

나노압입시험법을 이용한 열처리 소재의 미소 변형 거동 평가

최 인 철[†]

금오공과대학교 신소재공학부

Characterizing Small-scale Mechanical Behaviors of Heat-treated Materials with Nanoindentation Technique

In-Chul Choi[†]

School of Materials Science and Engineering, Kumoh National Institute of Technology,
61 Daehakro, Gumi, Gyeongbuk 39177, Korea

Abstract To improve the mechanical properties of most structural materials for industrial applications, the control of microstructure is essential by heat treatment process or plastic deformation process. Since the mechanical behavior of structural materials is significantly influenced by their microstructure, it is inevitably preceded to understand the relationship between microstructure and strengthening mechanisms of materials which can be easily changed by heat treatment. In this regard, the nanoindentation test is useful technique for analyzing the influence of the localized microstructural change on small-scale mechanical behavior of various structural materials. Here, the interesting studies performed on various heat-treated materials are reviewed with focus on micromechanical properties obtained by nanoindentation, which are reported in the available literature.

(Received March 10, 2020; Revised March 16, 2020; Accepted March 20, 2020)

Key words : Heat-treated materials, Nanoindentation, Hardness, Mechanical properties, Small-scale

1. 서 론

구조용 금속재료의 특성 중 기계적 성질은 원자 구조, 결정 구조 및 미세 구조와 밀접한 관련이 있으며, 그 정도는 다양한 미세조직의 크기, 형태 및 분포에 크게 좌우된다. 대부분의 산업분야 및 연구현장에서는 소재에 대한 상태를 기반으로 시효(aging) 공정, 어닐링(annealing) 공정, 침탄(carburizing) 공정, 쿼칭(quenching) 공정, 템퍼링(tempering) 공정, 노말라이징(normalizing) 공정 등 다양한 열처리 공정을 통해 결정립 및 석출물과 같은 미세조직의 크기와 분포를 제어하거나 내부 응력 제거 및 표면 경화를 유도함으로써, 소재의 강도, 연성, 인성 등 기계적 특성을 최적화하고자 한다[1]. 최근에는 재료의 강도-연성-인성 사이의 균형을 맞춘 고강도 경량 구조용 재료 개발에 대한 관심이 증가하고 있어, 다수의 강화기구를 조합한 새로운 미세조직적 제

어를 위한 열처리 기술 발전이 요구되고 있다[2]. 이를 위해 고성능의 구조용 금속재료를 개발하는 단계에서 열처리에 의한 미세조직 변화가 기계적 물성에 미치는 영향을 정량적으로 평가하는 것이 필수적이지만, 기존의 연구에서는 경도를 제외하고는 미세조직 각각에 대한 기계적 물성을 실험적으로 평가함에 있어 많은 한계점이 있다[3].

다양한 열처리 공정에 의해서 제어된 미세조직적 특성과 기계적 특성 사이의 변형 메커니즘을 명확하게 이해하기 위해서 표준화된 인장 또는 압축 시험을 수행하는 것이 가장 일반적이지만, 이는 많은 양의 시험편과 시간이 반드시 필요하다. 하지만 최근에 이러한 한계를 극복하고 소량의 시험편에 대한 간단한 쉬운 시험 절차로도 기계적 물성 측정이 가능한 나노압입시험법의 활용이 대두되고 있다[3]. 특히, 나노압입시험법은 경도(H) 및 탄성계수(E) 등의 물성 측정 절차가 정립된 이래 국부적인 영역에서의

[†]Corresponding author. E-mail : in-chul.choi@kumoh.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

재료 변형 거동을 규명하고 정량적으로 평가하는 유용한 시험법의 하나로 각광받고 있으며, 장비 기술, 측정 기법 등 연구실 차원에서의 유용성이 검증되어 산업체 차원에서의 실질적인 응용이 이루어지고 있다[4]. 이러한 나노압입시험법을 통한 기계적인 특성 평가는 압입자가 시험편의 표면에서 하중을 인가/제거하는 동안의 측정된 단순한 하중(P)과 변위(h) 곡선의 분석만으로도 가능하다. 나노압입시험을 통해 확보한 P - h 곡선과 압입 시험 후의 압흔 분석을 통해서 소재의 H 와 E 값 이외에도 항복강도(σ_y), 가공경화지수(n)와 같은 인장 물성에서부터 잔류응력, 크립, 파괴 특성까지 광범위한 기계적인 특성에 대한 평가가 가능하다[5]. 이외에도 재료의 연성 향상과 관련된 속도 의존적 소성 변형, 고온 구조물용 조건에서의 재료에 대한 기계적 거동을 조사하기 위해 고온나노압입시험, 극미소압축시험법 등을 포함한 새로운 시험법들이 개발되어 실제로 적용되고 있기 때문에, 열처리를 통해 제어된 미세조직과 소재의 기계적 물성 사이의 복합적인 상호관계를 분석함에 있어 나노압입시험법의 응용 가능성이 더욱 증대되고 있다. 따라서 본 논문에서는 열처리 된 다양한 금속재료에서 국부적인 미세조직의 변화와 이에 따른 기계적 거동 사이의 상관관계를 이해하기 위해 나노압입시험법을 이용한 미소 변형 거동 평가 및 분석 방법을 간단히 소개한 후[6-11], 이들에 대한 이해를 돕기 위해 관련된 문헌 결과들을 기술하였다.

2. 나노압입시험을 이용한 석출물의 경도 평가 및 석출강화기구 고찰

나노압입시험법의 가장 중요한 목적은 경도(H)를 정확하게 측정하는 것이며, 측정된 H 값은 소재의 국부적인 영역에 대한 소성 변형의 저항성을 나타낼 뿐만 아니라 시간 의존적(time-dependent) 또는 온도 의존적(temperature-dependent) 변형 거동을 이해하는데 용이한 변형률 속도 민감도(strain-rate sensitivity), 크립 응력 지수(creep stress exponent), 활성화 부피(activation volume), 활성화 에너지(activation energy) 등을 계산하는데 있어 필수적인 데이터이다. 특히, 나노압입시험법을 이용하여 경도를 평가하기 위해서는 압입자에 의해 재료 표면에

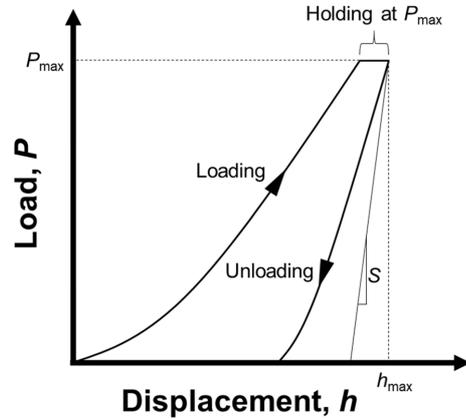


Fig. 1. A Schematic illustration of load (P) versus displacement (h) curves obtained during nanoindentation test.

가해지는 하중에 따른 압입자의 변위를 연속적으로 측정해야 하며, 그 전형적인 결과를 그림 1에 나타내었다. 그림 1에서 보여주는 P - h 곡선은 압입 변형률 속도 또는 압입 하중 속도, 시험편 표면의 상태, 재료의 미세 구조 및 기계적 특성에 의해 영향을 받는다. 그림 1의 일반적인 P - h 곡선으로부터 재료의 H 값을 측정하기 위해서는 Oliver와 Pharr가 제안한 방법이 가장 널리 사용되며, H 는 다음과 같이 표현된다[12, 13].

$$H = \frac{P_{max}}{A_c} \tag{1}$$

P_{max} 는 압입자에 의해 시험편의 표면에 가해진 최대 하중이고 A_c 는 투영된 접촉 면적으로서 압입 접촉 깊이(h_c)에 대한 기하학적 함수이다. 나노압입시험에서 가장 널리 이용되는 3면 피라미드 형태의 Berkovich 압입자의 경우 $A_c = 24.5h_c^2$ 이지만, 유효 반경이 약 50 nm 인 이상적인 압입자조차도 사용 시간에 따라 무너지기 때문에 A_c 와 h_c 사이의 관계를 주기적으로 평가하여야 한다[12, 13].

이러한 나노압입시험에서는 인가 하중을 mN 수준 까지 제어하여 압입자에 의해 시험편에 가해지는 변형의 크기를 마이크로 이하로 줄일 수 있기 때문에, 열처리에 의한 소재 내부의 석출물 크기 변화와 같은 국부적인 미세조직의 변화가 H 값에 미치는 영향에 대한 분석을 용이하게 한다. Oh 등은 Ni기 초

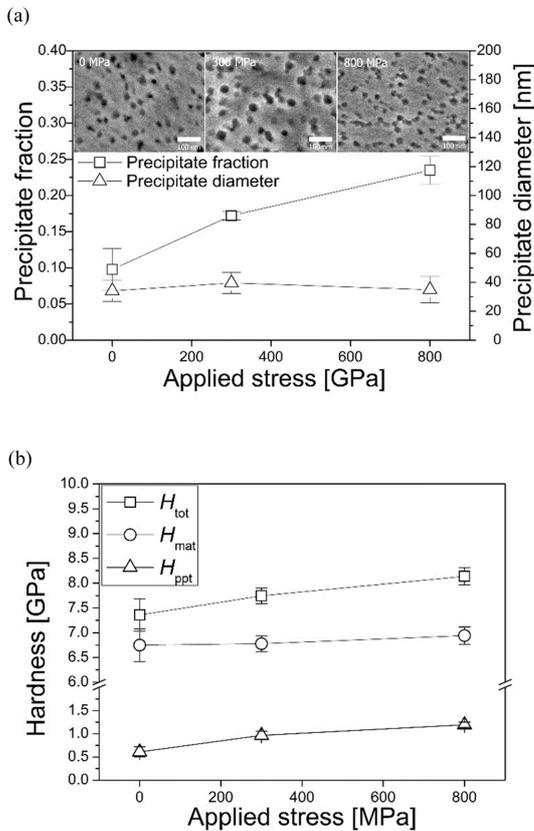


Fig. 2. (a) Change in size and fraction of γ' precipitate after thermos-mechanical process at 700°C. Inset SEM images show distribution of γ' precipitates in Inconel 740 matrix. (b) Contribution of precipitation hardening (H_{ppt}) on total hardness value (H_{tot}) and the calculated matrix hardness (H_{mat}). Reproduced with permission [6]. Copyright 2011, Materials Research Society.

내열합금 기지 내에 분포하는 미세한 크기의 석출물에 의한 고온 물성 향상 연구를 위해 Inconel 740 합금에 대한 열-응력 처리(thermo-mechanical treatment) 및 등온 시효(isothermal aging) 처리가 기계적 물성에 미치는 영향을 체계적으로 분석하였다[6, 7]. Inconel 740 합금에 대한 700°C에서의 열-응력 처리 과정에서 인가된 응력이 증가함에 따라 γ' 석출물의 크기 변화는 관찰되지 않았지만 부피 분율은 지속적으로 증가함을 확인하였으며(그림 2a 참조), 그림 2b에서 보여주는 것과 같이 나노압입시험을 이용하여 측정된 H 값으로부터 석출 강화에 의한 강화 효과가 증가함을 확인하였다[6]. 또한, 그림 3a와 같

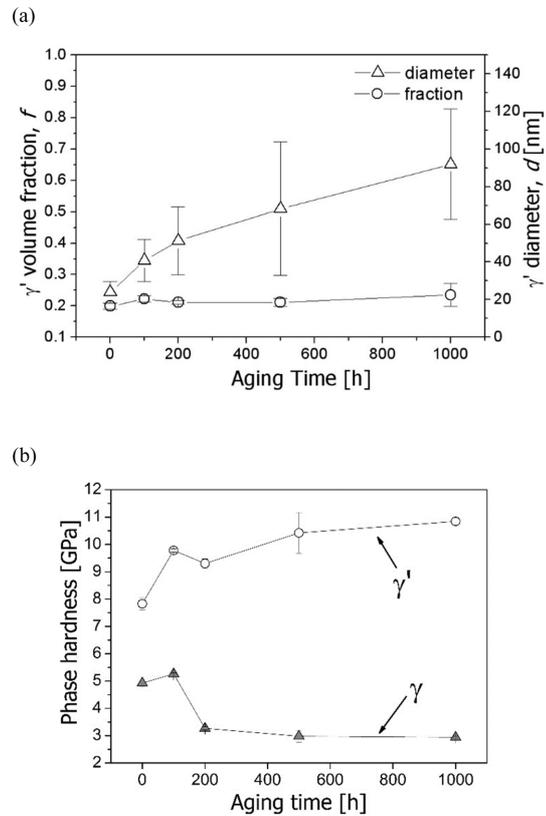


Fig. 3. (a) Microstructural change in size and volume fraction of Inconel 740 alloy after aging treatment. (b) Influence of aging time on precipitate and matrix hardness. Reproduced with permission [7]. Copyright 2011, Elsevier Ltd.

이 810°C에서의 등온시효시간에 따라 γ' 석출물의 분율 변화 없이 그 크기만 증가하는 미세조직적 변화가 Inconel 740 합금의 기계적 물성 변화에 미치는 영향을 나노압입시험을 이용한 기지와 석출물 각각의 상경도(phase hardness) 분석을 통해 수행하였다[7]. 이로부터 시효 시간이 증가함에 따라 기지 상의 경도는 지속적으로 감소하는 반면 석출물의 경도는 증가함을 발견하였으며(그림 3b 참조), 이를 바탕으로 0h 등온 등온 시효 처리된 소재의 H 값 변화에 미치는 영향을 석출 강화 및 고용강화효과 이론을 접목시켜 분석하였다[7].

위와 같이 기계적 물성 평가 및 변형 기구 규명에 있어서 나노압입시험이 유용함에도 불구하고 H 값을 분석할 때 고려해야 할 몇 가지 이슈들이 있다. 첫 번째로, 끝이 날카로운 3면 피라미드형 또는 원

뿔형의 압입자를 이용할 경우에, 소성 변형률의 구배 (plastic strain gradient)로 인하여 매우 얇은 압입 깊이에서 h (또는 P)가 감소함에 따라 H 값이 현저하게 증가하는 압입 크기 효과(indentation size effect, ISE)이다[14]. 따라서, 나노압입시험으로부터 측정된 H 값은 통상적인 비커스 경도 시험으로부터 측정된 H 값과 직접적으로 비교 될 수 없다. 또 다른 하나는 나노압입시험에 의해 재료에 변형이 인가됨에 따라 압흔 주변부에 발생하는 ‘쌓임(pile-up)’ 현상이 있으며, pile-up의 정도는 주어진 재료의 E , n , σ_y 등과 밀접한 관련이 있다. 앞서 언급한 Oliver-Pharr 방법은 이러한 pile-up에 의한 영향을 충분히 고려하지 않기 때문에 경우에 따라 H 값이 과대 평가될 수 있으며, 이와 같은 경우에는 나노압입시험 후 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM) 등을 활용하여 관측한 이미지로부터 압흔의 면적을 측정하여 A_c 값으로 대신 적용함으로써 해결할 수도 있다[10, 15].

3. 탄-소성 전이 거동 해석을 통한 항복 메커니즘 규명

구형압입자를 사용한 나노압입시험을 통해서 소성 변형 시작점(즉, 주어진 소재의 항복점)에서의 임계 전단 응력을 유추할 수 있다[8, 9, 16, 17]. 그림 4a는 어닐링 전/후의 벌크 비정질 합금(bulk metallic glass, BMG)에 대한 나노압입시험으로부터 얻을 수 있는 탄-소성 전이 거동에 대한 대표적인 $P-h$ 곡선을 보여준다. 상대적으로 낮은 P_{max} 에서는 하중 인가 곡선과 제거 곡선이 완전히 겹치는 것을 알 수 있으며, 이는 주어진 하중 구간에서 완전 탄성 변형이 이루어졌음을 나타낸다. 보다 높은 하중으로 구형 압입자를 이용한 나노압입시험을 진행한다면 하중 인가 도중에 압입 변위가 순간적으로 크게 증가하는 팝인(pop-in)현상이 나타나며, 이러한 pop-in 현상이 발생하기 전의 일반적인 탄성 변형 구간에 대한 $P-h$ 관계는 식 (2)에서 주어진 Hertzian 탄성 접촉 이론 식으로 표현할 수 있다[18].

$$P = \frac{4}{3} E_r \sqrt{R} \cdot h^{\frac{3}{2}} \quad (2)$$

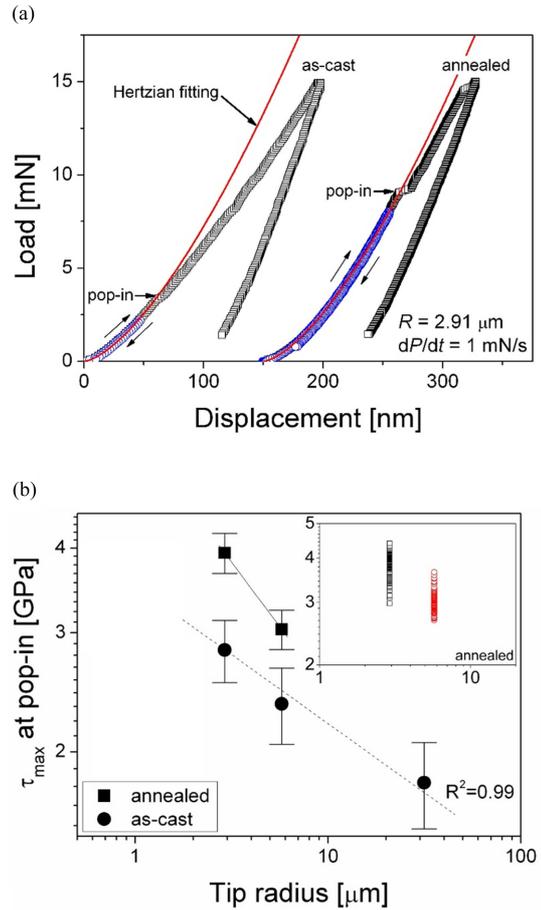


Fig. 4. (a) Representative $P-h$ curves for the as-cast and annealed Zr-based BMG, (b) Variations in the τ_{max} with the tip radius for both samples. Inset image shows the distribution of the τ_{max} at pop-in. Reproduced with permission [9]. Copyright 2012, Elsevier Ltd.

R 은 구형 압입자 첨단 부분의 곡률 반경이며, 유효 탄성계수(reduced modulus, E_r)는 아래와 같이 압입자와 시험편에서 탄성 변형이 발생한다는 사실을 반영한다.

$$\frac{E_s}{1 - \nu_s^2} = \left(\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} \right)^{-1} \quad (3)$$

ν 는 포아송 비이며, 아래 첨자 s 와 i 는 각각 시험편과 압입자를 나타낸다. R 값은 잘 알려진 E_r 값을 갖는 소재(fused quartz 또는 tungsten)에 대해 압입시험을 수행한 후, 식 (2)를 적용함으로써 검증할 수 있다.

그림 4a의 $P-h$ 곡선은 하중이 인가되는 동안 나타난 pop-in 현상은 탄성변형에서 탄성-소성 변형으로의 전이, 즉 항복 현상에 해당한다. 첫 번째 pop-in에서의 최대 전단 응력(τ_{max})은 압입된 재료에서 소성변형의 시작점에 대한 임계 전단 강도를 나타낸다. 이 전단 응력의 크기는 아래의 식과 같이 주어지며[18],

$$\tau_{max} = 0.31 \left(\frac{6E_r^2}{\pi^3 R^2} P \right)^{\frac{1}{2}} \quad (4)$$

다수의 문헌에서 보고하는 τ_{max} 는 결함이 없는 물질의 이론적 전단 강도에 상응하는 크기이다[19]. τ_{max} 값은 일반적으로 재료의 복잡한 불균일성으로 인하여 폭 넓은 편차를 나타내기 때문에, pop-in 데이터의 통계적 분석은 항복 현상의 메커니즘을 분석하는데 있어 매우 중요하다[8, 9, 17]. 이러한 pop-in 데이터의 누적 분포 함수는 압입자 아래의 전단 응력 함수로 식 (5)와 같이 표현할 수 있으며[8, 9, 20],

$$f = 1 - \exp \left[-\frac{kT\dot{\gamma}_0}{V^*(d\tau/dt)} \cdot \exp \left(-\frac{\Delta F^*}{kT} \right) \cdot \exp \left(\frac{\tau V^*}{kT} \right) \right] \quad (5)$$

k 는 볼츠만 상수, T 는 절대온도로서 kT 는 열 에너지를 나타내고, $\dot{\gamma}_0$ 는 반응 경로를 따라 발생하는 열적 진동수를 의미하며, F^* 및 V^* 는 각각 Helmholtz 활성화 에너지와 활성화 부피이다. 식 (5)에서 가장 흥미로운 인자는 $\tau = \tau_{max}$ 에서의 V^* 로서, 열적 여기(thermally activated) 및 응력 여기(stress activated) 항복 메커니즘을 규명하는데 있어 매우 유용하다. 이 값은 $\ln[\ln(1-f)^{-1}] - \tau_{max}$ 그래프에서의 기울기로부터 계산할 수 있으며, 일반적인 결정질 재료에서는 불균일 전위 생성(heterogeneous dislocation nucleation)에 상응하는 $V^* \sim 1b^3$ 또는 균일 전위 생성(homogeneous dislocation nucleation)에 상응하는 $V^* \sim 0.5b^3$ 나타내고 b 는 버거스 벡터(Burgers vector)의 크기에 해당한다[17, 20, 21].

위와 같은 탄-소성 전이 거동 분석은 결정질 재료뿐만 아니라 재료 내부의 원자 배열이 불규칙하여 소성 변형을 발생시키는 기본 단위를 실험적으로 관측하기 어려운 BMG에 대해서도 적용이 가능하다.

즉, 결정질 재료에서의 전위와 같이 BMG에서의 탄-소성 소성 전이 거동을 발생시키는 기본 단위인 전단 변형 영역(shear transformation zone, STZ)의 크기를 정확하게 측정하는 것이 가능하다. Choi 등의 연구에 결과에 따르면 서로 다른 구조적 상태를 지닌 주조상태(as-cast)의 BMG와 열처리된(annealed) BMG에 반경이 다른 3 가지의 구형 압입자를 이용하여 나노압입시험을 수행함으로써 압입 크기 효과(indentation size effect)를 알아보았다. 그림 4b에서 보여주는 바와 같이 구조적 상태 차이에 관계없이 구형 압입자의 반경이 감소함에 따라 최대 전단 항복 강도가 증가하고 그 편차는 감소하는 경향이 관찰되었으며, 이를 압입자 크기에 따른 응력 분포의 변화와 변형을 일으킬 수 있는 영역을 찾을 확률 사이의 관계가 있음을 밝혔다. 또한, 전단 변형 영역의 크기는 압입 크기 효과를 나타내지 않는 재료 고유의 내적 특성 임이 확인된 반면, 열처리에 의한 원자들의 재배치 또는 자유 부피(free volume) 감소와 같은 구조적 완화(structural relaxation) 현상이 전단 변형 영역의 크기를 상대적으로 증가시킬 수 있다.

4. 열처리가 응력-변형을 곡선 예측에 미치는 영향

대부분의 금속 재료에 대한 실용성 면에서 살펴보면 각 재료의 소성 영역에서의 응력-변형을 사이의 관계를 정확하게 이해하는 것이 필수적이며, 나노압입시험의 장점을 극대화하여 이용한다면 국부적인 영역에서의 미세조직이 소성 유동 곡선에 미치는 영향을 분석할 수 있다. 특히, 나노압입시험을 위하여 삼각 피라미드 형태의 첨단 압입자를 이용한다면 압입자 중심축과 면간 각도(ψ)의 변화를 통해서 시험편에 인가할 수 있는 변형률의 크기를 달리 할 수 있다. 즉, ψ 가 감소할수록 재료에 더 큰 변형을 인가할 수 있기 때문에 서로 다른 ψ 를 가지는 다수의 첨단압입자를 적용하여 나노압입시험을 수행함으로써 국부적인 영역에서의 응력-변형을 반응 및 가공경화 지수를 체계적으로 평가할 수 있다. 그림 5는 0.5-3.0 μm 의 결정립 내에 수 십 nm의 쌍정을 가진 나노쌍정 구리(nanotwinned Cu, nt-Cu) 시험편에

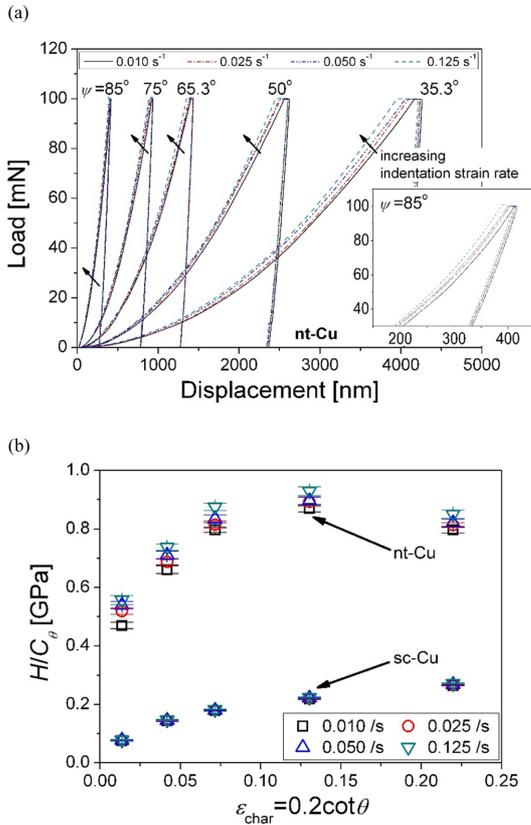


Fig. 5. (a) Representative $P-h$ curves for nt-Cu at different indentation strain rate and five different 3-side pyramidal indenters. (b) Predicted stress-strain relation of both single crystal Cu (sc-Cu) and nanotwinned Cu (nt-Cu) at four different indentation strain rates. Reproduced with permission [10]. Copyright 2013, Elsevier Ltd.

대한 나노압입시험을 통해 응력 변형 거동을 성공적으로 조사한 결과이다[10]. 그림 5a의 $P-h$ 곡선으로부터 얻어진 H 값은 식 (6)에 표현된 경험적 관계를 이용함으로써 유동 응력 σ_f 로 변환된다[22].

$$H = C_\theta \cdot \sigma_f \quad (6)$$

C_θ 는 구속 계수(constraint factor)이며, θ 는 3면 피라미드형 압입자의 ψ 에 상응하는 원뿔형 압입자에 대한 중심축과 면간 각도이다. 일반적인 금속재료에 대한 C_θ 값은 완전 소성 영역에서 $\sim 2.6-3.0$ 이며, C_θ 는 탄소성 변형 소재에서는 식 (7)과 같이 θ 값, 항복 강도(σ_y), 탄성 계수에 의존적인 함수로 표현된다[11].

$$C_\theta = \frac{2}{3} \left[2 + \ln \left(\frac{1}{3} \cdot \frac{E \cdot \cot \theta}{\sigma_y} \right) \right] \quad (7)$$

3면 피라미드형 압입자와 원뿔형 압입자가 주어진 압입 깊이에서 동일한 단면적을 가질 때, 동일한 나노압입시험 곡선이 얻어진다고 가정하면, ψ 와 θ 는 다음과 같이 주어진다[10, 11, 14].

$$\theta = \tan^{-1} \left(\sqrt{\frac{3\sqrt{3}}{\pi}} \tan \psi \right) \quad (8)$$

예를 들어, 나노압입시험에서 가장 널리 이용되는 3면 피라미드형 압입자인 Berkovich 압입자에 대해 ψ 는 65.3° 이며, θ 는 70.3° 에 해당한다. 앞서 소개한 바와 같이 ψ 또는 θ 값의 변화에 따른 특성 변형률(characteristic strain, ϵ_{char})은 아래의 식과 같이 정의된다[22].

$$\epsilon_{char} = 0.2 \cdot \cot \theta \quad (9)$$

그러므로 Berkovich 압입자의 ϵ_{char} 는 약 0.072이며, 식 (6)–(9)를 적용함으로써 그림 5b와 같은 소성 유동 곡선을 예측할 수 있다.

그림 6은 나노압입시험으로 유추한 구조 상태의 CoCrFeMnNi 고엔트로피합금(high entropy alloy, HEA)에 대한 응력-변형률 곡선이 인장시험 결과와 상당히 유사함을 보여주고 있으며, 미소한 절대값의 차이는 ISE에 기인한 것임을 예상할 수 있다[11]. 그림 6에서 가장 흥미로운 점은 나노결정립(nano-crystalline, nc)을 가지는 HEA 시험편에 대한 어닐링(annealing) 정도에 따라 응력-변형률 곡선이 차이를 보인다는 것이다. 변형 연화(strain softening) 현상은 광범위한 동적 회복(dynamic recovery), 동적 재결정(dynamic recrystallization), 결정립계에 존재하는 잔류 내부 응력 영향을 받았을 가능성이 높다[11]. 특히, 어닐링 시간이 증가함에 따라 연화량의 증가하였는데 미세조직적 분석 결과에 따르면 변형에 의한 석출물의 용해 또는 nc-HEA에 존재하는 높은 분율의 결정립계를 따라 발생하는 상당한 양의 원자 확산이 영향을 미쳤을 가능성이 있음을 밝힌바 있다[11]. 이와 같이 열처리에 의한 국부적인 미세조직적 변화가 응력-변형률 곡선에 직접적으로 미치는 영향을 나노압입시험을 이용하여 용이하게 분석이 가능하다.

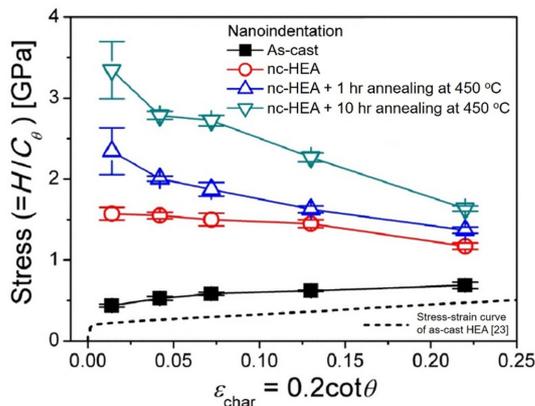


Fig. 6. The predicted $\sigma_f \varepsilon_{\text{char}}$ plots for as-cast HEA and nc HEA with or without annealing which are compared with stress-strain curves for the tensile test data of the as-cast HEA [23]. Reproduced with permission [11]. Copyright 2017, Elsevier Ltd.

5. 결 론

산업 소재로 사용되는 대부분의 구조용 금속재료에 있어서 열처리 공정을 통한 미세조직 제어는 소재의 기계적 물성을 향상시키기 위한 뿌리 기술로서, 열처리에 의한 미세조직적 변화와 재료의 기계적 거동 사이의 관계를 이해하는 것은 필연적으로 선행되어야 한다. 이러한 관점에서 보면, 압입변형의 크기를 마이크로 이하로 줄여 피라미드, 구, 원뿔 등의 다양한 형태를 갖는 압입자로 소재의 표면을 눌러 소성변형을 분석할 수 있는 나노압입시험법은 국부적인 영역에서의 미세조직적 변화가 소재의 기계적 물성에 미치는 영향을 분석함에 있어서 매우 유용한 기술이다. 따라서 본 논문에서는 최근에는 산업체 차원에서의 실용적인 응용으로 확산될 가능성이 높은 나노압입시험법을 이용하여 열처리된 금속 소재의 기계적 물성을 분석한 대표적인 사례를 다음의 세 가지로 요약하여 소개하였다.

1. 나노압입시험으로 측정 가능한 가장 기초 결과인 H 값과 열처리에 의한 미세조직 분율 변화 결과를 이용하여 Inconel 740 합금의 석출 강화 현상을 분석할 수 있다.

2. 구형 압입자를 이용한 나노압입시험을 통해 소성변형을 발생시키는 결함 단위를 실험적으로 측정하기 어려운 BMG 합금에 대한 전단 변형 영역 크기

를 계산할 수 있었으며, pop-in 데이터의 통계적 분석으로부터 BMG 합금의 탄소성 전이 거동과 연관된 메커니즘을 규명할 수 있다.

3. 압입자의 중심축과 면간 사이의 각도가 다른 다양한 침단압입자를 활용한 나노압입시험을 통해 HEA 합금의 소성 변형에 대한 응력-변형률 거동을 보여줄 수 있다. 이와 같이 미소 변형 거동을 평가하고 분석할 수 있는 나노압입시험법의 장점을 극대화함으로써, 열처리를 통해 제어된 미세조직과 소재의 기계적 물성 사이의 복합적인 상호관계를 보다 면밀하게 분석할 수 있는 가능성이 더욱 증대되고 있다.

감사의 글

이 연구는 금오공과대학교 학술연구비로 지원되었음(2018-104-149).

References

1. T. V. Rajan, C. P. Sharma, and S. Sharma : HEAT TREATMENT: Principles and Techniques, 2nd ed., New Delhi, PHI Learning Private Limited, 2011.
2. E. K. Kim : J. of Korean Society for Heat Treatment **24**(2) (2011) 109.
3. M.-Y. Seok and J.-i. Jang : Trends in Metals & Mater. Eng. **29**(5) (2016) 32.
4. S.-H. Shim and J.-i. Jang : J. of the KSME **49**(5) (2009) 45.
5. H. Lee and J. H. Lee : Trans. Korean Soc. Mech. Eng. **A 32**(10) (2008) 805.
6. J.-H. Oh, B.-G. Yoo, I.-C. Choi, M. L. Santella, and J.-i. Jang : J. Mater. Res. **26**(10) (2011) 1253.
7. J.-H. Oh, I.-C. Choi, Y.-J. Kim, B.-G. Yoo, and J.-i. Jang : Mater. Sci. Eng. **A 528** (2011) 6121.
8. I.-C. Choi, Y. Zhao, B.-G. Yoo, Y.-J. Kim, J.-Y. Suh, U. Ramamurty, and J.-i. Jang : Scripta Mater. **66** (2012) 923.
9. I.-C. Choi, Y. Zhao, Y.-J. Kim, B.-G. Yoo, J.-Y. Suh, U. Ramamurty, and J.-i. Jang : Acta Mater. **60** (2012) 6862.
10. I.-C. Choi, Y.-J. Kim, Y. M. Wang, U. Ramamurty, and J.-i. Jang : Acta Mater. **61** (2013) 7313.
11. D.-H. Lee, J.-A. Lee, Y. Zhao, Z. Lu, J.-Y. Suh, J.-Y. Kim, U. Ramamurty, M. Kawasaki, T. G. Langdon, and J.-i. Jang : Acta Mater. **140** (2017) 443.
12. W. C. Oliver and G. M. Pharr : J. Mater. Res. **7** (1992) 1564.

13. W. C. Oliver, and G. M. Pharr : J. Mater. Res. **19** (2002) 3.
14. I.-C. Choi and J.-i. Jang : Adv. Eng. Mater. **22** (2020) 1900648.
15. U. Ramamurty and J.-i. Jang : Cryst. Eng. Comm. **16** (2014) 12.
16. T. F. Page, W. C. Oliver, and C. J. McHargue : J. Mater. Res. **7** (1992) 450.
17. C. A. Schuh, J. K. Mason, and A. C. Lund : Nat. Mater. **4** (2005) 617.
18. K. L. Johnson : Contact Mechanics, University Press, Cambridge, Cambridge, 1985.
19. G. E. Dieter : Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill Book, Company, London, 1988.
20. C. A. Schuh and A. C. Lund : J. Mater. Res. **19** (2004) 2152.
21. I.-C. Choi, D.-H. Lee, B. Ahn, K. Durst, M. Kawasaki, T. G. Langdon, and J.-i. Jang : Scripta Mater. **94** (2015) 44.
22. D. Tabor : The hardness of metals, Oxford, Oxford University Press, 1951.
23. Y. Wu, W. H. Liu, X. L. Wang, D. Ma, A. D. Stoica, T. G. Nieh, Z. B. He, and Z. P. Lu : Appl. Phys. Lett. **104** (2014) 051910.