



저작자표시-비영리-변경금지 2.0 대한민국

이용자는 아래의 조건을 따르는 경우에 한하여 자유롭게

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

다음과 같은 조건을 따라야 합니다:



저작자표시. 귀하는 원저작자를 표시하여야 합니다.



비영리. 귀하는 이 저작물을 영리 목적으로 이용할 수 없습니다.



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](#)

工學碩士 學位論文

알루미늄 합금도체에 미치는  
미세첨가 원소의 영향



王仁秀

工學碩士學位論文

알루미늄 합금도체에 미치는  
미세첨가 원소의 영향

指導教授 金星圭

이 논문을 공학석사 학위논문으로 제출함.



2010年 2月

釜慶大學敎大學院

王仁秀

# 王仁秀의 工學碩士 學位論文을 認准함

2010年 2月



# Effect of the Microalloying Elements on the Aluminum alloys for Conductor

In Su Wang

Department of Materials Processing Engineering, The Graduate  
School, Pukyong National University

## Abstract

The need of electrical power was increased just 10% annually because of high density of population and elevation of life level and development of industry. So capacity enlargement of overhead conductor was needed. "STACIR(Super Thermal Resistant Aluminum alloy Conductors, Invar Reinforced)" is the best method for capacity enlargement of overhead conductor. Electric transmission of STACIR includes "Heat treatment" account for 30% of total costs. The purpose of this study is to develop "NHTSTAI(Non Heat Treatment Super Thermal resistant Aluminum alloy)". The influence of hydrofluoric acid etchants on the microstructural characteristics were observed by using OM, TEM and EPMA. The influence of Sc, Zr and MM additions were observed by tensile strength, conductivity and heat resistant rate. When Zr or Sc add to EC Al, Conductivity was decreased. Best "NHTSTAI" alloy was "EC Al-0.01wt%Zr-0.01wt%Sc-0.01wt%MM-0.001wt%Y". Properties of this alloy were tensile strength 16.9kgf/mm<sup>2</sup>, conductivity 60.1%, heat resistant rate 92.2%.

# 목 차

1. 서론.....	1
1.1 연구목적.....	1
1.2 기술개발의 필요성.....	5
2. 실험방법.....	11
3. 실험결과 및 고찰.....	12
3.1 제조공정에 따른 특성 변화.....	12
3.2 미세조직 관찰.....	14
3.2.1 압연조건에 따른 미세조직 변화.....	14
3.2.2 합금원소에 따른 미세조직 변화.....	17
3.3 EPMA 분석.....	22
3.4 TEM 분석.....	24
3.4.1 첨가원소에 의한 특성 변화.....	24
3.5 도전율.....	41
3.6 인장강도.....	44
3.7 내열성.....	47
4. 결론.....	51
5. 참고문헌.....	52

# 1. 서론

## 1.1 연구목적

현재 국내는 대도시의 고밀도화와 함께 생활수준의 향상, 산업의 발전으로 전력수요가 매년 10% 가까이 급증하고 있다. 늘어난 전력수요에 대응하기 위해서 발전 용량 증대뿐만 아니라 발전소에서 전력의 주 사용처인 대도시나 공업단지 등에 전력을 원활히 공급하기 위한 송전선로의 용량증대가 필요하다. 하지만 근래에 와서 주민들이 송전선로 건설에 대한 반대가 심하고 토지 보상문제 등으로 인해 송전선로 건설 시 필요한 철탑용지 및 경과지 확보가 대단히 어려운 상황이며, 철탑보강에도 막대한 건설비가 요구된다. 따라서 기존의 철탑을 그대로 유지하면서, 현재 사용 중인 가공송전선보다 송전용량이 증가된 대용량 송전선으로 교체하면 가장 효율적으로 송전용량을 증대시킬 수 있을 것으로 판단된다. 즉, 대용량 송전선의 개발 및 교체가 늘어난 전력수요 문제에 대한 하나의 해결책으로 제시되고 있다. 이런 이유로 한국전력(KEPCO)은 90년대 후반부터 STACIR 류 (Super Thermal-resistant Aluminum-alloy Conductor, Invar Reinforced ) 대용량 송전선을 부하가 급증한 지역에 설치하여 운영하고 있으며, 현재는 국내 총 송전선로의 5%를 점유하고 있는 실정이다.

STACIR 류 송전선은 전류의 수송을 담당하는 Al 선과 강도를 유지시켜 주는 Invar 강선으로 이루어져 있다. 송전전류의 양이 증가하면 Al 도체에서의 전기저항이 커져 Joule 열이 발생하여 Al 도체의 온도가 상승하게 되므로 대용량 송전선에는 고온에서도 견딜 수 있는 초 내열 Al 합금 도체(STAl, Super Thermal Resistant Aluminum alloy)가 적용되고 있다. Fig. 1.1.1 은 가공송전선의 구조이다.

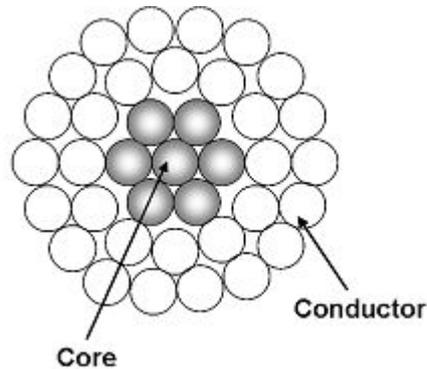


Fig. 1.1.1 Section of Overhead Transmission Conductor.

현재까지 송전용량 증대를 위해 개발된 내열 Al 합금 도체로는 150 °C에서 연속사용이 가능한 도전을 58%급 TAl (Thermal-resistant Aluminum-alloy)과 210 °C에서 연속사용이 가능한 도전이 60%이상인 STAl(Super Thermal-resistant Aluminum-alloy)이 있다. STAl 은 내열성 향상원소로서 0.25~0.3 wt%의 Zr 을 첨가하여, 고온에서 장시간 열처리하여 수십~수백 nm 크기의 미세한  $Al_3Zr$  준안정상을 Al 기지 내에 균일하게 석출시켜 고온에서도 결정입계의 이동을 억제함으로써 높은 내열특성을 달성하고 있다. Zr 의 원자반경은 16 nm 로 Al 의 14.3 nm 에 비해 상당히 크고, 용점 또한 매우 높아,  $Al_3Zr$  준안정상을 석출시키기 위해서는 450°C의 고온에서 48 시간 이상의 장시간 열처리가 필요하다. 따라서 STAl 은 에너지 다소비형 제품이라고 할 수 있다. STAl 을 적용한 STACIR 전선의 장점은 table 1.1.1 에서 제시한 것과 같이 동일규격의 ACSR(ACSR : Aluminum Stranded Conductors Steel Reinforced)전선과 비교할 때, 거의 두 배 가까운 송전용량의 증가이다. STAl 제조 시, 첨가원소의 편석을 최소화하고, 석출상 형성을 위한 열처리공정이 생략된 비열처리형 STAl 을 개발하는 것을 목적으로 한다. 열처리공정이 생략됨으로 인하여 제조효율의 증가와 더불어 제조단가가 약 30%정도 하락될 것이라 예상된다. 본 연구에서는 ‘열처리 공정’을 제외한

‘초내열 AI 합금 도체’를 개발하여 생산 단가를 대폭 감소시켜 제품의 경쟁력을 향상시키는 것을 목적으로 한다. Fig. 1.1.2 은 비열처리형 STAI 합금의 제조공정을 나타낸 개략도이다.



table 1.1.1 Allowable current of capacity comparison of ACSR and STAIR .

type	standards(mm <sup>2</sup> )	Continuous category temperature (°C)	allowable current of capacity (A)
ACSR	410	90	800
STAIR	410	210	1,675

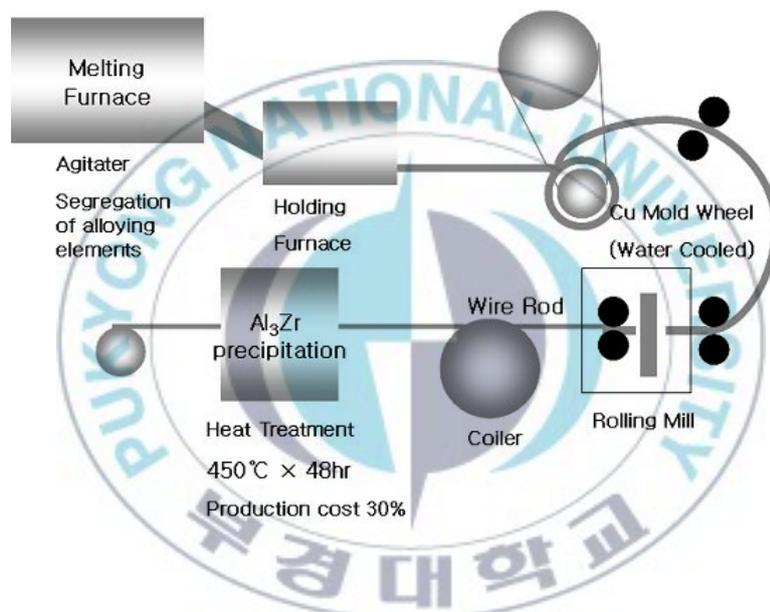


Fig. 1.1.2 Schematic illustration of non-heat treatment STAl alloy production process.

## 1.2 기술개발의 필요성

금속재료학적으로 소재의 내열특성 발현기구는 Fig. 1.2.1 에서 나타낸 것과 같이, 고온에서 결정입계의 이동을 억제할 수 있는 요인을 재료내부에 형성시켜 줌으로서 구현된다. 현재 사용되고 있는 STAI 은 Al 에 소량의 Zr 등을 첨가하여, 기존의 Al 합금에 비해 재결정 온도를 상당히 높게 만들어 준다. 따라서 기존 Al 합금보다 고온에서도 재결정이 일어나지 않으며 이는 높은 인장강도를 나타내어 전선이 파단 되는 것을 방지하는 장점이 있다. 그러나 Fig. 1.2.2 의 Al-Zr 2 원계 상태도에서 보이는 것과 같이, 강화원소로 널리 사용되고 있는 Zr 은 Al 에 거의 고용되지 않고,  $Al_3Zr$  의 조대한 금속간 화합물이 석출되어 고온강도 및 전도성을 해칠 뿐 아니라 신선공정에서의 단선 등의 문제를 발생시켜 생산성을 현저하게 떨어뜨린다. 또한 Zr 은 융점이  $1852\text{ }^\circ\text{C}$ 로 Al(융점:  $660\text{ }^\circ\text{C}$ ) 에 비해 지나치게 높고, Al 중에서의 Zr 의 확산속도도 느리기 때문에 Zr 을 Al 중에 균일하게 분포시키는 것은 대단히 어렵다. Al 합금이 고내열성을 나타내기 위해서는 Al 중에 Zr 이 균일하게 분포되어 열처리 시 준안정  $Al_3Zr$  상을 수십 nm 크기로 석출시켜 재결정이 일어나는 것을 방지해야 한다.

Zr 의 첨가뿐만 아니라 Ag, Sc, Y, Fe, Misch Metal(이하, MM)과 같은 다른 원소의 첨가도 송전선에 좋은 특성을 줄 수 있다.

Ag 는 결정립을 미세화시키며, 전기전도율이 좋은 금속이다. Fig. 1.2.3 에 Al-Ag 2 원계 상태도를 나타낸다.

Sc 는 가장 가벼운 천이원소로서 Al 기지에  $Al_3Sc$ ,  $Al_2Sc$ , AlSc,  $AlSc_2$  상들을 석출시킬 수 있는데 안정한 정합의  $Al_3Sc$  를 석출하여 강도를 증가시키며, 재결정 온도를 높이고, 응력부식균열(stress corrosion crack)저항성, 용접성과 크립성을 개선하고, 초소성 가공이 가능하도록 조직을 미세화한다. Fig. 1.2.4 는 Al-Sc 2 원계 상태도를 나타낸다.

Al-Zr 합금에서 Y 의 첨가는 전기전도도를 감소시키지 않고 약 0.01 wt%의 첨가만으로 재결정온도를 285 °C에서 305 °C까지 높여주는 역할을 한다. Fig. 1.2.5 는 Al-Y 2 원계 상태도를 나타낸다.

Fe 는 Al 합금 내에서 강도를 증가시키는 역할을 하는데 그 함유량을 0.1~0.5 wt%로 한정한다. 그 이유로는 철의 함유량이 0.1 wt% 이하에서는 충분한 강도가 얻어지지 않는 반면에 0.5 wt%를 초과하면 그 효과가 과포화 되어 도전율과 내열성이 감소하기 때문이다. Al-Fe 계는 공정반응이며  $Al_3Fe$  의 용융온도가 1147 °C이고 탄성계수가 130 MPa 로 Al 에 비해 2 배 이상이 된다. Al 기지 내 Fe 의 최대 고용한도는 0.04 wt%이다. Fig. 1.2.6 은 Al-Fe 2 원계 상태도를 나타낸다.

MM (Misch Metal)은 50%의 Ce, 25%의 La, 15%의 Nd, 10%의 기타 희토류 금속과 철로 구성되어 있으며 Al 계 주조조직의 계량화뿐만 아니라, 석출 거동의 제어를 위해서도 사용 되어지고 있으며, 고용강화효과와 편석문제를 해결하며 입계취화에 따른 성형성 저하를 방지하는 효과가 있다, 그리고 고온에서의 열적안정성을 증가시키기도 한다. Fig. 1.2.7 은 Al-Ce 2 원계 상태도를 나타낸다.

따라서 본 연구에서는 더 좋은 합금의 특성을 얻고자 Al 중에 Zr뿐만 아니라 Ag, Sc, Y, Fe, MM(Misch Metal)을 소량 첨가하여 기존의 STACIR류 송전선보다 더 좋은 특성을 얻고자 하였다. 본 연구에서는 첨가한 원소들을 균일하게 분산시키기 위하여, 용탕을 출탕 전에 교반을 하였다. 첨가한 원소 함량에 따라 각 원소들이 Al 기지 내에 분포하는 상태 및 석출물의 동정을 알아보고 가공에 따른 미세조직의 상변화를 알아보고자 EPMA (Electron Probe X-Ray Micro Analyzer), OM (Optical Microscope), TEM (Transmission electron microscope) 분석을 하였다. 미세첨가 원소의 효과를 알아보기 위하여 Scandium, Zirconium, Misch Metal의 첨가량에 따른 도전율과 인장강도, 내열성을 측정하였다.

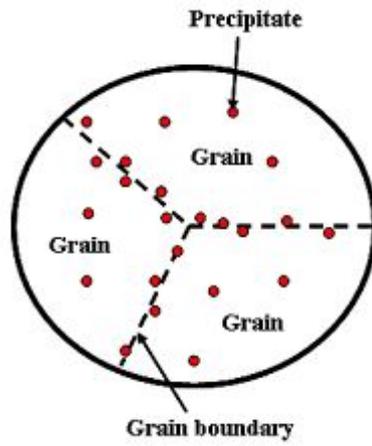


Fig. 1.2.1 Mechanism of high heat resistant.



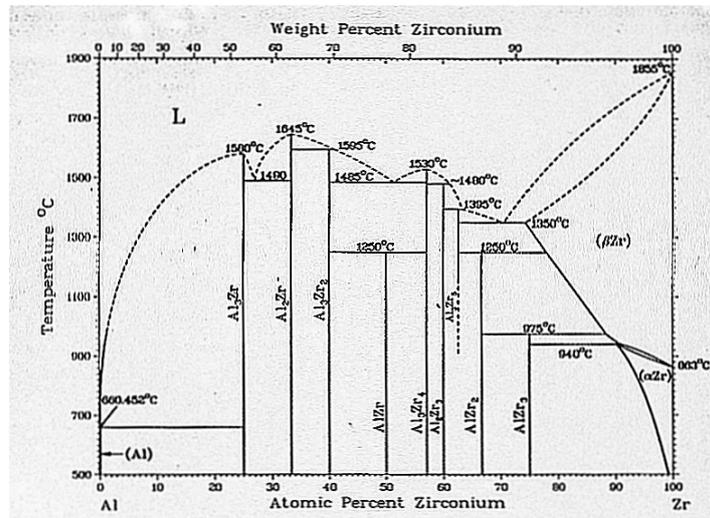


Fig. 1.2.2 Phase diagram of Al-Zr alloy system.

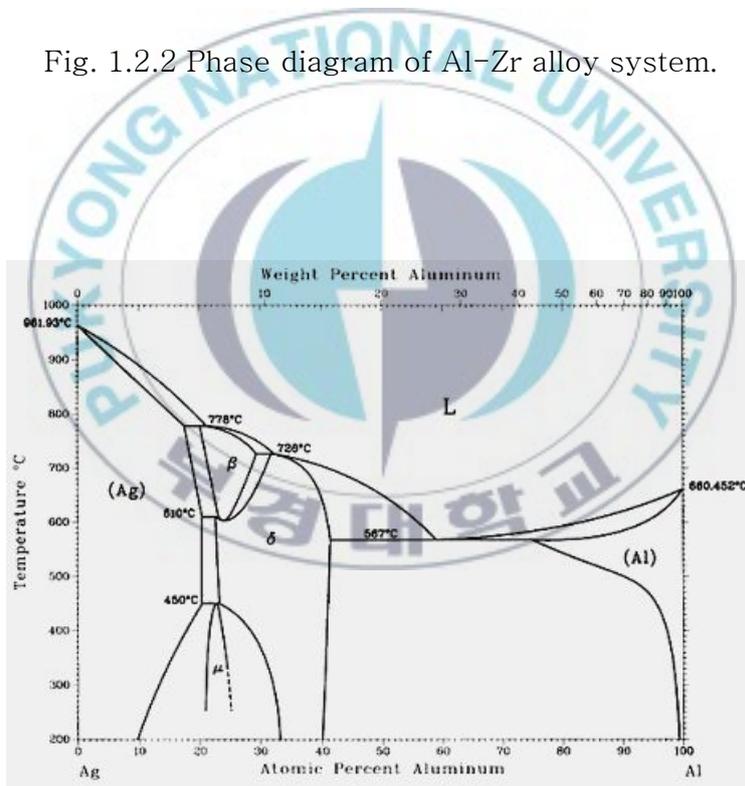


Fig. 1.2.3 Phase diagram of Al-Ag alloy system.

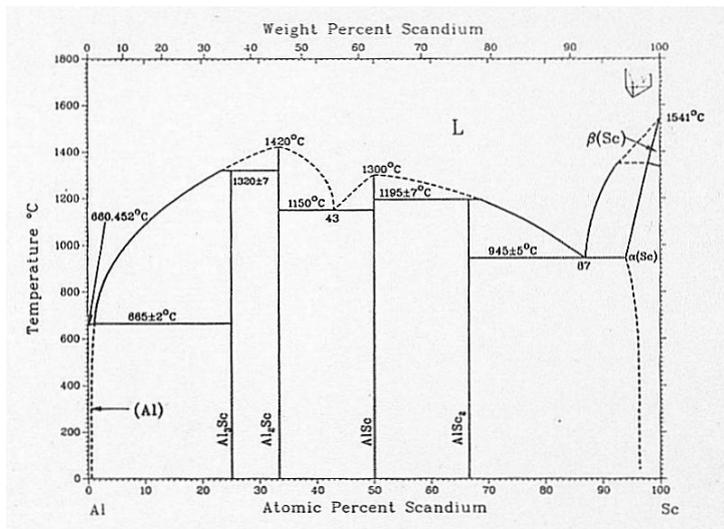


Fig. 1.2.4 Phase diagram of Al-Sc alloy system.

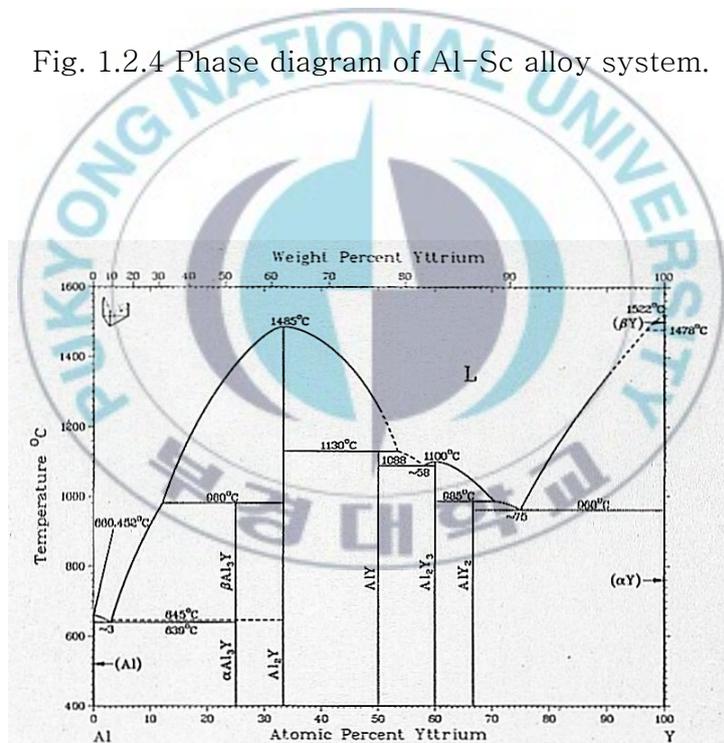


Fig. 1.2.5 Phase diagram of Al-Y alloy system.

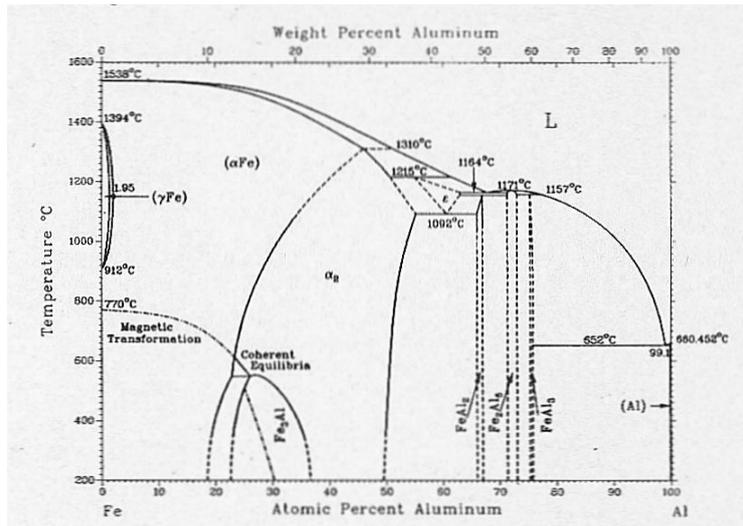


Fig. 1.2.6 Phase diagram of Al-Fe alloy system.

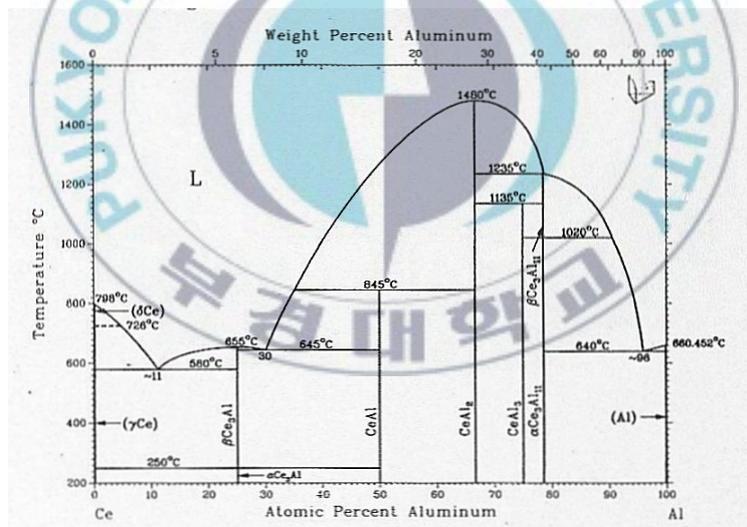


Fig. 1.2.7 Phase diagram of Al-Ce alloy system.

## 2. 실험방법

미세조직을 광학현미경(Optical Microscope, Leica, Germany, DM IRM DC360)으로 관찰하였으며, 화학조성과 석출상의 미세분산 상태는 전자현미분석기(Electron Probe X-Ray Micro Analyze, SHIMADZU, Japan, S-2400)로 분석하였으며, 투과전자현미경(Transmission Electron Microscope, JEOL, Japan, JEM-2010)에서 상분석하였다.

미세조직 관찰을 위해 시험편을 저속절단기를 이용하여 절단하고 채취된 각각의 시험편을 불포화 폴리에스테르 수지로 열간마운팅한 후, SiC연마지(#200~#2000)로 연마하고 다이아몬드페이스트(sturders, Denmark, DP-Paste 1/4 $\mu$ m)를 사용하여 연마하였다. 연마한 시험편을 부식액(100ml H<sub>2</sub>O, 0.5ml 40%HF)으로 표면을 20초간 부식시켜 광학현미경(OM)으로 관찰하고, 화학조성과 석출상의 미세분산 상태를 전자현미분석기(EPMA)로 분석하였다.

석출상의 상분석을 위해 시험편을 저속절단기를 이용하여 절단하고 채취된 각각의 시험편을 Cu plate에 hot plate를 사용하여 수지를 녹여 부착 후, SiC연마지(#200~#2000)로 연마하고 다이아몬드페이스트를 사용하여 연마하였다. Hot plate를 사용하여 수지를 녹여 시험편을 Cu plate에서 분리 후, 시험편의 연마된 표면이 수지와 맞닿도록 부착하여 표면을 SiC연마지로 시험편의 두께를 70 $\mu$ m~100 $\mu$ m로 맞추어가며 연마하고 다이아몬드페이스트를 사용하여 연마한 후, hot plate를 사용하여 Cu plate에서 분리하여 세척한다. 부식액(80ml ethnol, 20ml HF)으로 Jet polishing(Twin-Jet electro-polisher, USA, Fischione Instruments INC, Model 110)하여 투과전자현미경(TEM)으로 분석하였다.

Sc, Zr, MM의 첨가량에 따른 도전율과 인장강도, 내열성을 측정하였다.

### 3. 실험결과 및 고찰

#### 3.1 제조공정에 따른 특성 변화

제조공정은 주조공정, 연속다단공정과 냉간가공공정으로 구분하였으며, 특성은 조직변화와 경도변화를 살펴보았다.

Fig. 3.1.1은 EC Al-0.1wt%Zr-0.05wt%Sc-0.01wt%MM-0.01wt%Y합금의 주조상태와 연속다단압연 및 냉간가공 후 조직변화를 나타낸 것이다. 가공 전에 비교적 균일한 결정입자가 가공에 의해 소성역에서 변형되고 소성역을 통과한 후에는 모든 결정입자가 일정한 방향으로 배열되고 있다. 가공에 의해 결정립 내에 미세한 슬립밴드가 가공방향으로 발달되었음을 알 수 있었으며, 이것은 가공 시 발생하는 응력이 시료의 가공방향으로 작용하기 때문이다. 연속다단압연공정과 냉간압연공정을 거치면서 결정립은 압연방향으로 늘어서 변형되어 있지만 결정립의 형태는 거의 관찰되지 않았다. 주조조직은 심한 가공으로 인하여 파괴되어 변형조직을 거쳐 재결정조직으로 변화되었다.

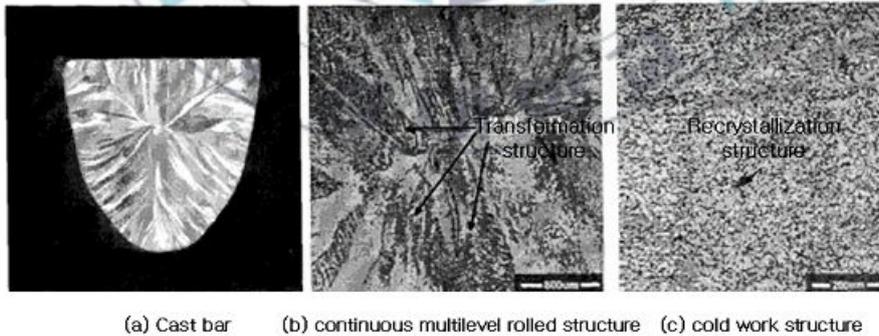


Fig. 3.1.1 Microstructures on manufacturing process.

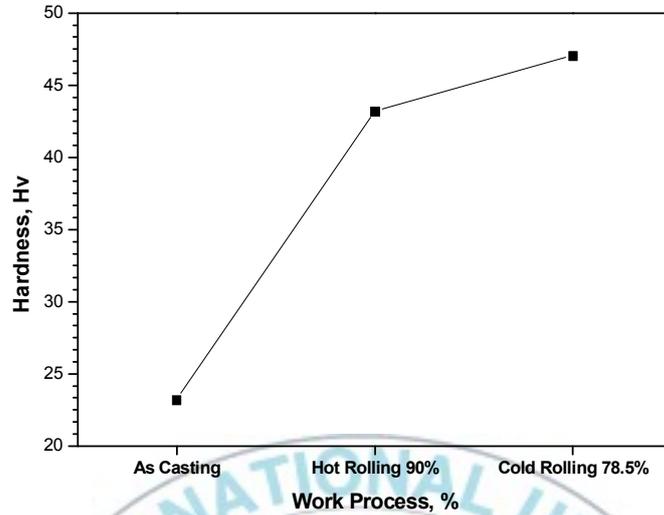


Fig. 3.1.2 Hardness of EC Al on processed.

Fig. 3.1.2는 각 공정에 대한 시편의 경도변화를 나타낸 그래프이다. Cast Bar의 경도는 약 23.2Hv, 가공한 연속다단압연 시편의 경도는 약 43.2Hv로 증가하였으며, 78.5% 가공한 냉간가공재의 경도는 47.07Hv로 증가하였다.

이는 냉간가공 중에 발생된 전위나 구조재의 결합 등이 가공 공정을 거치면서 나타나는 현상인 조직 치밀화와 가공 중에 발생된 열로 인해 전위와 결합의 소멸 두 가지 요인의 복합적인 요인으로 나타났기 때문인 것으로 사료된다.

## 3.2 미세조직 관찰

### 3.2.1 압연조건에 따른 미세조직 변화

냉간압연 및 열간압연에 따른 미세조직 변화를 관찰하기 위해 EC grade 를 조건에 따라 압연하여 미세조직을 관찰하였다. table 3.2.1 은 부식조건을 나타내며, table 3.2.2 는 EC Al grade 의 화학조성을 나타낸다. Fig. 3.2.1 은 EC grade 의 주조상태 및 열간압연상태의 미세조직을 나타내며, Fig. 3.2.2 EC Grade 의 주조상태 및 냉간압연상태의 미세조직을 나타낸다.

table 3.2.1 Etchants and etching conditions.

Etchants	Etching time	Remarks
100ml H <sub>2</sub> O 0.5ml 40%HF	20sec.	Observation of micro structure

table 3.2.2 Chemical compositions of EC Al grade.

Al	Si	Fe	Ni	Zn	Ti	V	Ga	B	Na
99.84	0.04	0.11	0.006	0.001	<0.001	0.001	0.015	0.006	0.002

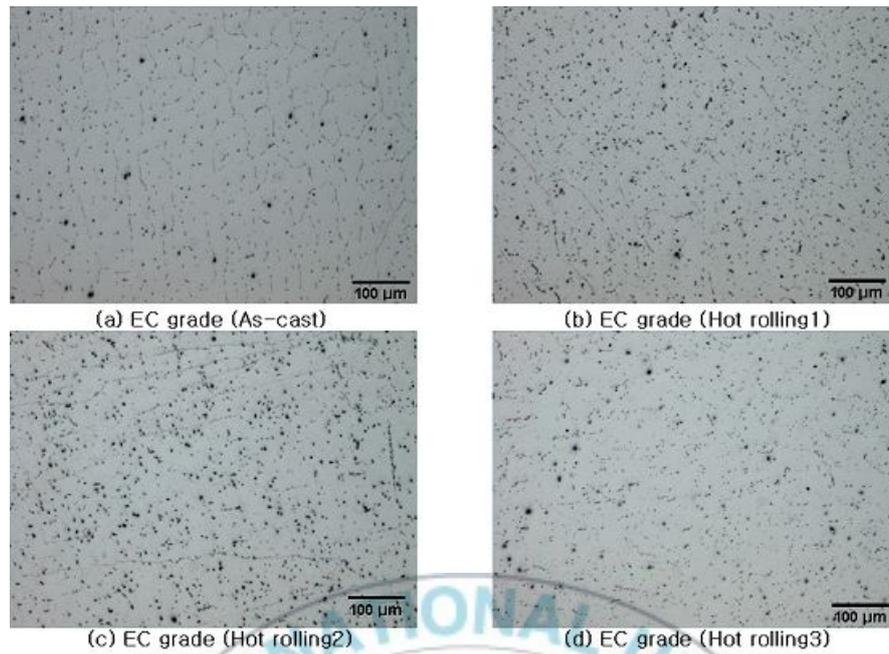


Fig. 3.2.1 Microstructures of EC grade.(As-cast and Hot rolling)

Fig. 3.2.1 에서 보는 것과 같이 주조재의 경우 선명한 결정립계를 관찰 가능하나, 열간압연재의 경우 결정립계가 선명하게 나타나지 않으며 정출상의 수가 압연방향으로 증가한다. 압연율이 증가함에 따라 결정립계는 길게 늘어나며 최종압연 단계에서는 결정립계를 찾아볼 수 없으며, 정출상의 크기가 미세화되고 조직 내에 균일한 분포를 가진다.

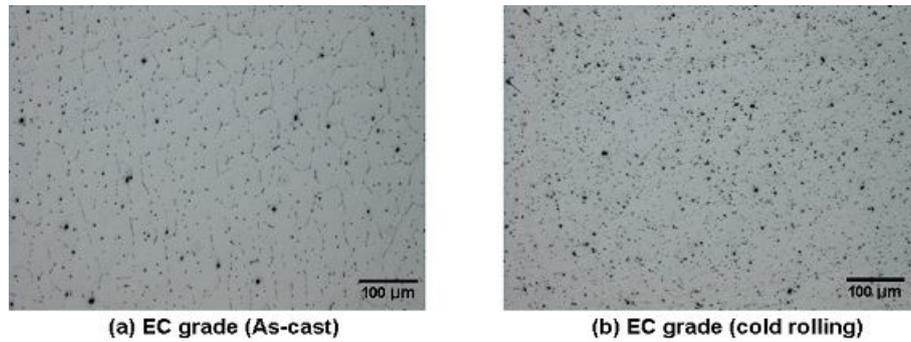


Fig. 3.2.2 Microstructures of EC grade.(As-cast and cold rolling)

Fig. 3.2.2 에서 보는 것과 같이 주조재의 경우 선명한 결정립계를 관찰 가능하나, 냉간압연재의 경우 결정립계가 선명하게 나타나지 않으며 정출상의 수가 증가한다. 주조재와 달리 냉간압연재는 정출상의 크기가 미세화되고 조직 내의 분포가 균일하다.

Fig. 3.2.1 과 Fig. 3.2.2 에서 주조재와 압연재를 비교하여 보면 압연재는 결정립계가 선명하게 나타나지 않으며 정출상의 수가 증가하고, 정출상의 크기가 미세화되고 조직 내의 분포가 균일하게 나타난다. 열간압연과 냉간압연으로 인한 미세조직에서 큰 차이를 발견할 수 없으므로 가공공정이 복잡하고 비용이 비싼 열간압연 대신 냉간압연을 하여 공정의 단순화와 함께 약 30%정도의 비용 절감효과를 기대할 수 있다.

### 3.2.2 합금원소에 따른 미세조직 변화

합금원소에 따른 미세조직변화를 관찰하기 위하여, table 3.2.3 에서 보는 것과 같이 EC grade 에 각각의 합금원소를 첨가하여 합금원소에 따른 미세조직을 관찰하였다. table 3.2.3 은 합금조성에 따른 시험편명을 나타낸다.

table 3.2.3 Chemical compositions of specimens.

	Component	Type
A	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.05wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	Casting
B	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.1wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
C	Al-0.11wt.%Fe-0.1wt.%Zr-0.05wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
D	Al-0.11wt.%Fe-0.1wt.%Zr-0.1wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
E	Al-0.11wt.%Fe-0.01wt.%Zr-0.001wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.005wt.%MM	
F	Al-0.11wt.%Fe-0.01wt.%Zr-0.001wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
G	Al-0.11wt.%Fe-0.01wt.%Zr-0.001wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.02wt.%MM	
H	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.05wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
I	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.1wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
J	Al-0.11wt.%Fe-0.1wt.%Zr-0.05wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
K	Al-0.11wt.%Fe-0.1wt.%Zr-0.1wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
L	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Sc	
M	Al-0.11wt.%Fe-0.2wt.%Sc	
N	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.01wt.%Sc	
O	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.03wt.%Sc	
P	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.03wt.%Sc-0.02wt.%Ag	
Q	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.01wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
R	Al-0.11wt.%Fe-0.1wt.%Zr-0.07wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM	
S	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.01wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM-0.01wt.%Ag	
T	Al-0.11wt.%Fe-0.05wt.%Zr-0.01wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM-0.05wt.%Ag	
U	Al-0.11wt.%Fe-0.1wt.%Zr-0.07wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM-0.01wt.%Ag	
V	Al-0.11wt.%Fe-0.1wt.%Zr-0.07wt.%Sc-0.01wt.%Y-0.01wt.%MM-0.05wt.%Ag	

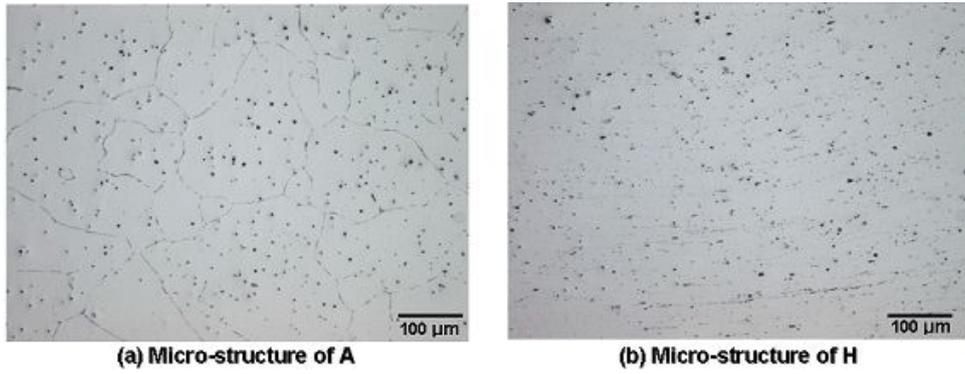


Fig. 3.2.3 Microstructures of aluminum alloy.(As-cast and rolled)

Fig. 3.2.3 은 시편 A 와 H 의 미세조직사진이다. 주조재(A)의 경우 선명한 결정립계와 결정립계 내에 분포된 정출상이 관찰되며 압연재(H)의 경우 결정립계는 관찰되지 않고 압연방향을 따라 정출상이 배열되며 방향성이 관찰된다.



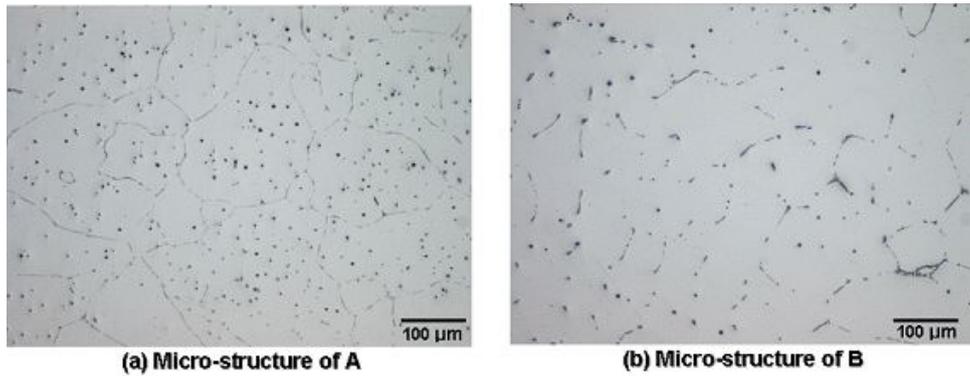


Fig. 3.2.4 Microstructures with scandium additions.

Fig. 3.2.4 는 Sc 첨가에 따른 미세조직 변화를 나타낸다. Sc 함량이 0.05%에서 0.1%로 증가함에 따라 결정립의 크기가 증가하고 결정립계 내에 분포하던 정출상이 결정립계에 분포하는 것이 관찰된다.

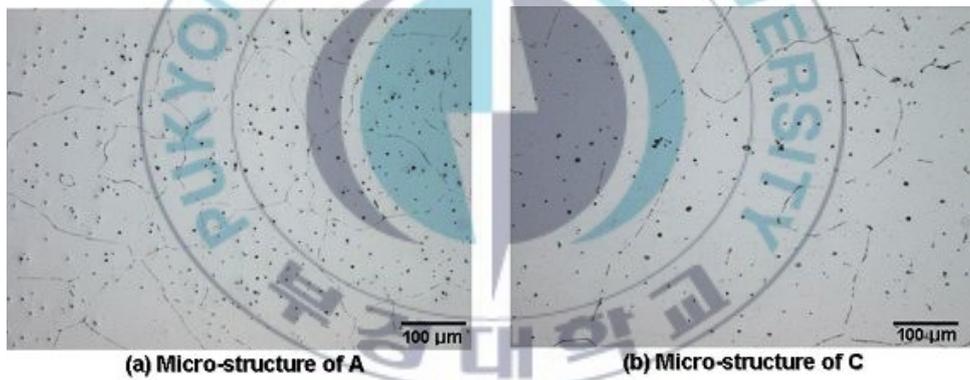


Fig. 3.2.5 Microstructures with zirconium additions.

Fig. 3.2.5 는 Zr 첨가에 따른 미세조직을 나타낸다. Zr 함량이 0.05%에서 0.1%로 증가함에 따라 결정립의 크기가 증가하고 결정립계 내에 분포하던 정출상이 결정립계에 분포하는 것이 관찰된다.

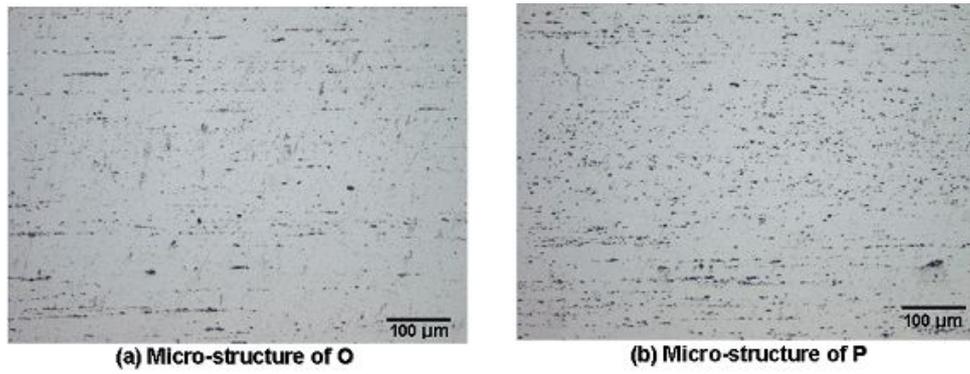


Fig. 3.2.6 Microstructures with silver additions.

Fig. 3.2.6 에서 보는 것과 같이, Ag 첨가시에 압연방향을 따라 정출상의 수가 증가하고, 정출상의 크기가 미세화된다.



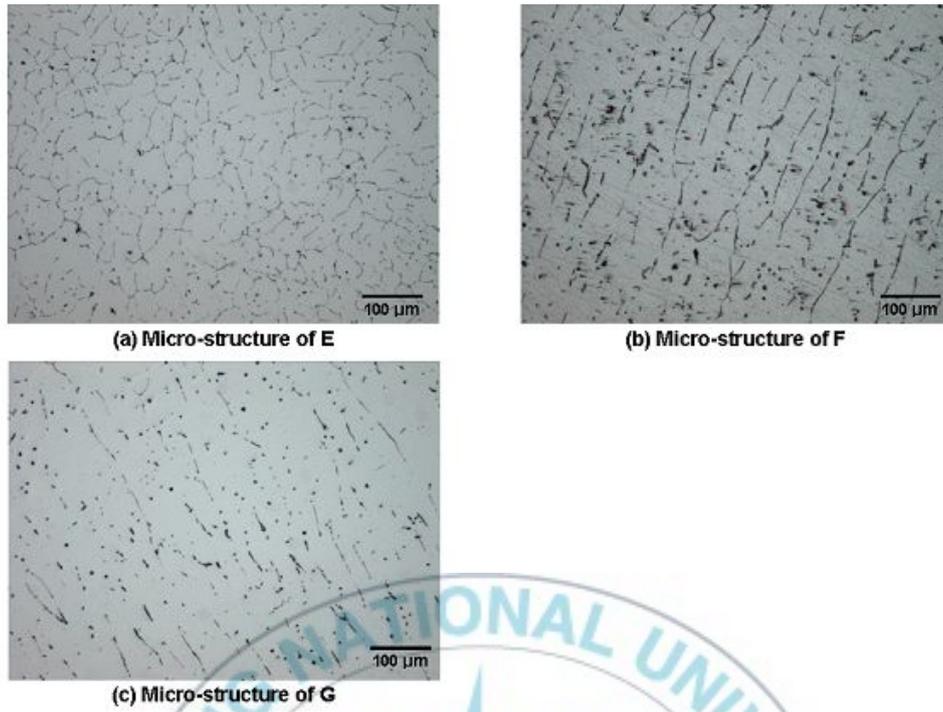


Fig. 3.2.7 Microstructures with misch metal additions.

Fig. 3.2.7 은 MM 의 첨가에 따른 미세조직 변화를 나타낸다. MM 의 함량이 증가할수록 결정립계가 사라지고 방향성이 관찰되며, 정출상의 수가 증가한다.

### 3.3 EPMA 분석(Electron Probe X-Ray Micro Analyzer)

각각의 합금원소의 미세 분산상태를 알아보기 위해 EPMA 분석을 실시하였다. Fig. 3.3.1은 시편 D의 EPMA 결과이며, Fig. 3.3.2는 시편 H의 EPMA 결과이다.

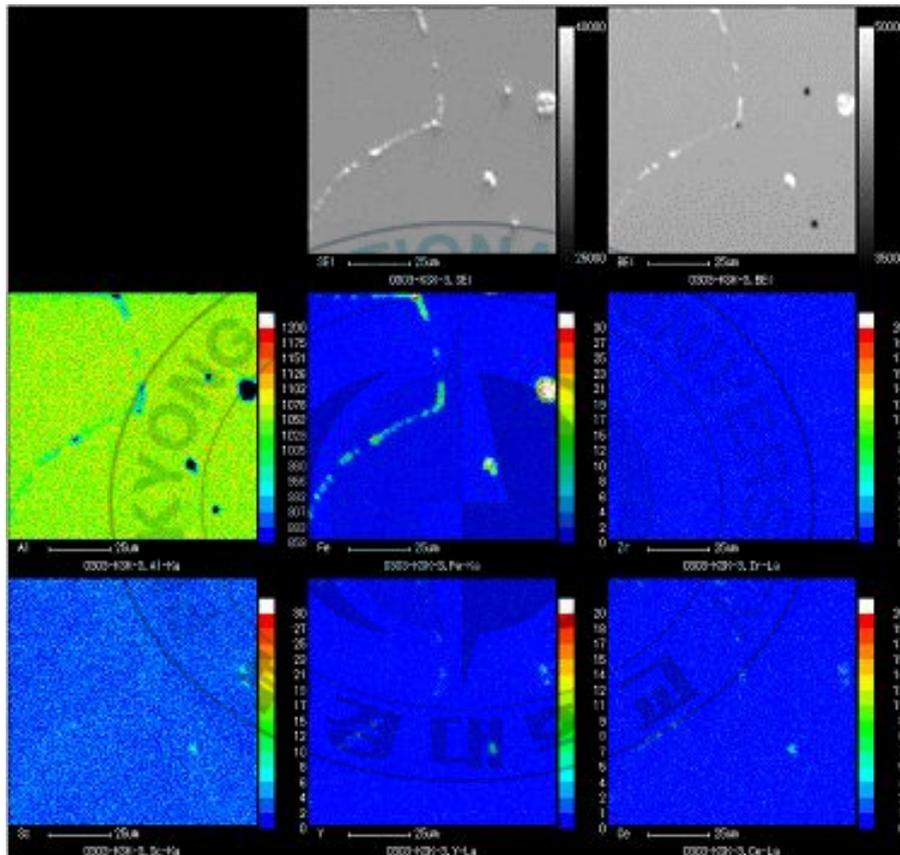


Fig. 3.3.1 EPMA results of sample D.

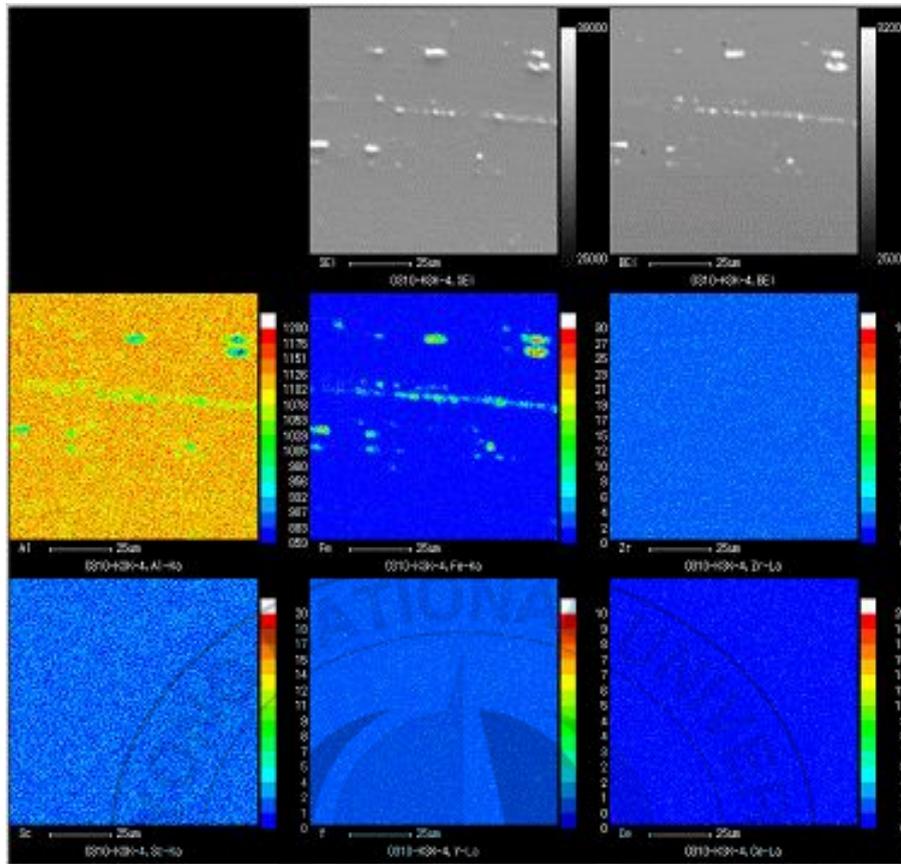


Fig. 3.3.2 EPMA results sample H.

Fig. 3.3.1 과 Fig. 3.3.2 를 보면 구조상태(D)에서는 결정립계에 Fe 를 다량 함유하는 정출상이 존재하는 것이 관찰되며, 압연상태(H)에서는 Fe 를 함유한 미세한 정출상이 압연방향으로 배열된 것이 관찰된다. 그리고 기타 다른 합금원소는 Al 기지 내에 미세 분산되어 있음을 관찰 할 수 있다.

### 3.4 TEM 분석(Transmission electron microscope)

Al 합금에서 합금원소에 따른 미세 석출상의 관찰을 위해 시험편을 연마하여 TEM 관찰을 하였다. table 3.4.1 은 제트 폴리싱 조건을 나타내며, Fig. 3.4.1 은 각각  $Al_3Fe$  석출상의 형태와 분석결과를 나타내며, Fig. 3.4.2  $Al_3Sc$  석출상의 형태와 분석결과를, Fig 3.4.3 은  $Al_3M$  (Sc, Y, Fe) 석출상의 형태와 분석결과를 보여준다.

Table 3.4.1 Etchants and etching type.

Etchants	Etching type
80ml ethanol 20ml 40%HF	Electrolytic polishing



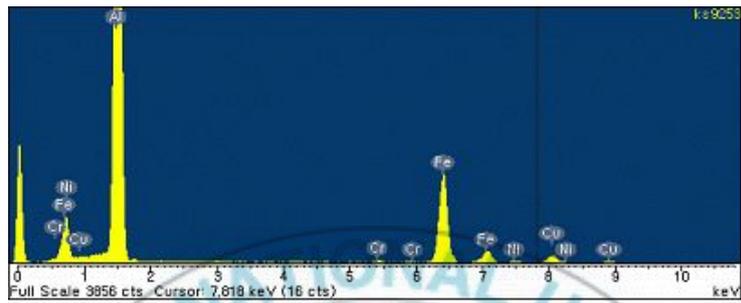
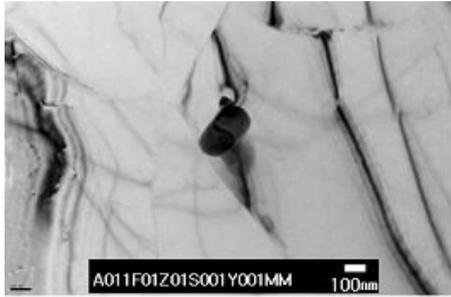
### 3.4.1 첨가원소에 의한 특성 변화

#### A. Alumium base

가공전선용 도체의 원재료로서 사용되는 ingot 은 흔히 99.8%Al 이상의 virgin ingot 과 virgin ingot 에 소량의 B 를 첨가한 EC(Electrical Conduct) ingot 으로 나뉜다. B 를 첨가하면 단위 첨가량당 전기전도도를 크게 저하시키는 Ti, V, Mn 등과 반응하여 Boride 를 형성하여 이들 원소에 의한 원자결함을 금속간화합물의 결합으로 바꾸어 상대적으로 전기전도도의 저하를 방지하고 장시간 유지 시 Al 용탕과 Boride 의 비중 차에 의해 침강, 분리된다.

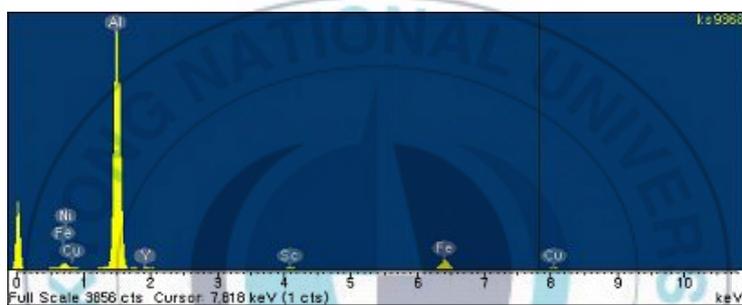
#### B. Iron

철은 Al 합금내에서 강도를 증가시키는 역할을 하는데 철의 함유량이 0.1wt% 이하에서는 충분한 강도가 얻어지지 않는 반면에 0.5wt%를 초과하면 그 효과가 과포화되어 도전율과 내열성이 감소하기 때문에 그 함유량을 0.1~0.5wt%로 한정한다. Al-Fe 계는 공정반응이며  $Al_3Fe$  의 용융온도가 1147°C이고 탄성계수가 130MPa 로 Al 에 비해 2 배 이상이다. Al 내 Fe 의 최대 고용한도는 0.04wt%이다.  $Al_3Fe$  석출상을 TEM 으로 확인한 결과 석출상의 형상은 판상과 구상으로 나타났고 판상은 평균 크기가 약 0.8~1  $\mu m$ 이었으며, 구상은 그보다 작은 0.2~0.4  $\mu m$ 이었다. 이러한 석출상은 TEM 관찰과 EPMA 분석 결과 시편의 전체에 걸쳐 균일하게 분포되어 있었다.



Element	Peak	Area	k	Abs	Weight%	Weight%	Atomic%
	Area	Sigma	factor	Corrn.		Sigma	
Al K	57530	384	1.044	1.000	78.79	0.27	88.59
Cr K	206	42	1.100	1.000	0.30	0.06	0.17
Fe K	12182	181	1.170	1.000	18.70	0.25	10.16
Ni K	233	41	1.245	1.000	0.38	0.07	0.20
Cu K	1024	65	1.366	1.000	1.84	0.11	0.88
Totals					100.00		

Fig. 3.4.1 (a) Al<sub>3</sub>Fe precipitate.



Element	Peak	Area	k	Abs	Weight%	Weight%	Atomic%
	Area	Sigma	factor	Corrn.		Sigma	
Al K	19292	221	1.044	1.000	89.93	0.47	95.04
Sc K	197	29	1.013	1.000	0.89	0.13	0.56
Fe K	1201	60	1.170	1.000	6.28	0.30	3.20
Ni K	87	19	1.245	1.000	0.48	0.10	0.24
Cu K	229	28	1.366	1.000	1.40	0.17	0.63
Y K	93	29	2.467	1.000	1.03	0.32	0.33
Totals					100.00		

Fig. 3.4.1 (b) Al<sub>3</sub>Fe precipitate.

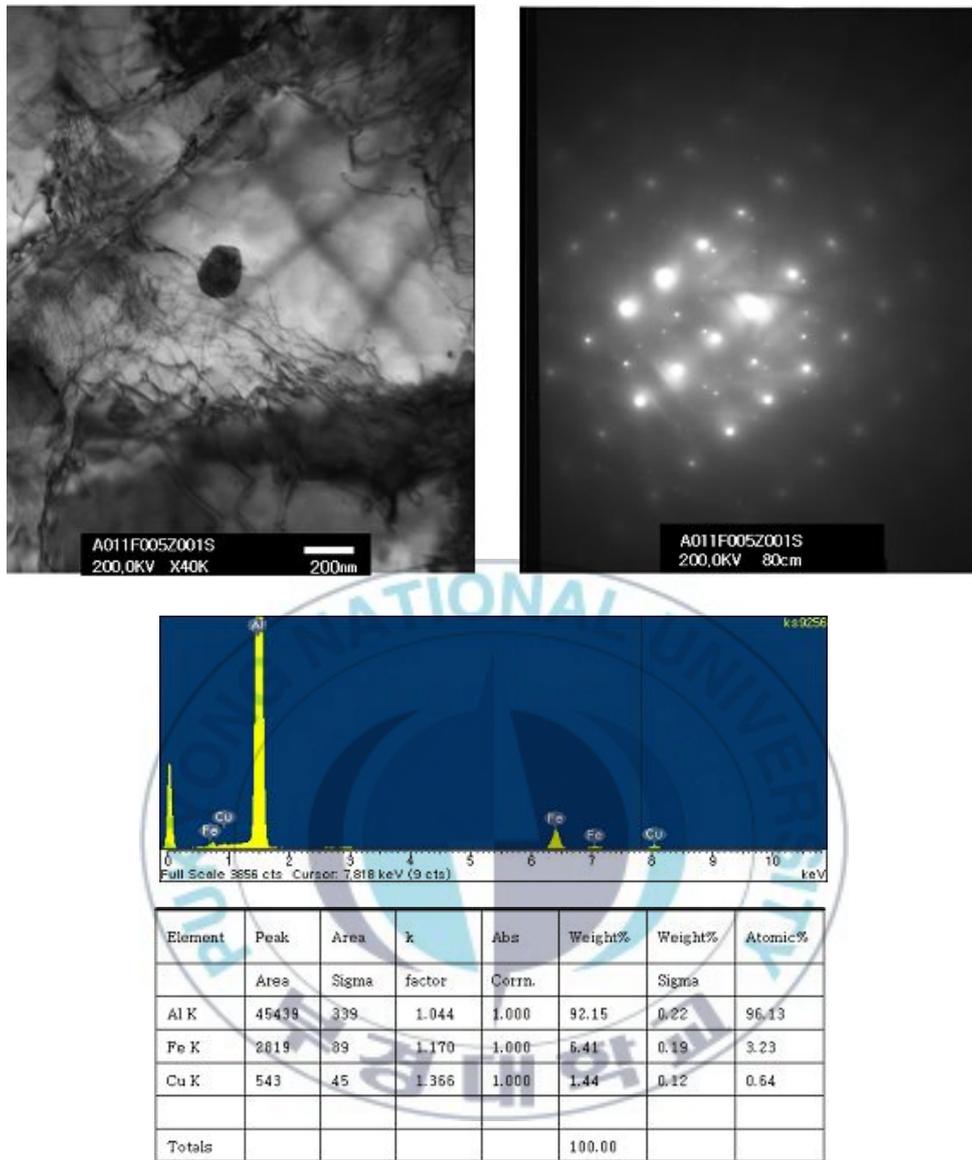


Fig. 3.4.1 (c) Al<sub>3</sub>Fe precipitate.

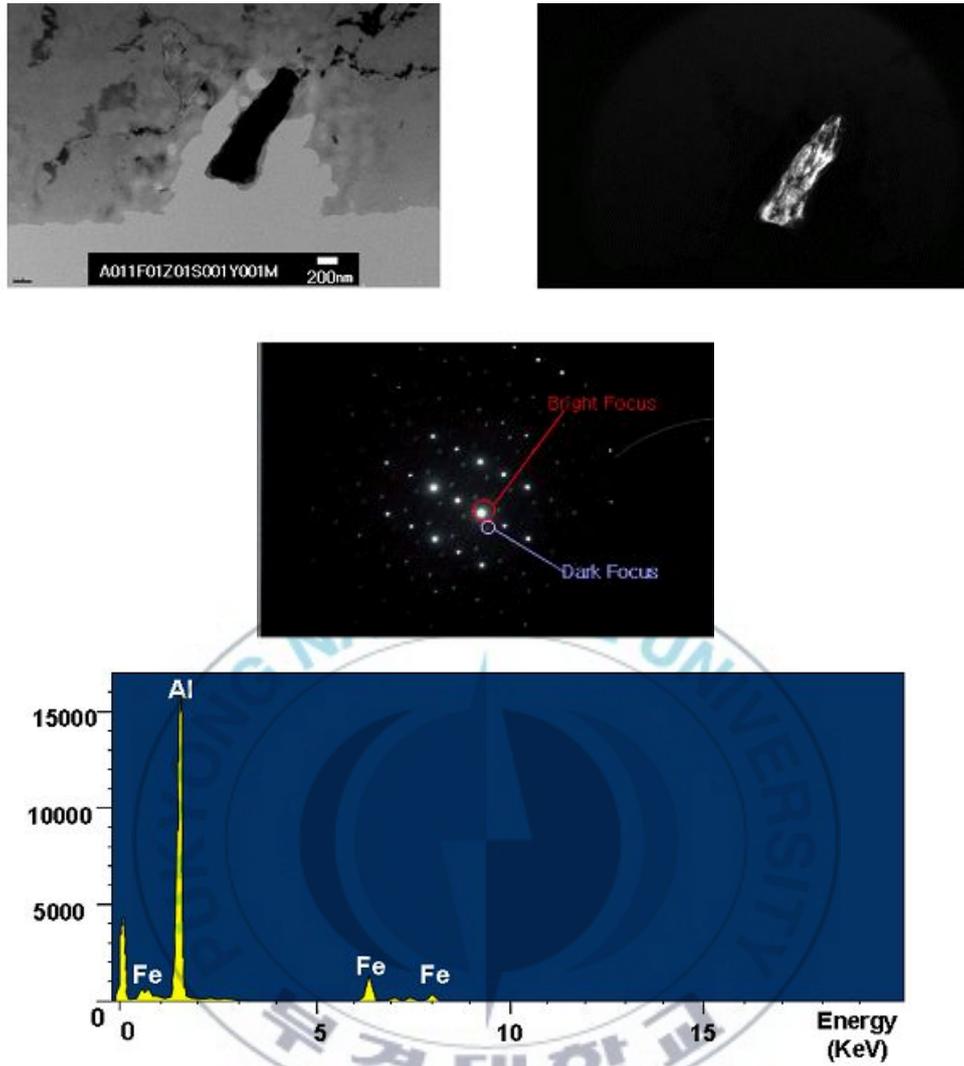


Fig. 3.4.1 (d)  $\text{Al}_3\text{Fe}$  precipitate.

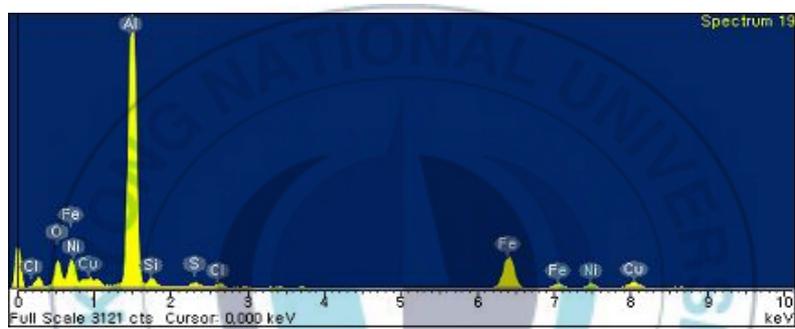
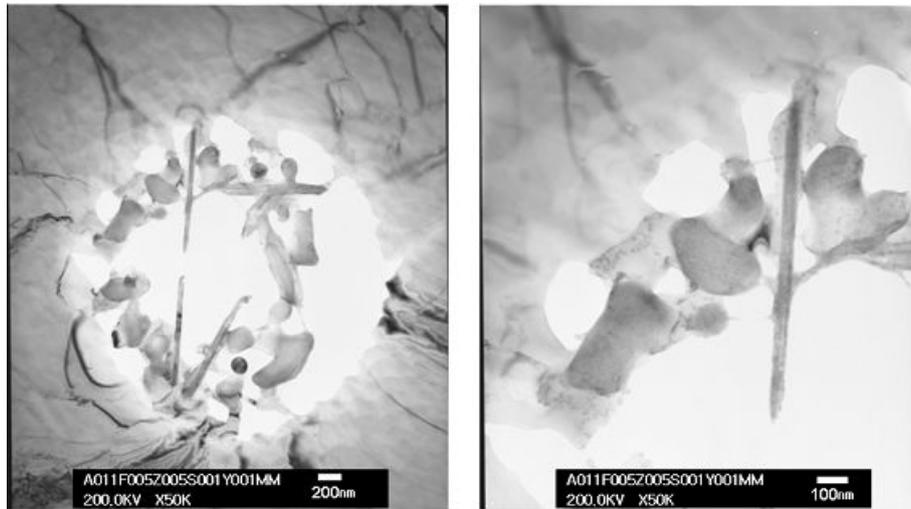


Fig. 3.4.1 (e) Al<sub>3</sub>Fe precipitate.

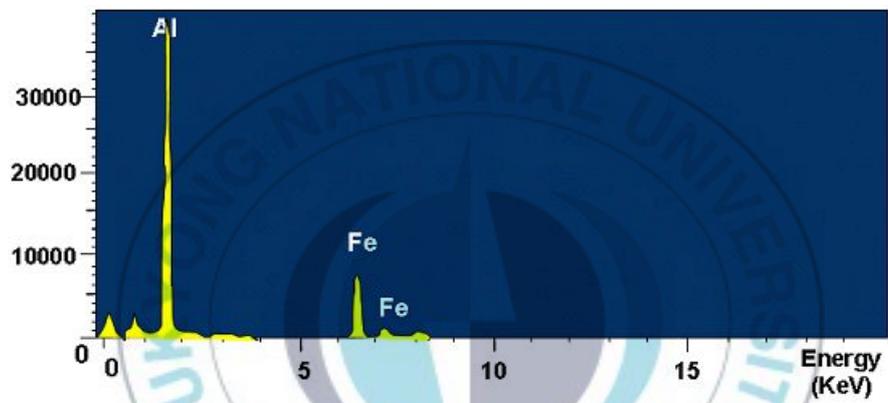
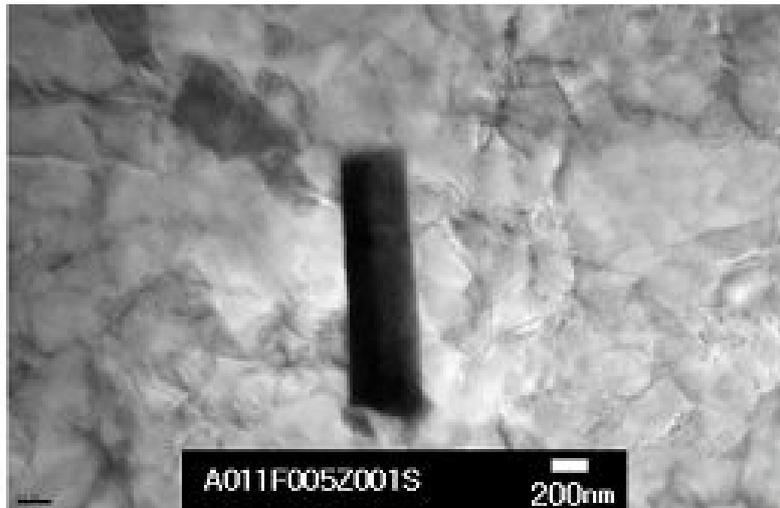


Fig. 3.4.1 (f)  $\text{Al}_3\text{Fe}$  precipitate.

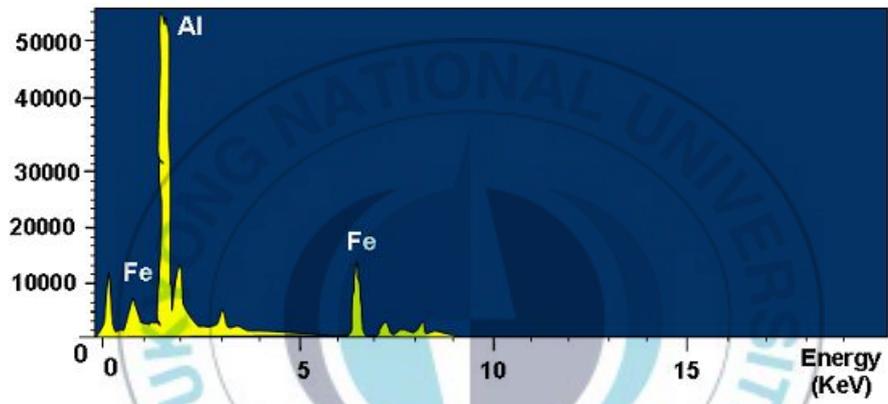


Fig. 3.4.1 (g)  $\text{Al}_3\text{Fe}$  precipitate.

Fig. 3.4.1 (a)와 Fig. 3.4.1 (c)에서 보는 것과 같이  $\text{Al}_3\text{Fe}$  석출상이 구상으로 나타나며 그 크기는  $0.2\ \mu\text{m}\sim 0.4\ \mu\text{m}$ 로 판상의  $\text{Al}_3\text{Fe}$  석출상에 비해 작으며, Fig. 3.4.1 (b), (d)와 (f), (g)에서 보는 것과 같이  $\text{Al}_3\text{Fe}$  석출상이 판상으로 나타나며 그 크기는  $0.8\ \mu\text{m}\sim 1\ \mu\text{m}$ 로 구상의  $\text{Al}_3\text{Fe}$  석출상에 비해 크기가 크다.

Fig. 3.4.1 (d) 에서 보는 것과 같이 판상의  $\text{Al}_3\text{Fe}$  석출상이 관찰할 수 있었다. dark focus 와 bright focus 로 각각 촬영 후 관찰하며, focus 에 따라 검고 희게 변한 부분이  $\text{Al}_3\text{Fe}$  석출상을 나타낸다.

Fig. 3.4.1 (e)는 시편 A 에서 관찰된 Fe 편석으로, 완전한 합금화가 이루어지지 않아  $\text{Al}_3\text{Fe}$  가 원형을 이루며 석출된 형태를 보여준다. 이외에도 많은 Fe 편석들을 관찰할 수 있었는데, 특히 시편 A 에서 여러 형태의 다양한 편석이 관찰된다. 원형, 일직선형 등으로 늘어선 편석들이 관찰된다. 시편 M 에서도 일직선으로 늘어선 형태의 Fe 편석이 관찰된다.



## C. Scandium

### (1) 입자 미세화

Al 합금에 일정 농도 이상의 Sc 를 첨가하면 정합구조에서 어긋남이 발생하여 격자변형이 일어나게 된다. 이에 따라 전위 이동이 어렵게 되어 기계적 특성이 향상되어지고 입자성장이 방해되어 입자 미세화가 발생하게 된다.

### (2) 석출상( $Al_3Sc$ )의 형성

Al-Sc 상태도에서 Sc 농도가 약 0.52wt%일 때,  $Al_3Sc$  석출물을 형성함을 알 수 있다. 하지만 열이 가해지게 되면 더 낮은 농도에서도 석출물을 형성하는 것을 문헌을 통해 확인할 수 있었다. 석출물은 약 30 nm 크기의 구상으로 존재하며 재료 전체에 균일한 합금 원소 분포 및 석출양상을 보인다. 그림 3.4.2 는  $Al_3Sc$  석출상의 TEM image 와  $Al_3Sc$  석출상의 XRD 분석 결과이다. 석출상은 구상으로 나타났으며 평균 크기는 약 40 nm이었다. 이러한 미세 석출상이 시편의 대부분에 아주 균일하게 분포하고 있었다.

### (3) 기계적 특성 향상

Sc 의 낮은 밀도에도 불구하고 강도와 인성의 증가가 발생하며 특히 다른 첨가원소에 비해 월등한 강도와 강도 상승이 발생되어진다. 그리고 내식성과 피로파괴가 향상되어지며 초가소성이 나타난다. 높은 용점(약 1320℃)으로 인해 고온에서 열적으로 안정적이다. 따라서 재결정 온도가 상승하게 된다.

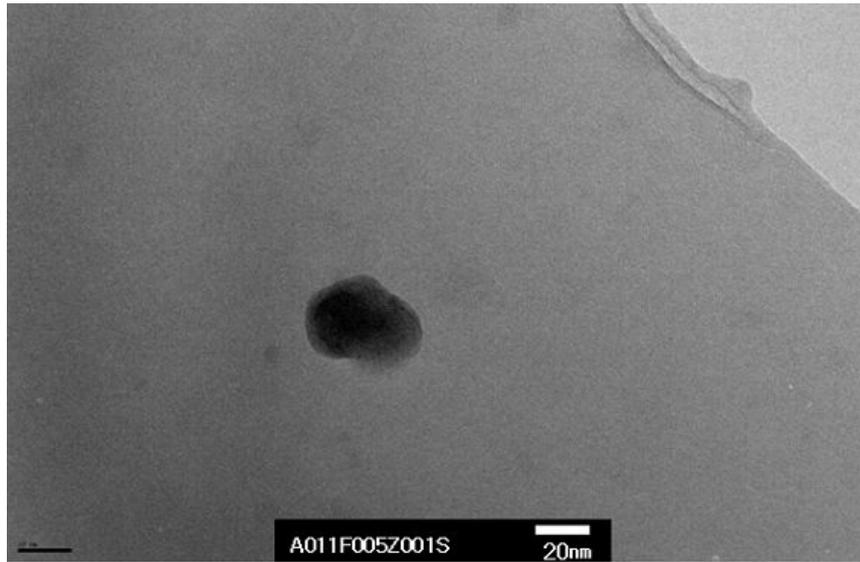


Fig. 3.4.2 Al<sub>3</sub>Sc precipitate.

Fig. 3.4.2 에서 보는 것과 같이 Al<sub>3</sub>Sc 석출상은 구상이며, 그 크기가 0.04  $\mu\text{m}$  정도로 아주 미세하며 결정립계 내에 균일하게 분산되어 있음을 관찰할 수 있었다.

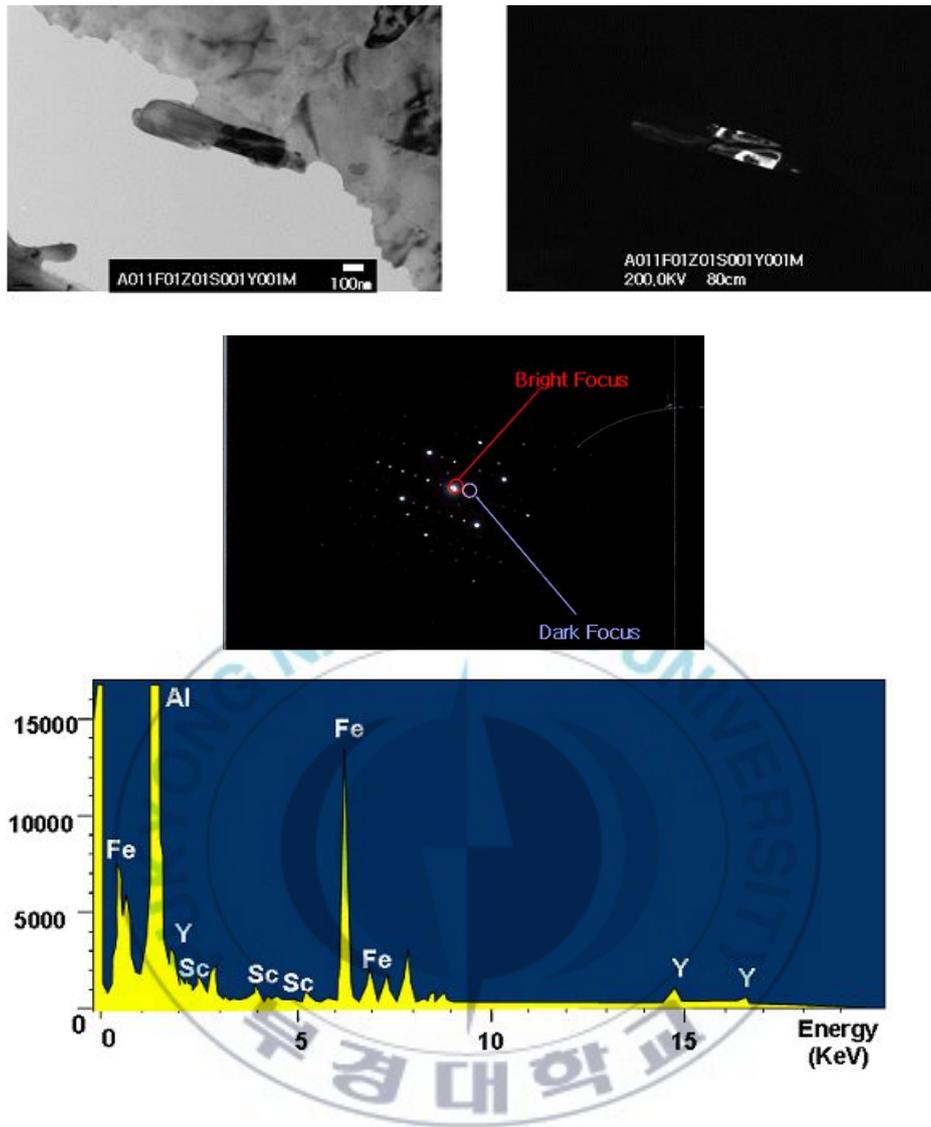


Fig. 3.4.3  $\text{Al}_3\text{M}$  (Sc, Y, Fe) precipitate.

Fig. 3.4.3 에서 보는 것과 같이 dark focus 와 bright focus 로 각각 촬영 후 관찰하며, focus 에 따라 검고 희게 변한 부분이  $Al_3M$  석출상이다.  $Al_3M(Sc, Y, Fe)$  석출상으로 세 원소가 천이원소로써 성질이 비슷하여 금속간화합물의 형태로 관찰된다. Sc, Y 의 금속간화합물의 형태로 종종 발견되기도 하며 그 형태와 크기가 다양하나, 2상 석출물에 비해 크기가 크다.



## D. MM(Mish Metal)

### (1) MM의 정의

MM은 원자반경이 Al보다 48% 큰 Ce, La, Nd, Pr, Fe 등과 같은 희토류 금속들의 합금이다. 일반적으로 MM은 Ce, La, Nd 그리고 Pr과 같은 light rare earths로 구성된다. MM은 값비싼 석출 공정이 필요하지 않기 때문에 가격이 저렴하다.

### (2) MM 사용이유

Al 합금에 대한 RE(희토류 금속 원소) 사용의 가장 큰 제한사항은 동종 구조 획득이 어렵다는 것과 높은 가격이다. 따라서 최근에는 많은 연구에 Ce나 La와 같은 RE 원소를 개별로 사용하는 대신에 가격이 저렴한 MM을 사용한다.

### (3) Aluminum 합금에서의 역할

#### a. 입자 성장 억제

Al 합금에 미량 MM을 첨가하면, MM은 합성물의 효과적인 미세구조 조정자로서 작용한다. 여기에 따라 나타나는 현상은 격자 축소와 핵생성의 증가이다. 이러한 현상의 원인을 살펴보면 크게 3가지로 볼 수 있다.

첫 번째, 확산계수이다. MM의 구성원자인 천이금속과 희토류 금속원자는 Al 중에서 매우 낮은 확산계수( $D_0=10^{-7}\sim 10^{-9}$  m<sup>2</sup>/s)를 가진다. 이것은 결정상의 석출 및 성장억제에 유리하며 급냉시 생성된 준안정 비정질상이 안정한 평형상으로 변태되는 것을 억제하는 작용을 한다.

두 번째, 원소의 크기이다. Al 원자 크기에 비해 합금원소들이 상당한 크기 차이를 보인다. 이것이 입자 성장 속도를 낮추는 역할을 한다.

세 번째, 핵생성 장소의 증가이다. MM을 Al 합금에 첨가할 경우 응고시 화합물이 형성된다. 이들 화합물이 핵생성 장소 증가로 작용하여 결정립이 미세하게 된다.

#### (4) 기계적 특성 향상

Al 합금 주조시 MM의 첨가에 따른 입자와 조직 미세화는 여러가지 기계적 특성의 향상을 가져온다.

첫 번째는 내식성의 향상이다. 미량의 MM 첨가는 입자의 크기와 표면 밀도를 감소시키며 pitting에 대한 내성을 증가시킨다. 하지만 MM의 과도한 첨가는 석출물 형상을 각진 형상 또는 침상으로 변화시키게 된다. 그 결과 pitting 내성이 감소하는 거동이 나타난다.

두 번째는 강도를 유지시키면서 연성을 향상시킨다는 것이다. 미량의 MM 첨가는 압축강도, 굽힘 강도 그리고 경도를 증가시킨다. 하지만 충격강도는 감소시킨다. Al 합금에 미량의 MM 첨가는 균일하게 분포되어진 대단히 안정된 분산질 또는 석출물을 야기한다. 열적 안정성이 높은 분산질 또는 석출물은 고온에서 강화물 형성에 효과적이다. 그리고 합금의 강도와 creep 저항을 증가시키는 원인이 된다.

세 번째는 고온 강도의 증가이다. 미량의 MM 첨가는 Al 합금의 최대응력과 고온강도를 향상시킨다. 이것은 내열성 향상으로 볼 수 있다. 이러한 결과는 MM 첨가에 따른 초정 및 공정상의 미세화가 원인이 된다.

#### E. Yttrium

Y의 경우 Al-Zr 합금에서 전기전도도를 거의 감소시키지 않고 약 0.01% 첨가만으로 재결정온도를 285°C에서 305°C까지 높여준다. 따라서 Y는 독자적인 2원 합금이 아니라 다른 합금의 특성을 높여주는 용도이다.

#### F. Titanium

Ti 첨가는 미세한 분산상을 형성한다. 이 분산상은 강도 증가와 입자 미세화효과를 야기한다. Ti의 첨가량이 0.3% 이상이면 금속간화합물 입자들에 의해 성형성이 저하된다. Al-Ti 합금에서 생성되는 금속간화합물은  $Al_3Ti$ ,  $AlTi$ ,  $AlTi_3$ 이다.  $Al_3Ti$  상은 밀도  $3.37g/cm^3$ , 용융온도  $1350^\circ C$ 로 내산화성과 내부식성이 우수한 알루미늄아이드이다. Al 기지에 미세한  $Al_3Ti$  상을 균일하게 분산 또는 석출시키면,  $300^\circ C$  이상의 높은 온도에서 열적으로 안정하고 고온강도가 우수해지는 효과를 볼 수 있다.

#### G. Zirconium

Al에서 Zr은 강도 증가와 더불어 내열성을 향상시키는 원소로 알려져 있다. Al-Zr 합금에서 내열성을 지배하는 인자는 미세한  $Al_3Zr$  석출물이다. 이 석출물은 구형의 형상과 일정한 분포상태로 존재할 때 최고의 효과를 나타낸다. Al-Zr 합금의 내열성 향상기구는 Zr의 함량이 0.2% 이상인 경우와 이하인 경우로 구분된다. Zr이 0.2% 이상되는 고농도 Al-Zr 합금의 내열성 향상 원인은 과포화 고용상태로 있던 Zr이  $Al_3Zr$ 의 미립 석출상으로 되어 이것이 전위나 아결정립에 석출되어 이들의 이동을 방해하기 때문이다. 0.2% 이하로 미량 첨가된 Al-Zr 합금의 내열성 향상 원인은 냉간소성변형에 의해서 이루어진 Substructure를 Zr이 강하게 고착해서 아결정립의 합체, 성장을 억제하여 회복을 지연시키기 때문인 것으로 알려져 있다.

### 3.5 도전율

Al 합금에서 미세첨가원소에 따른 도전율의 변화를 알아보기 위하여 도전율을 측정하였다. Fig. 3.5.1 과 Fig. 3.5.2 및 Fig. 3.5.3 은 각각 Sc, Zr, MM 의 첨가량에 따른 도전율의 변화를 나타낸다.

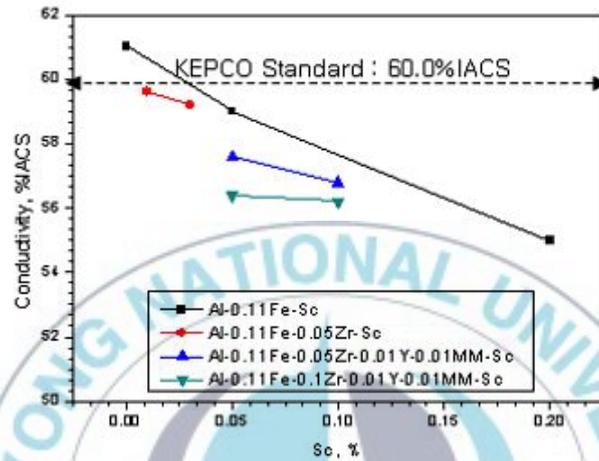


Fig. 3.5.1 Conductivity with scandium additions.

Fig. 3.5.1 은 Sc 첨가량에 따른 도전율의 변화를 나타낸다. 전체적으로 Sc 의 첨가량이 증가함에 따라 도전율은 감소하는 거동을 보였다. 이러한 현상은 조직 크기 미세화의 영향이다. 이러한 조직크기 미세화는 Al 중에서 매우 낮은 Sc 의 확산계수, Al 원자 크기와 상이한 Sc 의 원자 크기, 전면에 걸쳐서 고르게 형성되는 미세석출상 때문이다. 이 3 가지 요인에 의한 영향으로, Sc 의 첨가량이 증가함에 따라 조직의 크기는 더욱 미세화되며 도전율은 감소된다. STAI 의 도전율 기준인 60.0%IACS 를 만족하는 결과를 얻기 위해서는 Sc 의 첨가량을 약 0.02wt% 이하로 제어해야 한다는 결론을 얻을 수 있다.

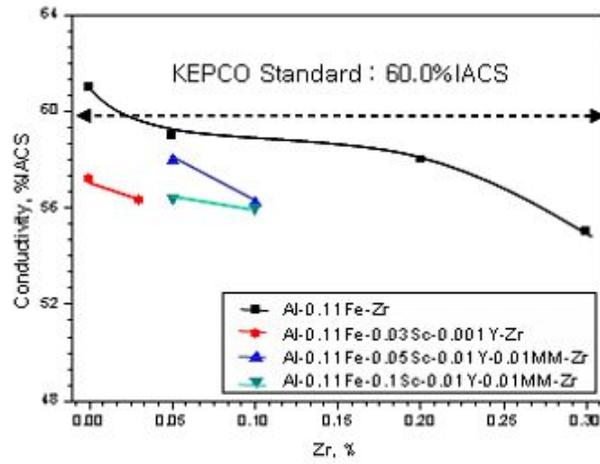


Fig. 3.5.2 Conductivity with zirconium additions.

Fig. 3.5.2 는 Zr 의 첨가량에 따른 도전율의 변화를 나타낸 것이다. 전체적인 경향은 Sc 에 대한 것과 마찬가지로 Zr 의 첨가량이 증가함에 따라 도전율은 감소하는 거동을 보였다. 하지만 Sc 은 약 0.05wt% 첨가시 58%IACS 까지 감소한 것에 비해 Zr 은 약 0.05wt% 첨가시 56%IACS 까지 도전율이 감소하는 거동을 보였다. 따라서 Zr 이 도전율 감소에 더 큰 영향을 미친다는 결론을 얻을 수 있다.

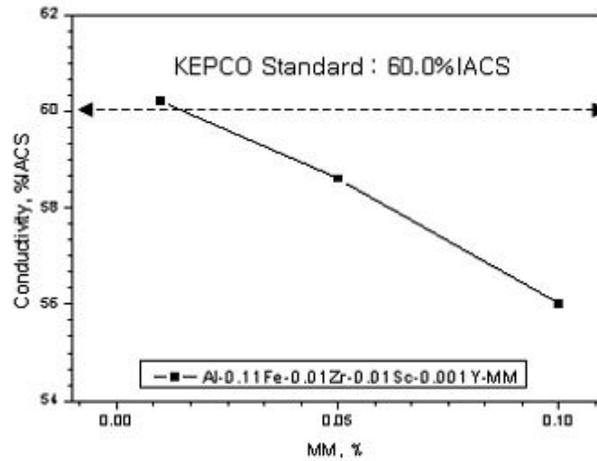


Fig. 3.5.3 Conductivity with misch metal additions.

Fig. 3.5.3 은 MM 의 첨가량에 따른 도전율의 변화를 나타낸 것이다. 전체적인 경향은 Sc 나 Zr 과 마찬가지로 MM 의 첨가량이 증가함에 따라 도전율은 감소하는 거동을 보였다. 그러나 MM 은 약 0.05wt% 첨가시 도전율이 58%IACS 이상이므로 Sc 나 Zr 에 비해 합금원소첨가에 따른 도전율 감소는 더 미세하다는 결론을 얻을 수 있다. 하지만 STAI 의 도전율 기준인 60.0%ICAS 를 만족하는 조건은 Al-0.11wt%Fe-0.01wt%Zr-0.01wt%Sc-0.001wt%Y 기본조성에 MM 을 0.01wt%이하로 제어해야 한다는 결론을 얻을 수 있다.

### 3.6 인장강도

Al 합금에서 미세첨가원소에 따른 인장강도의 변화를 알아보기 위하여 인장강도를 측정하였다. Fig. 3.6.1 과 Fig. 3.6.2 및 Fig. 3.6.3 은 각각 Sc, Zr, MM 의 첨가량에 따른 인장강도의 변화를 나타낸다.

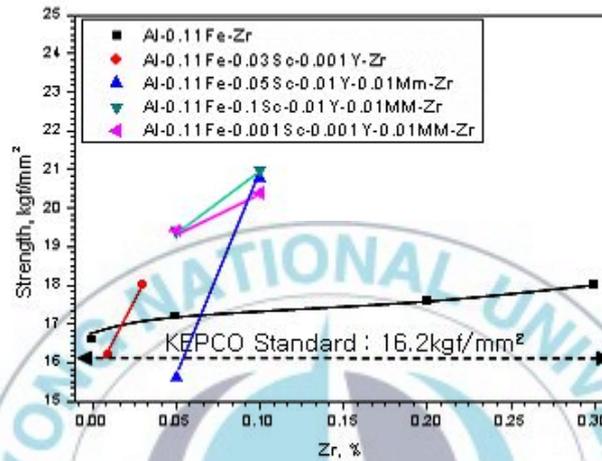


Fig. 3.6.1 Tensile strength with scandium additions.

Fig.3.6.1 은 Sc 의 첨가량이 증가함에 따른 인장강도의 변화를 나타낸 것이다. 인장강도는 Sc 함량이 증가함에 따라 증가하는 거동을 보였다. 인장강도는 도전율과 반대 경향을 보이는 것을 확인할 수 있었다. 인장강도는 입자미세화와 석출상의 형성으로 인하여 증가되어진다. 따라서 Sc 및 합금원소의 첨가에 의하여 조직미세화 및 석출상 형성이 일어나고 이것이 인장강도를 증가시키는 결과를 나타낸다. STAI 에 대한 인장강도 기준은  $16.2\text{kgf/mm}^2$  이다. 이것은 Sc 다원계 합금에서 거의 만족하는 결과를 나타내었다. 따라서 인장강도는 최저의 “비열처리형 초내열 Al 합금 도체”를 개발하기 위한 첨가량 제어면에서 제한이 거의 없었다.

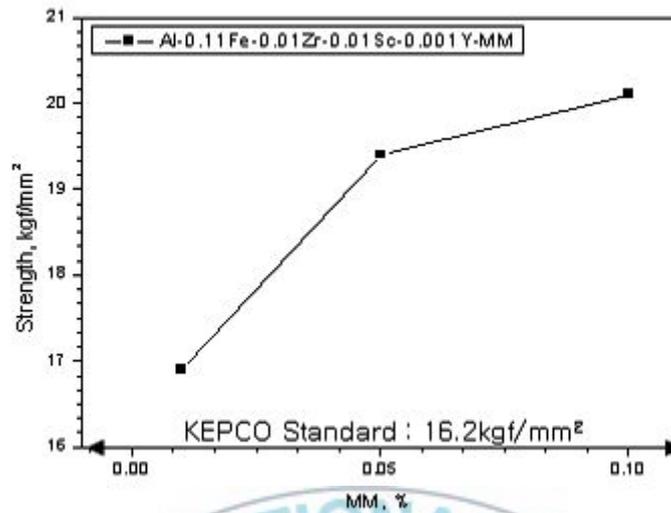


Fig. 3.6.2 Tensile strength with zirconium additions.

Fig. 3.6.2 는 Zr 의 첨가량이 증가함에 따른 인장강도 변화를 나타낸 것이다. 전체적으로 인장강도는 Zr 의 첨가량이 증가함에 따라 증가하는 거동을 보였다. 원인은 인장강도는 입자미세화와 석출상의 형성으로 인하여 증가되어진다. 따라서 Zr 및 합금 원소의 첨가에 의하여 조직미세화 및 석출상 형성이 일어나고 이것이 인장강도를 증가시키는 결과를 가져온다. Zr 다원계 합금에서 인장강도는 거의 모든 조성에 대해서 STAI 의 기준인 16.2kgf/mm<sup>2</sup> 이상의 결과를 보였다. 따라서 Zr 다원계 합금에 대해서도 Sc 다원계 합금과 마찬가지로 첨가량에 대한 제한 사항이 거의 없었다.

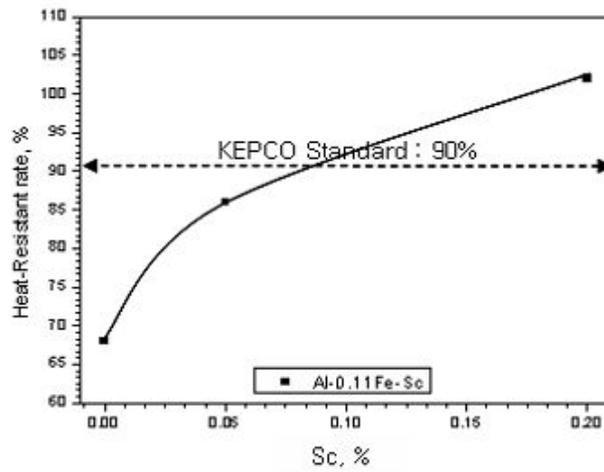


Fig. 3.6.3 Tensile strength with misch metal additions.

Fig. 3.6.3 은 MM 의 첨가량이 증가함에 따른 인장강도 변화를 나타낸 것이다. 전체적으로 인장강도는 MM 의 첨가량이 증가함에 따라 증가하는 거동을 보였다.



### 3.7 내열성

Al 합금에서 미세첨가원소에 따른 내열성의 변화를 알아보기 위하여 내열성을 측정하였다. Fig. 3.7.1 과 Fig. 3.7.2 및 Fig. 3.7.3 과 Fig. 3.7.4 는 Sc, Zr, MM 의 첨가에 따른 내열성의 변화를 나타낸다.

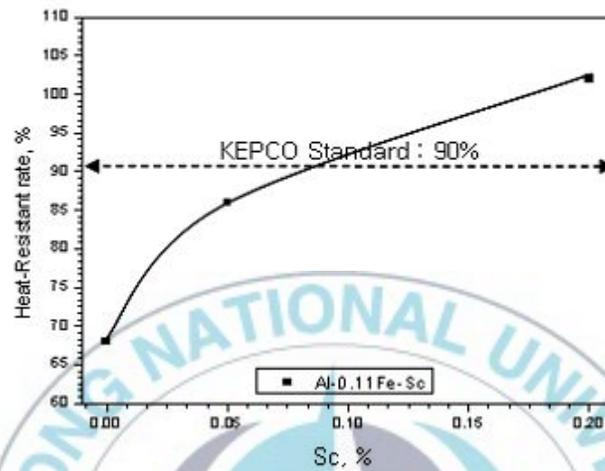


Fig. 3.7.3 Heat resistant rate with scandium additions.

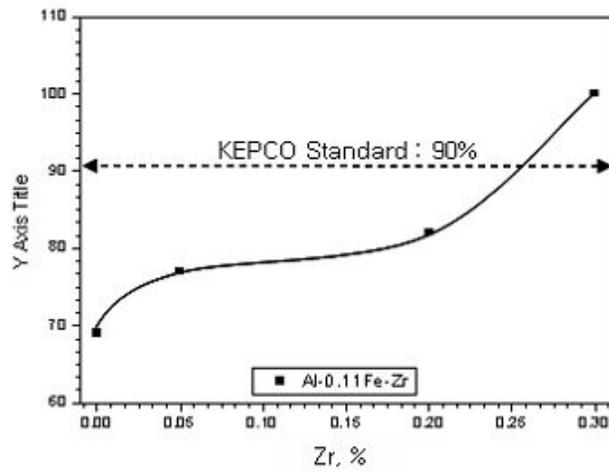


Fig. 3.7.2 Heat resistant rate with zirconium additions.

Fig. 3.7.1 은 Sc 의 첨가량에 따른 내열성의 변화를 나타낸 것이고 Fig. 3.7.2 는 Zr 의 첨가량에 따른 내열성 변화를 나타낸 그래프이다. 이 두 그래프에서 내열성 기준인 90%를 넘기 위해서 Sc 는 0.1wt%이상이 첨가되어야 하고 Zr 은 0.24wt%이상이 첨가되어야 한다. 하지만 도전율 기준을 만족하기 위해서는 Sc 조성은 0.02wt%이하로 줄어야 한다. 물론 Zr 역시 0.24wt% 이상이 되면 도전율은 기준치보다 떨어지게 된다.

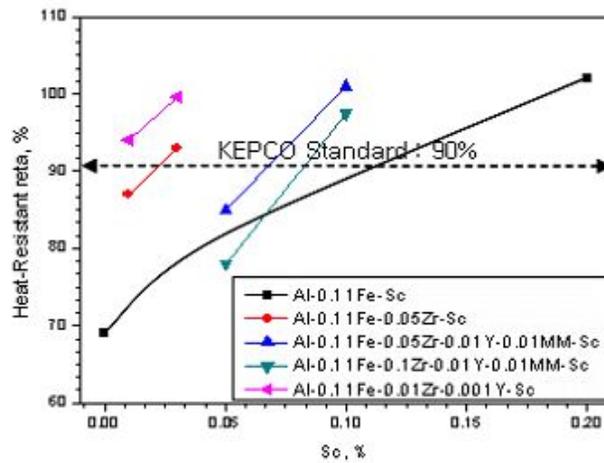


Fig. 3.7.3 Heat resistant rate with scandium additions.

Fig. 3.7.3 은 Al-0.11wt%Fe 에 Zr, Sc, Y, MM 을 첨가한 합금의 내열성을 Sc 첨가량에 따라 나타낸 것이다. 앞의 Al-0.11wt%Fe 에서 Sc 는 0.1wt%이상일 때 내열성 기준(90%)을 만족했지만 그 외 Zr, Sc, Y, MM 을 동시에 첨가한 경우에는 더욱 적은 첨가량에서 기준치 이상의 내열성이 발현되는 것을 확인할 수 있었다. 그리고 도전을 기준을 만족하는 Sc 의 첨가량인 0.02wt%이하에서는 Al-0.11wt%Fe-0.01wt%Zr-0.001wt%Y 와 Al-0.11wt%Fe-0.05wt%Zr 의 두 가지 조성이 내열성 기준을 만족하였다.

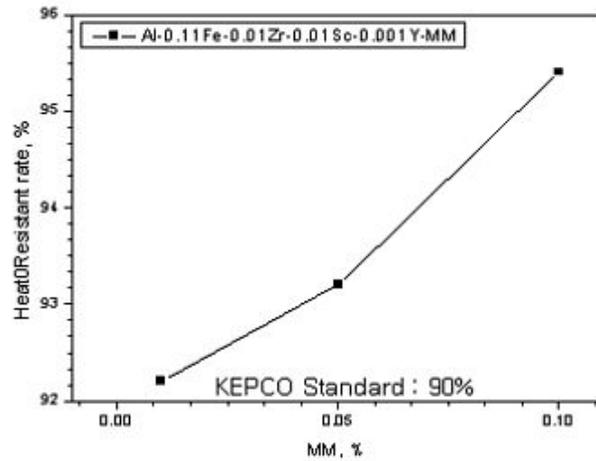


Fig. 3.7.4 Heat resistant rate with misch metal additions.

Fig. 3.7.4 는 위의 내열성 기준을 만족하는 두 가지 조성 중 Al-0.11wt%Fe-0.01wt%Zr-0.001wt%Y 에 MM 을 첨가하여 내열성 변화를 확인한 것이다. MM 의 첨가에 대해 전체적 내열성 기준을 만족하는 결과를 확인할 수 있었으며 도전을 기준을 만족하는 MM 첨가량인 0.01wt%이하에서 약 92%의 내열성을 확인할 수 있었다.

따라서 도전율과 인장강도, 내열성을 모두 만족하는 최적의 합금 조성 “Al-0.11wt%Fe-0.001wt%Zr-0.01wt%Sc-0.01wt%MM-0.001wt%Y”를 찾아낼 수 있었다.

#### 4. 결론

1) EPMA 분석시 주조상태에서는 결정립계에 Fe 를 다량 함유하는 정출상이 존재하는 것이 관찰되며, 압연상태에서는 Fe 를 함유한 미세한 정출상이 압연방향을 따라 배열된 것이 관찰된다.

$Al_3Fe$  는  $0.2\ \mu m \sim 1.6\ \mu m$ 의 크기를 가지며 그 형태는 판상과 구상이다.

2) Sc 의 첨가량이 증가함에 따라 조직 크기는 미세화되며, 도전율은 감소한다.

$Al_3Sc$  석출상은  $0.04\ \mu m$ 의 작은 크기를 가지며 입내에 골고루 잘 분산되어 있음이 관찰된다.

3) EC Al-0.01wt%Zr-0.01wt%Sc-0.01wt%MM-0.001wt%Y 을 최종조성으로 인장강도  $16.9\text{kgf/mm}^2$ , 도전율 60.1%IACS, 내열성 92.2%로 초내열 Al 합금 도체(STAl) 4.5 $\phi$ 의 규격 기준을 모두 충족하였다.



## 5. 참고문헌

- 1) 김순호, 최상현, 김경현, 김인배 (1994), "Mg-Li-Zr 합금의 부식특성에 미치는 Zr 의 영향", 한국부식학회지 vol.23 No.3 144-149
- 2) 제창웅, 진승준, 정동석, 임성택, 이용연, 박노진 (2004), "Al-Zn-Mg-Cu-Zr 합금의 집합조직 발달과 기계적 특성에 미치는 Sc 첨가의 영향", 대한금속재료학회지 vol. 42 No. 10 797-803
- 3) 최병학, 신수근, 김영옥, 이태호, 김성준, 이용태, 이종길 (2007), "과고용된 상용합금의 TEM 관찰에서 초격자 회절점을 갖는 모듈레이트 조직에 대한 연구", 대한금속재료학회지, vol. 45 No. 02 65-70
- 4) Bok-Ki Min, Hyung-Wook Kim and Suk-Bong Kang (2003), "Precipitation Behavior of and Severe Plastic Deformed Al", J. Kor. Inst. Met. & Mater. Vol. 41 No. 11 729-736
- 5) Byung geol Kim, Shang shu Kim, Sung kyu Kim, Ji sang Kim, and Jin han Kim (2007), "The Effect of Zr Element on the Properties of Continuous Casting and Rolling Materials for Al-0.11 wt% Fe Alloy", Journal of the Korean Institute of Electronic and Material Engineers, Vol. 20 No. 12 1099-1104
- 6) B. Zhang, D.Q. Zhao, M.X. Pan, R.J. Wang, W.H. Wang (2006), "Metallic plastics based on misch metals", Journal of Non-Crystalline Solids 352 5687-5690
- 7) Hee Sang Shin, Tae Ho Jeong and Tae Woon Nam (1999), "A Study on the of Ag Addition on the Mechanical Properties and

Microstructure in Atomized Al-Zn-Mg Alloys", Journal of the Korean Foundrymen's Society. Vol. 19, No. 6 456-465

8) Heon Young Ha, Chan Jin Park and Hyuk Sang Kwon (2006), "Effects of misch metal on the formation of non-metallic inclusions and the associated resistance to pitting corrosion in 25% Cr duplex stainless steels", Scripta Materialis 55 991-994

9) Hiroshi Senoh, Yasutake Hara, Hiroshi Inoue, Chiaki Iwakura (2001), "Charge efficiency of misch metal-based hydrogen storage alloy electrodes at relatively low temperatures", Electrochimica Acta 46 235-251

10) H.R.Madaah Hosseini, N.Naghbolashrephy (2008), "The effects of Misch-Metal oxide addition on magnetic properties and crystal structure of  $Sr_{1-x}MM_xFe_{12}O_{19}$  ferrite", Journal of Alloys and Compounds 448 284-286

11) Jeoung Han Kim, Jin Ho Kim, Jong Taek Yeom, Dong Geun Lee, Su Gun Lim, Nho Kwang Park (2007), "Effect of scandium content on the hot extrusion of Al-Zn-Mg-(Sc) alloy", Journal of Materials Processing Technology 187-188

12) J.Q. Wang, M.K. Tseng, Y.Y. Hao, Z.Q. Hu, Z.G. Wang (1998), "An investigation of the microstructure and mechanical behavior of novel nanocrystalline Al-Fe-V-Si-Mm alloy ribbons", Materials Science and Engineering A247 51-57

13) J.Y. Chang, N.K. Park, H. S. Ko, I.G Moon and C.S Choi (1998), "Addition of Rare Earth Metal in Hypoeutectic Al-7.5wt%.Si Alloy", J. of the Korean Inst. of Met. & Mater. Vol. 36, No. 4 523-530

- 14) J. Zhang, Z. Fan z, Y.Q. Wang, B.L. Zhou (2000), "Microstructural development of Al-15wt%Mg<sub>2</sub>Si in situ composite with mischmetal addition", Materials Science and Engineering A281 104-112
- 15) K.D. Woo, Y.S. Rhy, S.W. Kim, D.G. Kim and C.H. Yang (2004), "High temperature deformation behavior of Sc and Misch added Al-Mg alloys", J. of the Korean Society for Heat Treatment, Vol. 17 No. 1 23-28
- 16) Kee Do Woo, Sug Won Kim, Tai Ping Lou (2002), "Mechanical properties and deformation behavior of Al-4Mg-0.4Sc-1.5Mm alloy at room temperature", Materials Science and Engineering A334 257-261
- 17) Ran Li, Qing Yang, Shujie Pang, Chaoli Ma, Tao Zhang (2008), "Misch metal based metallic glasses", Journal of Alloys and Compounds 450 181-184
- 18) Ryan C. Wolfe, Barbara A. Shaw (2007), "The effect of thermal treatment on the corrosion properties of vapor deposited magnesium alloyed with yttrium, aluminum, titanium, and misch metal", Journal of Alloys and Compounds 437 157-164
- 19) S.C. Wang, C.P. Chou (2008), "Effect of adding Sc and Zr on grain refinement and ductility of AZ31 magnesium alloy", Journal of Materials Processing Technology 197 116-121
- 20) Su Dong Park, Suk Bong Kang and Hyun Kee Cho (1999), "Effects of La, Mm(misch metal) Additions on Thermal Stability in Mg Content Al-Mg Alloys.", J. Kor. Inst. Met. & Mater. Vol. 37, No. 2 163-169