

1200MPa 級超高強度 TRIP 鋼板のバーリングに及ぼす加工条件 および疲労特性の影響

長野工業高等専門学校・機械工学科 教授 長坂 明彦

(共同研究者 長野工業高等専門学校専攻科・生産環境システム専攻 守屋 俊介)

(平成22年度一般研究開発助成 AF-2010030)

キーワード：TRIP 鋼板, バーリング, タッピング, 疲労特性

1. 緒言

近年、電気自動車およびハイブリッドカー等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 TRIP 鋼板の適用が期待されている¹⁾⁻⁵⁾。これまでに、TRIP 鋼板のバーリングに関する研究⁶⁾⁻⁷⁾が報告されてきたが、TRIP 鋼板のバーリングの影響に関する報告は十分ではない。

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、母相組織をベイニティックフェライトとした TRIP (TBF) 鋼板⁸⁾のバーリングに及ぼすバーリング・タッピングの影響を調査した。

2. 実験方法

供試鋼には表 1 に示す化学組成を有する冷延鋼板(板厚 1.2mm)を用いた。TBF 鋼は、950℃、1200s のオーステナイト(γ)化後、375℃または 450℃、200s のオーステンパ処理を施した(図 1)。以後、これらの鋼を TBF375 および TBF450 と呼ぶ。ここで、オーステンパ温度には TBF 鋼の M_s 点(420℃)の前後の温度を採用した。 M_s 点は次式より求めた⁵⁾。

$$M_s (\text{℃}) = 550 - 361 \times (\%C) - 39 \times (\%Mn) - 0 \times (\%Si) + 30 \times (\%Al) - 5 \times (\%Mo) \dots (1)$$

比較として、780℃、1200s の 2 相域焼なまし後、400℃、1000s のオーステンパ処理を施し、TRIP 型ポリゴナルフェライト鋼(TDP 鋼)を作製した。なお、TDP 鋼は Si および Mn 添加量をほぼ一定とし、C 添加量を 0.1~0.4mass% の範囲で変化させた。以後、これらの鋼を TDP1~TDP4 と呼ぶ。また、残留オーステナイト(γ_R)を含まないフェライト・マルテンサイト複合組織鋼(MDP 鋼)も用いた。

表 1 供試鋼の化学成分 (mass%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Al
TBF	0.20	1.51	1.51	0.015	0.0011	0.040
TDP1	0.10	1.49	1.50	0.015	0.0012	0.038
TDP2	0.20	1.51	1.51	0.015	0.0011	0.040
TDP3	0.29	1.46	1.50	0.014	0.0012	0.043
TDP4	0.40	1.49	1.50	0.015	0.0012	0.045
MDP	0.14	0.21	1.74	0.013	0.0030	0.037

図 2 にバーリング・タッピング試験装置を示す。試験機には MC を使用した。バーリングには板状試験片(150×50mm)を用い、M6 ショート(フロードリルの直径 $D=5.3$) のフロードリルを装着し、切削送り速度 $F=10\text{mm/min}$ 、回転数 $n=3500\text{rpm}$ で行った。その後タッピングを行い、必要に応じ疲労試験を行った(応力比 $R=0.1$ (引張り-引張り, 片振り), 周波数 10Hz, 正弦波, 最大応力 $\sigma_{\max}=400\text{MPa}$, 最小応力 $\sigma_{\min}=40\text{MPa}$)。また、Z 軸ロードメータ(スラスト相当) S およびスピンドルロードメータ(トルク相当) T の測定を行った。

引張試験には、圧延方向に作製した JIS13B 号試験片(図 3)を用い、クロスヘッド速度 1mm/min (標点距離 $GL=50\text{mm}$, 平均ひずみ速度 $2.8 \times 10^{-4}/\text{s}$)で行った。

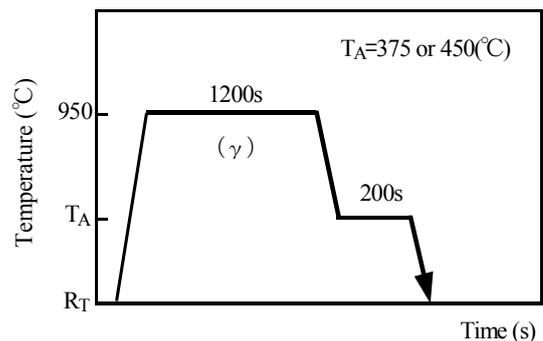


図 1 TBF 鋼の熱処理曲線 (R_T : 室温)

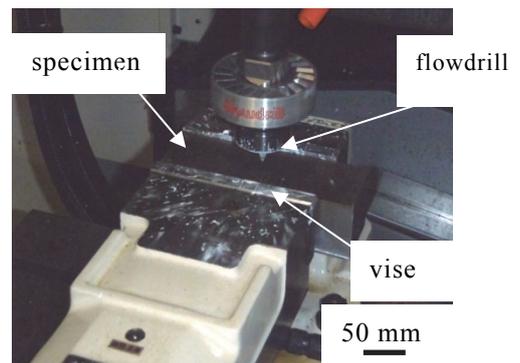


図 2 バーリング・タッピング試験装置

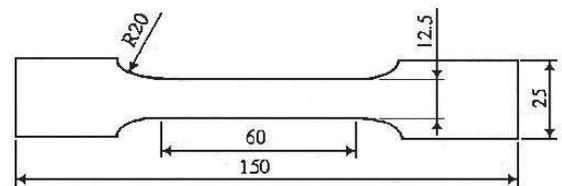


図 3 JIS13B 号引張試験片形状

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 および(311) γ の5ピーク法⁸⁾を用いて求めた。また, γ_R 中の初期炭素濃度 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} (nm)を次式⁹⁾に代入して計算した。

$$C_{\gamma_0} = (a_{\gamma_0} - 0.35467) / 4.67 \times 10^{-3} \dots (2)$$

3. 実験結果および考察

3.1 微細組織と引張特性

図4にTBF鋼の組織写真を示す。図4(a)はTBF375の組織, 図4(b)はTBF450の組織である。レペラ腐食により, 白い部分が γ_R あるいはマルテンサイト(α_m), グレーの部分がベイニティックフェライト(α_{bf})を示す。また, 熱処理後の供試鋼の第2相および γ_R 特性と引張特性を表2に示す。TBF鋼の M_s 点(420°C)以下の375°Cでオーステンパ処理を施したTBF375の組織は, 主に α_{bf} と γ_R からなり, γ_R の大半はフィルム状に存在する²⁾。一方, 450°Cでオーステンパ処理を施したTBF450では同様に α_{bf} を母相とし, 第2相として γ_R の他に8.1 vol%の α_m が存在する(表2)。このとき, TBF375と比べ, TBF450の γ_R の初期体積率 f_{γ_0} は増加する²⁾。また, 引張強さ TS はTBF450と比べ, TBF375では1100MPa以上と高くなる。

図5にTDP2鋼のマイクロ組織を示す。母材のポリゴナルフェライト(α_f)に残留オーステナイト(γ_R)とベイナイト(α_b)から成る第2相がネットワーク状に存在する(図5)。

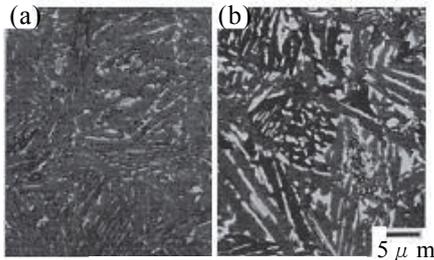


図4 TBF鋼の組織
(a) TBF375, (b) TBF450
(白: γ_R あるいは α_m , グレー: α_{bf})

表2 供試鋼の第2相および γ_R 特性と引張特性

steel	T_A (°C)	f (vol%)	f_{α_m} (vol%)	f_{γ_0} (vol%)	C_{γ_0} (mass%)	YS (MPa)	TS (MPa)	UE1 (%)	TE1 (%)	RA (%)
TBF375	375	8.9	0	8.9	1.16	971	1154	4.4	7.8	40.3
TBF450	450	19.3	8.1	11.2	0.96	617	918	14.2	18.2	44.5
TDP1	400	19.9	0	4.9	1.31	429	651	27.8	37.2	49.2
TDP2	400	35.3	0	9.0	1.38	526	825	31.7	36.0	44.0
TDP3	400	44.1	0	13.2	1.41	562	895	28.6	32.2	41.8
TDP4	400	55.1	0	17.0	1.45	728	1103	29.2	32.8	41.8
MDP	-	27.1	27.1	-	-	593	783	8.3	13.1	44.5

T_A : オーステンパ温度, f , f_{α_m} , f_{γ_0} : 第2相体積率, マルテンサイトの体積率, 残留オーステナイトの初期体積率, C_{γ_0} : 残留オーステナイト中の初期炭素濃度, YS: 降伏応力, TS: 引張強さ, UE1: 均一伸び, TE1: 全伸び, RA: 絞り。

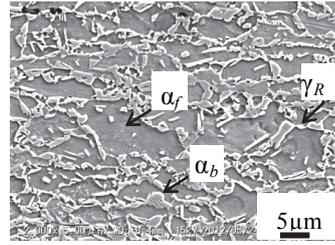


図5 TDP2鋼のマイクロ組織(α_f :フェライト, γ_R :残留オーステナイト, α_b :ベイナイト)

3.2 疲労特性

図6にバーリング後の外観を示す(TDP2鋼, $F=10$ mm/min, $n=3500$ rpm, $D=5.3$ mm)。ここで, 熱影響幅 w は試験片表面の圧延方向とその直角方向を測り, その平均値とした。

図7に各供試鋼と熱影響幅 w の関係を示す。TDP1~TDP4鋼およびMDP鋼を比較すると, 熱影響幅 w に大きな差は見られず, w はC添加量に影響を及ぼさないと考えられる。

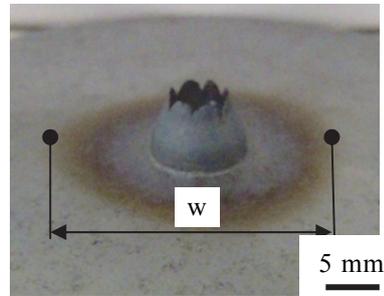


図6 バーリング後の外観 (w : 熱影響幅)

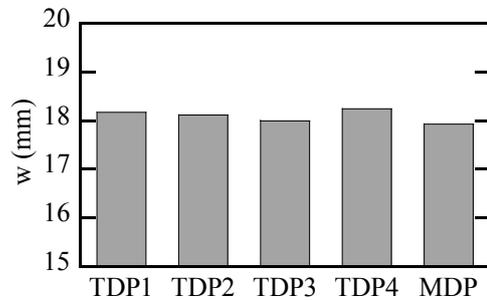


図7 熱影響幅 w

図 8 にバーリングのロードメータと時間 t の関係を示す (TDP2 鋼, $F=10\text{mm}/\text{min}$, $n=3500\text{rpm}$, $D=5.3\text{mm}$). スラスト S はバーリングの加工時間に伴い低下し, 最大スラスト S_{max} となり, その後上昇する. 一方, トルク T は S より遅れて最大トルク T_{max} となり, その後低下する. なお, 全ての鋼種で同様の傾向を示した.

図 9 に引張強さ TS と最大スラスト S_{max} および最大トルク T_{max} の関係を示す. TS の大小によらず, S_{max} は約 20%, T_{max} は約 15% 程度であり, TS と S_{max} および T_{max} の間に相関は見られない. また, γ_R を含まない MDP も同様の傾向を示している. これは, フロードリルによる加工発熱が適度に作用したためだと考えられる.

図 10 にバーリング後の断面 SEM 写真を示す. 図 10 (a) は端面を, 図 10 (b) は端面から 0.3mm 内部である. 端面付近には, 打抜きに発生するボイドは見られない (図 10(a)). 0.3mm 内部での塑性流れが大きいことがわかる (図 10(b)).

図 11 にフランジ部模式図を示す. H はバーリング高さを示す. また, フランジ部肉厚を計測するために, 試験片の裏面での肉厚を x_1 , 裏面から 1mm 間隔に x_2 , x_3 とした.

図 12 に各供試鋼とバーリング高さ H の関係を示す. TDP1~TDP4 鋼を比較すると H に大きな変化は見られず, H の値に C 添加量の影響はないと考えられる. 一方 TDP 鋼と MDP 鋼を比較すると, MDP 鋼が 1mm 程度大きくなった.

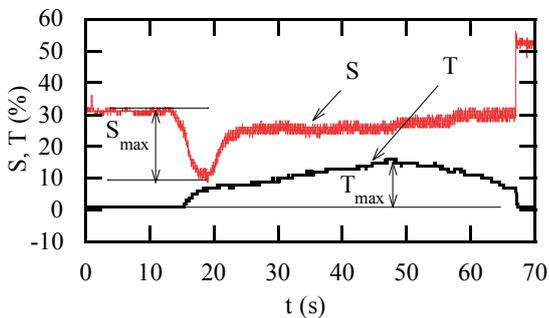


図 8 バーリングのスラスト S とトルク T (TDP2 鋼)

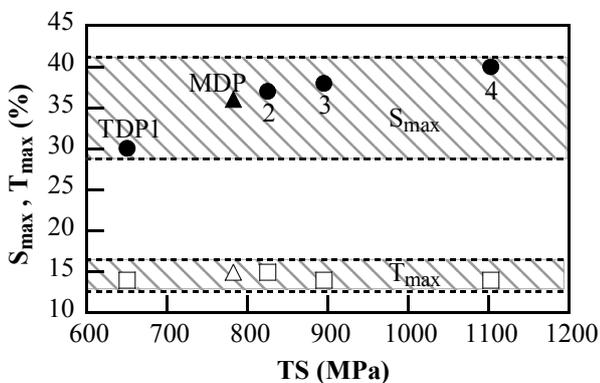


図 9 引張強さ TS と最大スラスト S_{max} および最大トルク T_{max} の関係

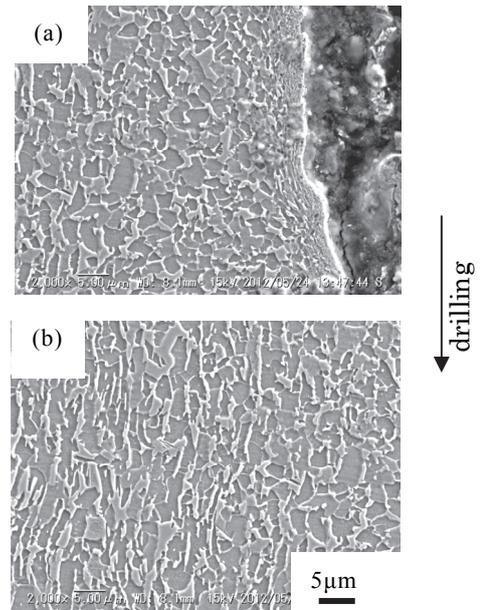


図 10 バーリング後の断面 SEM 写真 ((a)端面, (b)内部 0.3mm)

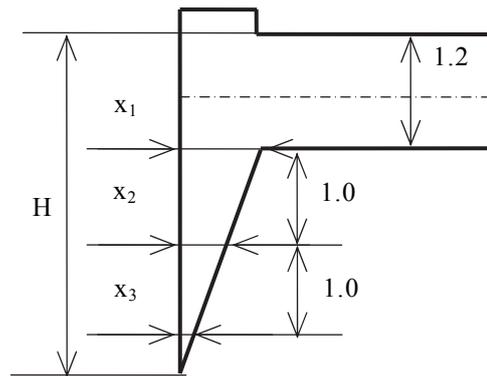


図 11 フランジ部肉厚の模式図

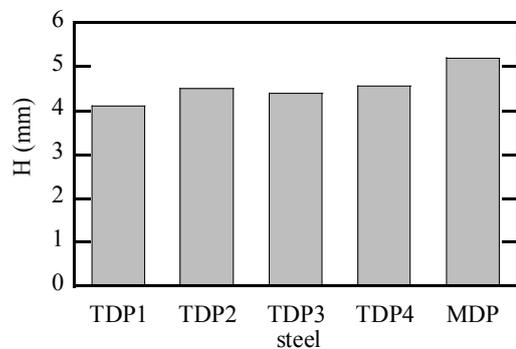


図 12 バーリング高さ H

図 13 にフランジ部肉厚 x と各供試鋼の関係を示す。

TDP1～TDP4 鋼を比較すると、フランジ部肉厚 x_1 , x_2 , x_3 においてほとんど差は見られない。一方、TDP1～TDP4 鋼と MDP 鋼を比較すると x_1 , x_2 において MDP 鋼は小さくなっている。これらから TDP 鋼は MDP 鋼と比較し、バーリング高さ H は小さくなるが肉厚 x を稼ぐことができ、フランジ部が割れにくいと考えられる。

図 14 にフランジ部硬さの模式図を示す。板厚の中心線上でバーリング端面から 0.3mm の場所を基点⑦とし、バーリング下方向と母材方向に 0.3mm 間隔で、合計 12 箇所においてビッカース硬さ試験（荷重：0.98N，保持時間：5s）を行った。

図 15 にバーリング後のビッカース硬さ HV 分布を示す。TDP2 鋼の HV 分布より、⑥付近から HV が高くなるのがわかる。これはバーリングによる加工硬化およびひずみ誘起変態に因ると考えられる。

図 16 に TDP 鋼および MDP 鋼の硬さ増分 ΔHV ($\Delta HV = HV_{max} - HV_0$) を示す。図 14 にビッカース硬さ HV と有効炭素濃度 $f_{\gamma 0} \times C_{\gamma 0}$ の関係を示す。ここで母材硬さを HV_0 ，⑨～⑫の平均 HV を変形後の最高硬さ HV_{max} とした。TDP1～TDP4 鋼を比較すると、C 添加量の増加に伴い、 ΔHV は増大する（図 16）。これは、C 添加量が増加することで、 γ_R の初期体積率 $f_{\gamma 0}$ と初期炭素濃度 $C_{\gamma 0}$ の積である有効炭素濃度 $f_{\gamma 0} \times C_{\gamma 0}$ が結果として高くなり、TRIP 効果が大きく作用したことによると考えられる。また、TDP 鋼と MDP 鋼を比較すると、TDP 鋼の ΔHV が相対的に大きいことがわかる。これは、MDP 鋼はバーリング時の加工発熱に伴う加工硬化を生じており、TDP 鋼はそれに付随してひずみ誘起変態が影響していると考えられる。

図 17 にビッカース硬さ HV と有効炭素濃度 $f_{\gamma 0} \times C_{\gamma 0}$ の関係を示す。ここで母材硬さを HV_0 ，⑨～⑫の平均 HV を変形後の最高硬さ HV_{max} とした。TDP1～TDP4 鋼を比較すると、C 添加量の増加に伴い、 ΔHV は増大する（図 16）。

図 18 にタッピング後の各供試鋼の破断繰返し数 N_f を示す。なお、TDP4 鋼はタッピングが不可能であったため除外した。TBF375 鋼は、TBF450 鋼および TDP2 鋼と比べ、高い疲労寿命を示す。TDP1～TDP3 鋼および MDP 鋼において、 N_f は 1.5×10^5 回程度であり、 N_f に大差がないといえる。

図 19 に加工の異なる TDP2 鋼の破断繰返し数 N_f を示す。また、図 20 にき裂長さ $2c$ と疲労繰返し数 N の関係を示す。ドリル切削、バーリングおよびタッピングの順に N_f が向上していることがわかる（図 19）。ドリル切削、バーリングおよびタッピングの順にき裂発生が遅れ、各加工においてき裂発生後、加速的にき裂が進展することがわかる（図 20）。これはバーリングによって生じる加工変質層が寄与し、さらにタッピングによりバーリング時に生じた加工変質層が適度に除去されたことが一因であると考えられる。

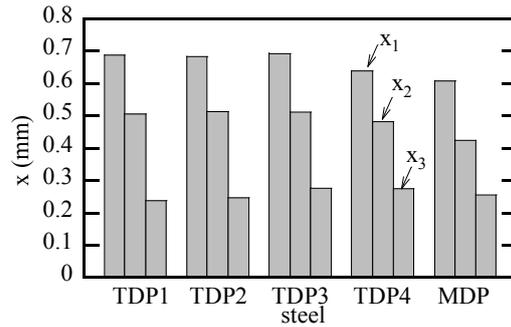


図 13 フランジ部肉厚 x

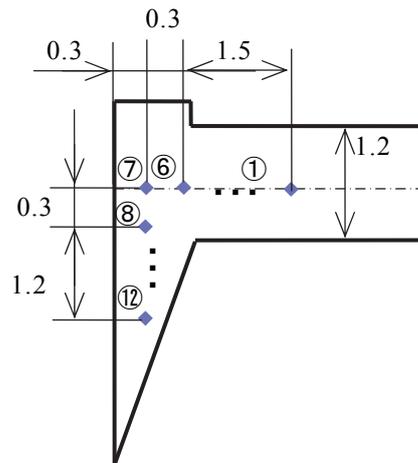


図 14 フランジ部硬さの模式図

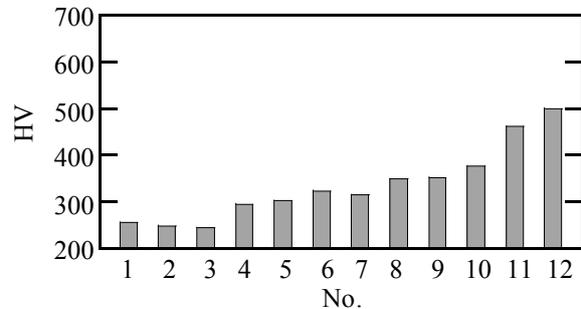


図 15 フランジ部の HV 分布 (TDP2 鋼)

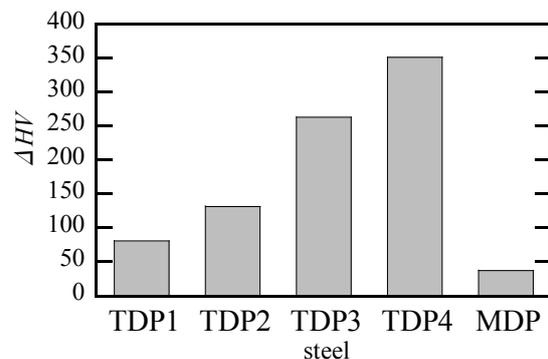


図 16 硬さ増分 ΔHV

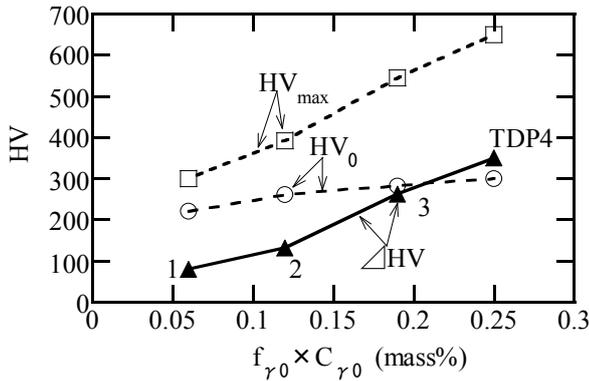


図 17 ビッカース硬さ HV と有効炭素濃度 $f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$ の関係

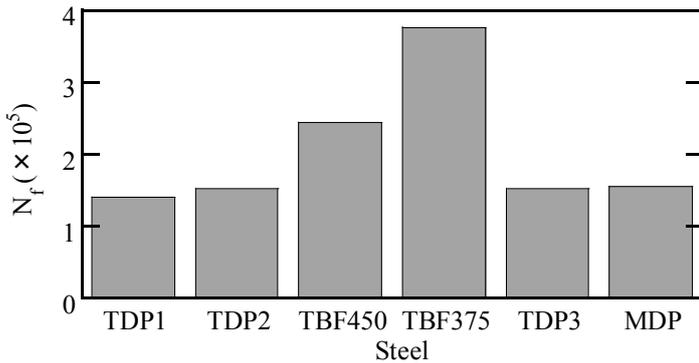


図 18 タッピング後の破断繰返し数 N_f

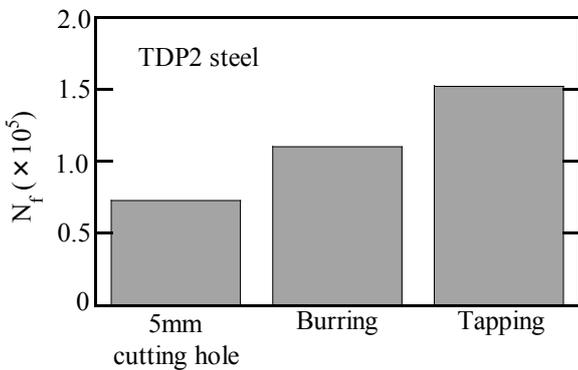


図 19 加工の異なる TDP2 鋼の破断繰返し数 N_f

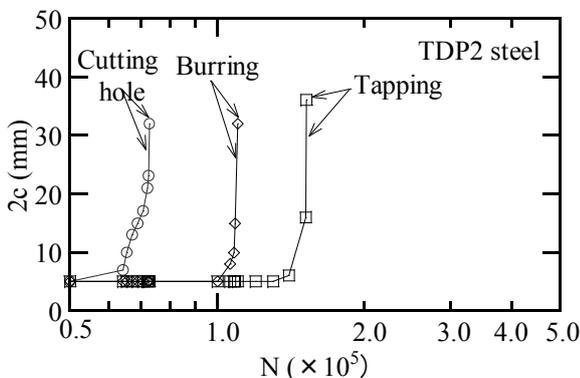


図 20 き裂長さ $2c$ と疲労繰返し数 N の関係 (TDP2 鋼)

4. 結言

1200MPa 級超高強度 TRIP 鋼板のバーリングに及ぼす加工条件および疲労特性の影響を調査した。主な結果は以下の通りである。

- 1) タッピング後の TBF375 鋼は、TBF450 鋼および TDP2 鋼と比べ、高い疲労寿命を示した。
- 2) TDP 鋼は炭素添加量の増加に伴い、バーリング後のフランジ部のビッカース最高硬さ HV_{max} および硬さ増分 ΔHV が増大した。これは、炭素添加量が増加することで、有効炭素濃度 $f_{\gamma_0} \times C_{\gamma_0}$ が結果として高くなり、TRIP 効果が作用したことによると考えられる。
- 3) バーリング後のタッピングは TDP1~TDP3 鋼および MDP 鋼では可能であったが、TDP4 鋼ではタップが破損した。これは、TDP4 鋼のフランジ部のビッカース最高硬さである HV_{max} および ΔHV が極めて高いことが一因である。
- 4) TDP 鋼の炭素添加量は、タッピング後の疲労寿命に大きな影響を及ぼさなかった。
- 5) TDP 鋼のバーリングは、疲労き裂の発生を抑制した。これは、穴近傍にバーリングによって生じる加工変質層が寄与したためと考えられる。
- 6) タッピングを施すことで、バーリングのそれより大きい疲労き裂発生抑制効果が見られた。これは、バーリング時に生じた加工変質層が適度に除去されたためと考えられる。

最後に、本研究に際しご支援をいただきました公益財団法人 天田財団にお礼申し上げます。

参考文献

- 1) K. Sugimoto, A. Nagasaka, M. Kobayashi and S. Hashimoto : ISIJ Int., 39 (1999), 56.
- 2) K. Sugimoto, S. Song, J. Sakaguchi, A. Nagasaka and T. Kashima : Tetsu-to-Hagane, 91 (2005), 278.
- 3) K. Sugimoto, A. Kanda, R. Kikuchi, S. Hashimoto, T. Kashima and S. Ikeda : ISIJ Int., 42 (2002), 910.
- 4) H. Hayashi, K. Tezen and T. Amaike : J. Jpn. Soc. Technol. Plast., 27 (1986), 984.
- 5) 田村今男：鉄鋼材料強度学，日刊工業新聞社，(1970)，39.
- 6) A. Nagasaka, S. Hasebe, A. Nakamura, T. Matsushima, K. Sugimoto and T. Murakami : Proc. of SHSS2010, CD-ROM, (2010).
- 7) Nagasaka et al.: J. of Iron and Steel Research, Int., 18 (2011), 44.
- 8) A. NAGASAKA, Y. KUBOTA, K. SUGIMOTO, A. MIO, T. HOJO, K. MAKII, M. KAWAJIRI and M. KITAYAMA: ISIJ International, Vol. 50 (2010), 1441.
- 9) H. Maruyama: J. Jpn. Soc. Heat Treat., 17 (1977), 198.
- 10) 西山善次：マルテンサイト変態，丸善株式会社，(1979)，13.