

미세조직인자에 따른 전열관 재료의 염기성 분위기의 응력부식파괴

Effect of Microstructural features on Caustic Stress Corrosion Cracking of Steam Generator Tubing Materials

김홍표, 황성식, 김경모, 국일현, 김정수

한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

요약

Ni기 합금인 Alloy 600과 Alloy 690의 미세조직 인자가 응력부식파괴(stress corrosion cracking, SCC) 저항성에 미치는 영향을 315°C의 40% NaOH 수용액에서 C-ring과 RUB(reverse U bend)시편을 이용하여 평가하였다. SCC시험은 시편에 부식 전위보다 200mV 높은 전위를 가한 상태에서 수행하였다. Ni-xCr-10Fe합금에서 Cr 함량이 증가할수록, 입계에 연속적인 carbide가 존재할수록, 입계 크기가 클수록, 입계의 형태가 직선 입계이기 보다는 파형입계를 가질수록 그리고 입계의 예민화가 적게 될수록 SCC에 높은 저항성을 보였다. 또한 고용 탄소농도 그 자체보다는 그것이 입계에 탄화물로 존재할 때 SCC 저항성을 증가시켰다. P, S과 B등이 SCC에 미치는 영향은 불명확하다.

Abstract

Effects of microstructural features on stress corrosion cracking (SCC) of steam generator tubing materials have been studied in 40% NaOH at 315°C at potential of +200mV above corrosion potential using C-ring specimen and reverse U bend specimen. The tubing materials used were commercial Alloy 600, Alloy 690 and laboratory alloys, Ni-xCr-10Fe. SCC resistance of Ni base alloys increased as the Ni base alloys have following microstructural features : high bulk Cr content, high fraction of intergranular carbide, large grain size, serrated grain boundary, slightly Cr depleted grain boundary rather than sensitized grain boundary. Role of impurities such as P, S, B in SCC seems to be very unclear at present

1. 서론

Ni기 합금인 Alloy 600은 고온 내식성이 우수하기 때문에 원전 증기발생기 전열관 재료로 사용되고 있다. Alloy 600이 전열관 재료로 선택된 이후, Copson등¹⁻³⁾은 원전 1차 및 2차 냉각수 조건에서 Alloy 600이 우수한 내식성을 갖고 있다고 하였으나, Coriou등⁴⁾은 고온의 순수한 물에서도 이 재료에서 응력부식파괴(stress corrosion cracking, SCC)가 발생하는 것을 실험실적으로 확인하였다. Alloy 600이 SCC에 의한 손상 가능성이 보고된 이후 Alloy 600의 SCC에 대해 많은 연구가 진행되어 Alloy 600이 염기성⁵⁻⁹⁾ 및 산성분위기¹⁰⁻¹²⁾에서 SCC에 취약함을 알게 되었고, 용액에 Pb가 첨가되면 SCC가 가속되는 것이 확인되었다^{13,14)}. 염기성 분위기에서 SCC는 부하전위에

상당히 의존하며, 부하전위가 부식전위(open circuit potential, OCP)보다 100 - 300mV 높은 영역에서 SCC가 급격하게 진행된다^{6,7,1b)}.

한편 가동중인 발전소에서도 사용시간이 길어짐에 따라 전열관 재료의 SCC에 의한 손상으로 sleeving과 plugging등의 보수작업과 심한 경우 증기발생기 교체까지 시행되고 있다. 증기발생기 2 차측에서 전열관의 손상은 대부분 튜브 부위에서 발생하며, 튜브 내부에 불순물이 농축하여 튜브의 산도(pH)가 산성이나 염기성 분위기로 되면 손상을 가속시킨다. 가동중인 2차측 증기발생기 전열관의 주 손상 원인의 하나가 염기성 분위기에서의 SCC이다. 튜브를 염기성으로 만드는 Na 이온은 냉각수 및 화학약품중의 불순물로 유입되거나 이온교환수지로부터 침출되어 유입되는 경우가 있다^{1b)}. 염기성 분위기의 SCC를 억제하기 위해 환경적 측면에서 2차 계통 냉각수의 불순물 억제, 환원성 분위기 유지, molar ratio 조절, 부식 억제제의 첨가 등이 복합적으로 혹은 독립적으로 발전소에 적용되고 있다¹⁷⁾.

전열관 재료의 SCC 저항성을 향상시키기 위해 재료적 측면에서 Alloy 600의 열처리(thermally treated TT)^{6,8)}와 더불어 Alloy 600의 대체 재료로 Alloy 690이 발전소에 사용되기 시작하였다^{1b)}. Alloy 690은 산성 및 중성분위기에서 SCC가 거의 진행되지 않으나^{1b)} 염기성 분위기에서 SCC가 발생하며 Alloy 690 TT의 SCC 저항성은 Alloy 600 TT와 동등하거나 우수하다는 것에 의견을 같이 하고 있다²⁰⁾. Alloy 690과 Alloy 600의 차이는 Cr을 Alloy 690이 약 27-31% 함유하고 Alloy 600이 약 14-17% 함유하고 있다는 것이다. 최근 Jacko^{1b)}는 Alloy 600과 Alloy 600의 입계를 모사한 재료의 분극곡선을 고온의 염기성 분위기에서 얻었는데, 재료중의 Cr 농도에 따른 일관성 있는 경향을 보이지 않았다. 즉 부동태 전류밀도는 Cr 양이 16%인 Alloy 600에서 제일 적고 Cr이 8% 인 재료가 그 다음이며, Cr이 13% 인 재료는 부동화가 되지 않았다. 현재 Ni기 합금의 미세조직과 부하전위 등에 따른 SCC 저항성에 관하여 많은 연구가 진행되었으나, 미세조직 및 조성에 따른 분극 거동과 SCC저항성과의 관계는 잘 정립되어 있지 않다. 한편 예민화된 Alloy 600은 입계 Cr농도가 약 6~8%로 입계 주변의 Cr 고갈이 있는데 이 예민화된 재료는 Cr 고갈이 없는 MA 재료에 비해 염기성 분위기에서 오히려 더 큰 SCC 저항성을 보인다²¹⁻²³⁾. 따라서 Ni기 합금의 염기성 분위기에서 SCC저항성을 재료내의 Cr 양의 관점에서 설명하기 곤란하다.

본 연구에서는 증기발생기 전열관 재료의 미세조직 인자가 염기성 분위기 SCC 저항성에 미치는 영향을 평가하여 재료 개선 및 재료 개발의 기초자료로 활용하고자 하였다.

2 실험 방법

사용한 합금은 Alloy 600, Alloy 690, 그리고 Ni-xCr-10Fe 합금 등이었고 Alloy 600의 as received 상태는 mill annealed(MA), thermally treated(TT) 혹은 pilgered된 상태였고, Alloy 690은 TT상태였다. 실험실에서 MA처리를 모사하기 위해 as pilgered Alloy 600을 1090°C의 노에 장입 후 4분 유지 후 공냉하였고, TT처리를 모사하기 위해 as pilgered Alloy 600을 1090°C의 노에 장입 후 4분 유지 후 수냉한 재료를 720°C에서 12시간 추가 열처리하였다. Ni-xCr-10Fe 합금과 일부 Alloy 600, Alloy 690을 실험실에서 solution anneal(SA)처리하여 carbide의 영향을 배제한 Ni기 합금

(Ni-xCr-10Fe)에서 단지 재료중의 Cr 양에 따른 SCC 저항성을 평가하였다. Alloy 600에서 탄소 함량이 0.08%인 것을 제외한 모든 것과 Ni-xCr-10Fe 합금의 SA처리는 1100°C에서 30 분간하여 carbide를 모두 용해시킨 후 수냉하였고 Alloy 690과 0.08%Cr를 함유한 Alloy 600은 1150°C에서 30분간 SA처리 후 수냉하였다. 사용한 재료의 조성을 Table 1에 나타냈다. 예민화 처리 시편(SA+SEN)은 SA처리한 것을 수냉한 후 600°C에서 24시간 처리한 것이고, TT 처리 시편(SA+TT)은 SA처리한 것을 수냉한 후 720°C에서 12 시간 처리한 것이다.

입계 크기와 입계에서의 carbide 분포가 거의 비슷하면서 입계의 기하학적 형태를 달한 시편 즉 파형 입계를 갖는 시편과 직선 입계를 갖는 시편을 제작하였다. 파형 입계를 갖는 시편은 SA처리후 SA 온도에서 750°C로 0.3°C/min으로 서냉한 후 수냉하였다(SA+SERR). 직선 입계를 갖는 시편은 SA 처리 후 수냉한 다음 720°C에서 12hrs 열처리 한 시편이다(SA+TT).

열처리에 따른 Alloy 600의 carbide의 분포를 보기 위해 인산 80ml+증류수 10ml인 용액에서 2.5~3V의 전압을 15~30sec동안 etching하였으며, 입계를 보기 위해서 메탄올 95ml+진한 질산 5ml인 용액에서 2.5~3V의 전압으로 약 15~30sec동안 질산 etching하였다. Alloy 690은 메탄올 98ml+브롬(2ml)에서 약 5초간 etching하였다.

응력부식 시험용액은 315°C의 40% NaOH 수용액이었고, reference electrode와 external Ag/AgCl 이었다. 시험시편은 C-ring 및 reverse U bend(RUB)형태로 만들었으며, bolt loading 방법을 사용하여 시편 외부에 인장응력이 가해지도록 하였다. 응력부식시험은 시편에 +200mV vs OCP의 전압을 EG&G 263A potentiostat로 가해준 상태에서 수행하였다. 응력부식시험 후 시편 표면 및 옆면 그리고 파단면을 광학현미경과 SEM으로 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

가. 합금조성(bulk Cr농도)

SA처리한 Ni base합금에서 Cr양이 많을수록 SCC저항성이 증가하였다. SCC시험 후 C-ring 시편의 옆면을 Fig. 1에 나타냈다. 10% Cr 재료인 경우 through wall 균열을 보여 다른 부분의 균열을 실패했다. 크롬양이 20%보다 적은 경우 옆면은 응력을 받은 부분이나 받지 않은 부분은 거의 동일하게 부식되었으며, Cr양이 많을수록 작은 균열이 있었다. Cr=30%인 경우 응력을 받은 부분에 작은 균열이 많았고 부식도 응력을 받지 않은 부분에 비해 가속되었다.

Cr 양의 증가에 따른 SCC 저항성의 증가를 크게 세 가지 ① 전기 화학적 성질(부동태 피막)의 변화 ② stacking fault energy 변화에 따른 slip mode 변화 ③ coincidence site lattice(CSL) boundary 비율의 변화 등의 관점에서 볼 수 있다. 첫째 전기 화학적 관점에서 Cr양에 따른 부동태 피막 성질의 변화를 보았다. Fig. 2에서 Cr 양이 증가함에 따라 분극거동이 변화하며 SCC가 발생하는 영역(OCP + 100~ OCP + 300)에서 Cr양이 증가함에 따라 부동태 전류밀도가 증가하였다. 부동태 전류밀도가 증가하면 SCC저항성이 증가한다는 것이 일반적인 원리는 아니나, Cr양에 따라 부동태 피막이 변화하고 그래서 SCC저항성에 영향을 주는 것으로 볼 수 있다. 둘째로 Ni에 Cr이 첨가되면 stacking fault energy가 증가하여²⁴⁾ cross slip이 용이해진다. 동

일한 양의 변형이 된다고 가정할때 cross slip이 많이 될수록 입계에 응력 집중이 적게되는 반면에 planar slip을 하면 입계에 전위의 pile up에 의해 입계에 작용하는 응력이 커지게 된다. 그러나 소성변형 양이 증가함에 따라 planar slip을 하던 재료도 homogeneous slip을 하고 또한 tangled structure를 보인다. 따라서 SC crack tip에서 소성변형이 매우 많이 된다는 것을 고려하면 Cr증가에 따른 SCC저항성증가를 stacking fault energy 의 변화만으로 설명하기 어렵다. 셋째로 Cr 양의 증가에 따라 CSL boundary가 많아져서 SCC 저항성이 증가 될 것이라는 것이다. 일반적인 Alloy 600의 CSL boundary($\Sigma < 29$)의 비율은 약 37%인데^{2b)} Alloy 690의 CSL boundary($\Sigma < 29$)의 비율은 약60-70%로^{1b)} Cr 양이 증가함에 따라 CSL boundary가 증가한다. 또한 Lin등^{2b)}은 Alloy 600의 CSL boundary의 비율을 특별한 thermomechanical 처리를 하여 37%에서 60-70%로 증가시켜 입계부식 저항성을 증가시켰고, Crawford등^{2b)}은 고순도 3원계 Ni-Cr-Fe계 합금의 CSL boundary 비율을 증가시켜 primary water 분위기에서 SCC저항성을 증가시켰다. 그렇지만 Alloy 600이 Alloy 690과 비슷한 비율(60-70%)의 CSL boundary를 갖는다 해도 Alloy 690이 SCC에 보다 큰 저항성을 갖는다. 따라서 CSL boundary가 SCC 억제에 주된 요인으로 작용하지는 않는 것으로 판단된다. 현재 Ni계 합금에서 Cr양이 증가함에 따라 위의 세 가지 인자의 변화가 얼마만큼 SCC에 기여하는가를 판단하기는 어렵다.

나. 고용 탄소 농도

고용탄소가 SCC에 미치는 영향을 평가하기 위해 SA 처리한 Alloy 600SA1(=0.01%C), Alloy 600SA2(=0.04%C) 그리고 Alloy 600SA3(=0.08%C)으로 RUB 시편의 SCC민감도를 평가하였다. Alloy 600SA1, Alloy 600SA2 그리고 Alloy 600SA3는 서로 탄소농도의 차이뿐만 아니라 다른 성분의 조성도 조금씩 차이가 있으나 탄소의 농도에 관계없이 SA 처리한 재료는 매우 SCC에 민감하였으며 이 결과는 Airey등²³⁾이 purified anneal 처리하여 탄소농도를 0.006%에서 0.028% 까지 변화시킨 Alloy 600 재료에서 탄소 농도가 SCC 저항성에 별로 영향을 주지 않은 것과 일치한다.

다. Carbide 의 분포(입내 탄화물과 입계 탄화물)

입계 carbide가 SCC 저항성에 미치는 영향을 알아보기 위해 Alloy 600재료를 SA, SA+SEN, SA+TT등으로 열처리하였으며, 이것들의 결정립크기는 거의 동일하였다. SCC저항성은 SA, SA+SEN, SA+TT순서로 증가하였다. SA, SA+SEN와 SA+TT의 최대 SCC균열전파속도는 각각 약 4.3×10^{-6} , 3.0×10^{-6} , 2.0×10^{-6} (mm/sec)였다. SA 시편은 거의 관통균열을 보였다. Yamanaka²⁷⁾와 Theus등²⁸⁾은 입계에 반연속적인 크롬탄화물이 존재하면 SCC저항성이 증가되는 것에 대해 다음과 같은 가능성을 제시하였다. ① 입계 크롬탄화물의 불용성에 의한 SCC억제 ② 입계 크롬탄화물에 불순물 흡착에 의한 입계 정화 ③ 입계주변 크롬고갈영역존재 ④ 입계 크롬탄화물 용해에 의한 내식성 부동태 피막형성 ⑤ 입계 크롬탄화물이 전위원으로 작용하여 입계에서 응력완화 ⑥ 입계 크롬탄화물의 coherency에 의한 입계 강화 ⑦ 입계 크롬탄화물에 의한 입계 sliding억제 ⑧ 입계 크롬탄화물의 존재로 인한 입계를 따른 유효원자의 확산감소 ⑨

석출에 의한 strain energy 감소 등이 작용할 것으로 예측한다. 그러나 아직까지 크롬탄화물이 어떻게 SCC를 억제하는가에 대해서는 명확하지 않다.

라. 입계 크기와 항복 강도

C-ring 시편으로 SCC 시험했을 때 입계 크기가 클수록 SCC 저항성은 증가하였다. C-ring 시편을 이용한 SCC 시험은 C-ring의 정점에 일정 변형을 가한 상태에서 수행하는 것이다. C-ring 시편으로 SCC 시험했을 때 항복응력이 낮을수록 재료의 C-ring 정점에서 작용하는 인장응력이 감소한다. 따라서 현재 이 연구에서 입계 크기가 클수록 SCC 저항성이 큰 것을 순수한 입계 크기의 영향인지 아니면 C-ring의 정점에 작용하는 인장 응력의 감소에 기인하는 것인지는 판단할 수 없었다. 한편 항복 응력은 입계 크기의 1/2승 한 것에 비례하므로, 시편의 조성이 결정되면 입계 크기와 항복 응력을 서로 독립적으로 변화시킬 수 없다. 입계 크기가 일정한 시편에서 항복 응력을 증가시킬 수 있는 유일한 방법은 냉간 가공이다. 냉간 가공을 할수록 항복 응력이 증가한다. Alloy 600에서 입계 크기에 따른 SCC 저항성을 평가할 때 주의할 점은 입계 크기가 너무 작은 시편에서는 입내 carbide가 존재할 수 있다는 것이다. 따라서 입계 크기가 작은 것이 SCC에 민감한 것이 입계 크기가 작아서인지 아니면 입내 carbide의 존재에 의한 것인지 구별할 수 없게 된다.

마. 입계 형태

파형입계를 갖는 시편의 SCC 파단면은 상당히 울퉁불퉁한 파면을 보이는 반면에, 직선입계를 갖는 시편의 SCC 파단면은 상대적으로 곧은 파면을 보였다. SCC가 진행할 때 입계에 수직인 방향으로의 인장응력이 SCC의 진전에 영향을 주며, 압축응력이나 전단응력이 SCC에 영향을 주지 않는다는 것은 오래 전에 알려졌다. 파형입계를 갖는 C-ring 시편(SA+SERR)에서 SCC 균열이 파형입계를 따라 전파할 때, 파형입계의 SCC 균열 선단에 작용하는 응력 확대 계수는 직선입계를 갖는 시편(SA+TT)에서의 응력 확대 계수보다 더 적게 되고²⁹⁾, SCC 균열 전파시 파형입계를 갖는 시편(SA+SERR)이 직선입계를 갖는 시편(SA+TT)보다 균열 전파 경로가 더 길다. 이런 원인에 의해 파형입계를 갖는 시편이 직선입계를 갖는 시편에 비해 더 큰 SCC 저항성을 갖는 것으로 생각된다.

바. 예민화

예민화된 시편(SA+SEN)이 예민화 되지 않은 시편(SA)보다 더 SCC에 저항성을 보였다. 이런 결과로부터 예민화된 시편이 예민화되지 않은 시편보다 더 SCC 저항성이 큰 것으로 해석할 수도 있다. 그러나 SA+SEN 시편이 SA 시편보다 입계 carbide/기지의 계면 Cr 농도가 더 낮음에도 불구하고 SA+SEN이 SCC에 더 민감하였다. 이런 결과들을 입계 주변 크롬고갈영역의 존재에 의해 SCC 저항성이 증대된다는 것으로 설명할 수 없다. 크롬고갈영역은 입계 carbide의 석출과 동시에 진행되기 때문에 예민화된 시편의 SCC 저항성의 증가가 입계 주변의 Cr 고갈영역에 의한 것인지 아니면 입계 carbide에 의한 것인지를 평가해야 된다. 열처리된 Alloy 600은 기지인 Ni-15Cr-8Fe와 크롬고갈입계인 Ni-xCr-8Fe(여기서 x는 Cr 고갈에 의해 15보다 더 작음) 그리고 입계

carbide로 나누어 생각할 수 있다. Cr고갈입계를 모사한 SA처리한 Ni-xCr-10Fe에서 Cr함량(xCr)이 감소할수록 SCC저항성은 감소하였다²⁷⁾. 이 결과는 예민화에 의해 입계 주변에 Cr이 고갈되면 SCC저항성이 감소된다는 것을 의미한다. 따라서 SA, SA+SEN, SA+TT순서로 SCC저항성이 증가한 것은 예민화와 입계carbide의 관점에서 고찰해야 한다. SA시편은 입계carbide가 거의 없고 그래서 크롬고갈입계도 없었으며, SA+SEN시편에는 미소한 입계carbide가 거의 연속적으로 있고 입계주변에 크롬고갈이 있고, SA+TT시편에서는 조대한 입계carbide가 반 연속적으로 있고 입계주변의 크롬고갈영역이 거의 복원되어 있었다. 그리고 SA+SEN시편의 입계carbide는 SA+TT시편의 입계carbide입계보다 더 작았으며 입계carbide간의 간격이 더 좁았다. 따라서 SA와 SA+TT시편의 미세조직 차이는 주로 입계carbide로 그리고 SA+SEN과 SA+TT시편의 미세조직 차이는 주로 입계주변의 Cr고갈영역으로 볼 수 있다. SA처리한 Ni-xCr-10Fe에서 Cr함량(xCr)이 감소할수록 SCC저항성은 감소한다는 결과는 SA+SEN시편에서 입계주변 Cr 고갈영역은 SCC저항성을 감소시키는 방향으로 영향을 준다고 볼 수 있다. SA처리시편과 SA+TT처리시편 사이의 SCC저항성의 차이는 입계carbide가 SCC저항성을 증가시키는 방향으로 영향을 주는 것을 의미하는 것으로 생각된다. 따라서SA+SEN시편이 SA보다 더 큰 SCC저항성을 갖는 것은 입계carbide의 역할이 입계주변 Cr고갈영역의 영향보다 더 우세하기 때문인 것으로 생각된다.

사. 불순물의 입계 편석

열처리에 의해 B, S와 P같은 불순물이 입계에 편석하거나 혹은 크롬carbide등의 입계 석출물에 부착될 수 있다. 이런 불순물은 SCC의 가속 요인으로 간주되었었다. S와 P등은 MA 처리후의 500내지 1000°C에서 열처리함에 따라 입계에 편석되는 것으로 알려졌다. P는 SCC저항성에 영향을 주지 않는 것으로 보고되고 있다. B은 mill anneal 처리에 의해 입계에 편석되며, 이 MA시편을 후속 열처리하면 입계에 편석된 B이 크롬carbide에 부착되는 것으로 Yamanaka는 보고하였으며²⁸⁾, 후속 열처리의 SCC저항성의 증가를 입계의 정화 효과(cleansing effect)로 간주하였다. 그러나 후속 열처리시 입계에 크롬carbide가 형성되며 동시에 이것에 B이 부착하기 때문에 SCC저항성의 증가를 정화 효과만으로 설명할 수 없다. 그리고 B이 없는 순수한 Ni-Cr-Fe-C 합금에서 열처리하면 SCC 저항성이 증가한다. 따라서 후속 열처리에 의한 SCC 저항성의 증가를 정화 효과로 돌리기보다는 입계 크롬carbide의 생성으로 돌리는 것이 더 타당한 것으로 판단된다.

4. 결론

SA처리한 Ni-xCr-10Fe합금에서 Cr 함량이 증가할수록, 입계에 연속적인 carbide가 존재할수록, 입계 크기가 클수록, 입계의 형태가 직선 입계이기 보다는 파형입계를 가질수록 그리고 입계의 예민화가 적게 될수록 SCC에 높은 저항성을 보였다. 또한 고용 탄소농도 그 자체보다는 그것이 입계에 탄화물로 존재할 때 SCC 저항성을 증가시켰다. P, S과 B등이 SCC에 미치는 영향은 불명확하다. Cr이 17% 보다 적은 경우 응력을 받은 부분이나 받지 않은 부분에서 동일한 형태의 부식이 진행되었으나, Cr이 30%인 Alloy 690의 경우 응력을 받은 부분에 작은 균열이 많았고 부식도 많이 되었다.

후기 본 연구 과학기술부가 주관하는 원자력 연구개발 중장기 계획사업으로 수행된 것입니다.

참고문헌

1. H. R. Copson and W. E. Berry, Corrosion, Vol. 16, No. 2, p. 79t, 1960.
2. H. R. Copson and W. E. Berry, Corrosion, Vol. 18, No. 1, p. 21t, 1962.
3. H. R. Copson and S. W. Dean, Corrosion, Vol. 21, No. 1, p. 1, 1965.
4. H. Coriou, L. Grall, Y. LeGall and S. Vettier, Stress corrosion cracking of Inconel in high temperature water, Saclay, North Holland Pub. Co., Amsterdam, The Netherlands, p. 161, 1959.
5. H. Coriou, L. Grall, C. Mathieu and M. Pelas, Corrosion, Vol. 22, No. 10, p.280, 1966.
6. N. Pessall, G. P. Airey and B. P. Lingenfelter, Corrosion, Vol. 35, No. 2, p. 100, 1979.
7. R. Bandy, R. Roberge and D. van Rooyen, EPRI NP-4458,p. A10-1, 1986.
8. Ph. Berge, J. R. Donati, B. Prioux, and D. Villard, Corrosion, Vol.33, p. 425, 1977.
9. G. J. Theus, Corrosion, Vol. 33, p. 2, 1977.
10. J. F. Newman, EPRI NP-3043, 1983.
11. W. H. Cullen, M. J. Partridge and F. Hernandez-Arroyo, Proceedings of Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p.197, 1993.
12. E. Pierson, J. Stubbe, W. H. Cullen, S.M. Kazanjian and P. N. Paine, Proceedings of Seventh International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors p. 303, 1995.
13. M. Helie, Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p. 179, 1993.
14. S. S. Hwang, K. M. Kim and U. C. Kim, Eighth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p. 200, 1997.
15. S. Suzuki, T. Kusakabe, H. Yamamoto, K. Aorika and T. Ochi, Fifth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p. 861, 1991.
16. R. J. Jacko, EPRI NP-6721-SD, 1990.
17. J. A. Gorman and A. P. L. Turner, Proceedings of meeting, Improving the Understanding and Control of Corrosion on the Secondary Side of Steam Generators, Airlie, VA, October 9-13,1995 ,NACE, Houston, p. 85, 1996.
18. P. E. Doherty, D. M. Doyle, J. M. Sarver and B. P. Miglin, ibid, p.401.
19. W. H. Cullen, ibid, p. 273.
20. F. V. Vaillant, D. Buisine, B. Prioux, J. C. Fournel and A. Gelpi, ibid, p. 321.
21. J. R. Crum, Corrosion 38, 1, p. 40, 1982.
22. J. R. Crum, Corrosion 42, 6, p. 368, 1986.

23. G. P. Airey, EPRI NP-1354,1980.
24. L. E. Murr, Interfacial Phenomena in a Metals and Alloys, Addison Wesley Publishing Company, p. 145, 1975.
25. P. Lin, G. Palumbo, U. Erb and K. T. Aust, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 33, No. 9, p. 1387, 1995.
26. D. C. Crawford and G. S. Was, Met. Trans.A Vol. 23A, No. 4, p.1195, 1992.
27. K. Yamanaka, Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, p. 105, 1993.
28. G. J. Theus, et al, EPRI NP-3061, 1983.
29. H. P. Kim, to be submitted.

Table 1 Chemical compositions of Ni base materials.

materials	C	Cr	Ni	Fe	Si	Mn	P	S	Cu	Ti	Al
Ni-10Cr-10Fe(SA10Cr)	0,02	10,5	79,7	10,1	0,3	0,3	<0,01	<0,001		0,1	N/A
Ni-15Cr-12Fe(SA15Cr)	0,003	15,3	72,2	12,1	0,00	0,26	0,01	0,001		0,25	
Ni-21Cr-10Fe(SA21Cr)	0,007	20,8	69,7	10,2	0,02	0,24	0,007	0,001		0,26	
Ni-30Cr-10Fe(SA30Cr)	0,02	29,57	58,9	10,54	0,22	0,32	0,009	0,001	0,01	0,26	0,019
Alloy 600SA1	0,01	15,4	75,1	8,0	0,1	0,3		<0,001	0,2		
Alloy 600SA2	0,04	15,98	75,34	8,03	0,2	0,21		0,001	0,12		0,22
Alloy 600SA3	0,08	15,3	75,58	7,65	0,3	0,41		0,001	0,02	0,3	0,15
Alloy 600MA1	0,01	15,4	75,1	8,0	0,02	0,3		<0,001	0,2		
Alloy 600MA2	0,04	15,98	75,34	8,03	0,2	0,21		0,001	0,12		0,22
Alloy 600MA3	0,026	15,29	76,11	7,59	0,15	0,24	0,006	0,001	0,01	0,32	0,23
Alloy 600MA4	0,026	16,8	72,3	9,0	0,3	0,8	0,008	0,001	0,01	0,3	0,20
Alloy 600MA5	0,022	15,55		7,22	0,18	0,22	0,003	0,001	0,01	0,18	
Alloy 600TT1	0,016	16,49	72,3	9,36	0,32	0,84	0,008	0,003	0,01	0,3	0,2
Alloy 600TT2	0,025	15,07	74,89	9,08	0,15	0,21	0,001	0,001	0,01	0,32	0,21
Alloy 600TT3	0,022	15,55		7,22	0,18	0,22	0,003	0,001	0,01	0,18	
Alloy 690TT1	0,020	30,0	59,6	9,26	0,36	0,31	0,01	0,001		0,33	0,023
Alloy 690TT2	0,020	29,57	58,9	10,5	0,22	0,32	0,009	0,001	0,01	0,26	0,019
Alloy 690TT3	0,018	29,15		8,19	0,16	0,27	0,004	0,001	0,01	0,16	

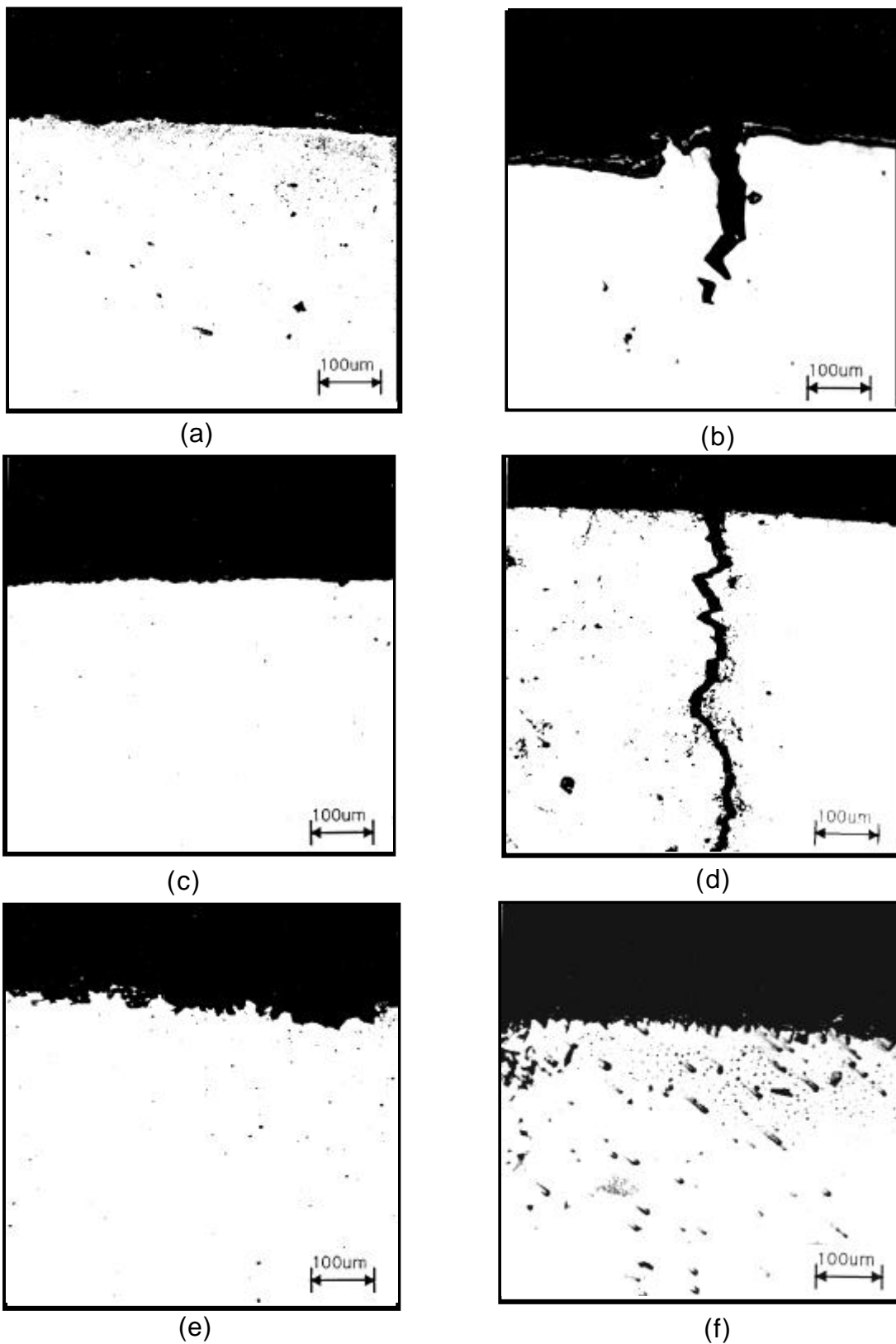


Fig. 1 Optical micrograph of cross sectional area of C-ring specimen after SCC test :
(a) stress free region of Ni-10Cr-10Fe, (b) stressed region of Ni-10Cr-10Fe,
(c) stress free region of Ni-17Cr-9Fe, (d) stressed region of Ni-17Cr-9Fe,
(e) stress free region of Ni-30Cr-10Fe, (f) stressed region of Ni-30Cr-10Fe.