



### 工學碩士 學位論文

# 高出力 다이오드 레이저를 利用한 프레스 金型材料用 鑄鐵의 表面硬化處理에 관한 研究

A Study on Surface Hardening Treatment of Cast Iron for Press Die by High Power Diode Laser





# 本 論文을 宋武根의 工學碩士 學位論文으로 認准함



# 2009年 12月 24日

韓國海洋大學校 大學院

機關시스템工學科

宋 武 根

목 차

## Abstract

1. 서론	1
1.1 연구 배경	1
1.2 연구 목적 및 내용	4
2. 이론적 배경	6
2.1 주철의 종류 및 특성	6
2.1.1 주철의 종류	6
2.1.2 주철의 특성	
2.2 다이오드 레이저 표면경화처리의 특징	
2.2.1 레이저 표면경화처리 메커니즘	
2.2.2 다이오드 레이저의 구조 및 발진원리	
2.2.3 표면처리 적용에 대한 다이오드 레이저의 특징	

3. 실험 재료 및 방법	- 49
3.1 실험 재료와 장치	·· 49
3.1.1 실험재료	49
3.1.2 실험장치	51
3.2 실험 및 분석 방법	53
3.2.1 실험방법	53
3.2.2 분석방법	56

. 실험 결과 및 고찰	- 58
4.1 다이오드 레이저의 표면경화 특성	58
4.1.1 공정변수에 따른 경화특성	58
4.1.2 공정변수에 따른 경도분포	63
4.1.3 열처리시 시험편의 표면온도 비교	65
4.1.4 열처리 적용부위에 따른 경화특성 비교	68
4.2 금형재료에 따른 표면경화 특성 비교	·· 74
4.2.1 구상흑연주철과 회주철의 최적 열처리 조건 비교	·· 74
4.2.2 열처리의 적정 온도범위 비교	·· 81
4.3 열처리시 온도제어에 의한 표면경화 특성	·· 84
4.3.1 출력제어와 온도제어의 경화특성 비교	·· 84
4.3.2 열처리 제어온도에 따른 레이저 출력 특성	90
4.4 경화부의 조직특성 분석	94
4.4.1 열처리 부위별 미세조직 분포	94
4.4.2 EDS에 의한 열처리 조직내의 탄소거동 분석	116
5. 결론	119

ネコ	므치	12	<u>۱</u>
ΉĽ	판인		21

# A Study on Surface Hardening Treatment of Cast Iron for Press Die by High Power Diode Laser

Moo-Keun, Song

Department of Marine System Engineering Graduate School of *Korea Maritime University* 



Mold industry is essential to the basic industries like as automobile, ship and electronic parts and grows constantly with allied industries. But surface hardening treatment is necessary to improve the quality and prolong the life time of die because the die has enormous influence on the quality and cost of products. So far, Flame and induction heating have applied for surface hardening of die, but they involve many problems such as the distortion and limited shape. Therefore, laser surface treatment method is used to solve these problems and increases the surface hardeness of die.

Laser surface hardening uses the laser heat source of high power-intensity to rapidly heat the surface of steel into austenitic region. And then due to the self-quenching which is occurred by rapid cooling with only high rates of heat transfer, the surface of steel transforms from austenite to martensite. The surface treatment has the very low thermal distortion because of fast thermal-cycle and it does not require the external cooling system and it is possible for localized heat treatment. High power diode laser especially is regarded as the most proper laser for surface hardening treatment by the specific characteristics of diode laser. Therefore, diode laser is applied to increase the surface hardness of die as the press die for car body.

This study is related to the surface hardening treatment to four types of cast irons for press die by using high power diode laser. Hardened width and depth was measured and hardened zone was analyzed by hardness test after surface hardening in order to research the optimum condition of heat treatment. The surface treatment is carried out with the change of beam travel speed and laser power. The slower beam travel speed was and the more laser power increased, the more hardened zone increased. But when the heat input was not controlled, the coloring or melting of surface was occurred.

Then it was found that flake graphite cast iron needs the higher heat input than spheroidal graphite cast iron by the hardening characteristics with material and form of die. And the proper heat treatment temperature for each material was drawn by heat-treating with temperature control. As a result of hardness measurement and observations on microstructure of hardened zone, hardness increased more than three times as compared with base metal because the lath martensite was formed on the matrix structure.

## 1. 서론

#### 1.1 연구 배경

현재 금형산업은 자동차, 선박, 전기, 전자 등 거의 모든 기반산업의 부품제 조에서 우수한 품질로 빠르고 간단하게 제품의 대량생산을 가능하게 하기 때문 에 필수적이고 핵심적인 생산기술 산업으로 자리 잡고 있다. 또한 금형은 여러 가지 형태를 가진 제품의 기본 형태 및 최종 형태를 성형시키는 역할을 담당하 기 때문에 제품의 형상 및 품질에 중추적인 역할을 할 뿐만 아니라, 금형을 제 작하는데 있어서 들어가는 금형재 및 금형개발의 비용은 제품의 제조원가에 막 대한 영향을 미치고 있다.

금형의 종류는 생산 가공하는 부품의 종류에 따라 프레스 금형, 플라스틱 금 형, 다이캐스팅용 금형, 주조형 금형, 단조형 금형, 분말 성형용 금형, 유리·고 무형 금형 등 다양한 금형이 있지만, 그중에서도 프레스 금형과 플라스틱 금형 의 생산액은 전체의 약 80%를 점유하고 있다. 이것은 금형산업이 자동차 산업 과 가전제품 생산에 깊은 관련을 갖고 접충되어 있음을 의미한다. 특히 자동차 산업에서 차체를 성형하는 프레스 금형 산업은 꾸준히 증가하고 있는 자동차 생산대수와 함께 성장해가고 있으며, 자동차 산업의 국제경쟁이 심해지고 소비 자들의 요구가 다양해짐에 따라 신제품 개발주기에 발맞추어 금형의 제작에도 단납기 및 비용절감을 위한 노력과 제품의 품질 향상을 위해 신기술, 신공법이 적용되고 있다<sup>1,2)</sup>.

한편 자동차 차체를 성형하는 프레스 금형가공은 박판소재를 원하는 형상으 로 제작하는 공정으로써, 프레스의 상·하 운동을 이용하여 강판을 성형하므로 Fig. 1.1과 같이 보통 4개의 공정을 거쳐 제품을 생산한다<sup>3)</sup>. 드로잉(drawing) 공 정은 차체 제품의 형태를 완성하고, 트리밍(trimming) 공정은 필요 없는 나머지 부분을 자르는 공정이며, 플랜지(flange) 공정은 제품의 끝부분을 다져주는 공정 이고, 캠/플랜지(cam/flange) 공정은 성형하기 힘든 부분을 캠을 이용하여 여러 각도로 다져주는 공정으로, 각 공정의 특성에 적합한 금형소재를 선택적으로 사용하고 있다. 하지만 이러한 공정을 거쳐 제품을 성형하는 도중에 금형과 소 재의 마찰에 의해 금형의 마모나 마멸이 발생하여 제품의 품질을 저하시킬 우 려가 있기 때문에 금형의 내마모성이 특히 요구되고 있으며, 내마모성 및 금형 의 수명을 향상시키기 위한 많은 방안들이 제시되고 있다. 그중 금형의 표면처 리를 통한 내마모성 개선을 들 수 있다.

금형의 내마모성 향상을 위한 기존의 표면처리에는 질화나 침탄처리, 화염 표면처리, 고주파 표면처리 등이 적용되어 왔다. 하지만 자동차 차제의 프레스 금형의 경우에는 금형의 크기가 대형이므로 질화 및 침탄 처리시 진공로에 의 한 표면처리가 용이하지 않으며, 프레스 공정상 금형의 형상에 기인한 국부적 인 표면처리가 요구되고 있기 때문에 금형의 표면처리에 적용하는데 한계가 있 다. 이를 보완하기 위한 화염 표면처리나 고주파 표면처리는 공정간 발생하는 열변형 및 형상제한 등의 문제점을 수반하고 있다. 이러한 문제점을 해결할 수 있는 표면처리 방법으로서 레이저를 이용한 표면경화 기술이 검토되고 있으며, 일부 산업현장에서는 이미 적용되고 있다.

레이저를 이용한 표면경화처리는 고말도 에너지 열원에 의해 레이저 조사 부 위만 급속 가열되고, 조사 후에는 표면의 열이 내부로 전도되어 급속히 자기 냉각(self-quenching) 됨으로써 표면을 경화처리하는 방법이다. 이 표면처리 방법 은 열처리에 의한 열변형이 거의 없고, 자기냉각에 의해 냉각공정이 필요없으 며, 표면경화처리 이후 다른 공정을 수반하지 않는다. 또한 높은 치수 정밀도가 요구되는 부위나 복잡한 형상을 가지는 재료의 선택적인 경화처리에 있어서 기 존의 방법으로는 불가능했던 영역을 제어할 수 있을 뿐만 아니라 국부적인 가 공이 가능하기 때문에 금형에는 적합한 표면처리 방법이다. 일반적으로 산업계 에서 널리 사용되는 레이저는 CO<sub>2</sub> 레이저와 Nd:YAG 레이저 및 엑시머 (Excimer) 레이저 등을 들 수 있다. 하지만 이들 레이저를 이용한 표면처리시 가우시안 빔(gaussian beam)을 비초점거리(defocused distance)에서 적용하기 때문 에 높은 에너지 밀도에도 불구하고 에너지 효율이 떨어지는 경향이 있다<sup>47)</sup>.

- 2 -

한편 특유의 빔 안정성과 사각형의 빔 프로파일로 인해 상대적으로 넓은 영 역의 표면을 균일하게 가열할 수 있는 고출력 다이오드 레이저(high power diode laser, HPDL)는 다른 레이저에 비해 고효율로써 표면처리시 균일한 경도 분포와 빠른 가공시간을 얻을 수 있기 때문에 레이저 표면처리에 가장 적합한 열원이라고 할 수 있겠다<sup>4,8)</sup>. 하지만 아직까지 고출력 다이오드 레이저의 열처 리 적용에 대한 연구가 많이 이루어지지 않았으며, 실용화되거나 실제 제품에 적용되고 있는 경우는 극히 드물다.

본 연구에서는 프레스 금형재료용 주철을 표면경화처리 하는데 있어서 고출 릭 다이오드 레이저를 이용하였다. 프레스 금형 공정은 앞서 설명한 바와 같이 여러 가지 공정으로 나뉘어 있으며, 공정에 따른 금형의 재료 및 형상이 다르 기 때문에 각 공정에 적합한 열처리 특성을 고려할 필요가 있다. 또한 일반 금 형강과 비교하여 주철은 조직내에 흑연을 포함하고 있고, 흑연의 함유량 및 형 상의 차이에 따라 경화 특성이 다르기 때문에 재료에 포함된 합금원소의 영향 을 면밀히 검토할 필요가 있다. 따라서 본 연구의 결과는 고출력 다이오드 레 이저를 이용한 표면경화처리의 기술 개발뿐만 아니라, 금형재료용 주철의 레이 저 열처리 적용에 관한 중요한 기반기술 자료로써 활용될 수 있을 것으로 판단 된다.



(a) Drawing process (b) Trimming process (c) Flange process (d) Cam/flange processFig. 1.1 Press die process of the car body

#### 1.2 연구 목적 및 내용

프레스 금형은 형상이 복잡하고 다양하기 때문에 주조성이 좋고 절삭성이 좋 은 주철이 금형소재로 사용되고 있으며, 각 공정마다 주로 사용하는 금형소재 및 열처리 부위에 차이가 있다. 일반적으로 드로잉 공정에는 FCD550 소재 또 는 HCI350 소재가 주로 사용되고 있으며, 트리밍 및 플랜지 공정에는 HD700 및 FC300 소재가 사용된다. 이중 드로잉 공정은 차체의 형태를 찍어내는 공정 이기 때문에 전체적인 평면부의 열처리가 이루어져야 하며, 트리밍 공정은 공 정특성상 금형의 모서리부 열처리가 특히 중요시된다.

따라서 본 연구에서는 고출력 다이오드 레이저(HPDL)를 이용한 표면처리시 열처리 부위에 따른 금형소재의 차이를 두었으며, 각각의 표면경화 특성을 조 사하였다. 이에 대한 세부내용을 정리하면 다음과 같다.

(1) 공정변수에 따른 표면경화 특성

레이저 열처리시 주된 공정변수인 레이저 출력(laser power) 및 빔의 이송속도 (beam traveling speed)를 변화시키면서 FCD550 소재의 열처리 특성을 파악하였 다. 경화폭(hardened width) 및 경화깊이(hardened depth)를 측정한 후 경도분포 (hardness distribution)를 분석하여 FCD550 소재에 대한 적정 열처리 조건을 도 출하고자 하였다.

(2) 열처리시 시험편의 표면온도 측정

광학계 부근에 부착되어 있는 적외선 온도센서(two color pyrometer)를 사용하 여 열처리 동안의 시험편 표면온도를 실시간으로 측정하였다. 이렇게 측정된 온도를 토대로 공정변수에 대한 표면온도를 비교하였으며, 열처리 가능한 적정 열처리 온도 범위를 추정하였다.

(3) 금형 형상이 경화특성에 미치는 영향

드로잉 공정과는 달리 트리밍 공정은 모서리부의 열처리가 이루어져야 하기

때문에 열처리 적용부위를 달리하여 금형의 형상에 따른 열처리 특성을 비교하 였다. 열처리 부위에 따라서 열전달 방향이 달라지기 때문에 경화 특성에 차이 가 생길 것으로 예상하였다.

(4) 금형재료에 따른 표면경화 특성

각 부위별 열처리시 우선 구상흑연주철에 대하여 열처리 특성을 파악하였으 며, 그 후 금형재료의 종류를 달리하여 회주철에 대해 열처리를 실시하여 그 특성을 비교하였다. 재료에 따라 흑연의 형상 및 함유량이 다르며, 또한 재료에 포함된 합금원소가 다르기 때문에 각 재료별 표면경화 특성을 검토하고자 하였 다.

(5) 열처리 제어조건의 변화

본 연구에서 사용한 열처리 장치는 온도제어를 통한 열처리가 가능하도록 구 성되어져 있다. 따라서 출력제어 실험을 통해 얻어진 열처리 특성과 온도제어 를 통한 열처리 특성을 비교하기 위하여 제어조건을 바꿔 열처리를 실시하였 다. 온도제어 열처리는 출력제어 열처리시 측정된 시험편의 표면온도를 기준으 로 하여 열처리 온도 범위를 선정하였다.

(6) 열처리 부위별 조직분석

열처리시 표면과 재료 내부에 따라 전달되는 온도가 다르기 때문에 부위별로 생성되는 조직 구성도 달라진다. 따라서 본 연구에서는 이러한 부위별 조직적 차이를 분석하기 위해 광학 현미경(optical microscope), 전자현미경(SEM : Scanning electron microscope)을 이용하여 미세조직을 관찰하고, EDS(energy dispersive spectroscopy)를 사용하여 조직의 상태를 파악하였다.

## 2. 이론적 배경

#### 2.1 주철의 종류 및 특성

#### 2.1.1 주철의 종류

주철(cast iron)은 조직학적으로는 탄소량이 2.0~6.67 %인 다양한 성질을 갖는 철제합금의 일종으로서 강에 비하여 많은 탄소를 함유하고 있으며, 탄소가 조 직 중에 흑연(graphite)으로 존재하여 주조성 및 절삭성이 뛰어나 주물제품으로 많이 이용되고 있다. 실제 주철의 조성은 탄소(C) 2~4%, 규소(Si) 1~3%의 경우 가 많으며 첨가되는 다른 금속원소나 비금속원소에 따라 다양하고 특별한 성질 을 갖는다. 화학성분을 제외하고 주철의 성질에 영향을 미치는 중요한 인자들 은 응고조건과 냉각속도 그리고 열처리 등이다.

주철은 일반적으로 기계가공이 쉽고 넓은 영역의 강도 및 경도를 갖는 우수 한 합금으로 내마모성, 내부식성, 내열성이 뛰어나다. 또한 다른 합금과 비교하 여 상대적으로 저렴한 가격과 다양한 기계적 성질로 인하여 매우 광범위하게 사용되고 있는 재료이다.

(1) 주철의 일반적인 조직<sup>9~11)</sup>

일반적으로 주철의 조직은 화학성분 및 냉각속도에 의해 결정된다. 따라서 주철의 조직을 이해하기 위해서는 주철을 구성하는 원소들 간에 형성되는 평형 상태도를 알아두어야 한다. 주철의 주요 구성원소는 철(Fe), 탄소(C), 규소(Si)이 므로 철-탄소의 평형상태도 및 규소가 첨가될 때의 철-탄소 평형상태도에 대해 검토할 필요가 있다.

가. Fe-C 평형상태도

철-탄소계의 상태도에는 복평형상태도(double equilibrium phase diagram) 및 단 평형상태도(single equilibrium phase diagram)의 2가지 형태가 있다. Fig. 2.1은 Fe-C의 복평형상태도를 나타낸 것이며, Table 2.1은 이 상태도의 각 점에 해당 하는 온도 및 성분을 표시한 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 순철은 *a*, *r*, δ의 3가지 동소체가 있으며, 910 ℃에서

$$a$$
-Fe  $\Leftrightarrow$  *r*-Fe

의 A<sub>3</sub>변태가 일어나고, 1,400 ℃에서는

r-Fe  $\Leftrightarrow \delta$ -Fe

의 A<sub>4</sub>변태가 일어난다.

탄소가 포함된 경우 안정계에서의 액상선 ABC'D' 또는 준안정계에서의 액상 선 ABCD는 응고개시온도를 나타내며, 안정계에서의 AHJE'C'F 또는 준안정계에 서의 AHJECF는 응고완료온도를 나타낸다.

탄소 3 %를 함유한 철합금의 응고과정을 예를 들어 설명하면, 안정계 응고시 에는 약 1,280 ℃에서 초정 r가 정출되기 시작하여 1,152 ℃에서

 $L(C') \rightarrow r(E') + graphite(F')$ 

의 공정반응이 완료됨으로써 응고가 끝난다. 그러나 준안정계의 응고시에는 1,280 ℃에서 초정 r가 정출되기 시작하여 1,145 ℃에서

 $L(C) \rightarrow r(E) + Fe_3C(F)$ 

의 공정반응이 완료됨으로써 응고과정이 끝나며 이때 *r*+Fe<sub>3</sub>C의 레데뷰라이트 (ledeburite) 공정조직을 형성한다.

C'D'선은 용융금속중의 탄소용해도를 나타내는 곡선으로 실험적으로 구한 것 이다. 이 탄소용해도와 온도와의 관계는

 $C \% = 1.30 + 2.57 + 10^{-3} t^{\circ}C$ 

로 나타낼 수 있다. 그러나 Fe<sub>3</sub>C의 용해도를 나타내는 CD선은 아직 실험적으로 확증되지 못하였다.

수평선 HJB는 L+δ → r 의 포정반응을 나타내는 것으로 이 r상은 탄소를 최 대 2%까지 고용할 수 있으며, 이 한계점 E를 경계로 주철과 강을 구분한다.

한편 공정반응 때에 생성된 r상은 온도가 떨어짐에 따라 E'S'선 또는 ES선을 따라 흑연이나 Fe<sub>3</sub>C의 용해도가 감소되어 조성이 S' 또는 S가 된다. 그후 S의 r 상은 723 ℃에서 조성 P의 a상과 조성 K의 Fe<sub>3</sub>C상으로 분해하는 공석변태를 일 으켜 펄라이트 조직으로 되며, S'조성의 r는 738 ℃에서 P'의 a상과 K'의 흑연을 석출시키는 공석변태를 일으킨다. 그리고 온도가 더욱 떨어짐에 따라 a상중에 고용되었던 소량의 탄소가 Fe<sub>3</sub>C 또는 흑연으로 석출되면서 a상 중의 탄소량은 P'Q' 또는 PQ의 조성으로 바뀌게 된다.





Fig. 2.1 Fe-C double phase diagram

Table 2.1 Temperature and content of Fe-C double phase diagram

Delat	Temp[℃].	Carbon content		Detert	<b>T</b> (°C)	Carbon content	
Point		weight%	atom%	Point	remp[C]	weight%	atom%
А	1539			J	1499	0.160	0.739
В	1499	0.530	2.418	K	723	6.689	25.0
С	1145	4.300	17.286	K'	738	100.0	100.0
C'	1152	4.260	17.139	L	0	6.687	25.0
D	(1545)	6.687	25.0	М	760	0	0
D'	?	?	?	N	1400	0	0
Е	1145	2.030	8.790	0	760	0.512	2.337
E'	1152	2.010	8.709	Р	723	0.025	0.116
F	1145	6.687	25.0	P'	738	0.023	0.106
F'	1152	100.0	100.0	Q	0	0	0
G	910	0	0	S	723	0.800	3.615
Н	1499	0.080	0.371	S'	738	0.680	3.086

나. Fe-C-Si 평형상태도

주철에는 탄소 외에 규소(Si)가 1~3%로 많은 양이 포함되어 있다. 따라서 주 철은 철-탄소-규소의 3원 합금으로도 볼 수 있기 때문에 규소가 첨가된 경우의 상태도를 이해하는 것도 중요하다. 주철에 있어 규소의 존재는 높은 온도에서 오랫동안 유지시키거나, 서냉하는 것과 같은 작용을 하여 흑연화를 촉진시켜 Fe-Fe<sub>3</sub>C에서 Fe-Graphite의 안정화 상태도로 이행하게 한다.

Fig. 2.2는 규소의 양이 2 %일 때와 4 %일 때의 상태도의 변화를 나타낸 것이 다. 규소의 첨가량이 많아짐에 따라 공정조성의 탄소량은 각각 3.6 %, 3.0 %로 감소하고 있으며 r상의 최고 탄소고용도도 각각 1.7 %, 1.4 %로 감소하고 있다. 따라서 Fe-C 합금에서는 규소의 첨가에 따라 펄라이트(pearlite)의 탄소함유량이 감소하고, 또한 공정반응 및 공석반응의 온도도 상승한다.

다. 주철의 일반적인 조직

주철의 조직은 앞에서도 언급하였듯이 화학적 조성, 냉각속도, 흑연의 핵생성 정도에 따라 다르다. 주철에 함유되는 탄소 중 일부는 유리탄소(흑연)의 형태 로, 나머지는 화합탄소(Fe<sub>3</sub>C)로 존재하고 있으며, 흑연과 Fe<sub>3</sub>C의 비율에 따라 백 주철(white cast iron), 회주철(gray cast iron), 반주철(mottled cast iron)로 나뉘게 된다.

주철의 조직 및 성질에 가장 중요한 영향을 미치는 원소는 탄소와 규소이며 특히 규소는 흑연의 정출 및 석출에 크나큰 영향을 미친다. 즉 규소의 첨가량 이 많으면 생성되는 흑연의 양이 많아지고, Fe-C 합금에서 흑연이 정출되기 어 려운 냉각속도라 하더라도 규소를 첨가하면 흑연의 정출이 쉬워진다. 또한 탄 소의 양이 많을수록 흑연의 정출은 쉬워진다. 이렇듯 주철의 조직에 큰 영향을 미치는 탄소와 규소의 양에 따른 주철의 조직관계를 나타낸 것이 Fig. 2.3의 Maurer 조직도이다. 이 그림에서 A, B점은 실험결과로 결정한 점이지만, E', B', D'점은 Fe-Fe<sub>3</sub>C 상태도 중의 공정점과 오스테나이트의 탄소용해도 한계점을 택 한 것이다. 즉 Maurer 시대에선 Fe-Fe<sub>3</sub>C 상태도에서 오스테나이트 중의 탄소고 용한도를 1.7%로 하여 강과 주철을 구분하였던 것이다. 이 조직도에서 SS'선이 그 경계선으로 상부가 주철의 범위이다. 탄소가 4.3%인 점 E에서 EB, EB', ED 및 ED' 선을 그어 5영역으로 나누고, 각각을 백주철, 반주철, 기지가 펄라이트 인 회주철, 기지가 펄라이트와 페라이트가 혼합된 회주철, 그리고 기지 전체가 페라이트로 된 회주철의 구역이라고 하였다.

이 조직도는 탄소와 규소가 주철의 조직형성에 큰 영향을 미치므로 서로 호 환성이 있는 원소로 추정하여 작성한 것이기 때문에 완전한 것이라 할 수는 없 으나 그림 중 표시된 부분은 실제와 비교적 잘 일치하고 있으므로 실용되고 있 는 것이다. 또한 이 조직도는 냉각속도가 일정한 경우를 대상으로 하였기 때문 에 냉각속도가 달라지면 이 조직도도 다르게 된다. 즉 냉각속도가 빨라지면 앞 에서 언급한 바와 같이 흑연의 생성이 어려워지고 Fe<sub>3</sub>C의 생성이 촉진되게 되 므로 조직도는 백주철의 영역을 넓히는 오른쪽으로 이동하게 되고, 냉각속도가 늦어지면 반대로 왼쪽으로 이동하게 된다.





Fig. 2.2 Fe-C-Si phase diagram(0%, 2%, 4% Si)



Fig. 2.3 Maurer's diagram

(2) 주철의 분류

주철은 그 파면(fracture surface)이나 용도에 따라 분류하는 것이 일반적이나 때로는 흑연의 형태, 성분, 기지조직 등에 따라서 분류하기도 한다.

가장 보편적인 방법 중의 하나는 파면의 광택에 의해서 분류하는 방법으로, 백주철, 회주철, 반주철의 3종류로 구별한다. 백주철(white cast iron)이란 흑연의 생성이 없고 탄소가 대부분 금속간화합물(Fe;C)로 되어 있기 때문에 파면이 백 색으로 된 것을 말한다. 이것은 규소가 적거나 냉각속도가 빨라 탄소가 흑연화 되지 못하고 백선화, 즉 FeaC화 됐기 때문이다. 회주철(gray cast iron)은 탄소의 전부가 흑연화되어서 파면의 색이 흑색 또는 회색으로 보이는 것으로, 백주철 과 정반대로 규소가 다량이거나 냉각속도가 느려서 탄소가 전부 흑연화하여 파 면 광택이 회색으로 보이는 것이다. 반주철(mottled cast iron)이라 함은 파면이 백회색을 나타내는 주철로, 탄소의 일부분은 Fe₃C로 다른 일부분은 흑연화되어 서 그 색이 백회색을 나타내는 것이다. 반주철은 백주철과 회주철의 중간상태 의 생성조건일 경우에 나타난다. 이렇게 파면의 분류에 의해 백주철, 회주철, 반주철로 분류가 되지만, 주철의 80% 이상은 회주철이라고 할 수 있다. 즉 보 통 주철이라면 회주철을 말한다고 할 수 있는데, 그것은 주철에는 탄소나 규소 가 다량으로 들어있기 때문이다. 또한 사용 목적에 있어서도 특수한 주철, 예를 들면 가단주철을 만드는 것과 같은 주철은 반드시 백주철을 만들어야 하지만, 보통 목적으로 사용하는 주물은 거의 대부분이 회주철이라고 생각해도 좋다.

한편 회주철은 조직 내의 흑연의 형상에 따라서 크게 편상흑연주철(flake graphite cast iron), 공정상흑연주철(eutectic graphite cast iron), 구상흑연주철 (spheroidal graphite cast iron)의 3종으로 나눌 수 있다. 그리고 편상흑연주철은 흑연의 분포상태에 따라서 ASTM은 A형, B형, C형, D형, E형으로 구분하기도 한다. 또한 회주철은 성분상으로 저탄소주철, 고탄소주철, 고규소주철, 합금주철 등으로 구분하기도 하며, 때로는 합금원소의 종류에 따라 Ni 주철, Cr 주철, Cr-Ni 주철, Cr-Mo 주철 등으로 분류하기도 한다. 기지조직에 따라서는 페라이 트(ferrite) 주철, 필라이트(pearlite) 주철, 오스테나이트(austenite) 주철, 마르텐사

이트(martensite) 주철 등으로 부르기도 한다<sup>9,10)</sup>.

그리고 주철을 기계적인 성질에 따라 보통주철, 고급주철, 강인주철 등으로 구분하기도 하며, 그 용도에 따라서 보통주철(common grade cast iron), 합금주철 (alloy cast iron), 가단주철(malleable cast iron), 칠드주철(chilled cast iron), 구상흑 연주철(spheroidal graphite cast iron) 등으로 나뉘어 사용되고 있다. **Fig. 2.4**에 주 철의 일반적인 분류법을 나타내었다.



Fig. 2.4 Classification of cast iron

2.1.2 주철의 특성<sup>9~11)</sup>

(1) 보통 주철

가. 보통 주철의 조직

보통 주철은 성분범위가 탄소(C) 2.5~4.0%, 규소(Si) 0.5~3.5%, 망간(Mn) 0.2~1.0%, 인(P) 0.3~0.8%, 황(S) 0.01~0.12%이나 일반적으로 이 중간정도의 조 성을 가진 것이 많다. 응고는 주로 오스테나이트(r)-흑연공정으로 끝나고, 탄소 는 응고할 때에 공정조직의 한 구성요소인 편상흑연으로써 정출하며, 탄소, 규 소량이 낮을수록 공정량은 적고 주조성이 나빠지며, 냉각속도가 빠를수록 시멘 타이트(Fe<sub>3</sub>C)로 정출하고 기지는 펄라이트가 되어 경한 재질이 된다. 보통 주철 에서 가장 흔하게 볼 수 있는 미세조직은 Fig. 2.5에 나타낸 것과 같이 페라이 트와 편상흑연이 펄라이트 기지조직(matrix structure)에 산재하여 있는 경우와 편상흑연만이 펄라이트기지에 산재하고 있는 경우이다. 물론 냉각속도가 빠른 경우는 흑연의 생성이 억제되고 시멘타이트(Fe<sub>3</sub>C)의 형성이 촉진되어 백색의 시 멘타이트와 펄라이트가 공존하는 백주철이 되며, 또한 반주철도 될 수 있다. 이 처럼 주철에서는 화학조성이 같다고 하더라도 응고시의 냉각속도에 따라 조직 이 달라질 수 있으며, 화학성분이나 용해·용당처리에 의해서도 흑연의 조직이나 양이 달라진다.



Fig. 2.5 Microstructure types of gray cast iron

나. 합금원소의 영향

주철의 주요 성분은 철(Fe) 이외에 탄소(C), 규소(Si), 망간(Mn), 인(P), 황(S) 등이다. 이들 성분들은 주철의 제조과정 중에 함유되는 것으로, 이들의 함량에 따라 주철의 조직이 바뀌게 된다. 일반적으로 이들 원소가 조직에 미치는 영향 은 응고조직을 회주철화하는 흑연화 촉진작용과 응고조직을 백주철화 하는 탄 화물 안정화작용으로 나눌 수 있다.

주철의 조직에 미치는 탄소(C)와 규소(Si)의 영향은 이미 앞서 설명한 바 있 듯이 주철조직을 지배하는 요소이다. 탄소는 주철에 시멘타이트와 흑연상태로 존재하며, 주철의 성질을 개선하기 위해서는 이들 2가지 형태의 탄소가 적당히 조합되어야 하고, 탄소의 존재상태는 냉각속도와 화학성분에 의해서 결정된다. 시멘타이트는 주철을 단단하고 강하게 하나, 그 양이 0.9% 이상이 되면 너무 단단하여 여려지는 한편, 흑연량이 많아지면 주철은 무르고 강도가 낮아지나, 그 분포상태 및 형상이 미세해질수록 강도가 높아진다.

한편 규소는 탄소 다음으로 중요한 성분으로서 강력한 흑연화 촉진원소이다. 일반적으로 금속은 용해 후 응고하면 부피가 줄어들지만 흑연이 발생하면 부피 가 팽창한다. 따라서 규소를 첨가하면 흑연의 발생을 촉진하므로, 규소를 첨가 한 주철은 응고 수축이 적어져 주조하기 쉬워진다.

망간(Mn)은 보통 회주철에 0.4~1.0% 정도 포함되어 있으며, 규소량이 충분히 함유되어 있으면 주철의 조직은 망간의 양에 크게 영향을 받지 않는다. 망간은 탄소의 흑연화를 방해하는 백주철화 촉진원소로 시멘타이트 중에 용해되어 시 멘타이트를 안정화시킨다. 또한 페라이트의 석출을 방해하고 펄라이트를 미세 화시키므로 펄라이트와 흑연으로만 된 조직을 얻으려면 망간을 소량 첨가하는 것이 좋다.

주철 중에 함유된 인(P)은 일부분 페라이트 중에 고용되나, 대개 스테다이트 (steadite) 조직으로 존재한다. 스테다이트는 Fe-Fe<sub>3</sub>C-Fe<sub>3</sub>P의 3원공정으로, 공정온 도는 980 ℃, 공정조성은 91.5 % Fe, 1.96 % C, 6.89 % P이다. 스테다이트 중의 시멘타이트는 분해하기 어렵기 때문에 인을 함유하면 주철을 단단하고 여리게 하므로 유해한 원소이다. 인이 소량이면 스테다이트는 서로 분리하여 점재하기 때문에 영향이 적으나, 0.1%의 함유량에서 그 영향이 나타나기 시작하고, 2.0% 이상이 되면 스테다이트가 접근하여 연결되기 때문에 전체적으로 여리게 된다. 그러나 인을 많이 함유하면 용융점이 낮아져서 쇳물의 유동성이 좋아지므로 얇 은 두께의 주물이나 특히 깨끗한 표면을 필요로 하는 주물 등에는 인의 함유량 을 많게 한다.

합금원소 중의 황(S)은 주물에 해로운 불순물이므로 좋은 질의 주철에 있어 서는 0.1% 이하로 제한한다. 주철 중의 황은 철과 화합하여 FeS, 그리고 망간 과 화합하여 MnS로서 존재하는데, FeS는 주로 결정입자의 경계에 미립으로 균 일하게 분포하며, MnS는 결정입자 안에 비교적 거친 결정을 만든다. 황이 1% 이하일 경우에 FeS는 시멘타이트 중에 고용체로 되어 있으나, 그 이상이거나 망간이 적을 경우에 FeS는 선상 또는 구상으로 되어 해로운 작용을 한다.

ANTIME UN

다. 보통 주철의 성질

주철의 성질은 그 조직을 구성하고 있는 흑연의 양, 형상, 분포 상태에 의해 서 지배된다. 즉 앞서 언급한 것과 같이 주철의 화학조성, 냉각속도 및 용해· 용탕처리에 크게 의존한다. 또한 용해 조건이나 냉각속도가 같더라도 화학조성 에 따라 크게 달라진다. Fig. 2.6은 탄소포화도(Sc)와 시험편 두께 및 인장강도 의 관계를 나타낸 것으로, 탄소포화도가 높을수록 인장강도는 낮아지고 있다. 이는 탄소포화도가 증가함에 따라 흑연량이 많아지기 때문인데, 주철에 인장응 력이 가해지면 흑연 주위에 응력집중이 발생하여 기지조직의 탄성한도까지 도 달하지 못하고 파단되기 때문이다. 그러나 탄소포화도가 같아도 규소(Si)나 탄 소(C)의 비가 달라지면 흑연의 생성량이 달라질 수 있다.

주철의 경도도 인장강도와 마찬가지로 화학성분, 냉각속도 및 용해조건의 영 향을 크게 받는다. Fig. 2.7은 주철의 경도에 미치는 냉각속도의 영향을 주철의 두께와 경도의 관계로 나타낸 것이다. 주철의 두께가 너무 얇으면 냉각속도가 증가하여 흑연화 되지 못하고 백선화 즉, Fe<sub>3</sub>C화 되어 경도가 급증하기 때문에 절삭가공이 곤란해진다.

한편 주철은 내마모성이 비교적 우수한 재료로서, 주철 중에 포함된 흑연이 건조마찰(dry friction)시에는 고체윤활제의 작용을 하고, 윤활마찰(lubricated friction)시에는 선택적으로 마모된 흑연부위가 윤활제의 저장소 역할을 하며, 마 모 중 형성된 마모입자나 외부로부터 도입된 입자들의 수용장소의 작용을 하기 때문에 이러한 특성을 지니고 있다. 하지만 마모특성에 미치는 영향은 마찰속 도, 마찰거리, 하중, 접촉조건 등으로 다양하기 때문에 주철의 마모특성을 경도 나 강도와 같이 기계적 성질만으로 설명하기에는 한계가 있다. 그 일례로 기지 조직 중의 페라이트(ferrite) 양이 주철의 마모에 미치는 영향을 Fig. 2.8에 나타 내었다. 모든 속도구간에서 페라이트 양이 많을수록 마모량도 증가하는 것으로 나타나고 있고, 편상흑연주철에서도 페라이트의 영향은 같은 양상을 나타내므 로, 주철의 내마모성을 향상시키기 위해서는 기지조직 중에 포함되는 페라이트 의 양을 줄이는 방법이 강구되어야 한다.



Fig. 2.6 Relation between the degree of carbon saturation and tensile strength



Fig. 2.7 Variation of hardness by thickness of cast iron



Fig. 2.8 Wear rate of cast iron by amount of ferrite

(2) 특수 주철(합금주철)

일반적으로 특수주철이라 함은 주철의 기계적 성질과 내마모성, 내열성, 내식 성과 같은 특성을 개선하기 위해 특수원소를 1종 또는 그 이상을 첨가한 주철 을 말한다. 따라서 특수주철을 합금주철이라고도 부르고 있다. 보통 첨가되는 원소는 니켈(Ni), 크롬(Cr), 몰리브덴(Mo), 구리(Cu), 바나듐(V), 붕소(B), 알루미 늄(Al) 등이다.

가. 합금원소의 영향

크롬(Cr)은 강력한 흑연화 저해원소이며 강한 탄화물 형성원소이다. 보통 0.2~1.5% 첨가하며, 이정도 첨가시키면 탄화물의 양을 증가시키지 않고 펄라이 트 조직을 미세화시키고, 경도가 증가하며 내열성, 내부식성도 좋아진다. 크롬 을 많이 넣으면 고온에서 내열성이 좋아지나 절삭이 곤란해진다.

한편 니켈(Ni)은 흑연화 촉진원소로 0.1~1.0%를 첨가하여도 조직이 미세하게 된다. 주물두께의 변화가 심할 때 각 단면의 조직을 균일하게 하는 특징이 있 으며, 내열성, 내식성, 비자성, 고전기저항을 나타내는 오스테나이트 주철을 만 들기 위해서 14~38%의 니켈이 첨가되기도 한다.

흑연화 촉진제로서 티탄(Ti)도 작용하는데, 이것은 티탄이 강한 탈산제로 산 소의 흑연화 저해작용을 제거하기 때문이라고 알려져 있다. 하지만 티탄이 다 량 첨가되면 오히려 흑연화를 저지시키기도 한다. 고탄소, 고규소 주철에 티탄 을 첨가하면 흑연이 미세화되고 강도를 높일 수 있다. 보통은 0.3% 이하의 소 량을 첨가함으로써 인장강도와 경도를 증가시킨다.

몰리브덴(Mo)은 탄화물을 생성하는 원소이므로 흑연화를 저지하지만 그 작용 은 크롬의 1/3 정도이다. 몰리브덴은 특히 항장력, 항절력 및 피로강도가 높은 고력 주철을 만들때 가장 적당한 원소이며, 보통 0.25~1.25% 정도 첨가한다. 몰 리브덴의 첨가로 흑연이 미세화되고 강도, 경도 및 내마모성이 증가되며, 두꺼 운 주물의 조직을 균일하게 한다.

구리(Cu)는 오스테나이트에 고용되어 안정화하고 흑연화를 촉진시키며, 흑연 을 미세화하고 펄라이트를 치밀화하는 원소로, 니켈과 같은 작용이 있다. 보통 0.25~2.5% 정도 함유되어 주철의 강도, 경도, 내마모성, 내식성 등을 향상시킨
다. 한편 바나듐(V)은 강한 흑연화 저지원소이며, 보통 0.1~0.5% 정도 첨가되어
주철기지의 펄라이트를 치밀하게 하고 흑연을 미세화하여 인장강도를 높힌다.

Fig. 2.9에 주철의 인장강도 및 경도에 미치는 합금원소의 영향을 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 몰리브덴, 바나듐, 크롬 등은 소량 첨가로 강도 및 경도 의 향상 효과가 뚜렷한데 반하여 니켈, 구리, 망간 등은 그 효과가 적게 나타나 고 있다. 또한 바나듐, 크롬, 몰리브덴 등과 같은 탄화물 생성원소는 주철을 백 선화시키는데 반하여 규소, 니켈, 구리 등은 흑연화 촉진원소이기 때문에 회주 철의 강도를 향상시키기 위해 탄화물 생성원소를 첨가할 때는 첨가량에 따라 흑연화 촉진원소와 함께 사용하는 것이 바람직하다.



Fig. 2.9 mechanical property by alloying element

나. 특수주철의 종류

특수주철은 주철에 포함된 합금원소 및 조직에 따라 그 종류가 고규소 주철, 니켈 주철, 마르텐사이트 주철, 오스테나이트 주철, 크롬 주철, 칠드 주철로 나 눌 수 있다. 각각의 특수주철은 다음과 같은 특성을 가지고 있다.

○ 고규소(high silicon cast iron) 주철

규소는 흑연화 촉진원소이며 주철에는 꼭 필용한 원소이지만 규소가 4% 이 상이 첨가되면 보통 회주철에서는 얻기 힘든 특수성질을 나타낸다. 그 중 하나 는 4~8%의 규소를 함유하는 내열(heat resistant)주철이고, 또 하나는 14~18%의 규소를 함유하는 내산(acid proof)주철이다.

고규소 내열주철은 'Silal' 이라고도 불리며, 그 조직은 흑연과 페라이트로 되 어 있고, 규소의 첨가에 따라 표면에 SiO<sub>2</sub>의 부동태 피막이 형성되기 때문에 가 열온도가 공석점(850 ℃) 이하에서는 흑연의 성장이 작고 고온산화도 작다. 규 소가 많은 쪽이 내열성 관점에서는 우수하나 기계적 성질의 열화(degradation) 특히 취화(brittleness)에 의해 보통 4~8% 정도의 규소를 사용한다.

고규소 내산주철은 각종 산에 대한 우수한 내산성을 나타낸다. 조직은 미세 편상흑연과 페라이트로 이루어져 있지만, 페라이트는 규소를 다량 고용한 silico-ferrite에서 철이 빠져나가고 남은 규소가 SiO<sub>2</sub>와 같은 산화피막을 형성하 고 이 피막이 더 이상의 부식을 막아주기 때문에 내산성을 띠고 있다.. 탄소의 함량은 0.5~1.0% 정도로, 탄소량이 많으면 과공정 흑연이 편석(segregation)되고 탄소량이 적으면 응고 수축(solidification shrinkage)이 커지며 균열이 발생하기 쉽다.

○ 니켈 주철

니켈은 주철에 첨가될 때 흑연화를 조장하는 역할을 하며 오스테나이트의 안 정화와 분해에 영향을 끼친다. 즉 니켈의 함량이 적을 경우 오스테나이트 변태 에 뚜렷한 효과가 있으며, 니켈 함량이 클 경우는 오스테나이트상의 안정화를 촉진시킨다. 또한 니켈은 펄라이트를 미세화시키기도 한다. 니켈 주철의 기지조 직은 4% 이하의 니켈이 첨가된 경우에는 펄라이트와 페라이트이며, 약 4~8% 의 니켈이 첨가된 경우는 공석반응이 저지되어 냉각시 오스테나이트가 불안정 하거나 직접 마르텐사이트로 변태한다. 또한 약 14~20% 니켈이 첨가되면 Ms점 이 상온 이하로 내려가기 때문에 오스테나이트가 안정화된다. 따라서 니켈 주 철은 기지조직에 의해 펄라이트 니켈 주철, 마르텐사이트 니켈 주철, 오스테나 이트 니켈주철로 구분된다.

○ 마르텐사이트(martensite) 주철

니켈을 4~8% 함유하는 주철은 주방상태(as-cast morphology)의 마르텐사이트 기지조직을 얻을 수 있다. 경도가 높아 내마모성이 좋으며, 내마모용에는 보통 크롬을 첨가하여 사용한다. 이 경우 규소의 양이 적게 규제되기 때문에 흑연보 다는 탄화물이 형성되기 쉽고, 니켈이 흑연화를 조장한다고 해도 첨가되는 크 롬이 탄화물 안정화원소이기 때문에 최종 조직은 마르텐사이트와 철-크롬탄화 물이 형성되는 백주철이 되며 이를 Ni-Hard cast iron이라고 한다.

니켈의 첨가량은 주물의 두께에 따라 증가하게 되지만 니켈의 증가에 따른 흑연화의 경향은 크롬의 첨가로 억제할 수 있다. 최고 경도값은 탄소량을 높임 으로써 탄화물을 많이 생성시켜 얻을 수 있고 최고 인성값을 갖기 위해서는 탄 소량을 줄여 경도를 희생시킴으로써 얻을 수 있다.

○ 오스테나이트(austenite) 주철

오스테나이트 주철은 기본적으로 내식성(Ni-Resist type), 저팽창성(Minovar type), 비자성(Nomag type), 내열성(Nicrosial type)의 4가지 특성으로 나뉠 수 있다.

Ni-Resist 주철은 내열, 내식성이 우수하고 가공성이 좋은 주철로, 일반적으로 구리가 5.5~7.5% 정도 포함되지만 구리가 첨가되지 않아야 할 경우에는 니켈의 함량을 높여서 사용한다. 하지만 니켈의 함량이 높으면 열팽창계수가 낮아질 수가 있는데 이를 Minovar라고 한다.

비자성(non-Magnetic) 주철은 모두 오스테나이트 조직을 갖고 있지만 오스테 나이트 안정화 원소에 따라 그 성질이 달라질 수 있다. 따라서 이 주철은 합금 원소(Ni, Cu, Mn)의 양이 주철의 두께에 따라 적당히 조절되어야 한다. 한편 내열, 내식을 목적으로 하는 오스테나이트계의 Ni-Cr-Si 주철을 Nicrosilal이라고 하는데, 이것은 700 ℃ 이상의 온도에서도 뛰어난 내산화성을 갖는 주철이다. 이 주철을 오스테나이트 구간에서 매우 뛰어난 내산화성을 가 지며, 특히 가열시의 열충격이 강하다. 하지만 규소가 5% 이상이 되면 silico-ferrite가 생성되어 기계적 성질 및 내식성이 취약해진다.

○ 크롬 주철

고 크롬(Cr) 주철은 보통 12 % 이상의 크롬을 포함한 주철이며, 표준조직은 기지의 오스테나이트와 마르텐사이트 및 미립의 크롬 탄화물로 되어있다. 잔류 오스테나이트 때문에 가공경화성을 보이나, 내마모성은 주로 경도가 높은 탄화 물에 의존한다. 또한 고 크롬 주철은 오스테나이트계 내열강과 비슷한 내산화 성을 가지며, 27% 크롬 주철은 800 ℃ 이하에는 오스테나이트 변태점이 없으므 로 그 이하의 온도에서 열에 의한 변태응력이 생기지 않는다.

○ 칠드주철(chilled cast iron)

칠드주철은 내마모성을 필요로 하는 면을 금형에 의하여 백선화시켜 경도를 높임으로써 내마모성을 상승시킨 주물이다. 백선화한 부분은 취성이 있으나 내 부는 강하고 인성이 있는 회주철이므로 전체적으로는 취약하지 않다. 칠드주철 의 내마모성은 칠(chill)부분의 깊이와 경도에 의해 크게 영향을 받는다. 즉 칠 부분의 깊이가 너무 얇으면 수명이 짧아지고, 너무 깊으면 주철의 파손이 생기 기 쉽다. 또한 칠(chill)부의 경도를 상승시켜 내마모성을 좋게 하기 위해서는 니켈, 크롬, 망간, 몰리브덴 등의 합금원소를 첨가하여 칠(chill)부의 기지조직을 베이나이트나 마르텐사이트로 만들어야 한다. 특히 니켈을 첨가할 때는 니켈의 흑연화 작용을 억제시킬 수 있는 흑연화저지원소와 함께 사용해야 한다. (3) 가단 주철(malleable cast iron)

가단주철은 탄소함량이 많아 주조성이 우수하며, 적당한 열처리에 의해 주강 과 같은 연성과 강인성을 부여한 것이다. 따라서 가단주철을 만들기 위해서는 우선 백주철이 될 수 있게 화학조성을 선택하여 백선화시킨 다음 적당한 열처 리를 통하여 점성을 부여해야한다. 이때 적당한 열처리라 함은 백주철의 표면 으로부터 Fe<sub>3</sub>C 중의 탄소를 산화에 의해 제거하는 탈탄(decarburization) 열처리 와 백주철 중의 Fe<sub>3</sub>C를 분해하여 페라이트와 흑연으로 만드는 흑연화 열처리의 2가지 방법이 있다. 후자의 경우에는 강도와 내마모성의 향상을 위해 유리 Fe<sub>3</sub>C 또는 펄라이트 중의 Fe<sub>3</sub>C를 일부 잔류시키는 경우도 있다.

따라서 가단주철을 구분하면, 탈탄을 주목적으로 열처리하여 만드는 백심가 단주철(white heart malleable cast iron)과 흑연화를 주목적으로 열처리를 하되 유 리 Fe<sub>3</sub>C는 완전히 분해시키고 일부의 Fe<sub>3</sub>C를 펄라이트 형태로 잔류시킨 펄라이 트 가단주철(pearlite malleable cast iron)과 Fe<sub>3</sub>C를 완전히 분해시킨 흑심가단주 철(black heart malleable cast iron) 그리고 특수원소를 첨가하여 특수한 기지조직 을 갖게 하는 특수가단주철의 4종으로 나뉘며 그 미세조직 사진을 Fig. 2.10에 나타낸다.

이것들은 그 사용 목적에 따라 열처리를 용이하게 할 수 있도록 화학조성을 조절하며 보통 주강과 회주철의 중간 정도의 탄소와 규소를 함유한다. Table 2.2에 각종 철합금 주철의 대표적인 화학조성을 나타내었다.

가. 가단주철의 종류

가단주철은 앞서 언급한대로 백심가단주철, 흑심가단주철, 펄라이트 가단주철 의 3종으로 분류하나 이밖에 특수기지의 가단주철도 있다.

백심가단주철은 백주철을 탈탄 열처리하여 순철에 가까운 페라이트 기지로 만들어 연성을 갖게 한 것으로, 탈탄층을 이용하므로 두께가 3~5 mm의 엷은 것 이면 내부까지 균일한 페라이트 기지가 되나 두께가 두꺼워지면 중심부의 시멘 타이트 및 펄라이트가 남으므로 두께가 12 mm 이하의 소형물에 이용된다. 이 재질은 용접 또는 납땜이 쉬우므로 강과 접합하여 사용하기도 한다. 흑심가단주철은 소려탄소(temper carbon)라 부르는 괴상(massive) 흑연과 페라 이트로 되어있으며, 강도는 비교적 낮으나 연성, 인성이 좋고 구상흑연주철과 비슷하다. 특히 저온 인성은 페라이트 중의 규소의 고용량이 적으므로 구상흑 연주철보다 우수하다.

펄라이트 가단주철은 흑연화 열처리 후 기지를 펄라이트 또는 구상 펄라이트 로 하여 높은 강도와 피로강도 및 내마모성을 향상시킨 것이다. 강도만 가지고 따지면 가단주철보다 주강쪽이 훨씬 우위이나, 펄라이트 가단주철쪽이 주조성 이 월등히 좋고 감쇠능이 크고, 경도가 동일하면 주강보다 훨씬 절삭성이 우수 하다.

특수가단주철은 Mn 0.85~1.10 %를 첨가한 합금 펄라이트 가단주철, Ni 1.0~1.5 %, Cr 0.2~0.3 %, Mo 0.6 %를 함유하는 Ni-Cr-Mo 가단주철, Ti-V 가단주 철, Cu-Mo 가단주철, 또는 항온변태(isothermal transformation)시켜서 얻은 베이 나이트 가단주철 등이 있다.

나. 가단주철의 성질



가단주철의 일반적인 특징은 주조성이 우수하여 복잡한 주물을 쉽게 만들 수 있으며, 내식성, 내충격성, 내열성이 우수하고 절삭성이 좋다. 또한 강도, 내력 이 높은 편이며 경도는 규소량이 많을수록 높은 경향이 있다. 500 ℃까지의 강 도가 유지되며 저온에서도 강한 특징을 가진다. 가단주철의 물리적, 기계적 성 질을 Table 2.4에 나타낸다.



(a) White malleable cast iron (b) Black malleable cast iron (c) Pearlite malleable cast iron

Fig. 2.10 Microstructure types of malleable cast iron



	Ma	lleable cast i	iron		Sphemidal	Cast steel	
Elements (%)	White malleable cast iron	Black malleable cast iron	Pearlite malleable cast iron	Gray cast iron	graphite cast iron		
C	2.8~3.20	2.00~2.90	2.00~2.60	2.50~4.00	2.50~4.50	0.10~0.60	
Si	1.11~0.60	1.50~0.90	1.50~1.00	3.00~1.00	4.00~1.20	0.25~0.06	
Mn	<0.5	<0.4	0.2~1.00	0.5~1.4	0.3~0.8	0.4~1.0	
Р	<0.1	<0.1	<0.1	0.05~0.20	< 0.05	< 0.05	
S	<0.3	<0.2	<0.2	<0.2	< 0.03	< 0.05	
etc.	-	Cr < 0.06	-		Mg 0.02~0.07	-	
Fe	bal.	bal.	bal.	bal.	bal.	bal.	

Table 2.2 Chemical composition of various cast iron

Properties	White malleable cast iron	Black malleable cast iron	Pearlite malleable cast iron	
Specific gravity	7.3 ~ 7.7	7.2 ~ 7.4	7.2 ~ 7.4	
Specific heat (cal/g ⋅ ℃)	0.11(0~100℃)	0.122~0.160 (20~100℃) (20~700℃)	0.122~0.165	
Heat of fusion (cal/g)	23	23	23	
Thermal conductivity (kcal/cm ⋅ s ⋅ °C)	0.114	0.151	_	
Coefficient of thermal expansion(×10 <sup>-6</sup> )	10 ~ 13	10 ~ 13	10 ~ 14	
Specific resistance $(u \Omega \cdot cm)$	24 ~ 26	24 ~ 37	24 ~ 37	
Tensile strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	$32 \sim 40$ 01 91	30 ~ 40	$40 \sim 70$	
Proof stress (kgf/mm <sup>2</sup> )	16 ~ 25	19 ~ 28	$28 \sim 46$	
Elongation (%)	5 ~ 15	8 ~ 20	3 ~ 12	
Hardness (H <sub>B</sub> )	109 ~ 248	109 ~ 145	163 ~ 269	

Table 2.3 Property of various malleable cast iron
(4) 구상흑연주철

구상흑연주철(spheroidal graphite cast iron)은 주방상태에서 구상의 흑연이 정 출되어 있는 주철을 말한다. 주철에 세슘(Ce)이나 마그네슘(Mg)을 첨가함으로써 구상의 흑연을 얻을 수 있으며 현재는 세슘의 가격이 비싸서 마그네슘에 의한 구상흑연주철의 제조법이 공업화 되어있다.

보통의 주철은 편상흑연조직이므로 응력을 받을 때 흑연을 따라 균열이 발생 하기 쉽고 취성이 있으며 강도가 작은 결점이 있는데 반해 구상흑연주철은 흑 연이 구상으로 존재하므로 흑연에서의 균열 생성이 어려워 강도가 우수할 뿐만 아니라 연성도 갖게 되므로 주철의 이용에 제한요소로 작용하는 저강도와 취성 을 동시에 극복한 우수한 재료로 실로 다양한 용도를 갖고 있다.

가. 구상흑연주철의 조직

구상흑연주철은 기지조직에 따라 크게 3종류로 분류할 수 있다. 흑연 주위의 기지 전체가 펄라이트로 되어 있는 펄라이트형, 소량의 페라이트가 흑연을 둘 러싸고 그 주위에 펄라이트가 분포한 Bull's eye 조직과 기지 전체가 페라이트 인 페라이트형 그리고 시멘타이트로 되어 있는 백선형으로 구별하는 것이 보통 이다. Fig. 2.11은 구상흑연주철의 펄라이트형, 페라이트형 조직을 나타낸 것이 다. 각 기지조직의 형성에는 냉각속도가 매우 크게 영향을 미치며, 합금원소의 영향도 있다. 냉각속도가 빠르면 백선화하여 시멘타이트가 석출하며, 마그네슘 의 첨가량이 너무 많아도 조직이 시멘타이트형이 된다. 냉각속도가 느리고 탄 소나 규소의 양이 많을 때에 페라이트가 석출하며, 페라이트형과 시멘타이트형 의 중간상태일 때에 펄라이트형이 조직이 된다.

나. 구상흑연주철의 성질

주철의 기계적 성질은 주철에 포함된 흑연의 양, 형상 및 분포에 매우 민감 하지만 일반적으로는 흑연의 존재로 인하여 강에 비해 취약한 성질을 나타낸 다. 그 이유는 흑연의 존재로 인한 유효단면적의 감소와 응력집중 때문이며, 따 라서 흑연이 구상으로 존재하면 유효단면적이 증가되고 응력집중효과가 현저히 줄어듦으로써 일반주철이 갖는 결점이 감소될 것이다. Table 2.4는 각종 주철의 성질을 비교하여 나타낸 것이다. 표에서 알 수 있듯이 주철의 성질은 흑연의 형상 및 기지조직에 따라 달라진다.

구상흑연 주철의 내마모성은 보통의 회주철에 비해 우수하다. 그 이유는 구 상흑연주철의 강도 및 경도가 회주철보다 높고, 구상흑연이 보다 용이하게 분 리되어 고체윤활제의 역할을 충분히 수행하기 때문이다. Fig. 2.12는 보통의 편 상흑연주철과 구상흑연주철의 마모량을 비교한 그림이다.

하지만 열전도성은 회주철에 비해 떨어지는 경향이 있다. 열전도성이 좋은 흑연이 편상으로 분포하는 회주철과 비교하여 구상흑연주철은 흑연이 구상으로 분포하기 때문이다. Fig. 2.13은 흑연의 형태와 함유량에 따른 열전도도를 나타 내고 있다.





Fig. 2.11 Microstructure types of Spheroidal graphite cast iron

Properties	Gray cast iron	High grade cast iron	Spheroidal graphite cast iron   Ferrite type Pearlite type		Malleable cast iron	Cast steel
Tensile strengthe (kg/mm <sup>2</sup> )	12~24	28~38	42~44	56~74	37~45	42~50
Compressive strength (Kg/mm <sup>2</sup> )	47~100	110~140	140~170	180~200	35~60	38~45
Yield point			32~38	40~58	20~28	21~24
Elongation (%)			6~15	1~3.5	3~12	8~20
Hardness (H <sub>B</sub> )	143~241	170~262	156~197	187~255	110~150	140~180
Elastic modulus	7,500 ~ 11,000	12,000 ~ 14,000	16,300 ~ 17,200	17,200 ~ 18,600	15,000 ~ 17,000	21,000

						AN BITIME HAR.
Table	2.4	Property	of	various	cast	iron



Fig. 2.12 Wear rate of cast iron with surface hardening



Fig. 2.13 Thermal conduction rate of cast iron by carbon content

# 2.2 다이오드 레이저 표면경화처리의 특징

## 2.2.1 레이저 표면경화처리 메커니즘

표면경화처리는 열원을 이용하여 재료 표면의 얇은 층만을 경화시키는 방법 이다. 특히 레이저 표면경화처리는 강 표면을 오스테나이트 영역까지 급속하게 가열하기 위해서 고밀도의 레이저를 열원으로 이용한다. 레이저 표면경화처리 에 있어서 관건은 재료의 표면 용융을 유발하지 않으면서 요구되는 경화깊이를 얻고 경화부 전체에 걸쳐서 균일한 깊이로 경화처리 하는데 있다. Fig. 2.14에 레이저 표면경화처리의 개략도를 나타낸다.

레이저 표면경화처리는 레이저 조사 후, 열원을 제거하면 재료의 열전도에 의 해 급격한 온도구배가 형성되어 외부로부터의 추가적인 냉각수단 없이 재료 표 면이 급랭되는 자기냉각(self quenching)에 의해 오스테나이트에서 마르텐사이트 로 변태시키는 것이 가능하다. 이러한 자기냉각은 피가공재의 차가운 내부가 거 대한 방열재 역할을 하는 것처럼 일어나는데, 표면에서 내부로 열이 빠르게 전 달되므로 펄라이트 또는 베이나이트와 같은 중간상이 형성되지 않고 바로 마르 텐사이트가 형성되게 한다. 좀 더 자세히 설명하면, 상온에서 탄소강은 시멘타이 트와 최대 0.006 %까지 탄소를 고용할 수 있는 BCC 페라이트의 혼합조직으로 구성된다. 탄소강을 A<sub>3</sub>변태온도 이상으로 가열하면 탄소를 최대 2%까지 고용할 수 있는 FCC 오스테나이트 조직으로 변태한다. 금속이 상온까지 서서히 냉각될 경우, FCC 조직은 BCC 조직으로 바뀌고 탄소는 시멘타이트처럼 격자 밖으로 빠져나오지만, 마르텐사이트가 생성되기 시작하는 Ms(대략 250 ℃) 이하의 온도 까지 급격히 냉각되면 탄소는 빠져나오기 위한 충분한 시간을 갖지 못하고, 무 확산 변태과정에 의해 비평형상인 마르텐사이트 조직을 형성하게 된다<sup>4-7</sup>.

레이저 표면경화법은 급격한 열 사이클이라는 특성 때문에 비교적 완만한 열 사이클을 가지는 기존의 경화 처리법에 비해 열동역학적(thermal kinetics) 해석 이 어렵다. 즉, 경화부 전체에 걸쳐 마르텐사이트가 고르게 분포하기 위해서는 가열 과정에서 충분히 오스테나이트화 되어야 하며, 이는 완전한 오스테나이트 변태가 일어나기 위해선 변태온도 이상으로 가열하는 것도 중요하지만 그 온도 에서 얼마나 유지되느냐에 달려있다. 하지만 레이저 표면경화는 그 특성상, 가 열 및 냉각 사이클이 매우 짧은 시간에 일어나기 때문에 경화부의 조직 및 경 도분포가 기존의 경화법으로 처리한 것과는 다소 다른 양상을 나타낸다. 레이 저 표면경화법의 메커니즘을 이해하기 위해서는 레이저 빔이 조사되고 지나갔 을 때, 그 부분에서의 온도이력(thermal cycle), 가열 및 냉각속도에 따른 변태점 변화(급속 가열 공정의 비평형 상태는 Ac<sub>3</sub> 온도를 상승시키는 원인이 되며, 이 는 상호작용 시간내에 오스테나이트로 완벽하게 변태하기에 탄소의 확산속도가 느리기 때문이다), 그리고 온도 및 유지시간에 따른 오스테나이트 변태 거동뿐 만 아니라 연속냉각변태(CCT : continuous cooling temperature) 곡선에서 임계 냉 각속도(critical cooling rate) 등을 알고 있어야 한다<sup>12,13)</sup>.

100%에 가까운 마르텐사이트를 얻기 위해서는 모재 조직을 100% 오스테나 이트화 시켜야 하며, 그러기 위해선 A<sub>3</sub> 변태온도 이상으로 가열하는 것 못지 않게 그 온도에서의 유지시간도 중요하다고 이미 언급한바 있다. 하지만 레이 저 표면경화는 공정 특성상, 경화부 전체를 고르게 가열하고 냉각하는 것은 어 렵다. 깊이에 따라 가열되는 온도, 그 온도에서의 유지시간 및 냉각속도가 달라 지기 때문에 조직적인 차이도 깊이에 따라 약간씩 발생하게 되는 것이다. 일단 A<sub>3</sub> 변태온도까지 가열되었다 하더라도 유지시간의 차이에 의해 오스테나이트화 비율이 달라지며, 깊이가 더욱 깊어지면 A<sub>3</sub> 변태온도까지 올라가지 못해 모재 의 일부만 오스테나이트화 한 부분도 생기게 된다.

결국, 레이저 표면경화에 의한 경화부는 총 3부분 즉, 높은 온도에서 비교적 장시간 유지되어 거의 100%에 가깝게 오스테나이트화 되고 빠르게 냉각된 영 역, 변태온도 이상으로 가열은 되었지만 유지시간이 짧아서 충분히 오스테나이 트화 되지 못한 상태에서 첫 번째 경우보다는 느린 속도로 냉각된 영역 및 모 재와 경화부의 경계에 해당하는 부분으로 A<sub>1</sub>과 A<sub>3</sub> 변태온도 사이의 온도로 가 열되어 더욱 느린 속도로 냉각된 영역으로 나눌 수 있다. 첫 번째 부분은 거의 100% 마르텐사이트가 치밀하게 분포하며, 두 번째는 모재 조직이 충분히 오스 테나이트로 변태하지 못한 상태에서 냉각되므로 덜 치밀한 마르텐사이트 조직 으로 구성된다. 마지막으로 모재와 경화부의 경계는 A<sub>1</sub>과 A<sub>3</sub> 사이의 온도로 가 열된 부분으로, 가열된 모재의 펄라이트만 오스테나이트화 하여 냉각되므로 오 스테나이트로 변태한 조직만 마르텐사이트로 변태하고 나머지는 페라이트로 남 게 된다<sup>13)</sup>.

이렇듯 레이저 표면경화처리는 기존의 경화법들과 비교하여 경화공정 메커니 즘에 차이가 있기 때문에 그 특성에서도 차이가 있다. 우선 레이저 표면경화처 리는 유도 및 화염경화와 같은 경화처리에 비해 열변형이 매우 적다. 모든 표 면경화는 마르텐사이트 형성과 관련한 부피 팽창으로 인해 변형이 발생하지만 레이저 표면처리는 국소열원의 특성으로 인해 적은 입열량으로도 같은 효과를 얻을 수 있으므로 변형이 상대적으로 적다. 또한 재료 자체의 열전도 특성에 기인한 자기냉각 효과로 인해 추가적인 냉각수단이 요구되지 않는다. 그리고 기존의 공작 기계와 복합하여 자동화하기 쉽고, 레이저 열원의 제어가 용이하 므로 유연성 있는 가공 시스템의 구축이 가능하다는 장점이 있다<sup>5-6)</sup>.

하지만 레이저 표면경화처리는 빔 스팟 사이즈가 전 영역을 커버할 만큼 충 분히 크지 않으면 재료의 표면 전체를 경화하기 위해 여러번 겹쳐서 처리하는 멀티패스(multi-pass) 기법이 요구될 수도 있다. 멀티패스로 경화처리를 하게 되 면 물론 넓은 면적을 경화시키는 것이 가능하지만, 이전에 경화된 트랙이 다음 트랙의 열영향을 받아 역 템퍼링(back tempering)을 유발하여 상당한 경도 저하 를 초래할 수도 있기 때문에 주의가 필요하다.



Fig. 2.14 Schematic illustration of laser surface hardening

### 2.2.2 다이오드 레이저의 구조 및 발진 원리

(1) 다이오드 레이저의 구조<sup>8,14)</sup>

다이오드 레이저는 GaAs 등의 화합물 반도체를 이용한 P-N접합 다이오드에 전류로 직접 여기시켜 레이저 발진을 얻는 것으로 기체 레이저나 다른 고체 레이저 등과는 구조에서나 특성에서 다른 접이 많다. 레이저 발진의 기본 조건으로는 공진 미러와 활성 매질 그리고 여기원이 필요하다. 이러한 3가지의 조건이 반도체 레이저의 경우, 여기원은 순방향 바이어스이며, 공진은 서로 마주보고 있는 반도체 재료의 접합면 양단의 GaAs 반도체와 바깥쪽의 공기 사이와의 굴절률 차가 생겨 벽개면 그 자체가 반사경으로 사용되면서 접합면 사이에서 이뤄진다. 간단한 싱글 다이오드 레이저의 구조를 Fig. 2.15에 나타낸다. 싱글 다이오드 레이저의 크기는 약 수백 미크론(µm) 정도이고, 출력은 수 밀리와트 (mW)로서, 실험적으로는 120 W 이상을 얻었지만, 일반적으로 30~50 W 정도이다. 싱글 다이오드 레이저 빔의 방사는 입사면에 있어서 p-n 접합면에 수직인 축(fast axis)은 45도까지, 평행한 축(slow axis)은 10도까지 발산한다.(싱글 다이오드 레이저 빔의 발산가에 대해서는 다음 항에서 좀더 자세하게 설명한다.) 패스트 축 방향으로 크게 발산하는 광을 평행하게 만들기 위해 원통 모양의 마이크로 렌즈(micro-optic)가 사용된다.

다이오드 레이저는 출력을 증가시키기 위해 각각의 싱글 다이오드 레이저를 대략 10 mm 길이로 직선 배열하여 바(bar)를 형성한다. 레이저 발진 과정에서는 막대한 열이 발생하기 때문에 현재 다이오드 레이저 바(bar)는 이온화되지 않은 물과 같은 유효한 냉각매체를 이용하여 열을 배출하며 그 냉각매체는 다이오드 레이저에 설치된 미세 냉각채널을 통해 흐른다. 이러한 바들을 쌓아 하나의 유 닛으로 하면 1 kW까지의 출력을 얻을 수 있다. 두 개 혹은 그 이상의 다이오드 스택(stack)은 출력이나 파장특성의 요구에 따라 결합될 수 있으며 각 스택에서 나오는 광을 동일한 광학 경로로 유도하기 위해서는 파장 및 편광 커플링 기법 이 사용된다. 이러한 커플링 방법을 사용하는 이유는 서로 다른 스택으로부터 나오는 2개의 광을 동일한 위상으로 조합하기 위해서 빔의 파장 혹은 편광 방 향이 바뀌어야 하기 때문이다.

다이오드 레이저의 출력광은 시편 상에 집광되기 전에 실린드리컬(cylindrical) 렌즈에 의해 평행하게 되어 슬로우 축 및 패스트 축 방향 모두 거의 평행한 빔 으로 된다. 그리고 평행빔을 형성한 후, 스패리컬(sparical) 렌즈를 통하여 집광 된다. 고출력 다이오드 레이저의 집광 구조 및 커플링 방법을 Fig. 2.16 및 Fig. 2.17에 나타낸다.



Fig. 2.15 Schematic illustration of single diode laser



Fig. 2.17 Combination of three laser stacks by aperture fill

(2) 다이오드 레이저의 발진 원리<sup>18,19)</sup>

다이오드 레이저의 가장 일반적인 형태는 p형과 n형 반도체를 결합한 것이 다. Fig. 2.18에 p형과 n형 반도체의 p-n 접합의 에너지 준위를 나타내었다. 두 반도체가 접합하기 전에는, Fig. 2.18(a)와 같이 p형 반도체에서는 한 무리의 억 셉터 준위(E<sub>A</sub>)가 가전자대 바로 위에 존재하며, n형에서는 한 무리의 도너 에너 지 준위(E<sub>D</sub>)가 전도대의 바로 아래에 존재한다. P측에 적당한 혼입을 행하면 억 셉터 준위의 일부는 전자가 존재하지 않는 상태가 되고 페르미 에너지 E<sub>F</sub>는 억 셉터 준위 E<sub>A</sub>와 가전자대 E<sub>V</sub> 사이에 위치하게 된다. N측에 적당한 혼입을 행하 면 도너 준위의 일부가 전자로 점유되기 때문에 페르미 에너지는 전도대 E<sub>C</sub>와 도너준위 E<sub>D</sub>의 사이에 위치한다.

두 반도체를 접촉시키면 Fig. 2.18(b)와 같이 p-n 접합이 형성되어, 상부의 전 도대에서는 n형 반도체 구역에서 p형 반도체 구역으로 전자가 확산되고, 하부 의 가전자대에서는 p형 반도체 구역에서 n형 반도체 구역으로 정공이 확산된 다. 전자와 정공은 각각 -와 +의 전하를 가지고 있으므로 이들 입자들의 확산 은 접합면 양측 구역을 전기적으로 전하를 띄게 한다. 이 경우에 n측은 +로 대 전되고, p측은 -로 대전된다. 이렇게 되면 양측 사이의 전하 차이로 인하여 전 기장이 형성되며, 이것은 전하를 띈 입자들의 확산을 억제하여 평형상태를 이 루게 된다. 이 상태에서 p-n 접합의 p형 측에 +극을, n형 측에 -극을 접촉시켜 순방향 바이어스를 인가하면 n측의 전자가 p측으로 이동하여 가전자대의 정공 과 재결합하게 된다. 즉 전도대에 있는 전자들이 가전자대로 자연스럽게 전이 하면서 전도대와 가전자대의 에너지 간격만큼의 에너지를 방출하게 된다. 방사 되는 레이저광의 강도는 정공과 전자의 재결합 크기에 따라 결정되는데, 만약 반도체가 GaAs와 같이 직접에너지 밴드갭을 가진 반도체라면 이러한 자연방출 은 그 에너지대 사이에 해당하는 파장을 가진 광자로 방출시키며, 이것을 광방 출다이오드(LED)라고 한다.

하지만 다이오드 레이저가 발진하기 위해서는 전자와 정공의 밀도가 큰 반전 분포가 형성되어야 하며, 이는 접합의 양측에 불순물을 혼입하는 것에 의해 얻 어질 수 있다. 즉, n측에 다량으로 불순물을 혼입하면 도너준위와 전도대의 일 부가 전자로 점유되어 페르미 에너지 E<sub>F</sub>는 전도대 중에 존재하게 되며, p측에 다량의 불순물을 혼입하면 억셉터 준위가 전자로 점유되지 않게 되고 정공 준 위가 가전자대 중에 생겨 페르미 준위는 가전자대 내에 존재하게 되는 것이다. 이들 반도체를 접촉하면 준위가 이동하여 Fig. 2.19(a)와 같은 에너지 준위를 이 룬다. 여기에 순방향 바이어스를 인가하면 Fig. 2.19(b)에 나타낸 것과 같이 에 너지 준위가 새로운 분포상태로 이행하며, 그 접합면에서 전자와 정공의 양자 가 존재하는 좁은 영역이 생기고, 이 좁은 영역에서 레이저 빔이 방출된다.

반전분포의 크기는 전류에 의해 결정되며, 만일 전류가 작으면 각종 손실에 의하여 반전분포 현상을 상쇄시키므로 레이저 발진이 일어나지 않는다. 순방향 바이어스의 인가 전류가 어떤 임계 전류 이하에서는 자연방출에 의하여 광이 방출되며, 그 출력은 전류의 크기에 비례한다. 그러나 전류가 임계값 이상으로 증가되면 유도방출에 의하여 레이저 빔이 방출되며, 그 출력은 전류의 증가에

따라 급격하게 증가된다.





(a) Band diagram of P and N type semiconductor



(c) Density distribution of electron and holeFig. 2.18 Energy band of P-N junction



Fig. 2.19 Mechanism of P-N junction diode laser

#### 2.2.3 표면처리 적용에 대한 다이오드 레이저의 특징

다이오드 레이저 빔은 Nd:YAG 레이저나 CO<sub>2</sub> 레이저와 같은 기존의 고출력 레이저의 빔과는 상당한 차이점이 있다. 싱글 다이오드 레이저의 빔의 방사는 좁은 접합부(수~수십 μm)로 제한되어 있기 때문에 빛의 회절 현상에 의해 크게 발산한다. Fig. 2.20에 다이오드 레이저 빔의 확산에 대한 개략도를 나타낸다. 접합부의 폭을 *D*, 파장을 λ라고 하면 레이저 빔의 발산각 θ[rad]는 식(2.1)과 같 이 주어진다.

$$\theta[rad] \doteq \frac{\lambda}{D} \tag{2.1}$$

따라서 접합부의 폭 D가 작을수록 발산각 6는 커지게 된다. 또한 접합부 단면 모양이 직사각형일 경우는 작은 변 방향의 발산각이 크게 되기 때문에 Fig. 2.20와 같은 형태의 상이 나온다. 패스트 축(fast axis)의 빔 발산각은 45도 정도까지인 반 면, 슬로우 축(slow axis)에서의 발산각은 10도 정도까지로 발산한다. 패스트 축은 앞서 언급한 바와 같이 마이크로 렌즈를 통해, 슬로우 축은 실린드리컬 렌즈를 통 해 평행한 빔으로 되며, 스패리컬 렌즈에 의해 집광된다. CO<sub>2</sub> 레이저나 Nd:YAG 레이저의 빔 품질(beam quality)이 각각 1~5 mrad, 1~10 mrad인 반면, 다이오드 레이 저는 85×200 mrad으로 낮은 이유가 이러한 빔 형성과정의 특성 때문이다. Fig. 2.21 은 다이오드 레이저와 다른 레이저와의 빔 품질을 비교하여 나타낸 것이다<sup>8,14,20)</sup>.

이렇듯 빔 품질이 낮기 때문에 금속의 절단이나 용접에의 다이오드 레이저의 적용은 제한이 있다. 하지만 다이오드 레이저에 의해 만들어지는 탑햇(top-hat) 파워밀도 분포를 가지는 직사각형 빔은 균일한 경화 깊이를 얻을 수 있기 때문 에 레이저 경화공정에 유리하다. CO<sub>2</sub>나 Nd:YAG 레이저는 일반적으로 빔 중앙 부에서는 파워밀도가 높고 중앙부에서 거리가 멀어질수록 파워밀도가 감소하는 가우시안(gaussian) 분포의 빔을 가지기 때문에 불균일한 경화 깊이를 초래할 뿐 만 아니라 극단적인 경우에는 빔의 중앙부에 해당하는 부분에서 용융을 유발할 수 있는 반면, 주변부에서는 오스테나이트 온도에 도달하지 못할 수 있는 이유 로 경화공정에서는 부적합하다. 하지만 다이오드 레이저는 일반적으로 빔 특성 상 슬로우 축 방향으로 탑햇 분포를, 패스트 축 방향으로는 가우시안 분포를 가지기 때문에 표면의 균일한 가열이 가능하다.

한편 다이오드 레이저의 빔 파장(wavelength)은 기본적으로 반도체 재료의 차 이에 따라 다르지만 대부분 800~940 nm 사이이다. 레이저 재료 가공에서 주요 관심사는 피가공재 표면으로부터 반사되는 광이 입사광의 어느 정도 되는가 하 는 것인데, 이는 재료 반사율에 따라 다르며, 표면으로 입사된 파워에 대한 표 면으로부터 반사되는 파워의 비율로 정의된다. 각종 레이저 입사빔의 파장과 금속의 반사율 사이의 관계를 Fig. 2.22에 나타낸다. 파장이 짧은 HPDL은 10.6  $\mu$ m 파장의 CO<sub>2</sub> 레이저나 1.06  $\mu$ m 파장의 Nd:YAG 레이저에 비해 높은 흡수율을 가지고 있는 것을 알 수 있다. 높은 흡수율로 인해 HPDL은 다른 레이저와 같 은 출력에도 더 깊은 경화깊이를 얻을 수 있다. 또한 다이오드 레이저는 일반 적인 전기-광 변환 효율이 20~30 %로 CO<sub>2</sub> 레이저의 10~15 %, Nd:YAG 레이저 의 1~5 %에 비해 가장 효율적이다. 이론적인 효율은 90 %까지 될 수 있지만. 실제로 다이오드 레이저의 최고 효율은 50 % 정도이다.

반면에 다이오드 레이저의 예상 수명은 다른 재료가공용 레이저들보다 낮아 다이오드 레이저의 주요 결점 중 하나로서, 통상 수명이 10,000시간이다. 하지만 HPDL의 유지 및 운용비용은 다른 레이저보다 적다. 이는 CO<sub>2</sub>나 Nd:YAG 레이 저의 정비주기가 각각 1,000시간과 200시간인데 비해 HPDL은 실질적으로 정비 가 거의 요구되지 않기 때문이다. HPDL의 운영비용 또한 지속적으로 감소하고 있고 제조 가격도 동일 출력의 CO<sub>2</sub> 레이저나 Nd:YAG 레이저에 비해 적어 경제 적이다. 그리고 다이오드 레이저의 구조적인 특성과 다른 타입의 레이저에 비해 적어진 냉각 필요성 때문에 HPDL은 다른 레이저에 비해 상당히 소형이다. 레이 저 광학 헤드의 크기는 출력과 제조사에 따라 크게 다른데, 3kW급 HPDL의 경 우에는 대략 5~12리터 부피를 가지고 있다. HPDL 광학 헤드의 부피는 기존의 레이저 광학계에 비해 1/3 크기까지 될 수 있고, 이것은 기존 공작기계 또는 로 봇 팔에 쉽게 설치할 수 있을 정도이다. 따라서 이와 같은 특징들로 인해 고출 릭 다이오드 레이저는 표면경화처리에 가장 적합하다고 할 수 있다<sup>14-20</sup>.



Fig. 2.20 Output of a typical diode laser



Fig. 2.21 Comparison of the beam quality of high power diode lasers with conventional lasers



# 3. 실험 재료 및 방법

# 3.1 실험 재료와 장치

### 3.1.1 실험재료

일반적으로 금형재료는 높은 인성과 내마모성이 요구되며, 기계 가공성이 양 호하고 열처리가 용이해야 한다. 또한 고내식성을 가지면서 가격이 저렴하고 쉽게 구입이 가능하여야 한다. 이러한 요구 조건들을 고려할 때 금형재료로서 가장 많이 사용되고 있는 것이 철강재이다. 이중 주철은 넓은 영역의 강도 및 경도를 갖는 우수한 합금으로 내마모성, 내식성이 뛰어나며 주조성이 우수하여 복잡한 형상의 주물 제품을 값싸게 생산할 수 있어, 금형재로서의 활용 폭이 점차 증가하고 있는 추세이다<sup>2)</sup>.

본 실험에서는 총 4종류의 주철을 사용하였으며, 이들 소재의 화학적 조성을 Table 3.1에 나타낸다. 재료의 기호 중 숫자는 인장강도(MPa)를 의미한다. FCD550 소재는 구상화된 흑연 주위로 페라이트가 감싸고 있고, 그 주변이 펄 라이트로 구성되어 있는 페라이트형 구상흑연 주철이며, HCI350은 편상화된 흑 연 주위에 펄라이트가 분포되어 있는 편상흑연 주철재이다. 또한 HD700은 기 지조직이 펄라이트로 구성되어 있고 구상 흑연이 분포되어 있는 펄라이트형 구 상흑연 주철이며, FC300 소재는 펄라이트 기지에 편상 흑연이 존해하는 회주철 이다. 이 소재들은 프레스 공정의 특성에 적합한 금형재료를 선택하여 사용하 고 있으며, 금형의 형상에 따른 열처리 부위에 따라서 각기 다른 재료를 적용 하였다.

시험편은 열처리 부위에 따라서 평면 열처리 시험편과 모서리부 열처리 시험 편으로 분류되며, 평면 열처리 시험편의 치수는 120×90×25 mm 이고, 모서리 열 처리 시험편은 90×40×25 mm이다. 열처리 부위의 차이를 고려하여 평면 열처리 에 사용되는 시험편이 보다 넓은 형상을 가지고 있다.

Element(wt%) Material	С	Si	Mn	Р	S	Alloy element
FCD550	3.0 ~3.8	1.8 ~2.6	$0.10 \\ \sim 0.50$	~0.04	~0.02	Mg min0.03, Cu min0.02
HCI350	2.80 ~3.30	1.60 ~2.25	0.70 ~1.05	~0.12	~0.12	Mo 0.3~0.6, Cr 0.3~0.6
HD700	3.3 ~3.7	1.6 ~2.5	~0.6	~0.04	~0.02	Mg min0.03, Mo 0.2~0.8, Cr ~0.2, Cu 0.6~1.1, Ni 0.6~1.0
FC300	2.80 ~3.30	1.50 ~2.10	0.60 ~1.10	~0.15	~0.15	

Table 3.1 Chemical composition of materials

### 3.1.2 실험장치

실험에서 사용한 레이저 열처리 장치는 크게 최대출력 4.0 kW의 다이오드 레 이저와 6축 외팔보 로봇으로 구성된다. 다이오드 레이저는 900~1,030 nm의 파장 대를 가지며 빔 품질(beam quality)은 40 mm·mrd으로, 열처리 전용의 사각빔 광학계를 로봇에 장착하여 실험을 실시하였다. 열처리용 광학계의 작동거리 (WD : working distance)는 235 mm이며, 레이저 빔은 400 µm 직경의 화이버(fiber) 로 전송하였다. 또한 대형 금형에서도 적용이 가능하도록 로봇 하부에 레일을 설치하여 로봇의 좌우 이동을 가능하게 하였다.

광학계 헤드 부분에는 340~1,300 ℃까지의 측정범위를 가지는 적외선 온도센 서(two color pyrometer)를 부착하여 열처리 동안의 시험편 온도를 실시간으로 측정 가능하도록 하였다. 더불어 본 장치는 온도제어 열처리시 온도센서를 통 한 온도측정 결과를 토대로 레이저 출력을 자동 조절할 수 있도록 구성되어져 있다. 즉, 본 열처리 장치는 출력제어(power control)와 온도제어(temperature control) 열처리 모두 실현가능하도록 설계되어 있다. 실험 장치의 주요사양을 Table 3.2에 정리하여 나타내었으며, 레이저 열처리 장치의 사진을 Fig. 3.1에 나 타낸다.

Laser type	CW diode laser		
Maker	ERLASER		
Model	WELD+HARD F4000		
Wave length	900~1,030 nm		
Peak power	4,000 W		
Beam quality	40 mm · mrad		
Fiber core dia.	400 µm		
Cooling type	Water cooling		

Table 3.2 Specifications of HPDL



Fig. 3.1 Experiment setup of laser heat treatment

# 3.2 실험 및 분석 방법

#### 3.2.1 실험방법

실험은 평면 실험을 통하여 기본적인 표면경화 특성을 파악하고, 열처리 적 용부위 및 금형재료를 달리하여 경화 특성을 평가하였다. 또한 다른 열처리 제 어조건을 통하여 표면경화한 후 그 특성을 비교·분석하였다.

기초 평면 실험은 FCD550 소재에 대하여 빔 사이즈 40×7 mm의 광학계를 이 용하여 Fig. 3.2에 나타낸 방법으로 열처리를 실시하였다. 주된 공정 변수인 레 이저 출력(laser power, *P*<sub>L</sub>) 및 빔의 이송속도(beam travel speed, *v*)를 변화시키면 서 열처리를 실시하여 기본적인 다이오드 레이저 표면경화 특성을 파악한 후, 열처리시 광학헤드에 부착된 온도센서를 통하여 측정된 표면온도를 비교·검토 하여 시험편의 열처리 온도 범위를 추정하였다. 그리고 금형 형상에 따른 경화 특성을 비교하기 위하여 모서리부에 대한 열처리를 Fig. 3.3의 모식도와 같이 실시하였으며 이때의 시험편 소재는 HD700이었다. 빔 사이즈가 15×15 mm인 열 처리 광학계를 사용하여 광학헤드를 10° 기울인 상태에서 실험을 하였으며, 광 학계 헤드에서 모서리부까지의 거리는 235 mm였다. 모서리부의 실험방식은 평 면 열처리 실험과 동일하게 기본 공정변수에 대한 표면경화특성을 파악하고, 표면온도를 측정하여 열처리 온도 범위를 선정하였다.

각 금형 공정에서 사용되는 주철의 소재가 다르기 때문에 소재에 따른 열처 리 특성을 파악할 필요가 있어 부위별로 소재를 달리하여 열처리를 실시하였 다. 먼저 구상화흑연 주철인 FCD550 및 HD700 소재에 대하여 각 부위별로 공 정변수에 대한 열처리 특성을 파악하였으며, 이를 통해 얻어진 데이터를 기준 으로 회주철인 HCI350와 FC300 소재에 대하여 각각 평면과 모서리부에 열처리 를 적용한 후 경화 특성을 비교하였다. 또한 각 재료의 표면온도 역시 측정하 여 열처리 온도 범위를 비교하였다. 실험 전, 모든 시편은 메틸 알콜(methyl alcohol)을 이용하여 표면을 탈지하였으며, 레이저 빔 조사 중에는 빔 진행방향의 후면 40°로 거리 20 mm 떨어진 위 치에서 아르곤(Ar) 가스를 이용하여 20 ℓ/min의 유량으로 분사하여 표면을 실 드(shield)하였다.

본 실험에 사용한 레이저 열처리 장치는 앞서 언급한 바와 같이 열처리 제어 요소가 출력제어(power control) 외에 온도제어(temperature control)를 통한 열처 리가 가능하도록 구성되어져 있다. 따라서 평면 및 모서리부 열처리시 얻어진 열처리 온도 범위를 기준으로 온도를 변화시키면서 적정 열처리 온도를 도출하 고, 그 경화특성을 출력제어 열처리 실험결과와 비교하여 열처리 제어조건에 따른 차이를 확인하였다.





Fig. 3.2 Experimental setup for plate position heat treatment



Fig. 3.3 Experimental setup for edge position heat treatment

### 3.2.2 분석방법

(1) 시편의 채취 및 준비

열처리한 재료는 표면관찰을 위해 표면사진을 찍은 후, 단면분석을 위해 절 단되었다. 단면 관찰용 시험편은 재현성을 확보하기 위하여 경화부가 안정적으 로 얻어졌다고 생각되는 지점으로, 평면 시험편은 레이저 조사 후 60 mm, 모서 리부 시험편의 경우에는 조사 후 50 mm 이상 진행된 지점에서 횡단면을 채취 하였다. 전체적인 경화부 단면 형상을 파악하고, 연마, 에칭(2% 질산수용액 + 피크릭산 0.5 g)의 단계를 거쳐 분석시편을 준비하여 경화폭(hardened width) 또 는 경화길이(hardened length)와 경화깊이(hardened depth)를 측정하였다. Fig. 3.4 와 Fig. 3.5에 시험편 채취방법을 모식적으로 나타낸다.

(2) 경도분포 측정

경도는 마이크로 비커스 경도기(micro vickers hardness tester)를 사용하여 평면 열처리의 경우 폭방향(width-directional) 및 깊이방향(depth-directional)으로 나누어 측정하였다. 하중은 압흔(indentation)의 크기를 고려하여 0.3 kgf/mm<sup>2</sup>로 설정하였 으며, 측정위치는 폭방향 경도의 경우, 표면에서부터 120 µm 아래 부분을 1 mm 간격으로 측정하였으며, 깊이방향으로는 경화부를 중심으로 표면에서 120 µm 떨 어진 곳부터 깊이방향으로 150 µm의 간격을 두고 측정하였다. 모서리부 열처리 시험편에 대한 경도는 같은 하중으로 윗면 및 옆면에서부터 120 µm 떨어진 부 분에서 길이방향(length-directional)으로 500 µm, 깊이방향(depth-directional)으로 150 µm 간격을 두어 측정하였다.

(3) 미세조직 관찰 및 탄소농도 분석

광학현미경을 이용하여 모재, 경화부 그리고 경계부위의 조직을 관찰하였다. 또한 고배율이 요구되는 경우, 추가로 전자현미경 장비를 사용하여 5,000배까지 확대하여 관찰하였다. 그리고 부위별 조직의 상태를 파악하기 위하여 EDS를 통 해 각 부위별 선분석을 하여 탄소원소의 분포 경향을 파악하고자 하였다.



Fig. 3.4 Sampling of plate position



Fig. 3.5 Sampling of edge position

# 4. 실험 결과 및 고찰

# 4.1 다이오드 레이저의 표면경화 특성

### 4.1.1 공정변수에 따른 경화특성

레이저 열처리시의 주된 공정변수는 레이저 출력 및 빔의 이송속도로, 이들 조건에 의해 재료에 가해지는 입열량이 결정되며, 그 차이에 따라서 경화폭 및 경화깊이가 결정된다.

구상흑연주철인 FCD550 소재에 대한 열처리 특성을 파악하기 위해 레이저 출력(P<sub>L</sub>) 및 빔의 이송속도(v)를 변화시키면서 표면 열처리를 실시하였다. Fig. 4.1에서 Fig. 4.3까지 각 이송속도별 레이저 출력변화에 따른 열처리 표면 및 단 면사진, 그리고 경화 폭(W<sub>h</sub>) 및 깊이(D<sub>h</sub>)의 변화그래프를 나타낸다. 이송속도를 2~4 mm/sec로 설정하고, 레이저 출력을 2.0~4.0 kW까지 0.5 kW 단위로 변화시키 면서 열처리를 실시한 결과, 경화 폭 및 깊이는 빔의 이송속도가 감소할수록, 그리고 레이저 출력이 증가할수록 증가하고 있는 것을 확인할 수 있다. 이는 이송속도의 감소 및 출력의 증가에 따라 시험편에 가해지는 입열량이 증가하기 때문이다. 하지만 고출력에 의한 과입열량을 고려하지 않을 경우 표면에 용융 이 발생하는 결과를 초래하였다.

각 이송속도별 경화 특성을 살펴보면, 2 mm/sec에서는 2.5 kW, 3 mm/sec는 3.5 kW, 4 mm/sec에서는 4.0 kW의 조건에서만 적절한 열처리가 이루어졌을 뿐, 그 미만의 출력에서는 표면에 발색만을 일으켰으며, 열처리 조건을 초과한 출력에 서는 표면에 용융이 발생한 것을 확인할 수 있다. 이로 인해 열처리가 이루어 지는 적정 범위가 매우 한정적이며, 그 범위를 조금이라도 벗어나면 열처리가 되지 않거나 표면 용융이 발생한다는 것을 알 수 있었다. 한편, 4 mm/sec를 초과한 이송속도에서는 레이저의 최대출력인 4.0 kW에서도 표면의 발색만을 나타 내었다.

즉, FCD550 소재의 적정 열처리 조건은 이송속도가 2, 3, 4 mm/sec일때 레이

저 출력이 각각 2.5 kW, 3.5 kW, 4.0 kW였다. 이중 최적 열처리 조건으로는 이송 속도 3 mm/sec, 레이저 출력 3.5 kW의 조건을 선정하였다. 이송속도 4 mm/sec가 가장 빠른 공정속도지만, 이때의 출력이 레이저 장치의 최대 출력인 4.0 kW로 레이저가 최대 출력에서 약간 불안정한 것을 감안하여 어느 정도 출력이 안정 적이고, 그리고 경화깊이가 0.9 mm로 가장 깊은 것을 고려하여 이 조건을 최적 조건으로 선정하였다.





(a) Surface and cross section





Fig. 4.1 Hardening characteristics with laser power in v = 2 mm/sec



(a) Surface and cross section





Fig. 4.2 Hardening characteristics with laser power in v = 3 mm/sec



(a) Surface and cross section



(b) Hardened width and depth

Fig. 4.3 Hardening characteristics with laser power in v = 4 mm/sec

# 4.1.2 공정변수에 따른 경도분포

경도는 시험편의 폭방향(width-directional) 및 깊이방향(depth-directional)으로 나누어, 각각 1 mm 및 150 µm 간격으로 측정하였다(분석방법 참조). 대표적으로 최적 조건 3 mm/sec, 3.5 kW에서의 경도분포와 같은 이송속도에서 표면용융이 발생한 4.0 kW 조건에서의 폭방향 및 깊이방향의 경도분포를 **Fig. 4.4**에 나타내 었다.

일반적으로 주철은 흑연을 포함하고 있기 때문에 넓은 구역의 평균경도를 측 정할 수 있는 브리넬(Brinell) 경도를 취한다. 하지만 본 연구에서는 경화 정도 를 세밀하게 파악하기 위해 마이크로 비커스 경도기를 사용하여 경도를 측정하 였다. 주철내의 흑연은 매우 연한 조직으로 거의 구멍과 같기 때문에 경도 측 정시 흑연의 영향을 피하기 위해 세심한 주의가 필요하였으며, 흑연의 분포상 태 및 크기에 따라 측정값의 변동이 심하였다.

FCD550의 모재 경도는 대략 240~280 Hv(vickers hardness) 정도이다. 3 mm/sec 의 이송속도에서 3.5 kW 미만의 출력에서는 앞서 확인하였듯이 표면의 발색만 을 일으켰을 뿐 열처리가 전혀 이루어지지 않았다. 그로인해 모재와 열처리부 간의 경도차는 나타나지 않았다. 하지만 최적 조건인 3.5 kW에서는 폭방향으로 경화부의 최대 경도가 930 Hv, 평균 경도가 820 Hv으로 모재 경도에 비해 3배 정도 상승한 값을 나타내었다. 깊이방향으로는 경화가 0.8 mm까지 진행되었다. 비록 깊이가 깊어질수록 경도값이 떨어지는 경향이 있으나, 경화부에 유효한 경도값을 나타내고 있다. 한국산업규격 '강의 화염 경화 및 고주파 경화 경화층 깊이 측정방법'(KS D 0027)에서는 일반강의 경우 탄소 함유량 0.53 % 이상일 때 퀜칭 그대로, 또는 퀜칭 템퍼링한 경화층의 표면에서 경도값 500 Hv을 유효 경화층의 한계 경도로 정의하고 있다. 따라서 본 연구에서는 이 경도값을 토대 로 500 Hv 이상의 경도값을 나타내는 부분을 경화부로 정의하였다.

표면에 용융이 발생한 4.0 kW에서는 고출력으로 인하여 경도분포가 균일하지 못하며, 경화깊이가 1.2 mm까지 경화되었지만 모재와 경화부간의 경계에서 열 영향부(heat affected zone, HAZ)가 발견되었다. 모재의 경도와 경화부의 경도 사 이 값을 나타내는 구간을 열영향부라고 정의하였으며, 이는 과도한 입열로 인 해 경화깊이는 깊어졌지만 모재와 경화부의 경계부위에 템퍼링(tempering)구간 이 생겨 이러한 경도분포를 나타낸 것이라고 생각된다.



Fig. 4.4 Hardness distribution at traveling speed 3 mm/sec

### 4.1.3 열처리시 시험편의 표면온도 비교

본 열처리 장치는 열처리를 실시하는 동안 광학계 부근에 부착된 적외선 온 도센서를 통하여 시험편의 표면온도를 실시간으로 측정할 수 있도록 구성되어 져 있다고 이미 설명하였다. 이번 항에서는 온도센서를 통해서 얻어진 각 출력 별 표면의 온도측정 결과를 비교하였으며, 이를 기준으로 FCD550 소재의 적정 열처리 온도 범위를 선정하였다.

Fig. 4.5에 FCD550 소재의 가장 좋은 경화특성을 나타낸 이송속도 3 mm/sec에 서의 레이저 출력에 따른 표면 온도를 시간별로 나타내었다. 그래프 오른쪽의 온도는 각 변태점의 온도를 나타낸 것이다.

온도변화를 살펴보면, 모든 출력조건에서 레이저 조사 후 3~4초 이내에 최대 온도까지 도달하였으며, 레이저 조사 종료시까지 큰 변화 없이 온도를 유지하 였다. 일반적으로 레이저 출력이 일정하게 조사되면 열축적에 의해 표면온도가 증가할 것이라고 예상되지만, 그러한 온도상승은 나타나지 않았다. 이로인해 금 형의 체적이 다른 금속 부품과 비교하여 매우 크고, 그에 따라서 열축적 없이 열처리 표면과내부의 온도구배를 크게 유지할 수 있어 자기냉각을 수행하는 레 이저 열처리에는 매우 유리한 조건이다.

각 출력에 따른 표면온도를 비교해보면, 레이저 출력이 2.5 kW와 3.0 kW일때 모두 A<sub>1</sub>변태선 이상으로 표면온도가 상승하였으나 열처리가 이루어지지 않았 다. 이는 오스테나이트로 변태할 수 있는 온도까지 상승하였지만 레이저 열처 리 특성에 기인한 급속 열싸이클에 의해 주철의 조직이 오스테나이트로 변태할 충분한 시간을 갖지 못하였기 때문에 마르텐사이트가 형성되지 못해 경화가 이 루어지지 않은 것으로 판단된다.

출력이 3.5 kW에서는 등온구간의 온도가 약 1,070 ℃까지 상승하였으며, 이 온도는 조직내 흑연의 공정반응 직전의 온도로 금속내의 원자간 이동이 매우 활발히 이루어질 수 있는 상태이다. 따라서 이 상태에서 급속한 냉각이 되더라 도 탄소의 활발한 확산으로 오스테나이트 변태가 이루어져 충분한 마르텐사이 트가 형성된 것으로 생각된다. 하지만 레이저 출력 4.0 kW에서는 열처리시 표
면온도가 융점인 1,280 ℃를 넘어 온도센서의 계측범위인 1,300 ℃를 상회하여 표면에 용융이 발생한 것으로 보인다.

각 출력별 표면온도 측정 결과를 통하여 FCD550 소재에 대한 레이저 열처리 시 적정 열처리 온도 범위가 매우 제한되어 있다는 것을 확인하였으며, 본 연 구에서는 약 1,050~1,100 ℃ 정도가 적정 온도 범위라고 추정하였다.





Fig. 4.5 Variation of surface temperature with laser power

### 4.1.4 열처리 적용부위에 따른 경화특성 비교

금형 공정에 따라서 금형 형상이 달라지며, 요구하는 열처리 부위도 달라진 다. 트리밍(trimming) 공정은 금형을 이용하여 제품을 자르는 공정이기 때문에 금형의 모서리부분의 마모가 특히 심하며, 그에 따라 모서리부분의 경화처리가 요구되고 있다. 따라서 본 연구에서는 시험편의 모서리부에 대한 열처리를 실 시하였으며, 그 경화특성을 평면 열처리 실험과 비교하였다.

모서리부의 열처리는 평면 열처리와는 달리 열처리부에 입열이 집중되기 쉽 다. 이는 Fig. 4.6에 나타낸 것과 같이 평면의 경우에는 표면에 열이 가해지면 사방으로 열이 전달되나, 모서리의 경우에는 한쪽 면 방향으로만 열이 전달되 기 때문이며, 그로인해 모서리부의 냉각속도는 평면보다 느리게 된다. 따라서 모서리의 열처리는 평면에서보다 단위시간당 입열을 적게 제어할 필요가 있다.



(a) Plate position(b) Edge positionFig. 4.6 Heat transfer direction to heat treatment zone

일단 평면 열처리와 같이 기본적인 공정변수인 레이저 출력과 빔의 이송속도 를 변화시키면서 열처리를 실시하여 그 경화특성을 조사하였다. 시험편 소재는 금형공정에 맞추어 구상화흑연 주철인 HD700을 사용하였다. Fig. 4.7에 최적 열 처리 조건을 나타낸 10 mm/sec에서의 출력별 표면 및 단면 사진을, 그리고 경화 길이( $L_h$ ) 및 깊이( $D_h$ )의 변화를 나타내었다. HD700 소재의 모서리부 최적 열처 리 조건은 이송속도가 10 mm/sec일때 레이저 출력 3.0 kW이며, 평면 열처리시와 마찬가지로 적정 조건 미만의 출력에서는 표면에 발색만을 나타내었고, 초과한 출력에서 표면 용융이 발생하는 제한적인 열처리 범위를 나타내었다. 다만 모 서리부 형상에 기인하여 평면 열처리보다 빠른 이송속도에서 경화가 이루어졌 는데, 역시 모서리부의 한정적인 열전달로 인하여 입열을 적게 제어하기 위해 이송속도가 증가한 것이다.

Fig. 4.8은 빔의 이송속도가 10 mm/sec일때 레이저 출력이 3.0 kW와 3.5 kW의 경도분포를 나타낸 것이다. 모서리부의 경도 역시 최적 열처리 조건인 3.0 kW 미만의 출력에서 모재와 열처리부간의 경도차이는 발생하지 않았다. 하지만 최 적 조건인 3.0 kW에서 길이방향으로 최대 경도 900 Hv, 평균 경도 800 Hv로, HD700 소재의 모재 경도 240~280 Hv에 비해 약 3배 정도 상승하였으며, 폭방 향으로 0.8 mm까지 경화되어 평면 열처리에서와 같이 경화처리가 잘 이루어졌 다고 할 수 있다. 다만 길이방향으로 약 5 mm 정도에서부터 경도가 완만한 분 포를 이루면서 열영향부(HAZ)를 형성하고 있는데, 이러한 원인으로는 모서리부 의 레이저 조사시에 기울어진 빔의 영향으로 모서리에서부터 멀어질수록 비초 점이 증가하기 때문이다. 즉 빔이 기울어진 상태로 조사되면 작동거리인 모서 리부를 제외한 부분은 비초점거리로 작용하여 파워밀도가 떨어지기 때문에 레 이저 빔이 조사되었음에도 불구하고 완전 경화되지 못하고 템퍼링된 구간이 나 타나는 것이다. 이 구간이 모서리에서부터 5~6 mm 떨어진 구간이며, 그 이후는 표면의 발색만을 일으키며 열처리가 되지 않았다. 하지만 깊이방향으로는 템퍼 링 구간이 발견되지 않았는데, 광학헤드의 기울기가 10°로 기울어져 시험편의 윗면보다는 옆면에서 모서리부와의 비초점 거리의 차이가 크게 나타나서 파워

밀도가 급격히 떨어지며, 옆면도 표면과 맞닿아있어 냉각속도가 빨라짐에 따라 서 템퍼링구간이 형성되지 않고 경화부와 모재 사이의 경계가 명확해졌다고 판 단된다. 레이저 출력이 3.5 kW에서는 상대적으로 높은 출력에 의해 표면에 용 융이 발생하였으나 높은 파워밀도에 의해 템퍼링 구간이 없는 긴 경화 길이 및 깊이를 나타내고 있다.

모서리부에 대한 열처리를 실시하는 동안에도 평면과 마찬가지로 온도센서를 통하여 시험편의 표면온도를 측정하였으며, Fig. 4.9에 이송속도 10 mm/sec에서 의 출력별 표면온도 변화를 나타내었다. 표면온도의 변화는 레이저 조사 후 2 초 이내에 표면의 등온구간까지 급격히 상승하였는데, 이러한 온도 상승은 평 면의 경우와 비교하여 매우 빠른 변화로, 앞서 설명한 모서리부의 열전도 특성 에 기인한 것으로 생각된다. 또한 평면 열처리시의 온도변화에 비해 등온구간 에서의 온도편차가 크게 나타나는데, 이는 시험편의 모서리 끝단에 잔류하고 있는 버(bur)의 영향으로 판단되며, 실험 전 버를 제거하여 온도편차를 줄일 수 있다.

각 출력별 표면온도를 살펴보면, 우산 열처리가 이루어지는 3.0 kW에서는 등 온구간의 온도가 약 1,000 ℃정도로, 평면 열처리시 최적 조건에서 측정된 표면 온도 1,070 ℃에 비하여 낮은 온도에서 열처리가 이루어짐을 알 수 있다. 또한 표면 용융이 발생한 3.5 kW는 표면온도가 흑연의 공정온도와 비슷한 약 1,150 ℃ 로 측정되었다.

이와 같이 평면 열처리 온도보다 모서리부의 열처리 온도가 저하하는 현상이 일어나는 이유는 모서리 측정에 따른 온도센서의 계측 오차일수도 있지만, 그 보다는 모서리부 열처리 조건이 평면에 비하여 매우 빠른 이송속도에서 이루어 지는 점을 미루어볼 때 역시 모서리부의 형상에 따른 열전달의 영향에 의한 것 이 더 클 것으로 생각된다.



(a) Surface and cross section



(b) Hardened length and depth

Fig. 4.7 Hardening characteristics on edge position of HD700



Fig. 4.8 Hardness distribution on edge position at traveling speed 10 mm/sec



Fig. 4.9 Surface temperature graph with laser power on edge position

## 4.2 금형재료에 따른 표면경화 특성 비교

전술한 4.1절에서는 구상흑연 주철인 FCD550 및 HD700 소재에 대하여 평면 및 모서리부 열처리를 실시하였으며, 그 경화특성을 비교하였다. 하지만 금형의 종류에 따라 금형재료가 달라질 수 있으며, 재료에 포함된 합금원소에 의해 흑 연의 형상 및 함유량이 다르기 때문에 재료에 따른 경화특성의 차이가 발생할 수 있다. 따라서 본 절에서는 각각의 열처리부에 대해 편상흑연 주철인 HCI350 및 FC300 소재를 사용하여 재료에 따른 경화특성을 비교해보고자 하였다.

## 4.2.1 구상흑연주철과 회주철의 최적 열처리 조건 비교

(1) HCI350 소재의 최적 열처리 조건

HCI350 소재의 평면 열처리는 앞서 실험한 FCD550의 최적 조건인 3 mm/sec, 3.5 kW를 기준으로, 빔의 이송속도를 3 mm/sec로 고정하고 레이저 출력을 변화 시키면서 열처리를 실시하였으며, 그 결과를 Fig. 4.10에 나타내었다. 출력이 증 가할수록 열처리 정도가 증가하였으며, 4.0 kW에서는 과입열에 의한 표면 용융 이 발생하는 등 지금까지의 경화특성과 같은 경향을 보이고 있다. 하지만 HCI350 소재의 최적 열처리 조건은 FCD550의 열처리 조건보다 약간 높은 출 력인 3.7 kW였다. 이때의 경화폭은 약 26 mm, 경화깊이는 0.9 mm로 FCD550의 열처리시와 거의 유사한 경화정도를 나타내고 있다.

이와 같이 편상흑연 주철인 HCI350의 열처리 조건이 구상흑연 주철인 FCD550 소재보다 다소 높은 출력을 가진 이유는 각 재료별 열전도성의 차이에 의한 것으로 생각된다. 앞선 Fig. 2.13에서 설명하였듯이 흑연의 형상과 분포 상 태에 따라서 열전도성에 차이가 있어 열전도성이 좋은 흑연이 구상으로 존재하 는 것보다 편상으로 존재하는 회주철이 열이 잘 전달된다. 따라서 FCD550보다 HCI350 소재가 열전도성이 더 좋기 때문에 같은 이송속도에서 열처리 출력이 조금 더 높게 나타나는 것이다.

HCI350의 최적 열처리 조건에서의 경도분포는 Fig. 4.11에 나타내었으며,

FCD550의 경도분포와 거의 같은 양상을 나타내고 있다는 것을 확인할 수 있다. 다만 모재의 경도가 FCD550보다 다소 낮은 220~270 Hv 정도를 나타내고 있으며, 경화부의 경도는 최고 경도 870 Hv, 평균경도 780 Hv로 역시 보다 낮은 경도값을 가진다. 이러한 이유는 재료에 함유된 탄소량의 차이로 인한 것이라고 판단된다.





(a) Surface and cross section





Fig. 4.10 Hardening characteristics of HCI350



Fig. 4.11 Hardness distribution of HCI350

(2) FC300 소재의 최적 열처리 조건

모서리부 열처리에 대해서도 회주철인 FC300 소재를 사용하여 열처리를 실 시하였으며, 그 경화특성을 Fig. 4.12에, 그리고 최적 열처리 조건에서의 경도분 포를 Fig. 4.13에 나타낸다.

경화특성을 살펴보면, FC300의 최적 열처리 조건은 이송속도 10 mm/sec에서 레이저 출력 3.5 kW일 때로, 구상흑연 주철인 HD700 소재의 열처리 조건인 3.0 kW보다 0.5 kW 높은 출력을 나타내는 것을 제외하고는 같은 열처리 경향을 나 타내고 있다. 이 역시 회주철과 구상흑연 주철의 열전도성의 차이로 설명할 수 있겠다.

Fig. 4.12의 경도분포 역시 HD700의 경화부 경도분포와 비슷한 분포를 보이 고 있지만, 최고 경도가 840 Hv, 평균 경도가 705 Hv 정도로 HD700의 경화부보 다는 낮은 경향이 있다. 하지만 FC300의 열처리 경화부도 모재에 비해 2.5배 이상 경도값이 상승하여 우수한 경화특성을 얻을 수 있었다.





# (a) Surface and cross section



(b) Hardened length and depth

Fig. 4.12 Hardening characteristics of FC300



Fig. 4.13 Hardness distribution of FC300

### 4.2.2 열처리의 적정 온도범위 비교

HCI350 소재와 FC300 소재의 열처리시 측정된 표면온도의 변화를 Fig. 4.14 와 Fig. 4.15에 각각 나타내었다. Fig. 4.14의 HCI350 표면의 온도변화를 살펴보 면, Fig. 4.5의 FCD550 시험편의 온도변화 그래프와 비슷하게 큰 온도변화 없이 전반적으로 일정한 온도분포를 보이고 있다. 다만 FCD550의 경우는 레이저 조 사 후 등온구간까지 5초 이내로 급격하게 온도가 상승한 반면, HCI350의 경우 는 온도가 완만하게 상승하고 있다. 이러한 온도상승의 차이는 앞서 설명한바 와 같이 재료의 열전도성에 기인한 것으로, FCD550에 비해 열전도도가 높은 HCI350의 경우에는 레이저 조사 후 열원이 재료내로 빠르게 전달되기 때문에 표면의 온도가 급격하게 상승하지 않고, 서서히 상승하는 온도변화를 보이고 있다. 이러한 이유로 인하여 FCD550와 비교하여 같은 출력임에도 측정 온도가 대체적으로 낮은 경향을 보이고 있으며, 최적 열처리 조건에서의 표면 온도도 1,020~1,040 ℃로 보다 낮은 온도를 나타내고 있다.

Fig. 4.15에 나타낸 FC300의 표면 온도변화를 보면, HD700의 표면온도 변화 (Fig. 4.9)와 같이 레이저 조사 후 약 2초 이내로 급격하게 온도가 상승하였는 데, FC300 소재가 회주철임에도 불구하고 HCI350의 온도변화와 달리 급격한 온도상승을 보인 이유는 모서리부 형상의 제한적인 열전달 방향에 기인한 것이 라고 생각된다. 하지만 FC300의 열처리시 HD700 소재와 비교하였을때 최적 열 처리 조건이 0.5 kW가량 높아진 3.5 kW임에도 최적 조건에서의 표면 온도는 약 1,020 ℃ 정도로 거의 같은 온도를 나타내고 있다. 이는 역시 회주철의 열전도 성이 구상흑연 주철보다 높기 때문이다.



Fig. 4.14 Variation of surface temperature with laser power of HCI350



Fig. 4.15 Variation of surface temperature graph with laser power of FC300

## 4.3 열처리시 온도제어에 의한 표면경화 특성

실험에 사용한 열처리 장치는 앞에서도 언급하였듯이(3.1.2 실험장치 참조) 열처리 온도를 설정하면 열처리가 진행되는 동안 시험편 표면의 온도를 측정하 여 그 결과를 토대로 레이저 출력을 자동으로 조절하면서 열처리를 실시하는 온도제어(temperature control) 열처리가 가능하도록 구성되어져 있다.

따라서 본 절에서는 앞선 레이저 출력 및 빔의 이송속도에 따른 열처리 실험 을 통하여 얻어진 평면 및 모서리부의 적정 열처리 조건에서의 표면 온도를 기 준으로 열처리 온도를 변화시키면서 열처리를 실시하고 온도별 경화특성을 비 교·분석하였다.

## 4.3.1 출력제어와 온도제어의 경화특성 비교

(1) FCD550의 온도제어 경화특성

FCD550 소재를 사용한 열처리에서는 레이저 출력 3.5 kW, 이송속도 3 mm/sec 에서 최적의 경화특성을 얻었으며, 이때 측정된 표면온도는 1,050~1,100 ℃ 사이 였다. 따라서 이송속도를 3 mm/sec로 고정하고 열처리 온도를 1,050 ℃를 기준으 로 온도를 변화시키면서 열처리를 실시한 결과, 온도제어에 따른 경화특성을 Fig. 4.16에 나타낸다. 열처리 제어 온도가 증가할수록 입열량이 증가하여 경화 폭 및 깊이는 선형적으로 상승하는 경향이 있으나, 열처리 온도 1,150 ℃에서는 표면에 약간의 용융이 발생하였다.

표면에 용융이 발생하지 않고, 경화정도가 가장 뛰어난 1,100 ℃를 적정 열처 리 온도로 선정하고 이때의 경도분포를 Fig. 4.17에 나타낸다. FCD550의 출력제 어 열처리의 경도분포(Fig. 4.4 참조)와 비교해보면, 경화폭 방향이나 깊이방향 의 경도분포는 거의 같은 경향을 나타내고 있다. 또한 최고 경도 900 Hv, 평균 경도 780 Hv로 경도값 역시 비슷한 양상을 띠고 있는 것을 보면, 출력제어 열 처리시의 최적 열처리 조건과 온도제어시 최적 열처리 조건의 재료에 대한 입 열량은 큰 차이가 없다고 판단할 수 있다.



(a) Surface and cross section





Fig. 4.16 Hardening characteristics of FCD550 by temperature control



Fig. 4.17 Hardness distribution of FCD550 by temperature control

(2) HD700의 온도제어 경화특성

모서리 열처리에 대해서도 HD700 소재에 대하여 공정변수에 대한 열처리시 얻어진 적정 표면온도를 기준으로 열처리 제어온도를 각각 변화시키면서 경화 특성을 확인하였다. HD700의 출력제어 열처리시 레이저 출력 3.0 kW, 이송속도 10 mm/sec의 조건에서 최적의 결과가 얻어졌으며, 이때 측정된 표면온도는 약 1,000 ℃였다. 따라서 이송속도를 10 mm/sec로 고정하고 열처리 온도를 1,000 ℃ 기준으로 하여 HD700 소재의 모서리부 온도제어시 열처리 특성을 Fig. 4.18에 나타내었다.

제어 온도의 증가에 따라 경화부의 길이 및 깊이가 함께 증가하는 일반적인 경향을 보이고 있지만, 1,050 ℃ 이상의 온도에서는 모서리의 용융이 발생하였 다. 따라서 용융이 되지 않고 가장 좋은 경화특성을 나타낸 1,000 ℃를 HD700 의 적정 열처리 온도로 선정하였으며, 이 온도는 출력제어 열처리시 최적 조건 에서 측정된 표면온도와 같은 온도임을 알 수 있다.

한편 제어 온도가 1,000 ℃일때의 경도분포를 Fig. 4.19에 나타내었다. 출력제 어 열처리시 최적 조건에서의 경도분포(Fi.g 4.8)와 비교해보면, 길이방향으로 평균경도가 760 Hv로 모재에 비해 약 3배정도 상승하며 출력제어 열처리의 경 도와 비슷한 경향을 보이고 있다. 하지만 출력제어의 경도분포에서는 경화부와 모재 사이에 열영향부가 발견되었지만, 온도제어 열처리시에는 열영향부가 발 견되지 않았다. 경화 길이가 거의 같음에도 불구하고 경화부와 모재와의 경계 가 뚜렷한 이유는 제어 온도가 1,000 ℃일때 측정된 레이저 출력은 평균 3.15 kW로 출력제어 열처리시 최적 조건인 3.0 kW에 비해 다소 높은 출력을 나타내 고 있기 때문인 것으로 사료되며, 이 사항에 대해서는 다음 4.3.2 항에서 다시 설명하겠다.



(a) Surface and cross section



(b) Hardened length and depth

Fig. 4.18 Hardening characteristics of HD700 by temperature control



Fig. 4.19 Hardness distribution of HD700 by temperature control

#### 4.3.2 열처리 제어온도에 따른 레이저 출력 특성

온도제어 열처리시 표면 온도를 측정한 결과를 토대로 레이저 출력이 자동으 로 조절되어 제어 온도를 유지할 수 있도록 레이저 장치가 구성되어 있다.

Fig. 4.20는 FCD550 소재의 온도제어 열처리시 각 온도별 레이저 출력변화를 나타낸 것이다. 표면 온도를 제어 온도까지 빠르게 올리기 위해 레이저 조사 후 약 3~5초까지 레이저 출력이 급속하게 증가하는 경향을 나타내고 있다. 그 후 레이저 출력은 제어 온도를 유지하기 위해서 계속적으로 변하지만, 그 차이 가 크지 않다는 것을 확인할 수 있다. 또한 열처리가 진행되는 동안 시험편 내 의 열출적에 의한 레이저 출력의 감소는 나타나지 않았다.

열처리가 진행되면서 레이저 출력이 어느 정도 안정적이라고 생각되는 10~30 초 사이의 평균 레이저 출력을 측정한 결과, 열처리의 영향이 미미한 950 ℃에 서 3.1 kW, 1,000 ℃에서 3.26 kW, 1,050 ℃에서 3.42 kW를 나타내었다. 그리고 적 정 열처리 온도인 1,100 ℃에서는 3.46 kW를 기록하며 출력제어 열처리시의 최 적 조건인 3.5 kW와 거의 동일한 수준임을 확인할 수 있었다. 한편 약간의 표 면 용융이 발생하였던 1,150 ℃에서는 3.63 kW의 출력을 나타내었다. 열처리 제 어 온도가 950 ℃와 1,150 ℃일때의 레이저 출력을 비교해보면, 약 0.5 kW밖에 차이가 나지 않는 것을 확인할 수 있고, 이런 약간의 출력 변화에도 경화특성 에 큰 차이가 생길 정도로 열처리 범위가 매우 제한적이라는 것을 알 수 있었 다.

Fig. 4.21은 HD700의 온도제어를 통한 모서리부 열처리시 각 온도별 레이저 출력변화를 나타낸 것으로, 레이저 조사 후 표면 온도를 제어온도까지 상승시 키는데 약 2초정도 걸리며, 평면 열처리시의 3~5초에 비해 다소 빠른 경향을 보이고 있다.

레이저 조사 후 2~8초 사이의 평균 출력을 측정한 결과, 950 ℃에서는 2.9 kW, 그리고 적정 열처리 온도인 1,000 ℃에서는 3.15 kW를 나타내었다. 출력제 어 열처리시 최적 조건인 3.0 kW에 비해 약간 높은 출력을 나타내며 앞선 경도 분포의 결과를 가져오게 되었다. 표면의 용융이 수반되는 1,050 ℃의 온도에서 는 3.24 kW의 평균출력이 측정되었으며, 이 출력 이상에서 HD700 소재의 모서 리부 열처리시 표면 용융이 발생한다는 것을 확인할 수 있었다.

온도제어 열처리시 최적 열처리 온도에서 레이저 출력의 변화를 살펴본 결과, 출력제어 열처리시의 최적 레이저 출력과 거의 유사하였으며, 두 제어방법 사이에 입열량에는 큰 차이가 없다는 것을 알 수 있었다.





Fig. 4.20 Variation of laser power with temperature of FCD550



Fig. 4.21 Variation of laser power with temperature of HD700

## 4.4 경화부의 조직특성 분석

#### 4.4.1 열처리 부위별 미세조직 분포

열처리시 표면과 재료 내부에 따라 전달되는 온도가 다르기 때문에 부위별로 생성되는 조직 구성도 달라진다. 또한 각 공정에 적합한 재료마다 형성되는 조 직분포가 다르다. 따라서 본 연구에서는 각 실험에 사용한 소재별로 이러한 부 위별 조직적 차이를 분석하기 위해 광학 현미경, 전자현미경을 이용하여 미세 조직을 관찰하였다.

(1) FCD550 소재의 미세조직

구상흑연 주철인 FCD550 소재를 최적 열처리 조건으로 평면 열처리한 후 광 학 현미경을 통하여 시험편의 모재, 경화부 및 경계부위의 미세조직을 관찰하 고, 그 대표적인 사진을 Fig. 4.22에 나타낸다.

Fig. 4.22(a)의 모재 조직을 살펴보면, 구상화된 흑연 주위로 페라이트가 감싸 고 있고, 그 주변에 펄라이트가 분포되어 있는 Bull's-eye 조직을 취하고 있는 것을 확인할 수 있다. 현미경 사진에서 어두운 구상이 흑연이며, 흑연 주위의 밝은 부분이 페라이트, 그리고 층상 구조를 보이는 조직이 펄라이트이다.

한편 Fig. 4.22(b)의 열처리 경화부 조직은 전형적인 침상 마르텐사이트 조직 을 나타내고 있다. 또한 열처리시 미처 마르텐사이트로 변태하지 못한 잔류 오 스테나이트가 흑연 주위에서 확인되고 있으며, 잔류 오스테나이트와 흑연 사이 에 마르텐사이트가 형성되어 있는 것을 볼 수 있다. 경화부는 전체적으로 흑연 의 크기가 작아지거나, 흑연 주위의 페라이트 영역이 일부 감소한 것을 확인할 수 있는데, 이는 흑연을 구성하는 탄소의 일부가 주변 영역으로 확산되기 때문 인 것으로 생각된다. 하지만 여전히 흑연 주위에 잔류 오스테나이트가 분포되 어 있다. 일반적인 열처리 과정에서는 페라이트가 오스테나이트로 변태하고 급 냉하는 과정을 통해 마르텐사이트로 변태하게 되는데, FCD550 소재의 경우 열 처리 전의 흑연 주위의 페라이트 영역이 광범위하고, 빠른 열사이클에 기인한 레이저 공정의 특성상 흑연에서 분해된 탄소가 주변으로 확산할 시간이 충분하 지 않기 때문에 오스테나이트 영역 중 마르텐사이트로 변태하지 못하고 잔류 오스테나이트로 남게 되는 것이다.

Fig. 4.22(c)의 모재와 경화부 사이인 경계부위에서는 상부에는 마르텐사이트 와 일부 잔류 오스텐아니트가, 그리고 하부에는 층상의 펄라이트 조직이 관찰 되고 있다. 이러한 조직적 특징은 경계부위가 경화부의 끝단으로 열원의 영향 을을 상대적으로 적게 받을 뿐만 아니라, 재료 내부와의 온도구배도 상부에 비 해 작기 때문이다. 따라서 탄소의 확산이 충분치 않아 마르텐사이트로 변태하 는 양이 상대적으로 적고, 잔류 오스테나이트도 존재하게 되는 것으로 사료된 다.

경화조직을 좀 더 자세히 관찰하기 위해서 SEM 장비를 이용하여 5,000배의 배율까지 관찰하였으며, 각 부위별 관찰 사진을 Fig. 4.23에 정리하였다. (a)는 모재 사진으로 암색의 구상흑연과 그 주변에 페라이트, 그리고 흰색 줄무늬의 시멘타이트로 구성된 펄라이트가 기지조직을 이루고 있다. 시멘타이트와 페라 이트가 충상으로 뚜렷하게 구분이 되어 있는데, 이는 에칭액에 대한 부식정도 의 차이에 따라, 페라이트가 시멘타이트보다 부식이 되기 쉽기 때문이다. (b)는 경화부를 나타내는 사진으로 흑연과 그 주위에 잔류 오스테나이트가 존재하고 있으며, 기지조직이 펄라이트에서 마르텐사이트로 변태된 것을 확인할 수 있다. (c) 사진에서는 상부쪽에서 마르텐사이트와 일부 잔류 오스테나이트, 그리고 하 부쪽에는 열영향으로 인해 약간 일그러진 펄라이트 조직으로 구성된 경계부위 를 볼 수 있다.



(a) Base metal

Fig. 4.22 Microstructures in hardened zone of FCD550



(b) Hardened zone

Fig. 4.22 To be continued



(c) Interface between hardened zone and base metal

Fig. 4.22 To be continued



Fig. 4.23 SEM photos of hardened zone on FCD550

(2) HD700 소재의 미세조직

HD700 소재를 모서리부 최적 조건에서 열처리한 후 광학 현미경을 통해 각 부위별 미세조직을 관찰하고 그 대표적인 사진을 Fig. 4.24에 나타내었다.

Fig. 4.24(a)의 모재조직은 완전 구상화된 흑연과 그 주변에 펄라이트가 분포 되어 있는 펄라이트형 구상흑연 주철의 조직 분포를 보이고 있다. FCD550과 같은 구상흑연 주철이지만, HD700은 흑연 주위에 페라이트가 존재하지 않고 흑연과 펄라이트로만 조직을 이루고 있는 구상흑연 주철이다.

Fig. 4.24(b)의 열처리 경화부 조직은 구상의 흑연과 매우 미세한 침상의 마르 텐사이트 조직을 형성하고 있으며, FCD550 소재와 같은 흑연 주위의 잔류 오 스테나이트는 존재하지 않는다. 저배율(25, 100배)에서 보이는 밝은색 부분은 경도 측정시 매우 높은 경도값을 나타낸 영역으로 확인하였기 때문에 잔류 오 스테나이트가 아닌 에칭 정도의 차이로 인한 것이라고 생각된다. (c)의 경계부 위에서는 역시 하부의 펄라이트와 상부의 마르텐사이트 조직이 관찰되었다.

HD700 소재의 SEM 사진은 Fig. 4.25에 나타내었다. (a)는 모재를 나타내는 사진으로 구상화된 흑연과 시멘타이트가 매우 치밀하게 분포되어 있는 펄라이 트 조직으로 이루어져 있다.

Fig. 4.25(b)는 경화부로 구상화 흑연과 마르텐사이트가 관찰되며, 일부 시멘 타이트로 판단되는 조직도 보인다. HD700의 모재 조직은 (a)에서 보이듯이 페 라이트 영역이 매우 좁게 나타나며 시멘타이트가 매우 치밀하게 형성되어 있는 펄라이트 조직을 보이고 있다. 이로 인해 오스테나이트 영역의 온도로 가열되 었어도 일부 시멘타이트는 분해되지 못하고 계속 잔존하게 되는 것으로 판단된 다.

다음으로 경계부위 (c)를 살펴보면 상부에서는 경화부에서와 같은 마르텐사이 트와 일부 시멘타이트가 관찰되는데, 경계부위에서 시멘타이트가 좀 더 선명하 게 관찰되는 이유는 경계부위가 경화영역의 최하부이기 때문에 비교적 낮은 온 도로 가열되어 시멘타이트가 경화부보다 덜 분해된 것으로 생각된다. 경계부위 의 하부에서는 열영향에 의해 시멘타이트가 미세해지고 약간 일그러진 펄라이 트 조직을 확인할 수 있다. 이는 모서리부의 열처리 특성상 모서리부에 입열이 집중되므로 상대적으로 냉각에 소요되는 시간이 길어져 발생한 것이라고 할 수 있겠다.




(a) Base metal

Fig. 4.24 Microstructures in hardened zone of HD700





Fig. 4.24 To be continued





Fig. 4.24 To be continued



Fig. 4.25 SEM photos of hardened zone on HD700

(3) HCI350 소재의 미세조직

회주철인 HCI350 소재를 열처리 적정 조적에서 평면 열처리를 실시한 후 광 학 현미경을 이용하여 시험편의 모재, 경화부 및 경계부위의 미세조직을 관찰 하고, 그 사진을 Fig. 4.26에 나타내었다.

Fig. 4.26(a)의 모재 조직을 살펴보면, 구상흑연 주철인 FCD550과 달리 검은색 의 편상 흑연이 뒤엉키듯 존재하고 있으며, 기지조직은 완전한 펄라이트로 구 성되어 있다. 또한 곳곳에 각형(square shape)의 스테다이트(steadite, 인화철공정 조직)가 존재하고 있다. 흑연의 분포가 FCD550의 구상흑연과 달리 사진과 같이 편상으로 분포되어 있기 때문에 상대적으로 열전도도가 높아 평면 열처리 실험 시 HCI350 소재가 FCD550 소재보다 조금 더 높은 출력에서 열처리 될 수 있 었다.

다음으로 Fig. 4.26(b)는 경화부의 사진으로 흑연 주위에 침상의 마르텐사이트 가 전체적으로 잘 형성되어 있는 것을 알 수 있다. (c)의 경계부위는 현미경사 진 상으로는 뚜렷하게 구분하기는 어렵다. 하지만 상부에는 마르텐사이트가, 그 리고 하부에서는 펄라이트가 관찰되었다.

HCI350 소재 역시 SEM 관찰을 실시하였으며, Fig. 4.27에 각 부위별로 나타 내었다. 우선 모재 조직인 (a)를 보면, 검은 색의 흑연 주위에 밝은 색의 시멘타 이트로 구성된 펄라이트와 회색 바탕의 페라이트 조직이 존재한다. HCI350 역 시 매우 치밀한 펄라이트 조직을 형성하고 있다. (b)의 경화부 사진은 기지조직 이 마르텐사이트로 변태한 것이며, 앞서 설명한 바와 같이 일부 분해되지 못한 시멘타이트가 잔존해 있는 것으로 관찰되고 있다.

다음으로 (c)는 HCI350 소재의 경계부위를 나타내는 사진으로, 상부쪽에는 마 르텐사이트와 잔류 오스테나이트가 존재하는 것으로 보이지만 사진 상으로는 뚜렷하게 드러나지 않는다. 하지만 하부쪽에는 펄라이트가 관찰되고 있다.



(a) Base metal

Fig. 4.26 Microstructures in hardened zone of HCI350



(b) Hardened zone

Fig. 4.26 To be continued



(c) Interface between hardened zone and base metal

Fig. 4.26 To be continued



Fig. 4.27 SEM photos of hardened zone on HCI350

(4) FC300 소재의 미세조직

Fig. 4.28에 FC300 소재의 열처리 후 미세조직을 나타내었다. (a)의 모재 조직 은 편상 흑연이 존재하고 있으며, 기지 조직은 완전한 펄라이트와 일부 각형의 스테다이트로 구성되어져 있다. (b)는 경화부 사진으로 흑연 주의에 침상의 마 르텐사이트가 형성되어 있으며, 밝은 색의 조직이 분포하고 있다. 이는 모재 내 의 스테다이트 조직과 관련이 있다고 생각되는데, 다시 말해 스테다이트는 Fe 와 Fe<sub>3</sub>C, 그리고 Fe<sub>3</sub>P의 3원계 공정상으로 융점이 약 960 ℃ 부근이다. 따라서 열처리시 우선적으로 용융하게 되며, 주변의 스테다이트와 융합 또는 성장하여 이와 같은 조직을 나타내는 것으로 예상된다. 마지막으로 (c)는 경화부와 모재 사이로, 마르텐사이트 조직과 펄라이트 조직이 관찰되고 있다.

Fig. 4.29은 SEM 장비를 이용하여 경화 조직을 고배율로 관찰하고 각 부위별 로 나타낸 것이다. 우선 모재 조직은 검은색의 흑연과 회색의 페라이트, 그리고 밝은 색의 시멘타이트로 구성되어져 있다. (b)의 경화부 사진에서는 아주 치밀 하게 분포되어 있는 침상의 마르텐사이트 조직이 관찰되었다. 경계부위인 (c)에 서는 상부의 마르텐사이트와 미세하게 분포된 하부의 필라이트가 혼재되어 있 는 것을 확인하였다.



(a) Base metal

Fig. 4.28 Microstructures in hardened zone of FC300



(b) Hardened zone

Fig. 4.28 To be continued



(c) Interface between hardened zone and base metal

Fig. 4.28 To be continued



Fig. 4.29 SEM photos of hardened zone on FC300

## 4.4.2 EDS에 의한 열처리 조직내의 탄소거동 분석

조직의 차이에 따라 격자구조가 다르기 때문에, 그 격자내에 고용될 수 있는 탄소량도 다르다. 따라서 탄소농도를 측정하여 각 부위별로 차이점을 발견할 수 있을 것으로 예상하였다. Fig. 4.30과 Fig. 4.31는 EDS를 통해 FCD550의 모 재 및 경화부를 면분석한 결과이다.

Fig. 4.30은 모재영역을 각 부위별로 면분석한 것으로, 탄소농도를 비교해보았다. 펄라이트 조직과 페라이트 조직을 비교해보면, 역시 시멘타이트와 페라이트 로 구성된 펄라이트 조직이 bcc(body centered cubic lattice) 구조의 페라이트에 비하여 탄소농도가 높은 것을 볼 수 있다. 그리고 흑연은 탄소농도가 현저하게 높은 것을 확인할 수 있다.

Fig. 4.31는 FCD550의 경화영역을 면분석한 결과를 나타낸 것으로, 마르텐사 이트 조직은 Fig. 4.30의 필라이트 조직과 탄소농도가 비슷하며, 잔류 오스테나 이트 조직은 탄소의 확산이 이루어지지 않아 낮은 탄소농도를 보이고 있다. 또 한 잔류 오스테나이트와 흑연 사이의 조직은 탄소농도가 잔류 오스테나이트보 다 높은 것으로 보아 열처리시 흑연의 탄소가 확산되어 마르텐사이트를 형성한 것을 확인할 수 있었다.

따라서 열처리를 실시하는 동안 흑연의 탄소는 주위의 페라이트로 확산하여 마르텐사이트를 형성하지만, 레이저 공정의 특성상 그 시간이 매우 짧기 때문 에 페라이트 전체로 확산하지 못하여 마르텐사이트를 형성하지 못한 잔류 오스 테나이트 영역이 잔존한다는 것을 확인 할 수 있었다.



Fig. 4.30 EDS analysis of base metal on FCD550



Fig. 4.31 EDS analysis of hardened zone on FCD550

## 5. 결론

프레스 금형재료용 4가지 주철의 각 부위별 열처리 특성에 미치는 지배인자 와 재료의 형상 및 종류, 그리고 제어조건에 따른 경화특성에 관한 연구 결과 를 정리하면 다음과 같다

- (1) 지배적인 공정변수인 레이저 출력과 빔 이송속도의 변화에 따른 열처리 공 정시 레이저 출력이 증가할수록, 그리고 빔 이송속도가 낮을수록 입열량의 증가로 인해 경화정도는 증가하였다. 반면 입열을 제어하지 않을 시에는 표 면에 발색만을 일으키거나 표면 용융이 발생하였다.
- (2) 경화 단면의 경도는 폭방향과 깊이방향으로 나누어 측정하였다. 경도측정시 경화특성을 정밀히 파악하기 위해 비커스경도를 사용하였으며, 이때 흑연의 영향을 줄이는 것이 중요하였다. 최적 열처리 조건에서 열처리한 경우 경화 부의 경도는 모재에 비해 3배 정도 상승하였다.
- (3) 프레스 금형 공정에 적합한 열처리를 적용하기 위해 열처리 부위를 달리하 여 모서리부에 대한 열처리를 실시하였으며, 부위에 따른 열전달 방향에 기 인하여 평면 열처리보다 빠른 속도에서 열처리 공정이 이루어 졌다.
- (4) 금형 재료를 달리하여 구상흑연 주철과 회주철에 대한 열처리 특성을 파악 하였으며, 흑연의 형상 및 분포에 따라 열전도도가 다르기 때문에 열처리 특성이 달라진다는 것을 확인하였다. 흑연이 편상으로 분포하고 있는 회주 철이 구상으로 분포하는 구상흑연 주철에 비해 열전도성이 뛰어나 열처리 시 상대적으로 높은 입열이 요구되었다.

- (5) 열처리시 온도센서를 통해 시험편 표면의 온도를 측정하였으며, 측정된 온 도를 토대로 열처리 온도를 추정하였다. 또한 추정된 열처리 온도를 기준으 로 온도를 변화시키면서 온도제어 열처리를 실시하여 재료별 적정 열처리 온도를 도출하였다.
- (6) 온도제어 열처리시 레이저 출력을 측정하였으며, 적정 열처리 조건은 매우 제한적이었다. 적정 열처리 온도에서 열처리시 측정된 레이저 출력은 출력 제어 열처리시 적정 열처리 조건과 거의 일치한 것을 확인할 수 있었다.
- (7) 경화부위별 미세조직의 차이를 광학현미경, 전자현미경(SEM), 그리고 EDS 를 통해 분석하였다. 모재는 구상 및 편상 흑연과 일부 조직에서 흑연 주위 에 페라이트가, 그리고 대체적으로 매우 치밀한 펄라이트로 구성되어 있었 다. 경화부는 마르텐사이트 조직이 치밀하게 분포하고 있었으며, 일부 잔류 오스테나이트가 확인되었다. 모재와 경화부의 경계에서는 상부쪽에 마르텐 사이트와 일부 잔류 오스테나이트가, 하부쪽에 열영향에 의해 미세해진 펄 라이트가 관찰되었다.

## 참고 문헌

- 김종덕, "유럽 선진 금형기술의 개발과 동향", 기술정보 기계기술, Vol.30 통권 349호 (2003), 178-181
- 2. 홍영환, "금형열처리", 기전연구소, 2007
- 한국금형·공구업협동조합, "일본 금형 기술의 최신정보", 금형공구40 (1988), 138-150
- 4. Lin Li, "The advances and characteristics of high-power diode laser materials processing", Optics and Lasers in Engineering 34 (2000), 231-253
- 5. 丸尾 大, 宮本 勇, 石出 孝, 荒田吉明, "レーザ焼入れの研究", 容接學會誌 第 50卷, 第2号 (1981), 82-88
- 6. Ole A.sandven, "Laser Surface hardening", ASM Handbook, Vol. 4, 286-295
- 7. 柴田公博, "レーザ燒入れの實際", 容接學會誌 第64卷, 第3号 (1995), 10-13
- Friedrich bachmann, "Industrial applications of high power diode lasers in materials processing", Applied Surface Science 208-209 (2003), 125-136
- 9. 김수영, 홍종휘, 강춘식, 라영용 공저, "주철공학", 보성문화사, 1992
- 10. 박상준, 홍영환 공역, "주물과 비철금속재료의 열처리", 원창출판사, 1994
  11. 양훈영, "신금속재료학", 문운당, 2002
- 12. 홍영환, 박정웅, 이대웅, 이병엽 공역, "탄소강 열처리", 원창출판사
- T.L.Chen, Y.H.Guan, H.G.Wang, J.T.Zhang, "A Study on austenite transformation during laser heating", Journal of Material Processing Technology 63 (1997), 546-549
- E. Kennedy, G. Byrne, D.N. Collins, "A review of the use of high power diode lasers in surface hardening", Journal of Materials Processing Technology 155-156 (2004), 1855-1860
- 15. I.R. Pashby, S. Barnes, B.G. Bryden, "Surface hardening of steel using a high power diode laser", Journal of Materials Processing Technology 139 (2003),

585-588

- F. Lusquin, J.C. Conde, S. Bonss, A. Riveiro, F. Quintero, R. Comesan, J. Pou, "Theoretical and experimental analysis of high power diode laser (HPDL) hardening of AISI 1045 steel", Applied Surface Science 254 (2007), 948-954
- B. Ehlers, H. Herfurth, S. Heinemann, "Surface Hardening with High Power Diode Lasers", ICALEO-Section G (1998), 75-84
- 18. 鋼優著, "レーザ加工", 日刊工業新聞社, 1999
- 19. 望冃仁, 姬野俊一, 浜本佳彦 共譯, "レーザの基礎と応用", 1994
- 20. 김도훈, "레이저가공학", 경문사
- Henrikki Pantsar, Veli Kujanp, "Effect of oxide layer growth on diode laser beam transformation hardening of steels", Surface & Coatings Technology 200 (2006), 2627- 2633
- 22. Zhiyue Xu, Claude B.Reed, Keng H.Leong, Boyd V.Hunter, "Pulsed laser surface hardening of ferrous alloys", ICALEO-Section F (1999), 32-38
- 23. Jacques Lacaze, Aline Boudot, Valerie Gerval, Djar Oquab, Henrique Santos, "The Role of Manganese and Copper in the Eutectoid Transformation of Spheroidal Graphite Cast Iron", METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A Vol. 28A (1997), 2015-2025
- 24. 정원기, 전병철, 김재도, "구상흑연주철의 CO<sub>2</sub> 레이저 표면경화 특성",
   한국정밀공학회 춘계학술대회논문집 (1997), 998-1002
- W.C.Johnson, B.V.Kovacs, "The Effect of Additives on th Eutectoid Transformation of Ductile Iron", METALLURGICAL TRANSACTION A Vol. 9A (1978), 219-229
- 26. Ho Jun Shin, Young Tae Yoo, "Microstructural and hardness investigation of hot-work tool steels by laser surface treatment", journal of materials processing technology 201 (2008), 342-347

- 27. A.I. Katsamas, G.N. Haidemenopoulos, "Laser-beam carburizing of low-alloy steels", Surface and Coatings Technology 139 (2001), 183-191
- 28. Günter Petzow 원저 / 문인형 역, "금속조직에칭기술", 청문각, 1983
- 29. 이승평, "그림으로 설명하는 금속재료", 도서출판 청호
- 30. 佐藤知雄 저, 남관철 역, <sup>"</sup>철강의 현미경사진과 해설", 도서출판 세화, 1988
- 31. 한상욱, "금속열처리조직해설", 골드-기술사, 1998



## 감사의 글

지난 대학원 생활을 돌이켜보면 안타깝고 후회되는 일들이 더 많지만 제 인생에 있 어서 한 단계 성장할 수 있는 시간이었던 것 같습니다. 이 논문이 나오기까지 '과연 내 가 해낼 수 있을까'라는 의구심이 들 때마다 주변에서 많은 도움을 주신 분들께 짧은 글로나마 감사의 인사를 전하고자 합니다.

먼저, 대학원 기간동안 진심어린 관심과 지도로 저를 돌봐주시고 올바른 학문의 길로 인도해주신 김종도 지도교수님께 감사드립니다. 바쁘신 와중에도 부족한 논문을 세심하 게 심사해주신 문경만 교수님, 김기준 교수님 감사합니다. 그리고 많은 가르침을 주신 이명훈 교수님께도 감사의 말씀을 전합니다.

못난 후배를 옆에서 물심양면으로 항상 도와주시고 아껴주신 창제형, 제가 나태해질 때마다 정신 차리도록 일침을 놓아주신 정한이형, 대학원 입학 동기로서 부족한 저를 묵묵히 참아준 수진누나, 실험실 분위기를 밝게 해주고 군소리 없이 선배를 잘 따라준 재범이 모두 감사합니다. 부족한 후배에게 많은 조언을 해주신 태경봉 부장님, 윤희종 사장님, 이상수 사장님, 김한준 사장님, 황현태 연구원님께도 감사의 마음을 전합니다. 언제나 후배를 위해 아낌없는 격려와 도움을 주신 강태영 박사님, 현준이형, 운주형, 명 섭이형, 영채형 감사합니다.

그리고 생활하는 동안 활력소가 되어준 일용이형, 정현이형, 상민이형, 훈성이형, 연 원이형, 강준, 후배 혜나, 문걸이에게도 감사를 드립니다. 또한 과제를 진행하면서 많은 도움을 주신 김영국 과장님, 김태경 대리님께도 감사의 말씀을 전합니다.

마지막으로, 이 자리까지 제가 올 수 있게 언제나 보살펴주시고 걱정해주신 할머니, 못난 아들을 위해 항상 격려해주시고 기도해주시는 부모님, 철없는 동생을 묵묵히 지켜 봐주는 큰 누나, 작은 누나, 매형, 그리고 조카 아린이 모두 사랑하고 감사하다고 전하 고 싶습니다. 그리고 항상 나에게 힘이 되어준 친구들, 고맙습니다.

이 논문을 계기로 제가 얼마나 부족한 사람인지를 알 수 있었습니다. 많은 분들로부 터 받은 격려와 도움을 다른 사람에게 줄 수 있도록 노력하는 자신이 되도록 하겠습니 다. 다시 한번 모든 분들께 감사의 마음을 전하고 싶습니다.

> 2010년 1월 송 무 근