

〈논 문〉

고온부재의 재질열화에 따른 응력부식균열 평가에 관한 연구

박종진* · 유효선** · 정세희**

(1994년 12월 12일 접수)

A Study on Stress Corrosion Cracking Evaluation with Material Degradation of High Temperature Components

J. J. Park, H. S. Yu and S. H. Chung

Key Words : Material Degradation(재질열화), Dewpoint Corrosion(노점부식), Stress Corrosion Cracking(응력부식균열), Small-Punch Test(소형편치시험), Slow Strain Rate Test(저변형률시험), Ductile-Brittle Transition Temperature(연성-취성전이온도), Susceptibility Evaluation(감수성 평가)

Abstract

It has been reported that high temperature structural components represent the phenomenon of material degradation according to a long term service under high temperature and pressure. Especially, fossil power plant components using the fossil fuel and heavy oil are affected by dewpoint corrosion of H_2SO_4 produced during a combustion. Therefore, the service materials subjected to high temperature and pressure may occur the stress corrosion cracking. The object of this paper is to investigate SCC susceptibility according to the material degradation of the high temperature structural materials in dewpoint corrosive environment- H_2SO_4 . The obtained results are summarized as follows: 1) In case of secondary superheater tube, the fractograph of dimple is observed at the concentration of H_2SO_4 -5%. When the concentration of H_2SO_4 is above 10%, the fracture mode is shifted from a transgranular fracture to an quasi-intergranular fracture according to the increment of concentration. 2) In the relationship between $[\Delta DBTT]_{SP}$ and SCC susceptibility, it is confirmed that the greater material degradation degree is, the higher SCC susceptibility is. In addition, it can be known that SP test is useful test method to evaluate SCC susceptibility for high temperature structural components. 3) When $[\Delta DBTT]_{SP}$ is above $17^\circ C$, the SCC fracture behavior is definitely observed with SCC susceptibility of above 0.4.

1. 서 론

화력발전설비나 석유화학설비 등과 같은 고온용 구조부재들은 사용시 고온에 장시간 노출되어, 가

동시간의 증가에 따른 재료의 미세조직 변화에 의해 기계적 성질의 저하, 즉 재질열화(material degradation)현상을 나타낸다.^(1,2) 이러한 고온부재들 중 화력발전설비 부재에 대한 거시적 손상기구를 보면, 크게 크리프, 피로, 부식, 침식, 열충격 등을 들 수 있다. 이 중 부식현상은 발전설비의 과열기(superheater), 재가열기(reheater), 각종 튜브

*한국중공업(주) 기술연구소

**회원, 전북대학교 정밀기계공학과

와 절탄기 등 거의 모든 부위에서 발생하는 파손형태이다.⁽³⁾

특히, 중유나 미분탄을 연료로 하고 있는 화력발전소에서는 연소가스에 의한 부식형태로서 고온부식현상과 저온부식현상인 노점부식(dewpoint corrosion)이 발생한다.⁽⁴⁾ 이 중 노점부식현상은 미분탄과 중유 성분중에 포함된 유황(S)의 연소과정에서 생성되는 무수황산가스(SO₃)에 의한 것이다. 즉, 이는 노점온도(120~150℃) 이하의 분위기에서 SO₃가 황산(H₂SO₄)으로 응축되어 야기되는 부식현상으로 이때 황산의 농도는 최고 70% 이상의 고농도로 된다는 보고가 있다.⁽⁴⁾

그리고 발전소의 고온부재는 가동중이나, 가동정지시 응력이 존재하기 때문에 부식현상과 함께 응력부식균열(stress corrosion cracking: SCC)현상을 야기시킨다. 이러한 응력부식균열현상은 기계나 구조물이 재료의 항복강도 및 설계압력 이하의 낮은 응력하에서도 침식성 환경의 영향을 받아 현저하게 취화하여 파괴를 초래하는 현상⁽⁵⁾으로 널리 알려져 있다. 또한 이와 같은 응력부식균열현상은 최근 원자력 발전의 보급과 주·야간의 전력수요차의 확대 등으로 인해 장시간 사용된 화력발전설비의 부하변동에 따른 매주말 정지운전(weekly start/stop: WSS) 및 매심야 정지운전(daily start/stop: DSS) 등의 빈번한 가동정지와 같은 가혹한

운전상황에 기인하여 증가된다.

그러나 종래 고온부재의 노점부식에 의해 일어날 수 있는 응력부식균열에 대한 연구보고는 국내외적으로 거의 찾아보기 어려운 실정이다. 따라서 본 연구에서는 미소시험편에 의해 응력부식균열평가가 가능한 소형펀치(small punch: SP)시험법⁽⁶⁾으로 현재 발전설비에 사용되고 있는 탄소강 및 페라이트강을 대상으로 황화반응에 의한 부식의 주된 원인이 되는 H₂SO₄의 부식환경하에서 고온부재의 열화도에 따른 응력부식균열 감수성 정도를 평가하고자 한다.

2. 시험편 및 실험방법

2.1 시험편

본 실험에 사용된 튜브는 발전소의 설비 교체기간 중에 채취한 탄소강인 screen tube, convection tube, slope section tube, left hand side water wall tube 그리고 right hand side water wall tube와 페라이트강인 제1차 과열기(1/2 Mo강, 이하 1ry S/H)와 제2차 과열기(2 1/4Cr-1Mo강, 이하 2ry S/H)로 준비하였다. 이들 튜브재의 화학적 조성과 기계적 성질 그리고 사용이력을 Table 1과 Table 2에 나타내었다.

시험편의 채취는 튜브의 외측 표면에서 10×10×

Table 1 Chemical composition (wt.%)

Steels	Spec. No.	Symbol	C	Mn	P	S	Si	Cr	MO
Carbon steel	SA178 C	A, B, C, D, F	0.35	0.8	0.050	0.060			
Ferrite steel	1/2Mo SA209 T1A	E	0.15	0.5	0.045	0.045	0.35		0.44
	2 1/4 Cr-1Mo SA213 T22	G	0.15	0.4	0.030	0.030	0.50	2.11	0.96

Table 1 Mechanical properties

Steels	Spec. No.	Symbol	Tensile strength (MPa)	Yield strength (MPa)
Carbon steel	SA178 C	A, B, C, D, F	413	255
Ferrite steel	1/2Mo SA209 T1A	E	379	207
	2 1/4 Cr-1Mo SA213 T22	G	413	207

Table 2 Service conditions

Symbol	Location of specimen	Service year(yr.)	Service temperature(°C)
A	Screen tube	26	390
B	Convection tube	26	230
C	Slope section tube	11	250
D	Left hand side water wall tube	26	280
E	2ry superheater tube	8	520
F	Right hand side water wall tube	11	300
G	1ry superheater tube	11	440

0.5 mm의 크기를 갖는 표준 SP시험편으로 채취하여 가공하였다. 또한 경년열화된 시험편의 열화도를 평가하기 위해 사용된 신재는 시험편이 보관되어 있지 않아, 열화재를 650°C에서 3.5시간 유지한 후 공냉시키는 탈취화 열처리를 한 재료로 대체하였다.

2.2 시험방법

본 연구에서는 각 튜브의 경년 재질열화도를 평

가하기 위해 SP-저온시험을 행하였으며, 튜브재의 열화도에 따른 응력부식균열 감수성을 평가하기 위해 SP-저변형률시험(small punch-slow strain rate test : SP-SSRT)을 행하였다.

2.2.1 SP-저온시험

SP-저온시험은 용량 10 ton의 만능시험기를 사용하여 편치선단에 HRC62~67의 경도를 갖는 $\phi 2.4$ mm의 강구를 놓고 이를 통하여 시험편의 상부에

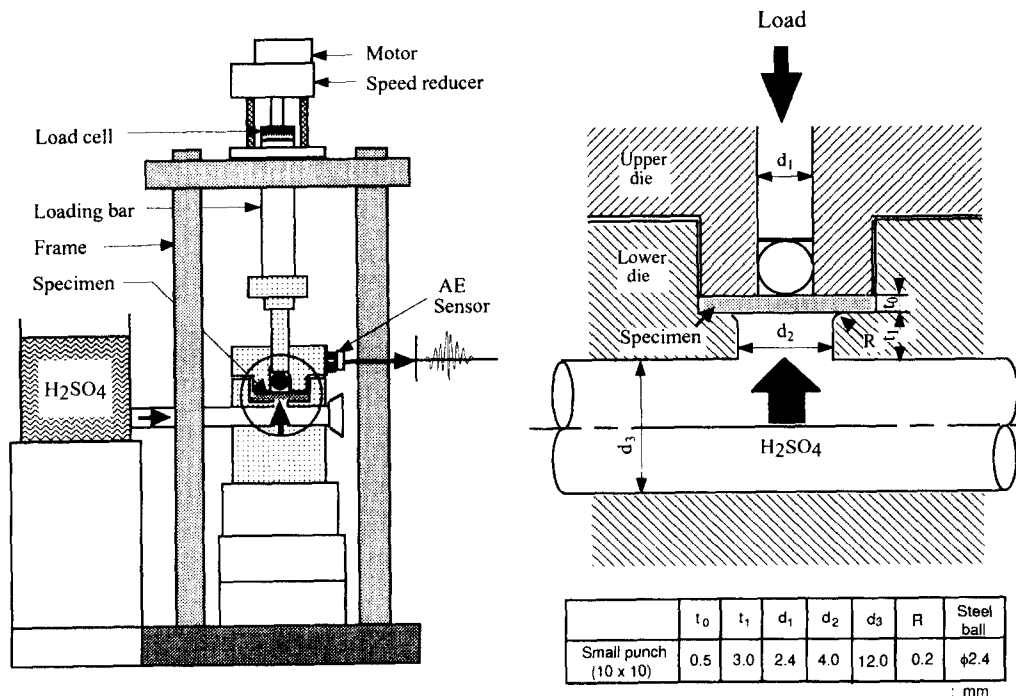


Fig. 1 Schematic illustration of experimental equipments for SP-SSRT

0.2 mm/min의 일정한 부하속도로 하중을 가하였다. 시험온도는 액체질소를 사용하여 $-196^{\circ}\text{C} \sim -50^{\circ}\text{C}$ 의 범위로 하였으며, 온도 제어범위는 $\pm 2^{\circ}\text{C}$ 로 하였다. 실험후 시험편들은 주사전자현미경(scanning electron microscope : SEM)을 사용하여 미시적 파면양상을 관찰하였다.

2.2.2 소형편치-저변형률시험

본 연구에 사용된 소형편치-저변형률시험(SP-SSRT) 장치 및 시험편 체결부분의 개략도를 Fig. 1에 나타내었다. 소형편치-저변형률시험은 용량 2 ton의 저변형률시험기를 사용하였으며, 이때 시험편에 가하는 부하속도는 응력부식균열에 민감한 부하속도로 알려진 부하속도 3×10^{-4} mm/min로 하였다.⁽⁷⁾ 부식환경은 자연부식전위(E_{corr})하에서 H_2SO_4 의 농도를 5~25%로 하였으며, 부식액의 온도는 $25 \pm 1^{\circ}\text{C}$ 를 유지하였다.

한편, 각 시험체의 응력부식균열 민감도(susceptibility : S)는 대기중과 부식환경하에서의 파괴강도의 비를 이용한 다음 식으로 산출하였다.⁽⁷⁾

$$S = 1 - (E_{\text{SP-Corr.}}/E_{\text{SP-Air}})$$

여기서, $E_{\text{SP-Corr.}}$: 부식환경하에서의 SP-에너지

$E_{\text{SP-Air}}$: 대기중에서의 SP-에너지

또한, 대기상태와 황산의 부식환경하에서 파단된 시험편들의 거시적, 미시적 파면특성을 알아보기 위해 시험 후 주사전자현미경을 통해 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 SP-저온시험에 의한 열화도의 평가

Fig. 2는 시험에 사용된 튜브들 중 G재인 1ry S/H tube의 사용재와 탈취화재에 대한 SP-에너지(E_{SP})의 온도의존곡선이다. 여기서, E_{SP} 는 시험중에 부하하중과 크로스헤드 변위에 의해 얻은 하중-변위곡선의 아래 면적으로 산출된 값이다.

먼저 두 시험체의 천이거동을 보면, 열화재의 천이곡선은 탈취화재의 천이곡선보다 고온측에 위치하여 큰 열화정도를 예견할 수 있다. 이때 탈취화재의 연성-취성천이온도(ductile-brittle transition temperature : DBTT)는 -178°C 이고, 열화재의 DBTT는 -161°C 임을 알 수 있어, 사용재의 열화도, 즉 $[\Delta\text{DBTT}]_{\text{SP}}$ 는 17°C 로서 1ry S/H tube의 큰 열화정도를 알 수 있다. 여기서, 각 시험체의

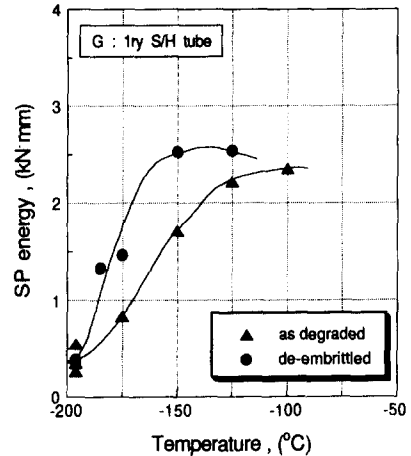


Fig. 2 Transition behavior of SP energy according to the various temperature for 1ry superheater tube

경년열화도를 평가하기 위해 사용된 DBTT는 Fig. 2에 나타낸 SP-에너지 온도의존곡선으로부터 상봉(upper shelf)점의 E_{SP} 와 하봉(lower shelf)점의 E_{SP} 의 평균값에 해당하는 온도로 정의된다.⁽⁸⁾ 이때 사용재의 경년열화도는 신재와 열화재에 대한 각각의 DBTT를 측정된 후, 그 차를 이용하여 얻은 Δ DBTT를 사용하였다.⁽⁸⁾ 같은 실험방법으로 구한 각 튜브재의 $[\text{DBTT}]_{\text{SP}}$ 와 열화도인 $[\Delta\text{DBTT}]_{\text{SP}}$ 의 결과들을 Table 3에 나타내었다.

3.2 SP-SSRT법에 의한 열화재의 응력부식균열 감수성 평가

3.2.1 응력부식균열 감수성에 미치는 H_2SO_4 농도의존성

사용이력이 다른 각 튜브재의 열화도에 따른 응력부식균열 평가에 유효한 H_2SO_4 의 농도를 선정하기 위하여 열화재중 2ry S/H tube를 대상으로 5, 10, 15, 20, 25%의 H_2SO_4 환경하에서 미소시험편에 대한 농도의 영향을 알아보았다. Fig. 3에 대기중과 부식환경하에서 얻은 하중-변위거동을 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 부식환경하의 하중-변위거동은 모두 대기상태의 것보다 낮은 거동을 보이고, H_2SO_4 의 농도가 증가함에 따라 그 저하정도는 증가하고 있음을 알 수 있다.

Fig. 3의 하중-변위거동으로부터 계산된 E_{SP} 를 부식액의 농도에 따라 나타낸 결과는 Fig. 4와 같

Table 3 Results of SP test in low temperature

Symbol	Structure	[DBTT] _{SP} (°C)	[ΔDBTT] _{SP} (°C)
A	de-embrittled	-190	30
	as degraded	-160	
B	de-embrittled	-186	6
	as degraded	-180	
C	de-embrittled	-169	8
	as degraded	-161	
D	de-embrittled	-190	1
	as degraded	-189	
E	de-embrittled	-167	21
	as degraded	-146	
F	de-embrittled	-189	15
	as degraded	-174	
G	de-embrittled	-178	17
	as degraded	-161	

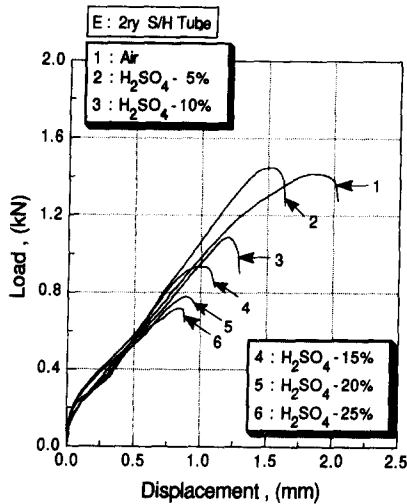


Fig. 3 The effect of concentrations of H₂SO₄ on the load vs displacement for 2ry superheater tube-as degraded

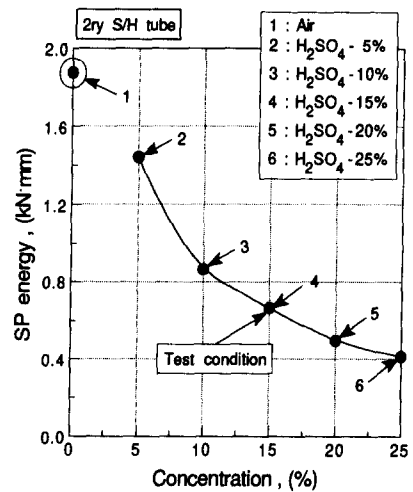


Fig. 4 The effect of concentrations of H₂SO₄ on the behavior of SP energy for 2ry superheater tube-as degraded

다. 그림에서 농도가 증가함에 따라 E_{SP}는 점차 감소하는 경향을 보이다가 점차 포화되는 거동을 관찰할 수 있다. 이러한 거동은 Fig. 5의 부식환경과 대기상태

의 E_{SP}를 이용하여 얻은 농도에 따른 응력부식균열 민감도의 시험결과에서도 관찰할 수 있다. 즉, 황산의 농도가 증가함에 따라 시험재의 응력부식균열

민감도는 증가하면서 포화되는 경향을 관찰할 수 있다.

Fig. 6과 Fig. 7은 시험후 각 농도에 따른 거시적, 미시적 파괴거동을 나타낸 SEM 관찰사진이다. 이때 미시파면사진은 거시적 파면사진의 화살표 부분을 관찰한 결과이다. 먼저 Fig. 6의 거시적 파괴거동을 보면, 대기중이나 H₂SO₄-5%의 부식환경하에서는 많은 소성유동량과 함께 반구정점으로 부터 멀리 떨어진 원주방향에 균열이 생성된 연성 파괴거동을 보이고, H₂SO₄의 농도가 10% 이상에서는 적은 소성유동량과 함께 농도가 증가할수록 균열이 반구정점에 가까워짐을 보이고 있다. 한편, Fig. 7의 미시파면사진을 보면, 먼저 대기상태와 5%의 H₂SO₄의 농도에서는 덩플파면을 관찰할 수 있으며, 10%와 15%의 농도에서는 입내파면을 관찰할 수 있다. 그리고 20%의 H₂SO₄의 농도에서는 입내파면과 의입계파면이 혼재된 응력부식균열 파면을 관찰할 수 있으며, 또한 입계에 존재한 불순물이나, 탄화물의 용해현상도 뚜렷히 관찰할 수 있다. 이러한 H₂SO₄ 농도의 증가에 따른 입내에서 입계로의 파면 천이기동은 부식액에 포함된 수소농도의 증가가 주된 원인으로 생각되며, 그의 결과로 농도 증가에 따른 시험재의 낮은 파괴에너지를 보이는 것으로 사료된다.⁽⁹⁾ 이러한 농도 시험결과로부터 응력부식균열시험의 적절한 H₂SO₄ 농도조건은 열화도에 따른 유효한 응력부식균열 감수성의 비교평가를 위해 15%로 선정하였다.

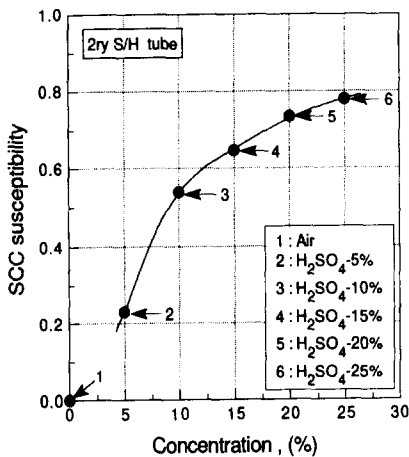


Fig. 5 The effect of concentrations of H₂SO₄ on the behavior of SCC susceptibility for 2ry superheater tube-as degraded

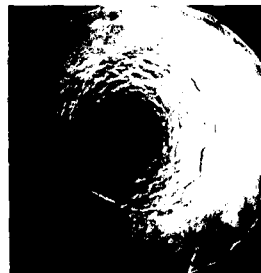
3.2.2 고온부재의 열화도에 따른 응력부식균열 감수성의 평가

본 절에서는 열화정도가 다른 튜브재를 대상으로 소형편치-저변형률시험 결과에 대해 논하기로 한다.

Fig. 8은 사용온도가 390°C이고 사용시간이 26년인 A재의 screen tube에 대한 대기중과 H₂SO₄-15%의 부식환경하에서 얻은 하중 변위거동과 SEM 관찰 결과이다. 먼저 하중 변위거동을 보면, H₂SO₄-15%에서는 대기중의 거동에 비해 큰 저하를 보이고 있다. 대기중에서의 거시적 파괴거동과 미시파면사진을 보면, 많은 소성유동량과 덩플파면이 보여 연성적 파괴거동을 관찰할 수 있다. 반면, 부



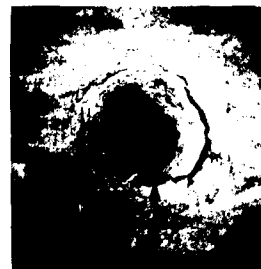
(a) Air



(b) H₂SO₄-5%



(c) H₂SO₄-10%



(d) H₂SO₄-15%



(e) H₂SO₄-20%

1000 μm

Fig. 6 SEM micro-fractographs according to the concentration of H₂SO₄

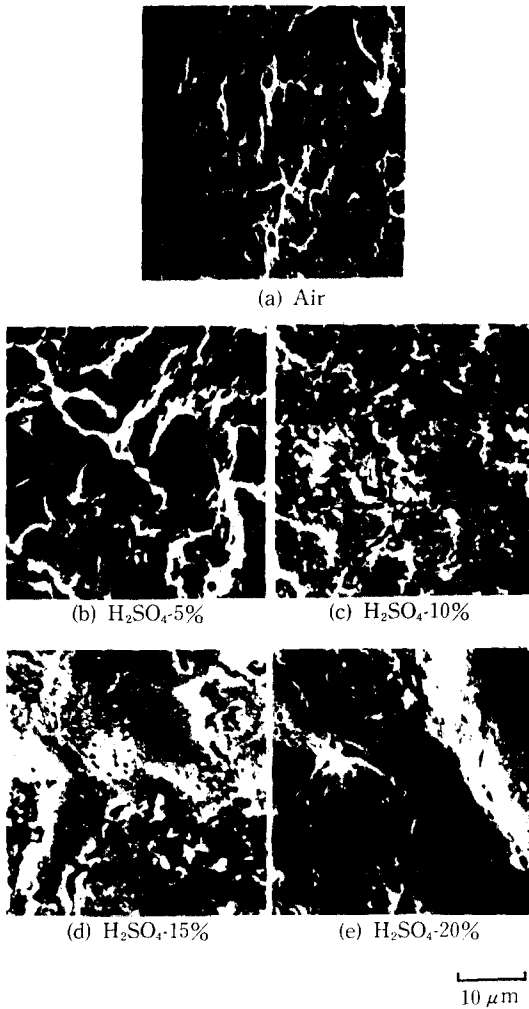


Fig. 7 SEM micro-fractographs according to the concentration of H₂SO₄

식환경하에서는 적은 소성유동량과 입내파면을 보이는 전형적인 취성파괴거동을 관찰할 수 있어 screen tube는 뚜렷한 응력부식균열 파괴거동으로 정리할 수 있다.

Fig. 9는 250°C에서 11년의 사용이력을 갖는 C재인 slope section tube의 시험결과이다. 부식환경과 대기상태의 하중-변위거동을 비교해 보면, 부식환경의 경우가 대기상태의 경우보다 약간 저하하여 큰 차이를 보이고 있지 않다. 이러한 경우 주사전 자현미경 관찰 결과를 보면, 대기중에서는 전형적인 덩플파면으로 연성적 파괴거동을 보이고, H₂SO₄-15%에서는 덩플파면과 입내파면이 혼재된 의

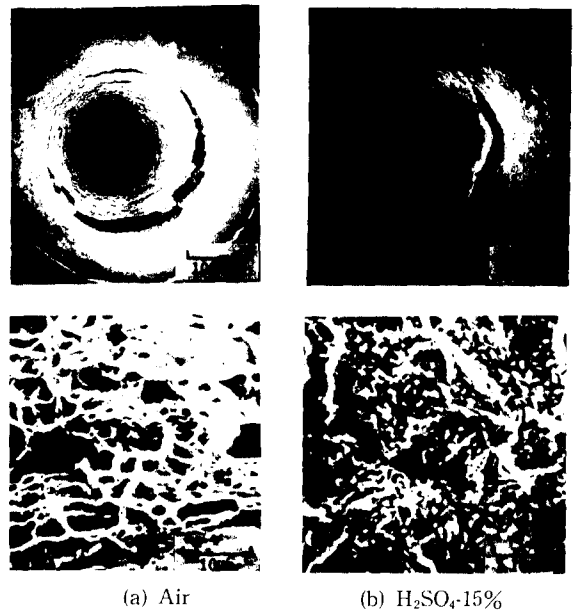
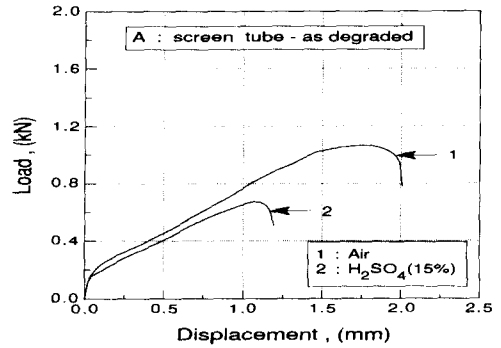


Fig. 8 Load-displacement curves and SEM fractographs for screen tube in air and H₂SO₄-15%

입내파면을 보여 slope section tube의 경우는 quasi-SCC 파괴거동으로 정리할 수 있다.

Fig. 10은 G재인 1ry S/H tube의 응력부식균열 시험결과이다. H₂SO₄-15%의 하중-변위거동은 대기중의 하중-변위거동에 비해 큰 저하를 보이고 있다. 그리고 대기중에서는 많은 소성유동량과 함께 덩플파면이 관찰된 반면, 부식환경에서는 적은 소성유동량과 입내파면을 관찰할 수 있어 응력부식균열의 파괴거동을 보이고 있다. 또한 2ry S/H tube와 같이 입계에 존재한 불순물이나, 탄화물의 용해 현상도 관찰할 수 있다.

Table 4에 전절에서 논한 소형편치-저변형률시

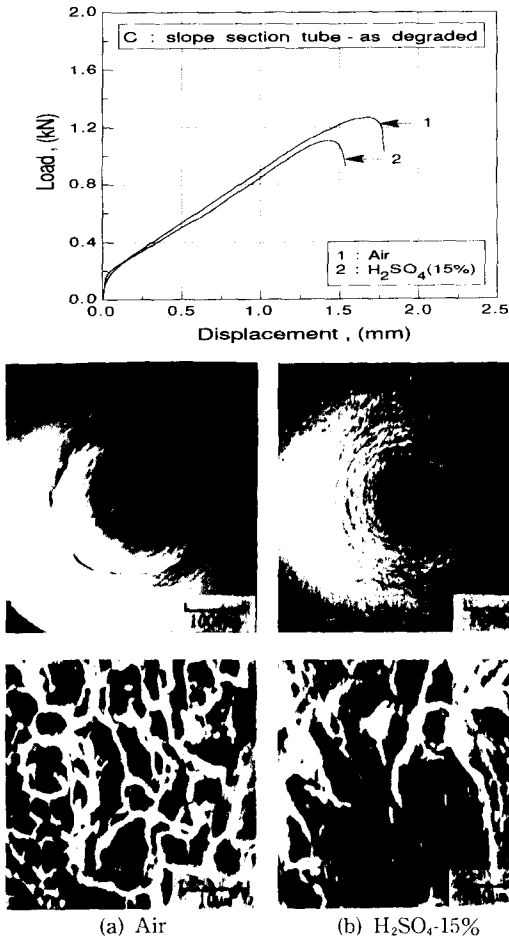


Fig. 9 Load-displacement curves and SEM fractographs for slope section tube in air and H₂SO₄-15%

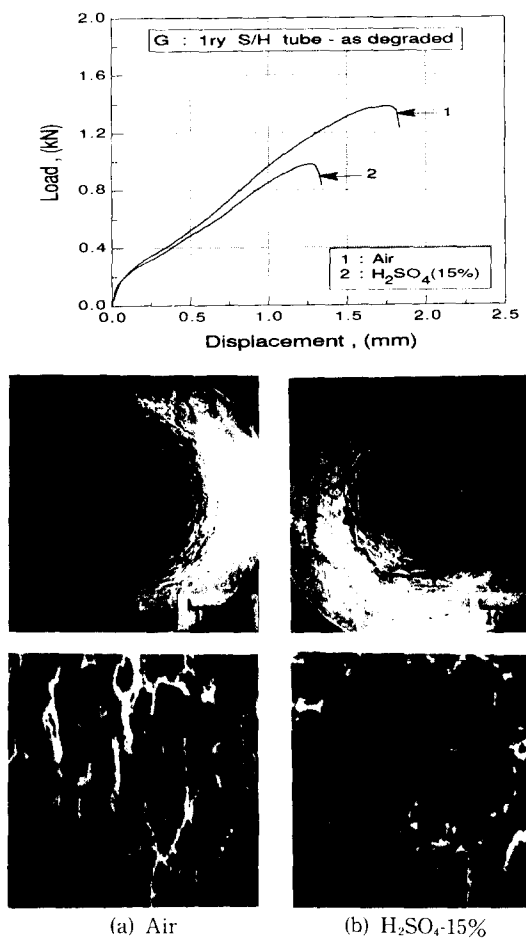


Fig. 10 Load-displacement curves and SEM fractographs for 1ry superheater tube in air and H₂SO₄-15%

험법에 의한 응력부식균열 시험결과로부터 얻은 각 튜브재의 응력부식균열 민감도의 결과를 나타내었다.

이상의 A재~G재까지의 각 시험재에 대한 응력부식균열 민감도 결과와 각 튜브재의 열화도인 $[\Delta DBTT]_{sp}$ 와의 관계를 보면, 그 결과는 Fig. 11과 같다. 그림으로 알 수 있듯이 $[\Delta DBTT]_{sp}$ 가 증가함에 따라, 즉 열화도가 증가함에 따라 응력부식균열 민감도는 곡선형태로 증가함을 알 수 있다. 그리고 주사전자현미경 관찰로부터 연성파면이 관찰된 0.25 이하의 응력부식균열 민감도에서는 No-SCC, 의입내파면이 관찰된 0.25~0.4까지의 응력부식균열 민감도에서는 quasi-SCC, 입내파면

이 관찰되는 0.4 이상의 응력부식균열 민감도에서는 뚜렷한 SCC의 발생영역으로 구분할 수 있다. 따라서 재료의 열화도인 $[\Delta DBTT]_{sp}$ 가 17°C 이상에서는 뚜렷한 응력부식균열 파괴기동을 보였음을 관찰할 수 있다.

그러므로 이상의 시험결과로부터 화력발전설비의 고온부재의 열화도는 노점부식 환경에서의 응력부식균열 민감도와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있으며, 고온부재의 응력부식균열 민감도의 평가시 소형편치-서변형률시험의 적용 가능성을 확인할 수 있다.

한편, 고온 환경에 처해 있는 내열부재의 크리프 손상 정도는 Larson-Miller parameter(LMP), 즉

Table 4 Results of SP-SSRT for degraded materials

Symbol	Location of specimens	SCC susceptibility	Fracture behavior
A	Screen tube	0.634	SCC
		0.744	
B	Convection tube	0.300	Quasi-SCC
C	Slope section tube	0.268	Quasi-SCC
D	Left hand side water wall tube	0.240	No-SCC
E	2ry superheater tube	0.662	SCC
		0.697	
F	Right hand side water wall tube	0.396	Quasi-SCC
G	1ry superheater tube	0.487	SCC

LMP = $T \times (20 + \log t)$ 로서 나타내어진다. 여기서, T는 부재의 사용온도(K)이며, t는 부재의 사용시간(hr.)이다. 이러한 LMP 인자는 최근 고온부재의 탄화물의 뜨임취화(tempering embrittlement)에 의해 야기되는 튜브재의 열화정도와의 밀접한 관계가 있는 것으로 보고되고 있다.⁽¹⁰⁾ 따라서 이러한 LMP 인자와 앞의 소형편치-저변형률시험에 의해 얻은 응력부식균열 민감도와와의 관계를 살펴보면, 그 결과는 Fig. 12와 같다. 그림에서 알 수 있듯이 두 인자사이의 대략적인 선형적 관계를 관찰할 수 있다. 이와 같이 서로 다른 파괴강도의 평가인자가 밀접한 관계가 있는 이유는 시험재의 미세조직내에

분포하는 탄화물 거동에 의한 결과로 생각된다. 즉, 탄소강(SA178C)의 경우 그 사용온도는 200°C ~ 400°C로서 페라이트강보다 낮은 온도범위에서 사용되지만, 이러한 온도범위에서도 강의 뜨임취화가 일어날수 있다.⁽¹¹⁾

따라서 신재의 기지조직내에 존재한 Fe₃C의 초기탄화물이 고온에서 장시간 경과됨에 따라 입내 및 입계에서 조대화되고, 또한 이러한 고온환경에서 장시간 경과함에 따라 입내에 존재하는 인(P)이 입계로 편석(segregation)이 된다.⁽¹²⁾ 한편, 페라이트강재(SA209-T1A, SA213-T22)인 1ry S/H tube와 2ry S/H tube의 경우는 사용온도가 탄소강보다 높

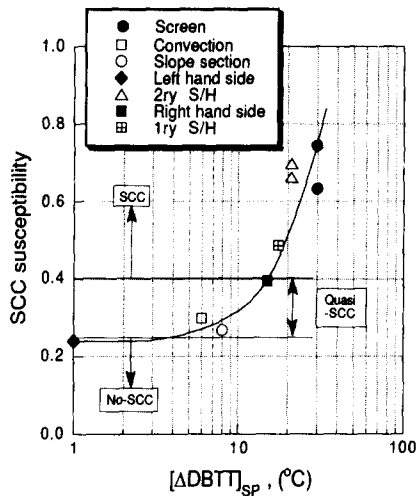


Fig. 11 The relationship of $[\Delta DBTT]_{SP}$ and SCC susceptibility for various tubes

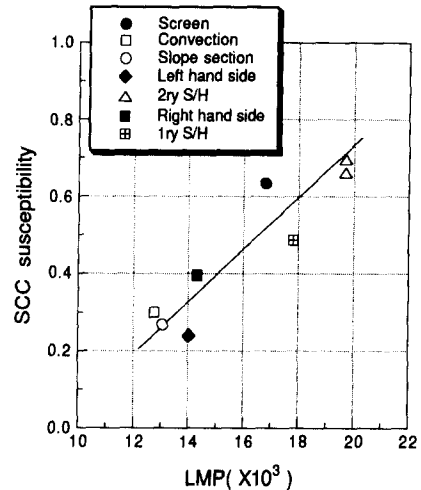


Fig. 12 The relationship of Lason-Miller parameter(LMP) and SCC susceptibility for various tubes

은 400°C ~ 560°C로서, 이같은 온도에서 장시간 사용하면, 신재에 존재하는 초기탄화물(Mo_2C , Fe_3C)이 새로운 안정된 탄화물인 M_{23}C_6 와 M_6C 의 탄화물을 형성하게 된다.

이렇게 조대화된 탄화물과 입계에 존재하는 불순물은 부식환경내에서 부식성이 크므로 결국 응력부식균열 민감도에 큰 영향을 주는 것이다. 한편 이러한 탄화물의 입계석출 정도 및 조대화는 부재의 사용온도 및 사용시간에 크게 의존하므로 LMP 값과 밀접한 관계가 있다. 따라서 LMP 값이 증가함에 따라 부식환경하에서 재료의 부식성을 크게하는 조대화된 탄화물과 입계에 존재하는 불순물들의 생성정도가 증가되어⁽⁹⁾ 두 인자 사이에는 선형관계를 나타낸다고 사료된다. 주목할 만한 사실은 탄소강 및 페라이트강의 경우 모두 사용온도 및 LMP 값이 높은 튜브, 즉 screen tube와 2ry S/H tube가 가장 높은 응력부식균열 민감도를 보였다는 사실이다. 따라서 부재의 사용온도 및 LMP 인자는 응력부식균열 민감도에 큰 영향을 주는 인자임을 알 수 있다.

4. 결 론

황화반응에 의한 노점부식(dewpoint corrosion)의 주된 원인이 되는 H_2SO_4 의 부식환경하에서 고온부재의 열화도에 따른 응력부식균열 감수성 평가를 위해 실시한 소형편치시험의 결과는 다음과 같다.

(1) 2ry S/H tube의 경우 5%의 H_2SO_4 농도에서는 덤플파면이 관찰되었으며, 10% 이상의 농도에서는 농도가 증가함에 따라 입내에서 입계로의 파면 천이거동을 나타내었다. 따라서 농도 증가에 따른 시험재의 낮은 파괴에너지를 관찰할 수 있었다.

(2) $[\Delta\text{DBTT}]_{\text{SP}}$ 가 증가함에 따라, 즉 열화도가 증가함에 따라 응력부식균열 민감도는 증가하여, 고온부재의 노점부식에 의한 응력부식균열 감수성은 재료의 열화도와 밀접한 관계가 있음을 알 수 있고, 고온부재의 응력부식균열 민감도의 평가시 소형편치시험의 적용 가능성을 확인할 수 있었다.

(3) $[\Delta\text{DBTT}]_{\text{SP}}$ 가 17°C 이상에서는 0.4 이상의 응력부식균열 민감도로서 뚜렷한 응력부식균열 파괴거동을 관찰할 수 있었다.

(4) 탄소강 및 페라이트강의 경우 모두 Larson-Miller parameter(LMP) 값이 높은 튜브 즉,

screen tube와 2ry S/H tube가 가장 높은 응력부식균열 민감도를 보였으며, 각 튜브재의 LMP 값과 응력부식균열 민감도 사이에는 거의 선형적 관계를 보였다.

참고문헌

- (1) 遠藤忠良, 1990, “大型構造物の破壊管理への應用と課題,” 日本材料學會誌, 第39卷, 第436號, pp. 89~95.
- (2) 鄭世喜 外 3人, 1987, “粒界腐蝕法による石油化學プレント用高温機器經年劣化評價法,” 日本材料強度學會誌, 第22卷, 第3號, pp. 106~114.
- (3) 丸山公一, 1993, “高温機器部品の損傷メカニズムと壽命評價,” 日刊工業出版, pp. 264~282.
- (4) 腐食防食協會編, 1993, “材料環境學入門,” pp. 199~210.
- (5) Pugh, E. N., 1973, “A Post Conference Evaluation of Our Understanding of the Failure Mechanisms,” NACE-5, SCC and HE of Iron Base Alloys, pp. 37~51.
- (6) 유효선, 임재규, 정세희, 1993, “소형편치시험법에 의한 응력부식균열 감수성 평가에 관한 연구,” 대한기계학회논문집, 제17권, 제8호, pp. 2033~2042.
- (7) 유효선, 임재규, 정세희, 1994, “미소시험편에 의한 강용접부의 응력부식균열 평가에 관한 연구,” 대한용접학회지, 제12권, 제4호, pp. 411~423.
- (8) JAERI-memo(62-193), 1987, “小型パンチ(SP)試驗法(案),” 日本原子力研究所, pp. 1~135.
- (9) 小寺澤良一, 1985, “金屬破斷面寫眞集,” pp. 593~607.
- (10) 渡邊豊, 庄子哲雄, 1991, “硝酸鹽溶液を用いた電氣化學的手法による鑄鋼の Fe_3C 脆化の非破壊評價,” 鐵と鋼, 第77卷, 第4號, pp. 566~573.
- (11) ASM, 1981, “Heat Treating,” *Metal Handbook*, Vol. 4, pp. 83~84.
- (12) Sato, S., Matsui, S., Enami, T. and Tobe, T., 1980, “Strength and Temper Embrittlement of Heavy-Section 2.25Cr-1Mo Steel,” *ASTM STP* 755, pp. 363~382.