

Alloy 600의 미세구조와 공식 개시 특성과의 관계 II. 공식 개시 초기 단계에 있어서 미세구조의 역할

허도행* · 김우철* · 이은철** · 박용수***

*한국원자력연구소 원자력재료기술팀, **서울대학교 원자핵공학과, ***연세대학교 금속공학과

Correlation of Microstructure and Pit Initiation Characteristics in Alloy 600 II. The Role of Microstructure in the Early Stage of Pit Initiation

Do Haeng Hur*, Uh Chul Kim*, Un Chul Lee**, and Yong Soo Park***

*Korea Atomic Energy Research Institute, P.O. Box 105, Yusong, Taejeon 305-600, Korea

**Department of Nuclear Engineering, Seoul National University, Seoul 151-742, Korea

***Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University, Seoul 120-749, Korea

The roles of Ti-carbonitrides, chromium carbides and chromium depleted zone in the early stage of pitting corrosion of Alloy 600 were investigated in deaerated 10,000 ppm chloride solution at 90°C. Open circuit potentials and polarization curves of TiC, Cr₇C₃ and Cr₂₃C₆ were also measured to determine their roles on pit initiation in the same test condition. It was observed that fast dissolution of the matrix around Ti-carbonitrides occurred during anodic polarization and immersion test, leading to pit initiation. Corrosion rates of chromium carbides and chromium depleted zone were higher than that of grain of Alloy 600TT, which was attributed to the decrease in the pitting potential and the increase in current density of Alloy 600TT, compared with those of Alloy 600MA. The results obtained were discussed with respect to the microchemistry, microstructure and electrochemical behaviors of the precipitates.

Keywords : Alloy 600, pitting, Ti-carbonitride, chromium carbide, sulfide.

1. 서 론

가압경수로형 원자력발전소 증기발생기 전열관의 공식(pitting corrosion)은 1981년 Alloy 600을 전열관 재료로 사용한 미국의 Indian Point 3와 Millstone 2에서 다량의 전열관에 심각한 공식이 발생함으로써 관심의 대상이 되었다.^{1,2)} 이와 관련된 연구들은 공식 발생을 야기하는 환경적인

자를 규명하는데 집중되었으며, 복수기 누설에 의한 염소이온의 농축, 2차 급수 중의 용존산소나 슬러지 중의 구리산화물 등에 의한 산화성 분위기가 주요 원인인 것으로 밝혀지고 있다.³⁻¹⁴⁾

한편 Alloy 600의 미세구조적인 관점에서의 공식에 대한 연구는 상대적으로 부족하다. Alloy 600은 안정한 오스테나이트 단상 고용체이나 Cr₇C₃, Cr₂₃C₆, TiC, TiN와 같은 석출물이

존재한다.¹⁵⁻¹⁸⁾ 이러한 석출물들은 합금의 용해과정, 소둔 및 열처리과정에서 개재되거나 인위적으로 형성된다. 또한 입계에 크롬탄화물의 석출에 의하여 입계를 따라 크롬 농도가 저하하는 지역이 형성된다. 공식은 공격적인 환경에서 부동태 피막의 국부적인 파괴에 의해 유발되는 현상이나 그 개시처는 재료표면의 미세구조적으로 불균일한 지점과 밀접한 관련이 있으므로 이러한 석출물들과 크롬 농도 저하지역은 Alloy 600의 공식개시와 관련이 있을 것으로 추정할 수 있다.

전열관 재료의 공식 개시처와 이러한 미세구조 인자들의 역할을 규명하는 것은 공식기구에 대한 이해 뿐만 아니라 재료의 개선을 위한 연구에도 매우 중요한 자료로 활용될 수 있을 것이다. 또한 공식은 그 자체로서 재료 손상에 치명적이지만 용력부식균열의 개시점으로도 작용하므로¹⁹⁻²²⁾ 피트(pit) 발생처를 규명할 필요성이 있다. 따라서 본 연구에서는 염화물 환경에서 Alloy 600의 공식개시 초기단계에 있어서 공식개시와 미세구조와의 관계를 규명하고, 석출물의 전기화학적 거동으로부터 그 기구를 파악하고자 하였다. 또한 TT(thermally treated) 처리에 의한 공식특성의 변화도 조사하였다.

2. 실험방법

2.1 시험 재료

시험 합금은 Alloy 600MA와 Alloy 600TT 전열관 재료를 이용하였다. Alloy 600MA는 960°C에서 10분간 소둔한 재료이며, 이 합금을 715°C에서 12시간 열처리한 것이 Alloy 600TT이다. 합금 조성은 무게 백분율로 다음과 같다: 0.01 C, 0.1 Si, 0.3 Mn, 15.4 Cr, 0.2 Cu, 8.0 Fe, 0.18 Ti, <0.001 S, bal. Ni.

석출물의 부식거동을 모사하기 위한 TiC , Cr_7C_3 와 $Cr_{23}C_6$ 는 각각의 분말을 1650°C에서 hot-pressing하여 판상형태의 시편으로 제조하였다. TiC 의 순도는 99%, Cr_7C_3 와 $Cr_{23}C_6$ 의 순도는

99.9%이며, 밀도는 세 가지 모두 70~75%였다.

2.2 공식개시 시험

Alloy 600MA 전열관을 5×5 mm 크기로 절단하고 외면을 SiC paper를 이용하여 평면형태로 연마한 후, 최종적으로 0.05 μ m 알루미나 분말을 이용하여 polishing 하였다. Polishing 후 순차적으로 아세톤, 에탄올, 증류수에서 초음파 세척하고 압축공기로 건조시켰다. 시편의 한쪽 끝에 Alloy 600 wire를 점용접(spot welding)라고 PTFE 튜브로 절연하였다.

공식개시의 초기단계를 연구하기 위한 공식개시 시험은 90°C, 10,000 ppm Cl^- (0.282 M NaCl) 용액에서 양극분극방법을 이용하였다. 부식전위로부터 10 mV/min의 동전위법으로 양극분극하였으며 공식전위 직후에서 시험을 종료하였다.

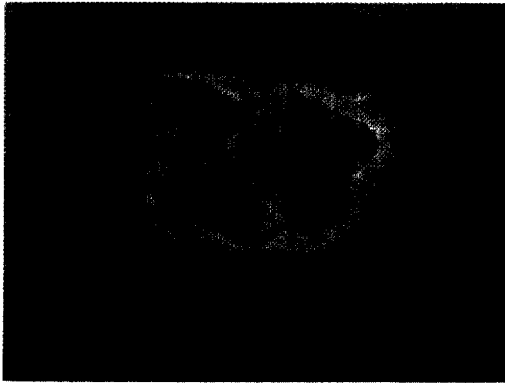
시험후 피트 개시 거동을 관찰하기 위하여 SEM/WDS(wavelength dispersive x-ray spectroscopy, Microspec, model WDX-3PC) 분석을 하였다. 그런 다음 5% nital 용액에서 전해에칭하고 피트 주위의 미세구조를 관찰하였다.

시험전 용존산소 농도는 고순도 질소 가스를 취입함으로써 10 ppb 이하로 조절하였다. 반응용기로는 1ℓ 용량의 Ti autoclave를 이용하였으며, 기준전극으로는 Ag/AgCl/0.1 M KCl 외부기준전극을, 상대전극으로는 Pt wire를 사용하였다.

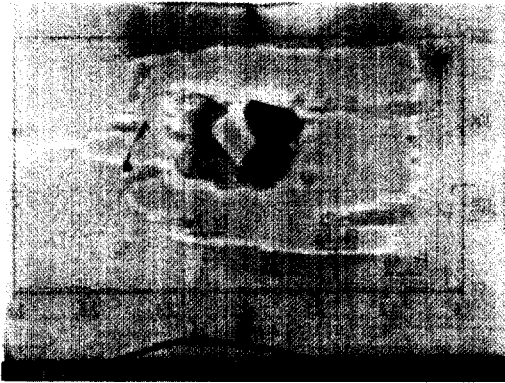
2.3 전기화학 시험

10,000 ppm Cl^- 수용액(NaCl) 중에서 각 합금 및 석출물에 대한 부식전위의 변화 및 양극분극거동을 측정하였다. 부식전위는 20°C에서 1시간동안 측정한 후 90°C로 온도를 높여서 5시간동안 연속하여 측정하였다.

양극분극곡선은 부식전위로부터 10 mV/min 주사속도의 동전위법으로 구하였다. 시험용액 및 온도, 용존산소 농도, 반응용기, 기준전극 및 상대전극은 공식개시 시험의 경우와 동일하다. 단 각 시편은 SiC paper #600으로 최종 연마하여 사용하



(a)



(b)

Fig. 1. SEM micrographs of Alloy 600MA; (a) after the pitting test, (b) after etching in 5% nital solution (Arrows indicate grain boundaries).

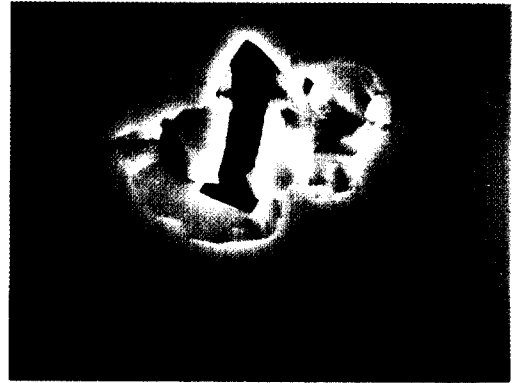
였다. 전위는 표준수소전위로 환산하였다.²³⁾

3. 결과 및 고찰

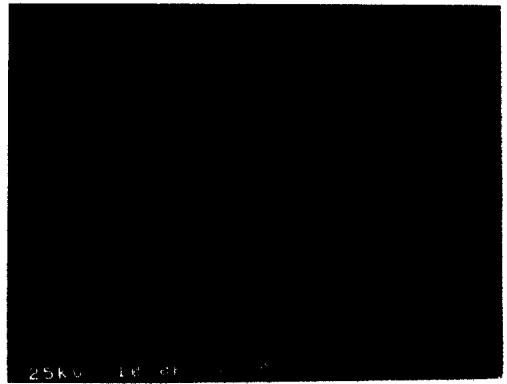
3.1 Ti-carbonitride의 역할

실험방법 2.2절에서 기술한 양극분극법에 의하여 Alloy 600MA 합금에서 피트가 개시되고 있는 극히 초기단계의 미세한 피트들을 형성시킬 수 있었다. 이러한 미세한 피트들의 개시처는 Ti-carbonitride와 연관이 있음이 관찰되었다.

Fig. 1(a)는 Alloy 600MA의 Ti-carbonitride 주위의 기지에서 우선적인 용해가 시작되고 있음을 보여주고 있다. 이 Ti-carbonitride는 Fig. 1



(a)



(b)



(c)

Fig. 2. SEM micrographs of Alloy 600MA; (a) after the pitting test, (b) image map for Ti by WDS, (c) after etching in 5% nital solution (Arrows indicate grain boundaries).

(b)에서와 같이 입내에 위치하였다.

Fig. 2(a)는 Alloy 600MA에서 두 개로 개진

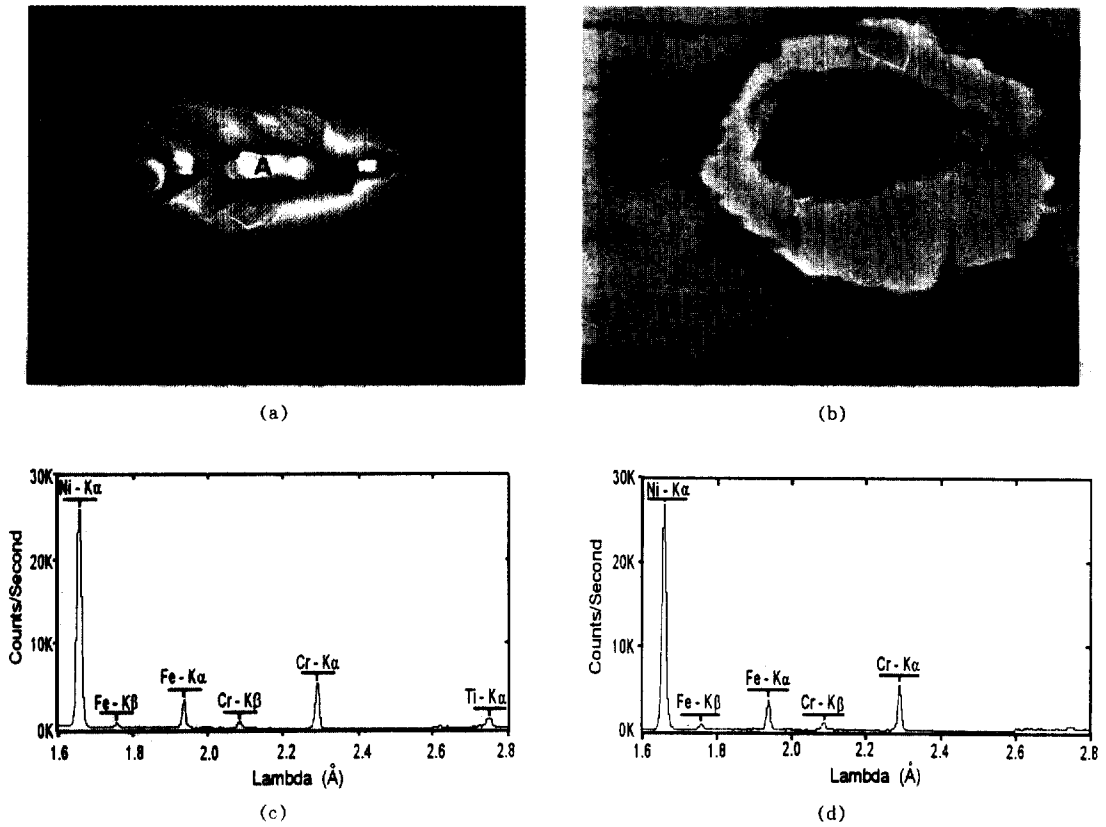


Fig. 3. SEM micrographs and WDS spectra of Alloy 600MA ; (a) after the pitting test, (b) after etching in 5 % nital solution (Arrows indicate grain boundaries), (c) WDS spectra at point A, (d) WDS spectra at point B, matrix.

Ti-carbonitride 주위에서의 피트 개시 양상을 보여준다. 입자들 주위의 기지에서 우선적인 용해가 일어나고 있을 뿐만 아니라, 깨진 입자들 사이는 crevice로 작용하여 기지쪽으로 용해를 가속시키고 있음을 관찰할 수 있다. Fig. 2(b)는 WDS에 의한 Ti 분포를 나타내며, Fig. 2(c)는 Ti-carbonitride들이 결정립계에 위치하고 있음을 보여주고 있다.

Fig. 3(a)는 Alloy 600MA에서의 또 다른 pit 개시 양상을 보여준다. 200~300nm 크기의 입자들이 직선적으로 배열한 계면에서 미세한 피트가 개시되고 있다. 입자 주위의 부식면이 계면을 경계로 결정학적으로 대칭인 점과, Fig. 3(b)에서 이들의 위치가 결정립계가 아닌 점으로

보아 이 계면은 트윈면 부근일 가능성이 있다. Fig. 3(c)와 Fig. 3(d)는 각각 입자 (A)와 기지 (B)로부터 얻은 WDS 피크를 보여주고 있다. 배열된 입자들에서는 상대적으로 높은 Ti 피크가 검출되고 있으므로 이 입자들 역시 Ti-carbonitride로 생각된다. 여기서 Ni, Cr 및 Fe 피크는 인접 기지로부터 나온 피크이다.

이온 밀링에 의하여 제작한 thin foil 시편을 침지시험에 사용하였다. 이러한 방법을 이용한 이유는 본 시험이 피트 개시의 극히 초기 단계를 대상으로 하는 것이기 때문이다. 즉 기계적인 방법에 의한 시편준비는 재료표면에 불가피하게 scratch를 남기거나 석출물과 기지의 계면에 틈을 생기게 할 가능성이 있으므로 이를 배



Fig. 4. SEM micrograph showing the matrix dissolution around Ti-carbonitride after immersion in deaerated 10,000ppm Cl^- at 90°C for 4 weeks.

제하기 위하여 이온 밀링 방법으로 시편을 준비하였다.

Fig. 4는 Alloy 600MA에 대한 thin foil 시편을 4주일 동안 부식전위 상태에서 침지한 후 SEM으로 촬영한 것이다. Ti-carbonitride의 주위에서 우선적인 용해가 시작되고 있음을 관찰할 수 있다. 이는 앞에서 기술한 양극분극법에 의해 생성된 피트 개시 결과와 매우 유사한 것이다. 한편 Figs. 1~4에서 Ti-carbonitride 자체는 부식이 되지 않고 있다. 이는 Ti-carbonitride의 부식속도는 기지의 부식속도에 비하여 매우 작음을 의미한다.

Fig. 5는 Alloy 600MA, Alloy 600TT, 그리고 TiC, Cr_7C_3 와 Cr_{23}C_6 의 부식전위값의 변화를 측정한 것이다. TiC의 부식전위는 Alloy 600MA, Alloy 600TT의 부식전위에 비하여 각각 약 300~450, 380~440mV 높았다. 100°C, 0.01 M NaCl 용액에서 Alloy 600 표면에 코팅된 TiN의 부식전위 역시 Alloy 600에 비하여 약 400mV 높게 보고된 바 있다.²⁴⁾

Fig. 6에 Alloy 600MA, Alloy 600TT 그리고 TiC, Cr_7C_3 와 Cr_{23}C_6 의 양극 분극 거동을 나타내었다. Alloy 600MA는 낮은 전류밀도의 부동태를 유지하다가 368mV에서 공식이 발생한 반

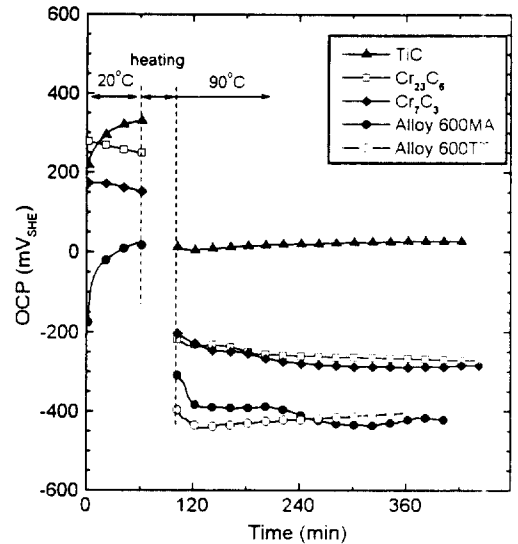


Fig. 5. Open circuit potentials for Alloy 600MA, Alloy 600TT, TiC, Cr_{23}C_6 and Cr_7C_3 in deaerated 10,000 ppm Cl^- as a function of time.

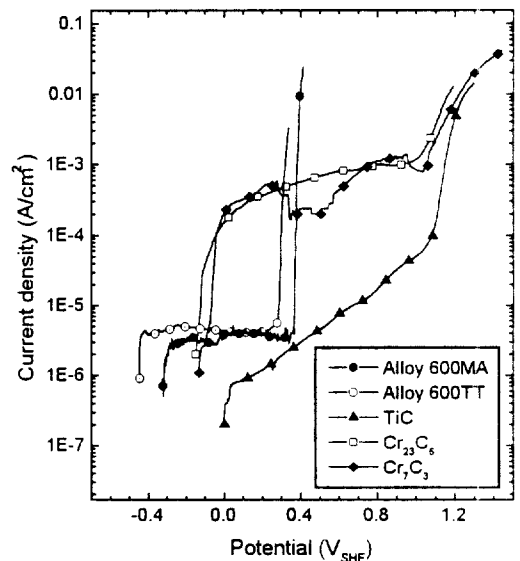


Fig. 6. Anodic polarization curves for Alloy 600MA, Alloy 600TT, TiC, Cr_{23}C_6 and Cr_7C_3 in deaerated 10,000 ppm Cl^- at 90°C.

면, TiC는 Alloy 600MA의 부동태 구역에서 이보다 낮은 전류밀도 값을 나타냈으며 약 900mV의

높은 전위까지 비교적 안정한 부동태를 보였다. 이는 Figs. 1~4에서 기지는 쉽게 용해되나 Ti-carbonitride는 거의 부식이 되지 않는 결과로부터 예측된 바와 잘 일치한다. 두 합금과 크롬탄화물에 관한 결과는 3.2절에서 고찰하기로 한다.

Figs. 5~6의 결과로부터 Alloy 600이 부식전위의 침지상태에 놓일 때 이미 부동태 상태로 존재하는 Ti-carbonitride는 인접 기지와 갈바닉 전지를 형성하며 음극으로 작용함을 알 수 있다. 이는 양극분극시험에서와 같이 외부에서 가해지는 구동력이 없더라도 Ti-carbonitride와 인접 기지간의 부식속도 및 전위 차이에 의하여 피트의 개시가 이뤄질 수 있음을 의미한다.

이상의 양극분극과 침지시험에 의한 피트의 개시 거동은 Ti-carbonitride와 기지사이의 계면 특성과 관련지을 수 있다. 저자들의 연구결과(Part I)에 의하면¹⁸⁾ Ti-carbonitride 표면에는 (Mg, Ca)S 입자들이 형성되어 있거나 불순원소 S(또는 P도 함께)가 계면에 편석된 층을 이루고 있었다. P.G. Caceres 등¹⁷⁾도 Ti-nitride와 기지 계면에서 황화물이 형성되어 있음을 보고한 바 있다. 이 원소들은 다양한 합금계와 부식환경에서 부식속도를 증가시키며 그 화합물들은 그들 자체의 우선적인 용해에 의하여 공식의 개시처로 작용하는 것으로 밝혀져 있다.²⁵⁻³⁰⁾

또한 P. Marcus 등²⁵⁾은 Ni의 용해는 재료중의 S가 표면에 편석 또는 흡착됨으로써 가속화된다고 하였으며, J. E. Castle 등²⁶⁾은 스테인리스강에 개재된 MnS가 용해되면서 피트가 형성되는 과정에서 S가 그 인접 기지의 표면에 흡착됨을 실험적으로 증명한 바 있다.

따라서 본 실험에서 관찰된 피트 개시 거동은 Ti-carbonitride 주위의 미세구조적 특성 분석 결과 및 위 연구자들의 결과를 종합할 때 다음과 같이 해석된다. 먼저 Ti-carbonitride 표면에 형성된 황화물(Mg, Ca)S 입자들과 S(또는 P도 함께)가 편석된 층에서의 우선적인 용해가 일어나며 그 결과 Ti-carbonitride와 기지 사이에

crevice가 형성된다. 이때 S는 이들의 용해에 의하여 노출된 기지표면이나, 인접기지 위에 형성되어 있는 부동태 피막에 흡착된다.^{25,26)} 따라서 (Mg, Ca)S 입자들과 S가 편석된 층의 용해가 진행될수록 부동태 피막은 S에 의하여 오염되어 취약해지므로 염소 이온의 침투가 용이해진다. 결국 인접기지는 부동태 피막의 파괴와 더불어 용해가 가속된다. 이때 Ti-carbonitride는 기지에 비하여 부식속도가 매우 작으며 특히 개방전위 상태에서는 음극적으로 거동한다. 이러한 피트 개시 모델을 Fig. 7에 개략적으로 나타내었다.

한편 Alloy 600 재료에서 S가 함유되지 않은 시험조건에서 형성된 피트의 내부 부식생성물에서 수 %까지의 높은 S가 검출된다고 보고되었으나^{9,11-13)} 그 원인은 아직까지 이해되지 않고 있다. 그러나 Ti-carbonitrides 주위에서의 피트 개시와 미세구조를 고려할 때 본 시험 결과는 피트 내부의 부식생성물에서 S가 검출되는 이유를 명확히 설명해 준다.

3.2 크롬탄화물 및 크롬농도 저하지역의 역할

Fig. 6에서 Alloy 600MA와 Alloy 600TT는 낮은 전류밀도의 부동태를 유지하다가 각각 368, 286mV에서 공식이 발생하였다. Alloy 600TT는 Alloy 600MA에 비하여 공식전위가 약 80mV 낮게 나타나고 있으며, 그 차이가 아주 작지만 부식전류밀도 값이 크게 나타나고 있다. 이와 같은 결과는 175와 280°C에서의 시험에서도 일관되게 얻어졌다.³¹⁾ 두 합금간의 차이는 입계에 석출한 크롬탄화물과 이로 인하여 유발되는 결정립계의 크롬농도 저하지역의 유무이다. 이는 크롬탄화물이나 크롬농도 저하지역이 Alloy 600TT의 공식전위 저하 및 부식전류밀도 증가에 관여하고 있음을 암시한다.

한편 두 합금의 부동태 구역에서 크롬탄화물은 이보다 약 100 배 이상 큰 전류밀도 값을 나타내고 있다. 크롬탄화물의 밀도가 약 70~75%인 점을 고려한다 하더라도 매우 큰 값이며 시

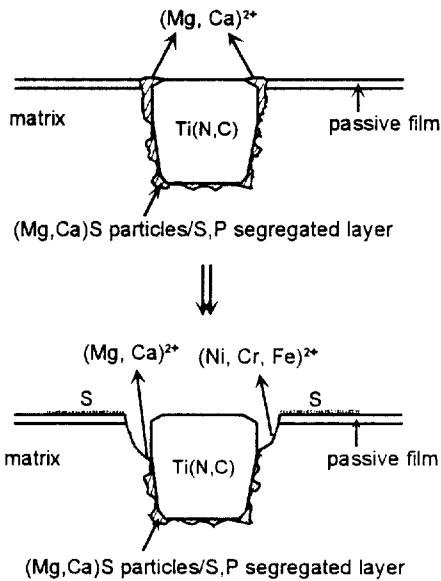


Fig. 7. Schematic model for pit initiation at the interface of Ti-carbonitride.

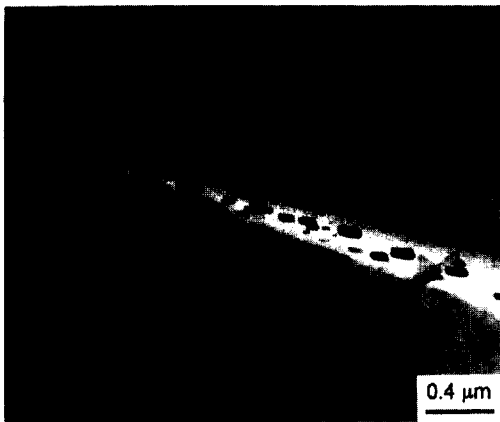


Fig. 8. TEM micrograph showing grain boundary morphology after immersion in deaerated 10,000 ppm Cl^- at 90°C for 3 weeks.

험후 크롬탄화물 시편표면의 두께 감소가 육안으로도 명백히 관찰되었다. 이러한 실험 결과는 두 종류의 크롬탄화물에 대한 반복 실험을 통하여 일관된 경향을 나타내었다. 따라서 크롬탄화물의 큰 부식속도는 Alloy 600TT의 부식전류밀도 증가를 유발하는 하나의 인자로 작용하는 것

으로 판단된다. 그러나 크롬탄화물의 크기가 수십 nm 정도로 작으므로 Ti-carbonitride의 경우처럼 안정한 피트로 성장하기는 쉽지 않을 것이나, Alloy 600의 부동태 전위에서의 매우 빠른 용해는 결과적으로 피막의 불안정성을 야기하는 요인으로 작용하게 될 것이다.

Fig. 8은 Alloy 600TT에 대한 thin foil 시편을 부식전위 상태에서 3주일 동안 침지한 다음 TEM으로 관찰한 결과이다. 결정립 내부에는 두꺼운 피막이 형성되어 있으나 크롬탄화물이 석출된 결정립계를 따라 수백 nm 범위의 폭을 갖는 지역이 밝게 나타나고 있다. 이 지역은 크롬농도 저하 구역의 일정범위에 해당하며, 결정립 내부에 비하여 부동태 피막의 형성이 어렵고 시편의 두께가 상대적으로 얇아졌음을 보여주는 결과이다. 즉 크롬농도 저하지역에서의 부식속도가 결정립 내부에 비하여 매우 크다는 것을 의미한다.

이러한 현상은 예민화된 Alloy 600이나 스테인리스강의 입계부식기구와 유사하다. 본 시험에 사용된 Alloy 600TT의 경우 결정립계의 Cr 농도는 기지에 비하여 약 3~4% 정도 저하되었고 상대적으로 Ni의 농도가 증가된 것으로 분석되었으며, 입계에는 P와 B가 편석된 특성을 갖는다.¹⁸⁾ B가 염화물 환경에서 입계부식에 어떠한 영향을 미치는가는 분명치 않으나, P는 입계부식을 가속하는 것으로 알려져 있다.^{27,28)} 또한 본 시험용액과 동일한 조건에서 순수한 Ni은 순수한 Cr에 비하여 양극용해속도가 약 1000배 이상 크며 안정한 부동태를 이루지 못하였다.³²⁾ 이는 Fig. 8에서 관찰된 결정립계에서의 빠른 용해거동을 잘 설명해 주는 결과이다.

따라서 양극분극거동에서 나타나는 Alloy 600TT의 공식전위 저하 및 약간의 전류밀도 증가는 결정립계의 크롬농도 저하지역 및 크롬탄화물의 빠른 용해에 기인하는 것으로 판단된다.

한편 Alloy 600TT는 Alloy 600MA와 전체 조성은 동일하나 크롬탄화물 및 크롬농도 저하

지역이 존재하는 구조를 갖는다. 크롬농도 저하 지역이 전혀 없다고 가정하면 Alloy 600TT의 부식전위는 혼합전위이론에 따라 Alloy 600MA와 크롬산화물의 부식전위 사이에 존재하여야 한다. 그러나 오히려 Alloy 600MA의 부식전위보다 약 100mV 낮게 나타나고 있다. 따라서 크롬농도 저하지역의 부식전위는 Alloy 600TT의 부식전위보다 훨씬 active한 값을 가져야만 한다. 이는 크롬농도 저하지역이 차지하는 비율이 매우 작음에도 불구하고 Alloy 600TT의 부식전위 결정에 크게 관여하고 있음을 의미한다.

4. 결 론

1. Ti-carbonitride의 인접 기지가 우선적으로 용해되어 피트의 개시처로 작용하였다. 이는 Ti-carbonitride/기지 계면에 형성된 황화물 (Mg, Ca)S와 S(또는 P도 함께) 편석층의 용해가속 효과에 의하여 계면에서의 부식속도가 촉진된 결과로 판단된다.

2. TiC는 본 시험조건에서 자발적으로 부동태 상태로 존재하며 매우 낮은 양극분극 전류밀도를 나타내었다. 그러나 크롬산화물은 Alloy 600의 부동태 전위구역에서 Alloy 600에 비하여 약 100배 이상의 양극분극 전류밀도 값을 나타내었다.

3. Alloy 600TT는 Alloy 600MA에 비하여 공식전위가 저하하고 양극분극 전류밀도가 증가하였다. 이는 결정립계의 크롬산화물 및 크롬농도 저하지역에서의 매우 빠른 부식속도에 기인한다. 특히 크롬농도 저하지역은 Alloy 600TT의 부식전위를 결정하는 주요 인자로 작용하였다.

4. 피트 내부의 부식생성물에서 검출되는 S는 피트의 개시처로 작용하는 Ti-carbonitrides 표면에 형성된 황화물 (Mg, Ca)S 입자와 농축된 S 편석층에서 유래하는 것으로 판단된다.

References

1. P. R. Habicht, Workshop Proceedings : Pitting in Steam Generator Tubing, EPRI NP-3574-SR, Palo Alto, CA, EPRI, p. 2-1 (1984).
2. A. K. Agrawal, Workshop Proceedings : Pitting in Steam Generator Tubing, EPRI NP-3574-SR, Palo Alto, CA, EPRI, p. 3-1 (1984).
3. T. Yonezawa, K. Onimura, N. Sasaguri, T. Kusakabe, H. Nagano, K. Yamanaka, K. Tokimasa, M. Inoue, Proceedings : Workshop on Thermally Treated Alloy 690 Tubes for Nuclear Steam Generators, EPRI NP-4665S-SR, Palo Alto, CA, EPRI, p. 12-1 (1986).
4. S. L. Harper, P. L. Daniel, B. P. Miglin and G. J. Theus, Proc. 2nd Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors, La Grange Park, IL, ANS, p. 227 (1986).
5. J. R. Park and Z. Szklaska-Smialowska, Corrosion, Vol. 41, p. 665 (1985).
6. D. S. Choi, V. B. Rajan, G. S. Was, T. Szaban, Proc. 3rd Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors, Warrendale, PA, AIME, p. 429 (1988).
7. D. S. Choi and G. S. Was, Corrosion, Vol. 46, p. 100 (1990).
8. J. Hickling and N. Wieling, Corrosion, Vol. 37, p. 147 (1981).
9. J. F. Hall, R. S. Frisk, K. E. Marugg, A. S. O'Neill, "Investigation of Causes and Corrective Actions for Pitting in Steam Generator Tubes : Prototypic Tests", EPRI NP-5248, Palo Alto, CA, EPRI (1987).
10. S. Steliwag, W. Beyer, N. Wieling, Proc. 2nd Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors, La Grange Park, IL, ANS, p. 947 (1986).
11. J. F. Sykes, A. K. Agrawal, "Pitting in Steam Generator Tubing : Causes and Corrective Actions", EPRI NP-5207, Final Report, Palo

- Alto, CA : EPRI (1987).
12. Z. Szklarska-Smialowska, J. R. Park, D. Grimes, "Causes of and Corrective Actions for Pitting in Steam Generator Tubing", EPRI NP-5037, Palo Alto, CA, EPRI (1987).
 13. I. F. Sykes and M. J. Angwin, W. E. Berry, "Pitting Corrosion of Alloy 600 Steam Generator Tubing : Results of a Laboratory Scoping Study", EPRI NP-3905, Palo Alto, CA, EPRI (1985).
 14. P. J. King and D. P. Dautovich, Nuclear Technology, Vol. 55, p. 196 (1981).
 15. Inco Alloys International, Inc., "Inconel Alloy 600", Huntington, WV (1985).
 16. M. Mehler, J. F. Stubbins, and J. J. Krupowicz, Proc. 2nd Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors, La Grange Park, IL, ANS, p. 601 (1986).
 17. P. G. Caceres, B. Ralph, G. C. Allen and R. K. Wild, Philosophical Magazine A, Vol. 59, p. 1119 (1989).
 18. D. H. Hur, K. M. Kim, J. S. Kim, Y. S. Park, J. Corro. Sci. Soc. of Korea Vol. 27, p. 32 (1998).
 19. Z. Szklarska-Smialowska, R. Xia, R. B. Rebek, and P. Skulte, Corrosion, Vol. 50, p. 279 (1994).
 20. J. Congleton, T. Shoji, R.N. Parkins, Corro. Sci., Vol. 25, p. 633 (1985).
 21. H. Choi, F. H. Beck, Z. Szklarska-Smialowska, and D. D. Macdonald, Corrosion, Vol. 38, No. 3, p. 136 (1982).
 22. P. Hurst, D. A. Appleton, P. Banks and A. S. Raffel, Corro. Sci., Vol. 25, p. 651 (1985).
 23. D. D. Macdonald, A. C. Scott, P. Wrentrcek, J. Electrochem. Soc., Vol. 126, p. 908 (1979).
 24. C. B. In, Y. I. Kim, W. W. Kim, J. S. Kim, S. S. Chun, W. J. Lee, J. Nucl. Materials, Vol. 224, p. 71 (1995).
 25. P. Marcus and H. Talah, Corro. Sci., Vol. 29, p. 455 (1989).
 26. J. E. Castle and R. Ke, Corro. Sci., Vol. 30, p. 409 (1990).
 27. J. S. Armijo, Corrosion, Vol. 28, p. 24 (1968).
 28. D. A. Vermilyea, C. S. Tedmon, Jr., and D.E. Broecker, Corrosion, Vol. 31, p. 222 (1975).
 29. G. S. Eklund, J. Electrochem. Soc., Vol. 121, p. 467 (1974).
 30. S. C. Srivastava and M. B. Ives, Corrosion, Vol. 43, p. 687 (1987).
 31. D. H. Hur, J. S. Kim, Y. S. Park, submitted to J. Corro. Sci. Soc. of Korea.
 32. D. H. Hur, J. S. Kim, Y. S. Park, J. Corro. Sci. Soc. of Korea, Vol. 26, p. 486 (1997).