Journal of Korean Powder Metallurgy Institute
Vol. 10, No. 6, 2003

급속응고된 $Al_{81-(x+y)}Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금의 나노조직과 기계적 특성

이태행 · 홍순직*
천안공업대학 신소재 열공정학과, *충남대학교 급속응고 신소재연구소

Nano Structure and Mechanical Properties of Rapidly Solidified $Al_{81-(x+y)}Si_{19}Ni_xCe_y$ Alloy

Tae-Haeng Lee and Soon-Jik Hong*
Department of Advanced Materials Chonan National Technical College, 275 Budae-dong, Chonan, Chungnam 330-717, Korea
**Rapidly Solidified Materials Research Center(RASOM) Chungnam National University, Gung-dong, Yuseong-gu, Dajeon 305-764, Korea*
(Received 10 October 2003 ; Accepted form 28 November 2003)

Abstract In order to produce good wear resistance powder metallurgy Al-Si alloys with high strength, addition of glass forming elements of Ni and Ce in $Al_{81}Si_{19}$ alloy was examined using SEM, TEM, tensile strength and wear testing. The solubility of Si in aluminum increased with increasing Ni and Ce contents for rapidly solidified powders. These bulk alloys consist of a mixed structure in which fine Si particles with a particle size below 500 nm and very fine Al_3Ni, Al_3Ce compounds with a particle size below 200 nm are homogeneously dispersed in aluminum matrix with a grain size below 600 nm. The tensile strength at room temperature for $Al_{81}Si_{19}$, $Al_{78}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, and $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ bulk alloys extruded at 674 K and ratio of 10 : 1 is 281, 521, and 668 MPa respectively. Especially, $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ bulk alloy had a high tensile strength of 730 MPa. These bulk alloys are good wear-resistance better than commercial I/M 390-T6. Specially, attactability for counterpart is very little, about 15 times less than that of the I/M 390-T6. The structural refinement by adding glass forming elements such as Ni and Ce to hyper eutectic $Al_{81}Si_{19}$ alloy is concluded to be effective as a structural modification method.

Keyword : Nano structure, Al-Si-Ni-Ce alloy, Rapid Solidification, Gas atomization, Ultimate tensile strength

1. 서 론

과공정 Al-Si 합금은 높은 체적분율을 갖는 Si 입자들이 Al 합금 기지에 분산되어 있기 때문에 내마모성 및 인장강도가 우수하고 열팽창 계수가 작아서 자동차산업 및 전자산업 등의 분야에 응용되고 있다. 그러나 급속한 산업의 발전은 더욱 더 가혹한 환경에서도 적용이 가능한 고강도 내마모 특성을 필요로 하게 되었고, 그 해법의 일환으로 급속응고 기술의 적용이 요구되고 있다. 급속응고 기술을 이용하면 고용도의 증가, 조직 미세화와 편석 감소 등의 장점으로 인하여 과공정 Al-Si 합금의 제조가 가능하여 내마모 특성의 향상을 유도 할 수 있을 뿐만 아니라, 합금원소 첨가가가 용이하여 기지에 고온에서 안정한 금속간화합물을 균일하게 분포시킴으로서 고온강도의 향상을 유도할 수 있다[1,2].

이와 같은 급속응고의 장점을 이용하여 최근 과공정 Al-Si 합금에 대한 연구[3]를 진행하였으나 이들 합금의 상온 인장강도 값이 500 MPa 이상을 얻는 것은 쉽지 않았다. 또한 이들 재료의 강도 향상에 대한 요구는 계속되어 지고 있으며, 현재 많은 연구가 진행되었음에도 불구하고 이들 재료의 강도를 높이는 것은 한계가 있었다. 그러나 급속응고 기술에 의한 최근 연구에 의하면 매우 높은 인장강도(>1000 MPa)

와 양호한 180° 굽힘 연신율을 나타내는 비정질 알루미늄 합금이 급속응고법으로 제조될 수 있다는 것을 보여주었다[4-7]. 또한 $Al_{88}Y_8Ni_4$(at.%) 합금의 열처리에 의해 비정질 기지에 약 30 vol.%의 나노미터 크기의 α-Al(fcc) 입자가 형성되고 약 50%의 강도가 증가한다는 것이 보고 되었다[5,8]. 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 기지합금에 용질원자의 변화에 따른 새로운 강화메카니즘[9]과 분말재료를 이용한 성형화에[10,11] 대한 관심이 높아지면서, Al-14 wt% Ni-14 wt%Mm계 합금을 가스분사하여 26 μm 이하의 분말에서는 비정질과 나노조직이 혼합된 조직을 형성하여 상온강도가 약 730 MPa를 나타내는 것으로 보고 되었다.

이와 같은 기존 연구결과를 검토해 볼 때 Al-Si 합금에 비정질 형성능이 강한 Ni, Ce을 첨가하여 초정 Si의 정출을 억제하고, Si 입자를 미세하게 분산시킬 수 있다면 기존의 Al-Si 합금 보다 우수한 강도를 나타내는 새로운 Al-Si 합금 개발이 기대된다. 이에 본 연구에서는 상온강도 및 내마모성이 우수한 Al_{81}-Si_{19} 합금을 기본 조성으로 하여 비정질 형성능이 우수한 Ni, Ce를 첨가한 Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금을 He가스 분무법으로 급속응고 분말을 제조하고, 압출하여 이들 재료에 대한 미세조직과 기계적 특성을 조사하여 이들 천이원소 첨가 효과에 대하여 연구를 수행하였다.

2. 실험 방법

본 연구에 사용된 Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$계 합금은 상업용으로 사용되고 있는 각 성분의 순 금속을 진공아크용해로를 이용하여 ingot로 제조하였으며, Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$계 합금분말은 제조된 inogt를 Ar 가스분위기하에서 고주파용해로를 이용하여 용융시켰으며, 용융된 용탕은 3 mm의 오리피스를 통과시킨 후 헬륨 가스를 9.8 MPa 분사하여 제조하였다. 헬륨가스는 냉각율을 증가시키고, 분말의 산화를 방지하기 위해서 사용하였다. 가스분사로 제조된 분말의 크기는 체를 이용한 기계적 분급법을 이용하였으며, 본 연구에 이용된 분말특성 평가와 열간압출에 사용된 분말은 25 μm 이하의 분말을 사용하였다.

가스분사법으로 제조된 25 μm 이하의 분말은 순동캔(외경 23 mm, 내경 20 mm)에 주입하여 75% 이상의 밀도로 냉간압분 성형되었으며, 냉간압분 성형체는 400°C에서 10^{-3} torr로 1시간 동안 탈가스를 행하였다. 탈가스 처리 후 밀봉된 성형체는 수평형 압출기를 이용하여 2.5 mm/s의 램 속도로, 10 : 1의 압출비로 400°C의 압출온도에서 열간압출을 하였다. 압출재의 표면에는 압출결함에 의하나 부풀림이나 크랙은 관찰되지 않았다.

가스분사된 분말과 압출재의 미세조직 관찰은 EDS (Energy Dispersive X-ray Spectrometers)가 장착된 주사전자현미경(SEM, JSM 5410)과 투과전자 현미경을 이용하였으며, 분말과 압출재의 결정구조는 30 kV, 50 mA로 Cu Kα 타겟이 부착된 X-선 회절분석기를 이용하여 분석하였다. 압출재의 인장강도는 인스트롱 4206 장비을 이용하여 5.0×10^{-4}/s의 변형속도로 사온에서 측정하였다. 압출재의 내마모시험은 니시하라마모시험기를 이용하였으며 마모시험의 상대재는 공정주철(E-3)을 사용하였고, 윤활재는 4GS (30W-oil)을 사용하였으며 하중은 10 kg, 회전 속도는 1.0 m/s, 시험시간은 1.2 ks으로 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금분말과 압출재의 미세조직

그림 1은 25 μm 이하의 급속응고된 Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$ 분말을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰한 사진이다. 헬륨가스로 분사된 분말의 크기는 수 마이크론에서 수 십 마이크론 까지 다양한 크기의 분포를 나타냈다. 헬륨가스로 분사된 분말의 평균입자 크기는 20-25 μm이며, 이 크기는 질소가스로 분사된 분말의 평균입자 80-100 μm 보다 매우 작은 크기

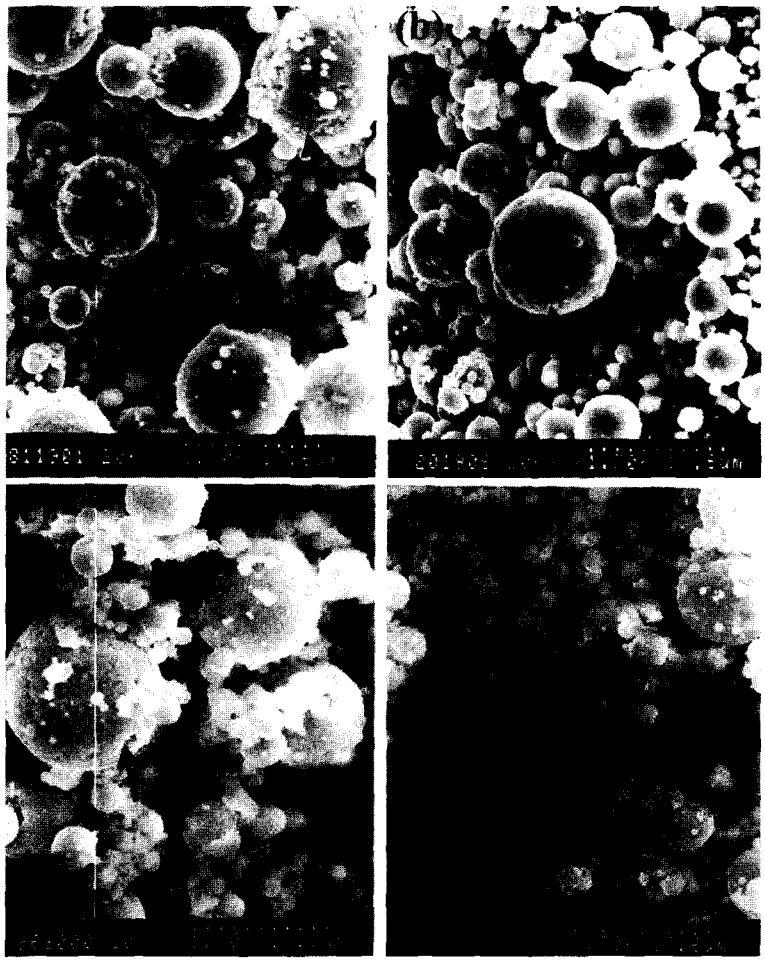

Fig. 1. SEM micrographs of Al-Si and Al-Si-Ni-Ce alloy powders (–26 μm) fabricated by He-gas atomization. (a) $Al_{81}Si_{19}$, (b) $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, (c) $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ and (d) $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$.

이다. 분말의 형상은 구형이며 분말표면은 깨끗한 상태를 나타냈다. 이와 같이 분말의 표면이 깨끗한 것은 분말의 응고과정에서 산화가 적었으며, 응고속도가 매우 빨랐음을 의미한다. $Al_{81}Si_{19}$ 합금에 Ni과 Ce의 함량이 증가함에 따라 25 μm크기 이하의 분말(화살표)에서는 표면이 더 깨끗해지는 것을 관찰 할 수 있는데 이와 같은 원인은 그림 2에서 보는 것과 같이 Ni, Ce의 첨가량이 증가함에 따라 Si과 다른 원소들의 고용도를 증가시켜 분말표면이 더 깨끗하게 보였다. 이와 유사한 결과가 급속응고된 Al-Ni-Mm 합금의 분말의 입자 크기에 따라 분말표면의 변화에 의하여 나타났다[10]. 조대한 분말에서는 낮은 응고속도로 인한 응고 수축에 의하여 거친 표면을 나타낸 반면에 미세한 분말에서는 높은 냉각속도로 인하여 다른 상들의 형성을 억제하여 미려한 표면을 얻을 수 있었다. 이와 같은 원인은 냉각속도 차이에 의한 고용도의 증가 때문이다. 그러나 본 연구에서는 같은 냉각속도(같은 분말의 크기) 임에도 불구하고 첨가 원소인 Ni, Ce에 의하여 고용도를 증가시켜서, 초정 Si과 금속간화합물의 정출을 억제하였기 때문에 Ce과 Ni량이 증감함에 따라 미려한 표면을 나타낸 것으로 생각된다.

그림 2는 가스분사된 Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금분말의 X-선 회절결과를 나타내고 있다. 가스분사된 $Al_{81}Si_{19}$ 합금 분말은 Al과 Si 상으로 구성되어 있으며, 각각의 피크는 강하게 나타났다. Ce과 Ni이 첨

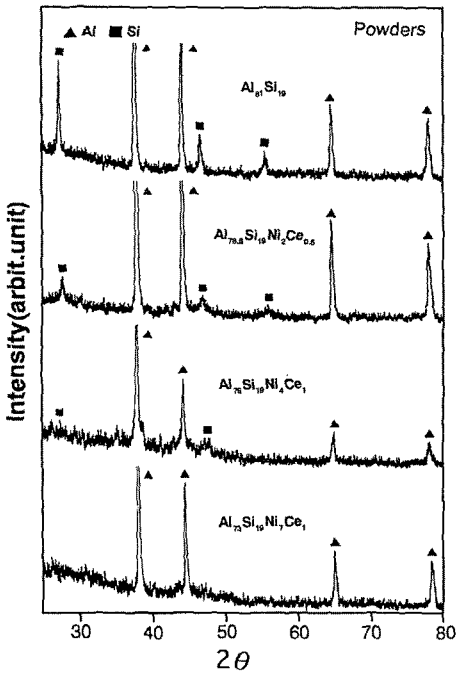

Fig. 2. X-ray diffraction patterns of gas atomized $Al_{81}Si_{19}$, $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ and $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ alloy powders.

가된 $Al_{78}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$ 합금 분말에서는 Si 피크의 강도가 50% 이상 감소하였으며, Ni와 Ce 량을 더 증가시킨 $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce1$ 합금의 피크는 더욱 감소하였다. Ni 함량을 7%로 증가시킨 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금 분말에서는 Si의 피크가 완전히 없어졌다. 이와 같은 X-선 회절결과를 검토해 볼 때 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금 분말은 Si, Ni, Ce이 과포화고용된 알루미늄고용체를 나타내고 있으며, Al-Si 합금에 Ni, Ce 첨가량이 증가함에 따라 Si의 고용도가 증가함을 알 수 있다. 단롤법으로 제조된 Al-Ni-Ce-Y 합금에서 Ni과 Ce의 첨가는 비정질 형성능을 향상시켜서 비정질 재료의 제조가 가능한 것으로 보고[12]되었으며, 이와 유사한 결과가 본 연구의 Al-Si 합금 연구결과에서도 나타났다. 본 연구에서는 완전 비정질상은 얻을 수 없었으나, 19 at%의 Si을 고용시킬 수 있다는 것을 알 수 있었다. 일반주조공정으로는 Si의 최대 고용한은 12.6 at%이고, 급속응고법을 이용하여 고용한을 증가시킬 수는 있지만[13], 19 at%까지는 증가 시킬 수는 없었다. 그러나 본 연구에서는 Ni과 Ce을 첨가하여 19 at%까지 고용시킬 수 있는 새로운 결과를 얻었다. 이와 같이 Si을 완전히 고용시킬 수 있다는 것은 Si의 크

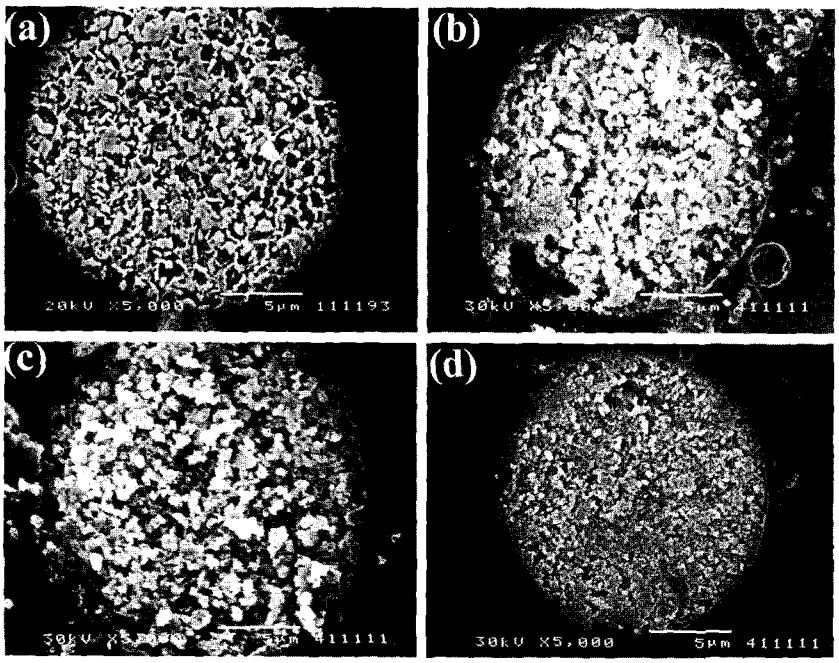

Fig. 3. Cross sectional microstructures of He-gas atomized $Al_{81}Si_{19}$, $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ and $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ alloy powders.

기에 따라 인장강도 및 마모특성이 변하는 Al-Si 합금의 연구에서 열처리에 의하여 Si의 크기를 임의로 조절 할 수 있는 새로운 합금의 설계가 가능 할 것으로 기대된다.

그림 3은 가스분사법으로 제조된 Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금분말을 Keller 시약으로 과부식 시킨 후 주사전자 현미경으로 관찰한 단면조직을 타나내고 있다. $Al_{81}Si_{19}$ 합금분말(그림 3(a))의 단면조직은 약 200-800 nm의 크기를 갖는 미세한 입자들이 Al 기지에 균일하게 분포하고 있다. X-선 회절시험 결과에서 나타난 것과 같이 가스분사법으로 제조된 Al_{81}-(x+y) $Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금분말은 fcc-Al과 Si이 존재하고 있으며, 초정 Si과 공정조직은 주조조직이나 조대한 분말에서 쉽게 구별되나 본 연구의 가스분사된 미세한 분말에서는 이들 조직을 쉽게 구별하는 것이 어려웠다. 이와 같은 원인은 비정질 형성능이 우수한 Ni과 Ce 첨가에 의한 고용도의 증가와 조직의 미세화 때문이다. 또한 주조조직이나 급속응고된 조대한 분말에서는 Si입자들이 침상형과 다각형의 형상을 하고 있으나 급속응고된 $Al_{78}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$ 합금분말(그림 3(b))은 Si 입자들이 구형으로 나타났으며 $Al_{81}Si_{19}$ 합금분말의 조직보다 더 미세한 조직을 나타냈다. 또한 Ni와 Ce을 4 at%와 1 at%로 각각 증가시킨 $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ 합금 분말에서는 이들 조직이 더 미세화 되었으며, $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금에서는 Si 입자들을 구분하는 것이 어려웠다. 또한 본 연구에서는 Ni과 Ce이 증가함에 따라 고용도 증가와 함께 조직의 미세화로 인하여 Keller 부식액에 대한 반응이 매우 약해져서 조직을 구별하는 것이 어려웠다.

그림 4는 400°C에서 압출된 $Al_{81}Si_{19}$, $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ 및 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금 압출재의 X-선 회절시험 결과를 나타내고 있다. 급속응고에 의하여 Al-Si-Ni-Ce 합금분말 내부에 고용되었던 Si, Ni 및 Ce은 열간 압출에 의하여 각각 초정 Si, Al_3Ni 및 Al_3Ce 상으로 정출하였다. $Al_{81}Si_{19}$압출재는 분말 XRD결과와 비교하여 Si 피크의 강도가 더 커졌으며, Ni와 Ce이 첨가된 $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$ 합금에서는 Al, Si상 외에 Al_3Ni와 Al_3Ce의 상이 형성되었음을 알 수 있다. 또한 이들 Al_3Ni상은 Ni의 함량이 증가함에 따라 피크의 강도가 높게 나타났다. 이와 같은 각각 상들의 형상과 크기를 투과전자 현미경으로 관찰하였으며 그 결과를 그림 5에 나타냈다.

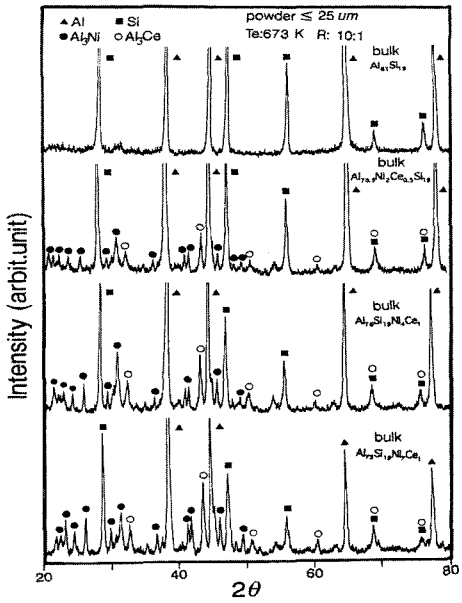

Fig. 4. X-ray diffraction patterns of $Al_{81}Si_{19}$, $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$, and $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ alloys extruded at 400°C and an extrusion ration of 10 : 1.

Fig. 5. Bright-field electron micrograph of $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ alloy extruded at 400°C and an extrusion ration of 10 : 1.

그림 5는 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금 압출재의 투과전자 현미경 사진을 나타내고 있다. 각각의 상들은 아주 미세하고, 높은 체적분율로 인하여 정확한 회절패턴을 얻는 것이 어려워서 투과전자 현미경 EDX 분석을 통하여 이루어졌다. 압출재의 조직은 600 nm 크기의 Al 기지 조직에 약 200 nm 크기의 Si 입자, 100 nm 크기 이하의 Al_3Ni 상 그리고 30 nm 이하의 폭과 200 nm 이하의 길이를 갖는 침상형의 Al_3Ce 상을 형성하고 있음을 알 수 있다. 압출재의 미세조직은 비록 400°C까지 가열하여 열간 압출을 하였음에

도 불구하고 나노미터 크기를 갖는 미세한 입자들이 균일하게 분포하고 있었다. 이와 같은 입자의 크기는 60-120 μm 크기의 분말을 압출한 Al-20 wt%Si-5 wt%Fe 합금 압출재의 2-3 μm 크기 α-Al, 0.5-1 μm의 Si 입자 보다 매우 미세한 크기를 나타내고 있다[13]. 이와 같이 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금 압출재에서 형성된 나노 입자의 크기는 과포화 고용된 Si 입자가 후속공정인 탈가스 및 압출공정에 의하여 석출되었

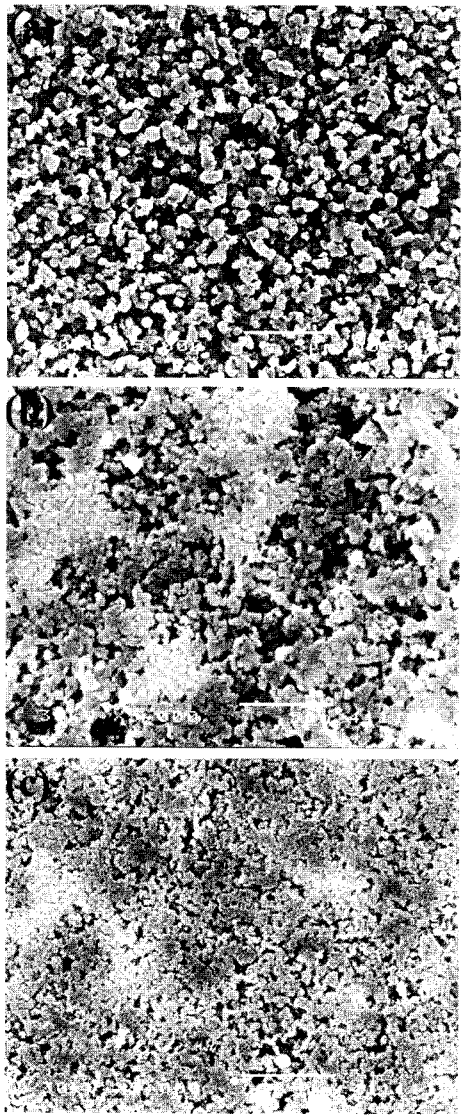

Fig. 6. SEM micrographs of Al-Si and Al-Si-Ni-Ce alloy bar extruded from -26 μm powders at 400°C and an extrusion ration of 10 : 1. (a) $Al_{81}Si_{19}$, (b) $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$ and (c) $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$.

기 때문에 과포화 고용되지 않은 Al-20Si-5Fe 합금보다 미세한 입자를 나타낸 것으로 판단된다.

그림 6은 400°C에서 압출된 $Al_{81}(x+y)Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금분말 압출재의 단면을 주사전자 현미경으로 관찰한 조직이다. 압출재의 조직은 초기 분말의 미세한 조직과 압출공정의 소성변형에 의한 미세화로 인하여 초정 Si과 공정 Si의 구분이 어려웠으며, 시료전체에 걸쳐 미세한 Si 입자들이 Al 기지에 균일하게 분포하고 있음을 알 수 있다. 균일하게 분포한 입자들의 평균 크기는 400°C에서 압출된 압출재는 약 0.56 μm 크기를 나타냈으며, $Al_{78}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$ 합금과 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce1$ 합금에서는 입자의 크기를 정확하게 구별하는 것이 어려웠다. 분말의 단면조직에서 나타난 것과 같이 압출재의 단면조직에서도 Ni, Ce이 증가함에 따라 부식반응이 약한 것을 쉽게 알 수 있다. 이와 유사한 결과들이 급속응고된 분말[10], 리본[14] 그리고 볼 밀링된 논문[15]에서 보고된 바 있다. 급속응고된 분말에서는 냉각속도가 증가하여 입자가 작은 분말은 조대한 분말보다 초미세 조직을 형성하여 Keller 부식액에 반응을 보이지 않고, 리본의 경우에는 냉매로 작용하는 동 휠에 접촉한 부분은 접촉하지 않은 부분에 비하여 초미세조직을 형성하여 부식액에 반응이 약하여 광학현미경이나 주사전자 현미경으로는 조직을 관찰할 수 없었다. 그러나 조대한 분말과 동 휠에 접촉되지 않은 리본의 미세조직은 쉽게 관찰할 수 있다고 보고하였다. 또한 볼 밀링된 분말의 경우 볼 밀링 초기에 분말테두리에서 이와 같은 부식에 반응이 없는 미세한 조직을 형성 되었으며, 밀링 시간이 증가함에 따라 분말 전체에서 이와 같은 조직이 형성되었다고 보고하였다. 그러나 본 연구에서는 합금원소 첨가에 의하여 이와 같은 미세한 조직을 형성할 수 있었다. 이와 같은 원인은 Ni과 Ce 첨가에 의하여 비정질 형성능이 증가하면서 고용되었던 고용체가 압출공정에 의하여 정출되어 입자가 미세화 되었기 때문이다.

3.1. Al_{81}-(x+y)$Si_{19}Ni_xCe_y$ 합금분말 출재의 기계적 성질

표 1은 400°C에서 압출된 $Al_{81}Si_{19}$, $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$, 그리고 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금 압출재의 비커스 경도, 인장강도 및 연신율을 각각 나타내고 있다. 비커스 경도는 $Al_{81}Si_{19}$ 합금에 Ni, Ce첨가에

Table 1. Room temperature mechanical properties of extruded $Al_{81}Si_{19}$, $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ and $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ alloy bars.

Alloy(at%)	Vickers Hardness (Hv)	UTS (MPa)	Elongation (%)
$Al_{81}Si_{19}$	92	281	14.6
$Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$	151	521	5.7
$Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$	193	668	1.52
$Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$	286	730	0.27

의하여 증가하였으며, $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금에서 가장 높은 경도 값을 나타냈다. 인장강도 값도 Ni, Ce의 첨가량이 증가함에 따라 증가하였으며, $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금에서 가장 높은 730 MPa의 값을 나타냈으나, 연신율은 Ni, Ce의 함량이 증가함에 따라 감소하였다. 이와 같은 상온인장 강도 값은 25 : 1의 압출비로 압출된 Al-20 wt%Si-5 wt%Fe-2 wt%Zr[16] 합금 압출재 (61 – 120 μm 크기분말을 이용한 압출재)의 상온 인장강도 387 MPa 보다 약 2배 높은 값을 나타냈다.

그림 7은 압출재를 인장시험 한 후 파단면을 주사전자 현미경으로 관찰한 것이다. 압출재의 파단면에서는 분말의 결합이 완전히 이루어지지 않은 상태에서 나타나는 분말입계의 파단면은 관찰 할 수 없었으며, 10 : 1의 압출비로 압출되었음에도 불구하고 분말의 결합이 완전히 이루어졌음을 알 수 있다. 이와 같은 결과는 인장시험의 결과에서도 쉽게 알 수 있는 것과 같이 같은 크기의 분말을 이용하여 25 : 1로 압출된 Al-20 wt%Si 합금의 인장강도 215 MPa 보다 높은 281 MPa의 인장강도 값을 나타내는 것은 분말의 결합이 잘 이루어졌음을 나타내고 있다. 또한 그림 7(b)에서 볼 수 있는 것과 같이 Ni과 Ce량이 증가함에 따라 파단된 인장시험편 테두리에 취성파괴를 나타내는 영역이 형성되는 것을 볼 수 있다. 또한 Ni량이 증가함에 따라 이와 같은 파괴 양상은 테두리의 더 넓은 영역에서 형성되었다. 이와 같은 취성 파괴 영역의 증가는 이들 시험편의 연신율 감소시켰으며, 연신율 결과와 잘 일치하고 있다.

그림 8은 인장시험편의 고배율 주사전자현미경 조직 사진을 보여주고 있다. $Al_{81}Si_{19}$ 합금에서는 딤플과 함께 600~800 nm 크기를 갖는 입자들을 관찰할 수 있으며, Ni, Ce이 첨가된 $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$ 합금과 $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ 합금에서는 각각 이들 입자가 200~400 nm 크기로 감소하였으며, Ni 함량을 증가 시킨

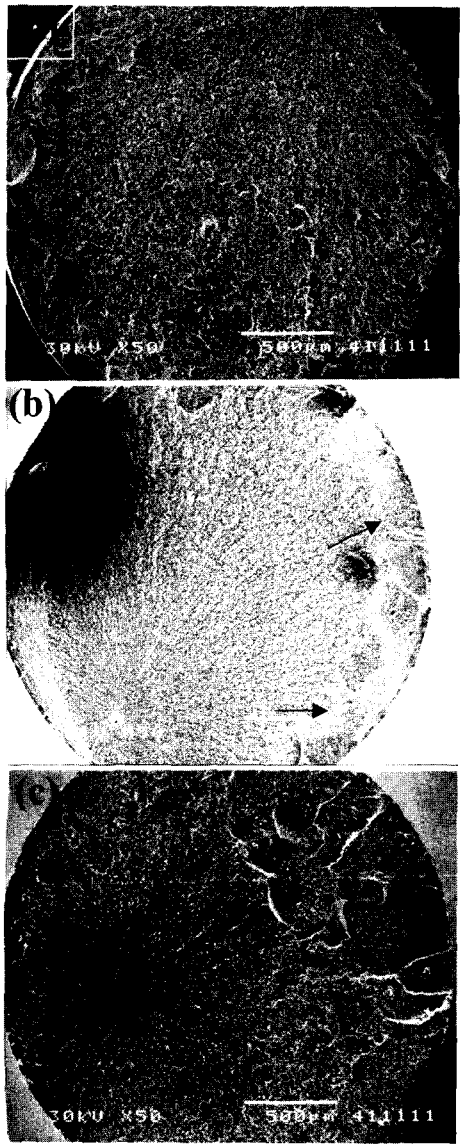

Fig. 7. Scanning electron micrographs showing the tensile fracture surface of extruded Al-Si-Ni-Ce alloy bars. (a) $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, (b) $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ and (c) $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$.

$Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금에서는 압출재의 단면조직에서와 마찬 기지로 입자 미세화에 의하여 자세한 입자의 크기를 관찰 할 수 없었으며 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금의 단면에서는 딤플을 관찰할 수 없었다. 이와 같은 결과는 인장시험에서 $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금의 연신율이 가장 낮은 것과 잘 일치하고 있다. 또한 주조재나 조대한 분말의 압출재에서 관찰되는 초정 Si의 크랙은 관찰되지 않았다. 이와 같은 이유는 압출재의 조직이

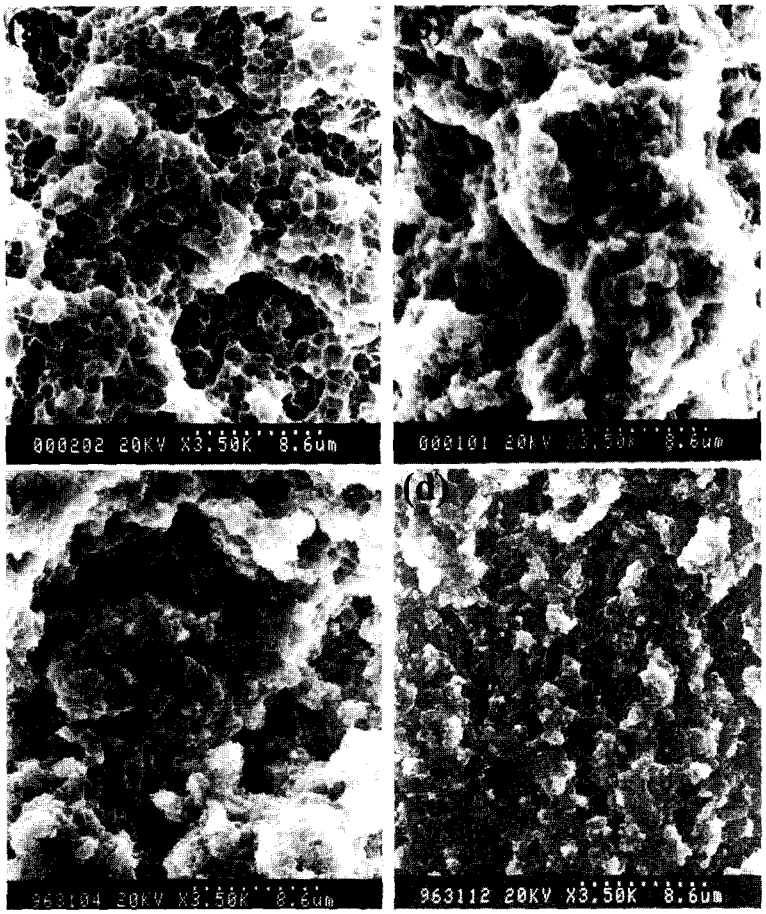

Fig. 8. Scanning electron micrographs showing the high magnification tensile fracture surface of extruded Al-Si-Ni-Ce alloy bars. (a) $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, (b) $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ and (c) $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$.

NISHIHARA ROTATING WEAR TEST
(counter part : E-3 (Eutectic Cast Iron), applied load : 10 kg, test time : 1.2 ks, lubricant : 4 GS)

Alloy	wear amount of specimen (mm)	wear amount of counter part (μm)
$Al_{78}Si_{19}Ni_4Ce_1$ Te : 673 K Ta : 673 K	1.59	4.75
$Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$ Te : 673 K Ta : 773 K	1.39	1.70
$Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ Te : 673 K Ta : 673 K	1.84	1.20
$Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ Te : 673 K Ta : 773 K	1.62	2.70
$Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ Te : 723 K Ta : 673 K	1.61	3.00
$Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ Te : 723 K Ta : 773 K	1.56	2.30
I/M 390-T6	1.90	33.13
P/M $Al_9Ni_2Mn_2Zr_1$	1.73	1.60
P/M Al-8Fe+5SiC	0.71	2.78

Fig. 9. Results of Nishihara rotating wear test for $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$, $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ and $Al_{81}Si_{19}$ P/M alloys consolidation at an extrusion temperature of 673 K in comparison with commercial I/M A390-T6 alloy.

Ni과 Ce 첨가에 의하여 입자가 미세화되어 초정 Si 입자들의 크랙/파괴는 관찰되지 않은 것으로 사료된다. 이와 같은 결과는 본 연구의 재료가 기존 Al-Si 합금보다 우수한 강도를 나타내는 원인으로 사료된다.

그림 9는 673 K 온도에서 압출한 $Al_{78.5}Si_{19}Ni_2Ce_{0.5}$, $Al_{76}Si_{19}Ni_4Ce_1$, $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 및 $Al_{81}Si_{19}$ 압출재들의 니시하라 마모시험법으로 시험한 결과를 보여주고 있다. 상용 주조한 A390-T6 합금도 동일한 조건으로 마모시험을 하여 본 압출재들과 비교 평가하였다. 전체적으로 본 압출재들의 내마모성은 상용 주조한 A390-T6 합금과 비교하여 약간 향상되었으나, 상대재의 마모는 매우 적었고 상용 주조한 A390-T6 합금과 비교해서는 15배정도 우수하였다. 이는 잘 알려진 것과 같이 Al기지조직 내에 분산된 초정 Si 입자의 크기가 크면 내마모성은 증가하나 상대재의 마모도 크다는 것이다[14]. 본 압출재들이 상용 주조한 A390-T6 합금보다 Si 크기가 작음에도 불구하고 내마모성이 좋은 이유는 첨가된 Ni과 Ce 원소들이 Al_3Ni, Al_3Ce 분산상들을 형성하여 기지조직을 강화시켰기 때문으로 사료된다.

4. 결 론

본 연구에서는 우수한 인장강도와 내마모성을 갖는 Al합금을 개발하기 위하여 과공정 $Al_{81}Si_{19}$ 합금에 비정질형성능이 우수한 Ni과 Ce을 첨가하여 고압 He 가스분사법으로 분말을 제조한 후 열간 압출하여 미세조직과 기계적 특성을 평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

$Al_{81}Si_{19}$ 합금에 Ni, Ce의 첨가는 Si의 고용도를 증가시켰으며, 과포화고용체의 분말은 열간 압출동안 초정 Si, Al_3Ni 및 Al_3Ce 상으로 정출하였으며, 압출재의 조직은 600 nm 크기의 Al 기지 조직에 약 200 nm 크기의 Si 입자, 100 nm 크기 이하의 Al_3Ni 상 그리고 30 nm 이하의 폭과 200 nm 이하의 길이를 갖는 침상형의 Al_3Ce 상을 형성하는 나노조직을 얻을 수 있었다. Ni, Ce 첨가는 인장강도를 증가 시켰으며, $Al_{73}Si_{19}Ni_7Ce_1$ 합금의 인장강도는 730 MPa을 타나냈다. 이와 같은 우수한 인장강도는 Ni, Ce 첨가에 의한 과포화 고용체 형성으로 인한 입자미세화에 의한 것으로 사료된다. 니시하라 마모시험법으로 시험한 내마모 특성은 상용 주조한 A390-T6 합금과 비교하여 내마모성은 약간 향상되었으나 상대재 마모는 15배 정도로 우수하게 나타났다.

또한 본 연구에서는 Al-Si 합금에 Ni, Ce을 첨가하여 기존의 제조공정이나 합금설계에서는 얻을 수 없는 19 at%의 Si을 과포화 고용시켜서 인장강도와 내마모성이 우수한 새로운 합금을 설계 할 수 있었다.

참고 문헌

1. T. Hayashi, T. Kaji, Y. Takeda, Y. Odani and K. Akechi : Sumitomo Electric Tech. Rev., **34** (1992) 107.
2. J. Zhou, J. Duszczyk and B. M. Korevaar : J. Mater. Sci., **26** (1991) 824.
3. T. S. Kim and B. S. Chun : J. Kor. Inst. Met & Mater. Vol. **40**, 8 (2002) 873.
4. Y. H. Kim, A. Inoue and T. Masumoto : Mater. Trans., JIM, **32** (1991) 331.
5. A. Inoue, K. Ohtera, A. P. Tsai and T. Masumoto : Jpn. J. Appl. Phys., **27** (1988) L280.
6. K. Higashi, T. Mukai, A. Uoya, A. Inoue and T. Masumoto : Mater. Trans. JIM, **36** (1995) 1467.
7. A. Inoue, K. Ohtera, A. P. Tsai and T. Masumoto : Jpn. J. Appl. Phys., **27** (1988) 479.
8. H. Chen, Y. He, G. J. Shiflet and S. J. Poon : Scripta Metall. Mater., **25** (1991) 1421.
9. S. J. Hong, H. S. Kim, C. Suryanarayana and B. S. Chun, Mater. Sci. Tech., **19** (2003) 966.
10. S. J. Hong, T. S. Kim, H. S. Kim, W. T. Kim and B. S. Chun : Mater. Sci. Eng., **A271** (1999) 469.
11. S. J. Hong and B. S. Chun : Mater. Sci. Eng., **A348** (2003) 262.
12. A. Inoue, T. Zhang and T. Masumoto : J. of Non-crystalline Solids, **473** (1999) 156.
13. T. S. Kim, S. J. Hong, W. T. Kim, C. W. Won, S. S. Cho and B. S. Chun : Mater. Trans. JIM, **39** (1998) 1214.
14. H. Jones : Mater. Sci. Eng., **5** (1969) 1.
15. S. J. Hong, T. S. Kim, C. Suryanarayana and B. S. Chun : Metal. Mater. Trans, **32A** (2001) 821.
16. S. J. Hong, T. S. Kim, W. T. Kim and B. S. Chun : Mater. Sci. Eng., **A226** (1997) 878.