



K. Sugimoto

# 超ハイテン TRIP 鋼板の開発とそのプレス成形性

杉本 公一\*

## 1. はじめに

一般に、残留オーステナイト (RA) は工具鋼等では硬さの低下、寸法変化などの負の効果をもたらす場合が多く、使用前にサブゼロ処理などによってその体積率を減少させる場合が多い<sup>1)</sup>。これとは逆に、意識的に残留オーステナイトを多量に残存させ、その変態誘起塑性 (transformation-Induced Plasticity)<sup>2)</sup>によりプレス成形性を改善することがある<sup>3-6)</sup>。TRIP 効果を最も有効に利用した例として、1980 年代後半に自動車用高強度鋼板として新日本製鉄によって開発された C-Si-Mn 系低合金 TRIP 鋼があげられる<sup>4)</sup>。

この C-Si-Mn 系低合金 TRIP 鋼はポリゴナルフェライト (PF) を母相とし、残留オーステナイトとベイナイト (実際には炭化物フリーのベイナイト) の混合組織を第 2 相とした複合組織鋼であり<sup>4-6)</sup>、当初は残留  $\gamma$  ハイテンまたは TRIP 型複合組織鋼と呼ばれた (表 1)。近年、著者らのグループにより、プレス成形性をさらに高めるため、微細均一なラス状のベイニティックフェライト (BF)、マルテンサイト (M) 組織またはこれらの混合組織を母相とした新しいタイプの C-Si-Mn 系の超強度 (超ハイテン) TRIP 冷延鋼板が開発された<sup>7,8)</sup>。

本稿では、この超ハイテン TRIP 鋼板の組織、残留オーステナイト特性、引張特性及びプレス成形性について、著者らの研究グループの研究成果を中心に紹介する。

表 1 4 種類の低合金 TRIP 鋼の開発の歴史

| 母相組織 | 1980         | 1990         | 2000 | 2010         | 2020 |
|------|--------------|--------------|------|--------------|------|
| PF   |              | TDP          | 商品化  | (0.6-0.8GPa) |      |
| AM   |              | TAM          |      | (0.8-1.0GPa) |      |
| BF   | (1.0-1.2GPa) |              | TBF  | 商品化          |      |
| M    |              | (1.5-2.0GPa) | TM   |              |      |

PF: polygonal ferrite, AM: annealed martensite. BF: bainitic ferrite, M: martensite, TDP: TRIP 型複合組織鋼, TAM: TRIP 型焼鈍マルテンサイト鋼, TBF: TRIP 型ベイニティックフェライト鋼, TM: TRIP 型マルテンサイト鋼。( )内は引張強さ範囲。

## 2. 残留 $\gamma$ のひずみ誘起変態と TRIP 効果

超ハイテン TRIP 鋼中に存在する残留オーステナイトは室温では準安定であり、残留オーステナイトのマルテンサイト開始温度 ( $M_s$ ) 以上の温度で弾性変形または塑性変形したとき、残留オーステナイトは変態を開始する<sup>9)</sup>。その変態挙動は残留オーステナイト中の炭素濃度、

サイズ、形態のほか、応力状態、ひずみ速度などに影響される<sup>5,6,10)</sup>。

残留オーステナイトの変態挙動は、マルテンサイト変態と関連する  $M_s$ ,  $M_s^\sigma$ ,  $M_d$  温度と関係づけて、以下のよう説明されている<sup>9)</sup> (図 1)。ここで、 $M_s^\sigma$  温度は応力誘起変態からひずみ誘起変態に移行する温度、 $M_d$  温度はひずみを付与してもマルテンサイト変態が誘起されない臨界の温度である。

- (1)  $M_s$ - $M_s^\sigma$  間：残留オーステナイトの降伏応力以上に負荷応力を増加したとき、すでに存在している核生成位置で残留オーステナイトがマルテンサイトに変態する (応力誘起変態)。
- (2)  $M_s^\sigma$ - $M_d$  間：残留オーステナイトが塑性変形を受けたとき、すべり変形によってマルテンサイト変態の核が生成される (ひずみ誘起変態)。新たなマルテンサイト変態はひずみ誘起された変形バンドの交差部で生ずる。
- (3)  $M_d$ ：ひずみ誘起マルテンサイト変態が生じない。

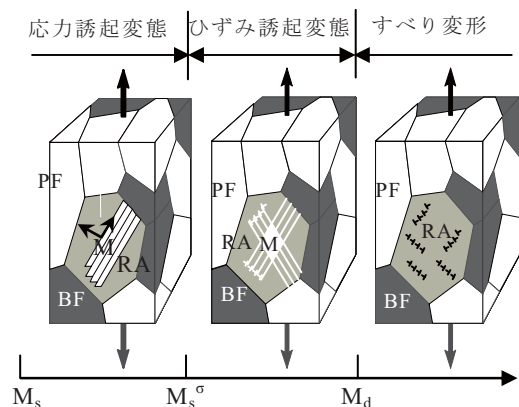


図 1 残留オーステナイトの変態機構と変態温度との関係。  $M_s$ ,  $M_s^\sigma$ ,  $M_d$  温度はそれぞれマルテンサイト変態開始温度、応力誘起変態を生ずる上限温度、ひずみ誘起変態を生ずる上限温度を示す。

ひずみ誘起変態の場合、残留オーステナイトの安定性が成形性に重要な影響を及ぼす。その変形に対する安定性は次式の  $k$  値 (ひずみ誘起変態係数) によって表現される (図 2)<sup>5,6)</sup>。

$$\log f_\gamma = \log f_{\gamma 0} - k \cdot \varepsilon \quad (1)$$

ここで、 $f_\gamma$ ,  $f_{\gamma 0}$  はそれぞれ塑性ひずみ  $\varepsilon$  を付与された

\*信州大学工学部機械システム工学科 教授

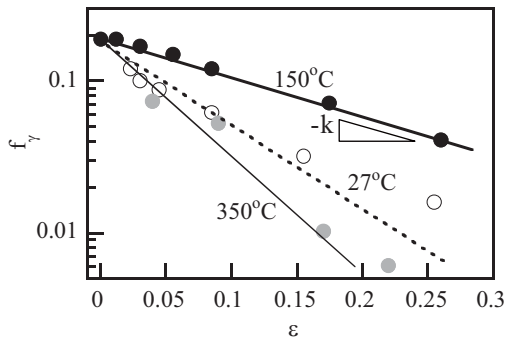


図 2 残留  $\gamma$  の安定性 ( $k$  値) の求め方. 図中の温度は変形温度を示す.

後の残留オーステナイト体積率, 初期残留オーステナイト体積率である.

Bhadeshia ら<sup>11)</sup>は(1)式を次式のように表現している.

$$\log (f_{\gamma 0} / f_{\gamma}) = k_1 \Delta G^{a' \gamma} \epsilon \quad (2)$$

ここで,  $\Delta G^{a' \gamma}$  は同じ組成のフェライトとオーステナイトの変態のための化学自由エネルギー変化 ( $\Delta G^{a' \gamma} = \Delta G^{\gamma} - \Delta G^{a'}$ ) である. ただし, 形状変化に起因する蓄積エネルギーを考慮していない.  $k_1$  は定数である.

一般に, 超ハイテン TRIP 鋼の一樣伸びと全伸びを大きくするためには, くびれを生ずるほどの大きな塑性ひずみ域で残留オーステナイトをひずみ誘起変態させ, ひずみ硬化率を高める (くびれの発生を効果的に遅らせる) ことが必要である. この現象が TRIP 効果である. このためには, 残留  $\gamma$  の炭素濃度を高く ( $M_s$  点を低く) するか, そのサイズを小さくし, 室温 (変形温度) を  $M_s$  点と  $M_f$  点の間にもってこることが必要となる.

### 3. 組織と残留 $\gamma$ 特性

超ハイテン TRIP 冷延鋼板の熱処理線図を図 3 に示す.  $\gamma$  域焼鈍加熱後の等温変態温度 ( $T_{IT}$ ) をマルテンサイト変態開始温度 ( $M_f$ ), マルテンサイト変態終了温度 ( $M_s$ ) の上にするか, 下にするかによって組織は以下の (1) ~ (3) のように変化する. また, 残留オーステナイトの体積率, 安定性 (炭素濃度, サイズ, 存在位置に影響される) も変化する<sup>12)</sup>. 超ハイテン TRIP 鋼は基本的にはセメントナイト ( $\theta$ ) フリーであるが, 等温変態温度が低い場合にはセメントナイトも存在する.

- (1)  $T_{IT} \geq M_s$ : BF+RA [TBF 鋼]
- (2)  $M_f \leq T_{IT} \leq M_s$ : BF+M+RA+( $\theta$ )+  $M^*A$  [TBM 鋼]
- (3)  $T_{IT} \leq M_f$ : M+RA+ $\theta$ + $M^*A$  [TM 鋼]

上記の (2) と (3) では, 残留オーステナイト相は単独に存在するとともに,  $M^*A$  constituent ( $M^*A$  相; この場合のマルテンサイト相は通常のマルテンサイト組織に比較して微細かつ炭素濃度が高く, 硬質であるので  $M^*$  として  $M$  と区別する) としても存在する. 焼入れ性改善元素である Mn, Cr, Mo, Ni など添加すると, その体積率が増加する傾向がある.<sup>13)</sup> 以下では, (1)~(3) の組織を有する超

ハイテン TRIP 鋼をそれぞれ TBF 鋼, TBM 鋼, TM 鋼と呼ぶ. なお, TM 鋼については, 焼鈍後に室温まで油冷後, 炭素濃化処理 (partitioning) を施した場合と  $M_f$  温度以下で等温変態処理を施した場合で, 組織と特性が変化するので, それぞれの場合を TM-QP 鋼, TM-IT 鋼と区別する. なお, TM-IT 鋼では等温変態処理後に残留オーステナイト中の炭素濃度を高めるために, 350°C 以下の温度で, 1000s 程度の炭素濃化処理を施すと成形性はさらに良好となる.<sup>14)</sup>

図 4 に超ハイテン TRIP 鋼の組織の代表例を示す.<sup>12)</sup> また, 図 5 にその鋼の残留オーステナイト特性を示す. 残留  $\gamma$  の体積率は等温変態温度が  $M_s$  温度以上で最も高く, 温度が低くなるにつれて減少する. 一方, 残留オーステナイトの炭素濃度は  $M_s$  温度より約 50°C 低い 350°C 付近で等温変態処理を施したときにピークを示し, それ以下の温度では大きく低下する.

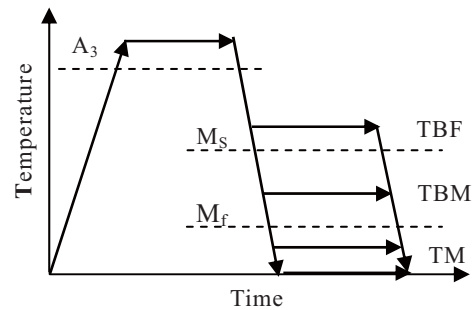


図 3 TBF 鋼, TBM 鋼, TM 鋼の熱処理線図

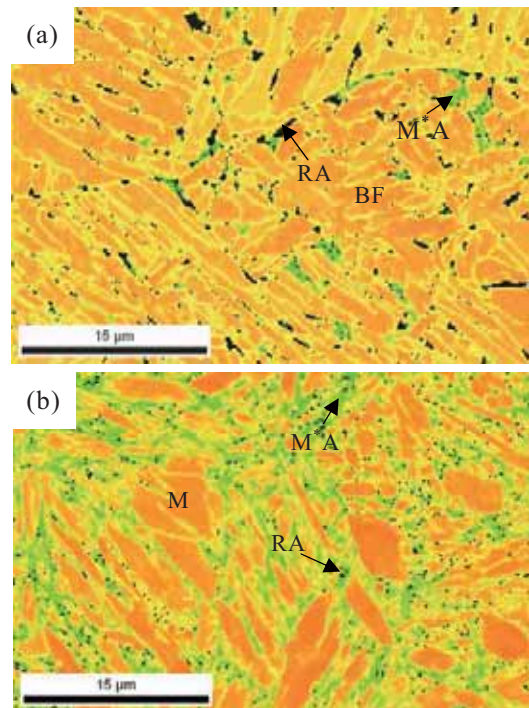


図 4 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb TBF 鋼 (a) と TM 鋼 (b) の微細組織の典型例. BF: バイニティックフェライト, M: マルテンサイト,  $M^*A$ :  $M^*A$  constituent, RA: 残留オーステナイト

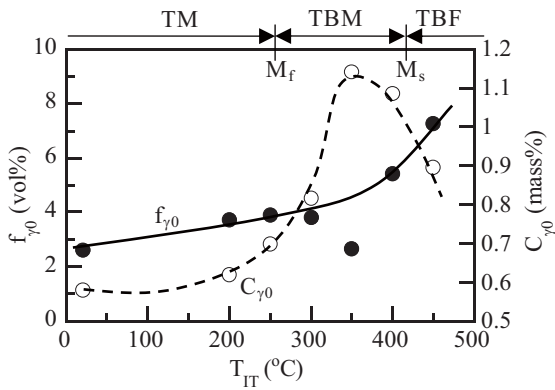


図5 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb 超ハイテン TRIP 鋼の残留オーステナイトの体積率 ( $f_{\gamma 0}$ ) と炭素濃度 ( $C_{\gamma 0}$ ) に及ぼす等温変態処理温度 ( $T_{IT}$ ) の影響

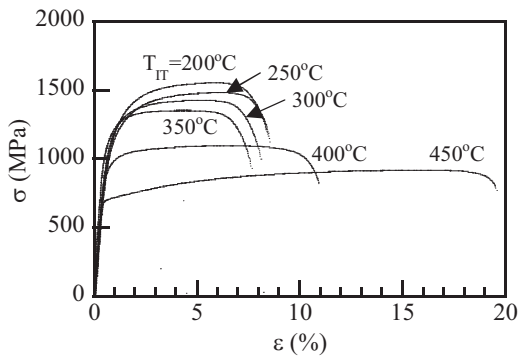


図6 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb 超ハイテン TRIP 鋼の引張変形曲線の代表例. 図中の温度は等温変態処理温度 ( $T_{IT}$ ) を示す.

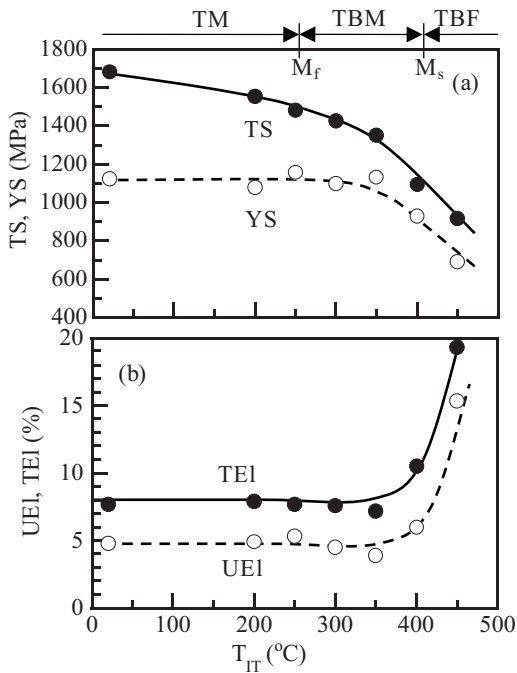


図7 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb 超ハイテン TRIP 鋼の0.2%耐力 (YS), 引張強さ (TS), 一様伸び (UEI), 全伸び (TEI) に及ぼす等温変態処理温度 ( $T_{IT}$ ) の影響.

#### 4. 引張特性と変形機構

図6, 7 に等温変態温度を変化させたときの超ハイテン TRIP 鋼の変形曲線と引張特性変化をそれぞれ示す.<sup>14)</sup> 超ハイテン TRIP 鋼では, フェライト・マルテンサイト Dual-phase 鋼のような連続降伏が生じ, 比例限, 0.2% 耐力は一般の構造用鋼に比較して低い傾向を示す. また, 等温変態温度の依存性も小さい. 一方, 塑性変形初期のひずみ硬化は顕著に現れる. この結果として, 降伏比は低くなる. 延性に関しては, 超ハイテン TRIP 鋼は大きな局部伸びと断面減少率を示す.

図8 に超ハイテン TRIP 鋼の引張強さと全伸びの関係を示す. 図中には, 焼鈍後に 20°C の油中に冷却後, 200 ~ 450°C で 1000s の炭素濃化処理を施した TM-QP 鋼の結果も示す. 超ハイテン TRIP 鋼は, 従来の Fe-C 系マルテンサイト鋼, バイナイト鋼, Dual-Phase 鋼に比較して優れた強度・伸びバランスを示す. 等温変態処理を施した TM-IT 鋼は TM-QP 鋼に比較して優れた強度・伸びバランスを有するが, 第2世代の AHSS (Advanced high-strength steel) である Fe-Mn-Al 系 TWIP 鋼 (Twining Induced Plasticity Steel)<sup>15)</sup> には及ばない.

一般に, 低合金 TRIP 鋼のひずみ硬化量は以下の3つの硬化の合計で表される<sup>5)</sup>.

- (i) 長範囲内部応力による硬化:  $\Delta \sigma_i$
- (ii) ひずみ誘起マルテンサイト硬化:  $\Delta \sigma_m$
- (iii) 林転位硬化:  $\Delta \sigma_f$

超ハイテン TRIP 鋼板では一様伸びが相対的に小さくなるが, これは母相の初期転位密度が極めて高く, 変形初期にひずみ硬化率が急減する (図6) ことに加え, 高い長範囲内部応力が発生しないため, ひずみ硬化率の低下を抑制する能力が低いためと考えられる.

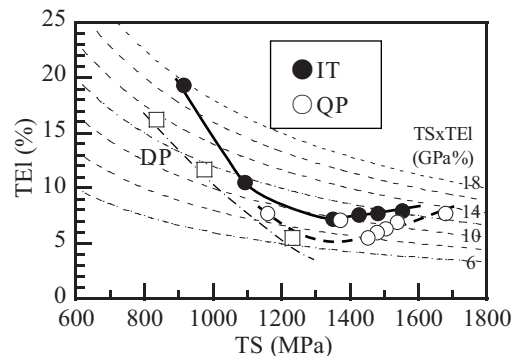


図8 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb 超ハイテン TRIP 鋼の全伸び (TEI) と引張強さ (TS) の関係. DP: 0.082%C-0.88%Si-2.0%Mn フェライト・マルテンサイト dual-phase 鋼

#### 5. プレス成形性

図9 に, TM-IT 鋼のコールドスタンプ品の代表例を示す. また, 図10 に超ハイテン TRIP 鋼の張出し性と伸びフランジ性を示す. 図10 中には, 室温の油中に冷却後, 200 ~ 450°C で 1000s の炭素濃化処理を施した TM-QP 鋼の

結果も示す。14) TBM 鋼と TM 鋼の伸びフランジ性は TBF 鋼及び従来のマルテンサイト鋼に比較して極めて高い。図には示していないが、曲げ性（最小曲げ半径）も優れている。

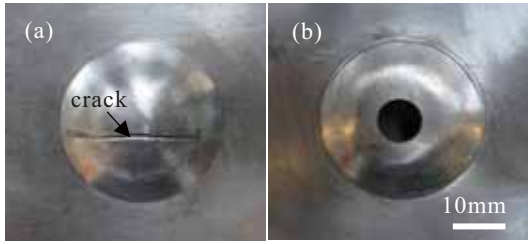


図9 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb TM-IT鋼のコールドスタンプ品。(a)張出し試験後、(b)穴広げ試験後(打ち抜き穴)。

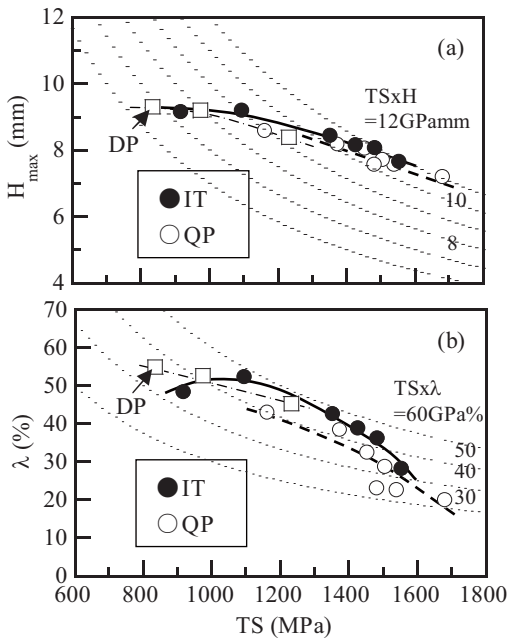


図10 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.05%Nb 超ハイテン TRIP 鋼の(a)張出し性( $H_{max}$ )と(b)伸びフランジ性( $\lambda$ )と引張強さ(TS)の関係。DP: 0.082%C-0.88%Si-2.0%Mn フェライト-マルテンサイト dual-phase 鋼。

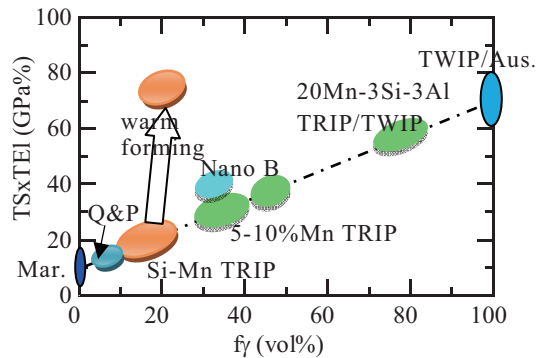


図11 各種超ハイテン鋼の強度・伸びバランス(TSxTEI)とオーステナイト体積率( $f_y$ )の関係

一般に、超ハイテン TRIP 鋼の伸びフランジ性は打ち抜き損傷挙動とその後の穴広げ変形に影響される。両者は主に、残留オーステナイトの体積率と安定性、組織のサイズと均一性に影響される。TBM 鋼と TM-IT 鋼では軟質なベイニティックフェライトまたはマルテンサイト相と  $M^*$ -A constituent が共存するため組織はより微細・均一となる。残留オーステナイトの多くは硬質マルテンサイトに囲まれているため比較的安定である。これらの特徴が、打抜き損傷を小さくし、かつ穴広げ時のき裂の進展を抑制した、結果的に優れた伸びフランジ性を示したと考えられる。なお、TM-QP 鋼は TM-IT 鋼に比較して伸びフランジ性は低下するが、これは主に残留オーステナイト体積率が低いことに起因すると考えられる。

## 6. その他の次世代超ハイテン TWIP/TRIP 鋼

近年、C-Si-Mn 系低合金 TRIP 鋼、Mn-Si-Al 系 TWIP 鋼の他に、1GPa 以上の引張強さと 30%以上の全伸びを有する 5~10Mn 系 TRIP 鋼<sup>15)</sup>の研究が世界各国で進められている。図11にこれら各種超ハイテン鋼の引張強さと全伸びの積(強度・伸びバランス)を比較する。<sup>16)</sup> 図中、Q&P 鋼(Quench & Partitioning Steel)<sup>17)</sup>は、TBF 鋼または TBM 鋼と同様な組織を有する。また、ナノベイナイト鋼(Nano Bainite Steel または super Bainite Steel)<sup>18)</sup>はナノサイズのラス組織を有する。図11より、これらの超ハイテン鋼の強度・伸びバランスはオーステナイト体積率によって決定されることがわかる。

強度・伸びバランスを高くする方法として温間加工がある。これは、加工温度を 150°C まで高くすることによって、残留オーステナイトの安定性を高め、高ひずみ域でのひずみ硬化率の低下を防ぐことを狙っている。著者らの研究グループは、母相組織をポリゴナルフェライトとした 0.4%C-0.5%Si-1.5%Mn-1.0%Al-0.02%Nb-0.1%Mo TRIP 型複合組織鋼の 150°C 変形において、70~80GPa%が達成できることを報告している。<sup>19)</sup> この結果は、TWIP 鋼、およびオーステナイト鋼レベルの高い伸びが、低合金 TRIP 鋼でも可能であることを示している。

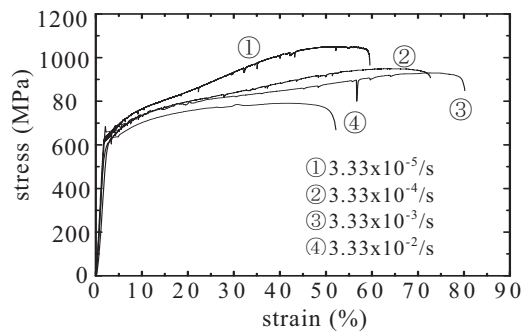


図12 0.4%C-0.5%Si-1.5%Mn-1.0%Al-0.02%Nb-0.1%Mo 低合金 TRIP 鋼 ( $f_{\gamma_0}=25.0\text{vol}\%$ ,  $C_{\gamma_0}=0.77\text{mass}\%$ ) の 150°C での引張試験結果。図中の①~④はひずみ速度。

## 7. おわりに

我が国では、超ハイテン TRIP 鋼板のうち、TBF 鋼及び TBM 鋼の冷延鋼板は既に自動車のシートのフレーム、セン

ターピラーなどに適用され、車体の軽量化と衝撃安全性改善に貢献している。これらの部品は、主にコールドスタンプによって成形されているが、超ハイテン TRIP 鋼はホットスタンプに適用することにより、衝撃吸収特性を大幅に改善できる可能性がある。著者は公益財団法人天田財団の研究補助（平成 23 年度一般研究開発助成）を頂き、主に 1.5~2.0GPa 級の TM 鋼についてホットスタンプ技術の開発研究を開始している。技術開発が成功した暁には、いち早く報告したい。

## 謝 辞

本研究の一部は公益財団法人天田財団の研究助成（平成 15 年度研究開発助成 AF-2003016）によって行われた。ここに、深謝いたします。

## 参考文献

- 1) Y. Watanabe, K. Sugimoto, I. Miwa and A. Nishizawa, "Distortion in Service of a 1.2C-17Cr-2.5Mo-0.8V Tool Steel", *Tetsu-to-Hagane*, Vol. 86, pp. 761-768, 2000.
- 2) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush, "The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels", *Trans. Amer. Soc. Mat*, Vol. 60, pp. 252-259, 1967.
- 3) 篠田研一, 山田敏郎, "Si-Mn 鋼のベイナイトと残留オーステナイトの二相混合組織の機械的性質", *熱処理*, Vol. 20, pp. 326-330, 1980.
- 4) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi, "Enhancement of Elongation by Retained Austenite in Intercritical Annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn Steel", *Trans. ISIJ*, Vol. 27, pp. 570-579, 1987.
- 5) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto, "Ductility and Strain-Induced Transformation in a High Strength TRIP-Aided Dual-Phase Steel", *Metall. Trans. A*, Vol. 23A, pp. 3085-3091, 1992.
- 6) K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi and S. Hashimoto, "Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility of TRIP-Aided Dual-Phase Steels", *ISIJ Int.*, Vol. 32, pp. 1311-1318, 1992.
- 7) K. Sugimoto, M. Murata and S. Song, "Formability of Al-Nb Bearing Ultra High-Strength TRIP-aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite and/or Martensite Matrix", *ISIJ Int.*, Vol. 50, pp. 162-168, 2010.
- 8) J. Kobayashi, D.V. Pham and K. Sugimoto, "Stretch-flangeability of 1.5GPa Grade TRIP-aided Martensitic Cold Rolled Sheet Steels", *Steel Res. Int. (Special Edition)*, Vol. 82, pp. 598-603, 2011.
- 9) B. C. De Cooman, "Structure-properties Relationship in TRIP Steels Containing Carbide-free Bainite", *Solid State Mater. Sci.*, Vol. 8, 285-303, 2004.
- 10) 樋渡俊二, 高橋学, 片山知久, 臼田松男, "深絞り成形性に及ぼす加工誘起変態の効果-TRIP型高強度鋼板の成形機構-", *塑性と加工*, Vol. 35, pp. 1109-1114, 1994.
- 11) M. Y. Sherif, M. C. Garcia, T. Sourmail and H. K. D. H. Bhadeshia, "Stability of Retained Austenite in TRIP-Assisted Steels", *Mat. Sci. Tech.*, Vol. 20, pp. 319-321, 2004.
- 12) J. Kobayashi, S. Song and K. Sugimoto, "Ultra High-strength TRIP-aided Martensitic Steels", *ISIJ Int.*, to be submitted.
- 13) K. Sugimoto and J. Kobayashi, "Newly Developed TRIP-aided Martensitic Steels", *MST 2010 (Recent Developments in Steel Processing)*, pp. 1639-1649, 2010.
- 14) J. Kobayashi, D.V. Pham and K. Sugimoto, "Microstructure and Formability of Ultra High-Strength TRIP-Aided Martensitic Sheet Steel", *CAMP-ISIJ*, Vol. 24, p. 1049, 2011.
- 15) O. Grassel, L. Kruger, G. Frommeyer and L. W. Meyer, "High Strength Fe-Mn-(Al,Si) TRIP/TWIP Steels Development - Properties - Application", *Int. J. Plasticity*, Vol. 16, pp. 1391-1409, 2000.
- 16) W. Cao, J. Shi, C. Wang, L. Xu, M. Wang, Y. Weng and H. Dong, "The 3<sup>rd</sup> Generation Automobile Sheet Steels Presenting with Ultrahigh Strength and High Ductility", *Proc. of International Conference on Advanced Steels 2010 (ICAS2010)*, Metallurgical Industry Press, Beijing, pp. 196-215, 2010.
- 17) B. C. De Cooman and J. G. Speer, "Quench and Partitioning Steel: a New AHSS Concept for Automotive Anti-Intrusion Applications", *Steel Res. Int.*, Vol. 77, pp. 634-640, 2006.
- 18) H. K. D. H. Bhadeshia, "Nanostructured Bainite", *Proc. Royal Soc. A*, Vol. 466, pp. 3-18, 2010.
- 19) M. Mukherjee, O. N. Mohanty, S. Hashimoto, T. Hojo and K. Sugimoto, "Strain-Induced Transformation Behaviour of Retained Austenite and Tensile properties of TRIP-Aided Steels with Different Matrix Microstructures", *ISIJ Int.*, Vol. 46, pp. 316-324, 2006.