

550°C에서의 2.25Cr-1Mo 강 용접부의 고온 균열성장 거동에 관한 연구

김 호 경* · 정 강** · 정 진 성***

*서울산업대학교 자동차공학과

**여수대학교 기계공학과

***홍익대학교 과학기술연구소

A Study on High Temperature Crack Growth Behavior in 2.25Cr-1Mo Steel Weldments at 550°C

Ho-Kyung Kim*, Kang Chung** and Chin-Sung Chung***

*Dept. of Automotive Engineering, Seoul National University of Technology, Seoul 139-743, Korea

**Dept. of Mechanical Engineering, Yosu National University, Yosu 550-250, Korea

* Science & Tech. Research Institute of Hong-Ik University, Seoul 121-791, Korea

Abstract

Both creep deformation and creep crack growth experiments have been conducted on 2.25Cr-1Mo steel weldment in order to provided an information on residual life prediction of structural component weldment containing a crack. The stress exponent of creep deformation equation for the base metal and weldment at 823K were found to be 10.2 and 7.3, respectively. These two values could be assumed that dislocation climb processes are controlling the creep deformation of both materials. The creep rate of the weldment was very low, compared with that of base metal under the same applied stress. Whereas the creep crack growth rate of the weldment was almost twice higher than that of base metal under the fixed value of C^* . This may indicate that the weldment is stronger than the base metal in view of creep deformation and is brittle during creep crack growth due to the intrinsic microstructure of banite and relatively higher Si and Mn contents.

(Received October 6, 2000)

Key Words : GTAW welding, Creep crack growth, D.C. potential drop method, Creep deformation rate, Stress exponent

1. 서 론

화력 발전소 설비, 화학 플랜트 설비 등 고온·고압에서 사용되는 부품의 후육부나 용접 이음부에서는 균열이 온도구배에 기인한 열 응력에 의해 생성되거나 용접시의 결함으로부터 생성된다. 이러한 균열은 크리프 분위기에서 전파하여 최종 파괴가 일어나며, 이 경우 잔여수명은 균열이 성장하여 불안정 파괴에 이를 때까지의 시간에 해당된다. 잔여수명 예측을 위해서는 크리프 상태에서의 균열전파속도에 관한 데이터가 필

요하고 이러한 전파속도를 좀 더 정확하게 예측하기 위하여 많은 매개변수¹⁻³⁾가 제안되고 있다.

지금까지 이와 같은 고온에서의 균열전파에 관한 연구는 주로 모재에 대해서 연구되어 왔다. 그러나, 일반적으로 후육부에서의 균열은 용착부에 이미 존재하는 가공결함에서 발생한다. 그러므로 용접부를 필연적으로 포함하고 있는 후육부의 파괴수명을 정확히 예측하기 위해서는 모재부에 대한 실험적 자료와 더불어 균열이 발생하여 초기에 성장하는 구역인 용착부에 관한 실험적인 재료특성, 즉 고온변형 및 균열전파에 관한 자료가 요구된다. 한편, 용착부에 대한 고온 손상거동

은 용접조건에 따라 산재된 형태를 보이고 있으나 일반적으로 균열전파속도의 경우 용접부가 모재보다 3~5배 빠르다고 보고⁴⁾되고 있다. 그러나 이러한 데이터는 거의 전무한 상태이며, 또한 용접부에 관한 고온 변형거동 데이터도 거의 전무한 상태이다. 만일 발전 설비의 보일러 헤더(boiler header)와 같이 고온고압에서 사용하는 설비의 고온파괴수명 내지는 잔여수명을 예측하는데 있어서 모재에서의 변형률과 전파속도에 관한 실험치와 같은 부정확한 데이터를 사용한다면 많은 오차로 인하여 발전소의 안전한 설계, 운영 및 보수에 많은 제약을 받게 될 것이다.

본 연구의 목표는 발전소 및 화학 플랜트 설비부품에 사용되는 내열강인 2.25Cr-1Mo 강 용접부의 고온 변형 및 균열전파속도 실험을 통하여 용착부의 미세조직이 고온 변형 및 균열속도에 미치는 영향을 연구하며, 균열이 존재하는 용접부의 고온에서의 잔여 수명 예측법을 제시하는데 있다.

2. 사용재료 및 실험방법

2.1 사용 재료 및 시편가공

본 실험에 사용된 재료는 발전소, 화학플랜트 등에 많이 사용되는 내열강인 2.25Cr-1Mo 강으로 용접 와이어와 모재부의 화학적 성분은 Table 1과 같다. 시험편은 Fig. 1에서와 같이 고온 균열전파속도 실험을 위하여 두께 3mm의 compact tension(CT) 시험편 형상을 사용하였다. 시험편은 와이어 커팅 머신을 이용하여 가공하였으며, 이때 노치는 간격이 0.4mm로 노치 선단의 반경은 0.2mm이다. 한편, 용접시편 채취를 위하여 Fig. 2와 같이 압연방향과 평행한 방향으로 두께 50mm의 판재에 X 그루브를 두께방향의 수직선에 30° 기울기로 상하로 가공하여 GTAW 용접을 하였으며, 용접조건은 Table 2와 같다. 모재부와 용착부의 미세조직은 각각 Photo. 1(a) 및 (b)와 같다.

Table 1 Chemical composition of the 2.25Cr-1Mo steel base and welding wire (wt. %)

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
Base metal	0.05	0.51	0.93	0.008	0.006	2.54	0.98	-	bal.
Welding wire	0.1	0.2	0.47	0.009	0.011	2.22	1.01	0.08	bal.

Table 2 GTAW welding conditions

Dia.(mm)	Pass	Current(A)	Gas	Root(mm)	Speed(mm/sec)	Remark
2.4	50	DC 41	Argon	2	1.42	GTAW

2.2 실험 방법

2.2.1 고온 변형률 실험

고온 변형률 실험은 공기 중에서 3 zone 전기로를 사용하여 823±1K에서 공칭 인장응력의 범위를 180~500MPa로 하여 시험하였다. 시험편은 게이지 길이 및 지름이 각각 28.58mm, 4.76mm의 평활 원통형을 사용하였다. 크리프 중의 변형량은 1.7×10⁻³mm의 정확도로서 LVDT(Linear Variable Differential Transformer)를 사용하여 측정하였으며, LVDT 신호는 증폭되어 strip chart recorder에 직접 기록하였다.

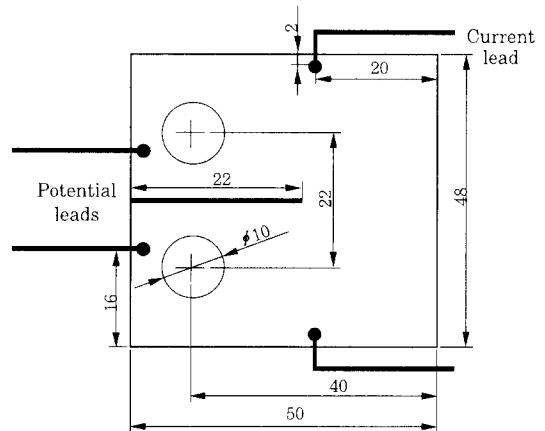


Fig. 1 Geometry of compact tension specimen

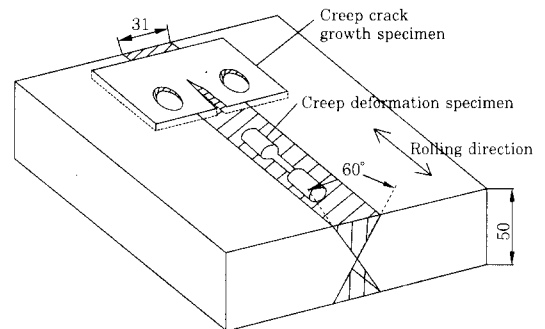


Fig. 2 Orientation of creep deformation and creep crack growth specimens in a welded plate

2.2.2 보정곡선산출 및 직류전위차법

본 실험에서는 고온에서의 균열길이를 측정하기 위하여 직류 전위차법을 사용하였으며, 전위차 측정시 시험편에 가하는 전류가 시험편 몸체에 흐르게 되면 측정되는 미세 전위차에 영향을 주므로 시험편과 시험기 사이의 전기적 절연을 위하여 운모와 세라믹 접착제를 사용하여 인코넬 718로 제작된 그림을 사용하였다. CT 시험편의 전류단자와 전압단자는 점용접을 이용하여 니켈선으로 연결하였다(Fig. 1 참조). 시험편의 전위차는 전류 발생기(HP 6023A)를 사용하여 일정한 전류 15A를 시험편에 가하여 측정하였다. 시험편의 과열을 방지하기 위하여 전류는 컴퓨터를 사용하여 1분 간격으로 가하였다.

직류전압을 균열길이로 환산하는 보정곡선(calibration curve)을 구하기 위하여 본 실험과 동일한 형상 및 크기이며 0.8mm 두께를 갖는 304 스테인리스강 CT 시험편을 이용하여 균열전파실험을 수행하였다. 실험에는

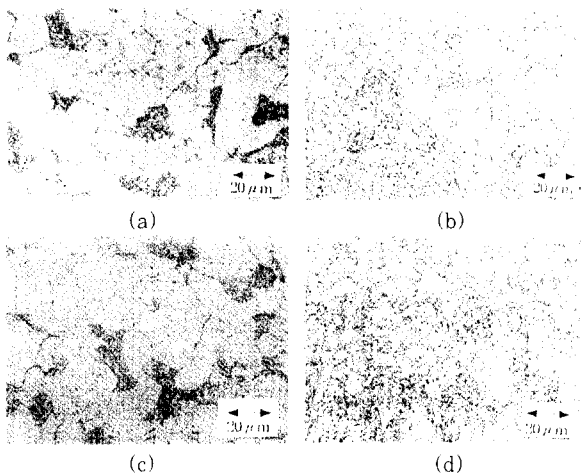


Photo. 1 Optical microstructures of (a)base metal and (b)weld metal (c)base metal after creep deformation, and (d)weld metal after creep deformation

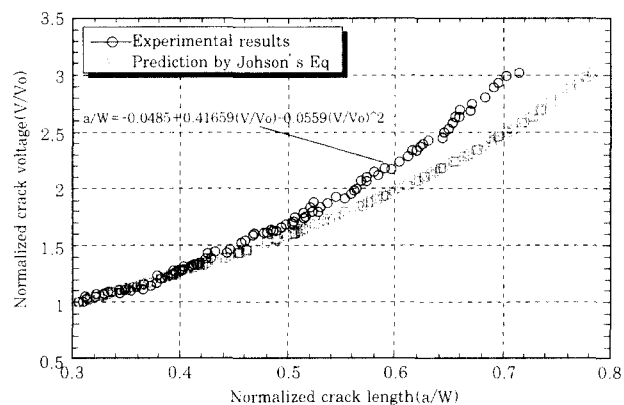


Fig. 3 Calibration curve for crack length during potential drop test

서보유압 피로시험기(Instron 8511.40)를 사용하였으며 균열길이는 50배율을 갖는 이동식 현미경으로 측정하였다. 실험 중 증가하는 균열길이에 따라 변화하는 미소 전위차를 전압단자에서 컴퓨터의 자료획득장치(National Instruments, MIO 16X)를 사용하여 측정 후, 보정곡선을 결정한 결과는 Fig. 3과 같다.

한편, Fig. 3에서와 같이 Johnson의 식⁽⁵⁾의 결과와는 단자의 위치가 다르기 때문에 차이가 있는 것으로 판단되며 다음과 같이 결정하였다.

$$a/W = -0.0485 + 0.41659(V/V_0) - 0.0559(V/V_0)^2 \quad (1)$$

여기서, V_0 는 초기 전압이며, W 는 하중선 중앙에서 시험편 끝단까지의 거리로 본 시험편의 경우 40mm에 해당된다.

2.2.3 고온균열 성장속도실험

고온균열 성장속도실험은 CT 시험편을 lever type creep machine을 사용하여 실시하였으며, 시험온도는 열전대를 시험편에 부착하여 측정하였고 $823 \pm 1K$ 에서 실시하였다. 실험은 온도가 안정될 수 있도록 충분한 시간 후에 시작하였다. 고온 균열성장속도를 측정하기 전에 예비균열은 일반 피로실험에서 사용하는 방법과 동일하게 약 1mm정도까지 가공하였으며, 하중선변위(load line displacement)는 LVDT를 이용하여 측정하였다. 한편, C^* 는 다음과 같은 식을 이용하여 결정하였다⁽⁶⁾.

$$C^* = g_2 \frac{P}{B_n(W-a)} \dot{\delta} \quad (2)$$

여기서, $\dot{\delta}$ 는 단위 시간당 하중선 변위, B_n 은 시편 두께이며 g_2 는 평면 응력상태로 가정하여 모재와 용착부는 각각 정상상태 크리프 응력 지수 $n=10$, $n=7$ 일 경우의 다음과 같은 식을 사용하였다⁽⁶⁾.

$$g_2 = \frac{1.274 + 3.209(a/W) - 5.276(a/W)^2 + 2.247(a/W)^3}{(a/W)^{-0.242}} \quad (3)$$

: 모재부

$$g_2 = \frac{0.197 - 0.878(a/W) + 2.152(a/W)^2}{0.074 + (a/W)^3} \quad (4)$$

: 용착부

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 고온변형 거동

180~500MPa의 인장 응력 범위에서 크리프 변형 실험을 실시하였다. Fig. 4는 모재의 시간에 대한 크

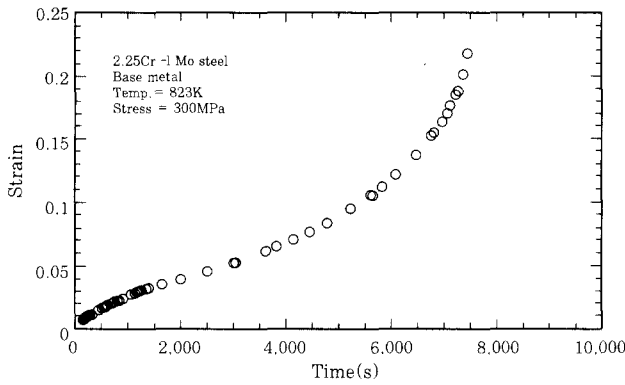


Fig. 4 Example of a creep curve for the base metal

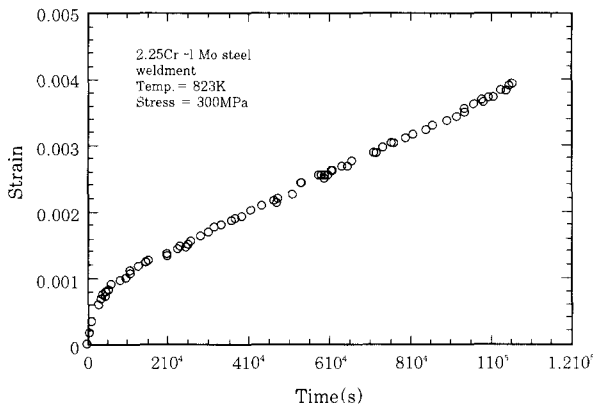


Fig. 5 Example of a creep curve for the weldment in 2.25Cr-1Mo steel

리프 변형률을 대표적으로 나타낸 것으로 시간이 지남에 따라 크리프 속도가 점차적으로 감소하는 1차 크리프 상태 후에 크리프 속도가 일정한 정상상태를 나타내고 있다. 이와 같은 곡선은 동일한 재료의 813K에서의 경향과 동일함을 알 수 있다⁷⁾. 한편, 용착부에 대한 곡선도 Fig. 5에서처럼 유사함을 보였다. 그러나 Fig. 4와 5를 비교하면 용착부의 경우 모재에 비해 동일조건(온도 및 응력)에서 크리프 변형률 속도가 대단히 느림을 알 수 있다. 이와 같은 이유중의 하나는 모재부와 용접부의 열이력의 상이함에 의한 미세조직의 차이와 용착부의 금속성분이 모재부와 약간 상이함에 기인한 것으로 추측된다.

2.25Cr-1Mo강의 실온에서의 강도 및 크리프 강도는 합금 원소(예, Mo, Mn)의 고용체 강화 및 전위의 이동을 방해하는 역할을 하는 탄화물의 크기 및 분산 형태에 가장 영향을 받는 것으로 알려져 있다. 탄화물에 의한 크리프 저항은 탄화물의 크기가 작을수록 증가한다. 한편 결정입자 형상 및 크기도 중요하여 결정입자의 크기가 작을수록 확산이 더욱 용이하여 크리프 변형률이 빠르다. 모재의 경우 동일한 재료의 미세조직 연구결과⁸⁾를 고려할 때 Photo. 1 (a)에서와 같이

평균 결정입자 크기가 18.5 μm 인 페라이트 결정 입자 내에 미세한 탄화물로 추정되는 입자와 입계사이에 약간의 베이나이트(검은 부분)로 구성되어 있다. 일반적으로 저합금 내열강의 크리프 과정에서 탄화물이 확산에 의해 입계에 석출되며 결과적으로 기지의 합금원소를 묶게 한다. 기지의 화학성분의 평형을 위하여 입계 근처의 기지로부터 탄화물이 분해되며 이러한 기지로 탄화물이 분해되어 입계에 석출되는 과정이 계속되면서 입계 근처에 탄화물이 없는 좁은 영역(carbide denuded zone)이 존재하게 된다. 이러한 영역은 약하기 때문에 국부적인 변형을 일어나 전반적으로 연성 및 크리프 강도를 저하시킨다. 크리프 실험 후에 모재(작용응력 $\sigma = 300 \text{ MPa}$, 파단시간 $t_r = 64.67 \text{ hr}$)의 미세조직 관찰 결과 Photo. 1 (c)와 같이 페라이트 입자 내에 존재하던 미세한 탄화물들은 분해되어 조대화된 석출물로 형성된 것이 확인되었다. 이러한 미세한 탄화물에 의한 효과적인 전위 이동의 억제역할을 못하여 이로 인하여 시간이 경과하면서 크리프 강도의 저하를 유발하는 것으로 판단된다. 또한 시간이 경과하면서 결정입의 크기가 초기의 18.5 μm 에서 22.3 μm 로 결정입 성장이 확인되었다.

용착부의 경우 기계적 성질은 혼합된 이질 조직으로 인하여 복잡하다. 수회에 걸친 용접 패스(multipass weld) 과정에서 각각의 용접 비드는 바로 밑의 비드에 열처리를 하는 것과 동일한 역할을 하며 이로 인하여 각각의 비드 조직을 미세화 시킨다. 또한 탄화물의 유형을 바꾼다. 동일한 재료의 미세조직 연구결과(8)를 고려할 때 용착부의 경우 Photo. 1 (b)에서와 같이 하부 베이나이트 조직으로 밝혀졌다. 페라이트 조직의 모재와 하부 베이나이트 용착부의 미세조직 차이가 용착부가 모재부보다 크리프 변형률 속도가 낮은 가장 큰 요인의 하나로 판단된다. 즉 베이나이트 조직이 페라이트 조직보다 상온에서뿐만 아니라 고온에서도 강도가 강한 것으로 나타났다. 이로 인하여 고온 강도와 연관성이 있는 베이나이트 조직에서의 크리프 변형률 속도의 저하를 나타내는 것으로 판단된다. 한편, 크리프 변형된 용접 시편의 그립부위(작용응력 $\sigma = 300 \text{ MPa}$, 크리프 파단 시간 $t_r = 122.72 \text{ hr}$) 미세조직을 검사한 결과 미세 조직이 Photo. 1 (d)와 같이 원래의 조직이 고온에서의 장시간의 실험에 의한 열처리 효과로 미세한 템퍼드 베이나이트 조직으로 변환된 것으로 나타났다.

2.25Cr-1Mo 강에서 Mo, Si, Mn은 항복 및 인장 강도에 가장 영향을 미치는 인자이다. Mn은 충분한 베이나이트 조직을 얻을 수 있도록 조정하며 Si는 좀

더 높은 강도를 얻기 위하여 증가시키며 P는 Si에 의하여 유발되는 소려 취화를 보상하기 위하여 극도의 수준으로 낮추는 것으로 알려져 있다^{9,10)}. 앞서 언급했듯이 용접 와이어의 성분 중 Mn과 Si가 모재부보다 약 2배 이상 다량 포함된 것이 용착부의 강도 증가 요인의 하나로 추정된다. 그러나, 용접 과정시 Mn과 Si가 상대적으로 분포가 높은 용접 아이어로부터 분포가 낮은 모재로의 확산으로 용착부의 Mn과 Si의 성분이 낮아질 수 있다. 이를 확인하기 위하여 용접 시험편을 SEM에 장착된 EDX(작업 거리=15mm)로 분석한 결과 Mn 및 Si의 경우 각각 0.86%, 0.47%로 나타났다.

Fig. 6은 모재와 용착부의 작용응력 σ 에 대한 정상상태 크리프 변형율 속도 $\dot{\epsilon}$ 를 나타낸 것으로 응력지수 $n = \frac{d(\ln \dot{\epsilon})}{d(\ln \sigma)}$ 는 모재부와 용착부가 각각 10.2와 7.3으로 나타났다. 이 결과로부터 크리프 변형이 전위의 상승(dislocation climb)에 의하여 주도된다고 판단되며, 유사한 실험온도에서의 2.25Cr-1Mo강에 관한 다른 연구자의 실험결과와 거의 유사하다¹⁰⁾. 한편 앞서 언급했듯이 Fig. 6에서 나타난 것과 같이 용착부가 모재부보다 실험한 응력 구간에서 정상상태 크리프 변형률 속도가 최소한 1000배 이상 느린 것을 알 수 있다. 본 실험에서 응력이 180~500MPa에 해당하는 구간에서의 모재부와 용착부의 크리프 지수 관계식을 구한 결과는 각각 다음과 같다.

$$\dot{\epsilon} = 1.75 \times 10^{-31} \sigma^{10.2} \quad (\text{in MPa and sec}) : \text{모재} \quad (5)$$

$$\dot{\epsilon} = 1.32 \times 10^{-27} \sigma^{7.3} \quad (\text{in MPa and sec}) : \text{용착부} \quad (6)$$

3.2 고온 균열전파속도 실험

직류 전위차법을 이용하여 두 개의 하중 P=1960N

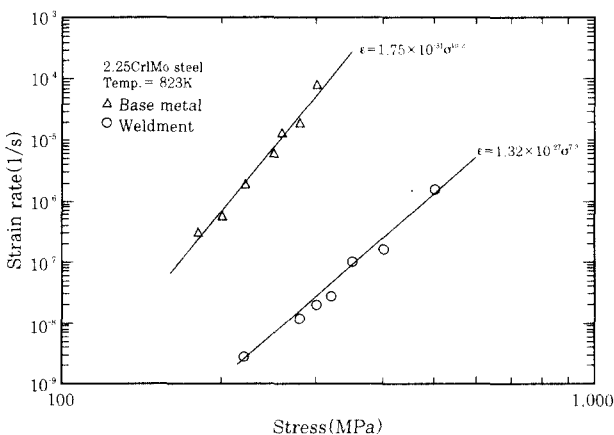


Fig. 6 Steady state creep strain rate vs. applied stress for the base metal and weldment of 2.25Cr-1Mo steel

및 2394N에서 모재와 용착부 CT 시험편에 대한 실험을 하였으며 Fig. 7은 시간에 대한 균열길이의 변화를 나타낸 것으로 시간이 경과하면서 균열전파속도가 증가함을 알 수 있다. Fig. 8은 Fig. 7에 대한 하중선 변위를 시간의 함수로 나타내고 있으며, 이 역시 일정 시간 후에 하중선 변위속도가 지속적으로 증가함을 알 수 있다. 한편 J적분과 유사한 경로적분을 나타내며 고온 균열전파 기구가 변형률에 의해 지배되는 재료의 고온 균열전파속도를 나타내는데 적절히 사용되는 고온파괴 매개변수인 C^* 를 식(2)를 이용하여 결정하였다. Fig. 9와 10은 C^* 를 매개변수로 모재 및 용착부의 823K에서의 하중선 변위속도가 정상상태에서의 고온 균열전파속도를 나타낸 것이다. 본 그래프에서 알 수 있듯이 두 개의 다른 하중(P=1960N 및 2394N)에서 실험한 결과가 비교적 분산이 없이 적절한 매개변수로서의 상관성을 나타냄을 알 수 있다. 823K에서 2.25Cr-1Mo 강 모재 및 용착부의 모드 I 상태에서의 고온균열전파속도 C^* 를 이용하여 각각 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$da/dt = 1.81 \times 10^{-8} (C^*)^{0.84} : \text{모재} \quad (7)$$

$$da/dt = 8.58 \times 10^{-9} (C^*)^{0.92} : \text{용착부} \quad (8)$$

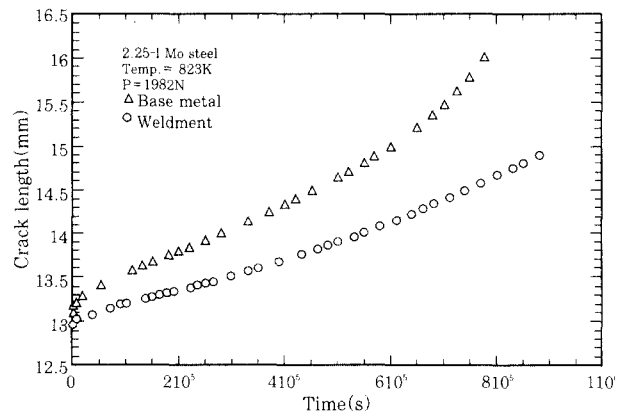


Fig. 7 Creep crack growth as a function of time for the base metal and weldment

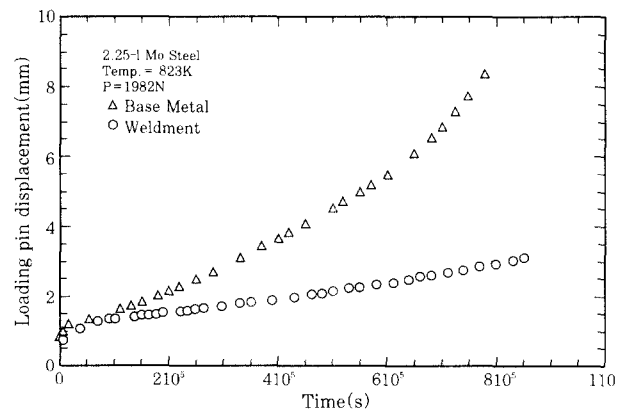


Fig. 8 Load line displacement as a function of time for the base metal and weldment

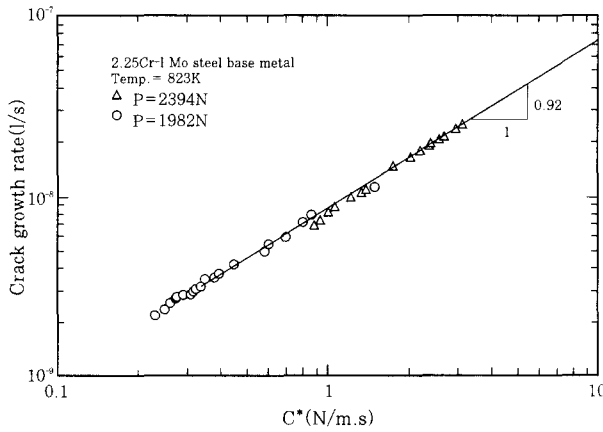


Fig. 9 Creep crack growth rate of 2.25Cr-1Mo steel base metal at 823K

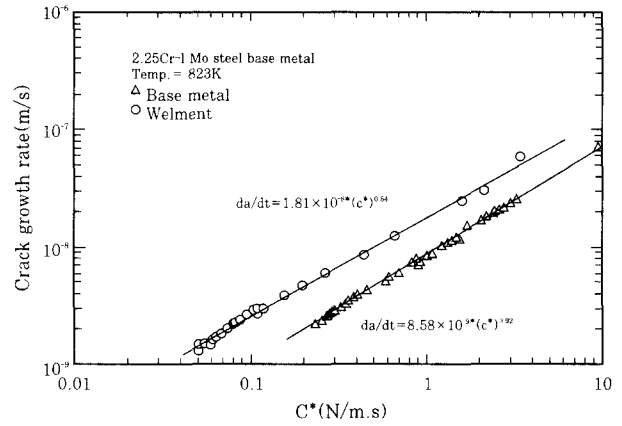


Fig. 11 Creep crack growth rate of 2.25Cr-1Mo steel base metal and weldment at 823K

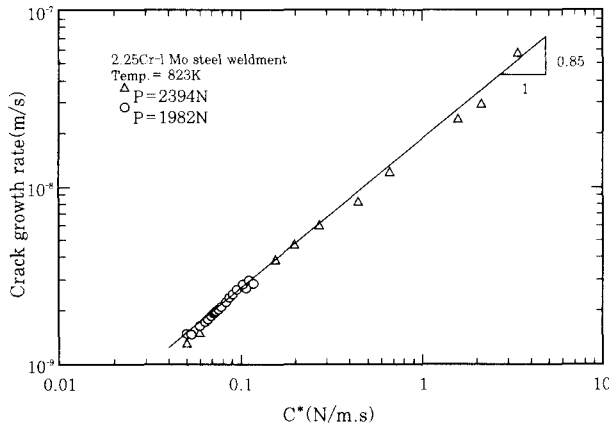


Fig. 10 Creep crack growth rate of 2.25Cr-1Mo steel weldment at 823K

Fig. 7에서의 정상상태 균열전파속도 구간에서 모재부가 용착부보다 균열전파속도가 크다는 것을 알 수 있으므로 단순히 동일 C^* 조건에서 모재부가 균열속도가 빠르다고 성급하게 판단할 수도 있다. 그러나 C^* 는 식 (2)에서와 같이 정미응력 (net stress, $\frac{P}{B_n(W-a)}$), g_2 , 하중선 변위속도의 비례적 선형함수로 구성되어 있다. 기하학적 함수 g_2 의 경우 모재가 응력지수 n 의 증가(용착부: 7.3, 모재부: 10.2)로 동일 a/W 에서 약간 증가 효과가 있다(예로, $a/W=0.33$ 에서 약 9% 증가). 그러나, 동일 a/W 에서 동일 하중조건을 고려하더라도 하중선 변위속도가 비록 용착부가 모재부에 비해 Fig. 8에서와 같이 상대적으로 대단히 느린 관계로 모재보다 낮은 균열전파속도 구간에 해당되는 C^* 가 대단히 낮아진다. 결과적으로 용착부가 모재에 비해 동일 C^* 에서 균열전파속도가 약 2배 정도 빠른 것으로 나타났다. 크리프 변형률 속도 측면에서 보면 용착부가 고온에서 크리프 강도가 1000배 이상 크므로 고온에서의 균열에 대한 저항성도 역시 대단히 클 것으로

단정할 수 있다. 그러나, Fig. 11에서 보듯이 고온에서의 균열전파속도는 용착부가 모재부에 비해 반대로 약 2배 빠름을 알 수 있다. 이것은 용착부가 고온에서의 강도는 높지만 균열에 대하여 취성을 보이면서, 즉 균열선단에서 취성으로 인하여 적은 양의 에너지를 흡수하면서 전파된다는 것을 의미한다. 이와 같은 사실은 간접적으로 동일 실험조건에서 크리프 파단 변형률이 모재가 용착부에 비해 많다는 사실로 알 수 있다. 비록 응력의 상태에 따라 파단 변형률이 다르지만 예로서 300MPa에서 모재의 경우 파단 변형률이 38% 인데 비하여 용착부는 18% 이었다. 상온에서의 베이나이트 조직은 전위의 이동이 용이한 페라이트 조직에 비해 강도가 높은 취성의 침상 탄화물이 전위의 이동을 억제하여 슬립을 방지하는 까닭에 강도측면에서 페라이트 조직보다 우수하며 좀 더 취성인 것으로 알려져 있다. 이러한 전위의 이동을 효과적으로 억제하는 침상의 탄화물과 페라이트상의 경계의 경우 응력이 집중되어 확산에 의존하는 고온에서는 공동(cavity)의 생성의 요인이 될 것으로 추정되며 이로 인하여 연신율의 감소가 예상된다. 그러므로 용접작업시 수반되는 급냉과정으로 인한 베이나이트 조직의 용착부는 고온에서의 취성화의 한가지 중요한 요인이 될 수 있다.

또한, 앞서 언급했듯이 용착부는 Si와 Mn이 상대적으로 많이 함유한 것으로 나타났다. 일반적으로 Mn은 페라이트의 형성을 억제하여 강도를 높이지만 일단 Mn이 약 0.5%가 되면 충분히 베이나이트 조직을 얻으며, 그 후에는 Mn의 양을 계속 증가하여도 강도는 별로 증가하지 않고 소려 취화(tempered embrittlement) 저항성을 약화시키므로 되도록 인성을 위하여 그 양을 줄이는 것이 바람직하며, Si 역시 강도를 증가시키기 위하여 첨가하나 이 역시 적정선 이상에서는 소려 취화 저항성을 약화시킨다. 또한, P는 Si에 의하여 유발되

는 소려 취화를 보상하기 위하여 극도의 수준으로 낮추다^{9,10)}. 그러므로 용착부의 취성화의 하나의 요인으로 용착부가 모재에 비해 상대적으로 Mn과 Si를 많이 함유하는 것에 기인한다고 추정되며, 이와 같은 추정에 대한 차후의 정밀한 미세 조직학적 연구가 요구된다. 본 실험을 통하여 용접 결합에 의해 용착부에 존재하는 균열에 대한 잔여수명을 단순히 모재에서의 변형률과 전파속도에 관한 실험치와 같은 부정확한 데이터를 사용한다면, 많은 오차로 인하여 본 재료를 사용하는 발전소나 화학 플랜트 등의 안전한 설계, 운영 및 보수에 많은 제약을 받게 될 것이라고 판단된다.

4. 결 론

본 연구는 발전소 및 화학 플랜트 설비부품에 사용되는 내열강인 2.25Cr-1Mo steel 용접부의 고온 변형률 및 균열전파속도 실험을 통하여 용착부의 미세조직이 고온변형 및 균열속도에 미치는 영향을 연구하고, 균열이 존재하는 용접부의 고온에서의 잔여수명을 예측하는데 목적이 있다. 온도 823K에서의 고온변형 및 균열전파속도 실험을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 실험온도에서 본 재료의 고온변형 실험 결과 모재부 및 용착부는 각각 응력지수가 10.2 및 7.3으로 크리프 변형이 전위의 상승에 의하여 주도된다고 판단되며, 응력이 180~500MPa에 해당하는 구간에서의 모재부와 용착부의 크리프 지수법칙의 상수 B는 각각 1.75×10^{-31} ($\text{MPa}^{-n} \text{s}^{-1}$)과 1.32×10^{-27} ($\text{MPa}^{-n} \text{s}^{-1}$)으로 나타났다.

2) 고온에서의 2.25Cr-1Mo 강의 경우 균열전파속도를 표현할 수 있는 적절한 매개변수는 기존의 많은 재료의 고온 균열전파속도 예측에 사용되는 C*가 적절한 것으로 나타났으며, 모드 I에서의 고온 균열전파속도는 다음과 같다.

$$da/dt = 1.81 \times 10^{-8} (C^*)^{0.84} \quad \text{: 모재}$$

$$da/dt = 8.58 \times 10^{-9} (C^*)^{0.92} \quad \text{: 용착부}$$

3) 용착부의 경우 동일 응력상태에서 고온 변형률 속도는 모재부에 비하여 대단히 느리나 동일한 C* 값 상태에서 균열전파속도는 약 2배 이상 빠르게 나타났다. 이것은 용착부가 모재에 비해 고온에서 강도는 높지만 균열선단에서 취성으로 인하여 적은 양의 에너지를 흡수하면서 전파된다는 것을 의미한다. 이같은 사실은 페라이트 결정입자의 모재보다 강도가 높고 취성인 베이나이트 조직의 용착부에 의한 미세조직 차이와

용착부가 Si와 Mn을 상대적으로 많이 함유하는 것에 기인된다고 추정된다.

후 기

이 논문은 1997년 한국학술진흥재단의 공모과제 (1997-001-E00056) 연구비에 의하여 연구되었음

참 고 문 헌

1. J.D. Landes and J.A. Begley: Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590(1976), 128~148
2. J.L. Bassani, D.E. Hawk and A. Saxena: Evaluation of the Ct Parameter for Correlating Creep Crack Growth Behavior, 3rd Int. Symp. on Nonlinear Fracture Mechanics, Knoxville TN., (1986)
3. A.T. Yokobori et al.: Characterization of High Temperature Crack Growth Rate in Terms of Independent Parameters, International Conference on Creep, April, Tokyo(1986)
4. P.K. Liaw, A. Saxena and J. Schaefer: Estimating Remaining Life of Elevated-Temperature Steam Pipes - Part I. Materials Properties, Eng. Fract. Mech. Vol. 32, No. 5(1989) 675~708
5. H.H. Johnson, Mater. Res. Stand. (9), (1965), 442
6. H. Riede: Fracture at High Temperatures, MRE, Springer-Verlag(1986)
7. 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, Mater. Sci. & Eng., A131, (1991), 187~201
8. T. Weerasooriya: Fatigue Crack Propagation in the Heat-Affected Zone of 2.25Cr-1Mo Steel and ERNiCr-3 Weldments, ASTM STP 755(1982), 109~126
9. S. Sato, S. Matsui, T. Enami and T. Tobe: Strength and Temper Embrittlement of Heavy-Section 2.25Cr-1Mo Steel, ASTM STP 755(1982), 363~382
10. M. Kohno, M. Makika, S. Kinoshita and A. Suzuki: Mechanical Properties of Vacuum Carbon-Deoxidized Thick-Wall 2.25Cr-1Mo Steel Forging, ASTM STP 755(1982), 208~227