

Metal Injection Molding 공정으로 제조된 Fe-Cr-Ni계 HK30 합금의 미세조직 및 상·고온 인장 특성에 미치는 열간 등압 성형의 영향

김영균¹ · 윤태식² · 이기안^{1,*}

¹인하대학교 신소재공학과
²베스너(주)

Effect of Hot Isostatic Pressing on the Microstructure and Room-High Temperature Tensile Properties of Fe-Cr-Ni based HK30 Alloy Manufactured by Metal Injection Molding Process

Young-Kyun Kim¹, Tae-Sik Yoon², and Kee-Ahn Lee^{1,*}

¹Department of Materials Science and Engineering, Inha University, Incheon 22212, Republic of Korea
²Bestner Co., Eumseong, Chungcheongbuk-do 27623, Republic of Korea

Abstract: This study manufactured Fe-Cr-Ni-based alloy (HK30) using the metal injection molding (MIM) process and investigated the microstructure and room-high temperature mechanical properties of the material. The effect of hot isostatic pressing (HIP) on properties was also examined. The average grain sizes were 24.1 μm for an MIM specimen and 29.1 μm for an MIM+HIP specimen. Microstructure and phase analysis results confirmed that the matrix mainly consisted of $\gamma\text{-Fe}$, and Cr_{23}C_6 phase. To evaluate the mechanical properties of the material, tensile tests were performed at room temperature and 900 $^{\circ}\text{C}$. The tensile tests at room temperature indicated that the MIM and MIM+HIP specimens showed tensile strength of 609.6 MPa and 645.0 MPa, and elongation of 32.7% and 43.7%, respectively. In both strength and elongation, the MIM+HIP sample had greater performance. The tensile results at 900 $^{\circ}\text{C}$ also showed that the HIP+MIM specimen had higher strength and elongation. This was attributed to fewer macro cracks, denser structures and finer distribution of Nb based carbide due to the additional HIP. This study also discussed the deformation behavior of MIM material at room-high temperatures.

(Received August 21, 2017; Accepted November 16, 2017)

Keywords: metal injection molding, Fe-Cr-Ni based alloy, hot isostatic pressing, microstructure, high temperature, mechanical properties

1. 서 론

최근 과급기(turbocharger) 및 엔진(engine) 부품과 같이 고온의 가혹한 조건에서 사용되는 소재로 Fe-Cr-Ni계 내열 소재에 대한 관심이 증대되고 있다. Fe-Cr-Ni계 내열 소재는 우수한 고온 강도, 부식 저항성과 함께 뛰어난 크립-피로 수명 등의 특징을 갖고 있어 다양한 분야에서 고온용 소재로 사용될 수 있다 [1]. 이 중에서 HK30 합금은 A310 스테인리스 강(stainless steel)에 Nb를 첨가하여 개량된 것

으로 A310 합금과 비교하여 오스테나이트(austenite) 기지 조직에 결정립계를 따라 탄화물(Cr rich M_{23}C_6)이, 결정립 내부에는 고온 안정상인 NbC가 석출되어 고온 크립, 피로 특성과 함께 고온 강도 또한 향상된 소재이다 [2,3]. HK30 합금 소재는 일반적으로 주조 공정을 통하여 제조 가능하며, 생주물(as-cast) 상태로 터보 매니폴드(turbo manifold), 열교환기(heat-exchanger), 과급기(turbocharger) 등과 같은 고온용 부품으로 사용될 수 있다. 그러나 주조 공정의 특성상 미세조직적 불균일, 내부 결함과 같은 단점이 존재할 수 있다. 이에 보다 복잡한 형상을 가지는 균일한 미세조직의 부품을 제조하기 위한 다양한 방법의 제조 방법이 제시되고 있으며, 그 중에서 금속 사출 성형 공정

*Corresponding Author: Kee-Ahn Lee

[Tel: +82-32-860-7532, E-mail: keeahn@inha.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

(metal injection molding, MIM)에 대한 관심이 커지고 있다.

MIM 공정은 약 $10\ \mu\text{m}$ 수준의 금속 분말과 바인더를 혼합하여 사출 성형하고 가열 혹은 촉매 작용을 통해 성형체에서 바인더를 제거한 뒤 최종적으로 고온 소결을 통해 고밀도의 정밀 부품을 제조하는 기술이다 [4]. 이 공정은 기존의 분말 야금 공정과 비교하여 동일한 가격으로 매우 복잡, 정교한 제품을 제조할 수 있으며 동시에 단련재와 유사한 기계적 특성을 부여할 수 있다. MIM 공정은 고기능 복잡 형상의 정밀 부품 제조 분야에서 저렴한 생산 원가로 대량 생산이 가능하고 철계와 비철계 등 각종 합금뿐만 아니라 복합 재료 및 초경 재료 등의 주조나 가공이 어려운 소재에 대해서도 부품 제조가 가능하다는 높은 장점을 가지고 있다 [5]. 과급기 베인(turbocharger vane)과 같은 고온용 부품의 경우 형상의 제어를 통해 배기량(exhaust air flow)를 최적화 시킬 수 있기 때문에 MIM 공정을 이용한 부품 제조가 시도되고 있다.

MIM 공정으로 제조된 Fe-Cr-Ni계 HK30 합금 소재가 실제 고온 구조용 소재로 사용되기 위해서는 기계적 특성 제시가 필수적이거나 현재까지 이에 대한 연구는 부족한 실

정이다. 최근, M. A. Kearns 등[6]은 MIM 공정으로 제조된 HK30 합금 소재의 공정 변수에 따른 상온 인장 결과를 보고한 바 있다. 그러나 이 또한 상온 기계적 특성에 국한되어 있으며 고온 기계적 특성 및 미세조직과 연계한 변형 거동에 대한 연구는 보고된 바 없다.

본 연구에서는 MIM 공정을 이용하여 HK30 합금 소재를 제조하고 이에 대한 미세조직 및 상·고온 기계적 특성을 조사하였다. 이와 함께 소결체에서 기공 및 결함을 저감시키기 위해 사용되는 열간 등압 성형(Hot Isostatic Press, HIP) 공정을 추가로 도입하여 MIM 소재와 MIM+HIP 소재를 비교함으로써 미세조직 및 특성에 미치는 HIP의 영향을 알아보려고 하였다. 또한 MIM으로 제조된 HK30 소재의 미세조직과 연계한 상·고온 변형 거동에 대해서도 고찰해보았다.

2. 실험 방법

본 연구에서는 MIM 공정을 이용하여 Fe-Cr-Ni계 HK30 합금 소재를 제조하였다. 사용된 합금 분말은 Fe-

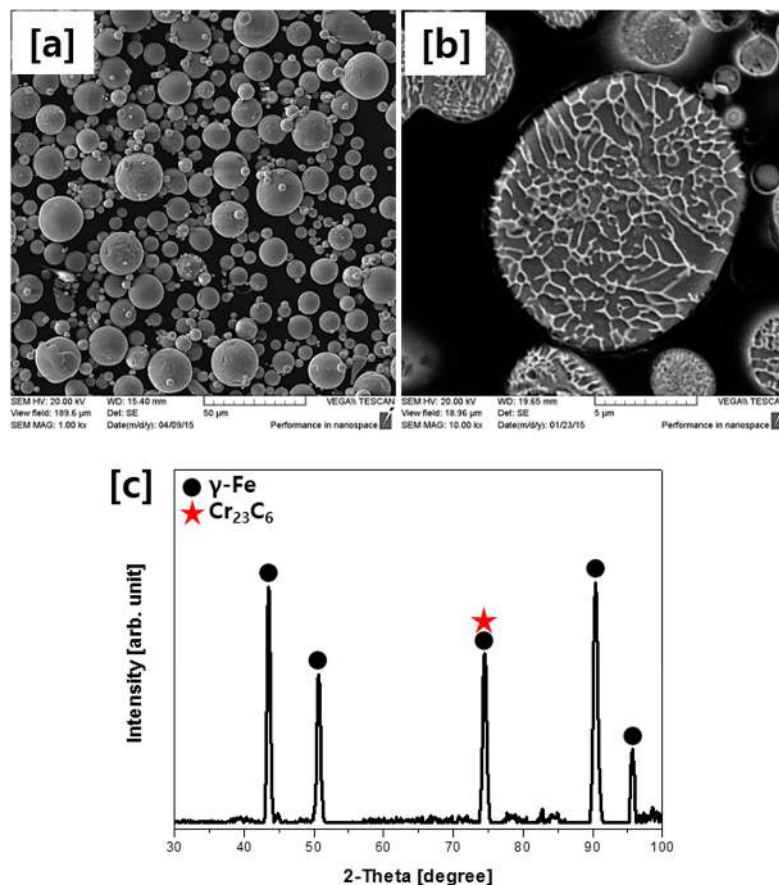


Fig. 1. Characteristics of HK30 powder used in this study: (a) morphology, (b) cross-sectional microstructure and (c) phase analysis.

Table 1. Chemical composition(wt%) of HK30 alloy.

	Fe	Cr	Ni	Si	Mn	C	Nb
MIM	Bal.	23.33	21.21	1.20	0.55	-	1.44
MIM+HIP	Bal.	24.77	20.23	1.04	0.56	-	1.42

25Cr-20Ni계 오스테나이트 스테인레스 강(austenite stainless steel)의 조성으로 그림 1에 분말 공급 원료(feedstock)에 대한 미세조직(표면 및 단면) 및 X선 회절(X-ray diffraction, XRD) 분석 결과를 나타내었다. 분말은 입도(particle size) 약 9.19 μm 와 0.11 μm 의 두 가지 주 분포를 가지는 분말들을 혼합하여 사용하였다. 분말의 형상은 대부분 구상이었으며 주 구성상으로 $\gamma\text{-Fe}$ 가 확인되었으며 일부 Cr_{23}C_6 피크들도 함께 분석되었다. 상기 합금 분말 공급 원료(feedstock) 들과 함께 선행 실험 및 (주)베스너의 노하우를 기반으로 선정된 적정 바인더를 혼합하였다. 이후 형상 제어를 위한 사출 성형을 수행하였으며, 사출 성형 후 바인더 제거를 위해 40 °C의 헵탄(heptan) 분위기에서 12시간 용매 탈지하였다. 뒤 이어 분말의 치밀화 및 기계적 물성 향상 도모를 위해 아르곤 분위기 1,285 °C에서 2시간의 소결을 수행하였다. 한편 MIM 소재에 대하여 추가적으로 HIP 처리의 영향을 알아보고자 1,165 °C, 100 MPa 조건하에서 3시간 동안 HIP를 수행하였다.

상기 두 합금 소재의 화학 조성을 X선 형광(X-ray fluorescence, XRF)을 이용하여 분석하였으며 이를 표 1에 나타내었다. 화학 조성 분석 결과, MIM 소재 및 MIM+HIP 소재 모두가 HK 30 합금에 해당하는 조성임을 확인할 수 있었다. 기공도 측정을 위하여 SiC 사포(#100~#2000) 및 1 μm 다이아몬드 현탁액(diamond suspension)을 이용하여 기계적 연마를 실시하고 에칭하지 않은 상태에서 광학 현미경 관찰을 수행하여 이미지 분석 프로그램을 이용하여 기공도를 정량적으로 분석하였다. 한편 시편 연마 후 25 ml 에탄올 + 50 ml 염산 + 25 ml 질산 용액을 사용하여 에칭한 뒤 광학현미경(optical microscopy, OM) 및 주사전자현미경(scanning electron microscopy, SEM)으로 미세조직을 관찰하였다. 이와 함께 두 소재들의 상 분석을 위하여 XRD(Ultima IV) 및 전자탐침미소분석(electron probe micro analyzer, EPMA) 분석을 수행하였다.

기계적 특성 평가를 위해 비커스 경도, 상온 및 고온 인장 시험을 수행하였다. 경도 시험은 DVK-1 장비를 이용하여 20회 측정 후 평균값을 사용하였다. 인장 시험의 경우 MIM 및 MIM+HIP 소재들에 대하여 ASTM E8 규격에 부합하는 판상 시편을 가공, 제조하고 MTS 810 장

비를 이용하여 상온, 900 °C 온도 조건에서 2.088 mm/min의 속도로 실시하였다. 인장 실험의 경우 동일한 조건을 세 번 반복하고 평균적인 결과를 사용하였다. 인장 시험 후 SEM을 이용하여 각 시편에 대한 인장 파면 및 수직 단면을 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 MIM 공정으로 제조된 HK30 합금의 미세조직 및 기본 특성

MIM 및 MIM+HIP 소재의 밀도는 각각 7.582, 7.773 g/cm^3 로 측정되었으며 MIM 공정 이후 추가적인 HIP 처리에 따라 밀도가 소폭 증가하는 경향을 보였다. 이와 관련하여 HK30 소재를 1,280 °C에서 소결한 경우 약 7.4 g/cm^3 수준의 밀도가 나타내며 이 이상의 온도에서는 소결 중 액상의 형성으로 인해 밀도가 증가한다고 보고된 바 있다 [6]. 즉 본 연구에서 두 소재가 높은 밀도를 나타내는 것은 먼저 적정 조건의 액상 소결 효과와 추가적인 HIP 처리에 의한 미세조직 변화 및 치밀화에 기인하는 것으로 해석될 수 있다.

MIM 소재와 MIM+HIP 소재의 XRD 분석 결과를 그림 2에 나타내었다. 제조된 MIM 소재에서는 초기 분말에서와 마찬가지로 $\gamma\text{-Fe}$ 상이 주된 상으로 확인되었고 이와 함께 일부 Cr_{23}C_6 상의 피크들도 함께 검출되었다. MIM+HIP 소재의 경우 MIM 소재에서 나타난 상들과 함께 비록 낮은 강도를 보이지만 NbC 상들도 추가로 확인되었다. 에칭하지 않은 시편들에 대한 기공도 측정 결과, MIM 소재의 경우 0.087%, MIM+HIP 소재의 경우 0.037%로 HIP 처리 후 기공도가 감소하는 것으로 나타났다.

그림 3은 두 소재에 대한 광학 미세조직 관찰 결과로서 여기서 (a)는 MIM 소재, (b)는 MIM+HIP 소재이다. 참고로 두 소재 모두에서 방향에 따른 미세조직학적 차이는 나타나지 않았다. 그림에서 볼 수 있듯이 MIM 소재의 경우 약 22.12 μm 이던 평균 결정립 크기(average grain size)가 HIP 공정 이후에는 29.11 μm 로 소폭 증가하는 결과를 보였다. 이와 함께 결정립계에서는 추가적인 연속적인 상(white arrow)이, 입내에서는 구형의 상(black arrow)이 함께 나타났다.

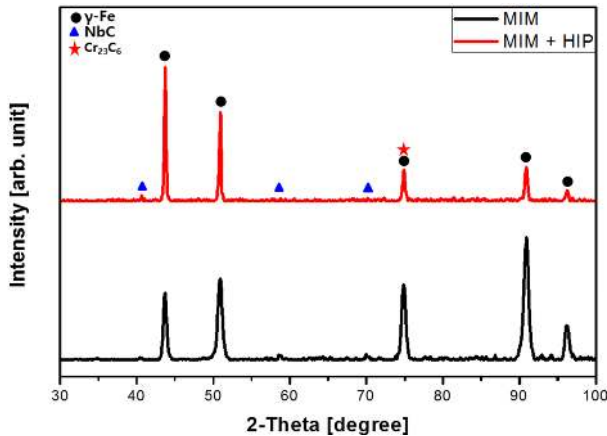


Fig. 2. XRD analysis results of MIM and MIM+HIP materials.

상기 두 소재의 미세조직에 대해 조금 더 자세히 조사해 보고자 SEM을 이용하여 관찰하였으며 그 결과를 그림 4에 나타내었다. 먼저 저 배율 관찰 결과, 그림 4(a)에서 볼 수 있듯이 MIM 소재의 경우 시편 내부 균열이 일부 존재하고 있는 것으로 나타났으며 이와 달리 그림 4(b)에서 볼 수 있듯이 MIM+HIP 소재의 경우 시편 모든 부위에서 내부 균열은 관찰되지 않았다. 여기서 MIM 소재에서만 균열이 형성된 것은 소결 과정에서 충분한 소결이 진행되지 않았기 때문으로 판단된다. 즉, MIM 소재에서는 불완전 소결로 인해 결합이 존재하며 이 후 HIP 처리 과정에서 추가적인 소결이 진행되어 소재의 결합이 제어된 것으로 사료된다. 한편, 고 배율 미세조직 관찰 결과, 두 소재 모두 결정립계를 따라 두껍고 일부 분절된 $Cr_{23}C_6$ 상이 관찰되었고 결정립 내부에서 존재하는 구형의 상은 NbC로 확인되었다. 일반적으로 HK30 합금의 경우 $M_{23}C_6$ 혹은 NbC 상과 같은 탄화물이 생성될 수 있는 것으로 보고되고 있다 [7,8]. 그러나 SEM 관찰 결과(그림 4)에서 HIP 처리에 따라 $Cr_{23}C_6$, NbC 상의 크기 및 분포가 달라짐에 주목할 필요가 있다. 즉 HIP 처리 후(그림 4(b))에는

결정립계를 따라 나타나는 $Cr_{23}C_6$ 상이 상대적으로 얇은 사슬 형태로 변화했으며 NbC상의 경우 분율이 증가하는 경향을 보였다. 관련하여 EPMA를 이용한 두 소재의 성분 분포 차이를 알아보았으며 이를 그림 5에 나타내었다. 먼저 MIM 소재에서 결정립계를 따라 두껍고 일부 분절된 형태를 보이던 Cr 원소의 분포가 MIM+HIP 소재에서는 상대적으로 얇은 사슬 형태로 변화된 것을 명확히 확인할 수 있었다. Nb 원소 분포를 살펴보면 HIP 처리 후 상대적으로 많은 양이 보다 고르게 분포하는 것으로 나타났다. 또한 C 원소의 경우 MIM 소재의 경우는 결정립계에 집중적으로 분포한 것과는 달리 MIM+HIP 소재에서는 결정립 내부에서도 쉽게 검출되었다.

일반적으로 Fe-Cr-Ni계 오스테나이트 스테인레스 강은 탄소의 고용도가 낮고 쉽게 $Cr_{23}C_6$ 계 탄화물을 형성시키는 것으로 알려져 있다 [9]. HK30 합금 소재의 경우, Cr계 탄화물의 입계 석출에 따른 입계 부식을 탈피하고자, 상대적으로 C와 결합력이 높은 Nb 원소를 첨가하여, $Cr_{23}C_6$ 이외에 Nb계 탄화물을 형성시킬 수 있다. 오스테나이트 스테인레스 강에서 Cr계 탄화물의 고용 온도는 약 600~950 °C로 알려져 있다 [9]. 본 연구에서는 MIM 이후 1165 °C에서의 HIP을 수행하였고, 이 때 Cr계 탄화물들은 일부 분해되고 고용될 수 있으며[10] 그 양은 HIP 유지 시간에 따라 결정될 것으로 판단된다. 이에 반해 Nb계 탄화물은 본 연구의 HIP 온도 조건보다 유사하거나 높은 온도에서 분해, 고용이 가능하므로, MIM 소재의 존재하던 초기 Nb계 탄화물은 HIP 처리에 의해서 분해되지 않는다. 오히려 HIP 처리 시 Cr계 탄화물의 분해로 생성된 C은 1165 °C에서 더 많은 평형 분율을 가지는 Nb계 탄화물[11]을 형성시키는 데 기여할 것으로 판단된다. 이에 따라 본 연구의 MIM+HIP 소재의 경우 MIM 소재에 비하여 결정립계에 존재하는 Cr계 탄화물들이 얇고 불연속적인 형태로 변화하고 결정립 내에서는 미세한 Nb계 탄화물들이 상대적으로 더 많은 양이 형성되는 것(그림 4와 그림 5)으로 이해될 수 있다.

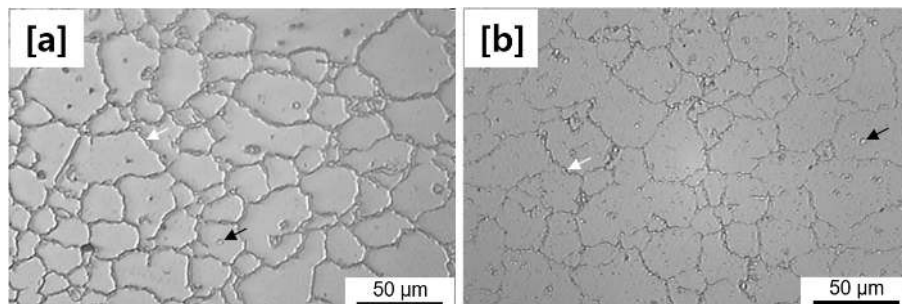


Fig. 3. Optical micrographs of HK30 alloy: (a) MIM and (b) MIM+HIP.

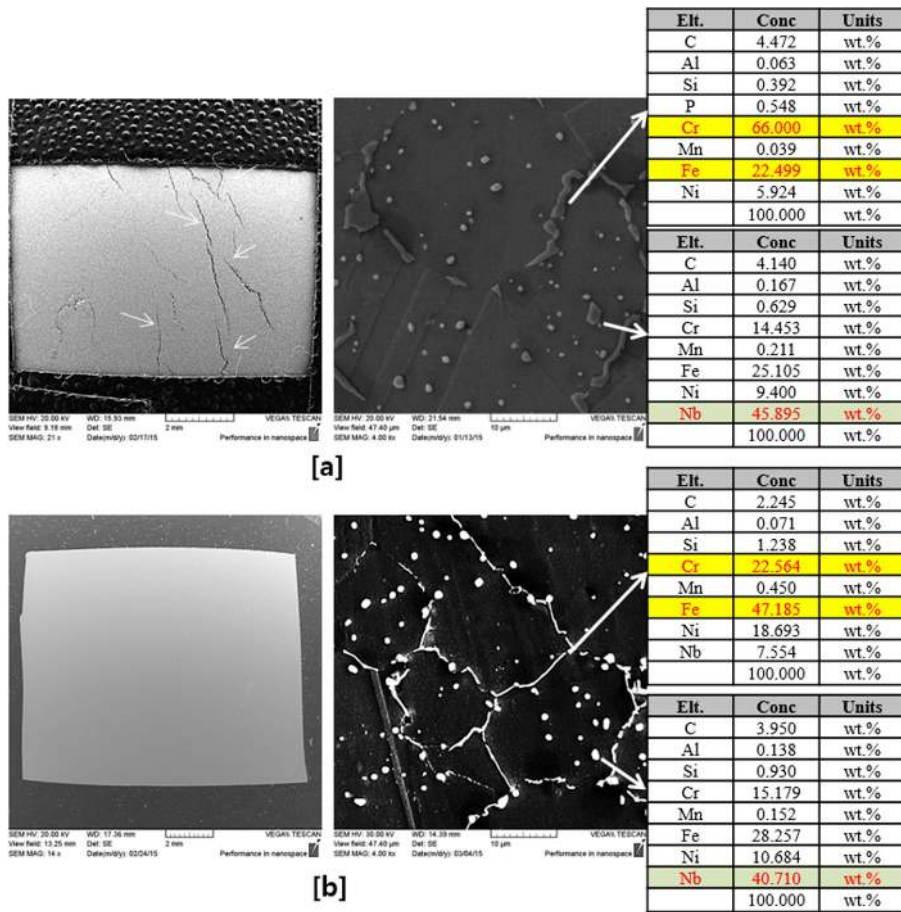


Fig. 4. Macro and microstructure SEM images of HK30 alloy: (a) MIM and (b) MIM+HIP.

3.2 MIM 공정으로 제조된 HK30 합금의 상온 및 고온 기계적 특성

MIM 및 MIM+HIP 소재의 경도는 각각 172.6 Hv, 193.5 Hv로 HIP 처리 후 경도가 증가하였다. 먼저 상온에서 수행된 두 소재의 인장 변형 곡선을 그림 6에 나타내었다. 두 소재의 항복 강도는 MIM 소재의 경우 246.7 MPa, MIM+HIP 소재의 경우 271.5 MPa로 경도 시험에서와 같이 HIP 처리 후 강도가 증가하는 것을 알 수 있었다. 상온 인장 강도는 609.6 MPa(MIM)과 645.0 MPa(MIM+HIP)로 얻어졌다. 인장 실험 결과에서 주목할 점은 HIP 처리 후 강도가 증가하였음에도 불구하고 연신율을 또한 32.7%에서 43.7%로 상승했다는 점이다. 일반적으로 소재의 강도 상승은 연신율의 저하를 초래하는 것으로 알려져 있으나 MIM 소재의 경우 HIP 처리에 의하여 강도와 연신율이 함께 상승하는 특이한 결과를 보였다.

두 소재의 인장 파단면 관찰 결과를 그림 7에 나타내었다. MIM 소재의 경우 초기 미세조직에서 나타났던 내부

거시 균열(macro crack)이 파단면에서 그대로 관찰되었다. 반면 MIM+HIP 소재의 경우는 파단면에서 거시 균열을 전혀 관찰할 수 없었다. MIM 공정으로 제조된 소재에서 발생하는 거시 균열은 탈지 과정 중 발생하는 것으로 판단된다. 그 중 용매 탈지의 경우 가열 탈지에 비해 상대적으로 빠른 시간 내에 탈지가 가능하지만, 용매 탈지 시 온도를 높여 탈지 속도를 매우 높일 경우 거시 균열이 발생할 수 있는 것으로 알려지고 있다 [12]. 한편 두 소재 모두에서 많은 딴플(dimple)로 구성되어 있는 연성 파괴의 파단면들이 관찰되었으며 딴플 내부에는 Nb계 탄화물이 존재하고 있었다. 딴플의 크기는 MIM 소재의 경우 6.55 μm , MIM+HIP 소재는 2.54 μm 로 측정되었다. 즉 MIM 소재에서 추가적인 HIP 공정에 따라 결정립 내에서 존재하는 Nb계 탄화물의 크기 및 분포 차이에 의해 연성 파단면에서 나타나는 딴플 크기가 현저히 감소하는 것을 알 수 있었다.

Y. Ohmori 등[13]은 오스테나이트 스테인레스 강에서 NbC가 효과적인 강화상 역할을 하는 것을 보고한 바 있

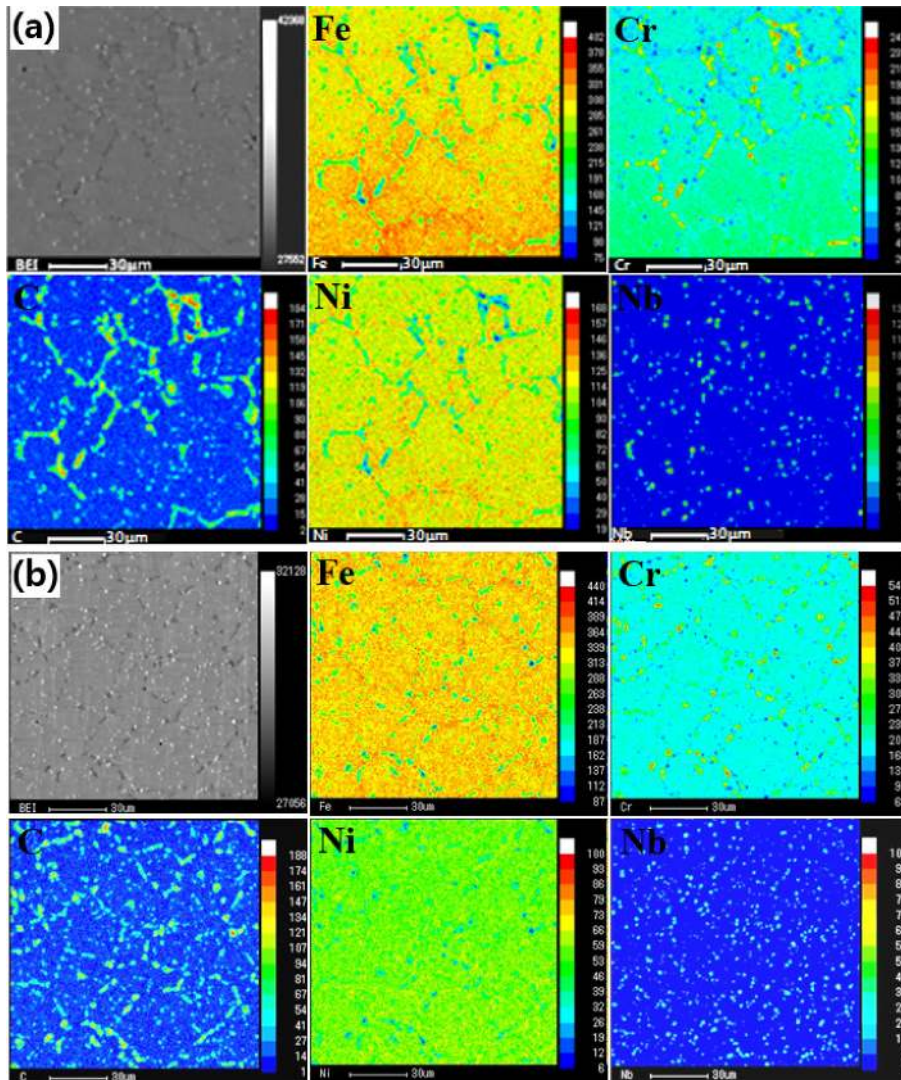


Fig. 5. Compositional maps of HK30 obtained by EPMA analysis: (a) MIM and (b) MIM+HIP

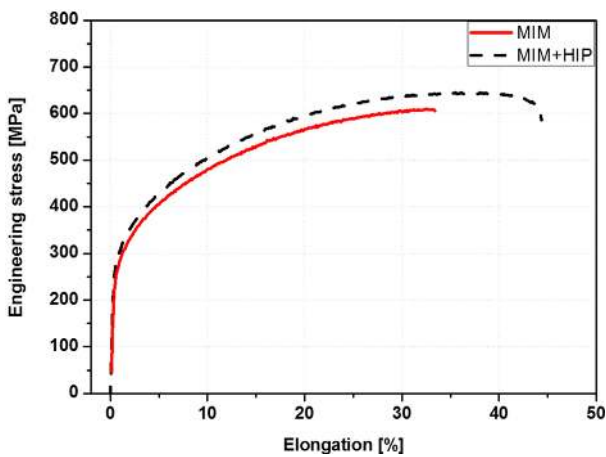


Fig. 6. Stress-strain curves of MIM and MIM+HIP materials at room temperature.

다. 그림 8은 MIM+HIP 소재의 상온 인장 후 파단면 아래 부분의 단면을 관찰한 결과이다. 그림에서 알 수 있듯이 변형 중 NbC 상 주위에서 미세 균열이 생성되고 있고 생성된 균열이 NbC 상을 전단하거나 파괴시키지 못하며 NbC 상들이 균열 진전의 효과적인 방해물로 작용하고 있음을 알 수 있다. 그림 7과 그림 8의 관찰 결과를 바탕으로 HK30 MIM 소재에 비하여 MIM+HIP 소재가 더 높은 강도를 나타내는 이유는 HIP 처리 후 미세한 크기로 다량 분포된 NbC 상에 기인하는 것임을 유추할 수 있었다. 하지만 일반적으로 석출상의 제어를 통하여 얻어지는 강도의 증가는 연신율의 감소를 동반하게 되지만 본 연구에서는 그림 6에서 그 반대의 결과(강도가 증가하면서 동시에 연신율도 증가하는)가 확인되었다. 이러한 연신율의 증가에는 MIM 소재에서 HIP 처리 후 거시 균열들이 소

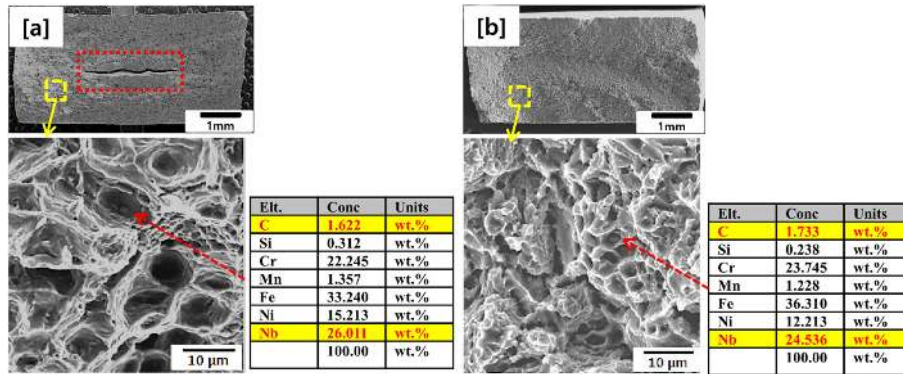


Fig. 7. SEM images of fracture surfaces after tensile tests: (a) MIM and (b) MIM+HIP HK30 alloys.

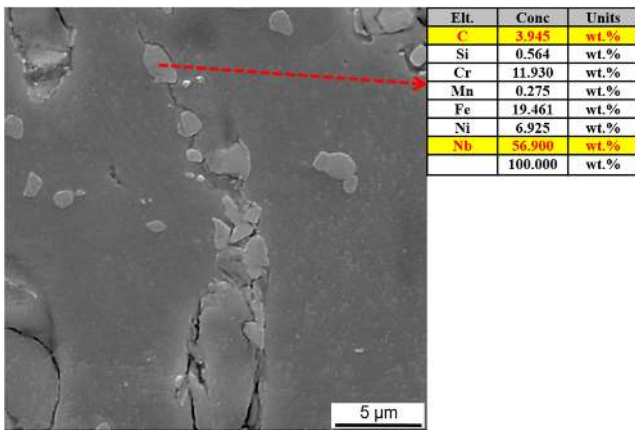


Fig. 8. Cross-sectional image of MIM materials after room temperature tensile test.

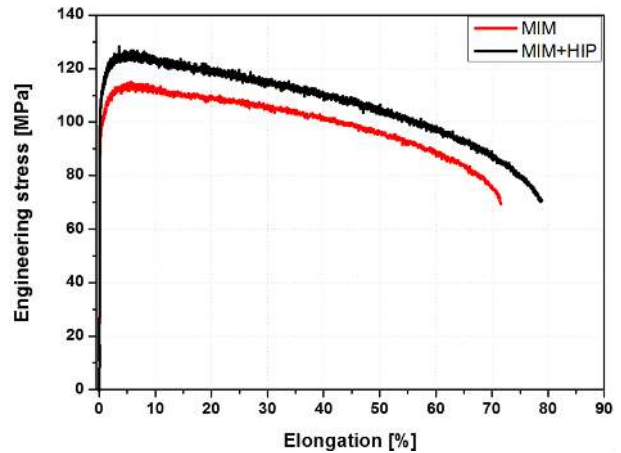


Fig. 9. Stress-strain curves of MIM and MIM+HIP materials at 900 °C.

떨어지고 추가적으로 조직 치밀화에 따른 밀도 상승으로 인해 얻어지는 결과로 판단된다. 즉 HK30 MIM 소재에서 HIP 처리한 경우 결합이 감소되고 미세 석출상들의 효과적 강화 작용으로 인하여 강도 및 연신율의 상온 기계적 특성이 모두 향상된 것으로 사료된다.

그림 9는 상기 두 소재에 대한 고온 인장 실험을 통해 얻어진 응력-변형률 곡선들이다. 고온 인장 시험 결과 MIM 소재의 경우 항복 강도는 97.4 MPa, 인장 강도는 114.6 MPa, 연신율 71.6%로 나타났고 MIM+HIP 소재의 경우 항복 강도는 115.0 MPa, 인장 강도는 128.2 MPa, 연신율은 78.5%로 측정되었다. 앞선 상온 인장 시험에서와 같이 고온에서 역시 MIM+HIP 소재가 MIM 소재에 비하여 상대적으로 높은 강도와 연신율을 보였다. 이러한 원인은 초기 미세조직에서 차이에 의한 것으로 생각된다. 즉, Cr₂₃C₆로부터 분해된 C가 오스테나이트 기지에 존재하는 Nb와 만나 석출된 NbC는 상온 뿐만 아니라 고온에서 역시 강도 상

승에 큰 영향을 미친다는 것을 알 수 있었다. 또한, HIP 처리 후 미세조직적 치밀화에 의한 결합 분율 감소 역시 강도 상승에 일부 영향을 미쳤을 것으로 판단된다.

HK30 합금의 경우 내 산화성이 뛰어난 Fe-Cr-Ni계 오스테나이트계 스테인리스 강으로 고온의 환경 하에서 추가적인 산화를 방지하는 protective Cr-based oxide layer (Cr₂O₃)가 형성되는 것으로 알려져 있다 [14]. 이로 인해 상기 두 합금에 대한 고온 인장 파단면에서는 전반적으로 산화물이 형성되어 파면 관찰이 어려웠다. 따라서 파단 후 시편의 옆면에 대한 미세조직 관찰을 수행하였으며 이를 그림 10에 나타내었다. 여기서 그림 10(a,c)는 MIM 소재, 그림 10(b,d)는 MIM+HIP 소재이다. 먼저 저 배율에서 파단 옆면을 관찰 한 결과(그림 10(a,b)), HIP 처리 된 소재는 MIM 소재와 비교하여 주요 균열(main crack) 외 상대적으로 많은 이차 균열(secondary crack)이 형성된 것으로 나타났다. 이와 함께 고 배율에서 이차 균열에 초점을 맞춰보면(그림 10(c,d)), 대부분의 이차 균열은 결정립계를

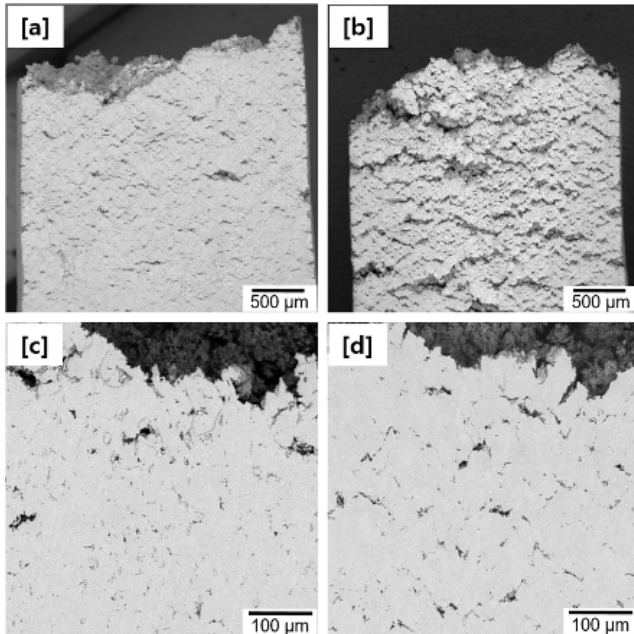


Fig. 10. Cross-sectional images of (a, c) MIM and (b, d) MIM+HIP after tensile test at 900 °C.

따라 형성되는 것으로 관찰된다. 이는 고온의 경우 상온에서와 달리 결정립계에서의 강도가 결정립 내의 강도와 유사해지거나 혹은 오히려 낮아지기 때문으로 사료된다 [15]. 또한, 그림 4, 5에 관찰된 것과 같이 결정립계에 존재하는 두껍고 일부 분절된 $Cr_{23}C_6$ 가 HIP 처리 후 얇은 사슬 형태로 변화하는 것과 연관이 있는 것으로 생각된다. 일반적으로 결정립계에 존재하는 탄화물은 사슬 형태일 경우 연속적인 파괴 경로를 제공한다. 즉, HIP 처리 후 사슬 형태로 분포하게 되는 $Cr_{23}C_6$ 로 인해 결정립계는 파괴 경로로 작용하여 이차 균열의 수가 증가한 것으로 판단된다. 이와 함께 연신율 역시 HIP 처리된 소재가 MIM 소재 대비 9% 가량 상승됐기 때문에 증가한 것으로 생각된다.

그러나, HIP 처리 후 탄화물이 사슬 형태로 변화했음에도 불구하고 결합이 제어되고 NbC 상의 분율이 증가하여 기지(matrix) 자체의 강도가 증가했기 때문에 모든 변형률 범위에서 MIM+HIP 소재의 강도가 높게 나타난 것으로 예상된다. 또한, 사슬 형태의 탄화물에 의해 결정립계에 형성된 이차 균열은 주요 균열에서의 응력 집중을 억제하여 파괴 연신율 저하에는 큰 영향을 미치지 못하고, 제어된 결합에 의해 오히려 연신율은 증가한 것으로 사료된다. 결과적으로 MIM 공정으로 제조된 HK30 합금의 경우 HIP 처리에 따른 탄화물의 분해와 재석출 및 분포 변화 그리고 결합 제어가 기계적 특성 향상에 큰 영향을 미치는 것으로 확인되었다.

4. 결 론

본 연구에서는 MIM 공정을 이용하여 Fe-25Cr-20Ni계 A310 합금에 Nb를 첨가한 HK30 합금 소재를 제조하였다. 이와 함께 미세조직 및 상·고온 기계적 특성에 미치는 열간 등압 성형의 영향에 대해 조사하였으며 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 초기 미세조직 관찰 결과, 두 소재 모두 γ -Fe 기지의 결정립계에 Cr계 탄화물이 형성되었으며, 결정립내에는 구형의 Nb계 탄화물이 관찰되었다. SEM 및 EPMA 분석 결과, HIP 처리 후 결정립계에 두껍고 일부 분절된 형태로 존재하는 Cr계 탄화물이 얇은 사슬 형태로 변화하였다. 이와 함께 결정립내에 존재하는 Nb계 탄화물의 분율이 상대적으로 증가하는 것으로 확인되었다.

(2) 상온 인장 시험 결과, MIM 소재의 경우 각각 YS: 246.7 MPa, UTS: 609.6 MPa, El: 32.7%로 측정되었고 MIM+HIP 소재의 경우에는 각각 YS: 271.5 MPa, UTS: 645 MPa, El: 43.7%로 확인되었다. 즉, HIP 처리 후 강도 및 연신율 모두 증가하는 경향을 보였으며 그 이유는 미세조직 치밀화 및 강화상인 NbC 분율의 증가 때문인 것으로 나타났다(YS: yield strength, UTS: ultimate tensile strength and El: elongation).

(3) 고온 인장 시험 결과, MIM 소재는 YS: 97.4 MPa, UTS: 114.6 MPa, El: 71.6%로 측정되었고 HIP 처리된 시편은 YS: 115.0 MPa, UTS: 128.2 MPa 그리고 El: 78.5%로 나타났다. 즉, 고온에서 역시 HIP 처리 후 기계적 특성이 증가된 것을 알 수 있었다. 이러한 원인으로서는 상온에서와 동일하게 NbC 상과 결합 제어에 기인한 것으로 판단되며 연신율의 경우 이차 균열을 형성시킴으로써 응력 집중을 분산시키기 때문으로 사료된다.

REFERENCES

1. R. Voicu, J. Lacaze, E. Andrieu, D. Poquillon, and J. Furtado, *Mater. Sci. Eng. A* **510**, 185 (2009).
2. T. Sourmail, *Mater. Sci. Technol.* **17**, 1 (2001).
3. H. R. H. Bajguirani, *Mater. Sci. Eng. A* **338**, 142 (2002).
4. A. R. Ericson and R. E. Wiech, Jr: *metals Handbook*, Vol. 7(9th eds.), ASM, Metals Park, OHIO 495 (1984).
5. L. F. Pease, *Metal Powder Report* **45**, 345 (1990).
6. M. A. Kearns, T. A. Tingskog, A. J. Coleman, K. Murray, V. Ryabinin, and E. Gonzalez, *European PM Conference Proceedings*, p. 1, Shrewsbury, England (2014).
7. P. J. Maziasz, B. A. Pint, J. P. Shingledecker, K. L. More, N.

- D. Evans, and E. L. Curzio, *Proceedings of ASME Turbo Expo 2004*, pp. 131-143, American Society of Mechanical Engineers (2004).
8. B. Peng, H. Zhang, J. Hong, J. Gao, Q. Wang, and H. Zhang, *Mater. Sci. Eng. A* **527**, 1957 (2010).
9. N. H. Kang, *J. Welding and Joining* **28(1)**, 10 (2010).
10. M. Ekstrom, S. Jonsson, *Mater. Sci. Eng. A* **616**, 78 (2014).
11. S. Kou, *Welding Metallurgy*, 2nd ed., pp. 437, John Wiley & Sons, New York (2002).
12. B. K. Choi, D. G. Lee, and B. H. Choi, *J. Korean Soc. Manf. Technol. Eng.* **19**, 57 (2010).
13. Y. Ohmori and Y. Maehara, *Mater. Trans.* **25**, 160 (1984).
14. D. Renusch, B. Veal, K. Natesan, and M. Grimasditch, *Oxid. Met.* **46**, 365 (1996).
15. Y. K. Kim, Y. A. Joo, J. K. Park, H. J. Kim, M. S. Kong, and K. A. Lee, *Korean J. Met. Mater.* **55**, 862 (2017).