

고분자 전해질 연료전지 금속분리판용 316L 스테인리스강의 양극작동조건에서 염화물 농도에 따른 부식 특성

신동호¹ · 김성종^{2,†}

¹목포해양대학교 대학원, 전라남도 목포시 해양대학로 91
²목포해양대학교 기관시스템공학부, 전라남도 목포시 해양대학로 91
(2021년 11월 9일 접수, 2021년 12월 12일 수정, 2021년 12월 12일 채택)

Corrosion Characteristics of 316L Stainless Steel with Chloride Concentrations in Cathode Operating Conditions of Metallic Bipolar Plate for PEMFC

Dong-Ho Shin¹ and Seong-Jong Kim^{2,†}

¹Graduate School, Mokpo National Maritime University, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

²Division of Marine Engineering, Mokpo National Maritime University, Haeyangdaehak-ro, Mokpo-si, Jeollanam-do, 58628, Korea

(Received November 09, 2021; Revised December 12, 2021; Accepted December 12, 2021)

The interest in eco-friendly energy is increasing, and polymer electrolyte membrane fuel cell (PEMFC) is attracting attention as alternative power sources. Research on metallic bipolar plates, a fuel cell component, is being actively conducted. However, since the operating conditions of PEMFC, in which sulfuric acid (H₂SO₄) and hydrofluoric acid (HF) are mixed, are strong acidity, the durability of the metallic bipolar plate is very important. In this research, the electrochemical characteristics and corrosion damage behavior of 316L stainless steel, a material for metallic bipolar plates, were analyzed through potentiostatic corrosion tests with test times and chloride concentrations. As the test times and chloride concentrations increased, the current density and corrosion damage increased. As a result of observation with scanning electron microscope(SEM) and 3D microscope, both the depth and width of pitting corrosion increased with increases in test times and chloride concentrations. In particular, the pitting corrosion damage depth at test conditions of 6 hours and 1000 ppm chloride increased the most. The growth of the pitting corrosion damage was not directly proportional to time and increased significantly after a certain period.

Keywords: PEMFC, Metallic bipolar plate, 316L Stainless steel, NaCl concentration, Electrochemical characteristics

1. 서론

현재 대부분의 산업군에서 사용되는 주요 에너지원은 화석연료이다. 화석연료는 이산화탄소를 발생시켜 대기 오염과 같은 환경오염을 유발한다. 이에 선진국들은 지구 환경보전을 명분으로 높은 수준의 환경기술과 환경 친화적 산업구조를 구축하기 위하여 그린라운드(Green round)를 결성하였다. 그래서 친환경 연료를 에너지원으로 하려는 많은 노력이 진행중이다. 특히, 효율과 친환경적 측면에서 우수한 특성을 가지고 있는 수소 연료전

지에 대한 많은 연구를 수행하고 있다. 다양한 수소 연료전지 중 고분자 전해질 연료전지는 100 °C 미만의 온도에서 작동되기 때문에 미래의 다양한 산업군에 적용 가능한 연료전지로 주목받고 있다 [1]. 고분자 전해질 연료전지는 수소이온교환 특성을 갖는 고분자막을 전해질로 사용한다. 이는 다른 형태의 연료전지에 비하여 전력(출력)밀도가 크고 상대적으로 저온에서 작동되며 구조가 간단한 동시에 빠른 시동과 응답 특성을 갖는 장점이 있다 [2].

이러한 연료전지의 중요 구성품으로 분리판이 있다. 분리판은 연료전지 제작비용에서 큰 비중을 차지하기 때문에 비용이 저렴한 소재를 적용하는 것이 필수적이다 [3]. 그래서 고분자 전해질 연료전지 분리판의 다양

[†]Corresponding author: ksj@mmu.ac.kr

신동호: 석사과정, 김성종: 교수

한 소재에 대한 많은 연구가 수행되었다. 초기의 분리판은 흑연(Graphite) 또는 탄소복합체로 제작되어 사용되었다. 그런데 탄소 소재 분리판은 가공성, 제작비용, 두께 등 다양한 측면에서 단점을 가지고 있다 [4]. 최근에는 이러한 단점을 보완하기 위해 금속을 소재로 한 분리판에 대한 연구·개발이 활발히 진행 중이다 [5]. 그러나 고분자 전해질 연료전지의 작동 환경 특성 상 금속 분리판의 양극에서는 산소와의 산화반응에 의해 표면에 산화피막이 형성되어 접촉저항을 증가시키고, 음극에서는 금속 표면에서 금속 이온이 용출되어 전해질 막(MEA)의 수소양이온 전도성을 저하시킨다 [6,7]. Y. Yang *et al.*은 316L 스테인리스강에 대하여 H₂SO₄ 농도를 변수로 두어 전기화학적 시험을 수행하였으며, 손상된 시험편 표면의 산화피막 및 접촉저항 특성을 연구하였다. 연구 결과, 농도가 증가할수록 표면의 산화피막에 Cr과 Fe의 비율이 증가하고 접촉 저항은 감소한다고 보고하였다 [8]. 그리고 R. F. Zhang *et al.*은 고분자 전해질 연료전지의 금속 분리판 소재인 304 스테인리스강에 대한 정전위 가속화 시험을 수행하였으며, 연료 부족에 따른 전압 상승을 모사하기 위하여 정전위 가속화 시험 시 전위값을 변수로 하여 전기화학적 특성 및 부식 손상 특성을 연구하였다. 그리고 정전위 시험이 금속 분리판의 내식성을 평가하는데 정확하고 정량적인 분석을 가능하게 한다고 보고하였다 [9]. N. Kumar *et al.*은 금속 분리판 적용을 위하여 새롭게 개발된 고망간 저니켈 오스테나이트계 스테인리스강에 대하여 316L 스테인리스강과 비교하여 연구를 수행하였으며, 망간과 질소가 니켈을 대체한 경우 우수한 내식성을 나타내는 것으로 보고하였다. 그리고 정전위 시험을 통해 2020 DOE(US Department of Energy)의 목표를 만족한다고 하였다 [10]. H. Wang *et al.*은 다양한 금속 분리판 적용을 위한 여러 스테인리스강에 대하여 양극 환경을 모사한 전위 (0.6 V)에서 전기화학적 특성을 연구하였으며, 30분 이내에 스테인리스강 표면에 부동태 피막 형성 및 접촉저항성이 증가하나, 30분이 초과할 경우 부동태 피막의 두께가 일정하게 유지되어 접촉저항성이 더 이상 증가하지 않은 것으로 보고하였다 [11]. 또한 Oh *et al.*은 316L 스테인리스강에 대하여 전기화학적 특성을 분석하였으며, 양극환경의 작동전위인 0.6 V에서는 안정된 부동태 영역을 나타낸다고 보고하였다[12].

앞선 연구들에서는 고분자 전해질 연료전지 양극 작동 조건에서 수용액의 농도 및 전위값을 변수로 하여

전기화학적 특성을 분석하였다. 그러나 연료전지의 양극 작동 환경 특성상 산소(O₂)를 흡입할 때 대기 중의 염화물이 함께 혼입될 수 있다. 그래서 금속 분리판 소재로 고려되는 스테인리스강에 대한 양극 작동 환경에서의 내구성 평가 시 염화물 농도를 고려한 연구가 필요하다.

본 연구에서는 고분자 전해질 연료전지 금속 분리판 용으로 고려되는 316L 스테인리스강에 대하여 양극 작동 환경을 모사한 수용액에서 시험 시간 및 염화물 농도를 변수로 하여 정전위 부식 시험을 수행하였다. 그리고 내구성 평가를 위하여 전기화학적 특성 및 표면의 미세조직을 분석하여 부식 손상 거동을 관찰하였으며, 부식 손상 속도를 산출하여 시험 시간 및 염화물 농도에 따라 상호 비교·분석하였다.

2. 시험편 및 실험방법

본 연구에 사용된 316L 스테인리스강은 고분자 전해질 연료전지 금속 분리판의 소재로 고려되는 금속이며, 화학적 조성은 Table 1에 나타내었다. 각 시험편은 2 cm × 2 cm의 크기로 절단 후 연마지 # 600번까지 표면 연마하였으며, 아세톤과 증류수로 세척후 진공 건조기에서 1일 동안 건조하였다.

고분자 전해질 연료전지 금속 분리판의 양극에 대한 정상 작동환경에서의 부식 손상 특성을 분석하기 위하여 정전위 부식 시험을 수행하였다. 시험용 장비는 정전위차계(FR/VCP, Biologic)을 이용하였으며, 3 전극 부식 셀을 구성하였다. 3 전극 부식 셀의 작동 전극은 전용 홀더를 사용하여 시험편 표면 1 cm²만 수용액에 노출되도록 하였으며, 기준 전극은 Ag/AgCl (sat. by KCl) 전극을, 대극은 2 cm × 2 cm 크기의 백금망을 사용하였다. 고분자 전해질 연료전지의 작동환경을 모사하기 위하여 0.5 M H₂SO₄ + 2 ppm HF(가속화 수용액)수용액을 기반으로 하고 염화물 농도를 실험 변수로 하였으며, 금속 분리판의 양극 작동 환경을 구현하기 위하여 수용액의 온도는 80 °C를 유지시켰다. 실험 전 산소(O₂)를 30분동안 충분히 포화시켰으며, 실험 중에도 산소를 충분히 공급하였다. 염화물 농도는 염화나트륨(NaCl)을 사용하여 0 ppm, 200 ppm, 600 ppm, 1000 ppm으로 제조하였다. 정전위 부식 시험은 가속화 수용액에서 1시간 침지한 후 양극 작동 전위인 0.6 V(Ag/AgCl)에서 각각 1, 3, 6시간 동안 수행하여 시간-전류밀도 곡선을 얻

Table 1. Chemical composition of 316L stainless steel

	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	P	C	N	Al	S	Fe
316L	16.7	10.19	2.03	1.05	0.603	0.282	0.034	0.023	0.012	0.003	0.003	Bal.

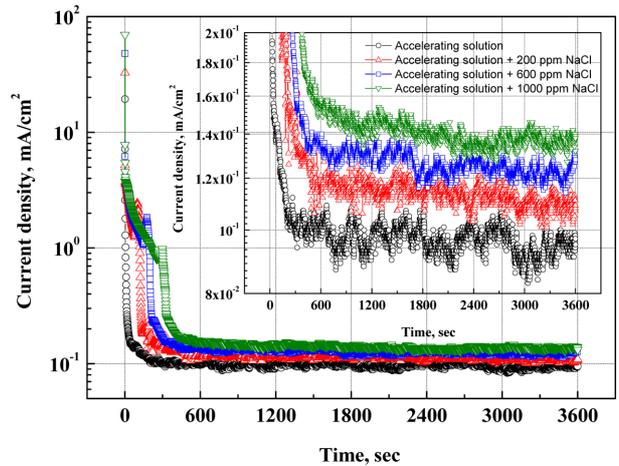
었다. 시간-전류밀도 곡선을 통하여 전기화학적 특성을 분석하였으며, 염화물 농도 및 시험시간 변수에 따른 전기화학적 반응량을 비교하기 위하여 전류밀도의 합계 및 평균을 산출하였다. 실험 종료 후 시험편은 아세톤과 증류수로 세척하였으며, 진공 건조기에서 1일 동안 건조 후 무게 감소량을 측정하였다. 또한 손상된 표면 분석을 위하여 Image J 프로그램을 이용하여 공식손상 면적 비율을 측정하였으며, 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM)과 3D 현미경(3D microscope)으로 손상된 표면을 관찰 및 분석하였다. 그리고 부식 손상 형태 관찰을 위하여 공식손상률과 균일부식률을 다양한 방식으로 상호 비교하였다.

3. 실험결과 및 분석

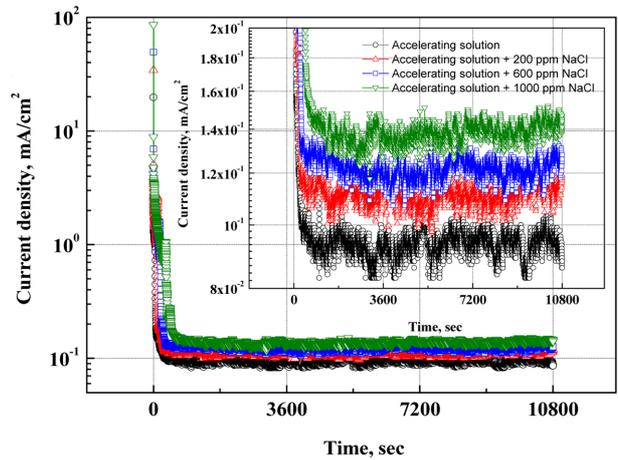
Fig. 1의 a, b, c는 316L 스테인리스강의 고분자 전해질 연료전지의 양극 작동 환경을 모사한 수용액 및 전위에서 염화물 농도를 변수로 1, 3, 6시간 동안 정전위 부식 시험을 수행한 결과이다. 모든 시간 변수 조건에서 전류밀도는 10 mA/cm^2 이상에서 시작하여 점점 낮은 값을 나타내며 안정되었다. 특히, 염화물 농도가 증가할수록 전류밀도는 더 높은 값에서 시작하였다. 그리고 전류밀도값이 안정되는데 0 ppm의 경우 약 5분, 1000 ppm의 경우 약 15분으로 더 많은 시간이 소요되었다.

Fig. 1a에 나타난 바와 같이, 1시간 동안 정전위 부식 시험을 한 경우 전류밀도는 지속적으로 감소하는 특성을 나타냈다. 그러나 b의 3시간 동안 정전위 부식 시험을 한 경우 모든 염화물 농도에서 전류밀도가 안정되게 유지되었다. c의 6시간 동안 정전위 부식 시험을 한 경우 모든 염화물 농도 변수 조건에서 7200초 경과 후 전류밀도가 증가하는 특성을 나타냈다. 이는 스테인리스강이 부동태 특성을 나타내는 합금이며, 염화물 농도 증가와 실험 시간이 경과할수록 부동태 피막이 파괴되어 전류밀도가 상승하는 것으로 사료된다.

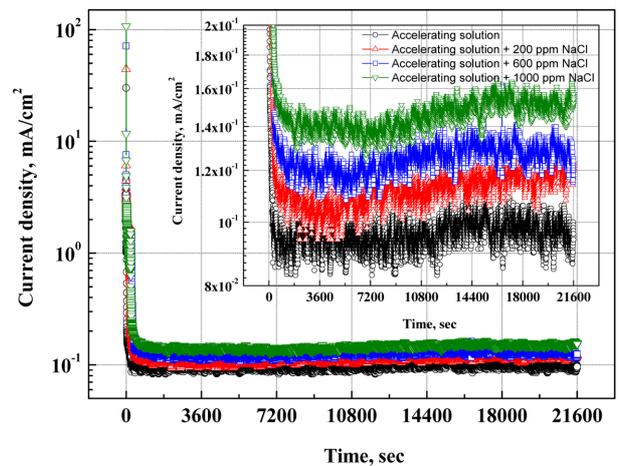
Fig. 2는 정전위 부식 시험 후 각 변수 조건에서 전류밀도 값의 합과 시험 시간 동안의 평균값을 나타낸 것이다. 전류밀도 값의 합은 측정 시점에서의 전류밀도를 모두 합산한 값이며, 시험 시간에 따른 평균값은 전류밀도 값의 합을 시험 시간으로 나눈 결과이다. 본 연구에서는 한 시점에서의 전류밀도 값의 차이를 알기보다 시험 변수에 의한 전체 전기화학반응과 손상 정도를 상호 비교하고자 전류밀도 값의 합 및 평균값을 산출하였다. a에서 보는 바와 같이 염화물 농도가 증가할수록 전류밀도의 합은 동시에 증가하였다. 대체적으로 염화물 농도 0 ppm과 비교하여 200 ppm의 조건에서 가장 큰 증가폭을 나타냈다. 시험 시간동안 전류밀도의 합이 높



(a) 1h



(b) 3h



(c) 6h

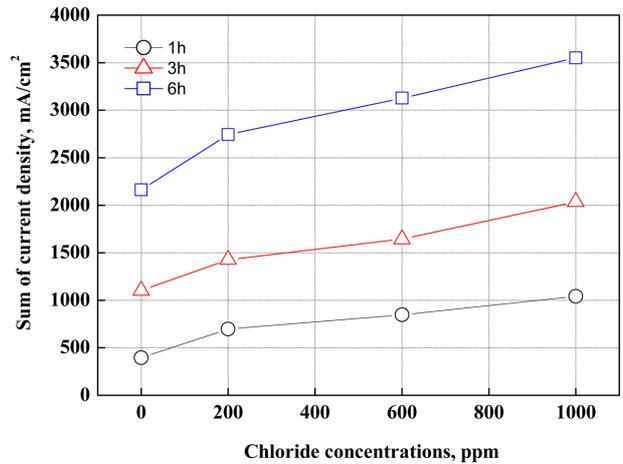
Fig. 1. Current density-time curves in potentiostatic experiment of 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

다는 것은 스테인리스강 표면에서 수용액과의 전기화학적 반응이 활발함을 의미한다. 특히, 6시간 시험 조건에서 전류밀도의 합이 크게 증가하였다. 일반적으로 정전위 부식 시험에서 시험 시간 증가에 비례하여 전류밀도의 합이 증가한다. 염화물 농도 0 ppm의 경우 전류밀도 값의 합은 3, 6시간의 경우 1시간과 비교하여 각각 2.4배, 5.9배로 전기화학적 반응 합의 증가폭이 크게 나타났다. 그러나 염화물 농도 1000 ppm의 경우 각각 1.8배, 3.5배로 전기화학적 반응 합의 증가폭이 작게 나타났다.

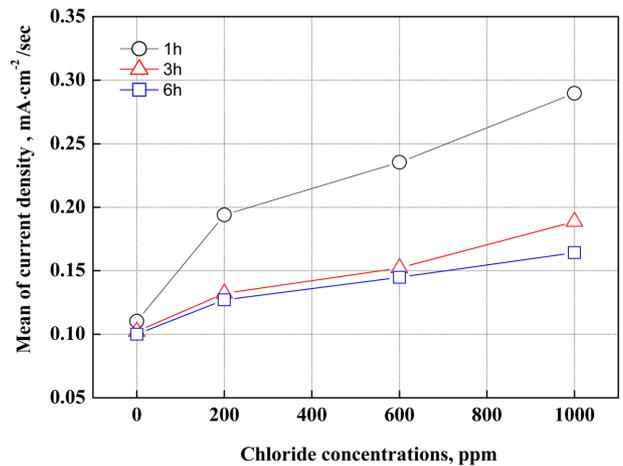
이를 통하여 염화물 농도와 시험 시간에 따른 전기화학적 반응 거동 및 속도에 대한 경향을 유추할 수 있다. 황산과 불산을 혼합한 수용액에서 스테인리스강 표면에는 상대적으로 불안정한 부동태 피막이 형성된다. 그래서 시간 경과에 따라 부동태 피막의 결함 부위에서 우선적으로 부동태 피막 파괴가 발생한다 [13]. 그리하여 모재가 수용액에 직접 노출되어 전기화학적 반응의 합은 시험 시간에 따라 증가한다. 그리고 염화물은 이러한 반응을 더욱 가속화시켜 더욱 짧은 기간 내에 부동태 피막을 파괴시키고 모재와의 직접적인 전기화학적 반응을 일으킨다. 이를 통해 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 전기화학적 반응의 합이 증가함을 알 수 있다.

모든 시험 조건에서 염화물 농도 200 ppm에서 가장 큰 폭으로 증가하였으며, 이후 염화물 농도가 증가할수록 전기화학적 반응 합의 증가폭은 감소하였다. 이는 (b)에 나타난 전류밀도의 합을 시험 시간(단위 시간 : sec)으로 나눈 전류밀도의 평균 그래프에서도 유사한 경향을 나타낸다. 그러나 시험 시간에 따른 전류밀도의 평균값은 반대의 경향을 나타냈다. 평균값이 높을수록 부식속도는 빠른 것을 의미한다. (b)의 그래프에서 보는바와 같이 염화물 농도 변수에 대하여 1시간의 시험 조건일 경우 전류밀도의 평균값이 가장 높게 나타났으며, 염화물 농도가 증가할수록 더 큰 폭으로 증가하였다. 이에 반해 3, 6시간의 시험 조건일 경우 전류밀도의 평균값이 상대적으로 낮게 나타났으며, 염화물 농도에 따른 증가폭도 더 작게 나타났다. 이를 통해 시험 시간 대비 부식속도는 감소하며, 염화물 농도가 증가할수록 부식속도는 증가하지만 염화물 농도 200 ppm 이후의 증가폭은 감소함을 알 수 있다.

Fig. 3은 정전위 부식 시험 후 Image J 프로그램을 이용하여 손상된 시험편 표면의 부식 손상 면적을 분석한 결과 및 무게 감소량 측정 결과이다. 염화물 농도 및 시험 시간이 증가할수록 표면의 부식 손상 면적 및 무게 감소량은 증가하였다. a에서 보는바와 같이 염화물 농도가 증가할수록 여러 부식 손상들이 성장 및 결합하면



(a) Sum of current density

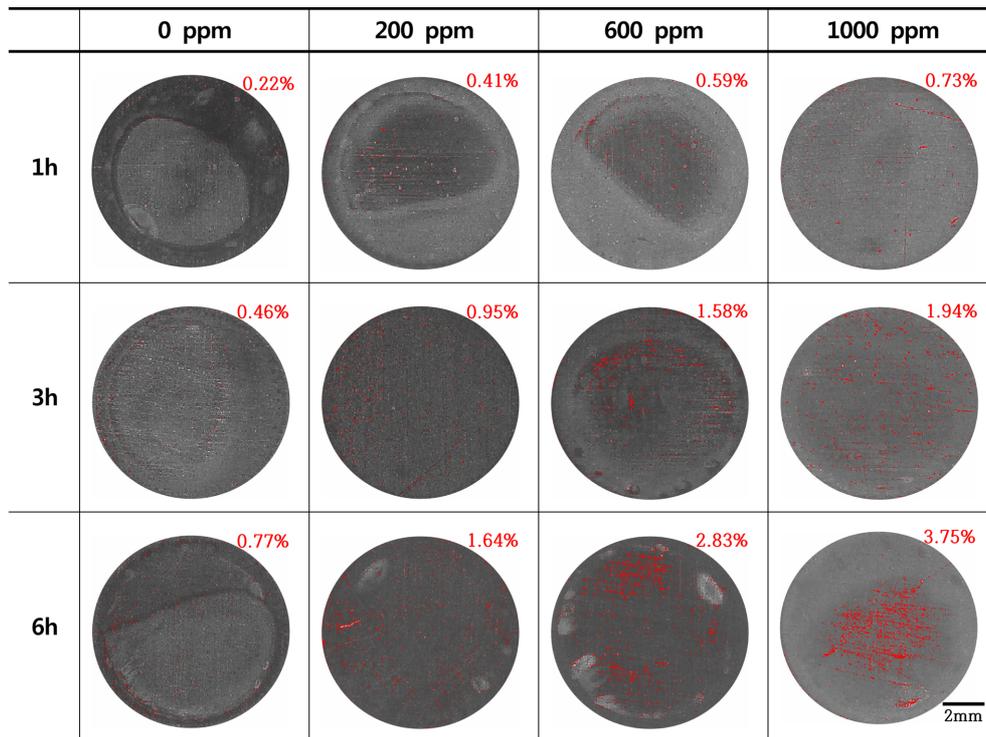


(b) Mean of current density

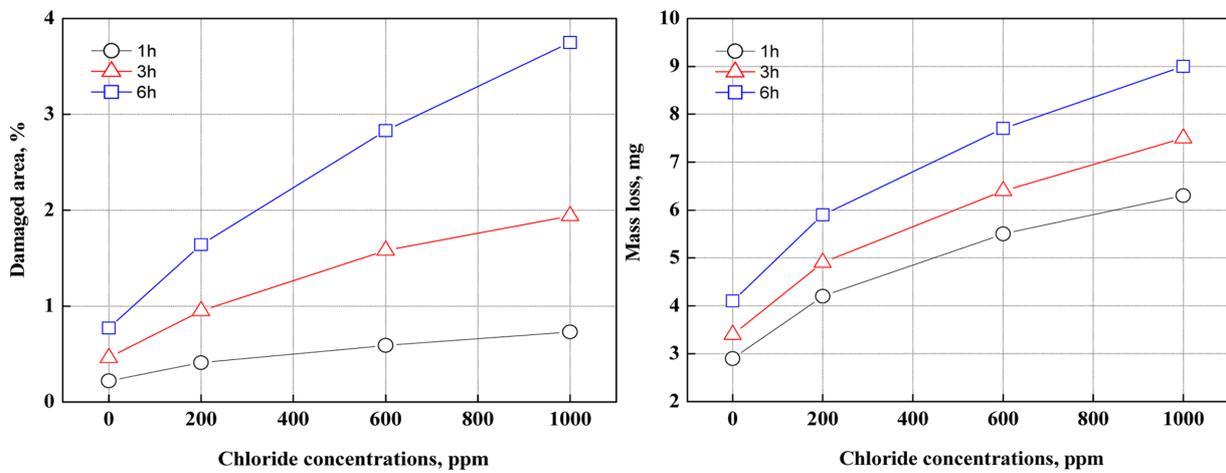
Fig. 2. Sum and mean of current density after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

서 아주 큰 부식 손상 영역이 형성된 것을 알 수 있다. 특히, 표면 전체가 아닌 국부적으로 부식 손상이 성장하는 형태를 나타냈다. 이는 스테인리스강 표면에 부동태 피막이 형성되나, 결함에 의해 부동태 피막이 파괴되어 부식 손상을 야기시키기 때문으로 사료된다 [13]. 특히, 염소이온과 불소이온은 부동태 피막의 불안정한 형성 및 파괴, 그리고 재부동태 형성을 저해하는 이온으로 알려져 있다 [14,15]. 그래서 316L 스테인리스강은 국부부식이 지배적이며, 염소이온이 포함될 경우 이러한 경향은 더욱 더 뚜렷하게 나타날 것으로 사료된다. b의 부식 손상 면적을 나타낸 그래프의 경우 1, 3시간 시험 조건과 비교하여 6시간 시험 조건에서 염화물 농도에 따른 손상 비율의 증가폭이 크게 나타났다. 또한, 무게 감소량도 이와 유사한 경향을 나타냈다.

Fig. 4는 3D 현미경을 이용하여 손상된 시험편 표면



(a)

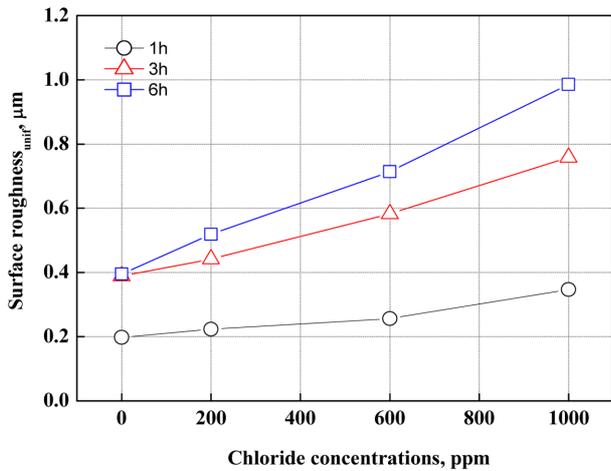


(b)

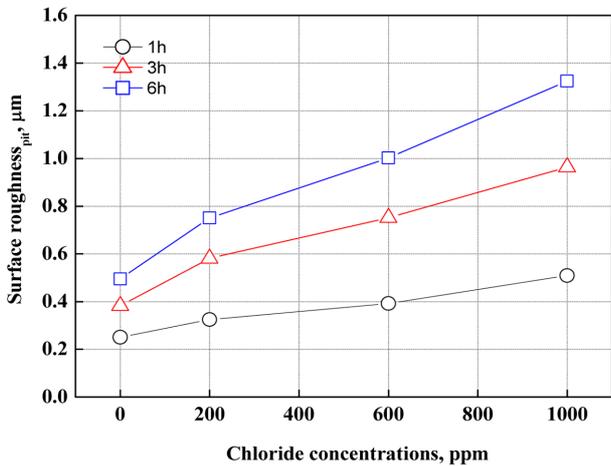
Fig. 3. Analysis of corrosion damage area and weight loss after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

거칠기를 측정하는 것이다. 표면 거칠기는 금속 부식에 영향을 미치는 하나의 요소이며, 표면의 거칠기값이 클수록 부식 속도가 증가한다는 연구결과가 존재한다 [16,17]. a는 손상된 시험편 표면에서 균일부식이 지배적인 10개의 영역을 촬영 및 거칠기 측정 후 평균값을 나타낸 그래프이다. 각 영역의 넓이는 $66,421 \mu\text{m}^2$ (0.066 mm^2)이며, 뚜렷한 공식 손상이 관찰되지 않는 영역을 측정하

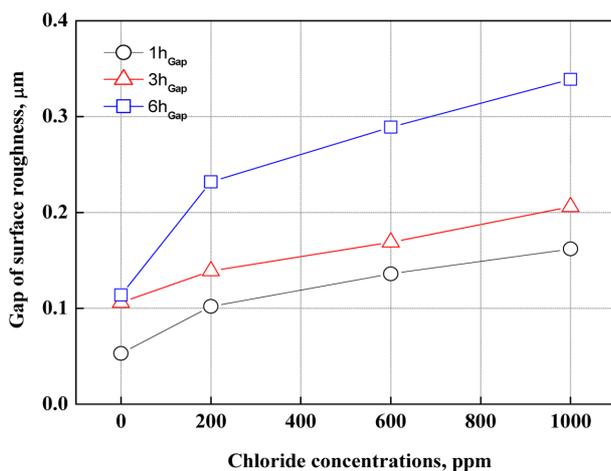
였다. 모든 시험 시간 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 표면 거칠기는 증가하였다. 특히, 1시간 시험 조건과 비교하여 3, 6시간 시험 조건의 경우 모든 염화물 농도 변수 조건에서 표면 거칠기 값이 보다 큰 폭으로 증가하였다. 염화물 농도 0 ppm의 경우 3, 6시간 시험 조건에서 표면 거칠기는 거의 비슷한 값을 나타냈다. 이는 316L 스테인리스강은 3시간 시험 조건까지는 불



(a) Uniform corrosion



(b) Pitting corrosion



(c) Gap of surface roughness

Fig. 4. Surface roughness of uniform and pitting corrosion area of damaged surface after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

소 이온에 의하여 부동태 피막의 파괴에 의한 부식 손상이 증가하지만, 그 이상의 시간이 경과할 경우 부식 손상이 지연되는 것으로 사료된다. 그러나 염화물이 존재할 경우 표면 거칠기 값은 지속적으로 증가하였다. 이를 통해 염화물이 존재하지 않는 황산과 불소이온 환경에서 316 L 스테인리스강 표면에 발생하는 균일부식은 시간 경과에 따라 손상 형태가 일정하게 유지하는 특성을 나타내는 것을 알 수 있다. 즉, 균일부식이 지배적으로 발생한 영역은 초기의 부식 손상 형태를 유지할 것으로 사료된다. 그러나 염화물이 존재할 경우 초기의 부식 손상 형태를 유지하지 못하고 새로운 형태의 국부부식(공식)이 지배적일 것으로 사료된다.

b는 a와 마찬가지로 손상된 시험편 표면에서 공식 손상이 지배적인 10개의 영역을 촬영 및 거칠기 측정 후 평균값을 나타낸 그래프이다. a의 그래프와 마찬가지로 모든 시험 시간 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 표면 거칠기는 증가하였다. 또한, 1시간 시험 조건과 비교하여 3, 6시간 시험 조건은 모든 염화물 농도 변수 조건에서 표면 거칠기 값이 시간에 따라 큰 폭으로 증가하였다. 특히, 1시간 시험 조건에 비해 3시간 시험 조건에서 가장 큰 폭으로 증가하였으며, 3시간 시험 조건과 비교하여 6시간 시험 조건은 상대적으로 작은 폭으로 증가하였다. 이를 통해 316L 스테인리스강은 3시간 시험 조건까지 공식 손상이 빠르게 진행되다가 시간이 경과할수록 속도가 감소하는 것을 알 수 있다. a의 그래프에서 보는 바와 같이 균일부식은 염화물이 존재하지 않는 경우 시간이 경과할수록 부식 손상 형태를 유지하는 경향이 나타난 반면, b의 그래프에서 보는 바와 같이 공식 손상은 염화물이 존재하지 않는 경우에도 시간이 경과할수록 부식 손상 형태가 변화하는 것을 나타냈다. 이를 통해 316L 스테인리스강 표면의 균일부식과 공식 손상의 거동을 알 수 있다. 스테인리스강 표면에 균일부식이 발생한 영역에서는 재부동태에 의한 내식성을 나타내면서 표면 거칠기를 유지한다. 반면에 공식 손상이 발생한 영역은 부동태 피막이 재형성되지 못하고, 부식 손상이 빠르게 진행되어 표면 거칠기가 지속적으로 변화한다.

c는 공식 영역과 균일부식 영역의 표면 거칠기 값 차이를 시험 시간 및 염화물 농도에 따라 나타낸 그래프이다. 그래프에서 보는 바와 같이 모든 시험 시간 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 표면 거칠기 평균값의 차이는 증가하였다. 특히, 6시간 시험 조건의 경우 큰 폭으로 증가하였다. 이를 통해 316L 스테인리스강은 시간이 경과할수록 공식 손상이 지배적으로 나타나며, 빠르게 성장하는 것을 알 수 있다.

Fig. 5는 3D 현미경을 이용하여 공식 손상 영역의 손

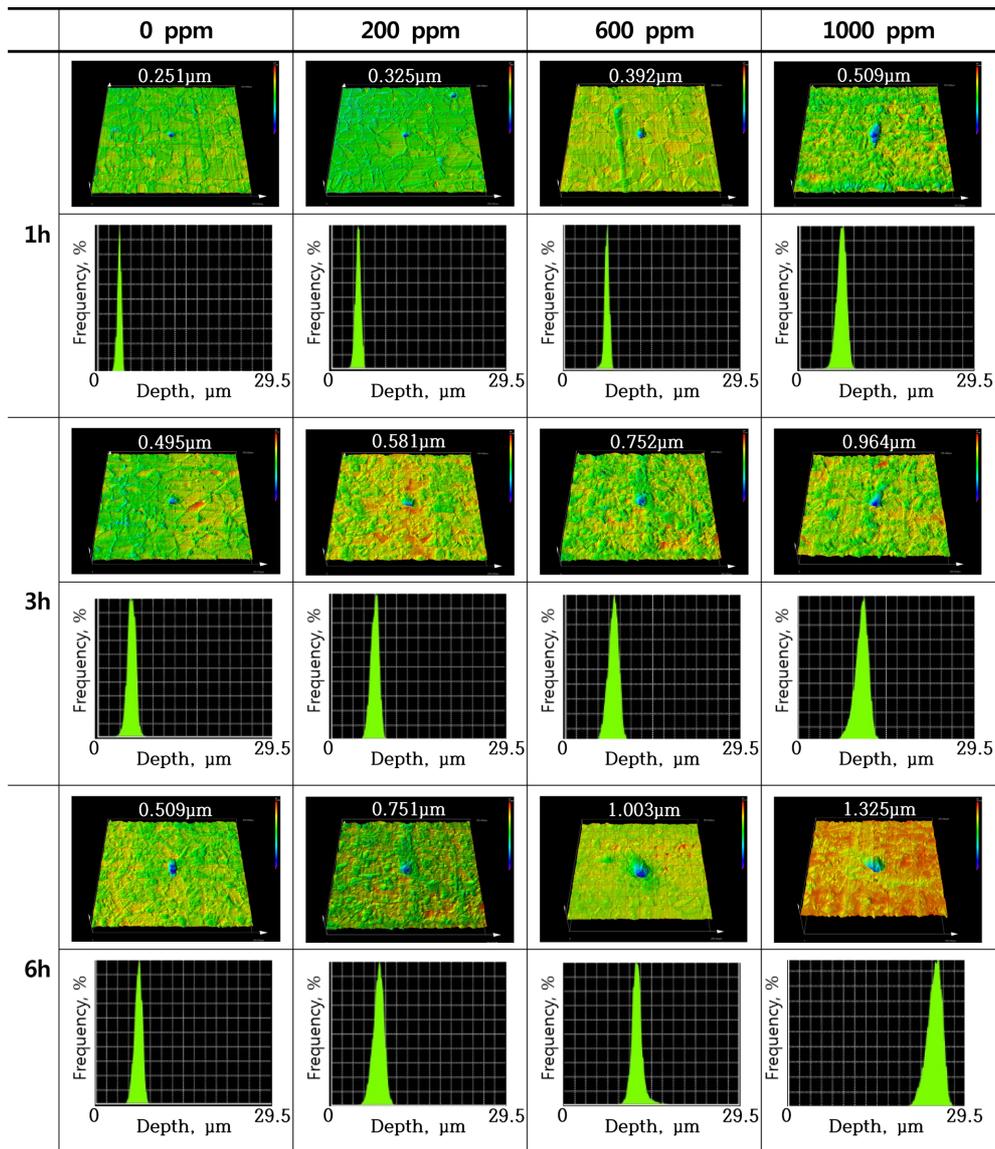


Fig. 5. Analysis of depth histogram after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

상 깊이 히스토그램 측정 결과를 나타낸 것이다. 손상 깊이 히스토그램은 공식 손상 영역의 손상 깊이에 대한 분포도이며, X축은 손상 깊이, Y축은 손상 깊이 분포량을 나타낸다. 시험 시간 및 염화물 농도에 따른 히스토그램의 직관적 비교 관찰을 위하여 X축 크기를 통일하였다. 분포도가 왼쪽(낮은 값)에 위치하는 것은 공식 손상이 얕다는 것을 의미하며, 오른쪽(높은 값)에 위치하는 것은 깊다는 것을 의미한다. 또한, 분포도의 폭이 좁다는 것은 공식 손상이 지배적인 것을 의미하며, 넓다는 것은 균일부식이 지배적인 것을 의미한다. 3D 현미경으로 손상된 시험편 표면 관찰 결과, 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 균일부식 및 공식 손상이 동시

에 성장하는 것으로 나타났다. 또한, 손상 깊이 히스토그램 분석 결과 모든 시험 시간 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 손상 깊이 히스토그램은 높은 값에 위치하였으며, X축이 넓게 분포되어 있었다. 이를 통해 표면에서 균일부식과 공식 손상이 동시에 성장함을 유추할 수 있다. 특히, 염화물 농도에 따라서는 분포도의 위치 이동이 뚜렷하게 나타났으며, 시험 시간에 따라서는 분포도 폭의 증가가 뚜렷하게 나타났다. 이러한 손상 깊이 히스토그램을 통하여 절대적인 부식 경향을 추측하는 것은 어려우나, 시험 시간 및 염화물 농도에 따른 손상 경향을 유추하는 것은 가능한 것으로 사료된다.

Fig. 6은 정전위 부식 시험 후 각 조건마다 10개의 공

식 손상 영역을 촬영하였으며, 그 중 가장 손상 깊이가 깊은 영역의 단면 프로파일 분석 결과이다. 각 시험 시간 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상 깊이와 너비가 증가하였다. 특히, 1, 3시간 시험 조건과

비교하여 6시간 시험 조건의 경우, 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상의 깊이 및 너비가 크게 증가하였다. 이를 통해 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상이 더욱 뚜렷하게 관찰되었다.

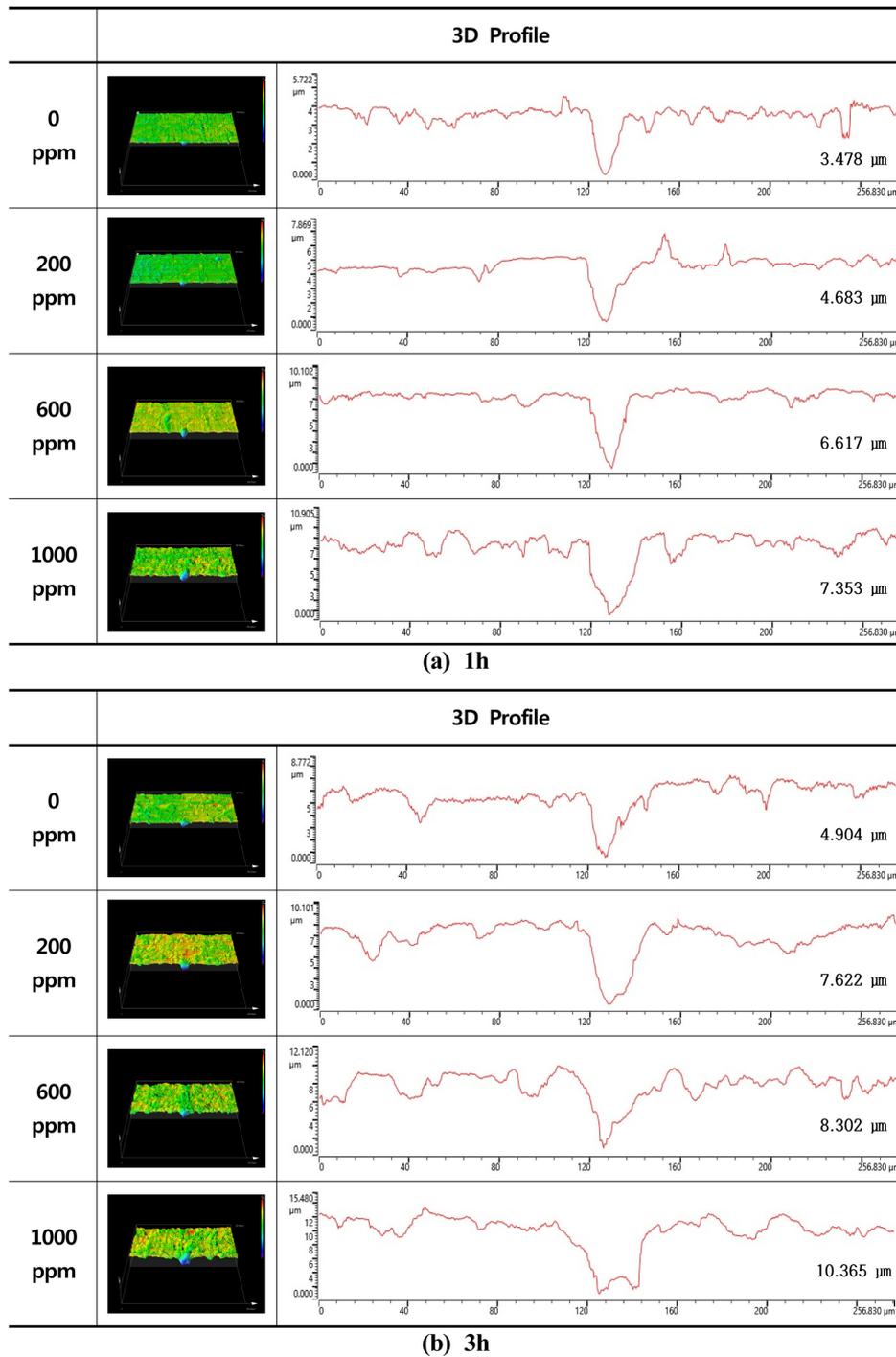
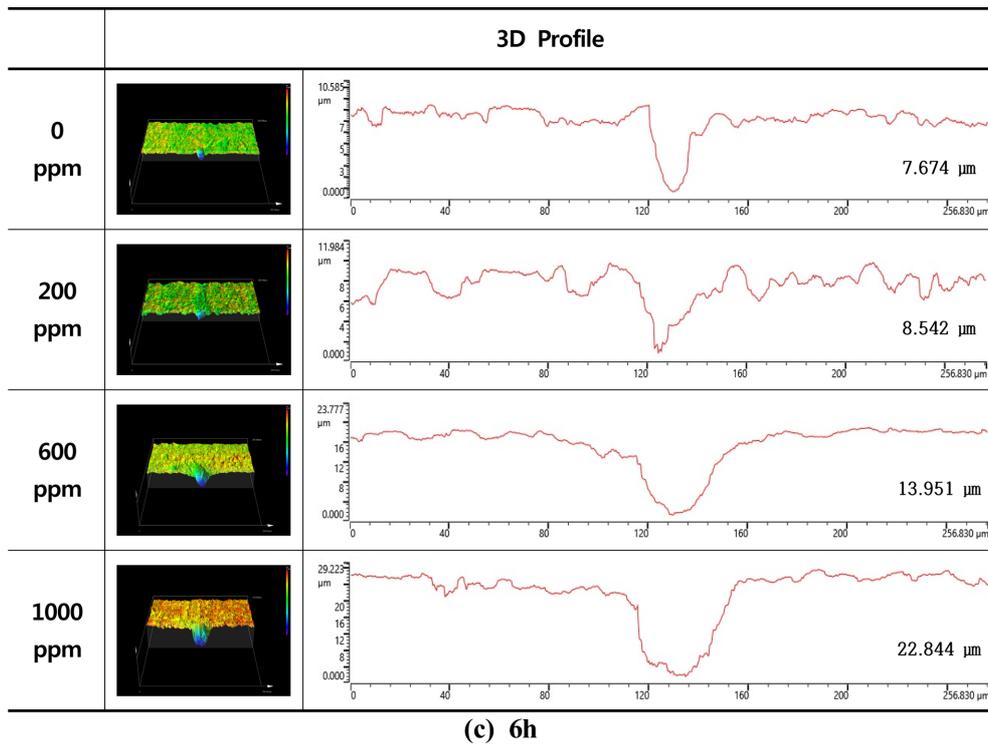


Fig. 6. 3D analysis of the surface around corrosion pits after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution



(c) 6h

Fig. 6. Continued

Fig. 7의 a와 b는 Fig. 6을 통해 구한 손상 깊이가 가장 큰 공식 손상 영역의 단면 프로파일을 이용하여 손상 깊이와 손상 너비를 비교한 그래프이다. a의 손상 깊이 그래프에서 보는 바와 같이 모든 시험 시간 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 손상 깊이는 증가하였다. 특히, 6시간 시험 조건의 경우, 1000 ppm에서 현저히 큰 폭으로 증가하였다. b의 손상 너비 그래프에서 보는 바와 같이 a의 손상 깊이 그래프와 유사하게 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 손상 너비도 증가하였다. 그러나 손상 너비는 모든 염화물 농도 조건에서 1시간과 비교하여 3, 6시간 시험 조건에서 현저히 큰 폭으로 증가하는 경향을 나타냈다. c는 공식 손상의 부피를 측정하여 비교한 그래프이다. 공식 손상의 부피는 3D 현미경과 전용 분석 소프트웨어를 이용하여 측정하였다. 보다 정확한 측정을 위하여 공식 손상 영역 설정 및 공식 깊이에 해당하는 부피를 측정하였다. 모든 시험 시간 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상 부피는 증가하였다. a와 b의 증가폭을 비교할 경우 손상 깊이는 6시간 시험 조건에서 0 ppm과 비교하여 1000 ppm에서 약 3.14배 증가하였으나, 손상 너비는 약 1.86배 증가하였다. 이를 통해 공식 손상은 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 너비 방향의 손상보다 깊이 방향의 손상이 지배적으로 나타나며, 증가폭도 훨씬 크다. 그래서 공식 손상 부피는 a의 손상 깊이 그래

프와 유사하게 6시간 시험 조건의 염화물 농도 1000 ppm에서 가장 큰 증가폭을 나타냈다.

Table 2는 공식 손상을 정량화하기 위하여 ASTM G46-94를 참고하여 공식지수(Pitting factor)를 산출한 과정을 나타낸 표이며, 공식지수를 산출하기 위한 관계식은 아래와 같다 [18].

$$\text{공식지수 (Pitting factor)} = \frac{p(\text{균일부식깊이} + \text{최대공식깊이})}{d(\text{균일부식깊이})} \quad (1)$$

1시간 시험 조건에서 최대 공식손상 깊이보다 균일부식 깊이가 더 크게 측정되었다. 그리고 3, 6시간 시험 조건에서 균일부식 깊이보다 최대 공식손상 깊이가 더 크게 측정되었다. 특히, 6시간 시험 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 그 차이는 더 크게 측정되었다. 이를 통해 1시간 시험 조건의 경우 균일부식이 지배적이며, 3, 6시간 시험 조건은 공식손상에 의한 국부부식이 지배적임을 알 수 있다. 또한, 시험 시간이 경과함에 따라 공식손상이 더욱 가속화되는 경향이 나타났다. 균일부식 깊이 및 부피는 무게 감소량과 균일부식 깊이를 비례식으로 산출하였으며, 관계식은 아래와 같다.

$$\text{균일부식 깊이} = \frac{\text{질량감소량} \times \text{시험 전 높이}}{\text{시험 전 질량}} \quad (2)$$

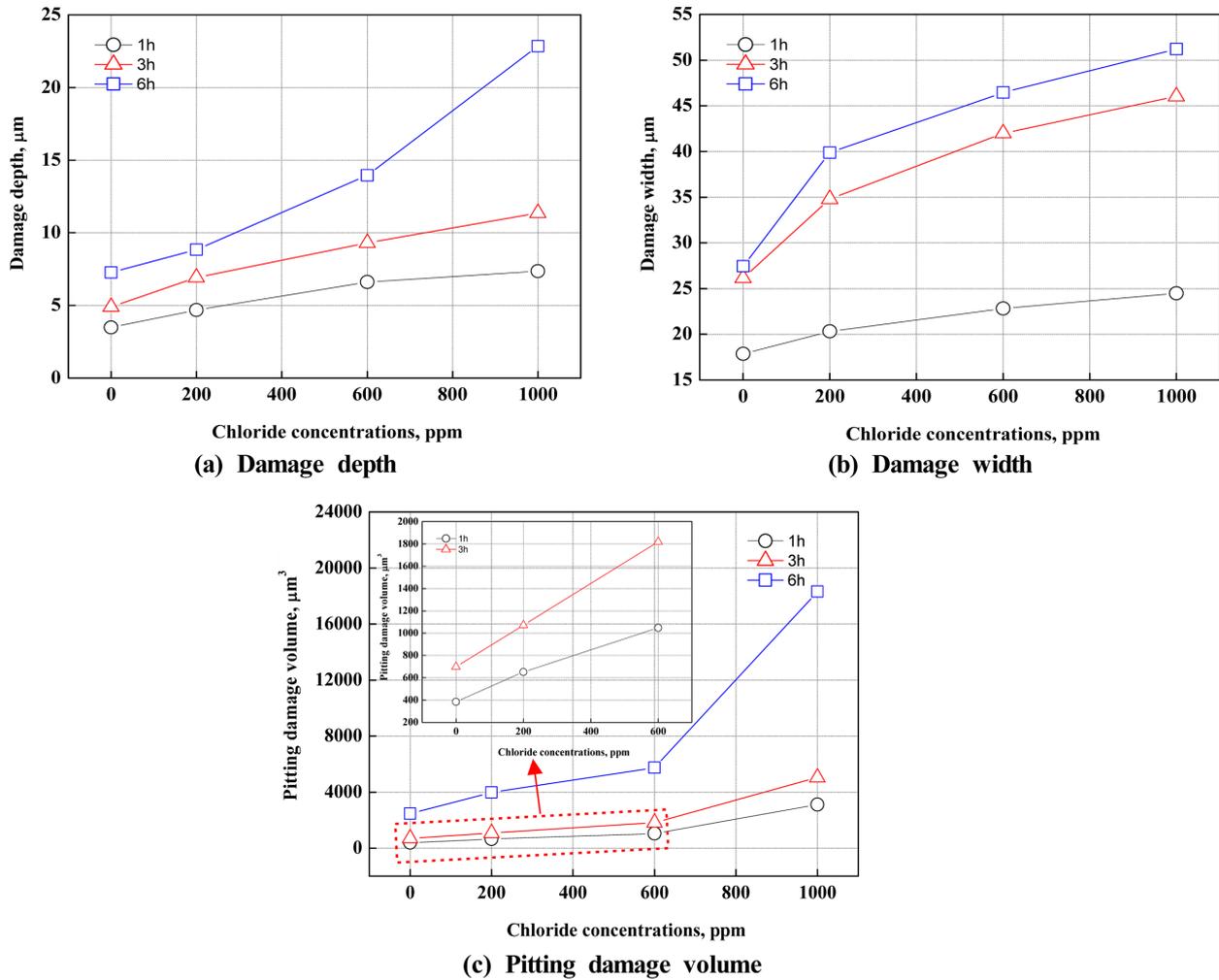


Fig. 7. Depth, width and volume of damaged surface after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

Table 2. Pitting factor value calculation process after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

	Chloride concentration (ppm)	Vol _{unif} (mm ³)	Depth _{unif} (d, μm)	Depth _{pit} (μm)	p = d+Depth _{pit} (μm)	pf = p/d
1 h	0	0.369	3.695	3.478	7.173	1.941
	200	0.535	5.351	4.683	10.034	1.875
	600	0.701	7.007	6.617	13.624	1.944
	1000	0.803	8.026	7.353	15.379	1.916
3 h	0	0.433	4.332	4.904	9.236	2.132
	200	0.624	6.243	7.622	13.865	2.221
	600	0.815	8.154	8.302	16.456	2.018
	1000	0.956	9.555	10.365	19.920	2.085
6 h	0	0.522	5.223	7.674	12.897	2.469
	200	0.751	7.517	8.540	16.057	2.165
	600	0.981	9.810	13.950	23.760	2.422
	1000	1.147	11.466	22.844	34.310	2.992

균일부식 부피 = 균일부식 깊이 × 노출면적(1 cm²) (3)

그리고 최대 공식 깊이는 Fig. 6에서 보는 바와 같이 3D 현미경을 이용하여 촬영한 단면 프로파일의 공식 손상 깊이로 하였다. 그리고 산출된 공식지수는 Fig. 8에 그래프로 나타냈다. 일반적으로 균일부식은 무게 감소량으로 손상 정도와 깊이를 산출할 수 있다. 그러나 공식 손상의 경우 무게 감소량으로 손상 정도 및 깊이에 대한 산출이 불가능하기 때문에, 3D 현미경 등을 이용한 손상 정도 및 깊이 측정이 필요하다. 공식지수는 균

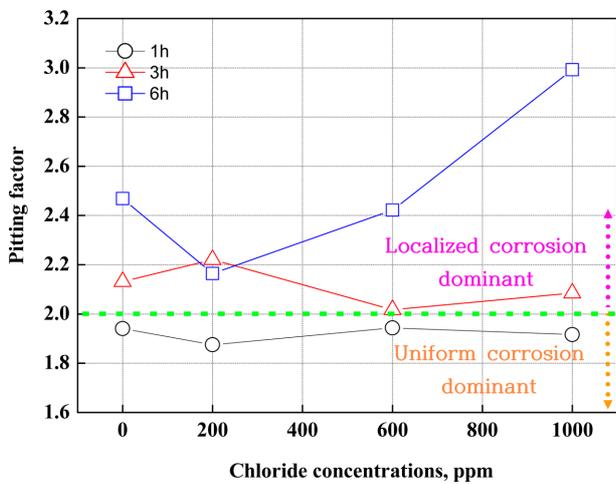


Fig. 8. Analysis of pitting factor after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

일부식 깊이와 최대 공식 깊이를 합한 값(p)을 균일부식 깊이(d)로 나눈 값이다. 상대적으로 균일부식이 지배적으로 발생한 금속의 경우 공식지수는 낮게 나타난다. 반면에 공식 손상이 지배적으로 나타난 금속의 경우 공식지수는 높게 나타난다. Fig. 8의 그래프에서 보는바와 같이 대부분의 염화물 농도 변수 조건에서 시험 시간이 증가할수록 공식지수는 증가하였다. 이를 통해 염소 이온 농도 200 ppm 이상 또는 시험 시간 3시간 미만인 경우 시험 시간이 경과할수록 공식 손상이 지배적인 경향을 나타내는 것을 알 수 있다. 1, 3시간 시험 조건의 경우 염화물 농도가 증가하더라도 공식지수는 큰 변화를 나타내지 않았다. 오히려 염화물 농도 0 ppm과 비교하여 1000 ppm에서는 공식지수는 감소하는 경향을 나타냈다. 이러한 결과를 통해 316L 스테인리스강은 일정 시간 이하에서는 염화물이 존재할 경우 공식 손상보다 균일부식 손상이 더 지배적으로 나타낸 것을 의미한다. 그러나 6시간 시험 조건의 경우 염화물 농도 200 ppm의 경우 공식지수는 감소하였으나, 600 ppm부터 공식지수가 크게 증가하는 경향을 나타냈다. 이는 일정 시간 이상 경과할 경우 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상에 의한 깊이 방향으로의 부식이 지배적으로 발생하였음을 의미한다. 이는 공식 손상이 성장하는데 있어 시간에 정비례하지 않으며, 일정 시간이 경과한 후 급속도로 성장하는 것으로 사료된다. 이를 통해 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 균일부식보다 공식 손상에 의한 열화가 더욱 더 지배적일 것으로 여겨진다.

Table 3은 정전위 부식 시험 후 손상된 시험편의 균

Table 3. Alpha(α) value calculation process after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

Chloride concentration (ppm)	T (h)	W (g)	MPY _{unif}	Corroded depth (μm)	MPY _{pit}	α
0	1 h	0.0029	626	3.478	599	0.95
200		0.0042	907	4.683	807	0.88
600		0.0055	1188	6.617	1141	0.95
1000		0.0063	1361	7.353	1267	0.93
0	3 h	0.0034	367	4.904	422	1.15
200		0.0049	529	7.622	657	1.24
600		0.0064	691	8.302	715	1.03
1000		0.0075	810	10.365	893	1.10
0	6 h	0.0041	253	7.674	378	1.49
200		0.0059	364	8.54	420	1.15
600		0.0077	475	13.95	687	1.44
1000		0.0090	555	22.844	1125	2.02

K = 3.45 × 10⁶ (MPY), A = 1cm², D = 7.98 g/cm³ (316L stainless steel)

일부식 및 공식 손상의 속도를 산출한 과정이며, Fig. 9에 두 가지 부식 속도 값을 그래프로 나타내었다. 균일부식 속도는 ASTM G31 - 72를 참고하였으며 [19], 공식 손상 속도는 Fig. 6의 최대 공식 손상 깊이를 시험 시간으로 나누어 산출하였다. 관계식은 아래와 같다.

$$\text{균일부식 손상 속도} = \frac{K \times W}{A \times T \times D} \quad (4)$$

(Corrosion rate_{unif})

K = a constant (3.45×10^6 , MPY),
 T = time (h), A = area (cm²),
 W = mass loss (mg), D = density (g/cm³)

$$\text{공식 손상 속도} = \frac{\text{MAX.pitting damage depth}}{\text{Time}} \quad (5)$$

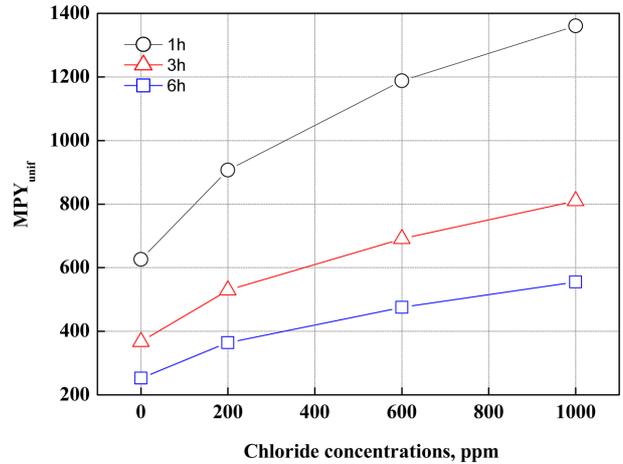
(Corrosion rate_{pit})

Fig. 9의 a에서 보는바와 같이 모든 시험 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 균일부식 속도는 증가하였다. 특히, 1시간 시험 조건이 가장 빠른 부식 속도를 나타냈으며, 염화물 농도에 따른 증가폭도 가장 크게 나타났다. 이는 Fig. 2의 전류밀도값에 대한 그래프와 같이 시험 시간이 증가할수록 균일부식 속도는 감소하는 것을 의미한다. b는 공식 손상 속도를 그래프로 나타낸 것이다. a의 그래프와 유사하게 모든 시험 변수 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상 속도는 증가하였다. 그리고 1시간 시험 조건이 가장 빠른 공식 손상 속도를 나타냈다. 그러나 6시간 시험 조건의 경우 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상 속도는 더 큰 폭으로 증가하였으며, 염화물 농도 1000 ppm에서 3시간 시험 조건의 공식 손상 속도보다 더 빠른 속도를 나타냈다. 시험 시간이 경과할수록 316L 스테인리스강은 염화물의 영향을 더욱 크게 받으며, 염화물 농도가 증가할수록 표면의 공식 손상 속도는 더 빠르게 증가한다. 이를 통해 시험 시간 또는 염화물 농도가 증가하면, 공식 손상 속도는 지속적으로 증가하여 1시간 시험 조건의 공식 손상 속도보다 더 높게 나타날 것으로 유추할 수 있다.

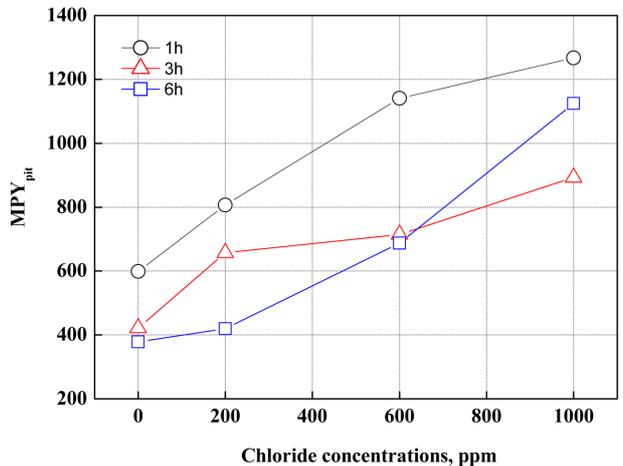
Fig. 10은 시험 시간 및 염화물 농도를 변수로 316L 스테인리스강에 대한 부식 손상 형태를 평가하기 위하여 Fig. 9의 균일부식 속도 및 공식 손상 속도를 서로 비교하여 산출한 Alpha값(α)를 나타낸 그래프이다. 관계식은 다음과 같다 [20,21].

$$\text{Alpha} (\alpha) = \frac{\text{공식 손상 속도}(MPY_{pit})}{\text{균일부식 속도}(MPY_{unif})} \quad (6)$$

위의 관계식에서 보는바와 같이 Alpha값은 공식 손상



(a) Uniform corrosion rate



(b) Pitting corrosion rate

Fig. 9. Uniform and pitting corrosion rate calculated by weight loss and Max. pit depth after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

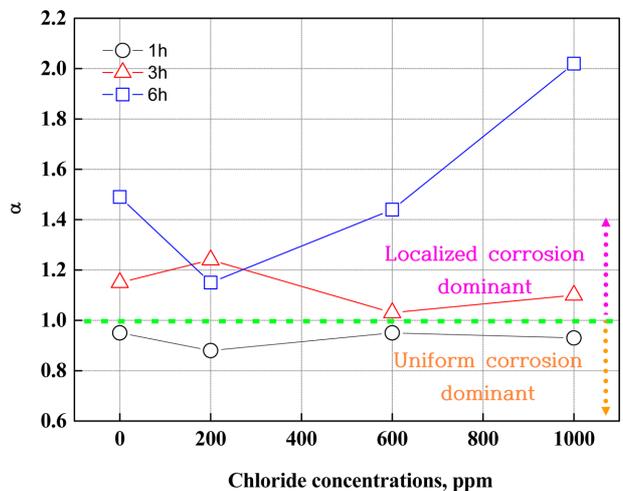


Fig. 10. Alpha(α) value after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

속도와 균일부식 속도 중 어떤 요인이 상대적으로 더 빠르게 나타났는지를 비교하는 척도이다. 즉, Alpha값이 1보다 크다는 것은 공식 손상이 지배적으로 나타났다는 것을 의미하며, 반대로 Alpha값이 1보다 작다는 것은 균일부식이 지배적으로 나타났다는 것을 의미한다. 모든 시험 시간 및 염화물 농도 변수 조건에 대한 Alpha값의 그래프는 Fig. 8의 공식지수와 유사한 경향을 나타냈다. 1시간 시험 조건은 1보다 낮은 Alpha값을 나타냈으며, 3, 6시간 시험 조건에서는 1보다 높은 값을 나타냈다. 특히, 1, 3시간 시험 조건은 염화물 농도가 증가하더라도 Alpha값은 오히려 감소하는 경향을 나타냈다. 그러나 6시간 시험 조건의 경우 염화물 농도 200 ppm에서 Alpha값은 감소한 후 큰 폭으로 증가하는 경향을 나타냈다. 이를 통해 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 균일부식속도는 감소하지만, 공식손상은 증가함을 알 수 있다. Fig. 8의 공식지수와 Fig. 10의 Alpha값은 공식손상을 정량화 할 수 있는 방법이라는 점에서 유사한 의미를 갖는다. 그러나 각각의 관계식에서 보는 바와 같이 최대공식깊이에 균일부식깊이를 합산 여부에

따라 기준값이 다르게 나타난다. 즉, Alpha값이 1미만 또는 공식지수 2 미만일 경우 균일부식이 지배적이며, 1 또는 2를 초과할 경우 공식 손상이 지배적인 것을 의미한다. 본 연구에서 두 가지를 모두 분석, 비교한 이유는 두 방법의 결과값을 상호 비교하여 정확성을 알아보고자 하였다. 비교 결과, 두 가지 모두 유사한 경향을 나타냈기 때문에 우수한 정확성을 가진 방법을 선정하기 어려울 것으로 생각된다.

Fig. 11은 정전위 부식 시험 종료 후 손상된 316L 스테인리스강의 표면을 관찰한 것이다. 모든 시험 시간 변수에서 염화물 농도 0 ppm의 경우 입계부식이 뚜렷하게 관찰되었으며, 염화물 농도가 증가할수록 입내와 입계에 공식 손상이 나타났다. 특히, 염화물 농도 600 ppm 이상에서 공식 손상의 성장이 뚜렷하게 관찰되었다. 그리고 공식 손상은 주로 결정입계 또는 입계가 만나는 점에서 많은 비율로 관찰되었다. 또한, 염화물 농도가 증가할수록 결정입내의 일정영역에 빗살무늬의 손상형태가 뚜렷하게 나타났다. 일반적으로 스테인리스강에서 결정입계를 제외하고 결정입내에 존재하는 슬립스텝(Slip step)

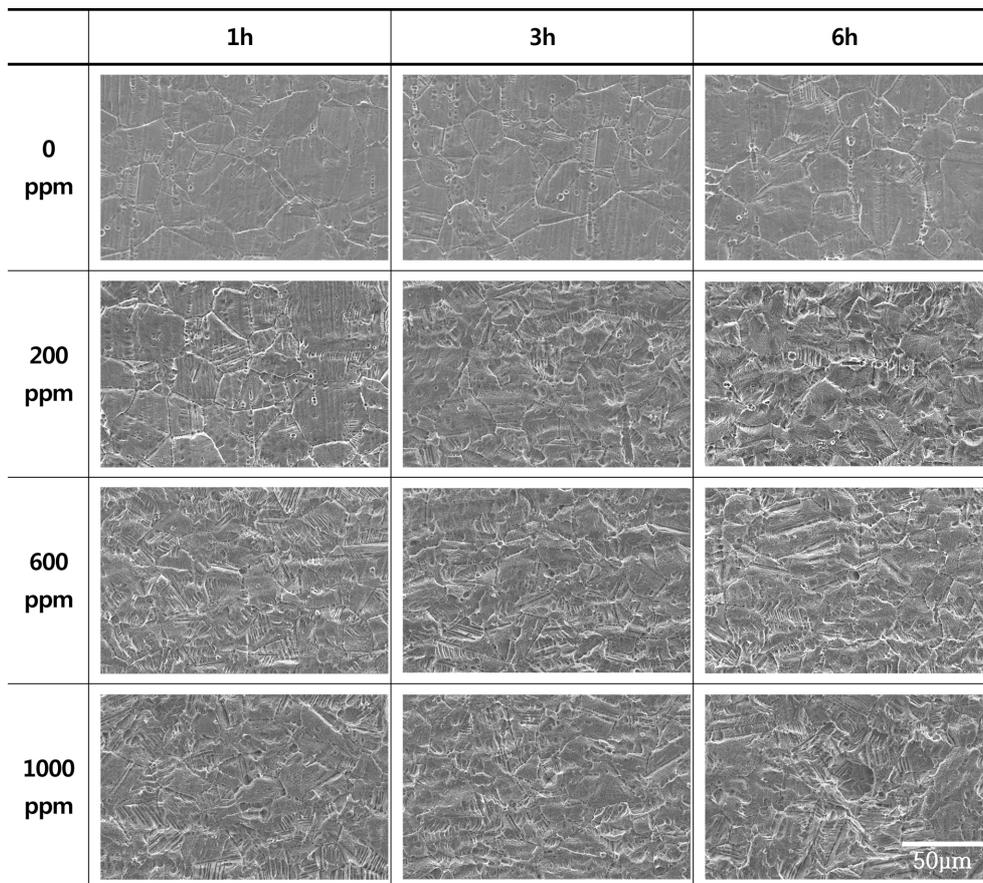


Fig. 11. Surface morphologies of damaged surface after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

에서 국부부식이 우선적으로 발생한다 [22]. R.N.Parkins 는 응력부식균열 및 공식 손상과 같은 국부부식은 슬립 스텝에서 우선적으로 개시된다고 보고하였다 [23]. 또한, P. Deng 등은 슬립스텝에서 국부부식이 발생하며, 슬립 스텝의 높이가 높을수록 국부부식은 가속화된다고 보고 하였다 [24]. 이러한 연구들과 유사한 형태의 부식 손상

이 관찰되었으며, 염화물 농도가 증가할수록 입계부식 보다 입내의 슬립스텝에서의 부식형태가 관찰되었다.

Fig. 12는 시험 시간 및 염화물 농도 변화에 따른 손상 거동을 Table 2 및 Table 3을 참고하여 모식도로 나타내었다. 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 균일부식에 의해 시험편의 전체 두께는 얇아졌다. 균일부

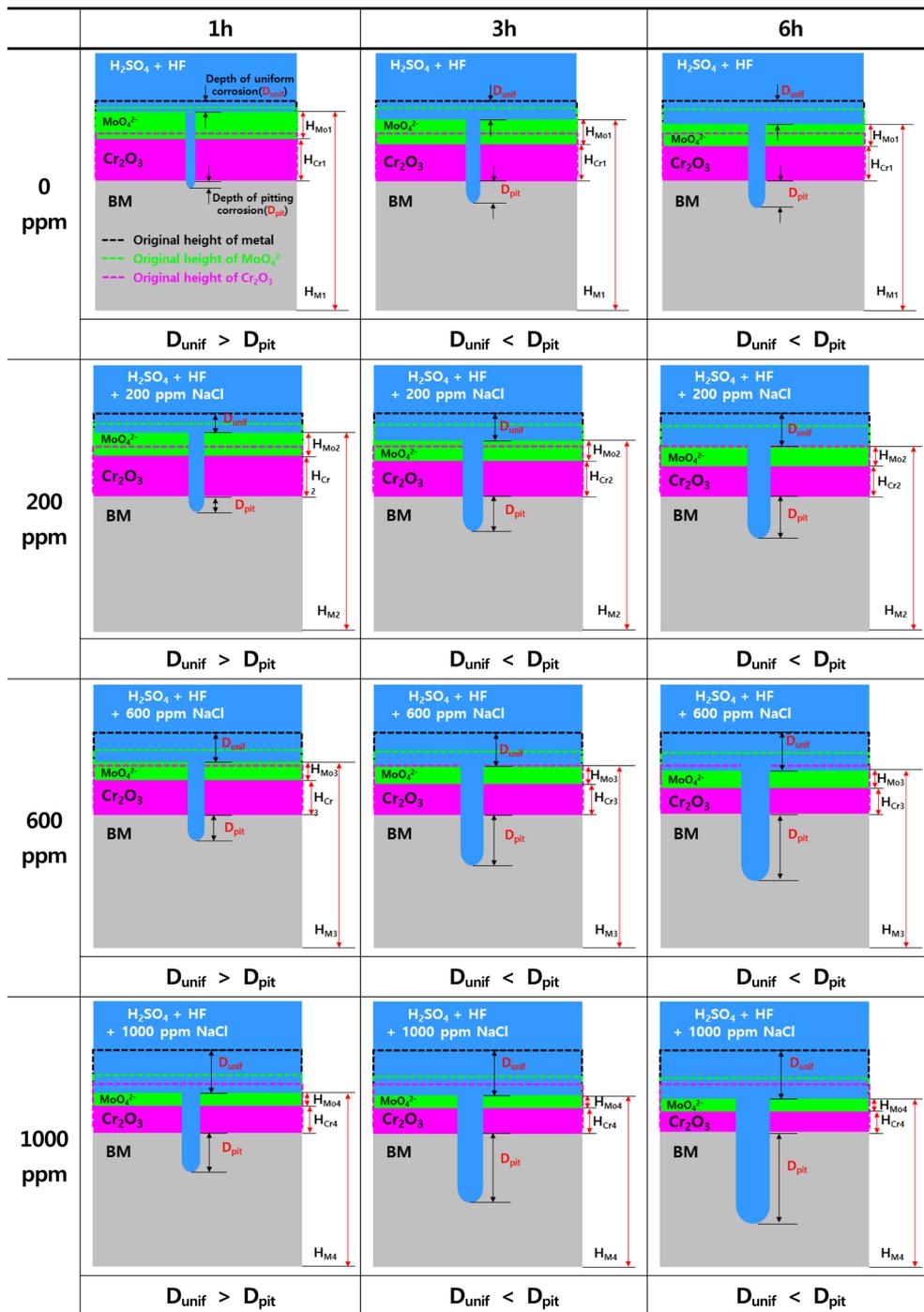


Fig. 12. Schematic of corrosion behavior after potentiostatic experiment for 316L stainless steel with chloride concentrations in accelerating solution

식 깊이(D_{uni})와 공식손상 깊이(D_{pit})를 합산한 전체 깊이 값 또한 증가하였다. 그러나 시험 시간에 따라 균일부식 깊이 및 공식손상 깊이의 경향이 다르게 나타났다. 1시간 시험 조건의 경우 모든 염화물 농도 조건에서 공식손상 깊이보다 균일부식 깊이가 더 크게 나타났다. 이를 통해 연료전지 양극 작동 환경에서 316L 스테인리스강 소재의 금속 분리판이 1시간 미만 노출될 경우 공식손상보다 균일부식이 지배적으로 나타나는 것을 알 수 있다. 반면에 3, 6시간 시험 조건의 경우 모든 염화물 농도 조건에서 공식손상 깊이가 더 크게 나타났다. 특히, 6시간 시험조건의 염화물 농도 600 ppm부터 균일부식 깊이와 공식손상 깊이의 차이가 급격히 증가하였다. 일반적으로 스테인리스강의 표면에 형성된 크롬 산화피막은 매우 견고하고 치밀하나, 수용액에 함유된 황산, 불소, 염소 이온이 산화피막의 결함을 유발한다. 그러나 본 연구에 사용된 316L 스테인리스강의 경우 합금 원소인 몰리브덴에 의하여 몰리브덴산 이온이 결함을 통해 모재 표면에 흡착하게 되어 표면의 공식손상을 억제시킨다 [25]. 이러한 몰리브덴산 이온의 영향은 1시간 시험 시간의 경우에 뚜렷하게 나타난다. 그러나 시험 시간 및 염화물 농도가 증가함에 따라 균일부식 깊이보다 공식손상 깊이가 더 커지는 역전현상이 발생하며, 6시간 시험 조건의 염화물 농도 1000 ppm에서 공식손상 깊이가 급격히 증가하였다. 비록 크롬 산화피막 및 몰리브덴산 이온이 공식손상을 억제시키는 역할을 수행하지만, 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 결함이 지속적으로 증가하고 수용액으로 분해되면서 피막 층의 두께를 감소시켜 공식손상을 증가시키는 것으로 사료된다. 즉, 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 피막의 안정성 감소 및 결함이 증가하여 공식손상이 가속화되는 것이다.

4. 결론

본 연구는 고분자 전해질 연료전지 금속 분리판용으로 고려되는 316L 스테인리스강에 대하여 양극 작동 환경을 모사한 수용액에서 시험 시간 및 염화물 농도를 변수로 정전위 부식 시험을 수행한 결과, 다음과 같은 결론을 얻었다.

정전위 부식 시험 결과, 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 전류밀도는 높게 측정되었다. 또한, 전류밀도의 평균을 산출한 결과 염화물 농도가 증가할수록 전류밀도의 평균값은 상승하였으며, 1시간 시험 조건이 가장 높은 평균값을 나타냈다. 이를 통해 시험 시간이 증가할수록 부식 속도가 느려진다는 것을 유추할 수 있다. 시험 후 손상된 시험편 표면의 손상 면적과 무게 감소

량 측정 결과, 염화물 농도가 증가할수록 손상 면적과 무게 감소량은 증가하였다. 시험 시간 및 염화물 농도가 증가할수록 표면 거칠기, 공식 손상 깊이 및 폭이 증가하였다. 특히, 6시간 시험 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 공식 손상 영역의 표면 거칠기가 급격히 증가함을 나타냈다.

또한 균일부식 및 공식 손상에 대한 속도를 산출하였으며, 이를 토대로 공식지수 및 Alpha값을 도출하였다. 공식지수 및 Alpha값 모두 1, 3시간 시험 조건에서 염화물 농도가 증가할수록 큰 변화를 나타내지 않았으나, 6시간의 경우 염화물 농도 600 ppm부터 급격한 증가를 나타냈다. 이를 통해 일정 시간 이하에서는 균일부식과 공식 손상이 비슷한 속도로 진행되나, 이후 공식 손상 속도가 급격히 증가함을 알 수 있었다.

References

1. A. Hermann, T. Chaudhuri, and P. Spagnol, Bipolar plates for PEM fuel cells: A review, *International Journal of Hydrogen Energy*, **30**, 1297 (2005). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2005.04.016>
2. S. H. Lee, J. S. Kim, N. H. Kang, H. H. Jo, and D. H. Nam, Surface Characteristic of Graphene Coated Stainless Steel for PEMFC Bipolar Plate, *Journal of The Korean Institute of Surface Engineering*, **44**, 226 (2011). Doi: <https://doi.org/10.5695/JKISE.2011.44.5.226>
3. A. Pozio, F. Zaza, A. Masci, and R. F. Silva, Bipolar plate materials for PEMFCs : A conductivity and stability study, *Journal of Power Sources*, **179**, 631 (2008). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jpowsour.2008.01.038>
4. M. P. Brady, H. Wang, B. Yang, J. A. Turner, M. Bordignon, R. Molins, M. A. Elhamid, L. Lipp, and L. R. Walker, Growth of Cr-Nitrides on commercial Ni-Cr and Fe-Cr base alloys to protect PEMFC bipolar plates, *International Journal of Hydrogen Energy*, **32**, 3778 (2007). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2006.08.044>
5. R. A. Antunes, M. C. L. Oliveira, G. Ett, and V. Ett, Corrosion of metal bipolar plates for PEM fuel cells: A review, *International Journal of Hydrogen Energy*, **35**, 3632 (2010). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2010.01.059>
6. D. P. Davies, P. L. Adcock, M. Turpin, and S. J. Rowen, Stainless steel as a bipolar plate material for solid polymer fuel cells, *Journal of Power Sources*, **86**, 237 (2000). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0378-7753\(99\)00524-8](https://doi.org/10.1016/S0378-7753(99)00524-8)
7. R. C. Makkus, A. H. H. Janssen, F. A. de Bruijn, and R. K. A. M. Mallant, Use of stainless steel for cost competitive bipolar plates in the SPFC, *Journal of Power Sources*, **86**, 274

- (2000). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0378-7753\(99\)00460-7](https://doi.org/10.1016/S0378-7753(99)00460-7)
8. Y. Yang, L. J. Guo, and H. Liu, Corrosion characteristics of SS316L as bipolar plate material in PEMFC cathode environments with different acidities, *International Journal of Hydrogen Energy*, **36**, 1654 (2011). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2010.10.067>
 9. R. F. Zhang, D. J. Yang, H. Zhu, and C. M. Zhang, Research on Potentiostatic Accelerated Test Method for Fuel Cell Metal Bipolar Plate, *Journal of The Electrochemical Society*, **89**, 3 (2019). Doi: <https://doi.org/10.1149/08907.0003ecst>
 10. N. Kumar, G. P. Shaik, S. Pandurangan, B. Khalkho, L. and Neelakantan, R. Chetty, Corrosion characteristics and fuel cell performance of a cost-effective high Mn–Low Ni austenitic stainless steel as an alternative to SS 316L bipolar plate, *International Journal of Energy Research*, **44**, 1 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1002/er.5422>
 11. H. Wang, M. A. Sweikart, and J. A. Turner, Stainless steel as bipolar plate material for polymer electrolyte membrane fuel cells, *Journal of Power Sources*, **115**, 243 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0378-7753\(03\)00023-5](https://doi.org/10.1016/S0378-7753(03)00023-5)
 12. I. H. Oh, and J. B. Lee, Corrosion Behaviors of 316L Stainless Steel Bipolar Plate of PEMFC and Measurements of Interfacial Contact Resistance(ICR) between Gas Diffusion Layer(GDL) and Bipolar Plate, *Corrosion Science and Technology*, **9**, 129 (2010). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2010.9.3.129>
 13. L. F. Lin, C. Y. Chao, and D. D. Macdonald, A Point Defect Model for Anodic Passive Films: II . Chemical Breakdown and Pit Initiation, *Journal of The Electrochemical Society*, **128**, 1194 (1981). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2127592>
 14. I. Olefjord, B. Brox, and U. Jelestam, Surface Composition of Stainless Steels during Anodic Dissolution and Passivation Studied by ESCA, *Journal of The Electrochemical Society*, **132**, 2854 (1985). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.2113683>
 15. Z. Wang, A. Seyeux, S. Zanna, V. Maurice, and P. Marcus, Chloride-induced alterations of the passive film on 316L stainless steel and blocking effect of pre-passivation, *Electrochimica Acta*, **329**, 135159 (2020). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.electacta.2019.135159>
 16. L. R. Hilbert, D. B. Ravn, J. Kold, and L. Gram, Influence of surface roughness of stainless steel on microbial adhesion and corrosion resistance, *International Biodeterioration & Biodegradation*, **52**, 175 (2003). Doi: [https://doi.org/10.1016/S0964-8305\(03\)00104-5](https://doi.org/10.1016/S0964-8305(03)00104-5)
 17. G. T. Burstein, and S. P. Vines, Repetitive Nucleation of Corrosion Pits on Stainless Steel and the Effects of Surface Roughness, *Journal of The Electrochemical Society*, **148**, 504 (2001). Doi: <https://doi.org/10.1149/1.1416503>
 18. ASTM G46-94, Standard Guide for Examination and Evaluation of Pitting Corrosion, p. 5, ASTM International, West Conshohocken, PA (2005).
 19. ASTM G31-72, Standard Practice for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals, P.7, ASTM International, West Conshohocken, PA (2004).
 20. I. J. Jang, K. T. Kim, Y. R. Yoo, and Y. S Kim, Effects of Ultrasonic Amplitude on Electrochemical Properties During Cavitation of Carbon Steel in 3.5% NaCl Solution, *Corrosion Science and Technology*, **19**, 163 (2020). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2020.19.4.163>
 21. H. K. Hwang, and S. J. Kim, Effect of Temperature on Electrochemical Characteristics of Stainless Steel in Green Death Solution Using Cyclic Potentiodynamic Polarization Test, *Corrosion Science and Technology*, **20**, 266 (2021). Doi: <https://doi.org/10.14773/cst.2021.20.5.266>
 22. H. S. Kwon, H. S. Kim, C. J. Park, and H. J. Jang, *Comprehension of stainless steels*, p.180, 191, 198, 212 Steel & Metal News (2007).
 23. R. N. Parkins, Localized corrosion and crack initiation, *Materials Science Engineering : A*, **103**, 143 (1988). Doi: [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(88\)90562-9](https://doi.org/10.1016/0025-5416(88)90562-9)
 24. P. Deng, Q. Peng, E. H. Han, W. Ke, and C. Sun, Proton irradiation assisted localized corrosion and stress corrosion cracking in 304 nuclear grade stainless steel in simulated primary PWR water, *Journal of Materials Science & Technology*, **65**, 61 (2021). Doi: <https://doi.org/10.1016/j.jmst.2020.04.068>
 25. H. Ogawa, H. Omata, I. Itoh, and H. Okada, Auger Electron Spectroscopic and Electrochemical Analysis of the Effect of Alloying Elements on the Passivation Behavior of Stainless Steels, *Journal of The Electrochemical Society*, **34**, 52 (1978). Doi: <https://doi.org/10.5006/0010-9312-34.2.52>