

5052 Al 합금의 소성가공 및 열처리에 따른 피로거동 및 serration의 변화

차주호 · 권속인*
고려대학교 신소재공학과

Low Cycle Fatigue and Serration Behavior of Plastically Deformed and Annealed 5052 Al Alloy

J.H. Cha, S.I. Kwun*

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

Abstract The LCF (low cycle fatigue) behavior and the serration phenomena in the plastically deformed and non-deformed 5052 Al alloy were investigated. The plastic deformation was performed by 1 pass or 4 passes in ECAP (equal channel angular pressing) followed by annealing. Only cyclic hardening continued from the beginning until fracture at all strain amplitudes during LCF in the non-deformed alloy, which was caused by the increase in dislocation density during fatigue. Slight cyclic hardening followed by plateau until fracture was observed during LCF in the ECAPed alloy, which was caused by the slight increase in dislocation density in the beginning and then keeping constant in dislocation density afterward until fracture by forming subgrains in this stage of fatigue. The serrations on the stress-strain curves of this alloy were observed, which indicate that the dynamic strain aging (DSA) is occurring during plastic deformation. The variation in amplitudes of serration was studied by changing the strain rate in tensile or fatigue tests.

(Received March 12, 2010; Revised March 19, 2010; Accepted March 23, 2010)

Key words: low cycle fatigue, ECAP, serration, DSA

1. 서 론

5000계열 Al-Mg 합금은 우수한 내식성, 성형가공성, 용접성 등으로 자동차 및 선박, 건축자재로 각광 받는 소재이다. 현재 큰 전단변형을 주면서도 단면적의 감소 없이 초미세 결정립을 얻는 방법으로 equal channel angular pressing(ECAP) 기술이 세계적으로 널리 사용되고 있다[1]. ECAP 된 재료는 초미세 결정립과 높은 전위밀도로 인하여 ECAP 가공 전 보다 높은 강도를 가진다. 지금까지 ECAP 된 Al-Mg합금의 기계적 성질에 대해서는 많은 연구가 있었지만, 피로에 대한 연구는 많이 부족한 실정이다. 실제로 초미세립 재료가 자동차부품, 정밀기계 부품 등에 사용되기 위해서는 단조, 기계가공 등의 고속가공공정을 거치는 경우가 많으므로, 동적변형 및 파괴에 대한 연구는 부품가공을 위한 재료의 선

택, 개발, 설계의 측면에서 중요하게 고려되어야 한다[2].

한편, 응력-변형률 곡선에서 serration 이 나타나는 경우가 있는데 이러한 현상을 DSA(dynamic strain aging, 일명 Portevin-LeChatelier 현상) 라고 부른다. 이러한 serration 현상이 본 합금에서도 관찰되었는데 이러한 현상의 원인에 대해서는 소성변형 중 이동전위와 용질원자들과의 상호작용이라고 알려져 있으나[3], 정확한 기구는 잘 알려져 있지 않다. 이러한 현상은 소성변형의 불균질성을 의미하므로 가공성의 불균일성 내지는 표면이 매끄럽지 못할 때가 있다.

본 연구는 ECAP을 행하지 않은 재료, ECAP만 행한 재료, 그리고 ECAP 4 passes 후 어닐링을 행한 5052 Al 재료의 피로성질을 비교규명하고 미세조직과의 연관성을 조사하고자 하였으며, 인장 응

*E-mail : sookkwun@korea.ac.kr

Table 1. Chemical composition of 5052 Al alloy used in this study [wt. %]

Material	Elements							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Al
Al 5052	0.04	0.15	0.006	0.04	2.2	0.16	0.01	Bal.

력-변형을 곡선과 저주기피로(low cycle fatigue (LCF)) 실험 시 hysteresis loop 에서 변형률 속도에 따라 달라지는 serration 진폭의 차이를 용질원자와 전위와의 상호관계로 해석하려 하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 5052 Al 합금의 화학조성은 Table 1과 같다. $\Phi 18 \text{ mm} \times 140 \text{ mm}$ 길이의 원통형의 압출재를 500°C 에서 1시간 동안 용체화 처리 후 퀴칭 하였다. 소성가공으로는 ECAP을 행하였다. ECAP은 $\Phi = 90^\circ$, $\Psi = 40^\circ$ 의 다이(die)로 150°C 에서 3 mm/s 속도로 가공 하였고, route Bc(시계방향으로 90° 회전하며 가공)방법으로 1 또는 4 pass 가공 하였으며, 가공 전에 시편은 MoS_2 윤활유로 코팅 하였다. ECAP 후 일부 시편은 150°C 에서 1시간 동안 어닐링 처리를 실시하였다. 인장시험에서 판상시편의 게이지의 폭 및 길이는 각각 6 mm 와 25 mm 이었고, 변형률 속도에 따른 응력-변형을 곡선에서의 serration 관찰을 위해 상온에서 변형률 속도를 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, $1 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$ 로 변해가며 실험을 하였다. LCF 실험은 ASTM E606-92[4] 규격을 준수하여 실험 하였고, 컴퓨터로 컨트롤하는 servo hydraulic testing machine을 사용하여 실험 하였다. 저주기 피로는 상온에서 총변형률 진폭으로 컨트롤하였으며, 이때 총변형률 진폭은 0.5, 0.7, 0.9, 1.1%이었고, 변형률 속도는 $4 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 와 $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 로 실시하였다. 미세조직 관찰은 electron backscatter diffraction(EBSD)와 transmission electron microscopy(TEM)을 사용 하였다. EBSD 시편은 과염소산 5%와 메탄올 95%의 용액으로 -20°C 에서 10 V로 전해연마 하였고, TEM 시편은 3 mm disc 시편에 질산 25%와 메탄올 75%의 용액으로 -20°C 에서 25 V로 twin-jet polishing 하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1(a)는 EBSD로 관찰한 Al-Mg 합금의 ECAP 하지 않은 재료의 미세조직 사진이고, 평균 결정립 크기는 약 $86 \mu\text{m}$ 이다. Fig. 1(b-d)는 ECAP 가공 후 TEM으로 미세조직을 관찰한 사진이다. Fig. 1(b)는 1 pass 후에 연신된 band 내에 많은 전위들이 존재함을 보여주고 있고, Fig. 1(c)는 4 pass 후의 사진으로서 $0.3 \sim 0.5 \mu\text{m}$ 의 미세한 등축 결정립이 형성되었음을 보여주며, Fig. 1(d)는 4 pass 후 150°C 에서 1시간 어닐링을 행한 것으로 결정립 안의 전위가 약간 소멸 되었으나 결정립 성장은 일어나지 않았음을 확인할 수 있었다. 이 결과는 비교적 저온에서 어닐링한 결과 때문으로 판단된다.

Fig. 2(a)는 Al-Mg 합금의 인장 응력-변형을 곡선이다. ECAP 가공한 재료는 ECAP 하지 않은 재료에 비해 결정립이 작아지고 전위의 밀도가 높아져 인장강도는 증가 하였지만 연신율은 거의 1/3 정도로 급격히 감소하였다. 이러한 결과는 다른 문헌에서도 비슷한 결과를 보였다[5]. ECAP 4 pass 후 150°C 에서 어닐링을 행하였을 때에는 재료의 인장강도는 소폭 감소하였고 연신율은 소폭 증가 하였다. 또한 Fig. 2(a-c)에서 ECAP 하지 않은 재료의 곡선을 보면 변형률 속도가 낮을수록 serration 진폭이 증가하고 연신율은 감소하는 것을 볼 수 있어 DSA 현상이 일어남을 알 수 있다. 즉 이동전위가 용질원자에 의해 고착되어 있을 때는 하중이 증가하였다가 전위가 풀려날 때 갑자기 하중이 감소하여 serration 이 생기기기 때문에[6], 변형률이 느릴수록 용질원자들과 이동전위들과의 고착시간이 길어져 전위로 부터의 이탈이 힘들어지기 때문에 serration 진폭은 커지고 연신율은 감소한다고 생각된다. 이에 대한 더욱 깊은 연구는 계속 진행 중이다.

Fig. 3은 변형률 진폭에 따른 Al-Mg 합금의 ECAP 전, 후의 피로응력반응 곡선이다. 모든 재료

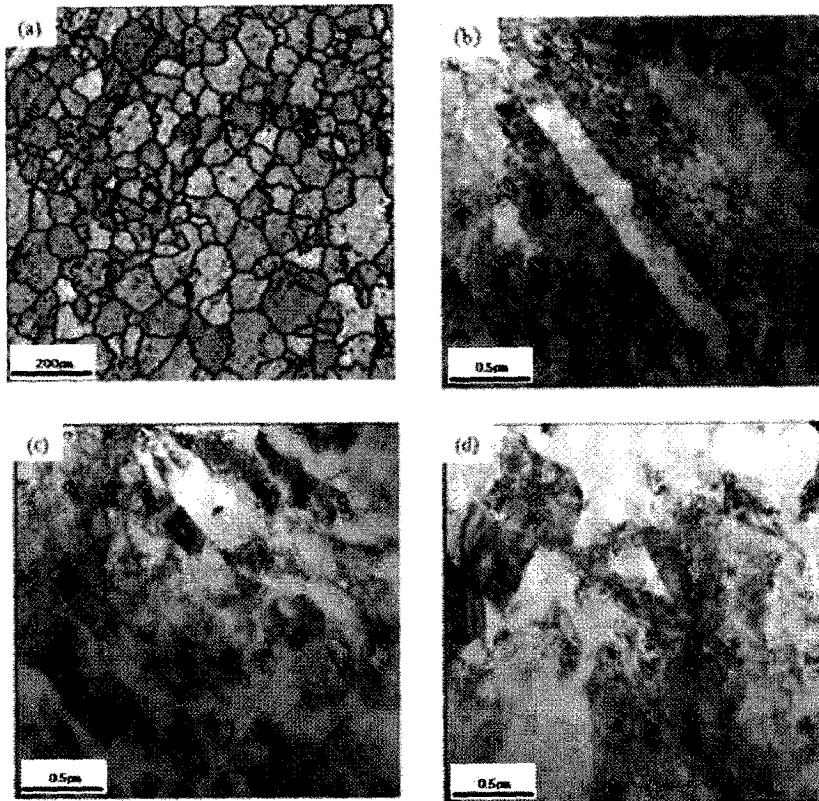


Fig. 1. (a) EBSD image showing grain structures, (b) TEM image of specimen after 1 pass of ECAP, (c) 4 passes, (d) 4 passes + annealing at 150°C for 1 hr.

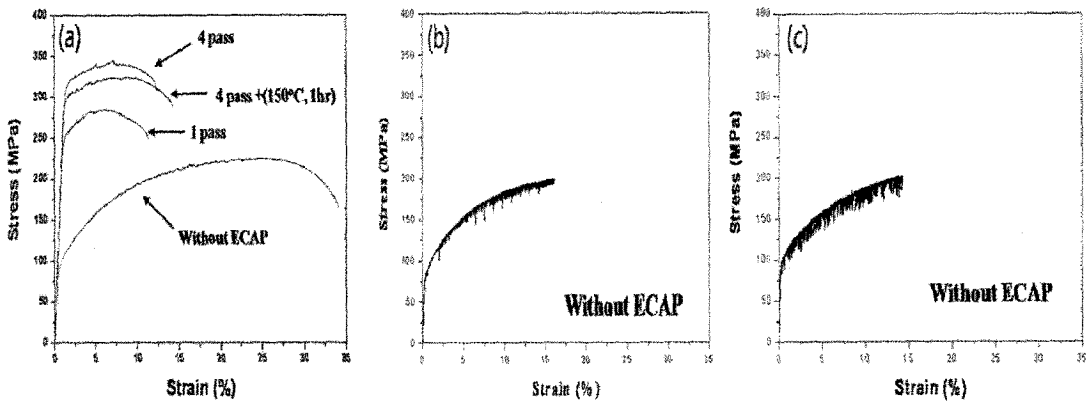


Fig. 2. Tensile stress-strain curves at strain rates of (a) $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, (b) $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$, and (c) $1 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$.

에서 변형을 진폭이 증가함에 따라 피로 파괴 cycle 은 감소하였다. ECAP 하지 않은 재료는 Fig. 3(a) 에서 보이는 바와 같이 모든 변형을 진폭에서 cycle 수가 증가함에 따라 파괴 때까지 계속 반복경화 되

었다. 이러한 결과는 연한 재료에 반복하중을 연속적으로 행함으로 인하여 전위밀도가 증가하기 때문으로 판단된다. 그러나 ECAP을 행한 재료와 ECAP 4 passes 후 어닐링한 재료는 초기에 매우 작은 반복

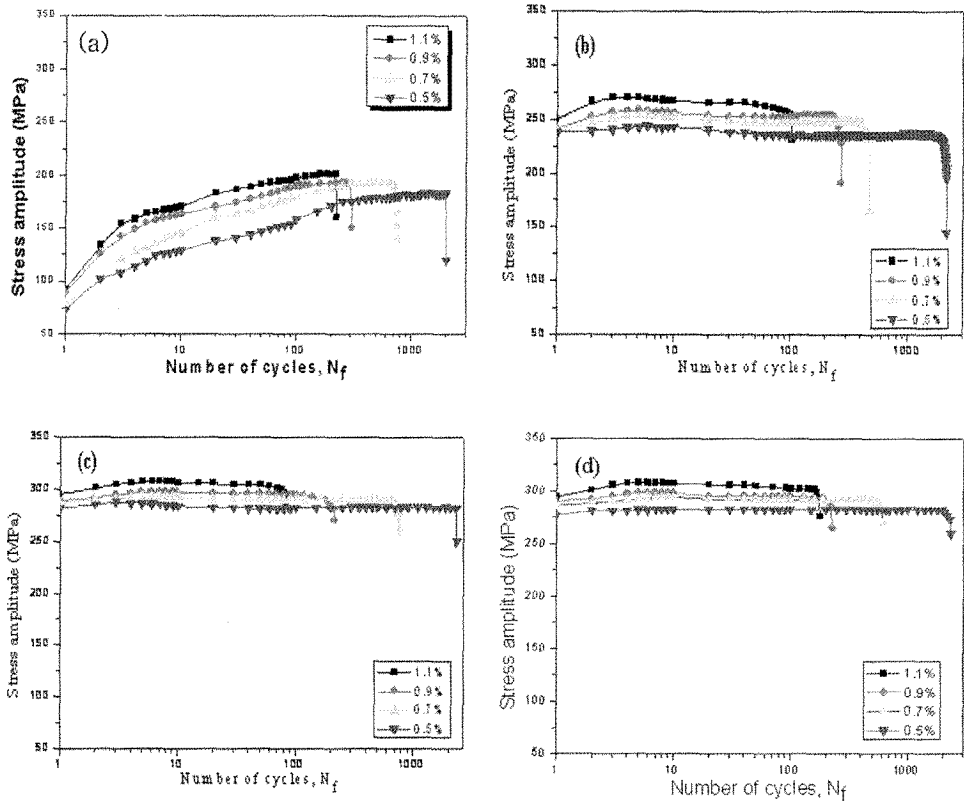


Fig. 3. Cyclic stress response curves under various strain amplitudes for the specimens (a) without ECAP, (b) 1 pass of ECAP (c) 4 passes, (d) 4 passes + annealing at 150°C for 1 hr.

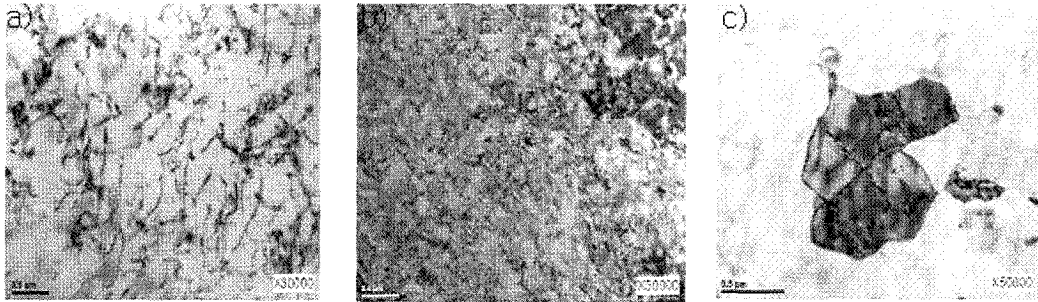


Fig. 4. TEM image of the specimen (a) before LCF of the specimen without ECAP, (b) after 10 cycles of fatigue at $\Delta\epsilon/2 = 1.1\%$ of the specimen without ECAP, (c) after 1650 cycles of fatigue at $\Delta\epsilon/2 = 0.5\%$ of the specimen ECAPed 4 passes.

경화가 나타났으며, 그 후에는 특별한 변화 없이 파괴 때까지 응력이 포화되었다(Fig. 3(b)-(d)).

이러한 현상을 해석하기 위하여 저주기 피로 cycle 단계별로 TEM을 이용하여 미세조직의 변화를 관찰하여 보았다. Fig. 4(a)는 ECAP을 행하지 않은 재료로서 개별의 전위들이 보이고 있다. 그러나 이 재

료를 변형률진폭 $\Delta\epsilon/2 = 1.1\%$ 에서 10 cycle 피로를 행하면 많은 반복경화가 나타나는데(Fig. 4(a)), 이러한 이유는 Fig. 4(b)에서 보이는 바와 같이 피로도 중 전위가 상당히 증가하였음을 알 수 있다. 그러나 ECAP을 행한 재료는 ECAP하지 않은 재료의 저주기 피로 실험 때와는 확연히 다른 양상이 나타

것을 볼 수 있는데, 단계별로 cycle이 증가함에 따라 미세조직의 큰 변화는 없었으며 결정립 내에 아결정립이 형성되어 있는 것을 볼 수 있다(Fig. 4(c)). 이러한 결과로 보았을 때, ECAP한 재료는 저주기 피로 실험시 cycle이 증가함에 따라 아결정립이 생성이 되면서 전위의 증식과 소멸 사이에 평형이 이뤄져 일정 응력이 유지되는 것으로 판단된다.

Fig. 5는 소성변형 진폭과 피로수명 관계를 나타내는 Coffin-Manson 도표이다. Coffin-Manson 관계식에서 ECAP 가공하지 않은 재료가 ECAP 가공한 재료 보다 Fig. 3에서 보이듯이 피로수명은 비슷함에도 불구하고 소성변형 진폭이 더 높게 나타났다. 이것은 ECAP을 행하면 소성변형을 포용할 수 있는 LCF 성질은 나빠지는 것을 말하며, 이러한 결과는 문헌에서도 비슷한 결과를 보였다[7].

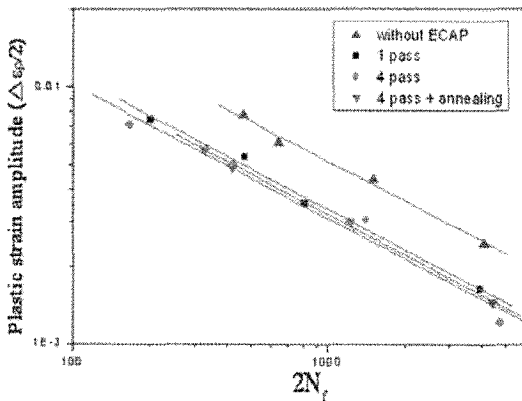


Fig. 5. Coffin-Manson plot of the 5052 Al alloy before and after ECAP.

ECAP을 행하지 않은 재료와 ECAP을 4 pass 행한 재료를 $\Delta\epsilon/2 = 1.1\%$ 에서 피로를 행한 후 파괴된 파면을 Fig. 6에 나타내었다. ECAP을 행하지 않은 재료는 피로균열 전파시 소성을 수반하는 흔적을 나타내는 striation 무늬가 확연하였고, ECAP을 행한 재료는 소성흔적이 거의 없는 입내파괴로 균열이 전파되었음을 알 수 있었다.

결론

5052 Al 합금에 소성가공(ECAP)을 행한 경우와 행하지 않은 경우의 저주기 피로거동을 살펴 본 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. ECAP pass수가 증가함에 따라 인장강도는 증가하였고, 연신율은 급격히 감소하였다. 그러나 4 passes 후 어닐링을 행한 재료의 인장강도는 약간 감소하였고, 연신율은 소폭 증가하였다.
2. LCF에 의해 ECAP하지 않은 재료는 모든 변형률 진폭에서 피로 사이클 수가 증가함에 따라 파괴 때 까지 반복경화가 나타났고, ECAP 한 재료는 초기에 매우 작은 반복경화가 나타났으며, 그 후에는 파괴 때까지 응력이 포화 되었다.
3. 인장실험과 LCF 실험에서의 유동곡선에서 serration이 관찰되었으며 이 serration 진폭은 변형률 속도가 낮을수록 증가하였다.
4. ECAP 가공한 재료와 ECAP 가공하지 않은 재료는 피로수명이 거의 비슷했음에도 불구하고, ECAP 가공한 재료는 피로 소성변형 허용능력이 작았다.

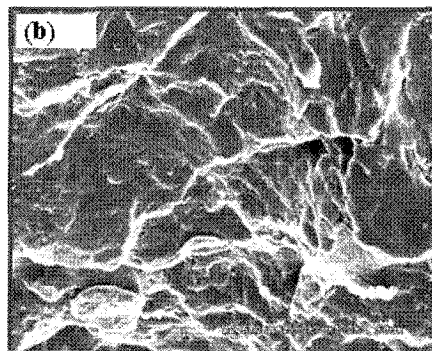
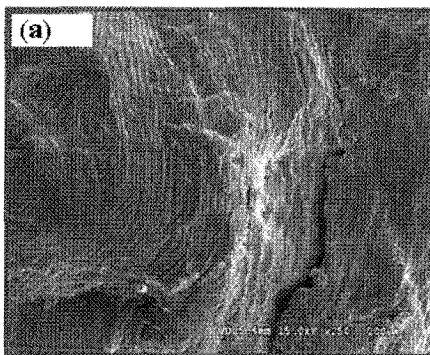


Fig. 6. Fracture surface of the specimens fatigued at $\Delta\epsilon/2 = 1.1\%$ (a) without ECAP (b) ECAP 4 passes

참고문헌

1. Z. F. Zhang, S. D. Wu, Y. J. Li, S. M. Liu and Z. G. Wang : Mater. Sci. Eng. A **412** (2005) 279.
2. Y. G. Kim, B. C. Hwang, S. H. Lee, W. K. Kim and D. H. Shin : J. Kor. Inst. Met. & Mater. **43** (2005) 1.
3. P. G. McCormic, S. Venkadesan and C.P. Ling : Scripta Metall. **29** (1993) 1159.
4. ASTM E606-92. Standard Practice for Strain-Controlled Fatigue Testing, Annualbook of ASTM standards. ASTM (1998).
5. D. R. Fang, Q. Q. Duan, N. Q. Zhao, J. J. Li, S. D. Wu and Z. F. Zhang : Mater. Sci. Eng. A **459** (2007) 137.
6. A. Benallal, T. Berstad, T. Børvik, O.S. Hopperstad, I. Koutiri, and R. Nogueira de Codes : Int. J. Plast. **24** (2008) 1916.
7. V. Patlan, A. Vinogradov, K. Higashi and K. Kitagawa : Mater. Sci. Eng. Vol. A **300** (2001) 171.