Ti-10V-2Fe-3Al 합금의 응력-변형거동 계산

The Calculation of Stress-Strain Behavior of Ti-10V-2Fe-3Al Alloys

오 택 열*
Taek yul Oh

ABSTRACT

The Finite Element Method has been employed to calculate the effect of particle size, matrix, and volume fractions on the stress-strain relations of $\alpha-\beta$ titanium alloys.

It was found that for a given volume fraction, the calculated stress-strain cruve was higher for a finer particle size than for a coarse particle size within the range of the strains considered, and this behavior was seen for all the different volume fraction alloys considered. The calculated stress-strain curves for three vol. pct α alloys were compared with their corresponding experimental curve, and in general, good agreement was found.

1. 서 론

기술적으로 중요한 합금은 연하고 강한 상의 혼합으로 구성되어 있다. 이러한 재료의 유용한 최적기계적 성질은 적당한 2상의 혼합에 의하여 얻을 수 있기 때문에 2상강과 $\alpha-\beta$ Ti 합금은 급진적으로 발전하고 있다. 특히 Ti 합금은 강도와 무게의 비가 높고, 산화와 염화의 자연환경에 대하여 우수한 부식저항력을 가지고 있기 때문에 중요한 합금이다.

이러한 성질이 특수 자동차용 재료, 항공산업과 화학산업에 가장 중요하게 이용될 수 있다. 특히, 본 연구에 사용한 재료인 Ti-10V-2Fe-3Al 합금은 이러한 성질과 개선된 성형성, 깊은 경화능(Hardenablility) 때문에 낮은 열적과정의 경비를 가지고도 제품화 될 수 있기 때문에 최근에 개발된 합금이다.[1,2] 따라서, 이 합금의 미시조직과 기계적거동을 파악하는 것은 매우 중요하다.

한편, 유한요소법은 섬유복합의 횡강성계수, 탄성계수, 포아송의 비, 소성유동과 복합재료의 파괴, 소성변형의 비균질성, 그리고 국부응력과 변형률을 계산하는데 사용되어 왔다.[3~6] 이 계산의 대부분에서 계산된 변형의 비균질성은 실험결과와 잘 일치하였다. Davies는 복합조직강의 변형거동에 대하여 연구하였다.[7~9] 항복강도는 마르텐사이트체적률에 대하여 선형적으로 변하고, 혼합법칙에 일치한다고 하였다. 흥미롭게도, 복합조직강의 인장강도와 연성은 Mileiko, Garmong과 Thompson의 이론에 잘 일치하였다.[10] 이 이론이 인장에 있어서 2연상의 기계적 거동에 많이 이용되어

* 정회원, 경희대학교 기계공학과

왔다. 그러나 그것은 적용에 있어서 많은 제한을 받는다. 왜냐하면 그것은 상의 형태와 입자의 크기, 강도비 등은 전혀 고려될 수 없기 때문이다. 이러한 조직의 형태는 응력-변형거동에 많은 영향을 줄 수 있기 때문이다.

Tomota 등은 소성변형의 비균질분배에 의하여 생기는 내부응력이 계산될 수 있는 연속체 모델에 기초를 둔 α-γ Fe-Cr-Ni 합금인 2연상으로 구성된 합금의 유동응력을 계산하였다.[11] 그들이 계산한 곡선은 단순일정 변형 모델에 의한 것과 거의 일치하였다. 그래서 본 연구의 주의는 재료가 마치 일정 변형이 존재하지 않는 환경하에 있다는 것이다. 즉, 위의 이론들은 2상합금의 응력-변형 곡선에 관한 상의 형태효과는 전혀 고려되지 않았다는 점이다. 여기서, 유한요소법은 매우 효과적으로 상의 형태효과를 고려할 수 있기 때문에 유용하다.

Fischmeister, Karlsson 등은 최근 30%정도의 마르텐사이트체적률을 가진 페라이트-마르텐사이트조직인 연한 기지, 경한 입자(Particle)의 응력-변형곡선을 계산하였다.[3] 그들은 유한요소법으로 계산한 곡선은 실험곡선과 거의 일치한다는 것을 보여주었다. 위에서 논의된 2상합금의 응력-변형곡선의 계산은 별 문제로 하고, 각 상에서의 응력과 변형분배를 계산하는 것이 중요하다. 이론적으로 2상(α-β) 합금의 주어진 응력(σ)과 변형(ε)에 대한 것은 가능한 것처럼 보인다. 그리고 만일에 각 상의 응력과 변형을 알고 있다고 하면

$$\sigma_{\alpha-\beta} = \sigma_\alpha V_\alpha + \sigma_\beta V_\beta \quad (1)$$

$$\varepsilon_{\alpha-\beta} = \varepsilon_\alpha V_\alpha + \varepsilon_\beta V_\beta \quad (2)$$

로 쓸 수 있다. 여기서 가정은 아무것도 없다.

이 식에서 큰 문제는 각 상에서의 응력과 변형을 어떻게 결정하느냐 하는 것이다. 왜냐하면, 이것은 각 상의 형태, 체적률, 모상입경, 강도차이 등에 의존하기 때문이다. 이러한 문제들을 유한요소법은 잘 해결하여 줄 수 있기 때문에 유용하다. 그래서, 유한요소법은 2상합금의 응력-변형거동을 예측한다는데 있어서 매우 유용하게 이용될 수 있다. 그러나, 그들은 상의 체적률과 입경의 크기, 그리고 상의 형태변화 등을 고려하여 계산하지는 못하였다.[3,4] 결과적으로 본인은 위의 변수효과를 고려하여 유한요소법을 가지고 응력과 변형을 계산하였다.

따라서, 본 연구에서는 최근에 개발된 Ti-10V-2Fe-3Al 합금을 가지고 여러가지 방법의 열처리를 통하여 상의 체적률, 입경의 크기, 그리고 형태를 변화시킨 재료를 가지고 응력-변형거동의 실험적 결과와 유한요소법을 가지고 계산한 이론적 결과를 비교, 검토하여 응력-변형거동을 예측하는데 목적이 있다.

2. 실험 방법

2.1 시험 재료

본 연구에서 사용한 재료는 TIMET CO. 에서 제공한 Ti-10V-2Fe-3Al 합금을 사용하였다. 이 재료를 가지고 2.2와 같은 방법으로 STEM Sample을 만들어서 Hitachi (H-800) 전자현미경을 가지고 SAM/EDAX Mode로 분석한 화학성분은 Table 1과 같다(Fig. 1 참조).

Table 1 Chemical Components (Wt. %)

	Ti	V	Fe	Al
As Received	84.97	9.95	2.01	3.07

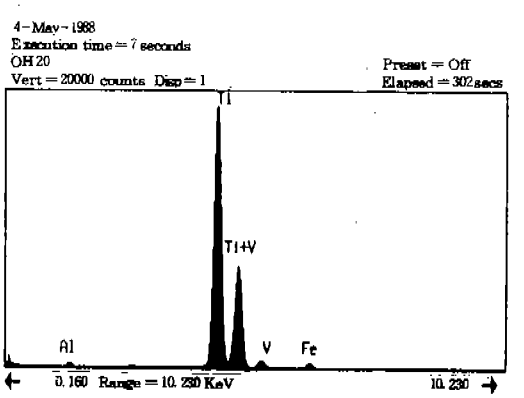


Fig. 1 Average chemical components energy peak of Ti-10V-2Fe-3Al alloys

Table 2 Heat Treatment Condination

	Heat Treatment Condition	Remark
# 1	Heat ——→ 800.8℃ ——→ Water Quenching	Pure β
# 2	Heat F. C. 1h. hold ——→ 800.8℃ ——→ 759.2℃ ——→ Water Quenching	Wid. α
# 3	Heat F. C. 1h. hold ——→ 800.8℃ ——→ 703.7℃ ——→ Water Quenching	Wid. α
# 4	Heat 6h. hold ——→ 732.2℃ ——→ Water Quenching	Equ. α
# 5	Heat 24h. hold ——→ 703.7℃ ——→ Water Quenching	Equ. α

2.2 열처리 방법 및 각 상의 화학성분

열처리는 진공로에서 행하였으며, 로의 진공도는 10^{-4}~10^{-5} Torr.을 유지하였으며 온도는 ±3℃로 조절하였다. 우선, 재료의 β Transus를 알기 위하여 72시간동안 열을 가한 후에 여러가지 온도(즉, 805℃, 800.8℃, 793.3℃, 782.2℃ 및 771.1℃)에서 1시간을 유지한 후, 수냉하여 조사하였다. 그 결과, 이 재료의 Transus는 782.2℃에서 발견되었다. 열처리 방법은 Equaxed α와 Widmanstätten 조직을 얻기 위하여 Table 2와 같이 열처리하였다.

Table 2와 같이 열처리한 재료중에서 #5인 Equiaxed α와 β상으로 된 시편을 택하여 순수한 α상과 β상을 구별하여 화학성분을 분석하기 위하여 전자현미경을 사용하여 STEM/EDAX Mode로 분석한 결과가 Table 3이다.

Table 3 Chemical Components of 28.5% α Phase (#5, Wt.%)

	Ti	V	Fe	Al
α Phase	93.43	2.64	0.328	3.586
β Phase	83.01	12.68	2.62	1.70

이와 같은 STEM 시편을 만드는 순서는 다음과 같다. 우선, 열처리한 시편을 고속절단기를 사용하여 300~500 μm로 절단한 후, 사포(Sand Paper)를 사용하여 200 μm 이하의 두께로 연마하였다. 다시 3mm로 펀칭하였다. 이렇게 준비된 시편을 다시 Methanol 63Pct.+Buthanol 31 Pct.+Perchloric acid 6Pct., 혹은 H_2SO_4 Pct.+Methanol 95 Pct. 용액에서 "Twin Jet Polischer"에 의해서 중앙에 구멍이 형성될 때까지 전해연마하였다. 용액은 드라이아이스로 −50℃~−60℃로 냉각시키고, 사용전류는 20V정도이다. Table 3의 결과를 Timet Co.에 의뢰하여 순수한 α상과 β상으로 된 시편을 만들어 이를 인장시험하여 입력 데이타로서 사용하였다.

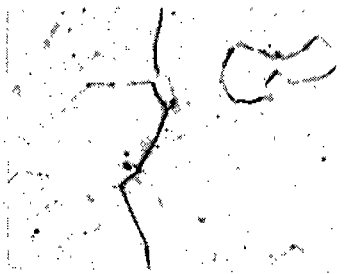
2.3 광학 관찰 방법

Table 2와 같이 열처리한 시편을 전해연마하기 위하여, 기계가공 후 사포(Sand Paper)로 #200~#600까지 연마하였다. 그 후 "Disa Mark Electropol"인 Jet Polischer에서 "A—3" 전해액을 사용하여 전해연마하였다. 사용전류는 30V이고, 연마시간은 15초 정도였다.

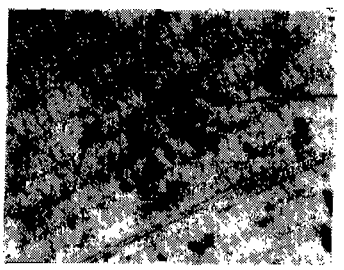
"A-3" 연마액

Ethanol (95%)	300ml
Butylcellosolve	180ml
Perchloric acid (60%)	60ml
Solvent	1ml

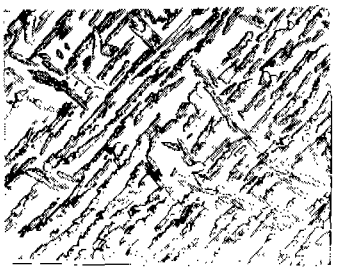
위와 같이 전해연마된 시편을 가지고, "A etch"와 "R etch"를 사용하여 10~15초 동안 부식시켜 광학현미경에서 관찰하였다. "A



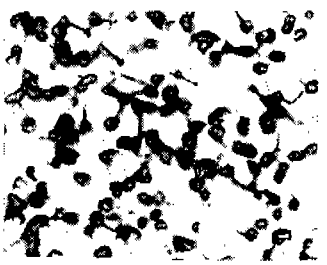
(a) #1 (Pure β Phase)



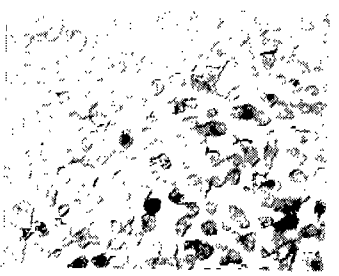
(b) #2 (8% α Phase)



(c) #3 (28.5% α Phase)



(d) #4 (20% α Phase)



(e) #5 (28.5% α Phase)

Fig. 2 Optical micro structure (450 X)

etch"는 α과 β상을 처음에 구별하기 위하여 사용하였으며, 그 후 "R etch"를 사용하였다.

"A etch"	
HF (50%)	12.5 ml
HNO_3 conc.	12.5 ml
Glycerin	25 ml
"R etch"	
Benzolkonium Chloride	17 ml
Ethanol	38 ml
Glycerin	40 ml
HF (50%)	25 ml

위와 같이 부식시킨 사진이 Fig. 2이다. 여기서 Equiaxed α와 Wid.+GB α는 검게 나타나고, 기지는 밝게 나타난다.

2.4 인장 실험

2.2와 같이 열처리된 시편과 Timet Co.에서 제공받은 순수한 α상과 β상의 시편은 선반에서 가공되었다. 이 시편의 직경은 0.63 cm (0.25")이고 표준길이는 2.54cm(1")로 가공되었다. 인장시험기는 10Ton짜리 Instron에서 수행하였으며, 변형률(Strain Rate)은 0.002cm/cm/min.로 하였다. 각 시험에 대하여 2개의 시편이 사용되었으며, 그 평균값으로 하였다. 하중은 시편의 직경이 미리 결정된 감소단면적에서 측정되었으며, 이 데이타를 가지고 진 응력-변형곡선이 구하여졌다.

3. 실험 결과 및 토의

3.1 유한요소법의 적용

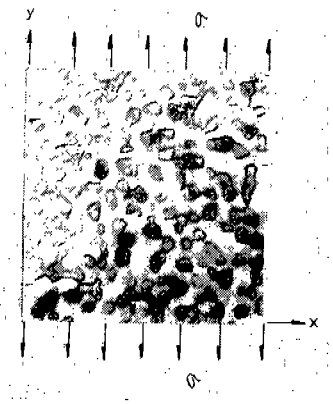
Dorn과 Starr[12]는 2연상합금으로 구성된 합금의 변형은 응력일정과 변형일정곡선 사이에 놓인다고 하였다. Tomota[11] 등은 $\alpha-\gamma$ Fe-Cr-Ni 합금에서 입자(Particle)의 내부응력과 체적률을 고려하면서 응력-변형곡선을 계산하였다. 이 결과의 곡선은 일정변형의 가정과 아주 잘 맞는다고 하였다. 그러나 본인의 주의는 마치 일정변형이 존재한다면, 재료가 거동하지 않는 환경에 있는 것과 마찬가지라고 생각된다.

유한요소법은[3-6] 최근 경한 상과 연한 상으로 구성된 합금의 응력-변형곡선을 계산하는데 적용되어 왔다. 유한요소법은 근사적인 수치해석의 방법이고, 그것은 응력분석 문제의 해결에 성공적으로 사용되어 왔다.

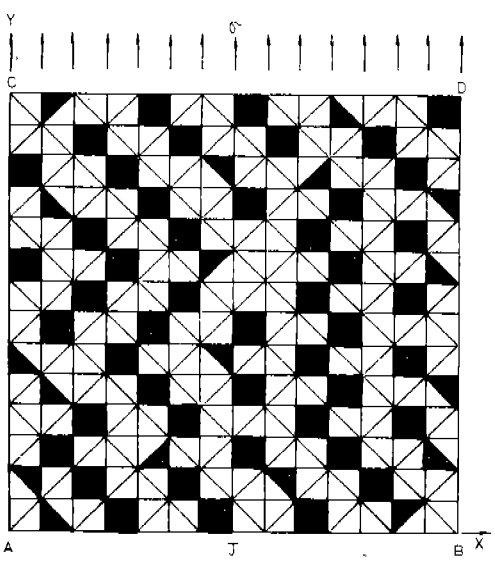
유한요소의 절점에서 해석의 값인 변수는 주어진 문제에 대한 물리적인 원리의 특별한 표현으로 표시된 방정식, 기지 계산의 결과로 묶어진 선형대수의 큰 계를 풀으므로서 결정되어진다. 요소에서 전변적의 분할은 주로 임의적이고, 각 요소는 다른 재료성질, 선형 혹은 비선형을 가진다.

이상화된 거시적 응력의 상태는 1차원이다. 응력-변형곡선의 수치적 계산에 사용한 입력데이타 중의 하나는 사각형판을 시편으로부터 절단하여 사용할 수 있고 일정하게 분포된 하중(Fig. 3 참조)에 의하여 하중을 준다. 판의 크기는 합금의 거동을 일으키기에 충분한 크기이어야만 한다. 즉, 특별한 상의 체적률이 보존되어야 하며, 면적은 각상의 부 면적(sub area)의 충분한 크기를 가지도록 해야만 한다. 이러한 조건에서 문제는 2차원 평면응력 문제로 볼 수 있다. 왜냐하면 이것은 거시적인 체적을 고려함으로써 정당화될 수 있기 때문이다. 거시적인 체적에서 위의 상태의 가정은 엄격하게 정확하지는 않다. 왜냐하면, 판끝의 응력은 정확하게 일정하지 않고 판에 수직한 0이 아닌 응력을 가지기 때문이다. 이 모델보다 더 좋은 진보는 많은 비용을 필요로 하기 때문에 현재 상태의 모델에서도 실험결과와 잘 일치한다는 정보를 얻게 될 것이다.

유한요소계산은 NASA에서 발전시킨 MSC/NASTRAN 방법에 의해 IBM 4341 Computer를 사용하여 수행하였다. 요소를 최소화하기 위하여 일정한 크기의 392개의 삼각형 요소를 준비하였다. 삼각형(α)의 부면적은 전요소 크기의 그래프 위에 투사에 의하여 단순화시켰다. 그와 같은 그림은 Fig. 3에 나타내었다.



(a) Uniformly loaded quadrilateral plate, showing configuration of 28.5% vol. α phase (#5 Series)



(b) a Particles shaded (28.5% vol. α), β Matrix unshaded.

Fig. 3 Configuration of Grid Elements

Fig. 3에서 Fig. 6까지의 절점 J는 고정되었고, $\overline{AB}$선을 따라서 다른 절점 모두는 X방향으로만 움직일 수 있다. 다른 모든 절점은 X, Y방향으로 움직일 수 있다. 그러나, 이 끝 $\overline{CD}$에 Y방향의 과도한 변위는 758M Pa(110 Ksi) 응력수준을 넘어서 발견할 수 있다. 이 문제는 $\overline{CD}$선 끝을 따라서 절점은 변형의 각 단계에서 같은 Y변위를 가지기 위하여 다점 구속을 통하여 극복할 수 있다. 반면에 $\overline{AB}$와 $\overline{CD}$선에서의 절점보다 다른 모든 절점은 X, Y방향으로 자유롭게 움직일 수 있다. 이 다점 구속은 성공적인 계산을 구체화시킬 수 있었다.

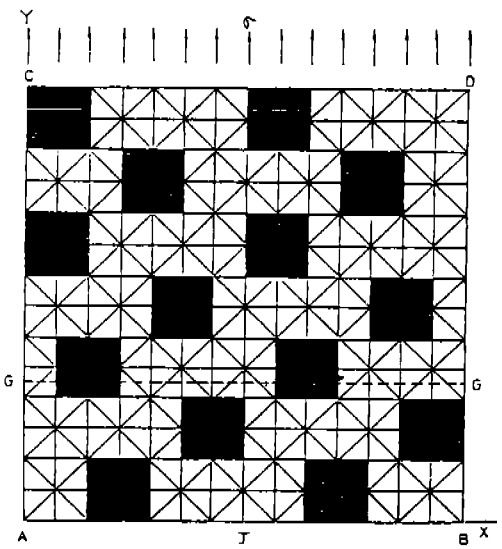


Fig. 4 The mesh of coarse α particle(28.5% vol.α).

Fig. 3~6의 계산에 대한 α상의 입력 응력-변형값과 β상의 입력 응력-변형의 값은 Timet Co.에서 제공한 순수한 α상과 β상의 인장시편을 가지고 실험한 결과를 기초로 하였다. 모든 계산에 있어서, 컴퓨터에 입력한 응력-변형값은 α상과 β상의 정확한 표현을 주기 위하여 충분히 세분화하였다. 탄소성 문제에 해결에 대한 MSC/NASTRAN[30]은 비선형 문제를 해결할 수 있는 Sol. 66의 알고리즘을 사용하였다. 하중은 모든 응력이 탄성

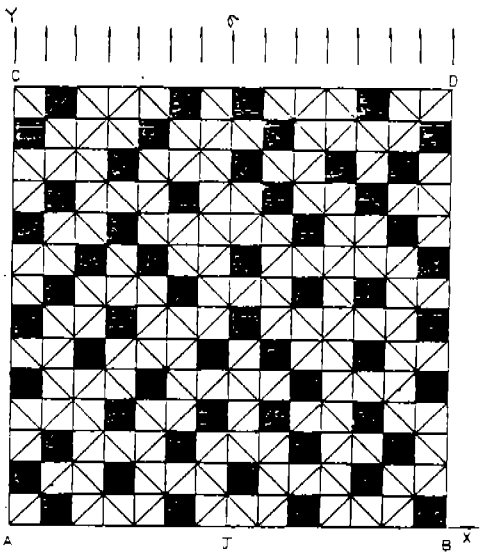


Fig. 5 The mesh of medium size α particle (28.5% vol.α)

영역에서부터 가할 수 있도록 하기 위하여 충분히 작게 최초의 값을 증가시켰으며 탄성계수는 요소의 응력-변형곡선을 따라서 변화되었으며, 응력과 변위는 축적되었고 각 요소에 대한 응력과 변형은 출력되었다.

3.2 유한요소법에 의한 출력 데이타

NASTRAN 삼각형 요소는 요소의 면적위에 선형적 변위 성분을 사용하였고, 각 응력과 변위 성분의 값은 요소의 무게 중심에서 최소의 오차를 가진 전 요소에 대하여 주어졌다. 국부적인 ε_y(탄성+소성변형)는 여러개의 매쉬(Mesh)에서 보여진 선을 따라서 인접한 두 개의 절점 사이의 변위로부터 계산되었다. 또한, 각 상에서 Y방향의 평균응력과 변형분배는 다음과 같은 방법으로 얻을 수 있다. 주어진 응력에 대해 각 상의 모든 요소의 응력을 알고 있다. 각 상에서의 응력은 더하여지고, 평균응력을 얻기 위하여 각 상의 요소수에 의하여 나누어진다. 각 상에서 각 요소의 변형은 역시 알 수 있다. 각 상의 평균응력은 같은 방법으로 얻을 수 있다. 따라서 합금전체의 응력과 변형은 Egs.(1), Egs.(2)로 부터 계산될 수 있다.

3.3 응력과 변형의 관계

Fig.3의 체적률 28.5% α에 대한 FEM 계산은 Fig.7에 주어졌다. 이와 같이 유한요소법으로 계산된 곡선은 Fig.7에서 실험으로 결정된 곡선과 비교되었다. 실험으로 결정된 곡선은 유한요소법으로 계산된 곡선보다 위에 놓인다. 이와 같은 불일치는 2가지 요인으로 분석된다. 첫째는 이 계산에 사용된 응력-변형곡선의 단결정의 α상과 β상을 사용하였기 때문이다. 즉, 단결정 α와 β의 입경의 크기는 2상 합금에서 보다 훨씬 크다. 두번째의 요인은 인터페이스(Interface)의 존재 때문이다.[14~16] 다음의 계산에서 첫번째 요인은 고려되었다. 즉, Fig.7의 응력-변형곡선은 이 계산을 사용하였다. Fig.7에서, Fig.3의 요소로 계산된 응력-변형곡선은 Fig.6의 요소로 수정한 곡선보다 밑에 있다. 그러나 두번째 요인은 고려하지 못하였다. 왜냐하면 인터페이스상은 α-β Ti 합금의 기계적 성질에 아주 작은 공헌을 하기 때문이다.[15,16] 그래서, 수정된 유한요소에 의한 계산은 Fig.6의 메쉬를 사용하였고, 새롭게 계산된 곡선은 Fig.7과 같이 실험곡선에 더욱 밀접히 접근한다.

진변형 0.021에 대하여 실험곡선과 유한요소로 계산한 곡선상의 유동응력차이는 55M Pa이다. 이 차이의 분명한 부분은 그 계산에 대한 α와 β상의 입력 응력-변형값의 차이라고 생각된다. 이것은 Fig.3과 Fig.6의 입자의 크기와 모양에 기인한다.

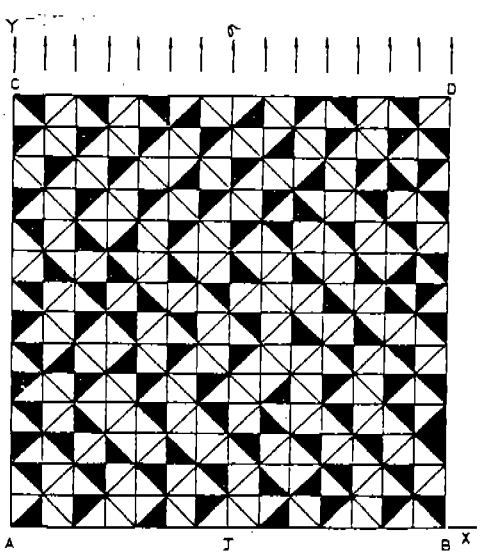


Fig.6 The mesh of fine α particle(28.5% vol.α)

Fig.3과 Fig.6의 메쉬에 있어서 인터페이스면적/단위체적의 함수는 변화가 거의 없으며, 또한 새로 계산된 곡선이 최초 계산된 곡선보다 위에 있음에도 불구하고 Fig.7에서 보여진 것처럼 실험곡선보다 밑에 놓여 있다. 이와 같이 실험곡선과 계산된 곡선 사이의 불일치에 대한 이유는 다음과 같이 생각하여 보자. 만일에 Fig.6의 선분 $\overline{AB}$ 길이가 인장시편의 직경 6.35mm로 표시된 것을 안다면, 그때의 메쉬에 있어서 입자크기가 시편의 입자크기보다 훨씬 크다. 그래서, 계산된 결과와 실험값 사이에 불일치가 입자크기와 관련되었는지 아닌지를 확실히 하기 위하여 3.3.1과 같이 입자 크기를 고려하여 보자.

3.3.1 입자 크기의 효과

28.5% Vol.α에 대한 입자크기의 효과를 계산한 메쉬는 Fig.4, 5, 6이고, 이것을 유한요소로 계산한 응력-변형곡선은 Fig.8에 나타나 있다. 여기서, 입자의 크기가 작으면 작을수록 계산된 곡선의 경향은 더 높게 나타나 있다. 입자의 크기가 큰 것으로부터 작은 것까지 여러가지로 변할 때, 인터페이스 면적/단위체적의 함수는 커진다. 작은 입자에 대해 주어진 변형에 대한 유동응력은 큰 입자에 대한 그것보다 더 높게 나타난다. 왜냐하면, α와 β상의 사이의 변형차이는 큰 입자보다 작은 입자의 경우가 작기 때문이다. 더 작은 변형 차이는 β가 고려될 수 있는 더 큰 변형을 가지는 것을 의미하고, β가 α보다 강하기 때문에 더 높은 유동응력을 받는 것을 의미한다. Fig.8의 계산된 곡선 사이의 유동응력 차이는 비례한계점 414M Pa(60Ksi)로부터 시작한다. 그래서 변형에 대한 유동응력차이는 변형 0.01이상에서 점차적으로 증가하다가 변형 0.072에서부터 다시 감소하였다.

3.3.2 α상 체적분률의 효과에 대한 실험곡선과 계산곡선의 비교

3개의 $\alpha-\beta$ 합금에 대한 계산된 곡선과 실험된 곡선은 Fig.9에 나타내었다. 이 경우에 계산된 곡선은 가장 작은 입자이다. 모든 합금에 대하여 FEM으로 계산된 곡선은 실험곡선 보다 더 낮은 응력에서 탄성거동으로부터 탈선을 예측할 수 있다. 첨가해서 계산곡선에 대한 비례한계 후의 변형에서 계산된 유동응력은 실험곡선의 유동응력보다 더 낮다. 예를 들면, 변형 0.03일때의 최대 유동응력 차이는 8Vol.% α에서의 48M Pa이고, 20 Vol.% α에서는 45M Pa이고, 28.5Vol.% α에서는 41M Pa이다. 이 계산은 계산된 곡선과 실험곡선 결과와의 최대 차이는 소성변형이 시작하는 곳에서 일어난다는 Ferrite-Martensite강에 대한 Fischmeister의 FEM 결과와 같다.[3]

전에 언급한 것처럼 Fig.6의 입자크기는 합금의 실제크기보다 훨씬 거칠다. 결과적으로 만일에 더 작은 입자크기가 사용된다면 계산된 곡선은 실험곡선에 더 가깝게 될 것이다. 일반적으로 계산된 곡선과 실험곡선의 차이는 Fig.9에서처럼 높은 변형일수록 작아지는 경향을 알 수 있다. 따라서, 유한요소법은 구성

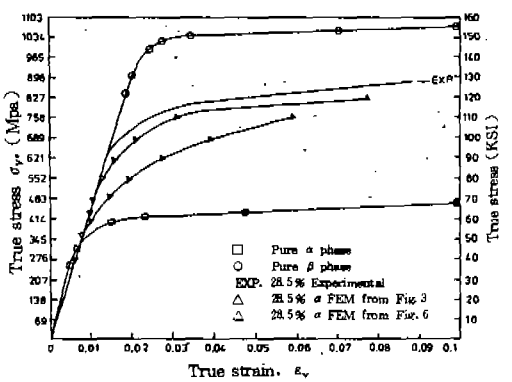


Fig.7 The experimental curve and the FEM curve of 28.5% vol.α alloy with mesh of Fig.3 and Fig.6 corrected for particle size.

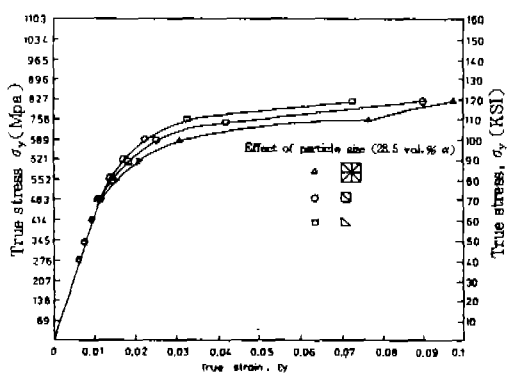


Fig.8 Fem calculated stress-strain curves for a 28.5% vol.α alloy with three differrent particle size Fig.4 to 6.

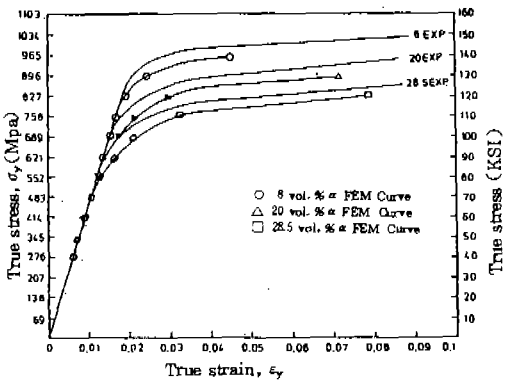


Fig.9 Comparison of the FEM calculated stress-strain curves.

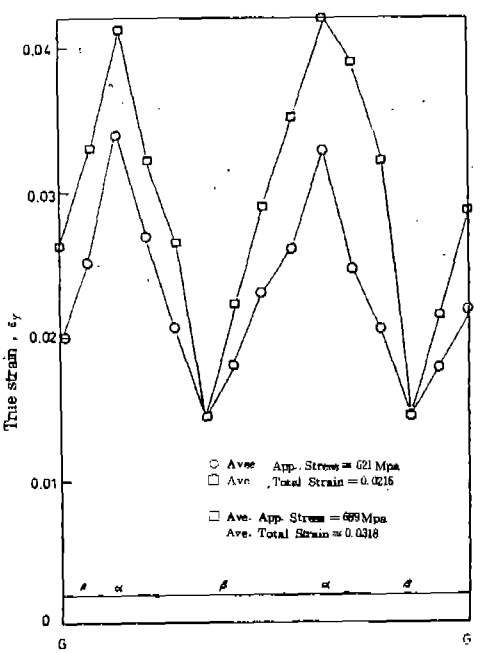


Fig.10 Longitudinal strain distribution along section G-G of Fig.4.

하는 상과 체적분률을 잘 고려하면, 2연상 합금의 응력-변형거동을 만족스럽게 예측할 수 있다.

3.4 국부 응력과 변형분배

Fig.4의 G-G 단면을 따라서 β 기지에서 28.5% α의 거친 입자에 대한 변형분배는 Fig. 10에 주어져 있다. 변형은 α에서 가장 크고, 그리고 단조롭게 감소되지는 않는다. β에서 변형이 최소가 된다. 왜냐하면, α입자가 α가 없는 영역보다 전 변형(Total strain)을 더 가지기 때문이다. 변형에 있어서 α의 최대는 β에 의하여 구속되는 곳으로부터 α입자의 중앙에서 일어난다. 결과적으로, β의 최대 변형은 α입자와 함께 적합성을 유지하기 위한 β에 대하여 필요하기 때문에 $\alpha-\beta$ 인터페이스에서 일어난다. G-G 단면에 대한 응력분배는 Fig.11에 잘 나타나 있다.

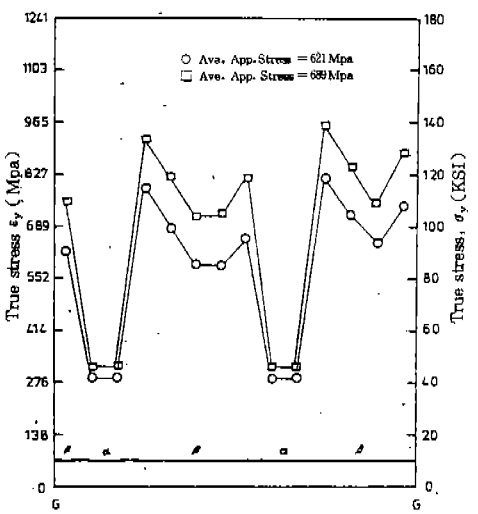


Fig.11 Longitudinal stress distribution along section G-G of Fig.4.

4. 결 론

Ti-10V-Fe-3Al 합금인 재료를 가지고 여러가지의 적당한 열처리를 통하여 시험편을 준비하고, 응력-변형거동을 이론치와 실험치를 비교하여 보았다. 이의 결과를 요약하면 다음과 같다.

1) STEM 전자현미경을 사용하여 순수한 α상과 β상의 정확한 화학성분을 분석하여, 순수한 α상과 β상의 시편을 제작하여 입력 데이타로 사용하였다.

2) Ti-10V-2Fe-3Al 합금의 α와 β상의 응력-변형거동은 유한요소법으로 체적률과 입자효과를 잘 고려하면 만족스럽게 예측할 수 있다.

3) 28.5% α에 대한 응력-변형곡선은 3입자에 대하여 계산되었다.

4) 실험곡선과 계산곡선의 비교에 있어서, 불일치의 요인인 입자크기를 고려하여 더욱 밀접하게 접근시킬 수 있었다. 또한, 실험곡선과 계산된 곡선의 차이는 높은 변형일수록 작아지는 경향이 있다.

5) 변형분배는 α에서 가장 크게, β에서 변형의 최소가 일어난다. 또한 α의 최대변형은 β에 의하여 구속되는 곳으로부터 α입자의 중앙에서 일어난다. β의 최대변형은 α입자와 적합성을 유지하기 위하여 인터페이스에서 일어난다.

후 기

본 연구는 한국과학재단 1987년도 해외연수지원에 의하여 이루어졌으며, 동재단 관계제위께 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. T.W. Duerig, etal, Phase Transformation and Tensile Properties of Ti-10V-2Fe-3Al, Metal. Trans. A, vol.11A, P1987, 1980.
2. G.T. Terlinde, etal, Microstructure, Tensile Deformation and Fracture in aged Ti-10V-2Fe-3Al, Metal. Trans. A, vol.14A, P2101, 1983.
3. H. Fischmeister, etal, Inhomogenity in Plastic Deformation of two Phase steels,

Materials Science and Engineering, vol.16, P 161, 1974.

4. J. Jinoch, etal Calculations of stress-steain Curve and stress-strain Distributions for an α-β Ti-8Mn alloys. Materials Science and Engineering, vol.34, P203, 1978.
5. B.O. Jaensson, etal, Determinations of Young's Modulus and Poisson's Ratio for WC-CO Alloys by the F.E.M., Materials Science and Engineering, vol.12, P217, 1972.
6. B.O. Sundstorm, Elastic-Plastic Behavior of WC-CO Analysed by Continum Mechanics, Material Science and Engineering, vol.12, P265, 1973.
7. R.G. Davies, The Deformation Behavior of a Vanadium-Strengthened Dual Phase Steel, Metal. Trans. A, vol. 9A, P41, 1978.
8. R.G. Davies, The Mechanical Properties of Zero-Carbon Ferrite-Martensite Structures, Metal. Trans. A, Vol. 9A, P451, 1978.
9. R.G. Davies, Influence of Martensite Composition and Content on the Properties of Dual Phase Steels, Metal. Trans. A, Vol. 9A, P671, 1978.
10. G. Garmong, etal, Theory for the Mechanical Properties Metal-Matrix Composites at Ultimate Loading, Metal. Trans. A, Vol.4A, P863, 1973.
11. Y. Tomota, etal, Tensile Deformation of Two-Ductile Phase Alloys; Flow Curves of Fe-Cr-Ni Alloys, Materials Science and Engineering, Vol. 24, P85, 1976.
12. J.E. Dorn and C.D. Starr, Relation of Properties to Microstructure, ASM, Metal Park, Ohio, P71, 1954.
13. C.W. Mccormick, etal, MSC/NASTRAN user's Manual, Version 63, 1983.
14. C.G. Rhodes, etal, Observations of an Interface Phase in the Boundary, Met. Trans. A, Vol. 6A, P1670, 1975.
15. C.G. Rhodes, etal, The Precipitations of α Phase in Metalsatable β Phase Ti Alloys, Met. Trans. A, Vol. 6A, P2130, 1975.
16. H. Margolin, etal, The Interface Phase in α~β Titanium Alloys, Met. Trans. A, Vol. 8A, P373, 1977.