



2009년 2월 박사학위논문

# 연속파형 Nd:YAG 레이저를 이용한 고온구조용 합금강의 표면경화열처리 및 용접 특성에 관한 연구

조선대학교 대학원

정밀기계공학과

신 호 준

2009년2월 박사학위논문 연속파형 N **d**: Y A표 G면 레경 이저를 이용한 고온구조용 ·성에 관한 연 구 신 호 준

# 연속파형 Nd:YAG 레이저를 이용한 고온구조용 합금강의 표면경화열처리 및 용접 특성에 관한 연구

A Study on the Characteristics of Surface Hardening and Welding for High Temperature Structural Steels by CW Nd:YAG Laser

2009년 2월 25일

조선대학교 대학원

정밀기계공학과

신 호 준

# 연속파형 Nd:YAG 레이저를 이용한 고온구조용 합금강의 표면경화열처리 및 용접 특성에 관한 연구

#### 지도교수 유 영 태

이 논문을 공학 박사학위신청 논문으로 제출함

2008년 10월

조선대학교 대학원

정밀기계공학과

신 호 준

## 신호준의 박사학위논문을 인준함

위원장	한국해양대학교	교 수	김 종 도	(인)
위 원	자동차부품연구원	책임연구원	이 춘 범	(인)
위 원	조 선 대 학 교	교 수	장 우 양	(인)
위 원	조 선 대 학 교	교 수	이 동 기	(인)
위 원	조 선 대 학 교	교 수	유 영 태	(인)

2008년 12월

## 조선대학교 대학원

목 치	Ի
-----	---

제	1장서 론1	
	1.1 연구배경1	
	1.2 연구동향	
	1.3 연구목적 및 내용	
제	2 장 이론적 배경	
	2.1 연속파형 Nd:YAG 레이저의 발진원리와 특성23	
	2.1.1 연속파형 Nd:YAG 레이저의 발진원리	
	2.1.2 연속파형 Nd:YAG 레이저의 특성	
	2.2 레이저 표면경화	
	2.3 레이저 보수용접	
	2.4 레이저 용접	
제	3 장 실험 장치 및 방법	
	3.1 실험재료 및 연속파형 Nd:YAG 레이저 장치	
	3.1.1 실험재료	
	3.1.2 연속파형 Nd:YAG 레이저 장치61	
	3.2 실험방법	
	3.2.1 금형강의 레이저 표면경화62	
	3.2.2 금형강의 레이저 보수용접67	
	3.2.3 니켈합금의 이종금속 레이저용접	
	3.2.4 마모·마찰실험	
	3.2.5 실험분석 장비 및 분석	

제 4 장 실험결과 및 고찰
4.1 금형강의 레이저 표면경화 특성
4.1.1 플라스틱성형용 금형강의 표면경화
4.1.1.1 표면경화용 광학계의 초점길이(f)변화에 따른 에너지흡수 특성 … 87
4.1.1.2 표면경화부의 입열량과 경화표면 온도 특성
4.1.1.3 레이저 표면경화층의 경도분포 특성102
4.1.1.4 레이저 표면경화부의 미세조직 특성107
4.1.1.5 레이저 표면경화부의 마모・마찰 특성 평가
4.1.2 열간금형 공구강의 표면경화
4.1.2.1 표면경화용 광학계의 초점위치(fá)변화에 따른 에너지흡수 특성 … 114
4.1.2.2 표면경화부의 입열량과 경화표면 온도 특성116
4.1.2.3 레이저 표면경화층의 경도분포122
4.1.2.4 레이저 표면경화부의 미세조직특성126
4.2 금형강의 레이저 보수용접 특성131
4.2.1 레이저 보수용접부의 종횡비 특성131
4.2.2 레이저용접 공정변수에 따른 금형강의 보수용접성 평가 136
4.3 니켈합금의 이종금속 레이저용접 특성141
4.3.1 동종재질의 맞대기 및 겹치기용접 특성141
4.3.1.1 Hastelloy C-276의 비드용접 특성141
4.3.1.2 Hastelloy C-276의 맞대기용접 특성146
4.3.1.3 Hastelloy C-276의 겹치기용접 특성156
4.3.2 이종금속의 맞대기 및 겹치기용접 특성161
4.3.2.1 이종금속의 맞대기용접 특성161
4322 이존금소의 견치기용전 특선

제	5 장	결	론 …			••••••	 •••••	 197
	5.1 금	형강의	레이기	저 표면경화			 	 197
	5.2 금	형강의	레이기	저 보수용접			 	 200
	5.3 니	켈합금	의 이불	종금속 레이	저용접		 •••••	 201

참	고	문	헌		20	4
---	---	---	---	--	----	---

#### LIST OF FIGURES

Fig.	2-1	A comparison on boltzmann and population inversion distribution25
Fig.	2-2	Energy level diagram of Nd <sup>3+</sup> in YAG
Fig.	2-3	Arc lamp and oscillator of continuous wave Nd:YAG Laser
Fig.	2-4	High laser power is obtained by mounting several cavities in line(continuous wave Nd:YAG laser)
Fig.	2-5	Absorptance of nonferrous metal according to wavelengths
Fig.	2-6	Equilibrium phase diagram of Fe-Fe <sub>3</sub> C
Fig.	2-7	Schematic illustration of laser surface hardening
Fig.	2-8	Time-temperature-transformation curve of 25CrMo3 steel
Fig.	2-9	An example for rearing of defect/abrade parts
Fig.	2-10	) Methods of repair welding
Fig.	2-11	Base metal with (A)defect, (B)unsuitable and (C)suitable groove preparations for repair welding of tools
Fig.	2-12	2 Schematic of laser repair welding
Fig.	2-13	3 Schematic of laser cladding 42
Fig.	2-14	Variation in power density and interaction time with the process of laser $\cdots 48$
Fig.	2-15	5 Schematic view of (a) conduction melt pool and (b) key hole welding mode 49
Fig.	2-16	5 Hydrodynamic phenomena in melt pool during laser welding 49
Fig.	2-17	7 Relation of quality on proper temperature and time metal welding by laser beam; (a) similar metal weld and (b) dissimilar metal weld

Fig.	3-1	Basic structure of focusing optics using surface hardening lens
Fig.	3-2	Configuration of plano-convex lens for laser surface hardening
Fig.	3-3	Basic structure of focusing optics using welding lens
Fig.	3-4	Beam spreading of defocusing methods
Fig.	3-5	Schematic illustration showing the wire feed and laser beam arrangement; (a) wire supply after melting of base metal, (b) repair welding after melting of wire and (c) at once repair welding with wire and base metal
Fig.	3-6	Wall paper concept
Fig.	3-7	Seal fillet weld and spot weld of heat exchanger inlet section75
Fig.	3-8	Schematic diagram of lap welding for similar metal75
Fig.	3-9	Schematic diagram of butt welding for dissimilar metal75
Fig.	3-10	) Schematic diagram of lap welding for dissimilar metal
Fig.	3-11	Mechanical drawings-pin sample
Fig.	3-12	2 Mechanical drawings-small disc sample 80
Fig.	4-1	Variations in bead width with focal length and defocused distance of the plano-convex lens
Fig.	4-2	Thermal signature with focal length and defocused distance of plano-convex lens for surface hardening
Fig.	4-3	Roughness profile of the surface hardened by laser beam irradiation90
Fig.	4-4	Change in bead shape of surface hardening region with beam travel speeds and focal lengths

Fig. 4	4-5	Change in bead shape of surface hardening region with beam travel speeds (F5.8)
Fig. 4	4-6	Comparison of surface bead with laser beam travel speeds(F-5.8)
Fig. 4	4-7	Comparison of surface bead with focal lengths of surface hardening lens 97
Fig. 4	4-8	Variation of surface temperature with distance from the center to surface hardening edge; (a) with plasma and (b) plasma removal
Fig. 4	4-9	Variations of piercing and average surface temperature with beam travel speeds(F-5.8)
Fig. 4	4-10	Variations of surface hardening width and average temperature with beam travel speed(F-5.8)
Fig. 4	4-11	Variations of average surface hardness and surface temperature with beam travel speed(F5.8)
Fig. 4	4-12	Variations of surface temperature on travel speed during the surface hardening (F5.8)
Fig. 4	4-13	Change in micro Vickers hardness value with hardening depth for various focal lengths of surface hardening lens
Fig. 4	4-14	Change in micro Vickers hardness value with the distance from the center on the surface for different focused positions(F-5.8)
Fig. 4	4-15	Change in micro Vickers hardness value with the distance from the center on the surface at different travel speeds(F5.8)
Fig. 4	4-16	Change in micro Vickers hardness distribution and hardened depth with laser beam travel speeds
Fig. 4	4-17	FESEM micrographs of dies steel for plastic molding after laser surface hardening

Fig.	4-18	Element distribution in the laser surface hardening zone ( $P=1,095W$ , $V_{ts}=$ 0.2m/min, $f_d=0mm$ , $f=232mm$ )
Fig.	4-19	EDS spectrum of the laser surface hardening zone 110
Fig.	4-20	Relation between friction coefficient and sliding distance on the laser surface hardening process
Fig.	4-21	Surface groove after friction and wear test
Fig.	4-22	Variations of bead width with defocused distance
Fig.	4-23	Variations of beam area and circumference on specimen surface with defocused distance
Fig.	4-24	Surface bead shape with laser travel speeds
Fig.	4-25	The result of surface temperature monitoring by laser beam irradiation; (a) $V_{\rm ts} = 0.8$ m/min, (b) $V_{\rm ts} = 0.5$ m/min and (c) $V_{\rm ts} = 0.3$ m/min120
Fig.	4-26	Comparison of hardening distribution between laser surface hardening optical system and defocusing method
Fig.	4-27	Change in micro Vickers hardness value with distance from the center on the surface for variation heat input
Fig.	4-28	Optical micrographs of cross-section after laser surface hardening(×40) ···· 128
Fig.	4-29	X-ray diffraction patterns of STD61 steel after laser hardening 129
Fig.	4-30	FESEM micrographs of the heat-affected zone 129
Fig.	4-31	Energy dispersive X-ray spectrum of carbide and martensite 130
Fig.	4-32	Principal repair clad dimensions in cross section
Fig.	4-33	Surface bead shape on laser process parameters

Fig.	4-34	Technological nomogram according to laser powers; (a) clad depth inside the material base/clad height above the work-piece surface and (b) clad depth inside the material base/clad width
Fig.	4-35	Cross section of weld zone after laser repair welding
Fig.	4-36	Comparison of micro Vickers hardness for laser repair welding 139
Fig.	4-37	Geometry of the rectangular cross-section used in the tests 139
Fig.	4-38	Cross-section of plastic mold steel after laser repair welding 140
Fig.	4-39	Variation of heat input of Hastelloy C-276 with welding speeds 144
Fig.	4-40	Variation of melting area of Hastelloy C-276 with welding speeds 144
Fig.	4-41	The aspect ratio of STS304 steel with welding speeds 145
Fig.	4-42	Variation of seam width with laser powers and welding speeds 150
Fig.	4-43	Cross section view of weldment with laser powers and welding speeds (Hastelloy C-276)
Fig.	4-44	Cross section view of weldment with laser powers and welding speeds (STS304)
Fig.	4-45	FESEM micrographs of melting zone after butt welding; (a) $P=1,600W$ , $V_w=2.0m/min$ and (b) $P=1,400W$ , $V_w=1.0m/min$
Fig.	4-46	Stress-strain curves of Hastelloy C-276 with welding speeds 154
Fig.	4-47	Stress-strain curves of Hastelloy C-276 with laser powers 154
Fig.	4-48	Stress-strain curves of STS304 with welding speeds 155
Fig.	4-49	Hardness profile of cross-section(butt welding)

Fig.	4-50	Cross-section area of weld bead after lap welding	158
Fig.	4-51	Stress-strain curves for 1 line lap welding	158
Fig.	4-52	Stress-strain curves of base metal and 2 line lap welding	159
Fig.	4-53	Tensile specimens tested of both 1 line and 2 line lap weldment of Hastelloy-C 276	159
Fig.	4-54	Hardness profile of cross-section for laser welding	160
Fig.	4-55	Cross-sectional view of butt welding after dissimilar metal laser welding; Hastelloy C-276 and SM45C	166
Fig.	4-56	Cross-sectional view of butt welding after dissimilar metal laser welding; Hastelloy C-276 and STS304	166
Fig.	4-57	Change in seam width of dissimilar metal zone with laser powers	167
Fig.	4-58	Aspect ratio of weld zone after laser dissimilar welding	167
Fig.	4-59	Stress-strain curves with laser powers; Hastelloy C-276 and SM45C	168
Fig.	4-60	Stress-strain curves with laser powers; Hastelloy C-276 and STS304	168
Fig.	4-61	Microstructure of weld zone and heat affected zone for Fe-C-Mn steel	169
Fig.	4-62	FESEM micrographs of melting zone( $P$ =800W, $V_w$ =1.0m/min)	174
Fig.	4-63	FESEM micrographs of melting $zone(P=1,000W, V_w=1.0m/min)$	174
Fig.	4-64	FESEM micrographs of melting $zone(P=1,200W, V_w=1.0m/min)$	175
Fig.	4-65	FESEM micrographs of melting $zone(P=1,600W, V_w=1.0m/min)$	175
Fig.	4-66	FESEM micrographs of melting zone( $P=1,800W$ , $V_w=1.0m/min$ )	176

Fig. 4-6	7 FESEM micrographs of melting $zone(P=1,000W, V_w=1.0m/min)$
Fig. 4-6	8 FESEM micrographs of melting $zone(P=1,200W, V_w=1.0m/min)$
Fig. 4-6	9 FESEM micrographs of melting $zone(P=1,400W, V_w=1.0m/min)$
Fig. 4-7	0 Change in aspect ratio after dissimilar metal welds with laser powers 186
Fig. 4-7	1 Relation between laser power and power density in hastelloy C-276 & SM45C and Hastelloy C-276 & STS304
Fig. 4-7	2 Cross-section of lap welding after laser dissimilar metal welds(Hastelloy C-276 and SM45C)
Fig. 4-7	3 Cross-section of lap welding after laser dissimilar metal welds(Hastelloy C-276 and STS304)
Fig. 4-7	5 FESEM micrographs of melting $zone(P=1,600W, V_w=1.0m/min)$
Fig. 4-7	6 FESEM micrographs of melting $zone(P=1,700W, V_w=1.0m/min)$
Fig. 4-7	7 FESEM micrographs of melting $zone(P=1,800W, V_w=1.0m/min)$
Fig. 4-7	8 FESEM micrographs of melting $zone(P=1,900W, V_w=1.0m/min)$
Fig. 4-7	9 Line analysis profile of melting zone(upper part) Hastelloy C-276 & SM45C 191
Fig. 4-8	0 Line analysis profile of melting zone(upper part) Hastelloy C-276 & SM45C 191
Fig. 4-8	1 Change in micro Vickers hardness with distance from the welded surface after laser welding
Fig. 4-8	2 Hardness distribution in the dissimilar welded zone of Hastelloy C-276 & SM45C with distance from the weld center ( $P=1,900W$ , $V_w=1.0m/min$ ) … 192
Fig. 4-8	3 Optical micrographs of welded zone and HAZ for dissimilar metal weld (Hastelloy C-276 & SM45C)

Fig.	4-84	FESEM mcirographs of melting $zone(P=1,500W, V_w=1.0m/min)$
Fig.	4-85	FESEM meirographs of melting $zone(P=1,600W, V_w=1.0m/min)$
Fig.	4-86	FESEM meirographs of melting $zone(P=1,700W, V_w=1.0m/min)$
Fig.	4-87	FESEM meirographs of melting $zone(P=1,800W, V_w=1.0m/min)$
Fig.	4-88	Line analysis of melting zone(upper part) Hastelloy C-276 & STS304 195
Fig.	4-89	Line analysis of melting zone(lower part) Hastelloy C-276 & STS304 196
Fig.	4-90	Line analysis for dendrite structure of melting zone(upper part) Hastelloy C-276 & STS304

#### LIST OF TABLES

Table	1-1 A target machining and industrial field using laser processing
Table	1-2 A recent research of laser surface hardening
Table	1-3 A recent research of laser repair welding
Table	1-4 A recent research of dissimilar metal welding by laser
Table	2-1 Surface reflexibility of metal materials
Table	2-2 Weldability of dissimilar metal
Table	3-1 Chemical compositions of plastic mold steel(wt%)
Table	3-2 Mechanical properties of plastic mold steel
Table	3-3 Chemical compositions of hot work tool steel(wt%)
Table	3-4 Physical properties of hot work tool steel
Table	3-5 Chemical compositions of plastic mold steel(wt%)
Table	3-6 Mechanical properties of plastic mold steel
Table	3-7 Chemical compositions of wire for repair welding
Table	3-8. Chemical compositions of Specimens(wt%)
Table	3-9 Mechanical and physical properties of Hastelloy C-276
Table	3-10 Mechanical and physical properties of STS304
Table	3-11 Physical properties of SM45C
Table	3-12 Laser surface hardening parameters

#### LIST OF TABLES(Continued)

Table	3-13 Welding parameters of Hastelloy C-276
Table	3-14. Parameter of laser dissimilar metal welding
Table	4-1 Influences of focal position and defocused distance of lens on heat input 98
Table	4-2 Influence of beam travel speeds on hardening width and heat input(F-5.8)
Table	4-3 Chemical composition of the laser surface hardening zone by EDS analysis
Table	4-4 Variation of heat input with the defocused distances
Table	<ul><li>4-5. Chemical compositions of each phase sevealed in STD61 steel after laser surface hardening(wt%)</li><li>130</li></ul>
Table	4-6 Aspect ratio after laser repair welding
Table	4-7 Evaluation of clad layer after laser repair welding
Table	4-8 Defects of melting zone after laser repair welding
Table	4-9 Physical properties of alloys used in study
Table	4-10 Physical properties of the some alloying elements

#### LIST OF PHOTOGRAPHS

Photo	2-1	Repair processing defect or burr of plastic mold steel using argon welding
Photo	2-2	Electric discharge and grinder machining of continental sediments after repair welding 40
Photo	2-3	A result of repair processing
Photo	3-1	Laser oscillator and optic head of welding processing
Photo	3-2	Illumination of laser repair welding
Photo	3-3	Feed wire supply device
Photo	3-4	Heat exchanger inlet section thin-sheet lined with Hastelloy C-27674
Photo	3-5	Combination of pin-disc sample79
Photo	3-6	Friction and wear tester
Photo	3-7	Linear precision saw
Photo	3-8	Hot mounting press
Photo	3-9	Automatic grinder/polisher
Photo	3-10	) Electro polishing/etching apparatus
Photo	3-11	Micro Vickers hardness tester
Photo	3-12	2 Metallurgical microscope
Photo	3-12	2 Illumination and schematic of infrared pyrometer

#### ABSTRACT

#### A Study on Characteristics of Welding and Surface heat treatment of High temperature structural alloy steel by continuous wave Nd:YAG Laser

Shin, Ho-Jun

Advisor: Prof. Yoo, Young-Tae Ph.D. Dept. of Precision Mechanical Engineering Graduate School of Chosun University

In the modern industrial society, we can find infinite possibilities for applying high-density energy processing technology to the highly sophisticated industries. Especially, laser welding and surface hardening technology has been applied to the industry in general because of its ability to enhance wear resistance, corrosion resistance, and strength of various parts and structures.

This study examines the laser processing property of KP-4, STD61 and Hastelloy C-276, which are mold steel and nickel alloy widely used in the molding, electric power generation and chemical plant industries, using the experimental methods with laser beam.

In general, molding materials used for manufacturing molds should have high tensile strength, high wear resistance, and high corrosion resistance as well as high machinability for machining. Especially, surface hardness of the mold is an essential property in efficiently producing a large quantity of parts with the same quality.

However, with conventional molding materials, it is not possible to make the mold that has completely satisfactory properties. For this, a method of concentrating an external heat source on the surface of the materials and then cooling it off is used to increase the hardness of surface layer. This method is called surface hardening technology.

For this study, the shortcomings produced when a materials is surface-hardened by defocusing Gaussian beam was supplemented. In order to have the hardened width of a large area with even uniform hardness distribution, an optical system with elliptical profile was fabricated. On the basis of these, this study examined the hardening property of the selected materials with varying the laser processing variables. For the experiment, Plano-convex series lenses with varying ratios of lens diameter to lens focal length(F#) as varied to 2.8, 4.8, 5.8 and 8.5.

As a result, when a single pulse beam was applied to the surface of die steel for plastic molding, the heat input absorbed by specimens were shown to be even for the lenses with F# of 5.8 and 8.5 even though their defocused distances were different. However, for the lens with F# of 2.8, the heat input of the specimen was remarkably reduced when the defocused distances were  $\pm 2$ mm.

As a result of the surface hardening experiment with the same processing variable, it was shown that the lens with F# of 2.8 formed the largest surface hardening width and even surface roughness.

Even though F# of the surface hardening lens was varied, the hardening depth was about  $700\mu$ m and the mean hardness value was about Hv=600 when the laser beam travel speed was 0.3m/min and the defocused distances was 0mm. At the laser beam travel speed of 0.2m/min, the surface roughness became irregular as the thermal stress was concentrated on the hardening center during melting and re-solidification process regardless of F# of the surface hardening lens. Moreover, over-melted layers were formed in the microstructure, resulting in a small hardness value.

For STD61(Hot work tool steel), laser surface hardening experiment was carried out using the lens with F# of 4.8. A processing technology that could contribute to extending the lifespan of molds by repairing damages or defects caused during industrial mold manufacturing or by repair-welding the parts damaged while the molds were in use was also studied. Laser repair welding is a method to grow a certain size of mixed layer by adding filler metal to the melting pool created during the interaction between parent material and laser beam. In this study, wire was used as the filler material for the laser repair welding, and the phenomenon in which the supplied filler material was melted and beaded down into the specimen was examined with varying laser powers and welding speeds. The ratio of bead depth to bead height,  $H_2/H_1$  and the ratios of melting width to melting depth,  $W/H_1$  and  $W/H_2$ , were used as processing variables.

The optimal processing condition was found to be the laser power of 1,300W, the welding speed and feed wire supply speed of 0.5m/min and the defocused distances of +2mm. At this time, the heat input(*E*) was  $426 \times 10^3$  J/cm<sup>2</sup>, and no internal defect occurred. The hardness value of the welded part was double that of the parent material at the center of the welding line, which was rapidly reduced after being increased up to Hv=600 in the direction of the base material.

When repair welding was carried out as the optimal processing for the part that had an external defect with the radius of 2mm, the filler metal was melted, resulting in the volume smaller than the defect part and thus causing the part unfilled. Therefore, it was found to be necessary to carry out repair welding two to three times by multiple passes rather than do it only once by single pass.

Hastelloy C-276 is a corrosion-resistant alloy at high temperature and thus very widely used in the chemical plant and the electric power generation industries. However, as this alloy is very expensive in comparison with steel, it is mostly used for the structures that have to undergo high temperatures such as heat exchanger. For other structures, it is welded partially by various methods so as to cut down on material costs. For example, such methods as thin-sheet metallic lining, clad plate construction, surface weld overlay and thermal spray process are used.

In this study, the thin-sheet metallic lining method was used to examine the characteristics of laser welding of similar and dissimilar metals. When dissimilar metals, namely Hastelloy C-276 and SM45C, were butt-welded, flowing shapes were made in the direction from the center welding line toward Hastelloy C-276 from the welding line. When the laser power was 1,000W and the welding speed was 1.0m/min, the shapes of banding and rippling were formed on the welded part as the melting zone was solidified by crossing of dendrite structure micro segregation. This phenomenon was caused because solute concentration and

solidification structure became unstable. When the laser power was increased to 1,200W or more, a type of defect "humping" occurred because of different physical properties of main ingredients of SM45C steel and Hastelloy C-276.

The optimal processing condition for the butt welding of Hastelloy C-276 and SM45C steel was found to be the laser power of 1,000 W and the welding speed of 1.0 m/min. At this time, the power density, maximum stress and strain were  $55.6 \times 10^3$  W/cm<sup>2</sup>, 478 MPa and 0.32 respectively.

The optimal processing for the butt welding of Hastelloy C-276 and STS304 was the same as that of Hastelloy C-276 and SM45C steel. At this time, however, the power density, maximum stress and strain were  $44.7 \times 10^3$  W/cm<sup>2</sup>, 614 MPa and 0.46 respectively.

As a result of lap-welding STS304 and SM45C steel individually to Hastelloy C-276 with the sheet metal fixed on Hastelloy C-276, the welding of Hastelloy C-276 and SM45C steel happened to have solidification crack on the parts where the surfaces of welded materials were lapped during the laser processing. The microstructure of the welded part were uneven in equiaxed dendrite, cellular dendrite and columnar dendrite. Also, there was internal crack in the boundary where the columnar dendrite and the cellular dendrite met. Mean hardness value of the welded part was Hv=210 and on the part near the parent material of SM45C steel, a hardening layer of Hv=690~760 was formed. It seemed that this phenomenon occurred because Hastelloy C-276 whose main component of nickel was mostly included in the melting zone.

On the other hand, the lap-welding of Hastelloy C-276 and STS304 did not have any internal defect unlike that of SM45C steel. However, wine-cup shaped beads appeared on the welded part in general. It was because the melting zone on the specimen welded to the parent material existed in highly ductile austenite with no phase transformation. As for microstructures of the welded part, equiaxed dendrites of regular size were formed at the center line of welding, and columnar dendrites were formed on its left and right sides in the direction to the parent material. The chemical composition of the welding part was different at the top and at the bottom. At the top of the welded part, iron was detected while at its bottom, iron was detected in a small amount but Ni and Mo were detected in large quantities in comparison with the parent material.

#### 제1장서 론

#### 1.1 연구배경

현대의 고도화된 산업사회에서 정밀부품의 품질 경쟁력은 다양한 가공기술의 개 발에 의해 결정되며, 이러한 가공기술은 제조기술과 맞물려 실제 정밀부품 및 가공 물의 생산성과 품질을 더욱 향상시킬 수 있다. 특히 신소재의 개발과 복잡한 형상 을 이루는 각종 구조물이나 정밀부품 등은 전통적인 방법으로는 가공할 수 없기 때문에 고도화된 가공공정(AMP: Advanced Machining Processes)[1]의 기술개발이 필요하다.

본 연구에서 고밀도 에너지 가공기술을 금형산업과 발전·화학플랜트 산업에 적 용하여 산업현장에서 사용되고 있는 각종 금속의 가공특성을 실험적인 방법으로 연구하고자 한다.

첫째, 금형산업에서 금형제작은 이론과 현장기술이 복합된 복합가공기술이며, 공 산품의 80% 이상이 금형기술에 의해 그 품질이 좌우된다. 따라서 현대 산업사회에 서 정밀제품의 품질과 생산성을 향상시키기 위하여 고부가가치의 금형기술 개발이 필요하다. 이런 금형의 기술은 크게 금형의 설계 기술과 수명연장 기술 등으로 구 분하여 많은 연구 개발이 활발히 이루어지고 있다[2].

특히 금형의 수명 연장 기술은 제품의 형상, 기능 및 크기 등이 다양해지면서 다 품종 소량 생산방식으로 전환되기 때문에 짧은 시간 안에 각각의 금형 특성에 맞 는 고기능·고정밀화된 수명 연장기술을 적용해야 한다. 현재 우리나라에서도 각각 의 고기능성의 금형을 제작하고 있지만 그 기술적인 면이나 품질 면에서 선진국에 뒤지고 있다.

대개 금형의 수명 연장에 요구되는 재질의 성질은 경도, 인성 및 피삭성 등이 양 호하고, 열처리 시 변형이 적어야 한다. 또한 금형은 내마모성과 압축강도가 크고 경도와 적당한 인성을 가져야 한다. 이런 측면에서 최근 들어 금형의 내마모성을 증가시켜 생산성을 향상시키고, 원가 절감 등을 위하여 경화능이 좋은 재료를 선별 하여 최적의 열처리방법을 연구하여 적용하고자 하는 시도가 증가하고 있다[3]. 그 리고 구조물 제작 시, 사용 중 과부하로 인해 금형파손이 발생하면 이에 대한 보수 용접이 주로 산업현장에서 사용되어지고 있다.

둘째, 화학·발전 플랜트 산업은 고온, 고압 및 부식 등의 가혹한 환경에서 운전 되기 때문에 각종 부품 및 대형 구조물의 신뢰성 확보가 대단히 중요하다. 특히 용 접부에 높은 품질 특성이 요구된다. 실제로 최신 용접기술의 도입이 끊임없이 이루 어지고 있으며 생산제조 원가의 절감과 품질향상을 위한 용접의 고능률화와 자동 화가 추진되고 있다.

초기의 플랜트에서는 서브머지아크용접과 피복아크용접이 주로 사용되었으나 용 접품질이 용접사의 숙련도(용접입열, 패스수)에 따라 다르게 형성되므로 안정적인 용접품질을 확보하기 위한 자동화기술이 연구개발되고 있다.

일반적으로 발전 플랜트 기기는 신뢰성 확보차원에서 그 사용 환경에 따라 다양 한 종류의 재료를 사용하고 있다. 화력발전용 증기터빈은 고압·중압로터, 케이싱, 증기변, 볼트에 저합금강이 사용되고, 고압·중압로터, 동정익, 볼트에 12Cr 내열강 이 사용되며, 저합금 고강도강은 저압로터에 사용되고 있다. 그리고 최근 발전 플 랜트의 고효율화를 목적으로 콤바인더 사이클에 사용되는 가스터빈 기기에는 입구 온도가 1,000℃를 넘기 때문에 코발트합금과 니켈합금 등과 같은 초합금 등의 내열 재료가 적용되고 있다[4]. 예를 들어 원자력발전의 개량형 비등수형 원자로(ABWR : Advanced Boiling Water Reactor)는 고온고압(최고사용 온도: 302℃, 압력: 8.62MPa)의 노수(爐水), 방사선 및 유동상태 등의 환경조건 하에서 사용된다. 기본 적으로는 오스테나이트 스테인리스강과 니켈합금이 사용되고 있으며, 실제 레이저 를 이용하여 증기발생기 전열관의 보수용접, 소구경 배관 내면의 클래드(살돋음)용 접 등이 실용화되고 있다.

최근 첨단산업사회는 고밀도 에너지열원을 이용한 가공기술이 다양한 분야에서 활용되고 있으며, 고밀도 에너지 열원으로 레이저빔, 전자빔 및 플라즈마 열원 등 이 주로 사용되고 있다. 고밀도 에너지 가공은 정밀제품의 생산성을 향상시키는데 매우 중요한 공정 인자로 가공품의 품질을 결정짓는 공정변수이다[5-6].

현재 레이저빔은 산업현장에서 가장 많이 연구하여 적용하고 있는 고밀도 에너 지열원으로서 수 많은 종류가 등장하였으며, 출력개선은 물론 레이저 장치의 크기 도 점차 소형화되고 있다. 또한 그 활용성도 대단히 증가하여 1970년대에 의료, 과 학 및 군사 분야 등을 시작으로 1990년에 이르면서 산업 전분야에 파급되었다. 현 재는 전기·전자, 정밀기계, 원자력, 자동차, 반도체, 금형 및 화학 등 주요산업의 정밀부품의 품질 향상을 위한 핵심기술로 사용되고 있다.

이와 같이 레이저는 산업의 다양한 분야에 적용하고 있어 가공산업에서 우수한 품질을 확보하기 위한 레이저 가공기술도 다양하게 발전하고 있다[7]. 레이저의 고 출력화와 레이저빔 제어의 초정밀화와 더불어 레이저빔의 안정적인 출력을 발진시 키기 위한 각종 주변기기의 기술의 발전도 폭넓게 성장을 하고 있다.

1970년대 대표적인 산업용 레이저로서 그 자리매김을 확실하게 하고 있는 CO<sub>2</sub> 레이저는 후판의 절단(2D) 및 용접을 담당하고 있고, 고출력화를 통한 중공업분야 에서의 적용도 활발히 진행 중이다. 1980년대에 접어들어 고출력의 Nd:YAG 레이 저가 출시됨에 따라 복잡한 형상의 가공물의 많은 영역에 Nd:YAG 레이저가 적용 되기 시작하였다. 고정밀·고기능화된 가공물중 준비선형(Semi-nonlinear) 및 비선 형(Nonlinear)용접 및 절단 가공물의 요구 증가로 광섬유를 통한 빔 전송이 가능한 고출력의 Nd:YAG 레이저의 응용사례도 증가하고 있다.

최근 자동차나 기계분야를 포함한 대부분의 산업 분야에서도 고출력의 Nd:YAG 레이저가 산업용 레이저의 표준으로서 적용 되었고, 특히 고부가가치 산업인 고정 밀도 부품산업 및 특수금속소재의 가공 등에 핵심기술로 사용되고 있다. 각각의 산 업분야에 따른 응용분야 및 파급효과를 Table 1-1에 나타냈다. CO<sub>2</sub> 레이저에 비해 Nd:YAG 레이저를 선호하는 이유는 Nd:YAG 레이저가 CO<sub>2</sub>레이저에 비해 활성매 질이 기계적, 열적, 광학적, 화학적으로 뛰어난 결정이기 때문에 높은 출력레벨의 동작 구현이 가능하다. 또한 레이저빔을 광섬유로 전송할 수 있기 때문에 CO<sub>2</sub> 레 이저에 비해 가공범위가 넓어 그 적용 범위가 다양하다. 유지보수 비용이 경제적이 고, Nd:YAG 레이저를 펄스레이저로 발진시킬 경우 높은 첨두출력 구현이 가능하 다는 우수한 특성을 가지고 있다.

레이저 발진기는 고출력으로 개발방향이 진행되어왔지만 레이저 가공기술에 대 해서는 재료특성을 고려한 가공 원리와 현상에 대한 연구가 체계적으로 이루어진 결과는 많지 않다. 레이저를 응용하여 가공하는 신기술의 개발에는 다양한 재료와 레이저빔과의 상호작용을 분석하는 것이 필요하다. 레이저가공에 미치는 다양한 변 수들과의 상호관계에 대한 다양한 학문적 접근이 필요하다.

본 연구에서는 금형산업과 발전·화학플랜트 산업에서 적용되고 있는 금속을 레 이저빔을 사용하여 각각의 가공특성에 관하여 연구하고자 한다.

Table 1-1 A target machining and industrial field using laser processing

Industrial fields	Application	Ripple effect	
Precision machine, automobile, shipbuilding	cutting, welding, marking, drilling, heat treatment	고정밀도 부품산업 육성가능, 소량 다품종의 시장변화에 대응 중공업 육성	
Semiconductor and Information&Comm unication	lithography, micro maching, drilling, marking	반도체 광정밀가공 가능, 광통신 부품산업 육성	
Medical treatment and biotechnology	surgery, medical treatment, diagnosis	고부가가치 의료기기 육성, 진단치료 효율화	
Aerospace	welding, cutting, micro maching	특수금속소재 적용가능	
Advanced materials	advanced materials development	광학결정 반도체 등 소재 개발	
Mold and Chemistry plant	heat treatment, repair welding, DMWs	수명연장기술 가능 이종 구조물 가공	

[핵심정보분석을 통한 국가전략산업 고도화 지원체제 구축사업 : 레이저 가공기 박몽주, 2002 기계 기술동향 보고 서, KISTI, 2002]

#### 1.2 연구동향

Laser(Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation)는 20세기 물리 학이 낳은 최대의 발명으로 그 잠재적 가능성이 무궁무진하다. 역사적으로 레이저 의 모태는 1950년 C.H.Townes가 개발한 메이저(MASER)이며, 그 후 1958년 A.L. Schawlow와 함께 레이저의 원리를 제시하였다. 그러나 실제 세계 최초의 레이저는 1960년 T.H.Maiman이 개발한 고체레이저의 모태격인 펄스형 루비(Ruby) 결정 레 이저(λ=694.3nm)이다. 1961년 A. Javan, W. Bennet와 D. Heriott는 최초의 기체레 이저인 He-Ne 레이저를 발진에 성공하였다. 그 뒤로 반도체 레이저, 유기액체 레 이저 및 색소레이저 등이 개발되었고, 1970년까지는 발진 스펙트럼의 폭을 확장시 키는 탐색 연구가 거의 마무리 되었다. 1970년대부터 제지 절단과 통신부품 용접에 사용되었으며, 고출력 레이저가 개발됨에 따라 1970년대 후반에는 철강산업에, 1980년부터는 자동차산업의 생산라인에 레이저 가공기술이 도입되었다. 현재 산업 현장에서는 대부분 CO<sub>2</sub>레이저와 Nd:YAG 레이저를 주로 사용되고 있다[8-9].

CO<sub>2</sub>레이저는 고출력을 낼 수 있는 활성매질 및 시스템의 연구개발이 이루어지면 서 1990년대 까지 용접, 절단 및 마킹 등 산업전반에서 적용되어 왔다. 그러나 CO<sub>2</sub> 레이저는 장거리 전송시스템, 빔과 재료의 빔 흡수율, 시스템 대형화 및 가스공급 장치 등이 필요로 하기 때문에 현재는 레이저 절단이나 마킹분야에 집중되고 있다. 이에 비해 Nd:YAG 레이저는 1990년대부터 다양한 활성매질(YAG, YVO, YSAG 등)들이 개발되어, 다양한 분야에 활용되고 있다. 여러 개의 공진기를 배열시키는 방식으로 CO<sub>2</sub>레이저와 비슷한 출력을 확보하게 되면서 레이저 절단 등을 제외한 레이저 가공산업 전반에 사용되고 있다[10].

과학기술의 발전과 함께 산업사회의 고도화된 제품생산기술은 점차 고정밀화· 초소형화가 요구됨과 동시에 경량화와 고강도에 대한 요구에 따라 신소재가 개발 되면서 이들을 가공할 수 있는 기술개발이 집중되고 있다. 다른 한편으로는 신소재 개발은 보다 많은 시간과 연구가 필요로 하기 때문에 다양한 열원을 이용하여 각 각의 특성이 다른 기능성 재료를 선택하여 이종재질간 용접을 하거나 경화능이 좋 은 재료를 선택하여 표면특성을 변화시켜 산업현장에 적용하고 있다. 이와 같은 목적으로 최근 몇 년간 표면개질과 기능성 재료의 용접에 사용되는 열원과 방법이 폭 넓게 연구되고 있다. 그 중에서 고주파, 플라즈마 전자빔 및 레 이저 등이 활용되고 있다.

레이저는 다른 열원에 비해 물리적 특성이 매우 뛰어나며 가공범위 내에서 에너 지를 집속시켜 고에너지밀도로 변화시킬 수 있는 장점이 있다. 이러한 레이저의 물 리적 특성은 레이저빔이 가지고 있는 단색성, 집속성 또는 지향성(Directionality), 가간섭성(Coherence) 및 고휘도성(High-brightness) 등이 있기 때문이다. 레이저의 이와 같은 특성을 활용하면 분광 분석과 계측, 의료, 재료제조, 신에너지 개발, 광 통신, 자동차, 화학·발전플랜트 및 우주·항공산업 등에 활용할 수 있다[11].

다양한 분야로 그 활용 범위를 넓히고 있는 고밀도에너지 열원인 레이저빔을 이 용한 레이저 표면개질, 용접과 보수용접의 연구동향에 대해서 조사하여 정리하였 다.

#### 가. 레이저 표면경화

일반적으로 산업사회에서 요구하는 기능성 부품은 두 가지 이상의 특성을 만족 하는 경우가 많다. 예를 들어 자동차의 피스톤과 실린더 블록 등과 같이 재료표면 은 내마모성과 내부식성에 강하고, 내부의 경우 강인성이 좋은 부품들을 필요로 한 다. 이와 같은 부품의 특성을 얻기 위해서 표면처리하는데, 경화법으로 표면열원을 이용하여 국부적인 부분만의 금속조직을 변화시키는 방법이 있다. 지금까지 많이 활용하고 있는 표면경화방법은 침탄법, 질화법, 고주파 유도경화법이나 화염경화법 이 있다. 이와 같은 표면처리 방법은 열전도에 의한 변형이나 넓은 열영향부 문제 때문에 레이저빔을 이용한 방법으로 대체하기 위한 연구가 진행되고 있다. 이러한 레이저공정을 레이저 표면개질이라 하며, 크게 레이저 합금화, 레이저 표면경화 및 코팅 등의 방법으로 나눌 수 있다.

본 연구에서는 레이저 표면경화에 대해 실험적으로 연구하였다. 레이저 표면경화 는 고밀도에너지 열원을 활용하여 자기냉각(Self-quenching)효과를 이용하고 있다. 금속표면에 레이저빔을 조사하면 매우 짧은 시간에 표면이 동소변태 온도이상으로 가열된 뒤 급속히 내부로 열이 전도되면서 빠른 속도로 냉각되면서 선택적인 부분 만 정밀하게 표면경화시킬 수 있다. 재료 내에 침투되는 입열량이 충분히 높으면서 열이 재료내부로 전도되어 손실되는 것보다 더 빠른 속도로 표면에 축적되기 때문 에 표면온도가 순간적으로 재료의 변태점이상의 온도로 상승한다. 이와 같은 이유 로 매우 짧은 시간 내에 표면의 얇은 층은 오스테나이트화 온도(A<sub>3</sub>)에 도달하는 반 면 재료의 중심부는 온도가 오르지 않고 냉각된 상태에 있게 된다. 이러한 현상은 일반적인 표면경화와 비교했을 때 급열도가 높아 내부로의 열 확산이 억제되기 때 문에 표면경화시 재료의 변형발생이 최소한으로 작용한다. 레이저빔을 이용하여 표 면경화처리하면 급속하게 가열된 뒤 급냉되기 때문에 다른 표면경화법보다 부품의 변형이 적으면서 높은 경도값을 가질 수 있는 특징을 지니고 있다[12-14].

CO<sub>2</sub> 레이저와 Nd:YAG 레이저는 표면경화에 특성이 다르다. Fig. 2-5에서와 같이 Nd:YAG 레이저가 CO<sub>2</sub> 레이저에 비하여 재료의 흡수율이 크고, 우수한 조도분포, 안정적인 출력, 출력 분배 그리고 광섬유을 통한 원거리 표면경화 등의 장점을 가 지고 있다.

레이저 표면경화에 대한 선행 연구들의 연구경향을 살펴 보면 크게 실험적 방법 과 유한요소해석에 의해 경화능이 좋은 강인 탄소강과 공구강들의 경화특성에 대 한 연구결과들이 보고되고 있다. 대표적으로 T. Dikova 등, B.D. Narendar 및 R. Vilar 등[15-17]은 공구강에 고출력 CW CO<sub>2</sub>레이저를 이용하여 디포커싱빔으로 시 험편을 표면경화시킨 후 미세조직과 경화층의 내부기공, 표면상태 및 잔류 오스테 나이트의 양의 변화를 실험적 방법으로 연구하여 금속학적 특성과 기계적 특성에 관하여 연구하였다. A.V. Larocca 등[18]은 레이저 표면경화시 빔 분포와 금속에 미 치는 열분포를 수학적 모델을 적용시키고, S.L. Chen 등[19]는 통계학적 모델인 다 꾸지법과 퍼지평가법을 적용시켜 레이저 표면경화 후 최적 공정변수를 획득하는 방법론에 대해 연구하였다. 그리고 탄소강의 표면에 표면처리후 레이저를 조사시켜 표면경화특성에 관해 연구하였다. J. Grum 등[20]은 금속표면에 코팅방법을 적용시 켜 디포커싱빔에 의해 레이저표면경화시킨 후 기계적 특성과 금속학적 특성에 관 해 표면코팅변화에 따라 비교 분석하였다.

- 7 -

대부분의 선행 연구들은 Table 1-2에 정리한 것처럼 CO<sub>2</sub> 레이저를 이용하여 표 면경화특성에 대해서 연구되었다. 하지만 최근 들어 저출력 Nd:YAG 레이저와 펄 스형 Nd:YAG 레이저를 이용한 표면경화 연구가 진행되었으나, 고출력 연속파형 Nd:YAG 레이저를 이용한 연구발표는 많지 않다. 그리고 최근에는 빔의 발산각이 크게 조사되는 다이오드 레이저를 이용한 표면처리가 연구되어 발표되고 있다 [15-58].

다이오드레이저를 활용한 레이저 표면경화도 기존의 레이저 표면경화 방법과 소 재를 중심으로 사용되고 있다. F. Lusquiños 등[59]은 탄소강에 다이오드 레이저를 조사시켜 표면온도분포와 표면경도 분석 등과 같이 표면경화 특성에 대해 실험 적·유한요소 분석과 함께 비교 하였고, Henrikki Pantsar 등[60-61]은 레이저 표면 경화시 표면경도와 합금원소의 확산거리등과 같은 금속학적 특성에 관해 레이저 공정변수와 상호관련성을 연구하였다. 이밖에도 E. Kennedy 등[62]는 표면경화법에 대한 다이오드 레이저의 장·단점을 전반적으로 기술하였고, L. Li[63]는 레이저 가 공분야에서의 고출력 다이오드 레이저의 특성과 발전방향에 대해 서술하였다.

Table 1-2 A recent research of laser surface hardening

연구자/년도	연구내용 및 레이저 종류	표면경화방법
B. Narendar [1987]	W2 공구강을 레이저열처리 전후의 미세조직에 따 라 경도값을 비교하였고, 경화층의 내부에 발생되 는 기공과 액체방울(liquid drop)의 형성빈도수를 두 지역 즉 고온부와 저온부에 대해 고찰. - CW CO <sub>2</sub> , 1.65kW	디포커싱빔
R. Vilar [1994]	레이저표면처리 후 시편의 표면상태(Topography: 지세도)특성을 관찰 및 잔류오스테나이트 분포 양, 응고되는 입자크기에 따라 공구강의 표면처리 특 성을 분석하였다. 잔류오스테나이트를 조절하면 표면처리특성이 매우 효율적으로 향상된다는 것을 증명함. - CO <sub>2</sub> , 3kW	디포커싱 멀티패스에 의한 중첩

M. Heitkemper [2003] Y. Sun	Nd:YAG 레이저빔으로 공구강에 오버랩 조사 후 부식성개선을 위해 마르텐사이트 조직 내에 Cr, Mo, N을 용해시켰다. 잔류응력과 미세조직분석, 피로시험, 열처리의 파단면을 SEM촬영한 결과 피 로크랙과 잔류파괴현상이 관찰됨. - Nd:YAG, 3kW 고온환경에서 표면에 열응력에 의해 fine shallow cracks 금형공구강의 피로수명에 대해 피로크랙에	디포커싱 멀티패스에 의한 중첩 디포커싱빔
[2004]	레이저빔 조사, 경도분석, 미세조직분석, 파단분석 을 통해 표면경화특성에 관하여 연구함. - Nd:YAG, 0.5kW	후열처리 후 경화특성비교
R. Colaco [2005]	CO <sub>2</sub> 레이저 공정조건에 따른 공구강의 마모, 잔류 오스테나이트 양의 영향 및 오버랩(40%) 특성 평 가를 위해 마모·마찰시 잔류오스테나이트 양 분 석, 미세조직분석 탄화물의 형성 특성을 공정조건 에 대한 SEM 분석 및 마모시험 후 SEM분석을 비교한 연구임. - CO <sub>2</sub>	디포커싱 멀티패스에 의한 중첩
L.A. Dobrzański [2005]	고출력 다이오드 레이저를 이용한 공구강의 표면 경화처리 후 미세조직 분석, EDS 및 성분분포을 통해 경화특성에 대해 연구함. - Diode	사각빔 형상
T. Hirogaki [2004]	저출력 Nd:YAG 레이저를 이용하여 각종 공구강 (SM45C, STD11, STD61)등의 경도분포 및 오버랩 특성에 대해 비교연구함. - Nd:YAG, 0.3kW	디포커싱 멀티패스에 의한 중첩
M.J. Tobar [2006]	공구강(H13)의 레이저 표면변태경화시 발생하는 온도변화와 유한요소법을 이용해 실험값과 비교 함. - CO <sub>2</sub>	디포커싱빔
R. Colaço [2005]	공구강과 주철의 레이저 표면용융 및 소결의 마모 거동의 비교에 대해 연구하였고, 파우더 금속 사 용시 경도분포와 연삭마모 특성에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub>	디포커싱 멀티패스에 의한 중첩 오버랩(50%)
K.A. Chiang [2005]	공구강의 레이저 표면경화시 용융현상특성분석, 온도분포 영역을 제시하고, 미세조직특성을 평가 하기 위해 오스테나이트, dendrite형성 관계를 나 타냈다. 단위면적당 에너지에 따른 경화깊이 분석 에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 2kW	사각빔 형상

S.L. Chen [1999]	공구강에서 최적공정 통계실험. - Long Pulse Nd:YAG, 0.15kW	디포커싱빔
H.G. Woo [1998]	사각형태의 레이저빔을 공구강에 조사시킬 때 코 팅두께와 레이저 출력변화에 따른 표면경화 깊이 의 관계에 대해 연구하였고, 최적 코팅공정조건을 Neural Network 모델제시함. - CO <sub>2</sub> , 4kW	사각빔 형상
M. Heidkamp [2004]	TiN-coated 공구강의 레이저 표면경화특성을 고찰 하기 위해 적외선 온도측정기를 이용하여 표면온 도측정 및 미세조직 분석, EDS 성분분포를 연구함. - CW Nd:YAG, 1100℃일 때 출력범위	디포커싱빔
D.I. Pantelis. [2002]	구조용강 CK60을 레이저 표면처리하여 내마모성, 내부식성 개선에 관하여 연구 - CO <sub>2</sub> , 3kW	디포커싱빔
J. Grum [2004]	C45E강 표면에 레이저빔이 조사될 때 발생하는 IR 복사선을 이용해서 코팅조건 영향분석에 관한 연구 - CO <sub>2</sub> , 0.9kW	디포커싱빔 코팅조건
S.A. Fedosov [1999]	탄소가 함유된 합금강에 레이저빔 조사시 온도변 화별 나타나는 오스테나이트 양과 입자(grain)크기 의 변화 특성에 관하여 연구함. - Pulse Nd:Glass	디포커싱빔
SL. Chen [1999]	Taguchi 방법론을 이용하여 장펄스 Nd:YAG 레이 저 표면경화 공정의 최적화와 개선에 대해 연구하 였고, 퍼지평가법(Fuzzy evaluation method)과 타 꾸지법은 펄스 Nd:YAG 레이저표면경화시 최적의 공정변수를 얻는데 적용할수 있는 효과적인 방법 - 저출력 장펄스 Nd:YAG	디포커싱빔
D.M. Gureev [1991]	고크롬 합금강에 내마모성 향상을 위해 저출력 레 이저를 이용하여 표면경화 처리 후 마모·마찰특 성에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 0.6kW	표면코팅(40µm) 후 디포커싱빔

V. Lopez [1994]	레이저의 광학계를 구성하여 빔을 사각(square)형 상으로 변형시켜 주철(Iron steel)의 표면에 빔 이 송속도변화에 대한 표면경화층의 형성의 고찰과 미세조직을 연구함. - CO <sub>2</sub> , 2.5~5kW	표면코팅 사각빔형상 디포커싱빔 오버랩
R.A.Ganeev [2002]	저출력의 빔을 중탄소강에 조사한 후 대면적 표면열 처리를 위해 오버랩(20%)시켜 빔 이동속도에 따른 경도특성을 연구함. 저출력 레이저빔이 얕은 경화깊 이를 필요로 하는 부위에 적합한 공정을 판단함. - CO <sub>2</sub> , 0.1kW	디포커싱빔 다중조사
D.K. Das [1997]	주철의 표면처리 방식에 따른 레이저 표면경화특 성에 대해 고찰하고, 표면처리 방식은 그래파이트 파우더(graphite powder)의 희석(diluter)과 교결제 (binder)의 조건에 따라 나타나는 오스테나이트 크 기를 Pulse Nd:YAG 레이저를 사용하여 실험적으 로 연구함. - Pulse Nd:YAG, 0.035kW	디포커싱빔 오버랩
G. Janez [2004]	초점거리를 디포커싱시켜 오버랩 조사에 의한 대 면적 표면경화시키고, 오버랩시 발생하는 용융층 과 경화층의 온도고찰 및 오버랩비율에 대한 잔류 응력비교에 대, 해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 1.5kW	디포커싱빔 오버랩(30, 50%)
R. Kaul [2005]	아공석강의 표면에 코팅을 한 후 레이저빔을 일정 위치에 조사시킨 후 Pin-on-Disc 마모·마찰 특성 에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 2.5kW	디포커싱빔
R. Komanduri [2004]	레이저 표면변태경화의 열분석에 대한 최적공정 및 열분석 연구동향 분석에 관해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 0.5~2.5kW	디포커싱빔 멀티패스
J. Ruiz [1996]	회주철 표면에 사각빔을 조사시켰을 때 마모 및 미세조직의 특성변화, 마모된 시험편의 손실부분 에 대핸 연구함. - CO <sub>2</sub> , 2.5, 5kW	사각빔 형상
M. Kulka [2004]	저출력의 레이저빔을 합금강 표면에 조사시킨 후 내마모성 평가 및 경도분포특성에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 0.65~0.78kW	디포커싱빔

A.I. Kastsamas [1999]	저합금강 표면에 레이저빔을 조사시킨 후 각종미 세조직 분석을 위해 탄화물의 형성 고찰 및 빔이 송속도 변화에 대한 HAZ의 깊이변화, 경도분포등 에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 1.5~3kW	표면처리 후 디포커싱빔	
A. Roy [2001]	오스테나이트화 주철의 내마모성개선을 위한 레이 저 표면처리공정을 비교하였고, 마모특성 평가에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 1.5kW	사각빔형상	
I. Gutu [2002]	레이저빔을 광학계 모듈을 제작한 후 편광레이저빔 조사에 의한 레이저 표면개질 실험에 관한 연구함. - CO <sub>2</sub> , 0.3~0.75kW	대면적 편광빔	
G. Janez [1998]	얇은 박판에 레이저 표면경화 특성 분석을 위해 오버랩비율에 따른 잔류응력에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 1.5kW	디포커싱빔 오버랩	
Z. Xu [2008]	페라이트합금계인 회주철의 레이저 표면경화시 발 생하는 광학적인 신호와 음향신호 모니터링, 신호 분석에 관해 연구함. - Pulse Nd:YAG, Peak power : 1.2kW	디포커싱빔	
G. Janez [2004]	마르에징강에 레이저빔을 조사한 후 유한요소방법 을 이용하여 온도변화특성과 임계체적과 비임계체 적과의 표면경도분포을 비교에 대해 연구함. - CO <sub>2</sub> , 1.0kW	디포커싱빔 멀티패스	
X.F. Wang [2006]	탄소강에 레이저를 조사시켜 저출력 레이저표면경 화시 온도분포에 대해 고찰한 결과를 유한요소해 석 모델을 제시에 관하여 연구함. - CO <sub>2</sub> , 0.35kW	디포커싱빔	
A. Bokota [1996]	탄소강의 레이저 표면처리에 대한 수치해석, 온도 및 시간에 대한 상변태 분석 및 경화부 예측을 연구함. - CO <sub>2</sub> , 1.5kW	수치해석과 디포커싱빔 비교	
G. Tani [2008]	아공석강(hypo eutectoid steel)의 레이저 표면경화 시 재료의 기계적 특성변화 예측을 위한 수치적 모델을 연구함. 이때 오버랩 궤도(trajectories) 조 사시 풀림효과 고려함. - CO <sub>2</sub> , 1.1kW	유한요소해석과 디포커싱빔 비교 오버랩(50%)	
W. Wu [2006]	Nd:YAG 레이저의 펄스형상의 빔을 제시하여 수 치적 3-D 모델 및 온도분포 제시하였음. - Nd:YAG	펄스빔 조사	
------------------------------------	--	---------------------------	--
G. N. Haidemenopoulos [2001]	레이저 표면경화와 용접시 금속변태의 열동역학/ 정역학 분석에 관한 이론적 모델에 관해 연구함.	유한요소해석	
A. Basu [2008]	플라스틱성형용 금형강인 AISI4140의 탄성계수 마 모와 부식저항을 향상시키기 위해 레이저 표면코 팅을 특성에 관해 고찰함. - Nd:YAG, 1.5, 2.0kW	표면코팅	
Rakesh Kaul [2004]	플라스틱합금강의 모재경도 향상에 따른 내마모성 특성에 대해 연구함. - CW CO <sub>2</sub> , 2.5kW	디포커싱빔 표면코팅처리 빔 멀티패스	
I.Gutu [2002]	레이저빔을 중탄소강에 경사조사시 기존의 디포커 싱방법에 비해 공정효율에 관하여 연구 - CW CO <sub>2</sub> , 0.7kW	비점수차 포커싱헤드를 이용→경사빔	
F. Lusquiños [2007]	탄소강에 다이오드 레이저를 조사시켜 표면온도분 포와 표면경도 분석 등과 같이 표면경화 특성에 대해 실험적·유한요소 분석과 함께 비교함.	사각빔 형상	
Henrikki Pantsar [2007]	레이저 표면경화시 표면경도와 합금원소의 확산거 리(diffusion distance) 등과 같은 금속학적 특성에 관해 레이저 공정변수와 상호관련성을 연구함.	사각빔 형상	
P. Dumitrescu [2006]	고크롬·고탄소 공구강 팁에 고출력 다이오드레이         저를 조사시킨 후 마모특성에 대해 실험적 고찰을         진행하였으며, CO2, Nd:YAG 레이저에 비해 고         효율의 레이저빔을 지니는 다이오드레이저의 활용         가치에 대해 연구함.		
E. Kennedy [2004]	표면경화법에 대한 다이오드 레이저의 장·단점을 전반적으로 기술함.	사각빔 형상	
L. Li [2000]	레이저 가공분야에서의 고출력 다이오드 레이저의 특성과 발전방향에 대해 서술함.	-	
S. Skvarenina [2006]	복잡한 기하학적 특징을 갖는 원형 부품의 레이저 표면경화를 위한 실험결과와 예측된 모델에 대해 연구함.	사각빔 형상	

#### 나. 레이저 보수용접

금형이나 구조물의 보수라는 개념은 금형제작 및 구조물 체결 시 결함, 운전 중 의 과부하 또는 반복 및 피로하중 등으로 인해 손상이 발생했을 때 손상된 부분을 본래의 상태로 되돌리는 가공법이다. 일반적으로 현장에서는 대부분 생산과정 중의 마감용접, 불일치 부분에 대한 수정용접, 사용 중에 있는 구조물에 대한 보수용접 이 진행되고 있다. 보수용접 중에는 표면 육성법을 이용하여 마모된 부위를 채우기 위한 용접, 표면경화층을 입히기 위한 용접, 화학적 저항성이 있는 재료를 입히기 위한 용접으로 많이 사용되고 있다[67].

현재 일반적으로 산업현장에서는 아르곤 용접과 SMAW(Shield Metal-Arc Welding)방법을 많이 사용되고 있다. 이런 전통적인 용접방법은 수동으로서 작업자 즉, 용접사의 기량에 따라 보수용접 특성이 다르게 형성되므로 매우 우수한 인력을 확보하는 것이 작업장에서는 중요하다. 그러므로 보수용접에 관한 정밀하고 규격화 된 자료가 없으면 정밀한 보수용접을 진행할 수 없다. 또한 앞서 서술한 것처럼 현 대 산업은 고도화·고정밀화로 진행되기 때문에 아주 작은 부분의 손상이 발생되었을 때 국부적인 부위를 보수용접하여 생산품의 품질을 보증해야 한다. 금형의 경 우 깊이가 깊은 모서리부위나 정밀한 부분의 일부만을 보수용접 할 때는 열원의 접근성과 용접에 의한 열변형이 문제가 되고 있다.

선행 연구자들은 금형강의 보수용접에 관심을 기울이고 있으며, 와이어를 이용한 방법보다는 합금 분말을 선호하는 경향이 있다. 이는 와이어 공급에 의한 보수용접 시 외부 인자가 많기 때문에 다양한 공정 접근이 필요하기 때문이다.

그러므로 J.J. Kwiatkowski 등[68]은 플라스틱 사출 금형산업에 적용을 위해 마이 크로 금형보수 용접 및 용가제 타입, 국부적인 보수용접방법에 관하여 기술적인 팁 (Tip)을 제시하였다. 특히 외부 결함을 만든 후 레이저 보수용접을 진행한 후 보수 용접특성에 대해 고찰한 연구들도 있다. L.P. Borrego 등[69-70]은 열간금형 공구강 (H13)과 다이캐스팅 주조에 사용되는 플라스틱 사출금형강(P20) 시험편에 펄스 타 입 Nd:YAG 레이저를 활용하여 표면보수용접을 진행한 후 용접부의 피로특성에 관 하여 연구하였다. 피로특성 분석은 반경이 2mm인 구멍(hole)형태의 결함을 만들어, 보수용접한 후 경도, 파단 특성 및 잔류응력 특성을 고찰하였다. 이밖에 다양한 방 법으로 레이저 열원을 이용하여 표면육성법, 필러와이어 금속용접과 같은 보수용접 에 관한 연구가 Table. 1-3과 같이 활발히 진행되고 있다.

그러나 실제 와이어를 이용하여 용접하고자 하는 용접물 사이에 틈(gap)이 있을 경우 용가재(Feed wire)를 사용한 연구는 있었으나 보수용접에는 그 사례가 매우 드물다. 그러므로 본 연구에서는 금형산업에서 주로 사용되고 있는 소재를 선택하 여 레이저빔과 필러와이어를 동시에 조사시켜 보수용접 후 용접부와 열영향부, 미 세조직 및 기계적 특성을 평가하여 최적의 공정을 제시하였다.

연구자/년도	연구내용
J.J. Kwiatkowski [2006]	플라스틱 사출 금형산업에 적용을 위해 마이크로 금형보수 용접 및 필 러와이어 타입, 국부적인 보수용접방법에 관하여 기술적인 팁을 제시 함.
L.P. Borrego [2007]	열간금형 공구장(H13)과 다이캐스팅 주조에 사용되는 플라스틱사출금 형강(P20) 시험편에 펄스 타입 Nd:YAG 레이저를 활용하여 표면보수 용접을 진행한 후 용접부의 피로특성에 관하여 연구하였다. 피로특성 분석은 용접부의 반경이 2mm인 구멍(hole)을 결함을 내고, 보수용접 후 경도, 파단 특성 및 잔류응력 특성을 고찰함.
Z. Sun [1999]	파이어 피드 정치과 데이지 공접지끄템을 설업지거 접(gap)자이에 따 른 용접특성에 대해 용접단면과 경도분포, 니켈과 크롬의 성분분석을 통해 실험적 연구함.
E. Capello [2005]	DML(Direct metal Laser) 소결공구강의 결함인 기공(porosity), 크랙 (crack)과 변형(distortion) 때문에 발생하는 공구수명 연장을 위해 펄스 Nd:YAG 레이저를 조사시켜 표면의 보수용접 특성을 고찰하였다. 이 때 용접 단면 비드형상에 대한 통계학적 분석(ANOVA)을 적용시켜 최적의 공정변수에 관하여 연구함.

(계 속)

E. Capello [2006]	레이저 와이어 보수 단면의 높이와 깊이, 폭의 변화 비율을 실험적· 통계학적 분석을 통해 연구함.			
E. J. McDonald	크롬-몰리브덴-바나늄 강의 다중 멀티패스 방법으로 보수용접 후 미세 조직과 XRD 회절분석으로 잔류응력특성을 평가함.			
J.D. Kim [2000]	와이어 공급 방향 및 위치, 용접속도에 대한 육성용접 특성에 관하여 열영향부와 용융부의 미세조직 분석, 경도분포 분석을 위해 약 200W 의 저출력 펄스타입 Nd:YAG 레이저를 활용하여 연구함.			
J.D. Kim [2000]	유한요소해석을 통해 보수용접부의 용융거동 현상을 예측 및 분석하여 최적의 공정조건을 제시함.			
M. Vendani [2004]	가스텅스텐아크 보수용접과 레이저보수용접의 다양한 금형강에 형성된 보수용접부의 거시적 관점과 미세조직분석을 비교분석하여 최적의 공 정에 대해 연구함.			
A.S. Aloraier [2004, 2006]	Flux cored arc welding(FCAW)방식을 적용시켜 다중조사방법에 의한 보수용접부의 불림효과와 용접후 열처리에 관한 야금학적 특성에 관하 여 연구함.			
J. Grum [2003]	각종 공구의 표면손상발생시 레이저보수용접과 서머지드 아크 용접에 대한 미세조직과 미세화학적 분석, 경도분포, 잔류응력을 비교함.			
M. Vedani [2007]	표면처리강의 펄스타입 저출력 레이저 보수용접시 발생하는 문제점을 공정조건에 따른 보수용접부의 거시적 관점과 미세조직 특성을 고찰하 였고, 내부 발생되는 균열의 양상을 화학조성분 분포를 통해 용접부의 형성에 대해 연구함.			
A. Shacklock [2002]	텅스텐아크용접방법을 이용하여 항공기엔진 보수용접을 위해 평판위에 최적보수용접 조건을 선정한 후 자동화장비를 이용하여 실제 부품보수 용접을 진행한 연구함.			
W.U.H. Syed [2005]	쾌속조형을 위한 다이오드 레이저 침전(deposition)시 파우더피딩과 와 이어피딩을 거시적 관점에서 용접부의 비드형상 및 형성각도 등을 비 교함.			

#### 다. 레이저 용접

이종금속 용접은 기술적 또는 경제적인 이유로 산업분야에 다양하게 이용되고 있다. 특히 항공기, 우주산업, 전자기기 및 저온기기 등 첨단 산업분야에서는 고품 질, 고기능성을 가지면서, 가격 면에서 유리한 제품 생산기술이 요구되고 있다. 일 반적으로 이종금속용접은 용융용접을 주로 실시하고 있지만, 이종금속 용접시 물리 적 화학적 성질이 거의 비슷한 성질을 가지지 못한 이종금속은 용접시공 시 많은 문제점들을 일으키기 때문에 많은 연구가 진행되고 있다[83]. 현재 상업용으로 사용 되고 있는 용융용접(Fusion welding)은 피복금속아크용접(SMAW: Shielded Metal Arc Welding), 가스 금속 아크용접(GMAW: Gas Metal Arc Welding), 서브머지드 아크용접 (SAW: Submerged Arc Welding), 플럭스 코어드 아크용접 (FCAW: Flux Cored Arc Welding) 및 가스 텅스텐 아크용접(GTAW: Gas Tungsten Arc Welding) 등이 있으며, 용가제를 대부분 사용하고 있다. 고정밀화를 요구되는 부품이나 구조 물은 전자빔, 레이저, 펄스아크를 사용하고 있으며, 일반 용융용접에 비해 용가제를 사용하지 않기 때문에 용접부의 열영향부가 작다. 비용융 용접방법으로는 마찰용 접, 폭발용접 및 확산접합 등이 있다.

이와 같은 다양한 용접 방법 중에 최근 연구동향은 레이저빔을 이용한 이종금속 용접과 비금속에 관한 이종 용접은 주로 마찰용접에 관한 연구를 중심으로 진행되 고 있다.

Z. Sun 등[84]은 산업용 금속소재의 레이저 이종용접에 관하여 기본원리와 물리 적 특성에 대한 고찰하였고, 산업 응용에서의 레이저 용접성에 대해 서술하였다. 예를 들어 스테인리스강과 탄소강, 탄소강과 구리, 강과 알루미늄, 강과 니켈, 알루 미늄과 구리 등이 있다. 또한 Z. Li 등[85]는 에어포일과 베인 및 블레이드 등과 같 은 항공엔진 부품산업에 사용되는 니켈합금의 CO<sub>2</sub> 레이저 맞대기 용접과 겹치기 용접(Misalignment beam irradiation) 특성을 조사하기 위하여 이종용접부의 희석 율 제어 공정과 내부결함의 유·무에 대하여 연구하였다. G. Sierra 등[86]은 알루 미늄합금과 강의 단위 길이당 에너지변화에 대한 용입깊이 변화, 표면비드 형상, 용접부 단면 특성 및 용접부의 알루미늄의 희석율 등을 고찰하여 레이저 이종금속 용접 특성에 대해 연구하였다.

M. Sireesha 등[87-88]은 니켈이 풍부한 합금강과 오스테나이트계 스테인리스강의 이종금속용접 후 미세조직의 변화를 고찰하여 용접부의 미시적 거동현상을 연구하 였다. José Roberto Berretta 등[89]은 Pulse Nd:YAG 레이저를 이용하여 서로 다른 스테인리스강을 용접한 후 니켈과 크롬의 함량에 따른 페라이트와 마르텐사이트, 오스테나이트의 형성관계를 미시적 관점에서 고찰하였고, 기계적 특성을 분석하기 위해 경도분포와 용접부의 인장특성에 대하여 연구하였다. X.B. Liu 등 [90-91]은 니켈 주조 합금과 급냉후 조질처리된 강(Quench-tempered steel)을 Nd:YAG 레이 저빔으로 디포커싱시켜 이종용접한 후 용접속도에 대한 단면용접부 고찰 및 용접 부의 폭과 깊이변화를 측정하여 이종 용접부의 미세조직에 대해 연구하였다. Yajie Quan 등[92]은 CO<sub>2</sub> 레이저를 이용하여 서로 다른 마그네슘합금을 이종용접한 후 거시적 단면형상과 화학성분의 형성에 대해 실험적으로 연구하였다. 니켈합금은 일 반적으로 이종금속용접시 용가재로 많이 사용되고 있으며, 대부분의 이종금속과 친 화력이 뛰어나 이종금속 용접분야에 응용되고 있다. 그리고 이러한 이종용접을 레 이저 용접 뿐만 아니라 다양한 용접방법이 적용되고 있다[93-116].

본 연구에서는 Nd:YAG 레이저를 이용하여 재질이 서로 다른 금속을 용접하여 공정특성을 제시하였다. Table. 1-4는 최근 레이저를 이용한 이종재질용접에 관한 연구동향 및 연구내용에 대해서 서술하였다.

연구자/년도	연구내용		
T.A. Mai [2004]	평균출력이 350W인 Nd:YAG 펄스 레이저로 두께가 1㎜인 시편을 제작하여 강과 Kovar 그리고 동과 알루미늄을 이종 용접		
G. Brüggemann	RSt37-2강과 알루미늄합금(AI-Mg-SI0.7) 을 출력이 5kW 인 CO <sub>2</sub>		
[2000]	레이저를 이용하여 이종용접에 대한 이론과 실험결과를 비교		

Table 1-4 A recent research of dissimilar metal welding by laser

(계 속)

M. Sireesha [2000]	파워플랜트의 구조물에 사용되는 오스테나이트 스테인레스강과 Alloy 800(페라이트강)의 이종용접시 Nickel기 필러와이어의 종류 에 따른 고온균열시험, 열팽창계수와 기계적인 특성을 비교 평가하 였다.				
Jose R. B. [2007]	평균출력이 100W인 펄스 Nd:YAG 레이저를 활용하여 빔 조사위 치에 따른 AISI304와 AISI420 스테인레강의 이종용접 후 용접부의 형성과 내부결함에 관하여 고찰하였다.				
G. Sierra [2008]	Galvanised DC 04 저탄소강과 6016 알루미늄을 레이저와 GTAW 공정에 대해 종횡비, 이종용접부와 경계면, 인장특성을 비교평가하 였다.				
Alexandre Mathieu [2007]	평균출력이 2kW인 연속파형Nd:YAG를 사용, 아연-based 필러와이 어을 사용하여 알루미늄과 강을 용접 후 금속학적 특성과 기계적 특성을 연구함.				
Yajie Quan [2008]	CO <sub>2</sub> 레이저를 활용하여 이종 마그네슘합금(AZ31, AM60, ZK60)의 용접에 대한 금속학적, 기계적특성에 관하여 고찰하였다.				
Xiu B. L. [2007]	고출력 CW Nd:YAG 레이저에 의한 니켈합금(K418)과 고크롬몰리 브덴강(42CrMo steel)의 용접속도, 사이드보호가스, 비초점거리변화 에 따른 용접부의 금속학적 특성에 관하여 연구하였다.				
S. Nishimura [1998]	비등수형원자로(boiling water reactor)에 사용되는 오스테나이트 스테인레스강(304L&316L)의 이종용접부의 접합강도와 용접부계면 에서 발생하는 균열과 기공에 대해 실험적으로 고찰하였다.				

# 1.3 연구목적 및 내용

고도화된 산업구조에서 고효율·고품질의 부품제조기술을 요구됨에 따라 기술선 진국에서는 초정밀 가공기술에 대한 많은 연구가 진행되고 있다. 이중 레이저 가공 기술은 레이저 절단, 용접, 천공 및 표면개질(클래딩, 합금화, 용융, 표면경화) 등으 로 나눠어지고 Table 1-1에서와 같이 다양한 산업분야에서 활용범위 광범위하다. 그러나 레이저빔은 고밀도의 에너지열원으로 가공이 이루어지기 때문에 가공소재 와의 상호작용 특성에 따라 가공품질이 달라지므로 각각의 부품에 사용되는 소재 및 용도에 따라 표면경화 및 용접 등과 같이 최적의 레이저 가공변수를 획득해야 만 한다. 이러한 가공변수를 획득하기 위해서는 레이저빔의 출력 및 이송속도 등에 영향을 받는 출력밀도, 입열량, 흡수율과의 밀접한 관계가 있으며 레이저빔 파장과 지속시간이 레이저 가공의 중요한 공정변수로 작용한다.

본 연구에서는 고출력 연속파형 Nd:YAG 레이저를 이용하여 금형산업, 발전·화 학플랜트산업에서 많은 부분을 차지하고 있는 고온구조용 합금강에 대해 표면열처 리와 용접특성에 관하여 연구하였다.

레이저빔 출력변화에 따라 레이저 가공공정이 달라지고, 각각의 사용 중의 특징 에 따라 표면경화와 용접을 진행하고자 하였다. 첫 번째는 플라스틱 사출형성용 금 형, 프레스 금형제작시 내마모성과 내구성을 향상시키는 위해 국부적인 부위에 표 면경화 실험한 후 경화특성을 고찰하였다. 두 번째는 사용중 고온 피로하중시 발생 되는 결함을 보완하기 위해 플라스틱 사출성형용 금형강에 레이저보수용접 후 보 수용접층의 야금학적 특성에 관하여 연구하였다. 마지막으로 발전·화학플랜트산업 에서 대형열교환기의 주재료인 니켈합금을 레이저 이종금속 용접성에 대해 연구하 였다. 이에 대해 본 연구의 내용은 다음과 같다.

## 가. 레이저 표면경화

현재 금형산업에서 주로 사용되고 있는 플라스틱 성형용 금형강재와 열간금형

공구강인 KP-4 및 STD61을 각각의 공정변수에 따라 레이저빔을 조사한 후 표면경 화 특성을 관찰하였다. Table 1-2에 정리한 것처럼 대부분 Nd:YAG 레이저를 활용 한 표면경화법은 초점거리를 이동시켜 디포커싱하는 방법으로 표면경화 열처리를 하지만, 디포커싱(defocsuing)으로 표면경화 열처리하였을 때의 단점을 보완하기 위 해 표면경화용 전용 광학계를 제작하였다. 표면경화용 광학계는 용접광학계 홀더와 동일하게 제작한 후 Plano convex 렌즈의 초점길이(Focal length)를 변화시키면서 실험하였다. 이때 플라스틱 성형용 금형강인 KP-4에 레이저빔을 조사한 후 입열특 성 및 금속학적·기계적 특성에 관하여 고찰하였다.

금형산업에 주로 사용되고 있는 KP-4와 STD61에 레이저빔 출력을 일정하게 유 지시킨 후 금형시험편에 레이저빔을 조사시켜 빔 조사속도(V<sub>ts</sub>), 비초점거리(ʎ), 입 열량(*E*: J/cm<sup>2</sup>) 등의 변화에 따른 표면경화특성을 고찰하였다.

일반적으로 빛이 렌즈를 투과하면 렌즈표면에서의 4% 정도 반사가 되므로 입사 해서 투과할 때 까지 8%정도 반사 손실이 발생한다[11-12]. 이와 같은 이유로 레이 저 발진기에서 발진되는 출력을 기준으로 하지 않고 고출력용 파워미터로 측정한 값을 기준으로 레이저출력 등 공정변수 특성을 분석하였다. 레이저빔을 시편 표면 에 조사한 후 경화층의 깊이, 경도값, 경화폭 및 미세조직과 마모시험을 통해 경화 특성을 관찰하였다.

#### 나. 금형강의 레이저 보수 용접

금형 및 각종 공구의 제작과정 중의 결함 또는 반복 및 피로하중 등으로 인해 결함이나 손상이 발생된 부분, 특히 변형에 민감한 부위에 국부적으로 레이저빔과 용가재(filler wire)를 동시에 조사시켜 보수용접 실험을 진행하였다. 보수용접 후 용접부의 야금학적·기계적 특성에 관하여 분석실험을 실시하였다. 실험방법으로는 레이저빔의 출력을 변화시키면서 용가재를 이송시키면서 시편 표면에 융착시켜 용 가재가 표면에 용착된 영역과 시편에 침투된 형상을 분석하였다. 시편 표면에 융착 된 영역과 침투되어 용융된 부분의 내부균열과 결함을 관찰하여 건전성을 평가하 였다.

### 다. 니켈합금의 이종금속용접

발전·화학플랜트산업에서 대부분 적용하고 있는 니켈합금인 Hastelloy C-276합 금의 레이저 용접특성과 함께 탄소의 함량이 0.4~0.6%이상인 일반 기계구조용 탄 소강인 S45C, 모재의 금속조직이 비슷한 계열인 오스테나이트 스테인리스강인 STS304의 이종금속 용접특성에 관하여 고찰하였다. 니켈 합금인 Hastelloy C-276의 동종금속 및 이종금속 용접 특성에 관하여 실험하였고, 이는 발전·화학 플랜트 산 업에 주로 사용되고 있는 니켈합금인 Hastelloy C-276을 벽지도배개념(Wall paper concept)[118]을 접목시키기 위함이다. 용접공정변수는 레이저빔의 출력, 용접속도, 레이저빔의 초점거리를 변화시키면서 실험하였고, 보호가스는 아르곤 가스를 45° 방향에서 일정한 유량을 분사시켜 주위공기로부터의 오염을 방지하였다.

본 장에서 용접한 동종 금속재료와 이종금속간의 레이저 용접은 아래와 같다.

- 니켈합금의 동종재질(Hastelloy C-276)에 대한 맞대기 및 겹치기 용접 특성

- 니켈합금(Hastelloy C-276)과 중탄소강(SM45C)의 이종금속용접

- 니켈합금(Hastelloy C-276)과 오스테나이트 스테인리스강(STS304)의 이종금속용접

# 제 2 장 이론적 배경

## 2.1 연속파형 Nd:YAG 레이저의 발진원리와 특성

### 2.1.1 연속파형 Nd:YAG 레이저의 발진원리

현재 산업현장에서 사용되고 있는 대표적인 고체레이저는 Nd:YAG레이저로서 연 속발진, 펄스형 및 Q-swtch 등과 같은 빔의 형태로 발진하여 사용하고 있다. 고체 레이저에서의 발진은 고체 광물질에 있는 일부 원소의 이온매질에 램프로 펌핑하 는 방식으로 양끝단이 가공된 평편한 원통형 봉의 형태로 성장시킨 Nd:YAG 봉을 이용하고 있다. 레이저빔이 발진되도록 첨가한 불순물 이온은 천이금속-크롬, 코발 트, 회토류 등이 사용된다.

Nd:YAG(Neodymium-Doped Yttrium Aluminium Garnet)은 비선형 광학원소 파 장이 1.06仰파장을 발진하며, 이득매질(gain medium)인 YAG는 단단하고 안정적이 며 등방성 물질로 화학식은 Y<sub>3</sub>Al<sub>5</sub>O<sub>12</sub> 이다[8-12].

일반적으로 고체 레이저를 발진시키기 위하여 광펌핑으로 Fig. 2-1에서 처럼 반 전분포가 되도록 한다. 이때 사용하는 광원은 텅스텐 또는 수은 등과 같은 광역대 의 스펙트럼을 가진 광원으로 펌핑시킨다. 여기용 램프는 각각 요오드-텅스텐 램프 (I-W 램프), 칼륨-수은 램프(K-Hg 램프), 크세논(Xe) 아크램프, 크립톤(Kr) 아크램프, GaAsxP<sub>1-x</sub> 발광 다이오드를 사용하고 있다. 이 중 Nd:YAG 레이저는 보통 크립톤 (Kr) 아크램프와 크세논(Xe) 플래시 램프를 사용하고 있다.

레이저 발진에 적절한 Nd 이온의 에너지 준위는 Fig. 2-1과 같다[13]. 아크램프 펌핑으로 인해 이득매질에서 작용하는 파수(wave number)가 12,000 이상으로 여러 준위로 분포된다.

Nd<sup>3+</sup>이온들은 기저준위(<sup>4</sup>I<sub>9/2</sub>)와 상부준위(<sup>4</sup>F<sub>3/2</sub>)이상의 준위대로 여기시킨다. 이들

준위대로 여기된 이온들은 곧 광자를 방출시키지 않는 비복사성 전이에 의하여 상 부준위(<sup>4</sup>F<sub>3/2</sub>)로 떨어지게 된다. 이 준위(<sup>4</sup>F<sub>3/2</sub>)는 지속시간이 약 2.5×10<sup>4</sup> 초 정도인 준안정 준위로서 레이저빔 방출에서 상부준위의 역할을 한다.

레이저 빔을 방출시키는 전이는 주로 <sup>4</sup>F<sub>3/2</sub> 준위와 <sup>4</sup>I<sub>11/2</sub> 준위 사이에서 얻어지며, 이는 <sup>4</sup>I<sub>11/2</sub> 준위가 주위 온도로 인하여 밀도화 되지 않기 때문에 밀도반전이 쉽게 얻어진다. 이때 방출되는 레이저빔의 파장은 1,064*nm*이다. 그리고 레이저 전이의 하부준위인 <sup>4</sup>I<sub>11/2</sub>준위는 기저준위(<sup>4</sup>I<sub>9/2</sub>)보다 위에 있으며, 정상적인 레이저 동작온도 에서 그 분포밀도는 무시될 정도이다[119]. 따라서 이러한 4준위 기구에서는 수백 W의 전구에 의한 지속적인 펌핑에서도 에너지 준위의 분포반전과 레이저 발진을 주며, 그 레이저빔의 출력은 수 W 정도이다.

Nd:YAG 레이저의 구조는 광공진기에 장착된 레이저매질(이득매질: gain medium)과 여기에너지원, 타원형 반사경으로 구성된다. 이때 레이저매질과 여기에 너지원은 각각 YAG 로드, 크립톤 아크 램프 등을 사용한다. 기본적으로 여기원 즉, 램프의 점등 형태에 따라 연속파형과 펄스파형으로 구분되며, 연속 펌프되면서 반복적으로 Q-swtch 파형도 있다.

Nd-YAG 레이저는 때로는 원통형 봉과 다른 형태로 가공되기도 한다. 그 하나는 끝을 브루스터 각으로 가공한 판형 레이저이다. 빛살이 판의 상하로 공진하며 전반 사한다. 레이저 공진기를 구성하는 공진거울은 판의 외부에 설치한다. 판형 레이저 는 고출력이 가능한 원하는 형태로 가공 제작할 수 있다. Nd:YAG 레이저의 냉각 효과를 높이기 위해 여기 램프와 로드 글라스제 튜브 내에 밀봉된 상태로 순환하 는 탈이온수에 의해 냉각된다. Fig. 2-3은 연속파형 Nd:YAG 레이저의 아크램프와 발진기의 모식도이다.



Fig. 2-1 A comparison on Boltzmann and population inversion distribution.



Fig. 2-2 Energy level diagram of Nd<sup>3+</sup> in YAG.



Fig. 2-3 Arc lamp and oscillator of continuous wave Nd:YAG laser.

#### 2.1.2 연속파형 Nd:YAG 레이저의 특성

일반적으로 Nd:YAG 레이저는 출력형태 및 발진방식에 따라 연속파 출력 (Continuous output), 펄스 펌핑(Pulsed pumping) 및 Q-스위칭 모드(Q-switched mode) 등 3가지 모드로 사용되고 있으며, 발진 펌핑 효율에 따라 빔 출력이 달라 지고 조사형태가 달라진다.

CO<sub>2</sub>레이저와 비슷한 출력을 발생시키기 위해 일반적으로 Fig. 2-4에서 보는 바와 같이 Nd:YAG 레이저 시스템은 레이저 로드(laser rods)를 단일공진기에 안에 여러 개를 배열시켜 높은 출력을 획득한다.

대개 전기 입력에서부터 레이저 출력까지의 변화효율은 2~3%로, 가공용 YAG레 이저는 전원용량이 수 kW에서부터 수십 kW나 되지만, 변화효율은 낮은 만큼 열로 변화되는 양이 증가하기 때문에 이에 걸맞은 냉각기와 큰 전원이 필요하게 된다. 이 때문에 상당히 컴팩트한 레이저 헤드를 가짐에도 불구하고 헤드를 분리한 형태 로 장치화 되어 있는 것이 많다.

그러나 CO<sub>2</sub>레이저에 비해 발진기나 구성부품이 소형이고 광섬유(Optical fiber)로 전송이 가능하기 때문에 가공을 위한 자유도가 높아 산업용으로 많이 활용되고 있 다.

YAG 레이저는 Fig. 2-5 및 Table 2-1[13] 에서와 같이 CO<sub>2</sub>레이저에 비해 금속표 면에서의 반사율도 작고, 재료가공에 있어서 펄스레이저로 발진할 경우 알루미늄, 구리 등의 고 반사 재료도 가공이 가능하다. 단파장이기 때문에 집광성이 우수하고 미세가공에 적합하다. Nd:YAG 레이저의 파장(λ=1.064μm)을 제2 조화파(2nd hormonic generation)로 만들면 구리와 같이 열전도율과 반사도가 큰 재료도 가공 할 수 있는 특징이 있다.

Table 2-1은 Nd:YAG 레이저의 파장과 CO<sub>2</sub>레이저의 파장에 대한 원소별 반사율 을 비교하였다.



Fig. 2-4 High laser power is obtained by mounting several cavities in line(Continuous wave Nd:YAG laser).



Fig. 2-5 Change in absorptance of nonferrous metal with wavelengths[12].

Laser	Nd:YAG (λ=0.9~1.1μm)	CO <sub>2</sub> (λ=0.9~11μm)	
Au(2.4)	94.7%	97.7%	
Pt(10.6)	72.9%	95.6%	
Ag(1.62)	96.4%	99.0%	
Al(2.75)	73.3%	96.9%	
Cu(1.72)	90.1%	98.4%	
Fe(9.8)	65.0%	93.8%	
Ni(7.24)	72.0%	95.6%	
Zn(5.9)	49.0%	98.1%	
Mg(4.9)	74.0%	93.0%	
Cr(10.9)	57% 93%		
Mo(5.6)	58.2%	94.5%	
W(5.6)	62.3%	95.5%	
V	64.5%	92%	
Т	48.5%	78%	
S	54%	87%	
Cast iron(10~20)	63.1%	93.8~96%	
1%C	7%	-	
Constantan(50)	22.4%	94.2%	

Table 2-1 Surface reflexibility of metal materials[13]

## 2.2 레이저 표면경화

재료의 즉, 모재의 성질은 그대로 유지하고 표면만을 기계적인 특성과 금속학적 특성을 개선하기 위해 많은 공정이 개발되고 있다. 이러한 표면처리공정을 금속학 적으로 분류하면 합금화, 어닐링, 급냉응고, 변태경화, 클래딩, 침탄 및 질화 등과 같이 매우 다양한 분야가 있다[120]. 특히 표면 경화법은 각종 열원을 활용하여 재 료 표면의 얇은 층을 경화시키는 방법으로 산업현장에서 주로 고주파 표면경화를 활용하고 있다. 그러나 고주파표면경화는 열원의 제어 작업속도가 느리고, 수냉방 식을 적용하기 때문에 환경오염이나 고주파수의 간섭에 의해 주변 전자 제어기기 에 영향을 줄 수 있다[121-122].

이와 같은 이유로 레이저열원을 이용한 표면경화법에 관심이 집중되고 있다. 레 이저빔을 조사하여 강의 표면을 오스테나이트화 온도까지 급속가열한 후 조사 열 원을 제거시 재료표면 열원이 재료 내부로 급속히 냉각되는 원리를 이용한 방법이 다. 이렇게 표면경화에 이용되는 레이저빔은 에너지 밀도가 충분히 높아 열이 재료 내부로 전도되어 손실되는 것보다 더 빠른 속도로 표면에 축적되기 때문에 표면층 의 온도가 순식간에 상승한다. 동시에 매우 짧은 시간 내에 표면의 얇은 층은 오스 테나이트화 온도에 도달한다.

반면 재료의 중심부는 온도가 상승하지 않고 자연 냉각된 상태에 있게 된다. 이 는 높은 열응집 작용으로 재료표면에서 급냉각되어 내부로 열확산 속도가 억제되 어 급속하게 냉각된다. 이러한 현상을 자기냉각(Self-quenching)효과라 하며, 이것은 외부로부터의 추가적인 냉각수단을 필요치 않기 때문에 고주파 표면경화보다 경화 층의 변형이나 냉각수 배출에 의한 환경오염 발생이 적다.

레이저 표면경화는 조사된 레이저 빔에 의한 열원이 금속표면 근방의 온도를 변 태점과 용융점 사이의 온도로 급가열 후 급냉각시키는 방법으로 가장 많이 이용되 는 금속은 경화가 가능한 재료로서 선택적인 내마모성이 요구 되는곳에 사용되는 중탄소의 철강재 합금과 주철 재료를 많이 적용된다.

레이저 표면경화 방법은 기존 경화법에 비해 몇 가지 장점을 가진다[8-14].

첫째, 화염 및 고주파경화와 같은 표면경화법에 비해 표면처리 후 모재에 대한 열 변형(Thermal distortion)이 매우 적다. 또한, 기존의 경화법은 외부 냉각방법에 의해 표면으로부터 경화되기 때문에 인장잔류응력(Residual tensile stress)이 발생하 지만, 레이저 표면 경화는 재료 내부로부터 표면으로 경화가 이루어져 경화부 표면 에서 압축잔류응력(Residual compressive stress)을 발행한다. 그러므로 피로강도가 크게 된다.

둘째 레이저 빔은 짧은 시간동안 피가공재 표면에 조사하여 오스테나이트로 만 드는 에너지를 이용하기 때문에 피가공재 표면과 내부와의 급격한 온도구배가 이 루어진다. 그러므로 레이저 표면경화처리에서는 이러한 자기 냉각효과에 의해 표면 이 경화되므로 일반적인 경화처리의 퀜칭 과정에서 필요한 수냉이나 유냉과 같은 추가적인 냉각수단이 요구되지 않는다.

이에 반해 레이저 표면경화법의 단점은 첫째, 조사되는 빔의 크기가 일정범위 이 상으로 증가할 경우 재료 표면 전체를 경화하기가 어렵다. 그러므로 대면적의 부위 를 경화처리하기 위해 다중조사에 의해 여러 번 겹쳐서 처리하는 멀티패스 (Multi-pass)기법이 요구된다. 이러한 멀티 패스로 경화처리를 하게 되면 넓은 영역 을 경화시키는 것이 가능하다. 하지만 레이저빔이 조사된 영역이 겹쳐지므로 열영 향을 받아 백 템퍼링(Back tempering)현상이 발생하여 경도 저하를 일으키게 된다.

둘째, 레이저 변태 경화처리에 적용되는 빔의 단면은 넓은 범위를 표면경화처리 하기 때문에 피가공재에 집속되는 출력밀도가 용접이나 절단에 비해 작다. 그러므 로 표면경화시 높은 빔 파워밀도가 요구되기 때문에 이러한 단점을 보완하고자 주 로 고출력화가 가능한 CO<sub>2</sub> 레이저나 강의 표면에 흡수 코팅제를 추가로 도포하여 레이저빔의 흡수율을 증가시켜 표면경화처리한다. 그러나 후처리로 코팅을 제거해 야 하는 어려움이 있다. 최근에는 CO<sub>2</sub>레이저에 비해 금속 재료에 대한 빔 흡수율 이 양호한 Nd:YAG 레이저의 고출력화가 실현되면서 흡수 코팅처리를 하지 않고도 다양한 분야에서 레이저 표면경화처리가 가능하게 되었다. 그러나 여전히 용접이나 절단에 비해 많은 에너지가 소모된다.

경화능이 큰 철과 탄소의 합금은 3개의 철동소체(오스테나이트, 페라이트 및 δ-페

라이트)속에 탄소가 침입형으로 존재하는 탄소고용체로 구성되며, 여분의 탄소는 시멘타이트 또는 흑연으로 존재한다. 그리고 냉각시에 오스테나이트가 공석 및 초 석상으로의 변태는 Fig. 2-6의 상태도에서 723℃ 즉, A1 변태점 이하에서 열역학적 으로 가능하게 된다.

Fig. 2-6에서 보는 바와 같이 대개 공석강(eutectoid steel)을 A1 변태온도보다 약 간 높은 온도로 가열하면 3단계의 뚜렷한 과정을 거쳐 오스테나이트화가 진행된다. 즉 페라이트(BCC)가 오스테나이트(FCC)로 변태하는데, 이것은 매시브변태(Massive Transformation)의 급속성장 특징에 따라 페라이트내에 오스테나이트가 핵생성 됨 으로써 일어난다. 그리고 새로이 형성된 오스테나이트로 시멘타이트가 용해된다. 이때 시멘타이트-오스테나이트 계면으로부터 오스테나이트 속으로 탄소가 확산한 다. 예를 들어 구조용 철강재의 조직은 펄라이트와 페라이트로 구성되어 있으며 이 들 조직에 레이저 빔을 조사시켜 표면구역이 A3 변태온도와 용융온도 사이의 온도 가 되면 페라이트가 오스테나이트로 변하게 된다.

이러한 조직형성과정 중 오스테나이트 온도(A<sub>3</sub>)에서 금속이 상온에서 서서히 냉 각될 경우, 오스테나이트 조직은 페라이트 조직으로 다시 바뀌고 탄소는 Fe<sub>3</sub>C의 형 태로 격자 밖으로 빠져나오게 된다. 그러나 급격한 온도구배가 형성되면 즉, M<sub>f</sub>(대 략 250℃)이하까지 급격히 냉각되면, 탄소가 빠져나오기 위한 충분한 시간을 갖지 못하므로 준안정적인(비평형상) 마르텐사이트로 조직이 변하게 된다. 이때 무확산 변태 과정을 거치게 된다. Fig. 2-7은 본 논문에서 적용된 Plano-convex 렌즈를 통 과한 빔을 금속재료에 조사하였을 때 레이저빔의 형상에 따른 시간, 온도 및 경화 깊이와의 관계를 나타낸 레이저 표면경화 계략도이다.

레이저 열원은 고밀도 에너지열원으로서 국부적인 부분에 큰 에너지를 가할 수 있는 특징을 가지고 있다. 그러므로 화염경화와 고주파표면경화에 비교했을 때 면 적대비 열원의 크기가 작기 때문에 경화범위가 상대적으로 작게 형성된다. 즉, 대 면적의 피가공재를 경화처리한다고 가정했을 때, 화염경화와 고주파표면경화는 한 번에 가능할 것도 레이저 열원을 이용하면 몇 번을 반복해야 한다. 이러한 과정이 진행되면 레이저 빔이 조사되는 곳만 국부적으로 급가열과 급냉각현상이 나타나게

- 32 -

되므로, 마르텐사이트의 생성은 마르텐사이트가 고르게 생성하여 분포하는 오스테 나이트화 온도(A3)이상에서 유지되는 시간에 의존한다.

레이저 표면경화법은 급격한 열 사이클에 의해 경화특성을 나타내기 때문에 비 교적 완만한 열 사이클을 나타내는 기존의 경화 처리법에 비해 열동역학적(thermal kinetics) 해석이 어렵다. 레이저 변태경화법의 메커니즘을 이해하기 위해서는 레이 저 빔이 조사되고 지나갔을 때, 그 부분에서의 온도 이력(thermal cycle), 가열 및 냉각속도에 따른 변태점 변화 등에 대한 이해가 필요하다. 특히 급속 가열 공정의 비평형 상태에서는 Ac<sub>3</sub> 온도가 상승하는데, 이는 급속가열 시간 내에 오스테나이트 로 완벽하게 변태하기에는 탄소의 확산속도가 너무 느리기 때문이다.

한 예로 Fig. 2-6의 Fe-Fe<sub>3</sub>C 평형상태도에서 Fe-0.4% C강의 A<sub>3</sub> 변태점은 850℃ 내외이나 상온으로부터 10초 이내에 급가열하는 경우에는 변태이력에 의해 A<sub>3</sub> 변 태점을 910℃로 상승하는 것으로 보고되고 있다[131].

한편 Fig. 2-8은 Fe-0.45%C장의 연속냉각변태(CCT: Continuous Cooling Temperature) 곡선을 나타냈다. Fe-0.45% C강에서 마르텐사이트를 얻기 위해서는 A<sub>3</sub> 변태점이상의 레이저빔 가열에 의해 탄소가 균일하게 분포된 오스테나이트화가 이루어 졌다하더라도 Fig. 2-8의 연속냉각변태곡선에서 알 수 있는 바와 같이 임계 냉각속도(critical cooling ratio)이상의 빠른 냉각속도가 필요하다.

레이저 표면경화 특성은 주로 피가공재 표면상에서의 레이저 빔과 상호작용시간 에 따라 변화되며, 재료의 금속학적 특성과 열 물리학적(thermo physical)특성에 따 라 달라진다.

특히, 고출력의 빔을 짧은 시간동안 조사하면 얕은 경화깊이를 얻는 반면, 반대 로 동일 출력으로 느리게 진행시켜 상호작용시간을 길게 할 경우에는 깊은 경화깊 이를 얻을 수 있다. 그러나 고탄소강에서는 짧은 시간동안에 작용하는 급격한 열 사이클로 인해 잔류 오스테나이트의 형성을 초래할 수 있다. 그러므로 최적의 표면 경화 조건을 획득하려면 레이저빔 조사속도와 금속 표면에 작용하는 열역학적 특 성을 고려해야 된다.

피가공재 표면의 반사율 또한 레이저 표면경화에서 중요한 역할을 한다. 재료에

의해 흡수된 빔 출력의 일부분은 재료 표면의 흡수율(absorptivity) 즉, Table 2-1에 서처럼 반사율(reflectivity)에 의해 영향을 받는다. 표면에서 레이저 빔의 반사율은 재료의 종류, 표면상태 및 온도, 입사광의 파장 그리고 입사각과 편광방향에 따라 다르다. CO<sub>2</sub> 레이저의 경우 금속표면에서 레이저 빔의 흡수율이 낮아 표면에 흡수 체를 코팅하여 열처리하고 있으나 Nd:YAG 레이저는 CO<sub>2</sub> 레이저에 비하여 금속표 면에서 흡수율이 높아 그 활용도가 증가하고 있다.

일반적으로 CO<sub>2</sub> 레이저는 빔 중앙부에서는 파워밀도가 높고 중앙부에서 거리가 멀어질수록 파워밀도가 급격하게 감소하는 가우시안 분포를 가지고 있다. 그러므로 레이저빔의 강도분포가 불균일하게 형성되므로 경화층이 불균일해질 뿐만 아니라 일부에서 표면용융을 일으켜 오스테나이트가 잔류하고, 표면조도와 경도값이 주변 부에 비해 작게 형성되는 단점을 가지고 있다. 이러한 단점을 극복하기 위해 다양 한 방식으로 집광성이 높은 레이저빔의 강도를 균일하게 분포시켜주고 있다. 표면 처리할 때 레이저빔의 출력밀도를 균일하게 전송하기 위해 인테그레이션 미러방식, 커라이드 스코프 방식 및 폴리곤미러방식 등을 활용하고 있다.

본 연구에서는 CO<sub>2</sub> 레이저빔을 활용할 때 흡수체를 코팅하지 않고 표면 경화 열 처리가 가능한 Nd:YAG 레이저를 이용하였다. 실험에 사용한 레이저는 용접 전용 레이저의 광학계로 전파되는 레이저빔의 초점위치를 이동하여 열처리하는 디포싱 방법 대신 열처리 전용 광학계를 구성하여 표면경화 열처리하여 경도 분포, 경화 깊이 및 미세조직 등을 관찰하였다.



Fig. 2-6 Equilibrium phase diagram of Fe-Fe<sub>3</sub>C[131].



Fig. 2-7 Schematic illustration of laser surface hardening[45].



Fig. 2-8 Time-temperature-transformation curve of 25CrMo3 steel[132].

# 2.3 레이저 보수용접

자동차 금형 제작 중 발생한 외부결함 즉, 거스러미(burr) 또는 수리 부위가 발생 하면 알곤 용접으로 Photo 2-1, Photo 2-2 및 Photo 2-3에 제시한 것처럼 육성 공 정 후 외관을 연마처리하여 재사용한다. 이와 같이 금형에는 제작과정 중의 결함이 나 사용 중의 과부하 또는 반복 및 피로하중 등으로 인해 결함이나 손상이 발생한 다. 이런 결함이나 손상을 제거하여 수명을 연장시켜 재사용하기 위해 보수용접을 실시한다.

보수용접(repair welding)의 개념은 크게 두 가지 방식으로 사용되고 있다. 그 한 가지 방법으로 각종 열원과 모재의 용융상태에서 부가적인 금속을 첨가시켜 용접 하는 방법이다. 예를 들어 생산과정 중의 마감용접, 불일치 부분에 대한 수정용접 및 사용 중에 있는 구조물에 대한 보수용접 등이 있다. 일반적으로 산업현장에선 TIG(Tungsten Inert Gas)용접과 알곤용접 및 피복 아크용접(SMAW: Shield Metal Arc Welding)방법 등이 활용되고 있다.

두 번째는 보수방법 중에는 표면 육성법(Deposition)으로 마모된 부위를 채우기 위한 육성, 표면 경화층을 입히기 위한 육성 그리고 화학적 저항성이 있는 재료를 입히기 위한 육성법 등이 있다. 표면 경화층을 입히는 방법은 내마모성을 요구하는 금형에 사용되며 매우 단단한 재료를 사용하여 Fig. 2-9와 같이 표면 육성하는 방 법이다.

세 번째는 압력용기 및 기계부품의 마모된 부분에 대해 다시 원래 상태가 되도 록 덧붙이 용접을 행하는 것으로 육성층이 내부식, 내마모 특성을 갖는 재료를 접 촉 부위에 판으로 붙인 것으로서 클래딩(Cladding)방법은 차이가 있다.

대부분의 산업현장에서 금형보수 방법으로 TIG용접과 알곤용접 및 피복 아크용 접등을 많이 사용되고 있다. 그러나 열원의 제어가 어렵고, 넓은 열전도때문에 보 수용접부 이외에 기지조직의 특성을 변화시킬 수 있다. 금형강의 보수용접은 보수 용접할 때 금형의 형태가 기지조직의 변화를 최소화하면서 보수용접을 실시해야 한다. TIG 용접, 플라즈마 용접 및 레이저용접 시 열원의 특성을 Fig. 2-10에 나타내었 다[123]. TIG 용접은 보수용접 방법으로 가장 오랫동안 많이 사용되었고, 플라스마 용접은 현재 자주 사용되고 있으며, 최근에는 용접 열에 의한 영향이 적은 레이저 열원을 이용한 보수용접이 연구되고 있다. 모서리 끝단을 레이저열원을 활용하여 보수 용접하는 모식도를 Fig. 2-11에 나타내었는데 플라즈마나 아크열원에 비해 국 부적인 부분을 모재의 열영향을 최소화하면서 국부적으로 보수용접할 수 있다.

보수용접 기술은 고밀도 에너지를 이용하여 기지금속과 용착금속(Filler metal)을 동시에 조사시켜 하나의 용접부를 형성시키는 기술이 있다. 레이저빔으로 보수용접 할 때 일정한 양의 필러와이어와 금속분말을 기지금속표면에 조사시키며 육성층을 형성시키는 방법을 Fig. 2-12와 Fig. 2-13에 각각 나타냈다.

레이저빔을 이용하면 기존의 용융 용접기술과 클래딩기술에 비해 입열량이 적고 열변형을 최소화할 수 있어서 선진 기술국들은 자동차산업, 화학·플랜트산업, 발 전설비 산업 및 우주·항공기산업 등에 폭넓게 적용되고 있어, 이에 대한 연구개발 을 진행하고 있다[124].

레이저빔은 고밀도 에너지열원을 이용하기 때문에 에너지 밀도가 높고, 열원을 아주 가늘게 제어할 수 있어, 제품의 형상에 관계없이 자유롭게 자동화를 통한 용 접이 가능하기 때문에 활용범위 면에서 무한한 가능성을 가지고 있다.

간략히 레이저클래딩과 보수용접의 차이를 언급하면, 레이저 클래딩은 빔을 이용 하여 재료의 표면 특성을 개량 및 특정부위를 보수하는 방법으로서 레이저 표면개 질(Laser surface modification) 기술의 한 종류이다. 레이저 클래딩은 금속분말, 금 속 박(Foil) 또는 와이어 등을 이용하여 소재표면에 재료를 합금화 또는 육성시키는 공정으로서 부품의 내식성, 내마모성 및 내산화성 등을 개선시켜 각종의 부품 및 구조물의 수명을 향상시킨다. 표면합금화나 표면경화공정과 달리 요구되는 성질을 가진 금속을 기지금속 표면상에 첨가시킨 후 용융시켜 접합시키는 것이다. 특히 이 종금속을 기지금속 상에 첨가시키는 방법으로는 첨가시킬 분말금속을 먼저 살포시 킨 후 레이저빔을 조사시키거나, 또는 레이저에 의하여 형성된 용융풀 위에 분말을 공급시키는 방법이 있다. 와이어나 판상으로 먼저 첨가시킨 후 레이저빔을 조사시 키기도 한다.

레이저클래딩이 소재표면에 합금화 또는 육성에 의해 내식성이나 내마모성을 강 화시키는 방법이라 한다면, 레이저보수용접은 금형강의 내·외부 결함과 사용중 발 생한 결함을 없애기 위해 모재의 특성을 그대로 재생시키는 방법이다. 레이저 클래 딩으로 분말을 사용해 금형강을 보수할 경우는 레이저빔이 분말 층을 통해 용융금 속이 흡수되어야 하지만, 분말층은 열전도도가 작으므로 용융금속이 기지상에 도달 하기까지 용융풀은 거의 열적으로 절연되어 있다. 이 순간에 응고가 일어나면 고체 와 액체의 접합만이 일어나고, 이것은 완전한 용융접합에 비하여 약한 층을 형성한 다. 그러나 계속적인 반복가열은 응고된 금속을 재용융시켜 용융접합을 진행하게 되고, 이 과정에서 결함으로 기포가 발생한다. 이러한 기포는 각각 레이저빔을 연 속적으로 중첩시켜 조사시킬 때 기포가 내부에 빠져 들어가 트랩되어 나타나는 기 포와 클래딩 계면 혹은 클래딩 재료사이에 있는 기포들일 수 도 있다. 그러므로 클 래딩층의 내식성과 내마모성을 높이기 위해서는 모재와의 희석률을 최소화해야 하 며, 이를 위해서는 레이저 출력밀도, 레이저 빔과 모재 표면과의 반응시간의 적절 한 조합, 클래드 재료의 공급량과 이송속도 등과 같은 공정조건을 최적으로 선정하 는 것이 중요하다. 레이저 클래딩과 다르게 보수용접은 모재와 레이저빔과의 상호 작용시 발생하는 용융풀에 부가적인 재료(Filler metal)를 첨가하여 일정한 크기의 혼합된 층을 이루어 육성시키는 방법이다.

본 연구에서 적용하고자 하는 레이저 보수용접은 산업용 금형제작시 발생할 수 있는 파손이나 결함을 보수하거나 금형을 사용할 때 발생할 수 있는 파손 부분을 수리하여 수명연장에 기여하는 공정기술을 확보하고자 한다. 피드와이어 공급 장치는 레이저빔과 동조신호처리 방식으로 구성하여 레이저빔 조사 시 적절한 공급속 도와 각도로 와이어의 공급속도를 제어하여 보수용접 실험을 하였다. 레이저빔으로 결함부분을 보수용접하면 레이저빔을 매우 작은 영역으로 집속할 수 있고, 급속가 열과 급속냉각의 효과로 정밀한 금형의 열변형을 최소화하면서 보수용접을 할 수 있다. 급가열·급냉각효과를 이용하기 때문에 수동으로 공정을 제어하는 문제가 있어 용가재 공급장치에 자동이송시스템을 장착하였다.



Photo. 2-1 Repair processing of defect or burr of plastic mold steel using argon welding.



Photo. 2-2 Electric discharge and grinder machining of continental sediments after Repair welding.



Photo. 2-3 A result of repair processing.





abraded edge

abraded plate





Fig. 2-10 Methods of repair welding[123].



Fig. 2-11 Base metal with (A)defect, (B)unsuitable and (C)suitable groove preparations for repair welding of tools.



Fig. 2-12 Schematic of laser repair welding.

Fig. 2-13 Schematic of laser cladding.

# 2.4 레이저 용접

레이저빔과 재료 내의 전자파의 분산과 흡수의 상호관계로서 빔이 금속표면에 부딪힐 때 일부분은 흡수되고 일부분은 반사된다. Fig. 2-14에서와 같이 흡수된 에 너지에 의해서 표면이 가열되기 시작되고, 고출력 에너지가 흡수되면서 급격한 가 열효과를 가져오게 된다.

Nd:YAG 레이저 공진기 내에서 발생된 에너지를 광파이버 전송 후 광학렌즈를 통해 10<sup>6</sup>W/cm<sup>2</sup> 이상의 에너지밀도로 집광시켜, 조사시킨 금속표면에서 고압의 금 속증기가 발생한 후 Fig. 2-16에서와 같이 용융 중 키홀(Key hole)이 형성된다. 키 홀 내에 레이저광의 에너지가 흡수되며 주위에 열에너지가 전달되어 벽면이 용융 과 응고가 주기적으로 반복되면서 용접공정이 시작된다.

레이저 가공분야는 크게 용접·절단, 표면경화, 드릴링 및 어블레이션 등에 응용 되고 있는데 각각의 응용조건에서 출력밀도와 레이저빔의 조사시간을 Fig. 2-14에 나타냈다[125].

일반적으로 초기 레이저 파워밀도 10<sup>4</sup>W/cm<sup>2</sup>에서 키홀이 수반되는 열전도 용접 이 진행되고, 10<sup>6</sup>W/cm<sup>2</sup> 이상의 파워밀도에서 깊은 용입(Deep penetration)의 키홀 용접이 진행된다.

이러한 현상은 임계값 이상의 레이저빔이 재료의 표면에 조사되면 광자가 금속 표면 자유전자를 여기시킴과 동시에 여기된 자유전자는 결정격자에 충돌된다. 이때 그 에너지는 열로 전환해서 금속의 온도를 상승시키게 되고, 연속적인 조사에 의해 다중반사와 흡수현상이 발생하게 되어, 레이저빔 중심부 구역에서는 금속의 증발이 일어나고, 그 외곽지역에서는 용융이 일어나 중심부 구역의 큰 증기압은 용융금속 을 레이저빔의 조사되는 중심부 구역으로부터 옆으로 밀어내므로 레이저빔은 더욱 내부로 들어갈 수 있게 되며, 중심구멍의 깊이를 더욱 크게 한다. 이때 금속증기가 분출하는 반동력에 의해서 용융금속면에 함몰과 용융풀이 채워지는 현상이 반복되 어 일종의 용접비드가 생성되게 된다. 이와 같은 반동력을 증기반조력(Vapor reaction)이라 하며, 깊은 함몰을 키흘이라 부른다. Fig. 2-15에서처럼 레이저 용접은 키홀을 통하여 직접 가열되므로, 비드의 단면은 열전도형(a)과 비교하여 폭이 좁고 깊게(b)에 도시한 것처럼 용융풀이 형성된다[126]. 또한 증발한 금속증기가 고온의 플라즈마로 되면 레이저빔은 플라즈마에 흡수되어 재료에 도달하는 빔에너지가 감 소하기 때문에, 보호가스를 분사시켜 플라즈마를 제거해야 한다.

레이저빔을 금속재료에 조사하면 초기에는 반사손실은 크지만, 일단 키홀이 형성 되면 레이저빔은 키홀 내에서 다중반사하기 때문에 거의 반사손실이 일어나지 않 는다.

일반적으로 CW(Continuous Wave) 레이저 용접에서는 열원의 움직임에 따라 Fig. 2-16의 모식도에 제시한 것처럼 키홀이 이동하므로, 키홀 후방의 용융금속이 응고하여 비드가 형성된다. 용융풀의 유동현상은 고점성 유체유동현상으로 해석할 수 있으며, 키홀 발생시 증기제트(Vapour jet)와 플라즈마 진동, 용융풀 내에선 모 세관파동(Capillary waves)과 함께 기포, 기공, 다상유동(Multiphase flow) 즉, 액상 과 기체가 혼합된 형태로 존재하게 되어 용융풀 유동이 복잡해진다. 키홀 내의 유 동풀에서 정수압이나 표면장력은 키홀을 함몰시키려 하지만, 내부의 증기압이 키홀 을 유지하며 레이저빔이 통과한 공간을 주위의 용융물이 충전한다. 만약 키홀을 안 정적으로 유지할 수 없게 되면, 용융금속이 키홀을 덮어 기포가 빠져나가지 못하기 때문에 기공(Porosity)이 포획되어 기공과 결함이 발생한다. 비드의 끝단에서는 키 홀을 채울 용융금속이 부족하여 크레이터(Crater)가 남는다[127].

전자빔과 레이저는 파워밀도가 높기 때문에 기본적으로는 유사한 깊은 용입용접 이 된다. 다만, 레이저는 X선을 발생시키지 않고, 자장의 영향을 받지 않는 등의 장 점이 있다. 더불어 진공챔버를 필요로 하지 않기 때문에 실용성과 이동의 자유도가 높아지므로 레이저용접이 전자빔의 많은 부분을 대체하고 있다. 이러한 레이저 용 접의 다음과 같은 특징을 가진다.

- 가. 에너지의 집광성이 우수하여 출력밀도가 10<sup>6</sup>W/cm<sup>2</sup> 이상의 고에너지 밀도의 열 원이므로 정밀용접이 가능하다.
- 나. 발진기 내의 여기과정에서 펌핑양을 조절이 가능하므로 레이저빔의 에너지의 제어가 용이하다.

다. 전자빔 용접에 비하여 진공을 필요로 하지 않으며 대기중에서 용접할 수 있다.
라. 레이저빔의 조사시간과 재료와의 상호작용시간이 짧기 때문에 모재의 열영향
부나 산화막 및 변형이 적다.

마. 비접촉 가공이 가능하며, 용접중 기계진동의 영향을 받지 않고 자동화하기 쉽다.

바. 자기(Magnetism)의 영향을 받지 않기 때문에 자기를 띤 재료나 이종재료의 용접이 용이하다.

레이저용접의 많은 장점 중의 하나는 이종재질의 용접에 폭넓게 활용할 수 있다는 점이다. 산업사회가 발전하면서 기계부품이 다양해짐에 따라 서로 다른 기능적 특 성을 지닌 금속재료의 접합 필요성이 증가하고 있다. 금속 재료별 내식성, 내마모 성, 인장강도 및 압축강도 등 장점을 활용하는 기계부품이 산업현장에서 널리 쓰이 고 있기 때문이다. 특히 물리·화학적인 특성을 복합적으로 필요로 하는 산업현장 에서 하나의 금속으로는 다양한 조건을 완벽하게 충족할 수 없는 경우가 많다. 그 래서 신소재를 개발하거나 서로 다른 금속을 용접해서 사용하는 경우가 많다. 이렇 게 서로 다른 기계적 특징을 갖는 재료를 접합하는 이종용접은 사용용도, 사용 빈 도, 효율적인 측면에서 매우 중요시되고 있다. 이러한 이종금속 용접의 특성때문에 이와 관련된 연구가 절실히 필요하다.

본 연구에서는 화학·발전 플랜트 산업에 주로 사용되고 있는 니켈합금과 탄소 강, 니켈합금과 오스테나이트 스테인리스강에 대해서 고출력의 레이저를 이용하여 이종금속용접 후 기계적인 특성과 금속학적 특성이 우수한 최적의 공정조건을 획 득하고자 한다.

일반적으로 이종금속용접은 용융용접을 주로 실시하고 있다. 그러나 용접시공시 많은 문제점들이 있다. 이는 각각의 금속 화학성분의 차이에 따라 달라지는데, 용 접시 금속조직이 조대화하거나 고·저용융상(Phase)으로 분리된다. 특히 원자구조 가 달라서 용접시 균열의 발생빈도가 높고, 기공이 발생하기 쉬운 결점이 있다.

이와 같은 이유 때문에 이종금속 용접시 가장 먼저 생각해야 할 것은 물리적· 화학적 성질이 거의 비슷한 성질을 가지고 있어야 한다. 이종금속용접에서 가장 큰 문제 중의 하나는 두 금속간의 융점 차이다. 두 금속의 융점 차가 100℃이내에 있 으면 일반적으로 이종용접이 가능하다. 그러나 일반적인 용융용접에서 융점차가 큰 경우 용접부 균열이 발생하기 쉽다. 응고시에 융점의 차이로 인한 응력이 발생하기 때문이다. 그리고 계면에 취약한 상(Phase)이 형성되거나, 두 금속의 희석에 의해 균열이 발생하여 양호한 성능을 얻을 수 없다는 문제가 있다. 시편의 가격면에서 용가재 사용으로 인한 경제적인 부담이 상당히 심하게 나타난다.

그러므로 이런 단점을 극복하기 위해 고밀도 에너지원을 가지는 전자빔이나 레 이저빔을 이용한 키홀용접방법이 주로 사용하고 있다.

금속들 간의 비슷한 용융온도, 동일한 결정구조, 상태도에서 고용체합금을 형성 할 때 쉽게 용접할 수 있다. 그러나 레이저 용접에서는 짧은 시간에 작은 구역에 많은 열이 집중되므로 금속표면이 국부적으로 비등점 이상으로 될 수 있다. 그러므 로 비등점이 낮은 금속과 용융점이 높은 다른 금속들사이의 용접은 매우 어렵다. 이 때문에 레이저 용접에서는 접합시키려는 재료에 대한 레이저 에너지밀도와 조 사시간 등을 조절하여 특정 공정을 찾아야 한다. 그리고 레이저 용접에서는 접합시 키려는 금속의 내부와 외부가 동시에 용융점 이상이 되어야 하며, 가장 적당한 금 속의 온도범위와 시간범위를 개략적으로 나타내면 Fig. 2-17과 Table. 2-2와 같다.

동일 금속의 용접인 경우에는 Fig. 2-17(a)와 같이 용접가능 온도와 시간 범위가 비교적 크다. 이종금속들의 용접인 경우에는 Fig. 2-17(b)에서 보는 바와 같이 두 금속의 중첩구역만이 가능하다. 금속의 온도증가와 그 온도에서 유지되는 시간은 레이저빔의 특성과 금속의 열적 성질때문에 레이저의 의한 용접에서는 이들 성질 이 용접작업에 큰 영향을 미친다. 여러 가지 이종금속들을 레이저로 용접시킬 때, 용접성 나타낸 자료들을 종합하면 대체로 Table. 2-2와 같다[13].

이종금속의 용융접합의 경우 알루미늄과 철강재료와 같은 금속간 화합물을 생성 하는 이종 재료의 조합은 일반적으로 용접·접합이 대단히 어려워 거의 불가능한 것으로 생각해 왔다. 그러나 최근 고출력의 YAG 레이저, 반도체 레이저 또는 CO<sub>2</sub> 레이저를 사용하여 알루미늄 합금과 철강 재료 또는 티타늄 합금, 마그네슘 합금과 철강재료 등의 용접에 있어서 레이저 조사각도와 조사방법, 용접이음매 형상 등 여 러 가지를 검토하여 두 가지의 이음매 경계면에서 용융을 억제하거나, 경합금만이 용융되도록 하면 양호한 접합 특성이 얻어진다.

초기의 레이저 이종재료 용접에서는 입열이나 혼합·교반의 억제와 급속 응고가 이종재료 접합에 유효하다고 생각했기 때문에 펄스 레이저 용접을 채용하였다. 그 러나 펄스 레이저에 의한 점(Spot) 용접에서는 순 금속이나 공정합금에 가까운 조 성 이외의 용융접합부에서는 고온균열이 일어나기 쉽다.

최근 레이저 이종금속용접의 동향은 발전·플랜트산업에서 니켈 합금, 스테인리 스강, 탄소강, 알루미늄 등을 많이 적용되고 있으며, 특히 이종금속용접의 일반적인 용융용접은 오스테나이트 스테인레스강의 전극봉이나 용가재를 사용하고 있다. 이 들의 전극봉이나 용가재는 높은 합금원을 가지고 있는 것으로 알려져 있어, 용접부 의 탄소강 재료의 희석정도에 따라 미세조직의 균열민감도가 선택적으로 적용되고 있다.

그러나 레이저빔을 이용한 이종금속용접은 현장적용사례가 부족하고 금속학적 결점때문에 몇몇의 구조물에 제한적으로 사용하고 있다. 대부분 알려진 구조물의 결함들은 고온균열이고, 일반 용융용접에서 탄소강 전극봉의 부적절한 사용때문에 발생하는 있는 것으로 알려져 있다[99].

스테인레스강과 탄소강의 이종용접시 탄소강용접봉을 사용했을 때 스테인리스강 에 미치는 영향은 작으나 균열민감도가 상당한 크기로 작용하는 것으로 나타나 있 다[116]. 또한 카바이드영역(Carburized zone)이 용접경계면에서 크게 성장하기 때 문에 용접 결함이 많이 나타나며, 용접변수 즉, 입열량 및 용접속도 등을 잘못 선 정하였을 경우 고온균열에 의한 용접 결함이 발생한다.

초내열합금인 인코넬 600과 오스테나이트계열의 스테인리스강과의 이종용접의 필요성이 증가하면서 이에 대한 많은 연구결과들이 보고되고 있다. 초내열합금인 인코넬 600은 금속학적인 특성으로 주 합금원소가 Ni-Cr-Fe인 ɣ-계 고용강화형 합 금으로 고온에서 안정하고, 성형성, 내부식성 및 고온 기계적 특성 등이 우수하기 때문에 화학용기, 열처리장치, 항공기의 엔진 및 구조재료에 사용되고 있다. 특히 발전소 증기 발생기 튜브의 슬리브 보수 작업을 위해 펄스파형 Nd:YAG 레이저 이 용한 용접 연구가 진행되어 왔다. 그리고 18%Cr과 8%Ni를 함유한 오스테나이트계 304 스테인리스(이하 STS304)강은 저온 취성을 일으키지 않고, 저온 인성이 좋아 저온용 용접구조물 재료로 널리 사용되며, 고온 산화성이 적고 뛰어난 내식성 때문 에 산이나 알카리 등의 광범위한 부식환경에 많이 사용하고 있다.

본 연구에서는 스테인리스강, 탄소강과 니켈합금계열의 이종금속 용접을 실시하 여 레이저빔의 출력 및 용접속도 등을 변화시키면서 최적의 공정변수를 결정하였 다.

이종금속을 용접한 뒤 경도분포, 인장응력 및 용접부 단면의 조직과 결함 등을 관찰하여 이종금속의 용접 특성을 제시하였다.

Diagram						
Process examples	Hardening, soldering	Heat conduction welding	Deep penetration welding, cutting	Drilling	Ablation, engraving	structuring
Main effect	Heating	Melting	Melting and Vaporization	Vaporization	Vaporization and ionizaition	Sublimation
Power density starting from	3kW/cm <sup>2</sup>	100kW/cm <sup>2</sup>	1MW/cm <sup>2</sup>	100MW/cm <sup>2</sup>	1GW/cm <sup>2</sup>	1,000GW/cm <sup>2</sup>
interaction time	seconds	milliseconds	milliseconds	milliseconds	nanoseconds	picoseconds

Fig. 2-14 Variation in power density and interaction time with the process of laser.


Fig. 2-15 Schematic view of (a) conduction melt pool and (b) Key hole welding mode.



Fig. 2-16 Hydrodynamic phenomena in melt pool during laser welding.



(a)



Fig. 2-17 Relation of quality on proper temperature and time metal welding by laser beam; (a)similar metal weld and (b)dissimilar metal weld.

	Ag	Al	Au	Be	Cd	Со	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Мо	Nb	Ni	Pb	Pd	Pt	Re	Sn	Та	Ti	V	W	Zn	Zr
Ag	$\overline{\mathbf{X}}$	$\bigtriangleup$	O	×	0	×	×	0	×		0	×		×	×	O	$\bigtriangleup$		$\bigtriangleup$	×	$\triangle$		×	0	×
Al				×	×		×	$\bigtriangleup$	$\triangle$			×			×	×	×		×	×		×	×	$\bigtriangleup$	×
Au	0					×		O				×		0	×	O	$\bigcirc$		$\bigtriangleup$		$\triangle$			$\bigtriangleup$	×
Be	×	×					×	$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$	×	×	×	×				×		×	×	×	×	×	×	×
Cd	0	×				×	×	×	×	O					×		$\bigtriangleup$		×		×			×	
Со	×	$\bigtriangleup$	×	$\bigtriangleup$	×		0	$\bigtriangleup$	O	×	0	$\bigtriangleup$	×	O	×	O	O	0	×	×		×		$\triangle$	×
Cr	×	×		×	×	0		×	O	×	0	O	×	0	×	0	0	0	×	×	0		O	×	×
Cu	0	$\bigtriangleup$	O	$\triangle$	×		×		$\triangle$		O	×	0	0	×	O	O		×	×	$\triangle$		×	0	×
Fe	×	$\bigtriangleup$		$\triangle$	×	0	0			×		0	×	0	×	0	0	×	×	Δ	Δ	O	Δ	$\triangle$	×
Mg	$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$	$\triangle$	×	O	×	×	$\bigtriangleup$	×			×		×	×	×	×		×		×		×	×	
Mn	0			×		0	0	O					×	×			×		×	×	×	×			×
Мо	×	×	×	×			0	×	0	×			O		×	0	0	×	×	0	0	0	0	×	×
Nb				×		×	×	0	×		×	0		×			×	×	×	0	0	0	0		0
Ni	×	$\bigtriangleup$	O	$\triangle$		O	0	O	0	×	×	$\triangle$	×		×	O	O		×	0	Δ	×	Δ	$\triangle$	×
Pb	×	×	×		×	×	×	×	×	×		×		×		×	×		Δ		×		×	×	×
Pd	0	×	O	$\bigtriangleup$		0	0	0	0	×		0		0	×		$\bigcirc$		$\bigtriangleup$	0			$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$	
Pt		×	O	×		0	0	0	0	×	×	0	×	0	×	0		0	$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$	×	0	×	×
Re						0	0		×			×	×				0			×	×	×	×		×
Sn		×		×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×	×		$\bigtriangleup$	Δ		×	×		×	×	×
Та	×	×		×		×	×	×			×	0	0	0	×	0	$\bigtriangleup$	×	×		0	×	0		0
Ti	$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$		×	×		0	$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$	×	×	0	O	$\bigtriangleup$	×	$\bigtriangleup$	$\bigtriangleup$	×	×	0		$\bigcirc$	$\bigtriangleup$	×	0
V		×		×		×			0		×	0	O	×			×	×			0		0		×
W	×	×		×			0	×	$\bigtriangleup$	×		0	O		×		0	×	×	O	$\triangle$	0		×	×
Zn	0	$\bigtriangleup$		×	×		×	0		×		×			×		×		×		×		×		
Zr	×	×	×	×		×	×	×	×		×	×	0	×	×		×	×	×	0	0	×	×		

Table 2-2 Weldability of dissimilar metal

# 제 3 장 실험 장치 및 방법

## 3.1 실험재료 및 연속파형 Nd:YAG 레이저 장치

3.1.1 실험재료

#### 가. 레이저 표면경화 재료

플라스틱 금형강 또는 열간금형 공구강 소재인 KP-4와 STD61을 레이저 표면경 화용 시편으로 제작하여 표면경화처리에 대해 대한 최적의 공정 변수를 도출하기 위해 실험하였다.

플라스틱 성형용 금형강의 금형제작에 있어서 금형이 요구되는 성질을 유리섬유 나 금속분말을 첨가한 강화수지, 부식성가스 성형수지 등과 같이 플라스틱의 종류 나 용도에 따라 결정된다. 예를 들어 열경화성수지, 전화기와 커플링(coupling) 등 에 사용되는 PVC 등은 내식성이, 광학렌즈나 투명제품에는 경면성, 자동차나 가전 제품 등에는 피삭성과 내마멸성이 동시에 요구된다. 특히 플라스틱사출 성형부품에 대한 정밀성과 경면성이 더욱 요구되면서 고온안정성이 우수하며, 플라스틱과 용융 상태로 분사되는 수지는 금형소재와 접촉하면서 가열냉각 반복에 의해 발생하는 반복응력에 견딜 수 있어야 한다. 그리고 사출시 고온안정성 예를 들어 상온/고온 강도특성, 내충격성 및 내마모성 등이 우수하여야 한다.

이러한 특성을 가지기 위한 플라스틱사출 금형강의 개선방법으로 수지와 플라스 틱사출시 요구되는 성질을 맞추기 위해 Mo, Mn, Cr, Ni 등을 첨가하여 피로강도 및 피로수명을 향상시켜 실제 금형소재로 개발하여 사용하고 있다. 대표적인 플라 스틱성형용 금형강으로는 KS SCM-4, SNCM, AISI 4140, P20 등이 있다.

본 연구에서는 사용된 KP-4 금형강은 플라스틱 성형용 금형강으로서 반투명용

금형소재로서 요구되는 기계적 성질에 있어서 상온강도특성(200~400℃)에서의 고온 강도특성과 내식성과 보수용접성에 대한 문제점들을 보완하기 위해 개발된 금형 소재이다. 특히 산업현장에서 자동차 램프, 리모콘, 계산기, 화장품케이스와 정수기 케이스, 중형차의 범퍼 등과 같은 다양한 반투명용 플라스틱 제품의 금형소재로 이 용되고 있다.

KP-4의 화학조성 및 기계적 특성을 Table 3-1과 Table 3-2에 나타냈다. 마르텐사 이트, 오스테나이트 변태 온도가 KP-4와 유사한 금형강의 연속냉각변태 곡선을 Fig. 2-8에 나타낸다. 열간 금형 공구강인 STD61은 열 충격 및 열 피로에 강하며, 내마모성과 내열성이 우수하기 때문에 가공용 공구나 각종 다이스로 제조하여 정 밀금형에 쓰인다. 그러나 치수 변화량이 크고, 열처리할 때 재료 자체가 뒤틀리는 특성을 지니고 있다. 치수 변화 폭도 크기 때문에 황삭가공을 하고, 열처리 한 후 방전가공을 하는 것이 보편적이다. 열처리한 후 치수 차는 0.1~0.5mm 정도 차이 가 발생하는 단점을 가지고 있다. 표면경화 실험에 사용한 열간금형공구강의 화학 조성과 물리적 특성은 Table 3-3과 Table 3-4에 나타냈다. 이러한 두 소재들은 크롬 (Cr)과 몰리브덴(Mo), 니켈(Ni)이 함유되어 있어 금형강에 요구되는 내마모성과 내 부식성을 강화시키는 역할을 하는 소재이다.

	С	Si	Mn	S	Cr	Мо	V	Ni	Fe
KP-4	0.3	0.5	1.2	0.005	2.0	0.5	0.2	0.3	Bal.

Table 3-1 Chemical compositions of plastic mold steel(wt%)

Table 3-2 Mechanical properties of plastic mold steel

	Yield point	Tensile strength	Elongation	Reduction of	Surface hardness
	(kg <sub>f</sub> /mm <sup>2</sup> )	(kg <sub>f</sub> /mm <sup>2</sup> )	(%)	Area (%)	(Hs)
KP-4	65~80	75~90	>15	>40	37~43(40)

Table 3-3 Chemical compositions of hot work tool steel(wt%)

	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	V	Ni	Fe
STD61	0.41	1.12	0.41	0.02	0.01	5.2	1.23	1.10	1.0	Bal.

Table. 3-4 Physical properties of hot work tool steel

		Thern	nal exp	ansion		Thermal conductivity							
	(×10 <sup>-6</sup> /℃)							$(Cal/cm \cdot sec \cdot ^{\circ}C)$					
CTD(1	100℃	<b>200</b> ℃	400℃	600℃	<b>700 ℃</b>	20 °C	<b>200℃</b>	<b>400</b> ℃	600 ℃	<b>700 ℃</b>			
51001	11.7	12.5	13.2	13.8	14	0.073	0.072	0.07	0.07	0.068			

#### 나. 레이저보수용접 소재 및 Feed wire

플라스틱 금형의 캐비티 또는 코어는 기계가공에 의해 제조되고 생산비에서 기 계가공비의 비율이 높기 때문에 가능한 한 가공성이 좋은 것이 요구된다. 일반적으 로 경도가 높으면 기계의 가공성이 나쁘다. 경도가 낮으면 가공성이 좋은 반면에 열적 연마성 등 여러 면에서 형재로서의 성능이 떨어지는 성질이 있다. 그 때문에 이 양쪽의 결점을 잘 조화시켜 단단하고 알맞은 기계가공성을 갖게 한 프리하든강 (prehardening) 등이 사용된다.

현재 고급 자동차범퍼 금형, 라지에타그릴, OA기기, 캐비닛, 대형 TV와 PC의 블 택커버(Back Cover), 고급 가전제품 형판 등의 제작 시 플라스틱 성형용 금형강이 주로 사용되고 있다. 이는 커플링 등에 사용되는 PVC는 내식성이, 자동차나 가전 제품 등에는 피삭성이 요구되지만 근래엔 전반적으로 피삭성과 내마멸성이 동시에 요구되고 있다. 따라서 기존의 플라스틱 성형강인 SM재와 SCM재 등으로서는 이러 한 요구특성을 충분히 만족할 수 없기 때문에 근래에 개발된 플라스틱 금형강인 KP-4M이 널리 쓰이고 있다. 또한 비슷한 금형강으로 일본강재인 PX5, NAK80, NAK등이 사용되고 있다.

위에서 설명한 특성을 가지고 있는 플라스틱 성형용 금형강인 KP-4M을 시편으 로 사용하였고, 두산중공업에서 개발된 형재로서 고온안정성이 우수한 강이다. KP-4M 시편은 진공 탈가스 처리된 강괴로 단조해서 재질의 청정도가 높고 기공과 성분의 편석이 없으며 내부 응력이 제거되어 금형가공 때 일어나는 변형이 적다는 특성을 가지고 있다. Table 3-5와 Table 3-6은 KP-4M의 화학조성과 기계적 특성을 나타냈다.

본 실험에서는 플라스틱 성형용 금형강인 KP-4M을 사용할 때 미소균열이나 마 모가 발생하였을 경우의 보수용접에 대한 최적의 공정을 찾고자 한다. 이때 보수용 접의 최적공정변수를 결정할 때 사용하는 용가재로는 AWS규격으로 크롬-몰리브덴 강 와이어인 ER80S-G를 사용하였고, 화학조성은 Table 3-7과 같다.

	С	Si	Mn	Cr	Мо	Ni	Fe
KP-4M	0.38	0.22	0.87	1.66	0.4	included	Bal.

Table 3-5 Chemical compositions of plastic mold steel(wt%)

Table 3-6 Mechanical properties of plastic mold steel

	Yield point (kg <sub>f</sub> /mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kg <sub>f</sub> /mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Surface hardness (Hs)
KP-4M	75~90	90~105	>15	>40	41~47(44)

Table 3-7 Chemical compositions of wire for repair welding(wt%)

	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Мо	Fe
ER80S-G	0.035	0.57	1.10	0.010	0.013	1.23	0.51	Bal.

#### 다. 레이저 이종금속 용접용 소재

화학·발전 플랜트 산업에는 대형 구조물과 내식성 구조물 등에 주로 탄소강, 스 테인리스강 및 니켈합금 등이 주로 사용되어지고 있다. 특히 니켈합금은 가격 면에 서 고가이지만 고온·고압의 부식 환경에 우수하여 대부분 사용하고 있다.

이와 같이 니켈합금이 주소재로 사용되는 이유는 뛰어난 내식성과 고온 강도가 우수하며, 특히 200~1090℃의 영역에서 뛰어난 내식성을 보이고, 강도 또한 자유로 이 조정할 수 있기 때문이다. 일반적으로 니켈 합금은 용접성이 뛰어나지만, 적절 한 용접재료 선택의 제약으로 인해 용접방법을 적용하기 어렵다. 예를 들어 석출 경화형 강종의 경우에는 용접후 열처리가 요구되기도 하며, 불산 가스 및 가성소다 (caustic) 용액을 다루는 경우에는 응력부식 균열을 방지하기 위해 용접 후 응력완 하를 위한 열처리를 실시하기도 한다.

니켈 합금의 종류는 크게 고용강화형 니켈 합금과 석출 강화형 합금으로 나눌 수 있다. 본 연구에서 사용된 Hastelloy C-276 합금은 고용체 강화형 합금으로 주 성분은 Ni-Cr-X계 합금(X=Mo, Fe, W, Cu 및 Mn 등)으로 구성되어 있다. 대개 Hastelloy C는 주성분에 Cr을 첨가함으로써 환원성뿐만 아니라 산화성 환경에 대 해서도 우수한 내식성을 갖고 있어 부식성이 강한 화학플랜트산업에 많이 쓰여 왔 다. 그러나 이 합금은 일반 용융용접 후 용접부의 열영향부에 입계 부식을 일으키 는 결점이 있다[93].

Hastelloy C-276의 특성을 살펴보면, 염화물 중에서의 응력부식균열(SCC: Stress Corrosion Cracking)에 강하고 입계부식의 염려가 없어 거의 모든 장치의 중요 기기에 쓰이고 있다. 부식환경이 변할 때 또는 2종류 이상의 다른 환경에 노출될 때 유리하다. 예를 들어 해수를 쓰고 고농도 황산 냉각제나 고농도 황산을 쓰는 염소 가스의 건조장치 등과 같이 해수 또는 염소 가스와의 복합적인 환경에서는 이 합 금이 가장 좋은 재료이다. 이 밖에 특수한 용도로서 냉간 가공과 저온 시효를 함으 로써 경도값을 상승시켜 내식성과 내마모성의 이종기능성이 요구되는 구조물에 사용되기도 한다. 예를 들어 부식성이 강한 엔지니어링 플라스틱(EP: Engineering

Plastic)의 사출성형기기용 실린더(Cylinder), 스크류(Screw)나 해산물 가공용의 칼날 등에 사용되고 있다. 단점으로는 용접 열영향부의 예민화는 일어나지 않으나 650~1090℃의 온도범위에서 장시간 시효를 받으면 입계에 금속간 화합물이 석출하 여 내식성 및 기계적 성질이 약화된다.

STS 304는 오스테나이트계 스테인리스강의 일종으로 STS316과 함께 가장 널리 사용되는 재료이다. 다량의 니켈성분을 포함하고 있기 때문에 일반강에 비해 적절 한 강도를 가지면서도 연신률이 크고, 충격에 강하며 성형성이 좋아 가공하기 쉬우 며, 고온 산화성이 적고, 뛰어난 내식성으로 인해 산·알카리 등의 광범위한 부식 환경에 적절하게 사용이 가능하다. 또한 용접성이 우수하고, 열처리에 경화되지 않 기 때문에 이종금속용접의 주된 소재로 니켈합금과 함께 산업 전반에 걸쳐 사용되 고 있다. 단점으로는 사용중 425~870℃ 영역에서 장시간 유지시 입계에 Cr탄화물 이 형성되어 내식성이 저하되고 기계적 강도도 감소한다. 따라서 이 온도 영역에서 의 사용은 극히 제한된다. 그러므로 전반적으로 양호한 내식성을 보이지만 염화물 성분이 있는 곳에서의 사용은 염화응력부식균열(CSCC: Chloride Stress Corrosion Cracking)의 위험성으로 인해 사용이 제한되는 경우도 있다. 이러한 Cr탄화물에 의 한 예민화 현상을 억제하기 위해 탄소의 함량을 0.03%이하로 줄인 304L 및 316L등 의 Low Grade를 사용하거나, 크롬보다 탄소와의 친화력이 좋은 티탄(Ti)이나 니오 브(Nb)를 첨가하여 크롬탄화물의 생성을 억제한 STS 321 및 STS 347 등을 사용하 기도 한다.

일반 기계 구조용 탄소강은 탄소이외에 Mn, Si, P 및 S 등이 함유되어 있는데 강의 성질 조정은 주로 탄소량에 의해 조절된다. 일반적으로 탄소강은 탄소량이 증 가됨에 따라 경도, 강도가 증가하고, 반면에 연신율, 단면 수축율은 감소된다. SM40C~SM58C와 같은 기계구조용 중탄소강은 냉간가공성, 용접성은 약간 취약하 지만, 고주파 담금질에 의해 표면경화시켜 피로강도가 높고, 또 마모에 강한 기계 부품으로 사용할 수 있기 때문에 그 용도가 광범위하며 실제로 사용량도 많다. 예 를 들어, 내연기관에서 콘로드, 크랭크샤프트 및 기어 등은 내마모성과 코스트다운 등을 고려하여 SM45C강을 사용하고 있다. 이러한 공작기계의 주축은 절삭하중에 충분히 견디도록 인성, 강성이 풍부하고 시효변화가 없어야 하기 때문에 주축용 재 료로 SM45C가 이용되고 있다. 토목기계(트랙터)는 땅에 접하는 부분의 마모가 문 제가 되고, 또한 반복하중을 받는 것이 문제가 되어 슈링핀, 트랙롤러, 서포트롤러 와 같은 주요부품에 기계구조용 탄소강 SM45C가 사용되고 있다.

그러나 기계구조용 중탄소강은 저탄소강에 비해 탄소함유량이 많아 용접 영향부 의 열화에 따라 각종 기계적, 금속학적 특성 저하와 함께 용접부위에서 균열과 기 공이 발생하고, 급랭경화현상이 나타나므로 문제점이 많다. 그러므로, 제조라인의 다목적화를 실현하기 위하여 SM45C를 가공할 경우 소재가 가지고 있는 고유한 성 질을 상실하지 않는 용접공정을 도입하여야 할 필요가 있다.

본 연구에서는 탄소강과 오스테나이트 스테인리스강 및 니켈합금인 Hastelloy C-276에 대한 레이저 용접특성을 연구한 다음 각각 재료에 이종용접을 실시하였다. 실험방법으로는 레이저빔의 출력, 용접속도 및 보호가스 등을 변화시켜 최적의 용 접 출력밀도를 결정하였다.

이종용접 후 용접의 건전성을 평가하기 위한 방법으로 용접부 단면의 미세조직 뿐만 아니라 인장강도 및 경도분포 등을 관찰하여 그 결과를 제시하였다. 본 실험 에 사용한 각각의 시편에 대한 화학성분 및 물리적 특성은 Table 3-8에서 3-11에 나타냈다.

	С	Mn	Fe	S	Si	Cu	Ni	Cr
	0.004	0.41	5.31	0.001	0.058	0.14	58.86	15.75
Nickel alloy (Hastellov C-276)	Ti	Со	Мо	Р	В	W	V	-
(11401010) 0 210)	0.01	0.13	15.82	0.012	0.002	3.88	0.01	-
Austenite	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Fe
(STS304)	0.08	1.0	2.0	0.04	0.03	18	8	Bal.
Medium	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Fe
sarbon steel (SM45C)	0.42~0.48	0.15~0.35	0.6~0.9	≤0.030	≤0.035	-	-	Bal.

Table 3-8 Chemical compositions of specimens(wt%)

Table 3-9 Mechanical and physical properties of Hastelloy C-276

	Tensile stress (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Thermal conductivity (W/mK)	Melting point(℃)	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Thermal expansion	Hardness (H <sub>B</sub> )
HastelloyC-276	225.5	59	7.2	1323-1371	8.89	18.8	90

Table 3-10 Mechanical and physical properties of STS304

	Tensile stress (N/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)	Thermal conductivity (W/mK)	Melting point(℃)	Density (g/cm³)	Thermal expansion	Hardness (H <sub>B</sub> )
STS304	612	40	14.9	1400	8	18.8	210

Table 3-11 Physical properties of SM45C

	Specific gravity (g/cm <sup>3</sup> )	Tensile strength(MPa)	Melting point( $^{\circ}$ C)	Emissivity
SM45C	7.84	$\geq\!646.8$	1450	15%
	Thermal c (cal/cm	onductivity sec ℃)	Expansion coefficient $ imes (10^{-6})$	-
	0.1	106	11.3	-

## 3.1.2 연속파형 Nd:YAG 레이저 장치

본 연구에 사용한 Nd:YAG레이저는 파장은 1064nm이고, 최대출력 2.8kW, 평균 유효출력 2kW급의 연속파형 레이저(TRUMPF -HASS LASER HL 2006D)이다. 레 이저빔은 직경이 600µm인 광섬유(optical fiber)에 의해 전달된다. 광섬유로 전달되 는 레이저빔의 초점직경은 0.6mm이다. 레이저 용접헤드의 광학계는 초점거리 *f*=200mm 이고, 렌즈의 직경 *D*=60mm로서 F# (F-number: F/D)가 3.33인 렌즈를 사용하였다. 레이저빔 발산각은 25mrad이고, 광케이블에 연결되어 가공하는 공작대 는 LASMA 1054이며, 작업대는 지면으로부터 진동을 방지하기 위해 화강암 정반으 로 되었다.

레이저 가공 헤드는 겐트리 타입 Rotary축 가공장치로서 LASMA 1054 내부에 장착되어 있으며, x, y, z축의 이송거리는 각각 1000, 500, 400mm이다. x축, y축에 대한 위치 정밀도는 5µm, z축에 대한 위치 정밀도는 1µm, 반복정밀도는 8µm이다. 레이저 용접 시 표면과 대기 중의 오염 물질 사이의 상호작용을 방지하기 위해서 Ar가스를 45°각도에서 1bar의 가스압력으로 분사시켰다. 본 연구에 사용된 실험장 치의 사진은 Photo. 3-1과 같다.



Photo. 3-1 Laser oscillator and optic head of welding processing.

## 3.2 실험방법

## 3.2.1 금형강의 레이저 표면 경화

본 실험에 사용된 고출력 연속파형 Nd:YAG 레이저는 가우시안 빔 분포를 가지 는 TEM<sub>00</sub> 모드를 지니고 있다. 이는 레이저빔을 디포커싱(비초점)영역에서 표면경 화공정을 진행될 때 레이저빔의 중심부에서 반지름 방향으로 레이저빔의 강도가 급격하게 떨어진다. 이 때문에 중심부에는 국부적으로 용융이 발생하여 경도값이 하락하여 경화폭의 횡단면 방향으로 경도값이 균일하지 못한 분포를 갖는다. 그러 므로 레이저빔을 이용해서 표면경화를 실시할 경우 레이저빔의 입열량이 재료와 상호작용하는 면적을 일정하게 유지하는 것이 중요하다.

이를 위하여 레이저 빔의 강도가 균일하게 재료표면에 전달되는 열처리전용 광 학계를 구성하여 열처리하고 있다. CO<sub>2</sub> 레이저의 경우 디포커싱방법을 하지 않고 균일한 빔분포를 얻기 위해 다양한 광학계를 구성하여 표면 경화시키고 있다. 열처 리 전용광학계를 구성할 경우 전달되는 레이저 빔폭을 크게 함과 동시에 균일한 빔강도를 만들 수 있다. 주로 많이 사용하는 방식으로는 빔스캐너방식, 인테그레이 션방식 및 폴리곤미러방식 등이 있다[11-14].

최근에는 레이저빔을 전달하는 폭이 CO<sub>2</sub> 레이저나 Nd:YAG 레이저보다 크기 때 문에 다이오드 레이저를 이용하여 표면경화를 진행하는 연구가 진행되고 있다.

그러나 본 연구에서는 용접전용 광학계가 부착돼 있는 연속파형 Nd:YAG 레이저 가공기를 활용하기 위해 다이오드 레이저처럼 전달되는 빔의 폭을 넓히기 위해 광 학계를 제작하여 부착하였다. 용접헤드에 부착되어 있는 광학지지 기구를 공용으로 사용하기 위해 용접헤드와 호환성 있게 제작하였다. 폭이 넓은 빔을 전달하기 위해 사용한 렌즈는 용융석영계통의 Plano-convex 렌즈로 제작하여 표면경화처리하였다. 열처리 전용으로 구성한 광학계의 특성과 디포커싱 방법으로 실시한 실험결과를 분석하여 본 연구를 위해 제작한 광학계의 효율성을 검증하였다.

광학적으로 레이저 용접 렌즈는 발진기에서 광파이버 코어를 통해 조준기

(Collimator)를 통과한 후 빔을 한 점에 집중시키기 위해 볼록렌즈를 사용하고 있 다. 그러나 본 연구에서는 한점으로 초점이 형성되는 일반 볼록렌즈를 사용하지 않고 반원통형 렌즈를 초점렌즈와 교환하여 사용하였다. 이렇게 렌즈를 구성하여 레이저빔을 전달할 경우 레이저빔이 렌즈의 두께가 두꺼운 부분으로 굴절되어 슬 릿(Slit)형의 레이저빔이 전송된다.

본 연구에서는 열처리에 적합한 빔이 전달되도록 구성한 광학계와 용접전용 광 학계에서 디포커싱한 방법을 적용하여 표면경화시킨 결과를 비교 분석하였다.

첫 번째 실험으로 플라스틱 성형용 금형강인 KP-4과 열간금형 공구강인 STD61 를 레이저 용접헤드를 디포커싱시켜 표면경화폭과 경도깊이 등 미세조직변화를 관 찰한 다음 Fig. 3-1에 제시한 광학계를 이용하여 경도깊이, 경화폭, 경도크기 등 경 화특성에 대해 비교하였다[129-130].

실험에 사용된 공정변수는 각각 Table. 3-12와 같다. Fig. 3-2에서와 같이 표면경 화 처리를 위해 제작된 광학계에 평볼록렌즈(Plano convex lens)를 각각 크기가 W×L 40×40, 40×30mm인 렌즈 두 개를 사용하였다.

렌즈의 재질은 UV garde F.S.이고, 초점거리(Focal length : f)는 파장이 1,064µm 에서 각각 113, 195, 232, 339mm이며, 렌즈를 통과한 후 시험편에 조사된 빔의 형 상은 슬릿형상의 타원형이다. 각각 F-number(이하 F#)가 다른 렌즈의 초점거리 변 화에 따른 시편표면에서의 열흡수의 변화를 관찰하기 위해 단펄스의 레이저빔을 시험편의 위치를 변화시키면서 조사하여 시험편의 열흔적을 관찰하였다.

각각 초점거리를 변화시켜 표면에 조사한 다음 경화폭과 빔 침투를 측정한 후 초점위치인  $f_d$  = 0mm 지점 즉, 열 흔적 면적이 가장 큰 위치를 기준으로 레이저 표면경화 실험을 진행하였다.

시험편에 조사되는 에너지 변화를 고찰하기 위해 입열량 식을 아래와 같이 적용 하였다.

$$E = \frac{P}{W \bullet V_{ts,w}} (J/cm^2) \tag{1}$$

여기서, P : Laser power(W), W: Hardening width(cm), V<sub>ts</sub> : beam travel speed(m/min)이다.

디포커싱 표면경화 방법과 비교하기 위해 실험을 하였고, Fig. 3-3와 Fig. 3-4는 디포커싱 모식도를 나타냈다.

Material (Focal length of lens)	F#	Laser power (P:W)	Beam travel speed (V <sub>ts</sub> :m/min)	Defocused distance, f <sub>d</sub> (mm)	Shielding gas, Ar
KP-4 ( <i>f</i> =113mm)	F2.8				
KP-4 ( <i>f</i> =232mm)	F5.8	1,095	02 05 08	12	116.04
KP-4 (≠339mm)	F8.5	power meter)	0.3, 0.3, 0.8	±J	IDar
STD61 (=195mm)	F4.9				

Table 3-12 Laser surface hardening parameters



Fig. 3-1 Basic structure of focusing optics using surface hardening lens.



Fig. 3-2 Configuration of plano-convex lens for laser surface hardening.



Fig. 3-3 Basic structure of focusing optics using welding lens.



Fig. 3-4 Beam spreading of defocusing methods.

#### 3.2.2 금형강의 레이저 보수용접

레이저 보수용접은 Photo. 3-2와 Photo. 3-3과 같이 피드와이어 건(KD7000)을 용 접헤드에 부착시켜 레이저빔과 용가재가 동시에 이동하도록 실험장치를 구성하였 다. 피드와이어는 임으로 공급각도를 조절하기 위해 와이어건에 부착된 각도조절 장치를 이용하여 45°로 고정한 후 CCD 카메라상에 나타나는 와이어의 공급위치를 조절하여 실험하였다.

실험에 사용된 시편은 플라스틱 성형용 금형강인 KP-4M이고, 시편의 크기는 100mm(L)×100mm(W)×10mm(T)이다. 시험편의 표면은 밀링 후 성형연마 공정을 통해 표면처리하였고, 보수용접 시 시편 표면의 이물질을 제거하기 위해 아세톤으 로 세척하였다.

Photo 3-3은 와이어 공급장치로 와이어와 체결된 상태를 보여주고 있다. 실험에 사용된 용가재로서 KP-4M의 보수용접 참고자료에서 언급한 AWS규격 크롬-몰리브 덴강용 와이어[ER80S-G]로서 직경이 Ø1.0mm로 선정하였다.

보수용접 전 예비실험으로 피드와이어를 공급시킬 때 레이저빔으로 모재를 용융 시킨 열로 용가재를 용융시키는 방법 Fig. 3-5(a)와 레이저빔으로 와이어를 용융시 켜 모재에 융착 시키는 방법 Fig. 3-5(b), 레이저빔과 와이어를 동시에 공급하는 방 법 Fig. 3-5(c) 등을 비교실험 하였다. 예비실험의 출력은 1,000W 이고, 용가제 공급 속도 및 용접속도는 1m/min로 실험하였다.

Fig. 3-5에서 (b)방법은 비드면이 끊어지는 현상이 발생하고 비드면도 모재와 충 분히 결합하지 못하는 현상을 발견하였다. 반면 레이저빔과 용가제에 동시에 조사 하는 방법인 (c) 과정이 가장 비드면이 고르고 용입 깊이도 깊게 형성되었다. (a)는 와이어가 충분이 용융되지 않고 모재와의 결합도 거의 이루어지지 않는 비드면이 형성되었다. 이와 같은 이유로 본 실험에서는 레이저빔과 용가제를 동시에 조사하 는 방법을 선택하였다. 이때 용가재와 시편과의 사이 거리는 +2mm 이였다.

예비실험을 통해 얻어진 자료를 참고로 본 실험은 피드와이어 공급위치를 시험 편 표면위에서 +2mm로 고정하고, 용접속도(Vw)와 용가제 공급속도(Vi)를 동일하게 유지시켜 실험하였다. 레이저빔의 출력은 800W 에서 1,500W 까지 100W 씩 증가시키면서, 레이저빔을 용가제와 시편에 조사시켰다. 용접속도(*V*ts)와 용가제 공급 속도(*V*f)는 각각 0.5, 1.0, 1.5, 2.0m/min으로 변화시킨 상태에서 레이저빔의 출력변화 별 보수용접 실험을 진행하였다.



Photo. 3-2 Illumination of laser repair welding.



Photo. 3-3 Feed wire supply device.



Fig. 3-5 Schematic illustration showing the wire feed and laser beam arrangement;(a) wire supply after melting of base metal, (b) repair welding after melting of wire and (c) at once repair welding with wire and base metal.

### 3.2.3 니켈합금의 이종금속 레이저용접

본 연구에서는 Hastelloy C-276, STS304 및 SM45C를 레이저 이종용접시 최적의 공정을 결정하기 위해 실험하였다. Hastelloy C-276을 기준으로 하여 STS304와 SM45C를 겹치기용접과 맞대기 용접을 각각 실시했다. Hastelloy C-276은 주성분이 니켈성분으로 구성되어 있다. 일반적으로 니켈과 니켈합금의 특징 중 하나는 일반 재질과 달리 용융금속의 유동성이 낮기 때문에 일반탄소강에 비해 용입이 얕고 용 접 비드(bead)의 퍼짐성이 좋지 못하다. 일반적으로 산업현장에서는 피복아크용접 (SMAW)시 과잉 전류시 용착 금속의 유동성을 개선하지 못하고 용융금속을 과열시 켜서 용융 금속내 산화계를 증발시키게 되어 기공 발생의 원인이 되기도 한다. 또 한 용접봉을 가열시킬 뿐만 아니라 Flux의 결합력을 감소시키다.

이종 금속 재료를 용접할 경우 용착 금속의 조성과 특성은 용접재료 및 두 모재 의 희석(dilution) 정도에 좌우된다. 그러므로 Table 2-2에서와 같이 용접성이 나쁜 조건의 경우 산업현장에서는 두 모재 자체로 용접하는게 아니라 부가적인 용접재 료를 사용한다. 니켈 및 니켈 합금의 이종 용접이나 니켈합금과 탄소강과의 용접에 서는 대개 니켈합금 용접재료를 이용한다.

인코넬은 탄소의 고용도가 낮아 고온에서 장시간 사용 및 열처리하여도 침탄, 탈 탄 반응이 생기기 힘들다. 인코넬의 열팽창계수가 오스테나이트계 스테인리스강과 탄소강의 중간 정도이고, 반복가열에 강하다.

그러나 니켈합금의 용접시 니켈 및 니켈합금의 응고과정에서 상변태가 없는 오 스테나이트 조직으로 나타내고 고온 균열 감수성이 높다. 이 때문에 용접 입열을 제한하고 예열 및 층간 온도를 낮게 유지하는 것이 중요한 변수로 작용한다. 이러 한 공정이 진행되지 못하게 되면 기공, 용입 불량 등과 같은 결함이 발생하기 쉽 다.

특히 고온균열은 응고시 S 나 Pb 등과 같은 미량의 불순물에 의한 저융점 개재 물이 액상의 필름형태로 결정 입계에 잔류해서 응고시 발생하는 수축응력에 의해 발생한다. 또한 저융점 개재물 중 니켈과 반응하여 융점이 더욱 낮은 공정화합물로

- 71 -

존재하여 균열을 일으키기도 한다. 뿐만 아니라 응고균열이외에도 석출경화형 합금 에 다량으로 함유된 Al 및 Ti 이 니켈과 공정화합물을 형성하여 결정입계에 y상 (Ni<sub>3</sub>Al 또는 Ni<sub>3</sub>(Al, Ti))을 석출시키고, 이 석출상이 어느 온도에서 급격히 연성저 하를 일으켜 균열을 발생시키기도 한다. 그러므로 니켈합금 용접 및 이종금속 용접 시 열원을 효과적으로 제어해야 하고 용접중 발생할 수 있는 결함을 최소화 할 수 있는 용접 공정을 선택해야 한다.

이와 함께 본 논문에서 사용된 Hastelloy C-276 뿐만 아니라 니켈 합금은 강보다 가격이 매우 고가이다. 그러나 열교환기와 같은 구조물에 필수적으로 사용되는 재 질이므로 재료비를 절감하기 위해서 부분적인 부위를 다양한 방법으로 용접한다. 예를 들어, 박판금속라이닝(Thin-sheet metallic lining), 클래드 판 구조물(Clad plate construction), 표면용접(Surfacing weld overlay), 열분산법(Thermal spray processes) 등이 있다.

본 연구에서는 박판금속라이닝(Thin-sheet metallic lining) 방법을 응용하여 레이 저 용접 및 이종금속용접 특성을 연구하고자 한다. 이 방법은 Photo 3-4와 Fig. 3-6, Fig. 3-7에서 보는 바와 같이 대형 열교환기 내부에 벽지개념(Wall paper concept) 으로 설명할 수 있다[93]. 외부구조물은 높은 강도와 강성을 필요로 하므로 탄소강 계열의 소재를 사용한 후 내부에 각종 부식환경과 고온 내구성 환경에 적합한 재 료인 니켈합금을 사용되고 있다. 그림에서 같이 대부분의 내부는 GMAW방법을 주 로 사용되고 있다. 그리고 내부의 환경에 견딜 수 있도록 여러 장의 니켈 합금 판 재를 겹치기 용접 후 외부 구조물에 용접하여 사용하고 있다[118].

위에서 설명한 용접에서 주로 사용하는 용접방법은 가스텅스텐 아크 용접 (GTAW)과 피복아크용접(SMAW)을 사용하고 있다. 그러나 대부분의 용접구조물이 대형이므로 자동화 라인을 설치할 수가 없어 수동용접을 하고 있다. 일반적으로 Hastelloy C-276의 용접성은 우수하지만 과도한 입열량으로 용접할 때 내부식성에 대한 용접금속의 편석(Segregation)이 발생하여 기공 발생과 응고 고온균열 감수성 이 높은 특징이 있다. 또한 용접부 탄화물의 입자석출(Grain precipitation)로 인하 여 내부식성 저하가 발생하기 때문에 일반적으로 용접 후에는 열처리할 필요가 있 다. 이중에서 특히 산소-아세틸렌(Oxy-Acetylene)용접은 침탄 가능성이 있어 가급적 피하고 있다. GTAW용접한 Hastelloy C-276은 고온·부식 환경에서 장시간 사용할 때 용접부의 열영향부분에서 균열이 발생하게 된다.

본 연구에서는 Fig. 3-7에서와 같이 Hastelloy 합금과 Hastelloy 합금, Hastelloy 합금과 탄소강 등의 맞대기 용접과 겹치기 용접 실험을 진행하고자 한다.

첫 번째로 Hastelloy C-276의 용접성을 고찰하기 위해 동종재질의 비드용접, 맞 대기 용접, 겹치기 용접(fillet weld)을 Table 3-13에 제시한 조건으로 실험하였다. 이때 비드용접 후 용입특성을 고찰한 후 심용입 용접(Full penetration welding)조 건으로 맞대기 용접과 겹치기 용접하였다.

겹치기 용접의 경우 Fig. 3-8에서처럼 필릿용접부의 용접선의 횟수에 따라 1 line 겹치기 용접과 2 line 겹치기 용접하였다. Hastelloy C-276의 동종재질의 용입특성 을 비교하기 위해 동일한 금속조직을 가지고 있는 오스테나이트 스테인리스강과 비교 실험하였다.

두 번째는 이종금속용접에 관한 실험을 진행하였다. 시험편의 즉, STS304와 SM45C의 두께가 Hastelloy C-276에 비해 각각 0.6mm, 2.4mm으로 크게 제작되었 다. 그러므로 맞대기 용접의 경우는 Fig. 3-9에서와 같이 시험편의 표면을 기준으로 배열시킨 후 레이저빔을 조사시켜 용접하였다. 겹치기 용접은 Fig. 3-10에서 처럼 Hastelloy C-276의 상부로 위치하게 하고 Hastelloy C-276의 표면에 레이저빔을 조 사시켜 하단 부까지 심용접하였다.



Photo. 3-4 Heat exchanger inlet section thin-sheet lined with Hastelloy C-276.



Fig. 3-6 Wall paper concept.



Fig. 3-7 Seal fillet weld and spot weld of heat exchanger inlet section.



Fig. 3-8 Schematic diagram of lap welding for similar metal.



Fig. 3-9 Schematic diagram of butt welding for dissimilar metal.



Fig. 3-10 Schematic diagram of lap welding for dissimilar metal.

Table 3-13 Welding	parameters	of	Hastelloy	C-276	
--------------------	------------	----	-----------	-------	--

	Bead welding	Butt welding	Lap welding
Laser power; <i>P</i> (W)	1,000	1,200, 1,400, 1,600	1,400, 1,500, 1,600
Welding speed, V <sub>W</sub> (m/min)	0.9~2.4	1.0~3.0	1.0
Defocused distance, <u>fa(mm)</u>	0(∕=200mm)	0( <i>f</i> =200mm)	0(∕=200mm)
Shielding gas, Ar	1bar, 3 <i>l/min</i>	1bar, 3 <i>l/min</i>	1bar, 3 <i>l/min</i>

Table 3-14 Parameters of laser dissimilar metal welding

	Butt welding	Lap welding
Laser power; <i>P</i> (W)	1,000~1,600	1,400, 1,500, 1,600
Welding speed, $V_{\rm W}({\rm m/min})$	1.0	1.0
Defocused distance, <i>f</i> <sub>4</sub> (mm)	0(∕=200mm)	0(∕=200mm)
Shielding gas, Ar	1bar, 3 <i>l/min</i>	1bar, 3 <i>l/min</i>

#### 3.2.4 마모·마찰 실험

핀 온 디스크(Pin on Disc) 마모·마찰시험방법은 크게 핀이 회전하는 방식과 디 스크의 회전하는 방식이 있다. 본 연구에서 사용된 방법은 Photo. 3-5에서와 같이 핀과 원판은 미끄럼 마모 시험에서 널리 쓰이는 방법중 하나로서, 여기에서는 원판 이 고정되어 있고 핀이 회전하는 방식이다. Photo. 3-6은 본 실험에 사용된 마모· 마찰 시험장치이다.

본 실험에 사용된 재료, 즉 Pin 시험편으로는 플라스틱성형용 금형강인 KP-4이 며, 핀은 원형 단면으로 가공하였다. 원판의 경우 동일재료로 레이저 표면열처리한 시험편과 열처리를 하지 않은 시험편으로 가공하여 그 특성을 비교하였다. Fig. 3-11에서처럼 핀의 크기는 대부분 직경이 1/4인치 정도이고 핀은 하중을 가하는 것과 구동의 편의성을 위해 보통 3개이며 끝부분은 반구 모양으로 가공되어 있다. 본 장비에서는 Pin의 지름이 5mm인 핀을 3mm의 회전반경을 가지고 마모·마찰 실험을 진행하였다. 하부에 장착된 디스크는 Fig. 3-12과 같이 지름이 30mm인 시 험편을 제작하였다.

시험편을 제작하기 위해 열처리시험편을 와이어가공 한 후 #1200으로 정밀연마 하여 마찰면 조도를 R<sub>max</sub>=0.2µm로 하고 이를 3분간 초음파세정 후 건조시킨 후 실 험재료와 상대재료는 Pin on disc 형으로 하여 각 실험조건에 따라 disc시험편을 회전시켜 미끄럼 마찰이 되도록 하였다.

실험 후에는 마찰면에 부착된 마멸분 및 산화물을 제거하기 위해 다시 3분간 초 음파세척 후 건조시켜 감도 0.1mg의 디지털 천칭으로 그 중량 감소량을 측정하였 다.

각 실험은 실험회수를 3회 반복 실시하여 그 평균값을 구하였다. 마찰계수의 측 정에서는 실험시간에 따라 그 값이 변동하고 그 진폭도 다소 변화하였지만 본 실 험에서는 각 실험완료 시간에서 진폭의 최대값과 최소값의 평균치를 취하였다.

마찰계수는 마찰·마모시험용 소프트웨어를 사용하여 값을 측정하였다. 이때 마 찰계수는 식(2)와 같다.

$$Friction Coeff = \frac{Friction \ load(kg_f) \times Loadcell \ Radius(mm)}{Normal \ Load(kg_f) \times Track \ Radius(mm)}$$
(2)

여기서, Normal Load는 실제 하중이며, Friction load는 마찰면에서 측정된 마찰 하중이다. 마모마찰시험은 회전속도(rotating speed: rev/min)와 측정시간은 4,000초 로 고정하였다.

마찰면의 마멸과정을 알기 위하여 광학현미경을 사용하여 마찰면을 관찰하였다. 실제하중(Normal load): 2.94*kg*<sub>f</sub>, 미끄럼 속도(Sliding speed): 0.54m/sec 슬라이드 거리에 따른 마찰계수를 관찰했다. 마모·마찰시험이 끝난 뒤 마찰면에 부착된 마 멸분 및 산화물을 제거한 후 시험편의 무게를 측정하여 마모량을 측정하였다.



Photo. 3-5 Combination of pin-disc sample.



Photo. 3-6 Friction and wear tester.



Fig. 3-11 Mechanical drawings-pin sample.



Fig. 3-12 Mechanical drawings-small disc sample.

## 3.2.5 실험분석 장비 및 분석

## 가. 실험시험편 제작 및 준비

Photo 3-7은 표면경화처리된 시험편과 보수용접부의 표면상태를 관찰하기 위해 표면비드사진을 찍은 후, 단면분석을 위해 금속정밀절단기(Linear precision saw, Buehler)를 이용하여 정밀하게 절단하였다. 절단 위치는 레이저빔이 조사된 후 용 접선이 끝단에서 10mm 위치에서 시험편을 채취했으며, 이종금속 용접부를 제외한 후 Photo. 3-8에서처럼 핫 마운팅(Hot mounting)작업을 통해 몰딩(molding)처리 → 자동연마기(표면연마: 1µm) → 에칭 3%(Nital: 3% 질산 + 97% 메틸알콜) 단계를 거 쳐 분석시험편을 준비하였다. 이종금속용접의 경우 니켈합금은 일반적인 에칭액(증 류수(50ml)+염산(150ml)+산화크롬VI(25g))으로는 용접부를 관찰할 수 없기 때문에 연마작업을 거친 후 Photo. 3-10과 같이 전해에칭기를 이용하였다. 이때 전해에칭 액은 옥살산(oxalic acid)이며, 전류는 50V, 시간은 10sec이였다.



Photo. 3-7 Linear precision saw.



Photo. 3-8 Hot mounting press.



Photo. 3-9 Automatic grinder/polisher.



Photo. 3-10 Electropolishing/etching apparatus.

# 나. 경도분포 측정

Photo. 3-11은 표면경화부와 용접부의 경도값을 측정하기 위해 마이크로 비커어 스 경도시험기(Simadzu : HMV-2series)를 사용하였으며, 다이아몬드 인덴터 (diamond indenter)의 하중은 0.3kg(2.894N)을 적용시켰다. 측정 위치는 표면경화부 중심부의 표면에서 깊이방향(간격 : 200µm지점 씩), 양쪽 끝단에서 종단면(1,000µm : 표면에서 깊이방향으로 200µm지점)으로 각각 측정하였다.



Photo. 3-11 Micro Vickers hardness tester.
## 다. 광학 및 전자현미경 분석

Photo 3-12에서 보는 바와 같이 광학현미경(Olympus)은 최소배율 ×25에서 최대 배율 ×500을 사용하여 표면경화부, 보수용접부, 이종금속용접부을 관찰하였다. 표면 경화부의 탄화물의 유·무나 니켈합금의 유동을 관찰하기 위해 전자현미경(FESEM : Field Emission Scanning Electron Microscope)분석과 EDS(Energy Dispersive X-ray Spectrometer)분석방법(line scan, spot, area)을 실시하였다.

# 라. 인장특성 분석

이종금속 용접부는 서로 다른 성분이 용융되어 새로운 형태의 용접부을 형성하 므로, 각각의 기계적 특성이 다르게 나타난다. 그러므로 이종용접선을 중심으로 인 장시험편[KS B0801]을 제작한 후 인장시험기[Intron corporation U.S.A의 만능시험 기]로 인장응력 및 인장변형률을 각각의 용접공정에 따라 실험·분석하였다.

#### 마. 표면온도 분석

레이저 가공부의 표면온도분포를 실시간으로 측정하기 위하여 Photo. 3-13같이 적외선 고온계를 용접 및 표면처리 헤드에 부착한 후 레이저빔 조사시 온도를 측 정하였다. 독일의 IMPAC 사에서 제작한 적외선 고온계(IGAR 12-LO)이다.

플라즈마를 제거하는 필터를 제작하여 필터 부착여부에 따라 온도분포를 관찰하였다.



Photo. 3-12 Metallurgical microscope.

Specifications				
Temperature ranges	500 ~ 2200 °C			
Spectral ranges	λ=1064nm			
Measurement angle	45°			
Resolution	Display : 1℃ Interface : 0.1℃ Analog output : ≤0.025% of temperature range			



Photo. 3-13 Illumination and schematic of infrared pyrometer.

# 제 4 장 실험결과 및 고찰

# 4.1 금형강의 레이저 표면경화 특성

# 4.1.1 플라스틱성형용 금형강의 표면경화

#### 4.1.1.1 표면경화용 광학계의 초점길이(f)변화에 따른 에너지흡수 특성

본 장에서는 플라스틱성형용 금형강인 KP-4 대해 초점길이(f)가 다른 표면경화용 렌즈를 각각의 공정에 따라 시험편의 표면에서 에너지를 흡수한 열흔적을 고찰하 였다.

표면경화용 렌즈의 초점길이(f)는 각각 113, 232, 339mm로 이때 각각 F#은 F2.8, F5.8, F8.5이다. 레이저빔의 조사위치 즉 비초점거리(fd)에 따라서 시편표면에 흡수되 는 입열량을 분석하기 위해 시편에 레이저빔을 조사하여 흡수된 면적의 변화를 관 찰하였다.

시편 표면에 조사된 흡수열량을 확인하기 위해 실험에 사용된 레이저빔 출력(*P*) 은 1,095W로 하고, 조사시간은 180ms의 단펄스(Single pulse)로 하여 각각의 초점 위치에서 시편표면에 조사시킨 결과를 Fig. 4-1에 나타내었다. 표면경화용 광학계에 사용된 렌즈 초점길이(f)별 렌즈의 표면에서 비초점거리를 fa = 0mm로 하고, 윗 방 향은 (+), 아래방향은 (-)로 하였다.

Fig. 4-1에 나타낸 F5.8인 렌즈의 나타낸 초점 형상은 레이저빔이 시편 표면에 흡 수된 형상으로서 슬릿 타원형의 각각 장축의 크기는 최대 28.75mm, 단축의 크기는 최대 1.591mm이었다. 그리고 F2.8의 렌즈는 슬릿 타원의 장축의 크기가 31.21mm 로 다른 렌즈에 비해 크게 나타났다. 초점길이(f)가 가장 긴 F8.5의 렌즈를 통과한 레이저빔의 슬릿 타원의 장축의 크기는 23.4mm로 가장 작게 나타났다. 이러한 현 상은 평볼록(Plano convex)렌즈의 광학적 특성으로서 Fig. 3-3에서처럼 광축을 중심 으로 렌즈의 두께(t<sub>c</sub>)가 작아 질수록 렌즈의 초점거리가 커진다. 즉 레이저빔은 렌 즈의 두께가 두꺼운 방향으로 굴절률이 크게 작용하기 때문에 렌즈의 초점길이(*f*) 를 결정짓는 R값이 길어지게 된다.

또한 렌즈의 초점거리가 짧을수록 초점면에서 출력밀도는 커지고 레이저빔이 초점거리가 짧은 렌즈를 투과하면 표면에서 열을 흡수한 면적이 작아지게 된다. Fig. 4-2에서 초점거리 변화에 따른 초점면에서의 길이변화는 단축보다 장축에서의 변화가 약간 크게 나타났다.

초점길이가 짧으면 초점면에서 출력밀도의 변화가 비초점거리(fa)의 변화에 민감 하고, 초점거리가 길어지면, 열을 흡수한 초점면적이 상대적으로 커지면서 출력밀 도는 감소한다. 따라서 초점거리가 긴 경우에는 초점위치가 변하더라도 출력밀도의 변화의 민감도가 작아 레이저빔이 표면에서 흡수된 열흡수면적의 변화가 크지 않 았으며, 이러한 실험결과를 Fig. 4-1과 Fig. 4-2에 나타냈다. Fig. 4-3은 열처리용 렌 즈를 이용해 레이저빔을 시편표면에 조사했을 때 레이저빔 조사부위의 조도분포를 나타냈다. 이때 공정은 F#가 5.8인 렌즈이며, 비초점거리(fa)가 0mm인 위치에서 레 이저빔을 조사시킨 후 디지털 마이크로스코프(HIROX : KH-7700, Japan)를 이용하 여 3차원 표면조도를 측정한 결과이다. 일반적으로 공진기에서 광섬유로 전달되는 가우시안빔 형태의 Nd:YAG레이저빔이 열처리렌즈를 통과한 후 시편에 조사 되었 을 때 슬릿 타원형 형태로 시편 표면에 나타난다. 이때 중심부의 에너지밀도가 주 변부보다 크기 때문에 약간 용융되어 조직이 성장하면서 표면에서 융기된 현상이 나타났다. 그러나 Fig. 4-2에서처럼 F#가 8.5인 렌즈의 경우 이러한 용융된 현상은 찾아 볼 수 없으며, 경화부의 중심부와 끝단까지의 일정위치에서 에너지 밀도차이 에 의한 열홉수 면적의 변화를 나타내고 있다. 가우시안 빔처럼 중심부에서 증발되 거나 융기되는 현상이 심각한 상태는 아니지만 중심부에서 주변의 모재로 열확산 시간이 늦어 용융부는 약간 융기되었으며, 최대 표면높이는 64.495µm이었다.



Fig. 4-1 Variations in bead width with focal length and defocused distance of the plano-convex lens.



Fig. 4-2 Thermal signature with focal length and defocused distance of plano-convex lens for surface hardening.



Fig. 4-3 Roughness profile of the surface hardened by laser beam irradiation.

#### 4.1.1.2 표면경화부의 입열량과 경화표면 온도 특성

레이저빔을 금속표면에 조사하면 광자(Photon)의 운동에너지가 금속격자에 전달 된다. 금속격자에 전달된 운동에너지에 의해 음자(Phonon)는 운동하려는 방향에 저 항하는 힘이 열에너지로 변화된다. 이때 금속 격자의 음자가 자유전자들과 충돌에 의하여 약 10<sup>-13</sup>sec 이내에 열로 바뀌어 금속표면의 온도를 증가시킨다. 본 연구에 활용하고 있는 Nd:YAG 레이저 출력이 1,000W 일 경우 양자 에너지는 *E=nhv* 이론 식에 따라 재료 표면에 매 초 작용하는 광자의 숫자는 *n*=5.334×10<sup>-23</sup> 개/sec 이다. 여기에서 *h*는 플랑크상수이고 *v*는 주파수이다.

레이저 표면경화는 이처럼 많은 숫자의 광자가 순식간에 표면에 작용할 때 표면 에서는 온도가 급상승하지만 레이저빔이 진행하면 급속하게 냉각되기 때문에 모재 는 냉각상태를 유지하게 된다. 이와 같은 메카니즘으로 표면이 경화되는데 이런 현 상을 정량화시키기 위하여 레이저빔의 출력과 이송속도를 레이저공정변수로 하여 입열량을 계산한 후 경화폭과 경화깊이의 관계를 비교하였다.

Fig. 4-4는 레이저 출력(P)과 비초점거리(fd)를 각각 1,095W, 0mm로 고정하고, 빔 이송속도를 0.3, 0.5, 0.8m/min으로 변화시켜 빔을 KP-4의 표면에 조사시켰을 때 표면경화용 렌즈의 초점길이(f)에 대한 표면이 경화된 상태를 실험한 결과를 나타 내었다. 표면경화용 렌즈의 F#는 각각 2.8, 5.8, 8.5인 렌즈를 교체하면서 F# 변화에 따른 표면경화 특성을 비교했다. Fig. 4-4에서 빔 이송속도(Vts)가 0.3m/min일 때 표면경화폭이 가장 크게 나타났고, F#가 2.8인 렌즈를 사용하여 표면경화처리를 했 을 때 경화표면 상태가 비교적 균일하게 형성되었다. 그러나 이와 반대로 F-8.5인 경우 F2.8과 F5.8의 렌즈보다 경화폭이 작게 형성되었다. F#가 큰 경우에는 F#가 작은 경우보다 초점면에서 출력밀도가 작기 때문에 F#가 큰 경우에는 경화폭이 작 게 형성되나 경화깊이는 일반적으로 깊어진다.

Fig. 4-5는 F5.8인 표면경화용 렌즈일 경우 빔 이송속도에 따른 시험편의 표면경 화 처리 상태 즉, 표면경화 비드의 균일함과 레이저빔의 이송속도를 변화시켜 입열 량의 변화에 대한 표면경화실험 결과를 제시하였다. Fig. 4-5에서 보는 바와 같이 레이저빔 조사속도가 빠르게 진행할수록 광자가 단위 시간당 시편표면에 작용하는 에너지가 작아 경화폭이 작게 형성되었다. 레이저빔 이송속도가 0.3m/min이하로 감소할 경우 경화중심부가 용용되어 재응고되면서 융기된 모양을 하고 있다. 본 실 험에서 사용된 금형강은 고경면 사출금형강이기 때문에 레이저빔 이송속도를 0.2m/min이하로 표면경화하면 레이저빔이 조사되는 중심부는 열이 집중되어 표면 의 일부의 용융에 의한 재응고 때문에 약간 융기되기 때문에 경면처리 후가공이 필요하다. Fig. 4-6은 빔 이송속도가 0.3m/min과 0.2m/min일 때 표면비드형상을 비교한 것으로 조사속도가 0.3m/min일 때 (C)부분 즉 경화중심부의 조도가 매끈하 게 형성되었다. 레이저빔 이송속도가 작아 입열량이 큰 0.2m/min 공정에서는 경화 중심부에서 용융과 재응고 과정에서 열응력이 집중되어 표면조도가 불규칙적으로 형성되었다. 이러한 이유는 금형강의 용융온도가 조성분중 용융온도가 낮은 일부원 소가 높은 입열량으로 인해 용융점온도로 상승하여 용융된 표면이 재응고하면서 표면장력의 힘을 받으면서 용융층이 유동하기 때문이다.

입열량의 변화를 정량적으로 고찰하기 위해 레이저빔 이송속도, 표면경화폭, 빔 출력의 변화에 대한 관계식을 식(1)로 적용시켰다. 입열량 변화는 레이저빔의 초점 위치, 빔 이송속도, 출력에 따라 다르게 나타나므로 이에 대한 입열량의 변화를 Table 4-1에 비교하였다. 그 결과 초점길이가 가장 긴 공정에서 입열량 값이 가장 크게 나타났으며, 비초점거리가 fa =±2mm인 위치에서는 동일한 렌즈로 표면경화처 리했을 경우 시험편에 미치는 입열량은 비슷한 값을 가지는데 이때 입열량은 F2.8, F5.8, F8.5인 렌즈는 각각 0.86, 0.80, 0.96 ×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>이었다.

Table 4-2는 F5.8인 렌즈를 사용해 표면경화처리 후 레이저빔 이송속도에 따른 표면경화폭과 입열량을 식(1)에 의해 계산한 결과를 나타낸 것이다. 빔 이송속도가 증가할수록 경화폭과 입열량값이 급격히 감소하는 현상을 Fig. 4-2 에 나타내었다.

Fig. 4-8은 레이저 표면경화시 레이저빔 중앙부에서 끝단까지 표면온도값을 계측 한 결과로서 (a)는 플라즈마를 제거하지 않고, (b)는 플라즈마를 제거한 후 표면온 도를 나타냈다. Fig. 4-8(a)은 레이저표면경화시 플라즈마를 제거하지 않고 표면온도 를 계측한 결과로서 F#가 5.8인 렌즈를 사용하여 실험한 결과이다. 표면경화 시 레 이저빔 출력과 빔 이송속도를 각각 1,095W, 0.3m/min으로 고정시킨 후 적외선온 도측정기를 이용하여 레이저 표면경화시 경화부위에 따른 온도를 측정한 결과이다. 레이저빔이 조사되는 중심부에서 온도는 약 1950℃정도이지만 중심에서 모재 방향 으로 12mm인 지점은 주변부 모재에 의해 급냉각되면서 평균 표면온도가 637.7℃ 정도였다.

열처리렌즈를 투과한 레이저빔은 렌즈두께가 두꺼운 부분으로 굴절되어 투과되 면 에너지가 집중된다. 따라서 렌즈의 두꺼운 부분으로 레이저빔이 투과되면 에너 지가 렌즈의 중앙에 집중되면서 표면열을 급속하게 증가시키지만, 렌즈의 두께가 얇은 부분은 상대적으로 투과되는 에너지가 작고 주변모재로의 열전도에 의한 냉 각이 빠르게 진행된다.

B위치(11mm)는 철의 A<sub>3</sub>변태점(912℃)보다 작은 899℃로 측정되었다. C위치 (9mm) 및 D위치(8mm)의 측정온도는 1,390℃ 및 1951℃로 측정되었다. 이때 D위치 의 경우 A, B, C 구역에 비해 표면에서 재용융과 재응고가 진행되면서 표면처리부 의 조도가 약 300µm정도로 용기된 것을 관찰할 수 있었다. D 지역의 온도가 Fe의 용융온도보다 높게 측정된 것은 중심부의 높은 에너지밀도에 의한 용융금속의 용 융에 의한 금속증기 즉, 플라즈마 온도가 측정된 것으로 판단된다. 그러므로 Fig. 4-8(b)은 플라즈마를 제거하고 표면온도를 계측한 결과를 나타냈다. 표면온도는 표 면경화중심부에서 5mm지점까지 평균온도값은 약 950℃이었다. 표면경화 중심부의 온도차이를 비교해보면 약 1000℃였다.

Fig. 4-8(a)에서 실험식은 y = e<sup>(a+bx+cx<sup>2</sup>)</sup>로서 x는 열처리부의 끝단에서부터의 거리, y는 표면온도 값이다. 여기서 a, b, c는 상수로서 각각 11.086, -0.556, 0.014이다.
Fig. 4-8(b)에서 동일한 실험식으로서 이때 상수 a, b, c는 각각 6.86, 0.01, -0.003 이었다.

Fig. 4-9는 레이저빔의 출력을 일정하게 하고 레이저빔의 이송속도를 변화시켰을 때의 온도변화를 나타냈다. 레이저빔의 출력이 1,095W이고 레이저빔의 이송속도 (V<sub>ts</sub>) 0.2m/min 에서 0.8m/min까지 0.1m/min씩 변화시켰을 때의 결과를 기준으로 한 실험식은  $y = \frac{1}{(a+bx^{(c-1)})}$  이였다. *y*는 시편의 표면 온도이고, *x*는 레이저빔의 이 송속도이다. *a*, *b*, *c*는 상수로서 각각 0.00056, 0.00142, 2.81701이다. 피어싱(Piercing)은 레이저빔을 시험편에 조사할 때 레이저빔이 표면에서 효과적 으로 흡수되도록 초기에 레이저빔을 조사하는 시간을 상대적으로 길게 할 때 단위 시간당 레이저 광자 에너지를 흡수하는 양이 많기 때문에 일어나는 현상이다.

레이저빔으로 표면경화시킬 때 표면으로부터 반사되는 양을 감소시키기 위해 피 어싱의 온도가 레이저빔의 이송속도가 느릴 때보다 빔 이송속도가 빠르게 증가할 수록 피어싱온도가 표면경화 평균온도와의 차이가 증가하였다.

Fig. 4-9에서 위쪽 그래프는 피어싱 온도이고 아래 실험결과 곡선은 피어싱 이후 레이저빔이 진행할 때의 평균온도이다. 빔 이송속도가 0.25m/min일 때 평균표면온 도와 피어싱 온도 차이는 137℃이었으나 전체적으로 빔 이송속도가 증가할수록 온 도차가 약간 증가하나 본 연구의 실험 범위에서는 평균 온도차가 약 240℃였다.

Fig. 4-10과 Fig. 4-11은 시편 표면 온도와 레이저빔의 이송속도 그리고 경화 폭과 의 상관관계를 그래프로 도시한 것이다. 레이저빔 이송속도가 증가할수록 레이저빔 과 시편이 상호작용하는 시간이 짧아져 입열량이 감소하면서 표면온도와 경화폭이 급속하게 감소하고 있다. 시편경화 표면의 상태가 비교적 양호한 공정조건은 빔 이 송속도가 0.5m/min으로 진행될 때의 표면온도는 1049℃로서 경화폭은 24.48mm이 었다.

레이저빔의 이송속도가 늦어 입열량이 큰 경우 표면경화 온도가 높아 용융되면 서 응고되는 속도가 상대적으로 길어져 냉각될 때 조직은 성장하여 조대해진다. 또 한 레이저빔의 이송속도가 늦어지면 냉각속도는 상대적으로 느려지면서 조직은 조 대해지면서 표면경화 값은 작게 나타났다.

레이저빔 출력, 빔 이송속도 및 비초점거리(fd)를 각각 1,095W, 0.3m/min 및 0mm로 고정한 후 F#이 다른 렌즈로 표면경화할 때 시간의 따른 표면경화 온도는 비슷한 값으로 약 950~960℃이였다.

Fig. 4-12는 레이저빔 출력 및 비초점거리(ʎ)를 동일하게 고정하고, 빔 이송속도 를 0.2~0.6m/min으로 변화시킨 후 표면온도을 나타냈다.

빔 이송속도가 0.2, 0.3 및 0.4m/min일 때 표면온도가 960℃를 유지하고 있다. 이 러한 온도값은 0.4%C를 함유된 탄소강의 오스테나이트 온도조건에 근접한 수치로 레이저빔 진행한 후 급냉에 의해 마르텐사이트 조직이 형성되는 것으로 판단할 수 있다. Fig. 4-4에서 나타난 현상처럼 레이저 표면경화 비드가 균일하게 형성된 시 간은 약 3sec 정도였다.

V <sub>ts</sub> =0.3m/min	$V_{\rm ts}$ =0.5m/min	$V_{\rm ts}$ =0.8m/min
<i>f</i> =113mm, F#=F2.8	<i>f</i> =113mm, F#=F2.8	<i>f</i> =113mm, F#=F2.8
<i>f</i> =232mm, F#=F5.8	<i>f</i> =232mm, F#=F5.8	<i>f</i> =232mm, F#=F5.8
<i>≠</i> 339mm, F#=F8.5	<i>≠</i> 339mm, F#=F8.5	f = 339mm, F# = F8.5

Fig. 4-4 Change in bead shape of surface hardening region with beam travel speeds and focal lengths.

		Laser beam direction
$V_{\rm ts}=0.2{\rm m/min}$	$V_{\rm ts}$ =0.3m/min	$V_{\rm ts}$ =0.4m/min
$V_{\rm ts}=0.5{\rm m/min}$	$V_{\rm ts}=0.6{\rm m/min}$	$V_{\rm ts}=0.7{\rm m/min}$

Fig. 4-5 Change in bead shape of surface hardening region with beam travel speeds(F5.8).



Fig. 4-6 Comparison of surface bead with laser beam travel speeds(F5.8).



Fig. 4-7 Comparison of surface bead with focal lengths of surface hardening lens.

Defocused	$E(J/cm^2)$					
distance, $f_d(mm)$	F2.8	F5.8	F8.5			
+2	$0.869 \times 10^{3}$	$0.801 \times 10^{3}$	$0.961 \times 10^{3}$			
+1	$0.824 \times 10^{3}$	$0.791 \times 10^{3}$	$0.949 \times 10^{3}$			
0	$0.824 \times 10^{3}$	$0.793 \times 10^{3}$	$0.942 \times 10^{3}$			
-1	$0.834 \times 10^{3}$	$0.794 \times 10^{3}$	$0.948 \times 10^{3}$			
-2	$0.862 \times 10^{3}$	$0.803 \times 10^{3}$	$0.959 \times 10^{3}$			

Table 4-1 Influences of focal position and defocused distance of lens on heat input

Table	4-2	Influence	of	beam	travel	speeds	on	hardening	width	and	heat	input
		(F5.8)										

V <sub>ts</sub> (m/min)	Hardening width(mm)	$E(J/cm^2)$
0.2	30.452	$1.078 \times 10^{3}$
0.3	27.582	$0.793 \times 10^{3}$
0.4	25.536	$0.643 \times 10^{3}$
0.5	24.482	$0.536 \times 10^{3}$
0.6	23.663	$0.462 \times 10^{3}$
0.7	22.157	$0.422 \times 10^{3}$
0.8	20.501	$0.400 \times 10^{3}$



(a)



(b)

Fig. 4-8 Variation of surface temperature with distance from the center to surface hardening edge; (a) with plasma and (b) plasma removal.



Fig. 4-9 Variations of piercing and average surface temperature with beam travel speeds(F5.8).



Fig. 4-10 Variations of surface hardening width and average temperature with beam travel speed(F5.8).



Fig. 4-11 Variations of average surface hardness and surface temperature with beam travel speed(F5.8).



Fig. 4-12 Variations of surface temperature with irradiation time and beam travel speed during the surface hardening(F5.8).

#### 4.1.1.3 레이저 표면 경화층의 경도분포 특성

금형산업에서 금형제작 시 중요한 요소는 특정부위의 내마모성이다. 대개 이러한 척도를 알아보기 위해 미세조직 및 마모·마찰시험 등을 통해 객관적인 평가지표 를 기준으로 금형의 수명을 예측할 수 있다.

Fig. 4-13은 각각의 렌즈 초점거리(/)에 대해 동일한 조건으로 표면경화처리 후 표 면으로 부터 모재깊이 방향으로 측정한 경도값을 나타낸다. 측정위치는 표면경화 중심부로부터 100µm 떨어진 지점에서 일정한 간격으로 깊이방향으로 측정하였다. 레이저빔이 표면에 직접 조사되어 조직이 성장하면서 융기된 부분의 영향을 받지 않는 부분을 측정하기 위해서 표면으로부터 100µm 지점에서 깊이방향으로 측정하 였다.

초점길이(/)가 113.2mm로 F#가 2.8인 렌즈를 사용했을 때 경화 깊이는 550/m로 가장 작았다. 그러나 초점길이(/)가 339mm로 F#가 8.5인 경우에는 경화 깊이가 700 /m로 가장 깊게 형성되었다. 초점길이가 작으면 레이저빔이 렌즈를 투과하여 집속 된 거리가 짧아지면서 에너지 밀도가 초점길이가 긴 렌즈에 비해 높아진다. 그러나 초점길이가 길어지면 즉, F#가 증가하면 에너지가 작아지는 대신 초점깊이가 증가 하면서 경화 깊이가 깊어진 현상이 관찰되었다.

초점거리가 짧아 F#가 2.8로 작은 경우는 시편표면에 집속되는 에너지밀도가 커 서 급가열·급냉각되므로 초점거리가 232mm로 F#가 5.8인 경우보다 경도값이 크 게 나타났다. F#가 작은 렌즈가 F#가 큰 렌즈에 비해 경화폭 즉, 초점면적이 작고 초점깊이도 깊지 않기 때문에 표면에 조사되는 레이저빔의 에너지 밀도가 표면열 로 바뀌는 정도가 상대적으로 높아 가열속도 및 냉각속도가 크기 때문에 표면에서 의 경도가 F#가 큰 경우보다 크게 형성되었다.

초점길이(/)가 339mm로 F#가 8.5인 경우는 초점깊이는 깊지만 초점면에서 에너 지 밀도가 크지 않기 때문에 급가열과 급냉각에 의한 퀜칭효과가 크지 않아 경도 값이 상대적으로 작았다. 본 연구에서 사용한 렌즈 중 초점길이(/)가 232mm로 F# 가 5.8인 경우가 표면경도값 대비 경도깊이가 가장 깊게 형성되었다. 경도값은 모 재의 경도에 비해 2.5배 정도 형성되었고, 이 때 경화 깊이는 약 700µm까지 높은 경도값을 나타냈다. 측정된 경도값이 약간 출렁거리는 것은 마이크로 경도값을 측 정할 때 조직의 중앙부와 경계부의 임의의 위치에서 측정되었기 때문에 생기는 현 상으로 판단된다.

Fig. 4-14와 Fig. 4-15는 F#가 5.8(≠232mm)인 표면경화용 렌즈로 경화시켰을 때 레이저빔의 이송속도의 변화를 변화시켜 시편표면으로부터 모재방향으로 200μm와 500μm지점에서 측정한 평균경도값을 나타낸 것이다.

Fig. 4-14는 F#가 5.8이고 레이저빔의 출력을 1,095W로 하여 레이저빔 이송속도 를 0.3m/min으로 조사했을 때의 경도분포값이다. Fig. 4-14에서 ○기호로 표시한 실험값은 F#가 3.33인 렌즈를 활용해서 초점거리를 이동하여 디포커싱하는 방법으 로 열처리한 결과이다. 디포커싱할 때의 레이저빔 출력, 빔이송속도를 각각 1,800W, 0.5m/min으로 이때의 입열량은 220.783×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>이다. F#가 3.33인 표면 경화용 렌즈를 디포커싱해서 표면경화처리했을 때보다 F#가 5.8인 렌즈를 사용했을 때 경화폭은 2배에서 4배정도 증가하였다.

깊이방향으로 경도값의 변화를 측정한 결과를 나타낸 Fig. 4-13을 보면 표면으로 부터 깊이방향으로 500µm지점에서 경도값이 상대적으로 크게 나타났다. 시편 표면 에서의 경도값이 약간 작은 것은 레이저빔 조사되어 재용융 및 재응고 과정이 상 대적으로 길어 냉각되는 과정에 조직이 조대해진 반면, 표면으로부터 500µm 지점은 기지조직으로 급속히 냉각하면서 조직이 미세화되었기 때문이다.

레이저로 표면경화할 때 사용하는 디포커싱 방법과 본 연구에서 사용한 열처리 렌즈를 이용하여 열처리한 경화폭을 서로 비교했다. 표면으로부터 200μm지점에서 열처리용 광학계를 이용했을 경우와 디포커싱하여 열처리한 결과와 비교하면 열처 리용 렌즈를 사용했을 경우 경화폭이 약 3배정도 크게 나타났다.

Fig. 4-15는 레이저빔 이송속도에 따른 경도분포를 나타냈다. 표면으로부터 200µm 인 지점에서 경도값을 측정하였으며 이 때 사용된 열처리용 렌즈의 F#는 5.8이었 다.

레이저 출력은 Fig. 4-13과 Fig. 4-14에서처럼 1,095W로 동일하게 했고, 보호가스

의 유량과 작업거리도 동일한 조건에서 레이저빔을 시편표면에 조사하였다. 시편에 레이저빔을 조사한 빔 이송속도는 0.3~0.6m/min으로 이때 각각의 입열량은 0.793~0.462×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>이었다. 입열량은 식(1)을 이용하여 계산하였다.

레이저빔의 이송속도가 0.3m/min로 상대적으로 느린 경우는 레이저빔과 시편이 상호작용하는 시간이 길어 표면경화폭이 크게 형성되었다. 이때 표면경도값은 HV=630으로 레이저빔 이송속도가 0.6m/min로 입열량이 0.462×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>일 때의 평균 경도값 HV=650 보다 약간 작았다. 레이저빔의 이송속도가 0.3m/min으로 입 열량이 0.793×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>일 때 상대적으로 경화폭은 크고 경도값이 작은 이유는 레 이저빔이 시편표면에 조사될 때 낮은 레이저 빔의 이송속도에 의해 입열량이 커지 고 따라서 시편표면의 온도는 레이저 빔의 이송속도가 큰 경우보다 더 높게 되어 열확산깊이가 커짐과 동시에 결정립이 성장하여 경도값의 저하를 초래하기 때문이 다.

레이저빔의 출력 1,095W, 시편표면과의 비초점거리 fd = 0mm일 때, 빔 이송속도 변화에 따른 표면경화깊이와 경도값의 변화를 Fig. 4-15로부터 재구성하여 Fig. 4-16에 나타냈다. 빔 이송속도가 증가할수록 경화깊이는 감소되었으나 경도값은 증 가하였다. 이와 같이 빔 이송속도가 증가함에 따라 표면경화깊이 및 경도값이 서로 반대의 경향을 나타내는 이유는 빔 이송속도에 따라 레이저 빔의 입열량이 변하고 입열량의 변화는 결국 가열온도, 가열깊이 및 냉각속도 등에 중요한 영향을 미치기 때문이다. 즉 빔 이송속도를 적게 하면 입열량이 커져서 표면온도는 상승하고 이에 따라 가열깊이는 커질 수 있으나 결정립크기는 조대해지고 냉각속도가 늦어지기 때문에 경도값을 저하하게 된다.

일반적으로 마르텐사이트의 경도값이 대략 HV=650 임을 감안하면, Fig. 4-15 및 4-16로부터 빔 이송속도 0.35m/min에서 유효경화층의 깊이가 440µm인 표면경화층 을 얻을 수 있음을 알 수 있다.

- 104 -



Fig. 4-13 Change in micro Vickers hardness value with hardening depth for various focal lengths of surface hardening lens.



Fig. 4-14 Change in micro Vickers hardness value with the distance from the center on the surface for different focused positions(F5.8).



Fig. 4-15 Change in micro Vickers hardness value with the distance from the center on the surface at different travel speeds(F5.8).



Fig. 4-16 Change in micro Vickers hardness distribution and hardened depth with laser beam travel speeds(F5.8).

#### 4.1.1.4 레이저 표면경화부의 미세조직 특성

본 연구에 적용하고 있는 플라스틱 성형용 금형강인 KP-4의 조직은 하부 베이나 이트와 상부베이나이트의 혼합조직이다. 종래의 상부 베이나이트 조직 또는 하부 베이나이트 조직으로 이루어지는 단상조직을 상부 베이나이트와 하부 베이나이트 의 혼합조직으로 변화시킨 금형강이다. 즉 KP-4는 상부 베이나이트조직보다 우수한 피삭성을 얻는 동시에, 하부 베이나이트 조직과 동등한 인성을 얻을 수 있으며 금 형의 제조 기간의 단축시키고 사용 수명을 향상시킨 소재이다.

KP-4를 레이저빔으로 표면경화처리했을 때 경화부 및 HAZ 등의 미세조직 특성을 금속조직학적으로 분석하였다. 실험에 사용한 표면경화용 렌즈의 초점길이(/)는
232mm인 렌즈를 사용했다. 이때 사용한 렌즈는 반원통형 구면을 갖는 렌즈이었으며 레이저표면열처리시 공정조건은 레이저출력, 빔 이송속도 및 비초점거리는 각각 1,095W, 0.3m/min 및 f<sub>d</sub> = 0mm이었다. 이상의 공정으로 열처리한 결과를 Fig.
4-17에 나타냈다.

Fig. 4-17에서 C 부분은 FESEM으로 관찰한 모재의 미세조직 사진이다. 모재는 상부 및 하부 베이나이트의 혼합조직으로 형성되어 있고 크롬 탄화물이 기지 내에 분포된 것을 볼 수 있다.

B부분은 열영향부(HAZ)로서 일정한 입열량으로 레이저빔을 조사하였기 때문에 이에 상응하는 깊이까지는 Ac<sub>3</sub> 변태온도 이상으로 가열되어 기지 내에 분포된 탄 화물이 분해되어 합금원소의 고용도가 큰 오스테나이트 내에 고용될 수 있다. 그러 나 Ac<sub>3</sub> 변태이상으로 가열된 표면의 열이 열영향부까지는 전도되지 못하여 가열온 도가 낮고 냉각속도가 느리기 때문에 열영향부에서는 탄화물이 조대화되어 있음을 알 수 있다.

한편 Fig. 4-17에서 A 부분은 경화부의 미세조직을 관찰한 것으로서 경화부에는 래스(Lath) 마르텐사이트가 생성되어 있다. Fig. 4-14에서 설명한 방법으로 경도값을 측정하였는데, 경도측정위치는 표면으로부터 225µm지점이며, 경도값은 HV=581이었 다.

이와 같은 래스 마르텐사이트의 미세조직이 형성되는 이유는 조사되는 레이저빔

을 이동시키면 Ac<sub>3</sub> 변태온도 이상인 표면근방의 열은 치밀하게 연속된 내부로 전 도되면서 급속한 냉각속도를 주게 되므로 표면근방에서는 정상적인 상변태가 이루 어지지 못하고 준안정조직인 비평형상 마르텐사이트조직으로 변태하게 된다.

일반적으로 마르텐사이트 변태는 철합금의 강화기구의 하나로서 급냉에 의한 격 자변형, 전위밀도의 증가 및 과포화된 C에 의한 슬립억제 등에 의해 합금을 강화 시킨다.

KP-4 합금의 경우 모재는 베이나이트기지에 2차 탄화물로서 Cr, Mo 및 V 복합 탄화물이 존재하고 있다. 그러나 본 연구에서와 같이 레이저 빔에 의해 Ac<sub>3</sub> 변태온 도 이상으로 표면을 가열하면 복합탄화물은 분해되며 더욱 분해된 첨가원소들은 오스테나이트 결정립 내에서 확산되어 합금원소의 농도 분포는 비교적 균일한 상 태가 된다. 이 때 레이저 빔을 이동시켜 급속한 냉각이 이루어지면 서냉하는 경우 와는 달리 탄화물이 석출되지 못하고 격자전단변태인 마르텐사이트 변태가 일어나 Cr, Mo 및 V와 같은 치환형 용질원자는 물론 C는 기지 내에 과포화 상태로 남게 되어 표면은 경화된다.

Fig. 4-18는 레이저빔 이송속도(V<sub>ts</sub>)를 0.3m/min에서 0.2m/min으로 감소시켰을 때 미세조직과 EDS(Energy Dispersive X-ray spectrometer)의 선주사(line scanning) 분석을 통해 시편 표면에서의 미세조직변화에 따른 성분원소의 변화를 조사한 결과이다. 빔 이송속도가 0.3m/min보다 높은 입열량으로 시험편에 조사되기 때문에 표면에서 과용융되어 10µm정도의 용융층이 형성되었다. 이러한 용융층은 경도값이 HV=427로 표면에서의 깊이방향으로 200µm지점에서 측정한 경도값 보다는 낮게 측 정되었다. 그러나 모재보다 경도값이 큰 이유는 과용융된 표면층의 급속냉각에 의 해 결정립 미세화와 Fe의 증발에 따른 화학조성의 변화로 예기치 않은 탄화물이 존재하기 때문이다. 용융층인 표면에서 100µm 이내 영역에서는 Fe은 기지보다 작게 포함되어 있고, Cr과 Mn 성분은 많이 분포되어 있으나 Ni성분의 변화는 크지 않았다.

Fig. 4-19와 Table 4-3은 EDS 분석한 결과이다. KP-4의 주성분인 Fe이 대부분 포함 되어 있고, Cr과 Mn을 다른 원소에 비해 다량으로 포함되어 있는 것을 볼 수 있다.



Fig. 4-17 FESEM micrographs of dies steel for plastic molding after laser surface hardening.



Fig. 4-18 Element distribution in the laser surface hardening zone (P=1,095W,  $V_{ts}$ =0.2m/min,  $f_d$ =0mm, f=232mm).



Fig. 4-19 EDS spectrum of the laser surface hardening zone.

Table	4-3	Chemical	composition	of	the	laser	surface	hardening
		zone by I	EDS analysis					

Element	wt%	At%
Si	0.44	0.87
V	0.08	0.09
Cr	1.52	1.62
Mn	1.12	1.13
Ni	0.43	0.41
Fe	96.41	95.88

#### 4.1.1.5 레이저 표면경화부의 마모·마찰 특성 평가

마모기구는 미끄럼 마모(Sliding wear), 마찰 마모(Abrasive wear), 부식 마모 (Erosive wear) 및 절단기구 마모(Cutting tool wear) 등이 있다. 레이저 표면경화된 KP-4의 시험편의 마모특성을 규명하기 위해 Pin on disc 방식의 미끄럼 마모시험 을 선택하였다.

본 연구에서는 모재와 레이저 표면경화처리된 시험편의 마모특성을 비교하기 위 하여 동일한 조건 즉, 동일한 하중에서 미끄럼 거리에 따른 마모량을 측정하여 실 험을 진행하였다.

마멸에 미치는 미끄럼 속도의 영향을 실험한 결과 마모시험 후 마찰면상에는 저 속영역에서는 적갈색의 산화물과 고속영역에서는 흑색의 산화물이 덮혀 있었다. 중 간영역에서는 유색의 산화물은 거의 나타나 있지 않았지만 응착마멸과 연삭마멸로 인하여 마찰면에는 긁힌 자국이 나타났다. 그리고 상대재료인 디스크에도 저속영역 과 고속영역에서는 적갈색 또는 흑색의 산화물이 관찰되었으며 이는 실험재료에서 전이된 산화물들이었다.

Fig. 4-20은 모재와 레이저 표면경화부에 대해 마모거리변화에 대한 마찰계수의 변화를 나타냈다. Fig. 4-20에서 알 수 있는 바와 같이 모재의 마찰계수는 마모거리 가 증가할수록 1,000m까지 증가한 후 급격히 감소하였다. 이와 반대로 레이저 표면 경화처리된 시험편의 레이저빔의 이송속도변화에 따른 마찰계수 변화를 보면, 마모 거리가 1,500m까지는 동일하게 선형적으로 증가한 후 레이저빔의 이송속도가 0.5m/min인 시험편에서는 마찰계수가 감소하였다.

각각의 시험편을 마모시험한 후 시험편 무게를 측정한 결과로서 모재는 346.6mg 로 가장 큰 마모량이 얻어졌다.

레이저빔 이송속도가 0.5m/min과 0.3m/min일 때 각각 2mg, 1.4mg 정도가 마모·마찰 실험에 의해 손실된 마모량이다.

Fig. 4-21은 각각의 마모면상에 나타난 표면상태를 보여주고 있다. 모재는 유색의 산화물은 거의 나타나 있지 않았지만 응착마멸과 연삭마멸로 인하여 마찰면에는 긁힌 자국이 나타났다. 이와 반대로 레이저 표면경화처리된 시험편의 경우 마찰면 의 저속영역에서 발생하는 적갈색의 산화물과 고속 영역에서 나타나는 흑색산화물 이 마찰면에 고여 있다. 이러한 현상은 마모시험 대상합금의 기지조직이 베이나트+ 탄화물 또는 마르텐사이트로서 서로 상이고 경도가 다르기 때문에 나타나는 현상 으로 경도가 낮은 모재에서는 마모시험 중 연삭마멸이 일어나 마찰열이 외부로 방 출되나 레이저 표면경화에 의해 경도가 높은 시편의 경우에는 연삭마모량이 적기 때문에 마찰열이 방출되지 못하고 시편표면을 산화시키기 때문이다.



Fig. 4-20 Relation between friction coefficient and sliding distance on the laser surface hardening process.



Fig. 4-21 Surface groove after friction and wear test.

## 4.1.2 열간금형 공구강의 표면경화

## 4.1.2.1 표면경화용 광학계의 초점위치(fa)변화에 따른 에너지흡수 특성

레이저빔의 조사위치 즉 비초점거리(fa)에 대하여 시편표면에서 에너지가 흡수되는 양을 분석하기 위해 비초점거리에 따른 빔면적의 변화에 대하여 조사 실험을 하였다. 이때 사용된 공정변수는 레이저빔 출력(P)을 1,095W하고, 레이저빔 조사시 간( $\tau$ )은 180ms의 단펄스(Single pulse)로 각각의 초점위치에서 시편표면에 조사시켜 Fig. 4-22에 나타냈다. 열처리 광학계로 사용된 렌즈의 초첨거리(f)가 195mm인 렌즈 의 표면에서 비초점거리를 fa=0mm로 하고, 윗 방향은 (+), 아래방향은 (-)로 하였 다. 이때 F#은 4.875이다.

Fig. 4-22에 나타낸 시편의 형상은 레이저빔이 시편 표면에 조사되어 빔에너지를 흡수하여 변화된 형태이다. 시편표면에서 레이저빔을 흡수한 면적은 타원형으로 장 축크기는 최대 26.18mm, 단축 크기는 최대 1.591mm을 형성하고 있다. 이때, 타원 형에서 장축의 크기는 초점위치가 *f*d=0mm인 위치에서 가장 크고, 아래(-)방향으로 이동했을 때 보다 윗(+)방향으로 이동했을 때 레이저빔 에너지를 흡수하는 양이 많 아 초점면적이 크게 형성되었다.

이것은 초점위치(F3.33, ≠195mm, fa=0mm)를 시편표면보다 낮게 위치시켜 레이 저빔을 조사하면 표면으로 전도되는 에너지보다 깊이방향으로 전도되는 양이 많기 때문이다. 그리고 표면경화처리를 위해 제작한 렌즈가 반원통형 렌즈를 사용했기 때문에 초점위치가 바뀌면서 표면에 조사되어 열을 흡수한 면적이 장축방향으로 크기변화가 크게 나타났다. 단축크기의 경우는 초점위치가 변할지라도 표면에 조사 되는 레이저빔을 흡수하는 면적변화는 거의 없다. 이와 같은 특성은 레이저빔이 밀 도가 높은 렌즈중앙의 슬릿부위로 집중되기 때문이다. Fig. 4-23은 비초점거리의 변 화에 따른 시편표면에서의 빔면적과 원주길이를 나타냈다. 초점면의 면적이나 타원 형 원주 모두가 렌즈 초점거리에서 (+)방향으로 이동할 때가 (-)방향으로 이동했을 때보다 컷다. 이것은 렌즈 초점거리를 (+)로 이동시켜 레이저빔을 조사했을 때가 (-)일 때보다 표면으로 전도되는 에너지가 크기 때문이다.



Fig. 4-22 Variations of bead width with defocused distance.



Fig. 4-23 Variations of beam area and circumference on specimen surface with defocused distance.

#### 4.1.2.2 표면경화부의 입열량과 경화표면 온도 특성

레이저빔이 시편표면에 조사된 후 급가열 현상이 진행되면서 시편 내부로 열에 너지가 침투하게 된다. 이런 현상을 정량화하기 위하여 레이저 공정변수에 대한 입 열량을 계산한 후 경화폭과 경화 깊이관계를 비교하였다. 각각의 공정변수에 대한 입열량 분포를 분석 및 고찰하였다.

레이저 빔의 초점길이(≠195mm)를 기준으로 초점위치인 ƒd=0mm지점에서 빔 이 송속도(Vts)가 0.3, 0.5m/min일 때는 각각의 입열량(E)은 1.038×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>, 0.738×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> 이다. 빔 이송속도가 느린 경우 즉, 0.3m/min가 0.5m/min보다 레이저빔과 시편과의 상호작용하는 시간이 상대적으로 길어져 300 J/cm<sup>2</sup>정도 크게 나타났다.

이런 현상은 레이저빔이 재료표면에 조사되면 레이저빔 일부가 재료내부의 자유 전자와 반응하여 자유전자의 열에너지를 증가시키고, 증가된 자유전자 사이의 일부 가 짧은 시간인10<sup>-11</sup> ~ 10<sup>-12</sup>sec에 격자로 전이된다. 그 후 10<sup>-9</sup>sec에 고에너지를 가진 전자로부터 격자에너지가 전달하여 격자에너지가 증가하고, 전자에너지와 비슷하게 된다.

본 실험에서 레이저빔이 표면에 조사되어 재료가 상호작용하는 시간은 초점면의 단축직경을 *d*, 레이저빔 이송속도를 *V*ts라 했을 때 레이저빔과 재료와의 상호작용 시간은 *⊨d*/*V*ts가 된다. 빔 이송속도를 0.3m/min일 때 레이저빔이 재료에 조사되 는 시간은 0.32sec로 열로 변환될 만큼 충분한 시간이다.

그러므로 레이저빔 이송속도가 느리면 표면에 레이저빔이 조사되는 시간이 상대 적으로 길어지기 때문에 표면에서 레이저빔이 흡수되는 양이 많아져 입열량(*E*)이 증가한다.

레이저빔 이송속도를 고정시키고 비초점거리(fa)를 윗 방향(+)으로 증가시켰을 때 보다 아래방향(-)으로 이동시켰을 때 입열량이 더 크게 나타난다. 이는 Fig. 4-22와 Fig. 4-23에서 보는 바와 같이 레이저빔의 초점위치를 시편 아래방향으로 하면 입 열량이 가장 큰 초점위치가 시편 아래방향에 있기 때문이다. 이런 현상은 Fig. 4-24 에서와 같이 표면비드를 보면 쉽게 구분할 수 있다. Fig. 4-24와 Table 4-4에 표시 된 것처럼 비초점거리가 -2mm와 +2mm에서 입열량은 -2mm일 때가 +2mm일 때 보다 약 10%정도 크게 나타났다.

레이저 표면처리시 시편 표면근방의 온도는 일반적으로 1,100℃이상으로 상당히 높은 온도를 형성하고 있다. 이와 같은 온도분포는 레이저빔 조사시 재료표면만 국 부적으로 오스테나이트조직으로 되는 것은 보통 0.01~1.0sec로 매우 짧고, 곧바로 급냉되므로 레이저빔에 의한 오스테나이트화 온도가 높더라도 그 시간이 매우 짧 으므로 입자성장이 극소화된다.

레이저빔으로 표면경화처리 할 때 각각 레이저 공정변수에 따라 이런 현상은 현 저히 차이가 나타난다. 그러므로 본 연구에서 레이저빔이 시편에 조사될 때 적외선 온도계(Infrared pyrometer)를 이용하여 입열량과 표면온도의 상관관계를 고찰하였 다. 그 결과는 Fig. 4-25에 나타냈다. 레이저빔 출력(P)은 1095W, 비초점거리(fa)를 0mm (≠195mm), 레이저빔 조사길이(L)는 70mm로 고정하고, 빔 이송속도(Vts)를 각 각 0.3, 0.5, 0.8m/min으로 변화시켜 표면온도 측정하였다. 이때 적외선온도계의 측 정각도는 60°이고, 응답속도는 0.01sec이다. 레이저빔의 중심선과 표면온도측정 거 리는 5mm이다.

Fig. 4-25에서 *x*축은 표면온도 측정 시간이며, *y*축은 표면온도 값이다. 그 결과로 레이저빔 이송속도가 빠를수록 내부로 열을 전도시키는 시간이 부족하여 표면온도 가 낮게 분포하였다. Fig. 4-25(a)에서 레이저빔 이송속도가 0.8m/min일 때는 레이 저빔과 재료와의 상호작용시간이 0.12sec 이지만 입열량이 충분하지 않아 A<sub>3</sub>변태점 이상으로 상승하지 못하였다. 이때 평균표면 온도는 650℃이다. 이것은 레이저빔의 가열(조사)속도가 너무 빨라 온도가 오스테나이트화 온도로 충분히 높지 않으면 확 산에 의한 탄소 재분포가 일어나기 어렵다. 탄화물의 용해가 충분하지 않으면 불균 질하고 결정립성장이 억제된 오스테나이트 조직이 되어 냉각시 불균질한 미세조직 이 되기 때문에 경도값이 높지 않다. 이때 입열량(*E*)은 0.582×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> 이였다.

이와 반대로 레이저빔 이송속도가 0.3m/min일 때는 평균 온도 값이 약1,400℃ 정도로 레이저빔 이송속도가 2.6배정도 감소하면 표면온도는 2.15배 증가하였다. 그 리고 레이저빔과 시편과의 상호작용시간이 0.32sec로 A<sub>3</sub>이상의 오스테나이트화 온 도로 상승하기에 충분한 시간이 된다. 이때 입열량은 1.038×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>으로 레이저 빔 이송속도가 0.8m/min보다 2배 가량 증가하였다.

Fig. 4-25(a)에서 레이저빔 이송속도가 0.8m/min일 때 초기에 온도가 높은 것은 레이저빔이 표면에서 효과적으로 흡수되도록 피어싱(piercing)시간이 주어지기 때문 에 빔 이송지연으로 인하여 나타나는 현상이다.

이런 현상은 레이저빔의 물리적 특성으로 적외선영역의 레이저빔은 금속표면에 서 대부분 반사된다. 외부적 요인으로 표면이 변화되어 반사율이 저하되면 반사율 이 급속히 줄어든다. 초기에 표면의 반사율을 감소시키기 위해 레이저빔을 집중하 는 것을 피어싱이라 한다. 피어싱시간은 1sec이며, 피어싱시간이 지나면 레이저빔이 이송되고, 입열량이 내부로 급격하게 전달되면서 일시적인 과도현상으로 온도가 하 강하는 현상이 Fig. 4-25(a)와 Fig. 4-25(b)에 나타났다. 이와 반대로 Fig. 4-25(c)는 레이저빔의 이송속도가 0.3m/min으로 입열량이 증가하면 피어싱에 의한 과도현상 이 나타나지 않아 균일한 열처리 표면으로 되었다.

이런 결과로 비추어보면 피어싱시간에 대한 입열량값이 일정할 경우, 일시적인 과도현상이 발생하지 않고 균일한 표면경화 비드와 경도분포를 얻을 수 있는 공정 조건은 출력이 1,095W이고, 빔 이송속도가 0.3m/min일 때 이었다.

Defocused distance, <i>f</i> <sub>d</sub> (mm)	Bead width (mm)	$E=(J/cm^2)$ $V_{ts}=0.3m/min$	Bead width (mm)	$E=(J/cm^2)$ $V_{ts}=0.5m/min$
-3mm	21.8	$1.005 \times 10^{3}$	12.8	$1.027 \times 10^{3}$
-2mm	20.3	$1.078 \times 10^{3}$	16.3	$0.805 \times 10^{3}$
-1mm	20.9	$1.048 \times 10^{3}$	17.8	$0.738 \times 10^{3}$
0mm	21.1	$1.038 \times 10^{3}$	17.8	$0.738 \times 10^{3}$
+1mm	21.8	$1.004 \times 10^{3}$	18.9	$0.695 \times 10^{3}$
+2mm	22.3	$0.982 \times 10^{3}$	18.1	$0.726 \times 10^{3}$
+3mm	20.5	$1.068 \times 10^{3}$	18.5	0.711×10 <sup>3</sup>

Table 4-4 Variation of heat input with the defocused distances



Fig. 4-24 Surface bead shape with laser travel speeds.



Fig. 4-25 The result of surface temperature monitoring by laser beam irradiation


### 4.1.2.3 레이저 표면경화층의 경도분포

선행연구에서는 대부분 디포커싱방법을 이용하여 레이저 표면경화에 관한 연구 가 진행되었으며 특히 대면적을 표면경화처리할 때 다중중첩(Multi-pass)하는 방법 으로 연구하였다. 이런 방법은 레이저빔이 중첩되는 부분 즉, 오버랩(Overlap)의 영 향으로 뜨임(tempering)현상이 발생하여 경도분포가 불균일하게 된다. 본 실험에서 는 이런 단점을 극복하기 위해 경화폭이 큰 열처리광학계를 구성하여 실험한 결과 를 분석하였다. 각각의 레이저 공정변수에 따라 실험한 후 표면경화층의 경도값을 측정하였다. 표면경도측정시 한 시편에 3번, 측정간격은 5mm로 동일한 조건으로 측정하여 평균 경도값으로 하였으며 그 결과를 Fig. 4-26로 나타냈다.

본 연구를 위해 제작한 렌즈를 사용해서 표면경화처리했을 때와 디포커싱방법 (Defocusing method)을 사용하였을 때, 표면경도 분포와 표면비드 형상을 비교하였 다.

Fig. 4-26에서 경화표면을 3부분으로 나누어 분석했다. 그림에서 A 부분은 모재, B부분은 천이부, C는 경화부이다. 레이저빔 이송속도가 0.3m/min일 때 경화부(C) 의 평균경도값 HV=800으로 모재(A)의 경도값 HV=200보다 약 4배정도 경도값이 상승하였고, 빔 이송속도 0.5m/min인 경우보다 균일한 경도분포를 나타냈다.

레이저빔 이송속도가 0.3m/min일 때 경도분포 값이 균일하게 나타나는 이유는 0.5m/min일 때보다 입열량이 충분히 커서 표면의 오스테나이트화 및 합금원소의 확산이 균일하게 일어난 후 급냉되었기 때문이다. 즉 합금표면에 고출력의 레이저 빔을 조사하면 페라이트조직이 매우 짧은 시간에 균일한 오스테나이트화 온도에 도달하게 된다. 균일한 오스테나이트상태에서 탄화물이 용해될 수 있는 충분한 시 간이 지난 뒤 급냉하면 미세한 결정입자의 마르텐사이트가 형성되어 조직이 강해 진다. 그러나 레이저빔이 조사되는 출력과 초점위치를 동일하게 하고 레이저빔과 재료가 상호작용하는 시간을 0.32sec에서 0.19sec로 빠르게 하면 탄화물이 오스테나 이트조직에 충분히 확산되지 못하여 그 경도값은 불규칙하게 나타난다.

표면경화폭을 디포커싱방법과 열처리 광학계을 비교했을 디포커싱방법보다 열처

리광학계로 표면열처리했을 때 약 2.5배 정도 컸다. 또한 평균 경도값은 HV=689로 레이저 표면 경화처리 했을 때보다 경도차이는 HV=111정도로 낮게 분포하였다. 이 결과 본 연구에서 개발한 열처리 광학계가 디포커싱에 의한 표면경화방법보다 경 도값, 경화폭 및 경도분포 등이 우수하게 나타났다.

Table 4-4를 기준으로 시편에 조사되는 입열량에 대한 경도분포를 Fig. 4-25에 나 타냈다. 그 결과 최대 입열량은 1.078×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> 이고, 최소 입열량은 0.982×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>로 최대와 최소의 입열량차이는 96 J/cm<sup>2</sup>이다. 경도값이 가장 큰 입열량은 1.005×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>이고, 경도값이 가장 작은 입열량은 1.048×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>이였다.

Fig. 4-27(a)에서 입열량이 1.005×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> 일 때 경도값이 가장 큰 이유는 레이 저 가열에 의해 균일한 오스테나이트로된 표면조직이 급냉되는 최적의 시편체적조 건 즉 임계질량을 만족하기 때문이다. 경화폭은 입열량이 가장 클 때 20.3mm이고, 입열량이 최소일 때는 22.3mm이였다.

입열량이 클 때 경화폭이 작은 이유는 초점위치가 표면보다 아래에 있어 입열량 은 크지만 시편표면에서 전도되는 입열량이 작기 때문이다.

Fig. 4-27(b)은 레이저 표면처리된 시편의 중앙에서 수직방향으로 경도값을 측정 한 결과 HV=650 이상의 경도값을 갖는 유효경화층 깊이는 약 150µm정도이었다. 이 러한 결과는 시편의 중심부에서 높은 입열량으로 인해 생성된 용융층이 융기하기 때문에 표면을 연마한 후 표면의 경도값을 측정하였다. 경화깊이는 레이저빔이 시 편표면에 조사되었을 때 공정온도 A1 등고선온도(Isothermal temperature)가 경화 깊이를 진전시킨다. 측정된 시편의 단면을 절단하여 단면의 경도분포를 표면으로부 터 50µm지점에서 종방향으로 측정한 결과 유효경화층의 깊이는 대략 200µm로 나타 났으며 경도값은 시편 내부로 진행하면서 감소하였다.



Fig. 4-26 Comparison of hardening distribution between laser surface hardening optical system and defocusing method.



(b) hardening depth

Fig. 4-27 Change in micro Vickers hardness value with distance from the center on the surface for variation heat input.

#### 4.1.2.4 레이저 표면경화부의 미세조직 특성

본 연구에서 열간금형 공구강인 STD61의 레이저 표면경화처리시 최적공정변수를 금속학적으로 분석하였다. 분석방법은 일반광학현미경, X-Ray 회절, 전자현미경 (SEM)과 성분분석(EDS)을 실시하였다. 분석시편의 공정변수는 각각 레이저 출력은 1,095W, 초점위치는 fd=0mm, 빔 이송속도는 0.3m/min이다. Fig. 4-28은 광학현미 경을 이용하여 미세조직을 관찰한 결과이다. 이때 경화부(Hardened zone), 천이부 (Transitional zone) 및 모재부(Base metal)로 분류하였다.

경화부 조직은 마르텐사이트로서 관찰되나 경도값이 HV=800으로 아주 높게 측 정되었다. 또한 천이부에서는 조대한 구형의 탄화물 입자가 형성되었다. 모재부는 레이저빔이 영향을 받지 않은 조직으로 경도값은 HV=210 정도로 측정되었다.

일반 광학현미경으로 관찰했을 때 경화부 조직이 페라이트처럼 보이나 경도값이 HV=800 이상으로 보다 정밀한 분석이 필요하기 때문에 X-선 회절(XRD) 분석하였 다. XRD 시험편의 제작은 10×10×2(mm)의 사각단면으로 절단하여 시편 홀더에 고 정시킨 후 분석하였다. XRD 실험은 CuKa특성 X-선을 사용하였으며, 관전압 40kV, 전류밀도 30mA 및 주사속도 1°/min의 조건으로 0°<20<90° 범위에서 X-선 회절시 험을 실시하였다.

표면경화된 STD61강의 X-선 회전도형을 나타낸 Fig. 4-29를 보면 20=44.5, 64.8 및 82.1°에서 회절 피크를 관찰할 수 있었으며 이를 해석해보면 (110)a', (200)a' 및 (211)a' 피크들로서 표면경화에 의해 bcc에 가까운 마르텐사이트가 생성되어 있음 을 알 수 있다.

Fig. 4-28에서 경도값이 HV=800정도 나타내는 경화부의 미세조직을 분석하기 위 해 FESEM으로 분석한 결과를 Fig. 4-30에, EDS 분석결과를 Fig. 4-31에 각각 나타 냈다. 분석시험편은 에칭된 시편에 약 30초간 금코팅을 한 후 소정의 배율로 미세 조직관찰과 EDS 분석을 실시하였다.

Fig. 4-31의 (A)는 Fig. 4-30의 (A)부분으로 모재 내에 분포하고 있는 탄화물을 점 분석한 결과이다. 또한 Fig. 4-31의 (B)는 Fig. 4-30의 (B)부분으로 조밀하고 미세한 마르텐사이트(fine martensite)를 면분석을 통해 분석하였다.

Fig. 4-31의 (C)는 경화부에서 나타나는 래스상의 마르텐사이트를 감싸고 있는 탄 화물을 점분석을 통해 분석한 결과이다. 이들의 분석결과를 요약하여 Table 4-5에 나타냈다.

Table 4-5의 각 상의 분석결과를 보면 모재에 나타나는 구형의 제2상(A)은 Cr, V 및 C의 합량이 높은 것으로 미루어(Cr, V)C 복합탄화물임을 알 수 있다. 한편 경화 부인 마르텐사이트(B)를 면분석한 결과를 보면 Cr, V 및 C의 함량이 복합탄화물의 경우보다 낮게 나타났으며 이는 레이저 가열에 의해 모재의 복합탄화물이 오스테 나이트 결정립 내에 균일하게 용해하였음을 의미한다. 그러나 경화부에서 망상으로 관찰되는 제 2상(C)의 EDS 분석결과를 보면 Cr, V 및 C의 함량이 모재에서 나타 나는 탄화물의 화학조성과 비슷한 값을 나타내고 있다. 이와 같이 레이저 표면경화 후 망상의 탄화물이 나타나는 이유는 레이저 가열은 급속 가열이기 때문에 STD61 강과 고합금강에서는 탄화물의 분해 및 오스테나이트로의 고용이 충분히 이루어 지지 않기 때문에 미용해 탄화물이 존재하게 된다. 한편 오스테나이트조직이 마르 텐사이트로 변태되는 경우에는 체적증가가 발생하여 표면경화부에는 압축응력이 발생한다.

이 경우에는 표면층의 잔류응력이 압축응력으로 되고, 이것이 재료의 경도를 증 가시켜 피로수명을 증가시키는데 Fig. 4-30과 Fig. 4-31를 고찰해 보면 래스상의 마 르텐사이트가 탄화물로 둘러쌓여 있는 것이 관찰된다. 150µm지점에서는 용융부에 비해 탄화물이 형성되지 않고 조대한 마르텐사이트가 분포하고 있다.

미세입자(fine grain)부는 미세한 마르텐사이트와 잔류오스테나이트, 탄화물들이 형성되어 약 HV=600~650의 경도값을 가지고 있다.



Fig. 4-28 Optical micrographs photo of cross-section after laser surface hardening(×40).



Fig. 4-29 X-ray diffraction patterns of STD61 steel after laser hardening.



Fig. 4-30 FESEM micrographs of the heat-affected zone.



Fig. 4-31 Energy dispersive X-ray spectrum of carbide and martensite.

Table	4-5	Chemical	compositions	of	each	phase	sevealed	in	STD61	steel	after
		laser surfa	ace hardening(	wt%	%)						

	С	Si	V	Cr	Mn	Fe
(A)	6.63	0.97	0.78	6.41	0.57	84.64
(B)	3.92	-	0.48	4.32	-	91.28
(C)	6.34	-	0.24	3.77	-	89.65

## 4.2 금형강의 레이저 보수용접 특성

### 4.2.1 레이저 보수용접부의 종횡비 특성

레이저빔의 이송속도(*V*<sub>ts</sub>)와 레이저빔의 출력(*P*)을 변화 시키면서 용가재가 용융 되어 시편에 용입된 현상을 관찰하였다. 실험결과를 분석하기 위한 모식도는 Fig. 4-32에 나타내었다. 여기에서 H<sub>1</sub>은 용가재가 용융되어 시편 표면에 부착된 높이이 다. H<sub>2</sub>는 용가재가 용융되어 모재에 용입된 깊이를 나타내고, W는 용융 폭을 나타 내고 있다. 용가재와 모재의 용융 때문에 발생한 외부원은 열영향부(HAZ: Heat affected zone)를 나타낸다.

비드면 높이와 용입 깊이(Bead depth)의 비 즉 H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>와 용융깊이에 대한 용융 폭의 비인 W/H<sub>1</sub>와 W/H<sub>2</sub>을 분석변수로 하여 연구하였다. H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>이 작으면 용가 재가 충분히 용융되어 모재에 침투되지 못하고 용융된 용가재가 모재로부터 쉽게 분리될 수 있다. H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>가 1.5보다 크면 용융된 용가제가 모재에 지나치게 용입 되 어 모재에 취성이 발생하거나 열전달에 의한 변형 영역이 증가될 수 있다. W/H<sub>1</sub> 이 1보다 크면 레이저빔에 의한 열전달 때문에 HAZ 영역이 증가함을 의미한다. W/H<sub>2</sub>는 용가재가 모재에 용융되어 수평방향으로 확산되는 정도를 나타낸다.

본 연구에서는 플라스틱 성형용 금형강의 보수용접에서 가장 적절한 조건은 H<sub>2</sub> /H<sub>1</sub>≈1인 공정을 최적의 공정조건으로 결정하였다. H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>≈1일 경우 용가제가 모재에 용입 되어 가장 융착력이 강하고, W/H<sub>1</sub>은 1보다 작을 때 열영향부는 상대 적으로 작을 것으로 판단하였다.

Fig. 4-33은 레이저빔의 이송속도(V<sub>15</sub>)와 피드와이어 공급속도(V<sub>1</sub>)를 동일한 공정으 로 실험하였다. 이때 공정조건은 0.5m/min에서 2.0m/min까지 0.5m/min 씩 증가 시키면서 레이저빔의 출력을 증가시켜 보수용접 했을 때의 결과이다. 레이저빔의 출력이 800W 일 때는 레이저빔의 이송속도가 0.5m/min으로 저속일지라도 H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub> 의 값이 0.0589로 매우 낮았다. H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>이 이처럼 작은 것은 용가제가 용융되어 용 융된 용가재의 표면장력이 모재와의 계면접촉력 보다 크게 작용하여 융착되기 때 문이다.

H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>의 값이 1에 가까운 값을 나타내는 공정조건은 레이저빔의 이동속도가 0.5m/min과 1.0m/min일 때는 레이저빔의 출력이 1,300W이고, 1.5m/min일 때는 1500W, 2.0m/min일 때는 1,200W 이였다.

Table 4-6과 같이 800W~1,000W 일 때는 H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>값이 평균적으로 0.5 이하로 형 성된 것을 볼 수 있다. 이것은 입열량이 충분치 않아 와이어가 모재로 충분히 침투 하지 못해 모재 표면에 놓여 있는 형상이 나타난다. 1,100W~1,200W의 경우도 일정 치는 않지만 H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub>값이 평균적으로 1에 미치지 못해 와이어의 침투 깊이가 충분 치 않아 불안한 형상을 보인다. 반면 1,300W~1,500W의 경우 어느 정도 오차가 있 지만 대부분 1에 가까운 값이 나오는 것을 알 수 있다. 이는 와이어의 침투 깊이가 충분히 깊어 모재와의 결합이 좋아 안정감있는 형상을 보인다. 특히 1,300W 1.0m/min 공정에서는 실험물들 중 1에 가장 근접한 값이 되었다.

Fig. 4-34(a)는 각 출력별 비드면 높이와 용입 깊이의 비를, Fig. 4-34(b)는 출력별 종횡비를 그래프화 한 것이다. (a)그래프를 볼 때 출력이 증가함에 따라 H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub> 값이 증가함을 알 수 있다. 이는 출력이 높아지면 입열량이 충분해 비드면 높이가 낮아지고 용가제의 침투 깊이가 깊어지므로 H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub> 값이 커짐을 나타낸 것이다. 반 면 출력이 작을 때는 입열량이 충분치 않아 와이어가 모재로 충분히 침투하지 못 해 비드면 높이는 높으나 침투깊이가 미비해 H<sub>2</sub>/H<sub>1</sub> 값이 0.5미만으로 작은 것을 알 수 있다. Fig. 4-34(b)는 Fig. 4-34(a)와는 다르게 출력이 증가함에 따라 값이 감 소하는 경향을 보인다. 이는 출력이 낮아짐에 따라 입열량도 충분하지 않으므로 비 드면 높이는 높고 용융 폭은 좁아 값이 1에 가깝게 나오는 것을 알 수 있다. 반면 고출력으로 갈 때는 입열량이 충분하기 때문에 비드면 높이는 낮아지고 용융 폭은 넓어져 종횡비 값이 낮아지는 것을 알 수 있다.



Fig. 4-32 Principal repair clad dimensions in cross section.

	Welding speed( $V_{ts}$ ) & Feed wire supply speed( $V_{f}$ ) : m/min								
<i>P</i> (W)	0.5	1.0	1.5	2.0					
800		-	-	-					
900			gan a a a a a a a a a a a a a a a a a a	-					
1000				-					
1100									
1200									
1300		ante companya da companya da se							
1400									
1500	and the second								

Fig. 4-33 Surface bead shape with laser process parameters.

	Welding	spe	$ed(V_{tr})$ & Feed	wi	re supply spec	od(I	<ul> <li>Very good</li> <li>Good</li> <li>Bad</li> <li>m/min</li> </ul>	
<i>P</i> (W)	0.5		1.0		1.5		2.0	
800	0.0589		-		-		-	
900	1.2039		-		-		-	
1000	0.4449		0.2080		0.1222		-	
1100	0.2061		0.4044		0.4008		0.3156	
1200	0.6274		0.4985		0.5709		0.8148	
1300	1.1444		0.9898	•	0.7778		0.8080	
1400	1.4777		0.8601		1.5396		1.6262	
1500	1.4891		1.2478		0.9017	•	1.3786	

Table 4-6 Aspect ratio after laser repair welding



(b) clad depth inside the material base/clad width Fig. 4-34 Technological nomogram according to laser powers.

### 4.2.2 레이저용접 공정변수에 따른 금형강의 보수용접성 평가

Fig. 4-35는 레이저 보수용접 후 시편의 횡단면을 나타낸 것이다. 저출력인 800W~1,000W 범위에서는 와이어가 모재에 충분히 용입되지 못해 모재 표면에 얹 혀 있는 형상을 확인할 수 있었다. 또 1,100W~1,200W 사이에서는 비드면 높이는 높지만 침투 깊이가 작아 불안정하고 모재와의 융착력이 좋지 않음을 확인할 수 있다. 반면 1,300W~1,500W 범위 에서는 비드부의 침투 깊이가 깊어 비드의 높이와 의 비가 일정하고 안정적임을 알 수 있고 모재와의 융착력이 좋음을 확인 할 수 있다.

레이저빔과 와이어 조사 속도( $V_{ts}$   $V_f$ )가 1.0m/min 이하일 때 비드면에 기공이 발 견되는 것을 알 수 있었다. 특히 0.5m/min 이하 일 때는 와이어 침투부 끝단에서 표면과 내부의 불순물이 기화된 기포가 증발하지 못하고 포획되어 기공이 형성되 는 것을 확인할 수 있었다.

용접부에 대한 기계적인 특성변화를 조사하기 위해 용접부의 용접금속에서 모재 까지 미소경도 분포를 측정하여 Fig. 4-36에 나타냈다. 레이저빔의 출력은 1,300W 이고, 빔 이송속도는 1.0m/min 공정과 레이저빔의 출력이 1500W인 경우 출력변화 에 따른 경도값을 나타낸 그래프이다. 이 경도값은 비드부 중심에서 모재 표면으로 부터 200µm 지점 밑으로 100µm 간격으로 측정한 평균 경도값을 나타낸 것이다. 모 재 지점의 경도 값은 약 HV=255 이었다. 열 영향부의 경도값은 대략 HV=600 ~ 650 정도로 경도값이 증가 했다. 비드면의 경도값은 평균적으로 HV=450 ~ 500 사 이로 모재의 열 영향부보다 경도값이 낮은 것을 알 수 있었다. 레이저 출력이 높아 지면 열 영향부가 넓어지고 경도값도 조금씩 높아지는 것을 알 수 있었다. 레이저 빔의 출력과 이송속도를 변화시켜 입열량을 변화시키면 용융부의 면적이 변화하면 서 용융단면과 모재와의 경계부위인 열영향부의 위치가 변화하고 있다. 열영향부에 서는 용융된 금속에서 모재로 열이 전달되면서 급격히 냉각되는 효과 때문에 경도 값이 모재와 용융부에 비해 크게 형성되었다. 출력과 레이저빔의 이송속도를 변화 시켜 입열량을 변화시킬지도 용융 중심부의 경도변화는 크지 않았다.

Fig. 4-37은 금형강에 반경이 2mm인 드릴을 이용하여 임의로 외부결함을 발생시

킨 후 결함부위를 보수용접실험을 진행했을 때 시험편 및 실험 모식도이다. 실험에 사용된 공정변수는 H<sub>1</sub>/H<sub>2</sub>의 종횡비가 1에 가까운 변수를 사용하였다.

금형 시험편에 외부 결함을 발생시킨 레이저 보수용접을 진행했을 때 용접부 단 면 비드와 기술적 계산도표를 각각 Fig. 4-38과 Table 4-7에 나타냈다.

레이저 출력이 1,300W에서 용접속도와 피드와이어 공급속도가 0.5/min로 느리게 진행할 경우 다른 공정에 비해 Table 4-7에서와 같이 통계적 수치가 작게 나타났 다. 그러나 H<sub>1</sub>의 크기 면에서는 레이저 출력이 1,500W로 가장 크고 용접속도와 피 드와이어 공급속도가 빠르게 진행했을 때 가장 작은 비드 폭을 유지하고 있다.

그리고 와이어가 공급되는 위치 즉 공급방향에서 용착부족(incomplete penetration) 현상이 발생하였다. 레이저 출력과 빔 이송속도 변화에 따라 내부기공과 함께 커지 는 경향이 나타냈으며, 각각의 내부 결함 정도를 Table 4-8에 나타냈다.

용가재가 용융되어 결함부위를 채우기 위한 체적이 작아 용착부족 현상이 발생 하기 때문에 단일패스(Single pass)보다는 2~3회 보수용접을 실시하는 다층용접부 (Multi-pass weld)로 해소할 필요가 있다.

	Welding speed( $V_{\rm ts}$ ) & Feed wire supply speed( $V_{\rm f}$ ) : m/min								
<i>P</i> (W)	0.5	1.0	1.5	2.0					
800		-	-	-					
900				-					
1000				-					
1100									
1200	- Contraction of the second se								
1300									
1400				<b></b>					
1500									

Fig. 4-35 Cross section of weld zone after laser repair welding.



Fig. 4-36 Comparison of micro Vickers hardness for repair welding zone with welding parameters.



Fig. 4-37 Geometry of the rectangular cross-section used in the tests.



Fig. 4-38 Cross-section of plastic mold steel after laser repair welding.

Table 4-	7	Evaluation	of	clad	laver	after	laser	renair	welding
	/	Lvaluation	01	ciau	layer	anter	laser	repair	worung

	<i>P</i> =1,300W,	<i>P</i> =1,400W,	<i>P</i> =1,500W,
	$V_{\rm ts}$ & $V_{\rm f}$ =0.5m/min	$V_{\rm ts}$ & $V_{\rm f}$ =1.0m/min	$V_{\rm ts}$ & $V_{\rm f}$ =1.5m/min
H <sub>1</sub> (mm)	1.086	0.446	0.295
H <sub>2</sub> (mm)	1.895	2.354	1.927
W(mm)	2.196	1.429	1.371
$H_1/H_2$	1.745	5.287	6.532
H <sub>2</sub> /W	0.863	1.647	1.405

Table 4-8 Defects of melting zone after laser repair welding

	<i>P=</i> 1,300W,	<i>P=</i> 1,400W,	<i>P=</i> 1,500W,		
	$V_{\rm ts}$ & $V_{\rm f}$ =0.5m/min	$V_{\rm ts}$ & $V_{\rm f}$ =1.0m/min	$V_{\rm ts}$ & $V_{\rm f}$ =1.5m/min		
Unfilled area (µm²)	57,865	46,763	111,189		
Inner porosity Area(µm²)	4471	11,095	12,763		
Heat input (×10 <sup>3</sup> J/cm <sup>2</sup> )	426.229	3337.213	262.773		

# 4.3 니켈합금의 이종금속 레이저용접 특성

### 4.3.1 동종재질의 맞대기 및 겹치기용접 특성

## 4.3.1.1 Hastelloy C-276의 비드용접 특성

Photo. 3-6과 Fig. 3-7, Fig. 3-8에서처럼 Hastelloy C-276은 발전·화학플랜트의 열교환기의 소재로 많이 사용된다. 이때 Fig. 3-7과 같이 박판라이닝방법을 이용하 여 동종재질과 이종재질을 여러 개로 겹치기 용접한다. 현재 현장에서는 수동으로 용접사가 제한된 공간 안에 들어가 용접하는 방법을 진행하고 있지만, 유지보수 측 면에서 사용중 발생한 유독가스와 부식환경에 용접사의 작업환경은 매우 위험하다. 또한 열원의 특성이 고밀도 에너지열원에 비해 좋지 못하므로 사용중 용접부의 결 함이 발생할 수 있다.

본 장에서는 앞서 언급한 것처럼 열원특성이 일반용융용접에 좋은 레이저빔을 활용하여 니켈합금 즉, Hastelloy C-276의 용접 특성에 관하여 연구 및 고찰하여 산업현장에 적용시킬 수 있는 정량화된 용접 공정을 획득하고자 한다.

레이저빔과 각종 공정변수에 대한 Hastelloy C-276의 기본적인 용입 특성을 고찰 하고자 하여 비드용접을 선형 실험으로 진행하였다. Fig. 4-39는 레이저 출력을 1,000W로 하고, 비초점거리(fd=0mm)에서 용접 속도변화에 대한 용입 깊이와 폭의 상관관계를 확인하기 위해 입열량 공식을 적용시켜 나타냈다. 그림에서 (A)구역은 용접속도가 느려 입열량이 큰 경우이며, 이때 입열량이 큰 공정 즉, 용접속도가 느 린 공정에서는 용융부의 윗부분 용접중심선에 오목한 부분 발생하였다. 레이저빔이 가우시안 형태와 강도분포가 유사하기 때문에 레이저빔 중심의 에너지밀도가 높아 용융온도가 낮은 조성분 일부가 증발되고, 용입이 아랫방향으로 함몰되었기 때문이 다.

용접속도가 늦어 입열량이 클 경우 과입열량으로 인한 용융물이 시편의 상부에 서 응집력이나 점성력보다 중력의 영향으로 흘러내린 용융물이 시편의 아래 표면 의 모재와의 응집력으로 부착되어 볼록한 용접면을 형성하고 있다. 용접속도(*V*w)가 1.2~2.0m/min일 때의 용접비드는 상부에 오목한 부분이 발생하지 않고, 하부에는 볼록한 부분이 발생하는 않는 모습을 (B)에 타나냈다. 이때의 입열량(*E*)은 3.038 ~ 2.879×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>이다. 이때의 용융단면은 모래시계 모양을 하고 있는데 이것은 (A) 의 경와 같이 입열량이 과도한 상태이다.

레이저빔의 이송속도가 증가하여 상대적으로 입열량이 작을 때는 (C)구역에 나타 낸 것처럼 완전용입 용접이 이루어지지 않고 있다. 용융단면이 내부로 갈수록 작아 지는 이유는 레이저빔의 이송속도가 빨라 상대적으로 흡수된 작은 에너지가 내부 로 진행하면서 급격하게 냉각되기 때문이다. 입열량 계산식(*E=P/W·V*w)으로 계산 하면 표면 용융단면을 실험값으로 계산하기 때문에 그래프가 Fig. 4-39와 같은 현 상을 보인다. 그러나 용융단면적을 기준으로 출력밀도로 계산하면 Fig 4-39과 같은 모순이 발생하지 않음을 Fig. 4-40에 나타냈다. 입열량을 계산할 때 지금까지 통상 적으로 사용하고 있는 식보다는 용융단면적을 중심으로 계산하는 것이 일관성이 있음을 나타내고 있다.

Fig. 4-41는 오스테나이트 스테인리스강인 STS304의 용접속도에 따른 종횡비의 변화를 나타낸 결과이다. 레이저빔 출력이 1,900W, 비초점거리는 -0.5mm, 보호가스 (Ar)는 3ℓ/min으로 고정하고 용접속도를 변화시켜 실험하였다. 용접속도가 증가 할수록 종횡비는 감소하였고, 5m/min일 때 종횡비가 1에 근접한 뒤 용접속도가 증가하면 종횡비가 1이하고 감소하였다. 이는 레이저빔의 이송속도가 증가하여 입 열량이 감소하면 표면에서 키홀이 잘 형성되지 않아 레이저빔이 용융풀에서 다중 반사될 확률이 줄어들어 흡수 에너지양이 줄어들기 때문이다. 용접속도가 3m/min 일 때는 키홀의 형성이 원활하게 진행되어 종횡비가 2.15로 가장 크게 나타났다.

종횡비가 가장 클 때 입열량(*E*)은 Hastelloy C-276은 3.038~2.879×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> 이고 STS 304는 405.5×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> 으로 Hastelloy C-276보다 약 10<sup>2</sup>배 크게 나타났다. 입 열량을 Fig. 4-39에서 입열량(*E*)을 출력밀도(*I=P/A*)로 표현하면 43.535~59.667×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup> 와 112.028×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup> 이었다. Fig. 4-41에서 STS 304의 종횡비변화는 Fig. 4-39의 (B)구역에 나타낸 모양과 비슷하여 Ni과 Cr 성분이 상대적으로 많은 재료는 종횡비가 클 경우 용융단면적의 형상이 비슷하게 형성됨을 나타내고 있다. 이는 열 용량, 밀도 등 다른 물리적 성질의 유사성 때문에 Hastelloy 강의 용접특성이 오스 테나이트 스테인리스강과 매우 흡사한 결과를 나타내고 있다. Hastelloy 와 STS 304와 큰 차이는 낮은 열팽창, 낮은 열전도, 높은 전기저항이다. 이와 같은 물리적 성질 때문에 응고온도가 STS 304보다 약 55℃정도 낮아 입열량이 다르게 나타났다.



Fig. 4-39 Variation of heat input of Hastelloy C-276 with welding speeds.



Fig. 4-40 Variation of melting area of Hastelloy C-276 with welding speeds.



Fig. 4-41 The aspect ratio of STS304 steel with welding speeds.

### 4.3.1.2 Hastelloy C-276의 맞대기용접 특성

Hastelloy C-276의 맞대기 용접특성을 고찰하기 위해 비드용접실험 결과를 기초 로 하여 맞대기 용접하였다. 공정변수는 Fig. 4-42에서 보는 바와 같이 레이저 출력 을 각각 1,200, 1,400, 1,600W이며, 용접속도는 각각 1.0, 2.0 3.0m/min로 변화시켜 용접하였다.

용접속도가 작을수록 또는 레이저빔 출력이 클수록 용융폭이 증가하고 있다. 용 접속도가 2.0, 3.0m/min일 때는 레이저빔의 출력 증가에 대한 비드폭의 증가율은 크지 않았지만, 1.0m/min일 때의 용융폭의 증가율이 약 2배 정도 컸다. 이는 레이 저빔의 시편에 대한 흡수율이 출력의 증가보다는 속도에 민감함을 의미한다.

레이저 용접변수에 따른 용접부 단면을 광학현미경을 활용하여 Fig. 4-43에 나타 냈다. 레이저 출력이 1,600W이고 용접속도가 1.0, 2.0, 3.0m/min일 때 모두 두께가 2mm인 시편이 완전용입용접(full penetration welding)이 되었다.

맞대기 용접에서도 비드용접특성을 나타낸 Fig. 4-39에 설명한 현상과 같은 결과가 출력 1,600W, 용접속도를 1.0, 2.0, 3.0m/min으로 각각 변화시켰을 때 Fig. 4-43과 같이 뚜렷하게 나타나는 것을 볼 수 있다. 레이저 출력이 1,400W와 1,200W 일 때는 용접속도가 3.0m/min부터는 완전용입이 불가능하였다.

용융부 중심으로부터 양쪽 모재로 급냉각하면서 열이 전달되어 완전용입된 용융 단면의 용접선 중심부에서 모재방향으로 수지상조직이 관찰됐다.

Hastelloy C-276과 비슷한 니켈합금인 STS304강의 용접단면결과를 비교하였다. 용접조건은 Hastelloy C-276과 동일한 조건으로 실험하였다. STS 304의 맞대기 용 접한 용접단면을 Fig. 4-44에 나타냈다. 레이저 출력이 1,600W와 용접속도가 1.0m/min으로 동일한 용접 공정조건일 때 STS 304가 Hastelloy C-276을 맞대기 용접한 것보다 종횡비가 크게 나타났다. Fig. 4-44에서의 출력밀도는 44.506×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup>이고, Fig. 4-43에 나타낸 Hastelloy C-276의 출력밀도는 20.343×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup> 이었다. STS304는 Fe-Cr-Ni의 3원계 합금으로서 용융온도가 1,535℃인 Fe 성분이 주성분이다. 반면에 Hastelloy C-276은 용융온도가 1,455℃인 Ni성분이 가장 많이 포함돼 있다. 용융온도가 Fe 보다 낮은 Ni 성분이 용융되어 모재양면으로 전달되면 서 용융면적이 STS304보다 Hastelloy C-276이 더 크게 형성되었다.

Hastelloy C-276은 고용체 강화형 합금으로 니켈의 x상을 Cr, Mo, W 등으로 강 화하는 것으로 Cr을 많이 함유시켜 내산화성이 뛰어나다. 그러므로 Hastelloy C는 Cr을 첨가하여 환원성 뿐 아니라 산화성 환경에 대해서도 우수한 내식성을 갖고 있어 부식성이 강한 화학공장에 많이 활용되고 있다. 그러나 이 합금도 용접 열영 향부에서의 입계부식을 일으키는 결점이 있다.

이 결점은 개선한 것이 Hastelloy C-276이며 현재 Hastelloy C는 주조재로만 쓰 이고 있다. Hastelloy C-276은 염화물 중에서의 응력부식균열(SCC: Stress Corrosion Cracking)에 강하고 공석, 입계 부식의 염려가 없는 것이 특징이며 거의 모든 장치의 중요기기에 쓰이고 있다. 이 합금은 부식환경이 변할 때 또는 2종류의 다른 환경에 노출될 때에 유리하다. 이와 같은 특성을 지닌 Hastelloy C-276의 용 접특성을 분석하기 위해 Fig. 4-45에 레이저용접부의 미세조직을 나타냈다.

Fig. 4-45(a)은 레이저 출력(P)이 1,600W, 용접속도(Vw)가 2.0m/min일 때 용접부 이며, (b)는 레이저 출력이 1,400W, 용접속도가 1.0m/min일 때의 미세조직이다. 각 각의 시험편의 용접부와 모재부의 조직을 비교하였다. 용용부와 모재의 경계부는 급격한 과냉각현상이 발생하여 모제의 경계부에서 생성한 핵이 성장하여 용접부 중심으로 조직이 성장하여 모재의 기본구조인 등축입자(Equiaxed grains) 입계면으 로 조직이 성장하였다. (a)그림 중 오른쪽 경계면에서 모재방향으로의 급냉각때문에 크랙이 발생하였다. 용융부는 용접선을 중심에서 좌·우로 셀 수지상조직이 형성되 었다. 용접부의 모재로부터 응고가 시작되면서 면선단응고(Planer front solidification) 가 일어난 후 셀형의 응고(Cellular solidification)가 진행되고, 조성적 과냉(Constitutional supercooling)이 발생하였다.

응고에 대한 용해물질의 편석(Segregation) 때문에 Hastelloy C-276에 비교적 많 이 포함 되어 있는 Mo은 용융영역의 셀형 수지상(Cellular dendrite) 경계층으로 분리된다. 녹는점이 1,907℃인 Cr과 1,455℃인 Ni에 비해 Mo은 확산이 느린 성분 으로 녹는점이 2,630℃로 상대적으로 높기 때문이다. 비중이 7.188인 Cr과 8.854인 Ni에 비해 Mo은 비중이 10.23으로 비교적 높아 확산이 느려진다. 또한 Mo(1.38 W/cmK)이 Cr(0.937 W/cmK), Ni(0.907 W/cmK)보다 열전도율이 크기 때문에 응 고되는 시점이 다른 원소에 비해 빠르게 진행된다. Mo의 빠른 열전도 때문에 다른 조성분에 비해 먼저 냉각되면 용융풀의 점성이 증가하여 확산이 느려져 편석의 발 생 원인으로 작용한다. 그리고 높은 용융점을 갖는 재료에서 먼저 응고가 시작되 고, 용융점이 낮은 원소는 온도가 충분히 내려갈 때 까지 액상으로 머무르다가 응 고된다. 용액을 응고에 영향을 받지 않도록 방치하면 두 재료의 비중이 일치하여 중첩되어 실제 이용하는데 부적당하다. 그러나 레이저빔으로 용접을 하면 급가열 급냉각 되기 때문에 중첩을 막을 수 있고 두 합금 원소를 미세하고 균일하게 분포 하도록 하는 장점이 있다.

레이저빔에 의해 급가열된 용융단면의 모재경계면에서 급격한 냉각이 일어나 액 체금속으로부터 먼저 많은 고체결정이 형성된다. 계속되는 냉각으로 결정이 성장하 여 열의 방출과 더불어 융융부 내부로 주상결정(columnar crystal)이 형성되었다. 이미 형성된 결정의 벽이 두꺼워질수록 온도강하가 감소되어 열방출이 서서히 일 어나고, 주상결정의 성장 즉 결정성장은 중지되고 내부 잔류용액은 방향성이 없는 입상결정(grain crystal)으로 채워진 모습을 보여주고 있다.

용융단면과 모재의 경계부는 원자의 계면에너지는 표면에너지 또는 표면장력효 과로 나타나므로, 계면의 윤곽선은 표면장력과 평형이 이루어 생성된 모습이 보인 다. Cieslak 등[100]은 아크 용융 기술에 의해 Hastelloy C-276 용접된 용접부의 미 세 구조와 공정(Eutectic)상들을 연구하여, 공정조성(eutectic constituent)은 *p*-phase 과 μ-phase들이 결합되는 것을 제시하였다.

Fig. 4-46과 4-47은 맞대기 용접 후 KS B0801규격으로 인장시험한 결과를 나타내 었다. Fig. 4-46은 레이저 출력을 1,600W로 고정한 후 용접속도를 1.0m/min과 2.0m/min, 3.0m/min으로 용접한 용접시편의 인장특성을 비교하였다. 용접속도가 가장 작은 1.0m/min일 때의 인장강도가 가장 작았다. 이와 같은 이유는 레이저빔 의 이송속도가 작아 입열량이 많아지면 경도는 증가하나 취성성분이 모재에 비해 큰 용접부의 면적이 증가하여 인장응력이 감소하였기 때문이다. 이때 인장응력은

- 148 -

최대 인장응력 658 MPa 보다 110 MPa 정도 작았다.

Fig. 4-47에 용접속도를 2.0/min으로 고정하고 레이저 출력을 각각 1,200W, 1,600W로 변화시켰을 때 인장특성을 비교한 결과이다. 이때의 인장강도는 768 MPa이고, 입열량(*E*)은 441.98×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>, 출력밀도(*I=P/A*)는 29.553×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup>로 Hastelloy C-276을 맞대기 용접했을 때 최적공정조건이다. Fig. 4-48은 오스테나이 트 스테인리스강(STS304)의 맞대기 용접한 후 Hastelloy C-276 인장시험편과 동일 하게 제작하여 인장응력과 변형률을 나타낸 것이다.

STS304 시험편의 레이저 출력을 1,600W로 고정하고 입열량을 변화시키기 위해 용접속도를 0.7~1.3m/min까지 1m/min 씩 증가시켰다. 용접속도가 0.7~1.1 m/min 로 증가할수록 인장응력과 변형률이 증가하여 1.1 m/min일 때 최대 변형률과 인 장응력값은, 각각 0.807, 633 MPa이었다. 1.2m/min 이상으로 용접속도가 증가하면 응력-변형률선도가 급격히 감소하였다. Hastelloy C-276과 동일한 조건하에서 인장 특성을 비교했을 때 인장응력과 변형률이 각각 763MPa, 0.647로서 인장응력은 약 20.5% 크지만 변형률은 0.16 작게 나타났다.

Fig. 4-49는 맞대기용접 후 경도분포를 고찰하기 위해 시편 표면으로부터 200,m에 서 마이크로 비커스 경도 측정한 결과이다. 모재의 경도값은 약 HV=230 이며, 용 접부의 경도값은 최대 HV=255에서 최소 HV=245정도로 모재에 비해 경도값이 큰 차이는 발생하지 않았다. 마이크로 비커스 경도계로 최대와 최소값의 차이가 HV=10으로 이 차이는 경도계의 탐침이 입계내부와 입계경계부위에 작용했을 때 발생 할 수 있는 차이로 생각할 수 있다. 이는 용접부의 조직이 셀수지상조직으로 형성되면서 발생하는 특징으로 판단된다. 중탄소강을 용접했을 때 용접부위의 경도 가 모재보다 약 300% 이상 증가하는 것과 비교하면 Hastelloy 약 9%, STS304 약 5% 정도 증가하여 Hastelloy 용접에 의한 용접부위 경도증가는 STS304처럼 매우 작았다.



Fig. 4-42 Variation of seam width with laser powers and welding speeds.



Fig. 4-43 Cross section view of weldment with laser powers and welding speeds (Hastelloy C-276).



Fig. 4-44 Cross section view of weldment with laser powers and welding speeds (STS304).



(a) *P*=1,600W, *V*<sub>w</sub>=2.0m/min





Fig. 4-45 FESEM micrographs of melting zone after butt welding.



Fig. 4-46 Stress-strain curves of Hastelloy C-276 with welding speeds.



Fig. 4-47 Stress-strain curves of Hastelloy C-276 with laser power.



Fig. 4-48 Stress-strain curves of STS304 with welding speeds.



Fig. 4-49 Hardness profile of cross-section(butt welding).

## 4.3.1.3 Hastelloy C-276의 겹치기용접 특성

앞서 언급했던 것처럼 Hastelloy C-276뿐만 아니라 Nickel기 합금강은 강보다 가 격이 매우 비싸므로 열교환기와 같은 구조물에서 열악한 환경에 노출되는 부분에 재료비 절감하기 위해서 다양한 방법으로 덧대기 용접하여 활용한다. 이와 같은 가 공방법 중 여러 개의 얇은 판재를 겹쳐지게 하는 방법(Wall paper concept)으로 산 업현장에서는 아크용접이 사용되고 있다.

본 연구에서는 이러한 개념을 접목시키기 위해 Fig. 3-8과 같이 한쪽에서만 용 접을 하는 편측용접과 겹치기 이음부의 한쪽에서만 필릿용접하는 겹치기 용접을 각각의 공정변수에 대한 용접특성을 비교하였다.

Fig. 4-50은 용접속도를 1.0m/min으로 고정하고, 레이저빔 출력을 각각 1,600, 1,500, 1,400W로 변화시켜 각각 1 line과 2 line 겹치기 용접을 실험하였다. 겹치기 용접하면 레이저빔이 표면에 직접 접촉하는 부분인 용융표면의 열전달로 용융표면 의 폭이 증가하고 아래시편의 모재에서 급속한 모재로의 냉각으로 와인컵(wine cup)모양을 이루고 있다.

레이저빔 출력이 클 경우 아래 시편으로 일부 용융물이 유동하여 시편아래 부분 에 표면과의 용융물의 응집력으로 볼록한 비드모양을 형성하고 있다. 2 line 겹치기 용접은 위 시편 표면의 끝부분에서 안쪽으로 1mm 지점에 레이저빔을 조사 시켰 다. 출력이 1,400W에서는 위쪽에 있는 시편의 일부가 용융되지 않았다. 겹치기 용 접에서 끝부분의 영향을 받지 않는 1 line 용접과는 다르게 모서리부분의 영향을 받을 경우에는 비교적 용융풀이 크게 형성되었다. 이것은 피용접재의 형상차이에 따른 열전도 차이에 기인하는 것으로 생각된다.

Fig. 4-51, Fig. 4-52는 겹치기 용접 시편을 인장시험 한 결과이다. Fig. 4-51은 1 line 겹치기 용접한 시험편을 인장시험한 결과이다. 레이저빔 출력은 각각 1,600W, 1,500W, 1,400W로 하고, 두 시편이 충분히 완전용입용접이 될 수 있도록 용접속도 는 1.0m/min로 용접한 결과이다. 레이저 출력이 1,600W일 때 인장응력(σ)과 변형 률(ε)이 각각 427MPa, 5%로서 가장 크게 나타났다. 맞대기 용접한 결과를 나타낸
Fig. 4-47의 인장응력보다 약 320Mpa정도 작았다.

Fig. 4-52는 겹치기 용접 line 간격을 25mm로 하여 2 line 겹치기 용접하여 인장 시험한 결과이다. 인장에 의한 절단은 용접단면보다 모재부분이 절단되었다. 동일 한 용접 입열량 조건에서 1 line 겹치기 용접하면 맞대기 용접에 비하여 인장응력 이 약 43 % 작게 나타났다.

2 line 겹치기 용접하여 인장응력 시험시에 겹치기 용접한 2 line의 용접부 경도 증가로 인하여 인장력이 선형적으로 전달되지 않아 모재를 인장시험 했을 때보다 변형률(ε)이 약 20%정도 작았다. Fig. 4-53은 1 line과 2 line 겹치기 용접한 시편의 인장시험 결과이다.

Fig. 4-54는 겹치기 용접(l line 용접)시 경도분포를 측정한 결과이다. 맞대기 용접 과 다르게 그래프 우측면 쪽에서 경도값이 최대 HV=254로 용접선을 중심으로 좌 측면 쪽으로 경도값이 약 HV=10 정도로 작게 형성되었다. 시편의 용융표면을 관찰 하면 험핑비드(humping bead)가 형성되어 있는 부위에서 경도값이 약간 높은 데 이것은 이 영역에서 급가열과 급냉각의 효과가 크기 때문으로 생각된다.



(b) 2 line lap welding

Fig. 4-50 Cross-section area of weld bead after lap welding.



Fig. 4-51 Stress-strain curves for 1 line lap welding.



Fig. 4-52 Stress-strain curves of base metal and 2 line lap welding.



(a) 1 line lap welding

Fig. 4-53 Tensile specimens tested of both 1 line and 2 line lap weldment of Hastelloy-C 276.

<sup>(</sup>b) 2 line lap welding



Fig. 4-54 Hardness profile of cross-section by laser welding.

## 4.3.2 이종금속의 맞대기 및 겹치기용접 특성

## 4.3.2.1 이종금속의 맞대기용접 특성

본 연구에 사용된 고용체 강화형 니켈합금인 Hastelloy C-276은 Ni 기지에 Cr과 Mo이 다량으로 함유되어 있다. 이는 FCC 구조의 니켈을 Cr 및 Mo 등으로 강화하 는 것이다. 대개 Cr을 많이 함유시켜 내산화성이 뛰어나고 용접성도 향상시키고 있 다. 앞서 서술한 것처럼 Hastelloy C-276은 염화물 중에서의 응력부식균열에 강하 고 공식 또는 입계 부식의 염려가 없어 거의 모든 산업부품 및 기계류에 쓰이고 있다.

그러나 가격면에서 다른 금속소재에 비해 고가이기 때문에 특정부품을 상대적으 로 저가인 금속으로 이종 용접하는 경우가 대부분이다. 일반적으로 사용하는 용접 방법으로는 GTAW 공정 후 용접 열영향부의 예민화는 일어나지 않지만, 650 ~ 1,090℃의 온도범위에서 장시간 시효를 받게 되면 용접부와 열영향부, 모재사이에 형성된 입계에서 금속간화합물이 석출되어 내식성 및 기계적 성질이 약화된다.

특히 이종용접된 부위에서 용접부의 내산화성 및 기계적 성질이 약화되기 때문 에 산업 현장에서 용가재를 사용하여 용접부를 강화시킨다. 용접 공정시 부가적인 용접재를 사용하게 되면 가격면에서 큰 부담을 가지기 때문에 부수적인 재료를 사 용하지 않는 방법이 중요하다.

이러한 측면에서 고밀도 에너지 열원인 레이저는 부가적인 소재를 사용하지 않고 양쪽의 모재를 용융시켜 용접하기 때문에 효율적인 용접 방법이라 판단된다.

본 장에서는 이종 금속인 Hastelloy C-276과 SM45C, Hastelloy C-276과 STS304 을 맞대기 용접하였다. 실험에 사용된 공정변수는 Hastelloy C-276의 비드용접 및 동종재질의 맞대기 용접에서 얻어진 공정을 적용시켰다. 이때 용접속도(Vw), 비초 점거리(fa) 및 보호가스는 각각 1.0m/min, 0mm(/=200mm) 및 Ar(1bar)로 한 후, 레 이저빔 출력을 800W 에서 1,800W까지 200W 씩 증가시켜 용접한 결과를 Fig. 4-55 에 나타냈다. Fig. 4-55 에서 좌측은 Hastelloy C-276이고, 우측은 SM45C 강이다. 용접부 형태는 전체적으로 용접선을 중심으로 Hastelloy C-276 소재 쪽으로 유동한 형태이다. Hastelloy C-276과 SM45C를 이종용접했을 때 Hastelloy C-276시편 방향 으로 유동되는 이유는 Hastelloy C-276의 열전도율은 28.1W/mK이고, 용융온도가 1,323~1,371℃인 반면에서 SM45C의 경우 열전도율은 49.8W/mK이고 용융온도는 1538℃로 S45C의 용융온도가 높아 Hastelloy C-276이 먼저 용융되고 다음에 SM45C가 용융되어 용융풀를 형성하고 동시에 SM45C의 열전도율이 커서 SM45C 축으로 열확산이 빠르기 때문이다. 특히 입열량이 적은 공정인 1,000W 이하에서 이와 같은 현상이 현저하게 발생하였다. 이러한 현상은 수지상조직과 미세편석의 교차에 의해 용융부가 응고할 때 용접부가 줄무늬(Banding)와 물결(Rippling)의 형 상을 가지는 것으로 이와 같은 현상은 STS304를 YAG 레이저로 열전도형 용접시 (conduction welding) 발생된현상과 동일하게 나타난다[133]. 용접부가 줄무늬 (Banding) 형태로 발생하는 것은 용질 원자의 불균일 뿐만 아니라 응고조직이 불안 정하기 때문이다.

레이저빔 출력이 1,200W 이상으로 증가함에 따라 SM45C의 모재도 용융되면서 용융 단면적이 증가하였다. 1,200W 이상부터 용접부 표면으로부터 깊이방향으로 험핑(Humping)이 발생하였다. 이때 레이저빔 출력이 1,600W와 1,800W 일 때 각각 험핑 면적은 699.28, 515.58mm<sup>2</sup>였다. 이와 같이 험핑현상이 나타나는 이유는 Hastelloy C-276과 SM45C를 같이 용접할 때 레이저빔의 출력이 1,600W 이상으로 증가하면 용융온도가 1538℃인 SM45C 역시 용융하면서 용융온도가 1323~1371℃로 상대적으로 용융온도가 낮은 Hastelloy C-276이 기화하여 증발하기 때문이다.

레이저빔의 출력이 증가하면 용융온도가 낮은 Hastelloy C-276은 기화하여 증발 되는 반면에 용융온도가 높은 SM45C가 용융풀을 형성하면서 용융단면에 영향을 미치게 된다. 이와 같은 현상은 용융온도가 1,455℃인 Hastelloy C-276는 니켈성분 이 대부분인데 레이저빔이 시편표면에 조사되었을 때, 용융온도가 1,535℃인 Fe 성 분이 많은 SM45C가 용융되면서 용융풀을 형성하는데 주도적인 역할을 하고 있음 을 나타내고 있다. 출력을 1,800W로 증가시켰을 경우 Hastelloy C-276의 주성분인 Ni과 STS304의 주성분인 Fe 및 Cr의 낮은 증기압 때문에 용융부 표면에서 증발하 여 험핑이 심하게 발생하였다.

Fig. 4-56에서는 Hastelloy C-276과 오스테나이트 스테인리스강인 STS304를 이종 용접한 결과에 대해 용접부 단면형상을 보여주고 있다. Fig. 4-56에서 좌측은 STS304이며, 우측은 Hastelloy C-276이며, 시험편의 두께는 각각 2.2, 1.6mm이다. 실험에 사용된 공정변수는 Hastelloy C-276과 SM45C강의 용접 특성과 비교하기 위해 동일한 공정으로 사용하였다. 출력이 800W 일 때는 용접부에서 줄무늬와 물 결치는 형상은 나타나지 않고 용접되었다.

레이저빔의 출력을 증가시켜 입열량이 커질수록 용융풀이 중력의 영향을 받아 시편 아래로 유동하였으나, 시편 아래 부분에서 계면접촉력과 모재로 용융금속이 급속히 냉각하면서 융착되어 용접단면을 형성하였다. 시편에 레이저빔이 직접적으 로 조사되는 시편의 윗 부분을 a 시편의 아래부분을 b로 하여 출력 증가에 따른 용융폭의 변화를 Fig. 4-57에 나타냈다. 시편의 표면에서 용융폭의 변화는 크지 않 지만 시편의 아래 부분의 용융폭은 레이저의 출력 증가에 따라 증가하였다. 용접단 면의 상부와 하부의 비인 b/a가 1 근방일 때 양호한 용접공정 조건인 것을 고려하 면 Hastelloy C-276과 STS304를 같이 용접했을 때의 최적의 용접조건은 출력이 1,000W 근방이고, 용접속도가 1.0m/min으로 입열량(*E*)과 출력밀도(*I*)는 각각 330.275×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>, 44.843×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup> 일 때이다.

Hastelloy C-276과 SM45C를 이종용접할 때 레이저빔의 출력이 클 경우 Hastelloy C-276의 모재방향으로 유동하면서 용용풀이 형성된 것처럼 Hastelloy C-276의 용융온도인 1,323~1,371℃보다 STS304의 용융온도가 1,400~1,455℃ 로 높기 때문에 용융온도가 낮은 방향으로 유동하면서 용융단면이 형성되었다.

Hastelloy C-276과 STS304의 열전도율은 각각 28.1W/mK, 16.2W/mK으로 Hastelloy C-276의 열전도가 높아 Hastelloy C-276의 모재방향으로 용융풀이 유동 하여 재응고하였다. Hastelloy C-276은 용융지가 고상(1,323℃)에서 액상(1,371℃)으 로 변화할 때 STS304는 고상(1,400℃)과 액상(1,455℃)의 온도차가 발생하므로 Hastelloy C-276의 모재방향으로 용융풀이 유동하게 된다.

Hastelloy C-276과 SM45C와 STS304를 각각 이종금속 맞대기 용접 후 종횡비

(aspect ratio)를 비교하였으며 이를 Fig. 4-58에 나타냈다. 실험에 사용된 공정변수 는 용접속도, 비초점거리와 보호가스를 각각 1.0m/min, 0mm(≠200mm) 및 Ar(1bar)으로 일정하게 하고 레이저빔 출력을 변화시켰다.

Hastelloy C-276과 SM45C강의 이종용접시 레이저출력이 1,400W까지는 출력이 증가할수록 종횡비는 증가하여 1,400W일 때 2.212로 가장 큰 값을 나타내고 있다. 1,600W와 1,800W일 때부터는 1.58, 1.6으로서 800W일 때 보다 낮게 나타났다. Hastelloy C-276과 STS304의 경우는 동일한 조건에서 용접한 결과, Fig. 4-41에서 처럼 STS304의 비드용접 후의 종횡비와 비슷한 경향을 나타냈다.

용접부의 기계적 특성을 평가하기 위해 Hastelloy C-276과 SM45C를 이종용접한 후 인장시편을 KS B0801의 규격으로 제작하여 인장시험한 결과를 Fig. 4-59에 나타 냈다. 모든 시편에서 넥킹은 발생하지 않았으며 탄성변형영역 및 소성변형 영역에 서 인장변형에 따른 변형거동은 유사한 경향을 나타냈으나 최대인장응력(UTS) 및 파단연신율( $\epsilon_f$ )은 레이저 출력에 따라 큰 변화를 나타내고 있다. 레이저출력이 800W 에서는 UTS=205 MPa,  $\epsilon_f$ =2.1%로 최소값을 나타냈으나 레이저 출력 1,000W 에서는 UTS=478 MPa,  $\epsilon_f$ =32.7%로서 최대값을 나타냈다.

레이저출력이 1,200W 공정에서 최대인장응력 및 파단연신율이 작아지는 이유는 용접부 상단에 발생한 혐핑과 용융부의 용접선 중앙에서 좌우로 일정한 크기의 수 지상과 주상정이 불규칙적으로 형성되어 인장하중을 가했을 때 이 부분에서 파단 이 발생하였기 때문이라 판단된다. 또한 모재와 용접부의 경계면에서의 급격한 냉 각속도로 인해 용접부 경계면에서 에피택셜(expitaxy)성장조직과 원주형태의 수지 상조직으로 교차되는 지점이 발생하므로 이러한 교차점에서는 인장하중을 견디지 못하고 파단이 발생한 것으로 사료된다. Hastelloy C-276과 STS304를 이종용접한 시험편을 인장시험한 결과는 Fig. 4-60에 나타냈다. 레이저 출력이 1,000W일 때 최 대 인장응력과 파단변형률을 나타내고 있는데 이때 UTS=614 MPa,  $\epsilon_f$ =46%이었다.

레이저 출력이 1,200, 1,400, 1,600 및 1,800W일 때는 용접부의 면적은 각각 3.29, 3.39, 3.9 및 4.0mm<sup>2</sup>로 용접단면적의 변화는 크지 않으나 험핑면적이 레이저 출력 이 증가하면서 1,800W일 때 0.285mm<sup>2</sup>로 가장 크게 형성되어 최대인장응력값과 파 단변형률이 감소하였다.



Fig. 4-55 Cross-sectional view of butt welding after dissimilar metal laser welding; Hastelloy C-276 and SM45C.



Fig. 4-56 Cross-sectional view of butt welding after laser dissimilar metal welding; Hastelloy C-276 and STS304.



Fig. 4-57 Change in seam width of dissimilar metal zone with laser powers.



Fig. 4-58 Aspect ratio of weld zone after laser dissimilar welding.



Fig. 4-59 Stress-strain curves with laser powers; Hastelloy C-276 and SM45C.



Fig. 4-60 Stress-strain curves with laser powers; Hastelloy C-276 and STS304.



Fig. 4-61 Microstructure of weld zone and heat affected zone for Fe-C-Mn steel.

일반적으로 용접부는 열적변화가 매우 크게 나타나고 용융선에서는 온도가 합금 의 융점에 가까워진다. 강의 경우 열전도성이 좋기 때문에 용접과정에서 냉각속도 가 빠르게 진행되고 이 때문에 열적변화에 의해 나타나는 상변태와 기계적 특성이 변화되어 모재와 용접부의 경계면사이에 열영향부가 나타나 모재의 성질을 변화시 킨다. Fig. 4-61는 Fe-C-Mn 강의 용접시 나타나는 대표적인 미세조직변화를 나타낸 것으로 재결정, 입자 성장 및 열영향부에서 소려현상이 발생하는 것을 알 수 있다. 대개 용접의 경우 미세조직은 시간, 온도변화, 합금원소 및 C의 영향 등에 따라 다르게 형성된다. 그러므로 금속의 주성분이 무엇이며, 주성된 성분의 물리적 특성 을 이해하고 다양한 변수에 따른 조직의 형성과정에 대해 많은 고찰을 해야만 한 다. 특히 이종금속의 경우 서로 다른 합금성분을 가진 금속이기 때문에 이론적 배

경에서 전술한 바와 같이 이종금속의 용접성에 대해 사전지식이 필요하다.

Fig. 4-62 ~ Fig. 4-64는 Hastelloy C-276과 SM45C장의 용접속도와 비초점거리를 각각 1.0m/min, 0mm(/=200mm)로 고정하고 레이저 출력변화에 따른 용접부의 미 세조직을 나타내었다.

Fig. 4-62은 맞대기 용접 공정에서 가장 작은 입열량을 가지는 레이저 출력으로 용접부가 좌측, 즉 Hastelloy C-276쪽으로 기울어진 것을 볼 수 있다.

용접단면의 모양이 구형파(Sphere wave)가 전파되는 형상을 하고 있다. 구형파로 전달되는 에너지는 에너지 중심점으로부터 거리의 제곱에 반비례하면서 에너지가 감소한다. 용접풀의 형상을 관찰해 보면 에너지 밀도가 높은 레이저빔의 초점위치 를 중심으로 한 에너지 파동전파식을 나타내는 아래 Shrodinger 파동방정식으로 고찰해 볼 수 있다.

$$i\hbar \frac{\partial \psi(x,t)}{\partial t} = -\frac{\hbar^2}{2m} \frac{\partial^2 \psi(x,t)}{\partial x^2} \tag{3}$$

위 식에서 *i*는 손실값을 나타내는 허수이고, *h*는 플랑크상수 *h*을 2π로 나눈 값 이다. ψ(*x*,*t*)는 레이저빔의 에너지가 전파되는 파동식이고, ∂/∂*t*는 시간 변화율이 다. *m*은 질량이고, ∂/∂*x*는 공간변화율을 나타낸다. 위 파동방정식의 일반해는 아래 와 같이 양자 에너지로 정의된다.

E = nhv

(4)

위 식에서 n은 양자수이고, v는 레이저의 주파수이다. 주파수는 v=c/A로 정의되 며, Nd:YAG 레이저 파장이 1.06µm로 빛의 속도를 나눈 값이다.

파장이 1.06µm인 Nd:YAG 레이저가 고출력의 에너지밀도로 시편에 조사되면 에 너지밀도가 가장 높은 중심으로부터 전파되어 이동한다. 이때 양쪽 모재 부분에 용 융풀의 에너지파가 도착하게 되면 밀한매질(High density material)에서 반사된다. 반사파가 진행할 때 진행파와의 위상차가 180°로 상쇄간섭할 때 에너지가 손실되어 용융단면의 용융풀이 주변 용융풀에 비하여 에너지가 작아 급냉속도의 가속으로 조직이 조밀한 원형 띠가 형성되었다.

레이저 용접특성인 키홀용접현상 때문에 모재양면에서 반사되는 에너지밀도파의 진행거리와 시편의 상하 경계면을 비교했을 때 타원형 형태를 하고 있는 것은 Fig. 4-60에 나타냈다.

Fig. 4-60에서 시편의 아래부분은 모재로부터 반사되어 진행하는 밀도파의 위상 간섭에 의한 줄무늬 현상이 모재 방향으로 조밀하게 형성되었지만, 시편의 윗 부분 은 용융풀의 유동성 때문에 에너지 밀도파의 반사에 의한 영향이 작게 나타났다.

에너지 파동방정식인 Shrodinger의 파동전파식이 지수함수로 표현되고 구형파로 전달되기 때문에 에너지 중심부로부터 거리제곱에 반비례하면서 에너지가 소멸되 어 모재부분으로 에너지가 전달될 때의 위상간섭에 의한 띠가 조밀하게 형성되었 다. 용융풀의 전체적인 형상은 거시적으로 관찰하면 모재로의 급냉각 때문에 조밀 한 세포상(Cellular phase)이 모재방향으로 형성되었다.

Fig. 4-63은 레이저 출력이 1,000W 공정으로 Hastelloy C-276과 SM45C강을 인장 시험했을 때의 결과를 나타낸 Fig. 4-59에서 인장특성이 가장 좋은 용접공정 조건 이다. 용접부 비드는 험핑이나 내부결함이 발생되지 않았고, 주상정의 용융지 (Molten zone)가 니켈합금방향으로 기울어진 형상을 유지하고 있다. 그림에서 C부 분의 경우 맞대기 용접부의 중앙부분으로 SM45C강 모재와 용접부의 경계면을 보 여주고 있다. Hastelloy C-276의 주성분인 Ni이 Fe성분과 결합하는 과정에서 서로 다른 용융점 차이로 인해 불균질하게 희석되고, 열전도율 차이에 의해 용접부가 Hastelloy C-276 쪽으로 방향성을 가지는 것으로 판단된다.

Hastelloy C-276과 SM45C강의 이종용접할 때 다른 공정조건은 일정하게 하고 레 이저빔의 출력만을 증가시켜 입열량 증가에 따른 용융푹의 거동을 Fig. 4-63 ~ Fig. 4-66에 나타냈다.

레이저빔의 출력이 증가하여 용융면적이 증가하고 관통용접이 되면 에너지밀도 가 전파될 때 시편의 아래부분보다 용융풀의 면적이 큰 시편의 윗 부분에서의 영 향을 크게 받고 있는 현상이 나타나며 이를 Fig. 4-63에 나타냈다. 앞 절에 설명 했던 것처럼 Hastelloy C-276의 용융온도가 1,323~1,371℃로 용융온 도가 1,538℃인 SM45C보다 낮기 때문에 먼저 용융되어 Hastelloy C-276의 모재방 향으로 용융풀이 형성되었다. 전체적으로 용융풀이 SM45C쪽으로 불룩하게 형성된 것은 Hastelloy C-276의 열전도율이 28.1 W/mK인 반면 SM45C는 49.8 W/mK이기 때문에 열전도율이 높은 S45C 모재방향으로 전도되면서 Fig. 4-63의 (c)에서 처럼 열용출 현상도 관찰되었다.

레이저빔의 출력을 증가시키면서 용융온도가 낮은 Hastelloy C-276이 증발되고 용융면적의 증가로 용융풀이 중력의 영향으로 시편아래 방향으로 유동되어 험핑현 상이 현저하게 나타나고 있는 현상을 Fig. 4-64 ~ Fig. 4-66에 나타냈다.

Fig. 4-67 ~ Fig. 4-69는 STS304와 Hastelloy C-276의 레이저 출력변화에 따른 미 세조직 변화를 나타냈다. 레이저 출력을 1,000W에서 200W 씩 증가시켜 용접한 결 과이다.

Fig. 4-67은 Fig. 4-60에 나타낸 결과처럼 인장특성이 가장 좋은 용접공정으로서 종횡비가 2.014로 험핑면적(94.7mm<sup>2</sup>)이 가장 작게 나타난 실험 결과이다.

용접부의 미세조직은 매우 불균질하게 형성되었고, 어두운 부분은 세포상의 수지 상과 흰색부분은 Ni의 영향으로 원주 주상정과 수지상이 용융지 중앙에서 각각의 모재 방향으로 성장하였다.

Hastelloy C-276과 STS304의 용융온도는 거의 비슷하다. 용융온도가 거의 비슷하 기 때문에 두 모재가 동시에 용융되면서 용접이 진행된다. 이 두 금속의 주요 조성 분은 Ni과 Cr성분이 상대적으로 비율이 높은 금속이다. Ni과 Cr성분은 열전도율이 60.7W/mK와 69.1W/mK로 거의 같은 속도로 열이 모재로 전파되면서 두 금속이 융합된다. 레이저빔의 출력을 증가시켜 입열량이 증가하면 표면부에서 일부 금속의 증발로 험핑이 발생하였다. Hastelloy C-276과 SM45C의 이종용접처럼 에너지 밀도 파의 반사파에 의한 위상차에 의해 발생한 상쇄간섭 때문에 발생하는 띠 모양이 상대적으로 선명하지 않게 나타났다. 이는 모재방향으로 전파되는 에너지 밀도파가 시편 경계부에서 반사되는 에너지파 보다 경계부에서 에너지를 흡수하여 투과되는 에너지의 양이 많기 때문이다. SM45C의 주성분인 C의 용융온도가 3,650℃이고, 너 켈과 크롬은 용융온도가 1,455℃와 1,860℃인 점을 고려하면 C의 용융에 의한 에너 지 밀도파의 전파속도와 에너지 장벽에서의 반사크기의 차이 때문에 발생하는 현 상으로 판단된다.



Fig. 4-62 FESEM micrographs of melting zone(P=800W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-63 FESEM micrographs of melting zone(P=1,000W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-64 FESEM micrographs of melting zone(P=1,200W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-65 FESEM micrographs of melting zone(P=1,600W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-66 FESEM micrographs of melting zone(P=1,800W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-67 FESEM micrographs of melting zone(P=1,000W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-68 FESEM micrographs of melting  $zone(P=1,200W, V_w=1.0m/min)$ .



Fig. 4-69 FESEM micrographs of melting zone(P=1,400W, Vw=1.0m/min).

## 4.3.2.2 이종금속의 겹치기용접 특성

Fig. 3-8과 같이 Seal fillet 용접을 위한 목적으로 위쪽의 시편은 Hastelloy C-276, 아래 시험편은 SM45C와 STS304로 위치시켜 겹치기 용접하였다. Fig. 3-8의 2번 위 치와 같이 Hastelloy C-276을 상단에 위치하게 하여 레이저빔을 조사하였으며, 용 접부의 갭편차는 0mm로 고정한 후 용접실험을 진행하였다.

Fig. 4-70은 용접속도와 비초점거리를 각각 1.0m/min, 0mm로 고정한 후 레이저 출력을 1,500에서 1,900W까지 변화시켜 실험한 용접부의 종횡비를 나타낸 결과이 다.

그림에서처럼 종횡비가 레이저 출력이 증가할수록 증가하며, STS304와 이종용접 한 시험편은 1,600W 이상으로 용접할 경우 심용입현상이 되었다. Fig. 4-50에서와 같이 동종재질의 용접과 비교했을 때 용접부 단면 형상은 비슷한 형상을 하고 있 다. Hastelloy C-276은 Ni성분이 대부분인데 레이저빔이 시편표면에 조사되었을 때, SM45C강에서 가장 많은 성분인 Fe보다 낮은 온도에서 용융되어, 표면에서 급속하 게 열전도됨과 동시에 시편깊이 방향으로 열이 전달된다.

이와 같이 시편의 깊이 방향으로 열이 전달되면 모재의 영향으로 주변부로 냉각 때문에 과냉되지만 용융풀의 표면은 표면열원에 의한 열전달로 용융된 금속이 나 사 못 머리 모양을 하게 된다.

SM45C강과 Hastelloy C-276의 이종 용접부는 레이저 출력이 증가할수록 깊이 방 향으로 용융지가 형성되나 SM45C강의 두께로 인해 심용입 현상은 발생하지 않았 다. 레이저 출력이 1,800W일 때 종횡비는 감소하였으며 출력이 1,900W로 증가하면 종횡비도 역시 증가하였으나 그 증가율은 크지 않았다.

레이저공정에 대한 용접부의 출력밀도(*I=P/A*)를 고찰하기 위해 Fig. 4-71과 같이 단위면적당 출력밀도를 나타냈다. Hastelloy C2-76과 STS304의 이종 용접시 최대 출력밀도는 43.8×10<sup>3</sup>W/cm<sup>2</sup>이며, 레이저 출력이 증가할수록 급격히 감소하는 것을 볼 수 있다. 이는 레이저출력 대비 용접부의 면적이 급격히 증가하면서 단위면적당 출력밀도가 감소하는 것으로 판단된다. 이와 반대로 SM45C강과 이종용접했을 때 는 출력밀도는 레이저출력이 증가함에 따라 선형적으로 상승하는 것을 볼 수 있다. 이는 Hastelloy C-276과 STS304를 이종용접했을 경우 표면에서의 열전달에 의한 용 접표면적이 급격히 증가하지만 Hastelloy C-276과 SM45C강을 이종용접했을 경우 용접표면적의 증가는 적고, 깊이방향으로 열전도가 크기 때문이다. 이와 같은 현상 은 Fig. 4-70에서도 확인할 수 있다.

Fig. 4-70과 Fig. 4-71의 이종용접부를 고찰하기 위해 용접단면의 미세조직을 관찰 하였으며 이를 Fig. 4-72 및 Fig. 4-73에 나타냈다. Fig. 4-72는 Hastelloy C-276과 SM45C강의 용접부 단면형상이다. 용접속도는 일정하게 유지하고 레이저출력을 증 가시켰을 때 침투깊이가 증가하고 있다.

Hastelloy C-276과 SM45C강을 이종 용접했을 경우 앞에서 설명한 것처럼 열원중 심으로부터 전파하는 에너지 전파 파동이 모재의 경계면에서 반사되어 되돌아오는 반사파와 전진파의 위상간섭으로 구면파 물질 전달현상을 나타내고 있다.

또 한편으로 용접풀의 유동형태로는 비중과 열전달이 각기 다른 두 금속을 용접 할 때 용융온도 차이에 따른 교반작용과 부력, 중력 등의 영향으로 유동풀이 복잡 하게 형성되었다. 레이저출력이 1,900W일 때는 과입열량으로 인해 용융풀 표면에 기화에 의한 험핑현상이 발생하였다. 레이저 출력이 1,900W일 경우 겹치기 용접 (lap joint)의 용융단면의 상·하 시험편사이의 중앙부분에 응고균열이 발생하였다. 용융풀의 체적이 증가하면서 많은 용접열이 급냉각될 때 발생하는 수축균열때문에 발생한 것으로 판단된다.

또 다른 이유는 Table 4-7 에서처럼 SM45C강의 열전도율은 49.8W/mK로 Hastelloy C-276(28.1W/mK)에 비해 2배가량 크게 차이가 나타나고, 용융온도가 1538℃로 Hastelloy C-276(1,371℃)보다 온도가 높기 때문에 Hastelloy C-276과 SM45C의 냉각속도가 다르기 때문에 서로다른 용융온도에 따른 용융지의 조성불균 일 및 응고 수축량이 다르기 때문인 것으로 판단된다.

Fig. 4-73은 Fig. 4-72와 동일한 방법으로 Hastelloy C-276과 STST304을 겹치기 용 접한 결과이다. 전반적으로 레이저빔이 조사되는 표면 즉, Hastelloy C-276에서는 와인컵 형상의 비드가 형성되었다. 같은 공정조건에서 Hastelloy C-276과 SM45C를 겹쳐 용접했을 때 1,900W에서도 관통용접이 되지 않았지만 Hastelloy C-276을 STS304와 겹치기 용접했을 경우 1,700W에서도 관통용접이 되었다. 이와 같은 현상 이 발생하는 이유는 STST304가 SM45C보다 용융점이 낮아 작은 출력으로도 충분 히 용융이 되기 때문이다.

레이저 출력 변화에 대한 출력밀도를 용융표면의 면적을 변수로 하지 않고 용융 풀의 단면적을 중심으로 출력밀도를 계산하였다.

이때 레이저 출력이 1,800W일 때 출력밀도는 40.1×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup>로 가장 작게 나타 났다. 일반적으로 용융풀의 표면적을 중심으로 계산하면 출력이 증가할수록 용접표 면에서 주변으로의 열전달 때문에 종횡비가 작아지고 입열량이 감소된다. 본 연구 에서 레이저빔의 출력을 증가시키면서 출력밀도를 계산하는 방법으로 용융단면적 을 변수로 계산했을 때 출력증가에 대한 용융단면적의 증가가 작아 출력밀도가 큰 결과를 나타내고 있다. Hastelloy C-276과 SM45C와는 달리 서로 겹쳐지는 부위는 용접후 응고균열이 발생하지 않았다. Hastelloy C-276과 STS304를 겹치기 용접하면 SM45C와는 다르게 두 금속의 용융온도차이가 SM45C보다는 크지 않기 때문에 응 고과정에서 발생하는 수축응력 작기 때문이다.

레이저 출력이 1,500W까지는 관통 용접이 되지 않았으며, 1,600W일 때 시편의 후면비드가 관통용접이 이루어지지 않는 부분이 간헐적으로 발생하여 불규칙적인 용융상태가 관찰 되었다. 그리고 1,700W부터는 관통용접이 되었는데 관통용접할 때 용접풀의 용융물이 시편아래부분에 계면장력, 접착력, 표면장력 등의 영향으로 볼록한 형태로 응고되어 용접되었다.

용접단면의 중심부에서의 반경방향으로 열전달되면서 모재의 경계부에서 열대류 작용에 의해 경계면에 유동풀이 형성되어 있다. 용접단면의 중심부 영역의 높은 에 너지 밀도파가 주변부의 모재방향으로 전파될 때 에너지밀도의 크기가 거리의 제 곱에 반비례하면서 감소한다. 에너지밀도가 거리의 제곱에 반비례하면서 소멸된 에 너지가 확산되면서 모재 방향에 접근되면서 용융풀의 응고밴드가 증가한 모습을 보여주고 있다. 응고단면에서의 조직은 모재로의 급격한 열손실 때문에 양쪽모재방 향으로의 수지상조직이 성장하였다.

Hastelloy C-276과 SM45C강을 이종용접했을 경우 비교적 탄소성분이 많은

SM45C강과의 응고속도 차이 때문에 SM45C강 경계부에 응고균열이 발생하였다.

용접부의 미세조직 관찰은 용접부의 상변화와 함께 달라지는 기계적 특성을 예 측할 수 있는 대표적인 파괴분석 방법이다. Fig. 4-75 ~ Fig. 4-78은 Hastelloy C-276 과 SM45C강의 레이저 출력변화에 따라 달라지는 용접부의 미세조직을 나타내고 있다. Fig. 4-75는 레이저 출력이 1,600W로 입열량이 321×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>일 때의 용접단 면이다. 용접부 중앙에서 Hastelloy C-276 방향으로 등축정 조직과 함께 세포 수지 상, 원주 수지상이 불균질하게 성장하였다. 또한 서로 다른 소재가 겹쳐지는 부분 에 작은 구멍이 발생하여 입계면을 사이로 입계균열이 발생하였고, 내부에 원주 주 상정과 세포 수지상의 입계면에서 균열이 나타났다.

Fig. 4-76과 Fig. 4-77은 레이저 출력을 증가시켜 1,700W와 1,800W일 때 용접 단 면을 관찰한 결과로서 타원형의 주상정이 관찰되었다. 이때 입열량은 각각 379×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>와 387×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>이었다. 레이저출력이 증가하여 입열량이 증가할수록 용접풀 의 응고단면의 형상이 타원형의 에너지 전파에 의한 형상이 분명해졌다. 에너지밀 도가 높아지면 에너지파가 모재로 전파되는 강도가 커지기 때문에 반사파의 진폭 도 높아지게 된다. 반사파와 전진파의 위상이 180°로 중첩될 경우 에너지가 순간적 으로 감소되어 순식간에 에너지가 손실된다. 이 때문에 응고속도가 빨라서 조직이 성장하지 못하고 급냉각되어 조밀한 조직이 난반사 때문에 밝은색으로 나타나고 있다. Fig. 4-72와 같이 SM45C와 Hastelloy C-276과의 냉각속도차이로 균열현상이 발생하였는데 용융풀의 용융체적의 증가에 따른 응고속도 차의 증가로 응고균열과 같은 결함이 크게 나타났다.

Fig. 4-78은 가장 큰 레이저 출력인 1,800W일 때의 용접비드이다. 용접비드 표면 에 과입열에 의한 혐핑이 나타났고, 단위면적당 출력밀도는 43×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup>이었다. 레이저 출력이 증가하여 용접단면의 일부분은 증발되어 험핑이 발생하였지만 시편 아래부분의 용융체적이 증가하면서 두 금속의 용융금속의 냉각속도차이가 작아지 면서 경계면에서 응고균열이 크게 감소하였다. 레이저빔을 시편에 조사하여 용접할 때 레이저빔의 고에너지 밀도가 키홀을 형성하면서 내부와 모재 양쪽으로 전파되 고 있다. 에너지밀도가 키홀의 중심부에서 반경방향으로 전파할 때 대류, 열전도, 에너지밀도파의 전파와 반사파의 상호작용과 함께 중력과 부력, 표면장력, 전단응 력 등의 복합적으로 작용하면서 용융풀이 형성된다.

Fig. 4-79와 Fig. 4-80에 Hastelloy C-276과 SM45C강을 용접한 단면을 모재로부터 의 용접부의 가로 단면의 EDS로 선분석한 결과를 나타냈다. Fig. 4-79는 모재의 분 석결과로서 주성분인 Ni(58.86 wt%)이며, Fe(5.31 wt%), Cr(15.75 wt/%), Mo(15.82 wt%)을 함유하고 있다. 용접비드의 어두운 부분과 밝은 부분의 원소분포를 비교해 보면, 어두운 부분은 Fe가 분포되어 있으나 이와 반대로 밝은 부분은 Ni성분이 다 른 원소에 비해 상대적으로 많이 측정되었다.

Ni은 용융온도가 1,455℃로 용융온도가 1,535℃인 철(Fe: Iron)보다 낮아 용융풀에 서 완전용융되어 넓게 확산돼 있고, 니켈의 밀도는 8.88g/cc로 밀도가 7.87g/cc인 철보다 밀도가 높아 용융되어 혼합되었을 때 상대적으로 확산된 면적이 크기 때문 에 니켈성분이 넓게 분포돼 있다.

Fig. 4-80은 모재의 주성분이 Fe이며, 일부의 C(0.45 wt%)와 Mn(0.9 wt%), Si(0.25 wt%)를 함유하고 있다. Fig. 4-79와 동일하게 어두운 부위는 Fe이, 밝은 부분에는 Ni과 함께 Cr이 다른 원소에 비해 상대적으로 많이 함유되는 것을 볼 수 있다. 일 반적으로 SM45C강을 용접할 경우 용접단면과 열영향부의 경도가 모재에 비하여 크다. 그 이유는 Fig. 4-80에 나타낸 것처럼 Cr은 담금질성질을 증가시키고, 마르텐 사이트를 안정화시켜 내마모성이 증가되도록 결정립을 미세화하기 때문이다. Fig. 4-80에 의하면 Mn성분이 많이 포함돼 있다. Mn은 S와 결합하여 비금속개재물 MnS를 결정립 내에 형성한다. 따라서 MnS의 형성으로 용접부의 S의 양이 감소되므로 결정립계의 취성을 억제하고, 저용점화합물인 FeS형성이 감소시키는 역할을 한다.

Fig. 4-81과 Fig. 4-82는 이종용접부의 기계적 특성을 고찰하기 위해 용접 비드중 심선과 표면에서 깊이 방향으로 경도분포를 나타냈다. Fig. 4-81는 표면에서 깊이 방향으로 200µm간격으로 경도분포를 측정한 결과로서 표면에서 경도값은 HV=206 으로 가장 작은 값을 가지고, 3,000µm 지점까지 평균 경도는 HV=220이었다. 용접부 끝단과 SM45C강이 모재사이의 경화부와 열영향부가 나타나 경도값이 HV=408으로 가장 큰 값을 가졌다. 이때 조직의 잔류오스테나이트와 조대한 마르텐사이트가 관 찰되었다. Fig. 4-80의 측정결과에서 제시한 것처럼 아래 시편인 SM45C는 용융단면 에 크롬(Cr)성분과 Mn성분의 영향과 급가열·급냉각효과 조직이 미세해지면서 마 르텐사이트 조직이 형성되어 경도가 급격히 증가하였다.

Fig. 4-82는 Hastelloy C-276과 SM45C강의 모재의 가로방향에 대한 경도분포를 나타낸 결과이다. 용접부 비드 조직과 경도분포 특성을 고찰하기 위해 3% 나이탈 용액을 사용하여 SM45C강을 부식시켰다. 용접부와 경계면에 경도값은 HV=760~690으로 나타났다. 검은색 부위는 열영향부이다. 이때 경도값은 HV=324이 다. Hastelloy C-276측으로는 경도값이 약간 증가하였지만 모재의 경도값과 동일한 것을 알 수 있다. 용융단면의 중앙부위는 비중이 8.845(25℃)인 니켈과 비중이 7.85(20℃)인 Fe과의 용융금속의 영향으로 경도가 모재와 비슷하게 측정되었다. 그 러나 용융부 경계면은 모재부로의 급격한 냉각 때문에 조직의 성장이 멈추어 조밀 한 조직으로 되어 경도가 증가하였고, 비중이 7.188(20℃)인 크롬(Cr)은 유동되어 담 금질성질을 증가시켜 경도값이 증가하였다.

Fig. 4-83은 경도값이 가장 큰 위치를 ×200 배율로 관찰한 결과이다. 용융지와 경 계에서는 조대한 마르텐사이트가 나타났으며, C성분이 비교적 많이 포함돼 있는 SM45C의 모재로의 급냉각에 의한 담금질 영향을 받아 미세한 조직이 형성되었다.

Fig. 4-84 ~ Fig. 4-87은 Hastelloy C-276과 STS304강의 레이저 출력변화에 따른 용접단면 미세조직을 나타냈다. 레이저 출력이 1,500W인 Fig. 4-84에서 (A)부분의 경우 용접 중심선에 일정 크기의 등축정 조직이 형성되고 좌·우로 원주 수지상정 조직이 형성되어 있다. 앞에서 Hastelloy C-276과 S45C를 이종용접했을 경우 에너 지밀도파의 진행과 반사파의 위상차이 때문에 용융지의 중심으로부터 에너지파가 전달되면서 재응고한 형태가 분명했으나, Hastelloy C-276과 STS304의 경우는 에너 지 밀도파의 전파에 의한 파동현상이 약하게 형성되었다. 그 이유는 Hastelloy C-276과 SM45C의 합금성분의 차이가 크기 때문에 반사파 진폭의 손실없이 모재 경계부에서 반사되어 진행했지만 Hastelloy C-276과 STS304의 합금성분은 비슷하기 때문에 에너지원에서 전파하는 에너지밀도파가 모재의 경계부에서 흡수되어 반사 되는 에너지 진폭이 감소되기 때문에 간섭현상이 약화되었기 때문이다.

레이저 출력이 1,600W로 증가한 Fig. 4-85에서 이러한 현상을 좀 더 세밀하게 관 찰할 수 있다. Fig. 4-85의 (A)와 (B)에서는 용접 비드 중앙에서 끝단으로 생성된 타원형 주상정 조직을 관찰할 수 있으며 (C)에서는 용융지와 모재의 불균질하게 혼 합된 부분이 용접선을 경계면으로 형성되었다.

Fig. 4-86은 레이저출력을 1,700W으로 증가시켜 완전용입용접했을 때의 용융단면 이다. 완전용입 용접된 용접단면 미세조직 (B)은 용융지 중앙에서 Hastelloy C-276 으로 세포 수지상과 원주 수지상조직이 불균질하게 형성되고 있다. (C)는 용접 비 드 중앙부분으로 다른 용접단면과 동일한 미세조직을 가지고 있다. 다만 생성된 등 축정 끝단에 띠모양의 흰색 조직이 관찰되었다. 이는 Ni성분이 비료적 빠른 용융 및 응고과정에서 용융지의 성분금속과 충분히 섞이지 못하고 응고시 편석이 일어 나기 때문이다.

Fig. 4-87은 레이저 출력이 1,800W로서 가장 큰 입열량으로 완전용입용접된 용접 단면의 미세조직사진이다. 앞서 설명한 것처럼 대부분의 등축정과 수지상 조직이 보이고 있다.

일반적으로 이종금속을 용접할 때 이종금속간의 결정구조의 유사성, 용융온도 및 상호고용도 등을 고려하여야 하며 이러한 인자들에 의해 용접부위의 미세조직 및 이에 따른 기계적 성질들이 영향을 받게 된다. Hastelloy C-276은 내산화성 및 고 온강도를 유지하기 위해서 Ni 기지에 Cr, W 및 Mo 등과 같은 합금원소가 다량으 로 고용되어 있으며 STS304 역시 Fe 기지에 Cr 및 Ni이 고용체 상태로 함유되어 있다. 따라서 Fig. 4-84 ~ Fig. 4-87과 같이 Hastelloy C-276과 STS304를 겹치기 용 접하면 레이저 출력밀도가 증가함에 따라 관통용접이 이루어지며 입열량 증가에 의해 용융지의 합금 조성 또는 응고조직이 바뀌게 된다.

한편 용접부의 합금 성분의 분포를 고찰하기 위해 FESEM 관찰 후 EDS를 이용 하여 선분석한 결과를 Fig. 4-88, Fig. 4-89에 나타냈다.

Fig. 4-88에서는 모재인 Hastelloy C-276에 함유되지 않은 Fe이 용융지에 다량으 로 분포되었고, Mo과 Ni성분이 모재에 비해 많이 감소된 것을 알 수 있다. Fig. 4-89에서는 Fig. 4-88과는 달리 모재의 주성분인 Fe이 용융지에서 급격히 감소하였고, Ni과 Mo이 다량으로 검출되었다.

이러한 현상은 레이저 용접시 용융지가 Ni과 Mo을 아래부위로 철은 용접부 상 단으로 서로 혼합구조로 형성되는 것을 알 수 있다. Ni과 Mo의 밀도와 열전도율은 각각 8.88 g/cc, 60.4 W/m-K, 10.2 g/cc, 138 W/m-K로 Fe에 비해 밀도와 열전도 율이 크기 때문에 레이저 용접시 용융풀이 형성되고 응고될 때 액상에서 밀도와 열전도율이 큰 합금원소가 중력편석의 영향으로 용접부 하단에 놓이게 된다.

Fig. 4-90은 Fig. 4-89의 C부분에서 어두운 미세조직을 고배율(×400)로 관찰하고 조직변화에 따른 성분 분석을 진행한 결과이다. 그 결과 Ni과 Fe의 성분비가 모재 에 비해 서로 상반되게 나타났다.



Fig. 4-70 Change in aspect ratio after dissimilar metal welds with laser powers.



Fig. 4-71 Relation between laser power and power density in Hastelloy C-276 & SM45C and Hastelloy C-276 & STS304.



Fig. 4-72 Cross section of lap welding after laser dissimilar metal welds(Hastelloy C-276 and SM45C).



Fig. 4-73 Cross section of lap welding after laser dissimilar metal welds (Hastelloy C-276 and STS304)

Materials	Thermal conductivity (W/mK)	Melting point (°C)	Specific heat capacity (J/g℃)	Density (g/cc)
Hastelloy C-276	28.1	1323~1371	0.427	8.89
STS 304	16.26	1400~1455	0.500	8.00
SM45C	49.8	1538	0.519	7.85

Table 4-9 Physical properties of alloys used in study

Table 4-10 Physical properties of some alloying elements

Materials	Thermal conductivity (W/mK)	Melting point (°C)	Specific heat capacity (J/g℃)	Density (g/cc)	Specific gravity (20°C)
Nickel(Ni)	60.7	1455	0.460	8.88	8.845
Molybdenum(Mo)	138	2617	0.255	10.22	10.22
Tungsten(W)	163.3	3370	0.134	19.3	19.3
Chromium(Cr)	69.1	1860	0.461	7.19	7.188
Vanadium(V)	31	1735	0.502	6.11	6.11
Iron(Fe)	76.2	1535	0.440	7.87	7.85



Fig. 4-75 FESEM micrographs of melting zone(P=1,600W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-76 FESEM micrographs of melting zone(P=1,700W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-77 FESEM micrographs of melting zone(P=1,800W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-78 FESEM micrographs of melting zone(P=1,900W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-79 Line analysis profile of melting zone(upper part) Hastelloy C-276 & SM45C.



Fig. 4-80 Line analysis profile of melting zone(lower part) Hastelloy C-276 & SM45C.



Fig. 4-81 Change in micro Vickers hardness with distance from the welded surface after laser welding.



Fig. 4-82 Hardness distribution in the dissimilar welded zone of Hastelloy C-276 & SM45C with distance from the weld center (P=1,900W,  $V_w$ =1.0m/min).


Fig. 4-83 Optical micrographs of welded zone and HAZ for dissimilar metal weld(Hastelloy C-276&SM45C).



Fig. 4-84 FESEM mcirographs of melting zone(P=1,500W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-85 FESEM mcirographs of melting zone(P=1,600W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-86 FESEM mcirographs of melting zone(P=1,700W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-87 FESEM mcirographs of melting zone(P=1,800W, Vw=1.0m/min).



Fig. 4-88 Line analysis of melting zone(upper part) Hastelloy C-276 & STS304.



Fig. 4-89 Line analysis of melting zone(lower part) Hastelloy C-276 & STS304).



Fig. 4-90 Line analysis for dendrite structure of melting zone(upper part) Hastelloy C-276 & STS304.

# 제 5 장 결론

금형산업과 발전·플랜트산업에 사용되고 있는 고온구조용 합금강을 이용해 고 효율·고품질의 제품을 생산하기 위해 레이저빔을 활용하여, 표면경화와 동종재질 및 이종금속에 대한 용접특성을 실험적으로 연구했다. 고온구조용강과 레이저빔이 상호작용했을 때의 가공특성을 분석하기 위해 레이저빔 출력, 레이저빔의 이송속 도, 초점거리를 변화시켜 실험한 정량적인 특성과 정성적인 특성을 얻은 연구결과 는 다음과 같다.

# 5.1 금형강의 레이저 표면경화특성

레이저 표면경화 시 대면적의 표면경화층을 얻기 위해 사용하는 디포커싱 (Defocusing method)조사방법과 비교하기 위해 Plano-convex 광학계를 구성하여 표면경화 특성을 비교 했다.

플라스틱 금형강과 열간금형 공구강인 KP-4와 STD61을 표면경화 실험하여 디포커 싱방법과 Plano-convex 광학계를 이용하여 표면경화처리 했을 때의 경도분포, 경도 깊이, 표면경도 및 미세조직 등을 실험적으로 연구하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

#### 5.1.1 플라스틱성형용 금형강의 표면경화

 단펄스(Single pulse)의 레이저빔이 Plano-convex렌즈를 통과하여 시험편에 조사 되었을 때 흡수된 에너지 형태는 슬릿 타원형으로 흡수되었고, 본 연구범위에서 는 F#가 2.8인 렌즈의 흡수에너지가 가장 컸다. 이때 장축의 크기는 31.21mm이 며, 중심부의 에너지밀도가 주변부보다 크기 때문에 약간 용융되어 조직이 성장 하면서 표면에서 융기된 현상을 나타났으나 그 차이는 크지 않았다. 이때 비초 점거리가 ±2mm 사이에서는 에너지밀도 변화는 크지 않아 비초점거리 ±2mm 이내에서는 표면경화 특성이 크게 변화하지 않았다.

- 표면경화용 렌즈의 초점길이(f)가 짧은 경우 비초점거리(fa)가 변화하면 시편에 흡수되는 입열량 차이가 민감하게 작용되고, 반대로 초점길이(fa)가 길 경우 에너 지밀도가 비초점거리(fa)가 변화해도 크게 변하지 않았다.
- 3. Plano-convex렌즈를 이용해 표면경화처리 했을 때 디포커싱 방범으로 표면경화 처리 했을 때보다 폭넓은 경화층를 형성하였다. 레이저 출력, 빔 이송속도(V<sub>t</sub>)와 비초점거리(f<sub>d</sub>)가 각각 1095W, 0.3m/min와 ±2mm인 공정에서 레이저 표면경화 의 폭과 경도가 큰 실험결과를 얻었다. 이때 입열량은 약 1×10<sup>3</sup>J/cm<sup>2</sup>으로 표면 경화용 렌즈의 F#가 8.5를 제외하고는 경화폭이 약 25mm로 디포커싱으로 표면 경화 했을 때보다 경화폭이 약 3배정도 넓은 결과를 얻었다.
- 4. 레이저빔으로 표면경화된 조직은 경도가 높은 마르텐사이트조직으로 변태되었
   다. 레이저빔으로 표면경화 할 때 급가열온도는 오스테나이트 변태 조직온도인
   약 950 ~ 960℃이었다.
- 5. 가우시안빔을 가지는 용접렌즈를 디포커싱시켜 표면경화 하는 방법과 Plano-convex렌즈로 실험하여 표면경화 했을 때를 비교한 결과, 본 연구에서 사 용된 Plano-convex렌즈를 사용한 표면경화방법은 경화폭과 경도분포에서 우수하 였으나 경화깊이 측면에서는 약점을 가지고 있었으나, 이와 같은 단점을 보완하 기 위해 표면경화용 렌즈의 초점길이(/)길게 하여 보완하였다.
- 6. Plano-convex 렌즈의 F#변화에 따른 표면경화 폭, 경도분포, 경화 깊이 등으로 비교한 결과 F#가 증가하면 에너지가 작아지는 대신 초점깊이가 증가하면서 경 화 깊이가 깊어지는 현상이 관찰되었다. 이때 표면경도값은 약 HV=600~575이었 다.

- 7. F#가 작고 입열량이 큰 공정일 때 표면에 형성된 미세조직은 10µm정도의 용융층
  이 관찰되었고, 이러한 용융층은 경도값이 HV=427로 다른 경화층에 비해 작았다.
  다. 용융층의 성분분석 결과 Fe은 경화층보다 작게 포함되어 있고, Cr 및 Mn 성분이 표면산화반응 및 증발에 의해 모재보다 작았다.
- 8. 레이저빔의 출력, 빔의 이송속도, 초점거리를 변수로 하여 레이저 표면경화에 대한 최적의 공정변수를 결정하였다. 공정변수를 결정하기 위한 실험결과를 중심으로 표면경화에 대한 온도변화를 최소자승법으로 실험식을 얻었다. 표면경화된 시편의 영역변화에 대한 온도변화를 최소자승법으로 구한 실험식은 y = e<sup>(a+ bx+ cx<sup>2</sup>)</sup>로서 x는 열처리부의 끝단에서부터의 거리, y는 표면온도 값이다. 여기서 a, b, c는 상수로서 각각 6.86, 0.01, -0.003이다. 이때 상수의 공정오차는 각각 a=±0.04193, b=±0.0147, C=±0.00109이다. 레이저빔의 이송속도 변화에 대한 표면온도 실험식은 y = 1/(a+bx<sup>(c-1)</sup>) 이였다. 이때 y는 시편의 표면 온도이고, x 는 레이저빔의 이송속도이다. a, b, c는 상수로서 각각 0.00056, 0.00142, 2.81701이다.
- 레이저표면경화부의 마모·마찰 특성을 평가한 결과 모재에 비해 표면경화처리
   된 시험편의 마모거리당 마찰계수값이 크게 나타났고 마모량은 모재에 비해 약
   100배 이하로 작았다.

### 5.1.2 열간금형 공구강의 표면경화

 F#이 4.8인 렌즈를 이용하여 레이저 출력, 빔 이송속도 및 보호가스를 동일하게 유지하고 표면경화처리한 결과 입열량(E)은 비초점거리(fd) 즉, - 방향일 때 +방 향 일 때보다 약 10%정도 크게 작용하였다.

- 2. 플라스틱 사출성형용 금형강인 KP-4와 공정조건을 동일하게 하여 표면온도를 비 교했을 때 STD61의 경우 피어싱시간에 의한 과도현상이 발생하지 않았고 균일 한 표면경화 비드와 경도분포를 얻었다.
- 3. STD61을 F#이 4.8인 표면경화용 렌즈를 사용할 경우 최적 공정으로 레이저빔 출력은 1,095W 및 빔 이송속도가 0.3m/min일 때, 비초점거리(fd) -2mm~+ 2mm 범위 내에서 입열량이 1.078×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> ~ 0.982×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup> 일 때 경도값 및 미 세조직분포가 균일하게 형성되었다.
- 4. STD61의 레이저 표면경화부의 미세조직은 표면에서 150µm지점까지는 망상의 탄 화물로 둘러싸인 조밀한 마르텐사이트가 관찰되었고, 모재로 가까워질수록 조대 한 마르텐사이트가 분포되었다. 이때 표면경화층의 경도분포는 HV=800~600이 었다.

## 5.2 금형강의 레이저 보수용접

금형 사용 중 발생할 수 있는 결함을 레이저빔으로 보수 용접할 때, 레이저빔 출 력, 빔 이송속도, 초점거리 변화시켜 보수용접에 대한 최적 공정변수를 결정하는 실험적 연구를 통해 정성적이고 정량적인 결과는 다음과 같다.

- 레이저 보수용접시 레이저빔의 비초점거리(fd)는 0mm(f=200mm)로 하고, 피드와 이어의 공급위치는 시험편 표면으로부터 1~2mm 이내로 유지하는 것이 중요하 며, 레이저빔에 의해 모재가 용융풀을 형성하고 있을 때 와이어를 공급하는 것 이 가장 안정된 보수용접부를 얻었다.
- 레이저 보수용접에 대한 최적의 공정을 결정하기 위해 종횡비, 육성된 비드면 높이에 대한 용입깊이의 비 및 용융깊이에 대한 용융폭의 변화를 분석변수로

하여 최적의 공정변수를 결정하였다. 이때 KP-4M의 레이저 보수용접시 최적 공 정인 표면으로부터 돌출부(crown)와 용입깊이(penetration)의 비가 1인 공정은 레이저빔의 출력은 1,300W 이고 빔 이송속도는 0.5m/min이고 피드와이어 공급 위치가 z=+2mm일 때이었다.

- 3. 레이저 보수용접부의 경도는 약 HV=400으로서 모재의 경도에 비해 2배 정도 크 게 나타났고 열영향부에서 레이저 표면경화 후 나타나는 일정크기의 경화층이 좌·우 모재방향으로 형성되었으며 이때 경도 크기 HV=600~650이었다.
- 4. 외부결함 발생부위에 레이저 보수용접실험을 진행한 결과 와이어가 공급되는 위 치 즉, 공급방향에서 용착부족 현상이 발생하였다. 이러한 용착부족 현상은 레이 저 출력과 빔 이송속도 변화에 따라 내부기공과 함께 커지는 경향이 나타났다. 이러 현상을 보완하기 위해 단일패스(Single pass)보다는 2~3회 보수용접을 실시 하는 다층용접부로 해소할 필요가 있다.

# 5.3 니켈합금의 레이저 이종금속용접

화학·발전 플랜트 산업에 주로 사용되고 있는 Hastelloy C-276과 SM45C, Hastelloy C-276과 STS304에 대해서 연속파형 Nd:YAG 레이저를 이용하여 레이저 빔의 출력, 빔 이송속도, 초점거리, 보호가스의 유량을 변수로 하여 실험한 정성적 결과와 정량적인 결과를 다음과 같이 얻었다.

## 5.3.1 Hastelloy C-276의 동종금속 용접

 Hastelly C-276는 맞대기 용접시 흡수열량이 증가할수록 용융폭과 용융면적이 증가하고, 출력밀도가 약 19×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup> 이상으로 증가하면 상부 비드폭 보다 하부 비드폭이 크게 형성되었다.

- 2. 가스 텅스텐 아크용접(GTAW)시 용융점이 달라 발생하는 응고과정에서 열영향 부의 균열이 레이저 용접 하였을 때 열영향부에서 내부결함이 발생되지 않았다. 이는 레이저빔의 열원이 고밀도 에너지 열원으로서 급가열·급냉각으로 인한 용융점이 서로 다른 원소의 응고되는 시점을 중첩시켜 열영향부가 생성되는 것 을 막기 때문이다.
- 3. 맞대기 용접시 최적의 공정조건은 레이저빔 출력 및 용접속도는 각각 1,200W 및 2,0m/min이다. 이때 최대인장응력 및 최대파단연신율은 입열량 441.98×10<sup>3</sup> J/cm<sup>2</sup>, 출력밀도 29.553×10<sup>3</sup> W/cm<sup>2</sup> 일 때 각각 UTS=768MPa 및 ε<sub>≠</sub>69%이었다.
- 4. 동종재질의 겹치기 용접의 경우 1 line 과 2 line 용접 시 인장특성이 크게 차이 가 나타났다. 1 line 용접의 경우 인장응력이 약 320MPa 이었고, 2 line의 경우 모재보다 인장응력은 크지만 변형률은 약 20%정도 작았다.

### 5.3.2 Hastelloy C-276와 STS304, SM45C의 이종금속 용접

- Hastelloy C-276과 SM45C, Hastelloy C-276과 STS304의 이종금속의 맞대기 용접 시 최적의 공정변수는 레이저빔 출력, 용접속도 및 비초점거리는 각각 1,000W, 1.0m/min 및 0mm(≠200mm)이었다. 이때 Hastelloy C-276 와 SM45C의 경우는 최대인장 응력과 파단변형률은 각각 478 MPa, 32%이고, Hastelloy C-276 와 STS304는 각각 614MPa, 46%이었다.
- Hastelloy C-276과 S45C의 용접시 용접부 단면비드는 용융풀에 줄무늬(Banding)
   와 리플(Ripping)형상이 나타났다. 이러한 현상은 레이저빔이 두 금속에서 주합

금성분의 희석율을 감소시키는 조건으로 레이저 출력이 증가할수록 발생되지 않았다. 그러나 레이저 출력이 1,400W이상으로 맞대기 용접할 경우는 용접부 면 적과 체적이 증가하고, 시험편 표면에서 험핑과 같은 결함이 발생하였다.

- 3. Hastelloy C-276과 STS304의 이종금속을 용접 할 때 최대 출력밀도는 438W/mm<sup>2</sup>이었고, 레이저 출력이 증가할수록 급격히 감소하였다. 레이저 출력 대비 열전도에 의한 용접부의 면적이 급격히 증가하여 출력밀도가 감소한 것이 다. 이와 반대로 Hastelloy C-276과 SM45C의 용접은 레이저 출력이 증가함에 따라 출력밀도는 선형적으로 상승하였다. 이는 Hastelloy C-276의 주성분인 Ni, Mo 및 Cr의 영향으로 SM45C과 STS304의 용융부에서의 고용도와 밀접한 관계 가 형성되는 것으로 사료된다.
- 4. Hastelloy C-276과 SM45C의 이종용접시 두 금속의 표면에 접촉된 부분에서 용 접부 중앙으로 응고균열과 입계균열이 동시에 나타났다. 이는 레이저 용접시 용 융된 후 응고과정에서 금속표면에 표면장력 즉, 계면장력이 좌우로 발생 하고 외력에 의한 힘 때문에 응고과정에서 균열이 발생하였다.
- 5. Hastelloy C-276과 STS304의 용접부 미세조직은 오스테나이트 스테인리스강의 전형적인 용접부 수지상조직이 나타났고, Hastelloy C-276과 SM45C의 용접부는 등축정 조직과 함께 세포형 수지상조직과 원주형 수지상조직이 불균질하게 성 장하였다. 레이저 출력이 증가하여 입열량이 커질수록 타원형의 주상정이 용접 부 중앙에서 관찰되었고, 그 주위로 조성적 과냉에 의해 입계균열이 발생하였 다.

# 참 고 문 헌

1. E. Hofy and A.G. Hassan, "Advanced maching process," New York:McGraw-Hill, 2005.

2. 박찬진외 14명, "금형기술시장동향분석 보고서," 산업자원부, 2005.

3. M.Y. Hoon and B.W. Seoung, "Technical reports : Surface hardening technology for Die materials," J. of the Korean Society for Heat treatment, Vol. 14, pp. 42-48, 2001.

4. M.B. Henderson, D. Arrell, M. Heobel, R. Larsson and G. Marchant, "Nickel-Based superalloy welding practices for Industrial Gas Turbine Applications," Science and technology of welding and joining, Vol. 9, No. 1, pp. 13-21, 2004.

5. 김환태, "고밀도 에너지를 이용하는 정밀 용접공정의 기술동향," KISTI, 2003.

6. 조영회, "Laser-arc 하이브리드 용접기술의 응용과 발전동향," KISTI, 2005.

7. 양병태, "레이저 가공기술동향," KISTI, 2006.

8. Orazio S. and David C. Hanna, "Principles of Lasers," Plenum Press, 1998.

9. Kelin J. Kuhn, "Laser Engineering," Prenctice-Hall, 1997.

10. Koechner, Walter, "Solid-state Laser Engineering," Springer Verlag, 2007.

11. John F. R, "Industrial Applications of Lasers," Academic Press, pp. 316, 1997.

12. John F. R., "LIA Handbook of Laser Materials processing," LIA. Magnolia

Publishing Inc., pp. 223~262, 2001.

13. Kim. H. T., "Lasers Manufacturing Engineering," Kyungmoon Publishers, pp.187-210, 2002.

14. Kanaoka.M., "Laser Manufacturing Technology" Korea Industrial Information center, pp. 216, 2000.

15. T. Dikova, R. Horiuchi, S. Yamaguchi and S. Seto, "Influence of Overlapping Passes on Microstructure of Hot-Work Tool Steels Treated by Continuous CO2 Laser," Proceeding of the 4th International Congress on Laser Advanced Materials Processing, 2006.

16. B.D. Narendar and K.M. Ann, "Laser surface melting of W2 tool steel : effects of prior heat treatment," Journal of Materials Science, Vol. 22, No. 2, pp. 403-406, 1987.

17. R. Vilar, R. Colaco and A. Almeida, "Laser surface treatment of tool steels," Optical and Quantum Electronics, Vol. 27, No. 12, pp. 1273-1289, 1995.

18. A.V. Larocca, E. Ramous and M. Cantello, "Laser surface hardening of thin steel slabs," J. of Materials Science, Vol. 22, No. 5, pp. 1737-1742, 1987.

19. S.L. Chen and D. Shen, "Optimization and Quantitative Evaluation of the Qualities for Nd:YAG Laser Transformation Hardening," Int. J. Adv. Manuf. Technology, Vol. 15, No. 1, pp. 70-78, 1999.

20. J. Grum and T. Kek, "The influence of different conditions of laser-beam interaction in laser surface hardening of steels", Thin Solid Films, Vol. 453-454, pp. 94-99, 2004.

21. T.M. Yue, L.J. Yan and C.P. Chan, "Stress corrosion cracking behavior of

Nd:YAG laser-treated aluminum alloy 7075," Applied Surface Science, Vol. 252, No. 14, pp. 5026-5034, 2006.

22. S.A. Fedosov, "Laser beam hardening of carbon and low alloyed steels : discussion of increased quantity of retained austenite", J. of Materials Science, Vol. 34, pp. 4259-4264, 1999.

23. D.M. Gureev, A.P. Sidorov and S.V. Yamshchikov, "Influence of laser treatment on the wear of friction surfaces of 40Cr steel", Plenum Publishing Corp., No. 196, 1991.

24. V. Lopez, J.M. Bello, J. Ruiz and B.J. Fernandez, "Surface laser treatment of ductile irons", J. of Materials Science, Vol. 29, pp. 4216-4224, 1994.

25. H.V. Pokhmurs'ka, "Strength of cylindrical specimens subjected to laser hardening along the generator and a spiral path", Plenum Publishing Corp., Vol. 38, No. 1, pp. 83-86, 2002.

26. R.A. Ganeev, "Low-power laser hardening of steels", J. of Materials Processing Technology, Vol. 121, pp. 414-419, 2002.

27. D.K. Das, "Prior austenite grains in steels laser surface alloyed with carbon", Materials Characterization, Vol. 38, pp. 135-141, 1997.

28. G. Janez and S. Roman, "A new experimental technique for measuring strain and residual stresses during a laser remelting process", J. of Materials Processing Technology, Vol. 147, pp. 351-358, 2004.

29. G. Janez and Z. Martin, "Behaviour of 12% Ni steel with the change of initial precipitates", J. of Materials Processing Technology, Vol. 155-156, pp. 2019-2025, 2004.

30. R. Kaul, P. Ganesh, P. Tiwari, R.V. Nandedkar and A.K. Nath, "Characterization of dry sliding wear resistance of laser surface hardened En 8 steel", J. of Materials Processing Technology, Vol. 167, pp. 83-90, 2005.

31. R. Komanduri and Z.B. Hou, "Thermal analysis of laser surface transformation hardening-optimization of process parameters", International J. of Machine Tools & Manufacture, Vol. 44, pp. 991-1008, 2004.

32. J. Ruiz, V. Lopez and B.J. Fernandez, "Effect of surface laser treatment on the microstructure and wear behaviour of grey iron", Materials & Design, Vol. 17, No. 5-6, pp. 267-273, 1996.

33. A. Yanez, J.C. Alvarez, A.J. Lopez, G. Nicolas, J.A. Perez, A. Ramil and E. Saavedra, "Modelling of temperature evolution on metals during laser hardening process", Applied Surface Science, Vol. 186, pp. 611-616, 2002.

34. A. Bokota and S. Iskierka, "Numerical prediction of the hardened zone in laser treatment of carbon steel", Acta Mateials, Vol. 44. No. 2, pp. 445-450, 1996.

35. X.F. Wang, X.D. Lu, G.N. Chen, Sh.G. Hu and Y.P. Su, "Research on the temperature field in laser hardening", Optics & Laser Technology, Vol. 38, pp. 8-13, 2006.

36. M. Kulka and A. Pertek, "Microstructure and properties of borocarburized 15CrNi6 steel after laser surface modification", Applied Surface Science, Vol. 236, pp. 98-105, 2004.

37. A.I. Kastsamas and G.N. Haidemenopoulos, "Surface hardening of low-alloy 15CrNi6 steel by CO2 laser beam", Surface&Coating Technology, Vol. 115, pp. 249-255, 1999.

38. A. Roy and I. Manna, "Laser surface engineering to improve wear resistance of

austempered ductile iron", Materials Science&Engineering A, Vol. 297, pp. 85-93, 2001.

39. M. Heitkemper, C. Bohne, A. Pyzalla and A. Fischer, "Fatigue and fracture behaviour of a laser surface heat treated martensitic high-nitrogen tool steel", International Journal of Fatigue, Vol. 25, pp. 101-106, 2003.

40. Y. Sun, S. Hanaki, M. Yamashita, H. Uchida and Hironobu Tsujii, "Fatigue behavior and fractography of laser-processed hot work tool steel," Vacuum, Vol. 73, pp. 655-660, 2004.

41. R. Colaco and R. Vilar, "On the influence of retained austenite in the abrasive wear behaviour of a laser surface melted tool steel", Wear, Vol. 258, pp. 225-231, 2005.

42. L.A. Dobrzański, M. Bonek, E. Hajduczek, A. Klimpel and A. Lisiecki, "Comparison of the structures of the hot-work tool steels laser modified surface layers", J. of Materials Processing Technology, Vol. 164-165, pp. 1014-1024, 2005.

43. I. Gutu, C. Petre, I.N. Mihailescu, M. Taca, E. Alexandrescu and I. Ivanov, "Surface treatment with linearly polarized laser beam at oblique incidence", Optics & Laser Technology, Vol, 34, pp. 381-388, 2002.

44. T. Hirogaki, H. Nakagawa, M. Hayamizu, Y. Kita and Yoshiaki Kakino, "In-situ heat treatment system for die steels using YAG laser with a machining center", Precision Engineering, Vol. 25, pp. 212-217, 2001.

45. G. Janez and S. Roman, "Influence of laser surface melt-hardening conditions on residual stresses in thin plates", Surface and Coatings Technology, Vol, 100-101, pp. 455-458, 1998.

46. Z. Xu, K.H. Leong, C.B. Reed, "Nondestructive evaluation and real-time

monitoring of laser surface hardening", J. of Materials Processing Technology, Vol. 206, pp. 120-125, 2008.

47. G. Tani, L. Orazi and A. Fortunato, "Prediction of hypo eutectoid steel softening due to tempering phenomena in laser surface hardening", CIRP Annals - Manufacturing Technology, Vol. 57, pp. 209-212, 2008.

48. M.J. Tobar, C. Álvarez, J.M. Amado, A. Ramil, E. Saavedra and A. Yáñez, "Laser transformation hardening of a tool steel: Simulation-based parameter optimization and experimental results", Surface and Coatings Technology, Vol. 200, pp. 6362-6367, 2006.

49. R. Colaço, E. Gordo, E.M. Ruiz-Navas, M. Otasevic and R. Vilar, "A comparative study of the wear behaviour of sintered and laser surface melted AISI M42 high speed steel diluted with iron", Wear, Vol. 260, pp. 949-956, 2006.

51. W. Wu, N.G. Liang, C.H. Gan and G. Yu, "Numerical investigation on laser transformation hardening with different temporal pulse shapes", Surface and Coatings Technology, Vol. 200, pp. 2686-2694, 2006.

52. K.A. Chiang and Y.C. Chen, "Laser surface hardening of H13 steel in the melt case", Materials Letters, Vol. 59, pp. 1919-1923, 2005.

53. G. N. Haidemenopoulos, "Coupled thermodynamic/kinetic analysis of diffusional transformations during laser hardening and laser welding", J. of Alloys and Compounds, Vol. 320, pp. 302-307, 2001.

54. H.G. Woo and H.S. Cho, "Estimation of hardened layer dimensions in laser surface hardening processes with variations of coating thickness", Surface and Coatings Technology, Vol. 102, pp. 205-217, 1998.

55. M. Heidkamp, O. Kessler, F. Hoffmann and P. Mayr, "Laser beam surface

hardening of CVD TiN-coated steels", Surface&Coating Technology, Vol. 188-189, pp. 294-298, 2004.

56. T. Miokovic, V. Schulze, O. Vohringer and D. Lohe, "Prediction of phase transformations during laser surface hardening of AISI 4140 including the effects of inhomogeneous austenite formation", Materials Science&Engineering A, Vol. 435-436, pp. 547-555, 2006.

57. T. Miokovic, V. Schulze, O. Vohringer and D. Lohe, "Influence of cyclic temperature changes on the microstructure of AISI 4140 after laser surface hardening", Acta MATERIALIA, Vol. 55, pp. 589-599, 2007.

58. A. Basu, A.N. Samant, S.P. Harimkar, J. Dutta Majumdar, I. Manna and Narendra B. Dahotre, "Laser surface coating of Fe - Cr - Mo - Y - B - C bulk metallic glass composition on AISI 4140 steel," Surface and Coatings Technology, Vol 202, 2008, pp. 2623-2631, 2008.

59. F. Lusquiños, J.C. Conde, S. Bonss, A. Riveiro, F. Quintero, R. Comesaña and J. Pou, "Theoretical and experimental analysis of high power diode laser (HPDL) hardening of AISI 1045 steel", Applied Surface Science, Vol. 254, pp. 948-954, 2007.

60. Henrikki Pantsar, "Relationship between processing parameters, alloy atom diffusion distance and surface hardness in laser hardening of tool steel", J. of Materials Processing Technology, Vol. 189,pp. 435-440, 2007.

61. Henrikki Pantsar, Veli Kujanpää, "Effect of oxide layer growth on diode laser beam transformation hardening of steels", Surface and Coatings Technology, Vol. 200, pp. 2627-2633, 2006.

62. E. Kennedy, G. Byrne and D. N. Collins, "A review of the use of high power diode lasers in surface hardening", J. of Materials Processing Technology, Vol.

155-156, pp. 1855-1860, 2004.

63. L. Li, "The advances and characteristics of high-power diode laser materials processing", Optics and Lasers in Engineering, Vol. 34, pp. 231-253, 2000.

64. S. Skvarenina and Y. C. Shin, "Predictive modeling and experimental results for laser hardening of AISI 1536 steel with complex geometric features by a high power diode laser", Surface and Coatings Technology, Vol. 201, pp. 2256-2269, 2006

65. P. Dumitrescu, P. Koshy, J. Stenekes and M.A. Elbestawi, "High-power diode laser assisted hard turning of AISI D2 tool steel", International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 46, pp. 2009-2016, 2006.

66. I. R. Pashby, S. Barnes and B. G. Bryden, "Surface hardening of steel using a high power diode laser", J. of Materials Processing Technology, Vol. 139, pp. 585-588, 2003.

67. Andrew Shacklock, Luo Hong, Andrew Spowage, Sun Zheng, Chow Siew Loong, Shi Cheng Fu, Pan Dayou, "Automated Aircraft Engine Repair : Welding Trials and Parameter Optimisation," SIMTech Technical Reports;Singapore Institute of Manufacturing Technology, 2002.

68. J.J. Kwiatkowski and A.J. Kwiatkowski, "Laser weld repair of molds", http://www. moldmakingtechnology.com.

69. L.P. Borrego, J.T.B. Pires, J.M. Costa and J.M. Ferreira, "Fatigue behaviour of laser repairing welded joints", Engineering Failure Analysis, Vol. 14, pp. 1586-1593, 2007.

70. L.P. Borrego, J.T.B. Pires, J.M. Costa and J.M. Ferreira, "Mould steels repaired by laser welding", Engineering Failure Analysis, 2008.

71. E. Capello, D. Colombo and B. Previtali, "Repairing of sintered tools using laser cladding by wire," J. of Materials Processing Technology, Vol. 164-165, pp. 990-1000, 2005.

72. J.D. Kim and Y. Peng, "Melt pool shape and dilution of laser cladding with wire feeding," J. of Materials Processing Technology, Vol. 104, pp. 284-293, 2000.

73. J.D. Kim and Y. Peng, "Plunging method for Nd : YAG laser cladding with wire feeding", Optics and Lasers in Engineering, Vol. 33, pp. 299-309, 2000.

74. M. Vendani, "Microstructural evolution of tool steels after Nd:YAG laser repair welding", J. of Materials Science, Vol. 39, pp. 241-249, 2004.

75. A.S. Aloraier, R.N. Ibrahim and J. Ghojel, "Eliminating post-weld heat treatment in repair welding by temper bead technique: role bead sequence in metallurgical changes", J. of Materials Processing Technology, Vol. 153-154, pp. 392-400, 2004.

76. A. Aloraier, R. Ibrahim and P. Thomson, "FCAW process to avoid the use of post weld heat treatment", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 83, pp. 394-398, 2006.

77. J. Grum and J.M. Slabe, "A comparison of tool-repair methods using CO2 laser surfacing and arc surfacing", Applied Surface Science, Vol. 208-209, pp. 424-431, 2003.

78. Z. Sun and M. Kuo, "Bridging the joint gap with wire feed laser welding", J. of Materials Processing Technology, Vol. 87, pp. 213-222, 1999.

79. M. Vedani, B. Previtali, G.M. Vimercati, A. Sanvito and G. Somaschini, "Problems in laser repair-welding a surface-treated tool steel", Surface and Coatings

Technology, Vol. 201, pp. 4518-4525, 2007.

80. E. Capello and B. Previtali, "The influence of operator skills, process parameters and materials on clad shape in repair using laser cladding by wire", J. of Materials Processing Technology, Vol. 174, pp. 223-232, 2006.

81. W.U.H. Syed, A.J. Pinkerton and L. Li, "A comparative study of wire feeding and powder feeding in direct diode laser deposition for rapid prototyping", Applied Surface Science, Vol. 247, pp. 268-276, 2005.

82. E. J. McDonald, K. R. Hallam, W. Bell and P. E. J. Flewitt, "Residual stresses in a multi-pass CrMoV low alloy ferritic steel repair weld", Materials Science and Engineering A, Vol. 325, pp. 454-464, 2002.

83. M.D. Rowe, T.W. Nelson and J.C. Lippold, "Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds", Supplement to the welding journal-Welding Research, pp. 31-37, 1999.

84. Z. Sun and J.C. Ion, "Laser welding of dissimilar metal combinations", J. of Materials Science, Vol. 30, pp. 4205-4214, 1995.

85. Z. Li, S.L. Gobbi and K.H. Richter, "Autogenous welding of Hastelloy X to Mar-M 247 by laser", J. of Materials Processing Technology, Vol. 70, pp. 285-292, 1997.

86. G. Sierra, P. Peyre, F. Deschaux-Beaume, D. Stuart and G. Fras, "Steel to aluminium key-hole laser welding", Materials Science and Engineering:A, Vol 447, pp. 197-208, 2007.

87. M. Sireesha, Shaju K. Albert, V. Shankar and S. Sundaresan, "A comparative evaluation of welding consumables for dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and Alloy 800", J. of Nuclear Materials, Vol 279, pp. 65-76, 2000.

88. M. Sireesha, V. Shankar, Shaju K. Albert and S. Sundaresan, "Microstructural features of dissimilar welds between 316LN austenitic stainless steel and alloy 800", Materials Science and Engineering A, Vol. 292, pp. 74-82, 2000.

89. José Roberto Berretta, Wagner de Rossi, Maurício David Martins das Neves, Ivan Alves de Almeida and Nilson Dias Vieira Junior, "Pulsed Nd:YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels", Optics and Lasers in Engineering, Vol 45, pp. 960-966, 2007.

90. X.B. Liu, G. Yu, M. Pang, J.W. Fan, H.H. Wang and C.Y. Zheng, "Dissimilar autogenous full penetration welding of superalloy K418 and 42CrMo steel by a high power CW Nd:YAG laser", Applied Surface Science, Vol. 253, pp. 7281-7289, 2007.

91. X.B. Liu, G. Yu, M. Pang, J.W. Fan, H.H. Wang and C.Y. Zheng, "Characteristics of deep penetration laser welding of dissimilar metal Ni-based cast superalloy K418 and alloy steel 42CrMo", Optics and Lasers in Engineering, Vol. 45, pp. 929-934, 2007.

92. Yajie Quan, Zhenhua Chen, Xiaosan Gong, Zhaohui Yu, "CO<sub>2</sub> laser beam welding of dissimilar magnesium-based alloys," Materials Science and Engineering: A, Vol. 496, pp. 45-51, 2008.

93. Fabrication of Hastelloy corrosion-resistant alloys, Haynes International. Inc., pp. 18-25, 2003.

94. A.M. Tycho, G.R. David L. Francesco and G. Franz, "Laser Cladding of Stainless Steel with Hastelloy," Advanced Engineering Materials, Vol. 3-4, pp. 242-245, 2001.

95. M. Ahmad, J.I. Akhter, M. Akhtar, M. Iqbal, E. Ahmed and M.A. Choudhry,

"Microstructure and hardness studies of the electron beam welded zone of Hastelloy C-276," Journal of Alloys and Compounds, Vol. 390, pp. 88-93, 2005.

96. M. Ahmad, J.I. Akhter, M. Iqbal, M. Akhtar, E. Ahmed, M.A. Shaikh and K. Saeed, "Surface modification of Hastelloy C-276 by SiC addition and electron beam melting," Journal of nuclear materials, Vol. 336, pp. 120-124, 2005.

97. H.M. Tawancy, "Long-term ageing characteristics of some commerical nickel-chromium-molybdenum alloys,", Journal of materials science, Vol. 16, pp. 2883-2889, 1981.

98. J.W. Kim, B.H. Choe, J.S. Hong and W.S. Kim, "Cracking Observed in the Socket Weld HAZ of Hastelloy C-276 Alloy", J. Kor. Inst. Met. & Mater., Vol. 40-2, pp. 1016-1021, 2002.

99. Y.T. Yoo and H.J. Shin, "Characteristics of CW Nd:YAG laser lap welds of Nickel coated S45C steel", Journal of the korean welding and joining society, Vol. 25, pp. 18-27, 2007.

100. M.J. Cieslak and J.S. Ogborn, D.L. Olson, "Influence of solidification on the microstructural evolution of nickel base weld metal", Materials Science and Engineering A, Vol. 203, pp. 134-139, 1995.

101. M.G. Colling, J.C. Lippold, "An Investigation of Ductility Dip Cracking in Nickel-Based Filler Materials - Part I(II)," Welding Journal, pp. 288-295, 2003.

102. J.N. Dupont, "Microstructural Development and Solidification Cracking Susceptibility of a Stabilized Stainless Steel", Welding Journal, pp. 253-263, 1999.

103. V.R. Dave, M.J. Cola and M. Kumar, "Grain Boundary Character in Alloy 690 and Ductility-Dip Cracking Susceptibility," Welding Journal, pp. 1-5, 2004.

104. M. Qian, J.C. Lippold, "Liquation Phenomena in the Simulated Heat-Affected Zone of Alloy 718 after Multiple Postweld Heat Treatment Cycles", Welding Journal, pp. 145-150, 2003.

105. M.Y. Li, E. Kannatey-Asibu and JR, "Monte Carlo Simulation of Heat-Affected Zone Microstructure in Laser-Beam-Welded Nickel Sheet," Welding Journal, pp. 37-44, 2002.

106. C.S. Kusko, J.N. Dupont and A.R. Marder, "The Influence of Microstructure on Fatigue Crack Propagation Behavior of Stainless Steel Welds", Welding Journal, pp. 6-15, 2004.

107. G. Cam, S. Erim and C. Yeni, "Determination of Mechanical and Properties of Laser Beam Welded Steel Joints", Welding Journal, pp. 193-201, 1999.

108. M. Qian and J.C. Lippold, "The effect of Multiple postweld heat treatment cycles on the weldability of Waspaloy", Welding Journal, pp. 233-238, 2002.

109. T.IAMBOLIEV, S.KATAYAMA and AMTA.., "Interpretation of Phase Formation in Austenitic Stainless Steel Welds", Welding Journal, pp. 337-347, 2003.

110. J.N. Dupont, S.W. Banovic and A.R. Mard, "Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless and Nickel-Based Alloys", Welding Journal, pp. 125-135, 2003.

111. F.M. Hosking, J.J. Stephens and J.A. Rejent, "Intermediate Temperature Joining of Dissimilar Metals", Welding Journal, pp. 127-136, 1999.

112. Z. Sun, "Feasibility of producing ferritic/austenitic dissimilar metal joints by high energy density laser beam process", International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 68, pp. 153-160, 1996.

113. X.W. Wu, R.S. Chandel, H.P. Seow and H. Li, "Wide gap brazing of stainless steel to nickel-based super alloy", J. Materials Processing Technology, Vol. 113, pp. 215-221, 2001.

114. R.E. Avery, "Pay attention to dissimilar-metal welds Guidelines for welding dissimilar metals", Chemical Engineering Progress, pp. 1-7, 1991.

115. P.S. Wei, Y.K. Kuo and J.S. Ku, "Fusion Zone Shapes in Electron-Beam Welding Dissimilar Metals," ASME, Vol. 122, pp. 626-631, 2000.

116. Lief, K., "Welding of Dissimilar metals," Pergamon, pp. 125, 1995.

117. Karthik Nagarathnam and Karen M. B. Taminger, "Technology assessment of Laser-Assisted Materials Processing in Space," Technical Reports:NASA, 2001.

118. Ulrich Heubner, "Nickel Alloys," MARCEL DEKKER, Inc, pp. 118-120, 1998.

119. Anthony E. Siegman, "LASER," Oxford University Press,

120. H.G. Kim and T.Y. Chung, "Surface Modification Heat treatment: Challengers for the Next Century," The Korean Society for Heat Treatment, Vol. 12, No. 3, pp. 279-285, 1998.

121. M.Y. Hoon and B.W. Seung, "Surface Hardening Technology for Die Materials," The Korean Society for Heat Treatment, Vol. 14, No. 1, pp. 42-48, 2001.

122. K.S. Nam, K.H. Lee and S.C. Kwon, "Current Status on the Surface Hardening Technology of Automobile parts," The Korean Society for Heat Treatment, Vol.13, No.3, pp. 196-202, 2000.

123. J. Tusek, B. Taljat and D. Klobcar, "How to extend the life of die-casting tools," METALURGIJA, Vol. 46, pp. 67-71, 2007.

124. Stefan Krause, "An advanced repair technique : Laser powder build-up welding," SULZER TECHNICAL Review, No. 4, 2001.

125. "Laser machining : Solid-state lasers," Technical information;TRUMPF Werkzeugmaschinen GmbH + Co. KG, pp. 6-5. 2007.

126. J. D. Majumdar and I. Manna, "Laser processing of materials," Sadhana : Printed in India, Vol. 28, pp. 495-562, 2003.

127. N. Kumar, S. Dash, A.K. Tyagi and Baldev Raj, "Hydrodynamical Phenomena during laser welding," Sci. Tech. Weld. Joining, Vol. 12, No. 540, pp. 66-67, 2007.

128. Anawa, E.M. and Olabi, A.G., "Control of welding residual stress for dissimilar laser welded materials," Journal of Materials Processing Technology, Vol. 204, pp. 22-33, 2008

129. Yoo, Y. T, Shin, H. J. and Ahn, D. G, "Characteristics of laser surface hardening for SM45C medium carbon steel using continuous wave Nd:YAG laser," KSPE, Vol. 22, No. 11, pp. 51-58, 2005.

130. Na, D. G, Yoo, Y. T, Shin, H. J. and Shin, B. H, "Characteristics of Induction and laser surface hardening of SM45C steel," KSPE, Vol. 23, No. 7, pp. 39-50, 2006.

131. Porter, D.A. and Easterling. K.E, "Phase transformation in materials," Chapman& Hill, 1997.

132. 이수진, 조정기, 지무성, 홍영환 공역, "강의 열처리도해와 조직," Won Chang Inc. 2003.

133. Sindo K., "Welding metallurgy," WILEY INTERSCIENCE, pp. 249, 2002.

### 감사의 글

한권의 완성된 박사학위논문을 펼쳐든 순간 처음 교수님과 세미나를 했던 일부 터 최근 학위논문심사를 마친 일까지 지난 몇 년간 실험실에서 밤을 지새우며 최 고가 되기 위해 끊임없이 연구했던 수많은 문제들이 스쳐갑니다. 지난 학위과정동 안 땀 흘려 노력했던 결과물을 볼 때 과연 내가 그동안 정말 최선을 다했나? 라는 물음 앞에 다시 부끄러워지고 끝이 아닌 시작이구나 하는 생각뿐입니다.

먼저 본 논문이 결실을 맺기까지 부족한 저를 제자로 거두어 주시고, 가르쳐주시 고, 항상 걱정해주시고, 무엇보다도 뜨거운 가슴과 냉철한 생각을 함께 최고가 되 는 방법을 지도해주셨던 유영태 지도교수님께 항상 고맙고 감사드립니다. 또한 많 이 부족한 저의 논문을 날카로운 지적과 조언으로 완벽한 논문이 될 수 있도록 심 사과정에서 지도편달을 아끼지 않으신 한국해양대학교 김종도 교수님, 자동차부품 연구원 이춘범 센터장님, 금속재료공학과 장우양 교수님 그리고 정밀기계공학과 이 동기 교수님께 진심으로 감사드립니다.

그리고 학부과정부터 많은 충고와 가르침을 주시며 학문의 길을 넓혀주시고 보 살펴 주신 모양우 교수님과 나기대 교수님께 깊은 감사드립니다. 또한 지금에 이르 기까지 기초적인 학문을 자상하게 지도해 주신 김영석 교수님, 심재기 교수님, 김 재열 교수님과 함께 기계공학과 안동규 교수님께 감사드립니다.

이 논문이 완성되기까지 실험실에서 동고동락하고 졸업 후에도 항상 많은 관심 을 쏟아준 김지환 박사님과 정지철, 최병재, 임인호, 오용석, 노경보 선배님들에게 진심으로 감사드립니다. 특히 부족한 나를 이해해주고 힘든 일이 있을 때 함께 해 주었던 신병헌, 양윤석 후배님께도 이 글을 빌어 고맙다는 얘기를 전하고 싶습니 다. 또한 항상 열정적이고 최선을 다해 연구하는 모습과 따뜻한 마음을 보여준 김 도형 박사님에게도 진심으로 감사드립니다.

아울러, 학부과정부터 내 속마음을 꺼내놓을 수 있게 따뜻한 말과 믿음을 심어준 나의 자랑스러운 동기인 양호동 박사에게 진심으로 고맙다는 말을 전하고 싶다.

대학원생활을 함께 했던 정밀기계공학과 강태식 선배님과 양동조 박사님, 송경석 박사님, 김진우 박사님을 비롯한 대학원생 여러분께도 감사의 뜻을 전하며, 박사학 위 과정동안 학문적 교류뿐만 아니라 나에게 애정 어린 충고를 나누어준 기계설계 공학과 이길성 박사님, 김창오 박사님, 기계공학과 최병회 박사님, 김광호 박사, 이 승철 박사, 전기공학과 고필주 박사, 식품영향학과 양은주 박사님에게도 감사드립 니다. 또한 금속재료공학과 박정수, 기계공학과 김민수, 정광운, 박승화 후배님에게 고마운 마음을 전하고 싶습니다. 그리고 항상 나를 지켜보고 있는 나의 절친한 친 구들인 박보용, 박성문, 박성길, 강동진, 이승남에게도 고맙다는 말을 전하고 싶다.

마지막으로 오늘까지 못난 저를 인생의 자랑으로 알고 살아오신 어머님께, 내 인 생에서 가장 아픔을 많이 남기고 가신 아버지와 할머님, 사랑하는 형님과 형수님, 동생에게 감사드리며, 이 작은 결실을 바치며 기대에 어긋나지 않도록 살아가겠습 니다.

저작물 이용 허락서	
학 과	정밀기계공학과 학번 20057424 과정 박사
성 명	(한글) 신 호 준 (한문) 申 浩 準 (영문) Shin, Ho-Jun
주 소	전라북도 정읍시 태인면 태창리 282-7
연락처	E-mail : sbn66@hanmail.net
논문제목	<ul> <li>(한글) 연속파형 Nd:YAG 레이저를 이용한 고온구조용 합금강의 표면경화열처리 및 용접 특성에 관한 연구</li> <li>(영문) A Study on the Characteristics of Surface Hardening and Welding for High Temperature Structural Steels by CW Nd:YAG Laser</li> </ul>
본인이 저작한 위의 저작물에 대하여 다음과 같은 조건 아래 조선대학교가 저작물을 이용할 수 있도록 허락하고 동의합니다.	
	- 다 음 -
<ol> <li>저작물의 DB구축 및 인터넷을 포함한 정보통신망에의 공개를 위한 저작물의 복 제, 기억장치에의 저장, 전송 등을 허락함.</li> <li>위의 목적을 위하여 필요한 범위 내에서의 편집과 형식상의 변경을 허락함. 다 만, 저작물의 내용변경은 금지함.</li> <li>배포·전송된 저작물의 영리적 목적을 위한 복제, 저장, 전송 등은 금지함.</li> <li>저작물에 대한 이용기간은 5년으로 하고, 기간종료 3개월 이내에 별도의 의사 표 시가 없을 경우에는 저작물의 이용기간을 계속 연장함.</li> <li>해당 저작물의 저작권을 타인에게 양도하거나 출판을 허락을 하였을 경우에는 1 개월 이내에 대학에 이를 통보함.</li> <li>조선대학교는 저작물 이용의 허락 이후 해당 저작물로 인하여 발생하는 타인에 의한 권리 침해에 대하여 일체의 법적 책임을 지지 않음.</li> <li>소속 대학의 협정기관에 저작물의 제공 및 인터넷 등 정보통신망을 이용한 저작 물의 전송·출력을 허락함.</li> </ol>	
동의여부 : 동의( ○ ) 반대( )	
	2009년 2월 25일 저작자: 신 호 준(인)
조선대학교 총장 귀하	