



A. Nagasaka

超高張力 TRIP 鋼板のプレス成形性に及ぼす YAG レーザ加工の影響

長坂 明彦*

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^{1)~9)}。また、合金元素は易酸化性であるため鋼板表面で酸化物を形成しやすく、特に Si は化成処理性に悪影響を及ぼすことが知られている¹⁰⁾。これまでの報告⁷⁾では、母相組織を制御した C-Si-Mn 系 TRIP 鋼の伸びフランジ性に及ぼすレーザ切断の影響を調査したものであり、980MPa 級以上の超ハイテンの伸びフランジ性を考慮したとき、より優れた伸びフランジ性が期待される母相組織をベイニティックフェライト (α_{bf}) とした TRIP 鋼 (TBF 鋼)²⁾ の伸びフランジ性に及ぼすレーザ切断条件^{7,8)}の影響についての報告はほとんどない。

そこで本研究では、 M_s 点の異なる母相組織をベイニティックフェライトとした TRIP 鋼 (TBF 鋼) 板の伸びフランジ性に及ぼす YAG レーザ⁴⁾切断条件の影響を調査した。

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°C、1200s のオーステナイト (γ) 化後、375°C または 450°C、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°C) の前後の温度を採用した。 M_s 点は次式より求めた⁹⁾。

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

比較として、780°C、1200s の 2 相域焼焼なまし後、400°C、1000s のオーステンパ処理を施し、母相組織をポリゴナルフェライトとした TRIP 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。

引張試験には、圧延方向に作製した JIS13B 号試験片 (図 2) を用い、クロスヘッド速度 1mm/min (標点距離 GL=50mm, 平均ひずみ速度 $2.8 \times 10^{-4}/s$) で行った。

穴広げ試験には、直径 50mm の円板状試験片を用い、初期穴径 5mm をレーザ切断およびパンチ打抜き加工後、平頭パンチで成形 (成形速度 1 mm/min) した (図 3)。いずれの試験にもグラファイト系潤滑剤を使用した。

レーザ切断には、YAG レーザ加工機 (最大平均出力 350W, 最大ピーク出力 4.5kW) を用いた。レーザ加工条件は、平均出力 $P=25 \sim 100W$, (パルスエネルギー $E=1 \sim 4J/P$, パルス幅 2ms, パルス繰返し数 25Hz) 加工速度 100mm/min とし、酸素をアシストガス (0.5MPa) 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。打抜き金型のブッシュ径は 5.0mm, パンチ直径を 4.76mm とし、打抜きクリアランスを板厚の 10%, 打抜き速度 10mm/min と一定にした。

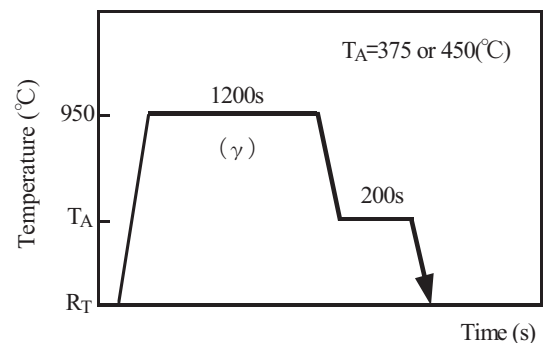
図 1 TBF 鋼の熱処理曲線 (R_T : 室温)

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

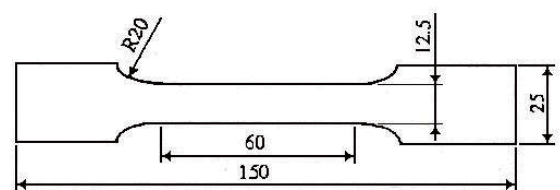


図 2 JIS13B 号引張試験片形状

*長野工業高等専門学校・機械工学科 教授

伸びフランジ性は次式により穴広げ率 λ で評価した.

$$\lambda = (d_f - d_0) / d_0 \times 100 \% \dots (2)$$

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_{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¹¹⁾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 (nm) を次式¹²⁾に代入して計算した.

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

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¹³⁾ (押し込み硬さ) DHV により評価した. ここで, ダイナミック硬さは圧子押し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 と押し込み深さ h から算出される硬さで次式より求めた (荷重 $F = 9.81\text{mN}$, 負荷速度: 1.42mN/s).

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

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.

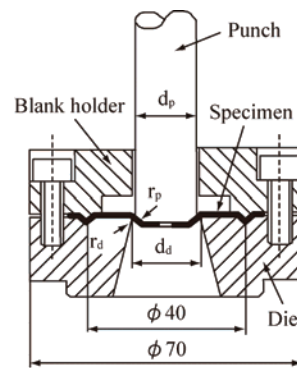
表 2 供試鋼の第 2 相および γ_R 特性と引張特性

steel	T_A ($^\circ\text{C}$)	f (vol%)	f_{α_m} (vol%)	f_{γ_0} (vol%)	C_{γ_0} (mass%)	YS (MPa)	TS (MPa)	UEl (%)	TEl (%)	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, UEl: 均一伸び, TEl: 全伸び, RA: 絞り.

3.2 伸びフランジ性

図 5 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 $P = 100\text{W}$ とし, レーザ切断加工を行った. 図 5(a) において, パンチ打抜きに比較してレーザ切断の両 TBF 鋼の λ は高 TS にも関わらず, 高い値を示した. また, レーザ切断条件の平均出力において, 両 TBF 鋼の λ は $P = 50\text{W}$ と比べ, $P = 100\text{W}$ の場合でさらに高い値を示す傾向にある ($P = 25\text{W}$ は切断できなかった). 一方, 図 5(b) の TDP 鋼においては $0.1 \sim 0.4\text{mass\%}$ と C 量の増加に伴い, 引張強さ TS が高くなるが, レーザ切断およびパンチ打抜きの穴広げ率 λ はそれ



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

図 3 穴広げ試験金型

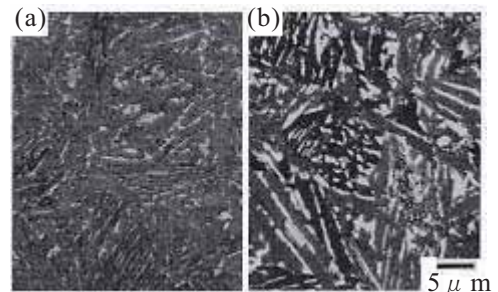


図 4 TBF 鋼の組織

((a) TBF375, (b) TBF450)

(白: γ_R あるいは α_m , グレー: α_{bf})

ぞれ低下する (表 2). なお, C 量が 0.3mass%以上になると, 良好であったレーザ切断穴の λ が, パンチ打抜き穴の場合と同程度にまで低下する. 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.

図 6 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. $P=100W$ において, TBF375 の $TS \times \lambda$ が TBF450 と比べ, 100GPa%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¹⁴⁾, 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 (図 4(a)).

3.3 レーザ加工による伸びフランジ性の改善機構

図 7 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, 図 7 (a)はパ

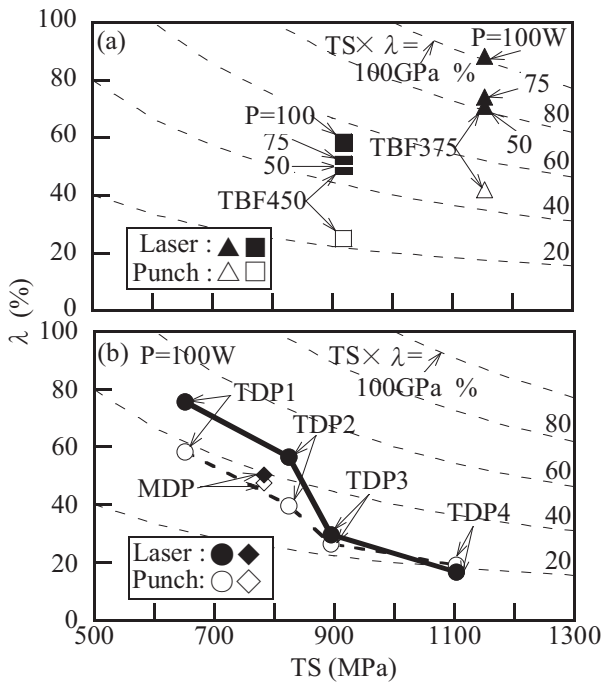


図 5 穴広げ率 λ と引張強さ TS の関係

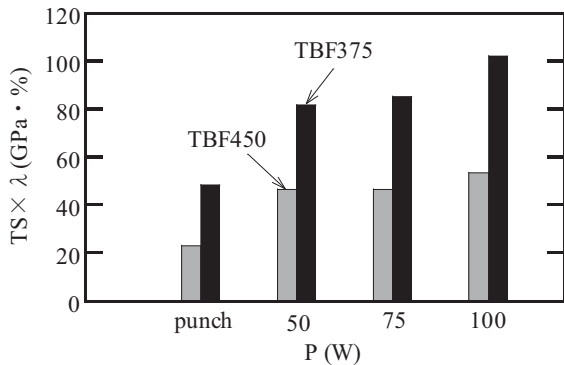


図 6 TBF 鋼における強度-伸びフランジ性バランス $TS \times \lambda$ と平均出力 P の比較

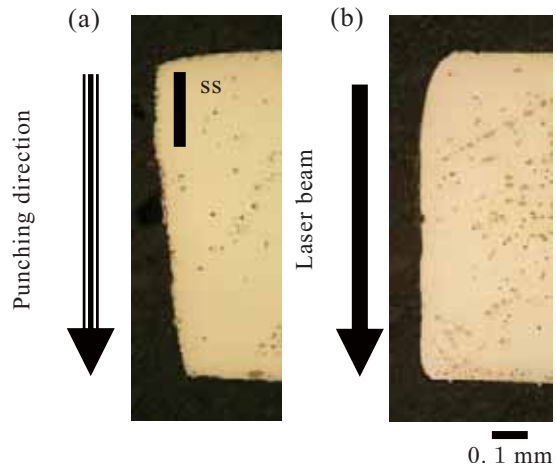


図 7 TBF450 鋼におけるパンチ打抜きとレーザ切断の切り口断面

(a) パンチ打抜き, (b) レーザ切断 ($P=100W$)
(:せん断面長さ)

ンチ打抜き断面であり, 図 7 (b)は平均出力 $P=100W$ 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¹⁾.

図 8 にだれ長さ rp , せん断面長さ ss および破断面長さ b 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¹⁵⁾, λ 値を低下させる一因である破断面長さ b の割合は増加する傾向にある. また, TBF375 および TBF 450 の b は TDP2 のそれと同等で, 超高強度レベルでも λ 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 (図 7 (b)).

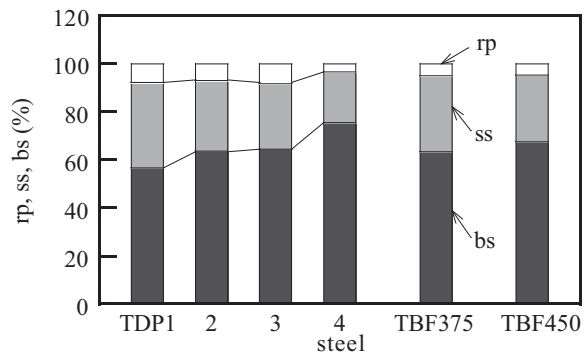


図 8 パンチ打抜き穴におけるだれ長さ rp , せん断面長さ ss および破断面長さ b の割合

3.4 レーザ切断面の表面粗さ

図 9(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 (図 9 (b)). TBF375 の $P=100W$ 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, $P=50 \sim 75W$ においてもドロスは発生した.

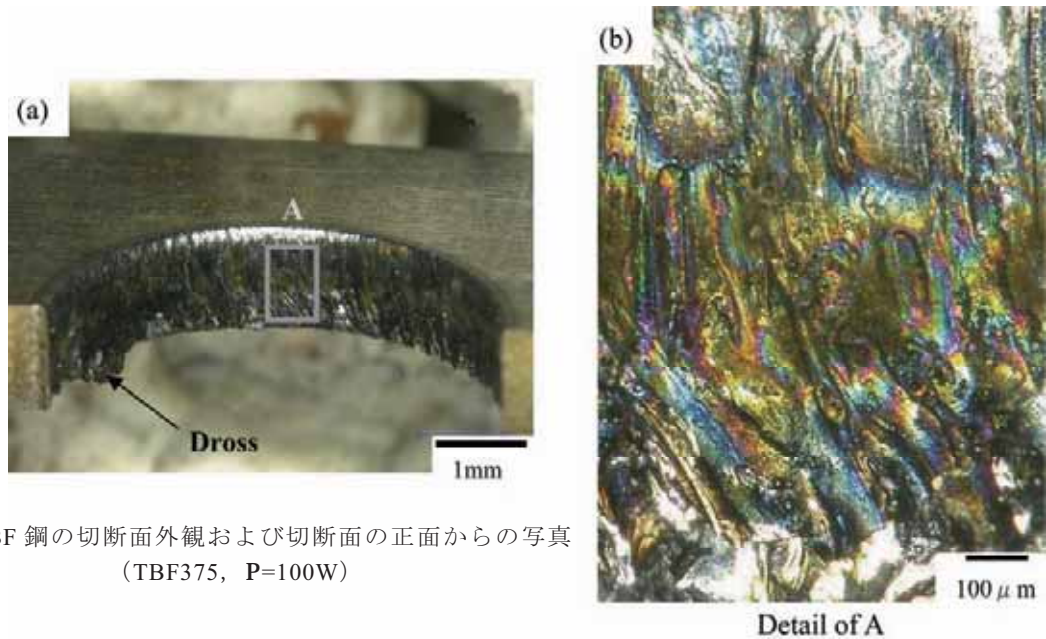


図9 TBF鋼の切断面外観および切断面の正面からの写真 (TBF375, P=100W)

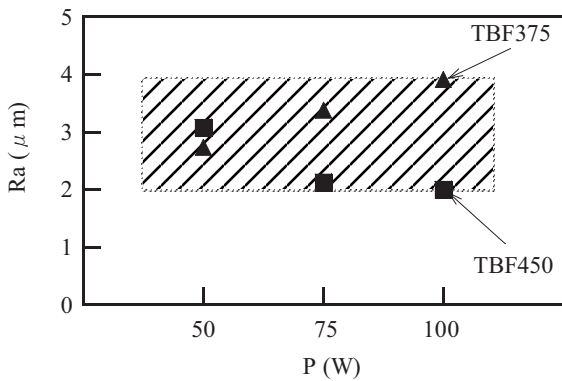


図10 算術平均粗さ Ra と平均出力 P の関係

また、図10に算術平均粗さ Ra と平均出力 P の関係を示す。測定にはレーザー顕微鏡を用いた。倍率は400倍、カットオフ有り(0.25mm)とした。平均出力の変化に Ra は大きく依存せず、Ra=2~4 μm である。

3.5 レーザ切断面のミクロ組織

図11に走査型電子顕微鏡(SEM)による初期穴加工後のレーザー切断面の組織写真を示す。TBF375のP=100Wにおいて、切断端よりおよそ30 μmはレーザー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¹⁴⁾。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(図4)、γ_R中の炭素濃度C_{γ0}が低い(表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(図5(a))。

図12にレーザー切断面直下の深さ方向における押し込み硬さ比DHV/DHV₀分布を示す。ここで、DHV₀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=50W、

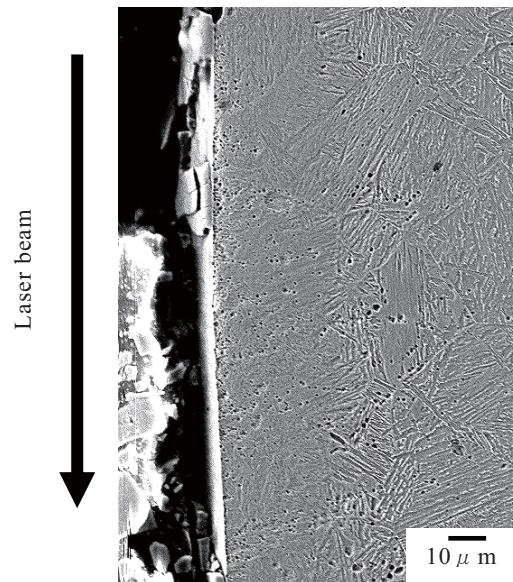


図11 初期穴加工後のレーザー切断面の組織写真 (TBF375, P=100W)

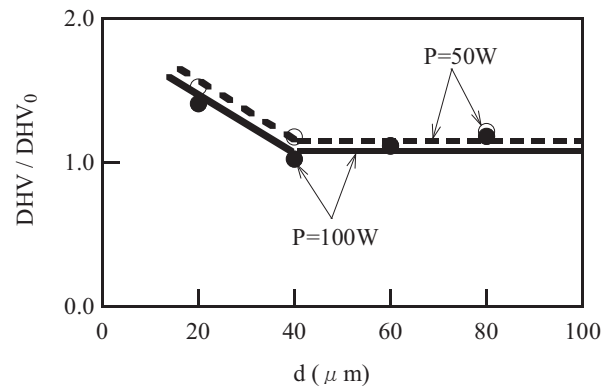


図12 レーザ切断面直下の深さ方向における押し込み硬さ比 DHV/DHV₀ 分布

ソリッドマークが P=100W である。切断面の熱影響部である切断面から 20 μm の部分と母材である 40 μm の

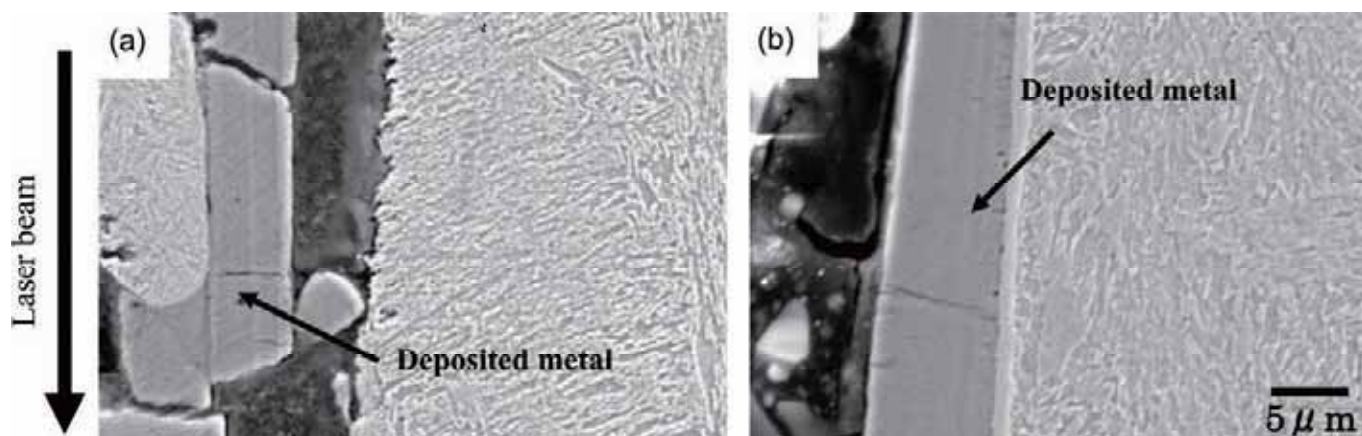


図 13 初期穴加工後のレーザー切断面の SEM 組織
 ((a)TBF375, $P=50W$, (b) TBF375, $P=100W$)

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かる。TBF450 においても平均出力の相違は見られなかった。

図 13 に初期加工後のレーザー切断面の SEM 組織を示す。図 13 (a)は TBF375 における平均出力 $P=50W$ で切断後、図 13 (b)は $P=100W$ である。図 13 (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の起点として振る舞い、TBF375 のレーザー切断の λ が低出力 ($P=50W$) 側で相対的に低 λ 値となった一因と考えられる (図 5)。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¹⁾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 レーザにより多量で安定な γ_R を有する TDP 鋼は C 量が 0.2mass%までは改善された⁷⁾。しかし、980MPa 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公益財団法人 天田財団に対し、深く感謝の意を表するとともに、長野高専技術室の和田一秀氏、特別研究生の小山敦史氏、窪田優一氏および卒業研究生の新井剛氏、戸谷卓氏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) 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-Hagane, **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) 野村正裕, 橋本郁朗, 上妻信二, 嘉村学, 大宮良信 : 鉄と鋼, **92**, (2006), 378.
- 11) H. Maruyama : J. Jpn. Soc. Heat Treat., **17** (1977), 198.
- 12) 西山善次 : マルテンサイト変態, 丸善株式会社, (1979), 13.
- 13) Y. Yamamoto and T. Nishimura : Shimadzu Review, **50** (1993), 320.
- 14) K. Sugimoto, M. Kobayashi, K. Inoue, X. Sun and S. Soshiroda : Tetsu-to-Hagane, **84** (1998), 559.
- 15) 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.