

가스분사된 Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm 합금 분말의 기계적 밀링에 의한 입자 미세화와 나노조직 형성

홍순직 · 이운석* · 천병선

충남대학교 급속응고 신소재연구소, *한국과학기술정보연구원

Particle Refinement and Nano-structure Formation of Gas Atomized Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm Alloy Powder by Mechanical Milling

Soon-Jik Hong, Yun-Seok Lee* and Byong-Sun Chun

Rapidly Solidified Materials Research Center (RASOM), Chungnam National University Taedok Science Town, Taejon 305-764, Korea

*Korea Institute of Science and Technology Information(KISTI), Eoeun-dong, Yusong-gu, Daejeon city 305-333, Korea

(Received 31 October 2002 ; Accepted form 5 February 2003)

Abstract Al-14 wt.% Ni-14 wt.% Mm (Mm=misch metal) alloy powders rapidly solidified by the gas atomization method were subjected to mechanical milling (MM). The morphology, microstructure and hardness of the powders were investigated as a function of milling time using scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM) and Vickers microhardness tester. Microstructural evolution in gas-atomized Al-14 wt.% Ni-14 wt.% Mm (Mm=misch metal) alloy powders was studied during mechanical milling. It was noted that the as-solidified particle size of 200 μm decreases during the first 48 hours and then increases up to 72 hours of milling due to cold bonding and subsequently there was continuous refinement to 20 μm on milling to 200 hours. Two microstructurally different zones, Zone A, which is fine microstructure area and Zone B, which has the structure of the as-solidified powder, were observed. The average thickness of the Zone A layer increased from about 10 to 15 μm in the powder milled for 24 hours. Increasing the milling time to 72 hours resulted in the formation of a thicker and more uniform Zone A layer, whose thickness increased to about 30~50 μm . The TEM micrograph of ball milled powder for 200 hours shows formation of nano-particles, less than 20 nm in size, embedded in an Al matrix.

Keywords : Microstructure, Mechanical milling, Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm, Hardness

1. 서 론

새로운 합금개발을 위한 공정들 중에서 기계적인 합금화(Mechanical alloy)는 조직의 미세화와 비정질 제조에 있어서 가장 잘 알려진 공정중의 하나이다. 고에너지 볼 밀의 기계적 합금화 과정 동안, 원재료들은 연속적으로 냉간접합, 파괴의 과정을 거치면서 조직의 미세화가 이루어진다. 미세조직과 격자결합(공공, 전위, 결정입계)의 형성은 균일한 합금을 생성

하면서 충분히 낮은 온도에서 내부확산이 발생하는 것을 도와준다. 기계적인 합금화공정은 산화물분산강화(ODS) 초합금, 금속간화합물, 비정질 합금, 나노조직 재료 및 비평형상^{1,3)}과 같은 다양한 종류의 재료들을 합성할 수 있다는 것을 보여주었다. 급속응고 공정^{4,5)} 또는 MA(mechanical alloying)/MM(mechanical milling)⁶⁾ 공정을 거친 합금들의 미세조직 전개와 기계적 성질에 관해서는 여러 연구들이 보고되고 있으나, 하나의 공정에서 양쪽 공정 모두를 적용한 연구

는 드물다. 급속응고와 MA(mechanical alloying)/MM(mechanical milling) 공정 모두 유사하게 비평형 상의 조직을 형성하므로 급속응고 분말을 가지고 기계적 밀링 연구를 수행하여 분말에서 어떤 조직변화가 발생하고, 얼마만큼의 기계적 특성 개선효과가 얻어지는가를 연구하는 것은 매우 유익하리라고 생각된다.

급속응고 기술에 의한 최근 연구에 의하면 매우 높은 인장강도(> 1000 MPa)와 양호한 180° 굽힘 연신율을 나타내는 비정질 알루미늄 합금이 급속응고 법으로 제조될 수 있다는 것을 보여주었다⁷⁻¹⁰⁾. 또한 Al₈₈Y₈Ni₄(at.%) 합금의 열처리에 의해 비정질 기지에 약 30 vol.%의 나노미터 크기의 α-Al(fcc) 입자가 형성되고 약 50%의 강도가 증가한다는 것이 보고되었다^{8,11)}. 이러한 연구결과들은 Al-EM(early-transition metal)-LM(late-transition metal)이나 Al-RE(rare earth metal)-TM(transition metal)과 같은 몇 개의 알루미늄을 기지로 하는 합금에서 보고되었다(EM, LM, RE, TM은 각각, 초기의 천이금속(그룹 IV, V, VI), 후기의 천이금속(그룹 VII, VIII), 희토류 금속, 천이금속을 나타낸다). 합금들의 조성은 알루미늄 기지에 Ni, Fe와 같은 후기천이 금속을 약 2-15 at.%, Y와 Ce와 같은 희토류금속을 2-10 at.% 첨가한 것이다. 이러한 합금들은 큰 비정질 형성능(glass forming ability)을 가지고 있으므로 급속응고법에 의해 비정질 상태로 쉽게 제조된다.

최근 들어 이와 같은 우수한 기계적 강도를 나타내는 재료의 결정화 거동과 성형화에 대한 관심이 높아지면서, Al-Ni계 합금의 열처리에 따른 나노결정화 거동과 성형체의 기계적 특성에 관한 연구가 보고되었다¹²⁻¹⁵⁾. 그러나 위의 연구결과에서 26 μm 이하의 분말에서는 비정질과 나노조직이 혼합된 조직을 형성하여 우수한 기계적 특성을 나타냈으나, 조대한 분말(75~90 μm)에서는 결정화된 조직을 형성하여 기계적 특성이 우수하지 않은 것으로 보고되었다. 이에 본 연구에서는 미세한 분말과 비교하여 기계적 특성이 떨어지는 149~210 μm의 조대한 분말을 볼 밀링 공정을 통하여 조직을 미세화(나노조직)시키고, 기계적 특성을 향상시키는데 목적이 있다. 특히, 본 논문에서는 기계적 밀링된 Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm (Mm=misch metal) 합금 분말입자의 미세화 과정과 나노조직 형성에 대하여 기술하고자 한다.

2. 실험 방법

분말을 제조하기 위한 초기 Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm(Mm=misch metal: 51 wt.% Ce, 26 wt.% La, 16.2 wt.% Nd, 5.33 wt.% Pr, 1.43 wt.% Fe, 0.12 wt.% Ba로 구성되어 있다)합금은 상업용으로 사용되고 있는 각각의 원료로, 대기 중에서 고주파유도 용해로에서 용융되었으며, 용융된 용탕은 3 mm 직경의 오리피스를 통과시킨후 질소가스를 분사하여 분말을 제조하였다. 질소가스를 사용한 목적은 냉각율을 증가시키고, 분말의 산화를 방지하기 위해서 사용하였으며 더 자세한 분말제조 조건은 다른 논문에 보고된바 있다¹⁶⁾.

가스분사로 제조된 분말의 크기 분포측정은 체를 이용한 기계적 분급법을 이용하였으며, 본 연구에서 사용된 분말의 크기는 149~210 μm로써, 분말 전체량의 약 25%에 해당하는 양이다. 볼밀링 동안 분말의 과도한 응집(agglomeration)을 막기위해 CHON 200 g을 혼합시켰다. 제조된 분말의 기계적 밀링은 15 cm의 직경과 21 cm의 길이를 가진 실린더 모양의 견고한 스틸용기에서 11 mm 직경의 강 볼을 이용하여 아르곤 분위기에서 수행하였다(볼 대 분말의 무게비는 20:1). 밀의 최적 회전속도는 100 rpm로 하였고, 밀링시간은 24~200시간까지 다양하게 변화시켰다.

가스 분사법으로 제조된 분말과 기계적으로 밀링된 분말의 미세조직 관찰은 EDS(energy-dispersive X-ray spectrometers)가 장착된 주사전자현미경(SEM, JSM 5410)과 투과전자현미경(TEM, PHILIPS CM20)을 이용하였다. TEM시편은 마이크로톰(RMC MT 7000)을 이용하여 준비하였으며, 가스 분사와 기계적 밀링된 분말의 결정구조는 30 kV와 50 mA로 Cu Kα 타겟이 부착된 X선 회절분석기를 이용하여 분석하였다. 분말의 경도는 분말을 에폭시로 마운팅한 후 연마하여, 하중 25 g의 마이크로 비커스 경도기를 이용하여 측정하였다. 이때 각각의 경도 값은 15회 측정된 후의 평균값으로 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 분말 형상

그림 1은 가스 분사된 분말과 기계적 밀링된 Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm 합금 분말의 형상을 주사전

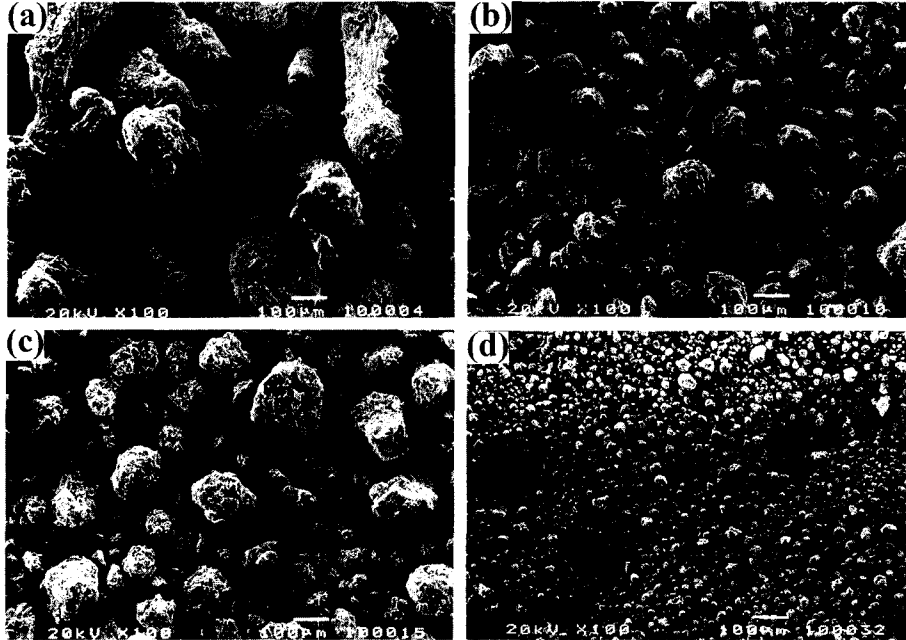


Fig. 1. Morphologies of the Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm alloy powders as observed by an SEM. (a) as-atomized, and subsequently mechanically milled for (b) 48 hours, (c), 72 hours, and (d) 200 hours.

자현미경으로 관찰한 것이다. 가스 분사된 분말(그림 1. a)의 크기는 약 149~210 μm 정도이고, 거친 표면과 불규칙한 형상을 나타내고 있다. 분말의 일부는 모양이 구형인 것도 있지만, 대부분은 종대 형의 비가 3~4 정도 되는 침상형의 분말형상을 나타내고 있다. 그림 1(b, c, d)는 가스 분사된 Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm 합금 분말을 각각 48, 72, 200시간 동안 기계적 밀링한 분말의 주사전자현미경 사진을 나타내고 있다. 48시간(그림 1.b) 밀링한 분말의 크기는 초기 가스 분사된 상태의 약 200 μm 의 크기에서 20~100 μm 로 미세화 되었으며, 분말의 모양은 대부분 구형화가 이루어졌고, 작은 분말입자들의 응집현상이 발생하여 큰 분말입자를 형성하는 것도 관찰되었다. 72시간 밀링한 분말의 형상에서는 분말표면의 거친 정도는 계속하여 감소하였지만, 분말의 입자 크기는 48시간 밀링한 것보다 증가하였다(그림 1.c). 계속적인 밀링으로, 200시간까지 밀링한 분말의 표면은 72시간에서 보다 좋아졌을 뿐만 아니라 분말의 입자 크기도 약 20 μm 의 크기로 감소하였다. 분말입자 크기는 밀링 초기단계(본 조사에서는 약 72시간)에서는 냉간접합으로 인하여 24시간 불밀링된 분말보다 증가하고, 약 200시간 까지는 분말의 파쇄로 인하여

분말 크기가 감소하기 시작하였으며 그 이후에는 분말입자 크기는 대부분 일정하게 남아있었다. 본 연구에서 분말입자 크기는 72시간 부근에서 최대 되었으며, 유사한 관찰들이 다른 연구자들에 의해 보고¹⁷⁻¹⁹⁾ 되었지만 실질적인 분말입자 크기와 입자크기가 최대가 되는 시간은 사용된 밀 형태와 공정조건에 따라 변화될 수 있다. 스펙스(spex) 밀과 같은 고에너지의 밀에서는 저 에너지의 전통적인 볼 밀보다 최대 분말입자 크기에 도달하는 시간이 짧아지고 최대 분말크기도 작아진다.

그림 2. a-c는 밀링시간에 따른 Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm 합금 분말의 표면을 관찰한 것이다. 48시간 밀링한 분말에서는 조대한 분말에 작은 분말입자들이 냉간 접합되어 고착된 분말의 표면을 관찰할 수 있고, 밀링시간이 72시간과 200시간으로 증가함에 따라, 파쇄와 접합을 반복하면서 분말 표면의 작은 분말들은 판상으로 된 후 완전히 접합된 상태를 보여주고 있다.

3.2. 내부 미세조직

그림 3. a-c는 기계적밀링 동안 분말의 내부 미세조직 전개를 이해하기 위해서, 가스분사된 상태와 밀

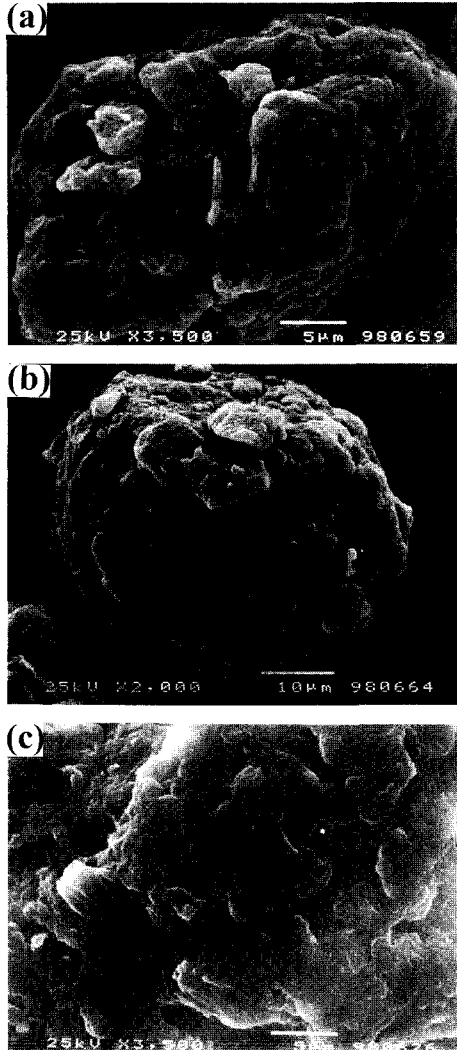


Fig. 2. Surface morphology of the mechanically milled Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm powders with milling time: (a) 48 hours, (b) 72 hours, and (c) 200 hours.

링된 분말의 단면 미세조직을 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. 가스분사된 상태의 분말(그림 3.a) 내부 조직은 약 30~40 μm 크기의 침상형 금속간화합물로 구성되어 있으며, 이들 조직의 X선 회절 분석결과를 보면, α-Al 기지외에 Al₃Ni, Al₁₁Ce₃, Al₁₁La₃상으로 구성되어 있다는 것을 확인할 수 있다¹⁴⁾. 그러나 가스분사된 분말을 기계적 밀링을 하게되면 가스분사된 분말의 내부조직과는 달리 미세한 조직이 분말의 테두리에 형성되는 것을 볼 수 있다. 분말입자 주변의 미세한 조직(주사전자현미경으로 관찰한 경우에는)을

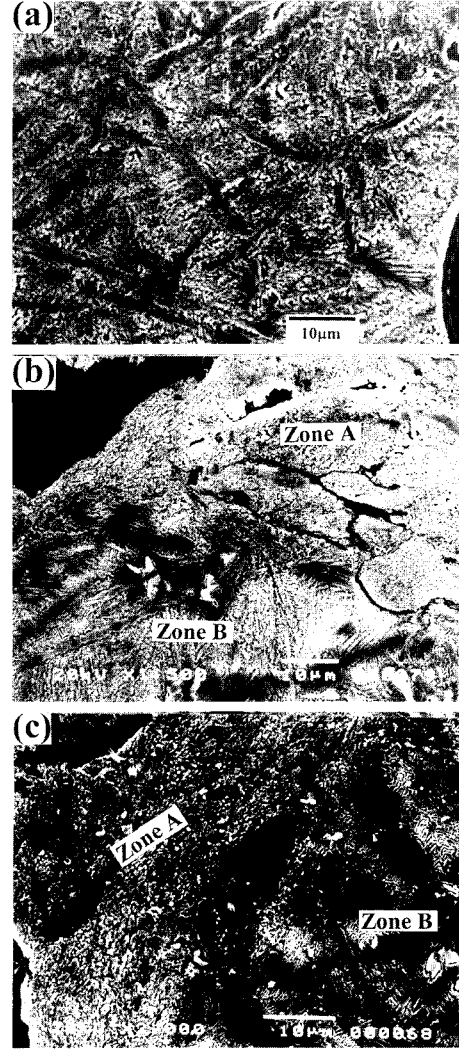


Fig. 3. Microstructural change of the Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm powder (a) in the as-atomized condition, and after mechanically milling for (b) 48 hours and (c) 72 hours.

Zone A로 나타내었고, 입자내부의 조대한 조직은 Zone B로 나타내었으며, Zone B의 조직은 알루미늄 기지에 조대한 금속간화합물로 구성되어 있는 응고된 상태의 조직을 나타낸다.

그림 3.b의 조직 사진에서는 위쪽에 냉간접합된 작은 입자들을 관찰할 수 있으며, 그 외에도 불완전한 접합이나 밀링 동안에 발생한 심한 소성변형때문에 분말입자가 파쇄되어 서로 접합되어 있는 조직을 관찰할 수 있다. 일부 분말의 경우에는 완전 접합되어 그 경계를 찾아볼 수가 없지만 다른 분말의 경우에

는 분말입자의 경계가 선명히 나타나는 조직도 관찰되었다. 또한, 계속적인 밀링으로, Zone A의 미세조직이 Zone B의 응고조직 쪽으로 확대되었다. Zone A의 두께는 24시간 밀링된 분말에서는 10~15 μm , 48시간 밀링된 분말에서는 15~23 μm 로 다양하게 측정되었다. Zone A의 폭은 48시간까지는 균일하지 않은 것으로 보이지만 좀 더 밀링시간을 길게 한 72시간 인 경우, Zone A의 두께는 균일해졌고 두께는 30~50 μm 로 증가하였다(그림. 3c).

이와 유사한 조직은 펄트스피닝법으로 급속응고된 Al-8 wt.%Fe 리본에서 응고속도에 따라 두 영역의 미세조직이 존재한다는 것이 보고²⁰⁾되었다. 이들 두 지역 또한 Zone A와 Zone B로 나타내었고, Zone A는 부식에 대하여 어떠한 반응도 보이지 않았으며 주로 휠이 접촉한 면에서 나타났다. 이와 반대로 Zone B는 부식에 의하여 검게 변하였고 휠 표면으로부터 떨어져 있는 리본 안쪽 부분에서 관찰되었다. 이와 같이, 높은 냉각속도에서는 미세한 조직이 형성되므로, 광학현미경이나 주사전자현미경으로는 Zone A에서의 초미세 조직은 관찰할 수 없다. 또한 기계

적인 합금/밀링(MA/MM)이 나노결정구조²¹⁻²²⁾ 등의 미세조직적 특징을 형성한다는 것을 고려해 볼 때 본 연구의 볼 밀링된 분말입자의 표면에서 초미세 조직이 형성된다는 것을 예측할 수 있다. 가스분사된 상태에서 관찰된 조대한 금속간화합물 상들이 기계적 밀링이 시작되기 전에는 분말전체에 존재하고 있으나 일단 밀링이 시작되면, 기계적인 변형이 입자의 표면으로부터 내부로 진행된다. 밀링을 계속함에 따라, 변형은 분말입자의 내부로 진행되고 미세조직 영역(Zone A)의 두께는 계속 증가하다가 파쇄과정을 거치면서 미세화 된 후 분말전체의 조직이 완전히 미세화 된다. 이때, 분말의 조직은 너무 미세하여 주사전자현미경으로는 관찰할 수 없으며, 결과적으로 부식반응에 약한 초미세조직을 형성하게 된다. 이와 같이, 급속응고 공정과 기계적 합금/밀링(MA/MM)은 몇몇 예²³⁾에서도 알 수 있듯이 유사한 미세조직을 형성한다는 것을 알 수 있다.

SEM-EDS로 기계적 밀링동안 금속간화합물의 미세화 정도를 알아보기 위하여 첨가된 각각의 원소 분포를 55시간 밀링한 분말입자의 단면에서 분석하였

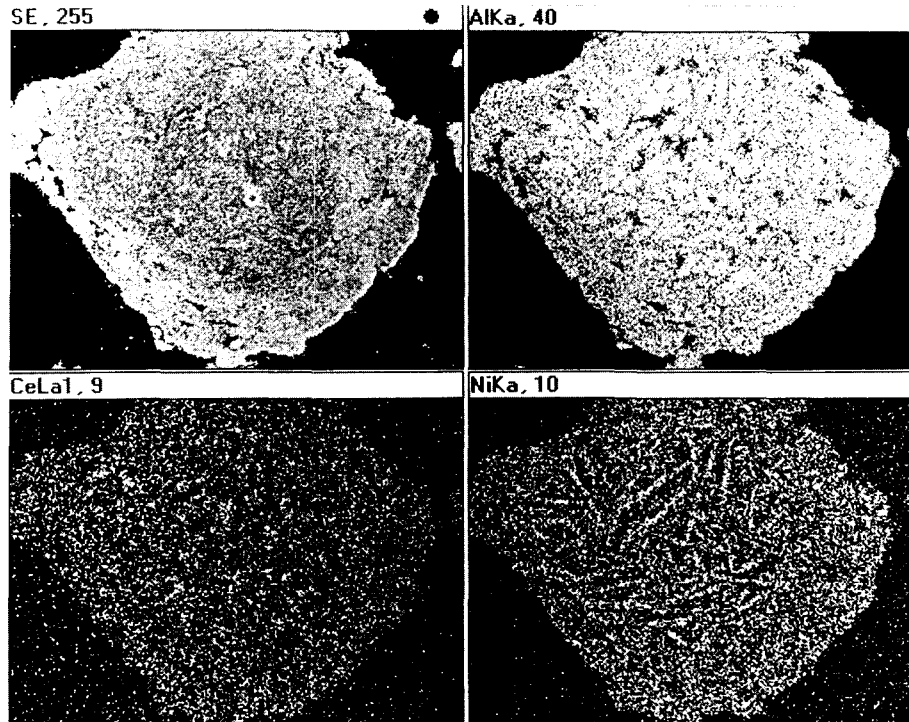


Fig. 4. Elemental distribution maps of the Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm alloy powder mechanically milled for 55 hours.

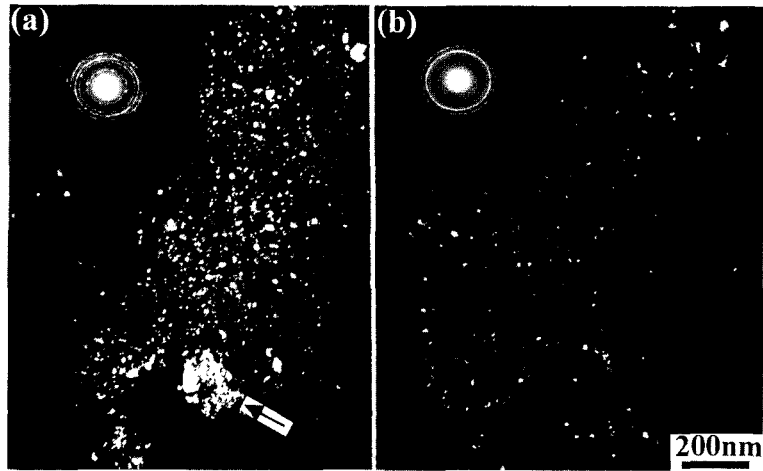


Fig. 5. TEM dark-field images and selected area diffraction patterns from the outer area (Zone A) of Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mm alloy powder mechanically milled for (a) 72 hours and (b) 200 hours.

으며, 그 결과를 그림 4에 나타내었다. 각각의 원소 분포는 Zone A, B 두 지역으로 명확하게 구분되었다. 입자의 중앙에 위치한 Zone B에서는 구형의 Ce와 침상형의 Ni를 많이 포함하고 있는 금속간화합물을 볼 수 있으며, Zone A에서는 각각의 원소들이 형성하고 있는 상들의 분포가 명확하게 나타나지 않았다. 미세한 조직을 형성하는 Zone A에서의 조직적 특징을 파악하기 위해서 투과전자현미경으로 관찰하였으며 그 결과를 그림 5에 나타냈다. 그림 5는 각각 72, 200시간 동안 밀링한 분말 입자로부터 관찰한 암시야상과 회절패턴을 나타내고 있다. 그림에서 알 수 있듯이, 20 nm 이하의 알루미늄과 금속간화합물 나노입자들이 형성된 것을 관찰할 수 있다. 그러나, 접합된 분말이 미세화 과정에 있는 72시간 밀링한 분말에서는 큰 나노입자들이 관찰(화살표)되는 것으로 보아 미세화는 72시간까지는 불완전한 것으로 보인다. 200시간 밀링(그림. 5b)한 후에는 Al 기지에 분산되어 있는 미세하고 균일한 나노조직으로부터 알 수 있듯이, 미세화 과정이 완결된 것으로 나타났다. 그림 6은 분말의 밀링시간에 따른 미세화 과정을 나타내는 것으로 기계적 밀링된 분말의 주사전자현미경 단면조직을 나타내고 있다. 48시간 동안 밀링한 분말의 Zone B(그림. 6a)에서는 크랙이 존재하는 반면, Zone A에서는 분말입자의 불완전한 냉간접합으로 인하여 형성된 계면을 제외하고는 어떠한 크랙도 관찰할 수 없었다. 분말 내부(Zone B)에 존재하는

많은 크랙이 Zone A로 진전되지 않은 것으로 보아 Zone A가 Zone B보다 단단하고 강하기 때문에, Zone B에서 발생된 크랙의 전파를 방해한 것으로 사료된다. 그러나 72시간 밀링(그림. 6b)된 후에는 계속 되는 불과 용기의 충격으로 인하여 미세한 조직을 형성하는 Zone A의 영역이 Zone B로 계속 확장되고, Zone B에 있는 크랙들이 합체하고, 성장하여 Zone A로 전파되고 있는 것으로 관찰되었다. 분말입자들의 파괴는 100시간(그림. 6c)까지 계속적으로 발생하였으며, 결국 200시간 밀링후에는 크기가 20 μm 이하의 분말입자들이 생성되었다(그림. 6d).

위의 미세화과정을 나타내는 조직사진들을 종합해 보면, 분말입자의 미세화와 조직의 미세화는 약 100시간 이후의 밀링에서 더욱 중요한 것으로 나타났다. 그림 7은 24시간 밀링한 분말의 단면조직 사진을 나타내고 있다. 이들 사진에서는 분말의 크랙이 Zone B의 금속간화합물 계면(화살표 표시)에서 시작된다는 것을 알 수 있다. 초기의 조대한 금속간 화합물을 형성하고 있는 분말은 기계적 밀링과정에서 기계적 에너지 축적으로 인하여 분말내부의 취약한 금속간화합물 계면에서 이러한 크랙들이 형성되고 성장하면서 비교적 강한 계면에서도 생성될 것이다. 결국, 이러한 과정들은 분말의 파쇄로 이어져 분말의 미세화 뿐만 아니라 파쇄된 분말의 계속적인 밀링으로 인하여, 나노조직을 형성하게 되는 것으로 사료된다. 그러나 나노조직의 형성 메커니즘에 대해서는 좀더 자

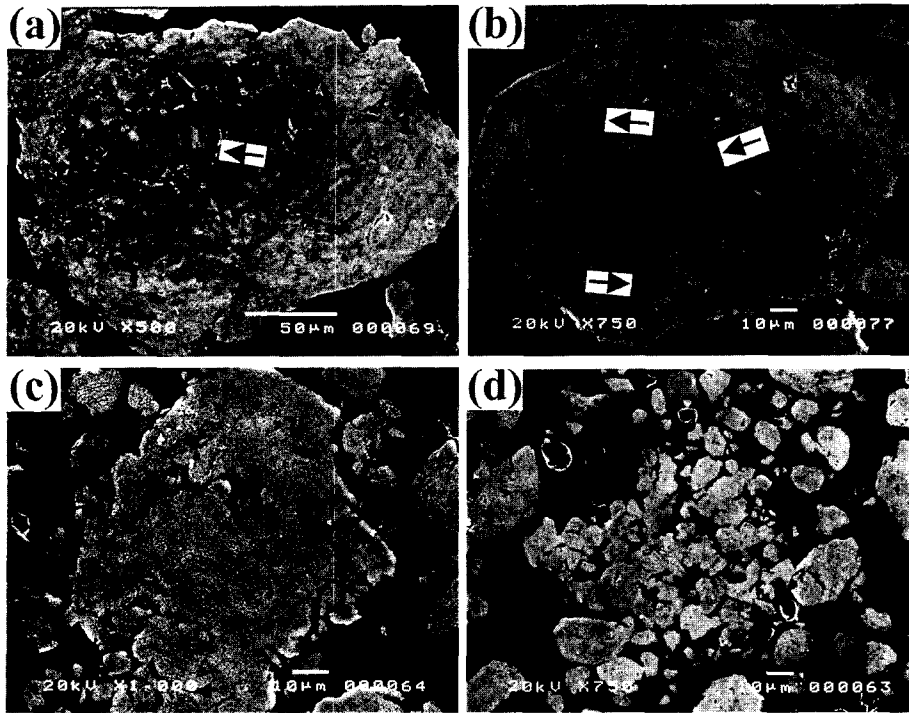


Fig. 6. Microstructural features of the powders during milling showing the presence of cracks due to heavy plastic deformation. (a) 48 hours, (b) 72 hours, (c) 100 hours, (d) 200 hours.

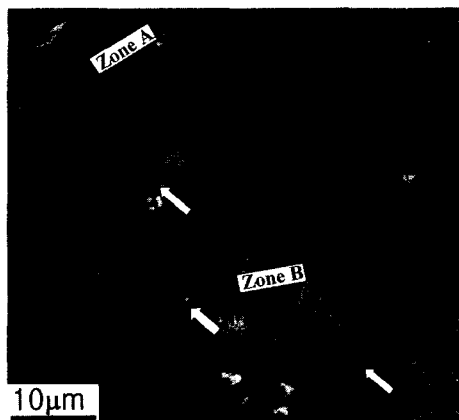


Fig. 7. Scanning electron micrograph showing initiation of cracks at the interface of the intermetallic compounds in the Zone B of the microstructure in the powder milled for 24 hours.

세한 연구가 필요할 것으로 사료된다. 이와 같은 미세조직 변화를 이해하기 위하여 Zone A와 Zone B의 경도를 밀링시간 변화에 따라 측정하였다. 24시간 동안 짧게 기계적 밀링한 분말에서는 미세한 조직을

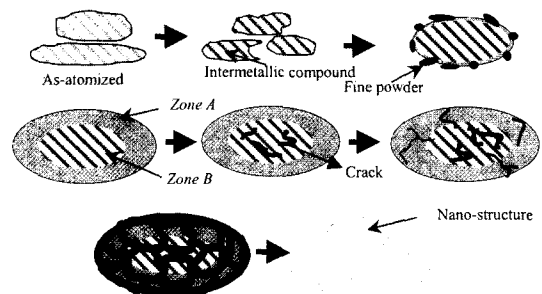


Fig. 8. Schematic diagram for the microstructural refinement process during milling of gas-atomized Al-14 wt.%Ni-14 wt.%Mn powders.

형성하는 Zone A의 영역이 좁은 관계로 경도를 측정하는 것은 불가능하였으나, Zone B의 마이크로 비커스 경도 값은 약 138 HV로 측정되었다. 48시간 밀링한 분말에서는 외부의 냉간 접합된 층이 220 HV 경도값을 나타내는 반면에, 분말의 내부는 138 HV의 경도값을 나타내었다. 72시간 밀링 후에는 외부층의 경도는 234 HV로 증가하였고, 200시간 밀링 후에는 280 HV까지 증가하였다. 미세한 조직을 형성하

는 외부영역(Zone A)의 높은 정도 값은 기계적 밀링에 의하여 형성된 큰 소성변형에 의한 조직의 미세화에 의한 것이며, 이들 미세한 조직은 주사전자현미경과 투과전자현미경으로 확인하였다. 그림 8은 본 실험에서 연구된 기계적 밀링 과정동안 분말의 미세화 과정을 나타내는 모식도로써 급속응고된 분말의 기계적 밀링동안 분말의 미세화 과정을 설명하고 있다.

4. 결 론

본 연구에서는 가스분사법으로 제조된 Al-14 wt.% Ni-14 wt.%Mm 분말의 볼 밀링시간 변화에 따른 분말입자의 미세화와 미세조직 변화에 관하여 고찰하였다.

분말의 크기는 초기 가스 분사된 상태인 약 200 μm 에서 48시간 밀링한 후 20~100 μm 크기로 미세화 되었으며, 분말외부에는 분말내부의 응고된 조직과는 다른 미세한 조직이 형성되었다. 분말 외부에 형성된 미세조직(Zone A)의 폭은 24시간 밀링된 분말에서는 10~15 μm , 72시간에서는 30~50 μm 로 증가하였다. 이와 같은 미세조직 층의 형성은 밀링 볼과 분말의 강한 충격에 의하여 조대한 분말에 작은 분말이 냉간 접합된 후 지속적인 소성변형에 의하여 미세화된 영역으로 판단된다. 초기의 밀링으로 분말 내부(Zone B)의 금속간화합물 계면에서 크랙이 형성된 후, 지속적인 밀링으로 인하여 비교적 강한 Zone A의 영역으로 크랙이 성장하면서 분말을 파쇄시킴으로써 분말의 입자미세화 뿐만 아니라 조직의 미세화가 진행되었다. 그 결과 초기 200 μm 크기의 불규칙한 형상을 갖는 가스분사된 분말은 200시간 동안 기계적인 밀링을 통하여 20 μm 이하의 크기를 갖는 구형의 분말로 미세화 되었으며, 분말 내부는 20 nm 이하의 크기를 가지는 입자들이 균일하게 분포된 나노조직을 형성하였다.

참고문헌

1. B.S. Murty and S. Ranganathan: *Internat. Mater. Rev.*,

43 (1998) 101.
 2. C. Suryanarayana: *Bibliography on Mechanical Alloying and Milling* (Cambridge International Science Publishing, Cambridge, UK, 1995).
 3. C. Suryanarayana: *Metals & Materials*, 2 (1996) 195.
 4. H.H. Liebermann, *Rapidly Solidified Alloys, Processes, Structures, Properties, Applications* Marcel Dekker, Inc., New York, NY (1993).
 5. T.R. Anantharaman and C. Suryanarayana: *Rapidly Solidified Alloys, A Technological Overview*, Trans Tech Publications, Aedermannsdorf, Switzerland (1987).
 6. L. Lu and M.O. Lai: *Mechanical Alloying*, Kluwer Acad. Publ., Boston, MA (1998).
 7. Y.H. Kim, A. Inoue, and T. Masumoto: *Mater. Trans., JIM*, 32 (1991) 331.
 8. A. Inoue, K. Ohtera, A.P. Tsai, and T. Masumoto: *Jpn. J. Appl. Phys.*, 27 (1988) L280.
 9. K. Higashi, T. Mukai, A. Uoya, A. Inoue, and T. Masumoto: *Mater. Trans. JIM*, 36 (1995) 1467.
 10. A. Inoue, K. Ohtera, A.P. Tsai, and T. Masumoto: *Jpn. J. Appl. Phys.*, 27 (1988) 479.
 11. H. Chen, Y. He, G.J. Shiflet, and S.J. Poon: *Scripta Metall. Mater.*, 25 (1991) 1421.
 12. K. Ohtera, K. Kita, H. Nagahama, A. Inoue, and T. Masumoto: *Mater. Sci. Eng.*, A179/180 (1994) 592.
 13. S.J. Hong, P.J. Warren, and B.S. Chun, *Mater. Sci. Eng.*, A304-306 (2001) 362.
 14. S.J. Hong and B.S. Chun: *Mater. Sci. Eng.* (in press).
 15. S.J. Hong and B.S. Chun: *Scripta Mater.*, 45 (2001) 1341.
 16. S.J. Hong, T.S. Kim, and B.S. Chun: *Mater. Sci. Eng.*, A226-228 (1997) 878.
 17. J.S. Benjamin: *Sci. American*, 234 (1976) 40.
 18. C. Suryanarayana: *ASM Handbook, Powder Metal Technologies and Applications*, ASM International, Materials Park, OH 7 (1998) 80.
 19. P-Y. Lee, J-L. Yang, and H-M. Lin: *J. Mater. Sci.*, 33 (1998) 235.
 20. H. Jones: *Mater. Sci. Eng.*, 5 (1969) 1.
 21. C.C. Koch: *NanoStructured Mater.*, 2 (1993) 109.
 22. C.C. Koch: *NanoStructured Mater.*, 9 (1997) 13.
 23. C. Suryanarayana and F.H. Froes: *Heat Resistant Materials*, K. Natesan and D.J. Tillack (Eds.), ASM International, Material Park, OH (1991) 25.