

7050 Al합금의 RRA 처리에 관한 연구

최중환 · 김장량 · 이상래 · 김인배
부산대학교 금속공학과

A study on the RRA(Retrogression and Reaging) treatment of 7050 Al alloy

Joong-Whoan Choi, Jang-Ryang Kim, Sang-Lae Lee and In-Bae Kim
Dept. of Metallurgical Eng., Pusan National University, Pusan 629-735

(1999년 8월 30일 받음, 2000년 6월 28일 최종수정본 받음)

초 록 7050 Al합금을 RRA 처리하였을 때 경도, 전기전도도 및 미세조직의 변화를 조사하였다. 120°C에서 24시간 동안 1차 시효처리한 후 175°C에서 2차 퇴화처리하였을 때 경도값의 변화는 초기에 감소하다가 피크 경도를 보인 다음 다시 감소하였으며, 3차 재시효처리재가 2차 시효처리재 보다 큰 경도값을 나타내었다. 2차 퇴화처리시 초기 경도 감소는 T6의 주 강화상인 GP zone의 부분적인 분해에 의한 것이며, 3차 재시효 처리하였을 때 강화상은 GP zone과 η' 상이었다. 120°C에서 24시간 동안 1차 시효처리한 후 175°C에서 2차 퇴화처리하였을 때 전기전도도 변화는 퇴화 초기부터 연속적으로 증가하였으며, 3차 재시효처리에 의해 2차 퇴화처리시 보다 %IACS가 0.5~2.7 증가하였다. 3단시효에 의해 T6정도의 강도를 유지하면서 38%IACS값 이상의 전기전도도를 얻을 수 있는 최적 퇴화처리 조건은 175°C, 50분이었다. 이는 퇴화처리 경도곡선의 극소점 또는 극대점과 무관하며 오히려 약간 과시효 조건이다.

Abstract The effects of RRA treatment on the microstructures and mechanical properties of 7050 Al alloy were investigated by differential scanning calorimetry, transmission electron microscopy, microhardness measurement and electrical conductivity. The hardness of 2nd-step aged specimen at 175°C was decreased to minimum value and increased to a peak hardness, and then re-decreased with retrogression treatment. It was found that the hardness of 2nd-step aged specimen was further increased by 3rd-step aging treatment(120°C×24h). The initial decrease in hardness during 2nd-step aging was due to the partial dissolution of pre-existing GP zone, the major precipitation hardening phase at T6 condition. It was confirmed that the major precipitation hardening phase at 3rd-step aging was GP zone and η' phase. The electrical conductivity increased continually through 2nd-step and 3rd-step aging treatment. It was concluded that the optimum 2nd-step aging condition was at 175°C for 50min by considering the hardness and electrical conductivity.

Key words : aluminum, stress corrosion, rra

1. 서 론

7000계 Al 합금은 Al 합금 중 대표적인 고강도 Al 합금으로서 항공기, 차량구조물 등으로 널리 사용되고 있으며, 이러한 고강도 Al 합금은 시효열처리 조건에 따라 강도 특성이나 응력부식 저항성 등이 크게 달라진다. 따라서 T73, T74, T76과 같은 과시효처리, 가공유기변태 등으로 강도, 파괴인성, 피로특성, 소입감수성 및 응력부식 저항성등을 향상시킬 수 있는 방안이 연구의 대상이 되고 있다.^{1~4)}

고강도 Al 합금의 사용상 큰 문제점은 T6조건의 피크 강도에서 응력부식저항성이 매우 낮다는 단점을 가지고 있어 그 사용에 제한을 받고 있다. 따라서 이러한 응력부식균열(SCC : Stress Corrosion Cracking) 발생을 방지하기 위해 과시효처리(2단시효처리)를 하여 사용하고 있으나, 이러한 과시효 처리는 재료의 강도를 저하시키는 단점이 있다. 즉 강도와 응력부식저항성은 상반된 관계를 가지고 있

어 강도와 SCC저항성을 동시에 확보할 수 없다는 문제점을 가지고 있다.⁵⁾

RRA(Retrogression and Reaging) 열처리는 Cina⁶⁾에 의해 개발된 3단 시효처리 방법으로서, Cina는 7075 Al 합금을 RRA 처리할 경우 최대강도를 유지하면서 높은 SCC저항성을 갖는다고 보고하여^{6,7)} 미국내 항공기 산업계와 Al 산업계에 큰 관심을 불러일으키고 있다. 이러한 보고를 계기로 RRA 처리의 중요성이 인식되었으며 RRA 처리의 효과와 원인을 규명하기 위한 여러 연구가 수행되고 있으나, 현재로서는 RRA 처리효과의 근본원인에 대하여 분명히 밝혀지지 않고 있으며, T6강도를 유지하면서 SCC 저항성이 우수한 시효조건에 대하여는 서로 다른 결과가 보고되고 있다. 즉 RRA 처리효과의 근본원인에 대해서 Dahn 등⁸⁾은 7075 Al합금 bar를 RRA 처리하여 RRA 처리 동안의 미세조직을 고찰한 결과 퇴화처리시 T6 상태에서 존재 하던 GP zone의 부분적인 용해로 고용된 용질원자가 재시

효함에 따라 GP zone 및 η' 을 생성시킴으로써 강도를 개선시킨다고 하였으며, Park 등⁵⁾은 7075 Al합금 bar를 RRA 처리하여 RRA 처리 동안의 미세조직을 연구하였으며, 연구결과 퇴화처리시 용해된 작은 η' 이 재시효시 η' 으로 재생성되어 강도와 SCC 저항성이 개선된다고 하는 등 서로 다른 견해를 보이고 있을 뿐 아니라, 이러한 연구들은 미세조직관찰만을 사용한 것으로 체계적인 연구가 미흡한 실정이다. 또한 적정 RRA 열처리 조건을 규명하기 위한 연구에 있어서 Cina 등^{6,7)}은 7075 Al합금 판재를 RRA 처리한 결과 퇴화곡선의 최저점에서 재시효하는 경우가 강도와 SCC 저항성이 모두 우수하다고 한 반면, Wallace 등⁸⁾은 7075 Al합금 판재를 RRA 처리한 결과 퇴화처리 곡선의 최저점과 무관하다고 하였다. 또한 大西忠一 등¹⁰⁾은 7075 Al합금 판재를 RRA 처리한 결과 퇴화처리 곡선의 최대점에서 재시효하는 경우라고 하는 등 일치된 결과를 보이지 않고 있다.

이러한 점들은 RRA 처리의 실용화를 위해 우선적으로 해결되어야 할 과제로 생각되므로 본 연구에서는 기존의 7075 Al 합금에 비해 Zn과 Cu 함량을 높이고 미량첨가 원

소로 Cr 대신 Zr을 첨가하여 소입 감수성을 감소시킨 7050 Al합금 단조품을 사용하여 RRA 처리시의 시효처리에 따른 전기전도도 및 경도변화를 조사함과 아울러 TEM 및 DSC에 의한 미세조직의 변화를 조사하는 등 보다 체계적인 조사를 통하여 RRA 처리 효과의 근본원인 및 실용화를 위한 최적 RRA 처리 조건을 제시하고자 하였다.

2. 실험 방법

시편제조 및 열처리

본 연구에 사용한 7050 Al합금은 465°C에서 균질화처리된 주괴를 빌렛 예열온도 390°C, 압출속도 1,000mm/min으로 압출한 후 390°C에서 열간단조 하였으며 표 1에 본 연구에 사용된 7050 Al 합금의 화학조성을 나타내었다.

열간단조품은 477°C에서 150분 동안 유지하여 석출상들이 기지내 용해되도록 용체화 처리한 후 65°C의 물에 수냉하였으며 1차시효는 120°C에서 24시간 동안, 2차의 퇴화처리는 175°C에서 5분에서 7시간 동안 실시하였고 3차의 재시효는 120°C에서 24시간 동안 실시하였으며 위와같은 3단계 시효처리의 열처리 공정을 그림 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical compositions of 7050 Al alloy(wt%)

Element	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Mn	Ti	Zr	Al
wt%	6.4	2.3	2.3	0.002	0.09	0.1	0.04	0.04	0.12	bal

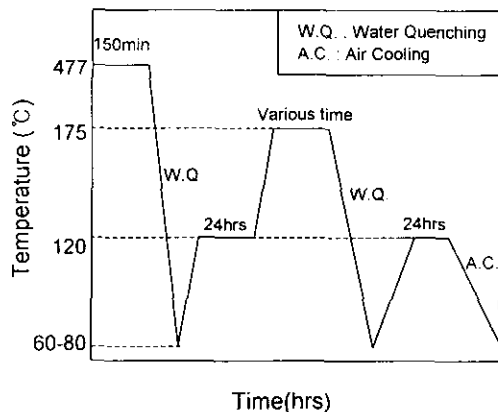


Fig. 1. Three-step aging treatment process

경도 및 전기전도도

시효에 따른 경도변화는 마이크로비커스 경도기를 사용하여 하중 1kg, 부가시간 15초로 하여 12회 측정한 후 최대, 최소값을 버리고 10회의 평균치를 경도값으로 하였고, 전기전도도는 MIL-STD-1537 규격에 따라 SIGMA 장치를 이용한 Eddy 전류법으로 %IACS (International Annealed Copper Standard) 값을 측정하였다.

DSC분석

열처리에 따라 생성되는 석출물의 거동을 조사하기 위한 열분석은 듀폰사 제품모델 2100의 시차주사열량계를 사용하였으며 시편은 지름 5mm, 두께 1mm 정도의 디스크로 가공하였다. 측정시 아르곤 가스의 유속은 60ml/min으로 하였

으며 승온속도는 10°C/min로 500°C까지 가열하였다. 용체화처리 상태의 시편은 상온시효를 방지하기 위하여 용체화처리 후 즉시 DSC 분석을 행하였으며 시효한 시편은 냉장고에 보관한 후 분석하였다.

미세조직관찰

시효에 따른 석출물의 거동을 관찰하기 위해 TEM을 사용하였다. TEM 관찰용 시편은 double jet polishing 장치를 이용하여 30% HNO₃+70% CH₃COOH 용액에서 -40°C, 12~20 V 전압으로 제작하였으며 160KV의 가속전압에서 관찰하였다.

3. 결과 및 고찰

경도 및 전기전도도

RRA 열처리는 3단계의 시효처리 과정을 거치는데, 1차 시효처리는 최대시효조건(T6) 즉 120°C에서 24시간 동안 시효시키며, 2차의 퇴화처리는 1차 시효처리시 생성된 석출물을 분해하여 재고용할 수 있는 높은 온도구간에서 일정 시간 동안 유지한 후 상온에서 수냉하며, 3차의 재시효는 퇴화처리된 시편을 1차의 시효조건에서 다시 시효시키는 열처리이다.

그림 2는 1차 시효처리한 시편을 2차 퇴화처리(175°C) 및 3차 재시효처리(120°C) 하였을 때 시효시간에 따른 마이크로 비커스 경도 변화를 나타낸 것으로서 1차시효처리 후의 경도 값은 곡선에서 시효시간이 "0"인 경우이다. T6 처리(1차 시효처리)된 시편을 175°C에서 퇴화처리한 결과

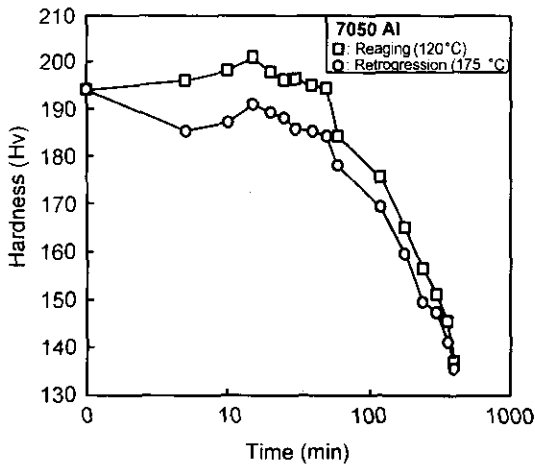


Fig. 2. Changes in hardness(Hv) for 7050 Al alloy aged for various aging times at retrogression treatment(175°C) and reaging (120°C)

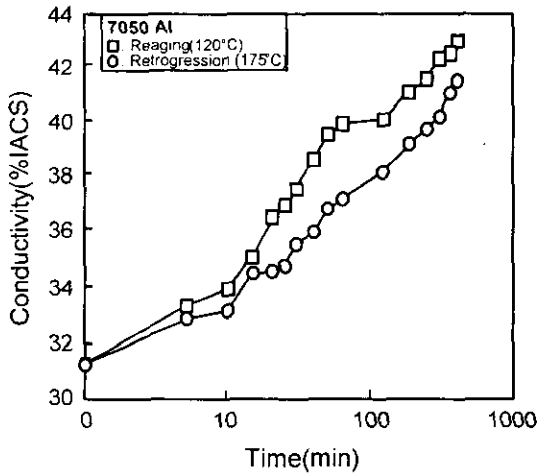


Fig. 3. Changes in electrical conductivity for 7050 Al alloy aged for various aging times at retrogression treatment(175°C) and reaging(120°C)

1차 시효처리에 형성된 GP zone이 부분적으로 분해됨으로써 퇴화처리 초기에 경도가 감소하여 최저값에 도달하였고, 용해되지 않고 남아있는 GP zone이 η' 상으로 변태되므로써 경도가 다시 증가하여 퇴화처리 시간이 15분에서 피크를 나타내었으며, 시효시간이 길어짐에 따라 경도는 다시 감소하였다. 175°C에서 퇴화처리한 각각의 시편을 재시효하면 퇴화처리시간이 50분까지의 시편은 1차 시효처리의 정도인 194.3Hv수준 이상으로 회복하였고, 2차 퇴화처리 시간이 15분에서 피크 경도를 나타냈으며 피크 정도값은 201.3Hv였다. 피크 정도에 도달한 후는 시효처리 시간이 지남에 따라 경도는 계속 감소하였다. 재시효시의 이러한 경도의 회복은 퇴화처리의 부분 용체화처리에 의해 고용된 용질원자가 재시효시 GP zone으로 재생성된 때문으로 생각된다.

그림 3은 1차 시효처리한 시편을 퇴화처리(2차) 및 재시효처리(3차) 하였을 때 각각의 시편에 대하여 시효시간에 따른 전기전도도 변화를 나타낸 것이다.

이러한 전기전도도는 시효처리에 의해 재료의 미세조직이 변화되고 그에 따라 전기전도도가 변하는 것에 기초한⁵⁾ 것으로 재료의 응력부식저항성을 평가하는 수단으로 AMS (Aerospace Material Specification) 등^{11,12)}에서 국제표준으로 인증되어 널리 사용되고 있다.

전기전도도 변화에 미치는 일반적인 상변태 인자의 효과를 보면, 전기전도도 변화의 주 영향인자는 기지에 고용된 용질원자의 농도이며, 기지내 용질원자의 농도는 변태과정 중의 석출거동과 밀접한 관계를 가지고 있다. 즉, 새로운 상의 석출은 기지내 용질원자의 농도를 낮춤으로서 전기전도도를 증가시킨다. 그러나 용질원자 클러스터와 GP zone은 전기전도도를 감소시킨다. 그 이유는 격자 변형 및 모상과 클러스터 계면에서의 전도전자의 산란이 일어나기 때문이다.^{13,14)} 또한 고강도 Al 합금의 경우 T6(peak aging) 조건에서 최대강도를 나타내는 반면 전기전도도는 31~33% IACS로 가장 낮아 응력부식에 민감하며, T7(over aging) 조건에서는 T6에 비해 강도는 낮으나 전기전도도는 38% IACS 이상으로 높아 응력부식저항성이 우수한 결과를 나타낸다. 따라서 전기전도도가 높을수록 응력부식저항성이 증가됨을 알 수 있다.

본 연구에서도 3단 시효처리가 응력부식저항성에 미치는 영향을 전기전도도의 변화를 조사하여 평가하였다.

그림 3의 전기전도도 변화를 보면 1차 시효처리한 시편을 2차 시효처리(퇴화처리)하면 전기전도도가 지속적으로 증가하였으며, 이를 재시효하면 퇴화처리의 전기전도도보다 % IACS값이 0.5~2.7 정도 증가하였다.

그림 2, 그림 3과 같은 경도 및 전기전도도의 변화는 시효처리의 석출물 거동과 밀접한 관련이 있으며 각 시효단계에서의 석출물 거동에 대해 살펴보면, 즉 퇴화처리 초기의 경도 감소는 1차 시효처리인 T6 처리 즉 120°C에서 24시간 동안의 시효처리에 의해서 생성되었던 GP zone이 부분적으로 용해됨으로써 GP zone에 의한 강화 효과가 감소되었기 때문이며, 이후의 경도 증가는 이어지는 DSC 분석 결과에서도 설명이 되겠지만 용해되지 않고 남아 있는 GP zone이 η' 상으로 변태되고 이와 같이 변태된 η' 상에 의해서 경도값이 증가한 것이라고 생각된다. Park 등⁹⁾은 7075 Al합금을 사용한 연구에서 퇴화처리시 η' 상이 용해되어 경도가 감소된다고 하였다. 이러한 연구결과의 차이는 η' 상의 석출을 억제하는 Cu 성분차이에 기인한 것으로 7050 Al합금의 경우 Cu 성분이 약 0.7wt% 정도 더 함유되어 η' 상의 석출이 억제되고 GP zone의 석출이 촉진된 때문으로 생각된다.

2차 퇴화처리시 전기전도도는 퇴화처리시간이 증가함에 따라 지속적으로 증가하였다. 이러한 전기전도도의 증가는 1차시효처리(T6)시 형성되었던 GP zone이 분해됨으로써 전도전자의 산란이 감소되고, 남아있는 GP zone에서 η' 이 생성됨에 따라 용질원자의 농도가 낮아지기 때문으로 생각된다. 재시효(3차)시의 경도 증가는 주로 GP zone의 재생성에 기인한 때문이며, 전기전도도의 증가는 η' 및 η 상의 성장 및 조대화에 의한 용질원자의 농도 감소가 큰 때문

로 생각된다.

3차의 재시효에 의해 1차 시효처리(T6) 시 경도를 회복하면서 응력부식저항성이 우수한 T74처리에 의해 얻을 수 있는 38%IACS 값 이상⁵⁾의 전기전도도를 나타내는 2차의 퇴화처리 시간은 175°C에서 50분이며, 퇴화처리 온도 곡선의 극소점 및 피크에서 재시효했을 때는 경도는 1차시효 처리시의 경도를 회복하였으나 전기전도도는 38%IACS 값 이하로 T74 수준에 미달하였다.

따라서 1차 시효처리시의 경도를 회복하면서 38%IACS 이상의 전기전도도를 나타내는 적절한 퇴화처리 조건은 175°C, 50분으로 이는 약간 과시효한 경우로 나타났다. Cina 등^{6,7)}은 7075 Al합금 판재를 RRA 처리한 결과 퇴화 곡선의 최저점에서 재시효하는 경우가 강도와 SCC 저항성이 모두 우수하다고 한 반면, Wallace 등⁸⁾은 7075 Al합금 판재를 RRA 처리한 결과 퇴화처리 곡선의 최저점과 무관하다고 하였다. 또한 大西忠一 등¹⁰⁾은 7050 Al합금 판재를 RRA 처리한 결과 퇴화처리 곡선의 최저점에서 재시효하는 경우라고 하는 등 연구결과가 서로 상이하며, 이러한 차이에 대해서는 기존의 연구에서 조사되지 않았으나, 본 연구에서는 DSC 분석을 통하여 석출물의 생성 및 분해과정을 조사하였다. 본 연구에서 적정 퇴화처리 조건이 약간 과시효 조건으로 나타난 것은 퇴화처리시 GP zone이 부분적으로 분해됨에 따라 용질원자가 충분하지 못하여 재시효시 석출 구동력이 작아진 때문으로 생각된다.

DSC분석

그림 4는 7050 Al합금의 열처리에 따른 DSC에 의한 열분석 곡선을 나타낸 것으로 a)는 열간단조한 시편을 477°C에서 150분 동안 용체화처리한 후의 DSC 곡선으로서 4개의 발열피크인 A, C, E, G와 4개의 흡열피크인 B, D, F, H가 나타난다는 것을 알 수 있다. 일반적으로 DSC 곡선상의 발열반응은 석출물의 석출에 대응되고 흡열반응은 석출물의 재용이나 분해에 대응되는데 이들 흡열반응 및 발열반응을 Al-Zn-Mg합금 상태도와 석출과정 그리고 투과식전자현미경에 의한 조직관찰 등을 종합한 결과 A 영역(80°C) 및 C영역(159°C)의 피크는 GP zone의 형성에 의

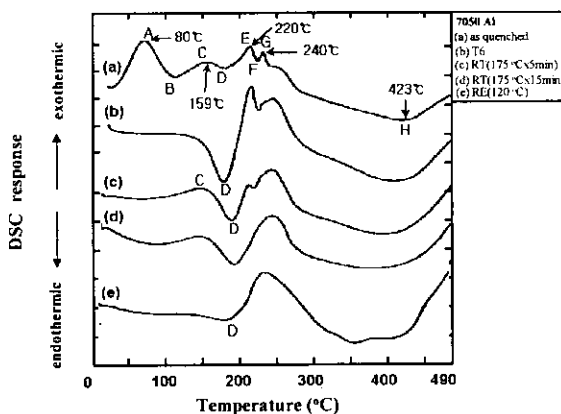


Fig. 4. DSC response of 7050 Al alloy a) as quenched, b) T6 condition, c) and d) retrogression treatment for 5 min and 15 min at 175°C respectively, e) reaging treatment for 24h at 120°C after retrogression treatment (for 50min at 175°C)

한 발열반응이고, B영역(120°C) 및 D영역(188°C)의 피크는 GP zone의 분해에 의한 흡열반응이며, E 영역의 피크(220°C)는 준안정상인 η' 의 석출에 의한 발열반응이다. F영역은 η' 상의 분해에 의한 흡열반응이고, G영역의 피크(240°C)는 평형상인 η 상의 석출에 의한 발열반응이며, 마지막의 H영역은 G영역에서 석출한 η 상의 재용에 의한 흡열반응으로 생각된다. b)는 1차 시효처리인 T6처리 즉 120°C에서 24시간 시효 처리한 시편의 열분석 곡선으로서 GP zone의 형성에 대응되는 A 피크와 C피크가 완전히 사라지고, GP zone의 분해에 대응되는 D피크가 관찰된다. 이러한 결과로부터 1차 시효처리에 의해서 GP zone이 형성되었음을 알 수 있으며, 1차 시효처리시의 온도증가는 주로 GP zone에 의한 결과임을 알 수 있다. c)는 2차 퇴화처리 초기의 최저 온도값을 갖는 경우 즉 175°C에서 5분 퇴화처리한 시편의 열분석 곡선으로서 GP zone의 형성에 대응되는 발열피크 C가 158°C에서 새로이 나타났으며, GP zone의 분해에 대응되는 흡열피크 D가 계속 존재하며 약간 고온측으로 이동한 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 2차 퇴화처리의 초기 과정에서 GP zone의 일부가 분해되고 이것이 DSC가열 측정중에 새로이 생성되었음을 나타낸다. 또한 흡열피크 D가 고온측으로 이동한 것은 존재하던 GP zone의 크기가 증가하였다는 것을 의미한다. 따라서 2차 퇴화처리 초기에 경도가 감소된 것은 1차 시효처리시 형성된 GP zone이 2차 퇴화처리의 초기과정에서 부분적으로 분해되었기 때문으로 해석되어진다.

d)는 2차 퇴화처리시 피크경도를 나타내는 175°C에서 15분 퇴화처리한 시편의 열분석 곡선으로서, η' 상의 석출에 대응되는 E피크가 사라졌다는 것을 알 수 있다. 이러한 결과는 175°C, 15분의 퇴화처리에 의해서 남아있는 GP zone이 η' 상으로의 변화가 완료되었음을 의미한다. 또한 GP zone의 분해에 대응되는 흡열피크 D가 계속 존재하고 있음을 알 수 있다. 따라서 175°C, 15분의 퇴화처리 조건에서의 온도값은 주로 새로이 생성된 준안정 η' 상에 의한 것으로 판단된다. e)는 3차 시효처리 즉 175°C에서 50분 퇴화처리한 시편을 120°C에서 24시간 동안 재시효 처리한 시편의 열분석 곡선으로서 GP zone의 용해에 대응되는 D 피크가 형성되어 있으며, 2차 퇴화처리한 경우의 열분석곡선(c, d)의 GP zone의 흡열피크 온도보다 저온측으로 이동하였다. 이는 2차의 퇴화처리에 의해 고용된 GP zone이 3차의 재시효에 크기가 작은 GP zone으로 새로이 생성됨을 의미한다.

또한 a)의 T6경우와 비교하면 이러한 결과는 3차 재시효처리에 의해 GP zone이 새로이 형성되었음을 의미한다. 또한 a)의 T6경우와 비교하면 η' 상의 석출에 대응되는 E 피크가 완전히 사라졌다는 것도 알 수 있는데 이것은 3차 재시효처리에 의해서 η' 상의 석출이 완료되었음을 의미한다. 따라서 3차 재시효처리에 의한 온도 증가는 GP zone과 η' 상에 의한 것이라고 생각된다.

전기전도도는 1차시효 즉 120°C에서 24시간 시효한 후 2차 퇴화처리시 증가하였고 이후 3차 재시효시에는 더욱

증가하였는데 2차 퇴화처리시의 전기전도도 증가는 1차 시효처리시 형성된 GP zone이 2차 퇴화처리시 부분적으로 분해되어 전도전자의 산란이 감소되었기 때문이며, 3차 재시효시의 전기전도도 증가는 η' 상이 생성 및 성장함에 따라 용질원자의 농도가 크게 감소하였기 때문으로 생각된다.

전자현미경 조직관찰

그림 5는 각 시효조건에 따른 입내 및 입계의 대표적 TEM 조직 및 SAD Pattern으로서 a)는 1차 시효처리인 T6처리한 상태, b)와 c)는 1차 T6처리한 시편을 175°C에서 각각 15, 50분 동안 2차 퇴화처리 한 후 120°C에서 24시간 동안 3단 시효한 시편의 TEM 조직사진이다. 1차 T6처리 및 3단시효처리된 TEM조직의 가장 큰 특징은 입계 석출물의 크기변화 및 입내석출물의 분포상태이다. a)의 경우는 입내에 GP zone으로 생각되는 수 nm 크기의 미세한 석출물이 매우 조밀하게 분포되어 있으며 입계에는 η 상이 매우 조밀하게 연속적으로 분포되어 있음을 알 수 있다. b)와 c)의 경우는 입내에 재시효시 석출된 GP zone과 미세한 η' 그리고 η 상이 혼재되어 분포되어 있다. 특히 c)의 경우 퇴화시간이 b)에 비해 길어짐에 따라 η 상이 더욱 조

대화 되었음을 알 수 있다. 입내석출물의 이러한 변화는 퇴화처리시 GP zone이 부분적으로 분해되고 이를 재시효함에 따라 GP zone, η' 과 η 가 생성하고 성장했기 때문이며, 입계 석출물의 경우는 T6에 비해 석출물이 더욱 조대화 되고 석출물사이의 간격도 증대되어 있음을 알 수 있다. 따라서 3단처리시 T6의 원래 경도를 회복할 수 있는 것은 주로 재시효시 석출된 GP zone과 부분적인 η' 상의 미세분산에 의한 것으로 생각되며 이는 DSC분석결과와도 잘 일치한다. b)의 경우 최대경도를 나타내는 것은 GP zone과 미세 석출물인 η' 상이 많이 분포되어 나타난 결과로 생각되며 c)의 경우는 퇴화처리시간이 길어짐에 따라 석출물이 더욱 조대화되어 경도가 감소된 것으로 생각된다. 또한 퇴화 및 재시효한 상태의 입계 석출물의 분포형태가 두 경우 모두 유사한 것은 입계는 기지보다 확산이 용이해 입계석출물은 입내석출물 보다 훨씬 빨리 성장하므로 입계석출물의 크기 증가는 주로 퇴화처리 동안 이루어진 것으로 생각된다. d)는 b)의 SAD Pattern으로 HCP구조를 갖는 준안정 석출상인 η' 과 더불어 η' 상이 변태한 안정석출상 η 이 공존하고 있다는 것을 확인하였다. 또한 $\langle 111 \rangle_{Al}$ 방향으로 streak

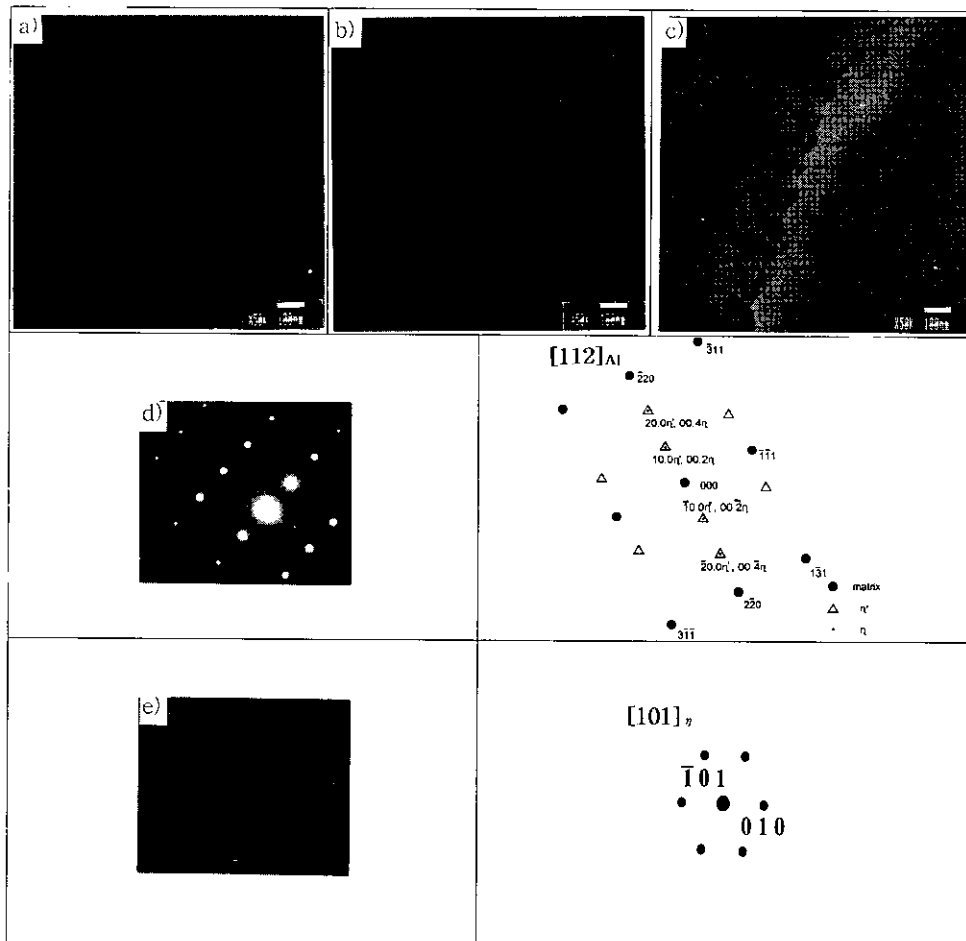


Fig. 5. TEM micrographs of matrix and grain boundary, and SADP of 7050 Al alloy a) T6 codition, b) and c) reaging at 120°C after retrogression for 15min and 50min at 175°C respectively, d) SADP in $[112]_{Al}$ of b), e) SADP in $[101]_{\eta}$ of b)

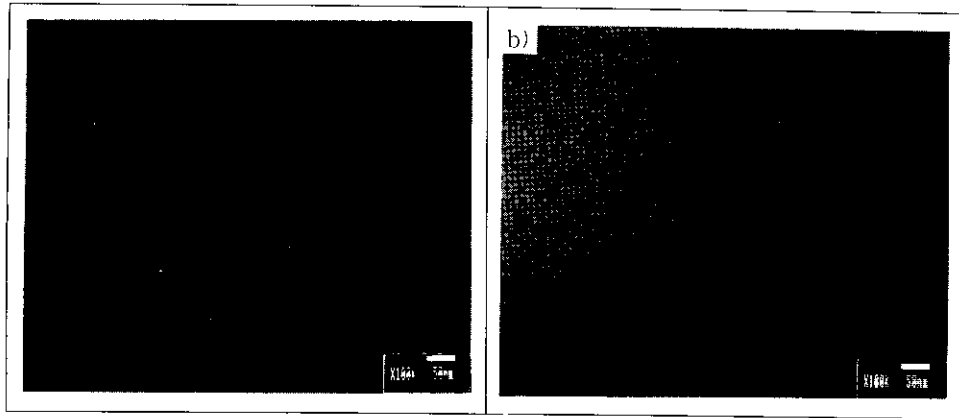


Fig. 6. TEM micrographs in matrix of 7050 Al alloy retrogressed and reaged a) retrogression treatment for 50min. at 175°C b) reaging treatment for 24h at 120°C after retrogression treatment for 50min at 175°C

가 나타나 있으며 이는 $\{111\}_{Al}$ 면상의 판상석출물인 η' 상의 석출에 의한 것으로 생각된다. 결국 3단시효처리시 일정 퇴화처리 시간내에서 재시효하면 경도가 T6처리 수준이상으로 된다. 3단시효에 따른 석출과정을 보면 T6의 경도 증가는 주로 GP zone에 의한 것으로 퇴화처리에서는 T6처리시 생성된 GP zone의 부분적 분해 및 η' 상이 부분적으로 생성되며, 재시효시는 GP zone의 생성과 η' 상 및 η 상의 생성 및 성장이 이루어진다고 생각된다.

그림 6은 175°C에서 50분 동안 퇴화처리(a) 및 재시효(b)한 경우의 TEM 조직사진으로 퇴화처리시 미세한 η' 상과 GP zone이 미세하게 석출되고 있음을 알 수 있으며 이를 재시효한 경우는 조대한 막대형의 η 상이 혼재되어 분포하고 있음을 알 수 있다.

4. 결 론

7050 Al 합금의 RRA 처리시 경도 및 전기전도도에 미치는 미세조직의 영향 및 적정 열처리 조건을 조사한 결과 다음과 같은 결과를 얻었다.

- 1) 120°C에서 24시간 동안 1차 시효처리한 후 175°C에서 2차 퇴화처리하였을 때 경도값의 변화는 초기에 감소하다가 피크 경도를 보인 다음 다시 감소하였으며, 3차 재시효처리가 2차 시효처리재 보다 큰 경도값을 나타내었다.
- 2) 2차 퇴화처리시 초기 경도감소는 T6의 주 강화상인 GP zone의 부분적인 분해에 의한 것이며, 3차 재시효 처리하였을 때 강화상은 GP zone과 η' 상이었다.
- 3) 120°C에서 24시간 동안 1차 시효처리한 후 175°C에서 2차 퇴화처리하였을 때 전기전도도 변화는 퇴화 초기부터 연속적으로 증가하였으며, 3차 재시효처리에 의해 2차 퇴화처리시 보다 %IACS가 0.5~2.7 증가하였다.
- 4) 3단시효에 의해 T6정도의 강도를 유지하면서 38%

IACS값 이상의 전기전도도를 얻을 수 있는 최적 퇴화처리 조건은 175°C, 50분이었다.

5) 재시효시 최대경도를 갖는 시효조건의 경우 입내에는 GP zone, 준안정 η' 상 및 평형상 η 상이 공존하였으며, 입계에는 크게 성장한 안정석출상 η 가 존재하였다.

참 고 문 헌

1. I.J. Plomear, J. Inst. Metals, **86**, 113 (1957-58).
2. L.F. Mondolfo, N.A. Gjostein and D.W. Levinson, Trans. AIME, **206**, 1378 (1956).
3. G. Thomas and J. Nutting, J. Inst. Metals, **88**, 81 (1959-60).
4. R.B. Nicholson, G. Thomas, and J. Nutting, J. Inst. Metals, **87**, 429 (1958-59).
5. W. Wallace, J.C. Beddoes, and M.C. de Malherbe, Canad. Aero. and Space Jour., **27**, 222 (1981).
6. B. Cina, U.S. Patent 3856584, December **24**, 1974.
7. R.S. Kaneko, Metal Progr., **117**, 41 (1980) 2. E.A. Starke, Jr., Mat. Sci. and Engr., **29**, 99 (1997).
8. N.C. Dahn, K. Rajan, and W. Wallace, Met. Trans., **14A**, 1483 (1983).
9. J.K. Park and A.J. Ardell, Met. Trans., **15A**, 1531 (1984).
10. 大西忠一, 濱本剛, 椿野晴, 浴司, 輕金屬, **43**, 6, 308 (1993).
11. SAE AMS 4107C (1986).
12. MIL H 6088G, p.43 (1991).
13. N.F. Motte, J. Inst. Met., **60**, 267 (1937).
14. A.J. Hillel and J.T. Edwards, Philos. Mag. A, **35**, 123 (1997).