

# 균일변형단조에 의한 알루미늄 합금의 미세조직 제어

임성택, 이경훈, 은일상, 이종억\*, 이영무\*

국방과학연구소, (주)풍산\*

## 요 약

알루미늄 합금 형단조에서 재결정없이 미세하고 균일한 아결정 조직을 얻으려면  $T-\dot{\epsilon}$  공간상의 조직상태도에 근거한 제어된 변형조건하에서 열간 가공해야 한다. 균일 변형을 위해서는 다단계 공정 설계가 필수적인데, 각 단계에서 제품의 어느 요소에서나 가공변수의 변화량 ( $\Delta T, \Delta \epsilon, \Delta \dot{\epsilon}$ )이 최소화 되도록 금형을 정교하게 설계하고 가공변수를 정밀 제어해야 한다. 알루미늄 합금 7175로서 균일 변형 단조를 적용한 결과 균일하고 안정된 아결정 구조를 얻을 수 있었으며, 이는 특히 ST 방향의 연신률을 크게 향상시킨다.

### 1. 서 론

금속의 열간 가공은 산업적으로 0.6Tm 이상에서  $10^{-1} \sim 10^3 \text{ S}^{-1}$ 의 빠른 변형률 속도로  $\dot{\epsilon} = 2 \sim 4$ 의 대량 변형조건하에서 이루어지며 이 과정에서 다양한 조직 변화를 수반한다.<sup>1~2)</sup> 금속의 기계적 성질과 미세조직은 주요변형조건( $T, \epsilon, \dot{\epsilon}$ )에 의존하므로, 주어진 열간가공을 이들 가공인자로서 정량적·정성적으로 규명할 수 있다면 결국 미세조직의 예측과 제어가 가능하다.

항공기 및 로켓트 구조용으로 많이 사용되는 알루미늄 합금은 대부분 압연, 압출, 단조와 같은 열간가공을 통하여 부품으로 제작된다. 열간가공 도중의 동적(dynamic), 직후 자체 열로 인한 자발적(spontaneous), 그리고 후속 열처리에 의한 정적(static) 연화 과정(softening)을 겪고 또한 가공방법에 따라 응력상태, 변형속도 그리고 변형온도가 다르므로 같은 재료에서도 최종 상태의 미세조직은 서로 다르게 전개된다.<sup>3)</sup>

압연의 경우 가공변수를 제어하지 않은 산업적 조건하에서는 부위에 따라 재결정이 부분적으로 발생한 7075 합금 초소성 판재에서와 같이 변형조건을 제어하여 미세한 정적 재결정립을 얻는 TMP(thermomechanical processing)와 다단계 압연 도중의 자발적 재결정을 이용하는 제어압연은 균일한 미세조직을 유도한다. 압출의 경우 역시 가공변수 제어를 통한 불균일 미세조직을 최소화하려는 많은 연구가 있었다.<sup>4)</sup>

그러나 복잡한 형상을 가진 형단조가공, 특히 대형단조의 경우 위치에 따른 가공변수의 차이가 매우 큰 데, 이는 일반단조 조건하에서는 제어하기 매우 어려우므로 미세조직의 불균일을 초래하게 되고 결국 기계적 성질에도 영향을 주게 된다. 예를 들어 알루미늄 단조품 표면의 조대한 결정립 성장층은 충분히 예열되지 않은 금형으로 인한 가공온도의 저하와 상대적으로 빠른 변형률 속도와 밀접한 관계가 있다. 또한 재료내부의 결함은 국부적인 성형한계 이상의 변형량과 그리고 주조조직의 잔류는 국부적인 무변형량과 관련이 있다. 이러한 불균일한 미세조직은 기계적 성질의 저하 또는 이방성을 초래하게 된다.

알루미늄 단조에서 미세조직 제어에 관한 연구는 국내의 모두 극히 미미한 수준인데 이는 단조 소성해석과 재료 가공분야가 상호 연관되기 때문이다. 최근 국과연에서는 로켓트용 대형 단조부품 개발과 관련하여 상기 문제점 해결을 목적으로 시제업체인 (주)풍산과 공동으로 러시아 경량합금연구소(VILS)로 부터 “알루미늄 합금 특수 단조” 기술 개념을 입수하였다. 기술의 개요는 다음과 같다.<sup>5~6)</sup>

최종 제품의 어느 요소에서나 재결정되지 않고 미세한 아결정을 균일 분포시키려면 모든 요소에서 변형인자( $T, \epsilon, \dot{\epsilon}$ )가 균일하게 되어야 하고, 이를 위해서는 다단계 단조공정 설계가 필요한데, 각 단계 (예비단조)에서 제품의

어는 요소에서나 변형조건의 변화량 ( $\Delta T, \Delta \epsilon, \Delta \dot{\epsilon}$ )이 최소화 되도록 금형을 정교하게 설계하고 변형조건을 정밀 제어하여야 한다. 이 변형조건은 재료 고유의  $T-\dot{\epsilon}$  공간상의 조직상태도(structure map)에 근거한다.<sup>5~6)</sup>

본 연구에서는 알루미늄 합금 7175에 균일 변형 개념으로 설계된 특수단조 공정을 적용하므로써 이 기술이 미세조직에 미치는 영향과 조직상태도와의 상관 관계를 금속의 고온 변형기구 관점에서 관찰하였고, 또한 기계적 성질에 미치는 영향을 조사하여 기술의 효용성을 논하였다.

## 2. 알루미늄 합금의 고온 변형기구

열간가공 도중의 조직학적 변화과정은 변형에 따른 가공경화(strain hardening) 과정과 동적연화(dynamic softening) 과정의 연속이며, 높은 변형율하에서 두 과정이 평형을 이루는 정상상태에 이르게 된다. 동적연화는 전위 소멸에 의한 유동응력의 저하과정으로서 합금 종류에 따라 하부구조 형성으로 응력을 이완하는 동적회복(DRV : dynamic recovery)이 단독으로 일어나거나, 입계이동 및 재결정으로 응력을 이완하는 동적재결정(DRX : dynamic recrystallization)과 동시에 일어난다. 고온에서  $\sigma-\epsilon$  곡선은 Fig.1과 같으며 DRV가 발생하면 일정 변형을 이상에서는 유동응력이 포화되어 정상상태에 이른다. 또한 DRX가 발생하면 유동응력이 증가하여 peak에 이르다가 급격히 감소한 후 정상상태에 도달한다. 고온가공은 creep과 같은 열적 활성화 과정이므로 이를 지배하는 구성방정식은 경험적으로 다음과 같이 알려져 있다.<sup>4,5,7)</sup>

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(\frac{-\Delta H}{RT}\right) \quad (1)$$

여기서  $\Delta H$ =변형에 요하는 활성화 에너지(KJ/mol)

한편 정적과정은 열간가공직후 냉각과정에서 생기는 자발적 재결정(SpRx : spontaneous recrystallization)과 후속 어닐링 등의 열처리에 의한 정적재결정(SRX : static recrystallization)으로서 동적 과정과 구별된다. 7175와 같은 알루미늄 합금들은 대부분 적층결함에너지(SFE : stacking fault energy)가 높아 열간가공 도중 DRV에 의한 하부구조(또는 아결정)를 형성하며 결정립은 유동방향으로 연신되고 내부에는 수

$\mu\text{m}$ 의 등축 아결정 구조를 갖는다.

아결정의 크기는 가공온도(T)가 높을수록 그리고 변형율 속도( $\dot{\epsilon}$ )가 느릴수록 더욱 커지고 선명해지는데 이는 전위의 활성화로 먼거리 이동이 가능하고 전위의 생성률이 저하되기 때문이다. 전위론으로부터 아결정의 크기는 지배인자로서 T와  $\dot{\epsilon}$ 에 관계되며 다음과 같은 관계식을 갖는다.<sup>4,5,7,8)</sup>

$$d_s^{-1} = a + b \ln \left[ \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right) \right] \quad (2)$$

$$d_s^{-1} = a + b \ln Z \quad (3)$$

여기서  $Z = \text{Zener-Hollomon}$  인자로서 재료의 조직학적 변화를 결정하는 인자, 즉 온도로 보정된 변형률 속도이며, 다음과 같이 정의된다.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right) = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \quad (4)$$

## 3. 균일변형단조

열간 소성 가공된 제품에는 가공방법에 따라 혹은 같은 가공방법이라도 부위에 따라 매우 다양한 조직이 전개된다. 특히 단조품과 같은 형상에서는 부위에 따라 재결정(SRX, DRX)되거나 동적회복(DRV)된 조직, 미세하거나 조대한 조직 그리고 약하게 혹은 강하게 발달된 기계적 섬유조직(mechanical fibering)등이 불균일하게 발달한다. 이러한 조직의 불균일성은 가공방법이나 외부 변형조건에 따라 국부적 변형조건이 다르기 때문에 발생한다. 따라서 제품 전부위에 원하는 조직을 균일 분포시키려면 다음과 같은 몇가지 기준을 고려해야 한다.

### 조직 상태도

알루미늄 합금의 정상 상태에서의 변형은 일정한 온도와 변형률 속도하에서 진행된다. 이 상태의 중요한 특징은 유동응력( $\sigma_s$ )과 DRV된 조직의 평균 아결정립 크기( $d_s$ )는 변형량( $\epsilon$ )에 무관하며, 재결정 구동력의 특정값이 일정한  $d_s$ 와 일치한다는 것이다. 조직상태도(SM:structure map)는  $T-\dot{\epsilon}$  공간상에 주어진 변형조건 ( $T, \dot{\epsilon}$ )에서 전개되는 미세조직을 나타내는 재료 고유의 상태도로서, 변형도중의 DRV와 DRX 그리고 변형 직후의 SpRX 조직의 영역을 나타내는 상태도와, 변형후 후속열처리(열취급)에 의해 SRX 등으로 조직의 정적인 변화를 나

타내는 상태도로서 구성된다. 이 상태도에는 또한 평균 아결정립 크기, 평균 재결정립 크기, 그리고 SpRX의 동력학 방정식, 구성방정식 등이 포함된다. 알루미늄 합금에서 변형온도의 범위는 대략 250~500°C, 그리고 변형률 속도의 범위는  $10^{-3} \sim 10^2 \text{ sec}^{-1}$  이 고려된다. 또한 모든 유형의 소성가공, 즉 압출, 햄머단조, 프레스단조, 등온단조, 압연 등에서 원하는 조직을 전개시키려 할 때 사용될 수 있다. 일정한 T,  $\dot{\epsilon}$ 의 대 변형률하에서는 정상상태 변형 조건이 되며 빌레트 체적 전반의 T,  $\dot{\epsilon}$  범위는 SM의 선택영역으로 주어진다. 이를 이용하여 미세조직을 예측하거나 제어하고 조직 불균일과 이방성을 억제하며, 필요한 경우 화학성분을 수정하거나 열처리 조건을 변경할 수 있다. 그러나 대부분의 다단계 단조의 경우(압출재를 빌레트로 쓰는 경우 등) 빌레트는 단계에 따라 여러 온도를 겪게 되고 변형량이 충분하지 않으므로 정상 상태에 이르지 못하는 경우가 많다. 압연이나 햄머단조 같은 다단계가공(1회 가열로 가공 완료)에서는 정상상태 변형은 거의 없다. 이때에는 SM 상에 SpRX를 고려해야 한다.

Fig.2는 알루미늄 합금의 정상상태 변형에서 변형후와 열처리후의 조직상태도를 개념적으로 나타낸 것이다. 영역  $Z_h$ 는 평균적으로 Fig.1(a)에서 같이 low T / high  $\dot{\epsilon}$ 의 조건으로서 이때는 동적회복(DRV) 보다는 가공경화가 우세하므로 재료의 탄성 변형에너지를 낮추기 위해 전위는 tangled wall을 가진 cell로 이동하여 크기가 작은 cell 조직을 형성하려 할 것이다. 그러나 이 영역은 후속 용체화열처리 단계에서 정적재결정(SRX) 되어버리는데 이는 고에너지 가공조직이 아닐링에 의해 변형되지 않은 새로운 재결정립으로 재결정되기 때문이다. 이 영역의 Z (온도로 보상된 변형률 속도) 값은 매우 높으며 (예를 들어  $Z=10^{17}$ ) 이는 온도는 낮고 변형률 속도는 높아 재료가 열적으로 활성화되기 어려운 조건이다.

SpRX 영역은 가공도중에는 영역 I과 유사하나 온도가 높고  $\dot{\epsilon}$ 는 더욱 빨라서 가공직후 냉각과정에서 자발적으로 정적 재결정되는 조건이다. 이 영역은 압연이나 햄머단조 같이 1회 가열로 고속에서( $10^3 \text{ sec}^{-1}$  이상) 다단계 가공되는 조건에 해당한다.

영역  $Z_m$ 은 중간정도의 T와 중간정도의  $\dot{\epsilon}$ 로서 중간정도의 Z값을 갖는 영역이다. 이 영역은  $Z_h$ 에 비해 온도는 높고  $\dot{\epsilon}$ 는 느려서 재료가 DRV에 의해 열적으로 한층 활성화된다. 즉 전위의 상승과 교차 슬립이 활발해져 전위상호간의 소멸과 재배치에 의한 비교적 선명하고 큰 하부구조(아결정)를 형성한다. 그러나 이 단계의 열적 활성화는 충분한 상태가 아니므로 아결정은 후속 아닐링에 의해 SRX되기 쉽다. 이 영역의 변형 조건은 대략 압출조건( $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \sim 10^1 \text{ sec}^{-1}$ )과 유사하다. 압출의 경우에는 외면이 내면에 비해  $\dot{\epsilon}$ 가 매우 크게(10배 이상) 되어 Z가 증가할 수 있는데 Z의 높이 구배는 Fig.2(b)와 같이 조대 결정립을 초래할 수 있다.

영역  $Z_l$ 은 영역  $Z_m$ 보다 온도가 더욱 높고  $\dot{\epsilon}$ 가 매우 느린 변형조건으로서 Z값이 매우 작아 재료의 동적회복(DRV)이 매우 활발하고 정상상태의 아결정은 더욱 커지고 매우 선명해진다. 이 아결정은 재결정을 일으킬만한 충분한 변형에너지를 가지지 않으므로 후속열처리에 도 재결정되지 않는 열적으로 안정화 된 조직이다.

본 연구에서 목표로한 알루미늄 단조품의 균일조직은 바로 이 영역을 말하며 따라서 변형 조건 역시 이 영역에 들도록 공정조건을 제어하였다.

### 균일변형 단조 설계/해석

균일변형 단조의 목적은 우선 최종 형단조 제품 모든 위치에서의 누적 변형량( $\epsilon$ )을 균일하게 하고 각 단조 단계의 변형량을 성형한계 이하로 하여 결함 발생을 억제하며, 또한 모든 위치의 미세조직을 재결정없이 균일하고 안정한 아결정립으로 관리하는 것이다. 따라서 빌레트에서 최종형상으로 단조하는 기존 형단조 방법으로는 균일변형단조가 불가하며 예비단조를 포함한 다단계 단조 공정 설계가 불가피하다. 주요순서는 Fig.3과 같다. 우선 예비설계 단계에서는 최종형상에서 역으로 초기 빌레트에 이르는 기초 공정 설계를 하며 주로 설계자의 경험과 간단한 계산에 의하기 때문에 상당한 노후가 필요하다. 단조공정해석 단계에서는 예비설계 결과를 이용, 단조 단계별로 수치해석 프로그램을 이용하여 소성해석과 온도해석을

수행하여  $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$ ,  $T$ 의 분포와 형상의 타당성을 검증한다. 통합 및 최적화 단계에서는 각 단계별로  $T$ ,  $\epsilon$ ,  $\dot{\epsilon}$ 와 그들의 변형량이 조직상태도의 변형조건 영역에 부합되는지, 혹은 누적 변형률이 임계변형률 이내에 드는지 검증하고 보완설계를 통해 최적화 시킨다. 또한 누적 변형률과 재료의 파단 여부를 나타내는 성형한계곡선(forming limit curve)을 이용하여 재료의 파단 여부를 확인하고 제어한다.

단조 볼륨내의 어느 요소(element)라도 structure diagram상의 가공인자영역 ( $T$ ,  $\dot{\epsilon}$ )내에 들려면 온도는 물론 변형률 속도  $\dot{\epsilon}$ 가 사실상 동일(equal)하게 유지되는 것이 유리하다. 따라서 이 기술을 deformation equality system이라 하며, preform과 최종 단조품에 이르기까지 각 step별로 동일한  $T$ ,  $\dot{\epsilon}$ 가 동일하거나 허용 변화량 ( $\Delta T$ ,  $\Delta \dot{\epsilon}$ )내에 들도록 형상을 제어하고 최적화 시킨다. 성형한계곡선은 인장, 압축과 같은 실험을 통해 결정한다. 최종단계로서 용체화 열처리와 쿨링 후 정밀하게 설계된 금형을 이용 냉간에서 응력 제거한다.

#### 4. 알루미늄 단조 적용

##### 재료의 준비

본 연구에 사용된 합금은 고순도 알루미늄 합금 7175로서 삼선공업(주)에서 99.9% Al 잉고트와 모합금을 이용, 화학조성에 맞추어 용해하고 직경 9"의 D.C 반연속주조로 제조한 후 460°C에서 24시간 균질화처리 한 빌레트이었으며, 기계가공과 절단으로 직경 200mm, 길이 265mm의 시료를 준비하였다. 화학조성은 Table 1과 같다.

##### 균일변형단조

외경 437mm, 높이 101mm의 closure 형상의 단조품을 시제작 대상으로 선정하여 (주)풍산의 5000톤프레스로서 단조하였다. Fig.4는 앞에서 언급한 균일변형단조 설계/해석의 개념을 이용하여 설계한 다단계 단조 공정설계 결과이며, Table 2는 세부공정조건이다. 비교를 위해 실시한 기존단조공정에서는 단조온도가 400°C로 동일하고 각 단계별 변형률이 많으며, 사실상 별도의 예비단조가 없는 반면, 균일변형 단조는

낮은 온도(280°C)에서 시작하여 점차 온도를 높혀 최종 단조에서는 400°C에서 단조하며 각 단계에서 변형률은 많지 않으며, 특히 독특한 형상을 가진 2회의 예비단조를 포함하고 있다. 또한 균일변형단조에서는 단조온도보다 20~40°C 낮은 온도로 금형을 정밀하게 유지하는 것이 특징이다. 자세한 금형설계와 단조조건 설계 과정은 생략하기로 한다.

##### 열처리

형단조 후 단조품을 265°C에서 4시간 예열 후 470°C에서 1.5시간 용체화처리 한 후 20°C의 물에 수냉하였다. 또한 115°C에서 8시간 1차 시효처리하고 170°C에서 12시간 2차 시효처리 하는 T73 2단 과시효 열처리를 실시하였다.

##### 시험 평가

거시 조직은 두께 15mm의 단면으로 절단한 후 90°C의 10% NaOH 용액에서 0.5시간 부식시켜 관찰하였다. 재결정립 조직 확인을 위하여 Fig.5와 같은 위치에서 준비한 시료를 Barker's 용액과 Keller's 용액에서 부식하여 광학현미경으로 관찰하였다. 결정립내의 아결정조직은 투과전자현미경으로 관찰하였다. 인장시험은 Fig.5의 위치와 방향으로 직경 6.35mm, 표점거리 25.4mm의 시편을 준비하여 실행하였다.

#### 5. 결과 및 고찰

##### 거시 조직

Fig.6의 (a)와 (b)는 기존 단조공정을 이용했을 때와 균일변형단조 공정을 이용했을 때의 거시 조직을 각각 나타낸 것이다. 기존 단조공정의 경우 중심부에서 반경방향으로 입자유동(grain flow)이 확실하게 발달되어 불균일한 조직분포를 하는 반면, 균일변형단조에서는 입자 유동의 흔적이 없고 균일한 조직분포를 하고 있음을 알 수 있다. 선명한 입자유동은 결정립계의 연속이 거시적으로 나타난 것으로서 일반적으로는 기계적 섬유조직(mechanical fibering)이라 하며, 변형률 집중이 일어난 것을 의미한다. 또한 변형률 집중은 임계변형률을 초과할 수 있으므로 후속 열처리에 의해 SRX 될 가능성이 높다.

Fig.7은 입자유동의 형성과정으로서 기존공정에서는 업셋팅 후 직접 최종형상으로 단조되면 제품의 표면에 입자의 유동이 집중되고 유동이

분기하는 두꺼운 부위의 중앙에는 성형량이 작고 업셋팅시의 무성형대(주조조직)가 잔류하는 불균일한 거동을 보인다. 반면 균일변형단조에서는 업셋팅 후 1차 예비단조에서 바닥면의 중심을 cone 형상으로 하여 무성형대의 성형을 유도하고 나머지 재료는 드로잉 형태로 외경 방향의 유동을 발달시킨다. 2차 예비단조에서는 이를 다시 높이를 낮추고 두께를 증가시키므로서 내경 방향의 유동을 발달시킨다. 최종 단조에서는 이를 바닥면을 다시 편평하게 하면서 직경의 큰 변화없이 외경방향으로 유도시킨다. 결과적으로 재료의 유동방향에 변화를 주면서 균일변형을 유도하고 주조조직 같은 무변형 구역을 억제하는 것을 특징으로 한다.

### 미세 조직

Fig.8은 최종열처리 상태에서 기존공정의 광학현미경 미세조직을 나타낸 것이며, 관찰위치는 Fig.5에 표기한 바와 같이 주로 금속유동이 심하게 발달된 부위였다. 기존 공정의 경우 위치에 따라 재결정되지 않거나(M1), 부분적으로(M2) 혹은 완전히(M3) 재결정되어 매우 불균일한 조직분포를 보였다. 그러나 균일변형단조 공정의 경우에는 대부분의 위치에서 M1과 같이 균일한 가공조직을 유지하고 있었다. Fig. 9는 균일변형단조의 재결정되지 않은 가공조직의 입내 전자현미경 조직으로서 1~4 $\mu$ m의 미세하고 선명한 아결정 구조를 나타냈으며, 전위조직의 흔적이 없고 무석출대(precipitate free zone)의 형성으로 보아 매우 안정된 조직임을 알 수 있었다.

앞에서 언급한 바와 같이 후속열처리에 도 재결정되지 않는 안정한 아결정구조를 균일하게 형성시키려면 모든 요소에서의 변형조건을 조직상태도에서 높은 온도와 낮은 변형률 속도로 관리해야 한다. 조직상태도에서의 이 영역은 대략 400 $^{\circ}$ C 이상으로 추정되지만, 업셋팅에서 2차 예비단조까지는 단조온도가 280~320 $^{\circ}$ C로 관리되었는데 그 이유는 다음과 같다.

중간성형단계는 균일변형 단조를 위해 불가피하며, 이들 단계의 변형조건 역시 조직상태도에 근거하여 재결정 억제하는 조건임에는 틀림이 없다. 그러나 빌레트에서 2차 예비단조 형상까지는 변형량( $\epsilon$ )의 균일성을 증가시키는 것이 주목적이며, 안정한 아결정 형성은 최종단조에서 이루어져도 무방하다. 따라서 업셋팅과

같이 균일변형조건 ( $T, \epsilon, \dot{\epsilon}$ )의 제어가 불가능할 경우에는 단조온도를 낮추어 재결정립 형성을 막아야 한다. 만일 예비성형단계에서 400 $^{\circ}$ C로 노출되면 이전 성형단계에서 낮은 온도 높은  $\dot{\epsilon}$ 에 있던 요소들은 정적으로 재결정되어 버린다. 결국 중간성형단계의 단조온도는 300 $^{\circ}$ C 부근으로 제한된다. 이러한 원리들은 Fig.2의 조직상태도로서 설명될 수 있다. 중간성형단계의 변형조건은 영역  $Z_m$  으로 추정되며, 중간정도의 Z값을 갖는다. 균일변형단조의 최대 관건인 최종단조의 변형조건은  $Z_i$  영역이며, 낮은 Z값을 갖는다. 결국 중간성형단계의 단조온도를 낮게 유지하고 (재결정 형성 조건인  $Z_c$  이상으로 관리) 점차 온도를 상승시켜 아결정을 안정하게 하는 것이 중요하다.

### 기계적 성질

Table 3은 Fig.6의 위치에서 시험한 인장시험 결과이다. 기존공정과 균일변형단조 약 470MPa의 인장강도를 나타내 강도의 차이는 크지 않았다. 그러나 연신률은 균일변형단조가 L 및 T 방향에서 약 13% 수준으로 기존 단조의 11% 수준에 비해 높았으며, 특히 ST방향(유동방향과 약 45 $^{\circ}$ )에서는 기존 7%에서 11%로 크게 증가되어 이방성이 개선되었다. 균일변형단조에서의 연신률의 증가는 재결정되지 않은 입내의 아결정 구조와 관련이 있다. 고강도 알루미늄의 입계는 특히 과시효 상태의 경우 2차상 입자와 조대 석출물(M상) 등이 많으므로 매우 취약하다. 또한 입내의 하부조직(가공조직 또는 아결정)이 없는 재결정립은 전위의 슬립 집중과 슬립 거리를 길게하여 입계 응력집중에 의한 균열이 발생하기 쉽다.

ST방향의 연신률 차이는 금속유동과도 관련이 있다. 균일변형이 아닐 경우 금속유동이 분기하는 경계면에서는 비파괴법으로도 검출하기 어려운 미세불연속(micro-discontinuity)이 발생할 수 있기 때문이다. 한편 아결정립의 크기가 재료의 강도에 미치는 영향은

$$\sigma_y = \sigma_0 + Kd_s^{-1} \quad (5)$$

로서 알려져 있는데 인장시험결과에서 강도 변화가 없었던 것은 7175 합금이 석출 경화성 합금으로서 강도가 아결정립 보다는 submicron 크기의 미세 석출물에 의존하기 때문이다.

## 6. 결론

1) 알루미늄 합금 단조는 형상의 복잡성에도 불구하고 균일변형단조 공정 설계와 재료 고유의 조직상태도를 이용하면 미세조직 제어가 가능하다.

2) 균일변형단조 공정의 개념은 다단계 공정의 각 단계마다 제품의 어느 요소에서나 변형 조건 ( $T, \epsilon, \dot{\epsilon}$ )이 균일하게 유지되도록 금형 형상과 작업조건을 설계하는 것이다.

3) 균일변형을 고려한 7175 합금 단조의 다단계 단조 공정의 경우 예비단조 단계에서는 낮은 Z값 영역에서, 최종 단조단계에서는 높은 Z값 영역에서 단조되도록 변형조건을 정밀 제어하여야 한다.

4) 7175 합금으로 시제작한 결과 재결정없이 균일하고 안정된 아결정 구조를 얻을 수 있었으며, 이는 ST방향의 연신률을 크게 향상시켰다.

## 참고문헌

- 1) G. P. Luwis and W. J. McG. Tegart : J. Inst. Met (1964) 269
- 2) H. J. McQueen and S. Bergerson : Met. Sci., 6 (1972) 25
- 3) H. J. McQueen, E. Evangelista and N. D. Ryan : Recrystallization '90, Ed. by T. Chandra, TMS, (1990) 89
- 4) H. J. McQueen : J. Met Feb. 1980, 17
- 5) 임성택, 박성한 : 해외출장귀국보고서 MSDC-611-960713, 국방과학연구소, 1996. 4
- 6) 이영무, 이종익외 : 제6회 학술강연회 논문집, 한국추진공학회, 1996. 5
- 7) H. J. McQueen and J. J. Jonas : J. Appl. Metal Work., 5 (1988) 2.
- 8) K. Zener and C. Hollomon : Trans. ASM, 33(1944) 163

Table 1. Chemical composition of aluminum alloy 7175

wt%								
Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Al
1.6	2.52	0.01	0.11	0.06	5.41	0.01	0.19	bal

Table 2. Deformation and heating conditions of the die forgings

Step	Conventional Forging	Deformation Equality Forging
Billet	Aluminum alloy 7175 $\phi 200 \times H265\text{mm}$	Aluminum alloy 7175 $\phi 200 \times H265\text{mm}$
Upsetting	$T_d : 200^\circ\text{C}$ $T_f : 400^\circ\text{C}$ Red. : H265→H104(61%) D200→D325	$T_d : 250^\circ\text{C}$ $T_f : 280 \sim 300^\circ\text{C}$ Red. : 1st : H265→H185(30%) 2nd : H185→H104(44%)
1st Preforging	-	$T_d : 230 \sim 280^\circ\text{C}$ $T_f : 280 \sim 300^\circ\text{C}$ Red. : D325→D416
2nd Preforging	-	$T_d : 280 \sim 320^\circ\text{C}$ $T_f : 280 \sim 320^\circ\text{C}$ Red. : D416→D430
Final Forging	$T_d : 200^\circ\text{C}$ $T_f : 400^\circ\text{C}$ Red. : D325→D437	$T_d : 380 \sim 400^\circ\text{C}$ $T_f : 400 \sim 410^\circ\text{C}$ Red. : D430→D437
Solution Heat Treatment	$470^\circ\text{C} \times 1.5\text{hr}$ , $25^\circ\text{C WQ}$	$470^\circ\text{C} \times 1.5\text{hr}$ , $25^\circ\text{C WQ}$
Stress Relieving	Tx52 Treatment	Tx52 Treatment
Aging	1st: $115^\circ\text{C} \times 8\text{hr}$ 2nd: $170^\circ\text{C} \times 12\text{hr}$	1st: $115^\circ\text{C} \times 8\text{hr}$ 2nd: $170^\circ\text{C} \times 12\text{hr}$

Table 3. Tensile properties of the 7175 die forgings.

Direction	Conventional			Deformation Equality		
	T.S (MPa)	Y.S (MPa)	E.L (%)	T.S (MPa)	Y.S (MPa)	E.L (%)
1(L)	475	408	9.6	470	371	11.8
5(L)	470	389	11.8	466	378	11.6
2(T)	467	384	12.4	467	377	14.5
4(T)	464	371	11.6	468	373	15.1
3(ST)	465	392	7.0	457	371	11.1

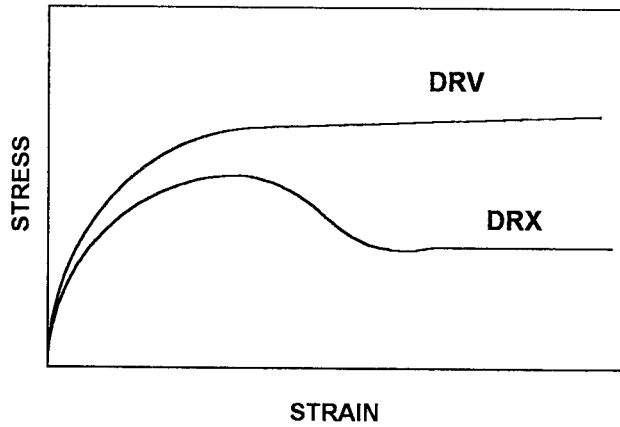


Fig.1 Dynamic restoration of metals in stress-strain curve

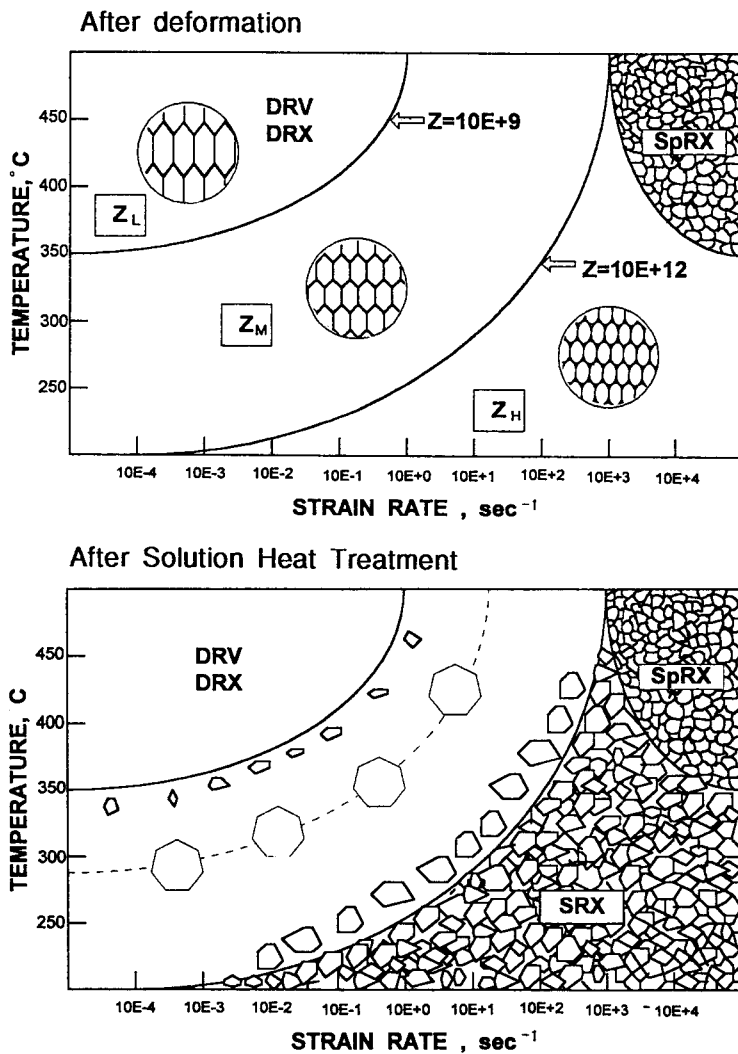


Fig.2 Schematic structure map for steady-state deformation of aluminum alloy

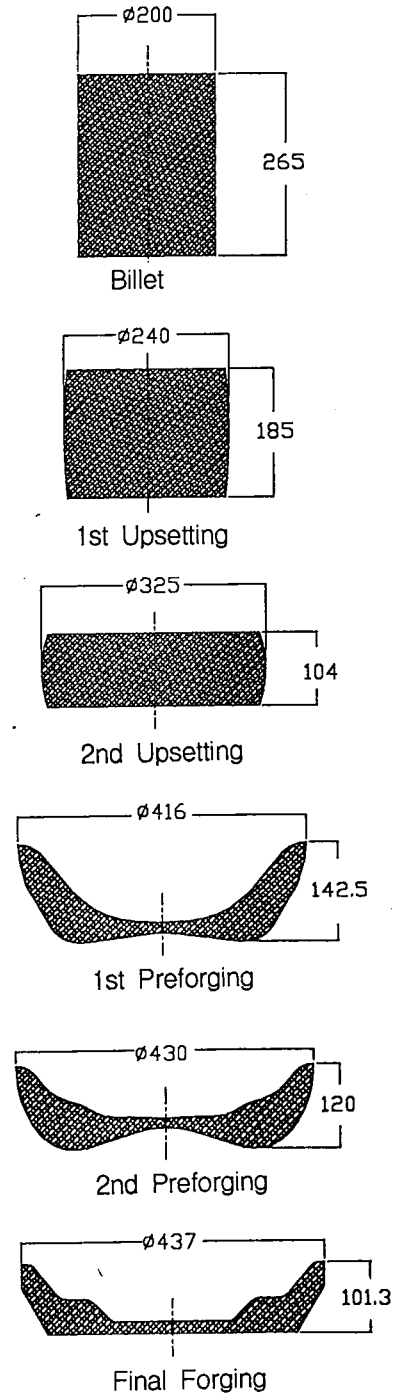


Fig.3 Forging sequence and design of 7175 die forging

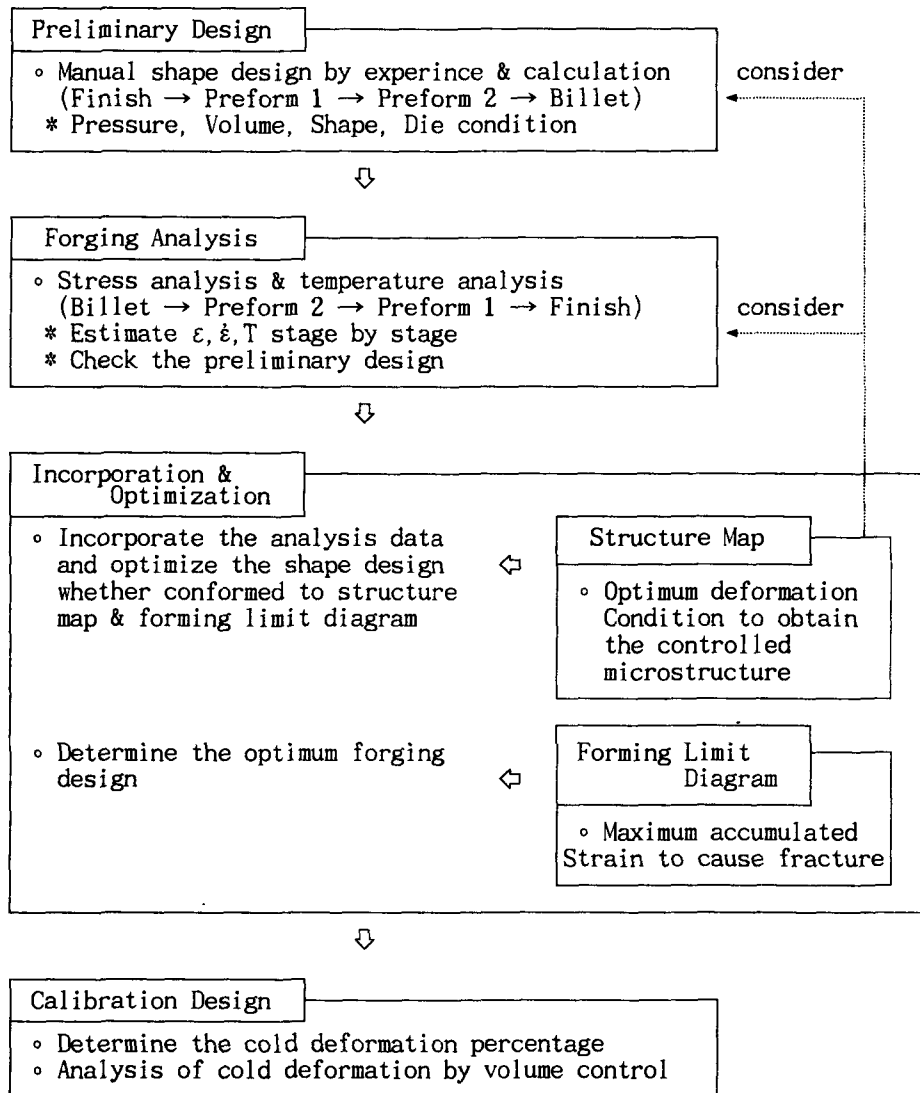


Fig.4 Sequence of deformation equality forging design

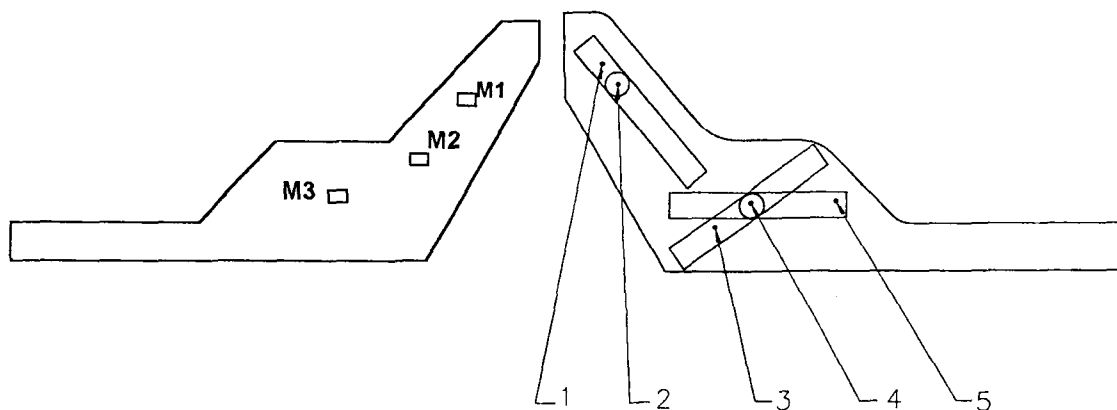


Fig.5 Sampling positions for microstructure and tensile tests



Fig.6 Macrostructures of 7175 die forgings.

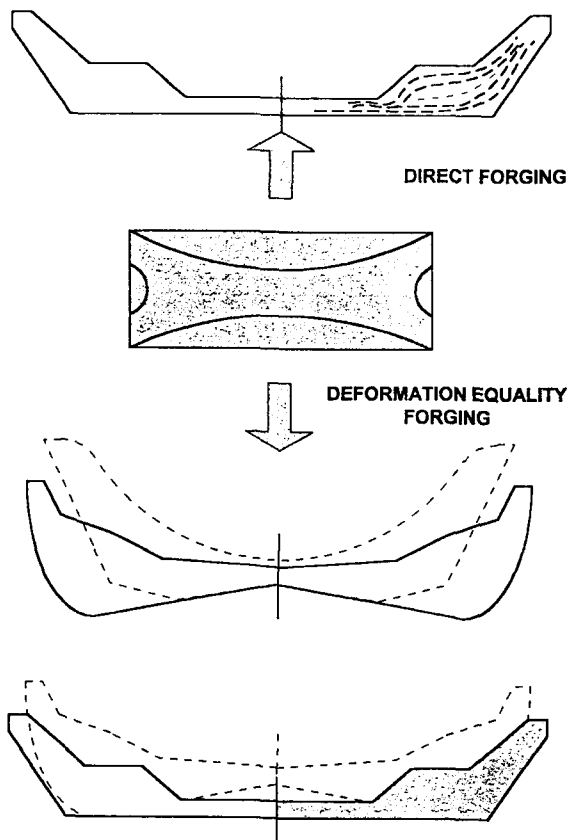
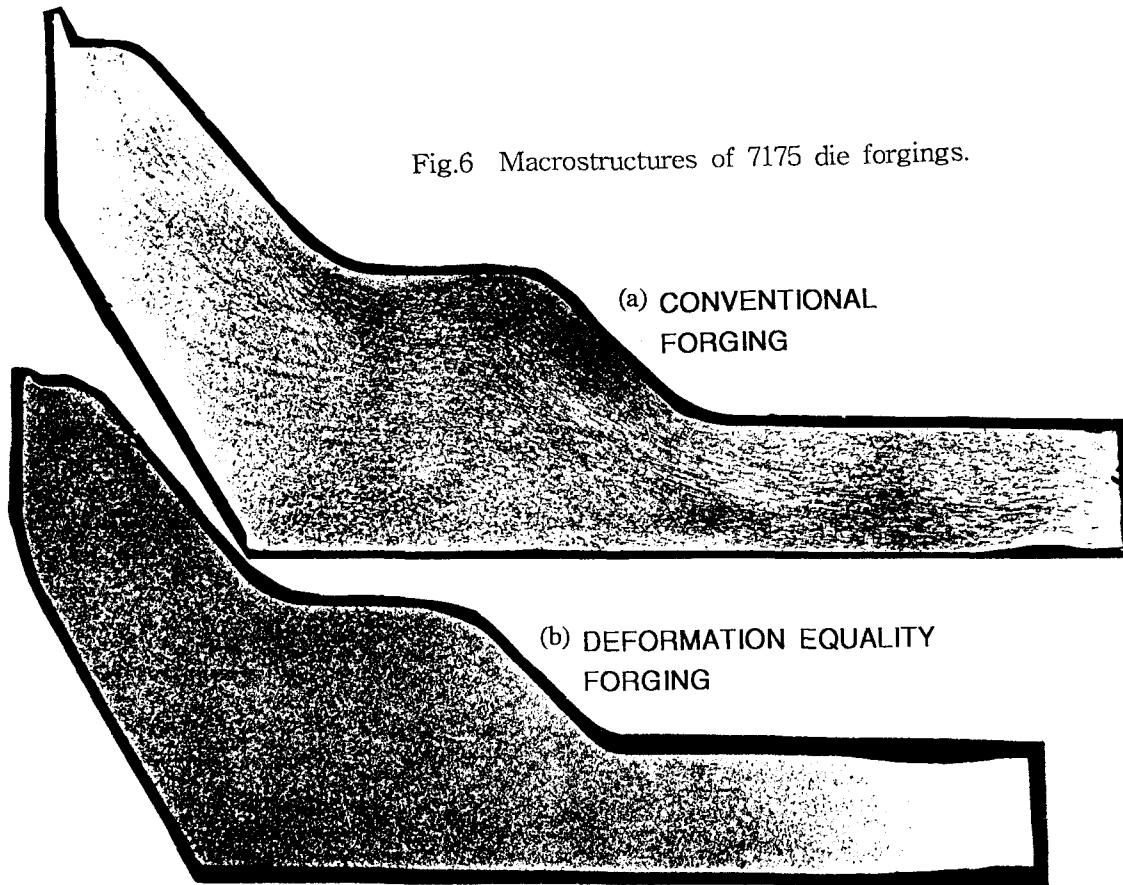
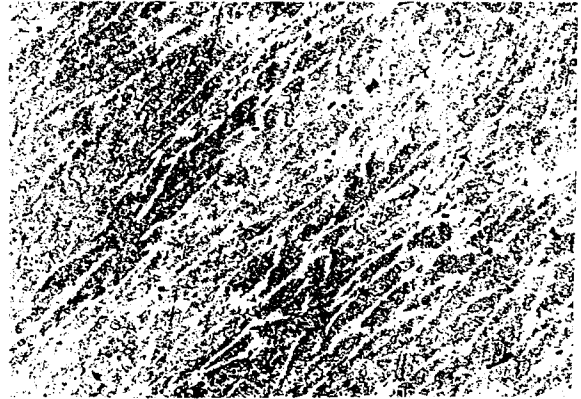


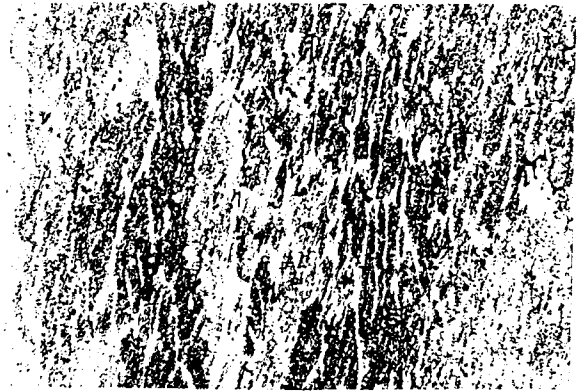
Fig.7 Description of development of intensive metal flow and uniform flow



M1



M2



M3

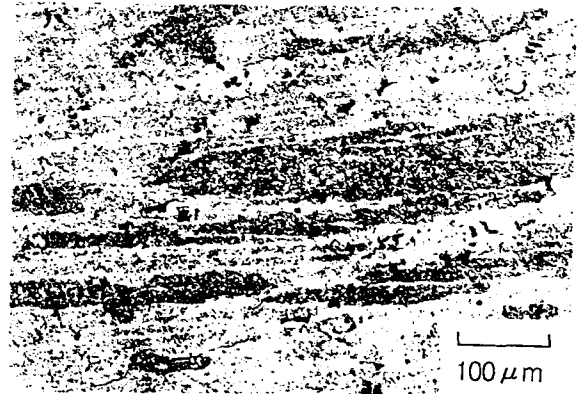


Fig.8 Optical micrographs of the typical grain structures showing well-recovered(M1), partially-recrystallized(M2), and completely-recrystallized(M3) regions.

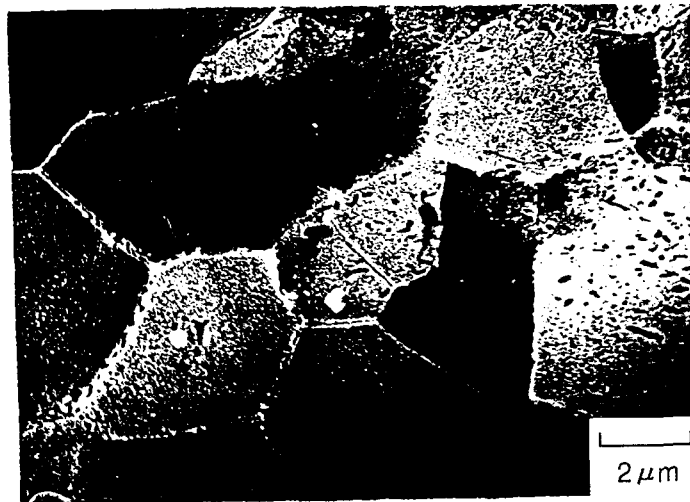
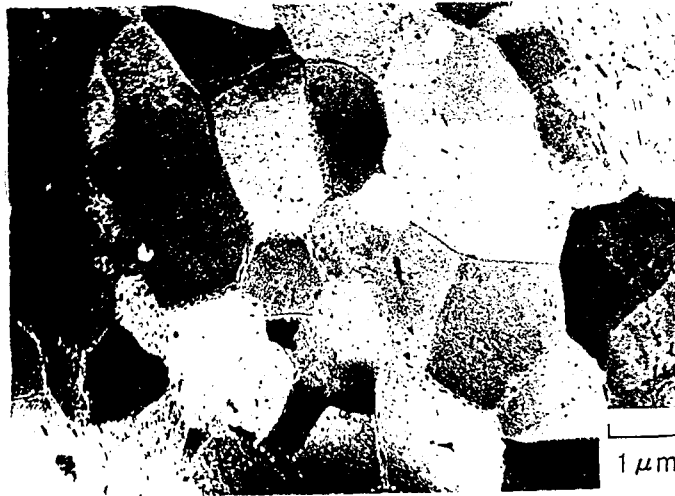


Fig.9 TEM micrograph of typical subgrain structure developed by dynamic recovery