

발전설비 강 용접부의 크리프 특성 평가 기술 개발

이동환* · 정영훈* · 백승세* · 하정수** · 송기욱** · 이송인*** · 유효선†

Development of Creep Properties Evaluation Technique for Steel Weldment of Power Plant

Dong-Hwan Lee, Young-Hun Jeoung, Seung-Se Back,
Jeong-Soo Ha, Gee-Hook Song, Song-In Lee and Hyo-Sun Yu

Key Words: Steel Weldment(강 용접부), F.L(용융선), CGHAZ(조립역), W.M(용착금속), B.M(모재), SP-Creep(소형편치-크리프), Creep Damage(크리프 손상), Secondary Creep Rate(2차 크리프 속도), Creep Rupture time(크리프 파단시간), Power Law(멱수법칙), Monkman-Grant(몬크만-그랜트), X20CrMoV12 1 Steel

Abstract

In the life assessment for plant structural component, the research on deterioration of toughness and material properties occurred in weldments has been considered as very important problems. In general, the microstructures composed in weldments are largely classified with weld metal(W.M), fusion line(F.L), heat affected zone(HAZ), and base metal(B.M). It has been reported that the creep characteristics on weldments having variable microstructures could be unpredictably changed. Furthermore, it is also known that HAZ adjacent to F.L exhibits the decreased creep strength compared to those in base or weld metals, and promotes the occurrence of Type III and Type IV cracking due to the growth of grains and the coarsening carbides precipitated in ferritic matrix by welding and PWHT processes. However, the lots of works reported up to date on creep damage in power plant components have been mostly conducted on B.M and the creep properties on a localized microstructures in weldments have not as yet been throughly investigated. In this paper, for various microstructures such as coarse grain HAZ(CGHAZ), W.M and B.M in X20CrMoV121 steel weldment, the small punch-creep(SP-Creep) test using miniaturized specimen($t=0.5\text{mm}$, 0.25mm) is performed to investigate a possibility for creep characteristics evaluation.

1. 서론

국내에는 다수의 발전설비가 운전되고 있다. 이들 설비 중 약 60% 이상은 이미 설계수명(design life)을 초과한 장기 노후화된 발전설비이다. 고온·고

압하에서 운전되는 이런 노후화된 발전설비의 경면 열화 현상에는 크리프(creep) 변형, 뜨임취화, 탄화물 유기취화, σ 상취화 그리고 열피로 및 부식 등이 있으며, 이중 크리프 손상은 발전소 보일러와 터빈 부재의 가장 대표적인 열화기구로 알려져 있다.⁽¹⁾

한편, 고온부재들의 결합을 위해 필수 불가결하게 수행되는 용접공정으로 인하여 용접부에서 야기되는 인성저하와 재결열화 및 균열발생은 실질적으로 매우 중요한 문제이다.⁽²⁾ 발전설비 배관이나 헤더 등은 대부분 후판으로 구성되어 있기 때문에 다층 용접에 의해 구성된다. 대부분 이들 설비의 용접부 구성은 SMAW(shield metal arc weld), SAW(submerged arc weld) 및 GTAW(gas tungsten arc

* 회원, 전북대학교 대학원 정밀기계공학과

** 회원, 한국전력연구원(KEPRI)

*** 회원, 전북대학교 기계공학부, 자동차신기술연구소

† 책임저자, 회원, 전북대학교 기계공학부, 자동차신기술연구소

E-mail : yuhs@moak.chonbuk.ac.kr

TEL : (063)270-2346 FAX : (063)270-2388

weld) 등과 같은 용접프로세스가 적용된다. 특히 발전소 압력용기는 약 350℃ 이상의 온도에서 사용되기 때문에 용접 후 크리프 성질이 매우 중요하다.

한편, 용접부에서는 용접열 이력에 의해 변태된 복잡하고 다양한 조직이 생성되며, 크게 용착금속(weld metal : WM), 용융선(fusion line : F.L), 열영향부(heat affected zone : HAZ) 그리고 모재(base metal : B.M) 조직으로 구분된다. 이중 열영향부는 조립역(coarse grain region : CGHAZ), 미세 결정립역(fine grain region : TGH AZ), 부분 변태역(inter-critical grain region : ICHAZ) 그리고 템퍼드역(tempered grain region : TGH AZ) 등으로 구성된다.⁽³⁾

이 같은 다양한 조직으로 구성된 용접부의 고온 크리프 강도는 예측 불가능한 정도로 변화하며, 모재조직에 비해 크게 저하한다고 보고되고 있다. 특히, F.L에 근접한 조대한 결정립영역인 CGHAZ는 A₃ 온도 이상으로 가열된 부분으로 결정립 성장과 함께 미세조직은 상부 베이나이트나 템퍼드 마르텐사이트를 갖고 있기 때문에 내크리프 성질의 큰 저하와 함께 Type III의 균열발생을 초래한다고 알려져 있다. 또한 부분 변태영역인 ICHAZ는 A_{c1}과 A₃ 사이의 온도영역을 경험하면서 크리프 변형의 내저항성을 보이는 미세 탄화물(Mo₂C)이 분해되고 페라이트 기지에 조대한 탄화물이 성장하여 나타나는 연화(softening)에 의한 용접부의 크리프 손상과 Type IV의 균열이 발생한다고 알려져 있다.⁽⁴⁾

그러나 현재까지 발전설비의 크리프 손상에 대한 연구는 대부분 모재조직에 국한하여 방대한 시험이 수행되어 왔다.⁽⁵⁾ 이에 반해 발전소 실기부재의 대표적인 크리프 손상의 취약부로 알려진 용접부 국부조직에 대한 크리프 연구는 극히 적으며, 시험 대상조직 또한 제한적으로 이루어지고 있다. 이 같은 가장 큰 이유는 용접열에 의해 F.L로부터 거리에 따라 구성된 다양한 조직과 결정립 크기의 구배에 기인하여 용접부 국부부위에서 종래 ASTM, ASME에서 권장하는 표준 인장-크리프 시험편의 채취가 거의 불가능하기 때문이다. 설령 인장시험편의 표점거리(gauge length : G.L) 부위에 시험대상 조직을 위치시킨다 해도, 최종 파단부가 매우 불확실하기 때문에 용접부 각 미세조직에 대한 고온 크리프 특

성 연구는 극히 드문 실정이다.

한편, 현재까지 보고된 용접부의 크리프 특성 평가는 일반적으로 cross weld 형태의 단축 인장-크리프 시험편을 사용한 시험결과가 대부분이다.⁽⁶⁾ 그러나 cross weld 시험편의 시험결과는 시험편의 G.L부분에 다양한 국부조직(W.M+HAZ+B.M)이 구성되어 있기 때문에 각 조직에 대한 정량적 크리프 특성 평가는 거의 불가능하다. 또한 G.L 및 직경의 크기에 따라 HAZ가 차지하는 구성 비의 차이가 존재하며, 그로 인해 시험편의 구속상태가 변화되어 크리프 데이터 상에 많은 편차가 존재하는 문제점을 가지고 있다. 이 때문에 모재를 대상으로 열처리를 행하여 얻은 모의 용접부 조직을 이용하여 크리프 시험을 수행하는 경우도 있으나, 이 또한 실제 다층 용접 중에 구성되는 용접부의 다양한 국부조직을 정확하게 모의한다는 것은 많은 어려움이 있다. 따라서 발전설비 고온 용접구조물에 대한 안전성 확보 및 수명평가를 위해 용접부의 국부조직에 대한 정확한 크리프 특성 평가는 매우 중요하며 이를 위한 마이크로시험기법을 이용한 새로운 크리프 평가 기술의 개발과 데이터 베이스의 확보가 요구된다.

본 연구에서는 이상과 같은 배경 하에서 미소시험기법(t=0.5mm, 0.25mm)인 소형펀치-크리프(small punch-creep : SP-Creep) 시험⁽⁷⁾을 이용하여 다양한 하중과 온도 하에서 발전설비 보일러 헤더 강 용접부의 국부조직 즉, W.M, CGHAZ 그리고 B.M을 대상으로 크리프 특성을 평가하고 현재까지 얻어진 시험결과를 토대로 마이크로시험기법을 이용한 강 용접부의 새로운 크리프 시험법의 개발 가능성을 논하고자 한다.

2. 실험재료와 실험방법

2.1 실험재료 및 용접조건

본 연구에서 사용된 재료는 초초임계압 발전설비 부재의 보일러 헤더 재료로 널리 사용되는 고합금강인 X20CrMoV121 강인 모재와 용접부이다. Table 1에 자세한 용접조건을 나타내었다. 준비된 X20CrMoV121 강인 모재와 용접부로부터 고온 소형펀치-크리프 시험을 위한 표준 시험편(t=0.5mm)

Table 1 Welding process specification for X20CrMoV121 steel

Process	Filler Metal		Current / Polarity		Voltage Range (V)	Travel speed (cm/min)
	AWS class	Diameter (mm)	Type	Amp. range (A)		
GTAW	SGCrMoWV12	φ2.4	DCSP	130~150	11	8~15
SAW	UPS2CrMoWV12	φ2.4	DCSP	305~345	31~32	40~50

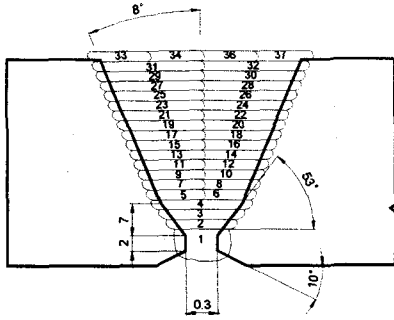


Fig. 1 Joint design for X20CrMoV121 steel weldment

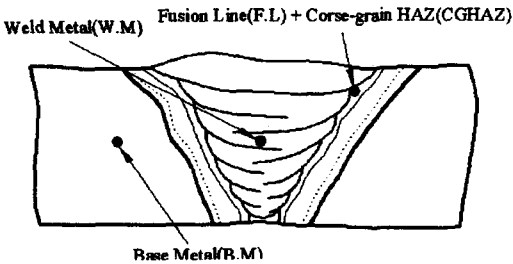


Fig. 2 Schematic illustration of X20CrMoV121 steel weldment and machining position for SP-Creep specimen

을 제작하였다. 그리고 용접부의 국부조직에 대한 고유한 크리프 특성 평가를 위해 우선적으로 고려된 시험편 채취위치는 용융선(F.L)+조립역(CGHAZ) (이하CGHAZ), 용착금속(W.M) 그리고 모재(B.M) 조직으로 하였다.

Fig 1은 X20CrMoV121 강 용접부의 개선부의 형상을, Fig 2는 용접부 단면의 개략도와 시험편 채취 부위를 나타낸 그림이다.

2.2 실험방법

고온 크리프 시험온도는 600℃로 하였으며 시험편 가열온도의 오차범위는 약 $\pm 1^\circ\text{C}$ 로 제어하였다. 하중은 30~60kg범위에서 부가하였으며, 시험도중 시험편의 중앙변위(central displacement : δ)는 LVDT 시스템을 이용하여 최소 1 μm 까지 정밀 계측하였다. 또한 시험중 미소시험편의 표면산화에 따른 시험오차를 제거하기 위해 아르곤(Ar) 분위기에서 실험을 수행하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 용접부 조직관찰과 경도분포

본 연구에서 사용된 용접부 국부조직의 광학현미경(OM) 사진을 Fig. 3에 나타내었다. 먼저 사진(a)의 모재 경우 미세조직은 NT(normalizing+tempering) 강

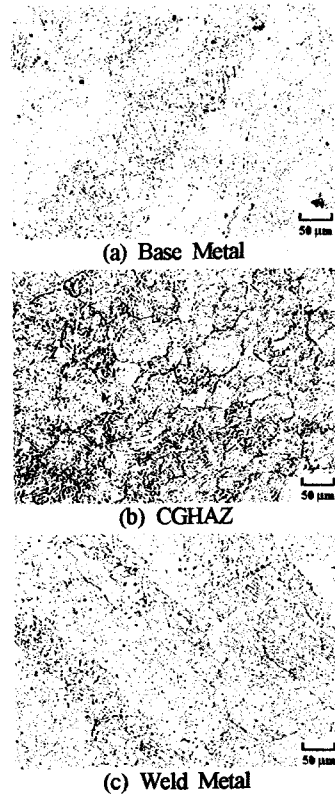


Fig. 3 Various microstructures for as-received X20CrMoV121 steel weldment

화열처리에 의한 lath 템퍼드 마르텐사이트(tempered martensite) 조직으로 구성되어 있음을 알 수 있으며, 조직 내에 템퍼링시 생성된 1 μm 크기 이하의 미세 탄화물도 관찰할 수 있다. 사진(b)의 CGHAZ의 경우는 용접열에 의해 조대한 lath 마르텐사이트 조직으로 관찰되었다. 그리고 용착금속 조직을 나타낸 사진(c)의 경우를 보면 앞의 두 조직과 비교해 조직이 치밀하고 lath 상이 감소된 마르텐사이트 조직으로 구성되어 있음을 알 수 있다. 또한 조직내의 탄화물의 거동도 앞의 두 조직에 비해 다소 큼을 알 수 있다. 따라서 고온 부재의 크리프 특성은 다양한 인자들에 의해 영향을 받으나 최종적으로 미세조직에 의해 결정됨을 고려할 때, 본 연구에서 선정된 이들 용접부 미세조직에 대한 크리프 특성의 결과는 다르게 나타날 것으로 기대된다.

Fig 4는 X20CrMoV121 강 용접부에 대한 마이크로 비커스 경도 분포이다. 시험결과 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 측

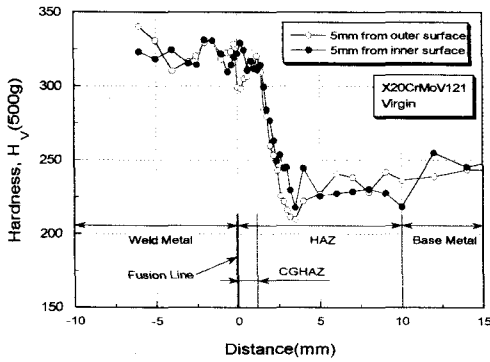


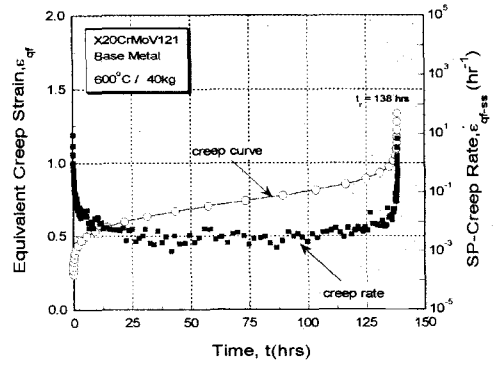
Fig. 4 Vickers hardness distributions in transverse section of X20CrMoV121 steel weldment

으로의 경도 분포 중 경도값이 모재보다 낮은 연화층도 관찰할 수가 있어, 향후 이 부위에 대한 크리프 물성의 결과가 주목된다.

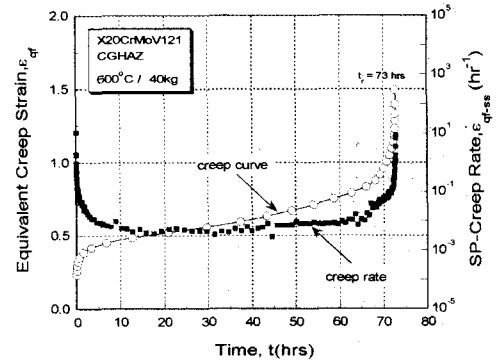
3.2 용접부 조직별 크리프 곡선 거동

Fig. 5는 크리프 온도 600°C와 하중 40kg 조건에서 얻은 용접부 조직별 고온 크리프 곡선 거동이다. 보는 바와 같이 미소시험편을 이용한 SP-Creep 곡선의 전체적인 변형거동은 시험조건에 따라 차이는 있지만, 세조직에 있어 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. 또한 조직별 크리프 파단수명의 차이가 뚜렷함을 관찰할 수가 있다. 그리고 함께 나타난 크리프 속도의 거동도 조직별 차이가 있음을 알 수 있으며, 세 조직 중 정상상태의 2차 크리프 속도는 CGHAZ의 경우가 높게 나타났다.

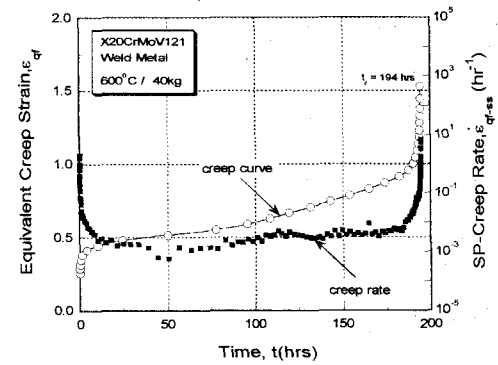
Fig. 6은 단축 크리프 시험의 초기변형률에 대응하는 SP-Creep의 초기 등가변형률(ϵ_{q0})을 크리프 하중별로 살펴본 결과이다. 이때 초기변형률(initial strain)은 하중을 부하한 후 1분이 경과되었을 때의 변형률 값으로 정의하였다. 종래 크리프 곡선에서의 초기변형률(ϵ_0)은 외력이 작용할 때 순간적으로 나타나는 변형량으로 시간과는 독립적인 변수이나 크리프 응력과 온도에는 아주 민감한 변수로 알려져 있다. 600°C의 경우 저하중 영역에서는 세조직의 초기변형률은 큰 차이를 보이고 있지 않으나 부하하중이 큰 50kg의 경우는 세조직 중 W.M 조직이 가장 큰 초기 변형률을 보이고 있다. 전체적으로 볼 때 부하하중이 증가함에 따라 초기변형률 값은 증가하고 있음을 알 수 있다. 또한 625°C의 경우는 600°C보다 모두 높은 초기 변형률 값을 보였다.



(a) Base Metal



(b) CGHAZ



(c) Weld Metal

Fig. 5 The SP-Creep and strain rate curves for B.M, CGHAZ and W.M at 600°C, 40kg

3.3 용접부 조직별 크리프 속도 및 파단수명

미소시험편을 이용한 SP-Creep 시험 후 2차 정상상태의 크리프 변형 속도($\dot{\epsilon}_{gr-ss}$)의 부하하중에 대한 의존성을 조사하여 나타난 결과는 Fig. 7과 같다. 세 조직 모두 크리프 하중이 증가함에 따라 2차 크리프 변형속도는 크게 증가함을 알 수 있다. 전체적으로 크리프 변형속도는 하중에 대해 매우 뚜렷하게 의존함을 관찰할 수가 있다. 그림에 알 수 있듯

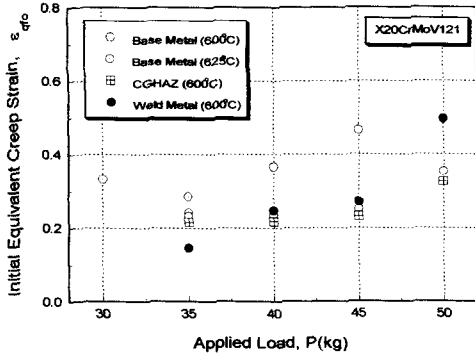


Fig. 6 The behavior of initial equivalent fracture strain for X20CrMoV121 steel weldment

이 600°C의 경우 X20CrMoV121 강 용접부의 용착 금속 경우가 세조직 중 가장 낮은 2차 크리프 속도 거동을 보여 내 크리프 성질이 가장 우수함을 알 수가 있다. 또한 시험 데이터 수는 적으나 저하중 영역에서는 세 조직 중 CGHAZ 부의 크리프 변형 속도가 가장 큼을 알 수 있다. 그러나 고하중에서는 세 조직 중 B.M 조직이 가장 큰 정상상태의 크리프 변형속도를 보였다.

이와 같이 W.M 조직이 모든 하중영역에서 크리프 속도가 가장 낮은 것은 높은 조직의 치밀도와 함께 뚜렷한 탄화물($M_{23}C_6$)의 영향에 의한 결과로 사료되며, 이 같은 결과로부터 W.M 조직의 크리프 변형 기구는 전위와 탄화물의 상호작용에 의한 전위의 활주속도에 의존됨을 알 수 있다. 그리고 저하중영역인 CGHAZ 부에서 가장 빠른 크리프 속도를 보였는데, 이 같은 결과는 높은 용접열에 의해 모재의 강화효과 감소와 조직내에 있던 미세 탄화물들이 용접과정 중 오스테나이트 상에 완전 고용되고, 냉각과정에 전위이동에 영향을 주지 않을 정도의 크기를 갖는 미세 탄화물의 재석출 현상에 기인하여 나타난 결과로 사료된다. 즉, 장시간 크리프시 CGHAZ 부의 크리프 변형기구는 다른 조직과 비교할 때 원자들의 국부적인 확산과 동적 연화에 따른 원자의 회복속도에 의존된다는 것을 알 수 있다. 그리고 625°C 모재의 경우는 모든 하중에 있어 가장 높은 크리프 변형속도를 보였다.

일반적으로 단축 인장 크리프 시험에서 정상 크리프 변형률 속도($\dot{\epsilon}$)의 부하의력에 대한 의존성은 $\dot{\epsilon}_{ss} = A \cdot \sigma^n$ 와 같은 멱수법칙(power law)이 성립된다. 여기서 A는 재료상수(structural constant), σ 는 작용의력(applied stress), n은 응력지수(stress exponent)이다. 따라서, 다양한 시험하중에 대한 정상 크리프 속도를 나타낸 Fig. 7의 $\dot{\epsilon}_{ss}$ vs. P의 관

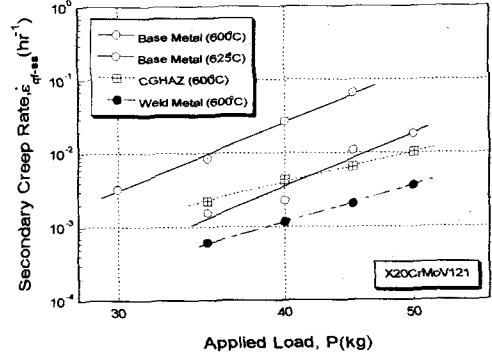


Fig. 7 The power law relationship in terms of strain rate for X20CrMoV121 steel weldment

계선도에서 멱수법칙은 아래 식(1)과 같이 표현되었다. 여기서 600°C 경우, 크리프 하중지수(n)는 B.M, CGHAZ 그리고 W.M의 경우 각각 7.54, 4.23, 5.06을 나타내었다.

$$\text{B.M (600}^\circ\text{C)} : \dot{\epsilon}_{gf-ss} = 2.85 \times 10^{-15} P^{7.54}$$

$$\text{B.M (625}^\circ\text{C)} : \dot{\epsilon}_{gf-ss} = 2.20 \times 10^{-14} P^{7.54}$$

$$\text{CGHAZ (600}^\circ\text{C)} : \dot{\epsilon}_{gf-ss} = 6.88 \times 10^{-10} P^{4.23}$$

$$\text{W.M (600}^\circ\text{C)} : \dot{\epsilon}_{gf-ss} = 9.20 \times 10^{-12} P^{5.06}$$

———— 식(1)

본 연구에서 SP-Creep 시험에 의해 구한 X20CrMoV121 강 용접부의 세 조직 중 CGHAZ가 가장 낮은 하중지수를 보였는데, 이는 조대한 lath 마르텐사이트 조직내에서 외력에 의해 생성된 전위와 높은 용접열 및 빠른 냉각속도 그리고 후열처리 공정에 의해 생성된 입계 및 입내의 미세 석출물의 상호작용의 감소에 의한 결과로 사료된다.

Fig. 8은 세 조직에 대한 크리프 파단수명(rupture time : tr)의 거동을 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 CGHAZ부는 대부분 하중에서 짧은 크리프 파단수명을 보였다. 파단수명에 근거한 Power Law 관계식을 다음과 같이 얻을 수 있었다. Creep 파단수명에 근거한 하중지수(load exponent / load index : m) 또한 CGHAZ부의 경우가 가장 낮은 하중지수 거동을 보였다.

$$\text{B.M (600}^\circ\text{C)} : t_r = 3.26 \times 10^{12} P^{-6.54}$$

$$\text{B.M (625}^\circ\text{C)} : t_r = 2.33 \times 10^{12} P^{-6.92}$$

$$\text{CGHAZ (600}^\circ\text{C)} : t_r = 2.30 \times 10^{11} P^{-5.89}$$

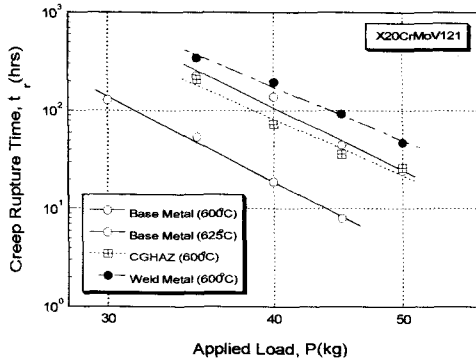


Fig. 8 The power law relationship in terms of rupture time for X20CrMoV121 steel weldment

$$\text{W.M (600}^\circ\text{C)} : t_r = 2.98 \times 10^{12} P^{-6.36}$$

———— 식(2)

3.4 용접부 조직별 Monkman-Grant 관계

다음은 크리프 시험에 있어 크리프 파괴모델 및 수명예측에 사용되는 Monkman-Grant 관계를 살펴본다. Monkman-Grant 관계는 Fig. 9와 같이 정상상태의 크리프 변형속도($\dot{\epsilon}$)와 크리프 파단수명(t_r)과의 관계로 설명된다. 크리프 시험결과 용접부 각 조직별 Monkman-Grant 관계식을 다음과 같이 구성할 수 있다.

$$\begin{aligned} \text{B.M} : t_r \cdot \dot{\epsilon}_{qf-ss}^{0.87} &= 0.79 \\ \text{CGHAZ} : t_r \cdot \dot{\epsilon}_{qf-ss}^{1.40} &= 0.04 \\ \text{W.M} : t_r \cdot \dot{\epsilon}_{qf-ss}^{1.26} &= 0.04 \end{aligned}$$

———— 식(3)

향후 다양한 시험조건에서 보다 많은 데이터가 확보된다면 이상과 같은 시험결과들은 발전설비 강 용접부의 국부부위에 대한 크리프 손상 및 파단수명 예측에 사용될 수 있을 것으로 기대한다.

4. 결론

본 연구에서는 발전설비 강 용접부의 국부조직에 대한 고유한 크리프 특성 평가 및 평가기술 개발의 가능성 검토를 위해 우선적으로 선정된 X20CrMoV121 강 용접부의 미세조직 즉, CGHAZ, W.M 그리고 B.M을 대상으로 마이크로 시험(Micro-test)기법인 소형펀치-크리프(small punch-creep : SP-Creep) 시험을 수행하였다. 현재까지 얻은 시험결과는 다음과 같다.

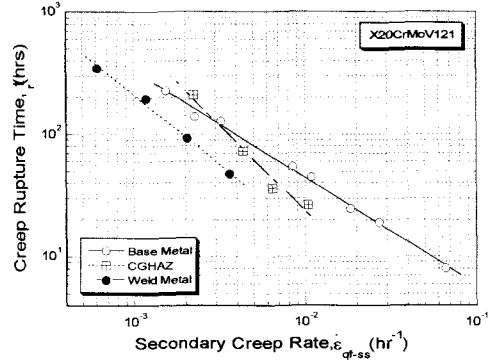


Fig. 9 The Monkman-Grant relationship for X20CrMoV121 steel weldment

(1) W.M 조직은 세조직 중 가장 낮은 크리프 변형 속도를 보여 내 크리프 성질이 매우 우수함을 알 수 있었으며, 저하중 영역에서는 세 조직 중 CGHAZ 부가 그리고 고하중 영역에서는 B.M 조직이 가장 큰 크리프 변형 속도를 보였다.

(2) CGHAZ의 경우가 세 조직 중 가장 낮은 하중 지수를 보였는데, 이는 전위이동과 높은 용접열 및 빠른 냉각속도 그리고 후열처리 공정에 의해 생성된 입계 및 입내의 미세 석출물의 작용에 의한 결과로 사료되며, 크리프 파단수명에 근거한 하중지수도 같은 결과를 보였다.

(3) 모든 하중에서 크리프 파단수명은 W.M 조직이 가장 크게 나타났으며, 이에 반해 조대한 lath 마르텐사이트 조직을 갖는 CGHAZ는 대부분 하중에서 짧은 크리프 파단수명을 보였다. 또한 625°C의 경우는 모든 하중에 있어, 600°C보다 낮은 크리프 파단수명을 보였다.

(4) 크리프 시험결과 용접부 각 조직별 Monkman-Grant 관계식을 구성할 수 있어, 미세조직별 크리프 특성의 차이를 명확히 확인할 수 있었다.

참고문헌

- (1) G. A. Webster, 1993, CHAPMAN & HALL.
- (2) EPRI, "Manual for Investigation and Correction of Boiler Tube Failures" 1985, pp. 1~110.
- (3) R. Viswanathan, 1993, ASM I. M, pp. 206~208.
- (4) E. Smith, 1970, Int. J. Pres. Ves.&Piping 63, pp. 4 5~54.
- (5) J. Cadek, 1997, MSE A225, pp. 22~28.
- (6) P. segle, S. T. Tu, J. Storesund, L. A. samuelson, 1996, Int. J. Pres. Ves. & Piping 66, pp. 199~222.
- (7) 유효선 외 5인, 특허 제 2000-24756호, "소형펀치-크리프 시험기 및 고온부재의 크리프 특성 평가 방법".