

복사전열 가열로 튜브의 파손방지에 대한 연구

윤기봉*, 심상훈**, 유홍선*, 오현환***

*중앙대학교 기계공학부, **중앙대학교 대학원, ***포항종합제철

1. 서론

본 연구에서는 국내에서 원심주조로 제작되어 소둔로내에서 사용되는 복사전열 튜브의 손상 및 균열발생 기구(mechanism)를 조사한 후, 파손된 튜브 샘플의 균열주위를 금속학적으로 관찰하고, 관찰결과 및 재료의 성분분석 결과를 분석하여, 튜브의 파손원인을 분석함으로써, 향후 균열발생을 방지할 수 있는 대책에 대해 연구하였다. 우선 복사전열 튜브의 내면 균열발생 부위에 대해 현미경 관찰을 실시하였으며, 균열부의 산화물 및 균열부근 튜브모재에 대해서 성분분석을 실시하고, 전자현미경(SEM, Scanning Electron Microscope)으로 균열을 상세히 관찰하여 그 결과로부터 파손원인을 규명하였다.

2. 실험 및 결과

2-1. 재료 및 시편

본 연구에서는 Fig.1에 보인 바와 같은 U-형 복사전열 가열로 튜브의 균열발생 원인에 대해 연구하였다. 그림에 보인 바와 같이 가열로내에 설치된 U-형 튜브는 3개의 지지대에 의해 지지되고 있는데, 이 중에서 버너와 가까운 지지대 D의 튜브 접촉부위에서의 균열발생이 비교적 자주 보고되었다.

금속학적 파손분석을 위해 지지대 D부근의 균열부위에서 Fig.2에 보인 바와 같이 시편A를 채취하였다. 시편 A에는 큰 주균열(primary crack)과 작은 부균열(secondary crack)이 포함되었다. 본 복사전열 튜브는 국내에서 원심주조로 제작된 25Cr-20Ni강이며 제작규격 및 성분분석 결과는 Table 1에 보인 바와 같다.

2-2. 육안관찰

시편의 상세 관찰을 위해 Fig.2에 보인 바와 같이 시편A를 주균열 중심을 지나는 선을 경계로 양쪽으로 절단하여 두 개의 시편(시편 A1 및 A2)으로 분리하였다. 이 중 한 개의 시편(시편 A1)은 주균열의 균열면 관찰을 위해 균열을 벌리는 방향으로 절개(crack opening fracture)하였으며, 다른 한 개의 시편(시편 A2)은 균열에 수직한 표면을 연마하여 연마된 균열선단부를 현미경으로 관찰하였다. 절개되지 않은 나머지 시편 A2의 외면 및 내면 형상을 Fig.3(a), (b)에 나타내었다. Fig.3(a)에 부균열의 일부가 보이고 있다.

시편 A2의 내면을 보여준 Fig.3(b)에서도 두께 감육부위가 국부적이고, 불규칙

적인 감육이 발생하였음을 알 수 있다. 감육원인으로 국부적 부식 또는 국부적 산화가 주요 원인인 산화부식공(local oxidation pit)을 고려해 볼 수 있다.

산화부식공 여러개에서 Fig.3(b)의 화살표에 보인 바와 같이 두꺼운 산화층이 부착되어 남아있는 것이 관찰되었으며, 대부분의 산화층에는 거북등과 같은 균열이 형성되어 있었다.

2-3. 균열부의 금속조직검사

초기 균열 발생 기구를 확인하기 위해 Fig.4에 보인 바와 같이 A2시편의 산화층이 부착되어 있는 산화부식공 부위를 절단한 후에, 마운팅(mounting)하여 산화층이 없어지고, 산화층 바로 밑의 금속부위가 나타날 때 까지 연마하여, 산화층 균열 밑의 모재금속부에 균열이 발생하였는지 확인하였다.

이 균열의 한쪽 끝과 다른 한쪽 끝을 전자현미경(SEM, Scanning Electron Microscope)으로 관찰하여 Fig.5(a) 및 (b)에 보였다.

또한, 파손된 튜브 시편(절개된 A1시편)의 주균열부위를 관찰한 결과를 Fig.6에 나타내었다. 사진의 윗면이 주균열 파면인데 파면에 심한 산화층이 관찰되고 있으며, 주균열 아래에도 작은 산화층의 2차 균열이 형성되어 있는 것을 볼 수 있다. 이 경우에도 Fig.5에 보인 균열과 특성이 매우 유사함을 알 수 있다.

2-4. 성분분석

고크롬강은 고온산화 저항성이 좋은 재료임에도 심한 산화가 발생한 원인을 알아보기 위해 산화물의 성분분석을 실시하였다. 우선 튜브 건전부위의 성분을 분석하고, 주균열 부위 재료의 성분분석 결과와 비교하여 산화층의 발생원인을 추측해 보았다. 또한 산화층의 일부를 떼어내어 떼어낸 산화물의 성분을 분석하고, 균열선단에 붙어있는 산화층의 성분도 분석하였다. 성분분석은 전자현미경의 EDAX분석을 사용하였으며 결과를 Table 2에 나타내었다.

Fig.7은 Fig.5(b)에 보인 균열선단부의 Ni분포도를 나타낸다. 이 사진에서 균열선단의 산화층은 Ni과 무관함을 알 수 있다. 따라서 Ni 때문에 산화가 발생한 것은 아니다. Fig.8는 동일 부위의 Cr분포도를 나타낸다. Fig.8로부터 산화층의 Cr 농도를 보면 균열선단부의 산화층이 Cr산화물임을 명백히 알 수 있다.

3. 고찰

본 가열로 튜브 재료는 고온에서 Cr_2O_3 산화피막을 형성하여 고온 피막효과가 좋으나, 사용온도가 $1000^{\circ}C$ 를 넘어가면 안정된 Cr_2O_3 는 고온에서 불안정하며 휘발성이 있는 CrO_3 로 변하여 보호피막의 효과가 상실된다. 따라서, $1000^{\circ}C$ 이하의 온도에서 사용되어야 한다.

본 파손 튜브의 경우 사용온도가 $1000^{\circ}C$ 이하인지 검토해보기 위해 조직의 고온열화 상태를 관찰하였다. Fig.9는 튜브 건전부의 금속조직을 나타내는데 참고 문헌[3]에 따르면 $950-1000^{\circ}C$ 에서 60,000시간정도 고온 열화된 HK튜브의 금속조직 단계와 비교되는 정도의 열화 조직을 나타내고 있다. 본 가열로의 경우에는 사용시간이 15,000시간 이하임에도 $1000^{\circ}C$ 에서 60,000시간 사용된 재료와 열화 정도가 비슷하다면, 본 튜브의 경우에는 $1000^{\circ}C$ 이상으로 사용된 것으로 판단할

수 있다. Fig.10은 Fig.5에 보였던 균열선단 주위의 조직을 금속현미경을 사용하여 관찰한 사진이다. 균열선단 주위 금속조직 대부분에서 내부의 공동형성(internal void formation)이 관찰되고 있다. 즉 이와 같은 공동은 Ni-Cr강의 경우 사용 온도가 1090-1230℃에 이르면 과열현상으로 공동이 발생한다고 알려져 있다 [4]. 본 가열로 튜브의 경우에도 사용온도가 1100℃를 넘어, 공동형성 및 국부적 과대산화가 발생하여 산화부식공이 발생한 것으로 판단된다. 따라서, 복사전열 튜브의 파손방지를 위해서는 Fig.1의 지지대D 부근의 튜브 온도를 1000℃ 이하로 낮출수 있는 방안을 강구하여야 한다.

4. 결론

고온 가열로에 사용되는 복사전열 튜브(radiant tube)의 균열발생 상태 검토 및 파손시편의 금속학적 조직관찰 및 성분분석을 수행한 결과 다음과 같이 파손원인을 규명하여 파손방지 대책을 수립하였다.

HK강관의 성분에 약간의 Si을 첨가하여 원심주조로 제작된 본 복사전열 튜브는 1000℃이하에서 사용될 경우 Cr_2O_3 산화물이 보호피막을 형성하여 사용상 문제가 없으나, 사용온도가 1000~1100℃를 넘어가면 안정된 Cr_2O_3 는 고온에서 불안정한 CrO_3 로 변하여 보호피막의 효과가 상실된다. 본 튜브는 사용온도 범위 이상에서 사용됨으로써 산화피막이 보호역할을 하지 못하여 반복적인 산화가 발생하였으며, 결과적으로 튜브 내면에 국부적인 산화부식공이 형성되었다. 이 산화부식공 내에 붙어있는 두꺼운 산화물층이 금속과의 열팽창 계수 차이 때문에 산화물층에서 먼저 균열이 발생하고, 산화층 균열 틈새로 튜브 금속재료의 지속적인 산화가 발생하여 산화층 밑의 모세부에도 산화에 의한 작은 균열이 발생하였다. 이 균열이 튜브의 외표면까지 성장하면서 파손이 발생하였다. 따라서, 버너 앞부분(Fig.1의 지지대D부근)의 화염발생부의 온도가 1000℃이하로 유지되도록하면 파손을 방지할 수 있을 것이다.

5. 참고 문헌

- [1] J. Williamson, M. Shipley, "Life Assessment and Monitoring of Furnace Heaters. Improving Reliability in Petroleum Refineries and Chemical and Natural Gas Plants", Houston, Texas, USA, November 9-12, 1992
- [2] M. Walter, M. Schutze, A. Rahmel, "Behavior of Oxide Scales on Alloy 800H and HK40 during Thermal Cycling", Oxidation of Metals, Vol.40, No1., pp37-63, 1993
- [3] 수증기 개질로 및 분해로의 반응관 수명예측, 고압가스 보안에 관한 정보 소개 No. 85, 일본고압가스 보안협회, 1983
- [4] High Temperature Corrosion of Engineering Alloys, G. Y. Lai ed., ASM International pp15-46, 1990

Table 1 Chemical composition of the tested 25Cr-20Ni steel (in wt %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Fe
Tested sample	0.43	1.83	-	0.025	0.008	22.28	22.65	0.068	bal.
Manufacturing Standard	0.20 -0.50	<2.00	<2.00	<0.04	<0.04	18.00 -22.00	24.00- 28.00	<0.50	bal.

Table 2 EDAX analysis results of the failed radiant tube at several locations.

Composition Locations	Ni	Cr	Fe	Si	Mo	S	V
Tube metal far from the cracked region	18.67	30.16	49.74	1.43	-	-	-
Tube metal near to the cracked region	19.56	27.34	51.57	1.53	-	-	-
Crack tip oxide scale	17.19	33.52	44.86	2.44	1.21	0.47	0.30
Detached oxide scale 1	20.22	31.24	44.84	1.41	1.53	0.54	0.22
Detached oxide scale 2	18.05	41.24	35.48	3.06	1.33	0.61	0.22

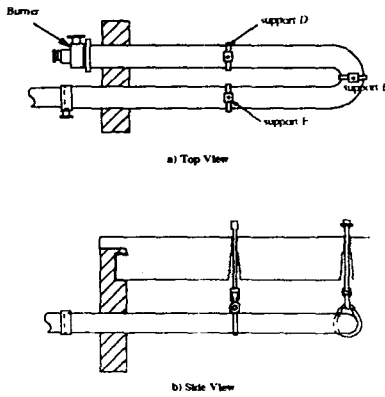


Fig. 1 U-type Radiant tube

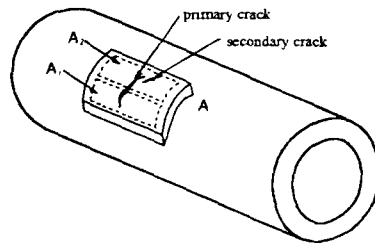


Fig. 2 Radiant tube cracked specimen



(a) external surface

(b) internal surface

Fig.3 Photograph of cracked radiant tube specimen(A₂)

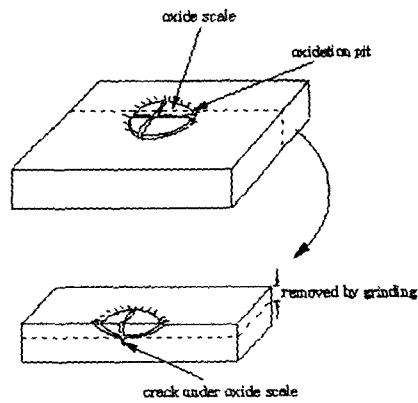
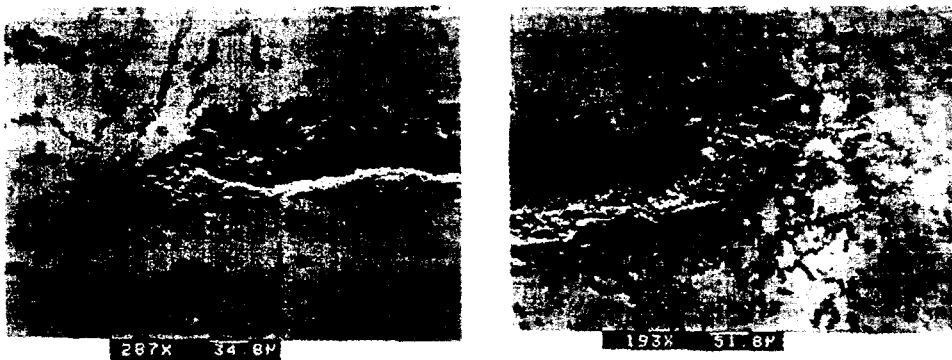


Fig.4 Preparation of metallographic sample for crack tip observation



(a)

(b)

Fig.5 Crack tip morphology



Fig.6 Oxide spike under the surface of primary crack

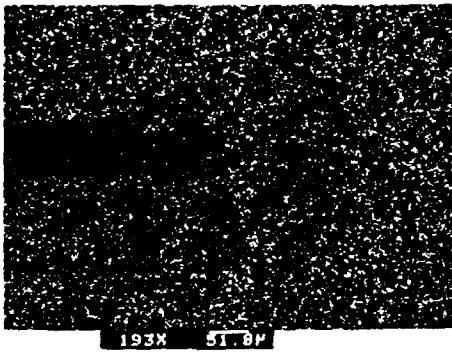


Fig.7 Ni distribution map of the crack tip region

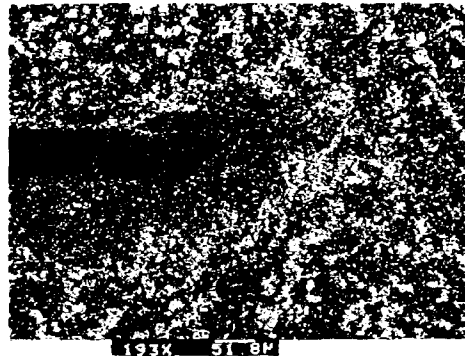


Fig.8 Cr distribution map of the crack tip region



Fig.9 Microstructure of uncracked region of the tested radiant tube

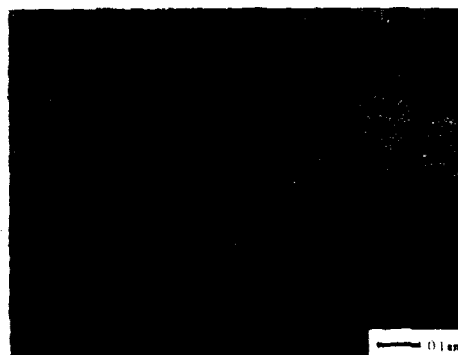


Fig.10 Microstructure of the cracked region of the tested radiant tube