



저작자표시-동일조건변경허락 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이차적 저작물을 작성할 수 있습니다.
- 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



동일조건변경허락. 귀하가 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공했을 경우에는, 이 저작물과 동일한 이용허락조건하에서만 배포할 수 있습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공학석사 학위논문

조선용 AH36 강의 레이저-아크 하이브리드 용접성에  
관한 연구

A Study on the Laser-Arc Hybrid Weldability of AH36 Steel  
for Shipbuilding



지도교수 김 종 도

2015년 2월

한국해양대학교 대학원

기 관 공 학 과

명 기 훈

본 논문을 명기훈의 공학석사 학위논문으로 인준함.

위원장 공학박사 이명훈



위원 공학박사 강호근



위원 공학박사 김종도



2014년 12월 17일

한국해양대학교 대학원

# 목 차

List of Tables .....	iii
List of Figures .....	iv
Abstract .....	x

## 1. 서 론

1.1 연구 배경 .....	1
1.2 연구 목적 및 내용 .....	3

## 2. 이론적 배경

2.1 아크 열원의 특성 .....	5
2.1.1 MIG 용접의 원리 .....	5
2.1.2 MIG 아크열원의 용접모드 특성 .....	10
2.2 레이저 열원의 특성 .....	12
2.2.1 레이저 열원에 의한 용접 메커니즘 .....	12
2.2.2 레이저의 기본 발진원리 및 디스크 레이저 특성 .....	16
2.3 레이저-아크 하이브리드 용접의 구성 및 특성 .....	27
2.3.1 레이저-아크 하이브리드 용접의 구성과 원리 .....	27
2.3.2 레이저-아크 하이브리드 용접의 특성 .....	31
2.3.3 레이저-아크 하이브리드 용접의 매개변수 .....	34

## 3. 실험방법

3.1 실험재료 .....	43
3.2 실험장치 .....	45
3.3 실험 및 분석방법 .....	48
3.3.1 실험방법 .....	48
3.3.2 분석방법 .....	50

<b>4. 실험결과 및 고찰</b>	
4.1 아크 용접시의 용입 특성 .....	54
4.1.1 용접모드에 따른 토치각도의 영향 .....	54
4.1.2 용접모드에 따른 용접전류의 영향 .....	58
4.1.3 스탠다드 및 펄스 용접모드 비교 .....	62
4.1.4 실드가스 종류에 따른 영향 .....	65
4.2 레이저 용접시의 용입 특성 .....	68
4.2.1 비초점 거리의 영향 .....	68
4.2.2 레이저 출력 및 속도 변화 .....	71
4.3 레이저-아크 하이브리드 용접시의 용입 특성 .....	74
4.3.1 비초점 거리의 영향 .....	74
4.3.2 실드가스의 영향 .....	78
4.3.3 공정변수에 따른 비드용접특성 .....	83
4.3.4 맞대기 용접특성 .....	107
4.4 강중 및 두께 변화에 따른 레이저-아크 하이브리드 용접특성 .....	116
4.4.1 비초점 거리에 따른 용입 특성 .....	116
4.4.2 공정변수에 따른 비드용접특성 .....	119
4.4.3 맞대기 용접특성 .....	125
4.5 용접부의 기계적 성질 및 조직적 특성 .....	135
4.5.1 용접부의 경도분포 .....	135
4.5.2 용접부의 미세조직 .....	139
4.5.3 용접부의 인장특성 .....	143
<b>5. 결 론</b> .....	146
<b>참고 문헌</b> .....	148
<b>감사의 글</b> .....	152

# List of Tables

<b>Table 3.1</b> Chemical composition and mechanical properties of materials .....	44
<b>Table 3.2</b> Main specifications of MIG welding system .....	46
<b>Table 3.3</b> Main specifications of disk laser welding system .....	46
<b>Table 4.1</b> Average tensile test results of base metal and welded specimen of SS400 .....	144
<b>Table 4.2</b> Average tensile test results of base metal and welded specimen of AH36 .....	145



## List of Figures

Fig. 2. 1 Schematic illustration of TIG and MIG welding .....	8
Fig. 2. 2 Self-control effect of constant voltage welding machine .....	8
Fig. 2. 3 Forces involved in the droplet detachment process .....	9
Fig. 2. 4 Basic metal transfer modes in MIG welding .....	9
Fig. 2. 5 Waveform of standard and pulse welding mode .....	11
Fig. 2. 6 Energy density and irradiation time with process condition .....	14
Fig. 2. 7 Principle of laser welding .....	14
Fig. 2. 8 Laser beam absorption with wavelength .....	15
Fig. 2. 9 Schematic illustration of laser induced plasma behavior with existence of shield gas .....	15
Fig. 2.10 The principle of spontaneous emission and stimulated emission .....	18
Fig. 2.11 Amplification of light by stimulated emission .....	18
Fig. 2.12 Atomic arrangement in Boltzmann distribution and population inversion ..	19
Fig. 2.13 Structure of the laser oscillator .....	19
Fig. 2.14 The principle of oscillation of the laser beam .....	20
Fig. 2.15 Overall structure and internal structure of the diode laser .....	22
Fig. 2.16 Resonator structure and traveling path of the diode laser .....	23
Fig. 2.17 Front mirror and rear mirror inside the resonator .....	23
Fig. 2.18 Comparison of thermal lensing effect of disk type and rod type .....	25
Fig. 2.19 Schematic illustration of disk laser module .....	25
Fig. 2.20 Absorption spectrum of Yb:YAG .....	26
Fig. 2.21 Schematic illustration of laser-MIG hybrid welding .....	29
Fig. 2.22 Bead appearance during MIG and hybrid welding for magnesium alloy .....	29
Fig. 2.23 Welding speed limit for arc welding and hybrid welding that does not cause humping .....	30
Fig. 2.24 Schematic illustration of electron emission during MIG and hybrid welding .....	30
Fig. 2.25 Advantages and disadvantages of MIG welding, laser welding and laser-MIG hybrid welding .....	33

Fig. 2.26	Comparison of arc, laser and hybrid welding .....	33
Fig. 2.27	Laser-MIG hybrid welding process parameters .....	34
Fig. 2.28	Typical penetration depth versus welding speed .....	36
Fig. 2.29	Penetration depth versus welding speed according to the beam quality .....	36
Fig. 2.30	Comparison of molten metal flow with different torch arrangement .....	39
Fig. 2.31	The change in axial trajectory of droplets at relatively high welding speed .....	39
Fig. 2.32	Measured value of the energy change from the laser beam to the arc plasma .....	41
Fig. 2.33	Effect of MIG power on penetration and bead width in laser-MIG hybrid welding .....	41
Fig. 2.34	The effect of arc current on penetration depth in CO <sub>2</sub> laser hybrid welding .....	42
Fig. 3. 1	Appearance and dimension of workpiece .....	44
Fig. 3. 2	Setup of experimental equipment in disk laser-MIG hybrid welding .....	47
Fig. 3. 3	Photographs of experimental procedure in hybrid welding .....	49
Fig. 3. 4	Sampling position and measuring position in weld .....	51
Fig. 3. 5	Photograph of hardness tester used in this study .....	52
Fig. 3. 6	Measurement position of harness test .....	52
Fig. 3. 7	Schematic illustrations of tensile specimen based on KS B 0801 .....	53
Fig. 4. 1	Photographs of bead appearance and cross section with torch angle at standard welding mode .....	56
Fig. 4. 2	Variation of bead width, height, penetration depth with torch angle at standard welding mode .....	56
Fig. 4. 3	Photographs of bead appearance and cross section with torch angle at pulse welding mode .....	57
Fig. 4. 4	Variation of bead width, height, penetration depth with torch angle at pulse welding mode .....	57
Fig. 4. 5	Photographs of bead appearance and cross section with welding current at standard welding mode .....	60

<b>Fig. 4. 6</b>	Variation of bead width, height, penetration depth with welding current at standard welding mode .....	60
<b>Fig. 4. 7</b>	Photographs of bead appearance and cross section with welding current at pulse welding mode .....	61
<b>Fig. 4. 8</b>	Variation of bead width, height, penetration depth with welding current at pulse welding mode .....	61
<b>Fig. 4. 9</b>	Comparison of standard welding mode and pulse welding mode .....	63
<b>Fig. 4. 10</b>	Comparison of HAZ between standard welding mode and pulse welding mode .....	64
<b>Fig. 4. 11</b>	Photographs of bead appearance and cross section with kinds of shield gas at pulse welding mode .....	67
<b>Fig. 4. 12</b>	Variation of bead width, height, penetration depth with kinds of shield gas at pulse welding mode .....	67
<b>Fig. 4. 13</b>	Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in SS400 by laser welding .....	69
<b>Fig. 4. 14</b>	Variation of penetration with defocused distance in SS400 by laser welding .....	70
<b>Fig. 4. 15</b>	Bead appearance and cross section of weld with lase power and speed in SS400 by laser welding .....	72
<b>Fig. 4. 16</b>	Variation of penetration with laser power and speed in SS400 by laser welding .....	73
<b>Fig. 4. 17</b>	Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in SS400 by hybrid welding .....	76
<b>Fig. 4. 18</b>	Variation of penetration with defocused distance in SS400 by hybrid welding .....	77
<b>Fig. 4. 19</b>	Comparison of penetration properties with defocused distance in laser and hybrid welding .....	77
<b>Fig. 4. 20</b>	Photographs of bead appearance and cross section with flow rate of shield gas in SS400 by hybrid welding .....	79
<b>Fig. 4. 21</b>	Variation of penetration characteristic with flow rate of shield gas in SS400 by hybrid welding .....	79

<b>Fig. 4.22</b>	Front and back bead appearance and cross section of weld with flow rate of back shield gas in SS400 by hybrid welding .....	82
<b>Fig. 4.23</b>	Variation of penetration characteristic with flow rate of back shield gas in SS400 by hybrid welding .....	82
<b>Fig. 4.24</b>	Bead appearance and cross section of weld with $D_{LA}$ in SS400 by hybrid welding .....	86
<b>Fig. 4.25</b>	Variation of penetration characteristic with $D_{LA}$ in SS400 by hybrid welding .....	86
<b>Fig. 4.26</b>	Bead appearance and cross section of weld with $D_{LA}$ in SS400 by hybrid welding .....	87
<b>Fig. 4.27</b>	Variation of penetration characteristic with $D_{LA}$ in SS400 by hybrid welding .....	87
<b>Fig. 4.28</b>	Variation of penetration characteristic with $D_{LA}$ in AH36 by hybrid welding .....	88
<b>Fig. 4.29</b>	Appearance of humping bead with $D_{LA}$ in AH36 by hybrid welding ...	88
<b>Fig. 4.30</b>	Bead appearance and cross section of weld with welding voltage in SS400 by hybrid welding .....	91
<b>Fig. 4.31</b>	Variation of penetration characteristic with welding voltage in SS400 by hybrid welding .....	91
<b>Fig. 4.32</b>	Pulse wave form and value with pulse correction in SS400 by hybrid welding .....	94
<b>Fig. 4.33</b>	Photographs of bead appearance and cross section with pulse correction in SS400 by hybrid welding .....	95
<b>Fig. 4.34</b>	Variation of penetration characteristic with pulse correction in SS400 by hybrid welding .....	95
<b>Fig. 4.35</b>	Front and back bead appearance and cross section of weld with laser power in SS400 by hybrid welding .....	98
<b>Fig. 4.36</b>	Variation of penetration characteristic with laser power in SS400 by hybrid welding .....	98
<b>Fig. 4.37</b>	Penetration properties and bead shape in SS400 during bead welding ( $P=5$ kW) .....	100

Fig. 4.38	Back bead appearance and cross section and longitudinal section of humping bead with welding current of SS400 by hybrid welding .....	103
Fig. 4.39	Penetration properties and bead shape in SS400 during bead welding ( $P=6$ kW) .....	105
Fig. 4.40	Penetration properties and bead shape in SS400 during butt welding ( $P=5$ kW) .....	108
Fig. 4.41	Bead appearance and cross section in SS400 by laser welding( $P=5$ kW) ...	110
Fig. 4.42	Comparison of penetration depth of laser and hybrid welding ( $P=5$ kW) .....	110
Fig. 4.43	Penetration properties and bead shape in SS400 during butt welding ( $P=6$ kW) .....	112
Fig. 4.44	Bead appearance and cross section in SS400 by laser welding( $P=6$ kW) ...	114
Fig. 4.45	Comparison of penetration depth of laser and hybrid welding ( $P=6$ kW) .....	114
Fig. 4.46	Back bead appearance of tensile specimen with welding current .....	115
Fig. 4.47	Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in AH36 by hybrid welding( $8\text{ mm}^b$ ) .....	117
Fig. 4.48	Comparison of penetration with defocused distance between SS400 and AH36 by hybrid welding( $8\text{ mm}^b$ ) .....	117
Fig. 4.49	Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in AH36 by hybrid welding( $10\text{ mm}^b$ ) .....	118
Fig. 4.50	Comparison of penetration properties with defocused distance in AH36 by laser and hybrid welding( $10\text{ mm}^b$ ) .....	118
Fig. 4.51	Front and Back Bead appearance and cross section of weld with current in AH36 by hybrid welding .....	121
Fig. 4.52	Comparison of weld characteristic of SS400 and AH36 with same thickness .....	121
Fig. 4.53	Penetration properties and bead shape in AH36 during bead welding .....	122
Fig. 4.54	Penetration properties and bead shape in AH36 during butt welding .....	126
Fig. 4.55	Bead appearance and cross section according to the variation of $D_{LA}$ .....	128

Fig. 4.56	Weld observed with optical microscope( $P=6$ kW, $I=420$ A, $v=2$ m/min, $D_{LA}=5$ mm) .....	128
Fig. 4.57	Bead appearance and cross section of weld with welding voltage in AH36 by hybrid welding .....	131
Fig. 4.58	Variation of penetration characteristics with welding voltage in AH36 by hybrid welding .....	131
Fig. 4.59	Weld defects according to condition of arc length .....	132
Fig. 4.60	Front and back bead appearance and cross section of weld with pulse correction in AH36 by hybrid welding .....	134
Fig. 4.61	Variation of penetration characteristics with pulse correction in AH36 by hybrid welding .....	134
Fig. 4.62	Hardness distribution of SS400 .....	137
Fig. 4.63	Hardness distribution of AH36 .....	138
Fig. 4.64	Cross section and microstructure in weld of SS400 .....	141
Fig. 4.65	Cross section and microstructure in weld of AH36 .....	142
Fig. 4.66	Photograph of fracture shapes in tensile test of SS400 .....	144
Fig. 4.67	SEM image of fracture shapes in tensile test of SS400 .....	144
Fig. 4.68	Tensile strength curve of base metal and welded specimen of SS400 .....	144
Fig. 4.69	Photograph of fracture shapes in tensile test of AH36 .....	145
Fig. 4.70	SEM image of fracture shapes in tensile test of AH36 .....	145
Fig. 4.71	Tensile strength curve of base metal and welded specimen of AH36 .....	145

# A Study on the Laser-Arc Hybrid Weldability of AH36 Steel for Shipbuilding

Myung, Gi Hoon

Department of Marine Engineering  
Graduate School of Korea Maritime and Ocean University

## Abstract

Laser-arc hybrid welding is noted as a promising joining process since it can compensate for the drawbacks or weaknesses in laser welding and arc welding by utilizing both features. Laser welding has gained great popularity as promising joining technology with high quality, high precision, high performance, high speed, good flexibility and low deformation or distortion, in addition to the recognition of easy and wide applications owing to congeniality with a robot, reduced man-power, full automation, systematization, production lines, etc.. The defects or drawbacks of lasers and their welding are high costs of laser apparatuses, difficult melting of metals that have high reflectivity and thermal-conductivity, small gap tolerance and easy formation of welding defects such as porosity in deeply penetrated weld fusion zones. Arc welding is most widely used in joining applications because the machines are cheap and easy in operation, and the welding processes are highly stable and effective. The drawbacks are shallow penetration of weld beads in most cases, slower welding speeds, easier formation of humping weld beads at

high speed welding, etc.. Laser-arc hybrid welding has been receiving considerable attention because it can achieve many advantages such as deeper penetration, higher welding speeds, wider gap tolerance, better weld bead surface appearance and reduced welding defects leading to a smaller amount of porosity in addition to complements of the drawbacks of both individual processes. In this study disk laser and MAG arc were used for hybrid welding of AH36 steel for shipbuilding industries.

First of all, we carried out bead on welding for SS400 changing defocused distance, flow rate of front and back shield gas, process parameters such as welding voltage, pulse waveform, laser power, welding current and speed. Optimal welding conditions decided from the results were shield gas : front gas(20 ℓ/min), back gas(15 ℓ/min), distance between laser and arc( $D_{LA}$ ) : 3 mm, laser power( $P$ ) : 5 and 6 kW for SS400, 6 kW for AH36.

Second, butt welding for SS400 and AH36 were conducted changing welding speed and current. Then penetration properties were analyzed and optimal parameters for each materials were decided based on experimental results. From these results, Using of high current and speed induces undercut but these undercut can be suppressed by increasing heat input.

Last, microstructure and mechanical properties of weld such as hardness, tensile strength and elongation were measured and compared to those of base metal. As a result same mechanical properties were obtained in weld. Conclusively, it was possible to obtain indefective one-pass full penetration welding for AH36.

**KEY WORDS:** Laser-arc hybrid welding 레이저-아크 하이브리드 용접;  
Variety of parameters 매개변수의 다양성;  
Potential benefits 잠재적 이점.

# 1. 서론

## 1.1 연구배경

조선 산업에서 선박 건조시 용접공정이 차지하는 비중은 전체공정 중 90%로 매우 크며, 선체의 제작 및 조립은 대부분 용접에 의해 이루어진다. 선박 건조에 사용되는 강재는 후판으로써, 이러한 후판의 용접시 많은 문제점이 야기되고 있다. 현재 국내에서 후판의 용접은 대부분 TIG, MIG 및 SMAW와 같은 아크 용접(arc welding)을 주로 사용하고 있지만, 아크 용접의 얇은 열전도형 용입으로 인해 부재 간의 그루브(groove)를 만들어 용접을 실시해야 때문에 전처리 비용이 요구 된다. 또한 그루브 부분에 용융 금속을 채워 넣기 위해 많은 양의 용가재(filler metal)가 소모되어 경제성이 떨어지며, 느린 용접속도 및 멀티패스(multi pass)에 따른 과입열에 의해 용접변형 및 결함이 발생하는 단점이 있다. 이와 같은 문제점으로 인해 각 선급에서는 선박의 용접부에 엄격한 기준을 제시하고 있으며, 실제로 이러한 기준들은 과거의 여러 해사사건들을 바탕으로 만들어진 것이다. 이것은 조선 산업에서 용접이 얼마나 중요한지를 나타내는 일례라고도 할 수 있다<sup>(1-3)</sup>.

현재 세계의 조선 산업에서 중국은 저렴한 인건비 및 국가의 전폭적인 지원을 앞세워 급속히 성장하고 있으며, 이를 바탕으로 한 저렴한 선가의 수주량을 늘려가고 있다. 이와 같은 중국의 독점에 대응하여 국내의 조선 업체들은 특수선 및 해양 플랜트 시장 확대를 도모하였으나 경기하락으로 이마저도 어려운 상황에 처해있다. 또한 제조 원가대비 높은 수익률을 내기 위해 원가 및 인건비를 절감하는 방법이 있지만 현재로서는 쉽지 않은 상황이다. 이러한 상황을 타개하기 위한 방편으로 최신 용접 기술을 적용한 생산성 향상이 대두되고 있으며, 고속·고품질의 프로세스인 레이저 용접(laser welding)이 많은 주목을 받고 있다. 하지만 조선 산업에서 사용하는 용접부재의 용접 길이는 12m 이상이기 때문에 절단면 및 이음새의 정밀도가 정확하지 않을 경우 레이저 용접시 원래의 목적을 달성하기에 어려운 문제점이 있다. 이와 같은 문제점을 보완하기 위

해 출력대비 비용이 적고 용가재를 사용함으로써 갭 대응력(gap bridgeability)이 뛰어난 아크용접을 레이저와 결합하여 사용하는 레이저-아크 하이브리드 용접(laser-arc hybrid welding)이 제안되었다<sup>(4, 5)</sup>.

레이저-아크 하이브리드 용접은 두 용접 프로세스를 동시에 사용함으로써 상호 프로세스 간의 시너지 효과를 통해 효율을 극대화하는 용접법이다. 하이브리드 용접은 저입열, 빠른 용접속도 및 깊은 용입과 같은 레이저 용접의 장점과 높은 효율 및 갭 브릿지 효과와 같은 아크 용접의 장점을 모두 가진다. 하이브리드 용접을 사용할 경우 아크 용접시 소모되는 용가재의 양을 줄일 수 있을 뿐만 아니라 단일 패스(one pass)로 용접을 행함으로써 용접횟수가 감소하기 때문에 생산성 및 경제성을 향상시킬 수 있다. 또한 빠른 속도로 용접이 가능하기 때문에 입열량이 감소하여 변형 및 결합 발생의 감소로 인한 우수한 용접 품질도 달성할 수 있다. 그리고 후판의 용접시 부재사이에 갭이 존재하여도 용가재에 의해 갭 허용치가 증가하기 때문에 용접이 가능하다는 장점이 있다<sup>(6)</sup>.

하지만 하이브리드 용접은 여러 가지 장점뿐만 아니라 해결해야 할 문제점 또한 존재한다. Laser-MIG, Laser-TIG, Laser-Plasma 등과 같은 다양한 레이저-아크 하이브리드 용접은 산업구현 쪽으로 가속화되고 지속적으로 개발되고 있지만 여러 가지 열원을 결합한 용접법이기 때문에 레이저의 변수와 아크의 변수를 모두 고려해야하며, 각각의 변수들을 조합하여 하나의 프로세스로써 적용하는 것이 어렵기 때문에 지속적인 연구가 필요하다<sup>(7)</sup>.

본 연구에서는 산업 현장에서 많이 사용되고 있는 일반구조용 압연강재를 사용하여 아크 및 레이저 용접시의 특성을 파악한 뒤, 하이브리드 용접시 매개변수에 따른 용접성을 평가하고, 그 결과를 바탕으로 조선용 강재에 대한 레이저-아크 하이브리드 용접을 적용하여 조선 산업에서의 하이브리드 용접 적용을 위한 연구를 진행하였다.

## 1.2 연구 목적 및 내용

레이저-아크 하이브리드 용접은 많은 장점을 가지고 있는 잠재적인 용접법이지만, 아크 및 레이저의 변수 그리고 두 열원 사이의 상호작용 변수로 인해 용접시 프로세스의 최적화에 어려움이 존재한다. 따라서 본 연구에서는 용접성이 뛰어난 SS400을 사용하여 아크와 레이저의 기본적인 특성 및 열원과 재료와의 상호작용에 대해 알아보았으며, 하이브리드 용접시 용입 특성에 영향을 미칠 수 있는 매개변수에 관하여 조사하였다. 이를 통해 얻어진 변수에 따른 용입 특성을 토대로 조선용 강판인 AH36강에 하이브리드 용접을 적용하였다. 본 연구는 고속 용접이 가능한 연속 디스크 레이저와 MIG를 결합한 레이저-아크 하이브리드 용접을 사용하여 고품질의 용접부를 얻고자 하였으며, 이에 대한 세부 내용은 다음과 같다.

### (1) 아크 용접모드를 이용한 비드 용접

MIG 용접시 스탠다드(standard), 펄스(pulse) 용접모드를 사용하여 토치각도( $\alpha$ ) 및 용접전류( $I$ )에 따른 용접 특성을 파악한 후 각 용접성을 비교·검토하였으며, 실드가스( $G_s$ ) 종류에 따른 용입 특성에 대해 파악하였다.

### (2) 레이저 용접을 이용한 비드 용접

레이저를 사용하여 비초점 거리( $f_d$ ), 레이저 출력( $P$ ), 용접속도( $v$ )에 따른 용입 특성에 대해 알아보았으며, 관통용접이 일어나는 출력 및 속도 조건에 대해 파악하였다.

### (3) 하이브리드 용접을 이용한 비드 및 맞대기 용접

전면( $Q_{gs}$ ) 및 이면 실드가스의 유량( $Q_{gsb}$ )이 용접부에 미치는 영향을 용접부 횡단면 및 비드외관을 통해 분석하였다. 또한 아크 용접 및 레이저 용접을 통해 얻어진 결과를 바탕으로 레이저-아크간 거리( $D_{LA}$ ), 용접전압( $V$ ), 펄스컬렉션( $P_{cor}$ ), 용접속도( $v$ ), 레이저 출력( $P$ ) 및 용접전류( $I$ ) 변화에 따른 용접성을 평가하였다.

#### (4) 용접부의 기계적 특성 평가

하이브리드 용접시 용접후의 용융부와 열영향부의 조직 및 성질이 달라질 수 있기 때문에 광학 현미경(optical microscope)을 사용하여 용융부 및 열영향부에 대해 관찰을 실시하였다. 또한 마이크로 비커스 경도기(micro vickers hardness tester)를 이용하여 용접부 및 열영향부의 경도를 측정함으로써 각 조직의 기계적 성질을 파악하였다. 그리고 관통용접이 얻어진 시험편에 대해 인장시험을 통하여 용접부의 인장 및 항복강도를 구하고 그 파면을 SEM(Scanning electron microscope)을 통하여 분석하였으며, 이를 통해 모재와 용접시험편 간의 기계적 물성을 비교하였다.



## 2. 이론적 배경

### 2.1 아크 열원의 특성

#### 2.1.1 MIG 용접의 원리 및 특성

불활성 가스 아크 용접(inert gas arc welding)은 기존의 피복아크용접으로 곤란한 각종 금속의 용접에 널리 이용되고 있으며, 이 방법은 아르곤(Ar) 또는 헬륨(He)과 같이 고온에서 금속과 반응하지 않은 불활성가스의 분위기에서 텅스텐 전극 또는 금속 와이어 전극과 피용접물 사이에서 아크를 발생시켜 그 열로 용접 하는 방법이다. 이 중 대표적인 TIG 및 MIG용접의 모식도를 Fig. 2.1에 나타낸다.

이 중 MIG 용접은 지름 0.9~1.6 mm의 소모성 와이어를 전극으로 사용하며 와이어와 모재사이에서 아크를 발생시켜 그 열로 모재 및 와이어가 용융된다. 이러한 아크의 발생은 용접시 와이어가 송급 될 때 모재에 닿게 되면 롤러가 역으로 작용하여 순간적으로 양극과 음극사이에 급격한 전압강하가 생기게 되는데, 이때 전압 강하에 의해 가속화 된 전자는 가스원자를 이온화시켜 아크 플라즈마가 형성되며, 전극으로 사용되는 와이어는 일정한 속도로 용융지에 송급되면서 아크가 지속적으로 유지된다. MIG 용접은 전류밀도가 피복아크용접의 약 6배, TIG용접의 약 2배로 높기 때문에 생산성이 높으며 용착속도가 빠른 특징이 있다. 또한 로봇이나 자동화기기 등을 사용하여 용접 자동화가 비교적 용이한 특징도 용접 생산성을 높이는 요인 중의 하나이다<sup>(8,9)</sup>.

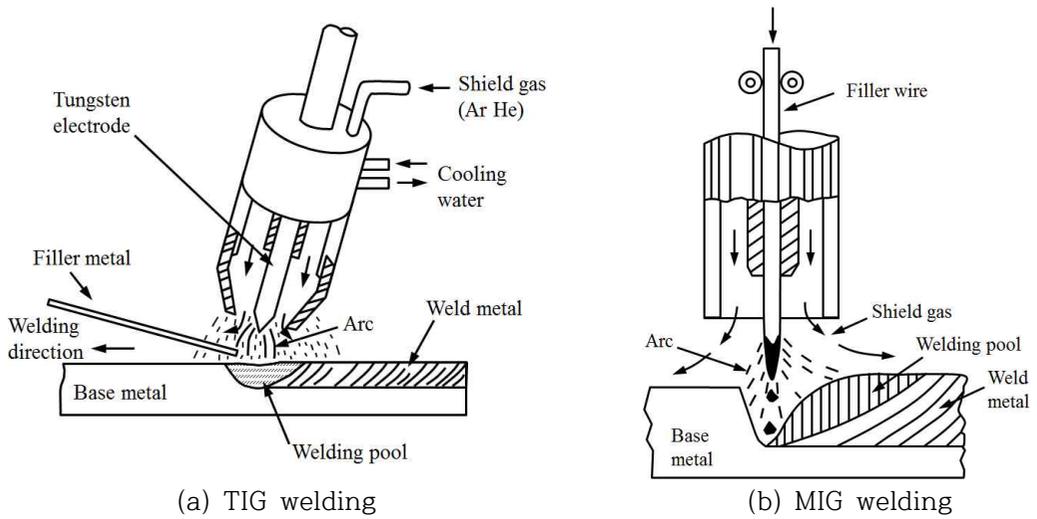
TIG 용접은 극성으로 정극성, 역극성 및 교류를 사용하며 정극성일 때 음전기를 띤 전자가 모재에 강하게 충돌하여 용입은 좁고 깊어지고, 이와 반대로 역극성에서는 용입은 넓고 얕아진다. 이처럼 TIG 용접시에는 극성에 따라 용입 특성이 다르므로 재료 및 두께 그리고 가공 목적에 따라 극성을 달리한다<sup>(10)</sup>. 이와 달리 MIG 용접의 경우 극성은 주로 역극성을 사용한다. 일반적으로 아크가 발생하기 위해서는 음극에서 전자가 방출되어야하는데, MIG 용접의 경우 정극성을 사용하였을 때에 와이어가 음극이 되고 모재가 양극이 된다. 아크가 발

생하기 위해서는 전극이 전자를 방출시킬 수 있는 온도까지 상승해야하지만, 정극성일 경우 전극으로 사용하는 와이어의 작은 직경으로 인해 전자 방출을 위한 온도까지 상승하기 이전에 와이어가 용융되어 전자가 지속적으로 안정되게 방출되지 못하므로 아크가 불안정해진다. 따라서 MIG용접의 경우에는 아크를 안정화시키기 위해 주로 역극성을 사용한다. 아크를 안정시키기 위한 또 다른 방법은 실드가스로 Ar과 O<sub>2</sub>의 혼합가스를 사용하는 방법이 있다. Ar에 O<sub>2</sub>를 1~5% 또는 CO<sub>2</sub>를 3~25% 정도 첨가하여 사용하면, 첨가된 O<sub>2</sub>와 CO<sub>2</sub>가스는 용융풀의 표면에 산화막을 형성하고, 이러한 산화막은 전자 방출에 필요한 에너지인 일함수를 낮춰 더 낮은 온도에서 전자의 발생을 용이하게 하므로 아크가 안정된다<sup>(11)</sup>.

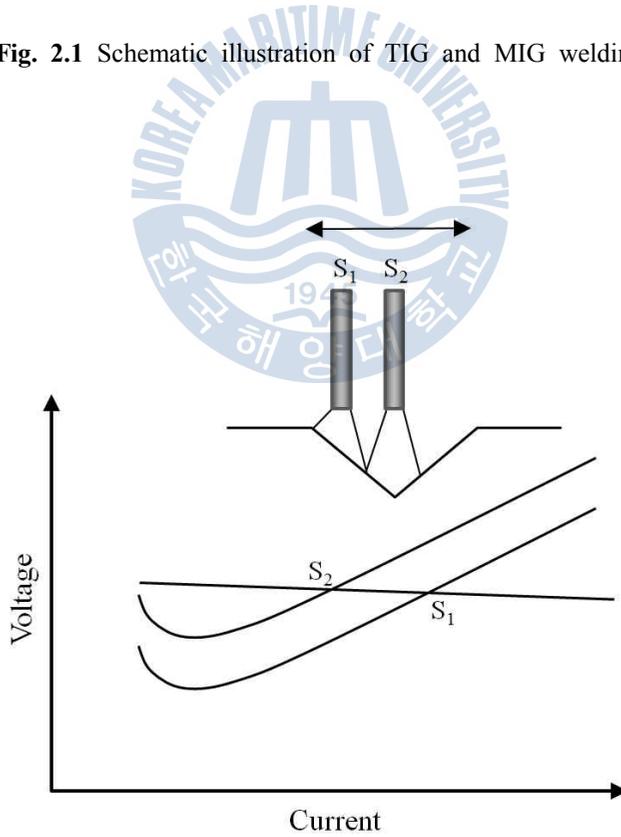
또 다른 MIG용접의 대표적인 특성으로 정전압 특성을 들 수 있다. 피복 아크 용접에 있어서 심선의 용융속도는 아크 전류에 의해서만 결정되고 아크 전압에는 거의 관계가 없었지만, MIG 용접에서는 정전압 특성으로 인해 아크 전압의 영향을 받는다. Fig. 2.2는 정전압 용접기와 아크의 관계를 나타낸 것으로, 용접점이 S<sub>1</sub>점에서 S<sub>2</sub>점으로 이동하여 아크 길이가 길어지면 용접전류가 감소하고, 전류의 감소로 인해 와이어의 용융속도 또한 감소한다. 와이어 공급속도가 일정한 상태에서 용융속도가 감소하면 와이어 돌출 길이가 증가하여 아크길이가 짧아지기 때문에 용접점은 S<sub>2</sub>에서 원래의 S<sub>1</sub>으로 복귀하게 되면서 일정한 아크 길이가 유지된다. 이와 같은 자기제어 효과(self-control effect)는 아크 길이가 짧아지는 경우에도 동일하게 적용되며, 용접시 위빙뿐만 아니라 작업자의 손떨림 등의 다양한 외부 요인에 의해 아크길이가 변화할 때에 아크길이를 일정하게 유지시켜 주는 역할을 하므로 매우 유용하다<sup>(12)</sup>.

MIG용접시 소모성 전극을 이용하기 때문에 다른 용접법과 달리 용융된 와이어가 용융풀로 이행하는 용적이행 현상이 나타나는데, 이는 용접 변수들이 변화함에 따라 와이어 선단의 용적에 작용하는 힘들의 크기가 달라지기 때문이다. Fig. 2.3에 나타낸 바와 같이 용적에는 여러 종류의 힘이 동시에 작용한다<sup>(8)</sup>. 표면장력과 중력은 전류의 영향을 받지 않지만, 전자기력은 전류의 크기에 따라 크게 영향을 받는다. 저전류 영역에서는 표면장력과 중력이 용적 이행에 큰 영향을 미치는 반면, 고전류 영역에서는 전자기력이 주도적인 역할을 하기

때문에 용적이행은 결국 용접전류에 따라 변화하게 된다. 이러한 이행의 형태에 따라 용입 특성 및 스패터 발생량의 차이가 발생하기 때문에 용적이행은 용접시 중요한 요인 중 하나이다. 용적 이행의 종류는 Fig 2.4와 같이 크게 단락이행(short circuiting transfer), 입상용적 이행(globular transfer), 스프레이 이행(spray transfer)으로 분류할 수 있다<sup>(13)</sup>. 단락 이행은 전류가 낮고 아크길이가 짧은 경우에 발생하며, 와이어 선단에서 형성된 용적이 충분히 성장하지 못한 상태에서 용융풀과 접촉하게 되면서 중력과 전자기력 및 용융풀의 표면장력에 의한 흡인력에 의해 용융풀로 이행하는 현상을 말한다. 입상용적 이행은 낮은 전류 및 긴 아크길이를 사용하였을 때에 와이어 선단에서 와이어 직경의 2~3배 정도의 크기로 성장된 용적이 긴 아크 길이로 인해 용융풀과 쉽게 접촉하지 않고 중력에 의해 이탈되어 초당 수개에서 수십개씩 용융풀로 자유낙하 하는 용적 이행을 말한다. 다음으로 스프레이 이행은 Ar가스를 주성분으로 하는 보호가스 분위기에서 특정 전류, 즉 천이전류(transition current) 이상일 때 용적의 크기와 형상이 급격히 변화하여 발생하는 용적이행이다. 천이전류에서는 전자기력이 용적에 가장 큰 영향을 미치며, 전류가 증가함에 따라 핀치효과(pinch effect)가 와이어 선단의 표면장력보다 커지기 때문에 용적이 크게 성장하기 전에 와이어 선단부로부터 이탈되어 초당 수백회 정도의 높은 빈도수로 이행하여 스프레이 이행이 발생하게 된다.



**Fig. 2.1** Schematic illustration of TIG and MIG welding



**Fig. 2.2** Self-control effect of constant voltage welding machine

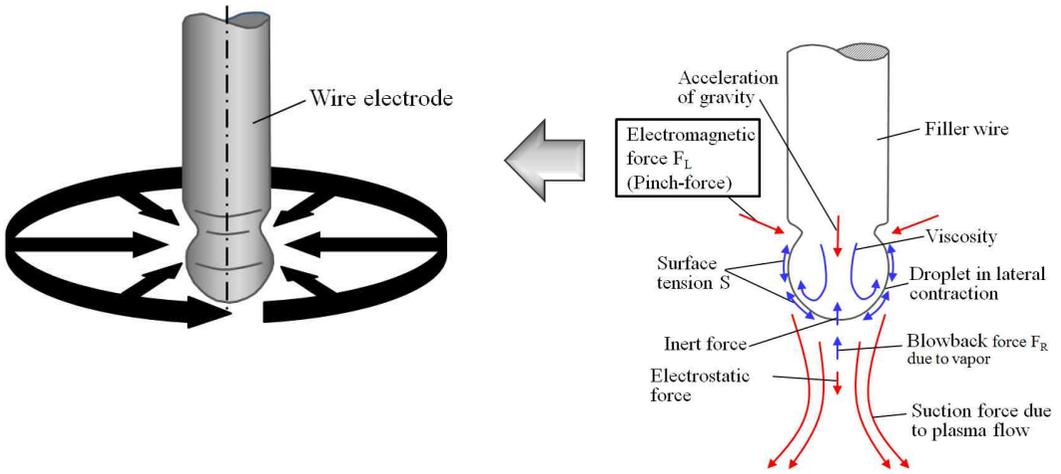


Fig. 2.3 Forces involved in the droplet detachment process

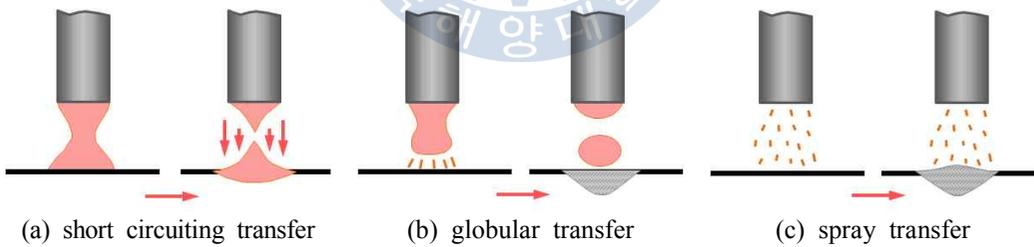


Fig. 2.4 Basic metal transfer modes in MIG welding

## 2.1.2 MIG 아크열원의 용접모드 특성

최근 MIG 용접시 용접 전원에 있어서 전류를 제어하기 위한 스위칭 소자가 사이리스터(thyristor)에서 트랜지스터로 발전됨에 따라 인버터가 본격적으로 응용되면서 전류의 파형을 정교한 펄스 형태로 제어하는 것이 용이해졌다. 기존의 스탠다드 용접모드는 연속적인 용접전류 형태를 가진다면 펄스 용접모드는 전류의 파형을 제어하여 피크 전류(peak current)와 베이스 전류(base current)로 구성된 펄스 파형을 반복하면서 아크 용접을 행하는 것을 말한다. 이러한 펄스 아크 용접은 용적이행이 매우 안정적이며, 스패터가 적고 아크의 조절이 가능하다는 특징을 가진다. Fig. 2.5에 스탠다드 및 펄스 용접모드의 전류 파형을 비교해 나타내었다. 스탠다드 용접모드의 파형은 시간이 지남에 따라 전류의 변화 없이 일정하게 나타나는 반면, 펄스 용접모드는 시간이 지남에 따라 펄스형태로 나타나며, 전류의 펄스파형을 구성하는 인자가 펄스 전류( $I_p$ ), 펄스 지속시간( $\tau_p$ ), 베이스 전류( $I_b$ ), 베이스 지속시간( $\tau_b$ )임을 알 수 있다<sup>(14,15)</sup>.

피크 전류는 천이 전류 이상에서 스프레이 이행이 나타나는 영역으로, 전류 크기에 따른 핀치력에 의해 용적의 크기가 조절되고, 동일한 에너지에서 펄스 시간이 짧을 때에는 피크전류가 더욱 높아지므로 용입 깊이를 증가시킨다. 반대로 펄스 시간이 긴 경우에는 피크 전류가 낮아지므로 용입 깊이는 감소하며 비드폭은 넓어진다. 또한 피크 전류 감소로 인해 와이어 끝단에 작용하는 핀치력이 감소하여 용적은 표면장력과 중력의 영향을 받게 되므로 스프레이 이행은 나타나지 않는다. 베이스 전류 및 베이스 전류 지속시간이 감소하면 상대적으로 펄스의 에너지가 상승하기 때문에 낮은 평균 전류 영역에서도 스프레이 이행을 얻을 수가 있으므로 스패터가 적게 발생하게 된다. 따라서 일반적인 용접의 경우 저전류 영역에서는 단락이행이 일어나지만, 펄스 용접모드를 사용할 경우에는 이러한 펄스파형 조절을 통해 저전류 영역에서도 스프레이 이행이 가능하다. 또한 펄스 용접모드는 용입깊이를 결정하는 피크전류와 용융금속을 안정화시키는 베이스전류가 교차해서 나타나기 때문에 입열량의 조절이 가능하다는 특징이 있는 반면, 스탠다드 용접모드는 모든 시간에서 전류가 일정하기 때문에 입열량이 상당히 많다. 이러한 이유로 인해 펄스 MIG 용접은 박판 용접분야에 적용되어 상당한 효과를 나타내고 있다.

아크용접에 있어서 아크력(arc force)은 전류의 제곱과 전압의 곱에 비례하며, 용접부의 용입은 아크력에 거의 비례하여 증가한다. 또한 이전에 설명하였듯이 MIG 용접에서 와이어 선단으로부터 용융지로의 용적이행은 전자기적 핀치력에 가장 크게 영향을 받게 되는데, 이 전자기적 핀치력도 전류의 제곱에 비례한다. 따라서 아크 용접공정은 펄스 전류 파형을 어떻게 만드느냐에 따라 용접 현상이 현저하게 변하게 된다.

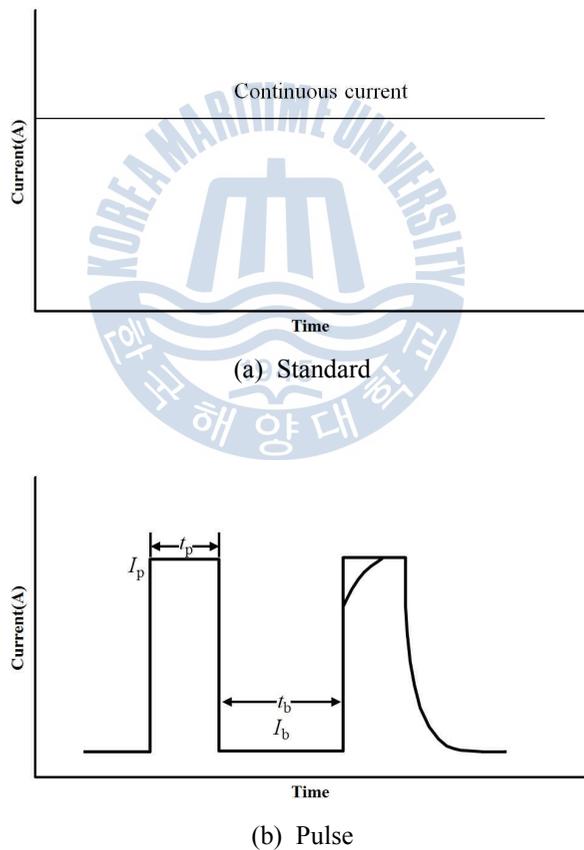


Fig. 2.5 Waveform of standard and pulse welding mode

## 2.2 레이저 열원의 특성

### 2.2.1 레이저 열원에 의한 용접 메카니즘

레이저 가공은 광학렌즈를 통해 집속된 레이저 빔의 단위면적당 에너지밀도에 따라 크게 드릴링, 커팅, 용접 및 클래딩 등으로 구분할 수 있다. 가공종류에 따른 에너지밀도와 레이저빔 조사시간을 Fig. 2.6에 나타낸다<sup>(16)</sup>.

이중 레이저 용접은  $10^6 \text{ W/cm}^2$ 의 높은 에너지 밀도로 인해 키홀(keyhole)이 형성되기 때문에 아크 용접과 같은 열전도형의 용융 용접법과는 용입 현상이 다르다. 아크 용접의 경우 모재와 전극사이에서 발생하는 아크에 의한 모재의 용융과 열전도가 용접 에너지 전달의 기본이므로 용접부의 폭은 넓고 깊이는 얇다. 반면, 레이저 용접은 공진기 내에서 발생된 에너지를 집광된 형태로 사용하므로 에너지 밀도가 아주 높다. 따라서 용접에 필요한 에너지를 재료로 전달할 때 재료 표면에서 내부방향으로 전체적인 열전달이 이루어지는 것이 아니라 두께 방향으로 직접 열을 투입하기 때문에 깊은 용입의 용접부를 형성한다<sup>(17-19)</sup>.

Fig. 2.7은 레이저 용접의 원리를 나타낸 것으로써, 레이저빔이 용접하고자 하는 피가공재에 조사되면 용융이 일어나기 직전 극히 짧은 시간 동안 상당량의 레이저 에너지가 모재 표면으로부터 반사된다. 일반적으로 레이저의 흡수율은 재료, 표면 거칠기, 온도 및 레이저 파장 등에 따라 크게 변하게 되는데, Fig. 2.8에 나타내듯이 상온에서 대부분의 금속재료가 가공용으로 사용되는 적외선 레이저 파장에 대하여 반사율이 높은 것을 알 수 있다. 따라서 레이저 에너지의 대부분은 표면에서 반사되고, 금속표면에 흡수된 적은 양의 에너지는 금속 중의 자유전자를 여기시키고, 여기 된 자유전자는 다른 자유전자 및 결정격자와 충돌 하게 된다. 이때의 충돌 에너지가 열에너지로 전환되어 점차 온도를 상승시키고 온도의 상승과 함께 모재의 열전도도가 나빠지므로 레이저광의 흡수율이 증가하여 용융이 진행된다. 레이저의 조사시간이 지남에 따라 용융금속이 비등점(boiling point)이상으로 가열되기 때문에 모재의 용융과 기화를 가속하게 되고, 용융부에는 증발반력에 의해 키홀이 형성된다. 이때 키홀 내의 높은 증기압으로 인해 용융금속이 벽면 및 상부로 밀려난 형태가 되며, 증기압과 키홀 주위에 있는 용융금속의 표면장력인 수축압이 균형을 이루고 있을 때 키홀

은 유지된다. 그리고 키홀이 존재할 때 연속적으로 조사되고 있는 레이저는 키홀 벽면에서 흡수와 반사를 반복하여 보다 깊은 부분까지 침투하므로 반복된 용융·증발로 인한 깊은 용입이 이루어진다. 레이저 빔이 이동하여 키홀 내의 증기압과 용융금속의 표면장력 사이의 균형이 깨지면 밀려나있던 용융금속이 키홀 내로 유입되어 응고된다<sup>(18-21)</sup>.

이러한 레이저를 이용하여 용접을 실시할 때에 문제가 되는 것은 바로 레이저 유기 플라즈마(laser induced plasma)의 형성이다. 재료 표면을 순간적으로 용융시키기 위해 높은 파워 밀도 조건에서 레이저를 조사하면, 키홀 형성 중 증발된 중성원자는 레이저에 의해 해리되어 그 표면에 고휘도의 플라즈마를 형성한다. 이러한 플라즈마를 방치할 경우, 조사되는 레이저의 일부는 플라즈마에 의해 흡수 및 산란되어 용융부에 미치는 에너지의 양을 감소시키므로 재료의 용융 및 키홀 형성을 방해하게 된다. 따라서 안정되고 지속적인 가공을 위해서는 앞에서 설명한 플라즈마를 억제하여야 하며, 그 중 대표적인 방법이 사이드 가스(side gas)의 사용이다. 이러한 방법은 노즐을 통해 고압의 불활성 가스를 분사시키는 방법으로, 수직으로 분출되는 플라즈마가 사이드가스에 의해 기울어지게 되면 레이저와 플라즈마 사이의 간섭높이가 크게 감소하기 때문에 재료 표면에 도달하는 레이저빔의 효율이 높아진다. 이러한 플라즈마 형성 및 억제 방법을 Fig. 2.9에 나타낸다<sup>(22,23)</sup>.

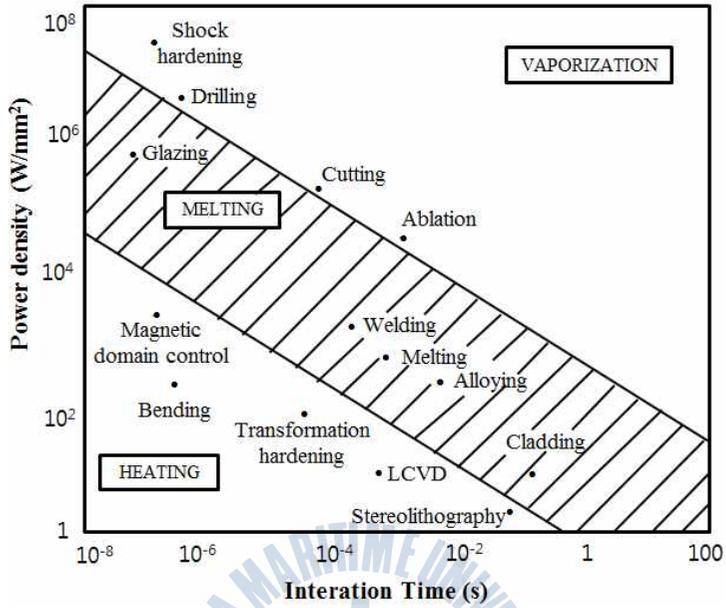


Fig. 2.6 Energy density and irradiation time with process condition

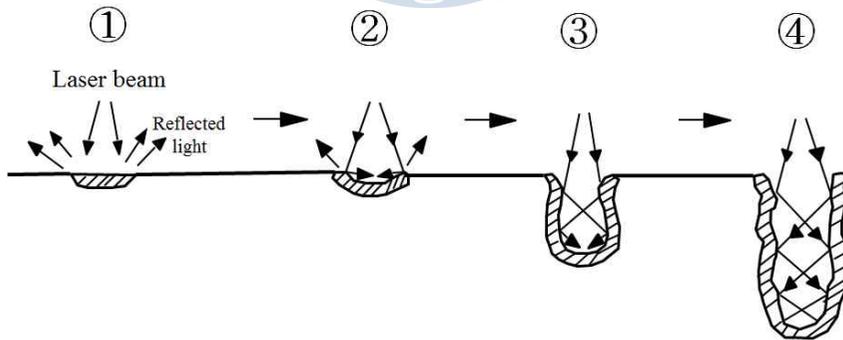


Fig. 2.7 Principle of laser welding

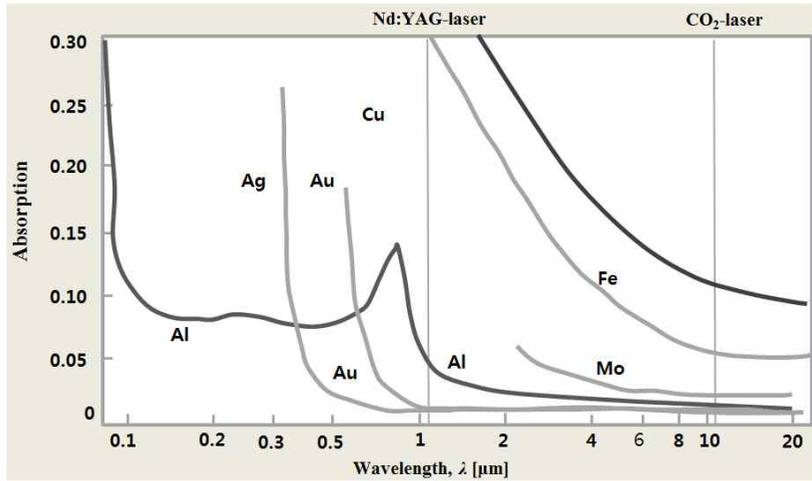


Fig. 2.8 Laser beam absorption with wavelength

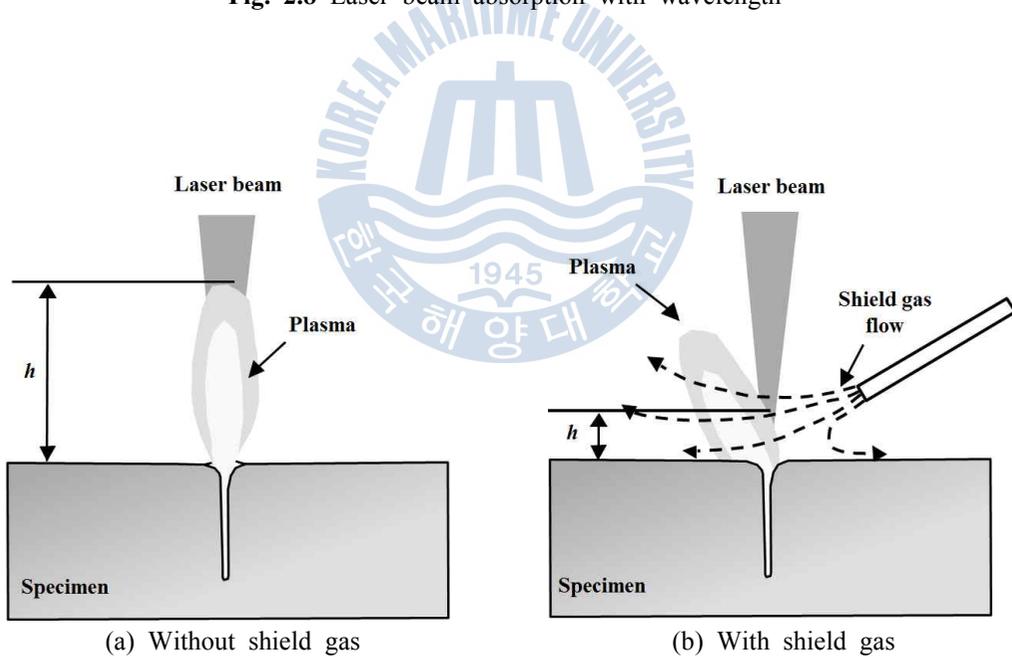


Fig. 2.9 Schematic illustration of laser induced plasma behavior with existence of shield gas

## 2.2.2 레이저의 기본 발진원리 및 디스크 레이저 특성

### (1) 레이저의 기본 발진원리

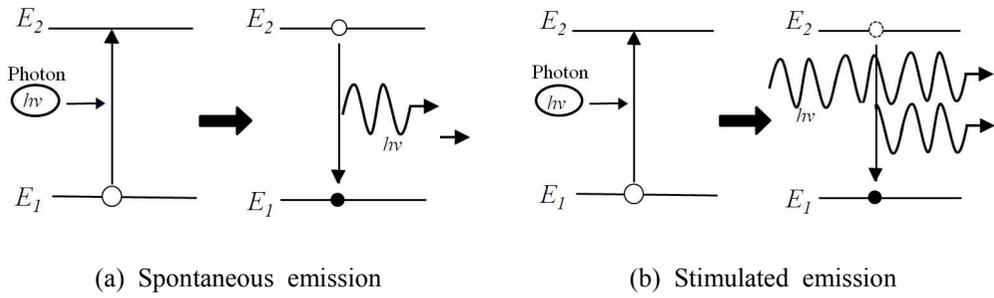
레이저(Laser)는 “Light amplification by stimulated emission of radiation”의 약자로 유도방출에 의한 빛의 증폭을 의미한다. Fig. 2.10의 (a)와 같이 일반적으로 원자는 두 개의 에너지준위의 차  $\Delta E(E_2 - E_1)$ 만큼의 에너지를 흡수하게 되면  $E_1$ 에서  $E_2$ 로 여기(excitation)하게 된다. 보통 여기상태의 원자는 불안정하기 때문에 짧은 시간 내에 안정된 상태인  $E_1$ 으로 옮겨가게 되는데, 이때  $E_2 - E_1$ 만큼의 에너지를 광자로서 방출한다. 이러한 현상을 천이(transition)이라고 하며, 여기상태에 있던 원자가 시간이 지남에 따라 자연적으로 기저상태로 천이하는 것을 자연방출이라고 한다. Fig. 2.10의 (b)는 유도방출을 나타낸 것으로 자연방출과 동일하게 여기상태에 원자가 존재할 때,  $\Delta E$ 만큼의 광자가 여기상태의 원자를 자극하게 되면 원자는  $E_2$ 에서  $E_1$ 으로 천이하게 된다. 이때 주파수와 위상이 모두 동일한 광자를 방출하게 되는데 이를 유도방출이라 한다. 유도방출을 유발하는 입사광은 단지 여기상태에 있는 원자를 자극하는 역할만 하기 때문에 다른 에너지로 변환되거나 소멸되지 않고 그대로 원자 내를 통과하게 된다. Fig. 2.11과 같이  $E_2$ 에너지 준위에 여기된 원자가 무수히 존재하고 그 사이를 광자가 통과하면 유도방출에 의해 빛은 더욱 증폭된다<sup>(24,25)</sup>.

이와 같이 상위의 에너지 준위에 여기된 원자가 무수히 존재할 때 빛은 증폭되는데, 이러한 원자의 분포를 반전분포라고 한다. 원자는 일반적으로 자연 상태에서 Fig. 2.12의 (a)와 같이 볼츠만 분포를 나타낸다. 하지만 원자의 종류에 따라서는 특정 에너지준위 가운데 수명이 긴 준안정상태의 에너지준위를 가지고 있는 경우가 있다. 예를 들어  $E_1$ 의 원자의 수명이 짧고  $E_2$ 의 원자의 수명이 길다면 계속해서 원자를 여기 할 경우, 원자들이  $E_2$ 에서 정체해 있는 시간이 길기 때문에 Fig 2.12의 (b)와 같이  $E_2$ 와  $E_1$ 사이에서 반전분포가 형성된다. 이와 같이  $E_2$ 와  $E_1$ 사이에 반전분포가 형성된 상태에서 유도방출이 일어나게 되면 계속해서 빛은 증폭되게 된다<sup>(26-29)</sup>.

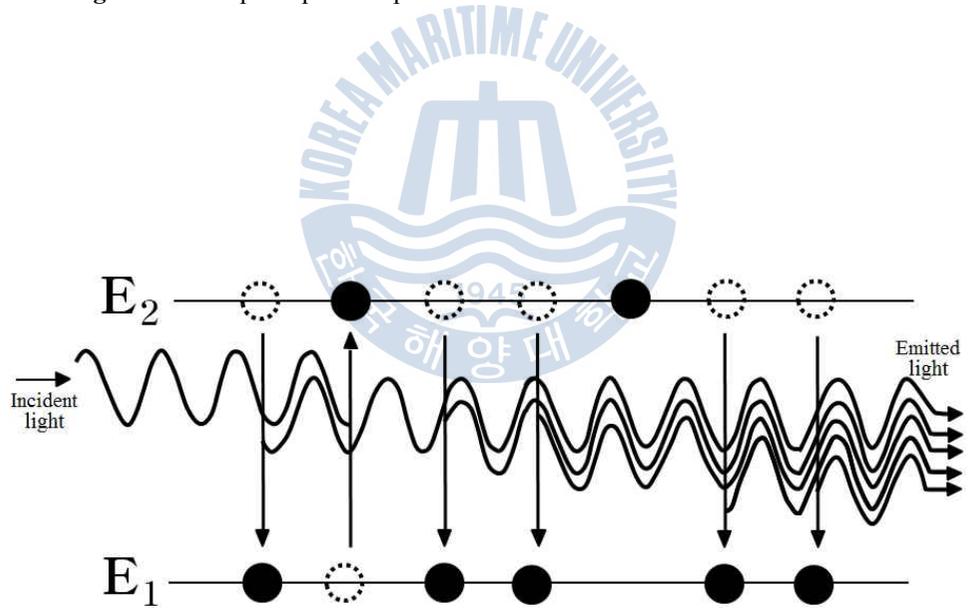
Fig. 2.13은 레이저의 발진기 구조를 나타낸 것으로서, 기본적으로 레이저 매질, 펌핑 소스, 공진기로 구성되어 있다. 펌핑 소스는 레이저 매질을 여기시키

는 역할을 하며, 공진기 양쪽에는 전반사 미러와 부분반사 미러가 설치되어 있으며, 빛은 이사이를 왕복하면서 증폭하게 된다. Fig. 2.14에 나타낸 레이저 빔의 발진원리를 살펴보면, 레이저 매질에 도핑된 원자는 펌핑 소스에 의해 에너지를 흡수하여 여기하게 된다. 이 때 초기에는 자연방출에 의해 원자가 기저상태로 떨어지면서 에너지 준위 차이 만큼에 해당하는 빛을 방출하게 되며, 이러한 빛 중 평행한 빛만이 전반사와 부분반사 미러 사이를 왕복하고 나머지 빛은 매질 표면에서 열로서 방출된다. 이때 발생하는 열은 반전분포 형성에 악영향을 미치기 때문에 냉각수 등의 냉각 장치를 이용하여 열을 낮춘다. 펌핑을 통해 지속적으로 반전분포가 형성되고 자연 방출에 의한 평행한 빛은 여기된 원자들을 자극하게 되면서 점점 유도방출에 의한 빛의 증폭이 일어나게 되는데, 이때의 증폭된 빛을 레이저라고 한다<sup>(30-32)</sup>.

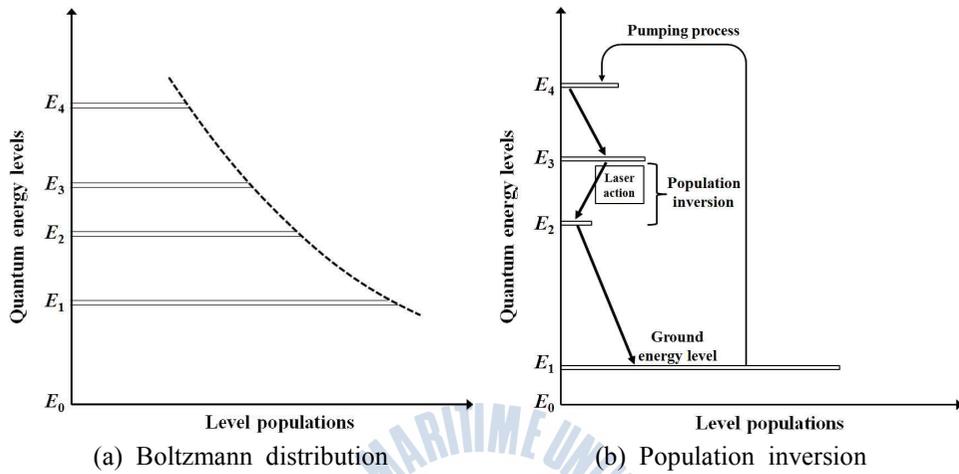




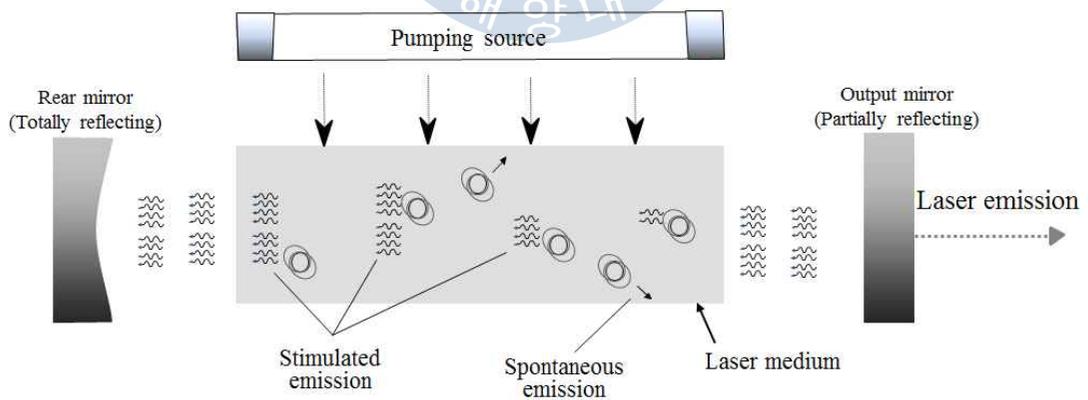
**Fig. 2.10** The principle of spontaneous emission and stimulated emission



**Fig. 2.11** Amplification of light by stimulated emission



**Fig. 2.12** Atomic arrangement in Boltzmann distribution and population inversion



**Fig. 2.13** Structure of the laser oscillator

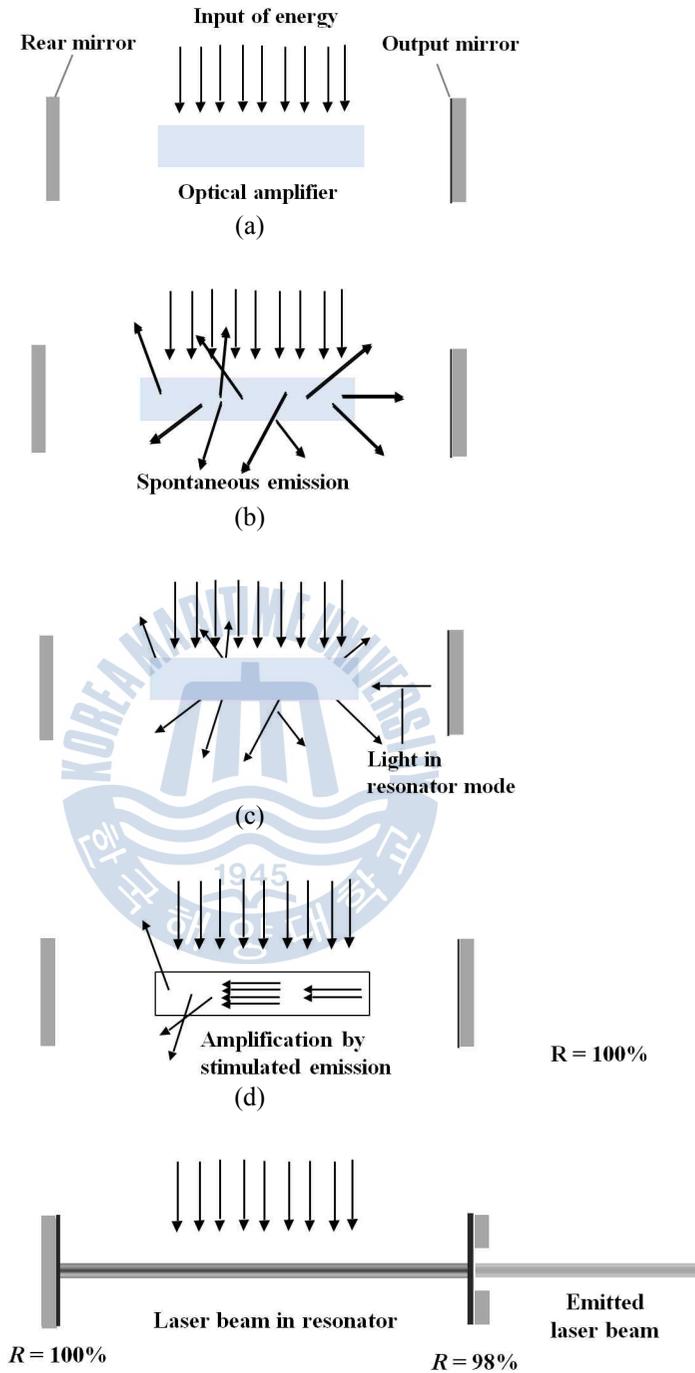
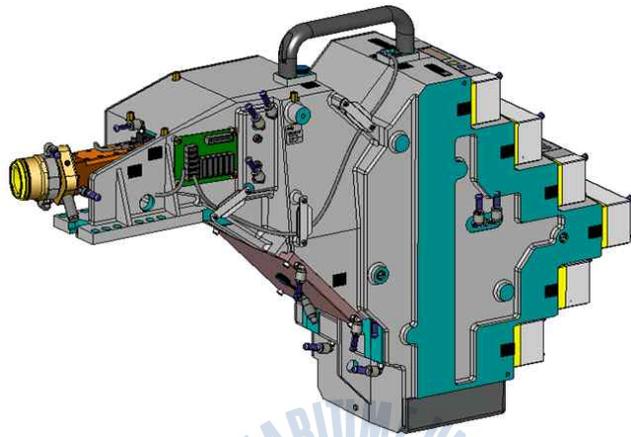


Fig. 2.14 The principle of oscillation of the laser beam

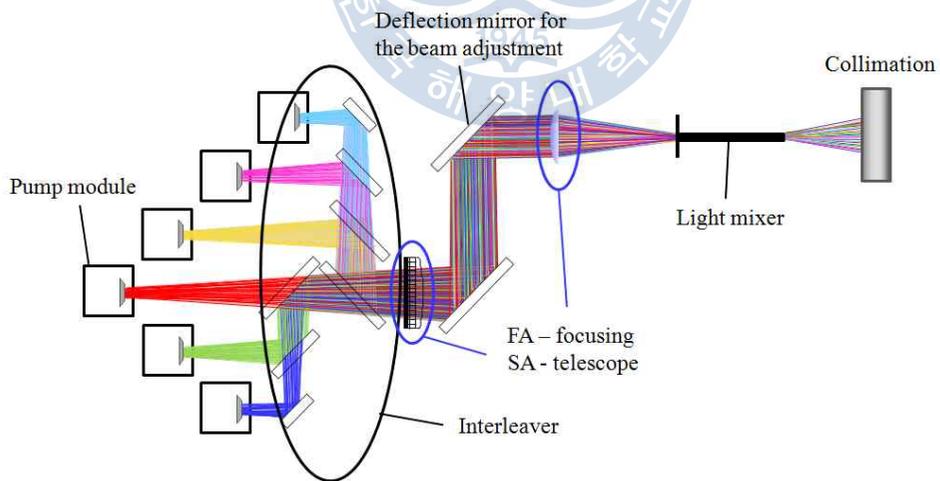
## (2) 디스크 레이저의 구조<sup>(33)</sup>

디스크 레이저의 구조는 크게 펌핑 소스로 사용되는 다이오드 레이저의 발진기와 실제 레이저의 증폭이 일어나는 공진기로 나눌 수 있다. 펌핑 소스의 전체적인 구조 및 내부 구조를 Fig. 2.15에 나타낸다. 다이오드 레이저는 총 6개의 모듈형태로 장착이 되어 있으며, 인터리브(interleave) 배치를 사용하여 각 모듈로부터 방출되는 레이저가 서로 인접하지 않도록 배열된다. 각각의 다이오드 레이저 모듈은 모두 처음에 위치해 있는 콜리메이션 렌즈에 의해 평행광 형태로 변환된다. 그 후 6개의 모듈로부터 방출된 평행광 형태의 다이오드 레이저는 반사경을 통해 전달되고 집속렌즈에 의해 Light mixer로 집광된다. 각각의 다이오드 레이저는 이러한 Light mixer를 통해 균질화된 후, Light mixer 끝단에 위치한 콜리메이션 렌즈를 통해 다시 평행광 형태로 되어 펌프 유닛에서 방출된다.

Fig. 2.16은 공진기 구조 및 레이저의 진행 경로를 나타낸다. Window를 통해 공진기 내부로 입사한 평행광 형태의 다이오드 레이저는 공진기 내부의 전면 및 후면에 장착되어 있는 미러 사이를 왕복하면서 Yb가 도핑된 디스크에 다중 조사된다. 이와 같이 다이오드 레이저가 디스크에 다중조사 되고 역반사에 의한 에너지 손실이 일어나지 않는 이유는 Fig. 2.17에 나타난 공진기의 전방 및 후방 미러의 배치를 통해 알 수 있다. 공진기 후방에는 다이오드 레이저가 입사되는 window 및 밴딩 미러가 위치하고, 전방에는 많은 수의 포물면 미러가 위치하고 있다. 입사된 다이오드 레이저는 전방 포물면 미러에 의해 반사되어 디스크로 조사되고 디스크 표면에서 채반사가 일어난다. Yb가 도핑된 디스크의 표면에서 반사된 빔은 전방 미러를 거쳐 후방의 밴딩 미러로 전달된다. 밴딩 미러는 사선형태의 기울기를 가지고 서로 마주보고 있기 때문에 밴딩 미러로 전달된 빔은 반대편의 밴딩 미러로 반사되고 다시 전방 미러로 전달되어 디스크에 조사된다. 이러한 원리로 인해 펌프 소스로 사용되는 다이오드 레이저는 공진기 내에서 빔의 손실 없이 레이저 매질에 다중 조사된다.



(a) Overall structure



(b) Internal structure

**Fig. 2.15** Overall structure and internal structure of the diode laser

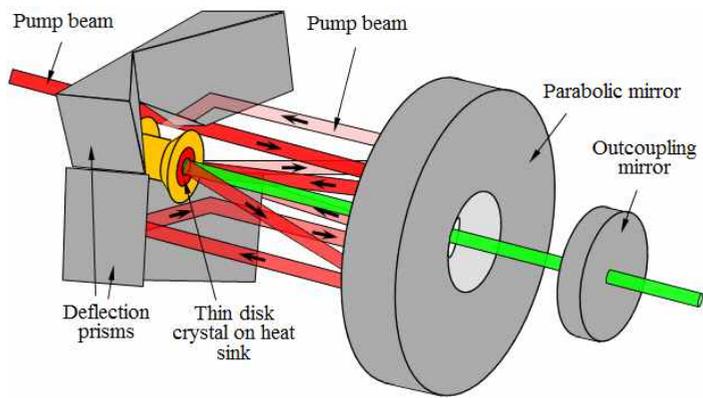


Fig. 2.16 Resonator structure and traveling path of the diode laser

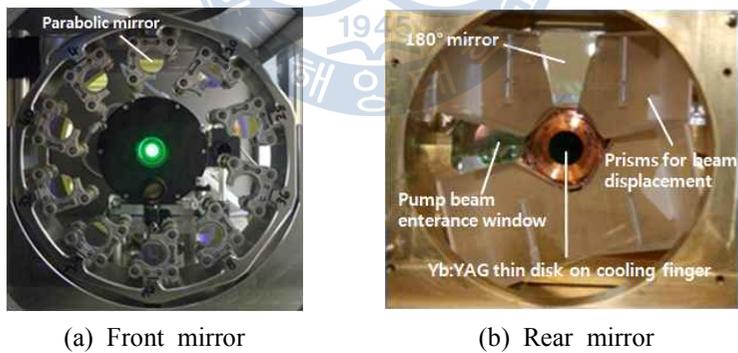


Fig. 2.17 Front mirror and rear mirror inside the resonator

### (3) 디스크 레이저의 원리<sup>(34)</sup>

디스크 레이저는 고체레이저로 분류되며, 1,030 nm 파장의 광을 방출한다. 디스크 레이저의 매질은 로드 타입이 아닌 Yb가 도핑된 얇은 디스크 형태의 Yb:YAG를 사용한다. Fig. 2.18은 레이저 매질의 형태에 따른 열렌즈 효과(thermal lensing effect)를 비교하여 나타낸 것으로, 일반적으로 로드타입의 매질은 내부와 외부의 냉각속도 차이로 인해 중심부의 온도가 바깥 주변보다 고온이 된다. 이로 인해 로드의 양쪽 면이 렌즈처럼 팽창하게 되고, 이 가운데를 왕복하는 레이저 빔이 왜곡되는 열렌즈 효과가 발생한다. 반면에 디스크 레이저는 얇은 디스크형태의 매질을 사용함으로써 체적 당 표면적을 넓게 하였을 뿐만 아니라, 매질 뒤편에 히트싱크(heat sink)를 장착함으로써 냉각효율이 뛰어나 매질의 내부 및 외부의 온도차가 거의 없기 때문에 열렌즈 효과를 무시할 수 있다. 따라서 디스크 레이저는 이러한 디스크 타입의 매질을 사용함으로써 빔 품질이 좋고 양호한 BPP ( $\text{mm} \cdot \text{mrad}$ )를 얻을 수 있다.

디스크 레이저는 Fig. 2.19에서 나타내듯이 히트싱크가 부착된 디스크, 포물면 미러, 반사 미러, 출력 미러로 구성되어 있다. 디스크 형태의 레이저 매질은 포물면 미러의 초점위치에 위치하고 있다. 벤딩 미러는 디스크에서 포물면 미러로 향한 빛을 다시 되돌려 주며, 출력 미러는 증폭된 광을 방출시킨다. Fig. 2.20은 Yb:YAG의 흡수 스펙트럼을 나타낸 것으로, 940 nm 부근의 파장대에서 Yb:YAG의 에너지 흡수율이 가장 높다. 디스크 레이저에서 여기 광원으로 사용하는 다이오드 레이저의 파장은 941 nm로, 매질로써 사용되는 Yb:YAG에 대해 흡수율이 높기 때문에 효율이 램프 여기방식과 비교하여 45% 정도로 높다.

디스크 레이저의 원리는 여기광원으로 사용되는 941 nm 파장의 다이오드 레이저가 장치 내부로 조사되면 포물면 미러와 반사 미러를 통해 Yb가 도핑된 디스크에 다중 조사된다. 도핑된 Yb는 다이오드 레이저에 의해 여기되었다가 시간이 지남에 따라 자연방출 함으로써 에너지 준위차이 만큼의 광을 방출한다. 다이오드 레이저는 지속적으로 Yb이온을 여기시킴으로써 반전분포가 형성되고, 자연방출된 광은 여기원자를 기저상태로 유도방출 시키게 된다. 이때 발생한 광이 디스크와 출력 미러 사이를 왕복하면서 공진·증폭되고 레이저 광이 발진되어 파이버를 통해 전송된다.

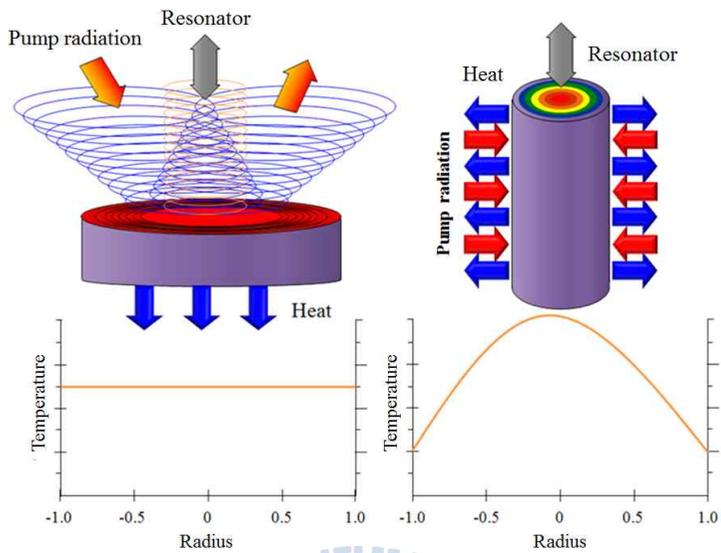


Fig. 2.18 Comparison of thermal lensing effect of disk type and rod type

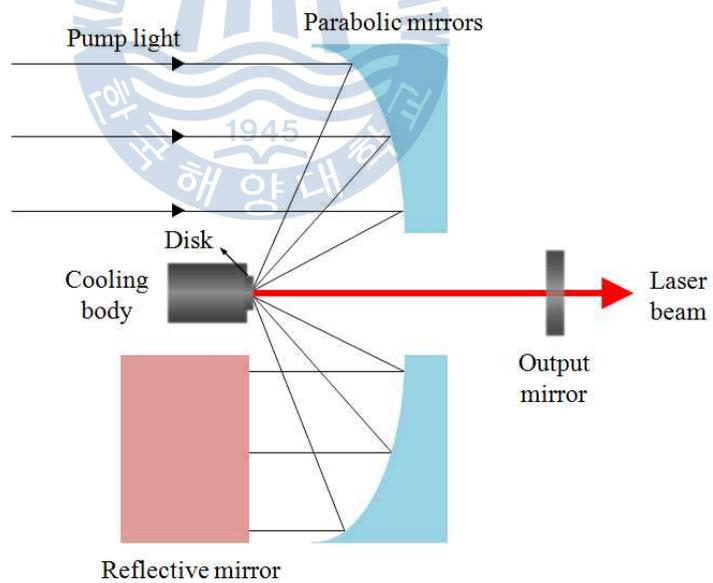
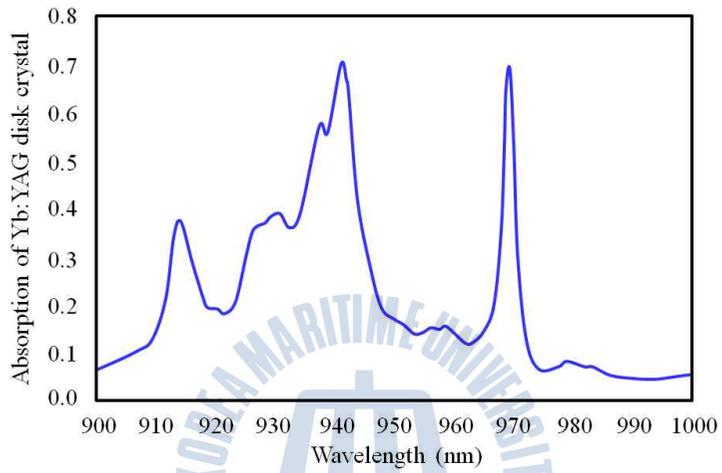


Fig. 2.19 Schematic illustration of disk laser module



**Fig. 2.20** Absorption spectrum of Yb:YAG

## 2.3 레이저-아크 하이브리드 용접의 구성 및 특성

### 2.3.1 레이저-아크 하이브리드 용접의 구성과 원리

하이브리드 용접은 두개 이상의 열원을 동일한 시간 및 공간에서 용접하는 용접법으로써 열원 간의 시너지 효과를 극대화시켜 고품질·고효율의 용접을 실현하는 방법이다. 일반적으로 레이저 빔의 흡수율은 재료의 고유저항에 비례하므로 알루미늄, 동 등과 같이 전기전도도가 높은 재료는 흡수율이 낮다. 한편 재료의 고유저항은 온도에 비례하므로 레이저빔의 흡수율은 재료의 표면온도에 비례하여 증가한다. 따라서 제 2의 열원을 이용하여 재료의 표면을 가열시킴으로써 레이저 빔의 흡수율을 증대시키는 것이 하이브리드 용접의 기본원리이다.

하이브리드 용접은 사용하는 열원에 따라 여러 가지 종류로 분류할 수 있는데, 이 중 레이저와 아크 열원을 동시에 사용하는 레이저-아크 하이브리드 용접이 가장 대표적이며 하이브리드 용접의 대부분을 차지하고 있다. Fig. 2.21은 레이저-MIG 하이브리드 용접의 모식도를 나타낸 것으로, 피용접재와 MIG 용접 와이어 사이에서 아크가 형성되면 아크열에 의해 피용접재의 표면 및 와이어가 용융되어 용융지가 형성된다. 이때 아크의 입열로 인해 피용접재의 열전도도가 나빠짐과 동시에 용융상태에서 레이저 빔의 흡수율이 향상되어 키홀 형성이 용이해지므로 깊은 용입이 이루어진다<sup>(35-38)</sup>.

레이저-아크 하이브리드 용접시에는 아크와 레이저의 상호작용이 중요하다. MIG 용접과 하이브리드 용접을 비교해보면, 아크 용접시에는 낮은 에너지밀도로 인해 상대적으로 빠른 속도에서는 재료를 제대로 용융시키지 못한다. Fig. 2.22는 마그네슘 합금에 대한 아크 용접 및 하이브리드 용접시 비드형상을 나타낸 것으로, 아크 용접 공정은 빠른 속도에서 아크가 불안정하여 비드외관이 균일하지 못하며 험핑이 발생하는 것을 관찰 할 수 있다. 반면 아크 열원과 함께 레이저 열원을 결합한 하이브리드 용접의 경우에는 동일한 조건에서 건전한 비드외관이 형성된 것을 알 수 있다<sup>(39)</sup>. Fig. 2.23은 아크 및 하이브리드 용접시 속도에 따른 험핑 비드 형성 구간을 나타낸 것으로, 아크 용접시에는 2 m/min 이상의 속도에서 험핑 비드가 형성되지만 하이브리드 용접시에는 7 m/min 이상에서도 험핑 비드가 형성되지 않고 연속적인 비드가 형성되는 것을 확인할 수

있다. 이러한 현상을 통해 레이저가 아크의 안정성에 영향을 미치는 것을 알 수 있는데, 이는 Fig. 2.24를 통해 설명이 가능하다. 하이브리드 용접시 전기적인 아크와 에너지 밀도가 높은 레이저빔이 상호작용 하는 동안 키홀 내부의 전자밀도가 증가하게 되어 열전자 방출이 매우 용이해진다. 열전자 방출의 증가는 음극에서 양극으로 이동하는 전자의 수가 증가함을 의미한다. 그 결과 음극 및 양극점의 온도가 증가하여 모재의 용융을 더욱 용이하게 한다. 또한 양극 및 음극점의 온도 증가로 인해 하이브리드 용접동안 전류밀도가 상승하고 금속 증기는 더욱 격렬해 진다. 이러한 현상은 아크 플라즈마 내에 실드가스로 사용하는 아르곤 원자보다 이온화 에너지가 더 낮은 금속이온이 더욱 많이 존재함을 의미하며, 이로 인해 아크 플라즈마의 전기전도성과 안정성이 향상되기 때문에 아크 발생 및 유지가 더욱 안정화 된다. 결과적으로 아크는 모재와 전극 사이의 최소한의 저항을 가진 루트에서 발생하는 것을 선호하며, 증발로부터 발생하는 철 이온의 낮은 이온화 포텐셜 때문에 레이저에 의해 형성된 영역으로 아크의 고정 및 안정화가 더욱 향상된다.

이러한 원리로 인해 레이저-아크 하이브리드 용접은 빠른 속도에서도 아크가 안정된 상태로 용접이 가능하며 건전한 비드를 형성한다. 그리고 아크에 의한 열전도 효과로 인해 더 깊은 용입을 얻을 수 있고, MIG를 보조 열원으로 사용할 경우에는 소모성 와이어를 전극으로 사용함으로써 간극 허용도가 좋으며, 간극이 넓은 이음부에서 용융량 부족분을 용접와이어로 보충하기 때문에 넓은 갭 공차를 가진다. 또한 용융금속의 응고속도를 늦추기 때문에 기공 발생이 감소하며 이로 인해 감소된 용접 결함과 같은 많은 장점을 얻을 수 있다.

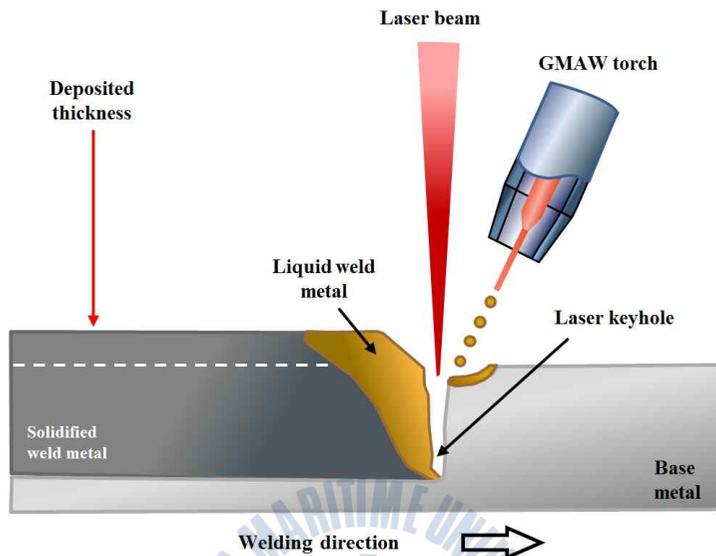


Fig. 2.21 Schematic illustration of laser-MIG hybrid welding

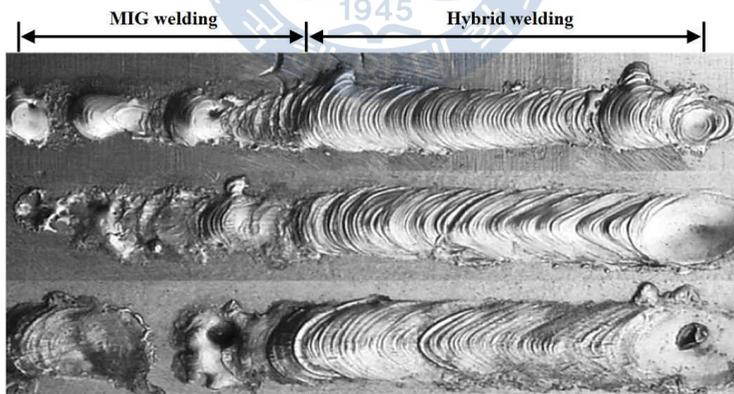


Fig. 2.22 Bead appearance during MIG and hybrid welding for magnesium alloy

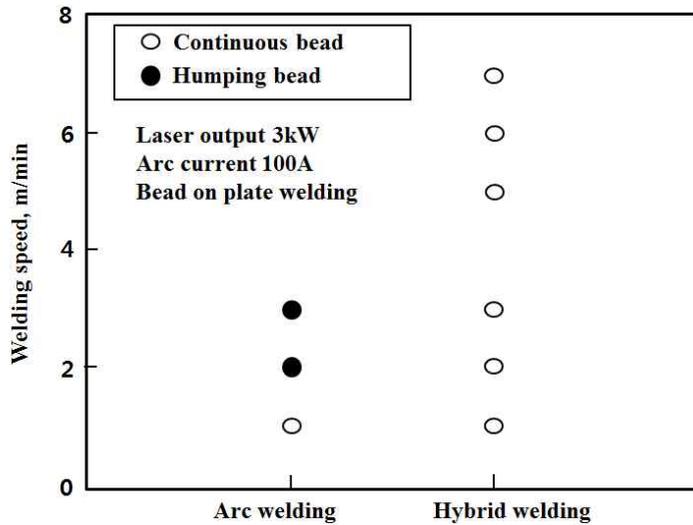


Fig. 2.23 Welding speed limit for arc welding and hybrid welding that does not cause humping

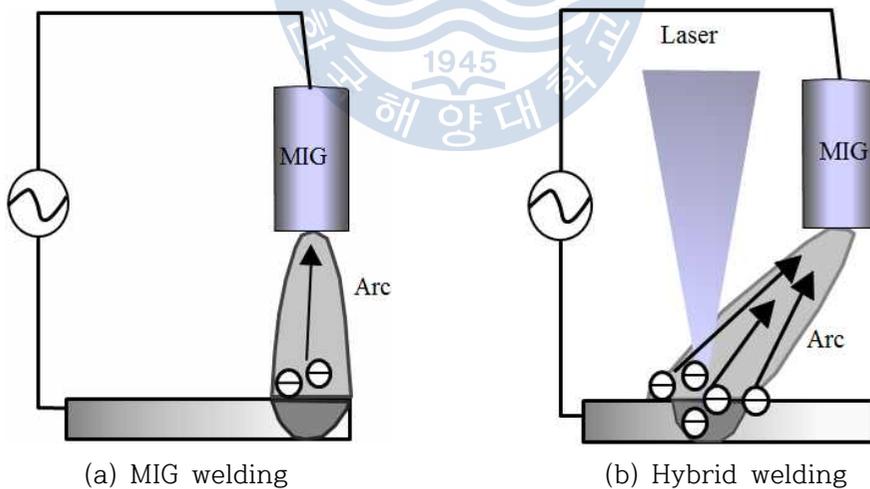


Fig. 2.24 Schematic illustration of electron emission during MIG and hybrid welding

### 2.3.2 레이저-아크 하이브리드 용접의 특성

레이저-아크 하이브리드 용접 도입의 근본적인 목적은 그들 각각의 장점을 유지하면서 레이저 및 아크 용접과 관련된 단점을 극복하는 것이다. 예를 들어 레이저-MIG 하이브리드 용접의 경우, 각각의 용접 열원의 서로 상반된 특성을 하나로 결합하여 용접성을 향상시킨다. Fig. 2.25에 레이저 및 MIG 용접 그리고 하이브리드 용접시의 장·단점을 나타낸다.

MIG 용접시 발생하는 전기적 아크는 모재와 전극 와이어 사이에서 발생 및 유지되며, 이때 발생한 아크에 의해 와이어 및 모재가 용융되어 용융지가 형성되고 용접이 진행된다. MIG 용접은 높은 용착률 및 효율 그리고 낮은 투자비의 장점으로 인해 현장에서 TIG와 더불어 가장 많이 쓰이고 있는 용접법이다. 용가재와 전극사이에서 발생한 아크에 의해 전극으로 사용되는 와이어가 용융되어 용융지로 이행하기 때문에 용접시 갭이 존재하여도 용융 와이어가 갭을 메꾸어 탁월한 갭 브릿지 효과를 가지고 있다. 또한 낮은 응고속도로 인해 용접부의 경도가 낮아 취성이 적다. 그러나 MIG 용접은 낮은 에너지 밀도( $10^4$  W/cm<sup>2</sup>부근)로 인해 용입 깊이가 얕아 후판에 대해 용접을 실시할 경우, 맞대기면에 그루브를 주어 멀티패스로 용접을 실시해야 하며, 용접속도가 느리기 때문에 생산효율이 저하하는 중대한 결점을 가진다. 또한 높은 입열량으로 인해 용접 후 변형이 발생하기 쉽고 열영향부의 결정립이 조대화 되어 취성이 증가하는 단점이 있다<sup>(40-42)</sup>.

반면 레이저 용접은 집속렌즈에 의해 집광된 높은 에너지 밀도 특성으로 인해 키홀 용접이 가능하다. 이러한 키홀 용접은 높은 어스펙트 비(aspect ratio)를 가진 용접부를 형성하며, 빠른 속도로 용접이 가능하다. 또한 레이저 용접은 집속된 에너지를 사용하기 때문에 가공하고자 하는 영역 주변으로의 입열이 현저히 낮아 열영향부의 크기가 좁으며, 그 결과 열 변형이 거의 없다. 이러한 장점들로 인해 레이저 용접은 낮은 효율과 상당한 투자 및 운용비용에도 불구하고 산업현장에서 고품질의 용접부를 구현하기 위하여 사용되고 있다. 하지만 레이저 용접은 일반적으로 제살용접이므로 스파터가 발생하게 되면 용융지내의 용융금속 양이 부족해져 언더컷 및 언더필(underfill)이 발생하게 된다. 또한 빔의 사이즈가 너무 작기 때문에 정확한 빔 포지션이나 가이드를 필요로 한다.

맞대기 용접시에는 맞대기 면의 갭 공차가 레이저빔 초점 미만으로 존재해야 하며, 만약 레이저 빔 스폿의 직경보다 큰 갭이 존재할 경우 레이저 빔이 갭 사이로 통과하여 에너지의 손실이 일어나기 때문에 용접이 되지 않는 문제점이 발생한다. 또한 레이저 용접은 국부적인 가열로 인해 용접부의 열이 순식간에 모재로 전도되기 때문에 용접부가 급냉 되어 경도가 상승하므로 취성이 증가하는 단점을 가지고 있다<sup>(43,44)</sup>.

레이저-MIG 하이브리드 용접은 이러한 레이저 및 아크의 특성을 결합함으로써 MIG 용접의 용가재 공급 및 아크에 의해 모재의 넓은 영역이 용융되기 때문에 갭 브릿지 효과가 상승되며, 이와 동시에 높은 에너지 밀도를 가진 레이저가 용융지에 조사되면서 더욱 깊은 용입 및 빠른 용접속도를 얻을 수 있다. 하이브리드 용접과 관련된 종합적인 기대는 용접속도를 빠르게 하여 생산성을 향상시키고 입열을 줄임으로써 변형 및 미세구조적 결함과 같은 열적 효과를 최소화하여 용접 품질을 향상시키는 것이다. Fig. 2.26은 아크 및 레이저 용접 그리고 하이브리드 용접시의 특성을 비교를 나타낸 것으로, 하이브리드 용접은 아크의 예열효과로 레이저에 의한 키홀 형성이 용이해지기 때문에 용접속도가 가장 빠르고 용접 가능한 재료의 두께도 가장 두꺼운 것을 알 수 있다. 반면 갭 대응력은 아크용접이 가장 뛰어나고 그 다음 하이브리드 용접, 레이저 용접 순이며, 이는 하이브리드 용접시 관통 용접을 실시하는 경우 레이저에 의한 증발 반발력으로 인해 전면 및 후면 방향으로 스파터가 다량 발생하기 때문에 용접부의 용융금속량이 줄어들어 아크용접보다 갭 허용공차가 작은 것을 알 수 있다. 열 변형은 아크 용접시 가장 크게 나타났으며, 하이브리드 용접시에는 레이저에 의한 아크 직경의 수축 및 빠른 용접속도로 인해 레이저 용접보다 조금 크거나 유사한 수치를 나타내었다.

MIG welding	Laser welding
<ul style="list-style-type: none"> <li>+ Proven technology</li> <li>+ Low investment and operating costs</li> <li>+ High energetic efficiency</li> <li>+ Good gap bridging ability</li> <li>+ Filler wire transferred by the arc →</li> <li>+ Influence on solidification structure</li> <li>+ Cleaning effect → removal of oxide layer</li> </ul> <ul style="list-style-type: none"> <li>- High heat input → distortion</li> <li>- Small weld depth-to-width ratio → multi-pass-technique</li> <li>- Low welding speed</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>+ High welding speed</li> <li>+ Low heat input → less distortion</li> <li>+ High weld depth-to-width ratio → deep penetration</li> </ul> <ul style="list-style-type: none"> <li>- High investment and operating ratio</li> <li>- Lower energetic efficiency</li> <li>- Narrow fir-up tolerances</li> <li>- High beam guiding and positioning requirements</li> <li>- Use of filler wire → decrease in productivity and process stability</li> </ul>
Laser MIG hybrid welding	
<ul style="list-style-type: none"> <li>+ Increased welding speed / penetration</li> <li>+ Minimized heat input → less distortion and microstructural effects</li> <li>+ Improved process stability</li> <li>+ Transfer of filler wire by means of the arc → influence on solidification structure</li> <li>+ Improved gap bridging ability</li> </ul> <ul style="list-style-type: none"> <li>- High investment and operating costs</li> <li>- Many interacting parameters have to be optimized</li> </ul>	
<ul style="list-style-type: none"> <li>+ Advantage</li> <li>- Disadvantage</li> </ul>	

Fig. 2.25 Advantages and disadvantages of MIG welding, laser beam welding and laser-MIG hybrid welding

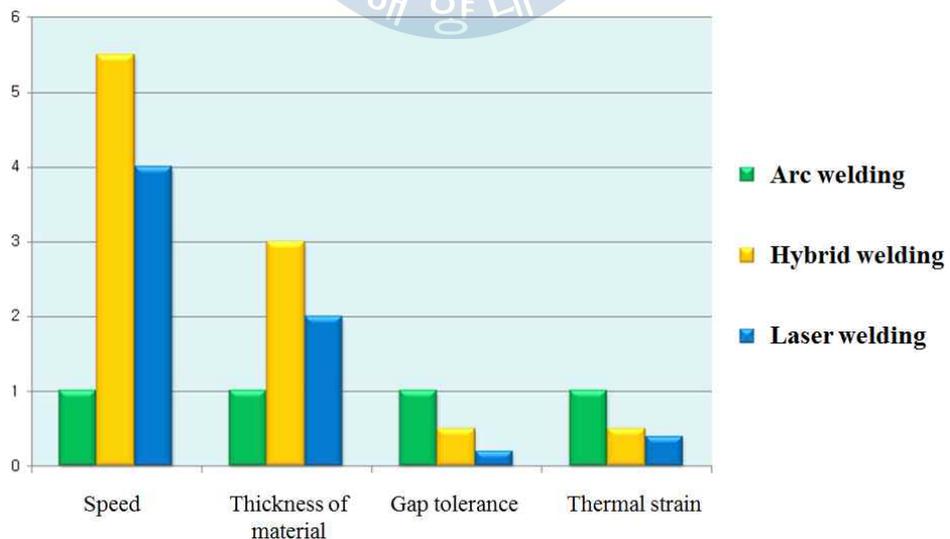


Fig. 2.26 Comparison of arc, laser and hybrid welding

### 2.3.3 레이저-아크 하이브리드 용접의 매개변수

레이저-아크 하이브리드 용접은 두 가지의 다른 용접 프로세스로 구성되어 있기 때문에 많은 변수를 가진다. 이러한 다양한 매개변수가 이해되고 최적화되어야 하이브리드 용접의 잠재적인 이점을 충분히 살릴 수 있으므로 용접 매개변수의 균형을 유지하는 것이 하이브리드 용접의 주요 과제라고 할 수 있다. 또한 용접부내의 결함을 줄이고 미려한 비드를 형성하기 위해 가공 변수의 올바른 선택이 중요하다. 본 항에서는 레이저 출력 및 용접속도, 토치 각도, 아크 출력의 매개변수가 어떠한 작용으로 인해 용접 프로세스 및 용접부의 품질에 영향을 미치는지 알아보았다. 다양한 용접 매개변수를 Fig. 2.27에 나타낸다.

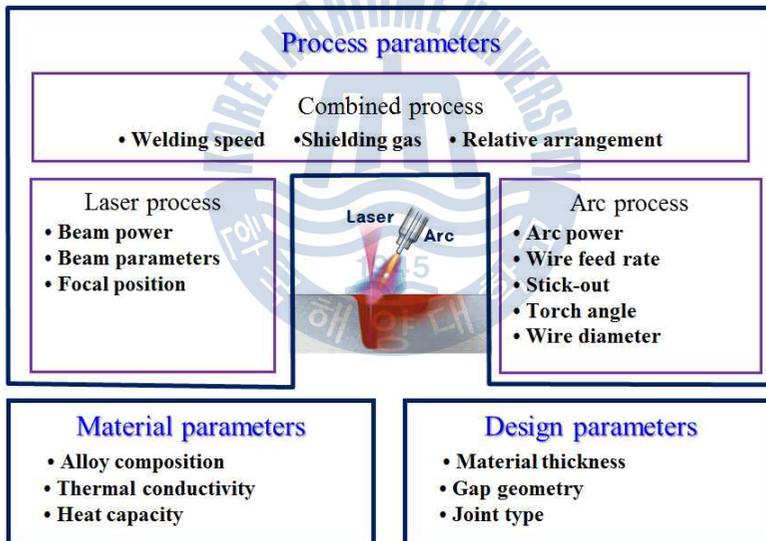


Fig. 2.27 Laser-MIG hybrid welding process parameters

## (1) 레이저 출력 및 용접속도의 영향<sup>(45)</sup>

일정한 파워 밀도를 가지는 레이저 빔의 경우 용접속도에 의해 용입 깊이가 결정되기 때문에 용접속도는 하이브리드 용접에서 중요한 변수 중 하나이다. 그러므로 하이브리드 용접에서 매개변수의 선택은 주로 레이저 출력과 용접속도에 의존하며 Fig. 2.28에 나타난 전형적인 용입 깊이 대비 용접속도 그래프로부터 선택할 수 있다.

용접속도가 증가함에 따라 모재로의 입열량이 감소하기 때문에 용접부의 폭과 깊이가 급격히 감소하였으며, 용접속도가 감소할 때에는 더욱 깊은 용입이 나타난다. 많은 입열은 냉각속도를 늦추기 때문에 미세조직 측면에서는 긍정적인 효과를 가지며, 급속 응고에 의한 결함도 방지할 수 있다. 하지만 용접속도의 감소는 생산성의 저하를 의미한다. 반대로 레이저 출력은 용입 깊이와 용접속도를 조절하기 위해 변화 될 수 있으며, 높은 레이저 출력의 사용은 깊은 용입의 용접부를 형성할 뿐만 아니라 기공을 더욱 안정되게 하여 비드형상을 미려하게 한다.

Fig. 2.29에 나타난 바와 같이, 용입 깊이는 초점에서의 직경 및 직경에 따른 파워 밀도, 레이저 빔 품질 그리고 용접하고자 하는 재료에 의존하기 때문에 특정 용입 깊이를 얻기 위한 최적의 용접속도 선택은 매우 어렵다. 게다가 많은 용접결함은 용접속도와 밀접한 관련이 있으며, 일반적으로 험핑, 불완전한 용융 그리고 언더컷과 같은 결함은 빠른 용접속도(약 10 m/min 이상)에서 발생하는 반면, 느린 용접속도에서는 용락 및 언더필 발생할 가능성이 높다.

Fig. 2.29에 나타난 것처럼, 초점에서의 직경은 에너지 밀도를 결정하기 때문에 용입 깊이 및 용접속도를 조절하는데 있어 상당한 영향을 미친다. 동일한 출력 조건에서 초점에서의 직경이 점점 작아질수록 용입 깊이는 점점 증가하는 경향을 나타낸다. 결과적으로 초점에서의 직경(150-200  $\mu\text{m}$  이하)이 작고 빔 품질(BPP)이 우수할 때 용입은 더욱더 깊게 나타난다.

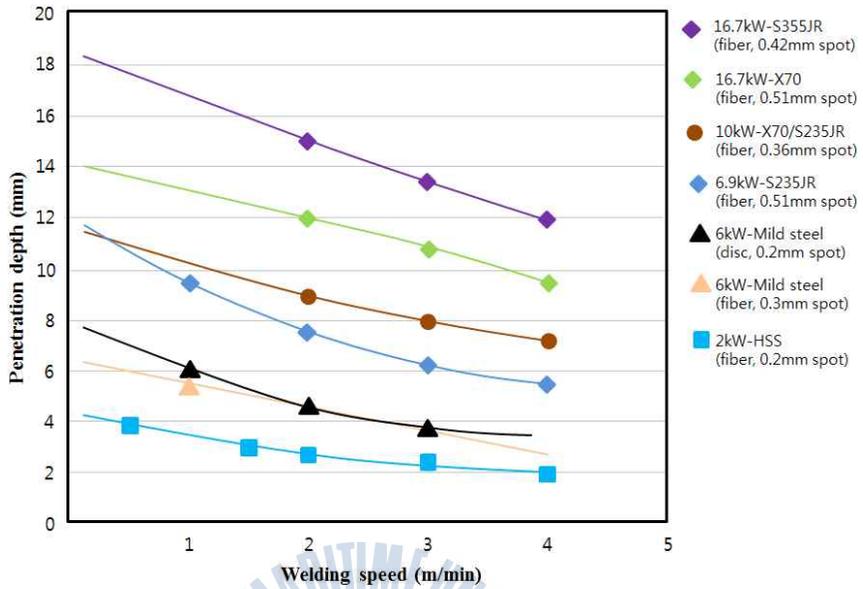


Fig. 2.28 Typical penetration depth versus welding speed

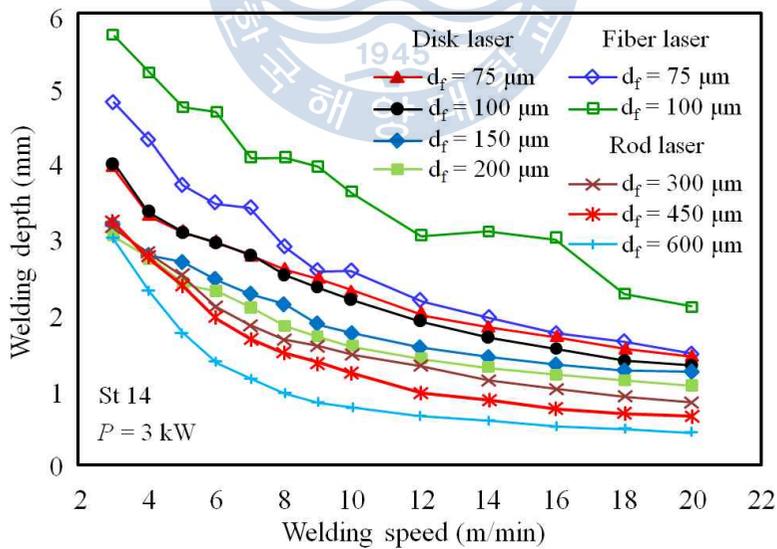


Fig. 2.29 Penetration depth versus welding speed according to the beam quality

## (2) 토치각도의 영향<sup>(46-48)</sup>

토치각도( $\alpha$ )는 전반적으로 용융금속의 유동방향과 예열 매카니즘 그리고 키흔의 거동과 밀접한 관련이 있기 때문에 용접부 특성과 생산성에 상당한 영향을 미친다. 용융지 표면에서의 용융금속 거동은 선행 열원에 따라 다르다. 따라서 이러한 선행 열원의 차이가 갭 브릿지 효과, 용접 금속의 혼합 및 와이어 합금원소 분포 그리고 용접부 결함의 형성에 영향을 미치게 된다.

Fig. 2.30은 레이저-MAG 하이브리드 용접동안 용융금속 유동 및 작용하는 힘의 모식도를 나타낸다. 레이저 선행의 구조는 용접동안 아크력(arc force)에 의한 전방으로 미는 힘으로 인해 상부비드의 폭이 넓어진다. 이러한 힘은 내부로 용융와이어의 유동이 일어나도록 하며, 결과적으로 레이저 선행 사용시 용융와이어의 유동이 그루브 영역으로 향하기 때문에 그루브 영역에 용융 와이어를 채워 넣기 용이해져 갭 브릿지 효과가 더 뛰어나다. 또한 내부로의 용융금속 흐름은 와이어 합금원소를 용접부 루트 부분으로 쉽게 도달할 수 있도록 하기 때문에 용접 금속의 혼합이 더욱 용이하고 합금원소가 균일하게 분포될 수 있다.

아크 선행의 구조는 후방으로 미는 힘 즉 후진의 용접 기법으로 인해 상부비드가 좁고 더 깊은 용접부를 얻을 수 있다. 토치의 배치는 용융 금속의 유동과 관련이 있으므로 용접부 품질 및 결함 형성에 영향을 미친다. 하이브리드 용접시 레이저에 의해 아크의 직경이 더욱 줄어들기 때문에 비드의 가장자리를 충분히 녹이지 못해 언더컷 형성이 용이해지며, 아크 선행을 사용하였을 때에는 레이저 선행보다 언더컷이 발생할 확률이 더욱 높다. 또한 아크 선행의 경우 Fig. 2.31에 나타낸 것처럼 필러 와이어로부터 용적이 용융지로 이행될 때 키흔과 충돌할 가능성이 높아 용접 프로세스가 불안정해질 수 있다. 반면에, 레이저 선행의 구조는 용접의 진행방향으로 용적이 이행되므로 빠른 용접속도 조건에서 본래의 용적 이행 방향이 뒤쪽으로 쳐진 형태를 나타내기 때문에 키흔에 직접적으로 영향을 미치지 않아 좀 더 안정적이다.

일반적으로 용입 깊이는 아크에 의한 예열 효과로 인해 아크 선행(토치 후진 방향)의 경우가 좀 더 깊으며, 이는 아크 단독으로 용접할 때와 동일한 경향을 나타낸다. Fig. 2.31에 나타낸 것처럼, 아크 선행의 경우 후방으로 작용하는 아크력에 의해 용융금속이 밀려난 부위에 레이저가 조사되며, 레이저 선행의 경

우에는 아크력이 전방으로 작용하여 용융금속을 레이저 조사점 쪽으로 밀어내고, 밀려난 용융금속 부위에 레이저가 조사되기 때문에 상대적으로 아크선행의 경우보다 용입이 얇다. 또 다른 이유로 빠른 용접속도에서 아크선행의 경우 가장 온도가 높은 아크기둥이 키홀 및 키홀과 가까운 표면에 직접적으로 작용하여 키홀 형성 부분의 온도가 더욱 상승하기 때문에 용입이 깊지만, 레이저 선행의 경우에는 키홀로부터 조금 더 떨어진 위치에서 아크 기둥이 작용하기 때문에 키홀에 작용하는 온도상승효과가 아크선행보다 적어 상대적으로 용입이 얇다.



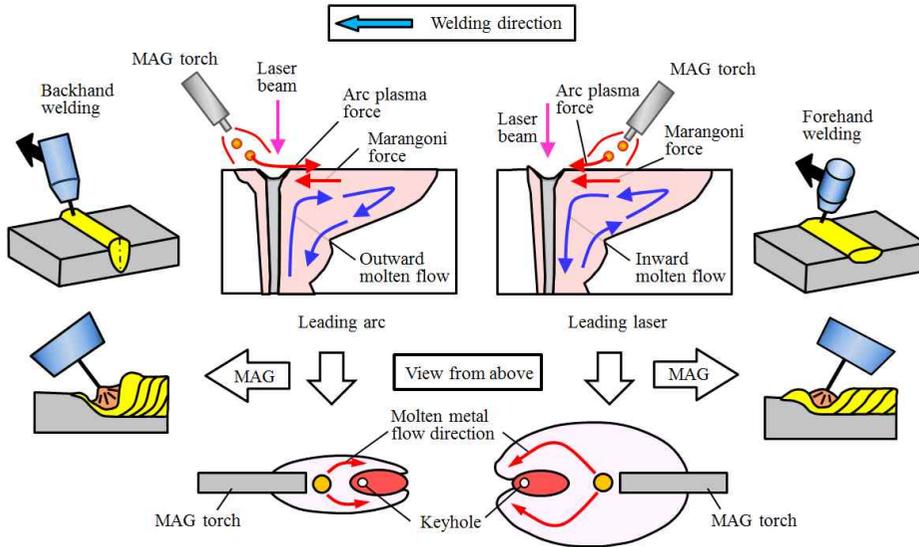


Fig. 2.30 Comparison of molten metal flow with different torch arrangement

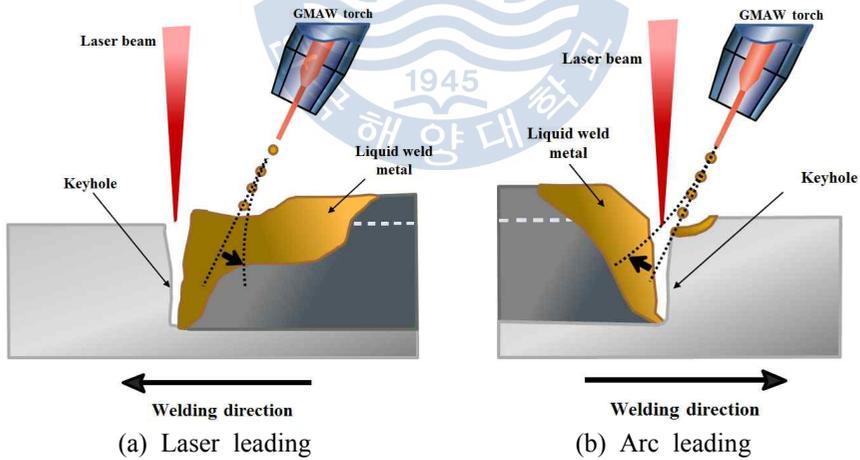


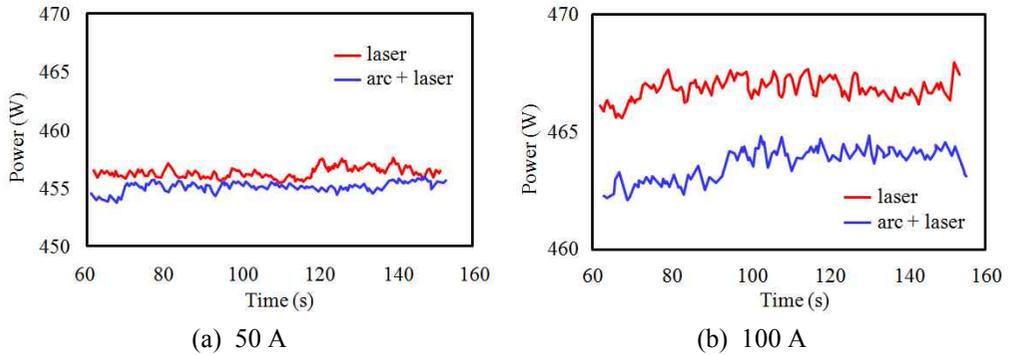
Fig. 2.31 The change in axial trajectory of droplets at relatively high welding speed

### (3) 아크 출력의 영향<sup>(49,50)</sup>

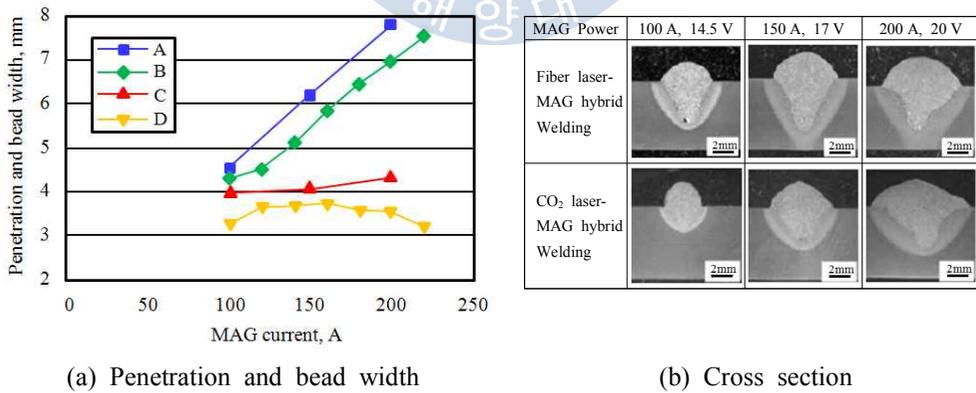
아크용접에서 용입 깊이는 주로 전류에 의존하며, 더욱 높은 전류를 사용하였을 때 용입이 깊어진다. 하이브리드 용접시에도 역시 아크 용접과 동일하게 아크전류가 증가함에 따라 용입이 증가한다. Fig. 2.32는 50 A, 100 A를 사용하였을 때 아크 플라즈마를 통과한 뒤 흡수되는 레이저의 에너지를 나타낸 것으로서, 50 A를 사용하였을 때에는 0.28%만큼 그리고 100 A를 사용하였을 때에는 0.7%만큼 에너지 손실이 일어나는 것을 알 수 있다. 이는 아크 플라즈마의 전자 이온이 증가함에 따라 플라즈마 내에서 레이저 빔의 흡수 및 산란이 증가하기 때문이다. 이를 통해 하이브리드 용접시 과도한 아크 전류의 사용은 레이저 빔의 손실률을 증가시키기 때문에 용입 깊이에 오히려 악영향을 미치게 된다. 또한 아크 전류는 비드 형상에도 영향을 미치기 때문에 가능한 한 레이저 빔 출력과 아크 출력은 반드시 균형을 이루어야 할 뿐만 아니라 전류는 용적이행모드와도 밀접한 관련이 있기 때문에 중요한 변수이다.

Fig. 2.33은 Fiber 레이저-MAG와 CO<sub>2</sub> 레이저-MAG를 비교한 것으로, Fiber 레이저 하이브리드 용접시 아크 출력이 증가함에 따라 용입 깊이는 지속적으로 증가하였다. CO<sub>2</sub> 레이저-MAG 하이브리드 용접의 경우에는 100~160 A 사이의 전류에서 용입 깊이가 증가하는 반면, 160~200 A를 사용하였을 때에는 오히려 용입 깊이가 감소하였다. 이러한 이유는 전류가 증가함에 따라 아크 플라즈마는 더욱 강력해지며, CO<sub>2</sub> 레이저와 같이 파장이 긴 경우에는 레이저의 에너지가 아크 플라즈마를 투과하지 못하고 다량 흡수되기 때문에 용입이 감소하게 된다. 하지만 비드 폭은 전류가 증가함에 따라 지속적으로 증가하였다.

Fig. 2.34은 레이저 및 하이브리드 용접시 출력 및 전류 증가에 따른 용입 깊이를 나타낸 것으로, 하이브리드 용접의 경우 아크전류가 증가함에 따라 레이저 용접에 비해 최대 용입 깊이가 약 30%정도 증가하였다. 하지만 특정 임계값에서 갑자기 용입 깊이가 감소하기 시작하여 레이저 용접보다 용입이 더욱 얕아지는 경향을 나타냈다. 이러한 이유는 전류가 증가함에 따라 아크 플라즈마에 의해 레이저 빔의 흡수가 더 강해지기 때문이며, 더 높은 출력의 레이저를 사용하였을 때 이러한 임계값은 더 높은 전류에서 나타남을 알 수 있다.



**Fig. 2.32** Measured value of the energy change from the laser beam to the arc plasma



**Fig. 2.33** Effect of MIG power on penetration and bead width in laser-MIG hybrid welding

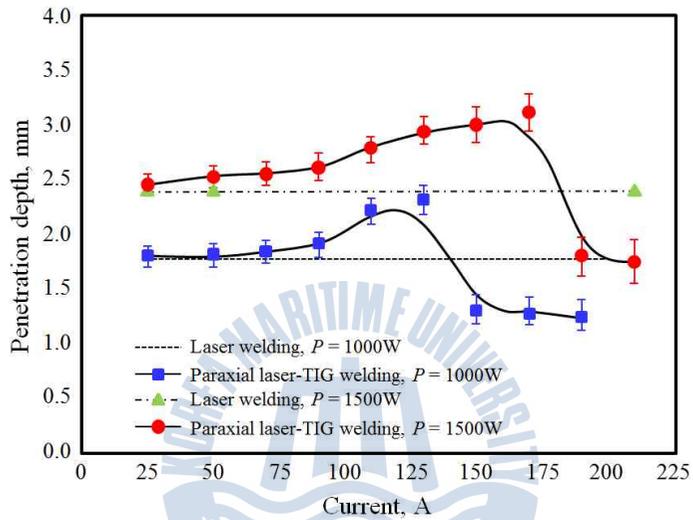


Fig. 2.34 The effect of arc current on penetration depth in CO<sub>2</sub> laser hybrid welding

### 3. 실험방법

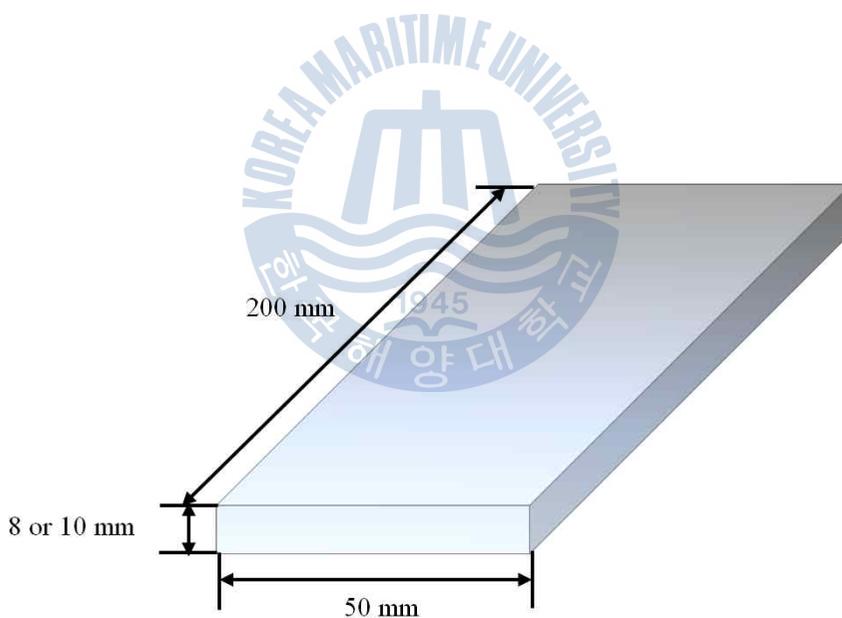
#### 3.1 실험재료

본 연구에서 사용한 재료는 일반 구조용 압연 강재인 SS400과 선체 구조용 강재인 AH36이다. SS400은 가공성 및 경제성 등으로 인하여 주요부품을 제외하고 보조 부재로 널리 사용되고 있으며, 특히 용접성이 좋기 때문에 하이브리드 용접시 재료와 열원사이의 상호작용을 알아보기 위해 사용하였다. SS400을 사용하여 하이브리드 용접 특성을 검토한 후, 그 결과를 토대로 조선용 강판인 AH36에 대한 하이브리드 용접성을 조사하였다.

실험에 사용한 용접 와이어는 연강 및 50 kg급 고장력강용인 직경 1.2 mm의 SM-70이다. 이 용접와이어는 합금성분과 탄소량을 최소화한 것으로서 빠른 속도로 용접할 경우 취성조직이 발생할 가능성을 낮출 수 있다. 모재 및 와이어의 화학적 조성 및 기계적 특성을 [Table 3.1](#)에 나타낸다. 모재의 기계적 특성을 비교해보면, SS400의 경우 항복강도는 297 MPa, 인장강도는 441 MPa으로 AH36의 항복강도 376 Mpa, 인장강도 543 MPa에 비해 강도가 낮은 것을 알 수 있다. 이러한 기계적 특성의 차이는 화학적 조성의 차이 때문에 발생하는 것으로 사료된다. 실험에 사용한 시편의 형상과 치수는 [Fig. 3.1](#)에 나타낸다. SS400의 경우 200 mm×50 mm×8 mm<sup>t</sup>크기로 절단하여 사용하였고, AH36의 경우에는 시편 두께에 따른 용접성을 비교하기 위하여 200 mm×50 mm×8 mm<sup>t</sup> 및 10 mm<sup>t</sup>로 절단하여 실험을 진행하였으며, 압연방향은 시편의 가로방향과 평행하다.

**Table 3.1** Chemical composition and mechanical property of materials

Element(wt %)	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	Ni	Cu	Yield point ( N/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength ( N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
Materials												
Base material : SS400	0.14	0.23	0.7	0.015	0.005	-	-	-	-	297	441	26
Base material : AH36	0.15	0.39	1.5	0.02	0.003	0.08	0.03	0.01	0.008	376	543	24
Welding wire : SM-70(Φ1.2 mm)	0.08	0.50	1.05	0.014	0.01	-	-	-	-	450	550	30



**Fig. 3.1** Appearance and dimension of workpiece

### 3.2 실험 장치

연구에 사용된 레이저는 최대출력 6.6 kW의 고출력 CW(continuous wave) 디스크 레이저(disk laser)이며, 장비의 주된 사양을 Table 3.2에 나타낸다. 사용한 레이저의 파장은 1,030 nm이고, 빔 품질(beam quality)은 8 mm · mrad로 우수하다. 공진기로부터 방출된 레이저는 직경 200  $\mu$ m의 파이버를 통해 전송하였으며, 초점거리 223 mm의 광학계를 사용하였다.

MIG 용접장치는 Fronius사의 Transpuls Synergic 3200으로 마이컴에 의해 제어되는 디지털 인버터 용접기를 사용하였으며, 용접기의 주요사양을 Table 3.3에 나타낸다. 최대연속출력은 8.7~11.5 kVA이고 파형제어가 가능하며 Standard, Pulse, CMT의 용접모드 제어가 가능하다.

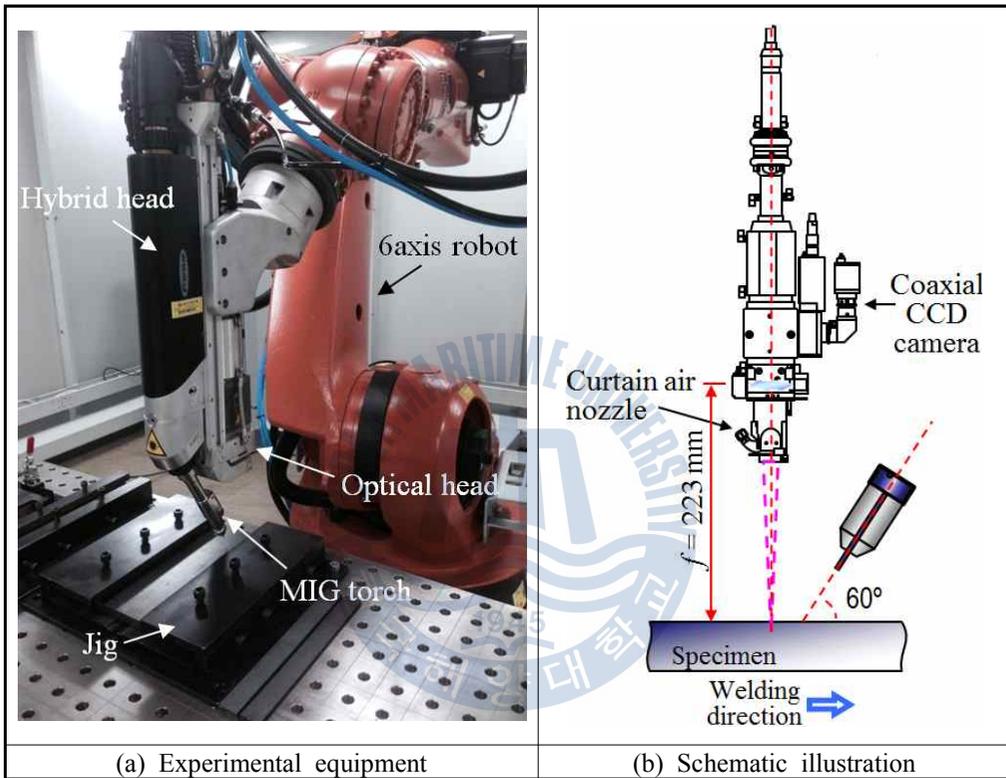
레이저 집광광학계 및 MIG 용접장치는 하이브리드 용접헤드에 장착되어 동시 연동되며, 아크 토치는 표면을 기준으로 60° 기울어져 레이저 축에 고정하였다. 하이브리드 용접헤드는 6축 외팔보 로봇에 장착하여 실험을 진행하였으며, 로봇을 이동하여 용접을 행하였다. 실험에 사용된 지그(jig)는 하이브리드 용접시 시험편의 이동 및 많은 입열로 인한 시험편의 열 변형을 방지하기 위하여 사용하였다. 용접이 진행되는 동안 용융지의 산화를 방지하기 위해 불활성 가스를 사용하였으며, 따로 가스 노즐을 설치하지 않고 하이브리드 용접헤드에 장착된 아크 토치를 통해 불활성 가스를 공급하여 용접부를 보호하였다. 용접시 발생하는 푼 및 스패터는 광학계의 오염을 방지하기 위해 에어 커튼(air curtain)을 사용하여 제거하였다. 본 연구에서 사용된 실험장치의 사진 및 모식도를 Fig. 3.2에 나타낸다.

**Table 3.2** Main specifications of MIG welding system

Equipment	Specifications	
Power source	Main voltage	3×400 V
	Main frequency	50/60 Hz
	Primary continuous current	12.6~12.7 A
	Primary continuous voltage	8.7~11.5 kVA
	Welding current range	3~320 A
	Welding voltage	14.2~30.0 V
Wire feeder	Wire diameter	0.8~1.6 mm
	Wire feeding rate	0.5~22 m/min

**Table 3.3** Main specifications of disk laser welding system

Equipment	Specifications
Laser type	CW disk laser
Maker	TRUMPF
Model	TruDisk
Wavelength	1,030 nm
Max. laser power	6.6 kW
Beam quality	8 mm·mrad
Min. diameter laser light cable	200 μm
Cooling water temp. range	5~20 °C



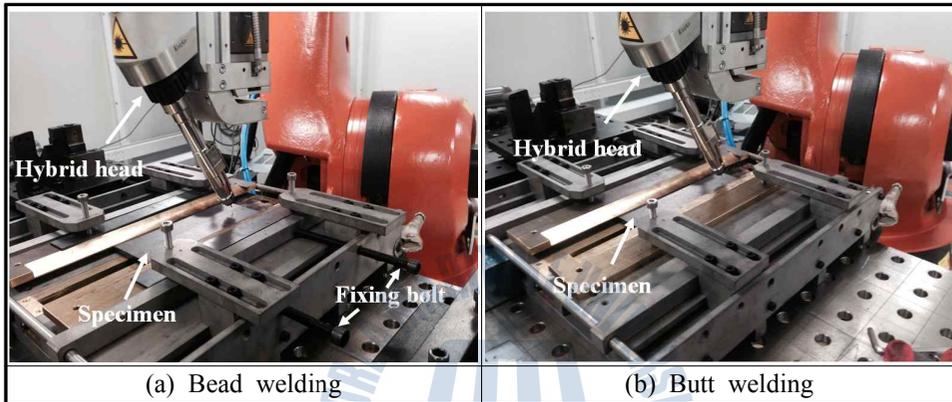
**Fig. 3.2** Setup of experimental equipment in disk laser-MIG hybrid welding

### 3.3 실험 및 분석 방법

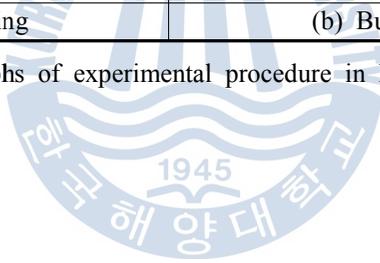
#### 3.3.1 실험방법

실험은 비드용접과 맞대기 용접으로 나누어 실시하였다. 비드용접을 통하여 재료와 레이저 및 아크 열원간의 상호작용 및 용접성을 파악하고, 그 결과를 바탕으로 맞대기 용접을 실시하였다. 용접시 시험편 표면에 유분 및 수분이 있을 경우 용접불량의 원인이 될 수 있으므로 용접 전에 아세톤 및 알코올을 사용하여 표면을 세정하였다. 비드용접시에는 지그로 시험편을 눌러주어 변형 및 이동을 방지하였으며, 맞대기 용접시에는 많은 입열량 및 용융 후 응고로 인해 용접부 끝단으로 갈수록 판사이의 간극(gap)이 발생하기 때문에 이를 최소화하기 위해 지그 끝단의 볼트를 사용하여 시험편을 고정하였다. Fig. 3.3은 비드 및 맞대기 용접시의 사진을 나타낸다. 아크 용접시의 용접부는 80 % Ar+20 % CO<sub>2</sub>를 사용하여 실드 하였으며, 레이저 용접시에는 순도 99.8 %의 Ar 불활성가스를 사용하여 전면 및 이면실드를 하였다. 하이브리드 용접시에는 80 % Ar+20 % CO<sub>2</sub>의 혼합가스를 사용하여 전면실드를, 순도 99.8 %의 Ar 가스를 사용하여 이면실드를 하였다.

SS400강의 하이브리드 용접특성에 대해 파악하기 위해 우선 비초점 거리를 변화시켜 비드용접을 실시함으로써 비초점 거리에 미치는 열원의 영향에 대해 알아보았으며, 8 mm<sup>t</sup> 및 10 mm<sup>t</sup> 두께의 AH36과 용입 특성을 비교하였다. 또한 하이브리드 용접시 레이저에 의해 발생하는 레이저 유기 플라즈마가 용접특성에 미치는 영향이 크다고 판단되어 이를 제어하기 위해 전면 및 이면 실드가스 유량을 변화시켰다. 위의 실험을 통해 최적의 비초점 거리와 전면 및 이면실드가스 유량을 도출한 뒤, 비드 안정성 및 용입 특성에 큰 영향을 미치는 레이저와 아크간 거리 ( $D_A$ )를 변화시켰다. 이러한 변수들에 대해 최적의 조건을 설정하고 아크 전압, 펄스컬렉션, 레이저 출력, 아크 전류, 용접속도를 변화시켜 비드용접을 실시하였다. 비드용접 결과를 바탕으로 SS400 및 AH36의 맞대기 용접을 실시하였으며, 맞대기 용접시에는 갭의 영향을 최소화하기 위해 맞댐 면을 밀링(milling)처리하였다. 맞대기 용접시 최적의 조건을 사용하여 얻어진 용접부는 경도 및 인장강도 측정, 미세조직 관찰을 실시하여 기계적 및 조직적 성질을 분석하였다.



**Fig. 3.3** Photographs of experimental procedure in hybrid welding



### 3.3.2 분석방법

#### (1) 시편채취 및 에칭

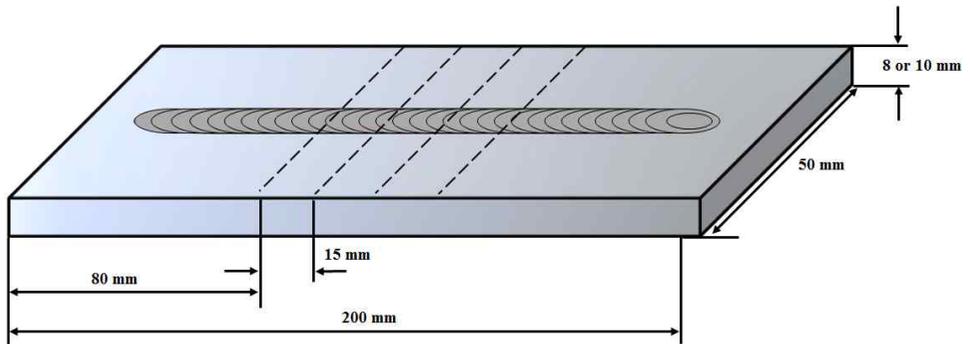
용접된 시편은 용접 폼(weld fumes)에 의한 오염으로 비드 관찰이 불가능하기 때문에 알코올로 세척하여 외관 관찰을 용이하게 하였으며, 용접부 전면과 이면에 대한 촬영을 실시하였다. 시편은 재현성을 확보하기 위해 용접부가 안정적으로 형성되어 있다고 생각되는 80 mm부분부터 15 mm간격으로 총 3개의 시편을 채취하여 단면을 분석하였다. Fig. 3.4에 시편의 채취방법을 모식적으로 나타낸다.

또한 용입특성 및 조직분석을 위해 채취한 시편을 경면 처리 후 에칭액(2% 나이탈)으로 에칭하여 용입깊이(penetration depth)와 비드폭(bead width) 그리고 덧살높이(excess weld metal height)를 측정하고 미세조직을 관찰하였다.

#### (2) 비커스 경도시험 및 미세조직 관찰

용접부의 경도는 Fig. 3.5에 나타내듯이 Shimadzu HMV-2T 마이크로 비커스 경도 시험기를 사용하여 용접부, 열영향부 및 모재에 대해 측정되었다. 경도측정은 압흔의 크기를 고려하여 980.7 mN(Hv 0.1)의 하중으로 10초의 유지시간을 두고 측정하였다. 측정 위치는 Fig. 3.6에 나타난 바와 같이 아크 영역(arc zone)과 레이저 영역(laser zone)으로 나누어 각 영역의 중심부를 기준으로 횡방향과 종방향이며, 각 영역의 경도값을 통해 기계적 특성을 비교하였다. 압흔 간 간격이 너무 가까울 경우 가공경화에 의해 경도값의 왜곡이 나타날 수 있기 때문에 이를 방지하기 위해 압흔 간 간격은 횡방향 측정의 경우 200  $\mu$ m, 종방향 측정은 400  $\mu$ m를 유지하였다.

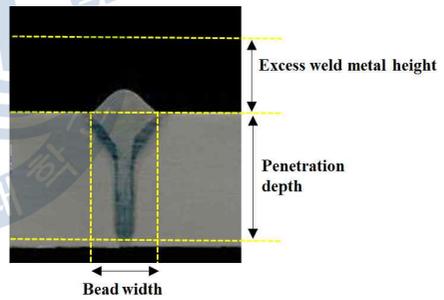
미세조직 관찰은 광학현미경(optical microscopy)을 사용하여 모재, 용접부, 열영향부의 조직과 용접부에 존재할 수 있는 결함에 대하여 실시하였다.



(a) Sampling position of weld



(b) Bead appearance



(c) Measuring position

**Fig. 3.4** Sampling position and measuring position in weld

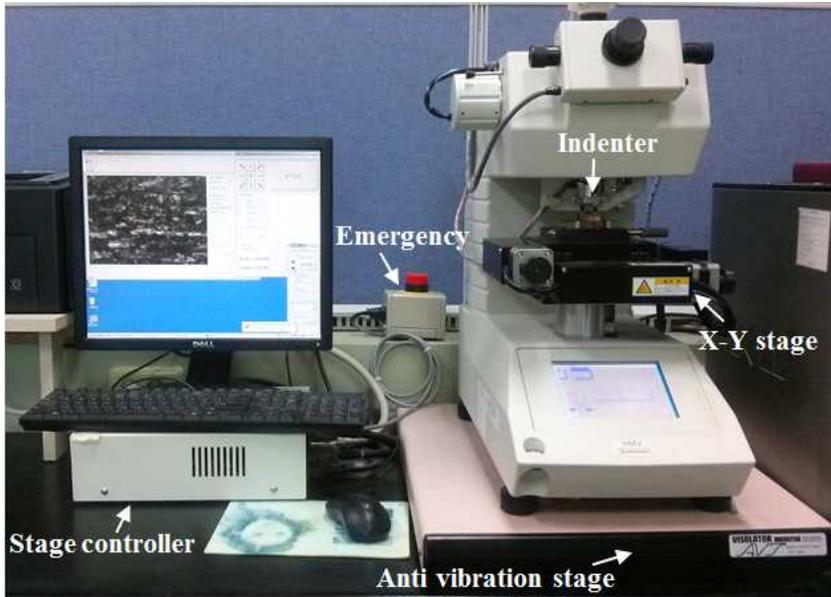
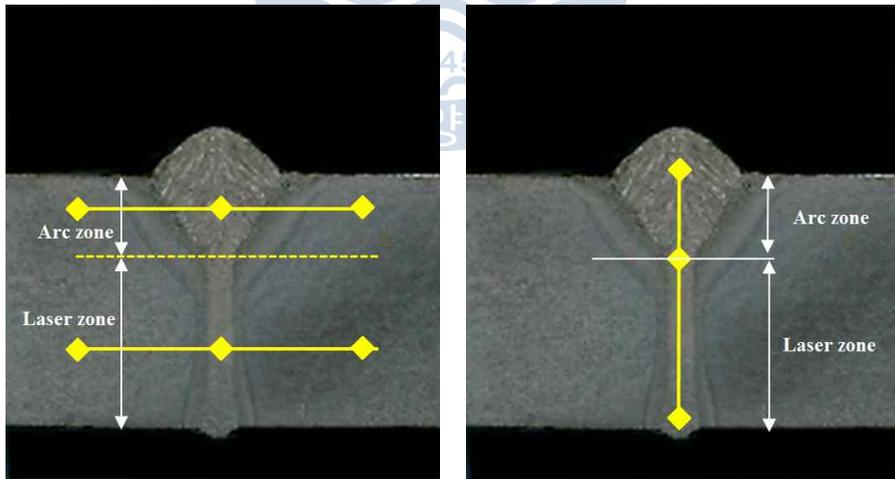


Fig. 3.5 Photograph of hardness tester used in this study



(a) Transverse direction

(b) Longitudinal direction

Fig. 3.6 Measurement position of hardness test

### (3) 인장시험

일반적으로 용접부는 용융과 응고과정을 거치면서 모재와 다른 기계적 특성을 가지게 된다. 또한 용접부에 기공 및 균열 또는 언더컷(undercut)과 같은 결함이 발생한다면 용접부의 기계적 성질은 크게 저하 되고, 그에 따라 외력에 의해 용접부에서 파괴가 일어날 가능성이 높다. 따라서 인장강도 시험을 통해 용접부의 강도를 평가함으로써 용접부의 건정성 여부를 판단할 필요가 있다.

SS400과 AH36의 인장시험편은 Fig. 3.7에 나타낸 모식도와 같이 KS B 0801에 따라 5호의 시험편으로 제작하였다. 표점거리는 60 mm이며, 평행부의 폭은 25 mm이다. 인장시험은 KS B 0801의 금속재료 인장시험방법을 적용하였고, 속도는 2 mm/min으로 시험하였다.

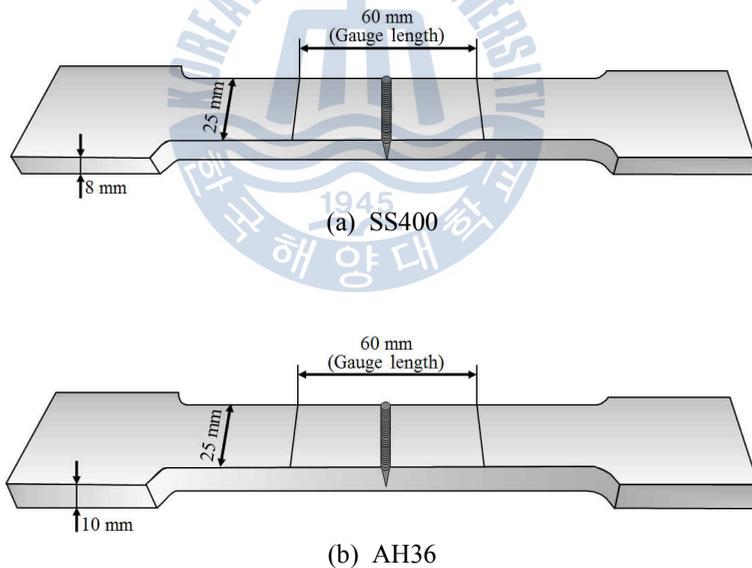


Fig. 3.7 Schematic illustrations of tensile specimen based on KS B 0801

## 4. 실험결과 및 고찰

### 4.1 아크 용접시의 용입 특성

아크 열원은 현재 TIG, MIG 및 플라즈마 아크 등 여러 가지 종류가 사용되고 있다. 이 중 MIG는 타 용접법과 달리 필러 와이어를 전극으로 사용함으로써 용착률이 높아 갭 브릿지 능력이 뛰어나며, TIG에 비해 전류밀도가 2배정도 높기 때문에 용입이 깊은 특징이 있다. 실제로 조선 산업에서 사용되는 강재는 절단면이 정밀하지 못하고, 사용되는 용접부재의 용접 길이가 12m 이상이므로 간극이 존재할 경우 레이저 용접만으로 접합이 불가능하다. 따라서 본 연구에서는 조선 산업에서의 적용을 목적으로 갭 브릿지 능력을 향상시키고자 하이브리드 용접시 MIG를 보조 아크열원으로 사용하였으며, 본 절에서는 우선적으로 MIG 아크 용접시의 용입 특성을 알아보았다.

#### 4.1.1 용접모드에 따른 토치각도의 영향

본 연구에서는 MIG 아크용접의 매개변수 중 중요한 변수인 토치각도( $\alpha$ )에 대해 검토하였으며, 토치 각도 및 용접 진행 방향에 따라 용접부 특성과 스패터 발생량에서 큰 차이가 발생하기 때문에 그 특성을 파악할 필요가 있다.

용접시 전진법(forehand welding)과 후진법(backhand welding)은 용접진행 방향에 따라 구분될 수 있다. 전진법은 용융금속이 아크 발생점보다 선행하게 되고 이로 인해 아크가 모재에 직접적으로 작용하지 못하기 때문에 얇은 용입, 낮은 덧살 높이 및 넓은 비드폭을 형성하며, 스패터가 다량 발생한다. 후진법은 이와 반대로 용융금속이 아크 발생점보다 뒤쪽에 위치하기 때문에 아크가 모재에 직접적으로 작용하게 되므로 용입이 깊고 비드폭은 좁아지며 덧살 높이가 높아짐과 동시에 스패터 발생량은 감소한다. 따라서 실험은 스패터 발생량이 적고 상대적으로 용입이 깊은 후진법을 적용하였으며, 8mm 두께의 SS400에 대해 스탠다드 및 펄스 용접모드를 사용하여 토치각도를 50~90°로 변화시켰다.

**Fig. 4.1**은 스탠다드 용접모드 사용시 전류  $I=240$  A, 용접속도  $v=0.6$  m/min의

조건에서 토치각도를 변화시켰을 때 비드외관 및 용접부를 나타내며, 모든 조건에서 결함 없는 건전한 용접부가 형성되었다. Fig. 4.2는 용입 특성 변화를 나타낸 것으로 스탠다드 용접모드의 경우 높은 전류와 많은 입열량으로 인해 넓은 비드폭 및 깊은 용입의 용접부가 형성되었다. 토치각도에 따른 용입 깊이를 살펴보면 60~70°구간에서 다른 조건에 비해 용입이 깊었으며, 65°에서 상대적으로 비드폭이 좁고 덧살 높이가 낮은 용접부가 형성되었다.

펄스 용접모드 사용시 전류  $I=215\text{ A}$ , 용접속도  $v=0.6\text{ m/min}$ 의 조건에서 토치각도를 변화시켰을 때의 결과를 Fig. 4.3과 Fig. 4.4에 나타낸다. 용접부 단면을 보면 스탠다드 용접모드에 비해 용입 깊이는 다소 얇지만 비드폭이 확연하게 좁은 것을 알 수 있다. 용입은 토치각도 60°의 조건에서 가장 깊었으며, 비드폭 및 덧살 높이는 65°의 각도를 제외하고는 크게 차이가 나지 않았다.

따라서 이러한 결과를 통해 용입이 깊고 비드폭은 좁으며, 상대적으로 덧살 높이가 낮았던 65°, 60°를 각각 스탠다드 용접모드 및 펄스 용접모드의 최적의 토치각도로 선정하여 실험에 적용하였다.



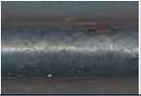
Standard welding mode : SS400(8 mm <sup>t</sup> ), I=240 A, v=0.6 m/min, G <sub>s</sub> =Ar+CO <sub>2</sub> (20 ℓ/min)						
α	50 °	60 °	65 °	70 °	80 °	90 °
Bead appearance						
Cross section						

Fig. 4.1 Photographs of bead appearance and cross section with torch angle at standard welding mode

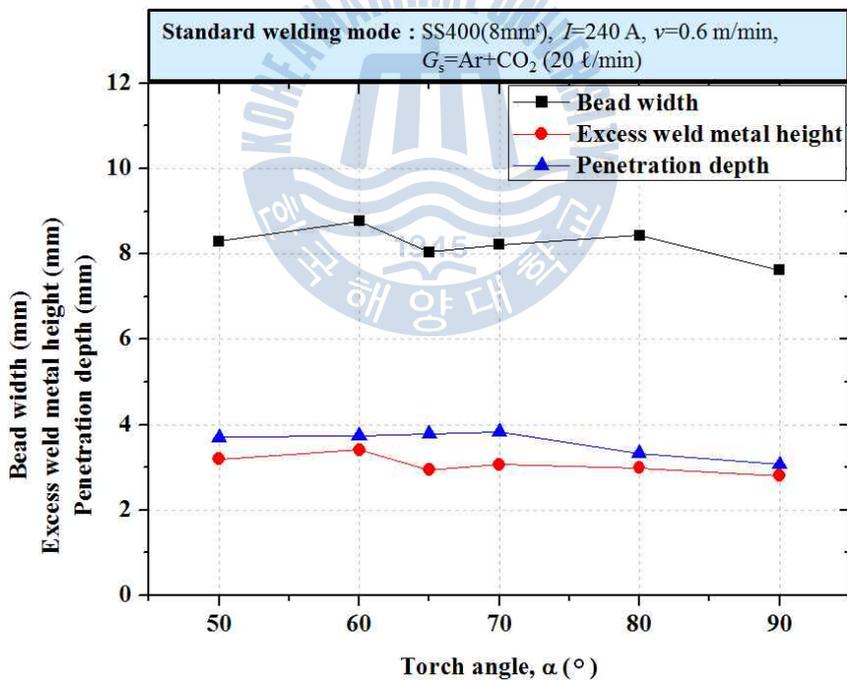


Fig. 4.2 Variation of bead width, height, penetration depth with torch angle at standard welding mode

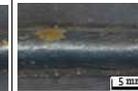
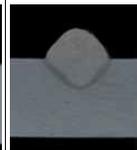
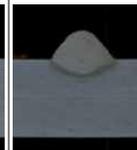
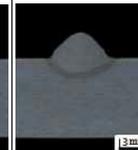
Pulse welding mode : SS400(8 mm <sup>t</sup> ), $I=215$ A, $v=0.6$ m/min, $G_s=Ar + CO_2$ (20 ℓ/min)						
$\alpha$	50 °	60 °	65 °	70 °	80 °	90 °
Bead appearance						
Cross section						

Fig. 4.3 Photographs of bead appearance and cross section with torch angle at pulse welding mode

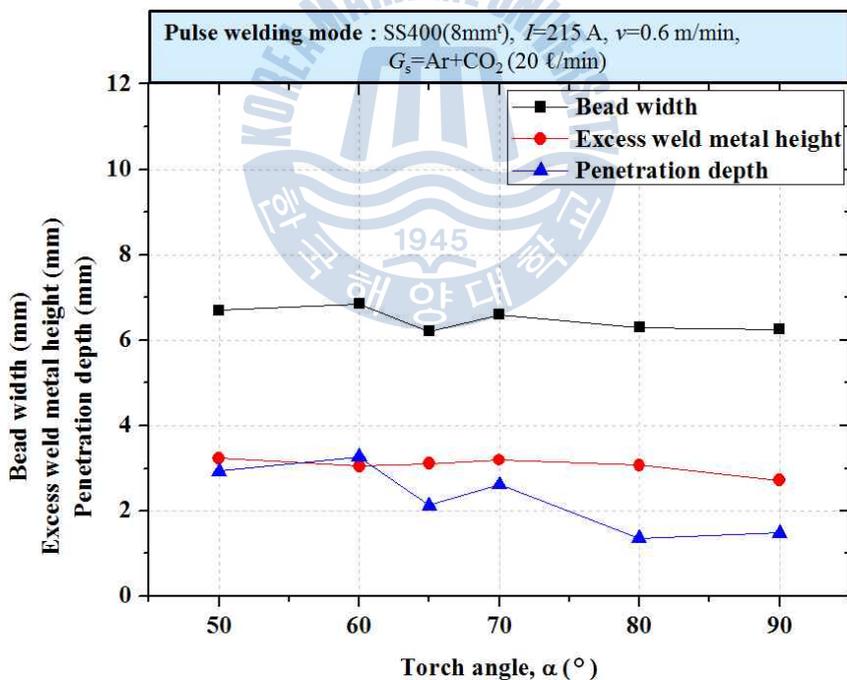


Fig. 4.4 Variation of bead width, height, penetration depth with torch angle at pulse welding mode

#### 4.1.2 용접모드에 따른 용접전류의 영향

용접전류는 용적이행 및 용입 깊이에 영향을 미칠 뿐만 아니라 와이어 송급 속도와 비례하기 때문에 용착속도를 결정하는 중요한 요소이다. 따라서 본 항에서는 스탠다드 및 펄스 용접모드 사용시 비드 및 용접부 형상에 미치는 용접전류의 영향을 알아보기 위해 실험을 실시하였다.

실험조건으로 토치각도는 앞선 4.1.1 항의 결과를 토대로 설정하였으며, 동일한 용접속도  $v=0.6$  m/min에서 전류는 스탠다드 용접모드의 경우 195~270 A, 펄스용접모드의 경우에는 170~245 A로 변화시켰다.

**Fig. 4.6**을 보면 스탠다드 용접모드를 사용한 경우, 용접전류가 상승함에 따라 입열량이 증가하기 때문에 비드폭, 용입 깊이, 덧살 높이가 증가하는 경향을 나타낸다. 하지만 225~240 A에서는 225 A이전의 구간보다 비드폭은 소폭 증가하고 용입 깊이는 지속적으로 증가하였다. 이때의 전류를 천이전류라고 하며, 천이 전류이상에서는 와이어 끝단에 작용하는 핀치효과가 커지기 때문에 용적이 성장하기 전 핀치효과에 의해 단락 된다. 이로 인해 와이어의 직경과 유사하거나 그보다 작은 용적들이 초당 수백회 정도의 높은 빈도수로 이행하는 스프레이 이행이 나타나므로 작은 크기의 용적에 의해 비드폭은 비슷하거나 좁아지고 용입 깊이는 깊어지게 된다. 스탠다드 용접모드의 경우 모든 전류범위에서 용입 깊이는 깊지만 넓은 비드폭 및 많은 입열량으로 인해 응력이 커져 시편의 변형이 발생하였다.

**Fig. 4.8**에 나타난 펄스용접의 경우에도 스탠다드 모드와 마찬가지로 전류가 증가함에 따라 입열량 및 와이어 용융량이 증가하기 때문에 비드폭, 덧살 높이, 용입 깊이가 증가하는 경향을 나타낸다. 또한 200 A근방에서 스탠다드 용접모드와 유사하게 천이전류 구간이 나타났으며, 이때 비드폭은 감소하고 용입 깊이가 증가하였다. 펄스 용접의 경우 스탠다드 용접에 비해 비드폭이 좁은 것을 알 수 있는데, 이는 펄스 형태의 전류파형에 의해 입열량이 조절되기 때문에 일정한 파형의 스탠다드 용접에 비해 입열량이 감소하므로 비드폭이 감소하는 것으로 사료된다. 또한 적은 입열량과 모재의 좁은 용융폭으로 인해 모든 조건에서 시편의 변형이 발생하지 않았다.

결과적으로, 스탠다드 및 펄스 용접모드의 경우 전류가 증가함에 따라 와이

어 용융량 및 입열량 증가로 인해 비드폭, 덧살 높이, 용입 깊이가 증가하는 경향을 나타내었다. 스프레이 이행이 나타나는 전류 구간은 스탠다드 모드와 펄스 모드 모두 약 200 A 근방에서 나타났으며, 이때 비드폭의 증가폭이 작거나 감소하고 용입은 깊어졌다. 또한 스탠다드 용접모드의 경우 모든 전류범위에서 시편의 변형이 발생하는 것을 확인하였으며, 펄스 용접모드의 경우에는 시편의 변형이 발생하지 않았다.



Standard welding mode : SS400(8 mm <sup>t</sup> ), $\alpha=65^\circ$ $v=0.6$ m/min, $G_s=Ar + CO_2$ (20 $\ell$ /min)						
$I$	195 A	210 A	225 A	240 A	255 A	270 A
Bead appearance						
Cross section						

Fig. 4.5 Photographs of bead appearance and cross section with welding current at standard welding mode

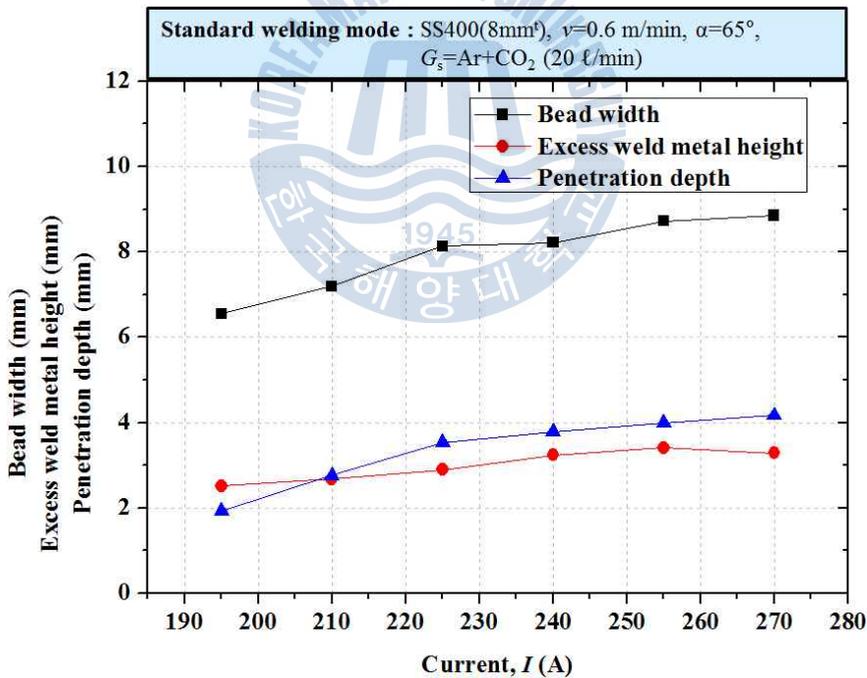


Fig. 4.6 Variation of bead width, height, penetration depth with welding current at standard welding mode

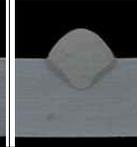
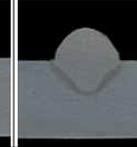
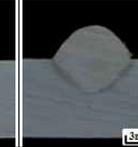
Pulse Welding Mode : SS400(8 mm <sup>t</sup> ), $\alpha=60^\circ$ $v=0.6$ m/min, $G_s=Ar + CO_2$ (20 $\ell$ /min)						
$I$	170 A	185 A	200 A	215 A	230 A	245 A
Bead appearance						
Cross section						

Fig. 4.7 Photographs of bead appearance and cross section with welding current at pulse welding mode

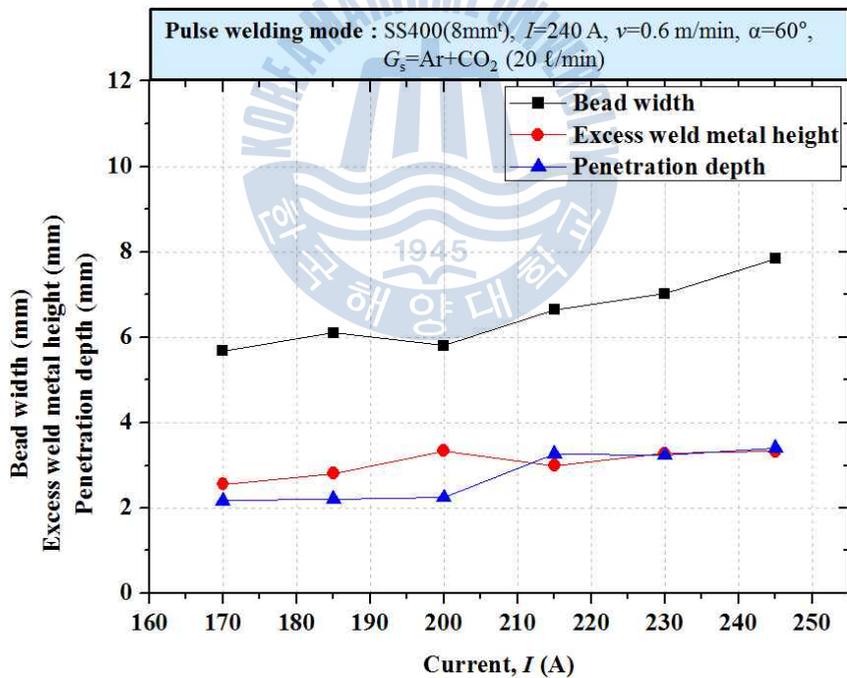


Fig. 4.8 Variation of bead width, height, penetration depth with welding current at pulse welding mode

### 4.1.3 스탠다드 및 펄스 용접모드 비교

하이브리드 용접시 MIG 열원의 적용을 위해 스탠다드 및 펄스모드를 사용한 용접부의 비교를 실시하였으며, Fig. 4.9는 비교결과를 나타낸다. 전체적으로 펄스 모드보다 스탠다드 모드의 경우 비드폭이 더 넓었으며, 전류가 증가함에 따라 그 차이는 더욱 증가하였다. 용입 깊이는 스탠다드일 때와 펄스모드일 때 큰 차이 없이 유사한 값을 나타냈으며, 덧살 높이는 230 A를 기준으로 이보다 낮을 때에는 펄스모드가 더 높았지만, 그 이상에서는 유사한 값을 나타내었다. Fig. 4.9(d)는 전류 240 A, 속도 0.6 m/min의 동일한 조건일 때 스탠다드 모드와 펄스 모드의 비드폭, 용입 깊이 및 어스펙트 비를 비교한 것으로, 비드폭은 펄스 모드의 경우가 스탠다드 모드에 비해 1 mm정도 좁은 반면, 용입 깊이는 비슷하였다. 어스펙트 비는 용입 깊이/비드폭으로 계산할 수 있으며, 어스펙트 비가 클수록 좁고 깊은 용접부를 의미한다. 즉 큰 어스펙트 비의 용접부는 수축 응력이 상대적으로 균일하게 작용하므로 수축에 의한 변형이 적다. 어스펙트 비의 값을 계산해보면 스탠다드 모드의 경우에는 0.4238, 펄스 모드의 경우에는 0.4764로, 펄스 모드일 때 더 큰 어스펙트 비를 나타낸다. 이를 통해 펄스 모드를 사용한 경우에는 펄스형상의 전류 파형으로 인해 입열량이 조절되기 때문에 비드폭이 좁아 스탠다드 용접모드보다 어스펙트 비가 더 큰 용접부가 형성되고, 그에 따라 변형이 덜 일어나는 것을 알 수 있다.

Fig. 4.10은 동일한 조건에서 스탠다드 및 펄스용접 모드를 사용하였을 때 형성된 용접부의 광학현미경 사진을 나타낸다. 열영향부의 크기를 비교하기 위해 상부 표면에서 1.5 mm 떨어진 지점에서 폭 방향으로 열영향부의 크기를 측정 한 후 평균 내었다. 열영향부 크기는 펄스 모드의 경우 1.36 mm로, 스탠다드 모드의 1.7 mm에 비해 0.34 mm만큼 더 좁았다. 이는 펄스모드의 경우에는 피크전류와 베이스전류로 구성된 전류 파형으로 인해 입열량이 조절되어 스탠다드 모드에 비해 상대적으로 입열량이 적기 때문으로 생각된다.

따라서 이러한 결과를 통해 펄스 모드가 스탠다드 모드에 비해 어스펙트 비가 크며, 상대적으로 적은 입열량으로 인해 열영향부의 폭이 좁기 때문에 하이브리드 용접 열원으로 더욱 적합하다고 판단된다.

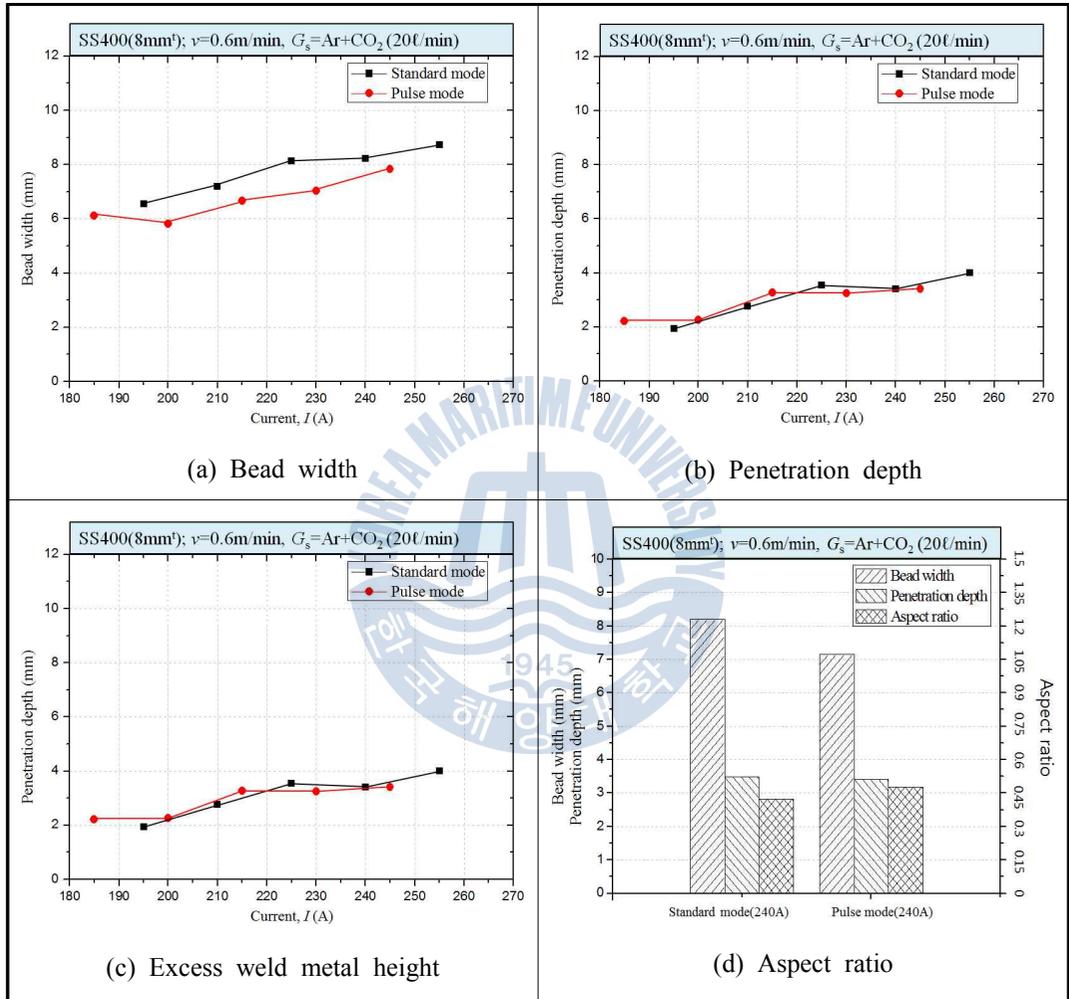
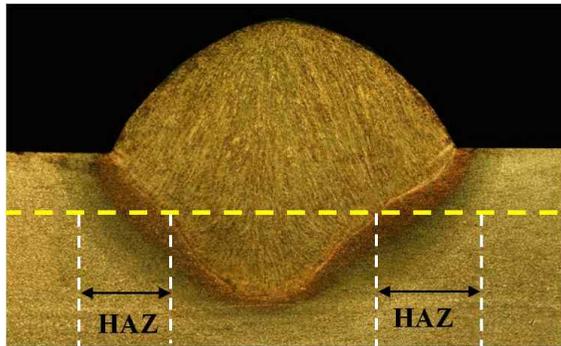
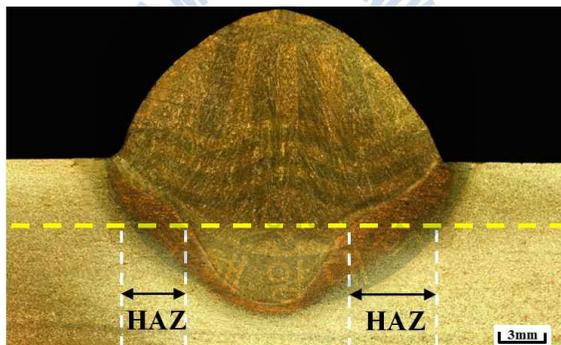


Fig. 4.9 Comparison of standard welding mode and pulse welding mode



(a) Standard welding



(b) Pulse welding

**Fig. 4.10** Comparison of HAZ between standard welding mode and pulse welding mode

#### 4.1.4 실드가스 종류에 따른 영향

일반적으로 연강이나 저합금강에서는 스파터 발생량을 줄이고 깊은 용입을 얻기 위하여 Ar+CO<sub>2</sub>의 혼합가스를 주로 사용한다. 또한 실드가스 종류는 아크 안정성에도 영향을 미치기 때문에 비드의 건전성 측면에서도 반드시 검토가 필요하다.

Fig. 4.11은 두께 8 mm의 SS400에 대해 펄스 용접모드를 사용하여 전류 215 A, 속도 1.2 m/min, 유량 20 ℓ/min으로 고정한 뒤, 실드가스 종류( $G_s$ )를 변화시켰을 때의 용접부를 나타내며, Fig. 4.12는 각 조건에서의 용입 특성을 나타낸다. Ar과 Ar+CO<sub>2</sub>를 사용한 경우에는 미려한 비드가 형성되는 반면, He을 사용한 경우에는 불균일한 비드가 형성되었다. 이는 Ar은 공기보다 약 1.4배 무겁기 때문에 용융금속을 차폐하기 용이하지만, He의 경우에는 공기의 약 0.14배로 가볍기 때문에 동일한 유량을 사용하였을 때 용융금속을 충분히 차폐하지 못하여 불균일한 비드가 형성된 것으로 생각된다. 따라서 He의 유량을 23 ℓ/min으로 더욱 증가시켜보았지만 비드 안정성 측면에서는 조금 개선되나 역시 Ar, Ar+CO<sub>2</sub>를 사용하였을 때와 같은 미려한 비드는 형성되지 않았다.

용접부 횡단면을 보면 실드가스로 Ar+CO<sub>2</sub>를 사용한 경우를 제외한 나머지 조건에서 비드 양단에 언더컷이 발생하였다. 이는 Ar에 CO<sub>2</sub>를 소량 혼합한 Ar+CO<sub>2</sub>의 경우, 첨가된 CO<sub>2</sub>가스에 의해 용접시 용융풀 표면에 산화막이 형성되고, 형성된 산화막은 역극성을 사용하였을 때 전자 발생에 필요한 일함수를 낮춰 음극에서의 전자 발생을 용이하게 하므로 아크가 안정되어 스파터 발생량이 줄어들게 된다. 따라서 적은 스파터의 발생으로 인해 용융지내에 용융금속의 양이 충분하기 때문에 언더컷이 발생하지 않는다. 또한 첨가된 CO<sub>2</sub>가스에 의해 용융금속의 표면장력이 줄어들어 용융금속의 유동이 좋아지기 때문에 언더컷이 방지된다.

실드가스 종류에 따른 용입 특성을 보면, He을 사용한 경우 Ar과 Ar+CO<sub>2</sub>를 사용하였을 때보다 비드폭이 좀 더 넓고 용입 깊이는 얇았다. 일반적으로 플라즈마는 주위를 냉각하면 열적 핀치효과가 발생하여 그 직경이 수축하게 되는데 He을 사용한 경우에는 높은 열전도도로 인해 플라즈마 주위 온도가 낮아져 열적 핀치효과가 발생한다. 따라서 열적 핀치효과에 의해 수축된 플라즈마는 원

통형 형상을 띄게 되고 모재와 전극의 단면적이 비슷해지면서 둘 사이의 압력차가 작아지기 때문에 플라즈마의 유동 즉, 아크력이 약해져 용입이 얇은 것으로 생각된다. 용입은 Ar + CO<sub>2</sub>의 혼합가스를 사용하였을 때 가장 깊었으며, Kuang-Hung Tseng 등은<sup>(51)</sup> 실드가스에 O<sub>2</sub> 또는 CO<sub>2</sub>와 같은 활성원소를 첨가함으로써 Marangoni effect에 의해 용융금속의 유동 방향이 바깥쪽에서 안쪽으로 바뀌게 되어 용입 깊이가 깊어진다고 설명하였다.

이러한 결과를 바탕으로 Ar + CO<sub>2</sub> 혼합가스를 실드가스로 사용하였을 때에는 비드 안정성과 용입 깊이 그리고 용접부 결함 측면에서 가장 양호한 결과를 나타내었으며, 하이브리드 용접시 아크 안정성을 향상시키고 용접부 결함을 방지하기 위해 Ar + CO<sub>2</sub>의 혼합가스가 적합하다고 판단된다.



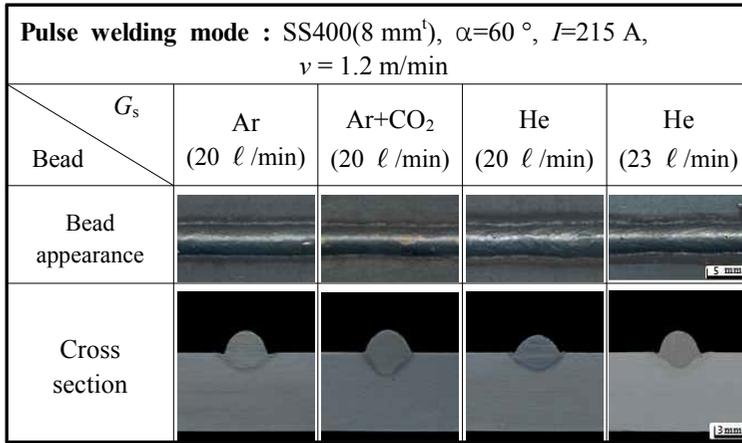


Fig. 4.11 Photographs of bead appearance and cross section with kinds of shield gas at pulse welding mode

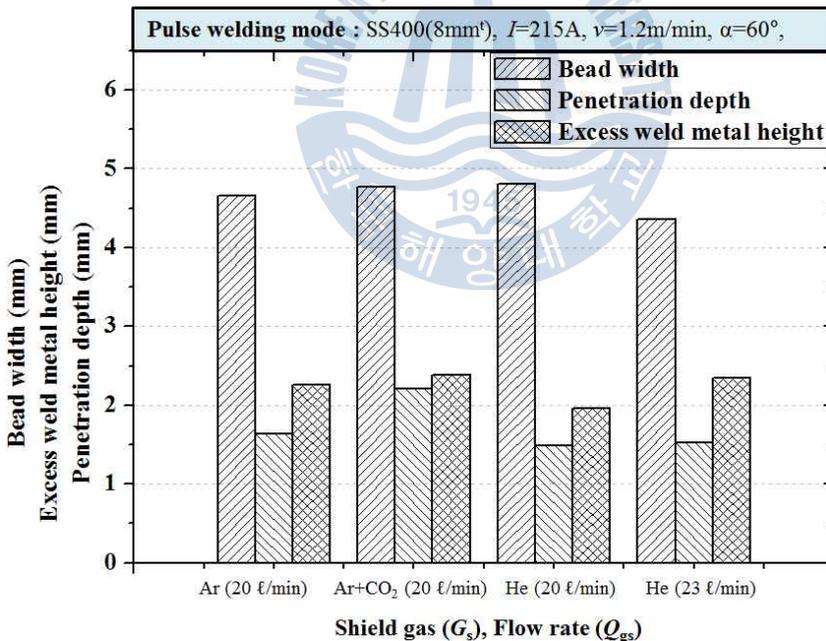


Fig. 4.12 Variation of bead width, height, penetration depth with kinds of shield gas at pulse welding mode

## 4.2 레이저 용접시의 용입 특성

### 4.2.1 비초점 거리의 영향

레이저 용접시 비초점 거리(defocused distance,  $f_d$ )에 따른 재료표면에서의 에너지밀도 변화는 키홀의 형성에 큰 영향을 미칠 뿐만 아니라 레이저에 의해 증발한 합금원소가 플라즈마화 되어 레이저빔을 차단할 때에 얼마나 많은 에너지를 투과시킬 수 있는지를 결정하는 주요한 인자이다. 그러므로 본 절에서는 사용된 광학계의 비초점 거리에 따른 영향을 조사함으로써 광학계의 특성을 파악하고자 하였다.

**Fig. 4.13**의 비초점 거리에 따른 비드외관과 단면형상을 살펴보면,  $f_d = -7 \sim +4$  mm에서는 키홀형 용접(keyhole welding)이 이루어져 어스펙트 비가 큰 용접부가 형성된 반면,  $f_d = -10 \sim -8$  mm 와  $+5 \sim +10$  mm에서는 초점 기준에서 비초점 거리가 증가함에 따라 레이저 빔의 에너지밀도가 저하하기 때문에 열전도형 용접(conduction welding)이 이루어져 낮은 어스펙트 비의 용접부가 형성되었다.

**Fig. 4.14**의 용입 깊이 변화를 보면  $f_d = -2$  mm에서 가장 깊은 용입이 나타났으며,  $f_d = -1 \sim -5$  mm 사이의 구간에서는 시편 표면에서 가장 에너지 밀도가 높은  $f_d = 0$  mm보다 용입이 더 깊거나 비슷한 용접부가 형성되었다. 이러한 현상을 비드천이(bead transition)라고 하며, 비드천이 구간에서 용접을 실시할 경우 초점보다 용입이 깊고 안정적인 용접부를 얻을 수 있다. 또한  $f_d = -1 \sim -3$  mm의 구간과  $f_d = +1 \sim +3$  mm 구간의 용접부를 비교해 보면, 시편 표면에서의 에너지 밀도가 동일함에도 불구하고 용입 깊이가 서로 대칭되지 않고 “-”의 비초점 거리에서 더욱 용입이 깊은 경향을 나타낸다. 이러한 이유는 비초점 거리가 “+”일 때 레이저 빔은 시편 안쪽으로 갈수록 발산하는 형태를 나타내기 때문에 에너지 밀도가 점차 떨어지지만, 비초점 거리가 “-”일 때에는 시편 표면에서의 에너지 밀도가 키홀을 형성할 수 있을 정도의 에너지 밀도를 만족한다면 시편 아래쪽으로 갈수록 빔은 집중된 형태를 나타내기 때문에 에너지 밀도가 점차 증가하고 그에 따라 용입 깊이가 깊어지는 것으로 생각된다.

따라서 위의 결과를 통해 SS400의 레이저 용접시 비초점 거리는 안정되고 깊은 용입 측면에서  $f_d = -2$  mm로 설정하는 것이 최적이라고 판단된다.

SS400(8 mm <sup>t</sup> ); $P=4$ kW, $v=2.0$ m/min, $G_s=Ar$ (20 $\ell$ /min)									
Bead \ $f_d$	-10 mm	-8 mm	-6 mm	-5 mm	-4 mm	-3 mm	-2 mm	-1 mm	0 mm
Bead appear.									
Cross section									
Bead \ $f_d$	+1 mm	+2 mm	+3 mm	+4 mm	+5 mm	+6 mm	+8 mm	+10 mm	X
Bead appear.									
Cross section									

Fig. 4.13 Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in SS400 by laser welding

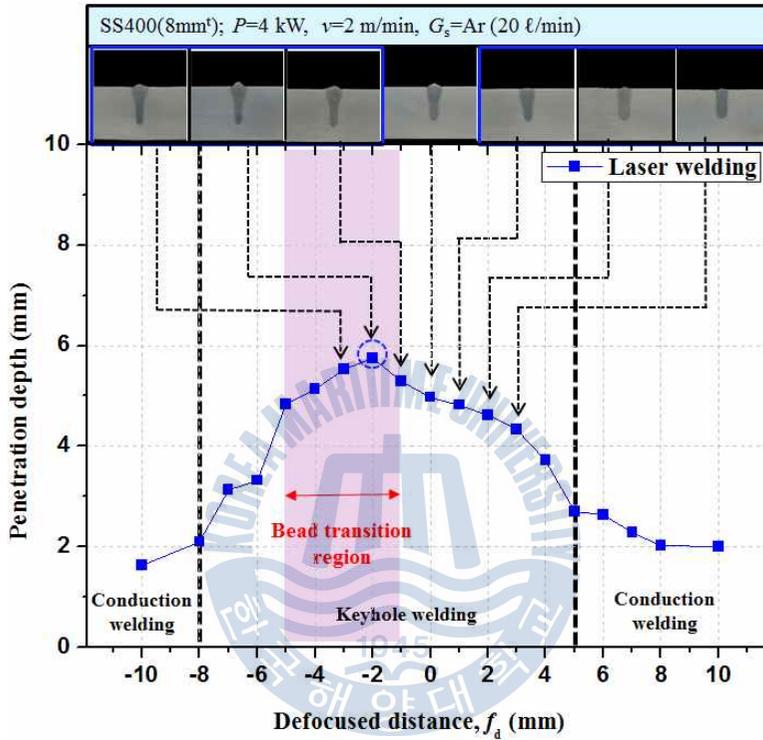


Fig. 4.14 Variation of penetration with defocused distance in SS400 by laser welding

## 4.2.2 레이저 출력 및 속도 변화

레이저 출력( $P$ )과 용접속도( $v$ )는 재료와 열원간의 상호작용과 관련이 있기 때문에 가공에 큰 영향을 미치는 중요한 변수이다. 따라서 본 실험에서는 하이브리드 용접 적용을 위한 목적으로 레이저 용접시 출력 및 속도 변화에 따른 용입 현상과 관통용접이 이루어지는 조건을 파악하기 위해 비드용접을 실시하였다.

**Fig. 4.15**는 8 mm 두께의 SS400에 대해 레이저 용접시 출력 및 속도 변화에 따른 비드외관 및 횡단면을 나타내며, **Fig. 4.16**은 각 조건에서의 용입 특성을 나타낸다. 4 kW의 출력에서는 1~4 m/min의 모든 속도 조건에서 관통용접이 이루어지지 않는 반면, 5 kW, 6 kW의 출력에서는 더 높은 에너지 밀도로 인해 관통용접이 이루어지는 것을 확인할 수 있다. 5 kW의 출력에서는 1 m/min의 속도에서 관통용접이 이루어졌고, 6 kW의 출력에서는 1~1.5 m/min의 속도에서 관통용접이 이루어졌으며, 이 이상의 속도에서는 속도가 증가함에 따라 단위시간당 입열량이 감소하기 때문에 용입 깊이가 비례적으로 감소하였다. 또한 1.0 m/min 이하의 속도에서는 입열량 증가로 인해 모든 출력에서 열영향부의 크기가 넓게 나타났으며, 속도가 빨라짐에 따라 열영향부의 크기가 감소하는 것을 알 수 있다. 6 kW의 출력에서 관통용접이 이루어진 구간의 용접부를 보면, 1.0 m/min의 속도의 경우 1.5 m/min의 경우보다 전면비드 폭 및 이면비드의 폭이 넓은 것을 확인할 수 있는데, 이는 1.0 m/min의 속도는 1.5 m/min의 속도보다 상대적으로 느리기 때문에 레이저에 의해 증발한 중성원자의 플라즈마화가 용접부의 상하부로 더욱 격렬히 발생하게 되고, 이 플라즈마의 복사열로 인해 상부 및 하부의 비드폭이 넓어지기 때문으로 사료된다.

위의 결과를 통해 4 kW의 경우에는 모든 속도에서 관통용접이 이루어지지 않았으며, 5 kW와 6 kW의 출력에서는 1.0 및 1.5 m/min 이하의 속도에서 각각 관통 용접이 이루어진 것을 확인할 수 있었다. 따라서 하이브리드 용접시 아크의 보조적인 효과로 인해 용입이 더 깊어지는 것을 감안했을 때, 5 kW, 6 kW의 레이저 출력을 사용하는 것이 하이브리드 용접시의 레이저 출력 범위로 적합하다고 판단된다.

		SS400(8 mm <sup>t</sup> ); $f_d=-2$ mm, $G_s=Ar$ (20 ℓ/min)						
$P$	$v$	1.0 m/min	1.5 m/min	2.0 m/min	2.5 m/min	3.0 m/min	3.5 m/min	4.0 m/min
	4 kW	Front bead						
Cross section								
5 kW	Front bead							
	Cross section							
6 kW	Front bead							
	Cross section							

Fig. 4.15 Bead appearance and cross section of weld with lase power and speed in SS400 by laser welding

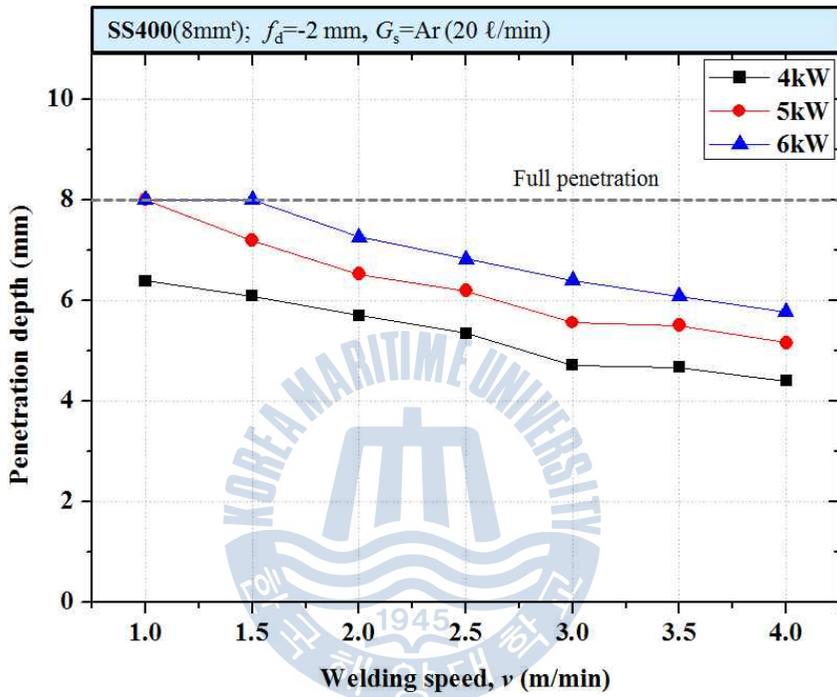


Fig. 4.16 Variation of penetration with laser power and speed in SS400 by laser welding

### 4.3 레이저-아크 하이브리드 용접시의 용입 특성

#### 4.3.1 비초점 거리의 영향

레이저와 아크를 결합한 하이브리드 용접은 레이저를 주된 열원으로 사용하므로 용입 깊이에 미치는 비초점 거리의 영향이 크다고 판단되어 레이저 용접과 동일하게 비초점 거리를 변화시켜 실험을 실시하였다. 또한 레이저 용접과 비교함으로써 하이브리드 용접시 아크 열원의 추가로 인해 발생하는 용입특성 차이에 대해 검토하였다.

Fig. 4.17은 두께 8 mm의 SS400에 대해 레이저 출력  $P=4\text{ kW}$ , 아크전류  $I=240\text{ A}$ , 용접속도  $v=2\text{ m/min}$ 의 조건에서 비초점 거리를  $f_d=-8\sim+8\text{ mm}$ 으로 변화시켰을 때 결과를 나타낸다. 용접부를 보면 하이브리드 용접시에는 아크에 의한 용접부와 레이저에 의한 용접부가 동시에 존재하는 것을 확인할 수 있다. 전류와 속도가 일정하기 때문에 동일한 아크의 작용으로 인해 비드폭은 모든 조건에서 유사하였지만, 비초점 거리에 따른 시편 표면에서의 레이저 빔 에너지 밀도 변화로 인해 용입 깊이의 차이가 발생하였다. 비초점 거리  $f_d=+4\sim+8\text{ mm}$ 의 구간에서는 레이저 에너지 밀도 저하로 인해 키홀이 형성되지 못하므로 열전도형의 용접이 이루어져 용입이 얇은 반면, 나머지의 조건에서는 키홀형의 용접으로 인해 열전도형의 용접보다 깊은 용입의 용접부가 형성되었다.

Fig. 4.18의 비초점 거리에 따른 용입 깊이를 살펴보면 레이저 단독 용접시와 마찬가지로  $f_d=-5\sim-1\text{ mm}$ 에서 비드천이 구간이 나타나는 것을 알 수 있다. 또한 비초점 거리가 “+”일 때와 “-”일 때의 용입 깊이가 서로 대칭이 되지 않고 “-”에서 더 깊은 것을 알 수 있으며, 이는 레이저 용접시의 결과와 동일한 이유라고 생각된다. 가장 깊은 용입은  $f_d=-4\text{ mm}$ 에서 나타났지만,  $f_d=-5\text{ mm}$ 에서 용입 깊이의 감소폭이 크기 때문에 오히려  $f_d=-3\text{ mm}$ 가 용입 깊이 측면에서 더욱 안정적인 비초점 거리라고 판단된다.

Fig. 4.19는 레이저 출력 4 kW, 용접속도 2 m/min의 조건에서 레이저 용접, 120 A를 사용한 하이브리드, 240 A를 사용한 하이브리드 용접시의 용입 깊이 비교를 나타낸다. 비초점 거리에 따른 용입 깊이를 비교해보면 240 A를 사용한 하이브리드 용접의 경우 가장 용입이 깊었으며, 120 A를 사용한 하이브리드 용

접의 용입 깊이는 레이저 용접과 비슷하거나 좀 더 깊었다. 가장 깊은 용입이 나타나는 비초점 거리는 레이저 용접의 경우  $f_d = -2 \text{ mm}$ , 120 A를 사용한 하이브리드 용접은  $f_d = -3 \text{ mm}$ , 240 A를 사용한 하이브리드 용접의 경우에는  $f_d = -4 \text{ mm}$ 로 각각 그 값이 다르게 나타났다. 이는 하이브리드 용접시 아크 열원에 의해 모재의 용융이 일어나고 시편의 열전도도가 나빠지기 때문에 레이저 빔의 흡수율이 증대됨과 동시에 전극에서 모재방향으로 아크력이 작용하게 되면서 하이브리드 용접의 경우 레이저 용접에 비해 가장 깊은 용입이 나타나는 비초점 거리가 시편 내부에 위치해 있으며, 전류가 증가함에 따라 열전도 효과 및 아크력이 더욱 커져 레이저 빔의 흡수율이 더욱 증가하므로 깊은 용입이 나타나는 비초점 거리가 시편 안쪽으로 치우친다고 생각된다<sup>(52)</sup>.

따라서 위의 실험결과를 통해 하이브리드 용접의 경우, 가장 깊은 용입이 나타나는 비초점 거리가 레이저 용접보다 시편내부에 위치하였으며, 전류가 증가함에 따라 열전도 효과로 인해 가장 깊은 용입을 나타내는 비초점 거리가 변화함을 확인하였다. 그리고 하이브리드 용접시  $f_d = -4 \text{ mm}$ 에서 가장 깊은 용입이 나타났지만  $f_d = -5 \text{ mm}$ 에서 용입 깊이의 감소폭이 크기 때문에  $f_d = -3 \text{ mm}$ 를 사용하는 것이 더욱 안정적이라고 생각된다.

**Hybrid welding** : SS400(8 mm<sup>t</sup>),  $P = 4$  kW,  $I = 240$  A,  $v = 2.0$  m/min,  $D_{LA} = 3$  mm,  $\alpha = 60^\circ$ ,  $G_s = \text{Ar} + \text{CO}_2$  (20 ℓ/min)

$f_d$ Bead	-8 mm	-7 mm	-6 mm	-5 mm	-4 mm	-3 mm	-2 mm	-1 mm	0 mm
Bead appear.									
Cross section									
$f_d$ Bead	+1 mm	+2 mm	+3 mm	+4 mm	+5 mm	+6 mm	+7 mm	+8 mm	X
Bead appear.									
Cross section									

Fig. 4.17 Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in SS400 by hybrid welding

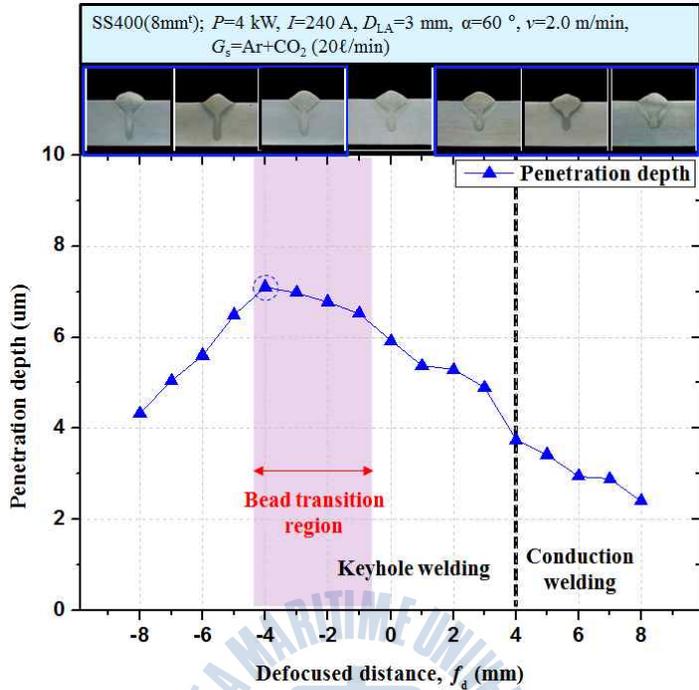


Fig. 4.18 Variation of penetration characteristics with defocused distance in hybrid welding

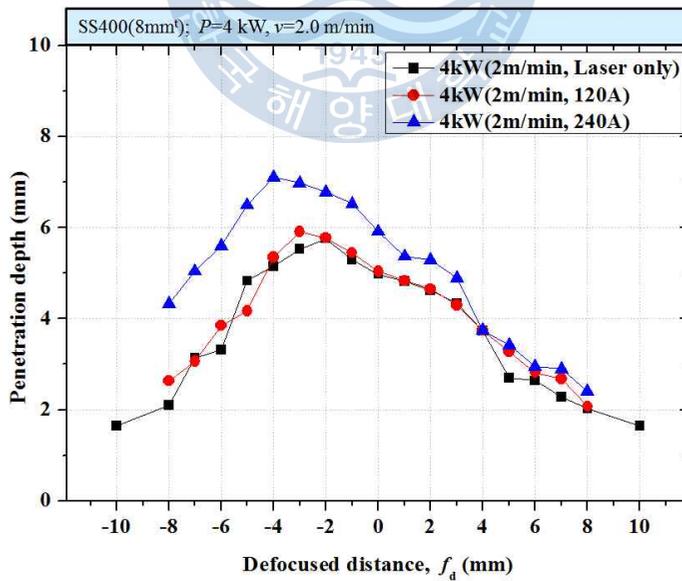


Fig. 4.19 Comparison of penetration properties with defocused distance in laser and hybrid welding

### 4.3.2 실드가스의 영향

#### (1) 전면실드가스 유량의 영향

용접은 기본적으로 금속을 국부적으로 용융하여 접합하는 프로세스로, 고온에서 액상으로 존재하는 용융금속은 주위의 대기 중 활성기체와 반응하기 쉽다. 따라서 실드 가스는 대기 중의 반응하기 쉬운 기체들과 용융 금속간의 차폐를 목적으로 사용된다. 하이브리드 용접시 실드가스는 용융부의 산화 및 질화를 방지하는 목적 이외에도 키홀 내에서 증발한 증성원자의 레이저에 의한 플라즈마화를 억제하는 효과도 있다. 하지만 너무 많은 유량의 실드가스는 용접시 증발 압력에 의해 밀려난 용융금속에 영향을 미쳐 오히려 기공 및 불균일한 비드를 형성할 수 있다. 따라서 용접부 차폐, 플라즈마 억제 및 건전한 용접부를 형성할 수 있는 최적의 실드가스 유량을 설정할 필요가 있다.

Fig. 4.20은 실드가스 유량 변화( $Q_{gs}$ )에 따른 비드외관 및 횡단면을 나타낸다. 실드가스를 사용하지 않았을 때의 비드외관을 보면, 비드가 불균일하고 주위에 많은 스패터가 부착된 것을 확인할 수 있는데, 이는 산화반응으로 인해 용융금속의 점도가 낮아진 상태에서 레이저에 의한 증발압력 및 아크압력에 의해 용융금속이 격렬히 비산하면서 아크가 불안정해지기 때문으로 생각된다. 또한 용융지가 대기와 차폐되지 못해 대기 중의 기체가 용해되고 용융금속의 온도가 저하할수록 가스를 점차 방출하기 때문에 용접부 내부에 기공이 형성되었다. 실드가스 유량이 증가함에 따라 용접부 내부에 기공이 존재하지 않고 점차 비드가 미려해지는 것을 확인할 수 있다. 하지만 25 l/min의 유량에서는 오히려 비드가 불균일하게 형성되었는데, 이는 많은 유량의 실드가스가 용융지에 직접적으로 영향을 미쳤기 때문으로 생각된다.

Fig. 4.21의 용입 특성을 보면, 전체적으로 덧살 높이는 큰 변화가 없었지만, 0 l/min 일 때에 레이저에 의해 형성되는 강력한 플라즈마로 인해 레이저 빔의 흡수율이 떨어져 다른 조건에 비해 용입 깊이가 얇았으며, 플라즈마에 의한 복사열로 인해 비드폭은 넓었다. 실드가스 유량이 5~10 l/min으로 증가함에 따라, 플라즈마의 형성이 억제되어 비드폭은 감소하고, 레이저 흡수율이 증대되기 때문에 용입 깊이는 증가하는 경향을 나타냈으며, 10~20 l/min로 유량이 증가할 때에는 비드폭은 지속적으로 감소하는 반면, 용입 깊이는 큰 변화가 없었다. 따라서 비드 안정성 및 용입 특성을 고려했을 때 최적의 실드가스 유량은 20 l/min으로 판단된다.

SS400(8 mm <sup>t</sup> ); $P=4$ kW, $I=240$ A, $v=2$ m/min, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$						
$Q_{gs}$	0 l/min	5 l/min	10 l/min	15 l/min	20 l/min	25 l/min
Bead appearance						
Cross section						

Fig. 4.20 Photographs of bead appearance and cross section with flow rate of shield gas in SS400 by hybrid welding

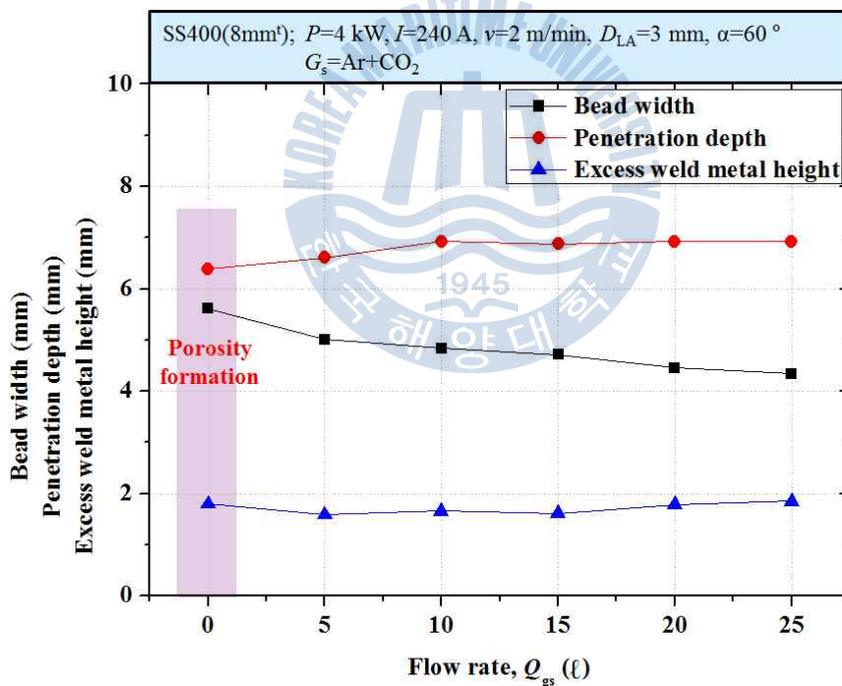


Fig. 4.21 Variation of penetration characteristic with flow rate of shield gas in SS400 by hybrid welding

## (2) 이면실드가스 유량의 영향

맞대기 용접시에는 관통용접을 목적으로 하므로 이면 용융금속의 산화를 방지하기 위해 불활성 가스를 사용하여 대기로부터 차폐한다. 이면 비드를 실드하기 위해 지그(jig) 아래쪽에 노즐을 설치하여 불활성 가스를 공급하였으며, 가스의 와류 및 용액에 영향을 미치는 것을 방지하기 위해 반대쪽을 개방하여 가스가 고착되지 않고 흐를 수 있도록 하였다. 이면 실드가스 유량( $Q_{gsb}$ )의 영향을 알아보기 위해 두께 8 mm의 SS400에 대해 관통용접을 실시하였으며, Ar의 유량은 0~25 l/min으로 변화시켰다.

Fig. 4.22의 이면 비드를 살펴보면, 0 l/min와 5 l/min의 조건에서 실드가스 유량의 부족으로 인해 이면비드의 산화가 발생하였다. 10 l/min이상의 조건에서는 이면비드의 산화는 발생하지 않았지만, 10 l/min의 경우 이면비드가 균일하지 못했고, 20~25 l/min의 경우에는 험핑 비드가 형성되었으며, 25 l/min의 경우 더욱 심한 험핑 비드가 발생하였다. 이러한 험핑 비드 형성의 원인으로는, 이면 실드가스 유량이 증가함에 따라 이면 용융지의 주위 온도가 낮아져 용융금속의 표면장력이 증가하게 되고, 그에 따라 용융금속 간의 인력이 강하게 작용하기 때문에 용융금속이 뭉쳐 둥근형태의 험핑 비드가 형성된다고 생각된다.

Fig. 4.23은 유량에 따른 용입 특성을 나타낸 것으로, 0~20 l/min의 유량에서 비드폭의 변화는 크지 않았지만, 25 l/min의 유량을 사용한 경우에는 이면비드의 험핑으로 인해 상부 쪽의 용융금속량이 부족하여 비드폭이 감소하였다. 동일한 이유로 이면에 험핑 비드가 형성된 20 l/min와 25 l/min의 조건에서 덧살 높이가 감소하였으며, 나머지 조건에서의 덧살 높이는 큰 변화가 없었다. 0 l/min의 조건에서 이면 비드폭이 넓게 형성되었고 유량이 점점 증가함에 따라 이면 비드폭이 감소하는 경향을 나타내었는데, 이는 관통 용접시 전면뿐만 아니라 이면비드 방향으로도 강력한 플라즈마 분출 때문이며, 0 l/min의 경우에는 플라즈마의 형성이 더욱 격렬하기 때문에 플라즈마의 복사열에 의해 비드폭이 넓어지며, 유량이 증가함에 따라 실드가스에 의한 냉각속도가 증가하기 때문에 이면으로의 플라즈마 형성이 억제되어 이면 비드폭이 점점 감소하는 것으로 생각된다. 또한 20 l/min와 25 l/min의 조건에서는 험핑 비드 형성으로 인해 이면 비드폭이 증가하였다.

따라서 0~5 ℓ/min의 조건에서는 충분한 실드가 이루어지지 않아 이면 비드의 산화가 발생하였으며, 10 ℓ/min의 조건에서는 용융금속의 산화는 일어나지 않았지만, 불균일한 이면비드가 형성되었다. 또한 20 ℓ/min과 25 ℓ/min의 유량을 사용하였을 때에는 이면에 험핑 비드가 형성되었다. 이와 같은 결과를 토대로 비드가 안정되고 결함이 없으며 산화가 발생하지 않는 15 ℓ/min이 최적의 이면실드가스 유량으로 판단된다.



SS400(8 mm <sup>l</sup> ); $P=4$ kW, $I=240$ A, $v=2$ m/min, $f_d=3$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 $\ell$ /min), $G_{sb}=Ar$						
$Q_{gsb}$	0 $\ell$ /min	5 $\ell$ /min	10 $\ell$ /min	15 $\ell$ /min	20 $\ell$ /min	25 $\ell$ /min
Bead						
Front bead appear.						
Back bead appear.						
Cross section						

Fig. 4.22 Front and back bead appearance and cross section of weld with flow rate of back shield gas in SS400 by hybrid welding

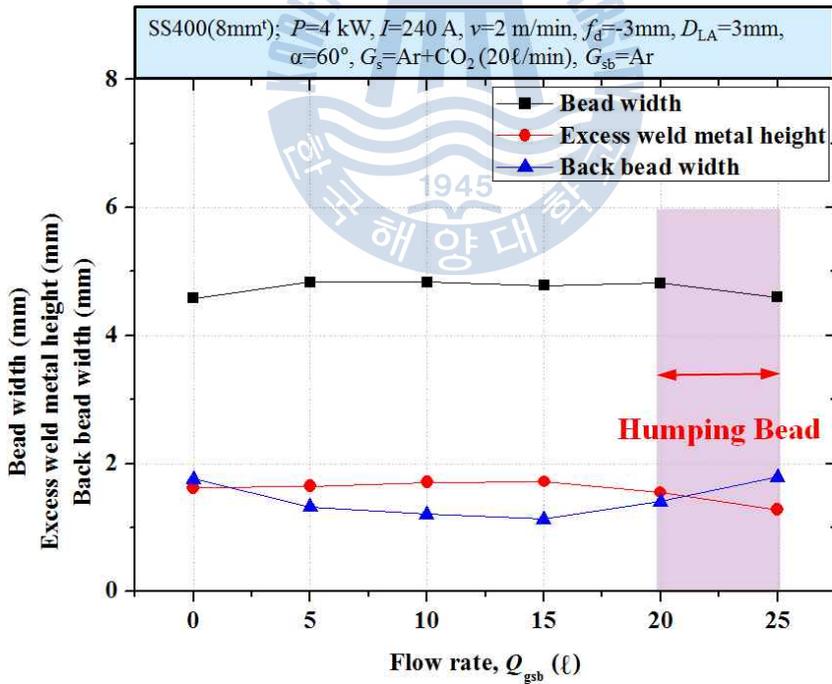


Fig. 4.23 Variation of penetration characteristic with flow rate of back shield gas in SS400 by hybrid welding

### 4.3.3 공정변수에 따른 비드 용접특성

#### (1) 레이저-아크간 거리변화

하이브리드 용접은 아크와 레이저가 피용접재에 동시에 작용하므로, 용접시 아크에 의해 용융된 부분에 레이저가 조사된다. Jing-bo Wang와 NAKATA Kazuhiro에 의하면<sup>(53)</sup>, 레이저와 아크간 거리가 가까운 경우 레이저 에너지가 용적에 흡수되어 모재로 전달되는 에너지양이 감소하며, 너무 먼 경우에는 용융지의 고온부에 레이저가 조사되지 못해 깊은 용입 깊이를 얻지 못한다고 설명하고 있다. 이와 같이 레이저의 조사 위치에 따라 모재로 전달되는 레이저의 에너지가 달라지기 때문에 레이저와 아크간 거리는 용입 특성에 큰 영향을 미친다. 또한 두 열원사이의 거리에 따라 아크와 레이저 간의 상호작용 정도가 달라져 비드안정성에 영향을 미치므로 레이저-아크간 거리는 용입 깊이 및 비드 안정성을 결정하는 중요한 변수 중 하나이다. 그러므로 본 절에서는 레이저와 아크간 거리에 따른 용입 깊이 및 비드 안정성을 조사함으로써 최적의 레이저-아크간 거리를 검토하고자 하였다.

**Fig. 4.24**와 **Fig. 4.26**은 8 mm의 SS400에 대해 용접속도 2 m/min과 3 m/min의 조건에서 전류를 240 A, 300 A로 변화시켰을 때 레이저-아크간 거리( $D_{LA}$ )에 따른 결과를 각각 나타낸다. 비드 외관을 보면, 240 A와 300 A를 사용하였을 때 모두  $D_{LA} = 0 \sim 1$  mm에서 시편 표면에 많은 스파터가 부착되었으며, 비드외관 또한 불안정한 것을 알 수 있다. 용접시 와이어로부터 이탈된 용적은 용융지로 이행하게 되는데, 이와 같이 레이저와 아크 간 거리가 가까운 경우에는 용적의 이행 경로에 레이저가 조사되기 때문에 용적이 레이저빔에 의해 증발되어 비산하므로 다량의 스파터가 발생하게 된다. 이러한 스파터 발생으로 인해 아크가 불안정해 지면서 비드가 불균일하게 형성되는 것으로 생각된다. 또한 다량의 스파터 발생으로 인해 용융지 내의 용융금속양이 부족해져 비드 양쪽 가장자리에 언더컷이 발생하였다.

**Fig. 4.25**의 용입 깊이 변화를 보면, 용접속도 2 m/min의 조건에서는 전류 240 A와 300 A 모두  $D_{LA} = 0 \sim 1$  mm의 조건에서 용입 깊이가 얕은 것을 알 수 있는데, 이는 위에서 설명한 바와 같이 두 열원사이의 거리가 가까워 레이저 빔이

용적에 조사되므로 에너지의 일부가 용적에 흡수되어 모재로 전달되는 에너지의 양이 감소하기 때문에 용입 깊이가 얇은 것으로 생각된다. 가장 깊은 용입은 전류 240 A의 경우  $D_{LA} = 2 \text{ mm}$ , 300 A 조건에서는  $D_{LA} = 4 \text{ mm}$ 에서 나타났으며, 이보다  $D_{LA}$ 가 증가할 경우에는 오히려 용입 깊이가 점점 감소하였다. 이는 아크의 형상은 전류의 세기에 따라 달라지고, 이로 인해 모재의 용융범위에도 차이가 발생하기 때문으로 생각된다. 또한 본 실험에서 사용한 아크 토치의 각도는  $90^\circ$ 가 아니라  $60^\circ$ 로 기울인 형태이기 때문에 전류가 증가함에 따라 용융지의 가장 깊은 부분이 레이저 조사점에서 멀어지게 되고, 이러한 이유로 전류 240 A보다 300 A인 경우에 가장 깊은 용입을 나타내는  $D_{LA}$ 가 멀어지는 것으로 생각된다. 2 m/min의 속도에서 240 A의 전류를 사용한 경우  $D_{LA} = 2 \text{ mm}$ 에서 가장 용입이 깊었지만  $D_{LA} = 1 \text{ mm}$ 에서 급격하게 용입이 감소하였으므로 용입의 큰 변화가 없는  $D_{LA} = 3 \text{ mm}$ 가 더 적합하다고 판단되며, 300 A의 경우 용입은  $D_{LA} = 4 \text{ mm}$ 에서 가장 깊었지만,  $D_{LA} = 5 \text{ mm}$ 에서 급격한 용입 감소로 인해  $D_{LA} = 3 \text{ mm}$ 를 사용하는 것이 더욱 적합하다고 판단된다.

**Fig. 4.27**에 나타낸 3 m/min의 속도에서도  $D_{LA} = 0 \sim 1 \text{ mm}$ 에서 많은 스파터 발생으로 인해 언더컷이 발생하였고, 용입 깊이가 얇았다. 가장 깊은 용입은 240 A의 경우  $D_{LA} = 3 \text{ mm}$ , 300 A의 경우에는  $D_{LA} = 4 \text{ mm}$ 에서 나타났으며, 위의 결과를 통해 동일한 속도에서 전류가 증가할수록 가장 깊은 용입이 나타나는  $D_{LA}$ 가 증가함을 알 수 있다. 또한 동일한 전류 240 A를 사용하였을 때 가장 깊은 용입은 속도 2 m/min에서  $D_{LA} = 2 \text{ mm}$ , 3 m/min에서는  $D_{LA} = 3 \text{ mm}$ 에서 나타났으며, 이를 통해 전류조건이 동일할 때 속도가 빨라질수록 깊은 용입이 나타나는  $D_{LA}$ 가 증가하는 것을 알 수 있다. 이는 아크 진행시 용접 속도가 빨라짐에 따라 아크의 형상이 뒤쪽으로 쳐지게 되어 아크에 의한 용융지의 가장 깊은 부분이 레이저 조사점에서 멀어지기 때문에 속도가 증가할수록 가장 깊은 용입이 나타나는  $D_{LA}$ 가 증가하는 것으로 생각된다. 이러한 결과를 통해 속도 3 m/min에서는 240 A의 경우 가장 용입이 깊었던  $D_{LA} = 3 \text{ mm}$ 를, 그리고 300 A의 경우에는  $D_{LA} = 4 \text{ mm}$ 에서 가장 용입이 깊었지만 5 mm에서 용입의 감소폭이 크기 때문에 3 mm를 사용하는 것이 적합하다고 판단된다.

두께 10 mm의 AH36의 경우에는 두께의 증가로 인해 더 높은 출력 및 전류

를 사용해야한다고 판단되어 레이저 출력 5 kW, 용접전류 360 A의 조건에서 속도를 2 m/min, 2.5 m/min으로 변화시켰을 때 레이저 아크간 거리에 따른 용입 특성을 Fig. 4.28에 나타낸다. 위의 SS400에 대한 실험을 통해  $D_{LA} = 0 \sim 1$  mm의 경우 레이저가 용적에 직접 조사됨으로써 오히려 용입 깊이 면에서 불리하다고 판단되어  $D_{LA} = 2 \sim 5$  mm를 변수로 두어 실험을 실시하였다. 속도 2 m/min과 2.5 m/min을 사용하였을 때 모두  $D_{LA}$ 가 증가함에 따라 용입 깊이가 깊어지는 경향을 나타냈으며,  $D_{LA} = 4$  mm에서 용입이 가장 깊은 것을 알 수 있었다. 이러한 경향은 이전의 SS400에서 전류를 240 A, 300 A로 사용하였을 때보다 전류가 360 A로 더욱 증가함에 따라 아크의 형상이 커지기 때문에 가장 깊은 용입이 나타나는  $D_{LA}$ 가 더 떨어진 것으로 생각된다.

Fig. 4.29는 비드 안정성을 나타낸 것으로, 2 m/min의 속도에서  $D_{LA} = 2$  mm일 때 험핑 비드가 형성되어 비드가 불안정하였으며, 2.5 m/min의 속도에서는  $D_{LA} = 2 \sim 3$  mm에서 험핑 비드가 형성되었다. 이러한 험핑 비드가 형성되는 조건보다  $D_{LA}$ 를 더욱 증가시켰을 때, 비드가 점점 안정화되는 것을 확인할 수 있었는데, 이는 빠른 용접속도로 인해 아크가 레이저 조사점 쪽으로 치우치게 되고, 이때 레이저에 의해 발생한 플라즈마의 높은 압력이 아크 플라즈마에 영향을 미치게 되어 아크가 불안정해져 험핑 비드가 형성되는 것으로 생각된다. 이를 근거로 속도 2 m/min과 2.5 m/min을 비교해보면, 속도 2.5 m/min의 경우 빠른 속도로 인해 아크의 치우침 현상이 더욱 커져 레이저에 의해 발생한 플라즈마 압력에 영향을 받기 쉽기 때문에 2 m/min의 경우보다 더욱  $D_{LA}$ 를 멀리하여야 안정되고 미려한 비드가 형성되는 것을 확인할 수 있다.

이러한 결과를 통해 레이저-아크간 거리는 용입 깊이뿐만 아니라 비드안정성에 영향을 미치는 것을 알 수 있으며, 속도 2~3 m/min의 조건에서 240~300 A를 사용하였을 때  $D_{LA} = 3$  mm가 적합하다고 판단된다. 또한 이보다 높은 360 A 이상의 전류를 사용하였을 때에는  $D_{LA}$ 를 4 mm이상으로 설정하여야 미려한 비드와 최대 용입 깊이를 얻을 수 있을 것으로 판단된다.

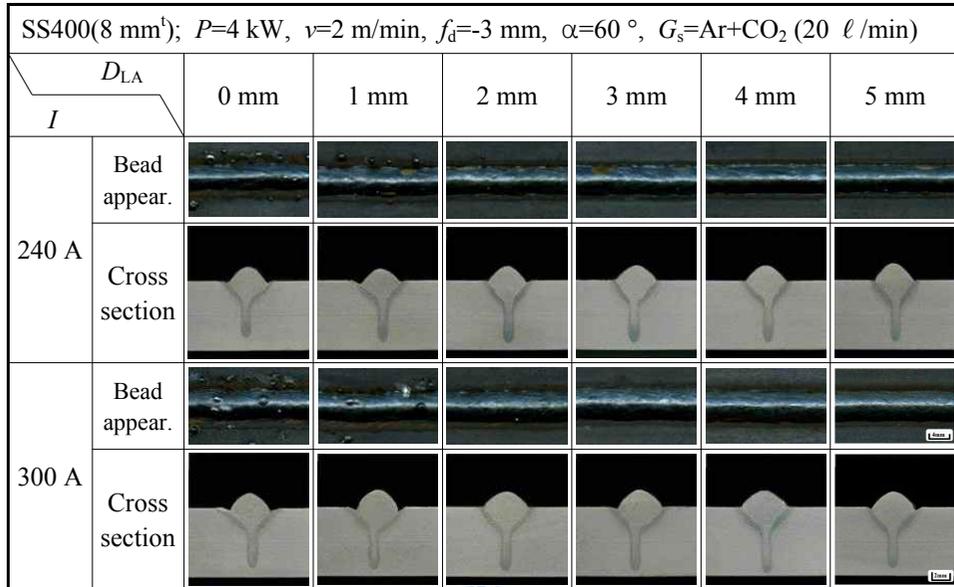


Fig. 4.24 Bead appearance and cross section of weld with  $D_{LA}$  in SS400 by hybrid welding ( $v=2$  m/min)

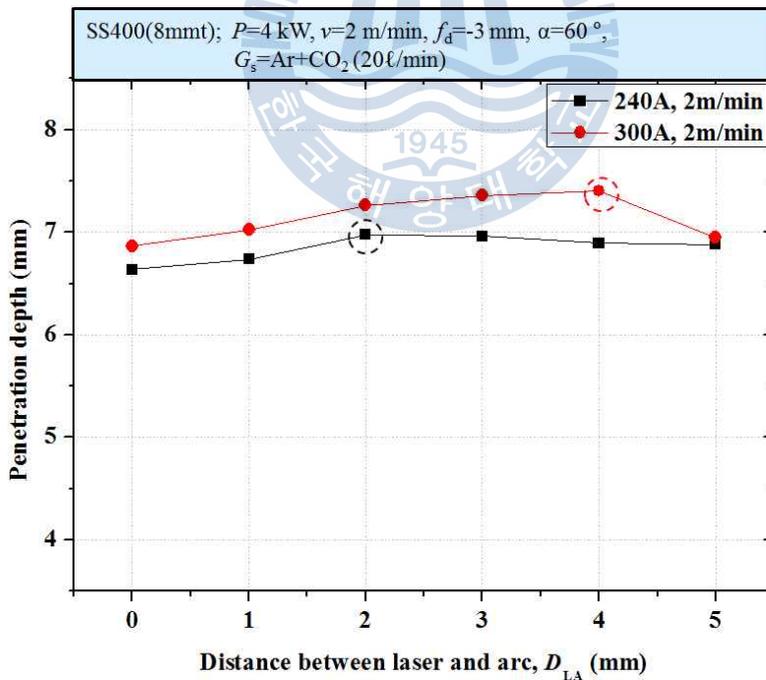


Fig. 4.25 Variation of penetration characteristic with  $D_{LA}$  in SS400 by hybrid welding( $v=2$  m/min)

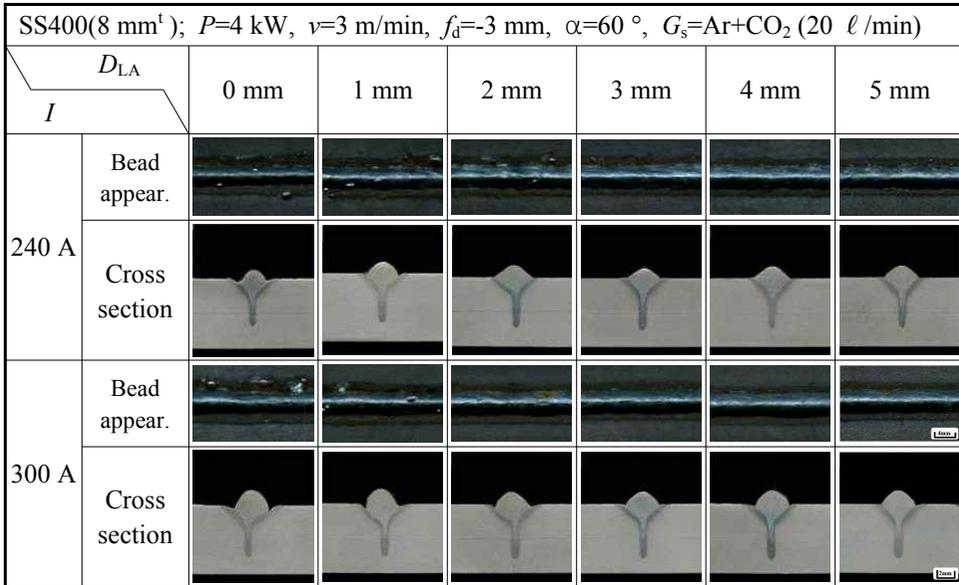


Fig. 4.26 Bead appearance and cross section of weld with  $D_{LA}$  in SS400 by hybrid welding( $v=3$  m/min)

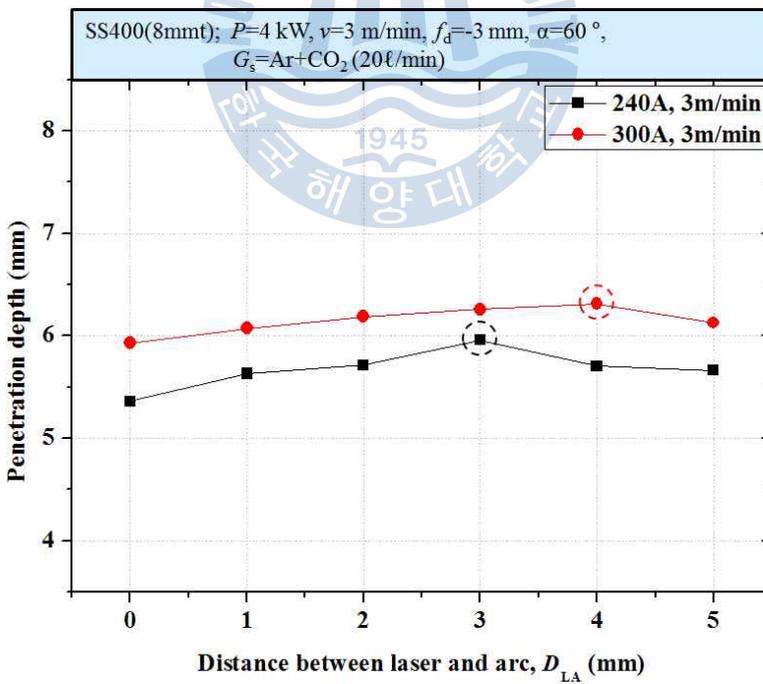


Fig. 4.27 Variation of penetration characteristic with  $D_{LA}$  in SS400 by hybrid welding( $v=3$  m/min)

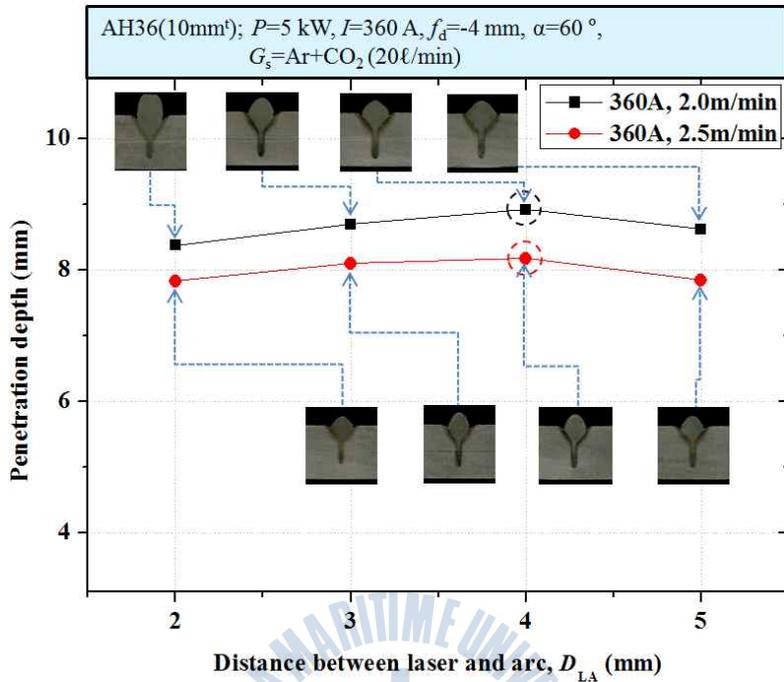


Fig. 4.28 Variation of penetration characteristic with  $D_{LA}$  in AH36 by hybrid welding

AH36(10 mm<sup>t</sup>);  $P=5$  kW,  $I=360$  A,  $f_d=-4$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  
 $G_s=Ar+CO_2$  (20  $\ell$ /min)

$v$	$D_{LA}$	Bead appearance
2.0 m/min	2 mm	
	3 mm	
	4 mm	
	5 mm	
2.5 m/min	2 mm	
	3 mm	
	4 mm	
	5 mm	

Fig. 4.29 Appearance of humping bead with  $D_{LA}$  in AH36 by hybrid welding

## (2) 용접전압 변화

용접 전압( $V$ )은 와이어 끝단과 모재간의 전압으로서 아크 길이(%)와 비례하므로 일정한 전류조건에서 전압이 증가하면 아크 길이가 증가하고, 전압이 감소하면 아크길이 역시 감소한다. 이러한 아크 길이는 아크의 에너지 밀도와 관련이 있기 때문에 하이브리드 용접시 동일한 출력 및 전류를 사용하더라도 아크 전압을 변화시킴으로써 용입 특성 및 비드형상을 조절할 수 있으므로 중요한 변수 중 하나라고 할 수 있다.

**Fig. 4.30**은 비드 용접시 두께 8 mm의 SS400에 대해 출력 4 kW, 전류 240 A, 속도 2 m/min의 조건에서 아크 전압을 -15~+15%로 변화시켰을 때의 비드형상 및 단면형상을 나타내며, **Fig. 4.31**은 각 조건에서의 용입 특성을 나타낸다. 용입 특성을 살펴보면 용접전압이 점점 증가할수록 비드폭은 증가하고, 용입 깊이는 감소하는 경향을 나타낸다. 이는 아크 플라즈마는 호의 형상을 나타내므로 용접전압이 증가하여 아크길이가 길어지게 되면 모재표면에 아크가 넓은 범위로 작용하기 때문에 비드폭은 넓어지게 되고, 동시에 에너지 밀도는 감소하기 때문에 동일한 레이저 출력 조건에서 용입 깊이가 얕아지는 것으로 생각된다. 비드외관을 보면 전체적으로 미려한 비드를 형성하였지만, +15%의 경우에는 2 m/min의 빠른 용접속도 조건에서 너무 긴 아크 길이로 인해 아크가 불안정해져 불균일한 비드가 형성되었다.

반대로 용접전압이 점점 감소할 때에 -5%의 경우 0%에 비해 용입 깊이가 약 0.4 mm만큼 증가하는 반면, 그 이하로 감소할 때에는 오히려 용입 깊이는 점점 얕아졌으며, 전체적으로 용접전압이 감소할수록 비드폭은 감소하는 경향을 나타내었다. 이는 용접전압의 감소로 인해 아크 길이가 짧아짐에 따라 모재에 작용하는 아크의 단위면적당 에너지 밀도가 높아지기 때문에 -5%의 조건에서 용입 깊이가 증가하고 비드폭은 감소하는 것으로 생각된다. 반면 -10~-15%의 조건은 -5%보다 더 높은 에너지 밀도를 가지지만 너무 짧은 아크 길이로 인해 성장된 용적이 용융풀과 접촉하기 쉬워져 순간적인 단락현상이 발생하게 된다. 이러한 순간 단락은 급격한 전류상승을 동반하여 용적을 급격히 가열시키고 이로 인해 용적이 폭발적으로 분산되면서 심한 스파터가 발생하기 때문에 너무 짧은 아크길이 조건에서는 오히려 아크가 불안정해져 용입이 감소하

는 것으로 생각되며, 실제 -10~-15%의 조건에서 다량의 스파터가 발생하였다.

위의 결과를 종합하여 볼 때, 아크 길이는 비드 안정성 및 용입 특성에 영향을 미치며, 용접전압이 증가하는 경우 아크 길이 또한 증가하여 비드폭이 증가하고 용입 깊이가 얕아지며, 용접전압이 너무 클 때에는 오히려 아크가 불안정해져 불균일한 비드가 형성되는 것을 알 수 있다. 반대로 용접전압을 감소시켰을 때에는 단위면적당 에너지 밀도 증가로 인해 용입 깊이가 증가하고 비드폭은 감소하는 경향을 나타내었지만, 과도하게 낮은 용접전압에서는 용적과 용융풀 사이에 순간적인 단락이 발생하여 다수의 스파터가 발생하고 용입 깊이는 감소하였다. 따라서 용적이행이 안정적으로 이루어지기 위해서는 용적이 완전히 이탈될 수 있을 정도의 아크 길이를 유지하는 것이 필수적이라고 판단된다. 또한 아크 길이 조절을 통해 맞대기 용접시 갭이 존재할 경우 아크 길이를 증가시킴으로써 용융폭을 넓게 하여 갭 브릿지 능력을 향상시키고, 갭이 존재하지 않을 경우에는 용접전압을 감소시켜 동일 출력 및 전류로 더욱 깊고 좁은 용접부를 얻을 수 있을 것으로 생각된다.



SS400(8 mm <sup>t</sup> ); $P=4$ kW, $I=240$ A, $v=2$ m/min, $f_d=4$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 $\ell$ /min)					
$V$ (%)	Bead appearance	Cross section	$V$ (%)	Bead appearance	Cross section
21.42 V (-15 %)			26.46 V (+5 %)		
22.68 V (-10 %)			27.72 V (+10 %)		
23.94 V (-5 %)			28.98 V (+15 %)		
25.2 V (0 %)			X		

Fig. 4.30 Bead appearance and cross section of weld with welding voltage in SS400 by hybrid welding

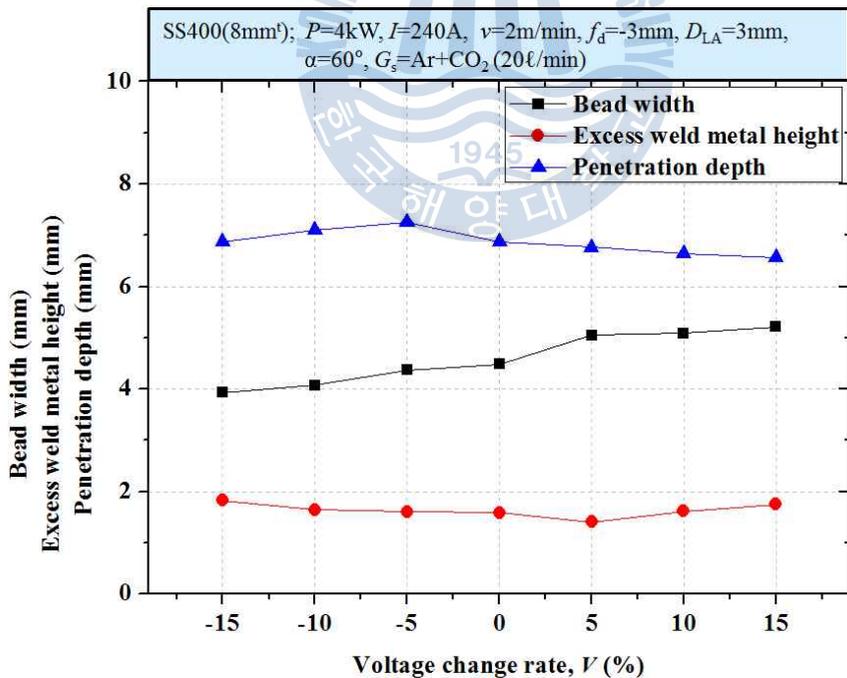


Fig. 4.31 Variation of penetration characteristic with welding voltage in SS400 by hybrid welding

### (3) 펄스형상 변화

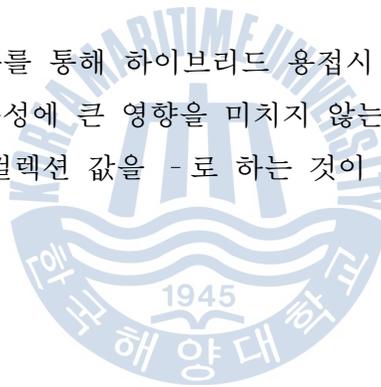
기존의 스탠다드 용접은 연속적인 용접전류 형태를 가진다면, 펄스 용접은 파형의 제어가 가능하고 피크 전류와 베이스 전류로 구성된 펄스 파형을 반복하면서 아크 용접을 행한다. 일반적으로 아크 용접시 이러한 펄스 파형을 조절함으로써 더욱 더 깊은 용입을 얻거나 입열량을 조절하여 결함을 방지할 수 있다. 따라서 본 실험에서는 하이브리드 용접시 아크의 매개변수인 펄스컬렉션 기능을 사용하여 펄스 파형에 따른 용입 특성을 파악하기 위해 SS400에 대해 비드용접을 실시하였다.

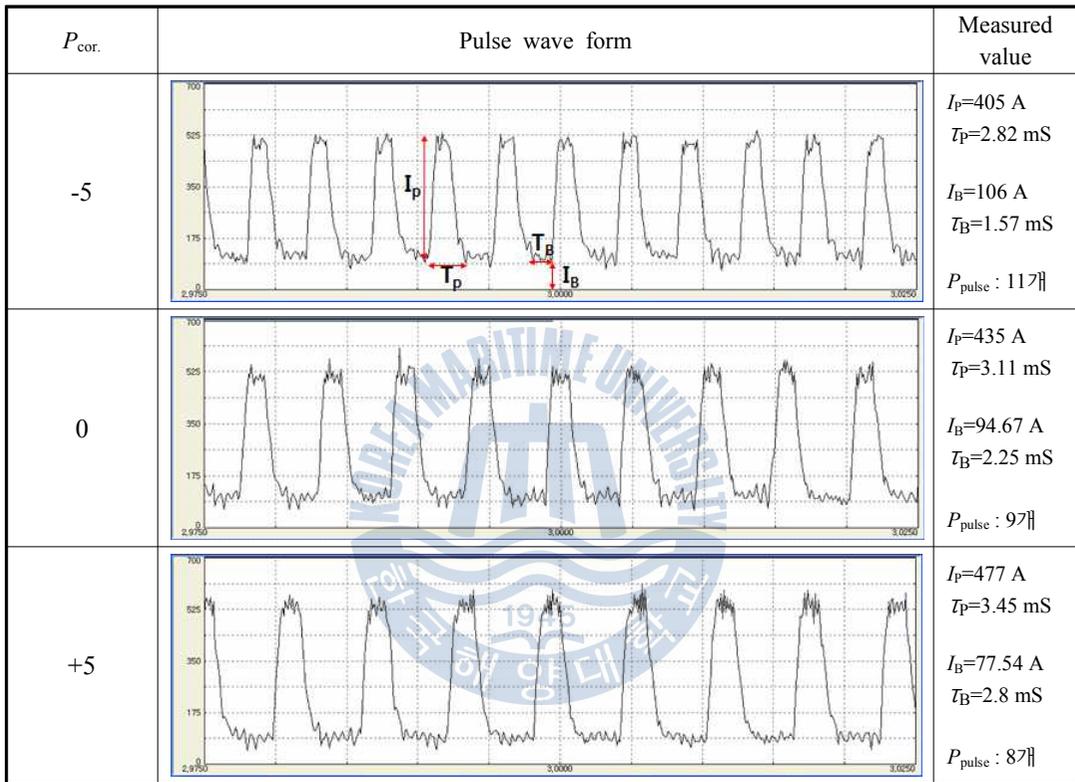
**Fig. 4.32**는 펄스컬렉션( $P_{cor.}$ ) 기능을 사용하였을 때 시간에 따른 전류 파형 측정 그래프를 나타내며, 전류 파형 측정 그래프의 비교는  $P_{cor.} = -5, 0, +5$ 의 조건에 대해 2.975~3.025 s 사이의 시간범위에서 실시하였다. 측정은 **Fig. 4.32**와 같이 피크전류( $I_p$ ), 베이스전류( $I_B$ ), 피크전류 지속시간( $\tau_p$ ), 베이스전류 지속시간( $\tau_B$ ) 및 펄스 수에 대해 실시하였으며, 이때의 측정은 4개의 펄스파형의 평균값으로 계산하였다. 측정 결과,  $P_{cor.} = 0$ 의 조건에서는  $I_p = 435$  A,  $\tau_p = 3.11$  ms,  $I_B = 94.67$  A,  $\tau_B = 2.25$  mS이었으며, 9개의 펄스가 존재하였다.  $P_{cor.} = -5$ 의 조건에서는  $I_p = 405$  A,  $\tau_p = 2.82$  mS,  $I_B = 106$  A,  $\tau_B = 1.57$  mS이었으며, 11개의 펄스가 존재하였다.  $P_{cor.} = +5$ 의 조건에서는  $I_p = 477$  A,  $\tau_p = 3.45$  mS,  $I_B = 77.54$  A,  $\tau_B = 2.8$  mS이었으며, 8개의 펄스가 존재하였다.  $P_{cor.} = 0$ 을 기준으로  $P_{cor.} = -5$ 의 경우, 피크전류는 낮아지고 피크전류 지속시간 및 베이스전류 지속시간이 짧아지는 반면, 베이스전류가 증가하고, 펄스수도 2개만큼 증가하였다.  $P_{cor.} = +5$ 의 경우에는  $P_{cor.} = 0$ 과 비교하여 피크전류는 낮아지고 피크전류 지속시간 및 베이스전류 지속시간이 증가하는 반면, 베이스전류가 감소하였고, 펄스 수는 1개만큼 감소하였다. 따라서 이러한 경향을 통해 펄스컬렉션을 -로 변화시킬 경우, 펄스 수는 많아지고 피크전류 및 피크전류 지속시간과 베이스전류 지속시간이 감소하는 반면, 베이스전류는 증가하는 것을 알 수 있으며, 펄스컬렉션을 +로 변화시킬 경우에는 -와 반대로 펄스 수는 적어지고 피크전류 및 피크전류 지속시간과 베이스전류 지속시간이 증가하나 베이스전류는 감소하는 것을 알 수 있다.

**Fig. 4.33**은  $P_{cor.}$ 을 -5~+5로 1씩 변화시켰을 때 비드외관 및 단면형상을 나타내며, **Fig. 4.34**는 각 조건에서의 용입 특성을 나타낸다. 우선 위에서 파형을

측정한  $P_{cor.} = -5, 0, +5$ 의 조건을 비교해보면  $P_{cor.} = -5$ 의 경우  $P_{cor.} = 0$ 보다 용입 깊이는 다소 증가하지만, 비드폭 및 덧살 높이의 변화는 크지 않았다. 반면  $P_{cor.} = +5$ 의 경우에는  $P_{cor.} = 0$ 보다 덧살 높이 및 용입 깊이는 감소하였지만, 비드폭은 증가하는 경향을 나타내었다. 하지만 이 이외의 구간에서는 뚜렷한 용입 특성의 차이를 나타내지 않았다. 비드 외관을 살펴보면, +의 펄스컬렉션 구간에서는 비드 표면이 불균일하였지만, - 구간에서는 미려하고 안정적인 비드가 형성된 것을 확인할 수 있다. 이는 - 구간에서 +구간보다 동일한 시간에 작용하는 펄스수가 많기 때문에 좀 더 용융금속의 응고시간을 느리게 하여 비드를 안정화시키기 때문으로 사료된다.  $P_{cor.} = -3 \sim +3$ 의 구간에서 용입특성에 큰 변화가 없는 이유는 하이브리드 용접시 용접속도가 일반 아크용접에 비해 빠르기 때문에  $P_{cor.} = -3 \sim +3$  조건에서의 펄스 파형이 용입 특성에 미치는 영향이 적은 것으로 생각된다.

따라서 이와 같은 결과를 통해 하이브리드 용접시 빠른 용접속도로 인해 펄스컬렉션 변수는 용입 특성에 큰 영향을 미치지 않는 것을 알 수 있지만, 비드 안정성 측면에서는 펄스컬렉션 값을 -로 하는 것이 더욱 효과적이라고 판단된다.





**Fig. 4.32** Pulse wave form and value with pulse correction in SS400 by hybrid welding

SS400(8 mm <sup>t</sup> ); $P=4$ kW, $I=240$ A, $v=2$ m/min, $D_{LA}=3$ mm, $f_d=-3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s = \text{Ar}+\text{CO}_2$ (20 l/min)					
$P_{cor.}$	-5	-3	-2	-1	0
Bead					
Bead appearance					
Cross section					
$P_{cor.}$	+5	+3	+2	+1	X
Bead					
Bead appearance					
Cross section					

Fig. 4.33 Photographs of bead appearance and cross section with pulse correction in SS400 by hybrid welding

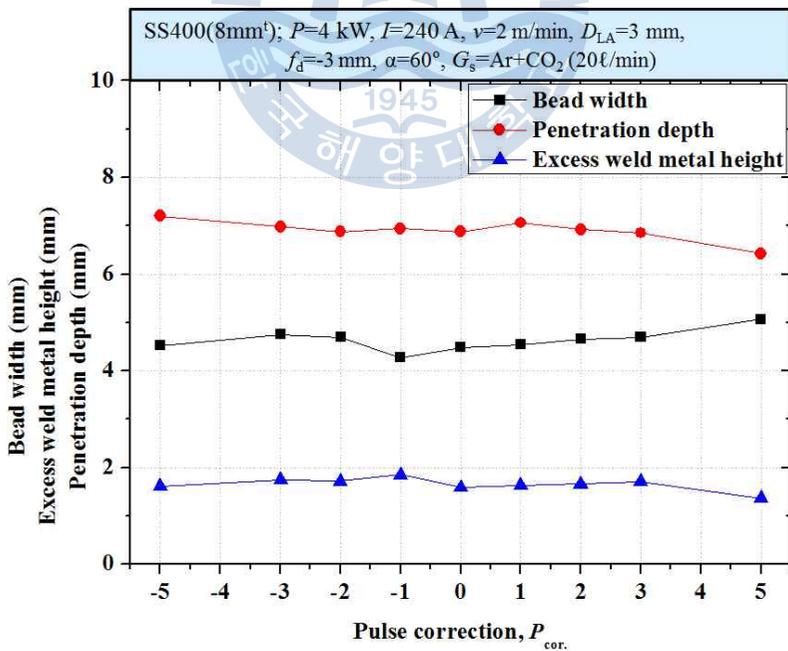


Fig. 4.34 Variation of penetration characteristic with pulse correction in SS400 by hybrid welding

#### (4) 레이저 출력 변화

두께 8 mm의 SS400에 대해 하이브리드 용접시 적정 출력을 파악하기 위해 전류 240 A, 용접속도 2 m/min의 조건에서 레이저 출력( $P$ )을 1~6 kW까지 1 kW 간격으로 변화시켜 비드용접을 진행하였다.

**Fig. 4.35**는 레이저 출력 변화에 따른 비드외관 및 횡단면을 나타낸 것으로, 1~2 kW의 출력에서는 불안정한 용접부가 형성된 것을 관찰할 수 있다. 이는 Ming Gao의 보고에 의해 설명할 수 있는데, Ming Gao 등은<sup>(20)</sup> 아크 용접을 사용하여 마그네슘을 용접하는 경우 불안정한 아크로 인해 비드 형상이 균일하지 못하였지만, 레이저와 아크를 결합한 하이브리드 용접을 사용하였을 때에는 레이저유기 플라즈마와 아크 간에 전기적 채널이 형성되어 아크를 안정화시키기 때문에 미려한 비드가 형성된다고 설명하였다. 이를 근거로 1~2 kW의 출력을 사용하였을 때에는 2 m/min으로 빠른 용접속도에서 키홀이 깊게 형성되지 못한다. 즉, 재료의 증발이 적게 일어나기 때문에 증발해 올라오는 중성원자도 적을 뿐더러 낮은 레이저 출력으로 인해 중성원자의 플라즈마화가 적게 일어나게 된다. 따라서 레이저 유기 플라즈마가 약하게 형성되어 아크와의 전기적 채널이 강하게 형성되지 못하므로 아크가 불안정해져 불균일한 용접부가 형성된다고 생각된다. 반면, 3~6 kW의 출력에서는 키홀이 명확하게 나타나며 용입 깊이도 깊게 형성되는 것을 확인할 수 있다. 이는 중성원자의 증발이 격렬하게 일어나고 동시에 높은 출력의 레이저에 의해 플라즈마가 더욱 격렬하게 형성되기 때문에 아크와 플라즈마간의 전기적 채널이 강하게 형성되어 점점 용접부가 안정화되는 것으로 생각된다. 5 kW의 출력에서는 이면비드에 험핑이 발생한 것을 확인할 수 있으며, 출력이 6 kW로 증가함에 따라 험핑 없는 안정적인 이면 비드가 형성되었다.

**Fig. 4.36**의 용입 특성을 살펴보면 1~2 kW의 출력에서는 불안정한 아크로 인해 비드폭의 변화는 뚜렷한 경향을 나타내지 않았지만, 출력이 증가함에 따라 아크가 안정해져 비드폭도 증가하는 경향을 나타내었다. 하지만 5 kW의 조건에서는 상부의 용융금속이 이면비드 쪽으로 흘러내려 용융금속 양이 부족하기 때문에 비드폭은 감소하는 경향을 나타내었다. 용입 깊이는 출력이 증가함에 따라 레이저의 에너지 밀도가 높아지기 때문에 용입 깊이가 비례적으로 증가하는

경향을 나타내었으며, 5 kW와 6 kW에서 관통용접이 이루어지는 것을 확인할 수 있다.

위의 결과를 통해 두께 8 mm의 SS400에 대해 하이브리드 용접을 실시한 경우, 1~2 kW로 낮은 출력에서 불안정한 용접부가 형성되었다. 출력을 점점 증가시킴에 따라 용접부가 안정되는 것을 확인하였으며, 5~6 kW의 출력에서 관통용접이 이루어지는 것을 확인할 수 있었다. 그러나 5 kW의 출력에서는 비록 관통용접이 이루어지긴 했지만 이면에 험핑 비드가 발생하면서 불안정한 형상을 나타내었다. 출력을 6 kW로 증가시킴에 따라 이러한 험핑 비드가 나타나지 않고 전면 및 이면비드가 균일하게 형성되었다. 따라서 두께 8 mm의 경우 관통용접이 이루어졌던 5~6 kW의 출력이 적정 출력으로 생각되어 실험에 적용하였으며, 두께 10 mm의 경우에는 6 kW의 출력을 사용하여 실험을 실시하였다.



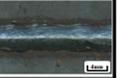
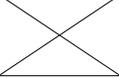
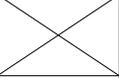
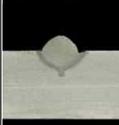
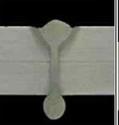
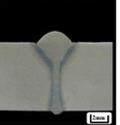
SS400(8 mm <sup>t</sup> ); $I=240$ A, $v=2$ m/min, $f_d=3$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 $\ell$ /min), $G_{sb}=Ar$ (15 $\ell$ /min)						
$P$	1 kW	2 kW	3 kW	4 kW	5 kW	6 kW
Front bead appear.						
Back bead appear.						
Cross section						

Fig. 4.35 Front and back bead appearance and cross section of weld with laser power in SS400 by hybrid welding

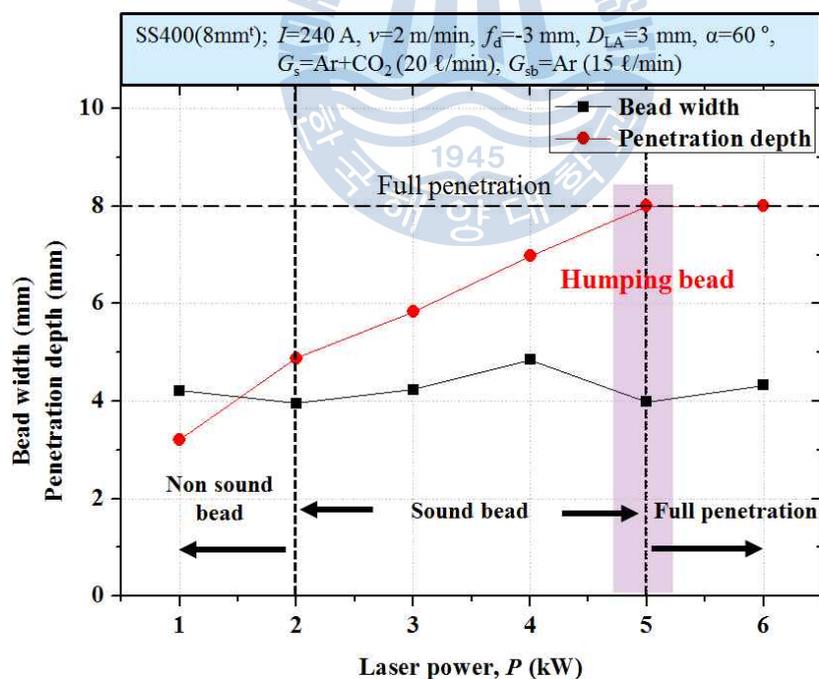
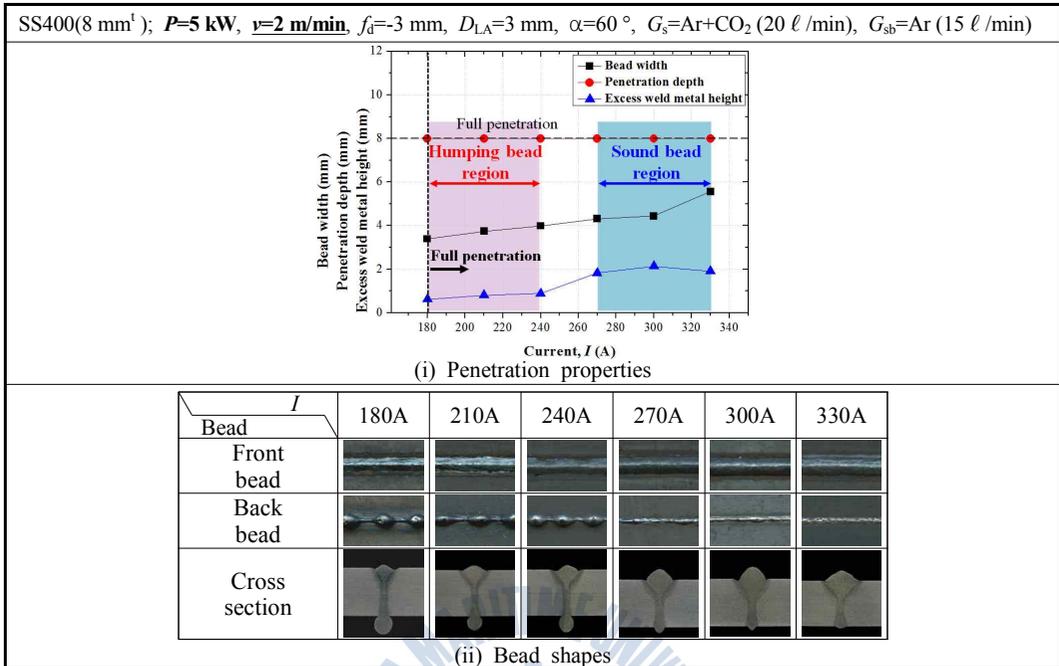


Fig. 4.36 Variation of penetration characteristic with laser power in SS400 by hybrid welding

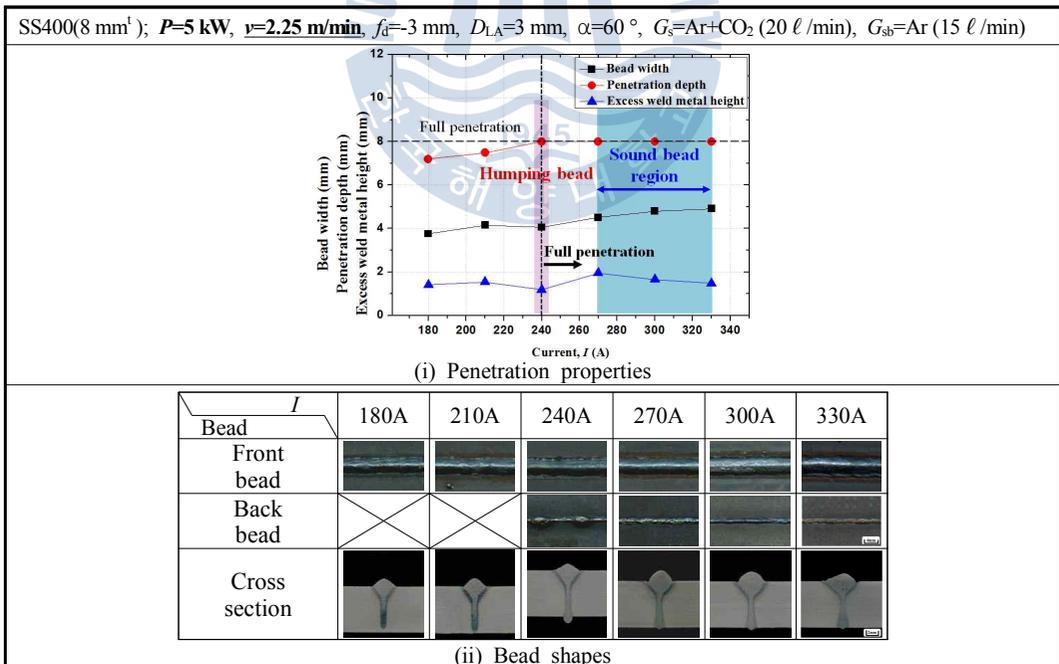
### (5) 용접전류 및 용접속도 변화

두께 8 mm의 SS400에 대해 하이브리드 용접시 용접전류( $I$ ) 및 속도( $v$ ) 변화에 따른 용접성을 파악하기 위해 실험을 실시하였으며, 이전의 레이저 출력변화 실험에서 관통용접이 이루어졌던 5 kW와 6 kW의 출력을 사용하여 용접전류 및 속도를 변화하면서 비드용접을 행하였다.

**Fig. 4.37**은 5 kW의 출력조건에서 용접 전류를 180~330 A까지 30 A 간격으로, 용접속도를 2~3 m/min까지 0.25 m/min간격으로 변화시켰을 때 비드외관 및 단면 그리고 용입 특성을 나타낸다. 횡단면을 보면 2.0 m/min의 속도에서는 모든 전류 범위에서 관통용접이 이루어진 것을 확인 할 수 있고, 2.25 m/min의 속도에서는 240 A부터 관통용접이 이루어졌으며, 2.5 m/min이상의 속도에서는 모든 전류범위에서 관통용접이 이루어지지 않았다. 이는 속도가 빨라질수록 단위시간당 입열량이 감소하기 때문에 관통용접에 필요한 전류의 세기가 점점 증가하는 것으로 생각된다. 또한 관통용접이 이루어져 미려한 비드가 형성되는 조건 바로 이전의 전류조건에서 이면에 험핑 비드가 발생하는 것을 확인할 수 있으며, 험핑 비드의 형성 구간을 살펴보면, 속도 2 m/min의 조건에서는 180 A, 2.25 m/min에서는 240 A에서 발생하였다. 일반적으로 험핑 비드는 과도한 입열로 인해 상부쪽의 용융 금속이 아래쪽으로 흘러내리면서 발생하지만, 본 실험에서는 오히려 입열이 적은 경우에 발생하였다. 따라서 이러한 험핑 비드에 대해 파악하기 위해 출력 5 kW, 속도 2.0 m/min의 조건에서 180 A와 210 A 사용시 발생한 험핑 비드에 대해 횡단면 및 종단면 그리고 미세조직 관찰을 실시하였으며, 그 결과를 **Fig. 4.38**에 나타낸다. 180 A와 210 A의 횡단면 및 종단면을 통해 용접부 하부에 용융금속이 둥근 형태로 뭉쳐있는 부분과 그렇지 않은 부분 모두 관통용접이 이루어졌으며, 210 A의 경우 180 A의 경우보다 험핑 비드의 크기가 더욱 작고 발생 간격이 더 넓은 것을 확인할 수 있다. 이를 통해 더 낮은 전류를 사용한 경우에 용착 금속의 양이 상대적으로 적음에도 불구하고 아래로 처지는 용융금속의 양이 더욱 많은 것을 알 수 있다. 험핑 부분에 대해 미세조직을 관찰한 결과, 두 조건 모두 덴드라이트 성장을 나타내었다. 이러한 험핑 비드 발생은 이면비드로의 플라즈마 형성이 균일하게 일어나지 못해 스패터에 의해 비산되는 용융금속의 양이 일정하지 않고 주기적으로 변동하기 때문에 형성되는 것으로 생각된다<sup>(54)</sup>.



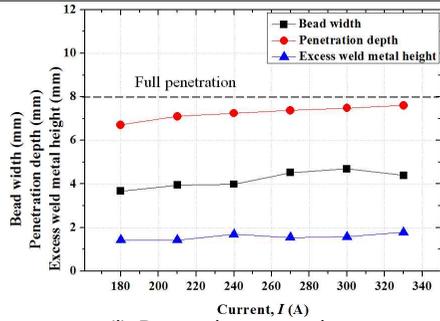
(a)  $v=2$  m/min



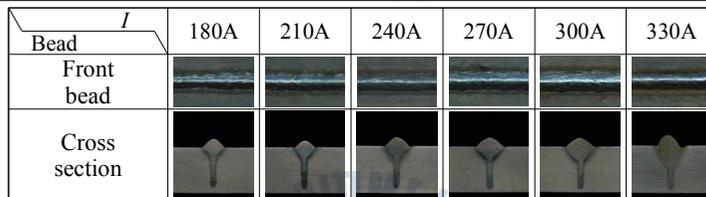
(b)  $v=2.25$  m/min

Fig. 4.37 Penetration properties and bead shape in SS400 during bead welding ( $P=5$  kW)

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=5$  kW,  $v=2.5$  m/min,  $f_d=-3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



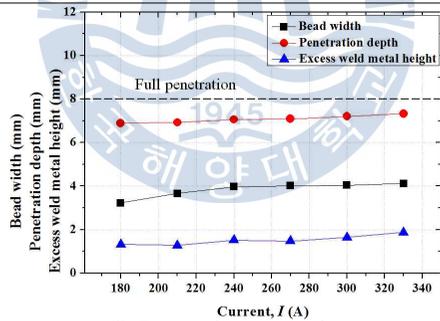
(i) Penetration properties



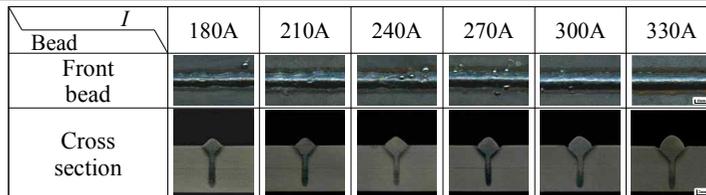
(ii) Bead shapes

(c)  $v=2.5$  m/min

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=5$  kW,  $v=2.75$  m/min,  $f_d=-3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



(i) Penetration properties

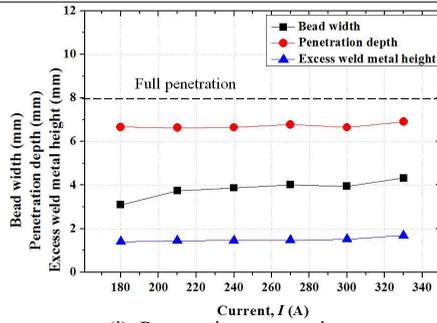


(ii) Bead shapes

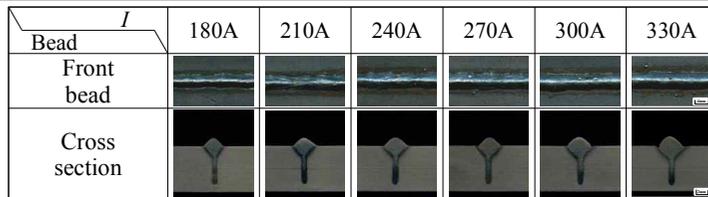
(d)  $v=2.75$  m/min

Fig. 4.37 To be continued

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=5$  kW,  $v=3$  m/min,  $f_d=-3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



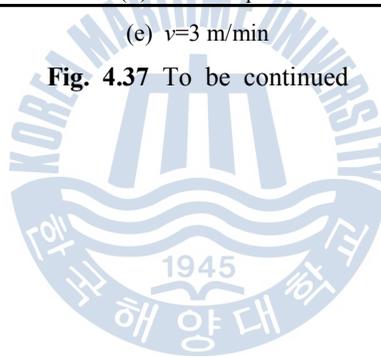
(i) Penetration properties

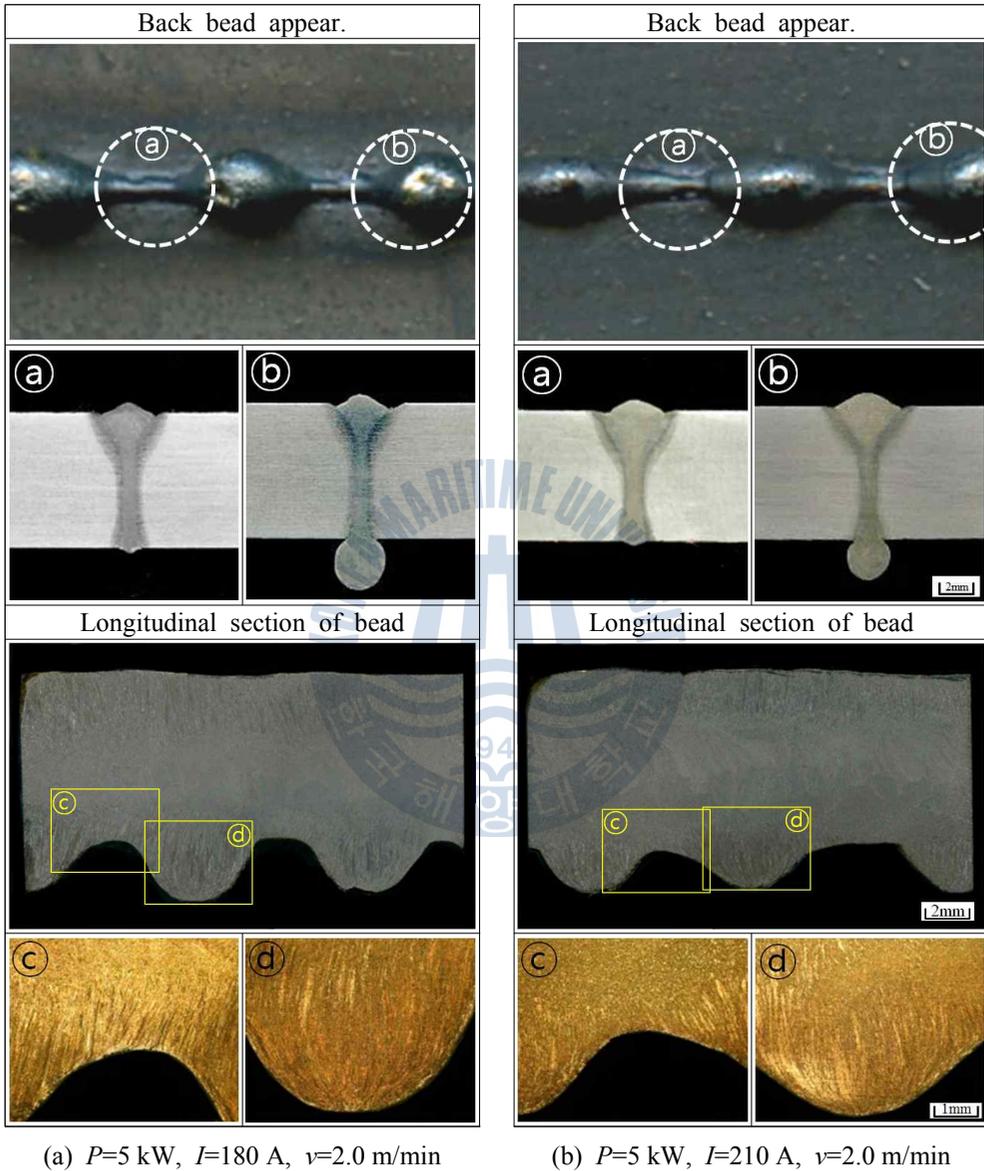


(ii) Bead shapes

(e)  $v=3$  m/min

Fig. 4.37 To be continued

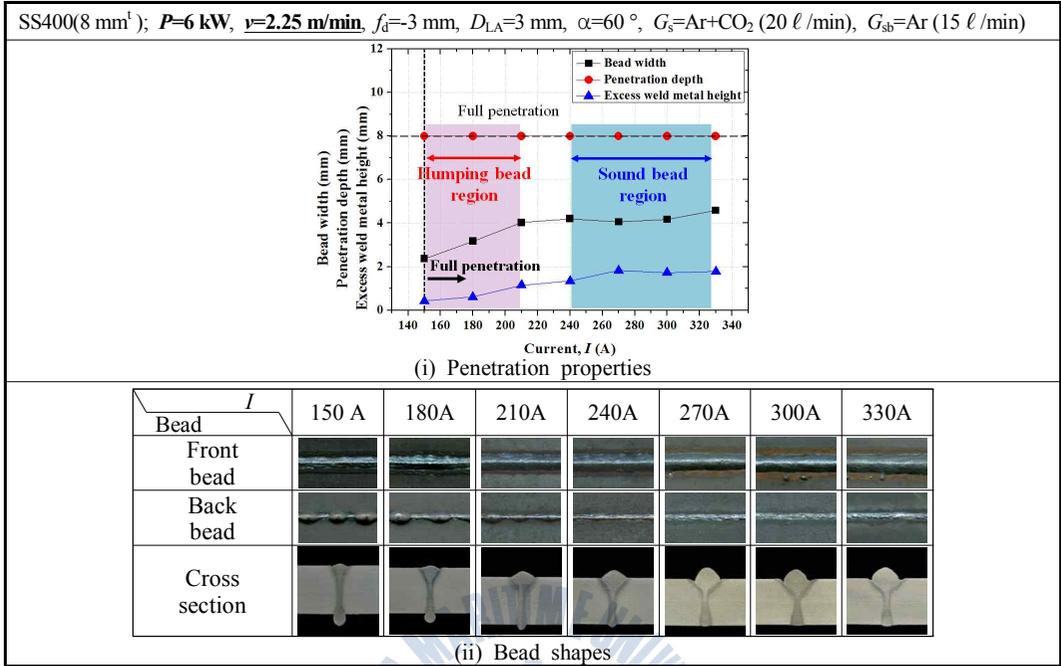




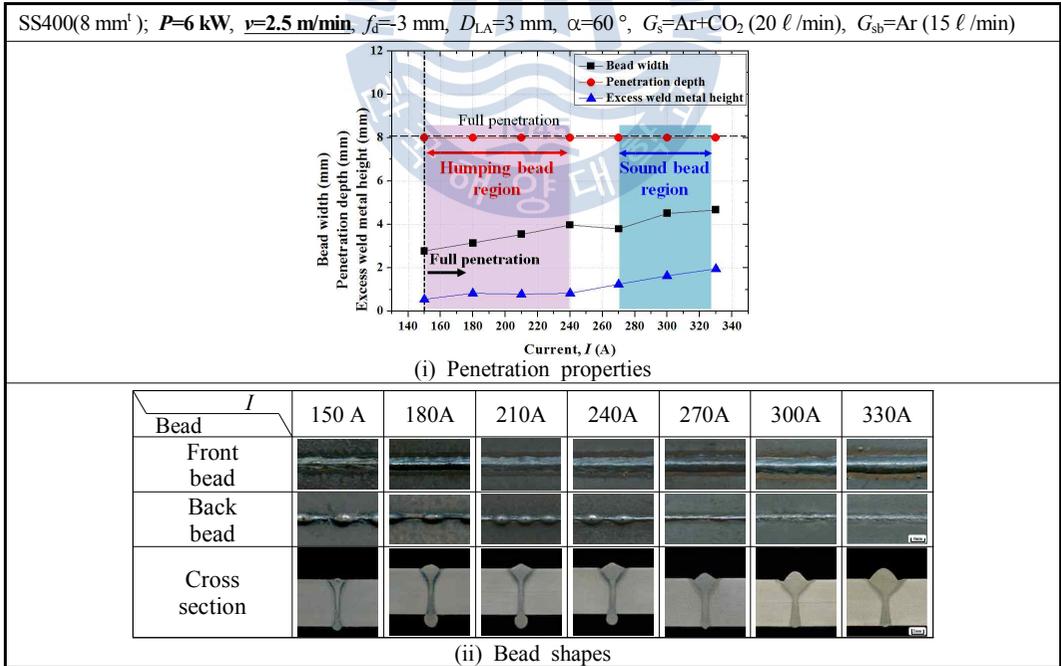
**Fig. 4.38** Back bead appearance and cross section and longitudinal section of humping bead with welding current of SS400 by hybrid welding

Fig. 4.39는 6 kW의 출력조건에서 전류 및 속도 변화에 따른 비드외관 및 단면 그리고 용입 특성을 나타낸다. 관통용접이 이루어지는 구간을 보면 2.25 ~ 2.5 m/min의 속도에서는 모든 전류범위에서 관통용접이 이루어졌고, 2.75 m/min의 속도의 경우에는 210 ~ 330 A에서 관통용접이 이루어졌다. 이보다 빠른 속도인 3.0 m/min의 속도에서는 270 A이상에서 관통용접이 이루어졌다. 관통용접이 이루어진 구간에 대해 5 kW와 비교했을 때 더 빠른 속도 및 낮은 전류에서 관통용접이 이루어지는 것을 확인할 수 있었으며, 이는 6 kW의 경우 더 높은 출력으로 인해 에너지 밀도가 더 높기 때문에 동일한 속도 조건에서 5 kW에 비해 더 깊은 용입 깊이를 형성하기 때문으로 생각된다. 험핑 비드가 형성되는 구간을 보면 2.25 m/min의 속도에서는 150 ~ 210 A, 2.5 m/min의 속도는 150 ~ 240 A, 2.75 m/min의 속도에서는 210 ~ 270 A 그리고 3.0 m/min의 속도에서는 270 ~ 300 A의 전류범위에서 험핑 비드가 발생하였다. 이를 통해 동일한 전류 조건에서 속도가 빨라질수록 험핑 비드가 더욱 심한 것을 알 수 있으며, 동일한 속도에서 전류가 증가할수록 험핑 비드가 점점 안정화 되는 것을 확인할 수 있다. 따라서 이와 같은 결과를 통해 험핑 비드는 전류의 감소 및 속도가 증가함에 따라 입열량 저하로 인해 이면비드에 키홀이 일정하게 형성되지 못하게 되면서 이면비드에서의 증발 반발력에 의한 스파터 발생량의 차이가 발생하기 때문에 형성됨을 알 수 있다. 스파터가 다량 발생하는 부분에서는 이면비드의 용융금속의 양이 적고, 스파터가 적게 발생하는 부분에서는 이면 비드에 존재하는 용융금속의 양이 많아지기 때문에 이면비드의 용융금속 양이 일정하지 않고 주기적으로 변동하게 되므로 일정한 주기를 가진 험핑 비드가 발생하게 된다<sup>(53)</sup>. 이러한 험핑 비드는 출력 및 전류 증가 혹은 용접 속도를 감소시킴으로써 키홀이 일정하고 깊게 형성되면 점차 감소하는 것을 확인할 수 있다.

따라서 이러한 비드용접 결과를 통해, 각 출력별로 관통용접이 이루어지는 전류 및 속도 범위에 대해 알 수 있었다. 또한 관통 용접시 미려한 비드가 형성되기 이전의 조건에서 이면에 험핑 비드가 형성되는 것을 확인할 수 있으며, 출력 및 전류를 증가시키거나 속도를 감소시켜 입열량을 증가시킴으로써 험핑 비드의 억제가 가능한 것을 알 수 있다.



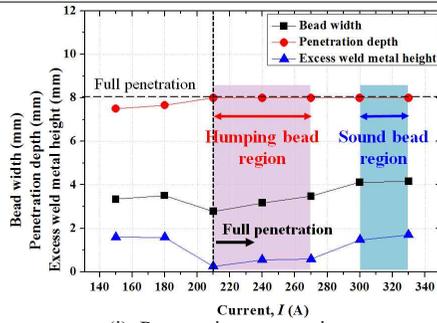
(a)  $v=2.25$  m/min



(b) Welding speed : 2.5 m/min

Fig. 4.39 Penetration properties and bead shape in SS400 during bead welding ( $P=6$  kW)

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=6$  kW,  $v=2.75$  m/min,  $f_d=3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20  $\ell$ /min),  $G_{sb}=Ar$  (15  $\ell$ /min)



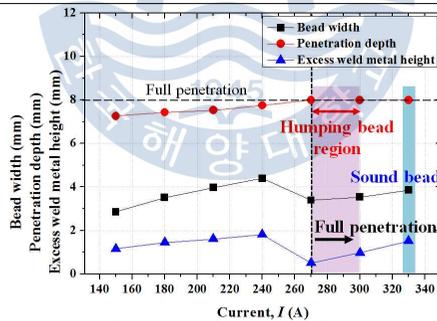
(i) Penetration properties

Bead	150 A	180A	210A	240A	270A	300A	330A
Front bead							
Back bead							
Cross section							

(ii) Bead shapes

(c)  $v=2.75$  m/min

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=6$  kW,  $v=3$  m/min,  $f_d=3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20  $\ell$ /min),  $G_{sb}=Ar$  (15  $\ell$ /min)



(i) Penetration properties

Bead	150 A	180A	210A	240A	270A	300A	330A
Front bead							
Back bead							
Cross section							

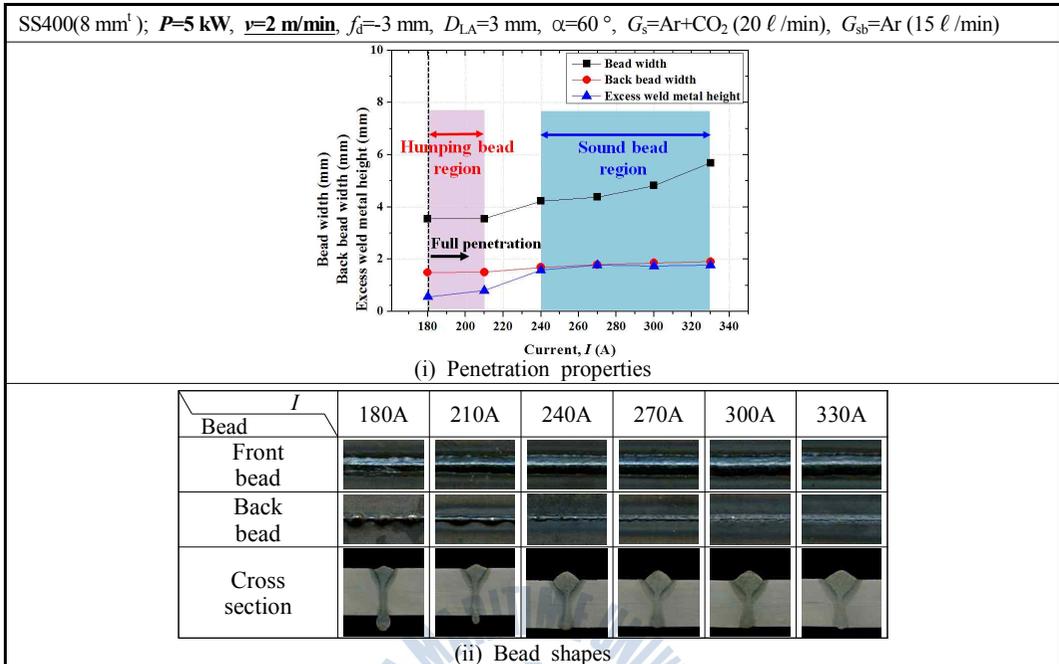
(ii) Bead shapes

(d)  $v=3$  m/min

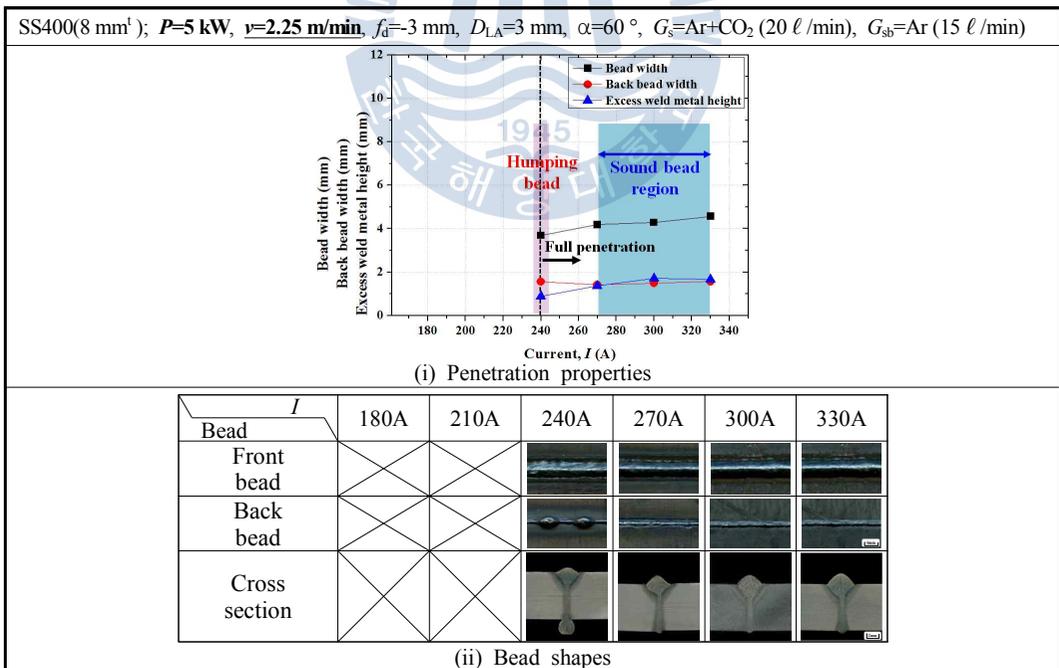
Fig. 4.39 To be continued

### 4.3.3 맞대기 용접특성

**Fig. 4.40**은 SS400의 맞대기 용접시 5 kW의 레이저 출력 조건에서 용접전류 및 속도변화에 따른 비드외관 및 단면형상 그리고 용입 특성을 나타낸다. 이면 비드를 살펴보면, 2 m/min의 속도에서는 180~210 A의 전류범위에서 이면에 험핑 비드가 발생하였으며, 240 A이상으로 전류가 증가함에 따라 이면비드가 안정화되었다. 또한 전류가 증가함에 따라 이면비드의 폭이 점점 증가하는 것을 알 수 있는데, 전류가 증가함과 동시에 입열량이 증가하기 때문에 시편의 열전도도가 더욱 나빠져 레이저 빔의 흡수율이 높아지게 된다. 이로 인해 레이저에 의해 이면비드로의 플라즈마 분출이 격렬해지게 되고, 이때 형성된 플라즈마의 복사열에 의해 이면비드 폭이 넓어지는 것으로 생각된다. 속도 2.25 m/min의 경우 240 A의 전류에서 험핑 비드가 형성되었고, 270 A이상에서는 미려한 비드가 형성되었으며, 2.5 m/min의 속도에서도 이와 동일한 경향이 나타났다. 2.75 m/min의 속도에서 험핑 비드는 발생하지 않았지만 330 A의 조건에서 불균일한 이면 및 전면비드가 형성되었다. 이와 같은 결과를 비드용접과 비교해보면, 맞대기 용접시 비드용접에 비해 더 낮은 전류 및 빠른 속도에서 험핑 비드가 억제되고 미려한 비드가 형성되는 것을 관찰 할 수 있는데, 이는 맞대기 용접의 경우 맞대기 면의 사이에 존재하는 미세한 간극에 의해 재료에 조사된 레이저의 흡수율이 증가하여 더욱 깊은 용입을 얻기 때문으로 생각된다. **Fig. 4.41**은 레이저 용접시 5kW의 출력에서 속도 변화에 따른 비드외관 및 단면을 나타내며, **Fig. 4.42**는 레이저 용접과 하이브리드 용접의 용입깊이 비교를 나타낸다. 레이저 용접시에는 1~1.25 m/min에서 관통용접이 이루어지고 이보다 빠른 속도에서 용입 깊이가 점점 감소하였지만, 하이브리드 용접시에는 아크의 작용으로 인해 동일한 출력에서 최대 2.75 m/min의 속도까지 관통용접이 이루어지는 것을 알 수 있다. 또한 레이저 용접시에는 속도가 증가함에 따라 이면비드에 하이브리드 용접과 같은 용락이 발생하지 않았으며, 이를 통해 레이저 용접은 제살용접으로 하이브리드 용접과 달리 용가재를 사용하지 않기 때문에 상부에 용융금속의 양이 작아 키홀이 균일하게 형성되지 않더라도 이면에 용락이 발생하지 않는 것으로 생각된다.



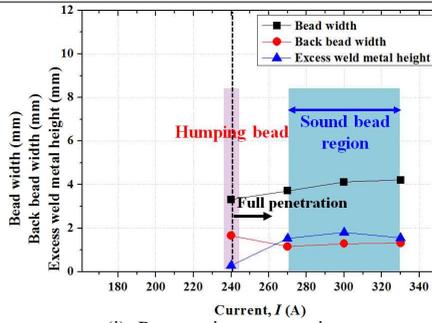
(a)  $v=2$  m/min



(b)  $v=2.25$  m/min

Fig. 4.40 Penetration properties and bead shape in SS400 during butt welding ( $P=5$  kW)

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=5$  kW,  $v=2.5$  m/min,  $f_d=3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



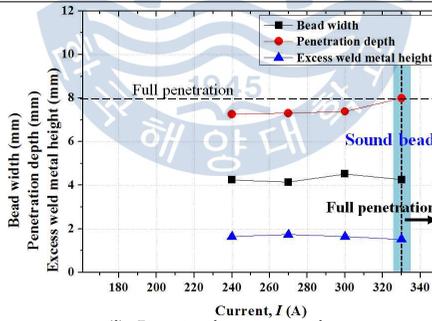
(i) Penetration properties

Bead	$I$	180A	210A	240A	270A	300A	330A
Front bead							
Back bead							
Cross section							

(ii) Bead shapes

(c)  $v=2.5$  m/min

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=5$  kW,  $v=2.75$  m/min,  $f_d=3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



(i) Penetration properties

Bead	$I$	180A	210A	240A	270A	300A	330A
Front bead							
Back bead							
Cross section							

(ii) Bead shapes

(d)  $v=2.75$  m/min

Fig. 4.40 To be continued

SS400(8 mm <sup>2</sup> ); $P=5$ kW, $f_d=-2$ mm, $G_s=Ar$ (20 $\ell$ /min), $G_{sb}=Ar$ (15 $\ell$ /min)					
Bead	$v$	1.0 m/min	1.25 m/min	1.5 m/min	2.0 m/min
Front bead					
Back bead					
Cross section					

Fig. 4.41 Bead appearance and cross section in SS400 by laser welding( $P=5$  kW)

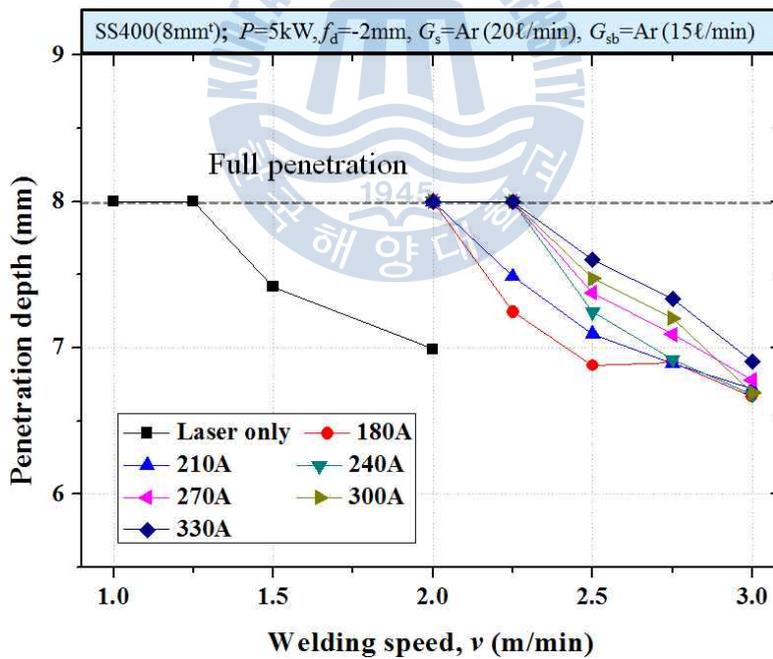
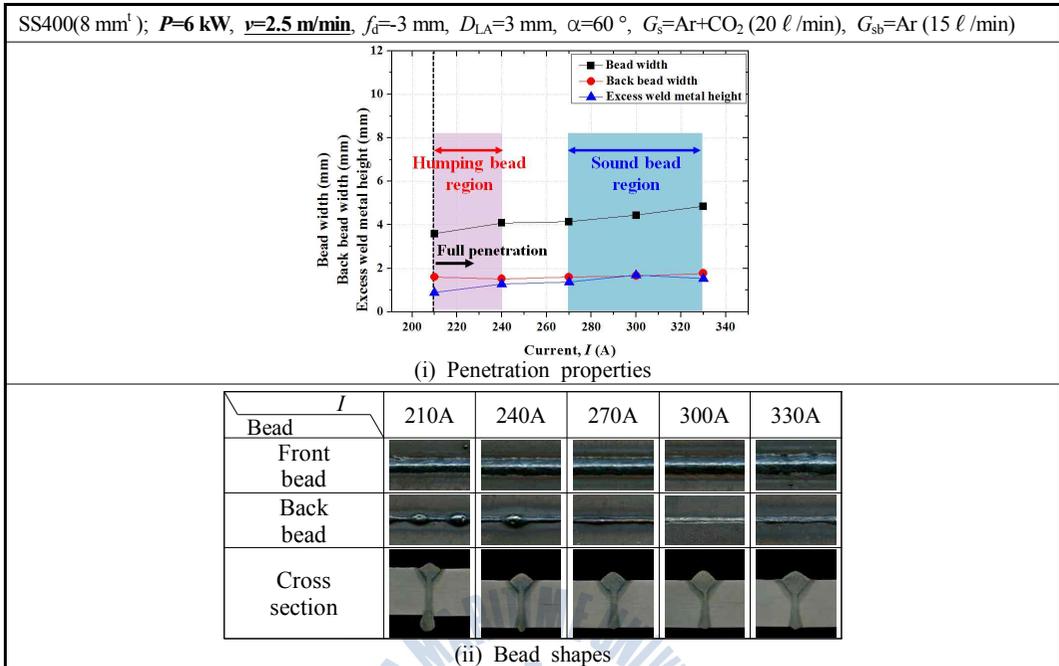


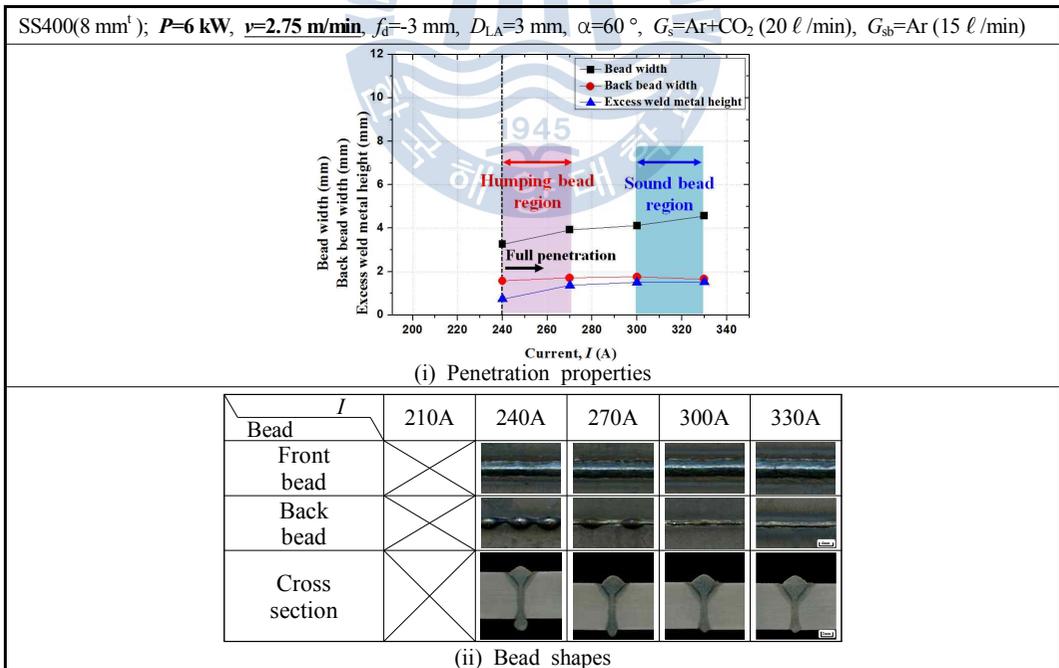
Fig. 4.42 Comparison of penetration depth of laser and hybrid welding ( $P=5$  kW)

Fig. 4.43은 하이브리드 용접시 6 kW의 출력을 사용한 경우 전류 및 속도변화에 따른 결과를 나타내며, Fig. 4.44와 Fig. 4.45는 레이저 용접시의 용접부 및 하이브리드 용접과의 용입 특성 비교를 각각 나타낸다. 이전에 5 kW의 출력을 사용한 경우와 용입 특성을 비교해보면, 6 kW의 경우에는 보다 높은 에너지 밀도로 인해 빠른 용접속도 및 낮은 전류에서 관통용접이 이루어진 것을 확인할 수 있다. 이면에 험핑 비드가 형성되는 구간을 살펴보면, 2.5 m/min일 때 210~240 A, 2.75 m/min의 조건은 240~270 A 그리고 3.0 m/min의 조건에서는 300 A였으며, 각 속도에서 이보다 높은 전류를 사용하였을 때 험핑 비드가 억제되고 미려한 이면비드가 형성되는 것을 확인할 수 있다. 또한 레이저 단독 용접과 비교했을 때, 하이브리드 용접시 관통용접이 이루어지는 최대 용접속도는 3.0 m/min으로, 레이저 용접시 2.0 m/min에 비해 1.0 m/min만큼 관통용접이 일어나는 최대속도가 증가하는 것을 알 수 있다.

위의 결과를 통해 보다 낮은 출력을 사용한 5 kW의 조건에서 최적의 맞대기 용접조건을 살펴보면, 2.0 m/min의 속도에서는 과입열에 의해 전면 및 이면비드의 폭이 넓기 때문에 부적절하며, 2.5~2.75 m/min의 속도에서는 빠른 용접속도로 인해 언더컷 및 불안정한 이면비드가 형성되고 아크가 불안정하여 불균일한 전면비드가 형성되었다. 따라서 안정적인 이면 및 전면비드가 형성된 2.25 m/min의 270~300 A에서 최적 조건을 살펴보면, 동일하게 관통용접이 이루어졌을 때 전류가 낮을수록 열영향부의 폭이 좁아지기 때문에 270 A가 적합하다고 판단되지만, Fig. 4.46의 인장시험편 용접결과를 보면, 300 A의 경우에는 안정적인 이면 비드가 얻어지는 반면, 270 A의 경우에는 이면비드에 험핑이 발생한 것을 알 수 있다. 이는 인장시험편의 면적이 맞대기 용접시험편보다 더욱 커 용접시 더 많은 열이 금속 중으로 전도되어 소모되므로 아크에 의한 열전도 효과가 감소하기 때문에 270 A를 사용한 인장시험편의 경우 이면에 험핑 비드가 형성되는 것으로 생각된다. 따라서 맞대기 용접 및 인장시험편 용접시 안정적인 이면비드를 얻을 수 있었던  $P=5\text{ kW}$ ,  $I=300\text{ A}$ ,  $v=2.25\text{ m/min}$ 의 조건이 맞대기 용접시 최적의 조건으로 판단된다.



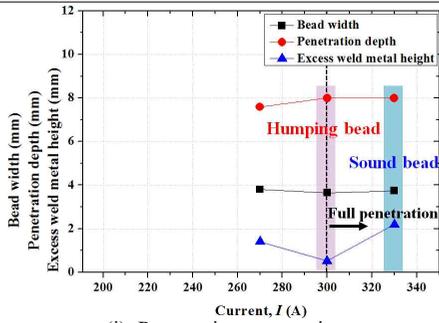
(a)  $v=2.5$  m/min



(b)  $v=2.75$  m/min

Fig. 4.43 Penetration properties and bead shape in SS400 during butt welding ( $P=6$  kW)

SS400(8 mm<sup>t</sup>);  $P=6$  kW,  $v=3$  m/min,  $f_i=3$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20  $\ell$ /min),  $G_{sb}=Ar$  (15  $\ell$ /min)



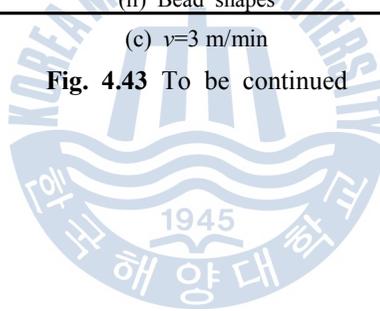
(i) Penetration properties

Bead	$I$	210A	240A	270A	300A	330A
Front bead						
Back bead						
Cross section						

(ii) Bead shapes

(c)  $v=3$  m/min

Fig. 4.43 To be continued



SS400(8 mm <sup>t</sup> ); $P=6$ kW, $f_d=-2$ mm, $G_s=Ar$ (20 ℓ/min), $G_{sb}=Ar$ (15 ℓ/min)					
Bead \ $v$	1.0 m/min	1.5 m/min	2.0 m/min	2.25 m/min	2.5 m/min
Front bead					
Back bead					
Cross section					

Fig. 4.44 Bead appearance and cross section in SS400 by laser welding( $P=6$  kW)

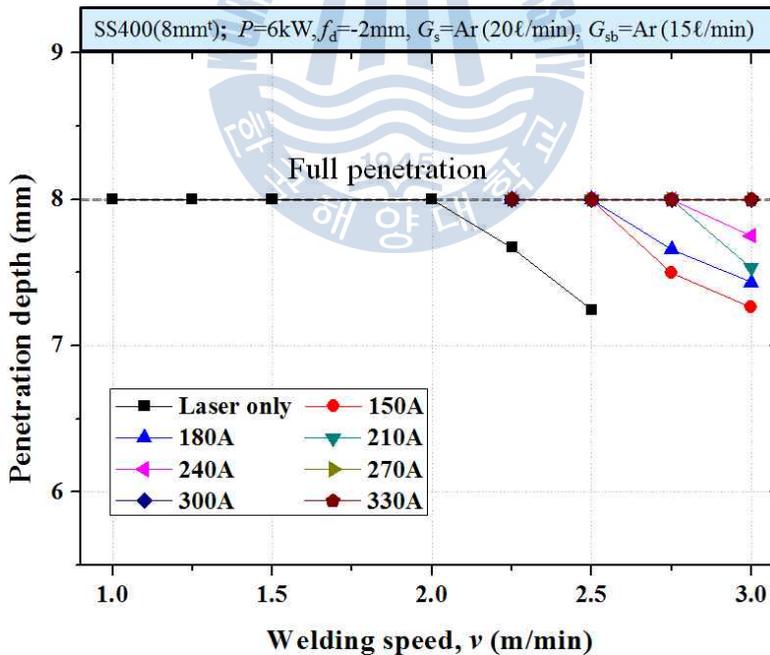
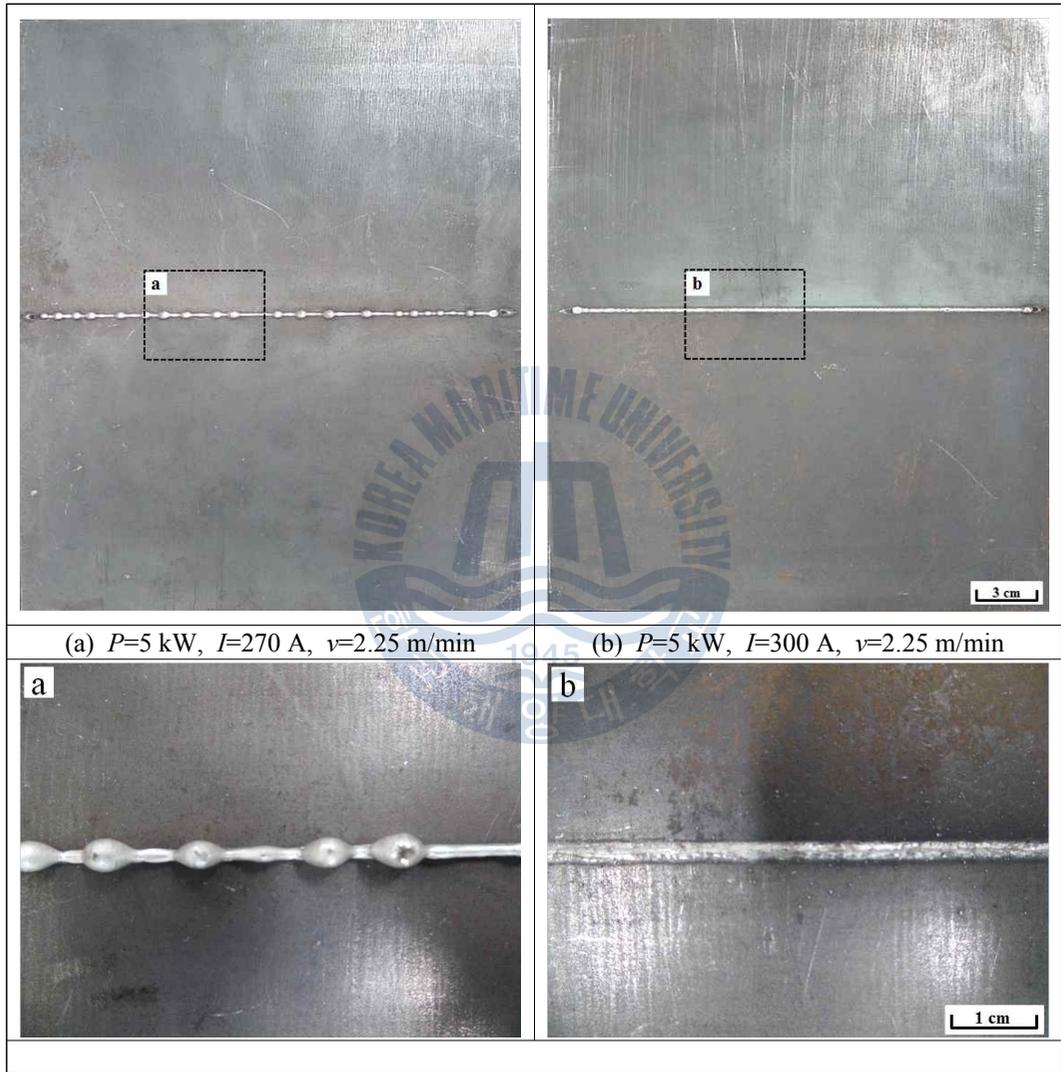


Fig. 4.45 Comparison of penetration depth of laser and hybrid welding ( $P=6$  kW)



**Fig. 4.46** Back bead appearance of tensile specimen with welding current

## 4.4 강종 및 두께 변화에 따른 레이저-아크 하이브리드 용접특성

### 4.4.1 비초점 거리에 따른 용입특성

하이브리드 용접시 두께 8 mm 및 10 mm의 AH36 시험편에 대해 비초점 거리를  $f_d=0\sim-5$  mm로 변화시켜 실험을 실시하였으며, 8 mm로 동일한 두께의 SS400과 AH36의 용입 특성을 비교하였다.

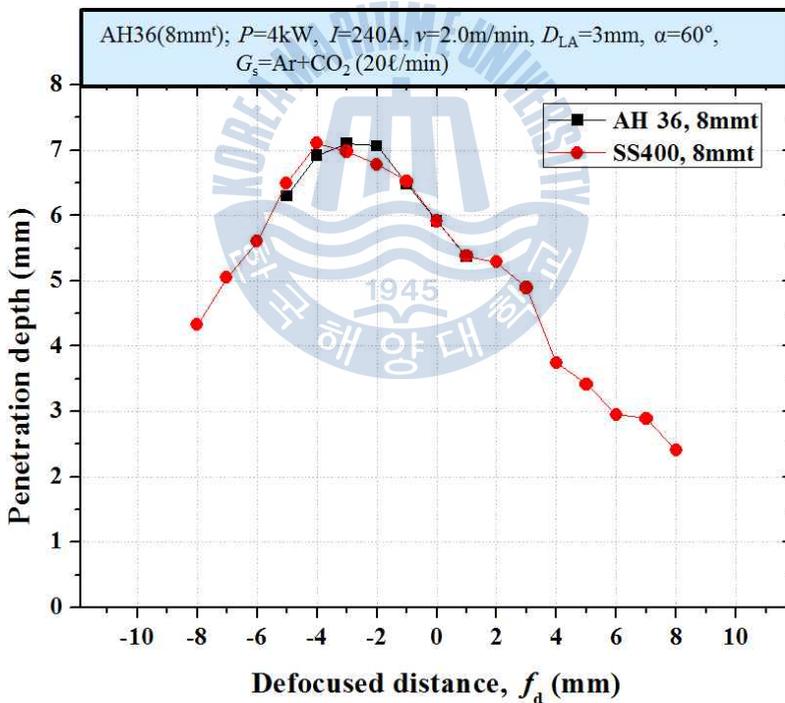
**Fig. 4.47**은 8 mm두께의 AH36에 대하여 비초점 거리를 변화시켰을 때의 비드 외관 및 단면을 나타낸 것으로, 모든 조건에서 결함 없이 안정적인 용접부가 형성되었다. **Fig. 4.48**은 8 mm로 두께가 동일한 AH36과 SS400의 용입 깊이 비교를 나타낸 것으로,  $f_d=0\sim-5$  mm의 조건에서 근소한 차이는 있지만 유사한 용입 깊이의 용접부가 형성되었다. 4.3.1 항에서 SS400의 경우 하이브리드 용접시  $f_d=-3$  mm에서 깊고 안정적인 용접부가 형성되는 것을 확인하였다. 그리고 AH36의 경우에도  $f_d=-3$  mm에서 “+,-”방향으로 용입 깊이의 큰 변화 없이 가장 깊은 용접부가 형성되었으며, 이를 통해 동일한 두께의 SS400 및 AH36의 경우 하이브리드 용접시 유사한 용입 특성을 나타내는 것을 알 수 있다.

**Fig. 4.49**는 두께 10 mm의 AH36에 대해 레이저 출력 5 kW를 사용하여 비초점 거리를 변화시켰을 때의 결과를 나타내며 **Fig. 4.50**은 레이저 용접시와의 용입 특성 비교를 나타낸다. 하이브리드 용접시 이전과 동일하게 초점 보다 “-”로 비초점 거리를 변화시킬수록 용입이 점점 깊어지는 경향이 나타났다. 또한  $f_d=-4$  mm에서 가장 깊은 용입 및 “+,-”방향의 비초점 거리에서 용입 깊이의 변화가 적은 안정적인 용접부가 형성되었다. 또한 레이저 용접과 비교해보면 가장 깊은 용입이 나타나는 비초점 거리가 레이저 용접시에는  $f_d=-3$  mm, 하이브리드 용접시에는  $f_d=-4$  mm로 하이브리드 용접시 1 mm만큼 더욱 재료 내부에 위치함을 알 수 있으며, 이는 SS400의 경우와 동일한 이유로 생각된다.

따라서 AH36에 대해 비초점 거리에 따른 용입 특성을 알아본 결과, 8 mm 두께의 AH36의 경우 SS400과 유사한 경향을 나타냈고, 깊은 용입 및 “+,-”방향으로 큰 변화 없는 안정적인 용접부는  $f_d=-3$  mm에서 형성되었으며, 10 mm 두께의 AH36의 경우에는  $f_d=-4$  mm에서 형성되었다.

AH36(8 mm <sup>t</sup> ); $P=4$ kW, $I=240$ A, $v=2.0$ m/min, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 $\ell$ /min)						
$f_d$	-5 mm	-4 mm	-3 mm	-2 mm	-1 mm	0 mm
Bead appear.						
Cross section						

**Fig. 4.47** Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in AH36 by hybrid welding(8 mm<sup>t</sup>)



**Fig. 4.48** Comparison of penetration with defocused distance between SS400 and AH36 by hybrid welding(8 mm<sup>t</sup>)

AH36(10 mm <sup>t</sup> ); $P=5$ kW, $I=240$ A, $v=2.0$ m/min, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 ℓ/min)						
$f_d$	-5 mm	-4 mm	-3 mm	-2 mm	-1 mm	0 mm
Bead appear.						
Cross section						

Fig. 4.49 Bead appearance and cross section of weld with various defocused distance in AH36 by hybrid welding(10 mm<sup>t</sup>)

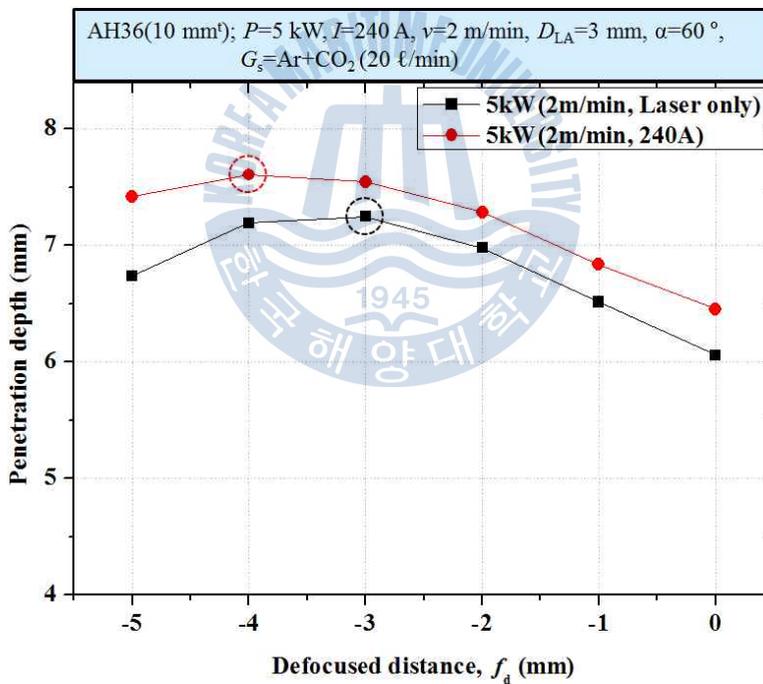


Fig. 4.50 Comparison of penetration properties with defocused distance in AH36 by laser and hybrid welding(10 mm<sup>t</sup>)

#### 4.4.2 공정변수에 따른 비드용입특성

4.3.3항에서 사용한 두께 8 mm의 SS400과 동일하게 용접 전류 및 속도에 따른 영향을 알아보기 위해 두께 8 mm 및 10 mm의 AH36에 대해 비드용접을 실시하였다. 두께 8 mm의 AH36에 대해서는 동일한 두께의 SS400과 용입 특성을 비교하기 위해 동일한 용접 조건을 사용하였으며, 두께 10 mm의 AH36의 경우에는 두께의 증가로 인해 6 kW의 출력 조건에서 실험을 실시하였다.

**Fig. 4.51**은 두께 8 mm의 AH36에 대해 출력 5 kW, 속도 2.25 m/min의 속도에서 전류를 180~330 A로 변화시켰을 때의 비드외관 및 횡단면을 나타낸다. 횡단면을 보면 240 A 이상의 전류에서 관통용접이 이루어졌으며, 관통용접이 이루어지기 시작한 240 A에서 이면에 험핑 비드가 형성된 것을 확인할 수 있고, 전류를 270 A로 증가시키에 따라 이면비드가 점점 미려해지는 것을 알 수 있다. **Fig. 4.52**를 통해 AH36과 SS400의 용입특성을 비교하면, 관통용접이 이루어지는 전류가 동일하고 험핑 비드 및 미려한 비드가 형성되는 전류 범위가 동일한 것을 알 수 있으며, 유사한 용입 깊이의 용접부가 형성된 것을 알 수 있다. 비드폭 변화를 비교했을 때에도 동일한 두께의 SS400과 AH36이 유사한 결과를 나타냈으며, 240 A에서는 험핑 비드 형성으로 인해 이면 비드쪽으로 용융금속이 흘러내려 상부의 비드폭이 좁아졌지만, 270A 이상에서는 이면비드가 미려해지면서 비드폭이 증가하는 동일한 경향을 나타내었다. 이를 통해 동일한 두께의 SS400과 AH36의 경우 합금원소의 차이는 존재하지만 두께가 동일하고 같은 철계이기 때문에 유사한 용입 특성을 나타내는 것으로 생각된다.

두께 10 mm의 AH36의 경우에는 6 kW의 출력에서 전류를 240~360 A까지 변화시켜 실험을 실시하였다. 실험은 두께의 증가로 인해 관통용접을 얻기 위해서는 입열량을 증가시켜야하기 때문에 두께 8 mm일 경우보다 용접속도를 감소시켜 1.5~2.0 m/min의 속도를 사용하여 실험을 실시하였으며, **Fig. 5.3**은 각 조건에서의 실험 결과를 나타낸다. 1.5 m/min의 속도조건을 보면, 미려한 비드가 형성되기 전 270 A의 전류에서 이면에 험핑 비드가 형성되었으며, 전류가 300 A이상으로 증가함에 따라 험핑 비드 정도가 점점 감소하여 이면비드가 미려해지는 경향을 확인할 수 있다. 속도 1.75 m/min에서는 속도의 증가로 인해 300 A부터 관통용접이 이루어졌지만 이면에 험핑 비드가 형성되었고, 이보다 전류를

증가시킴에 따라 이면의 험핑 비드가 억제되는 경향이 나타났으나, 모든 전류 범위에서 미려한 이면비드는 형성되지 않았다. 그리고 2.0 m/min 이상의 속도에서는 모든 전류 범위에서 관통 용접이 이루어지지 않아 이면비드가 형성되지 않았다.

두께 8 mm 및 10 mm의 AH36의 비드용접 결과, 8 mm로 동일한 두께의 SS400과 AH36은 동일한 조건에서 험핑 비드 및 미려한 비드가 형성되었으며, 각 조건에서 용입 깊이 및 비드폭이 유사한 것을 확인할 수 있었다. 두께 10 mm의 AH36의 경우에는 두께의 증가로 인해 두께 8 mm보다 더 낮은 속도인 1.5~1.75 m/min에서 관통용접이 이루어졌으며, 2 m/min이상의 속도에서는 관통 용접이 이루어지지 않았다.



AH36(8 mm <sup>t</sup> ); $P=5$ kW, $v=2.25$ m/min, $f_d=-3$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 l/min), $G_{sb}=Ar$ (15 l/min)						
Bead \ $I$	180A	210A	240A	270A	300A	330A
Front bead						
Back bead						
Cross section						

Fig. 4.51 Front and Back Bead appearance and cross section of weld with current in AH36 by hybrid welding

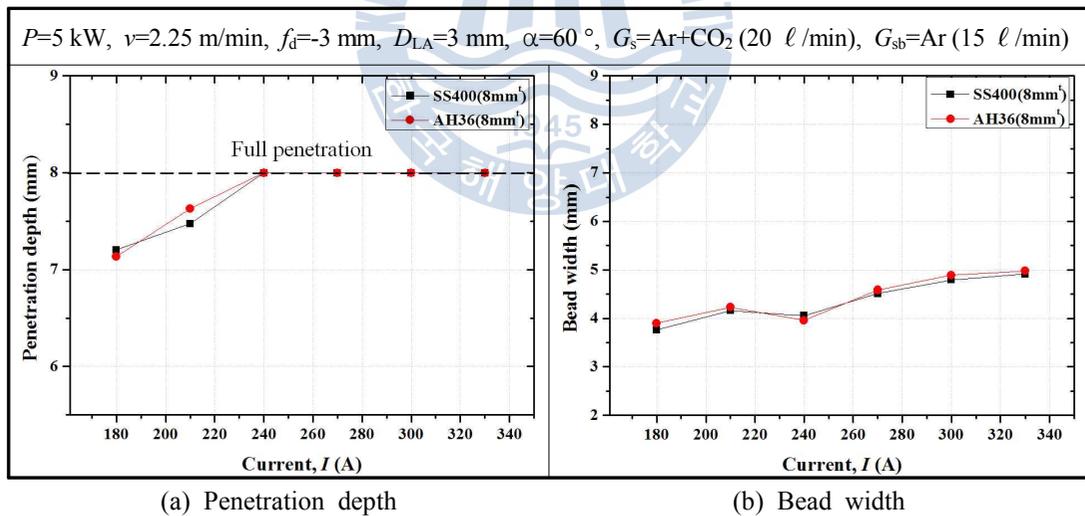
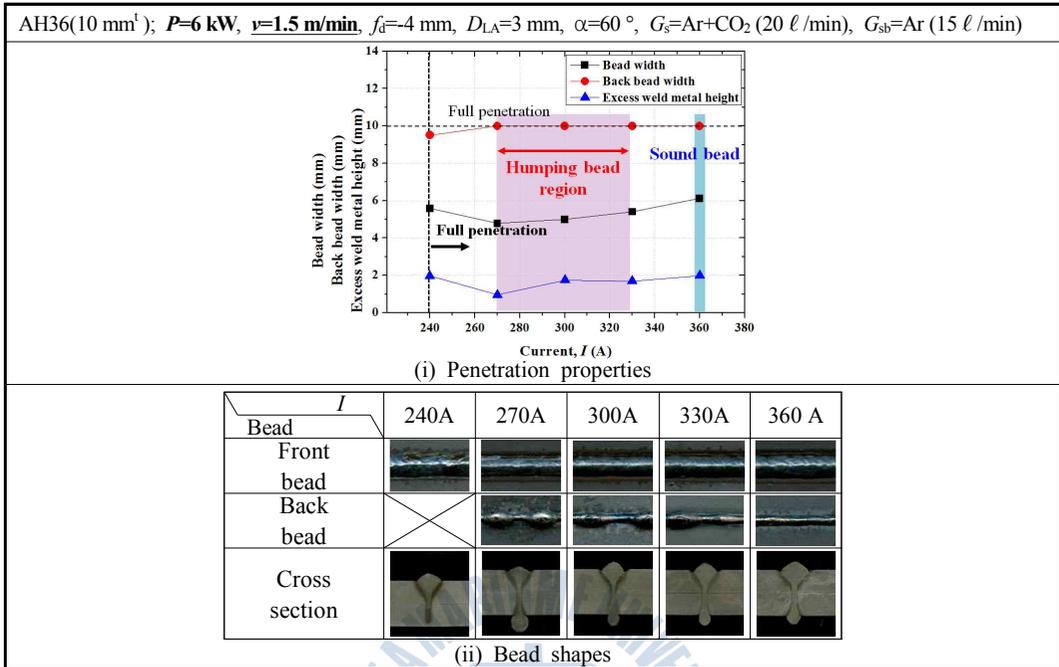
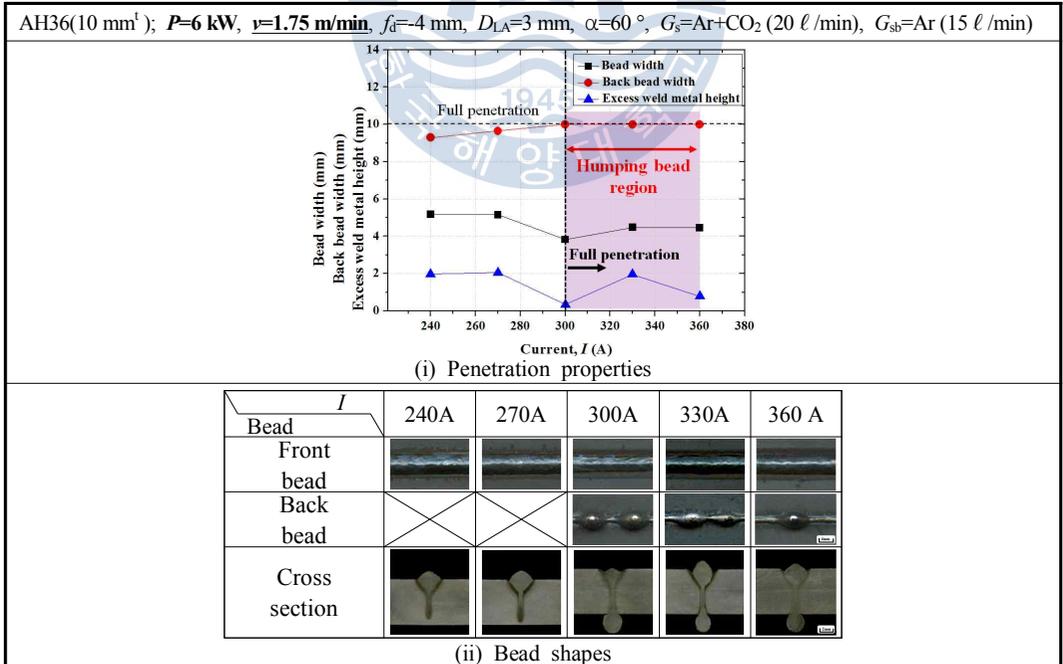


Fig. 4.52 Comparison of weld characteristic of SS400 and AH36 with same thickness

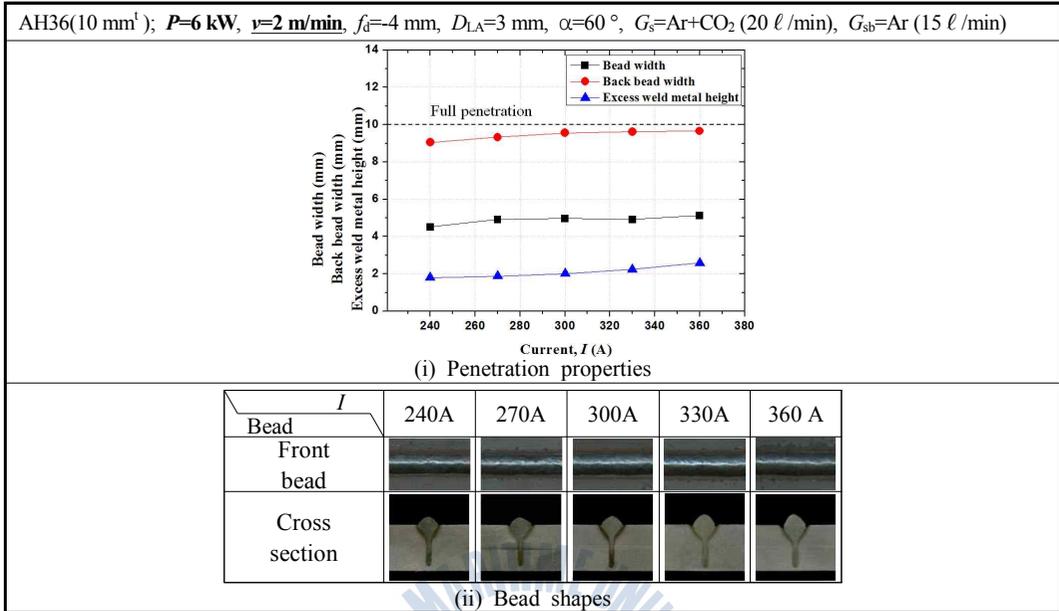


(a)  $v=1.5$  m/min

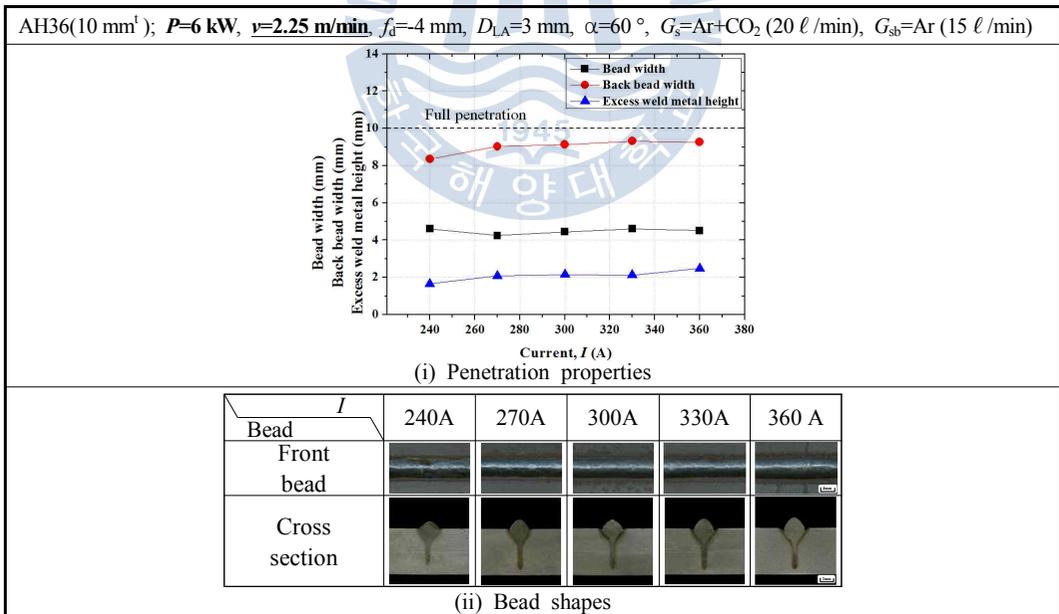


(b)  $v=1.75$  m/min

Fig. 4.53 Penetration properties and bead shape in AH36 during bead welding



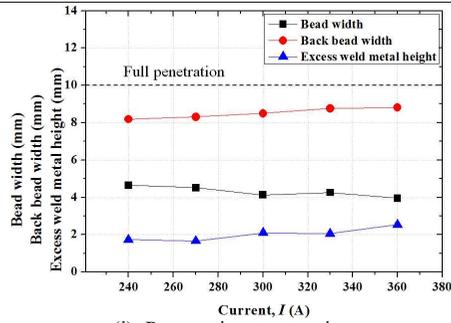
(c)  $v=2$  m/min



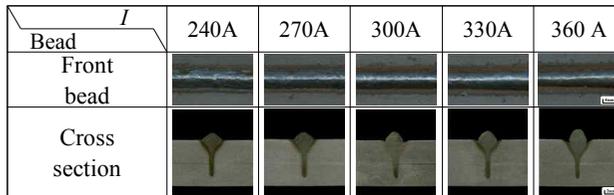
(d)  $v=2.25$  m/min

Fig. 4.53 To be continued

AH36(10 mm<sup>1</sup>);  $P=6$  kW,  $v=2.5$  m/min,  $f_d=4$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20  $\ell$ /min),  $G_{sb}=Ar$  (15  $\ell$ /min)



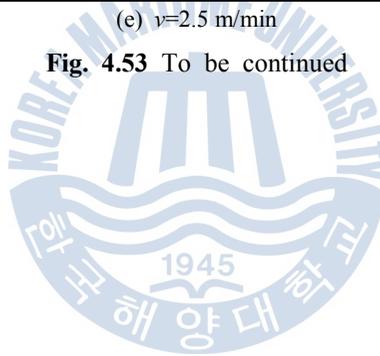
(i) Penetration properties



(ii) Bead shapes

(e)  $v=2.5$  m/min

Fig. 4.53 To be continued

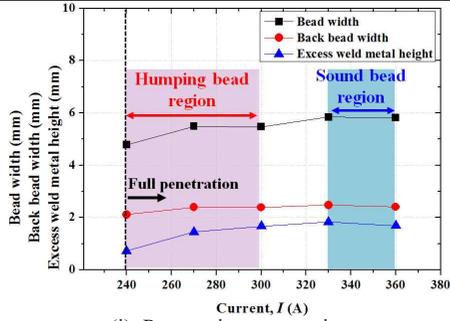


#### 4.4.3 맞대기 용접특성

Fig. 4.54는 두께 10 mm의 AH36에 대해 6 kW의 출력에서 용접전류 및 속도를 변화시켰을 때 용접부 및 용입 특성 변화를 나타낸다. 1.5 m/min의 속도에서는 모든 구간에서 관통용접이 이루어졌으며, 240~400 A에서는 험핑 비드가 발생하였고 이보다 높은 전류 330~360 A에서는 미려한 비드가 형성되었다. 1.75 m/min에서는 270 A부터 관통용접이 이루어지기 시작했으며, 270~330 A에서 험핑 비드가 형성되었고, 미려한 비드는 360 A에서 형성되었다. 반면 2.0 m/min의 속도에서는 330 A에서 관통 용접이 이루어지기 시작했지만, 360 A를 사용하였을 때에는 미려한 비드가 형성되지 않았고 관통용접이 이루어진 구간에서 모두 험핑 비드가 발생하였으며, 2.25 m/min의 속도에서는 모든 전류범위에서 관통용접이 이루어지지 않았다. AH36에서도 이전의 SS400과 동일하게 험핑 비드가 발생하는 영역이 관통이 이루어지기 시작하는 시점에서 발생하는 것을 알 수 있으며, 아래로 흘러내린 용융금속으로 인해 용접부 비드 양옆에 언더컷이 발생하였고, 속도 2.0 m/min, 전류 330 A의 조건에서는 과도한 용락으로 인해 상부에 언더필이 발생하였다. 1.5~1.75 m/min의 속도에서 미려한 전면 및 이면비드가 형성되는 반면, 2.0 m/min의 속도에서는 비록 관통용접은 이루어졌지만 미려한 이면비드가 형성되지 않았다. 따라서 2.0 m/min의 속도에서 이면에 형성된 험핑 비드를 억제하기 위해 전류를 390~420 A로 더욱 증가시켜 실험을 실시하였으며, 이때  $D_{LA}$ 의 값은 이전의 레이저-아크간 거리 실험에서 속도 2.0 m/min, 전류 360 A의 조건을 사용하였을 때  $D_{LA} = 4$  mm에서 가장 깊은 용입이 나타났던 결과를 기반으로, 본 실험에서는 이보다 더 높은 전류를 사용하였기 때문에  $D_{LA}$ 를 5 mm로 설정하였다. Fig. 4.55는 이때의 결과를 나타낸 것으로, 390 A의 경우에는 이면에 험핑 비드가 형성되었지만, 420 A의 경우에는 더 높은 전류의 사용으로 인해 미려한 이면비드가 형성되었다. 하지만 Fig. 5.56의 광학현미경 관찰 사진을 보면, 전면비드에 심한 언더컷이 발생한 것을 확인할 수 있다.

위의 결과를 통해 2.0 m/min의 속도에서는 불안정한 이면비드 및 언더컷이 형성되었기 때문에 부적절하다고 판단된다. 따라서 안정적인 이면 비드가 얻어지고 언더컷의 면적이 비교적 좁은 6 kW, 360 A, 1.75 m/min의 조건을 사용하여 언더컷 억제를 위해 용접전압 및 펄스 형상을 변화시켜 실험을 실시하였다.

AH36(10 mm<sup>1</sup>);  $P=6$  kW,  $v=1.5$  m/min,  $f_d=4$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



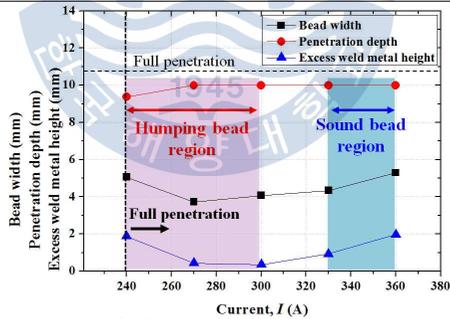
(i) Penetration properties

Bead	$I$				
	240A	270A	300A	330A	360 A
Front bead					
Back bead					
Cross section					

(ii) Bead shapes

(a)  $v=1.5$  m/min

AH36(10 mm<sup>1</sup>);  $P=6$  kW,  $v=1.75$  m/min,  $f_d=4$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



(i) Penetration properties

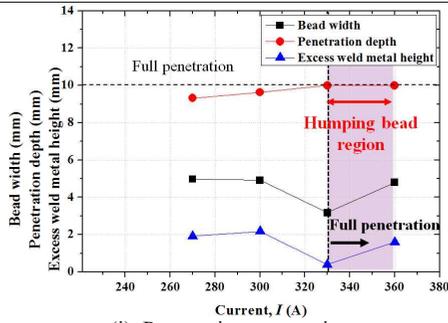
Bead	$I$				
	240A	270A	300A	330A	360 A
Front bead					
Back bead					
Cross section					

(ii) Bead shapes

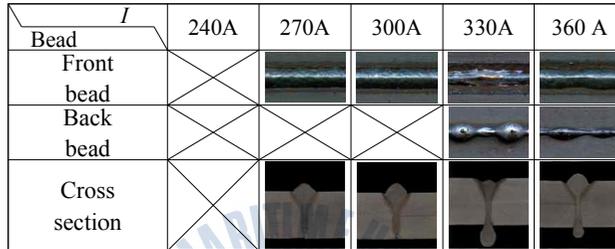
(b)  $v=1.75$  m/min

Fig. 4.54 Penetration properties and bead shape in AH36 during butt welding

AH36(10 mm<sup>1</sup>);  $P=6$  kW,  $v=2$  m/min,  $f_d=4$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



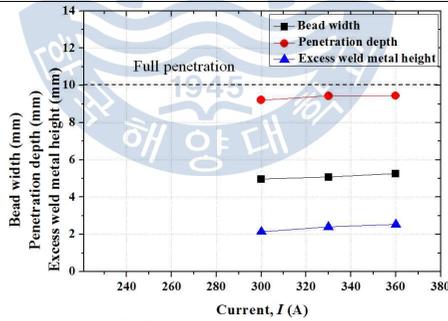
(i) Penetration properties



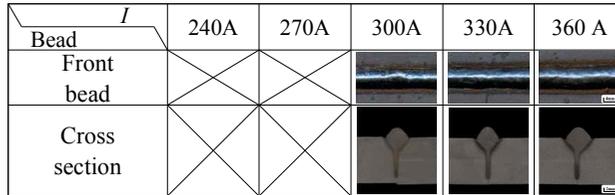
(ii) Bead shapes

(c)  $v=2$  m/min

AH36(10 mm<sup>1</sup>);  $P=6$  kW,  $v=2.25$  m/min,  $f_d=4$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $\alpha=60^\circ$ ,  $G_s=Ar+CO_2$  (20 l/min),  $G_{sb}=Ar$  (15 l/min)



(i) Penetration properties



(ii) Bead shapes

(d)  $v=2.25$  m/min

Fig. 4.54 To be continued

AH36(10 mm <sup>t</sup> ); $P=6$ kW, $v=2.25$ m/min, $f_d=-4$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 $\ell$ /min), $G_{sb}=Ar$ (15 $\ell$ /min)						
$I$	270 A ( $D_{LA}=3$ mm)	300 A ( $D_{LA}=3$ mm)	330 A ( $D_{LA}=3$ mm)	360 A ( $D_{LA}=3$ mm)	390 A ( $D_{LA}=5$ mm)	420 A ( $D_{LA}=5$ mm)
Bead						
Back bead						
Cross section						

Fig. 4.55 Bead appearance and cross section according to the variation of  $D_{LA}$

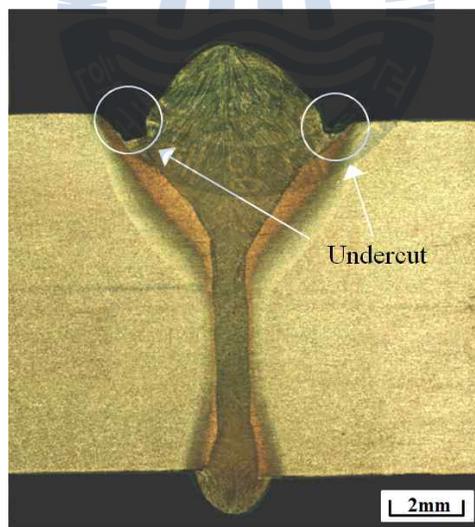


Fig. 4.56 Weld observed with optical microscope  
( $P=6$  kW,  $I=420$  A,  $v=2$  m/min,  $D_{LA}=5$  mm)

## (1) 용접전압 변화

4.4.3항의 맞대기 용접시 속도 및 전류를 변화시킨 결과, 높은 전류 및 빠른 용접속도의 사용은 다량의 스파터를 발생시키고 비드 양단에 언더컷을 형성하였다. 이러한 언더컷은 인장강도 측정시 노치(notch)로 작용하여 발생된 부분에서 단면적 감소와 응력이 집중될 가능성이 높기 때문에 강도에 악영향을 미치게 된다. 따라서 언더컷의 형성을 억제하기 위해 비교적 균일한 이면비드가 형성되었던 6 kW, 360 A, 1.75 m/min의 조건을 사용하여 실험을 실시하였다. 본 실험의 변수는 용접전압으로, 4.3.3항의 실험 결과를 통해 아크 길이가 감소함에 따라 비드 폭이 감소하는 것을 확인할 수 있었다. 따라서 본 실험에서는 아크 길이를 “-”로 변화시킴으로써 용융폭을 감소시켜 언더컷을 제어하고자 하였다.

**Fig. 4.57**은 아크 길이 변화에 따른 전면 및 이면비드와 용접부의 횡단면을 나타낸 것으로, 육안으로 관찰했을 때 아크 길이가 감소함에 따라 언더컷의 면적이 줄어드는 것을 확인할 수 있다. 이면 비드를 보면, 기준 전압 0%와 기준 전압으로부터 -5%만큼 전압을 감소시킨 아크 길이에서는 이면비드에 약간의 험핑이 발생하였으며, -10%에서는 더욱 짧은 아크 길이로 인해 시편에 작용하는 아크의 에너지 밀도가 높아져 열전도 효과가 더욱 커지기 때문에 용입이 증가하여 균일한 이면비드가 형성되었다. 하지만 -15%와 -20%에서는 과도하게 짧은 아크 길이로 인해 순간 단락이 일어나 많은 스파터가 발생하고 동시에 용입이 감소하여 각각 불균일한 이면 비드 및 험핑이 발생하였다.

**Fig. 4.58**은 비드폭, 덧살 높이, 언더컷 면적을 측정된 것으로, 비드폭은 아크 길이가 감소함에 따라 시편에 작용하는 아크의 면적이 좁아져 비드폭이 점차 감소하는 경향을 나타냈으며, 덧살 높이는 아크길이 변화에 따라 특정한 경향을 나타내지 않았다. 언더컷의 면적 측정값을 보면, 아크 길이가 감소할수록 용융폭이 좁아져 용융금속이 채워야 할 면적이 작아지기 때문에 언더컷이 점차 감소하는 경향을 나타내었으며, -15~-20%에서는 언더컷이 거의 존재하지 않았다.

**Fig. 4.59**는 -15% 및 -20%의 광학 현미경 사진을 나타낸 것으로, 용착금속과 모재 사이에서 융합불량이 일어난 것을 확인할 수 있는데, 이는 너무 짧은 아크 길이에서는 와이어와 용융금속 사이에 단락이 일어나게 되고, 이때 아크의 생성과 소멸이 반복되기 때문에 입열량이 감소하므로 용융금속과 모재 사이

에 젖음성(wettability)이 나빠져 융합 불량에 발생한 것으로 사료된다.

이러한 결과를 통해 아크 길이가 짧아짐에 따라 언더컷의 면적이 감소하는 것을 알 수 있으며, -15%와 -20%에서는 거의 언더컷이 존재하지 않았다. 하지만 이 조건에서는 전극과 용융지 사이의 단락으로 인해 다량의 스파터가 발생하였고, 용착금속과 모재간의 융합불량 및 불균일한 이면비드가 형성되었다. -10%의 아크 길이에서는 스파터 발생량이 적고, 융합불량의 결함이 존재하지 않았으며, 타 조건에 비해 상대적으로 언더컷의 면적이 좁고 균일한 이면비드가 형성되었다. 따라서 아크길이 -10%의 조건이 적절하다고 판단되지만 여전히 비드 양단에 언더컷이 존재하기 때문에, 이러한 언더컷을 억제하기 위해 -10%의 조건을 사용하여 펄스컬렉션의 변수를 변화시켰다.



AH36(10 mm <sup>l</sup> ); $P=6$ kW, $I=360$ A, $v=1.75$ m/min, $f_d=4$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60^\circ$ , $G_s=Ar+CO_2$ (20 $\ell$ /min), $G_{sb}=Ar$ (15 $\ell$ /min)					
$V$	30 V (0 %)	28.5 V (-5 %)	27 V (-10 %)	25.5 V (-15 %)	24 V (-20 %)
Bead					
Front bead appear.					
Back bead appear.					
Cross section					

Fig. 4.57 Bead appearance and cross section of weld with welding voltage in AH36 by hybrid welding

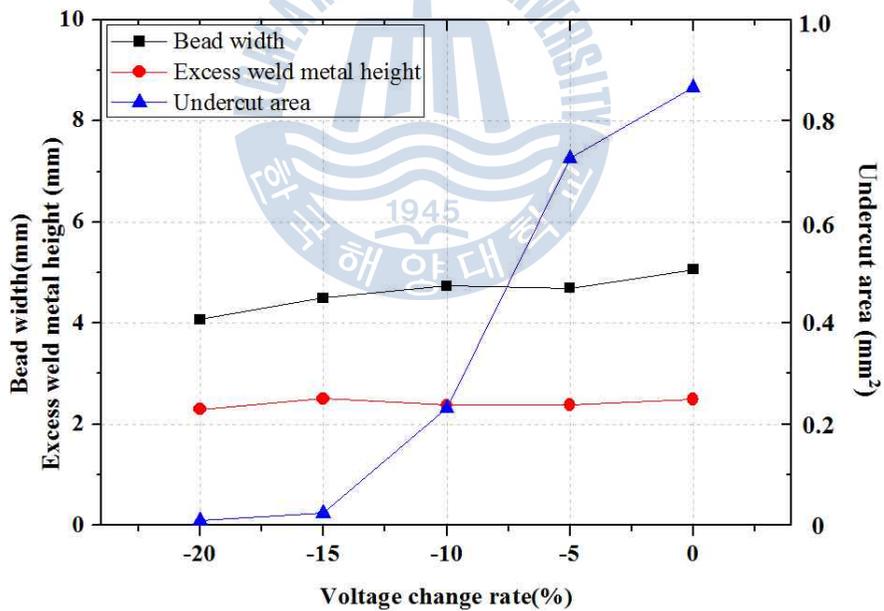
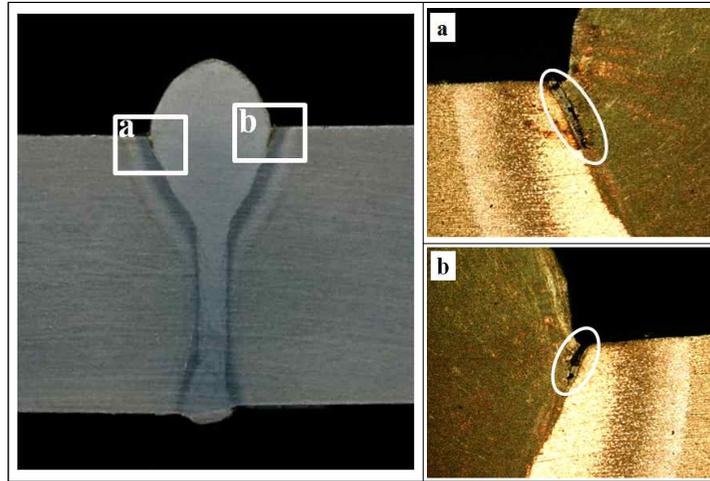
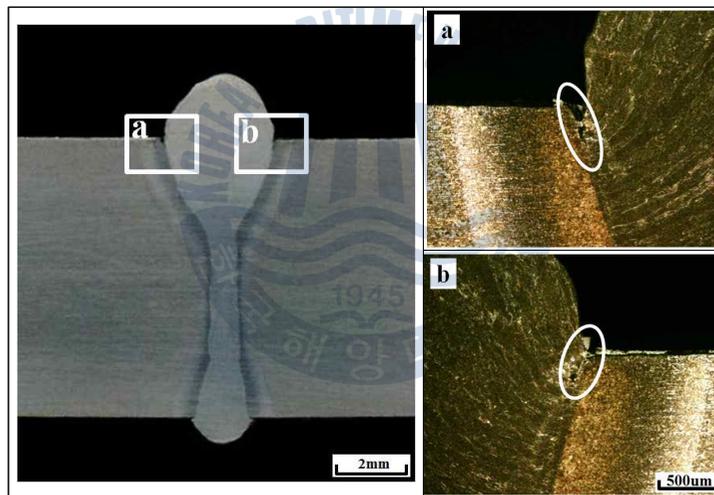


Fig. 4.58 Variation of penetration characteristic with welding voltage in AH36 by hybrid welding



(a) Arc length -15 % (25.5 V)



(b) Arc length -20 % (24 V)

**Fig. 4.59** Weld defects according to condition of arc length

## (2) 펄스형상 변화

4.3.3항에서 SS400에 대해 펄스컬렉션 기능을 사용하여 비드 용접을 실시한 결과, 펄스컬렉션을 “-”로 하였을 때 동일 시간동안 작용하는 펄스의 수가 많아져 용입이 깊어지고 비드가 점차 안정화 되는 것을 확인할 수 있었다. 따라서 본 실험에서는 균일한 전면 및 이면비드가 형성되었지만 언더컷이 존재하였던 6 kW, 360 A, 1.75 m/min, -10%의 조건을 사용하여 펄스컬렉션 변화를 통해 언더컷을 제어하고자 하였다.

**Fig. 4.60**은 펄스컬렉션 변화에 따른 전면 및 이면비드 형상 그리고 용접부 횡단면을 나타낸다. 전면 비드는 모든 조건에서 균일하게 형성되었지만, 이면비드를 보면  $P_{cor.} = -5$ 에서 타 조건에 비해 더욱 균일하고 안정된 이면비드가 형성된 것을 확인할 수 있다. 이는  $P_{cor.}$ 을 “-”로 한 경우 입열량이 증가하기 때문에 더욱 용입이 깊어져 뚜렷하고 안정적인 이면비드가 형성된 것으로 생각된다.

**Fig. 4.61**은 펄스컬렉션 변화에 따른 비드폭, 덧살 높이, 언더컷 면적의 측정값을 나타낸다. 비드폭 및 덧살 높이는 펄스컬렉션에 따라 불규칙하게 변화하였으며 뚜렷한 경향을 나타내지 않았다.  $P_{cor.}$ 이 0에서 -1로 변화할 때 언더컷 면적은 증가하였지만,  $P_{cor.} = -1 \sim -5$ 로 변화함에 따라 비드 양단의 언더컷 면적은 비례적으로 감소하였으며,  $P_{cor.} = -5$ 에서는 언더컷이 존재하지 않았다. 이는  $P_{cor.}$ 을 -로 변화시켰을 때, 용접시 동일 시간동안 용융금속에 작용하는 펄스의 수가 많아지기 때문에 입열량이 증가하고, 이 때 더욱 많은 입열량의 투입으로 인해 용융금속의 표면장력이 감소하여 유동성 좋아지므로 비드양단의 언더컷 면적이 감소하는 것으로 생각된다. 또한 많은 입열량으로 인해 용융금속과 모재사이의 젖음성이 좋아져 비드양단에 융합불량이 발생하지 않았다.

이러한 결과를 통해  $P_{cor.}$ 이 “-”로 변화함에 따라 비드폭 및 덧살 높이는 뚜렷한 경향을 나타내지 않았지만, 언더컷의 면적은 감소하는 경향을 나타냈다.  $P_{cor.} = -5$ 에서는 이면비드가 더욱 안정되고 균일하게 형성되었으며, 비드 양단에 언더컷 및 융합불량이 존재하지 않았다. 따라서 안정된 이면비드 및 결함이 발생하지 않았던 6 kW, 360 A, 1.75 m/min, -10%,  $P_{cor.} = -5$ 의 조건이 10 mm두께의 AH36 맞대기 용접시 최적의 조건으로 판단된다.

AH36(10 mm <sup>t</sup> ); $P=6$ kW, $I=360$ A, $v=1.75$ m/min, $V=-10$ %, $f_d=-4$ mm, $D_{LA}=3$ mm, $\alpha=60$ °, $G_s=Ar+CO_2$ (20 $\ell$ /min), $G_{sb}=Ar$ (15 $\ell$ /min)						
$P_{cor.}$	0	-1	-2	-3	-4	-5
Bead						
Front bead appear.						
Back bead appear.						
Cross section						

Fig. 4.60 Front and back bead appearance and cross section of weld with pulse correction in AH36 by hybrid welding

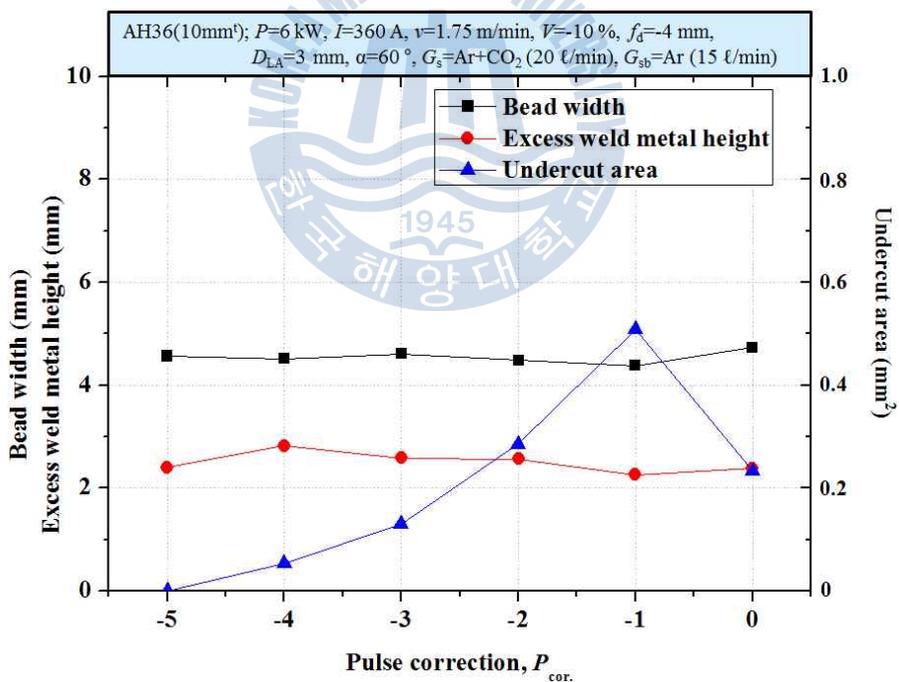


Fig. 4.61 Variation of penetration characteristic with pulse correction in AH36 by hybrid welding

## 4.5 용접부의 기계적 성질 및 조직적 특성

### 4.5.1 용접부의 경도분포

두께 8 mm의 SS400과 두께 10 mm의 AH36의 맞대기 용접시 최적 조건에서 얻어진 용접부의 기계적 성질을 평가하기 위해 경도측정을 실시하였다. 경도측정은 마이크로 비커스 경도기를 사용하여 용접부, 열영향부 및 모재의 경도를 측정하여 각 부위의 기계적 성질을 파악하였다. 경도는 아크영역의 중심과 레이저 영역의 중심에서 폭 방향으로 측정하기 위해 SS400의 경우 용접부의 표면에서 1 mm 떨어진 부분과 5 mm 떨어진 부분에 대해 측정하였으며, AH36의 경우에는 표면에서 1.8 mm와 7 mm 떨어진 부분에서 각각 측정하였다. 또한 SS400 및 AH36에 대해 아크영역 및 레이저영역의 용접부 경도특성을 알아보기 위해 용접부 상부에서 하부로 종방향 측정을 실시하였다. 하중은 압흔의 크기를 고려하여 980.7 mN으로 설정하였으며, 10초의 유지시간을 가졌다. 측정 간격은 횡방향 측정의 경우 200  $\mu\text{m}$ , 종방향 측정의 경우 400  $\mu\text{m}$ 로 설정하여 경도분포를 나타내었다.

Fig. 4.62는 맞대기 용접된 SS400의 경도분포를 나타낸다. 모재의 경도는 150~170 Hv, 아크 영역에서의 열영향부 경도는 200~260 Hv이며, 용접부의 경도는 250~270 Hv를 나타낸다. 레이저 영역에서의 경도 측정값은 열영향부 200~220 Hv, 용접부 270~300 Hv이다. 아크 영역과 레이저 영역에서의 열영향부 경도값은 모재보다 높은 값을 나타냈으며, 용접부 부근에서 모재방향으로 점차 경도가 감소하는 경향을 나타냈다. 이는 용접시 모재와 가까운 열영향부에서는 재결정이 일어나고, 용접부와 가까운 열영향부에서는 용접열에 의해 조직의 변화가 일어나기 때문으로 사료된다. 종방향 경도 측정값을 보면 레이저 영역에서의 용접부 경도값이 아크 영역보다 높은 것을 확인할 수 있다. 이는 레이저 영역에서는 오직 레이저만이 직접적으로 작용하므로 아크 영역에 비해 상대적으로 응고 속도가 빨라 결정립이 미세하게 되어 경도값이 다소 상승하는 것으로 생각된다.

Fig. 4.63은 AH36의 경도분포를 나타내며, 모재의 경도는 200 Hv로 SS400에 비해 높은 경도값을 나타내는데, 이는 AH36의 경우 모재의 조직 및 합금원소 첨가로 인해 경도가 높은 것으로 생각되며, 동일한 이유로 아크 영역에서의 용

접부의 경도 또한 270~310 Hv로 SS400에 비해 높게 나타났다. 아크 및 레이저 영역의 열영향부 경도값은 250~400 Hv로 최대 경도값이 용접부에 비해 높게 나타났다. 이는 더욱 높은 레이저 출력 및 용접 전류를 사용함으로써 많은 입열로 인해 용접부 근방의 열영향부에서 다량의 오스테나이트 결정립이 형성됨과 동시에, 합금원소 중 오스테나이트 안정화 원소인 Mn이 첨가됨으로써 저온상의 분율이 높아졌기 때문으로 생각된다. 용접부에 대한 종방향 경도 측정값을 보면 레이저 영역에서의 경도값이 아크영역보다 더욱 높게 나타나는 것을 확인할 수 있는데, 이는 SS400과 동일한 이유로 판단된다.

이와 같은 경도값을 살펴본 결과, SS400에서의 용접부 경도는 열영향부보다 높은 것을 확인할 수 있었으며, AH36에서는 이와 반대로 열영향부의 최대 경도값이 열영향부보다 더욱 높게 나타나는 것을 알 수 있었다. 두 재료 모두 레이저 영역에서의 용접부 경도값은 아크영역보다 높은 것을 확인할 수 있었다.



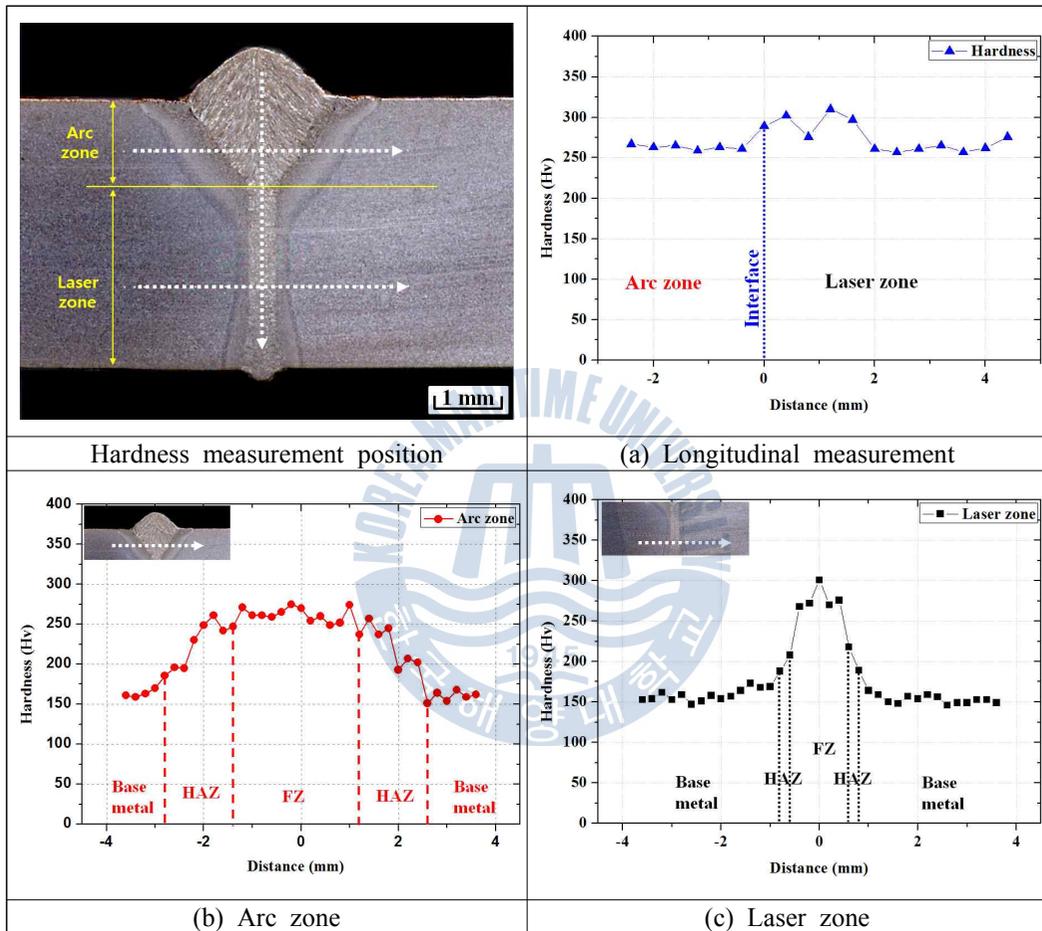


Fig. 4.62 Hardness distribution of SS400

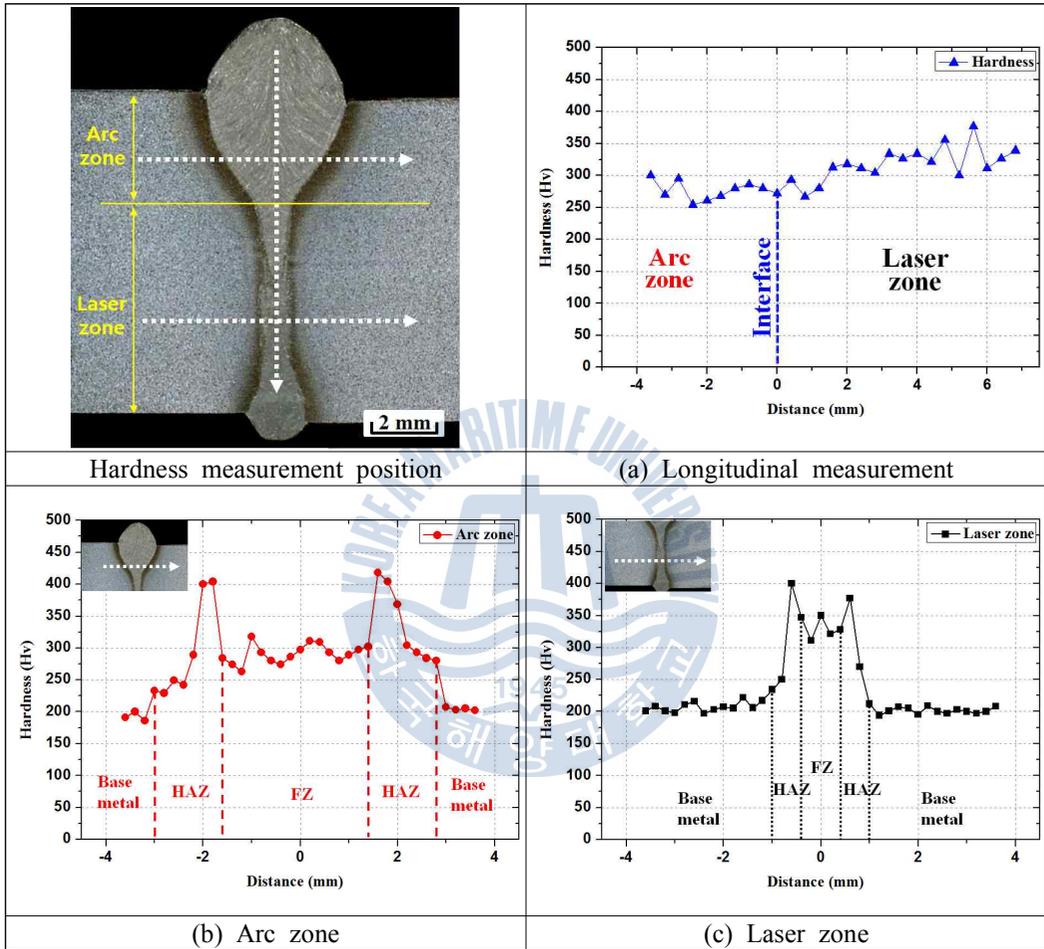


Fig. 4.63 Hardness distribution of AH36

#### 4.5.2 용접부의 미세조직

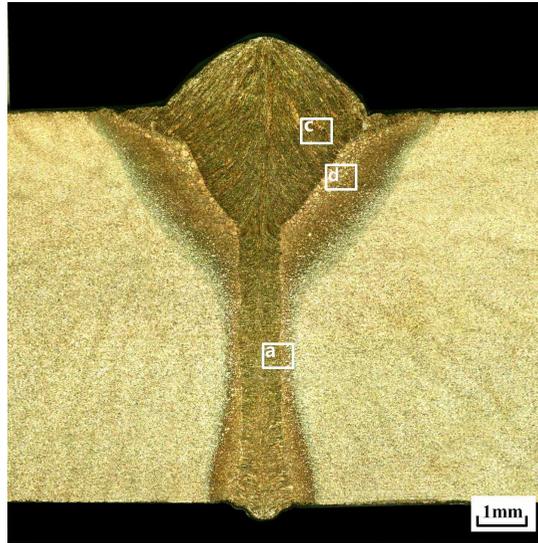
하이브리드 용접한 SS400 과 AH36은 아크 영역, 레이저 영역으로 나누어 각 영역에서의 용접부 및 열영향부에 대해 광학현미경을 사용하여 미세조직을 관측하였다. Fig. 4.64는 SS400의 미세조직을 나타낸 것으로, 모재는 대부분 페라이트로 구성되어 있으며 소량의 펄라이트 조직이 존재하였다. 아크 영역과 레이저영역의 용융부는 열영향부와 용융부의 경계면으로부터 성장한 덴드라이트 조직을 나타내고 있으며, 아크 영역에서의 덴드라이트가 레이저 영역보다 더욱 성장한 것을 확인할 수 있다. 이는 아크의 많은 입열량으로 인해 덴드라이트가 성장할 시간이 길어지기 때문으로 사료되며, 레이저 영역에서는 아크가 직접적으로 작용하지 못하고 레이저가 주로 작용하기 때문에 응고속도가 상대적으로 빨라 덴드라이트 크게 성장하지 못하는 것으로 사료된다. 또한 용접열에 의해 용융부에서 모재방향으로 열영향부가 형성된 것을 확인할 수 있다. 이러한 열영향부는 최고 가열 온도에 따라 결정립이 조대한 영역과 결정립이 미세한 영역로 나눌 수 있다. 아크 영역에서의 조대화 된 HAZ를 보면, 페라이트와 베이나이트 그리고 소량의 마르텐사이트 구성된 것을 확인할 수 있다. 레이저 영역에서의 조대화 된 HAZ는 레이저의 높은 에너지 밀도로 인해 아크 영역에 비해 상대적으로 HAZ에 투입되는 입열량이 적어 결정립의 오스테나이트화가 덜 일어나기 때문에 아크 영역과 비교하여 저온상 조직의 비율이 적었다. 미세화 된 HAZ에서는 결정립 미세화에 의한 강화효과로 인해 모재보다 경도가 높았으며, 조대화 된 HAZ에서는 마르텐사이트, 베이나이트와 같은 저온상 조직의 존재로 인해 모재보다 경도가 높고, 최대 경도값이 용접부와 유사한 것으로 사료된다.

Fig. 4.65는 AH36의 미세조직을 나타낸 것으로, 모재는 페라이트와 펄라이트로 구성되어 있으며, SS400에 비해 펄라이트 조직의 비율이 높았다. 아크 영역 및 레이저 영역의 용접부는 SS400과 동일하게 모두 덴드라이트 조직을 나타내고 있으며, 아크 영역에서의 덴드라이트 조직이 더욱 성장한 것을 확인할 수 있다. 아크 영역의 조대화 된 HAZ는 SS400과 동일하게 마르텐사이트와 베이나이트 및 페라이트 조직으로 구성되어 있지만, 마르텐사이트 비율이 SS400에 비해 높은 것을 확인할 수 있다. 이는 합금 원소 중 오스테나이트 안정화 원소인 Mn의 영향으로 사료되며, Mn과 같은 오스테나이트 안정화 원소는 CCT-diagram

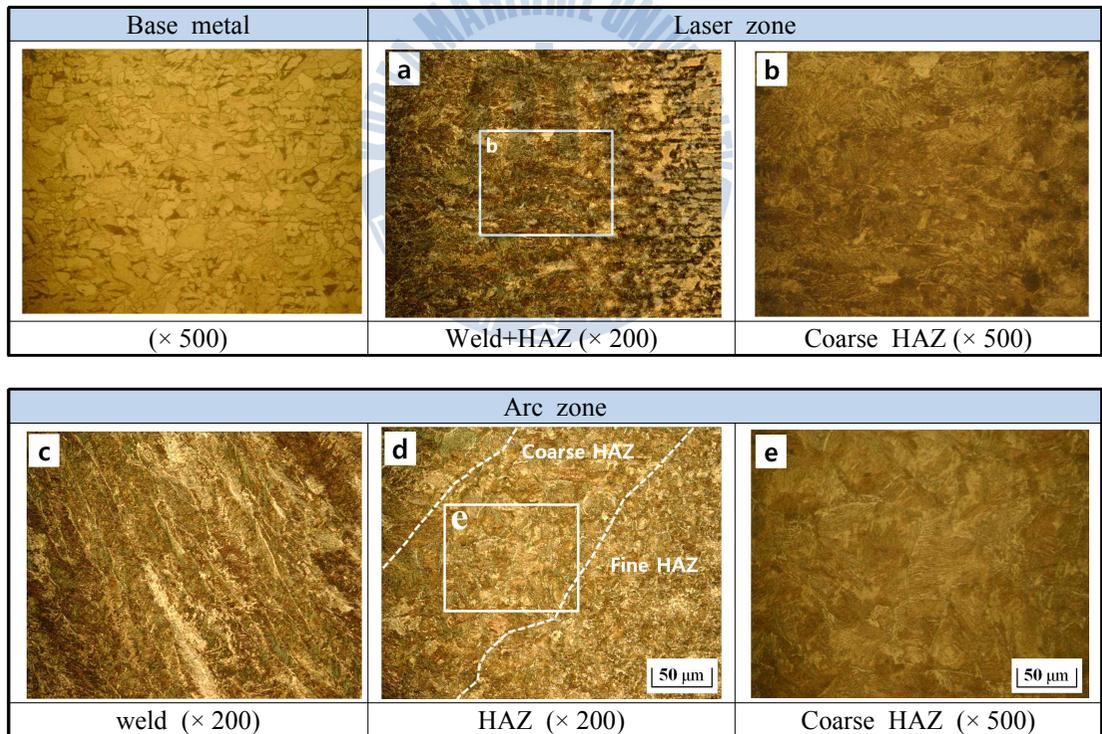
의 전체 곡선을 긴 시간대로 옮기고, 오스테나이트-페라이트 변태온도를 낮춰 동일 냉각 조건에서 침상 페라이트나 베이나이트, 마르텐사이트와 같은 저온상의 분율을 높이기 때문에 강도가 높아진 것으로 사료된다. 또한 레이저 영역에서의 열영향부도 이러한 오스테나이트 안정화 원소의 작용으로 인해 조대화 된 HAZ에서의 저온상 분율이 높아져 최대 경도값이 아크 영역과 유사한 것으로 생각된다.

이러한 결과를 통해 용접부 및 열영향부의 기계적 특성은 미세조직에 따라서 결정이 되고 그 미세조직은 입열량에 의한 냉각속도, 합금 원소의 성분 등에 의해 결정이 되는 것을 알 수 있다. 따라서 이러한 모재 및 조직에 따른 강도 변화에 대해 알아보기 위해 인장시험을 실시하였다.



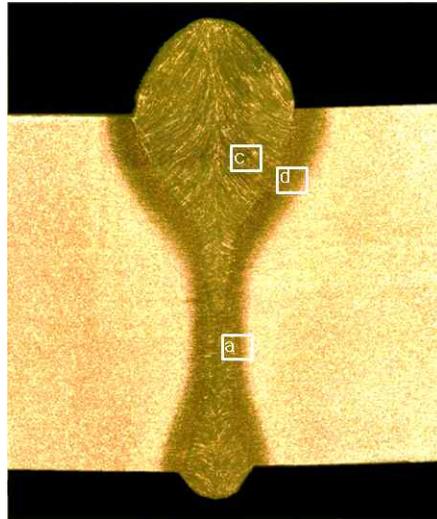


(a) Cross section

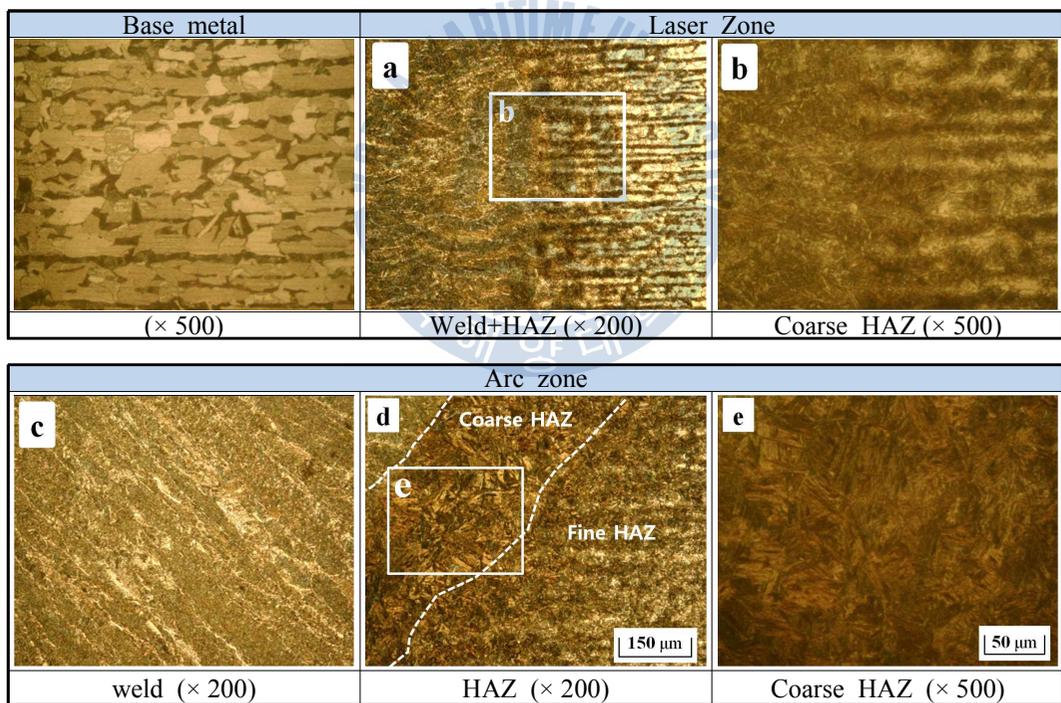


(b) Microstructure

**Fig. 4.64** Cross section and microstructure in weld of SS400



(a) Cross section



(b) Microstructure

**Fig. 4.65** Cross section and microstructure in weld of AH36

### 4.5.3 용접부의 인장특성

용접부의 강도를 평가하기 위하여 맞대기용접 한 8 mm 두께의 SS400 및 10 mm의 AH36 시험편에 대해 인장시험을 실시하였다. Fig. 4.66은 SS400의 인장 시험에 의한 파단형태를 나타내고 있으며, 모재에서 파단이 발생하였다. 이는 용접부와 열영향부의 경도가 상대적으로 높고 유사하기 때문에 상대적으로 경도가 낮은 모재에서 파단 되었으며, Fig. 4.67의 SEM 사진을 통해 연성 파단이 일어난 것을 알 수 있다. Fig. 4.68은 모재와 용접시험편의 응력-변형 곡선(stress-strain curve)을 나타내며, Table 4.1는 인장시험 결과를 나타낸다. 용접 시험편의 인장강도 및 항복강도 값은 모재와 유사한 값을 나타내었다. 모재의 연신율은 43.24 %로 용접 시험편 34.55 %보다 낮은 값을 나타내었는데, 이는 용접된 시험편의 경우 용접부 및 열영향부에 존재하는 경한 조직으로 인해 연성이 부족하여 연신율이 낮은 값을 나타내는 것으로 생각된다.

Fig. 4.69는 AH36의 인장시험편의 파단형태를 나타낸 것으로, 파단은 용접부 부근의 조대화 된 열영향부에서 발생하였다. 이는 조대화 된 열영향부에서 마르텐사이트와 베이나이트의 분율이 높아 경도가 상승하기 때문에 취성이 증가하여 파단이 발생된 것으로 생각된다. Fig. 4.70의 SEM 이미지를 보면, 열영향부에서의 파단은 취성파단(brittle fracture)의 형태를 나타낸다. Fig. 4.71과 Table 4.2는 각각 모재와 용접시험편의 응력-변형 곡선과 측정값을 나타낸 것으로, 용접시험편과 모재는 유사한 항복강도 및 인장강도 값을 나타내었다. 모재의 연신율은 42.58 %로 SS400과 유사한 값을 나타내었지만, 용접시험편은 21.3 %로 SS400의 용접시험편에 비해 낮은 연신율을 나타내었다. 이는 AH36의 경우 조대화 된 HAZ에서 Mn의 영향으로 인해 SS400에 비해 마르텐사이트, 베이나이트와 같은 저온상의 경한 조직의 분율이 높아 연성이 저하되었기 때문으로 생각된다.

인장시험결과, 최적의 조건에서 맞대기 용접된 SS400 및 AH36의 경우 항복강도 및 인장강도의 감소는 나타나지 않았지만, 연신율은 모재에 비해 감소하였으며, AH36의 경우 그 감소폭이 크게 나타났다. 이상의 결과로부터 용접시험편의 강도는 모재와 거의 유사하게 나타나는 것을 알 수 있다.

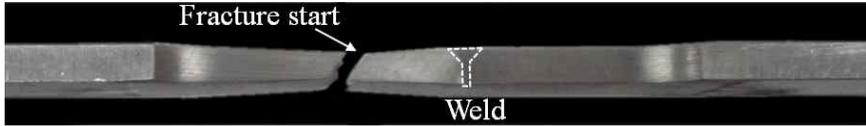
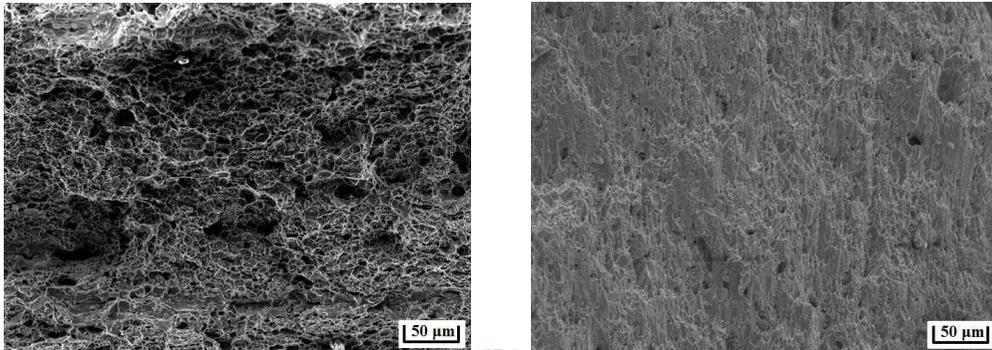


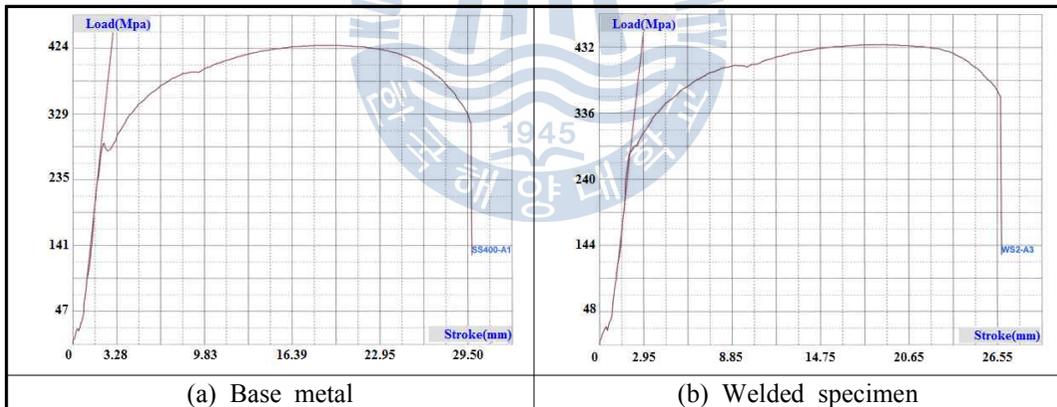
Fig. 4.66 Photograph of fracture shapes in tensile test of SS400



(a) Vertical view

(b) side view

Fig. 4.67 SEM image of fracture shapes in tensile test of SS400



(a) Base metal

(b) Welded specimen

Fig. 4.68 Tensile strength curve of base metal and welded specimen of SS400

Table 4.1 Average tensile test results of base metal and welded specimen

Properties Specimen	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)
Base metal	428.55	282.92	43.42
Welded specimen	438.95	285.19	34.55

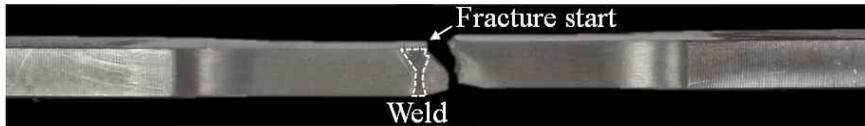
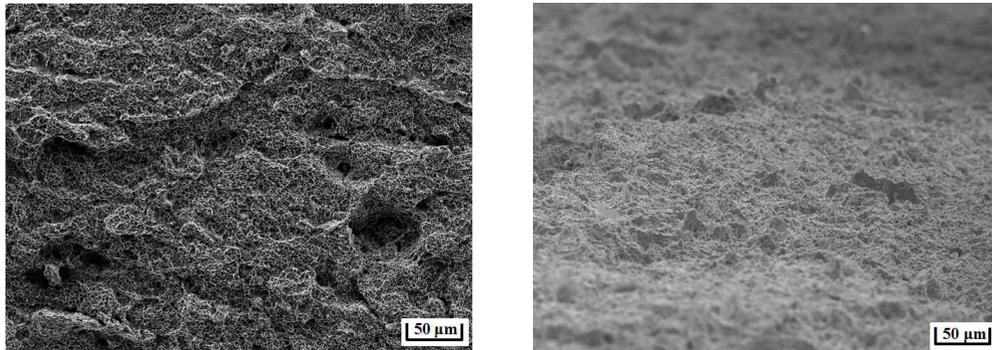


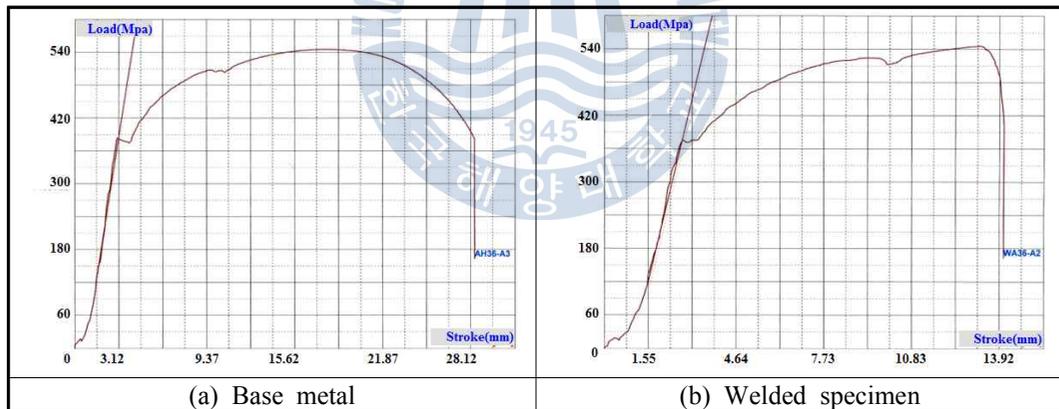
Fig. 4.69 Photograph of fracture shapes in tensile test of AH36



(a) Vertical view

(b) side view

Fig. 4.70 SEM image of fracture shapes in tensile test of AH36



(a) Base metal

(b) Welded specimen

Fig. 4.71 Tensile strength curve of base metal and welded specimen of AH36

Table 4.2 Average tensile test results of base metal and welded specimen

Properties Specimen	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)	Elongation (%)
Base metal	530.71	361.67	42.58
Welded specimen	538.97	368.42	21.3

## 5. 결 론

본 연구에서는 디스크 레이저-MIG 하이브리드 열원을 일반구조용강 SS400에 적용하여 열원과 재료와의 상호작용을 검토한 후, 그 결과를 바탕으로 조선용 강판 AH36에 적용함으로써 맞대기 용접시의 최적조건을 도출하였다. 다음에 그 결과를 정리한다.

1. SS400의 MIG 용접시 용접모드에 따른 용입 특성을 비교한 결과, 비교적 용입이 깊은 스탠다드 및 펄스 용접모드가 적합하지만, 상대적으로 더 큰 어스펙트 비의 용접부를 얻을 수 있고 열영향부의 크기도 좁게 형성되는 펄스 용접모드가 하이브리드 용접시 더욱 적합하다고 판단하였다.
2. 아크 용접시 실드가스 종류가 용접부에 미치는 영향을 조사한 결과, Ar + CO<sub>2</sub>의 혼합가스를 사용한 경우, Ar 및 He을 사용하였을 때보다 더욱 깊은 용입 및 균일한 비드를 얻을 수 있었으며, 언더컷의 결함 역시 발생하지 않았다.
3. SS400에 대한 레이저 용접 및 하이브리드 용접시 비초점 거리에 따른 용입 특성을 비교하였을 때, 하이브리드 용접의 경우 아크의 작용으로 인해 가장 깊은 용입을 나타내는 비초점 거리가 레이저에 비해 시편 내부에 위치하였다. 건전한 비드를 형성하면서 용입 깊이도 어느 정도 깊은 특성을 갖는 비초점 거리는 하이브리드 용접시  $f_d = -3$  mm, 레이저 용접시는  $f_d = -2$  mm였다. 또한 8 mm로 동일한 두께의 SS400과 AH36의 경우 유사한 용입 특성을 나타내었다.
4. 하이브리드 용접시 전면 및 이면의 실드가스 유량이 미치는 용접성의 영향을 조사한 결과, 전면 실드가스 유량 20 l/min, 이면 실드가스 유량 15 l/min의 조건에서 결함 없이 안정적인 용접부를 얻을 수 있었다.
5. SS400에 대해 하이브리드 용접시 공정변수에 따른 비드용접 결과,  $D_{LA} = 3$  mm에서 안정된 용입 특성을 나타냈으며, 전류를 360 A이상으로 증가시켰을 때에는  $D_{LA}$ 를 증가시킬수록 전면에 험핑 비드가 억제되는 경향을 나타내었다.

다. 용접전압 변화를 통해 용입 깊이 및 비드폭의 조절이 가능하였으며, 펄스 형상의 조절을 통해 미려한 비드의 형성이 가능하였다. 두께 8 mm SS400의 경우  $P=5$  kW, 6 kW의 출력에서 관통용접이 이루어지는 것을 확인하였으며, 두께 10 mm의 AH36은 두께의 증가로 인해  $P=6$  kW로 설정하였다.

6. SS400의 맞대기 용접 결과, 레이저 출력  $P=5$  kW, 용접전류  $I=300$ A, 용접 속도  $v=2.25$  m/min, 비초점 거리  $f_d=-3$  mm, 레이저 아크간 거리  $D_{LA}=3$  mm의 조건에서 결함 없이 접합이 가능하였다. AH36의 경우에는 아크 길이 및 펄스컬렉션 변화를 통해 언더컷의 억제가 가능하였으며,  $P=6$  kW,  $I=360$  A,  $v=1.75$  m/min,  $f_d=-4$  mm,  $D_{LA}=3$  mm,  $-10\%$ ,  $P_{cor.}=-5$ 가 최적의 조건으로 판단된다.
7. SS400 및 AH36에 대한 용접부를 아크 영역과 레이저 영역으로 나누어 경도를 측정하였으며, 두 소재의 경도분포를 비교한 결과, SS400의 경우 아크 및 레이저 영역 모두 HAZ에서의 최대경도 값이 용융부와 비슷하였으나, AH36강의 경우 HAZ에서의 최대 경도가 용융부보다 더 높게 나타났다.
8. 용접부의 미세조직 관찰 결과, SS400과 AH36 모두 용접부는 덴드라이트 조직이 관찰되었고, HAZ는 결정립의 조대화 영역과 미세화 영역으로 구성되었다. SS400의 조대화 된 HAZ에서는 베이나이트와 펄라이트, 마르텐사이트 및 페라이트의 조직이 관찰되었다. AH36은 마르텐사이트와 베이나이트의 조직을 나타냈으며, SS400에 비해 저온상 조직의 분율이 더 높았다.
9. 레이저-아크 하이브리드 용접을 이용하여 두께 8 mm의 SS400은  $v=2.25$  m/min, 두께 10 mm의 AH36은  $v=1.75$  m/min까지의 속도로 결함 없는 원패스 용접이 가능하였으며, 용접부는 모재와 비교하여 기계적 물성이 유사하게 나타났다. 따라서 조선용 강판의 용접에 레이저-아크 하이브리드 열원을 적용한다면 기존의 방식 대비 획기적인 생산성 향상이 기대된다.

## 참고 문헌

1. 김형식. "레이저 하이브리드 용접 기술의 조선 적용성 연구", 대한용접·접합학회지 제22권 제2호(2004), 19-22
2. Dilthey U and Reich F, "Applications of the laser-GMA hybrid welding process in steel and aluminium vehicle construction", Proc. 2nd International WLT-conference on Lasers in Manufacturing (2003), 157-163
3. 채현병, "선박 상부데크의 버트용접에서 갭 대응력 향상을 위한 레이저-아크 하이브리드 용접공정 개발", 한양대학교 박사학위논문(2007)
4. Anon, "Laser-MIG process for automotive industry", Industrial Robot: An International Journal 31 (2004), 82-86
5. 김철희, "하이브리드 용접기술", 한국정밀공학회지 제25권 제9호(2008), 27-31
6. Mahrle A, Beyer E, "Hybrid laser beam welding -classification, characteristics and applications", Journal of Laser Applications 18(3) (2006), 169-180
7. Kohei ono, Zhonghie Liu, Tesuo Era, Toshiro Uezono, Tomoyuki Ueyama, Manabu Tanaka, Kazuhiro Nakata, "development of a plasma MIG welding system for aluminium", Journal of Light Metal Welding and Constructin 46(11) (2008), 501-505
8. R.Killing, 황선효, 정재필, 박영조, "MAG 용접시 보호 가스 조성변화에 의한 용접 특성 변화 및 원가질감", 대한용접학회지, 12-1, 1994.
9. 박송춘, 라규환, "일본에 있어서 퍼지제어 용접기의 현상과 동향", 대한용접학회지, 112-1, 1994.
10. 溶接學會 : 接合·溶接便覽, 丸善株式会社, 1990
11. J.H. Waszink, L.H.J. Graat, "Der Einflues der Sasstroemung auf die Tropfenablosung beim Plasma-MIG Scheisseu", Grosse Schweisstechnische Tagung, DVS Berichte, 1977.
12. G.B. Melton, "Validation of arc welding equipment", Welding and Metal Fabrication, Jan/Feb, 1993, 42
13. J.F. Lancaster, "Physics of Welding Arc", Pergamon Press, 1985
14. 고진현, 김광수, 김정한, 방국수, 연윤모, 이보영, 이상을 공역, "신용접공학", (주) 피어슨 에듀케이션 코리아, 2002
15. 조상명, "펄스 아크용접에 있어서 파형 제어와 용접 특성", 대한용접·접합학회지 제21권 제1호, pp. 27-34, 2003.
16. W.M Steen, "Laser Material Processing", Springer, 1998

17. 矢島達夫, 霜田光一, “新版ハンドブック, 朝倉書店, 1997
18. 川澄傳通, “レーザー加工技術”, 日刊工業新聞社(1986)
19. 最新レーザー加工技術總覽編集委員會, “新レーザー加工技術總覽”, 産業技術サービスセンター, 1994
20. 김도훈, “레이저가공학”, 경문사, 2005
21. C. Dawes, “Laser Welding-A Practical Guide”, Abington Publishing, 1992
22. I.M Norris, “Study of the use of argon and helium for plasma control and shielding when laser welding, TWI Report, No. 399, 1989
23. C. Ferlito, S.T. Riches, “The influence of plasma control gases on laser weld quality in C-Mn steel, TWI Report, No. 477, 1993
24. E. Emmelmann, S. Lunding, “High power disk laser technology design and potential for laser macro applications,” ICALEO, Section D, 2002
25. T. Morris, K. Mann, “Disk laser enables application advancements, ICALEO, Section Fiber & Disc Lasers, 2004
26. 望月 仁, “レーザーの基礎と應用”, 丸善株式会社, 1986
27. 池田正幸, “レーザープロセス技術ハンドブック, 朝倉書店, 1992
28. 難波進, “レーザープロセッシング”, レーザー學會編, 1990
29. W. Koechner, “Solid-State Laser Engineering”, Springer, 1999
30. C.B. Hitz, “Understanding Laser Technology”, Pennwell Books, 1991
31. M. J. Weber, “Handbook of Lasers”, CRC Press, 2011
32. J. F. Ready, “LIA Handbook of Laser Materials Processing”, Laser Institute America, 2000
33. N. Anscombe, “Thin-disc Yb:YAG lasers”, Reprinted from the November 2002 issue of Photonics Spectra, Laurin Publishing, 2002
34. 김종도, 김영식 공저, “알기쉬운 용접·접합공학”, 다솜출판사
35. 이목영, 김기철, 권영각, “Nd:YAG 레이저-아크의 하이브리드용접 기술”, 대한용접·접합학회지 제22권 제1호(2004), 26-30
36. ZhiyongLi, WeiWang, XuyouWang, HuanLi, "A study of the radiation of a Nd:YAG laser-MIG hybrid plasma", Optics & Laser Technology 42 (2010), 132-140
37. Giovanni Tani, Giampaolo Campana, Alessandro Fortunato, Alessandro Ascari, "The influence of shielding gas in hybrid LASER-IG welding", Applied Surface Science 253 (2007), 8050-8053
38. Jens Klæstrup Kristensen, "Recent Trends in Laser Based Welding of Structural Steels as well as Properties of Hybrid YAG-Laser/MAG Welds", Force Technology, Denmark

39. Ming Gao, Shuwen Mei, Zemin Wang, Xiangyou Li, Xiaoyan Zeng, "Process and joint characterization of laser-MIG hybrid welding of AZ31 magnesium alloy", *Journal of Materials Processing Technology*, 212(2012), pp. 1338-1346
40. Andersen M, Jensen A, "hybrid Nd:YAG laser MIG welding in aluminium", *Proc. 8th Nordic conference on Laser Materials Processing (2001)*, 371-380
41. Sepold G, thomy C, Seefeld T, Schilf M, Vollerten F, Hoffmann R, "CO<sub>2</sub> laser GMA hybrid welding - aspects of research and industrial application", *Proc. 2nd International WLT-conference on Lasers in Manufacturing 2003 (2003)*, 149-156
42. Staufer H, "Laser Hybrid welding and Laser Brazing : state of the art in technology and practice by the examples of the Au $\phi$  A8 and VW-Phaeton", *Proc. 3rd International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing 2005(2005)*, 203-208
43. Thomy C, Seefeld T, Voiertsen F, "Laser GMA hybrid welding with various laser systems", *IIW Doc. XII-1843-05 (2005)*
44. Duley W W, "Laser welding", New Jersey, John Wiley & Sons. (1999)
45. Kanatey-Asibu Jr., "Principles of Laser Materials Processing", Wiley.
46. Sugino, Tsukamoto, Nakamura, "Fundamental Study on Welding Phenomena in Pulsed Laser-GMA Hybrid welding", *International Congress on Applications of Lasers and Electro-Optics, USA. Laser Institute of America*, pp.108-116, 2005.
47. Fellman, "The effects of some variables on CO<sub>2</sub> laser-MAG hybrid welding", *D.Sc. Technology Thesis. Lappeenranta, Lappeenranta University of Technology*.
48. SHIN Minhyo, MURAKAMI Takahiro, NAKATA Kazuhiro, "Parametric Study on One Pass Fully-Penetrated Weld Bead Formation in Horizontal Fillet Weld T-joint by Fiber Laser-MAG Arc Hybrid Welding for Tick Steel Plate", *Journal of The Japan Welding Society*, Vol. 29, No. 3, pp. 174-180, 2011
49. Liu S., Hong Z., Yan S., "Analysis of droplet transfer mode and forming process of weld bead in CO<sub>2</sub> laser-MAG hybrid welding process", *Optics and Laser Technology*, 44(4), pp. 1019-25, 2012.
50. Chen, Lei Z., "Experimental study on welding characteristics of CO<sub>2</sub> laser TIG hybrid welding process", *Science and Technology of Welding and Joining*, 11(4), pp. 403-411, 2006.
51. Kuang-Hung Tseng, "Performance of activated TIG process in austenitic stainless steel welds", *Journal of Materials Processing Technology*, 211(2011), pp. 503-512

52. SHIN Minhyo, NAKATA Kazuhiro, "Weld bead formation by a 10kW class high power fiber laser on 16mm thickness carbon steel plate", Journal of The Japan Welding Society, Vol. 39, No. 1, pp. 33-38, 2010
53. Jing-bo Wang, Hitoshi Nishimura, Kouji Fujii, "Study of improvement of gap tolerance in laser MIG arc hybrid welding of aluminium alloy", Journal of Light Metal Welding and Construction, Vol. 46, No. 10, pp. 447-458, 2008
54. SHIN Minhyo, NAKATA Kazuhiro, "Study on Weld Bead Formation with Square-Groove Butt joint by 10kW Class Fiber Laser-MAG Arc Hybrid Welding", Journal of The Japan Welding Society, Vol. 29, No. 3, pp. 181-186, 2011



## 감사의 글

제 인생에 있어 2년이라는 대학원 생활은 저 스스로를 다시 한번 돌아볼 수 있었던 소중한 시간이었습니다. 돌이켜보면 쉽지 않은 대학원 생활동안 어렵고 힘든 일과 고비도 있었지만 이 또한 제가 성장하는데 있어 하나의 성장통으로 작용할 것으로 확신합니다. 그동안 이 논문이 완성되기까지 여러 방면으로 많은 도움을 주신 분들께 감사의 인사를 전하고자 합니다.

먼저, 타 학교 출신인 부족한 저를 아무런 의심 없이 믿어주시고 학문뿐 아니라 세상을 살아가는데 있어 진심어린 조언을 해주신 김종도 지도교수님께 머리 숙여 감사드립니다. 바쁘신 가운데 논문을 심사해주시고 열정적인 수업으로 많은 가르침을 주신 이명훈 교수님과 다리가 불편하심에도 불구하고 세심하게 부족한 제 논문을 지도 및 심사해주신 강호근 교수님께도 감사드립니다.

다음으로, 부족한 저희 때문에 실험실 일을 도맡아 하신다고 매일 밤을 지새우며 고생하시는 뿌리 깊은 나무 무근이형, 그리고 이제는 꿈꾸던 연구원 되어 떼돈을 벌게 될 소영이, 궁금증이 많고 항상 열심히 하는 예외적인 대구여자 은진이, 조금씩 배워가는 재미를 느끼고 있는 건방진 시골청년 지성이에게 고마운 마음을 전합니다. 그리고 학문에 대한 끝없는 열정으로 학생 모두에게 귀감이 되어주신 오재환 선배님, 조규장 선배님, 김평수 선배님, 문찬희 선배님, 오상진 선배님, 석종민 선배님께도 진심으로 감사드립니다. 공부 및 진로에 있어 많은 도움을 주신 창제형, 수진이 누나, 정한이형, 명섭이형, 김태훈 선배님께도 감사의 인사를 전합니다.

그리고 본 연구에 있어 물심양면으로 도와주신 레이저 기술지원 센터에 서정 센터장님, 박인덕 박사님, 이광현 박사님, 고혜임 연구원님께도 감사드립니다. 대학원 생활 중 이야기 친구가 되어준 재욱이형, 약주하시고 새벽에 와서 저를 깨우는 준무형, 유식한 경민이형, 신입생 성화에게 고마운 마음을 전합니다. 그리고 현석, 수형, 용희, 금미, 은혜, 민선이 그리고 물리과 대한이형, 병철이형, 승준, 은수형, 성욱이형, 선진이형, 재호 형님께도 연락은 자주 못했지만 감사드립니다.

마지막으로 항상 나에게 큰 힘이 되어주던 세상에서 가~장 이쁘고 착한 우리 인혜, 항상 아들을 믿어주셨던 부모님, 그리고 아직은 철없는 우리 동생 민훈이에게 사랑한다는 말씀을 전하고 싶습니다.

지면 관계상 언급하지는 못하였지만 지금까지 많은 도움을 주신 모든 분들께 감사의 말씀을 드립니다.

2015년 2월  
명기훈