

FCC계 고엔트로피 합금의 냉간 인발 유한요소해석 및 실험적 검증

조한솔¹· 배성준²· 나영상³· 김정환⁴· 이동근⁵· 이광석^{3,#}

Finite Element Analysis and Experimental Verification for the Cold-drawing of a FCC-based High Entropy Alloy

H.S. Cho, S.J. Bae, Y.S. Na, J.H. Kim, D.G. Lee, K.S. Lee

(Received April 16, 2020 / Revised May 7, 2020 / Accepted May 18, 2020)

Abstract

We present a multi-step cold drawing for a non-equiatom Co₁₀Cr₁₅Fe₂₅Mn₁₀Ni₃₀V₁₀ high entropy alloy (HEA) with a simple face-centered cubic (FCC) crystal structure. The distribution of strain in the cold-drawn Co₁₀Cr₁₅Fe₂₅Mn₁₀Ni₃₀V₁₀ HEA wires was analyzed by the finite element method (FEM). The effective strain was expected to be higher as it was closer to the surface of the wire. However, the reverse shear strain acted to cause a transition in the shear strain behavior. The critical effective strain at which the shear strain transition behavior is completely shifted was predicted to be 4.75. Severely cold-drawn Co₁₀Cr₁₅Fe₂₅Mn₁₀Ni₃₀V₁₀ HEA wires up to 96% of the maximum cross-sectional reduction ratio were successfully manufactured without breakage. With the assistance of electron back-scattering diffraction and transmission electron microscope analyses, the abundant deformation twins were found in the region of high effective strain, which is a major strengthening mechanism for the cold-drawn Co₁₀Cr₁₅Fe₂₅Mn₁₀Ni₃₀V₁₀ HEA wire.

Key Words: High Entropy Alloy, Cold-drawing, Finite Element Analysis, Strain Distribution, Deformation Twin

1. 서 론

일반적으로 합금은 하나의 주원소(main element)를 기반으로 상대적으로 적은 양의 보조 원소들을 첨가하여 구성된다. 이와 달리 특정 원소가 아닌 각각의 합금 원소가 주원소로 작용하는 다성분계(multi-component) 고엔트로피합금(high entropy alloys, HEAs)은 강도, 연성, 크리프 특성, 용접성, 내산화성 및 내부식성 등 기계적 성질이 우수해 최근 15년여 간 다양한 연구가 활발히 진행 중이다[1-5]. 일반적인

다성분계 합금은 취성의 금속간화합물을 포함한 다상 합금(multi-phase alloy)이 많은 반면, 5개 이상의 합금 원소가 5~35 at.% 포함된 다성분계 고엔트로피 합금은 구성 엔트로피(configurational entropy)가 높고 엔탈피가 낮기 때문에 금속간 화합물을 포함하는 다상 합금이 아닌 면심입방(face-centered cubic, FCC), 체심입방(body-centered cubic, BCC), 육방정계(hexagonal closed-packed, HCP) 혹은 사방정계(orthorhombic) 구조와 같은 단상 고용체(single-phase solid solution)를 안정한 상으로 형성하기 용이하다[3,6]. 대표적인 FCC계 고엔트로피 합금으로는 2004년 영국의 B. Cantor 교수 연구진이 개발한 등원자(equiatom) 조성의 5원계 CoCrFeMnNi 고엔트로피

1. 한국기계연구원 부설 재료연구소 연구원
2. 한국기계연구원 부설 재료연구소 기술지원
3. 한국기계연구원 부설 재료연구소 책임연구원
4. 한밭대학교 신소재공학과, 교수
5. 순천대학교 신소재공학과, 교수

Corresponding Author : Korea Institute of Materials Science,
E-mail: ksl1784@kims.re.kr, ORCID ID: 0000-0002-4378-7902

합금이 있으며, Cantor 합금이라고 부르기도 한다[2]. FCC계 고엔트로피합금은 변형 쌍정(deformation twin)에 의해 기존의 합금과 달리 온도가 낮아짐에 따라 강도와 연성이 증가한다는 특징이 있으며[1], 이러한 특징을 기반으로 극지 개발용 극저온 재료로 활용될 것으로 예상된다[3].

FCC계 고엔트로피합금의 소성변형에 의한 미세조직 변화 및 강화기구를 규명하고자 다양한 공정 기법을 적용한 선행 연구가 보고되고 있으며[7], 이를 통한 판재 및 빌렛 등의 중간재 형상 또한 보고되고 있다[4,8,9]. 하지만, 고엔트로피 합금의 장선재 제조를 위한 냉간 인발 사례는 매우 미흡하며, 현재까지 보고된 고엔트로피합금 선재 제조 공정에는 대부분 하나 이상의 열간 가공 공정이 포함되어 산업 현장에 적용하기에는 공정 비용 측면에서 경쟁력이 낮은 입장이다[5]. 또한, 유한요소해석을 통해 구리 및 알루미늄 등과 같이 동일한 FCC계 구조를 갖는 금속의 변형률을 예측하고자 하는 선행 연구가 다수 보고되어 있는 반면[10,11], 고엔트로피합금 선재의 변형률을 예측하고 미세조직 연계 기계적 물성 평가 결과와 비교·분석한 사례는 보고된 바가 없다.

이에 본 연구에서는 주조시 단상의 FCC계 구조를 갖는 6원계 $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{10}\text{Ni}_{30}\text{V}_{10}$ (at.%) 고엔트로피합금의 냉간 인발 공정시 단면 감소율에 따른 위치별 변형률 변화를 유한요소해석으로 예측하였다. 더불어 유한요소해석 결과 검증을 위해 실제 냉간 인발 실험을 수행하여 $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{10}\text{Ni}_{30}\text{V}_{10}$ 고엔트로피합금 장선재를 제조한 뒤, 일련의 미세조직 분석 및 기계적 물성 분석을 수행하여 유한요소해석 결과와 비교하였다.

2. 실험 방법

2.1 냉간 인발 공정 유한요소해석

다단 냉간 인발 고엔트로피합금 선재의 단면 감소율 변화에 따른 위치별 변형률을 예측하고자 상용 프로그램인 DEFORM v11.3을 이용하여 유한요소해석을 진행하였으며, Fig. 1에 냉간 인발 해석 모델을 나타내었다. 이 때 해석 시간 단축을 위해 축대칭적 경계 조건을 적용하였다. 마찰 계수는 쿨롱 마찰 계수(Coulomb friction coefficient) 0.05로 설정하였다. 인발 소재와 금형은 각각 탄소성(elasto-plastic)과 강체

(rigid)로 고려했으며, 소재는 5,000개의 사면체 요소로 시작해 최종적으로 50,118개로 구성되었다. 인발 금형의 물성은 DEFORM 2D 내부의 초경(WC)을 사용하였다. 소재의 물성은 Fig. 2에 나타난 고엔트로피합금 잉곳의 응력-변형률 곡선을 아래와 같이 Swift 식으로 피팅(fitting) 후 적용하였다. 초기변형률 값의 K 와 n 은 각각 1033.33, 2.20로 설정하였으며, 단면 감소율 80% 이상부터는 각각 2859.75, 0.15로 설정하였다.

$$\sigma = K(\varepsilon_0 + \bar{\varepsilon})^n \quad (1)$$

금형 반각은 15° 이며, 베어링부 길이는 금형 내경 길이의 40%로 설정하였다. 초기 시편의 직경은 4.75 mm로 설정하였으며, 패스당 단면 감소율 9.75%씩 중간 열처리 없이 최종 단면 감소율 96%까지 Table 1의 직경 감소 기준에 맞추어 다단 냉간 인발 해석을 진행하였다.

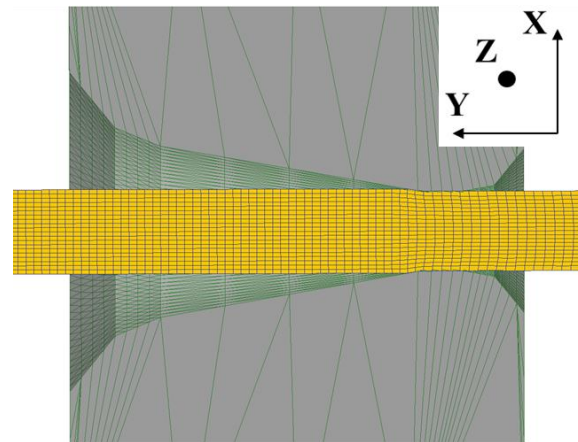


Fig. 1 Initial FE analysis model

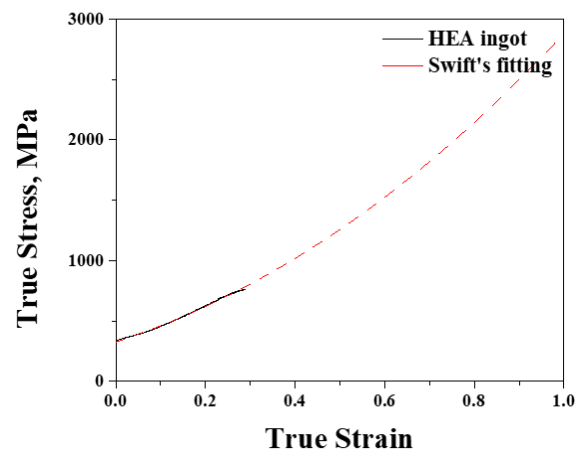


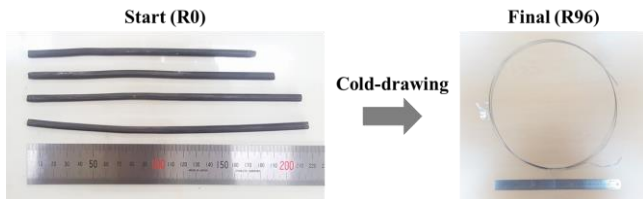
Fig. 2 Flow stress of initial ingot

Table 1 Target diameter at each pass of cold drawing

Pass No.	Wire diameter (mm)
0	4.75 (0%)
1	4.51 (9.75%)
...	...
15	2.12 (80%)
...	...
31	1.00 (96%)

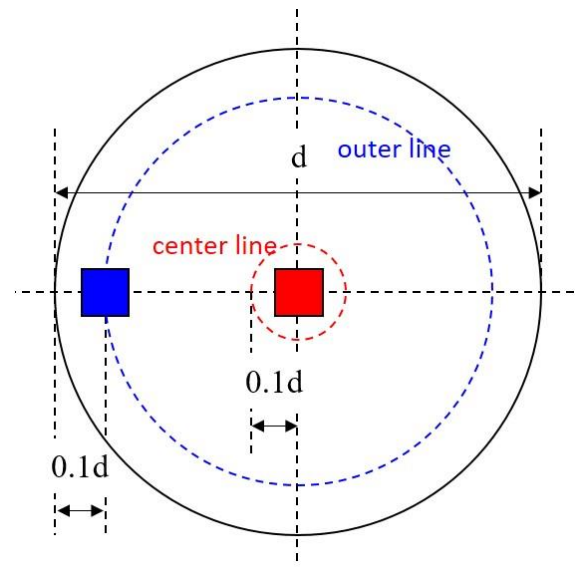
2.2 냉간 인발 실험 및 선재 분석

균질화 처리한 고엔트로피합금 잉고트 주조재로부터 방전 가공을 통해 직경 7.0 mm의 봉재를 제조하였으며, 직경 4.75 mm까지 공형 압연을 수행하였다. 이후 1200 °C에서 2시간동안 열처리를 진행한 뒤, 표면에 존재하는 산화막을 제거하기 위해 스킨 패스(skin pass) 공정을 진행하였고 해당 공정까지 마친 봉재를 초기 피인발 시편으로 설정하였다. 인산염 피막을 도포한 봉재를 인발 패스당 단면 감소율 9.75%씩 3 mm/s의 일정한 속도로 다단 냉간 인발을 수행하였다. 또한, 인발 방향에 따른 미세조직 및 기계적 성질 변화를 최소화하기 위해 동일한 방향으로 전체 인발 공정을 진행하였다. 최종적으로 Fig. 3과 같이 단면 감소율이 각각 0, 80, 96%인 (이하 R0, R80, R96로 명명) 고엔트로피합금 선재를 제조하였다.

**Fig. 3 Specimens before and after cold drawing**

단면 감소율에 따른 위치별 미세조직 및 집합조직 변화를 관찰하기 위해 전계방사형 주사전자현미경(field-emission scanning electron microscopy, FE-SEM, JEOL JSM-7001F, Oxford Nordlys Nano)과 구면주사보정 투과전자현미경(Cs-corrected scanning transmission electron microscope, STEM, JEM-ARM200F instrument)을 활용하였으며, 집속이온빔(focused ion beam, FIB,

FEI Helios Nano-Lab 600)을 통해 인발 방향과 평행한 면을 관찰할 수 있도록 TEM 샘플을 제작하였다. 또한 인발 방향과 수직인 면의 중심부와 표면부에서 전자후방전자산란(electron back-scattering diffraction, EBSD) 관찰을 수행하였으며, EDAX TSL OIM™ ver. 8을 이용해 역극점도(inverse pole figure, IPF) 및 방위 분포함수(orientation distribution function, ODF)를 확보하였다. 다단 냉간 인발에 따른 선재의 위치별 기계적 물성 변화를 파악하고자 마이크로 비커스 경도기(FM-700, Future Tech. Corporation)를 사용해 Fig. 4와 같이 중심부와 표면부로 나눠 미세 경도를 측정하였다. 또한 표점 거리(gauge length)가 100 mm인 인발 선재를 절단하여, 100 mm/min의 일정 변형 속도 하에 단축인장시험을 Instron 5982 model을 활용, 진행하여 기계적 강도를 측정하였다.

**Fig. 4 Schematics exhibiting the positions of cross-section where hardness tests were carried out through the dashed lines**

3. 결과 및 고찰

3.1 유한요소해석 결과

다단 냉간 인발에 따른 선재의 위치별 유효 변형률(effective strain)과 전단 변형률(shear strain)을 유한요소해석을 통해 예측하였고 그 결과는 Fig. 5와 같다. Fig. 5(a)는 인발 방향과 평행한 면의 위치별 유효

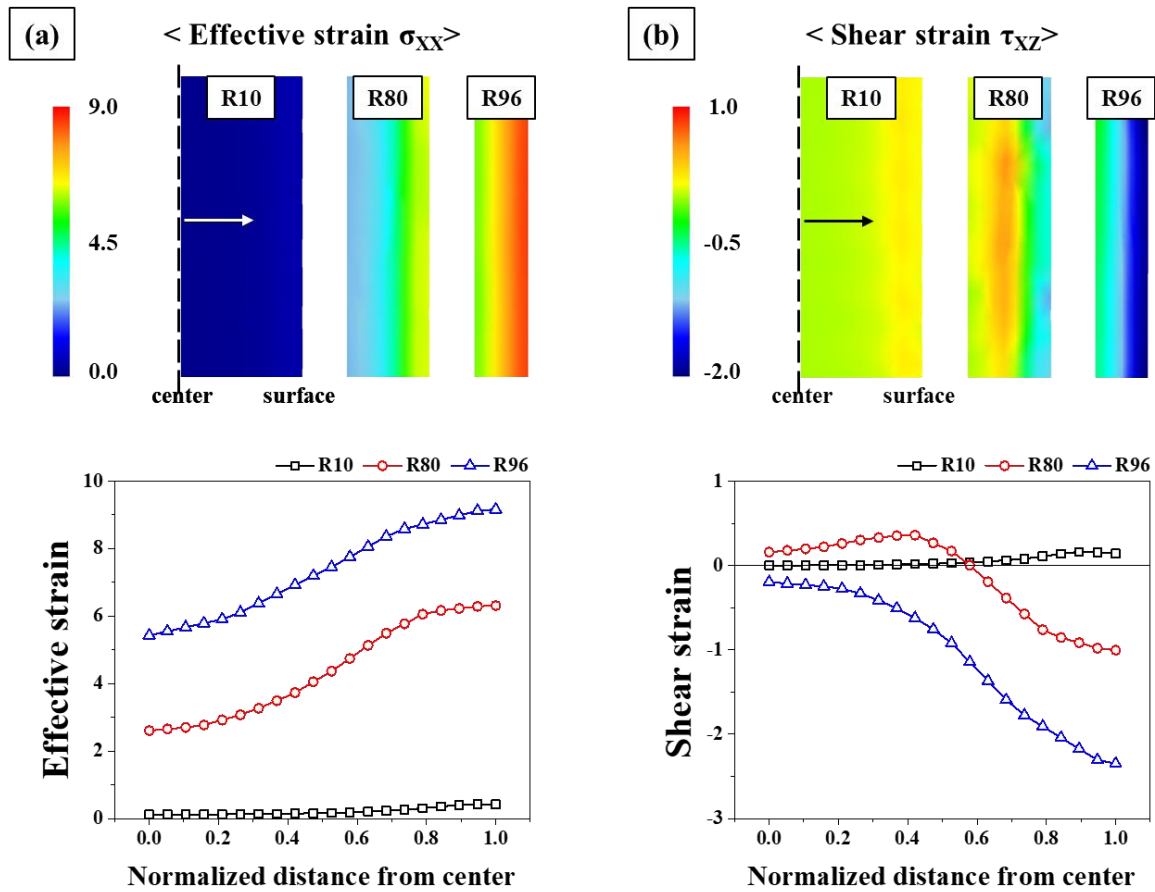


Fig. 5 (a) Distribution of effective strain and variation of effective strain as a function of normalized distance
 (b) Distribution of shear strain and variation of shear strain as a function of normalized distance

변형률 예측 결과이며, 단면 감소율이 클수록 유효 변형률이 증가하였다. 또한, 급형에 의해 소성 변형이 직접적으로 발생하는 표면부에 가까울수록 유효 변형률이 크게 예측되었다. Fig. 5(b)는 인발 방향과 평행한 면의 위치별 전단 변형률(shear strain) 예측 결과로 R10은 표면부에 가까울수록 전단 변형률이 증가하였으나, 최외각 표면 부근에서 소폭 하락한 모습을 보인다. R80의 경우, 전단 변형률이 증가하다가 특정 점을 기준으로 전단 변형률 변화 거동이 완전히 천이되는 현상이 예측되었다. 더 나아가 R96은 선재 전체에 걸쳐 전단 변형률 변화 거동이 R0와 완전히 반대로 바뀌는 현상이 예측되었다.

이러한 거동 변화에는 역 전단 변형률(reverse shear strain)이 기인하는 것으로 판단된다. Kamikawa 등은 압연 시 발생하는 전단 변형률이 소재에 미치는 영향을 규명하고자 이종소재 핀을 삽입한 판재 압연 실험을 통해 역 전단 변형률에 대해 보고한 바 있

는데[12], 압연 롤 속도 대비 판재의 속도가 더 빠르면 역 전단 변형률이 발생하며, 역 전단 변형률에 의해 중립점(neutral point)을 넘어서면 전단 변형률이 실제 전단 변형률보다 낮게 예측된다고 보고하였다. 더불어 역 전단 변형은 중립점 이후에 두께 변화가 작아 표면부에 집중된다고 주장하였다. 본 연구에서 적용한 다단 인발 공정은 시편 선단을 그림부에 고정 후, 체인에 걸어 당기는 드로우 벤치(draw bench) 방식으로 진행하였는데, 인발 공정 전후 선재의 체적은 균일하다고 가정하면 선재가 급형을 통과하면서 선재의 이동 속도는 증가하며, 체인의 당김 속도보다 선재의 이동 속도가 빠르면 역 전단 변형률이 발생하게 된다. 이로부터 본 실험의 R10의 표면 전단 변형률이 소폭 하락 예측된 결과를 설명하고, 선재 이동 속도와 체인의 당김 속도 차이가 커지는 R80 및 R96에서 급격한 표면 전단을 감소 현상 또한 설명 가능하다. 그러나 역 전단 변형이 표면부에

집중된다는 Kamikawa 등의 주장은 본 실험의 인발 시 R80과 R96 표면 전단 변형 예측과 상이하며, 이는 유효 변형률 등 다른 요인이 추가적으로 영향을 미친 결과로 예상되나, 공정상의 요인 등 추가적인 고찰이 필요하다.

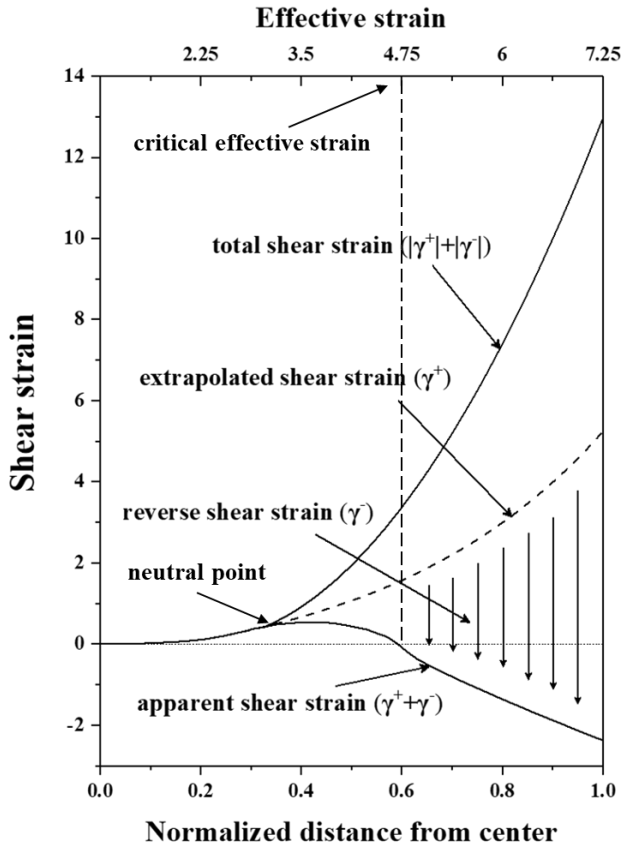


Fig. 6 Variation of shear strains as a function of normalized distance from center

Fig. 6은 유효 변형률과 전단 변형률의 상관 관계와, 역 전단 변형률이 실제 전단 변형률에 어떠한 영향을 미치는지를 도시한 그래프이다. 그래프 내의 γ^+ 는 전단 변형률이 0보다 큰 요소로 유효 변형률에 의해 증가한다. 이와 달리 γ 는 초기에 발생하지 않고 중립점 이후부터 영향을 주어 γ^+ 와 상쇄해 유한요소해석으로 예측된 전단 변형률을 감소시켰다. 이처럼 γ^+ 와 γ 의 상호작용에 의해 역 전단 변형률이 발생하는 중립점을 기준으로 전단 변형률의 거동 변화가 발생하였다. 하지만 역 전단 변형률을 감안하면 실제 전단 변형률(total shear strain)은 표면부가 가까울수록 더 크다고 할 수 있으며, 계산된 전단 변형률을 그래프 내에 표기하였다. 또한, 임계 유효

변형률(critical effective strain)을 기점으로 γ^+ 와 γ 의 크기가 같아져 전단 변형률 거동이 완전히 바뀌는 것으로 판단되며, 유효 변형률이 증가할수록 역 전단 변형률의 영향 또한 증가한다. 이로 인해 유효 변형률이 상대적으로 높은 R80과 R96에서 단순히 표면부 뿐만 아니라 선재 내부 또한 역 전단 변형률에 의해 전단 변형률 거동이 변화한 것으로 판단된다.

3.2 미세조직 및 기계적 성질 변화

다만 냉간 인발 공정에 따른 고엔트로피합금 선재의 중심부와 표면부의 미세조직 변화를 EBSD 분석한 결과는 Fig. 7과 같다. 초기 시편의 경우 평균 결정립 크기가 $55.6 \mu\text{m}$ 로 상대적으로 조대한 편이며, 무작위한 집합 조직이 관찰되었다. 단면 감소율이 증가한 R80의 평균 결정립 크기는 R0 대비 감소하였으며, R96은 다수의 변형 쌍정을 포함한 미세한 결정립(평균 결정립 크기 $1.8 \mu\text{m}$)으로 구성되어 있

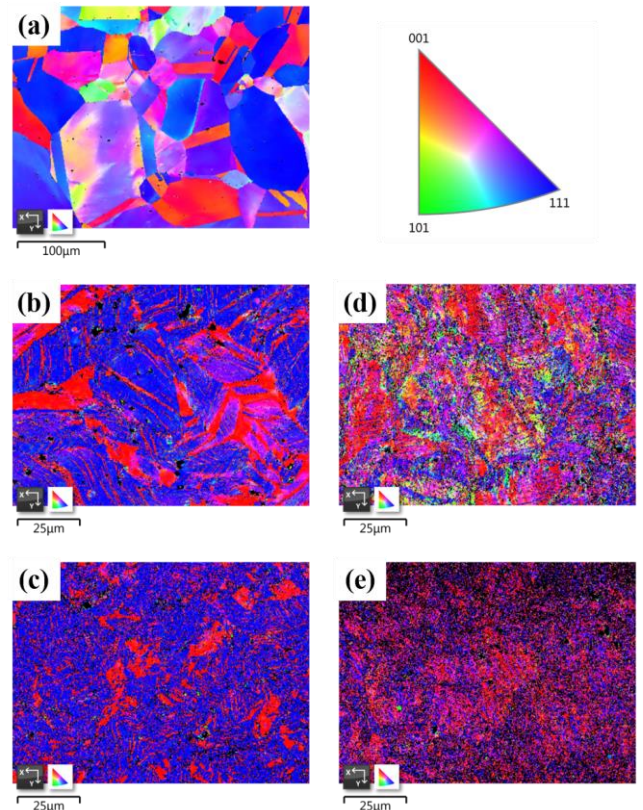


Fig. 7 EBSD maps of each specimen according to cold drawing: (a) R0 center, (b) R80 center, (c) R96 center, (d) R80 surface, and (e) R96 surface

었으며, 별도의 동적 재결정은 관찰되지 않았다. 또한, 변형 쌍정 생성을 동반한 결정립 미세화 현상은 선재 중심부 대비 표면부에서 활발하게 발생하였다.

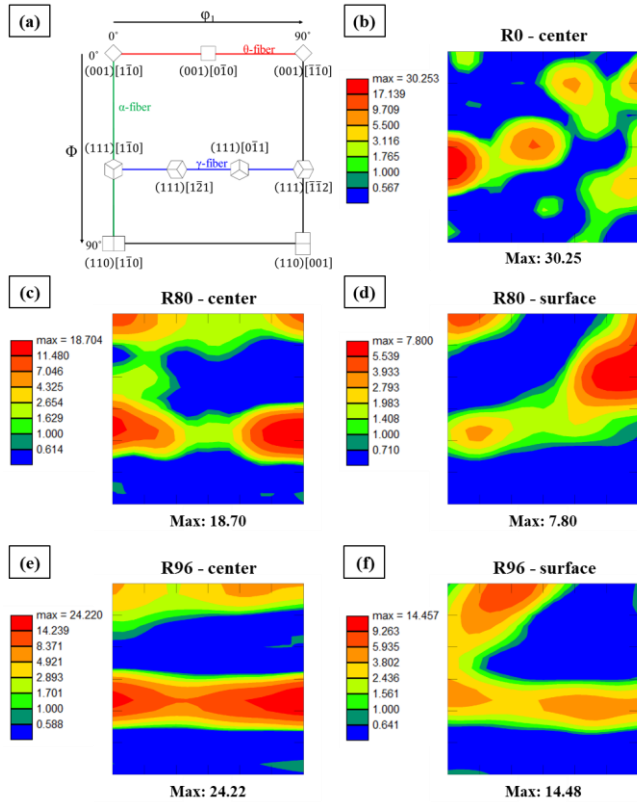


Fig. 8 (a) Ideal components of ODF map when $\phi_2=45^\circ$ and (b-f) ODF maps obtained from each specimen

Fig. 8에 $\phi_2=45^\circ$ 단면에서 관찰한 고엔트로피합금 선재의 방위분포함수 변화를 나타내었으며, Fig. 8(a)는 $\phi_2=45^\circ$ 단면에서 관찰되는 대표적인 집합조직 성분들을 나타낸 것이다. 인발 전인 Fig. 8(b)의 경우, $\{111\}\langle 110 \rangle$ 방위가 다소 발달하였으나, 열처리 효과로 다른 시편에 비해서 상대적으로 무작위한 방위를 나타내었다.

R80의 중심부는 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 방위와 $\{111\}\langle 112 \rangle$ 방위가 두드러지게 발달하였으며, $\{001\}\langle 110 \rangle$ 방위 또한 관찰되는 등 특정 방위가 발달하였다. 최종적으로 R96의 중심부는 $\{111\}$ 방위와 평행한 γ -fiber 방위가 강하게 발달하였으며, 추가적으로 $\{001\}$ 방위와 평행한 α -fiber 방위가 약하게 발달해 $\langle 111 \rangle$ 과 $\langle 100 \rangle$ 의 이중 방위(duplex texture)를 띠게 되었다. 이와 달리 R80과 R96의 표면부는 γ -fiber 및 α -fiber 방위가 아닌 $\{001\}\langle 110 \rangle$ 방위가 발달하였으며, Park 연

구진은 선재 표면부에서는 전단 변형에 의해 선재 내 결정립 회전이 발생해 $\langle 111 \rangle\langle 110 \rangle$ 방위띠가 형성된다고 보고하였다[13]. Fig. 5에서 볼 수 있듯이

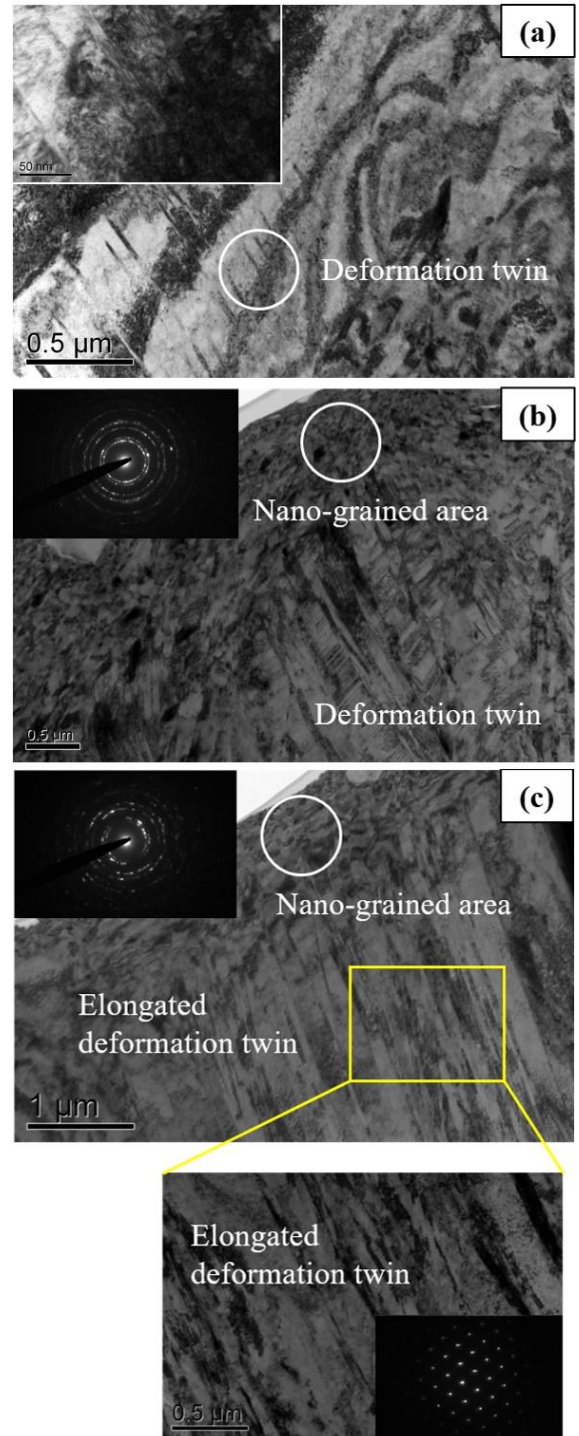


Fig. 9 TEM microstructure and selected-area diffraction patterns obtained from (a) R0, (b) R80, and (c) R96 specimens

전단 변형률은 표면부에서 높게 예측되었으며, 이로 인해 $\langle 111 \rangle$ - $\langle 100 \rangle$ 방위띠를 형성하였다.

Fig. 9는 인발 방향과 평행한 면을 TEM 분석한 결과로, 초기 시편은 주로 조대한 결정립으로 구성되어 있으나 일부 나노 결정립 영역(nano-grained area)과 변형 쌍정이 존재하였다. R80에서는 R0에 비해 결정립 크기가 감소하였으며, 선재 내부에 전반적으로 변형 쌍정이 형성되었다. 또한, 회절 패턴(selected area diffraction pattern, SADP)에서도 알 수 있듯이 주 변형 쌍정(primary deformation twin) 내부에 나노 변형 쌍정(secondary deformation twin)이 다수 존재하였다. R96 시편의 경우 강소성변형(severe plastic deformation)에 의해 선재 내부에 인발 방향과 평행하게 연신된 다수의 나노스케일 변형 쌍정이 형성되며, 평균 변형 쌍정 경계 간 거리가 180 nm인 층상 구조(twin/matrix, T/M lamellar-like structure)가 발달하였다.

Fig. 10은 냉간 인발 고엔트로피합금 선재의 비커스 경도 측정 결과로, 기본적으로 가공 경화에 의해 단면 감소율이 큰 선재의 평균 경도값이 크게 측정되었으며, 변형률 해석 결과가 크게 예측될수록 높은 경도값을 보였다. 또한 냉간 가공 상태에서 R96 시편의 중심부 대비 표면부의 경도값이 400 Hv 이상까지 증가하는 현상은 나노스케일 미세 결정립 내부에 형성된 변형 쌍정 및 쌍정 내부의 전위 집적으로부터 기인하는 것으로 판단되며, EBSD 및 TEM 분석 결과와 일치한다.

Fig. 11은 R0, R80, R96 선재의 인장 실험 결과로, 인발 전 R0 시편은 304.3 MPa의 상대적으로 낮은 상온 항복 강도를 보유하고 있었으나, 단면 감소율이 증가함에 따라 강도가 향상되었고 R96은 상온 인장 강도가 1.6 GPa로 측정되었다. 이는 현재 보고된 상온 소성 변형을 통한 고엔트로피합금 2차 가공재에서 최고 수준의 강도이며, 고엔트로피합금 선재의 물성 향상에는 냉간 인발 도중에 발생한 나노결정립 및 나노 변형 쌍정이 주된 강화 메커니즘으로 작용하는 것으로 판단된다.

비록 본 실험에서 제작한 인발재가 높은 단면 감소율로 인해 연신율이 다소 낮으나, Choe 및 Otto 등이 최대 87% 두께 감소율로 냉간 압연된 CoCrFeMnNi 고엔트로피합금에 후열처리를 통해 경도를 증대하였듯이[9,14] 추가적인 열적 및 기계적 처리를 통해 강도 감소율을 최소화하면서 동시에

연신율을 확보할 수 있는 최적 조건 도출 연구가 추가적으로 필요할 것으로 판단된다.

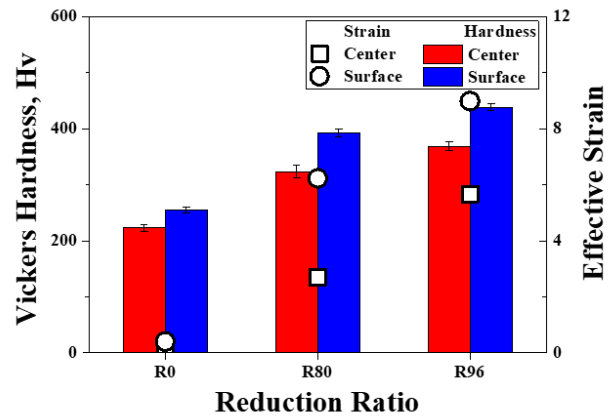


Fig. 10 Effect of reduction ratio on the hardness variation for cold-drawn R0, R80, and R96 wires

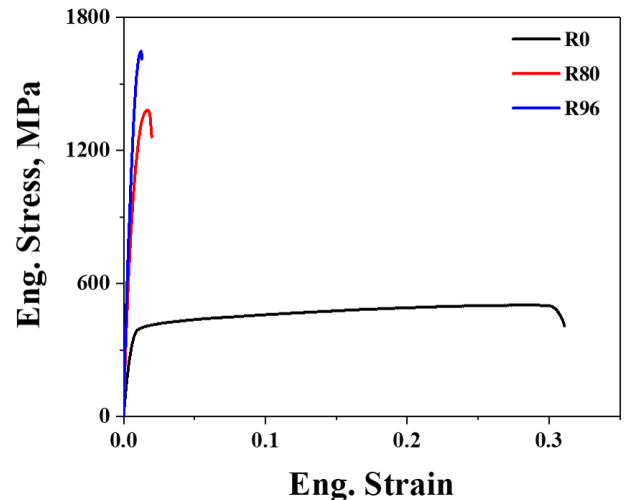


Fig. 11 Engineering stress-strain curve obtained by tensile tests for cold-drawn R0, R80, and R96 wires

4. 결론

본 연구에서는 $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{10}\text{Ni}_{30}\text{V}_{10}$ 고엔트로피합금 선재의 단면 감소율에 따른 위치별 변형률을 유한요소해석을 통해 예측하였다. 또한 미세조직 변화와 그에 따른 기계적 성질을 실제 냉간 다단 인발 실험을 통해 얻은 선재들로부터 분석하여 해석 결과와 비교 분석하였고, 이를 통해 얻은 결론은 다음과 같다.

(1) 유한요소해석 결과 단면 감소율이 큰 선재일수록 유효 변형률이 크고, 또한 표면부에 가까울수록 큰 변형률이 예측되었다. 전단 변형률은 선재 표면부에 가까울수록 더 높게 예측되었으며, 역 전단 변형률이 작용해 전단 변형률 거동 변화를 유발하였다. 이러한 전단 변형률 변화 거동이 완전히 천이되는 임계 유효 변형률은 4.75로 예측되었다.

(2) 다단 냉간 인발이 진행됨에 따라 $\text{Co}_{10}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{10}\text{Ni}_{30}\text{V}_{10}$ 고엔트로피합금 선재의 평균 결정립 크기가 감소하고 변형 쌍정이 유발되었다. 또한, 선재 중심부 대비 금형과 맞닿는 표면부에 가까울수록 변형 쌍정을 동반한 결정립 미세화 효과가 크게 나타났다.

(3) 냉간 인발 공정 중, 상대적으로 균일한 변형을 받는 선재 중심부는 $\langle 111 \rangle + \langle 100 \rangle$ 의 이중 방위가 형성되었으며, 중심부 대비 전단 변형의 영향이 상대적으로 크게 작용하는 표면부에서는 $\langle 111 \rangle - \langle 100 \rangle$ 방위띠에 걸친 집합 조직이 관찰되었다.

(4) 가공 경화에 따라 단면 감소율이 큰 선재일수록 상온 강도와 평균 경도 값이 높게 측정되었으며, 중심부 대비 평균 결정립 크기가 상대적으로 미세하고 변형 쌍정이 다수 존재하는 표면부에서 높은 평균 경도 값을 보였다. 이는 나노스케일 변형 쌍정과 결정립 미세화 조합이 냉간 인발 고엔트로피합금 선재의 주된 강화 메커니즘임을 의미한다.

후 기

본 연구는 과학기술정보통신부의 재원으로 한국연구재단 - 미래소재디스커버리사업(NRF-06M3D1A1023534)의 연구비 지원으로 수행되었습니다.

REFERENCES

- [1] D.B. Miracle, O.N. Senkov, 2017, A Critical Review of High Entropy Alloys and Related Concepts, *Acta Mater.*, Vol. 122, pp. 448~511.
- [2] B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent, 2004, *Microstructural Development in Equiatomic Multicomponent Alloys*, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 375, pp. 213~218.
- [3] W. Zhang, P.K. Liaw, Y. Zhang, 2018, *Science and Technology in High-Entropy Alloys*, *Sci. China Mater.*, Vol. 61, No. 1, pp. 2~22.
- [4] N. Stepanov, M. Tikhonovsky, N. Yurchenko, D. Zybakin, M. Klimova, S. Zhrebtsov, A. Efimov, G. Salishchev, 2015, *Effect of Cryo-Deformation on Structure and Properties of CoCrFeNiMn High-Entropy Alloy*, *Intermetallics*, Vol. 59, pp. 8~17.
- [5] D. Li, C. Li, T. Feng, Y. Zhang, G. Sha, J.J. Lewandowski, P.K. Liaw, Y. Zhang, 2017, *High-Entropy $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ Alloy Fibers with High Tensile Strength and Ductility at Ambient and Cryogenic Temperatures*, *Acta Mater.*, Vol. 123, pp. 285~294.
- [6] E.P. George, D. Raabe, R.O. Ritchie, 2019, *High-Entropy Alloys*, *Nature Review Materials*, Vol. 4, pp. 515~534.
- [7] M.J. Jang, S. Praveen, H.J. Sung, J.W. Bae, J. Moon, H.S. Kim, 2018, *High-Temperature Tensile Deformation Behavior of Hot Rolled CrMnFeCoNi High-Entropy Alloy*, *J. Alloys Compd.*, Vol. 730, pp. 242~248.
- [8] K. Tang, L.B. Chen, S. Wang, R. Wei, Z.Y. Yang, F. Jiang, J. Sun, 2019, *Deformation of a Large Size FCC High-Entropy Alloy with Excellent Mechanical Properties*, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 761, 138039. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138039>
- [9] B.H. Choe, H.S. Jang, H.S. Kim, J.U. Moon, 2017, *Age Hardening and Re-Crystallization Softening of a CoCrFeMnNi High Entropy Alloy*, *Korean J. Met. Mater.* Vol. 55, pp.684~688.
- [10] S. Li, S. He, A.V. Bael, P.V. Houtte, 2002, *FEM-Aided Taylor Simulations of Radial Texture Gradient in Wire Drawing*, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 408, pp. 439~444.
- [11] S.K. Lee, B.M. Kim, 2014, *Trend and Technology of Drawing Process*, *Transactions of Materials Processing*, Vol. 23, pp. 250~258.
- [12] N. Kamikawa, T. Sakai, N. Tsuji, 2007, *Effect of Redundant Shear Strain on Microstructure and Texture Evolution During Accumulative Roll-Bonding in*

- Ultralow Carbon IF Steel, *Acta Mater.*, Vol. 55, pp. 5873~5888.
- [13] H. Park, S.H. Kim, S.J. Kim, H.J. Lee, 2018, Effect of Shear Deformation During Drawing on Inhomogeneous Microstructures and Textures in High Purity Copper Wires After Annealing, *J. Kor. Inst. Met. Mater.* Vol. 56, No. 12, pp. 861~869.
- [14] F. Otto, N.L. Hanold, E.P. George, 2014, Microstructural Evolution After Thermomechanical Processing in an Equiatomic, Single-Phase CoCrFeMnNi High-Entropy Alloy with Special Focus on Twin Boundaries, *Intermetallics*, Vol. 54, pp. 39~48.