

## 고온의 NaOH 수용액 및 1차측 냉각수에서 고용 탄소가 Alloy 600의 응력부식균열 거동에 미치는 영향

허도행·김진\*·이덕현·김영식\*·김정수

한국원자력연구소 원자력재료기술개발팀, \*안동대학교 재료공학과

### Effect of Carbon in Solution on the Stress Corrosion Cracking Behavior of Alloy 600 in High Temperature NaOH and Primary Water

D. H. Hur, J. Kim\*, D. H. Lee, Y. S. Kim\* and J. S. Kim

150 Duckjin-dong, Yusong, Taejon, Korea Atomic Energy Research Institute

\* Dept. of Materials Science and Engineering, Andong University

The stress corrosion cracking behavior of the grain size controlled Alloy 600 containing different carbon content was assessed using C-ring specimens in 10% NaOH at 315 °C and a slow strain rate testing technique in primary water at 360°C. Crack initiation and growth rate were not influenced with carbon content in the caustic solution, which was probably supported by the results of the anodic dissolution rates and repassivation kinetics measurements. Time to failure and maximum load of Alloy 600 containing 0.04% carbon during SSRT in the primary environment were increased by about 2 times respectively than those of low carbon (0.01%) material.

*Keywords* : carbon, caustic SCC, PWSCC, repassivation, Alloy 600.

#### 1. 서 론

원전 증기발생기 전열관 재료로 사용되고 있는 Alloy 600의 응력부식균열(Stress Corrosion Cracking, SCC) 거동은 결정립계의 탄화물 또는 탄소의 분포와 밀접한 관계를 보인다. 즉, 결정립계에 석출한 크롬탄화물은 증기발생기 1차측과 2차측 수질조건에서 SCC에 대한 저항성을 향상시킨다. 이러한 크롬탄화물의 석출정도 및 양상은 고용탄소량 및 열처리 온도와 밀접한 관계를 갖는다.<sup>1,2)</sup> 입계에 잘 발달된 석출 조직을 갖기 위해서는 충분한 양의 고용탄소가 필요하게 된다. 또한 탄소고용도는 열처리

온도와 직선적인 관계를 가지므로 전열관의 제조과정에서 냉간가공 후 수행하는 열처리 온도가 탄소 고용 온도보다 높을 경우에는 탄소가 대부분 고용 상태로 존재하므로 후속 열처리 과정(예 : 소둔 후 서냉과정 또는 소둔 후 탄화물 석출을 위한 추가 열처리 과정)에서 입계 크롬탄화물 석출이 용이하다. 그러나 열처리 온도가 고용온도보다 낮을 경우에는 입내에도 크롬탄화물이 석출되므로 SCC에 대한 저항성이 저하된다.

SCC 저항성에 미치는 입계 크롬탄화물의 효과는 고용탄소나 입계에 편석된 탄소효과와 분리하기가

어렵다. 왜냐하면 입계 크롬탄화물의 석출은 기지의 전체 탄소량 또는 입계 탄소량의 감소에 필연적으로 수반하기 때문이다. 따라서 SCC 저항성의 향상을 야기하는 인자가 크롬탄화물의 석출인지 아니면 그로 인한 탄소량의 감소에 의한 것인지 명확하지 않다.

Alloy 600 재료의 탄소량과 SCC 거동과의 상관관계에 대하여 기존에 보고된 결과들은 일치된 견해를 보이고 있지 않다. 많은 연구결과들의 경우 탄소량이 증가할 때 SCC 저항성이 증가하였지만,<sup>3-5)</sup> 상관관계가 나타나지 않은 결과도 보고된 바 있다.<sup>6-8)</sup> 이에 대한 원인은 비교대상 합금들의 미세조직 차이에서 비롯되는 것으로 판단된다. 즉, 저탄소 합금에서는 석출된 크롬탄화물이 없으며 결정립도 크지만(ASTM #6), 고탄소 합금에서는 입계와 입내에 크롬탄화물이 석출하였으며 결정립 크기가 작은(ASTM #8~9) 차이점이 있음을 알 수 있다. 특히 크롬탄화물의 석출 정도는 전술한 바와 같이 SCC 저항성을 좌우하는 주요 인자이므로, 미세조직이 균일하지 않은 재료에서 얻어진 결과는 진정한 고용탄소의 영향을 평가한 것으로 보기 어렵다.

이에 본 연구에서는 결정립 크기를 유사하게 조절하고 합금중에 존재하는 탄소를 완전고용시킨 재료를 이용하여 10% NaOH와 1차측 냉각수에서의 SCC 거동을 평가하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 재 료

시험에 사용된 재료는 탄소량이 각각 0.01%와 0.04%인 Alloy 600 튜브 재료를 사용하였으며, 튜브의 외경은 22.2 mm, 두께는 1.27 mm였다. 그 화학조성을 Table 1에 나타내었다. 조성표에서는 0.04% 합금의 Ti 함량이 분석되지 않았으나 Alloy 600의 열간가공성을 향상시키기 위하여 대략 0.2% 내외로 첨가된다. 두 재료의 결정립 크기를 유사하게 조절하고 탄소를 기지내에 완전 고용시키기 위하여 1070°C에서 소둔 처리하였으며, 냉각과정에서 크롬탄화물 석출을 배제하기 위하여 수냉하였다.

Table 1. Chemical compositions of Alloy 600 tube materials

	C	Cr	Fe	Ni	Si	Mn	Cu	Ti	S
0.01% C Alloy 600	0.01	15.4	8.0	bal.	0.1	0.3	0.2	0.18	<0.001
0.04% C Alloy 600	0.04	15.8	8.03	bal.	0.28	0.22	0.12	N.A.*	<0.001

\* N.A. : not analysed

### 2.2 전기화학 시험

315°C의 10% NaOH 용액 중에서 두 합금의 분극거동과 재부동태화 속도를 측정하였다. 이를 위하여 시편의 한쪽 끝에 Alloy 600 lead wire를 점용 접하고 이를 열수축 Teflon 튜브로 절연하였다. Ni를 기준전극으로 사용하였으며 Ni-200 반응용기를 상대전극으로 사용하였다. 온도를 올리기 전에 5% H<sub>2</sub>-95% N<sub>2</sub> 혼합가스를 1.38 MPa (200 psi)로 가압한 다음 천천히 감압하는 절차를 2회 수행한 후, 1시간 동안 350 cc/min의 속도로 주입하면서 용존 산소를 제거하였다. 최종적으로 cover gas로서 5% H<sub>2</sub>-95% N<sub>2</sub> 혼합가스를 1.38 MPa로 가압하였다.

분극곡선은 -200 mV(vs. Ni)로부터 시작하여 귀한 전위방향으로 20 mV/min의 속도로 측정하였다. 본 논문에서 언급하는 전위 값은 모두 Ni 기준전극을 기준한 것이다.

재부동태화 속도 측정시험은 부동태 피막이 형성되는 과정에서의 전류밀도 변화를 측정하는 것이다. 따라서 먼저 산화피막이 제거된 bare surface가 있어야 한다. 본 연구에서는 -1000 mV에서 20분간 유지하여 산화피막이 환원되도록 한 다음 부동태 전위에 해당하는 +200 mV의 전위를 시편에 인가하였으며, 부동태 전위 인가 직후부터의 양극전류밀도 변화를 1 msec 간격으로 측정하였다. 이와 같은 potential pulse 기법을 이용하여 288°C의 고온수에서 Alloy 600 및 Type 304 스테인리스강의 재부동태화 거동을 효과적으로 측정할 수 있음이 보고<sup>9,10)</sup>된 바 있다.

### 2.3 염기성 SCC 시험

튜브로부터 C-ring 형태로 시편을 가공하였으며, Alloy 600 볼트와 너트를 이용하여 외면의 apex에 응력이 가해지도록 하였다. 이때 재료가 받는 응력

은 재료의 스트레스-스트레인( $\sigma$ - $\epsilon$ ) 거동에 좌우되므로 응력을 가하기 전에 인장시험을 통하여  $\sigma$ - $\epsilon$ 곡선을 얻었다. 이를 Fig. 1에 나타내었다. 연신율만 약간의 차이가 있을뿐 0.2% offset-항복응력과 인장강도가 각각 205 MPa과 603 MPa로 유사하며 인장특성이 거의 유사한 거동을 나타내었다. 따라서 일정 deflection을 가할 때 시편에 추가되는 응력의 크기는 거의 차이가 없을 것임을 알 수 있다. 본 연구에서는 1.0 mm의 deflection (상은 항복응력값의 150% 이상)이 되도록 응력을 가하였다.

시험 용액, 온도 및 탈산소 절차 등은 2.2절의 전기화학시험에서 기술한 바와 동일하다. 시험온도에 도달한 다음 Ni 기준전극에 비하여 200 mV 높은 전위를 C-ring 시편에 가하였다. 시험 후 시편의 중앙 부위를 절단하여 균열의 형상을 관찰하고 균열의 깊이를 측정하였다.

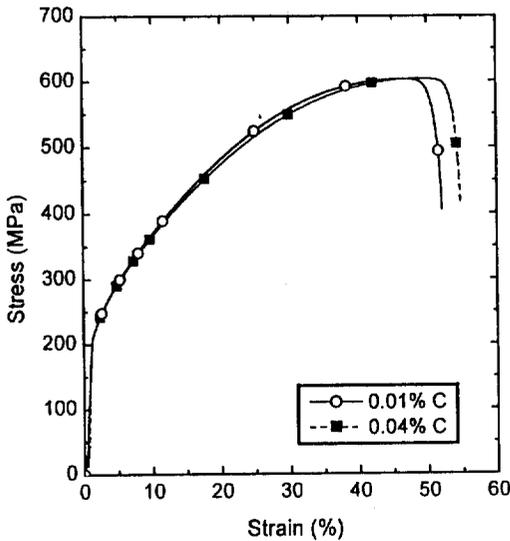


Fig. 1. Stress strain curves in air at room temperature.

2.4 1차측 냉각수에서의 SCC 시험

튜브를 길이방향으로 4등분한 다음 Fig. 2와 같은 규격으로 인장 시편을 가공하였다. 국부적으로 큰 응력구배가 존재하는 경우 1차측 응력부식균열 (Primary Stress Corrosion Cracking, PWSCC)이 현저히 가속된다는 보고<sup>11)</sup>가 있으므로 인장시편의 gauge 중앙부위를 Fig. 3과 같은 규격의 금형으로

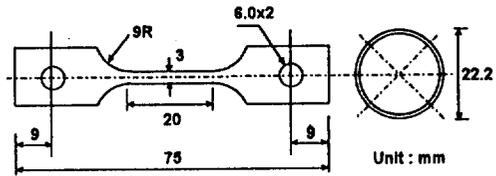


Fig. 2. Dimension of SSRT specimen.

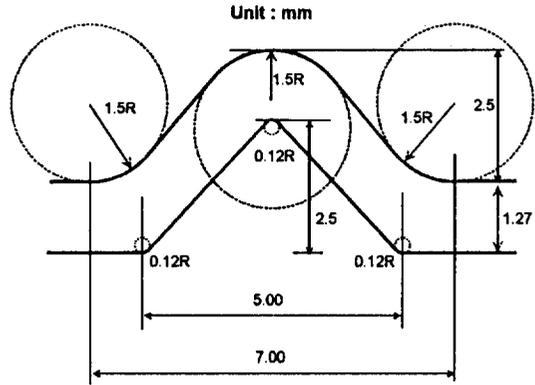


Fig. 3. Dimension of hump press die.

튜브 내경면이 hump 안쪽 면이 되도록 굽힘변형을 가하여 최종 시편으로 제작하였다.

Hump 형상의 시편을 이용한 저속인장시험은 Fig. 4와 같이 1 리터 용량의 Type 316 스테인리스강 압력용기 내에서 수행하였다. 실험중 수질조건을 일정하게 유지하기 위하여 loop system을 제작, 연결하고 160 ml/min의 속도로 실험용액을 공급하였다. 실험용액은 전기저항 18 M $\Omega$ ·cm 이상의 초순수에 LiOH와 H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>를 첨가하여 2.0 ppm Li+ 1,200 ppm B의 농도를 갖도록 조절하였다. 인장시험 부위 용액의 온도는 360°C였으며 용존수소 농도는 35 cc STP/kg H<sub>2</sub>O, 용존산소 농도는 10 ppb 이하로 조절하였다. 시편은 zirconia를 사용하여 pull rod와 전기적으로 절연하였으며, 인장속도는 0.3  $\mu$ m/min이었다.

3. 결 과

3.1 미세조직

실험에 사용된 두 재료의 미세조직을 관찰하기 위하여 2% bromine-98% methanol 용액에서 에칭하였다. Fig. 5에 나타낸 바와 같이 두 재료 모두

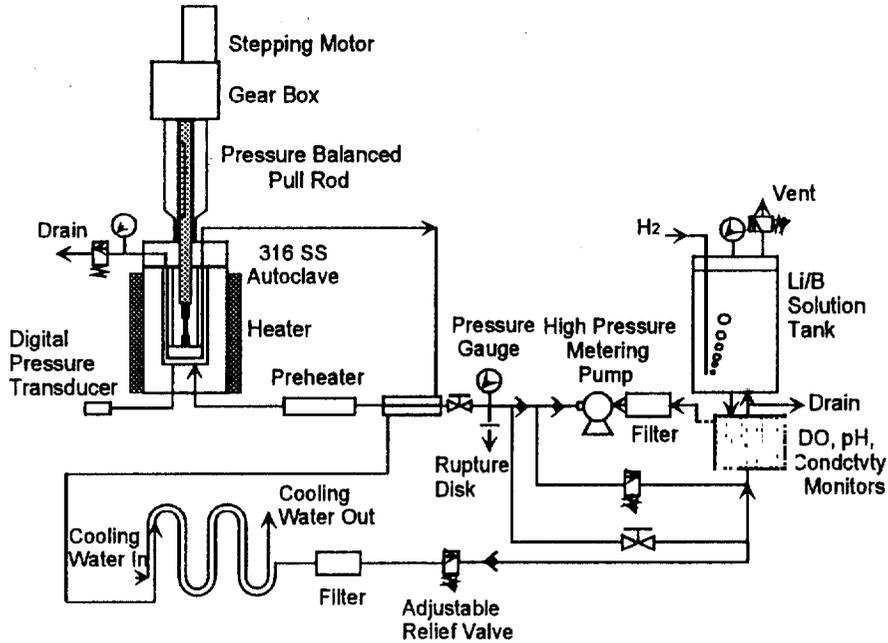


Fig. 4. Schematic of loop system for SSRT under simulated primary water condition.

입내 및 입계에 석출한 크롬탄화물은 관찰할 수 없었다. J. M. Sarver 등<sup>1)</sup>이 제시한 Alloy 600의 열처리 온도와 탄소 고용도의 상관관계에 대한 실험식은 다음과 같다.

$$T = 1449 + 130.3 \ln(\% \text{ carbon content}) \quad (1)$$

시험에 사용된 Alloy 600의 탄소함량은 0.01%와 0.04%이므로 식 (1)에서 탄소는 각각 849°C와

1030°C 이상에서 기지내에 완전히 고용될 것으로 예측할 수 있다. 본 연구에서 적용한 열처리 온도가 1070°C이었으므로 탄소는 기지내에 완전 고용상태로 존재할 것임을 알 수 있다. 관찰되는 조대한 입자들은 Ti(C,N) 형태의 Ti 화합물이다.<sup>12,13)</sup> 이미지 분석기를 이용하여 측정된 결정립의 크기분포를 Fig. 6에 나타내었다. 평균 결정립 크기는 0.01% 합금의 경우 38 μm(ASTM #6), 0.04% 합금의 경우 46 μm(ASTM #5.5)였다. 이 때 분석에 사

Fig. 5. SEM microstructure after etching in 2% bromine-98% methanol.

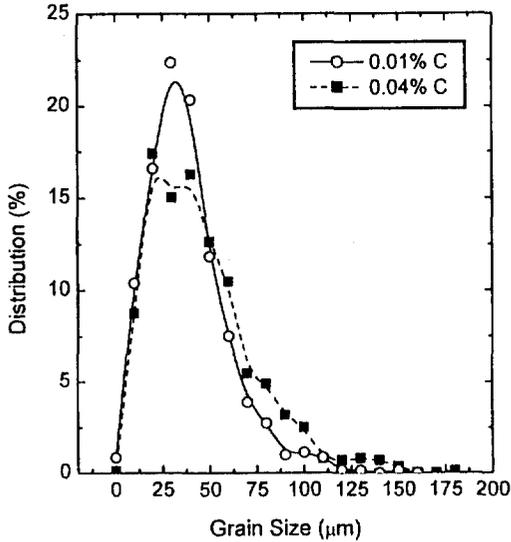


Fig. 6. Grain size distribution measured by an image analyzer.

용된 결정립 개수는 합금별로 700개 이상이였다.

### 3.2 전기화학시험

두 재료의 양극분극 곡선을 Fig. 7에 나타내었다. 두 재료 모두 활성-부동태 천이 거동을 나타내었다. 두 재료의 부식전위는 +6 mV로서 동일하였다. 약 +140 mV에서 최대 양극용해 peak를 나타낸 후 부

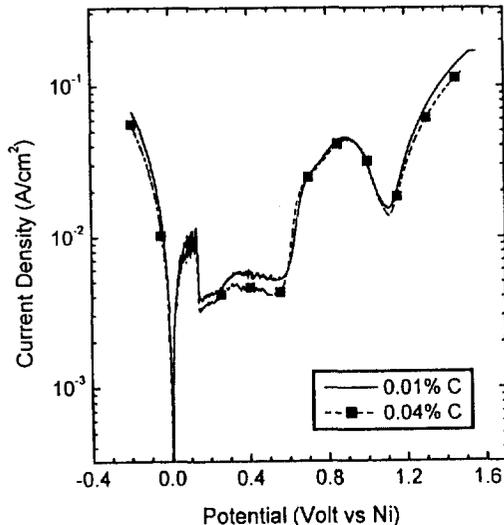


Fig. 7. Polarization curves in 10% NaOH at 315°C.

동태 구역으로 천이하였으며, 부동태 전류밀도 값은 3~4 mA/cm<sup>2</sup>였다. 한편 Ni 기준전극에 대한 두 재료의 부식전위와 최대 양극용해 peak 전위 값은 반복된 실험에도 1~2 mV의 범위에서 거의 일정한 값을 나타내었다. 이는 본실험 조건에서 Ni이 매우 안정적인 수소전극전위로 거동함을 의미한다.<sup>14)</sup>

Fig. 8은 potential pulse 기법에 의하여 측정된 재부동태화 거동을 보여주고 있다. -1000 mV에서 유지하다가 부동태 전위인 +200 mV로 천이한 직후부터 측정된 양극전류밀도 값이 급격히 감소하고 있다. 이는 부동태화가 진행됨에 따른 결과이다. 두 재료의 초기 전류밀도 값이 거의 동일하고 시간에 따른 부동태화 거동이 거의 일치하고 있다. 따라서 두 재료의 전기화학적 양극용해속도 및 재부동태화 속도는 차이가 없음을 알 수 있다.

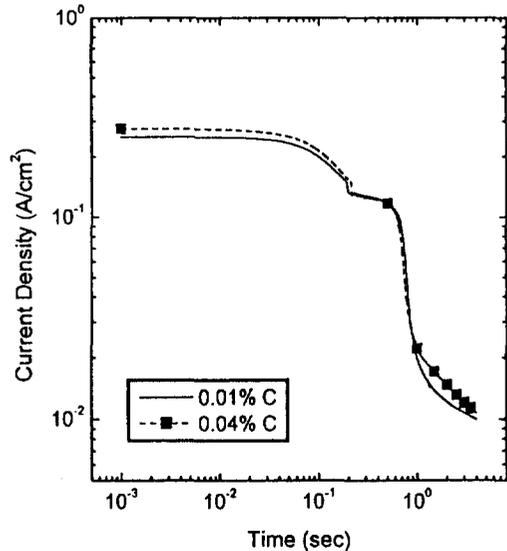


Fig. 8. Repassivation behavior measured by a potential pulse from -1,000 mV<sub>Ni</sub> to +200 mV<sub>Ni</sub> in 10% NaOH at 315°C.

### 3.3 염기성 SCC 시험

균열의 개시와 성장거동을 분리 평가하기 위하여 7일 간격으로 시편을 꺼내어 stereoscope로 관찰하였다. 균열이 개시된 시편은 파괴검사를 하였으며 나머지 시편들은 계속하여 균열이 성장하도록 하였다.

C-ring 시편에 형성된 균열의 깊이를 측정할 결

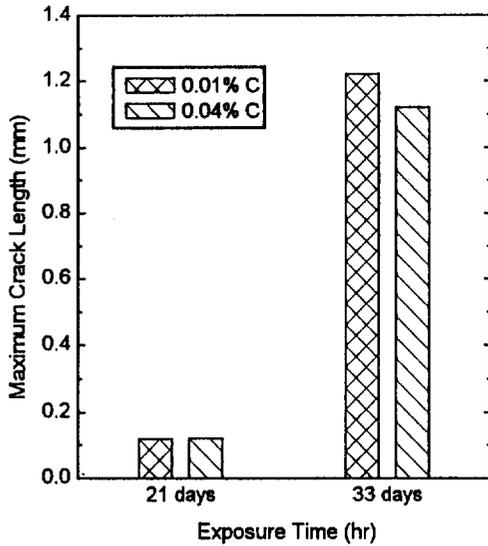


Fig. 9. Evolution of maximum crack depth in 10% NaOH at 315°C.

Fig. 10. Intergranular SCC of C-ring specimens exposed for 33 days in 10% NaOH at 315°C.

과를 Fig. 9에 나타내었다. 일정 시간에 진전된 균열의 깊이는 SCC에 대한 저항성의 척도가 된다. 21일 만에 두 재료 모두에서 약 100 μm 정도의 균열이 관찰되었다. 이는 균열의 개시단계로 볼 수 있으며, 균열개시 저항성에 차이가 없음을 의미한다. 33일 경과후에는 균열의 깊이가 0.01% 재료의 경우 1200 μm, 0.04% 재료의 경우 1100 μm로 성장하였다. 0.04%의 경우가 다소 균열성장에 대한 저항성을 보였지만 주목할만한 큰 차이는 없었다. 두 재료

Fig. 11. SEM micrographs of the fracture surface after SSRT in primary water at 360°C.

의 유사한 SCC 개시 및 전파 거동은 전기화학적 용해 및 재부동태화 거동과 매우 잘 일치한다.

한편 균열의 개시 및 성장은 Fig. 10과 같이 두 재료 모두 결정립계를 따라서 균열이 전파하는 입계 응력부식균열 (Intergranular SCC, IGSCC) 형태를 나타내었다.

### 3.4 PWSCC 시험

Fig. 11은 저속인장법에 의한 SCC 시험후 시편의 파단면을 나타낸 것이다. 두 재료 모두 IGSCC 형태를 보이며, 시편의 두께 전체를 관통하여 균열이 전파하였음을 알 수 있다. 파단면에서 차지하는 IGSCC의 면적분율을 측정하기 위하여 200배율로 SEM 사진을 얻은 다음 이미지 분석기로 측정하였다. IGSCC의 면적분율은 0.01%와 0.04% 재료에서 각각 90.7%와 87.9%로서 유사하였다. 특이한 점은 결정립 표면에 slip 띠가 나타나고 있으며, 특히 고탄소 재료의 파면에서 두드러지게 관찰되었다.

그러나 저속인장 시험중에 측정된 하중과 변위의 관계는 Fig. 12와 같이 상당한 차이를 나타내었다. 0.01% 탄소의 경우 최대 하중값이 50 kg이고 75시간만에 파단이 일어났다. 그러나 0.04%의 경우 최대 하중값이 94.5 kg였고 파단시간은 139시간으로서

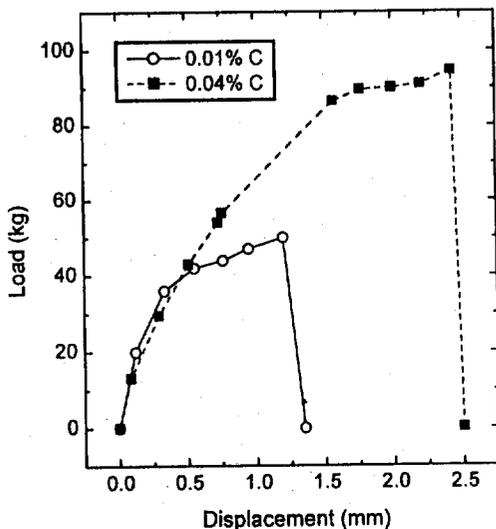


Fig. 12. Load-displacement curves during SSRT in primary water at 360°C.

하중과 파단시간이 약 1.9배씩 증가하였다. 이 결과로 볼 때 고용탄소량이 적은 재료가 SCC에 매우 민감함을 알 수 있다. 한편 본 연구에서 적용한 hump 시편을 이용한 저속인장 시험은 파단시간에 있어서  $\pm 10\%$ 의 높은 재현성을 나타내었다.

## 4. 고 찰

본 연구의 목적은 재료내에 존재하는 고용탄소가 SCC 거동에 어떠한 영향을 주는가에 대한 이해에 있다. 따라서 SCC 저항성에 영향을 주는 합금성분, 크롬산화물의 석출, 결정립 크기 효과가 미리 배제되어야만 한다. 본 실험에 사용된 재료는 탄소 이외의 합금원소 성분상의 차이가 거의 없으며, 석출된 크롬산화물이 존재하지 않으므로 탄소는 모두 고용상태로 존재하였다. 또한 평균 결정립 크기가 38  $\mu\text{m}$ 와 46  $\mu\text{m}$ 로서 유사하였다. 따라서 시험 재료로서 적절한 화학성분과 미세조직을 갖는 것으로 판단된다.

이와 같이 조절된 재료를 이용하여 고온의 염기성 용액과 1차측 냉각수에서 동시에 행한 시험결과는 거의 없으므로 본 연구 결과와 비교하기가 어렵다. G. S. Was<sup>15)</sup>가 140°C, 50% NaOH에서 얻은 결과를 보면 SA (Solution Anneal)와 SA+TT (Thermal Treatment) 조직 모두 탄소 농도가 증가함에 따라 균열의 길이가 증가하고 있다. 그 원인은 탄소가 Ni의 용해를 촉진하기 때문이라고 하였다. 여기서 주목할 것은 SA+TT 처리한 경우가 SA 조직에 비하여 수배의 균열길이를 보이고 있는데 이는 기존의 TT 처리 효과와는 전혀 상반된 결과이다. 또한 본 연구의 결과에 의하면 고용탄소는 용해속도와 재부동태화 속도에 무관하였다. 두 결과의 차이가 시험온도와 시험용액 농도의 차이에 의한 것인지는 분명치 않다.

J. K. Sung 등<sup>16)</sup>은 PWSCC는 크립과 연관이 있음을 제안하였으나 또 다른 보고<sup>17)</sup>에서는 입계 탄화물이 크립에 거의 영향이 없거나 오히려 촉진시킴을 보여준다. Shen 등<sup>18)</sup>은 PWSCC 균열은 입계를 따라 미세한 methane bubbles이 핵생성 및 성장됨으로써 개시된다고 주장하였다. 이 이론에 의하면 입계의 고용탄소가 많을 경우 SCC에 민감할 것

으로 예측된다. 그러나 본 연구나 다른 연구자들의 결과<sup>3,19)</sup>와는 일관되지 않는다.

입계에 석출한 크롬탄화물의 역할은 기계적인 측면과 화학적 측면으로 나눌 수 있을 것이다. 기계적 역할은 입계 크롬탄화물이 i) 전위원(dislocation source)으로 작용하여 균열 선단을 무디게 함으로써 균열 전진속도를 저하시키거나,<sup>20)</sup> ii) 입계 sliding 을 억제한다는 제안<sup>21)</sup> 등이 해당된다. 화학적 작용으로는 i) 균열 선단의 탄화물 용해에 의한 내식성 피막의 형성,<sup>22)</sup> ii) 석출되는 크롬탄화물 속으로 입계 불순 원소가 제거되기 때문이거나,<sup>22)</sup> iii) 크롬탄화물과 기지의 전기화학적 특성 차이에 의한 제안<sup>23)</sup>이 있다. 크롬탄화물의 명확한 역할은 밝혀진 바 없으나 전위원으로서의 작용 기구가 보다 설득력 있게 받아들여지고 있다.

입계 또는 입내에 존재하는 고용탄소의 역할을 입계 크롬탄화물과 별도로 분리하여 해석하기는 매우 어렵다. 전술한 바와 같이 입계 크롬탄화물의 석출은 기지 전체 또는 입계의 탄소량 감소를 수반하기 때문이다. 고용된 탄소는 고용량이 많을수록 크립변형의 억제로 인하여 PWSCC에 대한 저항성이 커지고,<sup>17)</sup> 균열생성에 필요한 활성화 에너지도 증가한다고 보고<sup>3)</sup>된 바 있다. 하지만 이는 입계 및 입내 고용탄소량의 감소를 유발하는 입계탄화물 형성에 의하여 응력부식균열 저항성이 증가되는 현상과 모순된다. 여기서 고용탄소가 보호성 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 피막의 형성을 억제한다는 보고<sup>17)</sup>를 고려하면 입계 탄화물의 형성으로 입계내 고용탄소 농도가 저하되므로 보호성 피막의 형성을 촉진시켜 저항성이 증가된다는 설명도 가능하다. 그러나 고용탄소가 보호성 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 피막의 형성을 억제한다는 보고는 고용탄소가 PWSCC에 대한 저항성을 향상시킨다는 결과와 상호 모순된다. 본 실험결과에서 고탄소 재료는 저탄소 재료와 IGSCC 분율은 같지만 하중값과 파단 시간이 약 2배로 크게 나타난 점은 고용탄소가 부동태 피막에 영향을 주었다기 보다는 고온 변형 특성에 더 큰 영향을 주었음을 시사한다. 특히, 고탄소 재료의 파면에서 두드러지게 관찰된 입계면 상의 slip 띠는 입계면 주변에서의 균열성장에 필요한 변형 과정이 상대적으로 어려웠음을 뒷받침하는 증거가 될 수 있을 것이다.

SCC 거동은 부동태 피막의 특성 및 부동태화 속도와도 크게 연관된다. 따라서 고용탄소 및 입계 탄화물 각각의 역할을 독립적으로 평가하기 위해서는 염기성 분위기에서와 같이 1차측 냉각수에서도 부동태 피막 특성 및 전기화학적 특성을 측정하여 SCC 거동과 관련지을 수 있는 연구가 추가적으로 수행될 필요성이 있다.

## 5. 결 론

Alloy 600 재료의 고용탄소가 응력부식균열 거동에 미치는 효과를 평가한 결과 얻어진 결론은 다음과 같다.

1) 고용탄소량이 0.01%에서 0.04%로 증가할 경우 315°C의 10% NaOH 수용액에서 응력부식균열의 개시 및 성장속도에 거의 영향을 주지 않았다. 이는 두 재료에서 측정된 유사한 양극용해거동 및 재부동태화 속도의 관점으로 설명될 수 있다.

2) 360°C의 1차측 수질조건에서 0.04% C 재료는 0.01% C 재료에 비하여 약 2배의 하중값과 응력부식파단 시간을 보였다. 이 결과와 함께 파단면의 입계면상에서 관찰되는 슬립띠는 고용탄소의 역할이 고온변형의 억제와 관련이 있음을 시사한다.

## 후 기

본 연구는 과학기술부에서 주관하는 원자력연구개발사업으로 수행된 것입니다.

## References

1. J. M. Sarver, J. R. Crum, W. L. Mankins, *Corrosion*, **44**, 288 (1988).
2. R. C. Scarberry, S. C. Pearman, and J. R. Crum, *Corrosion*, **32**, 401 (1976).
3. R. Bandy and D. Van Rooyen, *Corrosion*, **40**, 425 (1984).
4. J. R. Crum, *Corrosion*, **38**, 40 (1982).
5. G. P. Airey *Corrosion*, **36**, 9 (1980).
6. K. Norring, J. Engstrom, and P. Norberg, *Proceedings of the 2nd Int. Symp.*

- Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors, The Metallurgical Society, p. 587 (1988).
7. G. P. Airey, *Corrosion*, **35**, 129 (1979).
  8. J. R. Crum, *Corrosion*, **42**, 368 (1986).
  9. T. M. Angeliu and P. L. Andresen, *Corrosion*, **52**, 28 (1996).
  10. T. M. Angeliu, P. L. Andresen, and M. L. Pollick, *Corrosion*, **53**, 114 (1997).
  11. N. Totsuka, E. Lunarska, G. Cragolino and Z. Szklarska-Smialowska, *Corrosion*, **43**, 505 (1987).
  12. D. H. Hur, K. M. Kim, J. S. Kim, and Y. S. Park *J. Corro. Sci. Soc. of Korea*, **27**, 32 (1998).
  13. D. H. Hur, U. C. Kim, U. C. Lee, and Y. S. Park *J. Corro. Sci. Soc. of Korea*, **27**, 43 (1998).
  14. J. R. Cels, *J. Electrochem. Soc.*, **123**, 1152 (1976).
  15. G. S. Was, Proc. Parkins Symp. on Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking, TMS, p. 371 (1992).
  16. J. K. Sung and G. S. Was, *Corrosion*, **47**, 824 (1991).
  17. J. K. Sung, J. W. Jones, and G. S. Was, *Metall. Trans.*, **23A**, 1033 (1992).
  18. Y. Shen and P. G. Shewmon, *Metall. Trans.*, **22A**, 1857 (1991).
  19. T. M. Angeliu, J. K. Sung and G. S. Was, Proceedings of the 5th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors, American Nuclear Society, p. 475 (1992).
  20. S. M. Bluemmer, *Corrosion*, **44**, 782 (1988).
  21. G. J. Theus, R. H. Emanuelson, Stress Corrosion Cracking of Alloy 600 and Alloy 690 in All Volatile Treated Water at Elevated Temperatures, EPRI NP-3061, p. 3-18 (1983).
  22. K. Yamanaka, Proceedings of the 6th Int. Symp. Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power System-Water Reactors, The Minerals, Metals & Materials Society, p. 105 (1994).
  23. R.B. Rebak, Z. Xia, and Z. Szklarska-Smialowska, *Corrosion*, **49**, 867 (1993)