

YAG レーザ接合した 0.3%C TRIP 鋼板のプレス成形性*

長坂明彦*¹・三尾 敦*²・窪田優一*³・田口信司*³・掛川洋平*³・小島 敦*⁴

Press Formability of YAG Laser Welded 0.3%C TRIP Steels

NAGASAKA Akihiko, MIO Atsushi, KUBOTA Yuichi,
TAGUCHI Shinji, KAKEGAWA Yohei and KOJIMA Atushi

In the present work, to improve the press formability of the combination of the 0.3%C transformation-induced plasticity (TRIP)-aided dual-phase steel (TDP steel) and 0.1%C TDP steel, the mechanical properties and press formability (stretch-formability and deep drawability) of YAG laser welded tailored blanks were investigated. An as-cold-rolled sheet steel with the chemical composition of (0.1-0.3)C-1.5Si-1.5Mn (mass%) was used in this study. For butt welding, the blank obtained after the heat treatment was cut using a fine cutter, and YAG laser processing equipment was used. The press formability was evaluated from the maximum stretch-height (H_{max}) and the limiting drawing ratio (LDR). Tensile tests and press forming tests have been conducted for laser butt welded joints obtained from the combination of the different steel. It is thought that this was assisted to TRIP of the TDP steel because the tensile strength of the 0.1%C TDP steel is consequentially lower than that of the 0.3%C TDP steel. High ductility and the high stretch-formability were able to be secured by the tailored blank.

キーワード：YAG レーザ溶接，残留オーステナイト，TRIP 鋼，テーラードブランク，プレス成形性

1. 緒言

近年，乗用車の車体軽量化と衝突安全性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: Transformation-Induced Plasticity)¹⁾ を有効に利用した TRIP 型複合組織鋼 (TDP 鋼) はとくに優れたプレス成形性を有する²⁻¹⁵⁾。前報¹⁶⁾では，C 量が 0.2mass% からなる同種材継手試験片で成形性を調査したが，TDP 鋼の異種材継手試験片での報告はほとんどない。

そこで本研究では，YAG レーザを用いて突合せ溶接した強度などの異なる異種材継手試験片(テーラードブランク)を作製し，TDP 鋼に関するテーラード

ブランクの成形性の挙動を明らかにすることを目的として，引張特性，張出し性および深絞り性を調査した。

2. 実験方法

供試鋼には 0.3C-1.5Si-1.5Mn, mass% の冷延まま鋼板 (板厚 1.2mm) を用いた (表 1)。この鋼板に 2 相域焼なまし+オーステンパ処理を施し，フェライト (α_f) + ベイナイト (α_b) + γ_R の 3 相組織からなる TDP3 鋼とした (図 1)。また，テーラードブランクとして C 量のみが異なる 0.1C-1.5Si-1.5Mn, mass% の TDP1 鋼を用いた。

突合せ接合は，熱処理後のブランクをファインカッターにより切断し，YAG レーザ加工機 (パルス発振，最大平均出力 350W，最大ピーク出力 4.5W) により行った。加工条件はパルスエネルギー 6J/P，パルス幅 3.8ms を一定にし，溶接速度 (送り速度) を $F=100\sim 900\text{mm/min}$ と変化させ， N_2 ガス (25l/min) でシールドした。

引張試験には圧延方向に製作した JIS13B 号引張試験片と，突合せ接合した溶接方向の異なる 2 種類の試験片を用いた (図 2)。クロスヘッド速度は 1mm/min (ひずみ速度 $2.8\times 10^{-4}/s$) で試験を行った。プレス

* 2002 年 3 月 8 日 (社) 日本機械学会 北陸信越支部第 39 期総会・講演会にて一部発表。

本研究の一部は，(財) 中部電力基礎技術研究所および (財) 天田金属加工機械技術振興財団の助成を受けて行われた。

*1 機械工学科教授

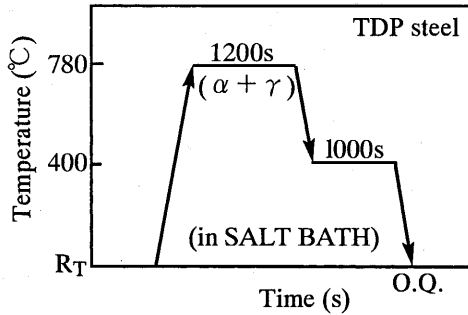
*2 技術室第 1 技術班

*3 生産環境システム専攻

*4 日産自動車株式会社

表1 供試鋼の化学成分 (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al
TDP1	0.10	1.49	1.50	0.015	0.001	0.038
TDP3	0.29	1.46	1.50	0.014	0.001	0.043



(O.Q.: 油冷, R_T: 室温)

図1 熱処理曲線

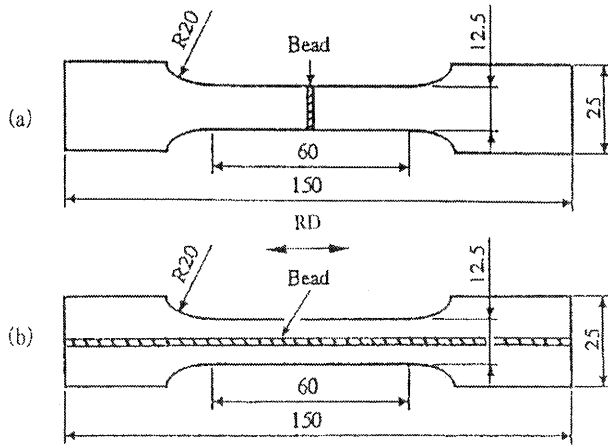
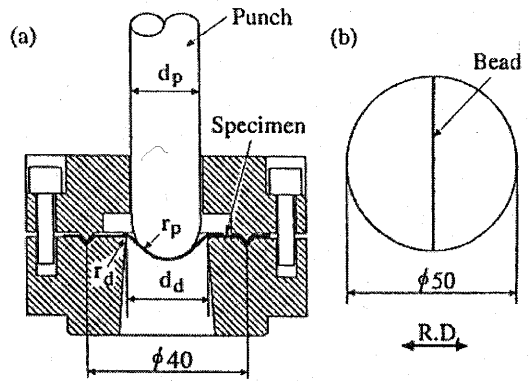


図2 引張試験片

成形性 (張出し性および深絞り性) は, 最大張出し高さ $H_{max}^{12)}$ および限界絞り比 $LDR^{4)}$ でそれぞれ評価した (図3, 4) .

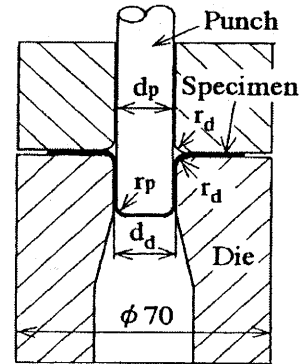
γ_R の初期体積率 f_{γ_0} は X 線回折法 (Mo-K α 線) により (200) α , (211) α , (200) γ , (220) γ および (311) γ の 5 ピーク法¹⁷⁾ を用いて測定した. また, γ_R 中の初期炭素濃度 C_{γ_0} (mass%) は, Cr-K α 線の回折面 (220) γ から求めた格子定数 a_{γ} (nm) を次式¹⁸⁾ に代入して計算した. ここで, 格子定数に及ぼす Si と Mn の影響は炭素濃度に比べかなり小さいことから無視した. さらに, マイクロピッカース硬さ試験 (荷重 0.49N) を必要に応じて行った.

$$C_{\gamma_0} = (a_{\gamma} - 0.35467) / 4.67 \times 10^{-3} \dots (1)$$



($d_p=17.4$ mm, $r_p=8.7$ mm, $d_d=22$ mm, $r_d=1$ mm)

図3 張出し試験金型



($d_p=20.64$ mm, $r_p=4$ mm, $d_d=24.40$ mm, $r_d=4$ mm)

図4 スウィフトカップ試験金型

3. 実験結果および考察

3-1 組織と引張特性

図5に TDP 鋼のミクロ組織の SEM 写真を示す. また, 表2に供試鋼の γ_R の初期体積率 f_{γ_0} , 初期炭素濃度 C_{γ_0} および機械的性質を示す. TDP 鋼は α_b と γ_R からなる第2相が母相の α_f 粒界に沿って連結状に存在する. この第2相体積率 f , 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} は, C 量の増加にともないそれぞれ高くなる. TDP 鋼は高い引張強さ TS と大きな全伸び TEI から, 25GPa%以上の優れた強度-延性バランス $TS \times TEI$ および高い n 値を有する²⁻³⁾.

また, 炭素当量 $C_{eq}^{19)}$ は次式より求め, 0.4~0.6mass%の範囲である. ここで, [C], [Mn] および [Si] は, 含有量 (mass%) を示す.

$$C_{eq} = [C] + 1/6[Mn] + 1/24[Si] \dots (2)$$

表 2 残留オーステナイト特性と引張特性

Steel	f	$f_{\gamma 0}$	$C_{\gamma 0}$ (mass%)	TS (MPa)	TEI (%)	$TS \times TEI$ (GPa%)	RA (%)	n	r	C_{eq} (mass%)
TDP1	0.199	0.049	1.31	666	37.7	25.1	49.2	0.25	0.89	0.41
TDP3	0.441	0.132	1.41	893	32.5	29.0	41.8	0.22	0.97	0.60

f : volume fraction of second phase, $f_{\gamma 0}$: volume fraction of retained austenite, $C_{\gamma 0}$: carbon concentration in retained austenite, TS : tensile strength, TEI : total elongation, $TS \times TEI$: strength-ductility balance, RA : reduction of area, n : work hardening exponent ($\epsilon = 5 \sim 15\%$) r : r -value ($\epsilon = 10\%$) and C_{eq} : carbon equivalent.

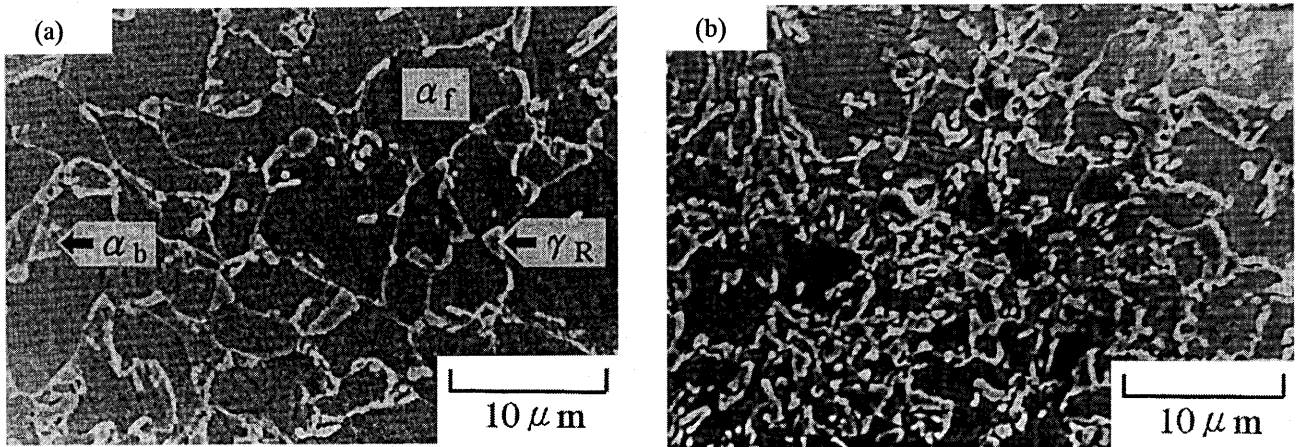


図 5 ミクロ組織写真 (a)TDP1 (b)TDP3 (α_f : フェライト, α_b : ベイナイト, γ_R : 残留オーステナイト)

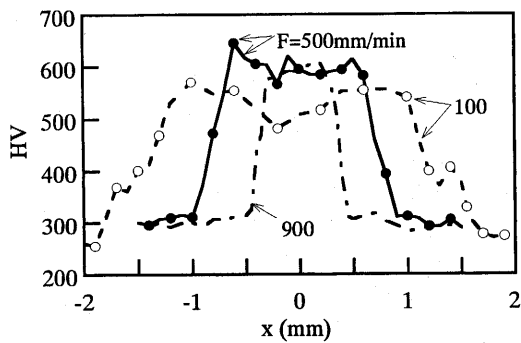


図 6 接合部断面のビッカース硬さ HV 分布 (TDP3 鋼)

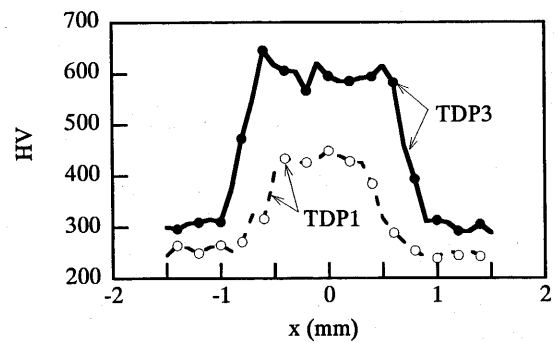


図 7 TDP3 鋼と TDP1 鋼のビッカース硬さ HV 分布 ($F=500\text{mm/min}$)

3-2 溶接性

図 6 および図 7 に接合部中心からのビッカース硬さ HV 分布 (荷重 0.49N) を示す。TDP3 鋼ではマルテンサイト化した溶融部 (HV_{600}) と母材 (HV_{300}) との硬さ比 HV_{\max}/HV_0 が 2 程度であり¹⁸⁾、低 F 側になるにしたがい溶込み幅が大きくなる。一方、TDP1 鋼では HV_{\max}/HV_0 が約 1.7 と 0.3 低下する ($F=500\text{mm/min}$)。また、曲げ性は裏曲げで $F=300 \sim 700\text{mm/min}$ で最小曲げ半径 R_{\min} がほぼ最小と溶接性が良好であった¹⁹⁾。

3-3 溶接後の引張特性

図 8 に引張強さ TS および全伸び TEI と溶接速度 F の関係を示す。試験片には溶接線に対して垂直方向に引張試験した場合の図 2(a)を供した。TDP3 鋼の引張特性は $F=300 \sim 500\text{mm/min}$ で最大で、通常の全伸び TEI と同等レベルである。このことは継手部の健全性を示している。高 F 側での低下は、溶込み不良のためである。一方、低 F 側の小さな TEI は、レーザー表面で形状変化を生じ、切欠きとして作用し、これが応力集中を引き起こしたためである。また、C 量の異なる

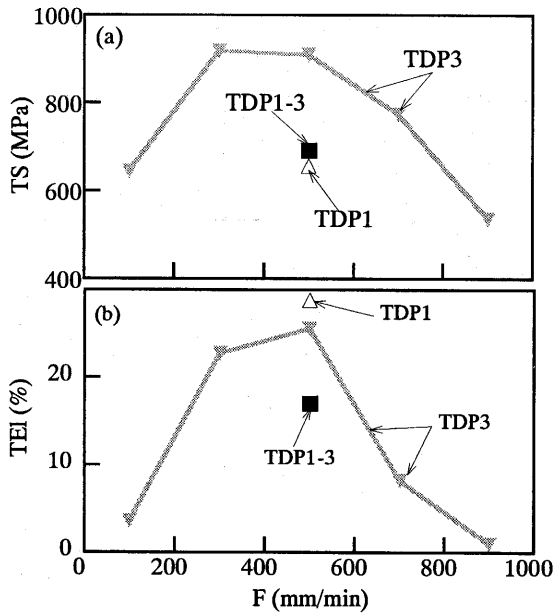


図 8 引張強さ TS および全伸び TEI と溶接速度 F の関係

TDP1 鋼と TDP3 鋼をテーラードブランクした TDP1-3 鋼を引張試験したところ、強度レベルの低い TDP1 鋼側で破断した。このことは、溶接部が健全であることで継手部からは破断せず、 r_R の量が少なくかつ不安定な TDP1 鋼から破断することが示唆される (表 2)。

3-4 溶接後のプレス成形性

図 9 に最大引出し高さ H_{max} および限界絞り比 LDR と溶接速度 F の関係を示す。 $F=0\text{mm/min}$ の値が通常の溶接無しの場合の値である。 $F=500\text{mm/min}$ で TDP3 鋼の張出し性は溶接により通常の HV_{max} の約 60%、深絞り性は LDR で 0.7 程度低下する。この理由として、マルテンサイト化した溶接部と母材との硬さ比が 2 程度であり、張出し加工で表面積を拡大する際、溶接部に張出し変形が拘束されること、および深絞り加工で縮みフランジ部の変形抵抗を増大することに起因したと考えられる³⁾。一方、TDP1 鋼は通常の HV_{max} の約 30% 低下するが、 LDR は同一である。なお、TDP3 鋼と TDP1 鋼をテーラードブランクにすることで、 $HV_{max}=5.51\text{mm}$ 、 $LDR=1.73$ とそれぞれの同種材継手の平均値に相当する。

そこで、図 10 に全伸び TEI と炭素当量 C_{eq} の関係を示す¹⁶⁾ ($F=500\text{mm/min}$)。引張試験には溶接線方向に異なる引張試験片を供した。溶接線方向が引張り軸に平行なときは、 C_{eq} 量の増加にともない、 TEI は溶接線の影響を受け、通常の溶接無しと比べ大幅に低下する。一方、溶接線方向が引張り軸に垂直なとき

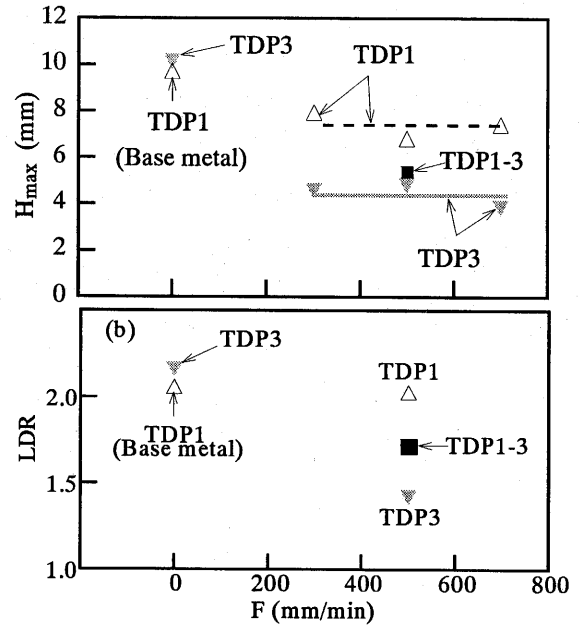


図 9 最大引出し高さ H_{max} および限界絞り比 LDR と溶接速度 F の関係

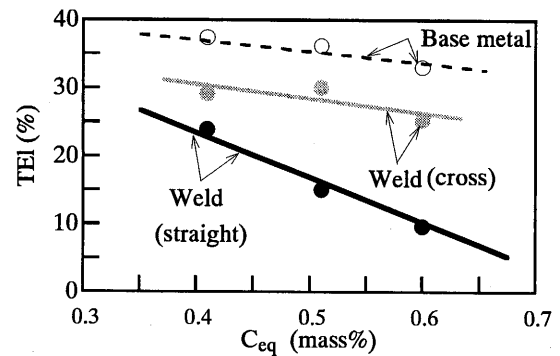


図 10 全伸び TEI と炭素当量 C_{eq} の関係

は、この影響は小さく、 C_{eq} 量に依存しない。このことは、硬さ比の異なる溶接線が変形抵抗を増加させる一因であると考えてよい (図 7)。

4. 結言

TDP 鋼の YAG レーザ加工条件を明らかにすることを目的として、引張特性とプレス成形性を調査した。主な結果は以下の通りである。

- 1) TDP3 鋼の成形性に対する適切なレーザ溶接条件はパルスエネルギー 6.0J/P の溶接速度 500mm/min 付近に存在した。
- 2) 成形性は C 量の増加にともない低下するが、TDP3 鋼と TDP1 鋼をテーラードブランクにすることで、張出し性および深絞り性がそれぞれの同種材継手の平均値に相当した。

3) 溶接線方向が引張特性に及ぼす影響は溶接線方向が引張り軸方向のとき、全伸びは C 量の増加にともない大幅に減少した。一方、溶接線方向が引張り軸に垂直なときは、この影響は小さく、C 量に依存しなかった。

最後に、本研究を御支援いただきました(財)中部電力基礎技術研究所および(財)天田金属加工機械技術振興財団に対し深く感謝の意を表すとともに、長野工業高等専門学校卒業研究生の伊藤大峰氏、今泉憲氏、佐藤正規氏、中山高志氏および原山佳之氏に併せてお礼いたします。

参 考 文 献

- 1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 252.
- 2) O. Matsumura, T. Ohue and T. Amaike: *Tetsu-to-Hagane*, **79** (1993), 209.
- 3) S. Hiwatashi, M. Takahashi, T. Katayama and M. Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 4) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *Tetsu-to-Hagane*, **85** (1999), 552.
- 5) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi, Y. Kobayashi and S. Hashimoto: *Tetsu-to-Hagane*, **87** (2001), 607.
- 6) Y. Ojima, Y. Shiroi, Y. Taniguchi and K. Kato: *SAE Tech. Pap. Ser.*, #980954, (1998), 39.
- 7) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 570.
- 8) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085.
- 9) K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 10) K. Sugimoto, M. Misu, M. Kobayashi and H. Shirasawa: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 775.
- 11) O. Matsumura, Y. Sakuma, Y. Ishii and J. Zhao: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110.
- 12) K. Sugimoto, M. Kobayashi, A. Nagasaka and S. Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 13) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *Tetsu-to-Hagane*, **83** (1997), 335.
- 14) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi and H. Shirasawa: *Tetsu-to-Hagane*, **84** (1998), 218.
- 15) K. Sugimoto, A. Nagasaka, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 56.
- 16) A. Nagasaka: *ACTA METALLURGICA SINICA*, **15** (2002), 21.
- 17) H. Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 18) 西山善次: マルテンサイト変態 基本編, 丸善, 東京, p.13 (1971).
- 19) 門間改三: 機械材料, 実教出版, 東京, p.71 (1993).