2002 추계 학술발표회 논문집
한국원자력학회

저압 터빈 강의 SCC에 미치는 용존 산소의 영향
Effect of dissolved oxygen on SCC of LP Turbine steel

맹완영, 이진형, 김우철

한국원자력연구소
대전광역시 유성구 덕진동 150

요약

저속인장법(Slow Strain Rate Test)을 이용하여 원자력발전소의 저압 터빈에 사용되는 3.5NiCrMoV 강의 응력부식균열의 민감성에 미치는 용존 산소의 영향을 시험하였다. 용존 산소의 영향을 관찰하기 위해 시편을 150℃, 1×10-7 s-1의 변형 속도로 산소 포화 환경(8ppm), 탈 산소 환경(50ppb이하), 중간 환경(300~400ppb)에서 연신 시켰다. 용존 산소 농도가 높을수록 터빈 강의 응력부식균열의 민감성은 증가하였다. 또한 용존 산소 농도가 높을수록 부식전위 및 부식전류밀도도 증가하였다. 용존 산소 농도가 증가할수록 응력부식균열의 민감성이 증가하는 것은 금속 표면에 부동태가 형성되지 못하고 용존 산소의 증가에 기인한 부식전위 증가와 그에 따른 부식전류의 증가에 기인한 것으로 판단된다.

Abstract

Slow Strain Rate Tests (SSRT) were carried out to investigate the effect of dissolved oxygen on stress corrosion cracking (SCC) susceptibility of 3.5NiCrMoV steels used in discs of low-pressure (LP) steam turbines in electric power generating plants. The influence of dissolved oxygen on cracking in water was studied; for this purpose, specimens were strained to fracture at 150 ℃ in water environments with various amounts of dissolved oxygen. The maximum elongation of the turbine steel decreased with increasing dissolved oxygen. Dissolved oxygen significantly affected the SCC susceptibility of turbine steel in water. The increase of the SCC susceptibility of the turbine steel in a higher dissolved oxygen environment is due to the non protectiveness of the oxide layer of the turbine steel surface and the increase of corrosion current.

Keyword: SCC, 3.5NiCrMoV steel, turbine steel, dissolved oxygen, SSRT

1. 서론

1969년 영국의 Hinkey Point A 원자력 발전소에서 과속 실험 도중 저압 증기 터빈의 열박음 디스크에서 최초로 대규모 파손 사고가 발생하였다[1]. 사고 원인을 분석한 결과 디스크의 keyway 부위에서 발생한 응력부식균열(Stress corrosion crack: SCC)이 임계균열길이(a_c)까지 성장한 후 기계적 파손이 일어난 것으로 판명되었다. 이 사고 후 영국에서 이와 유사한 다른 발전소의 저압 터빈 로터 디스크에 대해 검사한 결과 50개 터빈의 디스크 keyway에서 응력부식균열이 발견되었다고 보고하였다. 이어서 미국, 호주 남아공, 타이완 및 일본 등에서 가동중인 100여 개의 저압 증기 터빈을 대상으로 결함검사를 실시한 결과 유사한 응력부식균열이 keyway, bore면 및 블래이드 부착부위 등에서 발견됨을 보고하였다[2]. 이에 따라 1970년대 후반 EPRI 주관으로 미국 원자력발전소 저압 터빈 디스크의 균열에 대한 본격적인 연구가 수행되었으며, 80년대 이후 유럽에서도 COST 505 프로그램을 비롯한 많은 연구가 진행되었다[3]. 균열분석 결과, 모든 저압터빈 디스크균열은 터빈으로 들어온 건조한 증기가 처음 액상으로 응축되는 지점 또는 그 아래부분(Wilson line)에 존재하며, 원전에는 Wilson line은 보통 증기의 진입구 부근에 위치하는 것으로 밝혀졌다. 균열은 주로 입계 응력부식균열(intergranular stress corrosion crack; IGSCC)이 발생하며, 간

혹 벽계 응력부식균열(transgranular stress corrosion crack; TGSCC)이 발생하기도 한다[4].

많은 연구보고에서 가혹한 부식 환경인 고농축 NaOH 용액에서 응력부식균열(SCC)에 민감함을 보여주고 있다[5,6,7]. 일부 논문에서는 고 순도의 물에서도 응력부식균열의 발생을 보고하였다[8].

본 연구에서는 저압 터빈의 재료로 사용중인 3.5NiCrMoV강을 시편으로 하여 순수 분위기에서 용존산소량에 따른 응력부식균열 거동을 파악하고자 하였다.

2. 실험방법

시편의 단면적은 8㎟ (4㎜×2㎜)이고, 게이지 길이는 25㎜인 판형 인장 시편을 만들어 사용하였다. 재료의 화학적 조성과 기계적 성질은 표 1과 표 2에 나타내었다. 본 실험을 위해 3.78ℓ의 Hastelloy C-276으로 제조된 오토클레이브(autoclave)에서 저속 인장법(slow strain rate technique ; SSRT)을 수행하였다. 그림 1은 본 실험에 사용된 CERT을 개략적으로 나타낸 것이며, 크로스헤드가 아래쪽으로 이동함으로써 시편에 인장이 가해진다. 본 시험에 사용된 장비의 모델은 Toshin Kogyo Co, Ltd.의 SERT-C-5000이다.

경과한 시간, 가해진 하중 그리고 늘어난 길이를 일정한 간격으로 측정 기록 하였다. 실험에 사용한 인장 시편들은 아세톤으로 초음파 세척을 한 후 오토클레이브에 장착하였다. 그 후에 초 순수 제조 장치로 저항 값이 15MΩ-cm 이상인 순수를 정제하여 오토클레이브에 3ℓ를 채웠다.

용존 산소가 응력부식균열에 미치는 영향을 보기 위해 150℃, 10^{-7} s^{-1}의 변형속도로 산소 탈기 환경(10ppb 이하), 중간 환경(300~400ppb), 산소 포화 환경의 세 단계로 나누어 실험을 하였다. 용존 산소를 제거하기 위해 오토클레이브에 순수 3ℓ을 넣고 질소 가스를 2일 동안 퍼징(purging) 하여 산소 탈기 환경을 만들었고, 중간 환경을 만들기 위해 산소와 질소를 1:100으로 혼합한 가스를 이용하여 2일 동안 퍼징(purging) 하였다.

분극 시험은 부피는 3.85ℓ이고, 재질은 인코넬 625(Inconel 625)인 오토클레이브에서 수행 하였다. 이를 위하여 시편의 한쪽 끝에 Alloy 600 전선(lead wire)를 점 용접하고 이를 열수축 Teflon tube로 절연 시켰다. 기준전극(reference electrode)으로는 Ag/AgCl 전극을 사용하였으며, 상대전극(counter electrode)으로는 니켈 판을 사용하였다. 시편들은 1200 grit 사포로 연마한 후 아세톤으로 초음파 세척을 하였다. 2ℓ의 순수 용액을 압력 용기에 넣고, 오토클레이브를 가열하기 전에 3시간 동안 2ℓ/min의 속도로 질소를 주입하면서 용존 산소를 제거하였다.

분극곡선은 –0.7V(vs. Ag/AgCl)로부터 시작하여 양(+)의 전위방향으로 0.1mV/s의 속도로 1.4V까지 측정을 하였으며, EG & E Model 263A인 potentiostat를 사용하였다. 본 논문에 언급하는 전위 값은 모두 Ag/AgCl 기준전극을 기준으로 한 것이다.

3. 실험결과

용존 산소에 의한 응력부식균열의 민감성을 알아보기 위해 3ℓ의 순수한 물을 오토클레이브에 넣고 150℃에서 $10^{-7}s^{-1}$의 변형속도로 실험을 하였다.

그림 2에 각각의 시험 조건에 대한 실험 결과를 연신률에 대한 응력 곡선으로 나타내었다. 산소 탈기 환경에서의 변형률은 14%였다. 그러나 중간 환경과 산소 포화 환경에서는 각각 11%와 6%로 감소하였다. 또한 최대 인장강도도 산소 탈기 환경에서는 761MPa 이였으나, 중간 환경과 산소 포화 환경에서는 각각 745MPa와 714MPa으로 감소하였다. 즉 용존 산소량이 증가할수록 변형률과 최대 인장강도는 감소하였다.

산소 탈기 환경에서 실험한 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 결과를 그림 3의 (a)와 (b)에 나타내었다. 부식에 의한 영향은 없었으며 딤플(dimple)이 관찰되었으며, 시편은 컵-원뿔형(cup-and-cone)으로 전형적은 연성 파괴를 보였다. 그림 4(a)에 파면의 측면 사진을 나타내었다. 산소 농도가 중간인 환경에서는 그림 3(c)에 나타난 바와 같이 파면의 바깥 부분에서 입계 응력부식균열이 발생하였다. 시편의 안쪽은 딤플(dimple)을 형성 하였고, 연성파괴

가 일어났다. 그림 4(b)에 나타난 바와 같이 파면 주위에 산소 탈기 환경과 같이 심한 소성 변형, 즉 네킹(necking)의 형성 되었으나 네킹 주위에서 산소 탈기 환경과는 달리 균열들이 보였다. 산소 포화 환경에서는 그림 3(e)에서 보듯이 파면 전체가 산화막으로 덮여 있었으며 입계 응력부식이 관찰되었다.

그림 5 에 용존 산소 농도가 다른 세가지 환경에서 분극시험을 한 결과를 나타내었다. 산소 포화 환경의 부식 전위는 –21mV(vs. Ag/AgCl)이었다. 산소 농도가 중간인 환경에서의 부식 전위는 –75mV 였다. 산소 탈기 환경의 부식 전위는 –505mV 이었다. 또한 산소 포화 환경에서의 부식 전류 밀도는 1460 ㎁/㎠ 이었으며 산소 농도가 중간인 환경에서의 부식 전류 밀도는 772 ㎁/㎠ 이었고 산소 탈기 환경에서의 부식 전류 밀도는 420 ㎁/㎠ 였다.

용존 산소량이 감소할수록 부식 전위 및 부식 전류 밀도 또한 감소하였다. 표 3에 용존 산소 농도에 따른 부식 전위 및 부식 전류 밀도 값을 나타내었다.

4. 고찰

본 실험 결과에 의하면 용존 산소는 터빈 강의 응력부식균열에 영향을 미친다. 터빈 강의 응력부식의 민감성은 용존 산소 농도가 증가할수록 증가하였다.

용존 산소 농도에 따른 터빈강의 응력부식균열에 대한 민감성의 증가는 부식 환경에서의 부식전류밀도의 증가와 밀접한 연관이 있다. 금속이 부식되는 것은 금속의 산화와 수소 이온 또는 산소 분자의 환원에 의해 이루어진다. 용존 산소가 많은 용액에서는 다음과 같은 부식 반응이 일어난다[9].

산화 반응: $M \rightarrow M^{n+} + ne^-$

환원 반응: $O_2 + 2H_2O + 4e^- \rightarrow 4OH^-$

여기서, M은 산화되는 Fe, Ni, Cr, Mo, V 등과 같은 원소들이다. 환원 반응은 용존 산소의 환원에 의해 일어난다. 위의 환원 반응에서 용존 산소 농도가 증가 한다면, 환원 반응에서의 전류는 증가한다. 부식 전위는 산화 반응에서 발생한 전류가 환원반응에서 완전히 소모

되는 점에서 결정된다. 따라서 환원 반응에서의 전류 증가는 산화 반응의 전류를 증가시킨다. 결과적으로 금속이 부동태를 형성시키지 않는다면 산화 반응의 부식 전위는 증가한다. 반면, 부식되는 금속이 산화되어 부동태를 형성하면 부동태 영역에서 전류밀도는 급격히 감소한다. 그림 2을 보면 터빈 강은 부식전위보다 높은 전위에서 전류밀도의 감소는 없다. 이러한 환경에서는 터빈 강에 부동태 영역이 존재하지 않는다는 것을 의미한다. 따라서 터빈 강에서는 용존 산소 농도가 증가할수록 부식전위가 증가하게 되고 전류밀도 또한 증가한다.

분극시험 결과표(표 3)에 의하면, 터빈 강의 부식전류밀도는 탈기된 환경에서는 420㎁/㎠이었다. 반면에 산소 포화 환경에서의 부식전류밀도는 1460㎁/㎠이었다. 즉 용존 산소 농도가 증가할수록 부식전류밀도가 증가하였고, 또한 부식전위도 증가하였다. 따라서, 용액 내의 용존 산소 농도 증가로 인해 터빈 강은 부식에 취약하게 된다. 이는 터빈 강의 응력부식균열의 민감성과 밀접한 연관이 있다.

5. 결론

순수 분위기에 용존산소가 터빈 강의 응력부식균열 거동에 미치는 영향을 실험한 결과 얻어진 결론은 다음과 같다

150℃ 순수 용액에서 $10^{-7}s^{-1}$의 변형속도로 인장시험을 했을 때 용존 산소 농도가 증가할수록 터빈 강의 응력부식균열의 민감성은 증가했다. 이와 같은 현상은 용존 산소 농도가 증가할수록 터빈 강의 균열 선단에서 부식전류밀도가 증가하여 부식 속도가 빨라지기 때문인 것으로 판단된다.

참고문헌

1) J. M. Hodge and I. L. Mogford, “U.K Experience of Stress Corrosion Cracking in Steam Turbine Discs”, Proc. Inst. Mech. Eng., 193, p.93~109, 1979

2) H. Termuehlen, “LP Disc Stress Corrosion Cracking”, EPRI Seminar on Cracking

of Low Pressure Steam Turbine Discs, EPRI Palo Alto, CA, April 10, 1980

3) M. O. Speidel and J. Denk, and B. Scarlin, "Stress Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue of Steam-Turbine Rotor and Blade Materials, COST 505, Commission of the European Communities, Luxembourg, 1991

4) M. F. Maday, A. Mignone, and A. Borello, "Stress Corrosion Cracking Behavior of Two Ni-Cr-Mo-V Steels in Caustic Solutions and Pure Oxygenated Water", Corr. 45, pp.273~282, 1989

5) A. Mcminn, F. F. Lyle, Jr., and G. R. Leverant, "Stress Corrosion Crack Growth in NiCrMoV Turbine Disc Steels", Corr. 41, pp. 493~502,1985

6) Fred F. Lyle, Jr., "Stress Corrosion Cracking Characterization of 3.5 NiCrMoV Low Pressure Turbine Rotor Steels in NaOH and NaCl Solutions", Corr. 39, pp. 120~131, 1983

7) R. S. Shalvoy, "The Effect of Potential and Caustic Concentration on the Stress Corrosion Cracking of NiCrMoV Steel at 100 C", Corr. 39, pp. 66~70, 1983

8) Fred F. Lyle, Jr., "Stress Corrosion Crack Initiation in Low-Pressure Steam Turbine Disc Steels", Six International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems- Water Reactors, pp. 121-128, 1993

9) J. Y. Liu and C. C. Su, "Environmental Effects in the Stress Corrosion Cracking of Turbine Disc Steels", Corrosion Science, vol 36, pp. 2017-2028, 1994

Table 1. Chemical Composition (wt%) of ASTM A-470 Turbine Disc Steel

Element	ASTM A-470
C	0.24
Si	0.06
Mn	0.30
P	MAX. 0.010
S	MAX. 0.010
Ni	3.5
Cr	1.5
Mo	0.3
V	0.11

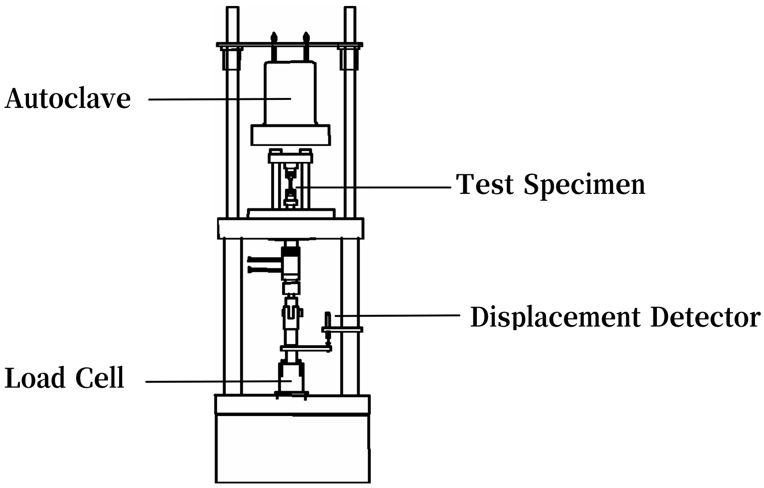


Fig. 1. Schematic drawing of the slow strain rate tester.

Table 2. Mechanical Properties of an ASTM A-470 Turbine Disc Steel

Properties	ASTM A-470
ultimate tensile strength(MPa)	785.3
yield strength(MPa)	675.1
% elongation in 25mm	16

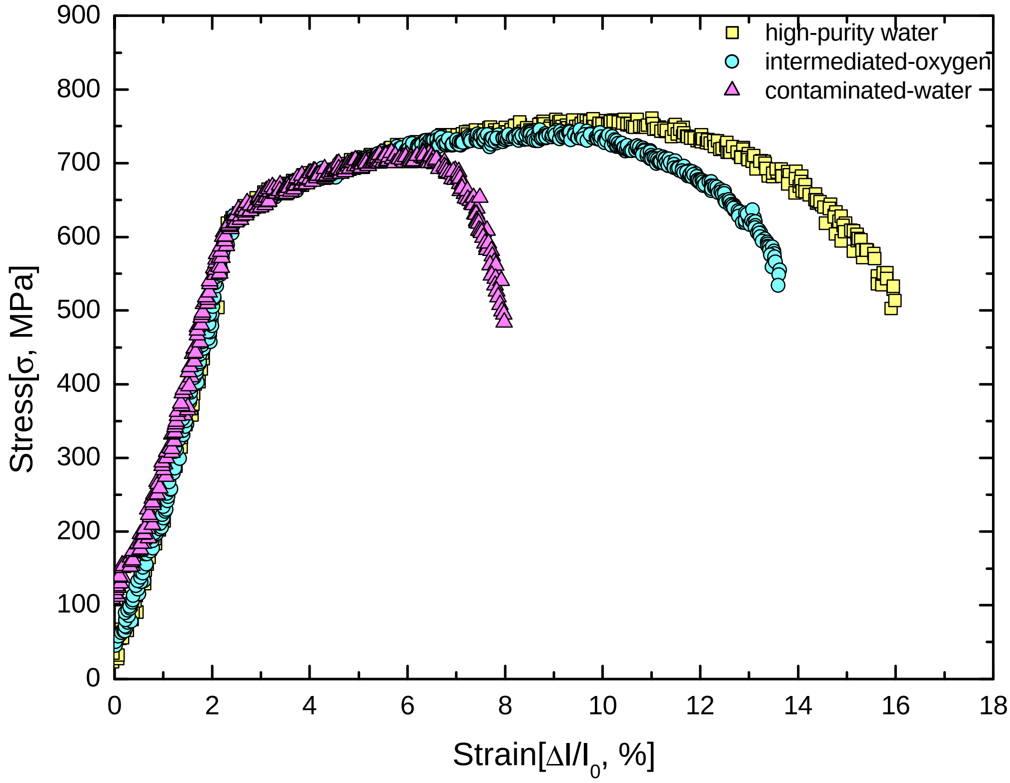
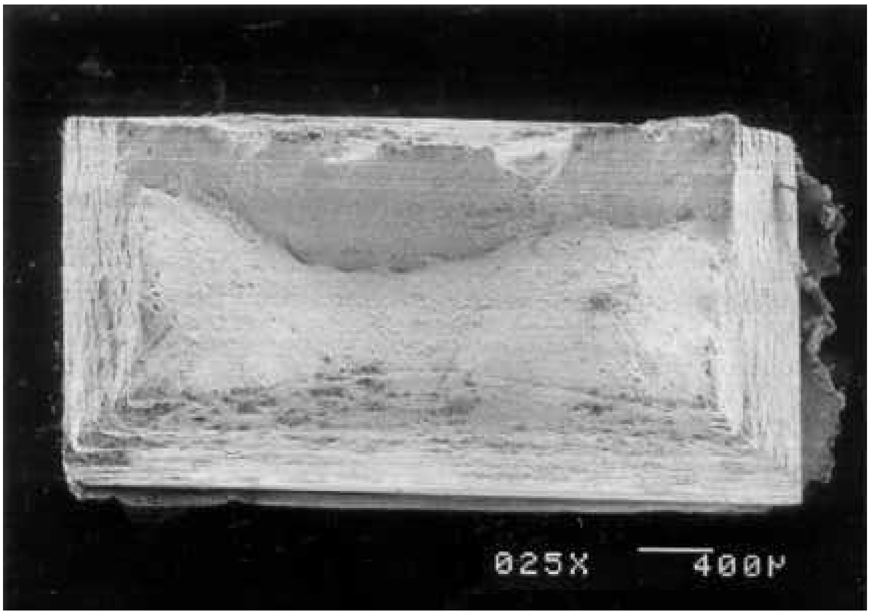
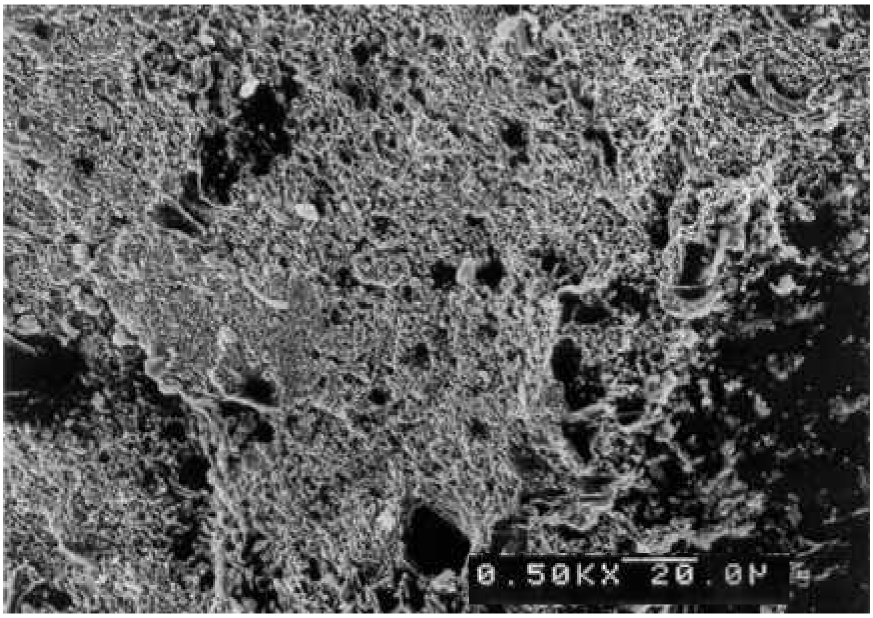


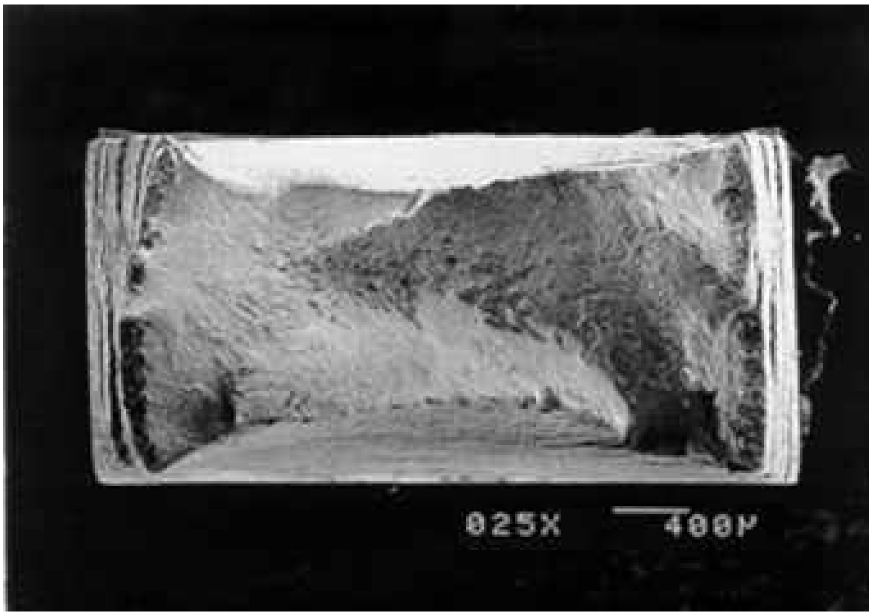
Fig. 2. SSRT test results in varied environments with the strain rate of 10^{-7} s^{-1} at 150℃.



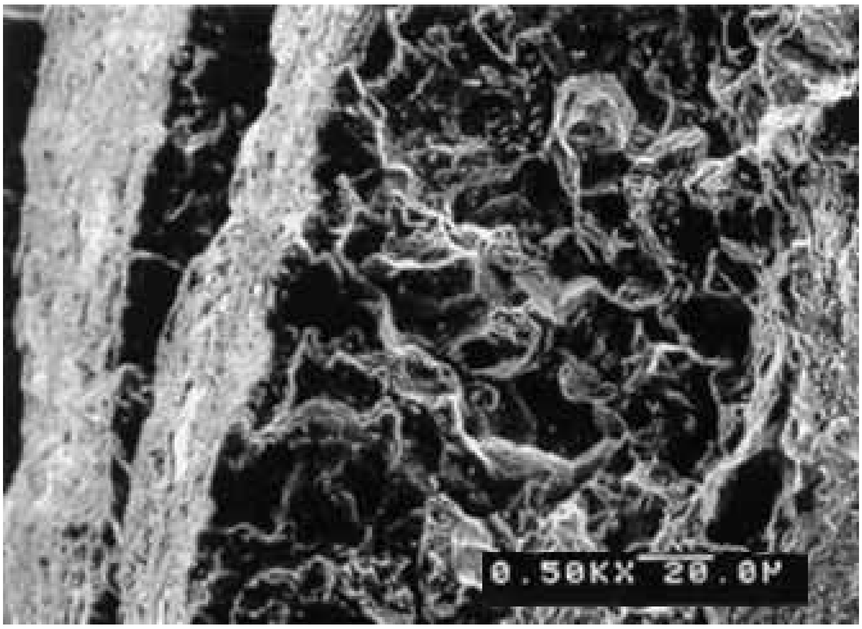
(a)



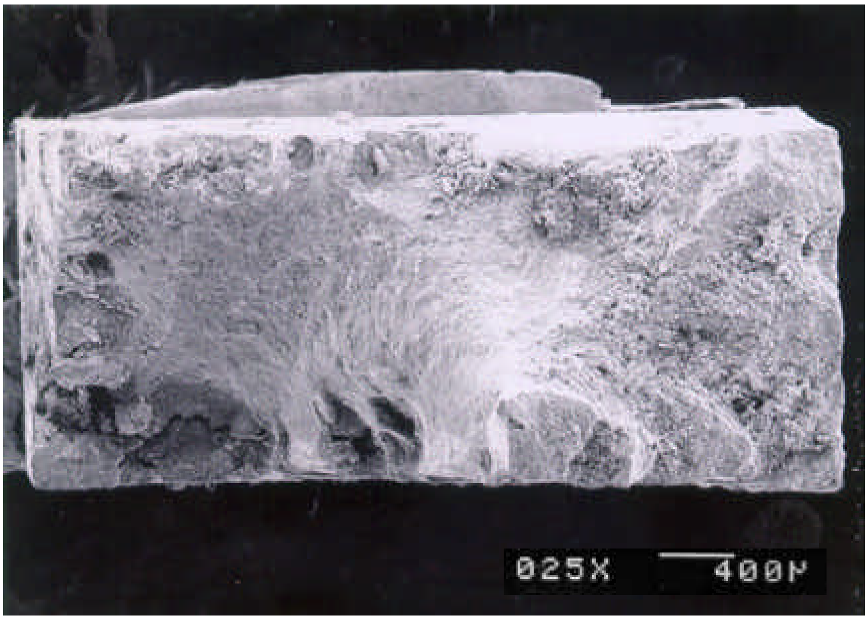
(b)



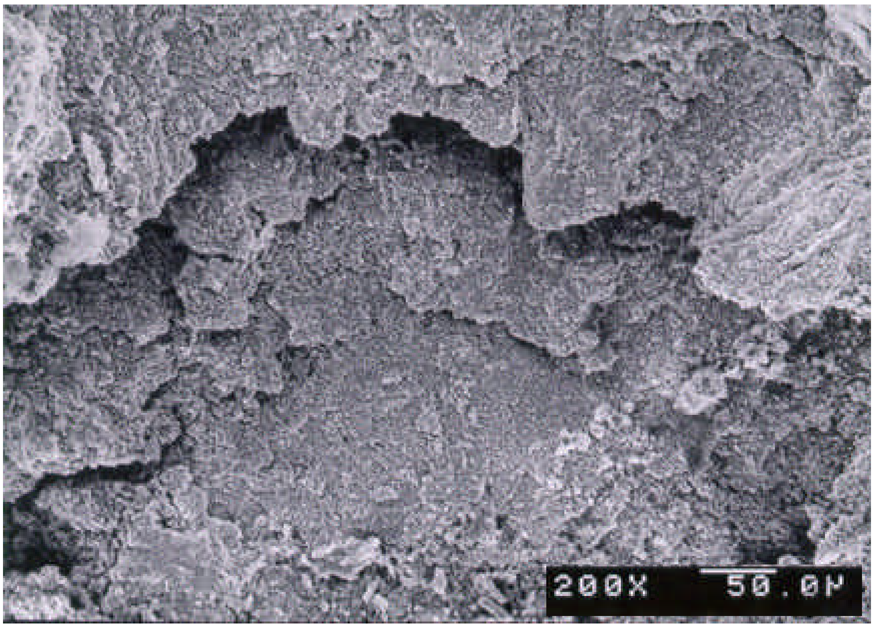
(c)



(d)

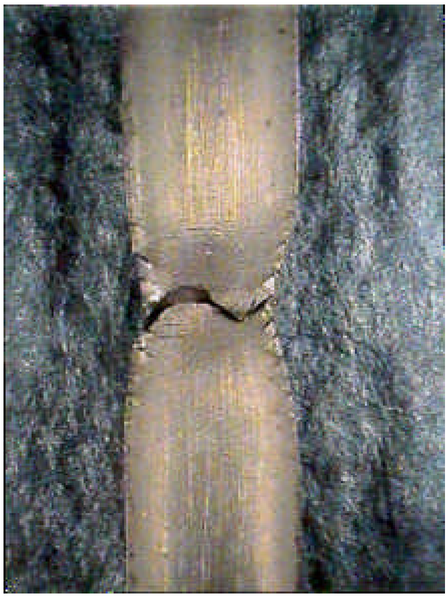


(e)



(f)

Fig. 3. Fracture surfaces failure in SSRT test at 150℃; (a) deaerated water – top view, (b) deaerated water – enlargement showing ductile rupture, (c) intermediated – top view, (d) intermediated - enlargement showing IGSCC, (e) aerated water – top view, (f) aerated water - enlargement showing IGSCC.



(a) (b)

(c)

Fig. 4. Fracture morphologies tested in varied environments with the strain rate of 10^{-7} s^{-1} at 150°C; (a) deaerated water, (b) intermediated, (c) aerated water.

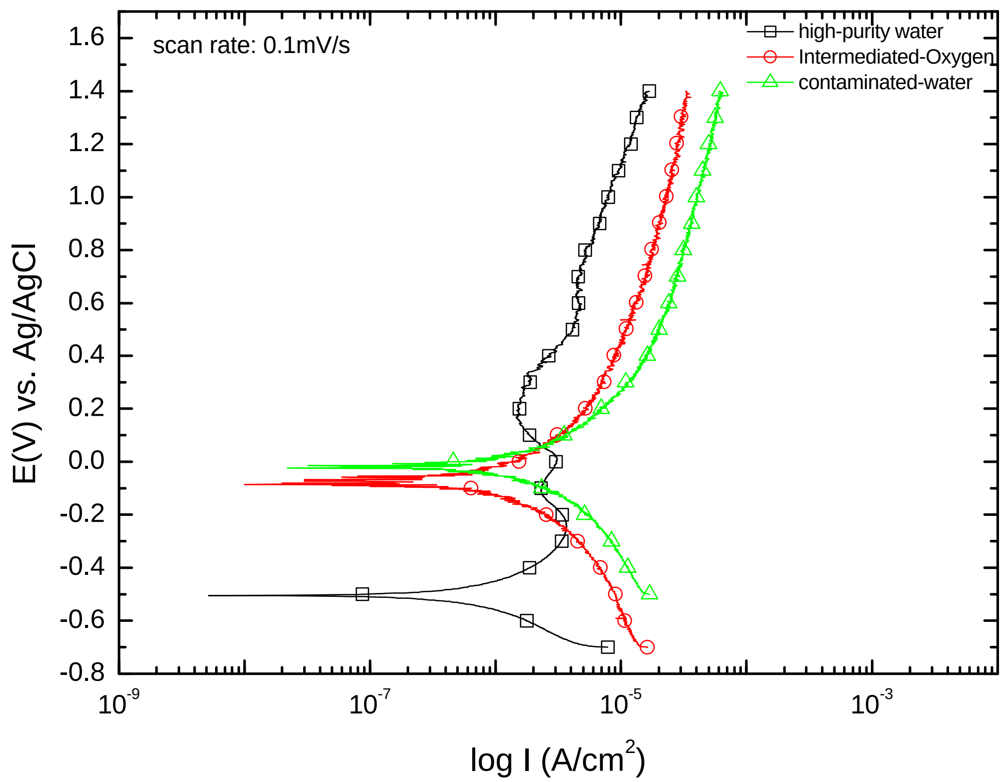


Fig. 5. Polarization curves of 3.5NiCrMoV steel in varied environments at 150℃: scan rate-0.1mV/s.

Table 3. The values of corrosion potential and corrosion current density in varied environments

	Corrosion potential (mV)	Corrosion current density (nA/cm^2)
Aerated water	-21	1460
Intermediate-oxygen water	-75	772
Deaerated water	-505	420