

# TRIP 型複合組織鋼板のプレス成形性の改善

長野工業高等専門学校 機械工学科

助手 長坂明彦

(平成7年度奨励研究助成 AF-95040)

## 1. 研究の背景

乗用車の衝突安全性および軽量化を目的として開発された高強度鋼板の中で、残留オーステナイト ( $\gamma_R$ ) の変態誘起塑性 (TRIP: Transformation-Induced Plasticity) <sup>1)</sup> を有効に利用したTRIP型複合組織鋼板<sup>2-9)</sup> (TDP鋼板) はとくに優れたプレス成形性を有する。現在、軽量化効果の最も期待できる足回り部品への適用研究が積極的に行われているが、伸びフランジ性が低いという報告が多く<sup>10,11)</sup>、その改善が求められている。

一般に高強度複合組織鋼ではフェライト ( $\alpha_f$ ) + ベイナイト ( $\alpha_b$ ) 複合組織鋼および  $\alpha_f + \alpha_b +$  マルテンサイト ( $\alpha_m$ ) 複合組織鋼の伸びフランジ性がとくに優れている<sup>10)</sup>。TDP鋼の組織 ( $\alpha_f + \alpha_b + \gamma_R$ ) は、これらの鋼に類似するにもかかわらずその伸びフランジ性が  $\alpha_f + \alpha_m$  複合組織鋼と同程度に低い理由は、ひずみ誘起変態 (SIT: Strain-Induced Transformation) により生じた  $\alpha_m$  が高炭素濃度を有するため極めて硬く、 $\alpha_f$  母相との界面でボイドが形成されやすいためであると考えられている<sup>10,11)</sup>。 $\gamma_R$  のひずみ誘起変態、およびそれによるTRIP効果はとくに加工温度によって制御できるので、伸び<sup>3-5)</sup> および張出し性<sup>8)</sup> と同様に、TDP鋼の伸びフランジ性も温間加工によって改善できると予想される。

このような観点より、本研究ではTDP鋼の伸びフランジ性をさらに改善することを目的として、温間加工 (温間張出し性、温間伸びフランジ性) と第2相形態の相乗効果について実験的に検討した。

## 2. 実験方法

TDP鋼には、 $\gamma_R$  の体積率  $f_{\gamma 0}$  と  $\gamma_R$  中の炭素濃度  $C_{\gamma 0}$  を変

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al
A	0.21	1.51	1.00	0.015	0.0013	0.041
B	0.20	1.50	1.50	0.015	0.0012	0.041
C	0.20	1.49	1.99	0.015	0.0015	0.039
E	0.20	1.00	1.50	0.014	0.0013	0.038
F	0.18	2.00	1.50	0.015	0.0013	0.037
G	0.19	2.48	1.49	0.014	0.0013	0.036

化させるため、SiおよびMn添加量を1.0~2.5mass%の範囲で変化させた6種類の0.2C-(1.0-2.5)Si-(1.0-2.0)Mn冷延ままTDP鋼板 (板厚1.2mm) を用いた (Table 1)。これらの鋼板に2台の塩浴炉を用いて、2相域 ( $T_{\alpha+\gamma}$ ) 焼なまし+オーステンパ処理を施したTYPE I と、TYPE I の熱処理前にオーステナイト域 ( $T_\gamma$ ) 焼入れのマルテンサイト単相化したTYPE II とし、それぞれ  $\alpha_f + \alpha_b + \gamma_R$  の3相組織とした (Fig. 1)。以下では、 $\alpha_b + \gamma_R$  を第2相と呼ぶ。比較のため、0.15C-0.25Si-1.70Mn-0.0010P-0.0030S-0.030Al冷延鋼板を用い、熱処理により、 $\alpha_f + \alpha_m$  2相からなるMDP鋼、および  $\alpha_f + \alpha_b$  2相からなるBDP鋼を作製した。MDP鋼については、焼なましままの他に、200、400、600°Cで1000sの焼戻しも施した。

引張試験には、圧延方向に平行に作製したJIS13B号引張試験片 (幅12.5mm、標点距離50mm) を用い、インストロン型万能試験機により行った。試験片の加熱には、一對のプレート状ストリップヒーターを用い、試験前の保持時間は30minとした。試験温度は20~250°Cの範囲、クロスヘッド速度は1mm/minとした。

打抜きおよび穴広げ試験には、直径50mm、板厚1.2mmの円盤状小型試験片を用いた。試験装置には、Fig. 2の装置を用いた。いずれの試験にも、グラファイト系潤滑剤を使用した。打抜き加工において、打抜き温度は  $T_p = 20 \sim 250$  °Cの範囲、打抜き速度は  $V_p = 10$  mm/minの範囲とした。試験片の加熱には、ストリッププレートとダイプレートに差込んだカートリッジヒーターにより行った。打抜き金型の

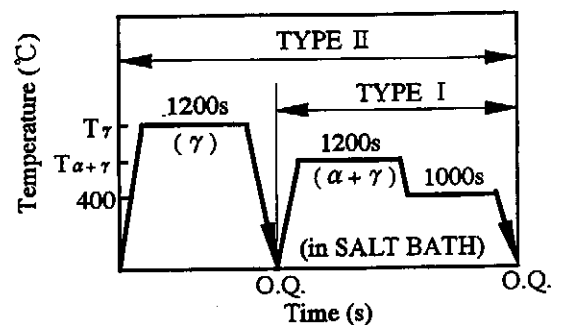


Fig. 1. Heat treatment diagram of TDP steels, in which "O.Q." represents quenching in oil and  $T_\gamma$  and  $T_{\alpha+\gamma}$  are austenitizing and intercritical annealing temperatures, respectively.

パンチ直径を4.76mm、ダイス直径は5.0mmとし、クリアランスは板厚の10%とした。

穴広げ試験では穴広げ加工温度のみを $T_E=20\sim 250^\circ\text{C}$ に変化させ、穴広げ速度は $V_E=1\text{mm}/\text{min}$ とした。試験片の加熱は環状炉によって行い、打抜き穴のダレ部をパンチ側とした。なお、張出し試験も同様であるが、張出しは球頭パンチ（肩曲率半径 $R_P=8.7\text{mm}$ ）、穴広げは平頭パンチ（ $R_P=3\text{mm}$ ）を用い、両試験温度は試験片表面温度を意味する。張出し性は最大張出し高さ $H_{\text{max}}$ で評価し<sup>8)</sup>、伸びフランジ性は次式の穴広げ率 $\lambda$ で評価した。

$$\lambda = (d_f - d_0) / d_0 \times 100\% \quad (1)$$

ここで、 $d_0$ 、 $d_f$ はそれぞれ初期孔径、き裂発生時の孔径である。

$\gamma_R$ の体積率 $f_{\gamma_0}$ はMo-K $\alpha$ 線のX線回折（5ピーク法<sup>12)</sup>により定量した。 $\gamma_R$ 中の炭素濃度 $C_{\gamma_0}$ は(2)式によりCr-K $\alpha$ 線の(220) $\gamma$ 回折ピークから測定した格子定数 $a_{\gamma_0}$ から推定した。ここで $a_{\gamma_0}$ に及ぼすSiとMn濃度の影響は、C濃度よりかなり小さいことから無視した<sup>13)</sup>。

$$a_{\gamma_0} = 3.5467 + 0.0467 \times C_{\gamma_0} \quad (2)$$

$\lambda$ には打抜き時の表面損傷が重要な役割を演ずる。このため、打抜き穴表面層の表面形状およびポイドの発生状況を詳細に調査した。さらに、SEMおよびTEM観察も必要に応じ行った。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 ミクロ組織

第2相形態の異なるB鋼において、(a)TYPE I と(b)TYPE II のミクロ組織のSEM写真およびTEM写真をそれぞれFig3と4に示す。TYPE I とTYPE II の第2相形態は(a) $\alpha_f$ 母相粒界に沿って第2相 ( $\alpha_b + \gamma_R$ ) が連結型のネットワーク・タイプと(b)孤立した微細針状型のラス・タイプに分類される。各形態は2相域焼なましの $\gamma$ 形態に依存する。Fig3から、B鋼の第2相形態は $\alpha_b$ と $\gamma_R$ から構成される。そして主として $\alpha_b$ 島から離れてあるいは隣接したTYPE I の $\gamma_R$ 粒は、 $\alpha_f$ 母相中に孤立あるいは粒界上に存在する。一方、TYPE II の微細針状な $\gamma_R$ 島は、G鋼を除いて、Fig1の熱処理の第1ステージで得られた旧マルテンサイト・ラス境界に沿って孤立している。また、明瞭なサブストラク

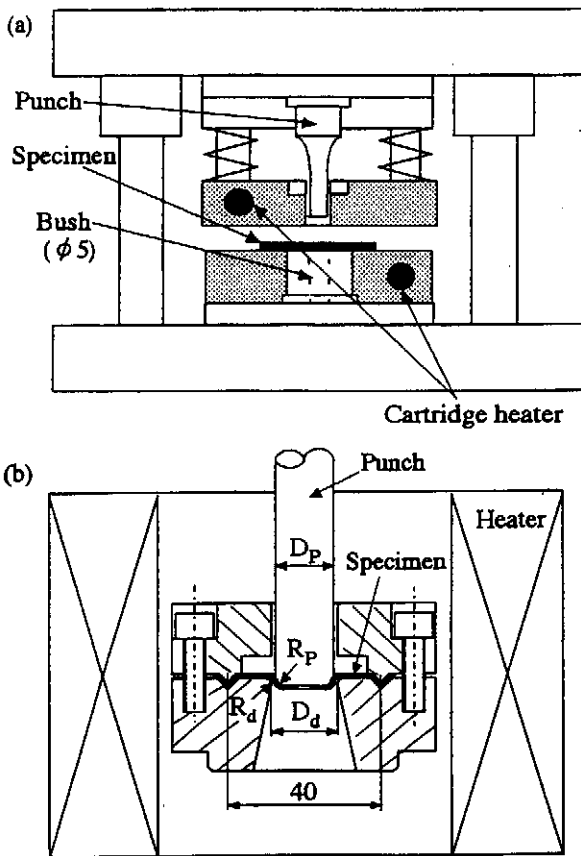


Fig. 2. Experimental apparatus for (a) warm hole-punching and (b) warm hole-expanding. ( $D_P=17.4\text{mm}$ ,  $R_P=3\text{mm}$ ,  $D_d=22\text{mm}$ ,  $R_d=1\text{mm}$ )

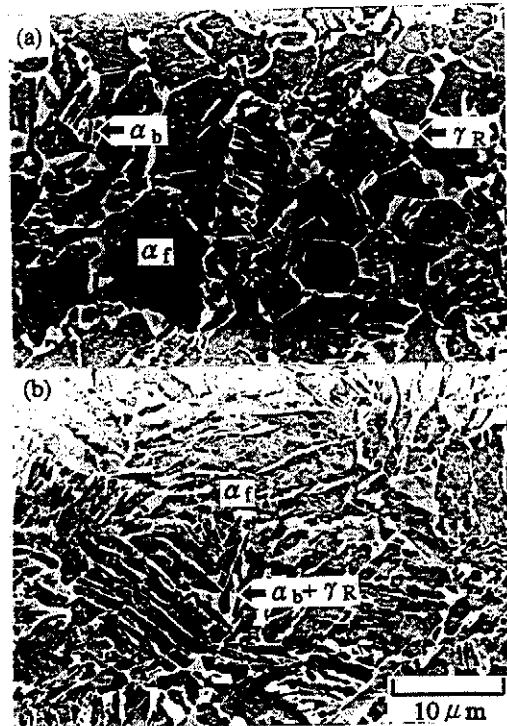


Fig. 3. Scanning electron micrographs of B steel with second phase morphology of (a) TYPE I and (b) TYPE II, in which " $\alpha_f$ ", " $\alpha_b$ " and " $\gamma_R$ " represent ferrite matrix, bainite phase and retained austenite particle, respectively.

チャがTYPE IIの $\alpha_f$ 母相中に現れていることがわかる。

Fig.5に(a)TYPE Iと(b)TYPE IIの両タイプにおける、 $f_{\gamma_0}$ と $C_{\gamma_0}$ に及ぼすSiとMn添加量の影響を示す。SiとMn添加量の増加につれて $f_{\gamma_0}$ は増加し、 $C_{\gamma_0}$ は逆に減少した。AとC鋼を除いて、TYPE IIはTYPE Iに比べてより高い $f_{\gamma_0}$ と $C_{\gamma_0}$ である。 $C_{\gamma_0}$ の増加はTYPE IIにおいて約0.1 mass%高くなる。

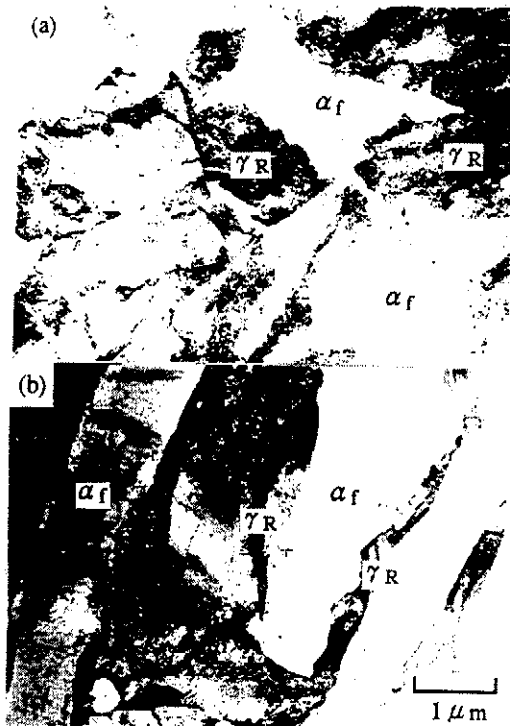


Fig. 4. Transmission electron micrographs of B steel with second phase morphology of (a) TYPE I and (b) TYPE II, in which " $\alpha_f$ " and " $\gamma_R$ " represent ferrite matrix and retained austenite particle, respectively.

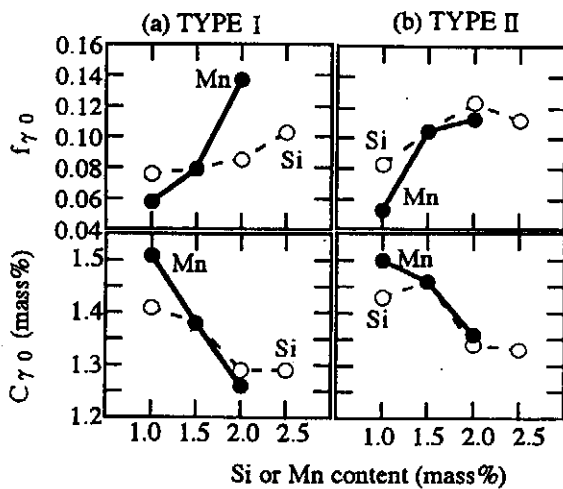


Fig. 5. Variations in initial volume fraction  $f_{\gamma_0}$  and initial carbon content  $C_{\gamma_0}$  of retained austenite with silicon or manganese content for (a) TYPE I and (b) TYPE II steels.

### 3.2 引張特性

Table 2に各TDP鋼の20°Cにおける引張特性を示す。そして、Fig.6に0.2%耐力YS、引張強さTS、均一伸びUEI、全伸びTEIの成形温度依存性を示す。UEI、TEIの明らかな成形温度依存性はTYPE Iに現れる。TYPE Iにおいて、 $C_{\gamma_0}$ が低いほど、伸びは増加し、ピーク伸びに関係する最適成形温度が高くなる。一方、TYPE IIは伸びの小さな温度依存性だけである。そして20°Cを除いてTYPE Iより伸びは小さい。TYPE IIの最も重要な特性は相対的に大きな局部伸びLEI ( $TEI - UEI$ ) によって特徴付けられる。温間成形温度範囲の伸びに及ぼす第2相形態の影響は、すでに文献5で詳細に議論されている。

Table 2 Tensile properties at 20°C and retained austenite parameters in several TDP steels.

Steel	Morphology	YS (MPa)	TS (MPa)	UEI (%)	TEI (%)
A	TYPE I	470	742	27.2	32.3
B		527	831	31.4	35.8
C		516	984	20.4	22.9
E		494	767	24.6	29.0
F		517	911	27.8	31.9
G		468	966	24.5	28.8
A		TYPE II	490	761	18.9
B	629		890	27.9	32.4
C	623		912	26.2	31.8
E	571		772	17.2	22.1
F	565		824	32.1	36.7
G	610		855	21.5	25.6

YS: Yield strength, TS: Tensile strength, UEI: Uniform elongation, TEI: Total elongation.

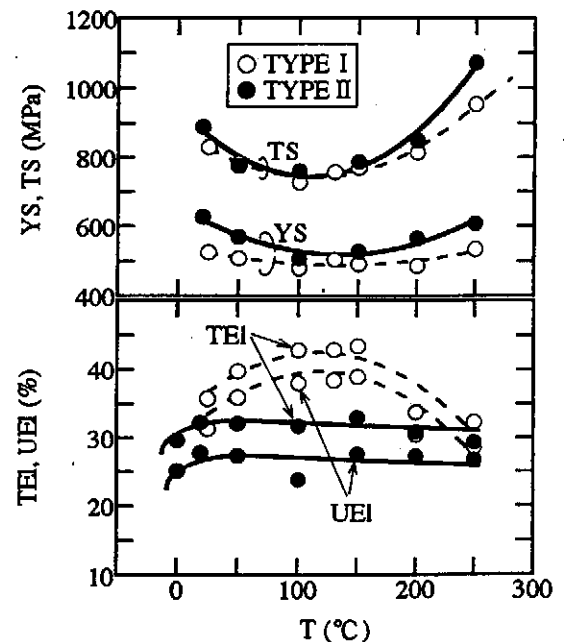


Fig. 6. Forming temperature dependence of tensile properties of B steel with TYPE I or TYPE II morphology.

### 3.3 伸びフランジ性

Fig.7と8は(a)TYPE I と(b)TYPE IIのB鋼を打抜き温度 $T_P$ と穴広げ温度 $T_E$ による最大穴広げ荷重 $P_E$ と穴広げ率 $\lambda$ の変化を示す。TYPE IIにおいて、約150℃での温間打抜きと温間穴広げの併用はTYPE Iと同様に、 $P_E$ の荷重低下を伴いながら $\lambda$ を明らかに改善することがわかる。加えて、次の興味ある結果が得られた。

(1)TYPE IIの極めて大きな $\lambda$ は温間加工ばかりでなく20℃でも達成される。

(2) $\lambda$ の明らかな改善は、G鋼のような相対的に低い $C_{\gamma 0}$ でのTYPE IIで与えられる。

(3)強度-伸びフランジ性バランス( $TS \times \lambda$ )に及ぼす $\gamma_R$ の影響は本研究では現れない。

Fig. 9に $\gamma_R$ のマルテンサイト開始温度( $M_s$ 点)における打抜きと穴広げの最適成形温度 $T_{OP}$ を示す。 $M_s$ 点は次の(3)式から計算された。

$$M_s = 550 - (360 \times C_{\gamma 0}) - (40 \times Mn_{\gamma 0}) \quad (3)$$

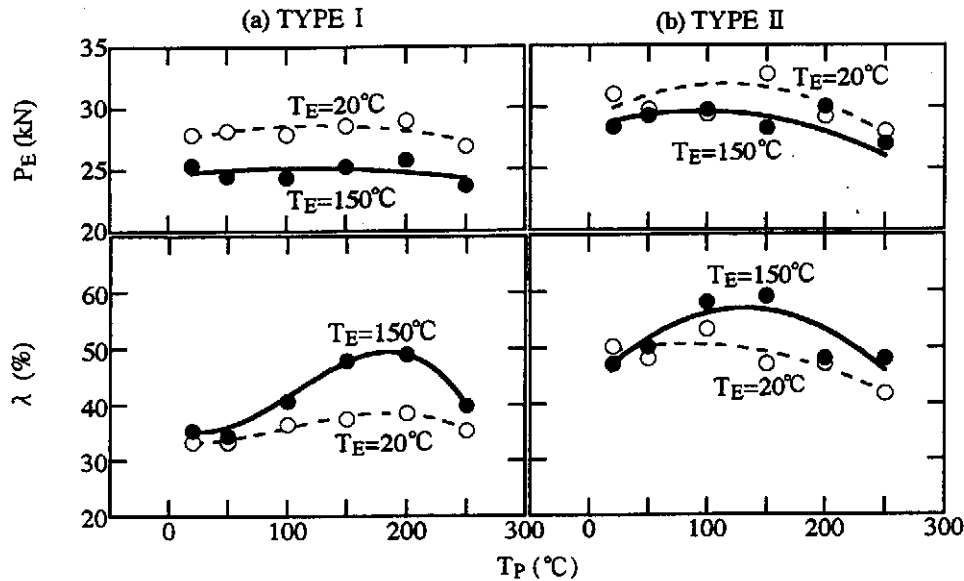


Fig. 7. Variations in the maximum hole-expanding load  $P_E$  and the hole-expanding ratio  $\lambda$  with punching temperature  $T_P$  for B steel with TYPE I or TYPE II morphology.

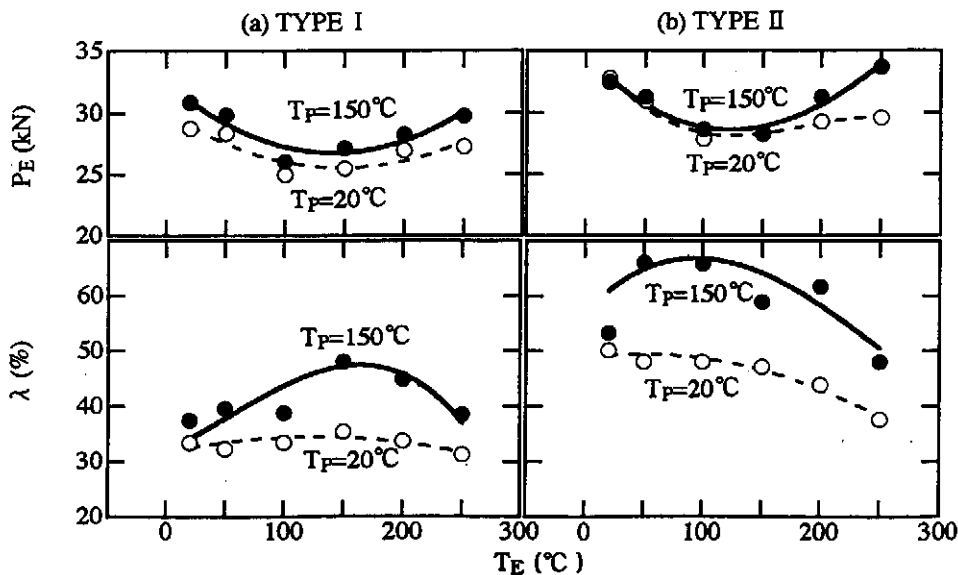


Fig. 8. Variations in the maximum hole-expanding load  $P_E$  and the hole-expanding ratio  $\lambda$  with expanding temperature  $T_E$  for B steel with TYPE I or TYPE II morphology.

ここで  $Mn_{\gamma_0}$  は  $\gamma_R$  中の Mn 濃度である。

穴広げの  $T_{OP}$  は  $M_s$  の上昇につれて直線的に増加する傾向を示す。そして、TYPE II の直線は TYPE I とほぼ一致する。以前の研究によれば、 $T_{OP}$  はひずみ誘起変態係数  $k$  が約 1.5 に等しくなる温度と一致する。一方、打抜きの  $T_{OP}$  は  $M_s$  点にほとんど依存しない、そして両タイプとも 150~200°C の範囲である。 $T_{OP}$  はひずみ誘起変態の最も抑制される温度に一致する。穴広げにおける直線は  $TEI$  と最大張出し高さ  $H_{max}$  の間に位置する。これは成形中の異なる応力状態あるいは平均垂直応力に依存すると思われる。

### 3.4 打抜き穴の表面損傷

一般的な複合組織鋼において、穴広げ率は局部伸びと同様に主に打抜き穴表面損傷によって制御される。そこで、TDP 鋼の穴表面損傷は SEM と硬さ試験によって詳細に実験された。Fig. 10 に B 鋼の (a) TYPE I と (b) TYPE II の 20°C で打抜いた穴表面層の SEM 写真を示す。TYPE II において、ボイド形成は 20°C でさえ抑制される。ここで数個の小さなボイドが TYPE I の母相/第 2 相界面に発生する。加えて、優れた伸びフランジ性を有するフェライト・ベイナイト複合組織鋼と同様の明瞭な塑性流動が、穴表面層に現れる。

以前の研究によれば<sup>9,15</sup>、変形中変態に及ぼす穴広げやせん断ひずみはボイド発生を防ぐために界面において局所的応力集中を緩和する。加えて、この研究において TYPE I と TYPE II の穴表面層における臨界損傷深さと最大硬さは相違を生じないことを硬さと  $\gamma_R$  量を測定することから確認さ

れている。したがって、TYPE II が極めて高い  $\lambda$  を呈した理由はつぎのように考えられる。適度な  $\gamma_R$  のひずみ誘起変態は穴表面層におけるボイド形成を抑制する。連続する穴広げにおいて、多量な未変態  $\gamma_R$  は TRIP 効果により局部延性を増加する。穴広げ時に生じる明瞭な塑性流動もボイドあるいはき裂伝播の抑制を通して  $\lambda$  を増加する。

### 3.5 プレス成形性

Fig. 11 に TYPE I と TYPE II における 20°C での引張強さ  $TS$  における (a)  $H_{max}$  と (b)  $\lambda$  の関係を示す。図は 20°C での連結型のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼、フェライト・ベイナイト複合組織鋼、ベイナイト単相鋼<sup>16</sup> およびベイニティック・フェライトと  $\gamma_R$  フィルムから成る TRIP ベイナイト鋼<sup>16-18</sup> のデータを含む。TYPE II の  $H_{max} \times \lambda$  バランスは TYPE I より優れることがわかる。ネットワーク組織のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼やフェライ

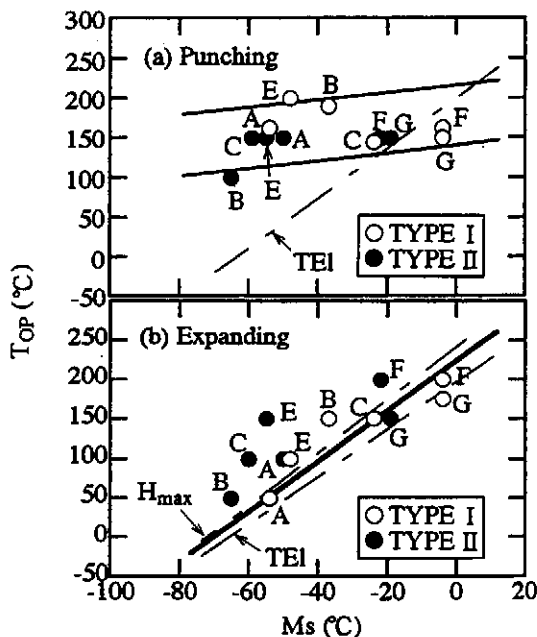
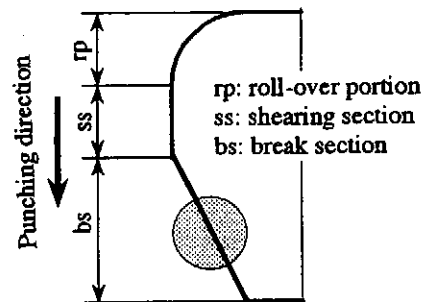


Fig. 9. Relationship between optimum forming temperatures  $T_{OP}$ s for (a) punching and (b) expanding and estimated  $M_s$  of retained austenite.

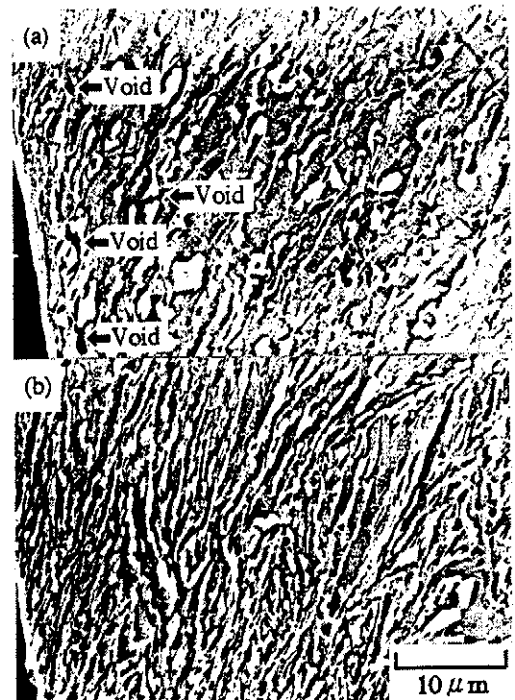


Fig. 10. Scanning electron micrographs in hole-surface layer of B steel with (a) TYPE I or (b) TYPE II morphology. ( $T_p=20^\circ\text{C}$ )

ト・ベイナイト複合組織鋼よりかなり上の値であることがわかる。TRIP型ベイナイト鋼はTYPE II と同等の優れた  $H_{max} \times \lambda$  バランスを持つ<sup>16-18)</sup>。この新しい発見はTRIP型ベイナイト鋼に近い将来低いコストで最も成形性のよい高強度鋼として期待できることを予測する。

#### 4. 結 言

(1) 孤立微細で針状な第2相からなるTDP鋼はフェライト母相中に孤立した多量に安定な  $\gamma_R$  粒子である。

(2) ネットワーク第2相からなる一般的なTDP鋼と比べて、そのTDP鋼は温間打抜きと連続する温間穴広げによって優れた伸びフランジ性を成し遂げた。打抜きと穴広げの最適成形温度はそれぞれ150~200℃と50~200℃である。そして、穴広げ温度は  $\gamma_R$  の  $M_s$  点に関係する。

(3) 優れた伸びフランジ性は微細組織と  $\gamma_R$  粒の効果的なTRIP効果あるいはひずみ誘起変態によって引き起こされた。さらにTDP鋼は最新のTRIP型ベイナイト鋼と同様に最良の組み合わせを持つ高強度鋼として位置される。

#### 謝 辞

最後に、本研究を御支援下さった(財)天田金属加工機械技術振興財団に対し、深く感謝の意を表します。

#### 文 献

- 1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch: Trans. ASM, **60** (1967), 252.
- 2) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. ISIJ, **27** (1987), 570.
- 3) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: Metall. Trans., **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) O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii and J. Zhao: ISIJ Int., **32** (1992), 1110.
- 7) 樋渡俊二, 高橋 学, 片山知久, 臼田松男: 塑性と加工, **35** (1994), 1109.
- 8) K. Sugimoto, M. Kobayashi, A. Nagasaka and S. Hashimoto: ISIJ Int., **35** (1995), 1407.
- 9) A. Nagasaka, K. Sugimoto and M. Kobayashi: Proc. of Int. Conf. on HSLA Steels '95, Ed. by L. Guoxun *et al.*, Beijing, China, (1995), 520.
- 10) 三村和弘, 宮原征行, 白沢秀則, 横井利雄, 柴田善一, 井上尚和: 材料とプロセス, **5** (1992), 1859.
- 11) 広瀬洋三, 中居修二, 福山東成, 須藤誠一, 上野行一: 塑性と加工, **35** (1994), 1071.
- 12) 円山 弘: 熱処理, **17** (1977), 198.
- 13) 西山善次: マルテンサイト変態基本編, 丸善, (1979), 13.
- 14) M. Takahashi and H. K. D. Bhadesia: Trans. Jpn. Inst. Met., **32**(1991), 689.
- 15) K. Sugimoto, M. Kobayashi, S. Yasuki and S. Hashimoto: J. Jpn. Inst. Metals, **58** (1994), 501.
- 16) 長坂明彦, 飯田 勉, 杉本公一, 小林光征: 材料とプロセス, **8**(1995), 1429.
- 17) 飯田 勉, 杉本公一, 小林光征, 白沢秀則: 材料とプロセス, **9**(1996), 541.
- 18) A. Nagasaka, K. Sugimoto and M. Kobayashi: Proc. of the 2nd Int. Conf. on Quenching and the Control of Distortion, Ed. by G. E. Totten *et al.*, Cleveland, Ohio, (1996), 557.

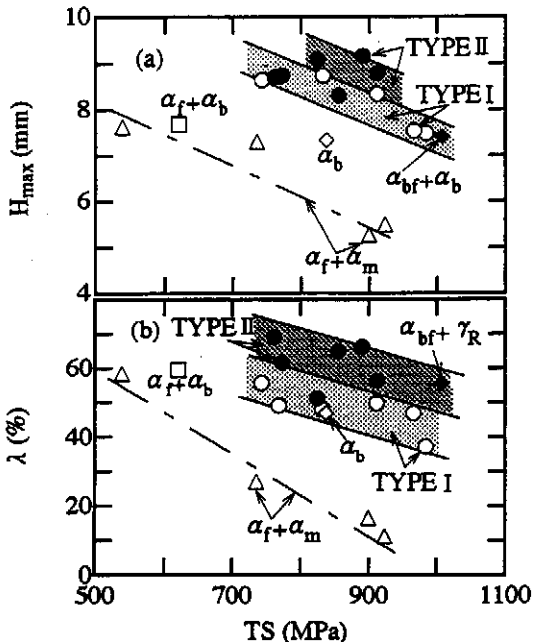


Fig. 11. Variations in (a) maximum stretch height ( $H_{max}$ ) and (b) hole-expanding ratio ( $\lambda$ ) of several high strength steels as a function of tensile strength (TS).

$\alpha_f + \alpha_m$ : ferrite-martensite dual-phase steel,

$\alpha_f + \alpha_b$ : ferrite-bainite dual-phase steel,

$\alpha_b$ : bainitic steel,  $\alpha_b + \gamma_R$ : TRIP-aided bainitic steel.