

< 논문 >

CF8M과 SA508 용접재의 열화에 따른 파괴인성에 관한 연구

우승완* · 권재도† · 최영환**

(2005년 10월 10일 접수, 2006년 8월 7일 심사완료)

A Study on Fracture Toughness with Thermal Aging in CF8M/SA508 Welds

Seung Wan Woo, Jae Do Kwon and Young Hwan Choi

Key Words: Cast Stainless Steel(주조 스테인리스강), Low Alloy Steel(저합금강), Dissimilar Weld (이종용접), Thermal Aging(열화), Fracture Toughness(파괴인성)

Abstract

In a primary reactor cooling system(RCS), a dissimilar weld zone exists between cast stainless steel(CF8M) in a pipe and low-alloy steel(SA508 cl.3) in a nozzle. Thermal aging is observed in CF8M as the RCS is exposed for a long period of time to a reactor operating temperature between 290 and 330°C, while no effect is observed in SA508 cl.3. The specimens are prepared by an artificially accelerated aging technique maintained for 300, 1800 and 3600 hrs at 430°C, respectively. The specimens for elastic-plastic fracture toughness tests are according to the process in the thermal notch is created in the heat affected zone(HAZ) of CF8M and deposited zone. From the experiments, the J_{IC} value notched in HAZ of CF8M presented a rapid decrease up to 300 hours at 430°C and slowly decreased according to the process in the thermal aging time. Also, the J_{IC} value presented a lower value than that of the CF8M base metal. And, the J_{IC} of the deposited zone presented the lowest value of all other cases.

1. 서 론

원자력 발전설비 중 원자로(reactor pressure vessel, RPV), 증기발생기(steam generator, SG) 및 배관재료 등과 같이 고온, 고압 환경하에서 장기간 사용되는 경우, 재료에 따라 금속조직이 변하고, 각종 기계적 특성의 변화가 일어나는 열화 현상이 발생한다. 이러한 열화현상은 원전설비의 구조건전성을 평가하는 데 있어 주요한 요인이 되고 있다.^(1,2)

원전 1차 원전 냉각계통(reactor cooling system, RCS) 배관들은 원자로, 증기발생기 등의 노즐부

와 용접으로 연결되어 있다. 이 때, 용접부 노즐은 대개 저합금강이며, 배관은 주조 스테인리스강을 사용하는 경우가 있어 이종재 용접부가 존재하게 된다.

원전 1차 배관계통의 사용온도는 290 ~ 330°C이며, 이 온도에서 장시간 사용되는 경우 주조 스테인리스강(CF8M)은 475°C 취성의 영향을 받고 있는 것으로 알려지고 있는⁽³⁾ 반면, 저합금강(SA508 cl.3)은 열화의 영향을 거의 받지 않는 것으로 알려지고 있다.⁽⁴⁾

따라서, 원전의 안전성 등을 고려할 때 원자로의 노즐부와 배관부의 이종용접재에 있어, 장기 사용으로 인한 경년열화 특성을 고려한 건전성 평가 방법의 개발이 필수적이라고 생각된다.

저자들은 원전 1차 배관계통의 CF8M과 SA508 cl.3를 용접하여, 각종 열화재를 모의가속열화방법으로 제작한 후, 조직관찰, 경도, 인장 및 충격 특성을 평가하여 발표한 바 있다.⁽⁵⁾

† 책임저자, 회원, 영남대학교 기계공학부

E-mail : jdlwon@yu.ac.kr

TEL : (053)810-2462 FAX : (053)810-4627

* 회원, 영남대학교 기계공학부

** 회원, 한국원자력안전기술원

본 연구에서는 용착부 및 CF8M 열영향부에 노치를 가공한 CF8M/SA508 이종용접재에 대해 탄소성 파괴인성시험을 수행한 후, 이종재 용접부의 열화가 탄소성 파괴인성치, J_{Ic} 에 미치는 영향을 파악하고자 한다. 아울러, CF8M 모재와 이종용접재의 탄소성 파괴인성치에 대해 열화 거동을 비교, 평가해 보고자 한다.

2. 용접재, 열화재 제작 및 조직관찰

본 연구에 사용되는 두 재료는 원전 1차 냉각계통 배관에 사용되는 주조 스테인리스강인 ASTM A351 G. CF8M 및 노즐용 재료인 ASME SA508 cl.3이다. 본 연구에서 사용된 CF8M 및 SA508 cl.3와 용가재로 사용된 ER308L 및 ER309L의 화학적 성분을 Table 1에 나타내었다.

용접작업은 SA508 cl.3에 ER309L을 가스-텅스텐 아크용접법(GTAW)으로 버터링(buttering) 작업을 한 후, ER308L을 사용하여 버터링된 SA508 cl.3와 CF8M을 피복아크용접법(SMAW)으로 용접

하였다. CF8M과 SA508 cl.3의 용접조건을 Table 2에 나타내었다. 용접후열처리(post-weld heat treatment, PWHT)는 614°C에서 6.5시간 실시하여 용접부의 잔류응력을 최소화하였다.

한편, 열화재 제작온도는 CF8M의 열화거동에 주안점을 두어 475°C 취성이 발생하는 메커니즘에 해당되며, 원전 사용조건을 고려하여 가능한 낮은 온도인 430°C를 선택하였다.⁽⁶⁾ 각 단계별 모의열화재의 제작은 본 연구실에서 개발한 430°C에서 300, 1800 및 3600시간 유지 후 수냉하는 방법을 사용하였다.⁽⁷⁾ 본 연구에서는 열화되지 않은 용접재를 건전재(virgin material)라 하였고, 각 단계별 열화재를 각각 430°C 300시간, 1800시간 및 3600시간 열화재(degraded material)라 명하였다.

조직관찰은 먼저 SA508 cl.3은 3%의 니탈(nital; HNO₃ (3mL)+ethanol(97mL)) 용액에서 5초간 에칭⁽⁸⁾ 후 수행하였으며, CF8M 및 용가재 부분은 HCl(15mL)+HNO₃(5mL) 용액에서 약 10초간 에칭 후 조직관찰을 수행하였다.

Table 1 Chemical compositions of CF8M, SA508 cl.3, ER308L and ER309L

Material	Element spec.													
	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ti	Cb+Ta	N	Fe
ER309L	0.019	0.38	2.25	0.017	0.001	0.11	13.67	23.50	0.14	0.07	0.008	0.008	0.060	Rem
ER308L	0.014	0.36	2.02	0.022	0.015	0.21	9.68	19.70	0.42	0.07	0.008	0.010	0.015	Rem
CF8M	0.057	1.28	0.906	0.032	0.019	2.17	9.360	18.46	-	-	-	-	-	Rem
SA508 cl.3	0.19	0.08	1.35	0.006	0.002	0.51	0.082	0.17	-	-	-	-	-	Rem

Table 2 Welding conditions for dissimilar materials(CF8M and SA508 cl.3)

Filler metal	Process	Current (A)	Arc voltage(V)	Preheat temp.(°C)	Interpass temp.(°C)	Travel speed (cm/min)	Heat input (KJ/cm)
ER309L	GTAW	DC-210	13	123.9	126.7-164.4	13.65	20
ER308L	SMAW	DC-210	13	123.9	126.1-162.2	13.65	20

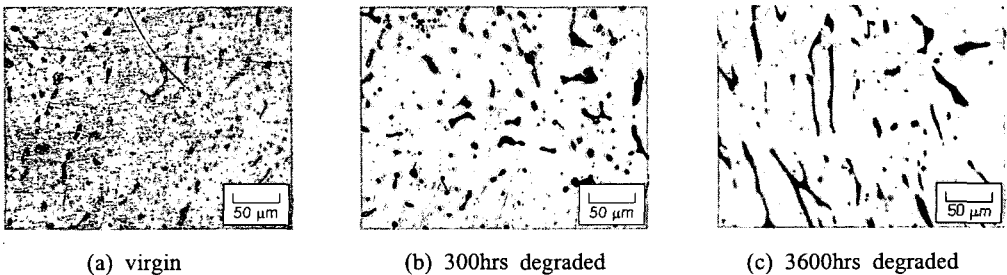


Fig. 1 Microstructures of HAZ by thermal aging on various welded materials

건전재, 430℃에서 300시간 및 1800시간 열화재의 모재, 용착부 및 열영향부에서 조직을 위에서 언급한 방법에 따라 관찰한 후, CF8M 열영향부(heat affected zone, HAZ)의 대표적인 조직을 Fig. 1에 나타내었다.

CF8M 열영향부는 오스테나이트 기지 내에 페라이트상이 내재하는 2상 조직을 볼 수 있으며, 열화가 진행됨에 따라 페라이트상이 합체되어 조대해짐을 알 수 있다. 또한 페라이트상과 구별되는 탄화물의 흔적도 관찰되고 있다. CF8M의 열영향부에 존재하는 페라이트상은 모재에 비해 그 양이 많으며, 이러한 현상이 기계적 성질에 큰 영향을 미칠 것으로 생각된다. SA508 cl.3 열영향부에서는 열화 정도에 따른 조직의 차이가 거의 관찰되지 않고 있다.

3. 탄소성 파괴인성평가

본 실험에 사용된 탄소성 파괴인성시험편은 ASTM E813-87⁽⁹⁾에 따라 Fig. 2와 같이 두께(B) 25 mm를 기준으로 하는 CT 표준시험편을 제작하였다. 이 때, 기계노치부의 폭은 $1.6 < N < W/10$ 의 범위, 즉 3 mm로 하고 균열 진전의 터널링(tunneling) 현상을 방지하기 위하여 쉘브론 노치(chvron notch)를 가공하였다.

사용된 재료는 건전재, 430℃ 300시간, 1800시

간 및 3600시간 열화재의 4종류다. 선행 연구에서 CF8M 열영향부, 용착부 및 SA508 cl.3에 노치를 가공한 건전재 및 열화재들에 대한 충격시험 결과, 열화에 따른 충격치의 변화는 CF8M 열영향부에서 가장 크게 나타났으며, 충격치는 용착부에서 가장 작게 나타났다.⁽¹⁰⁾ 따라서, 본 연구의 탄소성 파괴인성시험에서는 CF8M 열영향부 및 용착부에 노치를 가공하였다.

시험편 노치 선단의 피로균열은 ASTM E1152-87⁽¹¹⁾ 및 E813-87⁽⁹⁾의 7.6항의 조건에 따라 수행하였으며, 다음과 같은 조건으로 도입하였다.

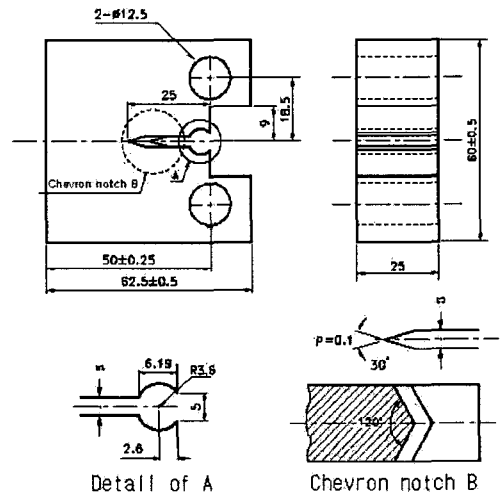
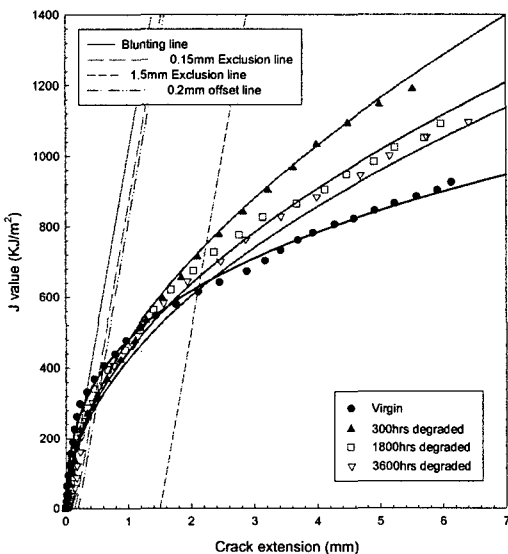
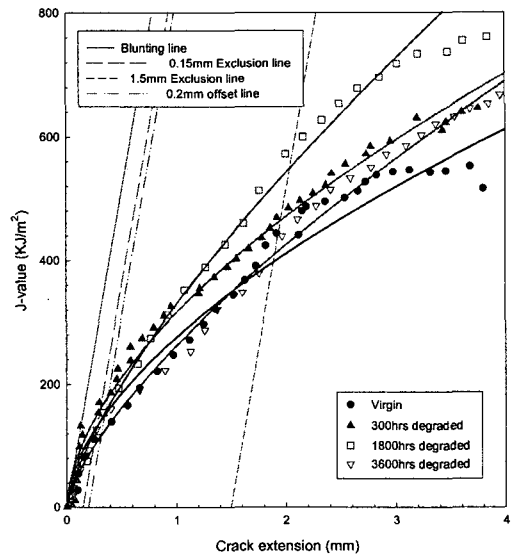


Fig. 2 CT specimen of J-R test



(a) HAZ of CF8M



(b) deposited zone

Fig. 3 Determination of J_{IC} values for virgin and degraded specimens

$$\begin{aligned}
 a_f &\geq 0.05 a_0 \text{ 또는 } a_f \geq 1.3 \text{ mm} \\
 P_{\max} &\leq 0.4 P_L \text{ 또는 } \Delta K / E \leq 0.005 \sqrt{mm} \\
 \Delta P &\geq 0.9 P_{\max}, \quad P_L = \frac{Bb^2\sigma_y}{2W+a} \quad (1)
 \end{aligned}$$

여기서, a_f 는 피로균열길이, a_0 는 기계노치 균열길이, P_{\max} 는 피로의 최대하중, P_L 은 균열선단의 항복하중, b 는 리거먼트(ligament), B 는 시험편의 두께이다.

또한, 응력확대계수(K)는 식(2)에 나타내는 ASTM의 Wessel 식⁽¹²⁾을 사용하여 계산하였다.

$$\begin{aligned}
 K &= \frac{P}{B\sqrt{W}} \cdot F(r) \\
 F(r) &= \sqrt{r} [29.6 - 185.5r + 655.7r^2 - 1017.0r^3 + 638.9r^4] \quad (2) \\
 &(0.3 \leq r \leq 0.7 \text{ 에서 } 0.5\%)
 \end{aligned}$$

탄소성 파괴인성시험은 제하 컴플라이언스법⁽¹³⁾을 통해 얻은 하중-하중선변위(J-R curve)로부터 J값을 얻어 멱함수회귀(power law regression)법으로 곡선접합(curve fitting) 후 최종 탄소성 파괴인성치(J_{IC})값을 산출하였다.

CF8M 열영향부에 노치를 가공한 건전재, 430°C 300시간, 1800시간 및 3600시간 열화재에 대하여 J_{IC} 값을 결정한 결과, J_{IC} 값은 건전재의 경우 각각 394.10 kJ/m² 및 385.52 kJ/m², 430°C 300시간 열화재의 경우 331.44 kJ/m² 및 337.44 kJ/m², 430°C 1800시간 열화재의 경우 317.52 kJ/m² 및

320.78 kJ/m², 430°C 3600시간 열화재의 경우 296.16 kJ/m² 및 303.95 kJ/m²로 나타났다. 그 결과로 나타난 J_{IC} 값 중 작은 값의 J-R 곡선을 Fig. 3(a)에 나타내었다.

또한 용착부에 노치를 가공한 건전재, 430°C 300시간, 1800시간 및 3600시간 열화재에 대하여 J_{IC} 값을 결정한 결과, J_{IC} 값은 건전재의 경우 각각 149.80 kJ/m², 430°C 300시간 열화재의 경우 169.22 kJ/m², 430°C 1800시간 열화재의 경우 154.41 kJ/m², 430°C 3600시간 열화재의 경우 158.06 kJ/m² 및 152.96 kJ/m²로 나타났다. 그 결과로 나타난 J-R 곡선을 Fig. 3(b)에 나타내었다.

Fig. 4는 이들 결과로부터 열화정도에 따른 J_{IC} 값의 변화를 CF8M 모재(CF8M base metal), CF8M 열영향부에 노치를 가공한 용접재(welded material; HAZ of CF8M) 및 용착부에 노치를 가공한 용접재(welded material; deposited zone)에 대

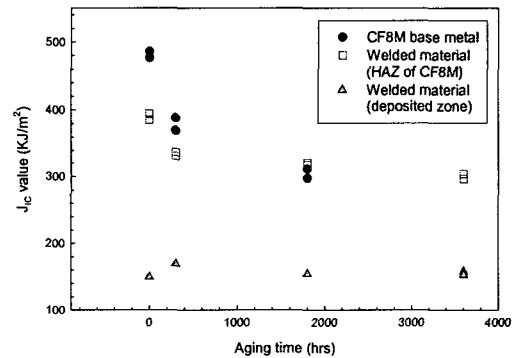


Fig. 4 Change of J_{IC} as increasing of aging time

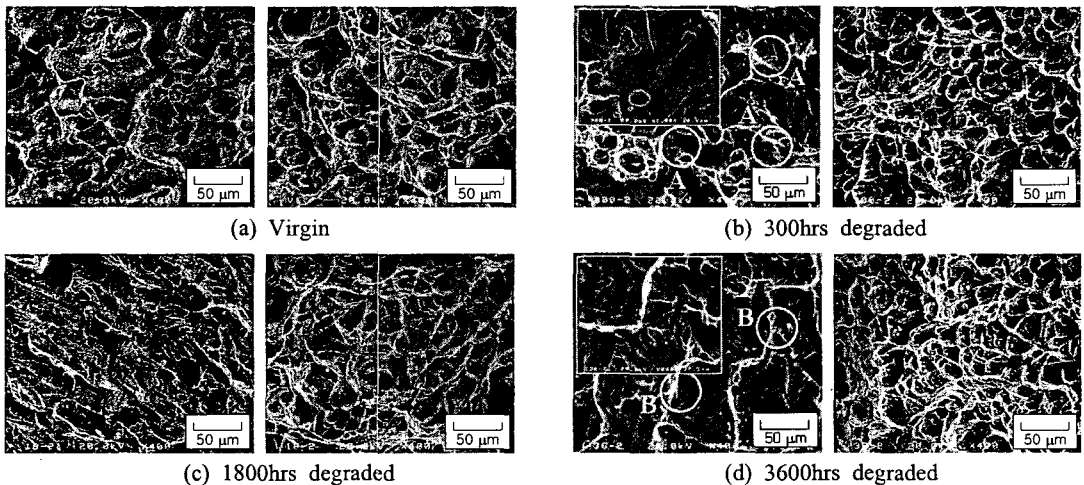


Fig. 5 Fractographs after J-R tests notched in HAZ of CF8M

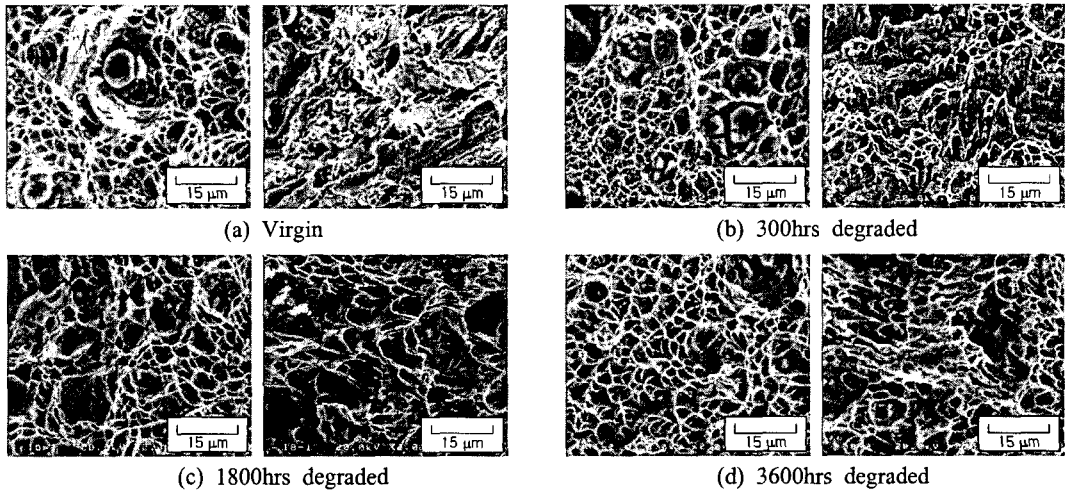


Fig. 6 Fractographs after J-R tests notched in deposited zone

해 각각 나타낸 것이다. 그 결과, CF8M 열영향부에 노치를 가공한 경우, 430℃에서 열화시간이 300시간까지는 J_{IC} 값이 급격히 감소하였으며, 그 후 열화가 진행되면서 조금씩 감소하는 경향을 나타내었다. 이것은 Fig. 1의 조직관찰에서 나타난 바와 같이, CF8M 모재와 열영향부에서 열화가 진행함에 따라 페라이트상이 차지하는 면적이 증가하여 상대적으로 재료의 인성이 감소한 결과 때문으로 생각된다. 그리고 용착부에 노치를 가공한 경우, CF8M 열영향부에 비해 매우 낮은 J_{IC} 값을 나타내며, 다소 데이터의 산포(scattering)가 존재하기는 하지만 430℃ 열화시간에 따른 차이가 거의 없는 경향을 나타낼 수 있다.

동 그림에는 CF8M 모재의 선행 연구 결과 얻은 J_{IC} 값과 열화시간 사이의 관계⁽¹⁴⁾도 나타내었다. CF8M 열영향부에 노치를 가공하여 탄소성 파괴인성시험한 결과와 CF8M 모재에 대해 탄소성 파괴인성시험으로부터 얻은 J_{IC} 값과 열화시간 사이의 관계를 비교해 볼 때, CF8M 열영향부의 J_{IC} 값이 전 열화영역에서 모재에 비해 다소 작게 나타났다. CF8M 열영향부가 모재보다 J_{IC} 값이 작게 나타난 원인의 하나는, CF8M 열영향부에 나타난 페라이트상의 분포가 모재에 비해 상대적으로 좁은 영역으로 집중되어 탄소성 파괴인성치에 영향을 준 때문으로 생각된다.

그리고 CF8M 모재 및 열영향부, 용착부에 노치를 가공한 탄소성 파괴인성시험결과를 비교해 볼 때, 용착부의 탄소성 파괴인성치가 가장 낮게

나타났으므로 열화에 따른 탄소성 파괴인성특성에서는 용착부의 데이터를 사용하는 것이 보수적 관점에서 바람직하다고 할 수 있다.

Fig. 5는 CF8M 열영향부에 노치를 가공한 건전재 및 각 열화재에 대하여 탄소성파괴인성시험 후 파면을 SEM으로 관찰한 사진이다. Fig. 5(a) 건전재의 경우 파면의 일반적인 거친 덩플(dimple)의 연성파면을 나타내고 있으며, (b) 300시간 열화재는 연성파면의 덩플 규모가 건전재에 비해 다소 작아지고, 취성파괴 양상의 파면이 상당히 형성되어 있으며, 석출물의 증가 및 A부분과 같은 표면 결정립계를 따라 형성된 2차 균열의 형성 등으로 인해 J_{IC} 의 급격한 감소를 가져온 것으로 생각된다. (c) 1800시간 열화재의 경우 연성파면의 덩플 양상은 300시간 열화재에 비해 소형화되고, 취성파면 영역의 면적률이 증가하였으며, 그 형태가 보다 일반적인 취성파면 양상으로 발전함을 알 수 있다. (d) 3600시간 열화재는 거의 1800시간 열화재와 파면 양상이 비슷하지만, 취성파면 영역이 증가하였으며, B와 같은 2차 균열이 관찰되었다.

Fig. 6은 용착부에 노치를 가공한 건전재 및 각 열화재에 대하여 탄소성파괴인성시험 후 파면을 SEM으로 관찰한 사진이다. Fig. 6(a) 건전재의 경우 파면은 전반적으로 매우 거친 연성파면의 양상을 가지고 있으며, 취성적인 파면도 많이 형성되어 있다. 여기서, 취성적인 양상을 보이는 부분은 용착부가 다층으로 용접됨으로 인한 층간 경

계부분이 마치 일반적인 덤플과 비슷한 양상을 보이고 있으나, 그 면이 매우 깨끗한 전단 양상을 띄고 있다. (b) 300시간 열화재는 매우 미세한 덤플들이 형성되어 있으며, 이러한 연성파면에 규모가 다소 큰 개재물들이 내재되어 있으며, 취성파괴 양상의 파면은 날카로운 형상을 보이고 있다. (c) 1800시간 열화재의 경우 연성파면의 덤플 양상은 300시간 열화재와 비슷하지만, 취성파면 영역의 면적률이 다소 증가하였으며, 그 형태가 보다 취성파면 양상으로 나타내며, (d) 3600시간 열화재는 거의 1800시간 열화재와 파면 양상이 매우 흡사하게 관찰되었다. 전반적으로 용착부의 탄소성 파괴인성시험결과 나타난 파면은 열화시간에 따른 차이가 크게 관찰되지 않고 있으며, 이로 인해 J_{IC} 값의 변화가 거의 없음을 알 수 있다.

4. 결론

CF8M과 SA508 c1.3 이종용접재의 열화에 따른 조직관찰 및 탄소성 파괴인성시험 결과, 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

(1) 조직관찰에서 열화가 진행됨에 따라 CF8M 모재 및 열영향부의 페라이트상이 합체되어 조대해지는 결과가 나타났다.

(2) 이종용접재에서 열화의 영향을 가장 크게 받는 CF8M 열영향부에 노치를 가공한 탄소성 파괴인성시험결과, J_{IC} 값은 건전재의 경우가 가장 크게 나타났으며, 열화가 진행됨에 따라 그 값의 감소가 나타났다.

(3) CF8M 열영향부에 노치를 가공한 이종용접재의 J_{IC} 값은 CF8M 모재에 비해 전 열화영역에서 다소 작은 값을 나타내었다.

(4) 용착부에 노치를 가공한 이종용접재의 J_{IC} 값은 열화에 따른 차이가 미비하였다. 더불어 CF8M 모재, CF8M 열영향부 및 용착부에 노치를 가공한 이종용접재의 J_{IC} 값을 비교해 볼 때, 용착부의 J_{IC} 가 가장 낮은 값을 나타내었다.

상기 결과를 종합해 볼 때, CF8M/SA508 용접재의 탄소성 파괴인성특성은 J_{IC} 값이 가장 작게 나타난 용착부를 중심으로 건전성을 평가하는 것이 보수적 견지에서 바람직함을 알 수 있다.

참고문헌

- (1) Robert, G. K. and Andre, G. R., 1985, "A Component Wear-out Analysis on Control Rod Drive Mechanisms," Westinghouse, Pittsburgh.
- (2) Ware, A. G., 1982, *ASTM STP 756*, pp. 165~189
- (3) Trautwein, A. and Gysel, W., 1982, "Stainless Steel Casting," *ASTM STP 756*, pp. 165~189.
- (4) Atkison, J. D. and Yu, J., 1997, *Fatigue Fract Eng. Mater. Struct.*, 20, p. 1.
- (5) Kwon, J. D., Woo, S. W. and Choi, Y. H., 2004, *KSME Int. J.*, Vol. 28, No. 12, pp. 1968~1973.
- (6) Byrnes, M. L. G., Grujicic, M. and Owen, W. S., 1987, *Acta Metal.* 35(1853).
- (7) Kwon, J. D., Park, J. C., Lee, Y. S., Lee, W. H. and Park, Y. W., 2000, *Nucl. Eng. Des.* 198, pp. 227~240.
- (8) Etchants, *Metallography*, Appendix- I, pp. 632~645
- (9) ASTM E 813-87, 1989, "Standard Test Method for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness."
- (10) Kwon, J. D., Woo, S. W. and Choi, Y. H., 2004, *Key Engineering Materials*, Switzerland, Vols. 261-263, Part.1, pp. 1689~1694.
- (11) ASTM E1152-87, 1989, "Standard Test Method for Determining J-R Curves."
- (12) ASTM E399-90, 1992, "Standard Test Method for Plain-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials."
- (13) Clarke, G. A., Andrews, W. R., Paris, P. C. and Schmidt, D. W., 1976, *ASTM STP 590*.
- (14) Kwon, J. D., Choi, S. J., Park, J. C. and Ihn, J. H., 2002, *KSME Int. J.*, Vol. 16, No. 7, pp. 902~910.