경량철강 개발 현황 및 용접특성

문 준 오^{*,†} · 박 성 준^{*} · 이 창 훈^{*}

^{*}재료연구소 철강재료연구실

Current Status on Development of Lightweight Steels and Welding Characteristics

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

^{*}Steel Department, Advanced Metals Division, Korea Institute of Materials Science, Changwon, 51508, Korea

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

(Received July 10, 2020 ; Revised August 12, 2020 ; Accepted August 12, 2020)

Abstract

Due to lower mass density compared to conventional steels, lightweight steels have recently received attention as structural materials for components of power plants and transportation vehicles. Lightweight steels based on the Fe-Mn-Al-C system have been developed and show excellent mechanical properties. In this review paper, the latest developments of Fe-Mn-Al-C based lightweight steels are introduced, focusing on alloy design, microstructure, and mechanical properties. Then the welding characteristics of the steels are reviewed, particularly, microstructure evolution in the weld heat-affected zone and its effects on the mechanical properties and cracking susceptibility.

Key Words : Lightweight steel, Fe-Mn-Al-C alloy, κ -carbide, β -Mn, Welding

1. 서 론

철강은 주방용품, 가전제품에서 자동차, 선박, 건축 구조물에 이르기까지 현대 산업사회에서 가장 널리 사용되는 소재로서 현재도 매년 전세계에서 15억톤 이상 생산되어 사용 중에 있다. 이러한 철강소재는 우수한 물성과 용접성을 가지고 있을 뿐 만 아니라 낮은 제조 원가로 대량생산이 가능하므로 향후에도 지속적으로 사용될 것으로 예상된다. 한편, 최근 각종 자연 재해를 발생시키는 지구온난화 방지를 위해 전 세계적으로 온실가스 배출 저감을 위한 노력들이 진행되고 있으며, 철강을 비롯한 소재산업 분야에 있어서도 이를 위한 많은 연구들이 진행되고 있다.

자동차의 경우, 연비향상을 통한 CO₂ 배출량 저감을 위해 차량 경량화에 대한 연구들이 활발히 진행되고 있다. 이로 인해 알루미늄 합금 등과 같은 경량금속의 차량 적용 비율이 점차 증가하고 있으나, 여전히 철강소재는 차량 전체 무게의 50% 이상을 차지하는 주요한

소재로 사용되고 있다. 이에 따라 최근에는 철강소재의 경량화를 위한 연구는 크게 두 가지 방법으로 나누어 진행되고 있다. 첫째, 기존 소재 대비 높은 강도를 가지는 초고강도 강재를 개발하고 이를 차량에 적용하여 기존 강재 대비 차량 당 강재 사용량을 낮춤으로써 차량을 경량화할 수 있으며, 다음으로 기존 철강소재 대비 밀도가 낮은 저비중 경량철강(Lightweight steel)을 개발하여 이를 차량에 적용하는 방법이 있다.

경량철강은 Al, Si와 같은 경량원소를 강 중에 첨가하여 기존 철강소재 대비 밀도를 낮춘 소재로서 최근 많은 연구가 진행되고 있다. Al은 Fe 원자보다 가벼울 뿐 만 아니라 강 중에 첨가 시에 격자를 팽창시킴으로써 강의 밀도를 낮추는데 있어서 매우 효과적인 원소이다. 실제 Fig. 1에서 보듯이 1 wt%의 Al을 강 중에 첨가 시, 강의 밀도가 약 0.1g/cm³ (밀도감소율 1.2%) 감소한다고 알려져 있다¹⁾. 지금까지 가장 활발히 개발되고 있는 경량철강은 Fe-Mn-Al-C을 기본 성분계로 가지고 있으며, 대략 5-12wt%의 Al을 첨가하여 기존 철강소재 대비 6-15% 밀도가 낮다.

Fig. 1 Mass density of austenitic Fe-30Mn-1C-xAl light-weight steel with increasing Al content¹⁾

본 고에서는 먼저 최근 많은 연구가 진행되고 있는 Fe-Mn-Al-C계 경량철강의 개발현황에 대해 소개하고, 다음으로 경량철강의 부품 적용을 위해 필요한 용접특성에 대해 살펴보고자 한다.

2. 경량철강 개발현황

2.1 경량철강 합금설계 및 미세조직

Table 1은 Mn, Al, C의 화학성분 범위에 따른 Fe-Mn-Al-C계 경량철강의 미세조직 변화에 대해 보여주고 있다¹⁾. 잘 알려진 대로 Mn, C은 오스테나이트 안정화 원소이며, Al은 페라이트 안정화 원소로써 그 첨가량에 따라 Fe-Mn-Al-C계 경량철강의 미세조직은 페라이트계, 듀플렉스계, 오스테나이트계로 각각 나눌 수 있다. 즉, 상대적으로 낮은 Mn (0~8%), C (0~0.3%) 함량에서는 낮은 Al (5~8%) 함량 하에서도 페라이트 기지조직을 얻을 수 있는 반면, 높은 Mn (15~30%), C (0.5~1.2%) 함량 하에서는 상대적으로 높은 함량의 Al (8~12%)을 첨가하더라도 오스테나이트 기지조직을 얻을 수 있다. 다음의 Fig. 2는 20 wt%의 Mn을 함유한 Fe-20Mn-Al-C 경량철강의 1100, 1200℃에서 Al, C 함량에 따른 평형상을 보여주고 있다. 그림에서 보듯이 C 함량이 증가함에 따라 오스테나이트 (γ) 단상 영역이 높은 Al 함량 범위까지 확대되는 것을 알 수 있다. 한편, Table 1에서 알 수 있듯

Fig. 2 Isothermal phase diagram for Fe-20Mn-Al-C alloys: (a) at 1200℃ and (b) 1100℃²⁾

이 페라이트계와 오스테나이트계 사이 적당한 범위의 Mn, Al, C을 첨가한 경우에는 오스테나이트와 페라이트가 공존하는 듀플렉스 기지조직을 얻을 수 있다.

Table 1의 구성상을 보면 페라이트계, 오스테나이트계, 듀플렉스계 모두 기지조직과 함께 κ-carbide라는 석출상을 가지는 것을 알 수 있다. κ-carbide는 규칙상으로서 (Fe,Mn)₃AlC_x의 화학구조를 가지고 있으며, 높은 함량의 Mn, Al, C을 함유하는 Fe-Mn-Al-C계 경량철강에서 압연 및 용체화 열처리 후 냉각공정 또는 시효열처리 공정 중에 주로 석출된다. κ-carbide는 석출 시 경량철강의 강도를 크게 향상시킬 수 있어 많은 연구들이 진행되고 있다. Fig. 3(a)는 오스테나이트계 Fe-30Mn-9Al-0.9C-0.5Mo-1Si 경량철강의 시효열처리 후 미세조직을 TEM으로 관찰한 결과이다³⁾. 그림에서 나노사이즈의 κ-carbide가 오스테나이트 입내에 규칙상으로 생성되어 있는 것을 확인할 수 있다. Fig. 3(b)는 오스테나이트와 규칙상인 κ-carbide에서의 합금원소 partitioning을 3D-APT로 분석한 결과이며, 오스테나이트 기지에 비해 κ-carbide 내에서 C, Al의 함량이 높은 것을 확인할 수 있다. 앞서 서술한 바와 같이 κ-carbide의 석출에 따라 경량철강의 기계적 성질이 크게 좌우되므로 κ-carbide의 석출기구 규명을 위한 많은 연구들이 진행되어 온 바 있다³⁻⁵⁾. Fig. 4는 Si, Mo 첨가에 따른 오스테나이트계 Fe-30Mn-9Al-0.9C 경량철강의 시효경화 거동의 변화를 보여주고 있다. 그림에서 보듯이 Si, Mo 미첨가 합금에 비해 Si첨가강의 경우 시효경화가 빠르게 발생하며, Mo첨가강의 경우에는 상대적으로 시효경화 속도가 느린 것을

Table 1 Microstructure constituents of Fe-Mn-Al-C based lightweight steels according to composition ranges¹⁾

	Ferritic lightweight steel	Duplex lightweight steel	Austenitic lightweight steel
Composition ranges	Fe-(0-8)Mn-(5-8)Al-(0-0.3)C	Fe-(5-30)Mn-(3-10)Al-(0.1-0.7)C	Fe-(15-30)Mn-(8-12)Al-(0.5-1.2)C
Microstructure constituents	Ferrite + κ-carbide	Austenite + Ferrite + κ-carbide	Austenite + κ-carbide

Fig. 3 (a) TEM micrograph of Fe-30Mn-9Al-0.9C-0.5Mo-1Si alloy after ageing for 100 h at 550 °C and (b) 3D-APT analyses for Fe-30Mn-9Al-0.9C-0.5Mo alloy³⁾

Fig. 4 Nanohardness change of Fe-30Mn-9Al-0.9C base lightweight steels with increasing ageing time at 550 °C⁴⁾

알 수 있다. 이는 Mo, Si 첨가에 따른 austenite기지와 κ -carbide 간의 계면에너지 변화와 관련이 있다.

Fig. 5 Results of the first-principles calculations for the precipitation of κ -carbide within austenite: (a) Unit cell showing the austenite / κ -carbide interface structure and (b) The calculated chemical bonding and strain contribution to the interfacial energy⁴⁾

Fig. 5는 제1원리 계산을 통해 Mo, Si 첨가에 따른 austenite기지와 κ -carbide 간의 계면에너지 변화를 계산한 결과이다. 그림에서 보듯이 Fe₃AlC type의 κ -carbide 내에서 Fe 자리에 Mo이 치환되는 경우에는 계면에너지 중 strain energy가 크게 증가하는 반면에 Al자리에 Si이 치환되는 경우에 strain energy가 감소하는 것을 알 수 있다. 이를 통해 Mo의 첨가는 κ -carbide의 석출을 억제시키는 반면에 Si의 첨가는 이를 촉진시키는 것을 알 수 있으며, 이러한 계산결과는 Fig. 4의 시험결과와 잘 일치한다. 이외에도 대표적인 페라이트 안정화 원소인 Cr의 경우, Mo과 같이 κ -carbide의 석출을 억제한다고 보고되고 있다⁶⁾.

κ -carbide 외에도 화학성분 및 시효열처리 조건 등에 따라 D0₃상, β -Mn상 등의 제2상들이 Fe-Mn-Al-C계 경량철강에서 석출될 수 있다. D0₃상은 규칙상으로서 Fe₃Al의 화학구조를 가지고 있으며 주로 페라이

Fig. 6 Microstructure of Fe-30Mn-10.5Al-1.1C-4Mo lightweight steel after solution treatment at 1050 °C: (a) EBSD phase map (Red: FCC, Yellow: BCC), (b) TEM bright-field image for $D0_3$ phase and (c) SAD pattern for $D0_3$ phase⁷⁾

트 입내에 규칙상으로 석출되거나 또는 오스테나이트 입계에 $D0_3$ 상 단독으로 생성된다. Fig. 6은 Fe-30Mn-10.5Al-1.1C-4Mo 합금의 용체화 열처리 후 미세조직을 보여주고 있다⁷⁾. Fig. 6(a)에서 미세조직은 오스테나이트 기지 (Red)에 BCC 결정구조를 가지는 제2상 (Yellow)으로 구성되어 있는 것을 확인할 수 있으며, TEM 분석결과 이러한 제2상은 $D0_3$ 상으로 확인되었다. β -Mn은 일반적으로 높은 Mn을 함유하는 경량철강에서 시효열처리 중에 생성된 ferrite (또는 $D0_3$ 상) 주위의 Mn 농화 지역에서 생성되며 매우 Brittle한 특성을 가진다. 다음의 Fig. 7은 Fe-30Mn-9Al-0.9C-1Si

Fig. 7 Microstructure of Fe-30Mn-9Al-0.9C-1Si lightweight steel after ageing treatment for 10,000 min at 550 °C: (a) SEM micrograph, (b) EBSD phase map (Red: FCC, Yellow: BCC, Green: β -Mn) and (c) EDS elemental line profile⁸⁾

합금에 대해 용체화 열처리 후 550 °C에서 10000분 시효 열처리한 샘플의 입계 미세조직을 보여주고 있다⁸⁾. 그림에서 확인할 수 있듯이 오스테나이트 입계를 따라 생성된 페라이트 주위의 Mn 농화 지역에서 β -Mn이 생성되어 있는 것을 볼 수 있다.

지금까지 살펴본 바와 같이 Fe-Mn-Al-C계 경량철강의 경우, 오스테나이트와 페라이트의 기지상 외에 시효열처리 조건에 따라 κ -carbide, $D0_3$ 상, β -Mn 등 다양한 제2상들이 생성될 수 있다. 다음의 Fig. 8은 오스테나이트계 Fe-30Mn-10.5Al-1.1C-3Mo 경량철강의 시효열처리에 따른 제2상의 상변태 과정을 도식적으로 보여주고 있다⁹⁾. 먼저, Fig. 8(a)에서 보듯이 시효 초기에 오스테나이트 입내에 κ -carbide가 생성되며 시효시간이 증가함에 따라 κ -carbide가 성장하며

Fig. 8 Phase transformation sequence during ageing at 675 °C of Fe-30Mn-10.5Al-1.1C-3Mo lightweight steel⁹⁾

그 분율이 증가한다. 다음으로 이러한 κ -carbide 생성에 따라 오스테나이트 내의 탄소 농도가 감소함으로써 오스테나이트의 상 안정성이 떨어지고 이로 인해 입계에서 페라이트 규칙상인 DO_3 상이 생성된다 (Fig. 8(b)). 이때 Fig. 8(c)와 같이 DO_3 상 주위의 Mn 농화 지역에서 β -Mn이 생성된다. 이후 β -Mn이 오스테나이트 입내 또는 DO_3 상 영역으로 성장해 나감에 따라 Al이 농화된 지역에서는 FeAl 구조의 B2 상이 생성되게 된다 (Fig. 8(d-e)).

2.2 경량철강 기계적 성질

Fig. 9는 문헌에 보고된 경량철강의 인장특성을 보여주고 있다^{1,10-18}). 페라이트계 경량철강의 경우 다소 낮은 강도와 연신율을 가지며, 듀플렉스계는 페라이트계에 비해 높은 강도를 가진다. 한편, 오스테나이트계는 가장 우수한 강도 ($\geq 1\text{GPa}$) - 연신율 ($\geq 50\%$) 밸런스를 보인다. 이러한 기계적 성질의 차이는 기지조직의 특성과 관련이 있다. 즉, 오스테나이트계 경량철강의 경우 Table 1에서 보듯이 페라이트계에 비해 다량의 Mn, Al, C를 함유하고 있으며 이와 함께 오스테나이트 내에서의 높은 Mn, C의 고용도로 인해 고용강화가 크게 발생한다. 또한, 기지조직인 오스테나이트의 우수한 가공경화특성으로 인해 인장시험 시 강도와 연신율이 모두 증가하며, 마지막으로 높은 C, Al 함량으로 인해 적절한 열처리를 통해 미세한 κ -carbide를 석출시켜 석출강화를 유도할 수 있다.

독일 막스플랑크 연구소에서는 지난 2006년도에 오스테나이트, 페라이트, κ -carbide의 3개 상으로 구성된 경량철강을 개발하여 발표하였으며 이를 TRIPLEX로 명명하였다. TRIPLEX는 Fe-(18-28)Mn-(9-12)Al-(0.7-1.2)C의 화학성분을 가지고 있으며 Fig. 10(a)는 TRIPLEX의 미세조직을 보여주고 있다¹¹⁾. 그림에서 보듯이 TRIPLEX는 오스테나이트를 기지조직으로 가지며 약 6-8 vol. %의 페라이트와 오스테나이트 입

Fig. 9 Tensile properties of Fe-Mn-Al-C based light-weight steels^{1,10-18)}

Fig. 10 Microstructure and tensile property of TRIPLEX steel: (a) Microstructure of an as cold-rolled and recrystallized Fe-26Mn-11Al-1.15C alloy and (b) true stress - true strain response¹¹⁾

내에 미세한 나노사이즈의 κ -carbide가 분포하고 있다. Fig. 10(b)는 TRIPLEX의 인장시험결과를 보여주고 있다. TRIPLEX는 경량철강으로써 높은 Al 함량으로 인해 $6.5\text{--}7\text{ g/cm}^3$ 의 낮은 밀도를 가지면서도 우수한 인장특성 (TS: 700-1100 MPa, El.: $\geq 60\%$)을 가진다.

Fig. 11은 2015년 포항공대에서 발표한 HSSS 경량철강의 물성을 보여주고 있다¹⁹⁾. HSSS 경량철강은 Fe-15Mn-10Al-0.8C-5Ni를 화학성분으로 가지며 냉간압연과 어닐링 열처리를 통해 입내에 미세한 B2상을 석출시킴으로써 강도와 연성을 동시에 확보하였다. Fig. 11에서 보듯이 HSSS 경량철강은 낮은 밀도와 더불어 높은 강도를 동시에 가짐으로써 기존에 개발된 경량철강 (TRIPLEX), 상용 경량합금 (Ti alloy, Al alloy) 등에 비해 높은 비강도를 갖는다.

이 외에도 재료연구소, 포항공대, 독일의 막스 플랑크 연구소 등을 중심으로 다양한 경량철강이 개발되고 있다. 기존에 개발된 경량철강들이 주로 자동차용으로 강도와 연신율 향상에 목표를 둔 반면에 최근에는 군수용, 발전용 등으로 그 적용 범위를 확대하기 위해 상온

Fig. 11 Tensile properties of Fe-15Mn-10Al-0.8C-5Ni lightweight steel (HSSS: High Specific Strength Steel) as compared to commercial alloys of high specific strength¹⁹⁾

인장성능 뿐 만 아니라 충격특성, 고온인장특성 등을 확보하기 위한 연구개발이 활발히 진행되고 있다.

3. 경량철강 용접특성

3.1 경량철강 용접부 미세조직 및 기계적 성질

Fe-Mn-Al-C계 경량철강의 용접부 특성은 모재와 마찬가지로 κ -carbide 석출거동과 밀접한 관계가 있다. 다음의 Fig. 12는 Al의 함량을 변화시킨 3종의 경량철강에 대해 HAZ 충격특성을 평가한 결과이다²⁰⁾. Fig. 12(a)에서 보듯이 HAZ 재현을 위한 용접입열량은 2조건 (10, 30 kJ/cm)으로 변화시켰다. Fig. 12(b)에서 HAZ 경도는 Al함량이 증가함에 따라 크게 증가하는 것을 확인할 수 있으며, Al 함량이 높은 강재에서는 입열량이 증가함에 따라 경도가 또한 증가하는 것을 볼 수 있다. 반면, Fig. 12(c)에서 HAZ의 충격인성은 경도와 반대로 Al함량 및 입열량이 증가함에 따라 감소하는 것을 알 수 있다. 먼저, Al 함량 증가는 Fe_3AlC κ -carbide 석출 구동력을 증가시킴으로써 HAZ에서의 κ -carbide 석출을 촉진하고 이로 인해 HAZ의 경도는 증가시키고 충격인성은 반대로 감소시켰다. 용접 입열량이 증가하는 경우에는 HAZ에서의 냉각 속도가 감소하고 이로 인해 냉각 중 HAZ에서 κ -carbide 석출을 위한 시간이 증가함으로써 κ -carbide 분율이 증가하게 되고 따라서 HAZ의 경도는 증가하고 충격인성은 감소하였다. 한편, 페라이트 안정화 원소인 Al의

(a)

(b)

(c)

Fig. 12 (a) Schematic schedule for HAZ simulation with different heat input, (b) nanoindentation and Vickers hardness in the base steel and the HAZ and (c) Charpy V-notch impact toughness in the base steel and the HAZ²⁰⁾

함량이 증가함에 따라 페라이트가 모재 및 HAZ에서 일부 생성되며, 이러한 페라이트는 HAZ의 충격특성에 영향을 미칠 것으로 판단되나, 합금원소 변화에 따른 충격특성 변화와 관련하여 참고논문²⁰⁾에서는 충격인성에 보다 결정적인 영향을 미치는 κ -carbide 석출의 영향에 대해서만 기술하였다.

3.2 경량철강 용접부 균열감수성

Fig. 13은 Gleeble hot ductility test를 통해 Fe-30Mn-9Al-0.9C 경량철강의 용접부 고온연성을 평가한 결과이다²¹⁾. Hot ductility test는 가열 중 (On-heating)과 냉각 중 (On-cooling)에 각각 고온변형시험을 통해 실시되었다. Hot ductility test는 500-1215 °C에서 실시되었으며, 이 때 On-cooling test 시의 Peak 온도는 On-heating test 시에 측정된 ZDT (Zero-Ductility Temperature)로 결정되었다. Fig. 13(a)에서 보듯이 On-cooling test 중, 온도가 감소함에 따라 연성이 회복되다가 700-800 °C 부근에서 연성이 급격하게 감소하는 Ductility dip이 발생하는 것을 확인할 수 있다. 이는 On-cooling 시에 생성된 취약한 입계 석출물이 그 원인이다. 즉, On-cooling test 시, 먼저 Peak온도 영역에서 국부적으로 입계의 용융(Liquation)이 발생하고, 냉각 중 응고 시에 입계에 Al 등의 편석에 따라 Fig. 13(c)에서 보듯이 Fe₃Al intermetallic compounds가 생성되게 된다. 한편, 이 후 온도가 더욱 내려가면 연성이 다시 회복되기 시작하는데 이는 Fig. 13(b)에서 보듯이 일반적으로 경량철강에서 많

이 보고되고 있는 MBIP (Microbands Induced Plasticity)⁷⁾가 발생하여 Plasticity가 증가하기 때문이다.

Fig. 14는 Varestraint test를 통해 서로 다른 Al, Cr 함량을 가지는 3종의 경량철강 (Fe-30Mn-10.5Al-0.9C, Fe-30Mn-11.5Al-0.9C, Fe-30Mn-10.5Al-0.9C-3Cr)의 용접부 고온균열 발생거동을 평가한 결과이다²²⁾. Varestraint test는 3 mm 두께의 판재에 대해 GTA (Gas Tungsten Arc) 용접 중에 4%의 Strain을 인가하며 실시되었다. 일반적인 철강소재들의 경우, Fusion line 인근 CGHAZ (Coarse Grained Heat-Affected Zone) 등에서 액화균열 등이 발생하는 반면에 경량철강의 경우, Fig. 14에서 보듯이 Fusion line으로부터 일정 거리가 떨어진 지역 (750-900 °C peak temperature 영역)에서 균열이 발생하는 것을 확인할 수 있다. 이는 이러한 지역에서의 HAZ peak temperature가 κ -carbide 석출이 활발하게 발생하는 온도에 해당하기 때문이다. 즉, Fig. 14에서 보듯이 이러한 지역에서 입내와 입계에 κ -carbide가 생성되며, 이때 상대적으로 Weak한 입계 주위를 따라 균열이 발생하게 된다. 한편, Fig. 14에서 HAZ의 균열 발생은 Al, Cr 등 합금원소 함량에 영향을 받는 것을 알 수 있다.

Fig. 13 (a) Schematic diagram showing on-cooling ductility curve of Fe-30Mn-9Al-0.9C lightweight steel and effect of factor on hot ductility, (b) Cross-sectional image of on-cooling sample tested at 873 K and (Fe,Mn)₃Al intermetallic compounds formed along the grain boundary in on-cooling sample tested at 973 K²¹⁾

Fig. 14 Panoramic image from the fusion line to the HAZ after vareststraint test²²⁾

즉, Al과 같이 κ -carbide의 석출을 촉진하는 원소의 함량이 증가하는 경우 (Fe-30Mn-11.5Al-0.9C)에는 HAZ에서 조대한 다량의 균열이 발생하는 반면에 Cr과 같이 κ -carbide의 석출을 억제하는 원소가 첨가되는 경우 (Fe-30Mn-10.5Al-0.9C-3Cr)에는 Cr을 첨가하지 않는 강에 비해 균열 발생이 줄어드는 것을 확인할 수 있다.

4. 요약

지금까지 살펴본 바와 같이 기존 철강소재 대비 낮은 밀도를 가지면서도 우수한 기계적 성질을 가지는 저비중 경량철강 개발을 위한 많은 연구들이 진행되어 오고 있으며, 최근에는 기존의 자동차용 뿐 만 아니라 군수용, 발전용에 이르기까지 경량철강의 적용 범위를 확대하고자 하는 노력들이 진행되어 오고 있다. 반면, 경량철강 용접특성에 대한 연구는 매우 부족한 실정이며, 따라서 향후 경량철강을 이용한 부품 제작 등을 위해서는 개발 강재들의 용접특성에 대한 많은 연구와 더불어 경량철강 접합을 위한 용접재료 개발이 필요한 시점으로 판단된다.

Acknowledgement

본 연구는 한국 연구재단사업 (NRF-2019R1A2C-4070650)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

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

References

1. H. Kim, D. W. Suh and N. J. Kim, Fe-Mn-Al-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties, *Sci. Technol. Adv. Mater.* 14 (2013) 1-11.
<https://doi.org/10.1088/1468-6996/14/1/014205>
2. K. Ishida, H. Ohtani, N. Satoh, R. Kainuma and T. Nishizawa, Phase equilibria in Fe-Mn-Al-C alloys, *ISIJ Int.* 30 (1990) 680-686.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.30.680>
3. C. W. Kim, S. I. Kwon, B. H. Lee, J. O. Moon, S. J. Park, J. H. Lee and H. U. Hong, Atomistic study of nano-sized κ -carbide formation and its interaction with dislocations in a cast Si added FeMnAlC lightweight steel, *Mater. Sci. & Eng. A* 673 (2016) 108-113.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.07.029>
4. 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.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.08.036>
5. L. N. Bartlett, D. C. V. Aken, J. Medvedeva, D. Isheim, N. I. Medvedeva and K. Song, An atom probe study of kappa carbide precipitation and the effect of silicon addition, *Metall. Trans. A* 45 (2014) 2421-2435.
<https://doi.org/10.1007/s11661-014-2187-3>
6. J. Moon, H. Y. Ha, S. J. Park, T. H. Lee, J. H. Jang, C.

- H. Lee, H. N. Han and H. U. Hong, Effect of Mo and Cr additions on the microstructure, mechanical properties and pitting corrosion resistance of austenitic Fe-30Mn-10.5Al-1.1C lightweight steels, *J. Alloys Compd.* 775 (2019) 1136-1146.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.10.253>
7. J. Moon, S. J. Park, J. H. Jang, T. H. Lee, C. H. Lee, H. U. Hong, H. N. Han, J. Lee, B. H. Lee and C. Lee, Investigations of the microstructure evolution and tensile deformation behavior of austenitic Fe-Mn-Al-C lightweight steels and the effect of Mo addition, *Acta Mater.* 147 (2018) 226-235.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.01.051>
8. K. Lee, S. J. Park, J. Moon, J. Y. Kang, T. H. Lee and H. N. Han, β -Mn formation and aging effect on the fracture behavior of high-Mn low density steels, *Scripta Mater.* 124 (2016) 193-197.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2016.04.040>
9. J. Moon, S. J. Park, S. D. Kim, J. H. Jang, T. H. Lee, C. H. Lee, B. H. Lee, H. U. Hong and H. N. Han, Phase transformation mechanism and hardness during ageing of an austenitic Fe-30Mn-10.5Al-1.1C-3Mo lightweight steel, *J. Alloys Compd.* 804 (2019) 511-520.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2019.06.362>
10. J. Herrmann, G. Inden and G. Sauthoff, Deformation behavior of iron-rich iron-aluminum alloys at low temperatures, *Acta Mater.* 51 (2003) 2847-2857.
[https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(03\)00089-2](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(03)00089-2)
11. G. Frommeyer and U. Brück, Microstructures and mechanical properties of high-strength Fe-Mn-Al-C lightweight TRIPLEX steels, *Steel Res. Int.* 77 (2006) 627-633.
<https://doi.org/10.1002/srin.200606440>
12. K. T. Park, K. G. Jin, S. H. Han, S. W. Hwang, K. Choi and C. S. Lee, Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition, *Mater. Sci. & Eng. A* 527 (2010) 3651-3661.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.02.058>
13. J. D. Yoo and K. T. Park, Microband-induced plasticity in a high Mn-Al-C light steel, *Mater. Sci. & Eng. A* 496 (2008) 417-424.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.05.042>
14. H. J. Lai and C. M. Wan, The study of work hardening in Fe-Mn-Al-C alloys, *J. Mater. Sci.* 24 (1989) 2449-2453.
<https://doi.org/10.1007/BF01174510>
15. Y. Sutou, N. Kamiya, R. Umino, I. Ohnuma and K. Ishida, High-strength Fe-20Mn-Al-C based alloys with low density, *ISIJ Int.* 50 (2010), 893-899.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.50.893>
16. S. W. Hwang, J. H. Ji, E. G. Lee and K. T. Park, Tensile deformation of a duplex Fe-20Mn-9Al-0.6C steel having the reduced specific weight, *Mater. Sci. & Eng. A* 528 (2011) 5196-5203.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.03.045>
17. D. W. Suh, S. J. Park, T. H. Lee, C. S. Oh and S. J. Kim, Influence of Al on the microstructure evolution and mechanical behavior of low-carbon, manganese transformation-induced-plasticity steel, *Metall. Trans. A* 41 (2010) 397-408.
<https://doi.org/10.1007/s11661-009-0124-7>
18. C. H. Seo, K. H. Kwon, K. Choi, K. H. Kim, J. H. Kwak, S. Lee and N. J. Kim, Deformation behavior of ferrite-austenite duplex lightweight Fe-Mn-Al-C steel, *Scripta Mater.* 66 (2012) 519-522.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.12.026>
19. S.-H. Kim, H. Kim and N.J. Kim, Brittle intermetallic compound makes ultrastrong low-density steel with large ductility, *Nature*, 518 (2015), 77-79 .
<https://doi.org/10.1038/nature14144>
20. S. Jeong, B. Kim, J. Moon, S. J. Park and C. Lee, Influence of κ -carbide precipitation on the microstructure and mechanical properties in the weld heat-affected zone in various FeMnAlC alloys, *Mater. Sci. & Eng. A* 726 (2018) 223-230.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.04.088>
21. B. Kim, S. Jeong, S. J. Park, J. Moon and C. Lee, Roles of (Fe,Mn)₃Al precipitates and MBIP on the hot ductility behavior of Fe-30Mn-9Al-0.9C lightweight steels, *Met. Mater. Int.* 25 (2019) 1019-1026.
<https://doi.org/10.1007/s12540-019-00248-9>
22. B. Kim, S. Jeong, S. J. Park, J. Moon, C. Lee, Local brittle cracking in the heat-affected zone of lightweight steels, *Mater. Char. Phys.* 238 (2019) 121904.
<https://doi.org/10.1016/j.matchemphys.2019.121904>