한국표면공학회지
Journal of the Korean Institute of Surface Engineering
Vol. 26, No. 2, April 1993
<연구논문>

복합조직강의 응력-변형 거동에 관한 이론치와 실험치

오택열, 김석환, 유용석
경희대학교 공과대학 기계공학과

The Theoretical and Experimental Value on the Stress-Strain Behavior of Dual Phase Steels

Taek Yul Oh, Seok Hwan Kim, and Yong Seok Yu
Dept. of Mechanical Engineering, Kyung Hee University
Kyung Ki Do, 449-701, Korea

Abstract

The mechanical properties of ferrite-martensite dual phase steels are affected by the microstructural factors, such as martensite volume fractions, ferrite grain size, strength ratio, connectivity, etc. Two phase alloys are technologically important. However, there is a lack of understanding as to the stress-strain behavior of dual phase alloy in terms of stress-strain behavior of each component phases. The lack of the understanding stems from the complex deformation behavior of two phase alloys. The aim of this study is to rationalize stress-strain behavior of dual phase alloy in terms of the stress-strain behavior of component phase by systematically considering all the factors listed above. It was found that for a given martensite volume fraction, the calculated stress-strain curve 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 were compared with corresponding experimental curves, and in general, good agreement was found. The maximum difference in flow stress between the calculated and the experimental results occurs at the nearly beginning of the plastic deformation.

1. 서 론

일반탄소강은 항복점현상이 뚜렷하고, 인장강도가 고탄소강등에 비해서 아주 낮으며, 연신률은 대단히 큰 값을 갖는다. 그러나 1960년대부터 개발하기 시작한 고강도 저합금강(High Strength Low Alloy, HSLA)은 소량의 합금원소를 첨가하여 높은 강도를 얻을 수 있었으나, 반면에 연성이 감소하는 현상때문에 기계구조물 설계상의 제한을 받아왔다.[1] 따라서 고강도, 고연성 재료의 필요에 따라 복합조직강(Dual Phase Steel)이 개발되었다. 페라이트-마르텐사이트 복합조직강은 연성이 뛰어난 페라이트(Ferrite)와 강의 강도를 높여주는 마르텐사이트(Martensite)상으로 구성된다. 이러한 복합조직강은 동일한 인장강도에서 일반 고강도 저합금강보다 높은 가공성을 나타내기 때문에 관심의 대상이 되었다.[2]

다른 기계적 성질을 가진 두가지 상, 혹은 두가지 이상의 상으로 구성된 재료가 응력을 받을 때는 언제나 구속은 적합성이 생기게 될 것이다. 이러한 구속은 상호응력과 변형을 산출한다. 그리고, 비균질성의 크기와 성질은 체적분율, 상의 형태, 모상입경의 크기, 상 사이의 강도비와 같은 변수에 의존한다. 응력과 변형의 비균질성의 크기와 성질을 아는 것은 매우 중요하다. 왜냐하면, 중요한 기계적성질은 그들에 의존하기 때문이다.

그러므로 다음의 변수들이 2상합금의 응력-변형 거동을 이해시키기 위하여 고려되어야만 한다.

(1) 구성하는 상의 응력-변형 거동
(2) 모상입경과 제2상의 형태변화
(3) 상사이의 구조와 결정학적 관계
(4) 비균질 응력과 분배
(5) 상호작용응력

이 많은 변수를 포함하기 때문에 이상재료의 응력-변형관계의 합리화는 쉬운 일이 아니다.

Suzaki[3]등은 연결형이 고립형보다 인장강도가 증가한다고 하였고, Koo와 Thomas[4]등은 제2상의 형태를 변화시키면 고립재가 연결재보다 좋은 충격특성을 나타낸다고 하였다. 또, Davies는 복합조직강의 응력-변형 거동에 대하여 연구하였다. 항복강도는 마르텐사이트 체적분율(Martensite Volume Fraction, M.V.F.)에 대하여 직선적으로 변하고, 혼합법칙에 일치한다고 하였다.[5] 흥미롭게도, 복합조직강의 인장강도와 연성은 Mileiko[6], Garmong과 Thommson[7]의 이론에 잘 일치하였다. 이 이론이 인장에 있어서 두가지 상의 기계적거동에 많이 이용되어 왔다. 그러나 그것은 적용에 있어서 많은 제한을 받는다. 왜냐하면 그것은 상의 형태와 입자의 크기, 강도비등은 전혀 고려될 수 없기 때문이다.[8] 이러한 조직의 형태는 응력-변형 거동에 많은 영향을 줄 수 있기 때문이다.

만일에 각 상의 응력과 변형을 알고 있다고 하면, 혼합법칙은 다음과 같이 쓸 수 있다. 즉,

$$\sigma_{\alpha-\beta} = \sigma_\alpha V_\alpha + \sigma_\beta V_\beta$$

$$E_{\alpha-\beta} = E_\alpha V_\alpha + E_\beta V_\beta$$

단, $\sigma_{\alpha,\beta}$; 페라이트및 마르텐사이트의 응력
$E_{\alpha,\beta}$; 페라이트및 마르텐사이트의 변형
$V_{\alpha,\beta}$; 페라이트및 마르텐사이트의 체적분률

이 식에서 큰 문제는 각 상에서의 응력과 변형을 어떻게 결정하느냐 하는 것이다. 왜냐하면, 이것은 각 상의 형태, 체적률, 모상입경, 강도차이 등에 의존하기 때문이다. 유한요소법은 이러한 문제들을 고려하여 2상합금의 응력-변형 거동을 예측한다는데 있어서 매우 유용하게 이용 될 수 있다.[9,10] 그러나, 그들은 상의 체적률과 입경의 크기, 그리고 상의 형태변화들을 고려하여 계산하지는 못하였다.

따라서 본 연구에서는 복합조직강을 가지고 여러가지 방법의 열처리를 통하여 상의 체적률, 입경의 크기, 그리고 제2상의 형태를 변화시킨 재료를 가지고 응력-변형 거동의 실험적 결과와 유한요소법을 가지고 계산한 이론적 결과를 비교, 검토하여 응력-변형 거동을 예측하는데 목적이 있다.

2. 실 험 방 법

2.1 실험재료및 인장실험

본 연구에서 사용한 재료는 구조용 저탄소강(SM 15C)으로 화학성분은 Table 1과 같다

본 연구에서 사용한 인장시편은 Table 2와 같은 열처리를 한후, Fig. 1과 같이 KS B 0801의 4호 시편으로 가공하여 시편의 표면을 #100-#

Table 1. Chemical Composition of specimen(wt%)

Composition	C	Si	S	P
SM15C	0.14	0.45	0.01	0.01

Table 2. Heat Treatment Condition

Series	Heat Tratment Process		M.V.F.(%)
A1	Heating 1000℃ (All Materials) 1 hour hold	750℃(30min. hold)⇨ Water Quenching	27
A2		793℃(30min. hold)⇨ Water Quenching	44
A3		815℃(30min. hold)⇨ Water Quenching	58
A4		830℃(30min. hold)⇨ Water Quenching	74
A		885℃(30min. hold)⇨ Water Quenching	94

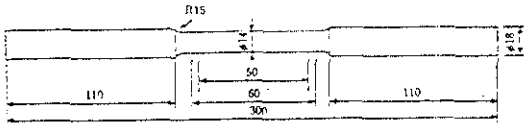


Fig. 1. Geometry of Tensile test specimen(mm)

1200까지 연마하였다.

인장시험은 Fig. 1과 같이 가공된 시편을 가지고 30톤급 만능시험기에서 수행하였다. 이때 하중은 가능한한 변형속도를 적게 하기 위하여 0.02 mm/min으로 천천히 가하였다. 실험이 수행되어지는 동안, 미리 결정된 직경을 점 마이크로 메타로 측정하고, 그 순간의 하중값을 읽어서 진응력-진변형 곡선을 그렸으며, 이들 값은 각 조건에 대하여 2개의 시편을 사용하여, 그 평균값을 사용하였다.

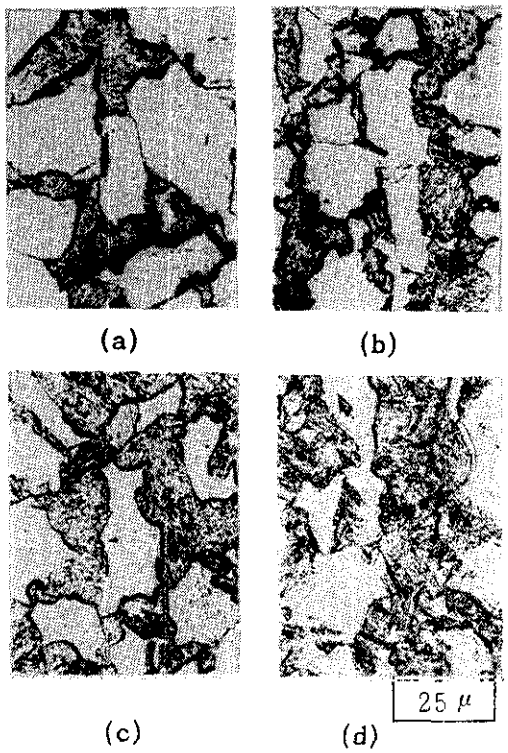
2.2 시험편의 열처리 방법

2.2.1 마르텐사이트 체적분율을 변화시키는 방법

일반적으로 마르텐사이트 체적분율을 변화시키는 열처리방법은 여러가지 방법이 있으나, 필요로 하는 기계적 성질 및 화학성분과 경제성을 고려하여 선택될 수 있다.[11] 본 연구에서는 현장에서 시간절약과 에너지절약의 일환으로 이용될 수 있는 계단식 열처리를 사용하였으며, Table 2와 같은 열처리 조건으로 1000℃에서 1시간 유지한 후, 노냉하다가 이상영역($\alpha+\gamma$)에서 급냉 하였다. 이 방법으로 얻은 조직사진은 Fig. 2와 같다. 본 절에서 기술하는 마르텐사이트 체적분률이란 모상인 페라이트와 제2상인 마르텐사이트가 차지하는 전 체적에 대한 백분률을 의미하며 면적법을 사용하여 구하였다.

2.2.2 모상페라이트입경을 변화시키는 방법

모든 시편은 ($\alpha+\gamma$)의 2상영역까지 가열한 후 급냉 하여 복합조직강을 얻었기 때문에 모상의 평균입경은 이상영역처리 전의 열처리조건에 의하여 결정된다. 따라서 모상입경이 큰 조직과 작은 조직을 만들기 위하여 시편을 각각 1200℃에서 1시간, 1100℃에서 2시간, 1000℃에서 4시간 유지한 후, 상온까지 노냉하였다. 이와같이 제작한 각각의 시편을 가지고 아래와 같은 방법으로 연결재와 고립재를 만들어 제2상의 형태를 변화시켰다.



(a) Martensite volume fraction 27%(A1 Series)
(b) Martensite volume fraction 44%(A2 Series)
(c) Martensite volume fraction 58%(A3 Series)
(d) Martensite volume fraction 74%(A4 Series)

Fig. 2. Optimal micro-structure of A Series

2.2.3 연결재를 만드는 방법

모상입경을 조절한 시편을 재가열하여 A_1변태점과 A_3변태점 사이의 온도를 통과하면 퍼얼라이트 영역만이 오스테나이트화 하며, 다음에 페라이트입계의 탄소의 확산속도가 입내보다 빠르기 때문에 페라이트 입계를 따라서 오스테나이트화하며, 804℃ 까지 가열, 공냉을 4번 반복하면, 페라이트입계를 오스테나이트가 둘러싸는 정도를 점차적으로 많아지게하며, 결국은 오스테나이트가 페라이트입자를 3차원적으로 감싸게 된다. 이때, 804℃에서 급냉을 행하면 오스테나이트가 마르텐사이트화 되면서 마르텐사이트가 페라이트 주위를 3차원적으로 둘러 싸는 연결재를 얻을 수 있다. 이를 편의상 M재라 칭하였다.

2.2.4 고립재를 만드는 방법

2.2.2와 같이 3단계로 모상입경을 조절한후, 노냉하여 A_1과 A_3 변태점 사이의 804℃에서 한시간 유지시키면, 오스테나이트 입계에서 초석페라이트가 생성되고 결국, 페라이트가 오스테나이트를 3차원적으로 둘러싸게되고, 이때 급냉을 실시하면, 페라이트가 마르텐사이트를 3차원적으로 둘러싼 고립재가 얻어진다. 이를 편의상 F재라 칭한다.

이와같이 열처리한 시편들의 조직사진은 Fig. 3

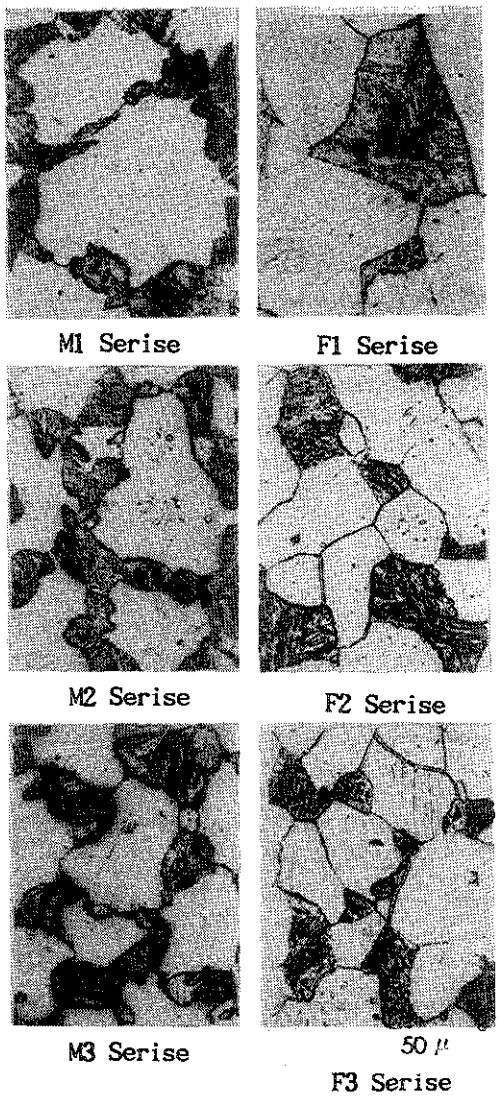


Fig. 3. Microstructure M and F series

과 같으며, 여기서 미시조직 인자를 모상입경의 크기와 제2상의 형태변화로 국한 시켰으며, 그 결과는 Table 3에 나타냈다.

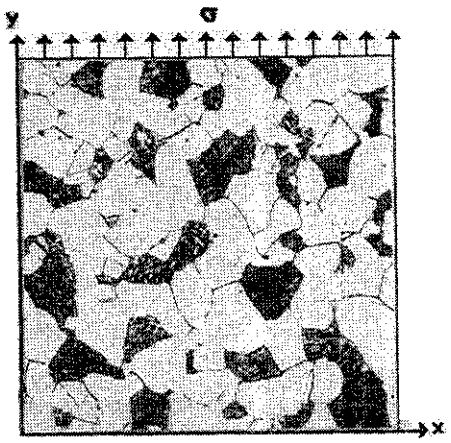
Table 3. M. V. F. and Grain Size

	F1	F2	F3	M1	M2	M3
M.V.F.(%)	52	50	48	46	50	49
Grain Size of Ferrite(μm)	51	42	30	50	41	29
*Connec-tivity(%)	—	—	—	87	93	90

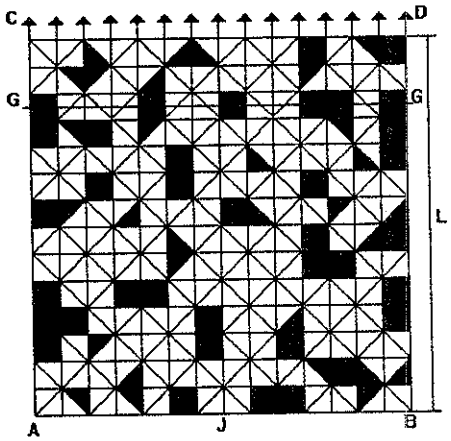
* The degree of connectivity is defined by Lg/(LgtLb) where Lg and Lb are the length of the boundaries of the second phase and ferrite grains including the length shared by the second phase, respectively.

3. 유한요소법의 적용방법

전형적인 2차원 그물망이 본 연구의 이론치 곡선을 얻기 위해 쓰였는데 그 형태는 Fig. 4에 나타내었다. Fig. 4는 A1재의 유한요소법 적용의 한 실례를 보여준 것이다. Fig. 4에서 절점 J는 고정점, 즉 x나 y 양방향으로 움직일 수 없다고 고려되었고 AB선상의 다른 모든 절점은 오직 x방향으로만 움직일 수 있다고 가정하였다. 또 CD선상의 절점들은 x,y방향으로 움직일 수 있으나 y방향 변위는 모두 동일하다고 제한하였다. 그리고 나머지 그물망내의 모든 절점들은 x,y방향으로 자유롭게 움직일 수 있도록 구속조건을 세웠다. 이와 같은 구속조건을 갖는 2차원 근사해법에서 그물망은 인장시편의 반쪽을 나타내는데, 따라서 AB는 시편의 직경을 의미하게 된다. 하중은 미리 결정된 양만큼 증가되면서 CD 상의 절점(Node)에 적용된다. 각각의 하중조건에 대하여, 프로그램은 각각의 요소내의 응력상태와 모든 절점에 대한 변위를 구한다. 따라서 주어진 하중조건에 따른 응력을 알 수 있고 변위로부터 변형율을 계산할 수 있기 때문에 이에 상응하는 응력-변형선도를 구할 수 있다.



(a) Uniformly loaded quardrilateral plate showing configuration



(b) α Matrix unshaded, γ particle shaded

Fig. 4. Mesh of F. E. M. Modelling

4. 결과및 토의

4.1 마르텐사이트 체적분율을 변화시킨 응력－변형곡선의 비교

본 절에서는 기계적성질을 좌우하는 미시조직 인자중에서 열처리를 통해서 가장 중요한 인자인 마르텐사이트 체적분율을 변화시켜 각 응력에서의 실험값과 이론치인 응력－변형곡선의 거동에 대하여 기술하고자 한다. 마르텐사이트 체적분율을 4단계로 변화시킨 복합조직강의 실험과 유한요소법으로 계산한 응력－변형곡선은 Fig. 5에 나타내었다. 여기서, 실험곡선과 유한요소법으로 계산한 곡선의 값은 높은 변형, 즉 변형이 약 0.15이상인 경우에서는 잘 맞지 않는다. 이는 높은 변형일수록 많은 소성유동을 유발하므로 오차가 많이 나는 것으로 사료된다.

Fig. 5에서 마르텐사이트 체적분율이 27%인 재료의 인장강도는 62kg$_f$/mm^{2}이며, 같은 변형 조건에서 실험으로 결정된 곡선은 유한요소법으로 계산된 곡선보다 위에 놓인다. 즉, 이들의 응력차이는 8～10kg$_f$/mm^{2}이다. 이와 같은 불일치는 2가지 요인으로 분석된다. 첫째는 이 계산에 사용된 응력－변형곡선은 단결정의 α와 γ상을 입력자료로 사용하였기 때문이다. 즉, 단결정 α와 γ의 입경의 크기는 이상 합금에서보다 훨씬 크다. 두번째 요인은 계면의 존재 때문이다.[12,13,14] 이러한 요인들을 고려하면 실험곡선과 이론곡선이 훨씬 가깝게 될 수 있으나, 계산시간이 많이 필요하기 때문에 경제적인 이유로 고려하지 못하였다.

여기서 모든 복합조직강에 대하여 유한요소법으로 계산된 곡선은 실험곡선보다 더 낮은 응력에서 탄성거동으로부터 이탈을 예측할 수 있으며, 첨가해서 계산된 비례한도 후의 변형에서 계산된 응력은 실험곡선의 응력보다 더 낮다.

예를 들면 최대 응력차는 항복직후에 일어나며 A1재는 10kg$_f$/mm^2, A2재는 4kg$_f$/mm^2, A3재는 4 kg$_f$/mm^{2}이나 A4재는 변형직후에 유동응력의 차가 없어 거의 일치하는 것으로 나타났다. 이것들은 계산곡선과 실험곡선에서의 최대 유동응력의 차로써 높은 변형단계에서는 그 차이가 감소하는 것을 알 수 있다. 이러한 계산된 값과 실험된 값사이의 최대 차이는 주로 소성 변형단계의 초기단계

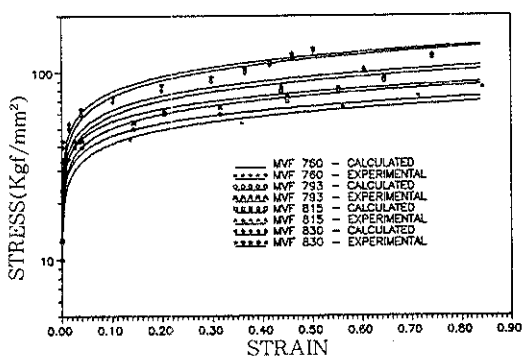


Fig. 5. Stress-Strain Curves of A Series

에서 일어난다는 Karlson[7]의 결과와 일치한다. 실험값이 유한요소법으로 계산한 값보다 큰 이유는 Fig.4에서 격자망의 선분 AB 의 길이가 시편의 직경 14㎜로 나타난다는 것을 인식한다면, 그 때의 그물망에 있어서 입자의 크기가 시편의 입자의 크기보다 훨씬 크다는 것을 알 수 있으며, 이는 입자의 크기에 따른 원인으로 생각할 수 있다.

따라서 실험곡선이 이론곡선보다 위에 놓이는데, 대체적으로 마르텐사이트 체적분율이 가장 작은 A1재의 실험곡선과 이론곡선의 유동응력 차이가 8~10kg_f/mm^2정도이고, 마르텐사이트 체적분율이 가장 큰 A4재의 실험치와 이론치의 유동응력의 차이는 1~2 kg_f/mm^2이다. 즉, 마르텐사이트 체적분율이 증가할수록 실험치와 이론치가 거의 같아지고, 마르텐사이트 체적분율이 감소할수록 이론치와 실험치가 많은 차이를 보이고 있다.

이는 마르텐사이트 체적분율이 증가할수록 입자의 크기가 미세화되고, 경도비가 감소하기 때문에 실험치와 이론치가 거의 같아진다고 할 수 있다. 결과적으로 더 작은 입자가 사용된다면 계산된 곡선이 실험곡선과 더욱 밀접하게 될 것이다. 이의 효과를 검토하기 위하여 모상입경을 변화시킨 재료의 거동은 다음 절에 검토된다. 또한 Fig. 5처럼 대체적으로 어느 재료에서나 높은 변형은 많은 소성유동을 유발함으로 최적곡선으로부터 이탈함을 알 수 있다. 이는 비선형재료의 응력-변형곡선을 구하는 이론에서 항복조건식, 응력의 등분조건, 즉 로드팩터(load factor) 등을 잘 고려하면 수정할 수 있으며, 본 연구에서는 많은 계산비용이 들기 때문에 고려하지 못하였다.

4.2 모상입경의 크기가 응력-변형 거동에 미치는 영향

모상입경의 변화에 따른 실험 및 계산에 의한 응력-변형곡선이 얻어졌는데 이들 중 F재의 이론치와 실험치를 함께 비교한 것이 Fig. 6이다. 여기서 입자의 크기가 작을수록 계산된 곡선의 경향은 더 높게 나타나면서 실험곡선으로 확인한 결과에 밀접하게 접근하는 것을 알 수 있었다. 실험곡선과 이론곡선의 불일치는 Fig.4의 선분 AB가 인장시편의 직경 14㎜로 표시된 것을 안다면 그 때의 그물망에 있어서 입자의 크기가 시편의 입자의 크기보다 훨씬 크다는 것을 고려하면 설명되어

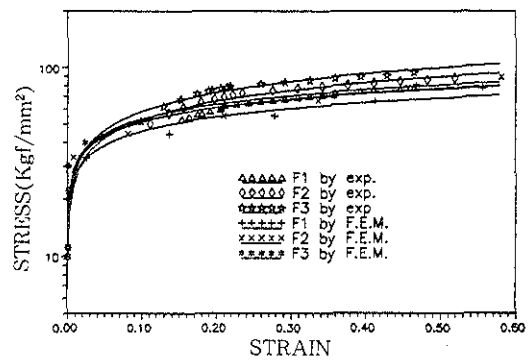


Fig. 6. Stress-Strain Curves of F series

질 수 있을 것이다.

4.3 형태변화에 따른 응력-변형 거동

응력-변형 거동에 영향을 미치는 형태변화에 대한 실험곡선과 이론곡선의 거동을 검토하기위해 결정립과 마르텐사이트 체적분율을 일정하게 하고 연결재와 고립재를 비교한 결과가 Fig. 7이다. 이들 곡선으로부터 계산된 곡선은 실험곡선보다 더 낮은 응력에서 탄성거동으로부터 탈선을 예측할 수 있다. 첨가해서 실험곡선의 비례한계 후의 변형에서 계산된 유동응력은 실험곡선의 유동응력보다 더 낮다.

Fig. 7의 계산곡선으로부터 보여지듯이 유동응력의 차는 모상입경의 경우에는 일정한 변형이후에는 그 차가 다시 감소하는 경향을 가지지만 상의 형태변화의 효과에서는 0.2%소성변형 직후 그 차가 발생하기 시작하여 일정한 수준, 즉 변형이 0.15이상에서부터 거의 일정한 유동응력의 차

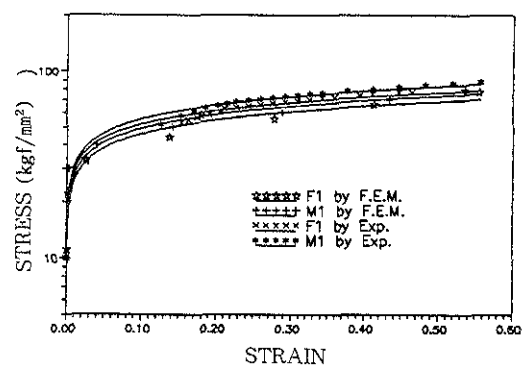


Fig. 7. Stress-Strain Curves of 1 series

이를 나타낸다. Fig. 7의 계산치곡선에서는 그 차가 약 4.4kg$_f$/mm^{2}가 된다.

4.4 국부응력과 변형분배

Fig. 4의 G-G단면을 따라서 γ기지에서 마르텐사이트 체적분율 27%에 대한 변형분배를 Fig. 8에 나타내었다. 변형은 대체적으로 α에서 가장 크고, 그리고 경한 γ상에서는 변형의 최소가 일어난다. 왜냐하면 α입자가 α가 없는 영역보다 전 변형을 더 가지기 때문이다. 변형에 있어서 α의 최대는 γ에 의하여 구속되는 곳으로부터 α입자의 중앙에서 일어난다. 결과적으로 γ의 최대변형은 α입자와 함께 적합성을 유지하기 위한 γ에 대하여 필요하기 때문에 $\alpha-\gamma$ 계면에서 함께 일어난다. G-G 단면에 대한 응력분배는 Fig. 9 에 나타내었다. γ에서 응력 σ_y는 α에서의 것보다 더 높다. 그리고 γ에서 변형이 가장 높을때 응력이 가장 크다는 것을 알 수 있다.

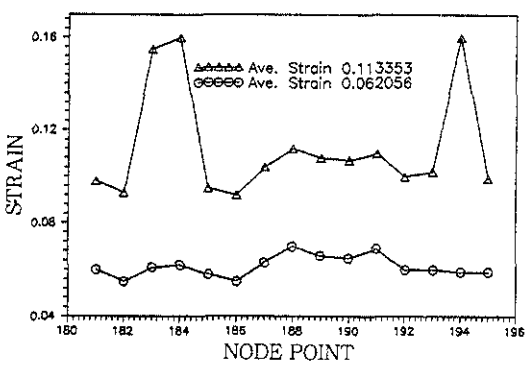


Fig. 8. Longitudinal Strain Distribution along G-G of Fig. 4

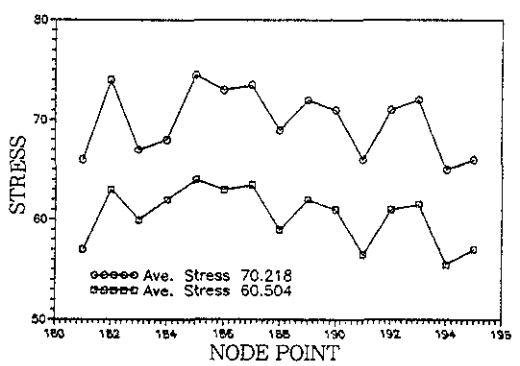


Fig. 9. Logitudinal Stress Distribution along G-G of Fig. 4

5. 결 론

복합조직강의 기계적 성질을 좌우하는 여러 미시조직인자 중에서 중요한 인자인 마르텐사이트 체적분율을 조절한 시편과 모상입경을 세단계로 변화시키고 제2상의 형태를 연결재와 고립재로 준비한 시험편을 가지고 실험한 결과와 한요소법을 이용한 이론치곡선을 비교한 결과 다음의 결론을 얻을 수 있었다.

1. 유한요소법을 이용한 이론치곡선은 실험치곡선과 잘 일치하였으며 이는 이상합금의 응력-변형곡선을 연구하는데 유한요소법이 훌륭한 수단이 될 수 있음을 의미한다.
2. 마르텐사이트 체적분율이 증가할수록 실험곡선과 유한요소법에 의한 계산곡선의 차이는 줄어든다. 즉, 실험곡선과 계산곡선의 유동응력차는 마르텐사이트 체적분율이 증가할수록 감소된다.
3. 복합조직강의 모상입경을 3단계로 조절한 결과, 계산치곡선은 모상입경이 감소할수록 실험곡선과 일치하였다.
4. 모상입경이 감소함에따라 인장강도는 증가하였고 연신률은 줄어드는 경향을 나타내었다.
5. 제2상의 형태를 연결재와 고립재로 변화시켜 그때의 기계적 성질을 비교하였다. 제2상의 형태가 연결형인 것이 유동응력이 높게 나타남을 알 수 있었다.
6. 모상입경과 제2상의 형태변화에 따른 유동응력의 차이는 소성유동의 초기단계에서 발생하고 모상입경에 따른 유동응력의 차이는 일정한 변형의 수준을 지나서는 다시 감소하는 경향을 보였다.
7. 내부변형의 분포는 α상에서 최대가 되고 γ상에서 최소가 된다. 또 γ상의 변형은 $\alpha-\gamma$상의 계면에 존재하고 γ상의 최대 응력은 γ가 변형이 최대일때 발생한다.

후 기

이 연구는 1991년도 한국과학재단 연구비 지원에 의한 결과임 (과제번호 ; 911 - 0907 - 034 - 1)

참 고 문 헌

1. J. H. Bucher and E. G. Hamburg : High Strength Sheet Steels, SAE paper, (1977), 770164
2. R. G. Davise : Metall. Trans., 9A (1978) 451
3. M.Suzaki and A. J. Mcerily : Metall. Trans., 10A(1979)475
4. J. Y. Koo and G. Thomas : Scripta Metallurgica, 13 (1979) 1141
5. R. G. Davise : Metall. Trans., 9A (1978) 41
6. S. T. Mileiko : Journal of Met. Sci., 4 (1969) 974
7. G. Garmong and R. B. Thomson : Metall. Trans., 4A (1973) 863
8. S. Ankem and H. Margolin : Metall. Trans., 17A (1986),2209
9. B. Karlsson and B. Sundstrom : Materials Science and Engineering, 16 (1974) 161
10. J. Jinoch, S. Ankem and H. Margolin : Mater-ials Science and Engineering, 34 (1978) 203
11. G. Thomas and J. Y. Koo : Proc. of symposium held in New Orleans, Structure and Pro-perties of Dual Phase Steels, (1979)183
12. C. G. Rhodes and J. C. Williams : Metall. Trans. 6A (1975) 1670
13. C. G. Rhodes and J. C. Williams : Metall. Trans. 6A (1975) 2103
14. H. Magolin, E. Levine and M. Young : Metall. Trans., 8A (1977) 373