

## Alloy 600의 응력부식파괴에 미치는 파형입계의 영향

김홍표\* · 오창용\*\* · 황성식\* · 국일현\* · 김정수\*

\*한국원자력연구소, \*\*충남대학교

### Effect of Serrated Grain Boundary on Stress Corrosion Cracking of Alloy 600

H. P. Kim, C. Y. Oh, S. S. Hwang, I. H. Kuk and J. S. Kim

Steam Generator Materials, Korea Atomic Energy Research Institute

P.O. Box 105, Yusong, Taejeon, Korea

Effects of serrated grain boundary on stress corrosion cracking(SCC) of Alloy 600 have been studied at +150mV above open circuit potential in 40% NaOH at 315°C using C-ring specimen and reverse U-bend specimen. Resolved tensile stress normal to straight grain boundary and serrated grain boundary were calculated. The C-ring specimen with serrated grain boundary showed higher SCC resistance than that with straight grain boundary. This seems to be caused by the facts that the specimen with serrated grain boundary has lower stress intensity factor and longer stress corrosion crack path than that with straight grain boundary. SCC resistance of straight grain boundary and serrated grain boundary tested with reverse U-bend specimen were almost same probably due to very high stresses on apex of reverse U-bend specimen. SCC resistance of sensitized specimen was higher than that of solution annealed specimen due to intergranular carbide.

*Keywords* : Alloy 600, serrated grain boundary, stress corrosion crackig, stress corrosion crack path, stress, NaOH, intergranular carbide.

### 1. 서 론

원자력 발전소의 증기 발생기 전열관 재료로 사용되는 mill annealed(MA) Alloy 600은 1960년대 초 만해도 원전 1차 및 2차 계통수 분위에서 응력 부식 파괴( stress corrsioin crack-ing, SCC)에 매우 큰 저항성을 갖는 것으로 간주되었었다.<sup>1-3)</sup> 그러나 1970년대 초기에는 이 MA Alloy 600은 1차 계통수 조건(LiOH, H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>와 H<sub>2</sub>가 미량 첨가된 거의 순수한 물)과 2차

계통수 조건(NH<sub>4</sub>OH와 N<sub>2</sub>H<sub>4</sub>등이 첨가된 거의 순수한 물) 그리고 오염된 물에서 SCC와 입계 부식 등에 민감한 것으로 알려졌다.<sup>4-7)</sup> Alloy 600의 SCC 저항성을 증가시키기 위해 많은 연구가 수행되었으며,<sup>8-11)</sup> 그 중의 하나가 thermal treatment(TT)처리로, 이 TT처리는 통상적으로 약 700~720°C에서 약 15시간 열처리한 것을 의미한다. 그래서 SCC 저항성을 증가시킨 TT Alloy 600이 MA alloy 600의 대체 증기 발생기 전열관 재료로 1980년대부터 사용되기 시작되었

다. TT처리를 함에 따라 석출 초기에 입계 carbide의 석출과 석출물 주변의 Cr고갈영역이 생성되며, TT처리 시간이 길어짐에 따라 입계 carbide가 반연속적으로 되면서 입계 주변의 Cr고갈영역이 복원된다.

TT처리와 더불어 입계 조절과 설계의 개념을 이용하여 재료의 성질을 개선하기 위한 연구가 수행되고 있다.<sup>12-16)</sup> Palumbo등은 특정 결정 입계(special grain boundary)의 분율의 증가에 따라 SCC 저항성이 증가하는 것을 통계학적으로 유도하였으며,<sup>17)</sup> Lin등은 Alloy 600에서 특정 결정 입계의 분율이 증가함에 따라 입계 부식 저항성이 증가하는 것을 보였다.<sup>18)</sup> 특정 결정 입계 외에 대나무 결정 구조(bamboo structure), 집합 조직, 방향성 입계와 파형 입계(serrated boundary)등의 입계 조절에 의한 물성 향상도 제안되었다.<sup>19)</sup> 이런 개념을 적용하여 물성을 개선시키기 위해 Ni기와 Co기의 초내열 합금에서는 파형 입계를 갖는 재료를 제작하였다. 파형 입계를 갖는 초내열 합금은 직선 입계를 갖는 것보다 더 큰 크립 저항성을 보인다.<sup>20-23)</sup> 고온 크립처럼 SCC 균열도 입계를 따라 진전하므로, Alloy 600에서 입계의 기하학적 형태를 변화시킴으로 SCC 저항성을 증가시키는 것은 가능할 것으로 생각된다.

본 연구에서는 결정립의 크기가 거의 동일한 파형 입계와 직선 입계를 갖는 시편을 각각 열처리하여 제작하였다. 그래서 결정립 크기의 영향을 배제한 상태에서 파형 입계가 SCC 저항성에 미치는 영향을 평가하고자 하였다. 또한 동일한 입계 형태를 갖는 시편에서 입계 carbide와 Cr고갈 영역이 SCC 저항성에 어떻게 영향을 주는가를 고찰하고자 하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 열처리

본 연구에서 사용한 재료는 탄소 함량이 0.04%

Table 1. Chemical composition of Alloy 600

C	Cr	Ni	Fe	Si	Mn	S	Cu
0.04	15.4	75.1	8.0	0.1	0.3	<0.001	0.2

인 Alloy 600 이었으며, 이 재료의 조성을 Table 1에 나타냈다. 파형 입계가 SCC에 미치는 영향을 알아보기 위해 Alloy 600 재료를 열처리하여 파형 입계와 직선 입계를 갖는 시편을 제작하였다. 이때 결정립 크기가 SCC에 미치는 영향을 배제하기 위해 파형 결정립의 크기와 직선 결정립의 크기가 거의 동일하게 되도록 용체화 처리(solution anneal, SA) 시간을 조절하였다. 그리고 직선 입계를 갖는 재료에서 입계 carbide와 예민화가 SCC에 미치는 영향을 평가하기 위해 열처리 온도 및 시간을 달리하여 입계 carbide 밀도 및 예민화 정도를 변화시켰으며, 파형 입계를 갖는 재료에서도 입계 carbide 밀도를 변화시켰다. 그래서 최종적으로 선택한 열처리 과정을 Table 2에 나타냈다. 파형 입계를 갖는 시편은 SA1+SERR, SA1+SERR+TT 처리하여 만들었고, 또한 파형 입계에서 입계 carbide 밀도를 변화시켰다. 직선 입계를 갖는 시편은 SA2, SA2+SEN, SA+TT처리하여 하여 만들었으며, 직선 입계 중 입계 carbide 분포와 예민화 정도를 변화시켰다. 이렇게 열처리한 Alloy 600시편의 탄화물 분포와 입계를 관찰하기 위하여 각각 인산 에칭 및 질산 에칭 후에 광학 현미경과 SEM으로 관찰하였다.

### 2.2 SCC 시험

SCC 시험은 C-ring시편과 modified reverse U-bend(RUB) 시편을 사용하여 수행하였다. C-ring시편의 외부 정점에 응력이 최대의 응력이 가해지도록 C-ring의 두 발이 만날 때까지 bolt loading하였다. SCC 시험용 C-ring시편 제작은 ASTM G38-73에 따랐다. 또한 개선된 RUB 시편에 응력을 줄 때는 두 다리가 평행하게 될 때까지 구부린 후 볼트와 너트로 고정하였다.

Table 2. Heat treatment procedure of Alloy 600

specimen designation	heat treatment procedure
SA1-SERR	SA(1100°C/20min)+slow cooling (1100°C~750°C,cooling rate : 0.3°C/min)+WQ
SA1-SERR-TT	SA(1100°C/20min)+slow cooling (1100°C~750°C,cooling rate : 0.3°C/min)+WQ+TT(710°C/15hrs)+WQ
SA2	SA(1100°C/30min)
SA2-SEN	SA(1100°C/30min)+SEN(600°C/24hrs)
SA2-TT	SA(1100°C/30min)+TT(710°C/15hrs)

SCC 시험은 315°C, 40% NaOH 수용액에서 용량이 3.8인 Ni autoclave에서 수행하였다. 시

험 용액은 초순수에 NaOH를 첨가하여 40% NaOH 수용액을 제조하였다. NaOH 수용액을 autoclave에 주입하고 고순도 질소 가스를 사용하여 상온에서 1시간 동안 purging하여 탈산하였다. 그후 autoclave를 가열하면서 시편의 OCP (open circuit potential)를 측정하였다. 용액의 온도가 315°C에 도달하고 OCP가 안정화 된 후 시험을 수행하였다. 기준 전극과 counter electrode로 각각 external Ag/AgCl 전극과 백금선을 사용하였다. 시편과 전극은 autoclave와 절연이 되도록 하였다. SCC시험은 OCP+150mV의 전위를 EG&G 263 potentiostat로 가한 상태에서 48시간 동안 수행하였다. SCC 시험이 끝난

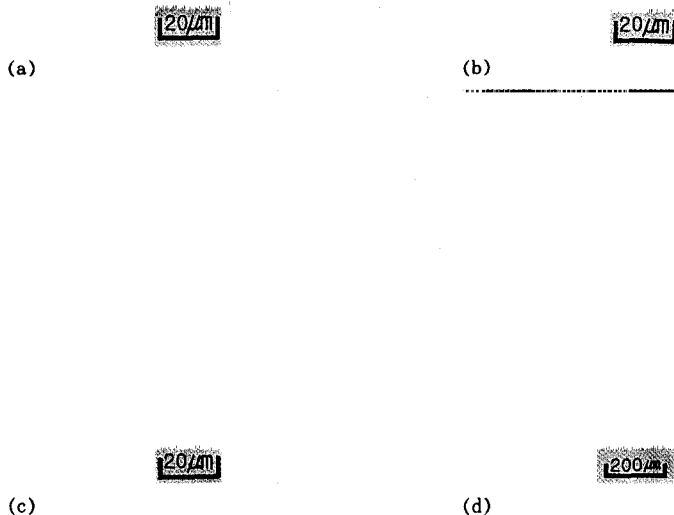


Fig. 1. SEM micrograph of grain boundary configuration of Alloy 600 etched in HNO<sub>3</sub>. (a) SA1+SERR, (b) SA1+SERR+TT, (c) SA2+SEN, (d) SA2+TT.

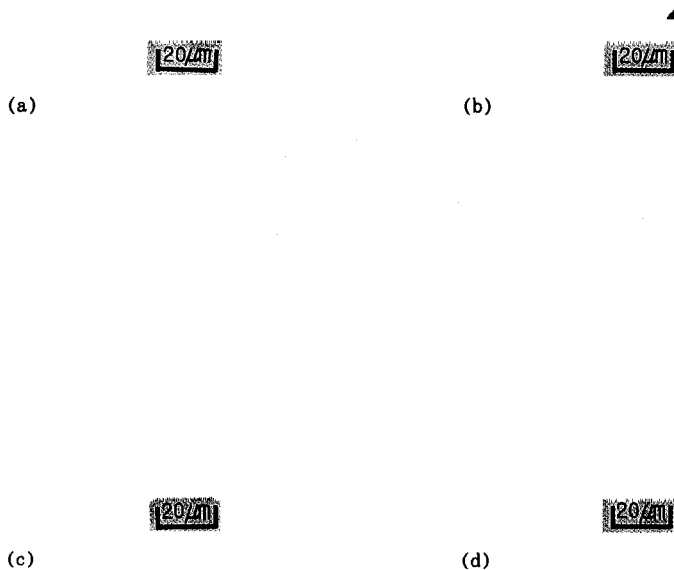


Fig. 2. SEM micrograph of chromium carbide of Alloy 600 etched in  $H_3PO_4$ . (a) SA1+SERR, (b) SA1+SERR+TT, (c) SA2+SEN, (d) SA2+TT.

후 파단면을 SEM으로 관찰하였고, 광학 현미경으로 이용하여 시편 측면의 균열을 관찰하였다.

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 파형 입계의 영향

파형 입계가 SCC에 미치는 영향을 알아보기 위해 탄소 함량이 0.04%인 재료를 파형입계와 직선 입계를 갖도록 열처리한 후 질산 에칭한 것을 Fig. 1에 나타냈다. SA1+SERR과 SA1+SERR+TT시편의 입계는 파형 입계를 보이는 반면에 SA2, SA2+SEN과SA2+TT처리한 시편은 직선 입계를 보인다. 그리고 파형 입계를 갖

는 시편의 입계 크기는 직선 입계를 갖는 시편의 입계 크기와 거의 동일함을 볼 수 있다.

파형 입계는 Ni기와 Co기 초내열 합금 그리고 일부 요업 재료에서 발견되며, 이들 재료의 공통점은 모상과 석출물의 결정 구조가 동일하며, 석출물의 격자 상수가 모상의 격자 상수와 비슷하거나 혹은 배수를 갖는다.<sup>24)</sup> 파형 입계의 생성 기구를 설명하기 위해 Tamazaki의 입계와 판상 석출물 연결 이론,<sup>25)</sup> Larson등의 석출물 사이의 입계 이동 이론,<sup>26)</sup> Koul등의 석출물 이동에 의한 입계 이동 이론<sup>27)</sup>과 Yoo등의 비대칭 석출물 성장 이론<sup>24)</sup>등이 제안되었다. 고상 온도 이하에서 Larson등의 석출물 사이의 입계 이동

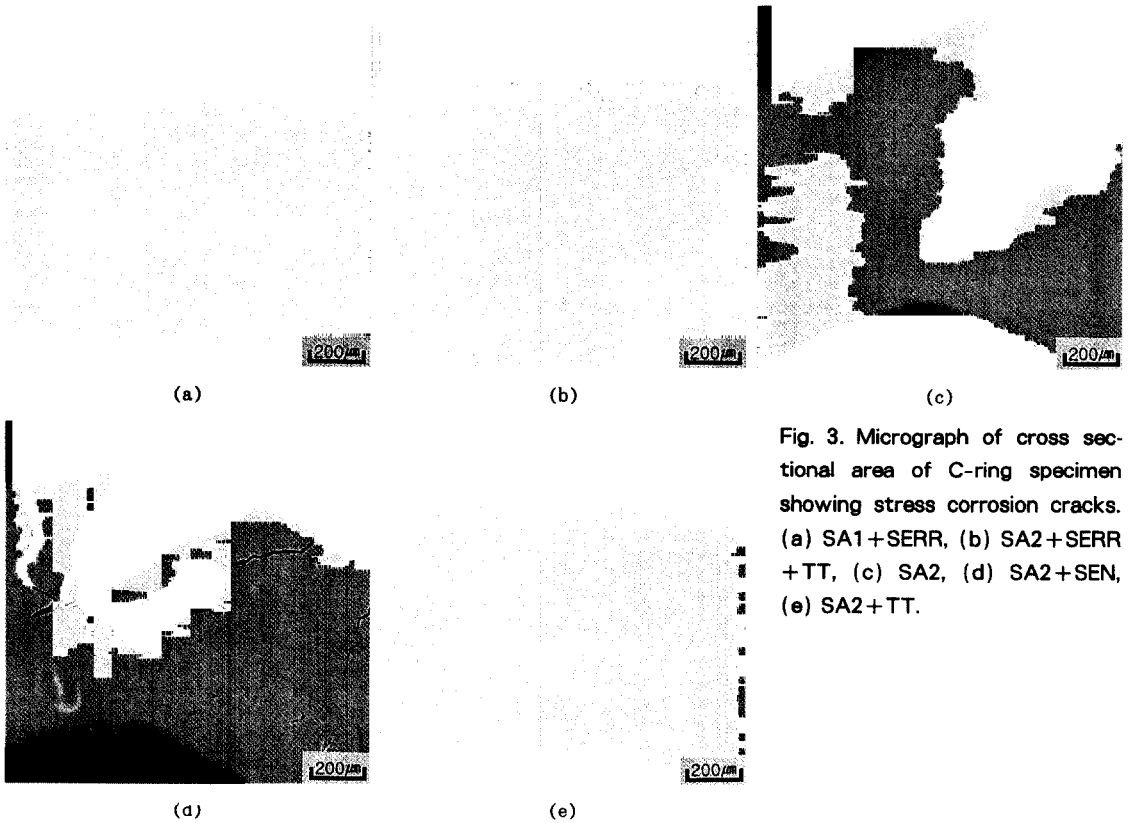


Fig. 3. Micrograph of cross sectional area of C-ring specimen showing stress corrosion cracks. (a) SA1+SERR, (b) SA2+SERR+TT, (c) SA2, (d) SA2+SEN, (e) SA2+TT.

이론은 속도론측면에서 입계의 이동을 설명하기 어려우며 또한 carbide사이의 입계 이동에 대한 구동력을 설명하기 어렵다. 한편 Koul등의 석출물 이동 이론에서 carbide가 이동하는 것은 확률론적으로 거의 불가능할 것으로 생각된다. 따라서 Alloy 600에서의 파형 입계 형성은 Tamazaki의 입계와 판상 석출물 연결 이론이나 Yoo등의 비대칭 석출물 성장 이론으로 설명될 것으로 생각된다.

파형 입계를 갖는 시편은 입계 carbide 분포에 관계없이 높은 SCC 저항성을 보였다. 입계 carbide 분포를 Fig. 2에, SCC 시험 후 C-ring 시편의 옆면을 연마 후 광학현미경으로 관찰한 것을 Fig. 3에, 최대 SCC 균열 전파 속도를 Fig. 4에 나타냈다. 최대 SCC 균열전파 속도는 C-ring 측면에서 관찰된 최대 균열 깊이를 시험

시간으로 나눈 것이다. 파형 입계를 갖는 시편에서는 SA1+SERR처리한 것이 SA1+SERR+TT처리한 것보다 더 큰 SCC저항성을 보였다. SA1+SERR처리한 것은 SA1+SERR+TT처리한 것보다 입계carbide가 더 조밀하게 분포된 것을 보이고 있으며(Fig. 3), 이것은 SA1+SERR처리 시 파형 입계에 석출된 입계 carbide가 후속의 TT처리 시 부분적으로 용해된 것에 기인한다. SA1+SERR와 SA1+SERR+TT처리한 것의 SCC저항성은 직선 입계를 갖는 시편 중 가장 SCC 저항성이 큰 SA2+TT 처리한 것보다도 더 컸다. 파형 입계를 갖는 시편의 SCC 저항성이 직선 입계를 갖는 시편의 SCC 저항성보다 더 큰 것은 입계 형태와 입계 carbide의 차이에 기인하는 것으로 볼 수 있다. 먼저 입계 형태의 차이가 미치는 영향을 살펴보았다.

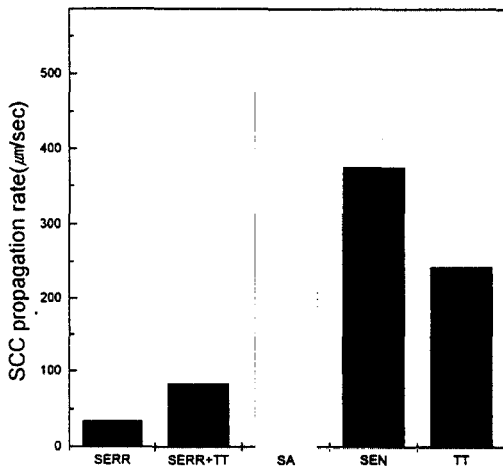


Fig. 4. Effect of grain boundary configuration and heat treatment on maximum stress corrosion crack propagation rate.

파형 입계를 갖는 시편의 SCC 파단면(Fig. 5 (a))은 상당히 울퉁불퉁한 파면을 보이는 반면에, 직선 입계를 갖는 시편의 SCC 파단면(Fig. 5(b))은 상대적으로 곧은 파면을 보이고 있다. 이것은 Fig. 2의 입계 형태로부터 예측될 수 있다. 따라서 SCC 균열 전파 경로가 파형 입계를 갖는 시편에서 더 긴 것을 알 수 있다.

입계 형태의 차이에 의해 입계에 작용하는 인장 응력의 차이가 있을 수 있다. 파형 입계와 직선 입계를 갖는 시편의 입계 형태를 Fig. 6처럼 도식적으로 각각 나타낼 수 있다. 이때 파형 입계와 직선 입계의 입계 크기는 동일하고, 파형 입계는 톱니 모양을 하고 있다고 가정하였다. SCC가 진행할 때 입계에 수직인 방향으로의 인장 응력이 SCC의 진전에 영향을 주며, 압축 응력이나 전단 응력이 SCC에 영향을 주지 않는다는 것은 오래 전에 알려졌다. 직선 입계를 갖는 시편에 하중,  $F$ 가 작용하고, 이 하중,  $F$ , 는 입계와  $\theta_1$ 의 각도를 이루며, 입계 면적을  $A_o$ 라 할 때, 입계에 수직으로 작용하는 하중은  $F\sin(\theta_1)$ 이고 그래서 입계에 수직으로 작용하는 응력( $\sigma(\text{str})$ )은 다음 식 (1)로 주어진다.

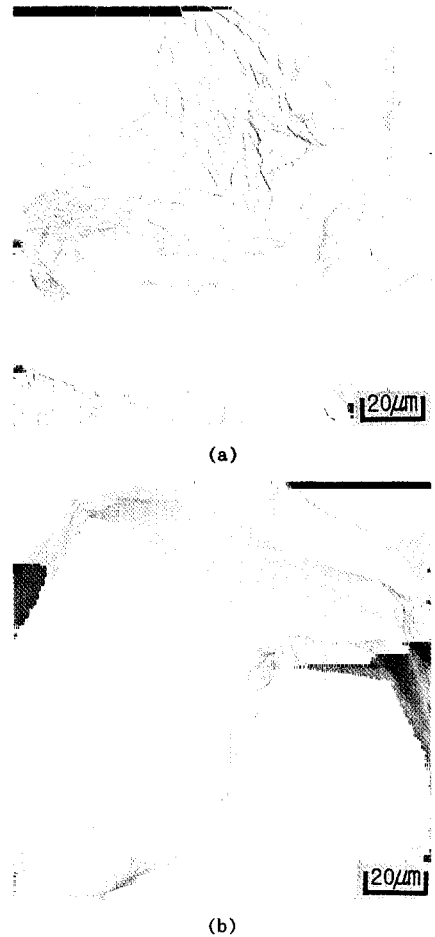


Fig. 5. SEM micrograph of stress corrosion cracking fracture surface. (a) serrated grain boundary, (b) straight grain boundary.

$$\sigma(\text{str}) = (F/A_o)\sin(\theta_1) \quad (1)$$

파형 입계는 거시적인 면에서 직선 입계와 같다고 볼 수 있으나, 미시적인 면에서 입계는 톱니로 되어 있어 차이가 있다. Fig. 6(b)에서 점선은 거시적으로 보았을 때 입계 윤곽을 나타내는 것이고, 실선은 미시적으로 보았을 때 실제의 파형 입계를 나타내는 것이다. 점선과 하중,  $F$ ,가 이루는 각도가  $\theta_1$ 이고, 점선의 면적을  $A_o$ 라 할 때 이것은 직선 입계에서의 하중과 입계 사이의 각도 그리고 직선 입계의 면적과 동일한

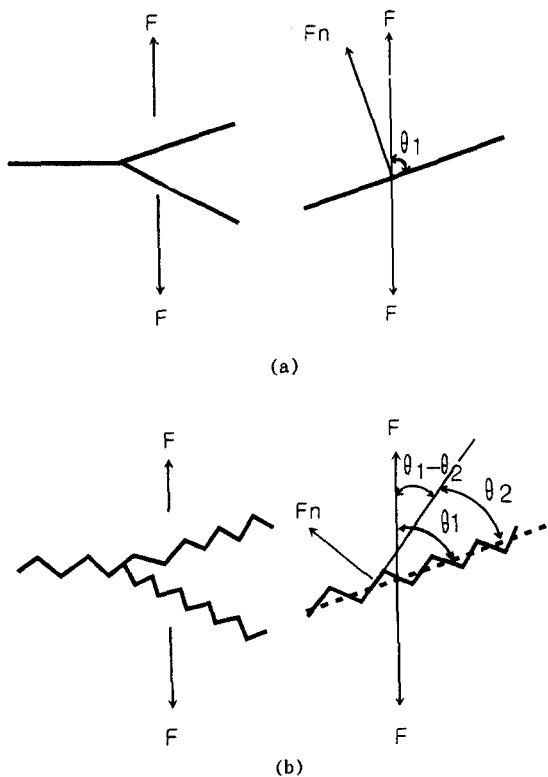


Fig. 6. Grain boundary orientation relative to applied force, F. (a) straight grain boundary, (b) serrated grain boundary.

것으로 볼 수 있다. 여기에 파형 입계의 특성을 고려해서 점선과 실선이 이루는 각도를  $\theta_2$ 라 하였다. 틈니 입계 면적은  $A_0/\cos(\theta_2)$ 이며 틈니 입계에 수직으로 작용하는 응력( $\sigma(serr)$ )은 다음 식(2)로 주어진다. SCC 균열은 틈니 입계를 따라 전파하므로 틈니 입계에 수직으로 작용하는 인장 응력을 구하였다.

$$\sigma(serr) = (F/A_0)\sin(\theta_1 - \theta_2)\cos(\theta_2) \quad (2)$$

식 (1)과 식 (2)로 부터 일정한 하중, F, 가 재료에 작용한다 할지라도 입계에 수직으로 작용하는 인장 응력은 입계 형태에 따라 서로 다를 수 있다. 식(2)에서  $(F/A_0)$ 는 상수이고,  $\sin(\theta_1 - \theta_2)\cos(\theta_2)$ 는  $\theta_1$ 과  $\theta_2$ 의 함수이다.

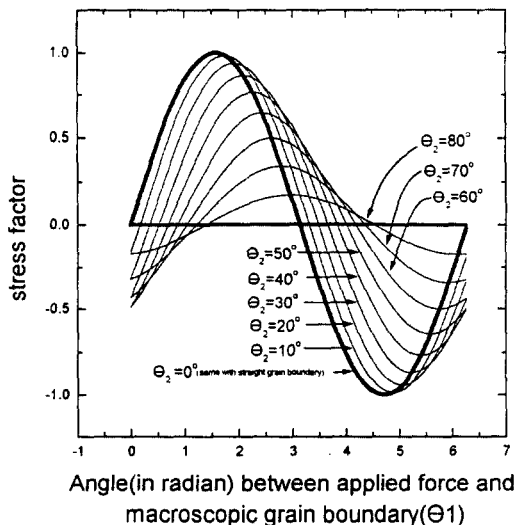


Fig. 7. Effect of serrated boundary orientation and applied force, F, on resolved tensile stress normal to grain boundary.

따라서 입계에 수직으로 작용하는 인장 응력은  $\theta_1$ 과  $\theta_2$ 에만 의존함을 볼 수 있다. 여기서 편의상  $\sin(\theta_1 - \theta_2)\cos(\theta_2)$ 를 stress factor라고 명명하였다.  $\theta_2 = 0$ 이면  $\text{stress factor} = \sin(\theta_1)$ 이고, 그래서  $\sigma(serr)$ 는  $\sigma(str)$ 과 동일하게 된다.  $\theta_1$ 과  $\theta_2$ 를 변화시켰을 때 입계에 수직으로 작용하는  $\sigma(str)$ 과  $\sigma(serr)$ 을 Fig. 7에 나타냈다.  $\sigma(str)$ 는  $\theta_2 = 0$ 일 때의 즉 틈니가 없을 때의 응력이다. Fig. 7에서  $\theta_2$ 가 증가함에 따라 전체적으로 stress factor는 감소함을 볼 수 있으며, 이것은 파형 입계에 수직하게 작용하는 인장 응력( $\sigma(serr)$ )은 직선 입계에 수직하게 작용하는 인장 응력( $\sigma(str)$ )보다 항상 더 작은 것을 보여준다.

따라서 파형 입계를 갖는 C-ring 시편에서 SCC 균열이 파형 입계를 따라 전파할 때, 파형 입계의 SCC 균열 선단에 작용하는 응력 확대 계수는 직선 입계를 갖는 시편에서의 응력 확대 계수보다 더 작게 되고, SCC 균열 전파시 파형 입계를 갖는 시편이 직선 입계를 갖는 시편보다 균열 전파 경로가 더 길다. 이런 원인에 의해 파형 입계를 갖는 시편이 직선입계를 갖는 시편

에 비해 더 큰 SCC 저항성을 갖는 것으로 생각된다.

### 3.2 입계 carbide 영향

입계 carbide가 SCC 저항성에 미치는 영향을 알아보기 위해 Alloy 600재료를 SA2, SA2+SEN, SA2+TT등으로 열처리하였으며, 이것들의 결정립 크기는 거의 동일하였다. SCC 저항성은 SA2, SA2+SEN, SA2+TT 순서로 증가하였다(Fig. 4). SA2, SA2+SEN와 SA2+TT의 최대 SCC 균열 전파 속도는 각각 약  $4.3 \times 10^{-6}$ ,  $3.0 \times 10^{-6}$ ,  $2.0 \times 10^{-6}$ (mm/sec)였다. SA2 시편은 거의 관통 균열을 보였다. 예민화된 시편(SA2+SEN)이 예민화되지 않은 시편(SA2)보다 더 SCC에 저항성을 보였다. 이런 결과로부터 예민화된 시편이 예민화되지 않은 시편보다 더 SCC 저항성이 큰 것으로 해석할 수도 있다.<sup>29)</sup> 그러나 SA+SEN시편이 SA시편보다 입계 carbide/기지의 계면 Cr농도가 더 낮음에도 불구하고 SA+SEN이 SCC에 덜 민감하였다. 이런 결과들을 입계 주변의 크롬 고갈 영역의 존재에 의해 SCC 저항성이 증대된다는 것으로 설명할 수 없다. 크롬 고갈 영역은 입계carbide의 석출과 동시에 진행되기 때문에 예민화된 시편의 SCC 저항성의 증가가 입계 주변의 Cr 고갈 영역에 의한 것인지 아니면 입계 carbide에 의한 것인지를 평가해야 된다. 열처리된 Alloy 600은 기지인 Ni-15Cr-8Fe와 크롬 고갈 입계인 Ni- $\chi$ Cr-8Fe(여기서  $\chi$ 는 Cr고갈에 의해 15보다 더 작음) 그리고 입계 carbide로 나누어 생각할 수 있다. Cr 고갈 입계를 모사한 SA처리한 Ni- $\chi$ Cr-10Fe에서 Cr함량( $\chi$ Cr)이 감소할수록 SCC 저항성은 감소하였다.<sup>29)</sup> 이 결과는 예민화에 의해 입계 주변에 Cr이 고갈되면 SCC 저항성이 감소된다는 것을 의미한다. 따라서 SA2, SA2+SEN, SA2+TT순서로 SCC 저항성이 증가한 것은 예민화와 입계 carbide의 관점에서 고찰해야 한다. SA2시편은 입계 carbide가 거의 없고 그

래서 크롬 고갈 입계도 없었으며, SA+SEN시편에는 미소한 입계 carbide가 거의 연속적으로 있고 입계 주변에 크롬 고갈이 있고, SA+TT시편에서는 조대한 입계carbide가 반 연속적으로 있고 입계 주변의 크롬 고갈 영역이 거의 복원되어 있었다. 그리고 SA+SEN시편의 입계 carbide는 SA+TT시편의 입계 carbide보다 더 작았으며 입계 carbide간의 간격이 더 좁았다. 따라서 SA와 SA+TT시편의 미세 조직 차이는 주로 입계 carbide로 그리고 SA+SEN과 SA+TT시편의 미세 조직 차이는 주로 입계 주변의 Cr고갈 영역으로 볼 수 있다. SA처리한 Ni- $\chi$ Cr-10Fe에서 Cr함량( $\chi$ Cr)이 감소할수록 SCC 저항성은 감소한다는 결과는 SA+SEN시편에서 입계 주변 Cr 고갈 영역은 SCC 저항성을 감소시키는 방향으로 영향을 준다고 볼 수 있다. SA처리 시편과 SA+TT처리 시편 사이의 SCC 저항성의 차이는 입계 carbide가 SCC 저항성을 증가시키는 방향으로 영향을 주는 것을 의미하는 것으로 생각된다. 따라서 SA+SEN시편이 SA2보다 더 큰 SCC 저항성을 갖는 것은 입계 carbide의 역할이 입계 주변 Cr고갈 영역의 영향보다 더 우세하기 때문인 것으로 생각된다.

과형 입계 생성시 입계 carbide는 비교적 높은 온도에서 석출되기 때문에 입계 carbide의 핵 생성은 어려우나 성장은 용이하다. 그래서 SA1+SERR처리한 것에서는 길쭉한 입계 carbide가 조밀하게 분포하고 있다. 반면에 직선 입계에서 입계 carbide은 상대적으로 낮은 온도에서 석출했기 때문에 입계 carbide의 핵 생성은 용이하나 성장은 어렵다. 그래서 SA2+TT 처리한 것에서도 작은 입계 carbide가 조밀하게 분포하고 있다. SA1+SERR와 SA2+TT처리한 시편에서 단위 입계 길이당 입계 carbide의 분율은 각각 0.6과 0.7로 거의 비슷하였고, 예민화는 거의 되지 않았다. 여기서 입계 carbide의 분율은 인산 에칭한 시편을 SEM으로 관찰한 후 입계 carbide의 길이를 입계의 길이로 나눈 것



이다. 따라서 비슷한 예민화 정도와 입계 carbide 분율을 갖는 SA1+SEER와 SA2+TT처리한 시편의 SCC 저항성 차이는 입계 형태의 차이에 기인하는 것으로 생각된다.

### 3.3 시편 형태의 영향

SCC 시험 후 C-ring 시편에서 균열 길이는 입계 형태와 입계 carbide에 의존하여 균열이 거의 없는 것에서부터 거의 관통 균열을 보이는 것까지 있었으나, RUB 시편에서는 입계 형태와 입계 carbide에 관계없이 거의 관통 균열을 보였다. 즉 RUB 시편을 이용한 SCC 시험시 파형 입계와 직선 입계를 갖는 시편은 거의 비슷한 큰 SCC 민감성을 보였다. C-ring 시편에 비해 RUB 시편은 정점 부근에서 훨씬 큰 인장 응력이 작용한다. 따라서 큰 인장 응력이 작용하는 경우 입계 형태나 입계 carbide 밀도가 315°C의 40% NaOH 수용액에서의 SCC 저항성을 결정하는 주 인자가 아닌 것으로 생각된다. 이런 현상을 응력의 관점에서 살펴보았다. CT(compact tension) 시편이나 DCB(double cantilever beam) 시편에서 K(응력 확대 계수)에 따른 V(균열 전파 속도)의 V vs K 곡선은 3단계의 SCC 균열 전파 거동을 보이는데, 1단계는 응력 확대 계수가 증가함에 따라 SCC 균열 전파 속도가 급격히 증가하는 단계이고, 2단계는 응력 확대 계수가 증가해도 SCC 균열 전파 속도가 증가하지 않고 일정하게 있는 상태이며, 3단계는 응력 확대 계수가 증가함에 따라 균열 전파 속도가 급격하게 증가하는 부분이다.<sup>28)</sup> 따라서 직선 입계를 갖는 RUB 시편과 파형 입계를 갖는 RUB 시편에서 거의 비슷한 SCC 저항성을 보인 것은 RUB 시편의 정점 부근에서 매우 큰 응력이 존재해서 균열이 생성되면 그 부분에서 파형 입계를 갖는 시편의 응력 확대 계수가 V-K곡선의 2단계 균열 전파 거동을 보이기 시작하는 응력 확대 계수와 거의 비슷하거나 클 것으로 생각된다. 직선 입계를 갖는 시편에서 응

력 확대 계수가 파형 입계를 갖는 시편보다 클지라도 2단계에서는 응력 확대 계수가 SCC 균열 전파 속도에 영향을 주지 않는다. 그래서 RUB 시편에서는 파형 입계와 직선 입계 사이의 SCC 저항성에 차이가 없는 것으로 생각된다.

## 4. 결 론

결정립 크기가 동일하고 파형 입계를 갖는 시편에 하중, F,가 작용할 때, 파형 입계에 수직하게 작용하는 인장 응력 성분은 직선 입계에 수직하게 작용하는 인장 응력 성분 보다 더 작다. C-ring 시편을 사용한 SCC 시험에서는 파형 입계를 갖는 시편은 직선 입계를 갖는 시편에 비해 SCC 저항성이 컸으며 이것은 파형 입계를 갖는 시편에서 균열 선단에 작용하는 응력 확대 계수가 더 적고 균열 전파 경로가 더 증가된 것에 기인하는 것으로 생각된다. RUB 시편을 사용한 SCC 시험에서는 파형 입계를 갖는 시편과 직선 입계를 갖는 시편의 SCC 저항성은 거의 비슷하였으며, 이것은 RUB 시편의 외부에 매우 큰 인장 응력이 작용한 것에 기인하는 것으로 생각된다. SA 시편보다 예민화된 시편의 SCC 저항성이 큰 것은 입계 주변 Cr고갈 영역에 의해서라기보다는 입계 carbide에 의한 것이다.

## 후 기

후기 본 연구 과학기술부가 주관하는 원자력 연구 개발 증장기 계획사업으로 수행된 것입니다.

## References

1. H. R. Copson and W. E. Berry, *Corrosion*, **16**, 79t (1960).
2. H. R. Copson and W. E. Berry, *Corrosion*, **18**, 21t (1962).
3. J. W. McGrew, *Corrosion*, **18**, 27t (1962).

4. S. H. Bush and R. L. Dillon, *International Conference on Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Embrittlement of Iron Base Alloys*, Firminy, France (1973).
5. D. van. Rooyen, *Corrosion*, **31**, 327 (1975).
6. J. Blanchet, H. Coriou, L. Grall, C. Mahieu, C Otter and G. Turluer, *J. of Nuclear Materials*, **55**, 187 (1975).
7. H. A. Domian, R. H. Emanuelson, L. W. Sarver, G. J. Theus and L. Katz, *Corrosion*, **33**, 26 (1977).
8. T. S. Bulischeck and D. V. Rooyen, *Corrosion*, **37**, 597 (1981).
9. G. P. Airey, EPRI-1354, 1980.
10. J. R. Crum, *Corrosion*, **38**, 39 (1982).
11. R. Bandy, R. Robergy and D. van Rooyen, EPRI NP-4458, p. A10-1 (1988).
12. T. Watanabe, *Res Mechanica*, **11**, 47 (1984).
13. G. Palumbo and K. T. Aust, *Recrystallization* **90**, 101 (1990).
14. A. Roy, U. Erb and H. Gleiter, *Acta. Metall.*, **30**, 1847 (1982).
15. M. Yamashita, M. Yoshioka, T. Mimaka, S. Hashimoto and S. Miura, *Acta. Metall.* **38**, 1619 (1990).
16. G. S. Crawford and G. S. Was, *Met. Trans A*, **23A**, 1195 (1992).
17. G. Palumbo, P. J. King, K. T. Aust, U. Erb and P. C. Lichtenberger, *Scripta. Met.* **25**, 1775 (1991).
18. P. Lin, G. Palumbo, U. Erb and K. T. Aust, *Scripta Met.*, **33**, 1387 (1995).
19. T. Watanabe, Seminar presented in KAERI (1997).
20. H. Iizuka and M. Tanaka, *J. of Materials Science* **21**, 2803 (1986).
21. M. Tanaka, H. Iizuka and F. Ashihara, *J. of Materials Science* **23**, 3827 (1988).
22. M. Tanaka, H. Iizuka and F. Ashihara, *J. of Materials Science* **24**, 1623 (1989).
23. M. Tanaka, *J. of Materials Science* **27**, 4717 (1992).
24. Y. S. Yoo, Ph. D Thesis, KAIST (1992).
25. M. Tamazaki, *J. Japan Inst. Metals*, **30**, 1032 (1966).
26. J. M. Larson, *Met. Trans. A*, **7A**, 1497 (1976).
27. A. K. Koul and G. H. Gessinger, *Acta Metall.*, **31**, 1061 (1983).
28. H. P. Kim, Ph. D Thesis, KAIST (1988).
29. H. P. Kim, C. Y. Oh, S. S. Hwang, I. H. Kuk and J. S. Kim, *this journal* to be published.