TRIP 鋼の変形挙動の数値シミュレーション*

富田 佳宏^{*1}, 原田 陽雄^{*2}, 岩本 剛^{*3}

Numerical Simulation of Deformation Behavior of TRIP Steels

Yoshihiro TOMITA, Haruo HARADA and Takeshi IWAMOTO

The transformation-induced plasticity (TRIP) steel possesses such favorable mechanical properties as high work-hardening characteristics, tenacity and strength. The strain-induced martensitic transformation, however, strongly depends on the temperature and strain rate imposed, and an appropriate improvement of mechanical properties is realized under quite restricted circumstances. To obtain the required mechanical properties, a constitutive model which can suitably predict the deformation behavior including transformation under a wide range of deformation conditions has been developed by employing Olson and Cohen's model for strain induced martensitic transformation kinetics. Then, deformation behavior of SUS304 (18-8) cylinder has been simulated under different environmental temperature with different strain rates by thermocoupled finite element method accounting for the latent heat induced by martensitic transformation. The possibility of the improvement of such mechanical properties of the material as strength, ductility and toughness has been individually discussed.

Key Words: Constitutive Equation, Transformation Induced Plasticity Steels, Strain Induced Martensitic Transformation, Olson and Cohen Model, Finite Element Simulation

1. 緒言

TRIP(Transformation Induced Plasticity) 鋼は, 加工過程において発生するひずみ誘起マルテンサイト変態により, 優れた機械的性質を持つ⁽¹⁾. しかしながら, その変態現象が温度⁽²⁾, ひずみ速度⁽³⁾に強く依存しているため, 加工条件が変化するとその特性が著しく変化する.

Olson と Cohen⁽⁴⁾はひずみ誘起変態の重要な発生メカニズムとされるせん断帯の交差機構⁽⁵⁾に着眼し, その温度依存性を首尾よく表現できる物理的モデルを提案している(以下 O.C モデル). Ramiriz ら⁽⁶⁾は, 特徴ひずみの考えを導入した現象論的変態モデルを提案し, エネルギーバランス式と組み合わせて, 各相の流れ応力の算出などを行なっている. さらに, Stringfellow ら⁽⁷⁾は, O.C モデルに力学的な駆動力の影響を加えた変態モデルとマルテンサイト相による強化機構を考慮した構成モデル(以下 S モデル)を組合せ, 変形挙動の有限要素解析により, 単軸引張を受ける丸棒のくびれ部及びクラックチップ近傍においてひずみ誘起変態に及ぼす応力状態の影響を検討している. このように, さまざまな観点から定性的ある

いは定量的な検討が行なわれているが, これらの研究では, 変形が等温度下で進行していると仮定されており, ひずみ速度による影響も考慮されていない.

本研究では, この種の鋼の有用性を積極的に利用するために, 複雑な変形挙動を表現することができる構成モデルを提案し, それを有限要素法⁽⁸⁾に適用して, 各種環境温度及びひずみ速度で単軸引張を受ける SUS304 丸棒の変形挙動を解析し, 伸び, 強度等の機械的性質の変化について検討する.

2. 基礎理論

2.1 ひずみ誘起変態モデル まず, O.C モデル⁽⁴⁾に従ってせん断帯の体積分率の変化率 $\dot{f}^{sb}$ を基オーステナイト相(以下 a 相)の相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}_a^{slip}$ の関数として以下のように表す.

$$\dot{f}^{sb} = (1 - f^{sb}) \alpha \dot{\epsilon}_a^{slip} \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで α はせん断帯の増加を規定するパラメーターで, ひずみ速度が大きくなると変形様式がせん断帯のモードに支配されるようになること⁽³⁾を表すために, 以下のようひずみ速度の関数で定義する.

$$\alpha = \alpha_0 \left(\frac{\dot{\epsilon}_a^{slip}}{\dot{\epsilon}_y} \right)^M \quad \dots\dots\dots (2)$$

* 原稿受付 平成 5 年 12 月 22 日.

^{*1} 正員, 神戸大学工学部 (〒657 神戸市灘区六甲台町).^{*2} 富士ゼロックス(株) (〒107 東京都港区赤坂 3-3-5 国際山王ビル).^{*3} 学生員, 神戸大学大学院.

ここで、 M はひずみ速度感度、 $\dot{\epsilon}_y$ は規準ひずみ速度である。また α_0 は積層欠陥エネルギーに依存する⁽⁴⁾ことから絶対温度 T の関数で表す。

$$\alpha_0 = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで $\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$ は定数である。

O.C モデルでは、せん断帯の平均体積を一定と仮定して、単位 a 相体積当りのせん断帯数を求め、立体幾何学により、単位 a 相当りのせん断帯交差数 N_v^I をせん断帯数のべき乗則で表現している。次に、せん断帯の交差した領域がマルテンサイト核の形成領域となる確率を p とすると、単位 a 相体積当りのマルテンサイト核数の変化率 $\dot{N}_v^m$ は次式で与えられる⁽⁴⁾。

$$\dot{N}_v^m = p \dot{N}_v^I \quad \dots\dots\dots (4)$$

図 1 に相変態時の自由エネルギーの変化を示す。ここで G^a, G^m は a 相、マルテンサイト相 (以下 m 相) の自由エネルギーを表す。冷却変態が発生する限界温度 M_S 点における冷却変態の発生する自由エネルギー差 $\Delta G_{min}^{a \rightarrow m}$ がマルテンサイト変態の発生する最小化学駆動力になる。ひずみ誘起変態は M_S 点からひずみ誘起変態が発生する限界温度 M_d 点までの温度範囲における各相の自由エネルギー差で与えられる化学的駆動力 ΔG^{Chem} と、変形により与えられる付加的な力学的駆動力 ΔG^{Mech} の和が変態に必要な駆動力 $\Delta G_{min}^{a \rightarrow m}$ に達すると発生する。そこで、交差領域での全駆動力 g を S モデル⁽⁷⁾を簡略化し温度と応力状態の関数として次式で定義する。

$$g = \Delta G^{Chem} + \Delta G^{Mech} = -T + g_1 \Sigma \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで g_1 は定数である。 $\Sigma (= \sigma_{ii}/3\sigma)$ は S モデルに従いマルテンサイト変態が体積膨張を伴うことを考慮し、応力の 3 軸性の測度として Mises 型の相当応力と平均応力の比で定義する。

熱力学的なゆらぎを考えて、交差領域での変態に対す

図 1 変態時の自由エネルギー変化

るポテンシャル $N_v(g)$ をガウス分布で仮定すると、せん断帯交差領域が変態領域となる確率 p は全駆動力 g に関してガウス累積分布関数になる。

$$p = \int_{-\infty}^g N_v(g') dg' \quad \left. N_v(g) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma_g} \exp \left\{ -\frac{(g-g_0)^2}{2\sigma_g^2} \right\} \right\} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 σ_g は $N_v(g)$ の標準偏差、 g_0 はその平均値を表す。

これらを総合した結果、 m 相の体積分率 f^m を $\dot{\epsilon}_a^{slip}$ で表すと次式になる。

$$\left. \begin{aligned} f^m &= (1 - f^m) A \dot{\epsilon}_a^{slip} \\ A &= \alpha p \eta n (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \end{aligned} \right\} \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで η, n は幾何学定数を表す。

2.2 変態ひずみモデル 塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ をすべり変形、変態に伴う形状変化及び体積膨張を表わす成分 $\dot{\epsilon}_{ij}^{slip}, \dot{\epsilon}_{ij}^{shape}, \dot{\epsilon}_{ij}^{dilat}$ に分解し、次式で定義する。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^{slip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{shape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{dilat} \quad \dots\dots\dots (8)$$

すべり変形を表す $\dot{\epsilon}_{ij}^{slip}$ は、変態が発生しない場合のひずみ速度に対応する。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{slip} = p_{ij} \dot{\epsilon}^{slip}, \quad p_{ij} = \frac{3}{2\sigma} \sigma'_{ij} \quad \dots\dots\dots (9)$$

形状変化ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^{shape}$ は通常の塑性変形と同様加えられた偏差応力の方向と同軸であると仮定し、次式で定義する。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{shape} = \sqrt{\frac{3}{2}} R f^m n_{ij} \quad \dots\dots\dots (10)$$

$$n_{ij} = \sqrt{\frac{2}{3}} p_{ij}, \quad R = R_0 + R_1 \left(\frac{\sigma}{\sigma_y^a} \right) \quad \dots\dots\dots (11)$$

ここで R は形状変形の大きさを決定するパラメータで応力レベルに依存した形式で式(11)のように定義される。 σ_y^a は a 相の初期降伏応力を表す。

さらに、膨張ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^{dilat}$ は変態により生じる体積変化を Δv とすると次式のように熱ひずみと同形の次式で表される。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{dilat} = \frac{1}{3} \Delta v f^m \delta_{ij} \quad \dots\dots\dots (12)$$

Δv は、通常オーステナイト鋼において 2~5% の値を有する⁽⁷⁾。

2.3 構成式 Mises の相当応力 $\bar{\sigma}$ を用い、相当塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^p$ として $\bar{\sigma} \dot{\epsilon}^p$ が塑性仕事率を表すように次式で定義する。

$$\dot{\epsilon}^p = \frac{\sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p}{\bar{\sigma}} \quad \dots\dots\dots (13)$$

式(8)~(13)より、相当塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^p$ 及び塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ は次のように表わされる。

$$\left. \begin{aligned} \dot{\epsilon}^p &= \dot{\epsilon}^{slip} + R f^m + \Sigma \Delta v f^m \\ \dot{\epsilon}_{ij}^p &= p_{ij} \dot{\epsilon}^p + q_{ij} \Delta v f^m \\ q_{ij} &= -\frac{3\sigma'_{ij}}{2\bar{\sigma}} \Sigma + \frac{\delta_{ij}}{3} \end{aligned} \right\} \quad \dots\dots\dots (14)$$

熱弾性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^e$, 応力速度 $\dot{\sigma}_{kl}$, 絶対温度 T の変化率を関係づける一般化された Hooke の法則の速度形を次式に示す.

$$\dot{\epsilon}_{ij}^e = B_{ijkl}^e \dot{\sigma}_{kl} + \alpha \delta_{ij} \dot{T} \quad (15)$$

ここで α は熱膨張係数, B_{ijkl}^e は弾性コンプライアンステンソルである. また B_{ijkl}^e , α , ヤング率は両相で等しく, 温度に依存していないと仮定している. 全ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}$ を熱弾性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^e$ と塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ の和として表し, その逆関係を求めると, 応力速度に関する構成式を得る. これを Kirchhoff の応力の Jaumann 速度 $\dot{\bar{\sigma}}_{ij}$ とひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}$, 温度の変化率 $\dot{T}$ の関係に書き改めると, 次式となる.

$$\left. \begin{aligned} \dot{\bar{\sigma}}_{ij} &= D_{ijkl}^e \dot{\epsilon}_{kl} - B_{ijkl}^e \dot{T} - P_{ij} \dot{\epsilon}^p - (Q_{ij} - \sigma_{ij}) \Delta v f^m \\ B_{ij}^e &= \frac{E}{1-2\nu} \alpha \delta_{ij}, \quad P_{ij} = \frac{3}{\bar{\sigma}} G \sigma'_{ij} \\ Q_{ij} &= -\frac{3}{\bar{\sigma}} G \sigma'_{ij} \Sigma + \frac{1}{3} \delta_{ij} \frac{E}{1-2\nu} \end{aligned} \right\} \quad (16)$$

ここで, D_{ijkl}^e は弾性剛性テンソル, G は横弾性係数, ν はポアソン比, E はヤング率である.

さらに上記構成式 (16) は数値計算の安定性を考えて, 接線係数法⁽⁹⁾を用いて書き換えたものを物体力を無視した仮想仕事の原理式⁽⁸⁾に代入し有限要素方程式を定式化する.

2・4 熱伝導方程式 ひずみ誘起変態は非常に温度依存性の強い現象で, 塑性仕事の熱としての物体内への散逸による材料内の温度上昇により大きく特性が変化する. したがって TRIP 鋼の変形を解析するには熱伝導の解析を同時に行なうことが不可欠である. そこで岸野ら⁽¹⁰⁾が鋼の冷却変態のシミュレーションにおいて定式化した熱伝導方程式を2相材に特殊化し, 変形による熱発生を考慮した次式を用いる.

$$\rho C \dot{T} = \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p + \kappa \nabla^2 T - \rho l_m f^m \quad (17)$$

ここで l_m は相変態により m 相が生成されるために発生する潜熱である.

一方, 熱流束境界において流入する熱流 Q は接触している物体の温度を $T_{i\infty}$, 熱伝達係数を H_i とすると以下の式で与えられる.

$$Q = H_i (T_{i\infty} - T) \quad (18)$$

なお, 本解析においては各相の密度 ρ , 比熱 C , 熱伝導率 κ を等しいと仮定している. 熱伝導方程式 (17) は重み付き残差法⁽⁸⁾によって弱形式表示して, 有限要素方程式を定式化する.

3. 解析手法

各相及び2相複合体としてのひずみ速度依存性挙動を次式のように m 乗則により表現する.

$$\bar{\sigma}_{(I)} = \bar{\sigma}_{0(I)} \left(\frac{\dot{\epsilon}_{(I)}^{slip}}{\dot{\epsilon}_y} \right)^m, \quad \bar{\sigma} = \bar{\sigma}_0 \left(\frac{\dot{\epsilon}^{slip}}{\dot{\epsilon}_y} \right)^m \quad (19)$$

ここで m はひずみ速度感度で各相及び2相複合体で等しいと仮定する. また, $I = m$, a 相を示す. $\bar{\sigma}_{0(I)}$ は規準応力で, 相当すべりひずみ $\bar{\epsilon}_{(I)}^{slip}$ 及び絶対温度 T の関数として加工硬化及び熱軟化を表す. ひずみ誘起変態においては, m 相は変形と共に増分的に生成されていくため, 増分変形によって新たに m 相に加えられた領域は基になった a 相の結晶構造の継承や周囲の a 相の拘束による格子不変変形などにより生成時から既に高転位密度であると考えられる. そこで, 式 (19) の $\bar{\sigma}_{0(m)}$ を評価する相当すべりひずみ $\bar{\epsilon}_{(m)}^{slip}$ を以下のようにして求める. 増分 m 相の相当すべりひずみを基になった a 相の値で評価し, それ以前に形成された m 相のすべりひずみの平均値に加えることで, m 相全体としての相当すべりひずみを次式のように表現する.

$$\bar{\epsilon}_{(m)}^{slip} = \frac{\Delta f^m}{f^m} \bar{\epsilon}_{(a)}^{slip} + \frac{f^m - \Delta f^m}{f^m} (\bar{\epsilon}_{(m)}^{slip} + \Delta \bar{\epsilon}_{(m)}^{slip}) \quad (20)$$

ここで $\bar{\epsilon}_{(m)}^{slip}$, Δf^m , $\Delta \bar{\epsilon}_{(m)}^{slip}$ はそれぞれ前状態での, m 相の相当すべりひずみ, f^m , $\bar{\epsilon}_{(m)}^{slip}$ の時間増分を表す.

式 (19) の2相複合体の規準応力 $\bar{\sigma}_0$ はひずみ誘起変態による強度変化を表現するため, 各相の流れ応力及び体積分率から以下のように決定される⁽⁷⁾.

各相及び2相複合体におけるすべり変形に対して一般的な粘塑性体に対する構成関係が成立し, 相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{slip}$ を相当応力 $\bar{\sigma}$ によって表す.

$$\dot{\epsilon}^{slip} = \frac{1}{3\mu} \bar{\sigma}, \quad \dot{\epsilon}_{(I)}^{slip} = \frac{1}{3\mu_{(I)}} \bar{\sigma}_{(I)} \quad (21)$$

Eshelby⁽¹¹⁾が無限媒体に球状含有物が存在するような弾性複合体に対して定式化した局所-全体ひずみ速度関係を粘塑性体に対して適用すると, 2相複合体における相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{slip}$ と各相の相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{(I)}^{slip}$ の関係は次式で示される.

$$\dot{\epsilon}^{slip} = \left(\frac{3}{5} + \frac{2}{5} \varphi_{(I)} \right) \dot{\epsilon}_{(I)}^{slip} \quad (22)$$

ここで $\varphi_{(I)} (= \mu_{(I)}/\mu)$ は粘性係数比で式 (21) より次式で表わされる.

$$\varphi_{(I)} = \frac{\bar{\sigma}_{(I)}}{\bar{\sigma}} \left(\frac{\dot{\epsilon}_{(I)}^{slip}}{\dot{\epsilon}^{slip}} \right)^{-1} \quad (23)$$

これに式 (19) で求められる流れ応力を代入して $\varphi_{(I)}$ を求め, 式 (22) に代入し, 相コンプライアンス $\chi_{(I)} =$

$(\dot{\epsilon}_{(I)}^{slip}/\dot{\epsilon})$ を定義すると次式を得る.

$$\frac{3}{5}\chi_{(I)} + \frac{2\bar{\sigma}_{0(I)}}{5\bar{\sigma}_0}\chi_{(I)}^m - 1 = 0 \quad \dots\dots\dots (24)$$

2 相複合体におけるすべり変形による相当塑性ひずみ速度を各相の体積分率に関連させて各相の相当すべりひずみ速度に分割し, $\chi_{(I)}$ を用いて表現すると,

$$f^m\chi_{(m)} + (1 - f^m)\chi_{(a)} - 1 = 0 \quad \dots\dots\dots (25)$$

式 (24), (25) より, 3 つの未知数 $\chi_{(I)}$, $\bar{\sigma}_0$ に対して 3 元非線形連立方程式が与えられる. これらを解析することにより, 未知数を求めることができる.

4. 解析結果と考察

4・1 解析モデル及び解析条件 SUS304 を対象とし, 円柱試験片を用いた単軸引張試験の変形挙動をシミュレートした. なお比較のため, ひずみ誘起変態が発生しないと仮定した a 相単相の試験片についても解析を行った.

環境温度は 80K から 345K を, ひずみ誘起変態の温度依存性が強いと予想される常温付近の温度域で詳細な結果が得られるように数多く設定し, 試験片の初期温度は環境温度に等しいとした. 低ひずみ速度として公称ひずみ速度が $5.0 \times 10^{-4} \text{ (s}^{-1}\text{)}$, 高ひずみ速度として $5.0 \times 10^2 \text{ (s}^{-1}\text{)}$ の場合をシミュレートした.

2 相材に対する流れ応力の算出に必要な a 相, m 相それぞれ単相での単軸の相当応力 $\bar{\sigma}_0$ - 相当すべりひずみ $\bar{\epsilon}^{slip}$ 関係式は, 文献⁽⁶⁾において求められた式を参考にして次のように定義する.

$$\left. \begin{aligned} \bar{\sigma}_{0(I)} &= \sigma_{y(I)} + C_{1(I)} \left\{ 1 - \exp(-C_{2(I)} \bar{\epsilon}_{(I)}^{slip}) \right\}^{C_{3(I)}} \\ \sigma_{y(I)} &= C_{4(I)} \exp(-C_{5(I)} T) \end{aligned} \right\} \quad \dots\dots\dots (26)$$

図 2 に解析モデルを示す. 変形の対称性を考慮して全

図 2 解析モデル

体の 1/2 領域を解析対象とし, Crossed Triangles 軸対称要素をその大きさが引張り軸方向に指数関数的に増加するように 8×24 分割した. さらに, くびれを発生させるため中央部に図示の初期不整を与えた. そして, 塑性変形による非可逆仕事の 90% が熱に変換されて試験片内

に拡散すると仮定した. なお, 試験片側面において熱が空気に放出され, 端面では断熱状態とした. なお荷重が最高時の 80% に低下するまで解析を行なった. 表 1 に解析に用いた材料定数及び各種パラメーターの値を示す.

表 1 材料定数とパラメーター

E	Elastic modulus	193.0 (GPa)
ν	Poisson's ratio	0.333
m	Strain rate sensitivity	0.01
$\dot{\epsilon}_0$	Reference strain rate	$5.0 \times 10^{-4} \text{ (s}^{-1}\text{)}$
Δv	Transformation volume change	0.02
R_0, R_1	Constants in eq.(11)	0.02, 0.02
$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$	Constants in eq.(3)	-2.02×10^{-4} , 3.27×10^{-2} 11.7, (T<273K) 0.0, -7.92×10^{-2} , 27.1 (T≥273K)
M	Strain rate sensitivity	0.013
σ_g	Standard deviation	17.0
g_0	Mean value	-276.0
g_1	Constants in eq.(5)	28.7
n	Constants in eq.(7)	4.5
η	Geometrical coefficient	2.13
ρ	Density	$0.78 \times 10^4 \text{ (kg/m}^3\text{)}$
C	Specific heat	$0.46 \times 10^3 \text{ (J/(kg} \cdot \text{K))}$
κ	Thermal conductivity	16.3 (W/(m · K))
H_{air}	Heat transfer coefficient with air	25.0 (W/(m ² · K))
α	Thermal expansion	$17.3 \times 10^{-6} \text{ (1/K)}$
l_m	Latent heat	$-1.50 \times 10^4 \text{ (J/kg)}$
$C_{i(a)}, i=1 \sim 3$	Constants in eq.(26)	1273.0, 1.3, 0.86
$C_{i(a)}, i=4, 5$		657.0, 0.0038
$C_{i(m)}, i=1 \sim 3$		1191.0, 1.33, 0.54
$C_{i(m)}, i=4, 5$		1056.0, 0.0013

4・2 ひずみ誘起変態の温度, ひずみ速度依存性

図 3 に各変形速度における真ひずみが 10% 及び 30% の時の m 相体積分率を環境温度に対して示す. 環境温度が高くなるに従い変態量は減少する傾向を示し, SUS304 では常温付近に対応する M_d 点 (340K 前後) より数 10K 低い温度域で温度依存性が非常に強くなり, 変態量は急速に減少している. 図中○印は M_{d30} 点で, 材料に 30% の引

図 3 m 相体積分率 - 環境温度関係

張り真ひずみを与えたときに m 相の体積分率が 50% になる温度を示す。以下に示す Md_{30} 点と化学成分の関係式⁽¹²⁾

$$\begin{aligned} Md_{30} = & 824 - 462(C + N) - 9.2Si - 8.1Mn \\ & - 13.7Cr - 29(Ni + Cu) - 18.5Mo \\ & - 68Nb - 1.42(\mu - 8) \dots\dots\dots (27) \end{aligned}$$

によると SUS304 では Md_{30} 点は約 255K になり、本シミュレーション結果はこの値にほぼ一致している。ここで μ は結晶粒度番号である。

一方、変形速度による影響をみると、変形初期の真ひずみが 10% の時には高速変形時の変態量が低速変形時より多くなっている。これは変形速度が高くなるほどせん断モードの変形様式が優勢になり、マルテンサイト核になるせん断帯の交差領域が増加するためである。しかし、変形が進行した真ひずみ 30% の時には低速変形時の方が変態量は多くなっている。これは、高速変形時には塑性仕事により発生した熱を熱伝達により放出することができず、試料内の温度が上昇して変態現象が抑制されるためと考えられる。したがって、高速変形時には环境温度と実際の試料内の温度に相違がみられ、図 3 のような环境温度に対する評価では図中に示すように変形速度が高くなると Md_{30} 点は低温側に移行する。

このような塑性仕事による熱発生の影響を詳しく検討するため、図 4 に环境温度 (a) 80K, (b) 225K の場合の高速変形時の 30% 伸び、45% 伸び及び最終状態での試料内温度分布を示す。なお図中の斜線部は Md 点 (340K) 以上の温度で変態の発生していないと考えられる領域を示す。従って一様変形の 30% 伸びでは初期不整の影響で若干温度分布がみられるが試料内でほぼ一定の温度になっている。しかし、くびれ変形の始まった 45% 伸びではくびれ部に变形が集中し、塑性仕事による熱発生が大きくなるため、急速に温度が上昇し、环境温度 80K においても無変態領域が現われている。くびれ部中央では 300K 以上の温度上昇がみられる。しかしながら、変形がくびれ部により集中するため、 Md 点以上の温度領域は試料全体には広がっていない。

なお、図 1 で示すように、変態の発生は実際には試料内温度ではなくせん断帯交差領域における駆動力により決定される。そこで、変形の進行に伴う変態領域の変化を応力状態による影響を含めたせん断帯交差領域における全駆動力 g により考察する。ここで平均無次元化駆動力 $\bar{g}$ を次式で定義する。

$$\bar{g} = \frac{g - g_0}{\sigma_g} \dots\dots\dots (28)$$

図 5 に変形の進行に伴う平均無次元化駆動力 $\bar{g}$ の変化

図 4 温度分布 (80K, 225K)

を 4 種類の环境温度に対して示す。なお図中 (a) 及び (b) に交差ポテンシャル及び変態確率を $\bar{g}$ に対して示す。この図より、 $\bar{g}$ が -3 付近の値より大きくなると変態が発生していることが分かる。各环境温度共、低速変形時には駆動力の変化は少なく、环境温度 80K では全てのせん断帯交差領域で変態が起こっている。また、 Md 点以上の环境温度 345K では駆動力は無変態領域に存在し、せん断帯が交差をしても変態が発生していないことが分かる。一方、高速変形時にはすべての环境温度で変形の進行に伴い急激な駆動力の減少がおり、环境温度 225K 及び 285K では変形の途中で平均駆動力が無変態領域に

図 5 無次元化駆動力 - 公称ひずみ関係

入り、変態が抑制されている。マルテンサイト変態の発生する温度域では、自由エネルギーの温度に対する変化率を表すエントロピーは m 相の方が大きいため、本解析の温度範囲では温度上昇に対し各相の自由エネルギー差 ΔG^{Chem} は小さくなっていく。また、単軸引張は塑性不安定が発生するまでは一様変形であるため、くびれが発生するまでは応力状態が変態に及ぼす影響は一定で、変態の駆動力は温度にのみ依存しているとみなすことができる。したがって高速変形時にはくびれが発生するまでは、温度上昇に比例し駆動力が減少していると考えられる。一方、くびれ変形が発生すると多軸の応力状態が生じ、変態の発生に複雑な影響を及ぼすと考えられる。そこで、図6に高速変形時の30%伸び、45%伸び及び最終状態での試料内無次元化駆動力分布を環境温度 (a)80K、(b)225K について示す。なお図中の斜線部は図5において $\bar{g}$ が -3 以下の無変態領域を示す。くびれ変形の発生した45%伸び及び最終状態における無次元化駆動力は図4の試料内温度とは異なった分布を示し、特に環境温度225Kでは温度による評価では外表面に向かうほど広がっていた無変態領域が、駆動力による評価では逆に中心部に向かって広がっていることが分かる。この相違が多軸応力状態による影響と考えられ、これを詳しく考察するため、図7に図6と同条件における応力の3軸性の測度 $\Sigma (= \sigma_{ii}/3\bar{\sigma})$ の分布を示す。一様変形の30%伸びでは初期不整による影響を除けば試料内でほぼ一定の応力場にな

図6 無次元化駆動力分布

図7 応力の3軸性分布

っているが、くびれ変形が発生すると変形の集中により応力状態は一様でなくなっている。くびれ中央部及び外表面付近では強い引張りの応力場が発生しており、この領域では変態が促進されていると考えられる。一方、図中斜線で示した試料中心部では断面収縮が軸方向の伸張より大きくなるため、単軸引張の拘束を与えているにも関わらず圧縮の応力場が発生しており、この領域では変態が抑制されていると考えられる。このような多軸応力場による影響の結果、駆動力で評価した厳密な無変態領域は、温度分布に比べて試料中心部で広がる様な分布になっていると考えられる。

4.3 機械的性質の温度、ひずみ速度依存性 図8に各変形速度での引張強さの環境温度依存性を示す。変態を伴う材料における引張強さはひずみ誘起変態の温度依存性と同様に常温付近で急激な減少を起し、全体としてはS字形を描くような温度依存性を示している。一方、高速変形時の引張強さも同様の傾向を示しているが、温度依存性の強い領域で低速変形時の引張強さより低い値をとっている。したがって、この温度域においては同じ環境温度であれば加工速度を高くすることで逆に変形抵抗を減少させることができると考えられる。

また、 m 相の含有率をできるだけ多くすることでより高い強化効果が得られると考えられる。しかしながら、前節の解析結果から分かるように、ひずみ誘起変態による m 相の含有率には環境温度に固有の限界値が存在し

図8 引張強度 - 環境温度関係

ている。したがって、より強度の高い材料を得るためには m 相の含有率を増加させるのではなく、生成時からより高転位密度の m 相を得ることが必要となる。一部を除いて TRIP 現象による強度向上は同時に延性の低下を伴っている。したがって、両者をバランスさせ必要とされる機械的性質を前加工により達成しようとする場合など、予測が容易でないとと思われる加工条件の設定に対し、今回提案したモデルによる数値シミュレーションは有効な手段になると考えられる。

図9 公称ひずみ - 環境温度関係

TRIP 鋼のもう一つの特徴である、延性の増加について検討する。図9に(a)くびれ発生時及び(b)荷重低下時での伸びの温度依存性を示す。無変態の a 相単相でのくびれ発生時伸びは温度が上昇するにつれてほぼ単調に増加している。一方、ひずみ誘起変態を伴う TRIP 鋼においては各変形速度共、伸びの温度依存性は非常に強くなっている。特に低速変形時には斜線で示した部分で無変態材料より伸びが大きくなっており、加工条件をこの付近の温度に設定することにより TRIP 鋼の有用性の一つである延性の向上が得られることが確認できる。逆に高速変形時には TRIP 鋼の伸びが無変態材料より大きくなることは無く、加工速度の増加は延性向上の観点からは望ましくないことが分かる。

次に数値シミュレーションによる解析結果を基に、TRIP 鋼に特有の延性向上が発生する理由を現象論的に検討する。

図10に延性向上が最も大きかった環境温度 285K での低速変形における、変形の進行に伴う断面収縮率 ψ の変化を示す。TRIP 鋼における ψ の変化は無変態材料における関係がそのまま高ひずみ側に移行したような形になっている。また、図9における斜線部分の面積がくびれ発生時より荷重低下時の方が小さくなっていることから、くびれ発生後に特別な機構が働いていないことが分かる。以上のことから、TRIP 鋼における延性の向上はポリマー材の変形挙動に見られるようなくびれの発生によるくびれ部の強化に伴うくびれの伝播挙動によるのではなくて図10で示されるように、くびれ変形の発生自体が遅れることによりもたらされると考えられる。

そこで図11に延性が向上した低ひずみ速度の場合の塑性不安定の発生条件を規定する真応力 - 真ひずみ、塑

図10 断面収縮率 - 公称ひずみ関係

5. 結 言

ひずみ誘起変態を考慮し定式化した構成式及び変形による熱発生と変態潜熱を考慮した熱伝導方程式を用いて環境温度 $T_0 = 80 \sim 345\text{K}$ 及び公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5.0 \times 10^{-4}, 5.0 \times 10^2$ の場合の TRIP 鋼の変形挙動の有限要素シミュレーションを行い以下の結果を得た。

(1) 変態量については、ひずみ速度によらず環境温度が上昇すると減少していく。ひずみ速度が高くなるとせん断帯の交差数が増加するため変態速度も高くなり変態量の増加が見られるが、変形が進み断熱変形による温度上昇が大きくなると、変態が起こりにくくなっている。その結果、高ひずみ速度では、総変態量は低ひずみ速度より少なくなる。

(2) TRIP 鋼では低い環境温度で最高の引張強度を示し、温度が上昇するにつれて、強度は減少していく。ひずみ速度が高くなると、低温域でより高い引張強度を示しているが、温度依存性の強い領域では逆の傾向を示し、低ひずみ速度の場合より引張強度は小さくなっている。

(3) 低ひずみ速度での常温付近の延性が無変態の α 相単相材より大きくなっている。しかし、高ひずみ速度では断熱変形による温度上昇により延性の増加はみられなかった。また、マルテンサイト変態による硬化速度の高い値での維持が塑性不安定の発生を遅延させ高延性の要因となっていることがわかった。

以上、限られた条件下での検討ではあるが、本研究で提案した数値モデルは TRIP 鋼の複雑な変形挙動の特徴を説明し得るものと考えられる。

本研究は科学研究費の補助のもとに行なわれた。記して謝意を表する。

参 考 文 献

- (1) 例えば D.C.Ludwigson and J.A.Berger, J.Iron.Steel.Inst., 207(1969), 63.
- (2) G.B.Olson and M.Azrin, Metall.Trans.A, 9A(1978), 713.
- (3) 例えば S.S.Hecker, M.G.Stout, K.P.Staudhammer and J.L.Smith, Metall.Trans.A, 13A(1982), 619.
- (4) G.B.Olson and M.Cohen, Metall.Trans.A, 6A(1975), 791.
- (5) 例えば J.A.Venables, Phil.Mag., 7(1964), 35.
- (6) J.A.C.Ramirez, T.Tsuta, Y.Mitani and K.Osakada, JSME.Int.J, 35-2(1992), 201.
- (7) R.G.Stringfellow, D.M.Parks and G.B.Olson, Acta.Metall., 40-7(1992), 1703.
- (8) 富田, 数値弾塑性力学, (1990) 養賢堂
- (9) D.Pierce, C.F.Shin and A.Needleman, Comp.Struct., 18(1984), 875.
- (10) 岸野, 長岐, 井上, 材料, 28-312(1979), 69.
- (11) J.D.Eshelby, Proc.R.Soc., A241(1957), 376.
- (12) 野原, 小野, 大橋, 鉄と鋼, 63(1977), 772.

図 11 真応力 - 真ひずみ, 塑性硬化速度 - 真ひずみ関係

性硬化速度 - 真ひずみの関係を示す。図中○印は両曲線の交点で塑性不安定の発生点を示す。

無変態材料においては環境温度 345K の結果が示すように塑性硬化速度は緩やかに減少し、上昇してきた真応力線図と交差する。しかし、TRIP 鋼においては m 相の発生による強化機構により、塑性硬化速度は変曲点を持ち一旦真応力線図から離れるように増加し、やがて変態の飽和に伴い急速に減少して真応力線図と交差する。変態速度の早い低温領域ほど塑性硬化速度の増加割合は大きく、塑性硬化速度は非常に高い値を示している。しかし、 m 相の飽和が早く、硬化速度の最高値からの減少割合も大きいため、 m 相の強化機構により真応力が高い値になっていることと相まって、塑性不安定は早く発生している。したがって環境温度 285K におけるグラフのように変態の飽和を起こさず、硬化速度が高い値で維持され、両曲線が最適な関係を保って最も高ひずみ域で交差するような場合に、最も大きい延性の向上が得られる。

以上のことから TRIP 鋼の特徴の一つである延性の向上はひずみ誘起変態による「不安定発生条件の遅延」によりもたらされることが分かった。

また、上記考察より、温度制御などによりある程度の変態速度を変態量の飽和を起こさないように高ひずみ域まで一定に保つことができれば、一層大きい TRIP 伸びが得られると推察される。