

기계적 합금화 및 스파크 플라즈마 소결에 의해 제조된 Al-Fe-X계 합금의 열적 안정성: II. Al-Fe-Cr and Al-Fe-Mo

이현권* · 이상우 · 조경식
금오공과대학교 신소재시스템공학부

Thermal Stability of Al-Fe-X Alloy System Prepared by Mechanical Alloying and Spark Plasma Sintering: II. Al-Fe-Cr and Al-Fe-Mo

Hyun-Kwuon Lee*, Sang Woo Lee and Kyeong-Sik Cho
School of Advanced Materials and System Engineering,
Kumoh National Institute of Technology, Gumi 730-701, Korea
(Received 14 January 2005 ; Accepted 14 February 2005)

Abstract Mechanical alloying using high-energy ball mill and subsequent spark plasma sintering (SPS) process was applied to Al-Fe-Cr and Al-Fe-Mo powder mixture to investigate effects of Cr and Mo addition on thermal stability of Al-Fe, and thereby to enhance its thermal stability up to 500°C. Various analytical techniques including micro-Vickers hardness test, SEM, TEM, X-ray diffractometry and corrosion test were carried out. It was found that addition of Cr and Mo to Al-Fe system played a role of grain growth inhibitor of matrix Al and some precipitates such as Al₃Fe during SPS and subsequent heat treatment. The inhibition of grain growth resulted in increased Vickers hardness and thermal stability up to 500°C comparing to those of Al-Fe alloy system.

Keywords : Al-Fe, Al-Fe-Cr, Al-Fe-Mo, Mechanical alloying, Spark plasma sintering, Grain growth, Thermal stability

1. 서 론

기계적 합금화 공정(mechanical alloying, MA)은 합금에 필요한 분말들을 고속으로 회전하는 고에너지 볼밀 속에 넣어 압력과 파괴의 반복에 의해 균일하고 아주 미세한 구조를 가지는 금속간 화합물 분말 또는 합금분말을 쉽게 제조할 수 있는 방법이다. MA 공정의 또 다른 큰 장점은 고용도가 없거나 매우 제한적인 두 금속간의 합금분말을 제조할 수 있다는 점이다. 기계적 합금화 공정으로 제조된 분말은 비정질¹⁾, 나노결정질²⁾ 그리고 평형 고용도 이상의 과포화 고용체와 같은 다양한 구조를 가질 수 있는데 이는 고에너지 밀링시의 엄청난 기계적 에너지가 분체에 직접 전달되어 점접합, 전위, 나노결정질 계면 등과 같은 구조적 결합형태로 변환되기 때문이다. 결

국 기계적 합금화 공정은 액상의 개입 없이 고상만의 반응으로 나노크기 수준의 미세구조를 갖는 합금 분말 또는 금속간 화합물 분말을 손쉽게 제조할 수 있는 방법이다.

스파크 플라즈마 소결(spark plasma sintering, SPS)은^{3,4)} 몰드 내의 분말시편을 가압 한 상태에서, 압분체의 입자간극에 직접 on-off로 제어된 펄스상의 전기에너지를 투입, 불꽃방전에 의해 순식간에 발생하는 고온 플라즈마(스파크 플라즈마)의 고에너지를 열확산, 전기장의 작용 등에 의해 가열시켜 치밀화를 이루는 신 소결 공정이다. SPS 공정의 가장 큰 장점은 빠른 승온 및 냉각 속도와 짧은 유지시간으로 저온영역을 뛰어넘어 바로 고온영역에서 치밀화 과정을 수행한다는 점이다. 이처럼 급속한 승온이 가능하기 때문에 위에서 언급한 기계적 합금화 공정으로 제

*Corresponding Author : [Tel : +82-54-478-7893; E-mail : hklee@kumoh.ac.kr]

조된 비정질 구조나 나노결정 조직을 갖는 미세 합금분말 또는 금속간 화합물 분말을 치밀화 시키는 경우, SPS 공정은 저온 소결영역에서의 입성장을 최대한 억제시켜 원료분말의 미세조직을 최대한 유지시킴과 동시에 고밀도의 소재 제조가 가능하게 하는 방법으로 기대되고 있다.

분산강화 Al계 합금은 고온에서 안정한 분산상을 Al 기지 내에 균일하게 형성시켜, 기존의 주조법으로 제조된 Al계 합금 사용 시 약 150°C 정도에서 발생하는 급격한 강도저하 문제를 해결하는 소재로 주목을 받아왔다. 분산강화 Al계 합금이 고온의 사용 온도에서 기계적 특성을 유지하기 위해서는 기지 및 분산상이 고온에서 원하지 않는 상으로의 변화가 억제되어야 하고 고온에서 조대화 저항성이 커야 한다. 이러한 요구 조건을 만족시킬 수 있는 분산상으로서 고온에서 열적으로 안정하고 강도가 큰 금속간 화합물이 검토되고 있다. 이 중에서도 Al과 결정구조학적으로 유사한 Al_3M ($M=$ 천이원소)은 Al 기지 내에 분산될 경우 기지와 격자불일치도가 작기 때문에 기지와 정합 내지 반정합 상태를 유지할 수 있어 분산상과 기지간의 계면이 취약하지 않고 또한 계면에너지를 낮추어 조대화 저항성을 증가시킨다. Al-Fe계 합금은 고온에서 안정한 Al_3Fe 금속간 화합물을 형성시키며, 합금을 구성하는 원소의 경제적 실용성으로 인해 많은 관심과 연구가 진행되어 오고 있다⁶⁻⁸⁾. 기존 Al-Fe계 합금의 열적 안정성을 더욱 향상시키는 방법으로 제 3원소를 첨가한 Al-Fe-X계 급냉응고법(RSP)에 관한 연구가 제안되어 활발히 수행되었으며, 열적 안정성의 향상이 보고된 바 있다⁹⁻¹¹⁾. Al-Fe계 합금의 열적 안정성에 대한 본 저자들의 이전의 보고¹²⁾에서, 기계적 합금화 및 스파크 플라즈마 공정으로 제조한 Al-8wt.%Fe 합금의 열적 안정성은 ~350°C까지는 유지되었지만 그 이상의 온도(~500°C)에서는 열적 안정성의 저하가 관찰되었으며, 이의 개선에 관한 연구가 필요하다고 생각된다.

본 연구에서는 MA 및 SPS법으로 제조한 Al-8wt.%Fe 합금의 열적 안정성을 더욱 향상시키기 위해서 Cr과 Mo를 3wt.%까지 첨가하여 MA 및 SPS 공정을 적용하였다. 이렇게 제조된 Al-Fe-X($X=$ Cr 또는 Mo) 합금을 열처리 한 후 특성 분석을 통하여 그 열적안정성 및 열적 안정성에 미치는 제 3 첨가 원소의 영향을 관찰하였다.

2. 실험방법

2.1. 기계적 합금, 스파크 플라즈마 소결 및 열처리

본 연구에서는 Al-Fe계 합금 분말을 제조하기 위하여 일본 고순도화학연구소에서 제조된 순도 99.9%, 입경 53~106 μm 크기의 Al 분말, 순도 >99% 입경 74 μm 이하의 (-200 mesh) Fe 분말, 순도 >98% 평균입경 10 μm 의 Cr 분말 및 순도 99.9% 평균입경 50 μm 의 Mo 분말을 사용하였다.

Al 분말에 첨가되는 Fe 분말의 양은 8wt.%로 고정하였으며, Cr 및 Mo분말의 첨가량은 3.0wt.%로 하였다. 유성구 볼밀(planetary ball mill)을 사용하여 기계적 합금화 하였다. 125 ml 용량의 스테인리스 용기에 3/8 in. 강철 볼과 Al-Fe-Cr 또는 Al-Fe-Mo 혼합 분말을 20:1의 비율로 넣고 400 rpm으로 50 시간까지 밀링을 행하였다. 이때 분말의 과도한 압접 방지와 미세한 분산상을 형성시키는 역할을 하는 공정제어제로 스테아린산($\text{CH}_3(\text{CH}_2)_{16}\text{COOH}$)을 2wt.% 첨가하였고 합금화 과정 중 분말 표면의 산화를 방지하기 위하여 Ar 가스를 주입, 탈산화 분위기를 유지하였다.

이렇게 제조된 각 합금분말을 직경 20 mm의 디스크형 흑연 몰드 안에 장입 후 스파크 플라즈마 소결 장치(Dr. Sinter 1050, Sumitomo Coal Mining Co, Ltd., Japan)로 소결하여 두께 약 3 mm의 소결 시편을 제조하였다. 40 MPa의 압력을 가하면서 100°C/min의 승온속도로 600°C까지 승온 후 5분 동안 유지시간 후 압력을 해제하였다. 이때 산화를 방지하기 위하여 Ar 분위기(500 cc/min)를 유지하였다. 또한 소결체를 350°C와 500°C에서 각각 30~70 시간 동안 열처리하여 Al-Fe-Cr, Al-Fe-Mo 합금의 열적 안정성을 관찰하였다.

2.2. 소결체 및 열처리 후 소결체의 특성 평가

소결체를 미세연마하고 Keller 시약 ($\text{H}_2\text{O}: 95 \text{ ml}$, $\text{HNO}_3: 2.5 \text{ ml}$, $\text{HCl}: 1.5 \text{ ml}$, $\text{HF}: 1 \text{ ml}$)으로 부식한 후 표면을 SEM(S-2400, Hitachi)으로 관찰하였다. 그리고 열처리 전과 후의 석출물의 형상 및 크기의 변화를 영상분석기를 이용하여 관찰하였다. TEM (JEM-2010, Jeol) 역시 미세구조 관찰에 사용되었다. 소결체의 TEM 박막 시료는 100 μm 두께까지 기계적으로 연마 후, 딤플링(Model 150, Fischione)하고,

액체 질소로 냉각하여 이온 밀링(Model 1010 LAMP Ion Mill, Fischione)하여 제조하였다. 경도측정은 비커스 경도시험기(AVK-CO, Akashi)를 이용하여 1 kg중의 하중으로 12회 실시하여 평균값을 구하였다. 열처리 전과 후의 XRD(D5005, Bruker axs) 분석을 통해 석출상을 확인하였다.

Cr 및 Mo 첨가에 따른 내식성의 변화를 확인하기 위하여 전형적인 삼원 전극계를 사용하여 환원 전극으로는 본 실험에서 만든 시편을, 상대 전극은 유리

질 탄소봉(glassy carbon rod)을, 기준 전극은 포화 칼로멜 전극(saturated calomel electrode)을 사용하였다. Potentiostat/Galvanostat(273A, EG&G)를 이용하여 0.5M NaCl+0.5M H₂SO₄ 용액에서 내식성 실험을 행하였다.

3. 결과 및 고찰

그림 1에 500°C의 열처리 온도에서 유지시간에 따

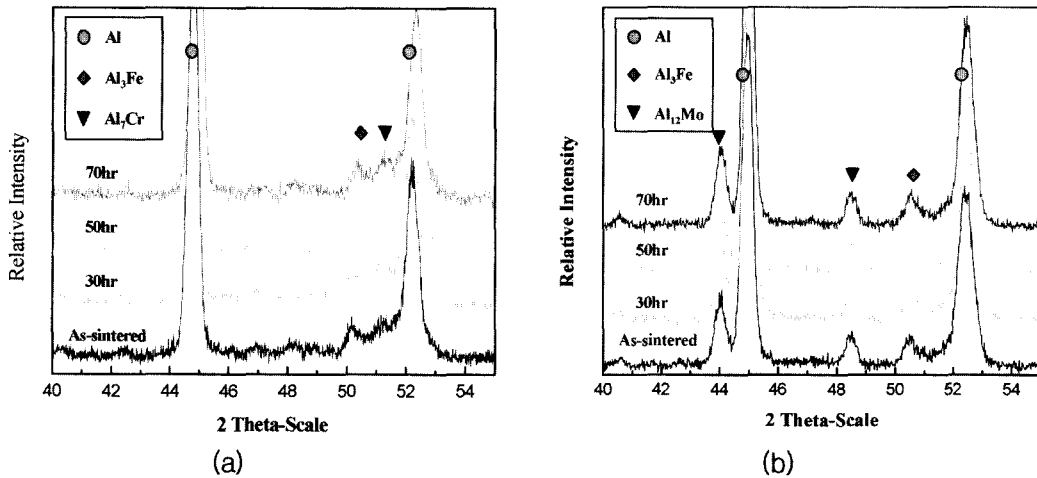
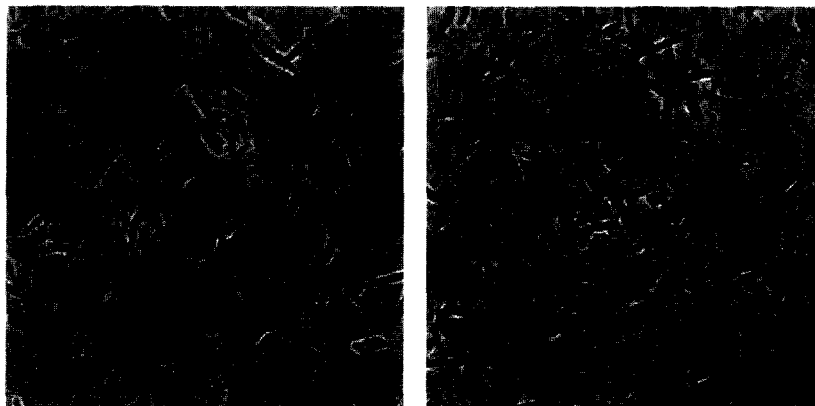


Fig. 1. XRD patterns of sintered (a) Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr (b) Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo with heat treatment time at 500°C.



	at. %	wt. %
Al	75.72	60.64
Fe	19.15	31.65
Cr	5.13	7.89

	at. %	wt. %
Al	76.02	50.36
Fe	6.95	9.52
Mo	17.03	40.12

Fig. 2. SEM micrographs and EDS analysis of sintered Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr (left), Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo (right) after heat treatment at 500°C for 70 h.

른 Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr 및 Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo 소결체의 X선 회절결과를 나타내었다. Cr 첨가의 경우 (그림 1(a)) 소결 직후부터 석출물 Al_3Fe 생성 외에도 51° 부근에서 Al과 Cr 간의 반응으로 생긴 Al_7Cr 피크를 관찰할 수 있었다. Al_7Cr 의 회절강도가 약하나 Cr이 첨가되지 않은 Al-8wt.%Fe¹²⁾ 및 Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo(그림 1(b))에서의 X선 회절결과에서 51° 부근의 피크가 관찰되지 않음으로 Al_7Cr 피크임을 확인하였다. 그러나 기존의 보고된 다른 석출물들은 본 실험에서 확인할 수 없었다. Mo 첨가의 경우(그림 1(b))에도 소결 직후부터 열처리 시간이 증가함에 따라 44° 와 48.5° 부근에서 $Al_{12}Mo$ 피크를 관찰할 수 있었다. 그림 2에 그림 1과 동일한 조건의 열처리를 행한 후의 Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr (그림 2의 왼쪽) 및 Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo (그림 2의 오른쪽)

쪽) 소결체의 SEM 사진과 EDS 분석결과를 나타내었다. X선 회절에서 나타난 석출물 Al_3Fe 의 EDS 패턴에서 석출물의 구성 원소가 Al, Fe와 Cr 및 Al, Fe와 Mo이라는 것을 확인하였고, $Al_3:(Fe+Cr, Fe+Mo)$ 의 at.% 비율이 대략 3:1인 것으로 볼 때 Al_3Fe 격자구조에서 Fe의 일부가 Cr로 치환된 $Al_3(Fe+Cr)$ 및 $Al_3(Fe+Mo)$ 의 형태로 생성되었음을 알 수 있었다. Vasudenvan¹³⁾등은 RSP법으로 제조한 시편의 TEM 관찰 결과 Al-Fe에 Mo첨가 시 Al_3Fe 및 2차상인 Al_6Fe , Al_6Mo , $Al_{12}Mo$ 등의 석출물이 형성됨을 보고한 바 있으며, 이는 본 실험 결과와도 일치하는 것이다.

그림 3과 4는 각 열처리 시간에 따른 Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr (그림 3) 및 Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo (그림 4) 소결체의 미세구조 및 석출물의 변화를 관찰한 것이

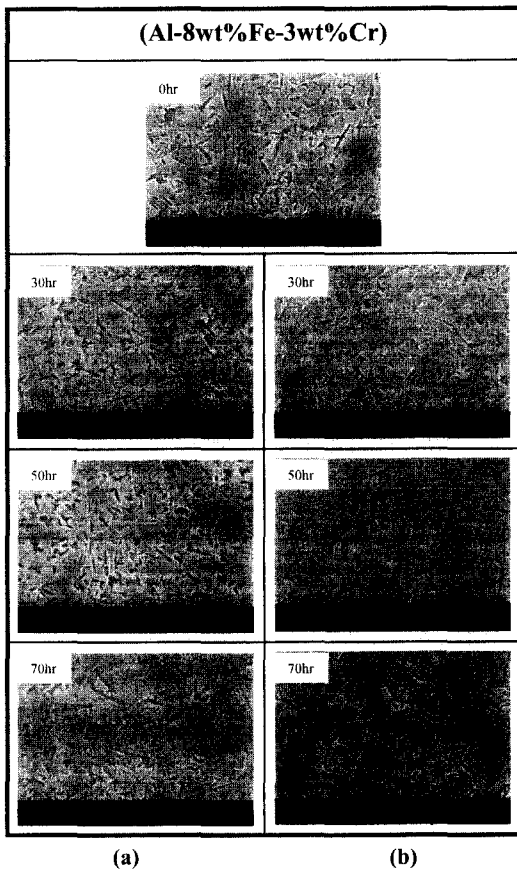


Fig. 3. Microstructural changes of sintered Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr with heat treatment time at 350°C (a), and 500°C (b).

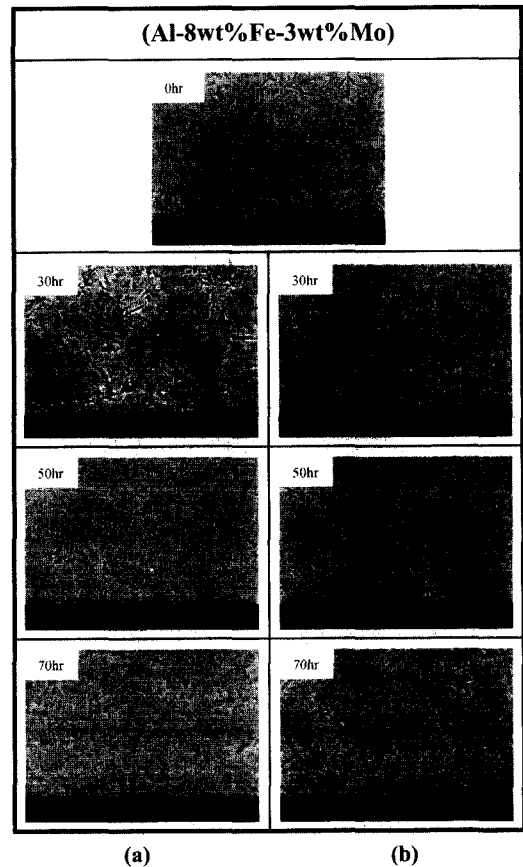


Fig. 4. Microstructural changes of sintered Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo with heat treatment time at 350°C (a), and 500°C (b).

다. Al-Fe 합금에서는 소결 직후 뾰족한 침상형 또는 끝부분이 구형인 괴상형태의 석출물이 관찰되었는데, 열처리 시간이 증가함에 따라 석출물의 끝부분이 구형으로 변화하였다¹²⁾. 그림 3에 나타난 Cr 첨가의 경우 석출물이 조대한 편인데 이것은 500°C에서 Al 기지 내의 Cr의 확산 계수 ($1.29 \times 10^{-7} \text{ cm}^2/\text{s}$)가 Fe ($5.03 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$)나 Mo ($2.00 \times 10^{-9} \text{ cm}^2/\text{s}$)에 비해 대단히 빠르므로¹³⁾ Cr의 빠른 확산에 의해 조대한 석출물이 생성되었으리라 판단되어 진다. Mo를 첨가한 경우인 그림 4에서는 미세한 석출물이 균일하게 분포하고 있음을 관찰할 수 있었다. 열처리 시간 증가에 따른 석출물의 크기 및 분포를 관찰해 볼 때, Cr 첨가는 석출물 조대화 방지 효과가 크지 않은데 비해, Mo를 첨가한 경우 소결 및 열처리 단계에서 석출물의 성장을 억제하는 효과가 향상됨을 알 수 있으며, 이 결과는 기존의 보고¹⁴⁾와 일치하는 것이다.

그림 5에 Al-8wt.%Fe-3wt.%X(X=Cr 또는 Mo) 소결체를 각 온도에서 열처리한 후의 비커스 경도 측정치를 Al-8wt.%Fe의 경도 결과와 같이 나타내었다. Al-Fe 조성에 비해 Cr 및 Mo를 첨가한 경우 모든 열처리 온도에서 높은 경도값을 나타내었음을 알 수 있다. 특히, Cr을 첨가한 것 보다 Mo를 첨가한 경우 더욱 경도가 향상 되었는데, 이는 위에서 언급한 석출물의 성장을 억제하는 효과가 Cr보다는 Mo의 경우가 더 커서 결과적으로 미세한 석출물이 균일하게 Al 기지 내에 분포하고, 이를 통해 기계적 성질이 향상되는 것으로 생각된다. 아울러 350°C 이상에서의 경도측정치 결과를 관찰해 볼 때, Al-8wt.%Fe와 Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr의 경우에는 경도값의 감소, 즉 열적 안정성의 저하를 관찰할 수 있으나 3wt.%의 Mo 첨가로 350°C 이상 500°C의 온도까지 열적 안정성을 유지하고 있음을 알 수 있다.

그림 6에 소결 직후의 Al-Fe 및 Al-Fe-Cr 합금의 TEM 관찰 결과를 나타내었다. Al-8wt.%Fe 합금(그림 6(a))에서는 평균 230 nm의 미세한 Al 입자가, Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr 합금(그림 6(b))에서는 평균 217nm의 미세한 Al 입자가 대경각 입체를 이루고 있다. 석출물은 끝부분이 뾰족한 침상형 석출물 또는 끝부분이 구형인 괴상형 석출물 형상으로 각각 관찰되었다. 그림 7은 500°C에서 70시간 동안 열처리한 후의 Al-8wt.%Fe 및 Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr, Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo 합금을 TEM으로 관찰한 것이다.

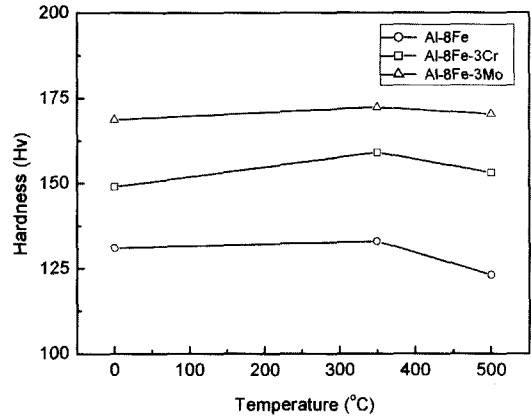


Fig. 5. Vickers hardness of Al-Fe-X alloy with heat treatment temperature.

Al-8wt.%Fe에서 대경각 입체를 갖는 평균 315 nm 크기의 Al 입자와 폭 220 nm, 길이 790 nm의 석출물, Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr에서 평균 295 nm 크기의 Al 입자와 폭 345nm, 길이 1400 nm의 석출물, Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo에서는 평균 215 nm의 Al 입자와 폭 210 nm, 길이 620 nm의 석출물이 관찰되었으며, 보다 정확한 석출물의 상분석을 위해 제한시야 회절 패턴을 관찰한 결과 Al_3Fe 격자구조에서 Fe의 일부가 Cr 또는 Mo로 치환된 석출물임을 다시 한 번 확인하였다.

그림 8은 500°C에서 70시간 열처리한 Al-Fe-X계 합금의 기지 Al 입자크기와 경도값을 나타낸 것으로 Cr 및 Mo이 첨가된 시편의 Al 입자가 Al-Fe 조성에 비해 더 미세하고 경도가 높았다.

열처리 시간이 경과함에 따라라도 Fe만 첨가된 것 보다 석출물의 크기 변화가 적은 것으로 볼 때 제 3 원소를 첨가함으로써 기지 Al 입자의 성장이 억제됨을 알 수 있었다. 이 결과를 그림 3과 그림 4에서 관찰된 석출물의 성장에 미치는 제 3 원소의 영향과 같이 고려해 볼 때, Al-Fe 조성에 Cr 및 Mo를 첨가하는 경우 기지 Al 입자의 미세화와 소결 및 소결 후 열처리시의 Al 입성장을 억제하고, 아울러 석출상의 미세화와 입성장을 동시에 억제하는 효과를 나타내어 결과적으로 열적 안정성을 향상 시키는 것으로 생각되어 질 수 있다. 이러한 입자 조대화 억제 영향은 Cr보다 Mo 첨가의 경우에 더욱 크게 나타나는데 이는 앞서 언급한 Al 기지 내에서의 확산속도 차이

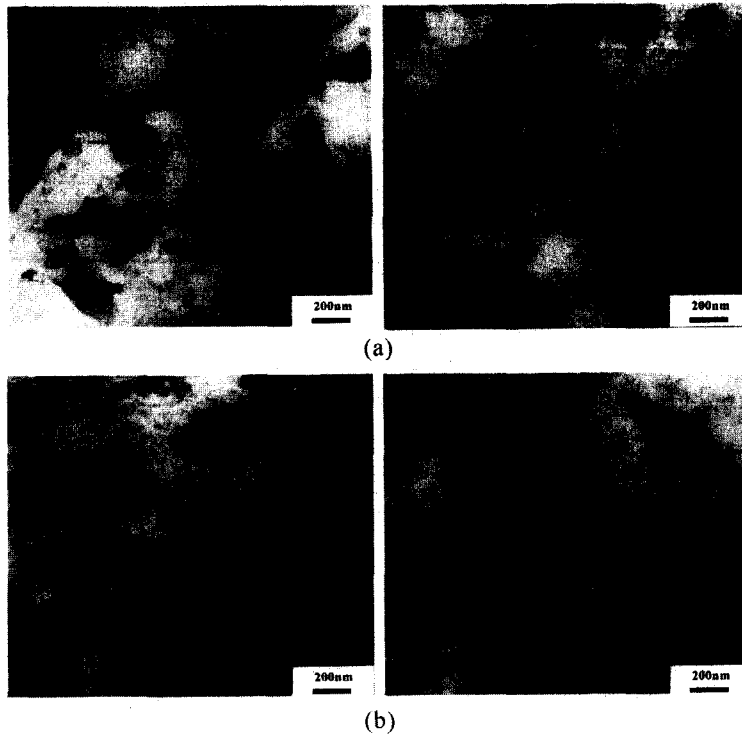


Fig. 6. TEM microstructures of as-sintered (a) Al-8wt.%Fe and (b) Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr.

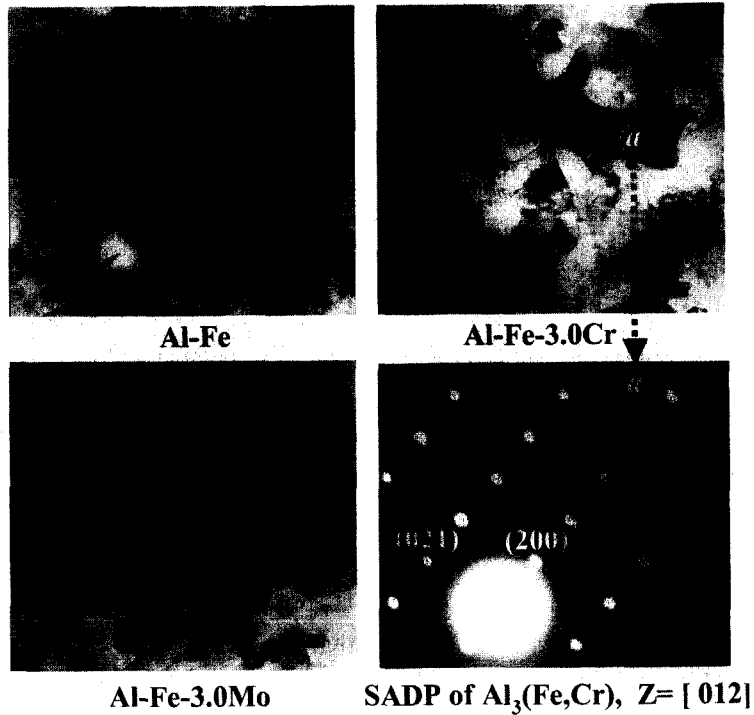


Fig. 7. TEM microstructures of sintered Al-8wt.%Fe and Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr or 3wt.%Mo after heat treatment at 500°C for 70 h.

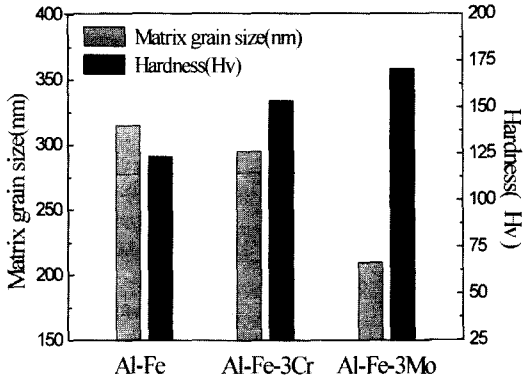


Fig. 8. Al Matrix grain size and hardness of sintered Al-Fe-X after annealing at 500°C for 70 h.

에 기인하는 것으로 추측된다.

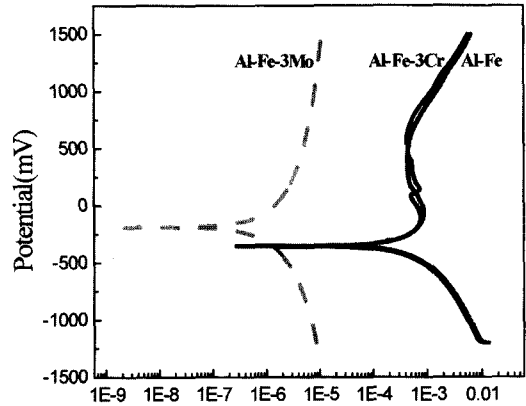
그림 9는 Al-8wt.%Fe, Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr, Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo 조성의 소결체를 500°C에서 70시간 열처리 한 후 0.5M NaCl+0.5M H₂SO₄ 용액에서 분극 시킨 결과를 보여주고 있다. 이 결과에서 알 수 있듯이 Cr 및 Mo를 첨가한 경우가 내식성이 뛰어난 것으로 나타났다. 이는 Cr과 Mo를 첨가하므로 생성되는 제 2차 석출상인 Al₃(Fe+Cr) 또는 Al₃(Fe+Mo), Al₇Cr, Al₁₂Mo은 Al₃Fe만 존재할 때보다 격자부조화를 감소시켜서 분산상 간의 계면 에너지를 낮추어 Cr 및 Mo를 함유하지 않은 분산상보다 더욱 더 안정화 되어 있으므로 내식성이 뛰어난 것으로 판단된다.

4. 결 론

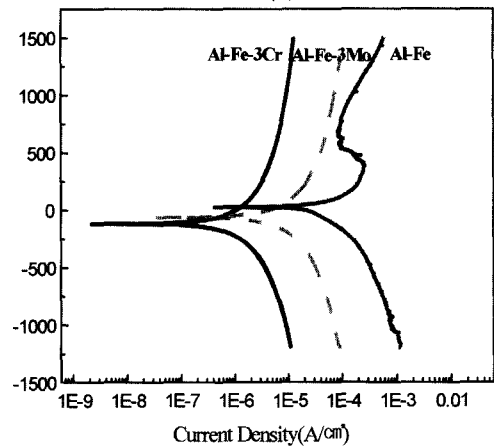
MA 및 SPS법으로 제조한 Al-8wt.%Fe 합금의 열적 안정성을 더욱 향상시키기 위해서 Cr과 Mo를 첨가한 후, 특성 분석을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 600°C에서 5분 동안 SPS로 제조한 Al-Fe-X계 합금에서 형성되는 석출상은 1~2 μm 크기의 침상 형태였고, Al-8wt.%Fe 합금에서는 Al₃Fe, Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr 합금에서는 Al₃Fe, Al₃(Fe+Cr) 및 Al₇Cr, Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo 합금에서는 Al₃Fe, Al₃(Fe+Mo) 및 Al₁₂Mo가 생성되었다.

2. 기지상 Al 입자의 크기는 Al-8wt.%Fe 합금에서는 315 nm, Al-8wt.%Fe-3wt.%Cr 합금에서는 295 nm, Al-8wt.%Fe-3wt.%Mo 합금에서는 215 nm



(a)



(b)

Fig. 9. Polarization curves of (a) as-sintered Al-Fe-X and (b) annealed Al-Fe-X at 500°C for 70 h in 0.5M-NaCl+0.5M H₂SO₄ solution.

의 미세한 결정립 크기를 가졌으며 대부분의 입체는 대경각 입계를 이루고 있었고, 첨가 Cr 및 Mo는 소결 및 소결 후 열처리시의 Al 입성장을 억제하는 효과를 나타내어 Al-8wt.%Fe 합금에 비하여 정도값의 증가를 가져왔다.

3. 500°C에서 열처리 시간이 증가함에 따라 모든 조성의 Al-Fe-X 합금에서 석출물의 입성장이 나타났으나 Cr 첨가시 석출물 조대화 방지 효과가 크지 않은데 비해 Mo를 첨가한 경우 Al-Fe 합금에 비해 소결 및 열처리 단계에서 석출물의 성장을 억제하는 효과가 상대적으로 크게 나타났다.

4. 열처리 온도에 따른 정도값의 변화를 관찰한 결과 Al-8wt.%Fe 합금에서는 350°C 이상의 온도에서

열적 안정성이 저하되었으나 Cr 및 Mo 을 첨가함으로써 500°C까지의 온도범위에서 안정적인 기계적 성질을 유지하는 열적안정성이 향상되었다.

5. 내식성 실험에서 Cr 및 Mo를 첨가한 경우 첨가하지 않은 경우에 비해 내식성이 좋은 것을 확인할 수 있었다.

감사의 글

본 연구는 한국과학재단 목적기초연구비 지원(과제 번호: 2001-1-30100-004-2)에 의하여 연구된 논문으로 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. K. F. Kobaysshi: J. Mater. Sci., **25** (1990) 3149.
2. M. A. Morris and D. G. Morris: Mater. Sci. Eng., **A136** (1991) 59.
3. I. Kondoh, T. Tanaka and N. Tamari: J. Cer. Soc. Japan., **102** (1994) 505.
4. M. Tokita: J. Powder Tech. Jpn., **30** (1993) 790.
5. F. H. Froes: Metal Powder Reports, **1** (1989) 59.
6. B. Huang, K. N. Ishihara and P. H. Shingu: Mater. Sci. Eng., **A231** (1997) 72.
7. V. I. Fadeeva and A. V. Leonov: Mater. Sci. Eng., **A206** (1996) 90.
8. K. W. Oh and K. S. Lee: J. Korean Inst. Met. Mater., **30** (1992) 611 (*Korean*).
9. D. J. Skinner, R. L. Bye, D. Raybould and A. M. Brown: Scr. Metall., **20** (1986) 867.
10. V. K. Vasudevan and H. L. Fraser: Scr. Metall., **21** (1987) 1105.
11. R. E. Franck and J. A. Hawk: Scr. Metall., **23** (1989) 113.
12. H. K. Lee, S. W. Lee and K. S. Lee: J. Korean Powder Metall. Inst., **12** (2005) 71 (*Korean*).
13. L. F. Mondolfo: Aluminum Alloys: Structure and Properties (1976) 24.
14. V. K. Vasudevan and H. L. Fraser: Mater. Sci. Eng., **98** (1988) 131.