

TRIP 鋼板のバーリングに及ぼす残留オーステナイト特性の影響*

長坂明彦*1・原 平*2・丸山真輝*3

味木 玲*4・村上俊夫*5

Effect of Retained Austenite Characteristics on Burring in TRIP steels

NAGASAKA Akihiko, Osamu HARA, Masateru MARUYAMA,
Ryo AMAKI and Tohio MURAKAMI

Effect of retained austenite parameters on burring of (0.1-0.4)C-(1.0-2.5)Si-(1.0-2.0)Mn (mass%) ultra high-strength TRIP-aided sheet steels with polygonal ferrite matrix (TDP steels) having different retained austenite parameters was investigated for automotive applications. Thermal drilling is a process that uses friction to produce bushing in steel tubing and sheet. The combined rotational and downward force of the thermal drilling tool bit creates friction heat. The height of the bushing was roughly 3 to 4 times the original steel thickness. The bushing are ideal for thread applications, as the strength of threads was significantly increased. Hole notches of 5mm diameter were produced by mechanical punching for hole-expanding test. The stretch-flangeability was evaluated using hole-expanding ratio. The hole-expanding ratio of burring were completed in TDP steels. The higher tensile strength, the lower hole-expanding ratio of mechanical punching. In TDP steels, the burring resulted in much higher stretch-flangeability than the mechanical punching. We found that compared with mechanical punching, the burring contributed to the improvement of the tensile strength of 1100MPa class TDP steel with polygonal ferrite matrix.

キーワード：TRIP 鋼板，残留オーステナイト，バーリング

1. 緒言

近年，乗用車の各種メンバー類には優れたプレス成形性を有する高強度低合金 TRIP¹⁾鋼板の適用が期待されている．これまでに，伸びフランジ性に及ぼすレーザ切断の影響に関する報告がなされてきたが²⁻¹⁴⁾，TRIP 鋼板のバーリングに関する報告はほとんどない¹⁵⁾．

そこで本研究では，TRIP 鋼板のバーリングの改善（ナットレス）を目的として，母相組織をポリゴナルフェライトとした TRIP 鋼（TDP 鋼）のバーリングに

及ぼす残留オーステナイト γ_R 特性の影響を調査した．

2. 実験方法

表 1 に供試鋼の化学組成を示す．供試鋼には冷延鋼板（板厚 $t=1.2\text{mm}$ ）を用いた．TDP 鋼は，2 相域焼なまし後，オーステンパ処理を施した¹²⁾．以後，これらの鋼を TDP-L～TDP-P 鋼と呼ぶ．比較として，フェライト・マルテンサイト複合組織鋼（MDP 鋼）も用いた¹²⁾．

表 1 供試鋼の化学組成 (mass%)

| steel | C | Si | Mn | P | S |
|-------|------|------|------|-------|--------|
| TDP-L | 0.10 | 1.49 | 1.50 | 0.015 | 0.0012 |
| TDP-A | 0.21 | 1.51 | 1.00 | 0.015 | 0.0013 |
| TDP-B | 0.20 | 1.51 | 1.51 | 0.015 | 0.0011 |
| TDP-C | 0.20 | 1.49 | 1.99 | 0.015 | 0.0015 |
| TDP-E | 0.20 | 1.00 | 1.50 | 0.014 | 0.0013 |
| TDP-F | 0.18 | 2.00 | 1.50 | 0.015 | 0.0013 |
| TDP-G | 0.19 | 2.48 | 1.49 | 0.014 | 0.0013 |
| TDP-N | 0.29 | 1.46 | 1.50 | 0.014 | 0.0012 |
| TDP-P | 0.40 | 1.49 | 1.50 | 0.015 | 0.0012 |
| MDP | 0.14 | 0.21 | 1.74 | 0.013 | 0.0030 |

2009年3月30日 日本鉄鋼協会第157春季講演大会にて一部発表.

*1 機械工学科教授

*2 セイコーエプソン株式会社(平成20年度機械工学科卒業)

*3 信州大学工学部 学生(平成20年度機械工学科卒業)

*4 株式会社 中嶋製作所

*5 株式会社 神戸製鋼所

原稿受付 2009年5月20日

図1にバーリング試験装置を示す。バーリングには短冊状試験片(50×150mm)を用い、ボール盤に直径5mmのフロードリルを装着し、回転数1500rpm一定で行った。

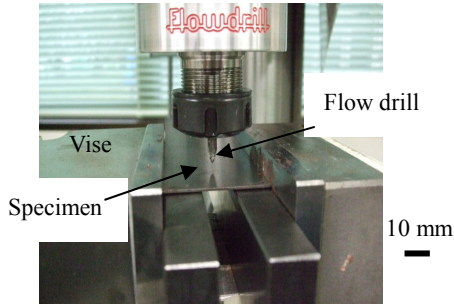


図1 バーリング試験装置

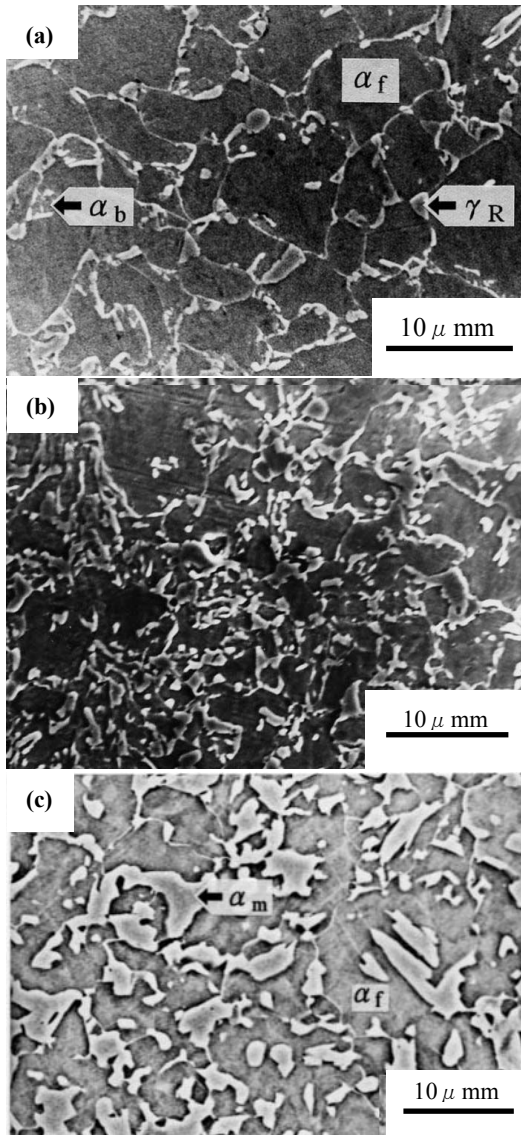


図2 ミクロ組織写真

((a)TDP-L鋼, (b)TDP-N鋼, (c)MDP鋼, α_f : ferrite matrix, α_b : bainite, α_m : martensite)

伸びフランジ性は次式の穴広げ率 λ で評価した¹⁾。

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

ここで、 d_0 , d_f はそれぞれ初期穴径、き裂発生時の穴径である。なお、バーリング成立は $\lambda = 100\%$ とした。 γ_R の初期体積率 f_{γ_0} はX線回折法(Mo-K α)により(200) α , (200) γ , (220) γ および(311) γ の5ピーク法¹⁶⁾を用いた。また、 γ_R 中の初期炭素濃度 C_{γ_0} (mass%)は、Cr-K α の回折面(220) γ から求めた格子定数 a_γ (nm)を次式¹⁷⁾に代入して計算した。

$$C_\gamma = (a_\gamma - 0.35467) / 4.67 \times 10^{-3} \dots (2)$$

なお、必要に応じ、マイクロビッカース硬さ測定を行った。

3. 実験結果および考察

図2にミクロ組織写真の代表例を示す。図2(a)はTDP-L鋼, 図2(b)はTDP-N鋼, 図2(c)はMDP鋼である。

表2 機械的特性と残留オーステナイト特性

| steel | TS (MPa) | TEI (%) | TS×TEI (GPa%) | f_{γ_0} | C_{γ_0} (mass%) |
|-------|----------|---------|---------------|----------------|------------------------|
| TDP-L | 651 | 37.2 | 24.2 | 0.049 | 1.31 |
| TDP-A | 742 | 32.3 | 24.0 | 0.058 | 1.51 |
| TDP-B | 825 | 36.0 | 29.7 | 0.079 | 1.38 |
| TDP-C | 984 | 22.9 | 22.5 | 0.137 | 1.26 |
| TDP-E | 767 | 29.0 | 22.2 | 0.076 | 1.41 |
| TDP-F | 911 | 31.9 | 29.1 | 0.085 | 1.31 |
| TDP-G | 966 | 28.8 | 27.8 | 0.103 | 1.29 |
| TDP-N | 895 | 32.2 | 28.8 | 0.132 | 1.41 |
| TDP-P | 1103 | 32.8 | 36.2 | 0.170 | 1.45 |
| MDP | 783 | 13.1 | 10.3 | - | - |

TS: tensile strength, TEI: total elongation,

TS×TEI: strength-ductility balance, f_{γ_0} : initial volume fraction of the retained austenite and C_{γ_0} : carbon concentration in the retained austenite.

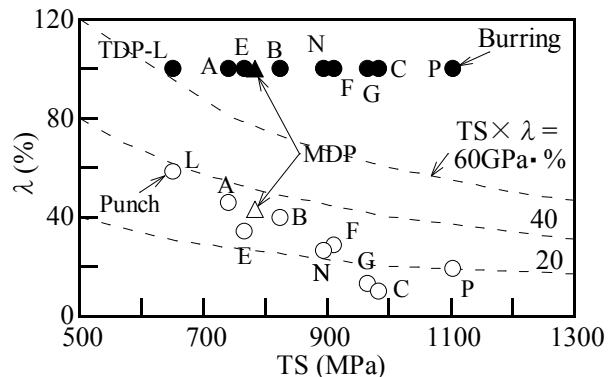


図3 穴広げ率 λ と引張強さTSの関係

ナイタール腐食後の SEM 写真から、ベイナイト α_b と γ_R からなる第 2 相が母相のフェライト粒界 α_f 粒界に沿ってネットワーク状（連結状）に存在する。

表 2 に機械的特性と残留オーステナイト特性を示す。TDP 鋼は、C、Si および Mn 添加量に伴い、引張強さ TS 、 f_{γ_0} (γ_R の量) および C_{γ_0} (γ_R の質) は変化するが、全伸び TEI は MDP 鋼と比べ、大きな伸びを示す。また、プレス成形性の指標である強度・延性バランス $TS \times TEI$ は、25GPa%程度と高いバランスを示す。図 3 に穴広げ率 λ と引張強さ TS の関係を示す。

また、図 4 にバーリング後の M6 タッピングを示す。パンチ打抜き時の λ は、高 TS 側で低下する（図 2）。

一方、フロードリルによるバーリングの λ は、100%と低下しない。また、バーリング後のタッピングも可能となる。

これは、フロードリルの摩擦熱が高 TS も側で適度に作用し、加工損傷を抑制することが考えられる。フロードリルは、ナットレスを可能にした。

図 5、図 6 にバーリング後の断面およびその模式図を示す。図 5(a)はカットモデル、図 5(b)バーリング断面、図 5(c)タッピング断面である。バーリング端面から 0.3mm 等間隔にビッカース硬さ試験（荷重：0.98N、保持時間：5s）を行った。ここで、 H をバーリング高さとする。

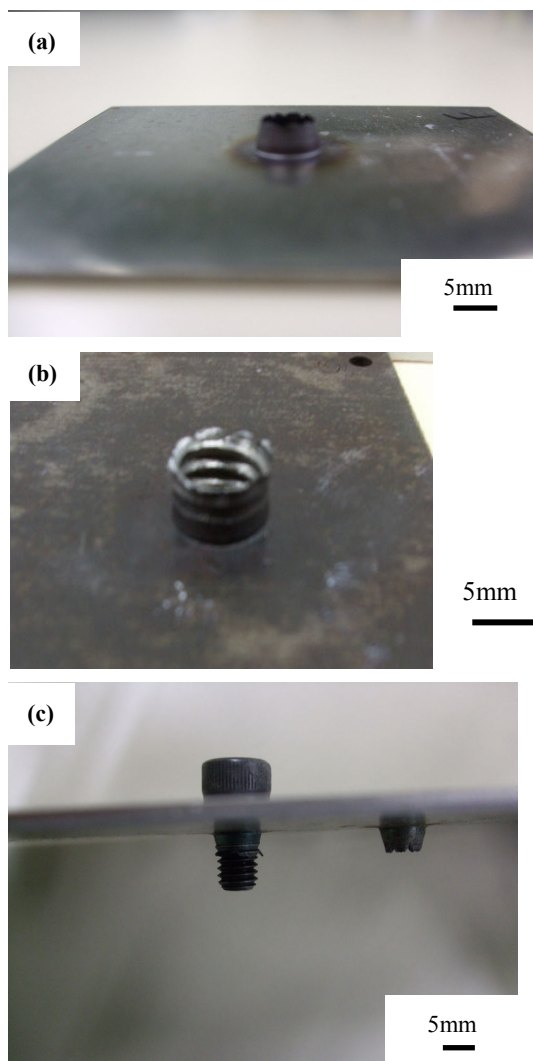


図 4 バーリング後の M6 タッピング
(a)バーリング, (b)タッピング, (c)M6 ボルト

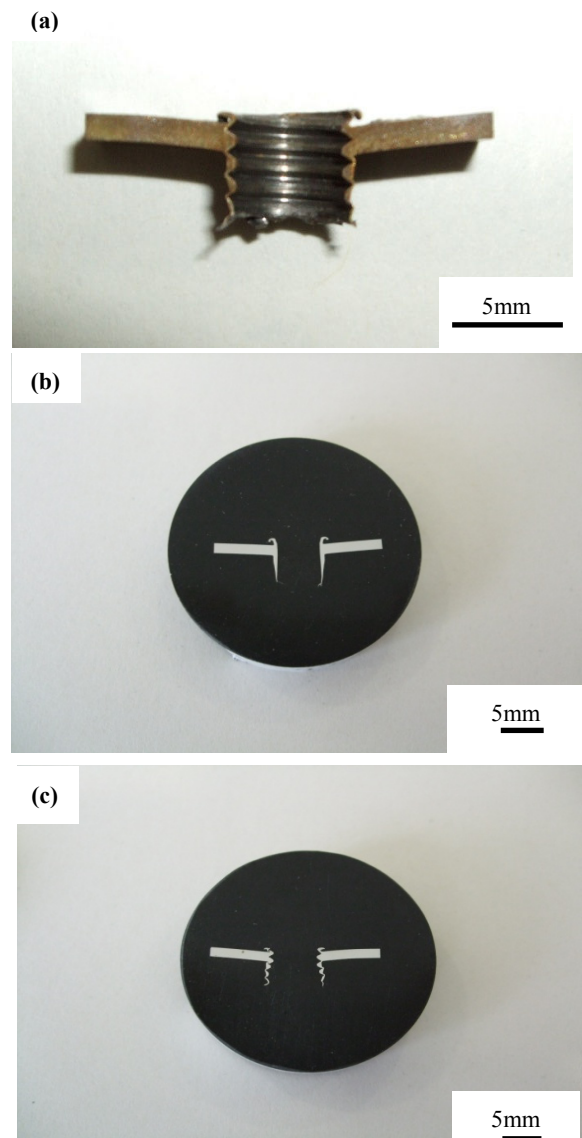


図 5 バーリングおよびタッピング後の断面
(a)カットモデル, (b)バーリング断面, (c)タッピング断面

図7にバーリング高さ H を示す。TDP 鋼において、バーリング高さ H は4.5mm 前後と板厚 t の4倍程度に成形された。また、M6 のタッピングを行った場合、3～4山加工することができた(図5(a))。

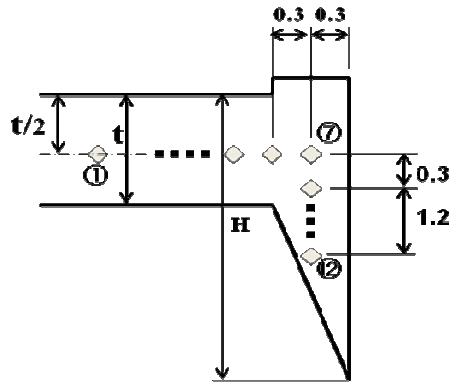


図6 バーリング後の断面の模式図

図8にバーリング断面のビッカース硬さ HV 分布を示す。TDP-C 鋼において、 HV 分布より、バーリングの下方にしたがい HV が高くなることで、加工硬化が大きくなることがわかる。ここで、No.1～4 までの硬さの平均値を母材硬さ HV_0 、No.9～12のそれを変形後の硬さ HV_{max} とし、 HV_0 と HV_{max} との差を硬さ増分 ΔHV とする。

図9にTDP 鋼の硬さ増分 ΔHV を示す。ここで ΔHV は、 HV_0 と HV_{max} との差とする。TDP-A～TDP-F 鋼において、Si および Mn 量の増加に伴い、 ΔHV は増加する。とくに、TDP-A～TDP-C 鋼の ΔHV の増加は $C_{\gamma 0}$ (γ_R の質) の低下が一因であると考えられる。

4. 結言

- (1) フロードリルは、TDP 鋼のバーリングに効果的に作用し、ナットレスを可能にした。
- (2) TDP 鋼の Mn 量の増加に伴い、 γ_R の炭素濃度 $C_{\gamma 0}$ が低下した。この γ_R の質の低下が加工硬化の程度に影響したと考えられる。

参考文献

- 1) 長坂明彦他：鉄と鋼，**94** (2008)，351.
- 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) 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) Y. Hirose, S. Nakai, H. Fukuyama, S. Sudoh and K. Ueno: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1071.

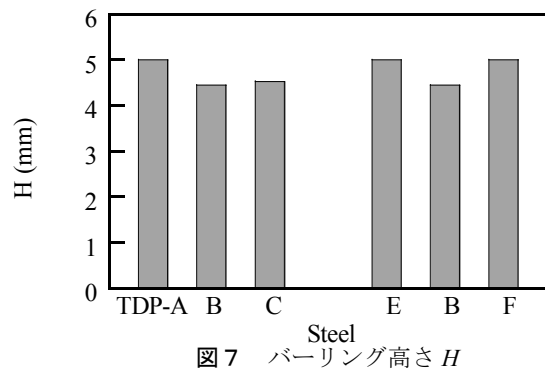


図7 バーリング高さ H

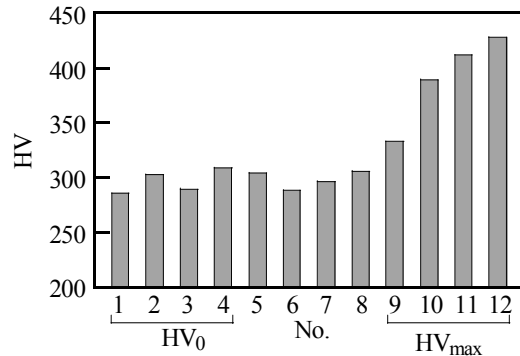


図8 バーリング断面のビッカース硬さ HV 分布 (TDP-C 鋼, HV_0 : 母材硬さ, HV_{max} : 変形後の硬さ)

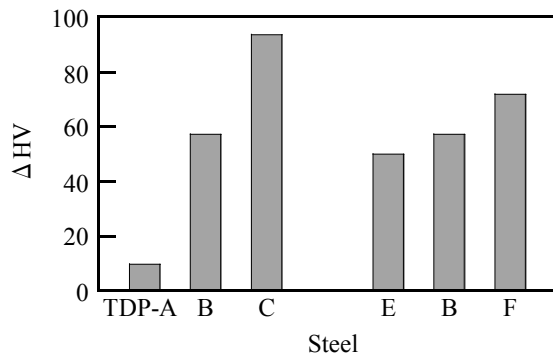


図9 TDP 鋼の硬さ増分 ΔHV

- 10) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *Tetsu-to-Hagane*, **83** (1997), 335.
- 11) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi and H. Shirasawa: *Tetsu-to-hagane*, **84** (1998), 218.
- 12) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi and: S. Hashimoto, *Tetsu-to-hagane*, **85** (1999), 552.
- 13) A. Nagasaka, K. Sugimoto, A. Koyama, S. Hashimoto, T. Kashima, T. Hojo and A. Mio: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **46** (2006), 25.
- 14) A. Nagasaka, Y. Kubota, K. Sugimoto, A. Mio, T. Hojo, K. Makii, M. Kawajiri, M. Kitayama: *Tetsu-to-hagane*, **94** (2008), 351.
- 15) A. Nagasaka, K. Sugimoto and T. Murakami: *CAMP-ISIJ*, **22** (2009), 274.
- 16) H. Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 17) 西山善次: マルテンサイト変態 基本編, 丸善, 東京, p13(1971).