

# 超高強度低合金TRIP型ベイニティック フェライト鋼板の温間成形性

杉本 公一\*・宋 星武\*・坂口 淳也\*<sup>2</sup>・長坂 明彦\*<sup>3</sup>・鹿島 高弘\*<sup>4</sup>

Warm Formability of Ultra High-Strength Low Alloy TRIP-aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite Matrix

Koh-ichi SUGIMOTO, Sung-Moo SONG, Jyunya SAKAGUCHI, Akihiko NAGASAKA and Takahiro KASHIMA

**Synopsis** : Forming temperature dependence of formability in 0.20C–1.51Si–1.51Mn ultra high-strength TRIP-aided sheet steels with bainitic ferrite matrix (TBF steel) which were austempered at 375 or 450°C was investigated for automotive applications. Warm formings at 20–50°C and 100°C respectively enhanced the stretch-formability and the deep drawability of the TBF steel through the TRIP effect due to the strain-induced martensite transformation of retained austenite. The stretch-flangeability became maximum by warm forming at 20–50°C and 100–200°C in the TBF steels austempered at 375°C and 450°C, respectively. Further good stretch-flangeability was completed by warm punching at 100–200°C and subsequent cold expanding at 20°C in the TBF steel austempered at 450°C. The mechanisms improving these formabilities by warm forming were proposed in terms of retained austenite characteristics and microstructural properties.

**Key words** : ultra high-strength steel; TRIP-aided steel; bainitic ferrite; retained austenite; formability; stretch-formability; deep drawability; stretch-flangeability; warm forming.

## 1. 緒言

近年、残留オーステナイト( $\gamma_R$ )の変態誘起塑性(Transformation Induced Plasticity, TRIP)<sup>1)</sup>効果を利用してプレス成形性を飛躍的に改善した高強度低合金TRIP鋼板が開発され、乗用車の衝撃吸収部品およびシート骨格部品への適用が進められている。当初は母相組織をポリゴナルフェライト( $\alpha_{pp}$ )とした“TRIP型複合組織鋼板(TRIP-aided Dual-phase Steel, TDP Steel)<sup>2-11)</sup>”が開発されたが、その後、張出し性及び伸びフランジ性の改善を目的として、母相組織をそれぞれ焼鈍マルテンサイト( $\alpha_{am}$ )、ベイニティックフェライト( $\alpha_{bf}$ )とした“TRIP型焼鈍マルテンサイト鋼板(TRIP-aided Annealed Martensite Steel, TAM Steel)<sup>12,13)</sup>”及び“TRIP型ベイニティックフェライト鋼板(TRIP-aided Bainitic Ferrite Steel, TBF Steel)<sup>14,15)</sup>”が開発された。これらの低合金TRIP鋼は母相組織とともに $\gamma_R$ 形態も異なるが、いずれの鋼も多量(5~20 vol%)かつ安定な $\gamma_R$ を含む。

最近、車体軽量化(CO<sub>2</sub>低減対策)と衝突安全性の要求は益々多くなり、優れた成形性を保持したままで980~1470 MPa級の引張強さを有する良成形性超高強度鋼板の開発が求められている<sup>16)</sup>。TBF鋼はこの要求を満足させる最も可能性の高い鋼であり、さらに温間成形を組み合わせるによりさらに成形性を高めると予想される。し

かし、このような研究は引張延性についての研究<sup>17,18)</sup>を除き、現在のところ報告されていない。

そこで本研究では、0.20C–1.51Si–1.51Mnの組成を有する超高強度TBF鋼を用いて、成形性(張出し性、深絞り性、伸びフランジ性)に及ぼす温間成形の効果を調査した。さらに、これら温間成形性と $\gamma_R$ 特性( $\gamma_R$ 量、安定性)との関係について検討した。

## 2. 実験方法

供試鋼にはTable 1に示す化学組成を有する2種類の真空溶製鋼板を用いた。まず、100 kgインゴットを真空溶製後、30 mm厚のスラブを製造した。つぎに、Fig. 1に示すように1200°Cに加熱後、3.2 mm厚まで熱間圧延し(圧延3段階、最終圧延温度800°C)、その後1.2 mm厚まで冷間圧延を施した。1.5 Siスラブから後述の各種試験片を作製した後、950°C、1200 sのオーステナイト化後、375°Cまたは450°Cのソルトバスに急冷、200 s保持のオーステンパー処理<sup>14)</sup>を施した。ここで、オーステンパー温度には鋼の $M_s$ 点(416°C<sup>19)</sup>)の前後の温度を採用した。その他、1.5 Siスラブに780°C、1200 sの2相域で焼鈍をした後、400°C、1000 sのオーステンパー処理を施し、TDP鋼を作製した。また、0.2 Siスラブに950°C、1200 sのオーステナイト化後、

平成16年3月23日受付 平成16年10月6日受理 (Received on Mar. 23, 2004; Accepted on Oct. 6, 2004)

\* 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University, 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553 Japan)

\* 2 信州大学大学院生 (現:新光電気工業(株)) (Graduate Student, Shinshu University, now Shinko Electric Industries Co., Ltd.)

\* 3 長野高等専門学校 (Nagano National College of Technology)

\* 4 (株)神戸製鋼所 技術研究センター (Research & Development Labs., Kobe Steel, Ltd.)

450°C, 1000sのオーステンパー処理を施し,  $\gamma_R$ を含まないベイナイト鋼 (B鋼) も作製した。熱処理を施した後の各鋼の第2相及び $\gamma_R$ 特性をTable 2に示す。また, 20°Cでの引張特性もTable 2に示す。

$\gamma_R$ の体積率はMo-K $\alpha$ 線によって測定された(200) $\alpha$ , (211) $\alpha$ , (200) $\gamma$ , (220) $\gamma$ , (311) $\gamma$ 回折ピークの積分強度より計算した<sup>20)</sup>。また,  $\gamma_R$ の炭素濃度 $C_\gamma$ (mass%)はCu-K $\alpha$ 線によって測定した, (200) $\gamma$ , (220) $\gamma$ 及び(311) $\gamma$ 回折ピーク角度から求めた格子定数 $a_\gamma$ ( $\times 10^{-1}$  nm)を次式<sup>21)</sup>に代入して求めた。

$$C_\gamma = (a_\gamma - 3.578) / 0.033 \dots \dots \dots (1)$$

初期ベイナイト体積率( $f_{\alpha_n}$ )はレペラ腐食組織から線分法によって求めた<sup>18)</sup>。また, 初期マルテンサイト体積率( $f_{\alpha_m}$ )はレペラ腐食組織で測定された $\gamma_R$ と初期マルテンサイトの総体積率から上述のX線回折法で測定された $\gamma_R$ 体積率を差し引くことによって求めた<sup>18)</sup>。

引張試験にはJIS13B引張試験片 (ゲージ長さ50mm, 幅12.5mm) を用い, クロスヘッド速度1mm/min, 試験温度-20~350°Cの範囲で行った。試験片の加熱には一対のストリップヒーターを用いた。

Table 1. Chemical composition of steels used (mass%).

steel		C	Si	Mn	P	S	Al	N
1.5Si	TBF, TDP	0.20	1.51	1.51	0.015	0.0011	0.040	0.0021
0.2Si	B	0.14	0.21	1.74	0.013	0.0030	0.037	0.0028

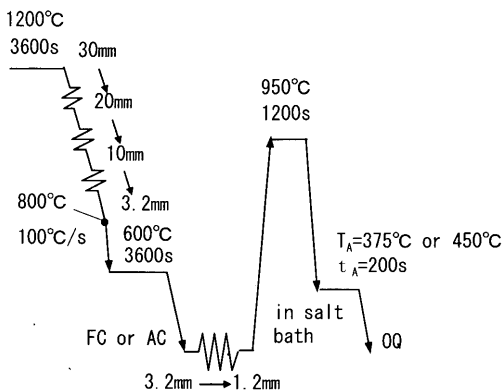


Fig. 1. Schematic diagram of hot and cold rolling process of TBF steel, in which “FC”, “AC” and “OQ” represent furnace cooling, air cooling and quenching in oil, respectively.

張出し試験には直径50mmの円盤状試験片を用い, 直径17.4mmの球頭パンチ, ダイス内径22mm (曲率半径1mm)のビード付き金型<sup>7)</sup>を使用し, き裂が発生する時点の最大張出し高さ $H_{max}$ を求めた。パンチ速度は1mm/min, 試験温度は-25~250°Cの範囲とした。潤滑剤にはグラファイト系を使用した。

深絞り性はスウィフトカップ試験によって評価した。金型には, 直径20.64mmの平頭パンチ; ダイス内径24.40mm (いずれも曲率半径4mm)~を使用した<sup>11)</sup>。試験片のブランク径は39~45mmとし, 直径を0.5mm間隔に変化させ, 破断することなく絞りぬける最大のブランク径 $D_0$ とパンチ直径 $D_p$ との比である限界深絞り比(LDR= $D_0/D_p$ )によって深絞り性を評価した。試験片両面に潤滑剤(日本工作油(株)G2567)を塗布後, しわ押さえ力10kN, パンチ速度200mm/minで, 試験を行った。試験温度は20~200°Cとした。

伸びフランジ性試験には直径50mmの円盤状試験片を用い, まず直径4.76mmの穴を加工温度20~250°C, クリアランス10%, 速度10mm/minで打ち抜いた<sup>8)</sup>。続いて, 肩部半径3mm, 直径17.4mmの平頭パンチを用いて, 加工温度20~250°C, 速度1mm/minで穴広げを行った(打抜き穴のダレ部をパンチ側とした)。いずれの試験にもグラファイト系潤滑剤を使用した。伸びフランジ性は次式の穴広げ率 $\lambda$ で評価した。

$$\lambda = (d_j - d_o) / d_o \times 100\% \dots \dots \dots (2)$$

ここで,  $d_o$ ,  $d_j$ はそれぞれ初期穴径, き裂発生時の穴径である。

### 3. 実験結果

#### 3.1 微細組織

Fig. 2にTBF鋼の組織写真を示す。375°Cでオーステンパー処理を施したTBF鋼 (以下では, 375°C材と呼ぶ)の組織は主に $\alpha_{bf}$ 母相と $\gamma_R$ からなり,  $\gamma_R$ の大半は $\alpha_{bf}$ ラス境界にフィルム状に存在する。一方, 450°Cでオーステンパー処理を施したTBF鋼 (以下では, 450°C材と呼ぶ)では同様に $\alpha_{bf}$ を母相とし, 第2相として $\gamma_R$ の他に8.1vol%のブロック状マルテンサイト( $\alpha_m$ )が存在する。また, 母相中に擬フェライト( $\alpha_q$ )<sup>22)</sup>が混在する。このとき, 375°C材

Table 2. Retained austenite characteristics and tensile properties of steels used.

steel		$T_A$	f	$f_{\alpha_n}$	$f_{\alpha_b}$	$f_{\gamma_0}$	$C_{\gamma_0}$	YS	TS	UEI	TEI	RA
1.5Si	TBF	375	8.9	0	0	8.9	1.16	971	1154	4.4	7.8	40.3
		450	19.3	8.1	0	11.2	0.96	617	918	14.2	18.2	44.5
	TDP	400	26.1	0	18.2	7.9	1.00	523	831	31.4	35.8	47.0
0.2Si	B	450	100	0	100	0	-	505	601	5.8	9.2	60.7

$T_A$  (°C): austempering temperature, f,  $f_{\alpha_n}$ ,  $f_{\alpha_b}$ ,  $f_{\gamma_0}$  (vol%): initial volume fraction of second phase, martensite, bainite and retained austenite, respectively,  $C_{\gamma_0}$  (mass%): initial carbon concentration of retained austenite, YS (MPa): yield stress or 0.2% offset proof stress, TS (MPa): tensile strength, UEI (%): uniform elongation, TEI (%): total elongation, RA (%): reduction of area.

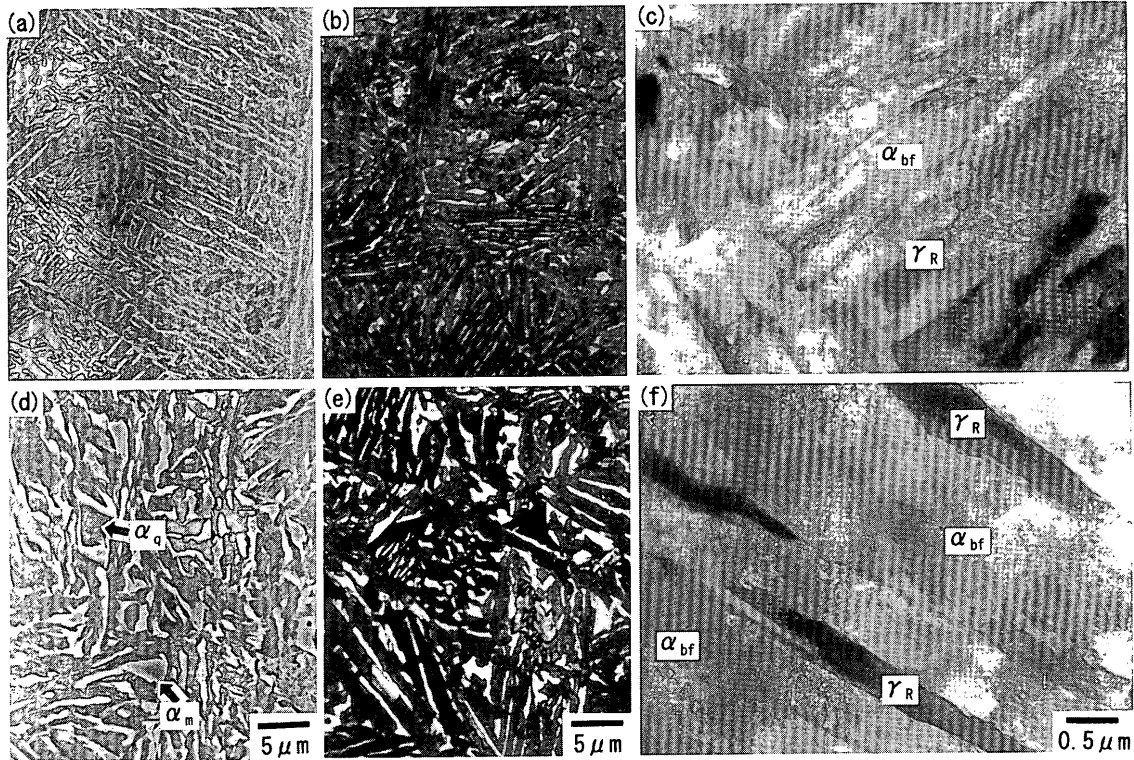


Fig. 2. Micrographs of TBF steel austempered at (a)–(c) 375°C or (d)–(f) 450°C, in which “ $\gamma_R$ ”, “ $\alpha_{bf}$ ”, “ $\alpha_m$ ” and “ $\alpha_q$ ” denote retained austenite film, bainitic ferrite matrix, martensite and quasi-ferrite, respectively. In (b) and (e), white and gray regions represent retained austenite and/or martensite and bainitic ferrite matrix, respectively. (a) and (d): nital etching, (b) and (e): RePera etching.

に比較して、 $\gamma_R$ の炭素濃度は低下するが、 $\gamma_R$ 量は増加する。また、 $\alpha_{bf}$ ラスの幅及び $\gamma_R$ フィルム幅が増加するとともに、ブロック状の $\gamma_R$ が相対的に増加する傾向が認められる。

比較材であるTDP鋼は $\alpha_{pf}$ 母相粒界に沿って塊状のベイナイト( $\alpha_b$ )と $\gamma_R$ が隣接して存在する組織を有する。ただし、第2相体積率はTBF鋼より高い。同じく比較材であるB鋼の組織は上部ベイナイトからなり、 $\gamma_R$ を含まない。

### 3.2 温間引張特性

Fig. 3にTBF鋼の引張特性の変形温度依存性を示す。TBF鋼の375°C材と450°C材とでは全伸びの値はかなり異なる。全変形温度域において、450°C材の全伸びは375°C材より大きい。また、TDP鋼とは異なり、両材とも $T_{P1}=20\sim 50^\circ\text{C}$ 及び $T_{P2}=300^\circ\text{C}$ の2つの温度域で全伸びの極大値を示す。このうち、変形温度300°C付近の全伸びの変形温度依存性はTDP鋼よりは類似の母相組織を有するB鋼に類似する。375°C材では、低温側の全伸びの改善が小さい。これらの結果は、先の報告<sup>18)</sup>とほぼ一致する。

Fig. 4にTBF鋼、450°C材の引張変形曲線に及ぼす変形温度の影響を示す。20°C変形では、TDP鋼と同様に、高ひずみ域においては、ひずみ硬化率が比較的高く維持されているが(Fig. 4(b)), TRIP効果がひずみ硬化率を高く維持する働きはTDP鋼ほど大きくないことがわかる。また、

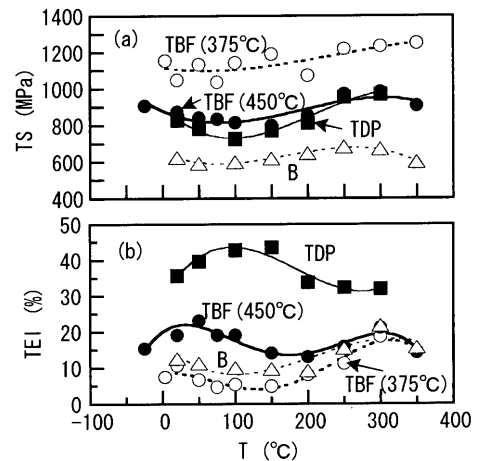


Fig. 3. Forming temperature ( $T$ ) dependence of (a) tensile strength ( $TS$ ) and (b) total elongation ( $TEI$ ) of TBF, TDP and B steels.

全伸びが小さい変形温度(150°C)では、変形初期の緩やかなひずみ硬化は20°C変形に類似するが、高ひずみ域でのひずみ硬化が小さく、早期のくびれ開始を招いている。一方、300°C変形では緩やかなセレーションを伴い変形応力が全体に高くなるが、ひずみ硬化率が高く維持され、結果的にくびれの開始が高ひずみ側にシフトしている。

### 3.3 温間成形性

Fig. 5~7にそれぞれTBF鋼の最大張出し高さ( $H_{max}$ )、限

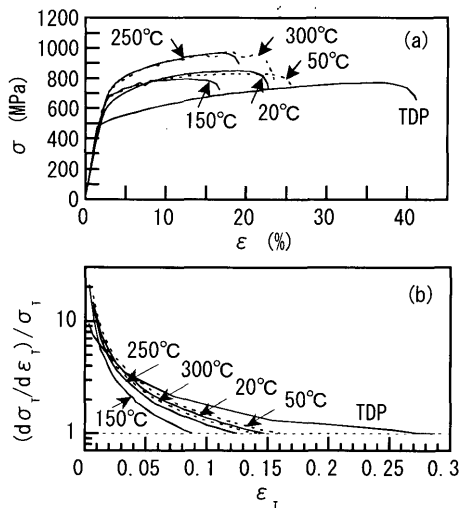


Fig. 4. Changes in (a) nominal stress-strain ( $\sigma$ - $\epsilon$ ) curve and (b) normalized strain-hardening rate-true plastic strain ( $(d\sigma_T/d\epsilon_T)/\sigma_T-\epsilon_T$ ) curves with forming temperature in TBF steel austempered at 450°C.  $\sigma_T$  is true stress.

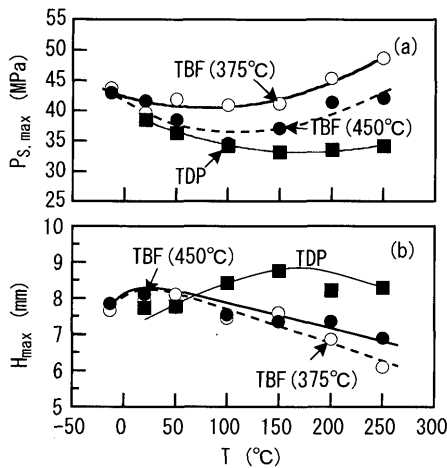


Fig. 5. Forming temperature ( $T$ ) dependence of (a) maximum stretch load ( $P_{s,max}$ ) and (b) maximum stretch height ( $H_{max}$ ) of TBF and TDP steels.

界深絞り比(LDR)及び穴広げ率( $\lambda$ )の成形温度依存性を示す。図中には、各種成形試験での最大成形荷重の結果も示す。まず、張出し性についてみると、引張強さが大きく異なるにもかかわらず、TBF鋼の375°C材と450°C材の最大張出し高さ及びその成形温度依存性はほぼ一致する(Fig. 5(b))。その最大張出し高さはTDP鋼より小さく、張出し高さが最大となる成形温度は低い(20~50°C)。Fig. 5(a)に示されるように、TBF鋼では最大張出し荷重( $P_{s,max}$ )が全体に高く、また成形温度が200°C以上でその最大張出し荷重が増加する点がTDP鋼と異なる(とくに375°C材で顕著に現れる)。20°Cで張出し成形した後の破断部近傍のSEM写真(Fig. 8)から、TBF鋼の375°C材ではボイドがほとんど認められないが、TBF鋼の450°C材及びTDP鋼では多数のボイドが母相/第2相界面において認められる。なお、先の報告<sup>7)</sup>と同様に、TDP鋼では、最適成形温度近辺で成形

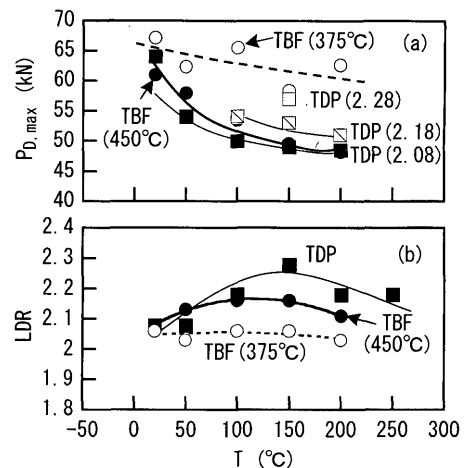


Fig. 6. Forming temperature ( $T$ ) dependence of (a) maximum deep drawing load ( $P_{D,max}$ ) and (b) limiting draw ratio (LDR) of TBF and TDP steels, in which numerals in parenthesis represent drawing ratio.

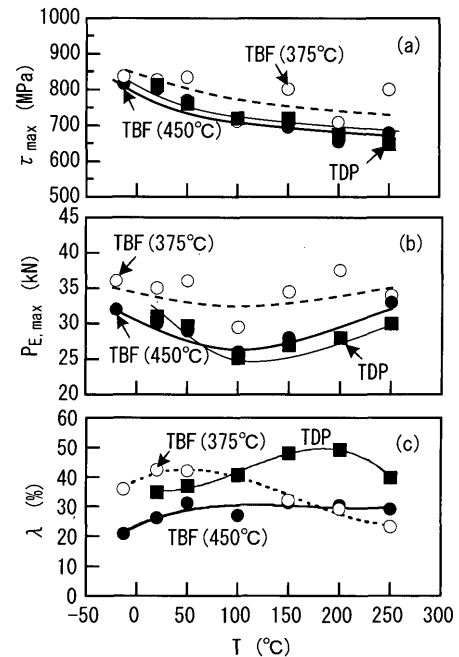


Fig. 7. Forming temperature ( $T$ ) dependence of (a) maximum shear stress ( $\tau_{max}$ ), (b) hole expanding load ( $P_{E,max}$ ) and (c) hole-expanding ratio ( $\lambda$ ) of TBF and TDP steels.

されたとき、その成形品の破断部近傍においてボイドの発生が20°C成形の場合に比較して抑制されていることが認められた。

深絞り性についてみると、TBF鋼の450°C材ではTDP鋼よりは限界深絞り比は低い、100°Cの温間加工によって限界深絞り比の値は増加する(Fig. 6(b))。最大深絞り荷重( $P_{D,max}$ )は成形温度200°Cまでは単調に減少する。限界深絞り比の最適成形温度はTDP鋼(150°C)より低い、張出し性の最適成形温度より高い。一方、375°C材では温間成形の効果はとくには認められない。その限界深絞り比の値は450°C材より低い、超高強度でありながら深絞りも可能

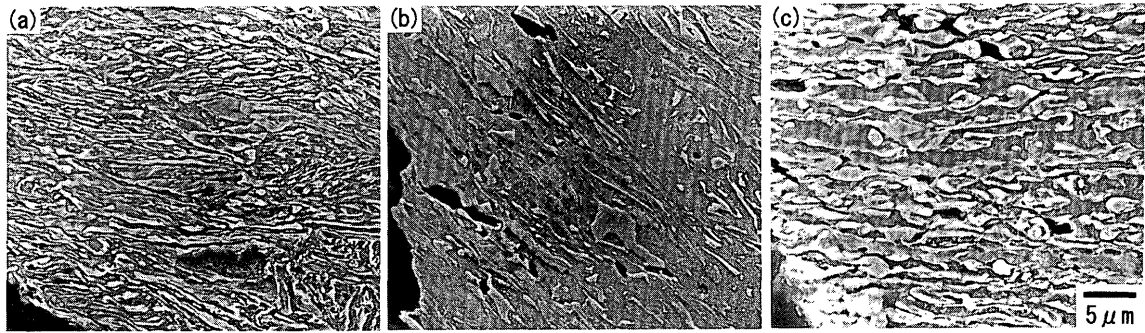


Fig. 8. Scanning electron micrographs showing voids at matrix/second phase interface in (a) TBF(375°C), (b) TBF (450°C) and (c) TDP steels fractured in equi-biaxial tension at 20°C.

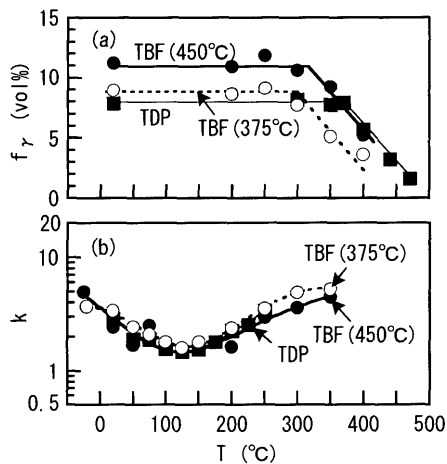


Fig. 9. Variations in (a) volume fraction of retained austenite ( $f_{\gamma_0}$ ) with reheating temperature after heat treatment (heating time: 3600s) and (b)  $k$  value with forming temperature in TBF and TDP steels.

であると結果は非常に興味深い。

最後に伸びフランジ性についてみると、375°C材では成形温度20~50°Cで穴広げ率は最大となる (Fig. 7(c))。450°C材でも温間成形によって穴広げ率は増加するが、最適成形温度は375°C材ほどには明瞭には現れない。この最適成形温度での穴広げ率は375°C材の方が450°C材より高い。このほか、打抜き時の最大せん断応力 ( $\tau_{max}$ ) は成形温度が高くなるのにもない単調に減少し、き裂発生時の穴広げ荷重 ( $P_E$ ) は約100°Cで最小となる特徴が現れる。

なお、本研究では300°C以上での成形試験を実施していないため断言できないが、各種成形性について全伸びの場合のように300°C近辺の成形温度域で成形性が極大となる兆候は認められない。

### 3.4 $\gamma_R$ の変態挙動

Fig. 9(a)にTBF鋼とTDP鋼の未変形材を再加熱 (保持時間3600s) したときの加熱温度と $\gamma_R$ 体積率の関係を示す。TBF鋼の $\gamma_R$ の分解開始温度は375°C材の場合で300°C、450°C材の場合で320°Cであり、TDP鋼の分解開始温度 (370°C)より約50°C以上低い。350°Cで再加熱された450°C材の組織を透過電顕観察した結果、 $\gamma_R$ はセメントイト ( $\theta$ )

とフェライトに分解していることが確認された。

Fig. 9(b)に単軸引張試験で求めたTBF鋼のひずみ誘起変態係数 $k$ の変形温度依存性を示す。ここで、 $k$ 値は次式から計算した ( $f_\gamma$ :未変態 $\gamma_R$ 量,  $f_{\gamma_0}$ :初期 $\gamma_R$ 量,  $\epsilon_T$ :引張真塑性ひずみ) <sup>3-6)</sup>。

$$\log f_\gamma = \log f_{\gamma_0} - k \cdot \epsilon_T \dots \dots \dots (3)$$

TBF鋼の450°C材の $k$ 値は375°C材よりわずかに低いが、その $k$ 値の変形温度依存性は375°C材と類似している。すなわち、両材とも100~150°Cで $k$ 値の最小値が現れ、それ以上の変形温度では $k$ 値は増加する傾向を示す。

## 4. 考察

### 4.1 張出し性と深絞り性の最適成形温度

本TBF鋼では、成形温度250°C以下の範囲において、張出し性の最適成形温度は20~50°Cであり、全伸びの場合 (50°C)とはほぼ一致した。しかし、深絞り性のピーク成形温度は100°Cであり、全伸びの場合より高くなった (ただし、375°C材の深絞り性の最適成形温度は明瞭に現れなかった)。まず、この理由について考察する。

0.1-0.6%C-1.5%Si-1.5%Mn TBF鋼の引張特性の変形温度依存性を調査したさきの研究<sup>18)</sup>によれば、全伸びは主に $\gamma_R$ の体積率とそのひずみ誘起変態に対する安定性 ( $k$ 値)に支配される。また、全伸びの極大値が現れる変形温度 (ピーク温度と呼ぶ) は2箇所存在する (Fig.10<sup>18)</sup>)。低温側の第1ピーク温度 ( $T_{p1}=0\sim75^\circ\text{C}$ ) は $k$ 値が最小となる変形温度 ( $T_S$ )以下にあり、また $T_S$ 以下ではひずみ誘起マルテンサイト変態が優勢に生ずるため、第1ピーク温度での大きな全伸びは主に $\gamma_R$ のひずみ誘起マルテンサイト変態によるTRIP効果に起因すると考えられた。一方、高温側の第2ピーク温度 ( $T_{p2}=200\sim300^\circ\text{C}$ ) では、ひずみ誘起ベイナイト変態がひずみ誘起マルテンサイト変態より優勢となる。また、緩やかなセレーションを伴う動的ひずみ時効が現れた (Fig. 4(a)中の300°C変形参照)。さらに、 $\gamma_R$ を含まないB鋼でも同じ変形温度域で全伸びのピークが現れ、かつその変形温度域では動的ひずみ時効による比較的高いひずみ

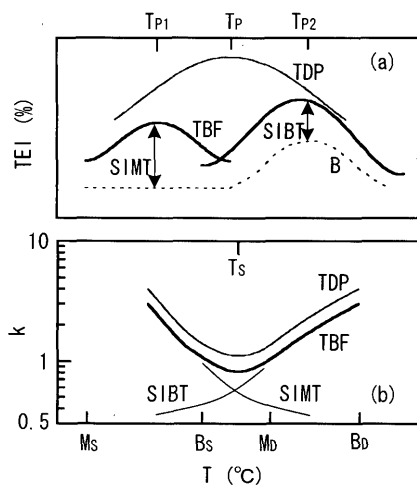


Fig. 10. Illustration of forming temperature ( $T$ ) dependence of total elongation ( $TEI$ ) and  $k$  value of TBF, TDP and B steels, in which "SIMT" and "SIBT" mean strain-induced martensite transformation and strain-induced bainite transformation, respectively.  $M_s$  and  $B_s$  are martensite-start and bainite-start temperatures of retained austenite, respectively.  $M_D$  and  $B_D$  represent upper temperatures at which martensite and bainite grow under influence of stress, respectively.

硬化が現れた。動的ひずみ時効はひずみ誘起ベイナイト変態と同様に、ひずみ硬化率を高め、くびれの発生を抑制することが期待できるので、第2ピークの大きい全伸びは主に $\gamma_R$ のひずみ誘起ベイナイト変態によるTRIP効果と動的ひずみ時効の2つによって生ずると考えられた。

上述の第1ピーク温度は $T_s$ とは一致せず、 $100^\circ\text{C}$ 程度低くなったが、これは以下のように考えられた。TBF鋼では $\gamma_R$ のひずみ誘起変態が変形初期に生ずる方が全伸びの改善につながる。すなわち、TBF鋼は初期転位密度が高いため変形初期でひずみ硬化率が急減する。このような場合、 $\gamma_R$ の安定性が少し低く ( $k$ 値が少し高く)、TRIP効果が低ひずみ域で生じた方が、結果的にひずみ硬化率を高くし、くびれの発生を抑制し、全伸びを大きくする<sup>15)</sup>。このため、 $T_s$ より低温側の変形温度 ( $\gamma_R$ の安定性が低い変形温度側) で全伸びが最大となった。

本TBF鋼の全伸びの変形温度依存性は、以下の2つの理由から、上述の考え方を適用することにより説明できる。

(1) 全伸びの2箇所のピーク温度がさきの研究<sup>18)</sup>とほぼ一致した。

(2)  $k$ 値は変形温度が $T_s=100\sim 150^\circ\text{C}$ で最小となった。

一般に、低合金TRIP鋼の張出し性と深絞り性は伸びと相関がある<sup>7,11)</sup>。したがって、張出し性と深絞り性に関しては、上記の(2)と以下の(3)の事実から、全伸びの第1ピーク温度の場合と同様に、主に $\gamma_R$ のひずみ誘起マルテンサイト変態によるTRIP効果に起因して、最適成形温度において張出し性と深絞り性が改善されたと考えてよいであろう。

(3) 張出し性と深絞り性の最適成形温度が全伸びの第1

ピーク温度にほぼ一致した。

深絞り性の最適成形温度は張出し性の場合より高く $T_s$ にほぼ一致したが、これを成形時の応力状態 (変形様式)<sup>7,10)</sup>から説明することは難しく、現在検討中である。張出し性と深絞り性に関して、全伸びの場合のように $300^\circ\text{C}$ 近辺の成形温度域で成形性が極大となる兆候が現れなかった (Fig. 5, 6)。高い引張強さを有する $375^\circ\text{C}$ 材において、全伸びの第2ピーク温度付近で成形性が改善されれば実用上興味深い、これについての確認は今後の課題としたい。

つぎに、TBF鋼の $375^\circ\text{C}$ 材では引張強さが $1150\text{MPa}$ と極めて高いにもかかわらず $450^\circ\text{C}$ 材と同程度の高い張出し性と $450^\circ\text{C}$ 材よりわずかに低い深絞り性を有した理由について述べる。 $375^\circ\text{C}$ 材の組織は $450^\circ\text{C}$ 材に比べて微細均一である、 $\gamma_R$ の安定性が高い ( $\gamma_R$ の炭素濃度が高く、サイズが小さい)、及びオーステンパー処理後の冷却中に生ずるマルテンサイトが存在しない、などの特徴を有する。これらの組織の特徴により、成形中にボイドの発生が抑制され (Fig. 8(a))、大きい局部変形能を有することが、 $375^\circ\text{C}$ 材が超強度でありながら優れた成形性を有する主な原因と考えられる。また、本TBF鋼の両材では、温間成形による張出し高さと限界深絞り比の改善量はTDP鋼に比較して小さかった。これは、TDP鋼では温間成形によって $\gamma_R$ のひずみ誘起変態が抑制されたため母相に高い圧縮内部応力が発生し、この圧縮内部応力が $\gamma_R$ のTRIP効果とともにボイドの発生を効果的に抑制するのに対し、TBF鋼では母相強度と $\gamma_R$ 強度の差が小さくなり、高い圧縮内部応力が発生しないためと考えられる<sup>6)</sup>。

#### 4.2 伸びフランジ性の最適成形温度

伸びフランジ性の最適成形温度は $375^\circ\text{C}$ 材では $20\sim 50^\circ\text{C}$ であり、張出し性の最適成形温度とほぼ一致した。一般に、伸びフランジ性は主に打抜き特性と穴広げ特性の2つに影響され、低合金TRIP鋼では打抜き加工でのせん断面長さと破断面でのき裂発生挙動が穴広げ率に影響する<sup>8)</sup>。4.1で述べたように、 $375^\circ\text{C}$ 材は $450^\circ\text{C}$ 材に比較して微細均一なラス組織を有し、マルテンサイトを含まない。また、 $\gamma_R$ の炭素濃度は高い特徴を有する。 $375^\circ\text{C}$ 材において打抜き断面の走査電顕観察を行ったところ、全成形温度域において打ち抜き時に長いせん断部が維持され、さらに破断部周辺でのボイドの発生が抑制されていた。この結果は $375^\circ\text{C}$ 材では打ち抜き特性の打ち抜き温度依存性が現れにくいことを意味し、穴広げ率は主に穴広げ時の特性に支配され、張出し性と同様な最適成形温度が現れたと考えられる。当然のことながら、この優れた伸びフランジ性は打抜き時に残存した $\gamma_R$ のひずみ誘起マルテンサイト変態によるTRIP効果に起因すると考えられる。

一方、 $450^\circ\text{C}$ 材では穴広げ性の最適成形温度は $100\sim 200^\circ\text{C}$ の範囲にあったが、明瞭ではなかった。打抜き断面の走査電顕観察から、 $450^\circ\text{C}$ 材では打ち抜き時にボイ

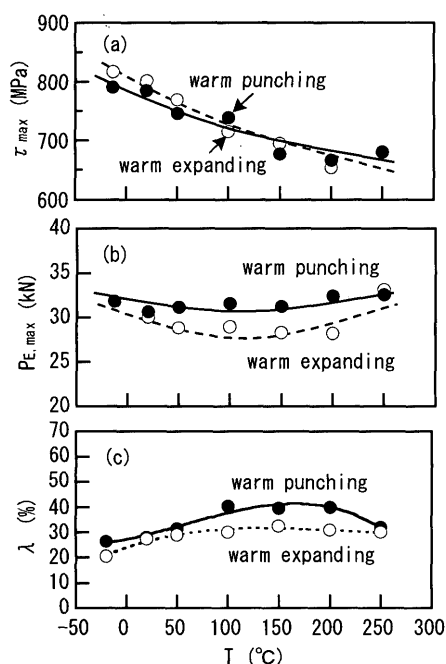


Fig. 11. Effects of warm punching and warm expanding temperatures ( $T$ ) on (a) punching shear stress ( $\tau_{\max}$ ), (b) hole expanding load ( $P_{E,\max}$ ) and (c) hole expanding ratio ( $\lambda$ ) in TBF steel austempered at 450°C.

ドが発生しやすく、打ち抜き特性の打ち抜き温度依存性が生じやすいことが確認された。そこで、打ち抜き特性と穴広げ特性の成形温度依存性を分離するため、以下の2つの場合について穴広げ率の変化を調査した(Fig.11)。

- ①  $-20 \sim 250^\circ\text{C}$ の範囲で打ち抜き後、 $20^\circ\text{C}$ で穴広げ成形
- ②  $20^\circ\text{C}$ で打ち抜き後、 $-20 \sim 250^\circ\text{C}$ の範囲で穴広げ成形

Fig.11より、温間で打ち抜きを行い、室温で穴広げ成形した場合に最も高い穴広げ率が得られた。また、このときの最適打ち抜き温度は $100 \sim 200^\circ\text{C}$ の範囲にあった。この打ち抜き温度では、先のTDP鋼についての研究<sup>8)</sup>と同様に、打ち抜き穴周辺部の走査電顕観察からせん断部が長くなり、破断部のボイドの発生が抑制されていることが確認された。このことは、打ち抜き加工を温間で行えば、打ち抜き損傷を最小とすることができ、その後の穴広げ成形は必ずしも温間である必要がない(または、 $20^\circ\text{C}$ での穴広げ加工の方が良い)ことを示唆する。また、Fig. 7(c)の $450^\circ\text{C}$ 材の不明瞭な穴広げ率の成形温度依存性は打ち抜き温度依存性が強く現れ、結果的に最適成形温度が高温側にシフトしたと考えてよいであろう。

## 5. 結言

0.20C-1.51Si-1.51Mn TBF鋼の成形性(張出し性、深絞り性、伸びフランジ性)に及ぼす温間成形の効果を調査した。また、この結果を微細組織と $\gamma_R$ 特性との関係から考察した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) TBF鋼の張出し性と深絞り性はそれぞれ $20 \sim 50^\circ\text{C}$ 、 $100^\circ\text{C}$ での温間成形によって最良となった。これらの最適成形温度は $\gamma_R$ が最も安定となる温度( $100 \sim 150^\circ\text{C}$ )よりわずかに低いか、ほぼ一致した。温間成形による両成形性の改善は主にひずみ誘起マルテンサイト変態のTRIP効果に起因すると考えられた。

(2) 伸びフランジ性の最適成形温度はオーステンパー温度によって異なり、 $375^\circ\text{C}$ 材では $20 \sim 50^\circ\text{C}$ 、 $450^\circ\text{C}$ 材では $100 \sim 200^\circ\text{C}$ の範囲にあった。 $450^\circ\text{C}$ 材では、 $100 \sim 200^\circ\text{C}$ での温間打抜き後 $20^\circ\text{C}$ で穴広げ加工することにより、さらに優れた伸びフランジ性が得られた。これは、 $450^\circ\text{C}$ 材では打抜き損傷が温間打抜きによって小さくなり、穴広げ加工の影響が強くと現れたためと考えられた。

本研究の一部は、文部科学省研究補助金(基盤研究(C), No.2004-15560624)、鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成金(2004年度支給)及び天田金属加工機械技術振興財団研究助成金(AF-2003016)によって行われた。ここに深謝いたします。

## 文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 252.
- 2) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 570.
- 3) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085.
- 4) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 5) K.Sugimoto, M.Misu, M.Kobayashi and H.Shirasawa: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 775.
- 6) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Yasuki: *Metall. Trans. A*, **28A** (1997), 2637.
- 7) K.Sugimoto, A.Nagasaka, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 8) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 9) Y.Hirose, S.Nakai, H.Fukuyama, S.Sudoh and K.Ueno: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1071.
- 10) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 11) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 556.
- 12) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto and T.Takahiro: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
- 13) K.Sugimoto, R.Kikuchi, M.Tsunezawa, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1065.
- 14) K.Sugimoto, T.Iida, J.Sakaguchi and H.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 902.
- 15) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and H.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 16) 川口博史: 塑性加工シンポジウム「自動車用鋼材へのハイテン材適用の現状と将来状況」, 日本塑性加工学会, 東京, (2004), 1.
- 17) K.Shinoda and T.Yamada: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **20** (1980), 326.
- 18) K.Sugimoto, M.Tsunezawa, T.Hojo and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **90** (2004), 1608.
- 19) W.Steven and A.G.Haynes: *J. Iron Steel Inst.*, **183** (1956), 349.
- 20) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 21) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), 469.
- 22) Bainite Committee of ISIJ: Atlas for Bainitic Microstructures, Vol. 1, ISIJ, Tokyo, (1992), 21.