

〈 論 文 〉

Fe-X%Mn 합금의 동적 소성변형거동

朴弘來·李庭玟·成浣·金源伯*·崔鍾述**

국방과학연구소

*한국자원연구소

**연세대학교 공과대학 금속공학과

Dynamic plastic deformation behavior of Fe-X%Mn alloys

Hong Lae Park, Jeong Min Lee, Wan Sung, Won Baek Kim*, Chong Sool Choi**

Agency for Defense Development, 305-600, Youseong

*Korea Institute of Geology, Mining, and Materials

**Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University, 120-749, Seoul

ABSTRACT

The high strain-rate dynamic plastic behavior of Fe-X%Mn alloys was investigated. The strain rate did not have an effect when tested under quasi-static strain rates ($2 \times 10^{-3}/\text{sec}$ and $2 \times 10^{-1}/\text{sec}$). However, the true stress increased at all strain levels when the strain rate increased to $6 \times 10^3/\text{sec}$. Based on the experimental results, an constitution equation to calculate the dynamic strength for strain rates over $10^4/\text{sec}$ was determined. The Fe-5%Mn alloy containing athermal α' martensite initially did not show work hardening. The work hardening increased with Mn content showing a maximum at 20% Mn. The high work hardening of Fe-20%Mn and Fe-30%Mn alloys appears to be closely related not only to the initial amounts of ϵ martensite but to the strain induced transformation ($\gamma \rightarrow \epsilon$ and $\epsilon \rightarrow \alpha'$) occurring during each stages of deformation.

1. 서 론

고 Mn 오스테나이트 강은 오래 전부터 내마모 고 인성재료로 연구 개발되어 왔으며¹⁾ 액화 천연가스 저장탱크, 자성재료, 우주 산업재료 등 극저온 구조용 재료로써 활용하기 위한 시도가 폭넓게 진행되어 왔

다²⁻⁴⁾. 최근 산업발전의 고도화에 따라 기계 및 구조 재료의 사용환경은 인간공학적 요소를 고려한 다기능화를 요구하고 있으며, 이러한 요구에 부응하기 위해 우수한 강도를 유지하면서도 형상기억효과^{5,6)} 및 진동흡수특성을 보유한 방진합금이 개발되어⁷⁾ 이들 합금의 실용화를 위한 연구가 활발히 진행중에 있다.

가혹한 환경의 기계부품이나 특수 구조물로 이용되는 금속재료는 정적인 하중 뿐만 아니라 순간적인 동 하중에도 견딜 수 있는 기계적 특성을 보유해야 한다. 특히 외부 에너지의 충격을 받는 경우에는 고속 변형에 대한 강도특성이 우수한 재료의 선택이 강조되며, 이러한 재료를 개발하기 위해서는 고속 변형시의 특성을 파악하는 것이 매우 중요하다.

외력을 받으면 응력유기 마르텐사이트변태를 하는 Fe-Mn 합금의 기계적 성질에 대해서는 많은 연구자들에 의해 조사되어 왔으나⁸⁻¹⁰⁾ 이들은 $10^1/sec$ 이하의 변형속도하에서의 인장특성에 관한 연구가 대부분이었으며 $10^3/sec$ 이상의 고속 변형하에서의 재료특성에 대해서는 조사된 바가 전혀 없는 실정이다.

본 연구에서는 Mn 함량별로 기본적인 상조성과 변형중에 일어나는 상변태가 다른 Fe-Mn 합금의 고속 변형특성을 조사하기 위하여 용체화처리 후 각각 α' , γ 및 ϵ 의 단상 또는 혼합상을 갖도록 Fe-5%, 13%, 20%, 30% Mn의 조성을 갖는 Fe-Mn의 이원계 합금을 제조하였다. 이들 합금을 사용하여 정적 압축특성과 아울러 홉킨슨봉 시험법을 이용하여 동적압축 특성을 분석하였다. 이들 실험을 통해 얻어진 기본 데이터를 사용하여 응력과 변형율의 관계식인 구성방정식을 결정하였다. 또한 Fe-Mn 합금의 고속변형조건하에서의 구성방정식의 타당성을 분석하기 위하여 봉충격시험과 유체 동력학 프로그램에 의한 수치해석을 수행하였다.

2. 실험방법

2.1 시편준비

본 연구에 사용된 원료는 순도 99.95%의 전해철과 99.7%의 전해망간이었으며, 이들을 고주파 진공 유도로에서 용해하여 합금별로 8kg의 잉곳트를 제조하였다. 이 잉곳트는 1200℃에서 24시간 균질화처리를 하여 용고중에 형성된 편석을 제거하였다.

사용된 합금의 조성 및 Ms, As, Ar 온도를 표 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition and transformation temperature of Fe-Mn alloys

Alloy	composition (wt.%)			Transformation temperature(°C)			
	Mn	C	Fe	Ms	Mf	As	Af
Fe-5%Mn	4.71	0.02	bal.	592	471	748	800
Fe-13%Mn	13.62	0.01	bal.	155	134	223	388
Fe-20%Mn	20.04	0.01	bal.	140		184	210
Fe-30%Mn	30.20	0.015	bal.				

균질화처리가 끝난 잉곳트를 1100℃에서 두께 15mm의 판으로 열간압연한 후 길이대 직경비가 2인 직경 7mm 및 길이 14mm의 저·중속($10^3/sec$, $10^1/sec$) 압축시편을 제작하였다. $10^3/sec$ 의 변형속도를 사용한 동적 압축변형시험용 홉킨슨봉(Split Hopkinson pressure bar) 시험편은 일반적으로 이용되는 바와 같이 길이대 직경비가 0.7(직경 10mm 및 길이 7mm)로 하였으며, 고속 압축변형을 위한 봉충격 시험편은 직경 10mm, 길이 35mm로 제작하였다. 이와 같이 제작된 압축시험편은 1050℃의 95wt.% Barium Chloride ($BaCl_2 \cdot 2H_2O$) + 5% Sodium Chloride(NaCl) 염욕에서 1시간 동안 유지한 후 수냉하는 용체화처리를 하였다. 용체화처리한 시편의 X-선 회절시험은 Fe-K α 선을 이용하여 하였으며, 이 때 각 시편내에 존재하는 ϵ 마르텐사이트, α' 마르텐사이트, γ 오스테나이트의 체적분율은 40° ~ 120°의 회절각에서 생성된 모든 ϵ , α' , γ 회절선의 적분강도를 측정하여 계산하였다. 용체화처리후 합금내에 존재하는 각 상의 체적분율은 표 2와 같다.

Table 2. Volume fraction of each phase in solution treated Fe-Mn alloys

Alloy	Phase(vol.%)		
	γ	ϵ	α'
Fe-5%Mn	0	0	100
Fe-13%Mn	0	0	72
Fe-20%Mn	37.1	57.4	5.4
Fe-30%Mn	100	0	0

2.2 실험장치 및 방법

저·중속 압축변형에 따른 기계적 성질은 INSTRON(model 4505) 인장시험기를 이용하여 측정하였으며 $2 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 및 $2 \times 10^{-1}/\text{sec}$ 의 변형속도로 압축변형하였다. 동적 및 고속변형에 따른 기계적 성

질은 그림 1 및 그림 2에 보인 바와 같은 시험장치를 사용하여 측정하였으며, 각각 $6 \times 10^3/\text{sec}$, 최대 $9 \times 10^4/\text{sec}$ 의 변형속도를 얻을 수 있도록 압축변형 및 충돌시켜 조사하였다.

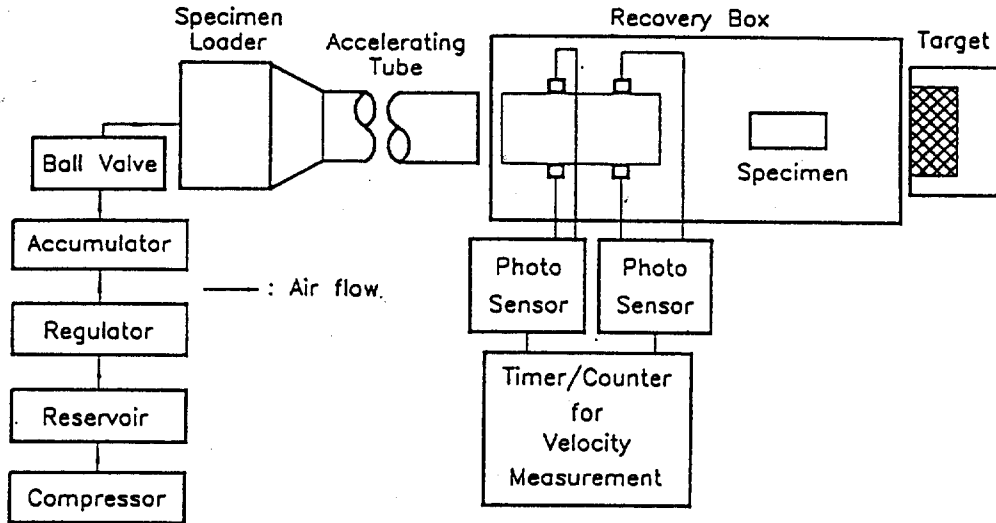


Fig. 1 Schematic diagram of split Hopkinson pressure bar set-up

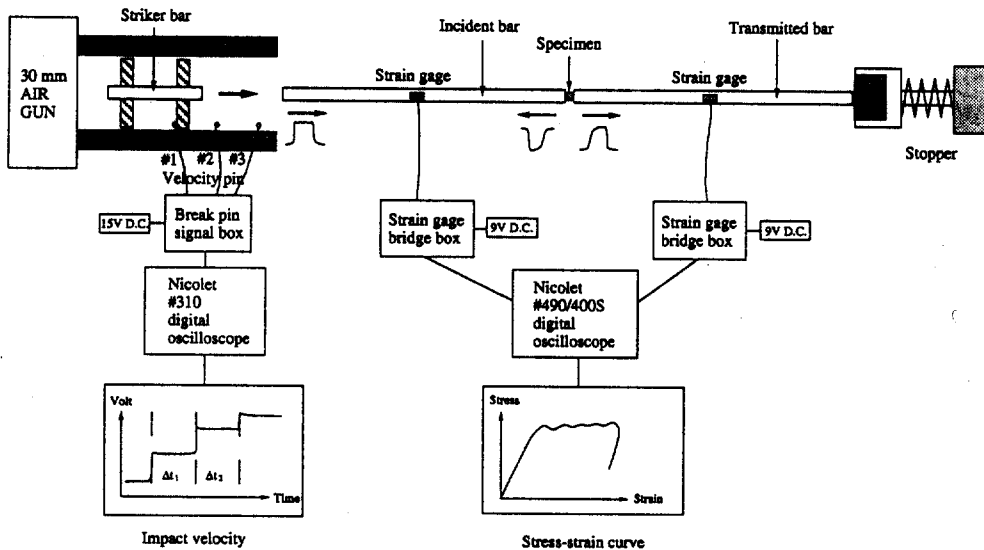


Fig. 2 Schematic diagram rod impact set-up

그림 1은 $10^3/\text{sec}$ 정도의 변형속도를 얻기 위한 홉킨슨봉(split Hopkinson pressure bar) 시험장치로 압축된 공기를 순간적으로 방출하여 순간압력을 형성시키는 공압장치, 속도측정장치, 충격봉(striker bar), 입력봉(incident bar), 출력봉(transmitter bar) 등으로 구성되어 있다. 입력봉과 출력봉 사이에 시편을 설치한 후 충격봉을 입력봉에 충돌시키면 이때 발생한 압력파가 입력봉으로 전달된다. 이어서 시편을 거쳐 압력파가 출력봉으로 전달되면 두 봉 사이에 위치한 시편은 임피던스의 차에 의하여 소성변형을 하게 된다. 이때 입력봉과 출력봉의 중간에 부착된 스트레인 게이지의 신호를 이용하여 시편에 가해진 하중 σ 와 시편의 변형속도 $\dot{\epsilon}$ 을 각각 식(2) 및 식(1)¹¹⁾에 의해 계산하였다.

$$\dot{\epsilon}(t) = -2C_0/L \cdot \dot{\epsilon}_R(t) \quad (1)$$

$$\sigma(t) = A_0/A_L \cdot E \cdot \epsilon_T(t) \quad (2)$$

여기서 L_0 는 홉킨슨봉 시편의 초기길이, $\dot{\epsilon}_R(t)$ 는 입력봉에서 측정되는 시간의존성 반사변형을, C_0 는 입력봉의 측방향 용력과 속도, $\dot{\epsilon}_T(t)$ 는 출력봉에서 측정되는 시간의존성 변형을, E 는 입·출력봉의 탄성계수, A_0 는 시편의 단면적을, 그리고 A_L 는 출력봉의 단면적을 의미한다. 여기서 시간에 따른 변형속도의 적분과 식(1)로부터 용력-변형율이 결정된다.

봉충격시험은 봉형 시험편을 강재벽에 고속으로 충돌시켜 변형 형상을 측정하고 해석 이론 및 수치해석 프로그램에 의해 재료의 고속변형 특성을 결정하는 시험으로서 시험장치는 그림 2와 같이 공압장치, 가속관, 속도측정장치, 시편의 변형을 위한 강체(high hardness anvil), 그리고 충돌완료 후 변형된 시편 회수용 함으로 구성되어 있다.

가속관의 재질은 중탄소강(SM45C)으로서 길이는 1000mm, 내경은 10mm이다. 한편 시험편의 충돌속도 측정은 가속관의 출구와 강체표면 사이에 설치된 광섬유(optical fiber: Keyence FU-75)를 100mm 간격의 두 위치에 고정시키고 광센서(photoelectronic sensor: Keyence FS2-65)에 연결시켜 시험편의 통

과시간을 오실로스코프에 의하여 측정하여 결정하였다. 강체는 고속으로 충돌하는 시험편의 변형을 위한 부분으로서 시험편의 충돌시 강체의 변형을 방지하기 위하여 브리넬경도 500의 고강도강판을 사용하였다. 강판의 표면은 마찰효과를 감소시키기 위하여 정밀 가공되었고, 시험편의 비정상 충돌을 최소화하기 위하여 강판의 표면은 시험편의 운동방향에 수직이 되도록 설치하였다.

저·중속 압축변형시 시편의 마찰을 최소화하기 위해 시편의 상·하면에 두께 0.1mm의 테프론 테이프를 올려놓고 시편의 표면이 접촉되는 Basal plate 및 Head에 공업용 구리스를 윤활제로써 사용하였다. 홉킨슨봉 시험에서는 입력봉 및 출력봉의 시편 양 표면과의 접촉면에 구리스만을 사용하였고 봉충격시험 시편은 별도의 윤활제 없이 충돌표면을 정밀 연마하였으며, 이들 시험은 모두 상온에서 수행되었다.

고속으로 압축한 시편의 변형에 따른 경도변화는 micro-Vickers 경도계를 이용하여 하중 200g을 가하여 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 Fe-X%Mn 합금의 압축시험

각 합금의 동적 소성변형거동을 조사하기 위해 실험적으로 용이하게 얻을 수 있는 변형속도의 범위에서 압축실험을 수행하였다. 이들 합금은 용체화처리한 후 상온에서 $10^3/\text{sec} \sim 10^5/\text{sec}$ 의 변형속도 범위 내에서 압축하였다. 그림 3은 Fe-Mn 합금의 Mn함량별 용력-변형을 곡선을 보여 주고 있다. 여기서 변형속도 $2 \times 10^3/\text{sec}$ 과 $2 \times 10^4/\text{sec}$ 은 준 정적 압축시험 결과를, 그리고 변형속도 $6 \times 10^5/\text{sec}$ 의 경우는 동적 압축시험결과를 나타낸 것이다. 그림에서 볼 수 있는 것처럼 준 정적상태인 $2 \times 10^3/\text{sec}$ 와 $2 \times 10^4/\text{sec}$ 의 변형속도에서는 변형속도가 100배로 증가하여도 강도의 변화가 별로 없다. 한편 동적상태인 $6 \times 10^5/\text{sec}$ 의 변형속도에서는 준 정적조건에 비해 모든 조성의 Mn 합금에서 높은 강도특성을 나타내고 있어 변형속

도가 증가함에 따라 강도가 현저히 증가하는 경향을 보여 주고 있다. 이와 같이 동적 변형속도에서 Fe-Mn 합금의 강도가 증가하는 것은 Fallansbee 등¹²⁾이 주장하는 바와 같이 변형속도가 전위의 이동속도보다 커서 전위가 interlocking 되는 drag 현상 때문으로 생각된다.

그림 3에서 볼 수 있는 것처럼 동적압축시험 결과 ($6 \times 10^3/\text{sec}$)는 준 정적의 경우들과는 달리 응력-변형률 곡선이 초기에 많은 맥동현상과 함께 커다란 기

복이 생기는 불안정한 상태를 보이고 있는데 이것은 고속압축시 실린더형 시편의 중심부에서 형성된 빠른 정수압이 시편의 ringing 현상을 유발하여 유동응력의 측정값에 영향을 주기 때문인 것으로 생각된다. 따라서 동적 상태에서는 유동응력을 응력-변형률 곡선으로부터 직접 구하는 것 보다 curve fitting 하는 방법을 취하는 것이 일반적이다.

가공경화현상은 합금별로 큰 차이를 나타내고 있다. 이러한 차이점은 주로 각 합금내에 존재하는 여

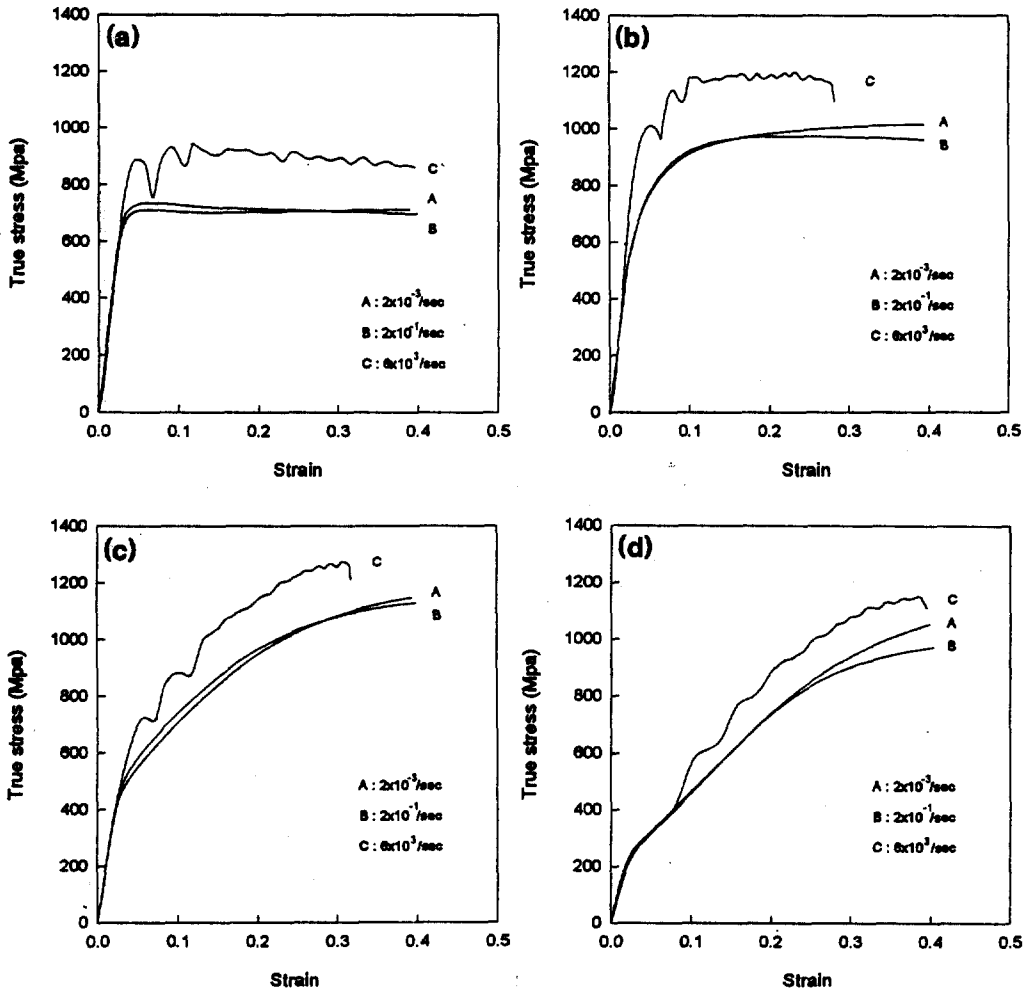


Fig. 3 True strain-true stress curves for Fe-X%Mn alloys deformed at various strain rates. (a) Fe-5%Mn, (b) Fe-13%Mn, (c) Fe-20%Mn, and (d) Fe-30%Mn

러가지 상의 분율 및 변형에 따르는 소성유기변태의 복합적인 영향이라고 생각된다. 그림 4는 $2 \times 10^{-3}/\text{sec}$ 의 변형속도로 측정된 각 합금의 응력-변형을 곡선을 보여 주고 있다.

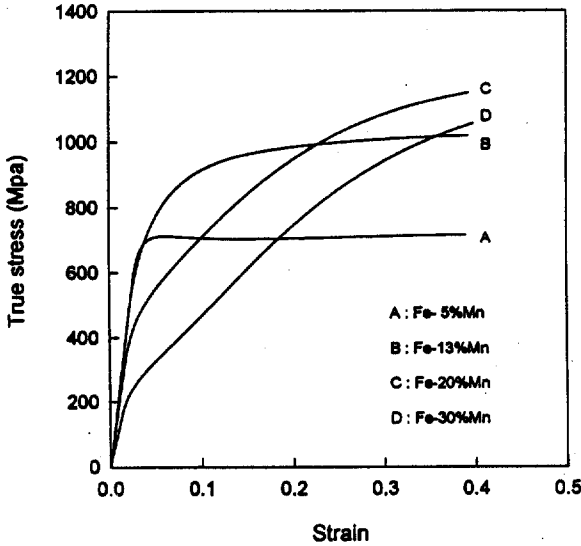


Fig. 4 True stress-true strain curves at 2×10^{-3} strain rate for Fe-Mn alloys

그림에서 보는 바와 같이 Fe-5%Mn의 경우 소성 구역에서 변형량에 관계없이 일정한 진응력값을 보여 주고 있어 가공경화가 일어나지 않는 대표적인 소성 거동을 나타내고 있다. 한편 Fe-13%Mn의 경우는 소성변형 초기에 일부 가공경화가 일어나고 있으나 이후 일정한 진응력을 보이고 있어 더 이상의 가공경화가 일어나지 않고 있음을 알 수 있다. 한편 Mn 량이 많은 Fe-20%Mn 및 Fe-30%Mn의 경우는 상당한 큰 가공경화가 일어나고 있음을 볼 수 있다. 소성유기 마르텐사이트변태가 일어나는 합금의 경우 이들의 가공경화의 원인에 대해서 Tomota 등¹³⁾은 변형이 진행됨에 따라 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 변태에 의한 ϵ 플레이트가 $\{111\}\gamma$ 면에서 생성되어 모상 오스테나이트의 슬립면 $\{111\}\gamma$ 상에서의 전위의 이동이 방해받기 때문에 높은 가공경화가 일어난다고 설명하고 있다. 따라서 이들 합금의 가공경화는 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 변태와 밀접한 관계

가 있는 것으로 생각된다. 본 실험에서 사용한 여러 가지 합금 중 가공경화를 전혀 나타내지 않은 합금인 Fe-5%Mn의 경우를 보면, 표 2에서 볼 수 있는 것처럼 용체화처리한 후 급냉중에 이미 100%의 열적 d 마르텐사이트로 되어 있는 상태이므로 변형중에 상변태가 일어나지 않으며 가공경화하지 않은 것을 알 수 있다. 한편 초기에만 일부 가공경화현상을 나타낸 Fe-13%Mn의 경우를 보면 본 논문에는 수록하지 않았으나 XRD에 의한 체적분율 조사결과 이 구간(0~8% 변형)에서 $\epsilon + d$ 의 혼합조직이 전부 d 로 변태하는 것을 확인하였다. 따라서 8% 이후의 변형구간에서 가공경화가 일어나지 않은 것을 설명할 수 있다. 한편 현저한 가공경화를 나타내었던 Fe-20% 및 Fe-30%의 경우는 전 소성구역에 걸쳐 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 또는 $\epsilon \rightarrow d$ 변태가 일어나고 있음을 XRD에 의해 확인하였다. 특히 Fe-20%Mn 합금의 경우는 초기에 57.4%의 ϵ 마르텐사이트를 함유하고 있어 이 상이 가공경화에 기여하는 것으로 보인다. 위에서 살펴본 바와 같이 Fe-X%Mn 합금의 가공경화현상은 가공시 일어나는 소성유기변태의 특성 및 최초의 상분율과 밀접한 관계가 있는 것으로 보이며, 이에 관한 금속조직학적인 연구가 진행중에 있다. 본 연구에서는 이들 합금의 거시적인 동적 기계적 특성을 측정하고 이를 바탕으로 실험적으로 측정하기 어려운 고속변형에서의 동적 특성을 예측할 수 있도록 다음과 같은 방법으로 구성방정식을 결정하였다.

3.2 Fe-X%Mn 합금의 구성방정식 결정

고속변형하에서 재료의 변형특성을 나타내는 구성방정식으로는 준실험적인 Johnson-Cook 모델¹⁴⁾, 전위론에 기초한 Zerilli-Armstrong 모델¹⁵⁾, 변형속도 대신 압력효과가 고려된 Steinberg-Cochran-Guinan 모델¹⁶⁾ 등이 있다. 이 중에서도 Johnson-Cook 모델은 다양한 실용재료에 대한 데이터 베이스가 구성되어 있어 주로 이용되고 있으며 본 실험에서도 이 모델을 사용하였다.

Johnson-Cook 모델은 식(3)과 같이 유동응력을 변

형을 경화(strain hardening), 변형속도 경화(strain-rate hardening), 열연화(thermal softening)의 함수로 표현하고 있다.

$$\sigma_f = [A + B\epsilon^n] [1 + Cn\dot{\epsilon}^*] [1 - T^{*m}] \quad (3)$$

여기서 σ_f 는 등가 유동응력(equivalent flow stress), ϵ 는 등가 소성변형율(equivalent plastic strain), $\dot{\epsilon}^*$ 는 무차원 소성 변형속도(dimensionless plastic strain-rate), 그리고 T^* 는 등가온도(homologous temperature)이다. $\dot{\epsilon}^*$ 와 T^* 는 각각 식(4) 및 (5)와 같이 정의되며, $\dot{\epsilon}_0$ 는 기준 변형속도인 1.0/sec, T 는 재료의 현재 온도, T_r 는 실험실 온도, T_m 은 재료의 용융 온도이다. 또 A, B, n, C, m은 실험에 의하여 결정되는 파라미터로서, A는 항복강도, B는 소성경화계수, n은 소성경화지수, C는 변형속도 계수, m은 열연화지수이다.

$$\dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon} / \dot{\epsilon}_0 \quad (4)$$

$$T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r) \quad (5)$$

정적 및 동적 압축시험에 의하여 결정된 진응력-진 변형율의 관계로부터 Fe-Mn 합금의 Johnson-Cook

모델에 사용되는 상수를 결정할 수 있다. Johnson-Cook 모델의 경우 변형율은 소성변형율이므로 진변형율에서 탄성회복량을 제외하여 진응력-진소성변형율의 관계를 구하고, Mn함량 및 변형속도별로 변형경화 상수인 A, B, n을 결정하였다. 한편 유동응력과 변형속도의 관계는 대수함수로 표현되므로 Mn함량별 변형속도계수 C는 변형속도에 따른 진응력의 변화로부터 결정하였다. Johnson-Cook 모델에 있어서 변형속도경화 항은 기준 변형속도로 무차원화되어 있으므로 변형경화계수 A와 B는 기준 변형속도에서의 값으로 변환되었다. 표 3은 이와 같은 방법으로 결정한 A, B, n, C의 값을 합금별로 정리한 것이다.

한편 그림 5는 변형속도 $10^{-3}/\text{sec} \sim 10^5/\text{sec}$ 의 범위에 대해 진응력-진소성변형율의 관계를 나타낸 것이며, 여기서 (a), (b), (c), (d)는 각각 Fe-5%Mn, Fe-13%Mn, Fe-20%Mn, 그리고 Fe-30%Mn의 경우이다. 고속충격시 단일 소성변형에 의한 재료의 온도 상승이 발생하여 유동응력이 감소하는 열연화 현상이 발생할 것이 예상되나 본 연구의 경우 온도 상승으로 인해 기계적 성질에 미치는 영향이 미미하여 열연화는 고려하지 않았다.

Table 3. Work-hardening and strain-rate constants for Fe-Mn.

Specimen	A(MPa)	B(MPa)	n	C
Fe- 5%Mn	634.42	147.98	0.02163	0.0170
Fe-13%Mn	830.59	355.32	0.24094	0.0150
Fe-20%Mn	574.46	1554.94	0.68872	0.0096
Fe-30%Mn	188.67	2006.24	0.67584	0.0082

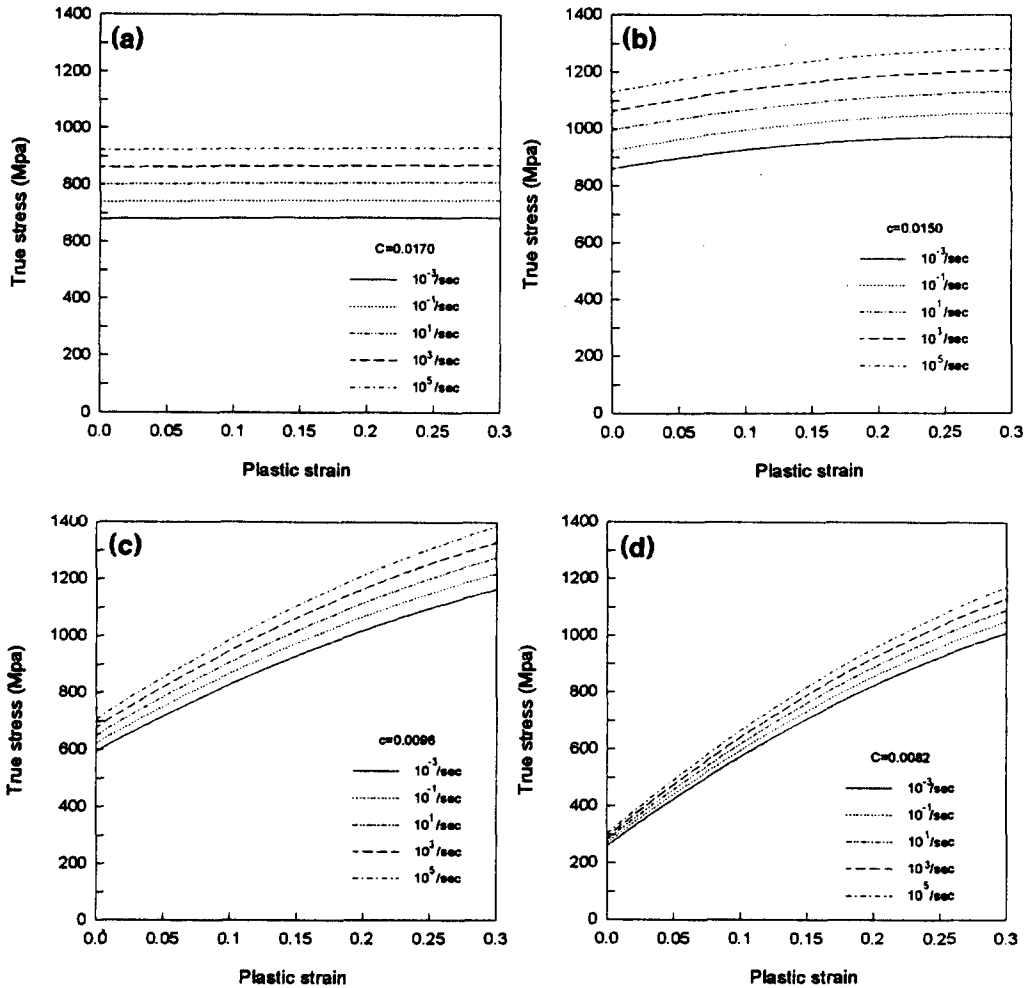


Fig. 5 True stress-true plastic strain curves for Fe-Mn alloys: (a) Fe-5%Mn, (b) Fe-13%Mn, (c) Fe-20%Mn, and (d) Fe-30%Mn.

3.3 Fe-X%Mn 합금의 고속 변형특성

고속변형하에서 재료의 압축특성을 분석하기 위한 시험방법으로는 낙하충격시험(drop weight test), 홉킨슨봉시험(split Hopkinson bar test), 반무한봉 시험(semi-infinite bar test), 봉충격시험(rod impact test), 판충격시험(plate impact test) 등이 이용되고 있다¹⁷⁻¹⁹⁾. 이와 같은 시험방법 중 봉충격시

험은 $10^3/\text{sec}$ - $10^5/\text{sec}$ 의 변형속도 범위에서 재료의 동적 대변형 특성을 분석할 수 있는 시험으로서, 평면 끝단을 가진 봉형시편을 강제벽에 고속으로 충돌시킨 후 변형 형상을 측정하고, 응력파진파 특성을 고려한 해석이론 또는 유체동력학 프로그램(hydrocode)에 의하여 재료의 동적 변형특성을 결정하는 시험 방법이다.^{20,21)}

동적 압축시험에서 결정된 Fe-Mn 합금의 동적 변형특성은 최대 6×10^3 /sec의 변형속도 내에서 분석된 것으로 이 이상의 변형속도에서의 변형 특성을 분석하기 위해서 봉충격시험을 수행하였으며, 유한차분법에 기초한 유체동력학 프로그램인 Autodyn-2D에 의하여 분석을 수행하였다. Fe-Mn 합금의 봉충격시험편을 충돌속도 $V=132\text{m/s}$ - 143m/s 로 강체에 충돌시킨 후 변형 형상을 측정하였다.

사진 1은 각 합금의 변형후의 외관을 보여 주고 있으며, 여기서 (a), (b), (c), (d)는 각각 Fe-5%Mn, Fe-13%Mn, Fe-20%Mn 그리고 Fe-30%Mn 합금의 경우를 나타내고 있다. 사진에서 볼 수 있는 것처럼 합금내의 Mn 량이 증가할수록 변형 범위가 충돌면에서 시험편의 자유단 방향으로 증가하는 경향을 나타내고 있다.

표 4는 사진에서 보인 바와 같은 실제 충격시험의

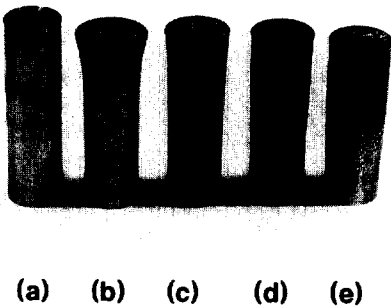


Photo 1. The deformed shape of Fe-Mn rod impact specimen

결과들로부터 시험편의 초기 길이 L_0 로 무차원화된 최종변형길이 L_f 와 초기 직경 D_0 로 무차원화된 충돌면 최종변형직경 D_f 를 측정하여 정리한 것이다.

유체동력학 프로그램에 의해 봉충격시험을 시뮬레이션하기 위하여 구성방정식으로 Jonson-Cook 모델을 이용하였으며, 충돌압력이 비교적 작은 금속재료의 충돌 문제에 사용되는 선형 상태 방정식이 사용되었다.

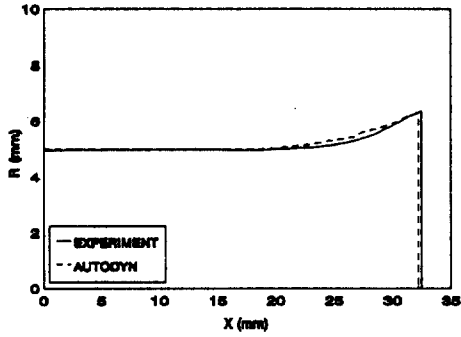
그림 6은 Fe-Mn 봉충격시험편의 변형형상에 대한 시뮬레이션과 실험을 비교분석한 결과이다. 여기서 X는 봉충격시험편의 충격면으로부터의 거리, R은 시험편의 반경을 나타내며, 실선과 점선은 각각 실험치와 시뮬레이션한 결과를 표시한다.

그림에서 나타난 바와 같이 시뮬레이션 결과는 실험결과와 비교적 잘 일치하고 있어, 압축시험에 의하여 결정된 구성방정식이 변형속도 6×10^3 이상에서도 적용될 수 있을 것으로 판단된다. 한편 소성경화가 작은 5%Mn과 13%Mn의 경우 변형은 충돌면에 국한되어 있으나, 소성경화 특성이 큰 20%Mn과 30%Mn의 경우 변형이 충돌면에서부터 시험편의 자유단까지 넓게 분포하는 경향을 나타내고 있다. 이는 소성경화가 작은 경우 충돌에너지가 충돌면 부근에서의 소성변형에 의하여 흡수되나, 소성경화 특성이 강한 경우 충돌에 의한 변형저항성이 증대하여 미변형 부위로 충돌에너지가 전파되는 특성에 기인하는 것으로 생각된다.

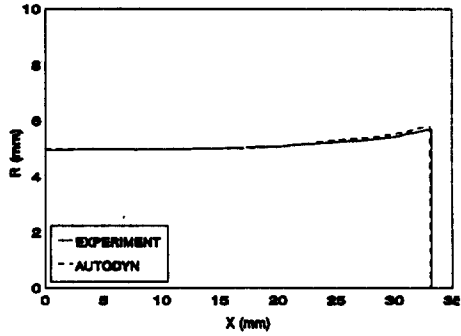
시뮬레이션 결과의 오차를 식 (6)~(9)에 정의된 오차식²²⁾을 이용하여 표 5에 나타내었으며, 오차는 최대 2%이었다. 여기서 s와 e는 각각 시뮬레이션 결과

Table 4. The final length L_f and diameter D_f of Fe-Mn

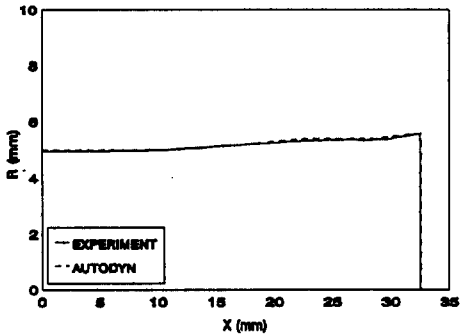
Material	V(m/s)	$L_0(mm)$	$L_f(mm)$	L_f/L_0	$D_0(mm)$	$D_f(mm)$	D_f/D_0
Fe- 5%Mn	142.8	34.98	32.50	0.9291	9.93	12.74	1.2830
Fe-13%Mn	142.9	34.89	33.20	0.9516	9.91	11.43	1.1534
Fe-20%Mn	138.7	34.89	32.50	0.9315	9.90	11.17	1.1283
Fe-30%Mn	131.6	34.86	30.97	0.8884	9.90	11.03	1.1141



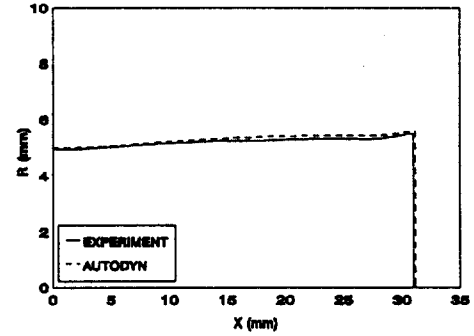
(a)



(b)



(c)



(d)

Fig. 6 Comparison between experiment and Autodyn-2D simulation for the deformed shape of rod specimens. (a) Fe-5%Mn (b) Fe-13%Mn (c) Fe-20%Mn (d) Fe-30%Mn

및 실험결과이며, W_r 는 충돌면으로부터 0.2L 위치의 변형직경이다.

$$\text{Total error} = \frac{(L_r \text{ error}) + (D_r \text{ error}) + (W_r \text{ error})}{3} \quad (9)$$

$$L_r \text{ error} = \frac{(L_r/L)s - (L_r/L)e}{(L_r/L)e} \quad (6)$$

$$D_r \text{ error} = \frac{(D_r/D)s - (D_r/D)e}{(D_r/D)e} \quad (7)$$

$$W_r \text{ error} = \frac{(W_r/D)s - (W_r/D)e}{(W_r/D)e} \quad (8)$$

Table 5. Error Analysis

Material	V(m/s)	Error (%)			
		L_r/L	D_r/D	W_r/D	Total
Fe- 5%Mn	142.8	0.95	1.79	2.62	1.79
Fe-13%Mn	142.9	0.65	0.57	0.57	0.60
Fe-20%Mn	138.7	0.13	1.44	0.24	0.60
Fe-30%Mn	131.6	0.25	0.35	1.20	0.63

3.4 고속변형하에서 Fe-X%Mn 합금의 변형율, 변형속도 및 온도분포

봉충격시험에 의해 시편내부에 형성된 변형율(a), 변형속도(b) 및 충돌면으로부터 20mm 지점까지 거리에 따른 온도분포(c)를 유체동력학 프로그램인 Autodyn-2D에 의해 시뮬레이션하여 그림 7에 도시하였다. 소성경화가 일어나지 않았던 Fe-5%Mn의 경우가 변형면에서 최대 58%의 변형율을 나타내고 있으며, 이후 급격하게 감소하여 20mm에서 거의 0에 도달하고 있다. 가장 가공경화가 크게 나타난 Fe-20%Mn 및 Fe-30%Mn의 경우에는 변형면에서 최대 25%를 나타내고 있으며 내부까지 영향을 미치고 있음을 볼 수 있다. 한편 변형속도는 Fe-13%Mn 및

Fe-20%Mn의 경우가 깊이 6mm 정도까지의 변형면 부근에서 가장 높으며, 내부로 가면서 가공경화하지 않은 Fe-5%Mn의 경우가 가장 낮게 나타났다. 한편 단일소성변형을 가정하여 계산한 시편내의 온도분포를 보면, 변형량이 가장 크게 나타난 Fe-5%Mn의 경우가 변형면에서 약 150°K의 온도상승을 나타내고 있으며, Mn 함량이 증가할수록 온도는 감소하는 경향을 나타내고 있다. 한편 소성유기 마르텐사이트 변태 및 이에 따른 가공경화가 가장 컸던 Fe-20%Mn 및 Fe-30%Mn 합금의 경우는 모두 100°K 미만의 온도상승을 보여 주고 있으며, 이러한 범위에서의 온도상승은 기계적 성질에 대한 영향은 없을 것으로 예상된다.

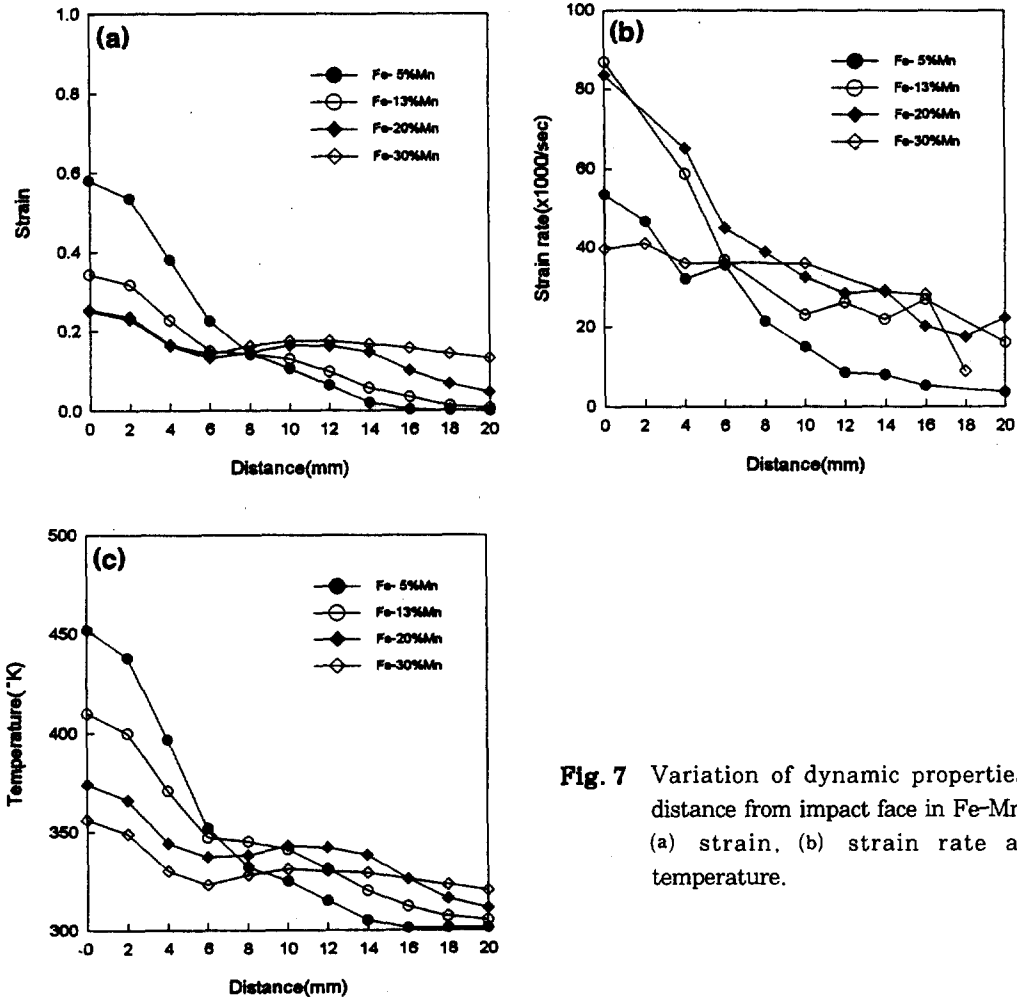


Fig. 7 Variation of dynamic properties with distance from impact face in Fe-Mn alloy: (a) strain, (b) strain rate and (c) temperature.

고속변형에 따른 Fe-X%Mn 합금의 소성경화거동 및 분포를 확인하기 위하여 봉충격시험 후 시편단면의 경도를 측정하였다. 그림 8은 시험후 시편을 길이 방향으로 절단하고 충돌면으로부터 2mm 간격으로 단면의 경도를 측정한 결과이다. Fe-5%Mn 합금은 그림 7(a)에서 보인 바와 같이 최대 0.6에 달하는 높은 변형에도 불구하고 경도의 변화는 거의 없음을 알 수 있으며, 따라서 열적 변태한 단상의 d' 조직은 가공경화하지 않은다는 것을 말해 주고 있다. 한편 Fe-13%Mn은 충돌면에서 약간의 경도증가를 보였으며, 가공경화가 가장 큰 Fe-20%Mn 및 Fe-30%Mn 합금은 충돌면에서 가장 경도가 크며, 내부로 가면서 그림 7(a)에서 보인 변형량의 분포곡선과 비슷한 경향으로 감소하고 있어 변형량 증가에 따른 가공경화현상과 일치하고 있다.

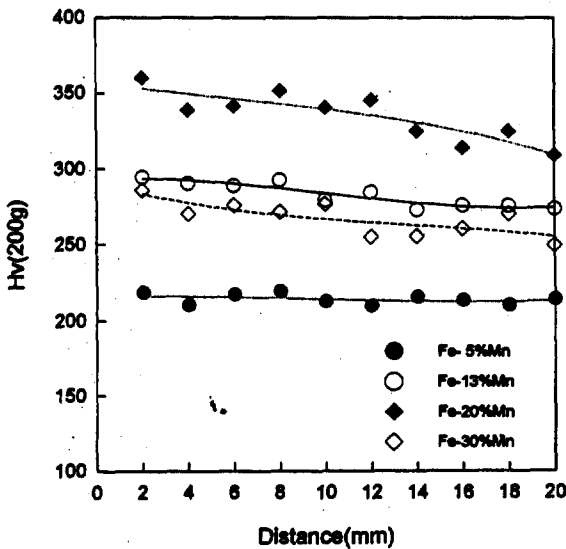


fig. 8 Variation of hardness with distance from collided face in Fe-Mn alloys.

4. 결 론

Fe-5%Mn, Fe-13%Mn, Fe-20%Mn 및 Fe-30%Mn 합금의 상온변형특성에 대한 연구를 수행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Fe-X%Mn 합금은 준 정적변형속도($2 \times 10^{-3}/\text{sec}$, $2 \times 10^{-1}/\text{sec}$)하에서는 강도에 미치는 변형속도의 영향이 거의 없었다. 그러나 동적 변형속도($6 \times 10^3/\text{sec}$)하에서는 강도의 현저한 증가를 보였다.
2. 정적변형속도 및 동적변형속도하에서 수행한 압축실험결과를 사용하여 $10^4/\text{sec}$ 이상의 고속변형 시험에서 강도를 산출할 수 있는 구성방정식을 결정하였다.
3. 용체화처리후 단상의 d' 조직을 갖는 Fe-5%Mn 합금은 변형속도와 관계없이 가공경화하지 않았다. Mn 함량이 증가함에 따라 가공경화가 증가하는 경향을 보였으며, Fe-20%Mn과 Fe-30%Mn 합금에서 높은 가공경화를 나타내었다. 이들 합금은 용체화처리후 급냉중에 ϵ 마르텐사이트를 다량 함유하거나 또는 변형중에 다량의 소성유기 마르텐사이트변태($\gamma \rightarrow \epsilon$)가 일어나는 합금으로 가공경화현상은 ϵ 마르텐사이트의 초기 상분율 및 가공에 따른 변태와 밀접한 관계가 있는 것으로 나타났다.

참고문헌

1. 橋浦廣吉: 日本金屬學會會報, 16(1977) 681.
2. R.P. Reed and A.F. Clark: Materials at low Temperature, ASM (1983) 390.
3. J.P. Bruner and D.A. Sarno: Adv. Cryo. Eng., 24(1977) 529.
4. Y.G. Kim, Y.S. Park and J.K. Han: Metall. Trans. A, 16(1985) 1689.
5. T. Maki and I. Tamura: Int. Conf. on Martensitic Transformations, Japan (1986) 963
6. A. Sato and T. Mori: Proceedings of the Int. Symposium on Shape Memory Alloys.
7. C.S. Choi: U.S.A. Patent No. 5290372 (Mar. 1. 1994)
8. M.J. Schanfein, M.J. Yokota, V.F. Zackay, E.R. Parker, and J.W. Morris Jr: ASTM STP 579(1975) 361.
9. A. Holden, J.D. Bolton, and E.R. Petty: J. Iron and Steel Inst., Jun(1962) 721.
10. C.H. White and R.W.K. Honeycomb: J. Iron and Steel Inst., Jun(1962) 452.
11. M.A. Meyers and G. Ravichandran: "Short course in dynamic behavior of materials", Univ. of California, Sandiego, Mar.(1989) 1.
12. P.S. Follansbee and U.F. Kocks: Acta metall., 36(1988) 81.
13. Y. Tomota, M. Strum, and J.W. Morris Jr: Met. Trans. A, 17A(1986) 537.
14. G.R. Johnson, and W.H. Cook: Proc. 7th Int. Sym. on Ballistics, Hague, Netherlands, (1983) 541.
15. F.J. Zerilli and R.W. Armstrong: J. Appl. Phys., 61(1987) 1816.
16. D.J. Steinberg, S.G. Cochran: J. Appl. Phys., 51(1980) 1498.
17. K. Bitans, and P. W. Whitton: Int. Metal. Rev., 17(1972) 66.
18. A.J. Holzer: J. Eng. Mat. Tech., Trans. ASME, 101(1979) 231.
19. M.R. Staker et al.: "High Strain Rate Testing", in Metals Handbook Ninth Edition, American Society for Metals 8(1985)
20. 민옥기, 이정민, 남창훈, 황재준: 대한기계학회 논문집, 17(1993) 78.
21. 이정민, 민옥기: 대한기계학회 논문집, 19(1995) 1041.
22. G.R. Johnson and T.J. Holmquist: J. Appl. Phys., 64(1988) 3901.