

구성 모델과 공정 지도를 이용한 AISI 4340강의 고온 변형 거동

김근학* · 정민수** · 이석재*†

*전북대학교 신소재공학부, **한국생산기술연구원 열처리그룹

Hot Deformation Behavior of AISI 4340 using Constitutive Model and Processing Map

Keunhak Kim*, Minsu Jung**, Seok-Jae Lee*†

*Division of Advanced Materials Engineering, Chonbuk National University, Jeonju 54896, Korea

**Heat Treatment R&D Group, Korea Institute of Industrial Technology, Siheung 15014, Korea

Abstract High temperature flow behaviors of AISI 4340 steel were investigated using isothermal compression tests under the temperature range from 850 to 1100°C and a strain rate from 0.01 to 10 s⁻¹. The flow stress decreased with increasing compression temperature and decreasing strain rate. The dynamic softening related to the dynamic recrystallization was observed during hot deformation. The constitutive model based on Arrhenius-typed equation with the Zener-Hollomon parameter was used to simulate the hot deformation behavior of AISI 4340 steel. The modification of the Zener-Hollomon parameter and lnA parameter resulted in the improvement of the calculation accuracy of the proposed constitutive model compared with the experimental flow curves. In addition, the process map of AISI 4340 steel was proposed. The instable process condition for hot deformation was predicted and its reliability was verified with the experimental observation.

(Received July 17, 2017; Revised July 27, 2017; Accepted August 3, 2017)

Key words : Hot deformation behavior, Zener-Hollomon parameter, Processing map, AISI 4340

1. 서 론

저합금 고강도강인 AISI 4340강은 강도, 인성 및 내마모성이 우수하여 자동차, 산업기계, 선박, 항공기 등의 주요 부품에 다양하게 사용되고 있다. 지금까지 많은 연구자들이 AISI 4340강에 대해 쇼피닝을 통한 피로수명 개선[1], 질화 표면 경화처리[2], 부식 피로 균열 성장[3], 표면 거칠기 특성[4], 탄도 충격에 의한 변형 및 파괴 메커니즘[5], 오스테나이트 처리 온도와 경도의 관계[6], 극저온에서의 기계적 특성[7], 용접 처리시 피로거동[8] 등 다양한 연구 결과를 보고하고 있다. 대부분의 연구들이 AISI 4340강을 이용한 제품의 특성에 주목하여 그와 관련된 최종 열처리 및 표면 처리 등에 대해 보고되고 있다. 하지만 이전 단계로서 주조 후 열간 단조와 같은 고온 변형 특성에 대한 공정도 매우 중요하다. 이는 열간 가공 중 소재의 결함이 발생하지 않아야

시편 가공과 후속 열처리를 통해 최적의 기계적 특성을 갖는 부품을 얻을 수 있기 때문이다. 일반적으로 강재의 열간 가공 특성을 조사하기 위해 변형속도, 온도, 소성 변형량 등에 따른 소재의 거동을 측정하고 수식화하여 열간 가공 조건을 결정하게 된다.

고온 변형시 나타나는 유동응력, 변형률, 변형률 속도와 온도에 대한 복잡한 비선형적 관계는 구성방정식을 통해 설명할 수 있다. 구성방정식은 크게 현상학적 모델과 물리적 모델로 구분할 수 있다. 현상학적 모델은 온도, 변형률 속도가 바뀌는 조건에서 간단한 방정식을 통해 유동응력을 예측할 때 사용된다. 현상학적인 방법의 대표적인 구성방정식은 Johnson-Cook(J-C)모델[9]과 Zerilli-Armstrong(Z-A) 모델[10]이 있다. Lin 등[11]은 고강도 합금강을 다양한 실험 온도와 변형률 속도에서 고온 인장실험을 실시하고 실험 결과를 예측하기 위한 J-C모델을 제안했다. Li 등[12]은 T24강의 고온거동을 알기 위

†Corresponding author. E-mail : seokjaelee@jbnu.ac.kr
Copyright © The Korean Society for Heat Treatment

해 시험 온도와 변형률 속도를 다양하게 변화시켜 가면서 고온 압축실험을 실시했다. 그리고 T24강의 고온 특성을 잘 예측할 수 있는 보정된 J-C 모델을 제시했다. Zhang 등[13]은 Ni₃Al 계열의 superalloy 인 IC10을 다양한 온도와 변형률 조건에서 인장 시험을 실시하고 Z-A 모델을 보정하여 실험값과 일치함을 보였다. Chiou 등[14]은 Split Hopkinson bar를 이용하여 Fe-Mn-Al 합금의 고온 충격물성을 관찰하고 Z-A 모델을 사용하여 고속 변형에 대한 유동 곡선을 예측했다. 하지만 위와 같은 현상학적 모델은 변형 중 발생하는 재료의 미세조직적 특성을 설명하는데 한계가 있다. 반면에 물리적 모델은 전위밀도의 변화에 기반하며 가공경화, 동적회복, 동적재결정 등과 같은 재료의 변화를 설명할 수 있다[15-17]. 물리적 모델을 이용하여 합금강[16], 알루미늄 합금[17] 등에서 고온 변형 특성과 고온 변형 중 발생하는 재료의 미세조직 변화에 관한 연구들이 보고되고 있다.

고온에서의 재료 변형 거동에 대한 특성은 공정변형 지도를 통해서도 나타낼 수 있으며 이를 이용하여 매우 효율적으로 최적의 고온 변형 조건을 찾을 수 있다. 공정변형지도는 고온 가공 변수들을 최적화하기 위해서 Prasad에 의해 처음 제안됐다[18]. 다양한 조건에서 소성 안정 지역과 소성 불안정 지역을 구분하고 최적의 공정조건을 찾을 수 있다. 많은 연구자들이 2060 Al 합금[19], 저탄소 베이나이트강[20], Ti-6Al-4V 합금[21, 22], 6161 Al 합금[23] 등 다양한 금속 소재의 가공 가능성과 최적의 공정조건을 찾기 위해 공정변형지도를 사용한 연구들을 보고하고 있다[19-23]. 이처럼 구성방정식과 공정변형지도는 다양한 재료의 고온 변형 특성을 연구하는데 널리 사용되고 있다.

하지만 AISI 4340강의 경우 앞에서 언급한 제품과 연계된 다양한 특성에 관한 연구들은 많이 보고된 바가 있으나 구성방정식과 공정변형지도를 이용한 고온 변형 특성에 대한 연구는 아직 보고된 바가 없다. 따라서 본 연구에서는 AISI 4340강을 다양한 고온 조건에서 변형 속도를 변화시켜 가면서 압축 시험을 실시하였다. 압축시험 데이터를 이용하여 물리적 모델을 기반으로 한 구성방정식을 제시하고 공정변형지도를 계산하였다. 공정변형지도를 통해 소성 변형 유동의 안정 및 불안정 조건을 분석하고 최적의 공정 조건을 제시하고자 하였다.

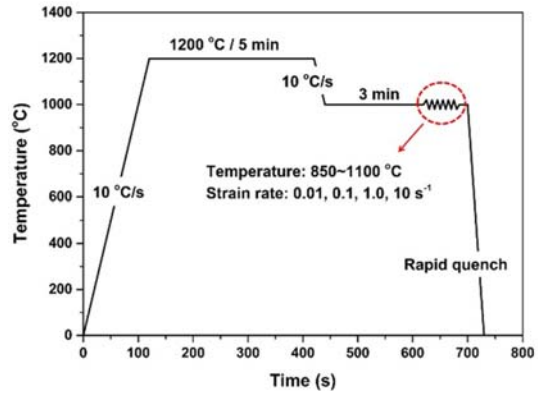


Fig. 1. Schematic of hot compression test by Gleeble 3500.

2. 실험방법

본 연구에서는 세아베스틸에서 제조된 AISI 4340 봉강 소재를 사용하였다. 사용된 소재의 화학 성분은 Fe-0.40%C-0.24%Si-0.73%Mn-0.019%P-0.01%S-1.66%Ni-0.66%Cr-0.16%Mo(in wt.%)입니다. Gleeble 3500을 이용하여 고온 압축 시험을 실시하였다. 사용된 시험 시편은 직경 10 mm, 높이 12 mm의 원통형 시편이다. 시험 시편을 10°C s⁻¹의 가열 속도로 1200°C까지 가열한 후 5분간 유지하고 850~1100°C 사이의 압축 시험 온도로 10°C s⁻¹의 냉각 속도로 냉각했다. 1200°C 에서 등온 유지한 이유는 고온 압축 전 시편의 전위 밀도를 동일하게 낮추기 위함이다. 압축 시험 온도에서 3분간 유지 후에 압축 시험을 실시하였다. 고온 압축 시험은 0.01, 0.1, 1, 10 s⁻¹의 변형률 속도로 수행하였으며 압축 시험이 완료된 후에 상온까지 급냉하였다. 미세조직 및 공공을 관찰하기 위해 시편을 미세 연마 한 후, 에칭액 (ethanol 98 ml + HNO₃ 2 ml)으로 부식시켰고, Scanning Electron Microscopy (SEM)을 이용하여 조직사진을 관찰하였다. Fig. 1은 고온압축공정 실험에 대한 모식도이다.

3. 구성 방정식을 이용한 AISI 4340 강의 고온 변형 거동 예측

Fig. 2는 고온 압축 실험을 통해 얻은 진응력-진변

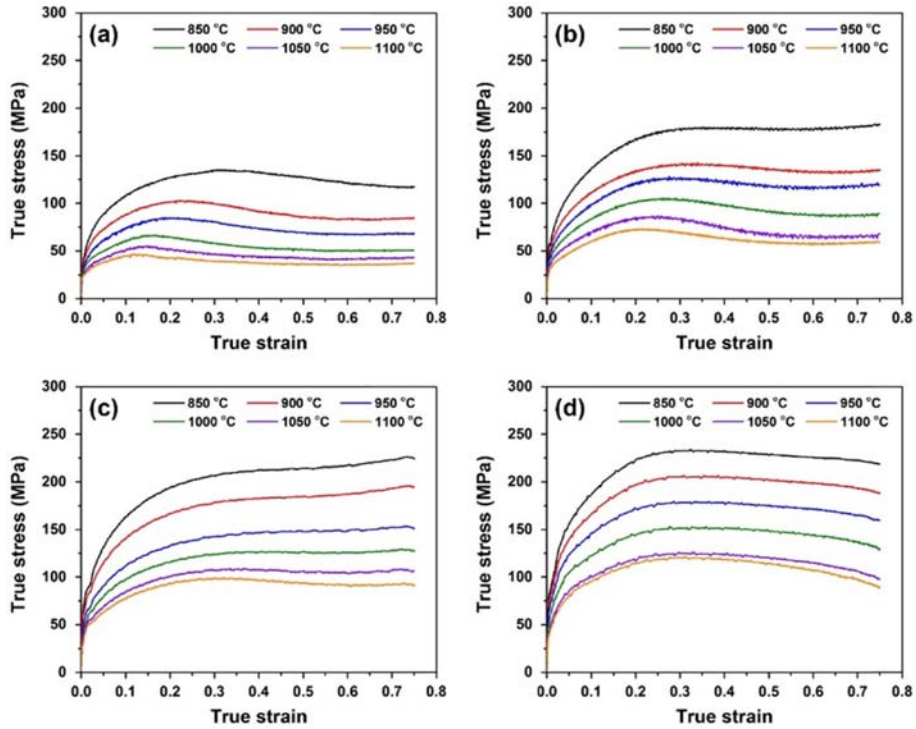


Fig. 2. High temperature true stress-strain curves of AISI 4340 steel under different strain rates: (a) 0.01 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , (c) 1 s^{-1} , (d) 10 s^{-1} .

형률 곡선이다. 변형 초기에 유동 응력은 변형률이 증가하면서 빠르게 증가한다. 이는 전위의 형성과 증식에 의해 가공경화가 일어났기 때문이다[15]. 빠르게 증가했던 유동 응력은 최대 응력(peak stress)까지 천천히 증가하는데, 이는 동적 회복으로 인해 전위의 양이 감소했기 때문이다. 유동 응력은 최고점에 도달한 후 감소하거나 유지하는 경향을 보인다. 이러한 현상은 동적 재결정에 의한 가공 연화 현상 때문이다. 압축이 진행될수록 응력이 일정해 지는데 이는 동적 재결정, 불안정한 가공, 혹은 고온 크랙 등이 원인으로 작용한 결과이다. 또한 온도가 증가하거나 혹은 변형률 속도가 느려질수록 유동 응력은 감소한다.

응력 거동에 대한 변형속도와 온도의 관계는 다음과 같이 Zener-Hollomon parameter(Z)로 표현 가능하다.

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A f(\sigma) \quad (1)$$

Q 는 활성화 에너지, R 은 기체 상수, T 는 절대온도, A 는 구조 의존 함수, 그리고 $f(\sigma)$ 는 응력의 함수를 의미한다. Z 값이 낮을 때 동적 회복과 동적 재결정이 발생하고, Z 값이 높을 때 가공경화가 나타난다.

식 (1)은 다음과 같이 응력에 따라 구분하여 나타낼 수 있다.

$$\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n'} \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

$$\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta\sigma) \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon} = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

위 식들에서 A_1 , A_2 , A , n' , n , α , β 는 재료 상수이고, σ 는 유동 응력이다. 식 (2)는 응력이 낮을 때($\alpha\sigma < 0.8$), 식 (3)은 응력이 높을 때($1.2 < \alpha\sigma$), 그리고 식 (4)는 응력 구분 없이 모든 응력 범위에 대해 적용 가능하다. 식 (2)와 식 (3) 양변에 자연

로그를 취하면 식 (5)와 식 (6)과 같이 된다.

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n' \ln \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (5)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta \sigma - \frac{Q}{RT} \quad (6)$$

n 과 β 는 식 (5)와 식 (6)에서 $\ln \dot{\varepsilon}$ 를 $\ln \sigma$ 와 σ 에 대해 그래프로 나타낼 때 기울기 값이다. 식 (4)의 양변에 자연 로그를 취하면 n 과 Q 값을 구할 수 있다.

$$\frac{1}{n} = \left. \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \right|_T \quad (7)$$

$$Q = Rn \left. \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial (1/T)} \right|_{\dot{\varepsilon}} \quad (8)$$

식 (8)에서 Q 값을 구하면 다음과 같이 식 (1) 양변에 자연 로그를 취해 Z 값을 구할 수 있다.

$$\ln Z = n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A \quad (9)$$

Fig. 3은 실험 데이터를 식 (5)~(9)에 적용하여 나타낸 그래프이다. Fig. 3은 변형률 0.1의 데이터를 사용한 예이며, 동일한 계산을 변형률 0.05~0.75의

범위에서 반복한다. Fig. 4는 변형률 변화에 따른 여러 재료 상수들의 변화를 나타낸다. 변형률에 따른 상수값의 변화는 다음과 같이 6차 방정식으로 표현된다.

$$\alpha = 1.08\varepsilon^6 - 2.98\varepsilon^5 + 3.33\varepsilon^4 - 1.94\varepsilon^3 + 0.62\varepsilon^2 - 0.10\varepsilon + 0.02 \quad (10)$$

$$\beta = -6.44\varepsilon^6 + 17.06\varepsilon^5 - 16.98\varepsilon^4 + 7.45\varepsilon^3 - 0.96\varepsilon^2 - 0.26\varepsilon + 0.14 \quad (11)$$

$$n = -766\varepsilon^6 + 2,246\varepsilon^5 - 2,577\varepsilon^4 + 1,466\varepsilon^3 - 417\varepsilon^2 + 46\varepsilon + 6 \quad (12)$$

$$n' = -1,530\varepsilon^6 + 3,995\varepsilon^5 - 4,147\varepsilon^4 + 2,163\varepsilon^3 - 576\varepsilon^2 + 62\varepsilon + 8 \quad (13)$$

$$Q = -31,182\varepsilon^6 + 93,134\varepsilon^5 - 106,806\varepsilon^4 + 60,521\varepsilon^3 - 17,454\varepsilon^2 + 2,217\varepsilon + 338 \quad (14)$$

$$\ln A = -3,108\varepsilon^6 + 9,216\varepsilon^5 - 10,477\varepsilon^4 + 5,857\varepsilon^3 - 1,651\varepsilon^2 + 202\varepsilon + 30 \quad (15)$$

고온 변형 동안 AISI 4340 강 of 평균 활성화 에너지를 415.12 kJ/mol이다. AISI 4340강과 유사한 AISI 4130강과 AISI 4140강의 의 활성화에너지는

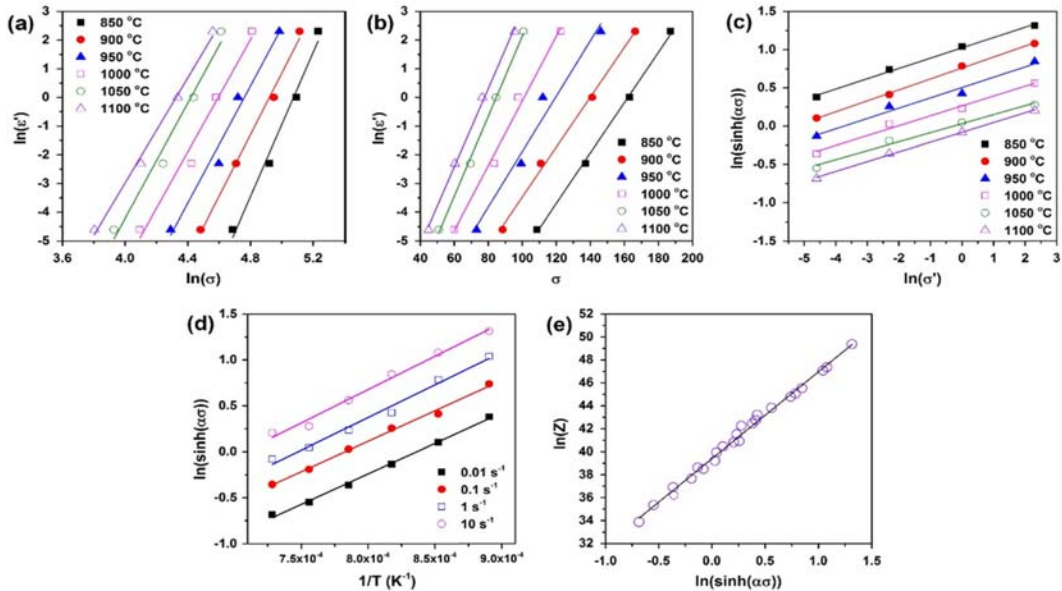


Fig. 3. Relationship between: (a) $\ln(\dot{\varepsilon})$ and $\ln(\sigma)$, (b) $\ln(\dot{\varepsilon})$ and σ , (c) $\ln(\dot{\varepsilon})$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$, (d) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $1/T$, (e) $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $\ln(Z)$.

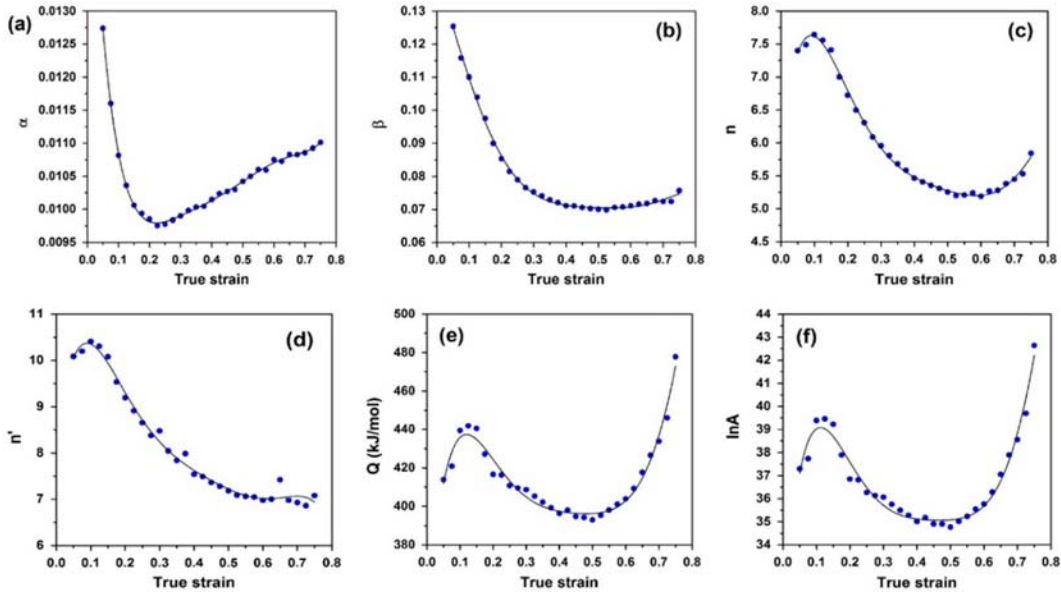


Fig. 4. Relationship between (a) α , (b) β , (c) n , (d) n' , (e) Q , (f) $\ln(A)$ and true strain using a polynomial fitting.

각각 491 kJ/mol[24]과 463 kJ/mol[16]로서 이번 실험에서 얻은 활성화 에너지와 유사한 값을 확인하였다.

고온 변형 중 동적 회복이 일어나는 구간에서 유동응력은 다음과 같이 표현 가능하다.

$$\sigma^2 = [\sigma_{DRV}^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_{DRV}^2)e^{-\Omega\varepsilon}] \quad (16)$$

σ 은 유동 응력, Ω 은 동적회복 계수, σ_0 는 항복 강도, σ_{DRV} 는 동적 회복과 관련된 응력이다. Ω 은 다음과 같이 Z값을 통해 나타낼 수 있다.

$$\Omega = 897.847Z^{-0.04} \quad (17)$$

따라서 AISI 4340 강재를 고온 압축할 때, 동적 회복 구간에서의 구성 방정식은 다음 식 (18)을 식 (16)에 대입하면 된다.

$$\sigma_{DRV} = \frac{1}{\alpha} \ln \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left(\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right)^{\frac{1}{2}} \right] \quad (18)$$

고온 변형 중 동적 재결정이 일어나는 구간에서 유동응력은 다음과 같이 표현 가능하다.

$$\sigma = \sigma_{DRV} - (\sigma_p - \sigma_{DRV}) \left(1 - \exp \left(-K_d \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_p} \right)^{n_d} \right) \right) \quad (19)$$

K_d 는 화학 조성에 따른 동적 재결정 상수이고 n_d 는 고온 거동 조건에 따른 동적 재결정 상수 (=5.05)이다. K_d 는 식 (20)과 같이 Z값으로 나타낼 수 있다.

$$K_d = 0.01005Z^{0.05} \quad (20)$$

따라서 AISI 4340 강재를 고온 압축할 때, 동적 재결정 구간에서의 구성방정식은 식 (20)과 식 (21)을 식 (19)에 대입하면 된다.

$$\sigma_{DRV} = \frac{1}{\alpha} \ln \left[\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} + \left(\left(\frac{Z}{A} \right)^{\frac{2}{n}} + 1 \right)^{\frac{1}{2}} \right] \quad (21)$$

위의 수식들을 이용하여 AISI 4340 강재의 변형 속도와 온도에 따른 진응력-진변형률 곡선을 계산하고 실험 결과와 비교한 그래프가 Fig. 5와 같다.

Fig. 5와 같이 기존의 수식들을 이용하여 계산한 응력의 변화가 실험 결과를 정확하게 예측하지 못하

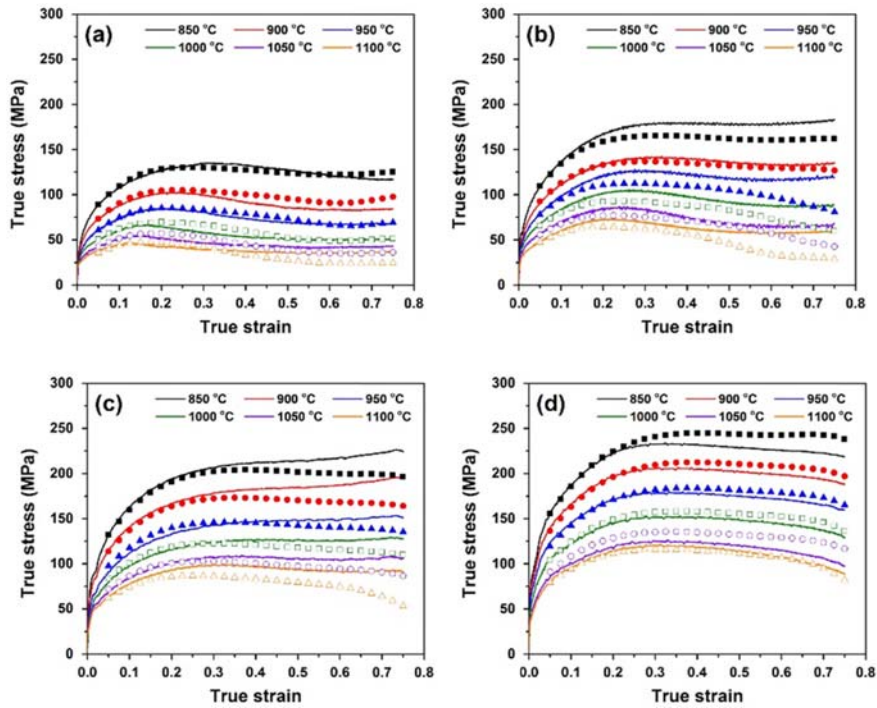


Fig. 5. Comparison between the measured (line) and predicted (symbol) true stress-strain curves by the constitutive model with the original Zener-Hollomon parameter under different strain rates: (a) 0.01 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , (c) 1 s^{-1} , (d) 10 s^{-1} .

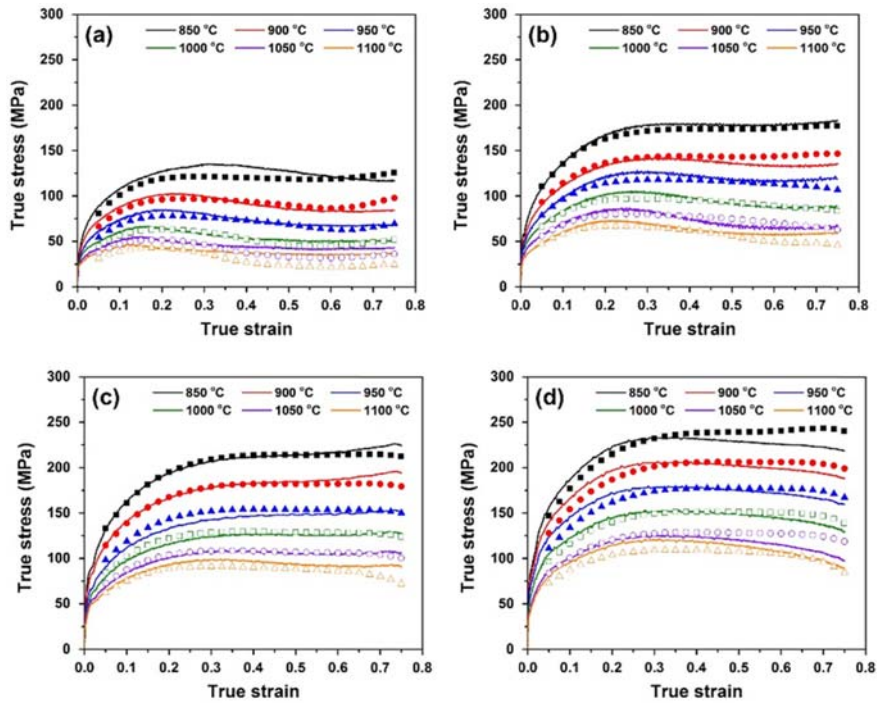


Fig. 6. Comparison between the measured (line) and predicted (symbol) true stress-strain curves by the constitutive model with the modified Zener-Hollomon parameter under different strain rates: (a) 0.01 s^{-1} , (b) 0.1 s^{-1} , (c) 1 s^{-1} , (d) 10 s^{-1} .

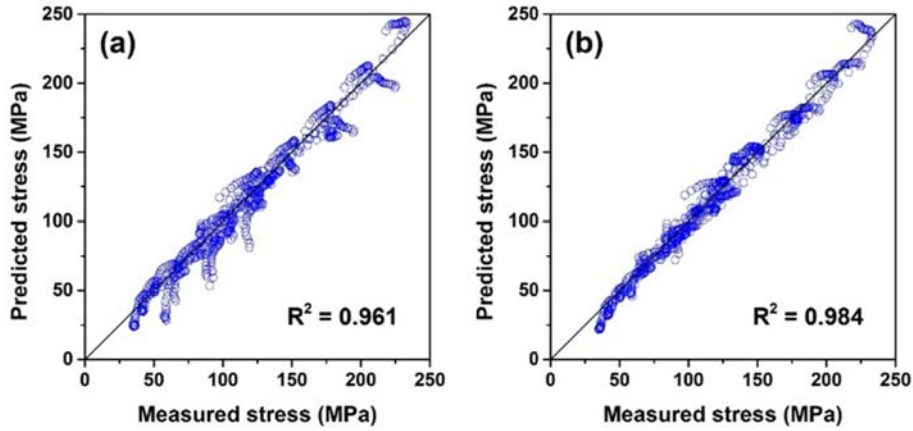


Fig. 7. Correlation between the measured stress data and predicted stress values calculated using the constitutive equation with (a) original Zener-Hollomon parameter and (b) modified Zener-Hollomon parameter.

고 있다. 이러한 계산 결과의 정확도를 높이기 위해 다음과 같이 수정된 Z 와 $\ln A$ 식을 제안하였다.

$$\begin{cases} Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \\ f(\dot{\epsilon}) = -0.248\dot{\epsilon}^3 + 2.744\dot{\epsilon}^2 - 2.744\dot{\epsilon} + 1.247 \end{cases} \quad (22)$$

$$\ln A = -3,108\dot{\epsilon}^6 + 9,216\dot{\epsilon}^5 - 10,477\dot{\epsilon}^4 + 5,857\dot{\epsilon}^3 - 1,651\dot{\epsilon}^2 + 202\dot{\epsilon} + 30 - 1.36\dot{\epsilon} \quad (23)$$

Fig. 6은 수정된 Z 와 $\ln A$ 식을 사용하여 계산된 진응력-진변형률 곡선과 실험 데이터의 비교 그래프이다. Fig. 5와 비교하여 전체적으로 개선된 계산 결과를 확인할 수 있다. Fig. 7은 Z 와 $\ln A$ 식의 개선 여부에 따라 계산된 응력의 정확도 변화를 R^2 값과 함께 비교하여 보여주고 있다. 수정된 Z 와 $\ln A$ 식을 사용하였을 때 더 높은 R^2 을 보였으며 이는 개선된 모델의 예측 정확도가 향상됐음을 보여준다.

4. 공정 지도를 이용한 AISI 4340강의 고온 변형 안정성 예측

금속의 열간 변형시 유동 응력은 일정한 온도와 변형률에 대해 다음과 같이 변형률 속도 ($\dot{\epsilon}$)의 함수로 표현 가능하다[22].

$$\sigma = k\dot{\epsilon}^m \quad (24)$$

여기서 m 은 변형률 속도 민감도를 나타내며, k 는 변형률, 온도 등에 의존하는 강도 상수이다. Prasad 등[25]에 의하면 소재가 받는 총 에너지(P)는 두 가지의 에너지로 구분된다. 소성 변형에 의한 에너지(G)와 동적 회복, 재결정, 공공 생성, 상변태와 같은 미세조직 변화에 의한 내부 변화 에너지(J)로 나눌 수 있다. 따라서 총 에너지(P)는 G 항과 J 항의 합으로 나타낼 수 있다.

$$P = \sigma\dot{\epsilon} = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = G + J \quad (25)$$

따라서 식 (24)에서의 변형률 속도 민감도는 다음과 같이 나타낼 수 있다.

$$m = \frac{dJ}{dG} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (26)$$

주어진 온도와 변형률 속도에서 J 항은 다음과 같이 표현된다.

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (27)$$

$m=1$ 일 때 J 값은 최대값을 가지며, $J_{max} = \sigma\dot{\epsilon}/2$ 로 표현된다.

파워 분산 효율(efficiency of power dissipation)은 소재가 내부의 미세조직 변화에 의해 에너지를 분산하는 상대적인 효율을 나타내며, 다음과 같이 정의된다.

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2J}{P} = \frac{2m}{m+1} \quad (28)$$

일반적으로 η 값이 클수록 구조적 변화에서 소비된 에너지 비율이 증가한다. 안정한 조건에서 η 이 높을수록, 소재에 가해지는 에너지는 동적 회복과 동적 재결정에 사용된다. 변형률 속도 및 온도에 따른 파워 분산 효율의 변화로부터 파워 분산 지도(power dissipation map)을 얻을 수 있다. 파워 분산 지도는 소성변형 과정을 비가역 반응으로 간주한 열역학적인 고려와 미세조직변화 등을 통해 특정 조건에서 일어나는 소성변형의 안정성 여부를 파악하는데 활용된다. 또한 이를 통해 공정 지도(processing map)를 만들 수 있다[26].

고온 변형에 대한 안정성은 Ziegler가 제안한 소성 불안정 인자, 즉 Ziegler parameter(ξ)를 통해 파악할 수 있다[26]. Ziegler parameter(ξ)는 다음과 같다.

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \ln \left[\frac{m}{m+1} \right]}{\partial \ln \dot{\epsilon}} + m \quad (29)$$

Ziegler는 이 소성불안정 인자의 값이 음의 값을 가지는 변형 조건에서 불안정한 소성 변형이 나타난다고 제안하였다. 소성불안정 인자는 instability map을 통해 주어진 온도와 변형률 속도에 따라 변

하는 것을 나타낼 수 있다.

Fig. 8은 파워 분산 지도와 instability map을 이용하여 변형률 변화에 따른 AISI 4340 강재의 공정 지도를 보여주고 있다. 소성불안정 인자 값이 음수인 구역($\xi < 0$)은 빨간색으로 표시했다. 이 구역에 해당하는 변형 속도와 가공 온도 조건에서 AISI 4340강재가 소성 가공시 불안정한 소성 거동이 일어날 수 있음을 의미한다. 즉, 소성 불안정영역에서 압축 변형이 진행될 경우 소재에서 adiabatic shear band 형성, flow localization, 크랙 생성 등이 관찰될 수 있다. 따라서 이 구역에 해당되는 조건에서는 소성 가공을 실시하지 않는 것이 좋다. 대체로 온도가 낮을수록, 변형률 속도가 빠를수록 소성 불안정 영역이 나타날 확률이 높다.

Fig. 9는 변형률이 0.75일 때 공정 지도로부터 소성 불안정 영역에 해당하는 조건에서 고온 변형된 시편의 SEM 이미지를 보여주고 있다. 조건 A와 B는 소성 불안정 인자 값이 음수이면서 파워 분산 효율이 낮은 공정 조건인 850°C, 1 s⁻¹과 900°C, 1 s⁻¹이다. 각 조건에서 고온 변형된 시편에서 크랙 발생의 원인이 되는 공공(vacancy)의 존재를 확인할 수 있었다. 반면에 소성불안정 인자 값이 양수이면서 파워 분산 효율이 높은 공정 조건인 1100°C, 0.01 s⁻¹에서 고온 변형된 시편에서는 공공과 같은 결함이 관찰되지 않았다.

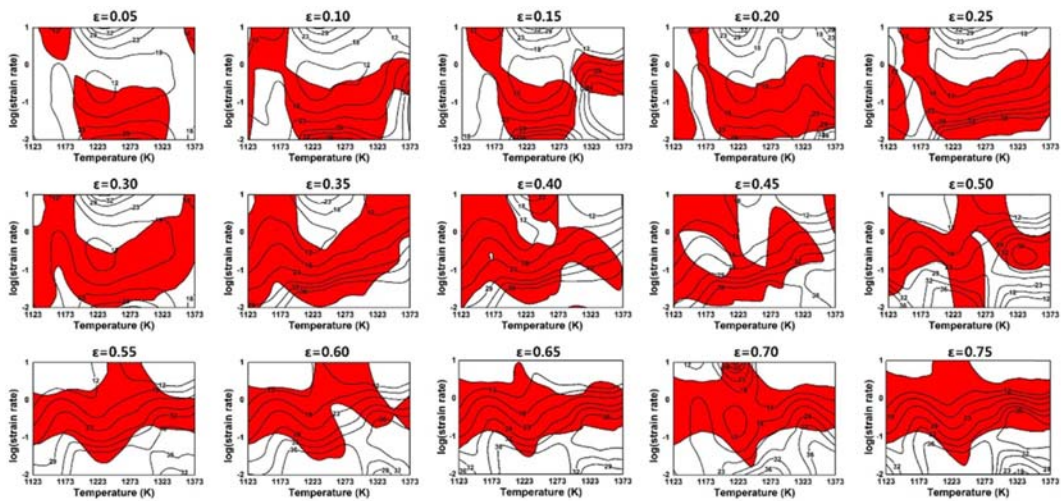


Fig. 8. Processing maps at various true strains. The contour number represents the efficiency of power dissipation. The red area indicates the negative value of parameter ξ .

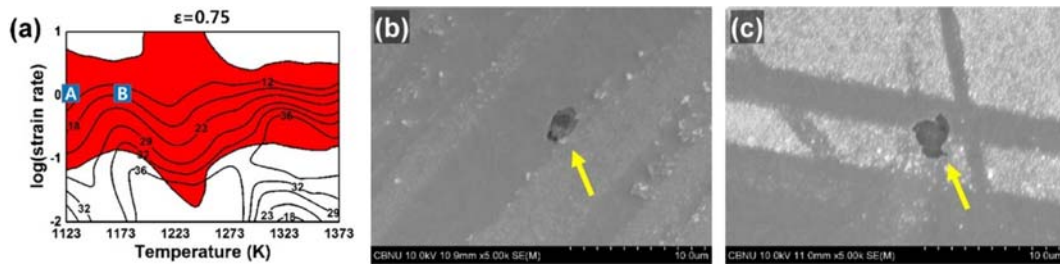


Fig. 9. (a) Processing map at true strain of 0.75. SEM images of vacancy in the specimen deformed in the instability regions (b) at 850°C with a strain rate of 1 s⁻¹ (marked A in (a)) and (c) at 900°C with a strain rate of 1 s⁻¹ (marked B in (a)).

5. 결 론

이번 연구에서 AISI 4340강의 고온 변형 거동을 조사하고자 다양한 실험 온도와 변형을 조건에서 압축 실험을 실시하였다. 측정된 진응력-진변형률 곡선을 이용하여 AISI 4340 강의 고온 변형 거동을 예측할 수 있는 물리적 모델에 기반한 구성 방정식을 제시하였다. 제안된 구성 모델은 AISI 4340 강 가공경화, 동적 회복, 동적 재결정으로 인한 유동 응력의 변화를 잘 반영하고 있다. AISI 4340 강 고온압축 시 요구되는 활성화 에너지는 415.12 kJ/mol 이고 이는 유사한 AISI 4130 강과 AISI 4140 강 의 활성화 에너지와도 유사한 값을 확인하였다. 또한 계산 결과의 정확도를 높일 수 있는 새로운 Zener-Hollomon parameter Z와 lnA 식을 제안하였다. 동적 재료모델 이론에 기반하여 변형률 0.05에서 0.75까지의 넓은 변형률 범위에 대한 AISI 4340 강의 공정 변형 지도를 구하였다. 각각의 온도, 변형률, 변형속도에 따른 파워 분산효율과 불안정성 상수들을 계산하여 소성 불안정 영역을 확인할 수 있었다. 계산된 소성 불안정 조건에서 변형된 시편에서 크랙의 원인으로 작용하는 공공을 확인할 수 있었으나 소성 안정 조건에서 변형된 시편에서는 공공의 존재를 찾지 못했다. 이를 통해 계산된 공정 변형 지도의 적합성을 확인하였으며, 향후 AISI 4340 강 의 고온 거동과 관련된 연구에 유용하게 적용될 수 있을 것으로 기대된다.

후 기

본 연구는 한국(N0001713) 및 한국 산업 기술

평가관리원(KEIT)을 통한 통상 자원부(MOTIE)의 산업 기술 혁신 프로그램에 의해 지원받았으며, 이에 감사 드립니다.

References

1. M. A. S Torres and H. J. C. Voorwald : International Journal of Fatigue, **24** (2002) 877.
2. S. Y. Sirin, K. Sirin, and E. Kaluc : Materials Characterization, **59** (2008) 351.
3. L. Weng, J. Zhang, S. Kalnaus, M. Feng, and Y. Jiang : International Journal of Fatigue, **48** (2013) 156.
4. S. Kumar, D. Singh, and N. S. Kalsi : Materials Today : Proceedings, **4** (2017) 3627.
5. A. G. Odeshi, S. Al-ameeri, S. Mirfakhraei, F. Yazdani, and M. N. Bassim : Theoretical and Applied Fracture Mechanics, **45** (2006) 18.
6. R. O. Ritchie, B. Francis, and W. L. Server : Metallurgical Transactions A, **7** (1976) 831.
7. Y. Tomita : Metallurgical Transactions A, **19** (1988) 2513.
8. R. L. McDaniels, S. A. White, K. Liaw, L. Chen, M. H. McCay, and P. K. Liaw : Materials Science and Engineering A, **485** (2008) 500.
9. G. R. Johnson and W. H. Cook : Proceeding of the Seventh International Symposium on Ball (1983), 541.
10. F. J. Zerilli and R. W. Armstrong : Journal of Applied Physics, **61** (1987) 1816.
11. Y. C. Lin, X. M. Chen, and L. Ge : Materials Science and Engineering A, **527** (2010) 6980.
12. H. Y. Li, X. F. Wang, J. Y. Duan, and J. J. Liu : Materials Science and Engineering A, **577** (2013) 138.
13. H. Zhang, W. Wen, H. Cui, and Y. Xu : Materials Science and Engineering A, **527** (2009) 328.
14. S. T. Chiou, W. C. Cheng, and W. S. Lee : Materials Science and Engineering A, **392** (2005) 156.

15. R. Bobbili, B. V. Ramudu, and Vemuri Madhu : Journal of Alloys and Compounds, **696** (2015) 295.
16. Y. C. Lin, M. S. Chen, and J. Zhong : Mechanics Research Communications, **35** (2008) 142.
17. Y. Dong, C. Zhang, G. Zhao, Y. Guan, A. Gao, and W. Sun : Materials and Design, **92** (2016) 983.
18. Y. V. R. K. Prasad : Metallurgical and Materials Transactions A **27** (1996) 235.
19. L. Ou, Z. Zheng, Y. Nie and H. Jian : Journal of Alloys and Compounds, **648** (2015) 681.
20. Z. Yang, F. Zhang, C. Zheng, M. Zhang, B. lv, and L. Qu : Materials and Design, **66** (2015) 258.
21. J. T. Yeom, E. J. Jung, J. H. Kim, J. K. Hong, N. K. Park, C. S. Lee : Transactions of Materials Processing, **5** (2008) 435.
22. J. T. Yeom, D. H. Kim, Y. S. Na, and N. K. Park : Transactions of Materials Processing, **10** (2001) 347.
23. D. G. Lee, J. H. Lee, J. H. Kim, N. K. Park, Y. T. Lee, and H. S. Jeong : Korea Journal of metals and Materials, **46** (2008) 449.
24. S. V. Sajadifar, M. Ketabchi, and M. Nourani : Steel Research International, **82** (2011) 934.
25. Y. V. R. K. Prasad, H. L. Gegel, S. M. Doraivelu, J. C. Malas, J. T. Morgan, K. A. Lark, and D. A. Barker : Metallurgical Transactions A, **15** (1984) 1883.
26. L. Guo, S. Yang, H. Yang, and J. Zhang : Chinese Journal of Aeronautics, **28** (2015) 1774.