



7050 Al 합금의 가공열처리가 미세조직변화와 피로성질에 미치는 영향

김 문 호 · 권 숙 인

고려대학교 공과대학 금속공학과

The Effect of Thermomechanical Treatment on the Microstructural Changes and Fatigue Properties in 7050 Al Alloy

M.H. Kim and S.I. Kwun

Department of Metallurgical Engineering, Korea University

ABSTRACT

The effects of thermomechanical treatments on microstructure and fatigue properties of 7050 Al alloy were investigated. The precipitation kinetics changed to a faster rate due to cold deformation employed in this special TAHA thermomechanical treatments including pre-aging, plastic deformation and two step final-aging. The G.P. zones in the under-aged condition were cut by dislocations and dissolved during the plastic deformation. During the low cycle fatigue, the T6' condition showed cyclic hardening behavior whereas the TMT5, TMT27 and T76 conditions showed cyclic softening at above 0.7% total strain amplitudes. The ΔK_{th} value of TMT27 was improved more than two times, compared with that of T76 condition. The T6' with small shearable precipitates resulted in the markedly high ΔK_{th} value. This is thought to be resulted from dislocation reversibility and roughness-induced crack closure due to planarity of slip.

1. 서 론

최근에 종합산업인 항공산업 및 모든 운송기 분야의 주요 소재로서 비강도 및 고장력의 특성을 갖는 많은 고장력 Al 합금이 개발되어 왔다. 7050 Al 합금은 1970년대 Alcoa¹⁾에 의해 처음 개발되어 현재 우수한 강도를 목적으로 하는 T76, 응력부식균열저항성을 목적으로 과시효쪽의 T73 과 이들의 중간열처리 정도의 T74 등의 열처리로 주요 항공소재에 쓰이고 있다. 일반적으로 Al 합금은 under aging 시 부식성분위기에서 거의 예외없이

입계파괴를 일으키지만 시효가 진행됨에 따라 내식성이 양호해진다. 그러나 피로성질은 이와는 반대로 과시효 쪽으로 갈수록 피로균열저항성이 악화된다^{2,3)}. 즉 시효 온도가 높고 시효시간이 증가할수록 파괴인성, 응력부식균열저항성등의 2차적인 성질의 향상을 가져오나 강도 및 피로저항성 특히 피로균열전파의 관점에서 가장 중요한 ΔK_{th} 값의 감소를 가져온다는 문제점을 지니고 있다⁴⁾. 이러한 관점에서 본 연구는 과시효 가공열처리 (thermomechanical treatment)를 행하여 미세조직을 변화시킴으로써 2차적인 성질의 향상과 함께 ΔK_{th} 값의

향상을 추구하면서 미세조직변화와 피로성질간의 보다 근본적인 관계를 연구하였다.

2. 실험방법

본 실험에 사용된 소재는 인발가공된 7050 Al 합금으로 화학조성은 Table 1과 같다. 가공열처리조건은 477°C에서 2시간 용체화처리한 시편을 105°C에서 6시간으로 고정시켜 예비시효를 행하였다. 이는 DI Russo, Markus⁵⁾등의 4원계 Al 합금에서 예비시효의 적정조건을 참고로 하였다. 이후 가공은 냉간압연으로 가공량 0%~27%까지를 변수로 하였으며 냉간가공을 한뒤 최종시효는 2단계로 121°C에서 4시간한 뒤 163°C에서 5~30시간까지의 변수로 하였다. 위의 각 조건에 대하여 기계적성질과 부식성을 예측하기 위해 경도와 전기전도도실험을 행하였으며 기존의 T76 조건의 자료와 비교하여 전기전도도 및 경도값의 조합이 가장 적절하다고 생각되는 121°C × 4hr + 163°C × 15hr을 본 실험의 최종시효조건으로 정하였다(Table 2 참조). 또한 석출물의 종류가 피로성질에 미치는 영향을 조사하기 위하여 비교 미세조직으로서 기존의 T6 처리보다 덜 시효처리가 되도록 105°C × 6hr + 121°C × 4hr의 시효처리를 행하여 이를 T6'처리라 명명하였다. 이렇게 시효처리된

미세조직의 석출물은 전부 전위에 의해 전단가능한 G. P.대만으로 형성되었으리라 사료된다. 경도 실험은 Rockwel 경도 B scale로, 부식성 예측을 위한 전기전도도실험은 Magna Flux의 Al 합금 전용 전기전도도 측정기를 이용하였다. 시편의 미세조직은 광학현미경, 열분석기(DSC), 투과전자현미경(TEM)을 사용하여 관찰하였다. 광학현미경 관찰시 화학부식액으로는 Keller⁶⁾시약을 사용하였다. 또한 가공열처리에 따른 석출물의 종류를 조사하기 위하여 가공열처리의 각 시효주기마다 시차열분석실험을 하였다. 즉 105°C × 6hr(TA), 105°C × 6hr + 121°C × 4hr(TAA), 105°C × 6hr + 121°C × 4hr + 163°C × 15hr(T76 조건), 105°C × 6hr + 27%가공(TAH), 105°C × 6hr + 27%가공 + 121°C × 4hr(TAHA), 105°C × 6hr + 27%가공 + 121°C × 4hr + 163°C × 15hr(TMT27조건)의 6개 조건에 대하여 Dupont 9900 열분석기를 이용하여 승온속도 10°C/min으로 상온부터 530°C까지 승온시켜가며 시차열분석실험을 행하였다. 저주기피로 시험은 시편에 extensometer를 장착 Δε/2 = 0.5%, 0.7%, 0.9%, 1.1%의 일정변형률하에서 변형률제어로 하였다. 피로균열전파실험은 주파수 30Hz, 응력비 0.05, 실내온도 20°C에서 하중재어로 행하였으며 sine 파형을 사용하였다. 이때 균열길이는 40배의 이동현미경을 사용하여 측정하였다. 기계가공된 노치도입의 영향을 줄이기 위하여 항복응력의 20% 이하의 응력으로 0.5~0.9mm의 피로예비 균열을 도입한 후 하중감소법으로 ΔK를 줄여 나가며 ΔK_{th}를 측정하였다. 이때 하중감소는 10% 이내로 줄여 갔으며 하중을 줄인 후에는 이전 하중시의 피로 소성역의 약 3배 이상이 지난후에 균열전파속도를 측정하였다. 특히 ΔK_{th} 부근에서는 5% 이내로 하중을 줄여 나갔다. 이때 피로 소성역의 크기는 3r_p = π/32(ΔK/σ_{ys})²으로 계산하였을 때⁷⁾ 대략 0.001~0.01mm 정도의 작은 범위였다. ΔK는

Table 1. Chemical Compositions of the 7050 Al Alloy in Weight Percent.

Cu	Mg	Zn	Zr	Ti	Fe	Si	Mn	Al
2.27	2.13	6.20	0.072	0.012	0.041	0.051	0.0056	Bal

Table 2. Values of hardness and electrical conductivity after TMT.

aging time at 163°C (hr)	amount of cold rolling				
	0%	5%	10%	20%	27%
5	93.5/33.8	90.0/35.5	90.0/35.1	88.5/37.0	88.5/36.9
10	93.0/36.3	87.0/38.2	86.5/38.1	85.5/39.4	85.0/39.2
12	92.0/36.9	87.0/38.3	85.0/39.2	84.0/40.0	84.0/39.5
15	90.5/37.8	85.0/39.1	83.5/39.0	81.5/40.1	81.5/40.3
20	88.5/39.1	82.5/39.8	82.0/40.0	80.0/41.0	80.0/41.0
30	86.0/39.6	80.5/40.6	79.0/40.8	76.5/41.4	77.0/41.4

$$\Delta K = \frac{\Delta P \sqrt{a}}{W \cdot t} 5\sqrt{\pi} \{20 - 13(a/W) - 7(a/W)^2\}^{-1/2}$$

로 나타나는 Pook의 유한폭 교정인자⁸⁾를 사용하였으며 이때 a는 균열의 길이, W는 시편의 폭, t는 시편의 두께, ΔP는 하중범위(P_{max} - P_{min})이다. ΔK_{th}를 측정 한 후에는 하중을 약간 증가시킨 뒤 일정 하중하에서 균열길이가 전체 시편폭의 60%가 될때까지 피로균열전파실험을 계속 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 경도, 전기전도도, 인장성질

본 실험의 최종시효조건인 $121^{\circ}\text{C} \times 4\text{hr} + 163^{\circ}\text{C} \times 15\text{hr}$ 을 거친 T76 및 가공을 각각 5%, 10%, 20%, 27% 한뒤 2단계 최종시효(가공열처리)를 행한 TMT5, TMT10, TMT20, TMT27의 시편에 대한 경도변화와 전기전도도변화를 Fig.1에 나타내었다. T76(가공량 0%)의 경우 $H_{RB} = 90.5$ 로 높은 경도값을 나타내었으며 가공량이 증가함에 따라 경도치는 감소하는 반면 전기전도도(IACS%)는 점차로 증가하였다. 이는 가공시 증가된 격자결함이 최종시효시 석출반응을 가속화시켜 과시효가 일어나 석출경화효과가 감소했음을 암시한다. 또한 전기전도도 증가는 응력부식균열저항성의 향상⁹⁾을 의미하므로 가공량이 증가함에 따라 응력부식에 대한 저항성이 양호해짐을 알 수 있다. Table 3은 각 조건의 인장실험결과와 경도실험결과이다. T6'의 경우 가장 높은 항복강도와 인장강도를 나타내었으며 가공열처리를 한 경우에는 가공량이 가장 많은 TMT27이 43.70kg/mm^2 의 다소 낮은 항복강도값을 나타내지만 전기전도도와 연신율은 다소 우수한 것으로 나타났다.

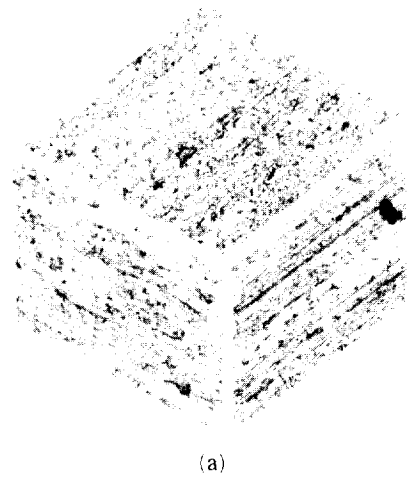
3.2. 미세조직

Photo 1의 삼차원적 광학현미경사진은 가공열처리에 의해 세2상의 크기 및 분포를 매우 균일하게 조절할수 있다는 것을 잘 보여주고 있다. 가공열처리를 하지 않은 T76의 경우 조대한 중간상 재재물이 인발방향으로 길게

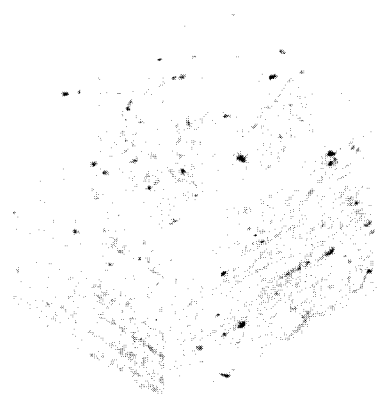
나열되어 있었으며 입자 또한 상당량 늘어져 있는 미세

Table 3. Mechanical Properties of each Treatment.

	YS (Kg/mm ²)	UTS (Kg/mm ²)	Elongation (%)	Hardness (H _{RB})
T6'	55.02	65.82	13.6	92.5
T76	51.97	57.57	11.9	90.5
TMT5	47.52	54.13	11.3	85.5
TMT10	45.23	52.08	14.6	83.5
TMT20	43.37	50.13	12.1	81.5
TMT27	43.70	48.74	13.1	81.5



(a)



(b)

Photo 1. Three-dimensional optical micrograph showing grain structure.

(a) T76 (b) TMT27

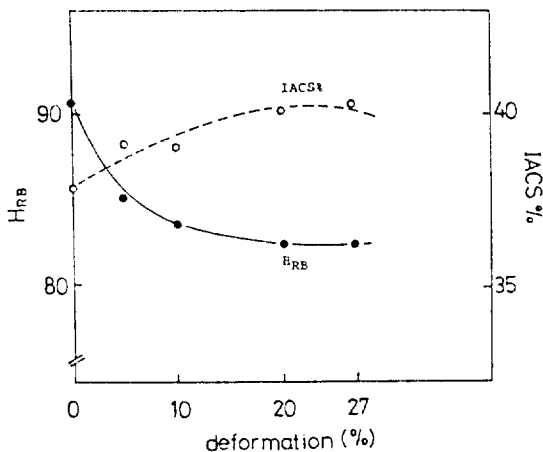


Fig.1. Hardness of TMT specimens.

조직을 갖고 있는 반면 가공열처리를 행한 TMT27의 경우 제2상의 분포가 매우 균일하고 부피분율 또한 크게 감소하였으며 그 크기도 미세해졌다. 7050 Al 합금은 시효가 진행됨에 따라 과포화용체로부터 G.P.대 \rightarrow η' \rightarrow η 상으로 석출물의 변화가 일어난다¹⁰⁾. 본 실험의 가공열처리에 따른 석출물의 변화를 조사하기 위하여 시차열분석(DSC)을 이용한 결과 Fig.2와 같은 결과를 얻었다. 기저선을 중심으로 아래쪽은 발열반응 즉, 석출물들의 생성을 나타내며 위쪽은 석출물의 용해를 나타내주는 흡열반응이다. TA(예비시효만 행한 상태)의 경우와 under 시효를 행한 TAA(T6')의 경우에는 173°C를 중심으로 한 G.P.대의 용해에 의한 흡열반응 peak, 230°C 부근에서 η' 상의 생성 및 η' 상에서 η 상으로 변태로 인한 doublet의 발열반응 peak와 주로 η 상의 용해로 인한 300-500°C 영역의 흡열반응 peak로 나뉘어진다. 한편 TAH(예비시효 + 27%가공상태)의 경우 TA 시편과는 달리 G.P.대의 용해로 인한 흡열반응 peak는

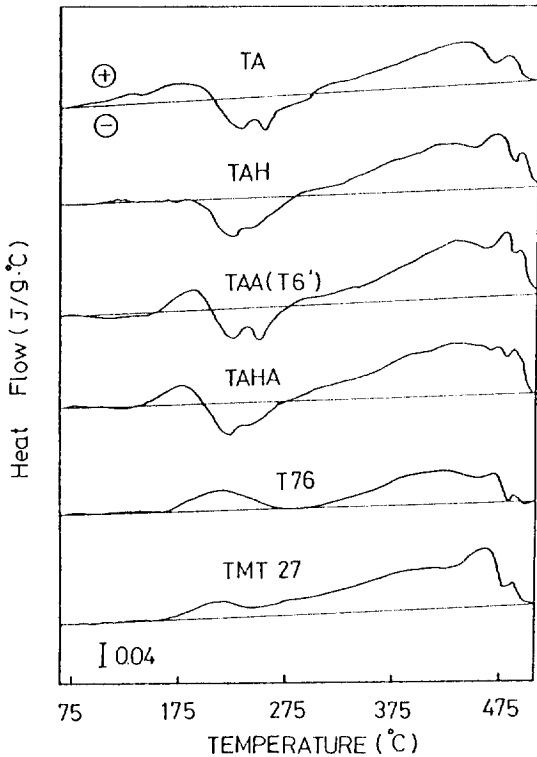
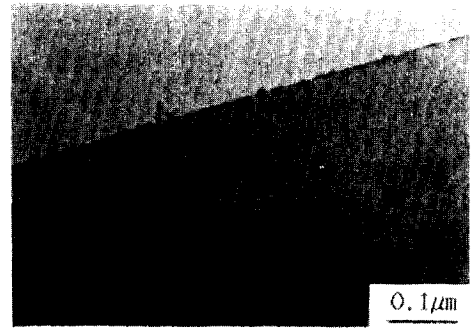
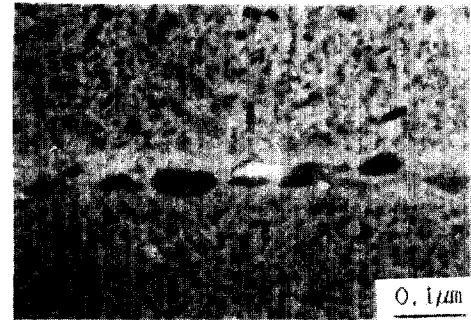


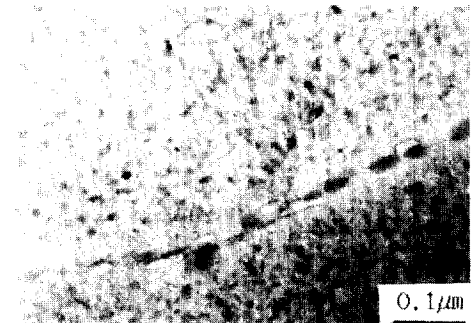
Fig.2. Thermograms showing effect of TMT on precipitation.



(a)



(b)



(c)



(d)

Photo 2. TEM micrographs showing matrix structure.

(a) T6' (b) T76 (conventional) (c) T76 (d) TMT27

나타나지 않고 직접 η' 상의 형성으로 인한 발열반응 peak가 처음 나타났다. 이는 TAH 시편의 경우 가공 전 시효에 의한 기지석출물인 G.P.대가 27%가공에 의해 존재하지 않음을 나타낸다. 그러나 흥미로운 사실은 가공을 행한 후 다시 시효처리한 TAHA에서는 G.P.대의 용해 peak가 다시 나타났다는 것이다. 한편 T76의 경우는 η' 상 용해로 인한 흡열반응 peak와 η 상의 용해 peak를 나타내었다. 그리고 TMT27의 경우 T76와 유사한 곡선을 얻었으나 η 상의 용해 peak가 매우 크게 나타났다. 이러한 가공열처리에 따른 석출물의 거동에 대해서는 다음절에서 자세히 검토하겠다. Photo 2는 투과전자현미경에 의한 입계구조와 석출물의 형태를 보여주고 있다. T6'의 경우 입계를 따라 미세한 입계석출물을 볼 수 있으며 입내석출물은 이보다도 더욱 미세하였다(Photo 2(a)). 본 실험에서의 단계시효처리한 T76의 경우(Photo 2(c)) 예비시효 없이 $121^{\circ}\text{C} \times 6\text{hr} + 163^{\circ}\text{C} \times 16.5\text{hr}$ 처리한 기존의 T76(Photo 2(b))에 비하여 η 상의 입계석출물의 크기가 다소 작았으며 무석출물대(PFZ) 또한 다소 좁게 나타났다. 한편 TMT27의 경우(Photo 2(d)) 입내석출물의 크기는 T76 조건에 비하여 조대하여 입계석출물과의 크기와 비슷하였으며 이는 가공으로 인해 과시효가 일어났음을 나타내며 이로 인해 경도와 항복강도가 감소한 것은 앞절에서 언급한 바와 같다. 이는 석출형 Al 합금에서 가공은 석출반응을 kinetic적으로 가속화시킨다는 기존의 보고¹¹⁾와도 일치한다. 또한 TMT27의 조건에서는 무석출물대는 거의 관측되지 않았다. Photo 3은 가공량의 변화에 따른 입내전위조직의 변화를 보여주는 사진으로 가공량이 증가함에 따라 전위조직은 더욱 조밀하고 치밀해져 균일한 전위구조를 이루는 것을 알수 있으며 가공의 흔적을 나타내는 전위루프나 전위 dipole의 밀도가 높아지는 것도 확인할 수 있었다. 그러나 가공한 순수 Al에서 많이 볼 수 있는 셀(cell)구조¹²⁾를 나타내는 경향은 없었다. 이상의 가공열처리에 따른 미세조직 변화관찰로 부터, 예비시효는 G.P.대를 형성시키며 이후 가공시 G.P.대는 이동전위에 의해 전단되어 재용입(reversion)현상^{13,14)}을 일으킨다. 이는 예비시효상태의 TA 시편과 27% 가공된 TAH 시편의 열분석실험(Fig. 2참조)으로 부터 확인할 수 있었다. 또한 T76 조건은 η' 를 주석출물로한 $\eta' + \eta$ 상을 갖고있는 반면 가공은 최종시효시 시효반응을 가속화시켜 가공량 27%의 TMT27의 경우에는 η 를 주석

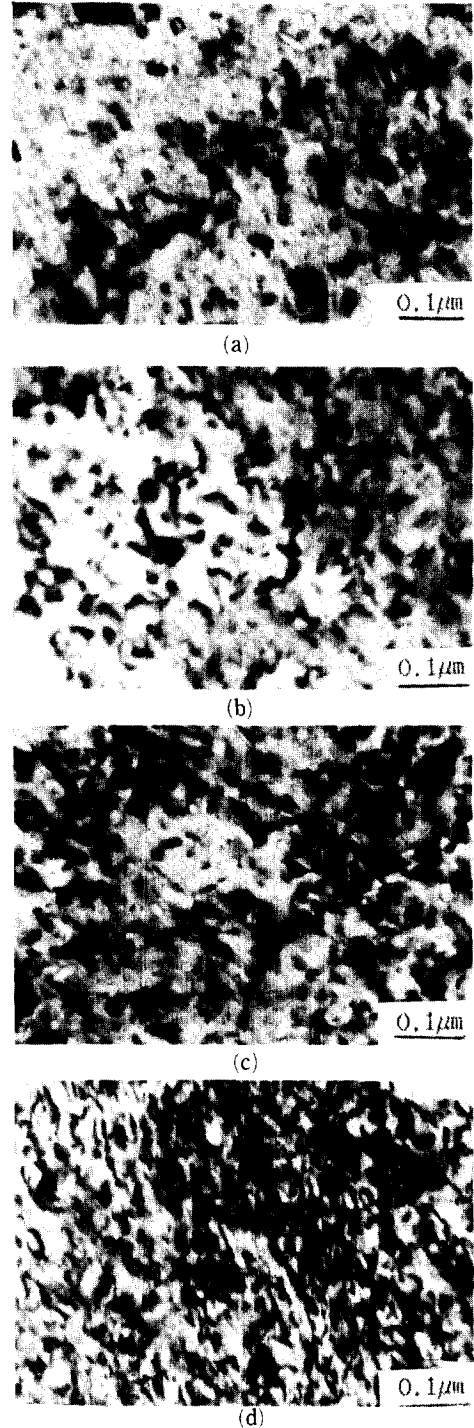
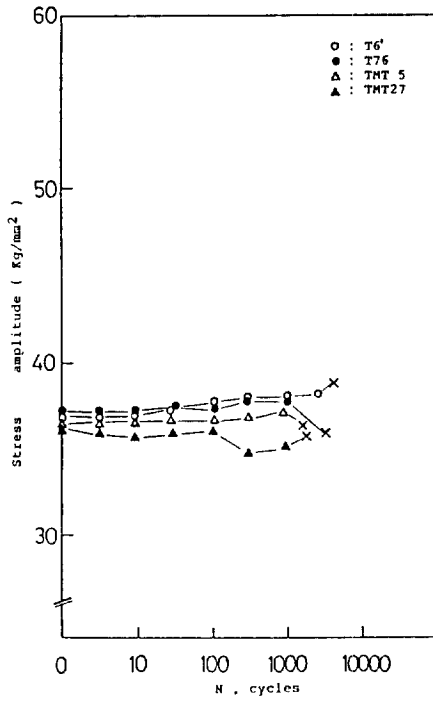
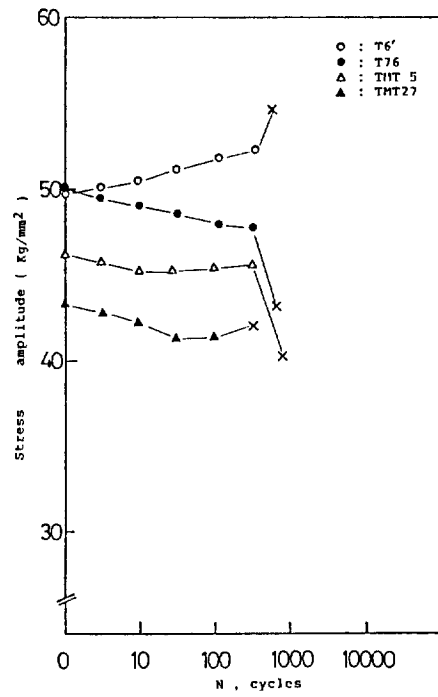


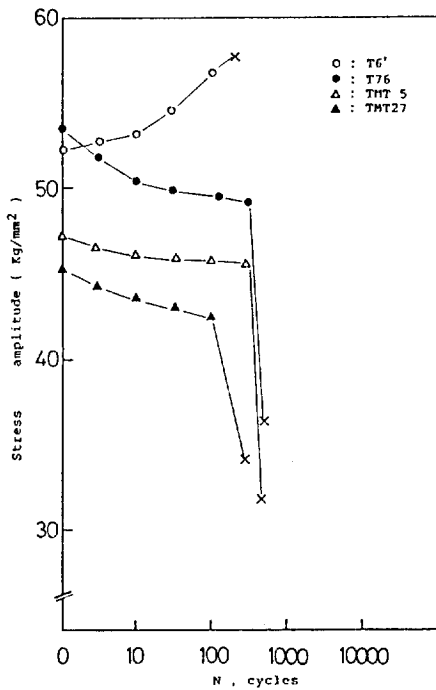
Photo 3. TEM micrographs showing dislocation substructure.
(a) TMT5 (b) TMT10 (c) TMT20 (d) TMT27



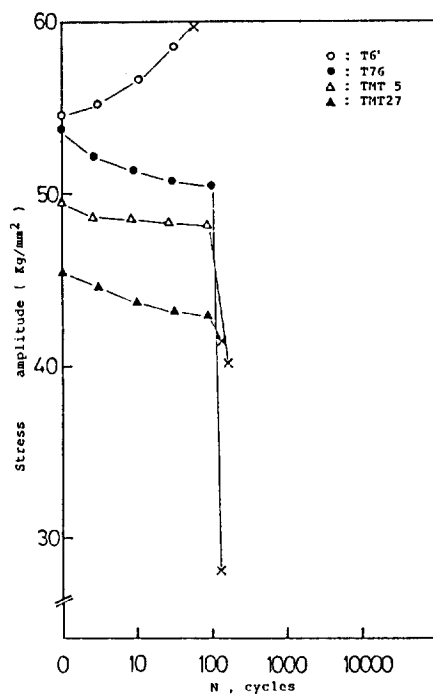
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 3. Stress response curves at constant strain amplitudes.
 (a) 0.5% (b) 0.7% (c) 0.9% (d) 1.1%

출물로 한 $\eta' + \eta$ 상을 갖고있음을 각 시편의 열분석결과 η' 과 η 상의 용해로 인한 peak의 상대적 크기로 부터 알 수 있었다(Fig.2).

3.3. 저주기피로실험

T6', T76, TMT5, TMT27에 대한 일정 변형율진폭에서의 저주기피로실험결과를 Fig.3에 나타내었다. 변형율진폭 $\Delta\epsilon/2 = 0.7\%$ 이상에서 T76, TMT5, TMT27은 사이클에 따라 반복응력치가 점차로 감소하는 반복연화현상을 나타내는 반면, T6'은 사이클에 따라 반복응력치가 증가하는 반복경화현상을 나타내었다.

TMT27의 경우 지지내의 석출물은 과시효로 주로 η 상을 생각할 때 η 상은 전위에 의해 전단되지 않으므로¹⁵⁾ 반복연화현상은 가공시 도입된 전위구조내의 반대부호 전위가 피로시 서로작용 소멸함으로써 전위밀도 감소로 인한 것으로 사료되며 이는 피로실험 전과 후의 전자현미경사진(Photo 3과 4)으로 부터 알수가 있다. η' 상을 주로한 $\eta' + \eta$ 상의 기지조직을 갖는 T76의 경우 Photo 4에서 볼수 있듯이 피로시 수많은 전위가 생성하였으나 반복연화현상을 나타내었다. 이는 일부 상이 피로도중 전위에 의해 전단되어 석출경화의 능력을 상실하였음을 암시하며 열분석 실험을 통해서도 확인 할수 있었다. 즉 변형율 0.9%하에서의 피로실험 후의 시편에 대한 시차열분석(DSC)결과인 Fig.4에서 볼수 있듯이 T6'의 경우 피로실험 전과(Fig.2) 비교할 때 대부분의 G.P.대는 재용입 현상을 일으켜 G.P.대 용입 peak

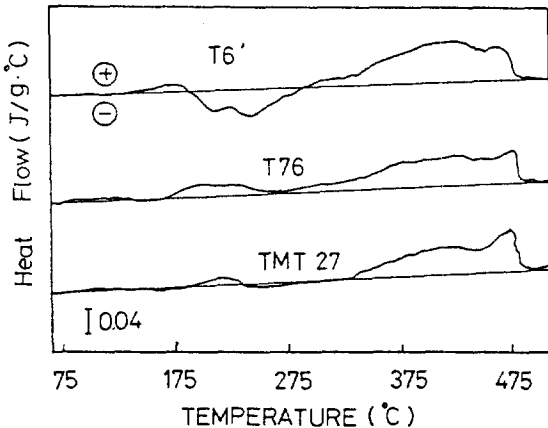
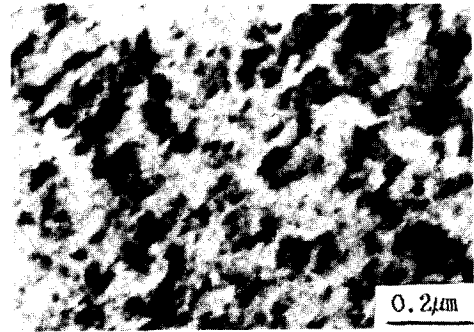
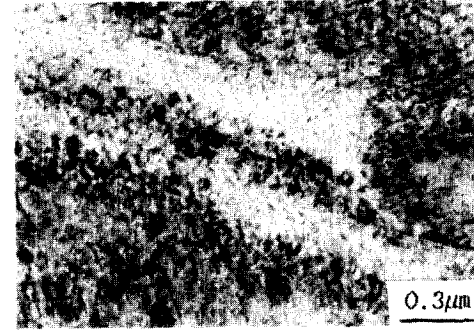


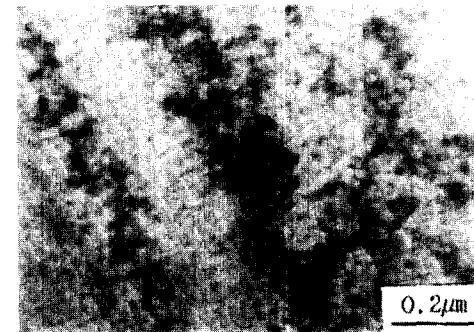
Fig.4. Thermograms showing effect of fatigue damages at 0.9% strain amplitude on microstructure.



(a)



(b)



(c)



(d)

Photo 4. TEM micrograph showing the fatigued structure.

(a) T76 (b) T76 (c) TMT27 (d) TMT27

의 크기가 매우 작아진것을 알수 있다. 이렇게 피로도 중 G.P.대와 η' 석출물이 용해된다는 사실은 T6에 가까운 가공열처리를 행한 7050 Al 합금에서의 보고¹⁶⁾와 유사하다. 한편 T76 및 TMT27의 경우 피로후의 곡선의 형태가 피로 전과 유사하나 이들 석출물의 용해에 의한 흡열량이 감소한 것을 보아 일부 η' 상이 피로에 의해 전단되었음을 알 수 있다. 한편 T6'의 경우에는 석출물이 이동전위의 장애물 역할을 거의 하지 못하는 미세한 전단가능한 G.P.대이므로 기지가 단일상일 때와 같은 유사한 거동을 일으켜 피로시 균일한 소성변형을 일으키며 생성되는 전위의 증가¹⁷⁾와 이들간의 반응 및 피로로 인한 격자결함들간의 단범위 응력장으로 인하여 반복경화가 일어난 것으로 사료될 수 있다. 또한 기지조직은 미시효되었기 때문에 과포화된 용질을 상당량 갖고 있다는 것을 생각할때 반복변형에 의한 석출도 가능하며 반복변형유기석출로 인한 반복경화¹⁸⁾가 일어날수도 있겠으나 본 연구에서는 이를 확인치 못하였다.

3.4. 피로균열전파실험

ΔK 에 따른 피로균열전파속도를 Fig.5에 나타내었다. 그리고 기준하는 균열이 전파하지 않는 임계조건을 나타내어주는 ΔK_{th} 값은 Table.4에 나타내었다. 기지의 석출물이 G.P.대인 T6'(under aged)이 16.3kg/mm^{3/2}로 가장 높았으며 가공열처리를 하지않은 T76가 4.2kg/mm^{3/2}로 가장 낮았다. 또한 가공량이 증가함에 따라

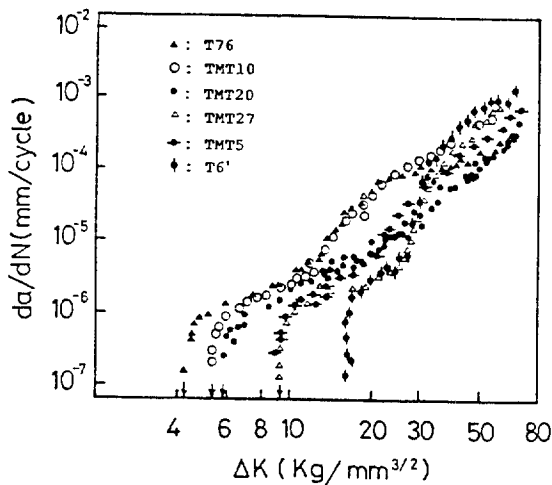


Fig.5. Near-threshold and stage I fatigue crack growth rate for different conditions.

Table 4. ΔK_{th} Values of each Treatment.

	unit : kg/mm ^{3/2}
	ΔK_{th}
T6'	16.3
T76	4.2
TMT5	8.9
TMT10	5.3
TMT20	5.7
TMT27	9.3

ΔK_{th} 값은 점차 증가하여 TMT27의 경우 가공열처리를 행하지 않은 T76에 비하여 무려 220%의 큰 향상을 가져왔다. 그러나 TMT5는 이러한 경향과는 달리 ΔK_{th} 값이 8.9kg/mm^{3/2}로 매우 높게 나타났다. 균열전파의 측면에서 조대한 개재물은 작은 변형으로도 쉽게 깨어지거나 이들 주위에 공동(void)이 쉽게 형성되어 균열의 우선적인 경로가 된다^{19,20)}. 즉 피로균열전파는 이들 조대한 제2상 주위의 공동 형성과 이들의 연결에 의해 전파하거나 활동적인 슬립면에서의 전위의 이동에 의한 슬립거동에 의해 균열성장이 일어난다. Photo 5는 ΔK_{th} 부근에서의 피로파면사진이다. T76 파면의 경우 파형슬립의 양상과 함께 공동생성과 이들의 연결에 의한 균열전파양상을 볼수가 있다. 또한 가공량이 증가함에 따라 슬립거동이 더욱 크게 나타나는데 TMT27 경우 피로시험전 가공열처리시 도입된 조밀한 전위조직과 피로시의 가동전위의 상호작용으로 제2상의 영향이 상당량 배제되어 거의 슬립에 의한 파면을 나타내고 있으며 또한 평면 슬립이 발달하여 입내에 많은 facet이 발달했음을 알수 있다. 이러한 결과는 7050 Al 합금에서 강도를 중요시하는 T6 중심의 가공열처리결과²¹⁾와도 일치한다. 더욱 균열진행방향 뿐만 아니라 측면방향으로도 파면거칠기가 매우 커서 균열선단에서의 파면거칠기에 의한 균열단합현상²²⁾이 매우 커 TMT27은 높은 ΔK_{th} 값을 가질 수 있었다고 사료된다. T6'의 경우도 TMT27와 유사한 형태의 파면을 나타내었는데 이로 미루어 T6' 또한 균열단합현상이 클것으로 예상된다. 또한 T6'은 전위에 의해 전단가능한 정합 G.P.대를 갖고 있으므로 전위의 가역성(reversibility)²³⁾이 어느 조건보다 많이 일어나 하중시 전방으로 이동한 많은 수의 전위가 역방향하중시 쉽게 뒤로 후퇴하여 균열성장이 어려울 것이다. 이와같은 이유로 T6'의 경우 파면거칠기와 전위의 높은



(a)



(b)



(c)



(d)

Photo 5. SEM fractography of different conditions near ΔK_{th} . Arrows indicate the directions of crack propagation.
 (a) T76 (b) TMT20 (c) T6' (d) TMT27

가역성으로 인하여 가장 높은 ΔK_{th} 값을 갖게된 것으로 사료된다.

4. 결 론

미시효와 과시효쪽 가공열처리를 통해 7050 Al 합금의 미세조직을 변화시켜가며 피로시험을 한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 가공열처리에서 2차시효시 가공으로 인한 격자결함으로 석출반응이 가속화 되었으며 미세한 G.P.대는 가공시 이동전위들에 의해 재용입현상을 일으켰다.

2) 저주기 피로시험시 0.7% 변형률전폭 이상에서 T6'은 반복경화를 보인 반면 T76, TMT5, TMT27는 반복연화를 보였다.

3) 준안정상인 η' 의 일부는 피로시 이동전위에 의해 전단이 일어나 용입되었다.

4) 낮은 응력하에서 피로균열선파저항성을 나타내주는 ΔK_{th} 값은 기존의 열처리에 비해 가공열처리한 TMT27의 경우 220%의 향상을 가져왔다.

5) 피로시 전위에 의해 전단이 가능한 G.P.대 석출물을 갖고 있는 T6'은 피로시 슬립의 가역성이 좋아 제일 높은 ΔK_{th} 값을 나타내었다.

6) 가공열처리를 통하여 전위의 도입, 시효반응의 가속화, 무석출물대의 제거 및 제2상의 균일한 분포를 가져와 7050 Al 합금의 정적기계적성질의 향상과 함께 피로 성질을 개선할 수 있었다.

5. 참 고 문 헌

1. Metal Prog., July (1974) 53.
2. G.R. Yoder, L.A. Cooley and T.W. Crooker : Scripta Met., 16 (1982) 1021.
3. S.Suresh, A.K. Vasudevan and P.E. Bretz : Met. Trans., 15A (1984) 369.
4. E.Zaikin and R.O. Ritchie : Met. Trans., 16A (1985) 1467.
5. E.Di Russo, M.Conserva, F.Gatto and H.Markus : Met.Trans., 4 (1973) 1133.
6. Metal Prog., Mid-June (1977) 141.
7. J.R. Rice : ASTM STP., 415 (1967) 247.

8. L.P. Pook : Int. J. of Frac. Mech., 4 (1968) 295.
9. ASM 4340B.
10. L.F. Mondolfo : J. Inst. Metals., 97 (1969) 95.
11. K.Welpmann, G.Lutjering & W.Bunk : Influence of TMT on Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Aluminum Alloys, DLR-FB 77-50.
12. P.K. Liaw, M.E. Fine, M.Kiritani and S.Ono : Scripta Met., 11 (1977) 1151.
13. P.Forsyth : Acta Met., 11 (1963) 703.
14. K.Minakwawa and A.McEvily : Acta Met., 15 (1981) 633.
15. J.M. Papazian, R.J. Deiasi and P.N. Alder : Met. Trans., 11A (1980) 135.
16. 조준식, 권숙인, 신명철 : 대한금속학회지, 27 (1989) 463.
17. K.V. Jata and E.A. Starke, Jr : 3rd Int. Al-Li Conference, (1985) 247.
18. H.D. Chandler and J.V. Bee : Acta Met., 35 (1987) 2503.
19. J.T. Staley : ASTM STP 605., 71.
20. P.J.E. Forsyth : The Physical Basis of Metal Fatigue, 143 (1969).
21. 조준식, 권숙인, 정영훈, 이용연 : 대한금속학회지, 27 (1989) 60.
22. R.O. Ritchie and S.Suresh : Met. Trans., 13A (1982) 633
23. J.Lindigkeit, A.Gysler and G.Lutjering : Met. Trans., 12A (1981) 1631.