

산질화된 GC250의 화합물층 형성 및 내식성에 미치는 산화 온도의 영향

정민재* · 조균택** · 이원범*,†

* 한국생산기술연구원 뿌리기술연구소 주문형생산연구부문

** 한국생산기술연구원 서남본부 목적기반모빌리티그룹

Effect of Oxidation Temperature on Compound Layer Formation and Corrosion Resistance of Oxy-nitrided GC250

Minjae Jeong*, Kyuntaek Cho**, Won-Beom Lee*,†

* Customized Manufacturing R&D Department, Korea Institute of Industrial Technology, Republic of KOREA,

** Purpose Built Mobility Group, Korea Institute of Industrial Technology, Republic of KOREA

Abstract: This study examines the effects of post-oxidation treatment on the microstructure and corrosion resistance of GC250 cast iron. The nitriding process was conducted at 570°C for 180 minutes with a fixed nitriding potential (Kn) of 1.5, followed by post-oxidation at 450°C, 500°C, and 550°C for 120 minutes. The post-oxidized specimens showed increased surface hardness and case depth compared to the nitrided specimens, with a maximum surface hardness of approximately 890 HV0.1. The oxidation process increased the thickness of the nitrided layer by more than 3 μm, with the oxide layer thickness reaching up to 2.5 μm as the oxidation temperature increased. XRD analysis identified the presence of ε-phase, γ'-phase, and Fe₃O₄ phase on the surface. Polarization tests revealed that the specimen treated at the highest oxidation temperature had a corrosion current density of 20.26 μA/cm² and a corrosion potential of -0.22V, indicating enhanced corrosion resistance compared to the nitrided specimen. This improvement is attributed to the formation and increased thickness of the oxide layer, which enhances corrosion resistance. In conclusion, the oxide layer formed through post-oxidation treatment significantly improves the corrosion resistance of GC250 cast iron, with the effect becoming more pronounced at higher oxidation temperatures.

(Received August 23, 2024; Revised September 19, 2024; September 23, 2024)

Keywords: Cast iron, Brake disk, Controlled nitriding, Compound layer, Corrosion resistance

1. 서 론

현재 자동차 산업의 발전에 따라 산업계에서는 높은 성능의 자동차 부품을 필요로 하고 있다. 그 중, 브레이크 디스크는 자동차의 안전과 직결되는 중요한 부품으로, 고성능과 신뢰성이 요구되고 있다. 주철 소재는 브레이크 디스크로서의 용도에 탁월하게 적합한 소재로, 이는 그 고유의 물리적 및 화학적 특성에 기인한다. 주철 소재의 마모 저항성은 브레이크 디스크가 견뎌야 하는 반복적인 마찰과 압력에 맞서 내구성을 제공한다. 그리고, 이 소재의 우수한 열전도율은

브레이크 사용 중 발생하는 고온을 효과적으로 분산시키며, 열 변형을 최소화하고 브레이크의 성능 저하를 방지하는데 기여한다. 또한, 고온에서의 강도 유지 능력은 열적 스트레스에 대한 저항성을 보장하며, 이는 브레이크 디스크의 안정적인 작동과 긴 수명을 가능하게 한다. 소재 내의 침상 흑연 구조는 높은 마찰과 진동을 효과적으로 감소시키는 동시에, 진동 감쇄 능력을 통해 운전 중 불편함을 최소화하고 노이즈를 줄인다. 이러한 특성들은 주철 소재를 브레이크 디스크의 소재로서 매우 적합하게 만들며, 자동차 산업에서의 선호도를 높이는 결정적인 요인이 된다 [1-3].

브레이크 디스크의 성능은 사용 환경에 따라 다양한 요소에 의해 영향을 받으며, 특히 강도와 내식성은 성능에 중대한 영향을 미친다[4]. 이러한 표면품질 요구에 맞추어 주철 소재에 가장 보편적으로 적용되는 표면열처리 공정은 산질화 공정이다. 산질화 공정은 질화 후에 고온의 산화 환경에서 금속 표면에 보호적 산화층을 형성하는 과정이다. 산화층은 표면을 환경으로부터 보호하며, 특히 산소, 수분, 염분 등의 침투를 방지하여 금속의 부식을 막는다[5]. 산질화를 통해 형성되는 산화층은 주로 철의 산화물로 구성되며, 이 산화층의 두께, 조성, 그리고 구조는 산질화 조건에 따라 크게 달라질 수 있다. 그리고 질화와 산화공정을 통해 표면에 형성된 새로운 상에 의해 표면경도, 내마모성 및 내식성의 증가로 인해 부품의 수명이 향상된다[6]. 이에 따라 산질화 공정은 브레이크 디스크와 같이 극한의 작동 조건에 노출되는 부품들의 성능과 신뢰성을 높이기 위한 필수적인 과정으로 자리 잡고 있다.

산질화 공정은 초기 질화 단계와 후속 산화 단계의 조합으로 구성되어, 금속 부품의 표면 성능을 극대화하는 표면 처리 기술이다. 질화 공정에서는 고온 환경 하에서 NH_3 가스가 분해되어 질소가 생성되며, 이 질소가 금속 표면에 침투하여 $\epsilon\text{-Fe}_2\text{}_3\text{N}$ 및 $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$ 등의 질화층을 형성한다 [7-8]. 여기서, ϵ 상은 표면의 경도와 내마모성을 증가시켜, 표면에 대한 기계적 강도를 향상시킨다. 그리고 γ' 상은 ϵ 상과 비교하여 상대적으로 낮은 경도, 높은 인성을 갖고 있다[9-10]. 이어지는 산화공정에서는 산소와의 반응을 통해 Fe_3O_4 상의 산화층을 금속 표면에 형성한다. 이 산화층은 부식 저항성을 크게 향상시켜 환경적 요인으로부터 금속을 보호하며, 표면의 화학적 안정성이 향상된다고 알려져 있다 [11]. 즉, 산질화 공정은 생성되는 상의 조성 과 구조를 공정조건에 따라 제어할 수 있어, 특정 응용 분야에 맞춘 맞춤형 표면 특성을 구현할 수 있는 장점을 가진다. 이러한 복합적인 공정을 통해, 산질화는 금속 부품의 성능과 수명을 향상시키는 중요한 역할을 수행한다.

주철 소재의 질화는 기지 내의 그래파이트 존재로 인해 화합물층의 형성이 일반적인 기계구조용 소재와는 다르게 나타난다[12]. Baranowska는 주철의 질화 공정을 수행하여 그래파이트 형태에 따른 화합물

층의 형성 변화에 대한 연구를 진행하였으며, 기지 조직 내 그래파이트의 위치 방향에 따라 화합물 형성에 변화가 있음을 입증하였다[13]. Giacomelli는 주철 소재 표면에서 그래파이트가 평행, 수직 또는 비스듬하게 배향된 방향에 따라 질소 확산이 달라지며, 그 결과 화합물 형성에 차이가 발생함을 보고하였다. 또한, 그래파이트의 약한 결합력과 화합물층의 ϵ 상에 의한 부분적인 팽창은 썸기 형성에 기여한다고 보고하였다[14]. 한편, Rolinski는 질화공정 중에 주철소재 표면에 불균일하게 형성되는 질화물이 표면의 조도에 영향을 준다는 것을 확인하였다[15-17]. Aranke는 회주철이 자동차 브레이크 디스크 재료로서 높은 용융점, 우수한 진동 감쇠 능력을 가지고 있음을 설명하였다. 그리고 브레이크디스크로서 주철소재는 내식성이 떨어지며, 사용 중 과도한 마모가 발생하기 때문에 코팅을 통한 표면 처리가 이 문제에 대한 해결책임을 제시하였다[18]. 이와 같이 주철 소재의 질화에서 그래파이트에 따른 연구들은 많이 진행되었다. 하지만 GC250과 같은 주철 소재의 질화 및 산질화에 의해 형성되는 조직 및 내식성 변화에 대한 연구가 여전히 미비한 상태이다. 이는 주로 주철의 복잡한 미세구조와 산화 및 질화 반응의 상호작용에 대한 이해가 충분하지 않기 때문이다.

본 연구에서는 주철 소재 GC250의 산질화에서 산화공정 온도에 따른 미세조직 변화 및 그에 따른 내식성 변화를 고찰하고자 하였다. 산질화처리 후 미세경도측정을 통하여 질화 공정시간에 따른 물성을 비교 분석하였으며, 시험편 표면에 형성된 질화층과 산화층은 광학현미경과 주사전자현미경(SEM)으로 분석하였다. 상 분석을 하기 위해 X선 회절(XRD) 분석을 진행하였으며, 동전위 분극시험(Potentiostat)을 통해 내식성 분석을 진행하였다 [20].

2. 실험방법

본 연구에서는 GC250의 질화 및 산질화시 형성된 화합물층을 분석하기 위해 주철 소재인 GC250을 준비하였다. Table 1은 GC250 소재의 화학성분표이다.

실험에 사용된 GC250 소재는 직경 30 mm, 높이 40 mm로 절단하였으며, 모든 샘플의 표면 상태를 동일하게 하기 위해 SiC 사포로 800번까지 연마하였다.

Table 1. Chemical compositions of GC250 examined. (wt.%)

Experimental specimen	C	Si	Mn	P	S	Fe
GC250	3.1~3.5	1.8~2.3	0.6~0.9	0.1 Max.	0.1 Max.	Bal.

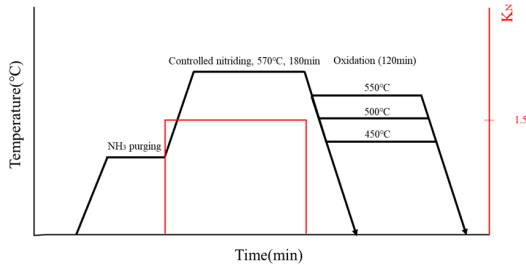


Fig. 1. The schematic diagram for oxy-nitriding process according to oxidation temperature.

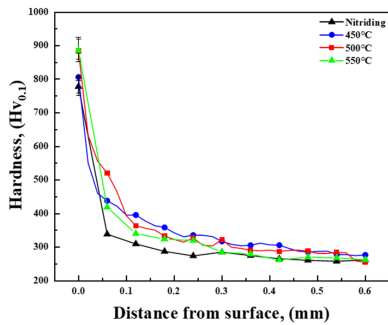


Fig. 2. Micro vickers hardness profile of nitrided and oxy-nitrided GC250 with various oxidation temperatures. The chart displays the hardness gradients from the surface into the bulk of the samples.

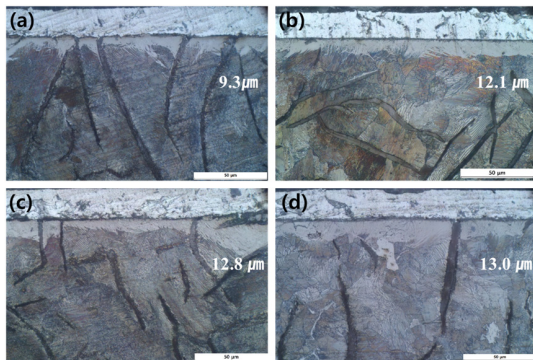


Fig. 3. Microstructural evolution of oxy-nitrided GC250 with 180min nitriding time, 120min oxidation time. From left to right, the images depict the microstructure after nitriding and after oxy-nitriding with increasing temperatures ; (a) Nitriding, (b) 450°C, (c) 500°C, (d) 550°C.

이후, 에탄올을 이용한 초음파 장치에서 5분간 세척한 후 가스 질화 공정을 수행하였다.

가스질화에는 SECO/WARWICK사의 HRNE 60.60.90-750 장비를 사용하였다. 시험편을 로 내부에 배치한 뒤 350°C의 표면 활성화 온도에 이를 때까지 공기 중에서 가열하였다. 이어 질소 가스로 퍼징하여 용기 내부의 분위기를 안정화시킨 후, 충분한 시간 동안 암모니아 가스로 분위기를 바꾸어 가스 분위기를 조성하였다. 설정된 질화 온도인 570°C에 도달할 때까지 가열을 계속하고, 로 내 가스 분위기를 KN 값 1.5 atm^{-1/2}까지 조절하였다. 그리고 설정된 질화 온도에서 질화공정시간을 180분으로 설정하여 질화 공정을 진행하였다. 산화공정은 질화 공정 후 질소를 로 내에 60분간 퍼징하여 질화 분위기를 제거하였다. 이후 450°C, 500°C, 550°C로 산화 온도를 변화시키며 120 분 동안 산화공정을 진행하였다. Fig. 1은 본 연구에서 진행한 산질화 공정의 주요변수를 보여주는 개략도이다.

표면경도 및 단면경도는 마이크로 비커스경도계 (Micro vickers hardness tester, Future Tech, FLV-10ARS-F)로 측정(시험조건 : 100gf, 10sec)하여 질화처리 및 산질화처리된 시험편의 경도변화를 관찰하였다. 질화층과 산화층을 확인하기 위해 Nital 에칭 용액을 사용하여 에칭을 진행하였다. 단면조직은 광학 현미경(Optical microscope, Huvitz, HRM-300)을 사용하여 에칭 후 1000배의 배율로 관찰하였고, 산화 온도에 따른 산화층의 두께 변화는 전계방사 주사전자현미경(SEM, FEI NNS-450)을 이용하여 5000배의 배율로 관찰 및 Line scanning을 진행하였다. 화합물의 상분율 측정은 X-선 회절 분석(X-ray dirffraction, PANalytical, X'Pert-PRO MPD) Cu-Ka 타겟을 사용하여 수행되었으며, 전압 40kV, 전류 200mA의 조건에서 초당 0.02°로 최대 3,500초의 시간을 사용하여 회절각 20 ~ 90° 범위에서 측정하였다. 그리고 산질화된 GC250 소재는 다채널 Potentiostat (Potentiodynamic Polarization Test, AMETEK)을 사

용하여 내식성 시험을 진행하였다. 3.5%의 NaCl 용액 250 ml를 표면에 접촉하여 내식성 실험을 진행하였다. 사용된 Counter Electrode는 Pt mesh이며, Reference Electrode는 Ag/AgCl이다. 부식전위의 측정범위는 $-1.0 \sim 1.0V$ (vs. Ag/AgCl)의 범위에서 측정 및 $1 \text{ mV} / \text{sec}$ 의 속도로 측정하였다.

3. 결 과

3.1 미세조직

Fig. 2는 질화 공정 온도 570°C 에서 질화포텐셜(Kn)을 $1.5 \text{ atm}^{-1/2}$ 로 고정하여 180분 동안 질화처리한 시험편과 질화처리 후 각 450°C , 500°C , 550°C 에서 120분 산화공정을 진행한 시험편의 단면경도 프로파일 결과이다. 그림에서 보듯이 각 조건별 시험편의 표면경도 변화가 관찰되었으며, 산화공정 온도가 증가할수록 표면경도가 증가하는 것을 확인할 수 있었다. 산화 온도가 증가함에 따라 심부 방향으로 경도가 소폭 감소하였지만, 시험편 모두 심부경도는 약 $250\text{HV}_{0.1}$ 로 동일하게 측정되었다. 표면경도는 산화공정을 실시하지 않은 시험편은 $778\text{HV}_{0.1}$ 으로 측정되었다. 450°C 의 산화공정에서 산화공정시간이 120분 경과된 이후에 표면경도는 각 $805\text{HV}_{0.1}$ 으로 측정되었다. 500°C 의 산화공정에서는 $885\text{HV}_{0.1}$ 로 측정되었으며 550°C 의 산화공정에서는 $890\text{HV}_{0.1}$ 로 측정되었다. 산화공정을 실시하지 않은 시험편은 약 $250 \mu\text{m}$ 의 유효경화깊이가 측정되었다. 산화공정을 실시한 시험편들은 유효경화 깊이가 약 $350 \mu\text{m}$ 로 측정되었다. 즉, 산화공정에 의해 유효경화는 깊어졌으며, 산화공정 온도가 증가함에 따라 표면경도는 증가하였다.

Fig. 3은 본 실험에서 질화 공정 온도 570°C 에서 질화포텐셜(Kn)을 $1.5 \text{ atm}^{-1/2}$ 로 고정하여 산화공정 온도가 증가함에 따라 형성되는 질화층과 산화층을 광학현미경(Optical micrograph, OM)으로 관찰한 단면 조직사진이다. GC250 소재는 펄라이트와 그래파이트로 구성되어 있었다. 모든 시험편에서 표면부에 화합물층이 형성되어 있음을 확인할 수 있었다. 질화 공정을 수행한 시험편은 약 $9.3 \mu\text{m}$ 의 두께의 질화층이 형성되었다. 산화 온도가 450°C 인 시험편은 약 $12.1 \mu\text{m}$ 의 두께로 화합물이 형성되었다. 산화공정 온도가 500°C 인 시험편은 $12.8 \mu\text{m}$ 의 화합물층이 형성된 것

이 관찰되었으며 산화공정 온도가 550°C 인 시험편은 $13.0 \mu\text{m}$ 의 화합물층 두께가 측정되었다. 즉, 질화 후 후속 공정인 산화공정이 추가되며 화합물층의 두께가 증가함을 확인할 수 있었다. 또한 산화공정 온도가 증가함에 따른 화합물층의 두께 차이는 크게 변하지 않았음을 확인할 수 있었다.

Fig. 4는 광학현미경에서 관찰된 질화층과 산화층을 보다 자세히 관찰하기 위해 각각의 공정 조건에 대해 시험편의 단면을 주사전자현미경으로 관찰한 결과이다. 질화층과 산화층의 구별을 위해 후방산란(BSE) 전자 디텍터로 시험편의 단면을 측정하였다. 산화공정을 실시하지 않은 시험편은 산화층을 형성하지 않았다. 산화공정 온도가 450°C 인 시험편의 경우 약 $1.2 \mu\text{m}$ 의 산화층이 형성되었다. 500°C 인 시험편은 약 $2.1 \mu\text{m}$ 의 산화층이 형성되었으며 550°C 인 시험편 약 $2.5 \mu\text{m}$ 의 산화층으로 가장 두꺼운 산화층이 형성되었다. Fig. 5는 시험편 깊이 방향으로 Line scanning을 실시한 그래프이다. 산화공정을 실시하지 않은 시험편은 표면 부에 산소가 가장 낮게 검출되었다. 산화공정 온도가 450°C 인 시험편의 경우 표면 부에 산소 검출량이 증가하였으며 500°C 인 시험편의 경우 표면 부의 산소 검출량이 450°C 인 시험편에 비해 증가한 것으로 보였다. 산화공정 온도 550°C 인 시험편의 경우 표면 부의 산소 검출량이 가장 높게 측정되었다. 산화공정으로 인해 표면 부에 산소가 검출되었으며, 산화공정 온도가 증가할수록 산소 검출량과 산화층의 두께가 증가하는 것을 확인할 수 있었다.

Fig. 6은 질화 공정 온도 570°C 에서 180분의 질화 공정을 수행한 후, 산화공정 온도 변화에 따른 화합물 형성 및 상을 측정하기 위한 XRD 분석결과이다. 그림에서 보는 바와 같이 산화공정을 실시하지 않은 시험편은 ϵ 상, γ' 상이 관찰되었다. 450°C , 500°C , 550°C 에서 산화공정을 실시한 경우, 모든 실험조건에서 기존의 ϵ 상, γ' 상 이외에 추가로 Fe_3O_4 상이 관찰되었다.

3.2 내식성

Fig. 7은 질화 공정 온도 570°C 에서 질화포텐셜(Kn)을 $1.5 \text{ atm}^{-1/2}$ 로 고정하여 산화 온도가 증가함에 따라 시험편을 동전위 분극시험을 통한 부식특성 변화를 나타낸 결과이다. 산화공정을 실시하지 않은 시험편

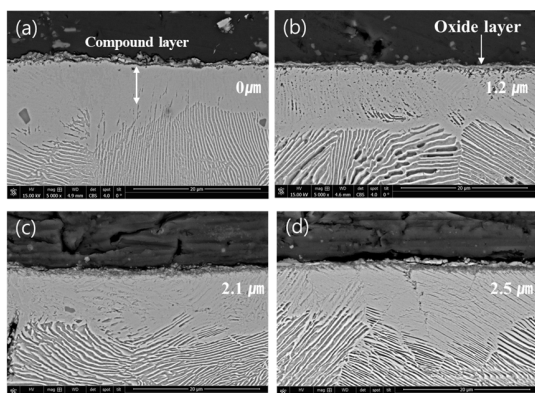


Fig. 4. SEM micrograph showing formation of oxide layer according to oxidation temperature. From left to right, the images show the progression of the oxide layer formation on the sample surfaces treated with nitriding and subsequent oxidation with increasing temperatures ; (a) Nitriding, (b) 450°C, (c) 500°C, (d) 550°C.

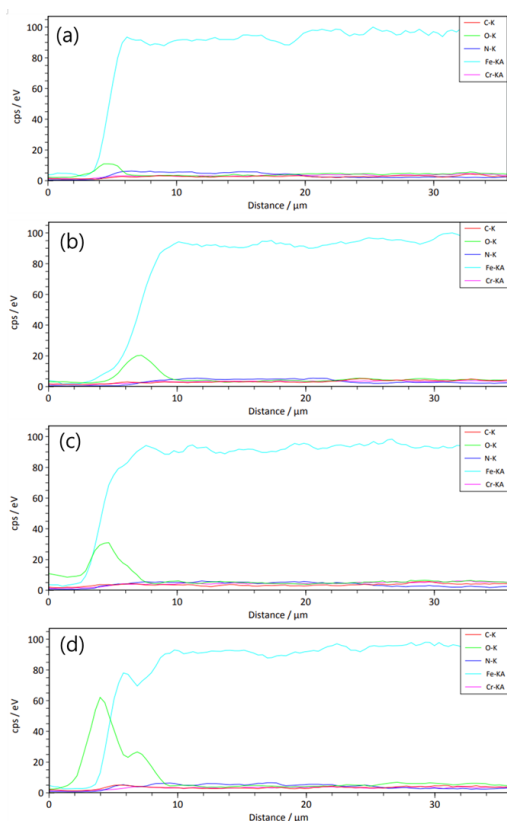


Fig. 5. Line scanning showing oxide concentration through surface to center of specimen according to oxidation temperature ; (a) Nitriding, (b) 450°C, (c) 500°C, (d) 550°C.

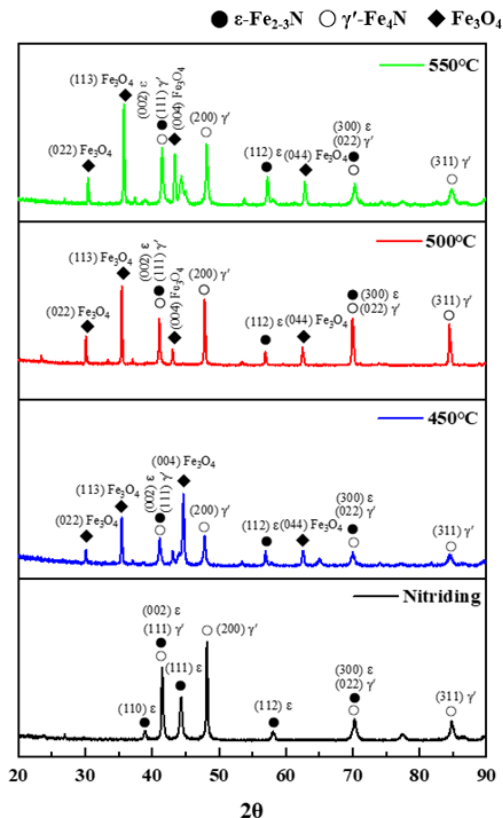


Fig. 6. XRD analysis results showing the formation of compound in GC250 materials according to changes in oxidation temperature.

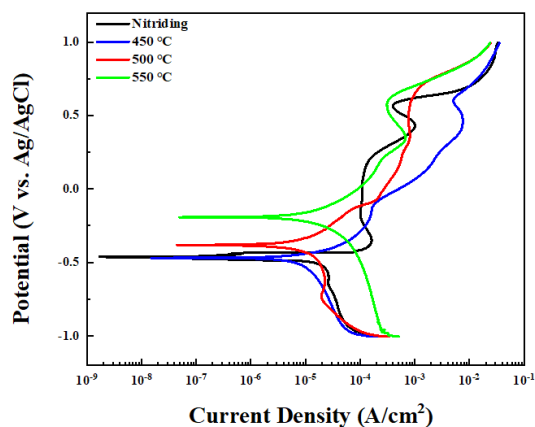


Fig. 7. Potentiostatic polarization curves of GC250 subjected to nitriding and oxy-nitriding at different oxidation temperatures. Each curve illustrates the relationship between corrosion potential (V vs. Ag/AgCl) and current density (A/cm²), revealing the impact of treatment temperature on corrosion resistance.

Table 2. Potential and current density of oxy-nitriding for each process through potentiostat analysis.

산화 온도	부식 전압	부식전류밀도
Nitriding	-0.48V	31.60 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$
450°C	-0.49V	15.04 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$
500°C	-0.35V	16.18 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$
550°C	-0.22V	20.26 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$

은 부식전위가 -0.48 V 로 측정되었으며 $31.6\ \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 의 부식전류밀도가 측정되었다. 산화공정 온도 450°C 인 시험편은 -0.49 V 로 부식전위가 측정되었으며 부식전류밀도가 $15.04\ \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 큰 폭으로 감소하였다. 산화 온도 500°C 인 시험편은 부식전위 값이 -0.35 V 로 증가하였으며 부식전류밀도가 $16.18\ \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 측정되었다. 산화공정 온도 550°C 인 시험편은 -0.22 V 로 가장 높은 부식전위가 측정되었으며 부식전류밀도가 $20.26\ \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 측정되었다. 부식전위의 경우 산화공정을 실시하지 않은 시험편과 450°C 에서 산화공정을 실시한 시험편은 큰 차이가 보이지 않았지만 산화공정 온도가 증가함에 따라 상승함을 보였다. 부식전류밀도는 산화공정을 실시하지 않은 시험편과 비교하여 질화 후 산화공정을 실시한 시험편들이 큰 폭으로 감소하였으나 산화공정을 실시한 시험편 간의 차이는 크지 않음을 보였다 (Table 2).

4. 고 찰

본 연구에서는 자동차 브레이크 디스크에 주로 사용되는 GC250 주철 소재의 산질화 시 미세조직 형성 및 내식성 변화를 확인하였다.

Fig. 2는 GC250 소재 시험편의 단면경도프로파일 결과이다. 그래프에서 볼 수 있듯이, 산화 온도가 증가할수록 재료의 표면 경도는 더 높아지는 경향을 보인다. 이는 고온에서 처리된 시험편이 두꺼운 산화층을 형성하고, 이로 인한 표면 경화 효과가 더욱 나타났기 때문이다. 모든 온도 조건에서 경도가 표면에서 최대값을 나타낸 후, 내부로 갈수록 감소하는 경향을 보인다. 산질화 시험편의 경우 추가적인 산화공정으로 인한 미세구조의 변화로 질화 공정의 시험편에 비해 감소한 경도값을 나타내었다.

Fig. 8은 본 연구에서 진행한 GC250 소재의 화합물

층에 구성된 질화층과 산화층의 두께를 나타낸 그래프이다. GC250 소재는 180분의 질화 공정에 의해 약 $9.3\ \mu\text{m}$ 의 화합물이 형성된 이후, 추가적인 산화공정으로 인하여 화합물층이 약 $12\sim 13\ \mu\text{m}$ 로 증가하였다. 질화 이후 산화공정에 의해 화합물층은 약 $3\ \mu\text{m}$ 이상 증가하였다. 그러나 산화공정 온도에 따른 화합물층 두께의 증가는 크게 관찰되지 않았다. 여기서 주목할 것은 산화공정 온도가 높을수록 총 화합물층의 두께는 크게 변화하지 않았지만, 산화층의 두께는 크게 증가했다는 것이다. 질화 이후 산화공정에서 산화 온도가 증가함에 따라 산화층의 두께는 최대 $2.5\ \mu\text{m}$ 까지 증가하였다. 즉, 산화 온도가 증가함에 따라 산화층의 두께가 증가하여 화합물층에서 차지하는 산화층의 비율이 증가함을 나타내었다.

Fig. 7에서 보듯이 GC250 소재의 부식 전압은 산화공정 온도의 증가와 함께 증가하였다. 질화 처리된 시험편은 부식 전압이 -0.48 V 로 측정되며, 비교적 높은 부식 전류 밀도를 나타내는 $31.6\ \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 를 보였다. 즉 질화처리된 시험편은 부식 반응이 활발히 일어나고 있어 부식 저항성이 비교적 낮은 것을 의미한다 [21-23]. 그리고, 질화공정 진행 후 산화 온도 450°C 에서 산화 처리된 시험편은 부식 전류 밀도가 $15.04\ \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 질화 처리된 시험편에 비해 크게 감소하는 것이 관찰되었지만 부식 전압이 -0.49 V 로 큰 차이를 보이지 않았다. 한편 산화 온도가 500°C , 550°C 로 증가함에 따라 질화처리 후 산화공정을 실시한 시험편들은 질화처리 시험편에 비해 큰 폭으로 부식 전류 밀도가 감소하였으며, 부식 전압이 크게 증가하였다. 이는 더 높은 온도에서 산질화 처리가 표면에 두꺼운 산화층을 형성하여 부식에 대한 보호층을 형성하게 되며 전기화학적으로 더 안정된 상태를 만들어 낸다는 것을 의미한다 [24]. 즉, 질화공정이 진행한 후 산화처리를 거친 시험편은 부식 전압이 상승하고 부식 전

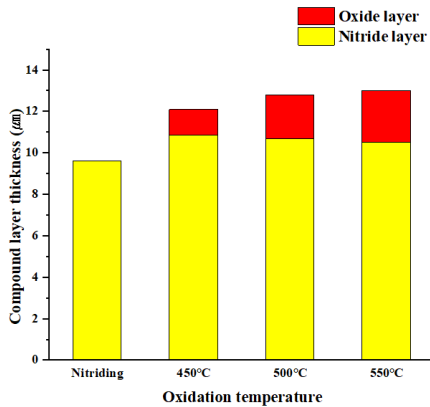


Fig. 8. Oxide layer thickness evolution of GC250 according to oxidation temperature. It is evident that as the oxidation temperature increases, there is a corresponding increase in the thickness of both the compound and oxide layers.

류 밀도가 감소하였으며, 이는 표면의 보호층이 향상되었음을 나타낸다. 질화공정 후 진행되는 산화공정은 표면에 Fe_3O_4 상을 형성시키며 이 상이 산화를 방지하는 보호층의 역할을 한다[11, 25]. 본 연구에서도 알 수 있듯이 산화를 진행한 후 표면에 Fe_3O_4 상이 형성되었음을 확인할 수 있었다(Fig. 6). Fig. 9는 산화공정 온도의 변화에 따른 산화층 두께의 변화와 부식 전위의 변화를 보여주고 있다. 그림에서 보듯이 산화층의 두께가 두꺼워질수록 부식 전압이 증가함을 확인할 수 있었다. 이는 고온에서 산화층의 두께 증가와 구조적 안정성이 GC250 주철의 내식성을 크게 향상시킨다는 것을 보여준다. 본 연구의 산화 온도 500°C에서 산질화 처리를 진행한 시험편은 표면 경도, 산화층 두께, 부식 전류 밀도의 큰 감소, 부식 전압의 유의미한 증가를 고려할 때, 500°C에서의 산질화 처리가 전체적인 효율성과 안정성 면에서 가장 적절한 온도 조건임을 나타낸다. 이는 내식성 향상과 동시에 공정의 경제성을 고려했을 때, 500°C가 최적의 산질화 처리 온도로 판단된다. 결론적으로 본 연구에서 진행한 질화 후 산화 처리가 브레이크 디스크의 내식성을 개선하기 위한 효과적인 방법임을 나타낸다.

5. 결 론

본 연구를 통해 GC250 주철 소재의 산질화처리가 미세조직 형성 및 내식성에 미치는 영향을 평가하였

다. 산질화 공정은 소재의 표면에 보호적 산화층을 형성하여 부식 저항성을 향상시키는 중요한 방법으로 확인되었다. 특히, 산화공정 온도의 증가는 산화층의 두께를 증가시켜 부식 저항성을 크게 향상시키는 것으로 나타났다.

- 570°C에서 질화포텐셜(Kn)을 $1.5 \text{ atm}^{-1/2}$ 로 고정하여 질화 공정 및 산화공정을 진행한 결과 산화공정이 추가됨에 따라 표면경도, 유효경화깊이가 증가하였다. 그리고 산화공정 온도가 증가함에 따라 표면경도 또한 최대 $890\text{HV}_{0.1}$ 까지 증가하였지만, 산화공정 온도 증가에 따른 유효경화깊이의 차이는 보이지 않았다.
- GC250 주철 소재에 적용된 산질화 처리 과정에서 산화공정은 화합물층 두께 증가 및 산화층을 형성하였다. 질화 처리한 시험편은 약 $9.3 \mu\text{m}$ 의 질화층을 형성하였다. 산질화 시험편은 약 $12 \sim 13 \mu\text{m}$ 의 화합물층을 형성하여 추가적인 산화공정으로 화합물층의 두께가 약 $3 \mu\text{m}$ 이상 증가하였다. 450°C, 500°C, 550°C에서 산화공정을 진행한 산질화 시험편은 약 $1.2 \mu\text{m}$, $2.1 \mu\text{m}$, $2.5 \mu\text{m}$ 의 산화층 두께가 측정되었으며 산화공정 온도가 증가함에 따라 산화층의 두께가 증가하였다.
- 질화 처리된 시험편은 비교적 높은 부식 전류 밀도와 낮은 부식 전압을 나타내어 부식 저항성이 상대적으로 낮음을 보였다. 산화공정 온도 550°C인 시험편은 -0.22 V 로 가장 높은 부식전위가 측정되었으며 부식전류밀도가 $20.26 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 로 측정되었다. 산질화 처리를 통해 부식 전압이 상승하고 부식 전류 밀도가 감소하였으며, 이는 XRD 분석을 통해 확인된 Fe_3O_4 상으로 구성된 산화층의 보호 효과로 인해 부식 저항성이 증가하였음을 나타낸다.

후 기

이 성과는 한국생산기술연구원의 기술이전활성화지원사업의 재원을 받아 수행된 연구입니다(No. UI240004).

참고문헌

1. O. Maluf, M. Angeloni, D. B. V. Castro, W. W. B. Filho, D. Spinelli, C. Ruckert, *J. Mater. Eng. Perform.* 18, 980 (2009).
2. M. Gelfi, D. Gorini, A. Pola, G. M. La Vecchia, *J. Mater. Eng. Perform.* 25, 3896 (2016).
3. G. Cueva, A. Sinatora, W. Guesser, A. P. Tschiptschin, *Wear* 255, 1256 (2003).
4. Y. T. Kim, I. M. Hong, *Trans. Kor. Soc. Automot. Eng.* 27, 399 (2019).
5. G. Chen, J. Wang, D. Wang, L. Xue, B. Zeng, B. Qin, *Corros. Sci.* 178, 109088 (2021).
6. Y. W. Cho, Y. J. Kand, J. H. Baek, J. H. Woo, Y. R. Cho, *Metals* 9, 190 (2018).
7. A. V. Bil'chenko, S. Dunaeva, *Metal Sci. Heat Treat.* 17, 1021 (1975).
8. M. Sommer, J. Epp, M. Steinbacher, R. Fechte-Heinen, S. Hoja, *HTM J. Heat Treat. Mater.* 77, 214 (2022).
9. W. B. Lee, M. J. Jeong, M. S. Kwon, T. H. Kim, C. W. Moon, *J. Heat Treat. Mater.* 36, 161 (2023).
10. W. B. Lee, T. H. Kim, S. W. Son, M. J. Jeong, Y. M. Kim, *Metall. Mater. Trans. A* 55, 1150 (2024).
11. J. Wu, H. Liu, J. Li, X. Yang, J. Hu, *J. Alloys Compd.* 680, 642 (2016).
12. M. J. Jeong, S. W. Son, J. Y. Woo, Y. G. Lee, W. B. Lee, *J. Heat Treat. Mater.* 37, 49 (2024).
13. J. Baranowska, *Surf. Coat. Tech.* 100-101, 271 (1998).
14. O. Aranke, W. Algenaid, S. Awe, S. Joshi, *Coatings* 9, 552 (2019).
15. R. O. Giacomelli, D. B. Salvaro, T. Bendo, C. Binder, *Surf. Coat. Tech.* 314, 18 (2017).
16. E. Rolinski, A. Konieczny, G. Sharp, *Heat Treat. Progress* 3/4, 1 (2007).
17. E. Rolinski, A. Konieczny, G. Sharp, *J. Mater. Eng. Perform.* 18, 1052 (2009).
18. E. Rolinski, *Encycl. Iron, Steel, Their Alloys*, Taylor & Francis, 3534 (2018).
19. F. Nishimura, A. Fujii, *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, 49 (2012).
20. H. J. Gwon, H. K. Ahn, C. H. Song, B. G. Park, D. C. Cho, I. H. Rhee, *Trans. Kor. Soc. Ind. Acad. Coop. Soc.* 12, 2879 (2011).
21. C. Chen, Q. Li, Y. Leng, J. Chen, P.-c. Zhang, B. Bai, N. Huang, *Surf. Coat. Tech.* 204, 3082 (2010).
22. E. Boztepe, A. C. Alves, E. Ariza, L. A. Rocha, N. Cansever, F. Toptan, *Surf. Coat. Tech.* 334, 35 (2018).
23. J. Alphonsa, V. S. Raja, S. Mukherjee, *Corros. Sci.* 100, 121 (2015).
24. J. H. Kim, K. M. Lee, *Kor. J. Mater. Res.* 33, 309 (2023).
25. S. S. Deshpande, P. P. Deshpande, M. J. Rathod, *Mater. Today: Proc.* 50, 1979 (2022).