

TRIP型複合組織鋼の温間伸びフランジ性に及ぼす 第2相形態の影響

長坂 明彦*・杉本 公一*²・小林 光征*²・白沢 秀則*³

Effects of Second Phase Morphology on Warm Stretch-flangeability of
TRIP-aided Dual-phase Sheet Steels

Akihiko NAGASAKA, Koh-ichi SUGIMOTO, Mitsuyuki KOBAYASHI and Hidenori SHIRASAWA

Synopsis : To improve the stretch-flangeability of high-strength TRIP-aided dual-phase (TDP) sheet steels, the effects of second phase morphology ("a network structure: TYPE I" and "an isolated fine and acicular one: TYPE II") on the warm stretch-flangeability were investigated. Excellent stretch-flangeability was achieved in the TDP steels with TYPE II morphology, in which an acicular type of retained austenite was mainly isolated in the ferrite matrix, away from bainite phase. In this steel, void formation in a punched surface layer was considerably suppressed, with relatively large work-hardening. Further, the transformation-induced plasticity (TRIP) due to untransformed retained austenite enhanced the localized ductility on hole-expanding. Significant stretch-flangeability improvement of the TDP steel with TYPE II morphology was obtained by warm punching at 150-200°C and the successive warm expanding at 50-200°C. The latter temperatures increased linearly with increasing M_s of the retained austenite.

Key words : stretch-flangeability ; retained austenite ; second phase morphology ; transformation-induced plasticity ; strain-induced transformation ; dual-phase steel ; high-strength steel.

1. 緒言

近年、乗用車の車体軽量化と衝突安全性の向上を目的に開発された高強度鋼板の中で、残留オーステナイト(γ_R)の変態誘起塑性(TRIP)¹⁾を有効に利用したTRIP型複合組織鋼²⁻¹⁴⁾(TDP鋼)はとくに優れた張出し性⁶⁻¹³⁾および深絞り性^{7,9)}を有する。TDP鋼は疲労強度も高い¹⁴⁾ので、現在、軽量化効果の最も期待できるホイールディスクやサスペンションアームなどの足回り部品への適用研究が積極的に行われている。しかし、伸びフランジ性が低いという報告^{10,11)}が多く、その実用化は進んでいない。

TDP鋼の伸びフランジ性が低い理由として、ひずみ誘起により生じたマルテンサイト(α_m)が高炭素濃度を有するため極めて硬く、フェライト(α_f)母相との界面でボイドが形成されやすいことが考えられている¹⁰⁻¹²⁾。伸び⁵⁾および張出し性⁸⁾と同様に、TDP鋼の伸びフランジ性の改善は温間加工と第2相の形態制御(微細針状化)によって改善されると予想される。温間加工は伸びフランジ性を著しく改善することは報告されたが、第2相の形態制御についての研究はなされていない。

そこで本研究では、Si, Mn添加量の異なる数種類の低炭

素TDP鋼を用いて、冷間および温間伸びフランジ性に及ぼす第2相形態の影響を詳細に検討した。

2. 実験方法

供試鋼には γ_R の体積率および γ_R 中の炭素濃度を変化させるため、Table 1のようにSiおよびMn添加量をそれぞれ1.0~2.5mass%, 1.0~2.0mass%の範囲で変化させた板厚1.2mmの6種類の冷延まま鋼板を用いた。製造条件は文献12に準じた。これらの鋼板に2台の塩浴炉を用いて、Fig. 1に示す2種類の熱処理、すなわち2相域($T_{\alpha+\gamma}$)焼なまし+オーステナイト処理を施したTYPE Iと、TYPE Iの熱

Table 1. Chemical composition of TDP steels used (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

平成9年9月4日受付 平成9年11月18日受理 (Received on Sep. 4, 1997; Accepted on Nov. 18, 1997)

* 長野工業高等専門学校 (Nagano National College of Technology, 716 Tokuma Nagano 381)

* 2 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University)

* 3 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (現:(財)近畿高エネルギー加工技術研究所) (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., now The Advanced Materials Processing Institute Kinki Japan)

処理前にオーステナイト域温度(T_γ)から油冷して α_m 単相組織としたのちTYPE Iと同じ処理を施したTYPE IIを用意し、第2相形態および γ_R 形態の異なる α_f +ベイナイト(α_b)+ γ_R の3相組織とした。ここで、2相域焼なまし温度 $T_{\alpha+\gamma}$ には、 γ_R 量がほぼ最大となる温度を採用した⁴⁾。以下では、Fig. 1の熱処理を施した鋼をそれぞれTYPE I、TYPE IIと呼ぶ。また、 α_f を除く α_b と γ_R 相(ひずみ誘起変態した α_m 相も含む)を第2相と呼ぶことにする。

引張試験および伸びフランジ試験には、それぞれJIS13B号引張試験片、直径50mmの円盤状小型試験片を用い、試験装置および試験法は文献12に準じた。ただし、打抜き加工のクリアランスは板厚の10%および打抜き速度 $V_p=10$ mm/minとし、穴広げ加工のパンチ下降速度は $V_e=1$ mm/minとした。

伸びフランジ性は穴広げ率 $\lambda=(d_f-d_0)/d_0 \times 100\%$ で評価した。ここで、 d_0 、 d_f はそれぞれ初期穴径、き裂発生時の穴

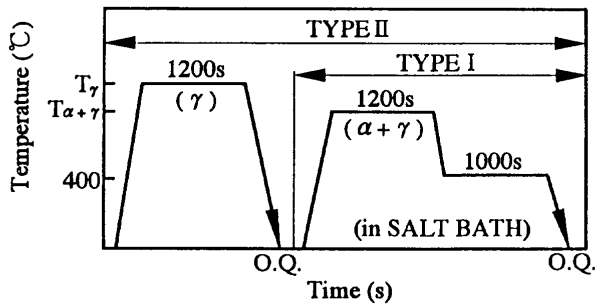


Fig. 1. Heat treatment diagram of TDP steels with network second phase (TYPE I) or isolated fine and acicular one (TYPE II), in which "O.Q." represents quenching in oil and T_γ and $T_{\alpha+\gamma}$ are austenitizing and intercritical annealing temperatures, respectively.

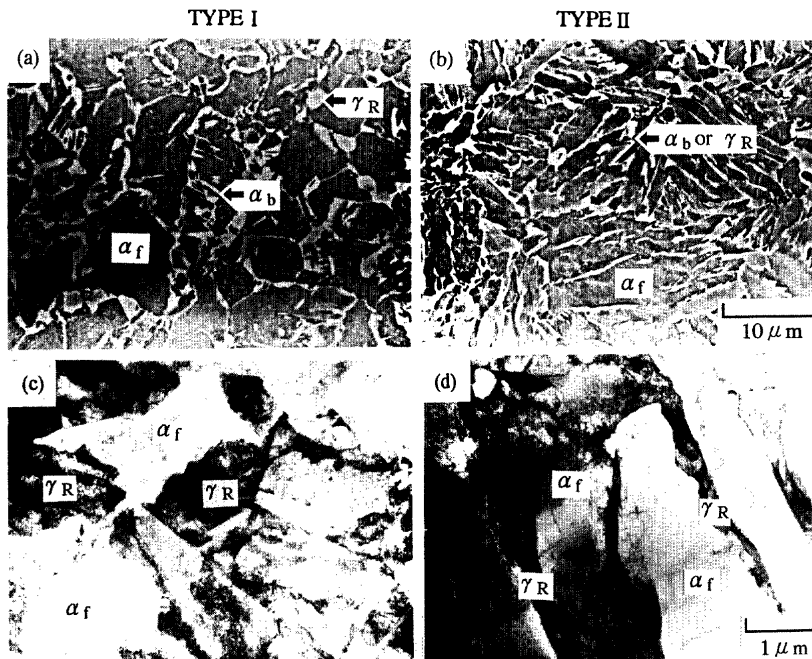


Fig. 2. Microstructure of B steel with (a and c) TYPE I or (b and d) TYPE II morphology, in which " α_f ", " α_b " and " γ_R " represent ferrite matrix, bainite and retained austenite, respectively.

径である。

γ_R 体積率および γ_R 中の炭素濃度は文献4と同様にX線回折法により測定した。また、パンチ打抜き部の硬さ測定には、超微小硬さ試験機(荷重0.245N)を使用した。

3. 実験結果

3.1 微細組織と引張特性

Fig. 2にTYPE IとTYPE IIのマイクロ組織の代表例を示す。TYPE Iでは第2相(α_b と γ_R)が α_f 粒界に沿ってネットワーク状(連結状)に存在する(a)。 γ_R の多くは島状であり(c)、 α_b に隣接または α_b と離れて存在する。一方、TYPE IIでは第2相が α_f ラス境界に微細かつ針状に存在する(b)。このとき、 γ_R は主に針状であり(d)、旧のマルテンサイトラスに沿って存在する。

Fig. 3にTYPE IとTYPE IIの初期 γ_R 体積率(f_{γ_0})、初期炭素濃度(C_{70})とSi、Mn添加量の関係を示す。両TYPEともSiおよびMn添加量の増加にともない f_{γ_0} は増加し、 C_{70} は低下するが、TYPE IIの f_{γ_0} と C_{70} はTYPE Iに比較して高い傾向が認められる(C鋼TYPE IIの f_{γ_0} を除く)。

Table 2にTYPE IおよびTYPE IIの20°Cでの引張特性を示す。本鋼の引張強さ(TS)は742~984MPaの範囲にあり、高Siおよび高Mn鋼ほど高くなるが、TYPE IIはTYPE Iに比較して0.2%耐力(または降伏応力:YS)が高く、引張強さは低い傾向にある(A、B鋼を除く)。全伸び(TEI)は22~36%の範囲にあり、他の高強度複合組織鋼¹³⁾と比較してその値は大きい。TYPE IIはTYPE Iに比較して、低Siおよび低Mn鋼(A、E鋼)で低下し、高Siおよび高Mn鋼(C、F鋼)で大きくなることが認められる。ただし、TYPE IIでは

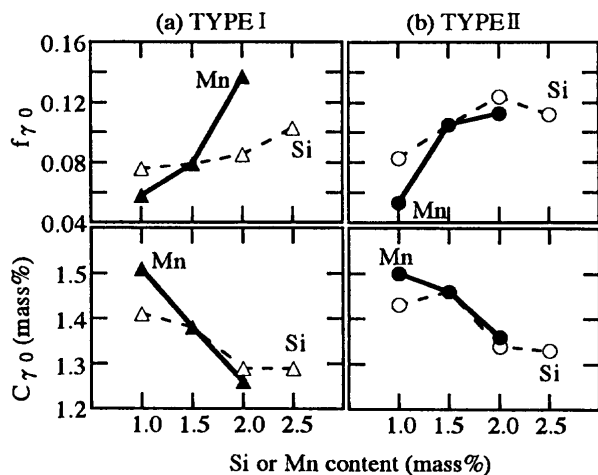


Fig. 3. Variations in initial volume fraction $f_{\gamma 0}$ and initial carbon concentration $C_{\gamma 0}$ of retained austenite with silicon or manganese content for several steels with (a) TYPE I or (b) TYPE II morphology.

Table 2. Mechanical properties at 20°C for A-G steels with TYPE I or TYPE II morphology.

Steel	Morphology	YS (MPa)	TS (MPa)	UEL (%)	TEI (%)	HV
A	TYPE I	470	742	27.2	32.3	222
B		527	831	31.4	35.8	240
C		516	984	20.4	22.9	295
E		494	767	24.6	29.0	248
F		517	911	27.8	31.9	273
G		468	966	24.5	28.8	282
A		TYPE II	490	761	18.9	23.4
B	629		890	27.9	32.4	265
C	623		912	26.2	31.8	293
E	571		772	17.2	22.1	261
F	565		824	32.1	36.7	273
G	610		855	21.5	25.6	292

YS : 0.2% proof stress or yield stress, TS : tensile strength, UEL : uniform elongation, TEI : total elongation, HV : initial Vickers hardness.

局部伸び ($LEI = TEI - UEL$) がより大きい特徴を有する。

Fig. 4 に引張特性の変形温度依存性の代表例を示す。20°Cでの全伸びは両TYPEの間で大差はないが、TYPE II ではTYPE I に比較して全伸びの変形温度依存性はより小さくなるため(G鋼を除く)、TYPE I に比べて全伸びの最大値は低くなる。また、全伸びが最大となる温度はTYPE II の方が低い傾向が認められる。

一般に、 M_s 点以上の温度範囲では、TDP鋼の γ_R 量はひずみ ϵ とともに次式にしたがって減少する³⁾。

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

ここで $f_{\gamma 0}$ は初期 γ_R 量である。 k はひずみ誘起変態係数で、その値は γ_R のひずみ誘起変態が抑制されるほど小さくなる。引張変形下において、 k 値の変形温度依存性を調査したとこ

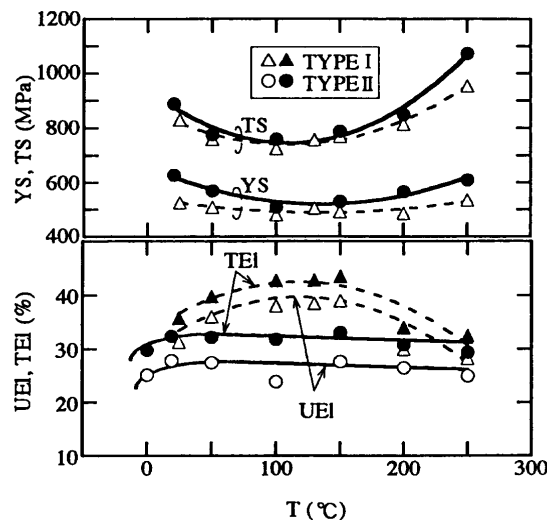


Fig. 4. Forming temperature dependence of tensile properties of B steel with TYPE I or TYPE II morphology.

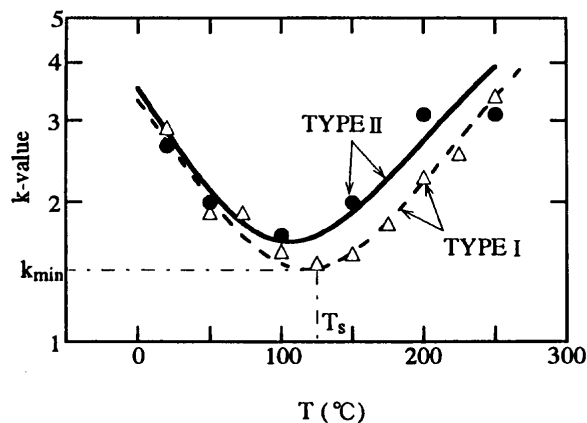


Fig. 5. Variation in logarithmic k -value in tension with testing temperature (T) for B steel with TYPE I or TYPE II morphology.

ろ、Fig. 5 のように、TYPE II では $C_{\gamma 0}$ の値が高いにもかかわらず、 k 値が少し高い(安定性が低い)ことがわかる。また、TYPE I では $T_s = 100 \sim 150^\circ\text{C}$ で k 値の最小値 k_{min} が得られ、TYPE II では k_{min} が低温側に約25°Cシフトする。この温度の低下量は γ_R の M_s 点の低下量とほぼ一致する。

3・2 温間伸びフランジ性

3・2・1 加工温度依存性

Fig. 6, 7 にそれぞれ打抜き温度(T_p)と穴広げ温度(T_E)にともなう最大穴広げ荷重(P_E)と穴広げ率(λ)の変化を示す。両図より、TYPE II の穴広げ率はTYPE I より全体に高いことがわかる。また、TYPE I と同様にTYPE II においても λ の加工温度依存性が顕著に現れ、かつ50~200°Cでの温間打抜きと温間穴広げの併用により λ の著しい改善が得られることがわかる。このような温間加工の効果はG鋼のように γ_R 量が多く、かつ相対的に低い $C_{\gamma 0}$ を持つ鋼でとくに大きく現れる。

Fig. 8 にTYPE I とTYPE II の20°Cおよび最適温度(T_{Op} :最大の穴広げ率が得られる打抜き温度および穴広げ

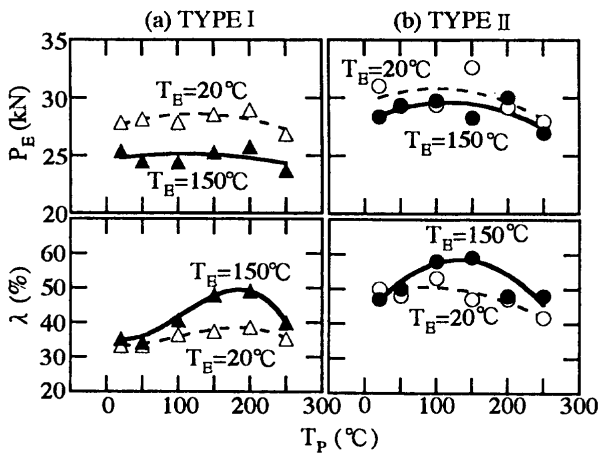


Fig. 6. Variations in the maximum hole-expanding load (P_E) and the hole-expanding ratio (λ) with punching temperature (T_P) in B steel with TYPE I or TYPE II morphology.

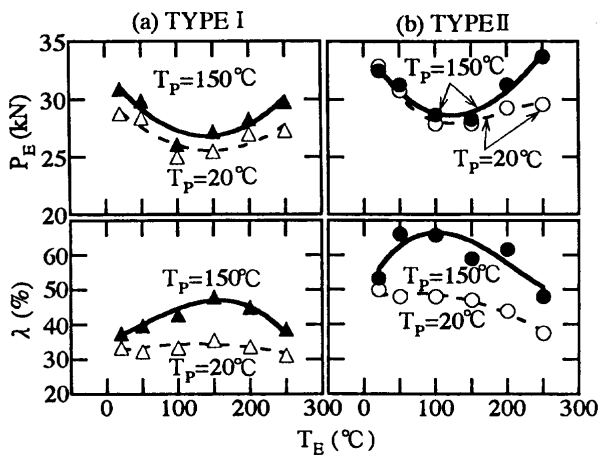


Fig. 7. Variations in the maximum hole-expanding load (P_E) and the hole-expanding ratio (λ) with expanding temperature (T_E) in B steel with TYPE I or TYPE II morphology.

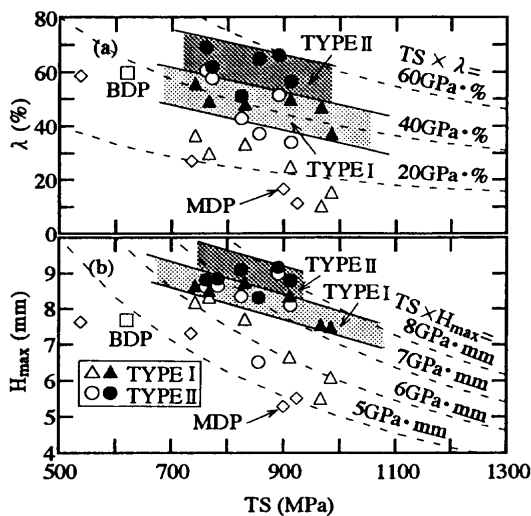


Fig. 8. Comparison of (a) hole-expanding ratio (λ) and (b) maximum stretch-height (H_{max}) of TDP, $\alpha_f + \alpha_b$ dual-phase (BDP) and $\alpha_f + \alpha_m$ dual-phase (MDP) steels formed at 20°C (open marks) or at optimum forming temperature (solid marks) as a function of tensile strength (TS) at 20°C.

温度)での穴広げ率を引張強さで整理して示す。図中には、 $\alpha_f + \alpha_b$ 複合組織鋼 (BDP 鋼) と $\alpha_f + \alpha_m$ 複合組織鋼 (MDP 鋼) の結果¹³⁾も示す。室温における TYPE I の λ 値は従来の報告^{10,11)}のように、MDP 鋼より少し優れている程度であるが、TYPE II の λ 値は、TYPE I より 2 倍程度高く、第 2 相の微細針状化は λ の改善に効果があることがわかる。従来より、BDP 鋼は高強度鋼板の中で最も優れた穴広げ率を有するが、TYPE II の温間穴広げ率はこの BDP 鋼よりもはるかに優れていることがわかる。Fig. 8 (b) にみるように、TYPE II は張出し性の指標となる最大張出し高さ (H_{max}) も極めて高い値を示す¹³⁾。したがって、TYPE II は張出し性-伸びフランジ性バランスに優れた高強度鋼板と位置づけられる。

3.2.2 γ_R 特性との関係

Fig. 9 に打抜き加工および穴広げ加工の最適加工温度 T_{OP} を γ_R の M_s 点で整理して示す。 M_s 点は文献 4 と同様に計算した。穴広げ加工において、両 TYPE の T_{OP} は全伸び (TEI) および張出し性 (H_{max}) の場合と同様に、 M_s 点の上昇につれて直線的に増加する傾向を示す。TYPE I の場合、全伸びおよび張出し性の T_{OP} のほぼ中間に位置するが、TYPE II の T_{OP} は TYPE I より高温側に位置する。一方、打抜き加工の T_{OP} は M_s 点にほとんど依存しない。そして、両 TYPE とも 150~200°C の範囲にある。

Fig. 10 に 20°C および最適加工温度での強度・伸びフランジ性バランス ($TS \times \lambda$) と初期 γ_R 体積率 (f_0) との関係を示す。20°C 加工では、 f_0 が増加しても $TS \times \lambda$ はかえって低下するが、 T_{OP} では両 TYPE とも f_0 の増加にともない増加する傾向が認められる。

3.3 打抜き穴の表面損傷

Fig. 11 に TYPE I と TYPE II を 20°C で打抜いたときの破断面表面層の SEM 写真の代表例を示す。TYPE II においてポ

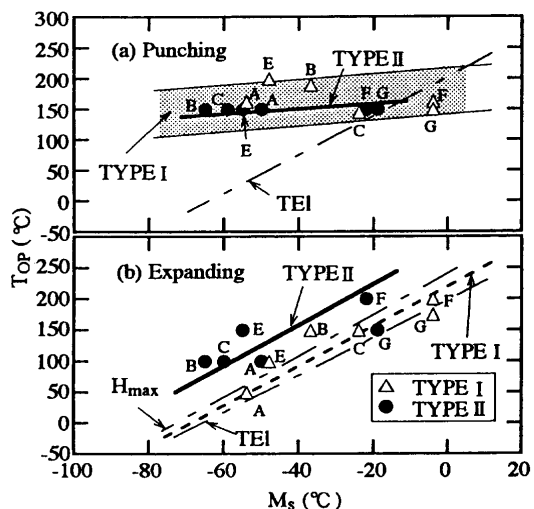


Fig. 9. Relationship between optimum forming temperatures T_{OP} s for (a) punching and (b) expanding and estimated M_s of retained austenite.

イドの発生が著しく抑制され、かつ打抜き方向に明瞭な塑性流動を生ずることが認められる。温間打抜きでは、塑性流動はさらに顕著に現れる傾向にある。

Fig.12にTYPE IとTYPE IIを $T_p=20^\circ\text{C}$ または 150°C で打抜いたときの加工変質層深さ l^* 、せん断面長さ(ss)および硬化増分 ΔHV を示す。ここで、 ΔHV は打抜き表面から $50\mu\text{m}$ 内部での硬さの増加分である。TYPE IIでは、 l^* 、 ΔHV はともに f_{70} の増加にともない増加する傾向が認められるが、TYPE Iではこれらの f_{70} 依存性は小さい。高 f_{70} 鋼では、これらの値はTYPE IIの方がかえって大きい傾向が認められる。温間加工では両TYPEとも l^* および ΔHV は小さくなる。ssについてみると、TYPE IIはTYPE Iより全体に大きく、加工温度の影響も大きく現れる。

4. 考察

4.1 伸びフランジ性への第2相の微細針状化の効果

一般に、穴広げ率は主に打抜き穴表面損傷(ボイドの大きさ・数、加工硬化量、 γ_R の変態量)、せん断面長さ、塑性流動挙動などによって制御される^{12,15)}。Fig.11, 12から、TYPE IIではTYPE Iに比べて打抜き表面損傷としては加工硬化が主に起こり、ボイドの形成は著しく抑制された。また、せん断面長さの増加と強い塑性流動が生じた。このとき γ_R の

変態量はTYPE Iと大差なかった。これらの結果から、(1)単軸引張り⁵⁾および張出し加工⁸⁾の場合と同様に、第2相の微細針状化が第2相/母相界面での応力集中を低下させるとともに、 γ_R のひずみ誘起変態による膨張ひずみやせん断ひずみが界面において局所的応力集中を効果的に緩和し¹²⁾、ボイドの発生をさらに抑制したこと、および(2)ボイドが存在しないために γ_R のTRIP効果が局部延性を高めたことが、TYPE IIの高い穴広げ率を生じさせた原因と考えられる。打抜き時に生じた強い塑性流動は穴広げ加工においてき裂の伝播の抵抗としての効果も併せもつと考えられる。

Fig.12から、 γ_R を多く含むTYPE IIでは l^* および ΔHV が相対的に増加したにもかかわらず、 $TS \times \lambda$ は高い値を示した(Fig.10)。この結果は、TDP鋼においてはこの程度の l^* と ΔHV の増加は、ボイドが存在するかどうかの影響に比べて小さいことを示唆する。なお、TYPE IIの l^* および ΔHV はTYPE Iより大きかったが、これはTYPE IIの打抜き表面層ではボイドが発生しにくく、塑性ひずみ量も大きい(塑性流動が大きい)ことに起因すると考えられる。

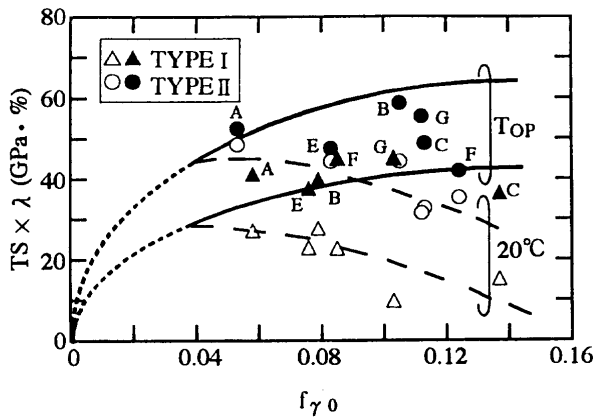


Fig. 10. Variation in strength-stretch flangeability balance ($TS \times \lambda$) with initial volume fraction f_{70} of retained austenite at 20°C (open marks) or at T_{OP} (solid marks).

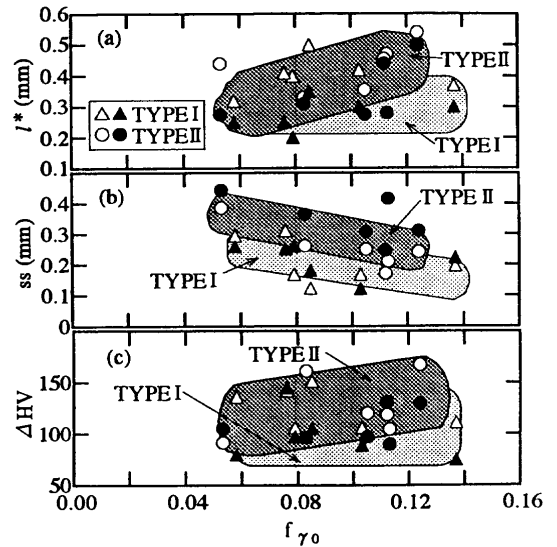


Fig. 12. Variations in (a) critical depth of damage layer (l^*), (b) shearing width (ss) and (c) mean hardness increment (ΔHV) at $T_p=20^\circ\text{C}$ (open marks) or at 150°C (solid marks) with initial volume fraction f_{70} of retained austenite.

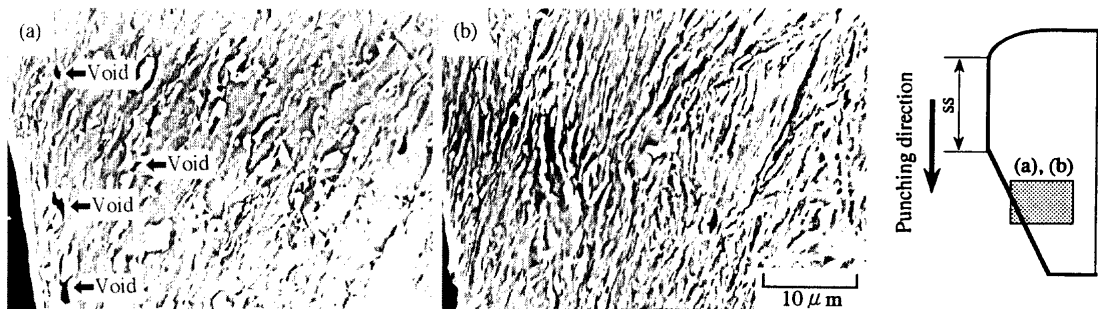


Fig. 11. Microstructure in punched hole-surface layer of B steel with (a) TYPE I or (b) TYPE II morphology ($T_p=20^\circ\text{C}$).

4・2 打抜き加工と穴広げ加工の最適加工温度

Fig. 9 から、打抜き加工の最適加工温度 T_{OP} はほぼ150～200°Cの範囲にあり、明瞭な M_s 点依存性および第2相形態の影響が現れなかった。しかし、実験誤差は大きいものの、この T_{OP} は k_{min} (<1.5) となる温度 (T_s , Fig. 5) または $k=1.5$ となる温度 $T_s^{*4)}$ より50°C程度高い温度にほぼ一致し、 M_s 点に依存しているように思われる。先の研究¹²⁾によれば、TYPE I の打抜き時の I^* および ΔHV の値は T_s より50°C高い温度で最小となる(これは打抜き荷重が T_s で一旦極小となるがそれ以上の温度でさらに低下することに起因する)。このように打抜き加工の T_{OP} は表面損傷が最小となる温度に対応し、本質的には γ_R の M_s 点に依存していると予想される。

一方、穴広げ加工の場合、Fig. 9 にみるように、全伸びおよび張出し性の場合と同様に、 T_{OP} は M_s 点の上昇にともない直線的に上昇した。また、この T_{OP} は全伸び⁴⁾と張出し性⁸⁾の T_{OP} の間に位置した。したがって、全伸びの場合と同様に、 T_{OP} において未変態 γ_R の α_m 変態が適度に抑制され、このTRIP効果により局部延性が有効に改善され、穴広げ率が高められたと考えられる。図中(b)にみるように、TYPE II の最適穴広げ温度の直線はTYPE I のそれと比べ全体に高温側に約50°Cシフトしたが、TYPE I の直線は TEI と H_{max} の直線の間に位置する。前者については現在検討中であるが、後者は穴広げ時の平均垂直応力が単軸引張り (TEI) と等2軸引張り (H_{max}) の場合の間にあることによって生じたもの⁸⁾と考えられる。

低 C_{70} のG鋼ではTYPE II においても穴広げ率の穴広げ温度依存性が大きく現れたが、これは、 k 値が全体に高く、かつ20°Cと T_{OP} での k 値の差が大きい⁴⁾ (γ_R の安定性の差が大きい) ことによると考えられる。

5. 結言

TDP鋼の温間伸びフランジ性に及ぼす第2相形態の影響を詳細に調査した。主な結果は以下の通りである。

(1) 第2相の微細針状化は、 γ_R 体積率および γ_R の炭素濃度をともに高くした(高Mn鋼の γ_R 体積率を除く)。このとき、 γ_R は微細針状であり、母相に孤立して存在した。

(2) 微細針状第2相を有するTDP鋼は、従来のネットワーク形態のTDP鋼に比較して優れた伸びフランジ性を示し

た。温間打抜きと温間穴広げの併用加工はこの鋼の伸びフランジ性をさらに高めた。このときの強度・伸びフランジ性バランスは変態強化型複合組織鋼の中で最も優れていた。

(3) 第2相形態の微細針状化は、打抜き穴表面層をより硬化させるが、母相/第2相界面でのポイド発生を抑制するとともに、明瞭な塑性流動を生じさせた。この小さな表面損傷が穴広げ加工時に未変態 γ_R のTRIPを効果的に起こさせ(局部延性を高めさせ)、穴広げ率を高めたと考えられた。

(4) 最適打抜き加工温度への γ_R の炭素濃度(または M_s 点) および第2相形態の影響は小さく、いずれの場合も150～200°Cの範囲にあった。一方、最適穴広げ加工温度は M_s 点の低下にともない直線的に低下した。微細針状第2相を有するTDP鋼の最適穴広げ加工温度はネットワーク形態のTDP鋼に比較して50°C程度高い傾向が認められた。

最後に、本研究を御支援いただきました(財)谷川熱技術振興基金に対し、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. 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. Mitsu, 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, 白田松男: 塑性と加工, **35** (1994), 1109.
- 8) K. Sugimoto, M. Kobayashi, A. Nagasaka and S. Hashimoto: ISIJ Int., **35** (1995), 1407.
- 9) 松村 理, 大上哲朗, 雨池龍男: 鉄と鋼, **79** (1993), 209.
- 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) 長坂明彦, 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 鉄と鋼, **83** (1997), 209.
- 13) A. Nagasaka, K. Sugimoto and M. Kobayashi: Proc. of the 2nd Int. Conf. on Quenching and the Control of Distorsion, ed. by G.E. Totten *et al.*, ASM, Ohio, (1996), 557.
- 14) 杉本公一, 孫 曉東, 小林光征, 芳賀 武, 白沢秀則: 日本機械学会論文集(A), **63** (1997), 717.
- 15) 中川威雄, 阿部邦雄, 林 豊: 薄板のプレス加工, 実教出版, 東京, (1985).