



첨단 분석 장비를 활용한 철강재료 연구

한홍남, 오규환, 안태홍 | 서울대학교

[요약문]

고분해능의 첨단 재료분석 장비들의 발달로 인해 철강재료 연구에서도 마이크로, 나노 단위 이하에서의 재료거동 해석 등 새로운 개념의 연구가 진행되고 있다. 특히 전자현미경과 연계한 이미지 기반 나노 물성 측정과 예측 기술은 주로 구조용 재료로 사용되는 철강 재료에서도 결정립 단위의 미세 물성 및 거동을 정밀 분석 가능하게 하여, 이를 통해 재료 전체의 물성까지도 예측할 수 있게 되었다. 이와 같은 물성과 신뢰성 예측 능력 향상은 최종 제품의 품질 제고와 효율적인 제조 공정으로의 개선을 유도하기에, 첨단 분석 장비의 적극적인 활용은 철강 산업에서 큰 역할을 하고 있다. 이에 본 고에서는 여러 가지 재료 분석 장비를 통합적으로 연계 활용하여 다양한 용도의 철강 재료에 대해 그 미세 거동 및 미세 물성을 측정, 분석한 연구들에 대해 소개한다.

1. 서론

재료 분석 장비의 성능 향상과 새로운 분석 장비의 등장은 과학기술 분야, 특히 재료과학 분야에서의 기술 발전과 연구 영역의 확장을 이끌고 있다. 이들은 기존의 거시적 관점에서 벗어나 더욱 작은 길이단위(scale)에서의 정밀한 재료 물성 측정을 가능하게 하였고, 이에 따라 철강 분야 연구에서도 새로운 연구들이 활발하게 이루어지고 있다. 특히 전자후방산란회절(Electron BackScattered Diffraction, EBSD), 투과전자현미경(Transmission Electron Microscopy, TEM) 등 전자현미경의 기능 다양화와 분해능 향상은 이들이 가장 직관적인 감각인 시각적 이미지를 통해 정보를 표현한다는 점에서 재료 연구 분야에 있어 매우 큰 역할을 하고 있다. 이에 더하여 철강 소재 개발에 있어 매우 중요한 요소인 기계적 성질을 마이크로 및 나노 단위까지 분석 가능하게 한 나노압입시험법(nanoindentation)의 등장과 집속이온빔(Focused Ion Beam, FIB) 등을 이용한 정밀한 시편 처리 및 가공 기술의 발전은 재료의 미세 물성 측정 및 분석의 기반을 마련하였다. 이러한 첨단 분석 장비들은 개별로도 각기 많은 장점을 지닌 매우 강력한 분석 도구이지만, 이들을 연계하여 응용하면 각각의 한계점이 보완되고 종합적인 분석이 가능하게 되어 마이크로, 나노 단위 이하의 정밀한 재료 분석에 있어서 굉장한 시너지 효과를 일으키게 된다.

본 고에서는 이러한 첨단 분석 장비들을 적극적으로 연계하여 고기능성 철강 재료의 정밀한 분석에 활용한 최근의 연구들에 대해 소개하고자 한다. 철강은 기본적으로 다결정 재료로서 첨가원소나 제조과정에서의 열처리, 압연 조건 등에 따라 매우 다양한 상(phase)을 가질 수 있기 때문에 여러 금속소재 중에서도 특유의 미세조직적 유연성이 크다. 따라서 거시 단위의 물성 못지않게 내부를 구성하는 다양한 상별 미세 물성 및 거동 또한 재료 전체의 성질을 제어하고 예측하는 데 있어 매우 중요하다. 이러한 내부 미세 물성을 직접적으로 측정하고 분석할 수 있는 방법이 바로 앞서 소개한 여러 가지 첨단 분석 장비들의 연계 활용이다. EBSD로부터 얻어진 미세조직을 바탕으로 주사탐침



현미경(Scanning Probe Microscopy, SPM), nanoindenter, FIB, HR-TEM 등을 연계하여 측정하는 방식은 철강 재료 내 다양한 결정상 및 결정립의 크기, 모양, 방위관계 등의 정보와 외부 응력·변형에 대한 기계적 거동, 격자구조, 전위밀도 등을 각 개별 결정립별로 종합적으로 매우 정밀하게 분석할 수 있으며 나아가 측정된 국소적 정보를 종합하여 전체 물성까지도 예측할 수 있다. 특히 이러한 정밀한 재료물성 측정법은 최근 철강 재료 연구에서 매우 중요한 분야로 떠오르고 있는 전산철강공학과 연계되어 상호간의 정확도와 기술 향상을 가져오게 되었고, 이로부터 고기능성 철강 재료 개발을 위한 합금 및 공정개발 기술이 크게 개선되고 주로 구조용 소재로 사용되었던 철강 재료에서도 미세조직 및 미세물성제어를 통한 획기적인 품질 개선이 이루어지고 있다.

2. EBSD를 활용한 변형유기 동적변태강의 동적/정적 페라이트 분리

변형유기 동적변태(Strain-Induced Dynamic Transformation) 현상을 이용한 초세립 강재는 냉각과정 중 상변태온도 부근(A_{r3} 이상)에서의 강압하를 통해 변형 중에 페라이트 변태를 발생시킴으로써 최종적으로 얻어지는 페라이트 결정립의 크기를 $1\sim 2\mu\text{m}$ 이하로 매우 미세화하여 강도와 연성을 동시에 확보한 고기능성 구조용 강재이다^[1,2]. 강압하로 인한 오스테나이트의 변형은 페라이트의 주요 핵성장소인 오스테나이트 결정립계나 입내 변형대 등에 집중되어 핵생성 장소의 밀도와 핵생성에 필요한 내부 축적에너지가 크게 증가시켜 빠른 페라이트 핵생성을 유도하며, 이로 인해 핵생성 초기단계에서부터 결정립계의 충돌이 발생하여 생성된 페라이트 결정립 간에 무질서한 방위관계를 형성함으로써 결정립의 합체 및 성장을 억제하게 된다^[1,2]. 그러나 실제의 압연 설비로는 한 번에 적용할 수 있는 변형량에 한계가 있기 때문에, 실기를 이용한 동적변태강의 생산은 수차례의 압하 과정을 거쳐 동적 페라이트(dynamic ferrite)의 비율을 높이는 방식으로 이루어진다. 따라서 압하량에 따른 동적 상변태 비율 및 동적 페라이트와 압하 이후의 냉각과정에서 생성되는 정적 페라이트(static ferrite) 간의 미세조직 및 기계적 물성 차이의 규명은 실 생산 공정에서의 큰 관심사였다.

이러한 요구에 따라 동적 페라이트와 정적 페라이트간의 물성 차이를 바탕으로 한 두 페라이트의 정밀한 분리 방법에 대한 연구가 이루어졌는데, Gleeble, EBSD, nanoindenter, TEM 등의 첨단 재료 분석 장비들을 적극 활용한 예를 소개하고자 한다^[3]. 먼저 일반적으로 동적 페라이트의 결정립 크기가 매우 작다는 점을 이용하여 Gleeble 장치를 통해 측정된 dilatation curve와 EBSD 측정을 통해 얻어진 미세조직을 기반으로 두 페라이트를 대략적으로 구분했을 때, 미세립의 동적 페라이트들이 냉각 전 초기의 오스테나이트 결정립계를 따라 생성된 것을 확인할 수 있다. 이렇게 구분된 두 페라이트들 중 그 크기와 위치를 고려했을 때 생성 과정이 확실한(동적 또는 정적) 결정립에 대해 EBSD - SPM - Nanoindenter의 연계 측정 방식을 활용하여 나노압입시험을 해 보면, 얻어진 힘-변위 곡선(load-displacement curve)과 측정된 경도로부터 동적 변태된 페라이트는 정적 페라이트보다 초미세경도 기준으로 약 15%정도 더 경(硬)한 조직이라는 것을 알 수 있다(그림 1). 정적 페라이트와 비교했을 때 동적 페라이트가 고온 변태상임에도 불구하고 더 높은 경도를 가지는 원인은 동적 페라이트 내에 과포화된 탄소로 인해 결정립계에서 생성되는 매우 미세한 시멘타이트 입자나^[4,5] 압하 후에 재료 내부에 유발된 소성 변형(가공 경화)으로 인한 동적 페라이트 결정립 내부 전위 밀도 증가 등이 강화 기구로 작용할 수 있기 때문이다. 실제로 TEM 관찰을 통해 측정된 두 페라이트의 평균 전위 밀도는 동적과 정적 페라이트의 경우 각각 $2.7 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 와 $8.7 \times 10^{13} \text{m}^{-2}$ 로 나타나 가공 경화로 인한 소성변형에 따른 전위밀도 증가가 동적 페라이트의 경도 증가에 기여하고 있다는 점을 뒷받침한다(그림 2).

이와 같이 실험적으로 밝혀진 두 페라이트간의 물성 차이를 EBSD로부터 측정된 정보에 반영해 주면 보다 정밀한 분리가 가능하다. 미세조직을 기반으로 한 동적/정적 페라이트 구분방법 중 가장 기초적인 방법은 결정립 크기에 따라 구분하는 것인데, 이 경우 2차원적 단면 정보만을 가지고 구분하게 되므로 다소의 왜곡이 불가피하고 또한 초기 오스테나이트 결정립을 조절하여 후에 생성되는 정적 페라이트의 최종 결정립 크기를 동적 페라이트 수준으로 미세화한 실기 생산 강재의 경우에는 적용이 불가능하다. 따라서 이러한 단점을 보완하고, 더욱 합당한 방식으로 두 종류

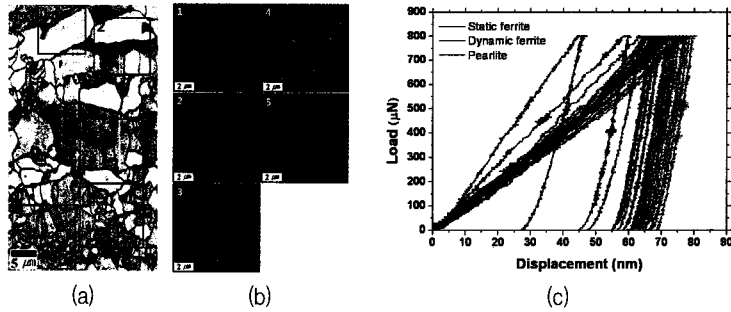


그림 1. 변형유기동적변태강에 대한 페라이트 결정립별 나노압입시험. (a) EBSD Band Contrast Map, (b) 측정점들의 SPM 이미지상에서의 위치, (c) 측정된 결정립들의 힘-변위 곡선.^[3]

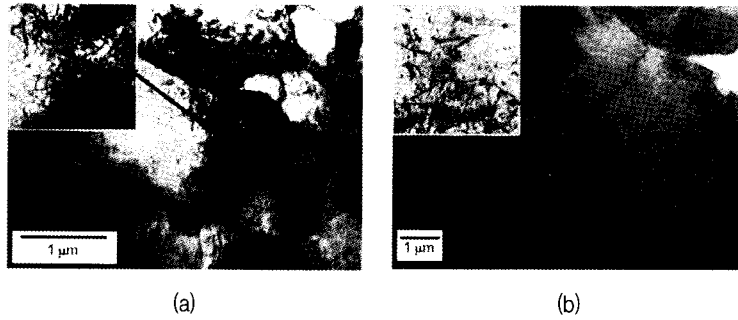


그림 2. (a)동적, (b)정적 페라이트 결정립의 TEM 명시야상.^[3]

의 페라이트를 분리하기 위해서는 실험적으로 측정한 두 페라이트의 고유한 성질 차이의 적용이 필요하다. 앞서 소개한 바와 같이 동적 페라이트는 그 생성 환경으로 인해 정적 페라이트보다 내부의 전위 밀도가 높고, 결정립 간 방위의 어긋남 정도도 크다. 이러한 사실을 반영하기 위한 여러 가지 시도가 있었는데, 한 결정립 내에서 이웃하는 측정점(pixel)들과의 결정방위 차이를 계산함으로써 각 결정립마다의 내부 방위 불균일 정도를 나타낸 GAM(Grain Average Misorientation) 방식, 마찬가지로 이웃 측정점들과의 결정방위 차이를 나타내지만 결정립의 경계를 두지 않는 Local Misorientation 방식, 결정립 내부의 방위 불균일 정도와 결정립간의 방위 어긋남 정도를 모두 반영하여 각 결정립들이 측정된 미세조직 전체의 무질서도에 기여하는 정도를 나타내는 ODD(Orientation Disorder Degree) 방식(그림 3) 등이 그것이다. 그림 4는 여러 가지 구분 방식에 따른 동적/정적 페라이트 구분 결과를 나타내는데, 이들 중 GAM 방식과 Local Misorientation 방식은 각각 결정립 내부와 국부적인 변형의 정도를 표현한다는 장점을 가지지만, 재료를 구성하는 조직 전체의 구성과 성격을 전체적으로 나타내지는 못하기 때문에 동적/정적 페라이트의 구분과 같이 변형의 분포가 균일하지 않고 결정학적 상(phase)이 같은 경우 만족스러운 분리가 이루어지지 않았다. 그러나 동적 페라이트가 전체 미세조직의 무질서에 기여하는 정도를 종합적으로 표현한 ODD 방식은 오스테나이트 결정립계에서 생성되었을 동적 페라이트의 분포를 두 페라이트의 결정립 크기가 비슷한 경우에도 잘 나타내었으며 이를 통해 역으로 추정할 초기 오스테나이트 결정립의 크기 또한 실험적으로 측정할 값에 부합하는 것으로 나타났다.

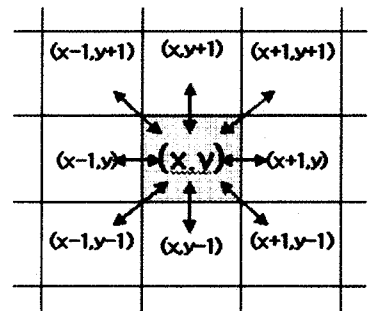


그림 3. ODD의 개념도

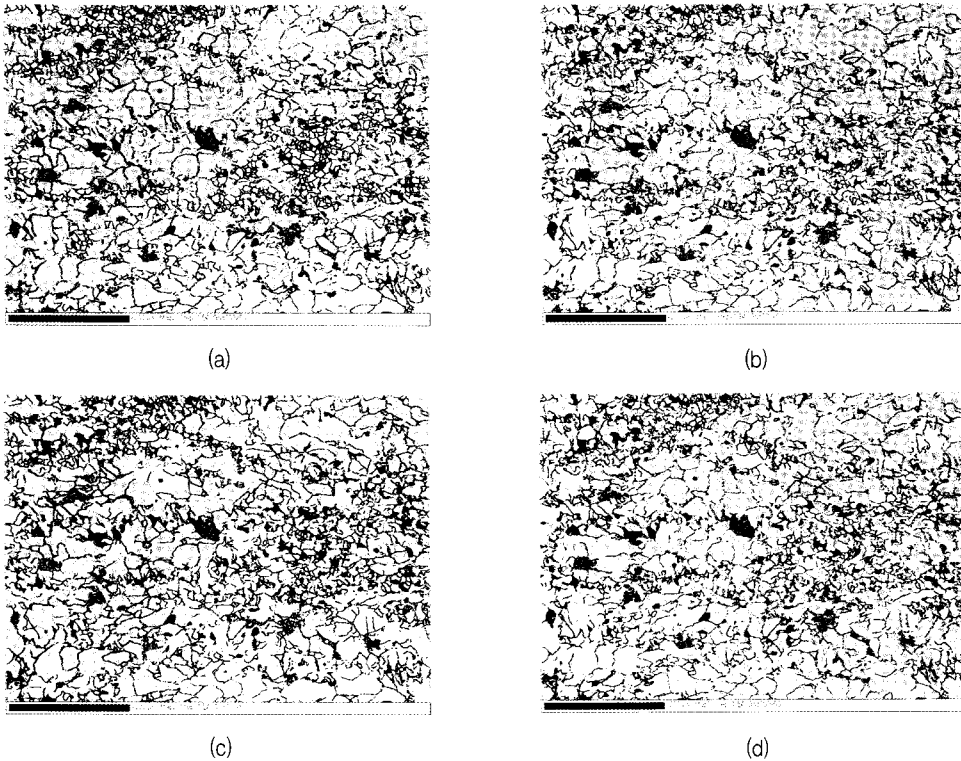


그림 4. 여러 가지 구분 방식에 따른 동적/정적 페라이트 구분.
 (a) 결정립 크기 방식, (b) GAM 방식, (c) Local Misorientation 방식, (d) ODD 방식

3. Nanoindentation을 이용한 변형유기 마르텐사이트 변태 측정 및 분석

철강소재의 최대 수요처 중 하나인 자동차용 강판의 경량화는 자동차 연비 향상을 위한 가장 현실적이고 효과적인 방법으로, 최근 유엔기후변화협약에 따른 각종 환경규제의 시행과 전기, 연료전지 자동차 등 미래형 자동차의 개발이 활발히 진행됨에 따라 그 중요성이 더욱 강조되고 있다. 이에 따라 지난 20여년간 고강도-고성형성의 다상·복합조직 강판에 대한 연구개발이 이루어졌으며, 최근에는 대략 인장강도 1GPa, 총연신율 30% 수준에 달하는 3세대 TRIP (Transformation Induced Plasticity, 변태유기소성)형 고강도강 개발을 위한 연구가 활발히 진행되고 있다^[6].

TRIP강 내에 존재하는 잔류오스테나이트는 외부 변형에 의해 변형유기 마르텐사이트변태 (strain-induced martensitic transformation)를 일으킨다. 오스테나이트에 가해진 변형에 의한 경질의 마르텐사이트로의 상변태는 가공 경화를 촉진시키고 국부적인 넥킹(necking)을 효과적으로 지연시킴으로써 재료의 강도와 연신율을 증가시키며, 상변태로 인한 변형(strain)은 연성 향상에도 기여하는 것으로 알려져 있다^[7-9]. 따라서 잔류오스테나이트의 안정도(stability)는 TRIP형 다상조직 강재의 기계적 성질 향상에 있어 가장 중요한 요소라 할 수 있다. 그러나 미세립 결정립의 내부 물성을 단독으로 측정하는 것은 매우 어려운 일로, 이와 관련한 연구는 거의 이루어지지 못하였다. 이에 본 절에서는 EBSD, SPM, Nanoindenter, FIB, TEM 등의 첨단 분석 장비를 연계적으로 활용하여 TRIP강 내 잔류오스테나이트의 단독 내부 물성을 측정·분석한 연구에 대해 소개하고자 한다^[10].

연구에 사용된 강재는 7wt.% 이상의 Mn을 함유한 페라이트(α), 오스테나이트(γ)의 두 가지 상으로 구성된 Mn 첨가 TRIP강으로써, Mn 함량의 증가에 따라 2상영역에서 형성되는 오스테나이트의 경화능이 크게 향상되어 실온에

서 잔류하는 오스테나이트의 분율을 증가시킨 고강도-고성형성 강재이다^[11]. 내부에 존재하는 오스테나이트의 평균 결정립 크기는 $0.7\mu\text{m}$ 정도로써 매우 작지만, EBSD를 통해 측정된 결정립의 위치 및 형상을 Nanoindenter에 탑재된 SPM을 통해 확인하여 원하는 위치에 정확한 나노압입시험을 수행할 수 있다. 나노압입시험으로 인한 마르텐사이트 변태의 발생 여부는 FIB를 이용하여 제작된 압흔을 포함하는 종단면(cross-section) 샘플의 TEM 관찰을 통해 확인하였다(그림 5).

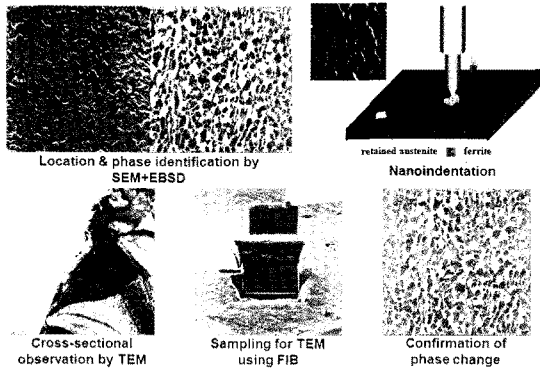


그림 5. 첨단 분석 장비의 연계 측정을 통한 다상조직강 내 잔류오스테나이트의 미세거동 분석

이와 같은 방법으로 측정된 잔류오스테나이트 단독 결정립의 힘-변위 곡선에서는 그림 6에서와 같이 수차례의 pop-in 현상이 나타나는데, 이와 같은 거동은 일반적으로 잘 나타나지 않는 형태이다. Vlssak과 Nix^[12]에 의해 제안, 수정된 Hertz 탄성 접촉 이론을 바탕으로 힘-변위 곡선을 분석해 보면, 첫 번째로 나타나는 pop-in 지점에서의 최대 전단 응력(maximum shear stress)은 오스테나이트의 전단 계수(shear modulus) G 의 $1/8$ 수준으로써 완전 결정(perfect crystal)의 이론적 항복 응력에 해당한다. 연구에 사용된 강재와 같이 핵생성 후 충분한 결정립 성장 및 소둔 과정을 거친 결정재료 내부의 전위밀도가 10^{10}m^{-2} , 즉 전위 간의 평균 거리가 $10\mu\text{m}$ 정도라는 점을 감안하면 $1\mu\text{m}$ 정도의 작은 결정립에서 발생한 pop-in은 나노압입시험에 따른 전위 생성에 의한 현상이라고 생각할 수 있다^[13].

그러나 탄성 변형에서 소성 변형으로의 전이를 나타내는 첫 번째 pop-in 이후에 나타나는 pop-in 현상들은 위와 같은 방법으로 설명할 수 없다. 이들은 변형에 의한 마르텐사이트 변태에 의해 나타나는 현상으로, 상대적으로 경질의 상이며 격자상수(lattice parameter)가 큰 마르텐사이트로의 변태가 경화(硬化)가 아닌 오히려 연화(軟化) 현상의 일종인 pop-in의 형태로써 나타나는 원인은 마르텐사이트 변태시에 작용하는 K-S 방위관계와 베인 변형(Bain distortion)을 통해 설명할 수 있다. 베인 변형은 오스테나이트와 그로부터 변태된 마르텐사이트 사이의 특수한 방위관계인 K-S 방위관계가 가지는 24개 배리언트(variant)의 세 결정축이 상변태시 각각 하나의 수축 축과 두 개의 인장 축으로 작용하는 것을 말한다. 그런데 마르텐사

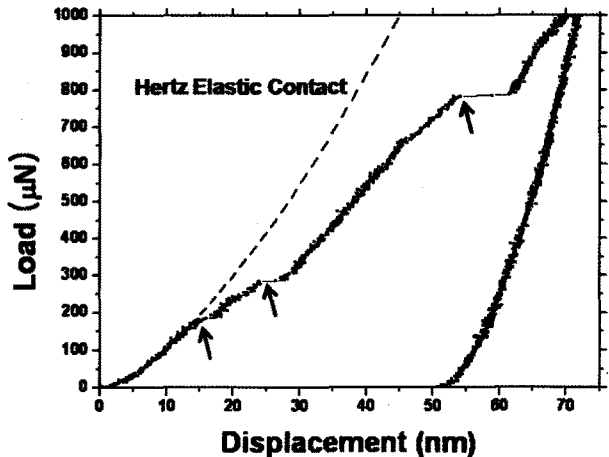


그림 6. TRIP강 내 잔류오스테나이트의 나노압입거동.^[10]

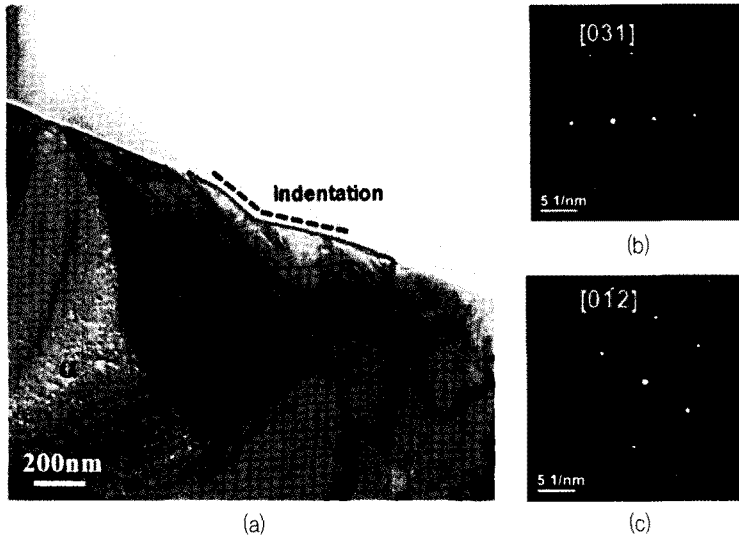


그림 7. 나노압입시험 후 잔류오스테나이트에서의 마르텐사이트 생성 관찰.
(a) TEM 명시야상, (b) 오스테나이트(γ) 및 (c) 생성된 마르텐사이트(α')의 회절무늬.^[10]

이트 변태가 외부 응력에 의해 발생할 경우 주어진 응력 상태에 대해 에너지적으로 가장 안정한 방향으로 압축 및 인장축이 선택될 가능성이 매우 높다. 즉, 나노압입시험과 같이 한 쪽 방향으로의 압축 응력이 지배적인 경우 압축 응력과 가장 평행한 결정축이 수축하는 축으로 작용하게 된다^[13, 14]. 따라서 상변태의 속도가 매우 빠른 마르텐사이트 변태의 경우 압입 방향으로 한꺼번에 많은 양의 수축이 발생하게 되고 가압 속도 (loading rate)를 고정하여 측정할 경우 압입자(indenter tip)가 일정한 가압 속도를 유지하기 위해 빠르게 반응하게 되어 결과적으로 기하학적 연화 (geometrical softening), 즉 pop-in 현상이 일어나게 된다. 이러한 메커니즘은 그림 7에서처럼 압흔이 포함된 오스테나이트 결정립의 종단면 관찰에서 압흔 아래쪽에 생성된 마르텐사이트의 존재를 TEM을 통해 직접적으로 확인함으로써 실험적으로 증명할 수 있었다^[10].

4. In-situ EBSD 및 이미지 기반 변형 해석을 통한 IF, DP강의 등이축변형 중 집합조직 형성 분석

다결정 재료에서 변형 중 집합 조직과 연계한 소성 변형 거동을 예측하는 것은 전산 모사 분야에서 중요한 연구 주제로 떠오르고 있다. 이를 위해 많은 해석 방법들이 제안 되었는데, 이중 대표적인 방법으로 결정소성 유한요소법이 있다. 이는 방위와 방위간의 상호 작용을 고려하여 다결정 재료 내부의 변형 거동을 예측할 수 있는 해석 방법이다. 그러나 이 방법은 대상 구조가 복잡해짐에 따라 메쉬 생성이 어려워 지고 계산 크기가 커짐에 따라 사용 요소가 증가하여 해석 대상의 구조와 크기에 한계가 있다. 이러한 문제를 해결하기 위해 최근 고속 푸리에 변환(Fast Fourier Transformation, FFT)을 이용하여 실제 이미지 기반의 해석 방법이 제안되었다. 이 방법으로 인해 EBSD등을 이용하여 실제 측정된 방위 정보를 초기 방위로 이용하여 변형 중 집합 조직 및 미세조직의 변화를 예측할 수 있다. 본 절에서는 이 방법을 이용하여 IF (Interstitial Free) 강에서 등 이축 변형 중 집합 조직 및 미세조직을 해석하여 이를 in-situ EBSD를 이용하여 측정된 결과와 비교한 연구에 대해 소개하고자 한다^[15].

EBSD 챔버(chamber) 내부에서 변형 중 집합 조직 및 미세조직의 변화를 측정하기 위하여 그림 8과 같은 특별한 장치가 고안되었는데, 가운데 나사를 조이면 나사 산이 올라가면서 지름이 16mm인 디스크 모양의 시편 중앙부에

등 이축 변형이 걸리게 된다. 이를 이용해 같은 위치에서 변형 중 집합 조직 및 미세조직의 변화를 EBSD를 이용하여 실시간으로 측정하였다. 연구에 사용된 재료는 페라이트 단상의 IF강으로, 평균 결정립 크기는 대략 21 μ m이다. 변형 거동 해석을 위해 EBSD를 이용하여 시편의 중앙 부위에서 집합 조직 및 미세조직을 측정한 후 이중 256 \times 256 픽셀 면적의 방위를 선택하여 두께 방향으로 32개 픽셀을 가지는 기둥 구조의 총 256 \times 256 \times 32 = 2,097,152개의 방위를 초기 방위로 정하였다.

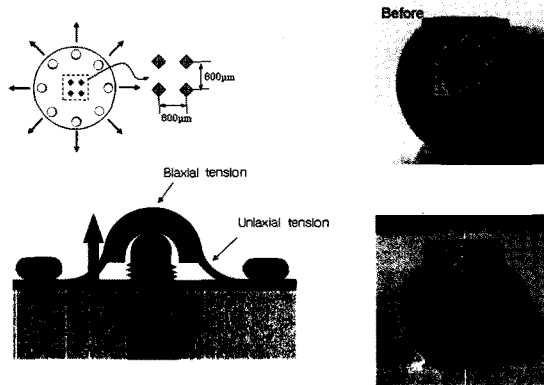


그림 8. In-situ EBSD실험을 위해 고안된 장치의 모식도와 사진.^[15]

그림 9는 9.8% 등 이축 변형 후 측정된 EBSD 방위맵(orientation map)과 계산 결과를 나타낸 그림으로, 전체적으로 계산 결과와 실제 측정된 이미지가 비슷한 것을 알 수 있다. 그러나 몇몇 지점에서는 계산 결과가 실험 결과와 다른 모습을 보였다. 이러한 차이는 초기 3차원 방위가 기둥 구조를 가진다고 가정한 것에 기인한 것으로 생각된다.

그림 10 (a)와 (b)는 초기 상태와 9.8% 등 이축 변형 후 IF강 결정립들의 ND 방향 역극점도를 나타낸 그림이고 그림 10 (c)는 FFT를 이용한 변형 해석 결과이다. <001>과 <111>근처의 결정립은 변형 후 안정 방위인 <001>과

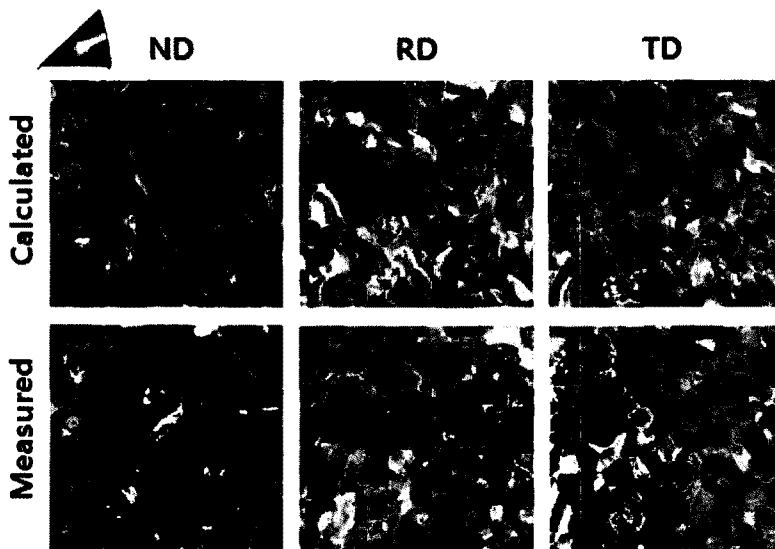


그림 9. IF강의 9.8% 등 이축 변형 후 측정된 EBSD 방위맵 및 FFT 계산 결과.^[15]



$\langle 111 \rangle$ 방향으로 회전하였고, $\langle 011 \rangle$ 주위의 방위는 $\langle 001 \rangle$ 과 $\langle 111 \rangle$ 를 잇는 선을 향해 회전하였다. 이러한 현상은 FFT를 이용한 변형 해석 방법을 이용한 해석결과와 유사하였다. 그림 10(c)에서 실험 결과와 같이 계산 결과에서도 방위가 틀어지는 현상을 관찰할 수 있는데, 이는 FFT를 이용한 변형 해석 방법이 인접 측정점들 간의 상호 작용을 고려할 수 있기 때문이다.

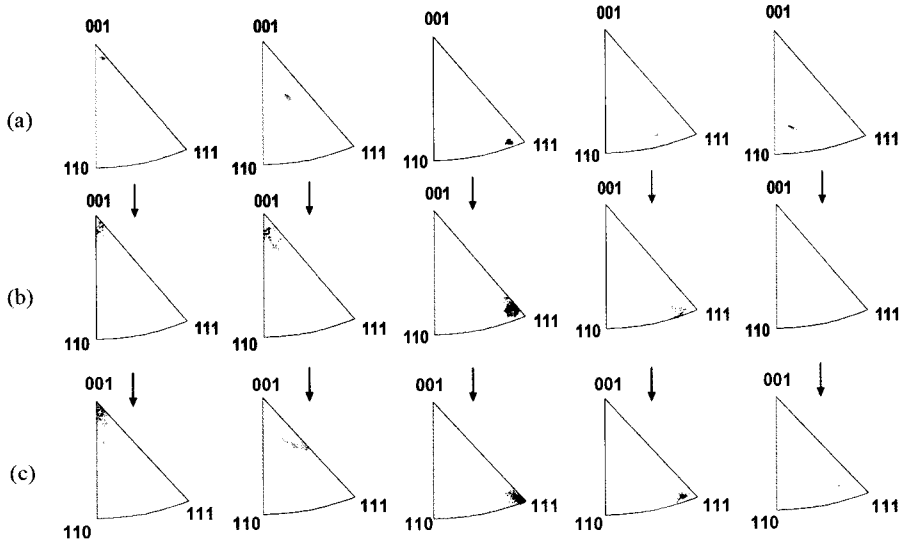


그림 10. IF강에서 결정립에 대한 (a) 초기 및 (b) 9.8% 등 이축 변형 후 측정된 역극점도와 (c) 계산을 통해 얻어진 역극점도^[65]

5. 맺음말

첨단 분석 장비들의 발달은 재료 물성의 정밀한 측정과 분석, 예측을 가능하게 하여 철강 재료 연구에 큰 파급효과를 일으키고 있다. 이러한 연구 역량의 향상은 철강 재료가 담당하고 있는 구조용, 자동차용 소재 등의 개발과 이와 관련한 산업에서 획기적인 변화를 일으키며 산업 경쟁력 제고에 큰 몫을 하고 있다는 점에서 매우 고무적이다. 특히 국내 철강 산업이 중국, 인도 등의 후발 주자들에 의해 양적인 측면에서 이미 추월을 당하고 있는 상황에서 3세대 고기능성 강재 개발의 선점을 위해서는 기술적인 측면에서의 경쟁력 유지가 필수적이라고 할 수 있다. 이를 위한 정밀한 기초 데이터 확보와 재료 물성 예측 기술이 세계적인 수준으로 올라서는 데에 첨단 분석 장비의 활용 기술이 많은 역할을 하고 있지만, 일본 등 철강 선진국의 기술 수준을 따라잡기 위해서는 앞으로도 더욱 적극적이고 지속적인 연구와 개발이 절실히 필요하다.

감사의 글

본 고는 교육과학기술부 중견연구자지원사업(2009-0083038) 및 지식경제부 소재원천기술개발사업의 연구비 지원으로 작성되었으며, 이에 감사드립니다.

❁ 참고 문헌

- [1] J.-K. Choi, D.-H. Seo, J.-S. Lee, K.-K. Um and W.-Y. Choo, Formation of Ultrafine Ferrite by Strain-induced Dynamic Transformation in Plain Low Carbon Steel, *ISIJ International*, 43, 746-754, 2003.
- [2] 주용용, 최종교, 변형유기 동적변태에 의한 초세립강의 제조, *재료마당*, 16(1), 93-102, 2003.
- [3] T.-H. Ahn, K.-K. Um, J.-K. Choi, D.H. Kim, K.H. Oh, M. Kim, H.N. Han, Small-scale Mechanical Property Characterization of Ferrite Formed During Deformation of Super-cooled Austenite by Nanoindentation, *Materials Science and Engineering A*, A523, 173-177, 2009.
- [4] H. Mabuchi, T. Hasegawa, T. Ishikawa, Metallurgical Features of Steel Plates with Ultra Fine Grains in Surface Layers and their Formation Mechanism, *ISIJ International*, 39, 477-485, 1999.
- [5] H.-C. Lee, K.-K. Um, Ferrite Transformation during Deformation of Super-cooled Austenite, *ISIJ International*, 48, 1050-1055, 2008.
- [6] 오창석, 한홍남, 박성준, 김성준, 잔류오스테나이트를 활용한 고강도 다상·복합조직강, *재료마당*, 22(5), 4-12, 2009.
- [7] H.K.D.H. Bhadeshia, TRIP-assisted Steels?, *ISIJ International*, 42(9), 1059-1060, 2002.
- [8] H.N. Han, C.G. Lee, C.-S. Oh, T.-H. Lee and S.-J. Kim, A Model for Deformation Behavior and Mechanically Induced Martensitic Transformation of Metastable Austenitic Steel, *Acta Materialia*, 52, 5203-5214, 2004.
- [9] K. Tao, H. Choo, H. Li, B. Clausen, J.-E. Jin and Y.-K. Lee, Transformation-induced Plasticity in an Ultrafine-grained Steel: An in situ Neutron Diffraction Study, *Applied Physics Letters*, 90, 101911, 2007.
- [10] T.-H. Ahn, C.-S. Oh, D.H. Kim, K.H. Oh, H. Bei, E.P. George and H.N. Han, Investigation of Strain-induced Martensitic Transformation in Metastable Austenite using Nanoindentation, *Scripta Materialia*, 2010 (accepted).
- [11] C.-S. Oh, D.-W. Suh, S.-J. Park and S.-J. Kim, *Journal of the Japan Society for Heat Treatment*, 49, 442-455, 2009.
- [12] J.J. Vlassak and W.D. Nix, Measuring the Elastic Properties of Anisotropic Materials by Means of Indentation Experiments, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 42, 1223-1245, 1994.
- [13] H.N. Han and D.-W. Suh, A Model for Transformation Plasticity during Bainite Transformation of Steel under External Stress, *Acta Materialia*, 51, 4907-4917, 2003.
- [14] H.N. Han, C.G. Lee, D.-W. Suh and S.-J. Kim, A Microstructure-based Analysis for Transformation Induced Plasticity and Mechanically Induced Martensitic Transformation, *Materials Science and Engineering A*, A485, 224-233, 2008.
- [15] H.N. Han, S.-B. Lee, A.D. Rollett, D.H. Kim, K.H. Oh and R.A. Lebensohn, Subgrain Texture Evolution during Biaxial Deformation in Interstitial Free and Dual Phase Steels, *Materials Science and Technology (MS&T) 2009, Electron Backscattered Diffraction Analysis of Steels*, 989, 2009.



한 홍 남

· 서울대학교 재료공학부 부교수
· 관심분야 : 금속재료 (철강재료)
· E-mail : hnhan@snu.ac.kr



오 규 환

· 서울대학교 재료공학부 교수
· 관심분야 : 금속재료
· E-mail : kyuhwan@snu.ac.kr



안 태 홍

· 서울대학교 재료공학부
· 관심분야 : Nanoindentation
· E-mail : suede00@snu.ac.kr