

超高張力TRIP型ベイニティックフェライト鋼板の 伸びフランジ性に及ぼすYAGレーザ切断の影響

長坂 明彦*・窪田 優一*²・杉本 公一*³・三尾 敦*⁴・北條 智彦*⁵
槇井 浩一*⁶・川尻 将洋*²・北山 光也*

Effect of YAG Laser Cutting on Stretch-flangeability of Ultra High Strength
TRIP Sheet Steel with Bainitic Ferrite Matrix

Akihiko NAGASAKA, Yuichi KUBOTA, Koh-ichi SUGIMOTO, Atsushi MIO, Tomohiko HOJO,
Koichi MAKII, Masahiro KAWAJIRI and Mitsunari KITAYAMA

Synopsis : Effect of YAG laser cutting on stretch-flangeability of 0.2C–1.5Si–1.5Mn (mass%) ultra high-strength TRIP-aided sheet steel with bainitic ferrite matrix (TBF steel) having different martensite start temperatures, which were austempered at 375 or 450°C, was investigated for automotive applications. Hole notches of 5 mm diameter were produced by YAG laser cutting or mechanical punching for hole-expanding test. The stretch-flangeability was evaluated using hole-expanding ratio (λ).

In TBF steel, laser cutting resulted in much higher stretch-flangeability than mechanical punching. The hole-expanding ratio (λ) of TBF steel austempered at 375°C in the case of laser cutting at average powers between 50 and 100 W was higher than that at 450°C, and also higher than mechanical punching. Furthermore, the strength–stretch-flangeability balance ($TS \times \lambda$) of TBF steel austempered at 375°C showed the highest stretch-flangeability by laser cutting at 100 W. We found that compared with mechanical punching, YAG laser cutting contributed to the improvement of the $TS \times \lambda$ of 1100 MPa class TBF steel with fine bainitic ferrite matrix.

Key words: YAG laser cutting; TRIP steel; stretch-flangeability; retained austenite; transformation-induced plasticity.

1. 緒言

近年、自動車業界では環境問題の取組による燃費向上を図るための車体軽量化、ドライバーを守るための衝突安全性の向上が求められ、材料に加工・成形性ととも薄く、強度の高い鋼板が求められるようになってきた。TRIP鋼板は優れたプレス成形性を有することから、乗用車の各種メンバー類、シートのレールおよびロアアームなどの足回り部品への適用が進められている。

一方、TRIP鋼板は他のプレス成形性と比べ、伸びフランジ性が低いことが知られているが、近年、温間成形^{1,2)}やマイクロ組織制御³⁾によって改善できることが報告されている。

また、産業用として広く用いられているレーザにはYAGレーザとCO₂レーザの2種類がある。YAGレーザの波長は1.06 μm 、CO₂レーザのそれは10.6 μm と異なる⁴⁾。金属のエネルギー吸収率は光の波長によって異なり、波長の1

桁短いYAGレーザに対する鋼のエネルギー吸収率は、CO₂レーザのそれより4倍程度大きい。金属加工において、吸収率の大きなYAGレーザは溶融が開始されるまでに被加工物に投入する総エネルギーが少なくすむ。低出力での加工が必要な薄板の微細形状を切断や溶接するためには、YAGレーザが適する⁴⁾。これまでに、鋼板の伸びフランジ性に及ぼすCO₂レーザ切断の改善に関する研究報告がなされてきたが^{5,6)}、TRIP鋼板のYAGレーザ切断の影響に関するものはほとんどない^{7,8)}。強度レベルが980 MPa以上の超ハイテンにおけるYAGレーザ切断の改善は十分でない。昨今、YAGレーザの高出力化も進んでいるが、低出力での切断もコスト面から必要と思われる。

そこで本研究では、TRIP型ベイニティックフェライト鋼板 (TBF鋼) の伸びフランジ性に及ぼすYAGレーザ切断の影響を調査した。

平成19年12月26日受付 平成20年5月8日受理 (Received on Dec. 26, 2007; Accepted on May 8, 2008)

* 長野工業高等専門学校機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Nagano National College of Technology, 716 Tokuma Nagano 381–8550)

*² 長野工業高等専門学校専攻科 (Advanced Courses, Nagano National College of Technology)

*³ 信州大学工学部機械システム工学科 (Department of Mechanical Systems Engineering, Shinshu University)

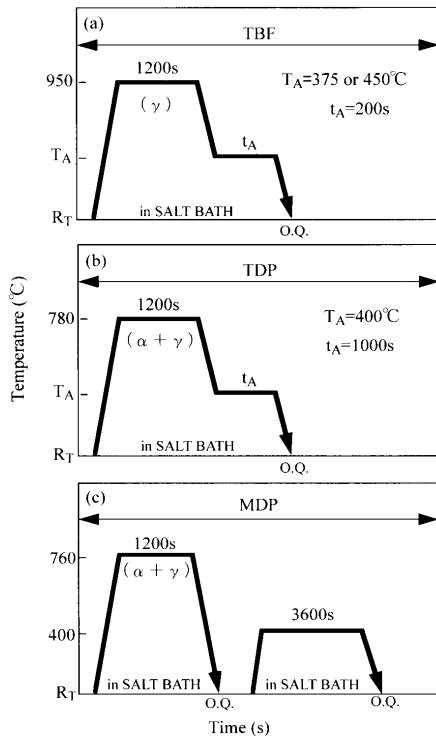
*⁴ 長野工業高等専門学校技術室 (Technical Section, Nagano National College of Technology)

*⁵ 津山工業高等専門学校機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Tsuyama National College of Technology)

*⁶ (株) 神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels used (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

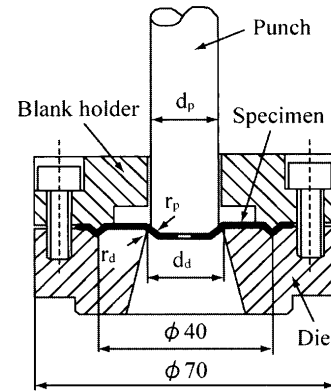
Fig. 1. Heat treatment diagram, in which “O.Q.”, “A.C.” and “R_T” represent quenching in oil, air cooling and room temperature, respectively.

2. 実験方法

Table 1に供試鋼の化学組成を示す。また、Fig. 1に熱処理線図を示す。供試鋼にはTable 1の化学組成を有する冷延鋼板（板厚1.2 mm）を用いた。TBF鋼は、950°C、1200 sのオーステナイト化後、375°Cまたは450°C、200 sのオーステンパ処理を施した（Fig. 1(a)）。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°C）の前後の温度を採用した。M_s点は以下の式より求めた⁹⁾。

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

比較として、780°C、1200 sの2相域焼なまし後、400°C、1000 s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（Fig. 1(b)）。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0.1～0.4 mass%の範囲で変化させた。以後、これらの鋼をTDP1～TDP4と呼ぶ。また、残量オーステナイト（γ_R）を



$$(d_p = 17.4 \text{ mm}, r_p = 3.0 \text{ mm}, d_d = 22 \text{ mm}, r_d = 1 \text{ mm})$$

Fig. 2. Experimental apparatus for hole-expanding.

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（Fig. 1(c)）。

引張試験にはJIS13B号試験片を用い、クロスヘッド速度1 mm/min（ひずみ速度 2.8×10^{-4} /s）で行った。

伸びフランジ試験には直径50 mmの円板状試験片を用い、初期穴径5 mmをレーザ切断およびパンチ打抜き加工後、平頭パンチ（成形速度1 mm/min）で成形した（Fig. 2）。

レーザ切断にはYAGレーザ加工機（最大平均出力350 W、最大ピーク出力4.5 kW）を用いた。レーザ加工条件は、平均出力 $P = 25 \sim 100$ W、（パルスエネルギー $E = 1 \sim 4$ J/P、パルス幅2 ms、パルス繰返し数25 Hz）加工速度100 mm/minとし、酸素をアシストガス（0.5 MPa）とし、圧延方向に対して45°方向からレーザ切断した⁵⁾。パンチ打抜き加工には、インストロン型万能試験機を用い、試験片にグラファイト系潤滑剤を塗布した。打抜き金型のプッシュ径は5.0 mm、パンチ直径を4.76 mmとし、打抜きクリアランスを板厚の10%、打抜き速度10 mm/minと一定にした。

なお、伸びフランジ性は次式により穴広げ率 λ で評価した。

$$\lambda = \frac{d_f - d_0}{d_0} \times 100\% \quad (2)$$

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。

γ_Rの初期体積率 $f_{\gamma 0}$ はX線回折法（Mo-Kα線）により（200）α、（211）α、（200）γ、（220）γおよび（311）γの5ピーク法¹⁰⁾を用いて求めた。また、γ_R中の初期炭素濃度 $C_{\gamma 0}$ （mass%）は、Cr-Kα線の回折面（220）γから求めた格子定数 a_{γ} （nm）を次式¹¹⁾に代入して計算した。

$$C_{\gamma 0} = (a_{\gamma} - 0.35467) / 4.67 \times 10^{-3} \quad (3)$$

硬さ測定にはダイナミック超微小硬度計を用い、硬さはダイナミック硬さ¹²⁾（押込み硬さ）DHVにより評価した。

ここで、ダイナミック硬さは圧子押込み試験でビッカース圧子を用いて、負荷中における試験力 F と押込み深さ h から算出される硬さで以下の式より求めた（荷重 $F=9.81$ mN, 負荷速度：1.42 mN/s）。

$$DHV=3.858F/h^2 \cdots \cdots (4)$$

3. 実験結果および考察

3.1 組織と機械的特性

Fig. 3にTBF鋼の組織写真を示す。Fig. 3(a)と(b)はTBF375の組織、Fig. 3(c)と(d)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Table 2に示す。TBF鋼の M_s 点(420°C)以下の375°C

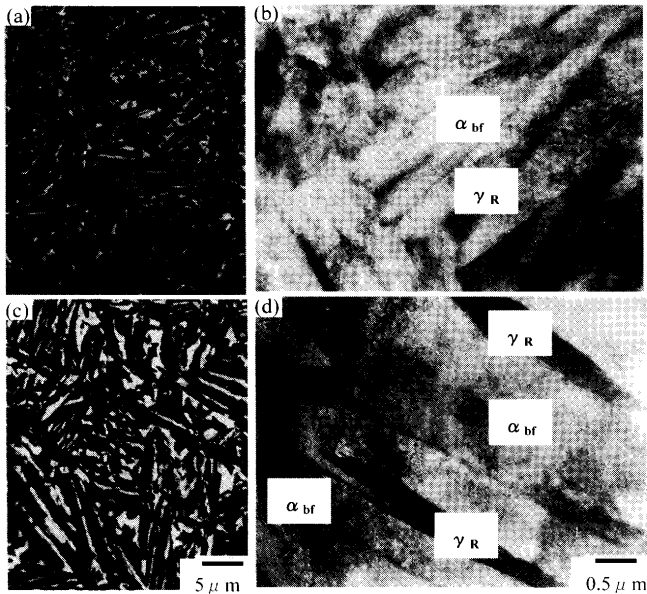


Fig. 3. Optical and transmission electron micrographs of TBF steel austempered at (a), (b) 375°C or (c), (d) 450°C, in which “ γ_R ” and “ α_{bf} ” denote retained austenite film and bainitic ferrite matrix, respectively. In (a) and (c), white and gray regions represent retained austenite and/or martensite and bainitic ferrite matrix, respectively. (a) and (c): RePera etching.

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(Table 2)。このとき、TBF375と比べ、TBF450の γ_R の初期体積率 $f_{\gamma 0}$ は増加する²⁾。また、引張強さ TS はTBF450と比べ、TBF375では1100 MPa以上と高くなる。

3.2 伸びフランジ性

Fig. 4に穴広げ率 λ と引張強さ TS の関係を示す。ここで、TBF鋼以外は平均出力を $P=100$ Wとし、レーザー切断加工を行った。Fig. 4(a)において、パンチ打抜きと比較してレーザー切断の両TBF鋼の λ は高 TS にも関わらず、高い値を示した。また、レーザー切断条件の平均出力において、両TBF鋼の λ は $P=50$ Wと比べ、 $P=100$ Wの場合でさらに高い値を示す傾向にある（ $P=25$ Wは切断できなかった）。一方、TDP鋼においては0.1~0.4 mass%とC量の増加に伴い、引張強さ TS が高くなるが、レーザー切断およびパンチ打抜きの穴広げ率 λ はそれぞれ低下する(Table 2)。

なお、C量が0.3 mass%以上になると、良好であったレーザー切断穴の λ が、パンチ打抜き穴の場合と同程度にま

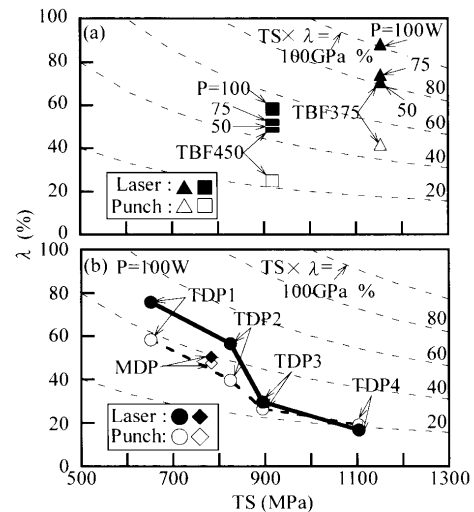


Fig. 4. Comparison of hole-expanding ratio (λ) as a function of tensile strength (TS), in which marks represent punching (open marks) and laser cutting (solid marks), respectively.

Table 2. Retained austenite characteristics and tensile properties of steels used.

steel	T_A (°C)	f (vol%)	$f_{\alpha m}$ (vol%)	$f_{\gamma 0}$ (vol%)	$C_{\gamma 0}$ (mass%)	YS (MPa)	TS (MPa)	UEI (%)	TEI (%)	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 : austempering temperature, f , $f_{\alpha m}$, $f_{\gamma 0}$: initial volume fraction of second phase, martensite and retained austenite, $C_{\gamma 0}$: initial carbon concentration of retained austenite, YS: yield stress or 0.2% offset proof stress, TS: tensile strength, UEI: uniform elongation, TEI: total elongation and RA: reduction of area.

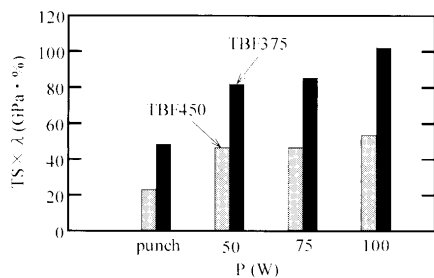


Fig. 5. Comparison between strength-stretch-flangeability balance ($TS \times \lambda$) and average power (P).

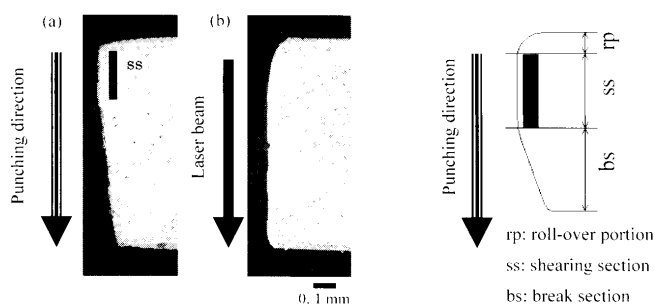


Fig. 6. Optical micrographs of cross-section of TBF450 steel with (a) hole-punching and (b) laser cutting.

で低下する。なお、MDP鋼のレーザ切断穴の λ はパンチ打抜き穴と同程度である。

Fig. 5に伸びフランジ性の指標として、平均出力 P の異なるTBF鋼における引張強さ TS と穴広げ率 λ の積、すなわち強度-伸びフランジ性バランス $TS \times \lambda$ の比較を示す。 $P=100$ Wにおいて、TBF375の $TS \times \lambda$ がTBF450と比べ、100 GPa%以上という良好な伸びフランジ性が得られた。 M_s 点以下のTBF鋼(TBF375)は、組織の微細化等により、き裂の発生および伝播に対して障害物の役割を果たすことで¹³⁾、穴広げ時にレーザ切断の効果を高めることができたと考えられる(Fig. 3(a))。

3・3 レーザ加工による伸びフランジ性の改善機構

Fig. 6に初期穴加工後のパンチ打抜きおよびレーザ切断面の切り口断面を示す。TBF450において、Fig. 6(a)はパンチ打抜き断面であり、Fig. 6(b)は平均出力 $P=100$ Wにおけるレーザ切断面である。

一般に、パンチ打抜き穴には打抜き方向に伴い、だれ、せん断面、破断面が形成される。Fig. 7にだれ長さ rp 、せん断面長さ ss および破断面長さ bs の割合とC量の関係を示す。TDP鋼において、C量の増加に伴い、せん断面長さ ss の割合が減少し¹⁴⁾、 λ 値を低下させる一因である破断面長さ bs の割合は増加する傾向にある。また、TBF375およびTBF 450の bs はTDP2のそれと同等で、超高強度レベルでも ss を維持した。

一方、レーザ切断加工において、平均出力の変化においてもレーザ切断面の切り口断面は同等で、明確な違いが見られなかった(Fig. 6(b))。

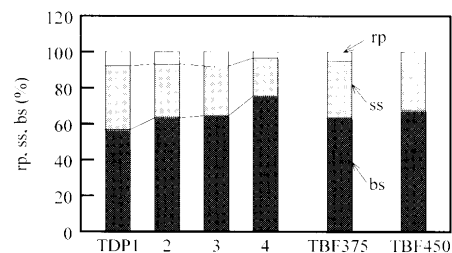


Fig. 7. Relationship between ratio of roll-over portion (rp), shearing section (ss) and break section (bs), and TDP and TBF steels.

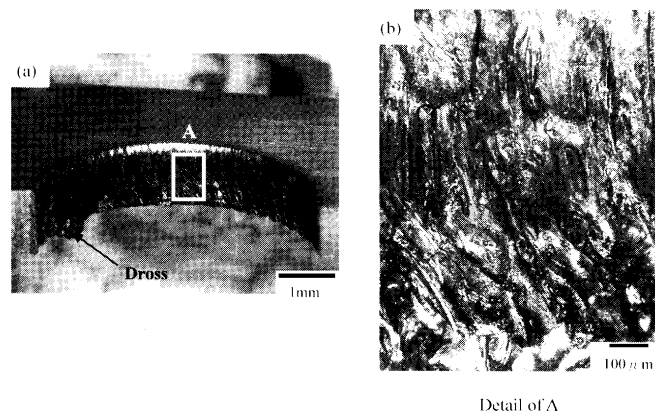


Fig. 8. Photographs of outside and cross-section area of TBF375 steel with laser cutting ($P=100$ W).

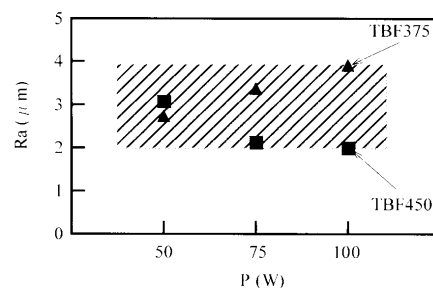


Fig. 9. Relation between surface roughness (Ra) and average power (P).

3・4 レーザ切断面の表面粗さ

Fig. 8(a)にTBF鋼の切断面外観および切断面の正面からの写真を示す(Fig. 8(b)). TBF375の $P=100$ Wにおいて、上面からレーザが入射されることで、下面にドロスが発生する。同様に、 $P=50\sim75$ Wにおいてもドロスは発生した。

また、Fig. 9に算術平均粗さ Ra と平均出力 P の関係を表す。測定にはレーザ顕微鏡を用いた。倍率は400倍、カットオフ有り(0.25 mm)とした。平均出力の変化に Ra は大きく依存せず、 $Ra=2\sim4$ μmである。

3・5 レーザ切断面のミクロ組織

Fig.10に走査型電子顕微鏡(SEM)による初期穴加工後のレーザ切断面の組織写真を示す。TBF375において、切断端よりおよそ30 μmはレーザにより組織が緻密になり、加工変質層が生じるパンチ打抜きと比べ、 λ 値が改善したと考えられる。特に、TBF375における組織の微細化はパン

チ打抜きと同様、レーザー切断した鋼板における早期のき裂発生を抑制する一因であると考えられる¹³⁾。TBF450のミクロ組織は γ_R のサイズがTBF375のそれと比べ、相対的に大きく (Fig. 3), γ_R 中の炭素濃度 C_{γ_0} が低い (Table 2)。このことは γ_R の安定性を低下させ、変形時の γ_R の変態を促進させ、伸びフランジ性の低下の一因となり¹⁾、TBF450の λ はTBF375に比較して低下した (Fig. 4(a))。

Fig.11にレーザー切断面直下の深さ方向における押込み硬さ比 DHV/DHV_0 分布を示す。ここで、 DHV_0 は母材のダイナミック硬さ、 DHV はレーザー切断面の硬さである。TBF375において、オープンマークが平均出力 $P=50$ W, ソリッドマークが $P=100$ Wである。切断面の熱影響部である切断面から $20\mu\text{m}$ の部分と母材である $40\mu\text{m}$ の部分の硬さ比に注目すると、切断面から約 $40\mu\text{m}$, 硬さ比が低下し、母材硬さとなり、それぞれ同様な傾向にあることがわ

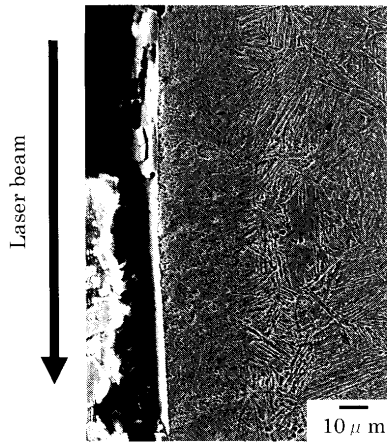


Fig. 10. Scanning electron micrograph of cross-section of TBF375 steel with laser cutting ($P=100$ W).

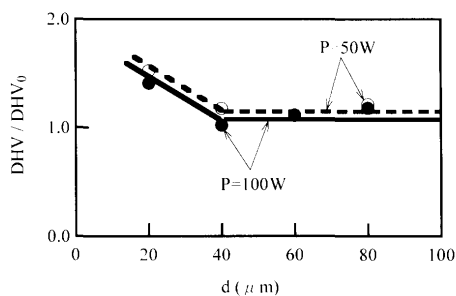


Fig. 11. Variation in dynamic hardness ratio (DHV/DHV_0) at the section of distance (d) in TBF375 steel.

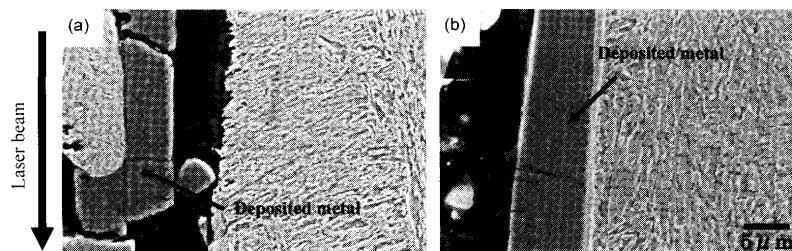


Fig. 12. Scanning electron micrographs of cross-section of TBF375 steel with laser cutting ((a) $P=50$ W, (b) $P=100$ W).

かる。TBF450においても平均出力の相違は見られなかった。

Fig.12に初期穴加工後のレーザー切断面のSEM組織を示す。Fig.12(a)はTBF375における平均出力 $P=50$ Wで切断後であり、Fig.12(b)は $P=100$ Wである。Fig.12(a)において微細なジグザグが観察される。平均出力の違いにより切断面表面に相違が見られた。また、このジグザグが穴広げ時のき裂発生起点として振る舞い、TBF375のレーザー切断の λ が低出力($P=50$ W)側で相対的に低 λ 値となった一因と考えられる (Fig. 4)。今後、低出力レーザー切断での λ 値の改善が期待できる。

一般に、伸びフランジ性の改善には、温間成形等により、 γ_R のTRIP効果が重要な役割を果たす。従来の研究より、YAGレーザーにより多量で安定な γ_R を有するTDP鋼はC量が0.2 mass%までは改善された⁷⁾。しかし、980 MPa級での改善は十分とは言えない。そこで、延性の観点から局部伸びに優れる M_s 点の異なるTRIP型ベイニティックフェライト鋼板 (TBF375) に注目し、レーザー切断により伸びフランジ性が改善されることを明らかにした。また、YAGレーザーの出力を制御することで、穴広げ時に伸びフランジ性に及ぼすレーザー切断の効果を高めたことを明らかにした。

4. 結言

TRIP型ベイニティックフェライト鋼板の伸びフランジ性に及ぼすYAGレーザー切断の影響を調査した。主な結果は以下の通りである。

(1) 超ハイテンの伸びフランジ性は、TRIP型ベイニティックフェライト鋼でレーザー切断がパンチ打抜き加工と比べ、効果的に作用した。

(2) M_s 点以下のTBF鋼 (TBF375) は、組織の微細化等により、引張強さと穴広げ率の積である強度-伸びフランジ性バランス $TS \times \lambda$ において、穴広げ時にレーザー切断の効果を高めた。

最後に、本研究を支援していただきました (財) 中部電力基礎技術研究所、(財) 天田金属加工機械技術振興財団および (財) 金型技術振興財団に対し、深く感謝の意を表するとともに、長野工業高等専門学校技術室の和田一秀氏、

卒業研究生の新井 剛氏，戸谷 卓氏にお礼申し上げます。

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-Hagané*, **91** (2005), 278.
3) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
4) 金岡 優：レーザ加工，日刊工業新聞社，(1999)，5.
5) H.Shirasawa, S.Hashimoto, K.Mimura and K.Korida: *Tetsu-to-Hagané*, **16** (1985), 1949.
6) H.Hayashi, K.Tezen and T.Amaike: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **27** (1986), 984.
7) A.Nagasaka, K.Sugimoto, A.Koyama, S.Hashimoto, T.Kashima, T.Hojo and A.Mio: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **46** (2006), 25.
8) A.Nagasaka, K.Sugimoto, Y.Kubota, A.Koyama, Y.Mukai and T.Hojo: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **47** (2007), 71.
9) 田村今男：鉄鋼材料強度学，日刊工業新聞社，(1970)，39.
10) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
11) 西山善次：マルテンサイト変態，丸善株式会社，(1979)，13.
12) Y.Yamamoto and T.Nishimura: *Shimadzu Rev.*, **50** (1993), 320.
13) K.Sugimoto, M.Kobayashi, K.Inoue, X.Sun and S.Soshiroda: *Tetsu-to-Hagané*, **84** (1998), 559.
14) 中川威雄：プレス成形難易ハンドブック，日刊工業新聞社，(1997)，472.