레이저 가공 기반 사출 금형강의 선택적 표면 개질 연구: 레이저 나이트라이딩에 따른 AlN 형성 및 경화 거동

천은준¹ · 박창규² · 박원아^{3,*}

¹경남대학교 나노신소재공학과

²한국기계연구원 광응용기계연구실

³경성대학교 기계자동차공학전공

Study on the Selective Surface Modification of Injection Mold Steels by Laser Materials Processing: Relationship Between AlN Formation and Surface Hardening During Laser Nitriding

Eun-Joon Chun¹, Changkyoo Park², and Wonah Park^{3,*}

¹Department of Nano Materials Science and Engineering, Kyungnam University, Changwon 51767, Republic of Korea

²Laser and Electron Beam Application Department, Korea Institute of Machinery and Materials, Daejeon 34103, Republic of Korea

³Department of Mechanical and Automotive Engineering, Kyungsoo University, Busan 48434, Republic of Korea

Abstract: Laser surface heat treatment and laser nitriding processes were applied using selective surface modification techniques to investigate phase transformation, microstructural evolution, and surface hardening behaviors for two types of plastic injection mold steels, AISI 1045 and P21. During laser surface heat treatment, a 245% hardness increase compared to that of the base metal (290 HV) was achieved due to martensite transformation of the AISI 1045 steel. However, for the AISI P21 steel, hardness within the heat-treated zone was largely unchanged from that of the base metal (410 HV) despite being accompanied by martensite transformation. Compared to that of the base metal, this static hardness behavior of the heat treated P21 steel was due to coarsening of Cu particles induced by the laser irradiation. To overcome the static hardness behavior of P21 steel, laser nitriding was used. The laser-nitrided specimen (at 4500 J/mm heat input) was approximately 40% (577 HV) harder than the base metal (410 HV) and was highly correlated with nitride formation. Nitrogen successfully penetrated the surface of the specimen during laser irradiation and formed a nitrided layer mainly composed of an AlN phase. Thus, the surface hardening behavior of AISI P21 steel after laser nitriding could be largely attributed to the AlN phase development.

(Received July 16, 2019; Accepted October 16, 2019)

Keywords: plastic injection mold steels, surface modification, laser surface heat treatment, laser nitriding, nitride

1. 서 론

최근 세계적인 에너지 절약 및 지구 온난화 방지 규제의 강화로 이산화탄소 가스 배출량 감소 방안에 대한 관심이 커지고 있다. 이에 따라 경량 기계 부품의 수요가 증가하고 있으며, 다양한 종류의 고강도 엔지니어링 플라스틱이 개발되고 있다. 엔지니어링 플라스틱은 가볍고 우수한 기

계적, 화학적 성질의 조합으로, 생활 가전에서부터 자동차, 항공, 조선에 이르기까지 산업 전반에 다양하게 적용되고 있는 추세이다 [1,2]. 사출 성형은 생산성이 우수하고, 제품 형상의 자유도가 높다는 장점으로, 엔지니어링 제품 생산 30% 이상에 적용되고 있다 [2,3]. 엔지니어링 플라스틱은 원료에 유리 또는 탄소 섬유 등의 보강재를 첨가해 강도를 향상시키는 방식을 채택한다. 이러한 섬유 보강재는 경도가 높아 사출 성형 시에 해당 금형의 표면을 손상 (마모, 스크래치 등) 시키는 경우가 많다. 사출 성형 과정에서 금형 표면 손상은 금형 파손을 유발하는 주된 요인 중 하나로 작용할 뿐만 아니라, 사출 성형 제품 표면 조도 및 형

- 천은준·박원아: 교수, 박창규: 연구원

*Corresponding Author: Wonah Park

[Tel: +82-51-663-4836, E-mail: wpark@ks.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. Chemical composition of the materials used(wt%).

Materials	C	Ni	Si	Mn	Cr	Mo	Cu	Al	Fe
AISI 1045	0.44	0.01	0.25	0.70	0.02	-	-	-	Bal.
AISI P21	0.11	3.26	0.27	1.59	0.43	0.26	0.70	1.06	Bal.

상 정밀도를 저하시킨다. 엔지니어링 플라스틱 등의 고강도 플라스틱 사출 산업에 있어서는 기존 대비 향상된 금형경도 및 내마모성 확보가 중요한 과제라고 할 수 있다.

레이저를 이용한 표면 열처리에는 조사된 레이저 빔으로 표면 국부 영역에 급속 가열 및 냉각 현상을 일으키고, 그로 인해 경화 조직을 형성시키는 레이저 가공프로세스 중 하나이다 [4-6]. 열처리 속도가 고전적인 금형 표면 처리 공법에 비해 빠르고 필요로 하는 국부 영역만 정밀하게 열처리할 수 있다는 것이 장점이다. 한편, 레이저 나이트라이딩 (nitriding) 은 레이저 표면 열처리 시 질소 가스를 함께 주입함으로써, 해당 소재의 합금원소 중 일부와 연계된 질화물 형성을 이용하는 레이저 가공법이다 [7,8]. 현재까지 다양한 금속 재료 (공구강 [8,9], 스테인리스강 [10], 타이타늄 합금 [11,12] 등)에 레이저 나이트라이딩 적용성이 검토되었고, 질화물 형성을 통해 표면 경화 및 내식성 향상 등의 효과가 보고되고 있다 [8-12]. 하지만, 플라스틱 사출 금형강을 대상으로 한 레이저 나이트라이딩 적용 연구는 매우 부족한 실정이다. 또한 대다수의 레이저 나이트라이딩 선행 연구들에서는 레이저 표면 열처리 시 질소 가스를 주입하는 전용 노즐을 사용하고 있으나 [8-12], 이는 레이저 빔 이송 속도에 따라 질소 주입 분위기가 불안정하다는 단점이 존재한다. 더불어, 기존 연구에서는 레이저 빔 직경 0.08–0.8 mm 범위의 펄스 CO₂ [8-10] 및 파이버 [11] 레이저를 사용하고 있어 나이트라이딩 효율성이 낮다고 할 수 있다.

본 연구에서는 2종의 대표적인 플라스틱 사출 금형강 (AISI 1045, AISI P21)을 대상으로, 레이저 표면 열처리의 적용성을 표면 경화 관점에서 검토하였다. 뿐만 아니라, 보다 안정적인 질소 분위기 형성을 위해 진공 챔버와 연계된 레이저 나이트라이딩 공정을 고안하여 나이트라이딩 시의 표면 질화물 형성과 경화의 연관성을 체계적으로 검토하였다. 이를 통해 플라스틱 사출금형강에 적합한 레이저 기반 표면 경화 공법을 제시하고자 한다.

2. 사용재료 및 실험방법

2.1 사용재료

AISI 1045 및 AISI P21 2 종의 플라스틱 사출용 금형

강을 사용하였다. 화학 조성은 표 1에 나타내었다. AISI 1045 은 900 °C에서 30분간 용체화 처리 후 공냉, AISI P21 강은 900 °C 에서 30분의 용체화 처리 및 급냉 이후 400 °C에서 시효 처리한 열처리 소재를 사용하였다. 시험편은 각각 150 mm (W)×100 mm (L)×15 mm (T) 크기로 제작하였다. P21 강은 구리가 최대 1 wt%까지 함유됨으로써 시효 처리 시, 미세한 구리(Cu) 입자를 이용한 분산강화가 특징이다 [13].

2.2 실험방법

2.2.1 레이저 표면 열처리

그림 1은 레이저 표면 열처리 시험 모습을 나타내고 있다. 최대 출력 4 kW 다이오드 레이저를 사용하였으며, 970 nm의 빔 파장, 4 mm·mrad의 빔 품질, 310 mm의 초점거리를 가진다. 레이저 빔은 직경 100 µm의 파이버를 이용해 발진기로부터 광학계 (레이저 헤드) 로 전달되고, 레이저 헤드는 다관절 로봇을 이용해 구동하였다. 시험편 표면에서의 레이저 빔 면적은 6 mm (W)×4 mm (L) 가

Fig. 1. Set-up of laser surface heat treatment.

되도록 빔균질기 (homogenizer) 를 설정하였다. 레이저 출력 (laser power) 은 1.6 kW, 빔 이송 속도 (scan speed) 는 0.4 mm/s 를 사용함으로써, 4000 J/mm의 입열량 (heat input)을 레이저 열처리 조건으로 취하였다. 레이저 표면 열처리 시에는 별도의 보호가스를 사용하지 않았다. 레이저 표면 열처리 시의 열이력 측정은 데이터 로거 (Omega, OM-DAQ-USB-2400) 와 K-type 열전대를 사용하였고, 측정 위치는 레이저 열처리부 폭방향 중앙부이다 (약 3 mm 지점).

2.2.2 레이저 나이트라이딩

그림 2(a),(b)는 레이저 나이트라이딩 시험 모습을, 그림 2(c)는 나이트라이딩 시 사용한 진공 챔버 모식도 및 치수를 나타내고 있다. 질소 가스 (순도 99.99%) 분위기의 진공 챔버 내에 시험편을 위치시킨 뒤, 챔버 외부에서 레이저 빔을 조사하는 방식이다. 챔버 상부는 레이저 빔이 투과 가능한 쿼츠 (quartz) 유리로, 측면에는 가스의 주입과 배기가 병행 가능한 다중 노즐 방식으로 구성하였다. 진공도 확보를 위해서 로터리 펌프를 사용하였고, 진공 챔버의 연결부에 진공도 측정기 (vacuum gauge) 를 설치하여 실

Table 2. Conditions of laser nitriding.

No.	Laser power (kW)	Scan speed (mm/s)	Heat input (J/mm)
1	1.4	1.0	1400
2	1.6	1.0	1600
3	1.2	0.6	2000
4	1.2	0.4	3000
5	1.4	0.4	3500
6	1.6	0.4	4000
7	1.8	0.4	4500
8	1.5	0.3	5000
9	1.2	0.2	6000
10	1.4	0.2	7000

시간으로 챔버 내부 압력을 확인하고 제어 가능하도록 하였다. 3.0×10^{-3} Torr의 진공도를 형성시킨 뒤, 질소 가스를 진공 챔버 내로 주입시켰다. 진공 챔버 내부 압력은 7.0×10^2 Torr 로 유지하면서 레이저 빔을 조사하였다. 레이저 나이트라이딩 시의 레이저 빔 파장, 빔 품질, 빔 사이즈는 레이저 표면 열처리 시와 동일하며 (2.2.1 절 참조), 사용한 레이저 조사 조건 (출력 및 빔 이송 속도) 은 표 2와 같다. 다이오드 레이저 빔 치수와 질소 분위기를 고려하여, 레이저 출력 1.2–1.8 kW, 빔 이송속도 (scan speed) 0.2–1.0 mm/s, 입열량 1400–7000 J/mm 범위를 빔 조사 조건으로 설정하였고, 해당 조건 중에서 최적의 레이저 나이트라이딩 조건을 선별하였다. 레이저 나이트라이딩에 따른 표면 거칠기 변화는 조도 측정기 (Mitutoyo, SJ-301) 로 평가하였다.

2.2.3 미세조직 관찰

레이저 표면 열처리 및 나이트라이딩에 따른 미세조직 변화는 광학현미경 (Optical Microscopy, OM, ECLIPS MA 200, Nikon) 과 주사전자현미경 (Scanning Electron Microscopy, SEM, SNE-4500M, SEC) 으로 관찰하였다. 화학 성분 분포 분석은 전계방사 전자현미분석기 (Electron Probe Micro-analyzer, EPMA, JAX-S530F PLUS, JEOL) 를 이용하였다. 레이저 표면 열처리 및 나이트라이딩에 따른 상변화는 투과전자현미경 (Transmission Electron Microscopy, TEM, JEM-2100, JEOL)을 통한 제한시야 회절패턴 (Selected Area Electron Diffraction (SAED) pattern) 및 에너지 분산형 X선 분광기 (Energy Dispersive Spectrometer, EDS, X-Max 65T, Oxford) 이용해 동정하였다. TEM 시편 준비는 박막 시편법 (thin film method)

Fig. 2. (a), (b) Set-up of laser nitriding and (c) specific dimension of vacuum chamber.

과 레플리카법 (replica method) 두 가지를 사용하였다. 특히, 박막 시편법은 주사전자현미경 (SEM, JIB-4500, JEOL) 과 연계된 집속 이온빔 (Focused Ion Beam, FIB) 시스템을 사용하였고, 레플리카법은 관찰 면의 연마 및 Nital 용액 에칭 후, 진공증착기 (JEE-400, JEOL) 로 증착시킨 탄소 박막 분리법을 이용하였다.

2.2.4 기계적 성질 평가

레이저 표면 열처리 및 레이저 나이트라이딩에 따른 기계적 성질 변화는 비커스 경도 시험 (MMT-X, Matsuzawa) 으로 평가하였다. 시험 하중은 0.01 kgf, 하중 유지 시간은 10초로 설정하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 모재 미세조직

그림 3은 (a) 1045 강 및 (b) P21 강의 모재 미세조직을 나타내고 있다. 1045 강은 페라이트와 펄라이트가 혼합된 전형적인 탄소강의 조직을 보였다. P21 강의 미세조직은 용체화 처리 및 급냉에 따라 형성된 마르텐사이트가 시효 열처리시 템퍼링 (tempering) 된 양상을 보였다.

3.2 레이저 표면 열처리에 따른 미세조직 변화 및 경화 특성

그림 4는 레이저 표면 열처리 (입열량: 4000 J/mm)에 따른 P21 강의 대표적인 표면 변화 양상 및 단면 매크로조직을 보여주고 있다. 레이저 조사에 의해 모재와는 확연히 구분되는 열처리 영역 (heat-treated zone) 이 형성되었음을 확인할 수 있었고, 이는 1045 강에서도 유사하였다. 레이저 표면 열처리부 미세조직 변화는 열처리부 표면에서 대략 1 mm 깊이 영역에서 수행하였다 (그림 4 “A” 영역). 그림 5(a) 및 (b)는 1045 강 및 P21 강 레이저 표면 열처리부 (입열량: 4000 J/mm) SEM 미세조직을 나타내고 있다. 열처리부에서 두 강종 모두 래스 (lath) 형상의 미세조직을 관찰할 수 있었다. 그림 6과 7은 각각 1045 강, P21 강 열처리부의 TEM 분석 결과이다. 그림 6(a) 및 그림 7(a)의 명시야상 사진 (bright field image) 을 통해 래스 구조는 명확하게 관찰되었으며, 제한시야 회절패턴 분석을 통해 이들은 모두 BCT 구조를 가진 마르텐사이트상을 확인할 수 있었다 (그림 6(b),(c) 및 그림 7(b),(c)). P21 강 레이저 표면 열처리 시 표면 열이력 실험 결과, 최고 승온 온도 약 1500 °C 에서, JMatPro®로 계산한 마르텐사이트 변태 시작온도 335 °C 까지의 냉각속도는 약

Fig. 3. Typical microstructure (OM) of as-received base metals; (a) AISI 1045 and (b) AISI P21 steels.

Fig. 4. Surface appearance and cross-sectional macrostructure (OM) after laser surface heat treatment of AISI P21 steel (heat input: 4000 J/mm).

Fig. 5. Typical microstructure (SEM) after laser surface heat treatment for (a) AISI 1045 and (b) AISI P21 steels (heat input: 4000 J/mm).

1000 °C/s 으로 측정되었다. 1045강의 냉각속도도 P21 강과 유사한 수준이었다. 따라서 1045 및 P21 강 모두, 레이저 표면 열처리 영역에서는 약 1000 °C/s 수준의 급속냉각을 통해 마르텐사이트가 형성된 것으로 사료된다.

그림 8은 (a) 1045 및 (b) P21 강 레이저 표면 열처리 (입열량: 4000 J/mm)에 따른 대표적인 비커스 경도 변화를 나타내고 있다. 그림 8의 모식도에서와 같이, 경도 값은 레이저 열처리 단면부 표면 깊이 방향으로 0.01 mm 및 0.70 mm 하부에서 0.4 mm 간격으로 측정하였다. 1045 강의 경우 (그림 8(a)), 미세조직 관찰 결과에서 확인된 마르텐사이트 변태에 의해 약 245%의 경도 상승이 확인되었다 (모재 평균 경도: 290 HV → 열처리부 최대 경도: 714 HV). 이는 탄소강 레이저 표면 열처리 시에 나타나는 일반적인 결과로 다양한 선행 연구 결과들과 일치하는 부분이다 [14-18]. 하지만 P21 강의 경우 (그림 8(b)), 레이

Fig. 6. Microstructural characterization of laser surface heat treated AISI 1045 steel (heat input: 4000 J/mm) by TEM analysis; (a) bright field image, (b) SAED pattern, (c) indexing of SAED pattern.

Fig. 7. Microstructural characterization of laser surface heat treated AISI P21 steel (heat input: 4000 J/mm) by TEM analysis; (a) bright field image, (b) SAED pattern, (c) indexing of SAED pattern.

Fig. 8. Hardness distribution of laser surface heat treated region for (a) AISI 1045 steel and (b) AISI P21 steel (heat input: 4000 J/mm).

저 표면 열처리를 통해 마르텐사이트 변태가 수반됨에도 불구하고, 레이저 열처리 영역에서의 경도 변화는 확인되지 않는 상반되는 결과가 확인되었다. 즉, 레이저 표면 열

처리 영역에서는 특별한 경화 거동 없이 모재와 동등 수준의 경도 값을 가진다 (모재 평균 경도: 410 HV). 따라서 레이저 표면 열처리 시, 탄소강의 종류에 따라 마르텐사이

Fig. 9. TEM micrographs of P21 steel obtained by the replica method for (a) laser surface heat treated zone (heat input: 4000 J/mm) and (b) as-received base metal.

Fig. 10. (a) TEM micrograph of Cu particle and corresponding results of (b) EDS analysis, (c) SAED pattern and (d) indexing of the SAED pattern.

트 변화가 수반되더라도 항상 표면 경화로 연계되는 것은 아님을 확인하였다.

그림 9는 (a) P21 강 레이저 표면 열처리 (입열량: 4000 J/mm) 영역 및 (b) 모재로부터 얻은 레플리카 샘플을 이용한 TEM 분석 결과이다. 그림 10은 그림 9에서 관찰된 입자의 EDS 성분 분석 및 제한시야 회절패턴 분석 결과를 나타내고 있다. 그림 9에서 확인된 구형 입자들은 FCC 구조의 구리 (Cu) 입자로 확인되었다. 하지만, 레이저 표면 열처리 영역에서의 구리 입자는 모재의 구리 입자 대비 상당히 조대화 되어 있었다. 크기 측정 결과, 레이저 표면 열처리 영역에서는 구리입자 대부분이 직경 0.1–0.3 μm 사이의 크기 분포를 가지고 있었고 (그림 9(a)), 모재의 경우는 구리 입자 대부분이 20 nm 이하의 크기 분포를 가지고 있었다 (그림 9(b)). P21 강은 마르텐사이트 형성 이후

의 시효 열처리에 의해 미세한 구리 입자를 분포시키고 이를 통해 기계적 성능을 확보한 강종이다 [13]. 하지만, Hsiao 및 Maruyama의 선행 연구에 의하면 400–500 $^{\circ}\text{C}$ 온도에서 약 30분 등은 유지 시, 과시효 현상에 의해 구리 입자는 조대화 되고 P21 강의 경도는 저하된다고 보고하고 있다 [13,19]. 3.2 절에서 설명한 바와 같이, P21 강 레이저 열처리시에는 1000 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 수준의 빠른 냉각속도를 수반하지만, 최고 도달 온도가 약 1500 $^{\circ}\text{C}$ 인 것을 감안할 때, 구리 입자의 조대화 현상은 충분히 일어날 수 있는 열이력 조건인 것으로 판단된다. 따라서, P21 강 레이저 표면 열처리 영역의 경도 무변화 요인은, 표면 열처리 시의 마르텐사이트 형성에 따른 경도 상승분이 구리 입자 조대화에 의해 상쇄되기 때문인 것으로 사료된다. P21 강과 같은 강종에 대해서는 기존 방식의 레이저 표면 열처리 개념과는 다른 접근이 필요한 것으로 판단되었고, 본 저자는 자체적으로 고안한 레이저 나이트라이딩을 통해 P21 강의 선택적 표면 경화 가능성을 기초적으로 검토하였다.

3.3 레이저 나이트라이딩에 따른 P21 강의 표면 AIN 형성 및 경화 거동

그림 11은 P21 강에 있어 (a) 입열량 4000 J/mm 및 (b) 4500 J/mm 조건에서의 레이저 나이트라이딩부 표면 및 단면 매크로 조직을 나타내고 있다. 우선, 레이저 나이트라이딩에 따른 산술 평균 조도값(Ra)은 0.19 μm 로, 모재의 Ra 값 0.20 μm 와 동등 수준이었다. 레이저 나이트라이딩에 의해서도 모재와 확연히 구별되는 영역의 형성을 확인할 수 있었다. 레이저 나이트라이딩에 따른 미세조직 변화는, 대략 표면 1 mm 하부 영역 (예: 그림 11의 “A” 및 “B” 영역)에서 집중적으로 분석하였다. 그림 12는 레이저 나이트라이딩에 따른 대표적인 SEM 미세조직이다. 레이저

Fig. 11. Surface appearance and cross-sectional macrostructure (OM) after laser nitriding of AISI P21 steel at (a) 4000 J/mm and (b) 4500 J/mm of heat input conditions.

Fig. 12. Representative microstructure (SEM) after laser nitriding of AISI P21 steel at 4000 J/mm of heat input condition.

표면 열처리 경우처럼 (그림 5), 레이저 조사에 의해 래스 구조의 마르텐사이트상이 형성된 것을 확인할 수 있다.

그림 13 은 (a) 2000 J/mm, (b) 3000 J/mm, (c) 3500 J/mm, (d) 4000 J/mm, (e) 4500 J/mm, (f) 7000 J/mm의 입열량 조건에서 레이저 나이트라이딩에 따른 단면 미세조직 변화를 비교한 결과이다. 그림 12에서 설명한 바와

같이 기본적으로 마르텐사이트 변화가 수반되지만, 레이저 나이트라이딩 시의 입열량 증가에 따라 표면 부근에서 석출물 형성을 확인할 수 있다. 그림 14는 (a) 3500 J/mm 및 (b) 4500 J/mm 입열량 조건 레이저 나이트라이딩 시편에 대한 EPMA 분석 결과이다. 그림 13에서 확인된 표면 부근 석출물은 알루미늄 (Al) 으로 구성된 질화물인 것으로 분석되었으며, 석출물이 형성된 층은 레이저 나이트라이딩에 의한 질화물 형성층 (nitrided layer) 인 것으로 확인되었다. 즉, 3000 J/mm 입열량 조건에서부터 레이저 나이트라이딩에 따른 질화물 형성층 (두께: 약 4 μm) 이 확인되기 시작했으며 (그림 13(b)), 질화물 형성층은 4500 J/mm의 입열량 조건에서는 15 μm까지 증가함을 알 수 있었다 (그림 13(c)–(e)). 7000 J/mm의 입열량 조건에서는 질화물 형성층 두께는 15 μm 로 유지되지만, 질화물의 크기가 조대화 될 뿐만 아니라 그 분포도 조밀하지 못함을 확인할 수 있다 (그림 13(f)). 따라서 질화물의 균일한 조밀 분포 및 형성층 두께를 고려했을 때, 본 연구에서는 4500 J/mm 입열량이 최적 레이저 나이트라이딩 조건으로 판단되었다 (그림 13(e)).

그림 15는 최적 레이저 나이트라이딩 조건인 4500 J/mm 입열량에서의 질화물 TEM 분석 결과를 나타내고 있다. EDS (그림 15(b)) 및 제한시야 회절패턴 분석 (그림 15(c), (d)) 결과, 그림 13 과 그림 14에서 관찰된 질화물

Fig. 13. Cross-sectional microstructure (SEM) after laser nitriding of AISI P21 steel at various heat input conditions: (a) 2000 J/mm, (b) 3000 J/mm, (c) 3500 J/mm, (d) 4000 J/mm, (e) 4500 J/mm and (f) 7000 J/mm.

Fig. 14. Back-scattered electron (BSE) image and element mapping for laser nitrided AISI P21 steel at (a) 3500 J/mm and (b) 4500 J/mm of heat input conditions by EPMA analysis.

Fig. 15. TEM analysis of laser nitride AISI P21 steel at 4500 J/mm of heat input condition; (a) TEM micrograph of AlN precipitate and corresponding results of (b) EDS analysis, (c) SAED pattern and (d) indexing of the SAED pattern.

은 모두 AlN 으로 확인되었고, 대략 15 nm – 5 μm 범위의 미세한 크기분포를 가짐을 알 수 있었다.

그림 17은 레이저 나이트라이딩 (입열량: 4500 J/mm)에 따른 단면 경도 변화를 나타내고 있다. 레이저 표면 열처리 결과와는 달리 (그림 8(b)), AlN 형성층 두께인 15 μm 이내에서 모재 대비 약 40%의 경도값 상승이 확인되었다 (모재 평균 경도: 410 HV → 레이저 나이트라이딩 부 최대 경도: 577 HV). 질화물에 대한 선행 연구들에서, AlN 은 경한 석출상으로 잘 알려져 있다 [20,21]. 그림 14, 15, 16의 미세조직 분석 결과를 통해 레이저 나이트라이딩

Fig. 16. (a) and (b) TEM micrographs of AlN distribution obtained by the replica method for laser nitrided AISI P21 steel at 4500 J/mm of heat input condition.

Fig. 17. Hardness distribution of laser nitrided region for AISI P21 steel at 4500 J/mm of heat input condition.

에 따른 모재 대비 40% 정도 상승은 미세한 AIN의 형성에 기인하는 것으로 사료된다.

4. 결 론

본 연구에서는 대표적인 플라스틱 사출 금형강 (AISI 1045, P21)에 대해, 레이저 표면 열처리 및 진공 챔버와 연계한 레이저 나이트라이딩의 적용성을 미세조직 변화와 표면 경화 관점에서 체계적으로 평가하였고, 소재별 적합한 레이저 기반 표면 개질 프로세스를 제시하였다. 다음과 같이 본 연구의 결론을 요약한다.

페라이트 및 펄라이트의 조직 구성을 가지는 1045 강은 레이저 표면 열처리를 통해 마르텐사이트 변태를 수반할 수 있었고, 그로 인해 약 245%의 경도 상승이 확인되었다 (모재 평균 경도: 290 HV → 열처리부 최대 경도: 714 HV). P21 강은 레이저 표면 열처리를 통해 템퍼드 마르텐사이트에서 마르텐사이트로의 상변화를 수반함에도 불구하고 경도 변화는 확인되지 않았다.

미세조직 관찰 결과, P21 강 경도 무변화 요인은 강에 함유된 구리 성분과 밀접한 관련이 있는 것으로 판단되었다. 즉, 레이저 표면 열처리 시 마르텐사이트 형성에 따른 경도 상승분은, 미세 구리 입자의 조대화 (모재의 구리 입자 크기: 20 nm 이하 → 레이저 표면 열처리 영역의 구리 입자 크기: 0.1–0.3 μm)에 의해 상쇄되기 때문인 것으로 사료되었다.

P21 강에 레이저 나이트라이딩을 적용한 결과, 표면 부근 15 μm 이내에서 질화물 형성층을 확인할 수 있었고, EPMA 및 TEM 분석 결과 해당 질화물은 AIN 인 것으로 확인되었다. AIN의 조밀 분포 및 그 형성층 두께를 고려했을 때, 본 연구에서는 4500 J/mm 입열량이 최적의 레이저 나이트라이딩 공정 조건으로 확인되었으며, 해당 조건에서의 AIN 크기 분포는 15 nm – 5 μm 이었다. 미세한 AIN 상을 형성시킴으로써, P21 강은 모재 대비 약 40%의 경도 상승 거동을 얻을 수 있었다 (모재 평균 경도: 410 HV → 레이저 나이트라이딩 부 최대 경도: 577 HV).

본 연구에서 고안한 레이저 나이트라이딩 프로세스는 기존 레이저 표면 열처리 시의 경도 무변화 거동을 극복할 수 있었고, 재료공학적 관점에서 P21 강의 새로운 표면 경화 프로세스로 활용 가능성이 큰 것으로 판단되었다.

REFERENCES

1. F. J. Shiou and C. H. Cheng, *J. Mater. Process. Technol.* **201**, 554 (2018).
2. G. Singh and A. Verma, *Mater. Today-Proc.* **4**, 1423 (2017).
3. F. J. G. Silva, R. P. Martinho, R. J. D. Alexandre, and A. P. M. Baptista, *Wear* **271**, 2494 (2011).
4. E. J. Chun, M. S. Kim, H. Nishikawa, C. Park, and J. Suh, *Opt. Lasers Technol.* **100**, 317 (2018).
5. E. J. Chun, C. Park, M. S. Kim, and H. Nishikawa, *Appl. Surf. Sci.* **442**, 726 (2018).
6. E. J. Chun, A. Sim, M. S. Kim, and N. Kang, *Metals* **8**, 470 (2018).
7. S. Katayama, A. Matsunawa, A. Morimoto, S. Ishimoto, and Y. Arata, *Proc. International Congress on Applications of Lasers & Electro-Optics (ICALEO)*, (Ed. E.A. Metzbowser), p.127, Laser Institute of America, Los Angeles, California, USA (1983).
8. B. S. Yilbas, A. F. M. Arif, and C. Karatas, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* **49**, 1009 (2010).
9. B. S. Yilbas, I. H. Toor, J. Malik, and F. Patel, *Opt. Lasers Eng.* **54**, 8 (2014).
10. M. A. Obeidi, E. McCarthy, and D. Brabazon, *Opt. Lasers Eng.* **102**, 154 (2018).
11. T. W. Hwang, S. W. Han, I. Y. Oh, and Y. H. Moon, *Korean J. Met. Mater.* **57**, 412 (2019).
12. V. M. Weerasinghe, D. R. F. West, and J. D. Damborenea, *J. Mater. Process. Technol.* **58**, 79 (1996).
13. C. N. Hsiao and J. R. Yang, *Mater. Trans.* **41**, 1312 (2000).
14. S. M. Shariff, T. K. Pal, G. Padmanabham, and S. V. Joshi, *Surf. Coat. Technol.* **228**, 14 (2013).
15. S. Guarino, M. Barletta, and A. Afilal, *J. Manuf. Process.* **28**, 266 (2017).
16. B. Syed, S. M. Shariff, G. Padmanabham, S. Lenka, B. Bhattacharya, and S. Kundu, *Mat. Sci. Eng. A* **685**, 168 (2017).
17. R. Li, Y. Jin, Z. Li, and K. Qi, *J. Mater. Eng. Perform.* **23**, 3085 (2014).
18. F. Qiu, J. Uusitalo, and V. Kujanpaa, *Surf. Eng.* **29**, 34 (2013).
19. N. Maruyama, M. Sugiyama, T. Hara, and H. Tamehiro, *Mater. Trans.* **40**, 268 (1999).
20. R. Hara, M. Yamamoto, G. Ito, K. Kamimiyada, I. Narita, and H. Miyahara, *Mater. Trans.* **57**, 1945 (2016).
21. M. H. Hong, N. H. Cho, S. I. Kim, O. Kwon, S. H. Lim, and W. J. Moon, *Met. Mater. Int.* **16**, 883 (2010).