

研究論文
------

# AlZnMgCu0.5 합금의 Electron Beam 용접성에 관한 연구

배 석 찬\*

## Investigations on electron beam weldability of AlZnMgCu0.5 alloys

S. C. Bae\*

**Key Words** : Electron Beam Welding, Hot Cracking, Fusion Line, Pore, Crack Susceptibility, AlZnMgCu0.5 Alloy

### Abstract

The high strength AlZnMgCu0.5 alloy is a light metal with good age hardenability, and has a high tensile and yielding strength. Therefore, it can be used for structures requiring high specific strength. Even though high strength AlZnMgCu alloy has good mechanical properties, it has a lot of problems in TIG and MIG welding processes. Since lots of high heat absorption is introduced into the weldment during TIG and MIG processes, the microstructural variation and hot cracks take place in heat affected zone. Therefore, the mechanical properties of high strength AlZnMgCu0.5 alloy can be degraded in weldment and heat affected zone.

Welding process utilizing high density heat source such as electron beam should be developed to reduce pore and hot cracking, which are usually accompanied by MIG and TIG welding processes. In this work, electron beam welding process were used with or without AlMg4.5Mn as filler material to avoid the degradation of mechanical properties. Mechanical and metallurgical characteristics were also studied in electron beam weldment and heat affected zone. Moreover hot cracking mechanism was also investigated.

\* 1997년 6월 17일 접수

\* 정희원, 계명대학교 재료공학과

### 1. 서 론

고강도 7000계 Al 합금은 비강도가 높고 가공성, 성형성, 내식성이 우수하여 항공기, 자동차, 선박 등 수송용 재료는 물론, 이외 소형 구조용 재료로 각광을 받고 있다. 더욱이 최근 모든 구조물의 경량화 추세로 Al 소재를 사용하는 분야에서는 7022 Al합금(AlZnMgCu0.5)과 같은 고강도 Al 재료의 적용성 문제가 더욱 광범위하게 확대되고 있다. 그러나 이와 같은 우수한 기계적 성질 및 요구 조건에도 불구하고 고강도 7000계 Al 합금은 용접 설계시 여러 가지 문제점을 안고 있다.

더욱이 7000계 Al 합금에 있어서 Cu를 함유한 경우 소입 민감도를 증가시켜 열영향부(Heat Affected Zone)를 따른 고온 균열(Hot Cracking)을 야기시키므로 기존의 MIG(Metal Inert Gas)나 TIG(Tungsten Inert Gas) Welding Process의 적용이 어렵다. 이러한 이유에서 AlZnMgCu0.5 및 AlZnMgCu1.5 합금은 일반적으로 오직 한정된 범위내에서 용접 관련 분야에 적용되고 있다<sup>1-6</sup>.

고밀도 에너지를 이용한 EBW(Electron Beam Welding) 과정에서는, 가열 냉각 과정에서 나타난 열이력 곡선이 비교적 짧은 Time Interval로 나타나므로 기존 MIG 및 TIG Welding Process에 의한 용접부에 비하여 미소 열영향부를 같이한 용접부가 형성된다<sup>4-8</sup>.

지금까지 7000계 Al 합금계의 EBW 기술 관련 연구 보고는 주로 AlZnMgCu1.5 합금계를 중심으로 그 연구 결과가 보고되고 있다<sup>9-13</sup>. 최근의 연구 보고에 의하면 AlZnMgCu계 합금에 EBW Process 적용시 매우 한정된 범위의 용접 조건에서 Crack 및 Pore가 없는, 비교적 양질의 용접부를 얻을 수 있음을 보고하고 있으나, 아직까지도 미소한 용접 조건의 변화에서 Pore 및 Crack 같은 결함이 발생함은 물론, 그 발생 원인 분석 및 해결책에 대한 문제점 도출은 되지 않고 있는 상태이다.

따라서 본 연구과정에서는 각종 용접 조건 변화에 따른 용접부 미세조직 관찰, 각종 열영향부의 내부 응력(Internal Stress) 측정 및 SEM(Scanning Electron Microscope)에 장착된 인장시험 장치를 통한 파괴 거동 등, 종합적인 기계 야금학적 실험 및 미소조직 관찰을 통하여 AlZnMgCu0.5합금에 EBW Process적용시 나타날 수 있는 결함기구에 대한 근본적인 원인 규명 및 제거방안모색을 위한 최적 용접 조건 도출에 그 최종 목적을 둔다.

### 2. 실험 재료 및 실험 방법

본 연구를 위하여 사용한 모재 금속은 AlZnMgCu0.5 합금으로, Table 1과 Table 2는 이 합금의 화학 조성 및 강도 특성을 나타낸다.

Table 1. Chemical compositions of base material. (wt. %)

Compositions Material	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Si	Fe	Ti	Al
7022	4.0 - 5.0	2.6 - 3.6	0.5 - 1.0	0.1 - 0.4	0.1 - 0.3	0.5	0.5	0.2	Bal

Table 2. Mechanical properties of base material.

Properties Material	Tensile Strength R <sub>m</sub> (MPa)	Yield Strength R <sub>p0.2</sub> (MPa)	Elongation E(%)	HV 0.1
7022	> 450	> 370	> 8	170

사용한 모재의 두께는 8 mm이고 용가재로는 AlMg4.5Mn에 미량의 Zr이 첨가된 직경 1.0 mm 와 1.2 mm의 Wire Type 용가재를 사용하였다. 용접 시편의 크기는 100mm×80mm×8mm로 Butt Type 용접시 그 입열량 변화에 따른 기계 야금학적 특성 변화를 비교 검토하였다.

EBW Process를 통한 Butt Type 용접시 전 용접부를 따른 균일한 Weld Seam형성을 위하여 각 용접시편의 End Face는 Milling가공에 의한 적정 표면 조건으로 가공하였으며, 전 용접 과정에서 일정한 Joint Clearance (0.1 mm <)를 유지하기 위하여

양 모재를 기계적인 구속장치로 고정시켰다.

또한 용접부는 약 100~150℃에서 예열후, Electron Beam을 End of Joint에 90° 각도로 일정시간 유지시켜, 전 용접부를 따라 최대 Beam Current 조건하에서 용접을 행하였다.

용접과정중 용가재의 공급은 본 연구를 위하여 특수 제작된 용가재 이송장치를 이용, 모재에 대한 용가재 사이각을 45°로 유지시킨 가운데 용가재 공급속도를 20~60 mm/s로 하였다.

Table 3은 본 연구에 적용된 기본 용접 조건을 나타낸다.

Table 3. Welding conditions of electron beam

P (Torr)	Acceleration Voltage (kV)	Welding Current (mA)	Welding Speed (mm/s)	ab	Oscillation Amplitude (mm)	Oscillation Frequency (Hz)	Oscillation Function	Wire Feed Rate (mm/s)
10 <sup>-3</sup>	80~150	20~64	10~60	1	0~0.5	100~500	Sine, Triangular, Rectangular, Saw Tooth, Circular and X-type	20~40

상기 용접 조건에 의하여 얻어진 용접부는 먼저 투과 X-ray를 통한 비파괴 검사를 행하여 각 용접 조건에 따라 나타난 Pore 및 Crack 분포에 대하여 조사하였다.

용접 과정에서 모재에 대한 열이력 변화는 1차 미소 온도 측정을 통하여 얻어진 결과를 바탕으로, 각 미소 열영향부에 대한 Peak Temperature를 Pt-Ph 열전대 및 X-Y Recorder를 이용, 각 영역에서의 Time-Temperature-Curve를 얻었다.

용접부 강도 특성은 사용 모재 및 용접부의 인장 및 항복 강도 측정을 위해서 행하였다. 모든 인장 시험에서 Strain Rate는 2 mm/min으로 하였고 용접 Bead는 강도 특성 및 변형 거동에 대한 영향을 최소화하기 위하여 제거하였다 (Fig. 1).

(unit : mm)

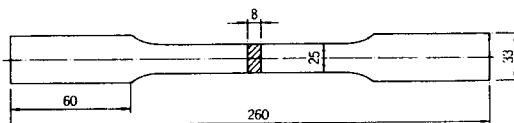
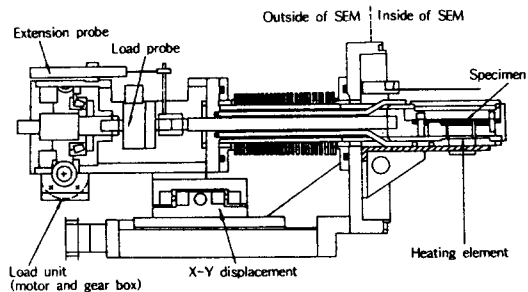
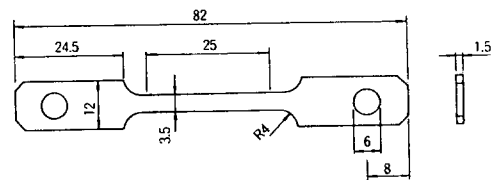


Fig 1. Sample geometry of tensile test.



(a)



(unit : mm)

(b)

Fig 2. Schematic drawing of a) tensile testing machine and b) sample geometry with SEM.

각 용접부의 열영향부 및 모재 금속의 변형 거동에 대한 미소변화 측정을 위하여 인장 시편은 각 영역을 따라 0.6 mm의 Grid Width를 가진 Strain Gage를 접착시켰다.

또한 각 열영향부의 미소 조직 및 야금학적 관찰은 미소 경도 측정, 광학 현미경, SEM/EDX를 통하여 조사 분석하고, 특히 각 용접 과정 중 열 Cycle 변화 및 용가재 첨가에 따른 Pore 및 Crack의 형성 인자에 대하여 조사하였다. 이외 SEM에 장착된 인장 시험 장치(Fig. 2)를 통한 각 용접부 파괴 거동에 대한 실질적인 관찰을 통하여 종합적인 기계 야금학적 관찰을 수행하였다.

### 3. 실험 결과 및 고찰

EBW Process를 통한 우수한 용접부 특성을 얻기 위한 기본 조건은 Weld Edge 및 End of Joint의 정밀한 가공 조건에 있다. 예를 들어 용접부 Weld Edge 및 End Face의 불량 상태는 Fusion Line 주위의 산화 피막이 용접부내에 혼재하여 잔존하게 되는 원인이 될 수 있으며, 또한 고온균열이나 Pore의 원인이 될 수 있다.

지금까지의 EBW Process 관련 연구 보고에 의하면 Focusing Point, Jet Oscillation, 용접속도 등의 적정 용접 조건 선택을 통하여 용접부를 따른 Pore나 Hot Cracking같은 결함의 감소를 보고하고 있다.

본 연구 과정에서 용접과정중 가장 기본이 되는 용접조건인 Oscillation의 변화는 Oscillation Function, Oscillation Frequency, Oscillation Amplitude의 변화를 통하여 행하였다.

먼저 Oscillation Function의 경우 Upperbead의 형상에 대하여 미소한 영향을 나타내었으나, 전체적인 Seam Geometry 및 용접부 특성에는 별다른 영향이 없는 것으로 나타났다. 그러나 용접 속도가 매우 낮을 경우 Oscillation Frequency는 Weld Seam의 형상에 영향을 줄 수 있는 것으로 나타났다.

Oscillation Amplitude는 Weld Seam의 넓이에 직접적인 영향을 미쳤다. 즉, Amplitude가 크면 클수록 Weld Seam의 넓이는 증가되었다. Oscillation 조건이 없는 용접조건하에서 8 mm 두께의

AlZnMgCu0.5 합금에 가능한 최소 Weld Seam 넓이는 0.8에서 1.2 mm 사이로 나타났다.

Fig. 3은 Oscillation Amplitude 조건에 따른 경도 분포를 나타낸다. 용융상태의 용접부는 높은 냉각속도를 통하여 약 125HV0.1의 경도값을 가진 좁은 Weld Seam(Fig. 3의 No. 1, 2)를 형성하였다.

만약 넓은 Oscillation Amplitude를 통하여 용접부의 용융 영역이 증가될 경우, 용접부의 냉각속도는 감소되고 이를 통하여 용접부는 연화되었다(Fig. 3의 No. 3). 실험결과 0.3~0.6 mm의 Oscillation Amplitude조건에서 용융 영역의 경도 손실이 가장 적게 나타났다. 용융부에 비해 열영향부의 경도 분포는 3가지의 용접조건에서 거의 비슷하게 나타났다(Fig. 3참조).

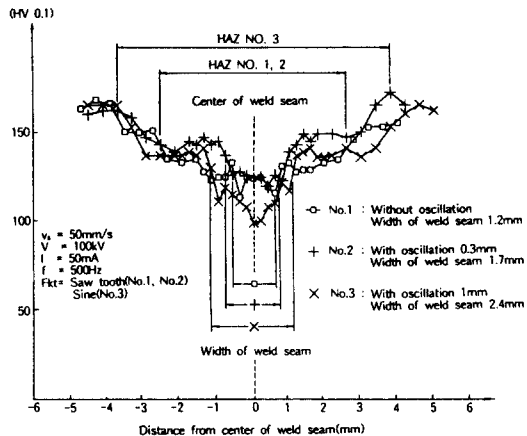


Fig 3. Relation between hardness distribution and oscillation amplitude.

본 연구에 사용한 8 mm두께의 모재 금속의 경우 용입깊이에 따른 Weld Seam 넓이의 비가 약 4 : 1로 나타났고, 용접부의 최대 Groove Angle은 약 11°에 달하였다. 이러한 Angle은 넓은 Oscillation Amplitude에서 나타났다. 따라서 Bevel Angle을 꼭 감소시켜야 할 경우에는 용접 입열량을 높이고 Oscillation Amplitude를 감소시켜야 되는 것으로 나타났고, 이러한 방법을 통하여 경사각을 4°까지 감소시킬 수 있었다.

용가재의 공급은 경도 분포 및 Pore 형성에 지대한 영향을 미쳤다.

Fig. 4에는 용가재 및 Oscillation Function이 경도 분포 및 Weld Seam의 넓이에 미치는 영향을 나타내었다.

용접 과정에서 용융 상태의 용가재를 통하여 용접부를 따른 입열량이 증가하여, Weld Seam은 넓어지고 반면 경도는 감소되었다. Fig. 4의 경도분포에서 알 수 있는 바와 같이 용가재 적용을 통하여 용접부 열영향부가 영향을 받고 있음을 알 수 있다. 즉 적용 용가재를 통하여 열영향부가 넓게 형성되고 이에 따라 낮은 경도분포를 가지게 됨을 알 수 있다.

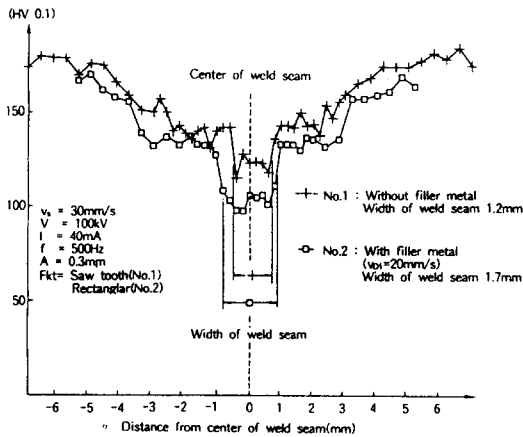


Fig 4. Relation between hardness distribution and filler metal.

또한, 용가재의 공급량은 용접부의 형상에 영향을 주는 것으로 나타났다.

한 예로 본 연구에서는 1 mm직경을 가진 Wire Type 용가재의 경우 그 송급 속도가 용접 속도를 넘으면 안되는 것으로 나타났다. 만약 이 조건을 벗어날 경우 용접부를 따라 불필요한 Reinforcement가 형성되었다.

Weld Seam의 화학 조성에 대한 각종 용접조건에 영향을 측정하기 위하여 용가재의 적용 여부 및 또한 여러 가지의 용접 속도로 용접을 행하였다. Table 4에 그 분석 결과를 나타내었다. Table 4에서 나타난 모든 용접부는 500Hz의 Oscillation Frequency와 0.3 mm의 Oscillation Amplitude, 그리고 Triangular Type의 Oscillation Function을 적용

하였다.

용접 과정 중 대부분의 합금 원소는 일정하게 유지되나 Zn는 일정량 감소됨을 알 수 있다.

이것은 다른 합금 원소에 비해서 Zn이 가진 낮은 증기압에 따라 용융 Pool로부터 쉽게 증기화되기 때문이다<sup>14</sup>. 지금까지 보고된 연구 결과에 의하면 다량의 Zn 및 Mg와 같은 합금 원소를 함유한 Al 합금의 EBW Process에서 높은 증기압이 형성됨이 보고된 바 있다<sup>15,16</sup>. 일반적인 Normal Pressure 조건에서 Zn 및 Mg 원소의 Boiling Point는 Al 소재의 용융점보다 약간 높은 정도이고 용접 과정 중 Mg이나 Zn의 증기화량은 주로 용접 속도에 따라 그 양이 결정된다. 한 예로 AlZnMgCu1.5 합금의 용융풀에서 30 mm/s 용접 속도에서의 Zn-Content는 크게 감소되지 않으나(약 5%), 2 mm/s의 용접 속도에서는 약 70%의 Zn-Content 손실을 보고하고 있다<sup>11, 17</sup>.

또한 용가재의 첨가는 적용 용접 조건에 따라 용접부의 Pore의 밀도를 높이는 것으로 나타났다.

Pore는 모재 및 용가재의 산화 피막에 존재하는 수소를 통하여 많은 양이 생성되는 것으로 나타났다<sup>18</sup>. 즉 용융 상태에서 Gas는 용접부에 용해된다. 그러나 용고 과정에서 감소되는 용해도에 따라 계속 성장되는 Gas Volume을 통하여 작은 Blowhole의 핵을 생성시킨다<sup>19</sup>.

따라서 EBW 용접부 특성 고찰에서는 용접 속도에 따른 Pore와 고온 균열 발생 원인 및 Zn-Content의 손실 문제에 따른 복합적인 상호 기구가 작용되고 있음을 알 수 있다.

용접 속도는 다른 용접 Parameter에 비하여 용접부 특성에 가장 큰 영향을 미치는 것으로 나타났다. 그 예로 Pore, Crack, 용접부 조직 및 형상 그리고 강도 특성 같은 것을 예로 들 수 있다.

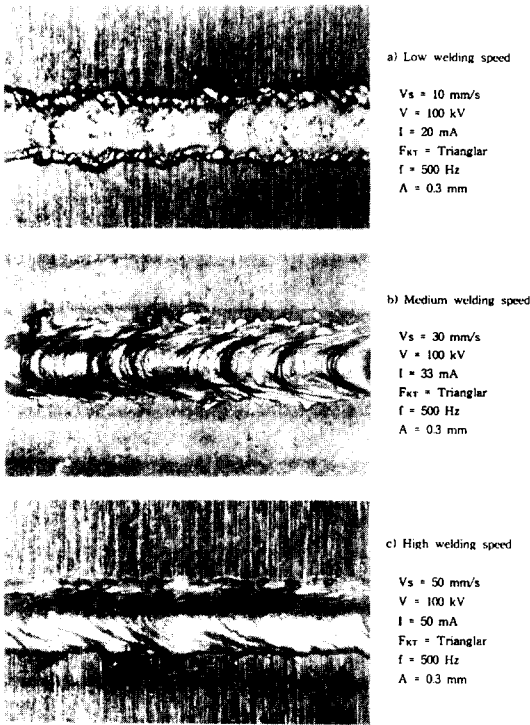
용접부의 거시적 관찰에서 Bead의 형상은 주로 용접속도에 의존되었다(Fig. 5).

일반적으로 낮은 용접속도(20 m/s 이하)에서는 조대한 Ripple형상은 물론 불균질한 Weld Bead를 나타내었다(Fig. 5a). 따라서 Upperbead와 Underbead를 제거하지 않을 경우 모재 금속과의 Transition Zone을 따라 강한 Notch-Effect를 나타낼 수 있는 Weld Bead가 형성되었다.

용접 속도가 증가할수록 균질한 Weld Bead는 물론 용접부를 따른 Ripple의 형성이 미세하여졌고

**Table 4.** Chemical compositions of welded joint with different welding parameters.

Elements	Base Material	10 mm/s	10 mm/s	30 mm/s	30 mm/s	60 mm/s	60 mm/s
		without FM V=100kV I=20 mA	with FM V=100kV I=20 mA V <sub>DI</sub> =20mm/s	without FM V=100kV I=37 mA	with FM V=100kV I=37 mA V <sub>DI</sub> =25 mm/s	without FM V=100kV I=52 mA	with FM V=100kV I=60mA V <sub>DI,2</sub> =90 mm/s
Zn	4.57	3.89	3.7	3.82	3.62	3.39	3.1
Mg	3.2	3.41	3.54	3.47	3.22	3.19	2.45
Cu	0.53	0.47	0.58	0.52	0.39	0.53	0.53

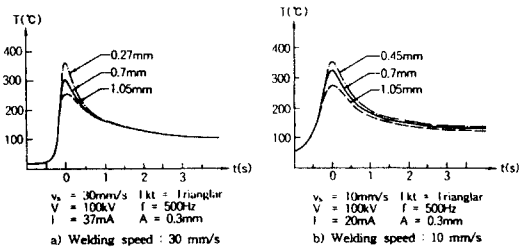


**Fig 5.** Upperbead appearance with different welding speed. (14×)

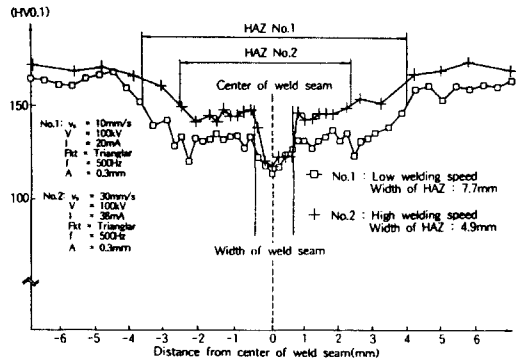
(Fig. 5c), 또한 모재와의 Transition Zone의 형성이 완만함은 물론, Concave Root Surface 역시 나타나지 않았다.

30 mm/s의 용접 속도에서 용접부를 따른 결함 없는 최상의 Geometry 결과를 얻었다(Fig. 5b).

Fig. 6 a와 Fig. 6 b에 나타난 Thermal Cycle은 30 mm/s 및 10 mm/s의 용접속도에서 나타난



**Fig 6.** Actual measured thermal cycles of the EB keyhole weldment.



**Fig 7.** Relation between hardness distribution and welding speed.

Fusion Line부터 거리에 따른 열이력곡선을 나타낸다.

가열 및 냉각과정에 따른 Thermal Cycle은 30 mm/s의 용접속도에서 보다 10 mm/s의 용접속도에서 더 걸림을 알 수 있고, Fusion Line으로부터의 온도 분포 역시 10 mm/s의 용접속도에서 30℃

정도 높게 나타났다.

또한 10 mm/s의 용접속도의 경우 낮은 냉각속도를 통하여 넓은 열영향부의 형성은 물론 이에 따른 낮은 경도분포를 나타내고 있음을 알 수 있다 (Fig. 7).

Fig. 8은 500Hz Oscillation Frequency, 0.3 mm Oscillation Amplitude, Triangular Type Oscillation Function의 기본 용접조건에서 각 용접 속도에 따라 나타난 큰 Pore (DIN 8563-12 기준 8 mm 두께 Al합금의 EBW 용접부에 존재할 수 있는 단일 Pore의 최대 직경은 0.24 mm로 규정되고 있음.)의 평균 분포를 나타낸다. 이 그림에서 보면 30 mm/s 이하의 용접속도에서는 큰 Pore는 관찰되지 않았고, 30 mm/s 이상의 용접속도 이상에서는 Pore의 밀도가 증가되고 있음을 알 수 있다.

본 연구과정에서 나타난 용접부에 존재하는 대부분의 Pore는 상당히 작고 부분적으로 Micrometer 직경을 나타내었다. 일반적으로 직경 0.5 mm 이상의 Blow Hole은 용융 Pool내에 갇히기 전에 용접과정 중 충분한 부력을 가져 용융풀로부터 상승을 한다<sup>20)</sup>. 따라서 10에서 20 mm/s사이의 용접속도에서는 작은 Blow Hole역시 용융풀 표면까지 상승될 수 있었다. 그러나 용접속도가 30 mm/s 이상 증가하게 되면 Blow Hole이 용융풀의 표면에 다다르기에는 충분한 시간을 가지지 못하기 때문에 용접부를 따라 높은 Pore가 나타난 것으로 판단된다.

고온 균열 역시 용접속도에 크게 의존되는 것으로 나타났다. Fig. 9는 40 mm/s의 용접속도에서 용접부를 따라 형성된 고온균열 분포로, Crack Propagation은 Fusion Line로부터 0.8에서 1 mm까지 떨어진 열영향부에서 끝났다. 이 영역의 온도 분포는 약 300°C에 달하였다. 여러종류의 균열형상에서 전 용접부를 가로지르는 Crack 외에 중간 크기의 Crack은 약 10 $\mu$ m에 달하였고, Mikro Crack은 1~2 $\mu$ m에 달하였다.

Fig. 10은 각종 용접속도에서 나타난 단위 면적당 평균 균열 분포도를 나타낸다. 균열의 분포는 용접속도 20에서 30 mm/s 사이에서 가장 낮게 나타나고 있음을 알 수 있다.

이 용접조건에서는 용접부를 가로지르는 Macro Crack은 나타나지 않았고, Medium Crack 역시 모든 다른 용접속도에 비하여 적게 나타났다. 빠른 용접속도에서 형성된 모재압연조직에 평행한 모든 균열

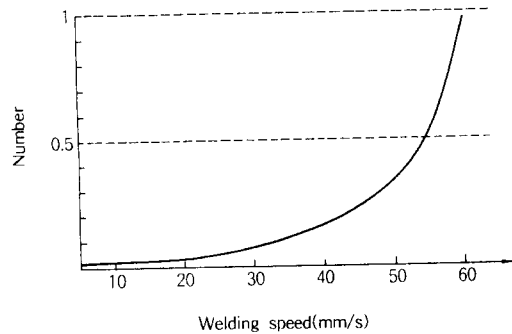


Fig. 8. Average numbers of large pore per cross section.

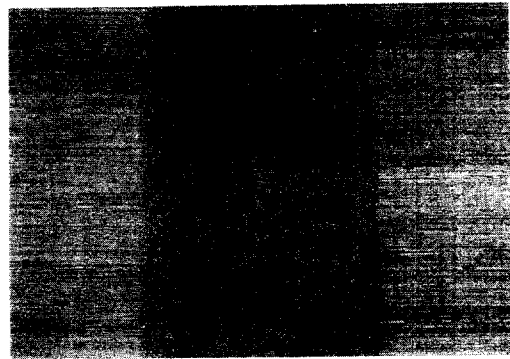
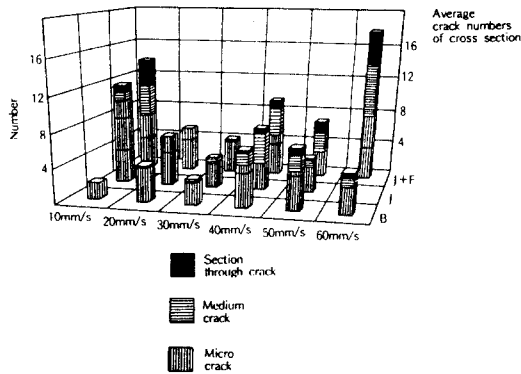


Fig. 9. Transverse hot cracking along rolled structure with high welding speed. (50 $\times$ )

은 Weld Metal에서의 Solidification Cracking에 그 원인이 있으며 용접부의 열영향부까지 전파되었다.

Fig. 11은 7022 Al 합금의 EBW시 용접 속도 변화에 따라 형성된 용접부 조직 사진으로 40 및 60의 빠른 용접 속도에 비하여 20 mm/s의 낮은 용접 속도에서 Pore 및 Crack이 존재하지 않는 이상적인 용접부가 형성되어 있음을 알 수 있다. 이것은 이러한 용접 조건에서 용융풀이 충분한 유동성을 가지고 생성 Pore와 상호 작용하여 효과적인 탈가스 과정이 이루어졌음을 알 수 있다 (Fig. 11a).

그러나 40 mm/s 및 60 mm/s의 용접 조건에서는 빠른 용접 속도에 의하여 용접부를 따른 Pore 생성과, 용접부 중심의 Solidification Cracking은 물론 열영향부쪽으로 계속적인 Liquation Cracking이 형성되어 있음을 알 수 있다 (Fig. 11b, 11c).



**Fig 10.** Crack frequency with different welding speed.  
 B : Bead on plate J : Butt joint  
 F : Filler metal

이것은 AlZnMgCu 합금계가 가진 Liquidus와 Solidus Temperature간의 넓은 Solidification Interval에 따른 높은 Crack Susceptibility와 EBW 특성상 나타나는 열 Cycle 곡선의 짧은 Time Interval과 연결 설명될 수 있다<sup>21)</sup>.

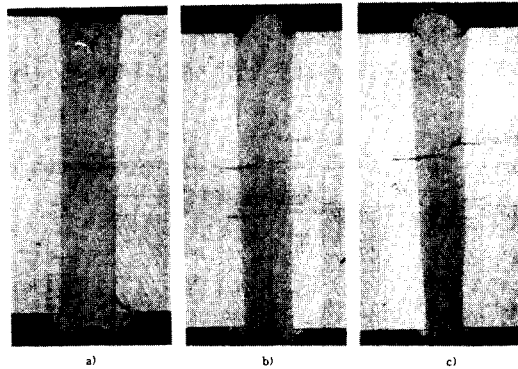
Fig. 12는 Fig. 11c의 EBW 용접부 열영향부를 따라 존재하는 고온 균열부 주위의 조대 석출물 b에 대한 SEM/EDX 분석 결과로, 주로 Al, Zn, Cu, Fe계 성분계에 의하여 형성된 석출물로서 특히 높은 Cu Content를 나타낸 것은 근본적으로 이 합금이 가진 Cu에 의한 소입 민감도 외에, 이 합금의 넓은 용고 구간과 높은 용접 속도에 기인하여 용접부를 따른 높은 고온 균열 발생 원인으로 연관지어 설명될 수 있다.

각종 용접 조건에 따라 나타난 강도특성 조사 결과 인장강도는 용접속도에 명확한 영향이 인정되나 0.2% - Proof Stress는 거의 같게 나타났다(Fig. 13).

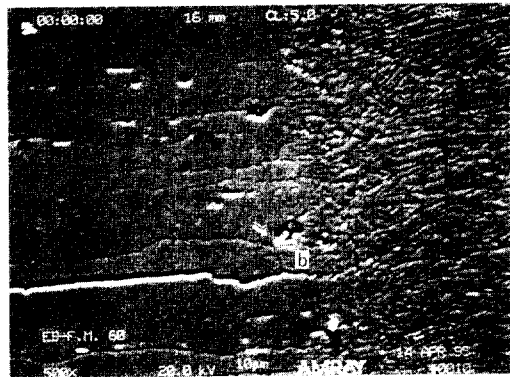
따라서 용접속도에 연관되어 인장강도의 감소원인은 생성 Pore 및 고온균열에 있는 것으로 나타났다.

여기서 용접 속도 20 mm/s에서 얻은 용접 시편의 인장 강도는 평균적으로 390 MPa에 달하였고, 인장 시험 중 시편의 파괴는 거의 용접부 중심부 및 Fusion Line에서 일어났다.

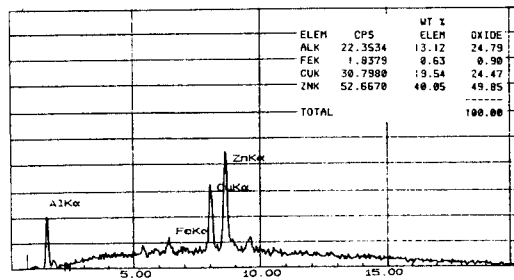
또한 인장 시험시 Strain Gage에 의한 Strain Measurement는 Fusion Line과 열영향부의 변형거동에 명확한 차이를 나타내었다.



**Fig 11.** Cross section of the electron beam welding with AlMg4.5Mn. (16×)  
 a) Welding speed : 20 mm/s  
 b) Welding speed : 40 mm/s  
 c) Welding speed : 60 mm/s



a) Secondary electron image



b) X-ray spectrum for a precipitate near hot cracking

**Fig 12.** SEM micrographs of the electron beam welded joint with AlMg4.5Mn. (500×)



Fig. 14에 나타난 바와같이 Fusion Line과 열영향 부를 따라 인장 변형차이가 있음을 알 수 있다.

Fig. 15는 EBW 용접부 인장 시험 과정에서 나타

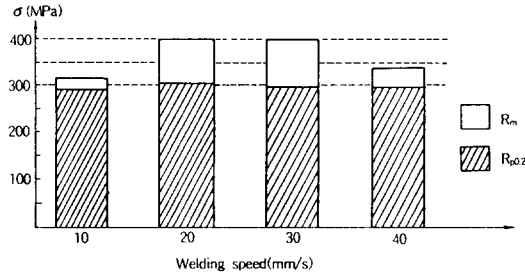


Fig 13. Relation between tensile strength and welding speed.

난 파면조직사진을 나타낸다. 이 파면 사진에서 알 수 있듯이 EBW 용접부의 파괴 양상은 고온균열의 영향이 상당히 크게 작용하고 있음을 알 수 있다.

용접속도 20 mm/s의 조건에서 나타난 파단면의 경우 고온 균열은 관찰되지 않았고(Fig. 15a), 60 mm/s의 용접조건에서 나타난 파단면의 경우 전영역을 따라 고온 균열이 관찰되었음은 물론(Fig. 15b), 이러한 고온 균열의 영향이 용접부 강도에

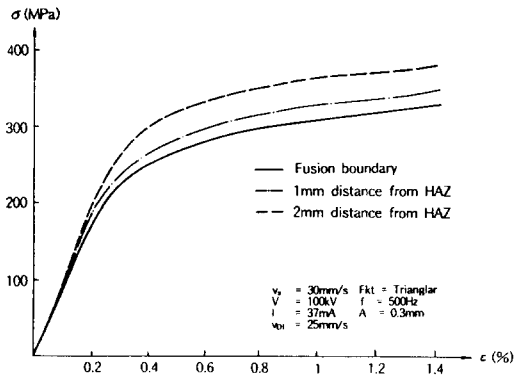
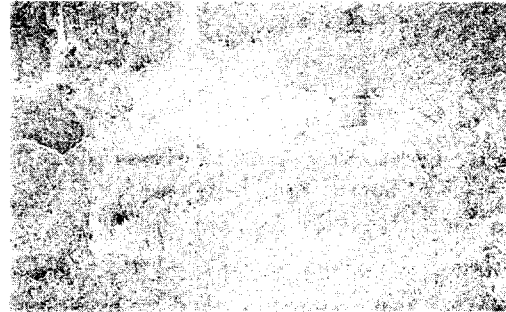


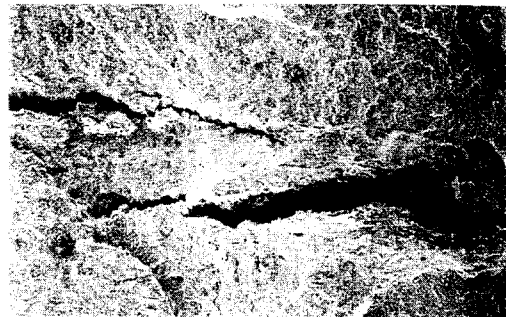
Fig 14. Stress-strain curve of fusion boundary and HAZ.

상당히 크게 작용하고 있음을 알 수 있다. 각 용접부의 인장강도는 20 mm/s의 경우 390 MPa, 40 mm/s의 경우 367 MPa, 그리고 60 mm/s의 경우

216 MPa로 나타났다. 이러한 결과들에 근거하여 볼 때 용접속도가 증가함에 따라 고온 균열 발생기구에 의한 강도특성이 상당히 저하함을 알 수 있다. 이러한 실험결과는 전술한 용접부 및 열영향부의 미세조직 관찰결과와 잘 일치하고 있음을 알 수 있다.



a) Welding Speed : 20mm/s



b) Welding Speed : 60mm/s

Fig 15. Fractographs of electron beam welded joint with AlMg4.5Mn. (50×)

이처럼 EBW 용접부의 강도 변화는 전술한 바와 같이 용접 속도에 따른 고온 균열의 생성 및 성장에 크게 의존함을 알 수 있고, 이들이 접합부 강도를 저하시키는 가장 큰 영향인자로 조사되었다.

Fig. 16은 SEM에 장착된 인장시험장치를 이용, 변형과정 중 촬영된 조직사진으로 60 mm/s의 용접속도에서 얻어진 용접부의 경우 F = 1800 N, Δd = 733 μm의 변형단계에서 고온균열영역 및 Fusion Line을 따라 파괴가 이루어짐을 알 수 있고

(Fig. 16-a), 20 mm/s의 낮은 용접속도의 경우  $F = 1900 \text{ N}$ ,  $\Delta d = 881 \mu\text{m}$  까지도 Fusion Boundary를 따라 파괴전면이 나타나지 않음은 물론 결국 용접부 중심부에서 파괴가 이루어졌다(Fig. 16-b).

#### 4. 결 론

고강도 AlZnMgCu0.5 합금의 EBW Process 적용을 위한 연구 과정에서 다음과 같은 연구결과를 얻었다. 용접 과정중 Oscillation Function의 경우 전반적인 용접부 특성에는 그 영향을 미치지 않았으나, Weld Bead의 외관에 대하여 미소한 영향을 보였다. 그러나 Oscillation Frequency는 일정 Frequency 이상의 조건에서는 용접부 특성에 영향이 없는 것으로 나타났다. Oscillation Amplitude은 그 크기에 따라 용접부의 넓이와 이것과 연관되어 경도특성에 영향을 나타내었으나, Pore와 Crack 발생에 대한 영향은 관찰되지 않았다. 용가재 공급은 고온균열감수성을 낮추지는 못하였고, Pore의 밀도를 약간 증가시켰다. 용접속도는 용접부 특성에 결정적인 영향인자로 나타났다. 30 mm/s 이상의 용접속도에서는 Weld Seam 및 인접 Fusion Line을 따라 약간의 Pore는 물론 모재 금속의 압연 방향을 따라 고온균열이 생성되었다. 20 mm/s 과 30 mm/s 사이의 용접속도에서는 용접과정중 직경 0.24 mm(DIN8563-12) 이상의 Pore는 생성되지 않았고, 고온 균열 역시 관찰되지 않았다.

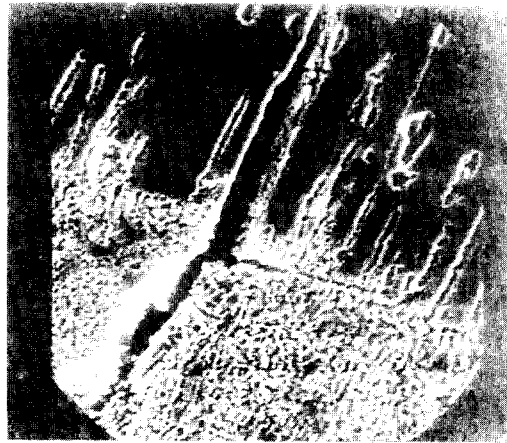
그러나 30 mm/s이상의 용접조건에서는 AlZnMgCu0.5 합금이 가진 넓은 Solidification Interval에 비하여 EBW Process상에서 나타난 용접열 Cycle 곡선의 짧은 Time Interval로 용접부 중심부를 따라 Solidification Cracking은 물론 열영향부를 따라 상당히 넓은 범위에 걸쳐서 Liquation Cracking이 형성되었다.

이러한 결과로부터 20 mm/s에서 30 mm/s사이의 용접속도에서 용접부를 따른 가장 우수한 기계야금학적인 특성을 나타내었다. 최적 용접조건에서 나타난 용접부 인장 강도는 약 400MPa로 모재 금속강도의 78%에 달하였다.

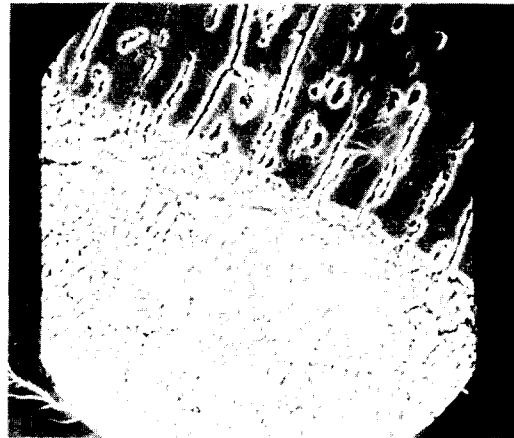
본 연구과정에서 도출된 8mm 두께의 AlZnMgCu0.5 합금을 위한 EBW-Process의 최적

용접 조건은 아래와 같다.

Welding Speed	: $V_s = 30 \text{ mm/s}$
Acceleration Voltage	: $V = 100 \text{ kV}$
Welding Current	: $I = 33 - 38 \text{ mA}$
Wire Feed Rate	: $V_{D1} = 20 - 30 \text{ mm/s}$
Oscillation Function	: $F_{kt} = \text{Triangular, Sine}$
Oscillation Frequency	: $500 \text{ Hz}$
Oscillation Amplitude	: $0.3 \text{ mm}$



a) High welding speed



b) Low welding speed

Fig 16. Cross section of the EB welded joint with different welding conditions. (500×)

## 후 기

본 연구과제는 한국 과학 재단의 국제 공동연구 지원사업에 의거 수행되었습니다. 이에 감사드립니다.

## 5. 참고 문헌

1. Gruhl W. und Cordier H. :  
Das Spannungsrißkorrosionsverhalten der AlZnMg-Legierungen, Aluminium, 44. Jahrg., 1968, S. 403-411
2. Schoer H. und Gruhl W. :  
Der Einfluß von Kupfer und Zircon auf die Schweißbrissigkeit von AlZnMg-Legierungen, Metall, 20. Jahrg., 1966, S. 221-225
3. Anik S. und Dorn L. :  
Metallphysikalische Vorgänge beim Schweißen-Schweißbeignung von Aluminiumwerkstoffen, Schweißen und Schneiden 42, (1990) 9, S. 456 - 459
4. Bondarev, A. A. et al. :  
Electron-Beam Welding of an Aluminium-Copper-Manganese Alloy, Automatic Welding 27 (1974), No. 2, p. 23 - 26
5. Brenner, P. :  
Entwicklung von Aluminiumlegierungen mit hoher Festigkeit im geschweißten Zustand, Aluminium, 43. Jahrg., 1967, S. 225 - 238
6. Kirchweger, H. und E. Voita :  
Plasmaschweißen von Aluminiumgehäusen mit Industrieroboter, Der Praktiker 5/88, S. 213-215
7. Drews, P. und H. -W. Golzheim :  
Plasma-Verbindungsschweißen von 5 und 6 mm dicken Aluminiumblechen-Stand und Entwicklungstendenzen der Plasmatechnik in der Industrie und Forschung, Plasmakolloquium, RWTH Aachen, April 1978
8. Knoch, R. und W. Welz :  
Plasmaschweißen von Aluminium mit Elektrode am Pluspol, Schweißen und Schneiden 33 (1981) 7, S. 315-320
9. Luxemburger, R. :  
Elektronenstrahlschweißen von Aluminiumlegierungen, DVS Berichte Band 12, Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1971, S. 29-34
10. Luxemburger, R. und Liesner, Ch. :  
Beitrag zum Elektronenstrahlschweißen von Leichtmetall-Legierungen, DVS Berichte Band 26, Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1973, S. 65 - 70
11. Rieger, H. :  
Untersuchungen an elektronenstrahlgeschweißten Aluminiumlegierungen, Aluminium, 44. Jahrg., 1968, S. 599 - 605
12. W. Lucas :  
TIG and Plasma Welding in the 80s-Part 2: Process Fundamentals, Plasma and pulsed Current Metal Construction 1982, S. 534-538
13. Poth, L., Klett, H. und P. Hildebrandt :  
Einseitenschweißen von Aluminiumbehältern nach dem Plasma - Impulslichtbogenverfahren, DVS-Berichte Bd 46, S. 98-103 Deutscher Verlag für Schweißtechnik, Düsseldorf, 1977
14. Ruge, J. und P. Lutze :  
Eignung von Aluminiumdruckguß zum Plasma und Elektronenstrahlschweißen - Gasgehalt von Druckguß und Folgen für das Schweißen. Schweißen und Schneiden 41 (1989) 5, S. 225-229
15. H. -G. Knipp :  
Beitrag zur Kapillarendynamik und Nahtausbildung beim Elektronenstrahlschweißen, Dissertation, TU Braunschweig, 1975
16. Arata, Y., Ohsumi, M. and Hayakawa, Y. :  
Electron Beam Welding of High Strength Aluminium Alloys, Transactions of JWRI, Vol. 5, 1976, No. 1, p. 19-25
17. Dietrich, W. und Martin, J.W. :  
Elektronenstrahl-Schweißen von Aluminium-Druckgußstücken am Beispiel von Einlaßkrü-

- mmern, Gießerei 68, 1981, S. 243 - 245
18. Schumacher, J., M. Strürmer, E. U. Beske :  
Nd :  
YAG-Laserschweißen von Alu-Bauteilen -  
Teil 1 : WS knov. Fügetechnik und  
Laserstrahlschweißung, Metall, 47. Jahrg.,  
1993, S. 1100 - 1106.
19. Aluminium-Zentrale :  
Aluminium-Taschenbuch, 14. Auflage Alu-  
minium-Verlag, Düsseldorf, 1988
20. Nörenberg, K., J. Ruge :  
Wasserstoffporosität beim Schmelzschweißen  
von Aluminiumbauteilen, Aluminium, 68.  
Jahrg., 1992, S. 406 - 409
21. Knud Nörenberg :  
Untersuchungen zur Schweißbarkeit von Alu-  
minium-Druckguß, Dissertation Universität  
Braunschweig, 1991