

ポリゴナルフェライト母相を有する TRIP 鋼板の伸びフランジ性に及ぼす YAG レーザ切断と後熱処理の影響*

長坂明彦*¹・新井 剛*²・小山敦史*³，
窪田優一*⁴・田口信司*⁴・掛川洋平*⁴

Effects of YAG Laser Cutting and Post Heat Treatment on Stretch-flangeability of TRIP steels with Polygonal Ferrite Matrix

NAGASAKA Akihiko, ARAI Go, KOYAMA Atsushi,
KUBOTA Yuichi, TAGUCHI Shinji and KAKEGAWA Yohei

The effects of YAG laser cutting and post heat treatment on the stretch-flangeability of transformation-induced plasticity (TRIP)-aided sheet steels (TRIP steels), which had different content of C was examined. In TRIP steels in which Si and Mn contents were constant and C content was varied ((0.1–0.4)C–1.5Si–1.5Mn, mass%), the strength–stretch-flangeability balance ($TS \times \lambda$) of holes obtained by either laser cutting, mechanical punching or drilling decreased with increasing C content. When the C content was 0.3 mass% or higher, the hole–expanding ratio (λ) value in the case of laser cutting, which originally was as good as that in the case of drilling, decreased to a level comparable to that in the case of mechanical punching. On the other hand, in TRIP steels of 0.3mass% C or higher the λ value of the hole obtained by laser cutting was low under high tensile strength (TS); however, the value was greatly improved by the post heat treatment. Based on the above results, we demonstrated that the post heat treatment contributes to the improvement of the stretch-flangeability of (0.2–0.4)C–1.5Si–1.5Mn TRIP steels with polygonal ferrite matrix.

キーワード：YAG レーザ切断，後熱処理，伸びフランジ性，TRIP 鋼，残留オーステナイト

1. 緒言

近年，乗用車の各種メンバー類には車体軽量化と衝突安全性確保の向上を目的に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 (TRIP) ¹⁾ を有効に利用した，優れたプレス成形性を有する ²⁻¹⁰⁾ 高強度低合金 TRIP 鋼板の適用が期待されている。現在，軽自動車等に一部適用されている 980MPa 級以上の超ハイテンのプレス成形性，たとえば，伸びフランジ性を考慮したとき，これまでの報告は主に，ポリゴナルフェライトを母相とした TRIP 鋼 (PF 鋼)，焼鈍マルテンサイトとした TRIP 鋼 (AM

鋼) およびベイニティックフェライトとした TRIP 鋼 (BF 鋼) の伸びフランジ性はレーザ切断によって改善できることが報告されている ^{11,12)}。また，鋼板の伸びフランジ性に及ぼす CO₂ レーザ切断の影響に関する多くの研究報告がなされてきた ^{13,14)} が，TRIP 鋼の YAG レーザ切断後の後熱処理の影響を調査した研究はほとんどない。

そこで本研究では，TRIP 鋼板の母相組織をポリゴナルフェライトとした C-Si-Mn 系 TRIP 鋼板の伸びフランジ性に及ぼす YAG レーザ切断と後熱処理の影響を調査した。

2. 実験方法

供試鋼には C 量の異なる冷延まま鋼板 (板厚 1.2mm) を用いた (表 1)。この鋼板に 2 相域焼なまし後オーステンパ処理 ^{5,9)} を施し，ポリゴナルフェライト (α_p) + ベイナイト (α_b) + γ_R からなる PF 鋼とした (図 1)。また比較のため，0.14C-0.21Si-1.74Mn, mass% を有するフェライト・マルテンサイト複合組織鋼 (MDP 鋼)

* 2006 年 3 月 8 日 (社) 日本機械学会北陸信越学生会第 35 回学生員卒業研究発表講演会にて一部発表。

*1 機械工学科教授

*2 日産テクノ株式会社

*3 仁科工業株式会社

*4 生産環境システム専攻

原稿受付 2006 年 5 月 19 日

用いた。以後、PF0.1~PF0.4鋼と呼ぶこととする。

引張試験には JIS13B号試験片(図2)を用い、クロスヘッド速度 1mm/min(平均ひずみ速度 $2.8 \times 10^{-4}/s$)で行った。

伸びフランジ試験には直径 50mm の円板状試験片を用い、初期穴径 5mm をレーザ切断、パンチ打抜きおよびドリル切削加工後、平頭パンチ(成形速度 1mm/min)で成形した(図3)。なお、レーザ切断は 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 100W(パルスエネルギー 4J/P, パルス幅 2ms, パルス繰り返し数 25Hz), 加工速度 100mm/min とし、酸素をアシストガス(0.5MPa)とした。レーザ切断は、圧延方向に対して 45°方向から切断した。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 5.0mm, パンチ直径を 4.76mm とし⁴⁾, 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。

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。

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

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。

また、レーザ切断後の試験片は必要に応じて電気炉を用いて後熱処理(300°C × 600s)を行った。

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¹⁵⁾を用いた。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¹⁶⁾に代入して計算した。

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

なお、必要に応じ、マイクロピッカース硬さ測定を行った。

また、炭素当量 C_{eq} ¹⁷⁾ は次式より求めた。ここで、[C], [Mn] および [Si] は、含有量 (mass%) を示す。

$$C_{eq} = [C] + 1/6[Mn] + 1/24[Si] \quad \dots (3)$$

3. 実験結果および考察

3-1 組織と引張特性

図4にPF鋼のミクロ組織の代表例を示す。PF0.2

表1 供試鋼の化学成分 (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al
PF0.1	0.10	1.49	1.50	0.015	0.001	0.038
PF0.2	0.20	1.50	1.50	0.015	0.001	0.041
PF0.3	0.29	1.46	1.50	0.014	0.001	0.043
PF0.4	0.40	1.49	1.50	0.015	0.001	0.045

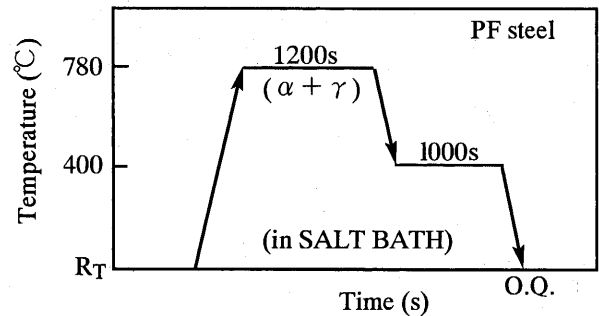


図1 PF鋼の熱処理曲線

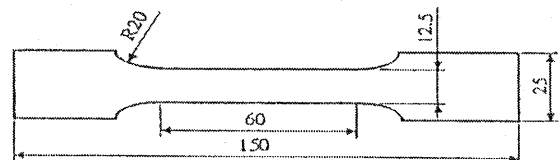
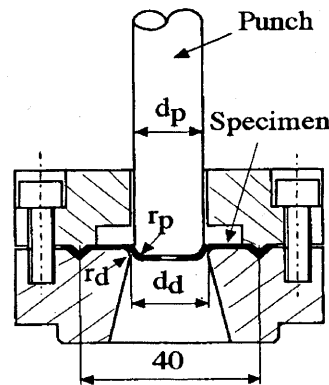


図2 JIS13B号引張試験片形状



$$(d_p = 4.76 \text{ mm}, r_p = 3.0 \text{ mm}, d_d = 5.0 \text{ mm}, r_d = 1 \text{ mm})$$

図3 試験金型

鋼では第2相 (α_b と γ_R) が α 粒界に沿ってネットワーク状(連結状)に存在する(a, b)。なお、レベラ-腐食後の顕微鏡写真からPF鋼は α_f (灰色部) α_b (黒色部) γ_R (白色部) で構成される(a)。

図5にTRIP鋼の γ_R の初期体積率 f_{γ_0} および γ_R 中の初期炭素濃度 C_{γ_0} とC量の関係を示す。C量の増加にともない f_{γ_0} および C_{γ_0} は上昇する。

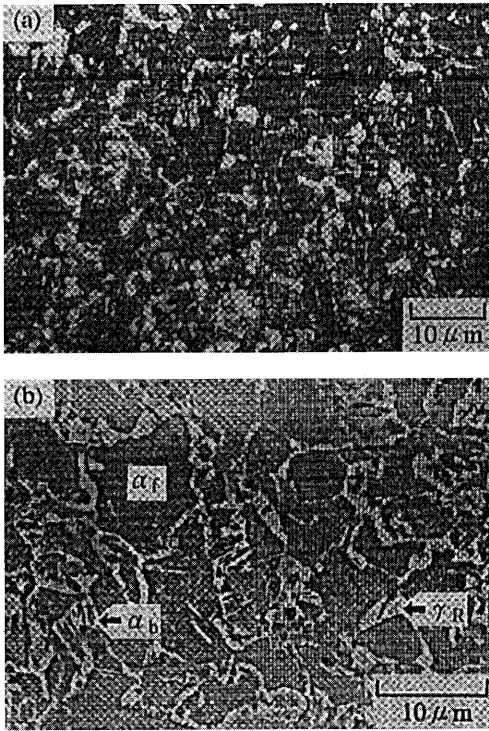


図4 PF鋼のミクロ組織

(α_f : フェライト, α_b : バイナイト, γ_R : 残留オーステナイト)

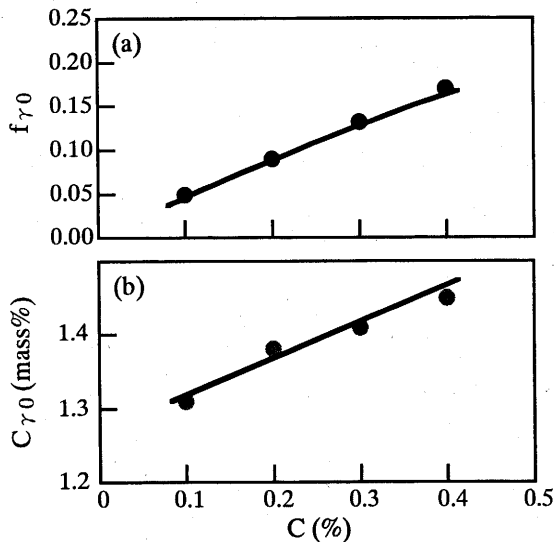


図5 残留オーステナイト特性とC量の関係

図6に全伸び TEI と引張強さ TS の関係を示す。PF は MDP 鋼と比べ、大きな全伸びを有する。延性の指標として、各鋼における引張強さ TS と全伸び TEI の積、すなわち強度-延性バランス $TS \times TEI$ は $25 \text{ GPa}\%$ 以上と、MDP 鋼に比較して優れた $TS \times TEI$ を有する。

3-2 伸びフランジ性

図7と図8に穴広げ率 λ と引張強さ TS の関係

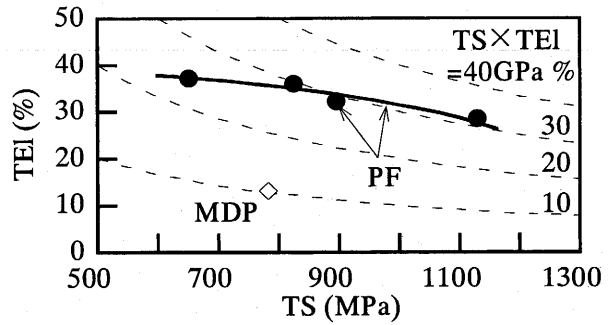


図6 全伸びと引張強さの関係

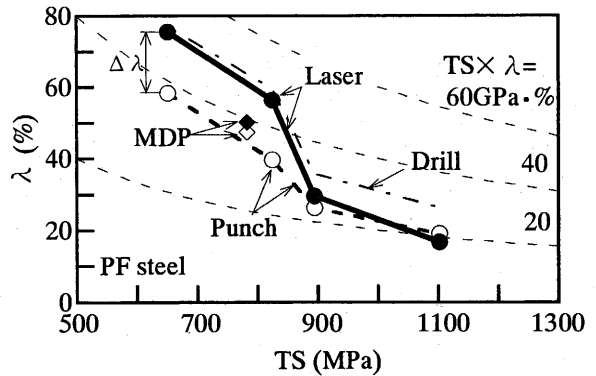


図7 後熱処理後の穴広げ率と引張強さの関係

を示す。また、レーザ切断面の平均表面粗さは約 $1.72 \mu\text{m}$ であった。図7より、C量の増加にともない、レーザ切断、パンチ打抜きおよび切削加工穴の穴広げ率 λ はそれぞれ低下する。また、C量が0.3%以上になると、切削加工穴と同等に良好であったレーザ穴の λ 値が、パンチ打抜きの場合と同程度にまで低下する。なお、伸びフランジ性の指標として、各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 $TS \times \lambda$ から、0.3% C 以上になると、 $TS \times \lambda$ が半減することがわかる。

そこで後熱処理に注目すると、図8より、とくにPF0.3鋼のような高 TS 側で低下するレーザ切断の λ 値は、後熱処理により切削と同等にまで大幅に改善でき(図7)、高 $TS \times \lambda$ を維持することがわかる。一方、MDP鋼の λ 値は低下する。以上より、PF0.2~PF0.4鋼において、YAGレーザ切断の後熱処理は伸びフランジ性の改善に貢献する。

図9に強度-伸びフランジ性バランスのレーザ切断改善率 $TS \times \lambda$ を示す。ここで、 $\Delta \lambda$ はレーザ切断の λ とパンチ打抜き加工後の λ の差(図7)、 $\Delta \lambda^*$ は後熱処理後の λ とレーザ切断後の λ の差(図8)をそれぞれ意味する。レーザ切断により、C量が0.2% (PF0.1~PF0.2) までで、 $TS \times \Delta \lambda$ が $10 \text{ GPa}\%$ 程度改善できたが、高C量になると、レーザ切断の

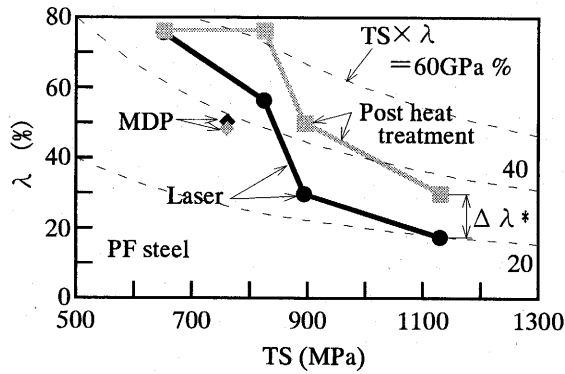


図8 穴広げ率と引張強さの関係 (後熱処理)

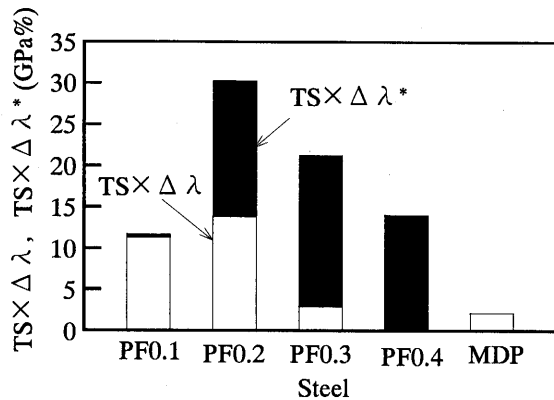


図9 強度—伸びフランジ性バランスの改善率

効果は期待できなかった. この $TS \times \lambda$ の劣化は, 切断部の硬さおよび硬化層深さがおもにC量によって決まっているからである.¹²⁾ C量が0.2%以上になると, 後熱処理の効果が現れ, $TS \times \lambda$ は15GPa%程度上昇した.

3-3 レーザ加工による伸びフランジ性の改善機構

図10に初期穴加工後のパンチ打抜きとレーザ切断面の切り口断面を示す. 図10(a)はPF0.1鋼におけるパンチ打抜き断面であり, 図10(b)はPF0.4鋼である. 一般に, パンチ打抜き穴には打抜き方向に従い, だれ (*rp*), せん断面 (*ss*), 破断面 (*bs*) が形成される. C量の増加にとともに, λ 値を低下させる一因である破断面長さは増加する. また, 図10(c)はPF0.1鋼におけるレーザ切断面であり, 図10(d)はPF0.4鋼である. レーザ切断の場合においては, 明瞭な相違が見られない.

図11にレーザ切断面のマイクロ組織を示す. それぞれ, 図11(a)はPF0.1鋼, (b)はPF0.4鋼のパンチ打抜き断面, (c)はPF0.1鋼, (d)はPF0.4鋼のレーザ切断面の組織である. (a), (b)ともにパンチ打抜き方向に沿って明瞭な塑性流動を生じていることがわかる. また, (c), (d)ともにレーザ加工による加工変異層が存在していることがわかった. また, PF0.1

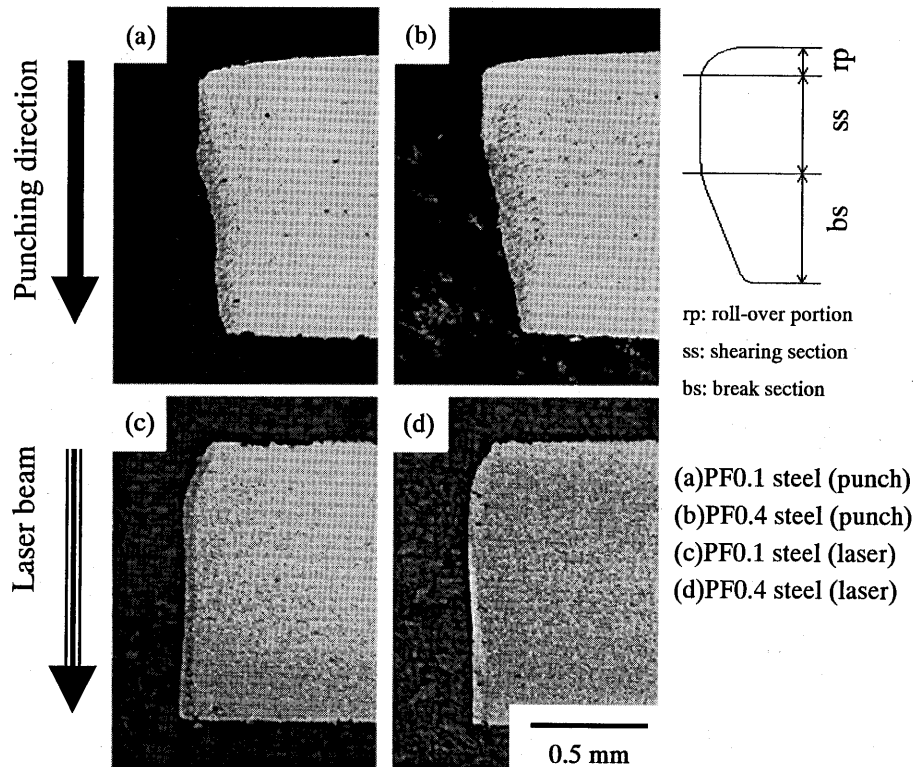


図10 初期加工後のパンチ抜きとレーザ切断面の切り口断面

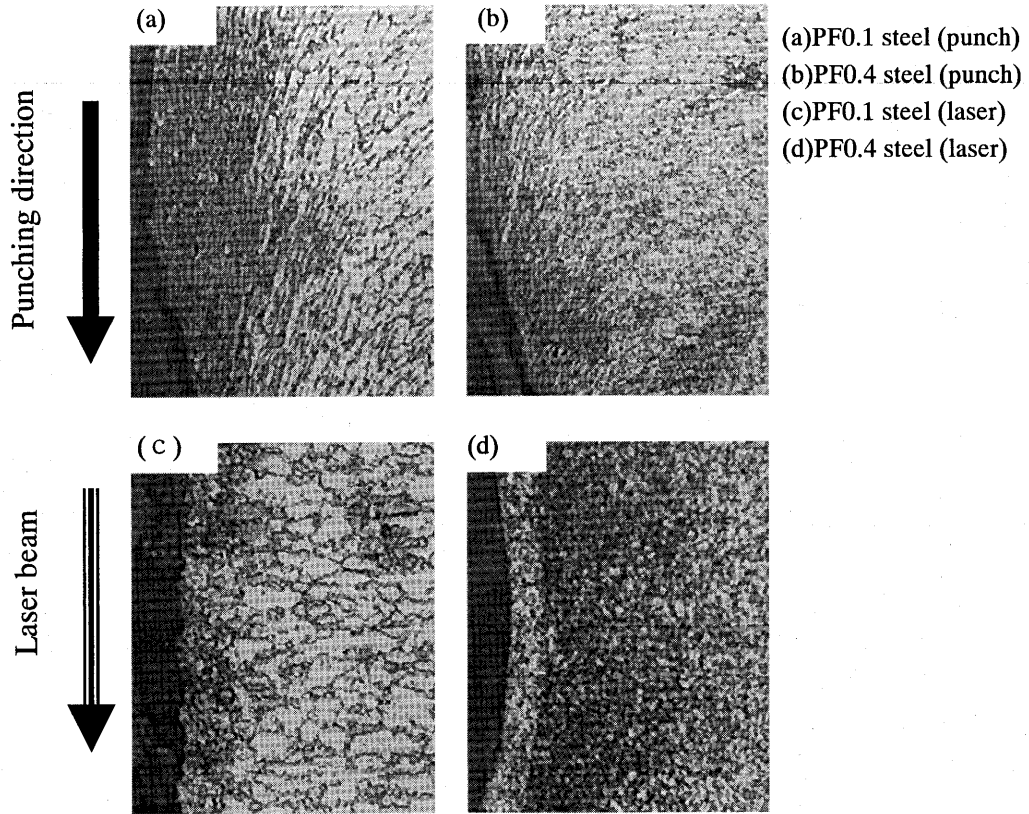


図 11 パンチ打抜き断面とレーザー断面組織

鋼と PF0.4 鋼を比べた場合も、PF0.4 鋼の方がレーザー切断による加工変異層が深いことがわかった。従って、C 量増加にともなう加工変異層の発生が、レーザー切断した鋼板における入値低下の一因であると考えられる。

図 12 に、PF 鋼における後熱処理前後の硬さの変化を示す。PF0.1 鋼および PF0.4 鋼の硬さ変化を示したものである。両鋼とも後熱処理後に硬さが低下した。しかし、低下率は伸びフランジ性が改善した PF0.4 鋼の方が相対的に大きいことがわかる。これは内部応力の緩和（低下）したことが裏づけられ、硬度低下による軟化が後熱処理後の伸びフランジ性の改善に起因したと考えられる。一方、MDP 鋼では改善されなかった。それは焼戻し脆性によるものと考えられる。

図 13 に強度-伸びフランジ性バランスのレーザー切断改善率 $TS \times \Delta \lambda$ および後熱処理改善率 $TS \times \Delta \lambda^*$ と炭素当量 C_{eq} および γ_R の初期体積率 $f_{\gamma,0}$ の関係を示す。 $TS \times \Delta \lambda$ は C_{eq} の増加にともない低下する傾向にある。これは、炭素当量が伸びフランジ性低下の一因であることが示唆される。一方、 $TS \times \Delta \lambda^*$ は高 C_{eq} 側で同程度に改善され、 C_{eq} が後熱処理に影響を及ぼさないことが示唆される。以上のことから、 γ_R 量が後熱処理と効果的に作用した一因であると考えられる。

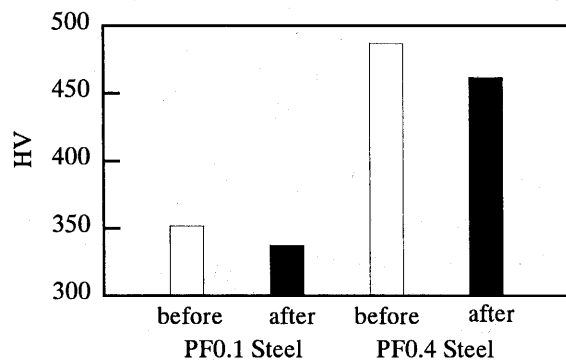


図 12 後熱処理前後との硬さの変化

4. 結言

TRIP 鋼板の伸びフランジ性に及ぼす YAG レーザ切断と後熱処理の影響を調査した。主な結果は以下の通りである。

- (1) (0.1-0.4) C-1.5Si-1.5Mn を有する母相組織をポリゴナルフェライトとした TRIP 鋼において、C 量の増加にともない、レーザー切断およびパンチ打抜き穴の強度-伸びフランジ性バランス $TS \times \lambda$ はそれぞれ低下した。とくに、C 量が 0.3% 以上になる

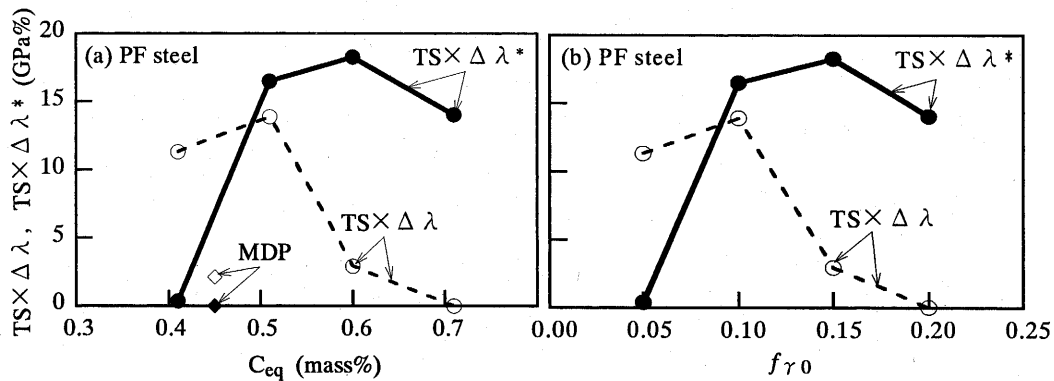


図13 強度-伸びフランジ性のレーザ切断改善率および後熱処理改善率と炭素当量の関係

と、レーザ切断の λ 値が、パンチ打抜きの場合と同程度まで低下した。

(2) TRIP 鋼の超高強度側において、レーザ切断時の低い λ 値は、後熱処理により大幅に改善できた。とくに、0.3C-1.5Si-1.5Mn を有する 980MPa 級の TRIP 鋼において、レーザ切断が伸びフランジ性の改善に貢献した。

最後に、本研究をご支援していただきました(財)中部電力基礎技術研究所、(財)天田金属加工技術振興財団並びに(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三尾 敦氏に併せてお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) Zackay, V. F., Parker, E. R., Fahr, D., and Busch, R.: Trans. Am. Soc. Met., **60**, p.252 (1967).
- 2) Sugimoto, K., Usui, N., Kobayashi, M., and Hashimoto, S.: ISIJ Int., **32**, p.1311 (1992).
- 3) Sugimoto, K., Kobayashi, M., Nagasaka, A., and Hashimoto, S.: ISIJ Int., **35**, p.1407 (1995).
- 4) 長坂明彦, 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 鉄と鋼, **83**, p.335 (1997).
- 5) 長坂明彦, 杉本公一, 小林光征, 白沢秀則: 鉄と鋼, **84**, p.218 (1998).
- 6) Sugimoto, K., Nagasaka, A., Kobayashi, M., and Hashimoto, S.: ISIJ Int., **39**, p.56 (1999).
- 7) Sugimoto, K., Kanda, A., Kikuchi, R., Hashimoto, S., Kashima, T. and Ikeda, S.: ISIJ Int., **42**, p.910 (2002).
- 8) 長坂明彦, 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 鉄と鋼, **85**, p.552 (1999).
- 9) 長坂明彦, 杉本公一, 小林光征, 小林義一, 橋本俊一: 鉄と鋼, **87**, p.607 (2001).
- 10) 長坂明彦, 杉本公一, 榎井浩一, 池田周之, 北條智彦, 小山敦史: 熱処理, **44**, p.386 (2004).
- 11) Sugimoto, K., Nagasaka, A., Hojo, T., Kashima, T. and Koyama, A.: 1st International Conference Super-High Strength Steels, CD ROM Proceeding, 93, Rome, Italy, (2005).
- 12) 長坂明彦, 杉本公一, 小山敦史, 橋本俊一, 鹿島高弘, 北條智彦, 三尾 敦: 熱処理, **46**, p.25 (2006).
- 13) 白沢秀則, 橋本俊一, 三村和弘, 郡田和彦: 鉄と鋼, **16**, p.1949 (1985).
- 14) 林 央, 手銭克巳, 雨池龍男: 塑性と加工, **27**, p.984 (1986).
- 15) 円山 弘: 熱処理, **17**, p.198 (1977).
- 16) 西山善次: マルテンサイト変態 基本編, 丸善, 東京, p.13 (1971).
- 17) 門間改三: 機械材料, 実教出版, 東京, p.71 (1993).