

TRIP型複合組織鋼の深絞り性に及ぼす 温間成形の影響

長坂 明彦*・杉本 公一*²・小林 光征*²・橋本 俊一*³

Effects of Warm Forming on Deep Drawability of a TRIP-aided Dual-phase Sheet Steel

Akihiko NAGASAKA, Koh-ichi SUGIMOTO, Mitsuyuki KOBAYASHI and Shun-ichi HASHIMOTO

Synopsis : To improve the deep drawing of high-strength TRIP-aided dual-phase (TDP) sheet steel, Swift cup test of a 0.19C-1.54Si-1.52Mn (mass%) TDP steel was investigated at temperatures between 20°C and 250°C. The steel exhibited a larger limiting drawing ratio (*LDR*) than those of the conventional ferrite-bainite and ferrite-martensite dual-phase steels without retained austenite. Furthermore, the *LDR* was enhanced by warm drawing at about 150°C, at which the strain-induced transformation of the retained austenite particles is suppressed most. Such excellent deep drawability was caused by large local necking resistance due to “the transformation hardening” and “the stress relaxation” resulting from the strain-induced martensite transformation at the cup wall just above the punch bottom, as well as low drawing resistance of the shrinking flange.

Key words: deep drawability; warm forming; retained austenite; stability; transformation-induced plasticity; strain-induced transformation; high-strength steel.

1. 緒言

乗用車の車体軽量化と衝突安全性の向上を目的に近年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²⁻¹¹⁾ (TDP鋼) はとくに優れた伸び³⁻⁵⁾ および張出し性^{2,8)} を有する (伸びフランジ性のみ相対的に低い)²⁾。このため現在、軽量化の期待できるフロントサイドメンバやサイドシルなどの衝撃吸収部品¹⁰⁾ およびロアアームなどの足回り部品への適用が積極的に進められている。

TDP鋼は r 値が低い ($r < 1.0$) にもかかわらず高い深絞り性も有する^{6,7)} が、再絞り加工が必要な一体難成形プレス部品などでは、さらに優れた深絞り性が要求されている。

ところで、TDP鋼の γ_R のマルテンサイト変態開始温度 (M_s 点) は室温以下にあるので、そのひずみ誘起変態 (SIT) は室温以上の温間加工によって適度に抑制される。著者らはさきにこれを利用して、TDP鋼の伸び³⁻⁵⁾、張出し性⁸⁾ および伸びフランジ性⁹⁾ を著しく改善できることを報告した。深絞り性も同様に、温間加工によってさらに改善できると予想されるが、温間加工の影響を系統的に調査した研究は見当たらない。

そこで本研究では、TDP鋼の深絞り性に及ぼす温間加工の影響を実験的に調査した。また、深絞り性の改善機構について検討した。

2. 実験方法

供試鋼には 0.19C-1.54Si-1.52Mn-0.039Al (mass%) の化学組成を有する真空溶製された冷延まま鋼板 (板厚 1.2 mm) を用いた。この鋼板に Fig. 1 の 2相域焼なまし後オーステンパ処理を施し、フェライト (α_f)、ベイナイト (α_b) および γ_R からなる 3相組織とした。ここで、2相域焼なまし温度には、 γ_R 体積率がほぼ最大となる温度を採用した⁴⁾。比較のため、Si 添加量の少ない 0.14C-0.21Si-1.74Mn-0.037Al (mass%) 冷延まま鋼板を用い、760°C で 2相域焼なまし後油焼入れ、その後 400°C × 1 h の焼戻し処理を施した α_f + マルテンサイト (α_m) 複合組織鋼 (MDP鋼)、および 780°C で 2相域焼なまし後 400°C × 1000 s のオーステンパ処理を施した α_f + α_b 複合組織鋼 (BDP鋼) とした。以後、 α_f を母相、 α_b 、 γ_R 、 α_m およびそれらの混合相を第 2 相と総称する。

引張試験片には、圧延方向に平行に作製した JIS13B 号試験片を用い、インストロン型試験機により単軸引張試験を行った。試験片の加熱には、一對のプレートヒーターを用い、試験温度は $T = 20 \sim 250^\circ\text{C}$ の範囲、クロスヘッド速度は 1 mm/min とした。

深絞り性はスウィフトカップ試験による限界絞り比 ($LDR = D_0/d_p$; D_0 : ブランク径, d_p : ポンチ直径) で評価した。Fig. 2 にその実験装置を示す。スウィフトカップ試験には、直径 41~48 mm の円形ブランク試験片 (1 mm 間隔) を用

平成 11 年 2 月 23 日受付 平成 11 年 4 月 8 日受理 (Received on Feb. 23, 1999; Accepted on Apr. 8, 1999)

* 長野工業高等専門学校 (Nagano National College of Technology, 716 Tokuma Nagano 381-8550)

* 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 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

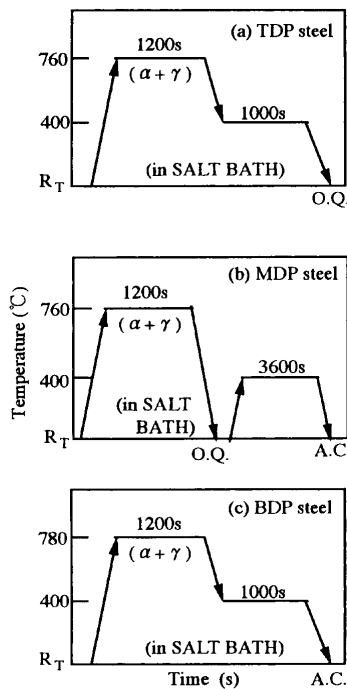
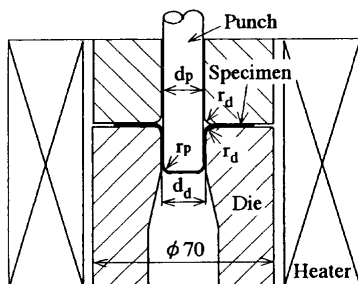


Fig. 1. Heat treatment diagrams of TDP, MDP and BDP steels, in which "O.Q." and "A.C." represent quenching in oil and air cooling, respectively.



($d_p=20.64\text{mm}$, $r_p=4\text{mm}$, $d_d=24.40\text{mm}$, $r_d=4\text{mm}$)

Fig. 2. Experimental apparatus for Swift flat-bottom cup test.

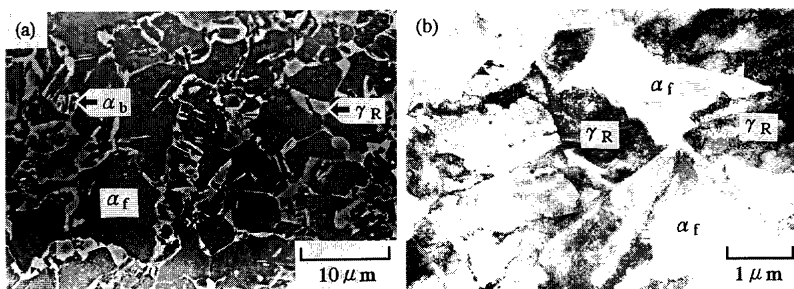


Fig. 3. Scanning electron and transmission electron micrographs of TDP steel, in which " α_f ", " α_b " and " γ_R " represent ferrite matrix, bainite island and retained austenite particle, respectively.

Table 1. Tensile properties at 20°C and metallurgical characteristics.

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)	UEI (%)	TEI (%)	TS×TEI (GPa%)	YR	n	r	HV_0	f	f_{γ_0}	C_{γ_0} (mass%)
TDP	434	904	25.6	27.8	25.1	0.48	0.23	0.83	260	0.261	0.113	1.30
MDP	593	783	8.3	13.1	10.3	0.76	0.08	0.80	270	0.271	—	—
BDP	550	693	10.9	17.7	12.3	0.79	0.11	0.91	222	0.285	—	—

YS: 0.2% offset proof stress or yield stress, TS: tensile strength, UEI: uniform elongation, TEI: total elongation, TS×TEI: strength-ductility balance, YR: yield ratio (=YS/TS), n : work hardening exponent, r : mean r -value, HV_0 : initial Vickers hardness (load=9.81 N), f : volume fraction of second phase, f_{γ_0} : initial volume fraction of retained austenite and C_{γ_0} : initial carbon concentration in retained austenite.

い、万能塑性加工機（インナ荷重784 kN、アウト荷重490 kN）により行った。試験片両面には乾燥潤滑剤（日本工作油（株）、G-2576）を塗布した。また、しわ押え力は10 kN一定、成形温度は $T=20\sim 250^\circ\text{C}$ の範囲、成形速度は $V=200\text{ mm/min}$ とし、加熱は環状炉によって行った。ただし、被加工材料に温度こう配を付与する¹²⁾ため、ポンチ温度は室温とした。

γ_R 体積率(f_{γ})はX線回折法により測定した(Mo-K α 線、5ピーク法¹³⁾)。また、 γ_R 中の炭素濃度 C_{γ_0} (mass%)は、Cr-K α 線の回折面(220) γ から求めた格子定数 a_{γ_0} ($\times 10^{-10}\text{ m}$)を次式¹⁴⁾に代入して計算した。

$$a_{\gamma_0}=3.5467+0.0467\times C_{\gamma_0}\dots\dots\dots(1)$$

ここで、格子定数に及ぼすSiとMnの影響は炭素濃度に比べてかなり小さいこと¹⁵⁾から無視した。

3. 実験結果

3.1 組織と引張特性

Fig. 3にTDP鋼の組織写真を示す。本TDP鋼では α_b と γ_R からなる硬質第2相が α_f 粒界に沿って存在する。この γ_R 粒子の γ_R 初期体積率 f_{γ_0} は11.3 vol%， γ_R 中の炭素濃度 C_{γ_0} は1.30 mass% (γ_R の M_s 点の計算値は -9.2°C)³⁾であり、主に α_b 島と隣接または離れて存在する。

Table 1に供試鋼の室温での引張特性を示す。また、Fig. 4にTDP鋼の引張特性の変形温度依存性を示し、真応力(σ)—真ひずみ(ϵ)曲線および瞬間 n 値(n^*)¹⁶⁾の変化をFig. 5に示す。TDP鋼は大きな全伸び(TEI)と高い n 値を有するが、 r 値は他の複合組織鋼と同様1.0以下と低い。変形温度(T)が高くなるにつれて全伸び(TEI)は大きくなり、変形

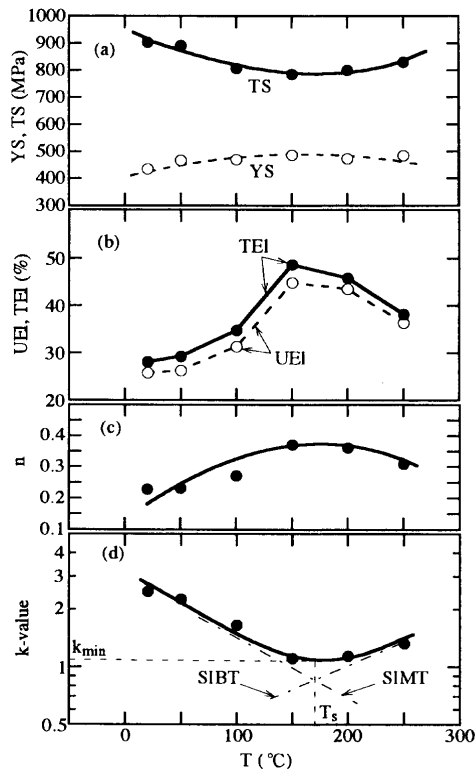


Fig. 4. Variations in 0.2% offset proof stress or yield stress (YS), tensile strength (TS), uniform elongation (UEI), total elongation (TEI), n -value and logarithmic k -value in uniaxial tension with testing temperature (T), in which "SIMT" and "SIBT" represent strain-induced martensite and bainite transformations, respectively.

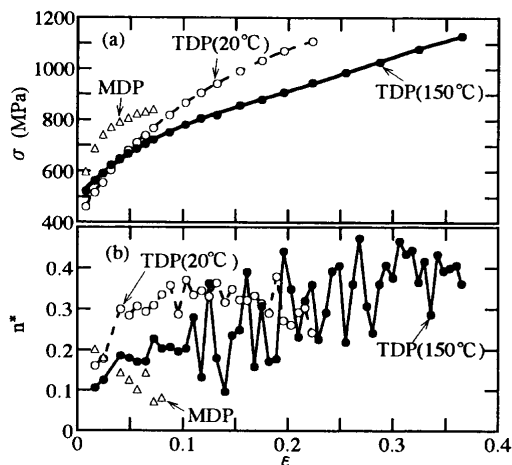


Fig. 5. Variations in true stress (σ) and instantaneous n -value (n^*) with true strain (ϵ).

温度が150°Cで約50%と最大になる。引張強さ(TS)はこれと逆の変形温度依存性を示し、この温度範囲でほぼ最小となる。また、TDP鋼は150°Cで n 値も最高になること (Fig. 4(c)) から、最適変形温度 (150°C) により、高いひずみ硬化率を維持し、TRIP鋼の n^* は低ひずみ域において低く、高いひずみになるにしたがい増加する傾向を示す (Fig. 5(b))。一方、MDP鋼の n^* は、低ひずみにおいて高く、変形にともない単調に減少する。このような引張特性の変形温度依存性は安定な γ_R を含むTDP鋼に特有の現象であり、他の複合組織鋼には現れない。詳細は文献4を参照されたい。

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

$$\log f_\gamma = \log f_{\gamma 0} - k \cdot \epsilon \dots \dots \dots (2)$$

ここで $f_{\gamma 0}$ は初期 γ_R 体積率である。 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。そこで、引張変形下におけるTDP鋼の k 値の変形温度依存性を Fig. 4(d) に示す。 k 値は $T_s=150\sim 175^\circ\text{C}$ で最小値 k_{\min} を示す。この温度は TEI が最大となる温度 (Fig. 4(b)) とほぼ一致した。なお、準安定オーステナイト系ステンレス鋼ではひずみ誘起変態は M_s 点と M_d 点の間の温度範囲で起こり、高温ほどひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) は抑制される¹⁷⁾。TDP鋼では M_d 点以下の200°C以上でひずみ誘起ベイナイト変態 (SIBT) が開始する³⁾ので、これと異なる現象が生じたものである。

3・2 温間深絞り性

Fig. 6 にスウィフトカップ外観の代表例を示す。また、Fig. 7 にスウィフトカップ試験における (a) LDR および (b) 最大絞り力 (P_{\max}) の成形温度依存性を示す。TDP鋼の LDR は $T=150^\circ\text{C}$ での温間深絞りによって2.08から2.28に上昇し、限界成形高さに温間加工の効果が顕著に現れている。TDP鋼の LDR は $T=150^\circ\text{C}$ で最大となるが、BDP鋼およびMDP鋼には顕著な温度依存性は現れない。一方、 P_{\max} は150°Cで成形したとき、最小になることがわかる。なお、破断位置は全てポンチ肩部であった。

Fig. 8 にスウィフトカップ試験の絞り力-ストローク曲線を示す。絞り比 $DR=2.08$ において、TDP鋼の最大絞り力は、150°Cで20°Cより10kN以上荷重低下する。さらに

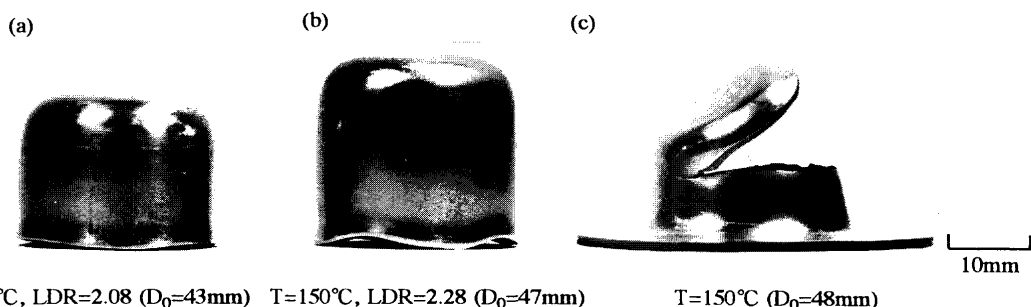


Fig. 6. Appearance of some deep drawn cups. (a) $T=20^\circ\text{C}$, $LDR=2.08$ ($D_0=43\text{ mm}$), (b) $T=150^\circ\text{C}$, $LDR=2.28$ ($D_0=47\text{ mm}$), (c) $T=150^\circ\text{C}$ ($D_0=48\text{ mm}$).

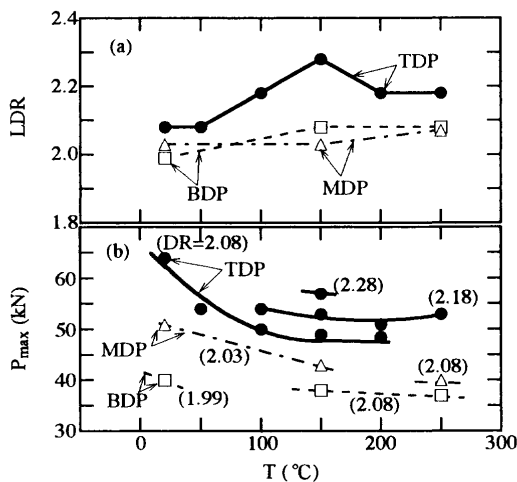


Fig. 7. Variations in (a) limiting drawing ratio (LDR) and (b) maximum punching force (P_{max}) with forming temperature (T), in which “DR” denotes drawing ratio.

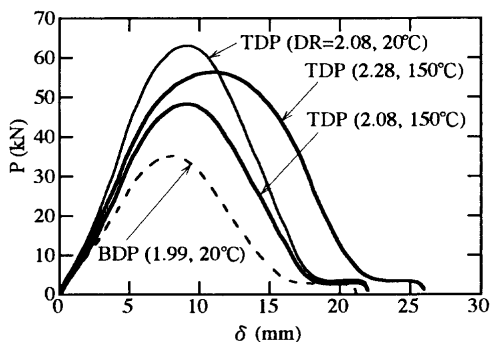


Fig. 8. Punch force (P) vs. punch stroke (δ) for deep drawing.

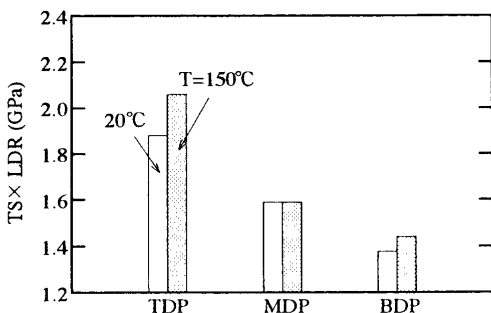


Fig. 9. Comparison of strength-deep drawability balance ($TS \times LDR$) of TDP, MDP and BDP steels.

150 $^{\circ}\text{C}$ において、 $DR=2.08$ から 2.28 へ高絞り比になることにより、ポンチストロークの最大値が右にシフトし、最大絞り力を上昇させる。

Fig. 9に各鋼における引張強さ (TS) と LDR の積、すなわち強度-深絞り性バランス ($TS \times LDR$) の比較を示す。本TDP鋼の強度-深絞り性バランスは、強度-延性バランス ($TS \times TEI$) と同様に極めて高いことがわかる (25 GPa%以上, Table 1)。

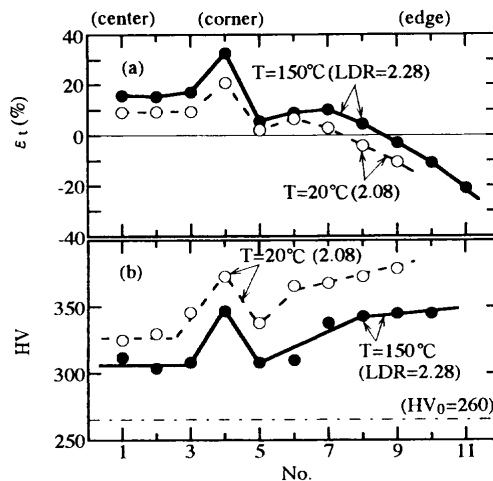
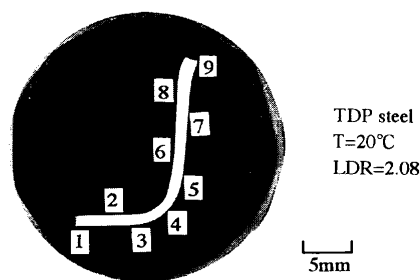


Fig. 10. Variations in (a) thickness strain (ϵ_t) and (b) Vickers hardness (HV) at 20 $^{\circ}\text{C}$ or 150 $^{\circ}\text{C}$ at the cross section of drawn cups of TDP steel.

3.3 スウィフトカップのひずみ分布とひずみ誘起変態挙動

Fig.10 に TDP鋼で絞り抜けたカップの(a)板厚ひずみ ($\epsilon_t = \ln(t_0/t)$) と(b)ビッカース硬さ (HV) の分布を示す。図中、横軸の番号は、カップ断面の番号に対応する。これらの図から以下のことがわかる。

TDP鋼では、 $T=20, 150^{\circ}\text{C}$ の両温度とも、板厚ひずみはポンチ底で一様になり、ポンチ肩部(4番)で最大となる。150 $^{\circ}\text{C}$ で加工したとき、20 $^{\circ}\text{C}$ に比べ板厚減少はポンチ肩部で温間加工によりさらに大きくなる。また、両温度とも、ポンチ肩部のカップ壁の硬さの増加が顕著に現れる。このポンチ肩部の硬さは縮みフランジ部(9番)の硬さと同程度まで硬化している。しかし、板厚ひずみに反して、150 $^{\circ}\text{C}$ 加工後の硬さは20 $^{\circ}\text{C}$ に比べ、全体的に低い。

Fig.11 に TDP鋼のポンチ肩部(4番)縦断面のSEM写真を示す。温間加工の場合、塑性流動がより大きく生じ、またより塑性ひずみも大きいにもかかわらず、母相/第2相界面でのボイド発生が20 $^{\circ}\text{C}$ 加工に比較して抑制されていることがわかる。

Fig.12 に成形温度 (T) におけるカップ平底でのひずみ誘起マルテンサイト変態量 (f_{sm}) の変化を示す。ひずみ誘起変態量は成形温度の上昇につれ減少し、150 $^{\circ}\text{C}$ でほぼ飽和し、 γ_R はより安定となっていることがわかる。この γ_R の安定性の加工温度依存性は単軸引張りの場合に類似する³⁾。

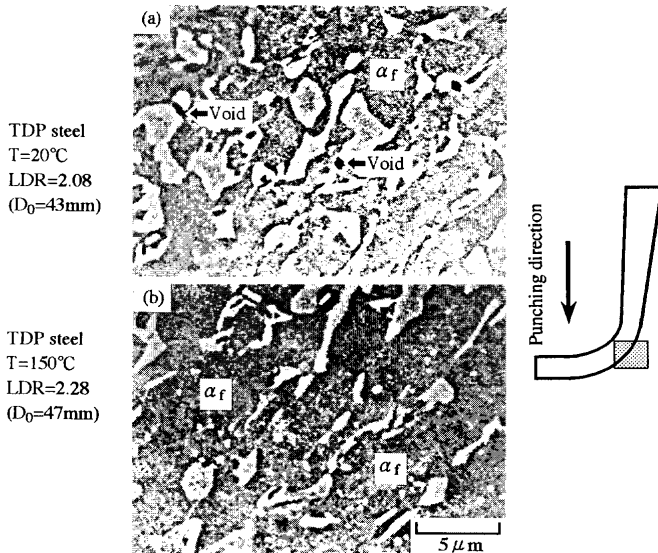


Fig. 11. Scanning electron micrographs of cup wall just above radius of punch in TDP steel.

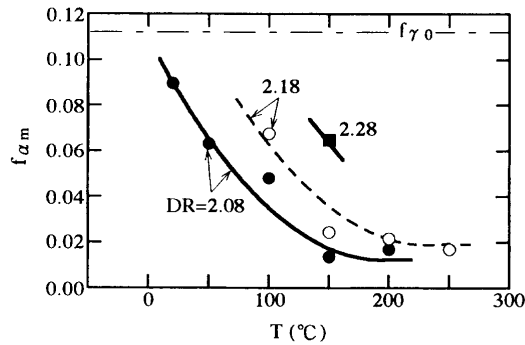


Fig. 12. Variation in volume fraction of martensite (f_{α_m}) in flat-bottom of drawn cups with forming temperature (T) of TDP steel, in which "DR" denotes drawing ratio.

4. 考察

4.1 絞り力と破断力の大小関係

温間加工による深絞り性の改善機構について考察する。一般に、深絞り成形は縮みフランジ部の変形抵抗に相当する最大絞り力 P_{max} とポンチ肩側壁部での破断力 P_{cr} ¹⁸⁾ により決定されるので、両者の比すなわち相当破断力 P_{max}/P_{cr} によって支配され、この値が小さいほど深絞り性は向上する。 P_{cr} は次式で定義され、破断耐力 σ_p は次式¹⁹⁾ により推定できる。

$$P_{cr} = \pi d_p t_0 \sigma_p \dots\dots\dots (3)$$

$$\sigma_p = (2/\sqrt{3}) \cdot [\sqrt{3}(1+r)/2\sqrt{1+2r}]^{1+n} \cdot TS \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 d_p はポンチ直径 (20.64 mm)、 t_0 は初期板厚を示す。

Fig. 13 に TDP 鋼について得られた P_{max} および P_{cr} の成形温度依存性を示す。ここで、 P_{max} は絞り比 DR が 2.08 一定 (Fig. 7(b)) の値で、 P_{cr} は Table 1 および Fig. 4 から計算し

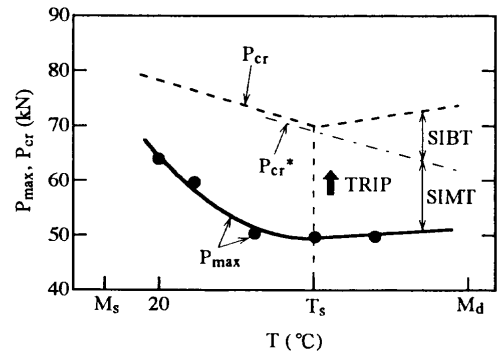


Fig. 13. Variations in maximum punch force (P_{max}) and critical fracture force (P_{cr}) with forming temperature (T) of TDP steel, in which "SIMT" and "SIBT" represent strain-induced martensite and bainite transformations, respectively.

た。TDP 鋼の T_s は温間加工 (150°C) により低下する (Fig. 4(a)) ため、 P_{cr} は低下するが、 P_{max} の低下が相対的に大きい。この P_{max} の低下は、主として縮みフランジ部の変形抵抗の減少作用によるものである。一方、200°C 以上で P_{cr} は上昇する。すなわち、本 TDP 鋼の温間加工において、 γ_R のひずみ誘起変態が適度に抑制される M_s 点と M_d 点の間のある温度 T_s では γ_R の変態が最も抑制されるため P_{max} を大きく低下させるが、 P_{cr} の低下は相対的に小さく、結果的に両者の差は大きくなる。このことはひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が支配的で TRIP 効果が最も大きく期待でき、温間加工が LDR の増加をもたらした原因と考えることができる (破断することなく絞り抜けるための余裕が大きい)。

一方、 T_s 以上において、 γ_R が不安定になり T_s を上昇させ、結果的に P_{cr} も上昇する。そこで、SIMT 量を閾値 P_{cr}^* と仮定できるならば、 T_s 以上で再び P_{max} との両者の差は小さくなると考えられる。なお、この範囲での LDR の低下は、不安定な γ_R と γ_R の α_b 分解によりひずみ誘起ベイナイト変態 (SIBT) が支配的で、ポンチ肩部の変態強化能が低減したためであると考えられる。以上、ひずみ誘起変態の温度依存性は、 k 値の安定性とよく一致する (Fig. 4(d))。なお、 k 値が最小となる支配的なメカニズムから考えて、本研究の範囲でのひずみ速度の影響は極めて小さい³⁾ と考えてよいであろう。本 TDP 鋼の温間加工による LDR の上昇 (すなわち 0.2) は準安定オーステナイト系ステンレス鋼の LDR 上昇 (0.9)¹²⁾ に比べて相対的に小さい (Fig. 7(a)) が、これは γ_R の初期体積率が約 11 vol% と少ないためであろう (Table 1)。

4.2 ひずみとボイドの発生挙動

温間加工の場合、Fig. 7(b) および Fig. 8 にみるように、本 TDP 鋼を 150°C で深絞りしたとき、絞り比 DR と最大絞り力 P_{max} は上昇し、高ひずみ域まで高いひずみ硬化率を有した (Fig. 5)。 γ_R の変態が最も抑制されることで、肩半径部の厚さ方向の板厚ひずみは $\epsilon_r = 0.33$ と真ひずみ ϵ と同程

度 (Fig. 5) に大きい方が、20°Cと比べ硬化は全体的により小さく生じた (Fig. 10)。また、SEM観察からも20°C加工のときに比較して明瞭な塑性流動を生じ、母相/第2相の界面でのポイド発生が困難となっていることが観察された (Fig. 11)。さらにカップ平底でのひずみ誘起マルテンサイト変態量 (f_{am}) の変化から、ひずみ誘起変態量は成形温度の上昇につれ減少し、150°Cでほぼ飽和し、 γ_R は最も安定となっていることがわかる (Fig. 12)。これらの結果は、 γ_R のTRIP効果によりくびれの発生が抑制され、板厚ひずみが大きくなるが、 γ_R が安定であることで、マルテンサイト硬化は20°Cより小さくなったことを示唆している。すなわち、この肩半径部の変形能の増加 (くびれ発生の抑制、破断ひずみの増加) が、成形限界を大きくしたと考えてよい。

本研究の20°Cおよび150°C加工においても、松村ら⁶⁾や樋渡ら⁷⁾と同様、絞り後の硬さHVはポンチ肩部のカップ壁で大幅に増加することが示された (Fig. 10)。また、限界絞り比LDR時における肩部の高いHVは、縮みフランジ部のHVに相当した。Fig. 13から、最大絞り力 P_{max} が破断力 P_{cr} より大きい場合には、絞り力が P_{cr} に到達した時点でフランジ部の変形は停止するため側壁部だけが変形を続け破断する¹⁸⁾。すなわち、変形様式は異なるものの、本TDP鋼の破断は、肩部のHVが縮みフランジ部のHVに到達あるいは超えたときに生じることが予測できる。したがって、 γ_R のひずみ誘起変態によるマルテンサイト硬化と応力集中の緩和がポンチ肩部を強化するとともに、ポイドの発生を抑制し (破断を防ぎ)、LDRを大きくしていると考えるのが妥当であろう。この他、TDP鋼では引張応力が負荷されたとき、未変態の γ_R により母相に高い圧縮の長範囲内部応力が発生する¹¹⁾。この内部応力もポンチ肩部のひずみ硬化を促進し、局部くびれを抑制すると考えられる。

5. 結言

TDP鋼の深絞り性に及ぼす温間加工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) 約150°Cでの温間加工はTDP鋼の深絞り性を著しく高めた。また、残留オーステナイト (γ_R) を含まないフェライト・ベイナイト複合組織鋼やフェライト・マルテンサイト複合組織鋼よりもかなり高い強度-深絞り性パラ

ンス ($TS \times LDR$) を示した。

(2) これは、 γ_R の安定性の制御により、 γ_R のひずみ誘起変態 (SIT) が最も抑制される約150°Cの温間深絞りによって、ポンチ肩部のカップ壁でのひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) から生じる変態硬化と応力緩和による大きな局部くびれ抵抗によって得られた。また、縮みフランジ部の変形抵抗の減少作用も、深絞り性を高めた一因である。

(3) 温間深絞りはポンチ肩部で効果的なTRIPにより高ひずみ域でのひずみ硬化の低下を抑制するとともに、ポイドの発生を抑制する。

最後に、本研究を御支援いただきました (社) 日本鉄鋼協会ならびに (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. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 252.
- 2) O.Matsumura, Y.Sakuma, Y.Ishii and J.Zhao: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110.
- 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) O.Matsumura, T.Ohue and T.Amaike: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 209.
- 7) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 8) K.Sugimoto, M.Kobayashi, A.Nagasaka and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 9) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 10) Y.Ojima, Y.Shiroi, Y.Taniguchi and K.Kato: SAE Tech. Pap. Ser., #980954, (1998), 39.
- 11) K.Sugimoto, M.Kobayashi, H.Matsushima and S.Hashimoto: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **61** (1995), 80.
- 12) Y.Watanabe: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **33** (1992), 396.
- 13) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 14) 西山善次: マルテンサイト変態 (基本編), 丸善, 東京, (1971), 13.
- 15) K.J.Irvine, D.T.Llewellyn and F.B.Pickering: *J. Iron Steel Inst.*, **199** (1961), 153.
- 16) A.Itami, M.Takahashi and K.Ushioda: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1121.
- 17) I.Tamura, T.Maki and H.Hato: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **10** (1970), 163.
- 18) 中川威雄: プレス成形難易ハンドブック (第2版), 日刊工業新聞社, 東京, (1997), 424.
- 19) M.Usuda, Y.Ishii, S.Ujihara and T.Sakamoto: *36th Annual Meeting of J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, (1985), 317.