

열간압연강에서 형성된 산화물 스케일의 잔류 응력 수치 분석을 위한 준해석적 방법 개발

전용제^{1,*} · 윤지강^{1,*} · 이재민² · 김선호¹ · 김영천³ · 남승훈⁴ · 노우람^{5,#}

A Semi-analytical Approach for Numerical Analysis of Residual Stress in Oxide Scale Grown on Hot-rolled Steels

Y.-J. Jun, J.-G. Yoon, J.-M. Lee, S.-H. Kim, Y.-C. Kim, S. Nam, and W. Noh

(Received May 26, 2024 / Revised May 29, 2024 / Accepted May 30, 2024)

Abstract

In this study, we developed a semi-analytical approach for the numerical analysis of residual stress in oxide scales formed on hot-rolled steels. The oxide scale, formed during the hot rolling process, experiences complex interactions due to thermal and mechanical influences, significantly affecting the material's integrity and performance. Our research focuses on integrating various stress components such as thermal stress, growth stress, and creep behavior to predict the residual stress within the oxide layer. The semi-analytical method combines analytical expressions for each stress component with numerical integration to account for their cumulative effects. Validation through instrumented indentation tests confirms the reliability of our model, which considers thermal expansion coefficient (CTE) differences, scale growth, and creep-induced stress relaxation. Our findings indicate that thermal stress resulting from CTE differences significantly impacts the overall residual stress, with growth stress contributing a compressive component during cooling, and creep behavior playing a minor role in stress relaxation. This comprehensive approach enhances the accuracy of residual stress prediction, facilitating the optimization of material design and processing conditions for hot-rolled steel products.

Keywords : Semi-analytical method, Residual stress, Oxide scale growth, Thermal expansion, Hot-rolled steel

1. 서 론

산화물 스케일은 열간 압연 공정에서 고온의 철강이 공기 중 산소와 반응하여 형성되는 산화층이다. 이러한 스케일은 모재인 철강의 표면에 다양한 종류의 산화물이 여러 층으로 쌓여 형성되며, 주로 외층에 헤마타이트(Fe_2O_3), 중간층에 마그네타이트(Fe_3O_4), 내층에 우스타이트(FeO)로 구성된다[1]. 스

케일은 모재의 표면을 보호하고, 부식 방지에 중요한 역할을 하지만, 그 형성 과정에서 고온 환경과의 복잡한 열적·기계적 상호작용의 결과물로서 발생하는 잔류 응력은 필연적으로 재료의 기계적 거동에 큰 영향을 미치게 된다.

온도 변화를 경험할 때, 재료의 잔류응력은 주로 재료를 구성하는 비균질한 상들의 열팽창계수 차이로 인해 발생한다. 열연강의 경우, 모재와 산화물 사이의 열팽창 계수가 다르기 때문에 냉각 과정에서 이들 사이에 응력이 발생하게 된다[2]. 이 외에도 스케일의 성장 과정에서 발생하는 기계적 응력과 고온 환경에서 발생하는 크리프 거동도 잔류 응력의 적층과 그 크기를 결정하는 주요한 요인이다[2].

산화물 스케일의 잔류응력 예측 모델은 열간압연

1. 안동대학교 반도체·신소재공학과, 석사 과정

2. 현대제철 전기로공정기술팀, 책임매니저

3. 안동대학교 반도체·신소재공학과, 부교수

4. 명지대학교 신소재공학과, 부교수

5. 안동대학교 반도체·신소재공학과, 조교수

* These authors contributed equally to this work.

#Corresponding Author: Andong National University, Department of Materials Science and Engineering, E-mail: wnoh@anu.ac.kr,

ORCID: 0000-0002-0969-6441

강의 성능과 수명을 최적화하는 데 필수적이다. 기존 연구들은 주로 산화물 스케일의 열적 및 기계적 특성을 측정하여 잔류 응력의 원인을 분석하는 데 집중하였다. Chen[3]은 철강의 스케일의 열팽창 계수를 측정하여 고온에서의 열적 거동을 분석하였다. 그들은 산화층과 모재 사이의 열팽창 계수의 차이를 실험으로 측정하고 잔류응력 크기와 상관관계를 도출하였다. 또한, 고온에서의 스케일 형성과 다양한 냉각 온도 이력 환경에서 잔류 응력을 측정하고, 냉각 속도와 온도 변화가 잔류 응력의 크기와 분포에 미치는 영향을 정량적 인자로 평가한 연구도 있었다[4].

스케일의 성장과정에서 발생하는 기계적 응력을 실시간으로 측정하여, 스케일 두께와 성장 속도에 따른 응력 분포 분석한 연구도 있다[5]. 스케일의 두께가 증가함에 따라 기계적 잔류 응력이 증가한다는 것을 밝혀냈으며, 이는 스케일의 두께성장이 열연강의 전체적인 기계적 상태에 중요한 영향을 미친다는 것을 의미한다.

그러나, 대부분의 연구는 열팽창, 스케일 성장, 크리프 거동 등의 다양한 응력 요인들을 개별적으로 분석하는데 그쳤으며, 실제 공정 조건을 반영한 통합적인 예측 모델을 제시하지 못했다[6, 7].

본 연구는 기존 연구의 한계를 극복하고자, 열팽창 계수 차이에 의한 열 응력뿐만 아니라 산화층 성장에 따른 응력, 고온에서의 크리프 거동을 종합적으로 고려한 잔류 응력 예측 모델을 제시하고자 한다. 이를 위해, 잔류 응력의 증분을 온도, 산화층 두께 및 시간의 증분에 따른 응력 증분 요소로 나누어 수식화하고, 이를 수치적으로 적분하여 산화층 내의 잔류 응력을 예측할 수 있도록 하였다. 또한, 열연 공정의 대표적인 냉각 온도 이력을 단순화하고 개발 모델에 적용하여 잔류 응력을 계산하였다. 이를 통해 열 팽창, 산화물 성장, 크리프 거동의 개별 요소가 전체 잔류 응력에 미치는 영향을 정량적으로 분석하였다. 마지막으로, 계장화 압입 시험을 통해 열연강 산화층의 잔류 응력을 실험적으로 측정하고, 예측 모델의 신뢰성을 검증하였다.

2. 스케일 잔류 응력 계산을 위한 준해석적 방법론

이번 절에서는 스케일과 모재 간의 잔류응력 계산을 위한 준해석적 방법론(semi-analytical method)을

설명한다. 잔류 응력의 증분을 방정식으로 정의하기 위해 스케일과 모재의 열팽창계수(coefficient of thermal expansion, CTE) 차이로 인한 응력의 발생, 스케일 성장으로 인한 응력의 발생, 그리고 크리프 거동으로 인한 응력 완화를 잔류 응력 적층의 구성 요소로 고려한다. 이러한 구성 요소들은 편미분 방정식으로 정리할 수 있으며, 이는 식 (1)과 같이 표현된다. 스케일의 잔류응력(σ_{ox})의 극소 증분은 온도 (T), 스케일 두께(h), 시간(t)의 변수로 구분된 편미분 함수와 극소 증분 곱의 합으로 나타난다. 계산 시 스케일과 모재 모두 탄성 거동을 가정하였다. 스케일은 취성 재료로 대변형을 인가할 수 없는 반면, 모재는 스케일에 비해 두께가 매우 크기 때문에 평형 방정식에 따라 응력이 매우 작게 나타나는 특성을 고려하였다.

$$d\sigma_{ox}(T, h, t) = d\sigma_{ox}^{th} + d\sigma_{ox}^g + d\sigma_{ox}^{cr} \quad (1)$$

$$d\sigma_{ox}^{th} = \frac{\partial \sigma_{ox}}{\partial T} \Big|_{h,t} dT$$

$$\text{where } d\sigma_{ox}^g = \frac{\partial \sigma_{ox}}{\partial h} \Big|_{T,t} dh$$

$$d\sigma_{ox}^{cr} = \frac{\partial \sigma_{ox}}{\partial t} \Big|_{T,h} dt$$

2.1 열팽창으로 인한 응력 발생

열팽창계수 차이는 스케일과 모재 사이에 잔류 응력을 발생시키는 주요 원인 중 하나이다. 스케일과 모재는 각각 고유의 열팽창계수를 가지며, 온도가 변할 때 이들 사이의 열팽창 차이로 인해 응력이 발생한다. 일반적으로 금속의 열팽창계수는 산화물보다 크기 때문에, 고온에서 냉각될 때 금속 모재가 더 많이 수축하여 스케일에 압축 응력을 가하고 모재에는 인장 응력을 유발한다. 이러한 응력은 냉각 속도와 온도 변화의 크기에 따라 달라지는데, 이를 열 응력, σ^{th} , 이라고 하겠다.

스케일의 열 응력을 수식으로 나타내면 다음과 같다[8].

$$d\sigma_{ox}^{th} = \left(1 + \frac{h_{ox} E_{ox} (1 - \nu_{sub})}{h_{sub} E_{sub} (1 - \nu_{ox})} \right)^{-1} \frac{E_{ox} (\alpha_{ox} - \alpha_{sub})}{1 - \nu_{ox}} dT \quad (2)$$

여기서 α , E , ν 는 각각 열팽창계수, 탄성계수, 포

아송비를 나타내는 재료물성 파라미터이며, 아래 첨자 ox 는 스케일을 sub 는 금속 모재를 지칭한다. 여기서 dT 는 주어진 시간 간격 dt 에 대한 온도 프로파일 $T=T(t)$ 로부터 얻어진다. 이 식을 활용해, 스케일과 모재 간의 열팽창계수 차이가 존재할 때 스케일에 적용되는 σ_{ox}^h 를 계산할 수 있다.

2.2 스케일 성장으로 인한 응력 발생

스케일의 성장은 잔류 응력에 기여하는 또 다른 주요 요인이다. 산화층이 금속 모재의 표면으로부터 형성이 시작되고, 새로운 산화층이 기존의 산화층으로부터 성장함에 따라, 부피 팽창으로 인해 주위의 재료에 압축 응력을 인가하여 잔류 응력을 발생시킨다. 이러한 응력의 크기와 분포는 스케일의 성장 동역학, 온도 및 환경 조건, 재료의 기계적 특성에 따라 달라진다[9, 10].

스케일의 성장으로부터 발생하는 잔류 응력, σ_{ox}^g , 은 두께 증가에 따라 새로 생성된 스케일이 부하하는 응력과 형상태를 고려하여 계산할 수 있으며, 다음의 식을 충족시켜야 한다[11]

$$\sigma_{ox}^g + d\sigma_{ox}^g = \frac{h_{ox}(t)\sigma_{ox}^g + \sigma_{ox}^{g-new} dh_{ox}}{h_{ox}(t) + dh_{ox}} \quad (3)$$

새로운 스케일은 기존 스케일의 경계에서 성장한다[11]. 새로운 스케일의 성장은 기존의 스케일층과 간섭으로 인해 추가적인 응력 σ_{ox}^{g-new} 을 발생시킨다. 연속체 전위 분석에 기반한 응력 분석[11]으로부터, σ_{ox}^{g-new} 다음과 같이 기술할 수 있다[10].

$$\sigma_{ox}^{g-new} = \frac{2G_{sub} b(1+\xi)}{\pi(k_{sub}+1)(1-\beta^2)} \sum(U) \left[2 + \beta \left\{ 1 + 32 \left(\frac{k_{ox}+1}{k_{ox}-1} \right) \times \left(\frac{\Gamma}{(3-k_{sub})(7-k_{sub})} - \frac{1}{(3-k_{ox})(7-k_{ox})} \right) \right\} \right] \quad (4)$$

$$\sum(U) \equiv \begin{cases} \tan^{-1}(Z) + \frac{2\pi}{(4-U^2)^{\frac{1}{2}}} \operatorname{cth} \left[\frac{\pi(4-U^2)^{\frac{1}{2}}}{2U} \right] - Z & (\text{for } U < 2) \\ \tan^{-1}(-Z) + \frac{2\pi}{(U^2-4)^{\frac{1}{2}}} \operatorname{cot} \left[\frac{\pi(U^2-4)^{\frac{1}{2}}}{2U} \right] + Z & (\text{for } U > 2) \\ \frac{\pi}{2} \left(1 + \frac{\pi}{3} \right) & (\text{for } U = 2) \end{cases} \quad (5)$$

$$\begin{cases} U = \frac{\lambda}{h_{ox}}, k = 3 - 4v, \Gamma = \frac{G_{ox}}{G_{sub}}, Z = \frac{4U}{4-U^2} \\ \xi = \frac{\Gamma(k_{sub}+1) - (k_{ox}+1)}{\Gamma(k_{sub}+1) + (k_{ox}+1)}, \beta = \frac{\Gamma(k_{sub}-1) - (k_{ox}-1)}{\Gamma(k_{sub}+1) + (k_{ox}+1)} \end{cases} \quad (6)$$

위 방정식에서 G 는 전단 계수, λ 와 b 는 각각 새로운 스케일의 그레인 사이즈와 너비다. 시간에 대한 스케일의 두께 변화, 즉 성장은 키네틱 방정식을 사용하여 계산하였다.

$$dh_{ox} = \frac{1}{2} \sqrt{\frac{\mathcal{K} \exp(-Q_{ox}/RT)}{t}} dt \quad (7)$$

여기서 R , \mathcal{K} 그리고 Q_{ox} 는 각각 이상 기체 상수, 성장 속도 상수, 스케일의 성장 활성화 에너지를 가리킨다.

2.3 크리프 거동으로 인한 응력 완화

일정한 하중이나 높은 온도의 응력 하에서 시간에 따른 변형을 특징으로 하는 크리프 거동도 재료 내의 응력 상태의 결정에 중요한 역할을 한다. 크리프 거동으로 재료 내부에 인가된 응력은 시간이 지남에 따라 점차 완화되어 구조의 기계적 반응과 안정성에 영향을 미칠 수 있다. 크리프 변형은 전위의 활주(dislocation gliding), 결정립계 미끄러짐(grain boundary sliding) 및 확산(diffusion)과 같은 메커니즘을 통해 발생하며, 크리프 변형의 속도와 정도는 온도, 적용된 응력, 재료의 미세 구조 및 성분과 같은 요인에 따라 달라진다[12].

고온에 노출되는 열간 압연 공정 환경은 열연강의 크리프 거동을 촉발시켜 모재 및 산화층의 응력 완화에 기여할 수 있다. 모재의 크리프 변형률의 증분은 식 (8)과 같이 계산될 수 있는데[13],

$$d\epsilon_{sub}^{cr} = (\sigma_{sub})^n A \cdot \exp\left(-\frac{Q_{cr}}{RT}\right) dt \quad (8)$$

여기서 A , Q_{cr} , n 은 각각 크리프 상수, 크리프 활성화 에너지 및 크리프 지수를 가리킨다. 전체 변형률이 상수 값으로 고정되었을 때, 크리프 변형률의 증가로 인한 응력의 변화량은 다음과 같다.

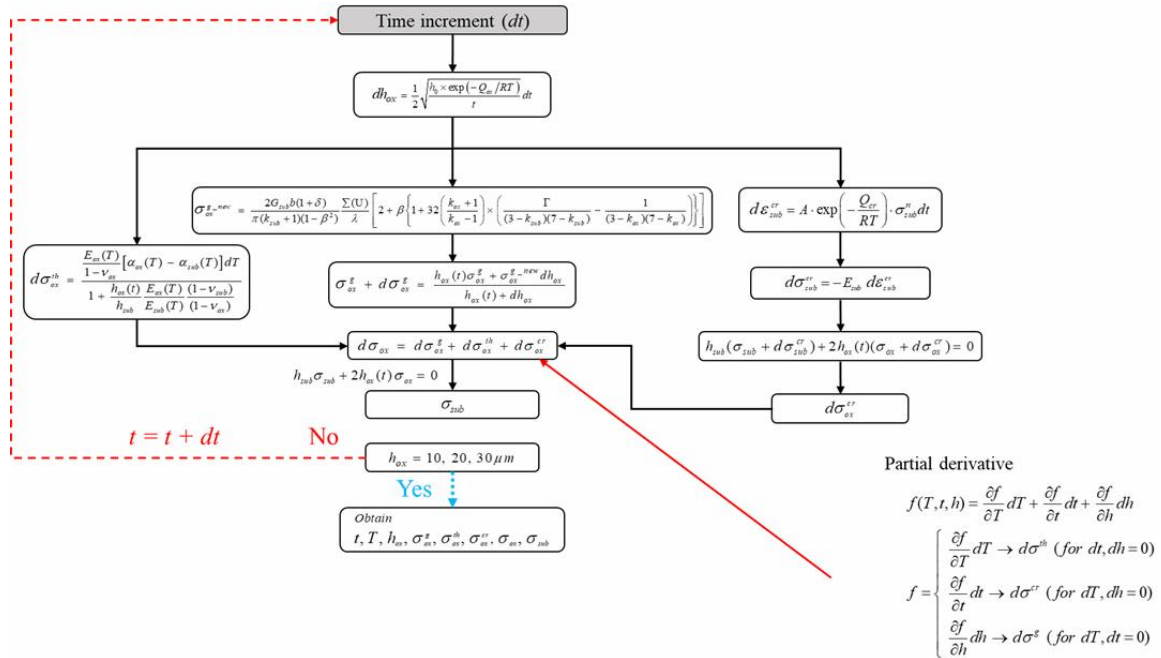


Fig. 1 Flow chart for numerical analysis of residual stress

$$d\sigma_{sub}^{cr} = -E_{sub} d\epsilon_{sub}^{cr} \quad (9)$$

모재의 크리프 응력 증분과 평형 방정식인 식 (10)으로부터, 스케일의 크리프 응력 요소 $d\sigma_{ox}^{cr}$ 를 계산하였다.

$$h_{sub}(\sigma_{sub} + d\sigma_{sub}^{cr}) + 2h_{ox}(\sigma_{ox} + d\sigma_{ox}^{cr}) = 0 \quad (10)$$

2.4 외연적 수치 적분

스케일의 잔류응력의 총 증분은 식 (1)을 통해 계산되며, 누적 잔류응력은 Fig. 1에 도시된 과정을 따라 외연적으로 수치적으로 적분 하였다. 시간 증분량을 충분히 작은 값, $\Delta t \leq 0.001s$, 을 적용하여 수치적 정확도와 수렴성을 확보하였다. 한편, 모재의 잔류응력은 스케일의 잔류 응력 증분이 계산될 때마다 평형 방정식 (11)을 이용하여 갱신하였다.

$$h_{sub}\sigma_{sub} + 2h_{ox}\sigma_{ox} = 0 \quad (11)$$

3. 시편물성

잔류응력을 예측하고 그 정확도를 실험값과 비교하고자 두께가 5.0 mm인 저탄소 열간압연강 한 중

Table 1 Thermal properties of the oxide scale and the low carbon steel [16]

| Temperature (°C) | Coefficient of thermal expansion (μm/m · K) | |
|------------------|---|------------------|
| | Oxide scale | Low carbon steel |
| 25 - 850 | 3.19 | 6.64 |
| 850 - 1000 | 3.00 | 13.00 |

을 선정하여 물성을 측정 혹은 문헌으로부터 수집 하였다. 열팽창계수는 온도에 따라 달라지지만, 본 연구에서는 단순화를 위해 평균값만을 사용했다. 모재의 상변태가 850°C 근처에서 발생하기 때문에 850°C 기준으로 두 가지 온도 범위를 설정하였으며 [14], 모재와 스케일의 평균적 열팽창계수를 Table 1에 정리하였다.

모재와 스케일의 탄성 물성을 평가하기 위해 상온에서 인장 시험과 계장화 압입 시험(NanoFlip, KLA, USA)을 수행하였다. 모재와 스케일의 탄성계수는 선형 방정식 (12)을 이용하여 정량화하였다.

$$E(T) = E_{RT} - k \times (T - 300) \quad (12)$$

E_{RT} 는 상온 탄성 계수이며 k 는 비례 상수이다. 상온에서 스케일과 모재의 탄성 계수는 각각 151.2

Table 2 Material parameters of the low carbon steel and the oxide scale for elastic, creep and growth models

| Material parameter | Low carbon steel | Oxide scale |
|---|----------------------------|-------------|
| Elastic modulus, E_{RT} (GPa) | 192.2 | 151.2 |
| Proportional constant, k (GPa/K) | 0.17 | 0.07 |
| Poisson's ratio, ν | 0.3 | 0.29 |
| Creep constant, A ($\text{Pa}^{-n} \text{s}^{-1}$) | 2.1×10^{-28} [21] | |
| Creep exponent, n | 5 [21] | - |
| Creep activation energy, Q_{cr} (kJ/mol) | 350 [21] | - |
| Growth rate constant, \mathcal{K} (m^2/s) | - | 610 [22] |
| Growth activation energy, Q_{ox} (kJ/mol) | - | 169.5 [22] |
| Grain size of scale, λ (μm) | - | 10 |

GPa와 192.2 GPa로 측정되었다. 또한 고온 실험 데이터로부터 모재의 비례상수 k_{sub} 는 0.17 GPa/K 결정되었다. 그러나 스케일의 경우, 고온 환경에서 재형성 있는 계장화 압입 시험 결과를 획득하는 데 어려움이 있었기 때문에[15], 강판에서 성장한 스케일에 대해 연구한 Schütze[16]의 데이터에 기반하여 0.07 GPa/K로 결정하여 적용하였다.

스케일 두께 성장 응력 계산에 필요한 다양한 재료 상수는 직접 측정하거나 관련 문헌을 참조하여 분석에 적용하였다[14, 19, 20]. 스케일[21]의 성장 속도 상수와 활성화 에너지 그리고 모재[22]의 크리프 거동에 대한 크리프 상수, 크리프 지수 그리고 크리프 활성화 에너지는 문헌 값을 참조하여 Table 2로 정리하였다.

4. 잔류 응력 누적에 관한 계산적 고찰

열연 공정을 모사한 온도 프로파일(T vs t)을 기반으로 산화 스케일의 잔류 응력을 누적하여 분석하였다. 이를 위해, 서로 다른 산화 스케일 두께를 유도하는 다양한 냉각 프로파일을 적용하였다. 사상 압연의 출구 온도는 보통 850°C이며, 이 온도에서 산화물 스케일이 주로 성장한다. 시편의 경우, 스케일 두께의 평균 값은 14 μm 로 측정되었다.

사상 압연기(finishing mills, FM)의 입구(inlet)부터

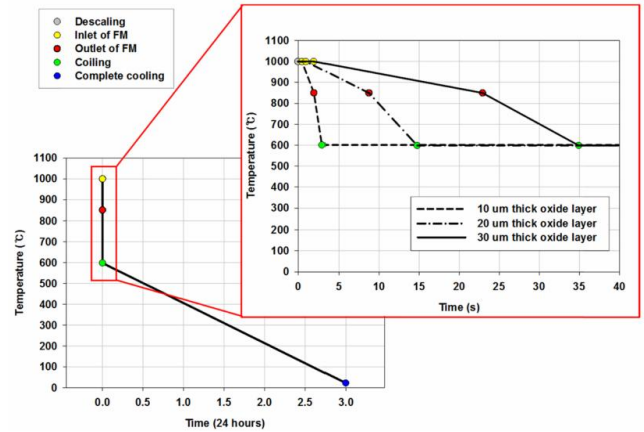
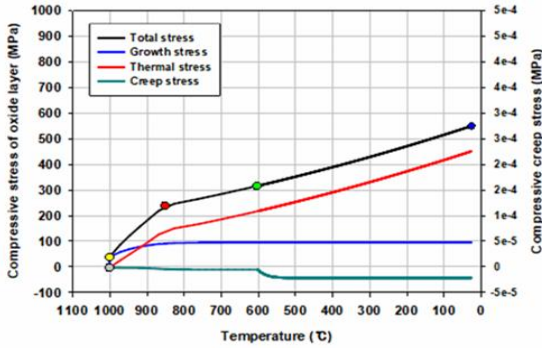


Fig. 2 Cooling profiles promoting different thicknesses of oxide scale for experimental growth of oxide scale and numerical calculation of residual stress

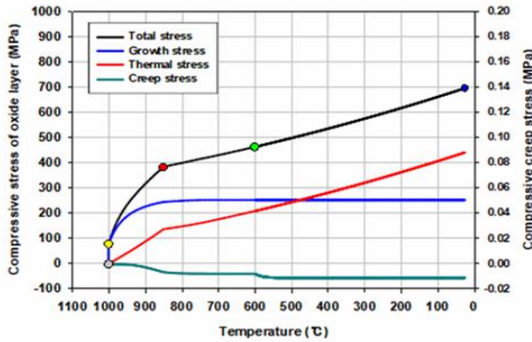
출구(outlet)까지, 그리고 코일로 권취(coiling) 후 공랭까지의 전체 과정은 약 3일이 소요되는 것으로 알려져 있다. 실제 공정의 특징 온도와 냉각 속도에 기반하여, 세 가지 온도 프로파일을 Fig. 2처럼 제안하고, 다양한 두께의 산화 스케일을 계산적으로 획득하였으며, 이를 바탕으로 잔류 응력의 각 요소들의 기여 정도를 평가하였다. 특히, 사상 압연기 입구부터 권취까지의 냉각에 소요되는 시간을 3초, 15초, 35초의 세 가지 경우로 설정하여 냉각 속도에 따른 두께 성장 변화와 잔류 응력 구성 요소의 특징을 분석하고자 하였다.

스케일의 두께 성장 및 그와 관련된 성장 응력은 냉각 속도에 크게 영향을 받는 것으로 분석되었다. 3초, 15초, 35초의 냉각 시간에 따라 각각 스케일의 최종 두께는 10 μm , 20 μm , 30 μm 로 계산되었다. Fig. 3에서 확인할 수 있듯이, 800°C 이상의 높은 온도에서는 스케일의 두께가 빠르게 성장하며, 그로 인한 응력도 증가하게 되었다. 800°C 이하로 냉각이 진행되면, 두께 성장은 거의 멈추고 이에 따라 성장 응력이 포화 상태에 도달하여 더 이상 큰 변동을 보이지 않았다.

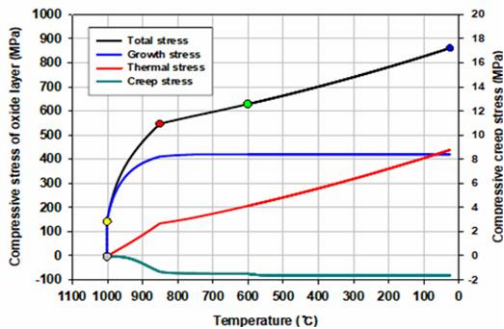
Fig. 3으로부터, 스케일과 모재 사이의 열팽창 계수 차이로 인해 발생하는 열 응력은 냉각 속도와 관계없이 온도 변화량에 의해서만 결정된다는 것을 확인할 수 있었다. 냉각 속도가 다름에도 불구하고, 세 가지 경우 모두 동일한 온도에서 동일한 수준의 열 응력을 보여주었으며, 최종 누적 양도 완벽히 같았다. 즉, 열 응력은 온도 변화의 크기에만 의존하



(a)



(b)



(c)

Fig. 3 Evolution of the residual stresses by three different mechanisms for scale grown up to thickness of (a) 10 μm; (b) 20 μm; (c) 30 μm

는 잔류 응력성분임을 확인한 것이다.

또한, 크리프 거동으로 인한 잔류 응력의 완화는 주로 850°C 이상의 고온에서 두드러지게 나타났다. 얇은 스케일(10 μm)의 경우 냉각 속도가 빨라 고온에 머무는 시간이 짧아 크리프 변형이 거의 발생하지 않았다. 반면, 두꺼운 스케일(20 μm, 30 μm)에서는 크리프 거동에 의한 응력 완화 정도가 증가하였지만, 여전히 전체 잔류응력의 크기에 비해 매우 미미한 수준으로 확인되었다.

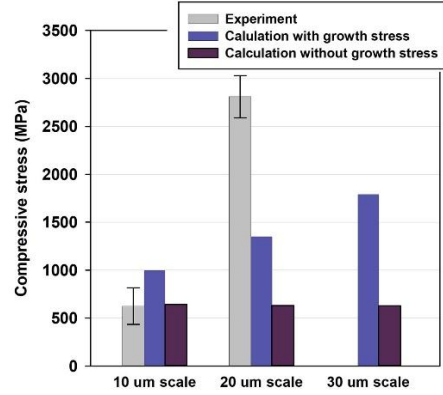


Fig. 4 Comparison of residual stress of the oxide scale between experiment and numerical calculation

5. 검증

산화층 내부의 잔류 응력을 실험적으로 측정하기 위해 계장화 압입 시험을 활용하였다. Lee와 Kwon[17]이 제안한 방법에 따르면, 잔류 응력은 응력 인가된 상태와 제거된 상태의 시편으로부터 각각 측정된 하중-깊이 선도의 차이를 분석하여 계산할 수 있다. 응력이 제거된 상태의 스케일을 확보하기 위해, 시편을 두께 방향으로 두 번 절단하여 모서리 근처에 표면력을 제거(traction-free)하고 계장화 압입 시험을 수행하였다.

$$\sigma_{res} = \frac{3}{2} \frac{F^O - F^T}{A_c^T} \quad (14)$$

잔류 응력의 측정 값은 식 (14)로 계산할 수 있다 [17]. 여기서 F 는 인덴테이션 하중을, A_c 는 투사된 접촉 면적을 의미하며, ‘O’와 ‘T’는 각각 응력 제거 상태와 응력 인가 상태를 나타낸다. 식 (14)로부터, 잔류 응력이 0보다 큰, 즉 인장 응력으로서 존재할 때, 압입 하중이 증가되는 것을 확인할 수 있다. 반면, 0보다 작은 압축 잔류 응력이 시편에 존재할 경우, 압입 하중은 잔류응력이 없는 시편의 압입 하중보다 작게 나타날 것임을 유추할 수 있다.

Fig. 4는 계장화 압입 시험 방법으로 측정된 스케일의 잔류 응력과 준해석적 방법론을 활용하여 예측된 값을 막대 그래프로 비교한 것이다. 측정된 잔류 응력은 스케일 두께가 10 μm와 20 μm인 경우 각각 평균 0.62 GPa와 2.8 GPa로 나타났다. 스케일 두께가 30 μm인 시편의 경우, 압입자의 미끌림 또는

스케일의 조기 계면 탈락으로 인해 통계적으로 유의미한 잔류 응력 곡선을 얻을 수 없었다. 따라서, 해당 실험 값은 Fig. 4에 포함하지 않았다.

측정 값은 예측 값과 유사한 경향을 보였으나 크기의 차이가 있었다. 예측된 값은 스케일 두께가 증가할수록 잔류 응력이 증가함을 명확히 보여주었다. 그러나, 열팽창 계수 차이만으로 잔류응력을 계산한다면, 스케일 두께에 따른 잔류 응력 값 변화의 의존성을 전혀 예측할 수 없음을 확인하였다. 즉, 성장 응력, 크리프 응력, 열 응력을 고려하여 총 잔류 응력을 계산한 값만이 측정된 값과 유사한 경향을 예측하였으며, 이를 통해 제안된 모델의 유효성이 검증되었다고 할 수 있다.

한편, 측정된 잔류 응력과 예측된 값 사이의 차이는 수치적 절차에서 도입된 단순화된 가정, 불완전한 실험 조건에서 발생한 편차, 그리고 스케일의 표면 거칠기와 모재 위에서 성장한 스케일의 비균질성에 기인한 것으로 추정된다.

6. 결론

본 연구에서는 열간 압연 공정 중 형성된 산화물 스케일의 잔류 응력을 예측하기 위해 준해석적 방법을 개발하고 이를 검증하였다. 열팽창, 스케일의 성장, 크리프 거동을 종합적으로 고려하여 잔류 응력을 계산하는 모델을 제안하였다. 주요 결론은 다음과 같다.

- 산화물층과 모재 사이의 열팽창계수 차이로 인해 발생하는 열 응력은 온도 변화량에만 의존하며, 변화 속도에는 영향을 받지 않는다.
- 산화물 형성 중에 발생한 성장 응력은 잔류 응력에 압축 성분을 추가하며, 이는 특히 초기 냉각 단계의 고온 환경에서의 유지 시간에 의해 결정된다. 성장 응력은 냉각 속도와 온도 프로파일에 큰 영향을 받는다.
- 열 응력은 냉각 속도와 크게 관계없이 주로 온도 변화에 의해 결정되며, 크리프 거동은 고온에서 응력 완화에 기여하지만 그 영향은 비교적 미미하다.
- 계장화 압입 시험 결과, 열 응력만으로는 스케일의 두께에 따른 잔류 응력의 경향을 설명할 수 없다는 것이 확인되었다. 열 응력뿐만 아니라, 스케

일의 성장 응력과 크리프 거동에 의한 응력 완화를 고려한 준해석적 응력 모델이 타당함을 확인하였다.

본 연구의 결과는 열간 압연 공정 중 산화물 스케일의 잔류 응력을 효과적으로 관리하고 최적화하는 데 중요한 기초 자료를 제공할 것으로 기대된다.

후 기

This work was supported by a Research Grant of Andong National University.

REFERENCES

- [1] M. Krzyzanowski, J.H. Beynon, D.C.J. Farrugia, 2010, Oxide Scale Behavior In High Temperature Metal Processing, Wiley-VCH, Weinheim, pp. 29-37.
- [2] R. Y. Chen, W.Y.D. Yuen, 2000, A Study of the Scale Structure of Hot-Rolled Steel Strip by Simulated Coiling and Cooling, Oxid. Met. Vol. 53, pp. 539-560. <https://doi.org/10.1023/A:1004637127231>
- [3] R. Y. Chen, W. Y. D. Yuen, 2005, Isothermal and Step Isothermal Oxidation of Copper-Containing Steels in Air at 980-1220°C, Oxid. Met. Vol. 63, pp. 145-168. <https://doi.org/10.1007/s11085-004-3197-0>
- [4] L. Wang, S. D. Felicelli, P. Pratt, 2008, Residual stresses in LENS-deposited AISI 410 stainless steel plates, Mater. Sci. Vol. 496(1-2), pp. 234-241. <https://doi.org/10.1016/j.jmse.2008.05.044>
- [5] S. Chevalier, C. Valot, G. Bonnet, J. C. Colson, J. P. Larpin, 2003, The reactive element effect on thermally grown chromia scale residual stress, Mater. Sci. Vol. 343(1-2), pp. 257-264. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00359-3](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00359-3)
- [6] M. Krzyzanowski, J.H. Beynon, D.C.J. Farrugia, 2010, Oxide Scale Behavior in High Temperature Metal Processing, John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, pp. 179-203. <https://doi.org/10.1002/9783527630318>
- [7] J.D. Fletcher, J.H. Beynon, 1996, Heat transfer in roll gap in hot strip rolling, Ironmak.Steelmak. Vol. 23(1), pp. 52-57.
- [8] S. J. Bull, 1998, Modeling of Residual Stress in

- Oxide Scales, *Oxid. Met.* Vol. 49, Nos. 1-2.
<https://doi.org/10.1023/A:1018822222663>
- [9] F.N. Rhines, J.S. Wolf, 1970, The Role of Oxide Microstructure and Growth Stresses in the High-Temperature Scaling of Nickel, *Metall. Trans. A* Vol. 1, pp. 1701-1710.
<https://doi.org/10.1007/BF02642020>
- [10] D.J. Srolovitz, T.A. Ramanarayanan, 1984, An Elastic Analysis of Growth Stresses During Oxidation *Oxid. Met.* Vol. 22, Nos. 3-4, pp. 133-146.
<https://doi.org/10.1007/BF00656901>
- [11] H.E. Evans, 1983, The role of oxide grain boundaries in the development of growth stresses during oxidation, *Corros. Sci.* Vol. 23(5), pp. 495-506.
[https://doi.org/10.1016/0010-938X\(83\)90099-9](https://doi.org/10.1016/0010-938X(83)90099-9)
- [12] D. Mclean, 1966, The physics of high temperature creep in metals, *Rep. Prog. Phys.* Vol. 29, No. 1, pp. 1-33. <https://doi.org/10.1088/0034-4885/29/1/301>
- [13] O. K. Chopra, K. Natesan, 1977, Interpretation of high-temperature creep of type 304 stainless steel, *Metall. Trans. A* Vol. 8(4), pp. 633-638.
<https://doi.org/10.1007/BF02676986>
- [14] J.-m. Lee, W. Noh, D.-J. Kim, M.-G. Lee, 2016, Spallation analysis of oxide scale on low carbon steel, *Mater. Sci. Eng. A* Vol. 676, pp. 385-394.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.09.012>
- [15] S. J. Bull, 1998, Modeling of Residual Stress in Oxide Scales, *Oxid. Met.* Vol. 49, pp. 1-17.
<https://doi.org/10.1023/A:1018822222663>
- [16] M. Schütze, 1995, Mechanical properties of oxide scale, *Oxid. Met.* Vol. 44, pp. 29-61.
<https://doi.org/10.1007/BF01046722>
- [17] Y.-H. Lee, D. Kwon, 2004, Estimation of biaxial surface stress by instrumented indentation with sharp indenters, *Acta Mater.* Vol. 52, pp. 1555-1563.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2003.12.006>
- [18] W. Noh, J.M. Lee, D.J. Kim, S.H. Song, M.G. Lee, 2019, Effects of the residual stress, interfacial roughness and scale thickness on the spallation of oxide scale grown on hot rolled steel sheet, *Mater. Sci. Eng. A*, Vol. 739, 301-316.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.10.009>
- [19] P. Flenner, 2007, *Carbon Steel Handbook*, EPRI, Palo alto.
- [20] H. ASM, 1990, *Properties and Selections: Iron, Steel and High Performance Alloys*, ASM International Vol. 1, Almere.
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>
- [21] R.Y. Chen, W.Y.D. Yuen, 2002, Oxidation of Low-Carbon, Low-Silicon Mild Steel at 450-900° C Under Conditions Relevant to Hot-Strip Processing, *Oxid. Met.* Vol. 57, pp. 53-79.
<https://doi.org/10.1023/A:1013390628475>
- [22] R.Y. Chen, W.Y.D. Yuen, 2008, Short-time Oxidation Behavior of Low-carbon, Low-silicon Steel in Air at 850-1,180° C--I: Oxidation Kinetics, *Oxid. Met.* Vol. 70, pp. 39-68.
<https://doi.org/10.1007/s11085-008-9111-4>