핵융합로 구조용 저방사화강의 용접부 미세조직 및 기계적 성질

문준오^{*,†} · 이진종^{*} · 이창훈^{*} · 이태호^{*} · 정승진^{**} · 정상훈^{**} · 홍현욱^{***}

^{*}한국기계연구원 부설 재료연구소 철강재료연구실

^{**}조선선재온산주식회사 기술연구소

^{***}창원대학교 신소재공학부

Microstructure and Mechanical Properties in the Welds of Reduced-Activation Ferritic/Martensitic Steels

Joonoh Moon^{*,†}, Jinjong Lee^{*}, Chang-Hoon Lee^{*}, Tae-Ho Lee^{*},
Seung-Jin Jung^{**}, Sang-Hoon Jeong^{**}, and Hyun-Uk Hong^{***}

^{*}Ferrous Alloy Department, Advanced Metallic Materials Division, Korea Institute of Materials Science, Changwon, 51508, Korea

^{**}R&D Institute, Chosun Welding Co.,Ltd., Ulsan, 44996, Korea

^{***}Department of Material Science and Engineering, Changwon National University, Changwon, 51140, Korea

[†]Corresponding author : mjo99@kims.re.kr

(Received January 23, 2018 ; Revised February 8, 2018 ; Accepted February 13, 2018)

Abstract

Microstructure evolution and mechanical properties in the welds of reduced-activation ferritic/martensitic steels were investigated. Three Fe-9Cr-1W-Ta-Ti alloys with different Ta and Ti contents were fabricated using a commercial vacuum-induction melting furnace. The welded samples were prepared by tungsten inert gas welding, and then the post-weld heat treatment (PWHT) was carried out. Mechanical properties in the welds before and after PWHT were evaluated by Vickers hardness tests and cross weld tensile tests, and then their results show that heat-affected zone adjacent to the base metal was the weakest region. This is because this region was the most experienced the tempering process repeatedly. In addition, tensile and yield strength decreased with an increase in Ti content and this is because the size of MX carbide increased with an increase in Ti content, resulted in a decrease of precipitation strengthening effect by MX carbide.

Key Words : Reduced-Activation Ferritic/Martensitic (RAFM) steel, TIG welding, Heat-Affected Zone (HAZ), Post-Weld Heat Treatment (PWHT), Tempered martensite

1. 서 론

화석연료 사용에 따른 전 세계적인 자원 고갈 문제와 더불어 온실가스 배출, 미세먼지 배출, 방사능 누출 등의 환경오염 문제를 해결하기 위한 방안으로 다양한 대체 에너지원에 대한 연구·개발이 진행되고 있다. 핵융합 에너지는 지구상에 풍부한 수소를 에너지원으로 사용함으로써 고갈의 위험이 없으며, 원자력발전과 달리 방사

능 오염 문제가 없는 미래형 청정 에너지원으로 알려져 있다. 이에 따라 최근 들어 EU, 일본 등의 선진국 등을 중심으로 핵융합 발전을 위한 많은 연구들이 진행되고 있다. 블랭킷(Blanket)은 핵융합 반응 시 중성자의 운동에너지를 열에너지로 변화시킴과 동시에 중성자의 유출을 차단하는 차폐 기능을 수행하는 핵융합로 핵심 부품으로써 높은 중성자속 및 열속 환경에서 우수한 성능 유지가 필요하다. 현재 저방사화강(Reduced Activation Ferritic/Martensitic, 이하 RAFM강)이 우수한 열-

물리적 특성과 더불어 대량 생산성, 생산단가 등으로 인해 가장 유력한 블랭킷 후보재료로 연구되고 있다¹⁻⁶⁾.

RAFM강은 기존 내열강 소재인 9Cr-1Mo강을 기본 조성으로 고방사형 원소인 Mo, Nb 등을 저방사형 원소인 W, Ta, V, Ti 등으로 대체함으로써 중성자 조사에 대한 내조사특성 및 고온물성을 개선한 소재이다³⁾. 즉, Mo를 대신하여 첨가하는 W의 경우, Mo와 더불어 내열강의 고온물성 확보에 크게 기여할 수 있는 원소이며, Nb를 대신하여 첨가하는 Ta, V, Ti의 경우, 미세한 MX 탄화물 석출에 의해 강도의 고강도 확보에 기여할 수 있는 원소들이다. 특히, Ta 첨가에 따라 석출되는 TaC 탄화물의 경우, NbC에 비해 높은 고온안정성을 가지며 이로 인해 강의 제조 및 용접 시에 고온강도 유지에 기여할 수 있다. EU, 일본에서는 지난 1970년대부터 RAFM강 개발에 착수하여 각각 EUROFER97 (이하 E97), F82H 등을 개발하여 현재 이들에 대한 고온장기물성, 중성자 조사특성, 용접특성 등에 대한 데이터베이스를 구축하고 있다^{1,3)}. 국내에서는 2010년 이후 원자력연구소와 재료연구소를 중심으로 RAFM강 개발에 착수하여 모재 합금개발 및 물성 데이터베이스 구축을 위한 연구를 진행하고 있으나 향후 핵융합로 구조물 제작을 위해서 필요한 용접특성 평가 및 용접부 물성 데이터베이스 구축을 위한 연구는 매우 미진한 실정이다.

이에 본 연구에서는 RAFM강 용접부 미세조직 및 기계적 성질을 평가하였으며, 이를 위하여 Ta과 Ti 함량을 달리한 3종의 RAFM강을 제작하였다. TIG용접을 통하여 실용접 샘플을 제작하였으며, 모재 및 용접부 위치별 미세조직 및 기계적 성질을 주사전자현미경(Scanning Electron Microscopy, SEM), 투과전자현미경(Transmission Electron Microscopy, TEM), 비커스 경도 시험, 상온 인장시험을 통해 분석하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 저방사화강의 합금성분을 Table 1에 정리하였다. 앞서 언급한 바와 같이 본 연구에서는 Ta과 Ti의 함량을 변화시킨 3종의 합금을 제작하였으며, Table 1에서 Ta과 Ti의 단독 혹은 복합 첨가 여부에 따

라 각 합금을 Ta-RAFM, TaTi-RAFM, Ti-RAFM으로 구분하여 명명하였다. 합금 제작을 위해 먼저 진공 용해로(VIM)를 이용하여 50 kg급 잉곳을 제조하였으며, 이후 열간압연(마무리 압연온도 $\geq 900^{\circ}\text{C}$)을 통해 최종 13 mm의 두께를 가지는 판재를 제조하였다. 압연판재에 대해 노말라이징과 템퍼링의 2단 열처리를 실시하여 모재 샘플을 제작하였으며, Fig. 1은 2단 열처리 스케줄을 보여주고 있다. Fig. 1에서 노말라이징 온도와 템퍼링 온도는 각각 Fig. 2(a)~(c)의 열역학 계산을 통한 상분열 계산 결과를 참고하여 결정하였다. 즉, 오스테나이트역인 1000°C 에서 노말라이징을 실시하고 페라이트역인 700°C 에서 템퍼링 열처리를 실시하였다.

다음으로 실용접부에서의 용접부 위치별 미세조직 분포를 관찰하고 실용접부의 물성 평가를 위해 TIG 용접을 통해 모든 합금에 대해 실용접 샘플을 제작하였으며, 용접조건은 Table 2에 나타내었다.

모재 및 용접부의 미세조직 관찰을 위해 기계적 연마 후에 에탄올 100ml, 피크리산 1g, 염산 5ml 를 혼합한 용액을 이용하여 에칭을 실시하였으며, SEM을 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 석출물 관찰 및 분석을 위해서 TEM을 이용하였으며, 이를 위해서 Thin foil 시편을 제작한 후 이를 10% 퍼크롤릭산과 90% 메탄올의 혼합 용액에서 Twin jet-polishing을 실시하여 TEM 시편을 제작하였다. 한편, 석출물 크기는 이미지 분석기 (Image analyzer)를 이용하여 측정하였다. 모재 및 용접부의 물

Fig. 1 Schematic schedule for heat treatment of normalizing and tempering

Table 1 Chemical composition of examined RAFM steels

Alloys	C	Mn	Cr	W	V	Ta	Ti	Fe
Ta-RAFM	0.091	0.43	9.02	1.06	0.225	0.075	-	Bal.
TaTi-RAFM	0.092	0.44	8.83	1.02	0.214	0.089	0.014	Bal.
Ti-RAFM	0.104	0.49	8.88	1.03	0.222	-	0.047	Bal.

Fig. 2 Equilibrium phase diagram of (a) Ta-RAFM, (b) TaTi-RAFM and (c) Ti-RAFM, and (d) fraction of MX particle

Table 2 Condition of TIG welding

Groove angle	Current, A	Voltage, V	Travel speed, cm/min	Heat input, kJ/cm	Shielding gas
60°	80-160	7-11	3-6	13-21	100%Ar

성은 비커스 경도 시험 및 상온 인장시험을 통해서 평가하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 모재 및 용접부 미세조직

Fig. 1의 스케줄을 따라 열처리한 모재 샘플의 미세조직을 TEM을 이용하여 관찰하였으며, 대표적으로 다음의 Fig. 3은 TaTi-RAFM강의 TEM 미세조직을 보여주고 있다. 그림에서 보듯이 템퍼링 열처리에 의해 기지는 전형적인 템퍼드 마르텐사이트 조직으로 구성되어 있다. 한편, 구오스테나이트 입계와 lath 입계에 조대한 Cr-enriched $M_{23}C_6$ 석출물이 분포하며, lath 내부에는 나노사이즈의 미세한 MX 석출물이 분포하고 있

다. Ta와 Ti의 단독 혹은 복합첨가에 따라 생성된 MX 석출물을 규명하기 EDS 분석을 실시하였으며, 이를 통해 Ta와 Ti를 단독 첨가한 Ta-RAFM강과 Ti-RAFM강에서는 각각 TaC, TiC가 석출되며, Ta와 Ti를 복합 첨가한 TaTi-RAFM강에서는 (Ta,Ti)C가 석출된 것을 확인하였다.

RAFM강의 용접부 미세조직 및 기계적 성질을 평가하기 위해 Table 2의 조건을 따라 TIG 용접을 실시하였으며, 다음의 Fig. 4는 실용접부 샘플의 외관 및 매크로 미세조직을 보여주고 있다. 그림에서 보듯이 본 연구에서는 기공이나 균열 발생 없이 건전한 용접부를 확보하였다. 다음으로 Fig. 4의 용접샘플에 대해 650°C와 700°C에서 각각 2시간 동안 용접후열처리(Post-Weld Heat Treatment, PWHT)를 실시하였으며, PWHT 후

Fig. 3 (a) TEM micrographs of TaTi-RAFM and (c, d) results of EDS analysis for $M_{23}C_6$ and MX particles

Fig. 4 Welded specimens and macro images of weld joints

Fig. 5 SEM micrographs in the weld HAZ after PWHT at 700 °C: (a) Ta-RAFM, (b) TaTi-RAFM and (c) Ti-RAFM

실용접부 위치별 미세조직을 관찰하였다. 다음의 Fig. 5는 PWHT 후 각 합금의 용접열영향부(Heat-Affected Zone, 이하 HAZ) 중에 모재와 인접한 SCHAZ(Subcritical HAZ)의 미세조직을 SEM을 이용하여 관찰한

결과이다. 그림에서 확인할 수 있듯이 모재와 마찬가지로 HAZ에서도 입계와 입내에 각각 $M_{23}C_6$, MX 탄화물이 분포하고 있다. PWHT 전후의 HAZ에 존재하는 석출물의 종류는 동일하나 PWHT 전에 비해 PWHT 후에

는 템퍼링 효과에 비해 보다 조대한 석출물들이 분포하고 있었다.

본 연구에서는 PWHT 후에 용접부와 모재의 각 위치에 존재하는 MX 탄화물의 크기를 이미지 분석기를 이용하여 측정하였으며, Fig. 6에 결과를 정리하였다. Fig. 6은 앞서 Fig. 5에서 관찰한 SCHAZ에서 관찰한 석출물의 크기를 측정한 결과이다. Fig. 6에서 MX 석출물의 크기는 모재에 비해 Weld metal에서 미세한 반면에 HAZ에서는 조대한 것을 확인할 수 있다. 이러한 석출물 크기의 차이는 Fig. 2의 평형상태도 계산결과 및 Fig. 7(a)의 모식도를 통해 이해할 수 있다. Weld metal의 경우, 용착금속의 응고 후 약 1200℃ 이하에서 MX 탄화물이 석출되기 시작하며 이때 빠른 냉각속도로 인해 모재에 비해 상대적으로 미세한 MX 탄화물이 석출된다. 모재에 인접한 HAZ의 경우, Fig. 7(a)에서 보듯이 용접 시 A_1 온도 근처까지 가열되며 이에 따라 MX 석출물이 모재 대비 조대해지게 된다. 또한, Fig. 6에서 Ti의 함량이 증가할수록 MX 석출물의 크기가 증가 (Ti-RAFM > TaTi-RAFM > Ta-RAFM)하는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 Ti 첨가에 따른 MX 탄화물의 고온안정성 변화와 관련이 있다. 즉, Fig. 2(d)에 보듯이, Ti를 첨가함에 따라 MX 탄화물의 고온안정성이 증가하며 이에 따라 Fig. 6에서 보듯이 모재 및 용접부 각 지역에서 MX 탄화물의 크기가 증가하였다.

한편, Fig. 7에 용접 및 PWHT에 따른 용접부와 모재 각 위치별 미세조직 변화 과정을 도식화하여 나타내었다. Fig. 7(a)에서 보듯이 용접 시에 최고 가열 온도에 따라 용접부는 Weld metal (WM), HAZ, 모재(BM)로 나뉘며, 이때 HAZ는 상변태가 발생하는 A_1 온도를 기준으로 CGHAZ(Fig. 7(b)의 HAZ)와 SCHAZ(Fig. 7(b)의 OTHAZ)로 나눌 수 있다. Fig. 7(b)에서 확인할 수 있듯이, Weld metal에서는 용접 시에 마르텐사이트 조직이 생성되며 후속 PWHT 시 템퍼링에 의

Fig. 6 Measured mean size of MX particles at each point of weld joint

Region	Before welding	After welding	After PWHT	Number of repeated tempering
① Weld metal	-	M	TM	1
② HAZ	TM	M	TM	1
③ OTHAZ	TM	T-TM	O-TM	3
④ Base metal	TM	TM	T-TM	2

M: Martensite, TM: Tempered martensite, T-TM: Tempered-TM, O-TM: Over-TM

(b)

Fig. 7 Schematic diagram of microstructures at each point of weld joint

해 템퍼드 마르텐사이트가 생성된다. A_1 온도 이상으로 가열된 HAZ에서는 용접 전에 템퍼드 마르텐사이트 조직이 용접 시 오스테나이트역으로의 가열 및 급랭 열사이클에 의해 마르텐사이트로 변하게 되고 이후 후속 PWHT 시 템퍼링에 의해 템퍼드 마르텐사이트 조직이 생성된다. A_1 온도 이하까지 가열된 모재 인근의 HAZ에서는 용접 전에 템퍼드 마르텐사이트 조직이 용접 시 낮은 Peak 온도로 인해 2차로 템퍼링 과정을 거치고 이후 후속 PWHT 시에 3차 템퍼링을 받게 되어 오버템퍼드 마르텐사이트 조직을 갖는 OTHAZ (Over-Tempered HAZ) 조직이 생성된다. 마지막으로 모재의 경우, 용접 이후 PWHT 시 2차 템퍼링에 의해 용접 전과 동일한 템퍼드 마르텐사이트 조직을 갖는다.

3.2 모재 및 용접부 위치별 기계적 성질

다음의 Fig. 8은 PWHT 후 용접부 위치 별 비커스 경도를 측정한 결과이다. 그림에서 확인할 수 있듯이 모재와 인접한 OTHAZ에서 가장 낮은 경도 값을 보이며 이는 앞서 Fig. 7(b)에서 설명한 용접부 각 위치별 미세조직 변화와 관련이 있다. 즉, PWHT 후 OTHAZ는 가장 많은 반복 템퍼링 열처리를 거치게 되며 이로 인해 상대적으로 가장 큰 연화가 발생하여 가장 낮은 경도 값을 갖는 것으로 판단된다. 한편, Fig. 8에서 Weld metal과 인접한 CGHAZ (Coarse-Grained HAZ)의 경우, OTHAZ (SCHAZ)에 비해 높은 경도를 가지며,

Fig. 8 Vickers hardness profile from weld centerline to base metal after PWHT

Fig. 9 (a) Results of cross weld tensile test at room temperature and (b) Specimens after tensile test

이는 앞서 Fig. 7(b)에서 설명한 바와 같이 OTHAZ의 경우, 총 3회에 이르는 반복적인 템퍼링에 의해 석출물 조대화가 크게 일어난 반면에 CGHAZ의 경우, PWHT 중에 받은 단일 템퍼링 공정에 따라 상대적으로 미세한 석출물을 갖으며 템퍼링에 따른 연화도 덜 일어난 결과로 판단된다.

다음의 Fig. 9는 PWHT를 실시한 샘플에 대해 용접선을 중심으로 횡방향 시험편을 채취한 후 상온 인장시험을 실시한 결과이다. Fig. 9(a)에서 확인할 수 있듯이 Ti 첨가량의 증가에 따라 인장강도는 낮아지는 반면

에 연신율이 증가하였으며, Fig. 9(b)에서 보듯이 모든 시험편에서 파단은 가장 연한 조직을 갖는 OTHAZ에서 발생하였다. 한편, Fig. 9(a)에서 Ti 증가에 따른 인장강도 감소는 앞서 Fig. 6의 MX 탄화물의 크기와 관련이 있다⁷⁾. 즉, 동일한 온도 마르텐사이트 조직을 갖는 3가지 합금에 있어서 기지 내에 분포하는 MX 탄화물의 크기가 증가함에 따라 석출강화 효과의 감소에 따라 강도가 떨어지게 되는데 Fig. 6에서 보듯이 Ti 함량의 증가에 따라 MX 탄화물의 크기가 증가하며 이에 따라 Fig. 9(a)와 같이 인장강도가 낮아지는 것으로 판단된다⁷⁾.

4. 결 론

본 연구에서는 Ta과 Ti의 함량을 달리한 3종의 Fe-9Cr-1W-Ta-Ti계 RAFM강의 TIG 용접부 미세조직을 분석하고 기계적 특성을 평가하였으며 주요 결과는 아래와 같다.

1) 모재는 노말라이징과 템퍼링의 2단 열처리에 의해 템퍼드 마르텐사이트 기지조직으로 구성되어 있으며, 입계와 입내에는 각각 $M_{23}C_6$, MX 탄화물이 석출되어 있었다. MX 탄화물의 경우, Ta와 Ti를 단독 첨가한 Ta-RAFM강과 Ti-RAFM강에서는 각각 TaC, TiC가 석출되었으며, Ta와 Ti를 복합 첨가한 TaTi-RAFM강에서는 (Ta,Ti)C가 석출된 것을 확인하였다.

2) TIG 실용접부 위치별 미세조직 관찰 결과, 모재와 인접한 HAZ 지역 (OTHAZ)에서 반복적인 템퍼링 공정에 의해 오버템퍼드 마르텐사이트 조직이 생성되었다. 비커스 경도 시험결과, OTHAZ에서 가장 낮은 경도값을 가졌으며, 이에 따라 용접부 가로 인장시험 시 OTHAZ에서 변형이 집중되어 파단이 발생하였다.

3) 용접부 가로 인장 시, Ti첨가 및 함량 증가에 따라 인장강도 및 항복강도가 떨어졌으며, 이는 Ti첨가에 따라 MX 탄화물이 조대화 되고 이에 따라 석출강화 효과가 감소했기 때문으로 확인되었다.

Acknowledgement

본 연구는 한국 연구재단사업(NRF-2016M1A7A1A-01005873, NRF-2016M1A7A1A01005874)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

ORCID: Joonoh Moon: <http://orcid.org/0000-0002-9171-1953>

References

1. J. Lee, J. Moon, C.-H. Lee, J.-Y. Park, T.-H. Lee, H.-U. Hong and K.-M. Cho, PWHT cracking susceptibility in

- the weld heat-affected zone of reduced activation ferritic/martensitic steels, *Journal of Welding and Joining*, 34 (6) (2016), 47-54
<https://doi.org/10.5781/JWJ.2016.34.6.47>
2. R. L. Klueh, D.S. Gelles, S. Jitsukawa, A. Kimura, G. R. Odette, B. van der Schaaf and M. Victoria, Ferritic/martensitic steels - overview of recent results, *J. Nucl. Mater.*, 307-311 (2002), 455-465
[https://doi.org/10.1016/S0022-3115\(02\)01082-6](https://doi.org/10.1016/S0022-3115(02)01082-6)
 3. K. Asakura, A. Kohyama and T. Yamada, Mechanical properties and microstructure changes of low-activation 3Cr-2W-V-Ti ferritic steels developed for nuclear applications, *ISIJ Int.*, 30 (1990), 947-954
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.30.947>
 4. C.-H. Lee, J. Moon, M.-G. Park, T.-H. Lee, M.-H. Jang, H.C. Kim and D.-W. Suh, Effect of constituent phase on mechanical properties of 9Cr-1WVTa reduced activation ferritic-martensitic steels, *J. Nucl. Mater.*, 455 (2014), 421-425
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.07.047>
 5. J. Moon, C.-H. Lee, T.-H. Lee, M.-H. Jang, M.-G. Park and H.N. Han, Phase transformation and impact properties in the experimentally simulated weld heat-affected zone of a reduced activation ferritic/martensitic steel, *J. Nucl. Mater.*, 455 (2014), 81-85
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.04.048>
 6. H.K. Kim, J.W. Lee, J. Moon, C.H. Lee and H.U. Hong, Effects of Ti and Ta addition on microstructure stability and tensile properties of reduced activation ferritic/martensitic steel for nuclear fusion reactors, *J. Nucl. Mater.*, 500 (2018), 327-336
<https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.01.008>
 7. J. Moon and C. Lee, Microstructure Evolution and Its Effect on Strength during Thermo-mechanical Cycling in the Weld Coarse-grained Heat-affected Zone of Ti-Nb Added HSLA Steel, *Journal of Welding and Joining*, 31 (6) (2013), 44-49
<https://doi.org/10.5781/KWJS.2013.31.6.44>