

가스 질화를 통한 316L스테인리스강의 내식성 개선

조현빈 · 박세림 · 김지수 · 이정훈*

부경대학교 금속공학과

(2023년 11월 1일 접수 : 2023년 11월 14일 수정 : 2024년 11월 26일 채택)

Improvement of Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel by Gas Nitriding

Hyunbin Jo, Serim Park, Jisu Kim, and Junghoon Lee*

Department of Metallurgical Engineering, Pukyong National University, Busan 48547, Republic of Korea

(Received November 1, 2023 : Revised November 14, 2023 : Accepted November 26, 2024)

요 약

오스테나이트계 스테인리스강은 내식성 및 성형성이 양호하여 다양한 분야에 적용되며, 구리계의 합금을 용가재로 하는 브레이징을 통하여 다양한 형상의 제품으로 가공되어 활용되고 있다. 이때, 구리 기반의 용가재와 스테인리스강의 계면에서 갈바닉 셀을 형성하여 부식을 촉진할 수 있으며, 확산을 통해 스테인리스강에 고용 시 형성되는 구리 과다 영역(Cu-rich region)은 공식 발생의 기점이 되어 내식성을 저하시킨다. 본 연구에서는 브레이징이 적용된 스테인리스강의 내식성을 개선하고자, AISI 316L 스테인리스강에 암모니아 가스를 이용한 질화처리를 적용하였다. 질화처리한 시편은 처리 온도가 증가함에 따라 두께가 증가하고 표면 경도가 높아졌다. 동전위분극시험을 통해 내식성을 평가한 결과 질화층 내 고용된 질소의 용출 및 부동태 거동으로 모재 대비 내식성이 개선되었지만 처리온도가 높아 크롬질화물(CrN) 분율이 증가하는 경우 내식성이 감소하였다.

Abstract : Austenitic stainless steel 316L has been used a lot of applications because of its high corrosion resistance and formability. In addition, copper brazing is employed to create complex shape of 316L stainless steel for various engineering parts. In such system, copper-based filler metals make galvanic cell at metal/filler metal interface, and it accelerates corrosion of stainless steel. Furthermore, Cu-rich region formed by diffused copper in austenitic stainless steel can promote a pitting corrosion. In this study, we used an ammonia (NH₃) gas to nitride the 316L stainless steel for improving the corrosion resistance. The thickness of the nitride (nitrogen high) layer increased with the treatment temperature, and the surface hardness also increased. The potentiodynamic polarization test showed the improvement of corrosion resistance of 316L stainless steel by enhancing the passivation on nitride layer. However, in case of high temperature nitriding, a chromium nitride was formed and its fraction increased, so that the corrosion resistance was decreased compared to the intact 316L stainless steel.

Keywords: AISI 316L, Copper brazing, Surface treatment, Gas Nitriding, Corrosion resistance

*E-mail: jlee1@pknu.ac.kr

1. 서 론

오스테나이트계 스테인리스강 316L은 우수한 내식성 및 양호한 성형성으로 인해 설비, 전자, 에너지 및 화학 분야 등 다양한 산업의 부품 소재로 폭넓게 활용되고 있다.¹⁾ 스테인리스강을 이용하여 제작된 부품은 열교환기, 냉각시스템 구조체 등 열과 부식성 액체에 노출되어 내부식성이 특히 요구되는 분야에 적용된다. 이러한 특성으로 인해 스테인리스강 제품은 체결부가 많고 복잡한 형상을 갖는 경우가 많으므로, 제품의 신뢰성을 확보하기 위한 금속 간 접합 공정은 매우 중요하다. 그 중 브레이징 접합은 피접합재 대비 낮은 용점을 갖는 용가재(filler metal)로 부품을 접합시키는 공정으로써, 오스테나이트계 스테인리스강의 부품 제작에 적용되는 대표적인 공정이다. 용가재는 일반적으로 피접합재 대비 낮은 용점을 갖는 니켈, 구리, 은 계의 합금들이 쓰이며 특히 구리를 기반으로 하는 합금계는 우수한 젖음성과 높은 결합력을 나타내어 산업에서 일반적으로 사용되고 있다.^{2,3)} 그러나, 구리 기반의 용가재를 이용한 브레이징 시 형성되는 금속과 용가재 간의 계면은 부식성 환경에서 이중 금속에 의한 갈바닉 셀을 형성하게 되어 부식이 촉진될 수 있으며⁴⁾, 계면에서 확산되어 스테인리스강에 고용된 구리에 의해 형성된 구리 과다 영역(Cu-rich region)은 공식(pit corrosion)의 시작점으로 작용하여 내식성을 감소시키는 문제점이 발생할 수 있다.⁵⁾ 따라서, 다양한 부식기구의 형성을 억제하여 모재를 보호하고 제품의 수명을 확보하기 위해서는 구리 브레이징이 적용된 스테인리스강 제품의 후처리를 통해 내식성을 개선시키기 위한 공정 연구가 반드시 필요하다.

금속의 표면처리법 중 하나인 질화처리는 플라즈마^{6,7)}, 가스^{8,9)} 등을 이용하여 질소를 금속의 표면에 확산시켜 질화층을 형성함으로써 경도, 내마모성 및 내식성 등을 개선시키는 처리법이다. 이 중 가스 질화 처리는 가열로 내에 암모니아 가스와 질소, 수소 등의 가스를 주입하여 표면에 질화층을 형성하는 처리법이다. 스테인리스강의 질화처리는 475 °C 이하의 온도에서 질소가 γ -Fe 내의 침입형 자리로 확산하여 격자변형을 유발하여 γ_N (expanded austenite, S Phase)상을 형성하여 표면 경화 및 내식성 등의 물성을 확보하는 저온 질화처리와, 500 °C 이상에서 강 내의 철 또는 크롬 등의 원소와 결합하여 ϵ ($Fe_{2-3}N$), γ' (Fe_4N) 및

크롬질화물(CrN) 등의 질소화합물을 형성하는 일반적인 질화처리로 구분된다.^{10,11)} 특히 스테인리스강을 고온에서 장시간 질화 처리하는 경우 형성되는 CrN은 크롬 고갈 영역(chromium depletion zone)을 확장시켜 오히려 내식성을 저하시키는 원인이 된다.^{12,13)} 질화처리는 브레이징 후 별도의 공정으로 실시하지 않고 냉각 과정 중에 암모니아 가스를 주입하여 로 내에서 바로 처리가 가능하므로, 효과적으로 내식성을 개선할 수 있는 처리법이 될 수 있다. 그러나 브레이징 공정은 목표 온도에서 열처리 후 통상적으로 0.07 °C/s 냉각 속도로 약 5 시간 로냉을 실시하므로 충분한 질화 처리 시간을 확보하기 어렵다. 처리 시간이 짧은 경우 질소의 확산이 충분히 이뤄지지 못하여 내식성을 확보하기 어려울 수 있다. 따라서 브레이징 공정 중 질화 처리의 실제 적용을 위해서는 생산성을 저하시키지 않는 적절한 처리 시간 및 온도를 선정하여 CrN 형성을 억제하면서 내식성을 개선할 수 있는 질화 공정에 대한 연구가 선행되어야 한다.

본 연구에서는 구리 브레이징 제품 제작 시 가장 많이 적용되는 소재인 AISI 316L 스테인리스강을 활용하여 가스질화 처리를 통한 내식성의 개선 효과를 확인하고자 하였다. 특히 구리 브레이징 공정의 냉각 과정 중 가스 질화를 적용하기 위해 저온표면경화 온도인 450 °C 부터 통상적인 질화처리 온도인 550 °C 범위에서 실시하였으며 처리 시간을 2 시간으로 하여 온도에 따른 표면의 형상 및 질화층 두께를 분석하였다. 상 분석을 통해 질화층의 화합물 분포를 확인하고자 하였으며, 이에 따른 경도의 변화를 확인하기 위해 비커스 경도 변화를 분석하였다. 질화층 형성에 따른 내식성의 변화를 확인하기 위하여 동전위분극시험을 통해 부식 거동을 비교하였다.

2. 실험방법

가스질화 처리의 소재로는 오스테나이트계 스테인리스강 AISI 316L을 사용하였다. Table 1에 AISI 316L의 화학 성분을 나타내었다. 40×40×1 mm 시편의 한쪽 표면을 SiC 연마포를 이용하여 #2,000번까지 연마하였다. 질화처리를 위한 가스는 순도 99.9999% 암모니아 가스를 사용하였으며, 질화 완료 후 암모니아 가스 치환을 위해 질소 가스를 사용하였다. 가스 질화 처리는 진공펌프를 이용하여 석영관 내부 압력

Table 1. Chemical composition of AISI 316L

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
wt.%	0.080	1.00	2.00	0.045	0.030	10.00	16.00	2.00	
	Max.	Max.	Max.	Max.	Max.	14.00	18.00	3.00	Bal.

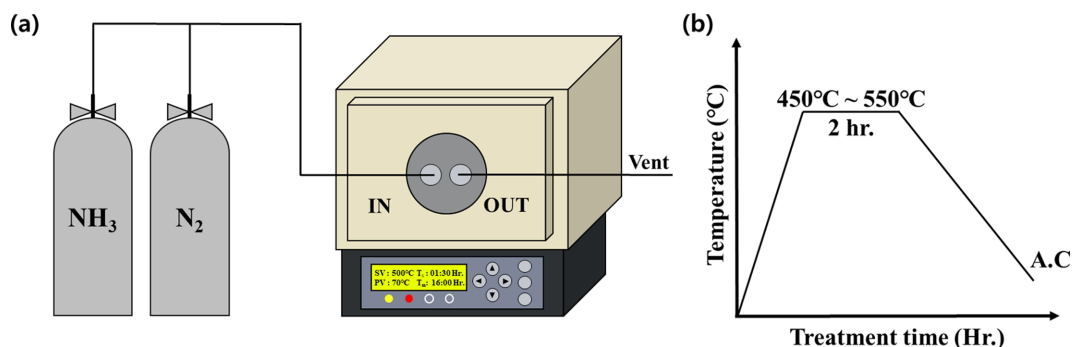


Fig. 1. (a) Schematic for equipment of low temperature nitriding of AISI 316L and (b) low temperature gas nitriding cycle of each condition.

을 진공 분위기로 배기한 후 100% 암모니아 가스 분위기로 치환하여 실시하였다. 질화 처리는 450 °C, 475 °C, 500 °C 및 550 °C에서 2 시간 실시하였으며, 처리 중 암모니아 가스 유량은 40 mL/min으로 유지하였다. 처리가 완료된 후에는 질소 가스로 암모니아 가스를 모두 배기 시킨 후 샘플을 채취하여 공냉하였다. Fig. 1(a,b)에 가스질화 모식도와 온도 조건에 따른 열처리 사이클을 나타내었다.

처리가 완료된 시편은 주사 전자 현미경(scanning electron microscope, SEM)으로 표면 형상을 분석하였으며, 질산과 염소를 3:1로 혼합한 용액을 이용하여 에칭한 후 단면을 관찰하여 두께 변화를 분석하였다. 이후 X-선 회절분석(X-Ray diffraction, XRD)을 통해 질화 온도에 따른 질화층의 상변화를 분석하였다. 상변화에 따른 표면 경도를 확인하기 위하여 마이크로 비커스 경도계(micro vickers hardness tester)를 이용하여 경도를 측정하였으며, 모재의 영향을 최소화하기 위하여 압입 하중을 10 gf 로 하여 10초간 유지하였다. 질화층이 형성된 316L 시편의 내식성을 확인하기 위하여 동전위분극시험 및 공식 시험을 수행하였다. 동전위분극시험은 3전극셀 및 전위차계를 이용하여 실시하였으며 참고 전극(reference electrode, Ref.)으로 saturated Ag/AgCl (+0.197 V)를 사용하였고, 3.5 wt.% NaCl 용액을 전해질로 하여 -0.4 V ~ +2.5 V (vs. Ref.) 범위에서 scan rate 0.5 mV/s 로 실시하였다. 동전위 분극 곡선으로부터 Tafel fitting을 통해 부식전류밀도(I_{corr}) 및 부식전위(E_{corr})를 계산하여 내식성을 비교하였다.

3. 결과 및 고찰

가스 질화 처리를 실시한 시편의 단면 SEM 분석 결과를 Fig. 2에 나타내었다. 질화 처리 온도는 암모니아 가스의 열분해에 의해 생성된 활성 질소의 확산

의 구동력으로 작용하며, 온도가 증가함에 따라 강 내 확산 깊이가 증가하게 된다. 450 °C 처리한 시편의 질화층은 약 2.9 μm 로 가장 낮은 두께를 나타내며, 처리 온도가 증가함에 따라 475 °C에서 4.2 μm , 500 °C에서 약 5.8 μm 까지 형성되며 550 °C에서 처리하는 경우 약 6.9 μm 로 가장 두꺼운 질화층이 형성되었다. 강 내 침입형 위치로 확산된 질소는 표면의 압축응력장을 형성하게 되며, 이로 인해 화합물 형성에 의한 결정입계가 관찰되지 않는다. 그러나 550 °C 처리하는 경우 강 내로 확산된 질소가 Cr 및 Fe 등의 치환형 원소와 결합하여 질소화합물층을 형성하게 되며 질화층 내의 결정입계가 확인된다. 본 연구에서 적용한 온도 범위 및 처리 시간에서는 500 °C 이하 처리 시 질소의 침입형 위치 고용에 의한 저온 질화처리층이 형성되고, 550 °C 처리하는 경우는 질소의 치환형 원소와의 결합으로 질소화합물이 형성되고 결정입계가 발달하는 일반적인 질화층이 확인된다.

질화처리로 인한 표면의 형상 변화에 대해 SEM을 이용하여 분석하였고, 그 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 질화처리 과정에서 강 표면에서 암모니아는 질소와 수소로 분해되고, 질소는 원자 상태로 스테인리스강의 격자 사이로 침입하면서 확산한다. 그 결과, 스테인리스강의 표면에 특별한 반응물이 쌓이지 않는다. 따라서, 온도를 달리한 질화처리된 스테인리스강의 표면은 특별한 형상의 변화를 관찰할 수 없다.

AISI 316L의 가스 질화 처리에 의해 형성된 상을

Table 2. Sample name of each heat treatment condition

Sample name	Condition
N450	450 °C, 2 h., A.C
N475	475 °C, 2 h., A.C
N500	500 °C, 2 h., A.C
N550	550 °C, 2 h., A.C
316L	No heat treatment

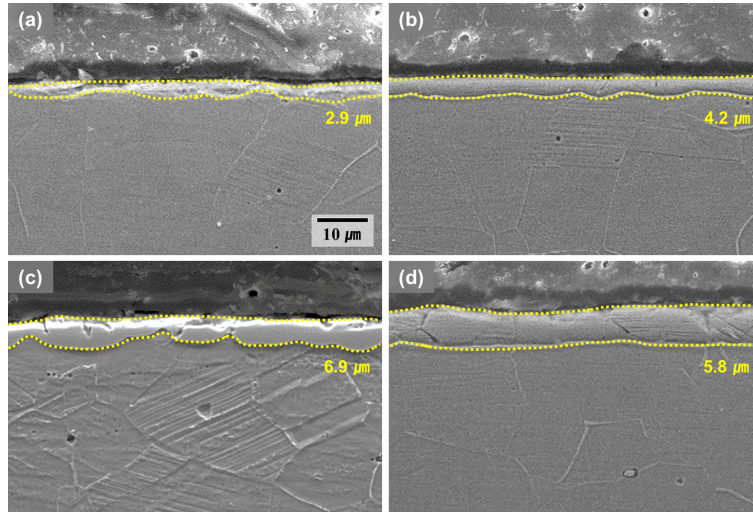


Fig. 2. Cross-sectional SEM images of nitrided AISI 316L: (a) N450, (b) N475, (c) N500 and (d) N550.

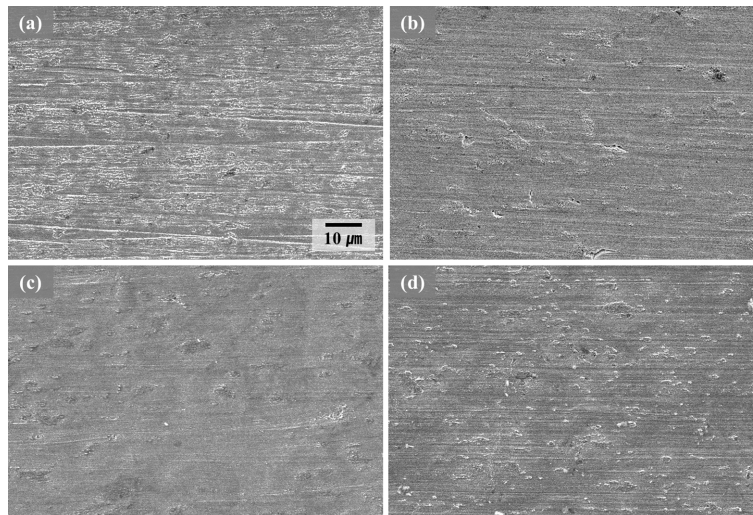


Fig. 3. SEM images of nitrided AISI 316L surface: (a) N450, (b) N475, (c) N500 and (d) N550.

확인하기 위하여 XRD 분석 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 가스 질화 처리를 적용한 AISI 316L의 질화층은 처리 온도에 관계없이 과포화된 질소에 의한 γ_N (111) 피크가 검출된다. XRD 분석 결과에서 γ_N (111) 피크는 316L 모재의 γ -Fe 피크 대비 더 작은 2-Theta 값을 가지게 된다. 확산에 의해 γ -Fe 상의 침입형 자리에 위치하는 질소는 FCC 구조의 격자 변형을 야기하여 격자 상수가 증가하게 되어 면간 거리가 증가하며, 이로 인해 회절 각도가 감소하게 된다. Fig. 4(b-e)에서 γ_N (111) 피크의 강도는 질화 처리 온도가 증가함에 따라 증가하는 경향을 보이며, 이는 과포화

된 질소의 농도가 증가하기 때문이다. 450 °C 및 475 °C 처리한 경우(Fig. 4(b,c))는 약 42°에서 확인되는 γ_N (111) 피크 강도가 낮게 나타나는데, 이는 짧은 처리 시간으로 인해 질소의 침입형 위치로의 확산이 충분이 이뤄지지 않은 것으로 볼 수 있다. 온도가 증가함에 따라 500 °C 및 550 °C 질화 처리한 시편(Fig. 4(d,e))은 질소화합물인 ϵ ($\text{Fe}_{2.3}\text{N}$), γ' (Fe_4N) 및 CrN 피크가 검출되며 그 강도가 커지는 것을 확인할 수 있다. 질화처리 온도가 증가하는 경우 질소화합물의 형성과 함께 γ_N 상 내의 과포화된 질소가 열역학적으로 안정화되기 위하여 크롬과 활발히 결합하며^{14,15)}, 특

히 550 °C 처리하는 경우 CrN 피크의 강도가 크게 증가하고 ϵ 피크가 검출되는 것을 확인할 수 있다.

FCC 결정 구조를 가지는 스테인리스강에 침입한 질소는 원자배열의 왜곡을 야기하여 표면을 경화시키는 효과를 보여주며, 고온 처리 시 질소화합물 및 CrN을

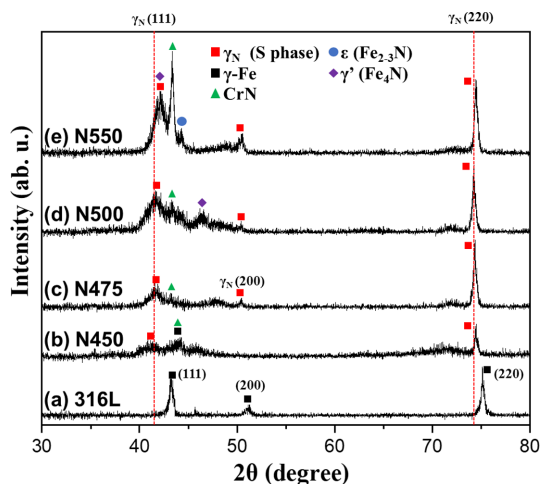


Fig. 4. XRD patterns of each specimen: (a) 316L, (b) N450, (c) N475, (d) N500 and (e) N550.

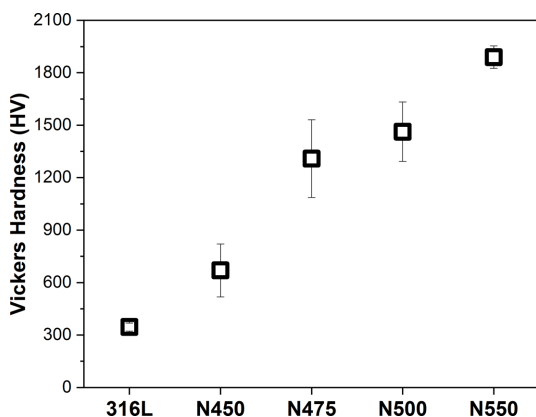


Fig. 5. Vickers hardness of AISI 316L substrates respect to heat treatment.

형성하게 된다. 이는 표면의 기계적 특성에 영향을 미친다. Fig. 5는 질화처리한 AISI 316L 시편의 표면 비커스 경도를 측정된 결과이다. AISI 316L 소재의 경도는 346 HV로 측정되었다. 450 °C 질화처리한 시편은 670 HV로 모재 대비 개선되나, 짧은 처리 시간으로 인해 두께가 충분하지 못하여 경도가 상대적으로 낮다. 질화 온도가 증가함에 따라 475 °C에서 1309 HV, 500 °C에서 1463 HV로 경도가 점차 증가하며, 550 °C 처리한 시편은 1889 HV로 가장 큰 경도를 보여준다. 질화 온도가 증가함에 따라 격자변형은 커지며, 고온에서 처리 시 질소와 결합하여 형성된 질소화합물에 의해 더 높은 경도를 나타내게 된다.

질화처리가 내식성에 끼치는 영향을 확인하기 위하여 동전위분극시험을 실시한 결과를 Fig. 6에 나타내었다. 동전위 분극 곡선으로부터 각 조건에서의 부식전위 및 부식전류밀도 값을 산출하여 Table 3에 나타내었다. 질화층이 형성된 시편은 316L 모재 대비 개선된 내식성을 보였다. 이러한 내식성의 강화는 질화층 내 침입형 위치에 고용된 질소가 산화 반응 시 용출되면서 NH_4^+ 를 형성함에 따라 pH가 증가하여 부동태 거동이 강화되는 것에 기인한다.¹⁶⁾ 450 °C 질화처리한 경우 부식전류밀도는 모재 대비 32%가량 감소

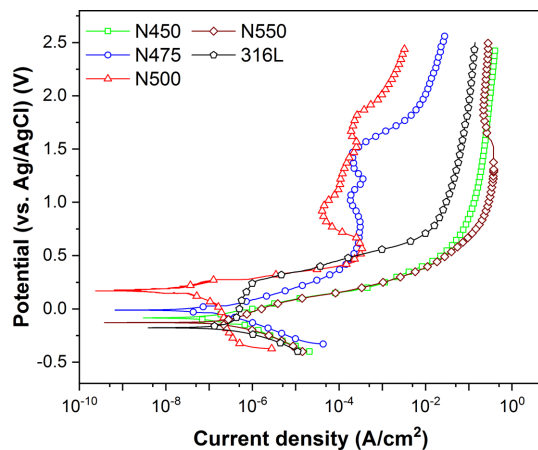


Fig. 6. Potentiodynamic polarization curves respect to heat treatment temperatures.

Table 3. Results of Tafel fitting of potentiodynamic polarization curves shown in Fig. 6

Sample name	Corrosion potential (E_{corr} , mV)	Corrosion current density (A/cm^2)
N450	-81.251	243×10^{-9}
N475	-7.551	128.1×10^{-9}
N500	191.88	60.6×10^{-9}
N550	-190.70	806.4×10^{-9}
316L	-160.48	356×10^{-9}

하였으며 부식전위가 약 80 mV 증가하였다. 표면의 질화층에 의하여 부식전위 및 부식전류밀도는 개선되나 부식이 시작된 이후에는 빠르게 용해되며, 질소에 의한 부동태 거동은 확인되지 않는다. 450 °C 질화 처리하는 경우, 질화층 내 질소 농도가 상대적으로 낮아 질소에 의한 부동태 피막 형성이 충분히 이뤄지지 않은 것으로 볼 수 있다. 475 °C 질화 처리한 시편은 모재 대비 약 64% 개선된 부식전류밀도를 나타내며, 부식전위가 약 153 mV 증가하였다. 또한 산화 반응 시 질소 용출에 의한 부동태 거동을 나타내며 산화 반응에서의 부식 특성이 크게 개선됨을 알 수 있다. 500 °C 질화처리한 시편은 가장 우수한 내식성을 나타내었다. 모재 대비 83%가량 개선된 부식전류밀도를 나타내었으며, 부식전위는 약 351 mV 증가하였다. 충분한 두께를 갖는 질화층에 의해 내식성이 증가하였으며, 고용된 질소의 농도가 증가함에 따라 산화 반응 시 부동태 거동이 더욱 활성화되어 가장 우수한 부식 특성을 보여준다. 반면 550 °C 질화 처리한 시편은 부식전류밀도 및 부식전위가 오히려 모재 대비 감소하는 결과를 보였다. 질화 온도가 증가함에 따라 질화층 내 형성된 CrN의 계면은 부식의 시작점으로 작용하여 오히려 내식성에 악영향을 끼치게 된다. 또한, 질화층에 형성된 결정입계는 부식성 환경에서 입계부식을 유발하는 원인이 될 수 있다. 500 °C 질화처리한 경우 316L 모재가 부동태 거동을 보이는 전위 구간에서의 부동태 전류밀도 보다 더 낮은 전류밀도를 보인다. 그리고, 500 °C 질화처리한 경우 316L 모재의 피팅 부식이 발생하는 0.24 V 이후의 전류밀도가 모재 대비 매우 낮게 나타난다. 이는 질화처리로 인한 국부적인 피팅 부식에 대한 저항성이 매우 높아졌다는 것을 의미하고, 일반적인 전면 부식뿐만 아니라 국부부식에 대한 내식성 개선이 이루어졌다고 볼 수 있다.

4. 결 론

구리 브레이징 중 적용을 위해 범용 소재인 AISI 316L 스테인리스강에 가스 질화처리하여 내식성을 측정한 결과로부터 다음의 결론을 도출하였다. 브레이징 공정의 냉각 중 적용하기 위하여 2 시간 처리한 결과 질화층이 형성되며, 온도가 증가함에 따라 두께가 증가한다. 그러나 특정 온도 이상에서 질화처리 하는 경우 질화층 두께는 증가하지만 ϵ (Fe_{2-3}N), γ' (Fe_4N) 및 크롬질화물(CrN) 등의 화합물이 형성되고 결정입계가 관찰되었다. 질화를 통해 침입형 위치에 고용된 질소는 산화 반응 시 용출되어 부동태 거동을 강화시킴으로써 모재를 보호한다. 질소 농도가 증가함에 따라 개선된 부식전위 및 부식전류밀도를 보였으며, 특

히 전면 및 국부 부식에 대한 저항성이 개선되었다. 그러나 온도가 낮아 질소가 충분히 고용되지 않았거나, CrN을 포함한 질소화합물의 형성에 의한 결정입계의 발달은 표면 경도를 증가시키지만 오히려 내식성을 저하시키는 요인으로 작용하였다. 따라서, 가스 질화 처리 시 충분한 두께를 가지면서 질소화합물의 형성을 억제하는 조건을 구리 브레이징 중 적용한다면 스테인리스강 제품의 내식성을 개선하여 수명을 확보할 수 있는 효율적인 표면처리법이 될 수 있다.

References

1. S. Wang, J. Li, Y. Cao, B. Gao, Q. Mao, and Y. Li, Thermal stability and tensile property of 316L stainless steel with heterogeneous lamella structure, *Vacuum*, **152**, 261–264 (2018).
2. W. Zhu, H. Zhang, C. Guo, Y. Liu, and X. Ran, Wetting and brazing characteristic of high nitrogen austenitic stainless steel and 316L austenitic stainless steel by Ag–Cu filler, *Vacuum*, **166**, 97–106 (2019).
3. F. Silze, G. Wiehl, I. Kaban, H. Wendrock, T. Gemming, U. Kühn, J. Eckert, and S. Pauly, Wetting behaviour of Cu–Ga alloys on 304L steel, *Mater. Des.*, **91**, 11–18 (2016).
4. A. Kviryan, K. Livingston, C. M. Efaw, K. Knori, B. J. Jaques, P. H. Davis, D. P. Butt, and M. F. Hurley, Microgalvanic corrosion behavior of Cu–Ag active braze alloys investigated with SKPFM, *Metals*, **6**(4), 91 (2016).
5. M. M. Atabaki, J. N. Wati, and J. Idris, Transient liquid phase diffusion brazing of stainless steel 304, *Weld. J.*, **92**, 57–63 (2013).
6. A. Fossati, F. Borgioli, E. Galvanetto, and T. Bacci, Corrosion resistance properties of glow-discharge nitrided AISI 316L austenitic stainless steel in NaCl solutions, *Corros. Sci.*, **48**(6), 1513–1527 (2006).
7. O. Gokcekaya, C. Ergun, T. Gulmez, T. Nakano, and S. Yilmaz, Structural characterization of ion nitrided 316L austenitic stainless steel: Influence of treatment temperature and time, *Metals*, **12**(2), 306 (2022).
8. P. Kochmański and J. Nowacki, Activated gas nitriding of 17-4 PH stainless steel, *Surf. Coat. Technol.*, **200**(22–23), 6558–6562 (2006).
9. N. D. Nam, N. A. Xuan, N. V. Bach, L. T. Nhung, and L. T. Chieu, Control gas nitriding process: A review, *J. Mech. Eng. Res. Dev.*, **42**(1), 17–25 (2019).
10. T. Christiansen, K. V. Dahl, and M. A. J. Somers, Nitrogen diffusion and nitrogen depth profiles in expanded austenite: experimental assessment, numerical simulation and role of stress, *Mater. Sci. Technol.*, **24**(2), 159–167 (2008).
11. T. Christiansen and M. A. J. Somers, Low temperature gaseous nitriding and carburising of stainless steel, *Surf. Eng.*, **21**(5–6), 445–455 (2005).

12. J. Baranowska and B. Arnold, Corrosion resistance of nitrided layers on austenitic steel, *Surf. Coat. Technol.*, **200(22–23)**, 6623–6628 (2006).
13. Y. Sun, X. Y. Li, and T. Bell, X-ray diffraction characterisation of low temperature plasma nitrided austenitic stainless steels, *J. Mater. Sci.*, **34**, 4793–4802 (1999).
14. A. Martinavičius, G. Abrasonis, A. C. Scheinost, R. Danoix, F. Danoix, J. C. Stinville, G. Talut, C. Templier, O. Liedke, S. Gemming, and W. Möller, Nitrogen interstitial diffusion induced decomposition in AISI 304L austenitic stainless steel, *Acta Materialia*, **60(10)**, 4065–4076 (2012).
15. W. Xie, Y. Chen, D. Chen, Y. Yang, C. Zhang, G. Cui, and Y. Wang, Low-pressure gas nitriding of AISI 304 austenitic stainless steel: Reducing the precipitation of chromium nitrides, *Mater. Res. Express*, **7(6)**, 066406 (2020).
16. H. Baba, T. Kodama, and Y. Katada, Role of nitrogen on the corrosion behavior of austenitic stainless steels, *Corros. Sci.*, **44(10)**, 2393–2407 (2002).