

新しいタイプの高強度低合金TRIP鋼板

New Types of High-strength Low Alloy TRIP-aided Sheet Steels

杉本公一
Koh-ichi Sugimoto

信州大学 工学部 機械システム工学科
教授

1 はじめに

一般に、残留オーステナイト (γ_R) 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¹⁾。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)²⁾ により機械的性質を改善することがある³⁻⁸⁾。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⁹⁾。

この低合金 TRIP 鋼はポリゴナルフェライトを母相とし、 γ_R 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⁹⁻¹¹⁾、当初は残留 γ ハイテンまたは TRIP 型複合組織鋼と呼ばれた。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母相組織を微細均一なラス組織とした新しいタイプの 2 種類の低合金 TRIP 鋼が開発された^{12,13)}。本稿では、これら 3 タイプの低合金 TRIP 鋼の組織、 γ_R 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。

2 3 タイプの低合金 TRIP 鋼の開発経緯と熱処理法

Fig.1 に 3 タイプの低合金 TRIP 鋼の開発経緯を示す。また、それらの低合金 TRIP 鋼の代表的な組織写真を Fig.2 に示す。低合金 TRIP 鋼は当初、S40C 鋼 (0.4 %C-0.2 % Si-0.9%Mn 鋼) に Si を 1.5mass%、Mn を 1.5mass% 程度に高め、焼鈍後に約 400°C で 1000s 保持のオーステンパー処理を施すことにより開発された⁹⁾。幸運にも、室温変形で γ_R のひずみ誘起変態が比較的高ひずみで生じたため、代表的な

高強度鋼板であるフェライト-マルテンサイト 2 相鋼 (Dual-Phase 鋼、DP 鋼) に比較して大きい伸びと高い引張強さが得られた。その張り出し性と深絞り性は 590 ~ 780MPa 級の

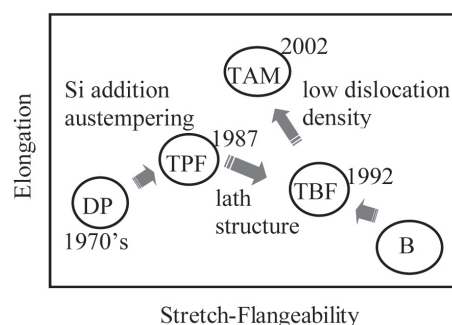


Fig.1 History of development and formability of three types of low alloy TRIP-aided steels with different matrix structure, polygonal ferrite (TPF), bainitic ferrite (TBF) or annealed martensite (TAM), in which DP and B steels are dual-phase and bainitic steels, respectively. Numerals represent developed year

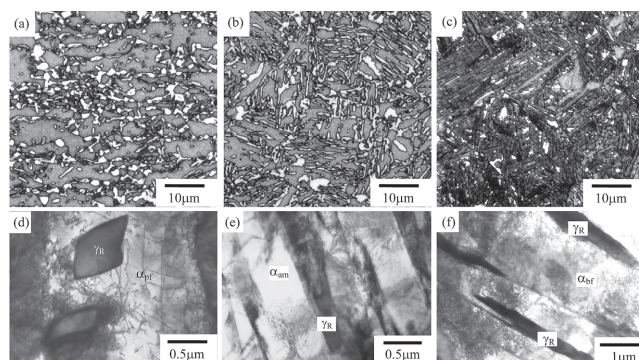


Fig.2 Typical light micrographs and TEM images of (a, d) 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn TPF ($t_A=1000s$), (b, e) TAM ($t_A=100s$) and (c, f) TBF ($t_A=200s$) steels austempered at 400°C. In (a)-(c), gray, black and white regions represent matrix ((a) polygonal ferrite, (b) annealed martensite, (c) bainitic ferrite) and retained austenite and/or martensite, respectively. In (d)-(f), α_{pf} , α_{am} , α_{bf} and γ_R represent polygonal ferrite, annealed martensite, bainitic ferrite and retained austenite, respectively.

DP鋼に比較して大幅に改善されたが、高強度鋼板を適用する自動車部材に求められる伸びフランジ性と曲げ性はあまり改善されなかった¹³⁾ので、用途が限られた。その後、著者の研究グループにより、ベイナイト鋼(B鋼)をベースに伸びフランジ性と曲げ性を大幅に改善した780~1470MPa級のTRIP型ベイニティックフェライト冷延鋼(TBF鋼)¹²⁾が開発された。このTBF鋼の伸びは逆に減少したため、ラス組織を保持したまま、母相を軟らかくした(転位密度を低下させた)780~980MPa級TRIP型焼鈍マルテンサイト冷延鋼(TAM鋼)¹³⁾がつぎに開発された。これらの新しいタイプの低合金TRIP鋼はラス状のベイニティックフェライトまたは焼鈍マルテンサイトの母相組織を有する。また、 γ_R が主にラス境界に沿って微細かつフィルム状またはニードル状に存在し、 γ_R 中の炭素濃度は高く、ひずみ誘起変態に対する安定性が高い特徴を有する。いずれのタイプもセメンタイトは存在しない。

これら3タイプの低合金TRIP冷延鋼板はFig.3の熱処理を施すことにより製造できる。TPF鋼は冷延後に $\alpha + \gamma$ 2相域焼鈍とオーステンパー処理を施すことにより製造できる。TBF鋼板は冷延後、 γ 域での焼鈍とオーステンパー処理を施すことにより製造できる。TAM鋼は冷延後の組織をまずマルテンサイト単相組織としたのち、2相域焼鈍とオーステンパー処理を施すことにより製造できる。ただし、各タイプにより、最適なオーステンパー温度と時間は異なる。

3 残留オーステナイト特性とひずみ誘起変態

低合金TRIP鋼では γ_R の体積率と安定性(γ_R の炭素濃度、サイズ、形状などに支配される)が重要となる。Fig.4に0.1-0.6%C-1.5%Si-1.5%Mnの化学組成を有する3種類の低合金TRIP鋼の γ_R 体積率と炭素濃度を示す¹³⁾。なお、 γ_R の体積率はX線回折法(5ピーク法)¹⁴⁾で測定し、炭素濃度はX線回折法により測定した γ_R の格子定数をDysonとHolmesの経験式¹⁵⁾に代入して求めた。 γ_R の体積率は5~20vol%、炭素濃度は1.2~1.6mass%の範囲にあり、炭素添

加量が高いほど両値は高くなる。興味深いのは、ラス組織を母相とするTAM鋼とTBF鋼の残留オーステナイト中の炭素濃度はTPF鋼より高い(安定である)点である。

3タイプの低合金TRIP鋼の γ_R への炭素の濃化過程の模式図をFig.5に示す。セメンタイト析出が抑制された場合、焼鈍後のオーステンパー処理中において、 γ 中には T_0 線に対応する炭素濃度まで炭素が濃化される。理論的には、オーステンパー温度が高いほど、 γ_R 中の初期炭素濃度(C_{γ_0})は低下し、 γ_R は不安定となる。しかし、オーステンパー温度が低すぎると(325℃以下では)、炭素濃度は逆に低下する。これは、低温でのオーステンパー処理では炭素の濃化速度が遅くなること、及びセメンタイトの析出が優勢となることに起因する¹⁶⁾。

上記過程に対して、Si、Alは未変態オーステナイトからのセメンタイト生成を抑制し、 γ_R を安定化させる。さらに、Alは T_0 点を高温側にシフトし、 γ_R 中の炭素濃度を高くする働きをする^{17,18)}。焼入れ性を高めるためMn、Cr、Mo、Niなどを添加する必要があるが、これらの元素は γ_R 中の炭素濃度を低くする。ただし、Bのみは γ_R 特性を低下させず、焼入れ性のみを高める¹⁹⁾。

低合金TRIP鋼中に存在する γ_R は室温では準安定であり、 γ_R 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

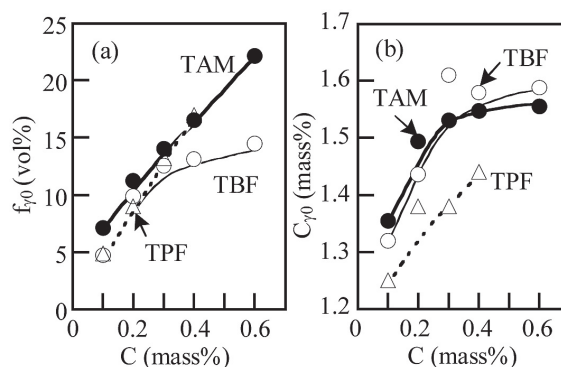


Fig.4 Variations in (a) initial volume fraction (f_{γ_0}) and (b) initial carbon concentration (C_{γ_0}) of retained austenite as a function of carbon content (C) in 0.1-0.6%C-1.5%Si-1.5%Mn TRIP-aided steels

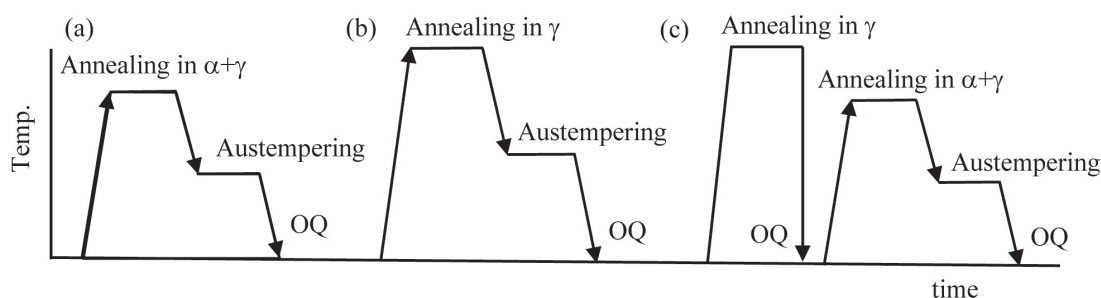


Fig.3 Heat treatment diagrams of (a) TPF, (b) TBF and (c) TAM cold rolled sheet steels, in which OQ represents quenching in oil

たは塑性変形したとき、 γ_R は変態を開始する²⁰⁾。その変態挙動は γ_R 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^{10,11,21)}。

γ_R の変態挙動は、マルテンサイト変態と関連する M_s 、 M_s^σ 、 M_d 温度と関係づけて、以下のように説明されている²²⁾(Fig.6)。ここで、 M_s^σ 温度は応力誘起変態からひずみ誘起変態に遷移する温度、 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。

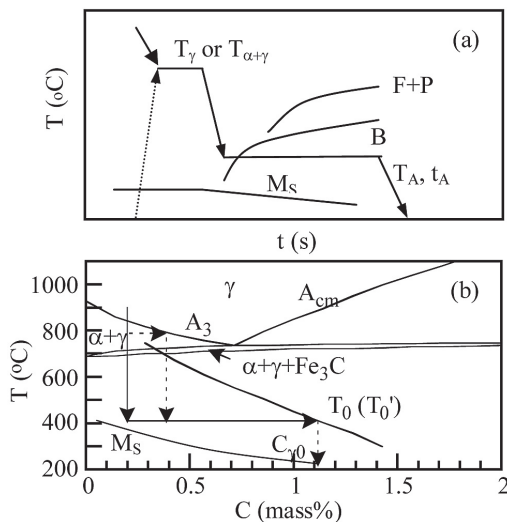


Fig.5 Annealing-austempering process (a) and pseudo-binary Fe-C-1.5Si-1.5Mn diagram (b), in which T_γ and $T_{\alpha+\gamma}$ represent annealing temperatures in γ and $\alpha+\gamma$ regions, respectively. T_A and t_A are austempering temperature and time, respectively

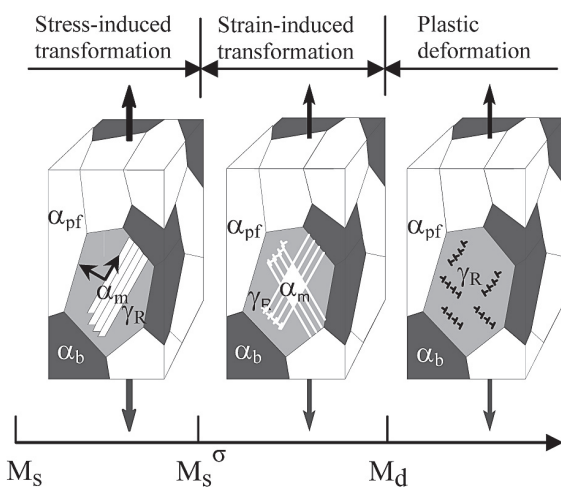


Fig.6 Schematic illustration of dominant deformation mechanism of retained austenite in different temperature ranges in TRIP steel : (from left to right) stress-induced plasticity, strain-induced plasticity and dislocation glide plasticity
 α_{pf} : polygonal ferrite, α_b : carbon free bainite, α_m : martensite, γ_R : retained austenite

- (1) M_s - M_s^σ 間： γ_R の降伏応力以上に負荷応力を増加したとき、さきに存在した核生成位置で γ_R がマルテンサイトに変態する(応力誘起変態)。
- (2) M_s^σ - M_d 間： γ_R 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) $T > M_d$ ：ひずみ誘起マルテンサイト変態が生じない。

ひずみ誘起変態の場合、 γ_R 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(Fig.7)^{10,11)}。

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

ここで、 f_γ 、 $f_{\gamma 0}$ はそれぞれ塑性ひずみ ε を付与された後の γ_R 体積率、初期 γ_R 体積率である。

Bhadeshiaら²³⁾は(1)式を次式のように表現している。

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

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

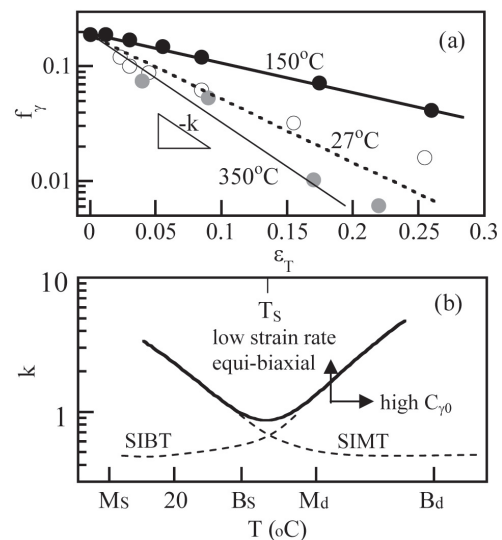


Fig.7 (a) Variations in volume fraction of retained austenite (f_γ) as a function of plastic strain (strain rate: $2.8 \times 10^{-4}/s$) and (b) forming temperature dependence of k value in 0.4%C-1.5%Si-1.5Mn TPF steel

SIMT : strain-induced martensite transformation, SIBT : strain-induced bainite transformation, B_s : bainite-start temperature, B_d : start temperature of strain-induced bainite transformation, T_s : minimum k value temperature

を考慮していない。 k_1 は定数である。

低合金 TRIP 鋼の一樣伸びと全伸びを大きくするためには、くびれが生ずるほどの大きな塑性ひずみ域で γ_R 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、 γ_R 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_d 点の間にもってこることが必要となる。

4 変形機構

3タイプの低合金 TRIP 鋼では、微細組織と γ_R 特性以上に、引張特性とプレス成形性が大きく異なる。Fig.8に3種類の低合金 TRIP 鋼の引張変形曲線を示す¹²⁾。また、Fig.9に引張特性の比較を示す。TPF 鋼は DP 鋼に類似して低降伏比と変形初期の大きいひずみ硬化を示す。一方、TAM 鋼では降伏応力と降伏比が高くなり、伸びはさらに大きくなる。TBF 鋼では母相強度が極めて高くなるため全体に変形応力が高くなり、降伏比も高くなるが、全伸びは減少する。しかし、絞り値は増加する。

一般に、低合金 TRIP 鋼のひずみ硬化は以下の3つの硬化量の合計で表される¹⁰⁾。

- (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： $\Delta \sigma_f$

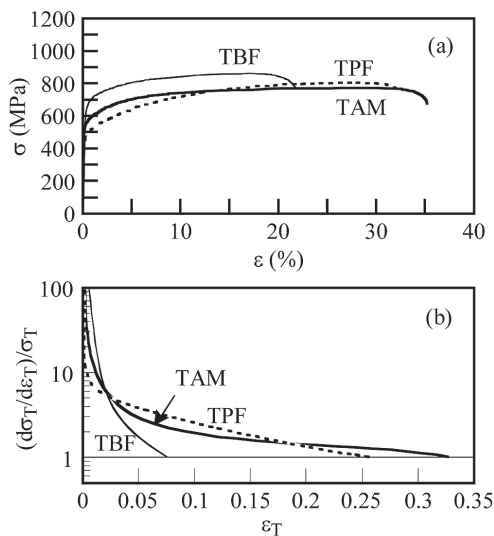


Fig.8 Comparison of (a) nominal stress (σ) - strain (ϵ) curves and (b) generalized strain hardening rate $((d\sigma_T/d\epsilon_T)/\sigma_T)$ - true strain (ϵ_T) curves of 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn TAM, TBF and TPF steels

TPF 鋼では、母相と第2相(主に γ_R)の変形強度差が大きいため内部応力が高くなる²⁴⁾。一方、TBF 鋼の場合、母相と第2相(主に γ_R)の変形強度差が小さいため、長範囲内部応力は高くない。また、変形強度が高いため、 γ_R の応力誘起変態及びひずみ誘起変態は変形の比較的初期に生ずる特徴を有する。TBF 鋼では一樣伸びが小さかったが、これは母相の初期転位密度が極めて高く、ひずみ硬化率が急減する(Fig.8 (b)) 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。

5 プレス成形性

Fig.10に3タイプの低合金 TRIP 鋼の各種成形性の比較を示す。穴広げ試験には平頭ポンチを用い、穴広げ率 λ は次式により求めた。

$$\lambda = (d_f - d_0) / d_0 \quad (3)$$

ここで、 d_0 、 d_f はそれぞれ打ち抜き時の孔径、き裂発生時の孔径である。さきに述べたように、TPF 鋼は DP 鋼に比較してほとんど全ての成形性が改善されるが、TAM 鋼の成形性は TPF 鋼のすべての成形性を凌ぐ。一方、TBF 鋼は局部変形能が高いことから、曲げ性と伸びフランジ性が飛びぬけて優れている。

低合金 TRIP 鋼の単軸引張変形下で得られる k 値((1)式)は試験温度によって大きく変化する(Fig.7 (b))。Fe-Cr-

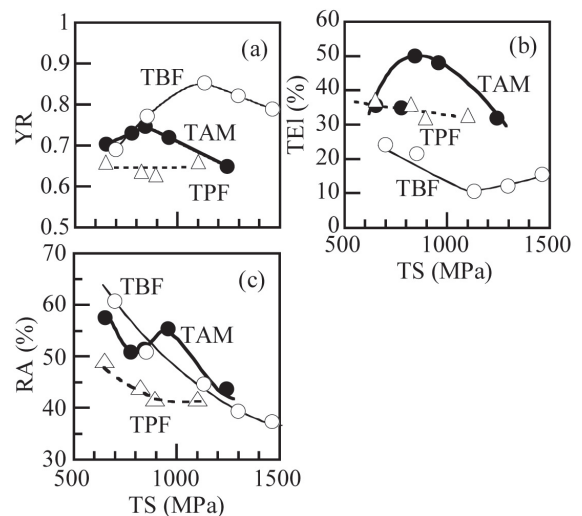


Fig.9 Variations in (a) yield ratio (YR), (b) total elongation (TEI) and (c) reduction of area (RA) of as a function of tensile strength (TS) in 0.1-0.6%C-1.5%Si-1.5%Mn TRIP-aided steels

Ni、Fe-Ni-C準安定オーステナイトステンレス系のTRIP鋼^{2,25)}では M_d 点以上ではひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が生じなくなるため、 k 値は最小 ($k=0$) となるが、低合金 TRIP 鋼では M_d 点を挟んだ温度域 (B_s - B_d 間) でひずみ誘起ベイナイト変態 (SIBT) が生ずる^{3,10)}。このため、 $T_s=100\sim 150^\circ\text{C}$ で k 値は最小となり、 T_s 以上では k 値は増加する傾向が現れる。Fig.7 (b) の k 値は γ_R 炭素濃度が増加すると高温側にシフトする。また、ひずみ速度が低下したり、等二軸成形では k 値は高くなる。

γ_R のひずみ誘起変態に対する安定性が成形温度によって大きく変化する現象は、プレス成形性の改善に役立つ場合がある。Fig.11に0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn TBF鋼の引張強さ、全伸び、深絞り性、穴広げ性の成形温度依存性を示す^{11,26)}。従来のポリゴナルフェライトを母相とする低合金 TRIP 鋼 (TPF 鋼) では、約 $100\sim 150^\circ\text{C}$ の加工温度範囲で引張強さは極小に、全伸びは最大となる。この温度 T_P は、 γ_R の安定性が最も高くなる (k 値が最小となる) 温度 T_s に対応している。このため、 γ_R のひずみ誘起変態が高ひずみ域まで抑制された結果、くびれの開始が遅らされ、全伸びが増加したと考えられている。TBF 鋼では、全伸びが極大を生ずる温度は2箇所現れる (第1ピーク温度： T_{P1} と第2ピーク温度： T_{P2})。20～50℃で現れる第1ピーク温度は、主にひずみ誘起マルテンサイト変態に起因し、200～300℃で現れる第2ピーク温度はひずみ誘起ベイナイト変態と動的ひずみ時効に起因すると考えられている²⁷⁾。深絞り性と伸びフランジ性も温間成形によって改善されるが、その成形温度依存性は全伸びの場合とは少し異なる (Fig.11 (c, d))。

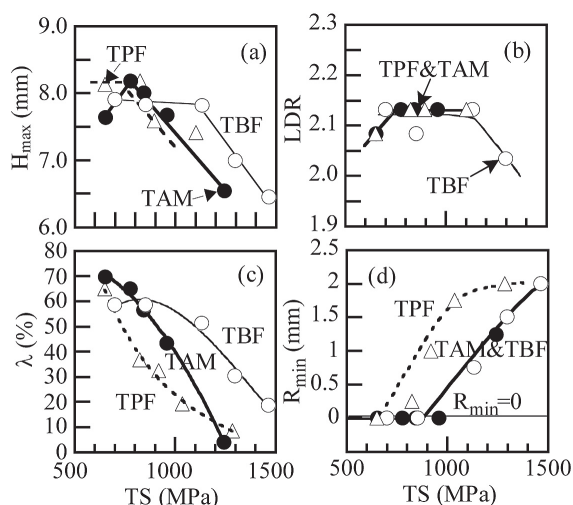


Fig.10 Variations in (a) maximum stretch height ($H_{\max}$), (b) limited drawing ratio (LDR), (c) hole expanding ratio (λ) and (d) minimum bending radius ($R_{\min}$) as a function of tensile strength (TS) in 0.1-0.6%C-1.5%Si-1.5%Mn TRIP-aided steels

6 おわりに

現在、3タイプの低合金 TRIP 鋼のうち、乗用車のピラーなどの衝撃吸収部品用鋼板として、780MPa級のTPF鋼が最も利用されている。引張強さがとくに高い980～1470MPa級の部品にはTBF鋼の適用が最も期待される。1200MPa以上の超高強度レベルでは、水素脆性が生じやすくなるが、TBF鋼では γ_R が水素をトラップし、水素脆化を抑制する^{28,29)}。また、冷間成形性も優れているので、冷間プレスも可能である。これらの特徴を有効に生かす部品は多数あるが、2007年以降、980MPa級のTBF冷延鋼板がシートフレームなどへ適用され始めている。

TBF鋼は衝撃靱性³⁰⁾、疲労強度特性³¹⁾も優れている。このため、薄鋼板だけでなく、線材・棒鋼を用いた自動車部品 (ボルト、ばね、熱間鍛造品及び冷間鍛造品) への適用も期

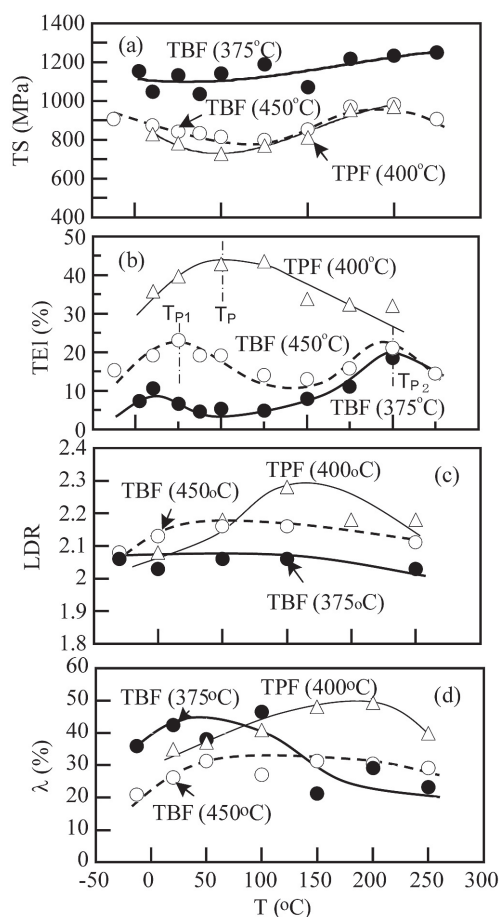


Fig.11 Forming temperature dependences of (a) tensile strength (TS), (b) total elongation (TEI), (c) limiting drawing ratio (LDR) and (d) hole-expanding ratio (λ) of 0.2%C-1.5%Si-1.5%Mn TPF and TBF steels austempered at $T_A=375$ or 450°C . Strain rate of tensile tests is $2.8 \times 10^{-4}/\text{s}$
 TPF steel ($T_A=400^\circ\text{C}$): $f_{y0}=18.2\text{mass\%}$, $C_{y0}=1.00\text{mass\%}$
 TBF steel ($T_A=375^\circ\text{C}$): $f_{y0}=9.8\text{mass\%}$, $C_{y0}=1.16\text{mass\%}$
 TBF steel ($T_A=450^\circ\text{C}$): $f_{y0}=11.2\text{mass\%}$, $C_{y0}=0.96\text{mass\%}$

待できる³²⁾。最近では、焼入れ性に優れた TBF 鋼に加え、母相をより強度の高いマルテンサイト置き換えた 1200 ～ 1800MPa 級の TRIP 型マルテンサイト鋼 (TM 鋼) の開発も進められている³³⁾。この研究については別の機会に述べたい。

参考文献

- 1) Y.Watanabe, K.Sugimoto, I.Miwa and A.Nishizawa : Tetsu-to-Hagane, 86 (2000) , 761.
- 2) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush : Trans. Amer. Soc. Mat, 60 (1967) , 252.
- 3) H.K.D.H. Bhadeshia : Bainite in Steels (Second Edition) , University Press, Cambridge (2001)
- 4) H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds : Met. Sci., 17 (1983) , 411 ; 420.
- 5) K.Shinoda and T.Yamada : J.Jpn. Soc. Heat Treat., 20, (1980) , 326.
- 6) V.T.T.Miihkinen and D.V.Edmonds : Mater. Sci. Technol, 3 (1987) , 422.
- 7) K.Tsuzaki, A.Kodai and T.Maki : Met. Mat. Trans. A, 25A (1994) , 2009.
- 8) F.G.Caballero, H.K.D.H.Bhadeshia, K.J.A.Mawella, D.G.Jones and P.Brown : Mater. Sci. Tech., 18 (2002) , 279.
- 9) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi : Trans. ISIJ, 27 (1987) , 570.
- 10) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto : Metall. Trans. A, 23A (1992) , 3085.
- 11) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto : ISIJ Int., 32 (1992) , 1311.
- 12) K.Sugimoto, T.Iida, J.Sakaguchi and T.Kashima : ISIJ Int., 40 (2000) , 902.
- 13) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda : ISIJ Int., 42 (2002) , 910.
- 14) H.Maruyama : J.Jpn. Soc. Heat Treat., 17, (1977) , 198.
- 15) D.J.Dyson and B.Holmes : J.Iron Steel Inst., 208 (1970) , 469.
- 16) K.Sugimoto, M.Murata and S.Song : ISIJ Int., 50, (2010) , 162.
- 17) N.Imai, N.Komatsubara and K.Kunishige : CAMP-ISIJ, 8 (1995) , 572.
- 18) K.Sugimoto, B.Yu, Y.Mukai and S.Ikeda : ISIJ Int., 45 (2005) , 1194.
- 19) K.Sugimoto : unpublished data.
- 20) M.Azuma, N.Fujita, M.Takahashi, T.Iung, O.Bouaziz, M.Goune, A.Perlade and D.Quidort : Int. Conf. on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications Proc., AIST, PA, (2004) , 269.
- 21) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda : J.Jpn. Soc. Technol. Plast., 35 (1994) , 1109.
- 22) B.C.De Cooman : Solid State Mater. Sci., 8 (2004) , 285.
- 23) M.Y.Sherif, M.C.Garcia, T.Sourmail and H.K.D.H. Bhadeshia : Mat. Sc. Tech., 20, (2004) , 319.
- 24) K.Sugimoto, M.Kobayashi, H.Matsushima and S.Hashimoto : Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A, 16A, (1995) , 80.
- 25) I.Tamura, T.Maki and H.Hato : Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 10 (1970) , 163.
- 26) K.Sugimoto, M.Tsunezawa, T.Hojo and S.Ikeda : ISIJ Int., 44 (2004) , 1608.
- 27) K.Sugimoto, S.Song, J.Sakaguchi, A.Nagasaka and T.Kashima : Tetsu-to-Hagane, 91 (2005) , 278.
- 28) T.Hojo, K.Sugimoto, Y.Mukai and S.Ikeda : ISIJ Int., 48 (2008) , 824.
- 29) K.Sugimoto : Mat. Sci. Tech., 25 (2009) , 1108.
- 30) S.Song, K.Sugimoto, M.Kobayashi, H.Matsubara and T.Kashima : Tetsu-to-Hagane, 86 (2000) , 563.
- 31) S.Song, K.Sugimoto, S.Kandaka, A.Futamura, M.Kobayashi and S.Masuda : Mat. Sci. Res. Int., 9 (2003) , 223.
- 32) K.Sugimoto, S.Sato and G.Arai : Mat. Sci. Forum, 638-642, (2010) , 3074.
- 33) J.Kobayashi and K.Sugimoto : CAMP-ISIJ, 23 (2009) , 1316.

(2010 年 1 月 27 日受付)