



저작자표시-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

- 이 저작물을 복제, 배포, 전송, 전시, 공연 및 방송할 수 있습니다.
- 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 있습니다.

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



변경금지. 귀하는 이 저작물을 개작, 변형 또는 가공할 수 없습니다.

- 귀하는, 이 저작물의 재이용이나 배포의 경우, 이 저작물에 적용된 이용허락조건을 명확하게 나타내어야 합니다.
- 저작권자로부터 별도의 허가를 받으면 이러한 조건들은 적용되지 않습니다.

저작권법에 따른 이용자의 권리는 위의 내용에 의하여 영향을 받지 않습니다.

이것은 [이용허락규약\(Legal Code\)](#)을 이해하기 쉽게 요약한 것입니다.

[Disclaimer](#)

공 학 석 사 학 위 논 문

**Al-Mg-Si 계 주조합금에서 CoNi상의
첨가가 고온특성 및 마멸 특성에
미치는 영향**



재 료 공 학 과

김 화 정

Thesis for the Degree of Master of Engineering

**Effect of the addition of CoNi-phase
on the high temperature and wear
properties of Al-Mg-Si alloy**



by

Hwa Jung Kim

Department of Materials Science & Engineering

The Graduate School

Pukyong National University

February 2011

공 학 석 사 학 위 논 문

**Al-Mg-Si 계 주조합금에서 CoNi상의
첨가가 고온특성 및 마멸 특성에
미치는 영향**

지도교수 안 용 식

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함

2011년 2월

부 경 대 학 교 대 학 원

재 료 공 학 과

김 화 정

김화정의 공학석사 학위논문을 인준 함

2011년 2월 25일



주 심 공학박사 정 해 용 (인)

위 원 공학박사 최 희 락 (인)

위 원 공학박사 안 용 식 (인)

Effect of the addition of CoNi-phase on the high temperature and wear properties of Al-Mg-Si alloy

Hwa Jung Kim

Department of Materials Science & Engineering

The Graduate School

Pukyong National University

Abstract

Light alloys are widely applied for the automotive industry. Aluminum alloy is used as engine pistons and cylinder heads. Thus, improved wear properties and high temperature stability are required for the Al-Mg-Si alloy. In the present work, the Al-Mg-Si alloys with the addition of CoNi intermetallic powder have been fabricated in order to improve the resistance of wear and high temperature stability. Therefore, this work is to study the dry sliding wear behavior and high temperature properties of the Al-Mg-Si-CoNi alloy, A6061 alloy and A356 alloy. The wear test was carried out under the condition of the frequency of 4Hz and the load range of 50-300N. On the basis of observation and analysis on the worn surface and wear debris, the wear mechanism acting on each load was identified. Under the low loading condition, oxidative wear was the main wear mechanism while the wear is controlled mainly by delamination and adhesive wear at high loads. Mechanical mixed layer(MML) was formed on the worn surface of the specimen tested under high applied load and crack was formed on MML. The wear resistance of the Al-Mg-Si-CoNi alloy are better than those of A6061 alloy and A356 alloy. The tensile test was carried out at the temperature range from 20°C to 250°C. The Al-Mg-Si-CoNi alloy has higher tensile strength values than the A6061 alloy and A356 alloy at the all test temperature range. The high

temperature stability was tested by measuring of hardness after heat treatment range from 200°C to 300°C for ten days with Al-Mg-Si-CoNi alloy. The hardness after heat treatment of 250°C and 300°C was sharply decreased after 1 day while after heat treatment at the temperature of 200°C maintained their hardness up to 10 days. The Al-Mg-Si-CoNi alloy exhibited good thermal stability at 200°C. After heat treatment of the Al-Mg-Si-CoNi alloy, the stable crystalline Al_5Co_2 and Al_3Ni phases were identified.



목차

1. 서론	P. 1
2. 이론적 배경	P. 3
2.1 Al-Mg-Si 계 알루미늄 합금(6xxx 계 합금)	P. 3
2.2 알루미늄 합금의 주요 강화기구	P. 3
2.2.1 고용강화	P. 3
2.2.2 석출강화	P. 4
2.2.3 분산강화	P. 6
2.3 마찰계수	P. 7
2.4 마멸의 개념 및 관련 이론	P. 7
2.4.1 응착 마멸 이론	P. 8
2.4.2 충분리 마멸 이론	P. 9
2.4.3 연삭 마멸	P. 11
3. 실험 방법	P. 12
3.1 시편제작	P. 12
3.2 미세조직 관찰	P. 12
3.3 열처리 및 경도 측정	P. 12
3.4 마멸 시험	P. 12
3.5 인장 시험	P. 16
3.6 고온 안정성 시험	P. 16
4. 실험 결과	P. 17

4.1 미세조직	P. 17
4.2 시효경화 곡선	P. 17
4.3 마멸 시험	P. 23
4.3.1 마멸 특성	P. 23
4.3.2 마멸면 관찰	P. 23
4.3.3 마멸단면 관찰	P. 23
4.3.4 마멸파편 관찰	P. 24
4.4 고온 물성 실험	P. 35
4.4.1 인장 시험	P. 35
4.4.2 파단면 관찰	P. 35
4.4.3 고온 안정성 시험	P. 38
5. 고찰	P. 43
5.1 마멸 특성	P. 43
5.2 고온 특성	P. 44
6. 결론	P. 45
7. 참고문헌	P. 47

1. 서론

최근 심각해지고 있는 환경오염과 에너지 자원 부족으로 인해 지구온난화의 원인 중 하나인 CO₂ 가스의 규제 및 연비규제 등이 강화되고 있다. 알루미늄 합금은 비교적 강도가 높고 가벼우며 내식성이 우수하고 가격이 저렴한 장점을 가지고 있다. 이에 연비향상을 위한 경량화의 방법으로 항공기, 선박, 자동차 등의 구조재로서 알루미늄 합금 사용이 증가되고 있다[1-2,31]. 그러나 기존의 알루미늄 합금은 Al에 Mg, Cu, Si, Zn등을 첨가시켜 대부분 석출 경화형 합금이다. 이러한 합금들은 θ' (Al₂Cu), β' (Mg₂Si), S' (Al₂CuMg), η' (MgZn₂)상 등의 준안정상인 석출물로 미세하게 석출되고 Orowan Mechanism에 의해 전위의 장애물이 되어 재료의 강도를 높일 수 있다[2, 16-20,28]. 그러나 200℃ 이상의 높은 온도에서 장시간 사용 시 과시효로 석출물들이 조대화 및 분해가 일어나 기계적 강도의 연화, 열적 불안정성 등으로 사용되기에 문제점이 많다. 따라서 고온에서의 사용을 위해 열적으로 안정한 분산상을 지닌 알루미늄 합금을 개발하고자 하는 많은 연구가 시도되었다. 알루미늄 기지에 SiC, Al₂O₃ 등과 같은 세라믹 강화재를 혼합하거나 Al₃Fe, Al₃Ti 등의 금속간 화합물을 혼합한 금속기지 복합재료의 경우 기존의 알루미늄 합금에 비해 높은 탄성계수와 비강도, 뛰어난 내마모성 및 고온 특성이 우수하여 우주항공 및 수송기기용 구조재료로 사용되고 있다[3,29-30,32-35]. 알루미늄 합금기지 복합재료의 기지금속은 시효경화 열처리 합금인 2XXX, 6XXX, 7XXX 등이나 주조용 합금인 과공정 Al-Si계 합금 및 A356, A357등의 합금이 사용되고 있다[3-10]. 일반적으로 SiC나 Al₂O₃ 등을 혼합한 금속기지복합재료(MMC)의 경우 높은 경도의 분산된 입자로 인해 마모의 저항으로 작용하게 되고 단상의 알루미늄 합금에 비해 마멸율이 낮아 내마모성이 우수한 것으로 알려져 있다. 또한, 미세하게 분산된 입자들에 의해 분산 강화된 합금은 단상의 합금보다 결정립 성장과 재결정에 대해 큰 저항성을 가지며 기지에 대한 제2상의 매우 작은 고용도로 인해 석출 경화형 합금보다 입자 성장이나 과시효를 저지하는데 훨씬 효과적이다[11].

수송기기의 구조재 중 피스톤이나 실린더 헤드, 고속열차의 brake disc의 경우 고강도 및 우수한 내마모성과 고온에서도 견딜 수 있는 고온 안정성이 요구되는데 알루미늄 합금의 경우 이 특성들을 만족시키기 어려워 이에 대한 연구가 요구되고 있다. 일반적인 알루미늄 합금의 경우 제조가 쉽고 가격이 저렴하지만 고온에서의 사용은 용이하지 않고, SiC나 Al₂O₃등의 세라믹스 분말입자를 투입한 경우에는 알루미늄 용탕에 입자의 미세한 분산이 어려워 그에 따른 가격이 높아지므로 사용하기에 어려움이 많다. 따라서 본 연구에서는 좀 더 실용적이고 효율적인 알루미늄 합금을 제조하기 위하여 Al-Mg-Si 계 합금에 세라믹스 입자보다는 투입하기 용이한 금속화합물인 CoNi상을 분산시켰다. 이로써 기지금속보다 경하고 고온에서도 안정한 CoNi상의 분

산 강화효과로 기계적 특성의 향상과 고온 안정성, 우수한 내마모성을 얻고자 하였다. 따라서 미세조직 및 상온, 고온 인장시험, 고온안정성 평가, 마모 시험 등을 통하여 첨가시킨 CoNi상이 미세조직과 기계적 특성 및 내마모성에 미치는 영향에 대하여 고찰하였다.



2. 이론적 배경

2.1 Al-Mg-Si 계 알루미늄 합금(6xxx 계 합금)

Al에 Mg을 단독으로 첨가하면 시효경화를 일으키지 않으나 Si을 동시 첨가하면 시효경화효과를 획득할 수 있다. 본 연구에 사용된 Al-Mg-Si 계 알루미늄 합금의 주요 석출상은 β' 상으로 용체화 처리 후 시효처리의 T6 열처리에 의해 사용되고 있다. 시효처리 시의 일반적인 석출과정은 과포화고용체 $\rightarrow$ GP I Zone (구상 또는 침상) $\rightarrow$ GP II zone (내부규칙성을 갖는 침상) $\rightarrow$ 중간상 β' (모상과 반정합인 봉상의 중간상) $\rightarrow$ 안정상 β (Mg_2Si , 모상과 부정합인 판상의 석출물)로 진행되는 것으로 알려져 있다[2,5]. 최대의 시효경화효과를 얻기 위하여 Mg_2Si 의 최대고용도가 1.85% 정도가 좋으나 첨가되는 Mg과 Si의 비율이 Mg_2Si 의 비율보다 Si이 많게 되면 시효경화특성을 그다지 영향을 받지 않는다. 그러나 Mg이 많게 되면 Mg_2Si 의 고용도가 감소하여 시효경화성이 저하한다. 따라서 대체로 Si을 조금 많게 첨가한다. 일반적으로 Al-Mg-Si 계 합금은 Al-Cu-Mg 계 합금보다 약간 강도는 떨어지나 대단히 인성이 크고 성형성 및 가공성이 좋다. 상온에서도 가공성이 우수하며 내식성이 양호하고 전기전도도도 크다.

6xxx 계 합금의 대표적인 합금으로는 6063 알루미늄 합금과 6061 알루미늄 합금이 있는데 6063 알루미늄 합금의 경우 강도는 그다지 크지 않으나 성형성, 특히 압출성과 내식성이 우수하여 건축재로 사용되고 있다.

본 연구에서 사용되어진 A6061 알루미늄 합금은 Al-1Mg-0.6Si-0.25Cu-0.2Cr의 조성을 가진 합금으로 중간 정도의 강도를 가진 다목적 구조용 합금이며 현재 가장 널리 사용되고 있는 알루미늄 합금의 중 하나이다[2]. A6061 알루미늄 합금의 주요 용도로는 내식성이 요구되면서 높은 하중이 걸리는 구조물, 트럭 및 선박의 구조재, 궤도차, 가구, 다리의 난간 및 수압관에 사용된다. 특히 최근에는 무게가 가볍고 구조용 강보다 큰 강도를 갖는 것도 있어 자동차의 일부 부품으로 대체되어 사용되고 있다.

2.2 알루미늄 합금의 주요 강화기구

2.2.1 고용강화

용매 원자 격자 내에 용질 원자가 고용상태로 첨가되면, 순수한 금속보다 강한 합금이 된다. 고용체에는 2가지 종류가 있는데 용매 원자와 용질 원자의 크기가 거의 같은 경우로 용질 원자는 용매 원자의 결정격자의 격자점을 점유하며, 이것을 치환형

고용체라 한다. 그러나 용질 원자가 용매 원자보다 훨씬 작은 경우에는, 용질 원자는 용매 격자의 격자간 위치를 점유하며, 이것을 침입형 고용체라고 한다. 치환형 고용체를 형성하려는 경향을 지배하는 인자들은 주로 Hume-Rothery의 연구를 통해 밝혀졌다. 두 원자의 크기 차가 15% 이하이며 고용체를 형성하려고 한다. 그러나 크기 차가 15% 이상이면 고용도가 보통 1%이하로 제한된다. 서로 간에 강한 친화력을 갖지 않는 금속들은 고용체를 형성하려는 경향이 있지만, 전기 음성도 순서에서 서로 떨어진 금속들은 금속간 화합물을 형성하려는 경향이 있다. 용질 원자와 용매 원자의 상대적 원자크도 중요하며, 끝으로 전 조성 범위에 걸쳐서 전율 고용체를 형성하기 위해서는 용질 원자와 용매 원자가 똑같은 결정 구조를 가져야 한다[11].

고용 강화의 원인에 관한 기초적 지식은 그리 쉽게 축적되지 않았다. 초기의 연구에 의하면 고용 원소 첨가에 의한 경도 증가는 용질 원자와 용매 원자의 크기 차이, 즉 용질 원자 첨가로 생기는 격자 상수의 변화에 직접적으로 관계되었다. 그러나 크기 인자만으로는 고용 강화를 설명할 수 없다는 것이 명백해졌다. 격자 상수의 변화 외에 용질 원자와 용매 원자의 상대적 원자크를 고려하면 실험결과 보다 좋은 일치를 보인다[24,25].

용질 원자가 결정질의 용매에 용해되어 들어가게 되면 격자뒤틀림이 생기며 용질 원자 주위에 응력장이 형성된다. 치환형 용질원자의 경우 이러한 격자뒤틀림은 용질 원자가 소지원자보다 더 크거나 작을 경우에 발생하게 된다. 한편, 침입형 용질원자의 경우 격자뒤틀림은 용질원자가 그들이 점유하고 있는 침입위치보다 클 경우에 발생하게 된다. 용질원자에 의해서 생성된 응력장은 운동전위의 응력장과 상호작용하여 전위운동을 방해하게 된다. 이러한 형태의 강화로 고용강화(solid solution strengthening)가 일어나게 된다. 용질원자가 격자 내에 불규칙하게 분포된 경우에는 고용강화의 효과가 적으며, 용질 원자의 분포가 규칙적인 경우 고용강화 효과가 크다 [15].

알루미늄 금속과 같이 FCC 금속의 경우 고용강화가 용질 원자 농도에 직선적으로 비례하는 경우가 많으며, 알루미늄에 고용되는 원소로는 Zn, Mg, Si, Cu 등이 중요 합금원소이다[2].

2.2.2 석출 강화

연한 기지에 미세하게 분산된 제2상 입자는 일반적으로 합금 강화의 근원이다. 제2상의 석출에 의해서 얻어지는 석출강화는 고용강화와 함께 작용하는데 석출경화는 알루미늄 합금의 일반적인 강화기구 중 하나이다. 석출경화가 일어나기 위해서는 제2상은 고온에서 고용될 수 있어야만 하며, 온도가 낮아짐에 따라 고용도가 감소해야 한다. 이러한 조건으로 인해 분산강화계의 합금에 비해 석출 경화 합금계의 숫자는 제

한된다. 대표적인 석출 경화 과정으로 Al-Cu 합금을 예로 들어보았다. 정합 석출물의 형성은 여러 단계로 일어나게 되는데 고용체로부터 켄칭을 하면, 합금은 용질 편석과 집합체(cluster)의 영역이 생긴다. 이 구역을 GP대 구역이라 하며 집합체는 국부적인 변형을 일으키므로 GP I 구역의 경도는 고용체보다 높다. 시효가 진행됨에 따라 Cu 원자들이 기지의 {100}면에 점점 규칙 배열을 하여 경도는 더욱 증가된다. 이러한 구조를 GP II구역 또는 θ'' 이라고 한다. 그 다음 단계에서는 기지와 정합을 이루는 CuAl_2 또는 θ' 의 명확한 판상의 석출물이 기지의 {100} 면에서 생성된다. 정합 석출물 때문에 기지에 더 큰 변형률장이 생겨서 경도는 더욱 증가한다. 시효가 더욱 더 진행함에 따라 θ' 가 석출물 θ' 로부터 평형상 CuAl_2 가 형성된다. 이러한 입자는 기지와 정합을 이루지 못하므로 경도는 θ' 가 존재할 때보다 낮아진다. 이 단계 이상으로 시효를 계속시키면 입자 성장이 일어나 경도는 더욱 감소된다. 다른 석출경화계의 경우에도 이와 같이 정합 석출물이 형성되고, 이것이 어느 임계크기 이상이 되면 접합성을 잃는다는 점은 공통적이다[2,15].

결정을 용체화 처리 후 켄칭을 행하여 모든 Cu 원자가 과포화된 고용체에 존재하도록 한 합금의 항복 응력은 순수한 Al보다 훨씬 높다. 변형 강화의 속도는 작고 용이 활주의 특징을 나타낸다. 슬립면은 넓고, 상호 간격도 넓다. 결정이 정합 GP구역을 갖도록 시효되었을 때 항복 응력은 현저히 증가하고, 항복점 강화 현상이 나타난다. 이 때, 가공 경화 속도는 여전히 작으며 슬립선은 보다 미세하고 그 간격도 보다 좁지만, 슬립선을 구별할 수 있다. 항복점 강하가 일어나고 가공 경화 속도가 작다는 사실로 보아, 응력이 높아지다가 어느 값에 이르면 전위가 GP구역을 자르고 지나갈 수 있다는 것을 알 수 있다. 입자가 부정합이고 크가 비교적 큰 과시효된 상태의 항복 강도는 낮지만 가공 경화 속도는 매우 높다. 전위는 입자들 사이를 지나가는 과정에서 입자 주위에 엉켜 축적된다. 이러한 과정은 2차 슬립계에서의 슬립을 조장시켜 기지 금속의 가공 경화를 촉진시킨다. 입자 주위의 전위 루프로 인한 큰 응력은 탄성 변형률이 입자에 생기고, 입자는 마치 섬유상 강화 재료에서와 같이 총하중의 상당 분량을 지탱한다. 과시효된 합금이나 분산 강화 합금의 강도의 한계는 입자의 항복이나 파괴 또는 입자와 기지와의 분리이다. 그러나 입자는 매우 미세한 금속간 화합물인 경우가 보통이므로 매우 큰 강도를 가지고 있다.

제2상 입자로부터 생기는 강화의 정도는 연성 기지내의 입자의 분포에 따라 달라진다. 제2상 입자 모양, 부피분율, 평균 입자 지름 및 평균 입자 사이의 거리가 강화 정도를 나타내는 데 필요한 인자이다. 이들 인자들은 서로 상호 관계가 있어 다른 인자의 변화없이 한 인자만을 바꿀 수는 없다. 예를 들면, 제2상의 부피 분율이 일정한 때 입자의 크기가 감소하면 입자 사이의 평균 거리는 감소한다. 또, 입자의 크기가 일정하면 제2상의 부피 분율이 증가할수록 입자 간격은 감소한다.

석출과 가공경화 효과를 조합함으로써 가장 강한 합금을 만들 수 있다. 만일 시효

처리 전에 소성 변형을 시키면 기지 금속의 전위에서 입자가 생성되기 때문에 보다 미세한 분산상을 얻을 수 있다. 가장 강한 합금은 변형된 기지의 조밀한 전위 셀 조직에 제2상 입자가 형성되는 것이다. 강한 입자가 미세하게 분산된 합금을 심하게 소성 변형시키면, 냉간 인발한 강에서와 같이 매우 큰 강도를 가질 수 있다.

미세한 입자가 전위 방해물로서 작용하게 되어 강도를 향상 시키게 되는데 운동전위가 석출물과 부딪히게 되면 석출물들을 절단하여 통과하지 못하고 고정된다. 그 이유는 석출물들의 강도가 소지의 강도보다 더 크기 때문이다. 따라서 전위는 석출물 사이에서 휘게 될 것이며 결국 석출물 주위를 둘러싸게 되어 석출물을 중심으로 하여 전위루프(dislocation loop)를 남기게 된다. 이러한 과정이 발생하기 위해서 필요한 응력은 다음과 같다.

$$\tau_p = \frac{2Gb}{l}$$

여기서 l 은 최인접석출물 사이의 거리이다. 미세한 분산물이 존재하는 경우 전위운동이 발생하기 위해서는 대단히 큰 응력이 가해져야 하며 따라서 재료는 대단히 큰 항복강도를 갖게 된다[11,26].

2.2.3 분산강화

석출이 아닌 다른 방법에 의해서 형성된 제 2상이 존재함으로써 이루어지는 강화를 분산강화(dispersion strengthening)라 한다. 분산강화에는 2가지의 중요한 방법이 있다. 그 첫 번째 방법은 석출물에 의한 석출강화와 같이 분산된 입자들이 전위운동에 대한 장애물로서 작용한다는 것이다. 또 다른 하나의 방법은 분산된 입자가 풍부한 전위원으로 작용하여 결정질소지 그자체가 가공 경화된다고 설명한다[15]. 분산 강화계에서는 제 2상이 고온에서조차 기지에 극히 적은 고용도를 가지며 기지와 제 2상 입자 사이에 일반적으로 정합성이 없다. 석출 경화의 경우 온도에 따른 고용도의 감소로 합금계의 숫자가 제한적이지만 분산강화 합금계의 경우 미세한 금속분말과 제 2상입자를 섞어 분말 야금학적 기술로써 제조하기도 하기 때문에 최소한 이론적으로는 거의 무한한 종류의 합금계가 가능하다. 이러한 방법의 장점은 매우 고온에서도 열적으로 안정한 분산 강화계를 얻을 수 있다는 점이다. 미세하게 분산된 입자들에 의해 합금은 단상의 합금보다 결정립 성장과 재결정에 대해 큰 저항성을 가진다. 또한 기지에 대한 제2상의 매우 작은 고용도로 인해 분산 강화된 합금은 석출경화형 합금보다 입자 성장이나 과시효를 저지하는데 훨씬 효과적이다[11]. 알루미늄의 경우 분산강화를 이용하여 기지에 SiC, Al₂O₃ 등과 같은 세라믹 강화재를 혼합하거나 Al₃Fe,

Al₃Ti 등의 금속간 화합물을 혼합한 금속기지 복합재료 등이 있다.

2.3 마찰계수

두 물체 사이의 마찰은 주로 다음의 두 가지기구에 의해 제어되는데, 첫째 2개의 활주하는 표면 사이의 점착의 정도와 질, 둘째 단단한 돌기에 의한 연한 표면층의 굽힘이다. 점착의 정도와 질은 표면에너지와 주위환경의 영향을 받는다. 마찰의 점착이론에서는 접촉면의 돌기 사이에 완전한 점착이 이루어진다고 가정한다. 서로 활주하는 면에서는 점착기구보다 굽힘기구가 더 중요한 경우가 많지만 굽힘에 대한 이론적 모델은 아직 없다. 평평한 면에 놓여 있는 고체가 수직하중 N 과 면에 평행한 힘 F 를 받고 있다고 하자. 이 힘 F 가 어떤 임계값보다 작으면 고체가 움직이지 않게 되는데, 이러한 평행이론을 시작하는 데 필요한 최소힘 F_{min} 을 계면에 작용하는 수직힘 N 으로 나눈 것을 정적마찰계수라고 한다. 즉, 다음과 같다.

$$\mu_s = \frac{F_{min}}{N}$$

정적마찰계수는 걸보기 접촉면적, 수직힘, 부하시간과는 무관하나, 매우 짧은 부하시간(<0.1초)에는 정적마찰계수가 부하시간의 함수임이 밝혀졌다. 정적마찰계수를 결정하기 위해서는 경사를 조절할 수 있는 경사면에 물체를 놓고 물체가 미끄러지기 시작하는 임계경사를 측정한다. 계속 미끄러지게 하는 평행힘은 활주를 시작하는 데 요하는 힘보다 작으므로 동적마찰계수는 정적마찰계수보다 작다. 동적마찰계수는 일반적으로 걸보기 접촉면적과 수직힘과는 무관할 뿐만 아니라 활주속도에도 무관하다. 수직하중이 너무 작아서 표면의 오염층을 활주면의 돌기가 침투할 수 없을 때에는 동적마찰계수가 정상마찰계수보다 작게 되는 경향이 있다. 전형적인 기계가공으로 얻는 넓은 범위의 표면 거칠기에도 마찰계수는 변하지 않는다. 그러나 매우 매끄러운 면의 경우 마찰계수가 커진다[12].

2.4 마멸의 개념 및 관련 이론

두면이 서로 마찰하게 되면 마찰면이 닳게 되는데, 이러한 물질의 손실을 마멸이라 한다. 금속의 마멸은 여러 가지 기구에 의해 일어날 수 있는데, 가장 중요한 마멸기구 중의 하나는 비교적 저속으로 활주하는 두 표면 사이에 일어나는 것으로써 캠, 기어, 베어링, 기계부품의 주된 마멸 원인이 되며 이에 대한 이론으로는 응착 마멸 이론과 층분리 마멸 이론이 있다. 상대편의 연한 금속을 파게 될 때 마멸이 일어나게 되는데

이러한 마멸을 보통 연삭마멸이라고 한다[12].

2.4.1 응착 마멸 이론

응착 마멸 이론에서는 활주하는 두 표면의 작은 돌기가 서로 접촉하게 되어 강하게 결합하였다가 약한쪽의 돌기가 떨어져나간다고 한다. 이렇게 함으로써 한쪽 표면에서 입자가 하나 생기고 이것이 다시 다른쪽 재료에 붙게 되는 등 이동된 입자가 떨어지게 될 때 마멸입자가 생기게 되고 마멸이 된다.

이 이론에 의하면 활주할 때 결합부가 생기고 지름 D 의 반구형 마멸입자가 생긴다. 만일 모든 결합부의 지름이 같다면 결합부의 수 n 은 다음과 같다.

$$A_r = \frac{N}{H} = n\left(\frac{\pi}{4}D^2\right)$$

$$\therefore n = \frac{4N}{\pi D^2 H}$$

거리 D 만큼 활주하는 동안 결합부가 그대로 접촉되어 있다고 가정하면 단위거리활주당 형성되는 총결합부의 수 N 는

$$N_f = n\left(\frac{1}{D}\right) = \frac{4N}{\pi D^3 H}$$

거리 S 를 활주하는 동안 제거되는 재료의 총부피는 다음과 같다.

$$V = ZN_f S \left(\frac{\pi}{12}D^3\right) = Z\left(\frac{NS}{3H}\right)$$

여기서 Z 는 강한 결합이 형성될 확률을 나타내는 상수로 마멸상수 또는 마멸계수라고 하며, H 는 연한쪽 재료의 경도이다.

위의 식을 Archard 마멸식이라고 한다. 이 식에 의하면 마멸부피는 수직하중과 활주거리에 비례하고 재료의 경도에 반비례한다. 마멸상수는 연한 표면이 잃은 재료의 양을 나타내는 것이지 떨어져나간 입자의 수를 반드시 나타내지는 않는다는 것을 주의하여야 한다. 떨어져나간 입자의 실제 수는 한 표면으로부터 다른 표면으로 이동된 마멸입자의 수보다 1/3~1/1000배 적다. 이는 입자가 유리된 마멸입자로 되기 전에 여러 번 표면 사이를 이동할 수 있기 때문이라고 가정한다.

응착마멸이론은 마멸부피, 활주거리, 수직하중, 경도 사이의 관계면에서 실험결과와 비교적 잘 부합되기 때문에 이 이론이 널리 받아들여졌다. 그러나 이 이론은 관찰된 현상과 일치하지 않는 경우가 많고 금속변형에 대한 금속의 어떠한 것도 설명할 수 없는 약점을 지니고 있다. 더욱이 이 이론으로부터는 어떤 금속 또는 금속의 조합이 좋은 마멸저항을 가질 것인지를 알 수가 없는데, 이는 마멸상수 Z 를 재료의 기타 파라미터와 정량적으로 관련지을 수 없기 때문이다.

응착마멸이론에서는 마멸과정에 경도의 역할이 강조된다. 만일 Z 가 재료상수라면 재료의 경도를 증가시키는 어떠한 것도 그 재료의 마멸저항을 증가시켜야 한다. 그러나 그렇지 않은 경우가 종종 있는데, 예를 들어 강에 비하여 매우 연한 고순도철의 마멸속도는 응착이론에 따르면 순철이나 강이 주로 철이기 때문에 강보다는 매우 클 것이 예상된다. 그러나 실험결과에 의하면 고순도철의 마멸속도는 매우 작다. 점착이론에 의하면 구리가 강보다 경도가 작기 때문에 구리와구리가 마찰할 때의 마멸속도가 강과 강 사이의 마찰에서의 마멸속도보다 클 것이 예상되나 마멸속도는 거의 같다.

응착마멸이론에 의하면 연한쪽 재료표면의 돌기의 파괴로 연한 재료의 표면으로부터 마멸입자들이 떨어져나온다. 이것으로부터 연한쪽의 마멸표면의 돌기 높이 아래의 어떤 깊이에서는 재료의 변형이 별로 되지 않을 것이 예상된다. 그러나 마멸시료에서는 깊은 전단영역이 관찰된다. 응착마멸이론에 의하면 연한 돌기에서 항상 파손이 일어나기 때문에 경도가 큰 재료는 변형되지 않을 것이고 마멸도 일어나지 않아야 한다. 그러나 종류가 다른 금속간의 마멸시험에서는 연한 금속은 물론 단단한 금속의 표면에서도 전단변형이 관찰된다.

응착마멸이론에 의하면 마멸입자가 거의 등축모양으로 그 크기가 돌기 접촉점의 지름과 비교할 만하나 마멸입자는 판모양으로 돌기크기보다 훨씬 크다[12-13].

2.4.2 충분리 마멸 이론

충분리마멸이론은 저속마찰에서의 금속의 마멸을 설명하기 위하여 서남표가 제창한 것으로 활주접촉으로 인하여 재료표면에서 재료의 소성전단변형이 일어난다고 가정하였다. 이 전단변형은 돌기 사이의 점착에 의해 일어날 수도 있고, 경도가 큰쪽 물체의 돌기에 의해 표면이 굽혀 일어날 수도 있다. 재료에 연한층이 존재하면 이러한 굽는 작용이 더 잘 일어날 수도 있다. 연한층이 있을 때는 경도가 큰쪽 재료의 돌기가 연한 재료에 박힐 수 있으며 표면 아래층에 전달되는 전단응력이 증가하게 된다. 경도가 큰쪽 재료의 돌기가 연한 재료에 박힐 수 있으며 표면 아래층에 전달되는 전단응력이 증가하게 된다. 표면에서의 재료의 전단으로 전단영역에 균열과 공동이 생기는데, 균열은 여러 가지 기구로 생길 수 있다. 입자에 집적된 전위로 인하여 생긴 응력

때문에 입자표면에 균열과 공동이 생길 수 있으며 이 전위집적의 영향으로 입자가 파괴되어 균열과 공동이 생길 수도 있다. 변형될 수 없는 입자 주위에 소성변형이 집중되어 입자와 기지 사이가 분리된다. 단단한 개재물이 없을 경우에는 전위의 상호작용을 포함하는 여러 가지 기구에 의하여 균열이 생길 수 있다. 그러나 개재물이 없을 경우에는 균열을 발생시키는 데 훨씬 큰 소성변형이 필요하다. 마멸표면 안쪽에 균열과 공동이 발생한 후에 균열과 공동이 임계크기로 성장하여 표면에까지 연결되어 마멸입자가 형성된다. 이러한 균열과 공동이 세가지 다른 기구, 즉 공동의 성장, 균열전파, 공동 사이의 심한 소성전단변형에 의하여 성장하고 서로 연결된다. 결함의 발생 후에는 상당한 추가 소성변형이 일어나야 균열이 충분히 길어져서 유리된 입자가 생기며, 유리된 입자를 만들 정도로 균열이 충분히 크게 될 때에는 균열이 돌기 접촉점의 지름보다는 훨씬 길어야 한다.

마멸과정에 대한 이러한 설명에 의하며 마멸입자는 얇은 판일 것이 기대된다. 그러나 마멸입자 형성과정이 유리입자의 발생과 반드시 관계가 있는 경우에는 마멸표면에서 떨어져나온 후 회수된 마멸입자의 모양이 입자가 생긴 방법을 반영 못할 수도 있다.

이러한 마멸과정의 정성적인 설명은 관찰된 대부분의 마멸현상과 잘 일치한다. 이 설명에 의하면 표면에서 상당한 소성변형이 있은 후에야 유리된 입자가 형성되므로 마멸표면 안쪽 재료가 심하게 변형된다. 단단한 재료에서도 소성변형과 마멸이 일어날 수 있다. 단단한 금속의 유동응력이 연한 금속의 유동응력의 3배보다 작을 경우에는 접촉부에서의 응력집중 때문에 단단한 금속도 전단변형을 할 수 있다. 그러나 계면에서 생기는 전단응력이 주로 연한 재료에 의하여 제한되기 때문에 단단한 재료의 변형이 연한 재료의 변형보다 훨씬 천천히 일어난다. 단단 쪽 재료의 유동응력이 연한 쪽 재료의 유동응력의 3배보다 훨씬 클 때에도 균열발생과 성장을 통하여 단단한 재료의 마멸이 일어날 수 있다. 평균응력이 금속의 항복응력보다 작을 경우에도 국부적인 미소소성변형이 일어날 수 있으며, 이러한 미소소성변형이 일어나는 동안 생기는 전위가 단단한 장애물에 집적되어 균열이 발생할 수도 있다. 앞의 설명으로부터 단단한 재료의 마멸속도가 연한 재료의 마멸속도보다 훨씬 작고, 단단한 재료에서의 변형역의 깊이가 연한 재료에서보다 훨씬 작은 것을 알 수 있다.

이 이론에 의하면 재료의 미세조직이 마멸속도에 강한 영향을 미치므로 마멸속도를 단순히 경도에만 관련시킬 수 없다. 이 이론에 바탕을 두고 유도된 마멸식은 다음과 같다.

$$V = kNS$$

여기서 V 는 마멸된 재료의 부피, N 은 수직하중, S 는 활주한 거리이고, k 는 마멸인

자이다. 마멸인자 k 는 여러 재료파라미터에 따라 변하는데, 이것은 마멸속도와 경도 사이에는 간단한 관계를 나타내지 않는다는 것이다[12,14].

2.4.3 연삭 마멸

높은 경도의 연삭입자가 2개의 활주면 사이에 갇히게 되면 이 입자가 양 재료표면을 긁어내어 연삭마멸이 일어난다. 단단하고 거친 표면이 연한 표면과 마찰할 때, 연한 표면이 긁히게 되어 연삭마멸이 일어날 수도 있다. 전자의 연삭마멸을 3물체 연삭마멸이라 하고 후자는 2물체 연삭마멸이라 하기도 한다. 연삭마멸속도도 응착마멸과 같이 수직하중과 활주거리에 비례하며 마멸재료의 경도에 반비례한다. 그러나 연삭마멸도 미세조직과 기타 금속학적 인자에 따라서도 영향을 받을 수 있다. 재료의 연삭마멸속도를 나타내기 위하여 시편을 연마포에 대고 비볐을 때 단위마멸부피당 이동한 거리를 연삭마멸저항이라 정의하여 사용하기도 한다. 금속의 연삭마멸저항은 금속의 경도에 비례하고 하중에 반비례한다[12].



3. 실험 방법

3.1 시편제작

본 연구에 사용된 시험편은 A6061 알루미늄 합금과 유사한 Al-Mg-Si 계 합금에 Co와 Ni을 혼합한 분말을 투입한 알루미늄 합금으로 연속주조공정으로 제조하였다. 비교 시험편으로 자동차용 구조재료로 사용되고 있는 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금을 사용하였으며 사용한 합금들의 화학조성은 표 1에 나타내었다.

3.2 미세조직 관찰

미세조직을 관찰하기 위해 마운팅 후 SiC paper를 이용하여 물리적으로 연마한 뒤 1 μ m의 다이아몬드 페스트를 사용해 최종 연마한 후 에탄올 세척 후 건조하였다. 마멸 시험후의 마멸단면은 활주방향을 따라 수직으로 절단한 후 동일한 방법으로 연마하였다. 주조조직과 마멸단면, 마멸면, 마멸과편 등은 광학 현미경과 JSM-5800 주사전자 현미경을 이용하여 미세조직을 관찰하였다.

3.3 열처리 및 경도 측정

열처리는 T6 열처리로 A356 알루미늄 합금의 경우 표준 열처리 공정인 538℃에서 8시간 동안 용체화 처리를 실시하고 155℃에서 8시간 동안 시효 처리 하였다. A6061 알루미늄 합금과 Al-Mg-Si-CoNi 합금은 A6061 알루미늄 합금과 같은 530℃에서 4시간 동안 용체화 처리를 하였고 185℃에서 시효처리를 하여 각 합금이 피크 경도값이 나타나는 시간으로 T6 열처리를 하였다. 소재의 미소경도는 미소 비커스 경도기를 이용하였는데, 하중은 100kgf 를 주었으며, 9회를 측정하여 평균치와 편차를 구하였다.

3.4 마멸시험

마멸 특성 비교를 위하여 Pin on plate 방식의 High frequency friction machine(PLINT 사 TE77)을 사용하여 상온에서의 건식 마멸실험을 실시하였다(그림 1). 마멸시험시 그림 2과 같이 시험편을 직경 12mm, 길이 4mm로 기계 가공하여

Table. 1. Chemical compositions of the A356 alloy and A6061 alloy and Al-Mg-Si-CoNi.

Specimen	compositions(wt.%)						Al
	Mg	Si	Cu	Cr	Fe	CoNi	
A356	0.3	7.0	0.2		0.1		bal.
A6061	0.94	0.67	0.31	0.2			bal.
Al-Mg-Si-CoNi	1.0	1.1				0.8	bal.



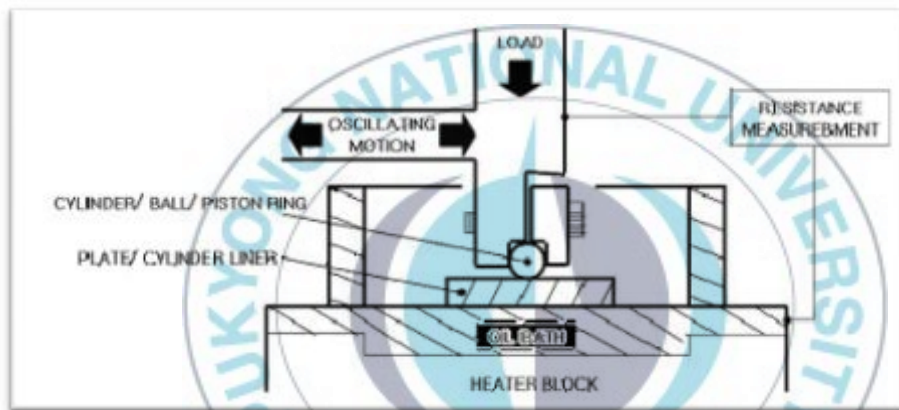
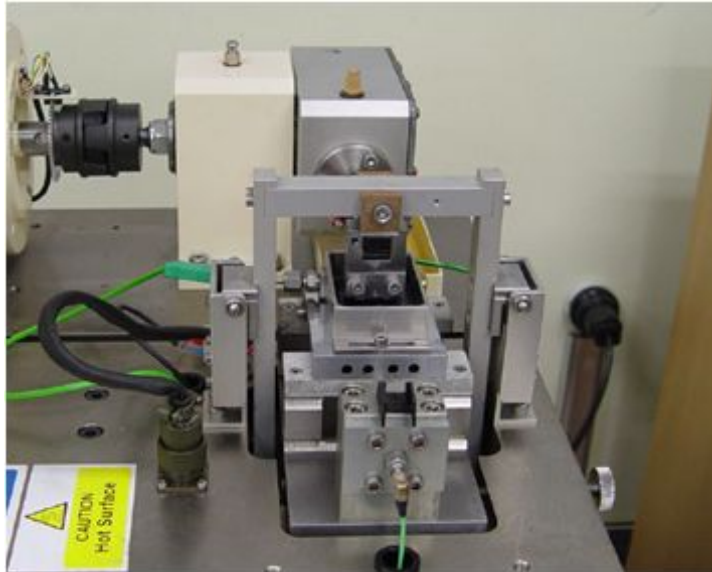


Fig. 1. Photographs of high frequency friction test machine PLINT Tribology-TE77(Pin-on-Plate).

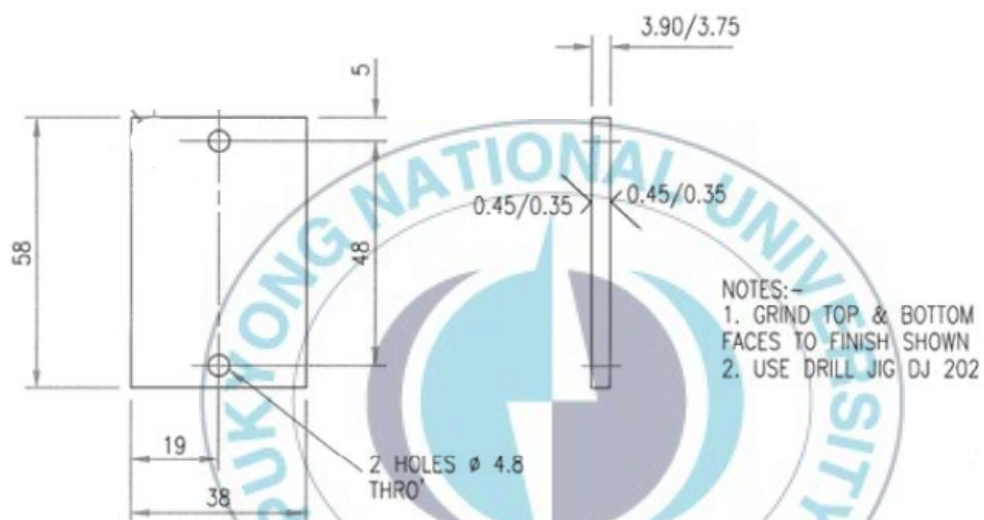
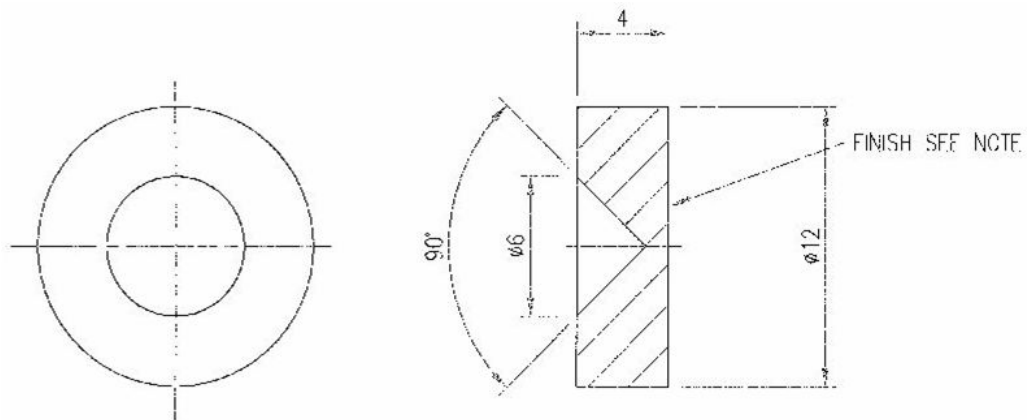


Fig. 2. Specimen geometry used for wear test.

Pin으로 사용하였고 Pin의 단면은 사포로 1200번까지 연마하여 균일한 조도를 갖도록 하였다. 마멸 상대재료(Plate)는 S45C를 사용하였으며 화학조성은 Fe가 기본조성으로 C 0.45wt.%, Si 0.23wt.%, Mn 0.72wt.%, P 0.030wt.%, S 0.035wt.% 이다. 상대재의 경도는 230 ± 10 Hv로 제어하였다. Plate는 가로 38mm, 가로 58mm, 두께 4mm의 사각평판으로 가공하였고 동일한 조건으로 표면을 연마 후 마멸시험기에 장착하였다. 마멸시험 시에 sliding 속도는 4Hz로 고정하고 부가하중은 50N-300N으로 변화시켰으며 마멸시간은 30min으로 하였다. 마멸시험 후 시편을 아세톤으로 초음파 세척한 후 전자저울로 무게 감량을 측정하였다. 시편의 무게감량 측정 시 10^{-4} mg까지인 전자저울을 사용하였고, 시편의 밀도는 아르키메데스 원리를 이용한 밀도측정기로 측정하였으며 무게감량과 함께 체적 마모율을 구하였다.

3.5 인장 시험

인장시험은 Instron 만능재료시험기를 이용하였으며 시험편은 게이지 길이는 25mm, 게이지부 지름 6mm 인 봉상형태로 제작하였다. 인장시험은 크로스헤드 변위 속도 1.5 mm/min의 속도로 상온 및 100℃, 200℃, 250℃에서 시험하였다. 온도는 K-type의 Thermocouple을 시험편의 중앙부에 연결하여 전기로 분위기 온도가 아닌 시험편의 실제온도로 제어하였다. 시험 전 같은 방법으로 온도보정을 하였으며, 온도 편차 $\pm 2^\circ\text{C}$ 를 유지하였다. 고온인장시험은 시험 온도 도달 후 10분의 안정화 후 시험하였으며 각각 2회씩 시행하여 인장강도, 항복강도, 그리고 연신율을 측정하였다. 인장시험 후의 파단면 관찰은 주사전자현미경을 이용하여 관찰하였다.

3.6 고온 안정성 시험

Al-Mg-Si-CoNi 합금의 고온에서 노출시간에 따른 경도 변화는 이 합금을 200℃, 250℃, 300℃ 의 온도에서 24시간부터 240시간까지 각각 열처리한 후, 비커스경도기를 이용하여 9회씩 측정된 미소경도의 평균값을 통하여 조사하였다. 고온 안정성 시험후의 상분석을 위하여 X-선 회절기(X'pert MPD 3040)를 이용하였다. 시험조건은 Cu-K α 의 필터를 사용하였으며, 분당 1°의 주사속도로 40kV 조건에 30mA으로 설정하였고, 회절각은 20~80°로 하였다.

4. 실험 결과

4.1 미세조직

그림 3과 그림 4는 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 as-received 상태와 용체화 처리 후의 미세조직을 광학 현미경과 주사전자현미경 및 EDS를 이용하여 관찰한 결과이다. as-received와 용체화 처리 후의 미세조직의 차이는 보이지 않는다. 그림 4에서 보는 바와 같이 알루미늄 기지에 검은색 구형으로 이루어진 Mg과 Si으로 이루어진 상과 회색구형으로 된 CoNi 상이 분산되어 있는 것이 관찰되었다. 일반적으로 알루미늄 기지에 Co와 Ni을 주입 시 Al_9Co_2 나 Al_3Ni 의 금속간 화합물로 존재하여 재료의 기계적 물성이 저하되지만[4,23], 본 연구에 사용된 시험편에서는 CoNi상으로 분산되어 기계적인 성질에 영향을 미치는 것으로 생각된다.

4.2 시효경화 곡선

그림 5는 530℃에서 4시간 용체화 처리하고 각각 185℃에서 시효 처리하여 Al-Mg-Si-CoNi 합금과 A6061 알루미늄 합금의 시간에 따른 미소 경도값 변화를 나타낸 결과이다. 두합금을 비교하기 위하여 A6061 알루미늄 합금과 같은 용체화 처리 온도와 시간으로 하였다. 두 합금모두 as-received 상태에서 용체화 처리 후 경도값이 저하된 후 시효처리 시간의 증가에 따라 경도가 상승하였다. 피크시효 경도값은 Al-Mg-Si-CoNi 합금 < A356 알루미늄 합금 < A6061 알루미늄 합금 순으로 나타났다. 그리고 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 경우 A6061 알루미늄 합금보다 최고경도에 도달하는 시간이 느리게 나타났다. 시효처리 시의 일반적인 A6061 알루미늄 합금에서의 석출과정은 과포화고용체 → GP I Zone (구상 또는 침상) → GP II zone (내부규칙성을 갖는 침상) → 중간상 β' (모상과 반정합인 봉상의 중간상) → 안정상 β (Mg_2Si , 모상과 부정합인 판상의 석출물) 로 진행되는 것으로 알려져 있다[2,5]. Al-Mg-Si-CoNi 합금의 시효 경도의 변화 역시 유사할 것이라 생각되며 CoNi상의 영향보다는 A6061알루미늄 합금과 마찬가지로 Mg_2Si (β') 석출물의 석출강화 효과일 것이라 판단된다.

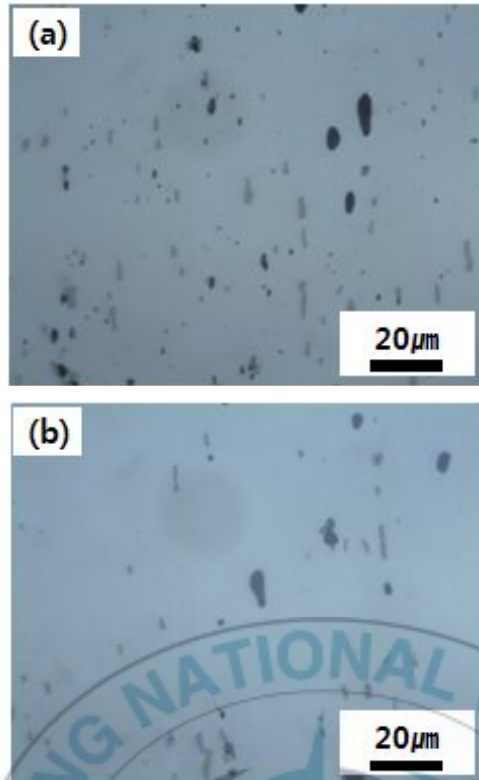
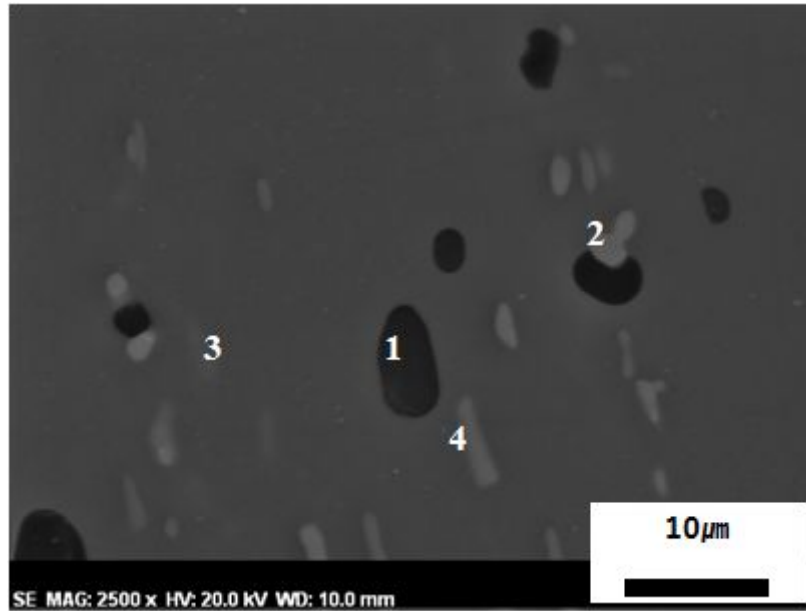


Fig. 3. Optical micrographs of the Al-Mg-Si-CoNi alloy (a) as-received (b) solution treated.



	Al	Mg	Si	Co	Ni
1	29.60	37.97	32.43		
2	84.79	3.68	1.50	4.91	5.42
3	95.33	2.83		1.84	
4	96.07			2.31	1.61

Fig. 4. SEM micrograph of solution treated Al-Mg-Si-CoNi alloy.

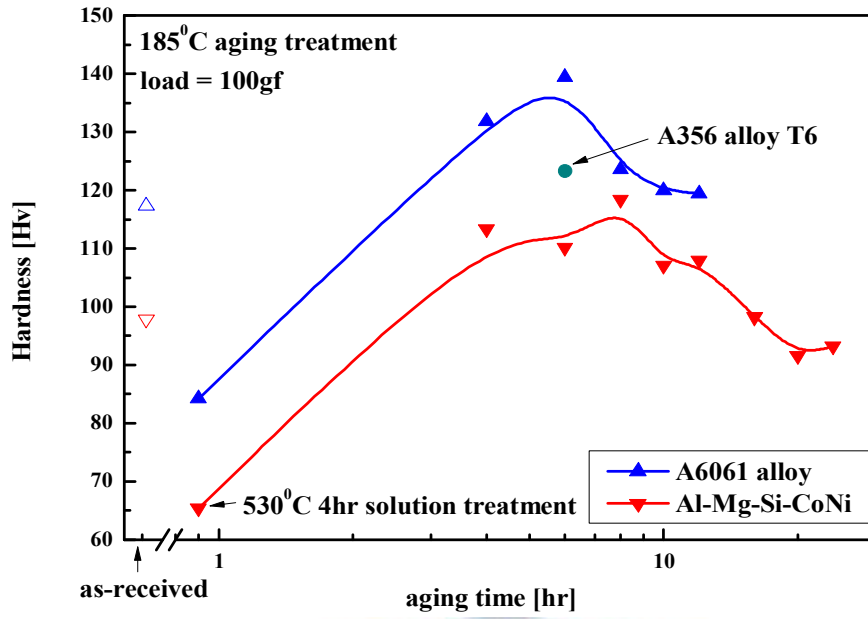
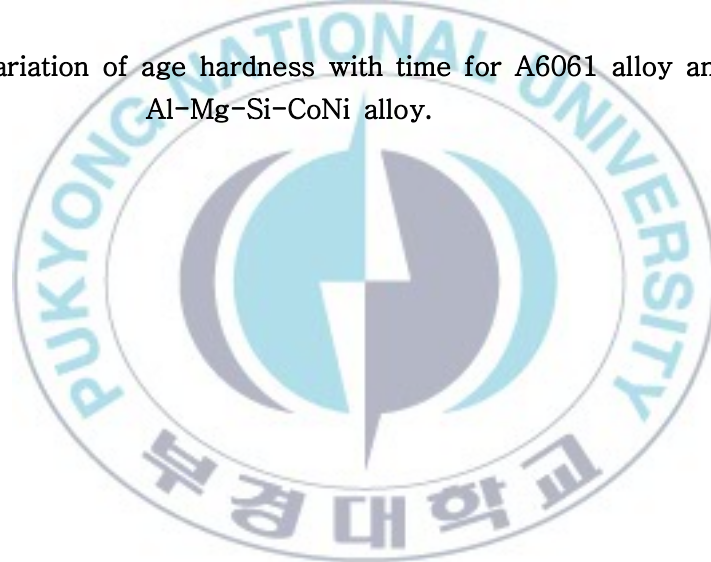


Fig. 5. Variation of age hardness with time for A6061 alloy and Al-Mg-Si-CoNi alloy.



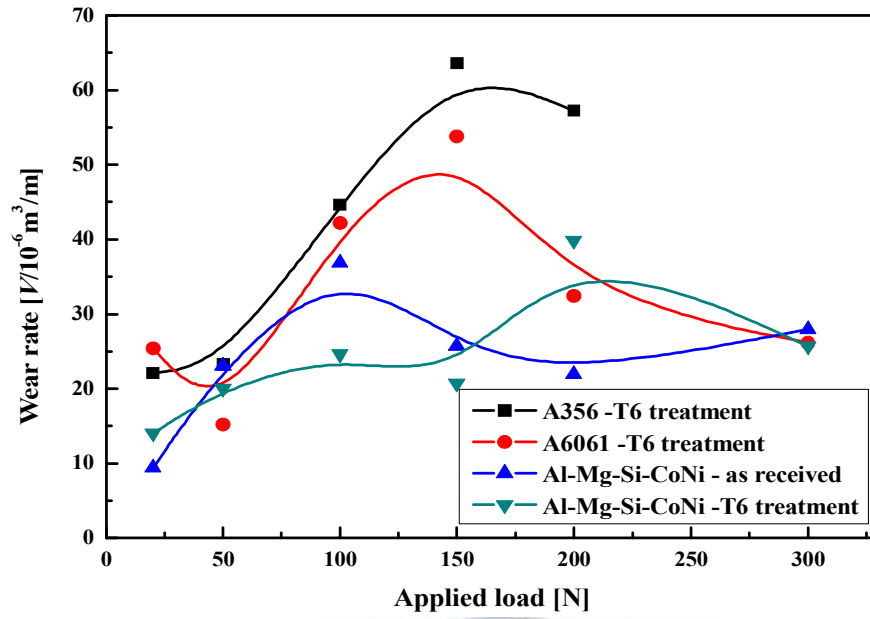


Fig. 6. Variation of wear rate with applied load for A356 alloy and A6061 alloy and Al-Mg-Si-CoNi alloy.



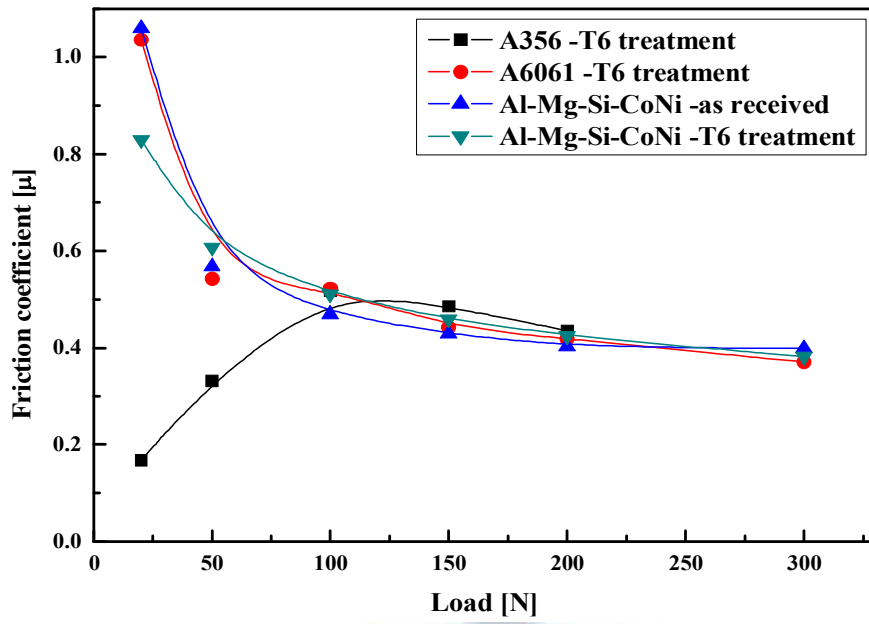
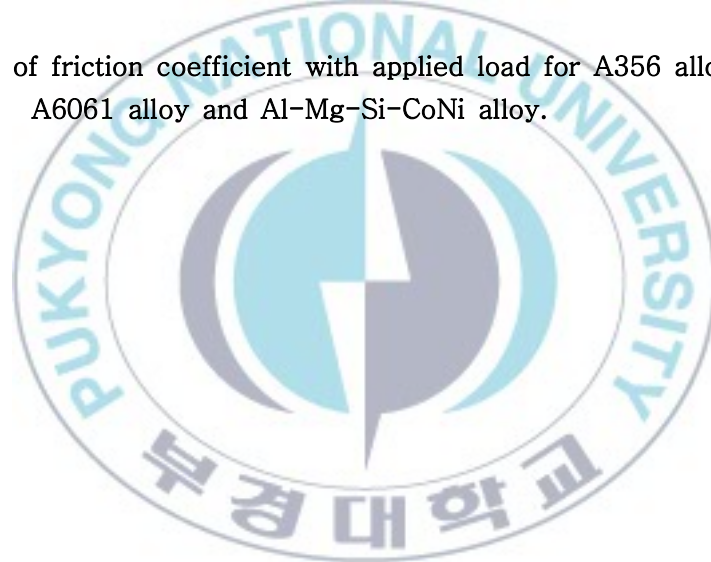


Fig. 7. Variation of friction coefficient with applied load for A356 alloy and A6061 alloy and Al-Mg-Si-CoNi alloy.



4.3 마멸 시험

4.3.1 마멸 특성

각 합금들의 건식 미끄럼 마멸시 하중에 따른 체적 마멸율과 마찰계수의 변화를 그림 6과 그림 7에 각각 나타내었다. 체적 마멸율은 하중이 증가할수록 증가하나 300N의 고하중에서는 감소하였다. 문헌 [21]에서는 고하중에서는 마멸시험 중 pin에 부가된 수직하중과 미끄럼 운동으로 인해 전단응력이 작용하게 되고 마찰열로 인해 마멸면의 온도가 상승하게 되어 마멸파편이 미세한 분말형태로 떨어지는 것이 아니라 pin에 마멸방향으로 밀리어 나오는 형식으로 마멸파편을 형성하였다. 본 연구에서도 300N의 마멸시험 후 pin에 밀리어 나온 마멸파편을 관찰하였으며 이로 인해 체적마멸율은 다시 감소되었을 것이라 생각된다. 그림 6에서 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 마멸특성이 A356 알루미늄 합금이나 A6061 알루미늄 합금보다 우수한 것을 확인할 수 있고 as-received 상태보다 T6 열처리 상태의 마멸특성이 더 우수하였다. 그림 7에서 각 합금들의 마찰계수는 100N 이하의 하중에서는 마찰계수가 하중의 증가에 따라 변화의 폭이 크지만 100N 이상의 하중에서는 두 합금 모두 0.4~0.55정도로 변화의 폭이 작아지며 안정화되었고 합금들 사이의 마찰계수 차이도 크게 나지 않았다.

4.3.2 마멸면 관찰

각 합금들의 마멸면의 미세조직적 변화는 동일하여 T6 열처리 한 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 그 결과를 그림 8에 나타내었다. 저배율에서 관찰시 전단응력과 수직응력을 받아 소성변형이 일어나고 그 흔적으로 마멸 방향을 따라 흑색으로 된 groove(A)와 백색으로 된 부분(B)이 존재한다. 백색으로 된 부분은 마멸 시험시 마멸로 인하여 파편이 떨어져 나간 흔적이다. 저하중에서 마멸면은 상대적으로 평탄하고 작은 groove가 발견되었다. 일반적으로 마멸면에서 하중이 증가할수록 groove의 넓이가 증가하는데[3], 여기서도 마찬가지로 고하중으로 갈수록 groove의 넓이가 넓어지고 백색으로 된 부분의 크기가 증가하여 마멸이 크게 일어났다는 것을 알 수 있다.

4.3.3 마멸단면 관찰

그림 9-12에서 각 합금들의 50N, 150N 300N(200N)에서의 활주 방향으로 수직으로 자른 마멸 단면을 나타내었다. Al/SiCp 복합재료와 공구강의 마멸 시험시 마멸면에는 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 기지와는 다른 기계적 혼합층 (MML: Mechanical mixed layer)이 생성된다고 보고되고 있다[6,7]. 그림 9-11에서도 보이는 MML은

마멸과정에서 생성된 상대재의 마멸파편이 표면에 부착되고 동시에 수직응력과 전단응력의 작용 하에서 마멸면에 소성변형이 발생하면서 상대재의 원소들이 포함된 파편이 pin에 혼입하고 또 소성변형과 더불어 pin 내부에까지 혼입하여 생성된 것이라 하였다[6]. 본 연구에서도 그림12의 SEM/EDS 분석 결과 마멸 단면에 기지금속과는 다른 Fe, Al, O, C로 구성된 혼합층이 생성된 것을 확인할 수 있었고 있었고 혼합층 내부에는 많은 균열이 생성되어 있음을 알 수 있었다. 그림 11-12에서 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 경우 50N에서는 MML이 관찰되지 않다가 150N의 이상의 하중에서 하중이 증가할수록 두껍게 증가되었다. 그러나 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금의 경우 150N까지 하중의 증가에 따라 증가하다가 300N(200N)의 고하중에서 감소하였다(그림 9-12). 이것은 300N에서는 높은 마찰열로 인해 기지금속의 연화를 가져와 생성된 균열이 내부에서 표면까지 확장되어 마멸 파편으로 떨어져나간 것으로 보인다.

4.3.4 마멸파편 관찰

마멸파편의 분석은 마멸기구에 대한 이해에 중요한 요소이다. 그림 14-17에 각 합금들의 마멸파편을 SEM으로 관찰한 결과를 나타내었다. 50N의 저하중에서는 흑색의 미세한 파편으로 구성되어있었고 하중이 증가할수록 은백색의 조대한 판상파편들이 증가하였다. 그림 14-17에서 SEM/EDS 분석 결과 미세한 흑색 파편들은 Al, O나 Al, O, Fe 등의 원소들이 검출되었고 조대한 파편들은 Al, O, Fe 등의 원소들을 포함하는 파편도 있지만 Al만으로 이루어진 판상의 조대한 파편들도 존재하였다. 그림 15-16에서 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 경우 50N의 저하중에서는 Al, O, Fe로 된 미세한 흑색파편들로만 관찰되었지만 150N에서는 미세한 파편외에도 Al, O로 구성된 조대한 파편들도 관찰되었다. 300N의 고하중에서는 저하중에서 관찰된 파편들과 Al로만 구성된 조대한 판상 파편들도 관찰되었다. 반면, 그림 15에서 A6061 알루미늄 합금의 경우 50N의 저하중에서 미세한 흑색파편들과 조대한 파편들도 관찰되었고 150N에서도 Al으로 구성된 조대한 파편들도 관찰되었다.

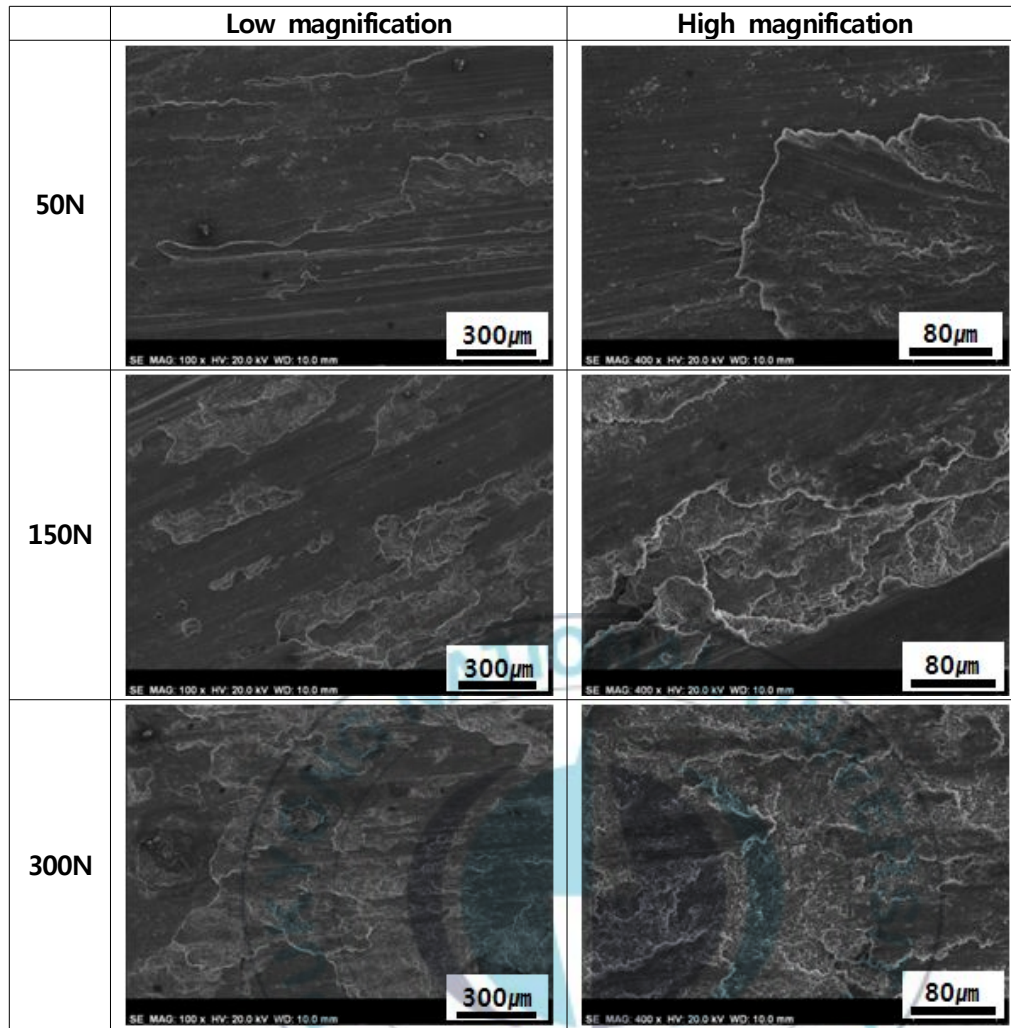


Fig. 8. SEM micrograph of worn surfaces with the applied load of T6-treated Al-Mg-Si-CoNi alloy.

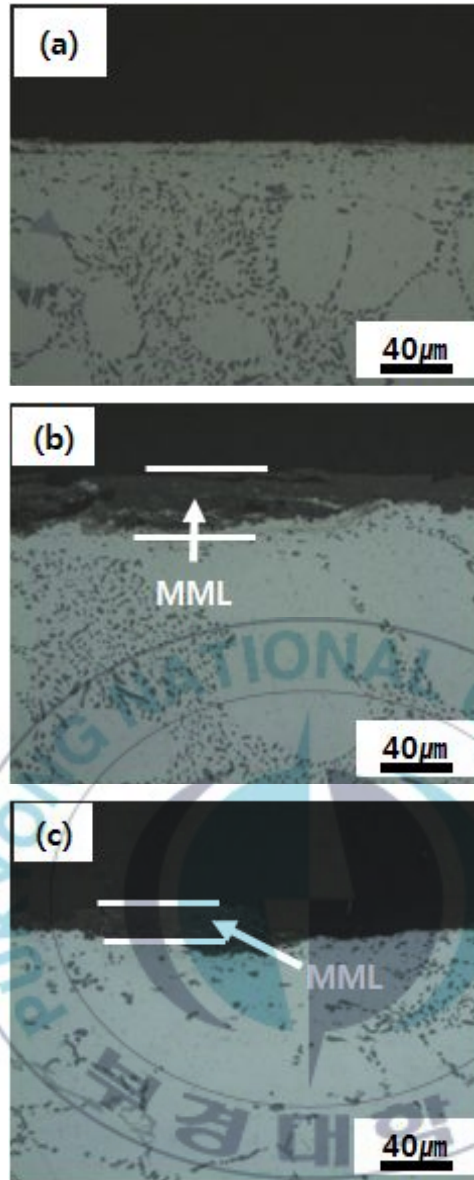


Fig. 9. Optical micrographs showing MML at the worn cross section of the A356 alloy at different applied loads (a) 50N (b) 150 (c) 200N.

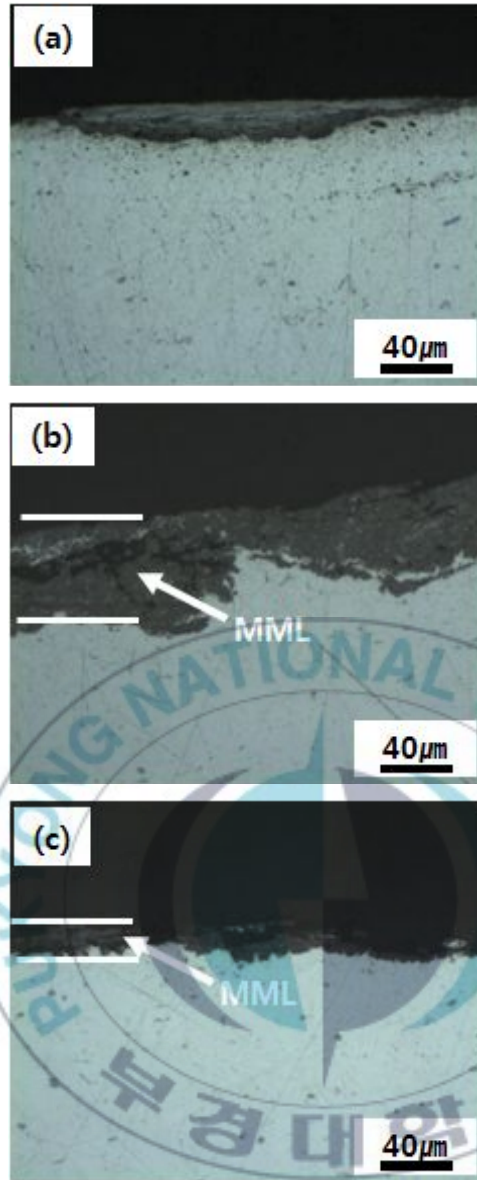


Fig. 10. Optical micrographs showing MML at the worn cross section of the A6061 alloy at different applied loads (a) 50N (b) 150 (c) 300N.

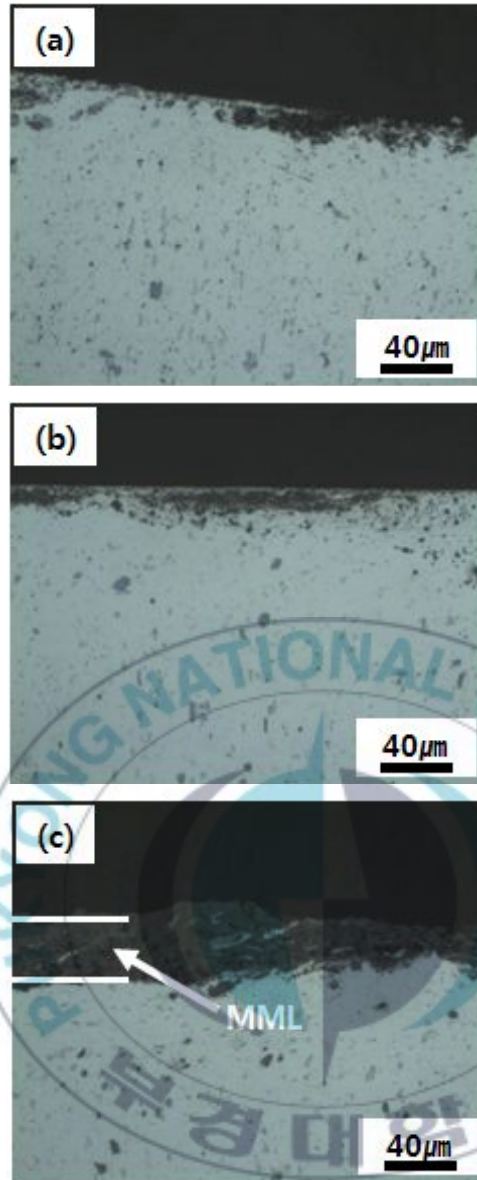


Fig. 11. Optical micrographs showing MML at the worn cross section of the as-received Al-Mg-Si-CoNi alloy at different applied loads (a) 50N (b) 150 (c) 300N.

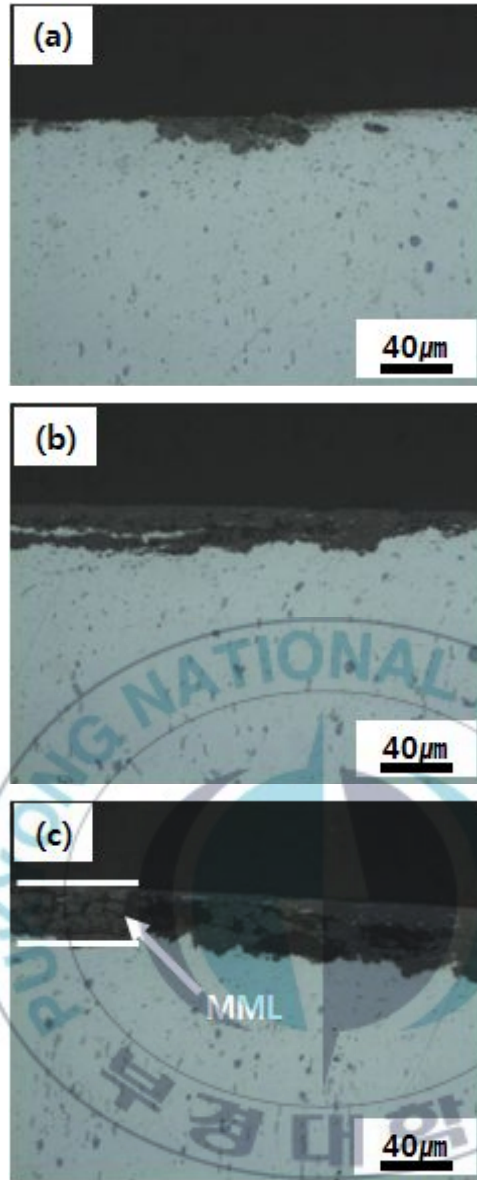


Fig. 12. Optical micrographs showing MML at the worn cross section of the T6-treated Al-Mg-Si-CoNi alloy at different applied loads (a) 50N (b) 150 (c) 300N.

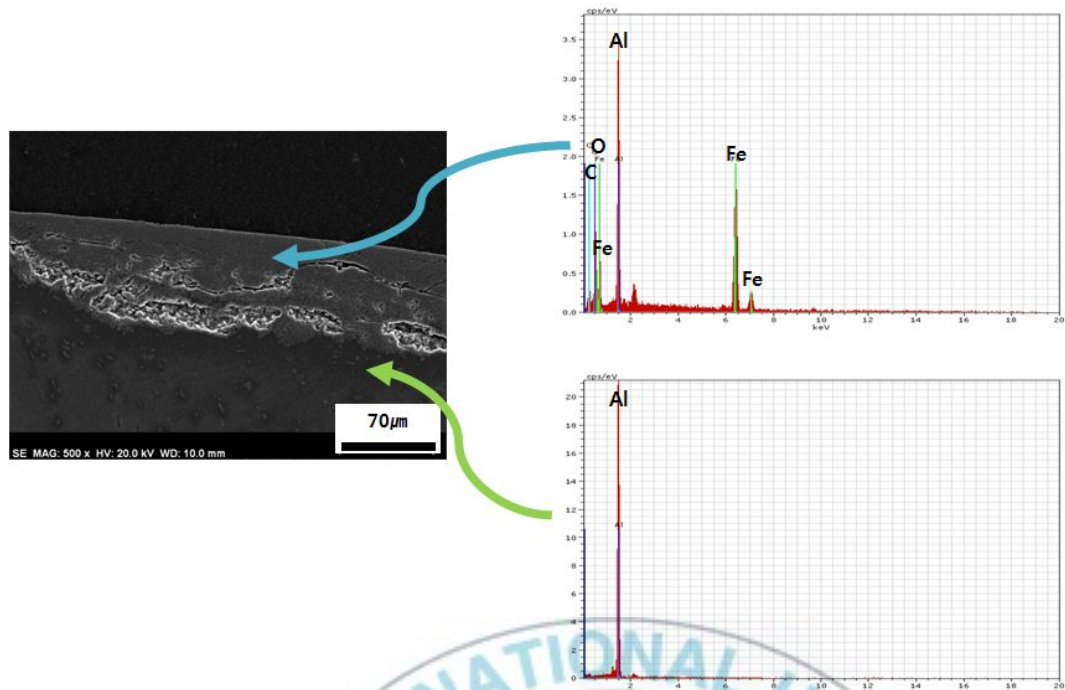


Fig. 13. Result of SEM/EDS analysis of subsurface regions at a load of 300N for T6-treated Al-Mg-Si-CoNi alloy.

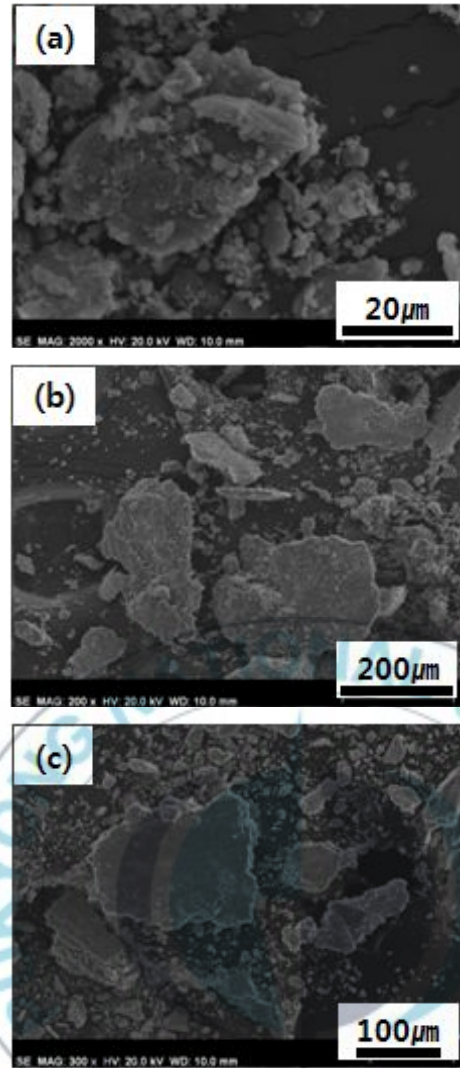
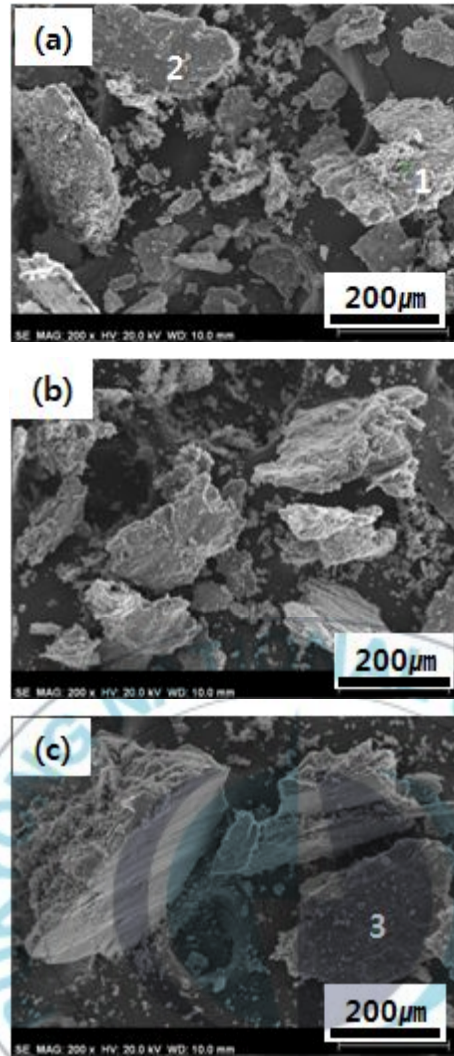


Fig. 14. SEM micrographs of wear debris of the A356 alloy at different loads (a) 50N (b) 150N (c) 200N.



	Al	Fe	O
1	74.63		25.37
2	28.88	5.48	65.63
3	100		

Fig. 15. SEM/EDS micrographs of wear debris of the A6061 alloy at different loads (a) 50N (b) 150N (c) 300N.

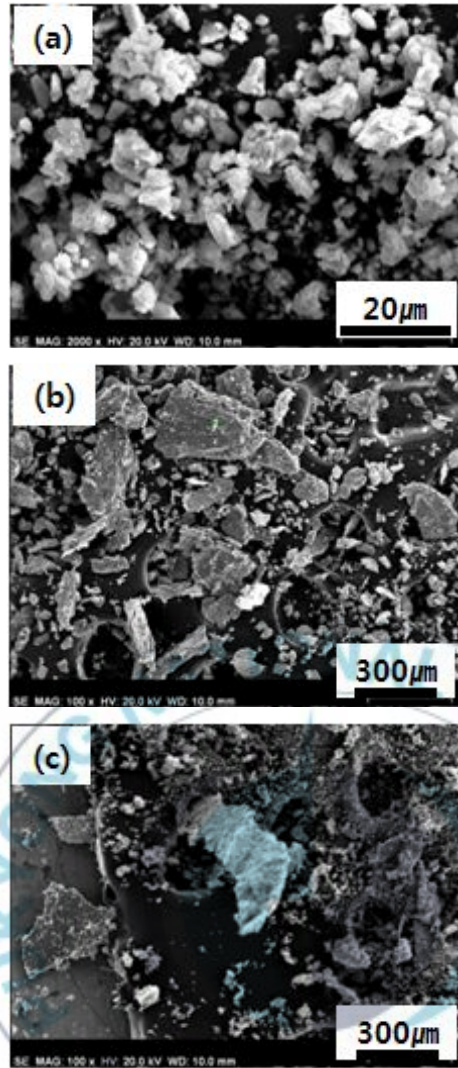
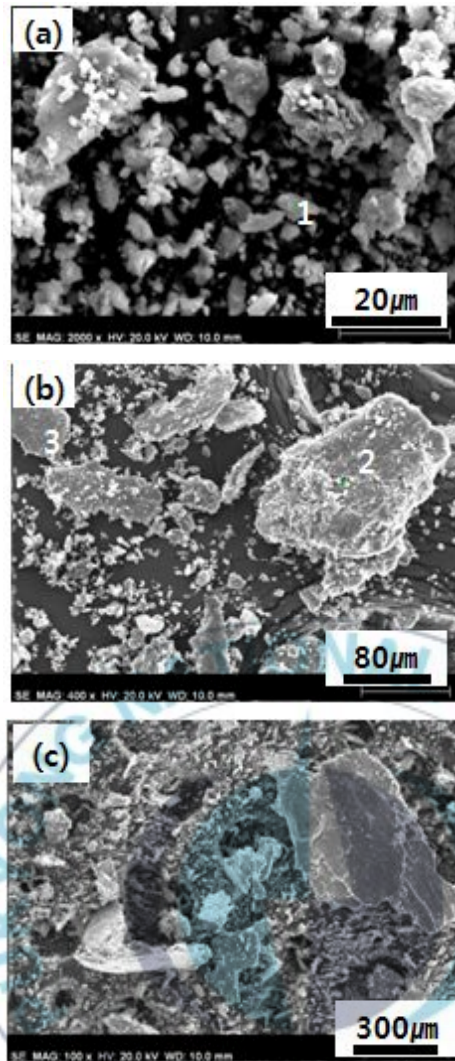


Fig. 16. SEM micrographs of wear debris of the as-received Al-Mg-Si-CoNi alloy at different loads (a) 50N (b) 150N (c) 300N.



	Al	Fe	O	C
1	25.65	13.14	52.86	8.34
2	54.17	3.34	42.49	
3	36.13	24.77	39.10	

Fig. 17. SEM/EDS micrographs of wear debris of the T6-treated Al-Mg-Si-CoNi alloy at different loads (a) 50N (b) 150N (c) 300N.

4.4 고온 물성 실험

4.4.1 인장 시험

그림 18은 합금들을 상온 및 100℃, 200℃, 250℃의 온도에서 고온인장시험을 한 결과이다. 시험 온도가 증가할수록 각 합금의 고온 인장강도는 감소하고 있음을 알 수가 있다. 상온에서 T6 열처리 한 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 인장강도가 가장 높게 나타났으며 as-received Al-Mg-Si-CoNi 합금 < A356 알루미늄 합금 < A6061 알루미늄 합금 < T6 열처리 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 순으로 나타났다. T6 열처리 한 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 상온 인장강도는 고용강화 및 석출강화와 함께 분산강화기구로 인해 A6061 알루미늄 합금에 비해 높게 나타났을 거라고 생각된다. 하지만 고온에서의 인장강도는 A356 알루미늄 합금이나 A6061 알루미늄 합금과 큰 차이가 없어 예상과는 달리 CoNi상이 고온 인장강도에는 기여하지 못했음을 알 수 있었다. A6061 알루미늄 합금의 경우 연신율은 온도가 증가할수록 증가하였으나 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 경우 시험온도가 증가할수록 감소하였다.

4.4.2 파단면 관찰

주사 전자현미경으로 파단면을 관찰하는 것은 파괴 분석 연구에 있어서 중요한 도구이다[11]. 그림 19는 Al-Mg-Si-CoNi 합금과 A6061 알루미늄 합금의 상온 및 250℃에서 인장 시험한 후 그 파단 조직을 주사전자 현미경으로 관찰한 결과이다. Al-Mg-Si-CoNi 합금의 경우 상온, 고온 모두 전단파괴와 dimple의 형성으로 연성파괴에 의해 파괴가 진행되는 것으로 여겨진다. A6061 알루미늄 합금의 경우 상온에서는 dimple에 의한 연성파괴와 부분적인 전단파괴가 일어났으며 고온에서는 dimple 파괴양상이 주도하는 연성파괴가 주된 파괴기구인 것으로 생각된다. A6061 알루미늄 합금의 경우 상온에서는 Orowan Mechanism에 의해 T6 열처리로 석출된 석출물이 전위의 장애물이 되어 전단파괴가 일어났다. 반면 고온에서는 석출물들의 성장에 따라 전위의 장애물이 되지 못하므로 순수한 연성파괴만이 일어난 것으로 생각된다.

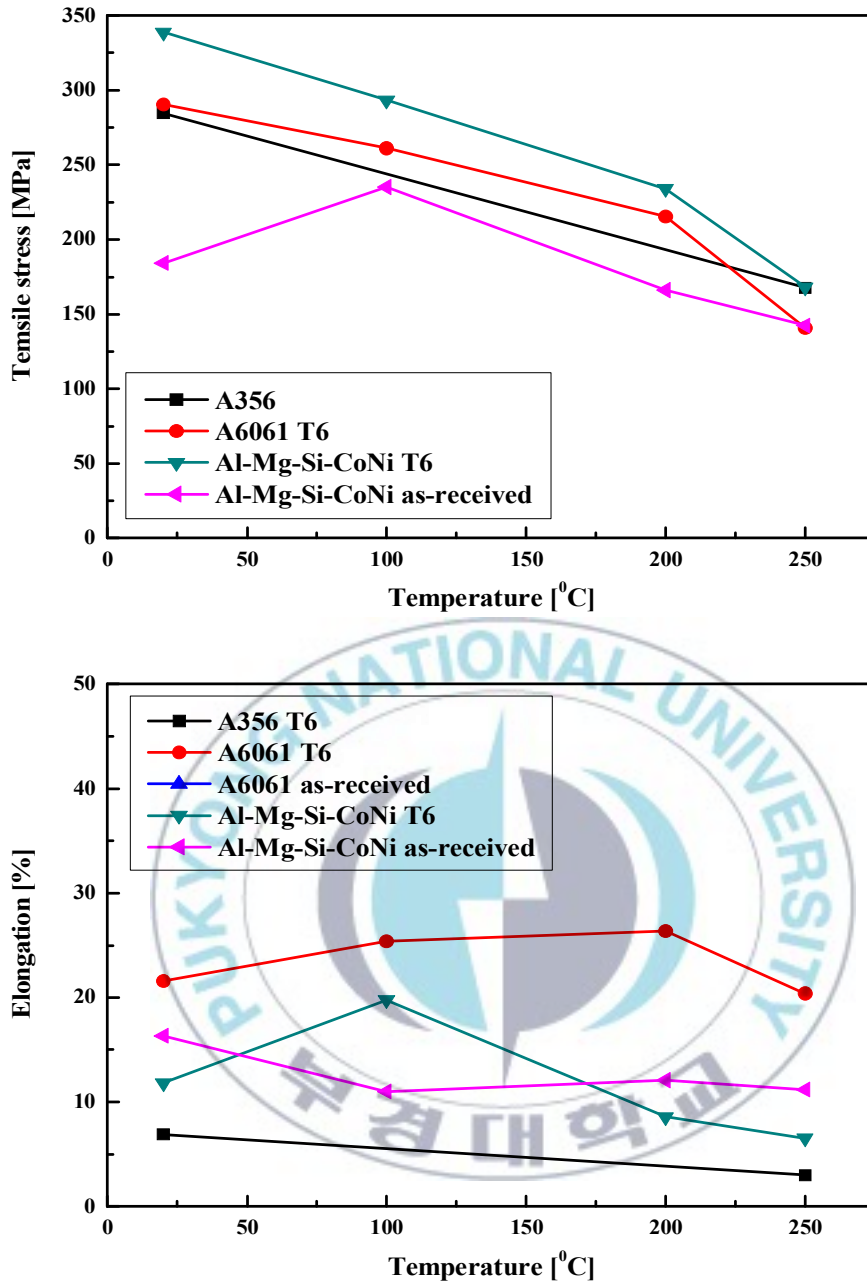


Fig. 18. Dependence of the tensile strength and elongation vs. test temperature for A356 alloy, A6061 alloy and Al-Mg-Si-CoNi alloy.

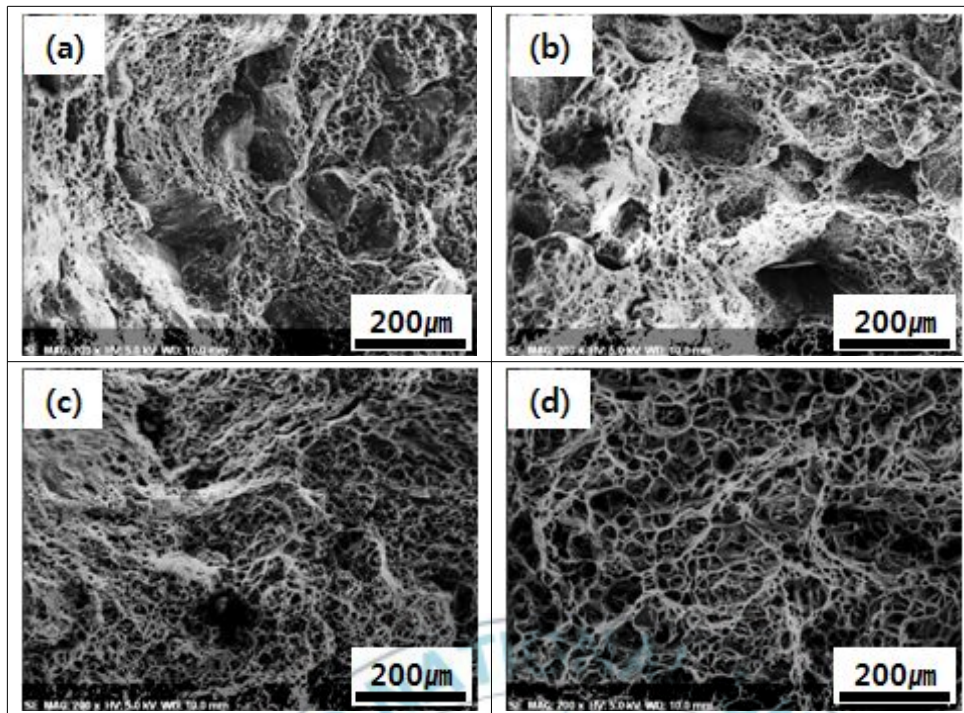


Fig. 19. SEM micrographs of the T6-treated Al-Mg-Si-CoNi alloy after tensile testing at (a) room temperature and (b) 250°C and A6061 alloy (c) room temperature (d) 250°C

4.4.3 고온 안정성 시험

그림 20-21은 200℃, 250℃, 300℃의 온도에서 열처리 시간을 달리하여 측정한 as-received와 T6 열처리 후 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 미소경도의 변화이다. 200℃의 경우 240시간의 열처리에도 불구하고 as-received에서는 초기 경도값과 대비하여 볼 때 큰 변화가 없음을 알 수 있었고 T6 열처리 후에는 48시간 후까지 경도값이 20HV정도 감소하다가 그 후로는 경도값이 유지되어 고온안정성을 가짐을 알 수 있었다. 반면 250℃, 300℃의 열처리에서는 as-received와 T6 열처리 모두 24시간 후 급격한 경도값의 저하 후 유지되어 200℃에 비해 고온안정성이 떨어지는 것을 알 수 있었다. 광학현미경에 의해 미세조직을 관찰하여 고온안정화 시험전과 시험 후의 미세조직을 비교하였으나(그림 22), 생성상의 크기 및 분포에는 변함이 없어 생성상이 고온안정성에 미치는 영향을 알 수는 없었다. 좀 더 미세한 생성상의 분석을 위해 as-received와 열처리 후의 X선 회절 분석을 하였다. 그림 23에 그 결과를 나타내었는데 as-received에서는 as-received에서 Al, Mg₂Si, (Co,Ni)₃Al₄이 검출되는데 비해 열처리 온도가 증가할수록 Al, Mg₂Si 외에 Al₅Co₂ 및 Al₃Ni가 검출되었다. 그림 23에서 관찰된 CoNi상이 열처리 후 (Co,Ni)₃Al₄이 나타나지 않고 Al₅Co₂와 Al₃Ni이 검출되는 것은 as-received에서 비정질로 존재하던 미세한 CoNi상이 장시간의 열처리 후 분해되어 Al₅Co₂와 Al₃Ni로 결정화가 되어 검출되어진 것으로 생각된다. 200℃에 비해 250℃와 300℃에서 Al₅Co₂와 Al₃Ni, Mg₂Si가 더 나타났는데 이것은 250℃와 300℃에서 분해가 더 많이 일어나 결정화가 된 것으로 생각된다. 그리고 Mg₂Si는 200℃에서 중간상이었던 β'의 석출상이 250℃와 300℃에서는 안정상인 β상으로 되어 피크가 더 나타났을 것이라 생각된다. 따라서 200℃에서는 CoNi상의 분해로 인한 결정화가 느리게 일어나고 CoNi상 입자로 인해 β'상에서 β상으로의 석출거동 또한 느려져 고온안정성을 유지하는데 큰 효과를 하였으리라 생각된다. 반면 250℃, 300℃에서는 비정질로 되어 있던 CoNi상의 Al₅Co₂와 Al₃Ni로의 결정화와 Mg₂Si 석출상의 과시효로 인해 경도값의 저하가 발생하였으리라 생각된다.

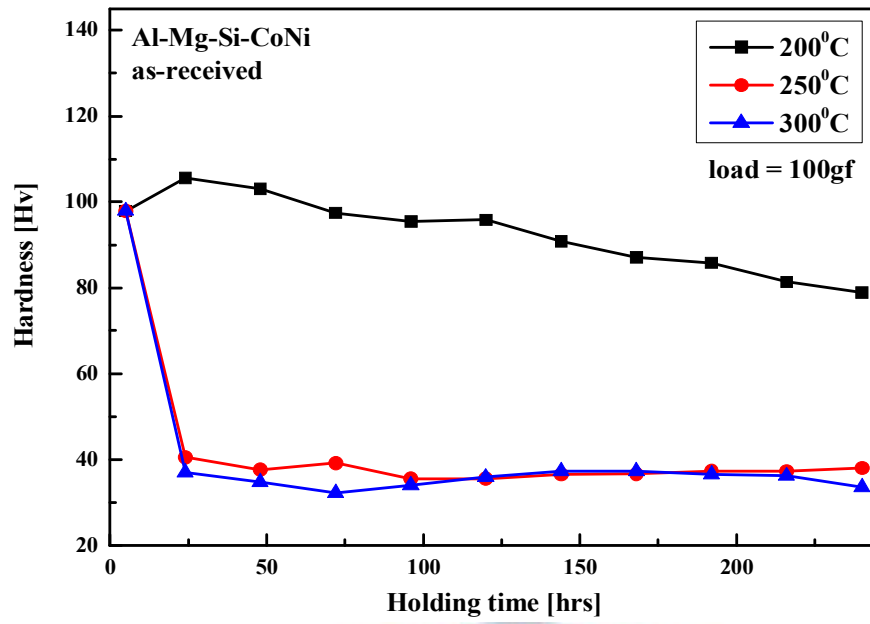


Fig. 20. Hardness versus holding times at 200°C, 250°C and 300°C for Al-Mg-Si-CoNi alloy for as-received

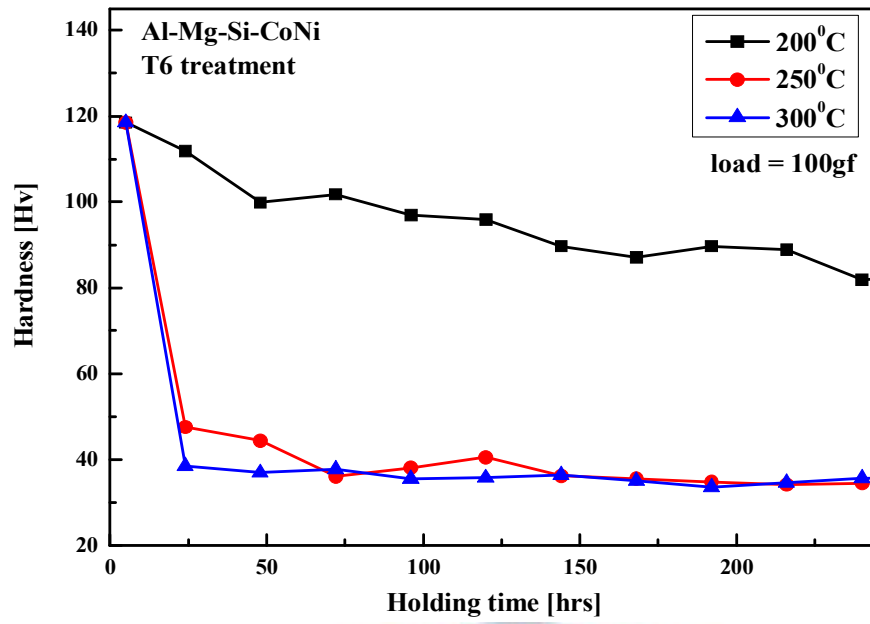


Fig. 21. Hardness versus holding times at 200°C, 250°C and 300°C for Al-Mg-Si-CoNi alloy for T6 treatment.

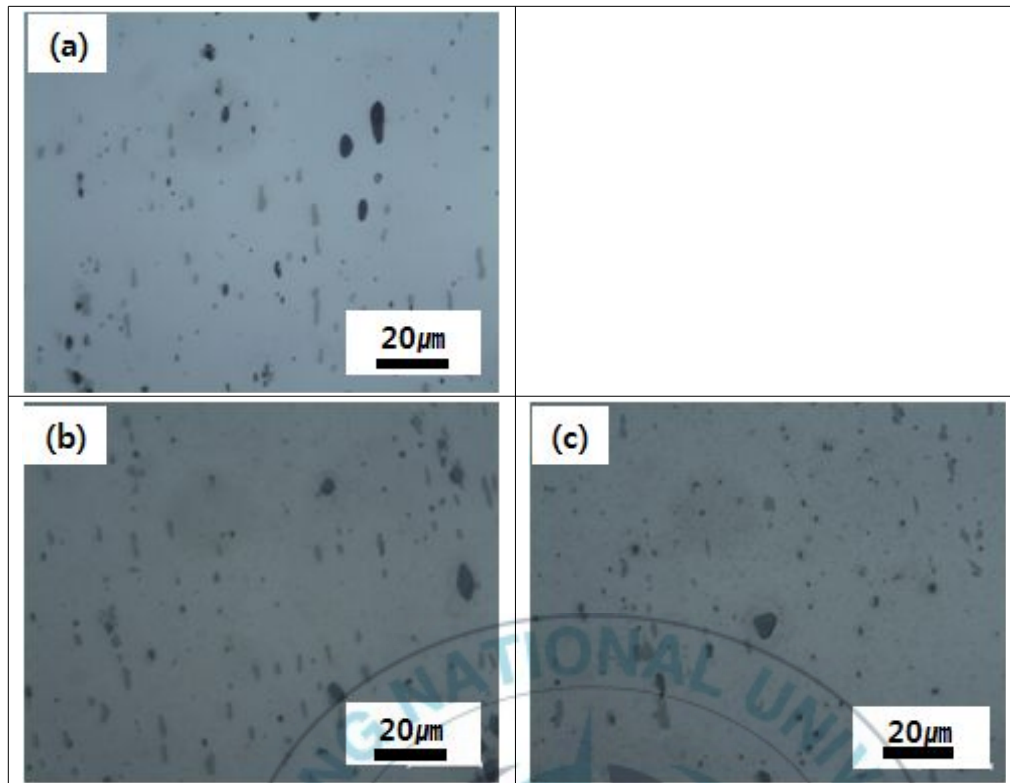


Fig. 22. Optical micrographs of the Al-Mg-Si-CoNi alloy heated for 240hrs at the temperature of (a) as-received (b) 250 °C (c) 300 °C.

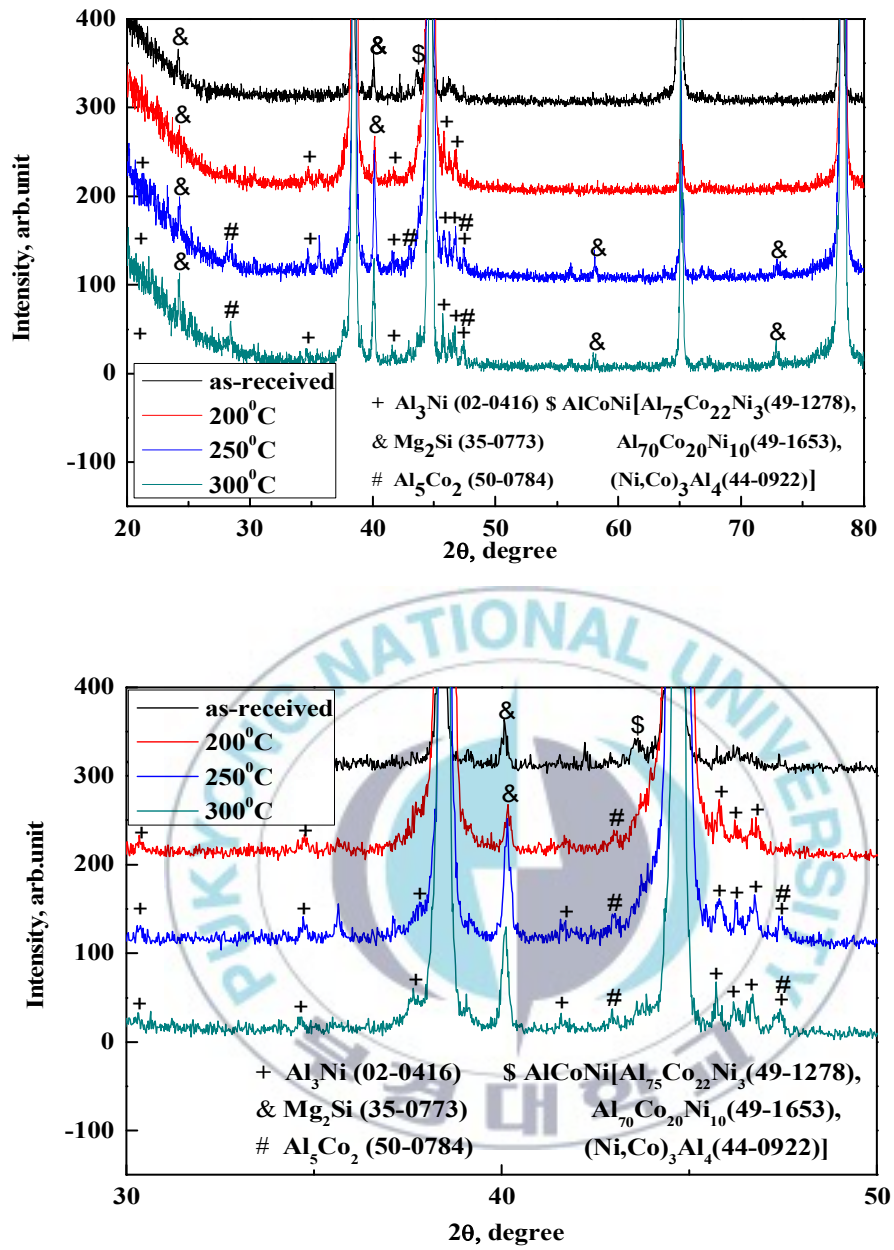


Fig. 23. X-ray diffraction patterns of the Al-Mg-Si-CoNi alloy at different heat temperature for (a) 20°–80° (b) 30°–50°.

5. 고찰

5.1 마멸특성

Archard와 Hirst에 의하면 알루미늄 합금은 mild wear와 severe wear의 두 가지의 마멸형태로 나타난다[8]. mild wear에서 severe wear으로의 천이는 적용된 하중이나 활주속도에 따라 결정되어 지는데 severe wear에서는 표면에 큰 손상과 상대재와 재료의 물질이송이 일어나며 소성변형과 파괴를 일으킨다[9]. 일반적으로 하중이 증가할수록 mild wear에서 severe wear로의 천이가 일어나며, 표면 산화기구에 의한 마멸은 mild wear의 기구로 알려져 있고, MML의 형성과 박리에 의한 마멸은 severe wear의 기구로 알려져 있다[3,22]. 본 연구에서도 저하중에서 두 합금의 마멸과편을 관찰하였을 때, O가 다량 함유된 미세한 산화마멸과편들이 관찰되었으며, 마멸면 관찰시 소성변형과 파괴의 흔적이 적어 mild wear가 일어났을 것이라 판단되어 진다. 하중이 증가할수록 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금과 Al-Mg-Si-CoNi 합금에서는 마멸단면을 관찰시 두꺼운 MML이 관찰되었다. A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금의 MML은 300N의 고하중에서 두께가 감소하였는데 이것은 MML의 내부 균열에 의해 판상의 조대한 과편이 형성되어 박리마멸 및 층분리 마멸이 일어난 것이라 판단된다. 박리마멸은 마멸면에 MML이 형성되고 이 MML내에 전위가 집적하여 균열이 생성되고 성장하며, 이어서 전단에 의한 파괴가 발생하며 판상의 마멸과편이 생성되는 과정으로 설명된다[11]. A6061 알루미늄 합금의 경우 저하중에서 MML이 두껍게 형성되고 응착마멸 및 박리마멸의 존재가 확인되므로 Al-Mg-Si-CoNi 합금에 비해 먼저 severe wear로의 천이가 일어났다고 판단된다.

본 연구에서는 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금, Al-Mg-Si-CoNi 합금의 MML 경도를 측정해보았는데 그 결과 $320 \pm 20\text{Hv}$ 로 측정되어 기지금속보다 높게 나타났다. MML이 존재할 경우 마멸면이 매끄럽게 되고 기지금속에 비해 높은 경도로 인해 내마모성을 높인다고 알려져있다[6,10]. 하지만 박리마멸은 MML의 균열으로부터 발생하여 소재의 마멸율을 높이므로 MML이 빠르게 형성된 A6061 알루미늄 합금의 경우 Al-Mg-Si-CoNi 합금보다 더 내마모성이 떨어진다고 판단된다. 그리고 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 MML의 형성이 늦어진 이유는 분산된 CoNi 상의 높은 경도 때문이라 생각된다. 그림 4에 경도값 비교시 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금이 Al-Mg-Si-CoNi 합금에 비해 높은 경도값을 가졌다. 따라서 분산된 CoNi 상이 전체 강도에는 크게 기여하지 못할 수는 있어도 내마모성은 크게 향상시킬 수 있음을 뜻한다.

5.2 고온 특성

수송기기의 구조재는 내마모성뿐 만아니라 우수한 기계적 특성 및 고온안정성이 요구되는데 본 연구에서 각 합금들의 인장시험을 한 결과 상온에서는 A356 알루미늄 합금이나 A6061 알루미늄 합금에 비해 우수한 강도를 나타내었지만 고온에서는 CoNi상으로 인한 강도향상은 나타나지 않았다. 이는 A356 알루미늄 합금 및 A6061 알루미늄 합금의 경우 Mg과 Si에 의한 석출강화와 고용강화가 주된 강화기구이지만 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 강화기구는 석출강화, 고용강화뿐만 아니라 분산강화기구에 의하여 분산상들의 간격에 의해 전위가 이동하기 위해 필요한 전단응력이 증가하여 다른 합금들에 비해 높은 내마모성 및 상온 인장강도를 나타내었을 것이라 생각되어진다. 본 연구에 사용되어진 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 경우 그림 4의 미소 경도값의 변화에서도 알 수 있듯이 CoNi상으로 인하여 A6061 알루미늄 합금에 비해 Mg_2Si 의 석출물의 생성 및 분해 거동이 느려진 것으로 판단되어지며 이것이 200℃에서 고온 안정성이 유지된 것에 영향을 미쳤을 것이라 생각되어진다. 하지만 Al-Mg-Si-CoNi 합금이 250℃에서는 고온안정성이 유지되지 못한 것처럼 CoNi상이 250℃의 온도 이상에서 분해되어 Al_5Co_2 나 Al_3Ni 로의 결정화되므로 기계적 물성의 저하로 나타나 A356 알루미늄 합금이나 A6061 알루미늄 합금에 비해 고온강도의 향상이 일어나지 못한 것으로 보인다.



6. 결론

본 연구에서는 Al-Mg-Si 계 합금에 CoNi상을 혼합한 복합재료와 자동차용 구조재에 사용되는 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금에 대하여 내마모성과 기계적 특성 및 고온안정성을 조사하였다. Al-Mg-Si-CoNi 합금의 마멸특성을 알기 위해 강을 상대로 건식 미끄럼 마멸시험을 실시하고, 마멸시험 후의 마멸면, 마멸단면, 마멸파편의 미세조직을 분석하였다. 그리고 기계적 특성을 알아보기 위해 상온, 100℃, 200℃, 250℃에서의 인장시험과 파괴기구를 알기위한 파단면 관찰을 하였다. 고온안정성 조사로는 200℃, 250℃, 300℃에서 장시간의 고온 유지 정도측정을 하였고 시험 후의 미세조직 관찰과 X선 회절 분석으로 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 생성상의 변화를 분석하였다. 본 실험을 통해 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 미세조직 관찰에서 AlCoNi 및 AlMg₂Si의 생성상이 관찰되었으며 유사한 조성 A6061 알루미늄 합금에 비해 피크시효 정도값이 느리게 나타났다.
2. 수직하중이 증가함에 따라 mild wear에서 severe wear이 일어났는데 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금이 Al-Mg-Si-CoNi 합금보다 더 빠르게 severe wear로의 전이가 일어났다.
3. 세 합금모두 마찰계수는 100N이하에서는 하중의 증가에 따라 변화의 폭이 크지만 100N 이상의 하중에서는 0.4~0.55정도의 안정된 값을 보였다.
4. 수직하중이 증가함에 따라 마찰열에 의한 상대재료로부터의 물질이송에 의해 MML이 생성되었고 저하중에서는 산화마멸 및 응착마멸이 주된 마멸기구였지만 하중이 증가함에 따라 응착마멸보다는 소성변형에 의한 박리마멸과 층분리마멸이 주 마멸기구로 마멸이 진행되었다.
5. Al-Mg-Si-CoNi 합금이 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄합금보다 경도는 낮지만 CoNi상의 영향으로 더 우수한 내마모성을 나타내었으며, as-received보다 T6 열처리에서 Al-Mg-Si-CoNi 합금의 내마모성이 더 우수하였다.
6. 상온에서의 인장강도는 A356 알루미늄 합금과 A6061 알루미늄 합금에 비해 Al-Mg-Si-CoNi 합금이 더 높게 나타났지만 200℃이상의 고온에서의 인장강도는 큰 차이를 보이지 않아 CoNi상이 고온 강도향상에는 영향을 미치지 못한 것으로 나타났다.

7. A6061 알루미늄 합금의 경우 Al-Mg-Si-CoNi 합금에 비해 연신율이 높고 고온에서 dimple에 의한 연성파괴가 일어났다. Al-Mg-Si-CoNi 합금은 상온과 고온 모두 전단파괴와 dimple에 의한 연성파괴가 일어났다.
8. Al-Mg-Si-CoNi 합금이 200℃에서는 고온안정성이 유지되었으나 250℃와 300℃에서는 고온안정성이 유지되지 못하였다. 시험 전과 시험 후의 미세조직에는 큰 차이를 보이지 않았지만 250℃ 이상의 온도에서 CoNi상이 Al_5Co_2 와 Al_3Ni 로 분해되어 결정화되었다.



7. 참고문헌

- [1] Korea Institute of Science and Technology Information, "Aluminum alloy" (2007)
- [2] Ian Polmear, "Light Alloys From Traditional Alloys to Nanocrystals" (1981)
- [3] Jung-Moo Lee, Suk-Bong Kang, Tatsuo Sato, Hiroyasu Tezuka, Akihiko Kamio, Mater. Trans. JIM, 43, 1638(2002)
- [4] L.F. Mondolfo, "Aluminum alloys structure and properties"(1976)
- [5] S. J. Kim, "A study on the Aging Behavior of SiC Particulate Reinforced 6061 Aluminum Alloy Composites"(2001)
- [6] Jin Yunxue, Jung-Moo Lee, Suk-Bong Kang, J. Kor. Inst. Met. & Mater, 45, 118(2007)
- [7] Dong Hyun Kim, Duck Young Maeng, Jong Hyeon Lee, Jae Sook Song, Sun Ig Hong, Chang Whan Won, J. Kor. Inst. Met. & Mater, 36, 883(1998)
- [8] J. F. Archard and W. Hirst, Proc. R. Soc. A236, 397-410(1956)
- [9] K.C. Ludema, Wear, 100, 315(1984)
- [10] Kyun Tak Kim, Yeong Sik Kim, KSTLE, 25, 66(2009)
- [11] George E. Dieter, "Mechanical Metallurgy" (1986)
- [12] Dong-Yung Lee, "Plastical technology" (2005)
- [13] J.F. Archard, "Contact and rubbing of flat surfaces" J. Appl. Phys. 24, 981-988(1953)
- [14] N.P. Suh, "The delamination theory of wear", Wear 25, 111-124(1973)
- [15] Barrett, Nix, Tetelman, "The principles of engineering materials" (2000)
- [16] S.C. Wang, M.J. Starink, Acta Mater, 55, 933(2007)
- [17] A.Gaber, A. Mossad Ali, K. Matsuda, T. Kawabata, T. Yamazaki, S. Ikeno, Acta Mater, 432, 149(2007)
- [18] B.M. Gable, G.J. Shiflet, E.A. Starke Jr, Scr. Mater, 50, 149(2004)

- [19] S.C. Wang, M.J. Starink, N. Gao, *Scr. Mater.*, 54, 287(2006)
- [20] D.J. Chakrabarti, David E. Laughlin, *Prog. Mater. Sci.*, 49, 389(2004)
- [21] Jin Yunxue, Jun-Moo Lee, Suk-Bong Kang, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, 45, 668(2007)
- [22] Hyung-II Kim, Yong-Suk Kim, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, 37, 1303(1999)
- [23] M. Yurechko, B. Grushko, T.Ya. Velikanova, k. Urban, *J. Alloys and Compounds*, 367, 20(2004)
- [24] J.H. Frye, W. Hume-Rothery, *Proc. R. Soc. London*, 1-14, 181(1942)
- [25] J.E. Dorn, P. Pietrokowsky, T.E. Tietz, *Trans. AIME*, 933-943, 188(1950)
- [26] J.W. Martin "Precipitation Hardening", Pergamon Press, New York(1968)
- [27] Jung-Moo Lee, Suk-Bong Kang, Tatsuo Sato, Hiroyasu Tezuka, Akihiko Kamio, *Mater. Trans. JIM*, 43, 2487(2002)
- [28] Jung-Moo Lee, Kyung-Hyun Kim, Hwa-Jung Kim, Yong-Sik Ahn, *JIM*(2010)
- [29] M. Galano, F. Audebert, I.C. Stone, B. Cantor, *Acta Mater.*, 57, 5107(2009)
- [30] M. Galano, F. Audebert, I.C. Stone, B. Cantor, *Acta Mater.*, 57, 5120(2009)
- [31] Jong-Soo Park, Si-Young Sung, Bum-Suck Han, Chang-Yeol Jung, Kee-Ahn Lee, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, 48, 28(2009)
- [32] Kwang-Min Lee, Sang-Sun Yang, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.*, 38, 1647(2000)
- [33] S. Mitra, *Scr. Mater.*, 27, 521(1992)
- [34] Kang-Min Lee, In-hyung Moon, *Mater. Sci. Eng.*, A185, 165(1994)
- [35] P.N. Kalu, T.G. McNelley, *Scr. Mater.*, 26, 1309(1992)
- [36] k. Bonny, P. De Baets, Y. Perez, J. Vleugels, B. Lauwers, *Wear*, 268, 1504(2010)

- [37] L.C. Jones, R.J. Llewellyn, Wear, 267, 2010(2009)
- [38] Jin Yunxue, Jun-Moo Lee, Suk-Bong Kang, J. Kor. Inst. Met. & Mater, 45, 179(2007)
- [39] Jin Yunxue, Jun-Moo Lee, Suk-Bong Kang, J. Kor. Inst. Met. & Mater, 45, 169(2007)
- [40] Jin Yunxue, Jun-Moo Lee, Suk-Bong Kang, J. Kor. Inst. Met. & Mater, 45, 534(2007)



감사의 글

대학원 생활의 2년간을 가만히 돌이켜 보면 저에게 다시없는 소중한 시간을 보낸 것 같습니다. KIMS와 학교를 오가면서 힘들고 아픈 시간도 많았지만 많은 사람들과 어울려 지내며 실험하고 공부하면서 내적으로도 성숙해진 것 같고 아직도 배워야 할 것이 너무 많이 남은 것 같아 2년이란 시간이 너무 짧은 느낌도 들고 아쉬운 마음이 듭니다.

대학원을 가고 싶다고 실험실에 들어온 저에게 이때까지 많은 가르침을 주시고 이끌어주신 안용식 교수님께 감사의 마음을 전합니다. 그리고 저에게 공부하기에 2년간 아낌없는 지원을 해주신 이정무 박사님께도 감사의 인사를 전합니다. 또한 많은 가르침을 주신 정해용 교수님과 최희락 교수님께도 감사를 드립니다. 연구소에서 일할 때나 노는 일에도 단합최고인 Dr. Lee 우리팀 동권오빠와 종진오빠에게 감사의 인사를 전하며 함께 일한 결정제어연구그룹 식구들인 동배오빠, 민균오빠, 철호오빠, 현욱오빠, 일선오빠, 상훈오빠, 민우오빠와 여우클럽 회원인 은지, 지은, 가인이에게도 감사하다는 말을 전하고 싶습니다. 그리고 너무나 좋아하는 우리 전기화학실 실험실 식구들, 실험실에 들어왔을 때부터 언제나 친동생처럼 아껴주고 학업적으로 심적으로 의지가 되어준 전영오빠와 현우오빠, 임남언니, 바빠서 자주 볼 수는 없지만 언제나 연락하면 반갑게 맞아주는 세영오빠, 석현오빠와 우용오빠, 금요일마다 커피한잔하며 서로 의논하는 준영오빠, 언제까지나 나에겐 제일 친한 친구인 지현이, 우리 실험실 귀염둥이 마스코트 규미, 어르신 근국이행님께도 감사의 말을 전합니다. 그리고 함께 공부해온 석사 과정 행님들, 영원한 밥돌 성운오빠와 항상 맛있는 거 사주겠다는 원빈오빠, KIMS에서 밥먹을 때만 보이는 영래오빠, KIST에서 고생하고 있을 학만오빠에게도 감사하다는 말을 전하고 싶습니다. 2년간 힘들 때마다 아플 때마다 많은 지원을 해주신 너무나 사랑하는 아버지, 어머니와 도연이에게도 깊은 감사를 드립니다. 그동안 많은 힘을 주신 모든 분들께 감사를 드리며 졸업한 후에도 밝은 모습으로 열심히 살아갈 것을 약속드리며 지난 2년간의 결실을 맺습니다.

2011년 2월 김화정