

Ti-6Al-4V 단조 디스크의 미세조직 분석

김대영, 박종진
홍익대학교 공과대학 기계공학과

Analysis of Microstructures in a Forged Ti-6Al-4V Disk

D. Y. Kim, J. J. Park
Dept. of Mechanical Engineering, Hong-Ik University

ABSTRACT

The mechanical properties of Ti-6Al-4V greatly vary for changes of microstructures. Therefore, when manufacturing components with this material, it is important to understand the influence of process parameters to the resulting microstructures. In the present investigation, it was attempted to relate the process parameters with the microstructures in a hot forged Ti-6Al-4V disk. The investigation was carried out by a rigid thermo-viscoplastic FEM analysis, flow stress measurements and microstructure studies. It was found that the dynamic recrystallization would hardly occur in this material and that variations of strain, strain rate and temperature of several locations in the disk were below the assumed dynamic recrystallization zone. These findings confirmed the experimental observations that the microstructures in the disk were only deformed without being recrystallized.

1. 서 론

티타늄합금은 높은 비강도, 내식성, 고온안정성 등의 우수한 기계적 성질로 인하여 우주항공, 해수구조 및 의료기구 재료등에 다양하게 응용되고 있다. 티타늄합금은 구성하고 있는 상의 종류에 따라서 HCP구조의 α 상, BCC구조의 β 상, $\alpha + \beta$ 혼합상으로 분류할 수 있는데 상의 구성에 따라 기계적 성질이 크게 변화하므로 원하는 기계적 성질을 얻기 위해서는 상의 크기, 분포, 모양 및 체적 분률 등을 제어할 수 있어야 한다^[1,2]. 그 중 Ti-6Al-4V은 주로 $\alpha + \beta$ 상으로 되어 있으며, 강도, 가공성 및 용접성이 좋고 비교적 고온인 300°C까지 견딜 수 있어 항공기의 엔진 및 기체구조 재료로 사용되고 있다^[3]. 또한 성형성도 좋아 압연, 압출, 단조등의 소성변형도 용이하다.

본 연구에서는 이 재료의 열간단조가공중 발생하는 미세조직의 변화를 분석하여 보았다. 이를 위하여 Ti-6Al-4V 미세조직에 대한 전반적인 연구결과를 수합하였다. 그리고 이 소재를 디스크로 열간단조하여 단면의 미세조직을 관찰하고, 이 단조공정을 비등온 강소성 유한요소법을 사용하여 해석하였다. 해석결과로 예측된 소재 내부 여러 위치에서의 온도, 변형률과 변형률속도 등을 이용하여 관찰된 미세조직을 분석하였다. 그리고 유동응력 실험결과를 바탕으로 디스크의 동적 재결정 여부를 판단하여 보았다.

2. 티타늄 합금의 미세조직

이 합금은 그림 1에 나타난 바와 같이 927°C ~ 982°C 범위에서는 α 상과 β 상이 공존하는데 온도가 증가할수록 β 상의 부피분률이 증가하고, 가공과 열처리조건에 따라 α 상이 등축정, elongated,

martensite, 침상 및 판상으로 형성된 widmanstätten조직 등으로 변화한다. Al은 α 상 안정화 원소 중 가장 중요한 치환형 원소로서 밀도를 감소시키면서 강도를 증가시킨다. V은 β 상 안정화 원소 중 전율고용형 원소로써 첨가량이 증가할수록 β -변태선이 내려간다^[4]. α 상은 β 상에 비해 용접성, 내식성, 고온크리프 저항성은 우수하나 강도와 인성은 낮다^[5,6]. 반면에 β 상은 강도와 인성, 열처리성 및 가공성 등은 우수하나 용접성, 고온크리프 저항성 등은 낮다. 고온구조용 재료로는 α 상이 많은 near- α 합금이 주로 사용되는데 그 이유는 α 상은 슬립계가 적은 조밀 구조로써 350°C 이상의 온도에서 자기확산계수(self-diffusion coefficient)가 β 상에 비하여 매우 작기 때문이다. 하지만 이 조직은 고온에서도 소성가공이 어려운 단점이 있다.

이 합금의 α 상은 형상에 따라 등축형(equiaxed), 층상형(lamellar) 및 이들의 혼합조직(bimodal)으로 분류된다. 등축형 α 조직은 $\alpha + \beta$ 상 온도구간에서 가공 및 어닐링하는 경우에 형성되며, 층상조직은 β -변태온도 이상에서 $\alpha + \beta$ 상 온도구역으로 서냉할 때 형성되며 냉각속도에 따라 층상조직의 두께가 결정된다. 등축형 α 조직을 얻기 위한 주요변수들은 가공도, 어닐링온도, 어닐링 시간인데, 가공도가 증가할수록 균질하고 미세한 등축형 α 조직을 얻을 수 있으며 완전변태에 소요되는 시간도 감소한다. 미세한 등축형조직은 균열생성에 대한 저항이 강하기 때문에 피로강도가 좋고, 반면에 층상조직은 크리프강도가 좋다. 예를 들어 제트 엔진의 압축디스크에서 보어(bore)부는 인장강도와 피로강도가 좋아야 하므로 등축형조직과 층상조직이 혼합된 조직이, 림(rim)부는 크리프강도와 파괴강도가 좋아야 하므로 층상조직이 바람직한 것으로 판단된다. Elongated α 조직은 α 상이 길게 형성되어 있는 조직으로 가공방법에 따라 재결정시 그 분포양상이 많이 달라진다. 이 조직은 서로 유사한 방위관계의 α 결정립들이 subgrain boundary로 연결되어 있고 낮은 계면에너지로 인하여 결정립계가 쉽게 나타나지 않는다^[7].

Martensite와 widmanstätten 조직은 β 상이 α 상으로 변태하는 과정에서 생성되며 용체화처리와 시효처리의 온도 및 시간에 의해 결정된다^[1,3]. M₁ 이상에서 수냉하면 β 상은 즉시 α' (Ti-martensite)조직으로 무확산 변태하는데 β 상 안정화원소인 V과 Mo 등이 α 상에 과포화된 조직이다. Widmanstätten 조직은 β 상으로부터 냉각속도가 느릴 경우에 α 상들이 우선결정방위면을 따라 핵생성과 성장을 함으로서 발생되어진다. 이 조직은 티타늄합금의 특징인 두 개의 결정방위 관계를 가지는 basket-weave 구조를 가지고 있다. 이 구조는 서로 교차하는 packet들로 이루어져 있어 파괴인성을 증가시킨다. 이는 균열의 성장이 packet내에서는 직선적으로 일어나지만 packet의 계면에서는 성장이 굴절되거나 억제되기 때문이다^[8]. 그러나 등축형에 비하여 미세조직의 단위로 작용하는 colony의 크기가 매우 크며 colony 경계나 입계 α 상 경계에서 평면 슬립이 방해되어 이곳에서의 미세균열의 생성 및 전파가 우선하기 때문에 인장강도 및 연성이 낮게 나타난다^[9].

3. 유동응력

일반적으로 합금의 유동응력은 $\bar{\sigma} = f(T, \bar{\epsilon}, \dot{\bar{\epsilon}})$ 와 같이 표현될 수 있다. 하지만 유동응력 측정 실험시에 소재내에 발생하는 변형열로 인하여 소재의 온도는 증가하게 되어 실험온도(또는 초기 온도)보다 높게 된다. 따라서 이렇게 측정된 유동응력은 실험온도에서의 값이 아니고 증가된 온도에서의 값이다. 따라서 실험온도에서의 정확한 유동응력을 얻기 위해서는 변형열을 계산하고 이에 따른 온도증가를 고려하여야 한다. 금속소재 소성변형의 경우 변형열의 대부분은 열로 변환되고, 나머지는 미세구조변화로 축적되어 내부에너지의 증가로 변환된다. 보통 소성변형열의 85-95%는 열로 변환되는 것으로 알려져 있으므로 본 연구에서는 변형열의 90%가 열로 변환된다고 가정하였다.

본 연구에서 사용한 Ti-6Al-4V 시편은 미국 Timet사에서 구입한 직경 152mm의 봉상의 빌렛으로 β 변태점은 993°C이었으며 화학조성은 6.5Al, 4.0V, 0.011C, 0.16Fe, 0.003N, 0.005He, 0.19O,

balance Ti 같다. 압축실험은 빌렛으로부터 직경 8mm, 길이 12mm 인 원통형 시편을 채취하여 열간 가공성 시험장치인 Thermicmaster에서 수행하였으며 표면에 직접 열전대를 부착하여 시편의 온도를 측정하였다. 압축용 홀더로 Si_3N_4 블럭(지름 15mm, 두께 30mm)을 사용하였으며 열손실과 마찰을 줄이기 위하여 시편과 홀더사이에 윤모판을 넣어 압축시험을 수행하였다. 시편은 10^{-2} torr의 진공상태에서 5°C/sec의 가열속도로 유도가열하였고 최종온도에 도달한 후 5분간 유지하여 균일한 온도에 도달하였을때 압축하였으며 시험후 급냉시켰다. 사용된 압축실험조건은 온도는 20°C간격으로 915°C에서 1015°C까지, 변형률속도는 10배 간격으로 0.001/sec에서 10/sec까지, 각 조건에 대하여 진변형률 0.6까지 수행하였다.

그림 2-(a)와 (b)는 935°C와 995°C에서 여러가지 변형률속도에서 구한 Ti-6Al-4V의 유동응력을 나타내었다. 여기서 COM은 변형열을 고려하여 구한 유동응력을, EXP는 실험에서 측정된 유동응력을 의미한다. 이 그림을 보면 변형열의 영향은 변형률속도가 낮은 영역에서는 무시할 정도이나 변형률속도가 클수록 커지는 것을 알 수 있다. 예를 들면 변형률속도가 10/sec이고 변형률이 1.0 일 때, 변형열을 고려하였을 경우가 고려하지 않았을 경우보다 약 35% 크다. 변형열을 고려하지 않았을 경우에는 약간의 가공연화 경향이 나타나지만, 변형열을 고려하였을 경우에는 약간의 가공경화 경향이 나타난다. 하지만 915°C 이상에서는 가공경화 현상이 별로 크지 않음을 알 수 있다.

4. 유한요소해석

본 연구에서는 단조공정중 미세조직 변화에 영향을 미치는 변형률, 변형률속도와 온도의 변화 및 분포를 예측하기 위하여 비등온 강소성 유한요소해석(nonisothermal rigid plastic finite element analysis)을 수행하였다. 지름은 115mm, 높이는 330mm인 원통형 시편을 평균형을 사용하여 압축하였다. 소재의 변형은 축대칭 및 상하대칭이므로 그림 3과 같이 단면의 우측 상면만을 해석에 사용하였다. 실험결과와 비교하기 위하여 상부금형의 스트로크이 296mm에 이를 때까지 해석을 수행하였다. 실험에서는 해머로 여러 번의 타격을 가하였는데, 해석에서도 이와 유사한 효과를 내기 위하여 상부금형의 속도를 초기 165mm/sec에서 90% 단조시 64.9mm/sec까지 선형적으로 감소하는 프레스단조로 가정하였다. 이러한 가정은 해머 단조시 소재의 변형속도는 타격회수가 증가할수록 감소되며, 실제 금형과 소재가 접촉하는 시간은 총 약 2초 정도라는 사실에 기인한다. Ti-6Al-4V 합금의 단조는 $\alpha + \beta$ 영역인 927~982°C에서 주로 이루어지는데 실험에서는 변형열에 의한 국부과열을 방지하기 위하여 955°C를 소재의 초기 온도로 설정하였다. 기타 해석에 사용된 조건들은 표 1에 요약되어 있다.

그림 4-(a)는 스트로크이 155.6mm일 때의 유효변형률 분포인데, 소재의 중심부 보다 상단면 중심부에서의 유효변형률이 더 크게 나타나고 있다. 이것은 이중 배럴링 현상과 일치하는 것이다. 그림 4-(b)는 최종상태인데 소재의 중심부로부터 바깥부분으로 갈수록 유효변형률 값이 감소하는 것이 관찰된다. 그림 5-(a)는 스트로크이 155.6mm일 때의 온도분포인데 금형과의 접촉면에서 금형으로의 열손실로 인하여 온도가 약 50°C 감소하였고 소재의 중심부는 변형열로 인하여 온도가 약 15°C 증가한 것을 알 수 있다. 그림 5-(b)는 최종상태의 온도분포인데 전체적인 온도분포는 980~1020°C인 것으로 관찰되었다. 금형과의 접촉면에서 소재의 중심부와 바깥 부분에서 약 100°C 차이가 발생하였고 소재 중심부는 초기온도보다 약 50°C 증가하였다.

5. 미세조직 분석

금속소재가 고온에서 소성변형중에 불안정상태의 내부에너지가 새로운 결정립을 생성함으로써 안정된 상태로 전이하는 상변화를 동적 재결정이라고 한다. 반면에 변형이 없이 또는 변형후에 발생하는 재결정을 정적 재결정이라고 한다. 재결정이 발생되면 일반적으로 연성이 증가되며 크

랙의 전파를 더디게 하여 파단에 대한 저항성이 향상된다. 재결정은 주로 변형이 심한 입계에서 일어나며 무변형상태로서 전위밀도가 매우 낮은 상태이다. 따라서 주위의 결정들에 대하여 전위 밀도차가 발생하게 되는데 전위밀도가 큰 쪽으로 입계가 이동하여 내부에너지를 감소시키게 된다. 즉 전위밀도의 차이가 재결정핵을 성장하게 하는 구동력이 된다.

그림 6에 상이한 유동응력을 나타내는 두 개의 곡선이 도시되어 있다. 곡선 1은 가공경화를, 곡선 2는 가공연화를 나타내고 있다. 재결정도 이상의 고온에서는 주로 곡선 2와 같은 유동응력이 나타나는데 이는 Zener-Hollman 변수라고 불리는 Z에 의존한다^[10].

$$Z = \epsilon \exp\left(\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (1)$$

여기서 Q_d 는 변형 활성화에너지(deformation activation energy)를 나타낸다. 곡선 2는 Z값이 작을 때, 즉 변형률속도가 작고 온도가 높을 때 발생하는 동적 재결정으로 인하여 유동응력의 감소 효과가 크게 나타나는 현상이다. ϵ_c 는 동적 재결정핵을 생성시키는 임계변형량을 나타내는데, $\epsilon \geq \epsilon_c$ 일 때 무변형(strain-free)의 새로운 핵이 발생한다는 것을 의미한다. Yada는 임계변형량 ϵ_c 와 절대온도 T와의 관계를 다음과 같이 제안하였다^[11,12].

$$\epsilon_c = A \exp\left(\frac{B}{T}\right) \quad (2)$$

여기서 A, B는 재료의 열역학적 상수이다.

변형이 진행되면 전위밀도증가에 의한 경화가 발생한다. 하지만 변형량이 ϵ_c 보다 커지면 가공경화지수($\theta = \partial\sigma/\partial\epsilon$)가 감소하고 최대응력(σ_p , peak stress)에서는 그 값이 0이 된다. 이러한 기울기의 변화는 동적 재결정이 유동응력을 감소시킨다는 것을 의미한다. 가공경화지수가 0일 때의 변형량을 최대 변형량(ϵ_p)이라고 하며 동적 재결정이 계속되어 $\epsilon \geq \epsilon_p$ 일 때는 전위밀도증가에 의한 경화효과보다는 동적 재결정에 의한 연화효과가 더 커서 응력이 감소하게 된다. ϵ_c 와 ϵ_p 의 연관성은 고온변형에서 중요한 특성으로 동적 재결정 발생시점을 예측하는데 중요한 지표가 된다^[13]. 따라서 Ti-6Al-4V 합금에서도 이러한 관계를 알아내는 것이 매우 중요하다. 일반적으로 온도가 낮고 변형속도가 빠를수록 ϵ_c 와 ϵ_p 값은 크게 나타난다. 즉 동일 온도에서 변형속도가 빠르면 가공경화가 고온연화보다 우세하여 동적 연화가 상대적으로 지연되고 따라서 ϵ_c 와 ϵ_p 는 크게 나타난다. 이러한 현상은 식(1)과 식(2)에서도 알 수가 있다.

동적 재결정을 결정하는 또 하나의 중요한 인자는 결정립의 크기이다. 결정립 크기가 작을수록 전체 결정경계면적이 넓어진다. 재결정은 결정립 내부 보다 상대적으로 불안정한 상태에 있는 입계에서 주로 발생되기 때문에 같은 조건(온도, 변형률, 변형률 속도 등)에서는 결정립 크기가 작을수록 핵생성이 빨라진다. 따라서 재결정을 결정하는 주요변수는 결정립 크기, 온도, 변형률, 변형률속도라고 할 수 있다^[14]. Sellars와 Yada 등의 연구에 의하여 재결정시 결정립의 크기를 예측하는 재결정 모델링식들이 제안되었다^[11,12,15,16]. 따라서 Ti-6Al-4V의 초기 결정립의 크기와 단조후 미세조직의 분석결과를 유한요소해석으로 구한 온도, 변형률, 변형률 속도등과 관련지어보면 동적 재결정 발생조건을 예측하는 것이 가능하게 된다.

그림 7에 초기 시편의 미세조직이 나타나 있다. 단조 전 시편의 미세조직은 전형적인 $\alpha + \beta$ 조직으로서 등축정 α 상과 intergranular β 상이 길이 방향으로 늘어난 가공 조직(길이 : 지름 = 2 : 1)인 것을 알 수 있다. 단조를 수행하기 전에 소재를 955°C에서 3시간 예열하여 소재전체의 조직을 균일화 하였는데, 이 상태에서는 β 상과 초정 α 상이 약 반반씩 공존하게 된다. 그림 8에 해석에 의하여 예측된 소재의 변형과 실험으로 측정된 미세조직^[14]을 비교하였다. 이 그림의 번호위치는 그림 3의 번호위치와 일치한다. 각 부위의 미세조직을 비교해 보면 ①~③까지는 등축정의 α 상이 존재하는데 비하여 ④~⑧까지는 늘어난 α 상들이 방향성을 가지면서 분포하고 있으며 재결정은 발생하지 않은 것을 볼 수 있다. 즉, 이러한 미세조직은 변형양상에 따라 발생한 것으로 ①~③은 축방향으로 늘어났던 결정립이 많은 압축을 받아 깨져 등축정으로 나타나며 ④~⑧은 비교적 작은 압축을 받으므로 결정립은 깨지지 않고 다만 소재의 유동에 따라 방향성을 보이고

있다.

그림 9에 여러 부위에서 발생하는 유효변형률과 온도의 변화를 나타내었다. 초기에 금형과의 접촉면(⑦,⑧)부분에서의 변형률이 소재 내부(①~④)의 변형률에 비하여 매우 낮은 것을 알 수 있다. 초기부터 금형과 접촉하고 있는 ⑦과⑧에서는 접촉 열손실로 인하여 계속 온도가 감소하고 있으며 소재 내부는 변형열에 의하여 계속 온도가 증가하고 있는 것을 알 수 있다. ①~③까지는 온도가 β 변태온도 이상으로 상승하는 데 비하여 ④~⑧까지는 그 부근이나 이하에서 머무는 것을 알 수 있었다. 특히 ⑦~⑧에서는 온도와 유효 변형률이 다른 부위에 비해 매우 낮게 나타났다.

그림 2의 유동곡선을 보면 응력이 최고로 나타나는 변형률이 존재하지 않으므로 최소한 변형률 1.0까지는 동적재결정이 발생하지 않는다는 것을 알 수 있다. 하지만 그림 8의 ①~③과 같이 변형률이 2.5내지 3.5에 도달한 부분도 동적재결정이 발생하지 않으므로 만일 이 소재에 동적재결정이 발생된다면 예상되는 재결정 발생 영역은 그림 9에 빗금친 부분으로 표시될 것이다.

6. 결론

Ti-6Al-4V 합금의 기계적 성질은 미세조직에 따라 크게 변화하기 때문에 단조시 미세조직 형성의 주요변수인 온도, 변형률, 변형률속도의 제어가 매우 중요하다. 이러한 주요변수들은 단조 공정조건에 의하여 주로 결정된다. 따라서 본 연구에서는 단조공정의 유한요소해석을 통하여 구한 소재내의 여러부위에 대한 온도, 변형률, 변형률속도 등의 시간에 따른 변화를 참고로 하여 실험에 의하여 측정된 미세조직을 분석하여 보았다. 즉, 금형과의 접촉부위, 원주표면부위, 중심부위에서의 미세조직의 상이점을 해석결과를 이용하여 설명하였다. 그리고 해석결과와 Ti-6Al-4V의 유동곡선을 이용하여 여러부위에서의 동적재결정 발생여부를 예측하였다.

이 합금의 단조공정조건중 단조온도는 소재내의 초정 α 상과 β 상의 부피분율을 결정하므로 매우 중요하다. 본 연구에서 수행한 유한요소해석에 의하면 Ti-6Al-4V 원주빌렛의 90% 단조시 소재 중심부의 온도가 최고 1029℃까지 증가하는 것을 확인 할 수 있었다. β 에서 α 로의 상변태는 BCC에서 HCP로의 격자구조 변화를 수반하므로 비교적 많은 시간이 소요되지만, 만일 α 의 재결정 및 성장이 발생한다면 매우 빠른 속도로 진행되기 되므로^[17] 재결정 α 의 형성은 온도와 가공도에 의해 주로 결정될 것으로 판단된다. 단조온도를 높힐수록 소재 중심부에서 β 가 발생하여 취성의 원인이 될 수 있으므로 본 연구에서 사용한 955℃가 적절한 온도라고 판단된다.

본 연구에서 측정된 유동응력 곡선에서는 최대응력이 나타나는 경향이 약간 보여 동적 재결정 조건으로 오해할 수 있었으나 변형열을 고려한 유동응력 곡선에서는 최대응력이 나타나지 않으므로 최소한 변형률 1.0까지는 동적재결정이 발생하지 않음을 알 수 있었다. 따라서 유동응력 곡선을 사용하여 동적 재결정을 판단할 때에는 변형열을 고려하여 수정된 유동응력 곡선을 사용하는 것이 바람직하다.

7. 참고문헌

1. 강현구, 조현기 : 대한금속학회지, Vol.30, No.11, 1992, pp.1326-1334
2. I. Weiss, F. H. Froes, D. Eylon and G. E. Welsch : Met. Trans. A, 17A, 1986, p.1935
3. W. F. Smith : Structure and Properties of Engineering Alloys, 2nd Ed., McGraw-Hill, 1993
4. Metal Handbook, 8th Edition, ASM, Vol.7, 1972
5. 과학기술처, "항공기 엔진용 디스크 단조품 개발(III)", 한국기계연구원 연구보고서, 1992
6. 이종수, 최 철, 이용태 : 대한금속학회보, Vol.7, No.3, 1994
7. C. D. Ingelbrecht, P. G. Partridge : J. of Material Science, Vol.21, 1986

8. K. Nagai, K. Hiraga, T. Ogata, and K. Ishikawa : Trans. JIM., 26, 1985
9. 배기만, 박찬경, 장영원, 이종수 : 대한금속학회지, Vol.31, No.1, 1993
10. H. J. McQueen and J. J. Jonas : Recovery and Recrystallization during High Temperature Deformation
11. H. Yada : 鐵と鋼, 제15호, 1984, pp.322~329
12. H. Yada : Trans. ISIJ, 23, 1983
13. 조상현, 이성로, 유연철 : 대한금속학회지, Vol.34, No.2, 1996, pp.246~252
14. 박우진 : 열간 단조공정중 강의 재결정거동 유한요소해석, 석사논문, 포항공대, 1995
15. C. M. Sellars : Metal Science, March-April, 1979, pp.187~194
16. C. M. Sellars : Material Science and Technology, Vol.6, Nov. 1990, pp.1072~1081
17. 조형준, 이준희, 이상윤 : 대한금속학회지, Vol.32, No.123, 1994, pp.1467-1477

Table 1 Conditions used in FEM simulation of Ti-6Al-4V forging

billet	
material	Ti-64
preform dimension (h×d)	330mm×115mm
initial temperature	955℃
conductivity	6.698 N/s/℃ at 0℃ 10.464 N/s/℃ at 327℃ 14.651 N/s/℃ at 627℃ 19.884 N/s/℃ at 927℃ 29.302 N/s/℃ at 1327℃
heat capacity	1.846 N/mm ² /℃ at 0℃ 2.167 N/mm ² /℃ at 127℃ 2.619 N/mm ² /℃ at 527℃ 3.109 N/mm ² /℃ at 1677℃
die	
initial temperature	300℃
conductivity	19.0 N/s/K
heat capacity	3.77 N/mm ² /K
top die velocity	165 mm/s (초기) 64.9 mm/s (최종)
environment	
environmental temperature	20℃
friction factor	0.3
heat transfer coefficient of lubricant film	1.0 N/mm/s/K
radiation heat transfer coefficient	28.4×10^{-13} N/mm/s/K ⁴
convection heat transfer coefficient	0.009 N/mm/s/K

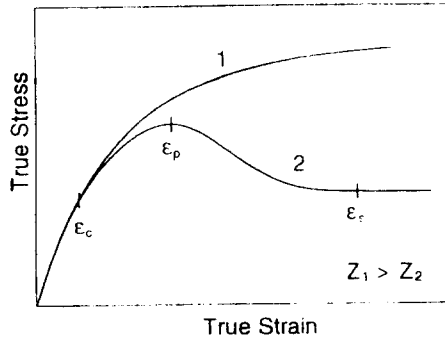


Fig.6 Flow stress curves: (1) work hardening, (2) work softening

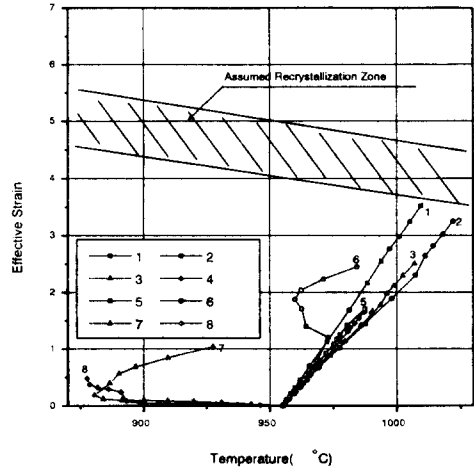


Fig.9 Variations of strain and temperature at several locations in the disk and the assumed dynamic recrystallization zone



Fig.7 Microstructures of initial billet

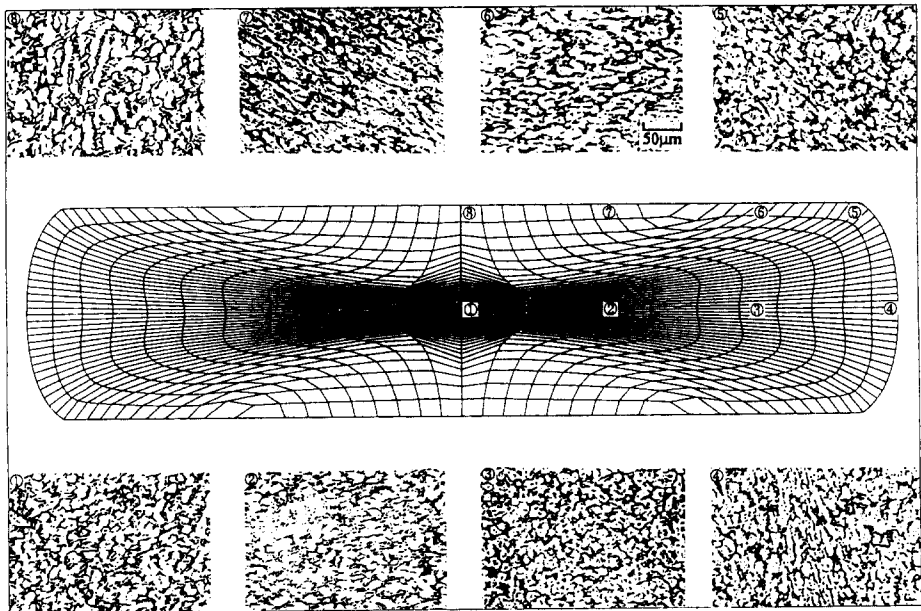


Fig.8 Distorted FEM mesh and microstructures observed at several locations in the disk at the final stage of compression

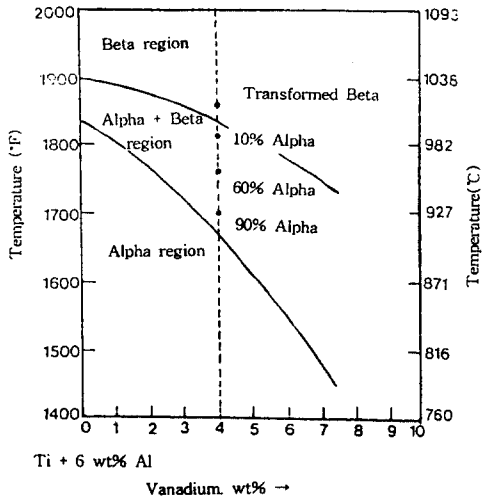


Fig.1 Phase diagram for Ti-6Al alloy with additions of Vanadium

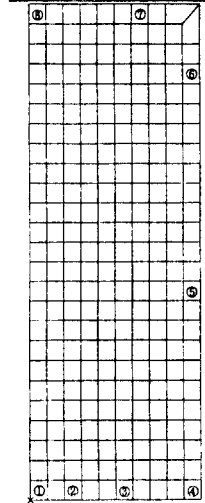


Fig.3 Several locations to trace thermo-mechanical histories on a quarter of the cross section of the initial billet

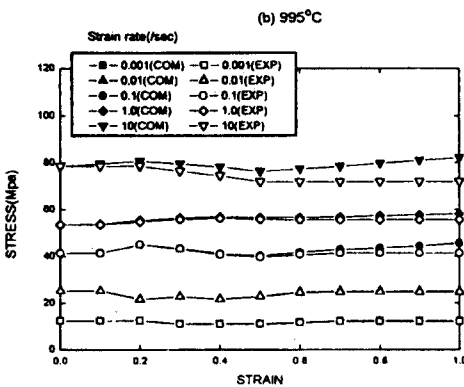
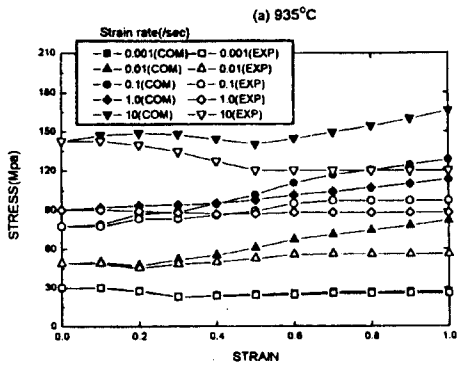


Fig.2 Flow stress curves of Ti-6Al-4V with and without considering deformation heat

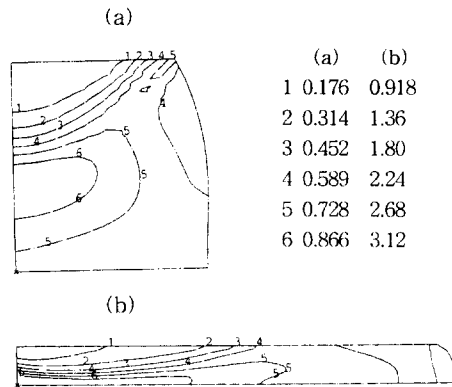


Fig.4 Predicted strain distributions at strokes: (a) 156mm, (b) 296mm

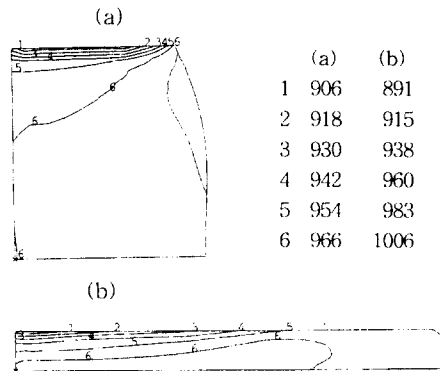


Fig.5 Predicted temperature distributions at strokes: (a) 156mm, (b) 296mm