

강소성 가공 및 열처리에 의한 Al-Mg-Si 합금의 저주기 피로특성변화

김원희 · 권숙인[†]

고려대학교 신소재공학과

Changes of Low Cycle Fatigue Behavior of Al-Mg-Si Alloy with Severe Plastic Deformation and Heat Treatment

W.H. Kim, S.I. Kwun[†]

Department of Materials Science and Engineering, Korea University, Seoul 136-701, Korea

Abstract The effects of severe plastic deformation by equal channel angular pressing (ECAP) and subsequent heat treatment on the low cycle fatigue behaviors of Al-Mg-Si alloy were investigated. The specimens which were peak aged at 175°C after solution treatment showed cyclic hardening at all strain amplitudes, while the specimens ECAPed after solution treatment showed cyclic softening at all strain amplitudes during fatigue. The specimens aged at 100°C after ECAP showed slight cyclic hardening. Various changes of cyclic fatigue behavior after severe plastic deformation and/or heat treatment were discussed in terms of the microstructural changes and precipitation conditions.

(Received June 9, 2009; Accepted June 19, 2009)

Key words: ECAP, Low cycle fatigue, Precipitates, Al-Mg-Si alloy

1. 서 론

일반적으로 금속재료의 결정립을 미세화 시키면 강도가 증가하고 인성이 향상되어 일반 재료에 비해 우수한 기계적 성질을 갖는다는 것은 잘 알려진 사실이다[1]. 초미세립을 구현하기 위한 여러 가지 방법 중 ECAP에 의한 강소성은 가장 촉망받는 기술 중 하나이며 여러 연구자들에 의하여 다양한 금속에 광범위하게 적용되고 있다[2]. 그동안 ECAP 가공이력을 가진 소재의 일반적인 기계적 특성에 대하여 다양한 연구가 진행 되어왔다. 하지만 이러한 소재의 피로특성에 대한 연구는 상대적으로 매우 적었으며 [3], ECAP 가공이력을 가진 소재에 대한 정확한 이해와 응용을 위하여 피로특성에 대한 연구는 필수적이다. Al-Mg-Si 계 합금은 우수한 성형성과 높은 강도를 갖고 있으며 압출성과 표면처리성이 뛰어나 계속 수요가 증가되고 있는 실정이다[4]. 본 연구에서는 Al-Mg-Si 계 합금중 철도차량의 차체 등으로 사용이 기대되는 6005 Al 합금에 ECAP을 도입하여 제조한 소재에 대한 기계적 특성, 특히 저주기

피로특성에 대하여 조사하였다.

2. 실험 방법

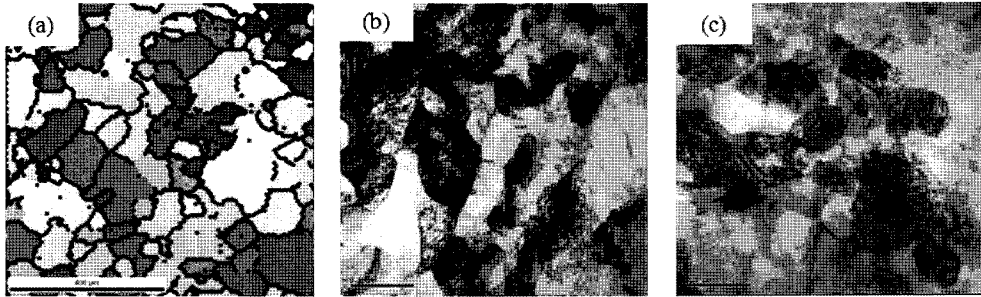
6005 Al 합금의 화학적 조성을 Table 1에 나타내었다. 6005 Al 합금을 530°C에서 90분간 유지시켜 석출물을 고용시키는 용체화 처리를 행하였으며, 퀴칭하여 과포화 고용체 상태를 만들었다. 퀴칭 이후 일부 시편은 peak 시효를 위하여 175°C에서 8시간 유지시켰으며(SS + PA) 나머지 시편은 과포화 고용체 상태로 ECAP을 4pass 실시하였다(SS + ECAP). 이렇게 과포화 고용체 상태를 ECAP한 일부 재료에 대하여 175°C에서 8시간(SS + ECAP + PA), 또는 100°C에서 25시간(SS + ECAP + AA)의 조건에서 각각 시효를 진행하였다. ECAP은 원활한 압출을 위하여 150°C에서 실시하였으며, $\Phi = 90^\circ$, $\Psi = 40^\circ$ 의 다이각도에서 90°씩 회전시키며(Route Bc) 압출속도 3 mm/s로 진행하였다. 저주기피로시험은 $\Delta\epsilon/2 = \pm 0.6\% \sim 1.2\%$ 범위의 일정 변형률 제어 하에서 삼각파형으로 진행하였으며, 변형률 속도는 3

[†]E-mail : sookkwun@korea.ac.kr

Table 1. Chemical composition of 6005 Al alloy

[Wt. %]

Material	Elements								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
6005 Al	0.9	0.13	0.008	0.008	0.52	0.01	0.005	0.005	Bal.

**Fig. 1.** Microstructure of 6005 Al alloy (a) SS + PA (b) SS + ECAP (c) SS + ECAP + PA.

$\times 10^{-3}/s$ 로 하였다. 미세조직 관찰을 위하여 EBSD와 TEM을 사용하였다. EBSD시편은 과염소산 5%와 메탄올 95% 용액으로 $-20^{\circ}C$ 에서 10 V로 전해 연마하였다. TEM 시편은 3 mm disc를 제작한 후, 질산 25%, 메탄올 75% 용액을 이용하여 온도 $-20^{\circ}C$ 전압 25 V의 조건으로 twin-jet polishing 하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1에 각각 처리된 재료를 EBSD, TEM을 이용해 관찰한 미세조직 사진을 나타내었다. Fig. 1(a)는 용체화처리 이후 peak 시효처리(SS + PA)를 한 재료의 EBSD 사진이다. EBSD를 통하여 평균 결정립 크기를 분석한 결과 평균 결정립 크기는 $120 \mu m$ 임을 확인하였다. Fig. 1(b)는 용체화처리 이후 ECAP 4pass 한 소재의 TEM 사진이다. 결정립 내부에 전위밀도가 높은 것을 확인 할 수 있고, 반복된 전단 변형으로 인한 전위의 재배열 및 결정립의 회전으로 인하여 약 $400\sim 600 nm$ 의 미세 결정립이 발달[5]하여 있음을 알 수 있다. Fig. 1(c)는 용체화 처리 이후 ECAP 4pass 이력을 가진 소재에 용체화 처리재의 peak 시효조건($175^{\circ}C$, 8시간)을 적용한 이후의 조직을 TEM으로 관찰한 사진이다. 시효처리 동안의 회복으로 인하여 결정립 내부의 전위밀도가 상당히 감소하였음을 알 수 있으며, 결정립의 크기는 시효전과 큰 차이를 보이지 않았다.

Fig. 2에 용체화처리재 및 용체화처리 이후 강소성한 재료를 $100^{\circ}C$, $175^{\circ}C$ 에서 시효 시 변화하는 정도 및 인장특성에 대하여 나타내었다. Fig. 2(a)를 통해 용체화처리 후 $175^{\circ}C$ 에서 시효처리를 행하면 8시간후에 최고 경도값을 나타내고 그 이후에는 과시효로 인하여 경도값이 하락함을 알 수 있다. 그러나 강소성을 행한 소재의 경우에는 $175^{\circ}C$ 에서 시효를 행하면 시효시간이 지남에 따라 초기부터 지속적인 경도값이 감소함을 관찰 할 수 있었다. 그러나 강소성한 재료를 낮은 온도인 $100^{\circ}C$ 에서 시효처리 하였을 경우에는 Fig. 2(b)에서 보는 바와 같이 경도값이 25시간까지 증가하였으며 그 이후에는 과시효로 인하여 약간 감소되었다. Fig. 2(c)에 용체화처리 후 강소성 및 열처리조건에 따른 응력-변형률 곡선의 변화를 나타내었다. SS + ECAP재를 $175^{\circ}C$ 에서 시효처리한 재료(SS + ECAP + PA)는 항복강도, 인장강도, 연신율이 모두 감소하였는데 이는 강소성에 의한 전위 및 공공등의 결함들의 증가로 확산이 촉진되어 석출물의 과시효로 인한 현상으로 판단된다. 이러한 시효경화형 합금의 과시효현상들은 여러 곳에서 보고 되어있다[6, 7]. 이에 반하여 SS + ECAP재를 보다 낮은 온도인 $100^{\circ}C$ 에서 시효처리한 소재(SS + ECAP + AA)는 항복강도, 인장강도, 연신율이 모두 증가하는 결과를 나타내었다. 가공을 행하면 가공 중 dynamic precipitation[8]이 일어나고 가공 후에 저온에서 시효처리를 행하면 전위조직

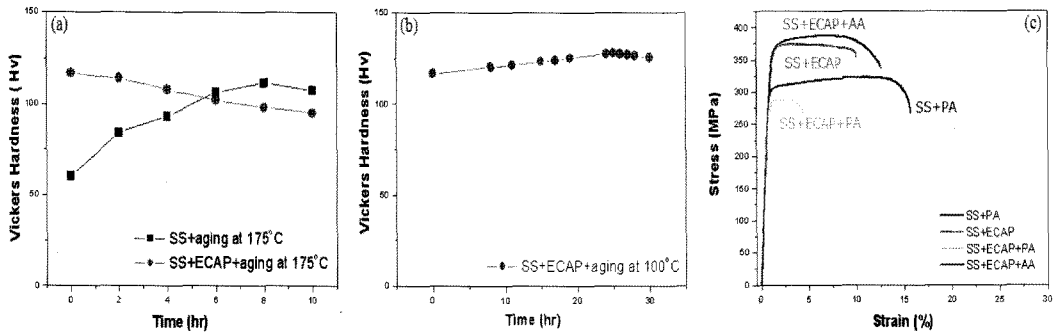


Fig. 2. Variation of the mechanical properties after ECAP and heat treatment (a) the change of the hardness with the aging time (175°C) (b) the change of the hardness with the aging time after ECAP (100°C) (c) stress-strain curves under the various conditions.

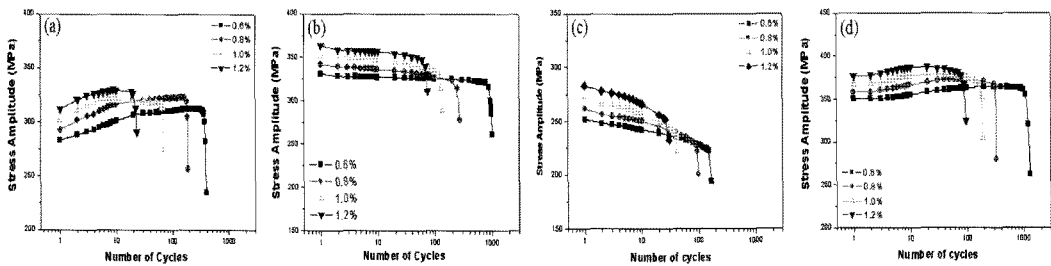


Fig. 3. The cyclic stress response curves for the 6005 Al alloy (a) SS + PA (b) SS + ECAP (c) SS + ECAP + PA (d) SS + ECAP + AA.

이 회복되며, 이미 석출되었던 석출물의 시효가 진행될 것으로 생각된다. 전위가 풀려나기때 다른 연신을 증가가 나타나고 이와 함께 석출되는 석출물의 양도 늘어서 강도와 연신율이 동시에 향상 되는 현상이 나타났다고 판단되어진다. 응력변형을 곡선의 형태를 보면 SS + ECAP 재의 경우 가공경화 현상을 거의 보이지 않은 것에 비해 SS + ECAP + AA 재는 약한 가공경화현상을 나타내고 있음을 확인 할 수 있으며 이는 시효시간동안의 석출효과 때문으로 판단된다.

Fig. 3은 저주기피로 도중의 경화 및 연화 등을 관찰하기 위하여 나타낸 피로응력 반응곡선이다. Fig. 3(a)는 용체화처리 이후 peak 시효처리(SS + PA)한 재료이며 0.6~1.2%의 변형을 진폭에서 반복 경화와 포화현상이 발생하였음을 나타내고 있다. 반복경화의 경우, 전위가 peak 시효된 석출물을 잘 전단하지 못하므로 전위의 이동을 비교적 효과적으로 방해하고 피로시험이 진행 될수록 전위밀도 또한 증가하기 때문에 발생하는 현상으로 판단된다. 포화현

상은 피로 cycle이 진행됨에 따라 석출물 앞에 축적되는 전위들의 수가 빠르게 증가하고 이로 인하여 석출물의 전단이 용이하여 지기 때문에 발생하는 연화와, 전위밀도의 증가에 의한 경화가 균형을 이루어 발생한다고 생각된다.

Fig. 4에 SS + PA재에서 6005 Al 합금의 주강화상인 β'' 의 TEM bright field image contrast가 저주기 피로시험에 의한 변형으로 인하여 변화하는 것을 나타내었다. Al-Mg-Si합금의 주 강화상인 β'' 은 침상의 형태를 가지며 특정방향으로 정합성을 가지고 배열되어 있다고 보고되고 있다[8]. Fig. 4 (a)는 저주기 피로시험 전의 모습이며, strain field contrast에 의하여 정합석출물인 β'' 이 방향성 있게 분포되어 있는 모습이 잘 관찰된다. Fig. 4 (b)는 SS + PA재를 0.6% 변형을 진폭의 40 cycle에서 시험을 중지한 후 시편의 미세조직의 변화를 관찰한 것이다. 저주기 피로시험 중의 변형으로 인하여 전위들이 β'' 을 전단하게 되고, 이로 인하여 strain field contrast가 약해지게 되어 β'' 를 잘 관찰할 수 없게 되었음을

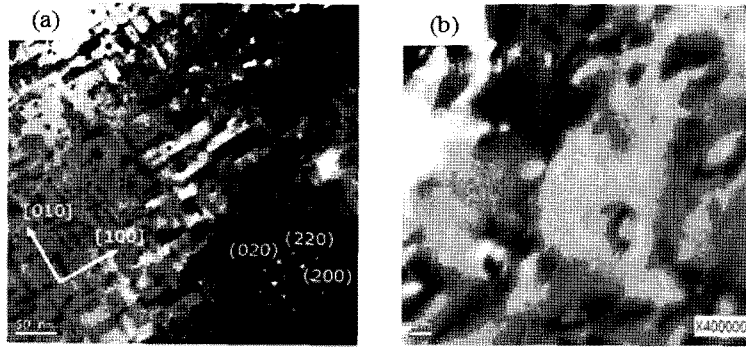


Fig. 4. The change of microstructure of SS + PA before and after LCF (a) β'' morphology before LCF (b) β'' morphology after 40 cycles of LCF.

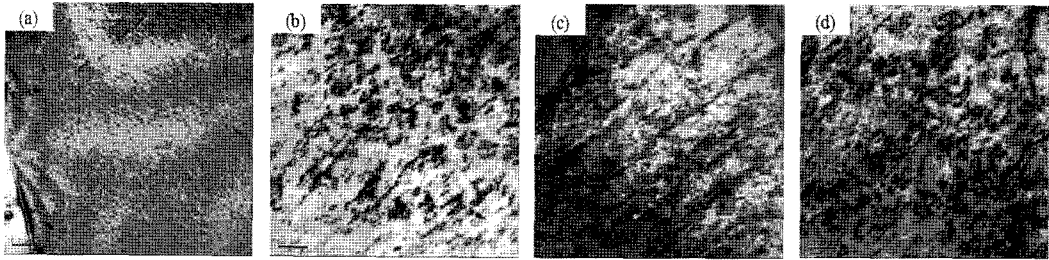


Fig. 5. The change of microstructure of SS + PA with LCF under strain amplitude of $\Delta\epsilon/2 = 0.6\%$ (a) before LCF (b) after 40 cycles (c) after 180 cycles (d) after fracture.

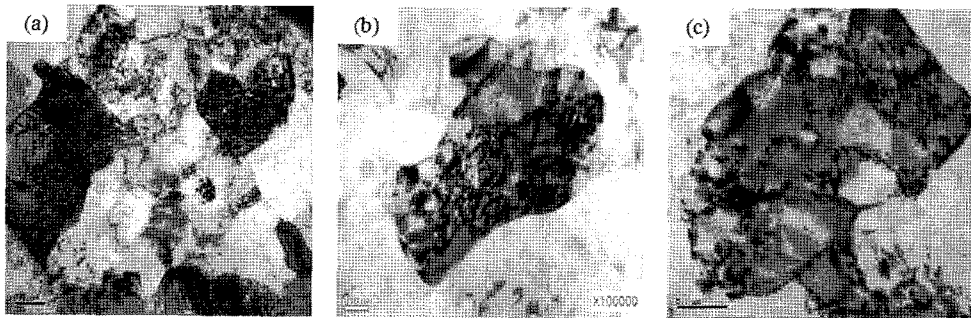


Fig. 6. The change of microstructure of SS + ECAP with cycles of LCF (a) before LCF (b) after 500 cycles (c) after fracture.

확인할 수 있다.

Fig. 5에 저주기 피로시험이 진행됨에 따른 SS + PA재의 미세조직의 변화를 나타내었다. Fig. 5 (a)는 저주기 피로시험 전의 모습이며 결정립 내부에 전위들이 거의 없음을 알 수 있다. (b)~(d)는 SS + PA 재를 0.6% 변형률 진폭에서 저주기 피로시험 하였을 때의 미세조직 변화를 나타낸 것이다. 저주기 피로시험이 진행됨에 따라 전위밀도가 증가 하는 것을 확연히 관찰할 수 있으며 따라서 Fig. 3(a)에서와

같이 반복경화를 나타낸다고 할 수 있다.

Fig. 6는 SS + ECAP재의 저주기 피로시험 진행에 따른 미세조직의 변화를 나타낸 것이다. Fig. 6 (a)는 저주기 피로시험 전의 모습이며 ECAP으로 인하여 결정립 내부의 전위밀도가 높음을 알 수 있다. Fig. 6 (b)는 저주기 피로를 500 cycles 진행한 후의 미세조직이다. Fig. 6 (a)에 비하여 부분적으로 전위밀도가 감소하였음을 알 수 있다. Fig. 6 (c)는 파괴 이후의 모습으로 결정립 내부의 전위밀도가 상

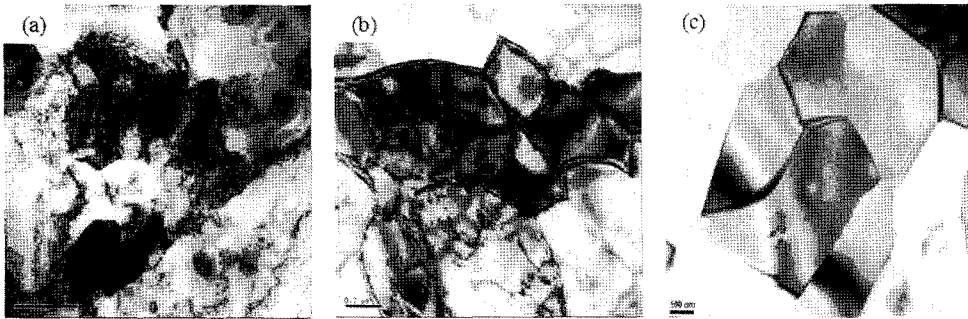


Fig. 7. The change of microstructure of SS + ECAP + PA with cycles of LCF (a) before LCF (b) after 80 cycles (c) after fracture.

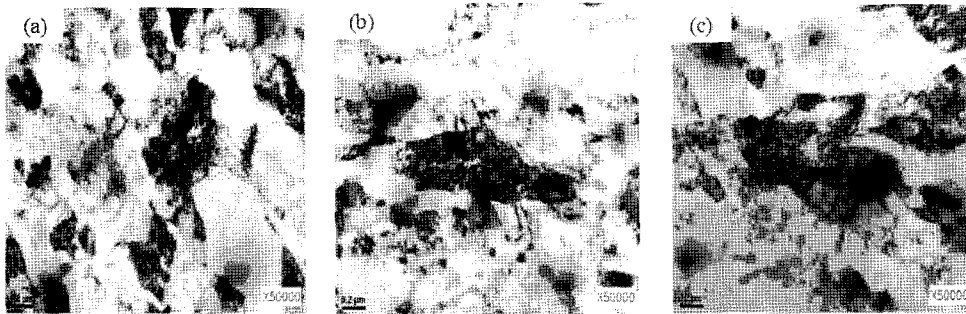


Fig. 8. The change of microstructure of SS + ECAP + AA with cycles of LCF (a) before LCF (b) after 640 cycles (c) after fracture.

당히 감소하였음을 관찰 할 수 있다. 이러한 미세조직 변화가 Fig. 3(b)에 보이는 SS + ECAP재의 약한 반복연화 현상을 설명하고 있다고 할 수 있다.

SS + ECAP + PA재의 피로응력 반응곡선이 Fig. 3(c)에 나타나 있는데 SS + ECAP재에 비하여 급격한 반복연화가 발생하고 있음을 알 수 있다. Fig. 7(a)는 SS + ECAP + PA재의 저주기 피로시험 전의 미세조직이며 결정립 내부에 다수의 전위가 존재함을 확인할 수 있다. Fig. 7(b, c)는 저주기 피로를 각각 80 cycles, 파괴시까지 진행한 후의 미세조직이다. SS + ECAP재에 비하여 피로후에 전위밀도가 더 많이 낮아짐에 따라 결정립 내부가 보다 깨끗해 졌음을 확인할 수 있다. 두 재료의 저주기 피로시험 이후의 미세조직을 비교하여 보면 SS + ECAP + PA재의 경우가 SS + ECAP재에 비하여 결정립내 전위 밀도가 적으며 명확한 결정립계를 가지는 것을 확인할 수 있다. 이러한 차이는 두 재료가 가지는 석출물의 시효차이에 기인한다고 생각된다. SS + ECAP + PA재의 경우, SS + ECAP재에 비하여 보

다 많은 과시효 석출물을 가질 것으로 판단되는 재료이다. 과시효된 석출물이 전위의 평균자유행정거리를 길게 함에 따라 저주기 피로시험 중 전위의 재배열이 보다 손쉽게 발생하게 되어 급격한 연화거동을 보였다고 판단되어진다. 이 두가지 재료의 결과는 강소성 가공 이력을 가진 재료가 반복연화를 보인다는 기존의 연구결과와 잘 일치한다[10].

Fig. 3 (d)는 SS + ECAP + AA재의 피로응력 반응곡선이다. 강소성 가공이력을 가진 다른 재료들이 반복연화를 보이는데 반해 SS + ECAP + AA재는 약한 반복연화 후 연화를 보이고 있음을 알 수 있다. 이는 강소성 가공 이후 peak 시효조건에서의 석출물들이 전위들의 움직임을 방해하여 저주기 피로 시험 시 전위의 평균자유행정거리가 감소하기 때문으로 판단된다. 이에 따라 전위의 재배열을 방해하는 정도가 가장 강하여(Fig. 8 참조) 반복연화가 일어나지 않고 오히려 반복경화가 일어났다고 생각된다.

Fig. 9는 본 연구에서 사용한 소재들의 주어진 소성변형률($\Delta\epsilon_p/2$)하에서나 총변형률($\Delta\epsilon_t/2$)하에서의 피

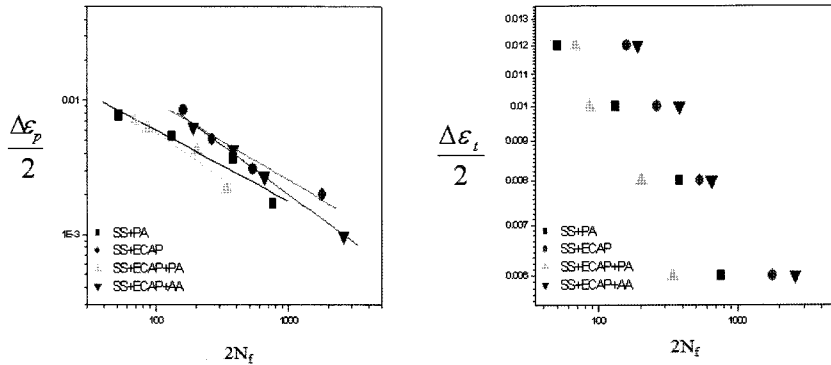


Fig. 9. The comparison of the fatigue life before and after ECAP and heat treatment.

로수명을 비교한 그림이다. 과시효가 발생한 SS + ECAP + PA재를 제외하면, 강소성 가공 이력을 가진 소재가 강소성 가공을 하지 않은 소재에 비하여 긴 피로수명을 보이는 것을 확인 할 수 있다.

4. 결 론

강소성을 행한 재료는 강소성을 행하지 않은 재료에 비해 항복강도 및 인장강도는 높았으며 피로수명도 보다 길었다. 그러나 강소성후 과시효를 행한 재료는 항복강도, 인장강도, 연신율 및 피로수명 모두가 강소성을 행하지 않은 재료에 비해 낮았다. 용체화후 peak 시효처리(SS + PA)한 재료의 저주기 시험 중 발생하는 초반 반복경화후 후반 포화의 원인은 전위밀도의 증가와 정합석출물 전단에 의한 연화가 균형을 이루기 때문으로 판단된다. 강소성한 재료의 저주기 피로시험 시 일어나는 반복연화 현상은 강소성에 의해 증가했던 전위들이 피로도중 재배열을 하며 전위밀도가 낮아지기 때문이라고 생각된다. 그러나 강소성한 재료를 낮은 온도에서 시효를 행하면 약한 반복경화 현상이 일어나는데 이는 강소성 가공 이후 낮은 온도시효처리에 의한 석출물들이 전위의

평균자유행정거리를 감소시켜 전위의 재배열을 방해하기 때문으로 판단된다.

참 고 문 헌

1. J. R. Weertman : Mater. Sci. Eng. A, **166** (1993) 161.
2. V. M. Segal : Mater. Sci. Eng. A, **197** (1995) 157.
3. A. Vinogradov, Y. Kaneko, K. Kitazawa, S. Hashimoto, V. Stolyarov and R. Valiev : Scripta Mater., **36** (1997) 1345.
4. N. C. Parson and T. Sheppard : Mater. Sci. Tech., **4** (1988) 179.
5. J. K. Kim, H. G. Jeong, S. I. Hong, Y. S. Kim and W. J. Kim : Scripta Mater., **45** (2001) 901.
6. M. M. Sharma, M. F. Amateau and T. J. Eden : Mater. Sci. Eng. A, **424** (2006) 87.
7. M. N. Desmukh, R. K. Pandey and A. K. Mukhopadhyay : Mater. Sci. Eng. A, **435** (2006) 318.
8. H. J. Roven, M. Liu and J. C. Werenskiold : Mater. Sci. Eng. A, **483** (2008) 54.
9. S. J. Andersen, C. D. Marioara, A. Frøseth, R. Vissers and H. W. Zandbergen : Mater. Sci. Eng. A, **390** (2005) 127.
10. A. Vinogradov and S. Hashimoto : Adv. Eng. Mater., **5** (2003) 351.