

Al-Li 8090 합금의 미세조직과 이방성에 따른 음향방출 거동

이기안 이종수 정희돈*
포항공과대학교 항공재료연구센터
*포항산업과학연구원 설비기술연구팀

요 약 Al-Li 8090 합금을 재료로 인장과 파괴 시험 중의 음향방출 거동을 조사하여, 미세조직과 방향성에 따른 변형 기구를 규명해 보고자 하였다. 이것을 위해 시편은 미세조직(δ' 상이 지배적인 조직과 $S'+\delta'$ 조직)과 방향성(L방향과 ST방향)에 따라 제조하였으며, 인장과 파괴 시험을 수행하면서 음향방출 거동을 관찰하였고, 이를 투과 및 주사 전자 현미경의 결과와 비교하여 전위의 미세기구에 관하여 고찰해 보았다. δ' 조직에서는 L방향과 ST방향의 시편 모두에서 낮은 RMS의 연속형 방출 신호가 나타났고, $S'+\delta'$ 조직에서는 돌발형 방출 신호들만이 관찰되었다. 여러 연구 결과를 통해 δ' 조직에서의 연속형 형태의 음향방출은 주로 정합인 δ' 상의 전단에 기인한 것인 반면, $S'+\delta'$ 조직에서의 돌발형 형태의 음향방출은 부정합 S' 상의 전단 또는 microcracking때문인 것으로 추론할 수 있었다. 시편의 방향성에 관해서는, ST방향의 시편들의 경우 LT 방향의 시편들보다 많은 돌발형 신호들을 보였다. ST방향 시편들에서 나타나는 이러한 돌발형 신호들은 주로 균열 전파 방향에 평행하게 놓여져 있는 입계를 따라, 급격하게 진행되는 균열 전파에 의해서 나타나는 것으로 보인다.

1. 서론

음향방출(AE)이란 물질 내부 또는 구조물의 국부적인 발생원으로부터의 급속한 에너지 방출에 의해 발생하는 탄성파를 뜻하는 것으로 이러한 탄성파 자체 그리고 탄성파를 검출하는 수단 및 해석을 통틀어 AE법이라고 한다.¹⁾ 이러한 AE는 재료의 소성 변형이나 파괴 과정시에 일어나는 미시적인 현상들(전위의 이동이나 증식, 미세균열의 생성 및 성장, 개재물의 파괴나 모재와의 박리 등)에 의해서도 발생되며, 그 발생 거동은 미세조직에 민감하게 반응하

기 때문에, 최근에는 재료의 미시적인 변형 거동과 파괴 거동에 대해 상세하고 직접적인 정보를 얻는 재료 평가 수단으로 널리 사용되고 있다.

본 연구에 사용된 구조용 재료는 Al-Li 8090 합금으로 기존의 Al 합금 재료와 비교하여 현저히 낮은 밀도와 높은 탄성 계수, 저온으로 갈수록 좋아지는 기계적 성질 등에 의해 차세대 항공 재료 및 저온 구조 용기로 사용될 전망이나 이러한 장점에도 불구하고 취약한 파괴 인성과 낮은 연성때문에 실용화가 지연되고 있다. 그러나 최근 S' 상을 도입하는 가공 열처리를 통해 planar slip 및 입계 부근에서의 변형

(접수: 1996. 5. 13)

집중을 완화시켜 이러한 문제점이 향상될 수 있다고 밝혀졌다.²⁻⁵⁾

한편 압연하여 얻어진 Al-Li 8090 판재에서는 압연 방향에 따라서 기계적 성질의 이방성을 보인다. 즉 L방향에서의 인장 성질은 우수하나, 다른 방향 특히 S방향에서의 인장 성질은 대단히 나쁘다고 보고되고 있다.⁶⁻⁸⁾ 또한 Al-Li 8090 합금의 주된 파괴 형태는 가공 열처리 조건에 관계없이 L방향과 T방향에서는 입내파괴이고 ST방향에서는 입계파괴로 알려져 있다.⁸⁾

Al-Li 8090 합금의 변형시 발생하는 AE에 대한 연구로는 압축 및 인장시 발생하는 돌발형 및 연속형 AE신호가 주로 δ'석출상의 전단과 관련이 있다고만 알려져 있을 뿐,⁹⁻¹²⁾ S'상이 혼재된 조직에서의 AE거동 변화와 이방성에 따른 AE거동 등에 대하여는 거의 알려진 바가 없다.

따라서 본 연구에서는 Al-Li 8090 합금을 실험재료로 하여 미세조직(S'상(Al₂CuMg)과 δ'(Al₃Li)상) 및 방향성(L방향과 S방향)에 따른 AE발생 거동을, 인장과 파괴 시험을 행하면서 관찰하고, 이를 SEM, TEM 등과 연관시켜 변형 및 파괴 기구를 고찰해 보고자 하였다.

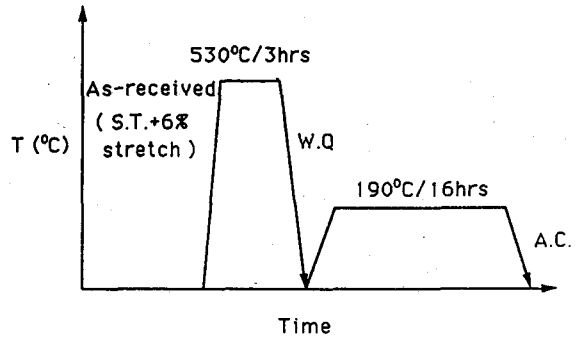
2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 재료는 ALCAN사에서 제조한 Al-Li 8090 합금으로, 화학적 조성은 Table 1과 같다. 입수 당시 열처리 상태는 용체화 처리 후 6% stretch하여 자연 시효된 상태(T3771)였다. 초기 조직 시편으로부터 미세조직의 변화를 주고자 본 실험에서는 Fig. 1과 같이 두가지 열처리 경로를 택하였다. 즉 하나(a)는 530°C 30분간의 용체화 처리로 초기 조직내에 존재하는 stretch효과를 줄여 기지내에 δ'상을 균일하게 분포시켰고, 다른 하나(b)는 초기 조직을 단지 시효함으로써 δ'상과 S'상이 혼재된 조직을 얻었다. 이때 두 조직 다 최대 강도를 갖도록 190°C에서 16시간 동안 시효시켰다.

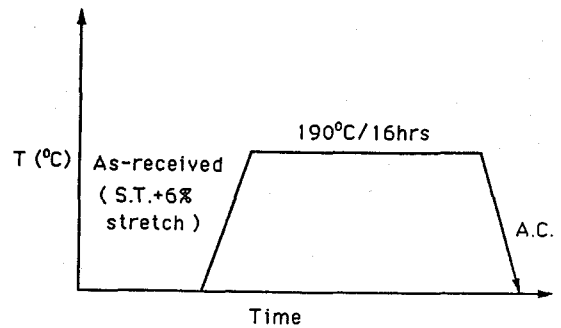
인장 및 파괴 시험은 잡음이 적은 기계식 Instron 1361을 사용하여 상온에서 행하였다. 인장 시편은 gauge section부의 폭이 6mm, 두께 3mm, 길이는 15mm가 되도록 제작하였고, 인장 방향이 L방향 또는 S방향이 되도록 만들었다. 파괴 시편은 ASTM규격¹³⁾ CT 시편으로 평면 변형 조건을 만족하는 15mm 두께

Table 1. Chemical composition of Al-Li 8090 alloy. (단위 : wt.%)

원소	조성	원소	조성	원소	조성
Cu	1.24	Si	0.017	Ni	0.006
Fe	0.05	Zn	0.04	Zr	0.11
Mg	0.9	Ti	0.022	Li	2.5
Mn	0.001	Cr	0.002	Al	Bal.



(a) δ' microstructure



(b) S'+δ' microstructure

Fig. 1. Thermomechanical processing diagrams for obtaining. (a) δ' microstructure (b) S'+δ' microstructures

의 LT, ST 두 방향으로 제작하였다. 이상의 인장 및 파괴 시편의 채취 방향을 Fig. 2에 나타내었다. 인장 시험은 cross head speed를 0.2mm/min로 행하였고, 파괴 시험은 ASTM의 시험방법¹³⁾에 맞추어 0.1 kN/sec의 속도로 load control mode에서 행하였다.

본 연구에 사용된 AE계측 장치는 N.A.I.S. 4000으

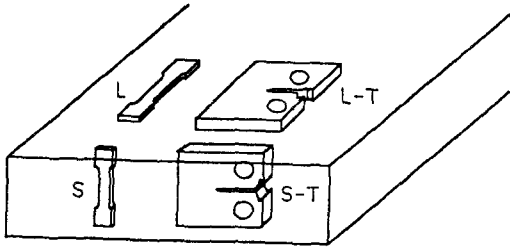


Fig. 2. Schematic illustration showing the orientations of specimens.

로서 총 증폭도는 70dB(프리앰프에서 30dB과 메인앰프에서 40dB)이었다. 센서는 N.A.I.S.제 공진형 주파수 센서인 H-2215을 사용하였다. 이러한 센서는 인장 시험시 시편 지그상에, 파괴 시험시 CT시편의 측면 상단부에 부착하였다. 또한 잡음을 제거하기 위해서, 오실로스코프를 통해 잡음 레벨을 측정후, 0.3V의 threshold를 지정하여 인장 및 파괴 시험시 그 이상의 전압을 나타내는 신호들만 AE data로 받아들였다. 핀과 그립 또는 핀과 시편의 hole 부분에서 일어나는 마찰에 의한 신호 발생을 최소화하기 위하여 핀에 약 0.1mm두께로 테프론 코팅을 하고, 진공 그리스를 이용하여 윤활시켰다. 변형시 방출된 AE신호는 N.A.I.S. 4800 data acquirer and analyser에서 AE특성을 나타내는 파라메타들로 변환되어 저장되었고, 이와 동시에 RMS 대 하중의 그래프를 X-Y recorder를 이용하여 기록하였다. 본 실험에 사용된 기본적 파라메타의 정의를 Fig. 3에 나타내었다.

AE를 이용한 파괴 인성 측정시에는, 파괴 과정을 잘

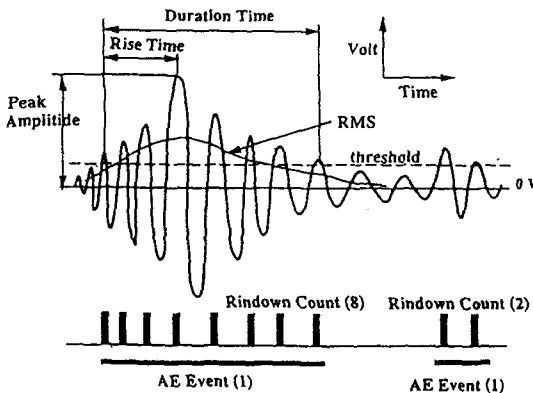


Fig. 3. Definition of acoustic emission parameter.

대변하여 주는 파라메타인 AE에너지를 사용하였고, 인장시에는 이와 더불어 이 재료에서의 연속형 AE거동을 효과적으로 나타내는 척도로 RMS를 사용하였다. 본 실험 장비에서 RMS는 두가지 형태로 출력되는데, 하나는 인장 실험과 동시에 N.A.I.S. 4000에서 바로 X-Y recorder에 의하여 기록되어, 복잡한 연속형 AE의 거동을 기술할 수 있는 아날로그 형태의 파형으로 출력되고, 또 하나는 N.A.I.S. 4800에서 각각의 event에 대해 아래 식에 의해 계산되어 디지털 형태의 수치값으로 출력되는 것으로 이 값은 또 다른 에너지 지표로도 사용될 수 있다. 이식에서 t_d 는 지속 시간이다.

$$RMS = \left(\int^{t_d} x^2(t) dt \right)^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

이상에서 설명한 AE 측정 계통도를 Fig. 4에 나타내었다.

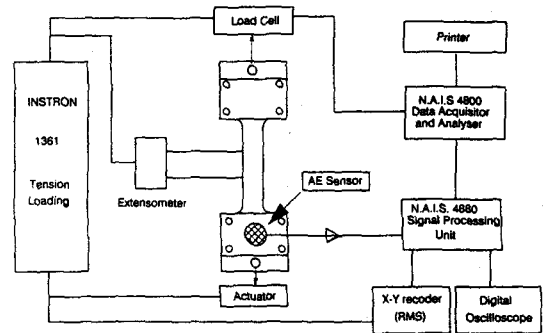


Fig. 4. Schematic diagram of experimental setup for tensile tests and AE experiments.

시편의 미세조직은 기계적 연마 후 광학 현미경으로 관찰하였고, 제 2상 석출물 및 전위 거동 등을 조사하기 위하여 120kV의 투과 전자 현미경(TEM)을 사용하였으며, 파괴 시험 수행후 파면 관찰은 주사 전자 현미경(SEM)을 사용하였다.

3. 실험 결과

3.1. 미세조직

초기 조직 시편의 3차원적 미세조직을 광학 현미경으로 관찰한 결과가 Photo. 1에 나타나 있는데, 결

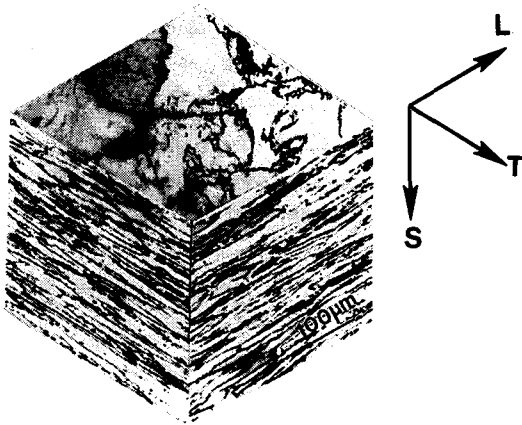
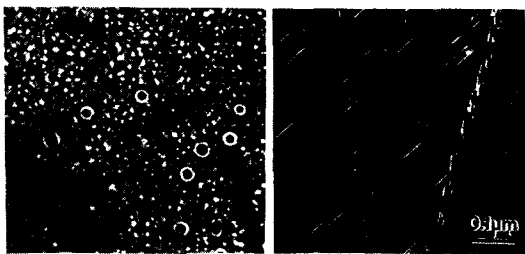


Photo. 1. Three dimensional optical microstructure of as-received Al-Li 8090 alloy.

정립들은 압연으로 인하여 pancake형상을 가지며, 압연 방향으로 길게 연신된 모양을 보이고 있다.

최대 시효 조직에서 TEM으로 관찰한 결과 Fig. 1(a)의 열처리 공정을 따른 경우에는 거의 δ' 상 석출물로만 구성되어 있었고, Fig. 1(b)의 열처리 공정을 따른 경우에는 δ' 상과 S'상이 다같이 분포되어 있는 조직이 나타났다. Photo. 2는 δ' 상(Photo. 2(a)) 및 S'상(Photo. 2(b))의 형상 및 분포를 각각 보여주고 있다. δ' 상은 기지와 정합을 이루고 있으므로 전위가 움직임에 따라 쉽게 전단되나 S'상은 부분 정합 혹은 부정합을 이루므로 전위 통과가 힘들게 되고 이에 따라 AE의 거동도 달라질 것으로 예측되었다.



(a) δ' precipitates (b) S' precipitates

Photo. 2. TEM image showing δ' and S' phase distribution.

3.2. 인장에 따른 기계적 성질

Fig. 5는 인장 시험을 통해 측정된 항복 강도(Y.S.),

최대 인장 강도(U.T.S.), 연신율(elongation)을 방향 및 조직에 따라 도시한 그림이다. 항복 강도는 조직 및 방향에 따라 큰 차이를 보이지는 않았으나, δ' 상이 지배적인(이후 δ' 조직으로 표기) 조직보다는 S'+ δ' 조직(이후 S'조직으로 표기) 조직이, S방향에서 보다는 L방향에서 조금 높은 값을 보였다. 최대 인장 강도는 미세조직과는 관계없이 L방향이 S방향보다 큰 값을 보였고, S'조직이 δ' 조직보다 약간 높게 나타났으며, S방향의 경우는 조직에 따른 차이는 미미하지만, 오히려 δ' 조직의 경우가 S'조직의 경우보다 약간 높게 나타났다. 연신율은 L방향이 S방향에 비해 월등히 높게 나타났으며, S'조직이 δ' 조직의 경우보다 높게 나타났다.

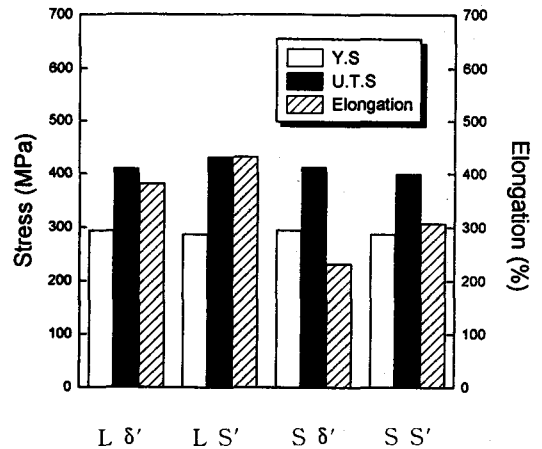


Fig. 5. Tensile properties of Al-Li 8090 alloy.

3.3. 음향방출 거동

Fig. 6은 Al-Li 8090 합금을 일축 인장할 때 나타나는 AE거동을 각 조건에 따라 나타낸 것이다. 여기에서 왼쪽 그림들은 인장 시험기에서 나오는 응력(stress)과, 인장 시험 도중 변형시 방출되는 AE신호들의 RMS voltage를 같은 변형률(strain)에 대하여 겹쳐 그린 것이다. 이에 반해 오른쪽 그림들은 각 event의 RMS(식 1에 의해 실험 방법에서 서술한 방법으로 얻어져서 또 다른 에너지의 지표로 사용될 수 있는)를 strain에 대해 그린 것이다.

L방향 δ' 조직의 경우(Fig. 6(a)) 인장의 전 영역에 걸쳐서 돌발형 AE는 거의 보이지 않고, 대부분이 oscilloscope를 통해 각각의 파형을 구분할 수 없는 연속형 AE거동을 보이고 있다. 이들 연속형 AE신호

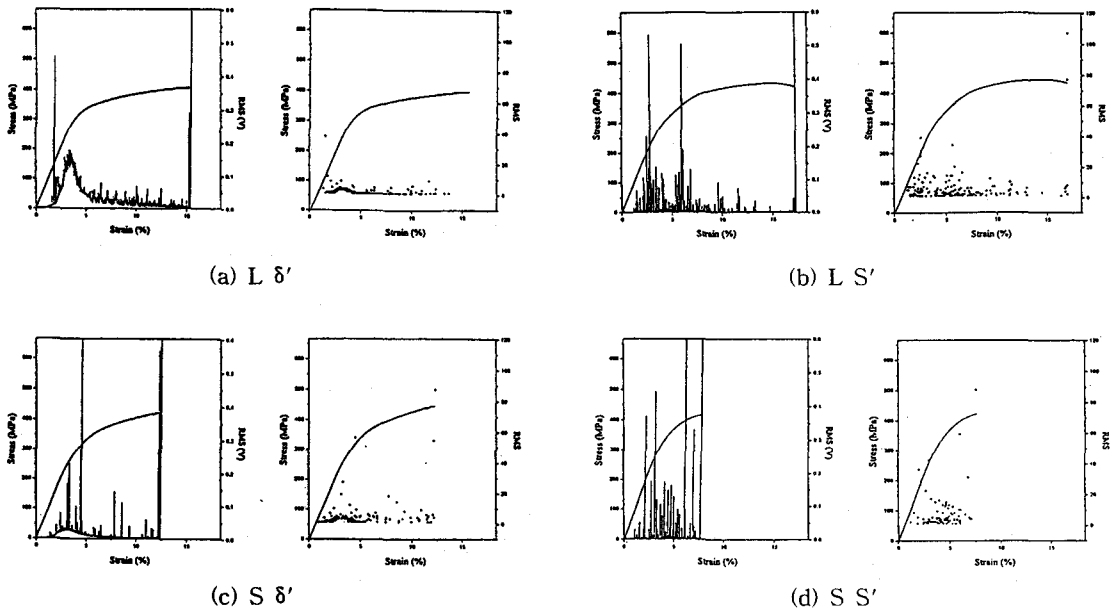


Fig. 6. AE RMS voltage and stress vs. strain during tension test.

들은 1에서 5사이인 낮은 RMS를 가지고 있고, 항복 강도의 1/3 정도에서 시작되어 항복 강도 근처에서 최대의 거동을 보이며, 소성 영역 이후 아주 작은 양으로 감소한다. 이에 반해 L방향에서의 S'조직에서는 (Fig. 6(b)) 연속형 AE가 거의 보이지 않고, 10에서 40의 크기의 RMS를 가지는 돌발형 AE가 항복 강도를 전후하여 많이 발생하다가 소성 영역 이후 소멸되는 것을 볼 수 있다. 방향에 따른 AE거동을 살펴보면, S방향에서의 δ'조직의 경우에는(Fig. 6(c)) L방향에서의 δ'조직(Fig. 6(a))의 거동과 비슷한 연속형 거동을 보이고 있으나, 그 양이 L방향에 비하여 확연하게 작고, L방향 δ'조직에서는 볼 수가 없었던 소성 영역 이후의 돌발형 AE가 많이 관측되고 있다. S방향에서 S'조직의 인장시(Fig. 6(d))에는 L방향의 S'조직과 비슷하게 연속형 AE는 거의 보이지 않고, 항복 강도 전에서부터 시작되는 돌발형 AE가 관측되나, L방향에서 볼 수 없던 소성 영역 이후의 돌발형 AE들이 나타나고 그 크기는 비슷한 형태를 보였던 S방향 δ'조직에서보다도 큰 것을 알 수 있다.

Table 2는 Fig. 6에서 나타난 AE신호들의, 적산 총 event수와 적산 총 에너지를 각 경우에 따라 나타낸 것이다. 여기에서 보면 L방향 δ'조직의 경우에는서는

Table 2. Summation of AE events and energy during tension tests.

방향, 조직	Sum.	Events Sum.	Energy Sum.	Energy Sum. / Events Sum.
L δ'		5276	2014	0.382
L S'		492	560	1.138
S δ'		242	263	1.087
S S'		180	409	2.272

아주 많은 수의 AE신호가 발생하였음을 알 수 있고 그에 따라 발생한 적산 총 에너지도 아주 크다. 그러나 이것을 L방향 S'조직과 비교하였을 때, 평균적으로 하나의 event에 의하여 발생한 에너지의 양은 훨씬 적음을 알 수 있다. S방향의 경우에는 조직에 관계없이 발생한 적산 총 event수가 L방향에 비하여 현저히 작음을 볼 수 있다.

각각의 신호가 갖는 RMS와 신호의 발생수와의 분포를 나타낸 것이 Fig. 7이다. L방향 δ'조직의 경우 (Fig. 7(a))에 아주 많은 수(5276)의 AE신호들이 발생

하였으나, 이것들은 거의 전부(95%)가 RMS voltage가 5이하인 신호들임을 볼 수 있다. 이에 반하여 L방향 S'조직의 경우(Fig. 7(b))에는 δ' 조직에서보다는 훨씬 적은 수(492)의 event가 발생하였으나, 그 분포가 낮은 영역에 한정적이지 않고 높은 RMS의 신호가 많이 포함되어 있음을 볼 수 있다. S방향 δ' 조직의 경우(Fig. 7(c))에는 RMS 5이하로 낮은 신호가 많이 발생하고(비록 L방향 δ' 조직에서보다는 작지만), L방향 δ' 조직에서는 볼 수 없는 높은 RMS의 신호들도 많이 포함되어 있다. S방향 S'조직의 경우(Fig. 7(d))에도 L방향에 비하여 아주 높은 RMS의 신호들이 많이 발생하고 있음을 알 수 있다.

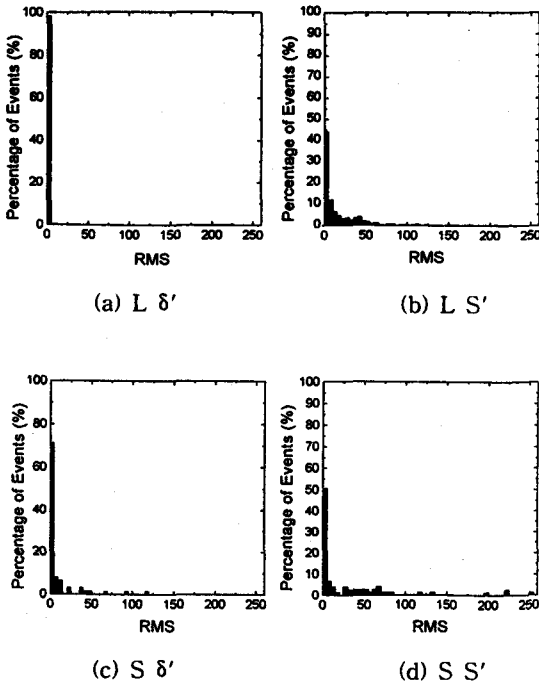


Fig. 7. Distribution of percentage of events vs. RMS during the tension test

3.4. 파면 관찰

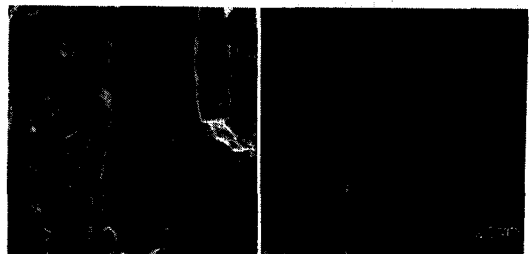
Photo. 3과 Photo. 4는 각각 LT방향 시편 및 ST 방향 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 것이다. 파면 사진들로부터 그 주된 파괴 형태가 가공 열처리 조건에 관계없이 LT방향에서는 입내 파괴이고, ST방향에서는 입계 파괴임을 알 수 있다. LT방향에서는 파괴시 주

로 발생하는 shearing에 의한 lamellar tearing 형태의 입내 파괴외에도, 소량의 연성 파괴 등도 약간 혼합되어 있는 것을 관찰할 수 있었다. 이 밖에도 몇개의 결정립을 가로지르는 facet들이 관찰됨으로써 planar slip이 많이 일어났음을 짐작할 수 있었으며, 그 사이 사이에 delamination도 많이 일어났음이 관찰되었다. 이와는 대조적으로 ST 방향에서의 주된 파괴 형태는 10 μ m내외의 아결정립계에서 일어난 입계 파괴로써, 입내 파괴나 연성 파괴는 거의 관찰되지 않았다.



(a) δ' microstructure (b) S' microstructure

Photo. 3. SEM fractographs showing the delamination occurring in LT specimens



(a) δ' microstructure (b) S' microstructure

Photo. 4. SEM fractographs showing the fracture surfaces of ST specimens

4. 결과 고찰

4.1. 연속형 및 돌발형 AE신호의 원인

석출 강화형 합금에서 전위 이동에 따른 음향 방출 거동은 석출물과 전위의 slip 특성에 따라 다르게 나타난다. 전단이 아주 쉽게 일어나는 경우, cross slip 등의

기구없이 한 슬립 면상에서 집단 이동이 일어날 수 있고, 그 거동들이 AE의 원인이 된다고 밝혀져 있다.¹⁴⁾ Al-Li 8090 합금에서의 δ' (Al₃Li)상도 쉽게 전단이 일어나므로 위의 해석을 적용할 수 있다. Fig. 6에서 나타난 바와 같이 시편 방향과는 무관하게, δ' 조직에서는 연속형 AE 거동이 나타나고 S' 조직(δ' 상의 집단적인 planar slip이 쉽게 일어나기 어려울 때)에서는 일어나지 않는다는 것, 그리고 이러한 연속형 거동이 항복 강도 부근에서 가장 활발하게 일어난다는 것, 그리고 앞에서 말한 것과 같이 δ' 상은 전위에 의해 쉽게 전단되어 집단 전위 이동이 일어나며 이러한 거동이 AE의 발생원이 된다는 사실을 고려할 때, Al-Li 8090 합금의 변형 및 파괴 거동시 발생하는 낮은 RMS의 연속형 AE는, δ' 상을 전단하는 전위의 집단 이동에 의한 것이라고 추정할 수 있다. 이런 연속형 거동을 나타내는 각각의 신호들이 낮은 RMS값으로 구성되어 있다는 것은(Fig. 6(a), (c)), δ' 상이 아주 쉽게 전단된다는 또 하나의 증거가 된다.

S' 조직의 경우 방향과는 무관하게 적산 총 event 수가 작고(Table. 2), 돌발형 AE 신호가 보이고 있다. (Fig. 6) 적산 총 event 수가 작은 것은 S' 상의 도입시 사용하였던 예비 변형으로 인하여 S' 상의 생성이 촉진되어, 전위 움직임을 방해하는 S' 상이 다량 존재하기 때문으로 생각된다. δ' 조직에서는 보이지 않던 돌발형 AE 신호들이 S' 상이 도입됨으로써 나타났으며, 또 이러한 신호들이 항복 강도를 전후하여 발생하다가, 소성 영역을 지나면서 사라졌고, S' 상이 전단면과 평행한 면을 갖지 않는 open-packed 구조를 갖는다는 사실과 부정합 석출물의 전단 및 미세 균열 생성시 큰 에너지의 AE 신호가 발생한다는 사실¹⁾들을 고려할 때 S' 조직에서의 돌발형 AE 신호는 S' 상 앞에 전위가 집적되어 있다가 전단 혹은 미세 균열 생성이 일어날 때 발생하는 것으로 보인다. 이와 관련하여 최근 전단이 일어나지 않는다고 알려진 S' 상에 대해 TEM을 통하여 S' 상이 전단된 모습을 보여주는 연구 결과도 보고되고 있다.^{15,16)}

한편, AE 거동을 인장 시험의 전위의 미세 기구와 연관지어 살펴보면(Fig. 6), 모든 조직에서 AE 신호가 거시적 항복 응력의 약 1/3 지점에서부터 발생하고, 또한 그 신호들의 특성이 석출물 전단시 발생한다고 예측되는 신호와 동일하다는 점으로 보아, 일반적으로 알려진 항복 응력까지의 탄성 영역에서 단지 원자들

의 탄성 거동만이 존재하는 것이 아니라, 항복 응력의 1/3 지점부터 전위가 움직이고 석출물을 전단한다는 것을 추측할 수 있다. 즉 응력에 가장 전단되기 쉬운 slip 면을 가진 결정립에서의 전위의 거동은 탄성 영역에서 벌써 시작이 되고, 계속되는 응력의 증가에 따라 작동하지 않던 다른 결정립에서의 전위들도 움직이기 시작하여, 다중 slip 계의 작동이 이루어지며, 결국 거시적 항복 응력의 근방에서 시편 전체에 걸친 가장 활발한 전위 거동이 일어나다가, 소성 변형을 거치면서 가공 경화에 의해 서서히 줄어든다고 해석할 수 있다.

4. 2. S 방향 입계 파괴에 의한 AE 거동

δ' 조직의 경우 L 방향보다 S 방향에서 총 발생 신호 수가 현저히 줄어드는데(Table. 2), 이것은 Photo. 1에서 알 수 있듯이 L 방향과 S 방향의 결정립의 모양에 의한 것으로 생각된다. 즉 결정립계는 전위가 쉽게 전단하기 힘든 방해 영역으로 작용하며, S 방향에서는 길쭉하게 늘어난 결정립의 형상 때문에 L 방향과 비교하여 전위가 활주할 수 있는 거리가 짧아지므로, δ' 상의 전단에 의한 연속형 AE 수도 훨씬 작다.

또한 조직과는 무관하게 S 방향에서는 소성 영역을 지나서도 돌발형 AE 거동이 발생하는데 이것은 Photo. 3, Photo. 4에서 보이듯 L 방향과 S 방향의 파괴 형태의 차이에 기인된 것으로 보인다. 즉 LT 방향에서는 전위와 관련하여, 여러 결정립을 가로질러 생성되는 slip band를 따라 파괴가 일어나는 입내 파괴이고, 이에 반해 ST 방향에서는 취약한 무석출대에 의해 쉽게 균열이 생성된 후에, 전위나 slip band와는 무관한 delamination에 의해 결정립계를 따라 파괴가 일어나는 입계 파괴인데, 이처럼 취약한 입계에서 균열이 생성되어 결정립계를 따라 진행되면, slip band를 따라 굽이 깊어진 다음 파괴가 일어나는 입내 파괴에 비해, 순간적으로 급격한 파괴가 일어날 것이며, 따라서 대단히 높은 에너지를 가진 돌발형 AE 신호가 방출될 것이라 생각된다.

4. 3. AE를 이용한 재료의 파괴 인성 평가

AE를 재료 평가법으로 이용하는 방법중 하나로써 재료의 파괴 인성 평가를 들 수가 있는데, 본 연구를 통하여 AE를 이용한 본 재료의 파괴 인성 평가 가능성을 살펴보았다. Fig. 8은 파괴 시험중에 방출된 모

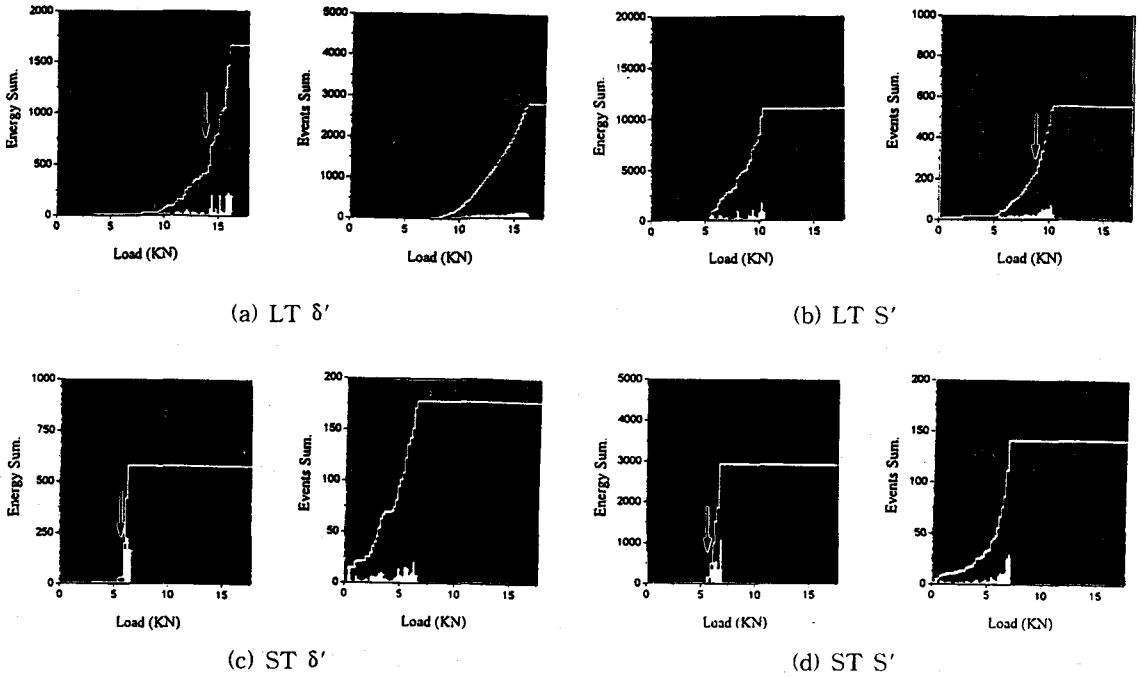


Fig. 8. Summation of AE events and energy vs. applied load during the fracture tests.

든 에너지와 event 수를 적산하여 하중에 따라 나타내어 본 것이다.

LT 방향의 δ' 조직의 경우(Fig. 8(a)) 14kN를 기점으로 적산에너지의 변화 거동이 급격한 상승을 나타내고 있음을 알 수 있다. 여기서 상승점 이하의 낮은 에너지 분포 영역은 소규모의 변형 거동, 즉 미세적인 균열의 생성에 의한 것으로 여겨지며, 상승점 이상의 높은 에너지의 영역은 상대적으로 거시적인 균열의 생성을 의미하고 있다. 즉 적산 에너지의 변곡점은 발생되고 있는 균열의 크기 변화를 의미하게 된다. 통상적으로 파괴 인성의 정의는 거시적인 균열의 생성 조건을 의미하고 있으므로, 이러한 적산 에너지의 급상승점을 본 재료의 파괴 인성으로 정의하는 것은 타당성이 있는 사실로 받아들여진다. 역시 같은 방법으로 적산 에너지와-하중의 곡선에서 기울기가 변화되는 하중을 ST 방향의 δ' 조직과, ST방향의 S' 조직에도 구할 수 있다. 한편 LT방향의 S' 조직의 경우(Fig. 8(b)) 적산 에너지-하중 곡선만으로는 S' 상의 전단에 발생하는 큰 에너지때문에 기울기가 변화하는 하중점을 찾기가 어려우나, 적산 에너지-하중 뿐만 아니라 적산 event수-하중 곡선까지 고려해 보면, 기울기가 변화하는 하중점

을 찾아낼 수 있다.

이상과 같이 구한 기울기가 변화하는 하중값을 이용하여 K_{IC} 식¹³⁾에 대입해서 구한 파괴 인성 값을 K_{AE} (AE를 이용한 파괴 인성) 라고 정의하고, 이것을

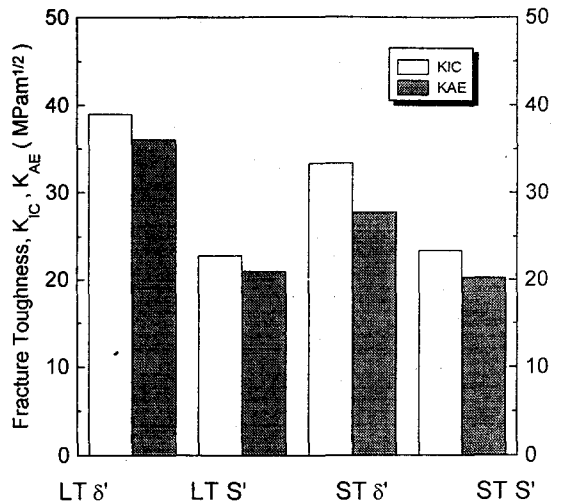


Fig. 9. Fracture toughness of Al-Li 8090 alloy.

나타낸 것이 Fig. 9이다. 또한 이 그림에는 재료학적으로 일반화되어 사용되는 ASTM¹³⁾에서의 K_{IC} 값(변위-하중 곡선에서 직선 기울기의 0.95배한 직선과 변위-하중 곡선이 만나는 하중값을 이용한 파괴인성)들도 함께 표시했다. 그림을 보면 K_{IC} 에 비하여 K_{AE} 값들은 비슷한 경향을 가지면서 약간 낮은 값을 보이고 있다. 이것은 K_{IC} 가 정의되는 하중이 재료의 거시적인 균열의 생성 조건을 의미하고 있는데 반해, K_{AE} 는 미세 균열이 거시적인 균열로 발전되기 전에 합쳐지는 미세 기구를 바탕으로 하여 구해진 하중을 기점으로 정의된 것이기 때문에, K_{IC} 를 정의하는 하중보다 낮은 값을 가지고, 또 이에 따라 재료 개발의 측면에서 보면 보다 정량적이고 정확한 의미를 갖는 평가량이라고 할 수 있다.

5. 결론

본 연구에서는 Al-Li 8090 합금을 재료로 하여 미세조직(δ' 조직과 S'조직) 및 방향성(L방향과 S방향)에 따른 AE거동을 인장과 파괴 시험을 행하면서 관찰하여, 변형 및 파괴 거동과의 관계를 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. δ' 조직에서는 인장과 파괴시 낮은 RMS의 연속형 AE를 많이 나타내었으며, 이는 δ' 상들이 전위들의 집단 이동에 의해 전단될 때 나타나는 것으로 생각된다.
2. S'조직에서는 인장 및 파괴시 연속형 AE가 거의 없는 돌발형 AE가 소수 발생되는데, 이것은 S'상이 전위의 효과적 장애물로 작용하다 전단되거나 또는 미세 균열이 생성될 때 나타나는 것으로 생각된다.
3. ST방향 시편의 경우 조직과는 무관하게 소성 영역에서 delaminaton에 의한 입계 파괴가 원인으로 추정되는 돌발형 AE가 발생한다.
4. 파괴시 방출되는 AE에너지와 event수의 적산을 통해 파괴인성치 K_{AE} 값을 구하였고, 이 값을 K_{IC} 값과 비교한 결과 서로 비슷한 경향을 나타내었으며 K_{IC} 값에 비해서 약간 낮은 값을 보여주었다.

후 기

본 연구를 지원하여 주신 포항산업과학연구원 및 과학재단에 감사드립니다.

참고 문헌

- 1) Non-destructive Testing Handbook, 2nd ed., Vol. 5, Acoustic Emission Testing, Eds. R.K. Miller and P. McIntire, American Society for Nondestructive Testing, Columbus, OH(1981)
- 2) E. J. Lavernia, T. S. Srivatsan and F. A. Mohamed : J. Mater. Sci., 25(1990), pp. 1137-1158
- 3) E. A. Starke and F. S. Lin : Metall. Trans., 13A (1982), pp. 2258
- 4) P. J. Gregson and H. M. Flower : Acta Metall., Vol. 33, No. 3(1985), pp. 527
- 5) R.E. Crooks and E.A. Starke Jr. : Metal. Trans., Vol. 5A July(1984), pp. 1367
- 6) M. J. Bull and D. J. Lloyd : Aluminium-Lithium Alloys III, Proc. 3rd Int. Conf. on Aluminium-Lithium Alloys(1986), pp. 402
- 7) I. G. Palmer, W. S. Miller, D. J. Lloyd and M. J. Bull : Aluminium-Lithium Alloys III, Proc. 3rd Int. Conf. on Aluminium-Lithium Alloys(1986), pp. 565
- 8) Kee-Sun Sohn, Sunghak Lee and Nack J. Kim : Mater. Sci. and Eng., A163(1993), pp. 11
- 9) M. Furukawa, Y. Miura and M. Nemoto : J. Japan Inst. Metals, vol. 51(1987), pp. 994-1002
- 10) K. Sakamaki, K. Yoshida, H. Takagi and M. Yoshida : JSME international journal, vol. 33 (1990), pp. 362-366
- 11) K. Sakamaki, K. Yoshida, H. Takagi and M. Yoshida : J. Jpn. Inst. Mech., vol. 55(1989), pp. 1063
- 12) M. Furukawa, Y. Miura and M. Nemoto : Trans. JIM., Vol. 26, No.4(1985), pp. 225
- 13) Annual Book of ASTM Standards, Vol. 3. 01, E399-83(1987), pp. 680
- 14) C. R. Heiple and S. H. Carpenter : J. of Acoust. Emiss., Vol. 6(1987), pp. 177
- 15) K. J. Park, C. G. Park, Y. W. Chang and C. S. Lee : J. Korean Inst. of Met. & Mater. Vol. 30, No. 4(1992), pp. 462
- 16) K. J. Hong, H. D. Jeong and C. S. Lee : Process in AE VII, The Japp. Soc. for NDI.(1994), pp. 113

Effects of Microstructure and Plate Orientation on the Acoustic Emission Behavior of an Al-Li 8090 Alloy

K. A. Lee, C. S. Lee and H. D. Jeong*

Center for Advanced Aerospace Materials,

Pohang University of Science and Technology, Pohang 790-784

*Research Institute of Industrial Science and Technology, Pohang 790-600

Abstract A study has been made to investigate the acoustic emission(AE) behavior during the tensile and fracture tests of an Al-Li 8090 alloy, and to correlate it with the deformation mechanisms as a function of microstructure and plate orientation. Mechanical tests and AE measurements were conducted on the specimens with different microstructures (the δ' phase dominant microstructure and the S'+ δ' microstructure) and with different orientations (L and ST). In the δ' structure, continuous emissions were produced in both the L and ST oriented specimens, while only the burst emissions were observed to occur in the S'+ δ' structure. It was inferred from the above results that continuous type emissions were mainly attributed to the shearing of coherent δ' precipitates in the δ' structure, while the burst type emissions were produced due to the shearing or microcracking of incoherent S' phase in the S'+ δ' structure. As to the effect of plate orientation, the ST oriented specimens showed more burst emissions than the LT oriented ones. A large number of burst emissions produced in the ST specimen were presumably due to the rapid crack propagation along the intergranular boundary located parallel to the crack propagation direction.