

비탄성 변형이론을 이용한 Fe₃Al 금속간화합물의 소성변형 기구 고찰.

전 현 조, 정 호 철, 박 찬 경, 장 영 원

A Study of Plastic Deformation Mechanisms in Fe₃Al Intermetallics Alloys by Inelastic Deformation Theory.

H. J. Jun, H. C. Jung, C. G. Park, and Y. W. Chang

Abstract

It is well known that Fe₃Al intermetallic compound shows an anomalous peak of the yield strength at about 500°C. That is, the yield strengths increase with increasing deformation temperature in the range of 300°C~500°C, and then decrease at higher temperatures. The dislocation structure was examined by transmission electron microscopy, and high temperature mechanical properties were examined by tensile and load relaxation tests. The flow stress curves obtained from load relaxation tests were then analyzed in terms of internal variable deformation theory. It was found that the flow curves consisted of three micro-deformation mechanisms -i.e. inelastic deformation mode, plastic deformation mode and dislocation creep deformation mode, depending on both dislocation structure and deformation temperature. The flow curves could be well described by the constitutive equations of these three micro-deformation mechanisms based on the internal variable deformation theory.

Key Words : anomalous behavior, dislocation structure, transmission electron microscopy, internal variable deformation theory(inelastic deformation theory)

1. Introduction

Fe₃Al 금속간화합물은 300~500 °C 사이에서 온도가 증가함에 따라 항복강도가 증가하는 항복강도 이상거동(anomalous behavior)을 보인다. 이러한 항복강도 이상거동은 역위상경계(anti-phase boundary)에 의한 강화[1], 교차슬립(cross slip)에 의한 강화[2], α-B2 상에 의한 강화[3] 등으로 설명되었다. 그러나, 500 °C 이상에서의 급격한 강도 저하와 소성변형 기구에 대한 자세한 연구가 이루어 지지 않았다.

그러므로 본 연구에서는 고온 변형 시의 전위 구조를 관찰하고, 내부변형 변수로 표현된 비탄성 변형 이론(Inelastic Deformation Theory)를 이용하여 각 온도 구간 별 소성변형 기구를 규명하고자 한다. 이를 위하여 넓은 온도에 걸쳐 인장 및 응력이완 시험을 행하였으며, 또한 투과 전자현미경을 이용하여 미세구조를 관찰하였다.

2. 비탄성 변형 이론 (Inelastic Deformation Theory)

비탄성 변형이론 의해 제시된 고온 변형기구를 Fig. 1에 유변학적(Rheological), 위상학적(Topological) 모델을 나타내었다.[9-11] 이 모델은 고온에서의 전위 움직임을 전위활주(glide)와 전위

크립(creep)의 합으로 표현하였다. 아래는 키네마틱(kinematic) 관계로 표현된 총변형률과 작용응력(applied stress)을 나타내었다.

$$\epsilon = \alpha + \alpha + \beta \quad \text{----- (1)}$$

$$\sigma = \sigma^i + \sigma^f \quad \text{----- (2)}$$

여기서 α는 소성 변형률(plastic strain rate), β는 전위크립 변형률(dislocation creep strain rate), α는 내부 변형률(internal strain rate)을 각각 나타낸다. 응력은 전위활주(glide) 및 전위상승(climb)을 위해 필요한 장범위 상호인력(long range interaction force)을 극복하기 위한 내부응력(internal stress : σⁱ)과 전위와 격자 사이의 단범위 상호인력(short range interaction force)를 극복하기 위한 마찰응력(friction stress : σ^f)의 합으로 나타내어진다.

소성변형(plastic deformation)과 전위크립 변형(dislocation creep deformation)을 위한 구성방정식(constitutive equation)은 기계적 활성형으로 아래와 같이 표현될 수 있으며,

Plastic Deformation :

$$(\sigma^i / \sigma^f) = \exp(\alpha^i / \alpha) \quad \text{----- (3)}$$

Disl. Creep Deformation :

$$(\sigma^i / \sigma^f) = \exp(\alpha^i / \alpha_p) \quad \text{----- (4)}$$

반면에 비탄성 변형(inelastic deformation)은 마찰운동과정(viscous drag process)으로 다음과 같이 나타내어진다.

$$(\epsilon / \epsilon_0) = (\sigma^F / \Sigma_0 - 1)^{1/M} \quad \text{----- (5)}$$

여기서 σ^* 는 전위운동 장애물의 강도를 나타내며, Σ_0 는 전위활주에 필요한 정적인 마찰응력(static friction stress)을 나타낸다. 'p'는 전위 투자율, 'M'은 재료상수를 각각 나타낸다.

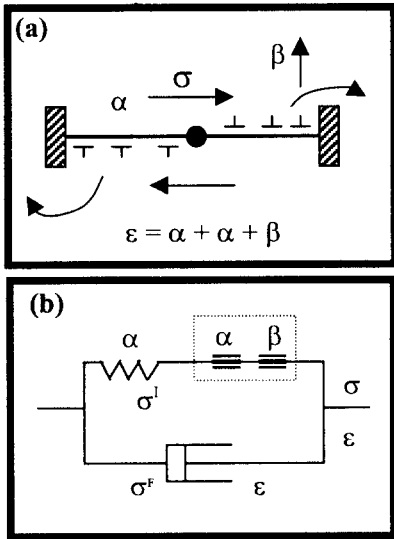


Fig. 1: The internal variable model for high temperature deformation : (a) Topological (b) Rheological.

2. 실험방법

23 at.% Al 과 30 at% Al 인 두 조성을 가지는 합금을 진공유도용해를 이용하여 ingot 을 제조한 후, 13 mm 두께로 각각 1000, 1200 °C 이상에서 열간 압연을 하였다. 시편은 750 °C 에서 30 분간 열처리 후 Fe-23Al 은 500 °C, Fe-30Al 은 300 °C 에서 24 시간 규칙화 처리 후 급냉 하였다. 인장 및 응력이완 시험은 300-600 °C 에서 하였으며, 인장은 판상시편, 응력이완 시험은 봉상시편을 사용하였다. TEM 관찰을 위해 시편을 기계적 연마 후 70%CH₃OH-30%HNO₃ 로 Twin Jet Polishing 을 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 항복강도 및 변형 미세조직

Figure. 2 는 Fe-23Al 과 Fe-30Al 의 변형온도에

따른 항복강도를 나타낸다. 두 합금 모두 변형온도가 증가함에 따라 강도가 증가하며, 500 °C 부근에서 최대값을 가진다.

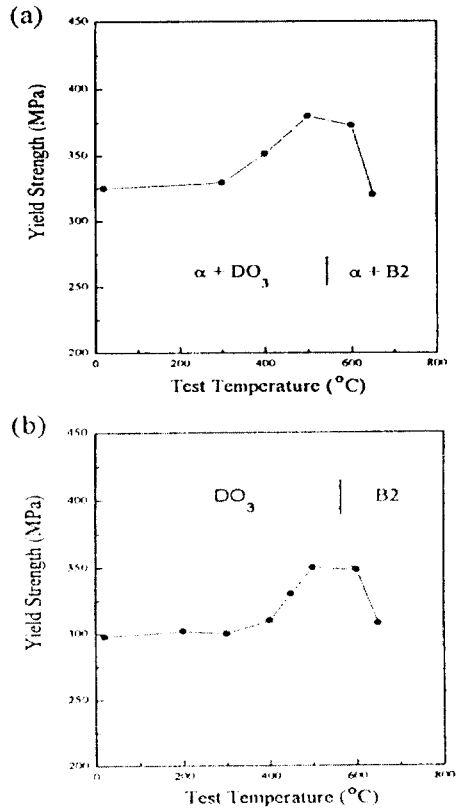


Fig. 2 : Yield Stress at $\epsilon=3 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ plotted as a function of test temperature for (a) Fe-23Al and (b) Fe-30Al.

Fe-23Al 의 300, 500 °C 에서의 고온 미세조직을 Fig. 3 에 보여주고 있다. 고온 전위 구조는 NN(nearest neighbor), NNN(next nearest neighbor) APB(antiphase boundary)를 가지는 완전 또는 불완전 초격자전위(superdislocation)를 보인다. 완전 초격자전위는 전위 이동 후 APB trail 를 남기지 않지만, 불완전 초격자전위의 경우 전위 이동 후 APB trail 를 남긴다. 그리고 이러한 전위이동에 의해 생성된 APB trail 은 전위이동의 새로운 장애물이 된다. APB trail 이 변형온도가 증가함에 따라 증가함을 Fig. 3 에서 알 수 있다. 즉 변형온도가 증가함에 따라 완전 초격자전위에서 불완전 초격자전위로 전위구조가 변환되며, 불완전 초격자전위의 이동에 의해 야기된 APB trail 이 새로운 장애물로 작용하여 항복강도가 증가하는 것이다.[4]

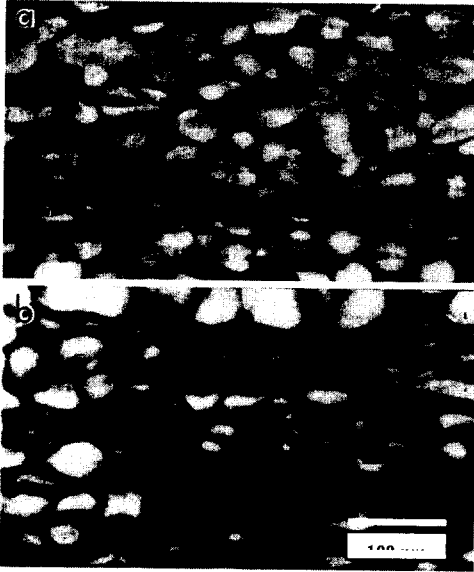


Fig. 3 : TEM micrographs showing the deformed microstructure of Fe-23Al alloy: tested at (a) 300 °C and (b) 500 °C.

3.2. 응력이완 시험

300-600 °C 에서 행한 응력이완 시험을 통해 얻은 유동곡선을 비탄성 변형이론을 이용하여 분석하였다.

3.2.1. Low Temperature Region

300, 350 °C 에서 얻은 유동곡선으로 두 가지의 변형모드, 즉, 비탄성 변형과 소성변형으로 분석되었다. 전위크립 변형은 관찰 되지 않았다. 유동곡선은 (3), (5)식으로 분석하였으며, 전형적인 결정립내의 변형을 보여주었다. 각각의 구성방정식의 변수는 Table. 1 에 나타내었으며, 전위 장애물의 특성을 나타내는 전위 투자율 'p'는 0.15 로 Hart[8]등에 의해 제시된 값과 일치한다. 'M' 값은 0.25 로 해석되었으며, 다른 상용재료[9-11] 보다 크게 나타났다. 이것은 금속간화합물이 다른 재료 보다 강한 결합을 하기 때문인 것으로 보인다.

3.2.2. Intermediate Temperature Region

Figure. 4 은 450 °C 에서 얻은 유동곡선을 (3), (4), (5) 식을 이용하여 해석한 것을 보여준다. 낮은 변형률에서는 $\alpha \ll \beta$ 의 조건에 의해 비탄성 변형과 전위크립 변형 두 가지의 변형기구로 해석되었다. 반면에 높은 변형률에서는 $\alpha \gg \beta$ 에 의해 소성변형이 주도적이 되어 비탄성 변형과 소성변형으로 해석되었다. 이러한 사실은 변형률이 증가하면서 주된 변형기구가 전위크립에서 소성변

형으로 전환됨을 의미한다. 400, 450 °C 에서 얻은 (3), (4), (5) 식의 변수는 Table. 1 에 있으며, 'p' 및 'M' 값은 저온의 경우와 동일한 값을 얻었다.

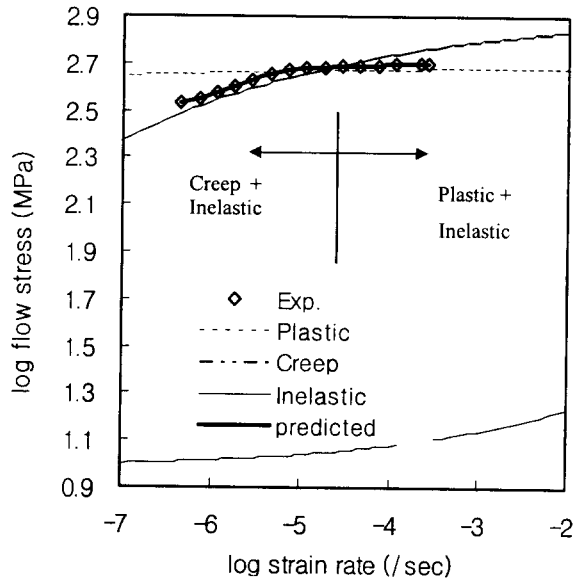


Fig. 4 : The flow curve analysis for 450 °C.

3.2.3. High Temperature Region.

500 °C 에서 얻은 유동곡선을 Fig. 5 에 나타내었으며, 비탄성 변형과 전위크립 변형으로 해석되었으며, 각 변수는 Table. 1 에 나타내었다.

600 °C 에서는 DO₃-B2 변태로 인해 상이한 거동을 보인다.

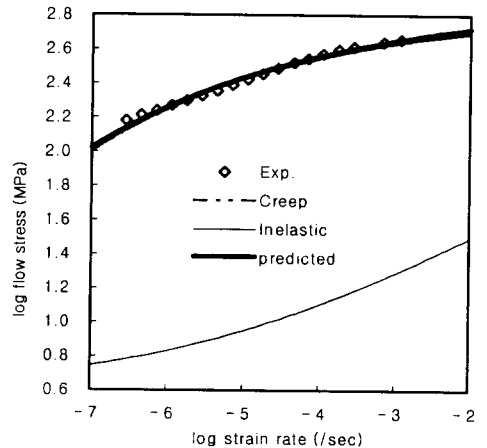


Fig. 5 : The flow curve analysis for 500 °C.

Table. 1 : The constitutive parameters of Eqs. (3), (4) and (5) determined from load relaxation tests.

Temp.	Plastic Eq. of state			Inelastic Eq. of state			Disl. Creep Eq. of state		
	$\log \sigma^*_\alpha$	$\log \alpha^*$	p	$\log \Sigma_0$	$\log \epsilon_0$	M	$\log \sigma^*_\beta$	$\log \alpha^*_\beta$	p
300°C	2.660	-18.033	0.15	1.302	-0.457	0.25	non observable		
350°C	2.672	-18.088	0.15	1.119	0.200	0.25	non observable		
400°C	2.693	-13.943	0.15	1.008	0.651	0.25	2.835	-8.316	0.15
450°C	2.690	-13.629	0.15	0.982	-1.581	0.25	2.940	-6.238	0.15
500°C	non observable			0.603	-5.333	0.25	2.844	-5.069	0.15
600°C	non observable			-0.905	-14.145	0.25	2.391	-3.726	0.15

3.3. Anomalous Yield Behavior

전위크립 변형은 저온에서 매우 낮은 변형률에서 보이기 시작하여, 고온에서는 전 변형률 구간에서 관찰 되었다. 전위크립의 내부강도(internal strength: σ^*_β)가 500 °C 이상에서 급격히 감소함을 보이는데, DO₃ 규칙도의 감소와 관계가 있다. 그러므로 500 °C 이상에서의 급격한 항복강도의 감소는 DO₃ 규칙도 감소에 따른 전위크립 변형의 내부강도(σ^*_β)의 감소로 설명할 수 있다.

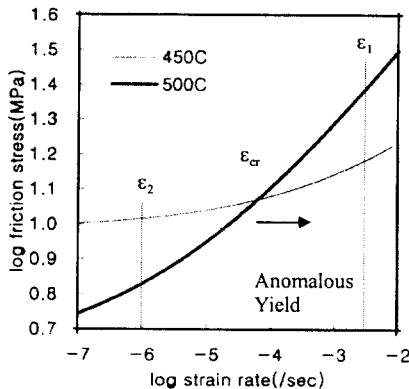


Fig. 6 : The friction stress(σ^f) as a function of strain rate at 450 °C and 500 °C.

비탄성 변형 곡선을 살펴보면 정적 마찰응력 (Σ_0)이 300-500 °C 에서 온도가 증가함에 따라 점차 감소함을 알 수 있다. 반면에 conjugate reference strain rate(ϵ_0)은 온도가 증가함에 따라 증가하다가 450 °C 에서부터 감소하기 시작한다. Figure. 6 에 450, 500 °C 에서의 비탄성 변형곡선을 나타내었다. 그림에서 보는 바와 같이 두 곡선은 ϵ_{cr} (critical strain rate)에서 교차하며, ϵ_{cr} 이상의 변형률에서는 오히려 온도가 증가함에 따라 유동응력이 증가하는 이상거동 보인다. 즉, ϵ_{cr} 보다 낮은 변형률에서는 이상거동을 보이지 않으며, ϵ_{cr} 이상의 변형률에서는 항복강도 이상거동을 보일 것임을 예측할 수 있다. 또한 미세조직과 연관지어 보면, 온도가 증가함에 따라 APB trail 을 가지는

불완전 초격자전위의 활성화에 의한 격자 마찰응력의 증가로 설명할 수 있다.

4. 결론

- 300-500 °C 사이에서의 항복강도 이상거동은 온도가 증가함에 따른 APB trail 을 가지는 불완전 초격자전위의 활성화로 설명할 수 있다.
- Fe₃Al 금속간화합물의 유동곡선은 비탄성 변형 이론으로 잘 설명할 수 있으며, 비탄성 변형, 소성변형, 전위크립 변형의 세가지 변형기구로 해석되었다.
- 500 °C 이상에서의 급격한 강도의 저하는 전위 투자율이 0.15 인 전위크립 변형에 의한 것이다.
- 비탄성 변형 곡선의 교차에 의해 ϵ_{cr} 이상의 변형률에서 항복강도 이상거동을 보인다. 이것은 온도 증가에 따른 불완전 초격자전위의 활성화로 설명할 수 있다.

5. 참고자료

1. D. G. Morris : Scripta Metall., 26(1992) 733.
2. Y. Umakoshi, M. Yamaguchi, Y. Namba and K. Murakami : Acta Metall., 24 (1976) 89.
3. H. Inouye : High Temperature Ordered Intermetallic Alloys II, edited by N. S. Stoloff, C. C. Koch, C. T. Liu and O. Izumi, MRS, Pittsburgh, Pennsylvania, 255 (1989).
4. H. C. Jung, C. S. Lee and C. G. Park : Scripta Metall., 35(9) (1996) 1041-1046.
5. A. Lawley, E. A. Vidoz and R.W. Cahn : Acta. Met. 9 , (1961)287.
6. N. S. Stoloff and R. G. Davis : Acta Metall. 12 (1964) 473.
7. M. J. Marcinkowski, N. Brown and R. M. Fisher : Acta Metall. A, 18A, 9 (1961) 29.
8. D. Lee and E. W. Hart : Metall. Trans., 2(1971), 1245.
9. T. K. Ha and Y. W. Chang : Scripta Metall. 32(6), (1995) 809.
10. T. K. Ha, C. S. Lee and Y. W. Chang : Scripta Metall. 35(5), (1996) 635.
11. T. K. Ha and Y. W. Chang : Acta Metall. et Mater., 46(8) (1998) 2731-2749.