2000 춘계학술발표회 논문집
한국원자력학회

국산 시제 Alloy 600 및 Alloy 690 전열관의 caustic 응력부식균열 평가

Caustic Stress Corrosion Cracking Evaluation of Korean-made prototypical Alloys 600 and 690 tubings

이민철, 박인규, 이창순
선문대학교
충남 아산시 탕정면 갈산리 100

황성식, 김정수
한국원자력연구소
대전광역시 연구단지

요 약

원자력 발전소 증기발생기 전열관 재료에 대한 caustic 분위기에서의 응력부식균열 저항성을 평가하기 위하여 상용시제 C600MA, C600TT, C690TT와 국산시제 K600MA, K690TT 재료들에 대해서 4%, 10%, 20%, 30%, 50% NaOH 수용액에서 C-ring 시험을 수행하였다. 응력부식균열의 발생은 NaOH 농도에 따라 각기 다른 양상을 보였다. 4%와 50% NaOH 용액에서는 어떠한 균열도 발생되지 않았고 10%, 20% 및 30% NaOH 용액에서는 C600MA 재료에서 입계 응력부식균열이 관찰되었다. 특히 30% NaOH 용액속에서는 C690TT 재료에서 입내 응력부식균열이 관찰되었다. 그러나 국산시제 K600MA와 K690TT에서는 어떠한 부식현상도 관찰되지 않았다.

Abstract

C-ring tests were performed for commercial Alloys C600MA, C600TT, C690TT and Korean-made Alloys K600MA, K690TT to evaluate the stress corrosion cracking resistance in caustic environment of 4%, 10%, 20%, 30%, 50% NaOH solutions. Different stress corrosion cracking phenomenon was observed in each given NaOH concentration. No crack was observed in 4% and 50% NaOH solutions, while intergranular corrosion cracking was found for C600MA in 10%, 20%, and 30% NaOH solutions. In 30% NaOH solution, transgranular stress corrosion cracking was detected from C690TT. However,

any corrosion was not observed in K600MA and K690TT.

1. 서 론

현재 가동되고 있는 대부분의 가압경수로형 원자력 발전소(PWR: Pressurized Water Reactor)의 증기발생기(S/G, Steam Generator) 전열관 재료로 널리 쓰이고 있는 니켈합금인 Alloy 600은 대체로 고온강도와 우수한 부식저항성을 보유하고 있으나 원전의 가동연수가 증가함에 따라서 전열관의 1, 2차측에서 다양한 부식손상이 발생하고 있다. 1차측의 주된 부식 손상원인은 1차측 응력부식균열(PWSCC: Primary Water Stress Corrosion Cracking)이고 2차측에서는 증기발생기 가동 중에 발생하는 불순물의 유입과 틈새농축에 의한 caustic 또는 산성분위기, Pb 오염 등에 의한 SCC, 입계공격(IGA: Inergranular Attack), wastage, 공식(pitting) 등이 있다. 이중에서 전세계적으로 가장 보편적인 2차측 부식손상기구는 caustic IGA 및 입계응력부식균열(IGSCC ; Intergranular Stress Corrosion Cracking)이다. 또한 Pb로 인한 응력부식균열이 발생하고 있는데[1-5] 기존에 발견되었던 황화물이나 염기성 분위기에서의 양상과는 다른 입내응력부식균열(TGSCC ; Transgranular Stress Corrosion Cracking)이 발생하는 특징을 가져 새로운 관심사로 대두되었다.

기존의 Alloy 600MA(Mill Annealed)의 내부식성을 향상시키기 위해서 MA 후에 열처리를 한 Alloy 600TT(Thermally Treated)와 기존의 온도보다 고온에서 MA 처리를 하여준 HTMA(High Temperature mill annealed) 등이 개발되었으며, 더욱 나아가 최근에 건설되는 증기발생기에는 Alloy 600TT 또는 HTMA보다 내부식성이 훨씬 우수한 Alloy 690TT로 전열관 재질이 교체되고 있는 추세이다.

증기발생기 가동 중에 전열관에 형성된 틈새에서는 불순물의 농축이 심화되어 심지어는 수십% 이상 고농도의 caustic 오염분위기가 형성될 수 있는 것으로 알려져 있다.[6] Alloy 600과 690은 caustic 분위기에서 IGA, IGSCC 등에 의한 부식손상이 유발된다. 또한 caustic 오염과 함께 탄산이온, 황화합물, 금속산화물 등의 불순물 오염이 함께 존재함으로서 손상이 가속화될 수도 있다.

Alloy 600의 caustic IGA, IGSCC를 유발하는 pH 범위에 대해서는 많은 실험결과가 제시되어 있다. S. Suzuki 등과[6] T. Tsuruta 등은[7] 300, 325℃ 탈기된(deaerated) NaOH 용액에서 SSRT(Slow Strain Rate Test)를 수행하여 Alloy 600MA와 Alloy 690TT의 caustic IGSCC가 발생하기 위한 임계 NaOH 농도는 각각 0.4%($pH_{325℃}$=10.3), 8%($pH_{325℃}$=11.3)임을 제안하였다. H. Kawamura 등은[8] 350℃ SSRT 시험을 통해서 Alloy 600MA의 caustic IGSCC를 위한 임계 NaOH 농도가 0.1%($pH_{350℃}$=10)임을 제안하였다. F. Vaillant 등은[5] 350℃에서 C-ring, RUB(Reversed U Bend), 캡슐시험 등을 수행하여 caustic IGSCC가 발생하는 NaOH 농도범위가 Alloy 600MA와 TT에서는 4 500g/ℓ, Alloy 690TT는 40 100g/ℓ임을 제안하였다. Caustic IGA, IGSCC를 위한 임계 pH는 실험방법, 응력조건, 재질변수 등에 따라서 어느 정도의 차이는 보일 수 있는 것으로 사료되나 많은 연구결과들이 Alloy 600의 caustic IGSCC를 위한 임계 pH_T(온도 T에서의 pH) 값이 약 10으로서 일치하는 경향을 보이며 pH가 높을수록 IGA가 가속되는 경향을 제시하고 있다. J. P. N. Paine 등[9]이 요약한 바에 따르면 1 10% 범위에서는 NaOH 농도가 높을수록 IGSCC가 증가하며 그 이상의 농도에서는 IGSCC 증가 경향이 뚜렷하지 않다고 보고했다.

이와 같이 Caustic IGA 및 IGSCC에 대해서는 이미 많은 연구가 진행되었다. 그러나 아직도 이들 반응에 대한 재질 및 부식분위기 영향 변수 등에 대해서는 완전한 이해가 부족하며 향후 계속 가동 중인 증기발생기 전열관의 건전성을 위협하는 손상기구일 것으로 판단된다. 따라서 본 실험에서는 Alloy 600과 690의 caustic IGSCC가 발생하는 NaOH 농도범위를 결정하고 현재 국내에서 개발 중인 국산시제 Alloy 600과 690의 caustic IGSCC 저항성을 상용시제와 비교 측정하여 향후 국산시제의 대체 가능성을 비교 평가하였다.

2. 실험방법

2.1 미세조직관찰

시편의 결정립 크기를 관찰하기 위하여 5% nital용액(methanol 95㎖, nitric acid 5㎖)에서 2.5V, 30sec의 조건으로 전해에칭하여 광학현미경으로 관찰하였다.

2.2 C-ring 실험

Table 1. Chemical composition of the specimens

Material	Chemical composition(wt%)															
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co	Mo	Ti	Cu	Al	Fe	B	N	Sr
C600MA	0.010	0.100	0.300	-	<0.001	15.400	bal.	-	-	0.017	0.200	0.220	8.000	-	-	-
C600TT	0.025	-	0.210	<0.001	<0.001	15.070	bal.	0.020	-	0.320	0.011	0.210	9.080	-	-	0.150
C690TT	0.020	0.360	0.310	0.010	0.001	30.000	bal.	-	0.013	0.330	0.010	0.023	9.260	0.001	0.033	-
K600MA	0.024	0.019	0.020	0.003	0.001	15.500	bal.	0.010	-	0.200	0.010	0.100	7.400	-	-	-
K690TT	0.019	0.050	0.250	0.004	0.001	29.200	bal.	-	-	0.230	0.010	-	8.680	-	-	-

C : Commercial K : Korean-made

Table 2. Thermal treatments and mechanical properties of the specimens

Material	Thermal treatment	Grain size(㎛)	YS(MPa)	UTS(MPa)	EL(%)
C600MA	MA at 960℃ 10min	25	289	648	46
C600TT	MA at 950℃ 6min, TT at 700 730℃ 12hrs	21	291	709	38
C690TT	MA at 1080℃ 1min, TT at 735℃ 10hrs	23	334	722	49
K600MA	MA at 1060 1070℃ 8min	32	258	690	32
K690TT	MA at 1060 1070℃ 8min, TT at 720℃ 10hrs	31	282	760	39

본 실험에 사용된 다섯 가지 합금의 화학조성은 Table 1에 나타내었고 열처리 이력과 기계적 성질은 Table 2에 나타내었다. 상용 Alloy 600 재료의 경우 소둔재(mill annealed, C600MA) 와 열처리(thermally treated, C600TT)된 두 종류이고 상용 Alloy 690은 열처리한 상태의 재료(C690TT)로서 세 재료 모두 증기발생기 전열관 재료로 쓰이는 상용합금이며 외

경이 22mm, 두께가 1.27mm이고, 창원에서 개발중인 국산시제 K600MA, K690TT는 개발합금으로써 외경이 19mm, 두께가 1.1mm의 관(tube) 형태이다. 이 재료들을 폭이 10mm가 되도록 절단 가공하여 Fig. 1과 같이 C-ring 형태로 제작하였다.

C-ring을 이용한 응력부식 시험에서는 시편의 외경 정점(apex) 부위에 원하는 응력이 가해지도록 ASTM G38[10]의 규정에 따랐으며 시편의 외경 변화와 가해진 응력간의 관계식은 다음과 같다.

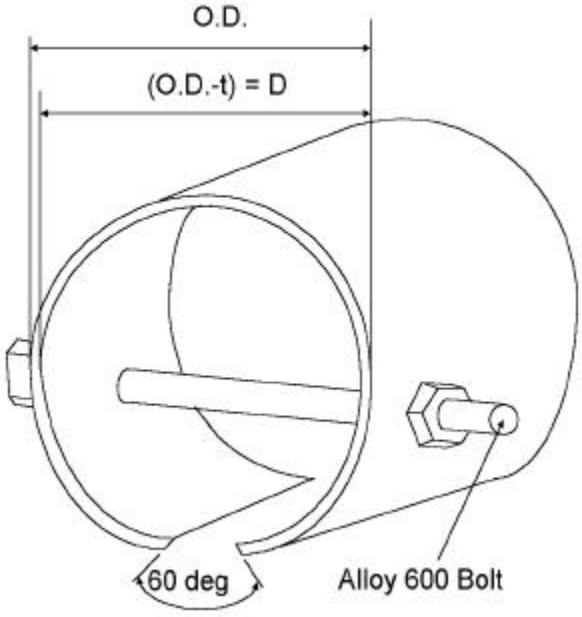


Fig. 1. Dimension of the C-ring test specimen

$$OD_f = OD - \Delta$$

$$\Delta = f\pi D^2 / 4EtZ \quad \cdots\cdots\cdots\cdots\cdots (1)$$

여기서 OD : 응력을 가하기전 C-ring의 외경

OD_f : 응력을 가한 후 C-ring의 외경

Δ : 응력을 가할 때의 외경변화

f : 원하는 응력

D : 평균직경($OD - t$)

t : 관두께

E : 탄성계수

Z : 보정계수

항복강도의 100% 이상의 응력을 가할 때 주의할 점은 단순히 Hooke의 법칙에 따라 계산된 변형률만을 가하게 되면 원하는 응력에 도달하지 못하게되므로, 시편에 응력을 가하고 제거하는 과정을 되풀이하여 탄성범위를 크게 함으로써 각 재료에 대한 항복강도의 150%를 가해 주었다.[11]

2.3 응력부식균열시험

응력부식균열 시험용 압력용기는 Fig. 2에 나타낸 바와 같이 스테인리스로 제작하고 내부를 Ni로 brazing한 것을 사용하여 시험하였다. 시험용액은 1 MΩ·cm의 전도도를 갖는 초순수에 NaOH 농도를 4, 10, 30, 50%로 조절하여 첨가하였고, 시험 전에 80℃까지 온도를 올려 99.99%의 질소가스로 1시간 동안 탈기하였다.

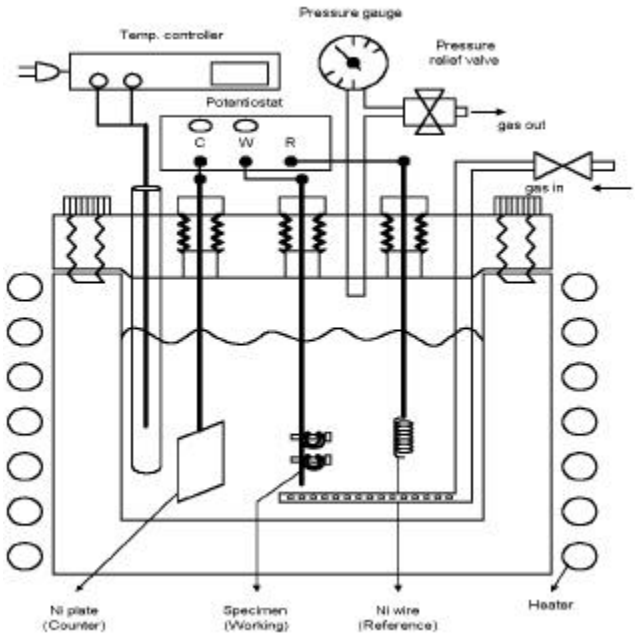


Fig. 2. Schematic of the C-ring test vessel

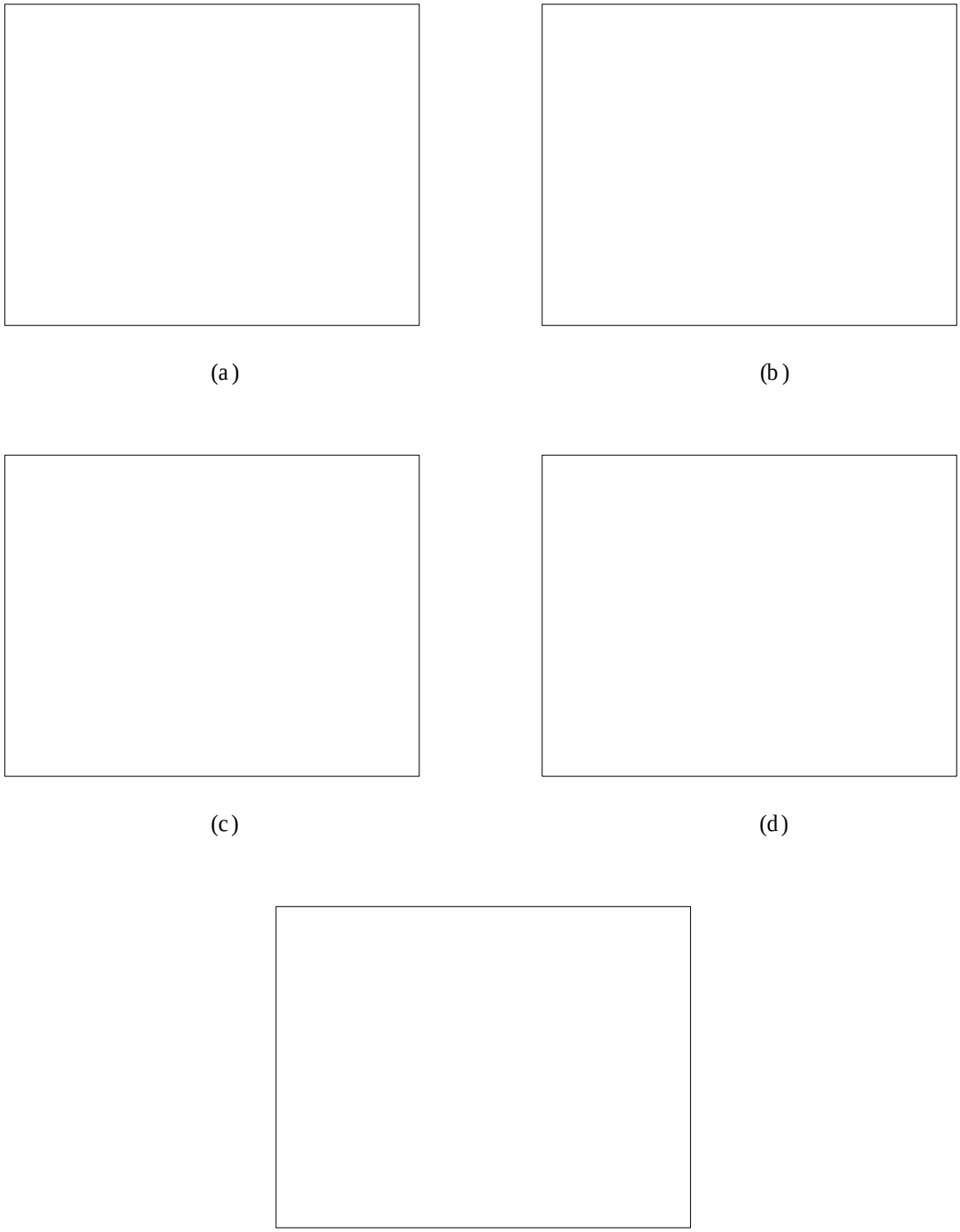
상대전극(counter electrode)과 기준전극(reference electrode)은 순수한(99%) Ni금속을 사용하였다. 시험온도는 315℃이고 +125mV를 가해주었으며 시험기간은 20일로 하였다. 시험 후 시편을 저속 다이아몬드 절단기로 절단하여 마운팅하고 입계를 관찰하기 위해서 5% nital 용액(methanol 95㎖, nitric acid 5㎖)에서 5V, 100sec의 조건으로 전해에칭하여 균열생성여부 및 전파양상을 광학현미경으로 관찰하였다. Table 3에 응력부식균열 시험조건을 요약하여 나타내었다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 3은 각 시편에 대한 미세조직 사진이며 Table 3은 C-ring을 이용한 SCC 시험결과이다.

4% NaOH

시험번호 1은 4% NaOH 용액에서 +125mV를 가하여 480시간 동안 침지한 결과이며 모든



(a) (b)

(c) (d)

(e)

Fig. 3. Optical micrographs of the C600MA(a), C600TT(b), C690TT(c), K600MA(d), and K690TT(e) after etching in 5% Nital.

Table 3. C-ring test results

Test No.	Solution	Material	Cracking Type			Maximum Crack Depth (μm)
			IGA	IGSCC	TGSCC	
1	4% NaOH	C600MA	×	×	×	
		C600TT	×	×	×	
		C690TT	×	×	×	
		K600MA	×	×	×	
		K690TT	×	×	×	
2	10% NaOH	C600MA	×	○	×	70
		C600TT	×	×	×	
		C690TT	×	×	×	
		K600MA	×	×	×	
		K690TT	×	×	×	
3	30% NaOH	C600MA	×	○	×	140
		C600TT	×	×	×	
		C690TT	×	×	○	70
		K600MA	×	×	×	
		K690TT	×	×	×	
4	50% NaOH	C600MA	×	×	×	
		C600TT	×	×	×	
		C690TT	×	×	×	
		K600MA	×	×	×	
		K690TT	×	×	×	

○ : observed × : not observed

시편에서 균열이 발생하지 않았다.

10% NaOH

시험번호 2는 10% NaOH 용액에서 관찰된 부식 발생 결과로서, C600MA 재료에서만 Fig. 4에서 보이는 바와 같이 최대 260㎛ 깊이의 IGSCC가 발생하였고 다른 재료들에서는 어떠한 균열도 관찰되지 않았다. 균열 발생 잠재시간을 0으로 가정하고, 시간에 따른 균열의 성장속도는 일정하다고 한다면, 315℃에서의 C600MA 재료의 평균 IGSCC 성장속도는 약 0.54 ㎛/hr로 산출된다. Jacko의 실험결과에 따르면[12] 288℃, 10% NaOH 용액에서의 MA 재료의 평균 균열성장 속도는 약 0.06㎛/hr로 나타났다. 즉, 본 실험에서의 C600MA 재료의 성장속도는 Jacko의 실험결과에 비해 약 10배 빠른 것으로 나타났다. 이는 IGSCC의 열적활성화 현상에 따른 온도의 차이(315℃, 288℃) 효과와 응력조건의 차이 등에 기인하는 것으로 볼 수 있다. C600MA 재료에서는 IGSCC가 발생하였으나, K600MA재료에서는 부식현상이 발생하지 않았다는 사실은 K600MA 재료의 10% NaOH 용액에서의 응력부식 저항성이 C600MA 보다 우세하다는 것을 나타낸다.

20% NaOH

시험번호 3은 20% NaOH 용액의 경우로서, 10% NaOH 용액에서와 같이 C600MA 재료에서만 IGSCC가 발생하였다.

30% NaOH

시험번호 4는 30% NaOH 용액의 경우로서, C600MA 재료에서는 Fig. 5(a)에서 보이는 바와 같이 최대 140㎛의 IGSCC가 발생하였다. 즉, 30% NaOH 용액에서의 C600MA 재료의 평균 균열성장 속도는 약 0.40㎛/hr로서 10%NaOH 용액에서의 0.54㎛/hr보다 평균 균열성장 속도는 감소하였다. 한편 C690TT 재료에서는 Fig. 5(b)에서 보이는 바와 같이 최대 70㎛의 TGSCC가 관찰되었다. TGSCC는 Pb가 첨가된 경우에만 발생하는 것으로 보고되고 있으나[13], 본 실험에서는 C690TT 재료가 Pb가 첨가되지 않은 30% NaOH 용액에서 TGSCC가 관찰됨으로써 TGSCC가 Pb의 영향으로만 발생한다는 기존 관념의 수정이 요구된다, 또한 Alloy 690에 비해 응력부식 저항성이 낮은 것으로 알려진 Alloy 600MA(K600MA) 및 Alloy 600TT(C600TT) 재료에서는 균열이 관찰되지 않았다. 위의 결과에 비추어 볼 때, Alloy 600 및 Alloy 690의 응력부식균열 기구 및 저항성은 주어진 NaOH 농도에 따라 변화한다는 것을 나타내고 있다. 한편 C690TT에서는 균열이 발생하였으나 K690TT 재료에서는 균열이 발생하지 않았다는 사실은 K690TT의 응력부식균열 저항성이 C690TT에 비해 우세하다는 것을 나타낸다.

C600MA와 C690TT 재료에서는 균열이 발생하였으나, C600TT에서는 SCC가 발생하지 않았다. 현재까지의 연구결과에 의하면[14], 6%NaOH 이하에서는 SCC의 저항성이 Alloy 600MA, Alloy 600TT, Alloy 690TT의 순으로 증가하며, 10%-50% NaOH에서는 Alloy 600MA가 SCC에 가장 취약하지만, Alloy 600TT와 Alloy 690 사이에는 큰 차이가 없다고 보고되고 있다. 그러나 본 연구결과에 의하면 Alloy 600TT(C600TT)가 Alloy 690(C690TT) 보다 caustic SCC 저항성이 우세한 것으로 나타났다.

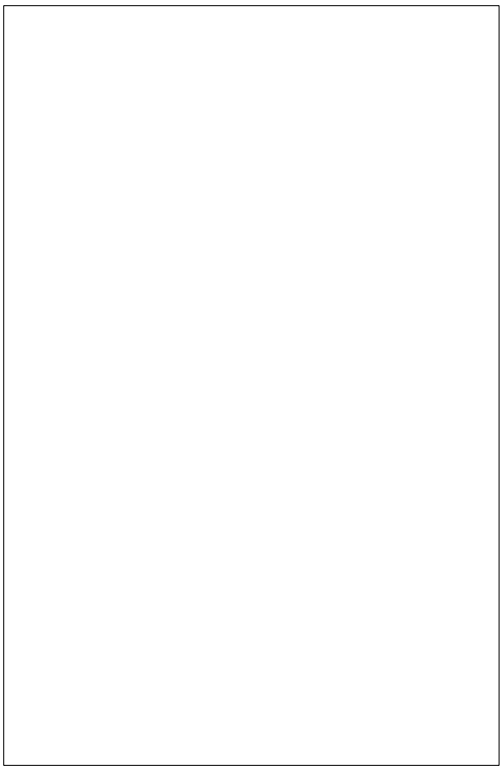
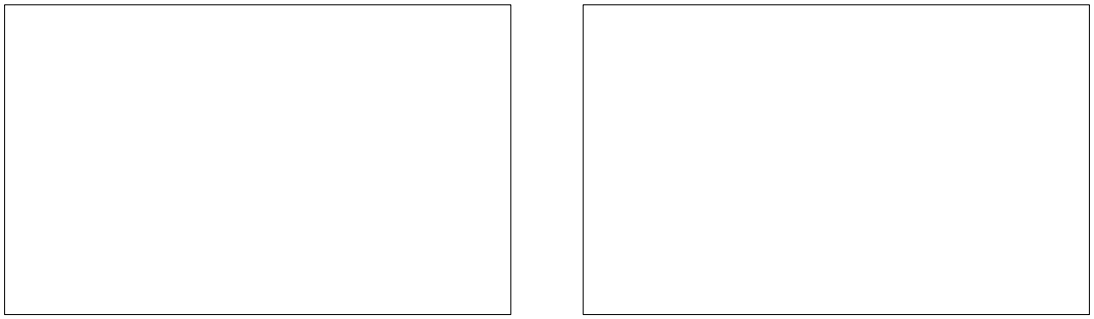


Fig. 4. Optical micrographs showing the cross section of Alloys C600MA tested for 480 hrs under the +125mV in 10% NaOH.



(a) (b)

Fig. 5. Optical micrographs showing the cross section of Alloys C600MA and C690TT tested for 480 hrs under the +125mV in 30% NaOH. (a) C600MA, (b) C690TT

50% NaOH

시험번호 5는 50% NaOH 용액에서의 결과이며 모든 재료에서 균열이 관찰되지 않았다.

NaOH 농도 효과

본 실험결과에 따르면, caustic 용액 내에서의 응력부식균열 발생은 NaOH 농도에 직접적으로 비례하지 않으며, 30% NaOH에서 응력부식균열 저항성이 가장 낮은 것으로 나타났다. 즉 NaOH 농도 증가에 따라 응력부식균열의 발생이 증가하다가 일정 농도 이상에 이르면 응력부식균열의 발생이 다시 감소하는 것으로 나타났다. Jacko의 실험결과도[12] Alloy 600MA의 부식성은 1% NaOH 용액에서 보다 10% NaOH 용액에서 더 크며, 325℃이상에서는 50% NaOH 용액이 10% NaOH 용액보다 부식성이 더 크지만, 325℃ 이하에서는 10% NaOH 용액이 50% NaOH 용액보다 부식성이 더 크다고 보고하고 있다. 즉, NaOH 농도에 따른 Alloy 600MA의 활성화 에너지는 1% NaOH에서 27 kcal/mol, 10% NaOH에서 32 kcal/mol, 50% NaOH에서 72 kcal/mol로서, 농도와 온도에 따른 caustic SCC 의존성을 밝힌 바 있다. 한편 이러한 현상은 NaOH 농도 증가에 따른 전기화학적 포텐샬의 이동변화에 의해 발생하는 것으로 추론될 수도 있다[15].

IGA/SCC

본 실험 조건에서 IGSCC와 TGSCC는 관찰되었으나, 일반적으로 SCC의 전조로서 나타나는 IGA는 모든 재료에서 발생하지 않았다. 본 실험에서 가해준 응력은 일반적인 ASTM Standard G38에 의거한 의탄성 응력(pseudoelastic stress)이 아니라, 실제적으로 소성변형(plastic strain)을 일으키는 방법으로 가해준 응력이다[11]. 미리 가해진 소성 변형(plastic prestrain)의 증가에 따라 Alloy 600의 IGSCC 취약성은 증가하는 것으로 보고되고 있다[12]. IGA는 응력에 크게 영향을 받지 않지만 IGSCC/TGSCC는 응력에 매우 민감하므로 상온 항복응력의 150%가 가해진 상태에서는 IGA에 비해 SCC가 주된 부식균열로 성장한다는 것을 나타낸다.

또한 Pb의 첨가시에만 발생하는 것으로 알려진 TGSCC가 Alloy 690(C690TT)에서 발생하였다는 사실도 매우 흥미로운 사실이며, caustic SCC의 발생은 NaOH 농도에 따라 각기 다른 기구에 의해 발생한다는 것을 나타내고 있다.

4. 결 론

상용 및 국산시제 Alloy 600과 Alloy 690의 caustic SCC를 평가하기 위하여, 상온 항복응력의 150%를 가한 C-ring 시편을 315℃에서 NaOH 농도를 변화시킨 용액에서 발생한 IGA/SCC를 관찰한 시험 결과는 다음과 같다.

1. caustic SCC는 NaOH 농도 증가에 따라 증가하다가 일정 농도 이상에 이르면 응력부식균열의 발생이 감소하고, SCC의 발생은 30% NaOH 용액에서 최대에 이르는 것으로 나타났으며, 이 결과는 caustic SCC의 발생 기구가 NaOH 농도에 따라 다르게 나타난다는 것을 의미한다.

2. Alloy 600과 Alloy 690의 응력부식균열 양상은 NaOH 농도에 따라 IGSCC와 TGSCC가 발생하였고, IGA는 관찰되지 않았으며, 이는 과대 응력 부과에 따른 SCC의 발생에 기인하는 것으로 보인다.
3. 30% NaOH 용액에서 C690TT 재료의 TGSCC가 관찰되었으므로, Pb 효과만에 의한 TGSCC 발생에 대해 재해석이 요구된다
4. 국산시제 Alloy 600 및 Alloy 690은 상용시제에 비해 caustic SCC 저항성이 우세하다.

후 기

본 연구는 원자력 연구 개발 중장기 계획사업 및 선문대학교 교내 연구비에 의하여 수행되었으며, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. A. K. Agrawal, J. P. N. Paine, Proceedings of 4th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors-Aug. 6-10, 1989. Jekyll Island, Georgia, p. 7-1, NACE, Houston, USA (1990)
2. B. P. Miglin, J. M Sarver, Proceedings of 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors-Aug. 25-29, 1991, Monterey, California, p. 757, ANS, La Grange park, USA (1992)
3. T. Sakai, T. Senjuh, K. Aoki, T. Shigemitsu, Y. Kishi, Proceedings of 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors-Aug. 25-29, 1991, Monterey, California, p. 764, ANS, La Grange park, USA (1992)
4. A. Rocher, F. Cattant, D. Buisine, B. Prieux, M. Helie, Contribution of Materials Investigation to the Resolution of problems Encountered in PWRs, Fontevraud **III**, Sept. 12-16, 1994, p.537, SFEN, France (1994)
5. F. Vaillant, D. Buisine, and B. Prieux, Proceedings of 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors-Aug. 7-10, 1995, Breckenridge, Colorado, p. 219, NACE, Houston, USA (1995)
6. S. Suzuki, Proceedings of the 5th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Monterey, p. 861 (1991)
7. T. Tsuruta, S. Okamoto, T. Kitera, H. Takamatsu, and T. Matsunaga, Proceedings of the 7th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, p. 187 (1995)
8. H. Kawamura, and H. Hirano, Proceedings of the 6th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors, Sandiego, p. 71 (1993)
9. J. P. N. Paine, R. S. Pathania, and C. E. Shoemaker, Proceedings of the 3rd

International Symposium on the Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Plants-Water Reactors, Traverse City, p. 501 (1987)
10. ASTM G38, "Standard practice for making and using c-ring stress-corrosion test specimens" (1984)
11. S.S. Hwang et al., "Stress Corrosion Cracking and Corrosive behavior of Ni-base Alloys in Solution with Pb," J. Corros Sci. Soc. of Korea, Vol. 25 No. 3, September (1996)
12. R.J. Jacko, "Corrosion Evaluation of Thermally Treated Alloy 600 Tubing in Primary and Faulted Secondary water Environments," EPRI NP-6721-SD (1990)
13. A.K. Agrawal, J.P.N. Paine, "Lead Cracking of Alloy 600," Steam Generator Reference Book (1994)
14. Steam Generator Reference Book, “Materials Selection and Alternative Designs for Steam Generators," 24-50 (1994)
15. G. Pinard-Legry and G. Plante, "Intergranular Attack of Alloy 600: Laboratory Investigations," EPRI NP-4223 (1985)