

TRIP型複合組織鋼板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**

(平成7年10月31日 受理)

Effects of Second Phase Morphology on Warm Stretch-Flangeability in a TRIP-Aided Dual-Phase Steel Sheet

Akihiko NAGASAKA

The effects of retained austenite parameters (stability and volume fraction) and second morphology ("a network structure:TYPE I" and "an isolated fine and acicular one:TYPE III") on a warm hole-punching and warm hole-expanding of a high-strength TRIP-aided dual-phase (TDP) steel sheet were investigated. Good warm stretch-flangeability, i.e., large hole-expanding ratio and low hole-expanding load and large hole-expanding height, was achieved particularly in the steel with the second phase morphology of TYPE III, in which the retained austenite islands were nearly isolated in the ferrite matrix away from bainite islands. The hole-expanding ratio increased up to that of the ferrite-bainite dual-phase steel.

1. 緒 言

自動車の衝撃安全性および軽量化を目的として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 (Transformation-Induced Plasticity: TRIP) (1) を有効に利用したTRIP型複合組織鋼板(2)-(4) (TDP鋼板) はとく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(5)。

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) 鋼および $\alpha_f + \alpha_b +$ マルテンサイト (α_m) 鋼の伸びフランジ性がとくに優れている(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 α_m が高炭素濃度を有するため極めて硬く、母相との界面でポ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 のひずみ誘起変態 (Strain-Induced Transformation: SIT) の量はとくに加工温度によって制御できるので、TDP鋼の伸びフ

本研究は平成7年度科学研究費補助金・奨励研究 (A) 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7年4月4日 日本鉄鋼協会第129回春季講演大会討論会にて一部発表

** 機械工学科・助手

ランジ性は伸び⁽³⁾および張出し性⁽⁴⁾と同様に、温間加工によって改善できると予想される。このような観点より、本研究ではTDP鋼の伸びフランジ性に対する温間加工の影響を調査した。さらに、その温間伸びフランジ性に及ぼす第2相形態の影響を検討した。

2. 実験方法

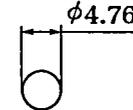
供試鋼には真空溶製された0.20C-1.50Si-1.50Mn-0.015P-0.0013S-0.041Al(mass%)冷延ままTDP鋼板(板厚1.2mm)を用いた。2台の塩浴炉により表1の熱処理を施した。第2相形態を変化させるため、2相域焼なまし+オーステンパ処理を施したTYPE I (TDP I 鋼)と、TYPE Iの熱処理前にオーステナイト(γ)域焼入れ処理を施したTYPE III (TDP III 鋼)とし、 $\alpha_f + \alpha_b + \gamma_R$ の3相組織とした。また比較のため、0.15C-0.25Si-1.70Mn-0.015P-0.0030S-0.030Al(mass%)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。

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片は50mm×47mm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、一对のプレート状スリッパヒーターを使用し、温度制御した。

ポンチ打抜き加工にはダイセット⁽⁶⁾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。ポンチには(a)直径4.76mmの円形(穴広

(a) a circle type of punch



(b) an oval type of punch

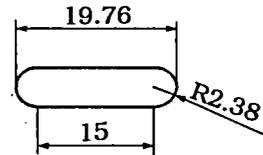


図1 打抜きポンチ形状

表1 供試鋼の熱処理

| Steel | Heat treatment | Micro-structure |
|---------|---|----------------------------------|
| TDP I | 800℃×1200s+400℃×1000s→A.C. | $\alpha_f + \alpha_b + \gamma_R$ |
| TDP III | 900℃×1200s→O.Q. 800℃×1200s+400℃×1000s→A.C. | $\alpha_f + \alpha_b + \gamma_R$ |
| MDP | 760℃×1200s+A.C.×20s→O.Q. | $\alpha_f + \alpha_m$ |
| BDP | 760℃×1200s+400℃×1000s→A.C. | $\alpha_f + \alpha_b$ |

A.C.:air cooling
O.Q.:oil quenching

げ試験用)および(b)幅4.76mm,長さ19.76mmの長円形断面(表面加工層調査用)の2種類のポンチを用いた(図1)。ポンチとダイのクリアランス c は板厚の10%とした。

穴広げ試験には張出し試験機⁽⁶⁾(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。

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

ポンチ打抜き穴の表面加工層特性は,長円形打抜き穴の直線部において,表面層を電解研磨により順次除去し,表面および表面層のボイドの発生状況のSEM観察および表面層から内部方向への γ_R 量の変化を調査した。 γ_R 量はX線回折法(Mo-K α 線)により,(200) α , (211) α , (200) γ , (220) γ , (311) γ 回折角の5ピーク法⁽⁷⁾を用いた。 γ_R 中の炭素濃度 $C_{\gamma_0}(\text{mass}\%)$ 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 $a_{\gamma_0}(\times 10^{-7}\text{nm})$ から推定した⁽⁸⁾。

$$a_{\gamma_0} = 3.4567 + 0.0467 \times C_{\gamma_0} \quad \dots (2)$$

また, γ_R のMs点($^\circ\text{C}$)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⁽⁹⁾,Gilmor⁽¹⁰⁾らの報告から添加量の1.5倍に仮定して計算に用いた。

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

さらに,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

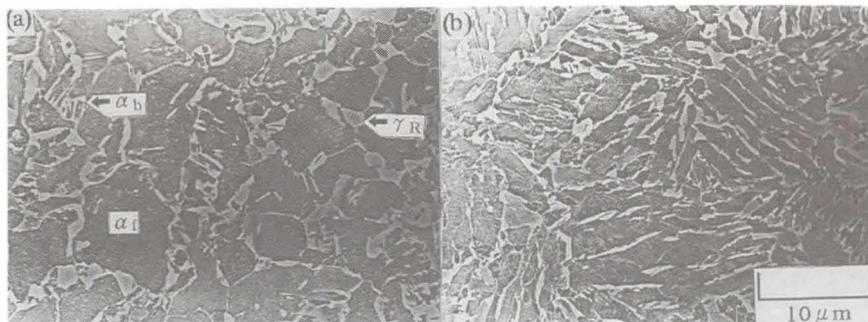


図2 TDP鋼のSEM写真

TDP鋼を5%ナイトルで α_f 粒界を腐食した組織のSEM写真(20kV, $\times 1.5k$)を図2に示す。熱処理制御により, それぞれの第2相形態から(a)はTYPE I熱処理による連結型のTDP I, (b)をTYPE III熱処理による微細針状型のTDP IIIとする。図(a)中の α_f はフェライト母相を示し, α_b 島と γ_R 粒子を第2相と呼ぶことにする。 α_f 粒界に沿って第2相が α_f 粒界に沿って粒子状に存在する。また(b)から第2相が棒状つまり微細針状に存在する。

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, TDP鋼は組織をTYPE IからTYPE IIIにすることで, 降伏比は上昇し, 形状凍結性は低下する。

図3はTDP鋼の引張温度依存性を示す。

TYPE Iの全伸びの温度依存性は顕著に現われ, 全伸びは100~150℃でほぼ最大となる。変形強度はこれと逆の温度依存性を示す。TS, YSの温度依存性がTYPE IIIでさらに大きく現れる。TYPE IIIの全伸びはTYPE Iのそれと比べて小さくなるが, 局部伸び(TEI-UEI)が100~150℃でほぼ最大となり, 大きな局部変形能を示す。

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(1.1~1.7mass%), Ms点は-100~0℃であると推定される。表3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。TYPE IIIは f_{γ_0} を増加さ

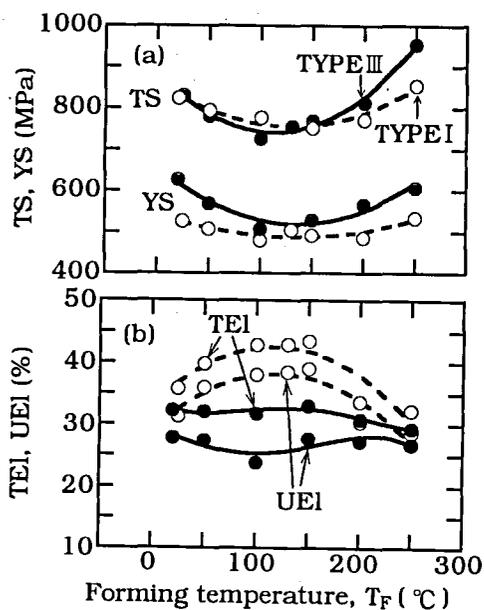


図3 TDP鋼の引張特性の引張温度依存性

表2 供試鋼の機械的性質

| Steel | TS (MPa) | YS (MPa) | TEI (%) | UEI (%) | YS/TS |
|---------|----------|----------|---------|---------|-------|
| TDP I | 831 | 527 | 35.8 | 31.4 | 0.63 |
| TDP III | 890 | 629 | 32.4 | 27.9 | 0.71 |
| MDP | 923 | 434 | 11.3 | 9.3 | 0.47 |
| BDP | 620 | 470 | 17.0 | 11.3 | 0.76 |

せ、(220) γ 回折角 2θ ピークが低角側となり、格子定数 a_{γ_0} がやや大きく (C濃度がやや高く)、Cの濃化による安定化が認められる。また、TYPE IIIはMs点を低下させる。

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)にしたがって減少する⁽⁹⁾。

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

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求めた。

引張変形下におけるk値の加工温度依存性を図4に示す。低加工温度側でk値は高く、 γ_R のひずみ誘起変態が変形のごく初期に完了してしまうことを示している。k値は $T_F=150$ °Cで最小となった後、それ以上の温度では増加する。TYPE IIIのそれは若干低温側にシフトした。これは表3のMs点の低下とよく一致する。一般に、準安定 γ 鋼ではひずみ誘起マルテンサイト変態はMs点とMd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。TDP鋼では200°C以上でひずみ誘起ベイナイト変態が生ずる⁽⁹⁾ため、これと異なる現象が生じたものである。

3.4 温間打抜き加工に対する第2相形態の影響

図5に、種々の温度 T_F で打抜き穴加工を施した試験片を $T_F=20$ または150°Cで穴広げ加工したときの穴広げ率 λ 、最大穴広げ荷重 P_{max} 、最大穴広げ高さ H_{max} を示す。(a)TYPE Iは約150°Cでの打抜き加工と穴広げ加工において、打抜き穴加工時の γ_R 量の減少を抑え、かつ穴広げ時のひずみ誘起変態を抑制することにより伸びフランジ性の改善が可能であることを意味する。(b)TYPE IIIは約100°Cの打抜き穴加工が最適温度となり、微細針状均一化により γ_R の最も安定な温度が約50°C低温にシフトしている。TYPE IIIはTYPE Iより全体的に伸びフランジ性の改善

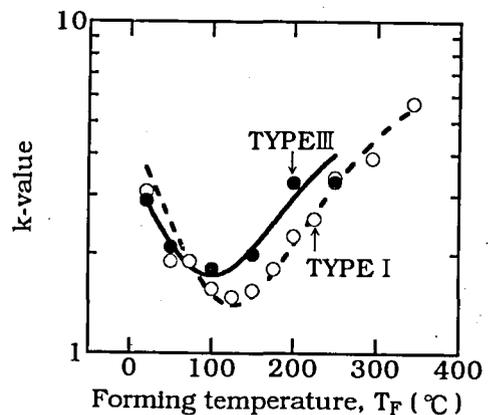


図4 TDP鋼のk値の引張温度依存性

表3 TDP鋼の冶金学的因子

| Steel | f_{γ_0} | $a_{\gamma_0}(\times 10^{-7}\text{mm})$ | $C_{\gamma_0}(\text{mass}\%)$ | Ms(°C) |
|---------|----------------|---|-------------------------------|--------|
| TDP I | 0.079 | 3.5211 | 1.38 | -37 |
| TDP III | 0.105 | 3.5249 | 1.46 | -65 |

され、TYPE I のような打抜き加工の影響は小さい。

3.5 温間伸びフランジ性に対する第2相形態の影響

図6に、 $T_p=20$ または 150°C で打抜き加工を施した試験片を種々の温度 T_E で穴広げ穴加

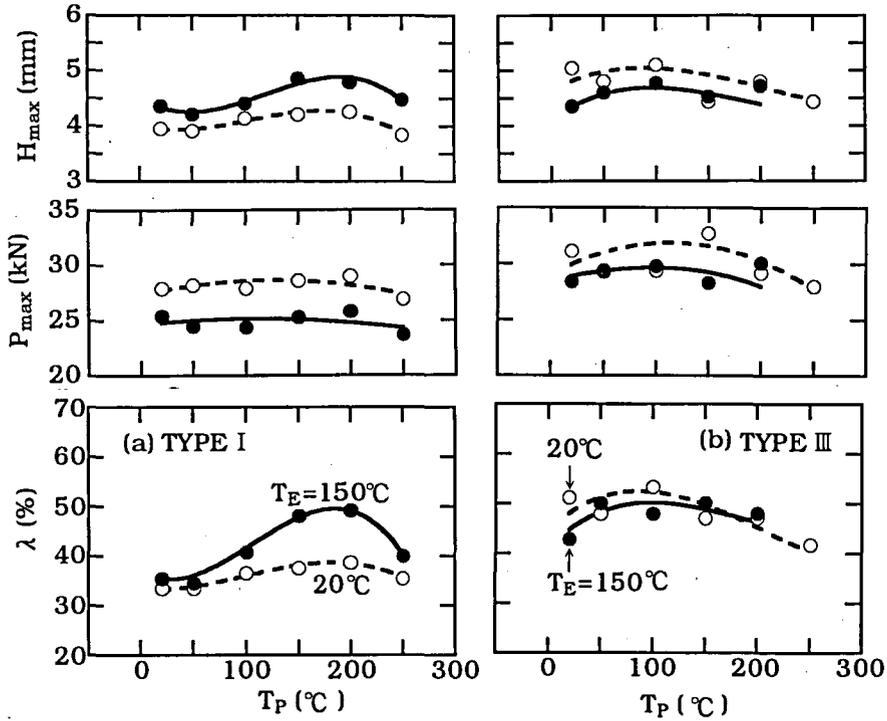


図5 打抜き最適温度による伸びフランジ性

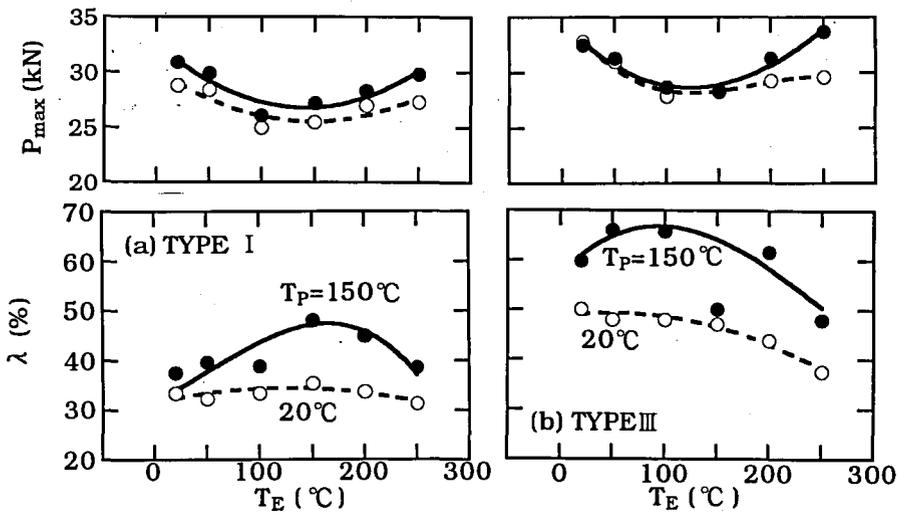


図6 穴広げ最適温度による伸びフランジ性

工したときの穴広げ率 λ ，最大穴広げ荷重 P_{max} を示す．図6(b)の第2相を微細均一化したTYPE IIIの形態を有する鋼の全伸び，一様伸びはTYPE Iより小さい⁽⁴⁾が（局部伸びは大きい），穴広げ率は著しく改善されている．第2相を微細均一とすることで， γ_R 体積率および炭素濃度の両者が増加し⁽⁴⁾，打抜き時の最適加工温度は50℃低下する．TYPE Iでは約150℃，TYPE IIIでは約100℃の温間穴広げ加工により穴広げ加工の著しい増加が認められる．このとき，加工荷重 P_{max} はほぼ最小となる．以上から図7に，供試鋼のTS- λ バランスを示す．ここでのTDP鋼の λ は図5と6からの最適成形温度での値とする．TDP III鋼は第2相の微細均一化と温間加工により，約65%のBDP鋼同等以上の優れた伸びフランジ性を高強度レベルで得ることが可能となる．

3.6 打抜き穴特性への温間加工の効果

図8に，板厚1.2mmのTDP鋼板をクリアランス $c=10\%$ でポンチ打抜き加工した時の加工変質層深さ（ γ_R の変態が生じている臨界深さ） d^* に及ぼす加工温度の影響を示す．20℃と比べ，150℃の温間加工により d^* は小さくなりSITが抑制される．しかし，TYPE IとTYPE IIIではその差はほとんどなく，形態による加工変質層深さの改善は見られなかった．

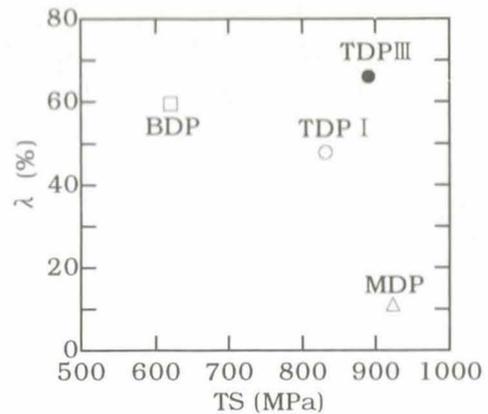


図7 供試鋼のTS- λ バランス

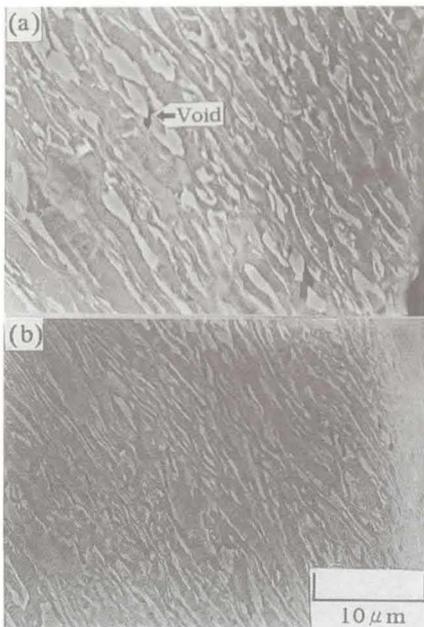


図9 打抜きせん断面のSEM写真

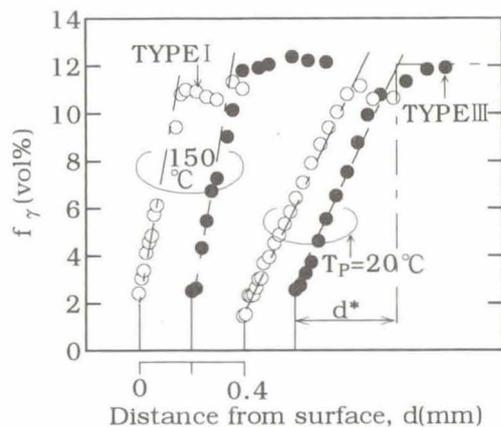


図8 打抜き穴表面層の γ_R 分布に及ぼす第2相形態の影響

図9に、打抜き穴せん断面における表面加工層のSEM写真(20kV, ×3k)を示す。写真の右側がせん断面で、上から下に打抜いている。それぞれ(a)TYPE I, (b)TYPE IIIで $T_p=150^\circ\text{C}$ の最適温度打抜きをすると、ボイドの発生は抑制される。TYPE I では母相/第2相界面での直径約 $1\mu\text{m}$ ボイドが発生しているが、TYPE III の第2相形態により、母相/第2相界面でのボイド形成をさらに抑制している。

3.7 考察

第2相形態の微細針状化と温間打ち抜き・温間穴抜け加工により、TDP鋼の穴広げ性をBDP鋼同等以上に飛躍的に改善できることが示された(図7)。本節では、この理由について考察する。

一般に、穴広げ性は局部伸び(局部変形)と良好な相関が認められる。図10に、供試鋼の穴広げ率 λ と局部伸びLE1の関係を示す。ここで、TDP鋼の λ は最適成形温度での値とし、アスタリスク*のシンボルは図3(b)での最大局部伸びを意味する。図より正の相関が認められ、局部伸びの大きい鋼は穴広げ率も大きい。それは最適成形温度の時にさらに局部伸びは大きくなる。

また図11に、供試鋼のマイクロ組織(母相と第2相)の硬さを示す。第2相/母相強度比(S)は、MDP鋼で $S=3$ 、TDP I鋼とBDP鋼で $S=2$ 、TDP III鋼で $S=1.2$ と小さくなる。TDP鋼の母相はSiの固溶強化により、他鋼より少し硬い。複合組織鋼では、供試鋼の界面でボイドが発生しやすく、このため母相と第2相の強度差が大きい複合組織鋼ほど界面でボイドが発生しやすく、これに起因して穴広げ性の低下が顕著に現われる。これは 20°C 打抜き時の初期に γ_R の α_m 変態が生じ、それ以後のせん断変形時に、硬い α_m と母相界面においてボイドが発生したと考えられる。一方 150°C 打抜きでは、 γ_R のひずみ誘起変態が抑制されるため(第2相の強度が低い場合)、ボイドの発生が抑制されると考えられる。

温間穴広げは全伸びおよび張出し加工の場合と同様に、 γ_R の変態を抑制すると予想される。温間打ち抜き・温間穴広げにより高い穴広げ率が得られたのは、打抜き時の変態量が少なく、穴広げ加工時に適度なひずみ誘起変態による応力緩和がボイド発生を

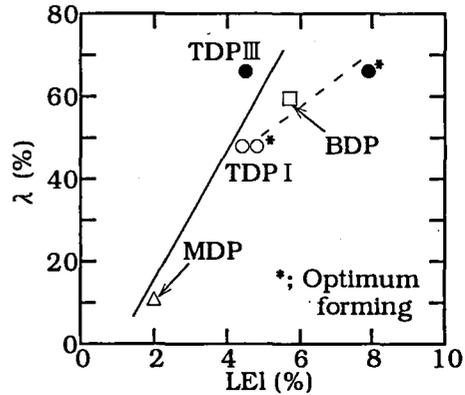


図10 供試鋼の穴広げ率と局部伸びの関係

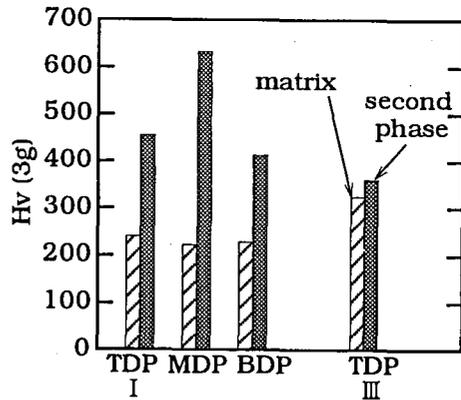


図11 供試鋼のマイクロ組織の硬さ

抑制したためと考えられる⁽¹¹⁾。

TDP鋼の穴広げ性の改善は、組織の微細・均一化および初期 γ_R の安定化によっても可能である⁽¹¹⁾。これについて述べたい。

図6より、100~200℃の温間打抜き加工により穴表面層の、またひずみ誘起変態による γ_R 量の減少も小さくすることができるとがわかった。TYPEⅢの形態では、打抜き時の d^* の値は連結型の場合とほぼ同じ(図8)であるが、ポイドがわずかししか発生していない(図9)。この打抜き時の損傷の減少と微細均一型が本来もつ高い極限変形能(図10)、安定かつ多量の γ_R が穴広げ率の増加に寄与したものと考えられる。また、TYPEⅠからTYPEⅢの熱処理によりミクロ的な強度の不均一性が少なくなるため、ポイドの発生が抑制され、打抜き面でのマイクロクラックの形成が少なく、しかもその伝ば特性が改善されるためと考えられる。また、TYPEⅠの連結型で拘束されたフェライト母相よりもTYPEⅢの微細針状型にすることでフェライトが容易に塑性流動するものと考えられる(図11)。このことは内部応力について検討してみる必要がある。またTRIP効果はTYPEⅢの形態(γ_R の分散化)にすることでかなり有効的に作用する(図6(b))。

4. 結 言

本研究で、本TRIP鋼の伸びフランジ性の改善を目的として、第2相の形態および温間打抜き・温間穴広げ性を実験的に検討し、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、温間加工は非常に効果がある。
2. TYPEⅢの高い伸びフランジ性は、主に組織の微細・均一化による極限(局部)変形能の増加に起因する。 γ_R の安定性および体積率の増加も伸びフランジ性の増加につながる。
3. フェライト・ベイナイト複合組織鋼より穴広げ率(伸びフランジ性)が高くなる。

TDP鋼の伸びフランジ性の改善に対し温間加工は非常に効果がある。しかし、本研究での加工速度は通常のプレス加工速度に比較してかなり低い。より高速での加工においても今回のような温間加工の効果が現われるかどうかの確認を今後行う必要がある。

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・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6年度卒業研究生の佐藤新一氏(現在;(株)イチカワ)、小林紀男氏(現在;森川産業(株))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) O.Matsumura et al.: Trans. ISIJ, **27** (1987), 570.
- (3) K.Sugimoto et al.: Metall. Trans., **23A** (1992), 3085.
- (4) K.Sugimoto and M.Kobayashi: Proc. Int. Sympo. on High-Strength Sheet Steels for the Automotive Industry, Baltimore, MD, USA, (1994), 255.
- (5) 三村和弘 他: CAMP-ISIJ, **5** (1992), 1859.
- (6) A.Nagasaka et al.: HSLA Steels '95, Proceedings of The Third International Conference on HSLA STEELS, Beijing, CHINA, (1995), 520.
- (7) 円山弘: 熱処理, **17** (1977), 198.
- (8) Z.Nishizawa: Martensite Transformation, Maruzen, Tokyo, (1979), 13.
- (9) G.R.Speich et al.: Metall. Trans.A, **12A** (1981), 1419.
- (10) J.B. Gilmour et al.: Metall. Trans., **3** (1972), 1455.
- (11) 長坂明彦 他: CAMP-ISIJ, **7** (1994), 1669.