

ベイニティックフェライト・マルテンサイト混合組織を母相とする超高強度低合金TRIP鋼板の伸びフランジ性

村田 宗央*・小林 純也*・杉本 公一*2

Stretch-flangeability of Ultra High-strength Low Alloy TRIP-aided Sheet Steels with Mixed Structure Matrix of Bainitic Ferrite and Martensite

Muneo MURATA, Junya KOBAYASHI and Koh-ichi SUGIMOTO

Synopsis : The microstructure, retained austenite characteristics, tensile properties and stretch-flangeability of ultra high-strength 0.2%C–1.5%Si–1.5%Mn (mass%) TRIP-aided bainitic ferrite cold-rolled sheet steel, “TBF steel”, were investigated for automotive applications. When isothermally held at temperatures less than martensite-start temperature for 300–3000 s after annealing or austenitizing, the TBF steel possessed mixed matrix structure of bainitic ferrite and martensite, with retained austenite of about 4 vol%. The TBF steel achieved the tensile strength higher than 1400 MPa and hole-expanding ratio of 40%. The good combination of tensile strength and hole-expanding ratio was mainly caused by highly carbon-enriched retained austenite and softened matrix structure composing of bainitic ferrite and martensite.

Key words : stretch-flangeability; ultra high-strength steel; TRIP-aided steel; retained austenite; microstructure; bainitic ferrite; martensite.

1. 緒言

近年、自動車のCO₂排出量削減を目的とした車体軽量化と衝突安全性確保の観点から、自動車用部材の高強度化が求められており、引張強さで980~1470 MPa級の超高強度冷延鋼板の開発が進められている。しかしながら、鋼板の高強度化は成形性の低下を招くため、複雑な形状を必要とする自動車用冷延鋼板の開発においては、いかに良好な成形性を確保できるかが重要な課題とされている。最近の研究では、ホットスタンピング技術^{1,2)}を活用することにより1470 MPa以上の引張強さを有する成形品が得られるという報告がある。しかしながら、製造コストの面からみると、ホットスタンピングは通常の冷延鋼板に比べ不利であることから、冷間スタンピング用の良成形型超高強度冷延鋼板の開発が求められている。

近年、残留オーステナイト(γ_R)の変態誘起塑性(Transformation Induced Plasticity; TRIP)効果³⁾を有効に利用した母相をベイニティックフェライトとする超高強度低合金TRIP型ベイニティックフェライト鋼板(TRIP-aided Bainitic Ferrite Steel; TBF Steel)⁴⁻¹¹⁾が開発された。このTBF鋼板は780~1180 MPa程度の引張強さと極めて優れたプレス成形性を有するため、次世代の自動車用超高強度鋼板として注目されている。TBF鋼は γ 域焼鈍後にマルテンサイト変態開始温度(M_s)以下に等温変態保持し、母相にマルテンサイ

トを導入することにより、一層の高強度化と伸びフランジ性の改善が期待できる^{10,11)}。しかし、そのようなベイニティックフェライトとマルテンサイトの混合組織を母相とする低合金TRIP鋼(以下では、このような母相が混合組織の場合も含めてTBF鋼と呼ぶ)の成形性を系統的に調査した報告はこれまでに見当たらない。

そこで本研究では、マルテンサイト変態開始温度以下に等温変態保持した場合に着目して、0.2C–1.5Si–1.5Mn (mass%)の化学組成を有するTBF鋼の微細組織、 γ_R 特性、引張特性および伸びフランジ性に及ぼす等温変態保持温度と時間の影響を調査した。

2. 実験方法

供試鋼にはTable 1に示す化学組成を有する薄鋼板を用いた。まず、100 kgインゴットを真空溶製後、熱間鍛造により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(圧延パス3回、圧延仕上げ温度850°C)、550°Cにて巻き取った。酸洗後、厚さ3.0 mmまで表面を研削した後、1.2 mm厚ま

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

C	Si	Mn	P	S	Al	N
0.20	1.50	1.50	0.015	0.0024	0.039	0.0010

平成21年6月22日受付 平成21年10月13日受理 (Received on June 22, 2009; Accepted on Oct. 13, 2009)

* 信州大学大学院生 (Graduate Student, Shinshu University, 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553)

*2 信州大学工学部機械システム工学科 (Department of Mechanical Systems Engineering, Shinshu University)

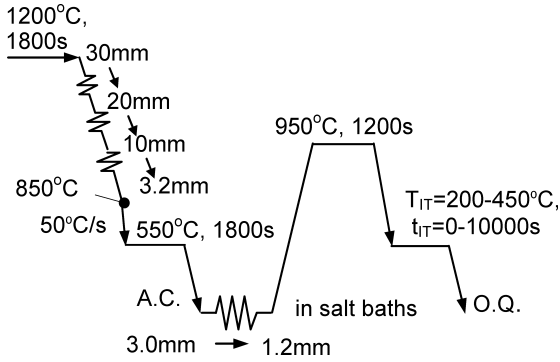


Fig. 1. Schematic diagram of hot and cold rolling process and then annealing and isothermal transformation holding process of TBF steel, in which “A.C.” and “O.Q.” represent air cooling and quenching in oil, respectively.

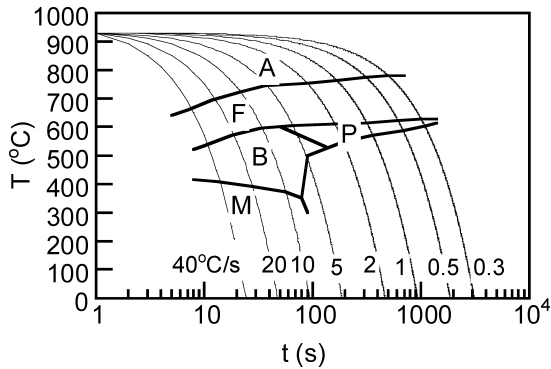


Fig. 2. CCT curve of steel used, in which numerals denote cooling rate. A: austenite, F: ferrite, B: bainite, P: pearlite, M: martensite.

で冷間圧延した。後述の各種試験片に加工した後、ソルトバスを用いて950°C、1200sの γ 域焼鈍後、等温変態温度(T_{IT})=200~450°Cで、保持時間(t_{IT})=0~10000sの熱処理を施し、TBF鋼を製造した。熱延板より直径3mm、長さ10mmのフォーマスター用試験片を作製し、Fig. 2に示すCCT曲線を作成した。図より、 M_s 点は約410°Cである。

製造されたTBF鋼の組織観察は光学顕微鏡、FE-SEMおよびEBSP(後方散乱電子回折装置)を用いて行った。FE-SEM試料の腐食液には5%ナイトールを用いた。EBSP解析で得られるimage quality (IQ)値は試料の表面状態に大きく影響される。このため、IQ値を比較する試料は同一の樹脂に埋め込んだ後、エメリー研磨、ダイヤモンド研磨、コロイダルシリカ研磨を施した。

γ_R の体積率(f_γ)はCu-K α 線によって測定された(200) α 、(211) α 、(200) γ 、(220) γ 、(311) γ 回折ピークの積分強度より計算した¹²⁾。また、 γ_R の炭素濃度(C_γ , mass%)はCu-K α 線によって測定された(200) γ 、(220) γ 、(311) γ 回折ピーク角度から求めた格子定数 a_γ ($\times 10^{-10}$ m)を次式¹³⁾に代入して求めた。測定面は1/4厚さの板面および断面とした。

$$a_\gamma = 3.5780 + 0.0330 \times (\%C_\gamma) + 0.00095 \times (\%Mn_\gamma)$$

$$\begin{aligned} & -0.0002 \times (\%Ni_\gamma) + 0.0006 \times (\%Cr_\gamma) \\ & + 0.0220 \times (\%N_\gamma) + 0.0056 \times (\%Al_\gamma) \\ & - 0.0004 \times (\%Co_\gamma) + 0.0015 \times (\%Cu_\gamma) \\ & + 0.0031 \times (\%Mo_\gamma) - 0.0 \times (\%Si_\gamma) \\ & + 0.0051 \times (\%Nb_\gamma) + 0.0039 \times (\%Ti_\gamma) \\ & + 0.0018 \times (\%V_\gamma) + 0.0018 \times (\%W_\gamma) \dots \dots \dots (1) \end{aligned}$$

ここで、 $\%Mn_\gamma$ 、 $\%Ni_\gamma$ 、 $\%Cr_\gamma$ 、 $\%N_\gamma$ 、 $\%Al_\gamma$ 、 $\%Co_\gamma$ 、 $\%Cu_\gamma$ 、 $\%Mo_\gamma$ 、 $\%Nb_\gamma$ 、 $\%Ti_\gamma$ 、 $\%V_\gamma$ 、 $\%W_\gamma$ は γ_R 中における各種合金元素の固溶濃度(mass%)を示している。本研究では便宜上、それぞれの合金元素の添加量を用いた。

引張試験にはJIS13B号引張試験片(ゲージ長さ50mm、平行部長さ60mm、平行部幅12.5mm、厚さ1.2mm)を用い、クロスヘッド速度1mm/min、試験温度25°Cで試験を行った。

伸びフランジ性試験には一辺50mmの正方形試験片を用い、まず中央に直径4.76mmの穴をクリアランス10%、クロスヘッド速度10mm/min、試験温度25°Cで打ち抜いた。続いて、だれ部にパンチを接触させて、肩曲率半径3mm、直径17.4mmの平底円筒パンチを用いて、クロスヘッド速度1mm/min、試験温度25°Cで穴広げ試験を行った⁵⁾。いずれの場合もパンチに接触する部分には、グラファイト系潤滑材を塗布した後、試験を行った。伸びフランジ性は次式に示す穴広げ率(λ)で評価した。

$$\lambda = \{(d_f - d_0) / d_0\} \times 100\% \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 d_0 、 d_f 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 微細組織と γ_R 特性

Fig. 3に本TBF鋼の組織のSEM写真の代表例を示す。また、Fig. 4に等温変態温度が300°Cと450°Cの場合のEBSP解析結果を示す。Fig. 4(c)、(g)のimage quality (IQ)値はEBSPにおける菊池バンドのコントラストとシャープさを反映した値で、ひずみが多い場所(転位密度が高い場所)ではIQ値が低下すると報告されている¹⁴⁾。Fig. 4(c)、(g)では、橙色部分が最もIQ値が高く、黄色、緑色の順にIQ値が低くなっていることを示す。

M_s 点以上の温度域(T_{IT} =450°C)で等温変態保持を施した場合、組織はベイニティックフェライト母相組織とそのラス境界上にニードル状または微細粒状に存在する γ_R からなる(Fig. 3(f)、Fig. 4(e)~(h))。等温変態温度が M_s 点よりわずかに低い場合(T_{IT} =400°C)でも、母相の50%程度をベイニティックフェライト組織が占めている(Fig. 3(e))。一方、等温変態温度が M_s 点以下である350°C以下の場合、母相は主にマルテンサイトとなり、少量の初析フェライト

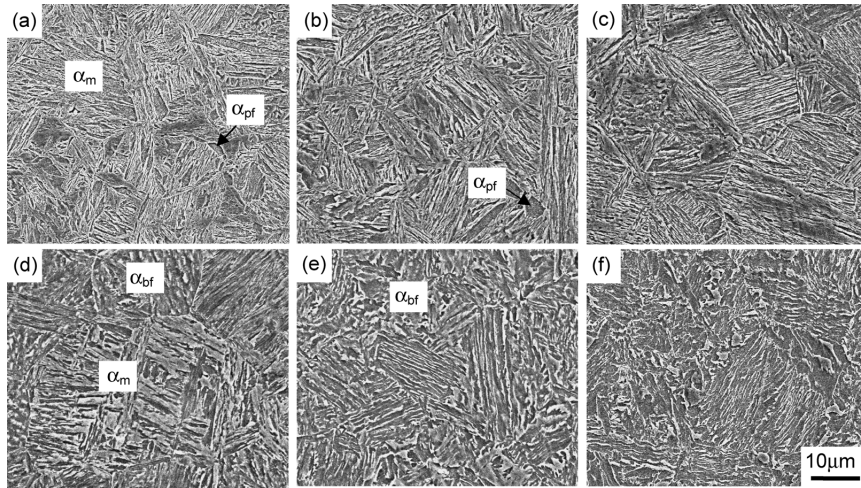


Fig. 3. SEM images of TBF steels isothermally held at (a) $T_{IT}=200^{\circ}\text{C}$, (b) 250°C , (c) 300°C , (d) 350°C , (e) 400°C or (f) 450°C for $t_{IT}=300$ s, in which “ α_m ”, “ α_{bf} ” and “ α_{pf} ” represent martensite, bainitic ferrite and pro-eutectoid ferrite, respectively.

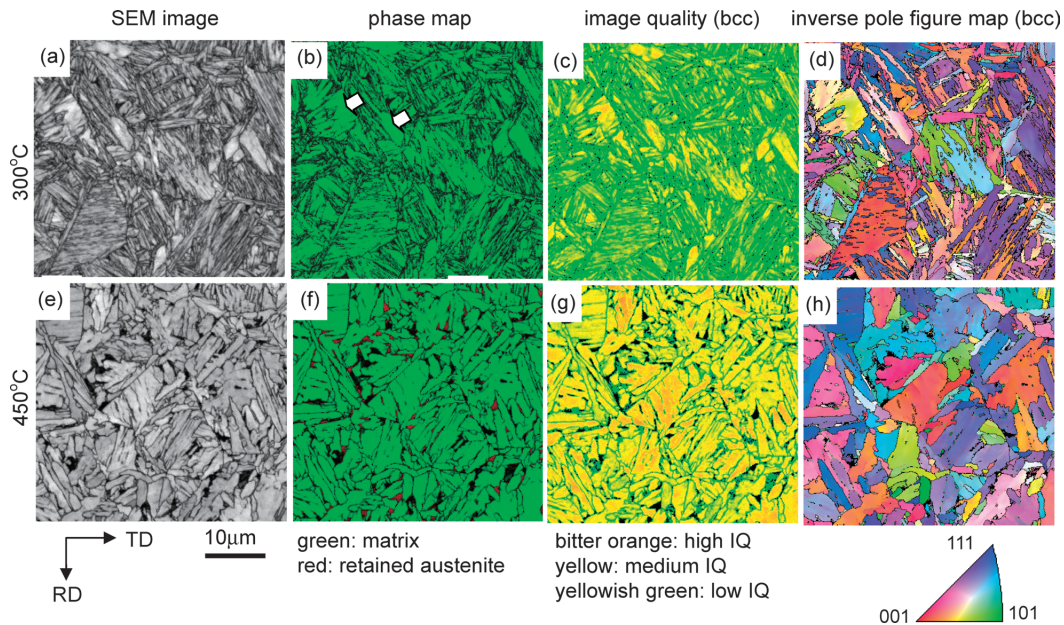


Fig. 4. Typical SEM image, phase map, image quality distribution map of bcc phase and inverse pole figure map of TBF steels isothermally held at $T_{IT}=300^{\circ}\text{C}$ or 450°C for $t_{IT}=300$ s. In (c) and (g), black region and dot represent retained austenite phase.

(Fig. 3(a), (b))とベイニティックフェライト (Fig. 4(b)の矢印および Fig. 4(c)の黄色の領域) が混在している。なお、本研究ではセメントイトを含まないラス状のフェライトをベイニティックフェライトと呼ぶ。EBSP解析の分解能の限界のため、 γ_R は黒い点にしか見えず、その形状とサイズはわからない(Fig. 4(c))。しかし、その γ_R は旧 γ 粒界、ブロック境界などに多く存在していることがわかる。

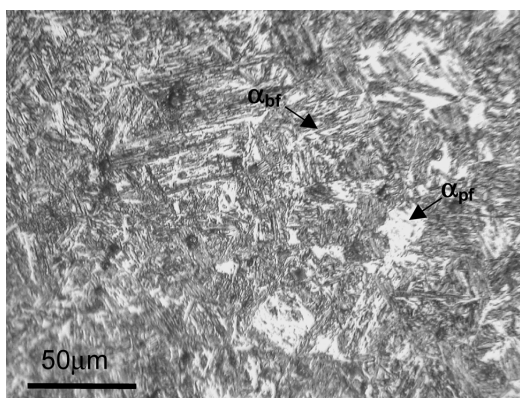
等温変態温度が M_s 点以下の場合、ベイニティックフェライトの体積率は保持温度が低いほど減少する傾向が認められるが、 300°C 以下の場合にベイニティックフェライトの体積率を数値化することは難しい。そこで、マルテンサイトと軟質相(ベイニティックフェライトと初析フェライト)の体積率を求めるため、ナイトル腐食後、軽く研磨し

て、光学顕微鏡観察を行った。Fig. 5において、白色領域はマルテンサイト組織より軟質の相であり、ラス状の組織が多いこと、および等温保持温度が 300°C の場合に白色領域の体積率はEBSP解析(IQ分布)で得られた黄色領域の体積率(Fig. 4(c))とほぼ一致することから、白色領域は主にベイニティックフェライト(一部は初析フェライト)と考えることができる。白色領域の体積率を測定したところ、 $8.8\sim 13.1\text{ vol}\%$ の範囲にあり、等温変態保持温度が低下するに伴い白色領域の体積率は減少する傾向が認められる (Fig. 5下参照)。

Fig. 6に等温変態温度 300°C の場合のTEM写真を示す。比較的ラスサイズの大きいマルテンサイト中に少量のセメントイトが認められる。KobayashiとSugimoto¹⁵⁾によれば、

このようなセメントイトは本研究と同じ化学組成を有する鋼を室温まで油冷したときにも認められるが、油冷の場合に比較して析出量ははるかに少ない。

Fig. 7に本TBF鋼の γ_R 特性に及ぼす等温変態保持温度と時間の影響を示す。初期 γ_R 体積率(f_{γ_0})はいずれの等温変態保持温度域においても保持時間が10~100sで最大となった後、それ以上の保持時間では保持時間が長くなるにつれて減少する傾向が認められる。 γ_R 体積率は等温変態温度が400°C以上の場合に高く、200~300°Cの場合は低くなっている(約4 vol%以下)。後者の場合、等温変態温度



$T_{IT}=200^\circ\text{C}; f_S = 8.8\text{vol}\%$
 $T_{IT}=250^\circ\text{C}; f_S = 10.7\text{vol}\%$
 $T_{IT}=300^\circ\text{C}; f_S = 13.1\text{vol}\%$

Fig. 5. Typical optical micrograph of TBF steel isothermally held at 300°C for 300 s, in which white region represents soft phase consisting of bainitic ferrite (α_{bf}) and pro-eutectoid ferrite (α_{pf}). “ f_S ” denotes volume fraction of soft phase.

の影響は小さい。

γ_R の初期炭素濃度(C_{γ_0})は等温変態温度が400°C以上の場合には γ_R 量と同様に保持時間が約100sのときに最大となる傾向を示す。一方、等温変態温度が200~350°Cの場合においては10~100sで初期炭素濃度はいったん減少した後、1000s以上で増加する傾向が認められる。この等温変態温度範囲では、温度の上昇に伴い γ_R 初期炭素濃度がわずかに増加する。

γ_R の初期総炭素濃度($f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$)の等温保持時間依存性は初期体積率の結果と類似する。その最大値は約0.08 mass%で、添加量の約40%が γ_R に濃化していることがわかる。

3.2 引張特性

Fig. 8に本TBF鋼の応力-ひずみ曲線に及ぼす等温変態保持温度と保持時間の影響を示す。また、Fig. 9に降伏強

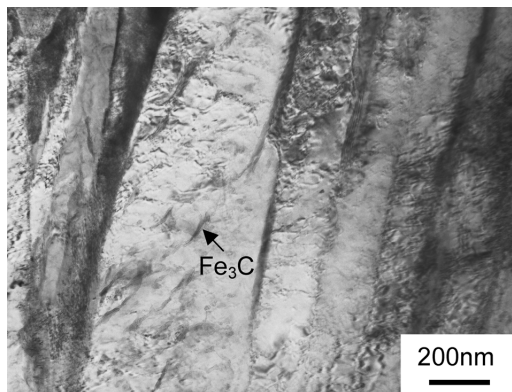


Fig. 6. TEM image showing a small amount of cementites in bainitic ferrite lath structure of steels isothermally held at 300°C for 300 s.

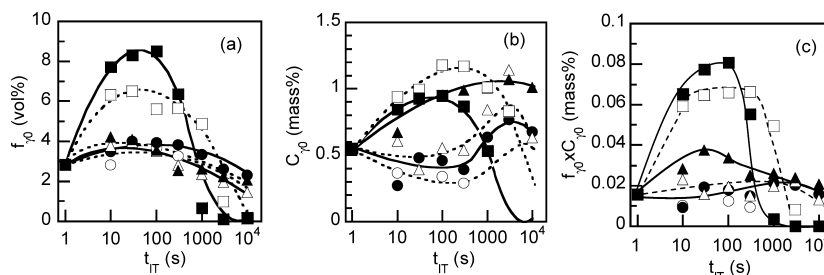


Fig. 7. Variations in (a) initial volume fraction (f_{γ_0}), (b) initial carbon concentration (C_{γ_0}) and (c) initial total carbon concentration ($f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$) of retained austenite as a function of isothermal transformation holding time (t_{IT}) in TBF steels isothermally held at $T_{IT}=200^\circ\text{C}$ (○), 250°C (●), 300°C (△), 350°C (▲), 400°C (□) or 450°C (■).

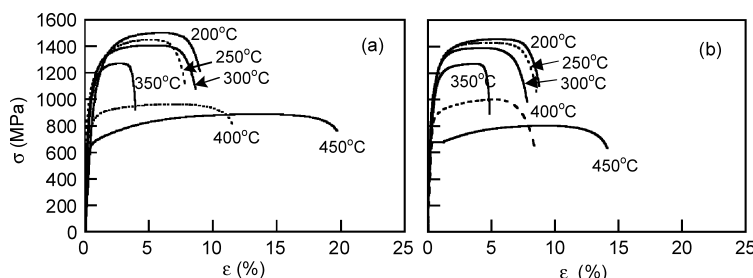


Fig. 8. Typical engineering stress (σ)–strain (ϵ) curve of TBF steels isothermally held at $T_{IT}=200\text{--}450^\circ\text{C}$ for (a) $t_{IT}=300$ s or (b) 10000 s.

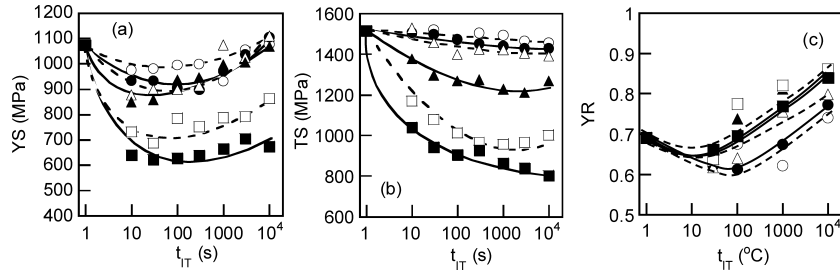


Fig. 9. Variations in (a) yield stress or 0.2% proof stress (*YS*), (b) tensile strength (*TS*), (c) yield ratio ($YR=YS/TS$) as a function of isothermal transformation holding time (t_{IT}) in TBF steels isothermally held at $T_{IT}=200^{\circ}\text{C}$ (○), 250°C (●), 300°C (△), 350°C (▲), 400°C (□) or 450°C (■).

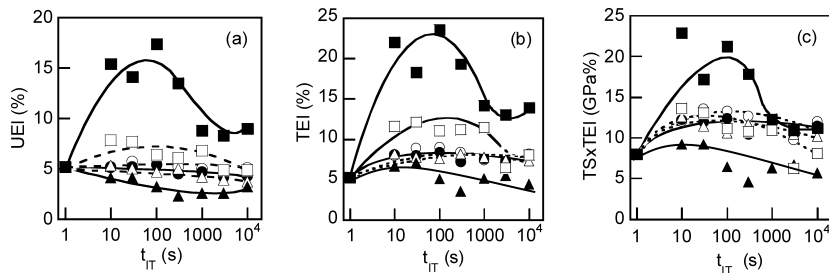


Fig. 10. Variations in (a) uniform elongation (*UEI*), (b) total elongation (*TEI*) and (c) combination of strength and elongation ($TS \times TEI$) as a function of isothermal transformation holding time (t_{IT}) in TBF steels isothermally held at $T_{IT}=200^{\circ}\text{C}$ (○), 250°C (●), 300°C (△), 350°C (▲), 400°C (□) or 450°C (■).

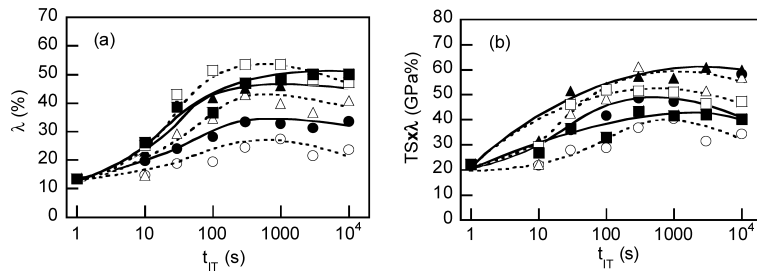


Fig. 11. Variations in (a) hole expanding ratio (λ) and (b) combination of strength and stretch-flangeability ($TS \times \lambda$) as a function of isothermal transformation holding time (t_{IT}) in TBF steels isothermally held at $T_{IT}=200^{\circ}\text{C}$ (○), 250°C (●), 300°C (△), 350°C (▲), 400°C (□) or 450°C (■).

度(*YS*), 引張強さ(*TS*), 降伏比($YR=YS/TS$)に及ぼす等温変態保持温度と時間の影響を示す。両図にみられるように、等温変態保持温度が 300°C 以下の場合には、引張強さは高く、保持時間が長くなるほど低下するが、それらの影響は小さく、 1400MPa 以上の高い引張強さが得られる。

一方、降伏強度は等温変態保持温度が高くなるにつれて低下する。また、保持時間が $10\sim 300\text{s}$ 近辺で最小値を生ずる。降伏比は等温変態保持温度が低い場合ほど低い値を示す。

Fig.10に本TBF鋼の一樣伸び(*UEI*), 全伸び(*TEI*), 強度・伸びバランス($TS \times TEI$)に及ぼす等温変態保持温度と時間の影響を示す。これらの特性はすべて等温変態保持温度 450°C , 等温変態保持時間 $10\sim 300\text{s}$ において特に高い値を有する。一方、等温変態保持温度が 400°C 以下の領域においては、これらの特性は全体的に低い値となり、等温変態保持温度が 350°C の場合に最小となる。

3.3 伸びフランジ性

Fig.11に本TBF鋼の穴広げ率(λ)および強度・伸びフランジ性バランス($TS \times \lambda$)に及ぼす等温変態保持温度と時間の影響を示す。穴広げ率は等温変態保持温度の上昇に伴い増加する傾向が認められる。特に、等温変態保持温度が 300°C 以下の温度領域において、顕著な差が現れる。また、穴広げ率はいずれの温度域においても保持時間が約 1000s で最大となり、それ以降ではほぼ一定か、少し低下する傾向が認められる。

強度・伸びフランジ性バランスも穴広げ率と同様な傾向を示すが、等温変態保持温度が 300°C および 350°C の場合に最も高くなる。

Fig.12に本TBF鋼の打抜き時の最大せん断応力とせん断長さの等温変態保持温度依存性を示す($t_{IT}=300\text{s}$)。板厚に対するせん断長さの比(ss/t)は $15\sim 30\%$ の範囲にある。また、せん断長さは等温変態保持温度の上昇に伴い増加する

傾向が認められる。なお、打抜き時の最大せん断応力は等温変態保持温度の上昇に伴い低下する傾向にある。

Fig.13に本TBF鋼の打抜き破断部の縦断面写真の代表例を示す。等温変態保持温度が250°Cの場合では、表面層に10~20 μm 程度の細く長いき裂が認められる(a)。一方、300°Cの場合には5~10 μm 程度の楕円形の短いき裂またはポイドが認められる(b)。両者ともき裂の数は同程度であるので、き裂の長さが長く、かつ幅が狭くてシャープであるという点で、前者の打抜き時の破断部表面層の損傷が大きいことがわかる。

4. 考察

4.1 M_s 点以下での等温変態処理による微細組織の変化について

等温変態温度が鋼の M_s 点以下(200~400°C)の場合、保

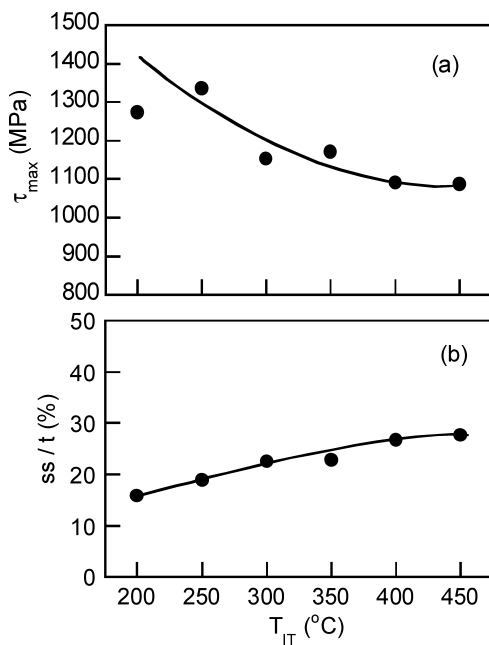


Fig. 12. Variations in (a) punching shear stress (τ_{max}) and (b) ratio of shear section length to sheet thickness (ss/t) as a function of isothermal transformation holding temperature (T_{IT}) in TBF steels. $t_{IT}=300$ s.

持温度が低下するに伴いベイニティックフェライト体積率は減少した(Fig. 3)。また、350°C以下では γ_R 体積率が低く、2~4 vol%の範囲にあった。さらに、300°C以下では、 γ_R の炭素濃度は低いレベル(0.3~0.7 mass%)にあった。供試鋼の焼入れ性が低いことを考慮すると、本鋼の組織変化はFig.14(b)のように模式化できる。

(1) 本TBF鋼は γ 域焼鈍から等温変態保持への冷却時に、まず少量の初析フェライトとベイニティックフェライトが生ずる(stage 2)。

(2) 続いて、 M_s 点以下に冷却されたとき、マルテンサイト変態を生ずる。このときのマルテンサイト変態量($f\alpha_m$)は等温変態温度が低いほど増加する。等温変態温度が M_f 点以下の場合には γ のほとんどがマルテンサイト(α_m)に変態する(stage 3)。

(3) 等温変態の前半では過飽和に炭素を含んだマルテンサイトより炭素が吐き出され、 γ へ移動する(濃化する)このとき、一部はマルテンサイトラス内にセメントイトとして析出する(stage 3-4 (first))。

(4) γ への炭素の濃化が進むにつれて γ の M_s 点は等温変態温度より低くなる。そのときベイナイト変態が生じ、残りの γ からベイニティックフェライト(α_{bf}^*)が生ずる(stage 3-4 (latter))。

(5) その後の冷却により、 γ_R が残る。

上述の(1)~(5)のプロセスでの γ 相の M_s 点、各相の炭素濃度と体積率の変化をFig.14(c)に示す。

本研究と同様な化学組成を有する低合金TRIP鋼のTTT線図を作成したKimらの研究¹⁶⁾によれば、 M_s 点(393°C)と M_f 点(260°C)の温度差は133°Cである。この温度差を本鋼に適用できると仮定すると、本鋼の M_f 点は277°Cであると予想できる。したがって、等温保持温度が200°Cと250°Cの場合は、stage 3 (Fig.14(b))において γ のほとんどはマルテンサイトに変態し、stage 3-4 (first)において残留した γ へ炭素濃化が進むと考えられる。これはFig. 7(b)のように γ_R の炭素濃度が添加量以上(0.3%以上)となっていることから理解できる。また、等温変態温度が M_f 点以上であってもstage 3-4 (first)での炭素濃化後の γ の M_s 点が等温変態温度以上の場合には、stage 3で次式(Koistinen-

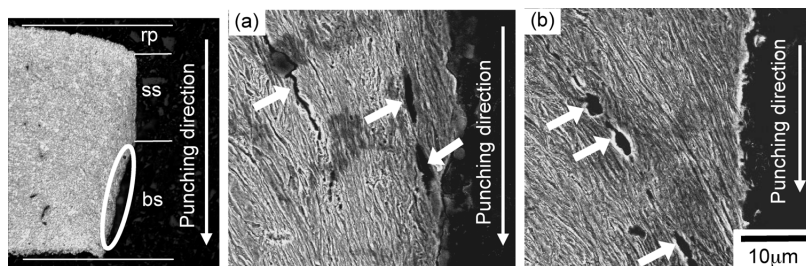


Fig. 13. Scanning electron micrographs of break section of TBF steel isothermally held at (a) $T_{IT}=250^\circ\text{C}$ or (b) 300°C for $t_{IT}=300$ s, in which arrows represent cracks initiated on hole-punching. rp: roll-over portion, ss: shearing section, bs: break section.

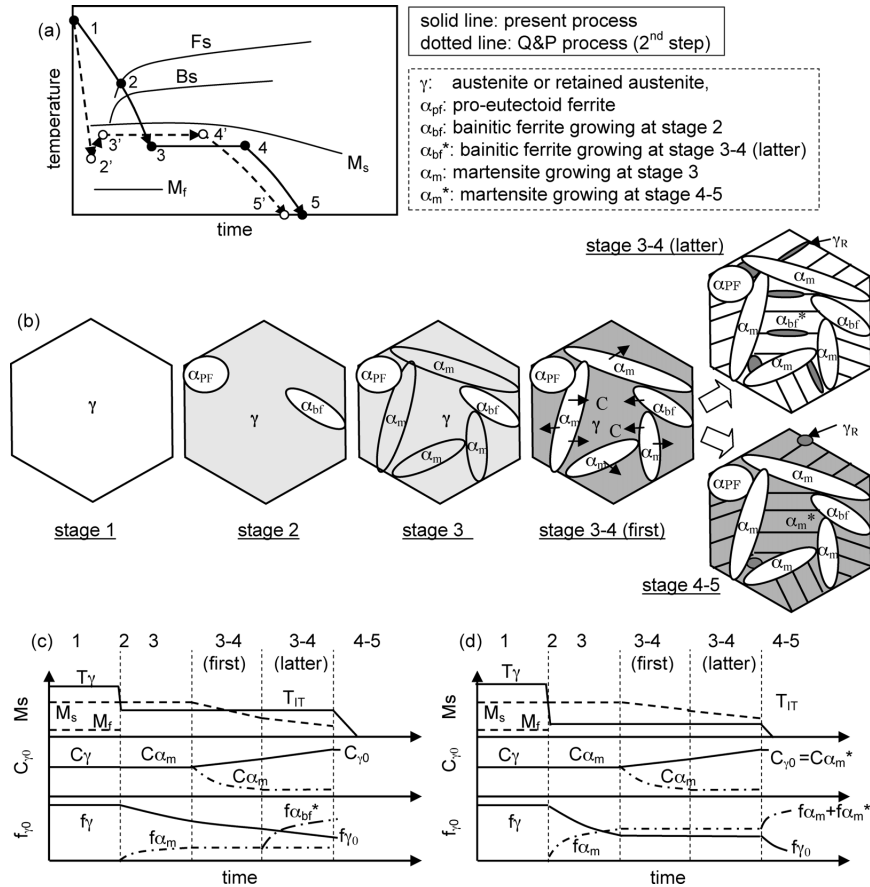


Fig. 14. Illustrations of (a) heat treatment diagram for TBF and Q&P steels, (b) microstructural change¹⁶⁾ at stages 1 through 5 and (c, d) changes in martensite-start temperature of austenite, carbon concentrations (C_γ , C_{α_m} , $C_{\alpha_m^*}$) and volume fractions (f_γ , f_{α_m} , $f_{\alpha_m^*}$, f_{bf^*}) of each phase during the present isothermally transformation holding at temperatures of 200–400°C. (c): in case of $T_{IT} > M_s$ at stage 3-4 (latter), (d): in case of $T_{IT} < M_s$ at stage 3-4 (latter).

Marbugeの式¹⁷⁾で求められる量のマルテンサイト (f_{α_m}) が生じた後、stage 3-4 (first)で γ への炭素濃化が進むが、最後の冷却中(stage 4-5)に残りの γ の大部分がマルテンサイト (α_m^*)に変態する。このような場合での γ 相の M_s 点、各相の炭素濃度と体積率の変化をFig.14(d)に示す。

$$f_{\alpha_m} = 1 - \exp\{-A(M_s - T)^B\} \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 A 、 B は材料定数である。 T は等温変態温度(K)である。

本研究において、等温変態温度が300~400°Cの場合、200°C、250°Cの場合よりもベイニティックフェライト体積率が高いので、stage 3-4で、 γ の M_s 点が保持温度より低下し、再度、ベイナイト変態が生じたものと考えられる。なお、基本的には等温変態温度が M_s 点と M_f 点の間ならば、Fig.14(c)の濃化機構が働き、母相はマルテンサイトとベイニティックフェライトの混合組織となると予想される。

Fig.14(c)のプロセスはSpeerら^{16,18)}によって提案された2段階Q&P (quench and partitioning; 2nd step, Fig.14(a)の点線1'~5')とは少し異なるが、1段階Q&P処理の炭素濃化機構と同一である。

4.2 300°C, 350°Cで等温変態処理を施したTBF鋼の優れた伸びフランジ性

一般に、薄鋼板の変形強度と伸びフランジ性は相反する関係にある。しかしながら、本TBF鋼では、200~300°Cで等温変態させたとき、引張強さと伸びはほぼ同等であるにもかかわらず(Fig. 9, 10)、300°Cの場合に優れた強度・伸びフランジ性バランスが得られた(Fig.11(b))。また、350°Cで等温変態させたとき、伸びは低下したが、300°Cの場合と同程度の優れた強度・伸びフランジ性バランスを示した。

Sugimotoら^{5,6)}によれば、TBF鋼の穴広げ率は母相と第2相の変形強度比、第2相形態および γ_R の初期炭素濃度(安定性)に主に支配される。これらの金属学的組織因子はTBF鋼の打抜き時の穴表面層の損傷と穴広げ時の局部変形能に大きく影響する^{10,11)}。また、 γ_R の初期炭素濃度の影響に限れば、 γ_R の炭素濃度が高い(γ_R の安定性が高い)ほど、打ち抜き時に γ_R の変態が抑制されるとともに、高ひずみ域でのひずみ誘起変態(局所的塑性緩和と硬質相の増加)によりき裂の発生と成長を抑制する。一方、穴広げ時には多量に残留した未変態 γ_R のひずみ誘起変態により打抜き時に発生したき裂の成長を抑制し、穴広げ率を高くす

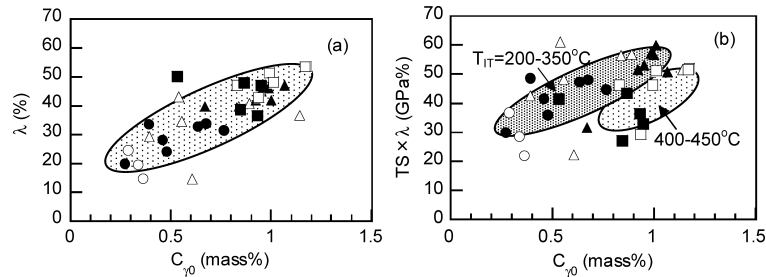


Fig. 15. Relationships between (a) hole-expanding ratio (λ) and (b) combination of strength and stretch-flangeability ($TS \times \lambda$) and initial carbon concentration of retained austenite ($C_{\gamma 0}$) of TBF steels isothermally held at $T_{IT}=200^{\circ}\text{C}$ (○), 250°C (●), 300°C (△), 350°C (▲), 400°C (□) or 450°C (■).

ると考えられている。

Fig.15に本TBF鋼の穴広げ率および強度・伸びフランジ性バランスと γ_R の初期炭素濃度の相関を示す。全体の傾向として、穴広げ率と γ_R の初期炭素濃度は正の相関を示している。強度・伸びフランジ性バランスも γ_R の初期炭素濃度と相関が認められるが、 $T_{IT} \leq 350^{\circ}\text{C}$ と $T_{IT} \geq 400^{\circ}\text{C}$ の場合で2つに分かれる傾向が認められる。また、Fig.12, 13において、 $T_{IT}=250^{\circ}\text{C}$ と 300°C の場合の打抜き表面層特性を比較したとき、より高い γ_R の炭素濃度を有する 300°C の場合、 250°C の場合に比較して打抜きせん断部長さが長いこと、および破断部でのポイドまたはき裂の大きさが短く、かつシャープでないことが認められた。したがって、等温変態温度 300°C の場合、打抜き加工時においては、高い γ_R 炭素濃度により打抜き穴表面層でのひずみ誘起変態が抑制されるとともに、一部の γ_R のひずみ誘起変態に伴う塑性緩和によって母相/第2相(介在物)界面でのき裂発生と成長が抑制されたと考えられる。また、穴広げ加工時には、未変態の γ_R のひずみ誘起変態による局所的応力集中の塑性緩和が打抜き時に発生したき裂の成長を抑制したことが、伸びフランジ性の上昇に貢献したと考えることができる。

等温変態温度が 300°C と 350°C の場合、 250°C の場合に比較して母相により多くのベイニティックフェライトがマルテンサイトと共存していた(Fig. 3(c), (d), Fig. 5)。この等温変態温度では、①等温変態保持中で最初に生じたマルテンサイトの炭素濃度の低下(Fig.14(c)のstage 3-4)によるマルテンサイトの軟質化と②より軟質なベイニティックフェライトが存在するため、母相組織全体が軟質化する。したがって、母相組織の軟化も伸びフランジ性の改善をもたらした原因の一つと考えられる。

5. 結言

マルテンサイト変態開始温度以下に等温変態保持した場合に着目して、 $0.2\text{C}-1.5\text{Si}-1.5\text{Mn}$ (mass%)の化学組成を有するTBF鋼の微細組織、 γ_R 特性、引張特性および伸びフランジ性に及ぼす等温変態保持温度と時間の影響について

調査した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) M_s 点以下で等温変態保持したとき、母相はベイニティックフェライトラス組織とマルテンサイトラス組織の混合組織となった。その混合組織の変態機構と γ_R への炭素濃化機構が提案された。

(2) $200 \sim 300^{\circ}\text{C}$ ($=M_s - 120^{\circ}\text{C} < M_f$)で等温変態保持を施した場合には、 1400 MPa 以上の引張強さが得られた。このとき、いずれの等温変態保持温度でも全伸びは $5 \sim 10\%$ の値を示した。

(3) 本TBF鋼の強度・伸びフランジ性バランスは等温変態保持温度が $300 \sim 350^{\circ}\text{C}$ 、等温変態保持時間が $300 \sim 3000 \text{ s}$ で最適となった。伸びフランジ性の向上は主に γ_R の安定性の増加とベイニティックフェライト・マルテンサイト混合組織母相の軟質化によってもたらされたと考えられた。

本研究の一部は日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成(第13回)と文部科学省科学研究費補助金(基盤研究C, 2004-15560624)によって行われた。ここに、深謝いたします。

文 献

- 1) M.Suehiro, K.Kusumi, T.Miyakoshi, J.Maki and M.Ohgami: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **88**, (2003), 16.
- 2) A.Turetta, S.Bruschi and A.Ghiotti: *J. Mater. Process. Technol.*, **177** (2006), 396.
- 3) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Busch: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60**, (1967), 252.
- 4) K.Sugimoto, T.Iida, J.Sakaguchi and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000) 902.
- 5) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 6) K.Sugimoto, K.Nakano, S.Song and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 450.
- 7) K.Sugimoto, M.Tsunezawa, T.Hojo and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 1608.
- 8) K.Sugimoto, S.Song, J.Sakaguchi, A.Nagasaka and T.Kashima: *Tetsu-to-Hagané*, **91** (2005), 34.
- 9) T.Hojo, K.Sugimoto, Y.Mukai, H.Akamizu and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 31.
- 10) K.Sugimoto, M.Murata, T.Muramatsu and Y.Mukai: *ISIJ Int.*, **47** (2007), 1357.
- 11) K.Sugimoto, M.Murata and Y.Mukai: Proc. of Materials Science & Technology 2007 Conference and Exhibition (MS&T'07), MST, TN, (2007), 15.
- 12) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.

- 13) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208**, (1970), 469.
- 14) O.Umezawa: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **50** (2000), 86.
- 15) J.Kobayashi and K.Sugimoto: *CAMP-ISIJ*, **22** (2009), 635.
- 16) S.J.Kim, J.G.Speer, H.S.Kim and B.C.De Cooman: Proc. of Int. Conf. on New Developments in Advanced High-Strength Sheet Steel, AIST, Warrendale, PA, (2008), 179.
- 17) D.P.Koistinen and R.E.Marburger: *Acta Metall.*, **7** (1959), 59.
- 18) A.M.Streicher, J.G.Speer, D.K.Matlock and B.C.De Cooman: Int. Conf. on Advanced High Strength Sheet Steels for Automotive Applications Proc., AIST, Warrendale, PA, (2004), 51.