



Al합금 펄스 Nd:YAG 레이저 점 용접부의 균열 발생기구

하용수* · 조창현** · 강정윤*** · 김종도**** · 박화순*****

*부산대학교 대학원 금속공학과

**LG 전자(주)

***부산대학교 금속공학과

****해양대학교

*****부경대학교 재료공학과

Mechanism of Crack Formation in Pulse Nd YAG Laser Spot Welding of Al Alloys

Yong-Su Ha*, Chang-Hyeon Cho**, Chung-Yun Kang***, Jong-Do Kim**** and Hwa-Soon Park*****

*Graduate School, Dept. of Metall. Eng., Pusan National University, Pusan 609-735, Korea

**LG Production Engineering Research Center, Pyungtaek, 451-713, Korea

***Dept. of Metall. Eng., Pusan National University, Pusan 609-735, Korea

****Div. of Marine System Eng., Korea Maritime University, Pusan 606-791, Korea

*****Div. of Materials Sci. Eng., Pukyong National University, Pusan 608-739, Korea

Abstract

This study was performed to investigate types and formation mechanism of cracks in two Al alloy welds, A5083 and A7N01 spot-welded by pulse Nd : YAG laser, using SEM, EPMA and Micro-XRD. In the weld zone, three types of crack were observed : center line crack(C_C), diagonal crack(C_D), and U shape crack(C_U). Also, HAZ crack(C_H) was observed in the HAZ region, furthermore, mixing crack(C_M) consisting of diagonal crack and HAZ crack was observed.

White film was formed at the hot crack region in the fractured surface after it was immersed to 10%NaOH water. In the case of A5083 alloy, white films in C_C crack and C_D crack region were composed of low melting phases, Fe_2SiAl_8 and eutectic phases, Mg_2Al_3 and Mg_2Si . Such films observed near HAZ crack were also consist of eutectic Mg_2Al_3 . In the case of A7N01 alloy, eutectic phases of $CuAl_2$, $Mg_{32}(Al,Zn)_3$, $MgZn_2$, Al_2CuMg and Mg_2Si were observed in the whitely etched films near C_C crack and C_D crack regions. The formation of liquid films was due to the segregation of Mg, Si, Fe in the case of A5083 alloy and Zn, Mg, Cu, Si in the case of A7N01 alloy, respectively.

The C_D and C_C cracks were regarded as a result of the occurrence of tensile strain during the welding process. The formation of C_M crack is likely to be due to the presence of liquid film at the grain boundary near the fusion line in the base metal as well as in the weld fusion zone during solidification. The C_U crack is considered a result of the collapsed keyhole through incomplete closure during rapid solidification.

(Received October 7, 1999)

Key Words : A5083, A7N01, Nd : YAG Laser, Spot welding, Crack formation mechanism, Solidification cracking, Liquation cracking, HAZ cracking, U shape cracking, Output energy, Pulse time

1. 서 론

Al합금의 레이저 용접부에서 발생하는 균열은 발생위치 및 용접선의 방향에 따라 크레이터균열, 종균열, 횡균열 등으로 분류되며, 발생기구 별로는 용접금속에서 발생하는 응고균열과 열영향부의 결정립계에서 발생하는 액화균열이 주종을 이루고 있다¹⁾. 이러한 균열들은 용접시공에 있어서 문제가 되는 중대한 결함이다.

응고균열은 균열감수성이 높은 합금인 후판을 연속 레이저로 저속 대입열 용접하는 경우, 비드의 폭이 넓고, 용입이 깊을 때 용접금속에서 종방향이나 수평방향으로 발생하기 쉽고²⁻⁴⁾, 액화균열은 저속·대입열 용접에서 용입이 깊은 경우에 발생하기 쉬운 것으로 알려져 있다⁴⁾.

Al합금의 레이저 용접부의 균열감수성은 모재, 프로세스 및 용접조건 등에 따라서 좌우된다. 모재의 영향으로는 Mg, Si, Zn과 같은 원소의 함유량^{5,6)}과 판 두께⁷⁾를 들 수 있다. 같은 합금이라도 용접기의 종류, 즉 YAG 레이저, CO₂레이저에 따라서 다르고, 더욱이 연속, 펄스 혹은 스폿 등과 같은 프로세스에 따라서 다르다⁸⁻¹⁰⁾. 용접조건으로는 출력, 용접속도 등이 있다¹¹⁾. 레이저용접에 대한 균열방지 대책을 수립하기 위해서는 합금별 및 프로세스별에 따른 균열감수성에 대한 많은 데이터의 축적이 필요하지만, 이에 대한 연구는 이제 시작하는 단계이다. 특히 용접균열 발생 기구 등과 같은 물리·금속학적인 기초적 연구가 아주 미흡한 실정이다.

한편, Al합금의 박판 용접에서는 크레이터에서 균열이 가장 많이 발생하여 큰 문제점으로 지적되고 있다. 크레이터 균열의 발생인자, 기구 등을 규명하기 위해서는 스폿 레이저 용접 시 발생하는 균열에 대한 연구로부터 해명하는 것이 바람직하다고 생각된다. 그러나, 이에 대한 연구는 아주 적다¹²⁾.

본 연구에서는 Al합금의 용접 시 크레이터에서 발생하는 균열의 발생기구를 규명하는 것을 목적으로, A5083 및 A7N01 Al합금을 대상으로 펄스형 Nd : YAG 레이저로 점용접을 실시한 후, 비드 단면 조직으

로부터 균열의 종류를 분류하고, 강제 파단 파면의 특징과 균열 부위에 존재하는 상을 EDX, EPMA 및 마이크로 XRD로 분석하여 각 균열의 발생기구를 고찰하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 사용한 모재는 경량구조용 재료로 주로 사용되는 비열처리용 합금인 Al-Mg계의 A5083과 열처리용 합금인 A7N01을 사용하였다. 표 1은 이들 모재의 화학조성을 나타낸 것이다. 용접에 사용한 시험편은 25(w)×25(l)×4(t)mm의 크기로 절단하고, 에머리페이퍼 400번까지 연마한 후, 아세톤으로 세척하여 사용하였다.

레이저 장치는 MIYACHI TECHNOS(Model MHL250A)제 펄스 파형 제어형 Nd:YAG 레이저($\lambda = 1.06\mu\text{m}$) 장치로서 최대출력에너지 90J/p, 최대피크출력 5kW이며, 펄스조사 시간을 1~20ms, 여기 램프전압을 200~495V 범위 내에서 변화시킬 수 있는 기기이다. 용접은 Ar 분위기에서 점용접을 행하였다. Ar가스의 유량 및 초점거리를 각각 30l/min 및 0mm로 고정하고, 출력에너지 및 펄스시간을 각각 47~88J/p 및 5~20ms로 변화시켰다. 또한, 펄스형상은 펄스시간 20ms 내에서 램프전압을 2단계 혹은 3단계로 변화시켰다.

상기와 같은 용접조건으로 행한 시험편에 대하여 균열의 발생 장소, 형상 및 특징 등을 파악하기 위하여, 시험편을 연마하고, Keller시약으로 부식시켜 광학현미경과 SEM으로 관찰하였다. 균열부위를 조사하기 위한 시험편은 우선 가능한 용접부위만 차지하도록 절단하고, 용접부 근방에 노치를 내어, 액체질소에서 냉각한 후, 강제적으로 파단하여 제작하였다. Al합금에서 고온균열이 존재하는 시험편을 NaOH 수용액에 침지하게 되면, 고온균열의 원인인 액막이 박리되어, 균열 부위에 흰색 막이 형성되는 것으로 알려져 있다¹³⁾. 그래서 파면 및 단면을 관찰한 시험편을 10%NaOH 수용액에 침지시켜, 액막의 형성 여부를 판단하였다. 이 액막의 성분 및 상의 종류를

Table 1 Chemical compositions of materials used

Materials	Chemical compositions (wt.%)									Treatment condition
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al	
5083	0.16	0.18	0.05	0.70	4.50	0.11	0.02	0.03	bal.	H112*
7N01	0.09	0.18	0.10	0.41	1.23	0.19	4.52	0.02	bal.	T5**

* as hot-rolled ** aging (120℃×24hrs)

파악하기 위하여, SEM/EDX, EPMA 및 마이크로 XRD로 분석하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용접균열의 종류와 특징

그림 1은 펄스시간을 20ms로 고정하고 출력에너지를 변화시키거나, 출력에너지를 88J/p(램프전압 495V)로 고정하고 펄스시간을 변화시켜 용접한 경우, 대표적인 용접부의 단면조직을 나타낸 것이다. 그림 2는 펄스시간 20ms 내에 램프전압을 495V(10ms)-459V(10ms) 및 495V(10ms)-459V(5ms)-442V(5ms)로 펄스형상 형상을 변화시켜 용접한 경우, 용접부의 대표적인 단면조직을 나타낸 것이다. 저

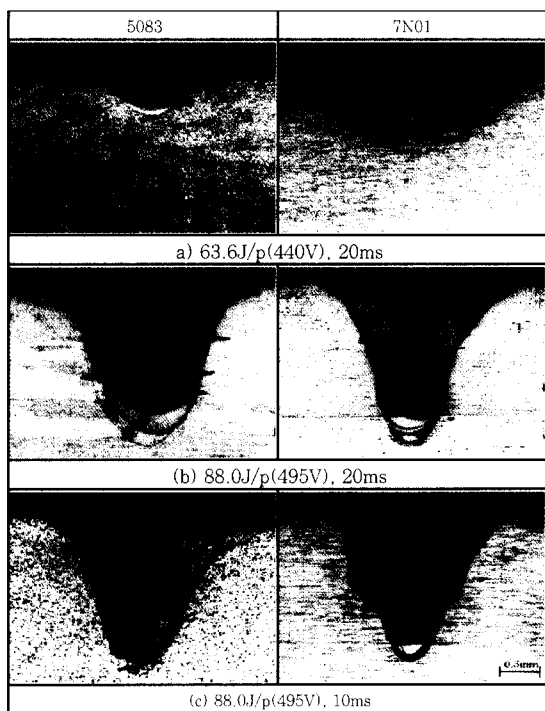


Fig. 1 Cross-sections of laser spot welds with output energy and pulse time

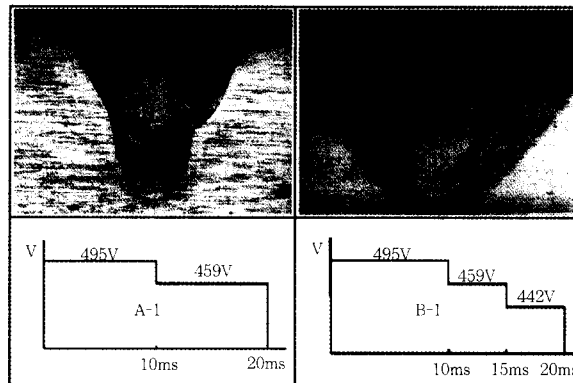


Fig. 2 Cross-sections of laser spot welds with pulse shape in A7N01 alloy

출력 에너지에서는 열전도형인 비드 형상이고, 고출력 에너지에서는 키홀형 비드 형상을 나타내고 있다. 용접균열은 모든 합금에서 모든 조건에서 발생하고, 그 발생장소 및 형태도 다양하였다.

펄스시간을 20ms로 고정하고 출력에너지를 47J/p(램프전압 : 397V), 63.6J/p(442V), 74.4J/p(459V) 및 88J/p(495V)로 변화시켜 용접한 용접부와 출력에너지를 88J/p(495V)로 고정하고, 펄스시간을 5ms, 10ms, 15ms 및 20ms로 변화시켜 용접한 용접부의 광학현미경 조직을 관찰하여, 균열의 발생장소과 균열의 형상 별로 분류하고 정리한 결과를 표 2에 나타낸다. 그림 3은 표 2에 나타난 용접균열 대표적인 형상을 나타낸 것이다.

용접금속에서는 센터라인에 따라 발생하는 C_c균열, 응고방향에 따라 발생하는 C_D균열, 루트부의 리플라인(Ripple line)에 따라 발생하는 C_L균열(c), 3종류의 균열이 발생하였다. 여기서 C_c균열은 용접금속의 최종 응고 영역에서 발생하는 균열로서, 그림 1의 (b)에서 알 수 있는 바와 같이 큰 기공과 연계하여 발생하는 것이 특징이다.

C_D균열은 주로 본드부에서 수직상정의 성장방향에 따라 발생하고 있다. 또한 펄스형상을 제어한 시험편

Table 2 Occurrence position and shape of crack in cross section of bead

Schematic illustration of crack type in cross section	Type	Position	Shape	Alloy
	C _c	Center line(WM)	Vertical	A5083, A7N01
	C _D	WM	Diagonal	A5083, A7N01
	C _L	Ripple line(WM)	U shape	A7N01
	C _H	HAZ	Horizontal	A7N01
	C _M	HAZ/WM	Diagonal	A5083, A7N01
	C _B	Fusion Boundary	Vertical	A7N01

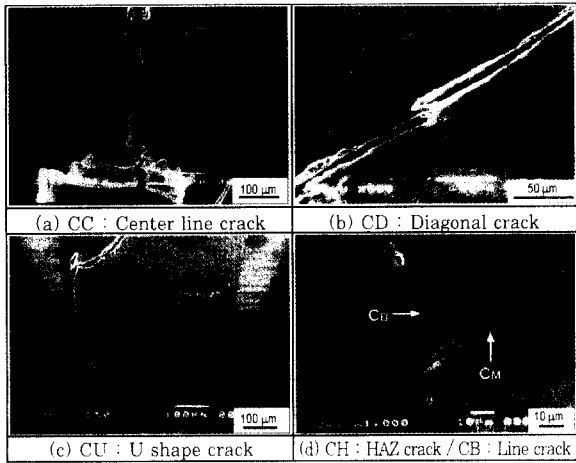


Fig. 3 The various types of crack

에서는 그림 2에서 알 수 있는 바와 같이 균열은 비드의 웰(well)부에서는 나타나지 않고, 웰부와 네일헤드(nail head)부의 경계에서만 발생하는 것이 특징이다.

C_U 균열은 그림 3의 (c)에서 알 수 있는 바와 같이 용접금속 하부에 존재하는 리플라인에 따라서 U자 형으로 나타나고, A7N01합금에서만 발생하는 것이 특징이다.

용융 경계부에서는 폭이 아주 좁은 C_H 균열이 주로 비드 상부에서 발생하였고, A7N01합금에서 고출력인 경우에만 드물게 발생하였다.

HAZ에서는 모재의 길게 연신된 결정립계에 따라서 발생하는 HAZ 균열인 C_H 균열이 발생한다. 그러나, 그림 3의 (d)에서 나타낸 것처럼 C_H 균열과 C_B 균열이 연결된 상태로 혼합된 C_M 균열이 발생하고, 일반적으

로 C_M 균열이 C_H 균열보다 더 많이 발생하며, C_H 균열은 입열이 큰 경우에만 발생하였다.

3.2 용접균열부의 단면조직 및 파면분석

각종 용접균열의 발생원인과 기구를 규명하기 위하여, 균열이 가장 많이 발생한 시험편들을 선택하여, 단면 및 파면의 특징과 균열부위에 존재하는 상의 분석으로부터 균열 발생 원인을 검토하여 보았다.

그림 4의 (a)는 균열이 가장 많이 발생한 시험편인 A5083합금을 액체질소에서 냉각한 후 강제적으로 파단한 파면조직을 나타낸 것이고, (b)는 (a)의 반대쪽의 시험편을 10%NaOH 수용액에 침지한 후, 파면을 나타낸 것이다. 그림 5는 그림 4의 (a)에 표시된 A, B 및 C로 표시된 부분을 확대한 SEM사진이다. 그림 4의 (a)에서 파단된 상부는 그림 5의 (a)로부터 입계 파면으로 구성되어 있는 것을 알 수 있고, 이 부위는 원래 센터라인 균열인 C_C 균열이 존재하였던 곳으로 판단된다. 그리고, 중앙에 A로 표시된 부분에 그림 5의 (a)에 표시한 것처럼 또 다른 C_C 균열이 보인다. 하부에 B로 표시된 부분에 수지상 균열인 C_D 균열이, C로 표시된 부분에 HAZ 균열이 보인다. 그림 4의 A로 표시된 C_C 균열은 그림 5의 (a) 및 (b)에서 전형적인 수지상정을 나타내는 것으로부터 응고균열임을 알 수 있다. C_D 균열 파면을 확대한 그림 5의 (c) 및 (d) 파면에서도 전형적인 수지상정을 나타내고 있는 것으로부터, C_D 균열은 응고균열임을 알 수 있다. 또한 C_H 균열인 C부분을 확대한 그림 5의 (e) 및 (f) 파면에서 전혀 소성변형을 한 흔적이 없고, 부드러운 파면을 나타

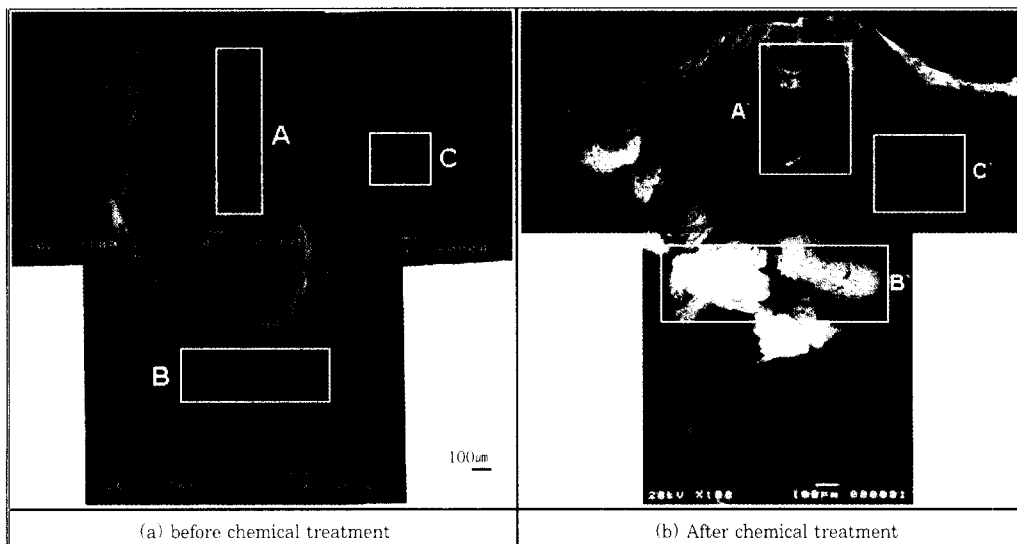


Fig. 4 SEM fractographs of bead before and after chemical treatment of NaOH

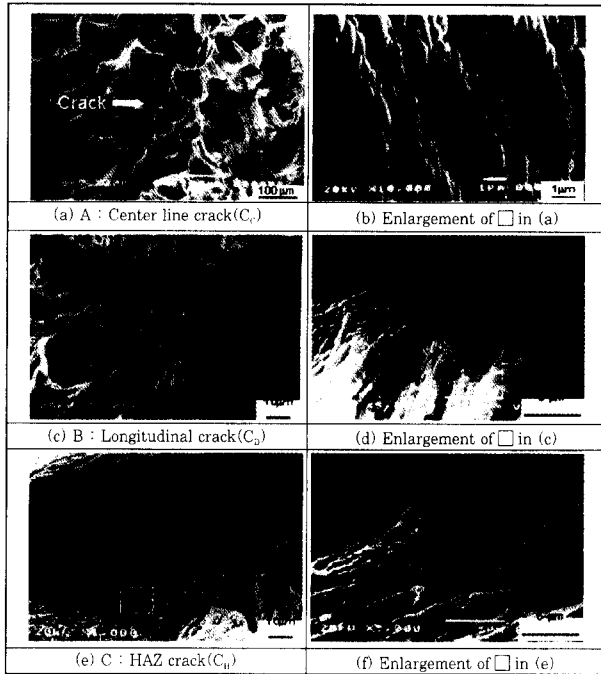


Fig. 5 SEM fractographs of crack occurred in A5083 bead

내는 것으로부터, C_H균열은 액화균열임을 알 수 있다.

그림 4의 (b)에서 응고균열 및 액화균열과 같은 고온 균열이 발생한 부위에서는 10%NaOH 수용액 처리에 의해 액막이 박리되어 흰색 막이 형성되어 있는 것을 볼 수 있다. 그림 6은 그림 4의 (b)에서 흰색 막이 존재하는 C_c균열 부위인 A'와 기지를 EDX로 분석한 결과를 비교한 것이다. A'에서는 기지보다 Mg, Mn, Fe 농도가 높은 것을 알 수 있다. 표 3은 흰색 막이 존재하는 각 균열 부위를 EPMA로 분석한 결과와 기지와 비교한 것이다. 이것으로부터 C_c균열 부위인 A', C_D균열 부위인 B'에서는 Mg, Mn, Fe 및 Si 농도가 높고, CH균열 부위인 C'에서는 Mg, Mn 및 Si의 농도가 높게 나타남을 알 수 있다.

그림 7은 그림 4의 (b)에서 A', B' 및 C'로 표시된 흰색 막에 대해서 마이크로 XRD로 분석한 결과를 나

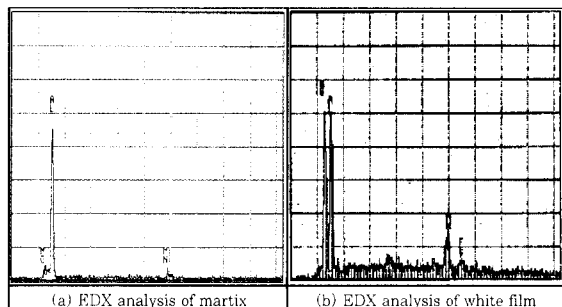


Fig. 6 EDX analysis results of white film in fractography of A5083 alloy

Table 3 EPMA analysis results of white film in fractography of A5083 alloy(wt%)

	Al	Mg	Mn	Fe	Si
Weld metal	53.273	6.192	1.555	1.287	-
White phase of A	32.081	11.306	1.775	4.148	0.399
White phase of B	22.711	12.496	4.416	3.931	0.401
White phase of C	36.544	13.443	2.010	1.762	0.413

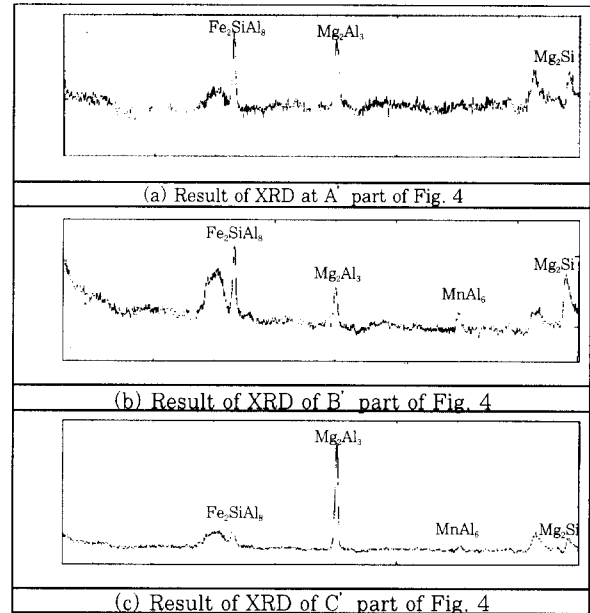


Fig.7 Micro-XRD pattern of white film in fractography of A5083(wt%) alloy

타낸 것이다. 이 결과로부터, C_c균열과 C_D균열 부위에서는 주로 Fe₂SiAl₃, Mg₂Al₃, Mg₂Si상이 존재하고, CH균열은 Mg₂Al₃상이 존재함을 알 수 있다. 이러한 상들은 공정반응에 의해 생성되는 저융점 상들이다.

그림 8의 (a)는 A7N01합금의 용접부 단면을 10%NaOH 수용액에 침지한 후, SEM으로 관찰한 비드 모양이고, (b) 및 (c)는 (a)에 C_c 및 C_D로 표시된 부분을 확대한 SEM조직이다. 이것도 마찬가지로 고온균열이 존재한 부위에만 흰색 막이 형성되는 것을 확인할 수 있다. 그림 9는 흰색 막이 존재하는 C_c균열 부위와 기지를 EDX로 분석한 결과를 비교한 것이다. C_c균열 부위에서는 Zn농도가 아주 높은 것을 알 수 있다. 표 4는 흰색 막이 존재하는 각 균열 부위를 EPMA로 분석한 결과와 흰색 막이 형성되어 있지 않은 기지와 비교한 것이다. 균열이 없는 부위와 비교하면, C_c균열 및 C_D균열 부위에서는 Al농도가 아주 낮고, Zn농도가 아주 높고, Mg, Fe, 및 Cu의 농도가 약간 높은 것을 알 수 있다. 그림 10은 C_c균열 및 C_D균열 주위에 흰색 막에 대해서 마이크로 XRD로 분석

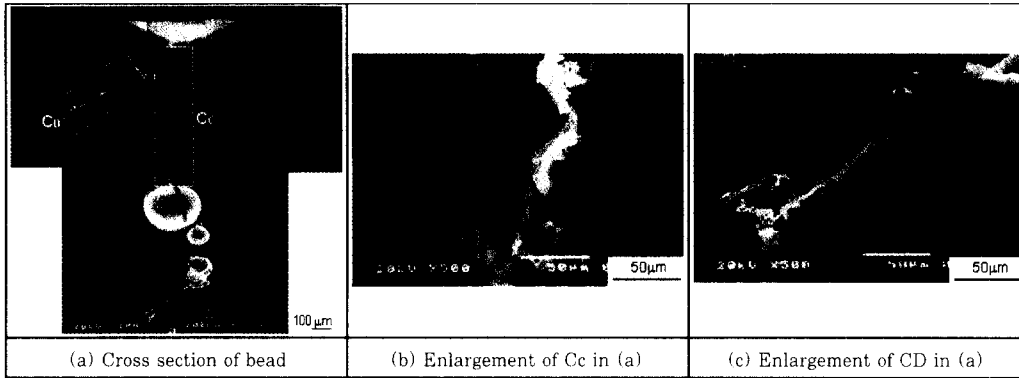


Fig. 8 Cross-sections of bead after chemical treatment in A7N01 alloy

Table 4 EPMA analysis results of white film in cross section of A7N01(wt%)

	Al	Zn	Mg	Mn	Fe	Cu	Ti
Weld metal	56.11	17.37	2.01	1.40	1.43	0.70	0.20
White phase of CWC	13.43	34.06	2.46	3.49	3.44	1.62	0.27
White phase of CWD	5.66	54.59	3.09	2.78	5.88	2.09	0.29

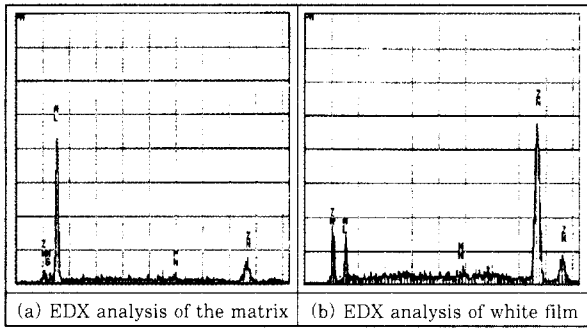


Fig. 9 EDX analysis results of white film in microstructure of A7N01 alloy

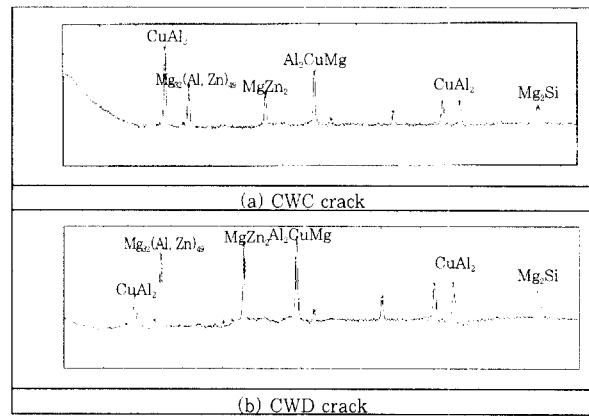


Fig. 10 Micro-XRD patterns of white phase in A7N01 alloy.

한 결과를 나타낸 것이다. C_c균열과 C_D균열 부위에서는 동일하게 CuAl₂, Mg₃₂(Al,Zn)₃, MgZn₂, Al₂CuMg 및 Mg₂Si 상이 존재함을 알 수 있다. 이 상들은 공정반응에 의해 생성되는 저융점 상들이다. 용착금속의 응고시 덴드라이트 경계 및 최종 응고부에 합금원소의 편석에 의해 형성되거나, HAZ근방의 결정입계에 합금원소가 편석된 경우, 액화되어 형성되는 것으로 생각된다. 그림 11의 (a)는 A7N01합금의 용

접부 단면조직이고, 리플라인에 따라 발생한 C_U균열을 나타낸 것이다. (b) 및 (c)는 A 및 B로 표시된 부분을 확대한 것이고, 균열 표면은 미소 기공이 존재하면서, 얇은 피막이 형성되어 있거나, 표면이 아주 오염된 모양을 하고 있는 것이 특징이다. 이것으로부터 용착 불량에 의한 기공형 균열인 것으로 추측된다.

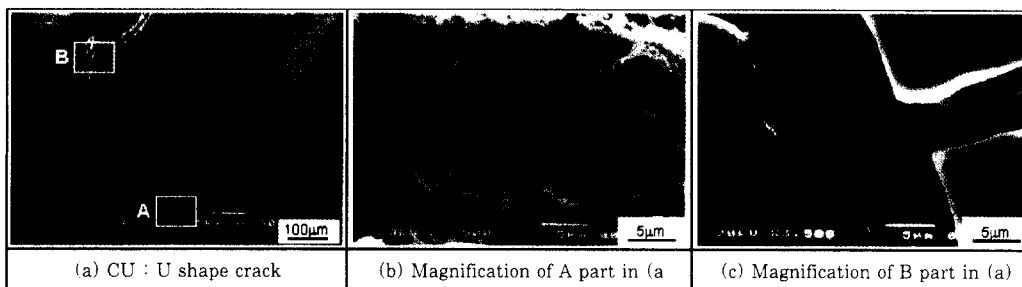


Fig. 11 SEM micrographs of U shape crack in A7N01 alloy

3.3 용접균열의 형성 기구에 대한 고찰

용접균열의 발생기구를 규명하기 위해서는 추가되는 응력의 발생 원인과 균열발생 장소에서 재료의 취화 원인, 2가지를 파악할 필요가 있다. 우선 전술한 용접 균열의 특징과 파면 해석 및 분석을 근거로 각 균열의 발생장소에서 취화 원인을 고찰하여 보았다. 표 5는 A5000 합금에서 액상으로부터 저융점 상을 형성하는 반응과 온도를 정리한 것^{14,15)}이고, 표 6은 A7000 합금에서 액상으로부터 저융점 상을 형성하는 반응과 온도를 정리한 것¹⁶⁾이다. 이것과 A5083합금 및 A7N01 합금에서 발생하는 응고균열인 C_c균열과 C_b균열, 액화균열인 C_H균열 부위에 존재하는 상들의 분석 결과 (그림 7 및 그림 10)를 비교하여 보면, 고온균열 부위에 존재하는 상들은 대부분 공정반응에 의해 생성되는 저융점 상들임을 알 수 있다.

상기의 결과로부터 응고균열인 C_c균열 및 C_b균열은 다음과 같은 기구에 의해서 발생하는 것으로 생각된다. C_c균열은 양쪽에서 성장한 주상정이 마주치는 최종 응고부에서, C_b균열은 주상정이나 응고 입계에서 A5083합금의 경우 Mg, Si, Mn, Fe 등의 합금원소가 편석되고, A7N01합금의 경우 Zn, Mg, Cu, Si의 원소가 편석되어, 응고과정 중 저온에서도 액상으로 잔류하게 되어 균열 발생의 원인이 된다.

한편 레이저 용접부의 키홀형의 용융지에서는 그림 12¹⁷⁾에 표시한 우선 웰(well) 부위에서 먼저 응고가 시작되고, 이때 웰부에 그림에 표시한 바와 같이 응고

방향과 수직 방향으로 인장응력이 부과되고, 계속해서 네일 헤드(nail head) 부위에서 응고가 진행되면, 이곳도 그림과 같이 응고방향과 수직방향으로 인장응력이 부과된다고 알려져 있다¹⁷⁾.

따라서 C_b균열은 냉각시에 응고방향과 수직으로 작용하는 인장 스트레인이 잔류액상인 얇은 막에 추가되어 먼저 발생하는 것으로 생각된다. C_c균열은 최후에 응고한 비드 중앙부에는 잔류액상이 면상으로 존재하고, 이 부분에 용융금속 전체가 응고하므로써 발생하는 수축응력에 의해서 발생하는 것으로 생각된다. 특히 이 균열은 그림 1에서 알 수 있는 바와 같이 비드 하부에 큰 기공이 존재하는 경우에만 주로 발생한다. 이것은 웰 부위에 액상 량이 아주 적고, 대부분 상부 네일 헤드 부위에 존재하므로 중앙에 불순물을 많이 함유한 액상이 다량 잔류하고, 응력도 집중적으로 부과되기 때문인 것으로 생각된다.

한편, 펄스파형을 제어한 비드에서 웰부와 네일 헤드부의 경계에서만 C_b균열이 발생하는 것은 출력에너지를 제어함으로써 웰부에서 응고속도가 감소하여 웰부에서는 균열이 발생하지 않고, 웰부와 네일 헤드부의 경계에서는 웰부와 네일 헤드부에 작용하는 인장응력이 증첩되어 균열이 집중적으로 발생하는 것으로 생각된다.

C_H균열 부위에서는 공정온도(450℃)가 가장 낮은 공정반응으로 생성되는 Mg₂Al₃상이 존재하는 것이 특징이다. 이것으로부터 Mg이 편석된 모재의 입계가 레이저 빔 주사에 의해 450℃이상의 온도로 가열되게

Table 5 Low melting phases be produced from liquid in A5083 alloy

Alloy system		Phase reaction	Temperature
Al-Mn	Eutectic 1	$L \rightarrow Al + MnAl_6$	655℃
Al-Fe-Si	Peritectic	$L + FeAl_3 \rightarrow Al + Fe_3SiAl_{12}$	611-629℃
		$L + FeAl_6 \rightarrow Al + Fe_2Si_2A_{19}$	597-629℃
Al-Mg ₂ Si	Eutectic 2	$L \rightarrow Al + Mg_2Si$	595℃
Al-Mg	Eutectic 3	$L \rightarrow Al + Mg_2Al_3$	450℃

Table 6 Low melting phases be produced from liquid in A7N01 alloy

Alloy system		Phase reaction	Temperature
Al-Mg ₂ Si	Eutectic 1	$L \rightarrow Al + Mg_2Si$	595℃
Al-Zn-Mg-Cu	Eutectic 2	$L \rightarrow Al + CuAl_2 + CuMgAl_2$	508℃
		$L \rightarrow Al + Mg_{32}(Al, Cu)_{49} + Mg_2Al_3$	450℃
Al-Fe-Mn-Si	Eutectic 3	$L \rightarrow Al + Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$	489℃
		$L \rightarrow Al + MgZn_2$	475℃

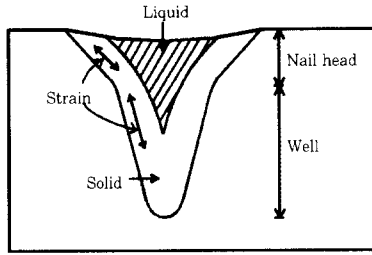


Fig. 12 Distribution of strain occurred during cooling procedure in laser welding

되면, 공정반응에 의해 액화되어 액막이 입체를 둘러쌀 것으로 생각된다. 용접금속이 응고할 때 수축하게 되고, 이 수축응력이 액막에 인장응력으로 작용하게 되어 C_H 균열이 발생하는 것으로 생각된다.

C_M 균열은 C_H 균열과 C_D 균열이 연결된 상태로 존재하는 것으로부터, 레이저빔 조사에 의해 모재의 결정립에서 액막이 형성되는 시기와 용융금속이 응고되는 시기가 겹치는 경우에 발생하는 것으로 추측된다. 특히, 입계의 액화에 의해 생긴 부분이 일종의 노치효과로 작용하고, 이것이 균열의 핵이 되어, 응고과정 중에 용접금속의 결정립계를 따라서 쉽게 균열로 성장할 수 있기 때문에 발견될 가능성이 많은 것으로 생각된다. C_H 균열이 입열이 큰 경우에만 나타나는 것은 모재에 가해진 열량이 많으므로, 액화되는 부분이 많을 뿐만 아니라 액화시간이 길기 때문인 것으로 추측된다.

C_U 균열 발생기구는 그림 11의 파면의 특징과 기공의 형성기구로부터 다음과 같이 생각된다. 에너지 밀도가 아주 높은 빔에 의해 기공 현상으로 깊은 빔 구멍이 형성되고, 초기에는 그것을 채워줄 용융금속량이 적을 것으로 사료된다. 또한 발생한 금속증기압에 의해 내부 압력도 발생하여, 용융금속이 빔 구멍에 유입되기 아주 어려울 뿐만 아니라, Al합금은 열전도도가 좋기 때문에 모재에 일부 용착된 용융금속은 급속히 응고된다. 그후, 다음의 용융금속이 이동되어 왔을 때, 이미 응고된 표면에 증기압이 높은 원소가 용착되어 오염되었거나, 기공이 존재하는 경우에는 새로 유입된 용융금속이 완전 융합할 수 없기 때문에 C_U 균열이 발생하는 것으로 생각된다.

4. 결 론

Al합금의 레이저용접 시 크레이터에서 발생하는 균열의 발생기구 규명하는 것을 목적으로, A5083 및 A7N01 Al합금을 펄스형 Nd-YAG 레이저로 점용접을 행하여, 비드 단면 조직 및 강제 파단 파면의 특징과 균열 부위에 존재하는 상을 EDX, EPMA 및 마이

크로 XRD로 분석하고, 발생기구를 고찰하였다. 얻어진 연구결과는 다음과 같다.

- 1) 용접금속에서는 최종응고부 및 덴드라이트 경계에서 응고 균열이 발생하였고, 루트부의 리플라인에 따라 U자형 균열이 발생하였다. 한편 HAZ에서는 모재의 결정립계에 따라 액화균열이 발생하였고, 액화균열과 응고균열이 연결된 균열도 발생하였다.
- 2) 용접시험편 단면 및 파면을 10%NaOH에 침지한 결과, 응고균열 부위에 흰색 막이 형성되었다. A5083의 흰색 막에는 Fe_2SiAl_8 , Mg_2Al_3 , Mg_2Si 상이, A7N01의 경우 $CuAl_2$, $Mg_{32}(Al,Zn)_3$, $MgZn_2$, Al_2CuMg 및 Mg_2Si 상이 존재하였다. 따라서 응고균열은 A5083합금의 경우 Mg, Si, Mn, Fe가, A7N01합금의 경우 Zn, Mg, Cu, Si이 최종응고부 및 덴드라이트 경계에 편석되고, 응고과정 중 저온에서도 액막으로 잔류하게 되어 발생하는 것으로 생각된다.
- 3) A5083의 액화균열 부위에 형성된 흰색 막은 Mg_2Al_3 상이 존재하였다. 따라서 HAZ의 액화균열은 용접시 입계에서 $Al+Mg_2Al_3$ 공정반응에 의해 액막이 형성되어 발생하는 것으로 생각된다. 이 균열은 고입열 용접에서만 주로 발생하였고, 이것은 모재에 가해진 열량이 많아, 고온으로 유지되는 기간이 길기 때문인 것으로 추측된다.
- 4) 용접금속에서 U자형 균열은 기공 현상으로 용융금속이 응고와 유입이 반복 될 때 먼저 응고된 면이 오염되어 용착 불량에 의해 발생하는 기공형 균열인 것으로 생각된다.

후 기

이 논문은 1996년 한국과학재단 연구비 지원(과제번호 96-03-00-08-01-3)에 의해 수행된 결과이며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. 輕金屬溶接學會 : アルミニウム合金のレーザー溶接技術の現状(2), 輕金屬溶接, 32-5(1994), 215-223
2. 片山 : アルミニウム合金のレーザー溶接技術とその評價·實際, 技研情報センター, 53
3. 片山, C.D. Lundin : アルミニウム合金5456のレーザー溶接, 輕金屬溶接, 29-7(1991), 295-307
4. 片山, C.D. Lundin : アルミニウム合金2090のレーザー溶接, 輕金屬溶接, 29-9(1991), 403-415
5. L.A. Weeter : The Pulsed Laser Weldability of

- Aluminium Alloys, Proc. ICALEO'85, L. I. A., (1985), 81-88
6. S. Katayama, H. Muraki, H. Simidzu and A. Matsunawa : Rapid Solidification Microstructure and Microsegregation in Laser-Welded Single Crystals of Aluminum Alloys, Proc. 5th INALCO, (1990) Berlin, 327
 7. 片山 : アルミニウム合金のレーザー溶接性, レーザ熱加工研究論文集, 第43回(1998), 133-142
 8. M.J. Cieslak and P.W. Fuerschback : On the Weldability, Composition and Hardness of Pulsed and Continuous Nd:YAG Laser Welds in Aluminum Alloys 6061, 5456 and 5086, Metallurgical Transaction B, 19B(1988), 319-328.
 9. 片山, C.D. Lundin : 各種市販アルミニウム合金のレーザー溶接, 軽金属溶接, 29-8(1991), 349-360
 10. 吉川, 黒澤, 中田, 木村, 青木 : 各種アルミニウム合金のYAGレーザー溶接, 軽金属溶接, 32-9(1994), 404-407
 11. H. Matsumura, T. Orihashi, S. Nakayama, S. Koga, M. Inuzuka, Y. Nakazawa and H. Nagatani : CO₂ Laser Welding Characteristics of Various Aluminum Alloys, Proc. of LAMP'92, (1992/June), Nagaoka, 529-533.
 12. 松繩, 片山, 水谷, 池田, 西澤 : 波形制御によるアルミニウム合金のレーザー溶接割れの防止, 日本溶接學會講演概要, 53(1993.9), 120-121
 13. 太田, 殘井, 得地 : 溶接凝固過程における粒界液膜の挙動, 日本溶接學會全國大會講演概要, 第56集(95.4) 179
 14. 岡田 : アルミニウム材料(3), 日本軽金属溶接, 33-3(1995), 124-125
 15. 古金 : アルミニウム材料(1), 日本軽金属溶接, 33-1(1995), 120
 16. 軽金属學會 : アルミニウムの組織と性質, 日本軽金属學會誌 (1991.11), 298
 17. 西本 : レーザ溶接部材の挙動と溶接欠, 日本溶接學會全國大會講演概要, 62(1998-4), F-3