

自動車用超高強度鋼板の遅れ破壊と温間プレス加工法の確立

長野工業高等専門学校 工学科 機械ロボティクス系

嘱託教授 長坂 明彦

(2022 年度 一般研究開発助成 AF-2022004-B2)

キーワード：超高強度鋼板，遅れ破壊，温間プレス加工

1. 研究の目的と背景

近年、自動車の車体軽量化と衝突安全性の向上を目的として、超高強度部材が求められている。超高強度鋼は、鋼中に侵入した水素によって延性低下する水素脆化が問題となる。しかしながら、TRIP¹⁾鋼板の水素脆化特性に関する研究は十分に行われていない²⁻⁸⁾。

そこで、本研究では TRIP 型ベニティックフェライト・マルテンサイト鋼 (TBM 鋼)⁸⁾板の V 曲げに及ぼす水素の影響を明らかにすることを目的として、TBM 鋼板の温間 V 曲げ加工の検討を行った。

2. 実験方法

表 1 に TBM-A～F 鋼の冷延鋼板（板厚 1.2 mm）の化学組成を示す⁸⁾。また、比較鋼として、TRIP 型複合組織鋼 (TDP2 鋼)²⁾、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 (MDP0 鋼)⁴⁾を用いた。

V 曲げ試験には、50×5 mm の短冊状試験片を用い、油圧サーボ式試験機により、88 °V パンチ（先端半径 2 mm），および 88 °V ダイス、成形速度 1 mm/min、成形温度 $T=25$ ，100 °Cで成形した²⁾。

図 1 に曲げ加工におけるスプリングバックを示す。また、図 2 に温間 V 曲げ試験を示す。図 1 より、負荷時の曲げ角 $\theta_1=92^\circ$ ，除荷後の曲げ角 $\theta_2=90^\circ$ になるように TDP2 鋼のスプリングバック量 $\Delta\theta$ ($=\theta_1-\theta_2$) の 2 °を考慮してパンチ下死点の変位 ($S_{max}=11.221$ mm)，保持時間 2 s を設定した²⁾。短冊状試験片の水素未チャージ材 (without H) と水素チャージ材 (with H) を用いて V 曲げを行った。水素チャージには陰極チャージ法を用いた²⁾。

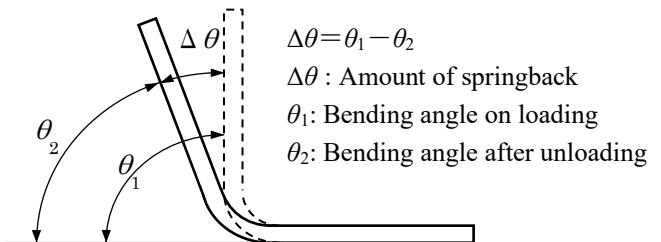


図 1 曲げ加工におけるスプリングバック

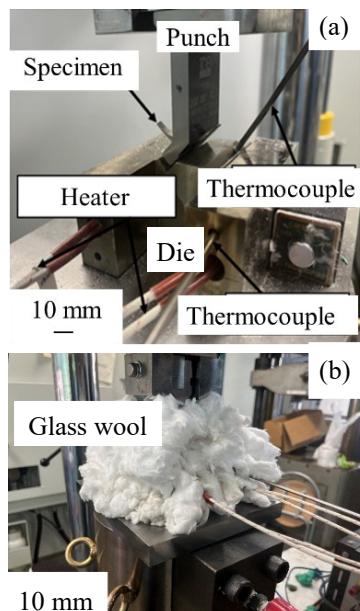


図 2 温間 V 曲げ試験((a) V 曲げ金型, (b) 温間 V 曲げ装置)

表 1 供試鋼の化学組成 (mass%)⁸⁾

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	Nb	Ti	B
T B M	A	0.20	1.50	1.50	-	-	0.039	-	-	-
	B	0.20	1.52	1.50	-	-	0.039	0.050	0.02	0.002
	C	0.21	1.49	1.50	-	0.50	-	0.040	0.050	-
	D	0.20	1.49	1.50	-	1.00	-	0.040	0.050	-
	E	0.18	1.48	1.49	-	1.02	0.2	0.043	0.050	-
	F	0.21	1.49	1.49	1.5	1.00	0.2	0.034	0.049	-
TDP2	0.20	1.51	1.51	-	-	-	0.040	-	-	-
MDP0	0.14	0.21	1.74	-	-	-	0.037	-	-	-

3. 実験結果および考察

表2に供試鋼の残留オーステナイト γ_R 特性、機械的性質、除荷後の曲げ角 $\theta_2^8)$ 、および拡散性水素量 $H_D^5)$ を示す。成形温度 $T=25\text{ }^\circ\text{C}$ の水素未チャージ材(without H)において、MDP0鋼以外はV曲げができた(割れなかった)。これは、ひずみ誘起マルテンサイト変態(SIMT)が生じたことに起因したと考えられる。一方、成形温度 $T=25\text{ }^\circ\text{C}$ の水素チャージ材(with H)において、TBM-A~E鋼のV曲げができたが、TBM-F鋼は最外表面にクラックが発生してV曲げができなかつた(割れた)。これは、TBM-F鋼の残留オーステナイト γ_R の炭素濃度 $C_{\gamma 0}^5)$ が低く、残留オーステナイト γ_R の安定性が低いことが一因と考えられる。しかし、TBM-D、E鋼においては、最外表面に約1.0 mm以下の微視き裂が発生した。

図3に水素チャージ材(with H)のV曲げ後の最外表面を示す。図3(a)のTBM-F(H)鋼は、成形温度 $T=25\text{ }^\circ\text{C}$ でクラックが発生し、図3(b)のTBM-F(H)鋼は、成形温度 $T=100\text{ }^\circ\text{C}$ でクラックの発生はなく、割れなかつた。

図4にV曲げ試験片を示す。また、図5にビッカース硬さ HV とパンチコンタクト方向 y の関係を示す。図4より、パンチコンタクト側を $y=0\text{ mm}$ として、最外表面に

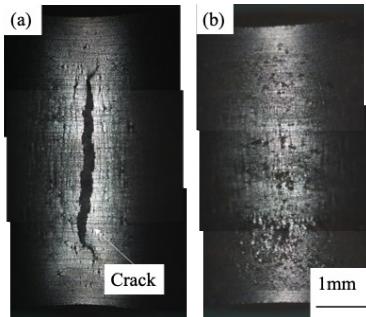


図3 水素チャージ材のV曲げ後の最外表面
((a) TBM-F(H), $T=25\text{ }^\circ\text{C}$, (b) TBM-F(H), $T=100\text{ }^\circ\text{C}$)

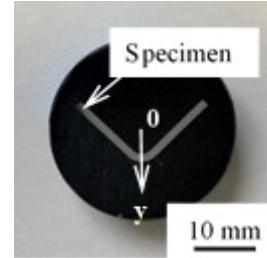


図4 V曲げ試験片(TBM-F(H), $T=100\text{ }^\circ\text{C}$)

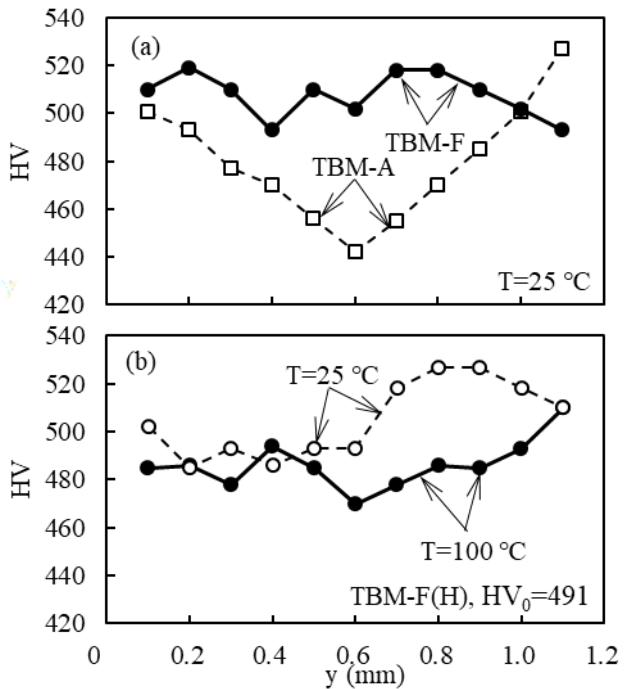


図5 ビッカース硬さ HV とパンチコンタクト方向 y の関係((a)水素未チャージ材, (b)水素チャージ材)

表2 供試鋼の残留オーステナイト γ_R 特性、機械的性質、除荷後の曲げ角 $\theta_2^8)$ 、および拡散性水素量 $H_D^5)$

Steel	$f_{\gamma 0}$ (vol%)	$C_{\gamma 0}$ (mass%)	TS (MPa)	TEL (%)	$\theta_2\text{ (deg)}$ ($T=25\text{ }^\circ\text{C}$ without H)	$\theta_2\text{ (deg)}$ ($T=25\text{ }^\circ\text{C}$ with H)	$\theta_2\text{ (deg)}$ ($T=100\text{ }^\circ\text{C}$ without H)	$\theta_2\text{ (deg)}$ ($T=100\text{ }^\circ\text{C}$ with H)	H_D (wt. ppm)	
T B M	A	3.7	1.32	1195	17.1	89○	88○	89○	-	0.83
	B	3.0	1.11	1317	16.5	88○	87○	90○	-	1.15
	C	3.6	1.11	1357	13.3	88○	87.5○	89○	-	1.03
	D	5.1	0.99	1278	15.3	88○	86△	90○	89○	1.56
	E	5.1	0.92	1355	15.5	88○	88.5△	89○	89○	1.41
	F	7.4	0.66	1377	15.8	86.5○	73.5×	89△	89○	1.68
TDP2	7.9	1.38	831	35.8	90○	91×	92○	91○	-	-
MDP0	-	-	923	11.3	64×	25×	72×	48×	-	-

$f_{\gamma 0}$: volume fraction of retained austenite, $C_{\gamma 0}$: carbon concentration in retained austenite, TS: tensile strength, TEL: total elongation, θ_2 : bending angle after unloading and H_D : diffusible hydrogen concentration, in which “○”, “△”, “×” represent bent, bent with crack and NG, respectively.

向かって 0.1 mm 間隔で、ダイナミック微小硬度計を用いて硬さ試験を行った。図 5 (a)より、水素未チャージ材 (without H)において、除荷後の曲げ角 $\theta_2=86.5^\circ$ の TBM-F 鋼（母材硬さ $HV_0=491$ ）は、除荷後の曲げ角 $\theta_2=89^\circ$ の TBM-A 鋼 ($HV_0=448$) と比較して、ビックカース硬さ HV が高い。TBM-A～F 鋼は、V 曲げ加工ができた（表 2）。これは、残留オーステナイト γ_R が微細に存在したため、V 曲げ加工中にひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が生じたことに起因したと考えられる。

図 3、および図 5 (b)より、水素チャージ材 (with H)において、除荷後の曲げ角 $\theta_2=73.5^\circ$ で割れた成形温度 $T=25^\circ\text{C}$ の TBM-F(H) 鋼と比較して、除荷後の曲げ角 $\theta_2=89^\circ$ で割れなかった成形温度 $T=100^\circ\text{C}$ の TBM-F(H) 鋼は、中立面から最外表面のビックカース硬さ HV が低くなる。成形温度 $T=25^\circ\text{C}$ の水素チャージ材 (with H) で V 曲げができなかった。これは、残留オーステナイト γ_R の炭素濃度 $C_{\gamma R}$ が低く、残留オーステナイト γ_R の安定性が低いことが一因と考えられる（表 2）。一方、成形温度 $T=100^\circ\text{C}$ の水素チャージ材 (with H) で温間 V 曲げができた。これは、温間によって徐々にひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が生じたことが一因と考えられる。

図 6 に TDP2 鋼の成形温度 T における k 値の関係を示す^{6,7)}。 k はひずみ誘起変態係数で、 k 値は引張試験片の残留オーステナイト γ_R の初期体積率 $f_{\gamma 0}$ と変形後の未変態残留オーステナイト γ_R 体積率 f_γ 、および変形部のひずみ ε （均一伸び UEL ）⁶⁾を用い、次式(1)より求めた。

$$\log f_\gamma = \log f_{\gamma 0} - k \cdot \varepsilon \quad \dots \quad (1)$$

図 6 より、 k 値は残留オーステナイト γ_R のひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が抑制されるほど小さくなる。また、ひずみ誘起変態が最も抑制される温度 T_S が存在する。 k 値は T_S で最小 (k_{\min}) となり、残留オーステナイト γ_R の炭素濃度 $C_{\gamma R}$ が高い鋼ほど全体に低く（ひずみ誘起変態が生じにくく）、かつ T_S は低くなる特徴を有する^{6,7)}。

成形温度 $T=100^\circ\text{C}$ で温間成形した TBM-F(H) 鋼が水素脆化しなかったのは、残留オーステナイト γ_R のひずみ

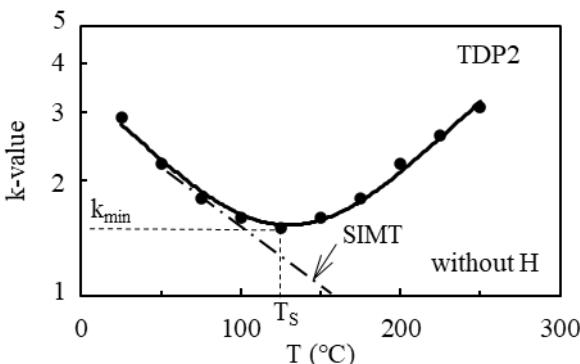


図 6 成形温度 T におけるひずみ誘起変態係数 k 値の関係 (TDP2 鋼)^{6,7)}

誘起マルテンサイト変態 (SIMT) により徐々にマルテンサイト変態し、凸側表面のマルテンサイト組織近傍の拡散性水素量が低減したことが一因と考えられる²⁾。

4. 結言

次世代自動車用超高強度鋼板として超高強度 TRIP 型ベイニティックフェライト・マルテンサイト鋼 (TBM 鋼) 板を適用することを目的として、TBM 鋼板の V 曲げ加工に及ぼす温間成形、および水素の影響を調査した。得られたおもな結果は以下の通りである。

- (1) TBM-A～F 鋼は、成形温度 $T=25^\circ\text{C}$ の水素未チャージ材 (without H) において、V 曲げができた（割れなかった）。これは、残留オーステナイト γ_R が微細に存在したため、V 曲げ加工中にひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が生じたことに起因したと考えられた。
- (2) TBM-A～F 鋼は、成形温度 $T=100^\circ\text{C}$ の水素未チャージ材 (without H) において、温間 V 曲げができた（割れなかった）。除荷後の曲げ角 θ_2 は、 $T=25^\circ\text{C}$ と比較して大きくなり、スプリングバック量が小さくなった。これは、残留オーステナイト γ_R が微細に存在したため、V 曲げ加工中に徐々にひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が生じたことに起因したと考えられた。
- (3) TBM-F 鋼は、成形温度 $T=25^\circ\text{C}$ の水素チャージ材 (with H) において、V 曲げができなかった（割れた）。これは、残留オーステナイト γ_R の炭素濃度 $C_{\gamma R}$ が低く、残留オーステナイト γ_R の安定性が低いことが一因と考えられた。
- (4) TBM-F 鋼は、成形温度 $T=100^\circ\text{C}$ の水素チャージ材 (with H) において、温間 V 曲げができた（割れなかった）。これは、温間成形によって徐々にひずみ誘起マルテンサイト変態 (SIMT) が生じたことが一因と考えられた。

謝 辞

最後に、本研究の一部は公益財団法人 天田財団によって行われた。ここに、深謝いたします。また、本研究にご協力していただきました東北学院大学工学部機械知能工学科准教授、北條智彦先生、長野工業高等専門学校機械工学科の小笠原俊平氏、木藤海琉氏、近藤稔氏、技術教育センターの大久保雄也氏、北條晴義氏に心より尊敬と感謝を申し上げます。

参考文献

- 1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch: ASM Trans. Q., **60** (1967), 252-259.
- 2) T. Hojo, A. Nagasaka, C. Tabata, Y. Shibayama, J. Kobayashi and E. Akiyama: Tetsu-to-Hagané, **110** (2024), 740-752 (in Japanese).
- 3) A. Nagasaka, T. Hojo, J. Kobayashi and C. Tabata: Proc. of 14th International Conference on the Technology of Plasticity (ICTP 2023), LNME, (2024), 436-444.

- 4) A. Nagasaka, T. Hojo, Y. Shibayama, M. Fujita, T. Ohashi, M. Miyasaka and E. Akiyama: *ISIJ Int.*, **62** (2022), 247-256.
- 5) T. Hojo, J. Kobayashi and K. Sugimoto: Proc. of Materials Science and Technology 2012 (MS&T2012), (2012), 1186-1192.
- 6) A. Nagasaka, T. Hojo, M. Fujita, T. Ohashi, M. Miyasaka, Y. Shibayama and E. Akiyama: *ISIJ Int.*, **61** (2021), 1980-1989.
- 7) A. Nagasaka, T. Hojo, M. Fujita, T. Ohashi, M. Miyasaka, Y. Shibayama and E. Akiyama: *ISIJ Int.*, **61** (2021), 608-616.
- 8) S. Ogasawara, K. Kido, M. Kondo, A. Nagasaka and T. Hojo: CAMP-ISIJ, **38** (2025), 228 (in Japanese).