FEA 를 이용한 NiAl 단결정 소성 변형의 결정 방향 의존에 관한 연구

양 철 호*

A Study on the Orientation Dependence of Plastic Deformation in NiAl Single Crystals by FEA

Chulho Yang

Key Words : Single crystal(단결정), FEA(유한요소해석), Orientation dependence(결정방향의존)

Abstract

Deformation of single crystals was studied using finite element analysis to investigate the orientation dependence of plastic deformation observed in NiAl single crystals. Investigation of mechanical properties of single crystals is closely related with the understanding of deformation processes in single crystals. Orientation dependence of material behavior in NiAl single crystals was studied by rotating loading directions from 'hard' orientation. The maximum nominal compressed stress in NiAl single crystals was ranged in a quite wide scope depending on the misalignment from 'hard' orientation. As the compressed axis set closer to 'hard' orientation, the maximum nominal compressed stress rapidly increased and made <100> slips difficult to activate. Therefore, non-<100> slips will be activated instead of <100> slips for 'hard' orientation.

1. 서 론

단결정의 재료 거동을 이해하기 위해서 단결정의 변형 프로세스에 대한 많은 연구가 진행되어 왔다 (Brunner, D. and Gumbsch, P., 2001, Messerschmidt et al., 1997). 단결정의 형태로 재료의 거동을 연구하는 것은 단순한 형태 및 결정립계 (grain boundary) 의 부재로 인해서 다결정 형태보다 많은 장점이 있다. 비록 다결정에 비해서 낮은 재료 강도, 크기, 생산 방법 등에 의해서 그 사용도가 빈번하지는 않지만 NiAl 단결정의 경우에는 높은 열 저항성, 낮은 밀도 등에 의해서 제트 엔진의 터빈 블레이드 재료로 사용되고 있다.

일반적으로 단결정의 기계적 성질에 영향을 미치는 요소로는 단결정의 결정 방향, 불순물 정도, 조성, 열처리, 표면 상태 등을 들 수 있다. 특히, NiAl 단결정은 다른 단결정에 비해서 하중 방향에 따른 재료의 거동이 상당히 다른 변형 양상을 보여 준다 (Miracle, 1993, Winton, 1995).

NiAl 단결정에서 <100> 하중 방향에서의 소성 변형은 다른 하중 방향에 비해서 매우 높은 항복 응력을 나타내기 때문에 '경 방향' ('hard' orientation) 이라 칭한다. <100> 하중 방향이 아닌 경우에는 '연 방향' ('soft' orientation) 이라 부른다.

이 연구에서는 NiAl 단결정의 소성 변형의 하중 방향 의존성을 유한 요소 해석을 이용하여 연구하였다. 이 논문은 다음과 같이 구성되어 있다. 2 장에서는 단결정의 운동학 (kinematics), 구성 방정식 (constitutive equation) 을 요약하였고 이 수식들은 상용 유한요소 패키지인 ABAQUS 의 사용자 서브루틴인 UMAT (user material subroutine) 에 코딩 하였다, 3 장에서는 NiAl 단결정의 기계적 성질의 하중 방향 의존성에 대한 유한 요소 해석 결과를 나타내었다. 4 장에서는 이 연구의 요약과 결과를 서술하였다.

---

* 안동대학교 기계공학부
E-mail : cyang@andong.ac.kr
TEL : (054)820-6159 FAX : (054)823-5495

2. 단결정의 운동학과 구성식 모델

이 장에서는 단결정의 탄소성 거동을 위한 구성 모델 (constitutive model) 을 서술한다. 여기에서 사용된 식들은 단결정의 잘 정립된 변형율 의존 모델 (rate dependent model) 에 기초를 둔다 (Asaro, 1983, Peirce et al., 1983).

2.1 결정 변형 운동학

단결정의 운동학을 나타내는 데는 변형구배 (deformation gradient)를 다음의 두 성분으로 나누는 것이 편리하다 (Lee, 1969).

$$\mathbf{F} = \mathbf{F}^* \cdot \mathbf{F}^p \tag{2.1}$$

여기서, $\mathbf{F}^*$ 는 결정 격자의 탄성 스트레칭과 강체 회전에 의한 변형 부분이고 $\mathbf{F}^p$ 는 소성 전단에 의한 변형 부분이다.

단결정의 슬립계 (slip system) 는 슬립 방향벡터 $\mathbf{s}^{(\alpha)}$ 와 슬립면 수직벡터 $\mathbf{m}^{(\alpha)}$ 로 구성되어 있고 두 벡터는 서로 직교(orthogonal) 한다. 결정이 변형을 함에 따라서 $\mathbf{s}^{(\alpha)}$ 와 $\mathbf{m}^{(\alpha)}$ 는 격자변형구배 성분 $\mathbf{F}^*$ 를 따라서 대류 (convect) 하고 변형된 슬립 방향 벡터 $\mathbf{s}^{*(\alpha)}$ 와 슬립면 수직 벡터 $\mathbf{m}^{*(\alpha)}$ 는 다음과 같이 표시된다.

$$\mathbf{s}^{*(\alpha)} = \mathbf{F}^* \cdot \mathbf{s}^{(\alpha)} \quad \text{and} \quad \mathbf{m}^{*(\alpha)} = \mathbf{m}^{(\alpha)} \cdot (\mathbf{F}^*)^{-1} \tag{2.2}$$

총 속도구배텐서 (total velocity gradient) $\mathbf{L}$ 은 대칭 성분인 스트레칭율 (rate of stretching) $\mathbf{D}$ 와 반대칭 성분인 스핀율 (rate of spin) $\mathbf{\Omega}$ 로 분해 (decompose) 될 수 있다.

$$\mathbf{L} = \dot{\mathbf{F}} \cdot \mathbf{F}^{-1} = \dot{\mathbf{F}}^* \cdot \mathbf{F}^{*-1} + \mathbf{F}^* \cdot \dot{\mathbf{F}}^p \cdot \mathbf{F}^{p-1} \cdot \mathbf{F}^{*-1} \tag{2.3}$$

$$\mathbf{L} = \mathbf{D} + \mathbf{\Omega} = \mathbf{L}^* + \mathbf{L}^p \tag{2.4}$$

여기서, $\mathbf{L}^*$ 는 탄성 변형과 회전에 의한 속도구배 성분이고, $\mathbf{L}^p$ 는 소성 전단에 의한 성분이다.

소성 변형은 슬립면에서의 전단에 의해서만 일어난다고 가정했으므로 속도구배의 소성 부분은 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$\mathbf{L}^p = \mathbf{D}^p + \mathbf{\Omega}^p = \sum_{\alpha=1}^{n} \dot{\gamma}^{(\alpha)} (\mathbf{s}^{*(\alpha)} \cdot \mathbf{m}^{*(\alpha)^{T}}) \tag{2.5}$$

여기서, $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ 는 슬립계 α 의 전단률 (shearing rate) 이다.

대칭인 스트레칭의 소성부분 $\mathbf{D}^p$ 와 반대칭인 스핀 (spin) $\mathbf{\Omega}^p$ 다음과 나타낼 수 있다.

$$\mathbf{D}^p = \sum_{\alpha=1}^{n} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \cdot \mathbf{P}^{(\alpha)} \quad \text{and} \quad \mathbf{\Omega}^p = \sum_{\alpha=1}^{n} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \cdot \mathbf{W}^{(\alpha)} \tag{2.6}$$

여기서, $\mathbf{P}^{(\alpha)} = \frac{1}{2}(\mathbf{s}^{(\alpha)} \cdot \mathbf{m}^{(\alpha)} + \mathbf{m}^{(\alpha)} \cdot \mathbf{s}^{(\alpha)})$

$$\mathbf{W}^{(\alpha)} = \frac{1}{2}(\mathbf{s}^{(\alpha)} \cdot \mathbf{m}^{(\alpha)} - \mathbf{m}^{(\alpha)} \cdot \mathbf{s}^{(\alpha)})$$

2.2 구성식 모델링

단결정의 Jaumann rate of Kirchhoff 응력은 Hook 의 법칙에 의해 탄성율 스트레칭 (elastic rate of stretching) $\mathbf{D}^*$ 와 다음과 같이 연관되어 있다.

$$\sigma^{\nabla *} = \mathbf{L} : \mathbf{D}^* \tag{2.8}$$

여기서, $\mathbf{L}$ 은 4 차 탄성상수 텐서 (elastic moduli) 이다. 격자와 회전하는 좌표계에 대한 Jaumann rate of Kirchhoff 응력 $\sigma^{\nabla *}$ 은 다음과 같이 정의된다.

$$\sigma^{\nabla *} = \dot{\sigma} - \mathbf{\Omega}^* \cdot \sigma + \sigma \cdot \mathbf{\Omega}^* \tag{2.9}$$

여기서, $\dot{\sigma}$ 은 Kirchoff 응력의 물질율 (material rate of Kirchoff stress) 이고 $\mathbf{\Omega}^*$ 은 스핀율 (rate of spin tensor) 이다. 물질 (material) 과 회전하는 Jaumann rate of Kirchhoff 응력은 다음과 같이 정의된다.

$$\sigma^{\nabla} = \dot{\sigma} - \mathbf{\Omega} \cdot \sigma + \sigma \cdot \mathbf{\Omega} \tag{2.10}$$

Eq. (2.9) 과 eq. (2.10) 의 차는 다음과 같다.

$$\sigma^{\nabla *} - \sigma^{\nabla} = \Sigma \beta^{(\alpha)} \cdot \dot{\gamma}^{(\alpha)} \tag{2.11}$$

여기서, $\beta^{(\alpha)} = \mathbf{W}^{(\alpha)} \cdot \sigma - \sigma \cdot \mathbf{W}^{(\alpha)}$

구성방정식은 다음과 같이 표현된다.

$$\sigma^{\nabla} = \mathbf{L} : \mathbf{D} - \sum_{\alpha=1}^{n} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \mathbf{R}^{(\alpha)} \tag{2.12}$$

여기서, $\mathbf{R}^{(\alpha)} = \mathbf{L} : \mathbf{P}^{(\alpha)} + \beta^{(\alpha)}$.

단결정 상태의 변형 속도 의존 물질 (strain rate dependent material)은 power law (Pan and Rice, 1983) 에 의해서 슬립계의 슬립속도(slip rate)는 분해 전단응력 (resolved shear stress) 과 연계된다.

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{a}^{(\alpha)} \left[\frac{\tau^{(\alpha)}}{\tau_c^{(\alpha)}} \right] \left[\left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{\tau_c^{(\alpha)}} \right| \right]^{(1/m)-1} \tag{2.13}$$

여기서, m은 변형속도민감도(rate sensitivity), $\tau_c^{(\alpha)}$ 는 슬립계에 대한 임계분해전단응력(critical resolved shear stress), $\dot{a}^{(\alpha)}$ 는 각각의 슬립계에 대한 기준 변형율 (reference strain rate) 이다. 각각의 슬립계에 대한 전단속도 (shear rate) $\dot{\gamma}$ 는 식 (2.13) 에 의해 결정된다.

2.3 경화식 패라미터 결정

변형 속도 의존(strain rate dependent) 모델에서 유동 응력의 증가율은 각각의 슬립계에 대한 경화 곡선이 다음과 같이 결정되어야 한다. 유동 응력은 슬립계의 소성 전단의 함수로 표현될 수 있다.

$$\tau_c^{(\alpha)} = g(\gamma^{(\alpha)}) \tag{2.14}$$

그러나, 하나 이상의 슬립계가 활성화 되면 각각의 슬립계의 경화는 활성화되어 있는 모든 슬립계의 슬립의 합의 함수가 될 것이다. 각각의 슬립계의 유동 응력 $\tau_c^{(\alpha)}$ 의 증가율은 다음과 같이 표현된다 (Hill, 1965).

$$\dot{\tau}_c^{(\alpha)} = \sum_{\beta=1}^{n} h_{\alpha\beta}\left|\dot{\gamma}^{(\beta)}\right| \tag{2.15}$$

일반적인 경화 계수 (hardening moduli) $h_{\alpha\beta}$ 는 다음과 같이 사용된다 (Hutchinson, 1970).

$$h_{\alpha\beta} = qh + (1-q)h\delta_{\alpha\beta} \tag{2.16}$$

여기서, q는 잠경화비 (latent hardening ratio) 이고 경화율 (hardening rate) h 는 전단 변형율에 대한 임계 분해전단응력 (critical resolved shear stress) 의 변화의 비이다. 단일 슬립에 대한 경화 곡선 $\tau_c(\gamma)$ 와 경화율 $h(\gamma)$ 은 다음과 같은 식으로 나타낸다 (Peirce et al., 1983).

$$\tau_c(\gamma) = \tau_0 + (\tau_s - \tau_0)\tanh\left(\frac{h_0\gamma}{\tau_s - \tau_0}\right) \tag{2.17}$$

$$h(\gamma) = \frac{d\tau_c}{d\gamma} = h_0 \sec h^2\left(\frac{h_0\gamma}{\tau_s - \tau_0}\right) \tag{2.18}$$

하중 대 연신율 곡선으로부터 경화 곡선 (τ vs. γ) 을 구하는 것은 단결정 변형에 동반하는 격자의 회전량 때문에 어려움이 있다. 격자의 회전은 변형하는 동안 계속 Schmid factor 를 변화시킨다. 또한 진응력 대 변형율을 정확하게 구하기 위해서는 국소화(localization) 의 영향도 고려해야 한다.

Levit et al. (1996) 은 실험적으로 **$[\bar{5}57]$** 결정 방향에서 NiAl 단결정의 {110}<001> 슬립계의 경화곡선을 결정하였다. **$[\bar{5}57]$** 결정 방향은 변형하는 동안 오직 단 슬립계 (single slip) 만이 활성화되므로 실험적인 하중 대 연신률 곡선으로부터 경화곡선을 구하는 것이 용이하다. 구해진 경화곡선은 eq. (2.17) 과 비슷한 형태를 나타내었다. 변형 초기에는 상대적으로 적은 점차적 (monotonic) 경화거동을 보였고 변형이 진행됨에 따라 유동응력 (flow stress) 은 포화 (saturated) 가 되었다. 매개변수법 (numerical parametric study) 을 사용하여 경화 곡선의 인자들 (즉 τ_o, τ_s, h_o) 을 변화시키면서 실험적인 하중 대 연신율 곡선과 일치하는 경화곡선의 인자 τ_o, τ_s, h_o 를 결정하였다.
결정된 인자들은 Table 1 에 정리하였다.

Table 1 Parameters used in the hardening curve

τ_o (MPa)	τ_s (MPa)	h_o (MPa)	m
26	38	110	0.04

여기서, τ_o 는 초기 임계 전단응력 (initial critical resolved shear stress), τ_s, 는 포화 전단응력 (saturated shear stress), h_o 는 초기 경화율 (initial hardening rate), m 는 변형율 민감도 (strain rate sensitivity) 를 나타낸다.

3. NiAl 단결정 소성변형의 결정 방향 의존성

NiAl 단결정은 서론 부에서 언급한 것처럼 하중 방향에 대해서 매우 독특한 재료 거동을 보여준다. <100> 하중 방향은 매우 높은 항복 응력을 나타내므로 '경 방향' ('hard' orientation) 이라는 용어를 쓰고 나머지 방향은 '연 방향' ('soft' orientation) 이라고 한다. '경 방향' 으로 NiAl 단결정을 압축을 하면 {100}<001> 슬립계의 분해 전단응력 (resolved shear stress) 은 0 이므로 슬립은 생성되지 않고 <111> 이나 <110> 슬립 방향으로 슬립이 발생한다 (Miracle, 1993).

그러나 변형이 진행됨에 따른 다 슬립계 (multi–slip activations) 의 활성화 가능성을 제외한 NiAl 단결정의 이상적 변형모델 (idealized model) 에서는 '경 방향' 으로부터 약간의 각도만큼 벗어나게 결정방향을 위치시키면 {110}<001> 나 {100}<001> 슬립계를 활성화시킨다.

만약 입체 투영 삼각형 (stereographic projection triangle) 에서 오 정렬 (misalignment) 방향이 [001]-[111] 대칭선을 따라서 [111] 방향으로 회전하면 {110}<001> 단 슬립계 (single slip)만이 활성화 되고 오 정렬 (misalignment) 방향이 [001]-[101] 대칭선을 따라서 [101] 방향으로 회전하면 {100}<001> 의 이중 슬립계 (double slip) 만이 활성화 된다. 이러한 오 정렬은 단결정의 국소 변형 (localized deformation) 인 킹크 띠 (kinkband) 가 발생하기 쉬운 방향이다.

시뮬레이션에 사용된 시편의 게이지 길이는 22 mm, 폭은 5 mm, 두께는 2 mm 이고 평면 응력 (plane stress) 조건으로 가정하였다 (Fig. 1). 사용된 경계 조건은 시편 아래 플랜지 (flange) 끝 부분의 절점들은 수직 방향으로 고정되어 있고 아래 플랜지 (flange) 의 끝 부분의 가운데에 위치한 절점은 수평 방향으로 고정하였다. 시뮬레이션에 사용된 재료 상수와 시편의 불균일 면을 나타내기 위하여 사용된 불균일 (imperfection) 식 eq. (3.1) 의 인자들을 Table 2 에 나타 내었다 (Tvergaard et al., 1981).

$$\Delta h_0 = h_0\left(-\bar{\xi}_1 \cos\left(\frac{\pi y}{L_0}\right) + \bar{\xi}_2 \cos\left(\frac{m\pi y}{L_0}\right)\right) \qquad (3.1)$$

Table 2 material properties used in the simulation

	K (MPa)	G (MPa)	υ	$\bar{\xi}_1$	$\bar{\xi}_2$	m
value	164916	68660	0.3221	0.0126	0.072	5

여기서, K 는 탄성체적 계수, G 는 전단 탄성계수, υ 는 포아송비이다.

사용된 요소는 ABAQUS 의 incompatible 평면 응력 요소인 CPS4I 가 사용되었다. 동일 변위률 (equivalent displacement rate) 이 시편 플랜지 위 끝 부분의 모든 절점들에 압축 방향으로 작용하였다.

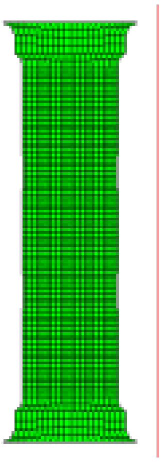

Fig. 1 Specimen used in the simulation

3.1 [001]-[111] 대칭선을 따른 변형

이상화된 NiAl 단결정 모델에서 오 정렬 (misalignment) 방향이 [001]-[111] 대칭선을 따라서 [111] 방향으로 회전하면 {110}<001> 단 슬립계 (single slip)만이 활성화 된다.

시뮬레이션에서는 시편의 결정 방향은 압축 방향축 ([001] 방향) 과 슬립 방향 (slip direction) 간의 각도 θ 에 의해서 특성되어진다. 가능한 최대 각도는 압축 방향축 으로부터 54.7 도 이다.

시뮬레이션 결과로부터 시편이 킹크 띠 (kink band) 를 생성하는 각도인 '경계 각도' (border angle) 가 [001] 방향으로부터의 17 도 떨어져 있음을 알 수 있었다.

'경계 각도' (border angle) 보다 큰 경우 (θ > 17°) 에서는 최대 압축 공칭응력은 점차적 (monotonic) 으로 감소하다가 일정한 값으로 수렴되었다 (Fig. 2). 이 결과는 실험에서 관찰된 내용을 뒷받침한다 (Winton, 1995, Mielec et al., 1997). 이 '경계 각도' 보다 큰 경우에는 킹크 띠가 관찰되지 않았다 (Fig.3-a, θ = 20°).

'경계 각도' (border angle)보다 작은 경우 (3° < θ <17°) 에서는 최대 압축 공칭응력은 점차적 (monotonic) 으로 감소하다가 갑작스런 감소률을 보였다 (Fig.2).

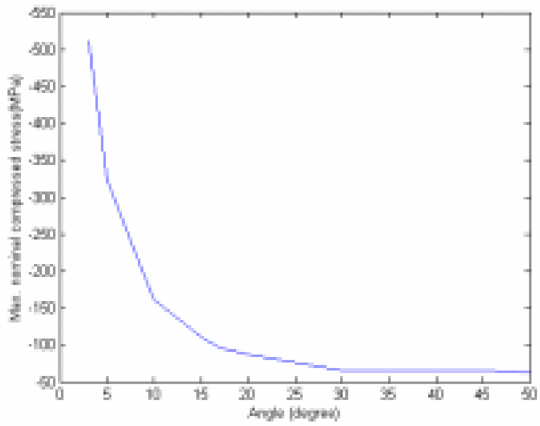

Fig. 2 Variations of the maximum nominal compressed stress with angle θ from [001] direction for single-slip case

시편의 슬립 방향이 '경방향' (hard orientation) 과 가까울수록 갑작스런 최대 압축 공칭응력의 음방향의 증가를 보여 주었다 (Fig. 2). 시뮬레이션에서 실험 (Fraser et al., 1973a, Mielec et al., 1997) 에서 관찰된 것처럼 '경계 각도' 보다 작은 경우에는 킹크 띠가 관찰되었다 (Fig.3-b,c, θ = 17°, 5°). 시뮬레이션의 결과에서 60 도 이상의 격자 회전 (lattice rotation) 이 관찰 되었고 (Fig. 4) 이는 실험 결과와 잘 일치한다 (Fraser et al., 1973). 이 실험에서 Fraser et al. 은 시뮬레이션에서 가정한 것과 같이 {110}<001> 슬립계의 활성화와 60 도 정도의 격자 회전량을 보고하였다.

Fig 5. 는 킹크 띠를 보여 주는 경우와 그렇지 않은 경우를 하중 대 연신률 곡선을 이용해서 비교하였다. 다수의 하중 강하는 변형 중에 다수의 킹크 띠 (kink band) 가 형성됐음을 보여 주고 단하중 강하 (single load drop) 는 킹크 띠 (kink band) 의 형성 없이 시편의 굽힘만을 나타낸다.

3.2 [001]-[101] 대칭선을 따른 변형

이상화된 NiAl 단결정 모델에서 오정렬 (misalignment) 방향이 [001]-[101] 대칭선을 따라서 [101] 방향으로 회전하면 (100)[010], (010)[100] 이중 슬립계 (double slip) 이 활성화 된다.

Fraser et al. (1973 a, b) 의 실험에서 킹크 띠 (kink band) 는 압축 방향축 (compression axis) 과 평행하지 않은 <100> 슬립 방향의 활성화에 의해

서는 관찰되지 않았지만, 다른 실험 (Miracle, 1993) 에서는 압축 축에 평행하지 않은 슬립 방향의 활성화도 관찰되었다. 그러므로 시뮬레이션 모델에 압축 축과 평행하지 않은 슬립도 포함할 수 있을 것이다.

이중 슬립 (double slip) 모델의 시뮬레이션의 경우에도 시편의 결정 방향은 압축 방향축 ([001] 방향) 과 슬립 방향 (slip direction) 간의 각도 θ 에 의해서 나타내었다. 가능한 최대 각도는 압축 방향축 으로부터 45 도 이다.

단 슬립 (single slip) 의 경우와 마찬가지로 같은 ‘경계 각도’ (border angle) 가 관찰되었다. 킹크 띠는 단 슬립 (single slip) 의 경우와 마찬가지로 ‘경계 각도’ (border angle) 보다 작은 경우에 관찰되었지만 격자의 회전량은 슬립간의 상호작용에 의하여 단 슬립의 경우보다 적었다.

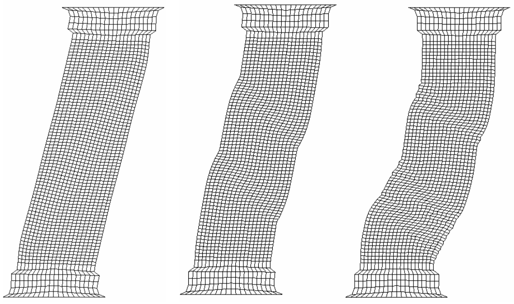
(a) (b) (c)

Fig. 3 Plots of deformed mesh with varying angle θ for single-slip case.
(a) θ = 20° (b) θ = 17° (c) θ = 5°

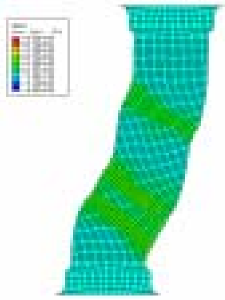

Fig. 4 Contour plots of lattice rotation with θ = 5° for single-slip case.

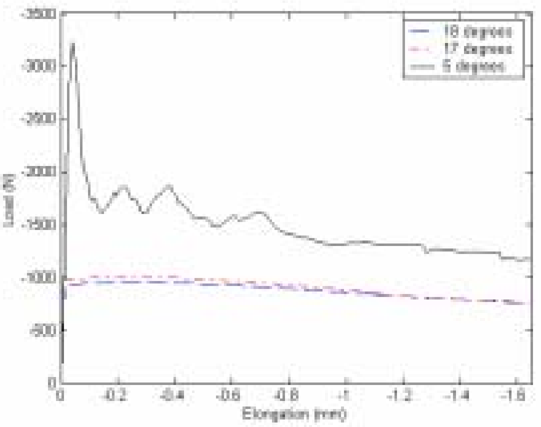

Fig. 5 Variations of the load with angle θ for single-slip case

4. 요약 및 결론

NiAl 단결정 소성 변형의 결정 방향 의존성에 대한 연구가 유한 요소 해석을 사용하여 연구되었다. 시편의 ‘경 방향’ 과 가까운 방향으로의 압축 시에 생성되는 킹크 띠 (kink band) 는 격자의 회전에 의한 회전 연화 (rotation softening) 에 의해서 촉진되었다.

NiAl 단결정의 변형 거동의 결정 방향 의존성이 압축 축과 슬립 방향 간의 각도를 변화시킴으로써 연구되었다. ‘경 방향’ 에 가까워질수록 최대 압축 공칭 응력 증가율이 급증하는 것은 <100> 슬립 외에 다른 슬립이 활성화 된다는 실험 결과를 뒷받침한다. 왜냐하면 이 경우에는 가정된 모델에서 활성화된 <100> 슬립이 높은 최대 압축 공칭 응력 때문에 실제로는 활성화되기 어렵기 때문이다.

실험상에서 관찰되지 않은 이중 슬립 (double slip) 의 경우도 시뮬레이션에서는 결정 방향이 [001]-[101] 대칭선을 따라서 [101] 방향으로 회전하면 킹크 띠 (kink band) 를 형성하였다. 이는 실험을 통하여 검증을 필요로 한다.

후 기

이 논문은 2004 학년도 안동대학교 학술연구조성비 (contract number: 2004-0101) 에 의하여 연구되었습니다. 또한 일부는 BK21 사업의 지원을 받았습니다.

참고문헌

(1) ABAQUS, 2003, User’s manual version 6.4. Hibbitt, Karlsson, and Sorensen, Inc.
(2) Asaro, R. J., 1983, “Micromechanics of crystals and

polycrystals," Adv. Applied Mech., Vol. 23, pp. 1-115.

(3) Brunner, D. and Gumbsch, P., 2001, "The flow stress of NiAl single crystals below room temperature," Mater. Sci. Eng., A319-321, pp. 337-341.

(4) Fraser, H. L., Loretto, M. H. and Smallman, R. E., 1973a, "The plastic deformation of NiAl single crystals between 300oK and 1050oK- II. The mechanism of kinking and uniform deformation," Phil. Mag., Vol. 28, pp. 667-677.

(5) Fraser, H. L., Smallman, R. E. and Loretto, M. H., 1973b, "The plastic deformation of NiAl single crystals between 300oK and 1050oK- I. Experimental evidence on the role of kinking and uniform deformation in crystals compressed along <001>," Phil. Mag., Vol. 28, pp. 651-665.

(6) Hill, R., 1965, "Continuum micro-mechanics of elastoplastic polycrystals," J. Mech. Phys. Solids, Vol. 13, pp. 89-101.

(7) Hutchinson, J. W., 1970, "Elastic-plastic behavior of polycrystalline metals and composites," Proc. R. Soc., London, Vol. A319, pp. 247-272.

(8) Lee, E. H., 1969, "Elastic-plastic deformation at finite strains," J. Appl. Mech., Vol. 36, pp. 1-6.

(9) Levit, V. I., Winton, J. S., Yu, G., and Kaufman, M. J., 1996, "Mechanisms of high tensile elongation in NiAl single crystals at intermediate temperatures," Proceedings Of the Rex 96, the Third International Conference on Recrystallization and related Phenomina, Edited by McNelley, T., Monterrey, CA, pp. 637-644.

(10) Messerschmidt, U., Haushalter, R and Bartsch, M., 1997, "Microprocesses of the deformation of NiAl single crystals," Mater. Sci. Eng., A234-236, pp. 822-825.

(11) Mielec, J., Novak, V., Zarubova, N., and Gemperle, A., 1997, "Orientation dependence of plastic deformation in NiAl single crystals," Mater. Sci. Eng., A234-236, pp. 410-413.

(12) Miracle, D. B., 1993, "The physical and mechanical properties of NiAl," Acta metall., Vol.41, No.3, pp. 649-684.

(13) Pan, J. and Rice, J. R., 1983, "Rate sensitivity of plastic flow and implications for yield-surface vertices," Int. J. Solid Struct, Vol. 19, pp. 973-987.

(14) Peirce, D., Asaro, R. J. and Needleman, A., 1983, "Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids," Acta metall. Vol. 31, No.12, pp. 1951-1976.

(15) Tvergaard, V., Needleman, A., and Lo, K. K., 1981, "Flow localization in the plane strain tensile test," J. Mech. Phys. Solids, Vol. 29, pp. 115-142.

(16) Winton, J. S., 1995, "The Effect of Orientation, Temperature, and Strain Rate on the Mechanical Properties of NiAl Single Crystals," MS thesis, Univ. of Florida.