



盧重錫의 工學碩士 學位論文을 認准함

2004年 12月 15日

主 審      工學博士      金 雨 烈      

委 員      工學博士      金 星 圭      

委 員      工學博士      方 國 守      

# 목 차

제 1장 서론 .....	1
제 2장 이론적 배경	
제 1절 마그네슘 합금 .....	3
제 2절 마찰교반 용접법 .....	8
제 3장 실험 방법	
제 1절 최적 용접 조건 설정 시험 .....	15
제 2절 Mg 합금 제조법에 따른 특성 시험 .....	18
제 4장 실험 결과	
제 1절 전신재 AZ31B-H24의 접합성 .....	20
제 2절 Mg 합금 제조법에 따른 접합성 차이 .....	35
제 5장 결론 .....	47
참고문헌 .....	49

# Evaluation of FSW weldability of Mg Alloys

Joong-Suk Noh

*Department of Materials Processing Engineering, Graduate School,*

*Pukyong National University*

## Abstract

Friction stir weldability of hot rolled AZ31B-H24 Mg alloy sheet with 4mm thickness was evaluated with various welding parameters. Defect free joints was obtained under the condition of 2000rpm-100mm/min. And friction stir weldability of wrought Mg alloys(AZ31B-H24, AZ61A-F) and casting Mg alloy(AZ91C-F) were compared using microstructural observation and mechanical tests. The microstructure of stir zone(SZ) was coarse in AZ31B-H24 alloy whereas it was very fine both in AZ61A-F and AZ91C-F alloys. The hardness of SZ was remarkably increased by very fine recrystallized grains both in AZ61A-F and AZ91C-F alloys. On the other hand, the hardness of SZ was decreased in AZ31B-H24 due to the coarse microstructure. In SZ, AZ91C-F alloy showed very high hardness values because of dispersion hardening of  $Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$  phase) and Al solid solution hardening. Because of more  $Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$  phase) intermetallic compounds, Mg alloy with high Al content showed poor mechanical properties.

## 제 1장 서론

최근 들어 한정된 에너지 자원의 효율적인 이용과 환경오염 저감에 대한 관심이 고조되어 선진국을 중심으로 각종 환경규제를 강화하여 환경오염을 억제하려는 노력과 이를 해결하기 위한 연구 개발이 활발하게 진행되고 있다. 이러한 시대적 상황에 효과적으로 대처하기 위하여 주요 자동차 생산국들은 자동차의 연비를 향상시킬 수 있는 방안을 다각적으로 모색하고 있으며, 미국, 유럽, 일본 등 자동차 산업분야를 선도하는 국가에서는 차체 경량화를 통한 연비 향상 방안 개발에 적극적인 투자를 하고 있다.<sup>1)</sup>

자동차의 경량화를 위한 소재로는 현재 알루미늄 합금, 마그네슘 합금, 강화 플라스틱 등 많은 재료가 있지만 그 중에서도 최근에 마그네슘 합금의 사용이 급증하고 있는 상태이다.

마그네슘 합금은 밀도가 알루미늄 합금의 2/3, 철 합금의 1/5 수준으로 현재까지 개발된 합금 중 가장 낮은 밀도를 가지고 있으며 여타 경량 재료와 비교하여 손색이 없는 비강도 및 비탄성 계수를 갖고 있다. 이외에 진동, 충격, 전자 파동에 대한 흡진성이 탁월하고 전기, 열전도도, 가공성 및 고온에서의 피로, 충격 특성이 우수하여 자동차, 항공기, 방위 산업 및 일반 기계 등에 경량화 소재로서 요구되는 여러 우수한 특성을 지니고 있다.<sup>2,3)</sup>

이러한 마그네슘 합금은 GMAW(Gas Metal Arc Welding)와 GTAW(Gas Tungsten Arc Welding)등 아크를 이용한 용융 용접법으로 많은 접합을 하고 있다. 이러한 용접법은 우수한 용접속도를 얻을 수 있지만 높은 용접 잔류 응력, 용융 및 재응고 과정에 동반한 용접부의 조직 변화 등의 문제점을 야기할 수 있다. 그리고 레이저 용접(Laser Welding)이나 전자 빔 용접(Electron Beam Welding)을 이용한 고밀도 용접법은 용접 비용이 너무 고가이고 용접부내의 취약한 조직, 기공의 존재 등이 문제가 되고 있다. 이러한 문제점을 해결하기 위하여 최근 고

상 용접법인 FSW(Friction Stir Welding)의 이용이 활발히 시도되고 있다.<sup>4,5)</sup>

FSW는 이미 알루미늄 합금에 많은 적용이 되어져 왔다. 이러한 적용으로 틀의 형상, 재료, 전진각, 가압력 등의 접합 변수들이 어느 정도 밝혀지면서, 여기에서 얻어진 많은 결과들을 마그네슘 합금의 용접에 적용할 수 있게 되었다. 본 연구에서는 현재 일반적으로 상용되고 있는 대표적인 마그네슘 합금인 Mg-Zn-Al 합금계(AZ계)에 대하여 최적의 FSW 조건을 설정하고, 마그네슘 합금의 제조법(전신재, 주조재)에 따른 접합 특성의 차이에 대하여 연구하고자 한다.

## 제 2장 이론적 배경

### 제 1절 마그네슘 합금

#### 1. 마그네슘 합금의 특징

마그네슘 합금의 밀도는  $1.738\text{g/cm}^3$  정도로 알루미늄 합금의 2/3, 철 합금의 1/5수준으로 현재까지 개발된 합금 중 가장 낮은 초경량 구조용 금속재료이며, 비강도 및 비탄성이 우수하고, 진동, 충격 및 전자파 등에 대한 감쇄능과 전기 및 열전도도가 탁월하다. 또한, 가공성도 우수하여 복잡한 형상도 쉽게 가공이 가능하다.

이러한 마그네슘의 물리적 특성 및 기계적 특성을 알루미늄과 저탄소강을 예로 들어 Table 2.1.1에서 비교를 하였다. 마그네슘의 밀도는 알루미늄의 2/3, 저탄소강의 1/5 정도임을 알 수가 있고, 용융점은  $600^\circ\text{C}$  정도로 알루미늄과는 비슷하지만 저탄소강 보다는 상당히 낮다. 열전도도와 전기전도도는 알루미늄보다는 낮지만 저탄소강 보다는 월등히 높다는 것을 알 수 있다. 또한, 항복 강도, 인장강도, 연신율 모두 알루미늄과 저탄소강보다 우수하다는 것을 알 수 있다.<sup>6)</sup>

#### 2. 마그네슘 합금의 종류

마그네슘 합금은 Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Zr, Mg-Th 의 3종류로 크게 구분할 수 있고 제조 방법에 따라 주물용 합금, 다이캐스팅용 합금, 전신재 등으로 나뉘어진다.

마그네슘 합금 중에 가장 널리 사용되는 계열은 Mg-Al-Zn 계열이다. 이 계열은 강도를 증가시키기 위해서 적정량의 Zn이 첨가된다. Zn 첨가하면 응고 시 고온 균열 감수성이 증가하기 때문에 그 첨가량은 1%이하로 제한되고 있으며, 이 계열은 용접성과 주조성이 우수하여 가장 널리

사용되고 있다. 다이캐스팅용 Mg-Al 계열은 부수적인 첨가 원소에 따라 크게 AZ계열과 AM계열, AS계열로 나뉘어진다. AZ 계열은 비강도, 주조성 및 내식성이 우수하여 주로 엔진 bracker류나 valve cover류 등에 사용이 되며, AM계열은 AZ계열보다 연성과 충격강도가 높은 합금으로 steering wheel과 seat frame 등에 적용이 된다. 그리고 AS계열은 내크리프 특성이 개선된 합금으로 transmission case 와 transmission side cover등에 적용되어지고 있다. Fig 2.1.1은 가장 많이 사용되는 다이캐스팅용 Mg-Al 계열을 나타낸 것이다.<sup>7)</sup> AZ계열은 고강도의 특성을 나타낸 계열이고 AS와 AE계열은 크리프 저항을 높인 계열이며 AM계열은 연성을 향상시킨 계열이라는 것을 잘 알 수 있다. AZ계열은 Al양이 많이 첨가될수록 Al과 Mg의 반응으로 수많은 석출물이 생성되어진다. 이러한 석출물에 의해서 고강도의 마그네슘 합금을 얻을 수 있는 것이다. 그러나 Al양이 너무 많아지면 그만큼 연성이 저하되어 취성이 커지므로 Al 양은 10%를 넘지 않아야 한다. Table 2.1.2는 AZ 계열과 AM계열, AS계열의 기계적 특성을 비교하였다. AZ 계열이 다른 계열에 비해 강도가 높고 AM계열은 연성이 높으며 AS계열은 크리프 저항성이 높다는 것을 알 수 있다.

현재까지 세계 곳곳에서 마그네슘 합금 연구가 많이 진행되어 지고 있다. 알루미늄의 경우는 오랜 연구 과정에서 많은 합금이 생성되어졌고 상용화가 되고 있지만 마그네슘 합금은 그렇지 못한 것이 현 실정이다.

향후 마그네슘합금이 이러한 알루미늄과 플라스틱등의 경합재료에 대하여 더욱 안정적인 가격 경쟁력을 확보하기 위해서는 새로운 제조 공정 개발에 의한 제조 원가의 저하뿐만 아니라 원재료비를 낮추기 위한 노력도 병행되어야 할 것이다. 물론 마그네슘 합금의 기계적 특성 뿐만 아니라 용접부 기계적 특성도 아울러 향상시키기 위한 노력도 병행하여야 한다.

Table 2.1.1. Comparison of physical properties for common Mg alloys.

	Mg (AZ31B)	Mg (AZ61A)	Al (5052H14)	Fe (Low carbon steel)
Density( $\text{g/cm}^3$ ) (25 °C)	1.77	1.79	2.68	7.8
Melting point (°C)	630	615	646	1530
Evaporation point (°C)	1090	1075	2467	2750
Thermal conductivity (W/mK)(100~300 °C)	96	82	134	51
Electric conductivity (IACS)(%)	18.5	16	34	4
Yield strength Ksi(MPa)	32 (220)	33 (230)	28 (190)	25 (170)
Tensile strength Ksi(MPa)	42 (290)	45 (310)	33 (230)	40 (270)
Elongation (%)	15	16	12	40

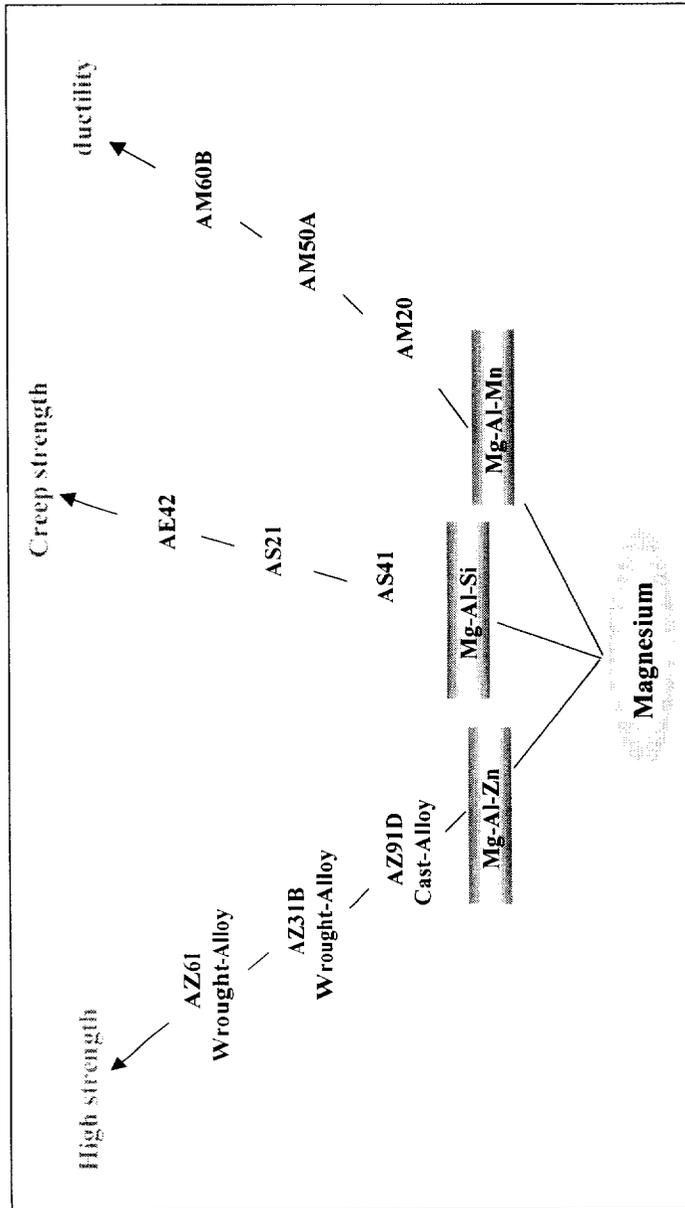


Fig 2.1.1. Ternary systems of magnesium alloys.

Table 2.1.2. Comparison of mechanical properties for Mg-Al system.

	Unit	AZ91	AZ81	AZ61	AM60	AS41
Ultimate tensile strength	MPa	200~275	200~275	200~305	220~240	200~240
Load at the 0.2% proof stress	MPa	140~170	140~170	130~160	120~150	120~150
Elongation	%	1~3	1~3	3~6	4~8	3~6
Shear stress	MPa	125	125	145	-	-
Rupture stress	MPa	50~70	50~70	50~70	50~70	50~70
Creep strain	%	3.0	3.0	-	1.5	0.35

## 제 2절 마찰교반 용접법 (Friction Stir Welding)

### 2-1. 마찰 교반 용접법의 개발

최근 에너지 절감 및 환경오염 문제의 대두로 인해, 재료의 선택에 있어서 가벼우면서 고강도를 지닌 재료의 사용이 요구되어지고 있다. 이러한 요구에 부응할 수 있는 재료가 고강도 경량 알루미늄 및 마그네슘 합금이다. 알루미늄 합금의 경우 전통적으로 구조용 재료로 이용되고 있는 철계 재료에 비해 거의 유사한 강도를 가지지만 훨씬 가볍기 때문에 항공기, 철도, 선박 등의 구조물에 적용이 기대되고 있다.

알루미늄 합금을 이용하여 구조물에 제조하는 경우, 용접, 접합기술은 중요한 process이다. 그러나 알루미늄 합금을 일반적인 용융용접 (GTAW, GMAW, LW, EBW)을 할 경우, 다수의 문제점이 발생한다.

가장 큰 문제점은 기공 및 균열 등 용접결함이 발생하기 쉽다는 점이다. 알루미늄 합금은 다른 합금에 비해, 액상에서의 수소의 용해도가 고상에 비해 현저히 높다. 따라서 모재 또는 용가재 등에 수분 또는 유기물이 부착되거나, 보호가스 중에 수소 또는 수분이 함유된 경우에는, 용접시의 용융응고 과정에서 수소가 고상중에 고용되지 못하고 기공을 형성하기 쉽다. 따라서 기공을 방지하기 위해서는 수분, 유기물의 제거 등의 모재, 용가재, 시공환경, 기기, 용접준비 및 용접 시 공동의 전체적인 관리가 필수 불가결하다. 또한 알루미늄 합금은, 용접 응고 시, 고상과 액상이 공존하는 응고온도 범위가 넓은 경우가 많다. 그 온도 범위 내에서는 응고 시 발생하는 수축응력 등이 작용하여, 용접금속의 고온결함(응고결함)이 발생하기 쉽다. 실용 알루미늄 합금 중에서도 2000계 알루미늄 합금(Al-Cu계), 6000계 합금(Al-Mg-Si계) 또는 7000계(Al-Zn-Mg)는 응고온도범위가 넓고, 특히 고온결함이 발생하기 쉽다. 고온결함을 방지하기 위해서는 응고온도 범위를 좁힐 수 있는 합금원소를 용가재료에 첨가하는 등 대책이 필요하다.

두 번째 문제는, 용접변형이 큰 점을 들 수 있다. 알루미늄 합금의 선 팽창계수가 크며 철에 비해 약 2배정도이다. 따라서 용접 후 변형이 용접부에 잔류하기 쉽다. 잔류 변형의 제거는 타격법 및 가열가압법 등의 기계적인 방법을 취하는 경우가 많고 다수의 노력이 필요하다.

세 번째 문제는, 용접부의 기계적인 특성이 현저히 저하되는 점을 들 수가 있다. 알루미늄 합금은 크게 고용 강화형 합금과 석출 강화형 합금으로 나눌 수 있다. 고용 강화형 합금은 주로 고용경화에 의해 재료를 강화시키고, 석출 강화형 합금은 열에 민감한 미세 석출물에 의해 재료를 강화시킨다. 따라서 용접 시 다량의 열이 유입되고, 회복 재결정에 의해 가공경화성의 손실 및 미세석출물의 용해 등이 일어나 강도가 현저히 저하한다. 또한 용접 시에는 고용강화 원소가 증발하기 때문에 알루미늄 합금의 용접부는 모재에 비하여 기계적인 특성이 현저히 낮다. 그 외에도, 열전도율이 높기 때문에 용융이 어렵고, 알루미늄 합금의 표면에서 특히 고용점의 산화피막이 발생하는 등 다수의 문제점이 존재한다. 이러한 이유로 신뢰성이 높은 알루미늄 합금의 용접에 있어서 용융용접이 아닌 고상상태에서 접합하여 앞서 언급했던 문제점등을 해결해야 했다. 따라서 이러한 문제를 해결하기 위해 1991년 영국의 용접기술 연구소(The Welding Institute, TWI)에 의해 획기적인 접합법이 개발되었고 그 방법을 마찰교반용접(Friction Stir Welding, 이하 FSW)이라 불렀다. 개발된 이래 마찰교반용접은 기존의 용융 용접법으로 용접이 불가능했던 알루미늄 합금에 적용하여 탁월한 접합강도는 물론 매우 균일한 접합부의 미세조직을 얻을 수 있게 되었다. 이러한 마찰교반 용접의 적용은 현재 마그네슘 합금, 동 합금, 타이타늄 합금, 철계 합금 등에까지 적용시키기 위해 연구가 활발히 진행되고 있으며, 또한 서로 다른 특성을 보유하고 있는 이종재료의 접합에도 적용하고자하는 연구도 진행되고 있다.

## 2-2. 접합 원리

### 2-2-1. 마찰교반용접 기술 개요

FSW 공정은 Fig 2.2.1에 나타나듯이 매우 간단하면서도 독특한 일종의 연속공정으로서 접합모재를 고정시킨 후 이음부의 맞대기 면을 따라 특수 형상을 지니고 접합모재에 비해 경한 재질을 지닌 비소모식 회전 tool (또는 stir rod)의 일부분이 삽입되어 tool과 접합모재의 상대적 운동에 의해 마찰열을 발생시켜 모재의 변형저항을 낮추어 연화시키기에 충분한 온도로 인접한 접합부를 가열시킨다.<sup>8)</sup> 이로 인해 tool의 삽입된 부분(pin) 주위로 연화된 소위 'third-body'영역이 생기게 된다. 기계적 힘을 가하여 pin이 접합선을 따라 이동함에 따라 가열된 부위가 pin의 앞부분(Advancing side)에서 뒤쪽(Retreating side)으로 압출되게 되고 마찰열과 기계적 가공의 조합에 의해 고상접합부가 만들어진다.

이 접합공정의 순서는 Fig 2.2.2에 모식적으로 나타낸 순서에 의해 진행된다. 먼저 tool을 모재에 삽입하기 전에 회전을 시키고 난 후 tool이 모재와 접촉하여 열을 발생시킨다. 이어서 shoulder 부분이 접촉하여 가열 영역을 확대시키고 난 후 tool 또는 모재의 이동으로 tool 아래 부분의 소재가 유동하여 FSW nugget을 형성함으로써 접합이 이루어지게 된다.

FSW 용접부에서는 용융은 일어나지 않으므로 미세한 결정립의 압출 조직이 남아있고 액상에서 고상으로의 변태에 따른 기공, 응고균열, 잔류 응력 등과 같은 문제가 해결된다. 이외에도 낮은 입열량과 미용융 특성으로 기계적 성질이 개선되고 용접 전 처리기준이 덜 엄격하며 공정인자 역시 아크용접에 비해 단순한 점 등 많은 이점들이 얻어진다.

Tool은 일반적으로 큰 직경의 shoulder부와 이보다 적은 직경에 특수한 형상으로 가공된 pin(또는 probe)부로 구분되며 pin 부분이 이음부로 삽입되면서 접합모재와 먼저 접촉하게 된다. Tool의 shoulder부와 접합

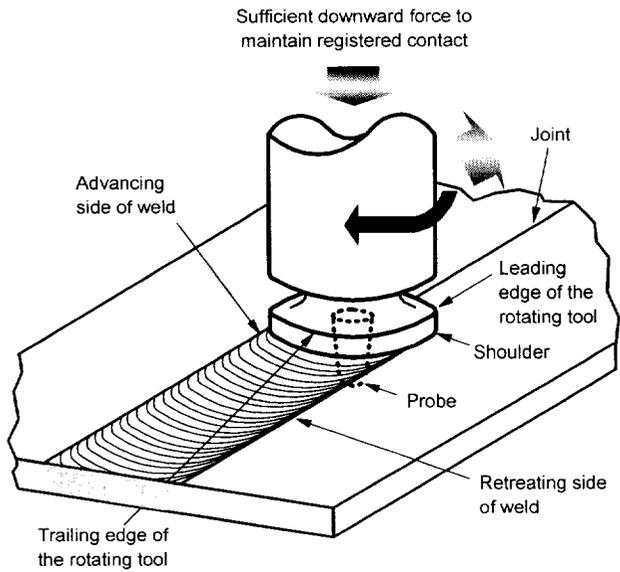


Fig. 2.2.1. FSW접합공정에 대한 개념도

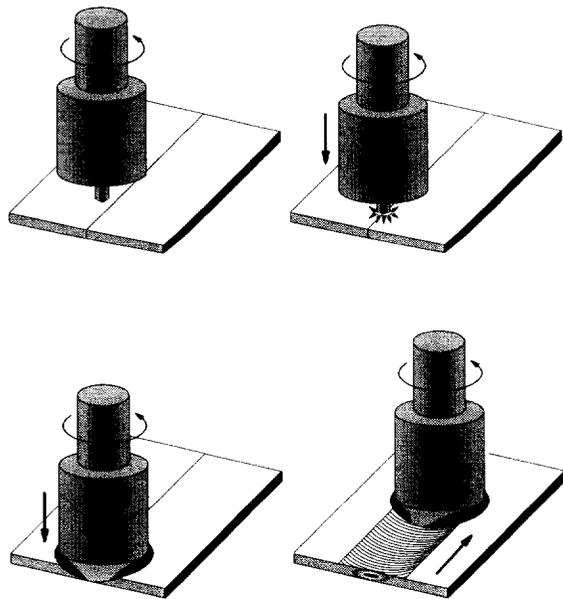


Fig. 2.2.2. FSW 공정의 진행 순서

모재의 접촉 역시 상당량의 마찰열을 발생시킬 뿐만 아니라 연화된 재료의 방출을 막아준다. Tool이 접합선을 따라 상대적으로 이동함에 따라 연화된 재료를 tool 후면에서 합체시켜 고체상태 이음부를 형성시키는 것이다. 이때 접합모재는 pin이 이음선을 따라 지나갈 때 맞대어진 이음면이 떨어지지 않도록 고정되어야한다. 접합할 때 penetration 깊이는 tool의 shoulder 아래에 위치한 pin의 길이에 의해 조절되는데 맞대기 용접이 경우 pin의 길이는 대략 부재의 두께와 유사하다. 초기의 삽입시 마찰접촉에 의해 pin 인근의 재료가 가열되지만 일단 shoulder부가 접합모재의 표면과 접촉이 시작되면 상당한 추가적인 열이 용접부에 가해지게 된다. 게다가 접촉하는 shoulder는 적절한 형상으로 가공하여 연화된 재료가 밖으로 빠져나가는 것을 방지한다. FSW tool은 고온에서 정적, 동적 성질이 우수한 내마모 재료를 사용하여 제조되는데 특히 pin 부근의 고온 전단강도가 중요한 인자이다.

지금까지 TWI에서는 Al, Mg 등 저융점 합금 접합용 tool은 공구강(AISI H13)을 사용하고 있다. 이외에도 마르텐사이트계 스테인리스강(STS440C), 공구강(SKD61) 등을 이용한 경우도 보고 되고 있다. 그 성능 기준을 예를들면 5mm 두께의 6xxx 계열 Al 합금 용접 시 tool 교환 없이 1000m의 용접이 가능하도록 제조한다. 접합하고자 하는 부재는 backing bar 위에서 수직 및 측면방향으로 발생하는 힘에 대해 견딜 수 있도록 고정시켜야 한다.

Tool의 shoulder부는 Fig 2.2.3에서 나타나듯이 평면이 아니고 약간 오목한 형상을 하고 있다. 이는 shoulder부의 회전에 의해 접합모재의 표면 바로 아래에서의 소성유동을 촉진하고 혼합교반의 효과를 증대시키기 위함이다. 그러나 표면형상의 최적화에 대해서는 검토가 진행되고 있는 과제이기도 하다. 한편, 75mm 정도의 극후판에 대한 FSW 개발은 pin 표면에 나선산형의 나선홈을 파서 접합금속의 교반력을 증가시키도록 하였다.

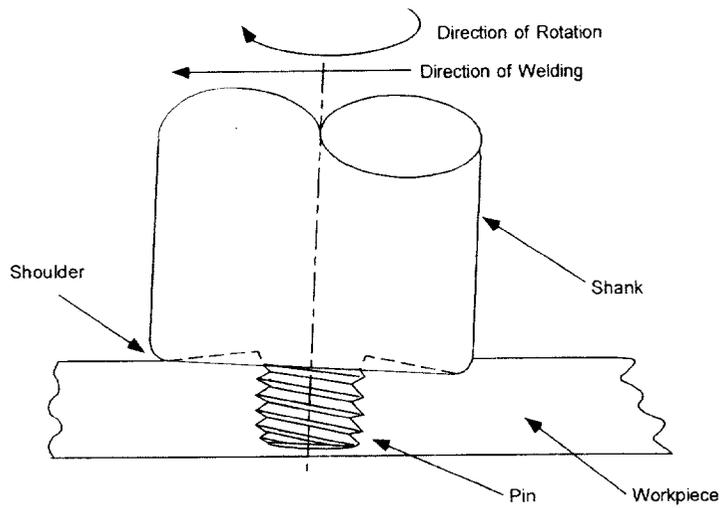


Fig. 2.2.3. FSW용 tool의 전형적인 형상

## 2-2-2. 마찰교반용접의 특징

FSW는 기존의 용융용접에 비해 다양한 특징을 나타낸다. 접합 분위기는 AI의 경우 차폐가스가 필요하지 않고 용가재 역시 요구되지 않는다. 게다가 매우 특징적인 것은 접합에 따른 변형이 없거나 있어도 용융용접에 비해 무시할 정도로 적다는 점이다. 접합 중에 흠의 발생도 없고 적외선, 자외선 등의 유해광선도 발생하지 않는 환경친화적 접합공정이다. 또한 기계적 에너지 효율이 높아서 판두께 12.5mm의 6000계 AI합금에 대해 3kW의 에너지면 충분하다고 한다.<sup>9)</sup>

본 기술의 단점은 접합부 종단에 tool 돌기부의 구멍이 남는다는 점이다. 이로 인해 제품의 보수 혹은 end-tab을 부착하여 종단부를 제품의 바깥쪽에 위치하도록 할 필요가 있다. 또한 비소모식 환봉인 tool을 이용하므로 여성을 형성할 수 없다. 이로 인해 지금까지의 설계기준을 만족하기 어렵고 필릿 용접은 원리적으로 불가능하다. 그러나 이 새로운 접합법의 이음부 형성의 가능성에 대해서는 여러 종류의 형상이 제안되어 맞대기용접은 물론 필릿 이음부, lap 이음부 등도 가능하여 특히 열용량 차이가 큰 대단면 부재의 접합이 가능하다는 사실이 흥미 깊은 점이다.

## 제 3장 실험 방법

### 제 1절 최적 용접 조건 설정 시험

본 실험에서 사용된 마그네슘 합금은 우수한 강도와 연성을 가지는 전신재 합금으로 가공경화와 부분 어닐링 처리된 두께 4mm의 AZ31B-H24 합금으로서 현재 가장 많이 사용되고 있는 Mg 합금 중 하나이다. 합금의 조성 및 기계적 특성을 Table 3.1.1에 나타내었다. 또한, FSW 접합 공정 중 주요 변수인 톨 회전속도, 접합 속도, 전진각을 Table 3.1.2에 나타내었다.

FSW 접합 후 접합부 조직을 관찰하기 위해서 접합부 단면을 광학 현미경을 사용하여 관찰하였다. 조직 관찰에 사용된 부식액은 피크린산 (picric acid) 4.2g, 초산 (acetic acid) 10ml, 알콜 (methanal) 70ml, 증류수 10ml를 사용하였다. 접합부 변형 거동을 알기 위한 부식에는 100ml 증류수, 초산 10ml의 부식액을 사용하였다. 각 영역의 결정립 크기를 조사하기 위하여 ASTM에 규정된 Lineal intercept법을 이용하여 결정립 크기를 측정하였다.<sup>10)</sup> 한 선의 길이는 8cm로 하여 4개의 선을 교차시켜 측정하였고 사진의 크기는 500배로 하였다. 또한 접합부 내의 결함부분과 석출물, 파단면의 성분을 분석하기 위해서 SEM (Scanning Electron Microscope), EDS (Energy Dispersive X-Ray Spectrometer) 그리고 XRD (X-Ray Diffractometer)를 사용하였다. 접합부의 경도는 마이크로 비커스를 사용하여 하중 500g, 시간 10sec를 주어 측정하였으며 접합부의 인장강도는 시편을 서브사이즈 규격에 맞추어 제작하여 5ton의 하중으로 시험하여 항복강도, 인장강도, 연신율을 측정하였다. 충격 시험편 역시 서브 사이즈 규격에 맞추어 제작하여 Charpy 충격 시험으로 상온에서 시험하여 충격치와 흡수에너지를 측정하였다.

Table 3.1.1. Chemical composition(wt%) and Mechanical properties of AZ31B-H24 Mg alloys.

Chemical composition (wt%)	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Mg
	3.0	1.0	0.20	0.05	0.05	Bal.
Mechanical properties	Elastic modulus (MPa)	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation in 50mm(%)	Hardness (HRC)	
	45	290	220	15	73	

Table 3.1.2. Friction stir welding parameters.

<b>Parameters</b>	<b>Conditions</b>
Tool rotation speed	1000rpm, 2000rpm
Travel speed	100mm/min
Tool angle	3°

## 제2절 Mg 합금 제조법에 따른 특성 시험

본 실험에서 사용된 마그네슘 합금은 전신재 및 주조재 합금으로, 전신재 합금으로는 가공경화와 부분 어닐링 처리된 AZ31B-H24 합금과 압출 공정으로 생산된 AZ61A-F 합금을, 그리고 주조재 합금으로는 AZ91C-F 합금을 사용하였다. 각 합금의 조성 및 기계적 특성 및 FSW 용접 조건을 Table 3.2.1에 나타내었다. 본 실험에서는 200×50×4 크기의 두개의 부재를 맞대기 형태로 두고 접합을 실시하였다. 또한, 본 연구에서 적용한 FSW 용접 조건은 영국 용접 연구소(TWI) 문헌을 참고로 하여 결정하였다.<sup>11)</sup>

FSW 접합부 특성 평가를 위해서 접합부에 대하여 광학 현미경을 이용하여 조직을 관찰하였고 미소 비커스 경도기를 이용해서 500g의 하중으로 경도를 측정하였다. 조직 관찰에 사용된 부식액은 피크린산(picric acid) 4.2g, 초산(acetic acid) 10ml, 알콜 (methanol) 70ml, 증류수 10ml의 혼합액을 사용하였다. 접합부에서 결정립의 크기는 ASTM에 규정된 Lineal-Intercept 법으로 측정하였다.<sup>7)</sup> 접합부에서 금속간 화합물은 EPMA (Electron Probe Micro Analyzer), XRD (X-Ray Diffractometer), TEM (Transmission Electron Microscope)등을 이용하여 관찰 및 분석을 행하였다. TEM 시편은 Fischione사의 ion milling system을 이용하여 5kV 전압으로 제조하였다.

Table 3.2.1. Chemical composition and Mechanical properties and FSW parameters of Mg alloys.

	Chemical composition(wt%)							Mechanical properties			Parameters	
	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Mg	YS (MPa)	TS (MPa)	E $\ell$ (%)	Hv	Rotation speed	Welding speed
<b>AZ31B-H24</b>	3.0	1.0	0.20	0.05	0.05	Bal.	220	290	15.0	66	2000rpm	100mm/min
<b>AZ61A-F</b>	6.5	1.0	0.15	0.10	0.10	Bal.	131	302	12.2	53	700rpm	160mm/min
<b>AZ91C-F</b>	9.1	0.85	0.24	0.01	0.001	Bal.	114	167	4.8	63	500rpm	50mm/min

## 제 4장 실험 결과

### 제 1절 전신재 AZ31B-H24의 접합성

용접 속도를 100mm/min으로 유지시키고 톨 회전속도를 1000rpm과 2000rpm으로 접합한 접합부의 표면과 이면의 형상을 Fig. 4.1.1에 나타내었다. 두 조건 모두 약간의 burr가 존재하는 것을 제외하고는 비교적 양호한 접합 형상을 보였으며 표면에는 어떠한 결함도 관찰되지 않았다.

Fig. 4.1.2는 각각 1000rpm과 2000rpm으로 접합한 접합부 단면 마크로 사진이다. 두 경우 모두 교반상태가 매우 양호한 것을 알 수 있다. Fig. 4.1.2-(a)의 마크로 조직을 접합부 변형 거동을 관찰할 수 있는 부식액을 사용하여 다시 부식한 결과를 Fig. 4.1.3에 나타내었다. 접합부가 모재(Base Metal, BM), 열영향부(Heat Affected Zone, HAZ), 열·기계적 영향부(Thermo-Mechanically Affected Zone, TMAZ), 교반부(Stir Zone, SZ)로 구성되어 있음을 확인할 수 있으며 이러한 관찰을 통하여 FSW에 의한 소성변형 시 metal flow를 파악할 수가 있다.

Fig. 4.1.4는 본 실험에서 metal flow가 응집하는 곳에 나타난 균열 사진이다. 일반적으로 metal flow가 최종적으로 응집하는 곳에는 결함이 발생할 확률이 높다고 알려져 있는데<sup>12)</sup> 본 실험에서도 회전속도 1000rpm, 이동속도 100mm/min으로 접합한 경우 metal flow의 최종점에서 접합 불량에 일어난 것을 확인할 수 있으며 톨이 삽입되는 중심의 좌우 쪽에 각각 위치하고 있다. 이러한 결함의 생성은 용접 톨의 느린 회전 속도로 인해 톨과 마그네슘 합금사이에 생기는 입열이 충분하지 못하고 이로 인해 재료의 소성변형이 불충분해졌기 때문이라고 생각된다. 재료에 따라 접합을 하기 위한 접합조건은 차이가 있겠지만 기본적으로 FSW에 있어서 접합부 온도는 재료가 충분한 소성변형을 일으킬 수 있는 온도까지 충분히 가열되어야 하기 때문으로 사료된다.<sup>13)</sup> 회전속도 2000rpm, 이동속도 100mm/min으로 접합한 시편에서는 재료 내에 어떠한

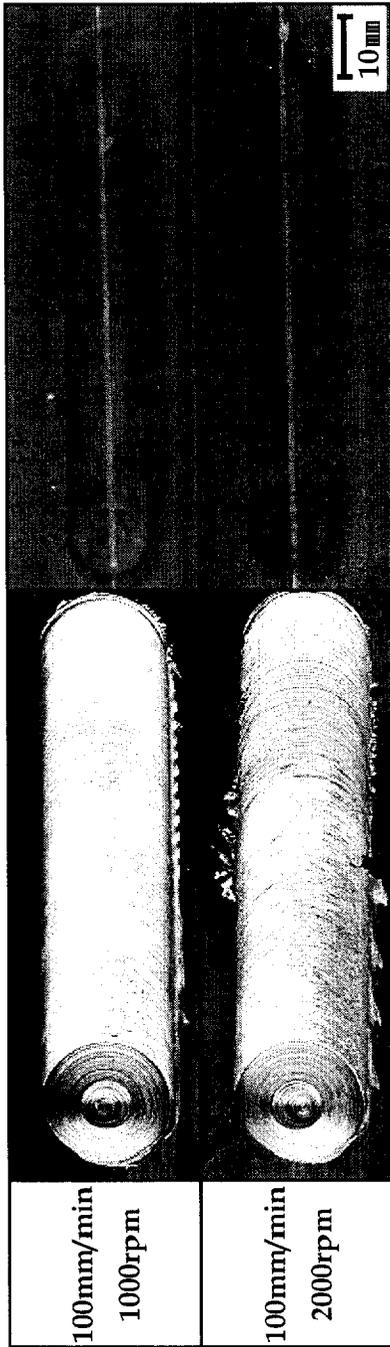


Fig 4.1.1. Front and back surface of FSW butt joint.

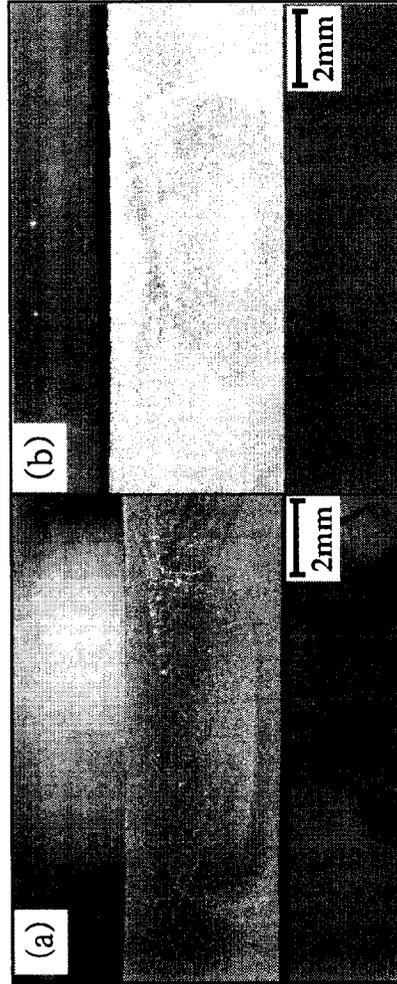


Fig 4.1.2. Microstructures of cross-section of butt joint. (a)1000rpm, (b)2000rpm under 100mm/min.

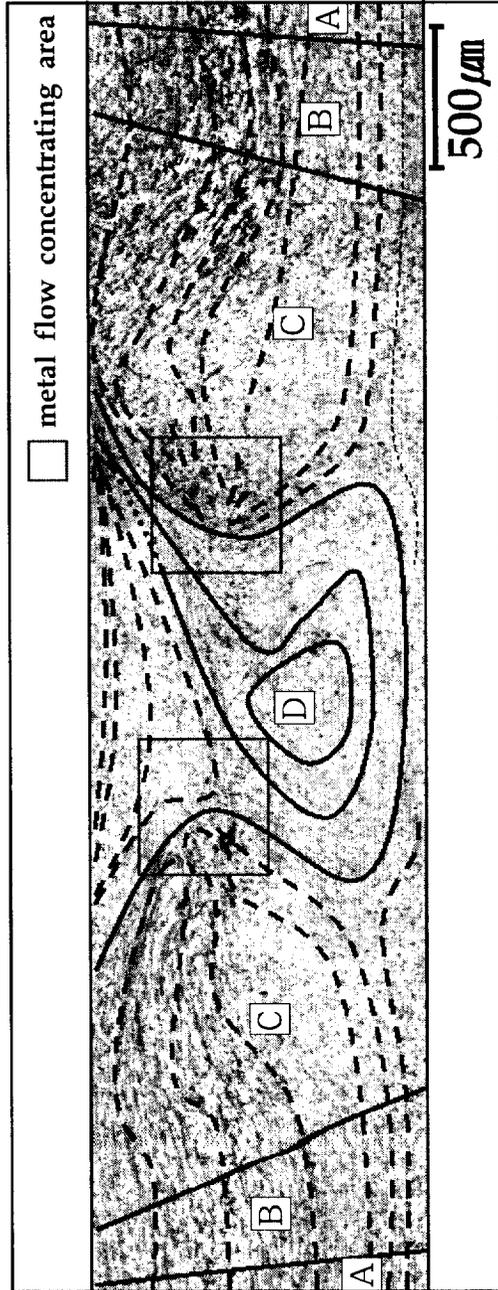


Fig 4.1.3. Behavior of metal flow.(1000rpm-100mm/min) (A) BM (B) HAZ (C) TMAZ (D) SZ

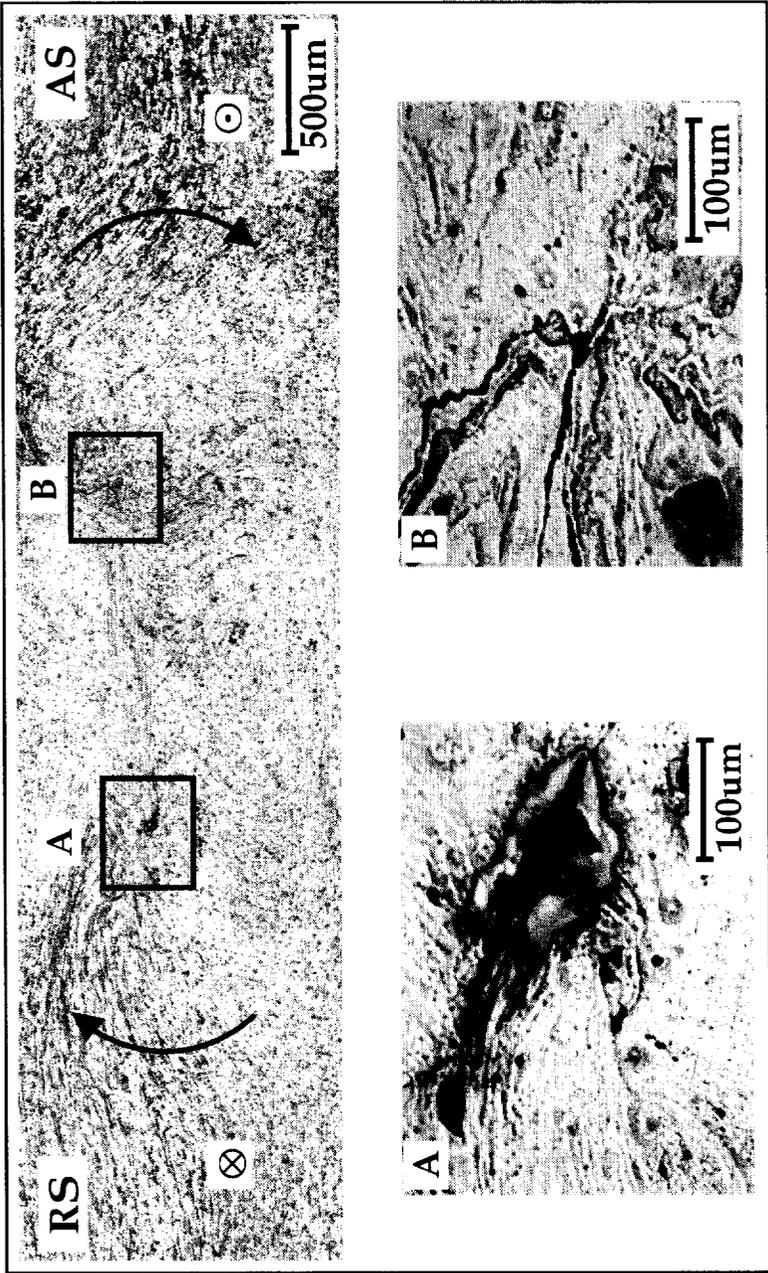


Fig 4.1.4. Weld defects of FSW butt joint.(1000rpm, 100mm/min)

한 결함도 생성되어 있지 않은 아주 양호한 접합부임을 실험에서 확인할 수 있었다. RS로 표기한 영역은 톨의 회전방향과 이동방향이 불일치하는 retreating side이고, AS로 표기한 영역은 두 방향이 일치하는 advancing side이다. 톨의 회전방향과 이동방향이 서로 반대인 RS에서 더 큰 전단 응력이 발생하기 때문에 Fig. 4.1.4에서 보는 것처럼 RS에서 나타난 결함이 AS에 나타난 결함보다 큰 것으로 사료된다.

Fig. 4.1.5는 1000rpm, 200mm/min의 조건으로 용접한 접합부 조직을 나타낸 것이다. A는 BM, B는 HAZ, C는 TMAZ, D는 SZ이다. AZ31B-H24 합금은 열간 압연 공정 후에 가공경화와 부분 어닐링 처리를 하여 결정립 성장이 억제된 재결정 상태의 합금이다. 따라서 A에서 보듯이 모재 조직은 매우 미세한 상태를 나타내고 있음을 알 수 있다. B는 HAZ로서 FSW 접합으로 인한 기계적 영향은 받지 않고 열 영향만 받은 영역이다. 압연으로 인해 형성된 연신 흔적이나 쌍정 변형의 존재를 찾을 수 없고 결정립 크기가 모재보다 커졌음을 알 수 있다. TMAZ인 C에서는 조직의 가운데에 많은 쌍정 변형이 생긴 것을 알 수가 있고 이러한 변형은 기계적인 힘에 의해 일정한 방향성을 가진다. 이러한 기계적 쌍정 변형이 TMAZ에서 주로 관찰되는 이유는 톨의 회전에 의해 직접적으로 소성변형 되어지기 때문이다. 마찰온도가 더욱 높은 SZ에서는 재결정이 일어나 소멸되었지만 TMAZ는 재결정 온도에 미치지 못하므로 쌍정이 그대로 존재한다. SZ인 D는 회복, 재결정, 결정립 성장의 단계를 거친 영역으로 이 영역에서는 동적 재결정에 의해서 TMAZ에서 볼 수 있었던 많은 쌍정 변형들이 회복 및 재결정 되어 등축정 조직으로 나타났다.

이러한 각 영역에서 결정립 크기를 측정한 결과를 Table 4.1.1에 나타내었다. 톨의 회전속도가 1000rpm인 경우, HAZ는 모재와 비교하여 약 1.3배의 결정립 성장을 보였으며 SZ는 약 2.1배의 성장을 보였다. 2000rpm인 경우는 HAZ는 약 1.4배, SZ는 약 2.2배의 성장을 보였다. 톨의 회전속도에 따라 각 영역에서 큰 차이는 없으나 2000rpm의 경우가 결정립 크기가 조금 크다. 일반적으로 이동 속도가 느리고 톨 회전속도

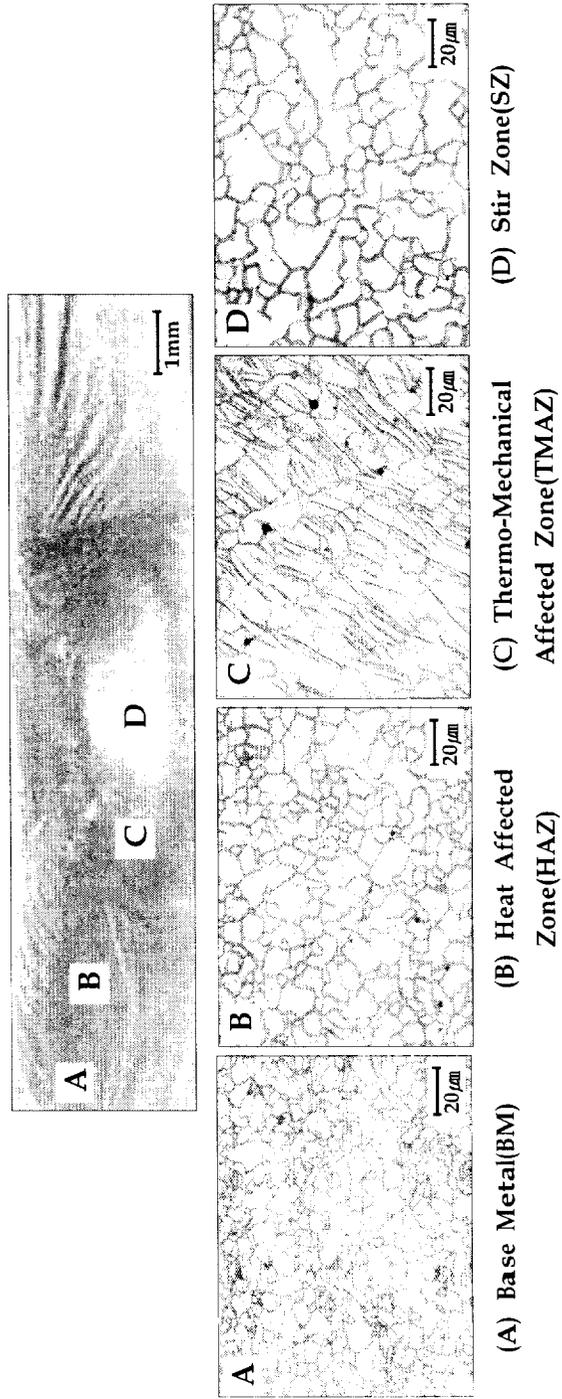


Fig 4.1.5. Microstructure of butt joint.(2000rpm-100mm/min) (A)BM (B)HAZ (C) TMAZ (D) SZ

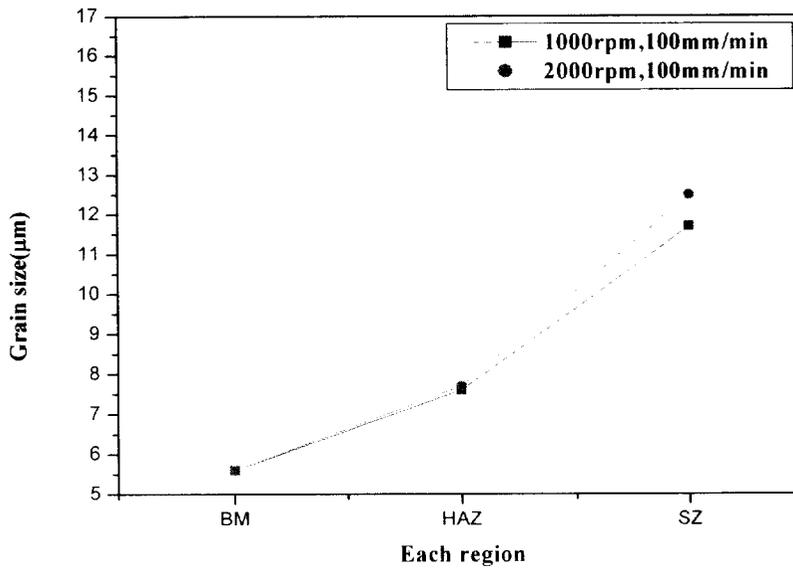


Fig 4.1.6. Comparison of grain size of each region( $\mu\text{m}$ ).

Table 4.1.1. Comparison of grain size of each region( $\mu\text{m}$ ).

	BM	HAZ	SZ
1000rpm, 100mm/min	5.6	7.6	11.7
2000rpm, 100mm/min	5.6	7.7	12.5

가 빠르면 마찰열이 높아지게 되고 이로 인해 냉각속도가 느려져서 결정립 성장이 크게 된다. 즉, 같은 용접 속도라 하더라도 톨 회전속도가 빠르면 재결정 성장이 촉진됨으로 조대해지게 되는 것이다.

Fig. 4.1.6은 1000rpm, 100mm/min과 2000rpm, 100mm/min으로 접합한 접합부의 경도 분포를 나타낸 것이다. 두 조건 모두 비슷한 경도분포를 나타내고 있으나 주목할만한 특징은 연화된 SZ가 존재한다는 것이다. SZ의 연화 정도는 모재의 약 80%정도이다. 이는 위에서 언급했듯이 모재는 결정립 성장을 억제한 어닐링 처리가 되어 있기 때문에 조직이 매우 미세한 반면 SZ에서는 회복, 재결정, 결정립 성장 단계를 거치며 조직이 조대해졌기 때문이다. TMAZ에서는 비록 조직은 조대해졌지만 재결정이 일어나지 않아 쌍정 변형 등 많은 가공 경화된 형태를 나타내고 있기 때문에 경도치가 상대적으로 높게 나오는 것이다. 그리고 전체적으로 회전속도가 2000rpm인 조건이 1000rpm인 조건보다 TMAZ와 SZ에서 약간 높은 경도 분포를 보이고 있다. 이는 2000rpm일 때가 1000rpm일 때보다 비록 TMAZ와 SZ 모두 결정립 크기는 조금 크지만 동반되는 기계적 변형을 비교해볼 때 생성된 쌍정변형이나 전위가 집적되는 전위 밀집 영역이 상대적으로 2000rpm에서 더 많이 발생하기 때문인 것으로 생각된다. 따라서 FSW 접합부 경도에 미치는 인자는 결정립 크기보다는 기계적 변형에 더 많이 의존한다는 것을 알 수 있다.

Fig. 4.1.7은 AZ31B-H24의 FSW 공정 시 나타나는 각 영역별 SEM 사진과 석출물들의 EDS 결과를 나타낸 것이다. 대부분의 석출물들이 산화물 형태로 존재하고 있음을 확인 할 수가 있다. 이는 FSW 접합 시 기존 산화막의 파괴와 대기 중 산소 혼입등에 기인하는 것으로 생각된다.<sup>14)</sup> Al-Mn 석출물은 접합부 모든 영역에서 확인되었으며 TMAZ와 SZ에서는 Mg-Si 석출물도 확인되었다. TMAZ에서의 대표적인 Al-Mn 석출물과 SZ에서의 대표적인 Mg-Si 석출물의 EDS 결과를 그림 중에 같이 나타내었다. SZ에서는 비교적 적은 수의 석출물들이 확인되었는데 이는 FSW 시 기계적인 교반으로 인하여 석출물이 분해 및 고용되었기 때문으로 생각된다.

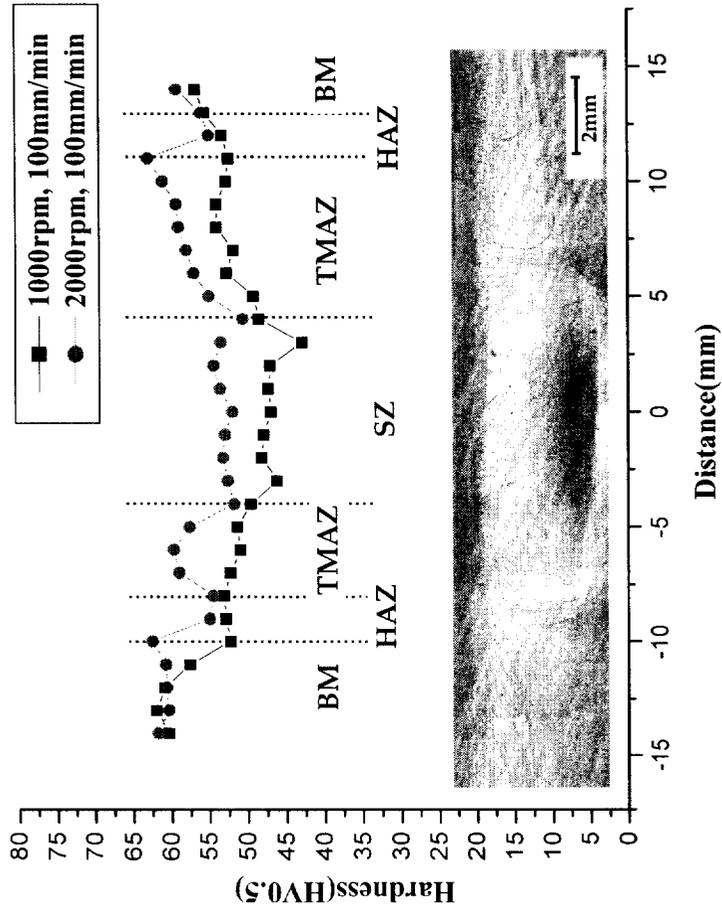


Fig 4.1.7. Hardness profiles in cross section of butt joints.

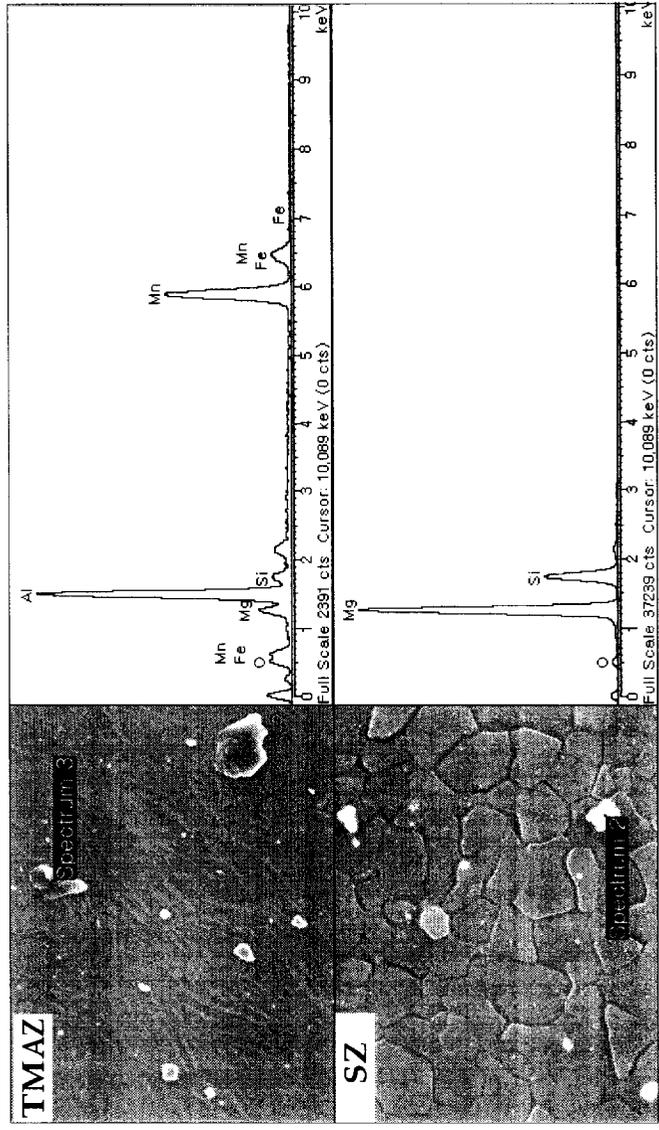


Fig 4.1.8. SEM micrograph and EDS analysis of precipitates.

Fig. 4.1.8은 SZ 영역에서 확인된 Al-Mn 석출물의 TEM 사진이다. 앞서 설명한 것처럼 Al-Mn 석출물은 전체적으로 고루 분포되어 있으며 약 1~5 $\mu\text{m}$ 의 크기를 가지고 있다. Al-Mn 석출물은 대개 MnAl, MnAl<sub>4</sub>, MnAl<sub>6</sub>의 조성으로 화합물을 이루고 있으며 덩어리나 바늘같은 형태를 가지고 있다.

Fig. 4.1.9는 Mg<sub>2</sub>Si를 촬영한 SEM사진과 EDS분석 결과이다. SEM 사진에서 Mg<sub>2</sub>Si 금속간 화합물을 제외하고 나머진 모두 Al-Mn 석출물이다. Al-Mn 석출물과 달리 Mg<sub>2</sub>Si 금속간 화합물은 각이 많이 저 있다는 것을 알 수 있다.

이러한 Mg<sub>2</sub>Si는 Mg합금의 기계적 특성을 향상시키는 우수한 금속간 화합물로 알려져 있다.<sup>15)</sup> 본 합금에는 Si양이 0.05%로 매우 미미한 양이 첨가되어 있어서 Mg<sub>2</sub>Si 금속간 화합물이 많이 생성되지는 않았지만 AZ, AM계열의 마그네슘 합금에 Si 원소를 첨가시킨 고인성 고강도 마그네슘 합금에서는 본 석출물이 많이 생길 것으로 판단된다.

한편 AZ계열의 Mg 합금에서 가장 문제시되고 있는 취약한 Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub>( $\beta$ 상) 금속간 화합물은 본 실험에서는 거의 생성되지 않았다. 그 이유는 첫째 금속간 화합물을 형성할 만큼의 Al 양이 충분히 많지 않기 때문이고, 둘째 Si가 첨가되면서 Al이 Mg과 반응하여 금속간 화합물을 형성하기 전에 Si가 먼저 Mg와 결합하여 Mg<sub>2</sub>Si를 형성하기 때문으로 생각된다.

Table 4.1.2는 상온에서 실시한 FSW 접합부의 인장시험과 충격 시험 결과이다. 표에서 알 수 있듯이 접합부의 인장강도는 모재 인장강도의 약 80%정도로 우수한 접합부를 나타내고 있다. 충격치는 오차 범위의 차이로서 FSW 접합부 충격치는 모재 충격치와 거의 비슷하다고 할 수 있다.

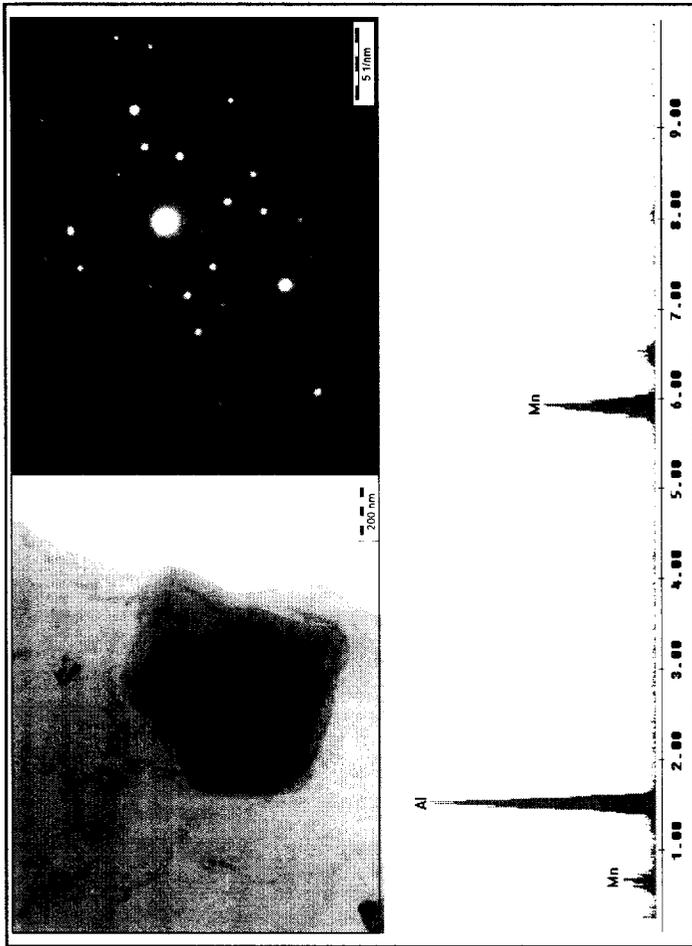


Fig 4.1.9. TEM micrograph and EDS analysis of Al-Mn precipitates.

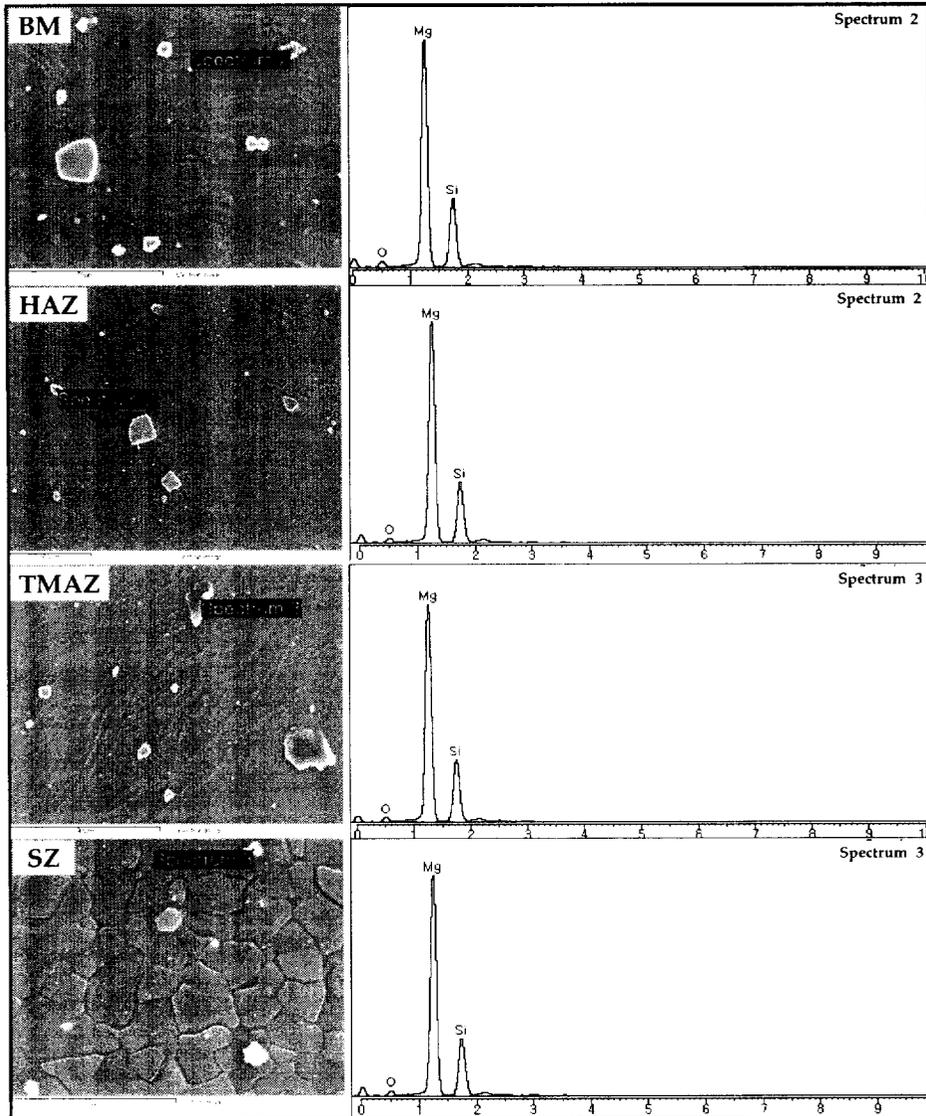


Fig 4.1.10. SEM micrograph and EDS analysis of Mg<sub>2</sub>Si precipitates.

Table 4.1.2. Mechanical properties of AZ31B-H24 butt joint.

	Tensile Test			Impact Test	
	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	absorbed energy(J)	impact value (J/cm <sup>2</sup> )
<b>Base metal</b>	220	290	15	4.2	17.1
<b>Butt joint (1000/100)</b>	78	220	10.2	4.3	17.4
<b>Butt joint (2000/100)</b>	93	230	-	4.2	16.9

## 제 2절 Mg 합금 제조법에 따른 접합성 차이

### 1) 용접부 조직 비교

Fig. 4.2.1에 비드형상 및 접합부의 거시조직을 나타내었다. 세 합금 모두 비드 표면에 약간의 날림이 존재하는 것을 제외하고는 양호한 접합부를 나타내고 있다. 또한 접합부 단면에서는 FSW 접합부에서 볼 수 있는 전형적인 onion ring 형상을 확인할 수 있다.

AZ31B-H24 접합부의 미세조직은 앞절에서 설명하였으므로 설명을 생략하겠다.

Fig. 4.2.2에 AZ61A-F의 FSW 접합부 미세조직을 나타내었다. 먼저 A와 C는 모재이며 압출열의 영향으로 표면부와 중심부의 조직이 다르다. 압출 공정 시 발생하는 열에너지의 불균형으로 인해 표면부 조직은 재결정된 반면에 중심부는 열에너지의 부족으로 재결정되지 못하여 표면부는 미세하고 중심부는 조대한 결정립을 나타내었다. 그러나 FSW 공정 후 열영향부 중 표면부는 모재의 결정립 크기와 비교했을 때 별 차이가 없지만, 중심부는 매우 미세해졌다. SZ에서는 동적재결정으로 인해 미세한 등축정이 생성되었다. 또한 FSW 후 두께 중심부에 미세한 결정립이 띠처럼 생겨났는데 이 띠를 고배율로 관찰해본 결과 매우 미세한 등축정 조직으로 관찰되었다. 앞서 설명한 것처럼 FSW 접합을 하기 전 모재는 표면부와 중심부의 결정립 크기가 다르다. 이러한 상태에서 FSW를 실시한 결과, Fig. 4.2.3과 같이 열영향부 표면부는 모재 표면부와 결정립 크기가 비슷하지만 열영향부 중심부는 모재 중심부에 비해 결정립 크기가 약  $101\mu\text{m}$ 에서  $13\mu\text{m}$ 로 매우 미세해졌음을 알 수 있다. 이는 제조 공정 시 재결정을 이루지 못하여 높은 에너지 상태로 존재하는 내부가 접합 시 가열에 의하여 재결정을 이루기 때문인 것으로 생각된다.<sup>16,17)</sup>

Fig. 4.2.4에 AZ91C-F의 접합부 미세조직을 나타내었다. 모재인 A에서는 뚜렷한 텐드라이트를 확인할 수 있으며 텐드라이트 입계를 따라 하얀색으

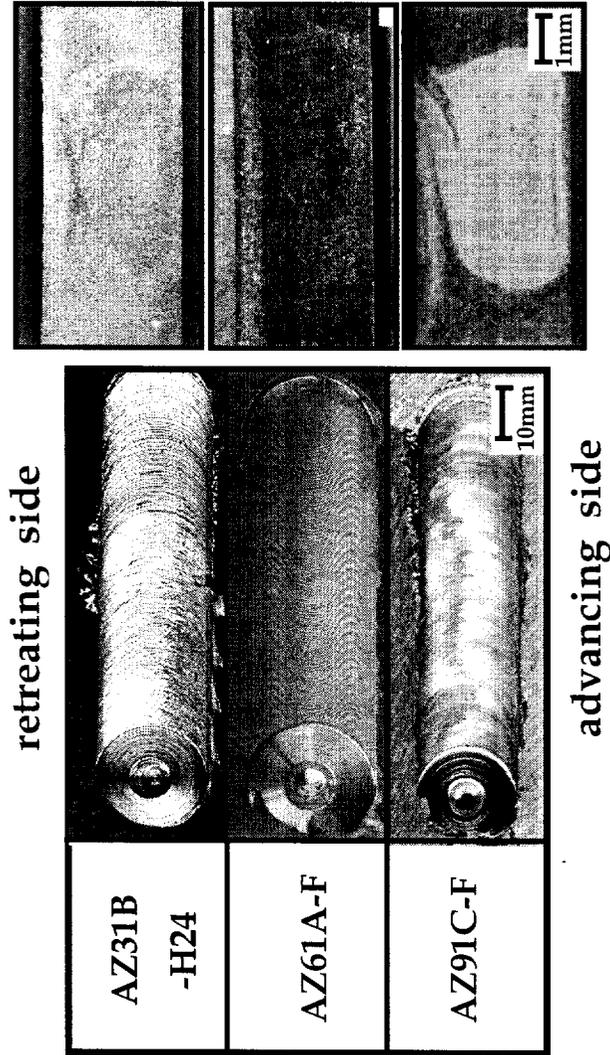


Fig 4.2.1. Bead appearance and macrostructure of cross-section of each bead.

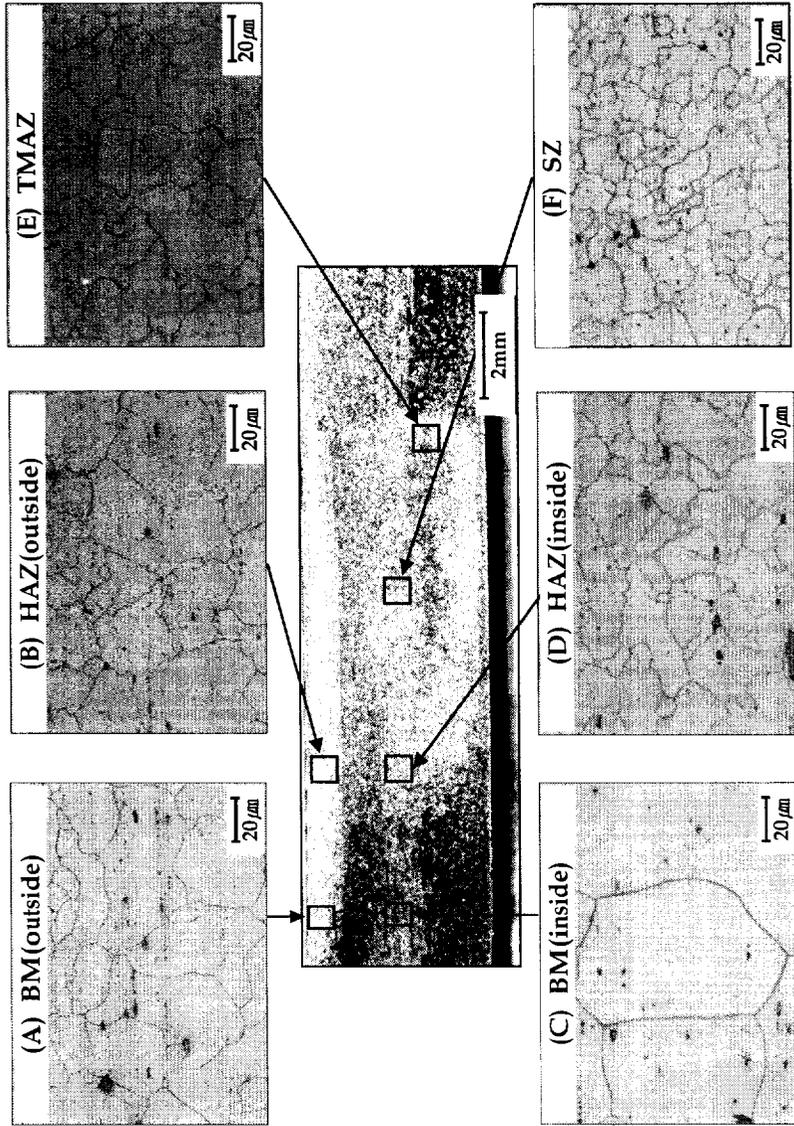


Fig 4.2.2. Microstructure of butt joint. (AZ61A-F, 700rpm-160mm/min)

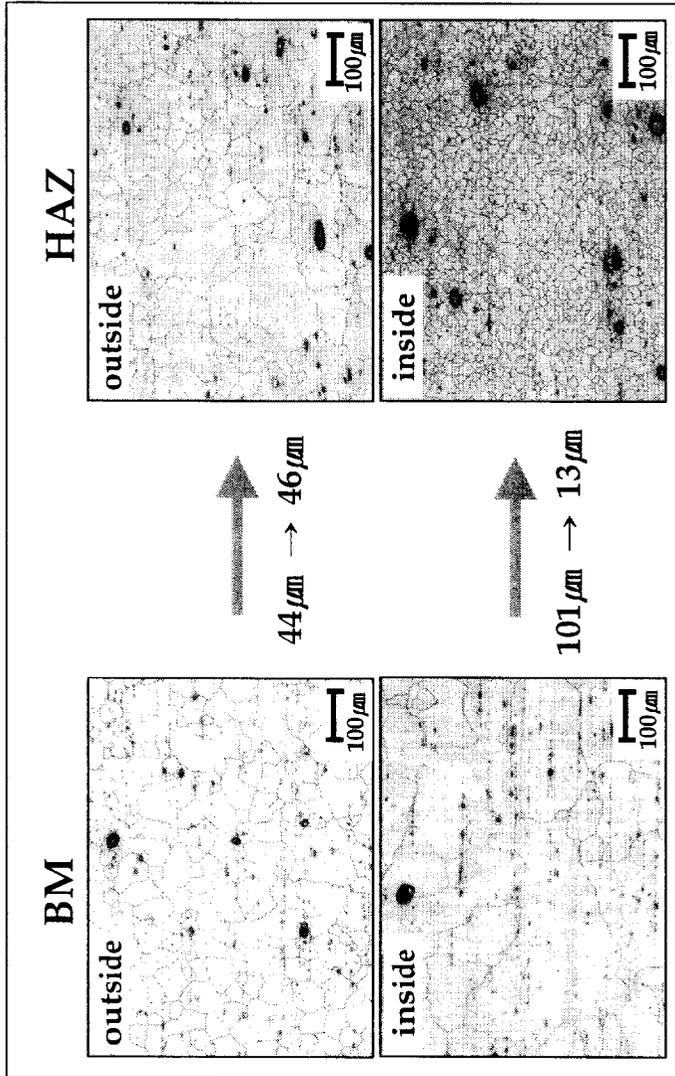


Fig 4.2.3. Comparison of microstructure in the BM and HAZ after FSW.

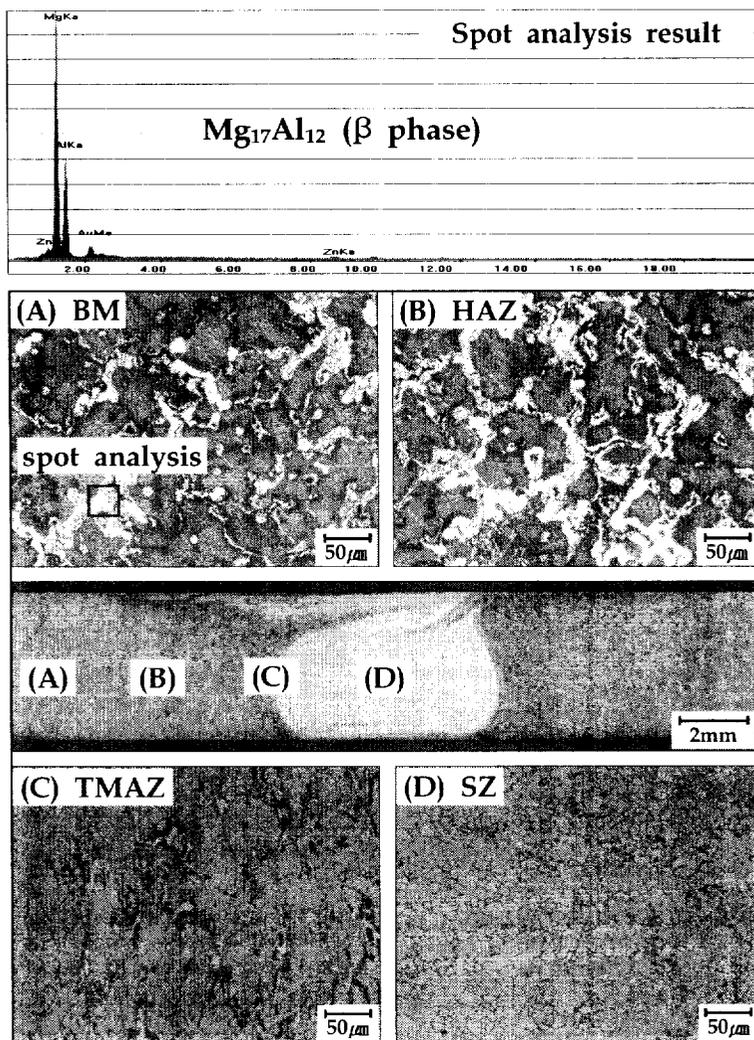


Fig 4.2.4. Microstructure of butt joint. (AZ91C-F,500rpm-50mm/min)

로 표시되는 상들이 존재하고 있다. 이 상들은 EDS 분석 결과  $Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$ 상)인 것으로 나타났다. HAZ인 B에서는 모재의 조직과 비슷하나 TMAZ인 C에서는 확연히  $\beta$  금속간 화합물이 줄어들었음을 확인 할 수 있었다. SZ인 D에서는  $\beta$  금속간 화합물이 더욱 미세하게 분산되어졌고 동적 재결정으로 인해 조직이 매우 미세해졌다.

## 2) 용접부 기계적 특성 비교

FSW 접합된 세 합금의 접합부 경도를 측정하여 Fig. 4.2.5에 나타내었다. SZ에서의 경도치가 AZ91C-F가 가장 높고 AZ61A-F, AZ31B-H24 순으로 낮아졌다. AZ31B-H24는 모재 경도 보다 낮은 SZ 경도치를 보이고 있는데 이는 열간 압연으로 인해 미세화 된 모재가 FSW의 열·기계적 영향에 의해서 SZ의 조직이 재결정, 결정립 성장을 거치면서 조대화되었기 때문이다. AZ61A-F는 전체적으로 비슷한 경도 분포를 보이고 있으며 AZ91C-F의 SZ는 모재 경도보다 매우 높은 분포를 보이고 있다. 이는 편위 교반작용에 의해 형성된 미세한 재결정 조직 및  $\beta$ 상의 미세분산 때문인 것으로 생각된다.

접합부의 경도에 영향을 미치는 이러한  $\beta$ 상이 각각의 합금에 어떠한 형태로 존재하는 지에 대해서 알아보았다. AZ31B-H24에서는  $\beta$ 금속간 화합물이 확인되지 않은 반면 AZ61A-F와 AZ91C-F에서는  $\beta$ 금속간 화합물을 확인할 수 있었다. Fig. 4.2.6에 AZ61A-F와 AZ91C-F에서 관찰되는  $\beta$ 상을 나타내었다. AZ61A-F에서는 매우 미세한 로드상인 반면, AZ91C-F에서는 매우 조대한 침상을 나타내고 있었다. AZ91C-F에서의  $\beta$ 상은 그 크기가 매우 커서 SEM 뿐만 아니라 광학 현미경에서도 충분히 확인이 가능하였다.

Fig. 4.2.7에 AZ91C-F의 접합부 단면에서 Al함량을 분석한 EPMA 결과를 경도분포와 함께 나타내었다.  $\beta$ 상이 모재에 불규칙하게 분포되어 있어 Al 함량이 모재에서는 매우 불규칙한 피크를 나타내고 있다. 하지만 이러한 불규칙한 피크는 SZ에서는 매우 안정한 피크를 나타내는데 이는  $\beta$ 상이 매우 미세하게

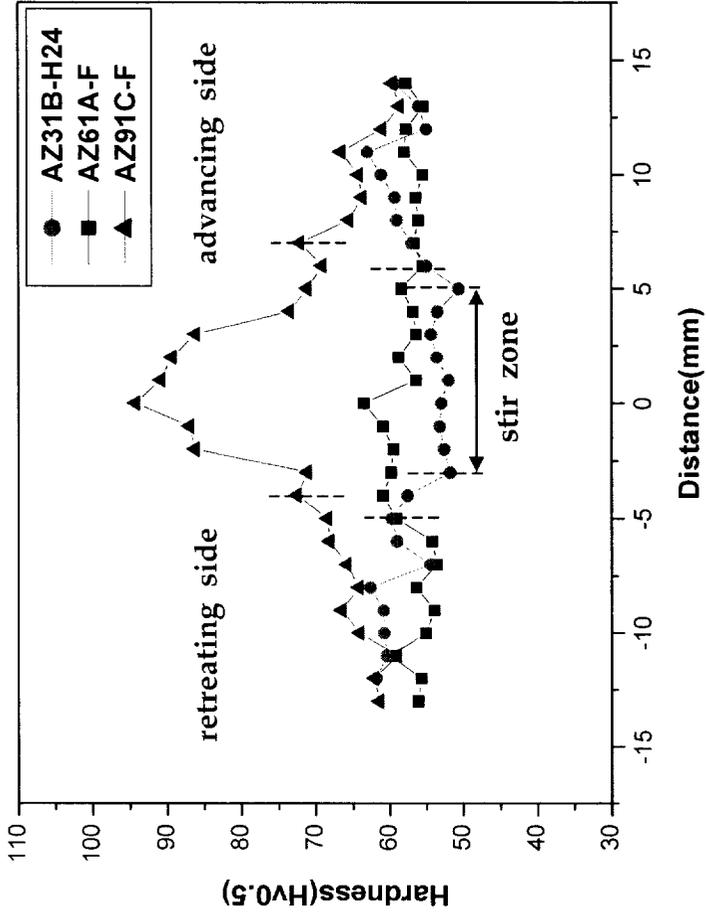


Fig 4.2.5. Comparison of hardness of weldments of Mg alloys.

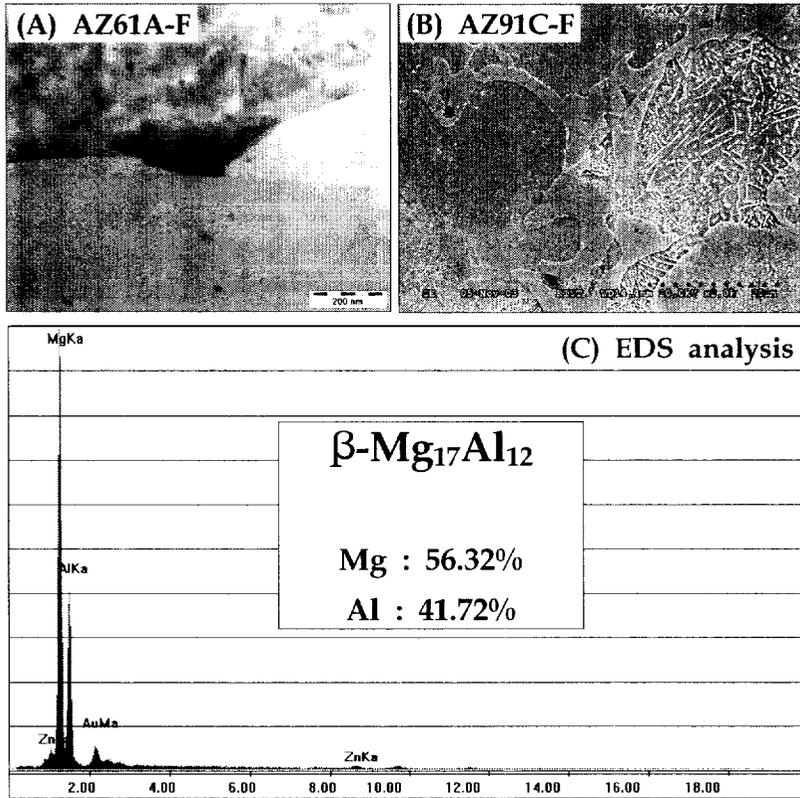


Fig 4.2.6.  $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$  phase in (A) AZ61A-F and (B) AZ91C-F and (C) its EDS analysis.

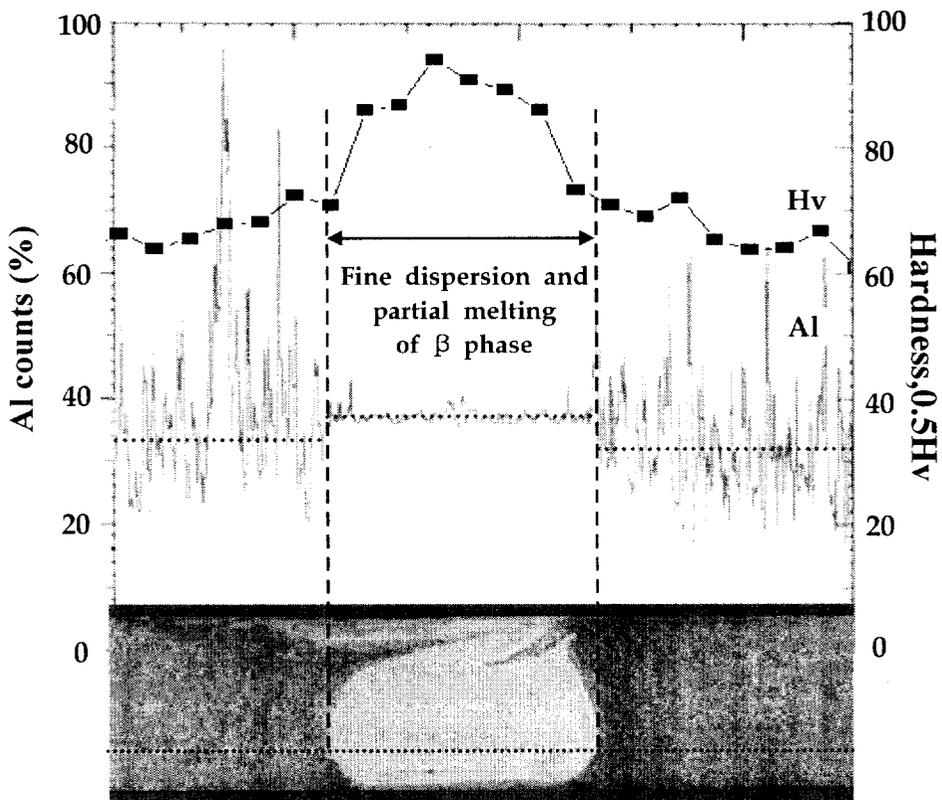


Fig 4.2.7. EPMA profiles in cross section of AZ91C-F.

분해 되어 SZ영역에 고루 분포한다는 것을 나타낸다. 또한 모재에 비해 SZ의 평균 Al함량이 약간 증가되었다는 것을 확인 할 수가 있는데 이는 일부  $\beta$  금속간 화합물이 용융되어  $\alpha$ -Mg에 고용되었기 때문이라고 생각된다.<sup>18,19)</sup>

$Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$ 상)이 강도 상승에 얼마나 큰 영향을 미치는 지를 확인하기 위해서  $Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$ 상)과  $\alpha$ -Mg을 300g의 하중으로 측정 한 결과  $\alpha$ -Mg는 약 55Hv~65Hv,  $Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$ 상)은 약 65Hv~75Hv를 나타내어  $\beta$ 상이  $\alpha$ 상보다 약 10Hv 정도 높은 경도 값을 나타내었다. 따라서 이러한  $\beta$ 상이 SZ에서는 미세하게 고루 분포되어 있기 때문에 높은 경도를 나타냈을 거라고 생각된다.

Fig. 4.2.8에 상온에서 실시한 각 합금의 FSW 접합부 인장 시험 후의 파단 위치를 나타내었다. AZ31B -H24와 AZ61A-F는 접합부에서 파단이 되었으며 AZ91C-F는 모재에서 파단이 되었다. 모재에서 파단된 AZ91C-F를 제외한 두 합금의 접합부 기계적 특성을 Table 4.2.1에 나타내었다.

표에서 알 수 있듯이 AZ61A-F가 AZ31B-H24 보다 높은 인장강도를 나타내고 있다. 이는 AZ61A-F가  $\beta$ 상을 형성하였기 때문인 것으로 생각된다. 또한 연신율은 취약한  $\beta$ 상을 형성한 AZ61A-F가 상대적으로 약간 저하되었음을 알 수 있다.



Fig 4.2.8. Fracture location after tensile test of FSW weldments of Mg alloys.

Table 4.2.1. Mechanical properties of butt joint of Mg alloys.

	BM		FSW	
	TS (MPa)	E $\ell$ (%)	TS (MPa)	E $\ell$ (%)
<b>AZ31B-H24</b>	290	15	230	10.2
<b>AZ61A-F</b>	302	12.2	258	9.6

## 제 5장 결 론

5.1. 전신재인 AZ31B-H24 합금을 사용하여 접합성을 평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

5.1.1. AZ31B-H24 합금은 1000rpm, 100mm/min의 조건보다 2000rpm, 100mm/min의 조건이 더 양호하고 결함 없는 접합부를 형성하였다.

5.1.2. TMAZ에서는 기계적인 접합 틀의 영향으로 쌍정 변형이 많이 발견되었으며 이로 인해 경도 값이 모재보다는 낮지만 SZ보다는 높게 나왔다. SZ 영역은 회복으로 인해 쌍정 변형은 찾아볼 수 없었고 재결정 및 결정립 성장 단계를 거치면서 조직이 조대해져 경도 값이 낮게 나왔다.

5.1.3. 본 합금에 나타나는 석출물은 Al-Mn 석출물이 전 영역에 매우 넓게 생성되어 있고  $\beta$ -Mg<sub>17</sub>Al<sub>12</sub> 금속간 화합물은 어느 영역에서도 발견되지 않았다.

5.1.4. 접합부의 인장강도가 모재의 약 80% 이상을 나타내는 우수한 접합부를 형성하였으며 충격치는 모재와 비슷한 값을 나타내었다.

5.2 전신재 AZ31B-H24, AZ61A-F 그리고 주조재인 AZ91C-F를 사용하여 제조법에 따른 접합성의 차이를 평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

5.2.1. AZ31B-H24의 SZ 조직은 모재보다 조대해졌지만 AZ61A-F, AZ91C-F의 SZ 조직은 매우 미세해졌다.

5.2.2. 모재의 Al 양이 증가할수록  $Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$ 상) 양은 증가하고 이에 따라 접합부의 경도와 인장강도는 향상된 반면에 접합부의 연신율은 저하되었다.

5.2.3. 이러한  $Mg_{17}Al_{12}$ ( $\beta$ 상) 은 SZ에서 기계적으로 미세하게 분산되고 일부는 열적으로 용융되어 Al함량이 3%인 AZ31B-H24에서는 발견되지 않았고 6%인 AZ61A-F에서는 매우 미세한 침상형태로 존재하고 있었으며 9%인 AZ91C-F에서는 매우 조대한 형태로 존재하고 있었다.

## References

- 1) 신광선 : 자동차 경량화를 위한 소재 및 가공 기술, 대한금속·재료학회, 철강기술 심포지엄, 2003, 63-79 (in Korean)
- 2) H.Friedrich, S.Schumann : Research for a "new age of magnesium: in the automotive industry, Journal of Materials Processing Technology, 117(2001), 276-281
- 3) Eun-Soo Park, Jae-Woo Kim, Do-Hyang Kim : Recent Development of High Strength, High Toughness Magnesium Alloys, Journal of the Korean Foundrymen's Society, vol.18, No.2, 1998, 118-123 (in Korean)
- 4) H Hori, H Hino : Application of friction stir welding to the car body, Welding International 2003, 17(4), 287-292
- 5) R Tova, C Gambaro, M Volpone : Friction Stir Welding, an innovative seam technology, Welding International 2003, 17(1), 36-42
- 6) Michael M.Avedesian, ASM Specialty Handbook, Magnesium and Magnesium Alloy, 12~25
- 7) Draugalates.U, Welding of Magnesium alloys, P441
- 8) W.M. Thomas: Friction Stir Welding of Ferrous Materials;A Feasibility Study, Friction Stir Welding Symposium, Thousand Oaks, USA, 14-16 June 1999
- 9) T. Shinoda: Friction Stir Welding의 皺勢, 輕金屬溶接, 37-9 (1999) p.406
- 10) ASTM E112 : Standard Test Methods for Determining Average Grain Size
- 11) Dr. Richard Johnson, Dr. Philip Threadgill, Friction stir welding of magnesium alloys, TWI, 2-6 March 2003.
- 12) Won-Bae Lee, Yun-Mo Yeon, Chang-Chae Shur, Seung-Boo Jung : Bonding of Magnesium Alloys by Friction Stir Welding, Journal of KWS, Vol.19, No. 6, December, 2001, 23-29 (in Korean)
- 13) Kazuhiro Nakata, Young Gon Kim and Masao Ushio : FRICTION

STIR WELDING OF MAGNESIUM ALLOYS, IWC-Korea 2002, KWS, 2002, 516-521

14) 岡村 久宜, 青田 炊也, 坂本 征彦, 江角 昌, 他内 建二 : 溶接學會論文, 19-3(2001), 446-456

15) Chang Dong Yim, Min Yong Jang, Kwang Seon Shin, Hyung Gyu Lee, Sung Chul Choi : Development of processing Technology for Magnesium Alloys and Components, 대한금속학회지, 10-6(1997), 795-806

16) Seung Hwan C.Park, Yutaka S. Sato, Hiroyuki Kokawa : Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test, Scripta Materialia, 49(2003), 161-166

17) Qing-yu Shi, Terry Dickerson, Hugh R Shercliff : Thermo-Mechanical FE Modelling of Friction Stir Welding of Al-2024 Including Tool Loads, 4th International Symposium on Friction stir Welding, May, 2003, 1-12

18) Kazuhiro Nakata, Young Gon Kim and Masao Ushio : FRICTION STIR WELDING OF MAGNESIUM ALLOYS, IWC-Korea 2002, KWS, 2002, 511-515

19) Jong-Woong Kim, Won-Bae-Lee, Yun-Mo Yeon, Seung-Boo Jung : The Joint Characteristics of Friction Stir Welded AZ91D Magnesium alloys, IWC-Korea 2002, 516~521

## 감사의 글

석사학위과정은 저에게 매우 소중한 기간으로 기억될 것 같습니다.

대학원 생활을 무사히 마칠 수 있도록 물심양면으로 저를 돌보아주신 부모님과 항상 집안의 가장으로 노력하는 형에게 먼저 고마움을 전합니다.

지난 4년간의 학부과정과 2년간의 석사과정동안 많은 지도와 관심을 가져주시었고 마지막까지 부족한 저의 논문을 다듬어주신 지도교수 방국수 교수님께 깊이 감사드립니다. 또한 13개월의 포항산업과학연구원 생활에서 학업을 병행할 수 있게 해주신 권영각 박사님과 장웅성 박사님, 그리고 저와 함께 동고동락하면서 실험을 한 홍주씨를 비롯한 용접센터 모든 분들에게 감사를 드립니다.

또한, 오늘의 제가 있기까지 저와 함께 교수님을 모시면서 열심히 노력하고 실험한 후배 지철이와 균엽이, 민석이에게도 고마움을 전합니다.

이밖에도 저를 아는 모든 분들께 이제까지의 제 삶에 영향을 준 것에 대해서 깊은 감사의 마음을 전하며 항상 건강하시고 웃음을 잃지 않으시길 바랍니다.

다시 한번 이제까지의 제 삶에 저의 정신적 지주였던 아버지와 어머니, 형에게 머리 숙여 감사의 마음을 전하며 이 논문을 마칩니다.