

주조 오스테나이트 스테인리스강 상경계 균열부 산화물 분석

최민재[†] · 김성우

Analysis of Oxide Layers in Phase Boundary Crack of Cast Austenitic Stainless Steel

Min-Jae Choi[†] and Sung-Woo Kim

(Received 01 December 2023, Revised 19 December 2023, Accepted 21 December 2023)

ABSTRACT

For the phase boundary crack found in the gasket made of cast austenitic stainless steel in the nuclear power plant, the oxide layers were analyzed through SEM and TEM. The results showed that cracks initiated and propagated along the austenite/ δ -ferrite phase boundary, the propagation path was changed to penetrate the inside of the phase. The oxide layer located at the periphery of the crack along the phase boundary was identified as a complex multi-layered spinel structure, and Cr-rich carbides were also detected in the oxide. The cracks that propagated inside the austenite matrix were attributed to the presence of high external stresses and impurities.

Key Words : Cast austenitic stainless steel(주조 오스테나이트 스테인리스강), Oxide layer(산화물), Phase boundary(상경계), Stress corrosion cracking(응력부식균열), TEM(투과전자현미경)

1. 서 론

주조 오스테나이트 스테인리스강(Cast Austenitic Stainless Steel, CASS)은 기계적 특성, 성형성 및 내식성이 우수하여 원자력발전소 1차 계통의 주배관, 밸브, 케이스 등 다양한 구조부품에 광범위하게 사용된다⁽¹⁾. 일반적인 CASS 재료는 오스테나이트 기지 내에 약 10~30%의 페라이트상이 생성되는데 이러한 페라이트상과 오스테나이트상의 혼합상 조직으로 인해 높은 강도와 내식성을 갖게 되고, 일정 함량 이상의 델타페라이트로 인해 용접 과정에서의 고온 균열(hot cracking)을 방지한다. CASS 재료의 혼합상 조직은 응력부식균열(Stress Corrosion Cracking, SCC)에 대한 저항성을 높이는데 기여하며⁽²⁻⁴⁾, 조직 내 델타페라이트에 의해 응력부식균열 지연이 발생

하는 것으로 보고되었다^(5,6). 그러나 CASS 재료를 고온에서 장기간 사용할 경우 상대적으로 취약한 페라이트상의 미세조직 변화로 인해 열취화가 발생할 수 있으며, 장시간의 thermal aging 취화로 인해 응력부식균열 민감도가 증가할 수 있다⁽⁷⁻¹⁰⁾.

20년 이상의 운전 이력을 지닌 국내 원전에 사용된 CF8M 재질의 가스켓에서 균열이 검출되었고 해당 균열의 원인 평가 필요성이 제기되었다. 스테인리스강 및 니켈 기반 합금의 산화물 형성은 본질적으로 부식 및 균열개시/전파와 연관되어 있다^(11,12). 따라서 균열 발생의 원인을 밝혀내고 균열 기구를 추정하기 위하여 균열 팁에 형성된 산화물 층을 상세 분석하는 것이 필요하다⁽¹³⁾. 고온 환경에서 오스테나이트계 스테인리스강과 Alloy 600의 표면과 균열 팁에 형성되는 산화물은 이중층 배열의 스피넬 구조를 갖는 것으로 알려져 있다⁽¹⁴⁾. 이러한 산화물 층은 Cr이 풍부한 내부 산화물($Ni_xCr_yFe_{3-x-y}O_4$)과 Fe가 풍부한 외부 산화물(Fe_3O_4)로 구성된다. 산화물

[†] 책임저자, 회원, 한국원자력연구원 재료안전기술연구부
E-mail: mjchoi@kaeri.re.kr
TEL: (042)868-2368, FAX: (042)868-8549

구조는 합금 조성 및 수화학 환경 등 여러 요인에 따라 달라질 수 있다. Terachi 등은 수화학환경 및 Cr 함량에 따라 산화물 조성 및 결정립 크기가 달라진다고 보고하였다⁽¹⁴⁾. 본 연구에서는 균열이 검출된 가스켓에서 보트샘플을 채취하여 균열의 형태를 관찰하고 조성 측정 및 산화물 층의 상세 분석을 수행하였다. 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope, SEM)을 통해 균열의 전과 양상을 상세히 관찰하였고, 에너지 분산 분광법(Energy Dispersive Spectroscopy, EDS)을 이용해 화학 조성을 측정하였으며, 투과전자현미경(Transmission Electron Microscope, TEM)을 통해 산화물 층의 원자 구조 분석을 수행하여 균열의 개시 및 전과 원인을 추정하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 시험편은 20년 이상 가동된 국내 가압경수로형 원전 냉각재 펌프에 장착된 금속 가스켓의 균열부에서 채취한 보트샘플이며, 원소재는 오스테나이트상과 페라이트상으로 구성된 듀플렉스 스테인리스강인 CF8M 재질이다. 대표적인 CASS 재료 중 하나인 CF8M 소재의 일반적인 화학 조성은 표 1과 같다. 다른 CF 계열 강재에 비해 CF8M은 탄소 함량이 더 높고 2.0~3.0 wt%의 Mo를 함유하고 있다. 미세조직 분석은 SEM(JSM-5360, JEOL)을 사용하여 20 kV의 작동 전압에서 수행하였으며, 화학 조성은 EDS(INCA System, Oxford Instruments)를 통해 측정하였다. 집속 이온빔 장비(FIB, JEOL)를 사용하여 구리 그리드 위에 TEM 및 STEM 분석용 시험편을 준비하였으며, 이러한 과정을 통해 균열을 정확하게 관측하였고 미세 구조 분석 및 화학 조성 측정을 정밀하게 수행하였다. 전계방출 투과전자현미경 장비(Field-emission TEM, JEM-2100F, JEOL)는 200 kV의 작동 전압에서 사용되었으며, 선형 프로파일과 화학 조성 지도는 TEM/EDS(X-Max 80T, Oxford Instruments)를 통해 측정되었다.

Table 1 Composition of the CF8M stainless steel (wt%)

Grade	Type	C max	Mn max	Si max	P max	S max	Cr	Ni	Mo
CF8M	Cast	0.08	1.5	1.5 or 2.0	0.04	0.04	18.0-21.0	9.0-12.0	2.0-3.0

3. 결과 및 고찰

3.1 페라이트 함량 측정

원전에서의 CASS 재질 구조부품 파손은 재료의 미세조직 특성 중 표준 범위에 비해 페라이트 함량이 충분하지 않은 것에 기인할 수 있다⁽¹⁵⁾. 그림 1의 광학 이미지는 시험편의 혼합상 미세조직을 보여주며, 어두운 영역은 오스테나이트 기지 내의 델타페라이트에 해당한다. 델타페라이트의 면적은 ImageJ 소프트웨어를 사용하여 광학 이미지에서 오스테나이트상과 델타페라이트상 간의 대비 차이를 통해 측정하였다. 측정된 델타페라이트의 면적 비율은 8.88%였으며, 해당 페라이트 넘버는 약 10으로 계산되었다. 따라서 본 연구에 사용된 CF8M은 표준 범위 내의 적절한 페라이트 함량을 갖는 것으로 평가되었다⁽¹⁶⁾.

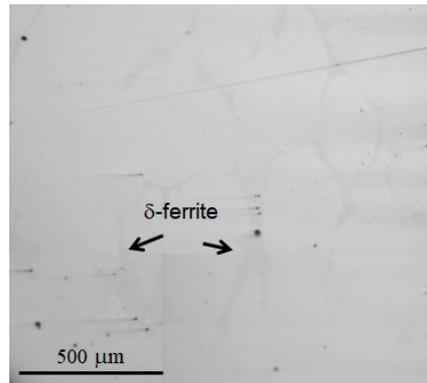


Fig. 1 Optical image of CF8M microstructure

3.2 균열 형상의 SEM 분석

그림 2는 시료 표면에서 약 300 μm 떨어진 지점의 균열의 형상과 깊이를 보여주는 균열 단면 SEM 이미지이다. 균열 개시 시점을 추정하기 위해 그림 2와 같이 A, B, C 영역에서 화학 조성 분석을 수행하였으며, point EDS 분석 결과를 표 2에 요약하였다. 오스테나이트상과 페라이트상은 화학 조성을 통해 유추할 수 있었으며, 델타페라이트의 주요 구성 원

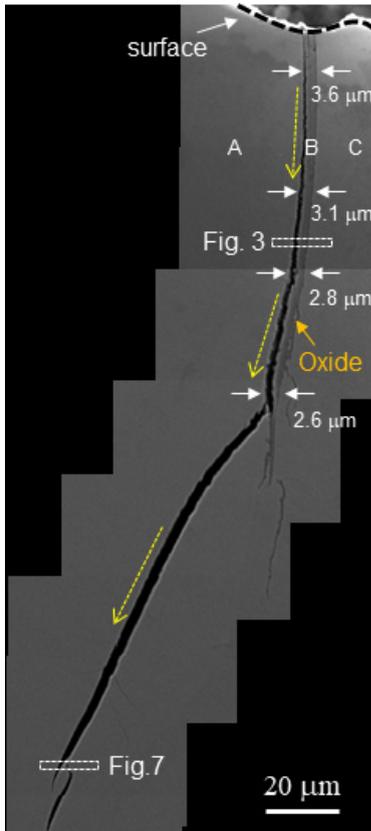


Fig. 2 SEM image of the crack morphology and the thickness variation of the oxide layer

Table 2 Chemical compositions near the crack in regions A, B, and C in Fig. 2 (wt%)

	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	O
A	68.76	20.89	8.18	0.44	0.69	1.03	-
B	54.61	10.78	3.61	0.71	-	0.66	30.48
C	66.36	25.23	5.53	1.00	0.67	1.21	-

소는 Cr, Fe, Si, Mo, 오스테나이트에 해당하는 원소는 Ni, Mn, C, N이다¹⁷⁾. A 지역의 Cr 농도(20.89 wt%)가 C 지역(25.23 wt%)보다 낮게 측정된 결과를 통해 A 지역은 오스테나이트, C 지역은 델타페라이트인 것으로 평가하였다. A와 C 지역에서는 산소가 검출되지 않았지만, B 지역에서는 상당한 양(30.48 wt%)의 산소가 검출되었다. 재료 표면에서 내부로의 측정 방향에 따라 산화물의 두께는 감소하는 것으로 관찰되었으며, 이는 균열이 기지 내로 전파되기 전에 표면에서 개시되었음을 의미한다. 또한 산

화물 층은 델타페라이트에만 형성되는 것으로 확인되었다. 델타페라이트에서의 산화물 형성은 오스테나이트에 비해 확산 속도가 더 빠르기 때문이다¹⁸⁾. 균열은 상경계를 따라 개시되고 전파되었으며, 균열의 경로는 상경계를 따라가다가 재료에 가해진 응력 방향의 수직 방향으로 전환되어 기지 내부로 균열이 전파되는 것을 확인하였다. 선행 연구에서 높은 외부 응력이 가해진 듀플렉스 강에서 균열 전파 방향이 상경계에서 오스테나이트 기지 내부로 변화할 수 있다고 보고된 바 있다¹⁹⁾.

3.3 산화물 층의 TEM 분석

그림 3은 그림 2에 표시된 직사각형 영역 내에서 촬영한 균열의 STEM 이미지로서, 균열을 따라 뚜렷한 위상을 나타낸다. 균열면에 형성된 산화물 층의 다층 구조는 STEM으로 얻은 이미지의 대비 차이를 통해 명확하게 관찰되었다. 그림 3에서 i, ii, iii로 표시된 산화물 층의 두께는 각각 0.24, 1.40, 1.00 μm이다. 산화물 내부에는 직경 100~200 nm의 석출물이 확인되었다. 균열 개시 및 전파 양상을 분석하기 위해 그림 3(c) 및 (e)에 표시된 것처럼 선택영역회절법(Selected Area Electron Diffraction, SAED)을 통해 기지의 미세 조직을 평가하였다. 산화물 층(산화물 i)과 접촉하는 기지는 페라이트인 것으로 확인되었다. 이 영역에 해당하는 이미지는 그림 3(b)에 표시되어 있으며 상당한 양의 전위가 확인되어 재료가 외부 응력을 받았을 것으로 추정하였다¹⁹⁾. 다른 기지는 오스테나이트상에 해당하며 그림 3(d)의 이미지에서도 상당한 양의 전위가 확인된다. 그림 4는 그림 3(a)에 설명된 영역을 확대한 이미지로, 다층 산화물의 원소 분포와 인접한 기지 영역의 SAED 패턴을 보여준다. 그림 4(e)에 표시된 산소 측정 결과를 통해 기지와 산화물 계면을 구분할 수 있다. 그림 4(c)에서 볼 수 있듯이, 델타페라이트 기지와 외부 산화물 층(산화물 ii) 사이에서 Fe가 고갈된 산화물(산화물 i)이 관찰되었다. 이와는 대조적으로 Cr(그림 4(b))은 Fe와는 다른 분포를 보여준다. 즉, Cr은 델타페라이트 기지와 접촉하는 내부 산화물 층 내에서 검출된 반면, 외부 산화물 층에서는 거의 검출되지 않았다. Cr이 풍부한 내부 산화물 영역에서 ring 회절 패턴을 얻었으며(그림 4(g)), 이 패턴은 Cr이 풍부한 스피넬 구조를 가진 다수의 미세한 크기의

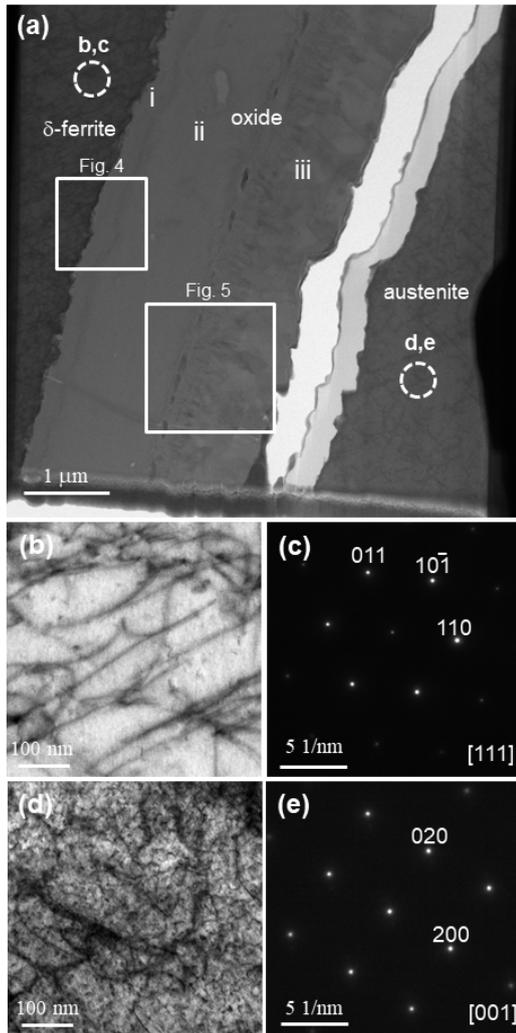


Fig. 3 (a) STEM image of the crack; (b, d) enlarged images and (c, e) the corresponding SAED patterns of the areas indicated in (a)

결정립에 기인한다. 이와는 대조적으로, Fe가 풍부한 산화물 영역(그림 4 (h))에서 선명한 spot 패턴을 얻었는데, 이는 결정립 크기가 더 크고 Ni 함량이 낮은 스피넬 구조의 마그네타이트(Fe_3O_4)임을 나타낸다. Cr이 풍부한 스피넬과 마그네타이트는 모두 원전의 작동 온도에서 열역학적으로 안정적인 상이다⁽¹⁴⁾. Stellwag 등은 250 °C 이상의 온도에서 이중층 산화물이 형성된다고 보고하였으며⁽²⁰⁾, Terachi 등은 Type 316 스테인리스강에 Cr이 풍부한 내부 산화물 층과 Fe가 풍부한 외부 산화물 층으로 구성된 이중층 산화물이 존재한다고 보고하였다⁽¹⁴⁾. Cr이 풍부한

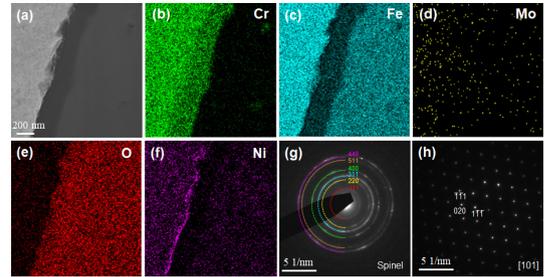


Fig. 4 (a) STEM image of the double-layered oxide, (b)–(f) elemental maps, and SAED patterns of (g) the inner Cr-rich oxide and (h) the outer Fe-rich oxide

내부 산화물 층은 Cr이 풍부한 스피넬에서 Fe 이온의 확산도가 낮기 때문에 부식에 강한 것으로 알려져 있다⁽²¹⁾. 내부 산화물에 의해 나타나는 입자 크기는 재료의 화학적 조성에 영향을 받는데, Terachi 등은 5 wt% Cr을 함유한 합금에서 spot SAED 패턴을 관찰한 반면, 20 wt% Cr을 함유한 합금에서는 ring 패턴이 보임을 확인하였다. 이러한 결과는 Cr 함량 25.23 wt%가 측정된 영역을 델타페라이트라고 결정 한 본 연구 결과와 일치하였다.

그림 4 (f)에서 볼 수 있듯이, 델타페라이트 기지와 내부 Cr이 풍부한 산화물 층 사이의 계면에서 Ni이 풍부한 층이 관찰되었다. Han 등은 Ni 농축층이 형성되면 Cr 및 Fe와 비교하여 Ni의 산화 속도가 느릴 수 있다고 보고하였다⁽²¹⁾. 한편, 미세 기공이 산소의 내부 확산을 위한 지름길 역할을 하기 때문에 다공성 산화물에서는 Ni 농축층이 관찰되지 않는다. 따라서 본 연구에서 관측된 Ni 농축은 산소의 내부 확산이 Ni을 산화시키기에 불충분했기 때문으로 판단된다. 그림 4 (a)에서 볼 수 있듯이 미세 기공 없이 형성된 치밀한 내부 산화물 층에 의해 내부 확산이 제한되었을 수 있다.

그림 5는 그림 3 (a)에 표시된 영역에서 얻은 STEM 이미지와 화학 조성 및 구조 분석 결과이다. 그림 5 (a)의 화살표는 외부 마그네타이트 산화물의 결함을 나타낸다. 이러한 결함의 화학 조성은 주변 마그네타이트의 화학 조성과는 크게 다르지 않았다. 내부 및 외부 산화물 층의 결함은 선행 연구에서도 관측되었으며^(20,21), Han 등은 Type 316L 스테인리스강에서 Si이 다른 원소들의 산화 거동에 영향을 미친다고 추정하였다⁽²¹⁾. Si 산화물 층은 고온의 대기

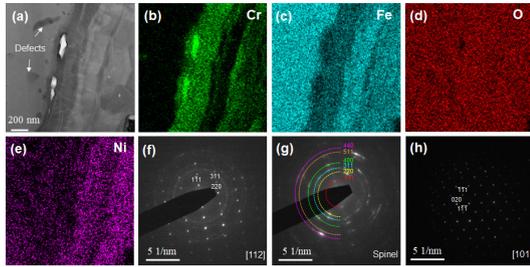


Fig. 5 (a) STEM image of the multi-oxide layer; (b) –(e) elemental maps; SAED patterns of the (f) carbide, (g) Cr-rich oxide, and (h) Fe-rich oxide

환경에서 안정적이며 추가 산화를 방지하는 역할을 한다. 그러나 고온수 환경에서는 온도가 상승함에 따라 해당 층의 용해도가 증가하여 물에 쉽게 용해될 수 있다. CF8M의 Si 함량이 ~2 wt%이기 때문에 외부 마그네타이트 산화물 층의 결합은 고온수 환경에서 Si 산화물이 용해되어 발생한 것으로 추정된다. 그림 5 (b-e)는 각각 Cr, Fe, O, Ni에 대한 EDS 분석 결과이다. 산소 측정 결과를 통해 그림 5에 표시된 모든 영역이 산화물 층으로 구성되어 있으며, STEM 이미지에서 밝은 대비를 보이는 입자가 관찰된 영역을 제외하고 모두 산화물 층으로 구성되어 있음을 알 수 있다. 또한 이러한 입자 내에서는 Cr intensity가 높았으며, 산화물에는 Cr이 풍부한 층과 Cr이 부족한 층이 번갈아 나타나는 패턴이 확인되었다. 또한 높은 Cr 농도가 측정된 영역에서는 그에 상응하는 낮은 Fe 농도가 측정되었으며, 그 반대의 경우도 마찬가지였다. Ni의 경향은 Fe의 경향과 유사했으며, 이는 선행 연구에서 보고된 결과와 일치하였다^(20,21). Cr이 풍부한 입자의 구조가 Cr이 풍부한 $M_{23}C_6$ 탄화물인지 확인하기 위해 SAED 패턴을 얻었다(그림 5 (f)). 또한, Cr이 다량 검출된 영역은 그림 5 (g), (h)와 같이 입자가 미세한 스피넬 구조로 확인되었고, Fe이 다량 검출된 영역은 상대적으로 큰 입자 크기를 나타내는 마그네타이트로 확인되었다.

3.4 상경계의 TEM 분석

산화되지 않은 상경계에서 FIB를 통해 시험편을 가공하여 TEM 분석을 수행하였다. 그림 6의 결과에서 볼 수 있듯이, 상대적으로 밝은 영역은 오스테나이트에 해당하고 어두운 영역은 델타페라이트에 해당한다. 균열 주변과 마찬가지로 두가지 상 모두에

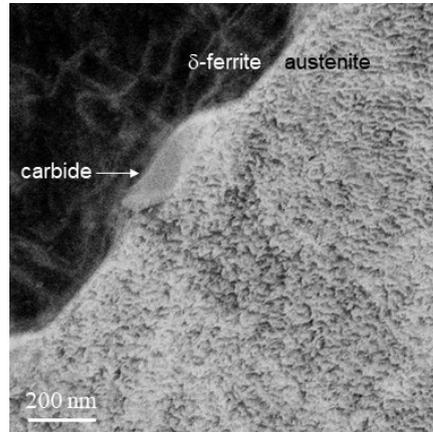


Fig. 6 STEM image of the phase boundary without oxidation

서 많은 수의 전위가 관찰되었으며 상경계에서 탄화물이 관찰되었다. 본 연구에 사용된 시험편은 325°C 부근의 원전 가동 온도에 20년 이상 장기간 노출된 것으로 추정되는데, 시간-온도-변태 곡선 (Time-Temperature-Transformation, TTT Curve)에 따라 $M_{23}C_6$ 를 생성하기에는 해당 온도가 너무 낮기 때문에⁽²²⁾, 산화되지 않은 상경계에서 관찰된 탄화물은 제조 공정 중에 형성된 것으로 추정된다. 따라서 산화물 층의 탄화물도 산화 및 균열 개시가 이루어지기 전에 상경계에 형성된 것으로 추정하였다.

3.5 기지 내 균열의 STEM 분석

그림 2의 SEM 결과에서와 같이 균열은 상경계를 따라 진전되다가 오스테나이트 기지 내로 방향이 전환되어 전파되었다. 그림 7은 그림 2에 표시된 오스테나이트 기지 내로 균열이 전파된 영역에서 얻은 STEM 이미지와 화학 조성 및 구조 분석 결과를 나타낸다. 산소 측정 결과(그림 7(d))에서는 SEM 분석에서 확인할 수 없었던 산화물 층의 존재를 보여준다. Fe 및 Ni 측정 결과(각각 그림 7(c) 및 (e))는 산화물 내 두 원소의 농도가 오스테나이트 기지에서 측정된 농도와 다르다는 것을 보여준다. 반면, 산화물 층의 Cr 함량(그림 7(b))은 오스테나이트 기지 내의 함량과 크게 다르지 않았다. 또한 SAED 패턴은 Cr이 풍부한 영역의 산화물 층이 스피넬 구조를 가지고 있음을 보여주었다. 기지 내로 전파된 균열의 산화물 층은 상경계에서 관측된 다층 구조를 갖고 있지 않았다.

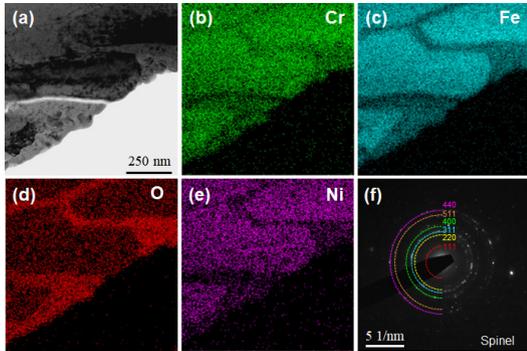


Fig. 7 (a) STEM image near the transgranular crack, (b)-(e) elemental maps, and (f) SAED pattern of the oxide

Table 3 Chemical compositions of the oxide and austenite matrix (wt%)

	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	O	Cl
Oxide	41.14	19.52	2.97	0.61	0.51	1.70	32.44	1.12
Austenite matrix	66.85	20.62	6.95	0.53	0.62	1.94	2.45	0.04

스테인리스강의 응력부식균열 민감도는 국부적인 수산화 환경과 관련이 있다. Chasse 등은 시험편이 염소가 포함된 용액에 노출되었을 때 오스테나이트/페라이트 상경계와 오스테나이트상 내에서 응력부식균열 민감도가 증가하는 결과를 보고하였다⁽²³⁾. STEM-EDS의 point 분석을 통해 얻은 산화물 및 오스테나이트 기지의 Cl 함량은 각각 1.12 및 0.04 wt% 였다(표 3). 따라서 산화물에 존재하는 Cl이 오스테나이트 기지 내부로의 균열 전파에 기여했을 것으로 추정하였다.

3.6 균열 전파 및 산화물 층의 형성

이상의 연구 결과를 바탕으로 채취한 시험편에서 관측된 균열은 혼합상 미세조직을 갖는 CF8M 재료에서 가장 취약한 영역으로 알려진 오스테나이트-페라이트 상경계에서 개시되었다고 판단하였다. 상경계에서 개시되고 경계를 따라 전파된 균열이 오스테나이트 기지 내로 방향 전환되었는데, 이는 높은 외부 응력과 Cl에 의한 부식에 기인하는 것으로 추정하였다. 오스테나이트-페라이트 상경계에서 균열면에 형성된 산화물 층은 탄화물을 포함하는 복잡한 다층 구조로, 기존 연구에서 균열면과 주변부에서

관측된 이중층 구조의 산화물과는 다른 양상을 보였다^(13,14,20,21). 일반적인 이중층 구조가 아닌 다층 구조가 형성된 것은 원전의 운영 이력으로 설명할 수 있다. 원전 정기 검사 시 불가피하게 주기적인 온도 변화가 수반되는데, 본 연구에서 관측된 반복적인 다층산화물은 원전의 온도 변동으로 인한 산화 환경의 변화에 의해 형성된 것으로 추정된다.

4. 결 론

국내 가압경수로형 원전 냉각재 펌프에 장착된 CF8M 재료의 금속 가스켓에서 발생한 균열의 원인을 규명하기 위하여 균열 형태의 관측, 화학 조성의 측정 및 산화물 층의 상세 분석을 수행하였다. 상경계를 따라 균열면을 분석한 결과 다층 산화물이 형성된 것을 확인하였고, 각 산화물 층에서는 조성 변화가 관측되었으나 모두 스피넬 구조를 갖는 것으로 확인되었다. 일반적인 상경계 균열면에서 확인되는 이중층 구조의 산화물과는 다르게 본 연구에서는 다층 구조의 산화물이 관측되었고 이는 원전 운영 이력에 따른 온도 변화에 장기간 노출된 것이 기인하는 것으로 추정하였다. 균열은 가장 취약한 상경계를 따라 개시 및 전파되었고, 균열 경로는 외부 응력과 염소에 의한 부식으로 인해 상경계에서 오스테나이트 기지 내로 전환된 것으로 추정하였다.

후 기

이 논문은 정부(과학기술정보통신부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 연구임(2021M2E4A1037979).

참고문헌

- (1) Byun, T. S. and Busby, J. T., 2012, "Cast Stainless Steel Aging Research Plan," Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN, *ORNL/LTR-2012/440*.
- (2) Chen, T. and Yang, J., 2002, "Microstructural Characterization of Simulated Heat Affected Zone in a Nitrogen-Containing 2205 Duplex Stainless Steel," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 338, No. 1-2, pp. 166-181.

- doi:[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00065-5](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00065-5)
- (3) Muthupandi, V., Srinivasan, P. B., Seshadri, S. and Sundaresan, S., 2003, "Effect of Weld Metal Chemistry and Heat Input on the Structure and Properties of Duplex Stainless Steel Welds," *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 358, No. 1-2, pp. 9-16. doi:[https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(03\)00077-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00077-7)
 - (4) Park, Y. and Sung, P., 1985, "Stress Corrosion Cracking Behavior of STS 304 Steel Weldments," *J. Corros. Sci. Soc. Korea*, Vol. 14, No. 3, pp. 9-20.
 - (5) Abe, H. and Watanabe, Y., 2012, "Role of δ -Ferrite in Stress Corrosion Cracking Retardation near Fusion Boundary of 316NG Welds," *J. Nucl. Mater.*, Vol. 424, No. 1-3, pp. 57-61. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.02.006>
 - (6) Xu, Y., Jing, H., Xu, L., Han, Y. and Zhao, L., 2019, "Effect of δ -Ferrite on Stress Corrosion Cracking of CF8A Austenitic Stainless Steels in a Simulated Pressurised Water Reactor Environment," *J. Mater. Res. Technol.*, Vol. 8, No. 6, pp. 6420-6426. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2019.10.052>
 - (7) Li, S., Wang, Y., Wang, H., Xin, C. and Wang, X., 2016, "Effects of Long-Term Thermal Aging on the Stress Corrosion Cracking Behavior of Cast Austenitic Stainless Steels in Simulated PWR Primary Water," *J. Nucl. Mater.*, Vol. 469, pp. 262-268. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.11.043>
 - (8) Lai, C.-L., Lu, W.-F. and Huang, J.-Y., 2014, "Effect of δ -Ferrite Content on the Stress Corrosion Cracking Behavior of Cast Austenitic Stainless Steel in High-Temperature Water Environment," *Corrosion*, Vol. 70, No. 6, pp. 591-597. doi:<https://doi.org/10.5006/1155>
 - (9) Yu, W., Fan, M., Gao, H., Yu, D., Xue, F. and Chen, X., 2018, "Effect of Long-Term Aging on the Fracture Toughness of Primary Coolant Piping Material Z3CN20.09M," *Nucl. Eng. Des.*, Vol. 327, pp. 150-160. doi:<https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2017.12.022>
 - (10) Li, Z., Lo, W.-Y., Chen, Y., Pakarinen, J., Wu, Y., Allen, T. and Yang, Y., 2015, "Irradiation Response of Delta Ferrite in as-Cast and Thermally Aged Cast Stainless Steel," *J. Nucl. Mater.*, Vol. 466, pp. 201-207. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2015.08.006>
 - (11) Kawamura, H., Hirano, H., Shirai, S., Takamatsu, H., Matsunaga, T., Yamakota, K. and Takiguchi, H., 1998, "The Effect of Zinc Addition to Simulated PWR Primary Water on the Pwscc Resistance, Crack Growth Rate and Surface Oxide Films Characteristics of Prefilmed Alloy 600", *CORROSION* 98, San Diego, CA, March 22-27, NACE-98141.
 - (12) Fujiwara, K., Tomari, H., Shimogori, K. and Fukuzuka, T., 1982, "An Electrochemical Study on the Role of Dissolved Oxygen in the IGSCC of Sensitized Type 304 Stainless Steel in Dilute Na₂SO₄ Solution at 285°C," *Corrosion*, Vol. 38, No. 2, pp. 69-76. doi:<https://doi.org/10.5006/1.3577328>
 - (13) Terachi, T., Fujii, K. and Arioka, K., 2005, "Microstructural Characterization of SCC Crack Tip and Oxide Film for SUS 316 Stainless Steel in Simulated PWR Primary Water at 320°C," *J. Nucl. Sci. Technol.*, Vol. 42, No. 2, pp. 225-232. doi:<https://doi.org/10.3327/jnst.42.225>
 - (14) Terachi, T., Yamada, T., Miyamoto, T., Arioka and K., Fukuya, K., 2008, "Corrosion Behavior of Stainless Steels in Simulated PWR Primary Water-Effect of Chromium Content in Alloys and Dissolved Hydrogen-," *J. Nucl. Sci. Technol.*, Vol. 45, No. 10, pp. 975-984. doi:<https://doi.org/10.3327/jnst.45.975>
 - (15) Andresen, P. L., 2014, "Aging of Core Internals and Piping Systems," Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN, *ORNL/TM-2013/532*.
 - (16) Amman, T., 2010, "Gas-Shielded Arc Welding of Ferrite-Austenitic Steels," *Weld. Int.*, Vol. 24, No. 11, pp. 861-866. doi:<https://doi.org/10.1080/09507111003655101>
 - (17) Jepson, M. and Higginson, R., 2009, "The Influence of Microstructure on the Oxidation of Duplex Stainless Steels in Simulated Propane Combustion Products at 1000°C," *Corros. Sci.*, Vol. 51, No. 3, pp. 588-594. doi:<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2008.11.023>
 - (18) Jin, Q., Li, J., Xu, Y., Xiao, X., Zhang, W. and Jiang, L., 2010, "High-Temperature Oxidation of Duplex Stainless Steels S32101 and S32304 in Air and Simulated Industrial Reheating Atmosphere," *Corros. Sci.*, Vol. 52, No. 9, pp. 2846-2854. doi:<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2010.04.033>
 - (19) Blair, M. and Stevens, T., 1995, "Corrosion-Resistant High Alloy Steels," *Steel Castings Handbook*, 6th Edition, Steel Founders' Society

- of America and ASM International, IL.
- (20) Stellwag, B., 1998, "The Mechanism of Oxide Film Formation on Austenitic Stainless Steels in High Temperature Water," *Corros. Sci.*, Vol. 40, No. 2-3, pp. 337-370.
doi:[https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(97\)00140-6](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(97)00140-6)
- (21) Han, G., Lu, Z., Ru, X., Chen, J., Zhang, J. and Shoji, T., 2016, "Properties of Oxide Films Formed on 316L SS and Model Alloys with Modified Ni, Cr and Si Contents in High Temperature Water," *Corros. Sci.*, Vol. 106, pp. 157-171.
doi:<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2016.02.001>
- (22) Stoter, L., 1981, "Thermal Ageing Effects in AISI Type 316 Stainless Steel," *J. Mater. Sci.*, Vol. 16, pp. 1039-1051.
doi:<https://doi.org/10.1007/BF00542750>
- (23) Chasse, K., Raji, S. and Singh, P., 2012, "Effect of Chloride Ions on Corrosion and Stress Corrosion Cracking of Duplex Stainless Steels in Hot Alkaline-Sulfide Solutions," *Corrosion*, Vol. 68, No. 10, pp. 932-949.
doi:<https://doi.org/10.5006/0642>