열연 590FB강의 일축인장 시 미소역학적 변형거동 및 파괴거동에 미치는 베이나이트의 강도계수의 영향

김은영¹·김성일²·최시훈^{1,*}

¹순천대학교 인쇄전자공학과

²POSCO 기술연구소 박판연구그룹

Effect of Strength Coefficient of Bainite on Micromechanical Deformation and Failure Behaviors of Hot-Rolled 590FB Steel during Uniaxial Tension

Eun-Young Kim¹, Sung Il Kim², and Shi-Hoon Choi^{1,*}

¹Department of Printed Electronics Engineering, Sunchon National University, Suncheon 57922, Republic of Korea

²Sheet Products & Process Research Group, POSCO Technical Research Laboratories, Gwangyang 57807, Republic of Korea

Abstract: The effect of the strength coefficient (K_B) of bainite on micromechanical deformation and failure behaviors of a hot-rolled 590MPa steel (590FB) during uniaxial tension was simulated using the elasto-plastic finite element method (FEM). The spatial distribution of the constituent phases was obtained using a phase identification technique based on optical microstructure. Empirical equations which depend on chemical composition were used to determine the stress-strain relationship of the constituent phases of the 590FB steel. The stress-strain partitioning and failure behavior were analyzed by increasing the K_B of bainite. The elasto-plastic FEM results revealed that effective strain in the ferrite-bainite boundaries, and maximum principal stress in fibrous bainite, were enhanced as the K_B increased. The elasto-plastic FEM results also demonstrated that the K_B significantly affects the micromechanical deformation and failure behaviors of the hot-rolled 590FB steel during uniaxial tension.

(Received February 2, 2016; Accepted May 19, 2016)

Keywords: ferrite-bainite dual phase steel, metals, deformation, fracture, optical microscopy

1. 서 론

철강 및 자동차 산업에서 차체 경량화 및 승객 안정성을 향상시키기 위하여 복합조직(dual phase, DP)강, 변태유기소성(transformation induced plasticity, TRIP)강과 CP(complex phase)강과 같은 초고장력(advanced high strength, AHSS)강의 자동차 부품에 적용이 증가되고 있다 [1,2]. AHSS강의 경우 다상(multi-phase)의 복합조직으로 구성되어있어 소성변형 시 복잡한 변형 및 파괴 거동이 발생하며 제 2상의 부피분율, 형상 및 공간 분포와 같은 미세조직학적 인자와 제 2상의 탄소함량은 DP강의 미소역학적 변형거동 및 파괴 거동과 밀접한 관련이 있다고 알려져 있다 [3-5]. DP강은 연한 페라이트(ferrite) 기지와 경한 제 2상(martensite 또는 bainite)으로

구성되어 있기 때문에 가공경화율이 커서 강도와 연성을 동시에 확보할 수 있는 소재로 알려져 있다 [6,7]. 일반적으로 DP강은 연한 페라이트 기지 내에 존재하는 경한 2상의 종류에 따라 ferrite- martensite DP(FMDP) 와 ferrite-bainite DP(FBDP)로 분류하고 있다 [8,9].

FMDP강의 기계적 물성을 향상시키기 위한 이론적 방법으로 구성상에 발생하는 미소역학적 변형 및 파괴거동을 예측하기 위한 연구가 진행되어 왔다. 대표체적요소(representative volume elements, RVEs)에 기초하여 FMDP강의 기계적 물성에 미치는 마르텐사이트 크기 및 부피분율의 영향을 이론적으로 해석한 예가 가장 간단한 방법으로 알려져 있다 [10,11]. 본 논문의 일부 저자들은 in-situ 중성자회절과 결정소성유한요소법(crystal plasticity finite element method, CPFEM)을 결합하여 FMDP강의 구성상에 대한 응력-변형률 관계를 얻어 페라이트의 결정학적 방위가 구성상의 미소역

*Corresponding Author: Shi-Hoon Choi

[Tel: +82-61-750-3556, E-mail: shihoon@sunchon.ac.kr]

Copyright © The Korean Institute of Metals and Materials

Table 1. Chemical composition of hot-rolled 590FB steel in weight %.

C	Mn	Si	P	Al	Fe
0.05~0.1	1.0~2.0	0.1	0.015	0.03	Bal.

학적 변형 및 파괴거동에 미치는 영향을 연구한 바가 있다 [12]. 그러나 FMDP강의 구성상의 부피분율 및 단순화한 마르텐사이트 형상으로만은 미세조직 내에서 발생하는 미소역학적 변형 및 파괴거동을 이해하는 데는 많은 한계가 있었다. 이런 한계를 극복하기 위한 목적으로 단순한 형상에서 벗어나 실제 실험적으로 측정된 미세조직에 기초한 유한요소해석 결과가 발표되었다 [11,13-18]. 유한요소해석에 필요한 미세조직을 얻기 위하여 광학현미경(optical microscope, OM) [11], 주사전자현미경(scanning electron microscope, SEM) [13,14] 및 전자후방산란회절(electron backscattered diffraction, EBSD) [16,19] 등을 이용하였으며, 이미지 처리기술을 이용하여 각 구성상을 분리하였다. 얻어진 픽셀단위의 초기 미세조직에서 상 경계에 발생하는 거친 영역 등을 부드럽게 만들기 위해 필터링에 관한 연구도 함께 진행되었다 [20,21]. FMDP강의 구성상에 발생하는 불균일한 변형거동을 고찰하기 위하여 구성상의 결정학적 방위 및 공간분포를 고려한 CPFEM 연구가 계속적으로 발표되고 있는 추세이다 [21,22].

그에 반해 FBDP강의 연구는 상대적으로 매우 제한된 범위에서 진행되고 있으며, 대부분 베이나이트의 부피분율이 가공경화, 연성 및 인성에 미치는 영향에 초점을 두고 있다. 산업설비, 교량, 선박에 이용되고 있는 베이나이트계 고강도 강과는 달리, 휠디스크(wheel disk) 및 로어암(lower arm)과 같은 자동차 샤시 부품용 소재로 적용되고 있는 열연 FBDP강은 가공용 고강도 강재로써 높은 연성 및 신장플랜지성(stretch-flangeability)을 갖는 것이 주요 특징이다 [9]. 기존 연구에서 열연 FBDP강 내에 소량의 마르텐사이트(2~6%)를 분포시키면 연속항복거동(continuous yielding behavior)을 확보할 수 있고, 베이나이트의 부피분율을 증가시킬수록 높은 강도와 함께 연성을 확보할 수 있다는 결과를 얻었다 [23]. 또한 임계간 어닐링(intercritical annealing) 온도를 변화시킨 경우 베이나이트보다 페라이트의 부피분율이 증가할수록 항복강도, 최대 인장강도 및 가공경화는 낮아지는 반면 연신율은 증가한다는 결과도 보고된 바 있다 [24]. 최근에는 EBSD와 전자 탐침 미량분석기(electron probe micro-analysis, EPMA)를 동시에 이용하여 페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트를 각각 분리한 후 실제 미세조직에 기초하여 CP강의

일축인장 시 발생하는 변형 및 파괴거동을 해석하였으며 [25], 본 논문의 저자들도 광학 및 EBSD 데이터로부터 얻어진 실제 미세조직에 기초하여 구멍 확장(hole expansion) 시 열연 590FB강에 발생하는 미소역학적 변형 및 파괴거동을 해석한 바 있다 [26]. 자동차 부품에 FBDP강의 적용을 확대시키기 위해서는 소재 내에서의 미소역학적 변형 및 파괴거동에 관한 연구가 중요함에도 불구하고 그와 관련된 연구가 현저하게 부족하다는 점을 선행연구에 대한 분석으로부터 파악할 수 있다. 자동차 샤시 부품에 적용되는 열연 FBDP강의 신장플랜지성을 확보함과 동시에 고강도를 갖는 기계적 특성을 확보하기 위해서는 제 2상인 베이나이트의 형상 및 공간 분포를 식별하고 구성상의 기계적 물성을 결정하는 것은 매우 중요한 요소기술로 대두되고 있다.

본 연구에서는 탄·소성 유한요소법 (elasto-plastic FEM)을 이용하여 일축인장 시 열연 590FB강의 미소역학적 변형 및 파괴거동에 미치는 초기 미세조직 및 베이나이트의 강도 계수(strength coefficient, K_B)에 대한 영향을 이론적으로 이해하고자 하였다. 유한요소해석에 필요한 초기 미세조직을 얻기 위하여 Lepera 에칭법 및 영상분석기(image analyzer)를 이용하여 구성상을 분리한 후, 동일한 영역에서 측정된 EBSD데이터를 중첩하였다. 구성상의 기계적 물성을 결정하기 위하여 열연 590FB강의 화학 조성에 기초한 경험식을 사용하였다. 일축인장 시 열연 590FB강의 각 구성상에 발생하는 파괴거동을 해석하기 위하여 Cockcroft-Latham 파괴모델 [21,26]을 고려하였다.

2. 미세조직 분석 및 구성상 분리

열연 590FB강은 POSCO에서 시험 용해한 후 열간 압연하여 제조하였으며, 화학조성을 표 1에 나타내었다. 초기 판재 두께는 3.2 mm이었으며, 탄·소성 유한요소해석에 필요한 초기 미세조직을 얻기 위하여 판재의 ND(normal direction)면을 절단하였다. 연마지(P800 ~ P2400grit)를 사용하여 판재 두께(t_0)를 기준으로 판재중심에서 거리(Δx)로부터 계산된 $S = \Delta x / (t_0 / 2)$ 식을 바탕으로 $S = 0.9$ 가 되는 지점까지 판재의 표면부에 대한 물리적 연마를 실시하였다. 이후 다이아몬드 연마액(diamond suspension)을 이용하여 9 mm ~ 1 mm 까지 순차적으로 추가적인 기계적 연마를 진행하였다. 연마된 판재 표면에 발생한 잔류 응력을 제거하기 위해 콜로이드달 실리카(colloidal silica)를 이용하여 최종 연마하였다.

Fig. 1. (a) Optical microstructure of the 590FB steel, (b) spatial distribution of the bainite phase in 590FB steel.

열연 590FB강의 초기 미세조직 및 구성상의 공간분포를 결정하기 위하여 광학조직에 기초한 상분리법을 이용하였다. FMDP강의 경우에는 EBSD 측정 시 마르텐사이트가 페라이트보다 상대적으로 image quality(IQ)값이 낮아 간단한 대칭 Gaussian함수를 이용하여 IQ값을 피팅하면 각 구성상의 결정학적 방위 및 공간분포를 결정할 수 있었다 [21]. TRIP강의 경우에도 Kernel average misorientation(KAM)의 분포를 고려하면 페라이트와 베이나이트를 분리하는 것이 가능하다고 알려져 있다 [27]. 열연 590FB강의 경우 페라이트와 베이나이트의 IQ값이 상당부분 중첩되기 때문에 IQ값을 이용한 상분리는 어려우며, KAM를 이용하는 경우에도 실제 구성상의 분포를 확보하는데 어려움이 많다.

본 연구에서 사용한 상분리법은 측정하고자 하는 위치에서의 각 구성상의 공간분포를 광학조직에 관찰되는 색상차이로 분리하여 결정하였다 [26]. 각 구성상의 광학조직 및 공간분포를 얻기 위하여 Lepera 에칭법(에칭액: 탄산나트륨($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$): 1 g, 증류수: 100 ml, 피크르산(picric acid): 4 g, 에탄올: 100 ml)과 image analyzer(Clemex Vision, Clemex Technologies Inc., Longueuil, Canada)를 이용하였다 [28]. 그림 1(a)는 Lepera 에칭법을 이용하여 얻은 광학 미세조직을 보여준다. Lepera 에칭법을 이용하여 각각 연한 갈색(light brown)은 페라이트, 짙은 갈색(dark brown)은 베이나이트로 구성상을 분리 할 수 있었다. 그림 1(b)는 영상분석기(image analyzer)를 이용하여 얻은 각 구성상의 공간적 분포를 보여준다. 영상분석기(image analyzer)로부터 얻은 구성상은 픽셀(pixel)로 구성되어 있기 때문에 상 경계부분이 모호할 뿐만 아니라, 상 주변 영역에서 해석 오류가 발생할 수 있다. 위와 같은 문제점을 최소화하기 위해 자체적으로 필터링 기술을 개발하였으며 [16], 최종적으로 필터링 한 초기 미세조직

을 탄·소성 유한요소해석에 고려하였다. 필터링 한 후 초기 미세조직에서 관찰되었던 거친 상 경계가 뚜렷하게 구분된 것을 확인할 수 있었으며, 베이나이트의 공간 분포 및 형상을 성공적으로 얻을 수 있었다.

3. 계산 방법

3.1 구성상의 기계적 물성

열연 590FB강의 거시적인 응력-변형률 관계를 얻기 위하여 INSTRON-5582 장비에 JIS-E8 표준 인장 시편을 부착한 후 상온 및 10^{-3} /sec의 변형률 속도 조건에서 RD로 일축인장 시험을 수행하였다. 페라이트의 기계적 물성을 결정하기 위하여 아래와 같은 경험식(empirical equation)을 사용하였다 [22,26].

$$\sigma [\text{MPa}] = \sigma_0 + \Delta\sigma + \alpha \cdot M \cdot \mu \cdot \sqrt{b} \cdot \sqrt{\frac{1 - \exp(-M \cdot k \cdot \epsilon^p)}{k \cdot L}} \quad (1)$$

여기에서 α 는 상수($\alpha=0.2$)이며, M 은 Taylor factor($M=3$), m 은 전단계수($\mu=80\text{GPa}$), b 는 버거스벡터(Burgers vector; $b=2.5 \times 10^{-10}$)를 의미한다. L 과 k 는 각각 전위의 평균자유경로(mean free path; $L = 5 \cdot 10^{-6}$)와 회복속도($k=2$)를 나타내며, $\Delta\sigma$ 는 페라이트 내부에 석출물과 탄소함량으로 인하여 발생하는 추가강화(additional strengthening, $\Delta\sigma = 180$)를 말한다. σ_0 는 재료의 조성의 함수로 표현된 Peierls 응력이며 아래와 같이 정의 된다.

$$\begin{aligned} \sigma_0 [\text{MPa}] = & 77 + 80 \cdot (\% \text{Mn}) + 750 \cdot (\% \text{P}) + 60 \cdot (\% \text{Si}) \\ & + 80 \cdot (\% \text{Cu}) + 45 \cdot (\% \text{Ni}) + 60 \cdot (\% \text{Cr}) + 11 \cdot (\% \text{Mo}) \\ & + 5000 \cdot (\% \text{N}_{ss}) \end{aligned} \quad (2)$$

베이나이트의 기계적 물성은 아래 식을 사용하여 결정하였다 [29].

$$\sigma [\text{MPa}] = K_B (\epsilon_0 + \bar{\epsilon})^n \quad (3)$$

$K_B (=2560 \times (\% \text{C}))$ 와 $n_B (=0.109 \times (\% \text{C}) + 0.133 \times (\% \text{Mn}) + 0.072)$ 은 각각 베이나이트의 강도계수(strength coefficient) 및 가공경화지수(strain-hardening exponent)를 의미하며 3.2절에 계산된 식을 나타내었다.

Fig. 2. Quasi 3-D finite element meshes and prescribed displacement boundary conditions for uniaxial tension simulation.

3.2 미소역학적 변형 및 파괴거동 해석

열연 590FB강에 발생하는 미소역학적 변형 및 파괴거동에 미치는 베이나이트의 기계적 물성의 영향을 고찰하기 위해 ABAQUS/Standard 상용 프로그램을 사용하여 탄·소성 유한요소해석을 수행하였다. 실제 미세조직에 기초한 탄·소성 유한요소해석을 수행하기 위하여 von Mises 항복함수를 적용한 탄·소성 구성 방정식을 사용자 서브루틴(user subroutine, UMAT)에 적용하였다 [16,30]. 그림 2는 탄·소성 유한요소해석에 고려한 경계조건 및 미세조직을 보여준다. 2.1절에서 얻은 필터링 된 초기 미세조직을 유한요소 메쉬에 직접 맵핑하였다. 해석에 사용한 총 요소는 250,000개 (500×500×1)이며, 8 개의 절점에 1 개의 적분점을 갖는 C3D8R(3D-solid element) 타입을 고려하였다. 일축인장해석

을 수행하기 위한 경계조건으로 RD면(3-4-8-7)에는 진변형률(ϵ) 0.1에 해당하는 변위를 부여하였으며, TD(1-4-8-5) 및 ND(2-3-4-1)면에는 면을 구성하고 있는 모든 절점에 동일한 변위가 발생하도록 해주는 구속조건인 식(equation)을 이용하여 일축인장 시 일정한 면을 유지하면서 수축되도록 하였다 [30]. 각 구성상에 해당하는 기계적 물성을 같은 형식의 경험식으로 표현하기 위해 3.1절에서 결정한 응력-변형률의 관계를 Swift방정식으로 피팅(fitting)하여 계산에 이용하였다.

$$\bar{\sigma}_F [\text{MPa}] = K_F \times (\epsilon_0 + \bar{\epsilon})^{n_F} = 808.2 \times (0.004 + \bar{\epsilon})^{0.087} \quad (4)$$

$$\bar{\sigma}_B [\text{MPa}] = K_B \times (\epsilon_0 + \bar{\epsilon})^{n_B} = 967.5 \times (0.007 + \bar{\epsilon})^{0.102} \quad (5)$$

여기에서 K_F 과 K_B 는 각각 페라이트와 베이나이트의 강도 계수를, n_F 및 n_B 는 페라이트와 베이나이트의 가공경화지수를 나타낸다. 그림 3(a)는 열연 590FB강 및 각 구성상에 해당하는 응력-변형률 관계를 보여준다. 앞에서 설명한 Swift식으로 표현되는 각 구성상의 물성을 단순 혼합법칙 (mixture rule)에 적용하여 계산된 열연 590FB강 응력-변형률 곡선은 일축인장시험으로부터 얻은 실험 결과와 비교적 잘 일치함을 알 수 있다. K_B 의 증가에 따른 미소역학적 변형 및 파괴거동을 해석하기 위하여 K_F , n_F 및 n_B 의 값은 일정하다고 가정하였다. 초기 $K_B(K_B(1) = 808.2 \text{ MPa})$ 값을 기준으로 각각 20%($K_B(2) = 1,161 \text{ MPa}$), 40%($K_B(3) = 1,354.6 \text{ MPa}$), 60%($K_B(4) = 1,548 \text{ MPa}$) 비율로 K_B 값을 증가시켰으며, 각 조건에서의 응력-변형률 관계를 그림 3(b)에 나타내었다. 일축인장 시 K_B 의 증가에 따라 열연 590FB강에 발생하는 유효변형

Fig. 3. Calculated stress-strain relationship of (a) ferrite and bainite and measured macroscopic stress of 590FB steel as a function of macroscopic strain, and calculated stress-strain relationship of (b) ferrite phase and bainite phases with the different K_B values.

Fig. 4. Elasto-plastic FEM results of $\bar{\varepsilon}$ spatial distribution in the hot-rolled 590FB steel: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

률(effective strain, $\bar{\varepsilon}$), 유효응력(effective stress, $\bar{\sigma}$) 및 최대 주응력(maximum principal stress, σ_1) 을 해석하였으며, 일축 인장 시 K_B 의 증가에 따라 각 구성상 내에 발생하는 파괴거동을 이해하기 위하여 아래의 식으로 표현되는 Cockcroft-Latham 파괴모델을 적용하였다 [21,26].

$$\int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{\sigma_1}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon} = C_{CL} \quad (7)$$

Cockcroft-Latham 파괴모델은 소성변형 시 재료 내에 발생하는 응력 및 변형률의 함수로 구성되어 있으며, 최대주응력과 유효응력의 비를 시간 증분에 따라 유효변형률로 적분한 값으로 임계값(C_{CL})에 도달하면 파괴가 발생한다고 가정한다. 미세조직 맵핑 프로그램 [21,26] 및 TSL-OIM 소프트웨어[31]를 이용하여 진변형률(ε)이 0.1에서 K_B 가 증가함에 따라 열연 590FB강에 발생하는 미소역학적 변형 및 파괴거동을 해석하였다 [21].

4. 결과 및 고찰

그림 4는 K_B 의 값이 $K_B(1)$ 로부터 $K_B(4)$ 까지 증가할 때

Fig. 5. Elasto-plastic FEM results for the partitioning of $\bar{\varepsilon}$ within the constituent phases: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

열연 590FB강에 발생하는 유효변형률의 공간분포맵에 대한 일축인장 해석결과를 보여준다. K_B 가 증가함에 따라 유효변형률의 최소값은 감소하고 최대값은 증가하는 결과를 얻었다. K_B 값에 무관하게 하중 방향에 대해 약 45°에 가까운 각도를 가지면서 국부적인 불균일 변형 영역이 형성되며, 상 경계에서 국부적으로 높은 유효변형률이 발생하는 것으로 해석되었다. 그림 5는 일축인장 시 K_B 가 증가함에 따라 각 구성상에 발생하는 유효변형률의 분배(partitioning)에 대한 해석결과를 보여준다. $K_B(1)$ 의 경우 각 구성상에 발생하는 유효변형률의 분포는 상대적으로 균일했으며, 일부 유효변형률 구간에서 중첩되는 것으로 해석되었다. 열연 590FB강의 일축인장 시 K_B 가 증가함에 따라 각 구성상에 발생하는 유효변형률의 평균 값과 표준 편차의 변화를 그림 6(a)에 나타내었다. $K_B(1)$ 로부터 $K_B(4)$ 까지 증가함에 따라 페라이트에 해당하는 평균값은 작은 기울기로 증가하는 반면, 베이나이트에 해당하는 평균값은 상대적으로 큰 기울기로 감소하는 것을 알 수 있다. 또한, 표준편차 측면에서는 페라이트가 베이나이트보다 상대적으로 더 큰 값을 가지며, 최소와 최대 유효변형률은 각각 베이나이트와 페라이트에서 발생하는 것으로 해석되었다. 그림 7은 K_B 의 값이 $K_B(1)$ 로부터 $K_B(4)$ 까지 증가할 때 열연 590FB강에 발생하는 유효응력의 공간분포맵에 대한 일축인장 해석결과를 보여준다. 유효변형률 결과와는 상이하게 유효응력의 공간분포는 불연속적으로 발생하며, 페라이트보다 베이나이트에서 높게 발생하는 것으로 해

Fig. 6. Effect of K_B of bainite on partitioning of (a) $\bar{\varepsilon}$, (b) $\bar{\sigma}$, (c) σ_1 , and (d) C_{CL} .

Fig. 8. Elasto-plastic FEM results for the partitioning of $\bar{\sigma}$ within the constituent phases: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

Fig. 7. Elasto-plastic FEM results of $\bar{\sigma}$ spatial distribution in the hot-rolled 590FB steel: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

석되었다. 베이나이트에 인접한 일부 페라이트의 영역에도 베이나이트와의 상호작용에 의한 영향으로 약간의 유효응력 증가가 발생하였으며, 증가 정도는 K_B 의 값이 증가함에 따라 보다 뚜렷한 경향을 보였다. 그림 8은 일축인장 시 K_B 가 증가함에 따라 열연 590FB강의 각 구성상에 발생하는 유효응력의 분배의 해석 결과를 보여준다. $K_B(1)$ 의 결과로부터 페라이트와 베이나이트의 유효응력의 분포는 서로 중첩 없이 독립적으로 분리되어있으며, 구성상 내에서는 편차가 비교

Fig. 9. Elasto-plastic FEM results of σ_1 spatial distribution in the hot-rolled 590FB steel: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

적 작은 것으로 분석되었다. K_B 가 증가함에 따라 페라이트에 발생하는 유효응력은 베이나이트보다 상대적으로 약간 넓은 산포를 보였다. 베이나이트의 경우 K_B 가 증가하면서 유효응력의 분포가 오른쪽으로 이동하는 것을 알 수 있었다. 열연 590FB강의 일축인장 시 K_B 가 증가함에 따라 각 구성상에 발생하는 유효응력의 평균 값과 표준편차의 변화를 그림 6(b)에 나타내었다. $K_B(1)$ 로부터 $K_B(4)$ 까지 증가함에 따라 페라

Fig. 10. Elasto-plastic FEM results for the partitioning of σ_1 within the constituent phases: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

Fig. 11. Elasto-plastic FEM results of C_{CL} spatial distribution in the ferrite phase: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

이트에 해당하는 평균값은 매우 작은 기울기로 증가하는 반면, 베이나이트에 해당하는 평균값은 상대적으로 큰 기울기로 증가하는 경향을 보여준다. K_B 가 증가함에 따라 유효응력의 표준편차는 두 구성상 모두 약간 증가하는 경향을 보였다. K_B 가 증가함에 따라 열연 590FB강에 발생하는 최대주응력 공간분포맵의 변화에 대한 일축인장 해석결과를 그림 9에 나타내었다. K_B 의 증가에 관계없이 인장방향과 평행한 영역에

Fig. 12. Elasto-plastic FEM results of C_{CL} spatial distribution in the bainite phase: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

서 높은 최대주응력이 발생하는 것을 확인할 수 있다. 그림 10은 일축인장 시 K_B 가 증가함에 따라 각 구성상에 발생하는 최대주응력 분배의 해석결과를 보여준다. $K_B(1)$ 의 경우 페라이트의 분포와 베이나이트의 분포가 중첩되며, 구성상에 관계없이 좁은 구간에서 분포하는 것으로 해석되었다. 그러나 K_B 가 증가함에 따라 페라이트의 평균값의 이동은 미미한 반면 베이나이트의 평균값은 상대적으로 큰 폭으로 증가하였다. K_B 가 증가함에 따른 유효응력의 평균 값과 표준 편차의 계산결과인 그림 6(c)로부터 그 경향을 쉽게 파악할 수 있다. 그림 11과 그림 12는 K_B 가 증가함에 따라 각 구성상에 발생하는 C_{CL} 공간분포맵의 변화에 대한 일축인장 해석결과를 보여준다. $K_B(1)$ 에서 C_{CL} 값이 높은 영역에 대해 페라이트는 흰색의 정사각형으로, 베이나이트는 흰색의 원으로 각각 표시하여, K_B 의 증가에 따라 각 구성상에 발생하는 파괴 거동을 이해하고자 하였다. 그림 11(a)와 그림 12(a)는 $K_B(1)$ 일 때 페라이트 및 베이나이트의 C_{CL} 공간분포맵에 대한 일축인장 해석결과를 보여주며, 각 구성상에 관계없이 C_{CL} 값의 범위가 미미(최소: 0.06 ~ 최대: 0.1)하였다. 페라이트의 경우 베이나이트와 인접해있는 영역에서 상대적으로 높은 C_{CL} 값을 보였으며, 베이나이트의 경우에는 하중방향(RD)으로 길게 늘어진 얇은 띠 형상을 갖는 영역에서 상대적으로 높은 C_{CL} 값을 보였다. 그림 11(b), (c)와 (d)에 나타낸 것과 같이 K_B 가 $K_B(2)$ 에서 $K_B(4)$ 로 증가할수록 페라이트의 경우 베

Fig. 13. Elasto-plastic FEM results for the partitioning of C_{CL} within the constituent phases: (a) $K_B(1)$, (b) $K_B(2)$, (c) $K_B(3)$, and (d) $K_B(4)$.

이나이트 사이에 위치한 페라이트 영역에서 약간 높은 C_{CL} 값이, 베이나이트의 경우에는 그림 12(b), (c)와 (d)를 통해 알 수 있듯이, 얇은 띠 형상을 갖는 베이나이트에서만 C_{CL} 값이 상대적으로 높았다. 그림 13은 일축인장 시 K_B 증가에 따른 각 구성상에 발생하는 C_{CL} 분배의 해석결과를 보여준다. 구성상에서의 C_{CL} 의 분포는 유효변형률의 분포와 비슷한 경향을 보였으며, K_B 가 증가할수록 두 구성상 모두 C_{CL} 분포가 넓어지는 것으로 해석되었다. 일축인장 시 K_B 의 증가에 따라 590FB강의 두 구성상에 발생하는 C_{CL} 의 평균 값과 표준 편차를 그림 6(d)에 나타내었다. K_B 가 증가함에 따라 페라이트에 해당하는 평균값은 작은 기울기로 증가하는 반면, 베이나이트에 해당하는 평균값은 감소하는 것으로 해석되었다. 이 결과는 식(7)로부터 최대주응력과 유효응력의 비에 비해 누적 유효변형률이 상대적으로 큰 영향을 준 것으로 판단된다. 즉 K_B 값이 증가할수록 상대적으로 낮은 유효변형률 값을 갖는 베이나이트는 높은 값의 최대주응력과 유효응력이 발생함에도 불구하고 낮은 C_{CL} 값을 갖는다. 위의 결과로부터 K_B 가 증가할수록 변형률에 의존하는 파괴는 상대적으로 강도가 낮은 페라이트에서 보다 쉽게 발생할 것으로 예상할 수 있다. 반면 그림 6(b)와 (c)에서 보여주듯이 유효응력 및 최대주응력의 경우 K_B 가 증가할수록 베이나이트에 집중되는데, 이 결과로부터 K_B 가 증가할수록 응력에 의존하는 파괴가 상대적으로 강도가 높은 베이나이트에서 쉽게 발생할 것으로 예

상할 수 있다.

FMDP강의 강도 및 연성은 마르텐사이트의 부피분율 및 기계적 물성에 영향을 받으며 [14], 연성파괴는 마르텐사이트의 불균일한 공간분포 및 결정학적 방위에 영향을 받는다고 알려져 있다 [14,21]. 열연 590FB강($K_B(1)$)의 경우는 구성상인 페라이트와 베이나이트의 강도차이가 FMDP강의 구성상인 페라이트와 마르텐사이트의 강도차이에 비해 상대적으로 작기 때문에, 구성상간의 인접한 영역에서 국부적인 변형이나 응력 발생이 낮아 결과적으로 고연성과 고버림성을 갖는 것으로 판단된다. 590FB강의 구멍확장시험 후 구멍 끝단 부에서의 파괴기구에 대한 분석결과에 의하면 주요 파괴기구는 페라이트와 베이나이트의 계면분리, 페라이트에서의 기공생성 및 베이나이트의 파괴로 분류할 수 있었다 [26]. 일축인장 시 일반 열연 590FB강은 FMDP강에 비해 구성상에 상대적으로 균일한 변형 및 응력이 발생하여 파괴가 억제될 수 있을 것으로 판단된다. FMDP강의 실제 미세조직을 고려하여 일축인장 유한요소해석을 수행한 연구결과에 따르면 경한 마르텐사이트에 인접해 있는 연한 페라이트에서 국부적으로 변형 집중이 발생하며, 인장방향으로 얇은 띠 형상을 갖는 마르텐사이트에서는 국부적으로 응력 집중이 발생하는 것으로 해석되었다 [26]. 이 해석 결과는 페라이트의 경우 응력에 의한 파괴보다 높은 변형률에 의존하는 파괴가 지배적이며, 인장방향으로 얇은 띠 형상을 갖는 마르텐사이트의 경우에는 응력에 의존하는 파괴가 지배적이라는 것을 간접적으로 설명하였다.

열연 590FB강에서도 K_B 값이 증가할수록 페라이트와 베이나이트의 기계적 물성 차가 커지면서, FMDP강에서 관찰되는 파괴거동과 유사하게 페라이트와 베이나이트 계면에서의 국부적인 변형과 얇은 띠 형상을 갖는 베이나이트 영역에서 파괴가 촉진될 것으로 예상된다. 즉, K_B 가 증가함에 따라 일축인장 시 열연 590FB강에서 이 두 가지의 파괴기구가 주로 작용할 수 있으며, 높은 신장플랜지성 및 연성을 요구하는 가공용 고강도 강재에는 적합하지 않은 것으로 판단된다.

5. 결 론

일축인장 시 베이나이트의 강도계수(strength coefficient, K_B)의 증가에 따른 열연 590FB강에 발생하는 미소역학적 변형 및 파괴거동에 미치는 영향을 이해하기 위하여 실제 미세조직에 기초한 탄·소성 유한요소해석을 수행하여 다음과 같

은 결론을 얻었다. 광학조직에 기초한 상분리법을 이용하여 열연 590FB 강의 각 구성상의 공간분포를 얻었으며, 필터링 기술을 사용하여 페라이트와 베이나이트의 상 경계를 뚜렷하게 구분할 수 있었다. 열연 590FB강의 각 구성상에 대한 응력-변형률 관계를 결정하기 위하여 화학조성의 함수로 표현된 경험식을 사용하였으며, 베이나이트의 초기 K_B 값($K_B(1)$)을 기준으로 각각 20%($K_B(2) = 1,161$ MPa), 40%($K_B(3) = 1,354.6$ MPa), 60%($K_B(4) = 1,548$ MPa) 비율로 K_B 값을 증가시키면서 탄소소성 유한요소해석을 수행하였다. 탄소소성 유한요소해석결과 열연590FB강($K_B(1)$)의 경우 페라이트에서 유효변형률 및 C_{CL} 값이 상대적으로 높았으며, 베이나이트에서 유효응력 및 최대 주응력값이 상대적으로 높았다. 즉 변형률에 의존하는 파괴는 페라이트에서, 응력에 의존하는 파괴는 베이나이트에서 각각 발생이 유리할 것으로 예상할 수 있었다. K_B 가 증가함에 따라 얇은 띠 형상을 갖는 베이나이트 영역에서 국부적으로 응력이 집중되었으며, 이 영역에서 발생한 높은 응력은 페라이트의 유효변형률 및 응력증가를 유도하는 것으로 해석되었다.

감사의 글

본 연구는 POSCO 사외위탁연구과제(2012X050)의 지원을 받았으며, 2014년도 정부(교육부)의 재원으로 한국연구재단의 지원을 받아 수행된 기초연구사업(NRF-2014R1A6A1030419)입니다. 이에 감사 드립니다.

REFERENCES

1. T. Senuma, *ISIJ int.* **41**, 520 (2001).
2. V. J. Slycken, P. Verleysen, J. Degrieck, J. Bouquerel, and B. C. De Cooman, *Mat. Sci. Eng. A* **460-461**, 516 (2007).
3. Y. Tomita, *J. Mater. Sci.* **25**, 5179 (1990).
4. A. Bag, K. K. Ray, and E. S. Dwarakadasa, *Metall. Mater. Trans. A* **30**, 1193 (1999).
5. J. Kang, J. Y. Ososkov, D. Embury, and D. S. Wilkinson, *Scripta Mater.* **56**, 999 (2007).
6. W. Lee, K. H. Chung, D. Kim, J. Kim, C. Kim, K. Okamoto, R. H. Wagoner, and K. Chung, *Int. J. Plasticity* **25**, 1626 (2009).
7. Y. S. Song, D. W. Kim, H. S. Yang, S. H. Han, K. G. Chin, and S. H. Choi, *J. Kor. Inst. Met. & Mater.* **47**, 274 (2009).
8. A. Kumar, S. B. Singh, and K. K. Ray, *ISIJ Int.* **48**, 1285 (2008).
9. Y. R. Cho, J. H. Chung, H. Hoe Ku, and I. B. Kim, *Met. Mater. Int.* **5**, 571 (1999).
10. F.M. Al-Abbasi and J.A. Nemes, *Int. J. Mech. Sci.* **45**, 1449 (2003).
11. V. Uthaisngsuk, U. Prahl, and W. Bleck, *Eng. Fract. Mech.* **78**, 469 (2011).
12. W. Woo, V. T. Em, E. Y. Kim, S. H. Han, and S. H. Choi, *Acta. Mater.* **60**, 6972 (2012).
13. X. Sun, K. S. Choi, W. N. Liu, and M. A. Khaleel, *Int. J. Plasticity* **25**, 1888 (2009).
14. K. S. Choi, W.N. Liu, X. Sun, and M. A. Khaleel, *Metall. Met. Trans. A* **40**, 796 (2009).
15. N. Vajragupta, V. Uthaisangskuk, B. Schmalings, S. Münstermann, A. Hartmaier, and W. Bleck, *Comp. Mater. Sci.* **54**, 271 (2012).
16. E. Y. Kim, H. S. Yang, S. H. Han, J. H. Kwak, and S. H. Choi, *Met. Mater. Int.* **18**, 573 (2012).
17. A. Ramazani, A. Schwedt, A. Aretz, U. Prahl, and W. Bleck, *Comp. Mater. Sci.* **75**, 35 (2013).
18. S. Katani, S. Ziaei-Rad, N. Nouri, N. Saeidi, J. Kadchodapour, N. Torabian, and S. Schmauder, *Metallogr. Microstruct. Anal.* **2**, 159 (2013).
19. J. Y. Kang, D. H. Kim, S. I. Baik, T. H. Ahn, Y. W. Kim, H. N. Han, K. H. Oh, H. C. Lee, and S. H. Han, *ISIJ Int.* **51**, 130 (2011).
20. J. H. Kim, M. G. Lee, and R. H. Wagoner, *Comp. Mater. Sci.* **47**, 785 (2010).
21. S. H. Choi, E. Y. Kim, W. Woo, S. H. Han, and J. H. Kwak, *Int. J. Plasticity* **45**, 85 (2013).
22. J. Kadkhodapour, A. Butz, S. Ziaei-Rad, and S. Schmauder, *Int. J. Plasticity* **27**, 1103 (2011).
23. A. S. Podder, D. Bhattacharjee, and R. K. Ray, *ISIJ Int.* **47**, 1058 (2007).
24. M. R. Akbarpour and A. Ekrami, *Mat. Sci. Eng. A* **477**, 306 (2008).
25. A. Ramazani, P. T. Pinard, S. Richter, A. Schwedt and U. Prahl, *Comp. Mater. Sci.* **80**, 134 (2013).
26. S. H. Choi, E. Y. Kim, and S. I. Kim, *Int. J. Plasticity* **58**, 184 (2014).
27. S. Jaëfferer, P. Romano, and F. Friedel, *J. Microsc.* **230**, 499 (2008).
28. M. Guan and H. Yu, *Mat. Sci. Eng. A* **559**, 875 (2013).
29. Y. Tomota, M. Umenoto, N. Komatsubara, A. Hiramatsu, N. Kakajima, A. Moriya, T. Watanabe, S. Nanba, G. Anan, K. Kunishige, Y. Higo, and M. Miyahara, *ISIJ Int.* **32**, 343 (1992).
30. ABAQUS User's manual, version 6.8. Hibbit, Karlsson & Sorenson, Providence, R.I. (2008).
31. TSL, OIM analysis ver. 6.1.