

# 超ハイテン TRIP 鋼板の開発とそのプレス成形性

信州大学 工学部 機械システム工学科

教授 杉本公一

(平成 15 年度研究開発助成 AF-2003016)

キーワード：超高強度鋼，TRIP，プレス成形性，

## 1. 研究の背景と目的

近年の乗用車業界では、CO<sub>2</sub>排出ガス低減を目指した車体軽量化と衝突安全性の確保が求められている。これらは、一体プレス成形が可能な 1000MPa ~ 2000MPa 級の超高強度鋼板 (超ハイテン鋼板) の適用によって可能となるが、現状ではこれに対応する鋼板は実用化されていない。

高強度化と成形性を両立するためには、残留オーステナイト (R) の変態誘起塑性 (TRIP) 効果の利用が是非とも必要となる。このアイディアに従って、著者らは従来の TRIP 型複合組織鋼板の母相組織を変化させた 600 ~ 1000MPa 級の TRIP 型焼鈍オーステナイト鋼板 (TAM 鋼) を開発してきた<sup>1-3)</sup>。しかしながら、プレス成形性は十分に高くなってきたが、強度レベルは目標となる 1500 ~ 2000MPa 級には届かない状況である。

低炭素レベルで 1500 ~ 2000MPa 級を達成するには、母相を強度の高いベイニティックフェライトまたはマルテンサイトとした TRIP 鋼を開発する必要がある。そこで、本研究では、0.1 ~ 0.4% C - 1.5% Si - 1.5% Mn 鋼板を用いて、一体プレス成形可能な良成形性 1500 ~ 2000MPa 級超ハイテン TRIP 鋼板を開発することを目的として、これまで検討されてこなかった「域焼鈍・オーステナイト処理」を施したベイニティックフェライト型 TRIP 鋼 (TBF 鋼) を開発し、その R 特性、引張特性及び成形性を調査した。また、超ハイテン鋼板では重要となる遅れ破壊特性も調査した。

## 2. 実験方法

供試鋼には真空溶製された 3 種類の C-Si-Mn 鋼を用いた (表 1)。A-C 鋼は炭素添加量を変化させており、D-G 鋼は Al, Nb, Mo 添加量を変化させている。これらスラブに図 1 の均質化処理、熱間圧延を施した後、厚さ 1.2mm まで冷間圧延を施した。この後、塩浴で域焼鈍処理と極低温オーステナイト処理を施した。

R の体積率と炭素濃度は X 線回折法によって測定した。微細組織は、SEM 及び TEM を用いて観察した。

引張試験には 13B 号引張試験片を用い、試験温度 -50 ~ 400 の範囲で試験を行った。伸び/断面収縮率試験には直径 50mm の試験片を用い、まず直径 5mm の穴 (d<sub>0</sub>) をパンチで打ち抜いた後 (クリアランス、平頭パンチで穴広げを行い、亀裂が発生する時点で穴直径 (d<sub>f</sub>) を測定し、次式から穴広げ率を計算した。

$$= (d_f - d_0) / d_0 \quad (1)$$

遅れ破壊試験には四点曲げ陰極チャージ法を用いた。その試験片寸法は長さ 65mm、幅 10mm とした。電解液組成は 0.5mol / H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.01mol / KSCN とし、電流密度 500A / m<sup>2</sup> の水素チャージを行った。遅れ破壊限界応力 (σ<sub>FL</sub>) には、5 時間経過後破壊しなかった応力を採用した。全固溶水素量及び拡散性水素量は文献 2 に準じて測定した。

表 1 供試鋼の化学組成 (mass%)

steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	Mo
A	0.19	1.54	1.51	0.006	0.0025	0.04	-	-
B	0.20	0.99	1.51	0.005	0.0026	0.49	-	-
C	0.20	0.49	1.50	0.005	0.0025	0.99	-	-
D	0.20	1.00	1.51	<0.005	0.0012	0.52	0.020	0.10
E	0.20	0.50	1.50	<0.005	0.0012	1.01	0.020	0.10
F	0.20	0.99	1.48	<0.005	0.0012	0.48	0.045	0.20
G	0.20	0.49	1.50	<0.005	0.0012	0.95	0.051	0.20

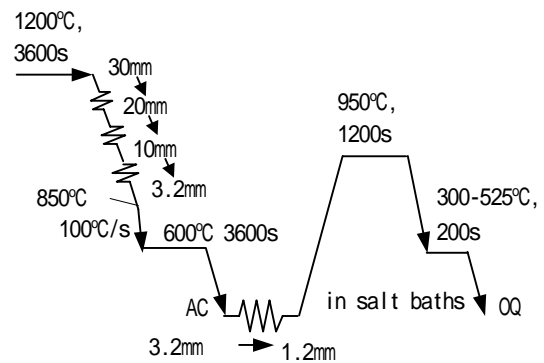


図 1 熱延・冷延プロセスと焼鈍処理。AC:空冷, OQ:油冷

## 3. 実験結果及び考察

### 3.1. 微細組織

図 2 に熱処理後の微細組織の代表例を示す。0.5mass% 以上の Al 添加は旧オーステナイト粒径を小さくするとともに、ベイニティックフェライトのラス組織を微細にする。一方、0.05Nb-0.2Mmass% の添加は旧オーステナイト粒径をさらに小さくするが、ベイニティックフェライト組織を不完全にする。

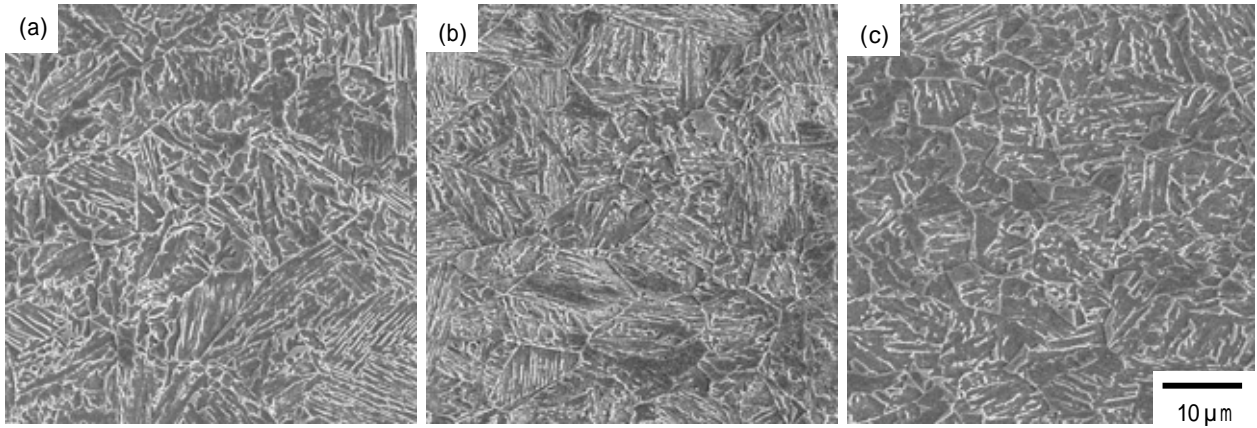


図2 代表的な組織のSEM写真。(a) A鋼, (b) C鋼, (c) G鋼.  $T_A=450$

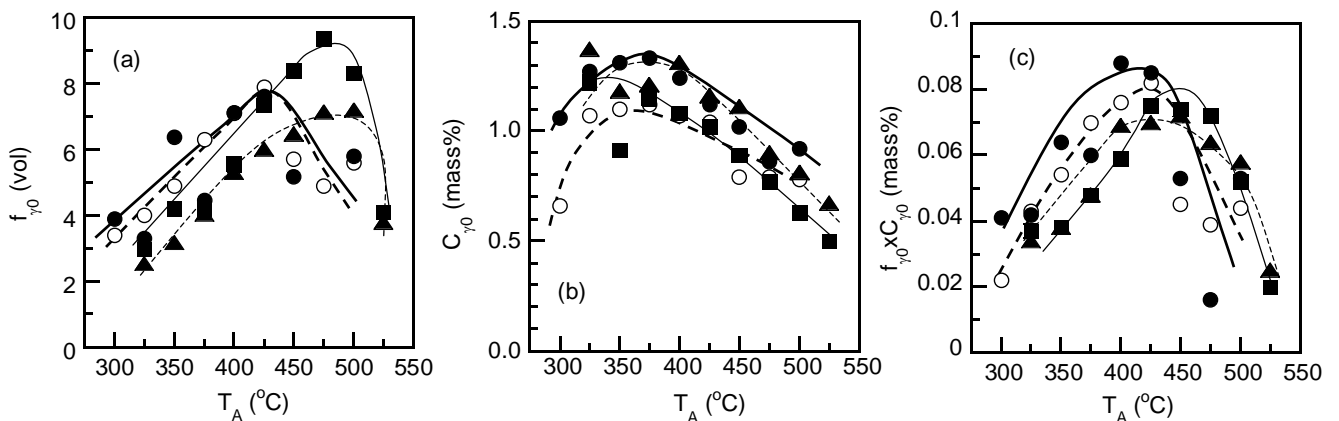


図3 代表鋼の $\gamma$ の体積率( $f_{\gamma 0}$ ), 炭素濃度( $C_{\gamma 0}$ ), 総炭素濃度( $f_{\gamma 0} \times C_{\gamma 0}$ )のオーステナイト-温度依存性

: A鋼, : C鋼, : E鋼, : G鋼

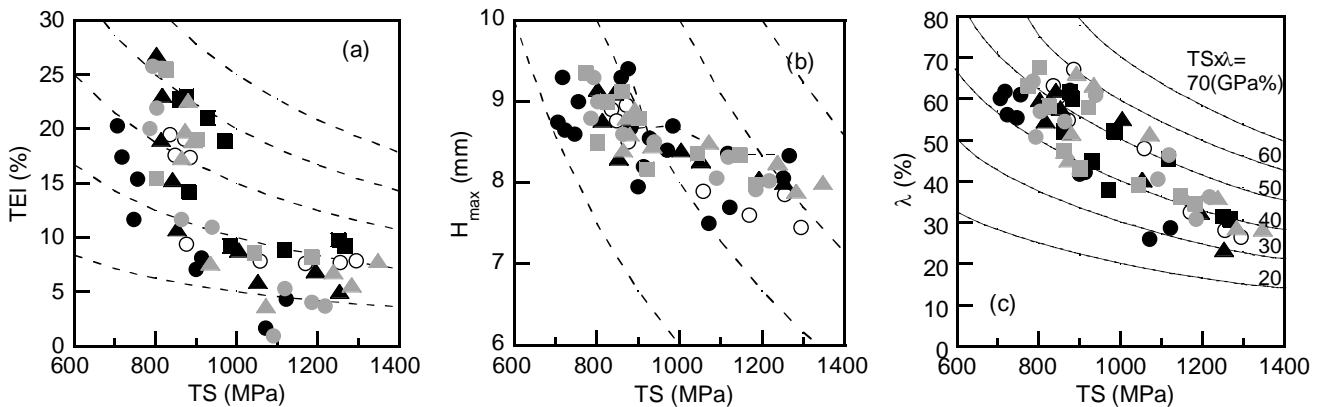


図4 各TBF鋼の(a)全伸び(TEI), (b)最大張出し高さ( $H_{max}$ ), (c)穴広げ率( $\lambda$ )と引張強さ(TS)の関係

: A鋼, : B鋼, : C鋼, : D鋼, : E鋼, : F鋼, : G鋼.

図3に代表鋼の $\gamma$ 特性のオーステナイト-温度依存性の比較を示す。添加元素の影響は $\gamma$ の炭素濃度に強く現れ、0.5mass%のAl添加は炭素濃度を飛躍的に高める。これが結果的に高温オーステナイト-温度での体積率の増加をもたらしている。一方、Nb-Mo複合添加は炭素濃度を低下させるが、その低下量は小さい。

### 3.2. 成形性

図4に各種成形性の比較を示す。これらの図から、Al添加は成形性を改善するが、引張強さを100MPa程度低下させるため、結果的に成形性・強度バランスを低下させる。一方、Nb-Mo複合添加は成形性の低下を抑えつつ、引張強さを高めるため、強度・成形性バランスを改善する。とくに、全伸びと穴広げ率

を大きく改善させる。Nb-Mo 複合添加による引張強さの増加は、NbC による旧オースナイト粒径の微細化効果と微細 MoNbC による析出強化によると考えられる。

TBF鋼の全伸びは温間加工によって大きく改善することができる。図5に、全伸びが最大となる変形温度 ( $T_{P2}=200\sim 300$ ) での全伸びを示す。TBF鋼の全伸びはマルテンサイト鋼よりはるかに大きく、従来のTRIP鋼 (PF) と同等レベルにまで至っている。この温間加工による全伸びの改善は、主にひずむ誘起<sup>6</sup> 位相変態と動的ひずみ時効によってもたらされた。

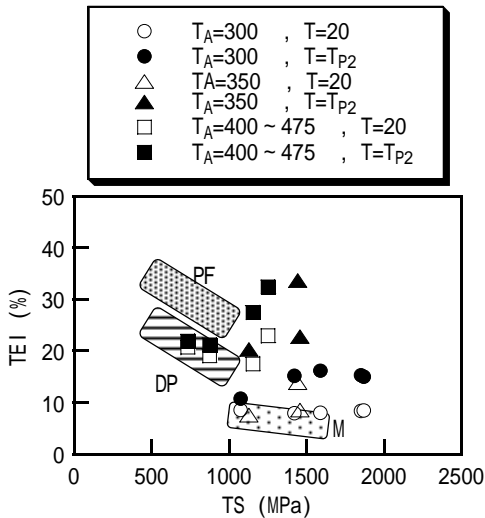


図5 A鋼の全伸びに及ぼす温間加工の影響

### 3.3. 遅れ破壊特性

一般に、引張強さが1200MPaを超えると遅れ破壊 (水素脆性) が生ずる。図6に0.4C-1.5Si-1.5Mn TBF鋼の水素吸蔵量と引張強さの関係を示す。TBF鋼ではマルテンサイト鋼 (M鋼) に比較して多量の水素を吸蔵する。その量は、 $\rho_r$ 体積率が高いほど多いことから、水素の多くは  $\rho_r$ 中に固溶し、その他が転位上及び旧オースナイト粒界に偏析していると考えられる。

図7に0.4C-1.5Si-1.5Mn TBF鋼の5時間遅れ破壊強度を示す。マルテンサイト鋼に比較してかなり高い遅れ破壊強度が得られること

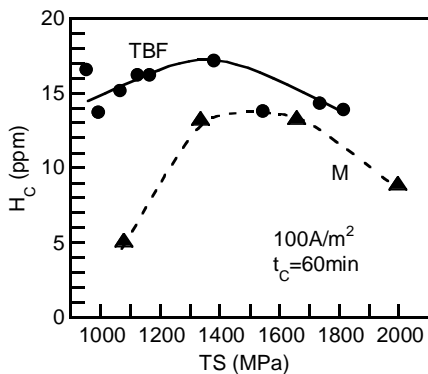


図6 0.4C-1.5Si-1.5Mn TBF鋼の水素吸蔵量( $H_c$ )と引張強さ(TS)の関係

がわかる。破面観察をしたところ、TBF鋼では粒界破壊と擬へき開破壊が抑制されていた。したがって、 $\rho_r$ が水素をトラップし粒界への水素の偏析を抑制したことが遅れ破壊強度の上昇に寄与したと考えられる。

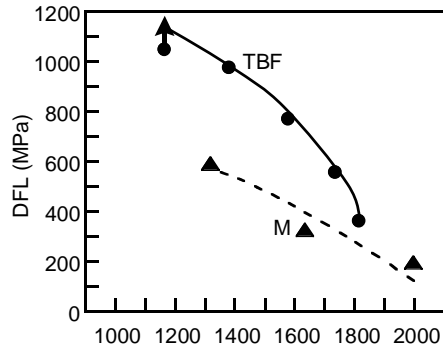


図7 0.4C-1.5Si-1.5Mn TBF鋼の5時間遅れ破壊強度 (DFL) と引張強さ (TS) の関係

## 4. まとめ

- (1) 域焼鈍・オーステナイト処理により、一体プレス成形可能な良成形性1500~2000MPa級超ハイトンTRIP鋼 (TBF鋼)を開発した。また、温間加工により成形性を高めることに成功した。
- (2) 上記TBF鋼は従来のマルテンサイト鋼をはるかに凌ぐ高い遅れ破壊強度を示した。
- (3) 今後、疲労強度特性の調査を行い、乗用車への適用を図っていく予定である。

## 謝辞

本研究は天田金属加工機械技術振興財団の研究助成によって行われた。ここに、深謝いたします。

## 参考文献

- 1) K. Sugimoto, R. Kikuchi and S. Hashimoto: Steel Research, 73 (2002-7), pp.253-258.
- 2) 橋本俊一, 鹿島高弘, 池田周之, 杉本公一: 鉄と鋼, Vol.88, No.7, (2002), pp.400-405.
- 3) K. Sugimoto, A. Kanda, R. Kikuchi, S. Hashimoto, T. Kashima and S. Ikeda: ISIJ Int., Vol.42, No.8 (2002), pp.910-915.
- 4) 鹿島高弘, 由利 司, 杉本公一, 橋本俊一: 鉄と鋼, Vol.89, No.5, (2003), pp.609-615.
- 5) 杉本公一, 菊池 陵, 経澤道高, 橋本俊一, 鹿島高弘, 池田周之: 鉄と鋼, Vol.89, No.10 (2003), pp.1065-1070.

## 発表論文一覧

- (1) T. Hojo, K. Sugimoto, Y. Mukai and S. Ikeda: Hydrogen Embrittlement of Ultra High Strength Low Alloy TRIP-Aided Steels, Second Int. Conf. of Advanced Structural Steels (ICASS 2004), Shanghai, China, Vol.2 (2004), pp.638-641.
- (2) K. Sugimoto, S. Hashimoto and S. Ikeda: Ultra High-Strength Low-Alloy TRIP-Aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite Matrix, Int. Conf. on Advanced High-Strength Sheet Steels for Automotive Applications Proceedings (AHSS Proceedings), Colorado, USA, (2004), pp.63-70.
- (3) K. Sugimoto, M. Tsunazawa, T. Hojo, and S. Ikeda: Ductility of 0.1-0.6C-1.5Si-1.5Mn Ultra High-strength Low-alloy TRIP-aided Sheet Steels with Bainitic Ferrite Matrix, ISIJ International, Vol.44, No.9 (2004), pp.1608-1614.
- (4) 杉本公一, 宋 星武, 坂口 淳, 長坂明彦, 鹿島高弘: 超高強度低合金 TRIP 型ベイニティックフェライト鋼板の温間成形性, 鉄と鋼, Vol.91, No.2 (2005), pp.278-284.