2001 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

10% NaOH 용액에서 첨가제에 의한 Alloy 600의 응력부식균열 억제

Inhibition of Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 in 10% NaOH Solution

백재선, 김정구
성균관대학교
경기도 수원시 장안구 천천동 300

허도행, 김정수
한국원자력연구소
대전 광역시 유성구 덕진동 150

요 약

Alloy 600에서 발생하는 고 염기성 분위기에서의 응력부식균열을 억제할 목적으로 첨가제에 의한 응력부식균열 억제 효과를 평가하였다. 응력부식균열 시험은 전열관 튜브를 C-ring 형태로 가공한 시편을 사용하였으며, 315℃의 10% NaOH 용액을 기본 시험조건으로 하였다. 사용된 첨가제는 TiO_2, TiB_2와 CeB_6였다. PbO가 첨가된 10% NaOH에서의 응력부식균열 억제 거동도 조사하였다. 이 때 응력부식균열을 가속하기 위하여 부식전위로부터 귀한 방향으로 150 mV와 200 mV를 가하여 5일간 실험하였다. 10% NaOH 용액에서 Ti 화합물과 CeB_6의 첨가는 응력부식균열을 억제하였으며, 특히 CeB_6는 응력부식균열에 대한 저항성을 3배 이상 향상시킴을 관찰하였다. 또한 PbO가 함유된 NaOH 용액에서도 이들 첨가제들은 응력부식균열을 억제하였다.

Abstract

The effectiveness of inhibitors for stress corrosion cracking (SCC) of Alloy 600 steam generator tubes was evaluated in 10% NaOH solution at 315℃. The material was exposed to the test solutions as a specimen type of C-ring and polarized at various potentials above the corrosion potential for five days with and without additives such as TiO_2, TiB_2 and CeB_6. Ti-compounds and cerium boride increased the resistance to SCC. Cerium boride, the most effective, decreased the crack propagation rate more than a factor of three compared with the reference test at 150 mV. Cerium acetate and TiO_2 were also effective to mitigate SCC in lead contaminated caustic solution. Based on the results of the anodic polarization behaviors and the chemical compositions of the films formed on the crack tip in the C-ring specimens being characterized using scanning Auger spectroscopy, it was discussed that the change of the active-passive transition potential and the film profile were related to the resistance of SCC.

Keywords : caustic IGSCC, inhibitor, cerium boride, cerium oxide, Alloy 600, crack tip film, AES analysis

1. 서　　론

가압경수로의 증기발생기 전열관으로 사용되고 있는 Alloy 600 은 응력부식균열, 입계부식, 핏팅 등과 같은 부식손상 및 마모 등의 기계적 손상을 겪고 있으며, 특히 1 차측과 2 차측 응력부식균열에 매우 취약하여 설계 수명을 다하지 못하고 있다. 1999 년 현재 전열관의 부식손상으로 인하여 증기발생기가 도중에 교체된 사례는 51 개 발전소에 이르고 있으며, 20 개 발전소에서 교체를 준비중이다[1]. 이와 같은 전열관의 손상은 전열관에 대한 검사 및 보수와 교체 비용을 유발하고 가동 안전성과 경제성을 위협하게 된다.

따라서 전열관 Alloy 600 재료의 부식손상을 억제할 수 있는 방안에 대한 개발 필요성이 증대되고 있다. 이의 방법으로서는 크게 두 가지 관점 즉, 재료의 개선 및 가동 환경의 개선을 들 수 있다. 재료 개선으로서는 입계 예민화의 회피, 입계 크롬탄화물의 석출, P 와 S 같은 불순 원소의 저감화, Cr 함량의 증가 등의 방안이 개발되었다. 현재 신규 증기발생기의 전열관 재료는 Cr 함량이 Alloy 600 에 비하여 두 배 높은 Alloy 690 으로 대체되어 사용되고 있으므로 응력부식균열에 대한 발생 빈도가 현저히 감소할 것으로 예측된다. 두 번째 방안인 가동 환경의 개선은 2 차측의 경우 슬러지 랜싱 또는 화학세정에 의한 슬러지 제거[2], 붕산 처리, 몰비 조절, 엄격한 수처리 가이드 라인의 적용 등이 있으며, 1 차측의 경우 가동 온도 저감 및 아연 주입 방법[3] 등이 제안되고 있다. 이 방법은 가동중인 증기발생기에 적용하여 손상을 억제함으로써 수명을 연장할 수 있다는 점에서 매우 중요하다.

그러나 2 차측의 경우 이러한 억제 방안에도 불구하고 응력부식균열이 지속적으로 발생하고 있으므로 보다 적극적인 억제 대책으로 2 차 급수에 억제제로서 TiO_2를 첨가하는 방법이 제안되어 발전소에 적용하는 시험이 진행되고 있다[4]. 그러나 TiO_2의 정량적인 억제능이 알려지지 않고 있으며[5] crevice 에의 침투가 어려운 것으로 보고되고 있다[6]. 본 연구에서는 TiO_2를 능가하는 응력부식균열 억제제의 개발을 목표로 315℃의 10% NaOH 수용액 중에서 첨가제가 Alloy 600 의 양극분극 및 응력부식균열 거동에 미치는 효과를 정량적으로 조사하였다. 또한 발생빈도가 증가하고 있는 납 분위기에서의 응력부식균열에 대한 억제능도 평가하였다.

2. 실험 방법

2.1 양극분극 시험

10% NaOH 용액을 기준용액으로 사용하였으며 시험온도는 315℃였다. 시험에서 사용된 첨가제는 TiO_2, TiB_2, CeB_6였으며, 기준용액에 2 g/l 을 첨가하였다. 양극분극시험에 사용된 재료는 외경이 19.05mm, 두께가 1.10mm 인 Alloy 600 (NX9824) 전열관으로서, 길이방향으로 4 등분하여 flattening 한 다음 5 mm x 10 mm 크기의 시편으로 가공하였다. 이 재료의 화학조성을 Table 1 에 나타내었다. 분극 시편은 SiC 연마지로 600 grit 로 연마한 후 아세톤에서 초음파 세척하였다. 시편을 Alloy 600 lead wire 에 점 용접하고, 이를 열 수축 Teflon 튜브로 절연하였다. Ni 을 기준전극으로 사용하였으며, Ni-200 반응용기를 상대전극으로 사용하였다. 온도를 올리기 전에 5% H_2 - 95% N_2 혼합가스를 1.38 MPa (200psi)로 가압한 다음 천천히 감압하는 절차를 2 회 수행한 후, 1 시간동안 혼합가스를 350 cc/min 의 속도로 주입하면서 용존 산소를 제거하였다. 최종적으로 cover gas 로

서 5% H_2 - 95% N_2 혼합가스를 1.38 MPa 로 가압하였다. 온도가 실험온도에 도달한 후 실험환경이 안정화 되도록 30 분 동안 유지하였다. 분극 곡선은 부식전위(vs. Ni)로부터 귀한 전위방향으로 20 mV/min 의 속도로 측정하였다. 본 논문에서 언급하는 전위 값은 특별한 언급이 없는 한 모두 Ni 기준전극을 기준으로 한 것이다.

2-3. 응력부식균열시험

응력부식균열시험에 사용된 재료는 외경이 22.22 mm, 두께가 1.23 mm 인 Alloy 600 (H602019) 전열관이며, 그 화학조성을 Table 1 에 나타내었다. 전열관으로부터 C-ring 형태로 시편을 가공하였으며, Alloy 600 볼트와 너트를 이용하여 외경이 1.5 mm 감소하도록 응력을 가하였다. 응력부식균열을 가속하기 위하여 시험온도에 도달한 다음 부식전위보다 높은 전위를 C-ring 시편에 가하였으며, 시험기간 120 시간이었다. 각각의 실험 조건 당 3 개의 C-ring 시편을 동시에 사용하였고, 전처리 조건은 분극시험에서 기술한 것과 동일하다. 납 분위기에서의 응력부식균열 시험을 위해서 10% NaOH 용액에 5,000ppm 의 PbO 를 첨가하였다. 시험 후 시편의 중앙 부위를 절단하여 균열의 형상을 관찰하고 균열의 깊이를 측정하였다.

Table 1. Chemical composition of Alloy 600 (wt%)

Element / Heat No.	Ni	Cr	Fe	C	Si	S	Mn	Cu	Ti	Al	Co	P	B	N
NX9824	75.28	15.57	8.31	0.026	0.10	<0.001	0. 20	0.01	0.32	0.17	<0.001	0.004	0.004	0.009
H602019	74.8	15.5	8.4	0.02	0. 2	0.001	0.2	0.1						

2-4. 표면분석

C-ring 시편에 발생된 균열 선단의 입계 파면에 형성된 피막의 조성을 scanning Auger electron spectroscopy(AES)를 이용하여 분석하였다. Cr 탄화물의 영향을 제거하기 위해 Cr 탄화물이 없는 입계면상의 피막에서 분석하였다. Sputtering 속도는 SiO_2 를 기준으로 했을 때 82 Å/min 이었다.

2. 실험 결과

3-1. 전기화학시험

Fig.1 은 315℃의 10% NaOH 수용액에서 양극분극거동을 조사한 결과이다. Reference 로 표기된 분극 곡선은 기준용액에서 Alloy 600 의 분극거동으로서 억제제를 첨가한 경우의 분극거동과 비교하고자 하였다. 첨가제가 없는 기준용액에서 부동태 전류밀도가 가장 높고, TiB_2, TiO_2, CeB_6 순서로 부동태 전류밀도가 감소함을 볼 수 있었다. 또한 TiO_2, TiB_2 와 CeB_6 의 첨가는 reference 의 활성태-부동태 천이 전위 110 mV 를 각각 140 mV, 156 mV, 192 mV 로 증가시켰음을 볼 수 있다. 염기성 분위기에서 Alloy 600 은 재료의 활성태 - 부동태 천이 전위의 바로 직 상단 부분의 전위 영역에서

입계 응력부식균열의 전위 의존도가 가장 높으며[7], 이 전위구역에서 부동태 피막 형성의 kinetics 는 부동태 영역에서 보다 낮다. 이러한 억제제의 첨가로 인한 분극 곡선상의 활성태-부동태 천이 전위의 증가는 응력부식균열이 발생하는 임계 전위 값을 상승시키는 효과가 기대된다. 한편 이들 첨가제로 인한 부식전위의 변화는 거의 나타나지 않았다.

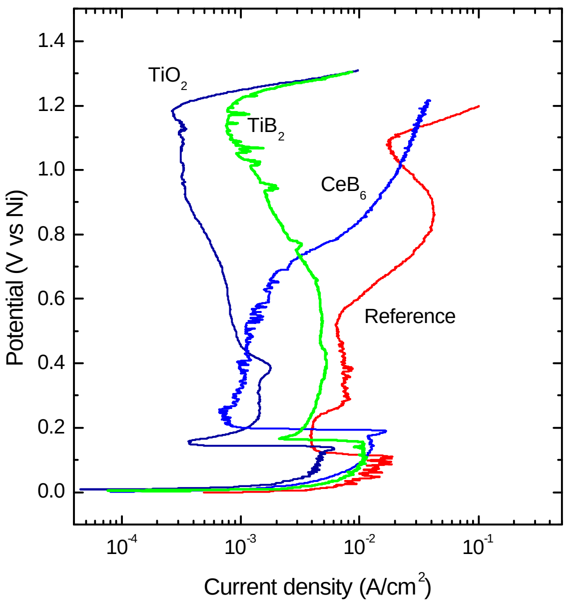


Fig. 1 Effect of additives on the potentiodynamic anodic polarization behavior of Alloy 600 in 10% NaOH at 315℃.

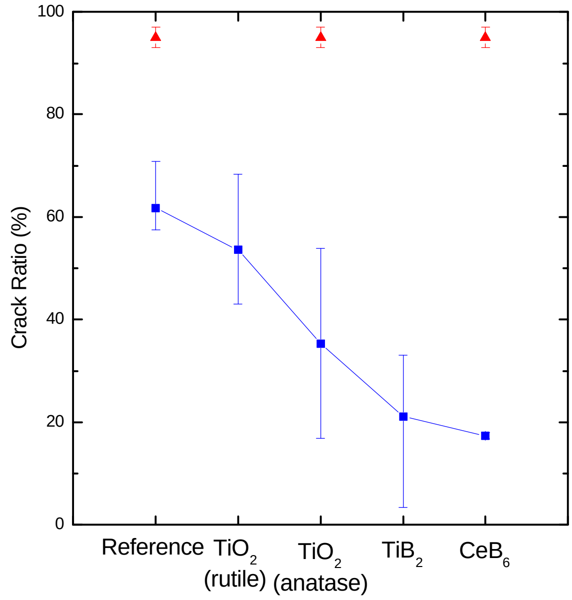
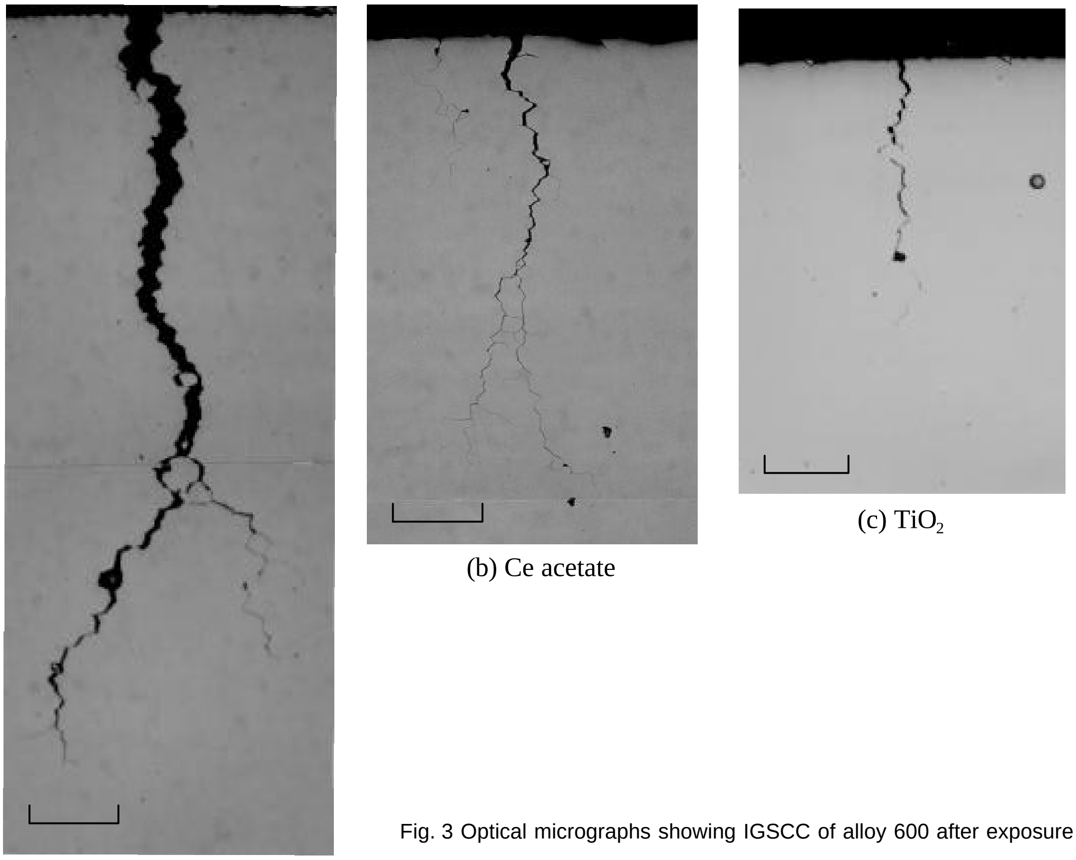


Fig. 2 Crack depth of Alloy 600 after exposure to 10% NaOH solution with a potential of 150 and 200 mV at 315℃.

3-2. 응력부식균열 시험

10% NaOH 용액에서 C-ring 을 이용한 응력부식균열 시험 결과를 Fig. 2 에 나타내었다. 150 mV 의 전위를 인가한 경우 첨가제가 첨가되지 않은 기준용액에서의 균열 깊이가 가장 깊었으며 시험한 모든 첨가제에서 균열의 억제효과가 나타났다. 균열의 최대 깊이를 총시험 시간으로 나눈 값을 균열전파 속도로 정의할 때 기준용액에서의 균열 전파속도는 6.35 μm/h 이었고, TiO_2 (rutile), TiO_2 (anatase), TiB_2, CeB_6 첨가 시 각각 5.5 μm/h, 3.6 μm/h, 2.16 μm/h, 1.75 μm/h 로 감소하였다. 즉 TiO_2 첨가시 균열의 전파속도를 1/2 로 줄일 수 있으며, CeB_6 의 첨가 시에는 균열의 전파속도를 1/3 로 억제할 수 있음을 알 수 있다. 그러나 200 mV 에서는 첨가제의 유무와 종류에 관계없이 거의 관통 균열을 나타내었다. 한편 균열의 개시 및 전파는 첨가제의 유무 및 종류에 관계없이 입계를 따라 전파하는 입계 응력부식균열 형태를 보였다.

Fig. 3 은 10% NaOH 용액에 5,000 ppm PbO 를 첨가하고 150 mV 의 전위를 인가하여 실험한 결과를 표시한 것이다. 균열의 전파속도는 기준용액에서 7.11 μm/h 였으나 cerium acetate 첨가 시 4.68 μm/h, TiO_2 (anatase) 첨가 시 3.79 μm/h 로 감소하였다. 따라서 첨가제 TiO_2 와 cerium acetate 가 납을 함유한 고 염기성 수용액에서도 응력부식균열에 대한 억제 효과를 유지함을 알 수 있다. CeB_6 의 효과는 추후에 시험이 추가될 예정이나 Ti-화합물의 경우에서와 유사한 억제 효과가 기대된다.



(a) reference (b) Ce acetate (c) TiO_2

Fig. 3 Optical micrographs showing IGSCC of alloy 600 after exposure to 10% NaOH solution with 5000 ppm PbO at 315℃ for 5 days.

3-3. 표면 분석

Fig. 4 는 10% NaOH 용액에서 150 mV 의 전위를 인가하였을 때 C-ring 시편에 형성된 균열 선단의 형상이다. 입계를 따라 균열이 전파하고 있음을 명확히 볼 수 있다. 이러한 균열 선단에 형성된 피막중 크롬 탄화물이 없는 입계면상에서 AES 분석을 하였고 그 결과를 Fig. 5 에 나타내었다. 기준용액에서 형성된 균열 선단의 피막조성은 Cr 이 고갈된 Ni-Fe 산화피막의 외부층과 Ni-Cr-Fe 의 혼합된 산화피막의 내부층으로 구분할 수 있다. 이러한 duplex 산화피막은 고온의 염기성 환경에서 IGSCC 를 겪는 Alloy 600 의 표면 피막에서 관찰된 바와 잘 일치한다.[5,6] TiO_2(anatase)를 첨가한 용액에서 형성된 피막의 조성변화는 Fig. 6 에서와 같이 기준용액의 경우와 비교해서 Cr 의 고갈을 억제하지는 못했지만 고갈 깊이가 줄어 들었음을 볼 수 있다. 또한 균열 선단의 피막형성에 Ti 이 관여하고 있음을 알 수 있다. Fig. 7 은 CeB_6의 첨가한 경우이다. 기준용액에서 관찰된 Cr 의 고갈이 나타나지 않았으며, 오히려 Cr 의 농축층이 피막에 나타나고 있다. CeB_6 첨가가 IGSCC 에 가장 큰 저항성을 보여준 점을 고려하면 균열 선단의 피막 조성의 변화로 인해 응력부식균열에 대한 저항성이 증가하였음을 유추할 수 있다. 한편 Ce 과 B 의 경우 AES 분석에서 검출되지 않았다. 이는 피막에 이 원소가 존재하지 않거나 또는 검출에 필요한 최소 양에 미치지 못하여 검출되지 않은 것으로 보인다.

Fig. 8 은 200 mV 의 전위를 인가하였을 때 CeB_6를 첨가한 시편의 균열 선단에서 형성된 피막에 대한 AES 분석 결과이다. 기준용액에서의 경우 여전히 Cr 고갈층이 두껍게 분포하고 있었다. CeB_6를 첨가한 경우 150 mV 에서와는 달리 Cr 의 농축층이 없어지고 있음을 알 수 있다. 이러한 피막 조성의 변화는 200 mV 에서의 균열 깊이 증가와 서로 밀접한 관계를 갖고 있음을 시사한다.

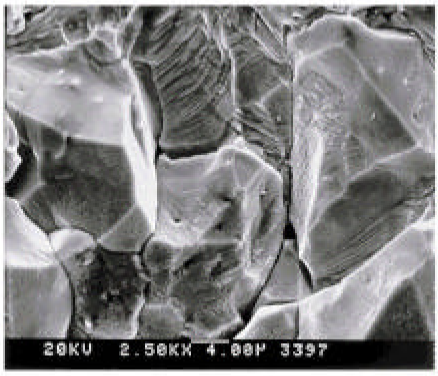


Fig. 4 SEM morphorogies of the crack tip after exposure to 10% NaOH solution at 315℃

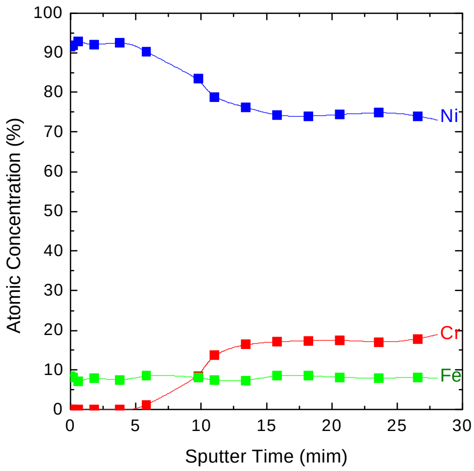


Fig. 5 AES in –depth composition profiles of alloy 600 in 10% NaOH at 315℃ for 5 days at 150mV (vs Ni).

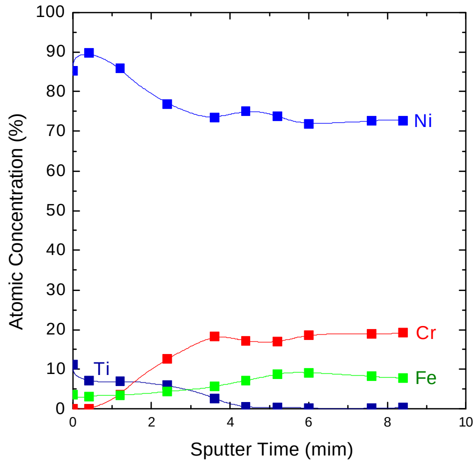


Fig. 6 AES in –depth composition profiles of alloy 600 in 10% NaOH + 4g/l TiO_2 at 315℃ for 5 days at 150mV (vs Ni).

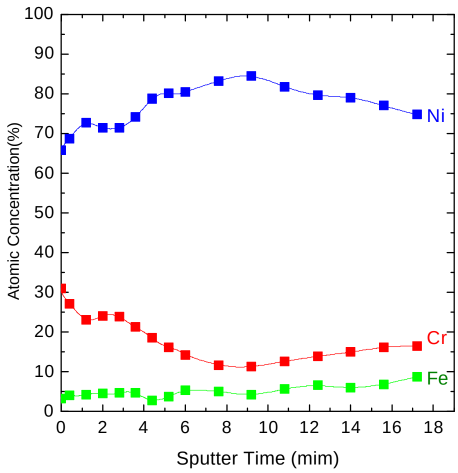


Fig. 7 AES in –depth composition profiles of alloy 600 in 10% NaOH + 4g/l CeB_6 at 315℃ for 5 days at 150mV (vs Ni).

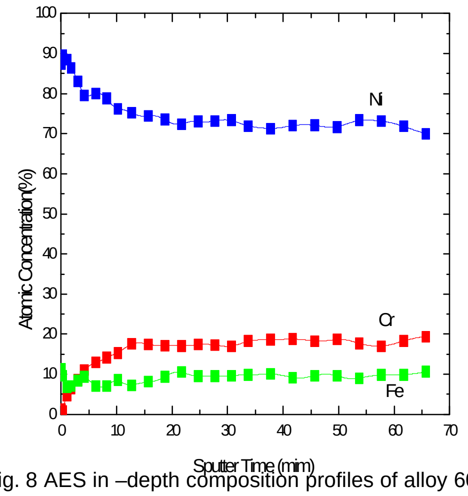


Fig. 8 AES in –depth composition profiles of alloy 600 in 10% NaOH + 4g/l CeB_6 at 315℃ for 5 days at 200mV (vs Ni).

4. 고 찰

양극분극시험에서 첨가제는 활성태-부동태 전위를 상승시켰으며, 특히 CeB_6 첨가는 첨가제가 없는 기준용액에서의 천이 전위 값 보다 약 80 mV 이상을 증가시켰다. 이러한 활성태-부동태 전위의 증가 폭이 클수록 응력부식균열의 억제 정도가 커지는 것이 관찰되었고, 이러한 천이 전위 증가로 인해 응력부식균열이 발생하는 임계 전위영역을 상승시키는 효과가 나타났다. 이러한 현상은 NaOH 용액에서의 응력부식균열이 인가 전위에 의존하며 활성태-부동태 천이 상단의 전위 구역에서 최대 민감도를 보이는 현상[7]과 잘 일치한다. 즉, 첨가제가 없는 경우는 활성태-부동태 전위가 110 mV 로서 낮기 때문에 150 mV 에서도 깊은 균열을 형성하게 되며, 반면에 첨가제가 첨가된 경우에는 150 mV 의 인가전위는 활성태-부동태 전위 보다 낮으므로 균열의 깊이가 작게 나타나는 것으로 해석된다.

한편 본 실험조건에서 pH 는 약 11.5, 전위는 약 -1.3 ~ -1.4 V_{SHE} 로 계산될 수 있다[8,9]. 순금속 Ni, Cr, Fe 의 300℃에서 Pourbaix diagram[10]과 316℃ 의 전기화학적 자료[9]로부터 현재 실험에서 인가한 150~200 mV 의 전위는 -1.15 ~ -1.30 V_{SHE} 로 환산될 수 있고, 이 전위 영역에서 Ni 은 NiO 의 산화물을 형성하고, Cr 은 CrO_2^- 이온을 형성하며 Fe 는 Fe_3O_4 의 산화물을 형성하거나 $HFeO_2^-$ 이온종으로 존재하는 것이 열역학적으로 안정할 것이다. 한편 Cr 은 caustic 환경에서 Fe 보다 더 낮은 전위에서 CrO_2^- 으로 용해되어 용해 구동력이 Fe 보다 크다. 이는 기준용액에서 AES 로 피막을 분석할 때 조성의 depth-profile 에서 Fe 보다는 Cr 의 고갈이 더 큰 것과 관련되며, 이 전위 영역에서 Ni 보다 NiO 가 열역학적으로 안정하여 표면의 피막은 Ni 이 상대적으로 안정한 피막을 형성할 것임을 알 수 있다. 특정 원소의 선택적 용해는 피막의 porosity 를 증가시키므로 피막을 통한 이온의 교환이 용이해지며, 피막의 화학적 안정성을 저해할 것으로 생각된다. 따라서 Cr 의 선택적 용해에 의한 고갈층을 억제하는 것이 응력부식균열을 억제할 수 있는 방안이 될 것임을 알 수 있다. 이는 응력부식균열 전파속도와 피막에 대한 AES 분석 결과를 통하여 뒷받침된다.

TiO_2 와 TiB_2 의 첨가는 Ti 가 피막의 형성에 관여하며, primary passive 전류밀도를 낮춤으로써 피막을 통한 Cr 과 Fe 의 용해를 억제한다. 따라서 Cr 과 Fe 의 고갈 깊이가 줄어들었다고 볼 수 있다. CeB_6 의 경우에는 AES 분석결과 균열 선단의 피막에는 Cr 의 농축이 발견되었다. Cr 이 농축된 피막은 중성이나 산성용액에서 노출된 Alloy 600 의 표면에 형성된 피막의 조성분포와 유사하다. 따라서 이러한 표면의 Cr 농축은 용액의 pH 변화로 인한 것이라고도 고려해 볼 수 있다. 즉, 2 차측 증기발생기 전열관 재료가 겪는 국부부식에 대한 억제제로서 boric acid 가 사용되어 왔는데 이 첨가제는 $Na_2B_4O_7$ 을 형성하면서 틈새의 환경을 중성화하여 균열을 억제하는 중성화 억제제로서 작용한다[11]. 하지만 CeB_6 중의 B 가 중성화 억제제로 작용하여 균열을 억제하기 위해서는 본 실험에서 사용된 양의 수십 배가 필요하다는 다른 실험 결과[12,13]와 TiB_2 첨가 시 표면에서 여전히 Cr 의 고갈이 발견된 점으로 볼 때 CeB_6 첨가로 인한 피막의 조성변화는 Ce 의 작용이라고 보는 것이 타당할 것이다. 또한 본 실험 조건에서 나타난 Cr 산화물의 농축 및 Cr 고갈 억제 효과는 Ce 이 합금 중에 미량 첨가되면 Cr 산화물의 형성을 조장하며 보호적인 Cr 산화물의 형성에 필요한 임계 Cr 농도를 감소시키는 효과가 있다는 보고[14]와 유사하다.

한편 인가 전위에 따른 균열전파 속도의 의존성 및 첨가제에 의한 피막 특성과 균열 전파속도의 변화는 NaOH 용액에서 Alloy 600 의 응력부식균열 기구가 film rupture/slip dissolution 과 관련

되어 있음을 시사한다.

5,000 ppm 의 PbO 가 함유된 NaOH 용액 조건에서 cerium acetate 와 TiO_2 는 첨가제가 없는 경우에 비하여 40~50% 의 응력부식균열 억제 효과를 나타내었다. 납에 의한 응력부식균열 가속 현상이 점증하고 있는 현상에 비추어 이들 첨가제에 의한 손상 억제가 가능할 것임을 알 수 있다. 특히 TiO_2 는 용해도가 낮고[4] 슬러지 또는 crevice 로의 침투가 어려운 단점[6]이 있다. 그러나 cerium acetate 는 수용성이므로 crevice 로의 침투성이 TiO_2 에 비하여 매우 클 것이다. 따라서 실제 균열의 발생이 가속되는 tubesheet 상단의 crevice 또는 슬러지 퇴적 지역에서의 응력부식균열의 억제에 효과적으로 작용할 가능성이 있다고 생각된다.

5. 결　　론

Alloy 600 재료의 응력부식균열에 대한 억제 방안을 도출할 목적으로 315℃의 10% NaOH 용액에 첨가제를 첨가한 후 양극 분극 시험과 응력부식균열 시험 및 균열 선단에 형성된 피막 조성을 분석한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다

1) 10% NaOH 용액에서 TiO_2 TiB_2, CeB_6 첨가는 응력부식균열을 억제하였으며, 특히 150 mV 에서 CeB_6 는 첨가제가 없는 경우에 비하여 균열의 전파속도를 1/3 이하로 억제하였다.

2) 양극분극 거동에서 TiO_2, TiB_2, CeB_6 순서대로 활성태-부동태 천이 전위가 귀한 방향으로 증가하였고, 위의 순서대로 응력부식균열에 대한 저항성이 증대하였다..

3) 기준용액에서 형성된 균열 선단의 피막 외층에는 Cr 의 고갈이 가장 크게 나타났으며, Ti-화합물의 경우 피막에 Ti 이 함유되고 Cr 의 고갈 깊이가 다소 감소하였다. CeB_6 첨가는 균열 선단의 피막에서 Cr 이 농축되는 효과를 나타내었다.

4) TiO_2 와 cerium acetate 의 첨가는 PbO 가 5,000 ppm 함유된 10% NaOH 용액에서도 균열의 전파속도를 약 40~50% 감소시키는 효과를 나타내었다. 특히 cerium acetate 는 수용성이므로 crevice 에서의 균열억제 효과가 향상될 것으로 예상된다.

5) 응력부식균열의 전파속도가 피막의 형성과 관계되는 인가 전위와 피막의 조성에 의존하는 결과는 염기성 수용액에서의 응력부식균열 기구가 film rupture/slip dissolution 과 관련되어 있음을 시사한다.

Reference

[1] J. Benson, Steam Generator Progress Report, Rev. 14, EPRI Report TE-106365-R14 (1999).

[2] D.H. Hur, H.S. Chung, U.C. Kim, *J. Nuclear Materials*, **224**, 179 (1995)

[3] R. Pathania, et al, Proc. 7th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, 163 (1997).

[4] S.G. Sawochka et al, Experience With Inhibitor Injection to Combat IGSCC in PWR Steam Generators, EPRI Report, TR-105003 (1995).

[5] J.B. Lumsden, S.L. Jeanjaquent, J.P.N. Paine and A. Mcllree, Proc. 7th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, 317 (1997).

[6] J. Daret, J.P.N. Paine, M.J. Partridge, *ibid*, 177 (1997).

[7] N. Pessall, *Corr. Sci.*, **20**, 225 (1980).

[8] J.R. Cels, *Corrosion*, **34***,* 198 (1979).

[9] Iuan-Jou Yang, *Materials Chemistry and Physics,* **49**, 50 (1997).

[10] P.L. Daniel, S.L. Harper, EPRI Topical Report, NP-4831 (1986).

[11] Jacques Daret, Thierry Cassagne and Yves Lefèvre, Proc. Eight Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, 100 (1997).

[12] B.P. Miglin, J.P, Paine, Proc. Sixth Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, 303 (1993).

[13] R.S. Pathania, J.P.N. Panie and C.E. Shoemaker, Proc. Third Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, 511 (1987).

[14] D.P. Whittle and J. Stringer, *Phil. Trans. Roy. Soc., London* **A295**, 309 (1980).