

## 9-12% Cr강의 용접부에 미치는 $\delta$ -ferrite의 영향

안 성 용\* · 강 남 현\*<sup>†</sup>

\*부산대학교 재료공학과

### The Effects of $\delta$ -ferrite on Weldment of 9-12% Cr Steels

Sung-Yong Ahn\* and Namhyun Kang\*<sup>†</sup>

\*Department of Materials Science & Engineering, Pusan National University, Busan 609-735, Korea

<sup>†</sup>Corresponding author : nhkang@pusan.ac.kr

(Received December 19, 2013 ; Accepted December 20, 2013)

#### Abstract

As the energy consumption increases rapidly, power generation needs the high energy efficiency continuously. To achieve the high efficiency of power generation, the materials used have to endure the higher temperature and pressure. The 9-12%Cr steels possess good mechanical properties, corrosion resistance, and creep strength in high temperature due to high Cr contents. Therefore, the 9-12%Cr steels are widely used for the high-temperature components in power plants. Even though the steels usually have a fully martensitic microstructure, they are susceptible to the formation of  $\delta$ -ferrite specifically during the welding process. The formation of  $\delta$ -ferrite has several detrimental effects on creep, ductility and toughness. Therefore, it is necessary to avoid its formation. As the volume fraction of  $\delta$ -ferrite is less than 2% in microstructure, it has the isolated island morphology and causes no significant degradation on mechanical properties. For  $\delta$ -ferrite above 2%, it has a polygonal shape affecting the detrimental influence on the mechanical properties. The formation of  $\delta$ -ferrite is affected by two factors: a chemical composition and a welding heat input. The most effective ways to get a fully martensite microstructure are to reduce the chromium equivalent less than 13.5, to keep the difference between the chromium and nickel equivalent less than 8, and to reduce the welding heat input.

Key Words : 9-12%Cr steel, Delta ferrite, Austenite, Carbide, Heat input, Cooling rate

#### 1. 서 론

템퍼드 마르텐사이트계 9-12%Cr강은 우수한 기계적 성질과 고온강도 특성으로 발전소 보일러 및 터빈 부품과 같은 고온용 부품 재료로 사용되며, 비교적 우수한 내식성과 가격 효율성으로 오스테나이트계 18Cr-8Ni강의 대체재로도 이용되고 있다. 또한 일반 저합금강에 비해 배관 부품의 두께를 감소시킬 수 있으며 우수한 크립 강도 및 파괴인성을 제공하여 발전 과정에서 보다 높은 에너지 효율을 얻을 수 있어 산업전반적으로 광범위하게 이용되고 있다<sup>1)</sup>. 9-12%Cr강의 종류로는 HT91 (12Cr-1MoV), TB12(12Cr-0.5Mo-1.8WVNb),

HT9(12Cr-1MoWV), P9(9Cr-1Mo), P91(9Cr-1MoVNb) 등 다양한 조성의 강재가 존재하며, 그 중 9%Cr강은 우수한 기계적, 열적 성질을 가지고 있는 강종으로 플랜트 산업분야에 널리 이용되고 있다<sup>2)</sup>.

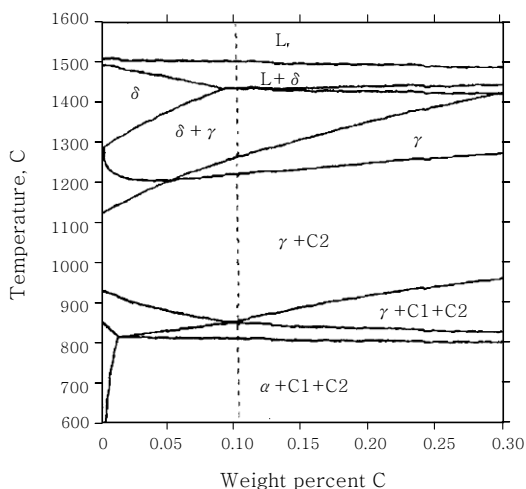
또한 V, Nb을 첨가한 modified 9Cr-1Mo(P91)강은 일반적인 9%Cr-1%Mo강뿐만 아니라 대부분의 Cr-Mo강에 비해 우수한 인장 및 크립 성질을 가지고 있어, 핵발전소 내 증기 발생기 및 기타 부품재료로 많이 이용되고 있다<sup>4)</sup>. 저방사화 페라이트/마르텐사이트(Reduced Activation Ferritic/Martensitic, 이하 RAFM)강은 P91의 조성에서 방사선에 의한 활성도가 높은 Mo, Nb를 각각 W과 Ta로 대체한 강으로서 핵융합발전용 TBM(Test blanket module)용 재료로 사용된다. 이

재료는 우수한 기계적 성질과 550°C까지 충분한 크립 저항성을 나타낸다. 이들 재료의 요구 특성으로는 높은 크립 강도와 열피로에 대한 저항성, 응력부식균열에 대한 저항성, 용접부의 인성 등이 필수적으로 요구된다<sup>5)</sup>.

반면 9-12%Cr강의 용접부에 존재하는  $\delta$ -ferrite는 탄화물과의 복합작용에 의한 노치민감도에 의한 인성 저하, 응고균열 증가, 중간 사용온도에서  $\sigma$ 상 석출이 촉진됨에 따른 취성, 고온 사용 온도에서의 creep연성 감소와 같은 기계적 성질에 악영향을 미친다는 보고가 있다<sup>1,6)</sup>. Arivazhagan와 Anderko 등은 고 Cr강의 용접부에 존재하는  $\delta$ -ferrite 분율이 2% 이상일 때 용접부 인성의 상당한 감소가 발생하며, 페라이트와 마르텐사이트 기지 사이의 계면에 취약한  $M_{23}C_6$  탄화물이 존재하여 취성파괴가 발생할 수 있다고 보고하였다<sup>7,8)</sup>. 따라서 본 논문에서는 9-12%Cr강의  $\delta$ -ferrite 형성 인자 및 용접부 기계적 성질에 미치는 영향에 대해 보고하고자 한다.

## 2. 9-12%Cr강의 $\delta$ -ferrite 및 탄화물 생성

합금의 상변태 및 탄화물 형성은 상태도를 이용하여 예측할 수 있다. Fig. 1은 P91강의 상태도이며, 탄소 함량에 따른 평형상 및 탄화물의 존재 영역을 나타낸다.  $\delta$ -ferrite는 1200°C 이상의 고온역에서 생성되는 평형상으로 변태 구간은 합금조성에 따라 달라진다. 만약 합금 조성 중 페라이트 형성원소가 많다면 1200°C 보다 낮은 온도에서  $\delta$ -ferrite가 생성될 것이다. 상태도의 0.1 wt.% 선상에 표시한 점선은 P91강의 변태선을 나타내며, 가열 및 냉각과정에서의 평형 상변태는 이 점선을 따라 진행된다. 만약  $\delta$ -ferrite와 오스테나



**Fig. 1** Phase diagram of P91 steels. C1 and C2 represent  $M_{23}C_6$  and MX precipitates, respectively<sup>9)</sup>

이트의 이상 구간보다 낮은 온도에서 충분한 시간 동안 확산이 이루어진다면, 오스테나이트 단상으로 변태하여 냉각 시 마르텐사이트로 변태한다. 그러나 냉각속도가 빠르면 오스테나이트로의 확산이 충분하지 않아  $\delta$ -ferrite는 그대로 잔류하게 된다. 따라서 용접 공정에서와 같이 급냉이 되는 경우 상온에서도  $\delta$ -ferrite와 오스테나이트가 공존하게 된다.

9-12%Cr강은 일반적으로 크립 파단강도와 인성을 위해 N+T(노말라이징+템퍼링) 열처리를 실시한다. 노말라이징 과정에서 용점이 낮은  $M_{23}C_6$  탄화물은 고용되지만, 용점이 1200°C 부근인 MX상은 고용되지 않고 미세하게 분포한다. 이후 템퍼링 처리 시  $M_{23}C_6$  이 석출되기 시작하며 결국 MX상과 공존하며 이들 탄화물의 분산 및 석출 강화효과에 의해 9-12%Cr강은 우수한 고온강도를 가지게 된다<sup>10)</sup>.

## 3. 9-12%Cr강에 미치는 $\delta$ -ferrite의 영향

일반적으로 오스테나이트계 스테인리스강에 존재하는 적당량의  $\delta$ -ferrite는 P, S 등의 유해원소를 고용함으로써, 입계에 편석될 수 있는 P, S의 함량을 줄이고 낮은 열팽창계수에 의해 수축응력을 감소시켜 열간균열의 발생을 억제시킨다고 알려져 있다. 그러나  $\delta$ -ferrite가 과다하게 존재하면 약 550-900°C의 고온에서  $\sigma$ 상을 형성하여 심한 물성저하를 초래하고 내부 부식성을 감소시키므로 3-10%의 함량이 바람직하다<sup>11)</sup>. 9-12%Cr강에 존재하는  $\delta$ -ferrite는 주로 구 오스테나이트 입계에서 핵생성되며 오스테나이트의 성장을 방해하여, 1200°C 이상의 피크온도에서 미세한 크기의 오스테나이트 입자를 생성한다. 템퍼드 마르텐사이트 미세조직에 존재하는 잔류  $\delta$ -ferrite는 비교적 연한 상으로 일반적으로 미세조직의 전체적인 경도를 감소시킨다<sup>12,13)</sup>.

인성에 미치는 잔류  $\delta$ -ferrite의 영향을 살펴보면, 일정 양의 잔류  $\delta$ -ferrite는 인성의 향상에 기여하지만<sup>14-16)</sup>,  $\delta$ -ferrite의 분율이 증가함에 따라 인성에는 악영향을 미치는 것으로 보고되어 있다<sup>17,18)</sup>. Fig. 2와 Fig. 3은 10-14%Cr을 가지는 강의  $\delta$ -ferrite분율에 따른 DBTT (Ductile Brittle Transition Temperature)와 FATT (Fracture Appearance Transition Temperature)의 변화, 충격흡수에너지를 나타낸 것이다<sup>9)</sup>. Anderko에 따르면 마르텐사이트계 9-14%Cr강에서 인성의 저하는  $\delta$ -ferrite와 그 입계에 존재하는 수지상 탄화물( $M_{23}C_6$ )의 복합 작용에 의해 발생한다고 언급하였다. 단독으로 존재하는  $\delta$ -ferrite는 강의 연성과 인성을 향상시키지만, 취약한 수지상 탄화물과  $\delta$ -

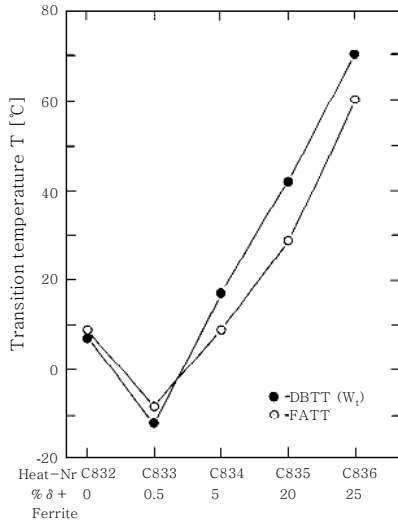


Fig. 2 Transition temperatures DBTT and FATT as a function of  $\delta$ -ferrite content<sup>7)</sup>

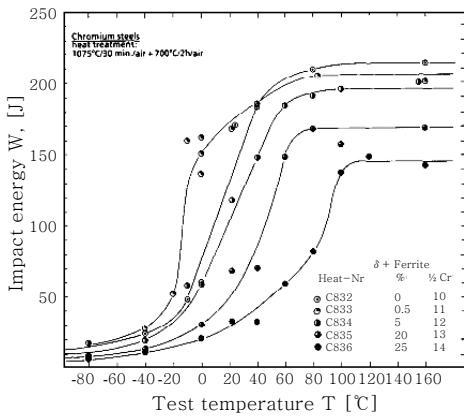


Fig. 3 Impact energy of heats C832-C836 as a function of test temperature<sup>7)</sup>

ferrite의 결합은 인성을 상당히 낮추는 것으로 나타났다<sup>7)</sup>. 또한 Iseda는 마르텐사이트에 비해  $\delta$ -ferrite가 낮은 인성을 가지며 Laves상과 조대한  $M_{23}C_6$  탄화물이  $\delta$ -ferrite와 마르텐사이트의 입계에 존재하여 크랙이 이 경계를 따라 쉽게 전파한다고 보고하였다<sup>19)</sup>. Table 1은 고 Cr강에서  $\delta$ -ferrite와 수지상 탄화물이 기계적 성질에 미치는 영향에 대해 나타낸 것이며, 이러한 작용에 대한 이해를 위해서는 탄화물의 종류 및 작용에 대해 알아볼 필요성이 있다.

Table 1 Influence of delta ferrite and massive dendritic carbides, separately and in combination, on the mechanical properties of six martensitic chromium steels (9-14wt.% Cr)<sup>20)</sup>

	Strength	Ductility	Toughness
Delta ferrite	-	+	+(+)
Carbide dendrites	+	--	--
Delta ferrite +carbide dendrites	-	-	-(-)

### 3.1 9-12%Cr강의 탄화물

9-12%Cr강에 존재하는 탄화물은 Fig. 4와 같이 다양하며 크게  $M_{23}C_6$  탄화물(M=Fe, Cr)과 MX상(M=V, Nb, Ti; X=C, N), Laves상((Fe, Cr)<sub>2</sub>Mo)이 있고,  $M_{23}C_6$  탄화물과 MX상이 아결정립의 성장을 방해함으로써 고온에서의 크립강도를 향상시킨다<sup>2)</sup>.  $M_{23}C_6$  탄화물은 템퍼링 과정 중 아결정입계와 구 오스테나이트 입계에서 핵생성되며, P91강에서는 일반적으로 Cr의 함량이 많은  $Cr_{23}C_6$ 로 존재한다. 크롬탄화물은 FCC 구조를 가지며 격자상수는 오스테나이트의 3배이다.  $M_{23}C_6$  탄화물은 응력 하에 아결정입계의 이동을 방해하여 P91강의 크립강도에 기여한다. 또한 우수한 열적 안정성을 가지고 있어 고온에서의 변형에 대한 저항성이 약화되지 않으며 입계를 따라 존재하는  $M_{23}C_6$  탄화물은 3차 크립을 지연시킨다<sup>21)</sup>. MX상은 템퍼드 마르텐사이트 크롬강의 또 다른 주요 석출물이고, 주로 Nb, V와 같은 강력한 탄화물 형성원소에 의해 생성된다. 주로 템퍼링 처리 시 구 오스테나이트 입계에서 미세한 판상의 V(C, N) 혹은 타원형의 Nb(C, N) 형태로 석출한다. 크기는 20nm 이하로 매우 미세하고 고온에서 안정하여 전위의 이동과 래스경계의 이동을 억제하여 크립 강도를 향상시킨다<sup>10,22)</sup>. Laves상은 HCP 구조를 가지며 안정한 석출상인 MX상보다 10배 빨리 조대화되어 석출강화 효과에 기여하지 않으며, 오히려 크립 과정에서 공공 및 공동의 핵생성자리를 제공하여 고온강도에 좋지 않은 영향을 주는 석출상이다. 또한 Mo가 기지 내에서 고갈되게 하여 고용강화효과를 잃게 한다<sup>23,24)</sup>.

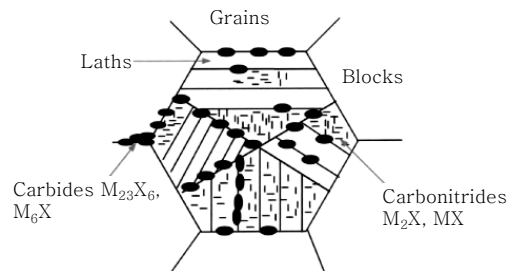


Fig. 4 Schematic representation of non-uniform precipitation in tempered 9-12%Cr steels<sup>10)</sup>

### 3.2 9-12%Cr강에서 δ-ferrite의 형성인자

9-12%Cr강에서 δ-ferrite의 형성은 용접부의 화학조성과 용접 입열량의 영향을 받으며, 화학조성의 영향은 Schaeffler 도표와 Schneider식을 이용하여 평가한다<sup>1,25,26)</sup>. Schaeffler 도표를 이용하여 페라이트 형성원자에 대한 영향을  $Cr_{eq}$ , 오스테나이트 형성 원소에 대한 영향을  $Ni_{eq}$ 로 나타내어 δ-ferrite의 분율을 예측할 수 있다. Fig. 5에 나타나 있듯이  $Cr_{eq}$ 가 증가할수록,  $Ni_{eq}$ 가 감소할수록 δ-ferrite의 분율이 증가하는 것을 확인할 수 있다. P91강의 조성영역은 δ-ferrite 부근에 존재하기 때문에, 화학조성의 변화에 민감하다는 것을 알 수 있다. Schneider식 역시 마찬가지로  $Cr_{eq}$  및  $Ni_{eq}$ 로 환산하여 예측하며, Schneider식은 다음과 같다.

$$Cr_{eq} = Cr + 2Si + 1.5Mo + 5V + 1.75Nb + 0.75W$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.5Mn + 30C + 25N + 0.3Cu$$

이 식에 따르면 용접부에 δ-ferrite가 존재하지 않는 완전한 마르텐사이트 조직을 얻기 위해서는,  $Cr_{eq}$ 값이 13.5보다 낮고  $Cr_{eq}$ 와  $Ni_{eq}$ 의 차가 8보다 작아야 한다<sup>27)</sup>. 그러나 Schaeffler 도표와 Schneider식 모두 냉각속도를 고려하지 않았기 때문에 실제 용접부 미세조직 예측에는 한계가 있다. 반면에, Ayala는 δ-ferrite 형성에 미치는 입열량의 영향에 대해, 용접 과정에서 온도가 1200℃ 이상으로 올라가면 δ-ferrite가 형성되고 입열량이 증가함에 따라 δ-ferrite의 함량이 증가한다고 보고하였다<sup>9)</sup>.

### 3.3 9-12%Cr강의 용접부에 미치는 δ-ferrite의 영향

9-12%Cr강에 요구되는 기계적 성질을 만족하기 위

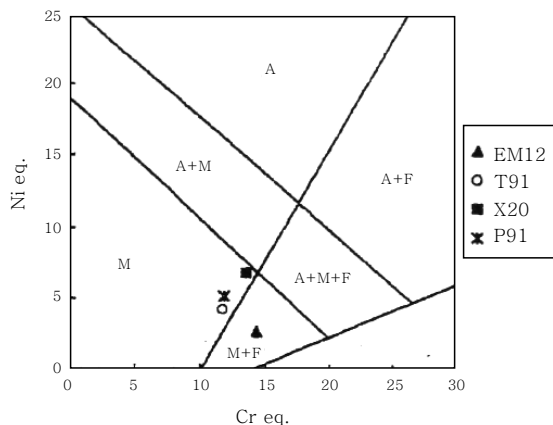


Fig. 5 Schaeffler diagram<sup>9)</sup>

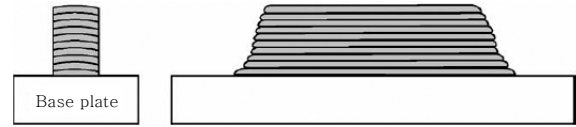


Fig. 6 Weld pad built up by SMAW used to obtain martensite weld metals<sup>27)</sup>

해서는 완전한 템퍼드 마르텐사이트 조직이 요구된다. 그러나 이들 강재는 높은 Cr 및 Si를 함유하고 있어 δ-ferrite의 형성이 용이하므로, 페라이트 형성원소와 오스테나이트 형성원소간의 적절한 균형이 만족되어야 한다. δ-ferrite의 형성에 미치는 화학조성과 입열량에 대한 영향을 알아보기 위해, 9-12%의 Cr함량을 가지는 16개의 시편에 각각 SMAW를 이용하여 Fig. 6과 같이 10층 높이의 용접패드를 쌓아 올려 실험을 진행하였다. 그 결과 각각의 패드는 템퍼드 마르텐사이트 조직과 각각 다른 분율의 δ-ferrite를 포함하며, 최외각 용접 패드의 경우 다른 패드에 비해 더 많은 δ-ferrite를 함유하는 것으로 나타났다.

용접 시 고 Cr강의 응고과정은 화학조성에 따라 오스테나이트 단상 조직 또는 δ-ferrite+오스테나이트의 복합조직이 형성된다. 용접 후 냉각과정에서 단상의 오스테나이트는 Fig. 7, Fig. 8과 같이 완전한 마르텐사이트 조직 또는 미량의 ferrite island를 형성하고, 이상의 복합조직은 Fig. 9와 같이 다각형의 δ-ferrite를 형성시켜 경도와 인성을 상당히 감소시킨다. 최외각 패드는 중심부보다 상대적으로 다른 층의 용접패드에 의한 열영향이 적어서, 원자의 확산에 의해 δ-ferrite가 오스테나이트로 변태하지 못하고 δ-ferrite+오스테나이트의 이상조직을 가지며, 다른 패드 층에 비해 높은 δ-ferrite 분율을 가지는 것으로 나타났다. 그리고 δ-ferrite 분율이 2% 이하일 때는 isolated island δ-ferrite를 가지지만, 2% 이상일 경우는 다각형의 δ-ferrite를 가지는 것으로 확인되었다<sup>28)</sup>.

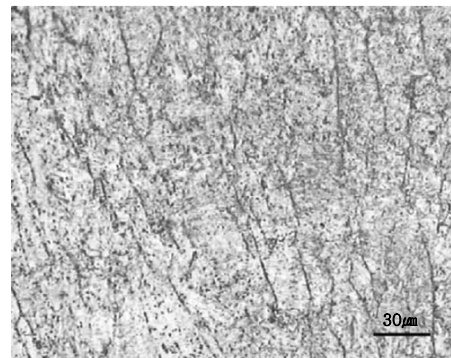
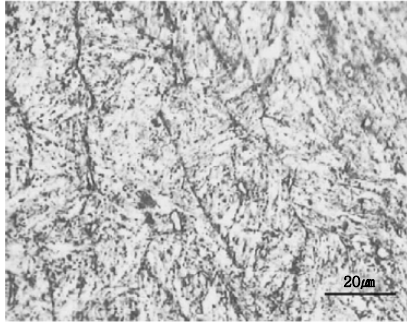
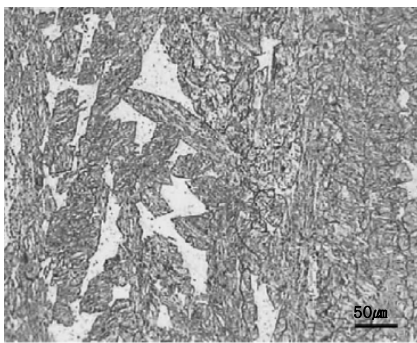


Fig. 7 Fully tempered martensite microstructure<sup>28)</sup>



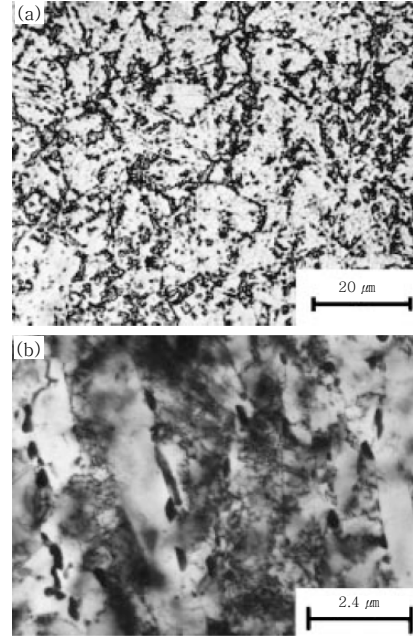
**Fig. 8** Microstructure of ferrite globules and fine ferrite islands in a tempered martensite matrix<sup>28)</sup>



**Fig. 9** Polygonal delta ferrite in a matrix of tempered martensite microstructure<sup>28)</sup>

### 3.4 P91강의 용접부에 미치는 δ-ferrite의 영향

P91강은 기존의 P9(9Cr-1Mo)강에 Nb, V 등을 첨가(Table 2)하여 미세한 탄화물을 기지 내에 분산시킨 강재로서, 높은 온도와 압력에서 사용이 가능한 강재이다. P91강의 기계적 성질은 Table 3과 같이 P9강에 비해 인장강도, 항복강도가 우수한 것이 특징이다. P91강의 용접에는 FCAW, GMAW, GTAW, SMAW 등 다양한 용접법이 적용되고 있다<sup>29)</sup>. 그 중 우수한 마감, 높은 생산성, 슬래그 박리 용이성으로 현



**Fig. 10** (a) Micrograph of as-received (normalized and tempered) base material and (b) transmission electron microscopy (TEM) micrograph of as-received base material<sup>4)</sup>

재 많은 분야에 적용되고 있는 FCAW를 이용하여 δ-ferrite의 형성에 따른 미세조직 및 기계적 성질 변화를 관찰하였다.

Fig. 10a는 P91의 N+T(노말라이징+템퍼링) 처리 후의 미세조직 사진으로, 템퍼드 마르텐사이트와 구 오스테나이트 입계에 미량의 석출물이 존재하고 입내에도 석출물이 존재하는 것을 확인할 수 있다. Fig. 10b는 TEM 조직 사진으로 래스마르텐사이트와 래스경계에 존재하는 수많은 석출물(대부분  $M_{23}C_6$ )들을 보여준다. 그리고 MX 석출물이 래스 내부와 입계를 따라 존재하는 것이 확인된다<sup>4)</sup>.

Table 4는 조성이 다른 두 용가재 A, B를 이용하여 FCAW한 용접부의 조성이다. 각 용접부의 조성이 δ-

**Table 2** Chemical composition of P91

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni (max)	Nb	V	Al (max)	N
P91	0.08-0.12	0.2-0.5	0.3-0.6	8.0-9.5	0.85-1.05	0.4	0.06-0.1	0.18-0.25	0.04	0.03-0.07

**Table 3** Tensile requirements for P9 and P91

	Grade9 class2(P9)	Grade91 class2(P91)
Tensile strength, Ksi(MPa)	75 to 100(515 to 690)	85 to 110(585 to 760)
0.2 offset yield strength, Ksi(MPa)	45(310)	60(415)
Elongation in 2 in.(50 mm), %	18	18
Reduction of area, min, %	45	-

**Table 4** Chemical composition of metal-cored arc welds (wt.%). Shielding gas for A1 and B1: 80% argon+20% CO<sub>2</sub>; A2 and B2: pure argon<sup>8)</sup>

Weld	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Nb	Ni	Oxygen(ppm)	Cr <sub>eq</sub>
A1	0.11	0.54	0.29	9.4	1.04	0.15	0.03	0.59	555	7.21
A2	0.09	0.59	0.36	9.2	0.97	0.13	0.04	0.54	446	10.36
B1	0.10	0.55	0.18	8.4	1.06	0.14	0.03	0.61	590	6.216
B2	0.09	0.56	0.26	8.5	1.08	0.16	0.04	0.66	520	7.11

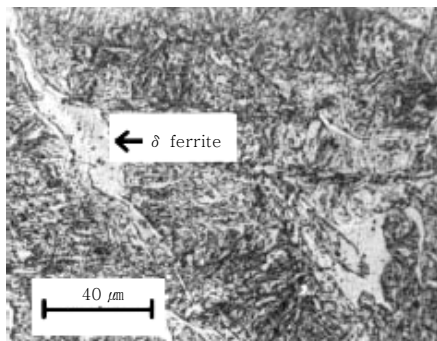
**Table 5** Thermo-calc predicted equilibrium critical transformation points of welds<sup>8)</sup>

Weld	A <sub>e1</sub> (°C)	A <sub>e3</sub> (°C)	A <sub>e4</sub> (°C)	A <sub>e4</sub> -A <sub>e3</sub> (°C)
A1	783	851	1233	382
A2	786	848	1227	379
B1	779	838	1275	437
B2	777	845	1258	413

ferrite의 형성에 미치는 영향을 알아보기 위해 Schneider 식을 이용하여 계산한 결과, A2의 용접금속이 높은 Si 함량에 의해 Cr<sub>eq</sub>값이 10.36으로 가장 높은 것을 확인할 수 있다. 이로 인해 δ-ferrite가 형성되었지만 그 분율은 2% 이하로, 앞서 언급한 바와 같이 δ-ferrite가 기지 내에 isolated island 형태로 존재하여 입계에 존재하는 δ-ferrite에 비해 양호한 인성 값을 가지게 된다.

용접 시 P91강의 냉각과정은 Fig. 1에서와 같이 용체 → δ-ferrite → 오스테나이트 → 마르텐사이트 순으로 이루어진다. 만약 A<sub>e4</sub>-A<sub>e3</sub> 범위가 좁다면 용접부에서 δ-ferrite의 잔류가 더욱 현저해질 것이다. 이러한 관점으로 보았을 때 A2의 A<sub>e4</sub>-A<sub>e3</sub> 값이 379로 가장 작으므로(Table 5) δ-ferrite의 형성이 용이함을 확인할 수 있다<sup>8)</sup>.

Fig. 11은 P91강의 템퍼드 마르텐사이트 기지 내에 존재하는 국부적인 δ-ferrite를 보여주며, 잔류 δ-ferrite의 형성은 오스테나이트로의 변태를 억제하는 용접부의 빠른 냉각속도 때문에 발생하게 된다. 특히 화학조성에서 페라이트 형성 원소(FF, Ferrite Former)가 많은



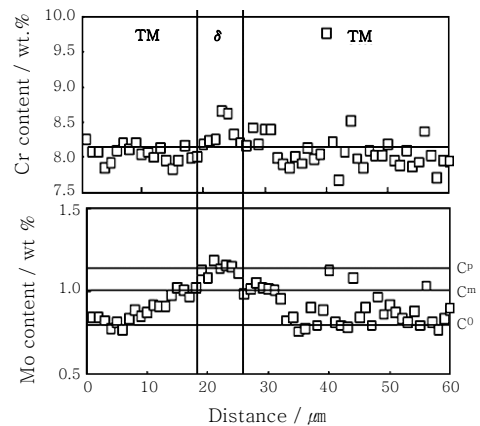
**Fig. 11** Micrograph of P91 weld metal in as-welded condition<sup>4)</sup>

경우 현저하게 발생한다<sup>4)</sup>.

Sireesha는 P91강의 용접부에 존재하는 δ-ferrite가 연성과 인성에 악영향을 미치는 이유에 대해, δ-ferrite의 치환형 원자에 대한 고용도와 침입형 원자의 확산으로 설명하였다<sup>4)</sup>. δ-ferrite는 치환형 원자에 대한 고용도가 오스테나이트에 비해 높기 때문에, 냉각과정에서 분배효과에 의해 Fig. 12와 같이 Cr, Mo가 δ-ferrite로 이동하였다. 반면에, 탄소원자는 δ-ferrite의 고용한계에 따라 침입형 원자의 고용도가 높은 오스테나이트로 이동하게 되고, 결국 과포화된 탄소를 가지고 있는 오스테나이트조직은 더욱 강하고 취약한 마르텐사이트구조로 변태되어 인성과 연성이 저하한다고 설명하였다. 따라서 P91강의 용접금속에 δ-ferrite가 존재하지 않는 완전한 마르텐사이트 조직이 형성되도록, 모재와 용가재의 화학조성을 잘 고려해야 한다.

### 3.5 RAFM강에서 δ-ferrite의 영향

저방사화 페라이트/마르텐사이트(RAFM)강은 차세



**Fig. 12** Concentration profiles along a δ-ferrite<sup>29)</sup>

**Table 6** Chemical composition of RAFM steels

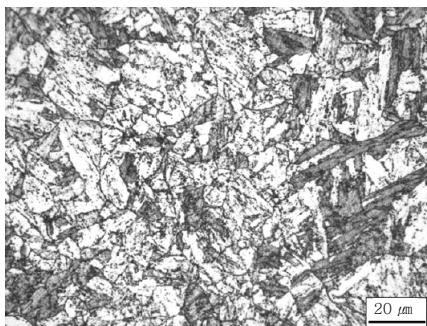
RAFM	Fe	Cr	W	V	Ta	Mn	C
Eurofer97	Bal.	8.5-9.5	1.0-1.2	0.15-0.25	0.10-0.14	0.20-0.60	0.09-0.12
F82H	Bal.	7.5-8.5	1.8-2.2	0.15-0.25	0.01-0.06	0.05-0.20	0.08-0.12

대 핵융합로 블랭킷(blanket)의 유망한 후보재료이다. P91강을 모체로 하여 개발된 합금으로 RAFM강은 저방사화(reduced activation)를 위해 Mo을 W로 Nb를 Ta로 대체시킨 합금으로 기본특성은 P91강과 유사하다 (Table 6). RAFM강은 실온에서 각각 550MPa, 680MPa의 항복강도와 인장강도를 가지며, 450℃ 이상에서는 강도의 저하가 크게 발생하여 550℃에서의 항복강도는 약 360MPa 정도이다. 그리고 파단 연신율은 실온에서 450℃까지는 약 20%이며, 그 이상의 높은 온도에서는 증가한다.

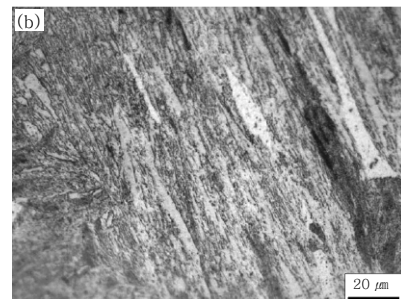
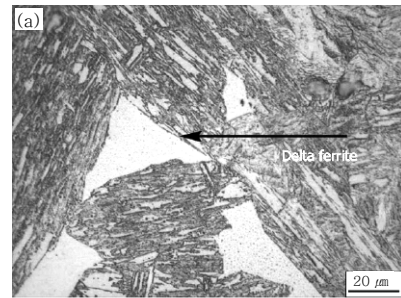
RAFM강의 용접에는 EBW, LBW, Hybrid 등 다양한 용접이 사용되고 이들은 두꺼운 부분의 용접에 사용된다. TBM(Test blanket module)의 벽과 같이 두께가 얇은 부분에는 주로 GTAW가 이용된다<sup>30)</sup>. RAFM강에 GTAW를 적용 후 미세조직은 다른 9%Cr 강들과 마찬가지로 템퍼드 마르텐사이트와 구 오스테나이트 입계에 존재하는 Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> 및 기지 내에 존재하는 소량의 MX상의 석출물을 확인할 수 있었다(Fig. 13).

Fig. 14는 RAFM강에 제살용접을 실시한 용접부의 미세조직 사진으로, 마르텐사이트 조직 내 δ-ferrite가 확연히 존재하며 입내보다 입계에 더 많은 양의 δ-ferrite를 확인할 수 있다. 이는 입계의 자유에너지가 입내보다 더 높아 핵 생성에 유리하게 작용하였기 때문이다<sup>31)</sup>. 입열량을 달리하여 용접을 시행한 결과 입열량이 0.66kJ/mm 일 때 δ-ferrite 분율이 6%로 관찰되어 0.81kJ/mm 경우의 δ-ferrite 분율 10%보다 상당히 감소한 것이 확인되었다(Fig. 14a). 또한 0.52kJ/mm의 입열량을 적용한 경우 0.66kJ/mm인 경우보다 더 낮은 분율의 δ-ferrite가 확인 되었다(Fig. 14b). 즉, 용접금속에서 δ-

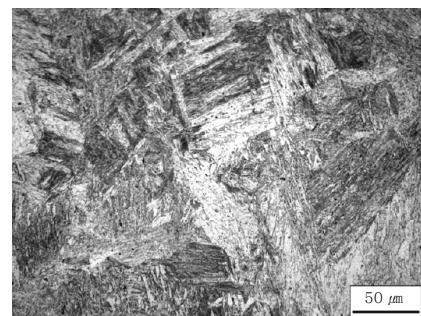
ferrite 분율은 용접 입열량의 함수임을 알 수 있다. 이러한 사실을 입증하기 위해 예열을 하지 않은 모체를 0.66kJ/mm의 입열량으로 용접하였다. 그 결과 Fig. 15와 같이 δ-ferrite가 거의 없는 조직을 확인할 수 있었다. 이는 입열량이 증가하게 되면 δ-ferrite의 입자가 커지고 이후의 냉각과정에서 조대화된 δ-ferrite에 의해 오스테나이트의 핵 생성자리가 줄어들기 때문에 변태하지 못한 δ-ferrite가 상온까지 잔류하기 때문으로 해석된다. 따라서 RAFM강에 존재하는 δ-ferrite의



**Fig. 13** Normalized and tempered microstructure<sup>30)</sup>



**Fig. 14** As-welded (autogenous bead-on plate) microstructure. Heat input of (a) 0.81kJ/mm and (b) 0.52 kJ/mm<sup>31)</sup>



**Fig. 15** Weld micrograph done without preheat shows the absence of ferrite<sup>31)</sup>

생성은 GTAW과 같은 고입열 용접보다는 LBW또는 EBW와 같은 저입열 용접법을 이용할 때 억제될 것으로 예상된다.

#### 4. 결 론

9-12%Cr강에 존재하는  $\delta$ -ferrite는 인성, 연성, 크립강도 등에 악영향을 미치는 것으로 나타났다. 이러한 영향은 단독적으로 발생하는 것이 아닌, 오스테나이트와  $\delta$ -ferrite의 계면에 존재하는 취약한  $Cr_{23}C_6$  탄화물과의 복합작용에 의해 발생한다.

$\delta$ -ferrite의 형성은 화학조성과 입열량에 의해 결정된다.  $\delta$ -ferrite 생성을 억제하기 위해서는  $Cr_{eq}$ 값이 13.5보다 낮고,  $Cr_{eq}$ 와  $Ni_{eq}$ 의 차가 8보다 작아야 한다. 그리고 페라이트 형성원소가 많은 경우  $\delta$ -ferrite의 형성 범위가 넓어지고 입열량이 많으면 용접 시  $\delta$ -ferrite의 조대화에 의해 오스테나이트의 핵 생성 사이트가 감소하여 잔류  $\delta$ -ferrite가 발생하는 것으로 판단된다.

$\delta$ -ferrite생성을 방지하기 위한 방법으로는 페라이트 형성원소를 상대적으로 줄이는 방법과 용접 시 입열량이 상대적으로 적은 용접공정과 조건을 선택하는 것이 바람직하다.

#### 후 기

본 연구는 산업통상자원부 부품소재기술개발사업(No. 10035163)과 교육과학기술부의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행되었습니다(No. 2011-0030013)

#### Reference

1. F. Abe, M. Igarashi, N. Fujitsuna, K. Kimura, S. Muneki : Alloy design of advanced ferritic steels for 659 C USC Boilers, Conference proceeding advanced heat resistant steel for power generation (1998), 84-87
2. T. Masse, Y. Lejeail : Creep mechanical behavior of modified 9Cr1Mo steel weldments: Experimental analysis and modeling, Nuclear Engineering and Design **254** (2013), 97-110
3. Y.H Lee, K.C. Lee, E.P. Yoon, K.C. Kim : Study on Softening Characteristics of 9Cr-1Mo Steel Weldments for High Temperature and Pressure Vessels Application, Journal of KWS, **10-3** (1992), 40-53 (in Korean)
4. M. Sireesha, S. K. Albert, S. Sundaresan : Microstructure and mechanical properties of weld fusion zones in modified 9Cr-1Mo steel, Journal of Materials Engineering Performance, **10** (2001), 320-330
5. B. Arivazhagan, G. Srinivasan, S.K. Albert, A.K. Bhaduri : A study on influence of heat input variation on microstructure of reduced activation ferritic martensitic steel weld metal produced by GTAW process, Fusion Engineering and Design, **86** (2011), 192-197
6. R.J. Castro, J.J. Cadenet : Welding metallurgy of stainless and heat-resisting steels, Cambridge University Press (1968)
7. K. Anderko, L. Schafer, E. Materna-Morris : Effect of the  $\delta$ -ferrite phase on the impact properties of martensitic chromium steels, Journal of Nuclear Materials, **179-181** (1991), 492-495
8. B. Arivazhagan, M. Kamaraj : Metal-cored arc welding process for joining of modified 9Cr-1Mo(P91) steel, Journal of Manufacturing Processes, **15-4** (2013), 542-548
9. E. Ayala, M.A. Roman, J. Vega, X. Gomez, T. Gomez-Acebo, J. Echeberria : Delta ferrite formation in 9-12% chromium steel weldments, Advanced heat resistant steels for power generation, (1998) 633-643
10. J. Hald : Metallurgy and creep properties of new 9-12%Cr steels, Steels Research, 67-9 (1996) 369-374
11. K. Prasad Rao : Effect of weld cooling rate on delta-ferrite content of austenitic weld metals, Journal of Material Science Letters, **9** (1990) 675-677
12. K.S. Chandravathi, K. Laha, B.S. Rao, S.L. Mannan : Microstructure and tensile properties of modified 9Cr-1Mo steel(grade 91), Materials Science and Technology, **17** (2001) 559-565
13. A. Kumar, K. Laha, T. Jayakumar, K. Bhanu Sakara Rao, B. Raj : Comprehensive microstructure characterization in modified 9Cr-1Mo ferritic steel by ultrasonic measurements, Metallurgical and Materials Transactions A, **33A** (2002) 1617-1626
14. R. G. Faulkner, J. A. Williams, S. Gonzales, A. W. Marshall : Influence of Co, Cu and W on the microstructure of 9%Cr steel weld metals, Materials Science and Technology, **19** (2003) 347-354
15. K. Laha, K.S. Chandravathi, K.B.S. Rao, S.L. Mannan : Hot tensile properties of simulated heat-affected zone microstructures of 9Cr-1Mo weldment, International Journal of Pressure Vessels and Piping, **62** (1995) 303-311
16. D. Carrouge, H.K.D.H. Bhadeshia, P. Woolin : Effect of delta ferrite on the impact properties of supermartensitic stainless steel heat affected zone, Science and Technology of Welding and Joining, **9-5** (2004) 377-389
17. J. Vekeman, A. Dhooge, S. Huysmans, B. Vandenberghe, C. Jochum : Weldability and high temperature behavior of 12% Cr-steel for tubes and pipes in power plants with steam temperatures up to 650°C, IIW Report XI-863-06 (2006)
18. P. J. Grobner, W. C. Hagel : The effect of molybdenum on high-temperature properties of 9%Cr steels, Metallurgical Transactions A, **11A** (1980) 633-642
19. A. Iseda, M. Kubota, Y. Hayase, S. Yamamoto, K.



- Yoshikawa : Sumitomo Res., **36** (1998) 17-30
20. L. Schafer : Influence of delta ferrite and dendritic carbides on the impact and tensile properties of a martensitic chromium steel, *Journal of Nuclear Materials*, **258-263** (1998) 1336-1339
  21. V. Foldyna, J. Purmenesky, Z. Kubon : Development of Advanced Chromium Steels with Respect to Microstructure and Structural Stability, *ISIJ International*, **41** (2001), S81-S85
  22. T. Sourmail : Precipitation in Creep Resistant Austenitic Stainless Steels, *Materials Science and Technology*, **17** (2001) 1-14
  23. D. Jandova, J. Kasl : Influence of Precipitation on Dislocation substructure and Creep Properties of P91 Steel Weld Joints, *Materials at High Temperature*, **27-2** (2010), 135-140
  24. J. Besson : Analysis of Creep Lifetime of a ASME Grade 91 Welded Pipe, *Engineering Fracture Mechanics*, **76-10** (2009), 1460-1473
  25. FB Pickering: Physical metallurgy and the design of steels, *Applied Science Publishers* (1978), 165-166
  26. S.W. Kim, S.H. Yang, J.K. Kim, Y.H. Lee : Evaluation of Underclad Crack Susceptibility of the SA508 Class 3 Steel for Pressure Vessels, *Journal of KWS*, **13-2** (1995) 139-149 (in Korean)
  27. J. Onoro : Martensite microstructure of 9-12% Crsteels weld metals, *Journal of Materials Processing Technology*, **180** (2006), 137-142
  28. J. Onoro : Weld metal microstructure analysis of 9-12% Cr steels, *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, **83** (2006), 540-545
  29. 1E-L. Bergquist : Consumable and welding modified 9Cr-1Mo steel, *Svetsaran*, 25-1/2 : 22-5, (1999)
  30. S. Kobayashi, K. Sawada, T. Hara, H. Kushima, K. Kimura : The formation and dissolution of residual  $\delta$  ferrite in ASME Grade 91 steel plates, *Materials Science & Engineering*, **592** (2013) 241- 248
  31. H. Tanigawa : Technical issues of reduced activation ferritic/martensitic steels for fabrication of ITER test blanket modules, *Fusion Engineering and design*, **83** (2008), 1471-1476



- 안성용
- 1987년생
- 부산대학교 재료공학부
- 용접야금, 상변태
- e-mail : steel-lover@pusan.ac.kr



- 강남현
- 1970년생
- 부산대학교 재료공학부
- 용접야금, 레이저접합, 무연솔더
- e-mail : nhkang@pusan.ac.kr