

TRIP型複合組織鋼の深絞り性に及ぼす 残留オーステナイトの組織と 安定性の影響

長坂 明彦*・杉本 公一*²・小林 光征*²・小林 義一*・橋本 俊一*³

Effects of Structure and Stability of Retained Austenite on Deep Drawability
of TRIP-aided Dual-phase Sheet Steels

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

Synopsis : Effects of retained austenite parameters (volume fraction and stability) and second phase morphology (“a network structure” and “an isolated fine and acicular one”) on the deep drawability in high-strength TRIP-aided dual-phase (TDP) sheet steels with different silicon and manganese contents were investigated. The deep drawability was evaluated with a limiting drawing ratio ($LDR=D_0/d_p$), where the D_0 and the d_p are a maximum blank diameter drawn out and a punch diameter, respectively. The deep drawability was affected by the volume fraction of the retained austenite rather than by its stability (carbon concentration) and morphology. Namely, the higher the volume fraction of the retained austenite, the larger the strength–deep drawability balance, i.e., the product of tensile strength and LDR . Such excellent deep drawability was caused by large local necking resistance at the cup wall just above the punch bottom due to “the transformation hardening” and “the stress relaxation” resulting from the strain-induced martensite transformation, as well as a low drawing resistance of the shrinking flange. Furthermore, the earing behavior of drawn cup was preferably decreased by an acicular type of retained austenite that was mainly isolated in the ferrite matrix, away from bainite phase.

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

1. 緒言

近年、自動車の衝突安全性と車両重量軽減化を両立すべく開発された高張力鋼板（ハイテン）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)はとくに優れた伸び²⁻⁵⁾、張出し性^{6,7)}および伸びフランジ性⁸⁻¹⁰⁾を有する。このため、現在フロントサイドメンバなどの衝撃吸収部品¹¹⁾への適用研究が積極的に行われ、すでに590MPa級ハイテンで適用され始めている。今後の適用展開としては、ピラーなどの成形の難しい部品や、すでに適用されている比較的抗張力の低いハイテン材への置換などにより、自動車の衝突安全性と車両重量軽減化においても、さらに大きな役割を担っていくものと期待される。

TDP鋼は深絞り性¹²⁻¹⁴⁾も優れているが、これに影響を及ぼすと考えられる γ_R の体積率と安定性および第2相形態の影響を調査した研究は見当たらない。著者らはさきにこれらを利用して、TDP鋼の張出し性⁷⁾および伸びフランジ性^{9,10)}を改善できることを報告した。深絞り性も同様に、こ

れに影響を及ぼすと考えられる γ_R 特性によってさらに改善できると予想される。

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、深絞り性に及ぼす γ_R 特性の影響を詳細に検討した。

2. 実験方法

供試鋼には γ_R の初期体積率(f_{γ_0})および γ_R 中の初期炭素濃度(C_{γ_0})を変化させるため、Table 1のようにC量を0.2 mass%とし、SiおよびMn添加量を広範囲に変化させた6種類の冷延まま鋼板を用いた(板厚 $t_0=1.2$ mm)。製造条件は文献8に準じた。これらの鋼板に2台の塩浴炉を用いて、

Table 1. Chemical composition of 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11年6月17日受付 平成11年9月2日受理 (Received on June 17, 1999; Accepted on Sep. 2, 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 に示す2種類の熱処理, すなわち2相域 ($T_{\alpha+\gamma}$) 焼なまし+オーステンパ処理(TYPE I)または, TYPE Iの熱処理前にオーステナイト域温度 (T_γ) から油冷してマルテンサイト (α_m) 単相組織としたのちTYPE Iと同じ処理を施し(TYPE II), 第2相形態および γ_R 形態の異なるフェライト (α_f) + バイナイト (α_b) + γ_R の3相組織とした。ここで, $T_{\alpha+\gamma}$ には, f_{γ_0} 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 を母相, α_b と γ_R (ひずみ誘起変態した α_m も含む) およびそれらの混合相を第2相と総称する。

引張試験には圧延方向に平行に製作したJIS13B号引張試験片を用い, インストロン型万能試験機によって, 室温, クロスヘッド速度1 mm/minで試験を行った。

スウィフトカップ試験には, 万能塑性加工機 (インナ荷

重784 kN, アウタ荷重490 kN) を用い, 平頭パンチ直径 d_p 20.64 mm, ダイスイ径24.40 mm (肩曲率半径はいずれも4 mm) の金型により試験した¹⁴⁾。1 mm 間隔に変化させた直径 $D_0=39\sim 45$ mm の円形ブランク試験片にワイヤ放電加工し, 破断することなく絞り抜ける最大のブランク径とパンチ直径との比である限界絞り比 ($LDR=D_0/d_p$) によって深絞り性を評価した。なお, しわ押え力(BHF)は10 kN, 室温, 成形速度はほぼ200 mm/minとし, 試験片両面には乾燥潤滑剤 (日本工作油(株), G-2576) を塗布後, 試験を行った。

γ_R の体積率はX線回折法により測定した (Mo-K α 線, 5ピーク法¹⁵⁾)。また, 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} (nm) を次式¹⁶⁾ に代入して計算した。

$$a_{\gamma_0} = 0.35467 + 4.67 \times 10^{-3} \times C_{\gamma_0} \dots\dots\dots (1)$$

ここで, 格子定数に及ぼすSiとMnの影響は炭素濃度のそれに比べてかなり小さいこと¹⁷⁾ から無視した。

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

3. 実験結果

3.1 組織と引張特性

Fig. 2 にTYPE IとTYPE IIのミ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

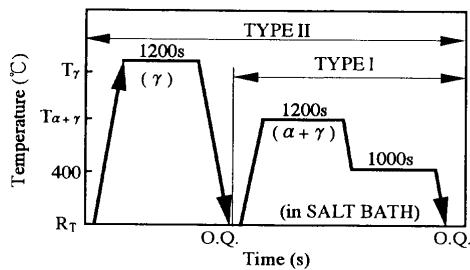


Fig. 1. Heat treatment diagram of TDP steels with network second phase (TYPE I) or isolated fine and acicular one (TYPE II), in which "O.Q." represents quenching in oil and T_γ and $T_{\alpha+\gamma}$ are austenitizing and intercritical annealing temperatures, respectively.

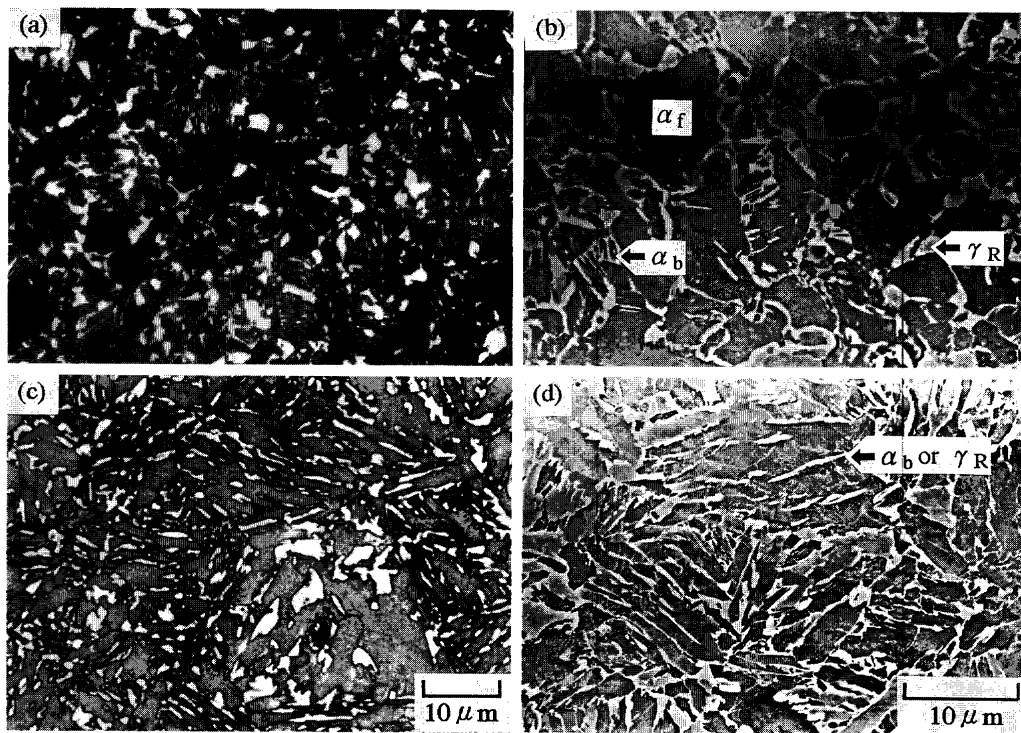


Fig. 2. Optical and scanning electron micrographs of steel B with (a and b) TYPE I or (c and d) TYPE II morphology, in which white phases in (a) and (c) represent retained austenite and " α_f ", " α_b " and " γ_R " are ferrite matrix, bainite and retained austenite, respectively.

Table 2. Retained austenite characteristics and tensile properties.

Steel	Morph.	f_{γ_0}	C_{γ_0} (mass%)	YS (MPa)	TS (MPa)	UEL (%)	TEI (%)	YR	ϵ_f	n	r	HV ₀
A	TYPE I	0.058	1.51	470	742	27.2	32.3	0.63	0.84	0.25	0.94	222
B		0.079	1.38	527	831	31.4	35.8	0.63	0.67	0.26	0.89	240
C		0.137	1.26	516	984	20.4	22.9	0.52	0.56	0.23	0.84	295
E		0.076	1.41	494	767	24.6	29.0	0.64	0.74	0.23	0.92	248
F		0.085	1.31	517	911	27.8	31.9	0.57	0.59	0.30	0.87	273
G		0.103	1.29	468	966	24.5	28.8	0.48	0.43	0.28	0.89	282
A		TYPE II	0.053	1.50	490	761	18.9	23.4	0.64	0.85	0.20	0.78
B	0.105		1.46	629	890	27.9	32.4	0.71	0.81	0.19	0.87	265
C	0.113		1.36	623	912	26.2	31.8	0.68	0.74	0.21	0.84	293
E	0.083		1.43	571	772	17.2	22.1	0.74	0.74	0.17	0.82	261
F	0.124		1.34	565	824	32.1	36.7	0.60	0.65	0.18	0.87	273
G	0.112		1.33	610	855	21.5	25.6	0.71	0.60	0.25	0.86	292

f_{γ_0} : initial volume fraction of retained austenite, C_{γ_0} : initial carbon concentration in retained austenite, YS: 0.2% offset proof stress or yield stress, TS: tensile strength, UEL: uniform elongation, TEI: total elongation, YR: yield ratio (=YS/TS), ϵ_f : fracture ductility, n: work hardening exponent, r: mean r-value and HV₀: initial Vickers hardness (load=9.81 N).

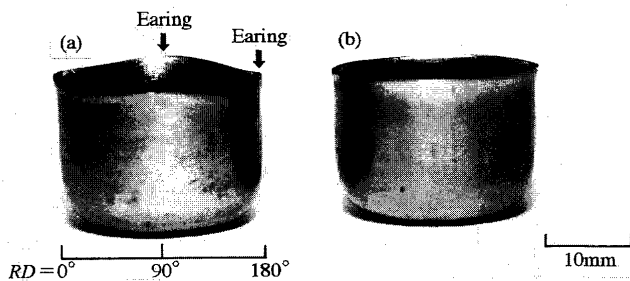


Fig. 3. Appearance of some deep drawn cups. (a) TYPE I, DR=2.08, (b) TYPE II, DR=2.08 (steel F).

ワーク状(連結状)に存在する(a, b)。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(c, d)。なお, レペラー腐食後の光顕写真から, TDP鋼は α_f (灰色部), α_b (黒色部), γ_R (白色部)で構成される(a, c)。また, SiおよびMn添加量によって第2相形態が大きく変化することはなかったが, 添加量の増加にともない f_{γ_0} は増加し, C_{γ_0} は低下した(Table 2)。

Table 2にTYPE IとTYPE IIの引張特性を示す。本鋼の引張強さ(TS)は742~984 MPaの範囲にあり, 大きな全伸び(TEI)と高いn値を有するが, r値は1.0以下と低い。降伏比(YR)はTYPE IIの方が高く, n値はTYPE Iの方が高いが, r値に対しては両TYPEの差は認められなかった。また, 極限変形能(ϵ_f)はTYPE IIの方が大きい傾向にある。

3.2 イヤリングの発生挙動

Fig. 3に円筒深絞り成形後の外観を示す。絞り比DR=2.08のF鋼において, TYPE Iは圧延方向(RD)とそれに直交する方向(90°方向)の4方向に耳が発生するが(a), TYPE IIは耳の発生を抑制する傾向にある(b)。そこで, 耳高さ率($Z = h_e/h_v \times 100\%$; h_e : 耳高さ, h_v : 谷部高さ)¹⁸⁾で耳の高さを評価してみると, TYPE Iの耳高さ率は $Z=3.6\%$ を示した。一方, TYPE IIのイヤリングは抑制され, $Z=0.8\%$ であった。これよりTYPE IIの微細・針状化は, イヤリング

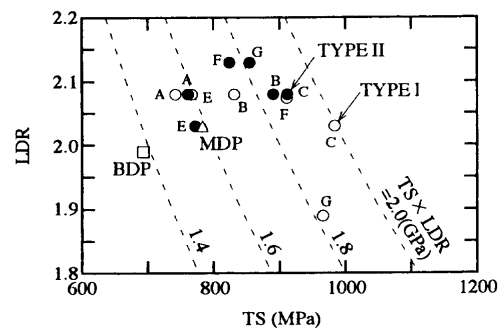


Fig. 4. Comparison of limiting drawing ratio (LDR) of TDP, $\alpha_f+\alpha_b$ dual-phase (BDP) and $\alpha_f+\alpha_m$ dual-phase (MDP) steels as a function of tensile strength (TS).

を低減することがわかる。なお, 簡便法としてロッキングカーブ法より, 配向性が少ないことをCr-K α 線の回折面(200) α から確認した。

3.3 深絞り性

Fig. 4に両TYPEのLDR値を示す。図中には, 比較のため, 0.14C-0.21Si-1.74Mn-0.013P-0.0030S-0.037Al (mass%)の化学組成を有し, 同じ変態組織強化型の γ_R を全く含まない $\alpha_f+\alpha_b$ 複合組織鋼(BDP鋼)および $\alpha_f+\alpha_m$ 複合組織鋼(MDP鋼)の結果も示す¹⁴⁾。深絞り性の指標として, 強度-深絞り性バランス($TS \times LDR$)と称する引張強さと限界絞り比の積で比較したとき, 両TYPEとも従来のBDP鋼およびMDP鋼に比較して優れていることが認められる。また, $TS \times LDR$ に対しては鋼種間の差は大きく現れるが, 第2相形態の差はほとんど現れない。なお, 深絞り性とn値, r値および極限変形能(ϵ_f)との相関はとくに認められなかった。

3.4 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. 5にG鋼の両TYPEにおいて, 絞り比DR=1.89で絞り抜けたカップの(a)板厚比(t/t_0)と(b)ビッカース硬さ比

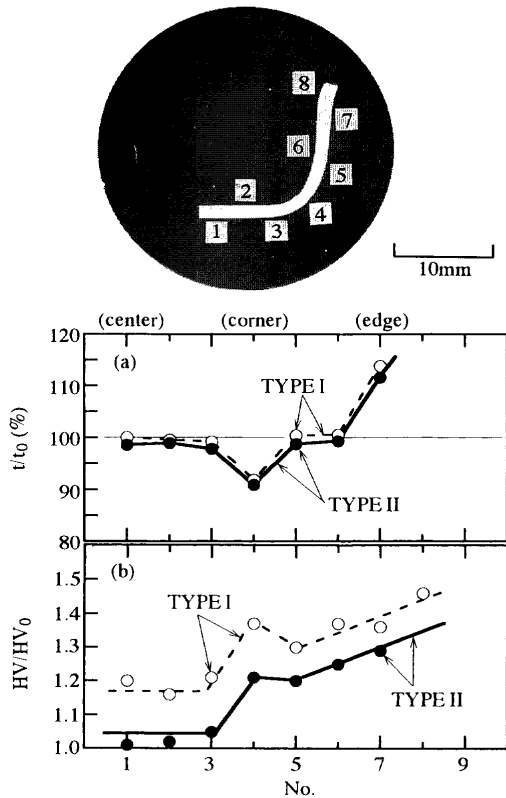


Fig. 5. Variations in (a) thickness ratio (t/t_0) and (b) Vickers hardness ratio (HV/HV_0) at the cross section of drawn cups of steel G ($DR=1.89$).

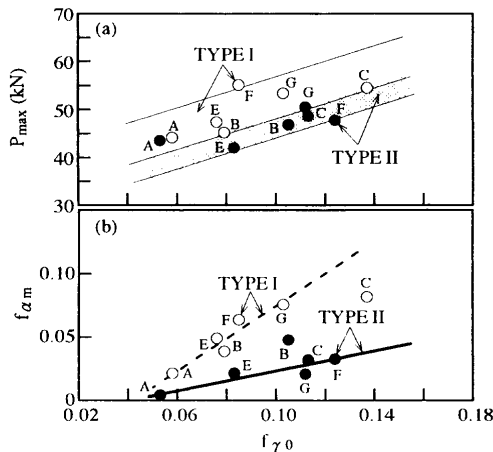


Fig. 6. Variations in (a) maximum punch force (P_{max}) and (b) volume fraction of martensite (f_{cm}) in flat-bottom of drawn cups with initial volume fraction of retained austenite ($f_{\gamma 0}$) of TDP steels ($DR=1.89$).

(HV/HV_0)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。ここで、 t_0 , t , HV_0 , HV はそれぞれ初期板厚、変形後の板厚、初期硬さおよび変形後の硬さを示す。これらの図から以下のことがわかる。

TDP鋼では、両TYPEとも、板厚比はパンチ底で一様に薄くなり、パンチ肩部(4番)で最小となる。また、両TYPEとも、パンチ肩部のカップ壁の硬さの増加が顕著に現れる。このパンチ肩部の硬さはTYPE Iで縮みフランジ

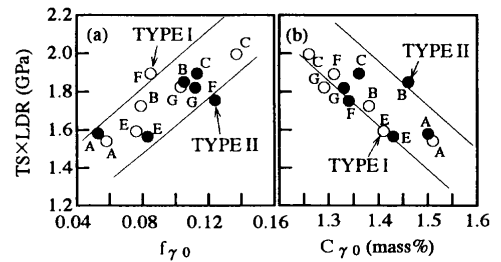


Fig. 7. Variation in strength-deep drawability balance ($TS \times LDR$) as a function of $f_{\gamma 0}$ and $C_{\gamma 0}$ in TDP steels.

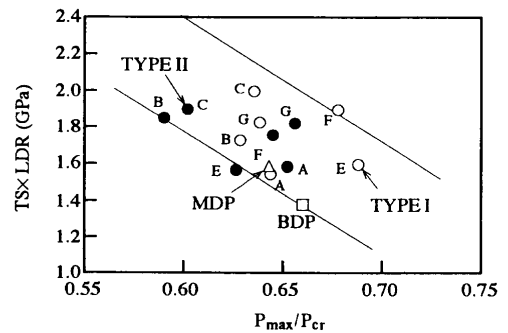


Fig. 8. Relation between strength-deep drawability balance ($TS \times LDR$) and equivalent critical fracture force (P_{max}/P_{cr}).

部(8番)の硬さと同程度まで硬化している。しかし、板厚比に両TYPEの差は認められないが、TYPE IIの硬さ比はTYPE Iよりも全体的に低い硬さ比を示した。これは、TYPE IIの γ_R 変態量が少なかったためと思われる。なお、両TYPEともパンチ肩部でのポイドの発生は観察されなかった。

Fig. 6に絞り比 $DR=1.89$ 一定において、最大絞り力 P_{max} およびカップ平底でのひずみ誘起マルテンサイト変態量 f_{cm} と γ_R の初期体積率 $f_{\gamma 0}$ の関係を示す。 $f_{\gamma 0}$ の多いTDP鋼ほど P_{max} を上昇させ、 f_{cm} も多いことがわかる。また、TYPE IIの P_{max} はTYPE Iより相対的に低い(約3kN)。TYPE IIの f_{cm} もTYPE Iより低く、マルテンサイト変態が抑制されている。

3.5 深絞り性と γ_R 特性の関係

Fig. 7に深絞り性について強度-深絞り性バランス($TS \times LDR$)と γ_R 特性($f_{\gamma 0}$, $C_{\gamma 0}$)の関係を示す。 γ_R の安定性($C_{\gamma 0}$)との明瞭な負の相関があり、 $f_{\gamma 0}$ との正の相関が明瞭に現れた。また、これらの相関には第2相形態の影響は現れなかった。この結果は $f_{\gamma 0}$ が深絞り性改善の支配的因子であり、 γ_R 量がパンチ肩部の強化(Fig. 5)と対応し、深絞り性を左右していることがわかる。

4. 考察

4.1 相当破断力

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} とパンチ肩側壁部での破断力 P_{cr} 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¹⁹⁾。 P_{cr} は(2)式で定義され、破断耐力 σ_p は(3)式²⁰⁾により推定できる。

$$P_{cr} = \pi d_p t_0 \sigma_p \dots\dots\dots (2)$$

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

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

Fig. 8にTDP鋼について得られた強度-深絞り性バランス $TS \times LDR$ と相当破断力 P_{max}/P_{cr} の関係を示す。図中には、BDP鋼およびMDP鋼の結果も示す¹⁴⁾。ここで、 P_{max} は絞り比 DR が1.89一定(Fig. 6(a))の値で、 P_{cr} はTable 2から計算した。図より負の相関が認められ、相当破断力の低下にともない深絞り性は向上した。TDP鋼は γ_R を含まない他の複合組織鋼より優れた深絞り性を示したが、第2相形態の差は現れなかった。これよりFig. 6(a)から、TYPE IIの P_{max} はTYPE Iより相対的に低いので、 P_{cr} 値(すなわちパンチ肩部の硬化量)が小さいことが予想される。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。そこでカップ断面の硬さ比(HV/HV_0)を測定したところ、TYPE IIのパンチ肩部の硬さ比は低い(P_{cr} 値が小さくなる)ことが確認された(Fig. 4)。同様に、変形様式は異なるものの、TYPE IIのパンチ底のひずみ誘起マルテンサイト変態量 f_{cm} も少ないことが確認された(Fig. 6(b))。したがって、第2相の微細・針状化は P_{max} と P_{cr} の値を低くさせるが、それらの比 P_{max}/P_{cr} がたまたまTYPE Iの場合と等しくなっただけのことであると考えてよい。

一般に、深絞り性としては高 r 値を有するだけでなく、 r 値の板面内異方性が小さいことが望ましい。とくに円筒深絞り成形では、成形後のイヤリングの発生に対して r 値の板面内異方性が大きな影響を与えることが知られており^{21,22)}、 r 値の板面内異方性を低減することが必要である。

Fig. 3にみるように、TYPE Iを深絞りしたとき、圧延方向および90°方向にイヤリングが発生し、TYPE IIのイヤリングは抑制された。そこで、Table 2の r 値を次式²³⁾に代入し、板面内異方性を計算したところ、TYPE IIは $\Delta r = -0.05 \approx 0$ であり、TYPE I ($\Delta r = 0.11 > 0$) に比較して低いことがわかる。

$$\Delta r = (r_0 + r_{90})/2 - r_{45} \dots\dots\dots (4)$$

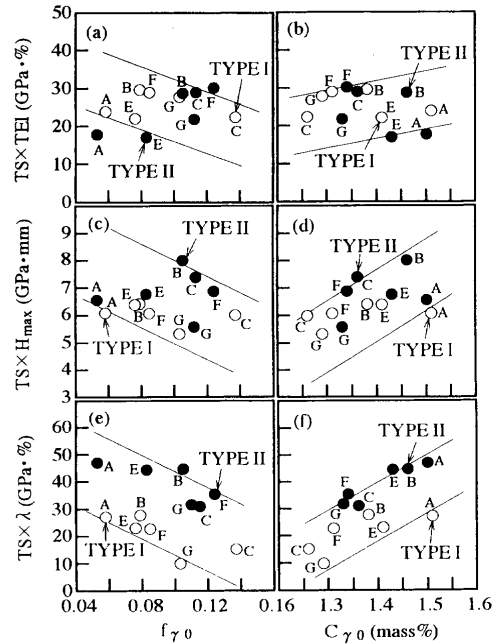


Fig. 9. Variations in strength-ductility balance ($TS \times TEI$), strength-stretch-formability balance ($TS \times H_{max}$) and strength-stretch-flangeability balance ($TS \times \lambda$) as a function of $f_{\gamma 0}$ and $C_{\gamma 0}$ in TDP steels.

ここで r_0 , r_{45} , r_{90} はそれぞれ圧延方向に対して0°, 45°および90°方向の r 値を示す。この Δr は深絞り容器の耳の発生と密接な関係がある。 $\Delta r > 0$ のときには0°, 90°方向に、 $\Delta r < 0$ のときには45°方向に耳が発生する。面内等方性材料($\Delta r = 0$)の場合には、耳や谷の発生はなく、深絞り容器の深さはどこまでも一様である²³⁾。

これらの結果から、実験誤差はあるものの、本TDP鋼は Δr で一義的には評価できないが、第2相形態の微細・針状化は面内等方性材料として振舞い、成形後のイヤリングの発生を効果的に抑制していると考えられる。ただし、本TDP鋼の集合組織はロッキングカーブ法より配向性が少なく、集合組織がランダムであることが裏付けられるので、 r 値は1.0以下と低く(Table 2)、イヤリングに及ぼす集合組織の影響は極めて小さいと考えてよいだろう。

4.2 深絞り性に対する γ_R の役割

著者ら⁷⁾はさきに、伸び⁴⁾、張出し性⁷⁾および伸びフランジ性^{9,10)}は、強度との各バランスにおいて、加工に対する γ_R の安定性を示す炭素濃度($C_{\gamma 0}$)と正の相関があることを報告した(Fig. 9)。これは高 $C_{\gamma 0}$ により安定な γ_R が早期のひずみ誘起変態を抑制することで、ポイドの発生を抑えることに起因する。そこで、深絞り性について強度-深絞り性バランス $TS \times LDR$ と γ_R 特性との関係を調査したところ、 γ_R の安定性に支配されず(負の相関が現れ)、 $f_{\gamma 0}$ との正の相関が明瞭に現れた(Fig. 7)。また、これらの相関には第2相形態の影響は現れなかった。この結果は $f_{\gamma 0}$ が深絞り性改善の支配的因子であり、 γ_R 量がパンチ肩部の強化と対応し、深絞り性を左右することを示唆する。また、表面積

を拡大させる張出し成形のように、低 C_{γ_0} により早期にパンチ肩部で硬化する破壊を考慮しなくてよい。しかし、Fig. 5にみるように、TYPE IIでは、パンチ肩部と縮みフランジ部の硬さ比は低い。つまり、より安定な γ_R を有するTYPE IIでは変態が抑制されており、深絞り性に対しては γ_R 量だけでなく、 γ_R の安定性も関与していると考えべきである。

すなわち、深絞り性の改善機構として、多量の γ_R を有する本TDP鋼は、相対的に安定性が低いことで、ダイス肩を通過する際曲げ戻し変形を受けてTRIPし、パンチ肩部での α_m 硬化を促進して破断力 P_{cr} を高める。一方、フランジ部での多量の γ_R はしわ押え力による圧縮の静水圧応力により、面心立方格子の γ_R から体心立方格子の α_m に約3%の体積膨張をともなう相変態が抑制される(γ_R の減少が遅れる)ため、加工硬化が小さくなる¹³⁾。したがって、 f_{γ_0} の増加はパンチ肩部に比べ、フランジ部の変形抵抗が小さくなり、絞り抵抗が低減された結果、深絞り性が向上すると考えてよいだろう。以上より、深絞り性と張出し変形における破壊に及ぼす γ_R の役割の相違が明確にされた。

5. 結言

TDP鋼の深絞り性に及ぼす残留オーステナイト(γ_R)特性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) 本TDP鋼の深絞り性と γ_R 特性との関係において、強度-深絞り性バランス($TS \times LDR$)は加工に対する γ_R の安定性を示す炭素濃度(C_{γ_0})との負の相関があり、 γ_R の初期体積率(f_{γ_0})との正の相関が明瞭に現れた。 $TS \times LDR$ の向上は、 γ_R 量がパンチ肩部の強化と対応し、 γ_R が不安定なほどひずみ誘起マルテンサイト変態が容易に起こり、変形抵抗を増加させるためである。

(2) 本TDP鋼は集合組織がランダムであることにより、 r 値的には1.0以下と低い。第2相の微細・針状化は、円筒深絞り成形後のイヤリングの発生を抑制するが、深絞り性の改善には大きく寄与しなかった。

(3) 第2相の微細・針状化が深絞り性の改善に寄与しなかったことは、深絞り性が見かけ上 γ_R 量に支配されること、およびパンチ肩部の硬化と縮みフランジ変形抵抗は

微細・針状化によって低下するが、第2相形態が変化した際に、相当破断力がとくに変化しないことに起因した。

最後に、本研究を御支援いただきました(社)日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成【b】(第8回)ならびに(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. Am. Soc. Met.*, **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.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) K.Sugimoto, M.Kobayashi, A.Nagasaka and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 8) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 9) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and H.Shirasawa: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 218.
- 10) K.Sugimoto, A.Nagasaka, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 56.
- 11) Y.Ojima, Y.Shiroi, Y.Taniguchi and K.Kato: SAE Tech. Pap. Ser., #980954, (1998), 39.
- 12) O.Matsumura, T.Ohue and T.Amaike: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 209.
- 13) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 14) A.Nagasaka, K.Sugimoto and M.Kobayashi: Proc. of the Asian Conf. on Heat Treatment of Materials, ed. by C. Zailiang et al., China Machine Press, Beijing, (1998), 219.
- 15) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 16) 西山善次: マルテンサイト変態(基本編), 丸善, 東京, (1971), 13.
- 17) K.J.Irvine, D.T.Llewellyn and F.B.Pickering: *J. Iron Steel Inst.*, **199** (1961), 153.
- 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), 466.
- 19) 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.
- 20) M.Usuda, Y.Ishii, S.Ujihara and T.Sakamoto: *36th Annual Meeting of J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, (1985), 317.
- 21) T.Matsuoka and S.Takahashi: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), 1134.
- 22) E.Yasuhara, K.Sakata and O.Furukimi: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 346.
- 23) K.Yamaguchi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **38** (1997), 64.