9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속에서 생성된 탄화물이 고온 인장강도에 미치는 영향

문병록¹ · 이정훈¹ · 강남현^{1,*} · 이태호² · 정우상³ · 박철규⁴ · 조경목^{1,*}

¹부산대학교 재료공학부

²재료연구소 금속재료연구본부

³한국과학기술연구원 고온에너지재료연구센터

⁴고려융접봉 중앙기술연구소

Effect of Carbides Formed in 9Cr-1Mo-V-Nb Weld Metals on Elevated Temperature Tensile Strength

Byungrok Moon¹, Junghoon Lee¹, Namhyun Kang^{1,*}, Taeho Lee²,
Woosang Jung³, Chulgyu Park⁴, and Kyungmox Cho^{1,*}

¹Department of Materials Science and Engineering, Pusan National University, Busan 46241, Republic of Korea

²Advanced Metals Division, Korea Institute of Materials Science, Changwon 51508, Republic of Korea

³High Temperature Energy Materials Research Center, Korea Institute of Science and Technology, Seoul 02792, Republic of Korea

⁴R&D Center, KISWEL CO., LTD, Changwon 51544, Republic of Korea

Abstract: Alloy design of 9Cr-1Mo-V-Nb weld metals was carried out through thermodynamic simulation, and elevated temperature tensile testing was performed on the designed alloy. Based on the thermodynamic simulation of the 9Cr-1Mo-V-Nb weld metal, 0.09 to 0.10 wt% C was added to increase Cr-rich $M_{23}C_6$. Nitrogen was reduced from 0.04 to 0.02 wt% to suppress the formation of the Z-phase. Elevated tensile tests at 600 °C showed that the 0.10C specimen, in which a large amount of Cr-rich $M_{23}C_6$ was formed, produced a higher tensile strength and elongation than the 0.09C specimen. Below the fracture surfaces after the elevated temperature tensile test, the microvoids located in the 0.10C specimen were smaller than those in the 0.09C specimen. In the 0.10C and 0.09C specimens, the microvoids generated by oxide inclusions were mostly located in the grain boundaries. Cr-rich $M_{23}C_6$ precipitates in the weld metal were mainly located on the grain boundaries, and the (V, Nb)-rich MX precipitates were located in the grains. In the 0.10C weld metal, a large amount of Cr-rich $M_{23}C_6$ precipitates, which were coherent with the grain, were distributed at the grain boundaries. The coherent Cr-rich $M_{23}C_6$ precipitated along the grain boundary probably inhibited the mobility of dislocations and grain boundaries, and the propagation of microvoids generated by oxide inclusions, therefore increasing the high temperature strength and elongation.

(Received April 8, 2019; Accepted May 24, 2019)

Keywords: 9Cr-1Mo-V-Nb steel, weld metal, thermodynamic simulation, elevated temperature tensile properties, Cr-rich $M_{23}C_6$ precipitates

1. 서 론

최근 IT기술을 바탕으로 4차 산업의 급속 성장과 산업

생태계 변화로 전력 생산 요구는 나날이 증가하는 추세이다. 발전소 증설은 유한한 자원의 낭비와 환경오염을 유발하기 때문에, 발전소의 전력생산 효율을 보다 증대시키기 위해 고온 고압 조건에서 전력을 생산하는 방안이 제시되었다 [1,2]. 이를 위해 온도와 압력이 높은 가혹한 분위기에 사용되는 발전플랜트용 재료에 대한 검토와 개발이 필요하다. 9Cr-1Mo-V-Nb 철강재료는 크리프 특성과 내산화성이 우수하여 현재까지 가장 적합한 재료로 사용되고 있다 [3-5]. 발전플랜트 구조는 상당수 연결부위가 용접으로

- 문병록: 석사과정, 이정훈: 석박사통합과정, 강남현: 교수, 이태호: 정우상 · 박철규: 연구원

*Corresponding Author: Namhyun Kang

[Tel: +82-51-510-3027, E-mail: nhkang@pusan.ac.kr]

*Corresponding Author: Kyungmox Cho

[Tel: +82-51-510-2431 E-mail: chokm@pusan.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

제작되기 때문에, 용접 프로세스와 더불어 용접재료의 개발도 매우 중요하다. 따라서, 용접봉 제조회사들은 용착금속의 고온 물성 향상에 대한 관심이 높고 연구도 적극적으로 이루어지고 있다.

발전용 플랜트 재료인 9Cr-1Mo-V-Nb강의 주요 합금조성(wt%)은 C (0.08-0.12), Mn (0.30-0.60), Si (0.20-0.50), Cr (8.00-9.50), Mo (0.85-1.05), V (0.18-0.25), N (0.03-0.07), Ni (max. 0.40), Al (max. 0.02), Nb (0.06-0.10), Fe (bal.)이며, 용접부 용착금속의 합금조성도 이와 유사하다 [6]. 미세조직은 용접 및 용접후열처리 공정을 거치기 때문에 용착금속은 템퍼드 마르텐사이트 기지에 Cr-rich $M_{23}C_6$ 및 (V, Nb)-rich MX 등의 석출물이 분포하고 있다 [7-9].

9Cr-1Mo-V-Nb 강은 여러 강화기구를 통하여 고온 물성 확보가 이루어진다. 대표적인 강화기구는 고용강화, 석출강화, 전위강화 및 입계강화 등이 있다 [1,2]. 9Cr-1Mo-V-Nb 강의 고온물성에서는 Cr-rich $M_{23}C_6$ 와 (V, Nb)-MX에 의한 석출강화가 주요한 영향을 미친다. Cr-rich $M_{23}C_6$ 는 구오스테나이트 결정립계나 입내 마르텐사이트 래스 즉, (아)결정립계에 위치하여 결정립계와 전위의 이동을 억제한다 [10-12]. (V, Nb)-rich MX 형태 석출물은 주로 결정립 내부와 아결정립계에 위치하여 전위 및 결정립계의 이동을 억제해서 강화 효과를 낸다 [2,12,13]. 이러한 강화기구들로 인해 크리프 특성이 향상되고, 동시에 인장강도도 향상된다.

한편 9Cr-1Mo-V-Nb 강은 장시간 고온에 노출되어 크리프 변형이 일어나면, Z-phase(Cr(V, Nb) nitride) 석출물이 생성되고 이는 강도 저하의 주요 원인인 것으로 보고되고 있다 [1,2,14,15]. 즉 (V, Nb)-rich MX 형태 석출물이 소진되고 Z-phase가 생성되어 크리프 강도를 비롯한 고온 물성이 가속적으로 저하하는 것으로 알려져 있다. 이에 본 연구는 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속의 고온물성 확보와 관련된 연구를 수행하고자 하였다. 합금설계를 통하여 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물 양을 증가시켜 강도를 높이고, 장시간 고온에서 노출되어 생성되는 Z-phase 석출물 분율을 감소시킬 수 있는 방안을 강구하였다. 그리고 용착금속에서 생성되는 탄화물이 고온 인장특성에 미치는 영향을 미세조직 분석을 통해서 조사하였다.

2. 실험방법

합금설계는 상용 용착금속의 규격 범위(AWS A5.5 E9015-B91) 내에서, 열역학 시뮬레이션(ThermoCalc 2019a, TCFE6

v6.2)을 이용하여 진행하였다. 용접을 위한 모재는 개선각 20°, 루트 간격 16 mm의 V groove 형태 P91 강재를 사용하였다. 용접 실험은 9 개 층 총 18 Pass로 Shielded Metal Arc Welding (SMAW)를 실시하였다. 용접조건은 용접봉 규격 $\varnothing 4.0 \times 400$ mm, 용접간 온도는 200-315 °C로 유지하였으며, 13.8-17.9 KJ/cm 의 입열량을 사용하였다. 용접 후열처리는 760 °C $\times$ 2 hr 실시하였다. 제작한 용착금속은 spark emission spectrometer 및 inductively coupled plasma spectrometer(ICP) 시험으로 성분분석을 진행하였다.

용접부 시편은 기계적 연마 후 Viella's Etchant (1 g Picric Acid + 5 ml HCl + 100 ml Ethanol)를 이용해 에칭 하였으며, 주사전자현미경 (SEM)를 이용하여 미세조직을 관찰하였다. 고온 인장특성 변화 관찰을 위해 용접방향을 따라 ASTM E 139 규격으로 고온 인장시험 시편을 제작하였다. 상온 및 고온인장 (600 °C) 시험은 Hounsfield社 H25KT 장비로 0.02 min⁻¹ 변형률 속도로 진행하였으며, 재현성 확보를 위해 동일 조건 당 3회 반복 시험하였다. 파면은 SEM으로 관찰하였고, 파단부 길이방향에서 파단 메커니즘 분석을 위해 파단면 바로 아래의 중심부를 관찰하였다. 석출물은 투과전자현미경 (TEM) 및 분산형 X선 분광기 (EDX)를 이용해 분석하였다. TEM 관찰 시편은 Focused Ion Beam (FIB)와 Thin Foil 을 모두 활용하여 제작하였다. Thin Foil 시편은 연마하여 90 μ m 두께로 만든 후 jet-polishing (5% Perchloric acid + 95% Methanol, 15.0 V, -20 °C)으로 제작하였다. 합금설계와 고온 인장에 따른 석출물의 변화는 TEM EDX-mapping 후 이미지 분석을 통해 정량화 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 용착금속 합금설계

본 연구는 9Cr-1Mo-V-Nb 강의 열역학적 석출물 시뮬레이션으로 용착금속 합금설계를 하였고 고온 물성을 향상시키는 방안을 강구하였다. 그림 1은 9Cr-1Mo-V-Nb 강의 합금원소들에 대한 석출물 생성거동을 열역학 시뮬레이션으로 계산한 결과이다. 합금원소 첨가에 따른 주요 석출물은 Cr-rich $M_{23}C_6$ 와 (V, Nb)-rich MX 였고, 석출물의 상분율은 Cr-rich $M_{23}C_6$ 가 (V, Nb)-rich MX 보다 많았다 (그림 1a). 특히 그림 1b처럼 C 함량이 증가하면 Cr-rich $M_{23}C_6$ 의 상분율은 크게 증가하였고, 다른 석출상 들은 거의 변화가 없었다 [16,17]. 시뮬레이션 결과에서는 크리프 특성에 악영향을 끼친다고 알려져 있는 Z-phase의 생성은 N의 영향이 크

Fig. 1. (a) Fraction of phases formed in 9Cr-1Mo-V-Nb weld metal as a function of temperature, (b-e) precipitation behavior in terms of elements, C, N, V, and Nb (in wt%) formed at 600 °C.

Table 1. Chemical composition of weld metal (wt%)

	C	Cr	Mo	V	Nb	N	O	Fe
0.09C sample	0.09	8.9	1.0	0.2	0.04	0.04	0.06	Bal.
0.10C sample	0.10	8.8	1.0	0.2	0.07	0.02	0.06	Bal.

게 나타났다. 다른 석출상에서는 N의 영향이 거의 나타나지 않았다. (그림 1c). 9Cr-1Mo-V-Nb강 용접재료의 AWS 규격 범위는 V 함량이 0.15-0.30 wt% 그리고 Nb 함량이 0.02-0.1 wt%로 규정되어 있다 [6]. Nb는 ~0.085 wt% 이상에서 (V, Nb)-rich MX 석출물은 약간 증가하고 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물은 약간 감소한다 [18]. 그러나 C와 N 함량에 비해서 V와 Nb 원소들은 석출물 상분율에 대한 영향이 크게 나타나지는 않았다.

시뮬레이션 결과를 바탕으로 용접 작업성 등을 고려하여 용착금속 합금설계를 하였고, 그 결과 합금조성이 고온 강도에 미치는 영향을 알아보기 위하여 표 1의 합금조성을 갖는 2가지 용착금속 시험편을 제작하였다. 즉 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물 증가를 위해 C를 증가시키고 Z-phase 생성을 억제하기 위해 N을 감소시킨 0.10C 과 기존 0.09C 합금조

Fig. 2. Microstructure of 9Cr-1Mo-V-Nb weld metal revealed tempered martensite of multipass welding: (a) 0.09C and (b) 0.10C.

성의 용착금속에 대한 고온 물성을 조사하였다.

3.2 용착금속의 미세조직과 인장강도

그림 2의 0.09C와 0.10C은 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속의 미세조직으로 템퍼드 마르텐사이트임을 확인하였고, 입내와 입계에서 공히 흰색 입상상들이 존재하는 것을 관찰하였다 [8,9,19]. 일반 압연재에서 관찰되는 템퍼드 마르텐사이트 조직과 달리 용착금속의 마르텐사이트 레스가 선명하지 않은 부분도 관찰되었다. 이는 용착금속 형성 시 다층 용접 의한 반복적인 열영향을 받아 템퍼드 마르텐사이트 미세조직이 변화된 것으로 판단된다 [20].

그림 3은 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속의 상온과 고온

Fig. 3. Stress-strain curves of 9Cr-1Mo weld metal at 25 °C and 600 °C.

(600°C)에서의 인장 시험 결과이다. 상온에서의 인장시험 결과는 0.10C이 0.09C에 비하여 인장강도는 높고 연신율이 낮은 통상적인 경향을 나타내었다. 그러나 600 °C에서는 0.10C이 0.09C보다 인장강도가 높았고, 아울러 연신율도 함께 증가된 것으로 나타났다. 즉 9Cr-1Mo-V-Nb 강의 C를 0.01 wt% 증가시켜 600 °C 항복강도(YS) ~14%, 최대인장강도(UTS) ~9% 및 연신율(EL) ~17% 증가한 효과를 획득하였다. 고온에서 강도와 연신율이 동시에 개선되는 것은 0.10C에서 석출물 생성거동과 연관이 있는 것으로 판단되고 다음 절에서 설명을 하고자 한다.

3.3 용착금속의 고온 인장 파단 영역에서의 파괴거동

그림 4a와 4b는 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속 0.09C 고온 인장시편의 파단면 직하와 파단면을 보여주는 사진이다. 마찬가지로 그림 4c와 4d는 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속 0.10C 고온 인장시편의 파단면 직하와 파단면을 보여주는 사진이

다. 0.09C 시편은 상당한 양의 기공이 관찰되었고, 0.10C 시편은 상대적으로 적은 양의 기공이 관찰되었다. 인장시편 내에서 기공의 양 차이는 고온 물성의 차이를 유발할 것으로 보인다. 그러나 그림 4b와 4d는 모두 연성파면을 보여주며 시편의 종류에 상관없이 동일한 파면 형상을 보였다.

그림 5는 고온(600 °C) 인장 시험 한 0.10C 및 0.09C 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속에서 파괴양상 차이를 면밀히 관찰하기 위하여 시편의 단면 수직방향으로 SEM 및 EDX로 미세조직을 확인한 결과이다. 그림 5a와 5d에서 미세기공 내부의 상하 끝 또는 안쪽에 위치한 원형 입자를 확인할 수 있고, 그림 5b와 5e에서도 고르게 분포한 원형 입자를 확인할 수 있다. 이 원형 입자들은 EDX를 통해 O 조성이 높은 산화개재물임을 확인하였다 (그림 5c와 5f).

미세조직 관찰에서는 결정립들이 하중 방향을 따라 길게 늘어선 모습을 보이고, 파면 인접 부위의 단면에서는 고온 인장 시 높은 변형이 발생하기 때문에 산화개재물들이 미세기공 생성에 기여한 것으로 판단된다. 산화개재물에 의한 미세기공들의 생성장소는 결정립 내 (녹색 화살)와 결정립계(붉은색 화살표)로 구분해서 관찰할 수 있었다. 미세기공은 내부에 입자가 관찰되지는 않아도(동일한 색 화살표들) 산화개재물이 기공생성에 관여한 것으로 생각된다. 전반적으로 결정립 내 존재하는 미세기공 보다는 특히 고온 특성이 취약한 결정립계에 존재하는 미세기공들의 수가 많고 크기는 큰 것을 확인할 수 있다. 한편 고온 인장 변형 이전에 산화개재물의 분포는 결정립 내 및 결정립계 구분 없이 고르게 분포되어 (그림 5b와 5e는 인장시편 grip 부 미세조직) 미세기공 생성 기점 역할을 하는 것으로 판단된다. 9Cr-1Mo-V-Nb 강은 0.10C와 0.09C에서 용착금속으로 유입된 산소량은 거의 동일하다 (표 1).

Fig. 4. Cross sectional features of 9Cr-1Mo-V-Nb weld metals (600 °C tensile test specimens) showing microvoids beneath fracture surfaces: (a) 0.09C and (c) 0.10C, SEM fractography of 9Cr-1Mo-V-Nb weld metals of (b) 0.09C and (d) 0.10C after tensile test at 600 °C.

Fig. 5. SEM photographs of the cross sectional region adjacent fractured surfaces of tensile tested 9Cr-1Mo-V-Nb weld metal specimens at 600 °C showing microvoids, particles and elongated grains for (a) 0.09C, (b) undeformed microstructure revealing uniformly distributed oxide particles in 0.09C, (c) EDX of particles; (d) 0.10C, (e) undeformed microstructure revealing uniformly distributed oxide particles in 0.10C, and (f) EDX of particles.

Fig. 6. TEM analysis of the cross sectional region adjacent fractured surfaces of tensile tested 9Cr-1Mo-V-Nb weld metal specimens at 600 °C: (a) FIB section, (b) EDX mapping, (c, d) SAED pattern of particle shown in (b) of 0.09C; (e) FIB section, (f) EDX mapping, (g) SAED pattern of particle shown in (f) of 0.10C, and (h) Cr-rich $M_{23}C_6$ spectrum.

9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속의 고온(600 °C) 인장 변형거동과 C 함량에 따른 석출물 생성과의 관련성을 분석하기 위하여 TEM 분석을 수행하였다. 그림 6은 고온 인장시편(0.09C 및 0.10C) 파단면 직하에서 FIB 시편(그림 6a와 6e)을 채취하여 TEM-EDX mapping 및 SAED pattern을

분석하여 석출물 분포를 확인한 결과이다. EDX mapping(그림 6b와 6f) 및 SAED pattern(그림 6c, 6d, 6g)에서 두 시편 모두 석출물의 종류는 동일하였고 분홍색으로 보이는 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물(그림 6c와 6g)과 청록색으로 보이는 (V, Nb)-rich MX 석출물(그림 6d)이 존재하는 것

Fig. 7. Number of (a) Cr-rich $M_{23}C_6$ precipitate and (b) (V, Nb)-rich MX precipitate distribution as a function of its size. SD stands for standard deviation.

을 확인하였다. 그림 6h에서는 0.10C 에서 주요 석출물(그림 6f 빨간색 원 표시)이 Cr-rich 한 석출물임을 확인하였다. Cr-rich $M_{23}C_6$ 는 주로 결정립계, 그리고 (V, Nb)-rich MX 석출물은 주로 결정립 내에 위치하고 있었다. Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물 분량은 0.10C 이 0.09C 보다 많았다.

그림 7은 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속에서 용접 후열처리 후 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물과 (V, Nb)-rich MX 석출물의 개수와 분율을 정량 분석한 결과이다. TEM 사진(배율 $\times 100,000$, 0.10C 및 0.09C 각각 9장)을 image analyzer를 이용하여 측정하였다. Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물의 평균 크기는 0.09C와 0.10C 시편에서 비슷하였다. 특히 0.10C 석출물 분포가 많은 50-130 nm 사이 크기의 Cr-rich $M_{23}C_6$ 를 살펴보면 0.10C는 0.09C 보다 훨씬 많은 석출물 개수가 집중되어 나타났다. 표준편차를 고려하면 석출물 분율은 0.10C가 0.09C 보다 약간 높은 것으로 확인되었다. (V, Nb)-rich MX 석출물의 평균 크기는 0.10C가 0.09C 보다 작았으며, 석출물의 분율은 0.10C가 0.09C 보다 낮았다. 그러나 편차를 고려하면 0.10C와 0.09C 재료의 (V, Nb)-rich MX 석출물 크기와 분율은 큰 차이가 없었다. 그림 6과 7의 결과로부터 열역학 시뮬레이션을 통해서 C 함량을 높이고 N를 낮추어 합금설계 하여 제작한 0.10C 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속의 경우 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물 분율을 증가시켜 상온 및 고온 기계적 특성을 향상시킬 수 있는 것으로 판단된다. 아울러 생성된 석출물과 결정립계의 계면 등을 보다 자세히 분석하여 고온 물성에 미치는 영향을 분석할 예정이다.

그림 8은 용접 후열처리 실시 후 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속의 템퍼드 마르텐사이트 래스 두께를 비교하기 위해 전자 후방 산란 회절분석(electron backscatter diffraction, EBSD) 으로 관찰한 사진이다. 0.10C 및 0.09C 시편의

Fig. 8. Image quality (IQ) map of EBSD: (a) 0.09C and (b) 0.10C specimens.

마지막 용접층의 표면아래 동일한 위치를 측정하였다(배율 $\times 10,000$ 0.10C 및 0.09C 각각 3장). 0.10C 시편의 래스 두께는 $0.171 \pm 0.014 \mu\text{m}$ 이며, 0.09C 시편의 래스 두께는 $0.242 \pm 0.045 \mu\text{m}$ 였다. 0.10C는 0.09C 보다 입계에 많은 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물이 위치해 있고 이 석출물은 입계의 이동을 억제하기 때문에 래스 두께는 0.10C 경우가 0.09C 보다 작다고 설명할 수 있다 [10-12,21].

3.4 용착금속 기지와 석출물 정합관계 조사

그림 9a는 0.10C 시편의 결정립계에 존재하는 $M_{23}C_6$ 석출물의 TEM 사진이다. 석출물과 기지의 정합여부를 확인하기 위하여 계면에서 고배율 TEM 사진을 분석하였다(그림 9b와 9c). 면간거리는 측정된 회절점간 거리(그림 9c

Fig. 9. TEM analysis of FIB specimen of 9Cr-1Mo-V-Nb steel: (a) TEM micrograph of 0.10C, (b) high resolution (HR) TEM image of interfaces between Cr-rich $M_{23}C_6$ and matrix, (c) fast Fourier transformation (FFT) images of (b), (d) EDX-mapping Cr-rich $M_{23}C_6$ precipitate, (e) HR-TEM image of interfaces between Cr-rich $M_{23}C_6$ and matrix, and (f) FFT images of (e).

와 9f)의 역수를 취하여 구하였고, 그림 9b와 9e에 면간거리를 표시하였다. 석출물과 템퍼드 마르텐사이트 기지에서 측정된 면간거리의 차이를 이용하여 lattice misfit을 계산하였다. $M_{23}C_6$ 석출물의 계면은 1.2%, 5.0%, 그리고 23.1%이고(그림 9b), 그림 9e는 15.9%, 16.5%, 18.5%의 lattice misfit을 확인하였다. 그림 9c와 9f에서 기지조직의 회절 패턴을 서로 비교하면 (b)와 (e) 계면에 위치한 각각 결정립 사이의 결정 방위차(misorientation)가 작다는 점을 알 수 있고, 따라서 저각각 경계에 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물이 위치해 있으므로 그림 9a의 (b)와 (e) 계면이 동시에 정합 또는 반정합 계면으로 존재한다고 생각할 수 있다. 그리고 그림 9a에서 (b) 계면과 (e) 계면은 대부분 facet 계면임을 알 수 있다. Lattice misfit과 계면의 형상을 통해서 곡선을 이루는 계면은 부정합 관계를 이루는 경우가 많고, facet한 (b)와 (d) 계면은 대부분 정합 또는 반정합 관계를 이룬다고 판단할 수 있다 [10,21].

그림 9d의 EDX mapping 결과와 그림 9c 및 9f의 역격자점 분석을 통해서 그림 9a의 석출물은 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물임을 알 수 있었다. 또한, 그림 9로부터 다음과 같은 방위관계(orientation relationship)를 얻을 수 있다.

$$(11\bar{1})_{M_{23}C_6} \parallel (1\bar{1}0)_\alpha \quad [\bar{1}10]_{M_{23}C_6} \parallel [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$$

이는 K-S(Kurdjumov-Sachs) 방위관계

$\{111\}_{M_{23}C_6} \parallel \{110\}_\alpha$ $\langle 110 \rangle_{M_{23}C_6} \parallel \langle 111 \rangle_\alpha$ 와 일치하는 것을 알 수 있다 [10,21].

0.10C는 0.09C에 비하여 많은 양의 Cr-rich $M_{23}C_6$ 가 결정립계에 석출하였다(그림 6b, 6f). 석출물이 주변 기지 결정립과 정합 또는 반정합 관계를 이루면 계면에 strain field가 형성되고, 결정립계 및 전위의 이동을 방해하여 강화가 이루어진다. 특히 정합 또는 반정합 계면은 결정립계 이동과 미끄러짐 등을 방지하여 결정립계 강화 효과를 나타내는 것으로 알려져 있다 [10,11]. 따라서 미세조직에서 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물은 고온강도 증가에 기여할 것으로 판단된다.

한편 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속 내 존재하는 산화개재물은 고온 인장시험 시 미세기공을 생성시켜서 연신율이 저하된다고 설명하였다(그림 5). 그러나, 본 연구에서 합금 설계한 0.10C 용착금속에서는 기지와 정합 또는 반정합을 이루는 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물이 결정립계에 많이 분포되어 있어서, 고온 변형에서 미세기공의 성장과 전파를 어렵게

하는 역할도 가능하다. 따라서 0.10C 시편은 0.09C 시편보다 연신율이 증가한 것으로 생각된다 [22,23].

4. 결 론

본 연구에서는 열역학적 시뮬레이션으로 고온물성을 개선할 수 있는 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속을 합금설계 하였다. 그리고 합금설계 한 용착금속의 고온인장 시험을 수행하였고, TEM 을 이용하여 석출물을 비롯한 미세조직을 조사하여 고온물성에 미치는 영향을 분석하였다.

(1) 용착금속의 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물 증가를 위하여 C를 0.09 에서 0.10으로 증가시키고, Z-phase 생성을 억제하기 위하여 N을 0.04에서 0.02감소시켜 합금설계를 하였다.

(2) 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속은 상온에서 0.10C가 0.09C에 비하여 인장강도는 높고 연신율이 낮은 경향을 나타내었다. 그러나 600 °C에서는 0.10C가 0.09C 보다 인장강도가 높았고, 아울러 연신율도 함께 증가된 것으로 나타났다.

(3) 열역학 시뮬레이션을 통해서 C 함량을 높이고 합금설계를 한 0.10C 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속은 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물 분율이 증가되었고, 이 석출물은 입계의 이동을 억제하기 때문에 0.10C의 래스 두께는 0.09C 보다 작았다. 이로 인하여 상온 및 고온 강도가 향상된 것으로 판단된다. Cr-rich $M_{23}C_6$ 는 주로 결정립계 그리고 (V, Nb)-rich MX 석출물은 주로 결정립 내에 위치하고 있었다.

(4) 본 연구에서와 같이 9Cr-1Mo-V-Nb 용착금속의 고온 변형 시에서는 기지와 정합 또는 반정합을 이루는 Cr-rich $M_{23}C_6$ 석출물이 산화개재물에 의해 생성된 미세기공의 성장과 전파를 어렵게 하여 연신율이 늘어나는 것에 기여하는 것으로 생각된다.

감사의 글

본 연구는 한국 정부가 후원하는 중소벤처기업부의 월드클래스300프로젝트 R&D 지원사업(S2482209, 해양플랜트 극저온(-60 °C CTOD) 및 발전플랜트용 극고온(600 °C Creep) 용접재료 개발)과 한국연구재단의 GCRC-SOP(No. 2011-0030013) 지원으로 수행되었습니다.

REFERENCES

1. F. Abe, *Sci. Technol. Adv. Mater.* **9**, 013002 (2008).
2. K. Maruyama, K. Sawada, and J. Koike, *ISIJ Int.* **41**, 641 (2001).
3. R. W. Swindeman, M. L. Santella, P. J. Maziasz, B. W. Roberts, and K. Coleman, *Int. J. Pres. Ves. Pip.* **81**, 507 (2004).
4. C. Pandey, M. M. Mahapatra, P. Kumar, and A. Giri, *Met. Mater. Int.* **23**, 900 (2017).
5. F. Masuyama, *Int. J. Pres. Ves. Pip.* **83**, 819 (2006).
6. American Welding Society, *Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding AWS, A5.5/A5.5M*, p.5, American Welding Society, Miami (2006).
7. Y. Z. Shen, S. H. Kim, H. D. Cho, C. H. Han, and W. S. Ryu, *Nucl. Eng. Des.* **239**, 648 (2009).
8. S. Y. Ahn, M. J. Lee, K. M. Cho, and N. H. Kang, *Korean J. Met. Mater.* **53**, 785 (2015).
9. N. H. Jung, J. H. Ahn, M. J. Lee, N. H. Kang, and K. M. Cho, *Korean J. Met. Mater.* **56**, 93 (2018).
10. A. Kipelova, A. Belyakov, and R. Kaibyshev, *Philos. Mag.* **93**, 2259 (2013).
11. J. W. Martin, *Precipitation Hardening*, 2nd ed., p.89, Butterworth-Heinemann, Oxford (1998).
12. G. E. Dieter and D. Bacon, *Mechanical Metallurgy*, SI ed., pp.457-459, McGraw-Hill, Singapore (1988).
13. N. Kang, Y. Lee, S. Byun, K. Kim, K. Kim, J. Chung, and K. Cho, *Mater. Sci. Eng. A* **449**, 157 (2009).
14. F. S. Yin and W. S. Jung, *Metall. Mater. Trans. A* **40**, 302 (2009).
15. K. H. Lee, S. M. Hong, J. H. Shim, J. Y. Suh, J. Y. Huh, and W. S. Jung, *Mater. Charact.* **102**, 79 (2015).
16. F. Abe, M. Taneike, and K. Sawada, *Int. J. Pres. Ves. Pip.* **84**, 3 (2007).
17. M. Taneike, K. Sawada, and F. Abe, *Metall. Mater. Trans. A* **35**, 1255 (2004).
18. H. K. D. H. Bhadeshia and R. W. K. Honeycombe, *Steels microstructure and properties*, 3rd ed., p.77, Butterworth-Heinemann, Oxford (2006).
19. B. Arivazhagan, R. Prabhu, S. K. Albert, M. Kamaraj, and S. Sundaresan, *J. Mater. Eng. Perform.* **18**, 999 (2009).
20. C. Pandey, A. Giri, M. M. Mahapatra, and P. Kurmar, *Met. Mater. Int.* **23**, 148 (2017).
21. D. A. Porter, K. E. Easterling, and M. Y. Sherif, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, 3rd ed., pp.126-139, CRC Press, Boca Raton (2009).
22. L. Liu and F. H. Samuel, *J. Mater. Sci.* **33**, 2269 (1998).
23. G. E. Dieter and D. Bacon, *Mechanical Metallurgy*, SI ed., pp.264-265, McGraw-Hill, Singapore (1988).