

증기발생기 전열관 Alloy 690TT의 소성변형이 표면특성 및 미세조직에 미치는 영향

전순혁[†] · 한지영^{***} · 심희상^{*} · 김성우^{*}

Effects of Plastic Deformation on Surface Properties and Microstructure of Alloy 690TT Steam Generator Tube

Soon-Hyeok Jeon[†], Ji-Young Han^{***}, Hee-Sang Shim^{*} and Sung-Woo Kim^{*}

(Received 20 May 2024, Revised 28 May 2024, Accepted 30 May 2024)

ABSTRACT

Denting of steam generator (SG) tube is defined as the reduction in tube diameter due to the stresses exerted by the corrosion products formed on the outer diameter surface. This phenomenon is mostly observed in the crevices between SG tube and the top-of tubesheet or tube support plate. Despite the replacement of SG tube with Alloy 690, which has better corrosion resistance than Alloy 600, the denting of SG tube still remains a potential problem that could decrease the SG integrity. Deformation of SG tube by denting phenomenon can affect the surface properties and microstructure of SG tube. In this study, the effects of plastic deformation on surface properties and microstructure of Alloy 690 thermally treated (TT) tube was investigated by using the various analysis techniques. The plastic deformation of Alloy 690 increased the surface roughness and area. Many surface defects such as ripped surface and micro-cracks were observed on the deformed Alloy 690TT specimen. Based on the electron backscatter diffraction analysis, the dislocation density of deformed SG tube increased compared to non-deformed SG tube. In addition, the effects of changes in surface properties and microstructure of SG tube on general corrosion behavior were discussed.

Key Words : Steam generator tube (증기발생기 전열관), Plastic deformation (소성변형), Denting (덴팅), Microstructure (미세조직), Surface properties (표면특성), SEM (주사전자현미경)

1. 서 론

가압경수로형(Pressurized Water Reactor, PWR) 원전의 2차계통은 핵심기체인 증기발생기 외에 급수계통, 터빈, 복수계통, 급수가열기, 습분분리기 등 다양한 계통 및 기기들로 구성되어 있다^(1,2). 급수 및 주증기 배관, 컨덴서 부품, 주급수 배관은 SA106 Gr.B 재질의 탄소강으로 제작된다. 탄소강은 2차계통의 다른 주요 재질인

스테인리스강과 니켈기 합금에 비해 내식성이 취약하여, 유체가속부식(Flow Accelerated Corrosion, FAC)에 의해 부식이 발생한다^(3,4). 이로 인해 표면에 환원성 분위기에서 자연적으로 형성되는 철산화물인 마그네타이트(Magnetite, Fe₃O₄)가 형성된다⁽⁵⁾.

탄소강 배관 및 구조물 표면에 형성된 마그네타이트 입자 일부는 표면에서 떨어져 급수 배관을 따라 증기발생기 2차계통으로 유입되며, 증기발생기 주요 구조물인 증기발생기 전열관, 관지지판(tube support plate), 관판(tubesheet) 등 구조물 표면에 부착된다.

전열관 표면에 부착된 슬러지는 대부분 마그네타이트로 구성되어 있으며, 다공구조(porous structure) 형태로 존재한다⁽⁶⁾. 이러한 슬러지는 1차계통에서 2차계통으로

[†] 책임저자, 회원, 한국원자력연구원 재료안전기술연구부
E-mail : junsoon@kaeri.re.kr
TEL : (042)866-6211 FAX : (042)868-86961234

* 한국원자력연구원 재료안전기술연구부
** 연세대학교 신소재공학과

전달되는 열효율을 저하시킬 뿐만 아니라^(7,8), 관지리판과 전열관 사이의 유로를 막아 유로홈막힘 현상을 유발하여 증기발생기의 건전성을 저하시킨다⁽⁹⁾.

또한, 증기발생기 전열관 확관부와 SA508 재질의 저합금강으로 제작된 관판의 상단 사이에는 전열관 확관 과정에서 불가피하게 미세한 틈이 형성된다⁽¹⁰⁾. 이 틈새로 Na, Cl, S, Pb와 같은 다양한 불순물이 유입 및 농축되어 가혹한 부식환경을 조성한다⁽¹¹⁻¹³⁾. 이러한 부식환경에서 관판 상단부에서는 부식이 발생하여 마그네타이트가 형성되고, 이는 틈새를 채우며 부피 팽창을 일으킨다. 마그네타이트는 기지 금속인 철 대비 약 2.4배 부피가 크기 때문에 틈새에서 마그네타이트에 의한 부피 팽창이 발생한다^(14,15). 이로 인해 틈새에 인접한 증기발생기 전열관에서는 부피 팽창에 의해 외경에서 내경 방향으로 압축응력이 발생하며, 낮은 속도로 변형이 진행된다^(14,15). 이러한 전열관 열화 현상을 덴팅(denting)이라고 한다. Fig. 1은 증기발생기 전열관 확관부와 관판 상단에서 발생하는 덴팅 현상을 보여준다.

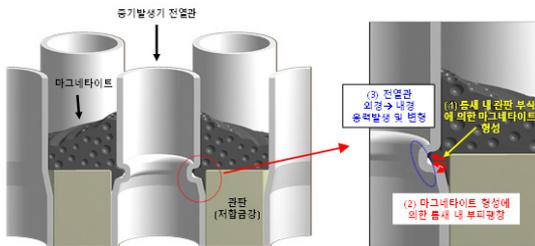


Fig. 1 Schematic of denting phenomena in SG crevice between the expanded SG tube and top of tubesheet.

덴팅은 전열관에 응력과 변형을 동시에 일으키며, 응력부식균열(Stress Corrosion Cracking, SCC)의 초기 신호로 작용하기 때문에 매우 중요한 열화 현상이다^(14,15). 그러나, 증기발생기 전열관의 재질이 Alloy 600에서 Alloy 690으로 교체된 이후로 전 세계적으로 실제 원전에서 SCC에 의한 전열관 손상 발생사례는 보고된 바 없다⁽¹⁶⁾. 따라서, 덴팅에 의한 전열관 부식손상은 SCC가 아닌 일반부식 관점에서 초점을 맞추어야 하며, 이는 변형된 전열관의 표면특성과 매우 밀접한 관계가 있다. 그러나, 선행연구에서 소성변형된 Alloy 690의 표면특성 및

미세조직에 대한 분석이 충분히 이루어지지 않았으며, 관련 데이터도 부족한 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 증기발생기 전열관 Alloy 690TT의 소성변형이 표면특성과 미세조직에 어떠한 영향을 미치는지 평가하였다. 만능재료시험기(Universal Test Machine, UTM)를 통해 Alloy 690TT의 기계적 물성을 평가하고, 소성변형 시편을 제조하였다. 일반부식과 밀접한 연관이 있는 다양한 표면특성을 분석하였으며, 표면에 발생한 결함은 주사전자현미경(Scanning Electron Microscope, SEM)을 통해 관찰하였다. 또한, 후방산란전자 회절패턴 분석기(Electron Back Scatter Diffraction, EBSD)를 이용하여 결정립 크기 및 개수, 결정방위, 전위밀도 등에 대해 정량적으로 평가하였다. 연구 결과를 바탕으로 전열관의 표면 특성과 미세조직 변화가 일반부식 거동에 미치는 영향에 대해 고찰하였다.

2. 실험 방법

2.1 시편 제작

본 연구에서 사용하는 전열관 시편은 현재 가장 많이 사용되고 있는 전열관 재질인 Alloy 690TT를 사용하였다. Table 1은 본 연구에 사용한 Alloy 690TT의 화학조성이다.

Table 1 Chemical composition of Alloy 690TT tube (wt.%).

Cr	Fe	Si	Mn	Ti	Al	C	Ni
29.3	10.4	0.3	0.3	0.3	0.2	0.02	Bal.

전열관의 외경과 내경은 각각 19.05 mm와 17.00 mm으로 두께는 약 1.025 mm이다. 소성변형된 전열관 시편을 제작하기 위해서는 선행적으로 인장시험을 통해 Alloy 690TT 재질의 인장특성을 알아야 한다. ASTM E8에 의거하여 인장시험편을 제작하였다. 먼저 튜브 시편을 축방향으로 반으로 절단하고, 길이는 95 mm로 절단하였다. 표점거리는 25 mm, 표점거리의 폭은 6.25 mm로 가공하였다. 또한, 시편의 양쪽 끝에 핀으로 고정할 수 있는 직경 4 mm의 홀을 가공하였다. Fig. 2는 인장시험을 위한 인장시험편 도면과 실제 시편 가공 사진이다.

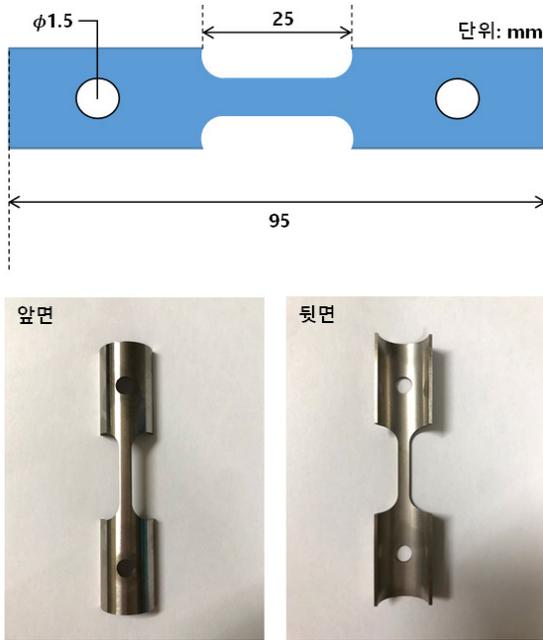


Fig. 2 Design and appearance of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen for tensile test.

인장시험편 가공 후 UTM을 이용하여 상온에서 인장시험을 수행하였다. 인장시험의 crosshead 속도는 0.5 mm/min으로 선정하였고, 재료의 항복강도는 0.2% 영구변형률을 갖는 지점을 항복강도로 선정하였다. 그림 3은 상온 조건에서의 Alloy 690TT의 응력-변형 곡선이다. Alloy 690TT의 항복강도는 약 334.1 MPa이고, 최대인장강도는 약 740.4 MPa이다. 연신율은 약 42.5%이다. 시편의 소성변형 조건은 재료의 균일연신율 구간을 고려하여 15% 연신율을 선정하였다. 15% 연신된 지점의 Alloy 690TT의 강도는 약 628.4 MPa으로 최대인장강도에 비해 약 0.85배이다. 연신율은 아래와 같은 식(1)을 사용하여 확인하였다.

$$\text{연신율} = (L_f - L_0) / L_0 \times 100 \quad (1)$$

여기서 L_f 는 파단시 표점길이이고, L_0 는 최초의 표점길이이다. 측정을 통해 소성변형된 Alloy 690TT 시편의 연신율은 약 14.9~15.0% 범위 내로 목표 연신율인 15%에 맞는 것을 확인하였다. 소성변형 유/무 시편에 대해 다양한 표면특성 및 미세조직 분석을 위하여 가로 4 mm, 세로 30 mm, 두께 1.025 mm의 크기로 가공하였다.

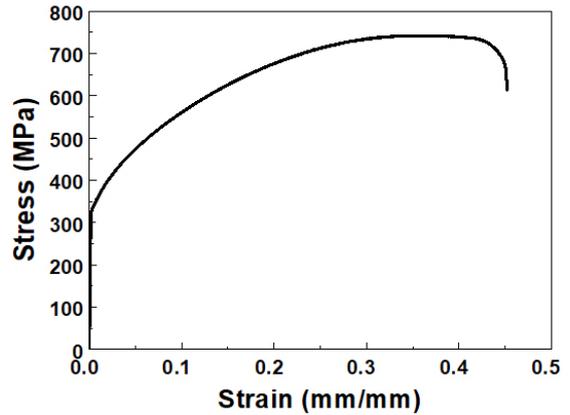


Fig. 3 Stress-strain curve of Alloy 690TT tube specimen at room temperature.

2.2 표면특성 평가

소성변형이 Alloy 690TT 시편의 표면특성에 어떠한 영향을 미치는지 평가하기 위하여 표면거칠기와 표면적을 정량적으로 측정하였다. 표면거칠기는 비접촉식 표면거칠기 측정장비를 이용하여 시편의 가운데 지점에서 조건당 3회씩 측정하여 평균값으로 나타내었다. 표면거칠기는 산술평균거칠기 R_a 값으로 표현하였다. 표면적은 가로 약 2.6 mm, 세로 약 2.6 mm 크기의 면적에 대해 조건당 3개의 위치에 대해 표면적을 측정하여 평균값으로 표현하였다. 또한, 전열관의 변형 과정에서 미세균열이나 틈과 같은 표면결함 발생 유/무 및 정도를 확인하기 위하여 SEM을 이용하여 시편 표면을 관찰하였다.

2.3 미세구조 분석

소성변형 유/무 Alloy 690TT 시편 표면의 결정 크기(crystallite size) 및 전위밀도를 측정하기 위하여 X-선 회절분석기(X-Ray Diffraction, XRD)를 이용하여 분석하였다. XRD 분석은 $Cu-K\alpha$ 파장을 사용하였으며, 운전 전압은 30 kV, 분석 범위는 $20\sim 100^\circ$, 스캔 속도는 0.5° 에서 분석하였다. 재료의 결정 크기는 아래와 같이 Scherrer 식을 이용하여 계산하였다⁽¹⁷⁾.

$$D = \frac{k\lambda}{\beta \cos \theta} \quad (2)$$

D 는 결정 크기이고, k 는 구형 입자에 대한 상수값(0.94),

λ 는 Cu-K α 파장 길이(0.154 nm), β 는 반가폭(Full Width at Half Maximum, FWHM), θ 는 회절각도를 의미한다. 여기서 구한 결정 크기를 이용하여 전위밀도를 계산할 수 있으며, 식은 아래와 같다⁽¹⁷⁾.

$$\delta = \frac{1}{D^2} \quad (3)$$

δ 는 전위밀도이고, D는 결정크기이다. 전위밀도는 XRD 분석을 통해서 계산할 수 있지만, 추가적으로 EBSD 분석을 통해서 측정할 수 있다.

XRD 분석 외에 미세조직을 좀 더 자세히 관찰하기 위해서 EBSD 분석을 실시하였다. EBSD 분석을 위해 시편은 SiC #2000까지 표면 연마를 하였으며, 연마 후 90% 메탄올과 10% 과염소산 혼합용액에서 30 V로 약 10초간 전해에칭하였다. EBSD 분석은 15 kV 가속 전압, 150 μ A의 방출 전류, 70°의 시편 기울기에서 3 μ m step size로 분석하였다. EBSD 데이터는 Orientation Imaging Microscopy (OIM) 분석 소프트웨어인 Aztec Crystal software를 사용하여 분석되었다. EBSD 분석을 통하여 Image Quality (IQ), Inverse Pole Figure (IPF), 결정립계(Grain Boundary, GB), 커널 평균 방위차(Kernal Average Misorientation, KAM)과 같은 OIM map이 분석 및 구현되었다. KAM map은 1st neighboring point로 계산되었으며, 시편의 전위밀도 분석을 위하여 KAM을 활용한 기하적 필수전위(Geometrically Necessary Dislocation, GND) 밀도를 구하였다. GND 밀도는 Gao 등이 제안한 아래의 식을 통하여 계산되었다⁽¹⁸⁾.

$$\rho_{GND} = \frac{2KAM}{bx} \quad (4)$$

위 식에서 KAM 값 외에 b는 시편의 버거스 벡터, x는 EBSD 분석 시 step size 값이다.

3. 결과 및 고찰

3.1 표면거칠기 및 표면적 분석

Fig. 4는 변형 유/무에 따른 Alloy 690TT 전열관의 표면거칠기 측정 결과이다. 소성변형이 증가할수록 표면거칠기가 증가하였다. 0% 소성변형 시편의 표면거칠기 R_a 값이 약 210 ± 7.1 nm 였으며, 15% 소성변형 시편은 약

402.5 ± 57.2 nm로 약 1.91배 증가하였다.

Fig. 5는 0% 와 15% 소성변형 전열관 시편에 대한 표면적 측정 결과이다. 표면적은 표면거칠기와 비슷한 경향으로 소성변형이 증가할수록 표면적이 증가하였다. 0% 소성변형 시편의 표면적은 약 $355.9 \mu\text{m}^2$ 이고, 15% 소성변형 시편은 약 $864.4 \mu\text{m}^2$ 로 약 2.43배 증가하였다.

합금의 표면거칠기와 표면적은 일반부식 거동과 밀접한 관계를 가지고 있다. Oh 등은 스테인리스강의 표면거칠기의 증가가 부식전류밀도를 증가시키고, 부동태 피막의 내식성을 저하시킨다고 보고하였으며⁽¹⁹⁾, Ashcroft 등은 표면거칠기의 증가는 모재에서 전자가 분리되기에 필요한 최소에너지를 의미하는 전자일함수(Electric Work Function, EWF)의 감소와 밀접한 관련이 있다고 보고하였다⁽²⁰⁾. 또한, 표면적의 증가는 전자를 주고받는 부식반응에 참여하는 면적이 증가한다고 볼 수 있다. 본 연구에서 전열관 Alloy 690TT의 소성변형에 의해 표면거칠기와 표면적이 증가하였고, 이는 부식 속도를 증가시키는 원인으로 작용할 수 있다.

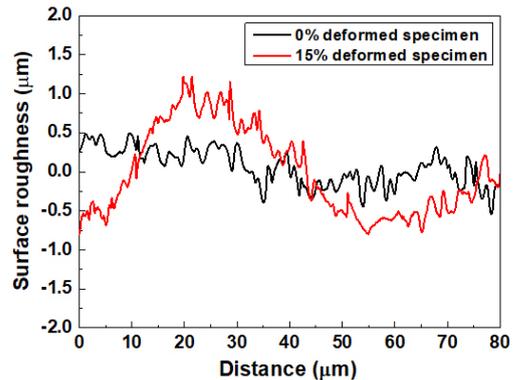


Fig. 4 Surface roughness of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

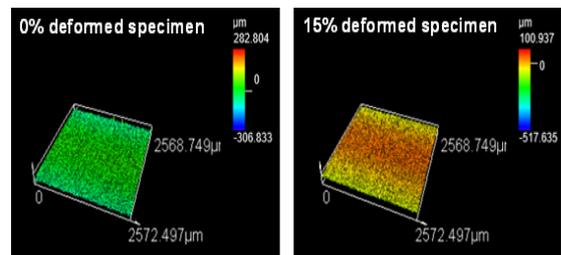


Fig. 5 Surface area of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

3.2 표면결합의 SEM 분석

그림 6은 소성변형 유/무 Alloy 690TT 전열관의 표면 SEM 분석 결과이다. 0% 소성변형 시편의 경우, 전열관 제조과정 중 벨트 폴리싱 과정 중에 형성된 폴리싱 자국만 관찰되었다. 하지만, 15% 소성변형 시편의 경우 다양한 형태의 표면 결합이 관찰되었다. 많은 영역에서 뜯겨진 형태의 표면(ripped surface)이 관찰되었고, 많은 미세균열(micro-crack)들이 보였다. Nowak 등은 미세균열이나 틈은 산화물을 형성하는데 필요한 산소가 침투하는 통로로 역할을 할 수 있다고 보고하였다⁽²¹⁾. 본 연구에서 소성변형 과정에서 전열관 표면에 미세균열이나 기공같은 표면 결합이 많이 형성되었고, 이와 같은 결합의 증가는 부식반응에 필수원소인 산소의 유입 및 확산을 증가시켜 부식반응을 촉진시키고, 부식 속도를 증가시킬수 있다고 생각된다.

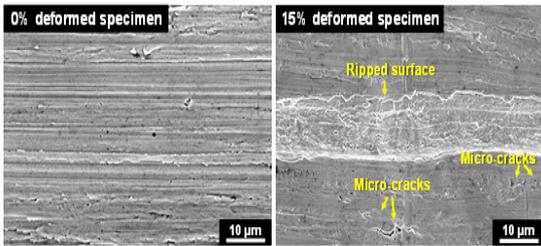


Fig. 6 SEM images of surface of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

3.3 표면 XRD 분석

Fig. 7은 소성변형 유/무 시편에 대한 XRD 분석 결과이다. 시편의 XRD 패턴의 면지수는 (111), (200), (220), (311)이었으며, 선행연구에서 보고된 Alloy 690의 회절패턴과 동일한 회절 패턴을 보였다^(22,23). Kim 등은 shot peening에 의한 표면처리가 Alloy 690의 결정구조에는 영향이 없지만, 표면 잔류응력을 증가시킨다고 보고하고 있다⁽²³⁾. 본 연구에서도 소성변형 유무와 상관없이 동일한 회절패턴을 보였다.

Fig. 8은 Scherrer식을 통해서 측정한 0%와 15% 소성변형 전열관 시편의 결정크기를 나타낸 결과이다. 소성변형과 상관없이 면지수 (111)의 결정크기가 가장 컸으며, (200), (220), (311) 순으로 결정크기가 감소하였다. 또한, 소성변형이 증가할수록 결정크기가 감소하는 경향을 보였다. 0% 소성변형 시편에 비해 15% 소성변형 시편의 평균 결정크기가 약 14% 감소하였다. 하지만, XRD 분석을 통해 얻은 결정크기는 결정립 크기와는 다소 차이가 있다. XRD 분석에 의한

결정크기는 분말 형태의 단결정으로 가장 작은 사이즈를 의미한다. 결정립은 단결정 또는 다결정으로 구성될 수 있기 때문에, 결정크기를 통해 결정립의 크기를 평가할 수는 없다. 재료의 결정립 크기를 정량적으로 측정하기 위해서는 EBSD 분석을 통해 측정해야 한다. EBSD 분석을 통한 결정립 크기 분석결과는 3.4절에서 다를 것이다.

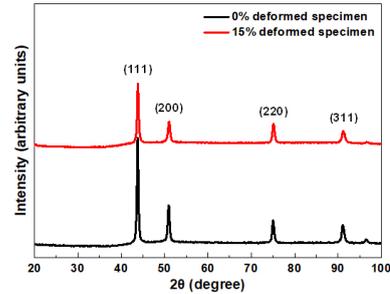


Fig. 7 XRD patterns of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

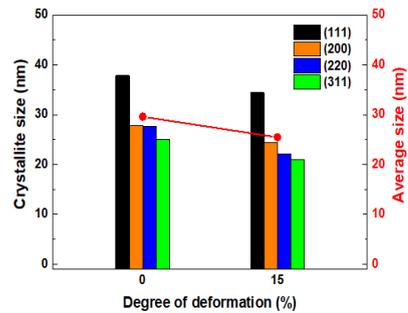


Fig. 8 Crystallite size of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen obtained from XRD patterns.

Fig. 9는 소성변형 유/무 전열관 시편의 전위밀도를 측정한 결과이다. 식(3)에서 보듯이 전위밀도는 결정크기가 증가할수록 감소한다. 소성변형 유/무 시편 모두 면지수 (311)의 전위밀도가 가장 컸으며, (220), (200), (111) 순으로 전위밀도가 감소하였다. 소성변형이 증가할수록 반가폭이 커져서 결정크기가 감소하고, 이에 기인하여 전위밀도가 약 1.64배 증가한 것으로 생각된다. 전위밀도가 클수록 결정 격자의 왜곡, 결정립의 변형, 소경각 입계(Low Angle Grain Boundary,LAGB)의 생성을 일으키기 때문에 복잡한 형태의 미세구조로 구성되어 있다. 본 연구 결과, 전열관의 소성변형이 증가할수록

전위밀도가 증가한다. 부식관점에서 전위가 밀집한 영역은 높은 활성화에너지(activation energy)를 갖기 때문에 부식반응이 활발히 일어날 수 있고, 부식속도가 증가할 수 있다고 판단된다⁽²⁴⁾. XRD 분석 외에 EBSD 분석을 통해 전위밀도에 대한 추가적인 분석을 진행했으며, 자세한 연구결과는 3.4절에서 다를 것이다.

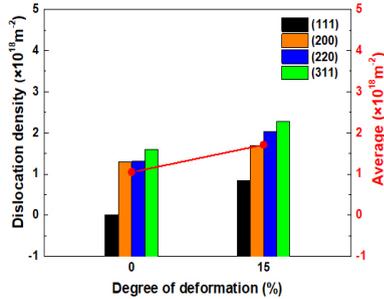


Fig. 9 Dislocation density of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen obtained from XRD patterns.

3.4 표면 EBSD 분석

Fig. 10은 0%와 15% 소성변형 전열관 Alloy 690TT 시편의 IQ map과 IPF map이다. 일반적으로 IQ map은 EBSD 분석에서 Kikuchi 회절패턴의 선명도를 나타내는 지표이다. 시편에서 Kikuchi 회절패턴이 잘 형성되기 위해서는 시편 내에서 전자의 탄성 산란이 방해되지 않아야 하고, 결정면들이 구부러지지 않고, 결정면 간격이 모든 곳에서 일정해야 한다. 하지만, 전위밀도가 높은 영역은 결정 결함이 존재하는 영역으로 전자의 탄성 산란이 방해되고, 결정면 간격도 일정하지 않아, Kikuchi 회절패턴이 잘 얻어지지 않는다. 본 연구에서 0% 소성변형 시편의 IQ 값에 비해 15% 소성변형 시편의 IQ 값이 상대적으로 낮았다. 또한, 일치하는 Kikuchi 회절패턴이 없는 영역을 나타내는 zero solution도 소성변형 시편이 많았다. 본 연구에서 관찰되는 zero solution은 변형 과정에서 형성된 미세균열이나 기공에 의한 결함에 의한 것으로 판단된다. 한편, 소성변형 시편의 낮은 IQ 값이 전위밀도의 절대적인 지표는 아니다. IQ 값은 전위밀도에 큰 영향을 받지만 시편 표면에 존재하는 산화층, 표면거칠기, 다양한 결정 결함에도 영향을 받기 때문이다.

IPF map을 통해 소성변형 유/무 전열관 시편의 결정립 크기와 결정방위를 분석하였다. Fig. 11은 시편의 결정립

사이즈에 대한 분포도이다. 소성변형과 상관없이 두 시편 모두 약 10 μm 크기의 결정립이 가장 많이 존재하였으며, 대부분의 결정립의 크기는 10~30 μm 범위에서 존재하였다. 표 2는 IPF map에 대한 평균 결정립 크기와 결정립 개수를 나타낸다. 시편의 평균 결정립 크기와 결정립 개수는 소성변형 유/무에 따른 차이가 없었다. XRD 분석을 통해 얻은 결정크기와 EBSD 분석을 통해 측정된 평균 결정립 크기는 유사한 특성이다. 하지만, 측정 방법에 따라 다르게 보일 수 있다. 왜냐하면 XRD 분석에 의한 결정크기는 일반적으로 분말 형태의 단결정으로 가장 작은 사이즈를 의미하고, 결정립은 단결정 또는 다결정으로 구성될 수 있기 때문에, 결정크기와 결정립의 크기는 유사한 특성이지만 동일하다고 볼 수 없기 때문이다.

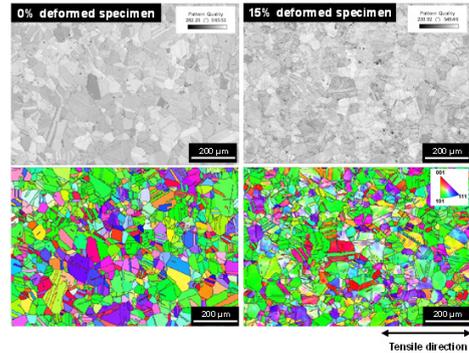


Fig. 10 IQ and IPF map of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

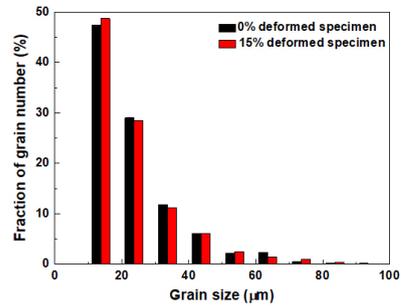


Fig. 11 Grain size distribution of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

Fig. 12는 소성변형 유/무 전열관 시편의 결정방위에 대한 분석결과이다. 0% 소성변형 시편의 경우, 결정립이 특정한 방향에 대한 우선적 방위는 관찰되지 않고, random orientation을 보였다. 하지만, 15% 소성변형이

진행됨에 따라 Z 축 기준 결정립의 결정방위가 random에서 (101) 방향으로 증가하였다. 본 연구에서 소성변형은 전열관의 결정립의 결정방위 변화에 영향을 줄 수 있다고 생각된다.

Table 2 Average grain size and total number of grain of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube

Grain parameters	Deformation	
	0%	15%
Average grain size (μm)	24.57	24.08
Number of grain	1160	1194

선행연구에서 결정립 크기와 결정방위는 부식과 밀접한 관계를 가지고 있다고 보고되고 있다⁽²⁵⁻²⁷⁾. Zhao 등은 결정립 크기가 작은 304 스테인리스강에서 더 두껍고 안정한 부동태 피막이 형성되어 부식을 저감한다고 보고하고 있다⁽²⁵⁾. Ura-Bińczyk는 316L 스테인리스강에서 결정립이 미세할수록 초기 준안정 공식(Pitting Corrosion)은 많이 발생하지만, 재부동태화가 안정적으로 발생하여 공식저항성이 증가한다고 보고하고 있다⁽²⁶⁾. 또한, Dong 등은 316L 스테인리스강의 결정방위에 따라 표면에너지 차이가 발생하고, 부동태 피막을 형성하는 원자들의 흡착에 영향을 준다고 보고하고 있다⁽²⁷⁾. Dong 등은 결정방위 (111)인 결정립에서 일반부식 속도가 가장

크고 (101), (001) 순으로 일반부식 속도가 감소한다고 보고하였다⁽²⁷⁾. 본 연구에서는 소성변형은 전열관의 결정립 크기에는 거의 영향이 없었다. 하지만, 결정립의 결정방위는 random orientation에서 (101) 방향으로 변화하였다. 소성변형에 의한 전열관 표면의 결정방위의 변화는 (111)이 아닌 (101)이기 때문에 부식속도에는 큰 영향이 없을 것으로 생각된다.

Fig. 13은 소성변형 유/무 전열관 시편의 GB map과 KAM map이다. GB map은 입계를 사이에 둔 결정립간 방위차를 통해 LAGB와 고경각 입계(High-Angle Grain Boundary, HAGB)로 두 개로 나누어서 표시하였다. 본 연구에서 방위차가 15°를 기준으로 LAGB는 2°에서 15°이하의 입계를 의미하고, HAGB는 15°이상의 입계를 의미한다.

0% 소성변형 시편의 GB는 대부분 HAGB로 약 96.5% 정도 차지하고 있으며, LAGB가 약 3.5% 분율로 존재하였다. 여기서, HAGB에는 일부 twin boundary가 포함되어 있습니다. 전열관의 소성변형이 증가할수록 LAGB의 분율이 증가하였다. LAGB의 증가는 소성변형 과정 중에 형성된 전위의 개수 증가에 기인하거나, 소성변형에 의해 생성된 EBSD 측정 step 간의 각도 차이에 의한 부분도 포함된 것으로 생각된다. 따라서, 전위밀도에 대한 정확한 분석을 위해 KAM을 추가 분석하였다. KAM은 개별 측정 지점에서 이와 인접하는 측정 지점들 사이의 국부적인 방위차에 대한 평균값을 나타낸다. 일반적으로 시편에 축적된 전위밀도 또는 내부 변형에너지(internal strain energy)가 증가함에 따라 KAM 값이 증가하는 경향을 보인다. 그림 13에서 보듯이, 소성변형이 0%에서 15%로 증가함에 따라 KAM 값이 0.12에서 1.85로 크게 증가하였다. 여기서 KAM 값을 이용하여 식 (4)를 통해 GND 밀도를 구하였고, 소성변형이 증가함에 따라 GND 밀도가 크게 증가하였다 (Table 3). 본 연구에서 소성변형이 증가할수록 전위밀도가 크게 증가하는 것을 XRD 분석과 KAM map을 통해 확인하였다. 전위밀도가 증가한다는 것은 높은 활성화에너지를 갖는 영역이 많다는 것을 의미하고, 이는 활발한 부식반응과 부식속도 증가를 의미한다. 따라서, 소성변형은 전열관 Alloy 690TT의 부식속도를 증가시킬 것으로 예상된다.

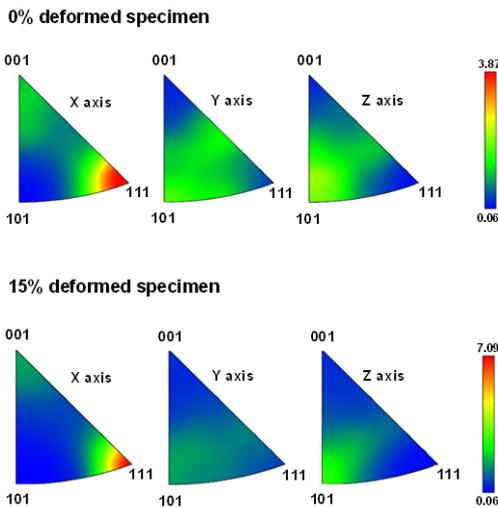


Fig. 12 Grain orientation distribution of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

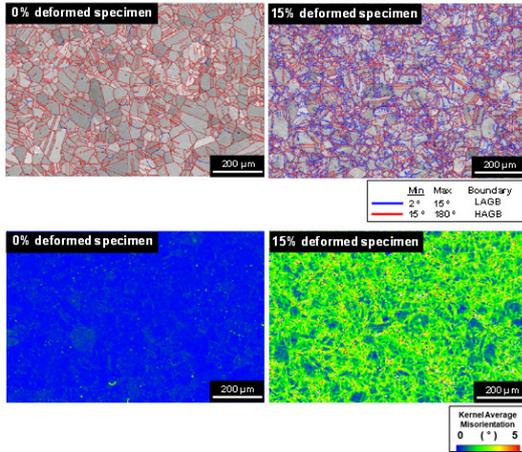


Fig. 13 Grain boundary and KAM map of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube specimen.

Table 3 Average KAM and dislocation density of 0% and 15% deformed Alloy 690TT tube

Description	Deformation	
	0%	15%
Average KAM (o)	0.12	1.85
Dislocation density (1014/m ²)	3.17	48.94

4. 결 론

본 연구에서는 증기발생기 전열관 덴팅 현상을 모사하기 위하여 소성변형된 전열관 Alloy 690TT의 표면특성 및 미세조직 변화에 대해 분석하였다. 소성변형이 증가할수록 표면거칠기와 표면적이 증가하였으며, 표면에 미세균열과 기공과 같은 표면 결함이 관찰되었다. 또한, 미세조직 분석 결과, 소성변형이 증가할수록 결정립 크기에는 큰 영향은 없지만, 결정립의 결정방위가 random orientation (101) 방향으로 집중되는 모습이 관찰되었으며, 전위밀도가 크게 증가하였다.

증기발생기 전열관의 소성변형은 표면특성과 미세조직에 영향을 미칠 뿐만 아니라 일반 부식에도 매우 밀접한 연관이 있을 것으로 예상된다. 선행연구를 통해 소성변형된 증기발생기 전열관은 표면적 및 표면 결함 증가와 전위밀도 증가에 기인하여 부식이 가속될 것으로 판단된다. 추후, 증기발생기 전열관/관판 틈새조건에서 부식시험을 통해 소성변형 유/무 전열관의 부식속도를

정량적으로 평가할 계획이다.

후 기

본 연구는 한국연구재단을 통해 과학기술정보통신부 연구개발사업(2021M2E4A1037979, RS-2022-00143316)의 지원을 받아 수행되었음.

참고문헌

- (1) Vepsäläinen, M. and Saario, T., 2010, "Magnetite Dissolution and Deposition in NPP Secondary Circuit," VTT Technical Research Centre of Finland, Espoo, Finland, *VTT-R-09735-10*.
- (2) Shin, K. S., Moon, Y. S., and Min, K. M., 2011, "Development of ETSS for SG Secondary Side Loose Part Signal Detection and Characterization," *Trans. of the KPVP*, Vol. 7, No. 3, pp. 61-66.
- (3) Kain, V., Roychowdhury, S., Ahmedabadi, P., and Barua, D.K., 2011, "Flow Accelerated Corrosion: Experience from Examination of Components from Nuclear Power Plants," *Eng. Fail. Anal.*, Vol. 18, pp. 2028-2041. doi:https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2011.06.007
- (4) Cho, M. K. and Cho, K. H., 2021, "A Stress Analysis of Wall-Thinned Feedwater Ring in Nuclear Power Plant," *Trans. of the KPVP*, Vol. 17, No. 1, pp. 56-63.
- (5) Trevin, S., 2012, *Flow Accelerated Corrosion (FAC) in Nuclear Power Plant Components*, in: D. Feron (Ed.), Nuclear Corrosion Science and Engineering, Woodhead Publishing Limited, Sawston. doi:https://doi.org/10.1533/9780857095343.2.186
- (6) Tapping, R. L., Turner, C. W., and Thomson, R. H., 1991, "Steam Generator Deposits-A Detailed Analysis and Some Inferences," *Corrosion*, Vol. 47, pp. 489-495. doi:https://doi.org/10.5006/1.3585283
- (7) Suk, D. H., Oh, C. H., and Lee, J. W., 2010, "A Study on ODS-CC of OPR 1000 Steam Generator Tube," *Trans. of the KPVP*, Vol. 6, No. 2, pp. 16-19.
- (8) Cho, N. C., Shin, D. M., and Kim, Y. S., 2017, "A Study on the Relationship between Steam Generator Fouling and the Electric Power," *Trans. of the KPVP*, Vol. 13, No. 2, pp. 31-37.
- (9) Yang, G., Pointeau, E., Tevissen, E., and Chagnes, A., 2017, "A Review on Clogging of Recirculating Steam Generators in Pressurized-Water Reactors," *Prog. Nucl. Energ.*, Vol. 97, pp. 182-196. doi:https://doi.org/10.1016/j.pnucene.2017.01.010
- (10) Cho, N. C., Kang, Y. S., Kang, Kim, H. N., and Lee, K.-H., 2017, "Degradation Characteristics of Tubes in the Steam Generator Tubesheet," *Trans. of the KPVP*, Vol. 10, No. 1, pp. 7-14.

- doi:<https://doi.org/10.20466/KPVP.2014.10.1.007>
- (11) Paine, J. P. N., Hobart, S. A., and Sawochka, S. G., 1991, "Predicting Steam Generator Crevice Chemistry," *In Proceedings of the 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, Monterey, CA, USA, Aug. 25-29, pp. 739-744.
 - (12) Millet, P. J. and Fenton, J. M., 1991, "A Detailed Model of Localized Concentration Processes in Porous Deposits of SGs," *In Proceedings of the 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*, Monterey, CA, USA, Aug. 25-29, pp. 745-751.
 - (13) Plonski, I. J., 1997, "Effect of Bare Metal Surface on the Dissolution in Aqueous Citrate Solutions of Magnetite Films on Carbon Steel," *J. Appl. Electrochem.* Vol. 27, pp. 1184-1192. doi:<https://doi.org/10.1023/A:1018471617720>
 - (14) Wolfe, R. and Feldman, H., 2014, "Steam Generator Management Program: PWR Steam Generator Top-of-Tubesheet Denting History and Causes," Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, *TR-3002002197*.
 - (15) Kim, H. -D., Park, S. -K., Yim, C. J., and Chung H. S., 2010, "Root Cause Analysis of Axial ODS-CC of Steam Generators Tubes of OPR1000," *Trans. of the KPVP*, Vol. 6, No. 1, pp. 83-88.
 - (16) Stahle, R. W. and Goman, J. A., 2003, "Quantitative Assessment of Submodes of Stress Corrosion Cracking on the Secondary Side of Steam Generator Tubing in Pressurized Water Reactors: Part 1," *Corrosion*, Vol. 59, pp. 931-994. doi:<https://doi.org/10.5006/1.3277522>
 - (17) Cullity, B. D., 1978, *Elements of X-ray Diffraction*, Addison-Wesley: Reading, MA, USA.
 - (18) Gao, H., Huang, Y., Nix, W. D., and Hutchinson, J. W., 1999, "Mechanism-based Strain Gradient Plasticity-I. Theory," *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 47, pp. 1239-1263. doi:[https://doi.org/10.1016/S0022-5096\(98\)00103-3](https://doi.org/10.1016/S0022-5096(98)00103-3)
 - (19) Oh, S., Kim, D., Kim, K., Kim, D. -I., Chung, W., and Shin, B. -H., 2023, "The Effect of Surface Roughness on Re-passivation and Pitting Corrosion of Super Duplex Stainless Steel UNS S 32760," *Int. J. Electrochem. Sc.*, Vol. 18, 100351. doi:<https://doi.org/10.1016/j.joes.2023.100351>
 - (20) Ashcroft, N. W., 1976, *Solid State Physics*, Saunders College Publishing, New York, USA.
 - (21) Nowak, W. J., Wierzbna, B., and Sieniawski, J., "Surface Preparation Effect on Oxidation Kinetics of Ni-base Superalloy," *J. Phys. Conf. Ser.*, Vol. 936, 012002. doi:<https://doi.org/10.1088/1742-6596/936/1/012002>
 - (22) Persaud, S. Y., Ramamurthy, S., and Newman, R. C., 2015, "Internal Oxidation of Alloy 690 in Hydrogenated Steam," *Corros. Sci.*, Vol. 90, pp. 606-613. doi:<https://doi.org/10.1016/j.corsci.2014.11.006>
 - (23) Kim, K. M., Shim, H. -S., Seo, M. J., and Hur, D. H., 2015, "Corrosion Control of Alloy 690 by Shot Peening and Electropolishing under Simulated Primary Water Condition of PWRs," *Adv. Mater. Sci. Eng.*, Vol. 1, pp. 1-9. doi:<https://doi.org/10.1155/2015/357624>
 - (24) Wang, Y., Jin, J., Zhang, M., Liu, F., Wang, X., Gong, P., and Tang, X., 2022, "Influence of Plastic Deformation on the Corrosion Behavior of CrCoFeMnNi High Entropy Alloy," *J. Alloy. Compd.*, Vol. 891, 161822. doi:<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.161822>
 - (25) Zhao, M., Wu, H., Lu, J., Sun, G., and Du, L., 2022, "Effect of Grain Size on Mechanical Property and Corrosion Behavior of a Metastable Austenitic Stainless Steel," *Mater. Charact.*, Vol. 194, 112360. doi:<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112360>
 - (26) Ura-Bińczyk, E., 2021, "Effect of Grain Refinement on the Corrosion Resistance of 316L Stainless Steel," *Materials*, Vol. 14, 7517. doi:<https://doi.org/10.3390/ma14247517>
 - (27) Dong, S., Chen, X. Chen, Plante, E. C. L., Gussev, M., and Leonard, K., 2020, "Elucidating the Grain-orientation Dependent Corrosion Rates of Austenitic Stainless Steels," *Mater. Design*, Vol. 191, 108583. doi:<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2020.108583>