스테인리스강 SS304의 균열 형상과 에치 피트를 이용한 응력부식균열 전파 기구 해석

최병학^{1,*} · 이상우¹ · 안종기² · 이진희³

¹강릉원주대학교 신소재금속공학과

²한화에어로스페이스

³SK 건설

Analysis of Stress Corrosion Cracking Propagation of SS304 Stainless Steel Using Crack Shape and Etch Pits

Byung Hak Choe^{1,*}, Sang Woo Lee¹, Jong Kee Ahn², and Jinhee Lee³

¹Department of Materials Science and Engineering, Gangneung-wonju National University, Gangneung 25457, Republic of Korea

²Hanwha Aerospace, Sunghnam 13488, Republic of Korea

³SK E&C, Seoul 03149, Republic of Korea

Abstract: Austenitic stainless steel SS304 is vulnerable to Cl atmosphere SCC (stress corrosion crack). In this study, SCC phenomena related to stress and corrosion composition were analyzed to identify the mechanism for SCC initiation and propagation in SS304. The microstructure and mechanical properties resulting from crack propagation were analyzed by OM, SEM/EDS and micro Vickers hardness tests. The abnormal phase transformation induced by the SCC was analyzed by TEM and diffraction. As a result of these analyses, the shape of SCC was observed to form a branched type crack, which was related to etch pit patterns on the etched surface due to the austenitic fcc (face centered cubic) lattice slip. In addition, the high concentration accumulation of Cl and S components at the SCC site, observed by SEM/EDS, indicated that the SCC was affected by the corrosive atmosphere. The SCC crack propagation was accompanied by hardening, which is believed to be associated with the mechanism of hydrogen embrittlement. High resolution TEM analysis found abnormal satellite diffraction points in the SCC high hardness region. This means that a superlattice phase with high hardness values is formed near the SCC region. And the HIC (hydrogen induced crack) effect, a kind of hydrogen embrittlement, was also influenced by the hardened superlattice phase. It is assumed that the SCC and HIC are similar phenomena produced in the same stress and corrosive atmosphere by superlattice phase transformation.

(Received April 17, 2020; Accepted July 1, 2020)

Keywords: SS304 stainless steel, stress corrosion crack, Cl and S, superlattice phase, hydrogen induced crack

1. 서 론

오스테나이트계 스테인리스강 SS304는 Cl⁻ 분위기의 응력부식균열 (stress corrosion crack, 이하 SCC)에 취약한 것으로 알려져 있다 [1-3]. 이것은 Cl⁻ 이온이 재질 표면에 국부적으로 침투하고 용접이나 가공 성형의 잔류응력이 남

아 있는 경우 SCC로 발전할 가능성이 크기 때문이다 [4,5]. SCC는 재질 표면으로부터 나뭇가지 형태의 (branched type) 균열이 발생하는 현상인데, 이것은 균열 전파 양상에 따라 입내 SCC (transgranular)와 입계 SCC (intergranular)로 구분한다. 이것은 Cl⁻ 및 용존 산소 등의 부식 분위기와 균열 전파 속도에 기인하는 것으로 보고된다 [6].

또한 아직 오스테나이트계 스테인리스강의 수소취성균열 (hydrogen induced crack, HIC)에 대하여 많은 것이 밝혀진 바는 없지만, 수소는 Cl⁻ 이온과 연계되어 SS304에 영향을 미치는 것으로 보이며 이에 따라 SCC 및 HIC는 서

- 최병학: 교수, 이상우: 석사과정, 안종기: 연구원, 이진희: 상무

*Corresponding Author: Byung Hak Choe

[Tel: +82-33-640-2365, E-mail: cbh@gwnu.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. General chemical composition of SS304 grade

	C max.	Cr	Ni	Mn max.	Si max.	S max.	P max.
General	0.07	17.5~19.5	8.0~10.5	2.0	0.75	0.030	0.045
Specimen	0.07	17.93	8.45	2.0	0.75	0.030	0.045

로 유사한 균열 요인에 의해 발생하는 것으로 추정된다 [2,7,8].

SS304의 수소취성균열은 현장 발생 사례가 많이 보고되어 있지는 않지만, SS316L에 비하여 낮은 Ni 함량으로 인한 취화 현상이 연구되고 있다 [9-12]. 연구에 따르면 SS304는 낮은 Ni 함량으로 인한 재질 적층결함에너지 감소로 평면 슬립 (planar slip)이 유발되고 이로 인해 변형유기 상변태 일종으로써 ϵ -hcp 마르텐사이트 등 취성 유발 인자가 동반하는 것으로 보고된다 [13]. 또한 fcc 격자인 오스나이트계 스테인리스강의 슬립계 $\langle 110 \rangle$ -(110) 관련하는 에치 피트 현상의 SCC 균열 전파 양상이 검토되었다 [14,15].

본 연구에서는 SS304에 발생하는 SCC의 균열 시작과 전파 양상을 관찰하고 경도 변화와 관련하는 미세조직 구성을 분석함으로써 SCC 균열 전파 기구를 분석하였다. 이를 위해 SS304의 SCC에 유발된 부식 분위기와 균열 전파 관련된 에치 피트 및 미세조직 양상을 OM, SEM/EDS 분석하였다. 또한 SCC 지역에 유발된 상변태를 고분해능 TEM/과 회절도형으로 분석하고, 이것을 경도 변화의 경화 현상과 연관하여 SS304에 발생하는 SCC 균열 기구 및 HIC 유사성을 고찰하였다.

2. 실험방법

석유 및 화학 플랜트에 사용 중 손상이 발생한 SS304 튜브를 이용하여 SCC 현상과 미세조직/상변태 및 경도 변화를 분석하였다. 급수관 SS304 튜브는 데미워터 (demi-water) 수준의 순수한 물을 급수하는 시운전 상황에서 발생되었다. 그런데 튜브 내부에는 세척 공정에서 잔류하는 수십 ppm 정도의 Cl^- 이온이 부분적으로 농축된 상황이다. 실험에 사용된 SS304 재질의 대표적인 화학성분과 시험편의 성분은 표 1과 같다.

SCC 손상이 발생한 SS304 튜브는 직경 20 mm, 두께 2 mm의 무용접 튜브 (seamless tube)이며, 두 곳의 SCC 발생 지역에서 시편 (시편1 & 시편2)을 채취하여 분석을 수행하였다. 각 시편 단면에 대하여 광학현미경 (OLYMPUS BX51M) 및 주사전자현미경 (JEOL JP/JSM-7500F)을 이용하여 SCC 균열 시작 및 전파 양상과 미세조직을 관찰

하였으며, 미세조직 구성 부위의 성분은 EDS (AMETEK EDAX ELITE)로 분석하였다. 또한 SCC 균열 및 비균열 부에 대한 격자 구조 및 상을 투과전자현미경 (JEOL JEM 2000FX)을 사용하여 비교 분석하였다. 튜브 외면으로부터 SCC 전파 부위 및 튜브 내면에 대한 비커스 경도를 (Future Tech JP-FM-7) 으로 측정하여 미세조직 관련성을 검토하였다.

3. 실험결과

3.1 응력부식균열 전파 현상

오스테나이트계 스테인리스강 SS304는 Cl^- 이온이 포함된 분위기에서 SS304는 피팅과 SCC 손상을 잘 당하는 특징이 있다. 이것은 Cr이 첨가된 스테인리스강의 고유 특성이라 할 수 있다. 즉 Cr 산화물인 Cr_2O_3 에 의해 보호 피막이 형성된 강 표면에 국부적인 손상이 있을 경우 이곳에 Cl^- 집중이 용이하여 탄소강 및 저합금강에 비하여 국부적인 부식이 강하게 된다. 또한 이곳에 용접이나 냉간가공/성형에 의한 인장의 잔류응력이 부가된 경우 국부 부식은 쉽게 SCC로 발전하는 경향을 보인다.

SS304에 유발된 전형적인 SCC 형상은 그림 1과 같이 나뭇가지 형태 (branched type)로 나타난다. 여기에서 SCC는 표면으로부터 시작되는 직선의 나무 기둥 형태인 A 단계와 이것으로부터 분기되는 직선의 B 단계 및 다시 이것으로부터 분기되는 지그재그 형태의 C 단계로 구분된다.

이와 같이 $A \rightarrow B \rightarrow C$ 단계 나뭇가지 형태 균열이 유발되는 이유는 먼저 표면에 존재하는 인장의 잔류응력 여부에 따른다. 즉 표면 인장 잔류응력 크기가 클수록 나뭇가지 기둥인 A 단계 직선 길이가 길어진다. 이는 재질에 걸린 잔류응력을 해소하는 방식으로써 초기의 균열은 입내를 빠른 속도로 가로지르는 직선 형태를 이루는 것이다. 대략 초기 균열 A 단계 직선 길이는 $100\ \mu\text{m}$ 정도인데, 이만큼 균열이 진전하면 재질 잔류응력이 어느 정도 해소되는 것으로 볼 수 있다. 이후 완벽한 직선은 아닐지라도 분기 가지 수가 1~2개 정도로 적은 B 단계로 이어진다. 그리고 마지막 단계는 분기되는 가지 수가 많아지며 짧은 지그재그 진전을 보이는 C 단계이다.

Fig. 1. Typical morphology of SCC in SS304

균열 전파를 입내 (transgranular)와 입계 (intergranular)로 구분하는 경우, A와 B 단계는 입내 균열로 단정할 수 있지만, 일반적으로 C 단계부터는 입내 균열 또는 입계 균열 전파 형태로 구분되며 이것을 입내 SCC (TG SCC) 또는 입계 SCC (IG SCC)라고 명칭한다.

SS304의 SCC 균열 내부에서 그림 2와 같이 다량의 Cl 및 S 성분이 검출된다. 이것으로부터 스테인리스강의 SCC가 농축된 Cl⁻ 이온으로 인한 부식에 기인하는 것을 알 수 있다. 그런데 이러한 Cl이 SCC 어느 지역에서나 관찰되는 것은 아니다. 이것은 현미경 분석 시편 준비시 물로 세척하는 경우 Cl⁻ 이온이 균열로부터 빠져나갔기 때문에 SCC에서 Cl 성분 분석을 위해서는 가능하면 물 세척을 배제하는 것이 유리하다. 또한 SCC 지역의 SEM/EDS 분석에서 S 검출은 스테인리스강 SCC 사례에 자주 보고되는 현상인데, 이에 대한 구체적인 원인은 밝혀져 있지 않다. 다만 Cl SCC는 Sulfide Stress Corrosion을 동반한다는 탄소강, 저합금강 및 스테인리스강의 일반적인 사례는 보고되고 있다 [12]. 강 재질에 집중적으로 농축되는 부식 원소는 Cl과 더불어 S가 유력한 것으로 보여진다.

3.2 오스테나이트 피트 및 응력부식균열 전파

오스테나이트계 스테인리스강의 입내 (TG SCC) 또는 입계 (IG SCC) 두 종류의 SCC 전파는 대체로 균열 전파 속도에 관련하는데, Cl 및 용존 산소량 등에 영향을 받는 것으로 알려져 있다 [6].

본 연구에서 관찰한 그림 1 및 그림 2의 SCC 형태는

Fig. 2. SCC morphology (a) and Chemical compositions of (b) matrix and (c) SCC

대체로 TG SCC로 판단된다. 또한 이것을 에칭한 후 관찰한 그림 3에서도 SCC 전파는 입내의 TG SCC 인 것으로 판정된다. 그런데 그림에서 입내 균열 선단의 연결은 특정한 경계를 따라 전파하는 것으로 관찰된다. 여기에서 균열 전파는 대체로 쌍정 경계면을 따르는 것으로 보여 진다.

또한 입내에는 삼각형 모양의 많은 피트들이 관찰된다. 이것은 etch pit라고 불리는 결정의 전위 집적면 부식 현상과 유사한것이다. 즉 결정의 특정 면에 전위가 집적하고 이 부분이 우선 부식 당함으로써 관찰되는 에칭 현상으로 전위 또는 쌍정의 결정면 결정방위를 대표한다. 본 연구에서는 에치 피트를 이용하여 SCC 균열 전파 양상을 고찰하였다. 즉 에치 피트 삼각형 경계를 오스테나이트계 스테인리스강의 fcc 격자 슬립계와 연관하여 파악하였다. 이것은 오스테나이트계 스테인리스 강의 <110>(111) 슬립계와 관련하는 것으로 알려져 있다 [14,15].

그림 3에서 SCC 균열 선단 방향은 대체로 삼각형의 에치 피트 경계면 방향과 일치하였다. 이것으로부터 TG SCC는 전위 슬립면을 따라 진전하는 것을 알 수 있다. 그런데 오스테나이트계 스테인리스강 재질은 SA (solution annealing)의 용체화 처리가 이루어졌기 때문에 변형 전위나 기계적 쌍정은 소멸되었을 것으로 보여진다. 따라서 잔존하는 전위 결함류는 어닐링 쌍정이고 삼각형 에치 피트의 경계면은 이러한 쌍정 경계면으로 판단된다. 이것은 TG

Fig. 3. SCC propagation along twin boundaries and triangle pits in matrix

SCC 균열 전파 방향이 에치 피트 경계면 방향과 일치하므로 결과적으로 TG SCC 전파는 어닐링 쌍정 경계면 방향과 일치하는 것을 의미한다 [14,15]. 즉 TG SCC의 입내 균열은 fcc 격자의 슬립계와 관련하는 것으로 추정된다. 이러한 fcc 슬립계는 (111)<110>으로써 총 12개가 있는 것으로 밝혀져 있으며, TG SCC 균열 전파는 fcc 슬립계 12개 중의 한 개인 것으로 추정된다.

SS304의 SCC 균열 중에서 C 단계 이후의 균열 최선단에 해당하는 그림 4(a) 및 (b) 지역에는 그림 (c)와 같은 일종의 기공이 관찰된다. 이것은 에치 피트와 유사하지만 균열 전파 방향을 따라 연속으로 발생하는 특징이 있다.

이는 SCC 균열이 형성되기 이전에 부식 피트가 먼저 발생하는데, 만약 표면의 인장 잔류응력이 재질 내부까지 미치는 경우 부식 피트는 응력 해소를 위하여 방향성을 가지고 배열 형성되는 것으로 판단된다. 즉 일정하게 배열된 연속의 부식 피트들이 연결되어 SCC 마지막 부분인 C 단계의 균열 전파 양상을 구성하는 것으로 보여진다.

그림 4(c) 및 (d)와 같이 배열된 부식 피트 내부에는 산소와 Cl 성분이 다량 검출된다. 이것은 SCC 선단의 피트 홀이 개방되어 있어서 공기 중에 노출되었고 이로 인하여 이 부분에 산화물이 형성된 것으로 보인다. 그런데 여기에서 Cl 성분의 집적은 스테인리스강 에칭 용액의 성분이 피트 홀에 잔존할 수 있으므로, Cl⁻ 이온이 균열에 농축되는 스테인리스강 SCC 고유의 특성이라고 단정할 수는 없다.

3.3 경화를 동반하는 응력부식균열 현상

오스테나이트계 스테인리스강의 SCC가 재질 경화를 동반한다는 사실에 대해서는 보고된 바가 거의 없다. 그렇지만 SCC가 표면 잔류응력에 의하여 유발되는 것과 이

Fig. 4. Pits ahead SCC tip in (a), (b), (c) and chemical compositions of (d) matrix, (e) oxide

러한 잔류응력은 재질 가공/성형에 기인하는 것을 고려할 때 SCC 유발 지역은 가공경화를 당한 곳으로 볼 수 있으며 결국 이 지역에 고경도의 재질 경화 동반을 유추할 수 있다.

본 연구의 SS304 튜브에 유발된 SCC 부근의 경도 측정결과는 그림 5와 같다. 그림의 경도값 분포에서 시편 1과 시편 2는 서로 유사한 양상을 나타낸다. 시편 1의 경우 SCC 시작한 표면의 A 단계 균열부 경도는 평균 199 HV (205 HV/193 HV)인 것에 비하여 C 단계 균열부 경도는 239 HV로 증가하는 경향을 보인다. 또한 시편 2에 있어서도 A 단계 균열부 경도는 평균 223 HV (230 HV/217 HV)인 것에 비하여 C 단계 균열부 경도는 249 HV로 증가한다. 이러한 C 단계 균열부의 평균 경도값의 244 HV (239 HV/249 HV)는 균열 첨단부 경도인 180 HV

Fig. 5. Hardness values (HV) of (a) specimen 1 and (b) specimen 2

(183 HV/177 HV) 보다 훨씬 큰 값이며 튜브 비균열부의 모재를 대표하는 경도인 195 HV (198 HV/193 HV) 보다도 상당히 큰 양상을 보인다.

이것을 “A 단계 (튜브 표면) → C 단계 (균열전파) → 균열 침단부 → 비균열부 모재 (튜브 내면)” 균열 시작과 전파 단계 별로 두 시편에 대한 평균 경도 측정값으로 정리하면 다음과 같다.

“A 단계 [211 HV] → C 단계 [244 HV] → 균열 침단 [180 HV] → 모재 [195 HV]”

SCC 발생의 SS304 튜브 경도 측정 결과를 요약하면 ①SCC 균열 전파인 C 단계 지역 경도가 가장 높음, ② SCC 균열 시작인 A 단계 지역 경도는 이보다 낮지만 비균열부 모재에 비하여 높음으로 정리된다. (여기에서 균열 침단과 비균열부 모재의 경도값 차이는 측정 오차를 고려하여 언급하지 않는다.)

이러한 결과를 튜브 표면에 인장의 잔류응력이 존재하였다는 것을 가정한 상황과 연계하여 추정하면 다음과 같다. ①먼저 튜브 표면부터 어느 정도 깊이까지 가공/변형에 의한 잔류응력과 이로 인한 가공 경화 현상이 발생하였고, 표면 SCC 발생에 의해 A 단계 지역에서는 잔류응력이 해소되고 경도값 감소로 연계된 것으로 추정된다. ②이후 튜브 내부 C 단계 균열 전파 지역은 잔류응력 해소가 불완전하여 가공 경화 효과가 잔존하고 이로 인해 고경도 지역을 이루는 것으로 추정된다.

특히 SCC 균열 전파인 C 단계 균열부 경도가 비균열부인 모재 경도에 비하여 크게 높은 것은 튜브 가공/성형/변형에 의한 가공 경화 효과가 미세조직에 영향을 미칠 수 있을 것으로 보여 진다. 이것은 금속 합금이 보이는 경화 현상이 주로 미세조직적인 상변화를 동반한다는 것에 근거를 둔다. 아래 고찰에서 SS304 튜브 SCC의 경화 현상과 관련된 미세조직 상변태 현상을 언급하였다.

4. 고찰

오스테나이트계 스테인리스강 SS304의 SA (solution annealing)의 용체화 처리 미세조직은 어닐링 쌍정 구조로 구성된다. 관찰된 지역은 균열이 존재하지 않았던 비균열부 모재 부위인데, 이것을 TEM으로 확대 관찰하면 그림 6과 같이 일반적인 fcc 격자 구조로 확인된다. 여기에는 쌍정이나 적층결함 또는 전위가 존재할 수 있는데 그림에서는 전위만 일부 지역에 생성된 것을 알 수 있다. 또한 이 부분의 <001> 및 <112> 정대축 회절도형관찰로부터 여기에는 일반적인 fcc 격자 회절점만 존재하는 것을 확인할 수 있다.

이에 비하여 SCC가 발생한 C 단계 균열부의 TEM 분석에서, 그림 7과 같은 입내 fcc 격자 구조로부터 그림 7(d)와 같은 비정상적인 위성회절점 현상이 발생하는 것을 특징적으로 알 수 있다. 먼저 백만배 이하 배율의 TEM 관찰에서는 SCC 발생 부위라 할지라도 미세조직은 그림 7(a) 및 (b)와 같이 일반적인 SS304 스테인리스강에 해당하는 쌍정, 적층결함 및 전위의 구성으로 관찰된다. 그러나

Fig. 6. TEM analysis of non-crack area: (a) matrix microstructure and diffraction patterns of (b) <001> and (c) <112> zone axis

Fig. 7. TEM analysis of SCC area: (a), (b), (c) microstructures and (d) diffraction pattern of <112> zone axis

7(b) 원형 지역에 대한 2백만배 이상의 고배율 TEM 분석에서 그림 7(c)와 같이 격자 간격까지 관찰할 수 있다. 그리고 그림 7(c) 부분으로부터 그림 7(d)와 같은 비정상적인 위성회절점을 포함하는 회절도형이 얻어진다.

일반적인 fcc 격자에서 얻어지는 $\langle 112 \rangle$ 정대축의 회절도형은 비균열부 또는 SCC 균열부 모두 공통적으로 그림 6(c) 및 그림 7(d)와 같이 직사각형 회절점 도형을 이룬다. 그런데 균열부 조직에서 얻어지는 회절도형 (그림 7(d))에서 직사각형 주회절점들 사이에 위성회절점들이 더 존재하는 것을 알 수 있다. 즉 비균열부 정상적인 회절도형의 그림 6(c)와 비교하여 균열부 회절도형에는 그림 7(d)와 같이 (131) 면방향으로 1/2지점에 비정상적인 위성회절점들이 형성된 특징을 보인다.

그림 7(c)의 노란색 원은 fcc 격자 (111) 면간격을 보여 주는데 고배율 TEM에서 측정된 간격은 2.1Å이며 이것은 SS304 (lattice parameter: 3.6Å)의 (111) 면간격 2.08Å과 거의 일치한다. 또한 그림의 빨간색 원은 fcc 격자 (131)의 1/2 지점에 해당하는 면간격을 보여주는데 고배율 TEM에서 측정된 간격은 2.2Å이며 이것은 SS304 (lattice parameter: 3.6Å)의 1/2(131) 면간격 2.17Å과 거의 일치한다. 이것으로부터 SCC 균열부 미세조직 내에는 초격자를 이루는 비정상적인 격자가 일부 존재하는 것을 확인할 수 있다.

그림 8은 다른 SCC 균열부 내부 미세조직에서 관찰된 고배율 TEM이다. 여기에서도 그림 7보다는 희미하지만 그림 8(b)와 같이 (111) 면방향의 1/2 지점에 위성회절점들이 관찰된다. 이것은 그림 8(a) 노란색 원의 (111) 면방향으로 배열된 초격자에 해당하는데, 고배율 TEM으로부터 측정된 간격은 4.2Å이다. 이것은 SS304 (lattice parameter: 3.6Å)의 1/2(111) 면간격 4.15Å과 거의 일치한다.

이와 같이 SCC의 C 단계 부위에는 그림 7 및 그림 8과 같이 비정상적인 위성회절점을 포함하는 회절도형이 관찰된다. 이것은 SCC 균열 손상 부위에 초격자 결함이 유발된 것을 의미한다. SCC가 초격자 결함을 유발한 것에 대해서는 Baek and Choe 등 논문에서 그 원인이 고찰되었다 [13]. 여기에서 오스테나이트계 스테인리스강의 수소가압 및 취성 균열에 유사한 위성회절점 도형이 얻어지는데, 이것은 수소가 오스테나이트 격자 슬립에 일정한 영향을 주고 이로 인해 형성된 초격자 관련 현상으로 설명될 수 있다 [13,16,17]. 수소는 격자에 적층결합에너지를 낮추며 평면 슬립을 유발하고 이로 인한 ϵ -마르텐사이트 형성에 영향을 미친다는 이론 배경을 제공한다 [18-20]. 이것으로부터 SS304의 SCC와 수소 및 HIC (hydrogen induced crack,

Fig. 8. TEM analysis of SCC area: (a) microstructures and (b) diffraction pattern of $\langle 112 \rangle$ zone axis

수소취성균열)이 서로 관련 있는 것이 합리적으로 추정된다.

본 연구를 비롯한 다른 연구들에 언급된 SCC의 수소 영향성을 언급하지만 [2,7,8], 수소가 SS304 재료의 SCC에 직접적으로 영향을 미쳤다는 구체적인 증거는 부족하다. 이것은 SCC 부위에서 수소 함유량 측정이 매우 어렵기 때문인데 본 연구에서는 미세조직 상의 초격자 현상과 경화 현상이 동반한다는 사실을 들어 SCC와 HIC 연관성을 추정할 수 있었다.

즉 이와 같이 미세조직 내부에 형성된 초격자 현상은 재질 경화를 동반하는데, 일반적으로 초격자는 고경도 특성을 지닌다. 이러한 특성이 SCC 균열부 경화 현상을 유발한 것으로 추정할 수 있으며, 이것이 HIC와 관련하여 심각한 재질취성을 유발한다는 논리가 적합한 것으로 판단된다.

5. 결 론

- 1) SS304 튜브에 발생된 SCC는 “A 단계 [초기 직선] → B 단계 [직선 분기] → C 단계 [후기 지그재그 분기]”의 3단계로 전파하는 것으로 관찰된다.
- 2) SCC 전파 부위 일부에서 Cl 및 S 성분의 고농도 집적이 측정되어, SS304의 SCC는 Cl, S 성분 집적에 기인하는 것으로 판단된다.
- 3) SCC 전파의 C 단계 균열은 입내 지그재그 형태인데, 이것은 주변의 삼각형 에치 피트 양상에 따라 쌍정 또는 전위 경계면을 따라 진전하는 것으로 보여 진다.
- 4) 균열 발생 직전의 C 단계 균열 선단부에는 다량의 에치 피트 배열 양상과 산화물 형성이 관찰된다. 이것은 SCC 선단이 잔류응력에 의해 피트 홀이 개방되어 있어서 공기 중에 노출되었고 이로 인하여 이 부분에 산화물이 형성된 것으로 보인다.
- 5) 튜브 단면 경도 측정 결과 “A 단계 [211HV] → C 단계 [244HV] → 균열 침단 [180HV] → 모재 [195HV]”와 같이 SCC의 C 단계 균열부가 고경도 지역인 것으로 분석된다.

6) 이와 같이 일부 SCC 부위에 경화 현상이 동반되는 것은 SCC 지역에 초격자 형태의 상이 구성된 것에 기인하는 것으로 추정된다. 초격자 형태의 상은 고분해능 TEM 미세조직 구조로부터 확인되며, TEM 회절에서 위성회절점을 동반하는 비정상적인 초격자의 회절도형 특징으로부터 확인된다. 이로부터 SCC는 수소취성과 관련하는 것으로 추정된다.

감사의 글

이 논문은 강릉원주대학교 중소기업산학협력센터의 지원 사업과 에너지기술평가원의 산업기술혁신사업 [에너지기술 개발사업] 과제 지원에 의하여 수행되었음.

REFERENCES

1. A. Machiels, *Effects of Marine Environments on Stress Corrosion Cracking of Austenitic Stainless Steels*, pp.2-15, Electric Power Research Institute 1011820, California (2005).
2. M. Hiroyuki, *The Open Corrosion Journal* **1**, 6 (2008).
3. H. H. Chia, C. C. Tai, T. H. Rong, and W. T. Leu, *Materials* **187**, 1 (2017).
4. S. Sharkawy, Z. Xia, and Z. Szkalarska-Smialowska, *J. Nucl. Mater.* **195**, 184 (1992).
5. M. L. Castaño, M. S. García, G. de Diego, and D. Gómez-Briceño, *Corrosion Issues in Light Water Reactors: Stress Corrosion Cracking*, pp.200-210, Woodhead Publishing and CRC Press, New York (2007).
6. Y-J Huang, K. Kawakita, and A. Kimura, *Nucl. Mater. Energy* **15**, 103 (2018).
7. R. M. Latanision, O. H. Gastine, and C. R. Compeau, *Environment Sensitive Fracture of Engineering Materials*, p.48, TMS-AIME, Warren dale PA (1979).
8. J. Woodtli and R. Kieselbach, *Eng. Fail. Anal.* **7**, 427 (2000).
9. L. A. Hughes, B. P. Somerday, D. K. Balch, and C. San Marchi, *Int. J. Hydrogen Energ.* **39**, 20585 (2014).
10. Y. Chieh, K. S. Ren, C. Chun, and W. T. Leu, *Metals* **58**, 1 (2017).
11. C. San Marchi, and B. P. Somerday, *Technical reference for Hydrogen Compatibility of materials*, SAND2012-7321, Sandia National Laboratories, Livermore CA (2012).
12. U. Kivisäkk, *Ph. D. Thesis*, pp.22-24, Kungliga Tekniska Högskolan, Stockholm (2010).
13. U. B. Baek, B. H. Choe, J. H. Shim, Y. U. Kim, Y. S. Kim, S. S. Kim, S. H. Nam, and K. Y. Hong, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 82 (2015).
14. T. Nakayama and M. Takano, *Corrosion* **37**, 226 (1981).
15. U. B. Baek, B. H. Choe, J. H. Lee, J. H. Shim, E. S. Kim, and S. H. Nam, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 20 (2015).
16. Z. Jiao, J. T. Busby, R. Obata, and G. S. Was, *Corrosion* **59**, 705 (2005).
17. D. Jandova, *Proc. 11th International Scientific Conference on Achievements in Mechanical and Materials Engineering*, p.243, AMME, Gliwice-Zakopane, Poland (2000).
18. J. Hilhorst, V. V. Abramova, A. Sinitskii, N. A. Sapoletova, K. S. Napolskii, A. A. Eliseev, D. V. Byelov, N. A. Grigoryeva, A. V. Vasilieva, W. G. Bouwman, K. Kvashnina, A. Snigirev, S. V. Grigoriev, and A. V. Petukhov, *Langmuir* **25**, 10408 (2009).
19. K. H. Kwon, B. -C. Suh, S. -I. Baik, Y. -W. Kim, J. -K. Choi, and N. J. Kim, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **14**, 014204 (2013).
20. B. H. Choe, H. S. Jang, B. G. Lee, E. S. Kim, W. S. Kim, U. B. Baek, and S. H. Nam, *Korean J. Met. Mater.* **56**, 1 (2018).