

무붕산 알칼리 냉각재 온도 증가에 따른 Type 630 스테인리스강의 부식특성 평가 연구

박정수* · 임상엽* · 전순혁* · 김주성* · 오정목* · 심희상*[†]

A Study on Accelerated Corrosion Rate of Stainless Steel Type 630 with Increasing Temperature of B-free Alkaline Coolant

Jeongsoo Park*, Sang-Yeob Lim*, Soon-Hyeok Jeon*, Ju-Seong Kim*, Jeong-Mok Oh* and Hee-Sang Shim*[†]

(Received 31 May 2024, Revised 13 June 2024, Accepted 17 June 2024)

ABSTRACT

Stainless 630 (or 17-4PH) is a precipitation-hardening martensitic stainless steel that has excellent mechanical properties and corrosion resistance. These characteristics make the STS630 to be used as a consisting material for various components such as spider, pin, spring, and spring retainer, of the control rod drive mechanism (CRDM) in pressurized water reactors (PWRs). In general, it is well known that the oxide layer of stainless steel consists of a duplex layer, a compact inner layer of FeCr_2O_4 spinel, and a coarse-grained outer layer of Fe_3O_4 spinel in PWR primary coolant condition. However, the characteristics of the oxide layer can be sensitively influenced by various water chemistry conditions such as temperature, dissolved oxygen, dissolved hydrogen, pH, pH adjuster type, and exposure time. In this work, we investigate the corrosion properties of the STS630 as a function of coolant temperature in an NH_3 alkaline solution for its boron-free application in a small modular reactor, to confirm the feasibility for usage as a boron-free SMR structural material. As a result, oxide layer of corroded STS630 is consist of double-layer oxides consisting of a Cr-rich dense inner oxide and a Fe-rich polyhedral outer particles like as that in commercial PWR primary coolant. The corrosion rate of STS630 increases with increase in test time and temperature and the corrosion rate-time model equation was developed based on experimental data. Overall, it is expected that the results in this study provides useful data for the corrosion behavior of STS630 in alkaline environments, contributing to the development of selecting suitable materials for SMRs.

Key Words : B-free Alkaline Coolant(무붕산 알칼리 냉각재), SMR(소형모듈원전), STS630(스테인리스 630), Corrosion Rate(부식속도), Coolant Temperature(냉각재 온도)

1. 서 론

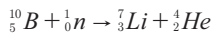
소형모듈원자로(small modular reactor; SMR)는 300 MWe 미만의 출력을 갖는 원자로로 주요기기를 일체화하여 모듈 형태로 공장 생산이 가능하다. 또한,

이송과 운송이 쉽고, 설치·운영에 대한 유연성이 뛰어나 상용원전 대비 초기 투자 비용이 매우 낮은 장점을 가지고 있다⁽¹⁾. 최근 노후 화력발전의 대체, AI 및 데이터 센터 독립전원, 화물선 동력원 교체 등의 수요 증가로 SMR에 대한 필요성이 증대되고 있으며, 전세계적으로 80여종의 SMR이 개발되고 있다. SMR은 냉각방식에 따라 경수로형, 고온가스형, 용융염냉각형, 소듐냉각형 등으로 구분된다^(2,3). 한국은 세계 최초의 SMR인 SMART를 개발하여, 2012년 최초로 표준설계인허가를

[†] 회원, 한국원자력연구원 재료안전기술연구부
E-mail : hshim@kaeri.re.kr
TEL : (042)868-8884 FAX : (042)868-8696
* 한국원자력연구원

획득하였으며, 2019년 SMART100의 표준설계인허가를 획득하였다. 그 외에도 BANDI-60S, ARA 등의 개념설계를 완료하고, 표준설계를 진행 중에 있다. 최근 국가 주도로 혁신형 SMR(innovative SMR; i-SMR)을 개발하여 글로벌 수요에 대응하기 위한 연구를 수행 중이다. i-SMR은 집적형 경수로 원전으로 내장형 제어봉구동장치 및 주냉각재펌프, 나선형 증기발생기, 무봉산 운전 등의 혁신 설계를 채용하고 있다⁽⁴⁾. 또한 이와 함께, 전자빔용접(EBW), 분말야금-열간등압가공법(PM-HIP), 다이오드 레이저 클래딩(DLC) 등 혁신제조 기술을 채용하고 있으며, 압력용기, 핵연료, 내부구조물, 증기발생기 등의 재료 및 구조적 변화도 예상된다^(5,6). i-SMR의 원자로냉각재 계통의 재료는 주로 지르코늄 합금(Zirlo, HANA-6, Cr-coated HANA), 니켈 합금(Alloy690, X-750, 718), 스테인리스강(STS-304, 316, 630, A-286) 등이 고려되고 있다. 그리고 상용 원전과 비교할 때, 지르코늄 합금과 스테인리스강의 비중이 증가하는 것으로 조사된다^(6,7).

무봉산 운전은 제어봉만으로 노심 잉여반응도를 제어하기 때문에 빠른 출력 증감발이 가능하고, 화학 및 체적제어계통(Cheical and Volume Control System; CVCS)을 단순화할 수 있다⁽⁸⁾. 그러므로 무봉산 운전의 수화학 제어는 계통설비의 부식관리 기능만을 하게 된다. 계통 재료의 부식에 영향을 미치는 수화학 인자는 pH, 용존산소, 용존수소, 불순물 농도 등이 있는데, 이중 pH는 부식관리의 핵심인자이다. 붕산(H_3BO_3)을 사용하는 경수로형 가동원전의 경우, 출력운전 중 붕소가 중성자 반응에 의해, Li를 생성하기 때문에 pH조절제로 Li^7OH 를 사용한다.



일반적으로 가동원전의 원자로냉각재 pH 조절방법은 역사적으로 여러번 변화를 거쳐왔다. 1980년대 초기에는 pH_T 6.9로 일정하게 유지하는 방법이 도입되었고, 1980년 후반 리튬농도 최대 3.5 ppm에서 pH_T 7.4로 유지하는 방법으로 개선되었다⁽⁹⁾. $pH_{300^\circ C} = 7.4$ 는 노심의 니켈 페라이트 침적 최소화에 유리하지만, 고농도 리튬이 핵연료 피복관재 부식을 야기할 수 있다는 우려가 제기되면서, 리튬농도를 2.2ppm 이하에서는 $pH_T = 7.2$

~7.4로 유지하고 붕소 1,200ppm 이상에서는 pH_T 6.9로 유지하는 수정-pH 조절법(Modified chemistry)로 개선하게 된다. 그리고 2000년대 부식 및 노심 비정상 축방향 출력편차(Axial Offset Anomalies)를 방지하기 위해, 리튬농도를 최대 3.5ppm에서 $pH_T = 7.2$ 로 일정하게 유지하는 방법(Coordinated chemistry)으로 개선하였다. 이는 운전 중 pH 변화가 원자로냉각재의 화학상태를 변화시켜 부식반응 및 부식생성물 이동에 변화를 초래하기 때문에, 운전 중 pH를 일정하게 유지하는 전략이다.

붕소를 사용하지 않는 i-SMR 원자로냉각재 역시 부식반응 및 부식생성물 이동을 억제하기 위해, 운전 중 pH_T 를 6.9~7.4 범위에서 유지하여야 하고, 정지 및 기동 중에도 부식 반응을 최소화하기 위해 pH_T 를 7.0 이상으로 유지하여야 하므로, 알칼리 pH 조절제 사용이 요구된다. 대표적인 알칼리 pH 조절제로는 LiOH, KOH 및 NH_3 가 있는데, i-SMR pH 조절제로는 LiOH 보다 pH 조절이 상대적으로 유리한 KOH와 방사분해로 환원분위기를 만드는 NH_3 가 좀더 긍정적으로 고려되고 있다⁽¹⁰⁾.



본 연구에서는 높은 강도와 내부식성, 그리고 우수한 가공성으로 인해, 터빈 재료, 제어봉 구동장치(Control rod drive mechanism)의 스파이더, 핀, 스프링, 스프링 보조장치 재료로 사용되는 석출경화 마르텐사이트 스테인리스 강인 17-4PH (또는 STS 630)강의 무봉산 알칼리 수화학 환경(NH_3 pH 조절제)에서의 온도 증가에 따른 부식 특성 변화를 분석하여, 장시간 안전성을 평가하고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 부식 시험편 제작

본 연구에서 사용된 스테인리스 630강을 제조업체가 제공한 재료시험성적서(CMTR)의 유효성 검증을 위해 ICP-MS를 이용해 분석한 화학 조성값은 아래 Table 1에 정리하여 나타냈으며, ASTM A693-24⁽¹¹⁾의 스테인리스 630 화학 조성 범위를 모두 만족하는 것을 알 수 있다. 부식 시험 시편은 38 mm × 15 mm × 2 mm의 판재 형상으로 가공한 후 동일한 표면 조도를 부여하기 위해

#1000 grit의 SiC 연마지를 이용하여 연마하였다. 연마된 시험편은 아세톤, 에탄올, 초순수 순으로 각각 10분간 초음파 세척을 하고, 질소 가스로 건조 후 60℃ 오븐에서 10분간 건조한 후 10 µg 오차범위를 갖는 마이크로 전자저울을 이용하여 초기 무게를 측정하였다.

2.2 부식 시험

부식 시험은 Fig 1에 나타난 3.78 L 부피의 Hastelloy (Alloy C-276) 재질의 오토클레이브 4대를 사용하여 수행되었으며, 시험에 앞서 100 ppm의 NH₃ 수용액을 이용하여 안정피막을 형성하였다. 오토클레이브 내면에 안정피막이 형성된 후에 시편걸이에 시편을 걸어 오토클레이브에 장입한 후, 100 ppm NH₃ 수용액(pH_{RT}=10.5)을 오토클레이브에 주입하였다.

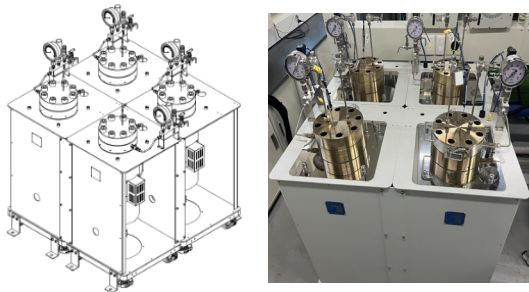


Fig. 1 Static autoclaves for corrosion test of STS 630 at different temperature

오토클레이브의 덮개를 덮고 토크렌치를 이용하여 체결한 후, 아르곤 가스를 오토클레이브에 3시간 동안 주입하여 용존산소를 탈기하였다. 탈기 후에 4대의 오토클레이브에 시험 온도를 120, 180, 240 및 300℃로 설정하여, 200시간 간격으로 1,000시간 동안 부식시험을 수행하였다. 이때, 각 온도별 pH는 EPRI MULTEQ™코드를 이용하여, pH_{120℃}=8.36, pH_{180℃}=7.60, pH_{240℃}=7.12, pH_{300℃}=6.90으로 계산되었다.

Table. 1 Chemical composition of stainless 630 in measured and ASTM data (wt%)

| | C | Cr | Ni | Cu | Mn | Si | Fe |
|----------|-----------|-------------|-----------|-----------|-----------|-----------|------|
| Measured | 0.041 | 15.35 | 4.29 | 3.20 | 0.62 | 0.54 | Bal. |
| ASTM | max. 0.07 | 15.00-17.50 | 3.00-5.00 | 3.00-5.00 | max. 1.00 | max. 1.00 | Bal. |

2.3 부식시편 분석

200시간마다 온도별 오토클레이브에서 각각 3개씩의 시편을 인출하여, 무게 변화를 측정하고 ASTM Standard G1-03⁽¹²⁾을 활용하여 부식속도를 계산하였다. 이때, 무봉산 암모니아(NH₃) 알칼리 환경에서 STS 630의 부식은 냉각재 증으로의 용출이 “0”인 zero release를 가정하여 계산하였다. 부식시험편의 표면 산화막 형상은 200h 및 1,000h 시편에 한하여 SEM(Scanning electron microscopy)을 이용하여 분석하였으며, 결정구조와 미세구조 분석은 각각 XRD(X-ray diffractometer)와 TEM(Transmission electron microscopy) 및 EDS(Energy dispersive spectroscopy)을 이용하여 분석하였다.

3. 연구결과 및 고찰

3.1 산화막 분석

Fig 2는 120, 180, 240, 300℃ 조건에서 200시간과 1,000시간 부식 시험한 STS 630 시편의 표면에 형성된

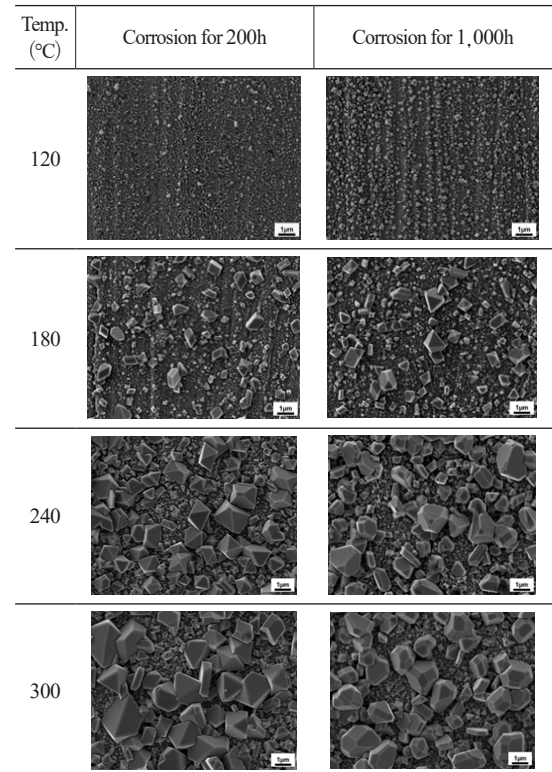


Fig. 2 SEM images of Stainless 630 after the corrosion test at 120°C, 180°C, 240°C, and 300°C for 200h and 1,000h.

부식생성물을 관찰한 SEM 사진이다. 표면 산화물은 다양한 크기의 다면체 입자로 구성되어 있으며, 시험 온도가 증가함에 따라 산화물 입자의 크기 및 밀도가 증가하는 것을 볼 수 있다. 이는 온도 증가에 따라 모재에서 냉각재쪽으로 금속 원자의 확산속도가 빨라지면서 표면산화물 입자의 생성 및 성장속도가 빨라지기 때문이다^(13,14). 특히, 스테인리스강 표면에 형성되는 Magnetite (Fe_3O_4) 입자는 FCC 구조로 [100] 및 [111] 방향의 비율에 따라 형상이 달라지는데, 알칼리 수용액 환경에서 계면에너지가 최소화되는 [111] 면의 성장속도가 빨라져 팔면체 형태의 성장을 나타내는 것으로 보고되고 있다⁽¹⁵⁾. Fig 3은 200시간과 1,000시간 부식시험의 표면 SEM 사진으로부터 각 온도별 표면 산화물 입자의 크기를 image analyzer를 이용하여 측정하여 분포를 나타낸 그래프이다. 200시간 부식시험의 경우, 시험

온도가 120℃에서 300℃로 증가함에 따라, 산화물 입자의 평균크기가 0.55 μm 에서 1.51 μm 까지 증가한다. 또한, 1,000h 부식시험의 경우, 120℃에서 300℃로 온도가 증가함에 따라, 산화물 입자의 평균 크기는 0.65 μm 에서 1.59 μm 까지 증가한다. 그러나 시간에 따른 산화물 입자 평균크기 변화의 경우, 120℃에서 0.55 μm 에서 0.65 μm 로 약18.4% 증가하지만, 300℃에서는 5.3%로, 고온에서 시간에 따른 산화물 입자의 성장 속도가 감소함을 알 수 있다^(16,17). Fig.3의 Histogram에서 분석된 부식 시험편 표면 산화물의 평균 크기는 Table 2에 정리하여 나타내었다.

3.2 부식생성물의 성분 및 미세구조 분석

알칼리 수산화 환경에서 부식 시험된 산화물의 성분 및 미세구조를 분석하기 위하여, 표면 산화막의 밀도가 높은 300℃에서 1,000h 동안 시험한 STS 630 시험편을 집적이온빔(Focused ion beam; FIB) 장비를 이용하여 단면을 가공하여 TEM 시험편을 제작하였다. Fig 4는 산화막 단면에서 TEM-EDS를 사용하여 분석된, 원소별 성분지도(elemental mapping) 및 STEM(Scanning TEM) 사진의 노란색 화살표를 따라 분석한 성분 결과를 나타낸다. 그 결과, STS 630의 알칼리 수산화 환경에서의 산화막은 경수로형 상용원전의 Li-B 환경의 일반적인 스테인리스강 산화막과 같이 치밀한 구조의 얇은 층형태의 내부산화막(inner oxide)와 수 μm 크기를 갖는 다면체 입자 형태의 외부산화막(outer oxide)으로 구성된 이중층 구조를 갖는다.

Fig 4(a)와 같이 내부산화막의 경우, 소량의 Ni 성분을 포함하는 Cr-rich 산화층이었으며, 외부산화막 입자는 소량의 Ni을 포함하는 Fe-rich 산화막으로, 입자 내부에는 Ni성분이 거의 관찰되지 않고 입자 외곽(shell) 부분에 Ni성분이 집중되어 분석되었다. 즉, 외부산화물 입자는 마그네타이트 (Fe_3O_4)와 같은 Fe-rich 산화물이 생성되고 그 위에 Ni-rich 산화막이 도포되었다고 판단된다. 이러한 결과는 Fig 4(b)의 EDS 라인분석 결과와도 일치하는 것을 알 수 있다. EDS 라인 분석 결과 외부 산화물은 앞서 예측한 바와 같이, 마그네타이트 성분으로 분석되었으며, 내부산화막의 경우, 원소별 성분지도 결과와는 달리 Fe-Cr rich 산화막으로 조사되었으며, 화학양론적으로는 $Ni_{0.3}Fe_{0.9}Cr_{0.8}O_3$ 성분을 갖는 것으로 분석되었다. 이때, 산화막의 두께는 약 0.75 μm 로 조사되었다. 이처럼

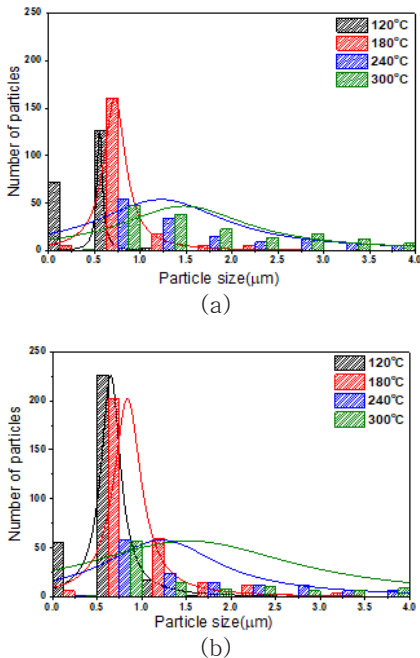


Fig. 3 Histogram of external oxide particles formed on corroded STS 630 at different temperature for (a) 200h and (b)1,000h.

Table. 2 Average size of external oxide particle formed on corroded STS 630 at different temperature for 200h and 1,000h

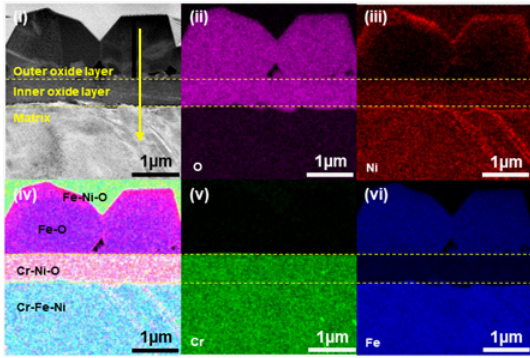
| | 120℃ | 180℃ | 240℃ | 300℃ |
|--------|--------------|--------------|--------------|--------------|
| 200h | 0.55 μm | 0.72 μm | 1.22 μm | 1.51 μm |
| 1,000h | 0.65 μm | 0.84 μm | 1.25 μm | 1.59 μm |

Ni 및 Cr을 포함하는 스테인리스강이 이중층 형태의 부식산화막을 형성하는 것은 금속 기질 내부에서 확산속도가 높은 Cr 이온이 산화전위가 높아 Cr-rich의 치밀한 층 형태의 산화막을 만들고, 냉각재에서 확산속도가

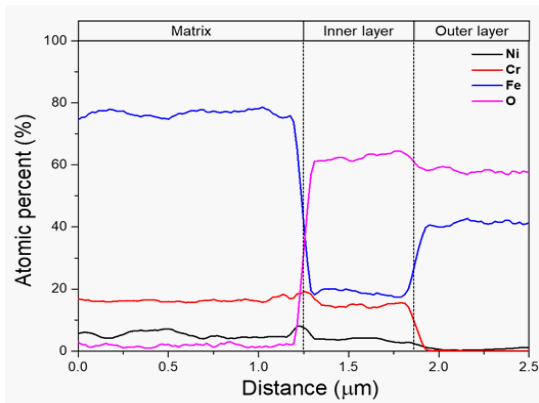
높은 Fe가 Cr-rich 산화층을 통해 확산하여, 외부산화층을 형성하기 때문이다⁽¹⁸⁾.

Fig 5는 이중층 형태의 산화막의 미세구조 분석을 위한 STEM 이미지와 SAED(Selective area electron diffraction) 패턴을 나타낸다. 상부의 다면체 외부산화물의 경우, Fig 5(b)와 같이 단결의 마그네타이트와 일치하는 line-pattern의 회절 패턴이 분석되었다. 반면 Fe-Cr-rich 내부산화막의 경우, dot으로 이루어진 ring-pattern이 나타나는 것을 볼 때, 다결정 구조를 갖는 산화물임을 알 수 있다. 이러한 결과는 Li-B 수화화 환경에서 부식된 스테인리스강의 산화막 형태와도 거의 유사하다^(19,20).

Fig 6은 STS 630의 온도 조건별 200시간 및 1,000시간 부식전 후의 XRD 분석 결과를 나타낸다. 모재의 XRD pattern은 잘 알려진 마르텐사이트계 스테인리스강인



(a)



(b)

Fig. 4 (a) STEM and elemental mapping images of stainless 630 corroded at 300°C for 1,000h and (b) TEM-EDS line profile for yellow arrow in Fig. 4a(i).

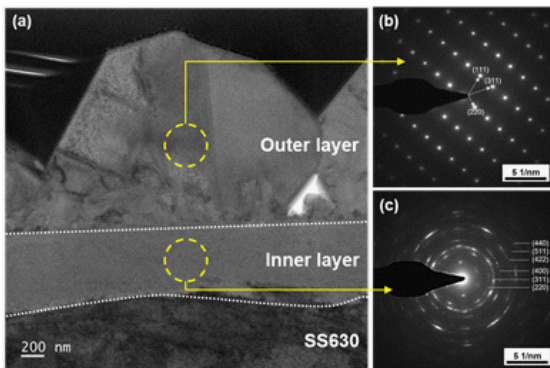
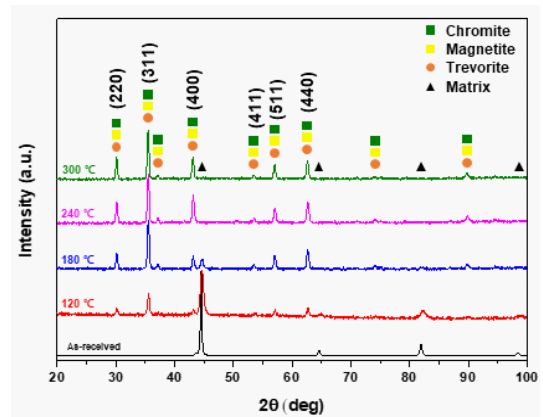
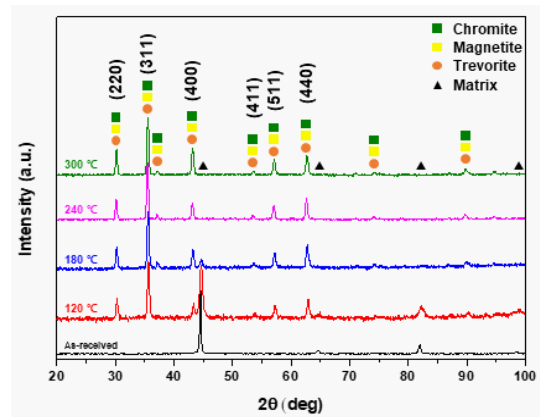


Fig. 5 (a) STEM image and SAED patterns of (b) outer oxide and (c) inner oxide of STS 630 corroded at 300°C for 1,000h.



(a)



(b)

Fig. 6 XRD patterns of stainless 630 before and after corrosion test at different temperature for (a) 200h and (b) 1,000h.

Cr_{0.2}Fe_{0.1}Ni_{0.7}(JCPDS Card No. #00-033-0945)의 특성 피크와 일치하는 것을 알 수 있다. 이러한 특성 피크는 120℃ 및 180℃ 부식 환경에서는 계속 관찰되지만, 240℃ 이상에서는 사라지는 것을 알 수 있다. 반면, 120℃부터 chromite(Cr₂FeO₄, JCPDS card No. #01-075-3312), magnetite (Fe₃O₄, JCPDS card No. #01-085-1436), trevorite(Ni_{1.3}Fe_{1.7}O₄, JCPDS card No.#01-080-0072) 등의 특성 피크가 나타나는 것을 볼 때, Fig 4에서 살펴본 결과와 일치하는 것을 알 수 있다.

Fig 6의 XRD pattern의 정량분석을 통해, 세 종류의

Table 3 Quantitative analysis of XRD patterns for stainless 630 corroded for 200h and 1000h.

| Temp. (°C) | Chromite (%) | | Magnetite (%) | | Trevorite (%) | | Matrix (%) | |
|------------|--------------|------|---------------|------|---------------|------|------------|------|
| | 200 | 1000 | 200 | 1000 | 200 | 1000 | 200 | 1000 |
| 120 | 0 | 3 | 3 | 5 | 3 | 1 | 94 | 91 |
| 180 | 3 | 8 | 29 | 32 | 1 | 2 | 67 | 58 |
| 240 | 7 | 4 | 78 | 82 | 2 | 2 | 13 | 12 |
| 300 | 6 | 9 | 77 | 81 | 1 | 2 | 16 | 8 |

금속 산화물 비율을 계산해 보면, Table 3에 나타난 바와 같이, chromite와 trevorite의 비율은 증가하는 온도와 시간에 따라 10% 이내로 분석되었다. 반면, magnetite는 3%에서 82%로 증가하였고, 모재 비율은 94%에서 8%로 감소하는 것을 볼 수 있다. 이는 STS630이 암모니아 알칼리 수산화 환경에서 온도 및 노출시간이 증가함에 따라 주로 magnetite 성분의 산화막이 형성되는 것이라 볼 수 있다. 또한, 240℃와 300℃ 시험 결과를 볼 때, 240℃ 이상에서의 성분 변화는 미미하다고 판단된다.

3.2 부식 속도 평가

부식시험 후 시편의 무게 변화를 측정 데이터로부터 산출한 부식속도는 Fig 7과 같이 나타낼 수 있다. 120℃의 낮은 온도에서는 부식속도가 0.05 $\mu\text{g}/\text{cm}^2\text{h}$ 이하의 매우 낮은 값을 가지며, 부식시간 증가에 대해서도 변화량이 매우 작음을 알 수 있다. 그러나 냉각재 온도가 증가함에 따라, 초기 부식속도뿐만 아니라, 부식속도 변화량도 커지는 것을 볼 수 있다. 300℃ 암모니아 알칼리 환경에서는 초기 200h 부식속도는 0.55 $\mu\text{g}/\text{cm}^2\text{h}$ 로 120℃ 조건보다 11배 빠른 속도로 부식되는 것을 알 수 있다. 그리고 온도 조건별 부식속도를 시간의 함수로 fitting 하게

되면 아래 식과 같은 부식속도-시간 모델식을 얻을 수 있다.

$$CR = e^{-(A+Bt)}$$

이때, CR은 부식속도(Corrosion rate), t는 부식시간, A, B는 상수를 나타낸다. 각 온도별 부식속도-시간 모델식은 Table 4에 정리하여 나타냈으며, 이들 모델식의 특성을 보면, 부식 초기 조건은 상수 A에 지배되지만, 시간이

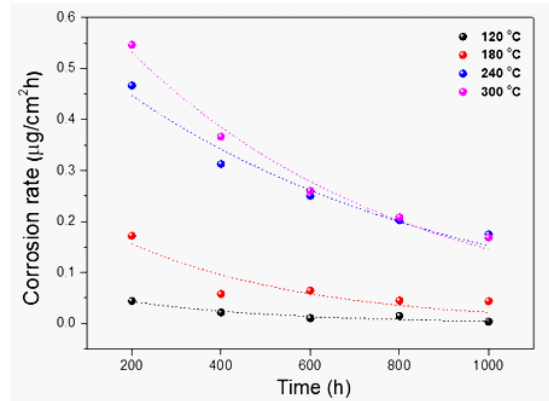


Fig. 7 Corrosion rate of stainless 630 in different temperature

Table 4 Experimental model equation between corrosion rate of stainless 630 and test time for different temperature.

| Temp.(°C) | Model equation |
|-----------|---|
| 120 | $CR_{120^\circ\text{C}} = e^{-(2.5738 + 0.0029 t)}$ |
| 180 | $CR_{180^\circ\text{C}} = e^{-(1.3601 + 0.0025 t)}$ |
| 240 | $CR_{240^\circ\text{C}} = e^{-(0.5351 + 0.0014 t)}$ |
| 300 | $CR_{300^\circ\text{C}} = e^{-(0.3062 + 0.0016 t)}$ |

지남에 따라 부식시간 t에 지배됨을 알 수 있다. 즉, 부식 초기에는 낮은 온도에서의 부식속도가 낮게 나타나며, 시간 증가에 따른 변화량도 작게 나타남을 알 수 있다. 반면 높은 온도에서는 초기 부식속도가 크게 나타나지만, 시간 증가에 따른 부식속도 감소도 크다는 것을 알 수 있다. 따라서 STS 630 재료의 알칼리 수산화 환경에서의 부식 특성 및 부식속도 모델식을 통해, i-SMR 원자로냉각계통 주요기기별 위치에 따른 활용에 있어서 재료의 건전성 예측하기 위한 중요한 자료로 활용될 것으로 기대된다.

4. 결 론

본 연구에서는 고강도 스테인리스강인 STS630의 암모니아 알칼리 수화화 환경에서의 부식거동을 분석하고자 다양한 온도조건에서 1,000시간동안 부식시험을 통해, 부식 산화막 분석 및 부식속도 평가를 수행하였다. STS630은 알칼리 수화화 환경에서도 Li-B 수화화 환경에서와 같이 Cr-rich 내부산화막과 Fe-rich 외부산화막(입자 형태)을 나타냈다. 알칼리 환경에서의 부식산화막은 magnetite, chromite, trevorite 등 세 종류의 산화물로 구성되어 있었으나, 온도증가 및 시험 시간 증가에 따라서는 magnetite 비율 증가가 두드러지는 것을 알 수 있다. 또한, 부식 속도에 있어서는 300℃에서 120℃ 부식 환경과 비교해 11배 빠른 부식속도를 나타냈다. 그러나 대부분의 온도에서, 사용시간이 길어지면 부식속도 감소가 크게 나타나므로 초기에 사전 안정피막형성 등을 통해 가동 중 부식률을 감소시킬 수 있을 것으로 기대된다.

후 기

본 연구는 한국연구재단을 통해 과학기술정보통신부 원자력연구개발사업(RS-2022-00143316)의 지원을 받아 수행하였다.

참고문헌

- (1) “소형모듈원전(SMR)의 현황 및 전망”, 해외건설 INSIGHT, 해외건설협회 해외건설정책지원센터, 2023.
- (2) “Small Modular Reactors: Challenges and Opportunities”, OECD NEA, 2021.
- (3) “소형 혁신원자로 기술조사보고서”, 한국원자력학회 원자로 시스템기술연구부회, 2020.
- (4) 이정익, “혁신형 SMR 기술개발사업”, I-SMR 정부 공청회, 2021.
- (5) 남현석, 김태순, 김만원, 윤은섭, 2023, “혁신형 SMR 환경 조건을 고려한 원자로 및 격납용기 적용성 검토 현황”, KPVP 2023년도 연차학술대회, 부산, Nov. 22-24.
- (6) 심희상, 전순현, 허도행, 김성우, “혁신형 소형모듈원전의 무봉산 수화화과 재료 건전성 이슈”, KPVP 2023년도 연차학술대회, 부산, Nov. 22-24.
- (7) D. Sandusky, W. Lunceford, S. M. Bruemmer, M. A. Catalan, 2013, “Assessment of Materials Issues for Light-Water Small Modular Reactors”, Pacific Northwest National Laboratory, Washington DC, PNNL-22290.
- (8) 정장규, 이병진, 김형현, 2019, “무봉산운전 원자로계통개념 설계 기술개발”, 전력기술, KINX2019057946.
- (9) 맹완영, 최병선, 연제원, 강덕원, 이혜복, 왕찬식, 2009, “원자력 수화화 편람”, 동화기술.
- (10) Y. H. Cheon, N. Y. Lee, B. H. Park, S. C. Park, E. K. Kim, 2015, “Primary Coolant pH Control for Soluble Boron-Free PWRs, Transaction of Korean Nuclear Society Fall Meeting, Gyeongju, Korea, Oct. 28-30.
- (11) ASTM, A693-24, 2024, “Standard Specification for Precipitation-Hardening Stainless and Heat-Resisting Steel Plate, Sheet, and Strip”, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- (12) ASTM, G1-03, 2017, “Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens”, ASTM International, West Conshohocken, PA.
- (13) J. Robertson, “The Mechanism of High Temperature Aqueous Corrosion of Stainless Steels”, Corros. Sci. Vol.32, No.4, pp.443-465, 1991.
- (14) “High-Temperature Characteristics of Stainless Steels”, A Designers’ Handbook Series No. 9004, pp.16-25, American Iron and Steel Institute.
- (15) Z. L. Wang, “Transmission Electron Microscopy of Shape-Controlled Nanocrystals and Their Assemblies”, J. Phys. Chem. B, Vol.104, pp.1153-1175, 2000.
- (16) S. E. Ziemniak, M. Hanson, “Corrosion Behavior of 304 stainless steel in high temperature, hydrogenated water”, Corros. Sci., Vol.44, pp.2209-2230, 2002.
- (17) S. E. Ziemniak, M. Hanson, P.C. Sander, “Electropolishing effects on corrosion behavior of 304 stainless steel in high temperature, hydrogenated water, Corros. Sci., Vol.50, pp.2465-2477, 2008.
- (18) S. Ghosh, M. K. Kumar, V. Kain, “High temperature oxidation behavior of AISI 304L stainless steel: Effect of surface working operations, Appl. Surf. Sci., Vol.264, pp.312-319, 2013.
- (19) H. Chen, R. Tand, C. Long, G. Le, “Effect of exposure temperature on the corrosion behaviors of TP347H austenitic stainless steel in supercritical water”, Corros. Sci., Vol.161, pp.108188, 2019.
- (20) A. Chouchaine, S. Kouass, F. Touati, N. Amdouni, H. Dhaouadi, “Fe₃O₄ nanomaterials: synthesis, optical and electrochemical properties”, J. Australian Ceramic Soc., Vol.57, pp.469-477, 2021.