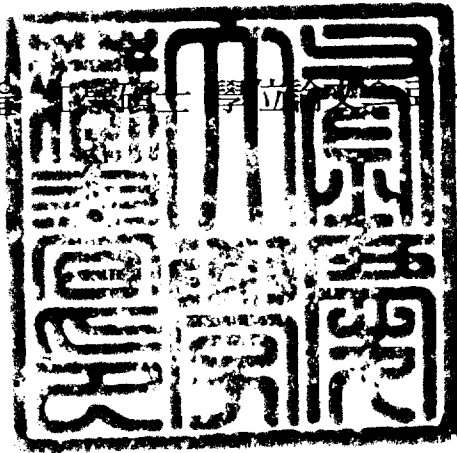


工學碩士 學位論文

SCM415강의 정적 및 동적 변형거동에 미치는
결정립크기 및 탄화물 구상화율 변화에 관한 연구

指導教授 金 憲 珠

이 論文을 釜慶大學校 大學院 金屬工學科 林 鍾 玟 提出함



2002年 8月

釜慶大學校 大學院

金 屬 工 學 科

林 鍾 玟

林鍾玟의 工學碩士 學位論文을 認准함

2002年 6月 29日

主	審	工學博士	鄭	炳	琥
委	員	工學博士	金	武	吉
委	員	工學博士	金	憲	珠



목 차

Abstract	1
1. 서 론	2
2. 이론적 배경	3
2.1. 정적 변형거동에 미치는 결정립 크기 및 탄화물 형상의 영향	3
2.2. 동적 변형거동과 단열성 전단밴드	10
3. 실험 방법	25
3.1. 시편 및 열처리	25
3.2. 정적인장 시험	26
3.3. 동적비틀림 시험	26
3.4. 단열성 전단밴드 관찰	27
4. 실험결과	32
4.1. 미세조직	32
4.2. 정적인장 시험	32
4.3. 동적비틀림 시험	33
5. 고 찰	51
6. 결 론	64
참 고 문 헌	65

A Study of Static and Dynamic Deformation Behaviors of SCM415 steel on the Change of Grain size and Spherodization of Cementite

Lim, Jong-Min

*Department of Metallurgical Engineering, Graduate School,
Pukyong National University*

Abstract

Effects of ferrite-pearlite grain size and spherodization of cementite on static and dynamic deformation behaviors of SCM415 steels were investigated in this study. Dynamic torsional test was conducted using torsional kolsky bar by the strain rate of $10^3/s$.

Eight type of specimens were used with different ferrite-pearlite grain size and spherodization degree of cementite. Dynamic test results were analyzed comparing with static tensile results and microstructural changes.

The obtained results are as follows;

- 1) All the specimens of static and dynamic tests showed a ductile fracture mode of dimple. Specimens of the dynamic test showed adiabatic shear bands on the beneath of fracture surface.
- 2) In static tensile test, decreased tensile strength and increased uniform and non-uniform elongations appeared as spherodization degree of cementite increased. Tensile strength, uniform elongation and non-uniform elongation increased as ferrite-pearlite grain size decreased.
- 3) In dynamic torsional test, decreased shear strength and increased uniform elongation appeared as spherodization degree of cementite increased. Increased uniform elongation and decreased non-uniform elongation appeared as ferrite-pearlite grain size decreased, while shear strength was independent on the change of ferrite-pearlite grain size.
- 4) Due to the largest uniform elongation, superior cold forgeability at high speed was expected on the specimen condition of fine ferrite-pearlite grain and high spherodization degree of cementite.

1. 서 론

냉간단조와 같은 고속 성형공정에서는 일반적인 정적 변형특성과 다른 재료의 동적변형 특성으로 인해 변형이 집중되는 부분에 균열이 발생하는 경우가 있다. 이 균열은 단열성 전단밴드(Adiabatic shear band)의 형성과 관련이 있으며, 이로 인한 균열이 급격하게 전파되어 부품의 결함을 유발하게 된다[1-4].

단열성 전단밴드는 재료가 동적변형을 받아 소성변형이 국부적으로 집중되는 국부 소성변형 영역을 일컫는다. 이 전단밴드는 재료의 동적 변형시 열적-기계적 불안정과정(Thermo-mechanical instability process)에 의해 생성된다[2, 5]. 변형도중 전단밴드가 형성되면 재료가 이 밴드영역에서 하중을 견딜 수 있는 능력이 급격히 저하되어 최종적인 파손의 원인이 된다[6]. 따라서 재료의 동적 변형거동 및 단열성 전단밴드의 형성에 대한 연구는 재료의 동적 물성향상을 위한 합금설계, 미세조직 개선, 고속가공 공정제어 등을 위해서 필수적이다. 그러나 냉간 단조용강의 미세 조직학적 인자 즉, 결정립 크기 및 탄화물 구상화율을 성형성과 연결하여 동적하중에서 균열의 발생현상을 체계적으로 설명한 연구는 거의 되어 있지 않은 실정이다.

본 연구에서는 열처리를 통해 결정립 크기 및 탄화물 구상화율을 변화시킨 SCM415강을 Torsional kolsky bar를 이용하여 $10^3/s$ 의 변형속도에서 동적비틀림실험을 실시한 후, 동일하게 결정립 크기와 탄화물 구상화율을 변화시킨 재료의 정적 인장시험 결과와 비교하여 단열성 전단밴드의 생성 및 동적 변형거동에 미치는 금속조직 인자의 영향을 조사하였다.

2. 이론적 배경

2.1. 정적 변형거동에 미치는 결정립 크기 및 탄화물 형상의 영향

펄라이트-페라이트 재료에서 다양한 크기와 형상으로 존재하는 결정입자와 탄화물의 소성변형 과정에서 재료의 변형거동에 미치는 영향을 무시할 수 없다. 제2상 입자 혹은 개재물이 존재하는 재료에 소성변형이 가해질 때 재료의 기계적 성질은 미소균열(보이드) 형성과 관련되어 설명된다. 이들 입자 크기에 따라 미소균열이 형성되는 과정은 다른 기구로 설명되고 있다. 입자 크기가 $0.01 \sim 1 \mu\text{m}$ 정도의 범위인 경우 전위론[7, 8]의 도입으로, $1 \mu\text{m}$ 보다 훨씬 큰 입자 크기를 나타낼 때는 연속체 소성모델[9, 10]로 미소균열 생성과정을 설명한다.

2.1.1. 결정립 크기의 영향

결정립이 미세해 질수록 결정입계 면적이 증가되어 재료의 변형거동에 큰 영향을 미친다. 결정입계는 전위이동에 대한 장애물로 작용하기 때문에, 결정입계에서 전위들이 집적(Pile-up)된다.

결정립 크기, 즉 결정입계의 영향은 그림 1에 Hall-Petch[11, 12] 모델로 설명된다. 외부에서 가해진 응력이 재료의 항복강도에 도달하면 결정 A에서 소성거동이 발생한다. 이 결정의 전위원(Dislocation source), S_A 에서 전위 loop가 형성되고 결정입계에 축적이 된다. 이 축적된 전위는 외부응력 σ 에 의해 인접한 결정 B의 어떤 슬립면에 전단응력을 증가시킨다. 인접한 결정 B로 충분한 응력이 도달하면, 결정 B의 전위원에 의해서도 전위가 발생된다. 첫 번째 결정

A내의 집적된 전위들은 두 번째 결정 B내에서의 변형을 유발한다. 만약, 첫 번째 결정 A내의 집적된 전위에 의해 야기된, 결정입계로부터 거리 l 에서의 두 번째 결정 B내의 국소응력 σ_B 는 다음 식으로 주어진다.

$$\sigma_B = (\sigma - \sigma_0) \left(\frac{d_g}{4l} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

σ_0 : 전위이동에 요구되는 마찰응력

d_g : 결정립경(Grain dimension)

결정 B내의 전위원(Source)을 활성화 시키기 위해서는 σ_{SB} 가 요구된다.

$\sigma_{SB} = \sigma_0 + \sigma_B$ 이므로, 이를 식 (1)에 대입하면

$$\sigma_{SB} = \sigma_0 + (\sigma - \sigma_0) \left(\frac{d_g}{4l} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (2)$$

따라서 응력 σ 는 한 결정에서 다른 결정으로의 소성유동을 전파시키고, 항복응력 σ_K 에 도달하게 된다.

$$\sigma_K = \sigma_0 + (\sigma_{SB} - \sigma_0) 2 l^{1/2} d_g^{-1/2} \dots\dots\dots (3)$$

일반적으로 $(\sigma_{SB} - \sigma_0) 2 l^{1/2} = K_y$ 로 표기하며, 이 때 Hall-Petch 방정식은 다음 식으로 주어진다.

$$\sigma_y \doteq \sigma_K = \sigma_0 + K_y d_g^{-1/2} \dots\dots\dots (4)$$

이와 같이 결정립이 미세해짐에 따라 항복강도가 증가되는 것은 Hall-Petch 식으로 표현된다.

결정립크기에 따른 강도의 영향은 Geometrically necessary (Immobile) 전위 [13]와 Statiscally pile-up (Mobile) 전위의 역할 비중에 따라서 설명될 수 있다. 결정립이 조대할 때 결정입계에 집적된 전위로 응력집중이 커지며, 이 집중응력에 의해 국부적으로 빨리 재료의 파단응력에 도달하면서 미세 균열이 발생하여 최대강도는 적어진다. 반면에, 결정립이 미세하면 결정립들의 상호작

용에 연유되는 Geometrically necessary 전위의 비중이 커지면서 최대강도는 증가된다.

결정립 크기와 연신율의 관계도 전위의 거동과 연관시켜 설명될 수 있다. 미세 결정립의 경우, 많은 결정입계에서 Cross slip으로 전위들이 이동하면서 소성변형이 진행되어 균일연신이 증대되나, 조대한 결정립은 결정입계에 집적된 전위로 인한 응력집중이 커지면서 일정한 응력 혹은 변형을 결정입계 부근에서 초과할 때 미소 균열이 발생되어 균일연신이 감소된다.

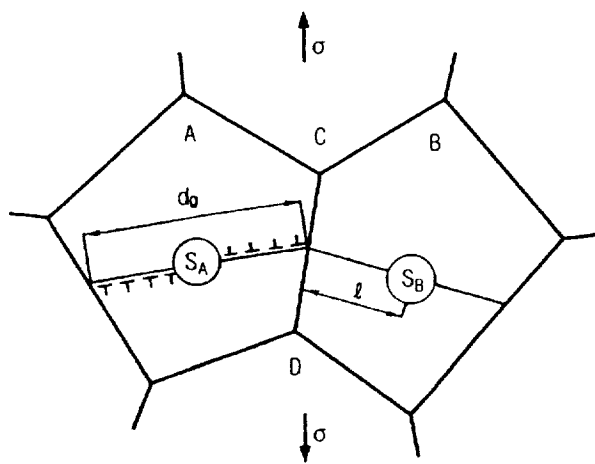


Fig. 1. Diagram for deriving the Hall-Petch equation.

2.1.2. 구형 탄화물에 가해지는 응력과 파괴

구형 탄화물의 강에 변형을 가하면, 먼저 기지금속의 페라이트에 소성변형이 생기고 구형 탄화물로 응력이 전달되면서 탄화물 파괴응력에 도달되면 미소균열 발생의 보이드가 형성된다. 보이드 발생은 탄화물 자체가 파손되거나 (Cracking), 탄화물과 기지금속의 계면이 박리되는(Decohesion) 것으로 나뉜다. 일반적으로 입자크기가 클수록 작은 입자보다 더 작은 변형으로 재료에 손상을 주어 보이드가 빨리 형성된다. 큰 입자는 외부 변형에 의해 탄화물 자체의 파괴에 의한 Cracking으로 보이드가 형성되며, 작은 입자는 계면의 박리에 의한 Decohesion으로 보이드가 형성된다[10]. 실제적으로 이들 현상은 동시에 관찰되므로 탄화물의 파괴응력과 계면의 박리에 요구되는 응력은 동일한 것으로 가정한다[14].

Fisher-Hart-Pry[15](FHP)의 전위모델에 의하면 탄화물 주위에 Orowan 기구[16]에 의해 전위 loop가 형성되어 반경 R 의 탄화물에 N 개의 loop가 형성되면, 탄화물의 응력 τ 는 다음식으로 주어진다.

$$\tau = \frac{N \mu b}{2 R} \dots\dots\dots (5)$$

μ : 강성을 b : 버어거스 벡터

실제 탄화물 주위의 전위는 복잡한 형상으로 존재하여, 전위의 Cross slip에 의한 전위 Tangle, Cell의 형성으로 나타나지만 FHP 모델은 이들을 단순화시켜 전위 loop로 존재하는 것을 가정한다.

구형 탄화물 주위의 평균 전위밀도를 ρ , 탄화물 표면에서 거리 γ 이내의 전위가 구형 탄화물 입자에 영향을 미친다고 가정하면 탄화물 주위의 전위 길이는 $4\pi R^2 \gamma \rho$ 로 된다. 이것을 입자반경 R 을 갖는 입자를 둘러싼 N 개의 loop로 바꾸어 놓으면 전체 길이는 $2\pi R N$ 이 되므로, 전위 loop의 수 N 는 다음 식으로 주어진다.

$$N = \frac{4\pi R^2 \gamma \rho}{2\pi R N} = 2R\gamma\rho \quad \dots\dots\dots (6)$$

식 (6)를 식 (5)에 대입하면

$$\tau = \gamma\mu b\rho \quad \dots\dots\dots (7)$$

이 응력이 탄화물의 파괴응력 τ_{cem} 에 도달할 때 보이드가 형성된다. 또한 기지금속 전위의 유효 Slip 거리를 Λ 라고 하면 변형 ε 는 전위밀도 ρ 와 다음의 관계식으로 나타낼 수 있다.

$$\varepsilon = \Lambda b\rho \quad \dots\dots\dots (8)$$

또한 Λ 는 변형초기에서 입자 간격 L 정도이지만, 변형이 점차 증대되면서 작아지는 것을 감안하면, 보통 변형영역에서 다음 식으로 근사시킬 수 있다.

$$\Lambda = \frac{k}{\varepsilon} L \quad \dots\dots\dots (9)$$

식 (8)와 (9)를 식 (7)에 대입시키고, 보이드가 발생하는 변형 ε_I 를 구하면

$$\varepsilon_I = \sqrt{\frac{L \tau_{cem}}{k\gamma\mu}} \quad \dots\dots\dots (10)$$

여기서 k 는 정수로, 변형에 더불어 전위의 유효 Slip 거리가 감소하는 정도와 관계된다.

T. Inoue[14]의 연구 결과에 의하면 구형 탄화물에 보이드가 발생될 때 변형량은 기지금속의 전위밀도가 어느 임계값에 보이드가 발생하며, 보이드가 발생될 때까지의 변형량은 탄화물 입자간 거리의 평방근에 비례한다고 보고하고 있다.

2.1.3. 판상 탄화물의 파괴

외부에서 변형을 가하면, 페라이트가 먼저 소성변형을 유발하고, 펄라이트가 변형된다. 이때 펄라이트 입내의 페라이트 판에 소성변형이 생기고 이 응력집중에 의해 세멘타이트판이 파괴된다[17]. 이 경우 판상 세멘타이트는 구형 탄화물과는 달리 전위에 대하여 직선적인 장애물 역할을 하여 Ansell-Lenel [18](AL) 모델이 적용된다. 외부에서 응력 σ 를 받을 때 판상 세멘타이트의 응력은 다음과 같이 주어진다.

$$\tau = \frac{2S\sigma^2}{\mu b} \dots\dots\dots (11)$$

여기서 $2S$ 는 펄라이트 층 간격이다.

식 (11)의 τ 가 세멘타이트의 파괴응력 τ_{cem} 에 도달되어 보이드가 형성되는 변형량은 다음과 같이 주어진다.

$$\epsilon_I = \left(\frac{kL}{\gamma} \right)^{1/2} \left(\frac{b}{2S\mu} \tau_{cem} \right)^{1/4} \dots\dots\dots (12)$$

펄라이트 층간간격($2S$)의 1/4승에 반비례하고, 펄라이트 입자간격(L)의 1/2승에 비례하여 연성이 증가됨을 나타낸다.

2.2. 동적 변형거동과 단열성 전단밴드

2.2.1. 단열성 전단밴드의 정의

하중을 받은 재료의 표면과 단면부에 좁은 띠모양의 집중적인 전단변형이 가끔 관찰된다. 이들 집중적인 전단변형을 전단밴드라 일컫는다.

변형속도가 빠른 동적 공정(Dynamic process)에서는 집중적인 소성 전단변형으로 인한 국부적인 급속한 가열효과에 의해 전단밴드의 한 형태가 발생된다. 어떤 경우에는 국부적 고온과 잇따른 급속냉각에 의해 발생한 상변태(Phase transformation)의 잔상이 이들 전단밴드 내에서 발견된다. 강의 경우에 전단밴드는 마르텐사이트 조직으로 회계 에칭된 뚜렷한 밴드로 가끔 나타난다. 나이탈 부식액으로 회계 나타나는 이들 밴드는 고온으로 급속히 가열되거나 단열적인 가열에 의해 나타나는 흔적이다. 이와 같이 국부적 가열에 의한 단열 전단밴드의 가장 두드러진 특징으로, 다른 형태의 전단밴드와 구분된다.

동적공정에서는 국부적 급속가열효과와 관련되고, 간혹 상변태동안 형성된 전단밴드들을 단열성 전단밴드라 칭한다.

재료를 소성변형시킬 때, 외부에서 가해진 일의 90% 이상이 소성가공중 재료에서 발생하는 열로 변환된다[19]. 어떤 부분에서 변형속도가 빠른 경우, 이들 영역에서 발생한 열이 확산에 필요한 충분한 시간을 갖지 못한다. 이 결과로 인해 재료의 국부적 영역에서 열연화효과(Thermal softening effect)를 일으킨다. 대부분의 재료에서 온도가 증가되면 유동응력은 감소된다. 만약 열연화효과로 인한 강도저하가 가공경화로 인한 강도증가보다 클 경우, 이 소성변형은 불안정하게 되어 균질 소성변형이 발생하는 대신 국부적 소성변형에 의한 밴드모양의 변형형태가 일어난다. 이것이 단열성 전단밴드이다. 밴드가 한번 형성되면 급속한 파괴로 이어진다.

단열 전단밴드형성의 필요조건은 소성변형을 받은 부위에서 열확산에 필요한 시간보다 짧은 시간에 국부적으로 소성일이 충분히 축적되어야 한다는 것이다. 따라서 재료가 많은 변형을 짧은 시간이나 높은 변형속도에서 가공을 받는 공정에서 일어난다.

일반적으로 고속으로 행해지는 블랭킹(Blanking), 셰어링(Shearing), 크롭핑(Cropping)은 공구가 빠른 속도로 가공물을 절단하는 공정이므로 발생하는 열의 정도가 이들 공정에 영향을 미치며, 단열성 전단밴드들이 발생된 것이 자주 보고되고 있다.

Sargent와 Ashby[20]는 단열전단에 필요한 발생스트레인(Nucleation strain), 이 존재하며, 단열 전단밴드가 일어나기 위해서는 임계변형과 임계변형속도가 동시에 만족되어야 한다고 설명하고 있다. 그림 2은 연강에서 단열전단이 발생하는 영역을 표시한 Fracture map이다. 변형속도가 적을수록 단열전단이 발생하기 위해 변형은 더 커져야 함을 알 수 있다.

알루미늄을 대상으로 한 Sargent와 Ashby[20]의 Fracture map결과가 그림 3와 그림 4에 나타나 있다. 순수 알루미늄의 경우 단열전단이 발생하기 위한 임계 변형량과 변형속도가 존재하며, $0.06 \theta M$ 이하에서는 빠른 열전도 때문에 단열전단이 발생되지 않는다. 합금원소 첨가로 미세조직 변화를 유도한 1100 알루미늄합금은 순수알루미늄과 같은 단열전단을 형성하는데 필요한 온도제한이 존재하지 않는다. 이것은 미량의 합금원소첨가가 열전도도 저하와 변형거동에 영향을 미친 미세조직 변화로 단열전단 형성에 영향을 미친 것으로 해석된다.

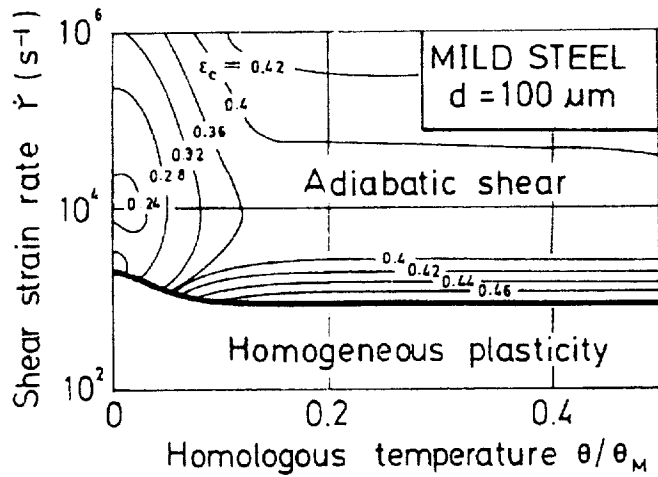


Fig. 2. Adiabatic shear field on a partial mild steel deformation map showing critical strain contours[20].

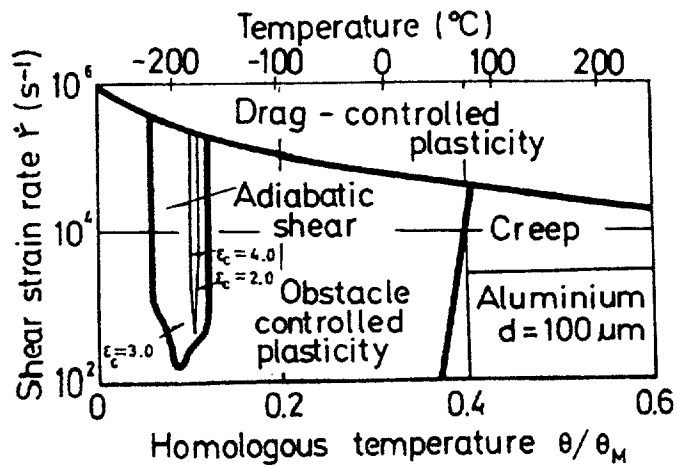


Fig. 3. Adiabatic shear field on a partial aluminium deformation map showing critical strain contours[20].

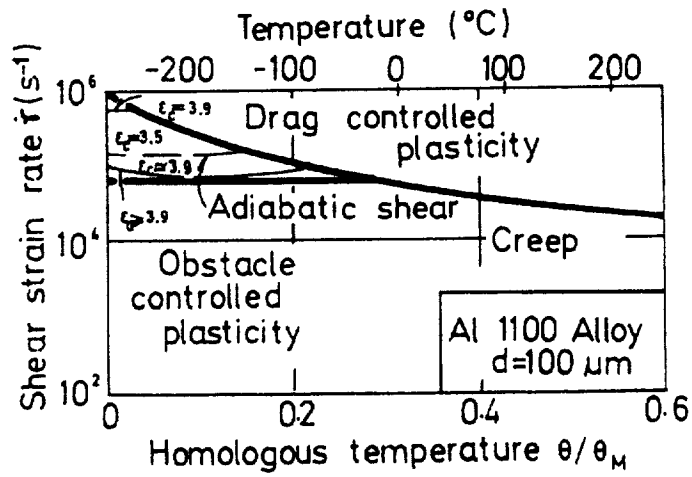


Fig. 4. Adiabatic shear field on a partial aluminium alloy deformation map[20].

2.2.2. 단열성 전단밴드의 특징 및 구분

단열성 전단밴드의 두드러진 특징은 국부적으로 높은 전단변형 및 전단변형 속도 그리고 온도와 특징적인 기계적 거동으로 말할 수 있다. 국부적 전단변형량은 보통 5 ~ 100 정도이다[21, 22]. 국부변형량 100이 $10\mu\text{sec}$ 동안에 발생하면 국부적 전단변형속도는 $10^7/\text{sec}$ 정도로 추산된다. 단열성 전단밴드가 형성되려면 밴드내의 국부적 변형속도가 적어도 10^4 에서 $10^6/\text{sec}$ 정도 되어야 한다. 국부적으로 수백도 정도의 온도상승이 측정되었으며[1, 2, 23, 24], 단열성 전단밴드의 중심에 응고된 얇은 용체막이 관찰되었다[25]. 이 단열성 전단밴드의 폭은 대략 $10^1 \sim 10^2\mu\text{m}$ 이다. 변형과 변태에 의한 단열성 전단밴드에서 경도가 높으면 전단밴드의 폭은 좁다. 또한 동일한 재료에서 변태에 의한 단열성 전단밴드는 변형에 의한 단열성 전단밴드의 것보다 폭은 좁고 경도값은 높다.

보통 단열성 전단밴드는 결정학적 방향에 의존하지 않으며, 여러 결정립을 관통하는 Transgranular 형태이다.

전단밴드는 심하게 변형되어 길게 늘어난 형상의 결정들로 되어있다. 그러나, 변형과 변태에 의한 단열성 전단밴드의 중심에는 미세한 등방조직이 관찰된다[22]. 이 미세한 등방정 결정과 심하게 변형된 조직은 단열성 전단밴드의 높은 경도값에 기인된다.

이에 반해 일반 슬립밴드는 주요 결정면을 따라 발생하고 하나의 결정내에 한정되며 폭은 $1\mu\text{m}$ 정도이다.

단열성 전단밴드는 열기계적(Thermomechanical) 현상 즉, 열적 연화의 불안정 효과에 의한 국부변형의 한 형태이다. 열적연화는 가해진 소성일이 국부적인 온도상승으로 일어난 것이다. 만약 변형속도가 국부적으로 충분히 빠르면, 작은 영역에 상당한 정도의 온도상승이 일어나게 된다. 이 온도상승으로 재료의 유동응력은 급속히 감소되고, 국부적인 전단변형을 형성한다. 변형 전단밴

드는 소성전단변형이 심하게 일어난 영역이며, 변태 전단밴드는 소성전단변형이 일어난 곳에서 상변태가 일어난 곳을 가르키는 것이다.

강과 티타늄 합금에서 변태로 인한 밴드형성이 많이 보고되고 있다. Zener와 Hollomon[26]은 강을 대상으로 하여 편칭실험에서 변형, 변형속도, 온도가 급격하게 증가하는 현상을 관측하였으며, plug된 전단재료를 관측한 결과, 희게 에칭된 밴드들을 발견하였다. 경도실험 결과, 이 부분은 마르텐사이트로 구성되었음을 밝혔다. 전단변형 100 정도에서 이들 밴드들이 형성되는 것으로 평가된다. 5정도의 전단변형에서도 국부적으로 1000℃ 까지 온도가 상승되는 것으로 나타났다. 충격변형의 경우, 이 정도의 변형은 수백 내지 수천분의 1초에서 형성되고, 밴드부는 주위의 금속에 의해 급랭된다. 강의 경우, 1000℃ 가열은 페라이트에서 오스테나이트구조로 변화하고, 급격히 급랭됨으로써 마르텐사이트가 형성된다. AISI 1040 조질강의 경우, 밴드중심부는 경도가 아주 높으나, 바깥쪽 부분에서는 가공경화와 열연화가 일어난 영역이 존재한다. 변태로 인한 밴드가 형성될 때 발생한 열로 인하여 밴드에 인접한 부위에서는 다소의 연화현상이 일어날 수 있으며, 이 부분을 열영향부라고 칭한다. 이 열영향부를 벗어난 지점에서 경도가 증가되는 부분이 존재하는데 Rogers shastry[15]는 이것을 변형영역이라 칭하고 있다.

Derep[28]는 장갑차용 크롬강의 전단밴드 연구에서 0.1~0.2mm 폭이 전단밴드가 형성되는 것을 발견하였다. 전단밴드 양쪽 끝부분은 마르텐사이트였으나, 단열전단밴드는 래스상의 마르텐사이트와 함께 등방정조직의 δ 페라이트상이 존재하였다. 이것은 전단밴드가 형성된 부분이 변형 중 재료의 용융점 부근까지 가열된 것을 의미한다.

Giovanola[29, 30]는 강을 대상으로 주사전자현미경과 파괴 기법을 적용하여 행한 단열성 전단밴드의 구조에 대한 실험에서, 전단밴드에서 연성 Void들이 관측되었고, 전단밴드를 따라 최종 파괴가 연성파괴로 진행되었음을 관찰하였다.

2.2.3. 단열성 전단밴드 형성

단열성 전단밴드에 영향을 미치는 많은 변수들이 존재한다. 이들 변수는 대개 4가지로 분류되는데, 이것은 재료변수, 응력상태, 재료의 미세조직과 외부의 하중조건들이다.

재료변수 : 밀도 ρ , 비열 c , 열전도도 λ , 열확산계수 κ , 가공경화율 Q
($\partial\tau/\partial\gamma$), 열적 연화속도 P , 가공경화율속도 R

응력상태 : 전단응력, 전단변형, 전단변형 속도, 온도, Hydrostatic pressure,
응력상태의 다축특성

재료의 미세조직 : 크기, 형상, 간격, 배열방향, 제2상 입자의 수와 분포,
개재물, 석출물, 집합조직, 기공, 결함, 열적안정성 등

외부하중조건 : 외부적으로 가해진 응력의 불일치와 Disturbance, 응력크기,
응력진폭, 에너지, Sharpness distribution

외적 조건과 관련된 변수들은 경우에 따라 의존도가 크게 달라진다. 일반적 경험으로부터 볼 때, 단열성 전단밴드는 외부적으로 가해진 응력불연속부에서 보통 발생된다. 또한, 외적으로 가해진 변형교란, 변형속도와 온도가 단열성 전단밴드의 형성을 촉진시킨다고 생각되나, 상대적인 중요도와 종류 등은 명확하지 않다. 어떤 연구자들은 단열성 전단밴드의 형성에 있어서 미세조직은 초기의 불균질 전단변형에 약간 영향을 미치나, 궁극적인 단열성 전단밴드는 열기계적 기구에 의해 좌우된다고 보고 있다. 따라서, 전단밴드 내부의 집중적 전단현상과 온도상승은 불균질 전단의 생성과 관련된 미세조직적 역할을 무시해 버리는 것으로 판단한다. 단열성 전단밴드의 형성과 관련된 더 근본적인 특징은 미세조직과 관련성이 많은 인장변형에서 단열성 전단밴드가 형성되지 않고, 전단변형과 압축변형에서 이 밴드가 형성된다는 것이다.

Zener와 Holloman[26]이 제안한 단열성 전단밴드 형성에 관여하는 두가지의 주요한 재료변수는 열적연화(Thermal softening)와 가공경화(Strain hardening)이다. 열적연화는 단열성 전단밴드형성을 유도하나, 가공경화현상이 심할수록 전단밴드 형성에 대한 저항이 커진다. 이 기구는 재료의 급속한 가열을 전단밴드 형성의 주요 이유로 설명하고 있어 낮은 열전도도와 빠른 전단변형속도가 필수적이라 보고 있다. 일반적으로 대부분의 금속에서 단열성 전단밴드가 형성되기 위해 전단변형속도는 대략 $10^2 \sim 10^3/\text{sec}$ 정도면 충분하다.

$$\frac{\rho c \dot{\theta}}{\tau \dot{\gamma}} \approx 1 \quad \text{..... (13)}$$

$$\frac{\lambda \frac{\Delta \theta}{(L/2)^2}}{\tau \dot{\gamma}} \ll 1 \quad \text{..... (14)}$$

위의 (13)과 (14)의 수식들은 단열적 가열과 열전도가 무시할 정도로 아주 적음을 나타낸다. 여기서 L 은 게이지의 길이를 나타낸다. 식(14)에서 전단변형속도의 최저한은 다음과 같다. 즉,

$$\begin{aligned} \dot{\gamma} &\gg 4\lambda \Delta \theta / \tau L^2 \approx 4(10^{-1} - 10^{-2}) \Delta \theta / 10^{-8} (10^{-3})^2 \\ &\approx 4(10^{-1} - 10^0) \Delta \theta \end{aligned}$$

여기에 적용한 $\lambda \approx (10^{-1} - 10^{-2}) \text{ W/m K}$, $\tau \approx 10^8 \text{ Pa}$, $L \approx \text{mm}$ 값들은 금속의 대표적인 값들이다.

만약 $\Delta \theta \approx 100 \text{ K}$ 이면, 큰 열손실을 방지하기 위해서 전단변형속도는 $10^2 \sim 10^3/\text{sec}$ 를 초과해야 한다.

열전도도가 적은 금속은 단열성 가열이 상대적으로 낮은 전단변형속도에서도 일어날 수 있다. 임계 하한 전단변형속도를 초과하면, 단열성 전단밴드 형성에 영향을 미치는 변형속도의 영향은 적어진다.

일반적 경험으로 살펴보면, 조성은 동일하나 상이한 열처리로 인하여 강도와

경도가 높은 경우 단열성 전단밴드 형성이 용이하다. 예를 들면, 담금질-뜨임 열처리된 고강도강은 동일조성의 저강도강 보다 단열성 전단밴드가 자주 관찰된다.

단열성 전단밴드의 발생은 균질 변형에서 국부적 변형으로의 변환을 의미한다. 안정변형과 불안정변형에 관한 Drucker[31]의 가정에 의하면, 최대 응력을 넘어 응력이 감소하는 과정에서도 소성변형이 일어나며 이것을 불안정 변형의 형태로 규정하였다. 최대하중 혹은 최대응력에서 불안정이 발생한다는 제안은 Considere[32]에 의해 최초로 제안되었다. 인장실험에서의 최대하중조건에 따라, Recht[33]와 Culver[34] 그리고 다른 연구자들은 단열성 전단이 발생하는 경험적 기준이 최대 전단하중 기준과 일치하는 것으로 제안하였다.

전단시험은 단열성 국부전단과 같은 요인들이 있으므로 매우 복잡하다. 탄성 변형, 변형속도, 온도이력과 상변태 영향을 제외하면, 실험재료에 있어 전단응력은 전단변형 γ , 전단변형속도 $\dot{\gamma}$ 와 온도 θ 의 함수로 다음의 식(15)과 같이 표현될 수 있다.

$$\tau = f(\gamma, \dot{\gamma}, \theta) \dots\dots\dots(15)$$

따라서 전단응력의 증분은 다음 식(16)와 같다. 즉,

$$d\tau = \left(\frac{\partial \tau}{\partial \gamma}\right)_{\dot{\gamma}, \theta} d\gamma + \left(\frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}}\right)_{\gamma, \theta} d\dot{\gamma} + \left(\frac{\partial \tau}{\partial \theta}\right)_{\gamma, \dot{\gamma}} d\theta \dots\dots\dots(16)$$

단열성 전단밴드의 형성과 관련한 논의에서 위의 세 미분항은 매우 중요하다. 세 항의 물리적 의미는 다음과 같다.

$$\left(\frac{\partial \tau}{\partial \gamma}\right)_{\dot{\gamma}, \theta} : \text{일정 변형속도에서 등온 가공경화율(Isothermal strain hardening rate)}$$

$\left(\frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}}\right)_{\gamma, \theta}$: 일정 변형속도에서 등온 변형을 경화속도(Strain rate hardening rate)

$\left(\frac{\partial \tau}{\partial \theta}\right)_{\gamma, \dot{\gamma}}$: 일정 변형과 변형속도에서 열연화속도(Rate of thermal softening)

최대 전단응력 기준은 $d\tau = 0$ 이다. 즉 이것은 열연화가 일어나 가공경화와 변형율경화 효과를 앞지르는 순간을 의미한다. 변형율 경화속도는 일반적으로 고속의 변형속도에서 아주 미미하기 때문에 가공경화 효과와 비교하여 무시한다.

따라서 기준 $d\tau = 0$ 은 다음의 식(17)와 같다.

$$\left(\frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}}\right)_{\dot{\gamma}, \theta} = - \left(\frac{\partial \tau}{\partial \theta}\right)_{\gamma, \dot{\gamma}} \cdot \frac{\partial \theta}{\partial \dot{\gamma}} \dots\dots\dots (17)$$

그리고 단열변형의 경우, 소성일에 의한 온도증가는 식(18)과 같다.

$$\rho c d\theta = \beta \tau d\gamma \dots\dots\dots (18)$$

여기서 ρ 는 밀도, c 는 비열, β 는 열로 변환되는 소성일의 분율이다.

따라서, 열연화속도가 크고, 낮은 가공경화율, 밀도와 비열이 적은 재료에서 단열성 전단밴드의 형성이 용이하다.

단열성 전단밴드의 형성은 다음의 여러 단계로 이루어져 있다. 즉,

- (1) 균일 전단변형과정
- (2) 불균일 변형을 촉발하는 불안정단계

- (3) 국부적 전단영역 도래단계
- (4) 국부적 전단영역의 완전한 형성단계
- (5) 전단영역을 따라 전단파괴 형성

단열성 전단밴드는 수만분의 1초안에 아주 작은 영역에서 $10\sim 100\mu\text{m}$ 간격의 좁은 전단밴드미가 형성되는 복잡한 과정으로, 단열성 전단밴드의 전반적 이해를 위해서는 광학현미경과 투과전자현미경, 그리고 복합적인 실험과 해석, 수치적 연구 등 여러 방법이 복합적으로 필요하다.

단열성 전단밴드를 연구하는데 가장 일반적인 장비는 비틀림 Split Hopkinson bar 시험기이다. 이 방법은 Input과 Output bar에 장착된 Strain gage를 통해 평균 전단변형과 전단응력을 연속적으로 측정한다. 그러나, 이 장치는 국부적 전단변형과 전단응력의 변화가 아닌 전체적인 변화를 나타낸다.

그림 5 (A)는 HY100강을 대상으로 3가지 단계의 변형으로 구분되는 전형적인 전단응력-전단변형 곡선이다. 단계 I은 최대 전단응력까지의 $\gamma_I < 25\%$ 영역으로, 변형이 균일하게 일어난다. 불균일 전단변형으로 특징되는 단계 II(그림 5 (B) ②)는 35%와 전단응력이 급격히 감소하는 50% 사이의 γ_I 과 γ_{II} 사이에서 일어난다. 이 영역에서 국부적 변형은 수백 μm 에 걸쳐 100% 이상으로 불균일 소성변형이 일어난다. 그러나, 시편의 길이방향으로 변형은 불균일적이나, 시편둘레방향의 변형은 균일하다. 단계 III은 변형증가에 따라 평균응력이 급격하게 감소하는 과정으로, 동시에 좁은 영역에 전단변형이 집중되어 대략 $20\mu\text{m}$ 폭에 달하게된다(그림 5 (B)의 ③과 ④). 이 단계에서 변형은 전단밴드로 나타나고 이 밴드를 따라 파단이 일어난다.

그림 6과 그림 7은 전단변형과 온도변화 관계를 나타낸다. 이들 관계로부터 전단응력이 급속히 감소될 때, 시편의 온도가 빠르게 증가됨을 알 수 있다. 단열성 전단밴드의 완전한 형성은 전단응력이 급속히 떨어지고 온도가 상승될 때에 해당한다. 마지막으로, 평균 전단변형이 40~55%일 때, 전단응력은 제로

상태가 되고 시편은 부분적 혹은 전체 파단이 일어난다.

일반적으로 최대전단응력이 도달될 때 게이지 길이에서 균일 전단변형이 끝나고 불균일 변형이 발생하는 지점이나, 단열성 전단밴드가 완전히 형성되는 것은 아니다. 최대전단응력과 전단응력이 와해되는 시점 사이에는 상당량의 평균전단변형이 존재하며, 이 구간은 몇 가지 다른 단계로 구분된다. 따라서, 실제로 최대 전단응력에 해당하는 변형을 넘어서 전단변형에서 재료파손을 피할 수 있는 구간이 있다. 한편, 전단응력-전단변형곡선의 후반부를 해석하면, 더 많은 정보를 얻을 수 있다.

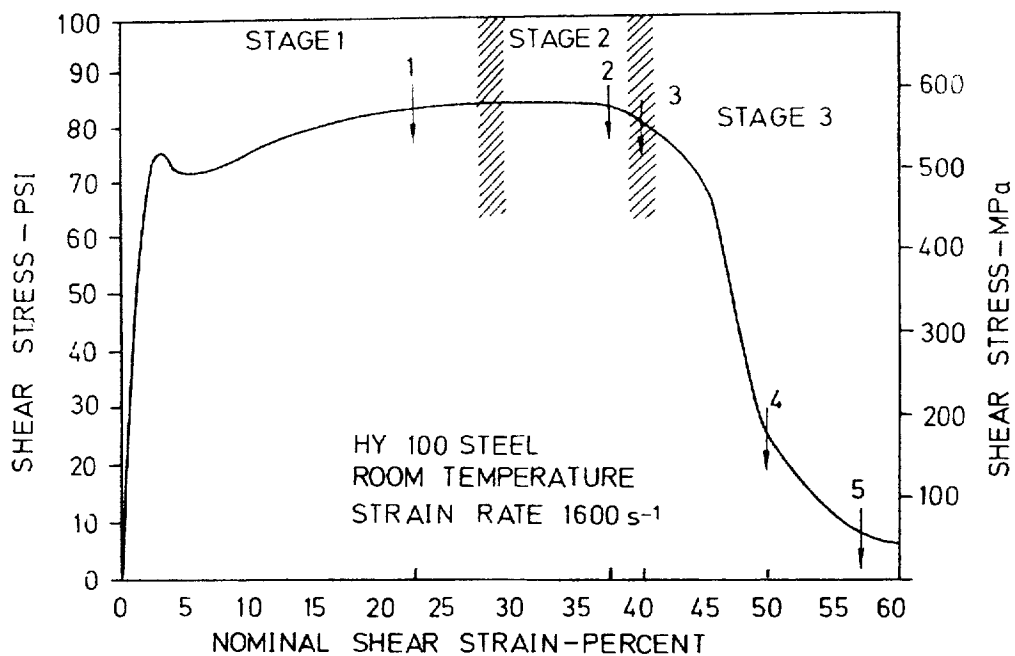


Fig. 5. (A) Typical relationship between shear stress and shear strain in dynamic torsional test.

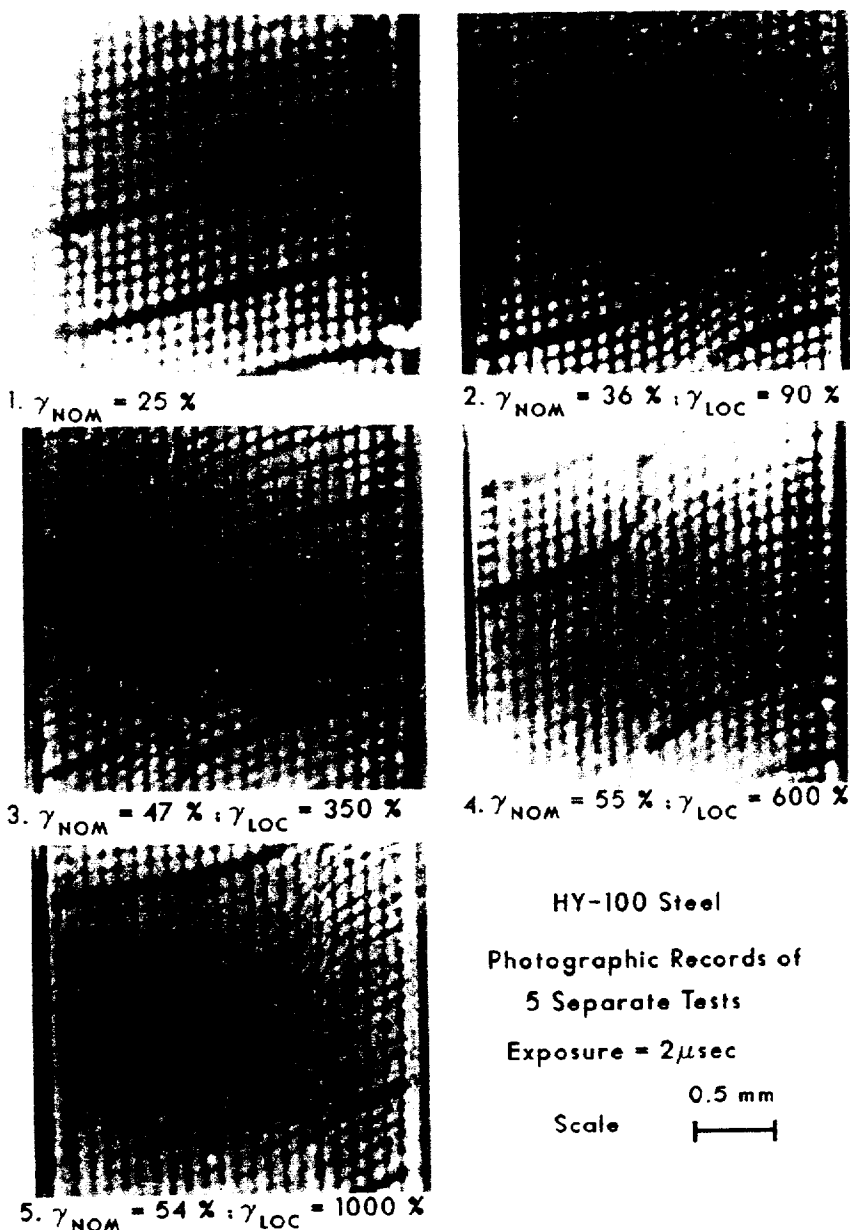


Fig. 5. (B) Photographs of the grid patterns obtained in five separate tests at the nominal strain values shown in Fig. 5. (A) The nominal strain rate is 1600/sec in each test. Each square in the grid pattern measures 100 microns on side prior to deformation[1].

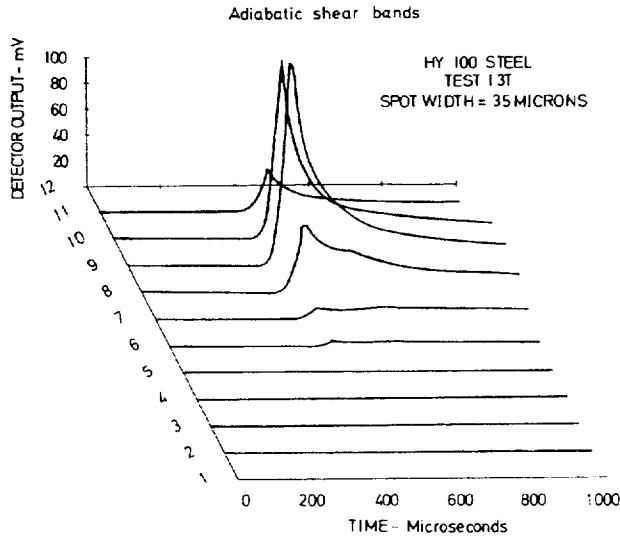


Fig. 6. The output of the infrared detectors as a function of time and axial position. Each spot on the specimen is 35 microns wide and the space between two adjacent spots is 11 microns[1].

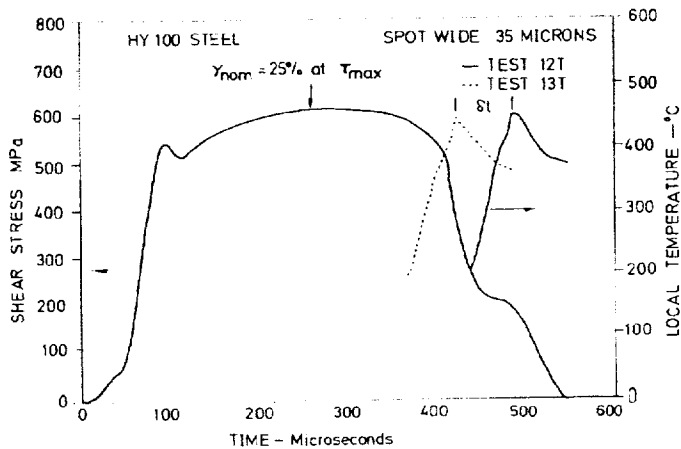


Fig. 7. Typical stress-time curve showing the temperature as a function of time in two separate tests. Note that the peak temperatures are separated by about 60 μ sec[1].

3. 실험 방법

3.1. 시편 및 열처리

본 연구에서 사용한 재료는 (주)세아제강에서 인발가공에 의해 생산된 SCM415강으로서 직경 18mm의 봉재(Rod)이며, 화학적 조성은 표 1에 나타내었다.

재료의 미세조직학적 인자 즉, 결정립크기 및 구상화율을 변화시키기 위하여 그림 8에 나타난 바와 같이 2단계 열처리를 실시하였다. 먼저 제1단계 열처리 구간에서 유지온도를 변화시켜 결정립크기를 변화시켰다. Fine grain은 변태점을 기준으로 급열급냉을 반복하여 결정립을 미세화하는 방안으로 800℃, 50min 유지후 W.Q.을 2회 반복한 후 800℃에서 50min 유지하여 결정립을 미세화 시켰다. Intermediate grain은 920℃에서 50min 유지, Coarse grain은 1000℃에서 50min 유지하여 결정립을 각각 변화시켰다. 구상화율의 변화는 제 2단계 열처리구간에서 유지온도를 720℃로 고정한 후 유지시간을 변화시켜 0%, 50%, 80%이상의 구상화율을 갖도록 열처리를 실시하였다. 이때 Fine grain의 경우 5min만에 100%의 구상화가 이루어져 구상화율 50%인 시료는 얻지 못했다. 각 시료는 결정립크기 변화에 따라 *F*(Fine grain), *I*(Intermediate grain), *C*(Coarse grain)의 기호로, 구상화율의 차이에 따라 0(spherodization ; 0%), 50(spherodization ; 50%), 80(spherodization ; 80%이상)의 기호를 조합하여 표기하였으며, 그림 8의 열처리에 따라 총 8가지의 시편을 제작하였다.

열처리된 시편은 인발방향의 수직으로 시편을 채취하여 조연마, 폴리싱 및 3% 나이탈 용액으로 에칭한 후 광학현미경 및 주사전자현미경(이하 SEM)을 사용하여 결정립 크기 및 탄화물의 구상화율을 관찰하였다. 결정립 크기, 펄라이트 부피분율, 구상화율 측정에는 영상분석기(Image analyzer)인 Image-Pro Plus 4.1 프로그램을 이용하였다.

판상 상태에서 구형 형태로 변하는 세멘타이트에 대한 구상화 분율을 측정하기 위해서는 뚜렷한 측정기준이 필요하다. 구상화 세멘타이트는 평면상의 타원형태를 갖고 있다. 본 연구에서는 Chojnowski 와 Tegart[35]의 기준인 5 : 1 이하인 입자를 구상화된 것으로 간주하였으며, 구상화 분율은 다음과 같은 식을 적용하여 산출하였다.

$$\text{구상화분율(\%)} = \frac{V_s}{V_u + V_s} \times 100$$

여기에서 V_u 는 구상화되지 않은 세멘타이트 입자의 면적분율을, 그리고 V_s 는 구상화된 세멘타이트 입자의 면적분율을 나타낸다.

3.2. 정적인장 시험

각각의 열처리 조건에 따라 얻은 시편을 인장 방향이 봉재의 인발방향과 평행하도록 인장시험시편을 만들었다. 인장시험편은 ASTM 표준규격에 속한 봉상의 Subsize 규격으로 Gage length가 $30.0 \pm 0.1\text{mm}$, Gage부 지름이 $6.0 \pm 1\text{mm}$ 인 봉상인장시편으로 가공하였다. 사용한 Subsize 규격은 그림 9에 나타내었다. 인장시험은 만능재료시험기(Zwick-149471)를 이용하여 변형속도 10^{-4}sec^{-1} 에서 시험하였으며, 시험후 파괴된 시편의 파면은 SEM으로 관찰하였다.

3.3. 동적비틀림 시험

동적비틀림 시험에 사용된 시편은 그림 10에서와 같이 표점거리 2.5mm , 두께 $165\mu\text{m}$ 의 Thin-walled tube 형태의 Gage부를 가지고 있으며, 봉재의 인발방향과 평행되게 가공하였다.

그림 11에 동적비틀림 시험 장치인 Torsional Kolsky bar의 도식적인 그림을 나타내었다. 이 장치는 동적하중시스템부와 Data acquisition system으로

나누어져 있으며, 지름이 25.4mm이고 길이가 2m인 한 쌍의 T_6 처리된 2024 알루미늄 봉으로 구성되어 있다. 동적비틀림 시험은 알루미늄 봉 사이에 시편을 장착하고 동적하중시스템부의 Clamp로 알루미늄 봉을 고정한 후 Dynamic loading pulley를 작동시켜 Clamp와 Dynamic loading pulley 사이에 유압을 이용하여 일정한 양의 Torque를 축적시킨다. 그 후 Clamp를 깨뜨리면, 순간적인 전단파(Shear wave)가 발생하며, 이 전단파가 시편에 도달됨으로써 높은 변형 속도로 시편을 변형시킨다. 이 과정에서 입사파, 반사파, 투과파는 각각 시편으로부터 같은 거리에 부착되어 있는 변형계(Strain gage)에 감지되고, 이들은 오실로스코프에 기록된다. 기록된 신호 중에서 반사파로부터 시간의 함수로 표시되는 평균전단변형을 $\gamma(t)$ 를, 그리고 투과파로부터 전단응력 $\tau(t)$ 를 측정한다. 이 $\gamma(t)$ 와 $\tau(t)$ 로부터 시간을 소거하여 동적 전단응력-전단변형(Dynamic shear stress-strain)곡선을 구하였다. 본 연구의 시험과정에서의 전단변형속도(Shear strain rate)는 1600 sec^{-1} 이었으며, 상온에서 시험을 실시하였다. 시험 후 파괴된 시편의 파면과 Gage부의 변형된 영역은 SEM으로 관찰하였다.

3.4. 단열성 전단밴드 관찰

동적비틀림시험에서 단열성 전단밴드의 생성여부를 확인하기 위해 광학현미경, SEM, 투과전자현미경(이하 TEM) 관찰 및 미소경도측정을 하였다.

시편의 Gage부를 정밀저속절단기로 외부 응력 및 변형이 가해지지 않도록 조심스럽게 채취하여 냉간 마운팅한 후, 폴리싱 및 에칭(3%나이트)하여 광학현미경 및 SEM으로 관찰하였다. 또한 미소 비커스 경도기를 사용하여 전단밴드 영역에서 Undeformed 영역으로 $20\mu\text{m}$ 간격, 하중 25g, 하중시간 15초의 조건으로 측정하였다.

TEM 관찰용 박막시편은 다음과 같은 방법으로 준비하였다. 우선 시편의

Gage부를 정밀저속절단기로 외부응력 및 변형이 가해지지 않도록 조심스럽게 채취한 후 시편두께가 약 $100\mu\text{m}$ 이 되도록 연마하였다. 그런 다음 시편을 Dimple grinder로 Disc의 중앙부의 두께가 $20\sim 30\mu\text{m}$ 정도가 되도록 연마하고, 10% Perchloric acid 와 90% Methanol 혼합용액에서 Jet polishing(40V, 60mA)하여 Hole을 형성시켰다. 이때 전단밴드의 중심부에 정확하게 Hole이 형성되도록 세심한 주의를 하였다. 이렇게 준비된 박막시편을 TEM(Philips CM200)으로 관찰하였다.

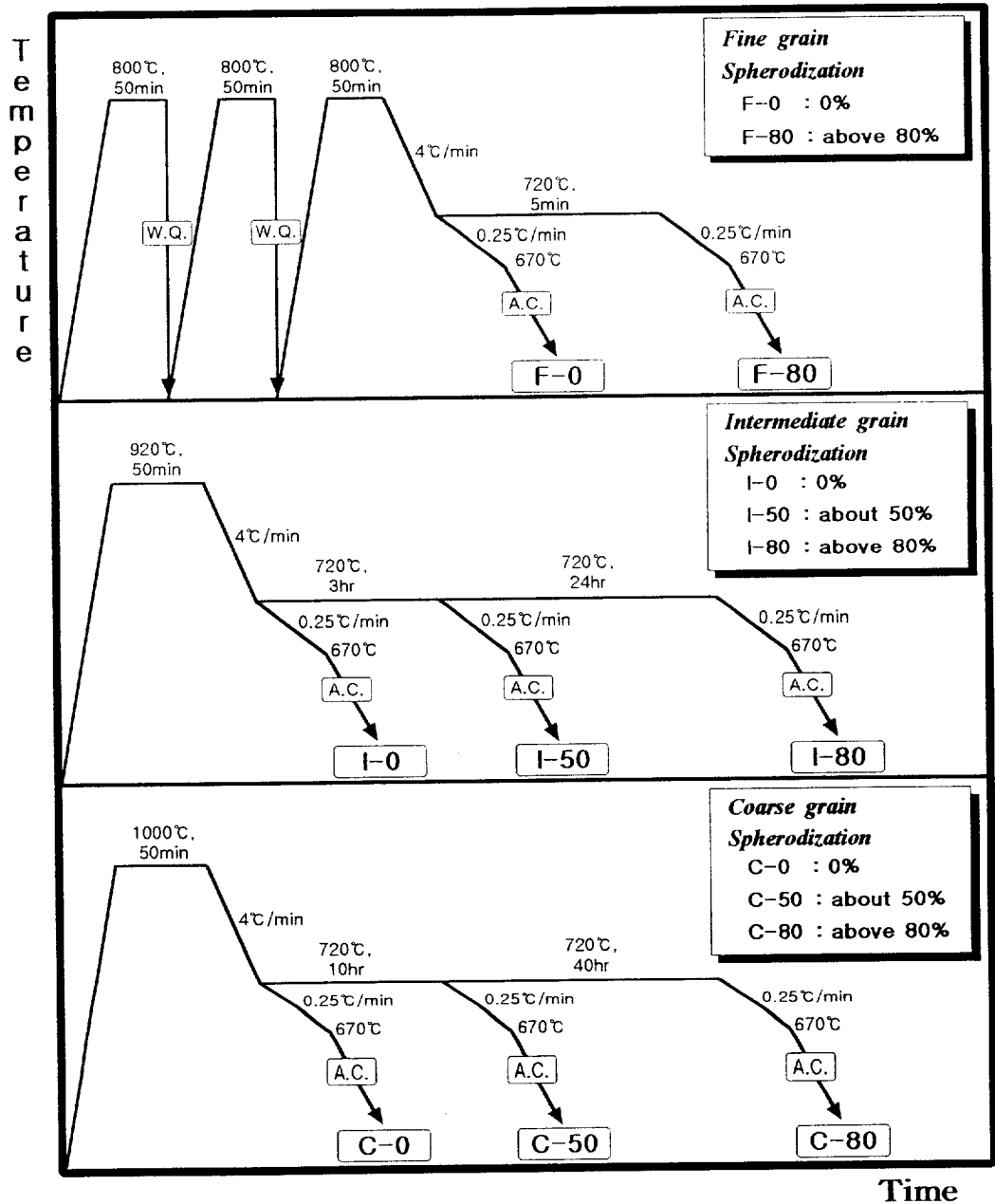
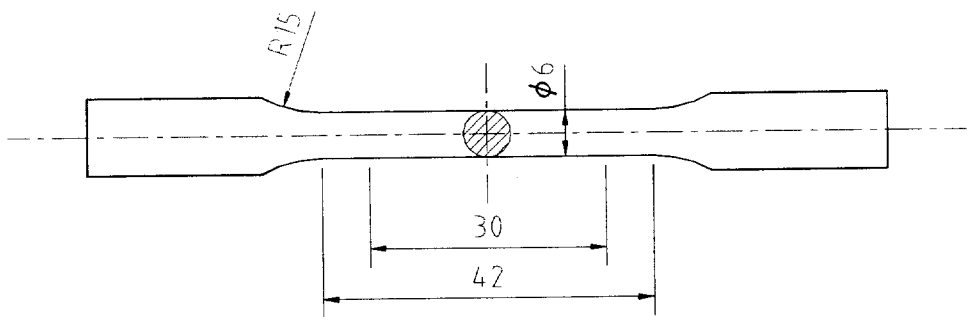


Fig. 8. Schematic diagrams of heat treatment cycles.

Table 1. Chemical composition of the specimen.

							(wt%)
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Fe
0.15	0.19	0.72	0.01	0.01	1.02	0.21	bal.



(Unit : mm)

Fig. 9. Dimensions of tensile test specimen

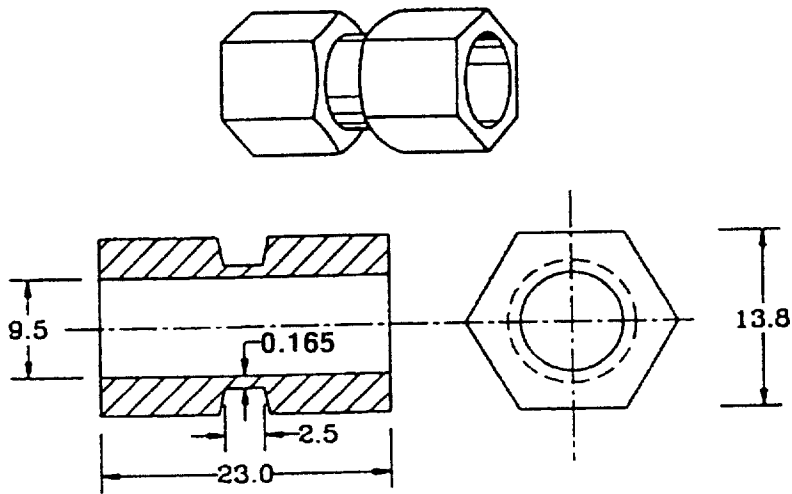


Fig. 10. Shape and dimensions of the thin tubular specimen with hexagonal flanges used in the torsional Kolsky bar. (unit : mm)

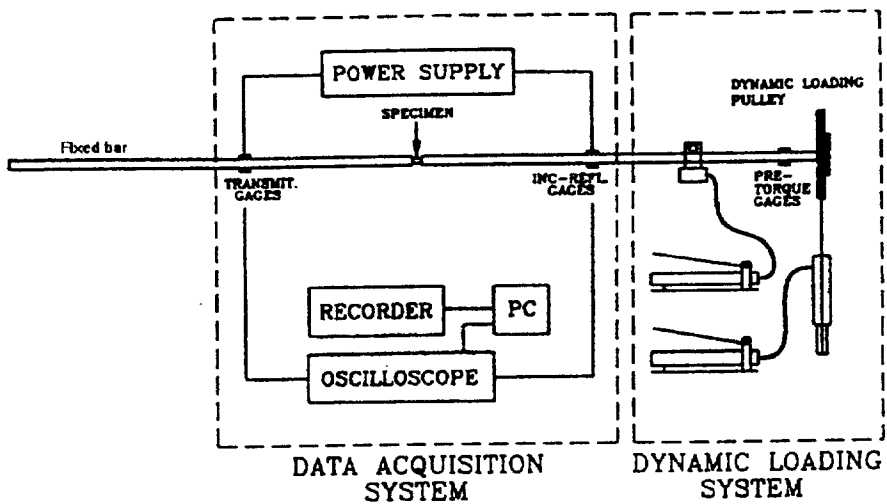


Fig. 11. Schematic diagram of the torsional Kolsky bar.

4. 실험 결과

4.1. 미세조직

그림 12, 13, 14는 2단계 열처리를 실시하여 결정립크기 및 구상화율을 변화시킨 재료의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 것이다. Fine grain은 변태점을 기준으로 급열급냉을 실시하여 결정립크기를 미세화하는 방안 즉, 800℃에서 50min 유지 후, W.Q.을 2회 실시하여 Fine grain의 크기를 4.6 μm 까지 줄였으며, Intermediate grain은 11 μm , Coarse grain은 35.5 μm 의 결정립크기를 갖는 시료를 얻었다. 80%이상의 구상화율을 갖는데 걸리는 시간은 Fine grain은 5min, Intermediate grain은 24hr, Coarse grain은 40hr 이 소요되며, 결정립이 미세할수록 구상화시간이 단축됨을 알 수 있다. 이는 결정립이 미세해질수록 결정립내의 층상 세멘타이트의 길이가 짧아져 구상화 완료시간이 단축되며, 단위면적당 세멘타이트의 체적율은 같으나 표면적이 넓어짐으로 인해 구상화 구동력이 커져, 결정립이 미세할수록 세멘타이트가 안정한 상태인 구상으로의 변환이 더 빨리 일어난 것으로 사료된다.

영상분석기를 통해 결정립크기 및 구상화율의 측정결과를 표 2에 나타내었다.

4.2. 정적인장 시험

열처리를 통해 얻어진 각각의 시편들에 대한 인장시험 결과를 그림 15 및 표 3에 나타내었다.

정적인장 시험에서는 결정립이 미세화 될수록 강도 및 파단연신율은 모두 증가하는 경향을 나타내었으며, 또 탄화물이 구상화될수록 강도는 감소하고 파단 연신율은 증가하는 경향을 나타내었다.

그림 16, 17, 18은 인장시험 후 파괴된 시편의 파면을 SEM으로 관찰한 것이다. 모든 시편에서 파면형태가 덩플로 이루어져 있어 파괴형태가 공동의 생성 및 성장, 그리고 합체 과정을 거치는 연성파괴(Ductile fracture)과정을 알 수 있다.

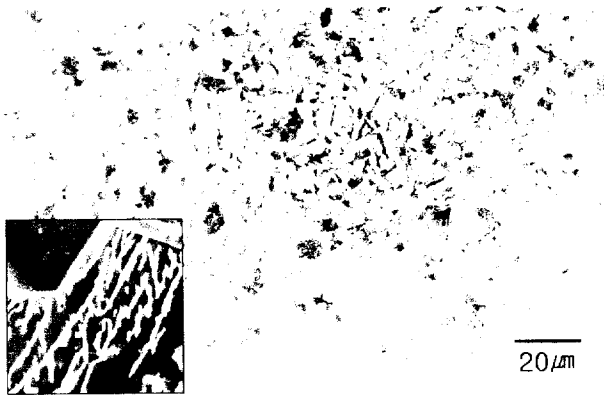
4.3. 동적비틀림 시험

각각의 시편들에 대한 동적비틀림 시험결과를 그림 19 및 표 4에 나타내었다.

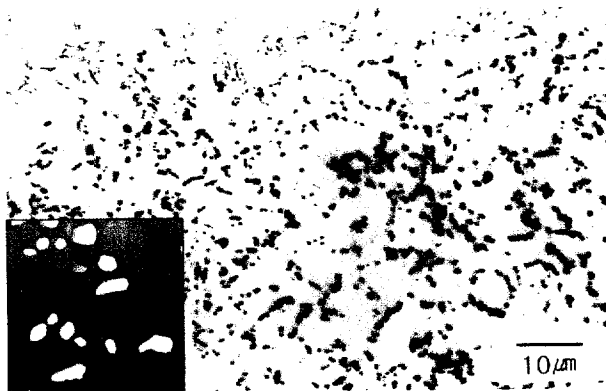
동적비틀림 시험에서는 결정립이 미세화될수록 강도값의 변화는 나타나지 않았으나, 파단변형율은 증가하는 경향을 나타내었다. 탄화물이 구상화될수록 강도는 감소하였으며, 파단변형율은 증가하는 경향을 나타내어 인장 시험결과와 유사함을 알 수 있다.

동적비틀림 시험으로 파괴된 시편들의 파면을 관찰한 결과는 그림 20, 21, 22에 나타내었다. 모든 시편에서 파면이 전단방향으로 연신된 덩플로 이루어진 연성 파단면을 나타내었다.

그림 23, 24, 25는 동적비틀림 시편의 파면 하단부를 SEM으로 관찰한 결과를 나타낸 것이며, 전체 시험조건에서 열적연화에 의한 국부적인 변형집중영역 즉, 단열성 전단밴드가 형성된 것을 확인하였다.

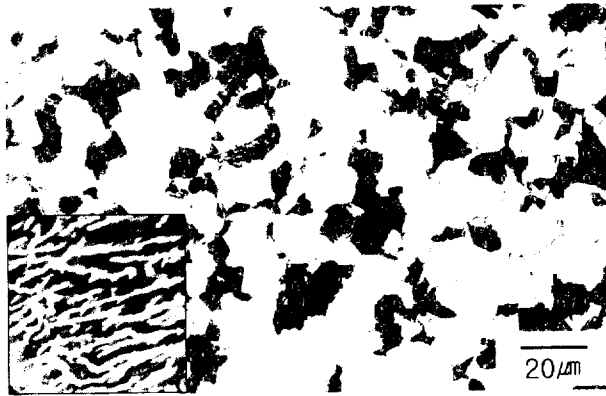


(a) F-0 ; spherodization : 0%

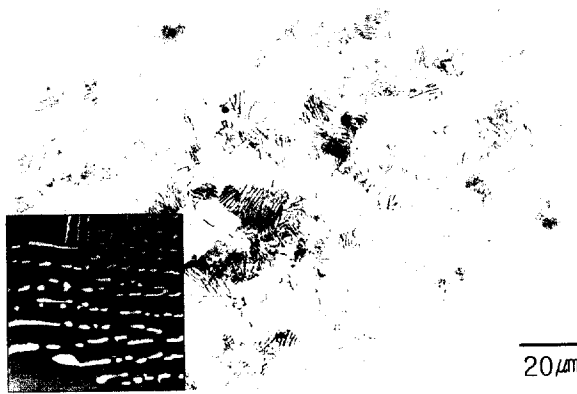


(b) F-80 ; spherodization : 100%

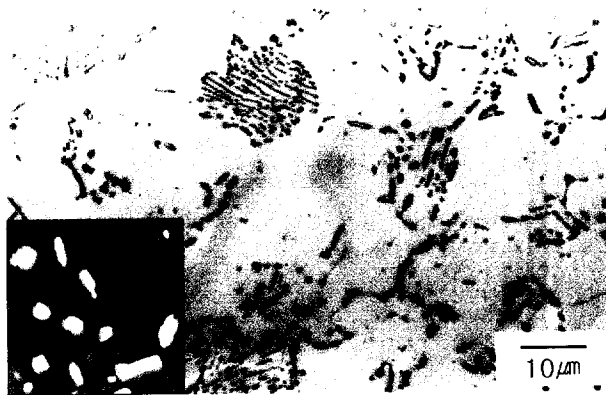
Fig. 12. Optical micrographs of fine grain specimens.



(a) I-0 ; spherodization : 0%



(b) I-50 ; spherodization : 55%

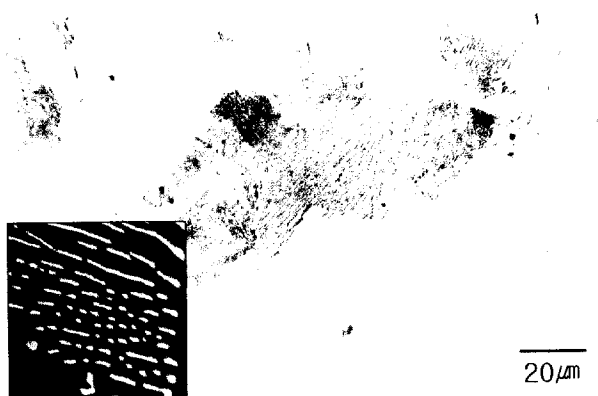


(c) I-80 ; spherodization : 91%

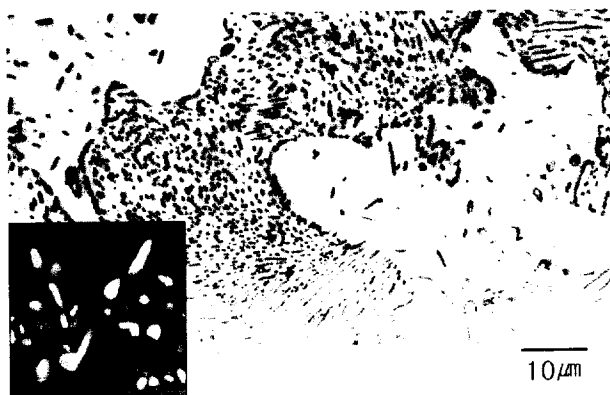
Fig. 13. Optical micrographs of intermediate grain specimens.



(a) C-0 ; spherodization : 0%



(b) C-50 ; spherodization : 52%



(c) C-80 ; spherodization : 83%

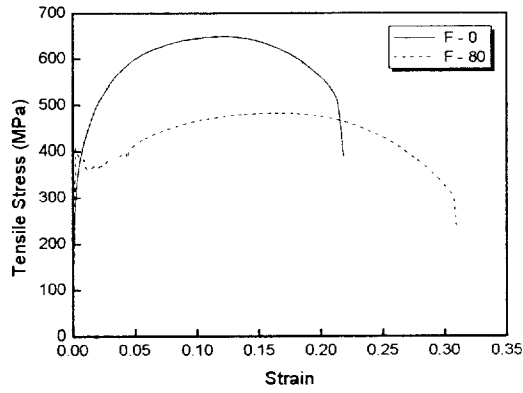
Fig. 14. Optical micrographs of coarse grain specimens.

Table 2. Quantitative analysis data of the specimens.

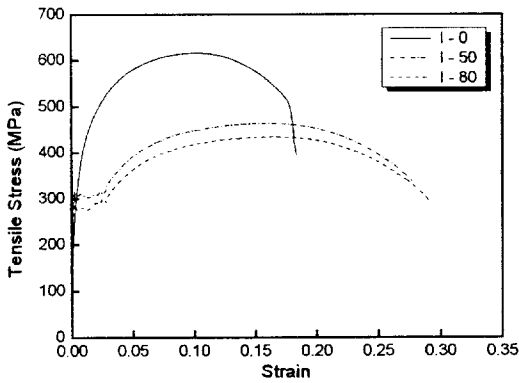
Specimen No.	Grain size (μm)	Pearlite Volume fraction (%)	Spherodization (%)
F-0	4.6	34	0
F-80		—	100
I-0	11.0	34	0
I-50		—	55
I-80		—	91
C-0	35.5	33	0
C-50		—	52
C-80		—	83

Table 3. Static tensile properties of the specimens.

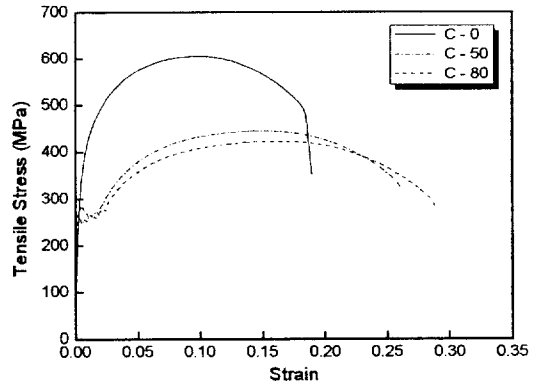
Specimen No.	Grain size (μm)	Spherodization (%)	Ultimate Tensile Stress (MPa)	Yield Stress (MPa)	Uniform strain	Fracture strain	Hardness (HRB)
F-0	4.6	0%	650	366	0.121	0.219	90.1
F-80		100%	480	353	0.164	0.309	76.8
I-0	11.0	0%	616	338	0.102	0.186	87.9
I-50		55%	464	300	0.150	0.277	76.4
I-80		91%	434	275	0.156	0.298	73.8
C-0	35.5	0%	606	269	0.095	0.188	83.4
C-50		52%	446	246	0.148	0.258	73.4
C-80		83%	423	256	0.152	0.288	60.0



(a) Fine grain

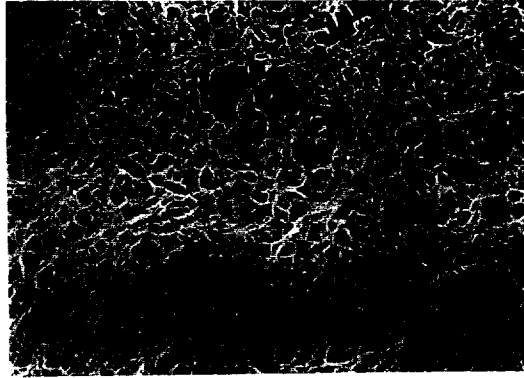


(b) Intermediate grain

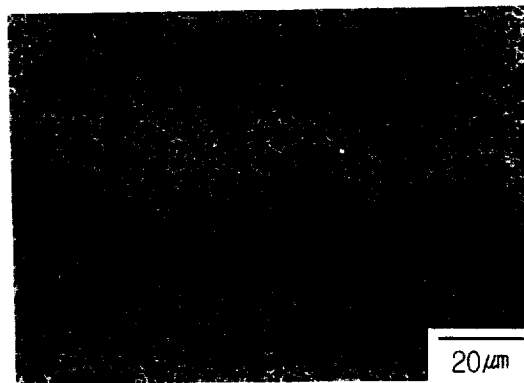


(c) Coarse grain

Fig. 15. Typical stress-strain curves obtained from static tensile tests.

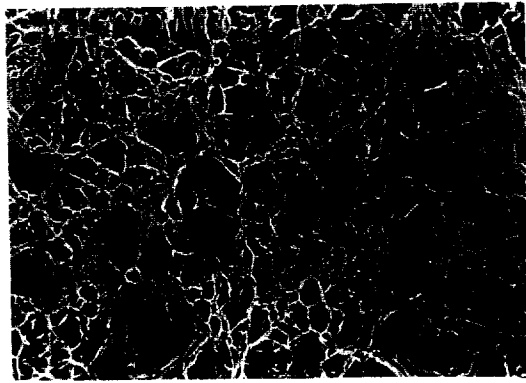


(a) F-0 ; spherodization : 0%

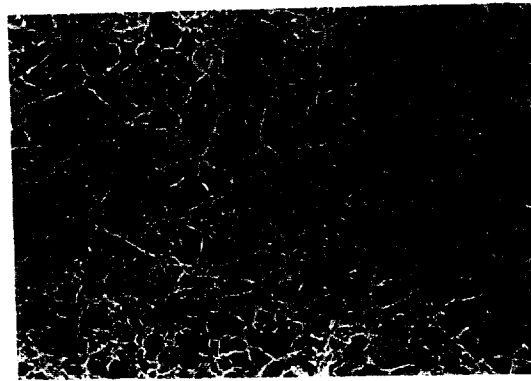


(b) F-80 ; spherodization : 100%

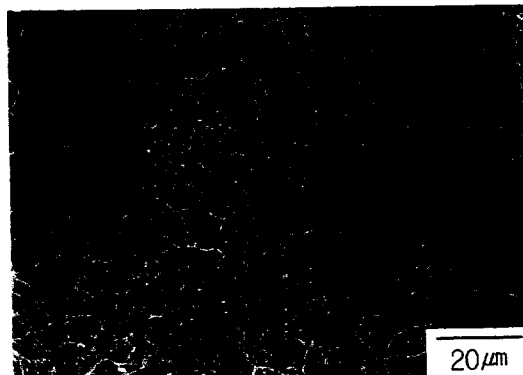
Fig. 16. SEM fractographs of the fractured fine grain specimens by tensile test.



(a) I-0 ; spherodization : 0%

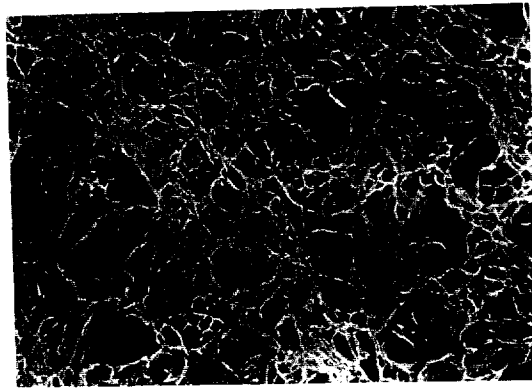


(b) I-50 ; spherodization : 55%

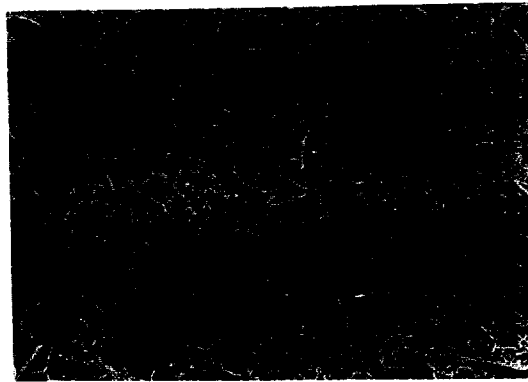


(c) I-80 ; spherodization : 91%

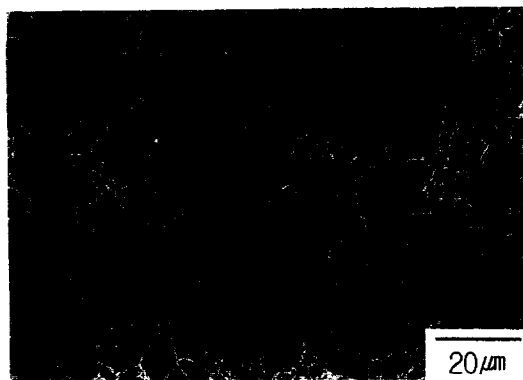
Fig. 17. SEM fractographs of the fractured intermediate grain specimens by tensile test.



(a) C-0 ; spherodization : 0%



(b) C-50 ; spherodization : 52%

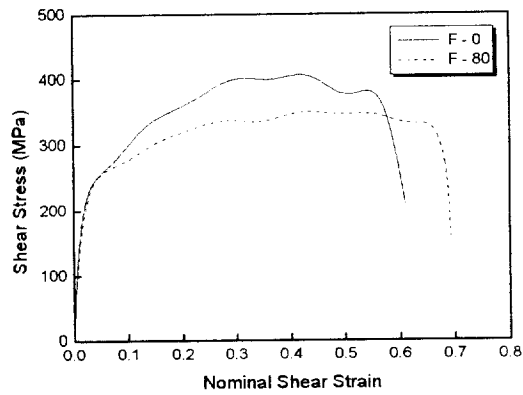


(c) C-80 ; spherodization : 83%

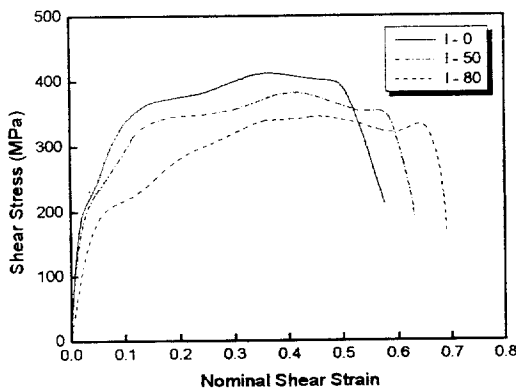
Fig. 18. SEM fractographs of the fractured coarse grain specimens by tensile test.

Table 4. Dynamic shear properties of the specimens.

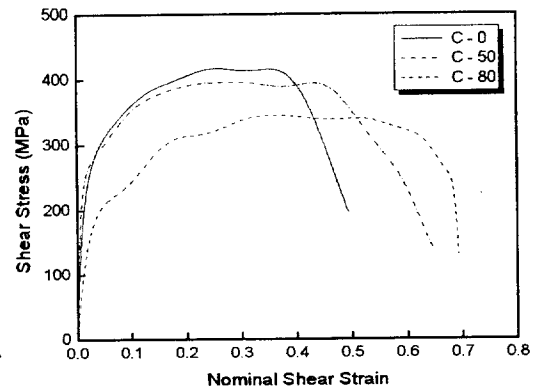
Specimen No.	Grain size (μm)	Spherodization (%)	Maximum shear stress (MPa)	Shear strain at maximum shear stress point	Fracture shear strain
F-0	4.6	0%	407	0.43	0.66
F-80		100%	350	0.48	0.69
I-0	11.0	0%	413	0.36	0.57
I-50		55%	379	0.41	0.63
I-80		91%	344	0.45	0.69
C-0	35.5	0%	417	0.25	0.50
C-50		52%	397	0.28	0.66
C-80		83%	345	0.35	0.69



(a) Fine grain

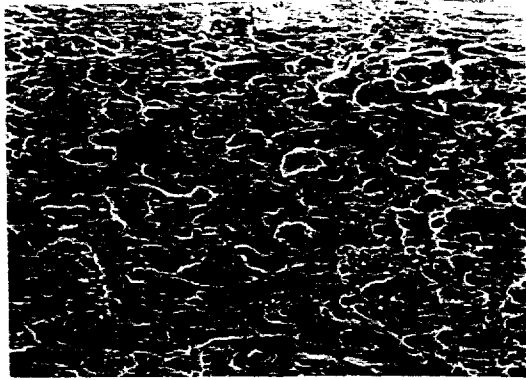


(b) Intermediate grain

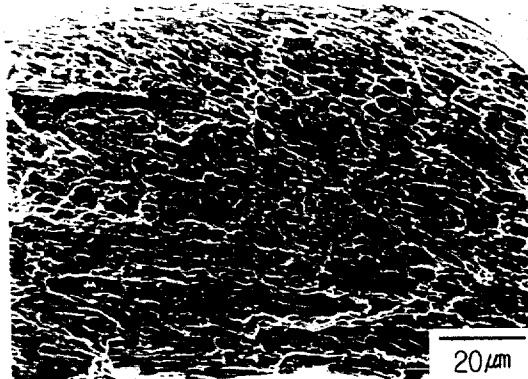


(c) Coarse grain

Fig. 19. Typical stress-strain curves obtained from dynamic torsion tests.

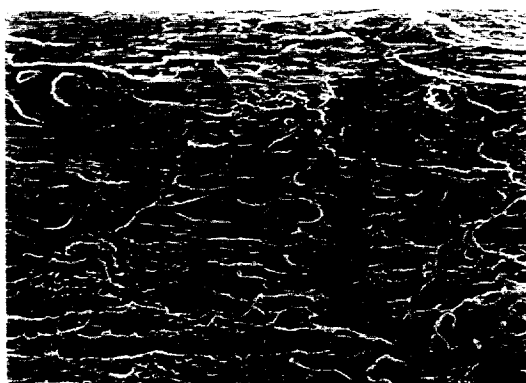


(a) F-0 ; spherodization : 0%

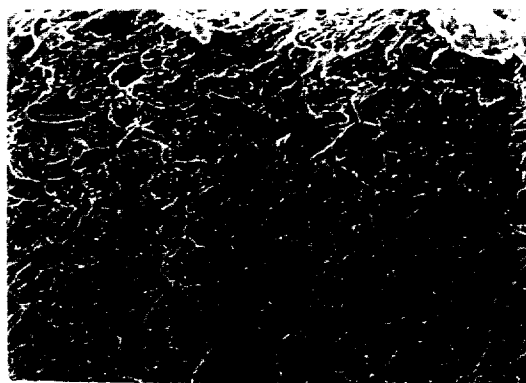


(b) F-80 ; spherodization : 100%

Fig. 20. SEM fractographs of the fractured fine grain specimens by dynamic torsional test.



(a) I-0 ; spherodization : 0%

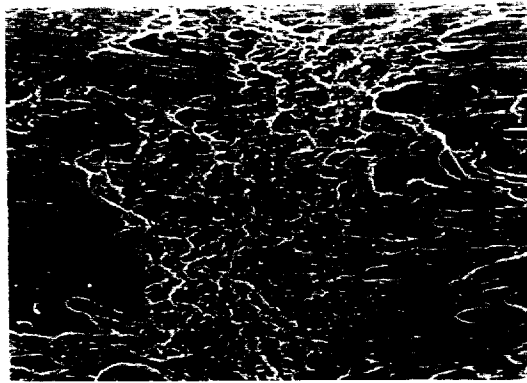


(b) I-50 ; spherodization : 55%

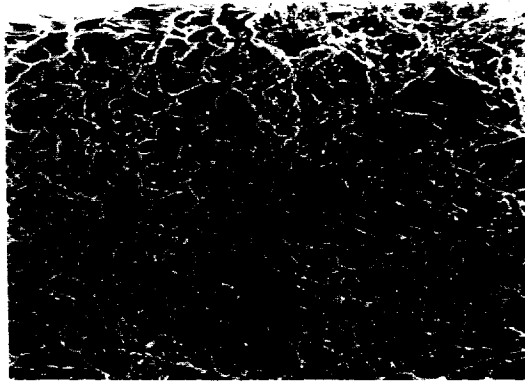


(c) I-80 ; spherodization : 91%

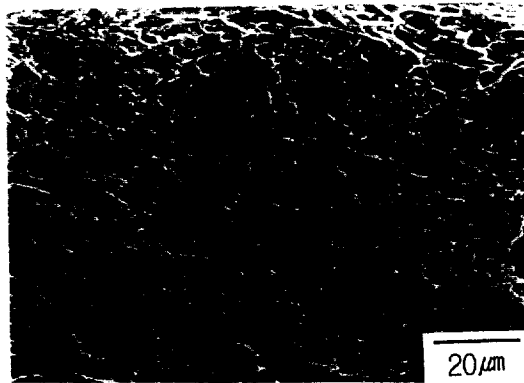
Fig. 21. SEM fractographs of the fractured intermediate grain specimens by dynamic torsional test.



(a) C-0 ; spherodization : 0%

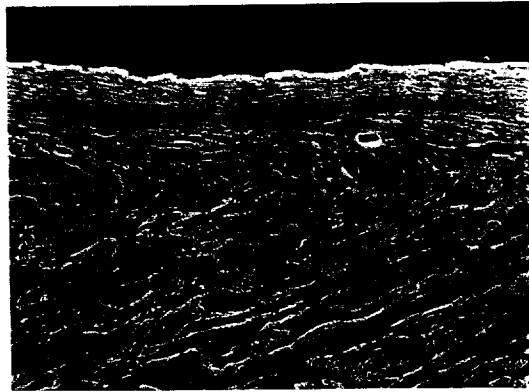


(b) C-50 ; spherodization : 52%

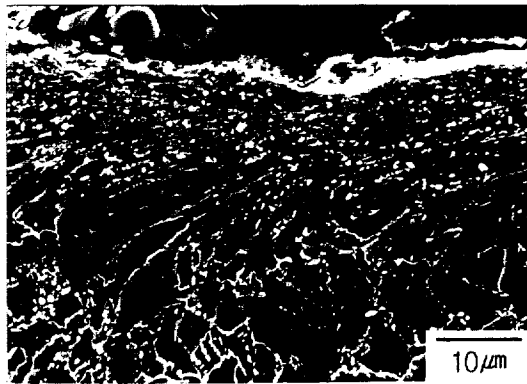


(c) C-80 ; spherodization : 83%

Fig. 22. SEM fractographs of the fractured coarse grain specimens by dynamic torsional test.



(a) F-0 ; spherodization : 0%



(b) F-80 ; spherodization : 100%

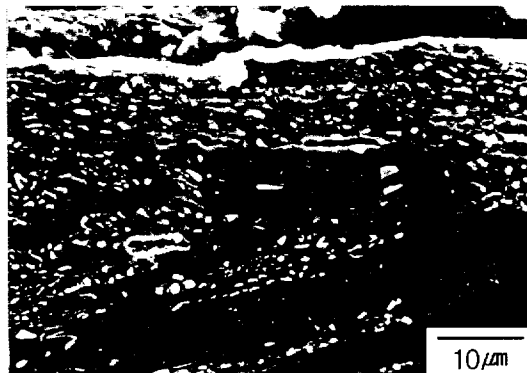
Fig. 23. SEM micrographs of the deformed area of side area in the fractured fine grain specimens under dynamic loading condition.



(a) I-0 ; spherodization : 0%



(b) I-50 ; spherodization : 55%

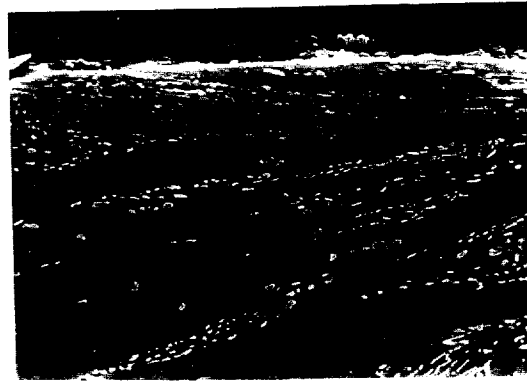


(c) I-80 ; spherodization : 91%

Fig. 24. SEM micrographs of the deformed area of side area in the fractured intermediate grain specimens under dynamic loading condition.



(a) C-0 ; spherodization : 0%



(b) C-50 ; spherodization : 52%



(c) C-80 ; spherodization : 83%

Fig. 25. SEM micrographs of the deformed area of side area in the fractured coarse grain specimens under dynamic loading condition.

5. 고 찰

재료의 동적물성향상에 영향을 미치는 인자로는 합금설계, 미세조직 개선, 고속가공 공정제어 등을 들 수 있다. 본 연구에서는 이 중 냉간단조용강의 미세 조직학적인자, 즉 결정립 크기 및 탄화물의 구상화율을 변화시킨 재료를 제작하여, 정적인장 및 동적비틀림 조건 하에서 재료의 기계적 성질 및 변형거동을 조사하였다.

그림 26은 동적비틀림 시험에서 재료가 파단에 이르는 과정을 균일변형과 불균일 변형으로 구분하고, 각 단계에서 재료의 동적거동에 영향을 주는 인자를 나타낸 것이다. 이 그림에서의 첫 번째 구간은 최고 응력에 도달하기까지의 구간으로 정적인장과 동적비틀림 시험 모두 가공경화가 일어나는 과정이며 재료는 균일변형을 하게 된다. 불균일변형에서 정적인장과 동적비틀림 시험은 다른 변형거동을 나타낸다. 정적인장 시험은 국부적 불균일변형에 기인하는 Necking으로 응력집중이 가속화되어 파단에 이르는 과정을 거친다. 그러나 동적비틀림 시험에서는 불균일변형을 두 구간으로 나누었으며, 따라서 재료는 동적비틀림 시험에 의해 변형초기부터 파괴시까지 총 3단계 구간을 거치게 된다. 동적비틀림 시험의 두 번째 구간은 최대하중에서 단열성 전단밴드가 형성되기 이전까지의 구간으로, 재료의 열적연화에 의한 국부적 변형집중과 이로 인한 단열성 전단밴드가 형성되는 구간이다. 세 번째 구간은 단열성 전단밴드가 형성되고 파단에 이르는 구간으로, 단열성 전단밴드내의 국부적인 부분에 형성된 미소균열이 시편전체로 전파되면서 파단에 이르는 과정이다. 이와 같이 동적하중에서 각 구간별로 결정립 크기와 탄화물의 구상화율을 변화시킨 금속조직 인자의 변경이 동적변형거동에 미치는 영향을 살펴보았다.

냉간단조성 향상을 위해서는 동적변형구간에서 최대응력에 도달하기까지의 변형량인 균일변형을 극대화하는 것이 바람직하다. 이런 관점에서, 정적인장과

동적비틀림 시험에서 결정립크기 및 구상화율 변화와 같은 금속조직 인자가 균일변형 변화거동에 미치는 영향에 대하여 조사하였다. 그림 27은 결정립 크기 및 구상화율 변화에 따른 균일변형 변화거동을 나타낸 것이며, 정적인장과 동적비틀림 시험 모두에서 결정립이 미세화되고, 탄화물의 구상화율이 클수록 균일변형율은 증가되었다. 균일변형구간에서의 이러한 현상은 전위의 움직임과 연관시켜 해석 할 수 있다. 결정립의 경우 전위 이동의 장애물로 작용하여 전위의 집적을 일으킨다. 조대한 결정립의 경우 전위의 집적은 높은 응력집중을 일으켜 국부적 위치에서 재료의 파단응력에 빨리 도달되어 미세균열을 발생시키므로 최대강도와 연신율이 저하한다. 반면, 미세한 결정립은 인접 결정으로 Cross slip이 진행되며, 전위교차에 의한 부동전위의 생성으로 연신율과 최대강도가 높아진다. 또한, 구상화율이 높을수록 탄화물의 균열은 매우 어렵게 되어 연성이 증가한다. 이와 같이 구상화탄화물의 균열이 어려운 이유는 페라이트 기지에서 전위가 판상의 탄화물에서 보다 더 쉽게 교차슬립하여, 전위 집적부에서 높은 응력의 상승을 피할 수 있기 때문이다. 또한, 구상화된 탄화물들과 기지 사이의 작은 접촉면적 때문에 구상탄화물에서 생기는 인장 또는 전단 응력이 충상탄화물 보다 더 작기 때문이다[36].

가공경화 영향이 재료의 열적연화보다 크게 나타나는 동적비틀림 시험의 첫 번째 구간에서는 재료의 고속 성형공정시 성형성 향상을 위한 금속조직 인자 영향이 정적인장 시험에서의 경향과 일치함을 보여준다. 또한 그림 28에 나타난 바와 같이 결정립을 미세화시키고 탄화물 구상화율이 높을수록 동적비틀림 시험결과가 정적인장 시험결과와 같이 가공경화속도를 낮추어 균일변형을 증가시키는 경향을 나타내었다. 따라서 재료의 정적인장 시험 결과로부터 동적 성형공정의 균일변형 경향을 추정할 수 있다.

동적비틀림 시험의 두 번째 구간은 가공경화의 영향보다 동적변형에 의해 발생하는 열로 재료의 열적연화 영향이 더 큰 구간이다. 재료의 동적변형거동에서 최대응력점을 통과한 후 열적 연화된 재료의 일부분에서 소성변형이 집

중되고 이로 인해 단열성 전단밴드가 형성된다.

최대응력점을 경과하면서 단열성밴드를 형성하기까지 소요되는 불균일변형량에 대하여 고찰하였다. 이 구간에서는 곡선의 기울기와 변형량에 따라 불균일 변형정도를 나타낼 수 있다. 그림 29는 이 구간에서 결정립크기와 구상화율의 변화에 따른 기울기와 변형량을 나타낸 것이다. 결정립이 조대할수록, 구상화율이 커질수록 기울기 값은 적어지고 변형량이 커져 이 구간의 변형정도가 커짐을 알 수 있다. 이는 동적상태에서 재료의 강도값이 높아 열적연화가 느린 조건에서 단열성 전단밴드 형성이 어려워 불균일변형이 커지는 것으로 사료된다. 또한 단열성 밴드형성까지의 불균일변형량은 결정립이 조대하고 탄화물 구상화율을 높임으로써 이 구간의 불균일변형량을 증대시킬 수 있다. 그러나 이 값은 균일변형량에 비하여 적은 량이다.

동적비틀림 시험의 세 번째 구간은 단열성 전단밴드가 형성된 상태에서 파단에 이르는 과정이다. 이 과정의 변형량은 전체변형량 중 상대적으로 작은 비율을 차지하나, 그림 30에 나타난 바와 같이 결정립크기와 구상화율 변화에 따라 뚜렷한 경향을 나타내고 있다. 즉, 결정립 크기가 미세할수록 구상화율이 높을수록 기울기는 높아지고 변형량은 작아져 이 구간의 변형정도가 작아지게 된다. 동적변형거동에서 재료의 강도가 클수록 이 변형량은 작아지며 소성변형이 어려워 결국 급작스러운 파단에 이르는 경향으로 변화한다.

그림 31은 나타난 것과 같이 본 동적비틀림 전체 시험조건에서의 파단은 단열성 전단밴드와 기지 금속의 경계부에서 발생, 전파되는 것으로 추정된다. 파단면은 전단방향으로 연신된 덩플로 이루어진 연성파단면을 나타내었으며(그림 20, 21, 22), 전체 시험조건에 걸쳐 단열성 전단밴드가 형성된 것을 확인하였다(그림 23, 24, 25).

그림 32은 F-80시료의 단열성 전단밴드부위와 변형을 받지 않은 부위의 TEM 사진이다. 단열성 전단밴드는 빠른 전단변형속도로 인해 재료가 열적 연화되면서 변형이 집중되는 부분이다. TEM 사진에서와 같이, 단열성 전단밴

드내의 조직은 심한 변형을 받아 전위 밀도가 높고, 전단방향으로 변형된 작은 결정으로 이루어져 있다.

이와 같은 미세조직적 변화는 그림 33에 나타난 바와 같이 단열성 전단밴드를 경계로 하여 미소경도값의 변화가 뚜렷이 나타나고 있다.

그림 34는 결정립크기와 탄화물 구상화율을 변화시킨 동적비틀림 시험에서 균일, 불균일변형의 각 구간에서 재료의 동적변형거동에 미치는 금속조직인자의 영향을 정리한 것이다. 결정립미세화는 균일신율을 증대시키는 효과를 가지나, 탄화물 구상화율을 높이면 균일변형과 불균일변형을 증대시키는 복합적 효과를 나타내었다. 또한 조대한 결정립의 경우라도 탄화물 구상화율을 높이면 최대응력점 후 불균일 변형량을 증대시키는 효과를 나타내었다.

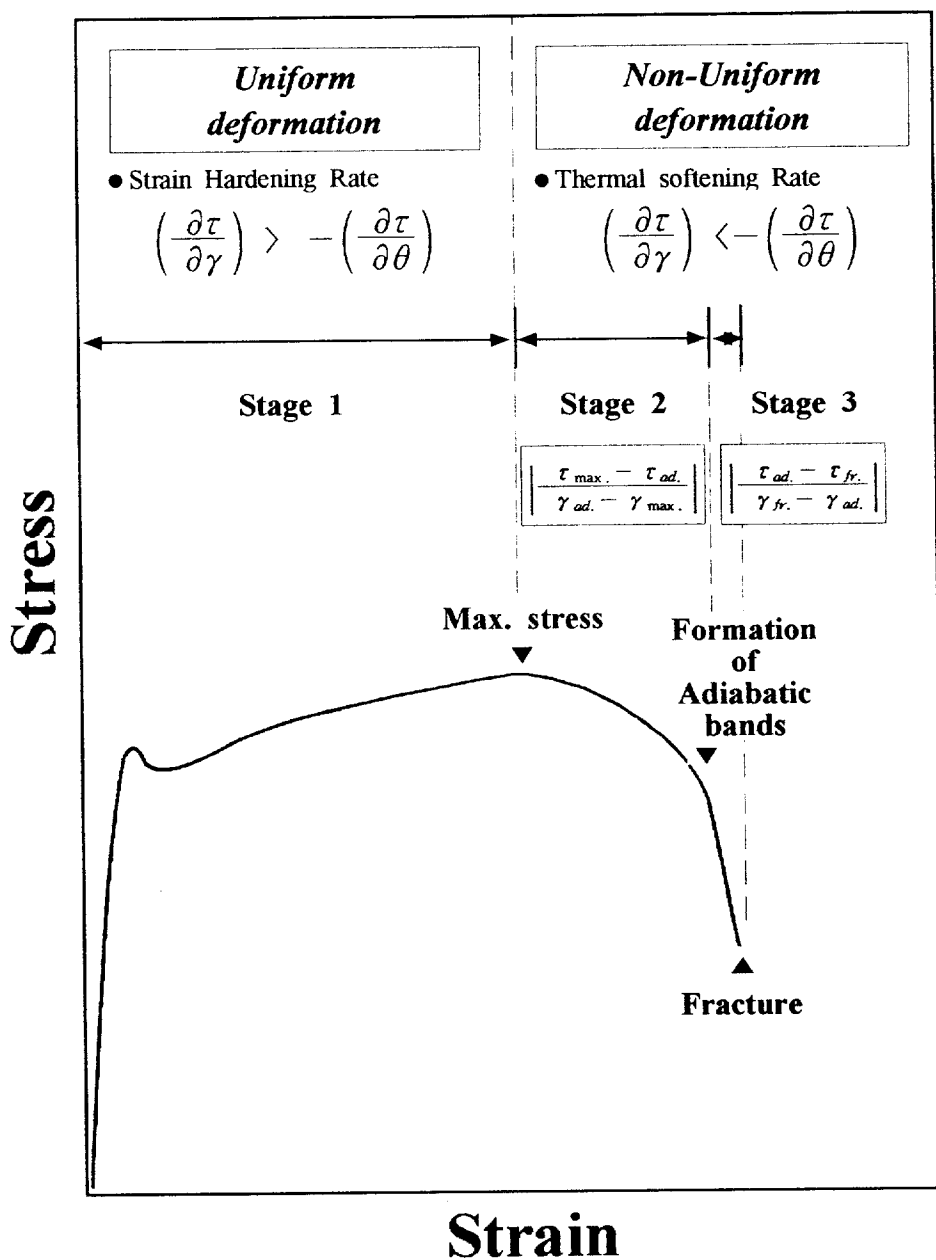
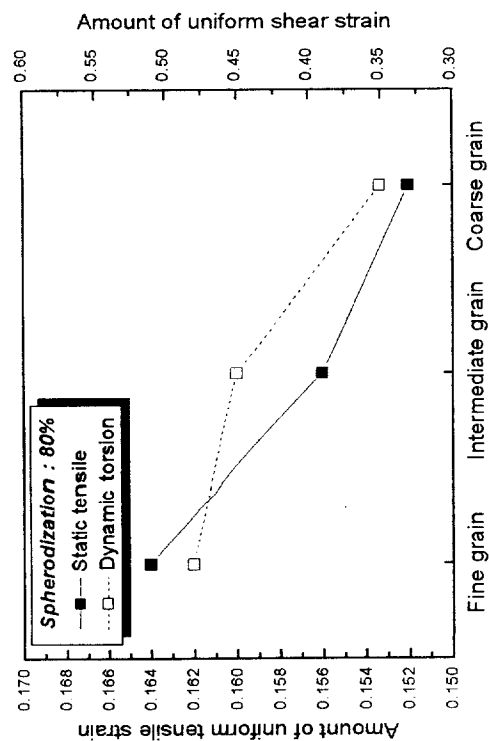
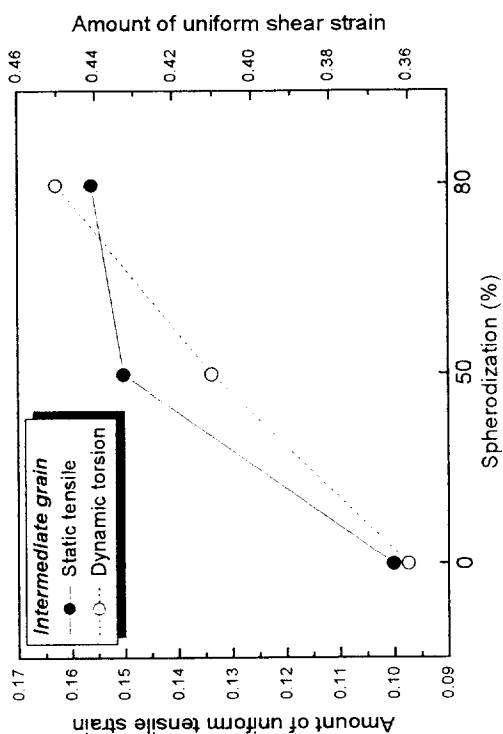


Fig. 26. Torsional stress-strain curve showing the 3 stages of dynamic deformation behavior.

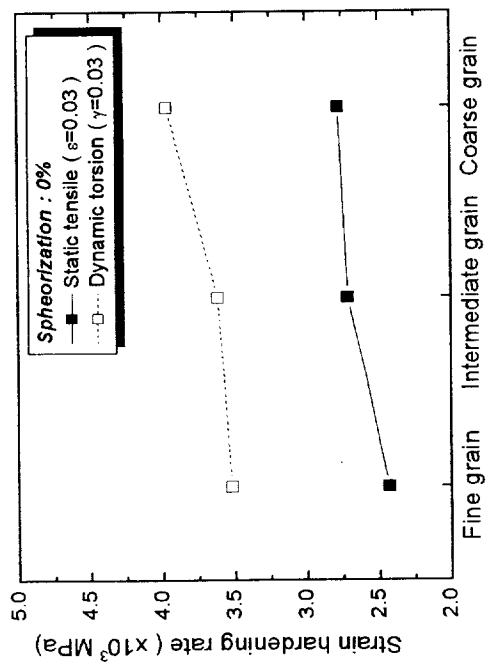


(a) Variation of grain size

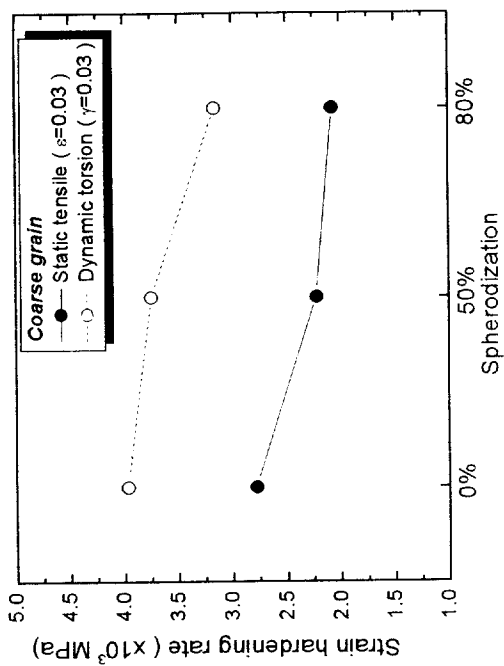


(b) Variation of spheroidization

Fig. 27. Effect of grain size and spheroidization on uniform strain of static tensile and dynamic torsion tests.

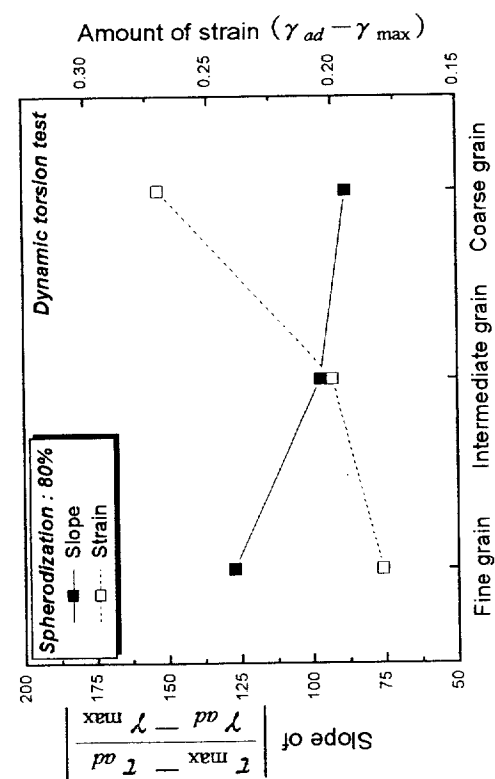


(a) Variation of grain size

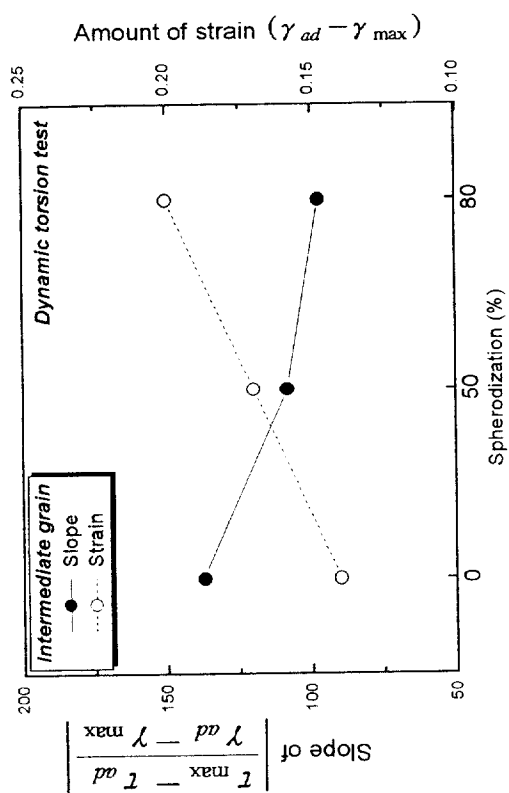


(b) Variation of spherodization

Fig. 28. Effect of grain size and spherodization on strain hardening rate of static tensile and dynamic torsion tests.

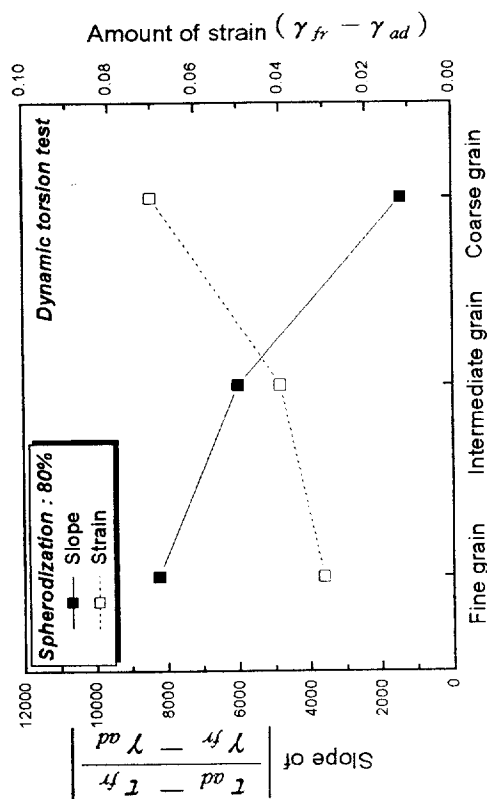


(a) Variation of grain size

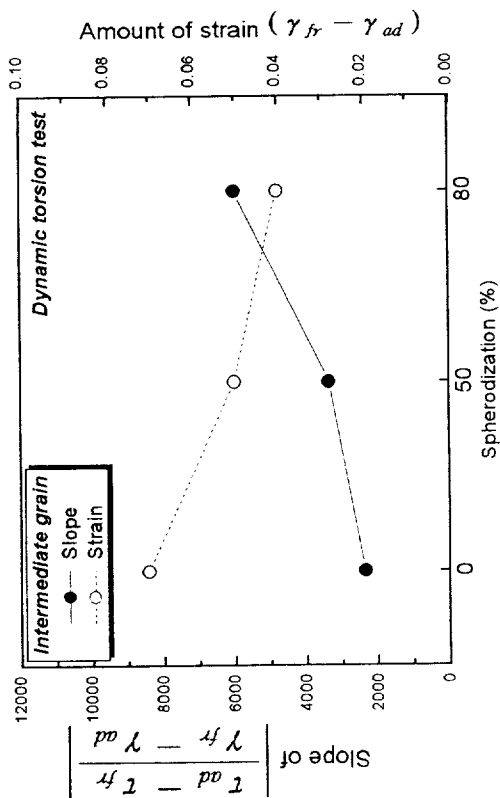


(b) Variation of spherodization

Fig. 29. Effect of grain size and spherodization on the stage 2 non-uniform strain of dynamic torsion test.



(a) Variation of grain size



(b) Variation of spherodization

Fig. 30. Effect of grain size and spherodization on the stage 3 non-uniform strain of dynamic torsion test.

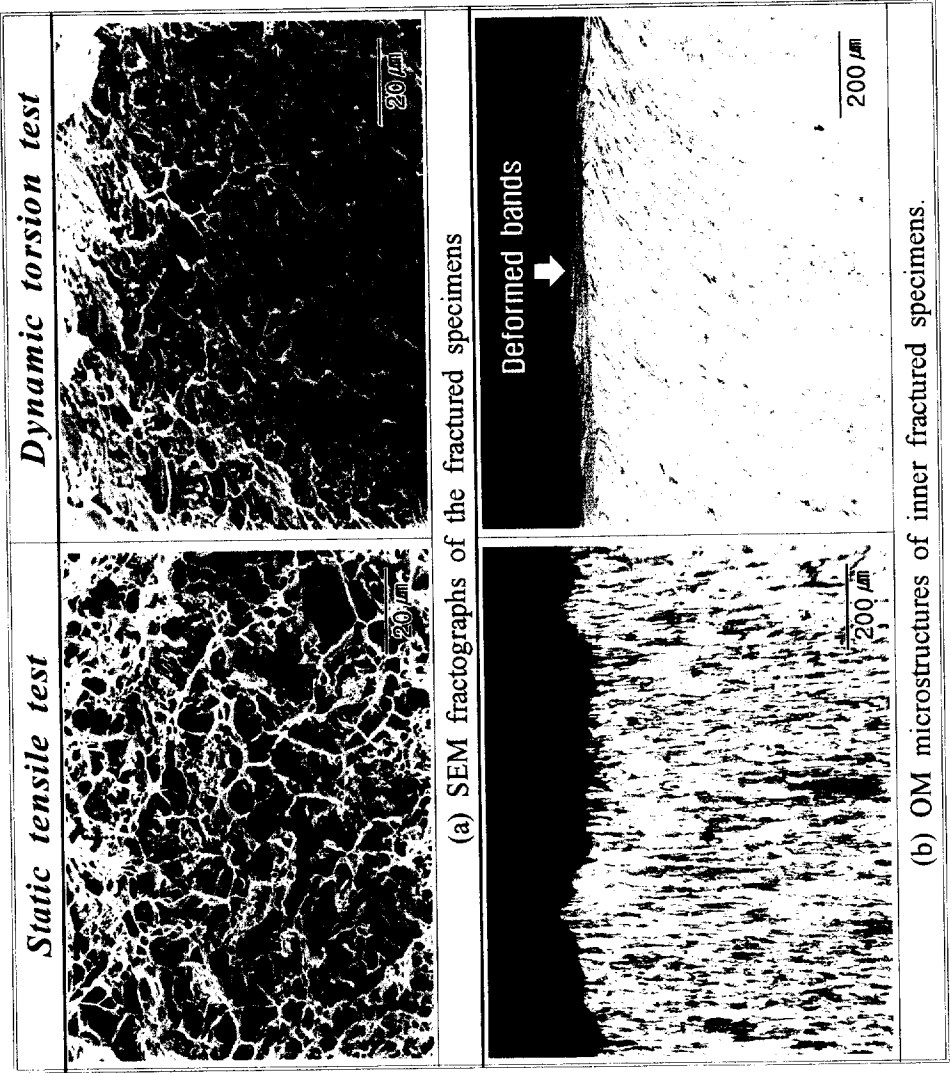


Fig. 31. Micrographs of the deformed area in fractured tensile and torsion specimens of 50% spheroidized intermediate grain.

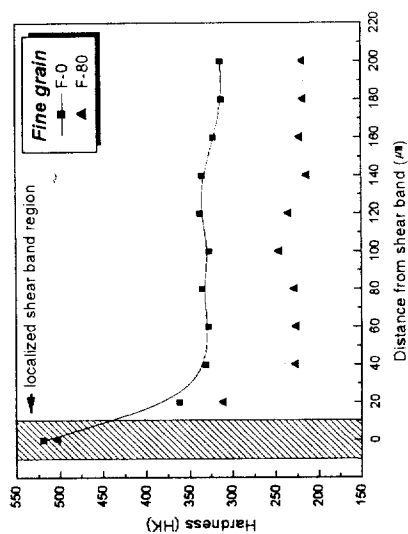


(a) Undeformed structure

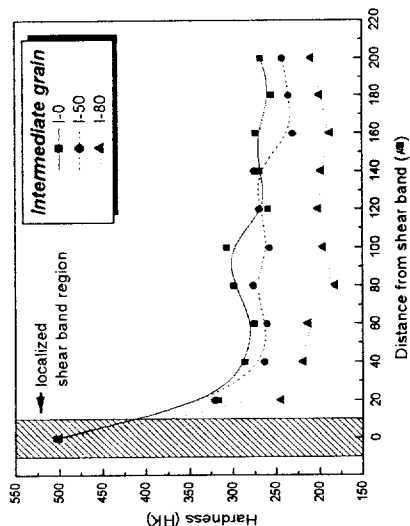


(b) Structure in shear band

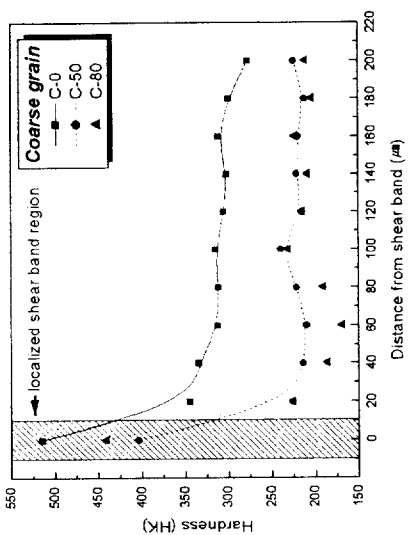
Fig. 32. TEM micrographs of P-80 specimen.



(a) Fine grain



(b) Intermediate grain



(c) Coarse grain

Fig. 33. Microhardness data on the near shear band region.

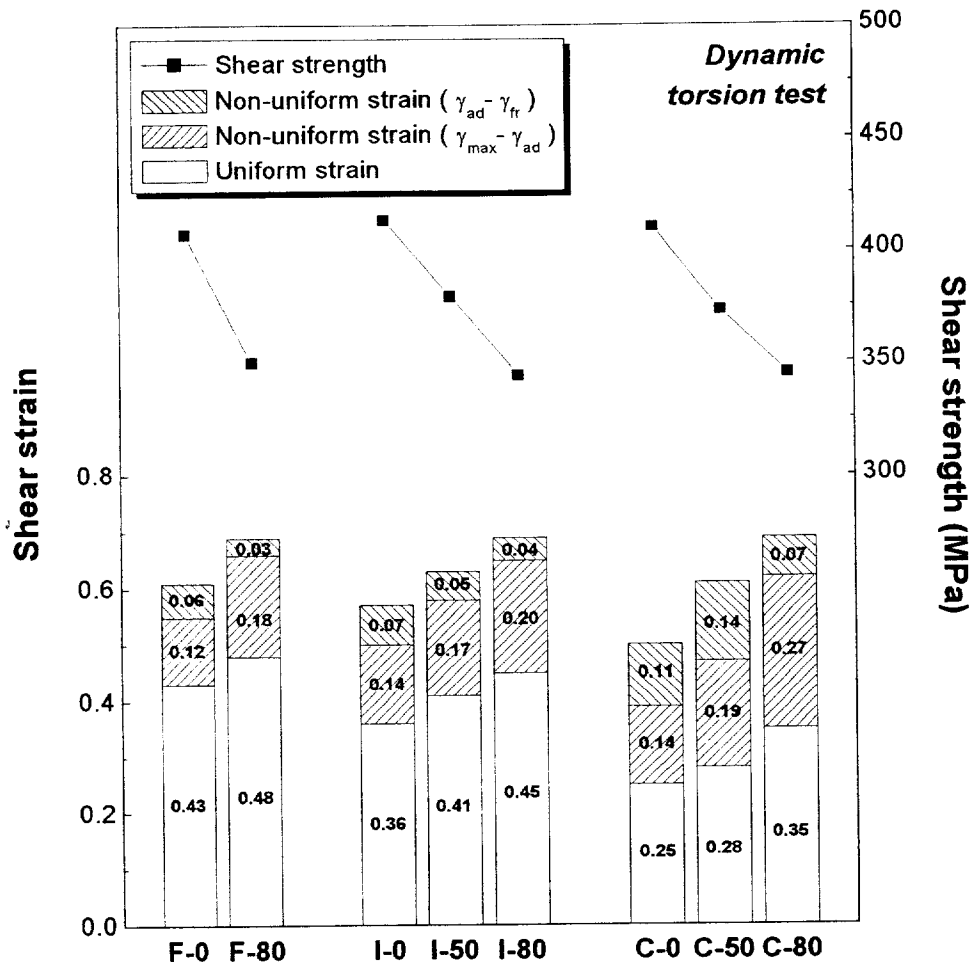


Fig. 34. Characteristics of stress-strain data obtain from dynamic torsion test.

6. 결 론

열처리를 통해 결정립 크기 및 탄화물 구상화율을 변화시킨 SCM415강에 대해 정적인장실험 및 동적비틀림실험을 실시하고, 정적 및 동적변형거동에 미치는 금속조직 인자의 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 정적 및 동적시험결과 모든 시편에서 하중속도에 상관없이 뒤틀림현상의 연성 파괴를 나타내었다. 정적하중인 경우 공동의 생성 및 성장, 합체에 의해 연성파괴가 일어났으며, 동적하중인 경우 소성변형이 국부적으로 집중된 영역인 단열성 전단밴드가 생성되어 최종적으로 파괴가 일어났다.
2. 정적인장시험에 따른 재료의 변형거동은 탄화물 구상화율이 커질수록 인장강도는 낮아지고 균일변형률 및 불균일변형률이 커졌다. 또한 결정립 크기가 미세할수록 인장강도는 높아지고 균일변형률 및 불균일변형률이 커지는 경향을 나타내었다.
3. 동적하중하에 따른 재료의 변형거동은 탄화물 구상화율이 커질수록 전단강도는 낮아지고 균일변형률이 커져 정적하중과 동일한 경향을 나타내었다. 그러나 전단강도는 결정립 크기에 영향을 받지 않았으며, 결정립이 미세할수록 균일변형률이 커지고 불균일변형률은 작아지는 경향을 나타내었다.
4. 결정립이 미세하고 구상화율이 80%인 시료가 최대 하중까지의 변형량이 0.48로 극심한 동적하중하에서도 균일변형률이 가장 커서 냉간가공성이 우수한 것으로 판단되었다.

참 고 문 헌

- (1) A. Marchand and J. Duffy : J. Mech. Phys. Solids, 36 (1988), 251.
- (2) K.A. Harlley, J. Duffy, and R.H. Hawley : J. Mech. Phys. Solids, 35 (1987), 283.
- (3) R.G. O donnell and R.L. Woodward : J. Mat. Sci., 23 (1988), 3578.
- (4) S.L. Semiatin and G.D. Lahoti : Metall. Trans. A, 14A (1983), 105.
- (5) A.L. Wingrove : Metall. Trans., 4 (1973), 1829
- (6) K. Cho, S. Lee, and I.M. Park : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 29 (1991), 73
- (7) L.M. Brown, W.M. Stobbs : Phil. Mag., 34 (1976), 351
- (8) S.H. Goods, L.M. Brown : Acta Metall., 27 (1979), 1
- (9) A.S. Argon, J. Im : Metallurgical Trans., 6A (1975), 839
- (10) Van Stone, et al. : Int. Metals Reviews, 30 (1983), 157
- (11) E.O. Hall : Proc. Phys. Soc. London, B64 (1951), 747
- (12) N.J. Petch : J. Iron Steel Inst., 174 (1953), 25
- (13) M.F. Ashby, L. Johnson : Phil. Mag., 20 (1969), 1009
- (14) 井上毅, 木下修司 : 鐵と鋼, 62 (1976), 875
- (15) J.C. Fisher, E.W. Hart, R.H. Pry : Acta Met., 1 (1953), 336
- (16) E. Orowan : Symp. on Internal Stress in Metals and Alloys, The Inst. Metals, London, (1948), 451.
- (17) A.R. Rosenfield, et al. : Trans. ASM, 61 (1968), 807
- (18) G.S. Ansell, F.V. Lenel : Acta Met., 8 (1960), 612
- (19) G.I. Taylor, H. Quinney : Proc. Royal Soc. (London), A143 (1934), 307-326
- (20) P.M. Sargent, M.F. Ashby : Cambridge Univ. Engng. Dept. Report

No. CUED/C/MATS/TR.98. (1983)

- (21) H.C. Rogers : *Ann. Rev. Mat. Sci.*, 9 (1979), 283-311
- (22) S.P. Timothy : *Acta Metall.*, 35 (1987), 301-306
- (23) L.S. Costin, E.E. Crisman, R.H. and J. Duffy : In *Inst. Phys. Conf. Ser. No. 47* (1979), 90-100
- (24) K.A. Hartley : *Ph.D. Thesis, Brown University* (1986)
- (25) K.H. Hartmann, H.D. Kunze, L.W. Meyer : In *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals* (ed. Meyers, M.A. and Murr, L.E.) (1981), 325-337
- (26) C. Zener, J.H. Hollomon : *J. Appl. Phys.*, 15 (1944), 22-32
- (27) H.C. Rogers, C.V. Shastry : *Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals* (eds. M.A. Meyers, and L.E. Murr) (1981), 285-298
- (28) J.L. Derep : *Acta Metall.*, 35 (1987), 1245-1249
- (29) J.H. Giovanola : *Mech. of Materials*, 7 (1988a), 59-71
- (30) J.H. Giovanola : *Mech. of Materials*, 7 (1988b), 73-87
- (31) D.C. Drucker : *Proc. 1st U.S. Natl. Congress Appl. Mech.*, (1951), 487-491
- (32) A.G. Considere : *Annals des Ponts et Chaussees*, 9 (1885), 574-775
- (33) R.F. Recht : *J. Appl. Mech.*, 31 (1964), 189-193
- (34) R.S. Culver : In *Metallurgical Effects at High Strain Rates* (eds. R.W. Rohde, B.M. Butcher, J.R. Holland, C.H. Karnes) (1973), 519-530
- (35) E. A. Chojnowski and W. J. Tegart : *J. Met. Sci.*, 2 (1968), 14
- (36) G.E. Dieter : *"Mechanical Metallurgy"*, 2nd Ed., McGraw-Hill Book Company, New York, (1976), 280

감사의 글

대학원 생활 2년, 어느 때 보다는 저에게 많은 것을 가르쳐 주고, 진정으로 저한테 있어서 중요한 게 될지 깨우쳐 주는 기간이었습니다. 이러한 모든 깨우침은 자상하고 따뜻한 사랑으로 이끌어 주신 김현주 교수님 덕분입니다. 교수님께서 몸소 보여주신 연구에 대한 열정은 제게 큰 가르침이었습니다. 무한한 감사를 드립니다.

아울러 바쁘신 와중에도 논문심사를 맡아 주시고 많은 조언을 해 주신 김무길 교수님과 정병호 교수님께 감사를 드립니다.

또한, 대학원 전과목을 이수하는 동안 학문적 지도와 세심한 가르침을 주신 김창규 교수님, 오이식 교수님, 김한군 교수님, 이종문 교수님, 강창룡 교수님께도 감사를 드립니다.

바쁘거나 힘들 때 항상 도움을 아끼지 않았던 이동희, 김웅진, 김성재, 박정욱, 김성일, 이지원, 김성환, 전진표 실험실 후배와 같이 연구하며 고생한 문윤길, 박봉훈 동기 및 김태형, 황길수 대학원 후배에게도 깊은 감사를 드립니다. 뿐만 아니라 지금은 실험실에 없지만 항상 격려와 조언을 아끼지 않았던 김지호, 손광진, 최기재, 최진호, 김성국, 허형근, 황윤철, 인병렬, 조승찬, 전준용 실험실 선·후배님께도 감사의 마음을 전해드리고 싶습니다.

오늘의 제가 있기까지 어렵고 힘든 생활 속에서도 항상 정성으로 기원해 주신 형님과 형수님, 누님, 자형과 함께 이 작은 결실의 기쁨을 나누고자 합니다.

2002년 8월

임 중 민