

내열강 용접부의 크리프 평가 신기술 개발에 관한 연구(I)

유효선* · 백승세** · 권일현* · 이송인*

*전북대학교 기계항공시스템공학부, 자동차신기술연구센터

**전북대학교 대학원 정밀기계공학과

A Study on New Technique Development for Creep Evaluation of Heat Resistant Steel Weldment (I)

Hyo-Sun Yu*, Seung-Se Baek**, Il-Hyun Kwon* and Song-In Lee*

*Faculty of Mechanical Aero System Engineering, Chonbuk Nat. Univ. Chonju 561-756, Korea

**Graduate School, Department of Precision Mechanical Engineering, Chonbuk Nat. Univ. Chonju 561-756, Korea

Abstract

It has been reported that the creep characteristics on weldment which is composed of weld metal(W.M), fusion line(F.L), heat-affected zone(HAZ), and base metal(B.M) could be unpredictably changed in severe service conditions such as high temperature and high pressure. However, the studies done on creep damage in power plant components have been mostly conducted on B.M and not the creep properties of the localized microstructures in weldment have been thoroughly investigated yet. In this paper, it is investigated the creep characteristics for three microstructures like coarse-grain HAZ(CGHAZ), W.M, and B.M in X20CrMoV121 steel weldment by the small punch-creep(SP-Creep) test using miniaturized specimen($10 \times 10 \times 0.5$ mm). The W.M microstructure possesses the higher creep resistance and shows lower creep strain rate than the B.M and CGHAZ. In the lower creep load, the highest creep strain rate is exhibited in CGHAZ, whereas in the higher creep load the B.M represents the high creep strain rate. The power law correlation for all microstructures exists between creep rate and creep load at 600°C. The values of creep load index (n) based on creep strain rate for B.M, CGHAZ, and W.M are 7.54, 4.23, and 5.06, respectively and CGHAZ which shows coarse grains owing to high welding heat has the lowest creep load index. In all creep loads, the creep life for W.M shows the highest value.

(Received December 14, 2001)

Key Words : Miniaturized specimen, SP-Creep, B.M, Coarse-grain HAZ, W.M, Creep strain rate, Power-law, Creep load index, Creep rupture life, X20CrMoV121 steel weldment

1. 서 론

발전설비의 고온 투브 및 배관, 해더, 열교환기 등은 사용시 고온에서 장시간 노출됨에 따라 재료의 미세조직 변화에 의하여 강도나 인성이 저하하는 재질열화(material degradation)현상을 나타낸다. 이러한 현상으로는 크게 크리프(creep) 변형, 뜨임취화, 탄화물 유기취화, σ 상취화 그리고 열피로 및 부식 등이 있으며, 이중 크리프 손상은 발전소 보일러와 터빈 부재의 대표적인 열화기구이다^{1,2)}. 내열재료의 크리프 현상은

고온에서 외력에 의한 원자들의 국부적인 확산과 회복에 의해 발생하는 전위들의 이동에 기인한 시간에 따른 변형(time dependent deformation)으로 정의된다. 설비 운전 중 크리프 변형이 발생하면 파괴모드가 입내 및 입계파괴로 되는 것과 동시에 부재의 수명은 감소하게 되고, 심한 경우 구조부재는 허용한도 이상의 형상변화와 비틀어짐이 생기고 최종적으로 파단된다.

한편, 발전설비 배관이나 해더 등은 대부분 후판으로 구성되어 있기 때문에 GTAW(gas tungsten arc welding), SAW(submerged arc welding) 그리고 SMAW(shielded metal arc welding) 등에 의한 다

총용접이 적용된다. 특히 발전소 압력용기는 약 350°C 이상의 온도에서 사용되기 때문에 용접 후 크리프 성질이 매우 중요하며, 이는 용가재 및 모재의 화학성분, 용접공정, 플러스 등의 특성과 예열 및 후열처리 등의 열처리공정 등에 의해 영향을 받고, 최종적으로는 미세조직(microstructures)에 의해 결정된다. 한편, 용접부에서는 용접열 사이클에 의해 변태된 복잡하고 다양한 조직이 생성되며, 용접부는 크게 용착금속(weld metal : W.M), 용융선(fusion line : F.L), 열영향부(heat affected zone : HAZ) 그리고 모재(base metal : B.M) 조직으로 구분된다. 이 중 열영향부는 더욱 복잡한 조직들로 구성되는데, 1 pass 용접의 경우는 Fig. 1과 같이 크게 4영역 즉, 조립역(coarse grain region : CGHAZ), 미세 결정립역(fine grain region : FGHAZ), 부분 변태역(intercritical grain region : ICHAZ) 그리고 템퍼드역(tempered grain region : TGHAZ) 등으로 구성된다³⁾. 더욱이 다층 용접이 적용되는 실기 용접구조물에서는 보다 복잡한 미세 용접조직이 형성된다.

그러나 현재까지 발전설비의 크리프 손상에 대한 연구는 대부분 모재조직에 국한하여 방대한 시험이 수행되어 왔다^{4,5)}. 이에 반해 발전소 실기부재의 대표적인 크리프 손상의 취약부로 알려진 용접부 국부조직에 대한 크리프 연구는 극히 적으며, 시험 대상조직 또한 미세조직별이 아닌 거시적 HAZ와 W.M을 대상으로 제한적으로 이루어지고 있는데, 그 이유는 용접열에 의해 F.L로부터 거리에 따라 구성된 다양한 조직과 결정립 크기의 구배에 기인하여 용접부 국부부위에서 종래 ASTM, ASME에서 권장하는 크기의 표준 인장-크리프 시험편의 채취가 상당히 어렵기 때문이다. 설령, 인장시험편의 표점거리(gauge length : G.L) 부위에 시험대상 조직을 위치시킨다 해도, 최종 파단부가 매우 불확실하기 때문에 용접부의 각 미세조직에 대한 고온

크리프 특성 연구는 극히 드문 실정이다. 또한 종래 cross weld 시험편에 의한 단축 인장-크리프 시험 결과는 시험편의 G.L 및 직경의 크기에 따라 HAZ가 차지하는 구성 비의 차이가 존재하므로 크리프 데이터 상에 많은 편차가 존재하는 문제점을 가지고 있다^{6,7)}.

따라서 발전설비 고온·고압 용접구조물에 대한 안전성 확보 및 수명평가를 위해 강 용접부의 국부조직에 대한 정확한 크리프 손상 평가는 매우 중요하며, 이를 위해 미세영역의 손상 평가가 가능한 새로운 크리프 평가 기술의 적용이 요구된다. 본 연구에서는 이상과 같은 배경 하에서 본 대학에서 특히 출원한 미소시험편(10mm×10mm×0.5mm)을 적용한 소형펀치-크리프(small punch-creep : SP-Creep) 시험^{8,9)}을 이용하여 화력발전소 고온·고압용 보일러 헤더 강 용접부의 국부조직 즉, F.L+CGHAZ, W.M, 그리고 B.M의 크리프 특성 및 본 시험법의 적용 가능성에 대해 조사하였다.

2. 시험편과 실험방법

본 연구에서는 초임계압 발전설비의 보일러 헤더 재료로 현재 사용되는 X20CrMoV121 강의 모재와 용접부를 시험재료로 선정하였으며, 모재의 화학적 조성과 기계적 성질은 각각 Table 1 및 Table 2와 같다. 그리고 Table 3에 시험재(t=45mm)의 용접블록을 구성하기 위해 실시한 GTAW와 SAW의 용접조건을, Table 4에 용접에 사용된 용가재의 화학성분을 나타내었다.

Table 1 Chemical compositions of X20CrMoV121 steel (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Fe
0.19	0.19	0.48	0.011	0.003	0.66	10.40	0.86	0.26	bal.

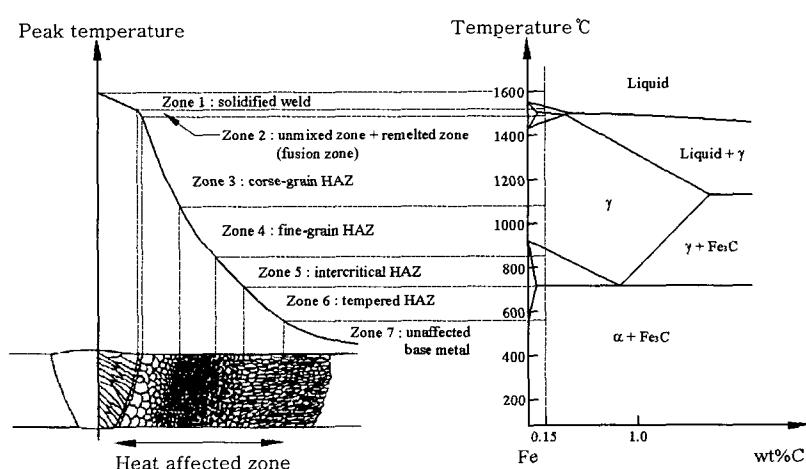


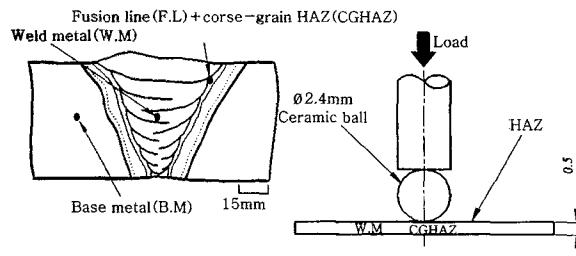
Fig. 1 The schematic diagram of the various microstructures across a weld

Table 2 Mechanical properties of X20CrMoV121 steel

Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Y/T ratio (%)
572	798	19.4	72

SAW 작업시 사용된 플렉스는 UV420TTR type을 사용하였다. 또한 시험재의 강화열처리조건 및 용접전후의 열처리 조건을 Table 5와 6에 각각 나타내었다. 준비된 X20CrMoV121강의 모재와 용접블록으로부터 고온 소형편치-크리프 시험을 위한 표준 SP 시험편을 제작하였다. 이때 표준 시험편의 크기는 10mm×10mm×0.5mm이며, 시험편 두께의 오차범위는 $\pm 0.05\text{mm}$ 으로 하였다. 그리고 용접부의 국부조직에 대한 고유한 크리프 특성 평가를 위해 우선적으로 고려된 시험편 채취위치는 ①용융선부위(F.L) + 조립역(CGHAZ) : 이하 CGHAZ ②용착금속(W.M) 그리고 ③모재(B.M) 조직으로 하였다. Fig. 2는 X20CrMoV121강 용접부의 단면 개략도와 시험편 채취부위 그리고 CGHAZ 시험편의 크리프 부하방식을 나타낸 그림이다.

Fig. 3은 본 대학에서 자체적으로 설계 구성한 SP-Creep 시험장치의 개략도를 나타낸 그림이다. 주요구성은 크게 고온 소형편치 시험지그, 가열장치, 정하중부하장치, 미소변위 측정장치(linear variable differential transducer : LVDT), 냉각장치 그리고 제어장치 등이다. 또한 크리프 시험 도중 얻는 모든 데이터는 실시간적으로 컴퓨터에 저장하였다. 크리프 시험장치에서 중요한 부분은 소형편치 시험지그와 가열장치 그리고 부하 시스템이며, 이중 미소시험편을 체결하는 소형편치 시험지그는 1100°C까지 시험이 가능하도록 인코넬(inconel) 재질을 사용하여 제작하였다. 또한 시험편의 상부에 $\phi 2.4\text{mm}$ 의 Si_3N_4 세라믹 강구를 놓고 이를 통하여 하중을 가함으로서 시간에 따른 시험편의 크리프 변

**Fig. 2** Schematic illustration for X20CrMoV121 steel weldment, machining position of SP-Creep specimen, and loading method for CGHAZ specimen

형 거동을 조사하였다. 고온 크리프 시험온도는 600°C로 하였으며 시험편 가열온도의 오차범위는 약 $\pm 1^\circ\text{C}$ 로 제어하였다. 하중은 30~50kg 범위에서 부과하였으며, 시험도 중 시험편의 중앙변위(central displacement : δ)는 LVDT 시스템을 이용하여 최소 $1\ \mu\text{m}$ 까지 정밀 계측하였다. 또한 시험중 미소시험편의 표면산화에 따른 시험오차를 제거하기 위해 아르곤(Ar) 분위기에서 실험을 수행하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 X20CrMoV121강 용접부의 조직관찰과 경도 분포

Fig. 4는 본 연구에서 사용된 용접부 국부조직의 광학현미경(OM)과 전자현미경(SEM) 사진이다. 먼저 사진 (a)의 모재 경우 미세조직은 lath 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite) 조직과 페라이트(ferrite) 조직으로 구성되어 있음을 알 수 있으며, 조직 내에 템퍼링시 생성된 미세 크기의 탄화물도 SEM 사진을 통해 명확히 관찰할 수 있다. 사진 (b)의 CGHAZ의 경우는 조대한 lath 마르텐사이트 조직으로 구성되어 입

Table 3 Welding conditions for X20CrMoV121 steel

Process (pass)	Filler Metal		Current / Polarity		Voltage Range (V)	Travel speed (cm/min)
	DIN class	Diameter	Type	Amp. range		
GTAW (1~3)	SGCrMoWV12	$\phi 2.4$	DCSP	130~150	11	8~15
SAW (4~34)	UPS2CrMoWV12	$\phi 2.4$	DCSP	305~345	31~32	40~50

Table 4 Chemical compositions of filler metals (wt.%)

Filler metal	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	V
SGCrMoWV12	0.20	0.30	0.60	11.0	1.0	<0.7	0.5	0.35
UPS2CrMoWV12	0.25	0.10	1.00	11.5	1.00	0.50	0.5	0.25

자의 크기가 용접열에 의해 증가되었음을 알 수 있다. 특히 SEM 사진을 살펴보면 구 오스테나이트 입계와 입내의 lath 상 경계를 따라 많은 탄화물을 관찰할 수 있다. 이러한 탄화물은 B.M 및 W.M의 경우보

Table 5 Strengthening treatment conditions for X20CrMoV121 steel

Normalizing	1050°C, 15min, AC
Tempering	760°C, 90min, AC

Table 6 Preheat and PWHT conditions of X20CrMoV121 steel

Preheat	120°C, 2hr 20min
PWHT	750°C, 5hr 51min

다 크기 및 분포가 큼을 알 수 있다. 한편, 용착금속 조직을 나타낸 사진 (c)의 경우를 보면 앞의 두 조직과 비교해 조직이 치밀하고 다층 용접시 반복 가열과 용접후 냉각과정에서 생성된 통상의 δ -ferrite 조직과 베이나이트 조직으로 구성되어 있음을 관찰 할 수 있다. 또한 베이나이트 상을 따라 미세 탄화물도 관찰할 수 있다. 앞의 서론 부에서 언급했던 바와 같이 고온 부재의 크리프 특성은 다양한 인자들에 의해 영향을 받으나 최종적으로 미세조직에 의해 결정됨을 고려할 때, 본 연구에서 우선적으로 선정된 이들 용접부 조직에 대한 크리프 특성의 결과는 다르게 나타날 것으로 기대된다.

X20CrMoV121 강 용접부의 미세조직을 대상으로 마이크로 비커스 경도계를 이용하여 하중 500g을 가한

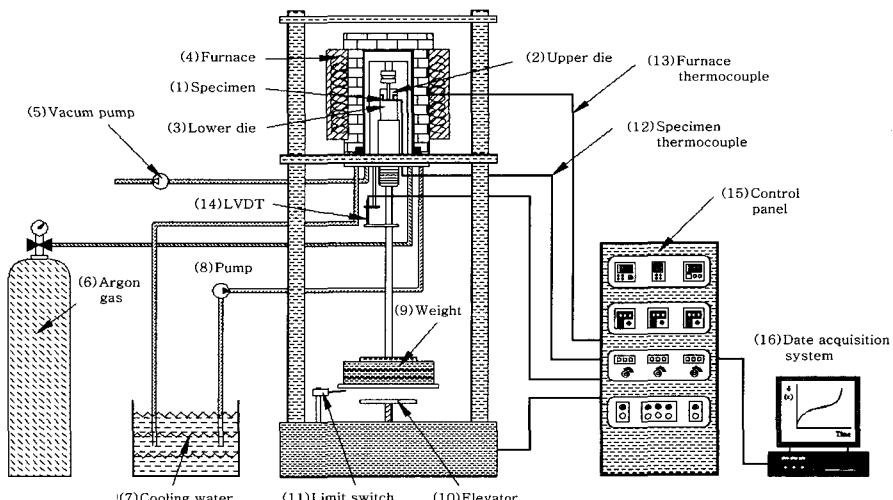


Fig. 3 The schematic diagram of SP-Creep tester for creep properties evaluation using miniaturized specimen [특허출원 제 24756호]

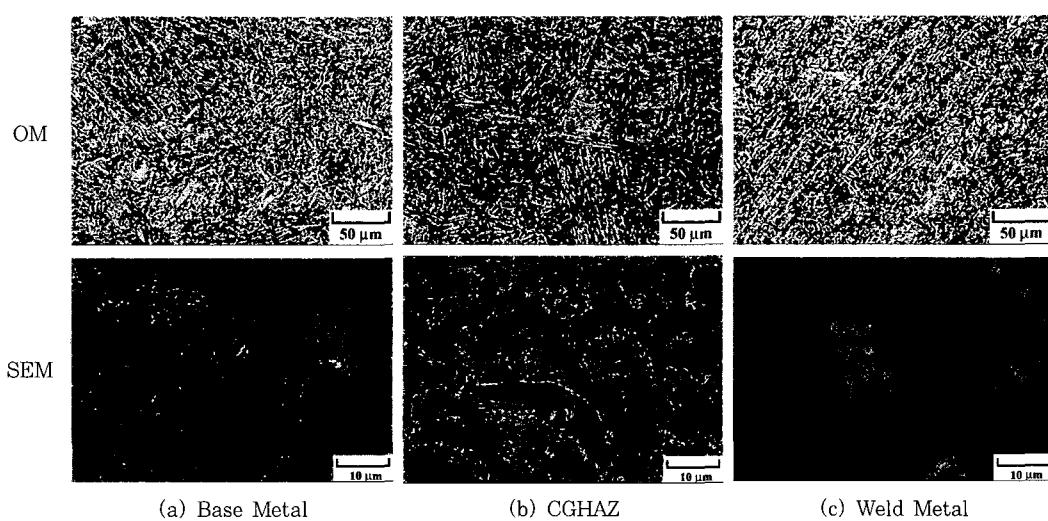


Fig. 4 Various microstructures for as-received X20CrMoV121 steel weldment

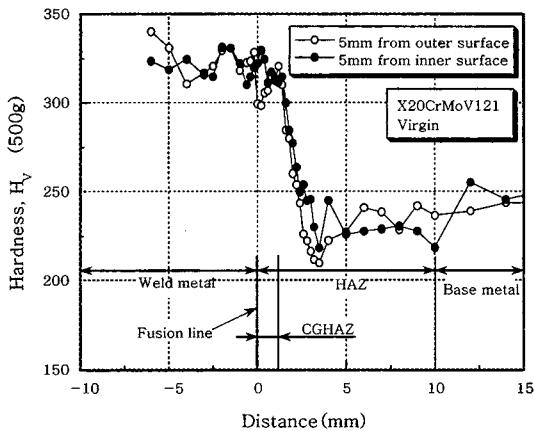


Fig. 5 Vickers hardness distributions in transverse section of X20CrMoV121 steel weldment

후 측정된 경도분포는 Fig. 5와 같다. 시험결과로 모재의 평균 경도값은 약 240의 값을 보인 반면 W.M과 F.L에 이웃한 CGHAZ부는 약 300~330 정도를 보여 W.M과 CGHAZ부의 경도값이 모재보다 매우 높음을 알 수 있다. 특히 주목할만한 사실은 CGHAZ에서 모재 측으로의 경도 분포 중 경도값이 모재보다 낮은 연화층도 관찰할 수 있다. 향후 용접블록에서의 연화층 국부 조직에 대한 크리프 시험결과가 주목된다.

3.2 강 용접부 미세조직별 고온 크리프 곡선 거동

Fig. 6은 용접부 국부조직에 대해 600°C 고온에서 SP-Creep 시험을 수행한 후 얻은 전형적인 크리프 곡선이다. 본 그림에서 나타낸 등가 크리프 변형률(equivalent creep strain : ϵ_{eq})은 미소시험편의 중앙변위(δ)를 재결정(recrystallization) 열처리 시험을 통해 얻어진 $\epsilon_{eq} = 0.15 (\delta/t_0)^{3/2}$ 의 실험식에 대입하여 산출하였다¹⁰⁾. 그림에서 보여준 SP-Creep 곡선의 전체적인 변형거동은 작용하중에 매우 뚜렷하게 의존함을 알 수 있다. 시험조건에 따라 차이는 있지만, 종래 단축 크리프 곡선의 변형거동과 같이 1차 천이 크리프 거동(transient creep behavior)과 2차 정상상태 크리프 거동(steady state creep behavior) 그리고 3차 가속 크리프 거동(accelerative creep behavior)을 명확히 보이고 있다. 크리프 하중이 감소함에 따라 크리프 파단수명(creep rupture time)과 정상상태의 2차 크리프 거동은 크게 증가하고 있음을 알 수 있다. 또한 Fig. 7에 나타낸 부하하중 40kg의 한 예에서 볼때 용접부 세조직에 대한 전 크리프 속도의 거동도 조직별 차이가 있음을 알 수 있으며, 세조직 중 정상상태의 2차 크리프 속도는 CGHAZ의 경우가 높

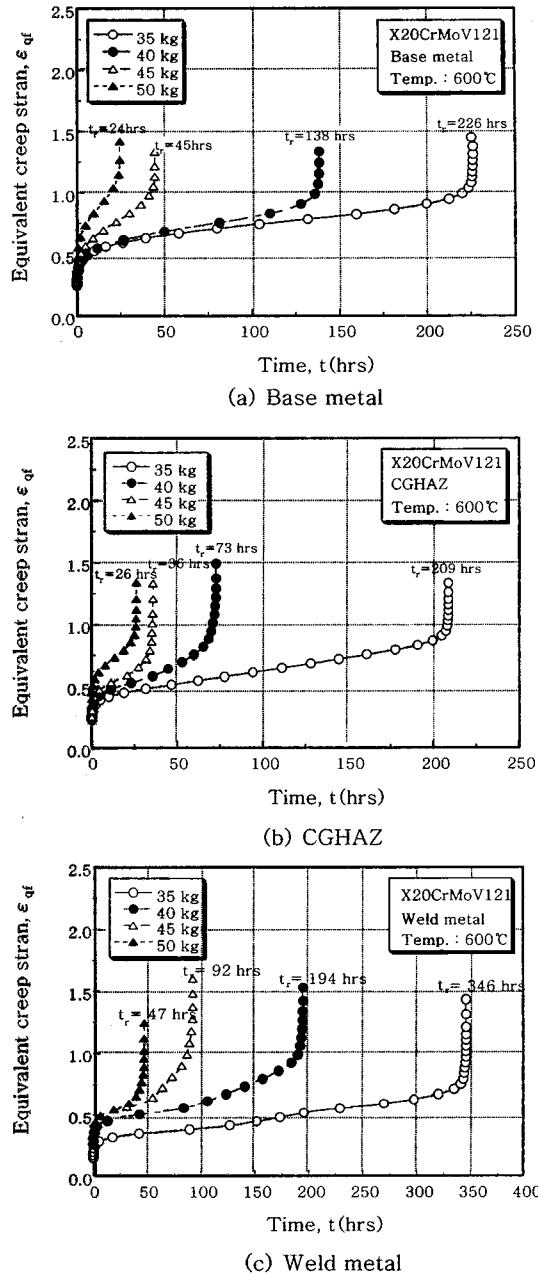


Fig. 6 The SP-Creep curves for B.M, CGHAZ and W.M of X20CrMoV121 steel weldment

개 나타났다.

Fig. 8은 단축 크리프 시험의 초기변형률(initial strain)에 대응하는 SP-Creep의 초기 등가 크리프 변형률(ϵ_{eq0})을 크리프 하중별로 살펴본 결과이다. 본 연구에서 초기변형률은 하중을 부하한 후 1분이 경과되었을 때의 변형률 값으로 정의하였다. 종래 크리프 곡선에서의 초기변형률(ϵ_0)은 외력이 작용할 때 순간적으로 나타나는 변형량으로 시간과는 독립적인 변수이나 크리프 용력과 온도에는 민감한 변수로 알려져 있다. 본 시험의 경우, 세 조직 중 B.M과 CGHAZ의 초기변

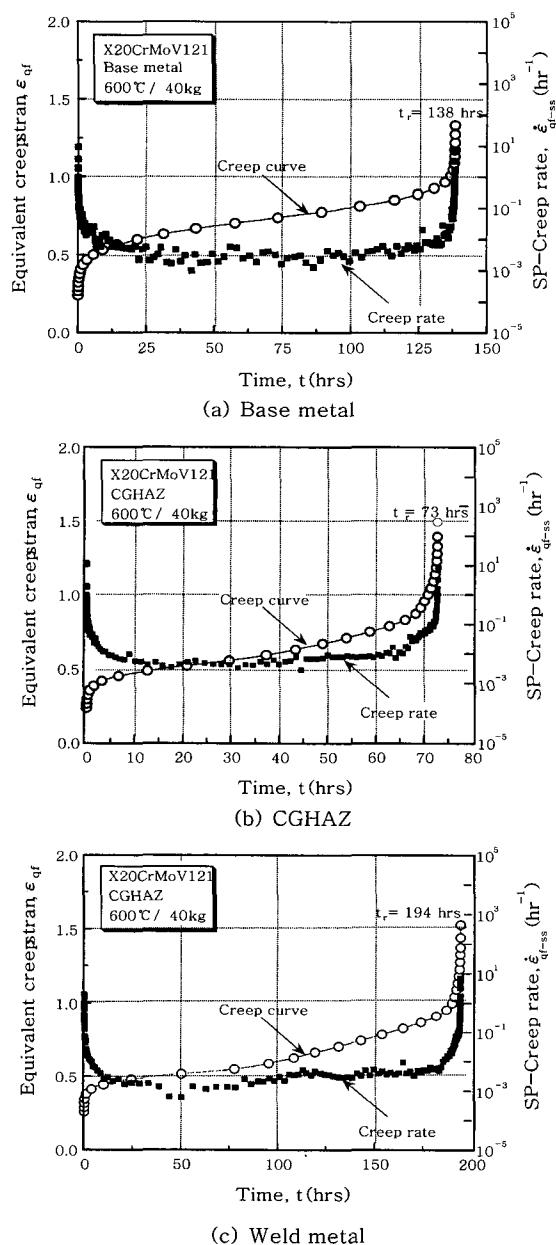


Fig. 7 The SP-Creep and strain rate curves for B.M, CGHAZ and W.M at 600°C and 40kg

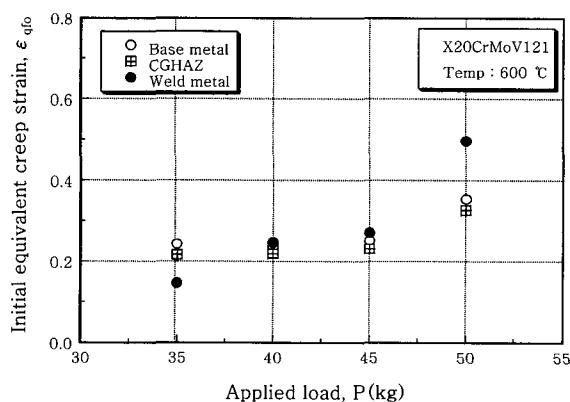


Fig. 8 The behavior of initial equivalent creep strain for X20CrMoV121 steel weldment

형률은 부하하중에 따라 거의 같은 거동을 보였다. 그러나 W.M의 경우, 저하중 영역에서는 다른 조직보다 낮은 초기변형률을 그리고 고하중 영역에서는 높은 초기변형률을 보이고 있다. 전체적으로 볼 때 부하하중이 증가함에 따라 종래 단축인장-크리프 시험과 같이 초기변형률 값은 증가하고 있다.

3.3 강 용접부 미세조직별 고온 크리프 제 특성

미소시험편을 이용한 SP-Creep 시험 후 2차 정상상태의 크리프 속도($\dot{\epsilon}_{qf-ss}$)의 부하하중에 대한 의존성을 조사하여 나타낸 결과는 Fig. 9와 같다. 세 조직 모두 크리프 하중이 증가함에 따라 정상상태의 크리프 속도는 크게 증가함을 알 수 있어 하중에 대해 매우 뚜렷하게 의존함을 관찰할 수가 있다. 일반적으로 정상상태의 크리프 변형은 소성변형에 의한 전위밀도의 증가에 따른 가공경화 속도($d\sigma/d\epsilon$)와 원자들의 국부적인 확산과 동적 연화에 따른 회복속도($d\sigma/dt$)가 균형을 이루는 단계이다. 따라서 시험재료의 정상상태 2차 크리프 거동은 시험온도와 하중, 그리고 재료의 고용 강화원소 등에 의해 크게 의존한다. 본 연구의 크리프 하중에 따른 미소시험편의 크리프 거동 역시 하중의 증가에 따라 재료 내의 전위의 활성화로 인해 반대부호의 전위 결합 그리고 그로 인한 전위의 소멸 및 전위의 재배열 등에 의해 크리프 변형률속도는 회복속도에 의해 지배를 받게 되고, 결국 크리프 속도의 증가와 함께 과단에 이르게 된 것으로 생각된다.

그럼에 알 수 있듯이 X20CrMoV121 강 용접부에서 W.M 조직의 경우가 세조직 중 가장 낮은 2차크리프 속도 거동을 보여 내 크리프 성질이 우수함을 알 수가 있다. 또한 저하중 영역에서는 세 조직 중 CGHAZ 부가 그리고 고하중 영역에서는 B.M 조직이 가장 큰 정

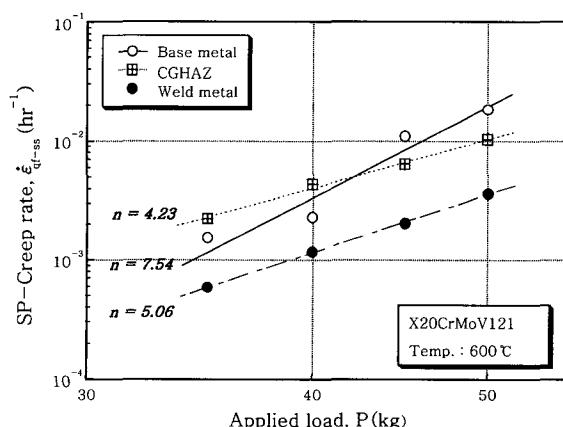


Fig. 9 The power law relationship in term of creep strain rate for X20CrMoV121 steel weldment

상상태의 크리프 변형률 속도를 보였다. 실험실적 가속 크리프 시험결과 중 저응력 크리프 시험영역의 결과는 실기 현장과 관련하여 미세조직의 크리프 수명 및 크리프 기구를 규명하는데 중요하다고 말할 수 있다. 본 연구의 경우 저하중 영역에서 CGHAZ부의 크리프 변형률 속도가 세 조직 중 가장 크게 나타났는데, 이 같은 결과는 높은 용접열에 의한 모재조직의 강화효과 감소, 결정립의 조대화 그리고 조직 내에 존재하던 미세 탄화물들이 용접과정 중 오스테나이트 상에 완전 고용되고, 용접후 냉각과정에서 재석출된 탄화물이 다른 두 조직의 경우보다 크기 및 분포 면에서 크기 때문에 나타난 결과로 사료된다. 결정 내에서 이 같은 탄화물의 조대화는 조직내의 고용강화원소의 감소와 함께 전위의 이동을 용이하게 하고 결국 크리프 변형과정 중 외력에 의해 생성된 전위와 입계·입내의 석출물 사이의 상호작용의 감소를 초래하게 된다. 따라서 이러한 이유로 세조직 중 CGHAZ가 가장 높은 크리프 변형률 속도를 보인다고 생각한다.

일반적으로 단축 인장-크리프 시험에서 정상 크리프 변형률 속도($\dot{\epsilon}$)의 부하외력에 대한 의존성은 $\dot{\epsilon}_{ss} = A \cdot \sigma^n$ 와 같은 역수법칙(power law)이 성립된다. 여기서 A는 재료상수(structural constant), σ 는 작용외력(applied stress), n_t 은 응력지수(stress index)이다. 따라서, 다양한 시험하중에 대한 정상 크리프 속도를 나타낸 Fig. 9의 $\dot{\epsilon}_{ss}$ vs. P 의 관계선도에서 역수법칙은 아래 식(1)과 같이 표현되었다. 이때 크리프 하중지수(creep load index) n 은 B.M., CGHAZ 그리고 W.M의 경우 각각 7.54, 4.23, 5.06을 나타내었다.

$$\text{Base metal : } \dot{\epsilon}_{qf-ss} = 2.85 \times 10^{-15} P^{7.54}$$

$$\text{CGHAZ : } \dot{\epsilon}_{qf-ss} = 6.88 \times 10^{-10} P^{4.23}$$

$$\text{Weld metal : } \dot{\epsilon}_{qf-ss} = 9.20 \times 10^{-12} P^{5.06} \quad (1)$$

한편, 단축 인장-크리프 시험에서 지수식에 의해 결정되는 Class I, Class II 합금에서 Class I 합금(순금속 경우)의 응력지수(n_t) 값은 4~5정도이며, 이 경우 크리프 변형은 원자들의 확산에 의한 전위의 상승(climbing)에 의해 율속된다. 이에 대해 Class II 합금(고용체 합금)은 3정도의 n_t 값을 가지며, 용질원자와 전위의 상호작용에 의해 전위 활주(glide)가 방해되어, 결국 크리프 변형은 전위의 활주에 의해 율속된다고 알려져 있다¹¹⁾. 또한 이러한 응력지수는 시험온도

및 미세조직내의 석출물 거동 등에 의해 크게 영향을 받는다고 알려져 있다. 본 연구에서 SP-Creep 시험에 의해 구한 X20CrMoV121 강 용접부의 세 조직 중 CGHAZ가 가장 낮은 하중지수를 보였는데, 재료의 강화효과가 떨어질수록 응력지수(n_t)와 크리프 파단강도가 감소한다는 종래 보고¹²⁾와 비교할 때 세조직 중 가장 낮은 하중지수를 보인 CGHAZ부에서 높은 용접열에 의한 내 크리프 성질의 저하를 확인할 수가 있다. 또한 모재의 강화효과의 감소를 확인할 수 있다.

Fig. 10은 세 조직에 대한 크리프 파단수명(rupture time : t_r)을 막대 그래프를 이용하여 나타낸 결과이다. 모든 크리프 하중에서 크리프 수명은 세 조직 중 W.M 조직이 가장 큼을 알 수 있고, 이에 반해 조대한 lath 마르텐사이트 조직을 갖는 CGHAZ부가 대부분 하중에서 적은 크리프 파단수명을 보였다. 이때 세조직 중 W.M 조직이 가장 큰 크리프 수명을 보인 이유는 앞서 언급하였듯이 구성조직에 있어 다른 두 조직과 비교할 때 미세 탄화물의 존재와 높은 조직의 치밀도, 다층 용접시 후속 비드의 열이력 및 용접시공의 구속 등에 의해 구성된 δ -ferrite 조직과 보다 경화된 베이나 이트 조직에 의한 결과로 사료된다. 그러나 향후 투과전자현미경에 의한 전위 하부조직 등의 관찰에 의해 보다 정확한 해석이 가능할 것으로 기대한다.

이상과 같은 시험결과들을 토대로 미소시험편을 이용한 SP-Creep 시험법은 고온 부재의 강 용접부 미세조직에 대한 고유한 크리프 특성평가에 있어 새로운 시험법으로 개발 가능함을 알 수 있으며, 향후 다양한 하중, 온도 그리고 국부조직별 SP-Creep 시험결과가 주목된다. 또한 본 시험기법의 유효성을 확립하기 위해서 본 시험결과와 종래 표준화된 단축 인장 크리프 시험 결과 사이의 상관관계가 요구된다. 현재까지 모재의 몇 강종

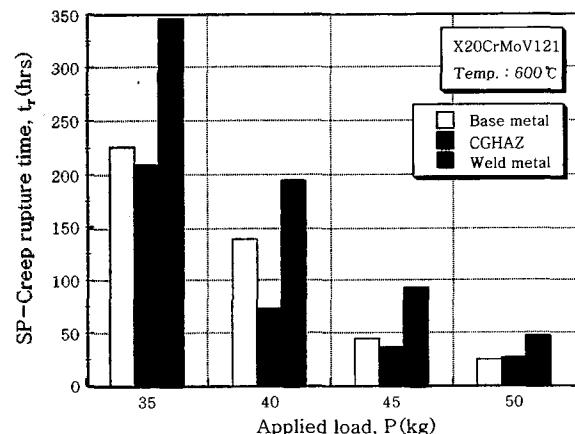


Fig. 10 The distribution of creep rupture time according to microstructures for X20CrMoV121 steel weldment

에 대해 종래 단축-인장 크리프 시험결과 사이의 상관성이 검토⁸⁾되고 있는 상태이며, 용접부와 관련하여 두 시험결과의 상관성을 현재 본 대학에서 계속 실험 중에 있다.

4. 결 론

고온·고압용 발전설비의 내열강 용접부에 대한 새로운 크리프 평가 기술개발을 위해 X20CrMoV121 강의 용접부 국부조직 즉, CGHAZ, W.M 그리고 B.M을 대상으로 시도된 미소시험(Micro-test)기법인 소형펀치-크리프(small punch-creep : SP-Creep) 시험결과는 다음과 같다.

1) X20CrMoV121 강 용접부의 CGHAZ 부위는 마이크로 비커스 경도 값이 약 300 이상인 조대한 lath 마르텐사이트 조직으로 구성되었으며, 모재 층의 HAZ에서는 경도 값이 모재보다 낮은 연화층이 관찰되었다.

2) W.M 조직은 세조직 중 가장 낮은 2차 크리프 속도 거동을 보여 내 크리프 성질이 가장 우수함을 알 수 있었으며, 저하중 영역에서는 세 조직 중 CGHAZ 부가 그리고 고하중 영역에서는 B.M 조직이 가장 빠른 정상상태의 크리프 변형률 속도를 보였다.

3) 저하중 영역에서 세조직 중 CGHAZ가 가장 큰 크리프 변형률 속도를 보인 이유는 높은 용접열에 의한 모재조직의 강화효과 감소, 결정립의 조대화 그리고 용접 및 냉각 과정에서 재생성된 보다 큰 탄화물과 크리프 변형과정 중 외력에 의해 생성된 전위 사이의 상호작용 감소에 의한 결과로 사료된다.

4) 크리프 변형률 속도와 크리프 하중사이에 멱수법칙(power law)이 성립하였으며, 이때 크리프 하중지수(n)는 B.M, CGHAZ 그리고 W.M의 경우 각각 7.54, 4.23, 5.06을 나타내어 세조직 중 CGHAZ가 가장 낮은 하중지수 값을 보였다.

5) 모든 크리프 하중에서 크리프 파단수명은 세 조직 중 W.M 조직이 가장 크게 나타났으며, 이에 반해 조대한 lath 마르텐사이트 조직을 갖는 CGHAZ부가 대부분 하중에서 낮은 크리프 파단수명을 보였다.

후 기

본 연구는 한국과학재단 목적기초연구(R05-2001-000-01131-0)지원에 의해 수행된 결과의 일부이며, 이에 감사 드립니다.

참 고 문 헌

- Viswanathan R. and Gehl S. M. : Life-Assessment Technology for Power-Plant Components, JOM Feb., (1992), 34-42
- Webster G. A. and Ainsworth R. A. : High Temperature Component Life Assessment, CHAPMAN & HALL, (1993), 1-319
- Viswanathan R. : Damage Mechanisms and Life Assessment of High Temperature Components, ASM International Metals Park, (1993), 206-208
- Singh R. and Singh S. R. : Remaining Creep Life Study of Cr-Mo-V Main Steam Pipe Lines, Int. J. Pres. & Piping 73, (1997), 89-95
- Cadek J. and Sustek V. : An Analysys of a Set of Creep Data for a 9Cr-1Mo-0.2V(P91 type) Steel, Materials Science and Engineering A225, (1997), 22-28
- Muramatzu Y., Yamazaki M., Hongo H., and Monma Y. : Size and Shape Effects of Welded Joint Specimen on Creep Behavior, Pressure Vessel Technology I, Proc. ICPVT 7, VDTUV, (1992), 737-747
- Storesund J. and Tu S. T. : Geometrical Effect on Creep in Cross Weld Specimens, Int. J. Pressure Vessel & Piping 62, (1995), 179-193
- Seung Se Baek, Sung Hun Na, Eui-Gyun Na and Hyo Sun Yu : Development of Evaluation Technique of High Temperature Creep Characteristics by Small Punch-Creep Test Method(I) -Boiler Superheater Tube-, Transactions of the KSME, 25-12(2001), 1995-2001 (in Korean)
- Seung Se Baek, Dong Hwan Lee, Jeong Soo Ha and Hyo Sun Yu : Development of Evaluation Technique of High Temperature Creep Characteristics by Small Punch-Creep Test Method(I) -Boiler Header-, Transactions of the KSME, 26-1(2002), 55-60 (in Korean)
- Mao X., Shoji T., and Takahashi H. : Characterization of Fracture Behavior in Small Punch Test by Combined Recrystallization-Etch Method and Rigid Plastic Analysis, J. Testing and Evaluation, (1987), 30-37
- Cannon, W. R. and Sherby, O. D. : High Temperature Creep Behavior of Class I and Class II Solid Solution Alloys, Metall. Trans. A(1970), 1030-1032
- Seog Hyeon Ryu : Effects of Alloying Elements on the Creep Rupture Strength of Advanced 9-12% Cr Steels, KAIST(1998), A thesis for Doctor of Philosophy (in Korean)