

TRIP型複合組織鋼板の深絞り性に及ぼす温間加工の影響*

-第2報: スウィフトカップ試験-

長坂 明彦**・和田 一秀***

Effects of Warm Forming on Deep Drawability of a TRIP-aided Dual-phase Sheet Steel
(2nd report, Swift cup test)

Akihiko NAGASAKA and Kazuhide WADA

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

キーワード: 深絞り性, 温間加工, 残留オーステナイト, 変態誘起塑性, ひずみ誘起変態

1. はじめに

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²⁻¹¹⁾ (TDP鋼) はとくに優れた張出し性^{2,8)}と深絞り性^{6,7)}を有する。 γ_R は衝撃特性¹⁰⁾および疲労強度¹¹⁾も改善するので, 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行われている。一体難

* 平成10年5月14日 Asian Conf. on Heat Treatment of Materialsにて一部発表

本研究の一部は平成8年度(財)谷川熱技術振興基金および平成9年度長野高専教育研究特別経費の助成を受けて行われた。

** 機械工学科 助教授

*** 技術室 第一技術班 技術専門職員

原稿受付 1998年10月30日

成形プレス部材の深絞り性のさらなる改善のため, 限界絞り比 (*LDR*) をより高くする必要がある。この方策(高値化, 潤滑剤, 成形法)の一つとして, 温間加工が考えられる。

ところで, 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, 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。このため, 深絞り性も伸び³⁻⁵⁾, 張出し性⁸⁾および伸びフランジ性⁹⁾と同様に, 温間加工によって改善されると予想されるが, 深絞り性について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, 深絞り成形のさらなる改善を目的として, 深絞り性に及ぼす温間加工の影響を実験的に調査した。そして, γ_R のひずみ誘起変態挙動から温間加工による深絞り性の改善機構を検討した。

2. 実験方法

供試鋼には0.19C-1.54Si-1.52Mn-0.039Al (mass%) の冷延まま鋼板 (板厚1.2mm) を用いた。この鋼板に図1の2相域焼なまし+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) + γ_R の3相組織とした。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、低Siからなる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×1hの焼戻し処理した 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×1000sのオーステンパ処理した 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 および α_m を第2相と呼ぶことにする。

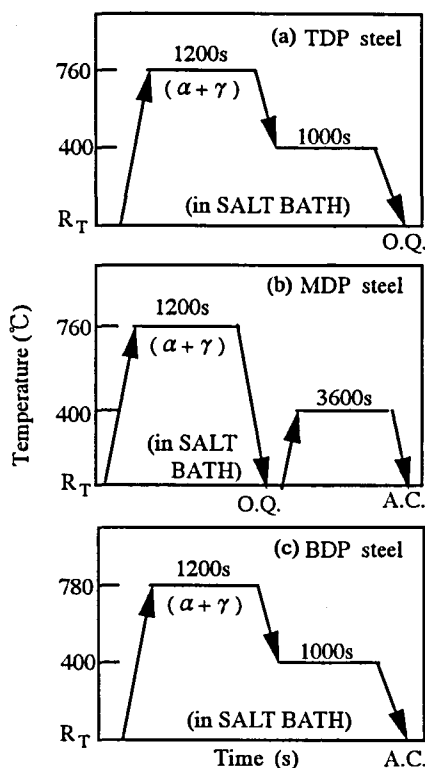
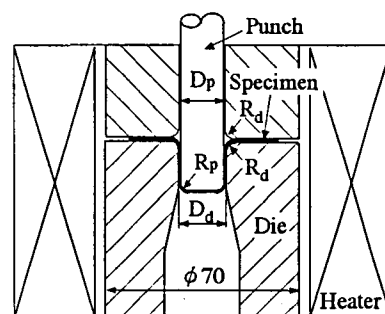


図1 熱処理曲線

引張試験には、圧延方向に平行に作製したJIS 13B号引張試験片を用い、インストロン型試験機により行った。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1mm/minとした。

深絞り性は限界絞り比 (LDR) で評価した。図2にスウィフトカップ試験の実験装置を示す。スウィフトカップ試験には、直径41~48mmの円形ブランク

試験片 (1mm間隔) を用い、万能塑性加工機 (インナ荷重784kN, アウタ荷重490kN) により行った。平頭ポンチ直径20.64mm, ダイス径24.40mmで、肩半径はいずれも4mmの金型を用いて行った。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。加工条件はしわ押え力10kN, 成形温度は $T=20\sim 250^\circ\text{C}$ の範囲, 成形速度は $V=200\text{mm/min}$, 試験片の加熱は環状炉によって行った。なお、ポンチ温度は室温とした。LDRは絞り抜ける最大のブランク径 (D_0) とポンチ直径 (D_p) の比 (D_0/D_p) として求めた。



($D_p=20.64\text{mm}$, $R_p=4\text{mm}$, $D_d=24.40\text{mm}$, $R_d=4\text{mm}$)

図2 スウィフトカップ試験装置

γ_R 体積率 (f_{γ_0}) はX線回折法によりMo-K α 線 (5ピーク法¹¹⁾) で定量した。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¹³⁾に代入して計算した。

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

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¹⁴⁾から無視した。

SEM観察およびビッカース硬さ測定 (荷重9.81N) は必要に応じ行った。

3. 実験結果

3-1 組織と引張特性

図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 粒子は主に α_b 島と孤立または隣接して存在する。また、 γ_R 初期体積率 f_{γ_0} は11.3vol%, γ_R 中の炭素濃度 C_{γ_0} は1.30mass%, γ_R の M_s 点の計算値は -9.2°C である。

表1 供試鋼の室温での引張特性

Steel	YS (MPa)	TS (MPa)	UEI (%)	TEI (%)	TS×TEI (GPa%)	YR	n	\bar{r}	HV ₀	f	$f_{\gamma 0}$	$C_{\gamma 0}$ (mass%)
TDP	434	904	25.6	27.8	25.1	0.48	0.33	0.82	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 ($\epsilon=5-15\%$), \bar{r} : mean r value ($\epsilon=10\%$), HV₀: initial Vickers hardness (load=9.81N), f : volume fraction of second phase, $f_{\gamma 0}$: initial volume fraction of retained austenite, $C_{\gamma 0}$: initial carbon concentration in retained austenite.

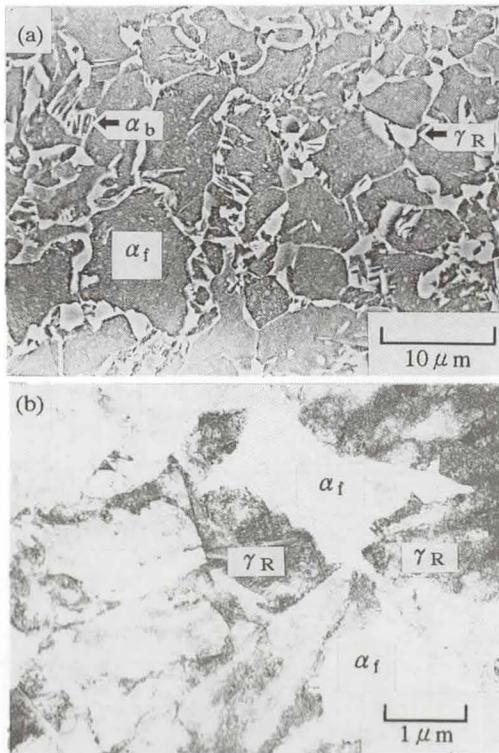


図3 TDP鋼の(a)SEMおよび(b)TEM写真

表1に供試鋼の室温での引張特性を示す。TDP鋼は大きな全伸び (TEI) と高い n 値を有するが, \bar{r} 値は他の複合組織鋼と同様1.0以下と低い。

図4にTDP鋼の引張特性の変形温度依存性を示す。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。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。

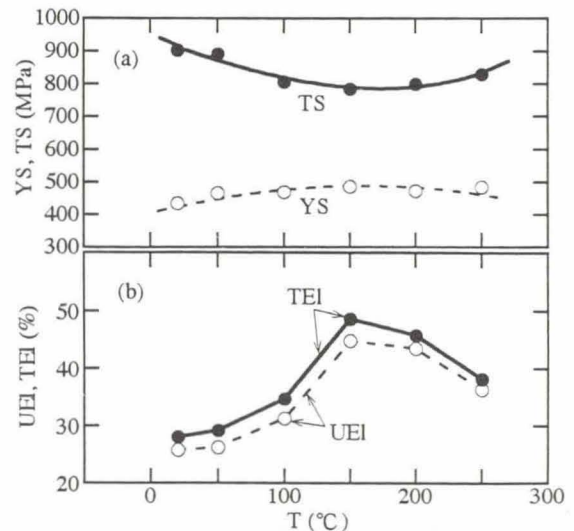


図4 TDP鋼の引張特性の試験温度依存性

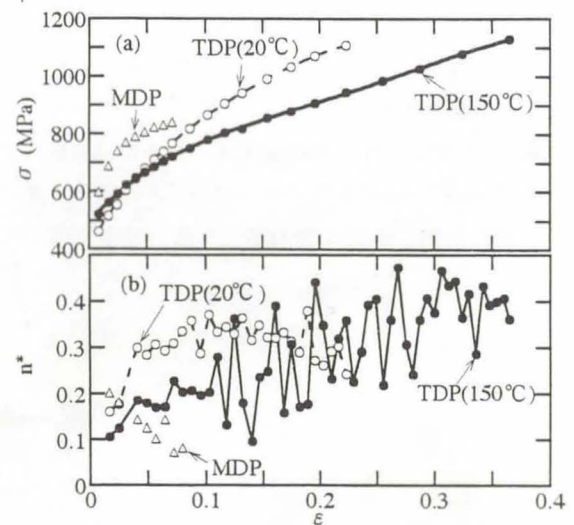


図5 真応力および瞬間n値と真ひずみの関係

図5に引張試験における真応力 (σ) および瞬間 n 値 (n^*) と真ひずみ (ϵ) の関係を示す。ここで瞬間 n 値は, 伸び0.83%毎の荷重を荷重-伸び曲線から

読み取り求めた。図5(a)の塑性曲線から、TDP鋼は最適試験温度(150°C)により、真ひずみが $\epsilon=0.4$ 程度までと20°Cのそれより高いひずみ硬化率を維持した。また典型的な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単調に増加する傾向を示す¹⁵⁾。しかしこれに対し、TDP鋼は低ひずみ域で n^* が低く高ひずみ域まで比較的高く、150°Cでは20°Cよりさらに高ひずみ域まで増加した。一方、MDP鋼の n^* は、低ひずみにおいて高く、変形とともに単調に減少した

3-2 温間深絞り性

図6にスウィフトカップ試験後の外観を示す。20°Cと150°Cから、限界成形高さに温間加工の効果が顕著に現れている。また、破断位置は全てポンチ肩部であった。

図7にスウィフトカップ試験における(a)LDRおよび(b)最大絞り荷重(P_{max})の成形温度依存性を示す。TDP鋼のLDRは成形温度によってかなり影響され、 $T=150^\circ\text{C}$ 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。また、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に上昇した。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。

図8にスウィフトカップ試験のポンチ荷重-ストローク曲線を示す。絞り比 $DR=2.08$ において、TDP鋼の最大絞り荷重は、150°Cで20°Cより10kN以上荷重低下するが、ポンチストローク(δ)は変化しない。さらに150°Cにおいて、 $DR=2.28$ 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、荷重を上昇させる。

図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($TS \times LDR$)を示す。本TDP鋼は図9に示されるように、強度・延性バ

ランス($TS \times TEI$)と同様に極めて高く(25GPa%以上)(表1)、優れた強度・深絞りバランス($TS \times LDR$)を併せ持つことがわかる。

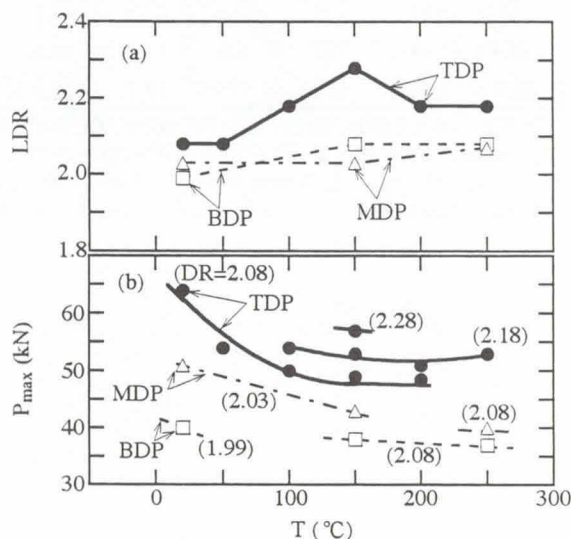


図7 スウィフトカップ試験における限界絞り比と最大絞り荷重の成形温度依存性

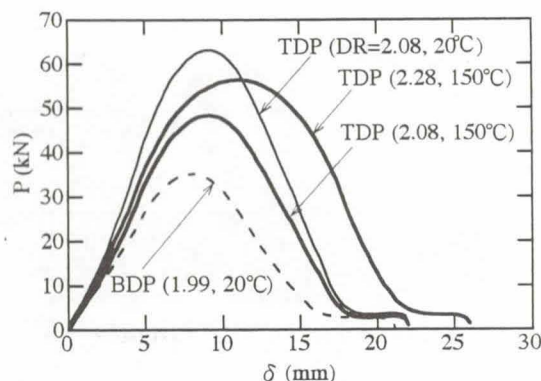


図8 コニカルカップ試験の絞り荷重-ストローク曲線

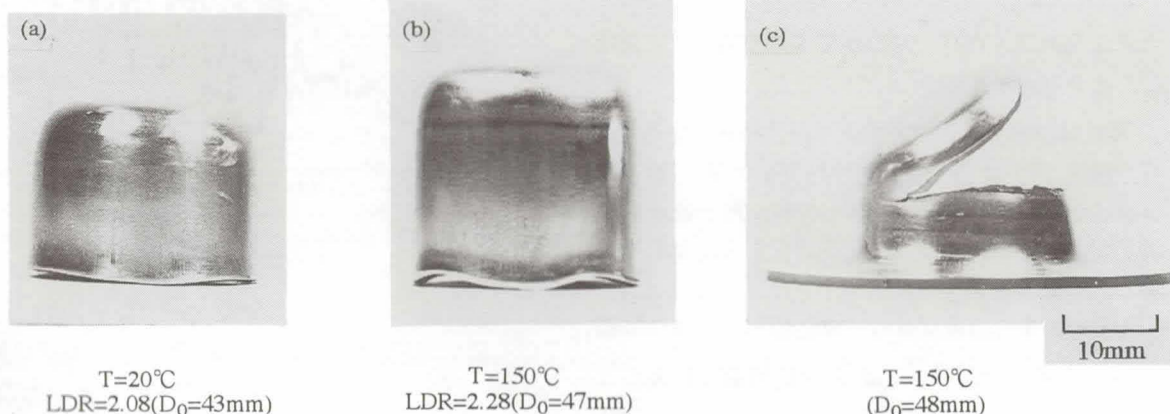


図6 スウィフトカップ試験後の外観

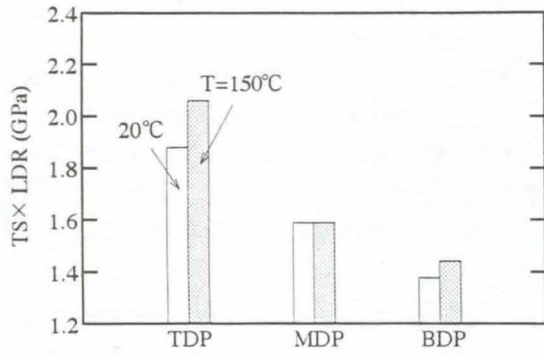


図9 強度・深絞り性バランス

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

図10に各鋼で絞り抜けたカップの(a)板厚ひずみ ($\epsilon_t = \ln(t/t_0)$) とビッカース硬さ (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。

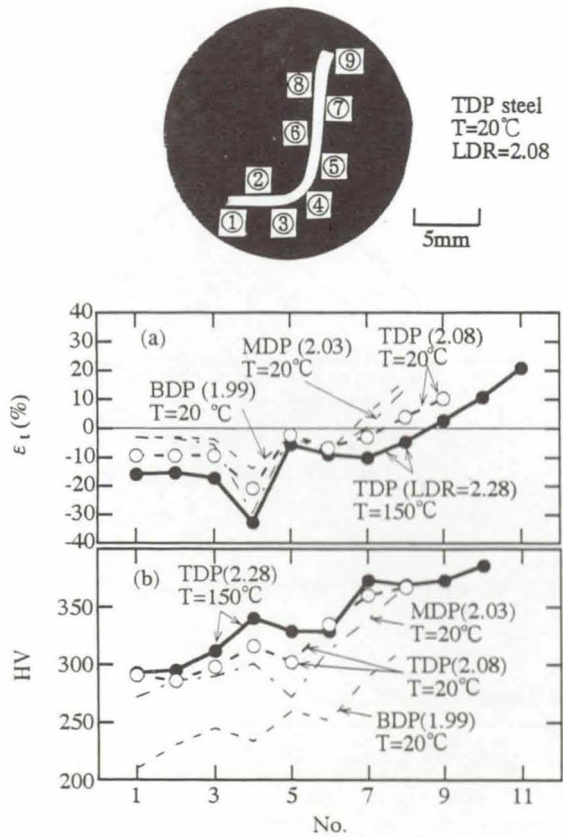


図10 絞り抜けたカップの板厚ひずみとビッカース硬さの分布

(1) TDP鋼では、一様で大きな板厚ひずみが生ずる。板厚ひずみは150°C加工ではさらに大きくなる。また、ポンチの肩半径上のカップ壁の硬さの増加が顕著に現れる。

(2) 温間成形はひずみと硬さを増加させる。とくにポンチ肩部のカップ壁で増加する。

図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、塑性流れがより大きく生じているにもかかわらず、母相と第2相の界面でボイド発生が観察されない。

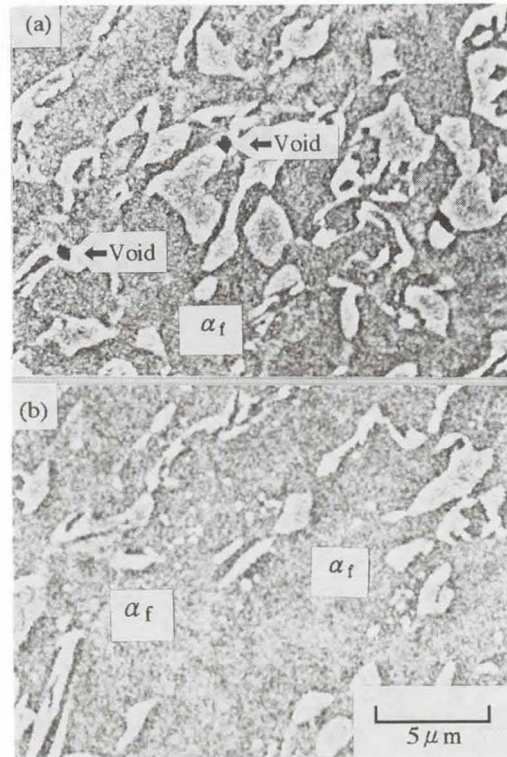


図11 TDP鋼のポンチ肩部縦断面のSEM写真

図12に成形温度 (T) における γ_R のマルテンサイト変態量 (f_{α_m}) の変化を示す。 γ_R のひずみ誘起変態量をポンチ底部でX線測定したところ、図12に示されるように f_{α_m} は成形温度の上昇につれ減少し、150

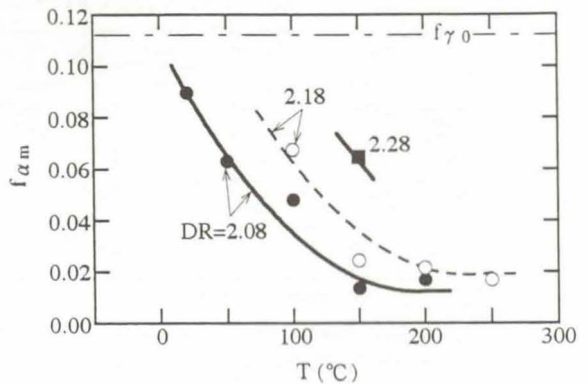


図12 成形温度に及ぼす γ_R のマルテンサイト変態量の変化

℃で飽和する傾向にある。150℃加工において変態量が最も少なく、 γ_R の安定性は20℃に比較して高いことがわかる（単軸引張りと同じ傾向）。またDR=2.28において、初期 γ_R 体積率(f_{γ_0})の半分が150℃でひずみ誘起 α_m 変態せずに残存していることが注目に値する。

4. 考察

一般に、LDRはフランジ部の変形と関係する最大絞り荷重 P_{max} と肩半径部での破断力 $P_{cr}^{16)} (= \pi D_p t_0 \sigma_p)$ の大小関係によって決まる。それらの比をとった次式の $\omega_{max}^{17)}$ （相対的荷重）によって関係づけられる。

$$\omega_{max} = P_{max} / P_{cr} \quad (2)$$

ここで、 D_p はポンチ直径(20.64mm)、 t_0 は初期板厚を示す。また、 σ_p は次式¹⁷⁾により推定できる。

$$\sigma_p = (2\sqrt{3}) \cdot \{\sqrt{3}(1+r)/2\sqrt{1+2r}\}^{1+n} \cdot \sigma_u \quad (3)$$

ここで、 n 、 r 、 σ_u はそれぞれ単軸引張りでの n 値、 r 値、 TS を用いた。

ブランク直径 $D_0=41$ mmの場合の各鋼の P_{max} 、 P_{cr} および ω_{max} を表2に示す。 TS は温間加工により低下するため、 σ_p は低下するが、 P_{max} の低下が相対的に大きいので ω_{max} は最も小さい値を示す。このような P_{max} と P_{cr} の関係は図13のように模式化することができる。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温度 T_s ではTRIP

効果が支配的となり P_{max} を低下させるが、 P_{cr} の低下は小さく、結果的に両者の差は大きくなる。これがLDRの増加をもたらした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）。なお、本TDP鋼のLDR上昇(すなわち0.2)は準安定な γ 鋼のLDR上昇(0.9)¹⁸⁾に比べて相対的に小さい。それは γ_R の初期体積率が約11vol%と少ないためである。

一般に、スウィフトカップの深絞りでの破断あるいは局部くびれはポンチの肩部上部のカップ壁で生じる(図6(c))ので、深絞り性の改善はこの部分での破断や局部くびれを抑制することによって成し遂げられる。そのため、 r 値および n 値を高くすることが重要となる。本TDP鋼では r 値が1.0以下であるにもかかわらず優れた深絞り性を有した。

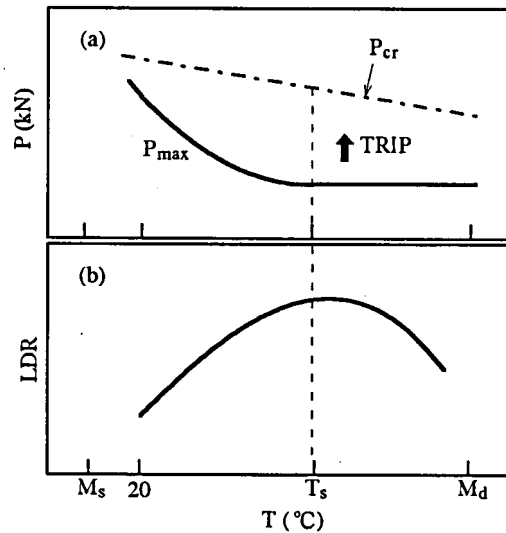


図13 最大絞り荷重と破断力および限界絞り比の成形温度依存性

樋渡ら¹⁷⁾によれば、この優れた深絞り性は主にポン

表2 ブランク直径 $D_0=41$ mmの場合の各鋼の P_{max} 、 P_{cr} および ω_{max}

Steel	T (°C)	P_{max} (kN)	σ_p (MPa)	P_{cr} (kN)	ω_{max}
TDP	20	54	1002	78.7	0.686
*TDP	150	41	896	69.4	0.591
MDP	20	42	872	65.2	0.644
BDP	20	40	787	59.9	0.668

P_{max} : maximum drawing load, σ_p : fracture stress in plane strain, P_{cr} : critical fracture load,

ω_{max} : dimensionless maximum drawing load.

(*: $TS=786$ MPa, $n=0.21$, $\bar{r}=0.94$)

子肩部の α_m 変態硬化によって破断強度が増加すると考えられている。彼らは、縮みフランジ部では、圧縮の平均垂直応力が γ_R の変態の進行を妨ぐ（変形応力を低く抑える）ため、絞り荷重が低く抑えられることを考察している。

本研究の 20°C 加工においても、絞り後の硬さはポンチ肩半径上のカップ壁で大幅に増加することが示された（図 10(b)）。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られ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⁴⁾。この内部応力もポンチ肩部の局部くびれを抑制すると考えられる。

つぎに温間加工の効果について考察する。図 8 にみるように、本 TDP 鋼を 150°C で深絞りしたとき、最大絞り荷重 P_{max} は上昇し、高ひずみ域まで高い n 値を有していることが示唆される（図 5(b)）。また γ_R の変態は 20°C より抑制されたが、肩半径部の厚さ方向のひずみは $\varepsilon_t = -0.33$ と真ひずみ ε と同程度（図 5(a)）に大きく、かつ硬化はより大きく生じた（図 10）。さらに、SEM 観察からも 20°C 加工のときに比較して母相と第 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（図 11）。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ため、 γ_R が安定であるにもかかわらず α_m 硬化は 20°C より大き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、LDR を大きくしたと考えてよい。

さきの研究によれば、TDP 鋼が単軸引張り⁴⁾と等2軸引張り⁸⁾の成形域で変形されるなら、 γ_R は 100~200°C の温度でひずみに対して最も安定となる。同様な傾向は本研究のスウィフトカップ試験のポンチ底でも認められた（図 12）。したがって、温間加工は γ_R を安定させる（ k 値³⁾ を低くする）ことにより、加工の後期（塑性ひずみが大きくなったとき）に効果的にひずみ誘起変態すると考えてよい。一方、縮みフランジ部に対しては、これは変形抵抗の減少をもたらす。

5. 結言

(1) 本 TDP 鋼は MDP 鋼、BDP 鋼に比べ、20°C で優れ

た深絞り性を有すが、約 150°C での温間加工は深絞り性をさらに高めた。

(2) 温間加工により、絞り抜けたカップの板厚ひずみはポンチ底で一様に薄くなり、ポンチ肩部で最も薄くなる。またポンチ肩部での大きなひずみ誘起変態強化によって特徴づけられた。

(3) 優れた温間深絞りは、結果的にひずみ誘起マルテンサイトと局部くびれを抑制することにより、ポンチ肩部で加工硬化した γ_R の TRIP 効果によって引き起こされた。また縮みフランジ部の変形抵抗の低下も、深絞り性を高めた一因である。

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ならびに平成 9 年度長野高専教育研究特別経費対し、深く感謝の意を表するとともに、潤滑剤を提供頂いた日本工作油（株）および平成 10 年度卒業研究生の奥原和幸氏・坂内豊氏・北條智彦氏・丸山泰宏氏に併せてお礼いたします。

参考文献

1. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch, ASM, **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. Sirasawa, ISIJ Int., **33** (1993), 775.
6. O. Matsumura, T. Ohue and T. Amaike, Tetsu-to-Hagane, **79** (1993), 209.
7. S. Hiwatashi, M. Takahashi, T. Katayama and M. Usuda, Jpn. Soc. Tech. Plasticity, **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-Hagane, **83** (1997), 335.
10. Y. Ojima, Y. Shiroy, Y. Taniguchi and K. Kato, SAE Technical Paper Series, **980954** (1998), 39.
11. K. Sugimoto, X. Sun, M. Kobayashi, T. Haga and H. Shirasawa, Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A, **63** (1997), 717.
12. H. Maruyama, J. Jpn. Soc. Heat Treat., **17** (1977), 198.
13. Z. Nishiyama: Martensite Transformation, Maruzen, Tokyo, (1979), 13.
14. K. J. Irvine, D. T. Llewellyn and F.B. Pickering: J.

Iron. Steel Inst., **199** (1961), 153.

15. I. Tamura, T. Maki and H. Hato: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **10** (1970), 163.

16. T. Nakagawa: Handbook of Press Forming, Nikkan-Kogyo-Shinbun-Sha, Tokyo, (1997), 424.

17. M. Usuda, Y. Ishii, S. Uzihara and T. Sakamoto: J. Jpn. Soc. Tech. Plasticity 36th Meeting, (1985), 317.

18. Y. Watanabe, J. Jpn. Soc. Tech. Plasticity, **33** (1992), 396.