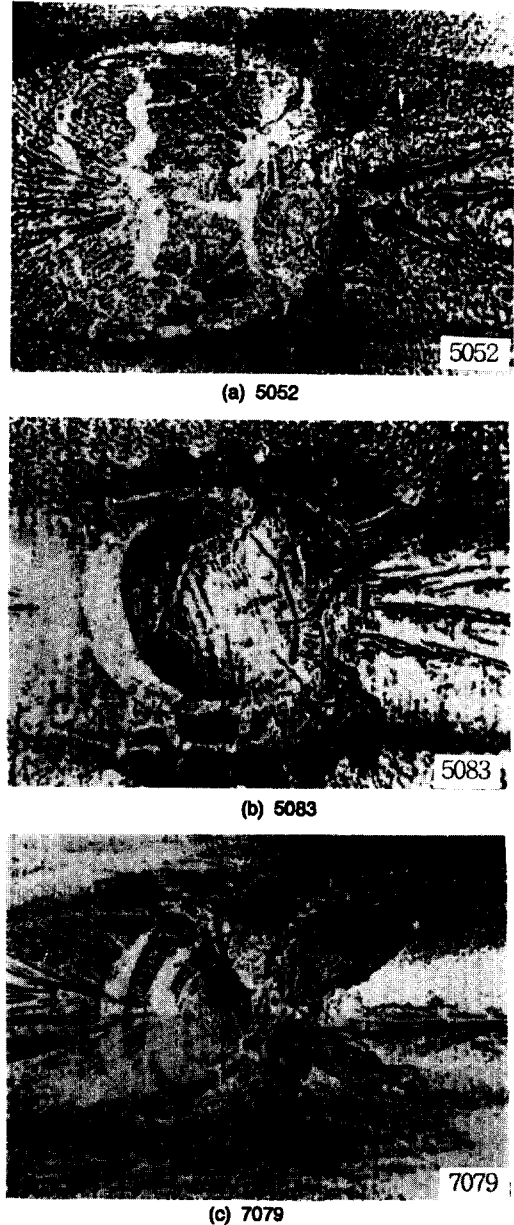


Fig. 4 Macroscopic appearance of surface of tested sample, 4% strain.

도에서는 거의 불가능 하리라 예상된다. 그러므로 결론적으로 용접전 Ti 및 Zr이 모재에 Al화합물로 존재하여야 하고 그 크기가 충분히 크서 용접열에 의해 완전히 용해되지 않아야만 결정립 미세화

에 기여할 수 있으리라 예상된다. 이러한 사실은 더 많은 연구가 필요하다.

Fig 9에는 전형적인 응고균열 파단면을 보여주고 있다. 용접균열부와 모재와의 구분을 위하여 용접선을 따라 점선으로 표시하였다. 균열은 용융지 전깊이에 걸쳐 형성이 되었으며, 모재의 파단은 시편준비시에 일어난 기계적인 파단에 의해 전형적인 MVC(microvoid coalescence) 조직을 보여주며 dimple내부에는 금속간화합물이 존재하는 것을 발견할 수 있다. 응고균열 파단면에는 columnar grain의 성장방향으로 나열된 주상정 형태를 명확

히 구분할 수 있고 표면이 매끄러운 것을 알 수 있어 균열은 변형이 가하기 직전에 결정립계에 존재하던 잔류액상(liquid film)을 따라 형성된 것을 시사해준다. 파단면의 고배율조직을 보면 액상의 존재 유무가 더욱 명확하고 Fe, Cr, Mn, Mg, Si 등을 함유하는 intermetallic compound 석출도 발견할 수 있다.

다. 응고균열생성 mechanism

상기의 DSC측정 결과로부터 합금의 응고는 평형상태도로부터 예측된 온도보다 낮은 온도에서 완료되는 것을 알 수가 있었다. 그중에서도 7079의

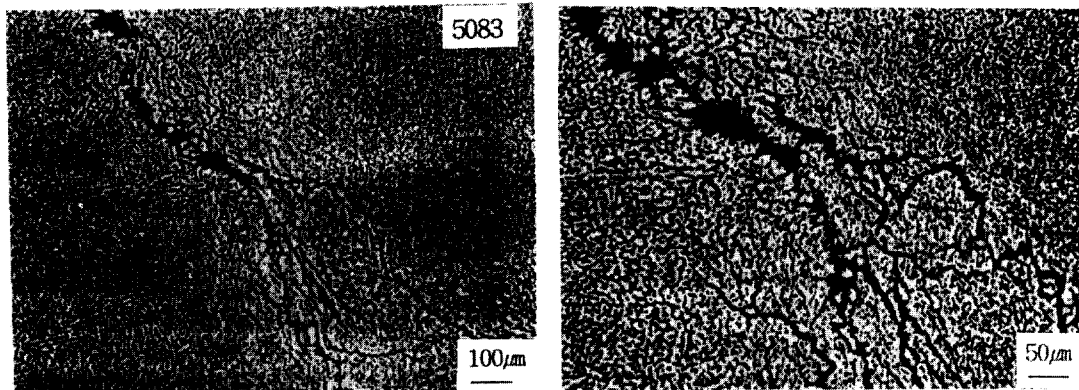


Fig. 5 Typical solidification cracks in 5083 fusion zone.

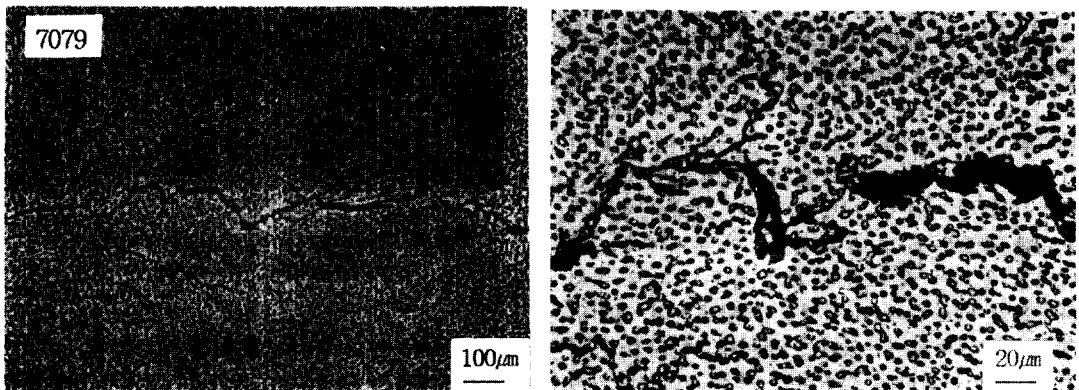


Fig. 6 Typical solidification cracks in 7079 fusion zone.

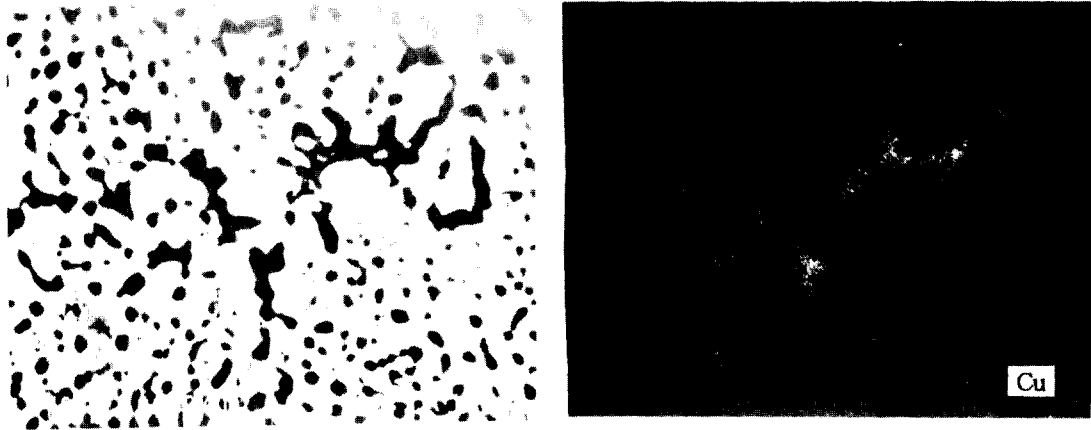


Fig. 7 Association of Cu segregation with solidification crack in 7079.

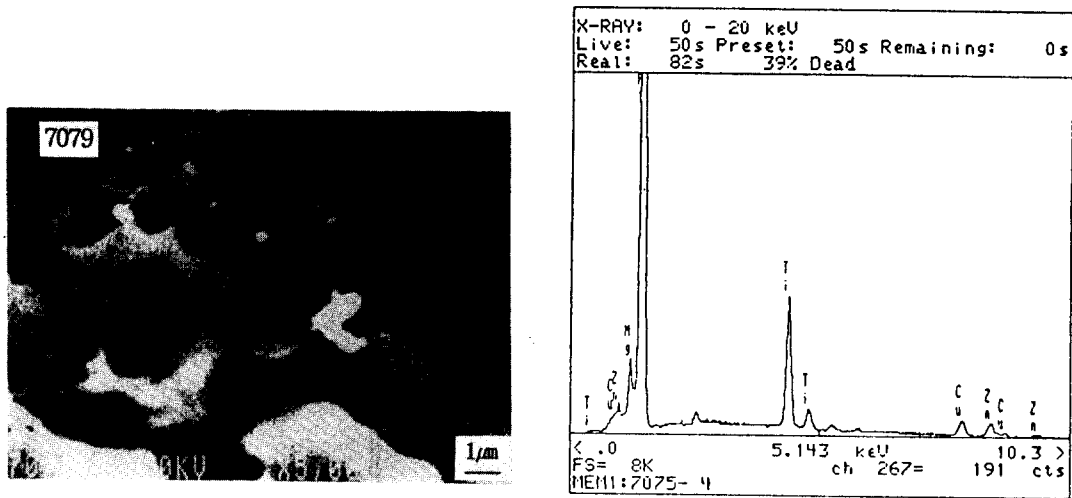


Fig. 8 $TiAl_3$ in 7079 fusion zone.

경우 bulk의 응고가 완료된 후에도 작은량의 액상이 잔존하여 70°C나 낮은 온도에서 응고가 완료되었다. 그리고 조직 및 파단검사를 통하여 이러한 잔류액상은 결정립계를 및 주상정입계를 따라 존재하고, 이는 major 및 minor합금원소들의 편석의 결과인 것을 관찰하였다. 그리고 균열은 예외없이 입계변형이상에서 액상이 잔존하던 결정립계를 따라 형성이 되어 intergranular (interdendritic) 파단 morphology를 보여준다.

그러므로, 알루미늄 합금의 용착금속에서의 응고균열 mechanism은 응고시 주 및 부 합금원소의 편석에 의해 마지막 응고가 일어나는 결정립계에서의 반응에 의해 저융점상을 형성하여 대부분의 용착금속 bulk의 응고가 완료된 온도 이하에서도 liquid film 형태로 잔존하여, 용착금속의 응고시 발생하는 수축인장응력이 이지역에 집중되므로써 균열이 발생하는 것으로 사료된다. 그리고 7079와 같이 Mg, Zn보다 상대적으로 작은 평형분배계수

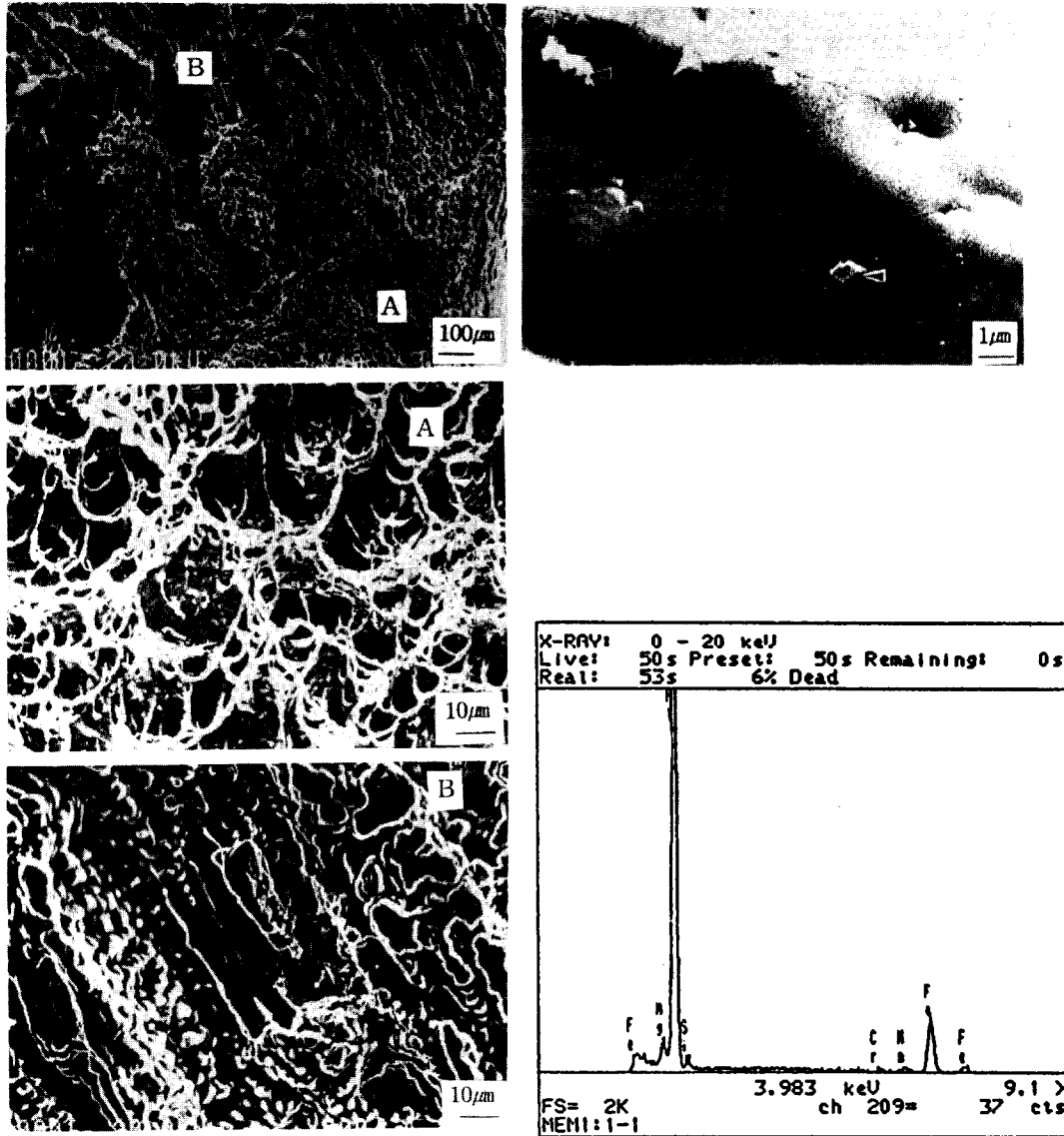


Fig. 9 Typical appearance of solidification crack surface in 5083.

를 가지는 Cu의 편석에 의해 잔류액상의 용점온도를 더욱 낮추고 액상의 양을 증가시켜 균열발생 및 전파를 수월하게 하여 균열감수성을 크게한 것으로 사료된다.

3.2 열영향부의 액화균열 (liquation cracking)

가. 균열감수성 비교

Fig 10에는 모재 열영향부에서의 시편별 액화균열감수성을 비교하고 있다. 각 그림에는 부가변형량 변화에 따른 MCL 및 TCL변화를 비교하고 있다. 임계변형량은 세합금 모두 0.5% 이하로 동일하고, MCL의 경우 용착금속의 응고균열의 경우와 마찬가지로 7079의 균열이 가장 크고 그다음으로

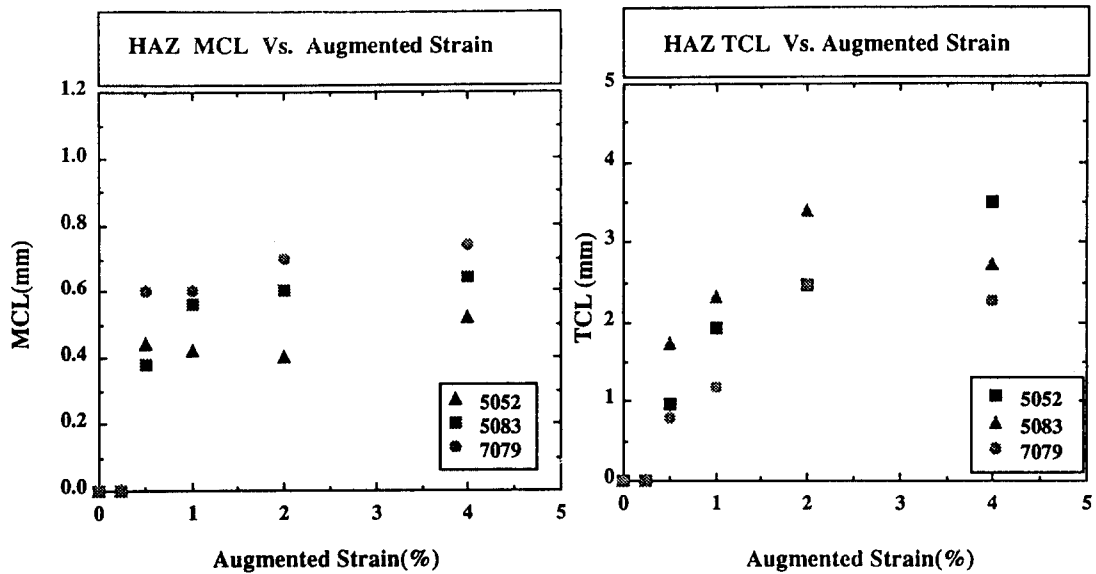


Fig. 10 Comparison of heat affected zone coating.

는 5083, 5052의 순으로 나타나고 있다. 하지만 TCL의 경우, 7079가 가장 작은정도를 나타내는 반면에 5083이 가장 큰 감수성을 보여주고 5052는 그 중간을 나타낸다. 이렇게 MCL 및 TCL의 결과가 서로 다르게 나타나는 것은 모재의 결정립 크기가 7079가 5083 및 5052보다 크서 fusion line과 접하는 결정립계의 수가 작아 전체적으로 작은수의 균열이 발생하여, 최고균열 길이는 7079가 크지만 각 균열길이를 합한 총균열길이는 작아진 것으로 사

료된다. 그러므로 용접전 재료의 결정립크기가 같다고 가정하면 7079의 균열감수성이 가장 높고 그 다음으로는 5083 및 5052 순일 것으로 사료된다.

나. 조직 및 파면검사

Fig 11에는 5083 열영향부에서 관찰된 조직을 보여준다. 열영향부의 균열은 용접선(변형방향)과 수직방향으로 형성되어 있으며 균열은 고온인 용접선 부근에서 발생하여 용융된 결정립계를 따라

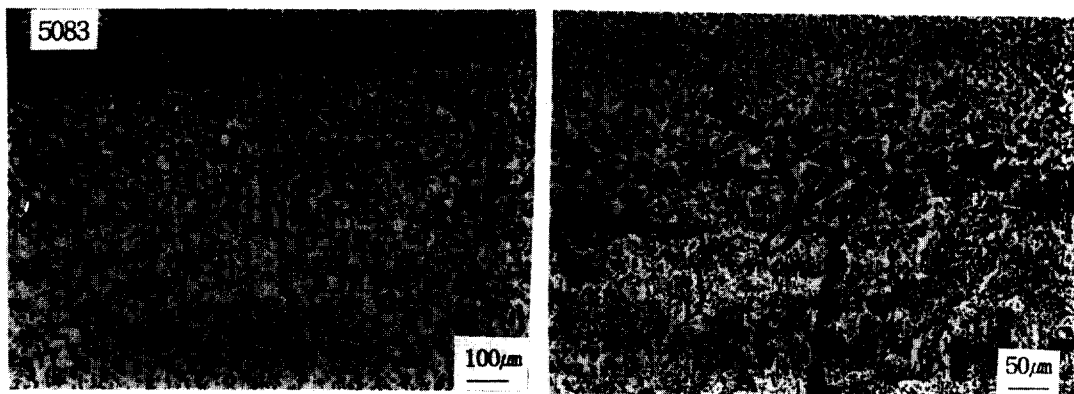


Fig. 11 Typical HAZ liquation crack in 5083.

낮은 온도의 모재 방향으로 전파한 것을 알 수가 있다. 그리고 용착금속의 응고균열과 연결된 균열도 발견할 수 있다. Fig 12a에는 7079의 열영향부 균열을 보여주고 있는데 5083과 거의 같은 양상을 보여주고 있다. 그리고 결정립계를 따라 거의 연속적으로 용융된 듯한 부분용융부 (partially melted zone)의 조직을 Fig 12b에 나타내었다. 이 조직을 자세히 관찰해보면 결정립계를 따라 비연속적으로 석출한 Al_2CuMg , $Mg(Zn, Cu, Al)_2$ 등이 급속가열의 비평형반응 (constitutional liquation)^{9,10}의 결과로 유추되는 용융에 의해 rossets 혹은 망상 조직을 보여주고 있으며, 결정립내부에 존재하는 약 10 μm 의 크기를 가진 석출물 주위에도 constitutional liquation에 의해 용융이 형성된 흔적 (화살표)을 관찰할 수 있다. 그리고 일부 석출물은 결정립계가 migration (성장)할 때 서로 접촉하여 용융된 부분이 서로 연결된 것도 발견할 수 있다. 한편 이 부위의 고배율 SEM 조직사진과 Cu, Si map과 EDAX분석을 Fig 13 및 14에 나타내었다. 분석에 의하면 결정립계를 따라 연속적으로 형성된 액상에는 Si 및 Cu가 다량 존재하고 있는 것을 발견할 수 있다. 그리고 일부 석출물들은 Fe, Cr, Si등을 함유하고 있는 Al_2Cu_2Fe , $(Fe, Cr)_3SiAl_{12}$ 등으로 예상되는 insoluble 비금속 개재물인 것을 알 수가 있다. 그러나 대부분의 7xxx계열의 미세한 강화석출물 (aging precipitate) 들은 고온가열에 의해 용해되어 SEM으로 관찰할 수 없다.

Fig 15에는 용착금속의 응고균열과 연결되어 있는 열영향부 균열파단면 fractograph를 보여주고 있다. 파단면으로부터 열영향부의 균열은 입계파단인 것을 명확하게 알 수가 있으며, 단면에 존재하는 protuberance (돌기)는 균열이 발생할 때 결정립계에는 액상이 존재하고 있었다는 증거를 보여주고 있다.

다. 열영향부 액화균열 발생 mechanism

상기의 균열부의 조직검사 결과로부터 열영향부의 고온균열은 용접선 가까이 액상선-고상선 온도 구간으로 가열된 부분용융부에서 집중적으로 발생한다는 사실을 관찰했다. 이들 부분용융부에는 여러가지 평형 및 비평형 금속학적 반응이 일어난 것도 발견했다. 이들 관찰된 사실로부터 균열 발생 mechanism을 유추해 보자.

먼저 용접열에 의해 열영향부가 가열될 때 일어날 수 있는 현상을 단계별로 나열해 보자면,

1) 미세한 강화석출물들의 용해: 이로 인하여 기지에 고용된 Mg, Zn, Cu, Si등의 합금원소의 량이 증가.

2) Grain boundary migration (결정립성장): 입계가 이동할 때 "sweeping 효과"¹¹⁾에 의해 Mg, Cu, Si, Zn등의 원소의 결정립계로의 집적이 예상되며, 그리고 이동시 용해되지 못한 큰 강화석출물 및 insoluble 비금속개재물과의 pinning이 일어난다.

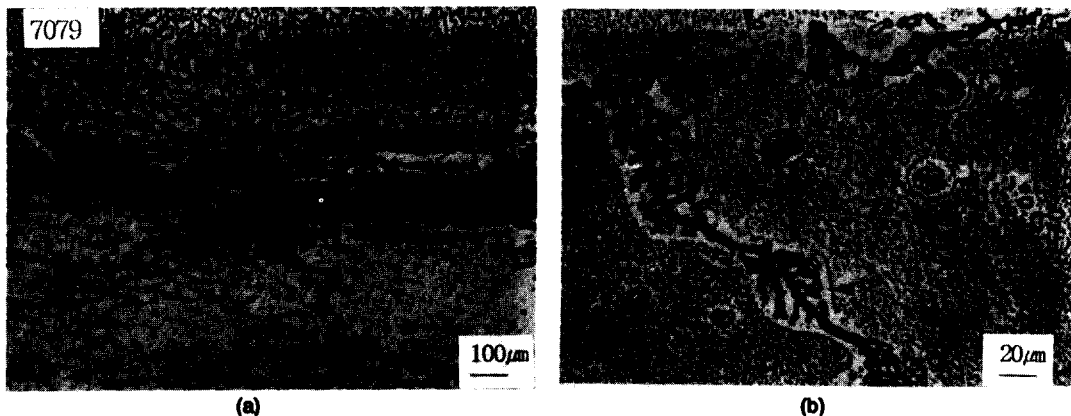


Fig. 12 Typical HAZ liquation crack in 7079

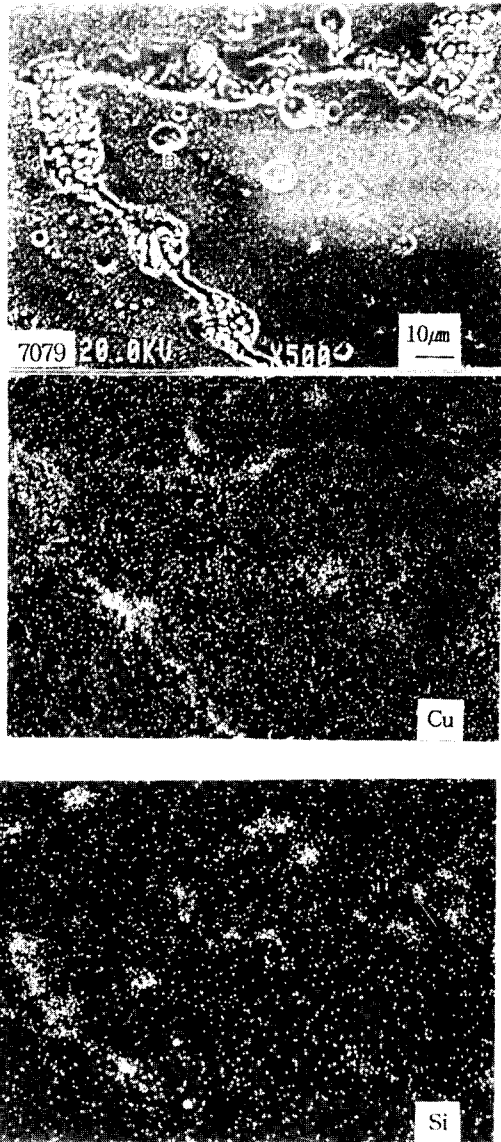


Fig. 13 Cu and Si Mapping of the partially melted region in 7079.

3) 결정립계의 incipient melting: sweeping편석에 의해 용융점이 저하된 결정립계에서의 용융이 일어난다.

4) Constitutional liquation: 결정립계에 pinning된 큰 강화석출물 및 비금속개재물이 기지와 반응하여 용융이 발생하여 incipient melt된 결정립계로 침

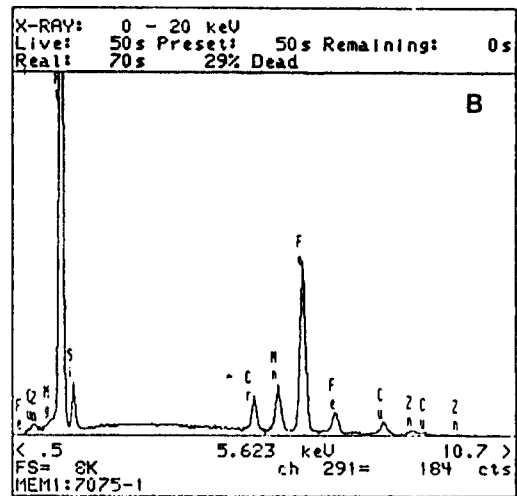
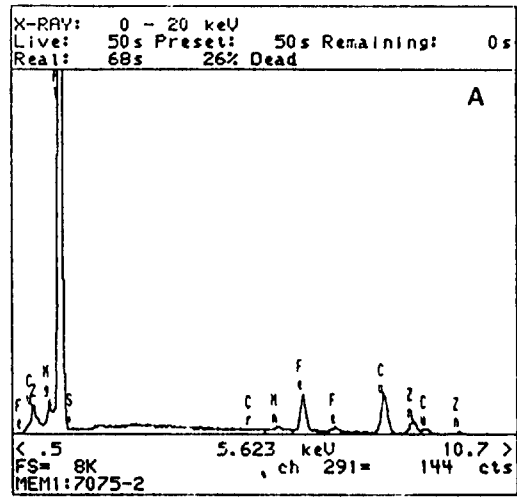


Fig. 14 EDAX analyses of particles in Fig. 13.

투하여 액상의 량을 증가시키고 연속적으로 만든다. (constitutional liquation은 금속가열에 의하여 원소의 완전한 확산이 일어날 시간이 짧아 particle 주위에 원소들이 높은 농도로 존재하므로써 액상이 형성되는 현상)

상기와 같이 가열중에 incipient melting 및 constitutional liquation에 의하여 연속적인 액상으로 취화된 결정립계는 냉각중 용착금속의 용고수축에 의해 인장응력을 받아 액상이 가장 많이 존재하는 부분용융부에서 균열이 발생하여 액화된 결정립계

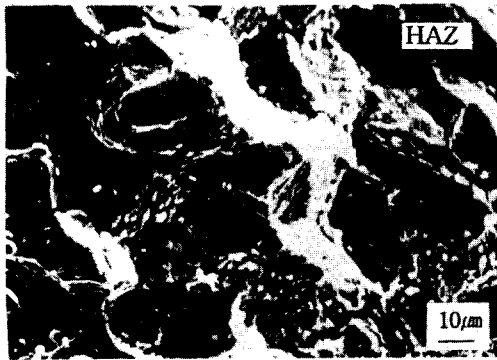
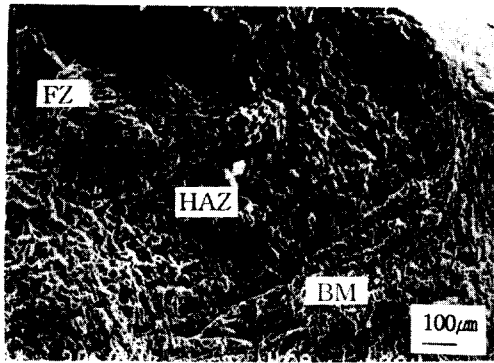


Fig. 15 Appearance of HAZ liquation crack surface.

를 따라 전파한다.

4. 결 론

상기의 5052, 5083 및 7079의 용착금속의 용고균열 및 열영향부에서의 액화균열 감수성을 비교검

토해 본 결과 균열은 다른 조건이 동일한 경우 재료의 화학성분에 따른 용고형태 및 석출물의 type에 의해 결정된다는 사실을 발견하였다. 그리고 각 성분의 영향은 원소 그자체의 영향보다 상호작용이 더욱 중요하다. 세 합금중에서 7079의 균열감수성이 가장 높았으며 이는 Cu의 첨가가 가장 큰 원인인 것으로 사료된다. 그리고 결정립 미세

화를 통한 용접성향상을 위하여 Ti, Zr을 첨가할 때, 적절한 양의 선정뿐 아니라, 이들이 용접전에 모재에서 용접 arc열에 의해 완전히 용해되지 않을 정도의 큰 크기로 존재하여야 하므로 제조과정(압출속도, 온도, 및 열처리조건)을 면밀히 검토하여 제조하여야 할 것으로 사료된다.

6. 참고문헌

1. 李昌禧, 張來雄 : 알루미늄합금의 熔接特性 Part I, 龜裂 및 氣孔, 大韓鎔接學會紙, 10(3), 1992, P.1
2. 李昌禧, 張來雄 : 알루미늄합금의 熔接特性 Part II, 熱影響部의 特性, 大韓鎔接學會紙, 11(1), 1993, P.2
3. Goodwin G.M. : Welding Journal, 66(2), 1987, p.33s
4. Lundin C.D., Lee C.H. and Menon R. : WELDING RESEARCH, THE STATE OF THE ART, ASM, 1985, p.65
5. Savage W.F. and Lundin C.D. : Welding Journal, 45(11), 1966, p.497s
6. Boland J. C. : British Welding J., 7(8), 1960, P.508
7. Boland J. C. : British Welding J., 8(11), 1961, P.526
8. Yunjia H., Frost R.H., Olson D.L. and Edwards G.R. : Welding Journal, 68(7), 1989, P.280s.
9. Pepe J.J. and Savage W.F. : Welding Journal, 46(9), 1967, p.411s.
10. Savage W.F., Nippes E.F. and Miller T.W. : Welding Journal, 55(7), 1976, p.181s
11. Tamura H. and Watanabe T. : Transactions of JWS, 4(1) 1973, p.30