

SA508 Gr.3 Cl.2 저합금강과 용접부의 290 °C 수화학 환경에서 피로균열거동 분석

조 평 연·김 정 현·장 창 희[†]·조 현 철¹

한국과학기술원 원자력 및 양자공학과, 대전시 유성구 대학로 291

¹두산중공업(주), 경남 창원시 성산구 귀곡동 555

(2012년 6월 11일 접수, 2012년 8월 29일 수정, 2012년 8월 29일 채택)

Fatigue crack growth behaviors of SA508 Gr.3 Cl.2 base and weld material in 290 °C water environment

Pyungyeon Cho, Jeong Hyeon Kim, Changheui Jang[†], and Hyunchul Cho¹

Department of Nuclear and Quantum Engineering, KAIST,

291 Daehak-ro, Yuseong-gu, Daejeon, Republic of Korea

¹Doosan Heavy Industries & Construction Co., Ltd.,

555, Gwigok-dong, Sungsan-gu, Changwon, Gyeongsangnam-do, Republic of Korea

(Received June 11, 2012; Revised August 29, 2012; Accepted August 29, 2012)

The fatigue crack growth behaviors of SA508 Gr.3 Cl.2 low alloy steel in high temperature water environment were investigated. Overall, weld metal showed similar crack growth rate as that of base metal. At 0.01 Hz, fatigue crack growth rate (FCGR) was higher than that in air while the difference was smaller at 0.1 Hz. Also, FCGR showed ΔK dependency at 0.1 Hz only, indicating that the environmental effect was much greater at slower loading frequency of 0.01 Hz. FCGR of SA508 Gr.3 Cl.2 low alloy steel was compatible to or smaller than the ASME Sec. XI fatigue reference curves in high temperature water environment.

Keywords : fatigue, crack growth rate, low alloy steel, base and weld, EAC

1. 서 론

구조물에 작용하는 여러 가지 형태의 하중과 주변의 환경이 상호작용하여 균열이 더 쉽게 발생하고 더 빠르게 성장하는 현상을 환경조장 균열이라 하며 원자력발전소의 구조물의 대표적인 재료열화기구로 잘 알려져 있다. 발전소 재료의 건전성 확보를 위해 구조물의 파괴를 일으킬 수 있는 환경조장균열의 성장거동에 대한 연구와 분석은 상당히 중요하다. 환경조장 균열은 재료적인 요인, 환경적인 요인, 기계적인 요인이 혼합되어 발생 및 전파하는데 균열성장 양상은 언급한 세가지 요인들에 따라 다양하게 나타난다. 우선 재료적인 관점에서는 재료내 황계재물의 분포가 환경조장균열 성장에 큰 영향을 준다고 알려져 있으나 황 계재물의 양 뿐만 아니라 재료 제조이력의 차이에 따른 석출양상에 따라 균열 성장속도가 달라질 수 있기 때문에 황계재물 분포 차이에 대한 연구결과의 분산은 상당히 크게 나타난다고 보고되었다.¹⁾ 황 함량이 낮은 재료(0.004 wt%이하)의 경우 수화학

인자의 영향이 나타나지 않으며 원자로 가동온도의 공기분위기 결과와 유사하여 이를 이용하여 피로수명의 예측이 가능하다.¹⁾ 환경적인 관점에서는 물 속의 다양한 이온 및 용존 산소 함량이 균열성장속도에 큰 영향을 주는 인자인데 낮은 용존산소량 조건에서는 공기환경과 수화학 환경에서 피로 균열성장속도 차이가 거의 나지 않는 것으로 알려져 있다.²⁾ 기계적인 관점에서는 하중과형, 하중비, 하중 주파수 등이 피로균열성장 속도에 영향을 미치며 용존산소량에 따라 하중주파수의 영향이 달라지는 것처럼 환경적인 요인이 기계적인 요인과 복합적으로 작용하여 피로균열 성장속도에 여러가지 영향을 미치는 것으로 보고되고 있다.^{1),3-5)} 실제 사용조건에서 피로균열성장곡선은 정량적으로 평가될 수 있으며 ASME(American Society of Mechanical Engineers) Boiler and Pressure Vessel Code Sec.XI 선도를 기준으로 하여 고온수화학 환경에서 응력확대 계수 변화에 따른 균열성장속도의 예측이 가능하지만 국내 원전설계시 그대로 적용하기에는 환경적인 차이와 재료의 차이가 있기 때문에 실제 국내원전에 사용되는 국산 강재와의 상관관계를 확인 및 해석하는 과정이 필요하다.

[†] Corresponding author: chjang@kaist.ac.kr

본 연구에서는 신형 가압경수로 증기발생기 1차측 노즐부에 사용되는 강도 개량형 재료인 SA508 Gr.3 Cl.2를 사용하였으며 원전 1차측 수화학 환경과 유사한 290 °C 15 MPa 조건의 고온 수화학 환경에서 피로균열성장 속도를 분석하고 그 결과를 ASME Code Sec.XI 선도와 비교하였다. 그리고 모재와 용접부에 따른 피로균열성장속도의 차이를 알아보고 더불어 하중주파수의 영향과 하중비의 영향을 분석하였다.

2. 연구 방법

2.1 재료 및 시험

원자력 발전소 증기발생기 1차측 노즐계통에 사용되는 SA508 Gr.3 Cl.2 저합금강 모재와 용접부가 본시험에 사용되었다. 화학조성은 아래 Table 1에 나타내었고 모재와 용접부의 미세조직은 Fig. 1에 나타내었다. 미세조직은 페라이트 래스 내에 미세한 탄화물이 방향성을 가지고 배열된 형태의 베이나이트 조직을 이루고 있었다. SA508 Cl.3은 Mn-Ni-Mo계의 저합금강으로써 300 °C 이상 온도에서 장시간 사용되는 경우 재료의 인성이 급격히 감소되는 열화의 영향을 거의 받지 않는 것으로 알려졌으며⁶⁾ 본 연구에 사용된 용접부의 경우도 모재와 비교하여 미세조직이 크게 다르지 않았다. 그리고 기계적인 성질을 Table 2에 나타내었다. 용접부의 항복응력과 최대인장응력 값이 모재보다 7~12% 크게 나타났다. 본 연구에 사용된 시험시편은 두께 25 mm

인 1T-CT 표준 파괴시편이다. 단 노치 입구부분에 COD (Crack Opening Displacement) 게이지를 걸 수 있도록 예리한 홈을 내었고 이를 포함한 모든 제작 과정에 미세한 형상을 큰 손실없이 구현가능한 EDM(Electro-Discharge Machining) 와이어 커팅법을 이용하였다. 그리고 모든 시험시작 전에 CT시편의 양 측면을 grit No.#500 SiC 페이퍼로 균일하게 표면연마 하였다.

2.2 시험장치

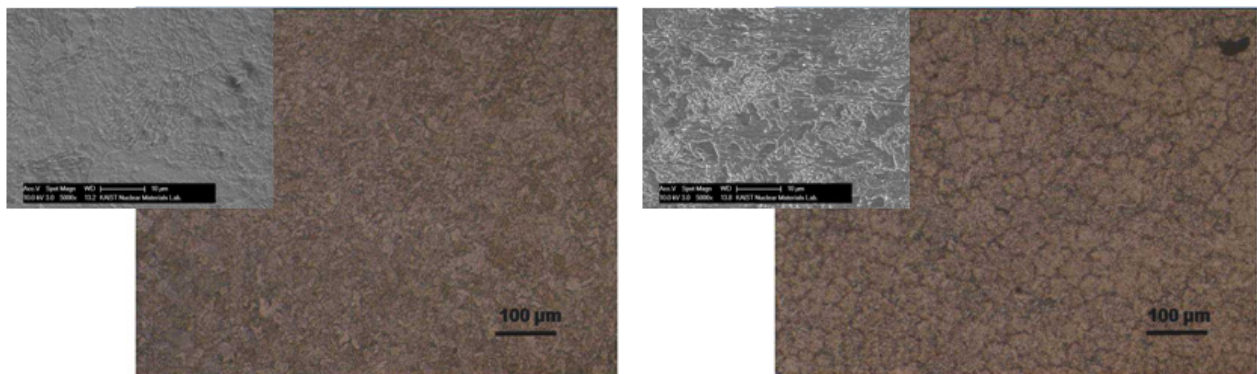
고온 수화학 환경에서 피로균열성장속도 시험을 수행하기 위해 고온 수화학 환경을 모사하는 water loop 시스템과 실제 하중을 부가하는 오토클레이브가 장착된 하중장비, 그리고 실시간으로 고온 물속에 있는 시편의 균열성장 속도를 측정하는 DCPD(Direct Current Potential Drop) 장비를 사용하였다. 특히 본 연구에서 신뢰성 있는 데이터를 얻기 위해서는 균열길이의 정확한 측정이 요구되며 이번 시험에서 사용된 DCPD장비는 전류의 극성을 주기적으로 변환함으로써 열기전력 효과를 보정하여 정밀도를 높인 장비이다. 하지만 DCPD에 의한 균열측정방법은 저하중비의 임계영역

Table 2. Mechanical property of SA508 Gr.3 Cl.2 base and weld

	Yield Strength	Tensile Strength	Elongation
Base metal	506.5MPa	651.0MPa	24.8%
Weld metal	569.5MPa	697.0MPa	24.2%

Table 1. Chemical composition of SA508 Gr.3 Cl.2

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Al	Cu
ASME Spec.	0.25 max	0.40 max	1.20-1.50	0.025 max	0.025 max	0.40-1.00	0.25 max	0.45-0.60	0.05 max	0.025 max	0.20 max
Analysis	0.24	0.24	1.33	0.007	0.003	0.91	0.21	0.51	0.002	0.021	0.05



(a) Microstructure of base

(b) Microstructure of weld

Fig. 1. Microstructure of SA508 Gr.3 Cl.2 base and weld.

에서 균열측정의 정밀도가 저하될 수 있다고 보고된 연구사례가 있어⁷⁾ 사용 시 시험조건 구간 선정에 유의해야 한다. 오토클레이브는 5L용량으로 20 MPa 및 400 °C 까지 견딜 수 있도록 설계되었으며 오토클레이브 높이에 따라 독립적인 히터를 가동하여 오토클레이브 내 위치별로 물의 온도차이가 최소화 되도록 하였다. 이번 시험에 사용된 하중장비는 인스트론 사의 8502모델로서 유압식 하중장치이며 최대 50 kN의 하중부가와 100 Hz까지의 하중 주파수 시험이 가능하다.

2.3 시험 조건 및 시험절차

피로균열성장속도 시험은 아래 Table 3과 같은 환경과 조건에서 수행되었다. 고온 수화학 환경을 모사하기 위하여 초순수 생산기로부터 얻어진 초순수 상태의 물을 사용하여 water loop 시스템에 순환시켰고 시험 중 전기 전도도값을 1 μS/cm 이하로 유지시키기 위해 이온 교환기를 장착하였으며 물속에 용존산소량을 50 ppb 이하로 유지시키기 위해 Ar 가스를 지속적으로 흘려주었다.

시험절차는 ASTM E647-08⁸⁾에 따라 공기 중에서 하중 감소법을 사용하여 약 3 mm의 예비균열을 생성시킨 뒤 본 실험을 수행하였다. ASTM E647-08의 내용에 따라 시편 양쪽 면의 예비균열 길이가 시편두께의 0.25배 이하로 차이나는 것들만 유효하다고 판정하여 본 실험에 사용하였다. 본 실험은 피로균열성장시험 방법으로 가장 널리 사용되는 정하중 진폭조건으로 시험을 진행하였고 하중폭 ΔP는 일정한 값을 가지나 균열이 성장함에 따라 K(응력확대계수) 값도 역시 커지게 된다. 따라서 정하중 진폭조건 시험으로부터 K값 증가에 따른 균열성장속도의 변화곡선을 얻을 수 있었다. 측정된 균열길이는 ASTM E647-08에 의해 secant 법과 incremental polynomial 법을 이용하여 도출하였다. 데이터의 scatter(분산)를 줄이거나 데이터 smoothing을 위해서는 incremental polynomial 법이 사용되나 데이터의 수가 적을 때는 secant법이 권장된다.⁹⁾ 시험 후 데이터 분석에는 두 가지 방법을 모두 사용하였다.

한편 고온수화학 환경에서 실시간으로 균열을 측정하기 위해 DCPD측정법을 사용하였고 고온부식에 대한 안정성과 뛰어난 전기전도도를 가진 Pt wire(백금선)를 시편에 spot welding을 하였다. Pt wire를 시편에 고정시키는 위치는 아래 Fig. 2에 나타내었고 DCPD장치 작동시 부가한 전류값은 5A, 전위값은 15 V로 입력하여 사용하였다. 그리고 시편에 흘려진 전류가 시편과 Pt wire가 아닌 다른 곳으로 흘러가는 경우에는 큰 변위오차가 발생하므로 시편과 Pt wire의 절연에 주의를 기울여야 한다. Fig. 3에 절연 후 조립된 CT 시편을 나타냈고 시편에 지르코니아(ZrO₂)로 만들어진 튜브와 시트(sheet)를 사용하여, Pt wire에는 열수축 테플론(Teflon) 튜브를 감싸서 절연을 하였다. 조립 및 장착과정

Table 3. Test conditions

Materials	Test Conditions	
	SA508 Gr.3 Cl.2 low alloy steel	SA508 Gr.3 Cl.2 weld
Loading shape	sine wave	sine wave
Loading frequency	1Hz(in air), 0.1Hz, 0.01Hz	1Hz(in air), 0.1Hz, 0.01Hz
Load ratio	0.25, 0.65	0.25, 0.65
Test environment	290 °C, 15MPa water	
Dissolved oxygen	< 50 ppb	
Electrical conductivity	< 1μS/cm	

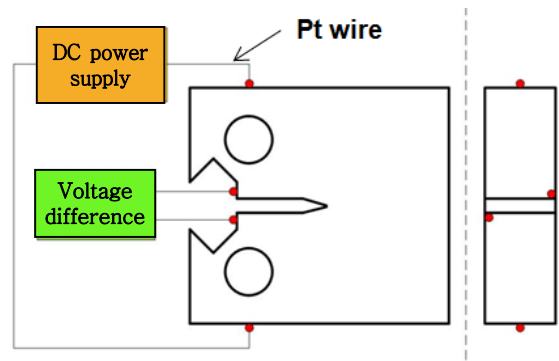


Fig. 2. Attachment position of Pt wire on specimen.



Fig. 3. Assembly of specimen after insulating.

이 끝난 이후에는 매번 통전 test를 수행함으로써 시편과 Loading frame이나 오토클레이브와 절연여부를 확인하였다.

3. 연구결과 및 고찰

SA508 Gr.3 Cl.2 저합금강과 용접부의 피로균열성장속

도 시험 조건을 Table 3에 나타냈다. 그리고 재료, 부식환경, 하중비와 하중주파수가 균열성장속도에 미치는 영향을 분석하였다.

3.1 재료의 영향

Fig. 4는 모재와 용접부의 고온 수화학 환경과 상온 공기환경에서 균열성장속도를 각각 비교한 그래프이다. 용접부는 내부의 압축 및 인장 잔류응력의 존재로 용접부 부위에 따라 균열성장속도가 상대적으로 증가할 수도 또는 감소할 수도 있다고 보고되었다.¹⁰⁾ 용접부에서의 균열성장은 내부 잔류응력의 분포형태와 채취된 위치 등에 따라 다양하게 나타날 수 있으므로 용접부의 균열성장속도 데이터는 같은 조건의 시험이라 할지라도 각기 다른 결과를 보일 수 있다. 하지만 본 시험에서는 주어진 하중주파수와 하중비 조건에서 모재

와 용접부 간의 균열성장속도 차이가 크게 나타나지 않고 유사한 경향성을 가진 것으로 나타났다. 그 이유는 용접부의 잔류응력 영향이 상대적으로 작게 나타나는 위치에서 시험이 채취되었기 때문이라 판단된다. 실제 모재와 용접부의 인장특성은 크게 다르지 않았다.

한편 Fig. 4로부터 알 수 있듯이 수화학 환경에서의 데이터는 분산이 크게 나타나는데 반해 공기 환경에서의 데이터는 분산이 적게 나타났다. 이것은 수화학 환경에 노출된 시간이 크기 때문이라 생각되며 수화학 환경에서의 데이터가 분산이 큰 이유는 균열성장에 미치는 요인이 단순하지 않고 고온 수화학 환경뿐 아니라 물속의 용존산소량, 온도, 황이온 같은 여러 가지 요인¹⁾들이 복합적으로 작용하기 때문이다. 본 시험에서는 0.1 Hz 하중주파수의 경우 고온 수화학 환경에서 균열성장속도는 공기 환경에서의 균열성장속

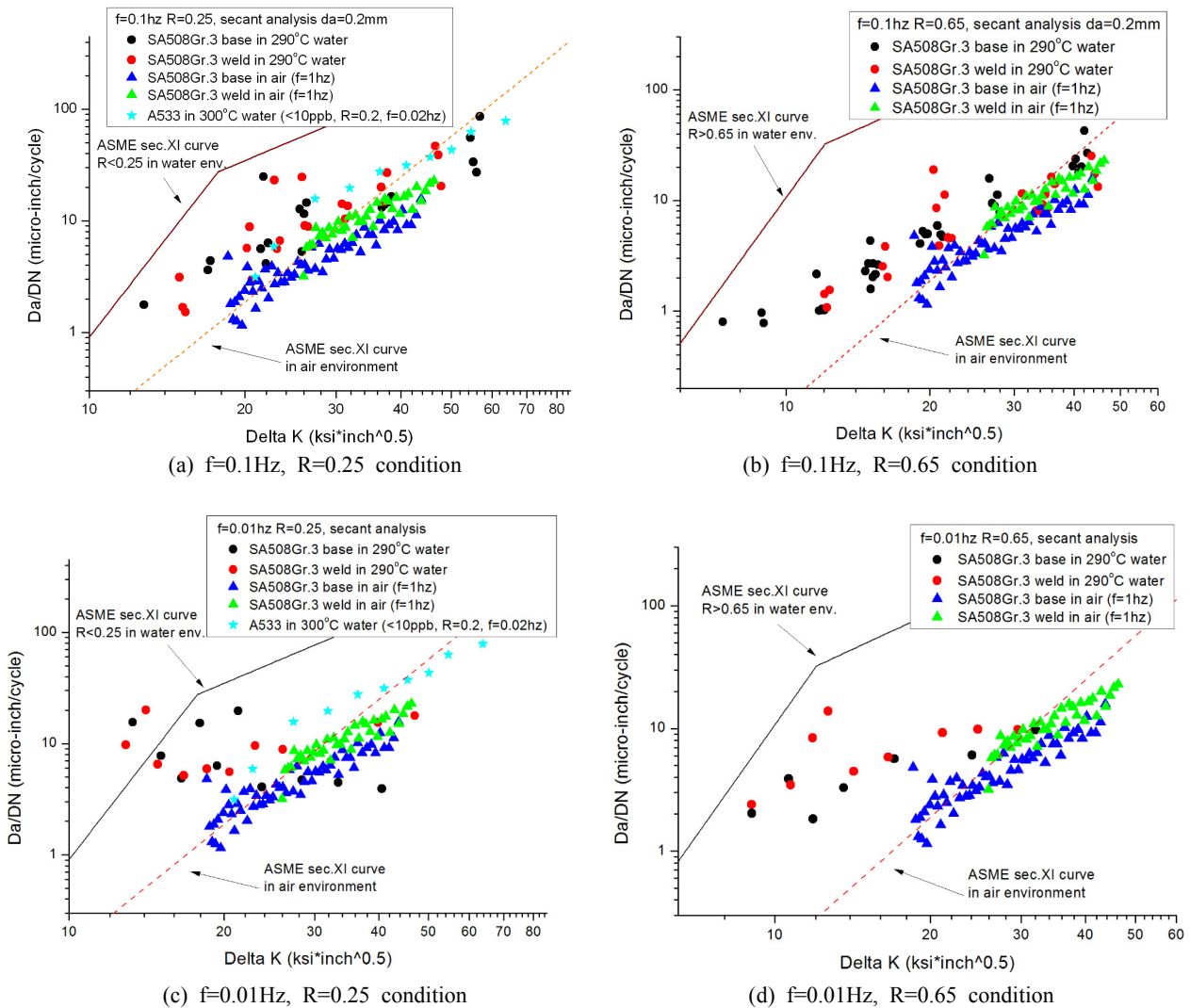


Fig. 4. Comparison of crack growth rate depending on material and environment.

도에 비해 조금 크게 나타났고 0.01 Hz 하중주파수의 경우에는 두 환경간 균열성장속도의 차이가 더 크게 나타났다. 다른 연구결과에 따르면 재료의 황함량이 0.004 wt%이하 일 때 수화학 인자의 영향이 잘 나타나지 않으며 원자로 가동온도의 공기환경 결과와 상당히 유사하다고 알려져 있다.^{1),11)} 특히 용존 산소량이 높은 때에는 황에 의한 영향이 적게 나타나지만 용존 산소량이 10 ppb 이하에서 S함량을 적을수록 균열성장속도가 감소하는 실험 데이터도 확인되었다.³⁾ 본 시험에 사용된 저합금강의 황 함량은 0.003 wt%로 상당히 낮은 값이었고 용존 산소량도 50 ppb 이하로 유지하였기 때문에 0.1 Hz 하중 주파수의 경우 고온 수화학 환경에서 균열성장속도 값과 공기환경에서의 결과가 크게 다르지 않은 것으로 생각된다. 하지만 0.01 Hz 하중주파수의 경우는 시험재료가 부식환경에 노출된 시간이 상당히 길었기 때문에 공기환경보다 고온 수화학 환경에서의 피로균

열성장속도 값이 더 크게 나타난 것으로 생각된다.

3.2 하중비의 영향

수화학 환경에서 하중비가 피로균열성장 속도에 미치는 영향은 상당히 커서 하중비 증가에 따라 균열성장속도가 증가하지만 하중비 값이 0.75를 넘어서게 되면 포화된다.⁵⁾ 일반적으로 하중비가 증가할수록 균열성장속도도 증가하는데 본 시험을 통한 결과는 하중비의 영향이 그리 크게 나타나지 않았다. 하지만 다른 연구자들이 저합금강으로 피로균열성장속도에 대한 실험을 했던 데이터를 보면⁵⁾ 하중비 증가에 따라 균열성장속도가 명확하게 커진다고 단정짓기에는 그 분산(scatter)이 너무 크게 나타나기 때문에 충분히 많은 실험데이터를 얻고 분석하기 전에는 하중비가 피로균열성장속도에 미치는 영향을 명확히 찾는 것은 어려울 수 있다. Fig. 5는 하중비에 따른 균열성장속도 결과를 도시한

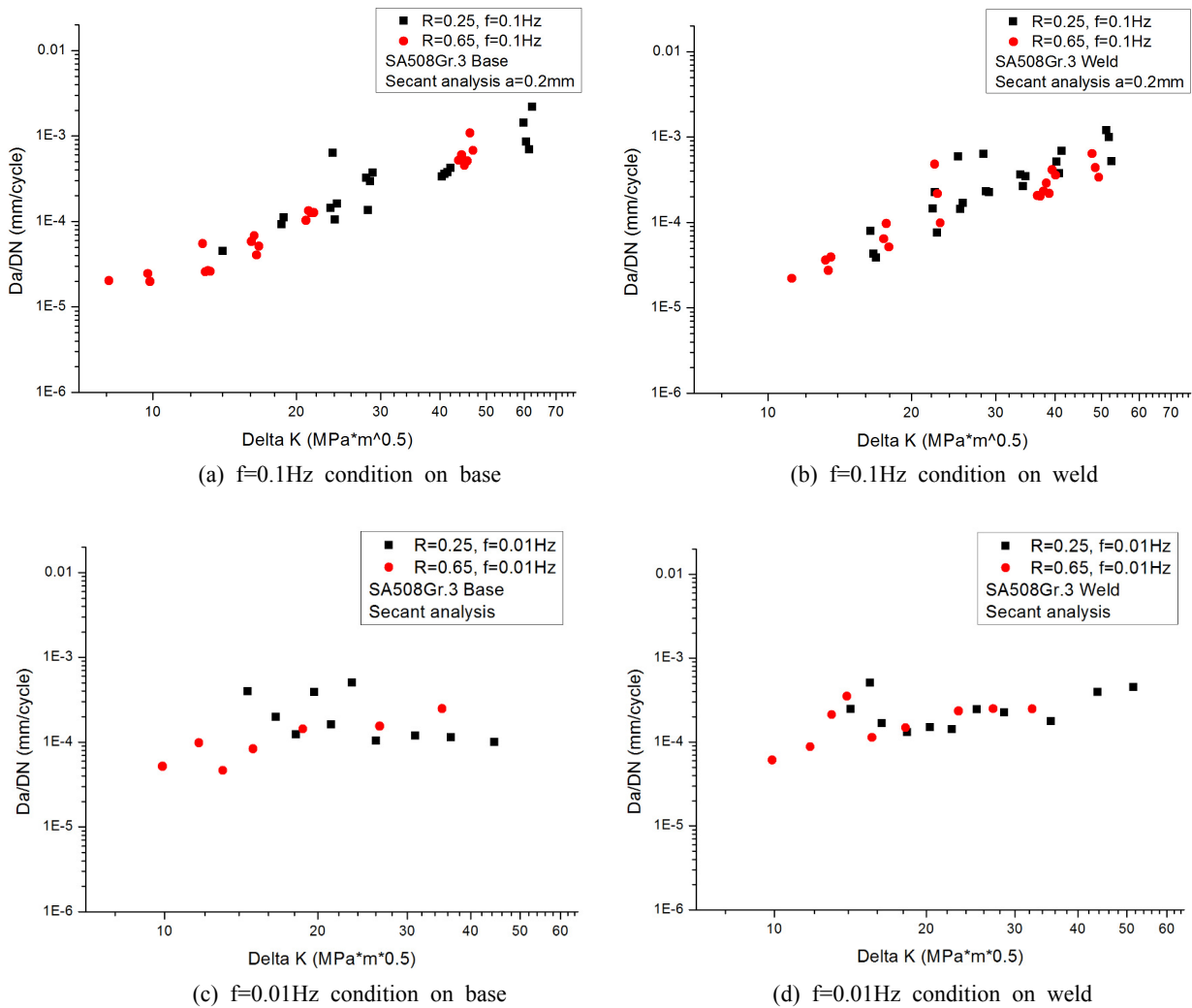


Fig. 5. Comparison of crack growth rate depending on R-ratio.

그래프이다. 데이터는 0.1 Hz 하중주파수와 0.01 Hz 하중 주파수 모두 secant 법을 이용하여 분석하였고 특히 0.01 Hz 하중주파수의 경우는 Δa (균열길이 증분)값을 작게 잡으면 데이터 분산이 커서 전체적인 경향성을 파악하기 어렵기 때문에 Δa 값을 0.8 ~ 1 mm로 크게 잡아 계산함으로써 분산을 줄여 데이터의 경향성을 유추하였다. 이 데이터들은 시험종료 후 실제 파면에서의 균열성장길이를 측정하여 보정되었다. 본 시험에서는 모재와 용접부 모두 하중비에 따라 유사한 균열성장속도를 나타냈다. 본 시험 조건이었던 0.25와 0.65의 하중비 차이가 균열성장속도에 뚜렷한 영향을 주지 못한 것은 수화학 환경의 영향이 하중비에 의한 영향보다 더 크게 작용했기 때문이라 생각되며 하중비와 균열성장속도와의 관계를 더 명확히 알아보기 위해서 시험하려는 하중비 구간값을 더 크고 세분화된 조건으로 나누어 시험을 수행해야 할 것으로 보인다.

3.3 하중주파수의 영향과 응력확대계수

Fig. 6에 하중 주파수에 따른 균열성장속도 시험결과를 비교하였다. 데이터 분산은 크지만 보다 세부적인 정보를 가지고 있는 increment polynomial법을 이용하여 시험결과를 분석하였다. 모재의 경우에는 0.01 Hz 하중주파수에서의 균열성장속도가 0.1 Hz 경우보다 다소 높게 나타났지만 용접부의 경우에는 하중주파수 변화에 따른 균열성장속도의 뚜렷한 변화는 관찰되지 않았다. 일반적으로 비교적 높은 용존 산소량에서는 하중 주파수 감소에 따라 균열성장속도가 증가하는 결과가 나타나지만³⁾ 반대로 용존 산소량이 높은 경우 0.1 Hz와 0.01 Hz의 하중주파수에서 균열성장속도가 비슷하게 나타난 연구결과도 있다. 즉, 하중주파수 감소에 따라 균열성장속도는 증가하지만 0.05 Hz에서 임계점이 존재하여 그 임계점 주파수보다 더 낮은 하중주파수 (<0.05 Hz)로 내려가는 경우 균열성장속도가 오히려 감소

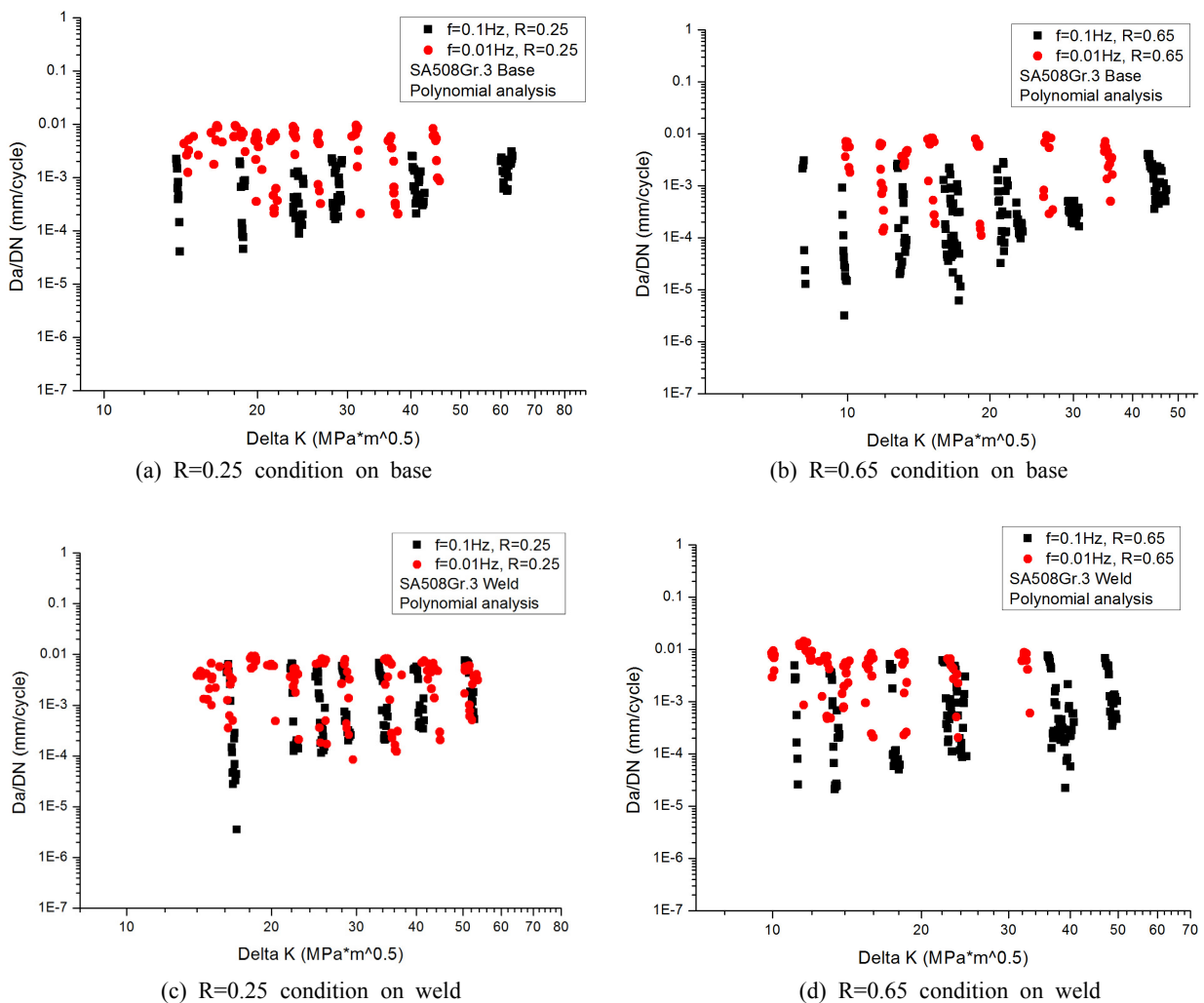


Fig. 6. Comparison of crack growth rate depending on frequency.

되기 때문에 결국 0.1 Hz와 0.01 Hz의 하중주파수에서 균열성장속도가 비슷하게 된 것이라고 보고된 바 있다.¹⁾ 한편 Fig. 4로부터 응력확대계수 K값이 커짐에 따라서 공기환경의 데이터와의 차이가 점점 작게 나타났는데 이는 환경적인 영향보다 하중에 의한 영향이 점점 더 크게 작용하기 때문이라 생각된다. Fig. 5로부터 0.1 Hz 하중주파수 조건에서는 K값 증가에 따라 균열성장속도가 증가하는 경향을 보였지만 0.01 Hz 하중주파수 조건에서는 K값 증가에 따른 균열성장속도의 변화가 뚜렷하게 나타나지 않았다.

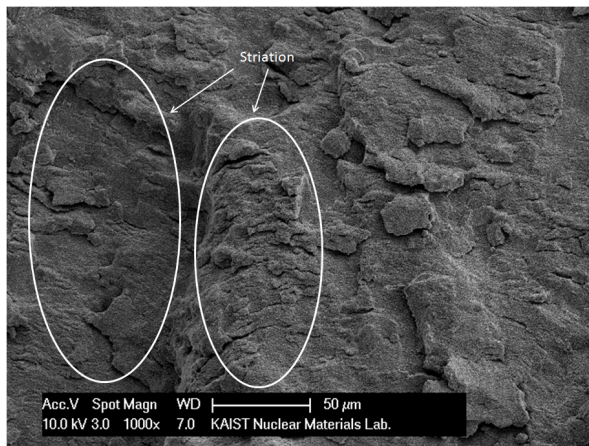
본 연구에서 시험 기간 중 water loop에 Ar가스를 지속적으로 주입하여 시험수내의 용존산소량을 50 ppb 이하로 유지하였다. 물속 용존산소량이 낮은 조건에서 피로성장균열의 주 기구는 metal dissolution과 HIC(Hydrogen Induced Cracking)이며 변형률 속도가 느릴수록 환경영향을 더 크게 받아 피로균열성장 속도가 빨라지게 된다.¹²⁾⁻¹³⁾ 본 연구에서는 모재의 경우에만 0.1 Hz보다 0.01 Hz의 하중주파수에서 약간 더 높은 균열성장속도를 보였지만 데이터 분산을 고려할 때 그 차이는 매우 작았다. 유사한 연구결과로부터 환경조장 균열성장에 수화학 인자의 영향이 별로 없다고 보고된 바 있으며¹⁾ 황 함량이 높을수록 균열속도에 대한 주파수의 영향이 점점 커진다는 연구결과³⁾를 참고해 볼 때 본 시험에 사용된 재료의 낮은 황 함량때문에 하중주파수의 영향이 작게 나타났다고 생각된다. 하중주파수의 영향을 명확히 확인하기 위해서는 세분화된 주파수 영역과 더 낮은 용존산소량, 그리고 다른 황 함량의 동일재료로 추가적인 시험과 분석이 필요하다.

하중주파수 0.1 Hz 조건에서는 K값 증가에 따라 균열성장속도가 증가하는 경향을 보였으나 0.01 Hz 조건에서는 시험했던 K값 범위(10~60 MPa√m)에 따라 균열성장속도가 거의 변하지 않는 것을 볼 수 있었다. 낮은 K영역에서의

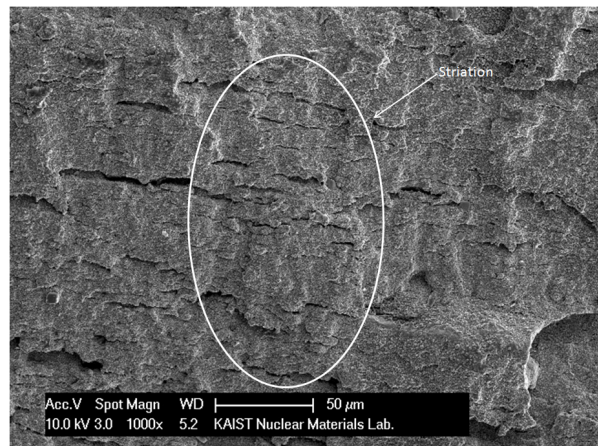
일정한 균열성장속도는 하중인자의 영향에 비해 수화학 인자의 영향이 지배적이므로 발생할 수 있고 높은 K영역에서의 일정한 균열성장속도는 수화학 인자의 영향이 하중인자의 증가에 따른 균열무덤현상으로 인해 상쇄되기 때문에 균열성장속도가 일정하다고 보고되었다.¹⁴⁾⁻¹⁵⁾ 본 연구에서는 시험수 내에 용존 산소량이 비교적 낮게 유지되었으므로 수화학적 요인이 지배적이었다고는 보여지지 않는다. 하지만 낮은 하중주파수로 인한 오랜 노출시간으로 균열 선단부근의 표면에 산화막이 두껍게 발생했고 산화막을 파괴시킬만한 충분한 하중이 집중되지 않을 때까지는 K값의 증가에도 균열성장속도가 뚜렷하게 증가하는 경향을 보이지 않았다고 생각된다. 균열 끝부분의 표면에 생긴 두꺼운 산화막으로 인한 균열단합 현상을 극복하고 충분한 하중이 균열 끝에 집중되는 시점 이후에 균열성장속도가 증가하는 구간이 나타날 것이라 예상된다.

3.4 파면관찰

시험이 종료된 후에 시편을 액체질소에 30분 이상 담근 뒤 쇠퇴를 사용하여 파단시킨 후 주사전자 현미경을 이용해 파면을 관찰하였다. Fig. 7은 0.1 Hz 하중주파수에서 시험한 두 재료의 피로파면을 비교한 것이며 Fig. 8은 0.01 Hz 하중주파수에서 시험한 두 재료의 피로파면을 비교한 것이다. 피로표면에 전체적으로 산화막이 뒤덮여 있거나 오랜 시간동안 물에 노출되어 생기는 부식현상 때문에 피로현상의 근거인 striation 흔적을 찾기가 쉽지 않았다. 파면에 부분적인 striation의 흔적이 0.1 Hz 하중주파수 조건에서는 종종 관찰되었으나 0.01 Hz 하중주파수 조건에서는 모재의 경우, 거의 찾아볼 수 없었고 용접부의 경우는 striation의 흔적이 가끔씩 관찰되었다. 저합금강의 피로성장균열 성장의 주 기구는 metal dissolution과 HIC라 알려져 있고



(a) Fatigue surface of base



(b) Fatigue surface of weld

Fig. 7. Comparison of fatigue surface of specimens tested at 0.1Hz.

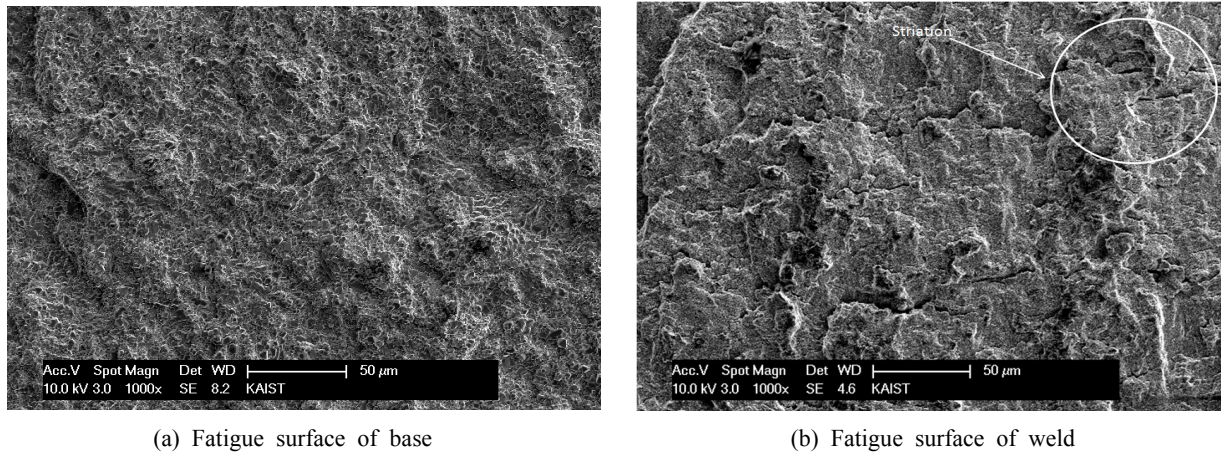


Fig. 8. Comparison of fatigue surface of specimens tested at 0.01Hz.

metal dissolution의 증거로 불명확한 모양의 striation이 있으며 HIC의 증거로 flat facet과 brittle crack이 있다.^{12)~13)} 하중주파수 0.1 Hz조건에서 피로표면은 두 재료 모두 피로특성 현상인 striation과 brittle한 표면을 나타내는 crack들이 유사한 빈도로 관찰되었다. 상대적으로 느린 하중주파수($f=0.01$ Hz)에서 시험한 재료표면에서는 모재의 경우 striation 흔적을 거의 찾을 수 없었고 가끔 명확하지 않은 형태의 striation 흔적이 발견되었으며 이것은 metal dissolution의 증거라 생각된다.¹²⁾ 용접부의 경우 brittle crack과 striation 흔적이 종종 관찰이 되었으나 그 빈도수가 0.1 Hz 조건보다 적었다.

낮은 하중주파수에서는 두 재료의 파면이 다르게 나타났다. 모재의 경우 하중주파수가 느릴수록 metal dissolution의 영향이 크게 작용하여 striation 흔적이 거의 관찰되지 않았고 반면 용접부의 경우는 하중주파수 감소에 따라 metal dissolution의 영향이 상대적으로 작았기 때문에 striation 흔적이 종종 남아있었던 것이라 생각된다. 앞서 언급했던 것처럼 재료에 따른 하중주파수의 영향을 비교해 보면 용접부의 경우는 하중주파수의 영향을 거의 받지 않지만 모재의 경우는 하중주파수 감소에 따라 균열성장속도가 다소 증가하는 경향을 보였다. 이 경향은 피로파면 관찰결과와 연관지을 수 있으며 모재의 경우 느린 하중주파수에서 metal dissolution 영향을 상대적으로 크게 받았기 때문에 균열성장속도가 다소 증가한 것이라 보여진다.

4. 결 론

SA508 Gr.3 Cl.2 저합금강의 290 °C 고온 수화학 환경에서 피로균열성장 속도를 분석하고 그 결과를 ASME Sec.XI 선도와 비교하였다. 그리고 모재와 용접부에서 피로 균열성장속도에 미치는 하중주파수의 영향, 하중비의 영향,

응력확대 계수의 영향을 분석해 보았다. 본 연구로부터 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) SA508 Gr.3 Cl.2 강 of 피로균열성장 속도는 공기중에서는 ASME Sec.XI 에 제시된 저합금강의 선도와 유사하게 나타났으나 고온 수화학 환경에서는 ASME Sec.XI 선도보다 다소 작은 균열성장속도 값을 보였다. 또한 모재와 용접부간의 균열성장속도 차이는 거의 없었다.
- 2) 고온 수화학 환경에서의 피로균열성장속도는 공기 환경에 비해 약 2배정도 크게 나타났으나 하중비의 영향은 거의 나타나지 않았다.
- 3) 모재의 경우에만 0.1 Hz보다 0.01 Hz의 하중주파수에서 약간 더 높은 균열성장속도를 보여 주파수의 영향을 보였지만 데이터 분산을 고려할 때 그 차이는 매우 작았다.
- 4) 0.1 Hz 하중주파수 조건에서는 K값 증가에 따라 균열성장속도가 증가하는 경향을 보였지만 0.01 Hz 하중주파수 조건에서는 K값 증가에 따른 균열성장속도의 변화가 거의 나타나지 않았다.

감사의 글

본 연구는 두산중공업(주)과 교육과학기술부의 BK21 사업 프로그램으로부터 연구비를 지원받아 수행되었습니다.

참 고 문 헌

1. S. G. Lee, C. Jang, and I. S. Kim, *J. Kor. Inst. Met. Mater.*, **38**, 11 (2000).
2. S. G. Lee, C. Jang, and I. S. Kim, *Proceedings of ICAPP 06*, Reno, NV USA (2006).
3. J. Y. Huang, M. C. Young, S. L. Jeng, J. J. Yeh, J. S. Huang, and R. C. Kuo, *13th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems*, Whistler, British Columbia (2007).

4. J. Y. Huang, M. C. Young, S. L. Jeng, J. J. Yeh, J. S. Huang, and R. C. Kuo, *J. Nucl. Mater.*, **405**, 17 (2010).
5. W. H. Bamford, *Journal of Pressure Vessel Technology*, **102**, 433 (1980).
6. S. W. Woo, J. D. Kwon, S. J. Choi, and Y. H. Choi, *The Korean Society of Mechanical Engineers*, **4**, 72 (2004).
7. C. H. Yang and K. S. Shin, *Bull. Kor. Inst. Met. Mater.*, **10**, 300 (1997).
8. ASTM, **E647** (2008).
9. B. Dogan, U. Ceyhan, K. Nikbin, D. Dean, *Proceedings of PVP2006-ICPVT-11, ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference*, Vancouver, BC, Canada (2006).
10. C. Jang, P. Y. Cho, M. Kim, and J. S. Yang, *Mater. Des.*, **31**, 1862 (2009).
11. J. H. Bulloch, *Int. J. Pres. Ves. Pip.*, **56**, 149 (1993).
12. H. Jang, H. Cho, C. Jang, T. S. Kim, and C. K. Moon, *Nucl. Eng. Technol.*, **40**, 225 (2007).
13. H. Cho, H. Jang, B. K. Kim, I. S. Kim, and C. Jang, *Key Engineering Materials*, **345**, 1039 (2007).
14. J. D. Atkinson, *Nucl. Eng. Des.*, **184**, 13 (1998).
15. F. P. Ford, *Corrosion*, **52**, 375 (1996).