

(論文)

TRIP鋼板の塑性変形挙動に及ぼす微細組織の影響のモデル化検討

Modelization of Microstructure Effects on Plastic Deformation Behavior of TRIP Steel Sheet



斉藤賢司*
Kenji Saito



池田周之*(工博)
Dr. Shushi Ikeda



槇井浩一*(工博)
Dr. Koichi Makii



赤水 宏**
Hiroshi Akamizu

In this study, the effect of crystalline orientation on the plastic deformation behavior of TRIP steel was investigated by using numerical simulation. Results showed that the deformation and transformation behavior of TRIP steel is substantially affected by individual crystalline orientation and the situation of that distribution. Increases in the deviation of the distribution of the crystalline orientation caused significant non-uniform deformation due to misalignment of crystalline orientation with respect to the neighboring crystals, which promotes the transformation.

まえがき = TRIP 鋼は、変態誘起塑性 (TRansformation-Induced Plasticity : TRIP) の活用により良好な強度 - 延性バランスが期待できるため、工業上重要な鉄鋼材料として様々な用途に用いられている¹⁾²⁾。しかしながら、TRIP 現象は温度、ひずみ速度などの変形条件だけでなく、化学組成や組織形態にも大きく影響を受け、非常に複雑な変形・変態挙動を示す^{3)~5)}。そのため、実験的手法のみで TRIP 鋼の変形挙動を予測し、機械的性質の改善を図ることは困難であり、これまでも変形誘起マルテンサイト変態のモデル化や数値シミュレーションを取入れた研究が数多く行われている^{6)~8)}。

しかしながら、上記影響因子の中で微細組織形態 (結晶粒サイズ、形状、結晶方位など) の影響を検討した報告は少なく⁹⁾、実際の変形・変態挙動を再現するには至っていない。TRIP 鋼の更なる特性向上には、これらのパラメータの影響を解明することが不可欠であるが、計算機能力の限界など課題が多いために包括的なモデル化は技術的難易度が非常に高く、現状では個々のパラメータについて段階的な検討がなされているだけである。

本研究では、微細組織形態の中でも特に結晶方位の影響に着目し、単相 TRIP 鋼を対象とした多結晶 3 次元モデルを構築して有限要素シミュレーションを行うことにより、TRIP 鋼の変形・変態挙動に及ぼす影響を詳細に検討した。

1. 結晶塑性理論および変態カインेटイクス

TRIP 鋼の変形挙動を表現するために適用した結晶塑性理論¹⁰⁾ について概説する。

塑性ひずみ速度 d_{ij}^p は、すべり系に生じるせん断ひずみ速度 $\dot{\gamma}_p^{(s)}$ を用いて次式のように表現される。

$$d_{ij}^p = \sum_{(s)} P_{ij}^{(s)} \dot{\gamma}_p^{(s)} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $P_{ij}^{(s)} = (s_i^{(s)} m_j^{(s)} + m_i^{(s)} s_j^{(s)})$ は Schmid テンソル、 $s_i^{(s)}$ は (s) すべり方向の単位ベクトル、 $m_i^{(s)}$ は (s) すべり面の単位法線ベクトルである。せん断ひずみ速度 $\dot{\gamma}_p^{(s)}$ は、次式のような指数則で与えられる¹¹⁾。

$$\dot{\gamma}_p^{(s)} = \dot{\alpha}^{(s)} \frac{(\tau^{(s)})}{g^{(s)}} \left| \frac{(\tau^{(s)})}{g^{(s)}} \right|^{\frac{1}{m} - 1} \dots \dots \dots (2)$$

$\dot{\alpha}^{(s)}$ は定数、 $(\tau^{(s)}) = P_{ij}^{(s)} \sigma_{ij}$ は (s) すべり系に生じるせん断応力、 σ_{ij} は Cauchy 応力、 $g^{(s)}$ は基準分解せん断応力 (すべりに対する抵抗)、 m はひずみ速度感度指数をそれぞれ示している。また、 $g^{(s)}$ の硬化発展方程式は、次式のように表現する。

$$\dot{g}^{(s)} = \sum_{(h)} h^{(s)} \left| \dot{\gamma}_p^{(h)} \right| \dots \dots \dots (3)$$

ここで、硬化係数 $h^{(s)}$ は全すべり量 $\dot{\gamma}_p = \sum_{(s)} \left| \dot{\gamma}_p^{(s)} \right|$ の関数であり、次式のようになる。

$$\left. \begin{aligned} h^{(s)} &= qh^{(s)} + (1 - q)h^{(s)} \\ h^{(s)} &= h_0 \operatorname{sech}^2 \left(\frac{h_0}{s - s_0} \right) \end{aligned} \right\} \dots \dots \dots (4)$$

q は潜在硬化を示す定数、 h_0 は初期硬化率、 s_0 は飽和分解せん断応力、 s_0 は初期臨界分解せん断応力をそれぞれ示している。

以上より、塑性変形挙動を以下の構成式により表現する。

$$\left. \begin{aligned} S_{ij} &= D_{ijkl}^e d_{kl} - \sum_{(p)} P_{ij}^{(p)} \dot{\gamma}_p^{(p)} \\ R_{ij}^{(s)} &= D_{ijkl}^e P_{kl}^{(s)} + W_{ik}^{(s)} \dot{\gamma}_j - \dot{\gamma}_i W_{kj}^{(s)} \end{aligned} \right\} \dots \dots \dots (5)$$

S は Kirchhoff 応力の Jaumann 速度、 D_{ijkl}^e は弾性係数テンソル、 d_{ij} は全ひずみ速度テンソル、 $W_{ij}^{(s)} = (s_i^{(s)} m_j^{(s)}) -$

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼部門 加古川製鉄所 技術研究センター

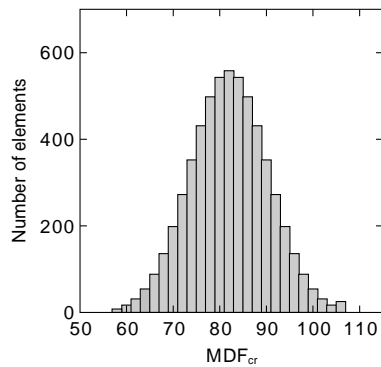


図1 臨界駆動力 MDF_{cr} の分布
Fig. 1 Distribution of MDF_{cr}

$m_i^{(s_j)})/2$ をそれぞれ示している。

次に、本研究で用いた変態カイネティクスについて概説する。変形誘起マルテンサイト変態は、 M_s 点（冷却変態が発生する限界温度）から M_d 点（変形を加えても変形誘起マルテンサイト変態が生じなくなる限界温度）までの温度範囲において、両相の自由エネルギー差で与えられる化学的駆動力と変形により与えられる付加的な力学的駆動力の和が、 M_s 点における自由エネルギー差に達すると発生する。ここで化学的駆動力は化学組成、温度などの関数として算出され、実材料では同一部材内でも変化するため、変態に必要な力学的駆動力（臨界駆動力 MDF_{cr} ）は局所的に異なる値となる。本研究では、この臨界駆動力の分布を図1に示すガウス分布により表現し、変形中に生じる力学的駆動力がこれに達した場合に、オーステナイト相はマルテンサイト相に変態するものとした。

Patel と Cohen によれば、変形により付与される力学的駆動力 U は、次式に示す晶壁面に生じるひずみエネルギーの和により算出される¹²⁾。

$$U = \sum_n \sigma_n \epsilon_n + \sum_0 \sigma_0 \epsilon_0 \dots \dots \dots (6)$$

ここで、 σ_n は晶壁面における垂直応力およびせん断応力、 σ_0 は変態に伴う膨張およびせん断ひずみを表す。オーステナイト相は f c c 構造をとり、12 個のすべり系を有する。この全すべり系に生じる力学的駆動力 U を算出し、その中の最大値により変態を判定した。

2. 解析モデル

図2に解析モデルを示す。18×18×18=5832の立方体要素を用いて有限要素分割した。境界条件は上下端面を shear free、他は自由表面とした。下端面は z 軸方向変位を固定し、上端面は z 軸方向に一定ひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-5}/s$ で引張変形を加えた。臨界駆動力は、各立方体要素に対してランダムに分布させた。

単結晶モデルは、全要素に対して同一の初期結晶方位を設定した。図3に初期結晶方位を規定する回転角度を示す。本研究では、図3(a)に記す12すべり系を基準（ $\theta = 0^\circ$ ）とし、図3(b)のように x 軸を中心として回転させることにより、近似的に異なる初期結晶方位を得た。多結晶モデルでは、5832の立方体要素を $3 \times 3 \times 3 = 27$ の要素単位で216の結晶粒に分割し、結晶粒

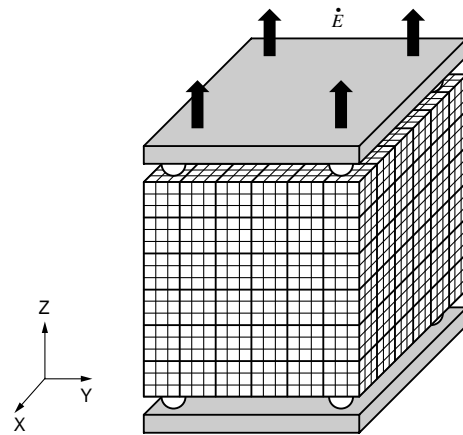


図2 解析モデル
Fig. 2 Simulation model

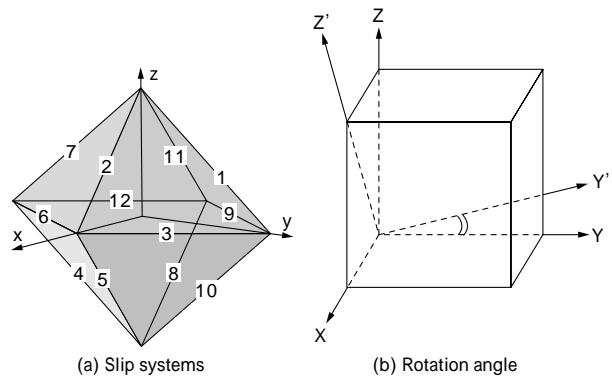


図3 12すべり系と回転角度の概略図
Fig. 3 Schematics of 12 slip systems and rotation angle

ごとに異なる初期結晶方位を設定した。材料定数は、 $E = 210.4\text{GPa}$, $E = 232.0\text{GPa}$, $m = 0.013$, $\dot{\epsilon} = 1.0 \times 10^{-3}/s$, $q = 1.2$, $h_0 = 358.73\text{MPa}$, $\sigma_0 = 256.92\text{MPa}$, $\sigma_s = 716.47\text{MPa}$, $\sigma_0 = 0.03$, $\sigma_0 = 0.19$ とした。

3. 解析結果

3.1 単結晶体の変形・変態挙動

回転角度を $\theta = 0^\circ, 15^\circ, 30^\circ$ とし、単結晶モデルの変形・変態挙動に及ぼす結晶方位の影響を検討した。図4に真応力 - 真ひずみ曲線を示す。 $\theta = 15^\circ$ と $\theta = 30^\circ$ ではほぼ等しい値で降伏し、 $\theta = 0^\circ$ の場合はそれよりも高

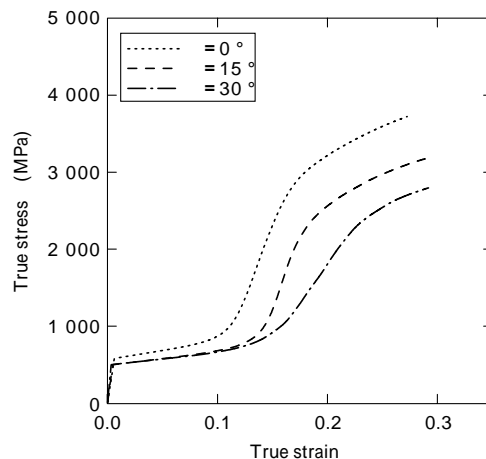


図4 単結晶体の真応力 - 真ひずみ曲線
Fig. 4 True stress-true strain curves of single crystal

い降伏応力を示した。ひずみの増加に伴い、いずれの結晶方位においても特定のひずみ領域で高い加工硬化率を示すが、そのひずみ領域は $\theta = 0^\circ$ が最も小さく、 $\theta = 15^\circ$ 、 $\theta = 30^\circ$ の順に高くなった。図5にマルテンサイト分率と真ひずみの関係を示す。マルテンサイト分率は、全要素に占めるマルテンサイト要素の割合により定義した。その結果、変態挙動も結晶方位によって異なり、 $\theta = 0^\circ$ が最も変態し易く、 $\theta = 15^\circ$ 、 $\theta = 30^\circ$ の順に変態し難くなった。各結晶方位で変態が生じたひずみ領域は、図4の真応力 - 真ひずみ曲線中で高い加工硬化率を示すひずみ領域とほぼ一致するため、変態による硬化に伴い流動応力が急激に増加したと考えられる。

これらの結果を検証するため、引張方向応力とすべり系に生じるせん断応力の比を表す Schmid factor の値を全12個のすべり系に対して定量的に検討した。初期 Schmid factor と θ の関係、および中心結晶粒における変形中の Schmid factor と公称ひずみの関係をそれぞれ図6, 7に示す。図6より $\theta = 0^\circ, 15^\circ, 30^\circ$ における12すべり系の Schmid factor の最大値は、 $\theta = 0^\circ$ の場合が最も小さく、 $\theta = 15^\circ$ および $\theta = 30^\circ$ では等しい値である。

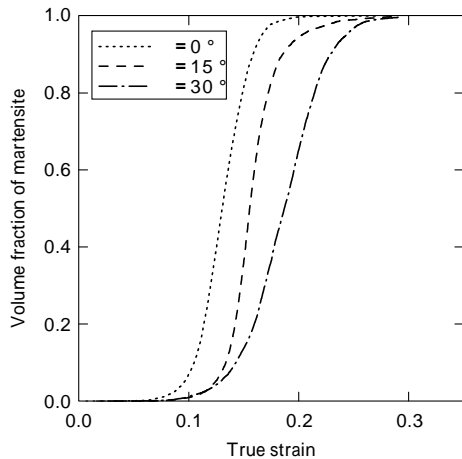


図5 マルテンサイト分率と真ひずみの関係

Fig. 5 Relationship between volume fraction of martensite and true strain

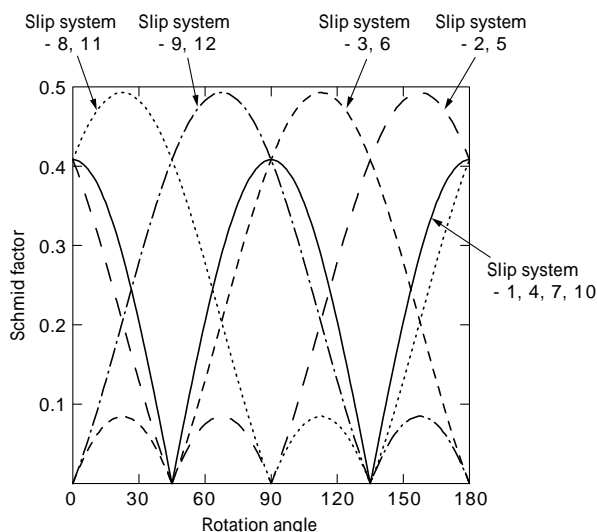


図6 シュミット因子の初期値

Fig. 6 Initial Schmid factor

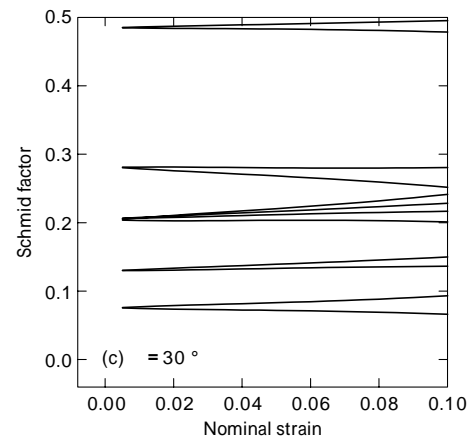
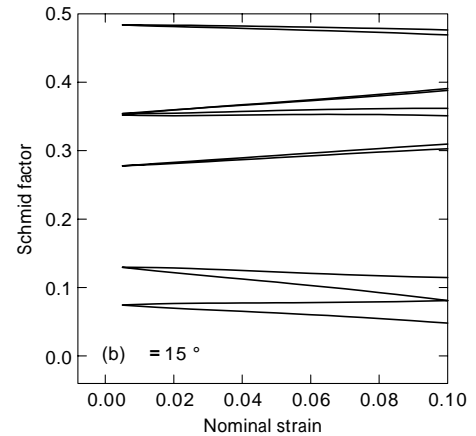
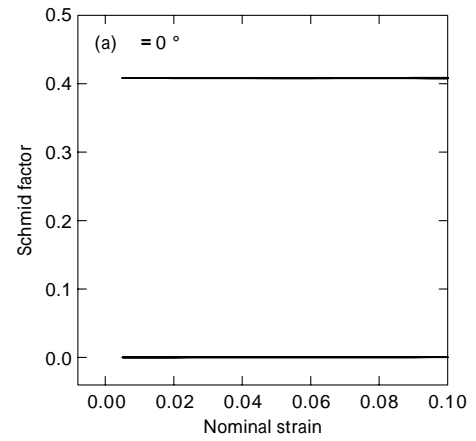


図7 シュミット因子の変化

Fig. 7 Change in Schmid factor

各すべり系のせん断応力の最大値が臨界分解せん断応力に達した時点で降伏が生じるため、図4のように $\theta = 15^\circ$ および $\theta = 30^\circ$ では等しい降伏応力を示し、 $\theta = 0^\circ$ の降伏応力はそれよりも高くなる。また、変態挙動も結晶方位により異なるが、これは図7に示す Schmid factor の変化を見るとより詳細な説明が可能となる。 $\theta = 0^\circ$ ではひずみの増加に対して Schmid factor はほぼ一定で、その最大値は $\theta = 15^\circ$ および $\theta = 30^\circ$ と比較して低い値を示した。そのため降伏応力が高く変態前の流動応力が増加するので、Schmid factor が小さいにもかかわらず、すべり系に生じる力学的駆動力は大きくなる。従って、低ひずみ領域で臨界駆動力に達し、変態が生じると考えられる。

一方、 $\theta = 15^\circ$ ではひずみの増加に伴い Schmid factor の最大値は減少し、 $\theta = 30^\circ$ では増加する傾向が認めら

れる。 $\phi = 15^\circ$ および $\phi = 30^\circ$ では、変形による回転の影響が大きいと考えられる。 $\phi = 15^\circ$ では、ひずみの増加に伴う Schmid factor の最大値の減少により塑性変形能が低下し、流動応力が増加する。逆に $\phi = 30^\circ$ では Schmid factor の最大値の増加により塑性変形能が増加し、流動応力が減少する。このため、すべり系に生じる力学的駆動力は $\phi = 15^\circ$ の方が大きくなり、 $\phi = 30^\circ$ よりも変態し易くなる。変態開始後はマルテンサイト分率の違いが流動応力差を拡大するため、ひずみの増加に伴い更に $\phi = 15^\circ$ の方が変態し易くなる。これにより、図 4 および図 5 に示すようにひずみの増加に伴いマルテンサイト分率、流動応力の差が顕著になる。

3.2 多結晶体の変形・変態挙動

回転角度 ϕ を 0° 近傍に集中分布させた多結晶モデル（以下 B と略す）、および ϕ を 0° から 180° の範囲でランダムに分布させた多結晶モデル（以下 C と略す）を作成し、 $\phi = 0^\circ$ の単結晶モデル（以下 A と略す）の解析結果と比較することにより、多結晶モデルの変形・変態挙動に及ぼす結晶方位分布の影響を検討した。B および C においても、モデル中央の結晶粒の結晶方位はいずれも $\phi = 0^\circ$ となるように配置した。

図 8 に、全 216 個の結晶粒における σ_m (平均応力) と真ひずみの関係を示す。 σ_m の値は各結晶粒に含まれる 27 要素の平均値とし、上記の中央結晶粒の挙動を太線で示した。その結果、中央結晶粒はいずれも結晶方位が $\phi = 0^\circ$ であるにもかかわらず、モデルによって異なる挙動を示した。これは、多結晶モデルの変形挙動は単結晶モデルの単純な重ね合わせでは記述できないことを示唆している。また後述するように、変態挙動についても同様の現象が認められる。例えば、C 中にはここで着目した $\phi = 0^\circ$ の結晶粒以外にも、 $\phi = 15^\circ$ 、 $\phi = 30^\circ$ など種々の結晶方位を有する結晶粒も存在するが、これらの結晶粒は同一方位の単結晶モデルよりも低いひずみにより変態を開始する。これは、多結晶体の変態挙動は周囲の結晶粒間の相互作用に依存することに起因すると考えられる。また、各結晶粒における σ_m のばらつきは結晶方位分布に依存して著しく異なり、A、B、C の順で大きくなった。すなわち、結晶方位の分布範囲が広がるほどばらつきが拡大した。A のばらつきは臨界駆動力の分布が主な要因と考えられ、3 種のモデル中では最小になった。B では結晶方位差に起因した不均一変形が生じるため A と比較してばらつきが増大し、C では更にその傾向が顕著になる。この不均一変形の要因をより詳細に検討するため、図 9 に示す真ひずみ $E = 0.05, 0.15, 0.25$ における、全結晶粒の σ_m と σ_{zz} (引張方向真応力) の関係を検討した。

いずれのひずみ量においても A、B、C の順でばらつきが大きくなり、結晶方位の分布範囲が広いほどばらつきが顕著になる傾向が認められた。この現象は、結晶方位の分布範囲が広がると、隣接結晶粒間で結晶方位の差が大きくなることに起因すると考えられる。そのため σ_m の値が結晶粒ごとに変化し、不均一変形の度合いが大きくなる。

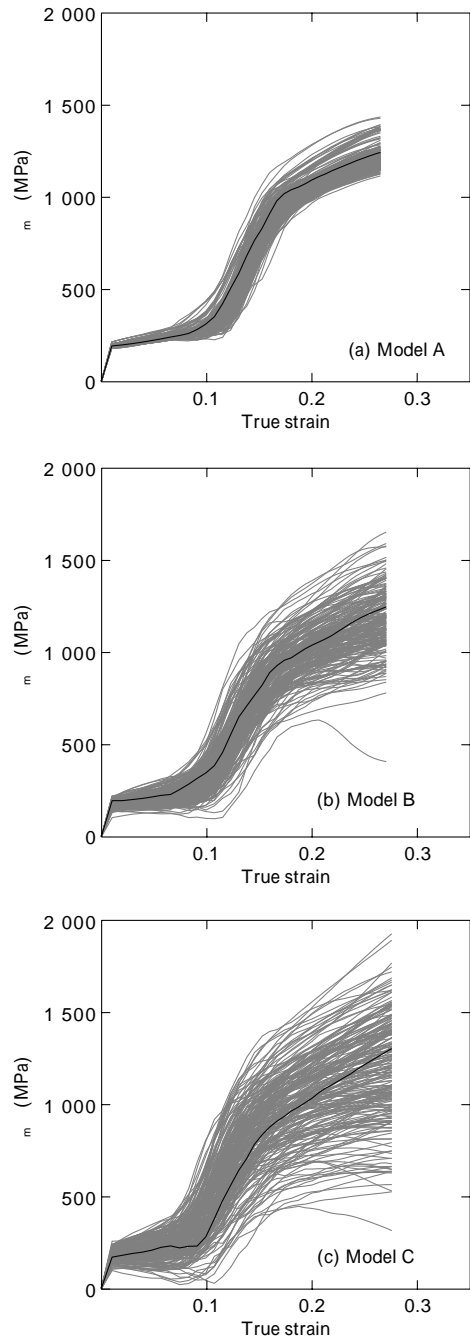


図 8 平均応力と真ひずみの関係
Fig. 8 Relationship between average stress (σ_m) and true strain

図 10, 11 に、真応力 - 真ひずみ曲線およびマルテンサイト分率と真ひずみの関係をそれぞれ示す。C、B、A の順で降伏応力が高くなり、変態は低いひずみにより生じた。すなわち、結晶方位の分布範囲が広いものほど降伏応力が減少し、変態し易くなる傾向が認められた。図 5 のように初期 Schmid factor の最大値は $\phi = 0^\circ$ において最小値を示すため、A と比較して B では Schmid factor の最大値が大きくなる値となり、C では更に増加する。このため、降伏応力は結晶方位の分布範囲が広い C、B、A の順に大きくなる。初期降伏以降、多結晶モデルでは連続的に降伏が生じるため、ひずみの増加に伴い各モデルの流動応力差は小さくなる。同等の流動応力を示す場合は、Schmid factor の最大値が大きいくほど変態し易くなるため、広範囲の結晶方位を有する C が、図 11 に示すように最も低いひずみにより変態を開始する。その後、B、

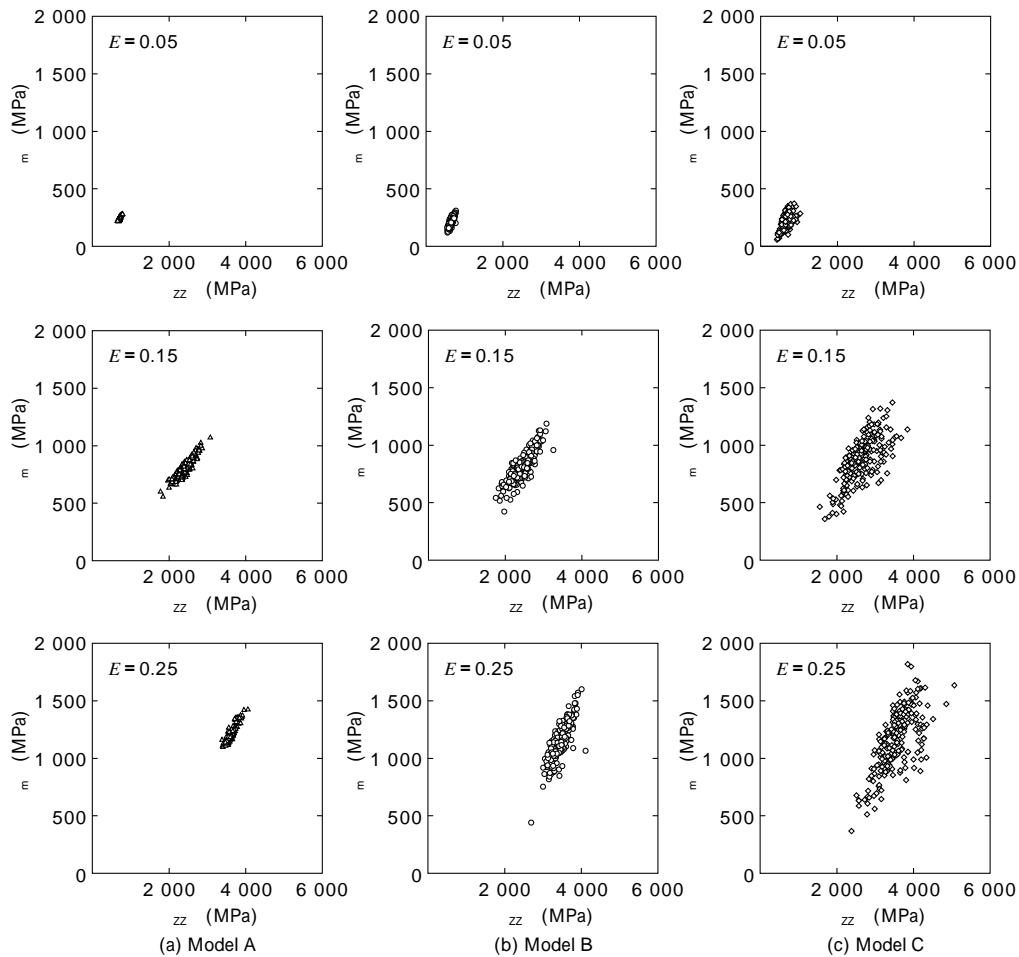


図9 平均応力と真応力の関係
Fig. 9 Relationship between average stress (σ_m) and true stress (σ_{zz})

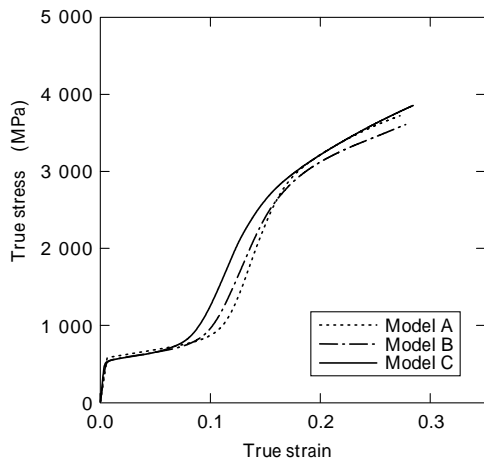


図10 多結晶体の真応力 - 真ひずみ曲線
Fig.10 True stress-true strain curves of polycrystal

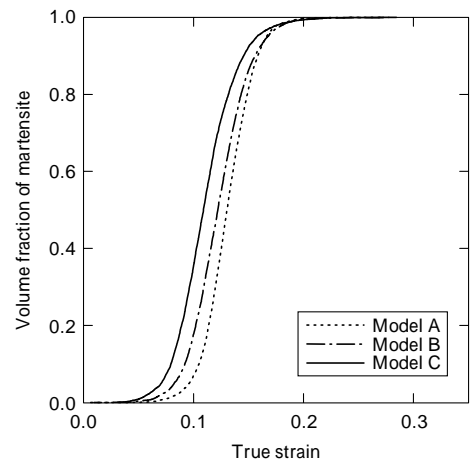


図11 マルテンサイト分率と真ひずみの関係
Fig.11 Relationship between volume fraction of martensite and true strain

Aの順に変態が生じ、これに起因して流動応力が増加する。

むすび = 結晶方位依存性が表現可能な多結晶3次元モデルを構築し、有限要素シミュレーションを行うことにより、単相TRIP鋼の変形・変態挙動に関して以下の知見を得た。

・単結晶体について

- 1) 単結晶体の変形・変態挙動は結晶方位に大きく依存し、12すべり系のSchmid factorの最大値が小さい

ものほど降伏応力が高く、低ひずみで変態する。

- 2) 初期Schmid factorの最大値が同等の場合は、ほぼ等しい降伏応力を示すが、変形の進行に伴う結晶方位の回転により、変態挙動は変化する。

・多結晶体について

- 1) 多結晶体の変形・変態挙動は、結晶方位の分布状態に依存し、分布範囲が拡大するほど低ひずみで変態が進行する。また、隣接結晶粒間の結晶方位差が、顕著な不均一変形挙動を誘起する。
- 2) 多結晶体中のSchmid factorの最大値が大きな結晶

粒は、局所的な変形が集中するために早期に変態する。これらの結晶粒が変態すると、他の結晶粒に変形が集中するため、変態が加速する。

- 3) 多結晶体の変形・変態挙動は、個々の結晶粒の方位と周囲の結晶粒との相互作用に強く依存するため、単結晶体の単純な重ね合わせで記述することはできない。

TRIP 鋼の変形・変態挙動に結晶方位が影響を及ぼすことは明らかであるが、実験的手法によりこれを定量的に解明することは困難であり、不明な点が多かった。しかしながら、本研究において結晶方位依存性を表現可能なモデル化を達成したことにより、結晶方位の影響を数値シミュレーションを用いて詳細に検討することが可能になった。今後は大きさ、形状、分散形態など、実材料の多様な組織形態やそれらの相互作用も含めて表現可能なモデルに高度化し、TRIP 鋼の更なる特性向上に結び付けたい。

最後に、本研究は神戸大学富田佳宏教授のご指導のもとに行われたものであり、記して謝意を表したい。

参 考 文 献

- 1) 青山春男：塑性と加工，Vol.33 (1992) p.357 .
- 2) 尾崎良文ほか：自動車技術会シンポジウム車両軽量化技術の最前線，No.08-01 (2001) p.21 .
- 3) 橋本俊一ほか：鉄と鋼，Vol.88 (2002) p.400 .
- 4) 杉本公一ほか：日本金属学会誌，Vol.54 (1990) p.657 .
- 5) 宋星武ほか：鉄と鋼，Vol.86 (2000) p.563 .
- 6) R. G. Stringfellow et al. : Acta . Metal., Vol.40 (1992) p.1703 .
- 7) 富田佳宏ほか：機論，Vol.60A (1994) p.1652 .
- 8) Y. Tomita et al. : Int. J. Mech. Sci.,Vol.43 (2001) p.2017 .
- 9) J. F. Ganghoffer et al. : Mech. Mater.,Vol.27 (1998) p.125 .
- 10) D. Peirce et al. : Acta. Metal.,Vol.31 (1983) p.1951 .
- 11) J. W. Hutchinson:Proc. R. Soc. Lond.,Vol.348A (1976) p.101 .
- 12) J. R. Patel et al. : Acta. Metal.,Vol.1 (1953) p.531 .