

## Al-Cu-Mg 합금에 있어서의 2차 결함조직

조 현 기 · 우 기 도\*

### The Secondary Defect Structure in Al-Cu-Mg Alloy

Cho, Hyun-Kee and Kee-Do Woo\*

(Received August 20, 1986)

#### Abstract

The interrelation of secondary defects, intermediate S' phase and aging condition in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy is studied by transmission electron microscope.

The results obtained in this study are as follows.

1. High density of dislocation loops, helices and stacking faults are observed in this specimen with aging treatment.

2. The number of dislocation loops and the width of loop free zone (LFZ) are increased with aging time.

3. The intermediate S' phase precipitates and grows on the dislocations and secondary defects.

4. The misfit dislocations are formed around intermediate S' phase.

5. It is thought that the helices appear to be produced by the climb of screw dislocations, while the dislocation loops appear to be formed both by condensation of vacancies into collapsed discs and by interaction of helices with screw of opposite sign.

#### 서 론

Al-Cu-Mg계 합금은 초두랄루민으로 알려진 고력 Al합금으로서 각종 기계적인 성질과 전천후적인 내식성이 특히 우수하여 주로 항공기용 재료로 널리 사용되고 있다. 이 합금의 재질강화법으로는 주로 시료강화법이 이용되고 있으며 이에 대한 연

구결과는 대단히 많이 발표되어 있다(Cho들, 1977; Silcock, 1960~61).

Al합금의 경우 석출강화를 하기 위해서는 우선 공공위주의 점결함을 많이 형성시켜 강제고용체를 만들어야 하고 이 강제고용된 과포화고용체를 시효에 의해서 석출처리시켜야 한다. 이 과정에서 일차결함인 공공결함에 의해 2차결함인 전위 loop,

경북대학교 공과대학 금속공학과 · \* 전북대학교 공과대학 금속공학과  
Dept. of Metallurgical Eng., College of Eng., Kyungpook National Univ.  
\* Dept. of Metallurgical Eng., College of Eng., Chonbuk National Univ.

helical전위(또는 helices), void 및 적층결함 등이 형성되는 것으로 알려져 있다(Thomas, 1959; Westmacott들, 1961; Wilson, 1969). Al합금중 Al-Cu합금(Thomas, 1959), Al-Cu-Sn합금(Suzuki들, 1975a) 및 Al-Cu-Mg합금(Wilson, 1969; Suzuki들, 1975b)의 경우는 전위loop과 helices와 같은 2차결함이 존재한다고 보고되어 있으나 Mg 및 Cu를 복합첨가한 Al합금의 경우는 2차결함이 존재하지만 그 형성상태와 중간상과의 상호관계 등에 대해서는 아직 연구보고된 예가 많지 않다.

따라서 본 연구에서는 Cu와 Mg을 強制固溶시킨 Al-Cu-Mg합금에 있어서 2차결함조직의 형성과 변태 및 전위상의 S' 중간상의 불균일석출 등과 같은 상호관계에 관하여 전자현미경적인 조직관찰에 의해서 구체적으로 조사분석하여 체계화하고자 한다.

실험재료 및 방법

1. 실험재료

시료합금은 99.99% 고순도의 Al, Cu 및 Mg을 알루미늄이나 도가니에 넣어 용해하여 예열된 금형에 주입하여 제조하였다. 제조된 시료합금의 화학조성은 Table 1과 같다.

Table 1. Chemical composition of specimen. (wt%)

Cu	Mg	Al
2.0	1.1	bal.

모든 시료는 표면을 2 mm 면삭제거한 후 480°C에서 7일간 균질화소둔을 하여 열간 및 냉간압연에 의하여 1 mm 두께의 판재로 만들었다. 520°C에서 2 hr 용체화처리하고 0°C 물속에 급냉하여 과포화 고용체로 만든 후 소정의 시효처리를 하였다. 160°C 이하에서의 시효는 ±1°C의 정도로 조절된 유육중에서, 200°C 이상에서의 시효는 ±3°C의 정도로 조절된 염육중에서 각각 행하였다.

2. 실험방법

소정의 시효처리를 한 시료를 두께 0.1 mm까지 화학적으로 연마한 후 Bollman법에 의해 박막

시료를 만든 후 투과전자현미경(JEM-200B)을 이용하여 2차 결함조직을 관찰하였다. 박막시료를 얻기 위한 전해연마는 70°C의 Leinors 전해액 중에서 행하였다.

결 과

1. 2차결함중 전위 loop의 성장

용체화처리후 수냉한 조직을 관찰해 본 결과 2차결함인 전위loop이나 helices가 나타나지 않았다

Fig. 1은 70°C에서 200 min, 400 min, 1,440 min 및 14,400 min으로 각각 시효처리한 경우의 전현조직을 나타낸 것으로서 G.P.B. zone(Guiner-Preston-Bagaryatsky zone)의 형성은 확인되지 않고 많은 전위loop이 형성되었다.

전위loop의 크기는 시효시간이 경과함에 따라 증대하는 반면 밀도는 감소하였다. 그러나 시효시간이 대단히 길어지면 전위loop의 크기는 포화되었다.

Fig. 2는 전위loop의 크기와 밀도를 시효시간에 대하여 도시한 것으로서, 크기는 {001}면으로부터 측정된 전위loop의 지름 d를 나타내며, 밀도는 단위부피에 대한 전위 loop의 수,  $N_v$ 로 나타내었으며 다음 식에 의하여 산출하였다.

$$N_v = \frac{N_A}{t+d} \quad (\text{Bonfield와 Datta, 1976})$$

여기서  $N_A$ 는 {001}면의 단위면적당 전위 loop

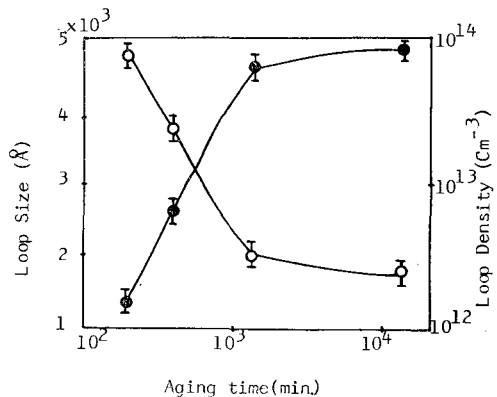


Fig. 2. Effects of aging time on the size and density of dislocation loops in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy.

의 수를,  $t$ 는 박막두께를 각각 나타낸다. 박막의 두께는 2,000~3,000Å 정도로 되었다.

70°C에서 200 min 시효할 때 loop의 평균 지름은 약 1,300Å이었으며 밀도는 약  $9 \times 10^{13} \text{cm}^{-2}$ 으로 균일하게 분포되어 있었다. 반면 시효시간이 증가할수록 loop의 크기는 증가하는 반면 밀도는 감소되다가 1,440 min 정도부터는 포화상태로 되었다. 이와같은 결과는 Al-Cu-Sn합금에서 시효시간을 1 min으로 일정하게 하고 시효온도를 변화시켰을 때 고온일수록 loop의 크기가 증가하는 결과와 매우 유사하였다(Suzuki들, 1975).

Fig. 3은 시효시간의 변화에 따라 LFZ(Loop Free Zone)의 폭의 변화를 나타낸 것으로 그 폭은 시효시간이 경과함에 따라 다소 증가됨을 알 수 있었다.

### 2. Helices의 생성 및 소멸

Fig. 4는 70°C에서 11,520 min 및 14,400 min 동안 각각 시효처리한 전현조직 (a) 및 (b)와 160°C에서 10 min 시효처리한 전현조직 (c)를 나타낸 것으로서 전위 loop과 helices가 공존하였다. (a)에서는 전위 loop(화살표 A)과 helices(화살표 B)가 공존하고 있는 것을 알 수 있으며 (b)에서는 이들 2차결합 이외에 한 방향으로 나란히 배열된 loop의 열(화살표 C)이 존재하고 있는 것을 알 수 있다. (c)에서는 helices가 거의 존재하지 않는 반면 전위 loop들의 상호반응에 의한 복잡한 형태의 전위(화살표 D)가 존재하는 것을 알 수 있다.

Fig. 5는 200°C에서 1 min(a), 10 min(b) 및 30 min(c)간 시효한 전현조직을 각각 나타낸 것으로서 (a) 및 (b)의 경우에는 전위 loop이 거의 존재하지 않는 반면 helices와 zigzag 형태의 helices가 존재하였으며, (c)의 경우에는 이들 전위 이외에도 전위 loop(화살표 A)이 존재하고 있었다. (c)의 화살표 B는 loop이 helices로 이행되고 있는 과정을 나타내는 것으로 추측된다.

### 3. 전위상에서 S' 중간상의 불균일석출

전위상에서 불균일석출하는 것은 널리 알려진 석출현상으로서 본 합금의 시효 석출과정에서도 전위상에서 S' 중간상이 우선석출하는 것을 알 수 있었다(Cho, 1977).

Fig. 6은 150°C에서 1 min(a), 10 min(b) 및 30 min(c) 각각 시효처리한 전현조직을 나타낸 것이다. (c)의 경우에는 전위 loop이 거의 나타나지 않는 반면 분포 및 형상이 불균일한 전위가 생성된 것을 알 수 있었으며, 또한 전위선상에 S' 중간상이 우선 석출된 것을 알 수 있었다. (b)와 (c)의 경우에는 시효시간이 경과함으로써 석출물이 성장된다는 것을 알 수 있었으며 입계에서도 S' 중간상이 우선석출하고 있음을 알 수 있었다.

Fig. 7은 200°C에서 50 min(a), 100 min(b) 및 5,000 min(c) 각각 시효한 전현조직을 나타낸 것이다. (a)의 경우에는 loop과 helices가 공존하고 있으며 이들 전위상에서 S' 중간상이 불균일석출한 것을 알 수 있으며 입계에서도 S' 중간상이 불균일 석출한 것을 알 수 있다. (b)의 경우에는 loop과 helices가 거의 소멸되고 모상중에 고밀도의 lath 상인 S'중간상이 석출된 것을 알 수 있으며, (c)의 경우에는 시효시간이 증가되었기 때문에 lath상이 성장되었음을 나타내주고 있다.

Fig. 8은 160°C에서 각각 7,200 min, 14,400 min 및 21,600 min 동안 시효했을 때의 전현조직을 각각 나타낸 것이다. 시효시간이 경과함에 따라 석출물이 성장하고 있다. 또한 이들 석출물 주위에 misfit 전위와 적층결함이 나타나고 있다.

## 고 찰

Al-Cu-Mg 합금에서 형성되는 결함조직은 전위 loop과 helices가 혼합으로 이루어진 것이라 하였다(Thomas, 1959; Wilson, 1969; Wilson들, 1967).

Loop의 핵 형성기구는 학자들에 따라서 상이하나 그중 대표적인 몇가지 이론을 제시하면 다음과 같다.

Frank(1950)는 면심입방금속의 {111} 면상에 원자공공이 집합되어 disc면에 수직인 방향으로 쪼그러져 전위 loop을 형성한다고 하였으며 그 구조는 적층결함을 Frank 부동전위가 둘러싼 것과 같다고 하였다. 이렇게 형성된 loop을 faulted dislocation loop이라고 부르며 Al합금에서는 주로 이 기구에 의하여 loop이 형성된다고 하였다.

Hirsh들(1958)은 켈칭된 금속중에서 공공이 <110>의 방향으로 찌그러져 전위 loop를 형성한다고 하였으며 이때 {111}면의 원자배열의 주기는 파괴되지 않으며 적층결함도 형성되지 않는다고 하였다. 이와같은 loop를 완전 prismatic dislocation loop 이라고 부르며 Al-Mg합금 등에서 발견되고 있으며 형태는 다이아몬드와 비슷하다.

Barnes와 Mezey(1963)는 결정중 열팽창율이 상이한 개재물이나 석출물이 존재할 때 켈칭에 의하여 국부적으로 큰 용적이 형성되고 이것에 의하여 전위 loop이 형성된다고 하였다.

Thomas와 Whelan(1959)은 helices가 상호작용하거나 다른 전위들과 작용하여 서로 영킨 helices와 loop를 생성시킨다고 하였으며 이렇게 형성된 loop는 입내에 일정하게 분포된다고 하였다.

이와같이 전위 loop의 형성이론은 합금의 종류, 켈칭속도 및 시효온도 등의 조건의 변화에 따라 상이하하며, loop의 핵 형성은 과포화공공농도, 켈칭속도, 확산계수 및 용질원자와 공공과의 결합에너지 등에 큰 영향을 받고 있다. Westmacott들 (1961)에 의하면 켈칭속도가 빠를수록 전위 loop의 수는 증가하나 너무 빠른 경우는 오히려 감소한다고 하였으며 그 이유는 용질원자와 공공과의 결합에너지의 증가때문이라 하였다.

본 연구에 의하면 저온에서 시효처리한 조직에서는 고밀도의 미세한 전위 loop이 생성되었으며 이들 loop는 시효시간이 경과될수록 loop의 크기가 성장하는 것을 Fig. 1에서 알 수 있었다. 이와같이 시효시간이 경과함으로써 loop의 크기가 성장하며 밀도가 감소하는 것은 주위의 공공을 loop이 흡수하기 때문이며, 따라서 loop의 성장속도는 공공의 확산속도와 관계가 있음을 알 수 있었다. 이와같은 현상은 Suzuki들 (1975b)의 연구보고와도 잘 일치되고 있다. 그러나 Fig. 2에서와 같이 loop의 성장은 일정시효시간 이상이 되면 거의 중지됨을 알 수 있었다. 이것은 loop의 성장에 필요한 공공이 거의 소멸됨으로써 더 이상 성장에 필요한 공공이 존재하지 않기 때문이라 생각된다.

Fig. 1, Fig. 3 및 Fig. 4에 의하면 석출물이 존재하지 않은 상태에서도 loop이 형성된 것으로 미

루어보아 Frank의 이론인 붕괴된 공공 disc로부터 loop이 형성된 것이 아닌가 생각되며, 또한 Fig. 4의 (a) 및 (b)에 의하면 Thomas의 이론인 helices 상호작용에 의하여 loop이 형성된 것이 아닌가 생각된다. 따라서 loop는 Frank와 Thomas 등이 주장한 이론에 따라서 형성된다고 생각된다.

Fig. 4(a)~(c)에서는 전위 loop과 helices가 공존하고 있으며, 특히 (b)의 화살표 C는 helices에서 loop의 형성과정을 나타내고 있는 것으로 생각될 때 이것은 Thomas(1959)의 helices로부터 loop의 형성과정을 설명한 모식도와 잘 일치되고 있다. (c)는 160°C에서 단시간 시효한 전현조직으로서 전위 loop들 사이의 상호반응에 의하여 복잡한 형태로 되었다.

Helices는 Al-Cu합금(Thomas, 1959)의 저온시효조직과 Al-Cu-Sn합금(Suzuki들, 1975a)의 고온시효조직에서도 관찰되었다. Thomas에 의하면 Al-Cu합금에서는 helices가 관찰되는 Cu농도는 0.9% 이상 되어야 하며 그 이유는 Cu농도가 증가됨으로써 켈칭 직후 유효공공의 농도가 감소하게 되고, 따라서 loop의 핵 형성보다는 helices의 형성이 우선되기 때문이라고 하였다. 幸田成康(1972)에 의하면 용질원자농도가 낮으면 helices가 나타나지 않고 전위 loop이 나타난다고 하였으며 Thomas와 Whelan(1959)에 의하면 helices는 screw 전위 또는 screw 성분의 전위가 원자공공을 흡수할 때 생성된다고 하였다. 이들의 이론에 의하면 helices가 생성되기 위하여 screw 전위 또는 screw 성분을 가진 전위가 켈칭전부터 존재하든가 또는 공공의 소멸 이전에 발생하는 것이 필요하며, 이외에도 공공이 집합체를 잘 만들지 않는 조건이 필요하다고 하였다. 따라서 공공과 큰 결합 에너지를 가진 불순물을 첨가한 합금에서는 helices가 쉽게 형성될 수 있다고 하였다.

Fig. 5(a)~(c)에서와 같이 다소 고온인 200°C에서 단시간 시효할 때 모상내에 저밀도의 screw 전위가 존재하였으나 시효시간이 경과함에 따라 zigzag 형태의 전위밀도가 증가하였다. 이 zigzag 형태의 전위는 screw 성분의 전위가 원자공공을 흡수하여 형성된 것으로 생각된다. (c)에 나타난

helices는 screw 전위의 발달에 의한 것이라 생각된다(화살표 A).

Fig. 6에서는 고밀도의 전위상에 중간상 S'가 우선석출하고 있음을 나타내주고 있다. 이것은 전위 주위에 용질원자의 과포화도가 높아 이곳에서 우선 핵생성이 일어나기 때문이다. S' 중간상은 S안정상( $Al_2CuMg$ )의 반정합상태이며, {210}모상면에서 lath상으로 성장하며, S안정상과 비슷한 결정구조를 가지나 격자상수에는 다소 차이가 있다(Cho, 1977). 시효시간이 증가할수록 전위상에 석출한 S'중간상이 성장되며 그 이유는 용질원자가 석출물로 이동하기에 필요한 에너지를 공급하기 때문이다. 또한 S' 중간상은 helices와 전위 loop 상에서 우선석출하는 것을 Fig. 7에서 알 수 있었다. 주로 edge특성을 가지는 전위 주위의 응력장은 압축으로 작용되고 이 영역에 크기가 작은 용질원자들의 편석에 의하여 응력장이 완화되므로 edge 전위 및 edge 성분의 2차결합상에서 우선석출하게 된다.

Fig. 8은 S' 중간상의 석출물 주위에 misfit 전위가 나타나고 있으며 이들 전위가 cloud를 형성하고 있다. 이 cloud는 판상 S'의 평면과 관련된 misfit 전위를 나타내며 판상 S'의 외형에 영향을 받게 된다(Wheatherly들, 1968). 이와같은 misfit 전위는 모상격자와 정합관계에 있는 석출물이 성장함에 따라 격자의 어긋남이 커지게 되어 석출물과 모상 사이에 형성된다. 이와같이 misfit 전위가 형성되므로 정합에 의한 변형에너지가 완화된다. Fig. 8(c)에서 모아레무가 나타나며 이것은 적층결합이 존재한다는 것을 의미한다. 적층결합의 생성은 완전전위가 부분전위로 분리됨으로써 형성될 수도 있으며 loop로부터 변태에 의해 형성된 원자공공이 적어도 6개 이상 모여서 형성될 수도 있다.

### 결 론

Al-Cu-Mg합금의 2차결합에 미치는 시효처리조건과 2차결합과 중간상 S'와의 관계를 투과전자현미경에 의하여 상세하게 검토하여 얻은 결과는 다음과 같다.

1. 2차결합인 전위 loop, helices 및 적층결합이

시효처리에 의하여 생성되었다.

2. 전위 loop의 크기와 LFZ의 폭은 시효시간의 경과에 따라 증가하였다.

3. 중간상 S'는 전위나 2차결합상에서 우선석출하였다.

4. Misfit 전위가 중간상 S' 주위에서 형성되었다.

5. Helices는 나선전위의 상승에 의하여 형성된다고 생각되며, 반면 전위 loops는 붕괴된 disc 속으로 원자공공의 집합에 의해서나 반대부호를 가진 helices의 상호작용에 의해서 형성된다고 생각된다

### Reference

Barnes, R.S. and D.J. Mazey. 1963. Stress-Generated Prismatic Dislocation Loops in Quenched Copper. Acta Met. 11, 281~286.

Bonfield, W. and P.K. Datta. 1976. Precipitation Hardening in an Al-Cu-Si-Mg Alloy at 130 to 220°C. J. Mater. Sci. 11, 1661~1666.

Cho, H.K., S. Fujikawa and K. Hirano. 1977. Precipitation process in Al-2.0% Cu-1.1% Mg alloy. J. Jap. Inst. Light Metals 27, 263~268.

Cho, H.K. 1977. Ph. D. Thesis., University of Tohoku.

Frank, F.C. 1950. Carnegie Institute of Technology Symposium on the Plastic Deformation of Crystalline Solids. Officer of Naval Research, 89.

Hirsch, P.B., J. Silcox, R.E. Smallman and K. H. Westmacott. 1958. Dislocation Loops in Quenched Aluminium. Phil. Mag. 3, 897.

Silcock, J.M. 1960~61. The Structural Ageing Characteristics of Al-Cu-Mg Alloys with Copper: Magnesium Weight Ratio of 7:1 and 2.2:1. J. Inst. Metals 89, 203~210.

Silcox, J. and M.J. Whelan. 1960. Direct Observations of the Annealing of Prismatic Dislocation Loops and of Climb of Dislocations in Quenched Aluminium. Phil. Mag. 5, 1~23.

Suzuki, H., M. Kanno, I. Araki and S. Sokano.

- 1975a. The secondary defect structure in Al-Cu-Sn alloys. *Light Metals* 25, 384~391.
- Suzuki, H., M. Kanno, I. Araki, and K. Itoi. 1975b. Relation between secondary defect structure and precipitation of intermediate phase in Al-4% Cu-Mg alloys. *J. Jap. Inst. Light Metals* 25, 384~391.
- Thomas, G. and M.J. Whelan. 1959. Helical Dislocation in Quenched Aluminium-4% Copper Alloys. *Phil. Mag.* 4, 511~527.
- Thomas, G. 1959. Quenching Defects in Binary Aluminium Alloys. *Phil. Mag.* 4, 1213~1228.
- Weatherly, G.C. and R.B. Nicholson. 1968. An Electron Microscope Investigation of the Interfacial Structure of Semi-coherent Precipitates. *Phil. Mag.* 17, 801~831.
- Westmacott, K.H., R.S. Barnes, D. Hull and R.E. Smallman. 1961. Vacancy Trapping in Quenched Aluminium Alloys. *Phil. Mag.* 6, 929~935.
- Wilson, R.N., C.M. Moore and P.J.E. Forsyth. 1967. Effects of 0.25% Silicon on precipitation process in an Aluminium-2.5% Copper-1.2% Magnesium alloys. *J. Inst. Metals* 95, 177~183.
- Wilson, R.M. 1969. The Effects of 0.24% Silicon upon the Initial Stage of Ageing of an Aluminium-2.5% Copper-1.2% Magnesium Alloy. *J. Inst. Metals* 97, 80~86.
- 幸田成康, 1972. 合金の析出, 97~99.

### Figure Legends

#### Fig. 1a~1d

- 1a. Dislocation loops in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 200 min.
- 1b. Dislocation loops in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 400 min.
- 1c. Dislocation loops in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 1,440 min.
- 1d. Dislocation loops in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 14,400 min.

#### Fig. 3a~3b

- 3a. Loop free structure in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 240 min.
- 3b. Loop free structure in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 1,440 min.

#### Fig. 4a~4c

- 4a. Dislocation loops and helices in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 11,520 min.
- 4b. The rows of dislocation loops and helices in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 70°C for 14,400 min.
- 4c. The complexed dislocation loops and helices in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 160°C for 10min.

#### Fig. 5a~5c

- 5a. Dislocation loops and zigzag type helices in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 200°C for 1 min.
- 5b. Dislocation loops and zigzag type helices in Al-2.0wt% Cu-1.1wt% Mg alloy aged at 200°C for 10 min.
- 5c. Dislocation loops and zigzag type helices in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 200°C for 30 min.

#### Fig. 6a~6c

- 6a. S' phase precipitation on dislocations in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 150°C

for 1 min.

- 6b. S' phase precipitation on dislocations and helices in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 150°C for 10 min.
- 6c. S' phase precipitation on dislocation and grain boundary in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 150°C for 30 min.

**Fig. 7a~7c**

- 7a. S' phase precipitation in a grain boundary and on dislocations in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 200°C for 50 min.
- 7b. S' phase precipitation in the matrix in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 200°C for 100 min.
- 7c. Corrugated composite sheets of S' phase in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 200°C for 5,000 min.

**Fig. 8a~8c**

- 8a. S' phase and misfit dislocation in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 160°C for 7,200 min.
- 8b. S' phase, misfit dislocation and stacking fault in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 160°C for 14,400 min.
- 8c. S' phase, misfit dislocation and stacking fault in Al-2.0 wt% Cu-1.1 wt% Mg alloy aged at 160°C for 21,600 min.

