Dual-Phase 鋼の応力-ひずみ曲線におよぼす温度とひずみ速度の影響と Kocks-Mecking モデルによる定式化

土田 紀之*・井崎 栄政*²・田中 知幸*³・深浦 健三*

Effects of Temperature and Strain Rate on Stress-Strain Curves for Dual-Phase Steels and Their Calculations by Using the Kocks-Mecking Model

Noriyuki TSUCHIDA, Yoshimasa IZAKI, Tomoyuki TANAKA and Kenzo FUKAURA

Synopsis : Effects of temperature and strain rate on stress-strain curves for two types of dual-phase (DP) steel with different carbon contents were investigated from the viewpoints of tensile tests and the Kocks-Mecking (KM) model based on thermal activation theory. In the tensile tests, flow stress increased but elongation decreased with decreasing temperature or increasing strain rate. Uniform elongation for each DP steel was almost independent of deformation temperature between 123 and 373K. In the comparison of strain rate sensitivity exponent (m), the m -value increased with decreasing the volume fraction of martensite. The calculated true stress-true strain curves by using the KM model agreed with the measured ones at various temperatures and strain rates for the DP steels. In terms of the parameters for the KM model, the athermal stress and mechanical threshold stresses were different between the two types of DP steel. This seems to be associated with the difference of volume fractions of ferrite and martensite.

Key words: dual-phase steel; stress-strain curve; temperature; strain rate; thermal activation theory; Kocks-Mecking model.

1. 緒言

鉄鋼材料の応力-ひずみ曲線や機械的特性、変形応力は、試験温度やひずみ速度によって大きく変化する¹⁾。変形応力の温度・ひずみ速度依存性は、自動車の衝突や地震など材料の高速変形に対する安全性の問題と密接に関係し、これらの影響を考慮した変形応力の計算手法は材料開発、材料設計のうえでは非常に重要であると考えられる。鉄鋼材料の高速変形挙動については、これまでにさまざまな研究が進められてきており、日本鉄鋼協会における研究会においてもさまざまな観点からの議論が行われてきた^{1,2)}。自動車衝突時に材料が受けるひずみ速度は $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ といわれており¹⁾、 10^3 s^{-1} 以下の塑性変形は主に転位運動の熱活性化過程³⁾により支配される。変形応力におよぼす温度とひずみ速度の影響を明らかにする目的で、KocksとMeckingは熱活性化過程にもとづいた応力-ひずみ曲線の計算モデルである、Kocks-Mecking (KM)モデルを提案した⁴⁻⁷⁾。KMモデルは、熱活性の素過程を重ね合わせることができる点が特長であり、これまでにCu⁵⁾、Ti合金⁸⁻¹⁰⁾をはじめ、鉄鋼材料についてはオーステナイト鋼^{11,12)}やフェライト鋼¹³⁻¹⁵⁾に関する結果が報告されている。試験温度を変えた低速引張試験結果よりKMモデルにおける各パラメー

タを決定し、 $10^2 \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ の高速変形時の応力-ひずみ曲線を精度良く予測できることも可能である^{1,12-14)}。

本研究では、KMモデルの適用範囲の拡大を主な目的として、日本鉄鋼協会「計算工学による組織と特性予測技術研究会」における共通試料であるDual-Phase (DP) 鋼¹⁶⁻¹⁸⁾を用いて試験温度とひずみ速度を変え引張試験を行った。得られた実験結果より、変形応力の温度・ひずみ速度依存性を整理するとともに、KMモデルを用いた変形応力の記述について検討を行った。

2. 実験方法

本研究で用いた試料は、日本鉄鋼協会「計算工学による組織と特性予測技術研究会」における特性予測WGの共通試料として作製された、炭素量の異なる2種類のDP鋼(0.1C, 0.15C)であり、その化学組成をTable 1に示す^{16,18)}。これらのDP鋼は真空溶解によってインゴットを作製し、

Table 1 Chemical compositions of the dual-phase (DP) steels (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	t-Al
0.1C	0.10	0.10	1.0	0.011	0.0048	0.87	0.76	0.25	0.0026
0.15C	0.15	0.10	1.0	0.011	0.0048	0.87	0.76	0.25	0.0026

平成22年7月22日受付 平成22年9月15日受理 (Received on July 22, 2010; Accepted on Sep. 15, 2010)

* 兵庫県立大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, University of Hyogo, 2167 Shosha Himeji 671-2280)

*² 兵庫県立大学学生 (現: MHIソリューションテクノロジーズ (株)) (Undergraduate Student, University of Hyogo, now MHI Solution Technologies Co., LTD.)

*³ 兵庫県立大学学生 (現: (株) カワサキプレジジョンマシナリ) (Undergraduate Student, University of Hyogo, now Kawasaki Precision Machinery LTD.)

熱間圧延と冷間圧延によって厚さ0.7 mmの板材を作製した。この板材を、雰囲気炉で1123K、1.8 ks加熱後、873Kにて600 s保持後空冷した。さらにソルトバスにより1023Kにおいて1.8 ks保持後空冷した。これらのDP鋼は光学顕微鏡により組織観察を行い、各観察面(RD, TD, ND)より2視野以上の写真を用いてフェライトとマルテンサイトの体積率を点算法により、また平均フェライト結晶粒径を線分法によりそれぞれ測定した。

炭素量の異なる2種類のDP鋼は、試験温度とひずみ速度を変えて引張試験を行った。温度依存性については、材料より平行部長さ25 mm、平行部幅5 mmの平板引張試験片を作製した。これらはギア駆動式引張試験機を用いて、試験温度を変えてひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ にて静的引張試験を行った。この時、試験温度は恒温槽を用いて123Kから373Kの間で変化させた。また、ひずみ速度依存性については、まず温度依存性を調査した場合と同じ試験片を用いて、296Kにてひずみ速度を $3.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の間で変化させ引張試験を行った。それ以上のひずみ速度における引張試験においては、平行部長さ6 mm、平行部幅2 mmの平板試験片を作製し、検力ブロック試験機

を用いて同じく296Kにて、ひずみ速度が 10^0 s^{-1} から 10^3 s^{-1} における高速引張試験を行った。

3. 結果と考察

3.1 組織

Fig. 1に、炭素量の異なる2種類のDP鋼の光学顕微鏡写真をそれぞれ示す。いずれのDP鋼もRD, TD面よりフェライトとマルテンサイトがバンド状に存在しており、ND面の写真からはマルテンサイトがまとまって存在している箇所も観察された。各面の光学顕微鏡写真を用いて点算法と線分法によりマルテンサイト体積率(V_M)と平均フェライト結晶粒径(D)を測定した結果、0.1C鋼では V_M が30%、 D は $11 \mu\text{m}$ であり、0.15C鋼については V_M が68%、 D は $10 \mu\text{m}$ であった。これより、0.1C鋼と0.15C鋼では、フェライト結晶粒径はほぼ同じ大きさであり、マルテンサイト体積率は2倍以上異なることがわかった。また、組織写真と熱処理条件から考えると、いずれのDP鋼もマルテンサイト組織がマトリックスであり、その中にフェライト組織が存在していると判断できる¹⁹⁾。一方で、これらの組織につ

Fig. 1. Optical micrographs of the 0.1C (a) and 0.15C (b) DP steels.

Fig. 2. Nominal stress-strain curves of the 0.1C (a) and 0.15C (b) DP steels obtained by static tensile tests at various test temperatures with an initial strain rate of $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

いては研究会におけるほかの委員にも報告されており、SEMなどを用いた観察結果ではパーライトや残留オーステナイトがわずかに含まれていることが示されている^{18,20)}。我々の実験でもX線回折実験を行ったところ、2~3%の残留オーステナイトが確認されたが、これは機械的特性に大きな影響をおよぼす量ではないと推察される。

3・2 応力-ひずみ曲線におよぼす温度とひずみ速度の影響

Fig. 2にさまざまな試験温度における引張試験で得られた公称応力-ひずみ曲線を示す。得られた機械的特性はTable 2に整理した。いずれのDP鋼も試験温度が低下するに従い0.2%耐力や引張強さ、各ひずみにおける変形応力は増大した。この時、均一伸びはほとんど温度にはよらず一定であり、0.1C鋼では約16%、0.15C鋼は約12%であった。これは加工硬化率の温度依存性が大きく関係していると思われる。また、0.1C鋼と0.15C鋼を比較すると、0.15C鋼の方が変形応力は大きい、均一伸びや全伸びは小さかった。これはフェライトとマルテンサイト体積率の

違いが影響している。Fig. 3には各試験温度における真応力-ひずみ曲線と加工硬化率曲線を整理した。いずれのDP鋼も温度が低下すると同じ真ひずみにおける加工硬化率は大きくなった。一方で、温度が低下すると加工硬化率に加えて真応力も増大するために、塑性不安定条件を満足するひずみは温度によらずほぼ等しかったと考えられる。

Fig. 4に、296Kにおけるさまざまなひずみ速度での引張

Table 2 Mechanical properties of the two types of DP steels obtained by static tensile tests at various deformation temperatures with a strain rate of $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

T (K)	0.1C				0.15C			
	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	U.EI (%)	EI (%)	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	U.EI (%)	EI (%)
123	524	939	15.8	21.1	664	1106	11.7	15.2
173	431	808	16.1	22.4	588	1007	12.1	16.3
223	386	767	14.6	19.6	436	921	11.3	15.4
296	340	697	16.1	22.2	452	907	11.6	16.0
373	386	677	15.9	18.4	452	850	12.0	14.6

Fig. 3. Nominal stress-strain curves of the 0.1C (a) and 0.15C (b) DP steels obtained by tensile tests with various strain rates at 296K.

Fig. 4. True stress and work-hardening rate as a function of true strain in the 0.1C (a) and 0.15C (b) DP steels at various temperatures.

Table 3. Mechanical properties of the two types of DP steels obtained by tensile tests with various strain rates at 296 K.

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	0.1C				0.15C			
	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	U.El (%)	El (%)	0.2%PS (MPa)	TS (MPa)	U.El (%)	El (%)
10 ³	586	855	9.8	25.7	632	1004	9.6	24.1
10 ²	481	779	11.6	21.2	550	955	7.9	19.1
10 ¹	385	768	12.6	24.0	596	917	9.2	18.8
10 ⁰	448	751	11.6	23.8	502	904	9.8	19.8
3.3×10 ⁻²	342	748	15.8	21.7	550	903	10.3	13.8
3.3×10 ⁻⁴	340	697	16.1	22.2	452	907	11.6	16.0
3.3×10 ⁻⁶	277	676	13.9	16.5	450	884	10.4	13.5

試験で得られた公称応力-ひずみ曲線をそれぞれ示す。0.2%耐力、引張強さ、均一伸び、全伸びのひずみ速度依存性はTable 3に整理した。ひずみ速度が高くなるに従い、0.2%耐力や引張強さは増大し、均一伸びは低下した。温度依存性同様、0.1C鋼と0.15C鋼を比較すると0.15C鋼の方が変形応力は大きく、均一伸びや全伸びは小さかった。

0.1C鋼と0.15C鋼の変形応力におよぼすひずみ速度の影響を比較する目的で、ひずみ7%における変形応力($\sigma_{0.07}$)をひずみ速度に対して整理した結果をFig. 5に示す。Fig. 5における傾きはひずみ速度感受性指数である m 値を示し、 m 値を用いることで変形応力をひずみ速度の関数として以下のように記述することができる。

$$\sigma = K\dot{\epsilon}^m \quad (1)$$

ここで、 σ は変形応力、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度、 K は定数である。Fig. 5に示した直線は(1)式による計算結果であり、0.1C鋼と0.15C鋼の $\sigma_{0.07}$ について最小二乗法により以下の結果が得られた。

$$0.1C: \sigma_{0.07} = 790\dot{\epsilon}^{0.011} \quad (R^2=0.955) \quad (2)$$

$$0.15C: \sigma_{0.07} = 988\dot{\epsilon}^{0.0055} \quad (R^2=0.900) \quad (3)$$

ここで、 R^2 は決定係数である。(2)、(3)式より、0.1C鋼と0.15C鋼の $\sigma_{0.07}$ に対する m 値はそれぞれ0.011、0.0055であり、変形応力のひずみ速度依存性は0.1C鋼の方が大きい。変形応力におよぼす温度の影響も0.1C鋼の方が大きいことがFig. 2の結果より推察されるが、2種類のDP鋼における変形応力の温度・ひずみ速度依存性の違いについては次項のKocks-Meckingモデルを用いた整理において議論する。

3・3 Kocks-Meckingモデルによる応力-ひずみ曲線の定式化

塑性変形が転位運動による時、変形応力におよぼす温度(T)とひずみ速度($\dot{\epsilon}$)の影響は転位の運動に対する熱活性化機構に起因する³⁾。このとき、転位運動の障害は熱振動の助けを借りて乗り越えることのできる短範囲障害物と乗り越えることのできない長範囲障害物に分けることができる。この考えにより、 σ は次のように表すことができる^{1,4)}。

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_i(T, \dot{\epsilon}) \quad (4)$$

ここで、 σ_a は長範囲障害物に対応する非熱的応力成分、

Fig. 5. Double logarithmic plot of the 7% flow stress vs. strain rate for the DP steels.

$\sigma_i(T, \dot{\epsilon})$ は短範囲障害物に対応する熱的応力成分である。つまり、変形応力は非熱的応力と熱的応力の足し算で記述することができ、熱的応力成分は熱活性化過程の考え方にもとづいて記述することができる^{1,3,6)}。(4)式における $\sigma_i(T, \dot{\epsilon})$ の最大値は0Kにおける応力の大きさであり、これはしきい応力 $\hat{\sigma}_i$ と呼ばれる。有限温度においては熱振動によって活性化エネルギー ΔG が与えられ、これにより以下で変形は進行することができる。この ΔG を超えるエネルギーをもつ確率はBoltzmann確率に比例する^{1,3)}。 ΔG は応力の関数であり、次式で与えられる。

$$\Delta G = \Delta G_0 - ldb\sigma_i(T, \dot{\epsilon}) \quad (5)$$

ここで、 ΔG_0 は応力ゼロの時の活性化エネルギー、 l は転位の運動経路上に点在している障害の間隔、 d は障害の乗り越えに必要な移動距離、 b はバーガースベクトル、この時転位に働く力は $\sigma_i(T, \dot{\epsilon})$ である。 ΔG は0Kにおける仕事に対応する ΔG_0 からある温度において熱的応力がなす仕事を引いたものである。この ΔG については、(5)式以外に0Kにおける $\hat{\sigma}_i$ や ΔG_0 を用いて数式化する試みが行われ、Kocks²¹⁾は一般形として次式を提案している。

$$\begin{aligned} \Delta G &= \Delta G_0 \left[1 - \left(\sigma_i(T, \dot{\epsilon}) / \hat{\sigma}_i \right)^p \right]^q \\ &= g_0 \mu b^3 \left[1 - \left(\sigma_i(T, \dot{\epsilon}) / \hat{\sigma}_i \right)^p \right]^q \quad (6) \end{aligned}$$

ここで、 p 、 q は定数で、 $0 \leq p \leq 1$ 、 $1 \leq q \leq 2$ の範囲にある。 μ は試験温度におけるせん断弾性係数²²⁾、 g_0 は定数である。転位が熱活性化過程により運動する際には、 $\dot{\epsilon}$ は一般に次式で表される。

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp(\Delta G/kT) \quad (7)$$

ここで、 k はBoltzmann定数、 $\dot{\epsilon}_0$ は定数である。(7)式に(6)式を代入することで、 $\sigma_i(T, \dot{\epsilon})$ に関する次式が得られる。

$$\sigma_i(T, \dot{\varepsilon}) = \left[1 - \left\{ \frac{kT}{g_0 \mu b^3} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right\}^{\frac{1}{q}} \right]^{\frac{1}{p}} \hat{\sigma}_i \dots\dots\dots (8)$$

これより $\sigma_i(T, \dot{\varepsilon})$ を T , $\dot{\varepsilon}$, $\hat{\sigma}_i$ の関数として記述できることがわかる。(8)式は熱活性化過程において $\sigma_i(T, \dot{\varepsilon})$ を記述する基本式である。

熱活性化過程にもとづいた応力-ひずみ曲線の計算方法である Kocks-Mecking (KM) モデルは、以下の式に従い応力-ひずみ曲線を計算することができる⁴⁻⁷⁾。

$$\frac{\sigma}{\mu} = \frac{\sigma_a}{\mu} + s_l(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\hat{\sigma}_l}{\mu_0} + s_D(T, \dot{\varepsilon}) \frac{\hat{\sigma}_D}{\mu_0} \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 μ_0 は 0K におけるせん断弾性係数^{4,22)}、 $s(T, \dot{\varepsilon})$ は温度・ひずみ速度パラメータであり、下付添字 l はその固溶強化成分、 D は転位強化成分を示し、それぞれ以下のように表される^{4,5)}。

$$s_l(T, \dot{\varepsilon}) = \left[1 - \left(\frac{kT}{g_{0l} \mu b^3} \ln \frac{\dot{\varepsilon}_{0l}}{\dot{\varepsilon}} \right)^{\frac{1}{q_l}} \right]^{\frac{1}{p_l}} \dots\dots\dots (10)$$

$$s_D(T, \dot{\varepsilon}) = \left[1 - \left(\frac{kT}{g_{0D} \mu b^3} \ln \frac{\dot{\varepsilon}_{0D}}{\dot{\varepsilon}} \right)^{\frac{1}{q_D}} \right]^{\frac{1}{p_D}} \dots\dots\dots (11)$$

また、(9)式における $\hat{\sigma}_l$ と $\hat{\sigma}_D$ はそれぞれ $\hat{\sigma}_l$ の固溶強化成分、転位強化成分であり、 $\hat{\sigma}_l$ は定数、 $\hat{\sigma}_D$ は ε の関数として以下のように表される。

$$\hat{\sigma}_D = \hat{\sigma}_{Ds} \left[1 - \exp \left(\frac{-\Theta_0 \varepsilon}{\hat{\sigma}_{Ds}} \right) \right] \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 $\hat{\sigma}_{Ds}$ は任意の転位組織が 0K において示す仮想変形応力の飽和応力、 Θ_0 は初期加工硬化率である^{4,6)}。(9)式

において、右辺第1項目から順に非熱的応力成分、熱的応力の固溶強化成分、転位強化成分が単純加算された形となっている。(8)、(10)、(11)式からわかるように、0K とある温度、ひずみ速度における応力との比が $s(T, \dot{\varepsilon})$ であり、この大きさはその時の温度とひずみ速度により決定される。(9)式においてひずみの関数として記述されるのは、 σ_a と $\hat{\sigma}_D$ のふたつである^{11,13)}。

ところで、熱活性化過程を元にした変形応力の記述においては、変形応力におよぼす温度とひずみ速度の影響は等価であると考えられている。このため、今回検討した2種類の DP 鋼の実験結果についても、KM モデルによる整理を行う前に温度とひずみ速度の影響の等価性を明らかにする必要がある。ここでは、等価性を検証する因子として以下に示す Larson-Miller パラメータ (ξ)²³⁾ を用いた。

$$\xi = T(\ln \dot{\varepsilon}_0 - \ln \dot{\varepsilon}) \dots\dots\dots (13)$$

ここで $\ln \dot{\varepsilon}_0$ は定数であり、ここでは 20 と与えた。(13)式からわかるように、低温、高ひずみ速度ほど ξ は小さくなる。Fig. 6 には、 ξ に対するさまざまなひずみにおける変形応力を示す。0.1C、0.15C 鋼ともに変形応力は ξ に対して1本の曲線に乗っていると判断することができる。このことから本 DP 鋼の試験温度 123~373K、ひずみ速度 $10^3 \sim 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ の範囲において、変形応力におよぼす温度とひずみ速度の影響は等価であると結論づけられた。

次に、2種類の DP 鋼の実験結果を用いて KM モデルによる応力-ひずみ曲線の定式化を行った。はじめに、非熱的応力 (σ_a) の整理を行った。 σ_a の決定においては Fig. 6 の結果を用い、熱活性化過程のみで障害物を乗り越えられる条件としてこれまでの報告をもとに $\xi = 20,000 \text{ K}$ における変形応力を外挿によって求め、これを σ_a とした^{11,15)}。Fig. 6 より求めた各ひずみでの $\xi = 20,000 \text{ K}$ における変形応力を用いて、最小二乗法によって Swift の式で整理したところ、0.1C 鋼、0.15C 鋼それぞれについて次式が得られた。

$$0.1\text{C}: \sigma_a = 979.3(0.002 + \varepsilon)^{0.21} \quad (R^2 = 0.999) \dots\dots\dots (14)$$

Fig. 6. Flow stresses at various true strains as a function of Larson-Miller parameter for the 0.1C (a) and 0.15C (b) DP steels.

$$0.15\text{C}: \sigma_a = 1162.8(0.002 + \varepsilon)^{0.15} \quad (R^2 = 0.995) \dots \dots \dots (15)$$

次に、(9)式におけるふたつの熱的応力の各パラメータについて求めた。各ひずみにおける熱的応力はいずれも(8)式で記述され、(8)式中の p 、 q 、 g_0 、 $\dot{\varepsilon}_0$ が定数であり、これらは固溶強化成分と加工硬化成分それぞれについて決定される。固溶強化成分における p_1 と q_1 は、極低炭素鋼やIF鋼などフェライト単相鋼の結果^{13,14)}を元に、 $p_1 = 0.5$ 、 $q_1 = 1.0$ とし、 $\dot{\varepsilon}_{0I}$ は 10^8 s^{-1} とした。(9)式の右辺第2項は降伏応力(0.2%耐力)を意味するので、各温度、各ひずみ速度における降伏応力より(14)、(15)式で求めた非熱的応力を差し引き、温度とひずみ速度の関数で整理するとFig. 7の関係が得られる。縦軸の熱的応力と温度とひずみ速度の関数で示される横軸の関係からは直線関係が得られ、縦軸の切片からしきい応力である $\hat{\sigma}_I$ が、直線の傾きから g_{0I} がそれぞれ求められた。同様にして、残りの熱的応力の加工硬化成分についても各ひずみにおける変形応力から σ_a 、 $\sigma_I(T, \dot{\varepsilon})$ の固溶強化成分を引いた値はFig. 8のように整理され、図における切片と傾きから各ひずみにおけるしきい応力 $\hat{\sigma}_D$ と g_{0D} を求めた。ここでは過去の報告を元に、 $p_D = 0.5$ 、 $q_D = 1.5$ 、 $\dot{\varepsilon}_{0D}$ は $\dot{\varepsilon}_{0I}$ 同様 10^8 s^{-1} とした¹³⁻¹⁵⁾。このとき $\hat{\sigma}_D$ はひずみにより変化するので、各ひずみにおいて得られた $\hat{\sigma}_D$ から(12)式によりひずみの関数として記述できるよう Θ_0 と $\hat{\sigma}_{D0}$ をそれぞれ決定した。この時、各DP鋼の g_{0D} はひずみによらず一定であった。なお、Fig. 7、8は0.1C鋼における結果であるが、0.15C鋼においても同様の結果を整理し各パラメータを求めた。Table 4には0.1C鋼、0.15C鋼より決定された各パラメータの値を整理した。炭素量の異なる2種類のDP鋼の各パラメータを比較すると、大きな違いとしては σ_a としきい応力の大きさがあげられる。 σ_a は0.15C鋼の方が大きく、しきい応力について $\hat{\sigma}_I$ は0.1C鋼の方が大きく、 $\hat{\sigma}_D$ は同じ値で整理できた。 σ_a の違いについては、変形応力の温度・ひずみ速度依存性の大小はもちろ

Fig. 7. Determination of $\hat{\sigma}_I$ for the 0.1C DP steel, where p_1 , q_1 , and $\dot{\varepsilon}_{0I}$ are 0.5, 1.0, 10^8 s^{-1} , respectively.

んのこと、Fig. 3で示した加工硬化率の挙動とも関係する。(9)式において、 σ_a 以外に ε の関数として与えられる $\hat{\sigma}_D$ が同じため、今回検討した炭素量の異なる2種類のDP鋼の加工硬化率の違いは主に σ_a と関係していることが推察される。 $\hat{\sigma}_I$ の違いについても温度・ひずみ速度依存性と大きく関係し、Fig. 5に示した0.1C鋼のひずみ速度依存性が0.15C鋼よりも大きいという実験結果と対応すると考えられる。また、これらの違いについてはそれぞれの組織が大きく関係している。いずれのDP鋼もフェライト結晶粒径はほぼ同じ大きさであり、マルテンサイト組織がフェライト-マルテンサイト複合組織におけるマトリックスである。一方で、マルテンサイト体積率は0.1C鋼が30%、0.15C鋼においては68%であり倍以上の違いがある。DP鋼における構成組織であるフェライトとマルテンサイト組織の温度・ひずみ速度依存性について考えると、フェライト単一組織に関しては強度は低いが変形応力の温度・ひずみ速度依存性は鉄鋼材料の中でも非常に大きい^{13,14)}。一方で、マルテンサイト単一組織は、強度はフェライトよりも非常に大きい温度・ひずみ速度依存性は小さい²⁴⁾。マルテンサイト単一組織鋼における変形応力の温度・ひずみ速度依

Fig. 8. Determination of $\hat{\sigma}_D$ for the 0.1C DP steel, where p_D , q_D , and $\dot{\varepsilon}_{0D}$ are 0.5, 1.5, 10^8 s^{-1} , respectively.

Table 4. Parameters of the Kocks-Mecking model for the 0.1C and 0.15C DP steels.

Parameter	0.1C	0.15C
σ_a (MPa)	$979.3(0.002 + \varepsilon)^{0.21}$	$1162.8(0.002 + \varepsilon)^{0.15}$
$\hat{\sigma}_I$ (MPa)	375	270
g_{0I}	0.14	0.12
p_1	0.5	0.5
q_1	1.0	1.0
$\dot{\varepsilon}_{0I}$ (s^{-1})	10^8	10^8
g_{0D}	0.32	0.30
Θ_0 (MPa)	12,000	12,000
$\hat{\sigma}_{D0}$ (MPa)	450	450
p_D	0.5	0.5
q_D	1.5	1.5
$\dot{\varepsilon}_{0D}$ (s^{-1})	10^8	10^8

Fig. 9. Comparisons between the calculated true stress-strain curves and the measured ones by using the KM model for the 0.1C DP steel at various temperatures (a) and various strain rates (b).

Fig. 10. Comparisons between the calculated true stress-strain curves and the measured ones by using the KM model for the 0.15C DP steel at various temperatures (a) and various strain rates (b).

存性は、炭素量にも依存すると考えられる。本研究における2種類のDP鋼について考えると、0.15C鋼の方がマルテンサイト体積率が多いため0.1C鋼よりも温度・ひずみ速度依存性に関係するしきい応力が小さく σ_a が大きくなったと、フェライトとマルテンサイトの温度・ひずみ速度依存性の違いと体積率の観点から説明することができる¹⁵⁾。

Fig. 9, 10には、0.1C, 0.15C鋼のさまざまな温度とひずみ速度における真応力-ひずみ曲線の実験結果と、Table 4のパラメータを用いた計算結果を比較した。いずれの温度、ひずみ速度においても、実験結果と計算結果はほぼ一致したと判断できる。Fig. 9(b), Fig. 10(b)に示したひずみ速度依存性の比較結果のうち、 10^0 s^{-1} 以上の計算においては高速変形時の発熱の影響を次式により考慮し、計算結果に反映させた²⁵⁾。

$$T = T_0 + \frac{0.95}{\rho \cdot C_p} \int_0^e s(e) de \quad \cdots \cdots (16)$$

ここで、 T_0 は初期の試験温度（この場合は296K）、 ρ は密度、 C_p は比熱、 s と e はそれぞれ公称応力と公称ひずみで

ある。(16)式により高速変形中の発熱の影響を計算に考慮させることで変形応力は低くなり、等温条件と比べて実験結果とよく一致した。以上の結果から、熱活性化過程に基づいたKMモデルは炭素量の異なる2種類のDP鋼についてもその適用が確認された。

4. 結言

本研究では、炭素量の異なる2種類のDP鋼(0.1C, 0.15C)を用いて温度とひずみ速度を変えて引張試験を行い、変形応力の温度とひずみ速度依存性を整理した。また、得られた実験結果を用いて熱活性化過程に基づいたKocks-Mecking (KM)モデルによる応力-ひずみ曲線の定式化を行った。得られた結論は以下の通りである。

(1) 試験温度が123Kから373K、ひずみ速度が 10^{-6} s^{-1} から 10^3 s^{-1} の範囲で引張試験を行った結果、試験温度の低下もしくはひずみ速度の増加により0.2%耐力や引張強さ、変形応力は増大し、全伸びは低下した。各DP鋼における均一伸びは、試験温度によらずほぼ一定であった。また、

同じ試験条件で2種類のDP鋼の結果を比較すると、炭素量の高い0.15C鋼の方が強度は高いが、均一伸びや全伸びは小さかった。

(2) 2種類のDP鋼のひずみ7%における変形応力のひずみ速度感受性指数(m 値)を比較したところ、0.1C鋼の m 値は0.011、0.15C鋼は0.0073であった。これにより、変形応力のひずみ速度依存性は0.1C鋼の方が高いことがわかった。

(3) さまざまな温度、ひずみ速度における引張試験結果を用いて、KMモデルによる応力-ひずみ曲線の整理を行った。得られたパラメータを用いた計算結果は、2種類のDP鋼の実験結果を精度良く記述できることがわかった。

(4) 2種類のDP鋼に関するKMモデルのパラメータを比べたところ、0.1C鋼の方が非熱的応力が小さく、熱的応力と関係するしきい応力が大きかった。これは変形応力の温度・ひずみ速度依存性が0.1C鋼の方が大きいという実験結果と一致し、2種類のDP鋼のフェライトとマルテンサイト体積率の違いが影響していると考えられる。

本実験の試料をご提供いただいた新日本製鐵(株)潮田浩作博士、川田裕之博士(日本鉄鋼協会「計算工学による組織と特性予測技術研究会」の共通試料)、実験結果について議論いただいた「計算工学による組織と特性予測技術研究会(主査:瀬沼武秀教授)」の委員の皆様、および本研究を遂行するにあたり、多大なるご協力をいただいた香川大学工学部 上路林太郎博士に心より感謝申し上げます。

文 献

1) H.Takechi, M.Takahashi, K.Ito, T.Endo and Y.Tomota: *Tetsu-to-*

- Hagané*, **88** (2002), 703.
- 2) 遠藤孝雄, 友田 陽: 自動車用材料の高速変形に関する研究会成果報告書, 日本鉄鋼協会, 東京, (2001), 65.
 - 3) H.Conrad: *J. Met.*, **16** (1964), 582.
 - 4) H.Mecking and U.F.Kocks: *Acta Metall.*, **29** (1981), 1865.
 - 5) P.S.Follansbee and U.F.Kocks: *Acta Metall.*, **36** (1988), 81.
 - 6) U.F.Kocks: *J. Eng. Mater. Tech.*, **98** (1976), 76.
 - 7) U.F.Kocks: *Mater. Sci. Eng.*, **A317** (2001), 181.
 - 8) P.S.Follansbee and G.T.Gray III: *Metall. Trans.*, **20A** (1989), 863.
 - 9) D.R.Chichili, K.T.Ramesh and K.J.Hemker: *Acta Mater.*, **46** (1998), 1025.
 - 10) N.Tsuchida, H.Moriya, Y.Tomota, O.Umezawa and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 84.
 - 11) N.Tsuchida, Y.Tomota, H.Moriya, O.Umezawa and K.Nagai: *Acta Mater.*, **49** (2001), 3029.
 - 12) J.H.Park, M.Kanda, N.Tsuchida and Y.Tomota: *J. Jpn. Inst. Met.*, **69** (2005), 867.
 - 13) J.H.Park and Y.Tomota: *Z. Metallkd.*, **94** (2003), 53.
 - 14) J.H.Park, Y.Tomota, S.Takagi, S.Ishikawa and T.Shimizu: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 657.
 - 15) N.Tsuchida, K.Fukaura, K.Nagai and Y.Tomota: *ISIJ Int.*, **48** (2008), 1020.
 - 16) 友田 陽: 計算工学による組織と特性予測技術の最前線, 日本鉄鋼協会, 東京, (2010), 246.
 - 17) T.Senuma: *CAMP-ISIJ*, **21** (2008), 342.
 - 18) Y.Tomota: *CAMP-ISIJ*, **21** (2008), 369.
 - 19) S.Kotani, N.Tsuchida and Y.Tomota: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 827.
 - 20) H.Kawata and K.Ushioda: *CAMP-ISIJ*, **22** (2009), 1194.
 - 21) U.F.Kocks, A.S.Argon, and M.F.Ashby: *Prog. Mater. Sci.*, **19** (1975), 110.
 - 22) For example, The Elastic Modulus for Iron and Specimen, Maruzen, Tokyo, (1996), 40.
 - 23) F.R.Larson and J.Miller: *Trans. ASME*, **74** (1952), 765.
 - 24) R.Ueji: Unpublished work.
 - 25) J.D.Campbell and W.G.Ferguson: *Philos. Mag.*, **21** (1970), 63.