

0.2C-Si-1.5Mn複合組織鋼板の温間伸びフランジ性に及ぼす化学組成の影響*

長坂 明彦**

(平成8年10月31日 受理)

Effect of Chemical Composition on Warm Stretch-Flangeability in 0.2C-Si-1.5Mn Dual-Phase Sheet Steels

Akihiko NAGASAKA

The effects of chemical composition and retained austenite parameters (stability and volume fraction) on a warm hole-punching and warm hole-expanding of 0.2C-Si-1.5Mn high strength TRIP-aided dual-phase (TDP) sheet steels were investigated. The warm punching and successive warm expanding achieved the large stretch-flangeability, i.e., large hole-expanding ratio, low hole-expanding load and large hole-expanding height, by moderately suppressing the strain-induced transformation (SIT) of retained austenite particles. The hole-expanding ratio increased up to that of the ferrite-bainite dual-phase steel. Optimum forming temperature T_{OP} for punching was between 150 and 200°C, at which the SIT was suppressed the most. On the other hand, T_{OP} for expanding was between 50 and 200°C, and linearly increased with increasing M_s of the retained austenite.

1. 緒 言

乗用車の車体軽量化と衝突安全性の向上を背景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) のマルテンサイト変態誘起塑性 (TRIP:Transformation-Induced Plasticity) (1,2)を有効に利用したTRIP型複合組織鋼板(3)-(5) (TDP鋼板) は特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 (穴広げ性) が低いという報告が多い(6,7)。

一般に高強度複合組織鋼ではフェライト (α_f) + ベイナイト (α_b) 鋼などの伸びフランジ性が特に優れている(6)。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低い理由は、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、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。 γ_R は含有するC濃度の増大によってその安定性を増すので、炭化物の析出を抑えるSiを添加することによりオーステナイト (γ) 中のC濃度

本研究は平成7年度(財)天田金属加工機械技術振興財団・奨励研究および平成7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。

* 平成8年3月21日 日本機械学会北陸信越支部 第33期総会・講演会にて一部発表

** 機械工学科・助手

を高め、 γ_R 量を増大させることができると予想される。村松ら⁽⁸⁾によると0.4C-Si-1.4Mn(mass%)TDP鋼において、Siの γ_R 量に対する有効性が報告されている。しかし、溶接性を考慮した低炭素鋼についての伸びフランジ性についてはあまり報告がない。このような観点より、本研究ではSi量の化学組成に及ぼす温間伸びフランジ性の影響を調査した。

2. 実験方法

供試鋼には、 γ_R の体積率を変化させるために、Si添加量を1.0~2.5mass%の範囲で変化させた4種類の真空溶製された0.2C-Si-1.5Mn(mass%)冷延ままTDP鋼板(板厚1.2mm)を用いた(表1)。ここでTDP鋼の2相域均熱温度 $T_{\alpha+\gamma}$ は、 γ_R の体積率 f_γ が最大となる温度を採用した。2台の塩浴炉により図1(a)の2相域焼なまし+オーステンパ処理を施し、 $\alpha_f + \alpha_b + \gamma_R$ の3相組織とした。また比較のため、0.15C-0.25Si-1.70Mn冷延鋼板を用い、熱処理により $\alpha_f + \alpha_m$ の2相組織としたフェライト・マルテンサイト複合組織鋼(MDP鋼)、 $\alpha_f + \alpha_b$ の2相組織としたフェライト・ベイナイト複合組織鋼(BDP鋼)も作製した。MDP鋼には、200~600℃の焼戻しも施し、MDP2, MDP4, MDP6とした。(図1(b), (c))

引張り、打抜きおよび穴広げ試験にはインストロン型引張試験機を用いた。引張試験片はJIS-13B号、打抜きおよび穴広げ試験

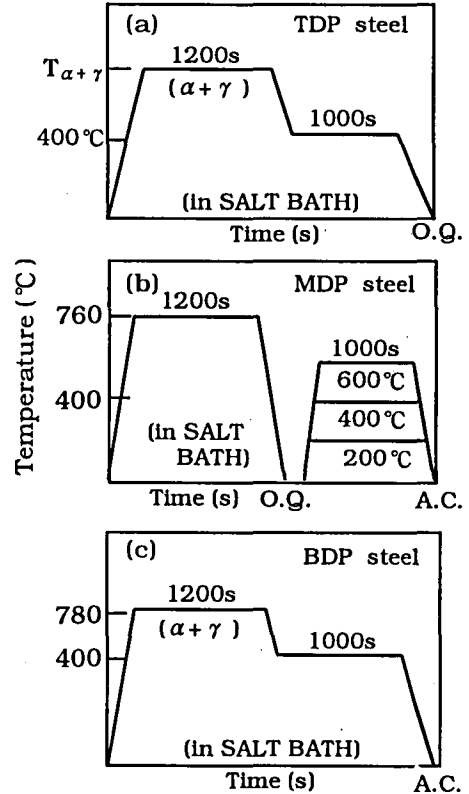


図1 供試鋼の熱処理

表1 供試鋼の化学組成

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	$T_{\alpha+\gamma}$
TDP-E	0.20	1.00	1.50	0.014	0.0013	0.038	780
TDP-B	0.20	1.50	1.50	0.015	0.0012	0.041	800
TDP-F	0.18	2.00	1.50	0.015	0.0013	0.037	820
TDP-G	0.19	2.48	1.49	0.014	0.0013	0.036	860
MDP	0.15	0.25	1.70	0.010	0.0030	0.030	-
BDP	0.15	0.25	1.70	0.010	0.0030	0.030	-

片は50mm×47mm（板厚1.2mm）の板状試験片とした。

引張試験は、20～250℃の温度範囲、クロスヘッド速度1mm/min一定で行った。試験片の加熱には、一對のプレート状スリップヒーターを使用し、温度制御した。

ポンチ打抜き穴加工にはダイセット⁽⁹⁾を用い、打抜き温度 $T_P=20\sim 250^\circ\text{C}$ の範囲、打抜き速度 $V_P=10\text{mm/min}$ 一定の条件でストリッププレートとダイプレートにカートリッジヒーターを差し入れ、温度制御した。ポンチ直径は4.76mmの円形ポンチを用いた。ポンチとダイのクリアランスは板厚の10%とした。

穴広げ試験には張出し試験機⁽⁵⁾（直径 $D_P=17.4\text{mm}$ 、肩曲率半径 $R_P=3\text{mm}$ の平底円筒ポンチ）を用い、試験治具全体を環状炉に入れ、穴広げ速度 $V_E=1\text{mm/min}$ 一定、穴広げ温度 $T_E=20\sim 250^\circ\text{C}$ の温度範囲で行った。潤滑剤にはグラファイト系を使用し、穴広げ率 λ は式(1)により初期穴径 d_0 とき裂発生時の穴径 d_f より算出した。

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

γ_R の初期体積率 f_{γ_0} はX線回折法（Mo-K α 線）により、(200) α 、(211) α 、(200) γ 、(220) γ 、(311) γ 回折角 2θ の5ピーク法⁽¹⁰⁾を用いた。 γ_R 中の炭素濃度 C_{γ_0} (mass%)は式(2)を利用して、Cr-K α 線の(220) γ 回折角 2θ ピークにて測定された格子定数 a_{γ_0} （ $\times 10^{-10}\text{m}$ ）から推定した⁽¹¹⁾。

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

また、 γ_R のMs点（℃）は式(3)から推定した。ここで、 γ_R 中のマンガン濃度 Mn_{γ_0} はSpeich⁽¹²⁾、Gilmour⁽¹³⁾らの報告から添加量の1.5倍に仮定して計算に用いた。

$$Ms = 550 - (360 \times C_{\gamma_0}) - (40 \times Mn_{\gamma_0}) \quad \dots (3)$$

さらに、走査電子顕微鏡（SEM）観察およびマイクロビッカース硬さ測定も必要に応じ行った。

3. 実験結果および考察

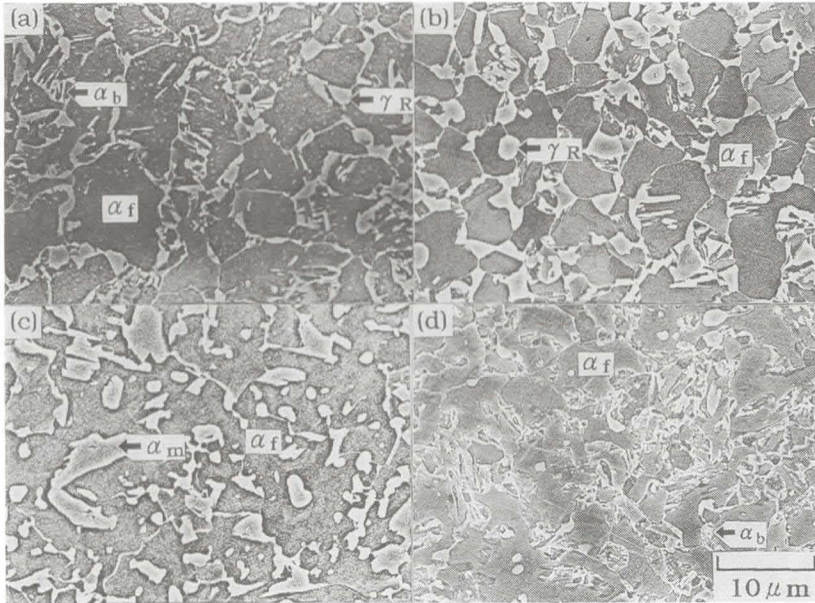
3.1 TDP鋼のマイクロ組織

5%硝酸アルコールでエッチングした組織のSEM写真（20kV、 $\times 1.5\text{k}$ ）を図2に示す。図2(a) (b)はそれぞれTDP-B、TDP-GのSEM写真である。図中の α_f はフェライト母相を示し、 α_b 島と γ_R 粒を第2相と呼ぶことにする。 α_f 粒界に沿って第2相が粒子（ネットワーク）状に存在する。また図2(c)はMDPで第2相は α_m 、図2(d)のBDPの第2相は α_b を呈する。

3.2 TDP鋼の引張特性

表2に供試鋼の20℃での機械的性質を示す。引張強さ (TS)，降伏応力 (YS)，全伸び (TEI)，一様伸び (UEI)，降伏比 (YS/TS) をそれぞれ示す。TDP鋼のTEIは30%以上の高い全伸びを示す。降伏比は0.5以下とMDP鋼が最も小さい低降伏比で、形状凍結性が高いことがわかる。また、Si量の増加によっても、形状凍結性が高いことを示す。

図3はTDP鋼の引張温度依存性を示す。全伸びの温度依存性は顕著に現われ、TDP-B鋼では成形温度 $T=100\sim 150^{\circ}\text{C}$ で、またTDP-G鋼では M_s 点の上昇に起因して $T=150\sim 200^{\circ}\text{C}$



(a)TDP-B, (b)TDP-G, (c)MDP, (d)BDP

α_f : ferrite matrix, α_b : bainite, γ_R : retained austenite particle, α_m : martensite

図2 SEM組織写真

表2 供試鋼の機械的性質

steel	TS[MPa]	YS[MPa]	TEI[%]	UEI[%]	YS/TS
TDP-E	767	494	29.0	24.6	0.64
TDP-B	831	527	35.8	31.4	0.63
TDP-F	911	517	31.9	27.8	0.57
TDP-G	966	468	28.8	24.5	0.48
MDP0	923	434	11.3	9.3	0.47
MDP2	899	523	13.5	10.7	0.58
MDP4	735	528	10.7	7.5	0.72
MDP6	538	386	22.2	16.8	0.72
BDP	620	470	17.0	11.3	0.76

の範囲で全伸びが最大になる⁽⁹⁾。変形強度TSはこれと逆の温度依存性を示す。

3.3 γ_R の安定性と温間加工の効果

一般に、TDP鋼には5~20vol%の γ_R が存在する。その炭素濃度は非常に高く(1.1~1.7 mass%), Ms点は-100~0°Cであると推定される。図4にTDP鋼の冶金学的因子を示す。 f_{γ_0} は γ_R の初期体積率, C_{γ_0} は γ_R 中の炭素濃度を示す。Si添加量の増大にしたがって炭化物の析出抑制効果により f_{γ_0} は上昇する。しかし、それに伴って C_{γ_0} は減少するが、 $f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$ バランスは結果的に増加することが認められる。

Ms点以上の温度範囲では、 γ_R の体積率 f_γ はひずみ ϵ とともに式(4)に従って減少する⁽⁴⁾。

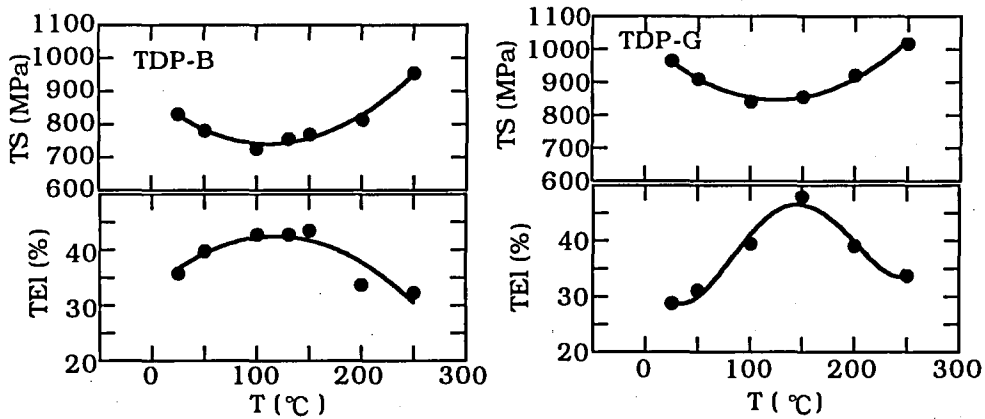


図3 TDP鋼の引張温度依存性

$$\log f_\gamma = \log f_{\gamma_0} - k \cdot \epsilon \quad \dots (4)$$

ここで f_{γ_0} は初期 γ_R 量である。kは定数で、 γ_R のMs点、加工温度などによって変化する。ここで、k値は破断材の一樣変形部の γ_R 量とそのひずみを用いてもとめた。

引張変形下におけるk値の加工温度依存性を図5に示す。低加工温度側でk値は高く、 γ_R のひずみ誘起変態 (SIT: Strain-Induced Transformation) が変形のごく初期に完了してしまうことを示している。Si含有量の多いTDP鋼になるにつれてk値の最小値を示す温度が上昇していくことが認められる。k値はT=100~200°Cで最小となった後、それ以上

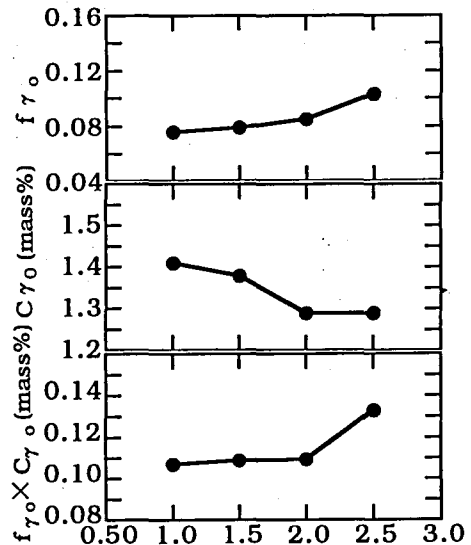


図4 TDP鋼の冶金学的因子

の温度では増加する。一般に、準安定 γ 鋼ではひずみ誘起マルテンサイト変態(SIMT)は M_s 点と M_d 点の範囲で起こり、高温ほどひずみ誘起変態は抑制される⁽²⁾。TDP鋼では200℃以上でひずみ誘起ベイナイト変態(SIBT)が生ずる⁽⁴⁾ため、これと異なる現象が生じたものである。

3.4 温間加工に対するSi添加量の影響

図6に、種々の温度 T_P でポンチ打抜き加工を施した試験片を $T_E=20$ または150℃で穴広げ加工した打抜き温度依存性を、図7に、 $T_P=20$ または150℃でポンチ打抜き加工を施し、種々の穴広げ温度 T_E で穴広げ加工した穴広げ温度依存性を示す。ここで、 λ は穴広げ率を、 P_E は最大穴広げ荷重を示す。

図6(a)(b)TDP-Bは約150℃での打抜き加工と穴広げ加工において、 γ_R の安定化により打抜き穴加工時の γ_R 量のSITを抑制し、かつ、穴広げ時の適度なTRIP効果により伸びフランジ性の改善が可能であることを示唆する。また、温間加工によって、SITが抑制されることで、荷重低下をもたらしている。(c)(d)TDP-GはSi添加量の増大によって、室温での伸びフランジ性はMDP鋼程度⁽¹⁴⁾とひどく低下する。しかし、約150℃で打抜きおよび穴広げ加工を行った場合、伸びフランジ性は大幅に改善される。図7の温間打抜きによって表面損傷が減少し、有効的にTRIP効果が現われ穴広げ率の上昇がみられる。また、SITが抑制される温度域での穴広げ加工によって荷重低下がおこる。Si量が多いTDP-G鋼において

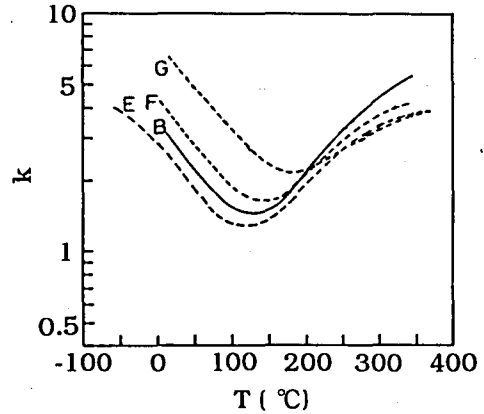


図5 TDP鋼のk値の引張温度依存性

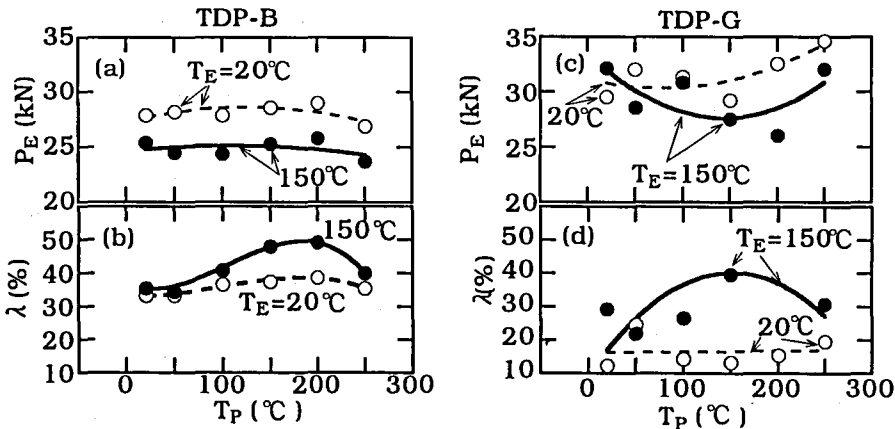


図6 打抜き最適温度による伸びフランジ性

も、同様に最適な温間加工によって伸びフランジ性が大幅に改善される。

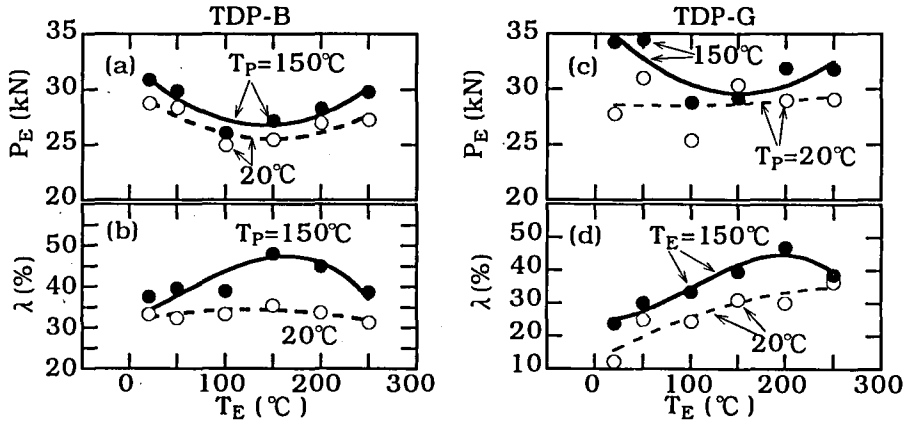


図7 穴広げ最適温度による伸びフランジ性

3.5 最適成形温度

図8にポンチ打抜きと穴広げにおける最適成形温度 T_{OP} と残留オーステナイトの M_s 点との関係を示す。

Sugimotoらの報告⁽⁵⁾によると引張試験の伸び TEI における最適成形温度 T_{OP} と M_s 点との関係は、 M_s 点の上昇に連れて T_{OP} も上昇する直線関係が成り立つ。しかしながら、打抜き最適温度は図5に示した k 値による加工安定性要因の $150 \sim 200^\circ\text{C}$ に強く依存し、 M_s 点の影響は見られない。

一方、穴広げに最適成形温度は $50 \sim 200^\circ\text{C}$ で、 TEI と張出し成形性 H_{max} の間にほぼ位置し、 M_s 点の温度に強く依存する。

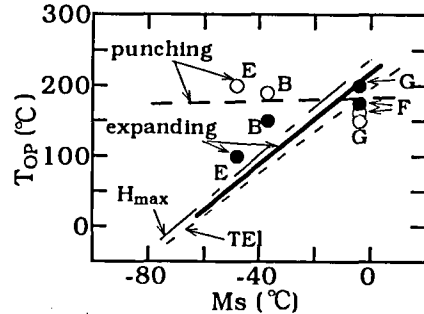


図8 最適成形温度と M_s 点の関係

3.6 打抜き穴特性

図9に、打抜き穴破断面における表面加工層のSEM写真 (20kV , $\times 1.5\text{k}$) を示す。写真の左側が破断面で、上から下に打抜いている。それぞれ $T_P=20$ における(a)TDP-B鋼、(b)TDP-G鋼、(c)MDP鋼、(d)BDP鋼の破断面表面を示す。ボイドの発生は(a)TDP-B鋼、(b)TDP-G鋼、(c)MDP鋼の母相/第2相界面で直径約 $1\mu\text{m}$ のボイドが発生しているが、(d)BDPでの塑性流動バンドは特に打抜き方向と平行を呈し、母相/第2相界面でのボイド形成を

抑制している。打抜き方向と塑性流動バンドの角度はMDP鋼, TDP-G鋼, TDP-B鋼, BDP鋼と小さくなる傾向を示し, 母相/第2相の硬さとの依存が考えられる。

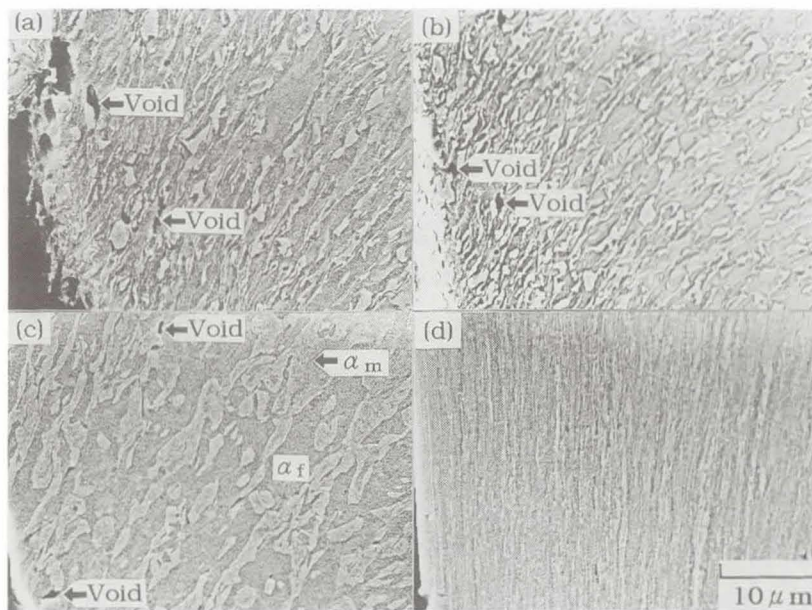


図9 打抜き破断面のSEM写真

3.7 プレス成形性

TDP鋼を取り巻く各種高強度複合組織鋼板のプレス成形性を図10に示す。図(a)は最大張出し高さ(S)と引張強さ (H_{max} -TS), (b)は穴広げ率と引張強さ (λ -TS)の関係から, それぞれ強度・張出し性バランスおよび強度・伸びフランジ性バランスを示す。TDP鋼は最適成形温度 T_{OP} , MDP鋼およびBDP鋼は 20°C の値を示す。

(1) TS一定下において, TDP鋼は極めて優れた張出し性を有する。これらの鋼の優れた張出し性は主に, γ_R のSITによって高ひずみ域でのひずみ硬化率が高い値に保たれ, かつ母相/第2相界面でのき裂発生が抑制されたことに起因する。

(2) TDP鋼の伸びフランジ性は, 高強度鋼板の中で特に優れた伸びフランジ性を有するBDP鋼と同程度を示す。もちろん, MDP鋼

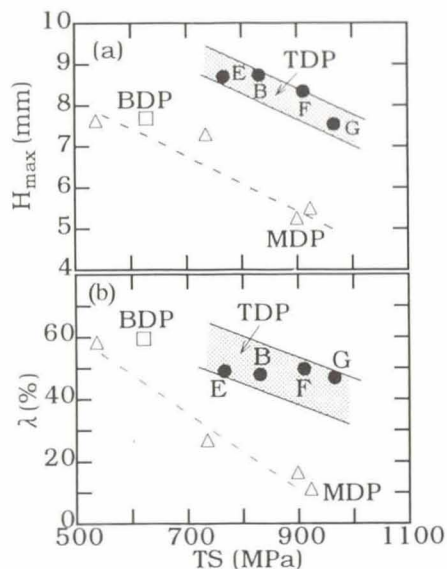


図10 供試鋼の穴広げ率と局部伸びの関係

よりもかなり優れている。TDP鋼の優れた伸びフランジ性は、第2相/母相強度比が小さいこと、および γ_R のSITによる局所的応力集中の緩和により、母相/第2相界面でのボイドの発生が抑制されたことに因る。

3.8 考察

3.8.1 伸びフランジ性の支配因子

TDP鋼の穴広げ率 λ に及ぼす γ_R 中の炭素濃度 C_{γ_0} の影響を図11に示す。伸びフランジ性に対しては γ_R の体積率 f_{γ_0} の影響は小さく、その炭素濃度（安定性）が強く影響する。ただし、 λ は最大となる最適加工温度 T_{OP} で C_{γ_0} の影響は小さくなる。また、 γ_R のSITによるTRIP効果が λ を著しく改善していることがわかる。このような γ_R 特性の影響は張出し性の場合と異なる。

第2相硬さ HVs および母相硬さ HVm からなる第2相/母相硬さ比 HV^* を示す。第2相硬さは平均硬さ HV 、母相硬さと第2相体積率 f (16)から次式(5)にて求めた。

$$HV = HVm \cdot (1 - f) + HVs \cdot f \quad \dots (5)$$

TDP鋼のSi添加量の増加により、平均硬さは上昇した。これは引張強さ TS (20℃)と同様の傾向を示した。また、Siの固溶強化により母相硬さも添加量の増加により上昇した。TDP-G鋼とMDP鋼は $HV^* \approx 3$ で同程度となった。しかし、MDP鋼のポンチ打抜き破断部では、ボイドが α_f 母相と α_m 第2相界面に多数発生していた(図9(c))。一方、TDP-G鋼ではボイドはほとんど発生していない(図9(b))ことから、ボイドの発生は母相と第2相の結合力の差に起因すると思われる。

図13に各種複合組織鋼の λ と第2相/母相硬さ比 HV^* (15)との関係を示す。図11と同様

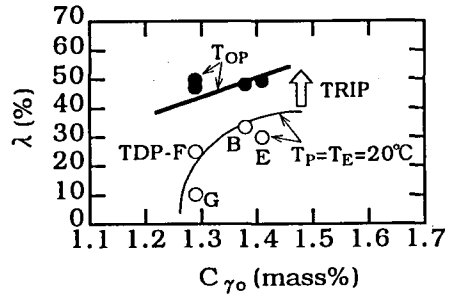


図11 穴広げ率に及ぼす炭素濃度の影響

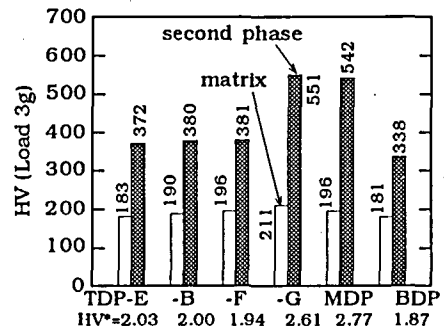


図12 供試鋼のミクロ組織の硬さ

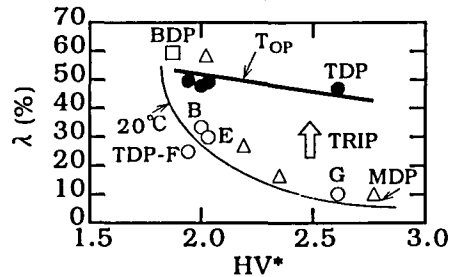


図13 穴広げ率と第2相/母相硬さ比の関係

に、 γ_R のSITによるTRIP効果が λ を著しく改善していることがわかるが、 λ に対してはHV*も重要な働きをすることがわかる。HV*の影響は20℃加工で特に大きく現われる。このように、SITが早期に生ずる加工条件では、 λ とHV*の関係はいずれの鋼も一つの曲線で示され、 γ_R のSITの影響が現われなくなることは注目に値する。

4. 結 言

本研究で、本TDP鋼の伸びフランジ性の改善を目的として、Siの化学組成および温間打抜き・温間穴広げ加工を実験的に検討し、得られた結果を以下にまとめる。

1. TDP鋼の伸びフランジ性の改善に対し、温間加工（温間打抜き・温間穴広げの併用）は非常に効果がある。
2. TDP鋼の伸びフランジ性に対しては γ_R の体積率 f_{γ_0} の影響は小さく、その炭素濃度 C_{γ_0} （安定性）が強く影響する。
3. フェライト・ベイナイト複合組織鋼程度まで、超高強度での穴広げ率（伸びフランジ性）が改善できる。
4. ポンチ打抜き最適温度は加工安定性要因 k の150～200℃に強く依存し、 M_s 点の影響は見られない。一方、穴広げ成形最適温度は50～200℃で、 M_s 点の温度に強く依存する。

最後に、本研究に際し終始御指導頂いた信州大学工学部生産システム工学科の小林・杉本研究室の皆様、また、供試鋼を提供頂いた神戸製鋼所（株）加古川製鉄所の白沢秀則氏、平成8年度卒業研究生の小島敦、原田貴巳博両君に深く感謝致します。

参考文献

- (1) V. F. Zackay et al.: Trans. ASM, **60**(1967), 252.
- (2) I. Tamura et al.: Trans. ISIJ, **10**(1970), 163.
- (3) O. Matsumura et al.: Trans. ISIJ, **27**(1987), 570.
- (4) K. Sugimoto et al.: Metall. Trans., **23A**(1992), 3085.
- (5) K. Sugimoto et al.: ISIJ Int., **35**(1995), 1407.
- (6) 三村 和弘 他: CAMP-ISIJ, **5**(1992), 1859.
- (7) 広瀬 洋三 他: 塑性と加工, **35**(1994), 1071.
- (8) 松村 理 他: 鉄と鋼, **8**(1991), 1304.
- (9) A. Nagasaka et al.: Proc. of 3rd Int. Conf. on HSLA STEELS, Beijing, China, (1995), 520.
- (10) 円山 弘: 熱処理, **17**(1977), 198.
- (11) 西山 善次: マルテンサイト変態基本編, 丸善, (1979), 13.
- (12) G. R. Speich et al.: Metall. Trans. A, **12A**(1981), 1419.
- (13) J. B. Gilmour et al.: Metall. Trans., **3**(1972), 1455.
- (14) 長坂 明彦 他: CAMP-ISIJ, **7**(1994), 1669.
- (15) 長坂 明彦 他: 日本機械学会講演論文集, No.967-1(1996), 107.
- (16) K. Sugimoto et al.: ISIJ Int., **32**(1992), 1331.