



1Cr-0.5Mo강 용접부 균열의 고온파괴거동 연구

A Study on Elevated Temperature Fracture Behavior of Cracks in 1Cr-0.5Mo Steel Weld

신규인* · 윤기봉** · 최현창*** · 박재학* · 이해무****
K. Y. Shin · K. B. Yoon · H. C. Choi · J. H. Park · H. M. Lee
(1997년 3월 17일 접수, 1997년 6월 10일 채택)

ABSTRACT

Fracture behavior of ex-serviced 1Cr-0.5Mo steel was measured at room(24°C) and elevated(538°C) temperature and compared with that measured with virgin 1Cr-0.5Mo steel. Compact C(T) specimens were machined from the base and welded test materials. In case of the C(T) specimens of the weld, fatigue precrack was introduced along the fusion line so that following crack growth should occurs along the region of heat affected zone.

It was observed that the J-R curve of the serviced material was significantly lower than that of the virgin material at room temperature. Brittle fracture was observed in the serviced material. On the other hand, at elevated temperature no noticeable difference was found between the J-R curves of the virgin and the serviced material. The measured J-R curves were also compared with those of the 1.25Cr-0.5Mo steel obtained from the other literatures. Optical microscopy and SEM examination of the serviced material reveal the carbide in/along the grain boundary which shows material degradation due to long-term usage. An example of application of the measured J-R curves is shown.

1. 서 론

1960년대 이후 국내의 급속한 경제 발전의 과정

에서 건설된 고온플랜트 설비들은 현재 사용 시간의 장기화로 인하여 점차 노후화 되고 있다. 이러한 노후 플랜트의 사용수명 연장에 대한 요구가 증

-
- * 충북대학교 안전공학과
 - ** 중앙대학교 기계공학부
 - *** 한국중공업 기술연구원
 - **** 한국표준과학연구원 방재기술연구센터

대답에 따라, 설비의 사용, 보수, 교체, 폐기를 평가하기 위하여 예측수명(predictive maintenance)에 필요한 잔여수명 예측기술(remaining life prediction methodology)이 관심사가 되고 있다¹⁾. 외국에서는 오래 전부터 수명예측 기술이 연구 개발되어 왔으며, 국내에서도 외국 기술의 도입 이후 이제는 기술의 응용 단계에 진입하고 있다. 수명예측 기법을 사용하면 보수 및 교체의 비용 절감, 안전성 향상, 설계 수명이 소진된 경우 실제 가동 수명의 연장, 효율 증대 등을 이룰 수 있다. 고온 플랜트의 주요 요소로 증기 파이프, 헤더(header), 터빈 케이싱, 압력용기 및 가열기 등이 있으며 이러한 요소들에 대해서 수명예측을 정확하게 하기 위해서는 균열성장에 대한 최종수명을 평가해야 하므로 고온 파괴역학을 이용하여 해석이 수행되어야만 한다²⁾. 고온에서 운용되는 요소들에 대한 균열성장 수명 평가를 위해서는 파괴인성값 등의 요소 재료의 파괴거동을 알고 있어야 한다. 일반적으로, 고온에서 사용되지 않은 원래 재료에 대해서 파괴거동 데이터는 문헌에서 얻을 수 있지만, 사용한 재료에 대한 파괴거동을 측정하는 연구는 많지 않기 때문에 문헌에서 찾기 어려운 실정이다. 오랜 기간, 고온에서 사용한 재료의 파괴 거동은 사용전 재료와는 확연히 다를 수도 있다고 알려져 있다^{3,4)}. 고온에서 사용되는 두꺼운 구조물들은 처음부터 존재하는 결함이나 사용 중에 생기는 결함들의 크리프 또는 크리프-피로에 의한 균열 성장으로 파괴된다^{5,6)}. 이러한 균열성장에 의한 파괴는 특히 용접으로 제작되어 있는 요소들에서 발생된다. 용접 요소의 균열은 모재부보다는 모재부와 용접부 사이의 열영향부(HAZ)를 따라서 균열이 발생 성장하는 경향이 있다^{7,8)}. 따라서, 용접 열영향부 균열에 대한 균열성장 수명평가는 실제 고온 구조물의 수명진단에 매우 중요하다.

본 논문에서는 약 30년 사용 후 최근 폐기된 국내 화력발전소의 파열기 출구헤더 재료인 1Cr-0.5Mo 강의 파괴거동에 대해 연구하였다. 헤더에서 채취한 열화재와 열화재를 열처리하여 탈취화시킨 신재에 대해서 상온(24°C)에서는 모재부에, 고온(538°C)에서는 모재부와 용접부에 균열이 있는 경우의 파괴거동을 비교 연구하였다. 또한 실험후 파단 시편을 주사식 전자현미경(SEM, scanning electron microscope)으로 관찰하여 파괴 거동의 금

속학적 현상을 연구 고찰하였다.

보일러 헤더의 경우 균열성장 수명을 결정하는 주요 균열이 Fig. 1에서 보는 바와 같이 표면 균열 등의 표면 손상이 아닌, 헤더와 튜브와의 연결부에서 헤더 내부에서 외부로 진행되는 균열 또는 한 쪽 튜브 연결부에서 다른 쪽 튜브 연결부로 진행되는 균열인 것으로 알려져 있다⁹⁾. 따라서, 본 연구 결과 측정된 파괴 인성값 및 재료특성을 사용하여 실제 헤더부에서 균열에 대해 불안정 균열성장의 가능성 여부를 평가함으로써 본 결과의 응용방법을 보여주었다. 본 연구로 측정된 재료의 파괴인성 거동은 실제 고온설비에서 수명 예측을 실시할 때에 유용하게 사용될 수 있는 자료가 될 것으로 본다.

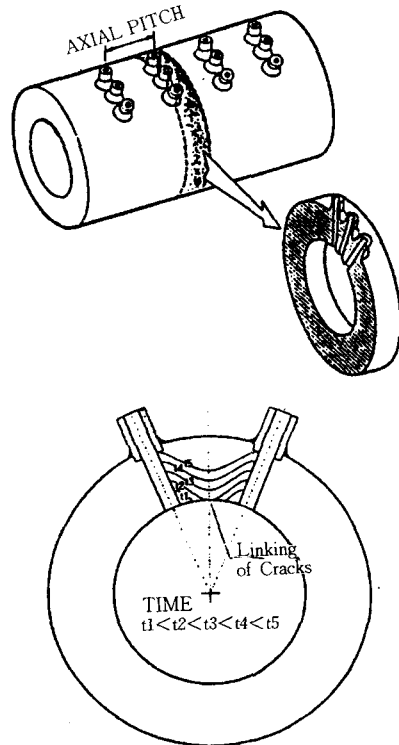


Fig. 1 Schematic diagrams of a header and progression of ligament cracking⁹⁾

2. 실험방법

2.1 실험재료

본 실험에 사용된 재료는 국내 화력발전소에서 1965년부터 사용되다가 최근 폐기된 보일러 과열기 출구헤더(superheater outlet header)부의 재료로서 538℃에서 약 180,000 시간 사용된 1Cr-0.5Mo

강이다. 실험재료의 화학 성분과 이와 유사한 ASTM A387 Grade 12의 화학 성분을 함께 Table 1에 표시하였다.

Table 1 Chemical composition of 1Cr-0.5Mo steel (in wt %)

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	Fe
Test material	0.18	0.27	0.68	0.016	0.014	0.095	0.94	0.44	0.12	0.008	bal.
ASTM A387 Grade12	0.05~0.17	0.15~0.40	0.40~0.65	<0.035	<0.035	—	0.80~1.15	0.45~0.60	—	—	bal.

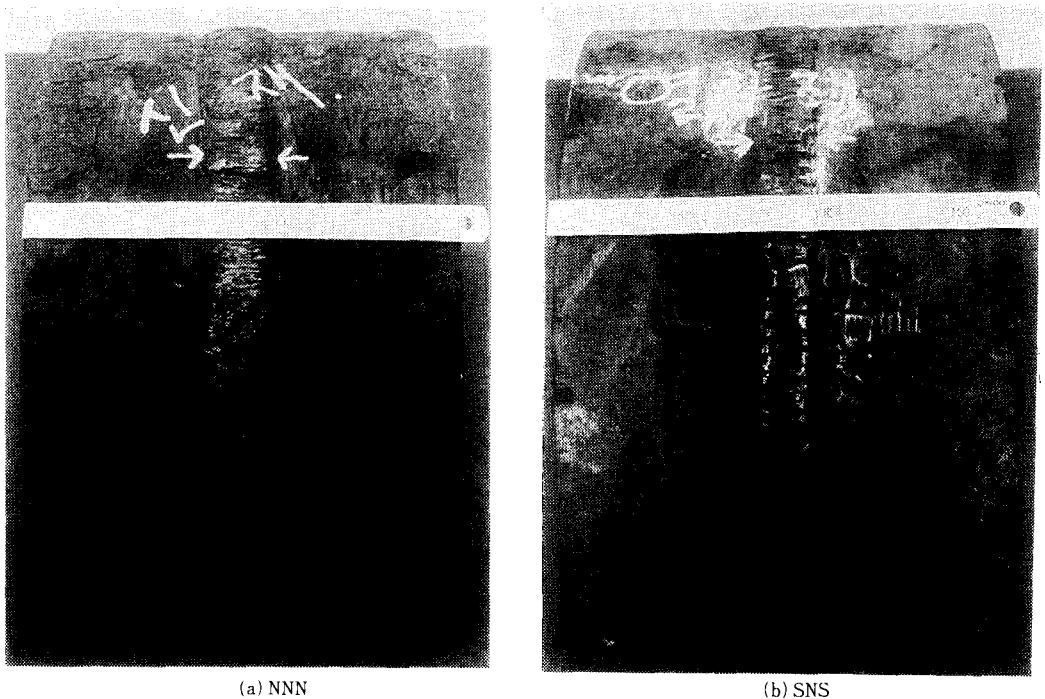


Fig. 2 Two kinds of welded material SNS and NNN (S-serviced material, N-new material)

실험재료로부터 NNN 및 SNS로 표시하여 구별되는 2가지 형태의 용접부 실험 재료를 준비하였다. 즉 고온에서 장기간 사용되어 재질 특성이 열화된 재료를 사용재(serviced material)라 하여 S로 표기하였고, 사용재의 열화된 재료물성을 회복하기 위해 이를 1시간 동안 900℃에서 유지한 후 공기 중에서 냉각시키고, 다시 3시간 동안 720℃에서 유지한 후 공기 중에서 냉각시켜 탈취화 열처리를 실시하여 원래의 재료특성을 회복한 재료를 신재(new material)라 하여 N으로 표기하였다. 이 두가지 재료로부터 사용재와 신재 사이를 동종 용접

재를 사용하여 용접한 재료를 SNS재료, 신재와 신재 사이에 동종 용접재를 사용하여 용접한 재료를 NNN재료로 표기하였다. SNS재료는 고온에서 장기간 사용된 설비에서 결함이 발견되어 보수 용접을 실시한 상태와 같은 조건이 되도록 모사한 것이며, NNN재료는 설비 초기제작 당시의 용접부 상태를 모사한 것이다. 이 두 실험 재료의 외부 형상을 Fig. 2에 나타내었다.

NNN 재료와 SNS 재료의 용접은 GTAW(gas tungsten arc welding)와 SMAW(shield metal arc welding)의 다중 용접으로, 예열 온도는 121℃

/min, 최대 패스간 온도는 315°C/min, 그리고 용접후열처리는 680±20°C로 하였다. 고온설비 용접부의 균열은 대부분 모재부와 용접부 사이인 열영향부에서 발생 및 성장하게 되므로 NNN 재료와 SNS 재료는 용접을 실시할 때에 Fig. 3에서 보인 바와 같이 용선(fusion line)의 한 쪽이 외부표면과 직각 방향이 되도록 용접하여 C(T)시편 제작시 직각 방향의 용선을 따라 노치가공을 하면 균열 성장이 열영향부를 따라서 성장하도록 하였다.

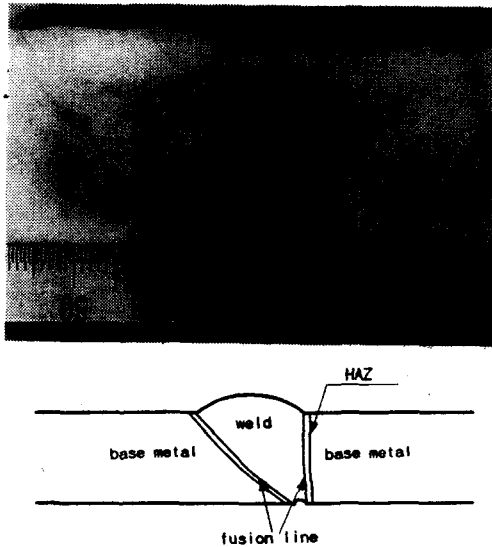


Fig. 3 Fusion line and heat affected zone of the welded material

2.2 금속조직 관찰 및 경도측정

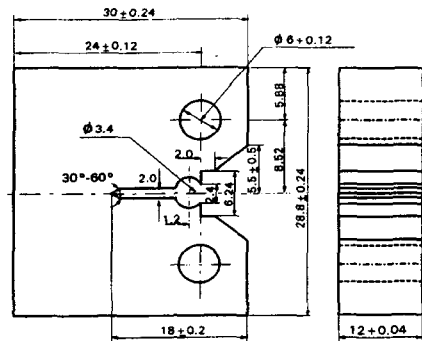
실험재료 사용재(S) 및 신재(N)의 조직을 광학현미경으로 관찰하였다. 주사식 전자현미경(SEM, scanning electron microscopy)을 이용하여 사용재의 경우 탄화물이 재료가 열화됨에 따라 어느 정도 분포 또는 석출되었는지 관찰하였다. 신재의 경우 탈취화 열처리에 의해 탄화물 분포가 정상상태로 복귀되었는지 관찰하였다. 조직 관찰은 재료로부터 표면 복제법(replication method)을 이용하여 채취한 레프리카(replica)로부터 관찰하였다. 또한 파괴인성 시험이 끝난 후 파단된 시편의 파면으로부터 SEM 관찰을 통하여 파괴양상을 관찰하였다.

용접절차의 정상상태 여부의 판단은 경도값 측

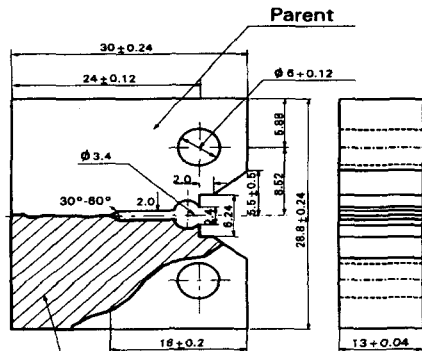
정으로 이루어 질 수 있다. 1Cr-0.5Mo 강의 경우 용접 후열처리가 정상적으로 이루어졌다면 용접부는 대략 190~210Hv 정도의 경도값을 나타내며, 모재부는 약 150~170Hv 정도의 경도값을 갖는 것으로 알려져 있다¹⁰⁾. 경도값은 Micro-DurII 초음파 경도기를 이용하여 NNN, SNS 재료 각각의 모재(base metal), 열영향부(HAZ), 용접부(weld metal)의 내표면과 외표면 부근에서 10회씩 측정하였으며, 평균값을 비교하였다.

2.3 인장 및 파괴인성 시험

파괴인성 시험을 위해서 NNN 재료와 SNS 재료에 대해 Fig. 4에서와 같이 모재부 및 용접부 두 가지 종류의 C(T)시편을 준비하였다. 용접부 C



unit : mm
(a) C(T) specimen(Base)



unit : mm
(b) C(T) specimen(Weld)

Fig. 4 C(T) specimen geometry for base and weld metal

(T)시편의 경우 노치끝 선단이 모재부와 용접부 사이인 융선(fusion line)을 따라 위치하도록 기계 가공을 한 후에 균열이 열영향부를 따라서 성장하도록 예비균열을 형성시켰다. 인장시험은 사용재 및 신재의 모재부에 대해 ASTM E8의 인장시험 규격에 근거하여 25°C 및 538°C에서 실시하였다. 파괴인성 측정시험은 ASTM E813의 J_{IC} 측정 규격 및 ASTM E1152의 J-R 곡선 측정 규격에 제시된 방법을 기준으로 실시하였다. C(T)시편의 노치부의 길이 (a_m)는 12mm이며, 예비균열(a_i)은 노치로부터 2mm 정도 내어 초기 균열길이(a₀=a_m+a_i)는 14mm, 초기 균열 비(crack ratio, a/W)는 0.6이 되도록 하였다. 예비 파괴 균열 형성시 최대 하중은 소성 한계 하중의 40%이하로 하였다. 초기 파괴균열 형성 후에 파괴인성 시험시 고온에서의 균열 터널링(tunneling) 현상을 방지하기 위해 두께의 10%의 깊이로 측면홈(side groove)을 가공한 후에 시험하였다. 파괴인성시험에 사용된 시험기는 3채널 가열방식의 전기로를 갖추고 있는 서보유압식 파괴시험기이다. 고온 실험 전에 538°C ±2°C 이내의 범위에서 4~5시간 정도 온도를 유지시킨 후, 시험속도 0.5mm/min으로 파괴인성 시험을 하였다.

균열 성장량을 측정하기 위해 직류 전위차법(DCPD: direct current potential drop method)을 사용하였다^{11~13)}. 직류 전위차법에 의해 균열성장 모니터는 용이하였으나, 균열진전 개시점을 정의하기 어려웠으므로 균열진전 개시점(crack initiation point)의 측정은 균열 성장량을 계산하여 J-R 곡선 상에서 외삽법(extrapolation)으로 결정하였다. 직류 전위차법을 사용할 때에 전류 입력 단자는 C(T)시편 위, 아래의 폭 중앙(0.5W)에 위치하도록 하였고, 전위 출력 단자는 노치 중심선으로부터 8mm 떨어진 곳에 설치하였다. 입출력선으로는 스테인레스 선을 이용하였으며, 시편에 용융용접으로 연결하였다. 시험시 10Amp의 입력 전류를 시험편에 일정하게 흐르게 하였으며, 균열 성장시 균열 주변의 전압의 변화를 측정하기 위하여 출력선을 전압 측정기에 연결하고, 이를 다시 SCR(strip chart recorder)에 연결하여 시간-하중-전압차를 기록하였다. 또한 별도로 x-y기록계에 하중-변위 곡선을 기록하여, 결과적으로 시간-하중-변위-전압차를 모두 기록하여 이 데이터로부터 J_{IC}

및 J-R 곡선을 측정하였다. Fig. 5에 실험 장치의 개략도를 나타내었다. 균열 길이는 시편의 균열 성장량과 균열 성장시 이에 따른 전압 변화량과의 관계를 나타낸 아래의 Johnson의 식을 사용하여 계산하였다¹⁴⁾.

$$a = \frac{2W}{\pi} \cos^{-1}$$

$$\left\{ \frac{\cosh \frac{\pi y}{2W}}{\cosh \left[\frac{U}{U_0} \cosh^{-1} \left(\cosh \frac{\pi y}{2W} / \cos \frac{\pi a_0}{2W} \right) \right]} \right\}$$

..... (1)

여기서 a는 균열 길이, W는 시편 폭, y는 노치 중심으로부터 출력 단자까지의 거리, U는 전압차, U₀는 초기전압차, a₀는 초기 균열 길이이다.

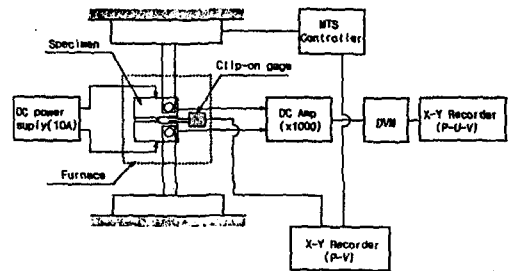


Fig. 5 Schematic diagram of experimental facilities

고온 파괴인성 시험은 시편이 완전 파단되기 전에 실험을 멈추었으며, 시편을 전기로에서 빼내어 공냉시키고 액체 질소에 담근 후 저온에서 파단하여 최종 균열 성장량을 실측하였다. 실측한 균열 성장량은 전위차법으로 예측한 균열 성장량과 비교하였다. 상온에서 실험한 시험편은 실험 종료후 전기로에 넣어 300°C에서 20분 동안 유지시킴으로써, 균열 성장된 파면을 표시(heat tinting method)한 후에 액체 질소에 담구어 저온에서 파단시켰다. 파단된 시편은 두께 방향으로 8등분한 9점에서 예비 균열 길이 및 최종 균열 길이를 측정하였으며 이 길이들에 대한 평균값을 초기 및 최대 균열 길이로 이용하였다. 이때 측정된 균열 길이와 측정 전위차로부터 예측된 균열 길이가 상이할 경우 다음 식을 사용하여 균열 길이 예측값을 보정하였다¹⁵⁾:

$$\Delta a = \Delta a_p \left(1 + \frac{d}{\Delta a_p} \right) \dots \dots \dots (2)$$

이때, Δa 는 측정된 균열 성장량, Δa_p 는 전위차로부터의 예측된 균열 길이, d 는 실험 종료시 균열에서 측정된 균열 길이와 예측된 균열길이의 차이, Δa_{pf} 는 최종 예측된 균열길이이다. 이와 같이 계산한 균열 길이 Δa 와 J 값으로부터 ASTM E813의 방법으로 J_{IC} 값을 결정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 인장시험

인장 시험의 하중-변위 기록으로부터 진응력-진변형률 관계를 구한 후, 소성 변형률(ϵ_p)과 응력(σ) 사이의 지수 법칙(power law, $\epsilon_p = D \sigma^m$)을 이용하여 최소 자승법에 의해 재료의 소성상수 D 와 m 을 결정하였다. 시험 결과는 Table 2에 정리하였다. 이때 상온(24°C)과 고온(538°C)에서의 재료의 탄성 계수는 문헌상의 결과²⁾를 인용하였다. Table 2에서 사용재의 강도는 신재의 강도보다 저하되어 있음을 알 수 있다.

Table 2 Tensile properties of the test material (1Cr-0.5Mo steels) at 25 and 538°C

Material	Temp. (°C)	Young's modulus (GPa)	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	D	m
New	25	210	412.5	541.0	5.89E-18	5.86
Serviced			282.0	494.5	2.54E-13	4.68
New	538	147	338.0	445.0	6.46E-25	8.62
Serviced			258.8	308.0	4.95E-34	12.75

3.2 경도측정

NNN, SNS 재료에 대해 측정된 경도값을 측정 위치와 함께 Fig. 6에 나타내었다. 모재부에서는 사용재의 경도값이 신재의 경도값보다 낮아서, 고온 사용에 의해 열화가 발생했음을 알 수 있다. 용접부는 용접재 경도값이 모재부의 경도값보다 크게 나타났다. 용접재 경도값이 Hv 188-190, 모재부 경도값이 Hv 150-160이므로 용접 및 후열처리 과정이 정상적이었음을 확인할 수 있었다.

3.3 미세조직 관찰

1Cr-0.5Mo강의 신재와 사용재에서 모재부에 대한 금속조직을 광학 현미경으로 관찰한 것을 Fig.

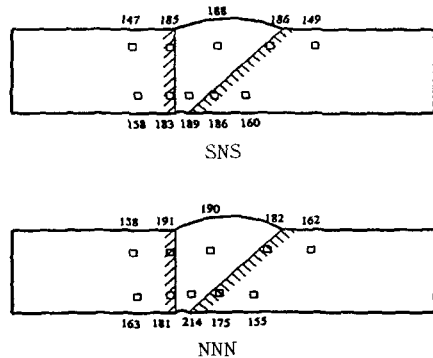
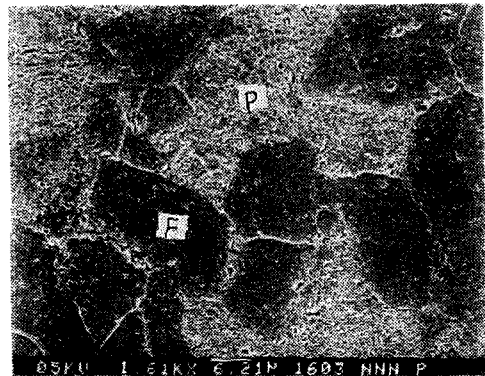
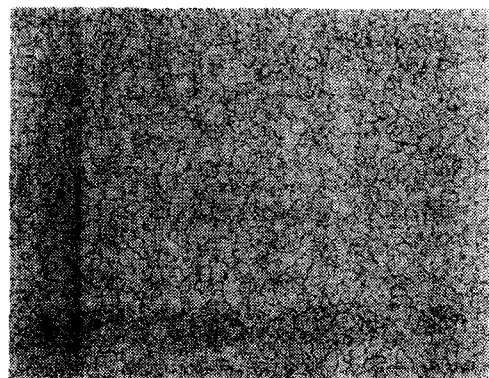


Fig. 6 Location of hardness measurements and the measured mean values (Hv)



(a) new material(x200)

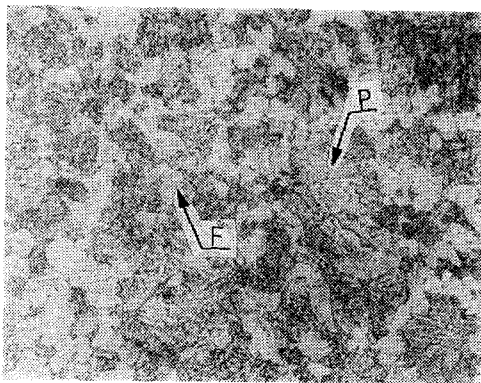


(b) serviced material(x200)

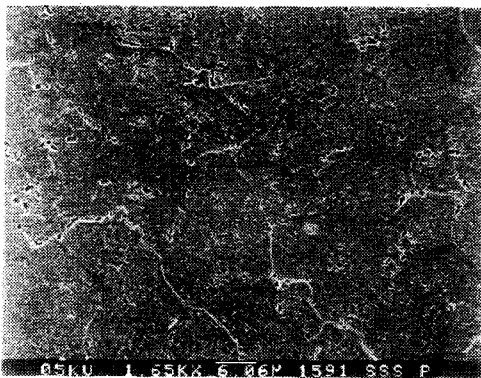
Fig. 7 Optical microscopy of the tested 1Cr-0.5Mo steel

7에 나타내었다. (a)의 신재의 모재부에서의 조직은 웨어라이트(F, ferrite)와 퍼얼라이트(P,

pearlite)가 뚜렷하게 구별되어 회복 열처리에 의해 정상조직이 회복된 것을 확인할 수 있다. 그러나 고온에서 오래 사용되어 열화되어 있는 사용재의 조직 (b)는 퍼일라이트가 소멸되어 있었다. 또한 탄화물이 입계내 또는 입계에 석출되어 있는 상태를 관찰할 수 있다. 이를 확인하기 위하여 전자 현미경(SEM)을 이용, 확대(x1600) 관찰하여 Fig. 8에 나타내었다. 신재의 경우 침상조직과 페라이트가 확실히 구별되고, 입계에서도 탄화물 석출이 관찰되지 않았지만, 사용재는 입계는 물론 입내에서 탄화물 석출이 상당히 진행되었음을 확인할 수 있었다.



(a) New(x1600)



(b) Serviced(x1600)

Fig. 8 Scanning electron microscopy of the 1Cr-0.5Mo steel (P-pearlite, F-ferrite)

3.4 파괴인성 시험

상온(24°C)에서 실험한 신재와 사용재의 모재부

J- Δa 측정 결과는 Fig. 9에 나타내었다. 상온 실험결과 사용재에서는 갑작스런 균열 성장에 의한 불안정 파괴(unstable fracture)가 발생하였다. 신재의 경우에는 불안정 파괴가 발생하지 않았고 J-R곡선은 사용재에 비해 균열성장 저항이 높게 나타났다. 고온(538°C)의 모재부 실험에서 신재와 사용재의 J- Δa 측정 결과는 Fig. 10에서 보듯이 고온에서는 신재와 사용재의 균열 저항 곡선이 서로 유사하게 나타났다. 고온(538°C) 용접부의 실험에서 NNN시편과 SNS시편의 J- Δa 측정 결과는 Fig. 11에 나타내었다. 이 그림에서 신재 열영향부의 WS6 시편의 J-R 곡선이 크게 증가하는 것으로 나타났지만 그 외에는 NNN시편과 SNS시편의 균열성장 거동이 비슷한 경향을 보였다. 고온 열영향부의 J- Δa 측정 결과와 모재부의 J- Δa 측정 결과를 모두 Fig. 12에 나타내었다. WS6의 시편의 경우 J-R시험중 균열성장 방향이 초기균열의 방향과 서로달라 Mode I의 균열성장으로 보기 어려운 경우이었다. 이는 용접부의 불균일성 때문에 균열진전방향이 용접재쪽으로 바뀐것으로 생각된다. 따라서, WS6 시편의 실험 결과를 제외하면 고온에서는 용접부의 J-R 곡선과 모재부의 J-R 곡선이 서로 유사하다. 그러므로 1Cr-0.5Mo 강 용접부 균열에 대한 고온에서의 파괴거동은 모재부의 파괴거동과 유사함을 알 수 있어 열영향부에 균열이 존재하는 경우 Fig. 13에 보인 곡선을 대표적인 단일 J-R 곡선으로 사용할 수 있을 것이다.

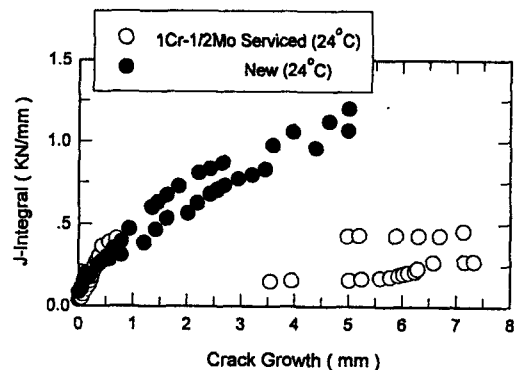


Fig. 9 J- Δa data of new and serviced base metal of 1Cr-0.5Mo steel at 24°C

Fig. 14는 Liaw 등¹⁰⁾에 의해 보고된 1.25Cr-0.5Mo 강 모재부와 용접부의 J-R 곡선과 본 실험

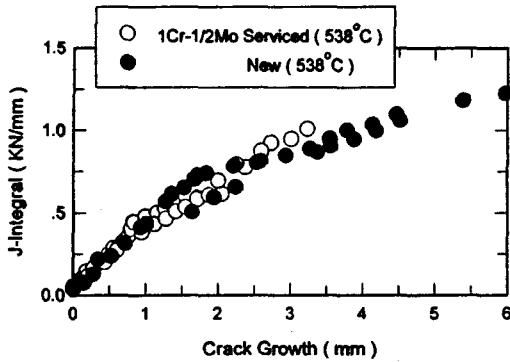


Fig. 10 J-Δa data of new and serviced base metal of 1Cr-0.5Mo steel at 538°C

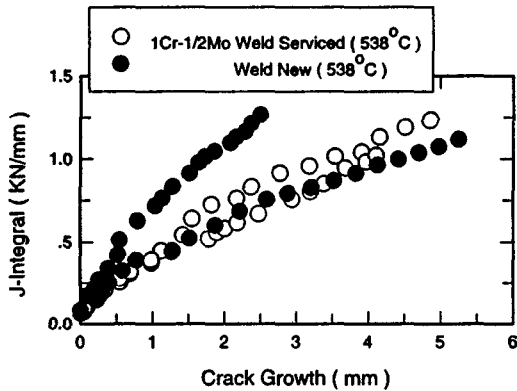


Fig. 11 J-Δa data of new and serviced weld metal of 1Cr-0.5Mo steel at 538°C

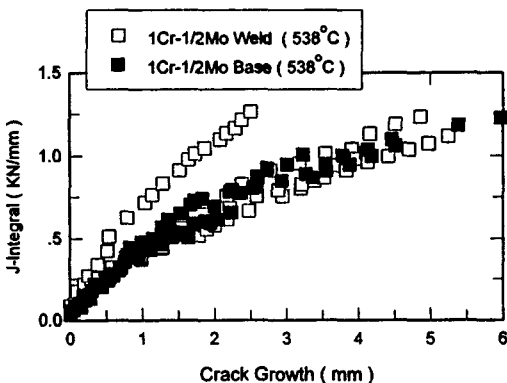


Fig. 12 J-Δa data of all the tested specimen of 1Cr-0.5Mo steel at 538°C

1Cr-0.5Mo 강의 모재부와 열영향부와의 J-R 곡선을 비교한 것이다. Liaw의 용접부 실험에 대해서

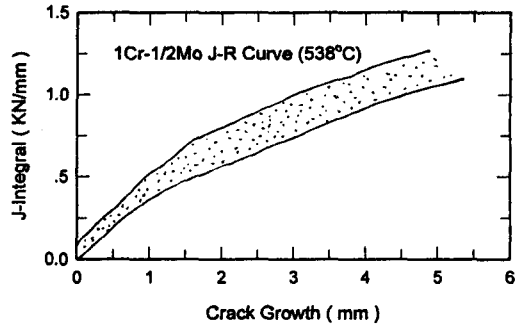


Fig. 13 Scatterband of J-Δa data of 1Cr-0.5Mo steel at 538°C

는 열영향부가 아닌 용접부 중앙에 균열 성장이 발생하도록 시편을 가공한 것이기 때문에 용접부의 실험결과는 낮은 균열성장 저항성을 가진 J-R 곡선을 나타낸다. 그러나, 모재부의 실험결과는 본 실험결과인 1Cr-0.5Mo 강의 모재부와 용접부의 J-R 곡선과 유사한 것을 알 수 있다.

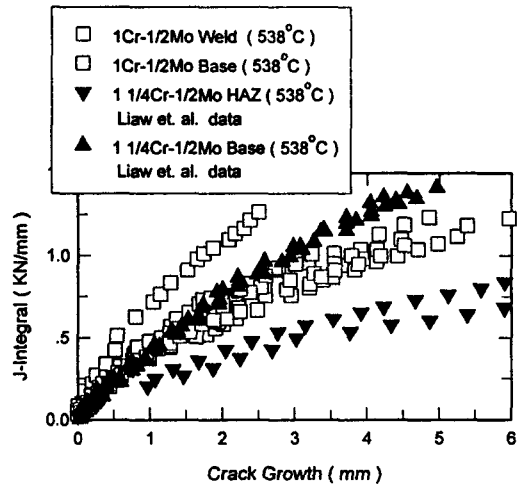
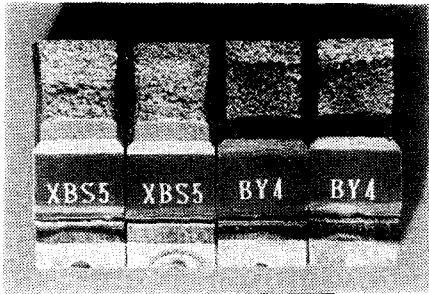


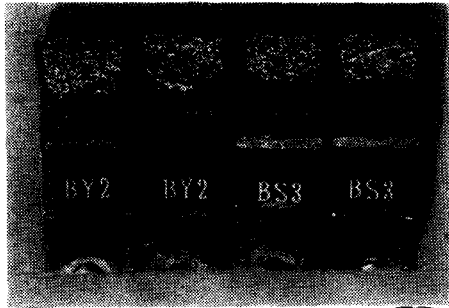
Fig. 14 Comparison of J-Δa data obtained in this study with the published data

이상의 J-R 곡선 측정 시편의 파단 후 모습을 Fig. 15에 나타내었으며 SEM 관찰을 통해 얻은 파면사진을 Fig. 16~17에 나타내었다. Fig. 16은 상온에서의 신재와 사용재의 모재부를 SEM으로 500배로 관찰한 것이다. 신재는 연성파괴를 나타내는 전형적인 딤플파괴(dimple fracture)를 보여주며 퍼얼라이트의 파단면이 중간에 나타나고 있다.

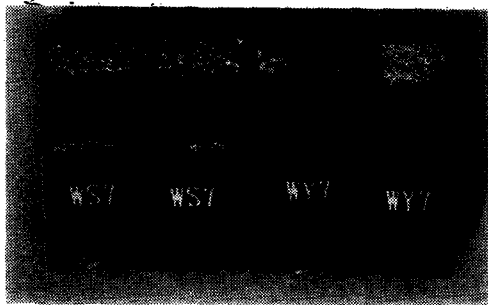
사용재는 리버패턴(river pattern)이 형성된 전형적인 벽개파괴로 취성파괴를 보여주고 있다. 그러나 고온으로 실험한 모재부 시편의 파단후 사진은 신재와 사용재 모두 Fig. 17과 같이 딴플(dimple)이 형성된 연성파괴(ductile fracture)로 나타났으며 사용재의 경우 딴플의 중심부가 되는 곳에 카바이드형상의 입자들이 보이고 있다.



(a) base metal specimen at 24°C



(b) base metal specimen at 538°C

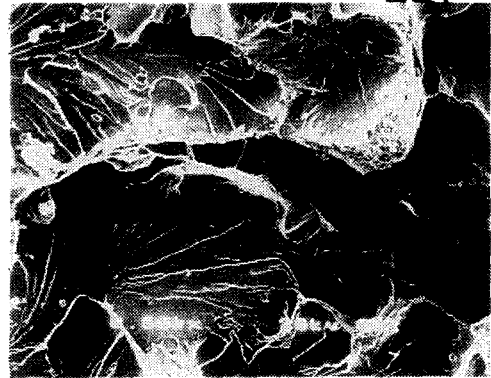


(c) HAZ metal specimen at 538°C

Fig. 15 Fracture surface of fracture toughness specimens



(a) new material(x500)

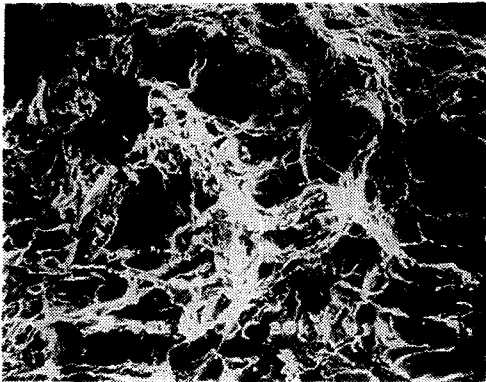


(b) serviced material(x500)

Fig. 16 Fracture morphology of fracture toughness specimen of the base metal(24°C)

Table 3 Fracture toughness test results at 24 and 538°C

Material	Specimen No.	Temp. (°C)	J _{IC} (N/mm)	Tearing Modulus(T)
base of new	BS4	24	240.0	250.0
	XBS5		340.0	250.0
base of serviced	BY3	24	—	—
	BY4		—	—
base of new	BS2	538	300.0	140.0
	BS3		340.0	320.0
base of serviced	BY1	538	430.0	460.0
	BY2		300.0	530.0
HAZ of new	WS6	538	830.0	620.0
	WS7		400.0	290.0
HAZ of serviced	WY6	538	360.0	370.0
	WY7		420.0	510.0



(a) new material(x500)



(b) serviced material(x500)

Fig. 17 Fracture morphology of fracture toughness specimen of the base metal(538°C)

1Cr-0.5Mo 강의 신재와 사용재의 상온 및 고온 파괴인성의 계산 결과를 Table 3에 나타내었다. 재료의 찢김계수(tearing modulus)의 평균값 T 를 다음 식으로 계산하여 Table 3에 나타내었다¹⁶⁾ :

$$T = \frac{E}{\sigma_y^2} \frac{dJ}{da} \dots\dots\dots (3)$$

여기서 σ_y 는 유동응력으로 항복응력과 인장강도의 평균값이다. dJ/da 는 J-R곡선을 1차식으로 표현했을 때 곡선의 기울기이다.

3.5 파괴해석 상용코드를 이용한 해석 예

본 연구로 측정된 J_{IC} 및 T 값을 사용하여 실제 보일러 헤더의 균열에 대한 파괴역학해석을 실시하였다. 파괴해석용 상용 컴퓨터 코드¹⁷⁾를 이용하여, 실제 헤더 내의 균열 전파 시작조건에 대해 살펴보고, 균열전파에 의한 증기 누수가 먼저 발생하는지 증기 누수전에 불안정파괴가 발생하는지 최종 파단형태에 대해 살펴보았다. 해석된 헤더는 외부 직경 310mm, 내부 직경 250mm, 두께 30mm로 본 연구에 이용된 1Cr-0.5Mo 강의 헤더와 같은 형상에 Fig. 18과 같이 반 타원형(semi-elliptical)의 내부 균열이 존재한다고 가정하였다. 이 가정은 실제 헤더에 연결된 파이프와 파이프 사이에서 외부로 향하는 내부 균열과 매우 유사하다. 사용온도는 538°C, 내압은 62MPa, 그리고 초기 균열 a_1 은 2mm, a_2 는 20mm, a_3 는 20mm에서 균열이 증가한다고 보았다. 균열은 두 개의 튜브 사이(Fig.

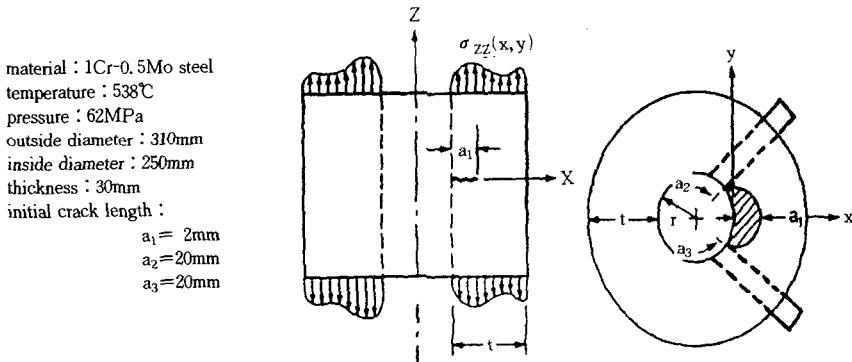


Fig. 18 Schematic diagram of a semi-elliptical surface crack in a header

18에 점선으로 표시)에서 바깥 방향으로 진행하므로 a_2 , a_3 는 고정하고 a_1 만 증가한다고 가정하고

해석하였다. 이 해석을 수행하기 위한 항복 강도, 탄성 계수, 포아송 비 그리고 소성 상수 D , m 값

은 본 연구에서 측정된 데이터를 사용하였다.

균열 길이 a_I 의 증가에 따른 J-적분 값의 계산 결과를 Fig. 19에 나타내었다. 본 연구에서 측정된 J_{IC} 평균값이 0.364KN/mm이므로 균열 길이가 3.29mm 이상인 경우 균열은 사용 중에 균열성장이 시작하게 됨을 알 수 있다. 균열 진전력과 재료의 균열 성장에 대한 저항의 관계를 나타내는 tearing instability이론을 이용하여 헤더에 작용하는 찢김 계수(T_{app})가 재료의 찢김계수(T_{mat})보다 커서 불안정 균열성장이 발생하는지를 해석한 결과, 헤더는 균열이 두께에 해당하는 30mm까지 성장하는 경우에도 $T_{app} < T_{mat}$ 이어서 불안정 균열성장은 발생하지는 않았다. 따라서 헤더의 균열이 크게 성장하여도 갑작스런 파괴로 연결되지 않는 파단전 누설(leak before break)조건을 만족함을 알 수 있다.

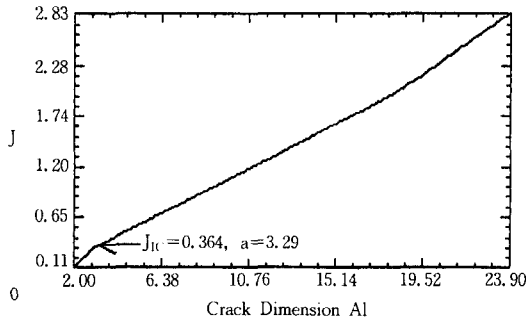


Fig. 19 The J-integral evaluations using a commercial fracture analysis computer code

4. 결 론

538°C에서 약 180,000시간 사용되어 열화된 1Cr-0.5Mo강 사용재를 확보하여, 이중 일부를 탈취화 열처리하여 파괴 저항성을 신재와 같이 회복하였다. 사용재와 신재(즉, 탈취화 회복재)의 모재부 및 용접부로부터 C(T) 시편을 가공하여, 파괴인성값 J_{IC} 및 균열 성장 저항성, J-R곡선을 상온 및 538°C에서 측정하였다. 또한 측정된 파괴특성값을 사용하여 발전소 헤더에 균열이 존재하는 경우에 대한 파괴해석을 수행하는 예를 보여주었다. 연구 결과는 다음과 같다.

- 1) 모재부의 상온 파괴인성 실험(24°C)에서는 사용재의 모재부에서만 갑작스런 균열 증가로 인

한 불안정한 파괴가 일어났으며 신재는 사용재보다 균열 저항성이 높았다. 시험 후 파단된 시편을 SEM으로 관찰한 결과 사용재는 리버패턴이 형성된 벽개 파괴인 취성파괴를 보였지만 신재는 딩플이 형성된 연성파괴를 보였다.

- 2) 모재부의 고온 파괴인성 실험(538°C)에서는 사용재와 신재의 균열 성장 거동은 큰 차이가 없었다. SEM 관찰에서도 신재와 사용재의 모재부 모두 딩플파괴에 의한 연성 파면을 나타내었다.
- 3) 용접부의 고온 실험(538°C)에서도 사용재와 신재의 균열 성장 거동에 큰 차이가 없었으며, 이는 모재부의 거동과 유사하였다.
- 4) 문헌상에 보고된 1.25Cr-0.5Mo 강 of 모재부와 본 연구에서 측정된 모재 및 용접부의 J-R곡선을 비교해 보면 서로 유사한 경향을 가짐을 알 수 있었다.
- 5) 모재부의 조직 관찰시 신재는 퍼얼라이트와 웨라이트의 조직이 뚜렷이 구별되고 탄화물의 석출은 없지만 사용재는 퍼얼라이트 조직이 소멸되면서 탄화물이 입계 또는 입내에 석출되었다.
- 6) 상용 파괴해석 컴퓨터 코드를 이용하여 1Cr-0.5Mo 강 헤더에 균열이 존재하는 경우 파괴거동을 예측함으로써 본 연구결과의 적용 예를 보여주었다.

본 연구는 1995년도 한국중공업(주)의 연구비 지원에 의해서 수행된 연구의 일부로 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 1) 제6회 경년열화 및 수명평가 심포지엄 논문집, 경년열화 및 수명평가 연구회, 1996.
- 2) P. K. Liaw, A. Saxena and J. Schaefers, "Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes-Part I. Material Properties", Engng. Fracture Mech., Vol. 32, No. 4, pp. 675~708, 1989.
- 3) 윤기봉, 윤석호, 김승태, 서창민, 남승훈, "시효 열화시킨 1Cr-1Mo-0.25V강의 고온에

- 서의 J_{IC} 및 T_{mat} 의 평가”, 대한기계학회논문집, Vol. 18, No. 11, pp. 2860~2870, 1994.
- 4) P. K. Liaw, M. G. Burke, A. Saxena and J. D. Landes, “Fracture Toughness Behavior of Ex-Service 2.25Cr-1Mo Steels from a 22-Year-Old Fossil Power Plant”, Metallurgical Transactions A, Vol. 22A, pp. 455~468, 1991.
 - 5) 백운봉, 남승훈, 서창민, 윤기봉, “크리프-피로 균열성장에서의 초기 천이거동에 대한 연구”, 대한기계학회논문집 Vol. 18, No. 6, pp. 1722~1729, 1994.
 - 6) 윤기봉, 백운봉, 이해무, “하중증가시간이 다른 사다리꼴 파형에서의 Cr-Mo-V 강의 크리프-피로 균열성장 거동”, 대한금속학회지, Vol. 32, No. 4, pp. 496~502, 1994.
 - 7) R. Viswanathan, R. Dooley and A. Saxena, “A Methodology for Evaluating the Integrity of Longitudinally Seam-Welded Steam Pipes in Fossil Plants”, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 110, pp. 283~290, 1988.
 - 8) P. K. Liaw, G. V. Rao and M. G. Burke, “Creep Fracture Behavior of 2.25Cr-1Mo Welds from a 31-Year-Old Fossil Power Plant”, Materials Science Engng., A131, pp. 187~201, 1991.
 - 9) G. J. Nakaoneczny and C. C. Schultz, “Life Assessment of High Temperature Headers”, Proceeding of the American Power Conference, Vol. 57-III, pp. 1855~1884, 1995.
 - 10) Unpublished report, Group Sponsored Project 2580 Final Report, ERA Technology, 1994.
 - 11) A. Bakker, “A DC Potential Drop Procedure for Crack Initiation and R-Curve Measurements during Ductile Fracture Tests”, ASTM STP 856, pp. 394~410, 1985.
 - 12) K. Schwalbe, D. Hellmann, J. Heerens, J. Knaack and J. M. Roos, “Measurements of Stable Crack Growth Including Detection of Initiation of Growth Using the DC Potential Drop and Partial Unloading Method”, ASTM STP 856, pp. 338~362, 1985.
 - 13) C. W. Marshall, P. R. Held, M. P. Landow and P. N. Mincer, “Use of the Direct Current Electric Potential Method to Monitor Large Amounts of Crack Growth in Highly Ductile Metals”, ASTM STP 1074, pp. 581~593, 1990.
 - 14) K. H. Schwalbe and D. Hellmann, “Application of the Electrical Potential Method to Crack Length Measurements Using Johnson’s Formula”, Journal of Testing and Evaluation, Vol. 9, No. 3, pp. 218~221, 1981.
 - 15) A. Saxena, “Electrical Potential Technique For Monitoring Subcritical Crack Growth at Elevated Temperature”, Engng. Fracture Mech. Vol. 13, No. 4, pp. 741~750, 1980.
 - 16) P. C. Paris, H. Tada, A. Zahoor and H. Ernst., “The Theory of Instability of the Tearing Modulus of Elastic-Plastic Crack Growth”, ASTM STP 668, pp. 5~36, 1979.
 - 17) NASCRAC User’s manual