



### 공학석사 학위논문

# Co계 합금 분말을 이용한 선박엔진용 배기밸브의 레이저 리페어링에 관한 연구

A Study on Laser Repairing of Exhaust Valve for Marine Engine with Co-based Alloy Powder



2018 년 2 월

한국해양대학교 대학원

기관공학과

박 수 한

목 차

List	of	Tables	 iii
List	of	Figures	 iv
Abst	trac	x	 ix

### 1. 서론

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

## 2. 이론적 배경

2.1	내열강의 종류 및 특성	5
	2.1.1 Fe계 초내열 합금	5
	2.1.2 Co계 초내열 합금	8
	2.1.3 Ni계 초내열 합금	11
2.2	레이저 클래딩 공정의 특성	16
	2.2.1 레이저 열원에 의한 클래딩 메커니즘	16
	2.2.2 클래딩 분말 용융의 분류	21

### 3. 실험 방법

	3.1 실험 재료 및 장치	24
	3.1.1 실험 재료	24
	3.1.2 실험 장치	27
ć	3.2 실험 및 분석 방법	29
	3.2.1 실험 방법	29
	3.2.2 분석 방법	33



### 4. 실험결과 및 고찰

4.1 Co계 분말에 따른 레이저 클래딩 비드 특성	37
4.1.1 원패스 클래드 층 특성	37
4.1.2 멀티패스 클래드 층 특성	52
4.2 분말에 따른 클래드 층의 기계적 및 미세조직 특성 비교	63
4.2.1 원패스 클래드 층의 기계적 및 조직 특성	63
4.2.2 멀티패스 클래드 층의 기계적 및 조직 특성	77
4.2.3 클래드 층 특성에 대한 고찰	99
4.3 선박엔진용 50MC 배기밸브 페이스부의 적용	101
4.3.1 모사시험편에 대한 클래딩 적용	101
4.3.2 예열 및 분말 공급량에 따른 영향	106
4.3.3 배기밸브 페이스부의 기계적 및 조직 특성 분석	112
4.3.4 성능 특성 평가	127
5. 결 론	134
roll	
참고 문헌	137
of of th	
감사의 글	141



## List of Tables

Table	2.1	Chemical composition of Fe-based super heat-resistant	
		forging alloy(wt.%)	• 6
Table	2.2	Physical properties of Fe-based heat-resistant forging alloy	• 7
Table	2.3	Chemical composition of Co-based super heat-resistant	
		forging alloy(wt.%)	• 9
Table	2.4	Physical properties of Co-based heat-resistant forging alloy	• 9
Table	2.5	Chemical composition of Co-based super heat-resistant	
		cast alloy(wt.%)	10
Table	2.6	Physical properties of Co-based heat-resistant cast alloy	10
Table	2.7	Chemical composition of Ni-based super heat-resistant	
		forging alloy(wt.%)	12
Table	2.8	Physical properties of Ni-based heat-resistant forging alloy $\cdots$	13
Table	2.9	Chemical composition of Ni-based super heat-resistant	
		cast alloy(wt.%)	14
Table	2.10	) Physical properties of Ni-based heat-resistant cast alloy	15
Table	3.1	Chemical composition of SNCrW	25
Table	3.2	Physical constants of SNCrW	25
Table	3.3	Chemical composition and mechanical properties of	
		EuTroLoy 16006 ·····	26
Table	3.4	Chemical composition and mechanical property of LC-190 $\cdots\!$	26
Table	3.5	Specification of CWDL	28
Table	4.1	Experimental conditions for simulated exhaust valve	104
Table	4.2	Experimental conditions for preheated exhaust valve	108
Table	4.3	Experimental conditions for preheated exhaust valve	
		at 4 rpm ·····	109

## List of Figures

Fig.	1.1	Schematic illustration of laser cladding process	2
Fig.	2.1	Schematic illustration of laser cladding	19
Fig.	2.2	Schematic of the melting process of the laser cladding	
		powder which was being irradiated by the laser beam	20
Fig.	2.3	Different methods of laser cladding	20
Fig.	2.4	Particle bonding shape of powder	23
Fig.	2.5	Differences between binder and structural materials	23
Fig.	3.1	Appearance and dimension of substrate	25
Fig.	3.2	Appearance and dimension of exhaust valve	25
Fig.	3.3	Shape of as-received powders for laser cladding	26
Fig.	3.4	Experimental equipment in laser cladding	28
Fig.	3.5	Schematic of laser cladding and laser beam shape	30
Fig.	3.6	Experimental methods in laser cladding	31
Fig.	3.7	Photographs of clad layer	31
Fig.	3.8	Photographs of clad layer in exhaust valve face	32
Fig.	3.9	Position of sampling for observing cross section	35
Fig.	3.10	) Sampling position of clad layer	35
Fig.	3.1	f L Measurement position for hardness test of one-pass	
		and multi-pass cladding	36
Fig.	3.12	2 Measurement position for hardness test of exhaust valve face	36
Fig.	4.1	Shape of clad layer with stellite 6	39
Fig.	4.2	Shape of clad layer with LC-190	39
Fig.	4.3	Clad characteristics and layer shape of LC-190	
		with preheating temperature	40



Fig. 4.4 Clad characteristics of stellite 6 with laser power in $v = 4$ mm/s	
of Fig. 4.1 ·····	42
Fig. 4.5 Clad characteristics and layer shape of stellite 6 with laser power	
in $v = 6 \text{ mm/s}$	43
Fig. 4.6 Clad characteristics and layer shape of stellite 6	
with powder feed rate	44
Fig. 4.7 Clad characteristics and layer shape of LC-190 with laser power $\cdots$	47
Fig. 4.8 Clad characteristics and layer shape of LC-190 with	
laser power in $V = 3 \text{ mm/s}$ and $R_f = 1 \text{ rpm}$	48
Fig. 4.9 Clad characteristics and layer shape of LC-190 with	
laser power in $v = 3.5$ mm/s and $R_f = 1$ rpm	49
Fig. 4.10 Clad characteristics and layer shape of LC-190 with	
laser power in $v = 3 \text{ mm/s}$ and $R_f = 2 \text{ rpm}$	50
Fig. 4.11 Clad characteristics and layer shape of LC-190 with	
laser power in $v = 3.5$ mm/s and $R_f = 2$ rpm	51
Fig. 4.12 Multi-pass clad characteristics and layer shape	
of stellite 6 with overlapping ratio in $R_{\rm f}$ = 19 ~ 20 g/min	54
Fig. 4.13 Multi-pass clad characteristics and layer shape of stellite 6	
with overlapping ratio in $R_{\rm f}$ = 32 ~ 33 g/min	55
Fig. 4.14 Multi-pass clad characteristics and layer shape of LC-190	
with overlapping ratio in $R_{\rm f}$ = 5 ~ 6 g/min	56
Fig. 4.15 Multi-pass clad characteristics and layer shape of LC-190	
with overlapping ratio in $R_{\rm f}$ = 12 ~ 13 g/min	57
Fig. 4.16 Multi-pass clad characteristics and layer shape of LC-190	
with overlapping ratio in $R_{\rm f}$ = 19 ~ 20 g/min	58
Fig. 4.17 Multi-pass clad characteristics and layer shape of stellite 6	
with different layer number at 20% overlapping ratio	61
Fig. 4.18 Multi-pass clad characteristics and layer shape of LC-190	
with different layer number at 20% overlapping ratio	62

#### - v -

Fig.	4.19	Dilution ratio and hardness of stellite 6 clad layer with laser power $\cdot\cdot$	64
Fig.	4.20	Dilution ratio and hardness of LC-190 clad layer with laser power $\cdot\cdot$	65
Fig.	4.21	Microstructure of LC-190 clad layer with laser power	68
Fig.	4.22	Microstructure observed by OM and SEM in stellite 6 clad layer $\cdot\cdot$	69
Fig.	4.23	Microstructure observed by OM and SEM in LC-190 clad layer $\cdot\cdot$	70
Fig.	4.24	EDS spot analysis results on near surface part of LC-190 clad layer $ \cdots $	73
Fig.	4.25	EDS spot analysis results on center part of LC-190 clad layer $\cdots$	74
Fig.	4.26	EDS spot analysis results on near interface part of LC-190 clad layer $\cdot\cdot$	75
Fig.	4.27	EDS line analysis results along the cross section	
		of LC-190 clad layer with laser power	76
Fig.	4.28	Longitudinal hardness distribution of LC-190 1st clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	79
Fig.	4.29	Longitudinal hardness distribution of LC-190 3rd clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	80
Fig.	4.30	Longitudinal hardness distribution of LC-190 6th clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	81
Fig.	4.31	Longitudinal hardness distribution of stellite 6 5th clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	82
Fig.	4.32	Transverse hardness distribution of LC-190 1st clad layer	
		with overlapping ratio	84
Fig.	4.33	Transverse hardness distribution of stellite 6 1st clad layer	
		with overlapping ratio	85
Fig.	4.34	Transverse hardness distribution of LC-190 3rd clad layer	
		with overlapping ratio	86
Fig.	4.35	Microstructure of LC-190 1st clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	88
Fig.	4.36	Microstructure of stellite 6 1st clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	89

Fig.	4.37	Microstructure of stellite 6 2nd clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	90
Fig.	4.38	EDS line analysis results along the cross section	
		of LC-190 1st clad layer at 20 $\%$ overlapping ratio $\cdots\cdots\cdots$	93
Fig.	4.39	EDS line analysis results along the cross section	
		of LC-190 3rd clad layer at 20 $\%$ overlapping ratio $\cdots\cdots\cdots$	94
Fig.	4.40	EDS line analysis results along the cross section	
		of LC-190 6th clad layer at 20 $\%$ overlapping ratio $\cdots\cdots\cdots$	95
Fig.	4.41	EPMA results on cross section of LC-190 1st clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	96
Fig.	4.42	EPMA results on cross section of LC-190 3rd clad layer	
		at 20 % overlapping ratio	98
Fig.	4.43	Laser cladding method of exhaust valve face	102
Fig.	4.44	Schematic illustration of 1st to 4th laser cladding	
		on exhaust valve face	103
Fig.	4.45	Schematic illustration of Laser cladding method	
		on exhaust valve face	103
Fig.	4.46	Clad layer shape of simulated exhaust valve	105
Fig.	4.47	Weld defects in clad layer of simulated exhaust valve	105
Fig.	4.48	Clad layer shape of exhaust valve with non-preheating	106
Fig.	4.49	Clad layer shape of exhaust valve with preheating	110
Fig.	4.50	Clad layer shape of exhaust valve with preheating at 4 rpm	110
Fig.	4.51	Exhaust valve in slow cooling kiln	111
Fig.	4.52	Clad layer shape of exhaust valve according to the	
		slow cooling rate	111
Fig.	4.53	Hardness distribution of exhaust valve with	
		preheating temperature	113
Fig.	4.54	Hardness distribution of exhaust valve with preheating temperature	
		at 4 rpm ·····	114

Fig.	4.55	Hardness distribution of exhaust valve according to	
		the slow cooling condition	115
Fig.	4.56	Microstructure of exhaust valve with preheating temperature $\cdot\cdot$	118
Fig.	4.57	Microstructure of exhaust valve with preheating temperature	
		at 4 rpm ·····	119
Fig.	4.58	Microstructure of exhaust valve according to the	
		slow cooling rate	120
Fig.	4.59	Microstructure of observed by SEM in Fig. 4.58	121
Fig.	4.60	EDS line analysis results of exhaust valve with optimum conditions $\hdots$	123
Fig.	4.61	EPMA results of exhaust valve with optimum conditions	124
Fig.	4.62	Liquid penetrant examination of exhaust valve	127
Fig.	4.63	Report of liquid penetrant examination in exhaust valve face	
		before machining	128
Fig.	4.64	Report of liquid penetrant examination in exhaust valve face	
		after machining	129
Fig.	4.65	Surface machining of exhaust valve	130
Fig.	4.66	Report of ultrasonic examination in exhaust valve face	
		after machining	131
Fig.	4.67	Comparison machining allowance of PTA and laser cladding	
		for exhaust valve face	133
Fig.	4.68	Surface machining of exhaust valve clad layer	133

Fig. 4.69 50MC exhaust valve process for marine engine ..... 133

### A Study on Laser Repairing of Exhaust Valve for Marine Engine with Co-based Alloy Powder

Park, Su Han

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

### Abstract

Exhaust valves for ship engines are easily worn out because they constantly receive mechanical and thermal stress at high temperature. Especially, the exhaust valve face that has great impact on engine performance requires high mechanical characteristics because damaging of the face leads to substantial performance degradation. However, the conventional exhaust valve repairing technique performs overlay welding on the face part using arc, which causes widening of diluted and heat affected zones due to high heat input. On the contrary, the cladding technique that uses a laser heat source can control the amount of dissimilar metals added, allowing for fusion bonding on the interface through minimal dilution. the base metal is partially melted to form a mixed junction layer. From the material perspective, this can obtain materials with complex characteristics and handle local heat treatment because of low heat input compared to other conventional heat sources. Deformation of processed objects can be minimized in this way. Also, this contactless process does not involve introduction of impurities by wearing of electrodes and can obtain relatively desirable surface with ease of automation. Such laser cladding technique is not only applied to exhaust valves in the ship industry but is also in practical use for turbine blades and machine parts of power generation



facilities. The scope will be expanded to the defense industry and aerospace industry. Nonetheless, the laser cladding technology of Korea is still in an early stage of development and relies on foreign countries for repairs. Accordingly, it is urgent to secure laser processing technologies by actively responding to domestic demand and prepare for the development of future technologies in high-tech industries.

In this study, an experiment was conducted to apply repairing of the exhaust valve face part of an actual ship using a laser heat source. Laser cladding was performed using a diode laser with maximum output of 8.0 kW, cladding optical head, 6-axis robot, powder feeder and turntable jig. The basic experiment performed one-pass cladding according to preheating, laser output, beam traverse speed and powder feed rate. It was carried out using SNCrW, a heat resisting steel material of 50MC exhaust valve for actual ships, Co-based stellite 6 with different contents of W and C and excellent heat resistance, wear resistance and corrosion resistance, and LC-190 powder. In addition, multi-pass cladding was performed while changing powder feed rate, overlap rate and number of stacks. Characteristics of the clad layer obtained from diverse variables were analyzed to derive optimal conditions, and the selected conditions were applied to the exhaust valve face part to perform cladding under different conditions. The clad layer acquired was free of defects like porosities and cracks, relatively excellent compared to the conventional techniques.

#### KEY WORDS: Laser cladding;

Powder feed rate; Diode laser; Clad layer; Exhaust valve face;



### Co계 합금 분말을 이용한 선박엔진용 배기밸브의 레이저 리페어링에 관한 연구

박수한

### 기관공학과 한국해양대학교 대학원

초록

선박엔진용 배기밸브는 고온에서 지속적으로 기계적 및 열적 응력을 받기 때문에 쉽게 마멸된다. 특히 엔진 성능에 큰 영향을 미치는 배기밸브 페이스 부의 경우 손상시 큰 성능저하를 초래하기 때문에 높은 기계적 특성이 요구 된다. 하지만 기존의 배기밸브에 대한 리페어링 기술은 아크를 사용하여 페 이스부를 육성 용접하는 것으로 높은 입열량으로 인해 희석 및 열영향부의 면적이 넓어지는 단점을 가지고 있다. 반면, 레이저 열원을 이용한 클래딩의 경우 첨가되는 이종 금속량을 제어할 수 있어 최소한의 희석으로 계면에서 용융 접합이 이루어져 모재가 부분 용해되어 혼합된 접합층을 형성하게 된 다. 재료의 관점에서 볼 때 복합적인 특성을 지닌 재료를 얻을 수 있고, 기 존의 타 열원에 비해 입열량이 적어 국부적으로 열처리가 가능하기 때문에 가공물의 변형발생을 최소화 할 수 있다. 또한 비접촉식 공정으로 전극의 소 모에 의한 불순물의 유입이 없고, 비교적 양호한 표면을 얻을 수 있으며, 자 동화가 용이한 장점이 있다. 이러한 레이저 클래딩은 선박 산업의 배기밸브 뿐만 아니라 발전 설비 분야의 터빈블레이드 및 기계 부품 등에 일부 실용화



되고 있으며, 방위산업 및 항공 우주 산업 등에 실용화가 기대되고 있다. 하 지만 현재 국내의 레이저를 이용한 클래딩 기술 수준은 초기 단계이며 수리 를 위해 외국에 의존하고 있는 실정이다. 따라서 국내 기술수요에 적극 대처 하고 향후 첨단 산업 분야의 신기술 개발에 대비하기 위해 레이저 가공 기 술을 확보하는 것이 시급하다.

본 연구에서는 레이저 열원을 이용하여 실제 선박용 배기밸브 페이스부의 리페어링을 적용하기 위해 실험이 실시되었다. 최대출력 8.0 kW의 다이오드 레이저, 클래딩 광학헤드, 6축 로봇, 분말 공급장치 및 턴테이블 지그 등을 이용하여 레이저 클래딩을 진행하였다. 기초실험으로써 실제 선박용 50MC 배기밸브 소재인 내열강 SNCrW에 대해 W과 C의 함량이 다른 내열성, 내마 모성 및 내식성이 우수한 Co계의 스텔라이트 6과 LC-190 분말을 이용하여 예열, 레이저 출력, 빔 이송속도 및 분말 공급량에 따른 원패스(one-pass) 클 래딩을 실시하였다. 또한 분말 공급량, 중첩률 및 적층수를 변화시켜 멀티패 스(multi-pass) 클래딩을 실시하였다. 이와 같이 다양한 변수에서 얻어진 클 래드 층의 특성을 분석하여 최적의 조건을 도출하였으며, 선정된 조건을 배 기밸브 페이스부에 적용하여 다양한 변수에서 클래딩을 실시하였다. 결과적 으로 기공 및 균열과 같은 결함이 없고 기존의 공정법과 비교하여 우수한 클래드 층을 얻을 수 있었다.

**키워드:** 레이저 클래딩; 분말 공급량; 다이오드 레이저; 클래드 층; 배기밸브 페이스부;

### 제1장 서론

### 1.1 연구 배경 및 목적

최근 환경오염에 따른 사회 패러다임의 변화와 세계적인 경제적 어려움으로 인해 자원이나 도구 및 제품의 수리 및 보수에 대한 관심이 꾸준히 증가하게 되면서 리페어링 및 리엔지니어링 시장의 확대가 이루어지고 있다<sup>(1,2)</sup>. 또한, 이 미 완공 및 건설 혹은 건조가 끝난 구조물이나 시설 및 선박 등의 개보수를 의 미하는 리페어링 및 리엔지니어링 기술은 산업화 이후 꾸준히 적용되고 있으며, 조선분야 역시 1912년 디젤엔진의 도입을 시작으로 수리·보수 산업의 역사가 매우 깊다. 하지만 세계를 선도하고 있는 국내 조선해양사업의 인프라 규모 및 기술에 비하여 선박수리산업의 인지도와 기술력은 저조한 상태이다.

선박 리페어링 산업의 경쟁력은 크게 기술 및 가격으로 결정되며, 이러한 경 쟁력 향상을 위해 기술 축적이 시급한 실정이므로 상황을 개선하고 친환경 고 효율의 레이저 클래딩을 적용한 리페어링 기술 개발이 필요한 실정이다.

레이저 클래딩은 Fig. 1.1과 같이 고밀도 레이저 빔을 이용하여 클래딩 재료 와 기지금속 표면층 일부를 녹여 모재와 금속적으로 완전히 결합한 코팅층을 형성하는 프로세스이다. 기존의 클래딩 프로세스 중 아크열원을 이용한 기술은 높은 입열량으로 인해 희석율이 높고 열영향부가 넓어 제품의 기계적 변형이 발생하기 쉬우며 용사의 경우는 코팅층과 모재간의 결합력이 낮고 기공이 발생 하는 단점이 있다. 특히, 고합금 재료 사용시 용접조건이 까다로우며 작업 시간 도 오래 걸리는 문제점이 있다<sup>(3,4-6)</sup>. 반면 레이저 클래딩은 특정 영역이나 매우 작은 부분에 정밀 코팅이 가능하다. 또한 상대적으로 적은 입열량으로 인해 희 석율이 낮고 열영향 및 열변형을 최소화할 수 있으며, 모재 자체의 기본적인 성질을 유지하면서 클래딩 분말 재료만의 특성이 잘 나타나기 때문에 생산 단 가를 줄일 수 있다. 따라서 기술 경쟁력 확보 및 시장 확대의 돌파구로써 리페 어링이 주로 적용되는 선박용 엔진부품인 크랭크샤프트 저널, 피스톤크라운의 링 그루브와 배기밸브 등을 주요 개발품으로 고려할 수 있다<sup>(1,7-8)</sup>. 특히 선박엔



진의 고성능, 고출력화 및 저연비화로 인한 부하 증대로 엔진 성능에 큰 영향 을 미치는 배기밸브의 페이스부를 타깃으로 하고자 한다.

디젤 및 가솔린 엔진에서 밸브 페이스와 시트는 연소가스를 밀봉하는 역할 로, 약 500~800 °C의 고온에서 높은 빈도의 충격과 고온 배기가스에 의한 침식 이 발생한다. 그러므로 내열성, 내마모성 및 내식성이 우수한 표면층을 형성하 기 위해 현재까지 Co계 합금인 스텔라이트 분말 또는 Ni계 합금인 인코넬 625 와 718 분말을 사용해 왔다. 본 논문에서는 보다 저렴한 Co계의 분말을 사용하 여 고가의 인코넬 분말과 유사한 성질을 가지는 레이저 클래드 층을 형성함으 로써 배기밸브 페이스부의 고효율 리페어링 기술을 연구하고자 하였다.



Fig. 1.1 Schematic illustration of laser cladding process

### 1.2 연구 내용

선박엔진용 배기밸브는 고온의 가혹한 환경에서 지속적인 기계적 및 열적인 응력과 배기가스에 의해 마멸 및 침식되기 쉬워 주기적인 수리가 필요하다. 특 히 엔진 성능에 큰 영향을 미치는 배기밸브 페이스부의 경우 손상 시 큰 성능 저하를 초래하기 때문에 높은 기계적 특성을 요구한다. 하지만 기존의 아크를 이용한 리페어링 공법은 높은 입열량으로 인해 희석 및 열영향부의 면적이 넓 은 단점을 가지고 있어 충분한 기계적 강도를 나타내지 못했다. 따라서 본 연 구에서는 레이저 열원을 이용하여 실제 선박용 배기밸브 소재인 내열강 SNCrW에 대해 내열성, 내마모성 및 내식성이 우수한 Co계 합금 분말을 이용하 여 원패스(one-pass) 및 멀티패스(multi-pass) 클래드 층의 특성을 조사한 후, 도 출된 조건을 배기밸브 페이스부에 적용하여 최적의 클래드 층을 얻고자 하였 다.

본 연구에 대한 세부 내용은 다음과 같다.

(1) 분말에 따른 원패스 클래드 층의 비드 특성

같은 Co계 분말이지만 W과 C의 함량이 다른 스텔라이트 6과 LC-190 분말을 이용하여 예열 적용의 유무와 레이저 주요 공정변수인 레이저 출력, 이송속도, 분말 공급량을 변화시켜 형성된 원패스 클래드 층의 형상 및 희석률을 비교· 분석하여 최적의 조건을 도출하였다.

(2) 분말에 따른 멀티패스 클래드 층의 비드 특성

원패스 실험을 통해 각 분말의 최적 조건을 선정하여 분말 공급량, 중첩률 및 적층 수에 따른 멀티패스 클래드 층의 형상을 관찰하여 기공 및 균열과 같 은 용접 결함 없이 건전한 클래드 층을 얻을 수 있는 조건을 도출하였다.

(3) 클래드 층의 기계적 특성 평가

🕖 Collection @ kmou

분말과 모재에 가해지는 입열량 또는 중첩과 적층에 의해 달라지는 클래드 층의 형상 및 희석률에 따른 기계적 특성을 파악하기 위해 종방향과 횡방향으 로 나누어 경도 분포 변화를 확인하였다. (4) 클래드 층의 미세조직 및 성분 분포 특성 평가

원패스 및 멀티패스 클래딩 실험 시 여러 실험 조건에서 다양한 클래드 층을 얻을 수 있었으며. 각각의 클래드 층의 미세조직을 비교·분석하기 위해 광학 현미경과 주사전자현미경을 이용하였다. 또한 EDS 및 EPMA 분석을 통해 클래 드 층의 성분 분석을 실시하였다.

(5) 선박엔진용 배기밸브 페이스부 클래드 층의 비드 특성

기초실험을 통해 선정된 조건을 배기밸브 페이스부에 적용하였으며, 클래딩 전 배기밸브의 예열 적용의 유무 및 클래딩 시 분말 공급량 증가와 냉각 속도 에 따른 클래드 층의 형상 특성에 대해 파악하였다.

(6) 배기밸브 페이스부의 클래딩 특성 분석

최적의 조건을 도출하기 위해 다양한 조건에서 페이스부에 형성된 클래드 층 의 경도와 미세조직을 관찰하여 비교·분석하였다. 또한 선정된 배기밸브 클래 드 층에 대해 성분분석을 실시하여 부위별 성분 분포를 분석하였다.

(7) 성능 특성 평가

최적 조건에서 얻어진 배기밸브에 대해 비파괴 검사를 실시하여 결함의 유무 를 평가하고 가공여유를 측정하여 클래드 층의 성능을 파악하였다.



### 제 2 장 이론적 배경

### 2.1 내열강의 종류 및 특성

항공우주산업, 원자력산업, 플랜트산업, 석유화학산업 및 선박산업 등의 첨단 산업분야에서는 기본적으로 초내열합금이 구조재료로 사용되고 있다. 초내열합 금으로는 Ni계, Co계 및 Fe계 초내열합금이 있으며, 제조방법에 따라 단조합금 및 주조합금으로 분류된다. 특히 주조합금은 진공용해기술, 정밀주조기술의 발 달과 더불어 기계적 성능이 우수한 단방향 응고합금, 단결정합금 및 공정합금 과 같은 결정제어합금과 첨단 분말야금 기술을 이용한 MA(mechanical alloying) 합금 등이 새로이 개발되어 첨단산업분야의 구조재료로 각광을 받고 있다. 단 조합금의 경우 γ'상, (Ni, Co)<sub>3</sub>(Al, Tim Nb, Ta, V)의 정합석출을 이용한 강석출 경화형 합금도 많이 개발되어 사용되고 있다<sup>3</sup>.

### 2.1.1 Fe계 초내열합금

Fe계 초내열합금은 Fe-Cr-Ni계 및 Fe-Ni-Cr-Co계인 γ상 합금이지만, 최근 에는 Ni 첨가량을 증가시켜 고온강도를 향상시켜 사용하는 경우도 있다. 따라 서 Fe계 합금은 Ni계 합금과 구별이 어렵지만, 일반적으로 Ni의 함유량이 50% 이하인 것을 Fe계 합금이라 한다. Table 2.1에 대표적인 Fe계 초내열합금의 화 학조성을 나타낸다. 이 합금은 Mo, W, Nb, V, Ti, Al 등을 첨가하여 고용강화와 석출경화에 의하여 고온강도를 향상시킨 합금이므로 이들 합금은 강석출경화형 합금과 약석출결화형 합금으로 분류된다.

강석출경화형 합금은 Ti 또는 Ti+Al을 첨가시켜, 규칙격자(Cu<sub>3</sub>Au형, FCC)를 갖는 Ni<sub>3</sub>Ti 또는 Ni<sub>3</sub>(Al, Ti)의 γ'상을 모상과 정합으로 미세하게 석출하여 강화 시킨 합금이다. 반면, 탄화물(TiC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>)의 형성을 억제하기 위해 C의 함유량이 0.05% 이하로 적게 첨가되어 있다. Ti를 과다하게 첨가시키면 조밀육방정구조 를 갖는 안정상인 Ni<sub>3</sub>Ti가 침상으로 석출되고, Al의 양이 과다하면 BCC 규칙격 자(CsCl형)인 NiAl상이 괴상으로 석출하여 강도 및 인성을 저하시킨다. 그러므



로 Ti는 4 % 이하, Al은 2 % 이하로 제한한다. 여기에 속하는 합금으로는 A-286, Discaloy, Incoloy 901 등이 있다.

약석출결화형 합금은 고융점이면서, 탄화물 형성 원소인 Mo, W, Nb(Ta), V 등을 첨가시키고, C의 양도 강석출경화형 합금보다 많이 첨가시켜서 탄(질)화물 과 σ상 등에 의한 석출강화와 고용강화에 의하여 고온강도를 증가시킨 합금이 다. 이 합금으로는 Ni-155 및 S-590 등이 있다. Table 2.2에 대표적인 Fe계 합 금의 물리적 성질을 나타낸다<sup>3</sup>.

THE AND OCEN

-														
Alloy	Ni	Cr	Со	Мо	W	Nb	Al	Ti	Fe	Mn	Si	С	В	etc.
A-286	26.0	15.0	-	1.3		-	0.2	2.0	54.0	1.3	0.5	0.05	0.015	-
Discaloy	26.0	13.5	-	2.7		- 10	0.1	1.7	54.0	0.9	0.8	0.04	0.005	-
Incoloy 901	42.5	12.5	-	5.7	21		0.2	2.8	36.0	0.1	0.1	0.05	0.015	_
N-155	20.0	21.0	20.0	3.0	2.5	0.1	-	-	30.0	1.5	0.5	0.15	-	0.15N
Incoloy 800	32.5	21.0	0	-	-	-	0.4	0.4	46.0	0.8	0.5	0.05	-	-
Incoloy 825	38 ~ 46	12.5 ~ 23.5	_	2.5 ~ 3.5	_	_	0.2	0.3	22.0	1.0	0.5	0.05	_	1.5 ~ 3Cu, 0.03S

Table 2.1 Chemical composition of Fe-based super heat-resistant forging alloy(wt.%)

Alloy	Shape	Melting point (°C)	point Temperature S.H.C (°C) (J/kg K)		T.C (W/m K)	C.T.E (10 <sup>-6</sup> /K)
			21	460	12.7	-
A286	Rod	1,370 ~ 1,400	538	-	22.5	17.6
			871	-	-	-
			21	475	13.3	-
Discaloy	Rod	1,380 ~ 1,465	538	A/17/	21.1	17.1
		Ablen.	871	All.	-	-
	Rod	1,230 ~ 1,400	21	ERO	13.3	-
Alloy 901			538		-	15.3
			871	-	-	-
		1,355 ~ 1,385	21	455	11.6	-
Incoloy 800	Rod		538	167	20.1	16.4
			871 5	11 -	_	18.4
			21	440	11.1	-
Incoloy 825	Rod	1,370 ~ 1,400	538	-	_	14.0
			871	-	_	-
			21	430	12.3	-
N-155	Rod	1,125 ~ 1,275	538	-	19.2	16.4
			871	-	_	17.8

Table 2.2 Physical properties of Fe-based heat-resistant forging alloy

(S.H.C: Specific Heat Capacity, T.C: Thermal Conductivity, C.T.E: Coefficient of Thermal Expansion)

#### 2.1.2 Co계 초내열합금

Co계 합금은 Ni계 합금보다 1,000 °C 이상에서 내산화성, 내열충격성 및 내열 피로성이 우수하고, 제조가 쉽기 때문에 현재 1,100 °C까지의 높은 온도에서 사 용되는 구조재료에 적용되고 있다. 이 합금은 Co-Cr-(Ni)을 기본조성으로 하여 W과 같은 탄화물 형성원소를 첨가한 것이다. Cr의 양은 19~29%로 Ni계보다 많이 첨가되어 있다. 이 합금도 W, Mo 등과 같은 탄화물 형성원소를 첨가하여 탄화물로 강화한 약석출경화형 합금과 Ti을 첨가하여, 규칙격자인 γ'를 석출시 켜 강화한 강석출경화형 합금으로 분류된다.

강석출형 합금은 단조합금으로 사용되고, 그 종류 및 화학조성을 Table 2.3에 나타낸다. 단조합금으로는 미국에서 개발한 J-1570 및 J-1650이 대표적이고, 각 각 γ'(Co, Ni)<sub>3</sub>Ti상 및 (Co, Ni)<sub>3</sub>(Ti, Ta)상이 미세하게 석출하여 강화된 합금이 다. 특히 J-1650 4%Ti, 2%Ta 및 12%W을 함유하여 Co계 단조합금 중에서 가 장 강한 합금이다. 대표적인 단조합금의 물리적 특성을 Table 2.4에 나타낸다.

약석출경화형 합금은 고융점 금속을 첨가시켜 고용강화와 탄화물 석출에 의 하여 강화한 합금이며, 주조합금으로 제조된다. 대표적인 합금의 종류 및 화학 조성을 Table 2.5에 나타낸다. WI 52 합금은 X-40 합금에 W을 증가시키고 Nb 를 첨가한 합금이다. 그러나 Cr 함량이 적어서 내산화성이 나쁘므로 Al 등의 표면처리를 실시할 필요가 있다. Mar-M 302는 WI 52 합금의 Nb를 Ta으로 치 환하고 그 양을 증가시켰으며, 또한 C의 함량을 0.8 %까지 다량 첨가한 합금으 로써, 열피로에 약한 것이 문제가 된다. Mar-M 509는 X-40 합금에 Ta과 Zr을 미량 첨가하고, C의 함량을 감소시키면서 Ni 함량을 10 % 첨가한 합금이다. 이 합금은 내산화성이 우수하고 열충격에 강하며, 크리프 강도는 Mar-M 302보다 크다<sup>3)</sup>. Table 2.6에 대표적인 주조합금의 물리적 특성을 나타낸다.



Alloy	Ni	Cr	Со	W	Та	Nb	Al	Ti	Fe	С	В
Haynes 188	22.0	22.0	39.2	14.0	-	-	-	-	3.0	0.10	-
L605	10.0	20.0	52.9	15.0	-	-	-	-	-	0.05	-
J-1570	28.0	20.0	38.0	12.0	-	-	-	4.0	2.0	0.20	-
J-1650	27.0	19.0	bal.	25.0	2.0	10-	-	3.8	-	0.20	0.02

Table 2.3 Chemical composition of Co-based super heat-resistant forging alloy(wt.%)



Table 2.4 Physical properties of Co-based heat-resistant forging alloy

Alloy	Shape	Melting point (°C)	Temperature (°C)	S.H.C (J/kg K)	T.C (W/m K)	С.Т.Е (10 <sup>-6</sup> /К)
Haynes 188			21	21 405		-
	Plate	1,300 ~ 1,330	538	510	19.9	14.8
			871	565	25.1	17.0
L605		1,330 ~ 1,410	21	385	9.4	-
	Plate		538	-	19.9	14.4
			871	-	26.1	16.3

Alloy	С	Vr	Ni	W	Та	Nb	Мо	Ti	Zr	Fe	Со
Hs-21	0.25	27.0	3.0	-	-	-	5.0	-	-	1.0	bal.
HS-31	0.50	25.0	10.0	7.5	-	-	-	-	0.17	1.5	bal.
WI-52	0.42	21.0	<1.0	11.0	-	2.0	-	-	-	2.0	bal.
Mar-M 302	0.85	21.5	-	10.0	9.0	-	-	0.2	-	1.0	bal.
Mar-M 322	1.0	21.5	-	9.0	4.5	-	-	0.75	2.25	0.75	bal.
Mar-M 509	0.6	24.0	10.0	7.0	7.5	-	-	0.2	-	1.0	bal.
FSX 414	0.25	29.5	10.5	7.0	-	-	-	-	-	>2.0	bal.

Table 2.5 Chemical composition of Co-based super heat-resistant cast alloy(wt.%)

Table 2.6 Physical properties of Co-based heat-resistant cast alloy

Alloy	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Melting point (°C)	Temperature (°C)	T.C (W/m K)	C.T.E (10 <sup>-6</sup> /K)
	KO		93	11.8	-
X-40	8.60		538	21.6	15.1
	107		1,093	-	-
		194	93	24.8	-
WI-52	8.88	1,300 ~ 1,355	538	27.4	14.4
			1,093	40.3	17.5
Mar-M 302			93	18.7	-
	9.21	1,315 ~ 1,370	538	22.2	13.7
			1,093	-	16.6
			93	-	-
Mar-M 322	8.91	1,315 ~ 1,360	538	-	-
			1,093	-	-
			93	-	9.8
Mar-M 509	8.85	-	538	27.9	15.9
			1,093	44.6	18.2
			93	-	-
FSX-414	8.3	-	538	-	-
			1,093	-	-

#### 2.1.3 Ni계 초내열합금

Ni계 합금은 규칙격자(FCC)를 갖는 γ'상인 Ni<sub>3</sub>(Al, Ti)의 정합 석출현상을 이 용한 강석출경화형 합금으로 초내열합금 중에서도 가장 강하며 고온 및 고응력 을 받는 주요부품의 구조재료로 사용되고 있다.

Table 2.7에 대표적인 Ni계 단조합금의 화학조성을 나타낸다. Rene' 41, Waspaloy, Udimet 500, Udimet 700 등은 C의 양이 0.05% 이하이고, Ti(Nb) + Al 양은 약 5% 이하이며, W, Mo의 함량도 적기 때문에 크리프강도는 그다지 높 지 않다. 이들 재료는 용접 후 시효경화가 빠르게 일어나고, 입계에서 M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>가 석출하여 용접균열이 발생하기 쉬운 단점을 가지고 있다. 따라서 이러한 단점 을 개선하기 위하여 Ti과 Al의 함량을 감소시키고, 대신에 Nb 함량을 증가시킨 Inconel 625, Inconel 718 등이 개발되었다. Table 2.8에 대표적인 Ni계 단조합금 의 물리적 특성을 나타낸다.

주조합금은 단조성에 제약이 없기 때문에, 고온강도에 필요한 Ti 및 Al 외에 첨가원소의 양 및 종류를 대폭 증가시킨 합금이다. 일반적으로 Al+Ti 함량이 많이 첨가될수록 용접성도 나빠진다. Table 2.9와 Table 2.10에 대표적인 Ni계 초내열합금의 화학조성과 물리적 특성을 나타낸다<sup>3</sup>.

1945



Alloy	Ni	Cr	Со	Мо	W	Cb	Al	Ti	Fe	Mn	Si	С	В	Zr.
Astroloy	55.0	15.0	17.0	5.3	-	-	4.0	3.5	-	-	-	0.0.6	0.030	-
Hastelloy X	47.0	22.0	1.5	9.0	0.6	-	-	-	18.5	0.5	0.5	0.10	-	-
Inconel 600	76.0	15.5	-	-	-	-	-	-	8.0	0.5	0.2	0.08	-	-
Inconel 625	61.0	21.5	-	9.0		3.6	0.2	0.2	2.5	0.2	0.2	0.05	-	-
Inconel 718	52.5	19.0	-	3.0	<u>  </u> Illin	5.1	0.5	0.9	18.5	0.2	0.2	0.04	-	-
Inconel X750	73.0	15.5	DL	CH	-	1.0	0.7	2.5	7.0	0.5	0.2	0.04	-	-
Nimonic 75	76.0	19.5	Kn.		-	-	-	0.4	3.0	0.3	0.3	0.10	-	I
Nimonic 80A	76.0	19.5		6			1.4	2.4	$\sim$	0.3	0.3	0.06	0.003	0.06
Nimonic 90	59.0	19.5	16.5		1	194	1.5	2.5	-	0.3	0.3	0.07	0.003	0.06
Rene'41	55.0	19.0	11.0	1.0	0	0,0	1.5	3.1	-	-	-	0.09	0.005	I
Rene'95	61.0	14.0	8.0	3.5	3.5	3.5	3.5	2.5	-	-	-	0.15	0.010	0.05
Udimet 500	54.0	18.0	18.5	4.0	-	-	2.9	2.9	-	-	-	0.08	0.006	0.05
Udimet 700	55.0	15.0	17.0	5.0	-	-	4.0	3.5	-	-	-	0.06	0.300	-
Waspaloy	58.0	19.5	13.5	4.3	-	-	1.3	3.0	-	-	-	0.08	0.006	-

Table 2.7 Chemical composition of Ni-based super heat-resistant forging alloy(wt.%)

Alloy	Shape	Melting point (°C)	Temperature (°C)	S.H.C (J/kg K)	T.C (W/m K)	C.T.E (10 <sup>-6</sup> /K)	
			21	-	-	-	
Astroloy	Rod	-	538	-	-	13.9	
			871	-	-	16.2	
			21	485	9.1	-	
Hastelloy X	Plate	1,260 ~ 1,355	538	-	19.6	15.1	
			871	700	26.0	16.2	
			21	445	14.8	-	
Inconel 600	Rod	1,355 ~ 1,415	538	555	22.8	15.1	
			871	625	28.8	16.4	
			21	410	9.8	-	
Inconel 625	Rod	1,290 ~ 1,350	538	535	17.5	14.0	
			871	620	22.8	15.8	
			21	430	11.4	-	
Inconel 718	Rod	1,260 ~ 1,335	538	560	1.6	14.4	
		6//11	871	645	24.9	-	
		Also.	21	430	12.0	-	
Inconel X750	Rod	1,395 ~ 1,425	538	545	18.9	14.6	
			871	715	23.6	16.8	
		0	21	460	-	-	
Nimonic 75	Rod		538		-	14.7	
			871	-	-	17.0	
	Rod	101	21	460	8.7	-	
Nimonic 80A		1,360 ~ 1,390	1 5385		15.9	13.9	
			871	10/-	22.5	15.5	
		0	7 C21: 5	460	9.8	-	
Nimonic 90	Rod	1,335 ~ 1,360	538	585	17.0	13.9	
			871	670	-	16.2	
			21	-	9.0	-	
Rene'41	Rod	1,315 ~ 1,370	538	545	18.0	13.5	
			871	725	23.1	15.6	
			21	-	8.7	-	
Rene'95	Rod	-	538	-	17.4	-	
			871	-	-	-	
			21	-	11.1	-	
Udimet 500	Rod	1,300 ~ 1,395	538	-	18.3	14.0	
			871	-	24.5	16.1	
			21	-	19.6	-	
Udimet 700	Rod	1,205 ~ 1,400	538	575	20.6	13.9	
			871	590	27.7	16.1	
			21	-	10.7	-	
Waspaloy	Rod	1,330 ~ 1,355	538	-	18.1	14.0	
			871	-	24.1	16.0	

Table 2.8 Physical properties of Ni-based heat-resistant forging alloy



Alloy	Ni	Cr	Со	Мо	W	Та	Nb	Al	Ti	Hf	Zr	С	В	etc.
IN 713C	bal.	12.5	-	4.2	-	-	2.0	6.1	0.8	-	0.10	0.12	0.012	-
IN 713LC	bal.	12.0	-	4.5	-	-	2.0	5.9	0.6	-	0.10	0.05	0.01	-
IN 713Hf	bal.	12.0	-	4.5	Ţ	NN/	2.0	5.9	0.6	1.3	0.10	0.05	0.01	-
IN 100	bal.	10.0	15.0	3.0	//Tair			5.5	4.7	-	0.06	0.18	0.014	1.0V
IN 738C	bal.	16.0	8.5	1.75	2.6	1.75	0.9	3.4	3.4	-	0.10	0.17	0.01	-
IN 738LC	bal.	16.0	8.5	1.75	2.6	1.75	0.9	3.4	3.4	-	0.04	0.11	0.01	-
IN 939C	bal.	22.4	19.0	10	2.0	1.4	1.0	1.9	3.7	-	0.10	0.15	0.009	_
B-1900	bal.	8.0	10.1	6.0	10	4.3		6.0	1.0	-	0.08	0.10	0.015	
B-1900Hf	bal.	8.0	10.0	6.0	-	4.3	-	6.0	1.0	1.5	0.08	0.10	0.015	-
Mar-M 246	bal.	9.0	10.0	2.5	10.0	1.5	-	5.5	1.5	-	0.05	0.15	0.015	_
Mar-M 246Hf	bal.	9.0	10.0	2.5	10.0	1.5	-	5.5	1.5	1.4	0.05	0.15	0.015	-
Mar-M 247	bal.	8.5	10.0	0.65	10.0	3.0	-	5.6	1.0	1.4	0.04	0.16	0.015	_
Rene'80	bal.	14.0	9.5	4.0	4.0	-	_	3.0	5.0	-	0.03	0.17	0.015	-

Table 2.9 Chemical composition of Ni-based super heat-resistant cast alloy(wt.%)

Alloy	Density (g/cm <sup>3</sup> )	Melting point (°C)	Temperature (°C)	S.H.C (J/kg K)	T.C (W/m K)	С.Т.Е (10 <sup>-6</sup> /К)
			21	21 420		10.6
IN 716C	7.91	1,260 ~ 1,290	538	565	17.0	13.5
			1,093	710	26.4	17.1
			21	440	10.7	10.1
IN 716LC	8.00	1,290 ~ 1,320	538	565	16.7	15.8
		AITIN	1,093	710	25.3	18.9
B-1900		- Mun.	21		10.2	11.7
	8.22	1,275 ~ 1,300	538		16.3	13.3
			1,093	S	-	16.2
	7.75		21		-	13.0
IN 100		1,265 ~ 1,335	538	480	17.3	13.9
			1,093	605	-	18.1
		8	4 C <sup>21</sup> L	420	-	11.6
IN 738	8.11	1,230 ~ 1,315	538	565	17.7	14.0
			1,093	710	27.2	-
			21	-	-	11.3
Mar-M 246	8.44	1,315 ~ 1,345	538	-	18.9	14.8
			1,093	-	30.0	18.6
			21	-	-	-
Mar-M 247	8.33	-	538	-	_	-
			1,093	-	_	-

Table 2.10 Physical properties of Ni-based heat-resistant cast alloy

### 2.2 레이저 클래딩 공정의 특성

#### 2.2.1 레이저 열원에 의한 클래딩 메커니즘

레이저 클래딩 공정은 기지금속 표면에 내마모성, 내식성, 내열성 등 물리적 및 기계적 특성을 부여하기 위하여 이종금속을 표면상에 융착시키는 접합 프로 세스이다. 클래딩시 두 이종금속이 접촉하는 계면에서 용융 접합이 이루어지므 로 첨가금속과 기지금속의 희석을 가능한 극소량으로 제어하는 것이 중요하다 <sup>8-9)</sup>. 이종금속을 기지금속에 첨가시키는 방법으로는 크게 기지금속표면에 금속 페이스트나 판재 형태를 부착시킨 후 레이저 빔을 조사하는 방법과 이종금속을 분말 혹은 와이어 형태로 레이저 빔 조사면에 동시에 공급하는 방법이 있다. 분말 공급법은 언급한 다른 방법에 비하여 이종금속의 공급량 조절이 가능하고 열 흡수율이 높은 이점을 가지고 있다.

레이저 클래딩은 재료의 관점에서 볼 때 복합적인 특성을 지닌 재료를 얻을 수 있으며, 구입이 어려운 전략금속의 부족에 대처하고 고가금속을 절약한다는 의미에서 바람직하다. 또한 레이저를 이용한 클래딩은 기존의 플라즈마 용사나 아크용접 등 종래의 방법과 비교하여 전체적으로 재료에 가해지는 입열량이 적 고 국부적인 가열처리가 가능하기 때문에 가공물의 변형발생을 최소화 할 수 있다. 또한 비접촉식 공정으로 전극의 소모에 의한 불순물의 유입이 없고 상대 적으로 양호한 표면을 얻을 수 있으며 자동화가 용이한 장점이 있다.

레이저 클래딩 기술의 적용분야로는 자동차 및 선박 산업의 엔진 밸브, 알루 미늄 부품, 발전 설비 분야의 터빈블레이드 및 기계부품 등에 일부 실용화되고 있으며 방산, 항공 우주 산업 등에 실용화가 기대되고 있다. 특히, 부품의 경량 화 추세와 더불어 산업 전반에 걸쳐 알루미늄 합금의 사용이 확대되고 있는 상 황에서 이들 부품의 표면 특성을 변화시키기 위하여 국부적 공정이 가능한 레 이저 클래딩기술의 필요성이 점차 증가하고 있다.

(1) 레이저 클래딩 공정 및 기술 현황

Collection @ kmou

레이저 클래딩의 개략도를 Fig. 2.1에 나타낸다. 클래딩은 레이저 빔을 이용해 표면특성을 향상시키고자 하는 모재 표면에 조사하여 용융풀을 형성하고 용융

풀에 분말이 노즐에 의해 이송 및 공급된다. 이러한 방법으로 레이저 및 모재 가 이동하면서 연속적인 클래드 층이 형성된다. 분말 이송에 사용되는 가스는 불활성 가스를 사용하여 이송 역할과 동시에 산화 방지의 역할도 동시에 하게 된다. 모재가 부분 용해되고 공급된 분말의 용융에 의해 혼합된 용융 접합층을 형성하게 되며, 접합층은 모재 및 클래드 층의 물리적 특성에 영향을 미치게 된다. 레이저 특성상 빔의 폭이 좁으므로 넓은 면적을 도포하기 위해서는 중첩 과정이 필수적이다. 이때 중첩률에 따라 생산속도, 표면특성, 표면조도, 열영향 부의 특성 등이 변화하게 되므로 적정한 중첩률의 선택은 중요한 변수가 된다.

레이저 클래딩의 응용과 효율은 다음과 같은 공정변수에 의존한다. 독립적인 변수로는 재료의 종류, 표면상태, 레이저 출력, 집속된 빔의 크기, 빔의 모양 및 파장, 빔 이송속도, 빔의 흡수율 및 반사율, 분말공급량 등이 있으며, 종속변수 로는 모재와 클래딩 재료의 희석율, 재료와 빔의 상관관계, 냉각속도 등이 있 다. 이러한 공정변수들이 클래드 층에 미치는 영향에 대해서는 다수의 논문에 서 발표되어 있다. 여기서 클래드 층의 형상이나 희석율에 가장 큰 영향을 미 치는 변수로써는 단위시간당 가공부위에 조사되는 레이저 빔 강도와 분말 공급 량을 들 수 있다.

클래딩 분말은 스텔라이트, 인코넬과 같은 Co계 및 Ni계 합금, W 및 Ti탄화 물, Fe-Cr-Ni-B합금, Cu합금 등의 다양한 재료가 사용된다. 클래딩을 위한 모 재로는 저탄소강, 저합금강, 스테인리스, 알루미늄, 주철, 공구강, 초합금강 등 이 사용되고 있다. 분말 공급 방식은 현재 플라즈마 용사(plasma splaying) 장치 에 널리 사용되고 있는 방식으로 일정량의 분말을 이송가스와 함께 이송하는 방식이다. 따라서 분말을 이송하기 위해서는 일정량 이상의 이송가스와 가스압 이 주어져야하며, 이러한 조건들은 높은 가스압으로 인하여 노즐을 통과한 분 말이 분산 및 비산되어 사용효율이 저하되기 때문에 가스압을 제어해야하는 어 려움이 있으므로 현재 레이저 클래딩 공정에서 단점으로 나타나고 있다.

분말공급 장치에서 정량화된 분말이 호스를 통하여 노즐로 이송되어지며, 노 즐은 분말을 가공부위에 국부적으로 공급하는 역할을 한다. 따라서 노즐의 설 계에 따라 분말의 사용효율을 향상시킬 수 있다.

(2) 레이저 빔의 흡수

레이저 빔과 재료의 반응 중 중요한 한 가지는 분말에 대한 레이저 빔의 흡 수율이다. 그러나 레이저 클래딩이 산업현장에 적용되기 시작한지가 얼마 되지 않아 레이저 빔의 흡수율에 대해 이해하기란 쉽지 않다. 따라서 본 항에서는 P. D. Denney 등이 발표한 논문을 바탕으로 분말에 의한 레이저 빔의 흡수에 대 하여 설명하였으며, Fig. 2.2에 시간에 따른 분말의 용융과정을 나타낸다. (a)단 계에서는 레이저 빔 조사 직후 빔이 다중반사에 의하여 분말에 흡수되고 있으 며, 분말 형상을 그대로 유지하고 있는 것을 볼 수 있다. (b)에서는 경계층 형 성이 시작되며, 분말의 크기가 증가할 뿐만 아니라 온도가 증가함에 따라 흡수 율이 증가된다. (c)단계에서는 분말들의 집합체가 형성되기 시작하고 분말의 원 래 형태를 잃어버리게 된다. (d)단계에서는 상부에 있는 분말들의 용융이 시작 되고 덧살과 같은 형태를 갖게 된다. 여기에서 분말의 형상은 레이저 빔 조사 시간의 증가에 따라 계속해서 변화하게 되는 것을 알 수 있다. (a)단계에서 (b) 단계로 변화하는 과정에서 레이저 빔 흡수율은 급격히 변화하게 되나 그 이후 에는 분말의 형상 변화에 관계없이 흡수율은 거의 일정하다고 보고되었다<sup>10</sup>.

(3) 클래딩 재료 공급방법

1945

클래딩의 공급 방법에는 분말 공급법, 분말정치법 및 와이어 공급법이 있으 며 Fig. 2.1과 Fig. 2.3에 장치에 따른 모식도를 나타낸다. 분말정치법 (pre-placed powder)의 경우 Fig. 2.3(a)와 같이 모재 위에 내마모성 및 내식성 을 갖은 합금분말 또는 혼합분말을 접합재를 이용하여 도포한 뒤 레이저 빔을 조사하는 것으로, 모재표면까지 열전달 속도는 느리나 모재에 열이 전달되면 열전도도가 급격히 증가하여 모재와 혼합하게 된다. 입열량을 적당하게 조절함 으로써 낮은 희석률과 건전한 클래드 층을 얻을 수 있다. 하지만 복잡한 형상 에 클래딩 하는 경우 균일하고 재현성 있는 분말 도포가 어렵고, 접합재 분해 에 의한 증기의 발생으로 기공이 형성되고 클래드 층의 표면 조도가 거칠어지 는 단점이 있다.

Fig. 2.3(b)의 와이어 공급법은 클래딩 재료가 와이어 형태로 공급되는 것으로 공정이 간편하고 재료의 효율성 또한 좋은 장점이 있지만, 에너지 흡수율이 극

히 적은 단점이 있다. 따라서 이러한 문제점을 해결하기 위해 와이어를 예열함 으로써 레이저 빔 흡수율을 높일 수 있지만, 예열공정이 추가될 뿐만 아니라 모재와 클래드 층의 희석률이 높고 레이저 빔을 와이어에 정확히 조사하는 것 이 어렵기 때문에 자동화에 용이하지 못하다.



Fig. 2.1 Schematic illustration of laser cladding





Fig. 2.2 Schematic of the melting process of the laser cladding powder which was being irradiated by the laser beam



Fig. 2.3 Different methods of laser cladding

#### 2.2.2 클래딩 분말 용융의 분류

레이저 클래딩에서 분말은 선택적 소결과 선택적 용융으로 나누어지며 Fig. 2.4와 같이 분말의 입자간 결합 형태에 따라 구분할 수 있다<sup>11)</sup>.

(1) 고체 입자간 결합

고체 입자간 결합(solid state sintering)은 레이저 열원에 의해 재료의 용융온 도 아래에서 표면 또는 입자 경계부를 따라 목(necks) 형성이 이루어지면서 용 융 및 소결되는 것을 말한다. 이러한 결합 메커니즘은 고체 상태에서 원자간의 확산에 의해 진행되기 때문에 소결체의 형성까지는 많은 시간이 소요되는 문제 점을 가지고 있어 양산을 위한 공정과는 적합하지 않다. 따라서 이러한 문제점 을 보완하기 위해서는 예열을 실시하여 원자의 확산속도를 증가시키는 방법과, 공정 전 분말의 고체 입자간 결합, 액상 소결 결합 및 화학적 결합 등이 있다.

(2) 액상 소결

액상 소결(liquid phases sintering)은 입자간 재정립 속도가 빠른 액체유동에 의한 결합이기 때문에 고체 입자간 결합에 비해 공정시간이 빠르다. 액상 소결 은 융점이 낮은 재료와 융점이 높은 재료가 혼합되어 있는 재료에 열을 가해줌 으로써 융점이 낮은 재료만 용융시키는 프로세스이다. 용융된 재료는 융점이 높아 고체의 상태로 존재하는 재료에 대해 접합체와 같은 역할을 하여 서로 결 합하면서 소결된다. 융점이 낮은 재료, 즉, 접합체 역할을 하는 재료를 바인더 재료(binder material)라 하고, 융점이 높은 재료를 구조 재료(structural material) 라 하며, 재료 역할에 따라 Fig. 2.5와 같이 구분된다. Fig. 2.5(a)의 코팅 분말 (coated powder)은 바인더 재료가 구조 재료 주위에 코팅이 된 입자를 사용하 는 것으로, 바인더 재료가 우선적으로 레이저 빔 에너지를 흡수 및 용융되어 바인더 재료간의 결합에 의해 소결된다. Fig. 2.5(b)의 혼합 분말(mixed powder) 의 경우 서로 다른 두 종류의 분말을 혼합하는 것으로, 바인더와 구조 역할을 동시에 하는 재료에 사용된다. Fig. 2.5(c)와 (d)의 (부분)예비합금 분말((partially pre-alloyed powder)은 바인더와 구조 재료의 성질을 모두 가지고 있는 혼합된 분말로 다양한 환경에서 가장 유용하게 사용된다. 따라서 이종의 바인더 및 구



조 재료를 사용할 경우 폴리머 바인더-금속 구조 재료, 금속 바인더-세라믹 구 조 재료 및 낮은 용융 금속-높은 용융 금속 등과 같이 서로 다른 성질을 가진 재료를 목적에 맞게 사용하면 된다.

(3) 부분 용융

부분 용융(partial melting)은 바인더와 구조 재료의 구분이 뚜렷하지 않은 경 우에 이용된다. 선택적 레이저 소결의 경우 단상의 재료나 혼합 분말을 사용하 여 분말을 국부적으로 용융시킨다. 레이저 빔을 이용하여 모든 분말을 용융시 키지 않고 분말 입자의 경계부만 용융시키게 되어 분말 입자의 중심부는 고체 상태로 존재하게 된다. 이때 용융된 경계부는 분말 입자 사이에서 바인더 역할 을 하게 된다.

(4) 완전 용융

완전 용융(full melting)은 추가적인 공정 없이 99.9% 이상의 완전 소결체를 얻기 위해서 사용되며, 선택적 레이저 용융이 이에 해당한다. 완전 용융은 한 번의 공정으로 조밀한 밀도를 가지는 부품 등을 생산할 수 있는 장점이 있지 만, 높은 온도 구배에 의해 내부 응력과 뒤틀림 등을 일으킬 수 있으며, 볼링 (balling) 등으로 인하여 표면 조도가 거칠어 질 수 있다.




Fig. 2.5 Differences between binder and structural materials

# 제 3 장 실험 방법

## 3.1 실험 재료 및 장치

#### 3.1.1 실험 재료

본 연구에 사용된 재료는 선박엔진의 배기밸브에 사용되는 내열강 SNCrW로, 지름 115 mm, 두께 20 mm'의 원형의 평판 시험편과 실제 선박에 사용되고 있 는 50MC 배기밸브이다. 500 °C에서 최대 750 °C까지의 온도 범위에서 사용할 수 있는 내열강은 기본적으로 최소 12% 이상의 Cr을 포함하며, 그 밖에 Ni, Fe과 W, Mn, Si 등의 소량의 원소로 구성된 합금강으로 내마모성, 내산화성, 고온피로강도 및 고온강도가 뛰어나다는 특징을 가진다. Cr은 내산화성 및 내 황화성을 개선시키며, 침탄 및 다양한 부식환경에 대한 저항성이 우수하다. 또 한 석출된 Cr 탄화물은 내열성, 내마모성 및 크리프 특성을 향상시킨다. Ni의 경우 강의 조직을 미세화 시키고 고온에서 보다 안정적이고 강한 오스테나이트 를 형성시켜 내식성을 향상시킨다. 또한 저온취성을 방지하며 C 또는 N의 확산 을 느리게 만들어 내열강의 열화를 방지하는 역할을 한다. 이외에도 Mn, Mo, W과 같은 원소의 첨가로 인해 고온에서 강의 특성을 개선시킨다. Table 3.1과 Table 3.2에 모재의 화학적 조성과 물리적 특성을 나타낸다<sup>12,13)</sup>. 또한 Fig. 3.1과

실험에서 사용한 레이저 클래딩 분말은 EuTroLoy 16006과 LC-190으로 모두 Co계 합금이다. EuTroLoy 16006 분말은 배기밸브 클래딩시 가장 범용적으로 사용되고 있는 스텔라이트 6과 동일한 성분비를 가지며, LC-190 분말은 EuTroLoy 16006보다 W과 C의 함량이 보다 높은 분말이다. 각각의 분말이 가 진 화학적 조성과 기계적 특성을 Table 3.3과 Table 3.4에 나타낸다. 일반적으로 Co는 초경합금 및 고강도 합금 제조에 사용되며, 특히 Cr과 함께 사용되어 고온 강도와 고온 경도를 크게 증가시킨다. Fig. 3.3은 두 합금 분말의 형상을 나타낸 것으로, EuTroLoy 16006은 53~150 µm, LC-190은 78~211 µm의 입자크기를 가진다.



Element(%) Material	С	Ni	Mn	Cr	Si	W	Р	S	Мо	Cu	Fe
SNCrW	0.257	9.996	0.952	19.958	0.969	2.012	0.028	0.0028	0.14	0.275	Bal.

Table 3.1 Chemical composition of SNCrW

Table 3.2 Physical constants of SNCrW

Density (g/cm <sup>3</sup> )	Melting point (°C)	Tensile strength (MPA)	Yield strength (0.2 % offset, MPA)	Elongation (%)	Reduction area (%)
7.7	1425	750	395	39.0	45.0



Fig. 3.2 Appearance and dimension of exhaust valve

Table 3.3 Chemical composition and mechanical properties of EuTroLoy 16006

Element(%) Material	С	Ni	Cr	Si	W	Fe	Со	Flow rate (sec/50g)	Apparent density(g/cm <sup>3</sup> )	Hardness (HRC)
EuTroLoy 16006	1.1	1.7	28.0	1.2	3.9	1.5	Bal.	15.0	4.6	42 (2nd layer-welded)

 Table 3.4 Chemical composition and mechanical property of LC-190

Element(%) Material	С	Ni	Cr	Si	W	Fe	Mn	Со	Flow rate (sec/50g)	Apparent density (g/cm <sup>3</sup> )
LC-190	3.17	1.6	26.8	0.8	14.9	2.0	0.4	Bal.	13.0	5.0



(a) EuTroLoy 16006

(b) LC-190



## 3.1.2 실험 장치

본 연구에서 사용한 레이저 클래딩 장치는 크게 최대 출력 8.0 kW의 연속발 진 다이오드 레이저(continuous wave diode laser), 광학헤드, 6축 로봇, 분말을 공급해주는 분말 공급 장치와 배기밸브 클래딩시 사용된 턴테이블 지그 (turntable jig)로 구성된다. 레이저의 주요사항을 Table 3.5에 나타냈으며, 클래 딩 장치의 사진을 Fig. 3.4에 나타낸다.

실험에 사용된 레이저는 975±10 nm의 파장대를 가지며, 로봇에 레이저 광학 계와 클래딩용 광학헤드 및 분말 공급 노즐을 장착하였다. 발진기로부터 광학 헤드로 전송된 레이저 빔은 클래딩용 광학계를 통해 6 × 6 mm 크기를 가진 사 각빔(rectangular beam)으로 변화되며, 조사되는 레이저의 파워밀도가 진행방향 의 수평방향에서는 완만한 가우시안(gaussian) 분포를, 수직방향으로는 비교적 군일한 탑햇(top hat) 형태의 분포를 나타낸다<sup>14,15</sup>.

클래딩 공정시 클래딩용 광학헤드 내부에 실드가스 노즐을 설치하여 레이저 와 동축으로 불활성 가스인 Ar을 공급함으로써 클래드 층의 산화를 방지하였 다. 또한 광학헤드 내부에 분말 공급 노즐을 장착하여 분말 공급 장치로부터 Ar 이송가스와 함께 분말이 공급되었다. 따라서 레이저, 분말, 이송가스 및 실 드가스 모두 동일한 축에서 공급하여 실험을 진행하였다.



Table 3.5 Specification of CWDL

Laser type	CW diode laser
Maker	COHERENT
Model	HighLight 8000D
Wave length	975±10 nm
Output power	$\geq$ 8000 W
Power stability	$\leq$ 2 %/hour
Working distance	275 mm
Wall plug efficiency	> 50 %
Cooling type	Water cooling



Fig. 3.4 Setup of experimental equipment in laser cladding

# 3.2 실험 및 분석 방법

#### 3.2.1 실험 방법

본 연구에 적용된 레이저 클래딩은 분말 공급 방식을 이용하였으며, 그 모식 도를 Fig. 3.5에 나타낸다. 실험은 Fig. 3.6과 같이 우선 실제 선박용 50MC 배기 밸브에 레이저 클래딩을 적용하기 전 기초실험으로써 원형의 평판 시험편을 테 이블에 고정시켜 로봇이 이동하면서 레이저 빔이 조사되었다. 이 때 다른 종류 의 분말을 이용하여 원패스(one-pass) 및 멀티패스(multi-pass) 클래딩을 실시하 여 최적의 조건을 도출하였다. 배기밸브의 경우 8 mm의 홈이 있는 페이스부에 내마모성이 좋은 재료를 쌓아 올려야 하므로 평판 시험편에 대한 실험과 달리 로봇은 고정된 상태로 턴테이블 지그로 배기밸브를 회전시키면서 클래딩을 진 행하였다. 클래딩 전, 모든 시험편은 불순물을 제거하기 위해 아세톤 및 메틸 알콜을 이용하여 세정하였으며, 평판 시험편의 경우 샌드블라스트 처리를 통해 표면의 조도를 일정하게 하였다.

원패스 클래딩의 경우 공정 변수인 실드가스(shield gas, G<sub>a</sub>) 및 이송가스(carrier gas, G<sub>a</sub>)를 변화시켜 용접성을 평가하였으며, 얻어진 결과를 통해 최적의 조건을 선 정하여 출력(laser power, *p*), 이송 속도(traveling speed, *v*), 분말 공급 속도(powder feed rate, *R<sub>t</sub>*)를 변화시켜 그에 따른 형상과 희석률에 미치는 영향을 관찰하였다. 멀티패스 클래딩의 경우 원패스 클래드 층의 물성 및 용접성을 분석함으로써 선정 된 조건을 도출하여 중첩률(overlapping ratio) 및 적층(multi-layer) 수를 변화시켜 클 래드 층의 특성을 평가하였다. 중첩 실험은 보다 넓은 면적에 클래딩을 적용하기 위 한 기초실험으로써 실시되었으며, 동일한 중첩률 조건에서 분말 공급량을 변화시켰 을 때 발생하는 차이를 비교·분석하였다. 적층 실험의 경우 클래드 층을 높게 쌓아 올리기 위해 실시하였으며, 적층 수 증가에 따른 클래드 층의 형상 변화를 관찰하였 다. **Fig. 3.7**에 클래드 층의 형상을 나타낸다.

원패스 및 멀티패스 클래딩을 통해 도출된 조건을 적용하여 실제 선박엔진용 50MC 배기밸브 페이스부에 레이저 클래딩을 실시하였다. 실제 배기밸브 페이 스부에 클래딩을 적용하기 전 폐기품을 활용한 모사시험편에 레이저 클래딩을

실시하여 형상 인자에 대한 변수들을 제어하였다. 그 후 시험편의 예열, 분말 공급량 및 냉각속도에 따른 특성 등 재료 인자에 대한 변수를 제어하여 최적의 조건을 실제 배기밸브 페이스부에 적용하여 그 특성을 평가하였다. Fig 3.8에 배기밸브 페이스부의 클래드 층 형상을 나타낸다.



Fig. 3.5 Schematic of laser cladding and laser beam shape





Fig. 3.6 Experimental methods in laser cladding

1945





(b) Multi-pass cladding







Fig. 3.8 Photographs of clad layer in exhaust valve face



#### 3.2.2 분석 방법

(1) 시험편의 채취 및 에칭

클래딩한 시험편은 표면 형상의 관찰 및 단면분석을 위해 표면사진을 촬영한 후, 와이어커팅장비를 사용하여 절단되었다. 원형의 평판 시험편의 경우 안정적 인 용접부 단면을 얻기 위해 클래딩 시작점으로부터 20 mm 떨어진 지점부터 10 mm, 15 mm, 10 mm의 간격으로 3개의 시험편을 채취하였다. 배기밸브의 경 우 일정 간격을 두지 않고 특정 위치에서 15 mm의 폭으로 시험편을 채취하였다. 시험편의 채취 위치와 클래드 층 단면 측정 위치를 Fig. 3.9과 Fig. 3.10에 나타낸 다. 채취한 시험편은 경면연마 후 에칭(HCL:HNO<sub>3</sub> = 3:1)하여 클래드 층의 폭 (width, *w*)과 높이(height, *h*)를 측정하였으며, 클래드 층과 모재의 용융 정도와 희석율(dilution ratio, *d*)을 분석하였다. 희석율의 경우 클래드 층의 품질을 좌 우하는 주된 평가 항목으로 전체 용융면적에 대한 모재 용융부의 비로 모재와 클래드 분말의 희석정도를 의미한다.

(2) 비커스 경도시험

채취된 단면의 기계적 특성을 분석하기 위해 마이크로 비커스 경도기를 사용하여 경 도를 측정하였다. 경도시험 시 EuTroLoy 16006으로 형성된 클래드 층은 압자의 하중을 490.3 mN(Hv 0.05)으로, LC-190 합금 분말은 980.6 mN(Hv 0.1)으로 설정하고 두 조건 모 두 10초의 가압 유지시간을 주었다. 또한 가공경화에 의한 경도상승으로 경도 측정값 의 오차를 방지하기 위해 압자의 간격을 50, 60 및 100 µm로 설정하여 일정한 간격을 두고 시험을 진행하였다. 종방향 경도의 경우 원패스 및 멀티패스 클래드 층과 배기밸 브 페이스부의 클래드 층에 대해 실시하였으며, 표면으로부터 15 µm 아래 부분에서 깊이방향으로 측정하였다. 횡방향 경도는 멀티패스 시험편과 배기밸브 페이스부에 실시하였으며, 평판 시험편의 경우 1층 클래드 층의 표면으로부터 깊이방향으로 높이 가 1/3, 2/3인 지점과 2층 클래드 층 표면으로부터 깊이방향으로 1 mm 아래 부분과 중 간높이에서 측정하였다. 배기밸브 페이스부는 홈의 깊이가 8 mm인 것을 고려하여 표 면으로부터 2 mm, 4 mm, 6 mm 지점에서 측정하였다. Fig. 3.11과 Fig. 3.12에 원패스 및 멀티패스 클래드 층과 배기밸브 페이스부에 대한 경도 측정위치를 나타낸다.



(3) 미세조직 관찰 및 성분 분석

미세조직은 광학현미경(Optical microscopy, OM)과 주사전자현미경(Scanning electron microscope, SEM)을 사용하여 관찰하였다. 또한 EDS(Energy-dispersive X-ray spectroscopy) 를 이용한 점분석 및 선분석과 EPMA(Electron probe micro-analysis)를 이용한 면분석을 통해 원소의 성분 분포 특성을 분석하였다.

(4) 비파괴 검사

비파괴 검사는 선박엔진용 50MC 배기밸브 페이스부에 레이저 클래딩 후 클래드 층의 표면 균열 및 내부의 기공과 같은 용접결함을 평가하기 위해서 침투탐상시험과 초음파 탐상시험을 실시하였다. 침투탐상시험은 ISO 3452의 규격을, 초음파탐상시험의 경우 EN602R 또는 EN602U 규격을 적용하였다.

(5) 가공여유 측정

실제 산업현장에서는 클래딩 후 표면 일부를 연마하는 후가공을 통하여 표면을 균일 하게 만든다. 따라서 클래드 층을 필요 이상으로 높게 형성시키지 않는 것이 중요하므 로 배기밸브 페이스부에 형성된 클래드 층의 가공여유를 측정하였다.









Fig. 3.10 Sampling position of clad layer



Fig. 3.11 Measurement position for hardness test of one-pass and multi-pass cladding



Fig. 3.12 Measurement position for hardness test of exhaust valve face

# 제 4 장 실험결과 및 고찰

# 4.1 Co계 분말에 따른 레이저 클래딩 비드 특성

#### 4.1.1 원패스 클래드 충 특성

(1) 예열에 따른 클래드 층의 형상 비교

레이저 클래딩 공정에서 균열은 일반적으로 클래드 층 내부에 생성된 잔류응 력이 적층물질의 응력 허용범위를 초과하게 될 경우 발생한다. 잔류응력 발생 은 응고 중 클래드 층의 상부와 하부의 응고속도의 차이, 클래드 층과 모재사 이 및 합금 분말 내 원소들의 열팽창계수 차이에 의한 열응력(thermal stress)이 주요 원인으로 알려져 있다. 따라서 스텔라이트 6과 LC-190 합금 분말을 이용 한 원패스(one-pass) 클래딩시 모재에 대한 예열의 필요 유무와 그에 따른 영향 을 분석하기 위하여 빔 이송속도를 4 mm/s로 고정하고, 레이저 출력을 2~5 kW 까지 1 kW 단위로 변화시키면서 클래딩을 실시하였다.

Fig. 4.1에 스텔라이트 6을, Fig. 4.2에 LC-190을 이용하여 형성된 레이저 출력 에 따른 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진을 나타낸다. 두 분말을 비교해본 결 과, LC-190의 경우 2~4 kW에서 클래드 층 표면에 균열이 발생하였다. 5 kW 조건은 균열이 발생하지 않았는데, 이는 다른 조건에 비해 상대적으로 높은 입 열량으로 냉각속도의 감소와 함께 온도구배에 의한 열응력을 감소시켜 균열이 발생하지 않은 것으로 사료된다.

실험을 통해 예열하지 않았을 때 균열이 발생한 LC-190 합금 분말에 대해 출력을 4kW로 고정하고 예열온도를 150~400°C의 범위에서 예열을 실시하였 으며, Fig. 4.3에 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 나타낸다. 모재에 예열을 실시한 결과, 모든 온도 범위에서 형성된 클래드 층에서 어떠한 결함도 발생하지 않았다. 클래드 층 높이의 경우 예열온도와 상관없이 약 1.3 mm로 유사하였으나 150°C 이상부터 폭이 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 일반적으로 레이저 빔의 흡수율은 재료의 고유저항에 비례하여 전기전도도가 높은 재료는 흡수율이 낮으나, 재료의 고유저항은 온도에 비례하므로 레이저



빔의 흡수율은 재료의 표면온도에 비례하여 증가한다. 따라서 예열 후 모재와 의 희석률이 약 10% 이상 증가하는 것을 알 수 있었다. 모재의 예열 후에 형 성된 클래드 층의 형상 및 희석률은 거의 유사하였기 때문에 향후 실험에서는 LC-190 분말에 대한 적정 예열온도를 300 ℃로 설정하였다.





SNCrW – Stellite 6, One–pass clad; $v: 4 \text{ mm/s}, R_{f}: 3 \text{ rpm}(19 \sim 20 \text{ g/min}), G_{S} \& G_{C}: 20 \& 8 \ell/\text{min}(\text{Ar})$							
P (kW) Clad layer	2	3					
Surface							
Cross section							
P(kW) Clad layer	4	5					
Surface		and a second					
Cross section		.3mm.)					

# Fig. 4.1 Shape of clad layer with stellite 6

SNCrW – LC–190, One–pass clad; $v : 4 \text{ mm/s}, R_{f} : 3 \text{ rpm}(19 \sim 20 \text{ g/min}), G_{s} \& G_{c} : 20 \& 8 \ell/\text{min}(\text{Ar})$							
P(kW) Clad layer		3					
Surface	entrantizionen ese	currenter					
Cross section							
P(kW) Clad layer	4	5					
Surface	at the head of the	, 9mm)					
Cross section		(3mm)					

Fig. 4.2 Shape of clad layer with LC-190





Fig. 4.3 Clad layer shape and characteristics of LC-190 with preheating temperature

(2) 레이저 클래딩 시의 주요 공정변수에 대한 영향

선박엔진용 배기밸브의 리페어링과 같이 대 면적에 대한 레이저 클래딩의 적용은 클 래드 층의 중첩과 적층이 불가피하다. 그러므로 레이저 클래딩에서의 주요 공정변수인 레이저 출력, 빔 이송속도 및 분말 공급량에 관한 자료는 향후 진행될 중첩 실험과 적 층 실험시 적정한 조건을 선정하기 위해 필수적이다. 따라서 이러한 변수가 원패스 클 래딩시 클래드 층에 미치는 영향을 연구하였다. 이전의 예열 실험을 통해 얻은 결과를 바탕으로 LC-190 합금 분말을 사용하여 클래딩 할 경우 모재에 300 °C의 예열 온도를 적용하여 분말 종류에 따른 클래드 층 특성을 비교·분석하였다.

스텔라이트 6 합금 분말을 이용한 원패스 레이저 클래딩시 빔 이송속도를 4 mm/s 및 6 mm/s로 설정하고, 레이저 출력을 2 kW ~5 kW까지 1 kW 단위로 변화 시키면서 그에 따른 영향을 관찰하였다. 빔 이송속도가 4 mm/s일 때, 레이저 출 력변화에 따른 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진을 Fig. 4.1에, 특성 그래프를 Fig. 4.4에 나타내며, 빔 이송속도가 6 mm/s일 때의 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 Fig. 4.5에 나타낸다. 모든 속도 조건에서 출력이 증가함 에 따라 분말과 모재에 가해지는 입열량이 증가하여 클래드 층의 폭이 넓어지고 높이가 낮아지며 모재의 용융정도가 증가하는 것이 관찰되었다. 클래드 층의 폭은 본 실험에서 사용된 6 × 6 mm의 탑햇 모드의 레이저 빔 조건을 만족하는 6 mm이 상으로 측정되었다. 높이의 경우 빔 이송속도 4 mm/s일 때 모든 출력 조건에서 1 mm가, 6 mm/s는 0.7 mm 이상의 클래드 층이 형성된 것을 관찰할 수 있었다. 출 력의 증가는 클래드 층 높이 변화에 많은 영향을 미치지는 않으나 모재의 용융 정도에는 많은 영향을 주었으며, 그에 따라 희석률도 증가한 것을 알 수 있었다. 빔 이송속도의 경우 증가할수록 분말이 흡수하는 빔 에너지의 정도가 감소하여 클래드 층의 폭과 높이는 낮아지고 희석률은 증가하는 것이 관찰되었다.

레이저 출력 및 빔 이송속도에 따른 실험을 통해 출력 4kW, 빔 이송속도 4 mm/s에서 높이 약 1mm, 폭 약 10mm의 클래드 층이 형성된 것을 알 수 있었 다. 이와 같은 조건에서 스텔라이트 6 합금 분말을 이용하여 분말 공급량에 따른 영향을 관찰하였다. 분말의 경우 분당회전수인 rpm으로 공급량을 조절할 수 있 으며, 1~5rpm까지 1rpm 단위로 변화시켜 실험을 실시하였다. rpm에 따른 분말 공급량을 정량적으로 측정한 결과, 1 rpm일 때 7~8 g/min, 2 rpm에서는 14~15 g/min, 3 rpm의 경우 19~20 g/min, 4 rpm은 26~27 g/min, 5 rpm의 경우 32~33 g/min으로 rpm당 약 6~7 g/min씩 증가하였다. 분말 공급량에 따른 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 Fig. 4.6에 나타낸다. 횡단면과 특성 그 래프를 살펴보면 분말 공급량이 증가함에 따라 용융되는 분말 또한 증가하여 높이가 증가하였으며, 이에 따라 용융된 모재 영역이 감소하여 희석률 또한 감 소한 것을 알 수 있었다. 폭의 경우 일정하다가 4 rpm에서 약 0.4 mm 감소하였 다. 이는 분말에 흡수되는 레이저 빔 에너지가 한정적이기 때문에 일정량 이상 의 분말이 공급되면 용융금속의 퍼짐성이 감소하기 때문으로 사료된다. 모든 조건에서 양호한 클래드 층을 얻을 수 있었지만 5 rpm 이상의 분말이 공급될 경우 레이저 빔 에너지의 상당량이 분말에 흡수되어 모재와 금속의 완전한 접 합이 일어나지 않아 용접 결함이 야기될 수 있다고 판단된다. 실험결과를 통해 레이저 클래딩의 주요 변수 중 분말 공급량은 클래드 층의 높이와 희석률에 가 장 큰 영향을 주는 것을 알 수 있었다.



Fig. 4.4 Clad characteristics of stellite 6 with laser power in v = 4 mm/s of Fig. 4.1



Fig. 4.5 Clad layer shape and characteristics of stellite 6 with laser power in v = 6 mm/s



Fig. 4.6 Clad layer shape and characteristics of stellite 6 with powder feed rate

앞선 스텔라이트 6 분말을 이용한 레이저 클래딩의 주요 공정변수 실험을 통해 얻어진 결과를 바탕으로, LC-190 분말을 이용하여 빔 이송속도 4mm/s 및 분말 공급량 19~20 g/min에서 레이저 출력을 2~5 kW까지 1 kW 간격으로 변화시키면 서 실험을 실시하였다. 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 Fig. 4.7에 나타낸다. 모든 조건에서 용접 결함은 발견되지 않았으며, 스텔라이트 6 과 마찬가지로 출력이 증가함에 따라 클래드 층의 폭이 증가하였다. 하지만 2~ 4 kW의 출력 조건에서는 폭의 증가가 뚜렷한 반면, 5 kW에서는 그 증가폭이 감소하는 것을 관찰할 수 있었다. 클래드 층 높이의 경우 스텔라이트 6과 반대 로 출력이 증가함과 동시에 증가하는 경향이 나타났다. 희석률은 4 kW에서 증 가하기 시작하여 5 kW에서는 현저히 증가하여 모재도 상당량 용용된 것을 알 수 있었다.

빔 이송속도 4 mm/s 및 분말 공급량 19~20 g/min의 동일한 조건에서 출력변 화에 따른 두 분말의 특성을 비교해본 결과, 클래드 층의 높이에서 두드러지게 차이가 발생하였다. 스텔라이트 6의 경우 출력의 증가, 즉, 입열량의 증가와 함 께 높이는 감소한 반면, W이 더 첨가된 LC-190은 높이가 증가하는 경향이 나 타났다. 이는 낮은 출력에서 W의 높은 융점(3,422 ℃)으로 인해 분말을 충분히 용융시키지 못했지만, 출력이 증가함에 따라 분말의 용융량이 증가하였기 때문 으로 사료된다. 모든 원소들 중 가장 높은 융점을 가진 W은 젖음성 및 퍼짐성 이 낮고 다른 원소들과 함께 사용할 경우 열팽창계수의 차이가 발생할 뿐만 아 니라 낮은 비열과 높은 열전도도를 가지기 때문에 열이 급속히 손실되어 균열 감수성이 매우 높은 원소이다. 따라서 조사한 자료에 근거하여 분말에 가해지 는 입열량을 증가시켜 분말을 충분히 용융시킴으로써 균열 감수성을 감소시키 기 위해 기존 조건보다 분말 공급량 및 이송속도를 감소시킨 조건에서 레이저 출력에 따른 영향을 조사하였다.

실험은 3 mm/s 및 3.5 mm/s 각각의 빔 이송속도에서 분말 공급량 1 rpm(5~6 g/min)과 2 rpm(12~13 g/min) 두 조건하에 출력을 2~3.5 kW까지 0.5 kW 단위로 증가시켜 실시되었다. Fig. 4.8과 Fig. 4.9에 분말 공급량이 1 rpm일 때, 빔 이송 속도 3 mm/s 및 3.5 mm/s에서 출력에 따른 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 나타낸다. 각각의 이송속도에서 높이는 전반적으로 유사하였으



나, 앞서 진행하였던 실험 결과와 달리 출력의 증가와 동시에 높이는 감소하였 으며, 상대적으로 입열량이 높은 3 mm/s 조건에서 더 높은 높이가 측정되었다. 폭과 희석률의 경우 이전 실험들과 동일하게 출력이 증가함에 따라 증가하였으 며, 빔 이송속도와 관계없이 측정값은 유사하였다. 클래드 층의 형상과 그래프 를 살펴본 결과 높이를 제외한 폭 및 희석률은 이송속도와 상관없이 유사한 것 을 알 수 있었다.

분말 공급량이 2 rpm일 때, 빔 이송속도 3 mm/s 및 3.5 mm/s에서 출력에 따른 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 Fig. 4.10과 Fig. 4.11에 각 각 나타낸다. 클래드 층의 형상과 특성 그래프를 살펴보면 이전 실험들과 마찬 가지로 출력이 증가함에 따라 폭과 희석률이 증가하는 것을 알 수 있다. 속도 와 관계없이 각각의 출력 조건에서 폭은 유사하였으나, 희석률의 경우 빔 이송 속도 3 mm/s 및 레이저 출력 2.5~3 kW 조건에서 대폭 상승하였다. 이는 상대 적으로 입열량이 높은 3 mm/s의 조건에서 출력이 증가함과 동시에 단위 시간당 입열량이 증가하고 분말을 녹이고도 남은 레이저 빔 에너지 또한 증가하여 모 재의 용융량이 증가하였기 때문이다. 높이의 경우도 속도별로 차이가 발생하였 다. 속도 3 mm/s에서는 1 rpm 실험과 동일하게 출력이 증가함에 따라 높이가 감소한 반면, 3.5 mm/s에서는 분말 및 모재에 가해지는 입열량이 감소하여 출력 이 증가함에 따라 높아지는 것을 관찰할 수 있었다.

각각의 분말 공급량 조건에서 이송속도 및 출력을 변화하여 실험을 실시한 결과, 이송속도 및 분말 공급량과 상관없이 각각의 출력조건에서 클래드 층의 폭은 유사하였다. 이송속도 3.5 mm/s의 경우 분말 공급량과 관계없이 높이 및 회석률이 유사하였으나, 3 mm/s에서는 차이가 발생하였다. 본 실험의 목적은 클 래드 층의 높은 높이, 넓은 폭 및 낮은 희석률을 가진 클래드 층을 얻는 것이 아닌 분말과 모재에 가해지는 입열량을 증가시키는 것으로 분말공급량 1 rpm과 2 rpm일 때, 유사한 경향이 나타난 것을 고려하여 향후 멀티패스(multi-pass) 및 적층 실험시 레이저 출력 2 kW, 이송속도 3.5 mm/s로 설정하여 진행하였다.



Fig. 4.7 Clad layer shape and characteristics of LC-190 with laser power



Fig. 4.8 Clad layer shape and characteristics of LC-190 with laser power in v=3 mm/s and  $R_{\rm f}=1$  rpm



Fig. 4.9 Clad layer shape and characteristics of LC-190 with laser power in v = 3.5 mm/s and  $R_{\rm f} = 1$  rpm



Fig. 4.10 Clad layer shape and characteristics of LC-190 with laser power in v = 3 mm/s and  $R_f = 2 \text{ rpm}$ 



Fig. 4.11 Clad layer shape and characteristics of LC-190 with laser power in v = 3.5 mm/s and  $R_{\rm f} = 2$  rpm

#### 4.1.2 멀티패스 클래드 충 특성

(1) 중첩률 변화 시 클래드 층에 미치는 영향

스텔라이트 6 및 LC-190 두 분말을 이용한 원패스 클래딩 실험을 통해 공정변 수가 클래드 층에 미치는 영향을 알 수 있었다. 앞서 언급한 바와 같이 대 면적 에 대한 레이저 클래딩 프로세스를 적용하기 위해서는 클래드 층의 중첩이 불가 피하다. 따라서 중첩률이 증가할 때 클래드 층에 가해지는 영향을 관찰하기 위해 스텔라이트 6의 경우 분말 공급량이 19~20 g/min 및 32~33 g/min의 조건에서, LC-190은 5~6 g/min, 12~13 g/min, 19~20 g/min의 조건으로 나누어 실험을 실시 하였다. 스텔라이트 6의 원패스 클래딩 실험시 레이저 출력 4 kW, 빔 이송속도 4 mm/s의 조건에서 분말 공급량이 19~20 g/min 및 32~33 g/min일 때 형성된 클래 드 층의 높이는 각각 약 1 mm 및 2 mm였다. LC-190은 레이저 출력 2 kW, 빔 이 송속도 3.5 mm/s의 조건에서 분말 공급량이 5~6 g/min 및 12~13 g/min일 때 형 성된 클래드 층의 높이는 약 0.6 mm였으며, 스텔라이트 6 실험과 동일한 공정변 수에서 공급량이 19~20 g/min일 때의 높이는 약 1.3 mm였다. 이러한 조건에서 6 × 6 mm의 레이저 빔 사이즈 기준으로 중첩률을 스텔라이트 6은 0~30 %까지, LC-190은 10~30까지 10 % 단위로 간격을 변화시켜 총 6개의 클래드 층이 중첩 되도록 실험을 진행하였다.

스텔라이트 6 분말을 이용하여 분말 공급량이 19~20 g/min 및 32~33 g/min일 때, 중첩률 증가에 따른 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 Fig. 4.12와 Fig. 4.13에 각각 나타낸다. 모든 분말 공급량 조건에서 중첩률이 증 가함에 따라 클래드 층의 폭이 감소하였으며 높이가 증가하는 것을 알 수 있었 다. 클래드 층의 높이를 측정한 결과 19~20 g/min의 경우 모든 중첩률 조건에 서 약 1.5 mm 이상의 클래드 층이, 32~33 g/min은 약 2.5 mm 이상의 클래드 층이 형성되었다. 원패스 클래드 층과 비교하여 보다 높은 클래드 층을 얻을 수 있었으며, 동일한 중첩률 조건에서 분말 공급량이 증가하면 더 높은 클래드 층이 형성되는 것을 알 수 있었다. 분말 공급량이 19~20 g/min일 때, 클래드 층의 횡단면에서 어떠한 결함도 관찰되지 않았지만, 32~33 g/min으로 공급량을 증가시켰을 때, 모든 클래드 층의 경계부에서 기공이 관찰되었다. 기공은 클래



딩 프로세스시 분말 공급량에 비해 레이저 빔 에너지가 충분하지 않아 클래드 층과 모재 사이의 경계부에서 미용융으로 인한 비금속 접합부가 발생하게 되었 기 때문으로 사료된다.

분말 종류에 따른 중첩률의 영향을 비교하기 위해 LC-190을 이용하여 레이 저 클래딩을 실시하였다. 실험 전 LC-190 분말을 이용한 원패스 클래딩과 마찬 가지로 모재를 300 °C로 예열하였다. 분말 공급량이 5~6 g/min 및 12~13 g/min 일 때, 중첩률 증가에 따른 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 특성 그래프를 Fig. 4.14와 Fig. 4.15에 각각 나타낸다. 모든 분말 공급량 조건에서 중첩률이 증 가함에 따른 경향이 스텔라이트 6과 동일하게 나타났다. 클래드 층의 높이를 측정한 결과 5~6 g/min의 경우 10%의 중첩률을 제외한 나머지 조건에서 약 0.7 mm 이상의 클래드 층이, 12~13 g/min은 모든 중첩률 조건에서 약 1 mm 이 상의 클래드 층이 형성된 것을 알 수 있었다. 또한 모든 클래드 층의 단면에서 균열 및 기공과 같은 결함이 발견되지 않았으며, 이는 분말과 모재에 가해지는 입열량이 충분하였기 때문으로 판단된다.

스텔라이트 6와 동일하게 출력 4kW, 이송속도 4 mm/s에서 공급량을 19~20 g/min으로 설정하여 실험을 실시하였다. 중첩률은 10%와 20%를 적용하였으며, Fig. 4.16에 클래드 층의 표면 및 횡단면 사진과 폭 및 높이의 측정값을 나타낸 다. 단면을 살펴보면 중첩률 10% 조건에서 균열이 발생한 것을 볼 수 있으며, 광학 현미경 사진을 통해 균열은 경계층으로부터 표면으로 전파한 것을 알 수 있다. 20% 중첩률 조건의 경우 결함이 발견되지 않았는데, 이는 중첩 시 10 %(0.6 mm)보다 상대적으로 넓은 1.2 mm의 레이저 빔이 겹치게 되면 보다 큰 면 적에 후열처리가 이루어졌기 때문으로 사료된다.



- 53 -



Fig. 4.12 Multi-pass clad layer shape and characteristics of stellite 6 with overlapping ratio in  $R_{\rm f}$  = 19 ~ 20 g/min



Fig. 4.13 Multi-pass clad layer shape and characteristics of stellite 6 with overlapping ratio in  $R_{\rm f}$  = 32 ~ 33 g/min



Fig. 4.14 Multi-pass clad layer shape and characteristics of LC-190 with overlapping ratio in  $R_{\rm f}$  = 5 ~ 6 g/min



Fig. 4.15 Multi-pass clad layer shape and characteristics of LC-190 with overlapping ratio in  $R_{\rm f}$  = 12 ~ 13 g/min



Fig. 4.16 Multi-pass clad layer shape and characteristics of LC-190 with overlapping ratio in  $R_{\rm f}$  = 19 ~ 20 g/min


(2) 적층 수 증가에 따른 클래드 층의 형상 비교

클래드 층을 높게 쌓아 올리기 위해서는 분말 공급량을 증가시키거나 클래드 층을 적층해야 한다. 하지만 중첩률 실험을 통해 레이저 빔 에너지에 비해 많은 분말을 공급할 경우 클래드 층에 기공과 균열이 발생할 수 있다는 것을 알 수 있었으므로 적층하여 높게 쌓아 올리는 것이 바람직하다고 판단된다. 또한 앞선 실험에서 중첩률이 낮을 경우, 중첩되는 영역에서 움푹 들어가는 부분이 관찰되 었다. 중첩률이 증가하면 이러한 부분도 사라졌지만 클래드 층의 폭 또한 감소하 여 생산성이 감소될 수 있다. 실제 산업현장에서는 클래딩 후 표면을 균일하게 해주는 후가공이 불가피하기 때문에 이러한 가공과 클래딩 공정시간을 생각하면 중첩 및 적층시 가능한 짧은 시간동안 넓은 면적에 클래드 층을 형성해야 한다. 따라서 적층 수의 증가가 클래드 층에 어떠한 영향을 미치는 알아보기 위해 실 험을 실시하였다. 원패스 클래딩시 스텔라이트 6 분말을 사용하여 레이저 출력 4 kW, 빔 이송속도 4 mm/s 및 분말 공급량 19~20 g/min의 조건에서 높이 약 1 mm 의 클래드 층을, LC-190 분말을 사용하여 레이저 출력 2kW, 빔 이송속도 3.5 mm/s 및 분말 공급량 5~6 g/min의 조건에서 높이 약 0.6 mm의 클래드 층을 얻 을 수 있었다. 따라서 동일한 조건에서 중첩률을 20%로 설정하고 스텔라이트 6 은 1, 3, 5층으로, LC-190의 경우 1, 3, 6층으로 쌓아 올려 적층시 분말에 따른 클래드 층의 영향을 관찰하였다. Fig. 4.17에 스텔라이트 6을 이용하여 형성된 클 래드 층의 적층 수에 따른 표면 및 횡단면 사진과 높이 그래프를 나타낸다. 클래 드 층의 높이를 측정한 결과, 1층은 약 1.6~1.9 mm, 3층의 경우 5.3~5.7 mm, 5 층에서는 8.7~9.6 mm로 측정되었으며, 적층 수에 비례하여 높이가 증가하는 것 을 알 수 있었다. 1층 클래드 층은 높이가 거의 일정하고 표면이 균일하였지만, 5층까지 쌓아 올렸을 경우 클래드 층의 높이 차이가 발생해 표면이 불균일해졌 다. 이는 클래드 층을 적층시킬 때, 기존에 형성되어 있던 클래드 층의 모서리 부분에 분말이 공급되면서 분말의 비산 및 분말 초점이 맞지 않게 되어 동일하 게 용융되지 않았을 뿐만 아니라 젖음성을 갖게 된 융액이 중력에 의해 흘러내 려 높이가 낮아지게 된 것으로 사료된다.

LC-190 분말을 이용하여 형성된 클래드 층의 적층 수에 따른 표면 및 횡단면



사진과 높이 그래프를 Fig. 4.18에 나타낸다. 높이를 측정한 결과, 1층은 약 0.7 mm, 3층의 경우 1.9~2.1 mm, 6층에서는 3.1~3.4 mm로 측정되었다. 적층 수 증 가에 따른 경향은 스텔라이트 6와 동일하였으나, 단면을 살펴보면 6층까지 적층 한 조건에서 균열이 발생한 것을 볼 수 있으며, 광학 현미경 사진을 통해 균열은 클래드 층 표면으로부터 모재로 전파하는 것을 알 수 있다. 앞서 언급하였듯이, LC-190은 W이 스텔라이트 6에 비해 많이 혼합된 분말로, W은 낮은 비열과 높은 열전도도를 가지기 때문에 열이 급속히 손실되어 균열 감수성이 매우 높은 원소 이다. 따라서 형성된 클래드 층의 높이가 높아지면서 예열된 모재로부터 멀어지 게 되어 예열의 효과가 감소함과 동시에 대기로부터 가장 많은 열을 빼앗기는 표면에서 원소간의 열팽창 계수 차로 인한 응고수축의 차가 극대화되어 균열이 표면에서 모재방향으로 전파된 것으로 사료된다.





Fig. 4.17 Multi-pass clad layer shape and characteristics of stellite 6 with different layer number at 20 % overlapping ratio



Fig. 4.18 Multi-pass clad layer shape and characteristics of LC-190 with different layer number at 20 % overlapping ratio

## 4.2 분말에 따른 클래드 층의 기계적 및 미세조직 특성 비교

4.2.1 원패스 클래드 층의 기계적 및 미세조직 특성

(1) 클래드 층의 경도분포

스텔라이트 6 및 LC-190 분말 형성된 원패스 클래드 층의 출력에 따른 기계 적 특성을 평가하기 위해 표면으로부터 깊이방향으로 경도를 측정하였다. Fig. 4.19에 스텔라이트 6를 이용하여 빔 이송속도 4 mm/s, 분말 공급량 19~20 g/min의 조건에서 출력별로 형성된 클래드 층의 희석률 및 경도분포를 나타낸 다. 출력이 증가함에 따라 희석률이 증가하였으며, 이는 경도분포에서도 확인할 수 있었다. 레이저 출력이 2 kW일 때, 클래드 층의 경도는 480~530 Hv로 200~ 255 Hv의 경도를 가진 모재와 비교하여 약 2.5배 증가하였지만, 출력이 증가함 에 따라 경도는 점차 감소하였다. 또한 클래드 증과 모재의 경계부근에서 경도 가 감소하는 영역이 나타났으며, 이러한 영역은 출력이 증가할수록 두드러졌다. 레이저 출력 5 kW의 경우, 모재와 클래드 층의 희석이 증가하여 380~450 Hv의 경도가 측정되었으며, 스텔라이트 6 분말의 표준 경도 값인 로크웰 경도 42 HRC(420 Hv)보다 작기 때문에 적절한 조건이 아님을 알 수 있었다. 따라서 생 산성의 관점에서 Fig. 4.5와 같이 다른 출력에 비해 넓은 클래드 층이 형성되고 분말의 기계적 특성과 유사한 경도 값이 나타난 4 kW를 적정 조건으로 선정하 였다.

LC-190 분말을 이용하여 이송속도 3.5 mm/s, 분말 공급량 5~6 g/min의 조건 에서 출력별로 형성된 클래드 층의 희석률 및 경도분포를 Fig. 4.20에 나타낸 다. 스텔라이트 6과 마찬가지로 출력이 증가할수록 희석률은 증가하였으며, 경 도분포에서도 두드러진 차이를 볼 수 있었다. 출력이 낮은 2 kW의 경우 클래드 층의 평균 경도가 660 Hv로 모재보다 약 3배 증가한 것을 알 수 있었다. 반면, 출력이 0.5 kW 증가한 2.5 kW 조건에서는 50% 정도 희석되어 2 kW에 비해 평 균 경도 값이 약 140 Hv 감소한 평균 520 Hv가 나타났다. 희석률이 약 60%로 측정된 3 kW와 3.5 kW의 경우 평균 경도 값이 각각 437 Hv 및 392 Hv로 스텔 라이트 6과 비교하여 볼 때 유사하거나 더 낮았다. 또한 경계층 부근에서 경도 가 감소하는 영역이 3 kW 이상의 조건에서 거의 사라져 전체적으로 유사한 경



도 값이 나타나 클래드 층 전체가 희석된 것을 알 수 있었다. LC-190은 스텔라 이트 6에 비해 초경합금용 원소로써 첨가되는 W이 많은 합금 분말이다. 희석 률이 낮은 2kW의 경우, 스텔라이트 6에 비해 경도가 약 100 Hv이상 높았지만, 출력이 2.5 kW 이상으로 증가할 경우 희석률 또한 증가하여 스텔라이트 6과 비 슷하거나 더 낮았다. 결과적으로 3 kW 이상의 조건에서는 희석률이 증가함과 동시에 분말의 기계적 특성이 나타나지 않아 적절한 조건이 아님을 알 수 있었 다. 따라서 희석의 관점에서, 그리고 분말 특성의 관점에서 2 kW가 가장 적정 조건인 것을 알 수 있었다.



Fig. 4.19 Dilution ratio and hardness of stellite 6 clad layer with laser power



Fig. 4.20 Dilution ratio and hardness of LC-190 clad layer with laser power

(2) 클래드 층의 미세조직 및 성분 분포 특성

가. 미세조직 분석

광학 현미경을 이용하여 레이저 출력 2~3.5 kW의 범위에서 LC-190 분말로 형 성된 클래드 층의 미세조직을 관찰하였다. 클래드 층의 상부와 경계부를 관찰하 였으며, 각 부분에서의 광학현미경 사진을 Fig. 4.21에 나타낸다. 횡단면 사진을 살펴보면 출력이 증가할수록 모재의 용융량과 클래드 층의 폭이 넓어지는 것을 알 수 있다. Fig. 4.21의 A영역은 클래드 층 상부를 100배의 배율로 확대한 광학 현미경 이미지로, 이 부분을 200배의 배율로 확대하여 A'로 나타낸다. B의 경우 클래드 층과 모재 사이의 경계부로, 동일한 배율로 확대하여 B와 B'로 나타내었 다. 클래드 층의 경우 텐드라이트 형상의 미세조직을 나타내었으며, 모재는 오스 테나이트 조직을 나타냈다. 조직의 성장시간이 상대적으로 짧은 출력 2 kW 및 2.5 kW의 경우, 클래드 층 상부에서는 방향성을 잃은 조직이 형성되었다. 반면, 그 이상의 출력에서는 조직이 표면층을 향해 성장하는 것을 알 수 있었다. 또한 출력이 증가함에 따라 입열량이 증가하고 그로 인해 응고 속도가 감소하여 조대 한 텐드라이트 구조가 나타났다. 레이저 출력과 관계없이 모든 클래드 층에서 기 공 및 균열과 같은 결함은 발견되지 않았으며, 클래드 층과 모재 사이의 경계부 에서 금속학적 결합이 이루여진 것을 관찰할 수 있었다.

스텔라이트 6 및 LC-190 분말로 형성된 클래드 층의 미세조직을 관찰하기 위 하여 앞서 실험을 통해 선정된 조건에서 얻어진 클래드 층에 대해 SEM 장비를 이용하여 부위별로 면밀히 분석하였다. Fig. 4.22는 스텔라이트 6을 이용하여 레 이저 출력 4kW, 빔 이송속도 4 mm/s, 분말 공급량 19~20 g/min의 조건에서 형 성된 클래드 층의 조직을 나타낸다. 클래드 층의 상부, 중부와 경계부를 부위별 로 관찰하였으며, 순서는 광학현미경을 사용하여 200배의 배율((1)~(III))로 관측 한 다음, SEM을 이용하여 1,000((1')~(III'))배 및 2,000배와 3,000배((1'')~(III')) 의 배율로 관찰하였다. 미세조직은 일반적으로 평면 응고상에서 셀형, 주상, 등축 및 방향성을 잃은 덴드라이트로 변한다. (a)는 클래드 층의 상부, 즉, 표면 부근 으로 대기와 모재로부터 동시에 열을 빼앗겨 방향성을 잃은 덴드라이트가 형성 된 것을 알 수 있었다. (b)는 클래드 층의 중앙부로 주상형 및 등축형 덴드라이 트로 이루어져 있으며, 표면을 향해 결정이 성장하고 있는 것을 알 수 있었다. 경계부의 미세조직을 관찰한 (c)를 살펴보면, 평면 응고조직에서 셀형 덴드라이트 로 변화한 것을 볼 수 있다. 이는 클래딩시 레이저에 의해 분말이 용융되어 용융 풀이 형성하게 되는데, 이 때 형성된 융융풀의 하부는 모재로부터 열을 빼앗겨 급속하게 응고되어 평면응고 조직이 형성되고 고액계면이 이동하면서 결정의 성 장이 증가하여 셀형 덴드라이트로 변화하는 것으로 사료된다.

LC-190 분말을 이용하여 레이저 출력 2kW, 빔 이송속도 3.5 mm/s, 분말 공급 량 5~6 g/min의 조건에서 형성된 클래드 층의 조직을 Fig. 4.23에 나타낸다. 표면 부근(a)의 경우, 스텔라이트 6으로 형성된 클래드 층에 비해 방향성 있는 덴드라 이트가 관찰되었으며, 기지상에 형성된 덴드라이트 영역이 비교적 넓게 분포된 것을 알 수 있다. Cr은 C와 결합하기 쉬운 성질을 가지고 있으며 고온으로 가열 되면 쉽게 결합하여 크롬탄화물(Cr23C6)을 형성하게 되는 것으로 알려져 있다. 따라서 스텔라이트 6 분말에 비해 C가 증가된 LC-190 분말의 경우, 이러한 탄화 물 영역이 증가할 것으로 사료되며, 이송속도가 4 mm/s인 스텔라이트 6 보다 느 린 3.5 mm/s의 속도로 형성된 LC-190 클래드 층의 경우, 응고속도가 상대적으로 느려 조직의 성장 및 Cr과 C의 결합 또한 증가하였을 것이라 판단된다. 하지만 이러한 탄화물 영역은 내식성이 뛰어난 Cr을 고갈시켜 우선적으로 부식을 일으 킨다고 알려져 있다. 중앙부(b)는 스텔라이트 6과 동일하게 주상형과 등축형 덴 드라이트로 이루어져 있었으나, 결정조도가 더 조밀하였다. 경계부(c)의 경우, 300 ℃의 예열에 의해 응고속도가 감소하여 모재 조직인 오스테나이트 조직에서 평면응고 조직을 거치지 않고 셀형 덴드라이트로 변한 것을 알 수 있었다.



- 67 -



Fig. 4.21 Microstructure of LC-190 clad layer with laser power



Fig. 4.22 Microstructure observed by OM and SEM in stellite 6 clad layer



Fig. 4.23 Microstructure observed by OM and SEM in LC-190 clad layer

나. 성분 분포 특성분석

두 분말로 형성된 클래드 층의 미세조직을 관찰한 결과, 두 분말 모두 Co계 분 말로써 유사한 조직을 나타냈었으나, 부위별로 조직 형상의 차이가 있음을 확인 할 수 있었다. 따라서 LC-190 분말을 이용하여 형성된 클래드 층의 부위별 조직 차이에 따른 성분 분석을 실시하였다. Fig. 4.23 [1] 부분인 클래드 층 상부, 즉, 표면 부근의 OM 및 SEM 이미지와 EDS를 사용하여 점 분석한 결과를 Fig. 4.24 에 나타낸다. 분석 결과를 살펴보면 덴드라이트와 기지(matrix)에서 성분의 두드 러진 차이를 관찰할 수 있다. 기지인 2번과 4번의 경우 Co가 가장 높게 검출되 었으며, 상대적으로 모재와 더 가까운 4번에서 모재의 주요 원소인 Fe가 더 높게 나타났다. 1번과 3번은 기지상의 덴드라이트로 앞서 언급한 크롬탄화물로 인해 Cr과 C가 높게 검출되었으며, 대기와 가까운 1번에서 Cr이 더 낮고 분말의 주요 원소인 Co가 더 높게 나타났다. 이는 비교적 빠른 응고로 인해 융액이 충분히 섞이지 않았을 뿐만 아니라 Cr과 C가 상대적으로 적게 결합하였기 때문으로 사 료된다. Fe의 경우 기지에서 더 많이 분포하였으며, 나머지 원소인 Ni, W 및 Si 은 유사하게 존재하였다.

Fig. 4.23 [II] 부분인 클래드 층 중앙부의 OM 및 SEM 이미지와 EDS를 사용하 여 점 분석한 결과를 Fig. 4.25에 나타낸다. 모든 영역에서 Fig. 4.24의 결과와 유 사하게 검출되었으나, 표면에 비해 모재와 가까워짐으로써 희석이 증가하여 Co 는 감소하고, Fe 및 Ni이 증가한 것을 알 수 있었다. 기지인 1번과 3번의 경우 Fe의 증가와 C의 감소가 두드러졌다. 따라서 Cr과 C가 결합한 크롬탄화물이 증 가한 것을 알 수 있다.

Fig. 4.23 [III] 부분인 클래드 층과 모재 경계부의 OM 및 SEM 이미지와 EDS를 사용하여 점 분석한 결과를 Fig. 4.26에 나타낸다. 기지인 2번의 경우 중앙부보다 더 감소한 Co와 더 증가한 Fe가 검출되었다. 또한 이전보다 모재와의 희석이 증 가하여 Ni의 증가와 동시에 Cr의 검출량은 유사하였다. 경계부 아래의 모재 영역 인 3번과 4번의 경우 큰 차이 없이 모재의 화학적 조성을 나타내었다.

앞선 실험을 통해 원패스 클래드 층의 희석률은 중첩이 되는 멀티패스 클래드 층에 비해 높은 것을 알 수 있었다. 또한 출력이 증가함에 따라 희석률이 증가하



였으며, 이러한 경향은 횡단면 관찰시 모재의 용용된 면적과 경도분포에서도 동 일하게 나타났다. 점 분석을 통해 부위별 조직의 성분 분포가 희석에 따라 달라 지는 것을 확인할 수 있었으며, 이러한 변화가 클래드 층 전체 성분분포에 미치 는 영향을 확인할 필요가 있다고 판단된다. 따라서 클래드 층의 표면으로부터 깊 이방향으로 EDS 선분석을 실시하였으며, 출력에 따른 횡단면의 광학현미경 이미 지와 분석 결과를 Fig. 4.27에 나타낸다. 성분 분포 그래프를 살펴보면, 출력이 가장 낮은 조건인 2 kW에서 형성된 클래드 층의 경우 Cr이 가장 높게 검출되었 으며, Co와 Fe가 유사하게 나타났다. 반면, 출력의 증가와 함께 모재와의 희석이 증가하여 Fe 함유량은 증가하고 Co와 Cr의 양은 감소하였다. 2.5 kW에서 Cr과 유사하게 검출된 Fe는 3 kW 이상의 조건에선 가장 많이 검출되어 클래드 층 전 체가 희석된 것을 알 수 있었다. 점 분석 결과와 마찬가지로 Fe는 클래드 층 표 면 부근에서 모재방향으로 내려갈수록 증가하였으며, 희석은 모재와 가까운 순서 대로 증가하는 것이 확인되었다. 또한 출력이 증가할수록 희석되는 영역 또한 증 가하였다.







Fig. 4.24 EDS spot analysis results on near surface part of LC-190 clad layer



Fig. 4.25 EDS spot analysis results on center part of LC-190 clad layer



Fig. 4.26 EDS spot analysis results on near interface part of LC-190 clad layer



Fig. 4.27 EDS line analysis results along the cross section of LC-190 clad layer with laser power

## 4.2.2 멀티패스 클래드 층의 기계적 및 미세조직 특성

(1) 클래드 층의 경도분포

앞서 희석에 따른 기계적 특성 변화를 확인하기 위해 출력별로 스텔라이트 6 및 LC-190 분말로 형성된 원패스 클래드 층의 경도를 표면에서 깊이방향인 종방향으로 측정하였다. 본 항에서는 각각의 분말을 이용하여 중첩과 적층으로 형성된 멀티패스 클래드 층의 기계적 특성 변화를 확인하기 위해 종 및 횡방향 으로 경도를 측정하였다.

가. 종방향에 대한 경도분석

Fig. 4.28에 레이저 출력 2 kW, 빔 이송속도 3.5 mm/s 및 분말 공급량 5~6 g/min의 조건에서 20%의 중첩률로 형성된 LC-190 멀티패스 클래드 층의 횡단 면과 종방향 경도 분포를 나타낸다. a는 첫 번째 클래드 층의 경도 측정 결과 로 다른 측정부위에 비해 평균 경도 값이 낮았다. a의 평균 경도 값은 511 Hv 로 535 Hv, 539 Hv, 540 Hv의 평균 경도를 나타내는 b, c, d에 비해 약 20~30 Hv 작았다. 이는 초층의 경우 이미 형성된 클래드 층 위에 중첩되는 다른 층과 달리 모재 위에 형성되므로 상대적으로 희석이 증가하였기 때문이다.

동일한 조건에서 LC-190 분말을 이용하여 적층시킨 3층과 균열이 발생한 6 층 클래드 층의 종방향 경도를 측정하였으며, 그 결과를 Fig. 4.29과 Fig. 4.30에 나타낸다. 3층의 모든 영역에서 평균 경도는 600 Hv 이상으로 측정되었으며, 6 층의 경우 평균 710 Hv로 측정되었다. 두 층 모두 1층에 비해 희석률이 감소하 여 증가된 경도 값을 나타내었으며, 클래드 층이 높아져 모재와 멀어질수록 이 러한 경향은 두드러지게 나타났다. 모든 층의 초층은 1층과 마찬가지로 가장 낮은 경도 값이 측정되었으며, 모든 영역에서 경계부와 가까워질수록 희석으로 인해 경도가 감소하였다. 또한 일정 영역에서 경도가 증감하는 구간이 발생하 였으며, 이는 중첩 및 적층 시 이미 형성된 클래드 층의 재용융 및 재응고로 인해 조직이 조대화 되었기 때문으로 판단된다. 이러한 경도 분포는 Fig. 4.29 의 b, c, d에서도 볼 수 있으며, 모재위에 바로 형성되는 a의 경우 일정한 경도 분포를 나타내는 것을 알 수 있다.



Fig. 4.31는 중첩률 20% 조건에서 스텔라이트 6 분말을 이용하여 5층까지 쌓 아올린 클래드 층의 횡단면과 종방향 경도 분포를 나타낸다. 모든 영역에서 LC-190과 유사한 경향이 나타났으며, 평균 경도 값이 1층 LC-190 클래드 층과 유사한 500 Hv이상으로 측정되었다. 결과적으로 LC-190을 이용한 1층 클래드 층의 모든 영역에서 스텔라이트 6과 비슷한 경도 분포를 나타냈으며, LC-190 분말을 이용하여 클래딩 할 경우 분말의 고유 특성을 나타내기 위해 적당한 적 층이 필요한 것을 알 수 있었다.







Fig. 4.28 Longitudinal hardness distribution of LC-190 1st clad layer at 20% overlapping ratio



Fig. 4.29 Longitudinal hardness distribution of LC-190 3rd clad layer at 20% overlapping ratio



Fig. 4.30 Longitudinal hardness distribution of LC-190 6th clad layer at 20% overlapping ratio



Fig. 4.31 Longitudinal hardness distribution of stellite 6 5th clad layer at 20% overlapping ratio

나. 횡방향에 대한 경도분석

클래딩 프로세스에 의해 형성된 클래드 층은 표면의 조도가 불균일하기 때문에 실 제 산업현장에서는 표면 일부를 갈아내는 후가공을 실시한다. 따라서 멀티패스 클래 드 층의 횡방향에 대한 경도는 표면과 경계부를 기준으로 1/3 및 2/3 지점에서 측정되 었다. LC-190 분말을 이용하여 레이저 출력 2 kW, 빔 이송속도 3.5 mm/s 및 분말 공 급량 5~6 g/min의 조건에서 중첩률 10 %와 20 %로 형성된 멀티패스 클래층의 횡방향 경도 측정 위치와 경도분포를 Fig. 4.32에 나타낸다. 중첩률 10 %의 a와 b의 경도분포 를 살펴보면, 평균 경도 값 528 Hv 및 495 Hv로 클래드 층 하부에서 희석으로 인해 경 도가 감소한 것을 알 수 있었다. 중첩률 20 %의 경우 a와 b의 평균 경도 값이 각각 582 Hv 및 555 Hv로 측정되었으며, 중첩률 10 %에 비해 약 50 Hv 증가한 것을 알 수 있었다. 또한 중첩률의 증가로 인해 경도가 증감하는 영역이 증가하였으며, 10 %와 마 찬가지로 b라인에서 경도의 감소가 관찰되었다. 중방향의 경도 분포에서도 측정되었 듯이, LC-190으로 형성된 1층 클래드 층은 분말 고유 특성 값이 나타나지 않았으므로 적절하지 않은 것을 알 수 있었다.

Fig. 4.33에 스텔라이트 6 분말을 이용하여 레이저 출력 4kW, 빔 이송속도 4 mm/s 및 분말 공급량 19~20 g/min의 조건에서 중첩률 10%와 20%로 형성된 멀 티패스 클래층의 횡방향 경도 측정 위치와 경도분포 나타낸다. 모든 측정 영역에 서 LC-190과 유사한 경향이 나타났다. 중첩률 10%의 a, b의 평균 경도는 각각 484 Hv, 490 Hv로 측정되었으며, 20%의 경우 505 Hv, 490 Hv로 모든 영역에서 평 균 경도 값이 분말의 기계적 특성 이상의 경도 값을 나타냈다. 따라서 두 중첩률 모두 적절한 조건임을 알 수 있었다.

LC-190으로 얻어진 멀티패스 클래드 층과 동일한 조건으로 3층까지 쌓아올린 클래 드 층의 횡단면 경도를 측정하였으며, 그 결과를 Fig. 4.34에 나타낸다. 중첩률 10% 와 20%에서 얻어진 클래드 층의 a영역에서 평균 경도 값은 각각 682 Hv와 641 Hv로 20%에서 평균 경도 값이 증가한 1층 클래드 층과 달리 10%에서 40 Hv 정도 높게 측정되었다. 이는 적층시 온도가 높은 1층 클래드 층 위에 2층과 3층이 쌓이는데, 중 첩률 20% 조건이 10%에 비해 상대적으로 많은 열이 축적되었기 때문으로 사료된다. b영역의 경우 1층에 비해 희석이 감소하여 10%에서 평균 경도 값 644 Hv, 20%에서



630 Hv로 두 중첩률 조건 모두 유사한 평균 경도 값을 나타냈다.



Fig. 4.32 Transverse hardness distribution of LC-190 1st clad layer with overlapping ratio



Fig. 4.33 Transverse hardness distribution of stellite 6 1st clad layer with overlapping ratio





Fig. 4.34 Transverse hardness distribution of LC-190 3rd clad layer with overlapping ratio



(2) 클래드 층의 미세조직 및 성분 분포 특성

가. 미세조직 분석

앞선 실험을 통해 선정된 조건에서 20% 중첩률로 얻어진 멀티패스 클래드 층 에 대해 광학 현미경을 사용하여 중첩부와 경계부를 관찰하였다. Fig. 4.35과 Fig. 4.36에 각 분말로 형성된 클래드 층의 미세조직 사진을 나타낸다. 모든 클래드 층의 중첩부를 관찰한 결과, 어떠한 결함도 관찰되지 않았다. 조직의 상은 원패 스 클래드 층의 미세조직과 유사하였고 클래드 층의 재용융 및 재응고로 인해 중첩부 영역이 두드러진 것을 확인할 수 있었다. Fig. 4.35는 LC-190 멀티패스 클 래드 층으로, A는 3번째 중첩부를 기준으로 상부와 중앙부를 확대한 사진이며, 이 영역을 200배의 배율로 확대한 사진을 A-1과 A-2에 나타낸다. 이미 형성된 클래드 층에 새로운 클래드 층이 중첩되면서 중첩부는 주상정 구조의 조대한 조 직이 나타났으며, 이러한 조직은 새로운 클래드 층에서 다시 작아졌다. B는 경계 층 영역으로 열 축적으로 인해 복잡한 결정성장 방향 및 조대해진 덴드라이트를 관찰할 수 있었다. Fig. 4.36은 스텔라이트 6 분말로 얻어진 멀티패스 클래드 층 의 미세조직 사진으로, 관찰부는 LC-190과 동일하다. 모든 영역에서 LC-190과 유사한 경향이 나타났다. 열 흐름은 고온에서 저온으로 향하므로 주상정의 조직 이 표면을 향해 뻗어 나가는 것을 알 수 있었으며, 경계부 근처의 등축정 조직은 A의 등축정 조직에 비해 상대적으로 조대한 것을 알 수 있었다. 결과적으로 클 래딩 프로세스가 진행될수록 온도 구배는 점차 감소하며, 모재를 통해 흐르는 열 보다 대기로의 열 흐름이 증가하여 앞서 실험하였던 원패스 클래드 층 보다 더 다양한 성장방향이 나타났다.

적층시의 미세조직을 관찰하기 위해 대표적으로 스텔라이트 6을 이용하여 2 층으로 쌓아올린 클래드 층을 관찰하였으며, 그 결과를 Fig. 4.37에 나타낸다. 클래드 층을 중첩했을 때와 마찬가지로 어떠한 용접 결함도 발견되지 않았으 며, 미세조직은 복잡한 결정 방위를 나타내었다. 중첩부 및 적층부는 모재와 클 래드 층 경계부와 달리 평면 응고조직이 존재하지 않았으며 조대한 주상 구조 가 관찰되었다. 2층 클래드 층의 경우 표면 온도가 높은 1층에 적층되기 때문 에 냉각속도가 감소하여 비교적 조대한 조직이 나타났다. 또한 1층 클래드 층



과 달리 등축정 및 방향성 잃은 덴드라이트가 발견되지 않았지만 상부에서 다 시 나타나는 것을 관찰할 수 있었다.



Fig. 4.35 Microstructure of LC-190 1st clad layer at 20 % overlapping ratio



Fig. 4.36 Microstructure of stellite 6 1st clad layer at 20 % overlapping ratio



Fig. 4.37 Microstructure of stellite 6 2nd clad layer at 20 % overlapping ratio

나. 성분 분포 특성 분석

중첩률 20% 조건에서 LC-190 분말로 얻어진 1층 클래드 층을 EDS를 사용하 여 표면에서 깊이방향으로 선분석을 실시하였으며, 그 결과를 Fig. 4.38에 나타낸 다. 초층인 a의 경우 이미 형성된 클래드 층 위에 중첩된 다른 영역인 b, c, d 및 e와 달리 모재와의 희석이 증가하여 Fe가 가장 많이 검출되었다. 또한 앞서 진행 하였던 원패스 클래드 층과 동일하게 모든 영역에서 모재와 가까워질수록 희석 률이 증가하여 Fe가 증가하는 경향이 나타났다.

클래드 층을 적층하였을 때, 중첩부와 적층부에서 경도가 증감하는 것을 알 수 있었으며, 이러한 영역의 성분 분포의 차이를 확인하고자 클래드 층의 표면에서 깊이방향으로 성분 분석을 실시하였다. Fig. 4.39와 Fig. 4.40에 LC-190 분말로 형 성된 3층과 6층 클래드 층의 EDS 선 분석 결과를 각각 나타낸다. Fig. 4.39는 3 층까지 쌓아올린 클래드 층의 분석 결과로, 초층인 a영역은 다른 영역에 비해 Fe 가 높고 Co가 낮게 검출되었으나 모든 영역에서 전반적으로 유사한 성분 분포 경향을 나타냈다. 적층에 의한 회석률의 감소로 1층에 비해 Fe가 감소하고 Co가 증가한 것을 알 수 있었다. 균열이 발생한 6층 클래드 층의 경우, Fe의 감소와 Co의 증가가 다른 조건에 비해 두드러지게 관찰되었다. 또한 이전 분석과 동일하게 모재와 가까워질수록 희석으로 인해 Fe가 증가하고 Co는 감소하는 경향이 나타났다. 앞선 경도 시험에서 6층 클래드 층의 평균 경도가 700 Hv로 분말 특성 이 상의 경도 값을 나타내었지만, 횡단면 관찰시 균열이 발생한 것을 알 수 있었다. 따라서 LC-190 분말을 이용하여 높은 클래드 층을 얻고자 할 때는 적절한 희석이 필요하다고 사료된다.

멀티패스 클래드 층의 중첩부 및 적층부의 성분 분포 특성을 좀 더 면밀히 관 찰하기 위해 LC-190 분말을 이용하여 중첩률 20%의 조건에서 균열이 발생하지 않았던 1층 및 3층 클래드 층 단면에 대하여 EPMA 면분석을 실시하였다. Fig. 4.41에 1층 멀티패스 클래드 층에서 첫 번째와 두 번째 클래드 층의 중첩부(a), 세 번째와 네 번째 클래드 층의 중첩부(b), 첫 번째 클래드 층과 모재 사이의 경 계부 (c)와 세 번째 클래드 층과 모재 사이 경계부(d)에 대한 분석 결과를 나타낸 다. 우선 Fig. 4.41의 (a)를 살펴보면 Co와 Fe 성분 분포를 통해 첫 번째 클래드



층과 두 번째 클래드 층의 희석률 차이를 알 수 있었다. 클래딩 분말의 주성분인 Co의 경우 앞선 결과와 동일하게 두 번째 클래드 층에서 더 많은 양이 분포하였 다. Fe 성분의 경우 모재와의 희석으로 인해 첫 번째 클래드 층에서 증가한 것을 알 수 있었으며, 특히 중첩부에서 더 많은 양이 분포하는 것을 알 수 있었다. 또 한 빠른 냉각 및 응고속도로 분포가 균일하지 않았다. 그 외 Cr, Ni, W 및 C의 성분을 분석한 결과 희석률의 차이로 인하여 분포의 차이가 있었지만 그 차이는 미미하였다. 앞선 EDS 분석결과를 통해 모재와의 희석정도가 가장 높았던 첫 번 째 층을 제외한 나머지 층에서는 전체적으로 유사한 성분 분포를 나타낸 것을 알 수 있었으며, Fig. 4.41(b)에서도 유사한 결과를 나타내었다. 모재와의 희석이 감소하여 중첩부를 경계로 Fe는 감소하고 Co는 증가하는 것을 알 수 있었다. 또 한 빠른 응고속도로 인해 용융금속의 대류 방향이 남아있었으며 이 부분에서 성 분의 차이가 발생하였다. 중첩시 모재와 희석이 가장 많이 발생했던 첫 번째 클 래드 층과 모재 사이의 경계층 성분 분포인 Fig. 4.41(c)를 분석한 결과, 클래드 층 내에 Co가 고르게 분포한 것을 알 수 있었으며, 32~49 µm의 두께를 가진 경 계층에서 급격하게 줄어들어 모재에서는 검출되지 않은 것을 관찰할 수 있었 다. Fe의 경우 모재와 상당량 희석되어 클래드 층 내에서도 고르게 분포한 것 이 관찰되었다. 세 번째 클래드 층과 모재 사이의 경계부인 Fig. 4.41(d)는 (c)와 유사한 성분 분포와 경계층 두께를 나타내었으나 상대적으로 희석이 감소하여 모재와 클래드 층의 성분 분포의 차이가 더 뚜렷해진 것을 알 수 있었다.

Fig. 4.41를 통해 1층 멀티패스 클래드 층의 중첩 및 경계부에서 성분 분포의 차이를 확인할 수 있었다. 따라서 동일한 조건에서 3층까지 쌓아올릴 경우 각 층 마다 적층 및 중첩되는 영역의 성분 변화를 관찰하기 위해 동일한 방법으로 분 석을 실시하였으며, 그 결과를 Fig. 4.42에 나타낸다. (a)는 2층 및 3층이 적층되 는 영역임과 동시에 세 번째 및 네 번째 클래드 층이 중첩되는 영역으로 1층과 2층이 적층되는 (b)와 비교하여 큰 차이가 없음을 알 수 있었다. 결과적으로 이 미 형성된 1층 클래드 층 위에 형성되는 2층 클래드 층의 경우 모재 성분이 보 다 적게 측정되었으며, 2층 이상의 층에서는 1층의 희석과 상관없이 클래딩 분말 의 특성을 잘 나타내는 것을 알 수 있었다.



Fig. 4.38 EDS line analysis results along the cross section of LC-190 1st clad layer at 20 % overlapping ratio



Fig. 4.39 EDS line analysis results along the cross section of LC-190 3rd clad layer at 20 % overlapping ratio


Fig. 4.40 EDS line analysis results along the cross section of LC-190 6th clad layer at 20 % overlapping ratio



(a) Overlapped area between 1st clad and 2nd clad



(b) Overlapped area between 3rd clad and 4th clad

Fig. 4.41 EPMA results on cross section of LC-190 1st clad layer at 20% overlapping ratio



Fig. 4.41 To be continued



(a) Overlapped area between 3rd layer and 2nd layer



(b) Overlapped area between 2nd clad and 1st clad

Fig. 4.42 EPMA results on cross section of LC-190 3rd clad layer at 20% overlapping ratio

#### 4.2.3 클래드 충 특성에 대한 고찰

배기밸브에 레이저 클래딩을 적용하기 위해 스텔라이트 6과 LC-190 분말을 이 용하여 기초실험으로써 원형의 평판 시험편에 원패스 및 멀티패스 클래딩을 실 시하였으며, 형상 변화에 따른 물성 및 성분 분포 특성을 비교·분석하였다. 두 분말은 모두 Co계 분말이지만, Table 3.3과 Table 3.4에 나타내었듯이 W과 C의 성분량 차이가 있다. 따라서 LC-190을 이용한 실험시 W의 높은 융점, 낮은 젖음 성 및 높은 균열 감수성을 고려하여 모재와 분말에 가해지는 입열량을 증가시켜 추가적인 실험을 실시하였다.

모재에 예열을 하지 않고 두 분말을 동일한 조건에서 클래딩 하였을 때, 상대 적으로 W을 다량 함유하고 있는 LC-190 클래드 층에서 균열이 발생하였으며, 예열시 균열이 억제되는 것을 알 수 있었다. W은 낮은 비열과 높은 열전도도를 가지고 있어 열이 급속히 손실되어 균열 감수성이 매우 높아진다. 따라서 LC-190 분말을 사용하여 클래딩 할 경우, 추가적인 전처리로 예열이 필수적인 것을 알 수 있었다.

스텔라이트 6을 이용한 클래딩의 경우 출력이 증가할수록 단위 시간당 입열량 이 증가하여 용융액의 표면장력이 감소함과 동시에 클래드 층의 폭은 넓어지고 높이는 증가하였다. 하지만 동일한 조건에서 LC-190 분말을 클래딩 할 경우, 출 력의 증가와 함께 클래드 층의 폭 뿐만 아니라 높이 또한 증가하였다. 반면, 분 말 공급량, 빔 이송속도를 감소시킨 조건에서 형성된 클래드 층을 관찰한 결과, 스텔라이트 6과 동일한 경향이 나타났지만, 모재와 분말에 공급되는 입열량이 증 가하여 희석률 또한 상대적으로 증가하였다.

선정된 조건에서 각각의 분말로 형성된 클래드 층의 미세조직을 관찰한 결과 부위별 조직의 형상은 유사하였지만, LC-190의 경우 예열로 인해 모재의 빔 흡 수율이 증가했을 뿐만 아니라 스텔라이트 6에 비해 낮은 분말 공급량과 이송속 도로 모재와 분말에 가해지는 입열량이 증가하여 상대적으로 스텔라이트 6 클래 드 층의 미세조직 보다 조대한 조직이 관찰되었다.

클래드 층의 기계적 및 성분 분포 특성을 비교·분석한 결과 두 분말 모두 희 석이 증가할수록 경도는 감소하였으며, 클래드 층 내에 모재의 주요 원소인 Fe가



증가하였다. 또한 동일한 조건에서 클래드 층을 높게 적층할 경우 모재와 멀어질 수록 희석률은 감소하였으며, 그에 따라 경도는 증가하였다. LC-190 분말로 얻어 진 3층 클래드 층은 Fe가 20% 정도 검출되었지만 평균 경도는 600 Hv 이상으로 측정되었다. 6층까지 쌓아올렸을 때, 평균 경도는 700 Hv 이상으로 분말의 기계 적 특성 값 이상이 측정되었지만 클래드 층의 표면으로부터 모재 방향으로 균열 이 발생하였다.

LC-190은 스텔라이트 6에 비해 W 함량이 높아 분말 특성상 높은 융점, 낮은 비열 및 높은 열전도도로 인해 균열 감수성이 높다고 알려져 있으며, 실험을 통 해 실제로 확인할 수 있었다. 배기밸브에 대한 클래딩 관점으로 볼 때, LC-190은 이러한 특성 및 경향으로 적절치 않다고 판단된다. 스텔라이트 6 분말의 경우 모 재에 예열을 하지 않고 선정된 조건하에 다양한 공정변수에서 결함이 없었던 점, 현재 선박용 50MC 배기밸브가 요하는 경도인 450 Hv 이상의 경도를 나타낸 점 등을 고려하여 적절한 분말임을 알 수 있었다. 따라서 향후 배기밸브에 대한 레 이저 클래딩 실험은 스텔라이트 6 분말만을 이용하여 실시하였다.





## 4.3 선박엔진용 50MC 배기밸브 페이스부의 적용

앞서 공정변수에 따른 기초실험을 통해 선정된 조건을 실제 선박엔진용 50MC 배기밸브 페이스부에 레이저 클래딩을 적용하였다. 평판 시험편의 경우 고정된 상태로 광학헤드가 설치된 로봇팔이 이동하며 실험을 진행하였지만, 홈 8 mm 및 바닥면과 상부의 폭이 각각 15 mm 및 23 mm인 배기밸브 페이스부의 경우 Fig. 4.43과 같이 턴테이블 지그에 고정시켜 배기밸브를 회전시키면서 실험을 실시하 였다.

#### 4.3.1 모사시험편에 대한 클래딩 적용

8 mm의 홈과 15~23 mm의 폭을 가진 페이스부에 클래드 층을 쌓기 위해서는 중첩과 적층이 불가피하다. 앞선 실험결과를 통해 알 수 있듯이 중첩률을 어떻 게 적용하느냐에 따라 클래드 층의 폭과 높이가 달라지므로, 각 층, 각 패스마 다 중첩률은 상당히 중요한 변수이다. 또한 배기밸브 페이스부는 30°의 기울기 를 적용해야 평판과 같은 수평이 되기 때문에 각도 조절도 매우 중요한 변수 중 하나이며, 각각의 클래드 층 순서에 따라 배기밸브의 둘레가 변하고 그에 따라 면적 또한 달라지기 때문에 동일한 조건으로 클래딩을 하기 위해서는 턴 테이블 지그의 회전속도도 매우 중요한 변수이다.

본 연구에서는 고가의 실제 배기밸브 페이스부에 클래딩을 적용하기 전 최적 의 중첩률, 적층 수, 턴테이블 지그의 기울기 및 회전속도 등을 선정하기 위해 폐기용 배기밸브를 황삭 조건으로 재가공하여 얻어진 모사시험편에 클래딩을 적용하였다. 모사시험편의 모재는 SNCrW의 내열강이지만 페이스부는 STS309로 육성용접 되어있기 때문에 재료의 특성을 관찰하기에는 어려움이 있으므로 클 래드 층의 형상 관점에서 관찰하였다.

실험 조건은 레이저 출력 4kW 및 분말 공급량 3 rpm(19~20 g/min)으로 고 정하고 턴테이블 지그를 페이스부의 수평 기준인 30°기준으로 기울였으며, 측 면의 경우 우수한 결합력을 위하여 ±5~10° 더 기울였다. 또한 클래딩이 시작 되는 지점과 끝나는 지점에서 발생하는 크레이터를 고려하여 클래드 층이 끝나 는 지점에서 3mm의 중첩도를 적용하여 추가적으로 클래드 층을 형성시켰다. 크레이터는 기공 및 균열과 같은 용접 결함을 발생시켜 취성영역이 형성되기



쉬운 문제점을 가지고 있기 때문에 반드시 미연에 방지해야 한다. 클래드 층은 Fig. 4.44와 같이 각 층마다 패스수를 달리하여 총 4층까지 적층하였으며, 중첩 률은 1~3층에서 30%, 4층은 20%를 적용하여 멀티패스 클래드 층을 형성하였 다. 배기밸브의 회전속도의 경우 선정된 조건인 4 mm/s의 빔 이송속도와 동일 한 공정속도를 맞추기 위해 원형인 배기밸브의 원둘레를 고려하여 공정시간을 변화시켜 실험을 실시하였다. 각각의 층에 대한 실험 조건을 Table 4.1에 나타 낸다. 대표적으로 1층의 경우, Fig. 4.45의 모식도와 같이 총 3 pass의 클래드 층 을 중첩시켜 멀티패스 클래드을 형성하였다. 첫 번째 패스(pass)의 경우 페이스 부 측면과의 결합력을 높이고자 배기밸브를 40° 기울인 조건에서 실시되었고 두 번째 패스는 기울기 30°에서 30%의 중첩률을 적용하였다. 세 번째 패스는 중첩률 30%와 기울기 20°의 조건에서 클래딩이 진행되었으며, 4층까지 유사한 조건을 적용하여 실험을 실시하였다.

Fig. 4.46에 배기밸브 모사시험편의 페이스부에 형성된 클래드 층의 표면 및 횡단면을 나타낸다. 페이스부에 쌓여진 클래드 층의 형상을 살펴보면 클래드 층 표면의 조도가 거의 균일하였다. 횡단면의 경우 STS309로 육성 용접된 깊이 8 mm의 페이스부에 대해 충분한 높이를 가진 클래드 층이 형성된 것을 볼 수 있었으나, Fig. 4.47과 같이 적층된 클래드 층 사이에서 inter-run porosity가 존 재하였으며, 표면에서 모재로 향하는 균열이 관찰되었다. 이러한 결함은 STS309 와 스텔라이트 6의 열팽창계수의 차이로 인한 것으로 사료되며, 결과적으로 층 분한 높이를 가진 건전한 형상의 클래드 층을 얻을 수 있었다.



Fig. 4.43 Laser cladding method of exhaust valve face



Fig. 4.44 Schematic illustration of 1st to 4th laser cladding on exhaust valve face



Fig. 4.45 Schematic illustration of laser cladding method on exhaust valve face

Table 4.1 Experimental conditions for simulated exhaust valve (a) 1st

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time (s)	Remarks
1	40	0	229.138	179.964	
2	30	30	236.373	185.647	Non-preheating
3	20	30	251.400	197.450	

# (b) 2nd

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig(°)	Overlapping ratio (%)	Ø (mm)	Use time(s)	Remarks
1	40	0	229.138	179.964	
2	30	30	236.373	185.647	Non probacting
3	30	30	243.647	191.360	Non-preneating
4	25	30	250.922	197.074	
(c) 3rd	KOA			SITY	

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig(°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time (s)	Remarks
1	35		229.11	179.943	
2	30	30 0	236.373	185.647	
3	30	30	243.647	191.360	Non-preheating
4	30	30	250.922	197.074	
5	25	30	258.196	202.787	

# (d) 4th

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig(°)	Overlapping ratio (%)	Ø (mm)	Use time (s)	Remarks
1	35	0	229.11	179.943	
2	30	20	237.412	186.463	
3	30	20	245.726	192.993	Non-preheating
4	30	20	254.040	199.522	
5	30	20	262.353	206.052	





Fig. 4.46 Clad layer shape of simulated exhaust valve



Fig. 4.47 Weld defects in clad layer of simulated exhaust valve

# 4.3.2 예열 및 분말 공급량에 따른 영향

(1) 비예열에 따른 클래드 층 형상 관찰

배기밸브의 클래딩시 다양한 변수가 존재하기 때문에 조건을 선정하기 위해 모사시험편에 클래딩을 실시하였다. 형상을 관찰한 결과 결함은 관찰되었으나 균 일한 표면 조도와 충분한 높이를 가지는 클래드 층이 형성된 것을 알 수 있었다. 따라서 본 실험에서는 배기밸브에 예열을 하지 않고 모사시험편과 동일한 실험 조건을 실제 배기밸브 페이스부에 적용하였으며, 그에 따른 표면 및 횡단면을 Fig. 4.48에 나타낸다. 표면을 살펴본 결과 균열이 발생하였으며, 클래드 층이 8 mm 홈을 가진 페이스부에 비해 낮은 것을 알 수 있었다. 클래드 층의 부족한 높 이는 횡단면 관찰 시 더욱 두드러졌다. 높이가 충분하게 올라오지 못한 이유는 분말 공급이 원활이 이루어지지 않았기 때문으로, 확인 결과 실험 중 배기밸브에 조사되는 레이저 빔이 분말 노즐에 반사되어 노즐 끝단에서 분말이 융해 및 응 고와 함께 클래딩시 발생하는 약간의 스패터(spatter)에 의해 노즐의 일부가 막혀 공급량이 줄어든 것을 알 수 있었다. 표면에 발생한 균열의 경우 용융 및 응고과 정에서 원소간의 열팽창계수 차이와 국부적인 수축에 의해 발생한 것으로 사료 된다. 따라서 이러한 현상들을 방지하기 위해 향후 진행되는 실험에서는 각 층의 클래딩 전 10초의 휴지시간을 주어 레이저 조사를 잠시 멈추고 응고된 분말을 제거한 후 실험을 진행하였으며, 클래딩 전 배기밸브에 예열을 실시하였다.



Fig. 4.48 Clad layer shape of exhaust valve with non-preheating



(2) 예열 및 분말 공급량에 따른 클래드 층 형상 관찰

앞선 실험을 통해 배기밸브 페이스부의 레이저 클래딩시 시험편의 예열이 필 요하다는 것을 확인하였다. 또한 스패터 및 반사된 빔에 의해 노즐이 막혀 분말 의 공급량이 줄어듦에 따라 클래드 층의 높이가 감소한 것에 대해 정확한 확인 과 만약 그렇지 않을 경우 부족한 높이를 가지는 클래드 층을 보다 높게 쌓기 위해 분말 공급량을 증가시켜 실험을 진행할 필요가 있다고 판단되었다. 또한 Fig. 4.48의 횡단면 관찰하였을 때, 각 층마다 클래딩이 끝나는 영역에서 두드러 지게 낮은 클래드 층을 관찰할 수 있었으며, 이러한 경향을 고려하여 추가적인 클래드 층의 형성이 필요하다고 판단되었다. 따라서 본 실험에서는 이전 실험과 동일한 조건에서 예열을 실시한 조건과 예열 및 분말 공급량을 4 rpm(26~27 g/min)으로 증가시킨 조건에서 클래딩을 실시하였으며, 4층 적층시 클래드 층을 추가하여 총 6 패스의 클래드 층을 중첩시켜 멀티패스 클래드 층을 형성하였다. 예열의 경우 LC-190 분말을 이용한 예열실험을 참고하여 산소토치를 이용해 약 300~350 ℃까지 실시하였다. Table 4.2에 예열된 배기밸브의 실험 조건을, Table 4.3에 예열 및 분말 공급량을 증가시킨 실험 조건을 나타내며, 각각의 조건에서 형성된 클래드 층의 표면 및 횡단면을 Fig. 4.49와 Fig. 4.50에 나타낸다. 예열을 적용하여 형성된 클래드 층의 경우 충분한 높이를 가진 클래드 층이 관찰되었으 며, 이를 통해 이전 실험의 결과가 분말 공급량의 감소로 인한 것임을 알 수 있 었다. 예열 및 증가된 분말 공급량을 적용한 클래드 층의 경우 Fig. 4.49에 비해 높은 클래드 층이 형성되었다. 두 조건 모두 표면 조도가 균일하였으며, 기공 및 균열과 같은 결함이 발견되지 않았다.



- 107 -

Table 4.2 Experimental conditions for preheated exhaust valve (a) 1st

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time(s)	Remarks
1	40	0	229.138	179.964	
2	30	30	236.373	185.647	Preheating temp.: 300~350 °C
3	20	30	251.400	197.450	000 000 0

(b) 2nd

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time(s)	Remarks
1	40	0	229.138	179.964	
2	30	30	236.373	185.647	Nen probacting
3	30	30	243.647	191.360	Non-preneating
4	25	30	250.922	197.074	
(c) 3rd	OPE			ERSIT	

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø (mm)	Use time (s)	Remarks
1	35	0 10	229.11	179.943	
2	30	30	236.373	185.647	
3	30	30	243.647	191.360	Non-preheating
4	30	30	250.922	197.074	
5	25	30	258.196	202.787	

(d) 4th

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time(s)	Remarks
1	35	0	229.11	179.943	
2	30	20	237.412	186.463	
3	30	20	245.726	192.993	Nen probacting
4	30	20	254.040	199.522	Non-preneating
5	30	20	262.353	206.052	
6	30	20	270.666	212.582	



Table 4.3 Experimental conditions for preheated exhaust valve at 4 rpm (a) 1st

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time(s)	Remarks
1	40	0	229.138	179.964	Preheating temp.:
2	30	30	236.373	185.647	300~350 °C, Powder feed rate:
3	20	30	251.400	197.450	4 rpm(26~27 g/min)

(b) 2nd

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time(s)	Remarks
1	40	0	229.138	179.964	
2	30	30	236.373	185.647	Non-preheating,
3	30	30	243.647	191.360	4 rpm(26~27 g/min)
4	25	30	250.922	197.074	
(c) 3rd	OPE			ERSIT	

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø (mm)	Use time (s)	Remarks
1	35	0 10	229.11	179.943	
2	30	30	236.373	185.647	Non-preheating,
3	30	30	243.647	191.360	Powder feed rate:
4	30	30	250.922	197.074	4 rpm(26~27 g/min)
5	25	30	258.196	202.787	

(d) 4th

Parameters Pass no.	Angle of turntable jig (°)	Overlapping ratio (%)	Ø(mm)	Use time(s)	Remarks
1	35	0	229.11	179.943	
2	30	20	237.412	186.463	
3	30	20	245.726	192.993	Non-preheating,
4	30	20	254.040	199.522	4 rpm(26~27 g/min)
5	30	20	262.353	206.052	
6	30	20	270.666	212.582	





Fig. 4.50 Clad layer shape of exhaust valve with preheating at 4 rpm

(3) 냉각속도에 따른 배기밸브의 형상

앞선 실험들은 클래딩시 대기 중의 공기에 의해 공랭되었다. 일반적으로 클래 딩 후 실온까지 냉각시키는 과정에서 클래드 층의 표면과 내부의 냉각속도가 달 라 온도차에 의한 잔류응력 및 열팽창계수에 의한 균열 감수성이 높아진다. 이러 한 잔류응력과 증가된 균열 감수성은 클래드 층의 강도를 저하시키는 원인이 되 며, 결함을 야기할 수 있다. 따라서 본 실험에서는 Fig. 4.51과 같이 Table 4.3과 동일한 조건에서 클래딩을 실시한 배기밸브를 서랭 가마 속에 넣은 뒤 모래로 덮어주어 서랭을 실시하였다. Fig. 4.52에 서랭으로 냉각된 클래드 층의 표면 및 횡단면을 나타낸다. 관찰 결과, 이전 실험들과 마찬가지로 표면이 균일하고 결함 이 없는 클래드 층을 얻을 수 있었다.



Fig. 4.51 Exhaust valve in slow cooling kiln



Fig. 4.52 Clad layer shape of exhaust valve according to the slow cooling rate

### 4.3.3 배기밸브 페이스부의 기계적 및 조직 특성 분석

(1) 클래드 층의 경도 분포

Collection @ kmou

예열을 적용하지 않아 균열이 발생한 Fig. 4.48의 배기밸브를 제외한 나머지 조 건들에서 클래딩된 배기밸브 클래드 층의 기계적인 특성을 비교하기 위해 경도를 측정하였다. 종방향의 경도는 표면에서 깊이방향으로 측정하였으며, 횡방향 경도 의 경우 표면으로부터 깊이방향으로 2 mm, 4 mm, 6 mm 지점에서 측정하였다. Fig. 4.53에 Table 4.2의 조건에서 클래딩된 배기밸브 클래드 층의 경도 측정 위 치와 결과를 나타낸다. 횡방향에서 경도를 측정한 a, b, c의 결과 평균 경도 값이 각각 529 Hv, 535 Hv, 549 Hv로 모재 평균 경도 값인 280 Hv 보다 약 1.9배 증가 한 경도 값을 나타내었다. 종방향의 경도 분포인 d의 경우에도 평균 경도 값이 544 Hv로 횡방향과 유사하였다. 경도 분포 그래프를 살펴보면 모재와 인접한 영 역에서 희석으로 인해 경도 값이 다소 감소한 것을 볼 수 있으며, 이는 앞서 실 시되었던 원패스 및 멀티패스 클래드 층과 유사한 것을 알 수 있었다. 하지만 레 이저 클래딩의 특성으로 인해 희석률이 높지 않아 경도 차이는 크지 않은 것을 확인할 수 있었다.

예열 및 분말 공급량을 4 rpm(26~27 g/min)으로 증가시킨 Table 4.3 조건에서 냉각속도를 달리하여 얻어진 두 개의 배기밸브 클래드 층의 경도 분포를 Fig. 4.54와 Fig. 4.55에 나타낸다. 공랭에서 냉각된 Fig. 4.54의 경도 분포 그래프를 살 펴보면 횡방향에서 경도를 측정한 a, b, c의 평균 경도 값이 각각 544 Hv, 545 Hv, 537 Hv로, 서랭으로 냉각된 Fig. 4.55의 508 Hv, 512 Hv, 519 Hv 보다 약 30 Hv 높은 경도 값을 나타내었다. 종단면의 경우 545 Hv, 519 Hv로 횡방향과 유사 한 경도가 측정되었다. 서랭으로 냉각시킨 클래드 층의 경도가 감소한 이유는 냉 각속도가 감소함에 따라 조직의 성장시간이 증가하였기 때문으로 사료된다.

경도 분포를 관찰한 결과 모든 조건에서 배기밸브 페이스부가 요하는 평균 경 도 값 450 Hv 이상의 우수한 기계적 특성이 나타난 것을 알 수 있었다.



Fig. 4.53 Hardness distribution of exhaust valve with preheating temperature



Fig. 4.54 Hardness distribution of exhaust valve with preheating temperature at 4 rpm



Fig. 4.55 Hardness distribution of exhaust valve according to the slow cooling rate

(2) 클래드 층의 미세조직

실제 선박엔진용 50MC 배기밸브에 예열을 적용한 후 분말 공급량과 냉각 속도를 달리하여 실험을 진행한 결과, 모든 조건에서 표면이 균일하고 결함이 없는 클래드 층이 형성되었다. 또한 배기밸브 페이스부가 요하는 450 Hv 이상의 우수한 평균 경도 값이 측정되었다. 따라서 본 항에서는 최적의 조건을 선정하기 위해 각 조건에서 얻 어진 클래드 층의 기공 및 균열 여부와 조직 형상을 관찰하기 위해 광학현미경을 이 용하여 좀 더 면밀히 분석하였다.

배기밸브에 예열을 실시한 후, 레이저 출력 4kW, 빔 이송속도 4 mm/s, 분말 공급량 3 rpm(19~20 g/min)의 조건에서 형성된 클래드 층의 미세조직 사진을 Fig. 4.56에 나타 낸다. a, b, d, e, f 영역은 모재와 클래드 층의 경계부를 나타내며, c 영역은 페이스부 에 형성된 클래드 층의 상부를 나타낸다. 클래드 층의 경우 덴드라이트 형상의 미세 조직을 나타내었으며, 모재는 오스테나이트 조직을 나타냈다. 클래드 층 상부의 조직 은 응고방향인 표면을 향해 성장하였고 모든 영역에서 조직은 스텔라이트 6에 대한 기초실험 결과와 달리 예열로 인해 상대적으로 조대해진 조직을 나타내었다. 미세조 직을 관찰한 결과 기공 및 균열과 같은 용접 결함은 발견되지 않았으며, 열영향부와 희석이 매우 적은 건전한 클래드 층을 확인할 수 있었다.

Fig. 4.57에 동일한 조건에서 분말 공급량을 4 rpm(26~27 g/min)으로 증가시켜 형성 된 클래드 층의 미세조직을 나타낸다. 미세조직을 살펴본 결과 Fig. 4.56과 유사한 경 향을 나타내었다. 하지만 클래드 층 하부와 모재의 경계부를 촬영한 f 영역에서 길이 방향으로 미용융접합부가 관찰되었으며, 이러한 미용융부로부터 모재방향으로 전파되 는 균열 또한 관찰할 수 있었다. 상대적으로 온도가 낮은 모재는 클래드 층으로부터 열을 빼앗기 때문에 클래딩 후 냉각과정에서 인장력이 생겨 균열이 클래드 층에서 모 재로 전파된 것으로 사료된다. 이러한 결함은 응력에 취약하여 균열의 발생을 초래하 고 기계적 특성에 불리한 영향을 미친다. 미용융부는 앞선 실험을 통해 확인하였듯이 제한된 빔 에너지에 비해 분말 공급량이 많아 대부분의 에너지가 분말에 흡수되고 모 재에 충분히 조사되지 못하여 젖음성 및 퍼짐성이 떨어지면서 발생하는 것이다. 따라 서 4rpm의 클래딩 조건은 배기밸브에 적절하지 않은 것을 알 수 있었다.

Fig. 4.58에 Fig. 4.57과 동일한 조건에서 클래딩된 배기밸브를 서랭으로 냉각시켜



얻어진 클래드 층의 미세조직을 나타낸다. 대표적으로 층과 층 사이의 겹쳐지는 영역 인 a, b, c와 모재와 클래드 층 사이의 경계부인 d를 100배 및 200배의 배율로 확대하 여 비교·분석하였다. 모든 영역에서 조직은 유사하였으나, d 영역에서 Fig. 4.57과 유 사한 미용융부가 발생하였다. 반면, 균열은 발견되지 않았으며, 이는 서랭으로 인해 냉각속도가 감소함에 따라 모재의 인장력이 감소하였기 때문으로 사료된다.

결과적으로 앞선 세 가지 조건으로 클래딩 하였을 때, 모든 조건에서 배기밸브 페 이스부의 경도 값을 만족하는 경도 분포를 나타내었다. 미세조직을 관찰한 결과, 분말 공급량을 증가시킨 조건에서 미용융접합부가 발생하여 결함이 있는 클래드 층이 형성 된 것을 알 수 있었다. 또한 냉각 속도를 달리해줬을 경우 균열 감수성은 감소하였지 만, 조직의 관점에서 봤을 때, 공랭과 서랭의 차이는 크지 않았다. 따라서 기계적 특 성을 만족하고 기공 및 균열이 발생하지 않은 조건인 분말 공급량 3rpm(19~20 g/min)을 최적의 분말 공급량 조건으로 선정하였으며, SEM 장비를 이용하여 부위별로 면밀히 분석하였다.

Fig. 4.59는 선정된 조건에서 형성된 클래드 층의 조직을 나타내며, 촬영은 Fig. 4.56 의 광학현미경 관찰부와 동일하게 실시하였다. 앞선 평판시험편의 분석결과와 동일하 게 모재와 인접한 경계층 I, II, IV, V, VI에서 용용풀이 급속하게 응고되어 평면응고 조직이 발생한 것을 관찰할 수 있었다. 또한 고액계면이 서서히 이동함에 따라 온도 구배가 감소하여 결정 성장속도의 증가로 인해 평면응고 조직에서 셀형 수지상으로 변화하는 것을 관찰할 수 있었다. 클래드 층 상부이자 표면 부근이 III의 경우 예열로 인해 온도 구배의 방향이 균일해져 이전의 분석 결과에 비해 상대적으로 방향성 있는 덴드라이트가 형성된 것을 알 수 있었다.



- 117 -



Fig. 4.56 Microstructure of exhaust valve with preheating temperature



Fig. 4.57 Microstructure of exhaust valve with preheating temperature at 4 rpm



Fig. 4.58 Microstructure of exhaust valve according to the slow cooling rate



Fig. 4.59 Microstructure of observed by SEM in Fig. 4.58

(3) 클래드 층의 성분 분포 특성

경도 분포 및 미세조직 관찰을 통해 선정된 조건에서 형성된 배기밸브 페이스부의 클래드 층에 대해 EDS를 이용하여 선분석을 실시하였으며, 그 결과를 Fig. 4.60에 나 타낸다. a, b, c 그래프는 모재에서부터 클래드 층 방향으로, d, e, f는 클래드 층 표면에서부터 모재방향으로 성분 분석을 실시한 결과이다. 분석 성분은 이 전 분석과 동일한 Co, Si, Cr, Fe, Ni 및 W으로 설정하여 분석을 실시하였다. 모든 클래드 층에서 Co의 양이 약 50~60%였으며, Fe는 약 10% 미만으로 검 출되었다. 반면, 모재와 인접한 클래드 층에서는 Fe의 양이 다소 증가하고 Co 가 감소하는 희석층이 관찰되었다. 하지만 이러한 영역은 매우 좁았으며, Fe의 양 또한 약 20% 이하로 측정되어 희석률이 크지 않다는 것을 확인할 수 있었 다. 결과적으로 모든 클래드 층에서 Co와 Fe는 균일하게 분포하였으나, 희석구 간이 약간 존재하는 것을 알 수 있었다. 희석층의 Fe 농도를 살펴보면 약 20% 로 클래드 층의 농도 약 5%와 비교하여 희석률이 약 15%인 것을 확인할 수 있으며, 희석되는 구간이 매우 적은 것을 알 수 있다.

클래드 층의 표면 및 모재와 인접한 영역을 좀 더 면밀히 분석하기 위해 최적의 조 건에서 형성된 클래드 층 단면에 대해 EPMA 면 분석을 실시하였으며, 그 결과를 Fg. 4.61에 나타낸다. (a)는 모재와 인접한 4층의 초층으로 Co의 경우 클래드 층 내에서 균일하게 분포하는 것이 관찰되었으며, 약 45~77 µm 두께의 희석층에서 급격하게 감소하여 모재에서는 검출되지 않았다. Fe의 경우 클래드 층 내에서 소량 검출 되어 희석이 미미하게 이루어졌음을 알 수 있었다. (b)는 배기밸브 페이스부의 하부 및 측면에 인접한 초층으로 (a)와 비교하여 상대적으로 많이 희석된 것을 알 수 있지만, 희석층은 약 77~96 µm의 두께로 매우 좁았다. (d)는 페이스부의 하부에 인접한 초층으로 (b)와 유사한 경향을 나타내었으며, 두께 116~158 µm 의 가장 두꺼운 희석층이 관찰되었다. (c)는 3층과 4층 클래드 층이 적층되는 영역으로 모든 원소가 전반적으로 고른 것을 알 수 있었다.



Fig. 4.60 EDS line analysis results of exhaust valve with optimum conditions



(a) Overlapped area between 4th and substrate

Fig. 4.61 EPMA results of exhaust valve with optimum conditions



(b) Overlapped area between 1st layer and substrate



(c) Overlapped area between 4th layer 3rd layer

Fig. 4.61 To be continued





(d) Overlapped area between 1st layer and substrate

Fig. 4.61 To be continued



# 4.3.4 성능 특성 평가

(1) 비파괴 시험

실험을 통해 최적의 레이저 클래딩 조건을 도출하여 실제 선박용 50MC 배기 밸브에 적용한 페이스부의 클래드 층 내부결함 유무를 평가하기 위해 침투 탐 상 시험(liquid penetrant testing, PT) 및 초음파 탐상 시험(ultrasonic testing, UT)을 실시하였다.

가. 액체 침투 탐상 시험

레이저 클래딩 후 표면 가공 전·후의 배기밸브에 대해 ISO 3452 규격에 따라 침 투 탐상 시험을 실시하였다. 이 시험은 Fig. 4.62(a)와 같이 배기밸브 표면에 침투액 (염료 또는 형광물질)을 피검사체 표면에 도포한 뒤 일정시간 후 표면의 침투액을 닦아내고, Fig. 4.62(b)와 같이 그 위에 현상액을 도포하여 침투액이 표면에서 모세 관현상에 의해 빠져나와 착색 또는 형광으로 발하게 됨으로써 균열, 홈, 핀홀 등 표면 결함을 검출하는 방법이다. 시험 결과, 가공 전·후의 두 개의 배기밸브 모두 표면에 기공 및 균열과 같은 결함이 발견되지 않았다. Fig. 4.63과 Fig. 4.64에 표면 가공 전·후의 시험 검사 보고서를 각각 나타낸다.

1945



Fig. 4.62 Liquid penetrant examination of exhaust valve



Fig. 4.63 Report of liquid penetrant examination in exhaust valve face before machining



Fig. 4.64 Report of liquid penetrant examination in exhaust valve face after machining

나. 초음파 탐상 시험

클래딩 된 배기밸브의 표면을 Fig. 4.65와 같이 가공한 후 EN602R(U) 규격에 따라서 초음파 탐상 시험을 실시하였다. 초음파 탐상 시험은 초음파 펄스를 시험체에 입사시 켜 내부에 결함이 있으면 그곳에서 입사 초음파의 일부가 반사되어 탐촉자에 수 신되는 현상을 이용하여 결함의 존재 위치와 크기 등을 비파괴 적으로 조사하는 내부결함 검출방법이다. 시험 결과 내부의 기공 및 균열과 같은 결함은 존재하지 않았으며, 그 검사 보고서를 Fig. 4.66에 나타낸다.



Fig. 4.65 Surface machining of exhaust valve




Fig. 4.66 Report of ultrasonic examination in exhaust valve face after machining

(2) 가공여유 측정

배기밸브 페이스부에 클래딩을 실시한 후, 클래딩부는 배기밸브 최종 사이즈에 맞추어 가공을 해야 한다. 이때 클래딩부가 높게 쌓이면 가공하는데 시간이 많 이 소요되고 그로 인해 생산성이 떨어질 수 있다. 기존의 플라즈마 아크 클래 딩 방법의 경우에는 높이를 제어하는데 한계가 있기 때문에 Fig. 4.67(a)와 같이 표면에서부터 클래드 층의 높이가 약 2.9 mm이다. 하지만 레이저 클래딩의 경 우에는 클래드 층 높이를 제어하는데 용이하기 때문에 표면 가공에 있어서 그 높이가 상대적으로 적어 Fig. 4.67(b)와 같이 높이가 약 0.6 mm이다. 최종 배기 밸브 사이즈에 맞추기 위해서는 Fig. 4.68과 같이 가공을 실시하며, 가공시 페 이스부 안쪽으로 약 0.5 mm 정도 더 절삭하기 때문에 최종적으로의 가공여유 는 플라즈마 클래딩시 약 3.4 mm이고, 레이저 클래딩시에는 약 1.1 mm이다. 따 라서 레이저 클래딩 배기밸브의 경우에 제거해야 할 가공여유분은 기존 방법에 비해 약 2/3정도로 현저히 감소시켜 고가의 사용분말을 줄이고 입열량을 최소 화시킴으로써 생산성 향상을 꾀할 수 있었다. Fig. 4.69에 선박엔진용 50MC 배 기밸브의 레이저 클래딩 프로세스와 최종적으로 가공된 배기밸브의 형상을 나 타낸다.

1945





Fig. 4.67 Comparison of machining allowance of PTA and laser cladding for exhaust valve face



Fig. 4.68 Surface machining of exhaust valve clad layer



Fig. 4.69 50MC exhaust valve process for marine engine



## 제 5 장 결론

본 연구에서는 다이오드 레이저를 이용하여 실제 선박엔진용 50MC 배기밸브 페이스부에 클래딩을 적용하였다. 기초실험으로써 W과 C 함량의 차이가 있는 Co계의 스텔라이트 6과 LC-190 두 분말을 이용해 배기밸브의 소재인 내열강 SNCrW에 원패스(one-pass) 및 멀티패스(multi-pass) 클래딩을 실시하여 공정변 수에 따른 다양한 특성을 파악한 후, 최적의 조건을 배기밸브에 적용하였다. 그 결과를 요약하여 정리하면 다음과 같다.

- 원패스 클래딩시 모재의 예열을 실시하지 않을 경우 스텔라이트 6 분말을 사용한 클래딩부는 결함 없는 건전한 클래드 층이 형성되었다. 하지만 W과 C의 함량이 높은 LC-190 클래드 층은 낮은 젖음성과 높은 균열감수성으로 인해 균열이 발생하였으나 예열온도 150 °C 이상의 조건에서 균열은 억제되었으며, 300 °C에서 가장 건전한 클래드 층이 형성되었다.
- 레이저 출력, 빔 이송속도 및 분말 공급량을 변화시켜 원패스 클래드 층의 형상을 비교한 결과, 분말과 모재에 가해지는 입열량이 증가할수록 클래드 층의 폭이 증가하고 높이가 감소하였다. 분말 공급량의 증가는 클래드 층의 높이를 증가시켰지만, 폭에는 거의 영향을 미치지 않았다. 희석률은 출력의 증가, 빔 이송속도의 감소 및 분말 공급량이 감소할 때 증가하였다.
- 3. 원패스 클래드 층의 경도 분포를 확인한 결과, 두 분말 모두 출력이 2kW일 때 모재의 약 2~3배 증가한 경도를 나타내었지만, 출력이 증가함에 따라서 모재와의 희석 또한 증가하여 경도 값이 감소하였다.
- 4. 원패스 클래드 층의 미세조직은 모든 조건에서 균열이 없는 덴드라이트 형 상이 나타났으며, 클래드 층과 모재 사이의 금속학적 결합이 이루어진 것을 관찰할 수 있었다. 출력이 증가할수록 응고속도가 감소하여 조대해진 덴드라 이트 조직이 관찰되었다. 또한 EDS 성분 분석을 통해 클래드 층 표면에서 모재와 가까워질수록 희석이 증가하며, 출력이 증가함에 따라 희석되는 영역 또한 증가하는 것을 알 수 있었다.



- 5. 멀티패스 클래딩시 빔 사이즈를 기준으로 중첩률을 변화시킨 결과, 중첩률이 증가할수록 폭은 감소하고 높이는 증가하였다. 분말 공급량을 변화시켰을 경 우에는 공급량이 증가할수록 클래드 층의 높이가 증가하였지만 공급량이 너 무 많으면 스텔라이트 6은 클래드 층과 모재 사이의 경계부에서 미용융 접 합부가 발생하였으며, LC-190은 경계층으로부터 표면으로 전파된 균열을 관 찰할 수 있었다. 따라서 적당한 분말 공급량의 제어가 필요한 것을 알 수 있 었다.
- 6. 멀티패스 클래드 층을 높이기 위해 적층을 실시한 결과, 적층 수가 증가할수 록 클래드 층 높이가 증가하였으나 융액이 흘러내려 표면이 다소 불균일해진 것을 관찰하였다. 스텔라이트 6의 경우 모든 조건에서 기공이나 균열 등의 결 함이 발견되지 않았지만 LC-190의 경우에는 6층까지 적층시켰을 때 적층부와 모재와의 열팽창 계수 차로 인해 모재로 전파되는 균열이 발생하였다.
- 7. 멀티패스 클래드 층의 초층은 이미 형성된 클래드 층 위에 중첩되는 다른 층과 달리 모재 위에 형성되어 상대적으로 희석률이 증가하여 경도가 가장 낮은 경향을 나타내었다. 멀티패스 중첩시에는 재용융 및 재응고로 인해 중 첩영역에서 경도 값이 증감하는 경향을 나타내었으며, 적층시에는 표면에서 부터 모재와 가까워질수록 모재와의 희석으로 인해 경도가 감소하였다.
- 8. 멀티패스 클래드 층의 미세조직을 관찰한 결과, 조직의 형상은 원패스 클래 드 층과 유사하였으나, 다양한 온도구배로 인해 복잡한 결정성장 방향을 나 타내었다. 또한 중첩 및 적층부의 경우 이미 형성된 클래드 층이 재가열되어 조대해진 조직을 나타내었다.
- 9. 멀티패스 클래드 층의 성분 분석을 실시한 결과, 초층에서 가장 높은 희석률 을 나타내었다. 적층된 클래드 층에서도 이러한 경향이 관찰되었으나, 클래 드 층이 높아질수록 모재와의 희석률은 감소하였다. EPMA 면 분석을 통해 클래드 층 내에 분말의 주 성분인 Co가 고르게 분포한 반면에 1층 초층의 경우 다른 클래드 층에 비해 많은 Fe 성분을 확인하였다. 적층부와 중첩부 에서는 약간의 성분차가 있었지만 그 차이는 상당히 미미하였다.



- 원패스 및 멀티패스 클래딩 실험을 통해 선정된 조건에서 배기밸브 페이스부 에 클래딩을 실시하였다. 모재의 예열적용 유무에 따른 형상을 관찰한 결과, 예열을 하지 않은 경우 빠른 냉각속도로 인해 표면에 균열이 발생하였으며, 적정의 예열온도를 적용한 경우 건전한 클래드 층을 형성할 수 있었다.
- 11. 배기밸브의 클래딩시 분말 공급량을 증가시킨 경우 모재와 클래드 층의 경 계부에서 미용융접합부가 관찰되었다. 이는 분말공급량 대비 빔 에너지가 부족하여 발생한 것으로써 적절한 분말 공급량의 제어에 의해 억제할 수 있었다.
- 12. 배기밸브 페이스부의 클래딩을 실시한 후 냉각속도 차이에 의한 균열 감수 성의 특성을 확인하기 위해서 공랭과 서랭으로 냉각속도를 달리한 결과, 두 조건 모두 결함이 없는 건전한 클래드 층이 형성되었다.
- 13. 배기밸브 페이스부에 형성된 클래드 층의 경도는 모든 조건에서 배기밸브 페이스부에서 요구되는 450 Hv 이상인 평균 500 Hv의 경도가 측정되었다.
- 14. 결함이 발생하지 않은 최적의 조건에서 형성된 배기밸브 페이스부의 클래 드 층에 대해 합금원소의 성분 분포를 관측한 결과, 클래드 층 내의 주요 원소인 Co 및 Cr은 고르게 분포하고 있었다. 모재와 인접한 경계부 및 클 래드 층의 초층에서는 Fe의 함량이 약 20%로 다소 희석되었지만, 클래드 층 중앙부 및 상부는 Fe의 희석률이 약 5% 미만의 낮은 희석률을 나타내 었다.
- 15. 최적 조건에서 완성된 배기밸브 페이스부의 성능 특성을 평가하기 위해 비 파괴 검사를 실시하고 가공여유를 평가하였다. 침투 탐상 시험 및 초음파 탐상 시험을 통해 클래드 층의 표면과 내부에 어떠한 결함도 발생하지 않 은 건전한 클래드 층이 형성된 것을 알 수 있었다. 가공여유를 평가한 결 과, 입열량 및 분말 공급량의 제어가 용이한 레이저 클래딩을 적용함으로써 적절한 높이의 클래드 층을 형성시켜 기존의 아크 및 플라즈마 공정법에 비해 제거해야할 기공여유분을 약 2/3정도로 현저히 감소시킬 수가 있었다.



- 136 -

## 참고 문헌

- 1. Hermann Schumann, Heinrich Oettel, 2009. "Metallogrfie", WILEY-VCH
- 안성훈, 고양중, 유남현, 오병기, 김동옥, 2014. "전남지역 중소조선산업 현황과 향후 발전방안", 한국은행 광주전남본부·목포본부
- 3. 대한용접접합학회, 2007. "용접·접합 편람-Ⅲ 공정 및 열가공", 대한용접학회
- Yibo Wang, Shusen Zhao, Wenyan Gao, Chunyang Zhou, Falan Liu, Xuechun Lin, 2014. "Microstructure and properties of laser cladding FeCrBSi composite powder coatings with higher Cr content", Journal of Materials Processing Technology 214, pp.899–905
- 5. Olof Andersson and Keith Parker, 2014. "High powder diode laser cladding", Fabricating&Metalworking
- 6. J. del Val, R. Comesana, F. Lusquinos, M. Boutinguiza, A. Riveiro, F. quintero, J. Pou, 2010. "Laser cladding of Co-based superalloy coatings : Comparative study between Nd:YAG laser and fibre laser", Surface and Coatings Technology 204, pp.1957–1961
- Marcel Schneider, 1998. "Laser cladding with powder effect of some machining parameters on clad properties", Ph.D. Thesis University of Twente, Enschede, The Netherlands
- Shepeleva L., Medres B., Kaplan W.D., Bamberger M., Weisheit A., 2000. "Laser cladding of turbine blades", Surface & coatings technology, Vol. 125, No. 1/3, pp.45-48
- A. Riveiro, A. Mejias, F. Lusquinos, J. del Val, R. Comesana, J. Pardo, J. Pou, 2014. "Laser cladding of aluminium on AISI 304 stainless steel with high-power diode laser", Surface & Coatings Technology 253, pp.214-220
- 10. 서무홍, 이제훈, 한유희, 1999. "레이저 클래딩", 기계와 재료 제11권 제1호, pp.111-117



- 장정환, 문영훈, 2012. "금속분말의 레이저 공정 기술 동향", 분말야금기 술회보 제3권 제2호
- Fang Liu, Changsheng Liu, Suiyuan Chen, Xingqi Tao, Yong Zhang, 2010.
  "Laser cladding Ni-Co duplex coating on copper substrate", Optics and Laser in Engineering 48, pp.792-799
- H. Smolenska, 2008. "Oxidation and exhaust gas corrosion resistance of the cobalt base clad layers", Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering Vol. 31, pp.364–372
- 14. 편집부, 2001. "용접·접합 용어사전", 대한용접학회
- 15. 송무근, 2010. "고출력 다이오드 레이저를 이용한 프레스 금형재료용 주철 의 표면경화처리에 관한 연구", 한국해양대학교 석사학위 논문
- 16. 최준대, 강석근, 최기영, 1993. "마르텐사이트 스테인레스강 용접을 위한 예열 및 후열처리 조건의 선정", 대한용접접합학회
- 17. Hans Gedda, 2002. "Analysis and development of the laser cladding process", Department of Applied Physics and Mechanical Engineering
- 18. 이창민, 박현권, 이창희, 2017. "레이저 클래딩 공정 조건이 코발트 합금-턴스텐 카바이드 혼합 코팅층의 균열 발생에 미치는 영향", 대한용접접합 학회
- A. Riveiro, A. Mejias, F. Lusquinos, J. del Val, R. Comeana, J. Pardo, J. Pou, 2014. "Laser cladding of aluminum on AISI 304 stainless steel with high-power diode lasers", Surface&Coatings Technology 253, pp.214-220
- 20. 정장식, 2013. "클래드강 화공기기 제작을 위한 오버레이 용접 표준에 관 한 연구", 울산대학교 공학석사 학위논문
- 21. 김종도, 김영식, 2012. "알기쉬운 용접·접합공학", 다솜출판사
- 22. Ehsan Toyserkani, Amir Khajepour, Stephen Corbin, 2005. "Laser Cladding", CRC Press LLC
- 23. Louis George Von Wielligh, 2008. "Characterizing the Influence of Process Variables in Laser Cladding Al-20wt.%Si onto an Aluminum Substrate", Master Degree Thesis at the Nelson Mandela Metropolitan University



- 138 -

- 24. 이은진, 2016. "선박 배기밸브의 리엔지니어링을 위한 레이저 클래딩에 관 한 기초 연구" 한국해양대학교 석사학위 논문
- 25. Shi Da Sun, Daniel Fabijanic, A. Ghaderi, Martin Leary, Jimmy Toton, Shoujin Sun, Milan Brandt, Mark Easton, 2016. "Microstructure and hardness characterisation of laser coatings produced with a mixture of AISI 420 stainless steel and Fe-C-Cr-Nb-B-Mo steel alloy powders", Surface & Coatings Technology 296, pp.76-87
- Zhe Zhang, Ting Yu, Radovan Kovacevic, 2017. "Erosion and corrosion resistance of laser cladded AISI 420 stainless steel reinforced with VC", Applied Surface Science 410, pp.225–240
- 27. 김지성, 2016. "순 티타늄의 파이버 레이저 용접성 향상을 위한 출력 파형 제어에 관한 연구", 한국해양대학교 석사학위 논문
- 28. Changmin Lee, Hyungkwon Park, Jaehong Yoo, Changhee Lee, WanChuck Woo, Sunhong Park, 2015. "Residual stress and crack initiation in laser clad composite layer with Co-based alloy and WC+NiCr", Applied Surface Science 345, pp.286–294
- E. Abouda, M. Dal, P. Aubry, T.N. Tarfa, I. Demirci, C. Gorny, T. Malot, 2016.
  "Effect of laser cladding parameters on the microstructure and properties of hugh chromium hardfacing alloys", Physics Procedia 83, pp.684–696
- 30. 명기훈, 2015. "조선용 AH36 강의 레이저-아크 하이브리드 용접성에 고나 한 연구", 한국해양대학교 석사학위 논문
- Gopinath Muvvala, Devapriya Patra Karmakar, Ashish Kumar Nath, 2017.
  "Online monitoring of thermo-cycles and its correlation with microstructure in laser cladding of nickel based super alloy, Optics and Lasers in Engineering 88, pp.139–152
- 32. Youxiang Chew, John Hock Lye Pang, Guijun Bi, Bin Song, 2017. "Effects of laser cladding on fatigue performance of AISI 4340 steel in the as-clad and machine treated conditions", Journal of Materials Processing Technology 243, pp.246-257



- 33. B. song, T. Hussain, K.T. Voisey, 2016. "Laser cladding of Ni50Cr: A parametric and dilution study", Physics Procedia 83, pp.706–715
- 34. 조홍석, 2016. "레이저 클래딩 및 초음파 나노표면개질을 이용한 원자로 노 즐 이종금속 용접부 예방정비기술에 관한 연구", 서울과학기술대학교 박사 학위 논문
- 35. Zheng Xiong, Guang-xia Chen, Xiao-yan Zeng, 2009. "Effects of process variables on interfacial quality of laser cladding on aeroengine blade material GH4133", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, No. 2, pp.930–936
- 36. Marcel Dias da Silva, Knut Partes, Thomas Seefeld, Frank Vollertsen, 2012. "Comparison of coaxial and off-axial nozzle configurations in one step process laser cladding on aluminum substrate", Journal of Materials Processing Technology, Vol. 212, pp.2514–2519
- 37. C.A. Liu, M.J. Humphries, D.W. Mason, 1983. "Effect of laser processing parameters on the formation and properties of a stellite hardfacing coating", Thin Sold Film 107, pp.251–257
- M. Jiang, X.P. Jiang, J.G. Huang, X.F. Sun, J.S. Zhang, Y.L. Ge, Z.Q. Hu, 1989. "Microstructure of laser cladded Iron-, Nickel- and Cobalt-Base coatings", Materials Letters, Vol. 7, No. 12, pp.453-455
- Holger Fellmann, Thomas Grob, Torsten Ludwig, 2004. "Typical wear mechanism of 2-stroke exhaust valves", Marine Propulsion conference, pp.1-8
- Chen Z., Lim L.C., Qian M., 1996. "Laser cladding of WC-Ni composite", Materials processing technology, Vol. 62, No. 4, pp.321-323
- Yongjun Hu, 2011. "Characetrization of dilution action in laser-induction hybrid cladding", Optics & Laser Technology 43, pp.965-973



## 감사의 글

연구생 1년과 석사과정 2년, 이 3년의 과정은 제 인생에서 가장 많은 것을 느끼고 배 울 수 있었던 시간이었습니다. 모든 순간들이 주마등처럼 지나가는 이 시점에 저는 저 를 지지해주시고 응원해주신 분들께 감사의 글을 통해 마음을 전달하고자 합니다.

우선, 타 지역 출신이자 무지했던 저를 석사의 길로 인도해주신 존경하는 김종도 지 도교수님께 머리 숙여 감사드립니다. 나무가 아닌 숲을 보라던 교수님의 말씀 항상 되 뇌며 자랑스러운 제자 되겠습니다. 열정적인 강의로 큰 가르침을 주시고 바쁘신 가운데 논문을 심사해주신 이명훈 교수님, 날카롭고 세심한 심사를 해주신 윤용섭 교수님, 두 교수님께도 감사의 말씀 드립니다.

다음으로, 제가 사랑하는 형들, 첫 번째로 실험실의 기둥이자 제 마음속의 기둥, 롤 모델 무근이형, 형이 계셔서 흔들리지 않고 석사과정을 마무리 지을 수 있었습니다. 존 경하고 감사드립니다. 그리고 선배이자 형제, 때로는 친구 같은 기훈이형과 지성이형, 함께 동고동락하며 많은 것을 배웠습니다. 진심으로 감사드립니다. 친구하나 없는 외로 운 부산에서 형들 덕분에 따뜻했습니다. 또 곧 입학할 지언이에게 응원의 말을 전합니 다. 또한 뜨거운 열정으로 앞으로의 제 삶에 귀감이 되어주신 오재환 선배님, 오상진 선 배님, 김평수 소장님께도 감사의 말을 전합니다. 항상 제 얘기에 귀 기울여 주시고 올바 른 길을 제시해주신 창제형, 잠깐의 대화로도 모든 사람들을 행복하게 해주시는 수진이 누나, 소영이 누나에게 감사의 말을 전합니다.

표면공학 실험실의 식구들에게도 감사의 말을 전합니다. 호흡이 잘 맞아 형제같 은 준무형, 고민거리를 항상 들어주셨던 성화형, 함께 졸업하게 될 친구 같은 재혁 이와 종범이, 모든 일에 꼼꼼하고 항상 열심히 해 기특한 친동생 같은 순호에게 감사의 말을 전합니다. 그리고 항상 포근하게 다가와 주신 헌석이형, 함께 실험하 였던 한국유택의 박기륜 대리님께도 감사의 말을 전합니다.

마지막으로 사랑하는 내 가족, 제 선택에 있어 늘 믿고 응원해주신 어머니와 친 구 같은 나의 형에게 감사와 사랑을 표합니다.

지면 관계상 언급하지 못한 많은 분들께도 감사의 말씀을 드립니다.

2018년 2월

박수한



- 141 -