

금속성형공정에서 연성파괴예측

고 대철*, 이 진희*, 김 병민**, 최 재찬**

* 부산대학교 대학원

** 부산대학교 정밀정형 및 금형가공 연구센터

Prediction of Ductile Fracture in Metal Forming Processes

Dae Cheol Ko*, Jin Hee Lee*, Byung Min Kim** and Jae Chan Choi**

* Graduate School, Pusan National University

** ERC for Net Shape and Die Manufacturing, Pusan Nation University

ABSTRACT

Most of bulk metal forming processes may be limited by ductile fracture such as surface or internal cracks developing in the workpiece. It is important to identify the conditions within the deforming workpiece which may lead to fracture, and then it is possible to modify the forming processes to produce sound and reliable product. This paper suggests the scheme to simultaneously accomplish prediction of fracture initiation and analysis of deformation in metal forming processes. The Cockcroft-Latham criterion which is successfully applied to a variety of loading situations is used in the present investigation to estimate whether fracture occurs during the deformation process. The numerical predictions and experimental results of two types of metal forming process are compared, axisymmetric extrusion and simple upsetting. The proposed scheme has successfully predicted the fracture initiation found experimentally.

Key Words : Metal Forming Processes, Ductile Fracture, Cockcroft-Latham Criterion, Axisymmetric Extrusion, Simple Upsetting

1. 서 론

최근에 금속성형 기술수준의 전반적인 향상과 더불어 결함이 없는 제품의 생산에 관심이 높아지고 있다. 그러나 실제 산업현장에서는 설계자의 경험 또는 시행착오를 통해 결함 발생을 방지함으로써 제품 생산에 따른 그 비용의 증가가 심각한 문제로 대두되고 있다. 결함의 발생은 설계된 공정조건의 성형성을 제한하며, 이러한 성형한계는 제품의 품질에 결정적인 요인이 된다. 또한 체적소재(bulk)를 이용한 대부분의 금속성형공정에서 성형한계는 연성파괴의 시작으로 결정되므로, 파괴를 일으킬 수 있는 변형소재 내부의 상태를 예측하는 것은 중요하며, 이는 성형공정을 재조정하여 정상적이고 신뢰성있는 제품을 생산할 수 있게 한다.

연성파괴예측을 위한 기준은 실제 산업현장에서 적용되는 공정과 유사한 실험을 근거로 제시되었다. 연성파괴의 시작은 응력과 변형을 경로에 좌우되므로, 대부분의 연성파괴기준식은 응력과 변형률의 적분형태로 나타난다. 또한 이와같이 적분된 값이 임의의 값에 도달했을 때, 연성파괴가 시작되는 것으로 고려한다. McClintock^[1]는 파괴가 일어나는 과정을 기공생성 및 성장에 근거를 두고 연성파괴기준을 제시하였으며, Oyane 등^[2]은 다공질 재료에 대한 연성파괴기준을 제시하였다. Cockcroft와 Latham^[3]은 파괴시 소성변형을 경로에 대한 최대 주인장응력의 영향을 고려한 연성파괴기준을 제시하였고, Osakada와 Mori^[4]는 비틀림시험 결과를 이용하여 연성파괴 예측을 위한 파괴기준식을 유도하였다.

이러한 연성파괴기준은 금속성형문제의 연구를 위해 최근에 개발된 유한요소법과 결합하여 보다 자세한 예측을 가능하게 했다. Oh 등^[5]은 Cockcroft-Latham의 연성파괴기준과 수정된 McClintock의 연성파괴기준을 이용하여 축대칭 압출과 인발공정에서 강소성 유한요소법으로 연성파괴를 예측하였다. Frater와 Penza^[6]는 유한요소 해석결과를 이용한 부가적 프로그램을 개발하여 업셋팅 공정의 가공성을 해석하고, Shah와 Kuhn^[7]의 파괴기준과 비교하였다. 또한 Sowerby 등^[8]은 강소성 유한요소법을 이용하여 강의 업셋팅에서 결합축척을 예측하기 위하여 McClintock의 기공성장 모델을 적용하였으며, Yoshida 등^[9]은 모델재료를 이용하여 업셋팅 공정에서 발생하는 자유표면의 파괴를 예측하였다.

본 연구에서는 다양한 하중조건에 적용될 수 있는 Cockcroft-Latham의 파괴기준과 결합된 강소성 유한요소 프로그램을 이용하여 금속성형공정에서 변형해석 및 연성파괴예측을 동시에 수행할 수 있는 해석기법을 제시하고자 한다. 제시된 해석기법의 유용성을 조사하기 위하여 상용 알루미늄의 압출과 업셋팅 공정을 해석하고, 그 결과를 실험과 비교하였다.

2. 이 론

2.1 변형해석

본 연구에서는 강소성 유한요소법을 이용하여 변형해석을 수행하였다. 이의 수식화 과정은 이미 많은 문헌^[10,11]에 잘 알려져 있으므로 여기서는 간략하게 언급한다.

강소성 재료에 대한 범함수(functional), Π 는 다음과 같다.

$$\Pi = \int_V \bar{\sigma} \bar{\epsilon} dV - \int_{S_f} \bar{t}_i v_i dS \quad (1)$$

여기서, $\bar{\sigma} = \sqrt{3/2 \sigma'_{ij} \sigma'_{ij}}$ 로 정의되는 유효응력

$\bar{\epsilon} = \sqrt{2/3 \dot{\epsilon}_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}}$ 로 정의되는 유효변형률속도

σ'_{ij} = 편차응력

\bar{t}_i = 표면력

v_i = 절점속도

$\dot{\epsilon}_{ij}$ = 변형률속도이다.

비압축성 조건을 고려하기 위하여 벌칙함수(penalty function), K 를 도입하면, 위의 식(1)에 대한 일차 변분 범함수는 다음과 같이 표현할 수 있다.

$$\delta \Pi = \int_V \bar{\sigma} \delta \bar{\epsilon} dV + K \int_V \dot{\epsilon}_v \delta \dot{\epsilon}_v dV - \int_{S_f} \bar{t}_i \delta v_i dS = 0 \quad (2)$$

여기서, $\dot{\epsilon}_v$ 는 체적변형률속도이다.

위의 식(2)는 일반적인 유한요소 분할화과정을 거치면 절점속도가 미지수인 비선형 방정식이 되므로 뉴우톤-랩슨법(Newton-Raphson method)을 이용하여 해를 구하며, 초기 속도장은 직접 반복법(direct iteration method)을 이용하여 구한다.

2.2 연성파괴예측

압출, 압연, 업셋팅 등과 같은 공정조건에 적용될 수 있고, 실험적 접근 및 수치적 계산이 용이한 Cockcroft-Latham의 연성파괴기준을 이용하였다. 즉,

$$\int_0^{\bar{\epsilon}_f} \sigma^* d\bar{\epsilon} = C \quad (3)$$

여기서, $\sigma^* = \sup(\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3)$

σ_i = 주응력 성분

$\bar{\epsilon}_f$ = 파괴시 변형률

C = Cockcroft-Latham 상수이다.

유한요소 해석에서 위 식(3)은 중분 개념으로 다음과 같이 근사화된다.

$$\sum_{i=1}^n (\sigma_e^* \Delta \bar{\epsilon}_e)_i = C' \quad (4)$$

여기서, n = 스텝 수

σ_e^* = 요소 내부 적분점에서의 최대 인장응력

$\Delta \bar{\epsilon}_e = \bar{\epsilon}_i - \bar{\epsilon}_{i-1}$ 이다.

위 식(4)는 소재의 전 영역에 대하여 각 요소의 적분점에서 계산되고, σ_e^* 는 모든 압축응력에 대해서는 영의 값으로 대체된다. Fig. 1에 변형해석 및 연성파괴예측을 동시에 수행하기 위한 유한요소 프로그램의 흐름도를 나타내었다. 변형 경로(deformation path)의 각 스텝에서 계산된 절점속도와 시간중분으로 절점좌표가 변화(update)되고, 유효변형률은 변형 경로를 따라 적분된다. 변형 경로의 각 스텝에서 응력장과 변형률장은 파괴 여부의 판단을 위해 Cockcroft-Latham의 연성파괴기준을 계산하는데 이용된다. 변형의 전 공정동안 식(4)의 값은 누적되고, 이와 같이 누적된 값, C'가 단축 인장시험으로 구한 Cockcroft-Latham 상수, C의 값을 초과했을 때 연성파괴가 일어나는 것으로 고려한다.

3. 실험

3.1 Cockcroft-Latham 상수의 결정

실험에 사용된 재료는 상용 알루미늄으로 이 재료의 화학적 성분은 Table 1과 같다. 재료의 응력-변형률 관계 및 Cockcroft-Latham 상수, C의 값을 구하기 위해 Fig. 2와 같이 데이터가 A/D 변환기를 통하여 컴퓨터에 의해 자동으로 처리되는

최대용량이 10톤인 폐쇄유압회로 방식의 MTS(Material Test System)를 사용하였다. 10개의 KS B 0801 제4호 인장시험시편을 이용하여 단축 인장시험으로 구한 이 재료의 응력-변형을 관계는 다음과 같다.

$$\bar{\sigma} = 346.49 \bar{\epsilon}^{0.173} \quad [\text{N/mm}^2] \quad (5)$$

Cockcroft-Latham 상수, C는 식(3)으로 설명되는 바와 같이 해석을 수행하는데 있어서 중요한 파라메타이며, 재료의 성형한계를 좌우한다. 비금속 개재물과 이차상 입자의 함유량, 입자의 크기 및 형상 등은 재료의 강도 및 경도에는 그 영향이 적지만, Cockcroft-Latham 상수, C에는 중요한 영향을 미친다. 따라서 비슷한 화학적 성분을 가지는 재료에 대하여 기존에 제시된 결과를 이용하는 것보다는 실험에 의해 결정하는 것이 합리적이다. 본 연구에서 Cockcroft-Latham 상수, C의 값은 단축 인장시험 시편의 넥 영역에서 발생하는 3축 응력상태를 Bridgman방법^[12]으로 보정하여 계산되었으며, 사용된 재료의 Cockcroft-Latham 상수, C의 값은 22.61 $[\text{N/mm}^2]$ 이다.

3.2 압출

압출실험을 하기 위하여 Tokyo Testing Machine MFG. CO. LTD.의 200톤 유압 프레스를 사용하였으며, 압출용 실험장치 및 설계된 다이의 치수는 Fig. 3과 같다. 다이는 컨테이너와 다이홀더 안에 고정되고 가공된 제품의 이젝트를 위하여 컨테이너와 다이홀더를 볼트로 체결하였다. 곡률과 랜드부의 길이가 각각 1.5mm, 3.0mm인 평다이를 이용하였으며, 단면적 감소율은 55.56%이다. 또한 다이와 펀치의 재질은 열처리한 SKD 11이고 컨테이너와 다이홀더는 SCM 4이며, 다이와 소재사이의 윤활은 그리스와 흑연을 동일한 체적비로 혼합한 윤활제를 사용하였다. 동일한 재료의 링 압축실험결과 마찰상수, m은 약 0.15였다.

압출용 시편은 직경이 30mm, 높이가 15mm인 상용 알루미늄 봉재이며, 25개의 시험시편을 준비하여 실험하였다. 압출실험에 대한 결과를 Fig. 4에 나타내었다. 일반적으로 압출공정에서는 금속표면에 크랙이 생기는 외부결합과 중심파열과 같은 내부결합 등이 발생한다. 그러나 본 연구의 실험에서 내부결합은 관찰되지 않았으며, Fig. 4(c)의 결과를 50배 확대한 (g)에서 볼 수 있듯이, 초기 시편의 체적에 대한 압출체적량($V.R = \Delta V/V$)이 14.7%일 때 시편의 외부 표면에 미소한 표면크랙의 발생을 관찰 할 수 있었다. 이러한 표면크랙은 Fig. 4(d)~(f)와 같이 변형이 진행됨에 따라 재료의 유동방향에 수직한 방향으로 성장하였다.

3.3 업셋팅

압출실험과 동일한 실험조건하에서 상용 알루미늄의 업셋팅 실험을 행하였다. 초기 시편은 직경이 30mm이고, 직경 대 높이비(H/D)가 각각 0.75, 1.0과 1.25인 경우에 대하여 10개 썩의 시험시편을 준비하였다.

Fig. 5~7은 각 형상비에 대한 업셋팅 실험결과를 나타낸다. Fig. 5에서 볼 수 있듯이, H/D가 0.75인 경우는 높이감소율($H.R = \Delta H/H$)이 56.2%일 때 자유표면에서 전단크랙(shear crack)에 의한 연성파괴가 일어났으며, 또한 H/D가 1.0, 1.25인 경우에 대한 Fig. 6, 7에서 H.R이 63.1%, 62.7%일 때 각각 연성파괴가 일어났다. Fig. 7의 (e), (f)에 H/D가 1.25인 경우의 Fig. 7(c), (d)에 대한 자유표면의 미소크랙 발생과 성장을 100배 확대하여 나타내었다.

4. 결과 및 검토

본 연구에서 제시한 해석기법을 이용하여 압출과 업셋팅 공정의 변형해석 및 연성파괴 예측을 수행하였다. 실험과 동일한 공정조건하에서 시뮬레이션하였으며, 축대칭 소재이므로 압출의 경우는 1/2, 업셋팅의 경우는 1/4만을 해석하였다.

압출공정에서 흔히 나타나는 외부결함과 내부결함의 발생을 예측하기 위하여 식 (4)로 표현되는 Cockcroft-Latham식은 변형소재의 각 요소에 대해 계산된다. 압출공정을 해석하기 위한 초기 격자시스템의 절점수는 303개이고 요소수는 276개이다. 펀치 행정이 1.76mm(V.R=11.7%)일 때, 최초의 연성파괴시점에서 격자왜곡상태 및 유효변형률 분포를 Fig. 8에 나타내었다. 평다이를 이용한 압출공정에서는 다이 랜드부위에 위치한 요소에서 수치적으로 계산된 Cockcroft-Latham식의 값이 인장시험으로 구한 Cockcroft-Latham 상수, C값을 초과하였으며, 소재 반경방향으로 유효변형률의 값이 증가하고 있음을 볼 수 있다. 또한 연성파괴가 예측되는 위치에서 국부적으로 유효변형률의 값이 큼을 알 수 있다.

업셋팅 공정을 해석하여 각 형상비에 대한 최초의 연성파괴시점에서 격자왜곡상태 및 유효변형률 분포를 Fig. 9~11에 나타내었다. 점선은 초기 소재의 형상을 나타내고 빗금친 요소는 변형중에 최초의 연성파괴가 예측되는 위치를 나타낸다.

Fig. 9에서 H/D가 0.75인 경우는 펀치 행정이 6.34mm(H.R=56.4%)일 때 자유표면의 중심에 위치한 요소에서 수치적으로 계산된 Cockcroft-Latham식의 값이 인장시험으로 구한 Cockcroft-Latham 상수, C값을 초과하였고 풀딩이 일어나는 부분에서 유효변형률의 값이 가장 크게 나타났다. H/D가 1.0, 1.25인 경우는 Fig. 10, 11에서 알 수 있듯이, 각각 펀치 행정이 8.5mm(H.R=56.7%), 10.82mm(H.R=57.8%)일 때 자유표면의 중심에 위치한 요소에서 수치적으로 계산된 Cockcroft-Latham식의 값이 인장시험으로 구한 Cockcroft-Latham 상수, C값을 초과하였다. 또한 유효변형률의 값은 다이와 소재의 접촉면에서 중심부쪽으로 증가하였고, 풀딩이 일어나는 부분에서 가장 큰 값을 나타내었다. 결과적으로 업셋팅 공정에서 예측되는 연성파괴는 모든 형상비에 대해 자유표면의 중심에 위치한 요소에서 일어났다.

압출과 업셋팅 공정의 해석결과를 Table 2에 정량적으로 나타내었다. 수치적으로 계산된 Cockcroft-Latham식의 값과 인장시험으로 구한 Cockcroft-Latham 상수, C값과의 미소한 차이는 유한요소해석에서 시간증분량을 감소시킴으로써 조절될 수 있으며, 최초의 연성파괴가 예측되는 변형수준에는 큰 영향을 미치지 않는 것으로 고려된다.

실험 및 해석결과를 비교하여 Table 3에 나타내었다. 여러번의 반복적인 실험으로 평균값을 취한 실험결과는 이론적으로 계산된 결과와 약간의 차이를 보여준다. 이와 같은 차이는 실험에서 가시적으로 관찰되는 파괴는 발견되기 전에 이미 작은 양으로 전파되기 때문이다.

5. 결 론

본 연구에서는 변형해석과 연성파괴예측을 동시에 수행할 수 있는 해석기법을 제시하였다. 제시된 해석기법을 이용한 연성파괴의 예측은 압출 및 업셋팅 실험결과와 비교되었으며, 상당히 일치된 결과를 나타내었다.

이와 같은 해석기법은 다른 파괴기준식의 적용에 대한 융통성이 양호하고, 유사한 공정의 파괴예측 및 가공성 연구에 적용할 수 있다. 특히, 본 해석기법은 복잡한 형상의 부품성형을 위한 다단계 금속성형공정에 요구되는 예비성형체설계에 유용하게 적용될 수 있다.

6. 참고 문헌

- [1] McClintock, F. A., 1968, "A criterion for ductile fracture by the growth of hole", J. Appl. Mech., Vol. 35, pp. 363-371.
- [2] Oyane M., Sato T., Okimoto K. and Shima S., 1980, "Criteria of ductile fracture and their application", J. Mech. Work. Tech., Vol. 4, pp. 65-81.
- [3] Cockcroft, M. G. and Latham, D. J., 1968, "Ductility and the workability of metals", J. Inst. Metals., Vol. 96, pp. 33-39.
- [4] Osakada, K. and Mori, K., 1978, "Prediction of ductile fracture in cold forging", Annals of CIRP, Vol. 27, No. 1, pp. 135-139.
- [5] Oh, S. I., Chen, C. C. and Kobayashi, S., 1979, "Ductility fracture in axisymmetric extrusion and drawing, Part 2", J. Eng. Ind., Vol. 101, No. 1, pp. 36-44.
- [6] Frater, J. L. and Penza, B. R., 1989, "Predicting fracture in cold upset forging by finite element method", J. Meter. Shaping Technol., Vol. 7, No. 1, pp. 57-62.
- [7] Shah, J. J. and Kuhn, H. A., 1986, "An empirical formular for workability limits in cold upsetting and bolt heading", J. Applied metalworking, Vol. 4, No. 3, pp. 255-261.
- [8] Sowerby, R., Chandrasekaran, N., Dung, N. L. and Mahrenholtz, 1985, "The prediction of damage accumulation during upsetting tests based on McClintock's models", VDI-Forschung im Ingenieurwesen, Vol. 51, pp. 147-150.
- [9] Yoshida, F. and Wanheim, T., 1987, "The prediction of surface cracking based on the model material technique", Annals of CIRP, Vol. 36, No. 1, pp. 165-168.
- [10] Zienkiewicz, O. C., 1977, "The finite element method", 3rd Ed., McGraw-Hill, New York.
- [11] Kobayashi, S., Oh, S. I. and Altan, T., 1989, "Metal forming and the finite element method", Oxford University Press.
- [12] Bridgman, P. W., 1952, "Studies in large plastic flow and fracture", McGraw-Hill, New York.

Table 1 Chemical composition of commercial aluminum

	Cr	Ti	Zn	Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Al
wt %	0.004	0.008	0.04	0.21	0.55	0.70	0.77	1.61	bal.

Table 2 Calculated levels of deformation and Cockcroft-Latham equation at fracture

Type	Aspect Ratio (H/D)	Level of deformation at fracture	Accumulated $\sum_{i=1}^n (\sigma_e \Delta \bar{\epsilon}_e)_i$ value
Extrusion	0.50	11.7%(V.R%)	22.87 N/mm ²
Upsetting	0.75	56.4%(H.R%)	22.81 N/mm ²
	1.00	56.7%(H.R%)	22.62 N/mm ²
	1.25	57.8%(H.R%)	22.72 N/mm ²

Table 3 Comparison between calculated and experimental levels of deformation at fracture

Type	Aspect Ratio (H/D)	Level of deformation at fracture	
		Calculated value	Experimental value
Extrusion	0.50	11.7%(V.R%)	14.3%
Upsetting	0.75	56.4%(H.R%)	57.2%
	1.00	56.7%(H.R%)	61.6%
	1.25	57.8%(H.R%)	62.6%

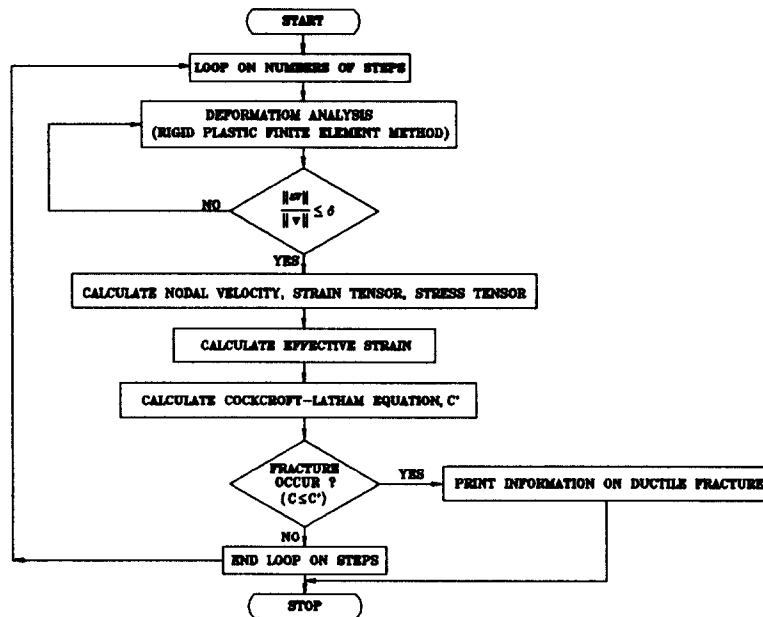


Fig. 1 Flow chart combined the finite element method with the fracture prediction

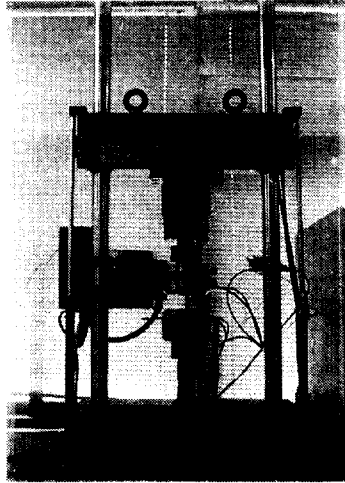


Fig. 2 Schematic view of experimental apparatus for uniaxial tensile test

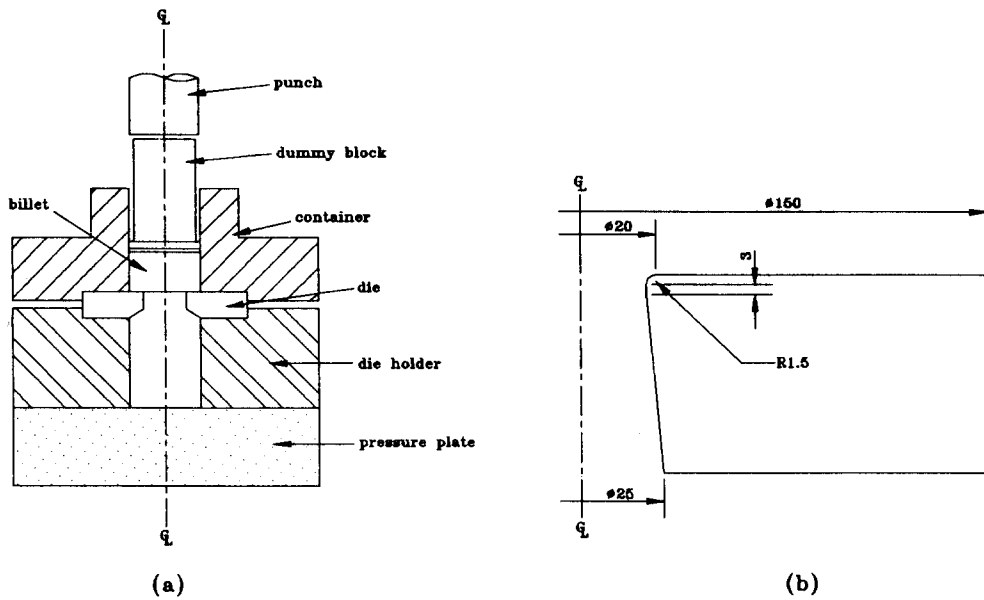


Fig. 3 Schematic view of (a) experimental apparatus and (b) shape of die for axisymmetric extrusion

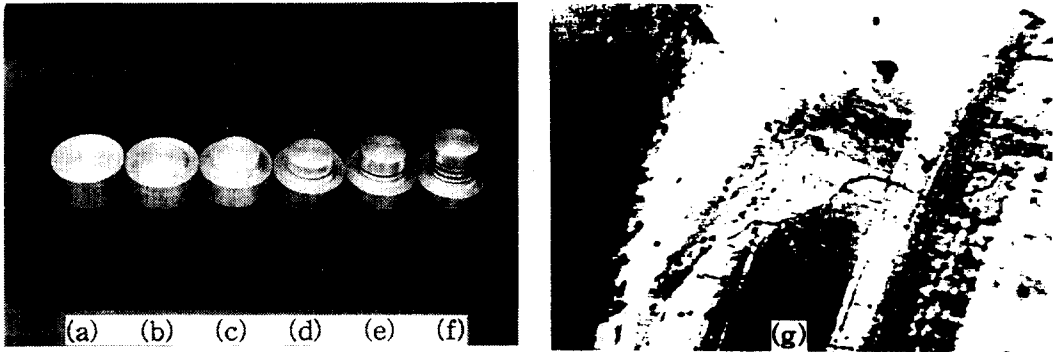


Fig. 4 Experimental results for axisymmetric extrusion
(a)initial billet (b)V.R=11.3%(no fracture)
(c)V.R=14.7%(fracture) (d)V.R=32.6%(fracture)
(e)V.R=38.7%(fracture) (f)V.R=56.7%(fracture)
(g)micrograph of region with fracture shown in (c)(50x)

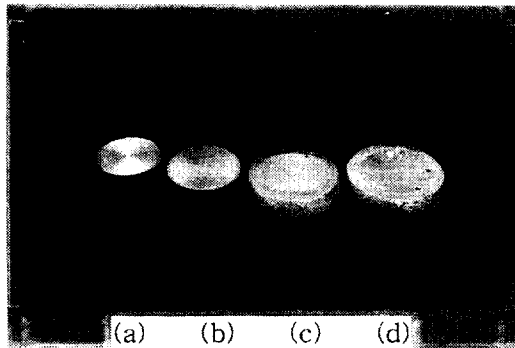


Fig. 5 Experimental results for simple upsetting(H/D=0.75)
(a)initial billet (b)H.R=30.4%(no fracture)
(c)H.R=56.2%(fracture) (d)H.R=58.2%(fracture)

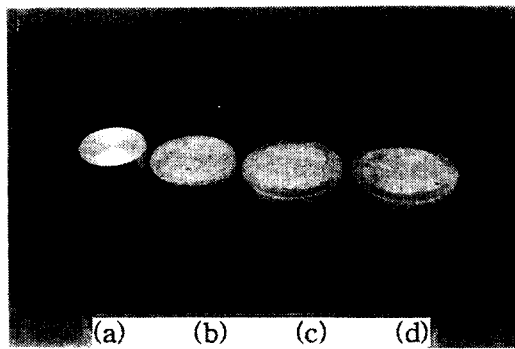


Fig. 6 Experimental results for simple upsetting(H/D=1.0)
(a)initial billet (b)H.R=44.7%(no fracture)
(c)H.R=63.1%(fracture) (d)H.R=63.3%(fracture)

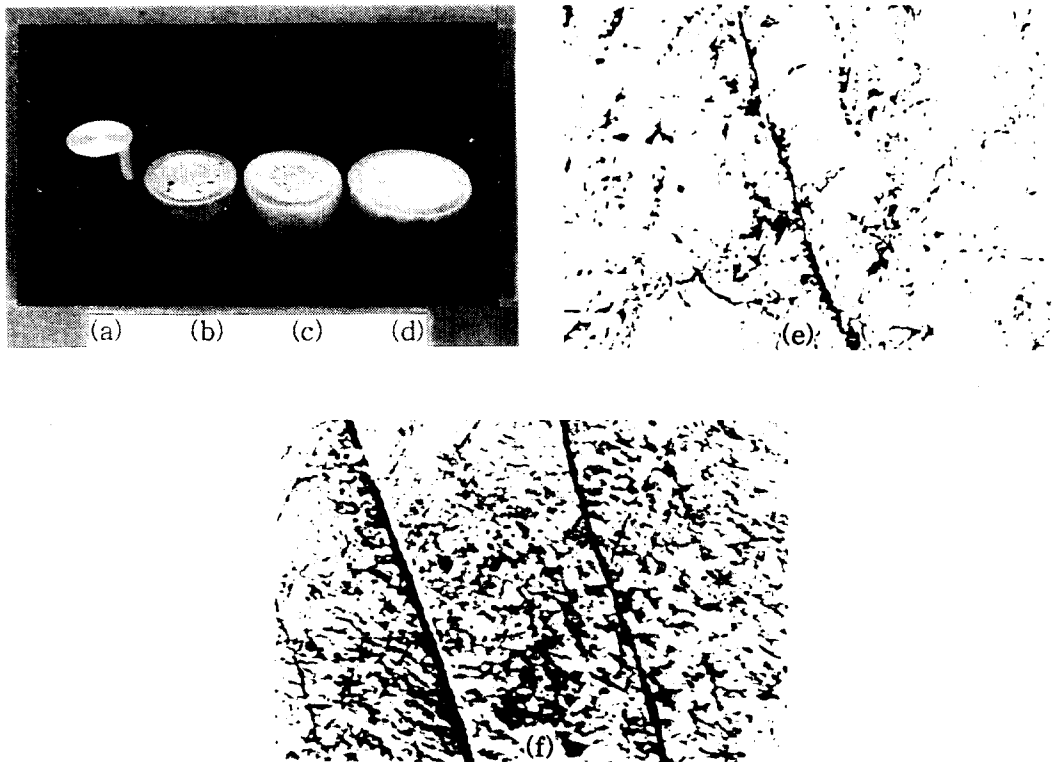


Fig. 7 Experimental results for simple upsetting($H/D=1.25$)
 (a)initial billet (b)H.R=58.7%(no fracture)
 (c)H.R=62.7%(fracture) (d)H.R=72.5%(fracture)
 (e)micrograph of region with fracture shown in (c)(100x)
 (f)micrograph of region with fracture shown in (d)(100x)

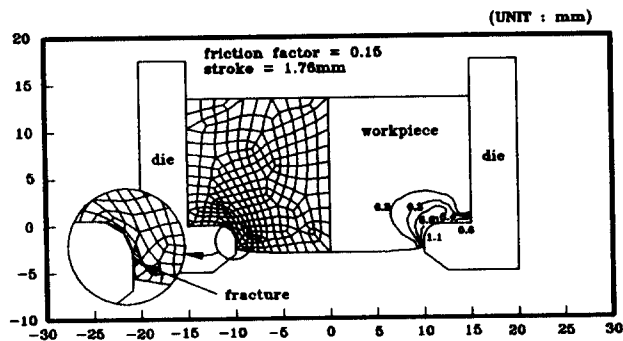


Fig. 8 Grid distortion and distribution of effective strain at the level of deformation at fracture

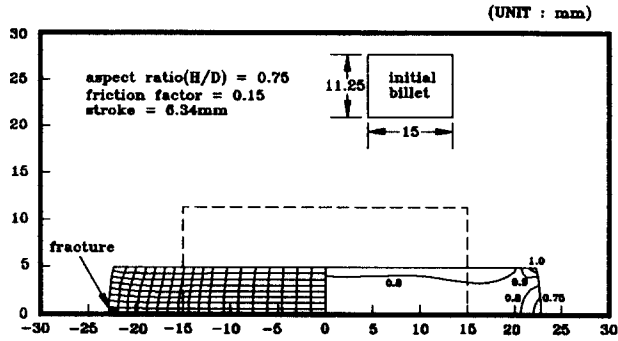


Fig. 9 Grid distortion and distribution of effective strain at the level of deformation at fracture

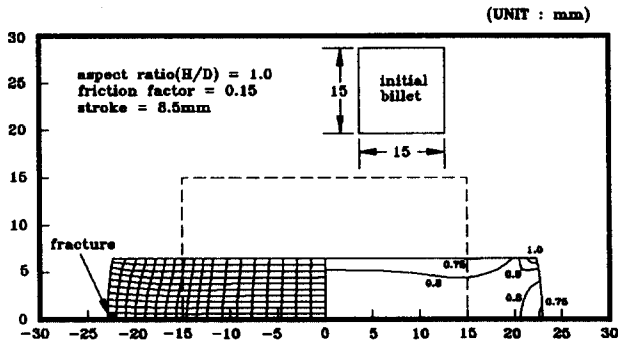


Fig. 10 Grid distortion and distribution of effective strain at the level of deformation at fracture

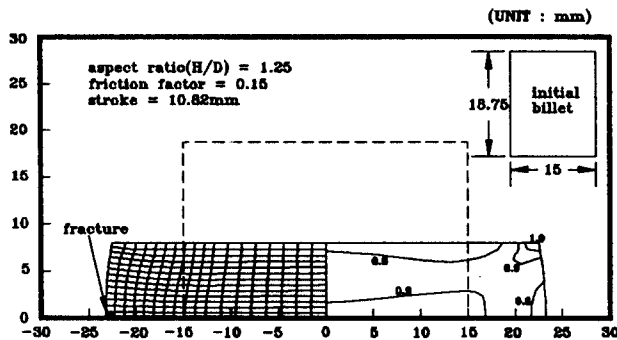


Fig. 11 Grid distortion and distribution of effective strain at the level of deformation at fracture