

핵융합로용 저방사화 철강재료(JLF-1)의 강도와 파괴인성

윤한기[†]·김동현*·이상필**·박이현*·공유식***·Y.Katoh****·A.Kohyama****

Strength and fracture toughness of reduced - activation ferritic steel (JLF-1) for fusion reactor application

H.K.Yoon, D.H.Kim, S.P.Lee, Y.H.Park, Y.S.Kong, Y.Katoh and A.Kohyama

Key Words: Fracture toughness(파괴인성, J_{IC}), Strength(강도), Tungsten insert gas welding(TIG용접), Effect of temperature(온도의 영향), Effect of rolling direction(압연방향의 영향)

Abstract

Reduced activation ferritic steel, JLF-1 steel (Fe-9Cr-2W-V-Ta), is one of the promising candidate materials for fusion reactor applications. Fracture toughness (J_{IC}) and tensile tests were carried out at room temperature and elevated temperature (400 °C). Two types of CT specimen were prepared to examine the effect of rolling direction on the fracture toughness of JLF-1 steel. Four types of tensile specimen were also prepared to investigate the property by the rolling direction and welding. The Micro Vickers hardness was measured at various distances of a cross section of the TIG joints of JLF-1 steel according to the heating history of each position. Finally, the fracture surface was observed by scanning electron microscopy (SEM).

1. 서 론

오스테나이트계 스테인레스강 및 산화물 분산 강화 (Oxide Dispersion Strengthened, ODS) 강과 함께 핵융합로 구조재로 고려되고 있는 저방사화 페라이트강은 오스테나이트강에 비해 열팽창계수가 낮고, 열전도도가 우수하여 핵융합로 블랭킷과 같은 구조재로 사용하기에 적합한 것으로 평가되고 있다^{1,2)}. 저방사화 페라이트강은 Cr-Mo 내열강을 기본으로 합금 설계되어 Mo 을 W 과 V

으로 대체함으로써 핵융합로 구조재 (예; 블랭킷, first wall 등) 로 사용하기에 적합하도록 기계적 성질과 방사능 조사 손상 등의 성질을 개선한 재료이다³⁾. 특히, 내열 Cr-Mo 강에서 Mo 을 W, V, Ti 으로 대체 함으로써 고온인장강도, 크리프 강도 등이 향상된다는 보고⁴⁾가 있으며, 이는 W 이 고용강화 및 석출경화 효과를 V 과 Ti 은 석출강화 효과를 부여하여 Cr-Mo 강에 비해 개선된 기계적 성질을 얻는 것으로 알려져 있다.

일미간의 연구협력사업을 통하여 Kohyama^{3,6)} 와 Hasegawa⁵⁾ 등이 개발 중에 있는 Fe-Cr-W 형의 저방사화 페라이트 강 계열은 600 °C 이하 온도에서 고온강도가 오스테나이트계 (STS 304, 316) 보다 우수한 특성을 확보하기 위해 2.23 ~ 12 wt% Cr 을 함유한 페라이트강을 제작하였다. 이러한 일련의 페라이트강 시리즈를 JLF (Japanese Low Activation Ferritic Steel) 라 칭하고 있다. JLF 저방사화 페라이트 강 의 기본 조성은 Fe - 0.1C - XCr - 2W - 0.2V - 0.07Ta - 0.05N 이며, 이 중에서 Fe - 9Cr - 2W

† 동의대학교 기계공학과 교수

E-mail : hkyoon@dongeui.ac.kr

TEL: (051)890-1642 FAX: (051)890-2232

* 동의대학교 대학원 기계공학과

** 동의대학교 기계공학과 교수

*** 동의대학교 산업기술개발 연구소

**** 교토대 에너지 이공학 연구소

VTa 조성을 가지는 강을 JLF-1이라 한다. 이들 재료를 이용한 핵융합로 블랭킷 (blanket) 과 제1벽 같은 구조물 제작시 용접공정은 필수적이므로, 모재의 특성뿐만 아니라 용접부의 성질 또한 중요시되고 있다. 따라서, 본 연구에서는 JLF-1 페라이트강을 TIG 용접하여 용접부와 모재의 각 방향에 대해서 상온 및 사용온도 400 °C에서의 인장시험과 Micro-Vickers 경도 시험을 실시하여 JLF-1의 온도와 TIG용접, 압연방향에 따른 영향을 평가하였고, JLF-1 모재의 탄소성파괴인성(J_{IC}) 시험을 실시하여 중성자 조사 이전의 파괴인성 데이터를 확보하였으며, 각 파단면은 SEM을 이용하여 관찰하였다. 이들 결과는 핵융합로의 블랭킷과 제1벽의 구조재 개발과 적용을 위한 기초적 설계자료로 그 기여도가 클 것으로 전망된다.

2. 시험재료 및 시험방법

2.1 시험재료

1050 °C 에서 1 시간 동안 노멀라이징한 후 780 °C 에서 1 시간 동안 템퍼링한 25 mm 두께의 JLF-1 평판을 U 홈 가공하여 Table 1과 같은 조건으로 TIG 공정에 의해 맞대기 용접하였다. TIG 용접시 사용한 용가재의 직경은 1.2 mm 이며, 용접속도와 용가재, JLF-1 모재의 화학조성은 Table 2에 정리하였다. 용접쿠포는 740°C에서 3시간 동안 노냉하여 용접후 열처리를 하였고, 용접 및 열처리가 마무리된 용접쿠포로부터 인장시험편과 파괴인성시험편을 Fig. 1과 같이 채취하였다. 인장

Table 1 TIG welding condition

Current	230 ~ 250 A
Voltage	10.5 V
Travel speed	10 cm/min
Heat input	14.5 ~ 15.8 kJ/cm
Preheat temp.	≤ 200 °C
Interlayer temp.	≤ 200 °C
Number of passes	~ 20
Wire diameter	1.2 mm

Table 2 Chemical composition (wt %) of base metal (JLF-1), weld metal and filler metal

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	W	V	Ta	N	Ti	B
JLF-1 base metal	0.10	0.05	0.45	0.003	0.002	0.003	8.85	1.99	0.20	0.080	0.0231	--	0.0002
Weld metal (JLF-1)	0.061	0.13	0.43	0.005	0.003	0.003	9.16	1.91	0.25	0.081	0.0259	0.019	0.0001
Filler metal (JLF-1)	0.061	0.10	0.45	0.003	0.003	0.003	8.96	1.82	0.25	0.084	0.0332	0.028	0.0001

시험편은 환봉으로 가공하였으며, 파괴인성 시험편은 CT 시험편으로 가공하였다. 또한, CT 시험편의 경우 균열의 진행방향을 구속함과 동시에 측면홈에 대한 영향을 관찰하기 위해 0%, 20%, 40%의 측면홈을 가공하였다. 인장시험편과 CT 시험편의 형상과 치수는 Fig. 2 와 Fig. 3과 같다.

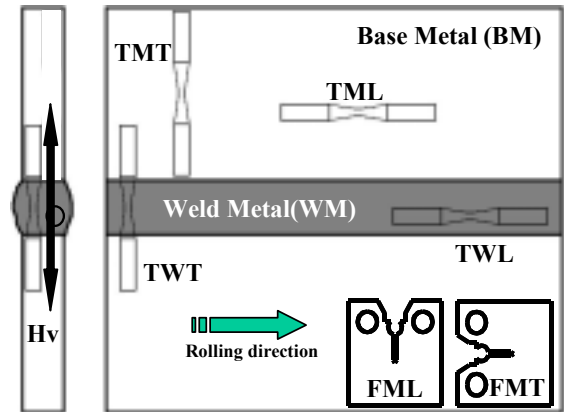


Fig. 1 Preparation of test specimens from weld coupon

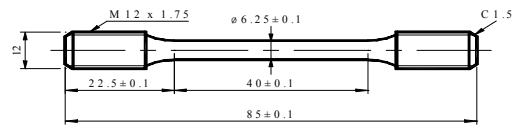


Fig. 2 Configuration of tensile test specimen

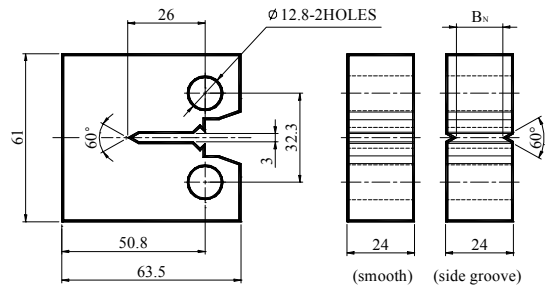


Fig. 3 Configuration of compact test specimen

2.2 시험방법

시험편의 실제사용온도인 상온 및 400 °C에서의 시험을 위해 고온(400 °C)에서의 인장 및 파괴인성시험은 전기로내에 시험편을 위치시킨 후 시험편 주위에 Chromel - Alumel 열전대를 부착하여 시험편 표면온도를 ±1 °C의 오차범위 내에서 제어하였다. 인장시험과 파괴인성 시험은 최대하중 10 tonf의 동적유압 피로시험기(MTS Model 810)를 사용하였으며, 하중속도는 0.1 mm/min으로 일정하게 제어하여 수행하였다. 파괴인성시험편의 예균열은 MTS 810(10tonf) 피로시험기를 이용하여 예균열 길이 3 mm를 삽입하였으며, ASTM E1820에 따라 파괴인성시험을 수행하였다. Micro-Vickers 경도는 10 N의 하중으로 Akashi社의 MVK-HVL 경도시험기를 이용하여 측정하였다. 파단후 각 조건에서의 시험편 파단면은 주사전자현미경(Scanning Electron Microscopy; SEM)을 이용하여 관찰하였다.

3. 시험결과 및 고찰

3.1 경도특성

Fig. 4는 Table 1의 조건에서 TIG 용접한 시험편의 경도분포를 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있듯 모재(BM)에 비해 용접금속(WM)에서 경도치가 아주 높게 나타났다. 모재의 경도는 약 Hv 190 정도이며, 용접금속의 경우는 약 Hv 240 정도로서 모재부의 경도에 비해 큰 값으로 상승되었음을 알 수 있었다. 이는 TIG 용접시 용접면에서의 가열과 급냉 및 열처리 효과로 인한 경도치 증가로 생각된다. 또한, 용접부 중심으로부터 14

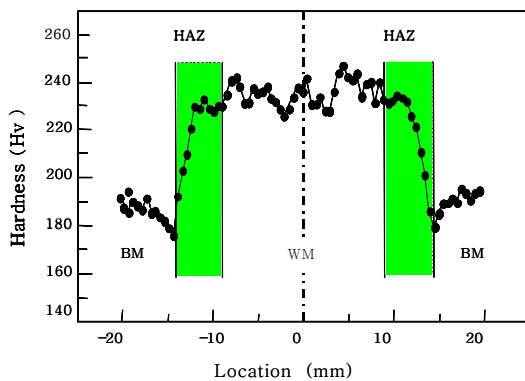


Fig. 4 Hardness distribution near the weld interface of TIG welded joints

mm 위치인 열영향부 (HAZ)와 모재부의 경계면에서 가장 낮은 경도치를 보였고, 동일 구간에서 인장파단이 발생하여 이 부분이 hardness-valley로 생각된다.

3.2 인장특성

JLF-1의 모재와 용접부의 상온 및 고온에서의 인장시험 결과를 Fig. 5 ~ 6에 나타내었다.

Fig. 5는 JLF-1 모재와 용접부의 압연방향과 직각방향에 대한 상온과 고온에서의 응력과 크로스헤드(cross-head) 변위 관계를 나타낸 것이다. 전반적으로 유사한 최대인장강도(UTS)를 나타내고 있으며, 상온에서 고온보다 높은 연신율을 나타낸다는 것을 알 수 있다. Fig. 5로부터 얻은 UTS와 총연신율, 단면수축율에 대한 정량적 물성치를 Fig. 6에 나타내었다.

상온의 경우, 압연방향 용접부(TWL) 시험편의 최대인장강도(UTS)는 727 MPa로 가장 높은 값을 보였고, 총 연신율은 23.8%로 직각방향 용접부(TWT)보다 높게 나타났다. 압연방향 모재(TML)

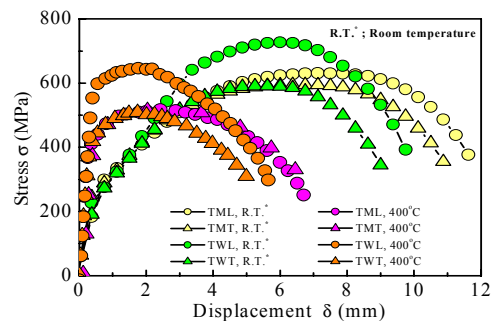


Fig. 5 Relationship between stress and displacement

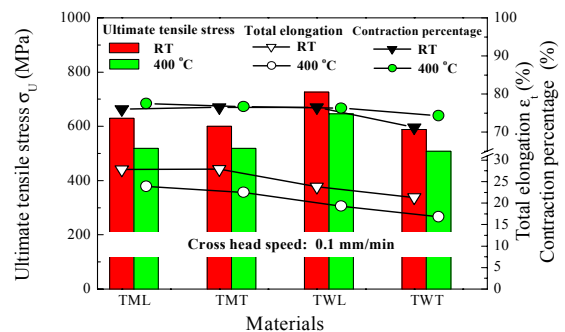


Fig. 6 Effect of temperature on JLF-1 steel and its welding joint

시험편의 경우, 총 연신율 27.8%로 가장 높았으며, UTS는 630 MPa로 TWL보다 낮았지만 다른 재료들과 유사한 강도를 보였다. 용접부를 포함하며, 압연방향에 대한 직각방향 시험편(TWT)은 최대인장강도 590 MPa, 0.2% offset 강도 445 MPa, 연신율 21%로 나타나 모재 및 용접부에 비해 TWT의 강도 및 연신율이 가장 낮게 나타났으며 TWT, 모재(TML, TMT), TWL의 순으로 강도가 증가함을 알 수 있었다. TWT의 경우 항상 열영향부(HAZ)에서 파단되었으며, 이는 TWT의 인장특성이 HAZ의 강도와 연신율에 의해 결정되는 것으로 생각된다. 고온(400℃)의 경우, 모재의 UTS와 총연신율은 압연방향의 영향은 거의 없었으며, 용접부를 포함하는 TWL이 TWT보다 높은 강도와 총연신율을 보여 상온과 유사한 경향을 나타내었다. 즉, JLF-1 모재는 압연방향에 대한 영향을 거의 받지 않았고, TIG 용접으로 연신율은 감소되었지만 강도는 유사하거나 향상됨을 알 수 있었다. 또한, 온도가 증가할수록 강도와 연신율이 감소하는 현상을 보였는데, 이는 일본에서 개발된 8Cr-2W 조성의 또 다른 저방사화 페라이트강인 F82H⁷⁾가 온도가 증가할수록 강도가 감소하고, 연신율은 400℃ 부근에서 가장 낮게 나타났으며, 400℃ 이상에서는 연신율이 다시 증가하는 것과 유사한 형태를 보였다. 이들 두 재료의 이 같은 현상은, 온도증가에 따른 재료의 연화현상과 함께 철강이 특정온도에서 나타내는 청열취성(blue brittleness)에 의한 것으로 사료된다.

3.2 탄소성파괴인성(J_{IC}) 시험결과

상온 및 고온에서의 탄소성파괴인성시험에서 평활시험편의 경우, Shear lip의 과다 발생으로 인한 평면응력이 지배적인 상태가 되어 파괴인성값의 도출이 불가능한 것으로 판단되었다. 20% 측면홈 시험편은 J_Q값을 평가할 수는 있었으나 40% 측면홈 시험편에 비해 J_Q값이 FML재의 경우 약 10%, FMT재의 경우 약 12.5% 정도 과대 평가되었다. 즉, 측면홈의 깊이가 증가할수록 파괴저항곡선이 낮아졌으며, JLF-1의 경우 측면홈을 40%로 할 때 ASTM E1820 규정을 만족하는 정량적인 탄소성파괴인성치를 얻을 수 있었다⁸⁾.

3.2.1 온도의 영향

ASTM E1820 규정을 만족하는 40% 측면홈 시

험편을 상온과 400℃에서 탄소성파괴인성(J_{IC}) 시험한 결과를 Fig. 7 과 Fig. 8 에 나타내었다. 균열진전량 0.5 mm를 기점으로 상온의 파괴저항곡선이 고온보다 상당히 높게 위치하여 JLF-1의 J_Q와 파괴저항곡선이 온도의존성이 있음을 나타내었다. FML 시험편의 상온과 400℃에서의 J_{IC} 값은 각각 573.9 kJ/m²와 537.6 kJ/m²으로 나타나 온도가 증가되면서 J_{IC}가 10.16% 감소하였고, FMT 시험편의 경우 상온에서 J_{IC} = 453.5 kJ/m²이었던 것이 400℃에서는 J_{IC} = 343.6 kJ/m²로 나타나 37.29% 감소되었다. 즉, FML시험편에 비해 FMT 시험편의 온도의존성이 더 큼을 알 수 있었다. 온도가 증가할수록 탄소성파괴인성치는 감소하였으며, 이는 인장시험에서 보인바와 같이 온도가 증가되면 재료가 취화되는 특성에 기인한 것으로 사료된다.

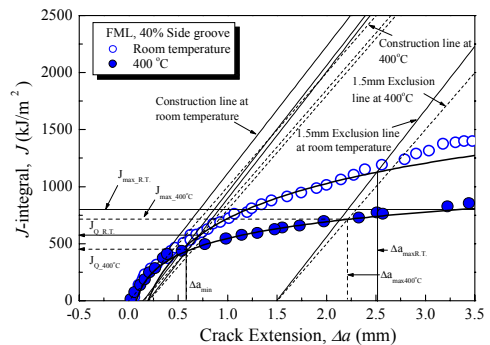


Fig. 7 J-Δa curve for FML of JLF-1 with 40% side groove

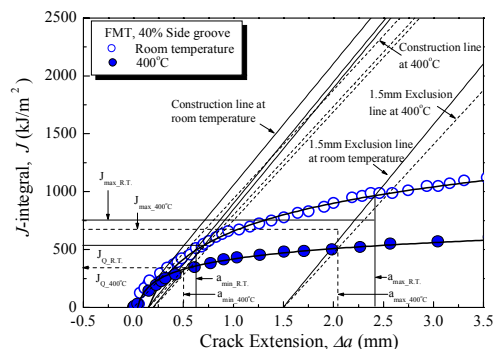


Fig. 8 J-Δa curve for FMT of JLF-1 with 40% side groove

3.2.2 압연방향의 영향

Fig. 9는 상온과 400 °C에서 40% 측면홈 가공된 FML시험편과 FMT시험편의 J_{IC} 값을 비교한 것이다. 상온의 경우 FML시험편이 FMT시험편에 비해 20.97% 높은 파괴인성치를 나타내었고, 고온의 경우 FML시험편이 36.09% 높은 파괴인성치를 보였다. 비록 JLF-1 모재의 인장특성은 유사하게 나타났으나, 파괴인성 측면에서는 압연방향이 직각방향보다 그 특성이 높음을 알 수 있었다.

3.3 파단면해석

3.3.1 인장시험편의 파단면 관찰

연성파괴의 대표적 양상인 cup and cone 파괴가 모든 시험편에서 관찰되었다. Fig. 10 (a)는 용접부의 압연방향에 대한 상온 시험편의 미세조직 사진을 나타내고 있다. 모재 (Fig. 11 (a))와 비교하여 볼 때 더욱 큰 방사상의 의벽개파면이 두드러지게 나타나고 있으며, 이는 용착금속의 이질성과 TIG 용접에 의한 경화에 의한 것으로 경도와 인장강도는 증가하지만 상대적으로 저하된 연신율에 기인하여 발생된 것으로 생각된다. 400 °C에서의 인장시험 후의 파단면을 나타내는 Fig. 10 (b)와 Fig. 11 (b)에서 알 수 있듯, 400 °C에서는 방사상의 균열 발생은 없었으며 입내파괴의 형태로써 현저한 딴플 (dimple)을 파면전체에서 관찰할 수 있었다.

3.3.2 파괴인성 시험편의 파단면 관찰

Fig. 12는 각각의 시험온도와 측면홈에 따른 탄소성파괴인성 시험후의 파단면의 형상을 나타내고 있다. 평활시험편과 20% 측면홈을 가지는 시

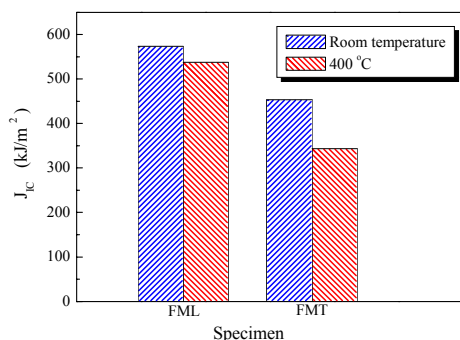


Fig. 9 Effect of rolling direction on the J_{IC} test

험편에서는 평면응력상태인 터널링현상과 Shear lip이 발생하였고, 특히, 평활시험편의 경우 시험편 두께의 40%에 해당되는 Shear lip이 형성되었다. 40% 측면홈 가공한 시험편에서 평면변형률 상태를 관찰할 수 있었다.

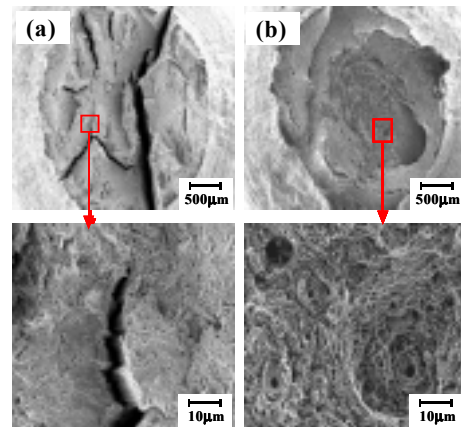


Fig. 10 Fracture surfaces of tensile test for TWL; (a) R.T. and (b) 400 °C

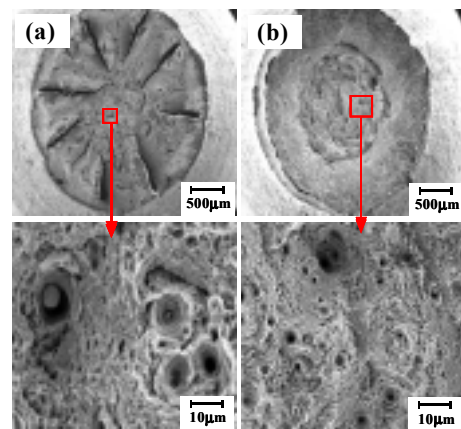


Fig. 11 Fracture surfaces of tensile test for TML; (a) R.T. and (b) 400 °C

Materials	Room temperature			400 °C
	0 % S.G.	20 % S.G.	40 % S.G.	40 % S.G.
FML				
FMT				

Fig. 12 Fracture surfaces of specimen for J_{IC} tests

4. 결 론

핵융합로 수냉 블랭킷에 사용되는 저방사화 페 라이트강(JLF-1)을 TIG 용접한 후 인장시험, Micro Vickers 경도시험, 탄소성파괴인성(J_{IC})시험을 수행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. TIG 용접에 의한 용접금속 중앙부의 Micro Vickers 경도는 JLF-1 모재 보다 약 21% 우수하게 나타났다.

2. 상온에서의 최대인장강도는 용접부의 직각 방향 시험편(TWT, 588 MPa), 모재(TMT, 600 MPa / TML, 630 MPa), 용접금속(TWL, 727 MPa)의 순으로 증가하였고, 연신율은 TWT(21.7%), TWL(23.8%), 모재(TML, 27.8% / TMT, 27.9%)의 순으로 증가하였다. 400 °C의 경우, 모재 TMT = 519 MPa, TML = 519 MPa, 용접부 TWT = 588 MPa, TWL = 646 MPa의 최대인장강도를 나타내었다. 인장강도 측면에서 모재의 경우 방향성의 영향은 거의 없었고, 용접부의 경우 모재에 비해 연신율은 저하되었지만 TIG 용접에 의해 보다 우수한 강도를 확보할 수 있었다. 그리고, 모재와 용접부는 온도가 증가할수록 강도와 연신율이 감소하는 현상을 나타내었다.

3. 40% 측면홈을 가지는 JLF-1 시험편은 상온과 고온에서 각각 530 kJ/m²와 340 kJ/m² 이상의 우수한 파괴인성치를 나타내었으며, 온도가 증가할수록 J_{IC} 가 감소하는 현상을 보였다. FML 시험편에 대한 상온과 400°C에서의 J_{IC} 값은 FMT 시험편 보다 각각 20.97%와 36.09% 높게 나타나 FML이 FMT 보다 균열진전에 대한 저항특성이 높음을 알 수 있었다.

4. 인장파면의 경우, 연성파괴의 대표적 양상인 컵앤콘(cup and cone) 파괴가 모든 시험편에서 관찰 되었으며, 고온의 경우 파단면전체에 걸쳐 미소 공동의 합체에 의한 딴플(dimple) 파괴를 보였다. 그러나, 상온 시험편에서는 방사상의 패턴을 가지는 수 개의 예리한 균열을 형성하였다. 탄소성파괴인성 시험후의 파면에서 JLF-1은 평활 시험편의 경우 평면응력이 지배적인 Shear lip 현상이 크게 나타났으며, 40%의 측면홈을 가공하였을 때 평면변형률 상태에 근접한 파면을 형성하였다.

후 기

본 연구는 2002년도 동의대학교 학술조성연구비에 의해 수행되었으며, 한일CUP CR-02-2-8과제의 부분적 협력에 의해 이루어진 것으로 관계자들에게 감사드립니다.

참고문헌

- (1) J.W.Davis and D.J.Michel, 1984, Proc. of Topical Conf. on Ferritic Alloys for use in Nuclear Energy Technologies, eds. (TMS-AIME, Snowbird, Utah)
- (2) R.L.Klueh, D.S.Gelles, M.Okada and N.H.Packan, 1990, "Reduced Activation Materials for Fusion Reactors", ASTM-STP 1047
- (3) A. Kohyama, Y. Kohno, K. Asakura, H. Kauano, 1994, "R & D of Low Activation Ferritic Steels Fusion in Japanese Universities", Journal of Nuclear Materials, 212-215, pp. 684-689
- (4) K. Asakura, et al., 1990, "Mechanical Properties and Microstructure Changes of Low Activation 3Cr-2W-V-Ti Ferritic Steels Developed for Nuclear Applications", ISIJ Int., Vol.30-11, pp. 947-954
- (5) T. Hasegawa, Y. Tomita and A. Kohyama, 1998, "Influence of Tantalum and Nitrogen Contents, Normalizing Condition and TMCP Process on the Mechanical Properties of Low-Activation 9Cr-2W-0.2V-Ta Steels for Fusion Application", Jour. of Nuclear Materials, Vol. 258-263, pp. 1153-1157
- (6) A. Kohyama et al., 1987, "Effect of 14-MeV Neutron Irradiations on Mechanical Properties of Ferritic Steels, 13th International symposium (Part II)", ASTM, pp. 111-122
- (7) K. Shiba, K. Hishinuma, A. Kohyama and K. Masamura, 1997, "Properties of Low Activation Ferritic Steel F82H IEA Heat - Interim Report of IEA Round-robin Test(1)", JAERI - Tech, 97-038, pp. 55-57
- (8) D.H.Kim, H.K.Yoon, S.P.Lee, M.B.Lim and A. Kohyama, 2001, "Effect of side grooves on High Temperature Fracture Toughness of Low Activation Ferritic Steel", the Busan branch of the KSME, Proceedings of the Busan branch of the KSME 2001 Autumn Annual Meeting, pp. 13~17