오스테나이트계 FeMnAlC 경량철강의 용접열영향부 미세조직 변화 및 인장특성에 관한 연구

문 준 오^{*,†} · 박 성 준^{*}

^{*}한국기계연구원 부설 재료연구소 철강재료연구실

An Investigation on the Microstructure Evolution and Tensile Property in the Weld Heat-Affected Zone of Austenitic FeMnAlC Lightweight Steels

Joonoh Moon^{*,†} and Seong-Jun Park^{*}

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

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

(Received January 31, 2017 ; Revised February 15, 2017 ; Accepted February 17, 2017)

Abstract

Microstructure evolution and tensile property in the weld heat-affected zone (HAZ) of austenitic Fe-30Mn-9Al-0.9C lightweight steels were investigated. Five alloys with different V and Nb content were prepared by vacuum induction melting and hot rolling process. The HAZ samples were simulated by a Gleeble simulator with welding condition of 300kJ/cm heat input and HAZ peak temperatures of 1150°C and 1250°C. Microstructures of base steels and HAZ samples were observed by scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM), and their mechanical properties were evaluated by tensile tests.

The addition of V and Nb formed fine V and/or Nb-rich carbides, and these carbides increased tensile and yield strength of base steels by grain refinement and precipitation hardening. During thermal cycle for HAZ simulation, the grain growth occurred and the ordered carbide (κ -carbide) formed in the HAZs. The yield strength of HAZ samples (HAZ 1) simulated in 1150°C peak temperature was higher as compared to the base steel due to the formation of κ -carbide, while the yield strength of the HAZ samples (HAZ 2) simulated in 1250°C decreased as compared to HAZ 1 due to the excessive grain growth.

Key Words : Lightweight steel, Heat-affected zone, Grain growth, κ -carbide, Yield strength

1. 서 론

최근 들어 차량의 CO₂ 배출에 따른 대기오염 문제를 개선하기 위해서 차량 연비 향상을 위한 많은 연구들이 다양하게 진행되고 있다. 경량철강의 경우, 기존 철강 소재 대비해서 강도를 유지하면서도 경량원소인 Al을 다량 첨가함으로써 밀도를 크게 낮춘 소재로써 차량 경량화 및 이에 따른 연비향상에 크게 기여할 것으로 기대되고 있다¹⁾. Al 원자는 Fe 원자에 비해 가벼우면서도 몰 당 부피가 커서 강에 첨가 시에 강의 밀도를 크

게 낮추는 효과가 있다.

기존에 개발되어 보고되고 있는 경량철강은 Fe-Mn-Al-C의 기본 성분계로 구성되어 있으며 이때 Mn, Al, C의 함량에 따라 크게 3종(페라이트계, 오스테나이트계, 듀플렉스계)으로 분류된다¹⁾. 일반적으로 페라이트계 경량철강의 경우에는 (0-3)wt%의 C함량, (0-8)wt%의 Mn 함량을 가지고 있으며, 이 때 오스테나이트 안정화 원소인 Mn, C의 함량이 증가함에 따라 페라이트계에서 오스테나이트계로 기지상이 변하게 된다. 오스테나이트계 경량철강의 경우에는 (0.5-1.2)wt% C, (15-30)wt% Mn을 기본 조성으로 가지고 있으며 C, Mn의 함량에 따라

페라이트 안정화 원소인 Al의 첨가량을 조정(8-12wt%) 하여 오스테나이트 상을 가지도록 설계하고 있다¹⁾.

오스테나이트계 경량철강은 페라이트계 또는 듀플렉스계 경량철강에 비해 우수한 기계적 성질 (강도-연성 밸런스)을 가지고 있으며 이에 따라 국내외에서 많은 연구가 진행되고 있다¹⁻⁵⁾. Frommeyer 등은 Fe-(18-28)Mn-(9-12)Al-(0.7-1.2)C (in wt%)의 성분범위를 갖는 경량철강을 제조하였다²⁾. Frommeyer 등이 개발한 합금은 3상 (오스테나이트 기지에 5-15%의 페라이트와 10% 미만의 κ -탄화물)으로 구성되어 있으며 이에 따라 TRIPLEX강으로 명명되었다. κ -탄화물은 FeMnAlC-based 경량철강에서 주로 석출된다고 보고되고 있으며 (Fe,Mn)₃AlC의 화학조성을 가지고 있다¹⁻²⁾. 특히, κ -탄화물은 오스테나이트 기지와 완전 정합을 이루며 오스테나이트 기지에 규칙상으로 생성되어 강도를 크게 향상시키는 것으로 알려져 있다¹⁾. 이러한 κ -탄화물 석출 효과 등에 따라 TRIPLEX강은 1GPa급의 인장강도를 가지면서도 약 55%의 연신율을 가지는 것으로 보고되고 있다. Moon 등은 오스테나이트계 경량철강의 시효 열처리 시에 Mo첨가에 따른 미세조직 및 물성 변화에 대해 연구하였다³⁾. 일반적으로 경량철강의 경우에 용체화 처리 후 약 550°C 부근에서 시효열처리 시에 κ -탄화물이 입내에 석출되는 것으로 알려져 있으나 Moon 등의 연구결과에 따르면 Mo첨가 시에 이러한 κ -탄화물의 석출이 지연되는 것으로 확인되었다³⁾. Yoo와 Park은 Fe-28Mn-9Al-0.8C (in wt%)의 조성을 가지는 오스테나이트계 경량철강의 소성 변형 중에 미세조직 변화에 대해 연구하였다⁴⁾. 보고에 따르면 해당 합금의 경우에 소성변형 중에 microbands의 생성에 의해 연속적인 가공경화 현상이 발생하며 이로 인해 80,000MPa%의 우수한 강도-연신을 밸런스를 갖는 것을 확인할 수 있다⁴⁾.

이와 같이 경량철강 개발을 위한 연구가 활발하게 진행되고 있는 것에 비해 경량철강의 용접특성에 대한 연구는 미진한 상황이다. 경량철강의 경우에 일반적으로 용접성에 문제가 되는 합금원소들(Al, Mn)을 다량 함

유하고 있으며 따라서 향후 우수한 물리적-기계적 특성을 갖는 경량철강의 실제 적용을 위해서는 용접특성에 대한 연구가 필요한 실정이다.

본 연구에서는 Nb, V를 첨가한 5종의 오스테나이트계 Fe-30Mn-9Al-0.9C (wt%) 경량철강을 제조하였으며 이에 대한 모재 및 용접열영향부(Heat-Affected Zone, HAZ)의 미세조직 및 기계적 성질을 평가하였다. HAZ는 Gleeble simulator를 이용하여 300 kJ/cm의 입열량 하에서 HAZ 최고온도를 1150°C, 1250°C로 변화시켜 재현하였다. V와 Nb첨가에 따른 모재 및 용접영향부의 미세조직 변화를 주사전자현미경 (Scanning Electron Microscopy, SEM)과 투과전자현미경 (Transmission Electron Microscopy, TEM)을 이용하여 관찰하였으며, 미세조직 변화에 따른 물성변화를 비커스 경도시험 및 인장시험을 통해 평가하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 Nb, V를 첨가한 5종의 오스테나이트계 Fe-30Mn-9Al-0.9C (in wt%) 경량철강을 제조하였으며 화학성분 분석결과를 Table 1에 제시하였다. Table에서 확인할 수 있듯이 각 합금에 V, Nb를 단독 또는 복합 첨가하였으며 그 함량은 각각 0.5wt% (V), 0.03~0.15wt% (Nb)로 달리하여 첨가하였다.

Table 1의 화학성분을 갖는 잉곳을 진공유도용해 (Vacuum Induction Melting, VIM) 방법을 통해 제조하였으며 Fig. 1의 스케줄은 따라 열간압연 및 용체화 열처리를 실시하였다. 열간압연을 위한 재가열 온도와 용체화 처리 온도는 각각 기존 문헌 보고를 참고하여 오스테나이트 단상 역에서 선택하였다¹⁻³⁾. 즉, Fig. 1에서 확인할 수 있듯이 먼저 잉곳을 1150°C에서 2시간 유지 후 900°C 이상의 온도에서 최종 두께 12mm까지 열간압연 후 수냉 하였으며 이를 다시 1050°C로 승온하여 2시간 동안 용체화 열처리 후 수냉하여 모재 샘플을 제작하였다.

Table 1 Chemical composition of experimental steels (in wt%)

Materials	C	Mn	Al	V	Nb	Grain size after solution treatment, μm
A steel	0.8	31.52	8.73	-	-	80.2
B steel	0.86	31.6	8.6	0.5	-	16.8
C steel	0.88	31.45	8.48	0.5	0.033	17.1
D steel	0.94	29.75	8.97	-	0.082	18.5
E steel	0.95	29.4	8.86	-	0.15	22.2

Fig. 1에 따라 제조된 모재에 대해서 Gleeble simulator를 이용하여 HAZ를 재현하였으며, Fig. 2는 이에 대한 상세한 열-응력 사이클을 보여주고 있다. 본 연구에서는 300kJ/cm의 용접 입열량 하에서 1150℃와 1250의 최고온도를 갖는 HAZ를 재현하였으며 이를 각각 HAZ 1, HAZ 2로 구분하여 평가를 진행하였다. 최근 들어 자동차용 박판소재 뿐만 아니라 장갑차 판재와 같은 후판소재에 대해서도 경량철강을 적용해보고자 하는 연구들이 있으며 이에 따라 본 연구에서는 후판재의 용접조건에 해당하는 대입열(300kJ/cm) HAZ를 모사하였다. 한편, 용접조건에 따른 HAZ 열사이클(Fig. 2)은 식 1의 Rosenthal 방정식을 이용하여 계산하였다⁶⁾.

$$T - T_0 = \frac{q/v}{2\pi\lambda t} \exp\left(-\frac{r^2}{4at}\right) \quad (1)$$

식 1에서 T_0 는 용접 전 샘플의 온도, q 는 열유속(heat flux), v 는 용접속도, q/v 는 용접 입열량(Heat input), λ 는 열전도도(Thermal conductivity)로써 단

Fig. 1 Schematic illustration of hot rolling and solution treatment process

Fig. 2 Thermal cycle for HAZ simulation

위길이 및 단위시간당 흐르는 열량을 의미하며, t 는 시간, a 는 열확산도(Thermal diffusivity)로 온도차이가 나는 물체에 열이 확산해 감에 따라서 온도가 균일해지는 속도를 의미하며, r 은 용접 열원으로부터의 거리를 각각 나타낸다.

모재 및 HAZ의 미세조직 및 석출물은 주사전자현미경(SEM)과 투과전자현미경(TEM)을 이용하여 관찰하였다. TEM 미세조직 관찰을 위한 샘플은 먼저 기계적 연마를 통해 thin foil 시편을 제작한 후 이를 퍼크롤릭산(10%)과 메탄올(90%)의 혼합용액에서 twin jet-polishing을 실시하여 제작하였다. 모재 및 HAZ의 기계적 특성은 인장시험을 통해 평가하였으며, 이때 인장시험은 $1.33 \times 10^{-3} \text{ seconds}^{-1}$ 의 변형률 속도에서 실시하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

3.1 모재 미세조직 및 인장특성

용체화 열처리 후 모재의 미세조직을 SEM을 이용하여 관찰 하였으며 이를 Fig. 3에 정리하였다, 모재는 오스테나이트 기지로 구성되어 있으며 다량의 V를 첨가한 B steel과 C steel의 경우에는 조대한 석출물들(Fig. 3의 white dots)이 입계 및 입내에 분포하고 있는 것을 확인하였다. 이러한 석출물의 종류를 분석하기 위하여 TEM 분석을 실시하였다. Fig. 4는 대표적인 TEM 분석결과를 보여주고 있다. Fig. 4(a, b)에서 보듯이 석출물은 오스테나이트 입계와 입내에 고루 분포하고 있으며 Fig. 4(c)의 EDS 분석결과를 통해서 확인할 수 있듯이 B steel의 경우에는 0.5wt% V 첨가로 인해 VC가 석출되었다. 한편, Fig. 4(d, e)의 SADP(Selected Area Diffraction Pattern) 분석결과를 통해서 확인할 수 있듯이 이러한 석출물들은 오스테나이트 기지와 Cube-Cube 방위관계를 따르는 정합계면을 이루며 석출되었다. V, Nb를 동시에 첨가한 C steel의 경우에는 V-enriched (V,Nb)C가 석출되어 있었으며 Fig. 4(b)에서 보듯이 Nb를 단독 첨가한 D steel과 E steel의 경우에는 미세한 NbC가 기지에 석출되어 있었다.

위에서 언급한 바와 같이 V 또는 Nb를 첨가한 합금들(B~E steel)의 경우에 MC (M: V and/or Nb) 탄화물이 석출되었으며 이러한 석출물들은 모재의 용체화 처리 시에 오스테나이트 결정립 성장 억제에 기여한 것으로 판단된다. 즉, Table 1에서 확인할 수 있듯이 V, Nb를 첨가하지 않은 A steel의 경우에 용체화 처리 시에 결정립 성장 거동에 의해 약 80μm의 결정립 크기를 보인 반면에 V, Nb를 첨가한 나머지 합금들의 경우

Fig. 3 SEM micrographs of solution-treated samples

Fig. 4 TEM analysis for precipitates in B and D steel: (a) bright-field(BF) image of B steel, (b) BF image of D steel, (c) EDS analysis for VC in B steel and (d, e) SADP analysis for VC in B steel

10-20μm의 결정립 크기를 가지는 것으로 확인되었다.

Fig. 5는 각 합금의 모재 인장시험 결과를 보여주고 있다. A steel에 비해 V, Nb를 첨가한 합금들이 높은 인장강도와 항복강도를 가지며 이는 앞서 확인한 결정립 미세화 및 석출강화 효과에 따른 결과이다. 한편, V을 다량(0.5wt%) 첨가한 B, C steel에 비해 상대적으로 소량의 Nb를 첨가한 D, E steel이 높은 강도를 가졌으며 이는 기지에 분포하고 있는 석출물의 크기에

따른 영향을 판단된다. 즉, 석출물은 소성변형 시 전위의 이동을 방해함으로써 강화를 일으키는데 이때 석출물이 미세할수록 전위의 이동을 효과적으로 방해한다고 알려져 있다⁷⁾. 앞서 서술한 바와 같이 Fig. 3에서 다량(0.5wt%)의 V를 첨가한 B, C steel의 경우에는 조대한 V-enriched MC 석출물이 석출되었으며 상대적으로 소량의 Nb를 첨가한 D, E steel의 경우에는 미세한 NbC 탄화물이 석출되었다. 이러한 석출물 크기의

Fig. 5 Tensile test results of solution-treated samples

차이로 인해 D, E steel은 B, C steel에 비해 상대적으로 높은 강도를 갖는 것으로 판단된다.

3.2 HAZ 미세조직

Fig. 2의 열사이클을 따라서 HAZ를 재현 하였으며 다음의 Fig. 6은 B steel의 모재 및 HAZ 미세조직을 비교한 결과이다. Fig에서 확인할 수 있듯이 모재 대비하여 HAZ는 조대한 결정립 크기를 가지며 HAZ의 최고온도가 증가할수록 결정립 크기는 더욱 증가하였다. 기존 문헌 보고를 참고할 때⁸⁾, 이러한 결과는 고온의 HAZ 열사이클 도중에 발생한 오스테나이트 결정립 성장에 따른 결과로써 오스테나이트 단상을 갖는 시험 합금들의 미세조직을 고려할 때 모재 대비 HAZ의 강도를 떨어뜨리는 인자로 작용할 것으로 판단된다.

HAZ의 기지조직에 대해 보다 면밀하게 확인하기 위해 TEM 분석을 실시 하였으며 다음의 Fig. 7은 대표적으로 B steel의 HAZ 1 샘플에 대한 TEM 분석결과이다. 오스테나이트 기지에 규칙상인 κ -탄화물이 발달하고 있다. 본 연구에서 모재의 경우에는 용체화 처리 후 빠르게 냉각(수냉)함으로써 κ -탄화물이 석출되지 않았으나 HAZ의 경우에는 느린 냉각 중에 κ -탄화물의 규칙화가 진행된 것으로 보인다. 한편, Fig. 7(a)에서 보듯이 κ -탄화물 회절패턴의 밝기가 약한 것으로 보아 κ -탄화물의 규칙화가 진행 중에 냉각이 종료된 것으로 보인다.

3.3 HAZ 인장특성 변화

Fig. 8은 HAZ의 인장시험 결과를 보여주고 있다. HAZ 1과 HAZ 2 모두 합금 별 강도 차이는 모재와 동일한 경향을 보이고 있다. 즉, A steel은 가장 낮은 강도를 가지며 Nb를 단독 첨가한 D, E steel이 가장 높

Fig. 6 Optical micrographs of B steel: (a) base steel, (b) HAZ 1 and (c) HAZ 2

Fig. 7 Result of TEM SADP analysis for HAZ 1 of B steel

은 강도를 갖는다. 한편, Fig. 8(b)에서 D steel의 경우에 인장시험 시, 항복 이후 소성변형 중에 불완전하게 시험이 종료되었으나 본 연구에서는 D steel의 인장시험 결과를 항복강도만을 확인하는 데에 활용하였다.

Fig. 9는 각 합금의 모재와 HAZ의 항복강도를 비교

Fig. 8 Tensile test results of HAZ samples: (a) HAZ 1 and (b) HAZ 2

Fig. 9 Variation of yield strength of solution-treated (ST) and HAZ samples

한 결과이며, Fig에서 확인할 수 있듯이, 모든 합금들에서 동일한 경향을 확인하였다. 즉, 모재 대비, HAZ 1에서 항복강도가 크게 증가하였으며 최고온도가 증가함에 따라 HAZ 2에서는 강도가 다시 감소하였다. 이러한 결과는 앞서 설명한 HAZ 결정립 성장거동 및 κ -탄화물의 규칙화 거동과 관련이 깊다. HAZ 1의 경우에는 결정립 성장 거동에도 불구하고 κ -탄화물의 규칙화

가 진행됨에 따라 항복강도가 상승하였으나, HAZ 2의 경우에는 과도한 결정립 성장(Fig. 6 참조)에 따라 규칙화가 진행되고 있음에도 불구하고 항복강도가 낮아지는 것으로 확인되었다.

4. 결 론

본 연구에서는 Nb, V를 첨가한 5종의 오스테나이트계 Fe-30Mn-9Al-0.9C (wt%) 경량철강에 대한 모재 및 HAZ의 미세조직을 분석하고 이에 따른 기계적 성질을 평가하였으며 주요 결과는 아래와 같다.

1) 모재는 오스테나이트 기지로 구성되어 있으며 V, Nb를 첨가한 합금에서는 MC (M: V and/or Nb) 탄화물이 결정립계 및 입내에 석출되어 있었다. 다량(0.5wt%)의 V를 첨가한 B, C steel에서 조대한 V-enriched MC 탄화물이 석출된 반면에 소량의 Nb를 단독 첨가한 D, E steel의 경우 미세한 NbC가 석출되었다.

2) B~E steel 탄화물 석출에 따른 결정립 성장 억제 효과에 의해 A steel 대비하여 모재 및 HAZ 모두 미세한 결정립 크기를 가지는 것으로 확인되었다.

3) A steel에 비해 V, Nb를 첨가한 합금들이 모재 및 HAZ 모두 높은 인장강도와 항복강도를 가지는 것으로 확인되었으며, 이는 석출물에 의한 결정립 미세화 및 석출강화 효과에 따른 결과로 확인되었다.

4) 용접 열사이클 중의 결정립 성장거동에도 불구하고 HAZ 1은 모재 대비하여 높은 항복강도를 가졌으며, 이는 κ -탄화물의 규칙화에 따른 효과로 확인되었다. HAZ 2의 경우에는 κ -탄화물의 규칙화 거동에도 불구하고 HAZ 1 또는 모재 대비 낮은 항복강도를 가졌으며 이는 과도한 결정립 성장에 따른 결과이다.

Acknowledgement

본 연구는 한국 연구재단사업(NRF-2016R1C1B1014770) 및 산업통상자원부(10048157)의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

References

1. H. Kim, D.-W. Suh, and N.-J. Kim, Fe-Al-Mn-C light-weight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties, *Sci. Technol. Adv. Mater.*, 14 (2013), 1-11
2. G. Frommeyer and U. Brück, Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C light-weight TRIPLEX steels, *Steel Res. Int.*, 77 (2006), 627-633
3. J. Moon, S.-J. Park, J.H. Jang, T.-H. Lee, C.-H. Lee,

- H.-U. Hong, D.-W. Suh, S.H. Kim, H.N. Han and B.H. Lee, Atomistic investigations of κ -carbide precipitation in austenitic Fe-Mn-Al-C lightweight steels and the effect of Mo addition, *Scripta Mater.*, 127 (2017) 97-101
4. J.D. Yoo, K.-T. Park, Microband-induced plasticity in a high Mn-Al-C light steel, *Mater. Sci. & Eng. A* 496 (2008), 417-424
5. J. Moon and S.-J. Park, Microstructure and mechanical property in the weld heat-affected zone of V-added austenitic Fe-Mn-Al-C low density steels, *J. of Welding and Joining*, 33 (5) (2015), 31-34
6. K. Easterling, Introduction to the physical metallurgy of welding (1st Edition), (1983), 23-24
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 KWJS*, 31 (6) (2013), 44-49 (in Korean)
8. S.-H. Uhm, J.-O. Moon, H.-C. Jenog, J.-B. Lee and C. Lee, Prediction model for the microstructure and properties in weld heat affected zone: III. Prediction model for the austenite grain growth considering the influence of initial austenite grain size in weld HAZ of precipitates free low alloyed steel, *Journal of KWS*, 24 (4) (2006), 39-49 (in Korean)