

# 역변태 Fe-Cr-Mn계 변태유기소성 스테인레스강의 결정립 크기에 따른 상온인장변형 거동

최점용<sup>1</sup> · 박경태<sup>2,\*</sup>

## Grain Size Dependence of Tensile Deformation at Room Temperature of a Reversely Transformed Fe-Cr-Mn Transformation Induced Plasticity aided Stainless Steel

J. Y. Choi, K-T. Park

(Received February 22, 2023 / Revised February 26, 2023 / Accepted February 27, 2023)

### Abstract

A wide range of grain size was achieved in a Fe-Cr-Mn austenitic stainless steel (STS) by cold rolling and reversion annealing. The tensile characteristics of the STS were analyzed in terms of the dependence of strain induced martensitic (SIM) transformation on the grain size. In the ultrafine grain regime, the steel showed a high yield strength over 1 GPa, a discontinuous yielding, and a prolonged yield point elongation followed by considerable strain hardening. By increasing the grain size, the discontinuous yielding diminished and the yield point elongation decreased. The microstructural examination revealed that these tensile characteristics are closely related to the suppression of SIM transformation with decreasing the grain size. Especially, the prolonged yield point elongation of the ultrafine grained STS was found to be associated with development of unidirectional  $\epsilon$  martensite bands. Based on the microstructural examination of the deformed microstructures, the rationalization of the grain size dependence of SIM transformation was suggested.

**Keywords:** Stainless Steel, Reverse Transformation, Grain Refinement, Tensile Deformation, Transformation Induced Plasticity

### 1. 서론

오스테나이트계 스테인레스강은 페라이트계 혹은 마르텐사이트계 스테인레스강에 비해 공식(pitting corrosion) 저항성 및 가공경화능이 우수하여 구조·부품 소재로 - 특히 극한환경 - 널리 사용되고 있다. 오스테나이트계 스테인레스강의 우수한 가공경화능은 적층결함에너지에 따라 변형 중 변태유기소성, 쌍정유기소성, 혹은 전위의 동적회복속도가 낮은 평면활주 등 다양한 변형기구가 작동함에 기인하며, 이에 따라 높은 인장강도 및 균일연신율을 나타낸다 [1]. 반면 오스테나이트계 스테인레스강은 면

심입방정계의 고유 특성인 낮은 격자마찰응력에 의해 페라이트계 및 마르텐사이트계에 비해 항복강도가 낮아, 높은 소성변형 저항성이 요구되는 구조·부품 등에는 사용이 제한적이다. 따라서 오스테나이트계 스테인레스강의 우수한 가공경화능을 유지하며 항복강도를 높이기 위한 많은 연구가 진행되고 있다.

결정립 미세화는 결정재료의 항복강도를 증가시키는 효과적인 강화기구 중 하나이다. 적층결함에너지가 상대적으로 낮은 (일반적으로 20 mJ/m<sup>2</sup> 이하) 준안정 오스테나이트를 모상으로 하는 스테인레스강의 경우 냉간압연에 (cold rolling, CR) 의해 생성된 변형유기 마르텐사이트 (strain induced martensite, SIM)를 소둔처리하여, 다시 오스테나이트로 역변태

1. POSCO 기술연구원, 수석연구원

2. 한밭대학교 신소재공학과, 교수

\* Corresponding Author: Dept. of Mater. Sci. Eng., Hanbat National Univ.,  
E-mail: ktpark@hanbat.ac.kr ORCID: 0000 0002 2063 2182

시켜 - 즉, 역변태 소둔 (Reversion Annealing, RA) - 수  $\mu\text{m}$ 이하의 (초)미세립 오스테나이트를 얻을 수 있다 [2,3]. CR-RA 공정에 의한 결정립 미세화는 주로 Cr-Ni계 준안정 오스테나이트 스테인레스강에 적용되어 왔으나 [4-7] 최근에는 새로이 개발된 중망간강 [8,9] 및 Cr-Mn계 스테인레스강에도 [10-12] 적용되고 있다. 특히, Cr-Mn계 준안정 오스테나이트 스테인레스강은 소성변형 중 변태유기소성을 나타내어 CR-RA공정에 적합하며, Cr-Ni계와 유사하거나 동등 이상의 인장 및 부식 특성을 나타낸다. 또한 낮은 Ni함량으로 Cr-Ni계에 비해 저렴하여 최근 적용 범위가 확대되고 있는 차세대 구조용 스테인레스강 중 하나이다.

CR-RA 공정에 의해 제조된 변태유기소성 Cr-Mn계 초미세립재에 대한 연구 결과들에 의하면 역변태 Cr-Mn계 초미세립재는 매우 높은 항복강도 (1 GPa 이상), 상당히 긴 구간의 항복점 연신을 수반하는 불연속 항복 및 불연속 항복 후 높은 가공경화 거동을 나타내는 것으로 보고되고 있다 [10-12]. 그러나 이들 연구들은 주로 CR-RA 공정 조건에 (압연비, RA 온도 및 시간) 따른 역변태 기구 (전단 역변태 혹은 확산 역변태), 결정립 크기 변화 및 기계적 특성 변화에 중점을 두고 행하여졌다. 변태유기소성은 소성변형 중 넓은 간격을 갖는 부분전위의 평면활주에 의한 적층결함 혹은  $\epsilon$  martensite 밴드 형성, 이들 밴드 교차에 의한  $\alpha'$  martensite 형성에 의해 일어난다. 이와 같은 변태유기소성을 유발하는 미세조직 변화는 결정립 크기가 미세해질수록 ‘공간적 제약 (spatial restriction)’에 의해 억제된다 [3,14]. 그러나, 초미세립화에 의한 ‘공간적 제약’에 기인하는 변태유기소성 억제(혹은 지연) 효과가 앞서 언급한 역변태 Cr-Mn계 초미세립재의 소성변형에 미치는 영향에 대해서는 연구가 미흡하다.

따라서, 본 연구에서는 Cr-Mn계 오스테나이트 스테인레스강에 CR-RA 공정을 적용하여 조대립재, 미세립재, 초미세립재를 제조하고, 상온 인장 실험과 변형 미세조직 분석을 행하여 각 결정립 크기에서의 소성 변형 특성을 ‘공간적 제약’에 따른 변태유기소성 특성 변화 관점에서 설명하고자 하였다.

## 2. 실험 방법

Fe-14Cr-9Mn-0.1Ni-0.08C-0.1N (중량%) 오스테나이

트계 스테인레스강의 열연재를(두께 8mm) 1100 °C에서 30분간 용체화 처리 후 압하율 60%까지 냉간압연을 행하였다. 냉연재에 대해 700~1000 °C 범위에서 50 °C 간격으로 5분간 역변태 소둔처리를 행하였다. 역변태 소둔 판재로부터 gage길이 25.4 mm, 너비 6 mm의 인장 시편을 인장하중 방향과 압연방향이 일치되도록 가공한 후, 만능재료시험기(Instron 4484)를 이용하여  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 의 변형속도로 상온에서 동일 조건 각 3회의 인장 시험을 행하였다.

냉연재 및 역변태 소둔재의 미세조직은 ferritescope, X-ray, 전자후방산란회절 (electron backscattered diffraction, EBSD)을 이용하여 분석하였다. 냉연재의 상분율은 중앙 부위에서 ferritescope를 이용하여 10회 이상 측정하였으며, 냉연비 40%, 60%에 대해 X-ray 분석을 통해 40% 이상 냉연 후 SIM 변태가 완료된 것을 확인하였다. EBSD 분석은 Helios nanolab™ 600 detector를 장착한 field emission SEM에서 (가속전압 30 kV, step size 30 nm) 행하였다. 변형에 따른 역변태 소둔재의 미세조직 변화 분석은 각각 초미세립, 미세립, 조대립을 나타내는 750 °C, 850 °C, 950 °C 역변태 소둔재에 대해 행하였으며, 항복 직후, 항복점 연신 구간, 항복점 연신 후 가공경화 구간의 세 구간에서 인장실험을 중단하여 변형량에 따른 하부미세조직 변화를 EBSD 및 투과전자현미경 (transmission electron microscopy, TEM)을 이용하여 관찰하였다.

## 3. 결과

### 3.1 미세 조직: 냉연재 및 역변태소둔재

열연재 용체화 처리 후 미세조직은 약 92% 오스테나이트와 나머지는 소둔 후 수냉에 의해 생성된 비열적(athermal) 마르텐사이트로 구성되어 있었으며 (Fig. 1a), 직선교차법에 의해 측정된 오스테나이트 결정립 크기는 약 55  $\mu\text{m}$ 이다. 용체화 처리 후 냉연비에 따른 SIM 분율을 ferritescope를 이용하여 측정하였으며, 그 결과를 Fig. 1b에 나타내었다. 냉연시 변형유기변태에 따른 SIM 분율은 냉연비 약 30%까지는 거의 직선적으로 증가한 후 약 40% 이상의 냉연비에서는 거의 100%를 나타냈다. 40%, 60% 냉연재에 대해 X-ray 분석을 행하였으며, 두 냉연재에서는 Fig. 1c의 삽입 X-ray profile에서 보이는 바와 같이 오직 BCC 특성 peak만이 나타나 40% 이상 냉연비에서 SIM 변태가 완료됨을 확인하였으며, 이에 따라 60% 냉연재에 대

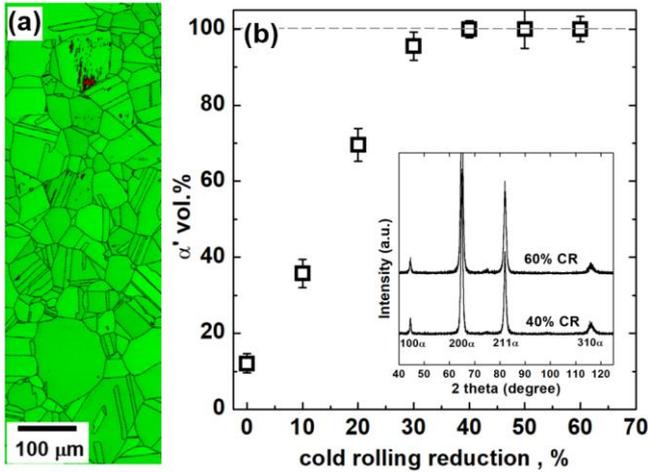


Fig. 1 EBSD phase maps of the present steel (a) after solution treatment, (b) variation of SIM ( $\alpha'$ ) fraction with the cold rolling reduction ratio

해 역변태 소둔을 행하였다.

역변태 소둔재의 미세조직은 EBSD를 이용하여 관찰하였으며, 대표적으로 750 °C, 800 °C 역변태 소둔재의 EBSD phase map과 image quality map을 Fig. 2에 나타내었다. 750 °C의 경우 미세조직은 초미세립의 역변태 오스테이트와 미변태 SIM의 혼합조직을 나타내었다 (Fig. 2a). 부분적으로 (Fig. 2a와 2b 점선 원 부분) 압연 방향으로 연신된 결정립들과 그 외 등축의 결정립들이 혼합되어 있었다. 역변태는 전단 혹은 확산에 의하며 전단 역변태의 (shear reversion) 경우 거시적으로 압연에 의한 연신된 미세조직이 잔존하는 반면 확산 역변태의 (diffusional reversion) 경우 등축의 결정립이 형성된다 [3,14,15]. 따라서 750 °C에서는 부분 역변태가 일어나며, 전단 역변태와 확산 역변태 기구가 동시에 작동함을 알 수 있다. 800 °C의 경우, 역변태가 완료되어 완전 오스테나이트로 이루어졌으며 (Fig. 2c), 등축 결정립을 나타내어 (Fig. 2d) 확산 역변태가 지배적임을 알 수 있다. 800 °C 이상에서는 온도 증가에 따라 확산 역변태에 의해 형성된 등축의 오스테나이트의 결정립 성장이 일어났으며 (Fig 3a~3c), 이에 따른 결정립 크기 변화를 Fig. 3d에 나타내었다. 부분 변태가 일어난 700 °C, 750 °C 의 경우 역변태 오스테나이트의 결정립은 1  $\mu\text{m}$  이하의 초미세립(ultrafine grains, UFG)이었으며, 역변태가 완료된 800~900 °C에서는 2~5  $\mu\text{m}$ 의 미세립(fine grains, FG), 900 °C 이상에서는 10  $\mu\text{m}$  이상의 조대립(coarse grains, CG)으로 구성되어 있었다.

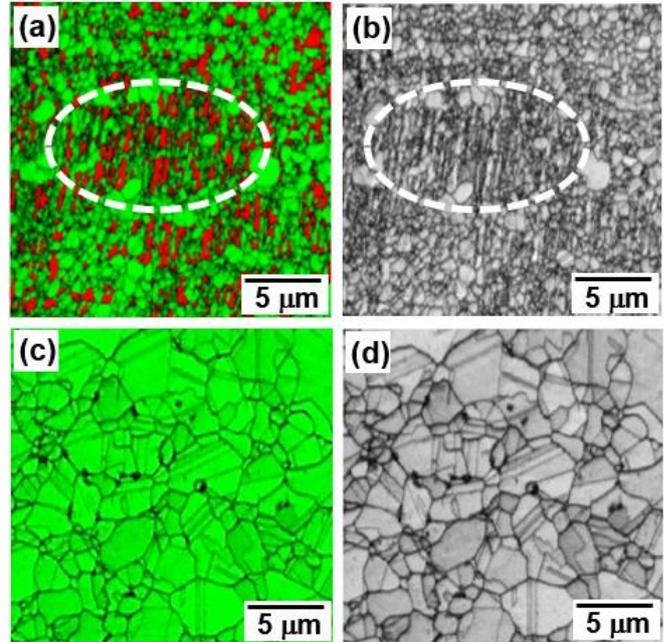


Fig. 2 EBSD phase maps (a, c) (green: FCC, red: BCC) and image quality maps (b, d) of the steel reversion-annealed at 750 °C (a, b) and 800 °C (c, d).

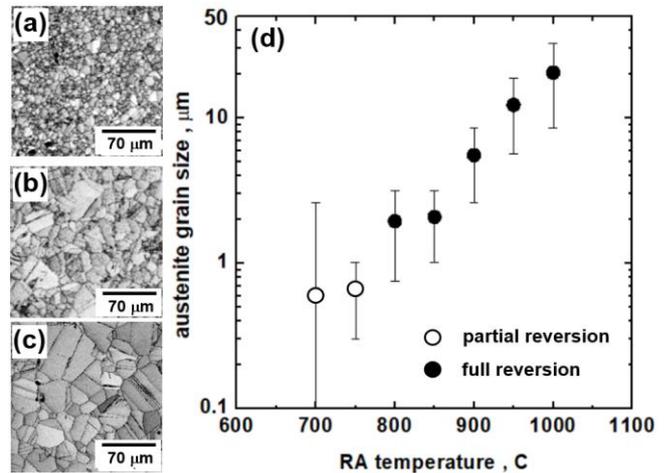


Fig. 3 (a, b, and c) EBSD image quality maps of the steel the steel reversion-annealed at 850 °C, 950 °C, and 1000 °C respectively, (d) variation of austenite grain size with the RA temperature.

### 3.2 상온 인장 변형 특성

Fig. 4에 역변태 소둔재의 공칭 인장 곡선을 나타내었다. 결정립이 미세해짐에 따라 (즉, 소둔온도 감소) 항복강도는 약 480 MPa (조대립재 (~20  $\mu\text{m}$ , 1000 °C))에서 약 1150 MPa (초미세립재 (~0.6  $\mu\text{m}$ , 700 °C))로 두 배 이상 현저하게 증가하였다. 결정립 크기 10  $\mu\text{m}$  이

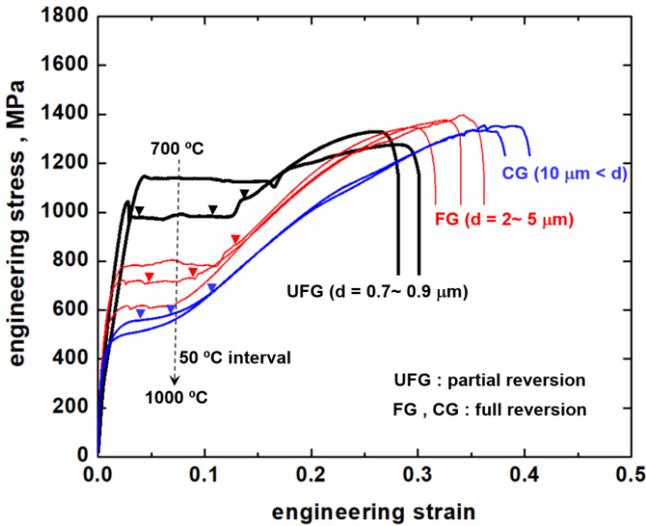


Fig. 4 Engineering tensile stress - strain curves of the present stainless steel reversion-annealed at 700 ~ 1000 °C in a 50 °C interval.

상의 조대립재의 경우 (950 °C, 1000 °C) 항복 직후 낮은 가공경화율을 나타낸 후 변형 증가에 따라 가공경화율이 급격하게 증가하는 전형적인 변태유기소성 거동을 나타내었다. 반면 미세립재 (800~900 °C) 및 초미세립재(700 °C, 750 °C)의 경우 결정립 미세화에 따라 불연속 항복이 뚜렷하게 나타났으며, 항복점 연신도 크게 증가하였다. 또한 일반적인 초미세립 금속재료와 달리 이들 미세립 및 초미세립재는 긴 항복점 연신 후 상당한 가공경화가 일어나 30% 이상의 연신율과 1300 MPa 이상의 인장강도를 나타내었다. 일반적으로 초미세립재라 하더라도 체심입방정계 혹은 적층결합에너지가 높아 변태유기소성이 일어나지 않는 면심입방정계의 경우 항복점 연신 후 가공경화 없이 파괴가 일어나며, ~10% 이하의 낮은 연신율을 나타내는 유사완전소성 거동을 보인다 [16].

### 3.3 변형미세조직

앞서 설명한 바와 같이 본 Cr-Mn계 오스테나이트 스테인레스강의 경우 결정립 미세화에 따라 항복점 연신이 증가하며, 이후 가공경화가 일어난다. 이는 인장 변형 시 주요 가공경화기구인 변태유기소성이 결정립 미세화에 따라 지연되는 것으로 간주할 수 있다. 결정립 크기와 변태유기소성과의 연관 관계를 알아보기 위해 대표적인 초미세립재 (~0.8 μm, 750 °C), 미세립재(~2 μm, 850 °C), 조대립재(~15 μm, 950 °C)에 대해 항복 직후, 항복점 연신 구간, 가공경화 초기의 세 변

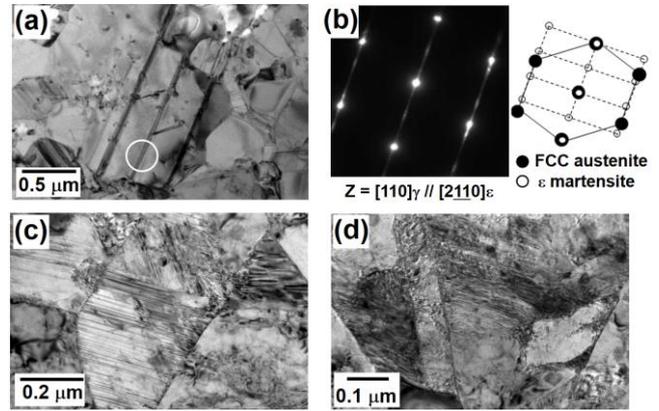


Fig. 5 TEM micrographs of deformed microstructures of UFG steel reversion-annealed at 750 °C. (a)  $e = 2.5\%$  (just after yielding), (b)  $e = 12\%$  (within yield point elongation), (c)  $e = 15\%$  (at the beginning of strain hardening)

형 구간에서 (Fig. 4 ▼ 표시) 오스테나이트 변형 미세조직을 관찰하였다. 미세립, 조대립의 경우 EBSD, 초미세립재의 경우 EBSD 분해능을 고려해 TEM을 이용하여 관찰하였다.

초미세립재의 경우 항복 직후 ( $e = 2.5\%$ , Fig. 5a) 일방향으로 발달된 비교적 넓은 간격의 변형 밴드들이 오스테나이트 결정립 내에서 관찰되었으며, 이들 밴드들은 TEM 회절 분석 결과 (Fig. 5b)  $\epsilon$ -martensite 밴드임을 확인할 수 있었다. 항복점 연신 후반에서는 ( $e = 12\%$ , Fig. 5c) 변형 밴드들이 항복 직후와 동일하게 일방향으로 발달하였으나 폭은 미세해졌다. 항복점 연신 후 가공경화 초기 구간의 경우 ( $e = 15\%$ , Fig. 5d), 항복점 연신 구간에 비해 밴드 간격은 더욱 미세해졌으며, 동일하게 일방향으로만 발달하였다. 이는 초미세립재의 경우 가공경화 초기 변형까지도 단일 slip계 작동에 의해 변형 밴드들이 발달함을 의미한다. 가공경화 개시 구간에서 인장 변형에 의한 SIM 변태와 750 °C 부분역변태에 의해 기존재하는 미변태 SIM와는 TEM 관찰로 구분이 용이하지 않아 XRD를 이용하여 알아보았다. Fig. 6에 보인 바와 같이 항복 직후 ( $e = 2.5\%$ ), BCC, FCC,  $\epsilon$ -martensite 세 상의 peak이 관찰되었다. BCC peak은 인장 변형에 의한 것이라기 보다는 앞서 언급한 기존재하는 미변태 SIM에 기인하는 것이다. 항복점 연신 후반에서도 ( $e = 12\%$ ) 세 상의 peak이 모두 나타났으나, BCC peak 세기는 다소 증가한 반면, FCC,  $\epsilon$ -martensite peak의 세기는 감소하였다.

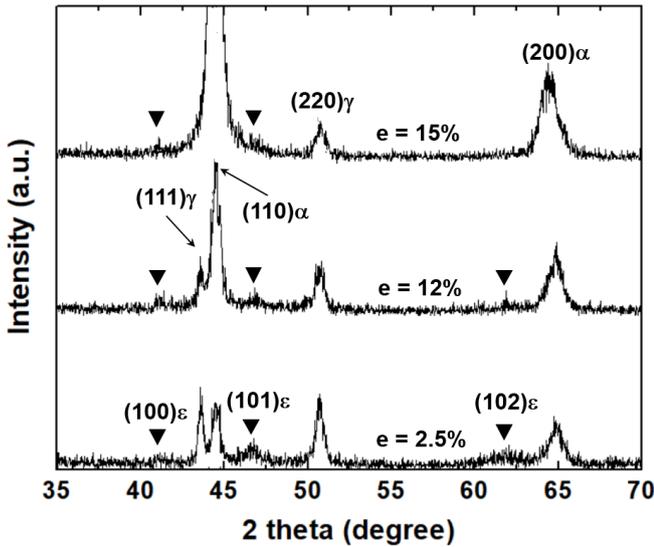


Fig. 6 XRD profile of 750 °C reversion-annealed UFG steel deformed to  $e = 2.5\%$ ,  $12\%$  and  $15\%$ .

가공경화 개시 구간인  $e = 15\%$ 에서도 세 상의 peak 이 모두 나타났으나 BCC peak 세기가 보다 크게 증가하였다. 이는 가공경화 개시 구간에서 인장 변형에 의한 SIM 변태가 활발히 일어났음을 보여준다. 또한  $e = 12\%$  및  $15\%$  변형량에서 나타난  $\epsilon$ -martensite peak 은 Fig. 5c 및 5d의 일방향 미세 밴드들이  $\epsilon$ -martensite 임을 확인해준다. 따라서 항복점 연신 후반부 ( $e = 12\%$ )에 비해 가공경화 개시 구간 ( $e = 15\%$ )에서의 BCC peak 세기의 큰 증가는 초미세립재의 긴 항복점 연신이 SIM 변태보다는 단일 slip계 작동에 의해 많은 응력이 요구되지 않는 일방향  $\epsilon$ -martensite 형성에 기인하는 것으로 판단할 수 있다.

850 °C 역변태 소둔 미세립재의 ( $\sim 2 \mu\text{m}$ ) 변형 미세 조직의 EBSD phase map을 Fig. 7에 나타내었다. 항복 직후 ( $e = 4\%$ ) 대부분의 결정립에서 초미세립재와 유사하게 일방향 변형 밴드들이 관찰되었다 (Fig. 7a 화살표 표시). 적층결합에너지가 낮은 오스테나이트강의 경우 변형 초기에 관찰되는 결정립 내부의 이와 같은 밴드들은 적층결합 및  $\epsilon$ -martensite들이 다발 형태로 중첩되어 있는 것으로 보고되고 있다 [17]. 항복점 연신 후반에서 미세한  $\epsilon$ -martensite 밴드들만이 관찰되는 초미세립재와는 달리, 미세립재의 경우 항복점 연신이 거의 종료되는  $e = 9\%$ 에서는 (Fig. 7b) - 초미세립재에 비해 상대적으로 낮은 변형량임에도 불구하고 - SIM이 관찰되었다. 이들 SIM은 기존재하는 소둔 쌍정 (Fig. 7b의 'A'), 결정립계 삼중점 혹은 결정

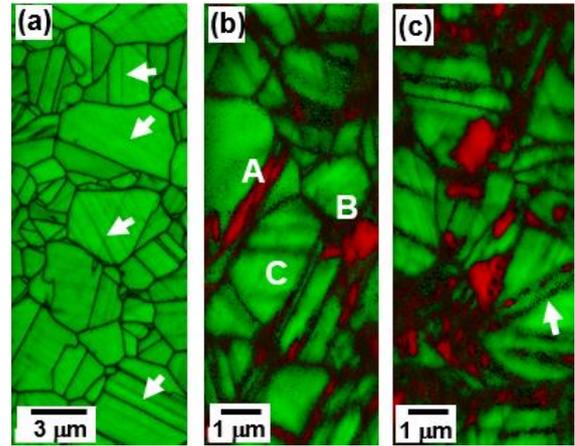


Fig. 7 EBSD phase maps of deformed microstructures of FG steel reversely transformed at 850 °C. (a)  $e = 4\%$  (just after yielding), (b)  $e = 9\%$  (within yield point elongation), (c)  $e = 15\%$  (at the beginning of strain hardening) (green: FCC, red: BCC)

립계와 소둔 쌍정 교차점에서(Fig. 7b의 'B') 우선적으로 관찰되며, 결정립 내부에서는 변형이 집중된 두꺼운 일방향 변형 밴드들이(Fig. 7b의 'C') 존재하였다. 가공경화 구간인  $e = 15\%$ 에서는 SIM 성장과 동시에 SIM 핵생성이 일어났다 (Fig. 7c). 특히, 소둔 쌍정 입계와 변형 밴드의 교차점에서 SIM 핵생성이 관찰되었다 (Fig. 7c의 화살표).

조대립재의 경우( $950 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\sim 15 \mu\text{m}$ ) 경우 항복점 연신이 나타나지 않아, 항복 직후, 낮은 가공경화 구간, 높은 가공경화 구간의 세 구간에서 변형미세조직을 관찰하였으며, 이의 EBSD phase map을 Fig. 8에 나타내었다. 항복 직후 ( $e = 3\%$ ), 대부분의 결정립에서 일방향 변형 밴드들이 관찰되었으나, 일부 결정립에서는 항복 직후임에도 불구하고 두 방향으로 발달된 변형 밴드 들과 이들의 교차가 관찰되었다 (Fig. 8a의 화살표). 가공경화율이 낮은 초기 가공경화 구간에서는 ( $e = 7\%$ , Fig. 8b) 대부분의 결정립 내부에서 두 방향 혹은 세 방향의 변형 밴드들의 상호 교차가 관찰되었으며, 특히 일부 결정립 내에서 화살표 부분과 같이 일차적으로 발달된 변형 밴드를 (primary deformation band) 따라 SIM이 stringer 형태로 형성됨이 관찰되었다. 가공경화율이 증가하는 구간의 경우 ( $e = 12\%$ , Fig. 8c), 이미 알려진 바와 같이 변형 밴드 교차점에서 기생성된 SIM의 성장과 (Fig. 8c 점선 원 부분) 동시에 일차 혹은 이차 변형 밴드들을 따라 SIM 변태가 일어났다 (Fig. 8c 'A' 부분)

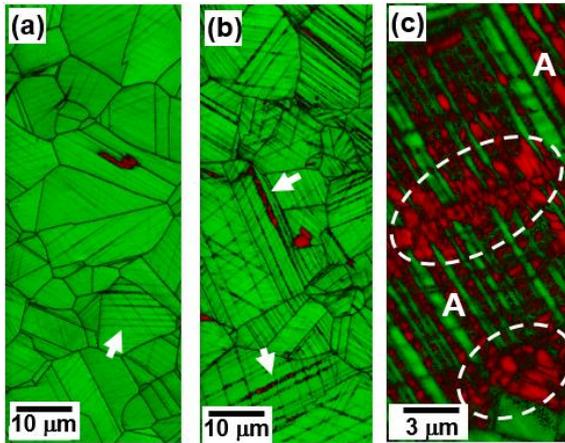


Fig. 8 EBSD phase maps of deformed microstructures of FG steel reversely transformed at 850 °C. (a)  $e = 3\%$  (just after yielding), (b)  $e = 7\%$  (low strain hardening regime), (c)  $e = 12\%$  (high strain hardening regime). (green: FCC, red: BCC)

#### 4. 고찰

본 연구에서는 냉연 및 역변태 소둔 공정을 적용하여 변태유기소성을 나타내는 Cr-Mn계 오스테나이트 스테인레스강의 조대립재, 미세립재, 초미세립재를 제조하고, 결정립 크기에 따른 상온 인장 특성을 변형미세조직 관찰을 통하여 분석하였다. 앞서 설명한 바와 같이 결정립이 미세화됨에 따라 항복강도 및 항복점 연신은 크게 증가하는 반면 SIM 변태에 의한 가공경화는 지연된다. 결정립 미세화에 의한 항복점 연신 증가와 SIM 변태 지연에 대한 원인을 본 연구의 변형미세조직 관찰에 기반하여 다음과 같이 제안한다.

초미세립의 경우 Fig. 9a에 도식적으로 보인 바와 같이 변형 초기 단일 slip계의 확장부분전위 이동에 의해  $\epsilon$ -martensite가 형성된다. 초미세립 조건에서는 공간적 제약에 의해 다른 slip계 작동이 어렵다. 따라서 변형이 진행됨에 따라 낮은 응력 하에서도 지속적으로 동일 slip계 작동에 의해 일방향으로 미세한  $\epsilon$ -martensite 밴드가 형성된다. 이와 같은 동일 slip계 작동에 의한  $\epsilon$ -martensite 밴드 형성에는 높은 응력이 요구되지 않으므로 다른 인접 결정립에 용이하게 전파되어 상대적으로 긴 항복점 연신을 야기한다. 초미세립 내부에서는 변형 밴드 교차와 같은 SIM 핵생성에 요구되는 변형 variant 수가 부족하여, 항복점 연신 후

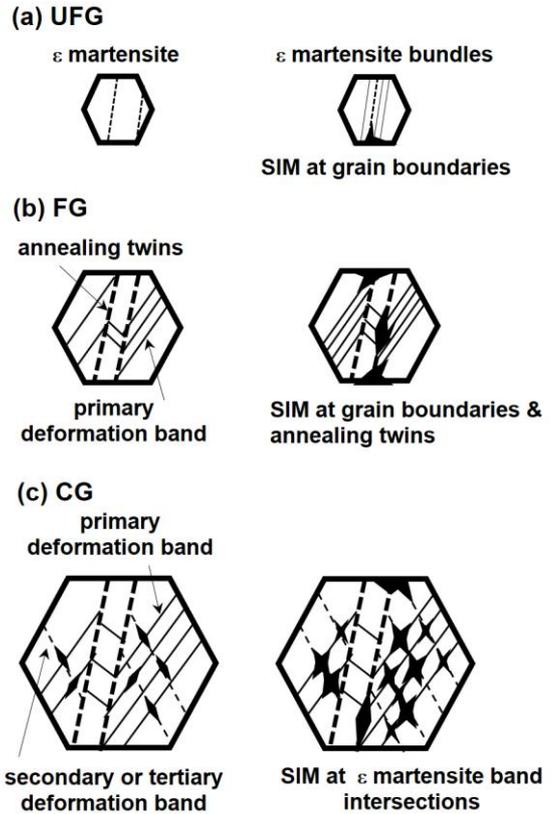


Fig. 9 Schematic illustration of microstructural evolution with the grain size during deformation of TRIP aided austenitic stainless steel (UFG: ultrafine grain, FG: fine grain, CG: coarse grain)

결정립계가 우선적인 SIM 핵생성처가 된다.

미세립의 경우 (Fig. 9b) 초미세립재에 비해 결정립 내부에 소둔쌍정입계가 더 많이 존재하며, 이로 인해 유효 결정립 크기가 감소한다. 이와 같은 소둔쌍정입계의 유효결정립 미세화 효과에 의해 항복 직후 초미세립재와 유사하게 단일 slip계 작동에 의한 일방향  $\epsilon$ -martensite 밴드가 결정립 내부에 우선적으로 형성되어 항복점 연신을 나타낸다. 한편 소둔쌍정입계는 결정입계와 더불어 SIM 핵생성에 요구되는 변형 variant를 제공하여 초미세립재에 비해 비교적 낮은 변형에서도 SIM변태를 유발한다.

조대립의 경우 (Fig. 9c) 일반적으로 알려진 바와 같이 항복 직후 다중 slip계가 작동하여 3 방향의 FCC의 주slip계를 따라 변형 밴드를 형성한다. 따라서 결정립 내부에 이들 변형 밴드들의 교차가 항복 직후에 형성되기 시작하여 항복점 연신 없이 가공경화 거동을 나타낸다.

## 5. 결론

냉연 및 역변태 소둔 공정에 의해 다양한 결정립 크기의 변태유기소성 오스테나이트계 스테인레스강을 제조하고, 결정립 크기에 따른 상온 인장 변형 특성을 분석하였다.

(1) 본 연구의 Fe-Cr-Mn 스테인레스강은 40% 이상 냉연 시 SIM 변태에 의해 완전히 마르텐사이트로 변태하였다. 완전 마르텐사이트로 이루어진 60% 냉연재를 700~1000 °C에서 5 분간 역변태 소둔 시 800 °C 이하에서는 부분 역변태가 일어났으며 800 °C 이상의 온도에서 소둔 시 완전 역변태가 일어났다.

(2) 결정립 크기 1  $\mu\text{m}$  이하의 초미세립재들은 1 GPa 이상의 높은 항복강도를 나타냈으나 불연속 항복과 더불어 긴 항복점 연신을 나타내었다. 반면 항복점 연신 후 상당한 가공경화 거동을 나타냈다. 결정립 크기 2~5  $\mu\text{m}$ 의 미세립재의 경우 불연속 항복 거동을 나타냈으나 항복점 연신은 초미세립재에 비해 감소하였다. 결정립 크기 10  $\mu\text{m}$  이상의 조대립재들은 항복 직후 항복점 연신없이 가공경화 거동을 나타냈다.

(3) 결정립 미세화에 따라 결정립 내 변형 variant 부족으로 인해 SIM 변태는 지연 혹은 억제되었다. 특히 초미세립재의 긴 항복점 연신은 단일 slip계 작동에 의한 일방향  $\epsilon$ -martensite 밴드 형성에 기인한다. 미세립재의 경우 SIM의 주요 핵생성처는 소둔쌍정입계 및 결정립계인 반면, 조대립재의 경우 결정립 내부의  $\epsilon$ -martensite 밴드 교차점이 우선적인 SIM 핵생성처이다.

## 후 기

이 논문은 2020년도 한밭대학교 대학회계 연구비를 지원받아 작성되었습니다.

## REFERENCES

- [1] K. -T. Park, G. Kim, S.K. Kim, S. W. Lee, S. W. Hwang, C. S. Lee, On the Transitions of Deformation Modes of Fully Austenitic Steels at Room Temperature. *Met. Mater. Int.*, Vol. 16, No. 1, pp 1-6.  
<https://doi.org/10.1007/s12540-010-0001-3>
- [2] R. L. Miller, Ultrafine-grained Microstructures and Mechanical Properties of Alloy Steels. *Metall. Mater. Trans. B*, Vol. 3, pp.905-912.  
<https://doi.org/10.1007/BF02647665>
- [3] K. Tomimura, S. Takaki, Y. Tokunaga, Reversion Mechanism from Deformation Induced Martensite to Austenite in Metastable Austenitic Stainless Steels. *ISIJ Int.*, Vol. 31, No. 12, pp. 1461-1437.  
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.31.1431>
- [4] A. S. Hamada, A. P. Kisko, P. Sahu, L. P. Karjalainen, Enhancement of Mechanical Properties of a TRIP-aided Austenitic Stainless Steel by Controlled Reversion Annealing. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 628, pp. 154-189.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.01.042>
- [5] H. Shirazi, G. Miyamoto, S. H. Nedjad, T. Chiba, M. Ahmadabadi, T. Furuhashi, Microstructure Evolution during Austenite Reversion in Fe-Ni Martensitic Alloys. *Acta Mater.*, Vol. 144, pp. 269-280.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.10.068>
- [6] M. Naghizadeh, H. Mirzadeh, Microstructural Evolutions During Reversion Annealing of Cold-Rolled AISI 316 Austenitic Stainless Steel. *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 49A, pp. 2248-2256.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-018-4583-6>
- [7] V. S. A. Challa, R. D. K. Misra, M. C. Somani, Z. D. Wang, Strain Hardening Behavior of NG/UFG Austenitic 16Cr-10Ni Stainless Steel and its Relationship to Austenite Stability and Deformation Behavior. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 649, pp. 153-157.  
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.112>
- [8] S. Lee, S.-J. Lee, B. C. DeCooman, Work Hardening Behavior of UFG Mn TRIP Steel. *Acta Mater.*, Vol. 59, pp. 7543-7553.  
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2011.08.030>
- [9] D. P. Yang, D. Wu, H. L. Yi, Reverse Transformation from Martensite into Austenite in a Medium Mn Steel. *Scripta Mater.*, Vol. 161, pp. 1-5.  
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.09.046>
- [10] P. Behjati, A. Kermanpur, A. Najafizadeh, H. S. Baghbadorani, Effect of Annealing Temperature on Nano/Ultrafine Grain of Ni-free Austenitic Stainless Steel. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 592, pp. 77-82.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2013.10.087>
- [11] A. Kisko, A. S. Hamada, J. Talonen, D. Porter, L. P. Karjalainen, Effects of Reversion and Recrystallization on Microstructure and Mechanical Properties of Nb-

- alloyed Low-Ni High-Mn Austenitic Stainless Steels. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 657, pp. 359-370.  
<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2016.01.093>
- [12] D. Rasouli, A. Kermanpur, E. Ghassemali, A. Najafzadeh, On the Reversion and Recrystallization of Austenite in the Interstitially Alloyed Ni-Free Nano/Ultrafine Grained Austenitic Stainless Steels. *Met. Mater. Int*, Vol. 25, pp 846-859.  
<https://doi.org/10.1007/s12540-019-00255-w>
- [13] S. Takaki, H. Nakatsu, Y. Tokunaga, Effects of Austenite Grain Size on  $\epsilon$  Martensitic Transformation in Fe-15 mass % Mn Alloy. *Mater. Trans. JIM*, Vol. 34, No. 2, pp. 489-495.  
<https://doi.org/10.2320/matertrans1989.34.489>
- [14] S. Takaki, K. Tomimura, S. Ueda, Pre-cold-working on Diffusional Reversion of Deformation Martensite in Metastable Austenitic Stainless Steel. *ISIJ Int.*, Vol. 34, pp. 522-527.  
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.34.522>
- [15] S-J Lee, Y-M Park, Y-K Lee. Reverse Transformation Mechanism of Martensite to Austenite in a Metastable Austenitic Alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 515, pp. 32-37. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2009.02.010>
- [16] K.-T Park, D. H. Shin. Microstructural Interpretation of negligible strain-hardening behavior of sub-micrometer grained low-carbon steel during tensile deformation. *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 33A, pp.705-707.  
<https://doi.org/10.1007/s11661-002-0134-1>
- [17] T. H. Lee, E.J Shin, C. S Oh, H. Y. Ha, S. J Kim, Correlation between Stacking Fault Energy and Deformation Microstructure in High-Interstitial-Alloyed Austenitic Steels. *Acta Mater.*, Vol. 58, pp. 3173-3186.  
<https://doi:10.1016/j.actamat.2010.01.056>