

< 학술논문 >

DOI <http://dx.doi.org/10.3795/KSME-A.2016.40.1.023>

ISSN 1226-4873(Print)
2288-5226(Online)

인장형 홉킨슨 바 장치를 이용한 알루미늄 단결정 및 멀티결정재의 동적 실험

하상렬* · 장진희** · 윤효준** · 김기태**†

* 삼성전기, ** 포항공과대학교 기계공학과

High-Strain Rate Tensile Behavior of Pure Aluminum Single and Multi-Crystalline Materials with a Tensile Split Hopkinson Bar

Sangyul Ha*, Jin Hee Jang**, Hyo Jun Yoon** and KiTae Kim**†

* Dept. Corporate R&D Institute, Samsung Electro-Mechanics,

** Dept. of Mechanical Engineering, Pohang University of Science and Technology

(Received June 22, 2015 ; Revised October 8, 2015 ; Accepted November 6, 2015)

Key Words: TSHB(Tensile Split Hopkinson Bar), EBSD(Electron Backscattered Diffraction), DIC(Digital Image Correlation), Single Crystal(단결정), Multicrystal(멀티결정), Crystallographic Orientation(결정학적 방위)

초록: 본 연구에서는 연성 금속재료의 판상형 인장 시편에 대한 동적 물성을 측정하기 위한 인장형 홉킨슨 바(TSHB, Tensile split Hopkinson bar)의 수정 방법에 대해 논의하고, 이를 이용하여 고순도 알루미늄 단결정 및 멀티결정재의 동적 물성을 측정하였다. 시편의 초기 미세조직 및 결정학적 방위는 전자후방 산란회절(EBSD, Electron backscattered diffraction) 분석을 통하여 측정하였으며, 동적 변형 후 파단 형상을 광학 현미경을 통하여 확인하였다. 고속인장 변형 중 시편 내부에 발생하는 변형 분포는 디지털 이미지 상관(DIC, Digital image correlation) 기법을 이용하여 측정하였다. 이를 통해 동적 변형 중 나타나는 알루미늄의 거시적인 소성 변형과 결정학적 방위 및 미세 조직과의 상관관계에 대해 논의하였다.

Abstract: In this study, we modified the conventional tensile split Hopkinson bar(TSHB) apparatus typically used for the high strength steel to evaluate the tensile deformation behavior of soft metallic sheet materials under high strain rates. Stress-strain curves of high purity single and multi-crystalline materials were obtained using this experimental procedure. Grain morphology and initial crystallographic orientation were characterized by EBSD(Electron Backscattered Diffraction) method measured in a FE-SEM(Field emission-scanning electron microscopy). The fractured surfaces were observed by using optical microscopy. The relationship between plastic deformation of aluminum crystalline materials under high-strain rates and the initial microstructure and the crystallographic orientations has been addressed.

1. 서 론

일반적으로 금속 및 폴리머 재료의 동적 거동은 준정적 또는 정적 하중 하에서의 변형 거동과 큰 차이를 나타내는 것으로 알려져 있다. 이러한 재

료의 동적 특성에 관한 연구는 1949년 Kolsky⁽¹⁾에 의해 응력과 재료 변형에 대한 관계가 정립되면서 발전하기 시작하였으며 이후 다양한 소재의 동적 변형 거동에 대한 연구가 활발히 진행되고 있다. 초창기의 연구는 충돌 하중 하에서 재료의 파괴 특성이 중요한 국방 재료에 국한되었으나,^(3,4) 최근에는 자동차, 항공 및 전자 제품 산업 등의 발전과 함께 여러 산업 분야에서 그 중요성이 증가하고 있다. 자동차 및 항공 등의 운송 분

† Corresponding Author, korean@postech.ac.kr

© 2016 The Korean Society of Mechanical Engineers

야는 수송 중 승객 및 화물의 안전성 확보가 매우 중요하므로 고속 충돌 시에 재료 변형 거동에 대한 이해가 필수적이다.⁽⁵⁾ 전자 제품 산업에서는 소형화된 구조 및 크기로 인하여 동적 거동이 발생할 수 있다. 예를 들어 반도체 리드 프레임(Lead frame) 또는 전기 부품의 접속부(Interconnect)에 사용되는 구리 또는 구리합금의 전단 가공시에 변형률 속도는 약 $10^2 \sim 10^3$ /s이며, 인쇄회로기판(PCB, printed circuit board)과 응용 프로세서(AP, Application processor)를 연결하기 위한 범프 코이닝(Bump coining) 공정 시 코이닝 헤드(Coining head)의 압하에 따른 범프의 압축 변형률 속도는 약 10^2 /s 이상이다. 특히, 소형화된 구조물에서는 구조물의 치수(Dimension)가 재료 미세조직의 특성 길이(Characteristic length)에 접근하기 때문에 재료를 이루는 결정립들 간의 결정학적 방위에 따른 변형 이방성이 두드러지게 나타나게 된다. 따라서 동적 하중 하에서의 구조물의 강건 설계 및 안정성 평가를 위해서는 신뢰성 있는 동적 물성 시험법의 개발과 재료의 미세 조직에 따른 동적 물성 평가가 수반되어야 한다.

Hopkinson⁽²⁾에 의해 동적 물성 측정을 위한 홉킨스 바(Split Hopkinson Pressure Bar, SHPB) 장치가 개발된 이후로 많은 연구자들이 SHPB 장치를 이용하여 동적 하중 하에서의 다양한 재료(금속, 폴리머, 세라믹)의 변형 거동을 연구하였다. 특히, 초기에는 주로 압축 변형에 대한 측정 및 결과에 대한 분석만 가능하였으나 이후에 인장(Tension), 비틀림(Torsion), 전단(Shear) 등 다양한 변형 모드 하에서도 동적 실험이 가능하도록 장치가 수정 및 발전되었다.

Nicholas⁽³⁾는 인장형 홉킨스 바 장치의 설계를 제안하였으며 이를 이용하여 알루미늄, 철 등의 동적 물성을 측정하였다. Nemat-Nasser 등⁽⁷⁾은 동적 하중 하에서 미리 정해진 일정 변형량만 시편에 가해지도록 모멘텀 트랩(Momentum trap) 봉의 사용을 제안하였으며, 이를 이용하여 압축 및 인장 하중 하에서 동적 바우싱어 효과(Bauschinger effect)를 측정하였다. Rittel 등⁽⁸⁾은 실린더 형상의 압축 시편에 그루브(Groove) 형상을 가공하여 압축형 홉킨스 바 시험 장치로부터 전단 변형에 대한 응력 - 변형률 곡선을 얻었으며, 유한요소법을 이용하여 제안한 실험 방법의 유효성에 대하여 검증하였다. 김용진 등⁽⁹⁾은 다양한 변형률 속도 및 온도 범위에서 라인 파이프강 X70 과 X80 의 비틀림 물성을 측정하였다. 그 외에도 알루미늄 합금, 구리 합금, 복합재료 등의 다양한 재료에 대한 고변형

률 시험이 수행되었다.

그러나 이러한 대부분의 선행 연구들은 주로 다결정재(Polycrystalline material)의 동적 하중 하에서의 거시적인 응력 - 변형률 곡선을 얻는데 치우쳐져 있으며, 변형 거동과 연관된 미세조직의 특성이나 변화 양상에 대한 분석은 드문 편이다. 또한, 동적 변형 하에서 다결정재의 변형 거동 중 나타나는 결정립 간의 상호 작용에 의한 변형 메커니즘을 분석하려는 시도는 아직 알려지지 않고 있다. 한편, 단결정(Single crystal)은 결정립 내에 결정립계(Grain boundary)가 존재하지 않기 때문에 결정 재료의 변형 메커니즘을 연구하기에 적합한 재료이지만, 단결정재의 동적 거동에 대한 연구는 미흡한 실정이다. Lindholm 등⁽¹⁰⁾은 동적 변형 하에서 단결정 알루미늄 시편의 응력-변형률 선도를 측정하였으나, 결정학적 방위에 따른 거동 해석은 수행하지 않았다. 최근 Khan 등⁽¹¹⁾은 알루미늄 단결정재에 대한 동적 압축 물성을 측정하고, 결정소성모델의 예측 결과를 실험 결과와 비교하여 좋은 연관성을 얻었다. 그러나 이 경우에도 변형률 속도 증가에 따른 응력 - 변형률 선도 변화 관찰이 주를 이루었다.

이 외에도 박판 재료의 경우 시편 형상으로 인하여 압축이나 비틀림 등의 변형 모드에서 실험이 불가능하며, 인장 실험의 경우 준정적 실험과 달리 동적 실험에서는 시편 그립으로 인한 탄성과 왜곡, 시편 미끄러짐 등의 현상으로 인하여 정확한 물성 측정이 힘든 단점이 있다. 또한 순금속(Pure metal)의 경우 낮은 항복 강도 및 유동응력으로 인하여 동적 시험 중 발생하는 응력 - 변형률 곡선을 추출하기 위한 입력봉 및 출력봉의 탄성과 신호가 미약하거나 검출이 힘든 어려움이 있다.

따라서 본 연구에서는 순금속 판재 인장 시편에 대한 동적 물성을 확보하기 위하여 기존의 고강도 강의 고속 인장 물성 측정을 위해 개발된 인장형 홉킨스 바(Tensile Split Hopkinson Bar, TSHB)의 수정 방법에 대해 논의하였고, 이를 이용하여 고순도 알루미늄 단결정 및 멀티결정재의 동적 물성을 측정하였다. 멀티결정재(Multi-crystalline material)는 시편 내부에 적은 수의 조대한 주상정 형상의 결정립(Large columnar grain)을 가진 재료로서 변형 전후의 개별 결정립의 미세 조직 변화 관찰에 용이한 장점이 있다. 동적 인장 시험 후 시편의 파단 형상은 광학 현미경으로 관찰하여 확인하였으며, 변형 전후의 결정학적 방위의 변화는 전자후방산란회절(Electron backscattered diffraction, EBSD)

분석을 이용하여 측정하였다. 이를 통해 동적 변형 중 나타나는 알루미늄의 거시적인 소성 변형과 결정학적 방위 및 미세조직과의 상관관계에 대하여 논의하였다.

2. 실험

2.1 시편 준비

본 연구에서는 면심입방(fcc, face-centered-cubic) 구조를 가진 소재의 동적 변형 거동을 결정립 수준에서 분석하기 위하여 순도 99.999%의 알루미늄(Cu<0.2ppm, Fe:0.882 ppm, Mg: 1.23 ppm, Si: 0.847 ppm)을 사용하여 단결정 및 조대한 결정립을 가진 멀티결정재 시편을 제작하였다. 알루미늄은 적층결함에너지(SFE, stacking fault energy)가 높아 전위 이외의 쌍정 등의 변형 기구는 잘 나타나지 않기 때문에 변형 메커니즘 분석에 용이한 장점을 갖고 있다.

단결정 및 멀티결정은 변형률 풀림 방법(Strain-annealed method)⁽¹²⁾을 이용하여 제작하였다. 이 방법은 소성 변형 후 열처리 시 발생하는 재결정(Recrystallization) 현상을 응용한 것으로 빠른 시간 내에 원하는 크기의 결정립 크기를 가진 시편을 쉽게 얻을 수 있는 장점이 있다. 제작된 단결정 및 멀티결정재는 와이어 방전가공(EDM, electric discharge machining)과 드릴링으로 게이지부의 길이와 폭이 각각 7 mm 와 4 mm 인 인장 시편으로 제작하였고, 가공 중 발생하는 잔류 응력을 제거하기 위하여 500 °C에서 2 시간 동안 풀림 처리를 하였다.

시편의 결정학적 방위 측정은 전계방사형 주사 현미경(Tescan, Mira II LMH)에서 EBSD 를 이용하여 측정하였다. EBSD 측정을 위해 기계적 및 전해 연마법을 수행하였다. 다결정 시편의 경우 EBSD 측정 시 대면적 측정에 의한 이미지 왜곡 현상을 보정하기 위하여 에칭 후 나타나는 결정립계를 광학 현미경으로부터 확인하였다. 에칭액은 Keller 용액(염산 45 %, 질산 15 %, 불산 15 %, 증류수 25 %)을 사용하였다. 변형 전 단결정 시편의 EBSD 측정은 1 μm 의 스텝 크기(Step size), 160 fps (Frame per second)의 속도로 1 mm² 면적을 측정하였고, 다결정 시편은 30 μm 의 스텝 크기, 160 fps로 전체 시편 영역을 총 20 번을 측정한 후 이미지를 조합하였다. 변형 후에는 소성 변형에 의한 표면 조도 형성(Surface roughness formation) 등으로 측정이 어렵기 때문에 단결정과 다결정 시편 모두 20 μm 의 스텝 크기, 70 fps로 측정하였다.

2.2 동적 인장 실험

TSHB 장비는 Fig. 1에 나타낸 바와 같이 입력봉(Incident bar), 충격자(Striker) 및 출력봉(Transmitter bar) 등으로 구성되어 있다. 충격자는 공기압에 의해 입력봉에 연결된 플랜지(Flange)와 충돌하여 인장 응력파를 생성시키고 생성된 입력파는 입력봉과 시편의 계면까지 도달하게 된다. 계면에 도달한 응력파의 일부는 다시 입력봉으로 전달되는 반사파로, 나머지는 출력봉의 형태로 시편의 인장 변형을 발생시키고 출력봉 내부로 전달된다. 이때, 입력봉과 출력봉은 탄성 변형 하에 있으며 각각 부착된 스트레인게이지를 통해 입사변형률(ϵ_I), 투과변형률(ϵ_T) 그리고 반사변형률(ϵ_R)을 측정한다. 시편의 변형 중에 발생하는 응력 및 변형률은 다음 수식을 이용하여 결정할 수 있다.

$$\epsilon(t) = \int -\frac{2C}{L} \epsilon_R(t) dt \quad (1)$$

$$\sigma(t) = E \frac{A_0}{A} \epsilon_T(t) \quad (2)$$

여기서, A 와 A₀는 각각 시편과 봉의 단면적이다. C 와 E는 각각 봉의 종파 속도와 탄성계수를 나타내며 L은 시편 게이지부(평활부)의 길이이다.

본 연구에서 사용된 TSHB 장비의 충격자와 입력봉 그리고 출력봉의 소재는 마레이징강(Maraging steel)이며, 직경은 모두 19 mm이며, 길이는 각각 0.4 m, 1.5 m, 2.0 m이다. 플랜지의 내경 및 외경은 각각 15.7 mm 와 28 mm이며, 입력봉과 축이음(Coupling) 방식으로 체결하였다.

본 실험에서 사용한 TSHB 장비는 기존에 고강도강의 고속 인장 시험시 봉에 발생하는 탄성 변형을 측정하기 위하여 금속 박막(Metal foil) 형태의 M&M사의 ED-DY-031CF-350/LE (R=350 Ω , Gage factor: 3.223.0%) 스트레인게이지를 사용하였으나, 강도가 약한 고순도 알루미늄 실험시 출력파가 검출되지 않았다. 따라서, 미약한 출력파의 검출을 위하여 핀형(Pin type) 대비 100~150 배의 이득 계수(Gain factor)를 갖는 반도체 형의 스트레인게이지를 사용하였다(Table 1).

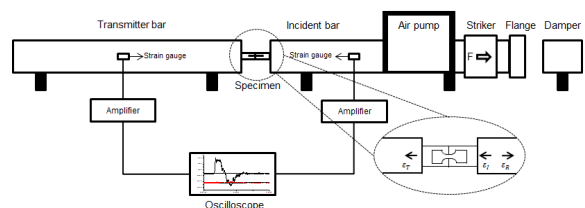


Fig. 1 Schematic drawing of tensile split Hopkinson bar apparatus

Table 1 Specification of strain gages

	ED-DY-031CF-350/LE	AFP0500-090
Gage length	0.79 mm	0.06 mm
Gage factor	$3.22 \pm 3 \%$	$140 \pm 5 \%$
Resistance	$350 \pm 0.8 \%$ Ω	$500 \pm \text{Nom}$ Ω

반도체 타입 스트레인게이지를 잘 부착하기 위한 절차는 다음과 같다. 깨끗이 세척된 봉의 표면에, 게이지부 한쪽 면을 작은 스카치 테이프에 부착한 후, 에폭시 본드와 경화제를 바른다. 게이지의 리드선이 봉에 닿지 않도록 절연을 한 후, 게이지가 손상되지 않도록 봉에 부착한다. 게이지를 손으로 누를 경우 깨질 위험이 있기 때문에, 풍선과 같은 약한 재료로 약하게 눌러준 후, 24 시간 이상 경화시킨다.

이렇게 부착된 스트레인게이지로부터 탄성과의 신호를 얻기 위해서는 게이지에 전원을 공급해주고 오실로스코프로 신호를 전달하는 휘트스톤브릿지를 구현하였다. 봉에 설치된 2 개의 게이지와 휘트스톤브릿지에 설치된 2 개의 게이지의 전압차이는 대역폭(Bandwidth)이 100 MHz 인 오실로스코프로 수집하였다. Kulite 사의 반도체타입 스트레인게이지는 9~12V의 입력 전압이 요구되며 본 실험에서는 외부 노이즈의 영향을 최소화하기 위하여 독립적인 12V의 정류계를 이용하였다.

일반적으로 준정적 인장 실험 시에 인장시편은 볼트를 이용하여 지그(Jig)에 고정된다. 그러나, 고속 인장 실험 시 이러한 방법은 시편과 그립부 간에 발생하는 미끄러짐에 의해 응력과의 왜곡을 발생시키거나 볼트로 고정된 영역 이외의 그립부 변형으로 인하여 변형률 측정에 오차가 발생할 수 있다. Fig. 2(a)는 볼트를 이용하여 시편을 고정된 경우의 오실로스코프로부터 얻은 파형과 응력-변형률 곡선을 나타낸 것이다. 이때 응력-변형률 곡선의 탄성 구간에서 나타나는 완만한 기울기는 볼트로 고정된 주변부 변형에 의한 것으로 판단되며, 곡선에 나타난 평탄부(Plateau region)는 시편과 그립부 간의 미끄러짐에 의한 것으로 판단된다.

본 연구에서는 이러한 문제점을 해결하기 위하여 Fig. 3에 나타난 것과 같이 그립부에 넥(Neck)부분 형상을 가공하여 인장 시편을 고정하였다. 이 경우 볼트로 고정된 것과 달리 그립부의 변형은 최소화되고, 인장 시편의 게이지부에 변형이 집중되는 것을 관찰할 수 있다. 추가적으로 시편과 그립부 간에 발생할 수 있는 미끄러짐을 제거

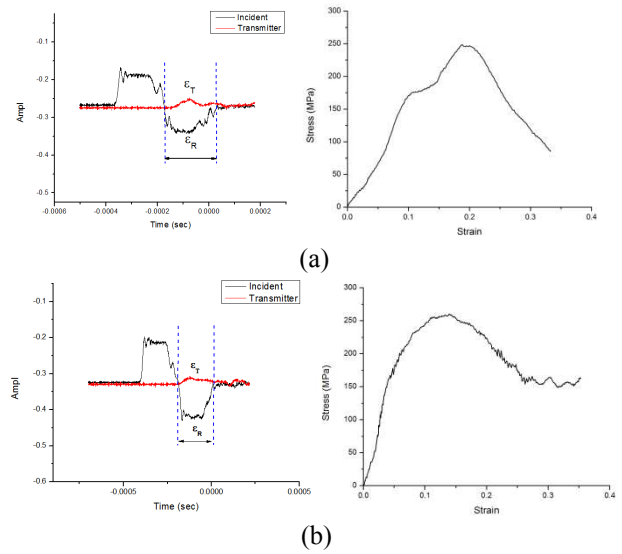


Fig. 2 Wave signals acquired from an oscilloscope and corresponding stress-strain curves when (a) the threaded tensile grip is applied and (b) new grip design and the adhesive is applied

하기 위하여 내충격성 에폭시 접착제를 사용하여 시편과 그립부 사이를 고정하였다. Fig. 2(b)는 개선된 그립 방법을 적용한 후의 오실로스코프로부터 얻은 파형과 응력-변형률 곡선을 나타낸 것으로, 탄성 구간에서의 완만한 기울기 및 평탄부가 사라진 것을 확인할 수 있다.

2.3 디지털 이미지 상관 기법

알루미늄 시편의 고속 인장 변형 중 시편 내부에 발생하는 변형 및 변형률 분포를 측정하기 위하여 디지털 이미지 상관 기법(Digital image correlation, DIC) 기법⁽¹³⁾을 사용하였다. DIC 방법은 변형 전과 변형 후의 디지털 이미지를 분석하여 시편의 전체 영역에 발생하는 변위 및 변형률을 측정할 수 있고 이미지의 해상도에 따라 다양한 측정 영역에서 원하는 수준의 해상도를 가진 변형장을 얻을 수 있는 장점을 갖는다. 특히 비접촉식 방식으로 시편 준비에 큰 제약이 없고 측정 영역 내에 발생하는 균일하지 않은 변형 분포까지 측정 가능하다. 디지털 이미지는 8 비트 계조도(8 bit gray level intensity) 데이터로 변환된 후, 변형 전 이미지에서의 서브 픽셀(Sub-pixel)들로 이루어진 단위 면(Facet)이 변형 후 이미지에서의 이동한 위치를 상관 관계 함수로부터 찾게 된다. 비접촉식 변위 측정을 위한 광학계는 고속 CCD 카메라와 조명장치로 구성되어 있다. 고속 카메라는 Nikon 사의 Phantom v7.3 모델을 사용하여 인장시편 게이지부 영역의 $20 \times 10 \text{ mm}^2$ 의 관심영역(Region of



Fig. 3 Assembly of the tensile specimen and grips with adhesive



Fig. 4 Speckle pattern formed on the surface of the pure aluminum tensile specimen

interest)을 256 x 80 의 해상도로 90,000 fps 의 속도로 측정하였다. DIC 기법에 의한 결과 처리를 용이하게 하기 위하여 Fig. 4 에 나타난 것과 같이 시험편 표면에 스페클 패턴(Speckle pattern)을 형성하였다. 실험에 사용한 순 알루미늄의 경우 표면이 백색이기 때문에 검은색 스프레이를 약 30 cm 거리에서 분사하여 불규칙한 흑점 패턴을 형성하였다. 동적 변형 동안 흑점 패턴이 시편 표면에서 분리되는 것을 방지하기 위하여 경화제를 추가하여 흑색 스프레이와 혼합하였다. 변형률 분석은 GOM 사의 ARAMIS 소프트웨어⁽¹⁴⁾를 사용하였다. 이미지 상관 계산 시의 단위 면의 크기(Facet size)와 면 단계(Facet step)는 수렴성에 따라 각각 8~12 pixels 와 8~10 pixels 의 범위를 사용하였다.

3. 결과 및 토론

3.1 시편 미세조직

초기 결정학적 방위가 다른 3 개의 단결정 시편과 1 개의 멀티결정 시편에 대한 고속 인장 시험을 수행하였다. Fig. 5 는 EBSD 분석을 통해 측정된 단결정 시편의 인장 방향에 대한 역극점도(Inverse pole figure, IPF)를 나타낸 것이다. 단결정의 초기 결정학적 방위는 [001]-[011]-[111] 로 이루어진 표준 삼각형(Stereographic triangle) 내부에 위치해 있으며 이로부터 초기 소성 변형 시에 단일 슬립(Single slip)에 의한 변형이 지배적일 것이라고 판단할 수 있다. Fig. 6 은 다결정 시편의 인장방향에 대한 역극점도 맵(Map)을 나타낸 것이다. 다결정 시편의 경우 게이지 중심부에 조대한 결정립 25 번이 존재하고 있으며, 주변에 크기가 다소 작

Table 2 Schmid factors for aluminum single crystals under uniaxial tension

Slip system	Slip plane normal	Slip direction	Schmid factor		
			No. 1	No. 5	No. 9
A2	(-1 1 1)	[0-1 1]	0.25	0.17	0.35
A3		[1 0 1]	0.12	0.30	0.26
A6		[1 1 0]	0.13	0.47	0.08
B2	(1 1 1)	[0-1 1]	0.12	0.17	0.07
B4		[-1 0 1]	0.03	0.31	0.12
B5		[1-1 0]	0.09	0.48	0.19
C1	(-1-1 1)	[0 1 1]	0.17	0.17	0.04
C3		[1 0 1]	0.32	0.06	0.02
C5		[1-1 0]	0.49	0.10	0.05
D1	(1-1 1)	[0 1 1]	0.20	0.17	0.46
D4		[-1 0 1]	0.24	0.07	0.40
D6		[1 1 0]	0.44	0.11	0.06

은 결정립들이 분포하고 있다. Table 2 는 인장 하중 하에서 알루미늄 단결정의 각 슬립계에서의 Schmid 인자를 계산한 결과를 나타낸 것이다. Schmid 인자는 외력에 대한 각 슬립계에 작용하는 전단분해응력(Resolved shear stress)의 비(Ratio)를 나타낸 것으로 이 값이 클수록 결정립 내에서 슬립이 발생하기 쉽다.⁽¹⁵⁾ 단결정 시편 No. 01 과 No.09 는 각각 C5 와 D1 슬립계가 Schmid 인자가 최대값을 가지기 때문에 변형 초기에는 단일 슬립에 의해 소성 변형이 발생할 것으로 판단된다. 단결정 시편 No. 05 의 경우 B5 슬립계의 Schmid 인자가 A6 보다 다소 크기 때문에 변형 초기에는 B5 슬립계에 의한 단일 슬립이 발생하고, 곧이어 이중 슬립(Double slip)에 의한 소성 변형이 발생할 것으로 판단된다.

3.2 응력 - 변형률 곡선

인장형 홉킨슨 바를 이용한 고속인장 실험시 0.3 MPa 의 공기압을 사용하였고 이때 인장 시편의 평균 변형률 속도는 약 3500 /s 이다. 단결정 No. 01, No. 05, No. 09 시편의 변형률 속도는 각각 3858 /s, 3355 /s, 3463 /s 이고, 멀티결정 No.12 의 변형률 속도는 3109 /s 이다.

Fig. 7 은 알루미늄 단결정과 멀티결정재의 응력 - 변형률 곡선을 나타낸 것이다. 변형률 속도에 따른 거동을 비교하기 위하여 알루미늄 단결정재의

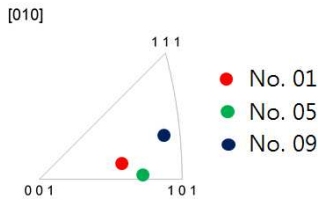


Fig. 5 Inverse pole figure of pure aluminum single crystals(No.01, 05, 09)

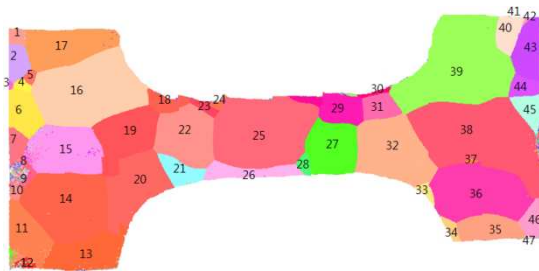


Fig. 6 Inverse pole figure map of pure aluminum multi-crystalline tensile specimen

준정적 인장 실험 결과⁽¹⁵⁾도 같이 나타내었다.

일반적으로 면심입방 재료의 응력 - 변형률 곡선은 크게 세 구간으로 나뉘어 진다고 알려져 있다. 제 1 단계(Stage I)는 단일 슬립에 의해 변형이 쉽게 일어나는 구간으로 경화가 거의 발생하지 않는 구간이다. 제 2 단계(Stage II)에서는 1 단계에서 생성된 전위들이 서로의 운동을 간섭하는 형태의 전위숲 경화(Dislocation forest hardening)를 나타내기 때문에 경화 속도가 크게 증가한다. 제 2 단계에 이어 제 3 단계(Stage III)는 경화 정도가 감소하는 구간이다. 이는 전위 성분 중 특히 나선전위(Screw dislocation)의 소멸(Annihilation)에 의한 전위 밀도 감소에 따른 것이다.

이러한 응력 - 변형률 곡선의 세 단계 경화 구간은 모든 면심입방 재료에서 항상 나타나는 것이 아니라 결정학적 방위, 순도, 변형률 속도 등에 따라 특정한 단계만 나타나거나 혹은 다른 단계보다 더 중요하게 된다.⁽¹⁶⁾ 예를 들어, 단일 슬립계(Single slip system)를 갖도록 배향된 알루미늄 단결정이 상온에서 변형할 때, 제 1 단계 경화는 4~5% 정도의 전단 변형률에서 끝나지만 동일한 조건에서 구리는 전단 변형률이 20%에 달할 때까지 제 1 단계가 지속된다. 순도가 낮은 알루미늄 결정의 경우에는 제 3 단계 변형만이 전 변형 과정 동안 지배적으로 나타난다.

99.99+% 순도의 알루미늄을 사용한 Hosford의 실험 결과에 따르면, 준정적 하중 하에서 변형 초기 단일 슬립에 의해 변형이 발생하는 [123] 방위

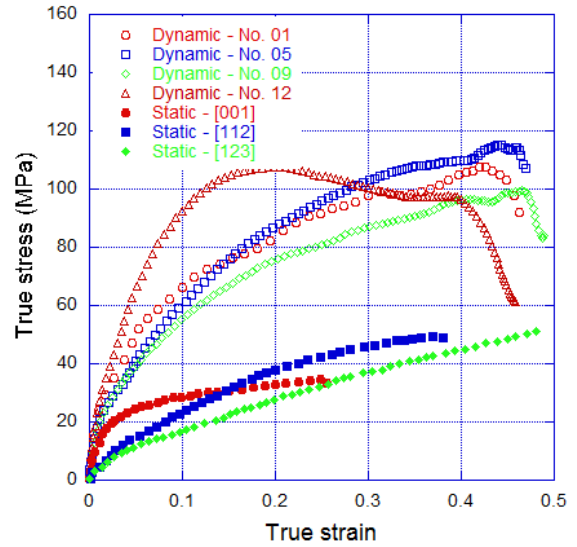


Fig. 7 Stress - strain curves of pure aluminum crystals during tension under quasi-static⁽¹²⁾ and dynamic loading conditions

의 경우 제 1 단계에서 나타나는 용이 활주(Easy glide)영역 이후에 선형 경화(Linear hardening)가 나타나는 제 3 단계 거동이 바로 나타나는 것을 확인할 수 있으며, 6 개의 슬립계가 동시에 활성화되는 [001] 방위의 경우 변형 초기에 경화 속도는 크게 증가하나 변형률이 약 0.02 이후부터는 감소하는 것을 알 수 있다. 초기 항복강도는 단일 슬립 또는 다중슬립(Multi-slip)에 의한 변형 모두 약 5 MPa 정도이며, 관찰된 변형률 범위 내에서 유동 응력은 계속 경화하는 경향을 나타낸다. 이는 재료가 정적 하중 하에서 변형할 경우 소성 변형에 의한 열이 외부로 충분히 발산할 시간이 있으므로 변형 중 등은 상태(Isothermal condition)를 유지하게 되며 변형 경화에 의하여 파단에 이를 때까지 유동 응력은 계속 증가하는 경향을 나타내기 때문이다. 동적 하중 하에서는 단일 슬립계를 가지도록 배향된 알루미늄 단결정의 경우에도 변형 초기부터 제 2 단계에서 나타나는 선형 형태의 응력-변형률 곡선 형태가 관찰된다. 변형률 범위가 각 0.1 이상에서 제 3 단계에서 나타나는 포물선(Parabolic curve) 형태가 관찰되며, 변형률 범위가 약 0.42~0.45 인 범위에서 하중지지능력이 갑자기 크게 감소하는 형태를 나타낸다. 준정적 하중에서와 달리 동적 하중 하에서는 소성 변형시 발생하는 열이 외부로 빠져나가지 못하고 부재의 온도를 급격히 증가시켜 유동 응력을 저하시키는 열적 연화(Thermal softening)를 발생시키기 때문에 유동 응력이 감소하는 형태가 발생하게 된다. 특히 기하학적 결함이나 재료적인 결함에 의해 국부적인 영역

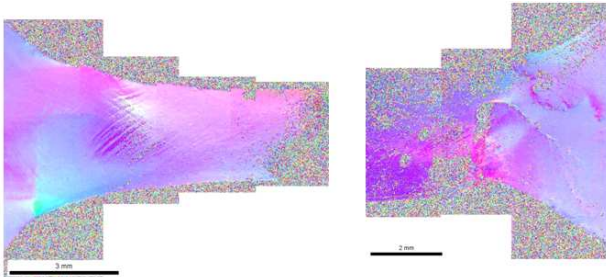


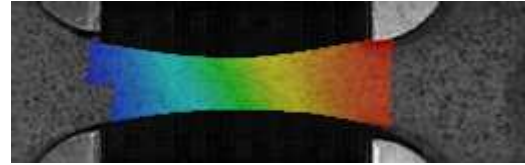
Fig. 8 Inverse pole figure map of No. 01 single crystal specimen after fracture

에서 열적 연화가 발생하고 이로 인해 추가적인 변형의 대부분이 이 영역에 집중될 경우 좁은 영역에 큰 변형이 집중되는 형태의 단열성 전단밴드 (Adiabatic shear band)가 나타나게 된다. 이러한 열적 연화는 전위 소멸에 의한 전위 밀도의 감소 이외에 동적 경화를 빨리 후퇴하게 하는 하나의 원인이 된다.

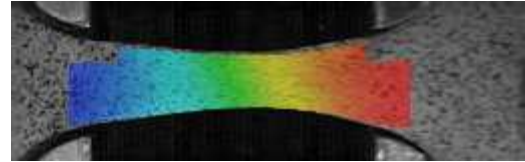
동적 변형 하에서 초기 항복응력과 최대강도는 각각 약 10 MPa 과 110 MPa 로 준정적 하중과 비교하여 약 2~3 배의 값을 가진다. 준정적 하중 하에서 단결정 시편의 인장 거동시 시편의 그림부가 고정되어 있는 경우 표준 삼각형 내부에 위치한 방위의 경우 (111)평면 상에서 [011] 방향으로 회전하게 된다. 그러나, Fig. 8 의 EBSD 측정 결과에서 보듯이 초기 결정학적 방위가 동일한 결정립 내부라 하더라도 영역별로 결정 격자의 회전량은 큰 차이가 있는 것을 확인할 수 있다. 특히, 이러한 회전량의 차이는 각 영역별 배향성의 차이를 야기시켜 결정립계가 생성되게 한다. 이러한, 결정립계의 생성은 전위 운동에 의한 활주(Gliding)를 방해하는 대표적인 경화 기구(Hardening mechanism)의 하나이므로, 준정적 변형과 달리 고속변형에서 나타나는 높은 경화율 속도와 최대강도를 설명하는 하나의 원인이 된다.

일반적으로 멀티결정재의 변형 거동을 분석할 때 많은 3 차원 구조로 인하여 초기 시편의 미세조직에 대한 측정이 힘들 뿐 아니라, 측정이 가능한 경우에도 많은 수의 결정립으로 인하여 변형 전 후의 결정립을 추적하기 힘든 단점이 있다. 본 연구에서는 이러한 단점을 극복하기 위하여 적은 수의 조대한 결정립으로 이루어진 멀티결정 시편을 제작하여 이를 이용하여 단결정 시편의 거동과 다른 멀티결정 시편의 변형 거동을 조사하였다.

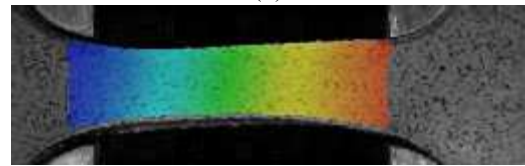
동적 하중 하에서 다결정 시편의 경우 단결정 응력-변형률 곡선과 비교하여 초기 경화속도 (Hardening rate)가 큰 것을 확인할 수 있다. 이러한 현상은 결정립 내부의 전위 증식(Dislocation multiplication)



(a)



(b)



(c)

Fig. 9 Distribution of axial displacements of single crystal tensile specimens measured by digital image correlation method (a) No. 1 (b) No. 5 (c) No. 9

이외에 결정립계에서의 전위 축적(Pile-up)에 의한 결정립계 강화(Grain boundary strengthening) 기구로 인한 것으로 판단된다. 최대강도는 약 110 MPa 로 단결정 시편과 비슷한 수준이나, 단결정 시편과 달리 변형률이 약 0.2 인 점 후에는 소성 연화가 발생하며 최종적으로 변형률이 약 0.4 인 영역에서 파단이 일어난다. 연화 현상이 일어나는 변형률은 단결정 시편에서 선형 경화가 나타나는 변형률과 비슷한 범위이다. 변형 초기에는 여러 개의 결정립이 외부에서 전달되는 하중을 지지하게 되나 변형이 진행되면서 게이지부의 특정 결정립 내에 변형이 집중되는 국소화 현상이 발생하게 되고 변형률이 약 0.4 인 영역에서 결정립 내에 발생한 전단밴드에 의하여 유동응력이 크게 감소하게 된다. 특히 단결정 시편과 비슷한 수준의 변형률에서 하중지지능력이 급격히 감소하는 현상은 다결정의 변형에서도 부재의 하중지지능력은 게이지부의 특정 결정립에 주로 의존한다는 것을 의미한다.

3.2 디지털 이미지 상관기법 결과

Fig. 9 는 인장 시편의 거시적인 축방향 변위가 약 3 mm 일 때, 시편의 게이지 영역에 발생하는 축방향 변위의 분포를 DIC 기법으로 측정된 결과를 나타낸 것이다. 단결정 시편의 변형 형상은 게이지부 영역에서 균일하게 변형이 집중되는 확산넉킹 (Diffused necking) 형태의 전단 밴드가 발생한다. 단결정 No. 01 과 No. 05 시편은 변형 후 발생한

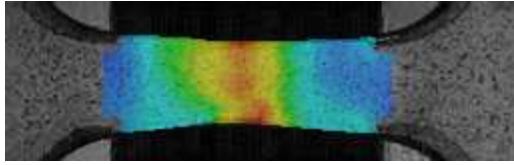


Fig. 10 Distribution of the axial displacement of a multicrystal tensile specimen measured by digital image correlation method

넥(Neck)부분 형상이 축 방향에 대해 대칭 형상으로 나타나는 것으로 보아 이중 슬립에 의한 소성 변형이 주로 진행되었음을 알 수 있다. No. 01 시편의 경우 Schmid 인자를 고려하면 변형 초기에 단일 슬립만 활성화된다고 판단되나, 변형이 진행되면서 두 번째 슬립계도 활성화 되었다고 판단할 수 있다. 이것은 인장 시험 중 그립부 양쪽의 자유도가 구속되어 있을 경우 슬립 방향이 인장 방향으로 회전하기 때문에 나타나는 현상이다. 이러한 현상은 단결정 시편 No. 09의 변형 형상에서 확인할 수 있다. 즉, 시편의 길이 방향으로 슬립계의 슬립방향이 달라지고 이는 결과적으로 Schmid 인자의 변화를 가져오기 때문에 시편 내에 발생하는 슬립양의 차이를 발생시킨다.

Fig. 10은 DIC 기법으로 측정된 다결정 시편의 축 방향 변위 분포를 나타낸 것이다. 단결정 시편에 형성된 확산네킹 형태의 전단밴드와 달리 다결정 시편에는 게이지부의 특정 영역에 큰 변형이 집중되는 국부네킹(Localized necking)이 발생한 것을 확인할 수 있다. Fig. 4에 나타낸 IPF 맵과 비교할 때 가장 조대한 25번 결정립에 전단 밴드가 형성된 것을 알 수 있으며, 이는 인접한 26번 결정립까지 전과된 것을 확인할 수 있다. 즉, 다결정 재료에서의 하중지지능력은 게이지부 내에 위치한 조대 결정립의 Schmid 인자의 방위에 의존하게 되며 이러한 현상은 단결정 및 멀티결정의 응력 지지능력이 감소하는 변형률의 범위가 유사한 측정 결과를 뒷받침한다.

3.3 파단 형상 및 슬립 시스템 관찰

Fig. 11은 동적 변형 후 인장 시편의 파단 형상을 나타낸 것이다. 단결정 No. 01과 No. 05 시편의 파단 형상은 비슷하게 관찰된다. 이는 두 단결정 시편 모두 대부분의 소성 변형이 이중 슬립에 의해 발생하는데, 이는 시편의 두께 방향 변형이 억제되는 평면변형인장(Plane strain tension) 변형을 겪었기 때문이다. 단결정 No. 09 시편의 경우 단일 슬립과 동일한 방향으로 게이지부의 중심부에 전단밴드가 발생했고, 전단밴드에 의해 파단이 발생

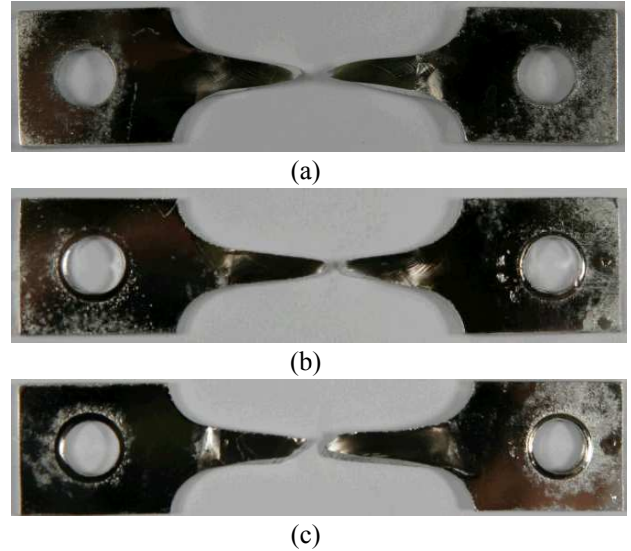


Fig. 11 Deformed shapes of fractured single crystals (a) No. 1 (b) No. 5 (c) No. 9

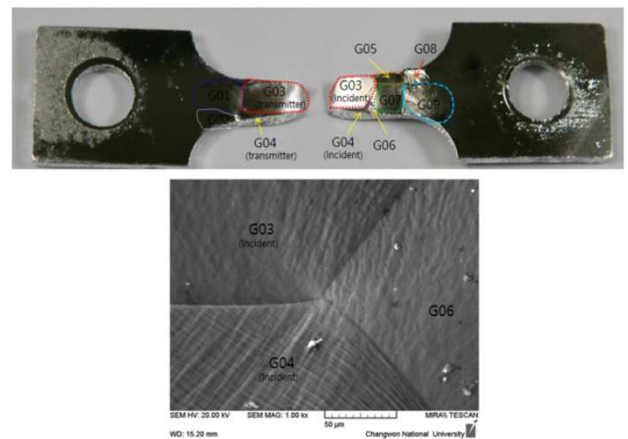


Fig. 12 Deformed shape of the fractured poly crystal and SEM image near the triple junction formed by G03, G04, and G06

한 것을 확인할 수 있다. Fig. 12는 멀티결정재의 파단 후 변형 형상을 나타낸 것이다. 게이지부의 중심에 위치한 조대한 25번 결정립에 대부분의 변형이 집중된 것을 알 수 있다. 이 때, 결정립계 또는 삼중점(Triple junction) 근방에 변형이 집중된 것을 관찰할 수 있다.

4. 결론

본 연구에서는 동적 하중 하에서 연성 재료의 동적 물성을 측정하기 위하여 고속 인장 실험을 수행하였다. 인장 시편의 그립부 디자인 개선 및 반도체 형의 스트레인게이지 적용으로 기존의 고강도강 물성 측정을 위해 설계된 인장형 홉킨슨바 장치를 연성 재료의 물성 측정이 가능하도록

수정하였다. 동적 하중 하에서 초기 결정학적 방위 및 결정립 간의 상호 작용이 소성 변형에 미치는 영향을 조사하기 위하여 알루미늄 단결정 및 멀티결정재의 고속 인장 실험을 수행하였다. 동적 하중 하에서의 응력-변형률 선도를 측정하였고, 시편의 변형 형상 및 미세 조직을 관찰하였다. 이러한 연구를 통하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) 동적 하중 하에서는 단일 슬립계를 가지도록 배향된 알루미늄 단결정의 경우에도 변형 초기부터 제 2 단계에서 나타나는 선형형태의 응력-변형률 곡선 형태가 관찰 된다.

(2) 본 연구에서 조사한 초기 결정학적 방위의 범위에서 알루미늄 단결정재의 동적 변형 시, 초기 항복응력과 최대강도는 각각 약 10 MPa 와 110 MPa 로 준정적 하중과 비교하여 약 2~3 배 크게 나타난다. DIC 기법을 이용한 게이지부의 변형 측정 결과 게이지부의 넓은 영역에서 균일하게 변형이 집중되는 확산네킹 형태의 전단 밴드가 발생한다.

(3) 멀티결정재의 경우 게이지부의 가장 조대한 결정립에 변형이 집중되며 외부 하중의 대부분은 이 결정립에서 변형을 담당하게 된다. 특히, 단결정재의 변형과 달리 결정립내 특정 지역에 변형이 집중되는 형태의 단열성 전단밴드가 발달하고 이는 인접한 결정립까지 전파된 것을 확인하였다.

또한, 본 연구에서 제안한 연성 소재의 판상형 동적인장 물성측정 방법으로부터 얻은 알루미늄 단결정 및 멀티결정재의 동적 물성을 이용하여, 동적 하중지지에 필요한 구조물 및 제품 공정 설계에 적용이 가능할 것으로 판단된다.

후 기

본 연구를 위해 실험장비 사용을 허락해주신 포항공대 신소재공학과 이성학 교수님과 집합조직 측정을 도와주신 창원대학교 김혜경 연구원님께 감사사를 드립니다.

참고문헌

(References)

- (1) Kolsky, H., 1949, "An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at very High Rates of Loading," *Proc. Phys. Soc.*, B 62, 676
- (2) Hopkinson, B., 1914, "A Method of Measuring the Pressure Produced in the Detonation of High Explosives or by the Impact of Bullets," *Philos. Trans. R. Soc. Lond. Ser. A* 213, 437-456.
- (3) Nicholas, T., 1981, "Tensile Testing of Materials at High Rates of Strain," *Exp. Mech.* pp. 177-185.
- (4) Jung, D.-T., 1994, "Split Hopkinson Pressure Bar Technique for Stress-Strain Measurement," *The Korean Society of Mechanical Engineers Annuals Spring & Fall Conferences*, pp. 33-34.
- (5) Kang, W.-J., Cho, S.-S., H, H., Jung, D.-T., 1997, "High Strain Rate Tensile Test of Sheet Metals with a New Tension Split Hopkinsn Bar," *Trans. Korean Soc. Mech. Eng. A*, Vol. 21, No. 12, pp. 2209-2219.
- (6) Pang, J.H.L, 2012. *Lead Free Solder: Mechanics and Reliability*, Springer.
- (7) Nemat-Nasser, S., Isaacs, J.B., Starrett, J.E., 1991, "Hopkinson Techniques for Dynamic Recovery Experiments," *Proc. R. Soc. Lond.*, Vol. 435, pp. 371-391.
- (8) Rittel, D., Lee, S., Ravichandran, G., 2002, "Large Strain Constitutive Behavior of OFHC Copper over a Wide Range of Strain-Rates Using the Shear Compression Specimen," *Mechanics of Materials*, Vol. 34, pp. 627-642.
- (9) Kim, Y., Shin, S.Y., Kim, Y.G., Kim, N.J., Lee, S., 2010, "Effects of Strain Rate and Test Temperature on Torsional Deformation Behavior of API X70 and X80 Linepipe Steels," *Metall. Mater. Trans.*, Vol. 41A, pp. 1961-1972.
- (10) Lindholm, U.S. and Yeakley, L.M., 1968, "High Strain-Rate Testing: Tension and Compression," *Exp. Mech.*, Vol. 8, pp. 1-9.
- (11) Khan, A.S., Liu, J., Yoon, J.-W., Nambori, R., 2015, "Strain Rate Effect of High Purity Aluminum Single Crystals: Experiments and Simulations," *International Journal of Plasticity*, Vol. 67, pp. 39-52
- (12) Badulescu. C., Grédiac. M., Haddadi. H., Mathias. J. -D., Balandraud. X., Tran. H. -S., 2011, "Applying the Grid Method and Infrared Thermography to Investigate Plastic Deformation in Aluminium Multicrystal," *Mechanics of Materials*, Vol.43, pp. 36-53
- (13) Wang, Y. and Cuitino, A.M., 2002, "Full-Field Measurements of Heterogeneous Deformation Patterns on Polymeric Foams Using Digital Image Correlation," *International Journal of Solids and Structures*, 2002, Vol. 39, No. 13, pp. 3777-3796
- (14) ARAMIS System. ARAMIS User Manual-Software. Braunschweig, Germany : GOM GmbH, 2013.
- (15) Hosford, W. F. Jr., Fleischer, R. L., Backofen, W. A., 1960, "Tensile Deformation of Aluminum Single Crystal at Low Temperatures," *Acta Metallurgica*, Vol. 8, pp. 187-189.
- (16) Kocks. U. F., Mecking. H., 2003, "Physics and Phenomenology of Strain Hardening : the FCC Case," *Progress in Materials Science*, Vol.48, pp. 171-273.