

복사전열 가열로 튜브의 파손방지에 대한 연구

A Study on Failure Prevention of Radiant Heater Tube

윤기봉* · 심상훈* · 유홍선* · 오현환**

K.B. Yoon · S.H. Shim · H.S. Ryou · H.H. Oh

(1997년 7월 28일 접수, 1998년 2월 27일 채택)

ABSTRACT

Radiant heater tubes with an inside burner are designed to transfer the heat generated from the burner to the outside of the tube by radiation. Hence, tube metal must suffer high temperature of approximately 900-1000°C. The radiant tube is usually manufactured by centrifugal casting with high Ni-Cr alloys.

In this study, failure analysis results of the radiant tube are reported. Failure mechanism of the tube was investigated by visual observation of the failed tube, metallographic study of the cracked region and chemical analysis of tube metal and oxide scales. It was argued that the main cause of the cracking is repeated oxidation of the tube metal located beneath the thick oxide scale. Oxidation was caused by abnormally high operating temperature which can be verified by aged microstructure and internal void formation.

1. 서론

제철소 열연공장 등에서 이송중인 압연판재의 열처리를 위하여 사용되는 후판열처리용 소둔로 내에는 복사전열 튜브(radiant tube)를 판재의 상하에 배열하여 판재를 가열하고 있다. 복사전열 튜브는 튜브내에 버너가 설치되어 있

고, 버너에서의 연소로 인한 연소열이 튜브를 통과하는 동안 튜브 표면에서의 복사열전달을 통하여 소재의 열처리를 수행하게 된다. 이와 같이 복사전열 튜브는 그러나 고온조건에서 지속적으로 사용됨에 따라 튜브의 고온열화, 튜브 내부의 연소 가스에 의한 부식 및 침식 등으로 인해 튜브의 두께가 감소하는 감육현상 및 균열

* 중앙대학교 기계공학부

** 포항종합제철

발생 등이 자주 발생하여¹⁾, 안전하고 효율적인 설비 운용 및 양질의 제품생산에 문제를 야기시키고 있다. 가열로 튜브는 900℃이상의 고온에서 사용되므로 보통 Ni, Cr의 함량이 높은 HK강 또는 HP강을 원심주조하여 제작한다.

본 연구에서는 국내에서 원심주조로 제작되어 소둔로 내에서 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 균열 발생이 비교적 자주 보고되었다. 균열발생은 튜브 내면에서 시작되며, 튜브 외면까지 성장되어 내부 연소가스가 튜브 외부로 누출되어 문제를 발생시키게 된다. 균열은 임의의 방향으로 생성되었는데, 균열 방향이 튜브의 축방향 또는 원주방향으로 일정하지 않은 것으로 볼 때 튜브에 발생하는 응력(내압에 의한 응력 또는 열응력 등)이 균열발생의 주요 원인은 아닌 것을 추측할 수 있다. 따라서, 이런 경우의 파손 원인을 분석하기 위해서는 유한요소해석(finite element analysis) 등의 응력 해석보다는, 파손시편의 금속학적 조사 연구가 필요하다.

따라서, 금속학적 파손분석을 위해 지지대 D 부근의 균열부위에서 Fig. 2에 보인 바와 같이

시편A를 채취하였다. 시편 A에는 큰 주균열(primary crack)과 작은 부균열(secondary crack)이 포함되었다. 균열이 발생한 부위의 튜브 내면에는 두께 감육이 많이 발생하여 있었다. 파손원인분석은 이미 파단된 주균열보다, 초기 균열성장이 진행중인 부균열을 대상으로 수행하는 것이 좋으므로, 작은(길이 8-9mm정도) 부균열부위를 대상으로 파손분석을 수행하였다. 본 복사전열 튜브는 국내에서 원심주조로 제작된 25Cr-20Ni강이며 제작규격 및 성분분석 결과는 Table 1에 보인 바와 같다.

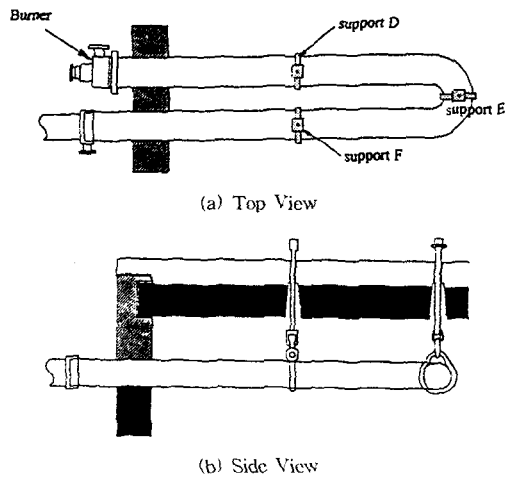


Fig. 1 U-type radiant tube

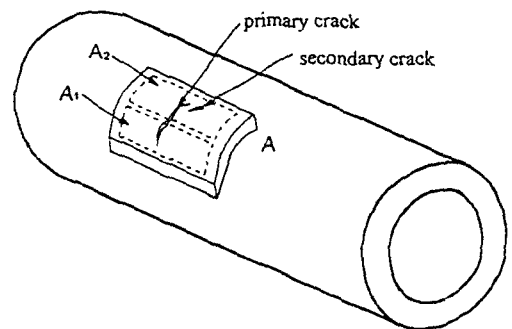


Fig. 2 Radiant tube cracked specimen

2.2 육안관찰

시편의 상세 관찰을 위해 Fig. 2에 보인 바와 같이 시편A를 주균열 중심을 지나는 선을 경계

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 -0.60	<2.00	<2.00	<0.04	<0.04	18.00 -22.00	24.00 -28.00	<0.50	bal.

로 양쪽으로 절단하여 두 개의 시편(시편 A1 및 A2)으로 분리하였다. 이중 한 개의 시편(시편 A1)은 주균열의 균열면 관찰을 위해 균열을 벌리는 방향으로 균열개구파괴(crack opening fracture)시켰으며, 다른 한 개의 시편(시편 A2)은 균열에 수직한 표면을 연마하여 연마된 균열 선단부를 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.



(a) external surface



(b) internal surface

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

시편 A를 포함하는 모든 파손 튜브 샘플에서 내면에 국부적인 두께 감육 손상이 발생했음을 확인할 수 있었다. 이러한 두께 감육은 두께 감육 정도가 버너로부터 떨어진 거리에 따라 점진적으로 변하지 않았으며, 두께 감육이 매우 국부적이고 불규칙적이었다. 시편 A2의 내면을 보여준 Fig. 3(b)에서도 두께 감육부위가 국부적이고, 불규칙적인 감육이 발생하였음을 알 수 있다. 이상의 관찰 결과로부터 감육 원인이 버너 연소가스가 포함하고 있는 고체 입자 등에 의한 침식(erosion)손상일 가능성은 배제할 수 있다. 따라서 감육원인으로 국부적 부식 또는 국부적 산화가 주요 원인인 국부 산화부식공(local oxidation pit)을 고려해 볼 수 있다.

산화부식공 여러개에서 Fig. 3(b)의 화살표에 보인 바와 같이 두꺼운 산화층이 부착되어 남아 있는 것이 관찰되었으며, 대부분의 산화층에는 거북등과 같은 균열이 형성되어 있었다. Fig. 3(b)의 산화층을 확대하여 Fig. 4에 나타내었다. 이와 같은 산화층의 균열은 산화층의 열팽창계수가 산화층이 붙어있는 튜브금속의 열팽창계수와 다르기 때문에 발생된다.

일반적으로 모든 금속의 산화층은 산화가 시작되는 초기 산화단계에서 산화피막을 형성하여 산화가 더 이상 발생하지 못하게 하는 효과(passivation effect)가 있으므로, 금속표면에 안정적인 산화 피막이 형성되면 고온에서의 산화에 대한 저항성이 커지게 된다. 본 복사전열 가열로튜브의 경우 Cr을 주요성분(25%정도 포함)으로 하여 고온에서 Cr₂O₃피막을 형성시킴으로써 고온 산화에 대한 저항성을 높인 재료이다. 그러나 이 산화피막이 어떤 이유로 계속적으로 깨어지거나 없어진다면 모재부의 금속이 계속적으로 반복 산화되어 두께 감육이 발생하게 되며²⁾, 특히 Fig. 4에 보인 바와 같이 산화층에 균열이 발생하면 산화층 균열선단(crack tip) 부분만 피막효과가 없어져서 균열선단 부위 밑의 모재부 금속만 계속적으로 산화가 발생되게 되므로, 시간이 경과하면 산화층 균열부 밑의 모재부 금속부에서도 균열 형성의 날카로운 산화층(oxide spike)이 발생되게 된다. A1시편을 절개해서 얻은 파면을 관찰하여 보아도 균열선단 끝 부위

까지 파면에 산화층이 많이 관찰되었다.



Fig. 4 Enlarged view of oxide scale

2.3 균열부의 금속조직검사

이상과 같은 초기 균열 발생 기구를 확인하기 위해 Fig. 5에 보인 바와 같이 A2시편의 산화층이 부착되어 있는 산화부식공 부위를 절단한 후에, 마운팅(mounting)하여 산화층이 없어지고, 산화층 바로 밑의 금속부위가 나타날 때까지 연마하여, 산화층 균열 밑의 모재금속부에 균열이 발생하였는지 확인하였다. 표면에칭은 실시하지 않고 관찰하였다. 관찰 결과 산화층 바로 밑에 산화층의 균열과 일치하는 방향으로

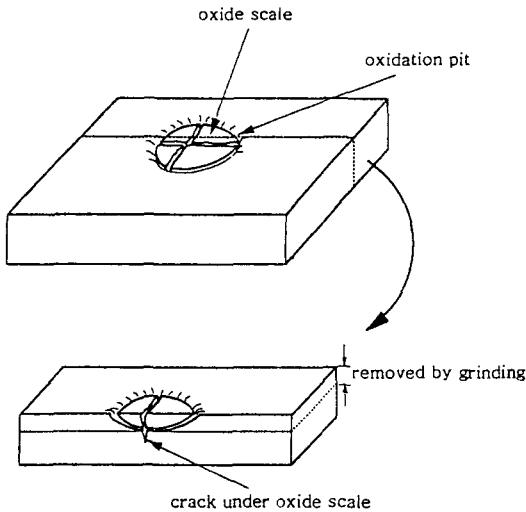
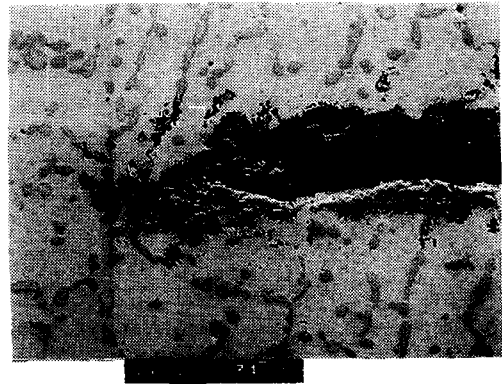
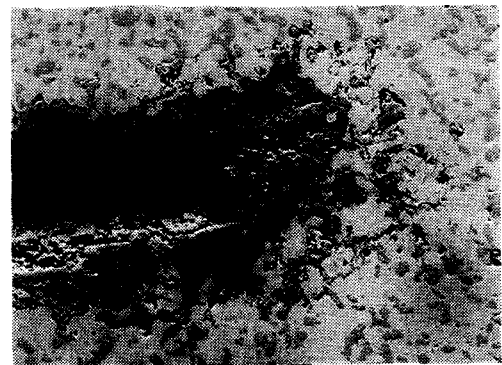


Fig. 5 Preparation of metallographic sample for crack tip observation

길이 4 mm정도의 작은 균열이 모재부 금속에 발생하였음을 확인할 수 있었다. 이 균열의 한쪽 끝과 다른 한쪽 끝을 전자현미경(SEM, Scanning Electron Microscope)으로 관찰하여 Fig. 6(a) 및 (b)에 보였다. Fig. 6(b)에서 보면 균열 선단에서도 균열의 아래 윗면이 상당히 떨어져 있으므로 이 균열은 피로하중 등의 기계적 하중에 의해 발생된 균열이 아니라, 계속적 산화에 의해 형성된 균열임을 알 수 있다. 특히 다른 균열선단 부근(Fig. 6(a))에서도 균열이 날카롭지 않고 금속조직의 입계형상에 따라 산화가 발생한 것을 확인할 수 있다. 따라서, 2.2에서 가정한 균열발생 기구를 확인할 수 있다.



(a)



(b)

Fig. 6 Crack tip morphology

또한, 파손된 튜브 시편(절개된 A1시편)의 주 균열부위를 관찰한 결과를 Fig. 7에 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. 6에 보인 균열과 특성이 매우 유사함을 알 수 있으므로, 튜브의 주균열도 산화에 의해 형성되었음을 짐작할 수 있다.

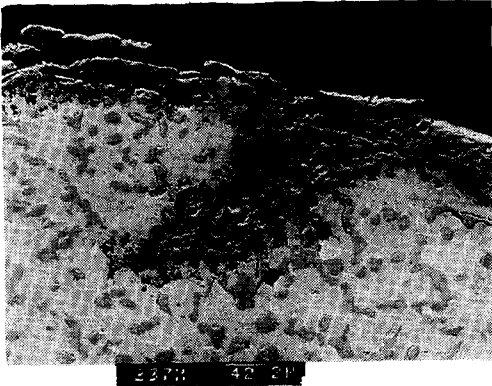


Fig. 7 Oxide spike under the surface of primary crack

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. Table 2의 분석 결과에서 보면 튜브의 건전부위 성분에 비해 주균열 바로 아래의 튜브금속 성분에서는 Cr성분이 감소된 것을 알 수 있다. 이는 균열부위에서의 Cr₂O₃ 산화층 형성때문에 모재 금속부에서 Cr성분이 감소한 때문이다. 또한, 주균열면의 산화스케일이나 떼어낸 2개의 산화층의 분석 결과를 보면 Ni성분은 거의 변화가 없으나 Cr성분은 많이 증가하고 Fe성분은 감소하여 Cr₂O₃가 산화층의 주요 산화물임을 확인할 수 있다.

산화층에 나타난 0.4~0.6%의 S 및 0.2~0.3%의 V등은 연소가스와의 접촉 때문에 발생한 것

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

Locations \ Composition	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

으로 보인다. 높은 농도의 S는 부식을 촉진하고, V는 보통 V₂O₅ 산화물을 형성하여 V₂O₅가 연소가스와 함께 튜브에 충돌하는 경우 튜브의 침식(erosion)을 현저히 증가시킬 수 있으나, 본 파손에서는 S와 V가 튜브 파손의 주요 원인으로 보이지는 않는다.



Fig. 8 Ni distribution map of the crack tip region

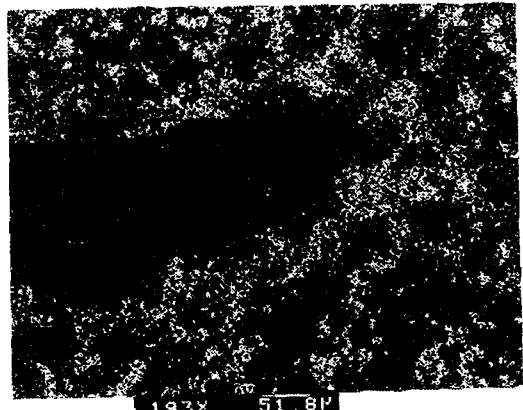


Fig. 9 Cr distribution map of the crack tip region

Fig. 8은 EDX를 사용한 성분지도(mapping)로서 Fig. 6(b)에 보인 균열선단부의 Ni분포도를 나타낸다. 이 사진에서 균열선단의 산화층은 Ni과 무관함을 알 수 있다. 따라서 Ni 때문에 산화가 발생한 것은 아니다. Fig. 9는 동일 부위의 Cr분포도를 나타낸다. Fig. 9로부터 산화층의 Cr농도를 보면 균열선단부의 산화층이 Cr산화물임을 명백히 알 수 있다.

3. 고 찰

고온용 강재의 산화문제는 주로 각 강종의 사용온도범위를 넘어서 사용함으로써 발생된다. 본 가열로 튜브는 제조과정은 원심주조관인 HK강과 유사하나 성분은 Si이 첨가되어 HK강과는 다른 원심주조관이다. 성분으로만 보면 Cr=23~26%, Ni=19~22%, C=0.25%, Si=1.5~3.0%, Fe=balance를 요구하는 314강 (UNS31400 steel)의 성분에 해당된다. 이 재료는 고온에서 Cr₂O₃산화피막을 형성하여 고온 피막효과가 좋으나, 사용온도가 1000℃를 넘어가면 안정된 Cr₂O₃는 고온에서 불안정하며 휘발성이 있는 CrO₃로 변하여 보호피막의 효과가 상실된다. 따라서, 1000℃이하의 온도에서 사용되어야 한다.

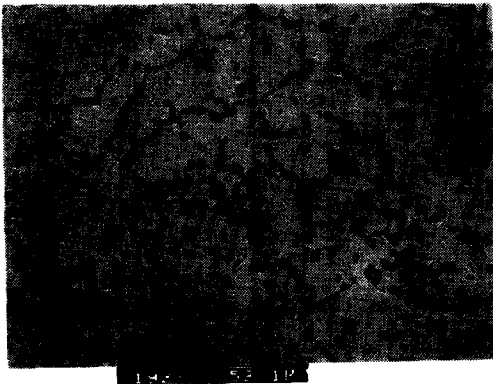


Fig. 10 Microstructure of uncracked region of the tested radiant tube

본 파손 튜브의 경우 사용온도가 1000℃이하인지 검토해보기 위해 조직의 고온열화 상태를 관찰하였다. 왜냐하면 대부분의 경우 튜브의 사용온도는 조직의 열화상태로부터 추측할 수 있

기 때문이다. Fig. 10은 튜브 건전부의 금속조직을 나타내는데 참고문헌³⁾에 따르면 950-1000℃에서 60,000시간정도 고온 열화된 HK튜브의 금속 조직 단계와 비교되는 정도의 열화 조직을 나타내고 있다. 본 가열로의 경우에는 사용시간이 15,000시간 이하임에도 1000℃에서 60,000시간 사용된 재료와 열화 정도가 비슷하다면, 본 튜브의 경우에는 1000℃이상으로 사용된 것으로 판단할 수 있다. Fig. 11은 Fig. 6에 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 있다⁴⁾. 또한, 25Cr-10Ni강의 경우에는 사용온도가 1090℃를 넘으면 공동발생 이외에도 과대 산화가 짧은 시간내에 발생한 경우가 보고되고 있으므로⁴⁾ 이와 유사한 현상이 본 튜브에서도 발생할 수 있다. 본 가열로 튜브의 경우에도 사용온도가 1100℃를 넘어, 공동형성 및 국부적 과대 산화가 발생하여 산화부식공이 발생한 것으로 판단된다. 따라서, 복사전열 튜브의 파손방지를 위해서는 Fig. 1의 지지대 D부근의 튜브 온도를 1000℃이하로 낮출 수 있는 방안을 강구하여야 한다.

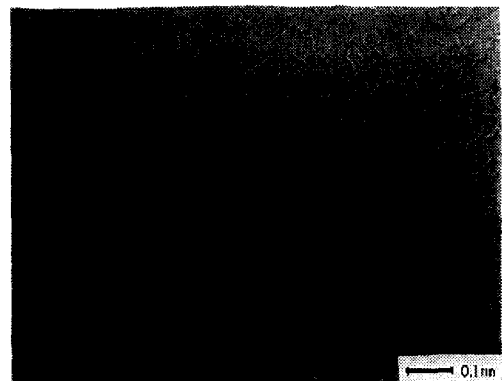


Fig. 11 Microstructure of the cracked region of the tested radiant tube

4. 결 론

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 Si를 첨가하여 원심주조로 제작된 본 복사전열 튜브는 1000°C 이하에서 사용될 경우 Cr_2O_3 산화물이 보호피막을 형성하여 사용상 문제가 없으나, 사용온도가 1000~1100°C를 넘어가면 안정된 Cr_2O_3 는 고온에서 불안정한 CrO_3 로 변하여 보호피막의 효과가 상실된다. 본 튜브는 사용온도 범위 이상에서 사용됨으로써 산화피막이 보호역활을 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 계속적인 산화가 발생하여 산화층 밑의 모재부에도 산화에 의한 작은 균열이 발생하였다. 이 균열이 튜브의 외표면까지 성장하면서 파손이 발생하였다. 따라서, 버너 앞부분(Fig. 1의 지지대 D부근)의 화염발생부의 온도가 1000°C이하로 유지되도록 하면 파손을 방지할 수 있을 것이다.

본 연구는 한국과학재단 산하 산업설비 안전성평가 연구센터(SAFE) 및 포항종합제철의 연구비 지원으로 이루어졌으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 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, No. 1., pp. 37~63, 1993.
- 3) 수증기 개질로 및 분해로의 반응관 수명예측, 고압가스 보안에 관한 정보소개 No. 85, 일본고압가스 보안협회, 1983.
- 4) High Temperature Corrosion of Engineering Alloys, G. Y. Lai ed, ASM International pp. 15~46, 1990.