

7075-Al 합금에 대한 가공 열처리 효과에 관한 연구

* 崔承哲 ** 姜春植

Effects of Thermomechanical Treatment on 7075-Al Alloy

S.C.CHOI, C.S.KANG

College of Engineering, Seoul National University
Seoul, Korea

Abstract

In this paper tensile strength and fatigue propagation rate were investigated by aging treatment (T_6) and thermomechanical treatment (TMT) of 7075-Al Alloy specimen.

The results of test showed that TMT improved tensile strength and fatigue crack propagation due to homogenization of microstructure.

In TMT, the results of comparison between T-H' AHA and T-AHA and T-AH... and T-HA... were showed that T-AHA and T-AH... treatments, after solution treatment, which are aging treated before rolling have higher tensile strength.

Our investigation on high temperature stability at the Specimen for T_6 , T-AHA, T-AH... treatments resulted in rapid reduction of tensile strength over 150 $^{\circ}C$, but the reduction of tensile strength for specimen of TMT was smoothed than T_6 .

1. 서론

종래의 구조용 고강도 재료에는 각종 철합금이 주로 사용되어 왔으나, 재료의 경량화 경향에 따라 최근에는 고강도 가공용 알루미늄 합금으로 대체되고 있는 실정이다.

즉 오늘날 항공기, 차량 및 선박등의 여러가지 구조재에는 고력 알루미늄합금이 실용화되고 있다.

이와 같은 각종 장비나 기계부품들은 동 하중을

받는 상태에 있게 되므로 고강력 재질이 요구된다. 다시 말하면 강도, 인성, 응력부식저항, 피로균열 성장속도 등이 중요시되는 재료라 하겠다.

그러나 이들 각종 알루미늄 합금재료는 열처리, 표면처리, 소성가공 등의 각종 강화공정을 거치게 되어 취성이 높은 상태로 되므로 동 하중에 의하여 그 강도가 떨어지는 결함이 있다. 그 결과 항복응력 보다 훨씬 낮은 응력에서도 반복하중을 받으면 국부적으로 미세균열이 발생하기 시작해서 피로파괴에

** 서울대학교공과대학교수

* 서울대학교대학원생

이른다. 모든 소재는 본질적으로 금속학적 미세결합들이나 가공시 낮치 및 균열등을 갖고 있으며 이들이 피로파괴에 결정적 역할을 하고 있음은 주지의 사실이다.

이와 같은 고력 알루미늄 합금의 성질을 향상시키는 데는 가공 열처리 (Thermomechanical Treatment, TMT)^(1-5, 13-14, 19-23)가 효과적이라는 많은 보고가 나와 있다.

알루미늄 합금의 TMT에는 잉고트를 TMT 하여 미세한 등축결정립을 얻어 연신율 및 파괴인성을 증가시키는 ITMT(Intermediate Thermomechanical Treatment)^{1,2)}와 용체화 처리후 급냉시켜 석출을 일으키는 과정에서 가공과 시효를 반복하여 미세한 석출물과 전위밀도를 증가시켜 강도를 향상시키는 FTMT(Final Thermomechanical Treatment)가 있다.

본 연구에서는 일반적인 시효처리 보다 좋은 기계적 성질을 얻기 위해 시효경화현상에 미치는 변형의 영향을 검토하였다.

2. 실험방법

2-1 실험재료

사용한 재료는 두께 12 mm의 압출판재로써 그 화학성분은 Table 1 과 같다.

<Table 1> Chemical composition of 7075-Al alloy.

Composition	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Mn	Si
wt %	bal	5.60	2.72	1.63	0.28	0.10	0.053	0.15

2-2. 실험장치

시료의 용체화처리 (Solution Heat Treatment) 와 소둔 (Annealing) 처리는 시료표면의 탈산을 방지하기 위해 염욕로를 사용하였으며 염욕의 용융점을 낮추기 위해 ⁶⁾ KNO₃ 와 NaNO₃ 를 1 : 1 로 혼합한 염을 사용하였다.

그리고 시효와 안정화처리에서는 처리온도가 250 ℃ 이하이므로 염욕대신 Silicon Oil을 사용

하였다.

열처리로의 온도편차는 ± ℃이었으며 시편을 될 수 있는 한 온도계 근처에 놓아 기록온도와 실제 시편온도와의 차이를 적게 하도록 노력하였다.

Fig.1 에 본 실험에 사용한 염욕로장치⁷⁾를 설명하였다.

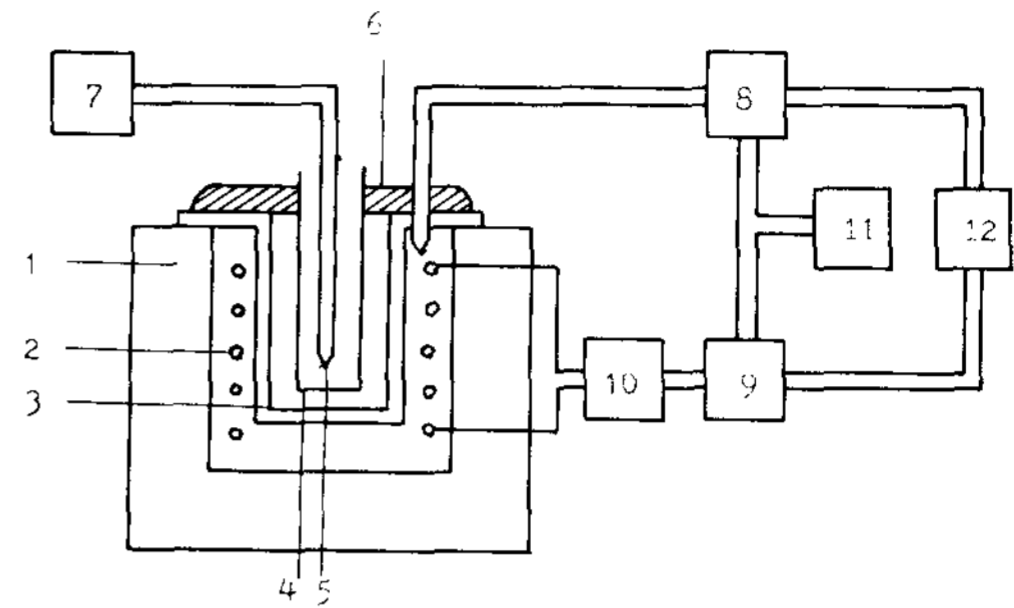


Fig-1; Experimental apparatus for heat treatment.

1. salt bath furnace
2. nichrome wire
3. salt bath
4. thermocouple
5. furnace lid
6. temperature recorder
7. automatic temperature controller
8. electro-magnetic switch
9. transformer
10. A.C. 220V
12. A.C. 100V

2-3. 가공 열처리 (TMT) 및 안정화처리

2-3-1. TMT

용체화처리는 염욕로에서 467 ± 1 ℃로 45분간 가열한 후⁸⁾ 수냉하였다. T₆(T-A)처리는 용체화처리 후에 124 ℃에서 24 시간 동안 인공시효시켰다.

본 논문중 T-AHA 처리란 용체화처리 후 100 ℃ 1 시간의 인공시효 (A) 를 거치는 과정을 말하며, T-H' AHA 처리란 용체화처리 후 먼저 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14 및 16 %로 냉간압연 (H') 하고 100 ℃ 1 시간의 인공시효 (A) 다음에 다시 11.5 %, 냉간압연 (H) 과 124 ℃, 13 시간의 인공시효 (A) 를 거치는 과정을 뜻한다.

T-AHAHAHAH 와 T-HAHAHAHAH 의 처리는 모두 용체화처리한 후 5 % 냉간압연 (H) 과 124 ℃ 6 시간의 인공시효 (A) 를 반복한 처리과정을 말한다.

2-3-2. 안정화처리

T₆ T-AHA, T-AH...처리한 시편을 각각 25℃, 100℃, 150℃, 200℃, 250℃에서 100시간동안 가열한 후 공냉시켜 인장시험을 하였다.

2-4. 인장 및 피로시험

2-4-1. 인장시험

처음의 압출판재 (12mm 두께) 를 430℃에서 3시간동안 완전소둔한 후 약 50% 압연하여, TMT 하였을 때 마지막 인장시편의 두께가 5mm 되도록 처음의 두께를 조절하였다.

인장시험은 10 ton의 Load Cell 을 사용한 만능인장시험기 (Universal Instron Model 1125) 를 사용하였으며 크로스헤드 (Cross Head) 속도는 2mm/min 로 하였다.

인장시편은 ASTM 규격⁹⁾의 Subsize 를 취하였으며 인장방향이 압연방향과 90°의 각도가 되도록 제작하였다.

2-4-2. 피로시험

피로시편은 인장시험과 동일한 조건에서 두께를 5mm로 감소시킨 후, 343℃에서 30분간씩 반복하여 Stress Relief Annealing 을 시키면서 TMT 후의 최종두께가 2mm 되도록 가공하여 중앙균열인장시편¹⁰⁾ (CCT Specimen)으로 제작하였다.

시편의 중앙-notch (Center-Notch) 는 방전가공하고 표면은 Polishing 하였으며 균열부의 측정은 1/100mm까지 측정할 수 있는 좌우이동현미경 (Traveling Microscope) 을 사용하였다.

최대하중 (Pmax) 은 본 실험재료의 항복강도 이하인 0.5 Ton 을 사용하였으며 (6.76 kg/mm²) R (=Pmin / Pmax) 값은 0이 되게 하고 응력주파수 (Load Cycles) 는 25 Hz를 사용하였다.

Fig.2 에서 D로 표시된 예비균열은 0.6mm로 하였으며 피로시험방향과 압연방향은 90°의 각도를 이루게 하였다.

중앙균열 인장시편에 대한 응력확대계수는 다음 식¹⁰⁾을 이용하였으며

$$\Delta K = \Delta F / B \left(\frac{\pi \alpha}{2W} \sec \frac{2\alpha}{2} \right)^{2/1} \dots (1)$$

$$\Delta F = F_{max} - F_{max}(R = F_{min} / F_{max}) \quad (0 \text{ 일 때})$$

$$\Delta F = F_{max} \quad (R = F_{min} / F_{max} < 0 \text{ 일 때})$$

$$\alpha = 2a / W$$

F : 하중

W : 시편의 너비

B : 시편의 두께

K : 응력확대계수 (stress intensity factor)

피로균열 성장속도 da/dN은 Secant Method¹⁰⁾

$$(da/dN) \bar{a} = a_{j+1} - a_j / N_{j+1} - N_j \dots \dots \dots (2)$$

그리고 ΔK를 계산하기 위해 $\bar{a} = \frac{1}{2}(a_{j+1} + a_j)$ 를 사용하였다.

a : 균열길이

N : 응력주파수

\bar{a} : 평균값

3. 실험결과 및 고찰

3-1. 인장강도에 미치는 처음가공(Initial Working) 도의 영향

Fig.3은 T-AHA와 T-H'AHA 처리한 재료에서 H' (Initial Working) 가공량을 2%부터 16%까지 변화시킨 경우의 인장강도와 연신율의 비교치를 나타낸 것이다.

이 Fig.2에서 T-H'AHA cycles의 경우 M'가 커질수록 강도와 연신율이 감소하였으며 T-AHA의 경우보다 낮은 값을 보이고 있다.

T-H'AHA cycles이 T-AHA cycles보다 강도가 낮은 것은, 처음변형에 의한 전위가 1st step Sging(낮은 온도의 인공시효) 동안 석출물이 성장할 때 Solute Atoms이 석출물로 좀더 빨리 확산되게 하는 통로(Diffusion pipes) 역할을 하여 전위가 많을수록 처음의 석출물 크기가 커져 강도

가 떨어진다고 하는 J.T. Healey et al¹¹⁾의 결과와 일치한다.

따라서 Fig.3에서도 T-AH... cycle과 T-HA... cycle에서 변형을 시효전에 준것보다시효후에 준 T-AH... cycle이 강도가 높음은 이를 잘 보여주고 있다.

즉, TMT를 할때는 변형전에 시효처리를 하는 것이 강도를 높이는 데 효과적이라는 것을 알 수 있다.

Fig.3에서 T₆와 TMT한 T-AHA, T-AH... , T-HA... cycles의 인장강도와 연신율의 비교치를 보여 주는데 T₆보다 TMT한 재료가 인장강도가 향상되었으며 연신율 13.5%에서 11% 정도로 그다지 큰 감소를 보이지 않고 있다.

이러한 강도의 향상은 TMT하여 얻은 전위에 의한 강화와 석출물 강화의 중첩에 의한 것이라고 생각되어진다.

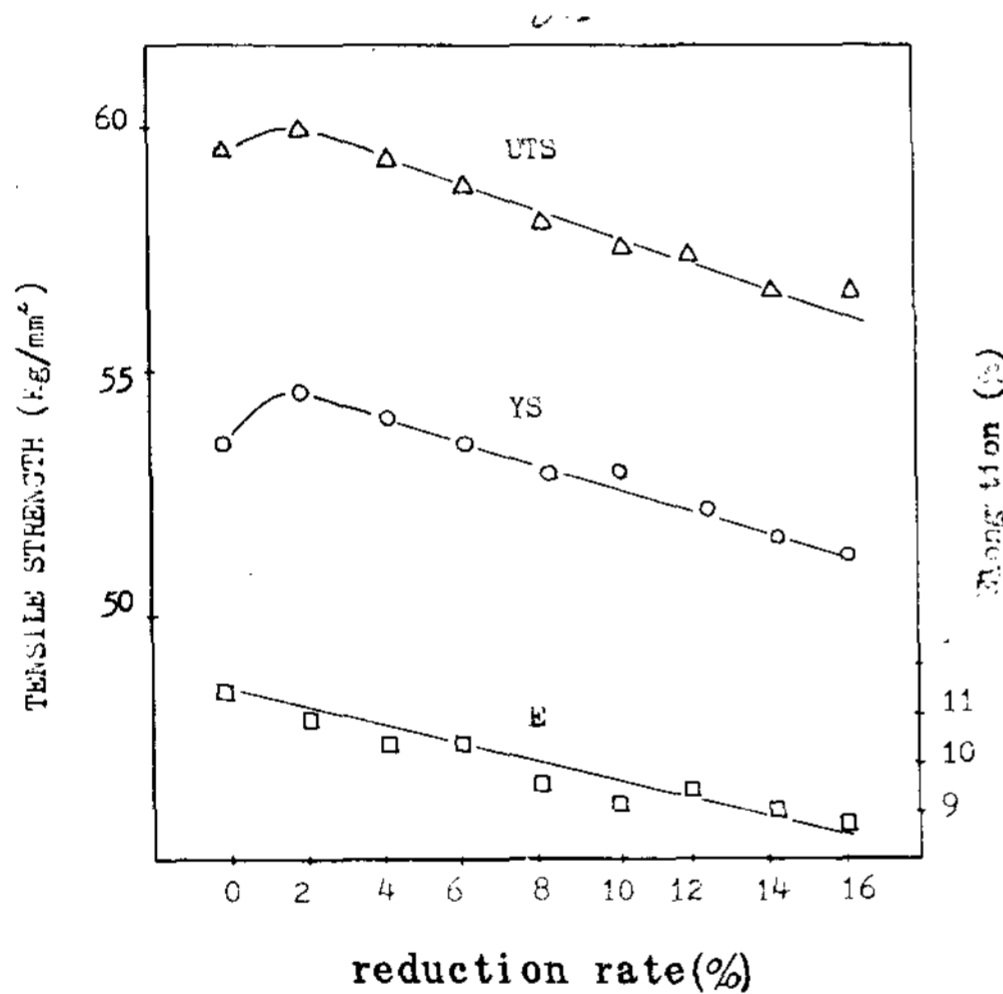


Fig.2; The result for tension test along with H' of T-HAHA treatment

3-2. 피로균열 전파속도의 비교

중앙균열 인장시편을 사용하여 T₆, T-AHA, T-AH...처리한 시편에서 응력반복횟수 N과 균열길이 a를 측정하여 (1)식과 (2)식을 이용해 피로균열 성장속도 (da/dN)와 응력 확대계수범위 (ΔK)를 구해 Table 2,3,4에 나타내었다.

Fig.4에는 각각의 시편에 대한 a와 N과의 관계를 도시하였다.

주조 Vol.1, No.2(1981)

Table 2,3,4에서 구한 da/dN와 ΔK의 관계를 Fig.5에 log-log Scale로 나타내었는데 이는 Paris¹²⁾에 의하여 제한된 관계식

$$da / dN = C (\Delta K)^m$$

에 근거를 두어 log-log Scale를 취하였다.

Fig.5에서 T₆처리보다 T-AHA, T-AH... 처리한 재료가 피로균열 성장속도가 낮은 것으로 관찰되었다.

이는 DiRusso 등³⁾과 Farhad Mehrpay 등¹³⁾이 보여준 notched specimen을 통한 TMT가 피로 강도의 향상을 나타냈는데 이는 본 실험의 결과와 일치하고 있다.

즉 TMT에 의해 피로균열성장을 지연시킬 수 있음을 본 실험의 결과로 알 수 있었다.

현재까지 피로에 대한 최적 TMT 조건은 아직 확립되지 않았지만 피로강도증가는 TMT에 의한 미세조직의 미세화 (Refinement)와 균질화 (Homogenization)에 의한다고 생각된다.¹⁴⁾

Fig.6에는 T₆처리의 피로파면을 보여 주는데 여기서 피로파면의 전형적인 파괴모양인 연성줄무늬 (Ductile Striation)를 보여주고 있다. 각 줄무늬는 하나의 응력주기에 의해 만들어짐을 관찰할 수 있다.

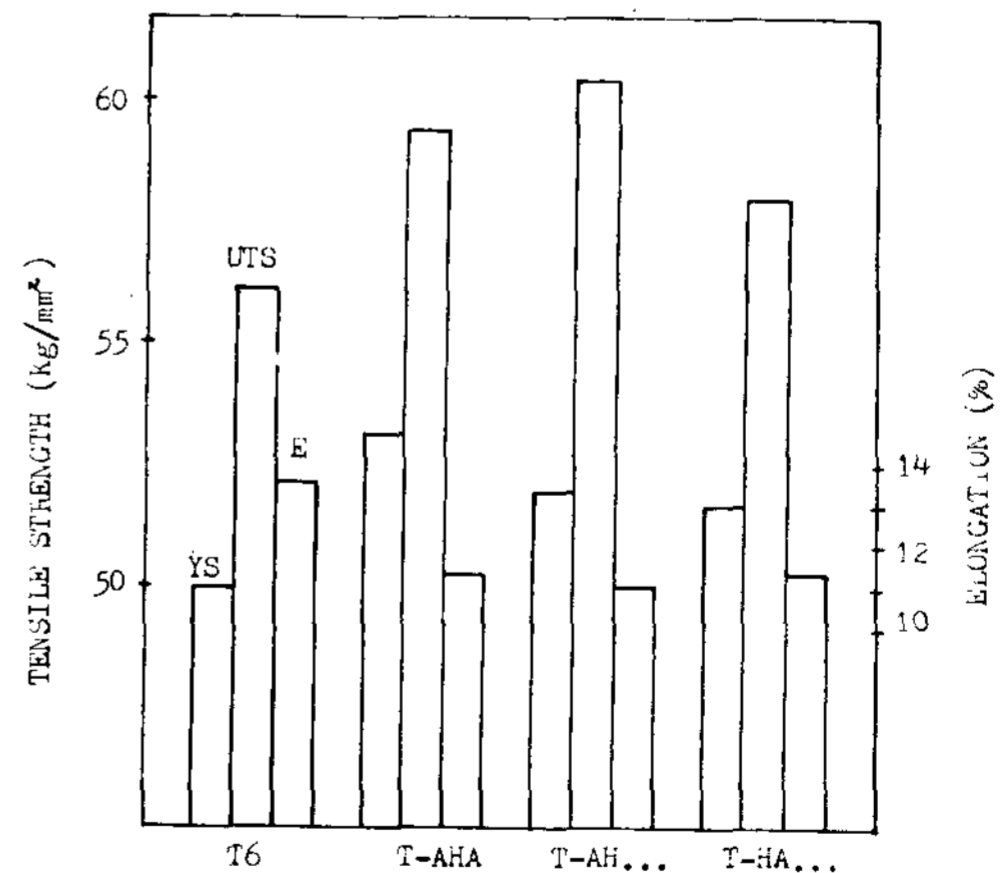


Fig.3; The result for tension test of T₆ and TMT specimen

<Table 2> Data for crack propagation of T-AHA treatment.

N (cycles)	a (mm)	da / dN (× 10 ⁻⁵)	\bar{a} (mm)	ΔK (kg · mm ^{-3/2})
15,800	0.60			
18,000	0.75	6.82	0.68	8.46
23,200	1.26	9.81	1.01	10.32
29,200	2.00	12.33	1.63	13.15
34,300	2.69	13.53	2.35	15.86
37,600	3.16	14.24	2.93	17.79
40,900	3.68	15.76	3.42	19.32
44,000	4.22	17.42	3.95	20.89
47,100	4.81	19.03	4.52	22.52
50,000	5.50	23.79	5.16	24.31
53,600	6.58	30.00	6.04	26.73
56,500	7.62	35.9	7.10	29.67
59,200	9.52	70.37	8.57	33.96
61,800	cracked(16.5)			

<Table 3> Data for crack propagation of T₆ treatment.

N (cycles)	a (mm)	da / dN (× 10 ⁻⁵)	\bar{a} (mm)	ΔK (kg · mm ^{-3/2})
15,100	0.62			
20,000	1.04	8.57	0.84	9.20
24,600	1.61	12.4	1.33	11.59
29,000	2.36	17.1	1.99	14.23
33,000	3.29	23.3	2.83	17.08
36,500	4.15	24.6	3.72	19.76
39,500	5.01	28.7	4.58	22.18
42,500	6.05	34.7	5.53	24.75
45,200	7.00	35.2	6.53	27.44
47,500	8.07	46.5	7.54	30.22
52,700	10.63	61.0	9.35	35.58
54,100	Cracked(16.5)			

<Table 4> Data for crack propagation of T-AH... treatment

N (cycles)	a (mm)	da/dN ($\times 10^{-5}$)	\bar{a} (mm)	ΔK ($kg \cdot mm^{-3/2}$)
18,000	0.60			
20,000	0.72	6.0	0.66	8.04
23,000	1.00	9.33	0.86	9.18
26,200	1.34	10.6	1.17	10.72
29,300	1.72	12.3	1.53	12.28
33,300	2.18	11.5	1.95	13.89
37,400	2.86	16.6	2.52	15.86
41,200	3.57	18.7	3.22	18.04
46,000	4.49	19.2	4.03	20.37
50,000	5.34	21.3	4.92	22.80
54,100	6.49	28.1	5.92	25.45
59,000	8.13	33.5	7.31	29.18
62,400	10.09	57.7	9.11	34.36
64,600	cracked (16.5)			

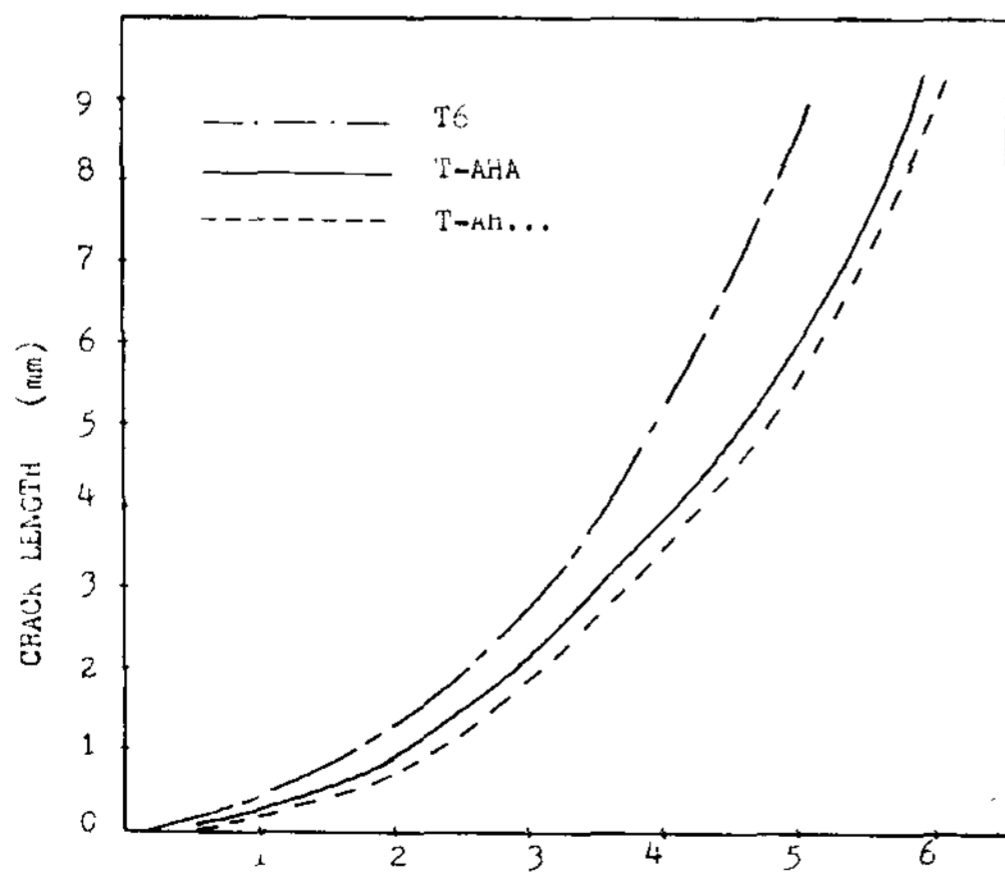


Fig. 4: Fatigue crack propagation curve

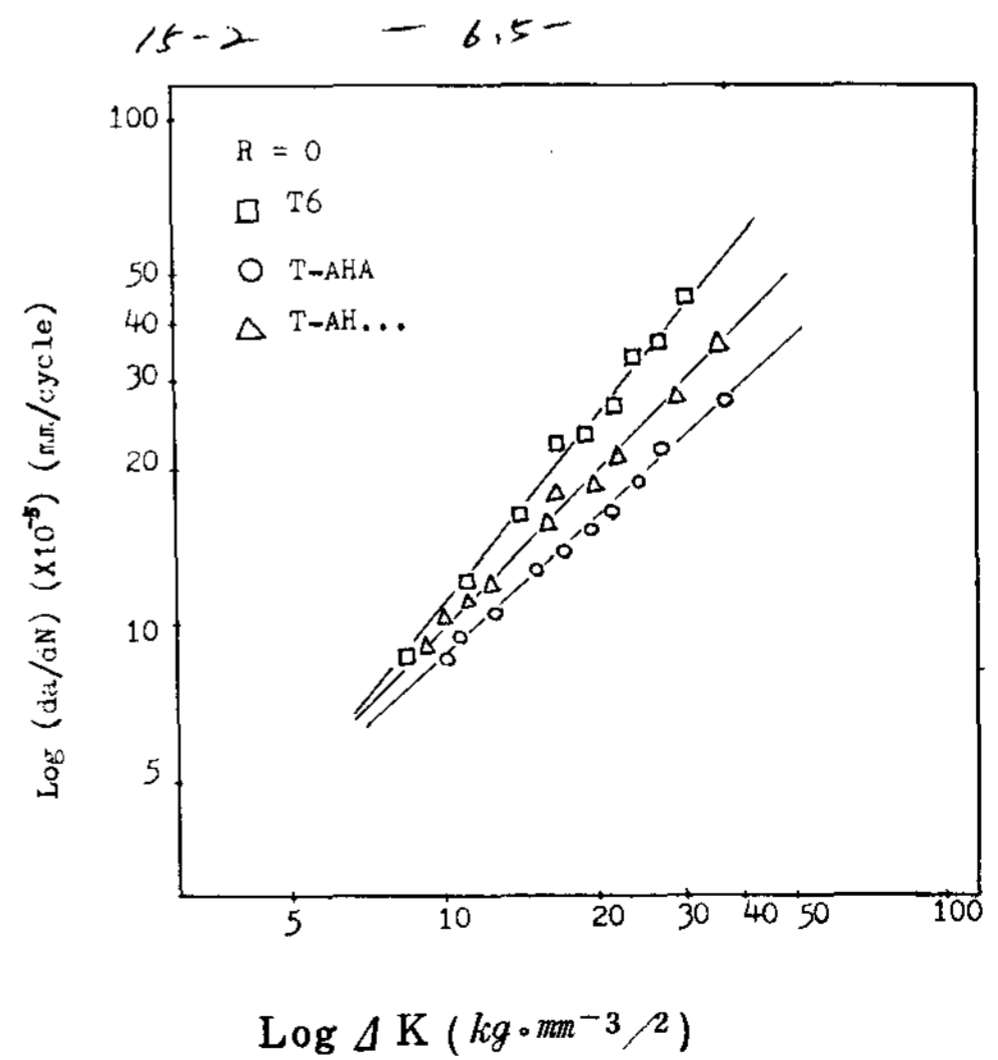


Fig. 5: Fatigue crack propagation rate for T₆, T-AHA and T-AH... treatment



(a) × 100



(b) × 4300

Fig 6. fatigue fracture surface for T-6. (arrow indicates crack propagation direction)

3-3. 고온안정성 시험 (High Temperature Stability)

종래의 Al 합금은 고온 (150 °C 이상) 에서의 사용이 제한되어 왔다.

따라서 TMT 한 Al 합금의 고온안정성에 대한 연구가 진행되고 있다.^{15, 16)}

T₆, T-AH, T-AH... 처리한 재료를 상온, 100 °C, 150 °C, 200 °C, 250 °C에 각각 100 시간씩 유지시킨 후의 상온 인장강도를 Fig. 7에 나타내었다.

여기서 보는 바와 같이 100 °C까지는 강도의 변화가 없으나 150 °C 이상의 온도에서는 강도의 큰 감소를 지배하는 석출물의 조대화¹⁶⁾ 때문이라고 생각된다.

Fig. 8의 T-AHA Cycle의 파단면이 150 °C부터는 점점 변성파괴를 나타내고 있음을 잘 보여준다.

그러나 Fig. 7에서 T-AHA, T-AH... Cycles의 온도에 따른 강도의 감소가 T₆ 처리보다는 적은 것을 알 수 있는데 이것은 7075-Al 합금주괴의 균질화 처리동안 석출된 Cr, Mg 등을 함유한 입자들이 전위의 움직임을 방해하여^{17, 18)} 온도에 따른 강도의 감소를 적게 한 것이라고 생각된다.

S. Pattanaik 등¹⁶⁾에 의하면 2024-Al 합금에

서도 미세한 입자와 전위 하부조직 (Dislocation Substructure) 때문에 고온안정성이 좋아졌다고 보고하였는데 이것은 입자들 (particles)이 재결정을 방해하고 Substructure를 안정화시키기 때문이라고 하였다.

Fig. 9에는 T-AH... Cycle의 상온, 150 °C, 250 °C의 현미경 조직을 보여주는데 여기서 온도에

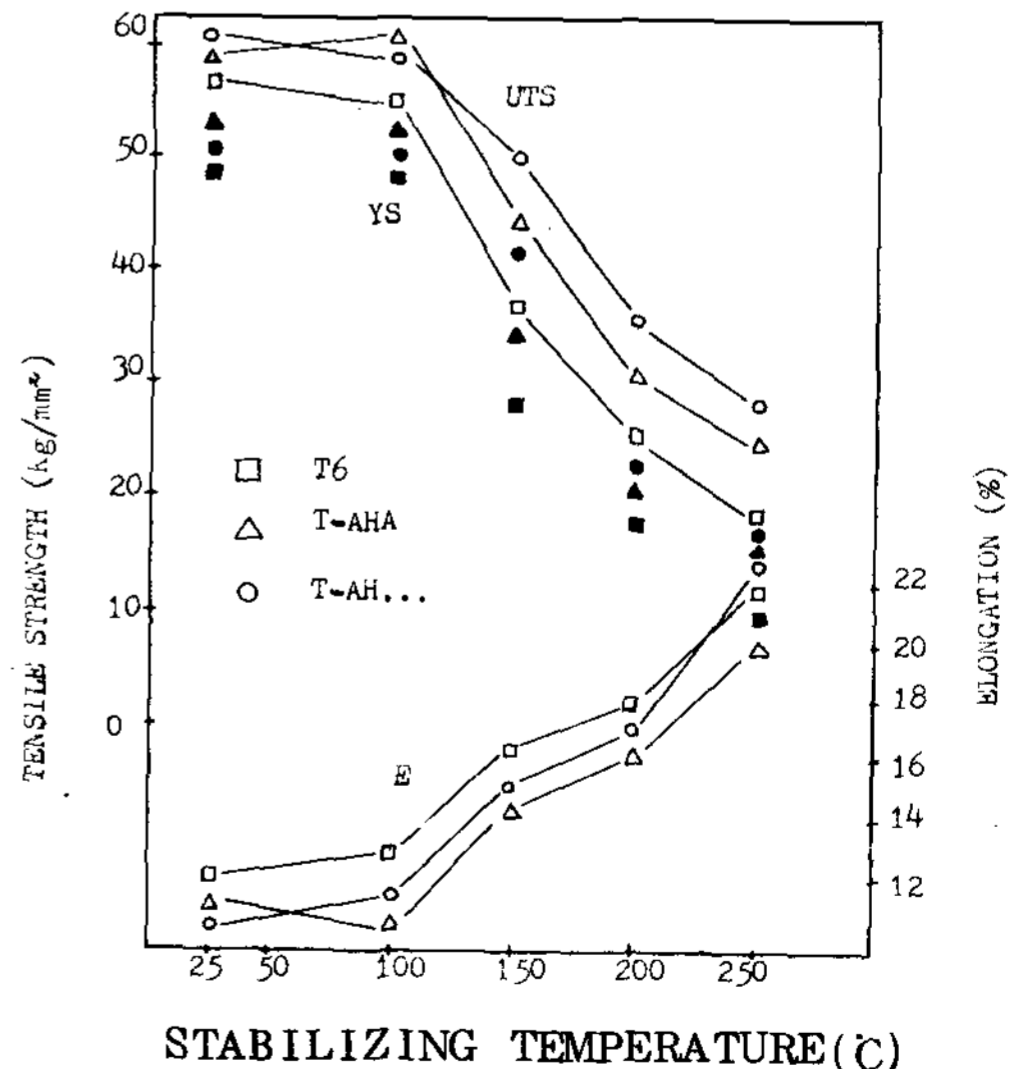
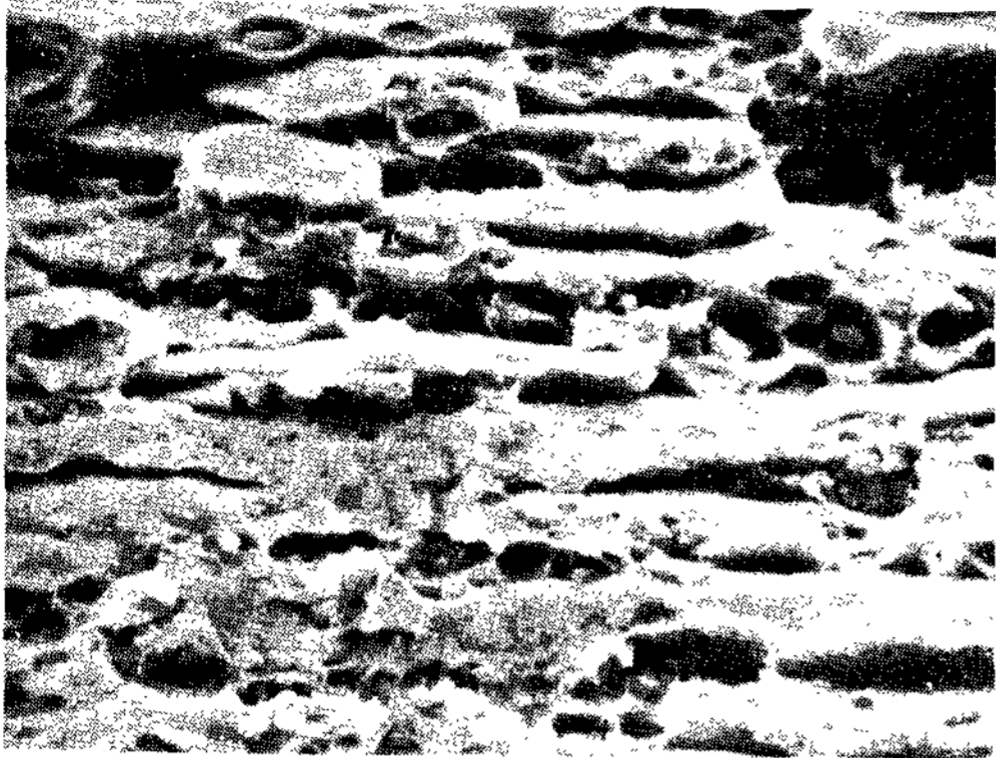
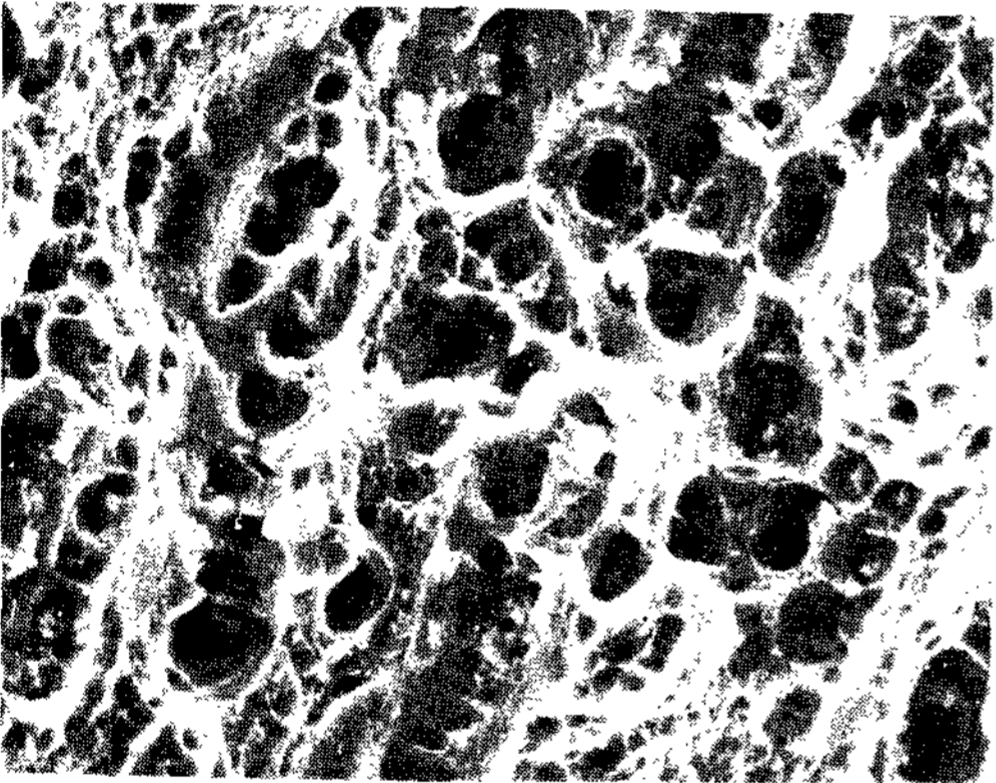


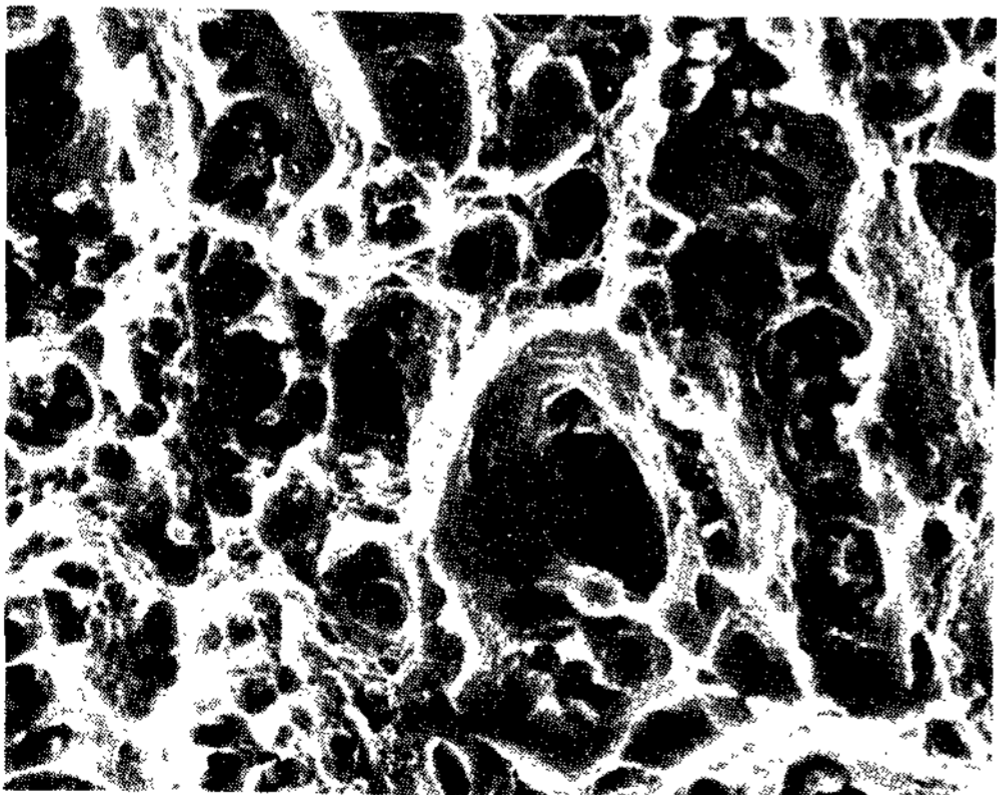
Fig. 7; The result for tension test of T₆, T-AHA, T-AH... with temperature



(a) 100 °C
100 hr

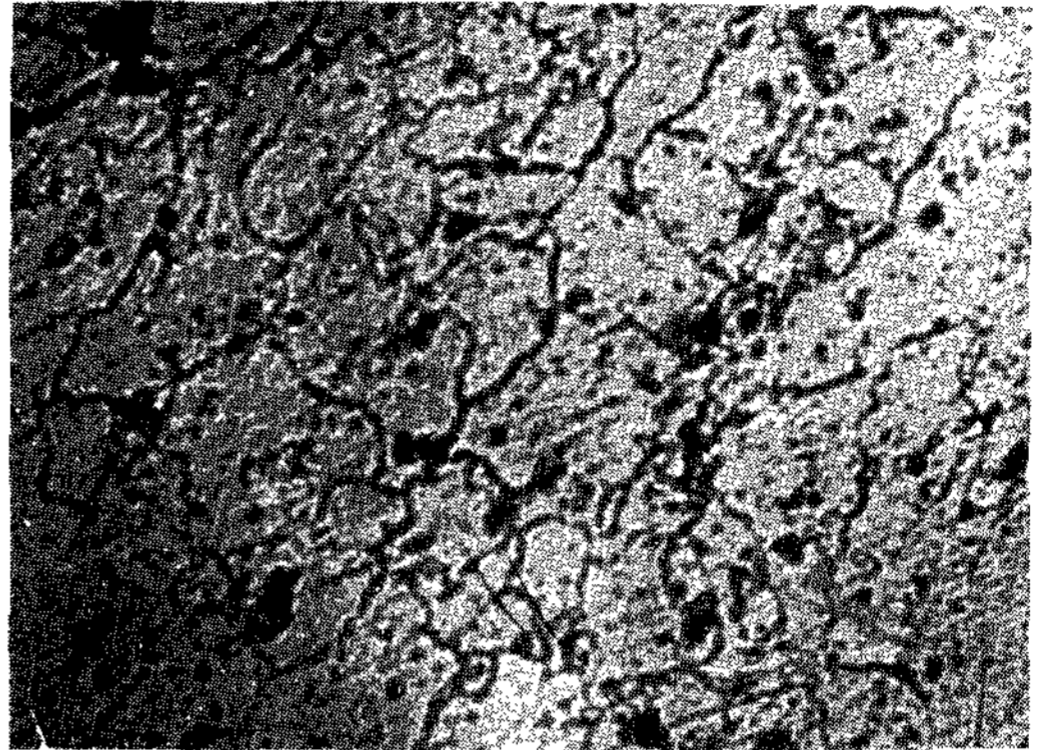


(b) 150 °C
100 hr

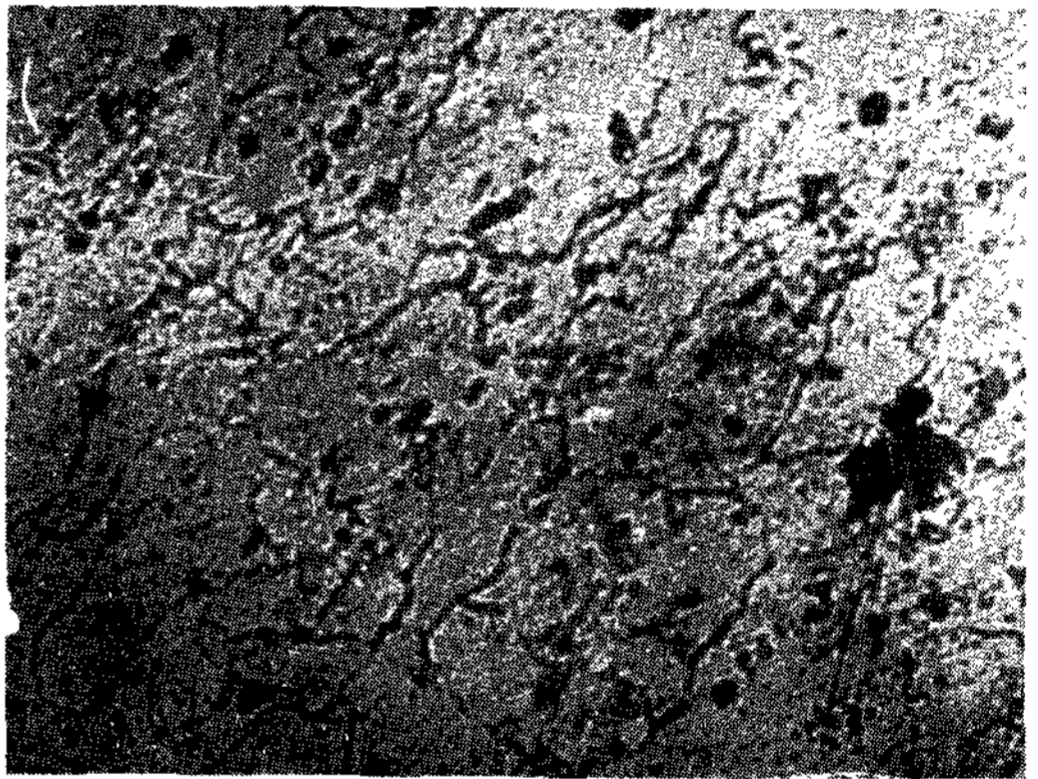


(c) 200 °C
100 hr

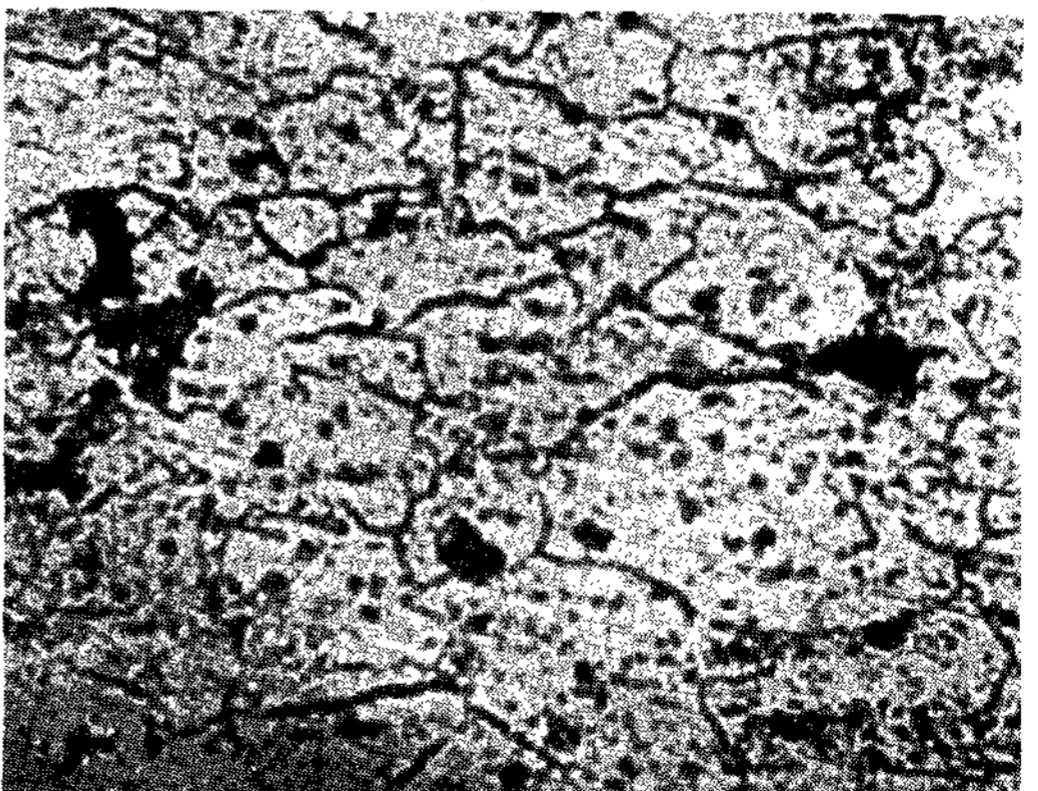
Fig.8:Fractographs of T-AHA specimen with stabilizing temperature($\times 750$)



(a) 25 °C 100 hr
stabilizing treatment



(b) 150 °C , 100 hr



(c) 250 °C , 100 hr

Fig. 9.Optical microstructure of T-AH ... specimen with stabilizing temperature($\times 100$)

따라서 T-AH..., T-AHA 처리가 150 C 이상에서, 가공에 의하여 생긴 Dislocation의 움직임이 저지를 받아 가공을 주지 않은 T₆ 처리보다 강도의 감소가 적은 것으로 사료된다.

4. 결 론

본 실험을 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) T-H' AHA에서 H'의 가공량이 커질수록 강도가 감소하였다.

2) 용체화처리 후에 변형에 앞서 시효처리를 먼저 한 T-AH...처리가 T-HA 처리보다 높은 강도를 나타냈다.

3) T₆ 재료보다 TMT한 T-AHA, T-H' AHA, T-AH..., T-HA...처리들의 강도가 높았다.

4) T₆ 처리보다 T-AHA, T-AH...처리에 의한 TMT가 피로균열 성장속도가 늦었다.

5) 안정화처리에서 T₆, T-AHA, T-AH... cycle은 100 C까지는 거의 강도의 변화가 없었으나 150C 이상에서는 급격히 감소하였다.

6) 안정화처리에서 T₆ 처리보다 S-AHA, T-AH... cycle이 온도 증가에 따른 강도의 감소가 적었다.

참 고 문 헌

1. J. Waldman, H. Sulinski, and H. Markus; Met. Trans., Vol. 5 (1974) 573.
2. S. N. Singh and M. C. Fleming; Trans. IMS-AIME., Vol. 245 (1969) 1811.
3. E. DiRusso, M. Conserva, F. Gatto and H. Markus; Met. Trans., Vol. 4 (1973) 1133.
4. Ratan I. Gauguly, Brijk. Dhindaw and Prem R. Dhar; Met. Trans., Vol. 8A (1977) 363.

5. M. J. Rack and R. W. Krenzer; Met. Trans., Vol. 8A (1977) 335.
6. 김수영, 양훈영; 금속재료학, 문운당, (1974) 214.
7. A. U. Seybolt, J. E. Burke; Procedures in Experimental Metallurgy, Wiley Pub. (1974) 58.
9. ASTM Standard; B557, (1975) 549.
10. ASTM Standard; E647-78T (1979) 662.
11. J. T. Healey and R. W. Gould; Met. Trans., Vol. 8A (1977) 1907.
12. P. C. Paris, F. Erdogan; Trans. ASME. (1963) 528.
13. Farhad Mehrpay, David L. Kudsin and W. L. Haworth; Met. Trans., Vol. 7A
14. F. Osterman; Met. Trans., Vol. 2 (1971) 2897.
15. H. J. Rack; Scripta Met., Vol. 12 (1978) 777.
16. S. Pattannik, V. Srinivasan and M. L. Bhatia; Scripta Met., Vol. 6 (1972) 191.
17. I. Kirman; Met. Trans., Vol. 2 (1971) 1761.
18. G. T. Mahn and A. R. Rosenfield; Met. Trans., Vol. 6A (1975) 653.
19. R. E. Sanders, Jr. and E. A. Starke, Jr.; Met. Trans., Vol. 9A (1978) 1087.
20. M. J. Rack and R. W. Krenzer; Met. Trans., Vol. 8A (1977) 335.
21. M. Conserva and M. Leoni; Met. Trans., Vol. 6A (1975) 189.
22. A. J. McEvily, J. B. Clark and A. P. Bond; Trans. ASM., Vol. 60 (1967) 661.
23. A. J. McEvily, R. L. Snyder and J. B. Clark; Trans. TMS-AIME, Vol. 227 (1963) 452.