

超高強度低合金TRIP型ベイニティック フェライト鋼の水素脆化特性

北條 智彦*・杉本 公一*²・向井 陽一*³・赤水 宏*³・池田 周之*⁴

Hydrogen Embrittlement Properties of Ultra High-strength Low Alloy TRIP-aided Steels with
Bainitic Ferrite Matrix

Tomohiko HOJO, Koh-ichi SUGIMOTO, Yoh-ichi MUKAI, Hiroshi AKAMIZU and Shushi IKEDA

Synopsis : Hydrogen absorption behavior and hydrogen embrittlement properties of 1000–1800 MPa grade ultra high-strength low alloy TRIP-aided steels with bainitic ferrite matrix were investigated. The TRIP-aided steels absorbed a large amount of hydrogen, compared with the conventional tempered martensitic and bainitic steels. It was expected that the absorbed hydrogen was principally trapped in interlath retained austenite films and along bainitic ferrite lath boundary. Superior hydrogen embrittlement performances such as low hydrogen embrittlement susceptibility and high delayed fracture strength were achieved in the TRIP-aided steel. This may be associated with hydrogen trapping effect and TRIP effect of retained austenite.

Key words : TRIP-aided steel, ultra high strength steel, retained austenite, hydrogen embrittlement, delayed fracture, SSRT.

1. 緒言

近年、乗用車の車体軽量化による燃費向上と衝突安全性の改善を目的として、残留オーステナイト(γ_R)の変態誘起塑性 (TRIP)¹⁾を有効に利用した高強度及び超高強度低合金TRIP鋼が開発された。このTRIP鋼は極めて優れたプレス成形性を有する²⁻⁹⁾ため、乗用車衝撃吸収部材およびシートフレームなどへの適用が期待されている。

低合金TRIP鋼として、現在までに母相組織をそれぞれポリゴナルフェライト²⁻⁷⁾、ベイニティックフェライト⁸⁾または焼鈍マルテンサイト⁹⁾としたTRIP型複合組織鋼 (PF鋼)、TRIP型ベイニティックフェライト鋼 (BF鋼) およびTRIP型焼鈍マルテンサイト鋼 (AM鋼) が開発されている。このうち、BF鋼では1000 MPaを越す引張強さが期待できるが、このような超高強度範囲では、一般の超高強度鋼板と同様に水素脆性が生ずることが懸念される¹⁰⁻¹²⁾。著者ら¹³⁾は先に、1000~1400 MPa級の上記3種類のTRIP鋼に最大20 ppmの水素を吸蔵させた後の全伸び変化 (ひずみ速度 8.3×10^{-4} /s) を調査し、AM鋼とPF鋼では全伸びの低下が小さいこと、及びBF鋼の全伸びの低下量はマルテンサイト鋼と同程度に大きく、水素脆性が現れやすいことを示した。低合金TRIP鋼の中では、唯一、BF鋼のみが1200~2000 MPaの引張強さを期待できるが、BF鋼に関し

て水素脆化特性を調査した研究は少なく、系統的な研究が求められている。

そこで本研究では、強度レベルを広範囲に変化させたBF鋼を作製し、その水素吸蔵特性を調査するとともに、低ひずみ速度法 (SSRT: Slow Strain Rate Technique)¹⁴⁾及び一定荷重法を用いて、それぞれ水素脆性感受性、遅れ破壊強度を調査した。また、これら特性と金属学的組織因子との関係を検討した。

2. 実験方法

供試鋼には0.40C–1.46Si–1.51Mn–0.015P–0.002S–0.037Al–0.0063N (mass%) の組成を有する真空溶製された1.5Si鋼を用いた (Table 1)。表中には次式¹⁵⁾によって求めた M_s 点も示す。

$$M_s(^\circ\text{C}) = 550 - 361 \times (\%C) - 0 \times (\%Si) - 39 \times (\%Mn) \times 30 \times (\%Al) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、%C、%Si、%Mn、%Alはそれぞれの合金元素の添加量 (mass%)である。

まず、Fig. 1(a) の条件で厚さ30 mmのスラブを厚さ3.2 mmまで熱間圧延後、室温で冷間圧延を施し厚さ1.2 mmとした。つぎに、塩浴中で γ 域加熱後、300~500°Cの温度範

平成17年8月9日受付 平成17年10月28日受理 (Received on Aug. 9, 2005; Accepted on Oct. 28, 2005)

* 信州大学大学院生 (Graduate Student, Shinshu University, 4-17-1 Wakasato Nagano 380-8553)

* 2 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University)

* 3 (株) 神戸製鋼所技術研究センター (Research & Development Labs., Kobe Steel Ltd.)

* 4 (株) 神戸製鋼所材料研究所 (Materials Research Lab., Kobe Steel Ltd.)

Table 1. Chemical composition (mass%) and estimated martensite-start temperature (M_s , °C) of steels used.

Slab	C	Si	Mn	P	S	Al	N	M_s
1.5Si	0.40	1.46	1.51	0.015	0.002	0.037	0.0063	349
0.2Si	0.40	0.16	1.44	0.015	0.001	0.043	0.0067	350

Table 2. Hydrogen charging conditions of slow strain rate test (SSRT) and constant load test (CLT).

	SSRT	CLT
Charge solution	H ₂ SO ₄ 0.5mol/L KSCN 0.01mol/L	
Current density	100A/m ²	500A/m ²

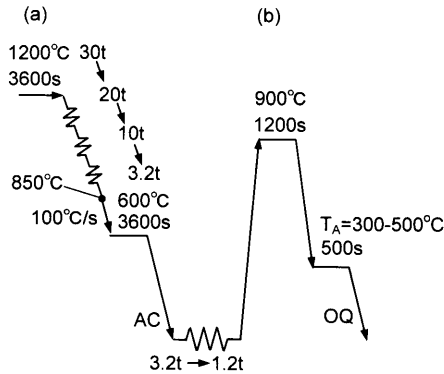


Fig. 1. Hot and cold rolling and heat treatment process of BF steels.

囲で500s保持のオーステンパー処理を施し (Fig. 1(b)), BF鋼を製造した。

比較材として, 0.40C-0.16Si-1.44Mn-0.015P-0.001S-0.043Al-0.0067N (mass%) の化学組成を有する冷延まま鋼板 (0.2Si鋼) も用い, 900°Cで1200s保持後油冷, 200~500°Cで1時間の焼戻しを施し, 焼戻しマルテンサイト鋼 (M鋼) を作製した。また, 同じ冷延鋼板を用い, 900°Cで1200s保持し, 300°Cまたは400°Cで1000sのオーステンパー処理を施し, ベイナイト鋼 (B鋼) を作製した。

γ_R の初期体積率 (f_{γ_0}) はMo-K α 線によって測定された (200)_α, (211)_α, (200)_γ, (220)_γ, (311)_γ 回折ピークの積分強度より計算した¹⁶⁾。また, γ_R の初期炭素濃度 C_{γ_0} (mass%) はCu-K α 線によって測定した (200)_γ, (220)_γ, (311)_γ ピーク角度から求めた格子定数 a_{γ} (×10⁻¹ nm) を次式¹⁷⁾に代入して求めた。

$$a_{\gamma} = 3.5780 + 0.0330C_{\gamma} + 0.00095Mn_{\gamma} + 0.0056Al_{\gamma} + 0.0220N_{\gamma} \dots (2)$$

ただし, Mn_{γ} , Al_{γ} , N_{γ} は γ_R 中のそれぞれの元素濃度 (mass%) である。本研究では便宜上, 添加量を用いた。

水素チャージは陰極チャージ法 (陽極: 白金) により行った。チャージ浴の組成及び吸蔵条件を Table 2 に示す。チャージ後の全吸蔵水素量は, 水素を不活性ガス中-インパルス加熱溶融法により抽出し, カラムによる分離後, 熱伝導度法により定量した。また, 拡散性水素量は昇温脱離分析法 (Thermal Desorption Spectrometry Analysis, 昇温速度 12°C/min) を用いて測定した。なお, 全吸蔵水素量測定および拡散性水素量測定の際には水素チャージから水素量測定までの間, 試料からの水素の放出を防ぐため, 試料を液体窒素中で保存した。

SSRT 試験には圧延方向に平行に切り出した平行部長さ 3 mm, 幅 2 mm, 板厚 1.2 mm の小型引張試験片を用い, 水素チャージ直後に試験温度 25°C, クロスヘッド速度 0.002 mm/min (ひずみ速度 1.7×10⁻⁵/s) で引張試験を行った。水素脆化特性は式 (3) に示す水素脆性感受性 (HES)¹⁴⁾ により評価した。

$$HES (\%) = 1 - (\epsilon_1 / \epsilon_0) \times 100 \dots (3)$$

ここで, ϵ_0 と ϵ_1 は水素吸蔵前後の全伸びを示す。

一定荷重下の遅れ破壊試験は水素チャージ4点曲げ試験により行った。試験片には長さ 65 mm, 幅 10 mm, 板厚 1.2 mm の寸法のものを用い, 試験温度は 25°C とした。遅れ破壊強度 (DFL) として, 1時間または5時間で破壊しなかった応力の最大値を採用した。

3. 実験結果

3.1 微細組織と引張特性

Fig. 2, 3 に BF 鋼の熱処理後の組織の SEM および TEM 写真を示す。BF 鋼の組織は, 基本的には転位密度が極めて高いベイニティックフェライト (α_{bf}) ラス母相と第2相である γ_R からなる。オーステンパー処理温度 (T_A) が上昇するのにともない, 母相のラス組織は粗くなり, γ_R はフィルム状から粗大な塊状に変化する傾向が認められる。一方, T_A 温度が低下するとラス組織は細かくなり, γ_R フィルムの厚さも小さくなる。写真では明瞭でないが, BF 鋼の M_s 点は 349°C と計算されるため, その温度以下でオーステンパー処理された場合の母相組織にはマルテンサイトが混在している可能性がある。

Table 3 に各鋼の熱処理後の γ_R 特性および引張特性を示す。BF 鋼の γ_R 初期体積率 (f_{γ_0}) は 1.8~12.2 vol% の範囲にあり, $T_A=400^\circ\text{C}$ で最大となる。その初期炭素濃度 (C_{γ_0}) は 0.55~1.26 mass% の範囲にあり, $T_A=350\sim375^\circ\text{C}$ で最大となる。

BF 鋼の引張強さ (TS) は 952~1813 MPa の範囲にある。これら低合金 TRIP 鋼の全伸び (TEI) はオーステンパー処理温度によって著しく影響され, $T_A=375\sim400^\circ\text{C}$ で最大となる。また, M 鋼, B 鋼と比較して大きい一様伸び (UEI) を有する。

3.2 水素吸蔵特性

Fig. 4 に各鋼の水素チャージ時間ともなう全吸蔵水素量 (H_T) の関係を示す。いずれの鋼においても, 先の報

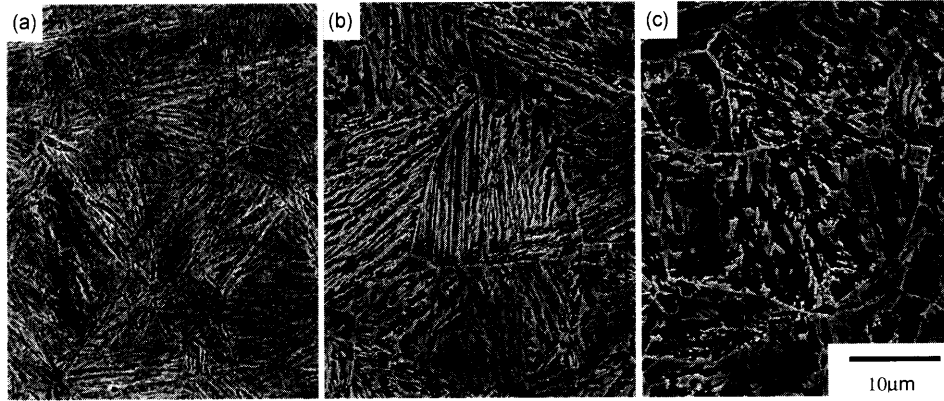


Fig. 2. Scanning electron micrographs of BF steels austempered at (a) $T_A=300^\circ\text{C}$, (b) $T_A=400^\circ\text{C}$ or (c) $T_A=475^\circ\text{C}$.

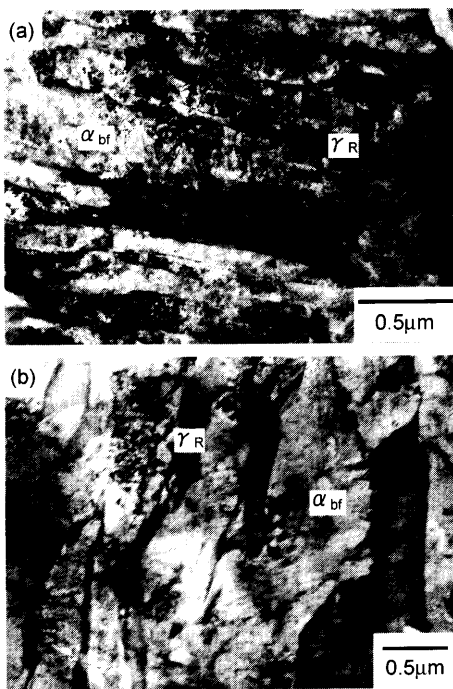


Fig. 3. Transmission electron micrographs of BF steel austempered at (a) $T_A=300^\circ\text{C}$ or (b) $T_A=400^\circ\text{C}$, in which “ α_{bf} ” and “ γ_R ” represent bainitic ferrite and retained austenite, respectively.

告¹³⁾と同様に、全吸蔵水素量と水素吸蔵時間の1/2乗の間には比例関係が認められる。また、BF鋼はM鋼、B鋼と比較して多量の水素を吸蔵する。

15 minチャージ後の全吸蔵水素量 (H_T) を引張強さで整理してFig. 5に示す。BF鋼では、 $TS > 1100$ MPaにおいて全吸蔵水素量が大幅に増加するが、 $TS = 1200$ MPaで全吸蔵水素量はほぼ最大となりそれ以上では逆に低下する。M鋼では全吸蔵水素量が $TS = 1300$ MPaで最大となる傾向が現れる。

昇温脱離分析法で測定した室温から300°Cの範囲での水素放出曲線をFig. 6に示す。ピーク立ち上がり温度はいずれの鋼でもほぼ同じであるが、水素放出量のピーク温度は変化する。すなわち、M鋼、B鋼ではそのピーク温度は

Table 3. Retained austenite characteristics and tensile properties of steels used.

Steel	T_A	$f_{\gamma 0}$	$C_{\gamma 0}$	YS	TS	YR	TEI	UEI
BF	300	5.1	0.95	1224	1813	0.68	45.5	9.2
	325	5.2	0.82	1479	1734	0.85	49.3	7.4
	350	3.4	1.23	1166	1543	0.76	46.5	7.3
	375	6.1	1.26	1183	1379	0.86	49.5	12.2
	400	12.2	1.19	977	1164	0.84	58.5	24.2
	425	9.7	1.03	835	1123	0.74	43.5	20.8
	450	5.1	0.92	774	1064	0.73	43.3	12.7
	475	2.6	0.81	725	992	0.73	44.3	12.4
	500	1.8	0.55	709	952	0.74	46.7	13.1
M	200*	-	-	1632	1995	0.82	36.1	6.4
	300*	-	-	1423	1655	0.86	39.9	4.4
	400*	-	-	1173	1335	0.88	50.0	5.6
	500*	-	-	983	1077	0.91	19.4	6.9
B	300	-	-	1177	1551	0.76	41.0	5.6
	400	-	-	950	1124	0.86	48.7	7.0

T_A ($^\circ\text{C}$): austempering temperature, $f_{\gamma 0}$ (vol%): initial volume fraction of retained austenite, $C_{\gamma 0}$ (mass%): carbon concentration of retained austenite, YS (MPa): yield stress, TS (MPa): tensile strength, YR: yield ratio, TEI (%): total elongation, UEI (%): uniform elongation, *: tempering temperature

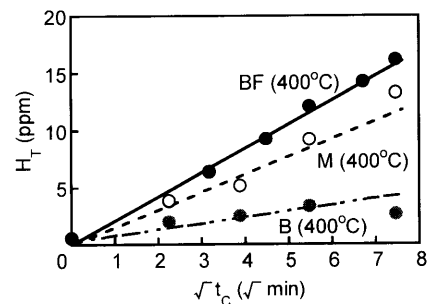


Fig. 4. Relationship between total charged hydrogen concentration (H_T) and charged time (t_c) of BF ($T_A=400^\circ\text{C}$), M ($T_A=400^\circ\text{C}$) and B ($T_A=400^\circ\text{C}$) steels. Current density is 100 A/m^2 .

90~100°Cであるが、BF鋼では120~130°Cに移動する。また、BF鋼では100~200°Cの高温側で多量の拡散性水素が放出する。

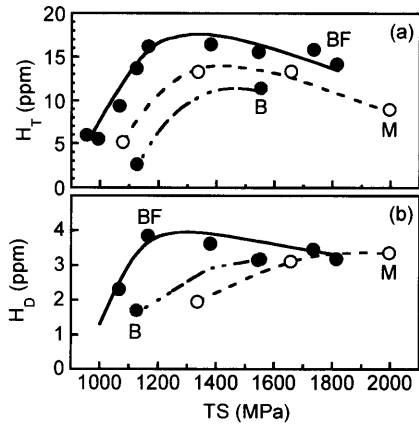


Fig. 5. Variations in (a) total charged hydrogen concentration (H_T) and (b) diffusible hydrogen concentration (H_D) as a function of tensile strength (TS) of several steels. Hydrogen charging time is (a) $t_c=60$ min and (b) $t_c=15$ min, and current density is 100 A/m^2 .

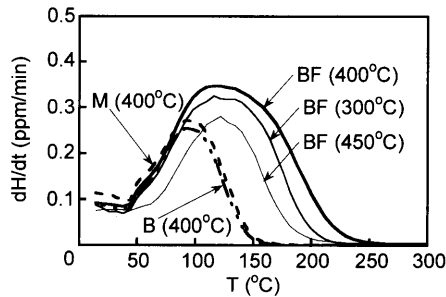


Fig. 6. Comparison of hydrogen evolution curve of BF ($T_A=300^\circ\text{C}$, $T_A=400^\circ\text{C}$ and $T_A=450^\circ\text{C}$), M ($T_A=400^\circ\text{C}$) and B ($T_A=400^\circ\text{C}$) steels. Hydrogen charging time is $t_c=15$ min, and current density is 100 A/m^2 .

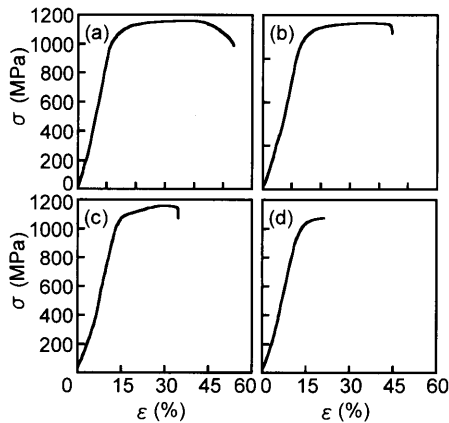


Fig. 7. Change in flow curve of BF steel austempered at $T_A=400^\circ\text{C}$ after hydrogen charging for (a) $t_c=0$ min, (b) $t_c=10$ min, (c) $t_c=30$ min and (d) $t_c=60$ min.

3.3 水素脆性感受性

Fig. 7にBF鋼の水素吸蔵前後の応力-ひずみ曲線の代表例を示す。また、Fig. 8に各鋼の全吸蔵水素量 (H_T) にもなう全伸び (TEI) と水素脆性感受性 (HES) の変化を示す。

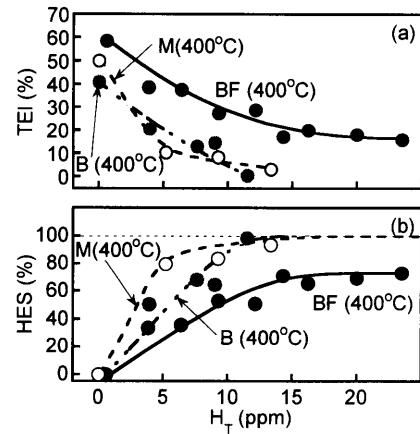


Fig. 8. Variations in (a) total elongation (TEI) and (b) hydrogen embrittlement susceptibility (HES) as a function of total charged hydrogen concentration (H_T) of BF steel austempered at 400°C , M steel tempered at 400°C and B steel austempered at 400°C .

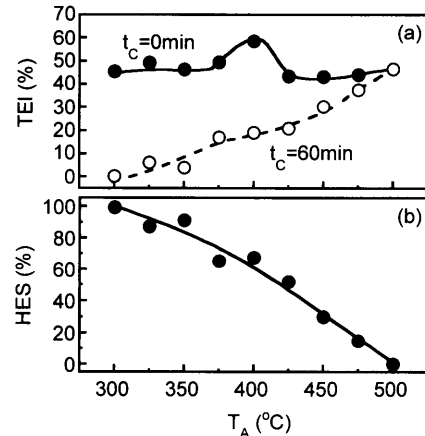


Fig. 9. Variations in (a) total elongation (TEI) before and after hydrogen charging for 0 and 60 min and (b) hydrogen embrittlement susceptibility (HES) as a function of austempering temperature (T_A) in TRIP-aided steels.

BF鋼では、水素を60 min吸蔵させると、水素チャージ時間 $t_c=0$ minの場合と比較して低ひずみ域で破断するが、降伏応力にはほとんど変化は生じない (Fig. 7)。いずれの鋼も全吸蔵水素量が増加するにしたがって全伸びは低下するが、M鋼、B鋼では $H_T=5\sim 10$ ppmの範囲で全伸びが急激に低下する (Fig. 8)。

BF鋼の水素吸蔵前後の全伸びと水素脆性感受性をオーステンパー処理温度で整理して Fig. 9に示す。また、約5 ppmの水素を吸蔵したときの各鋼の HES 値の比較を Fig. 10に示す。BF鋼では、低 T_A 側で水素吸蔵による全伸びの低下が大きく現れ、高 T_A 材ではその低下は小さい (Fig. 9)。 HES 値で比較すると、M鋼のみ HES 値が高く、B鋼、BF鋼の順に HES 値は低くなる (Fig. 10)。

3.4 遅れ破壊強さ

曲げ変形下で得られた曲げ応力 (σ_A) と破断時間 (t_f) 曲線

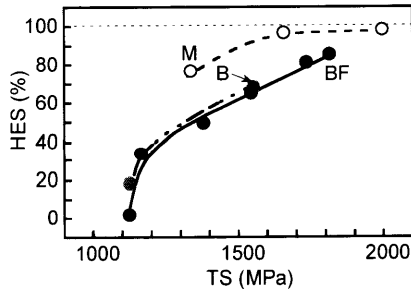


Fig. 10. Variation in hydrogen embrittlement susceptibility (HES) as a function of tensile strength (TS) in BF, M and B steels charged about 5 ppm hydrogen.

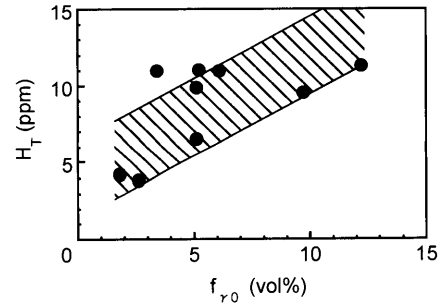


Fig. 13. Relationship between total charged hydrogen concentration (H_T) and initial volume fraction of retained austenite (f_{γ_0}) of BF steels.

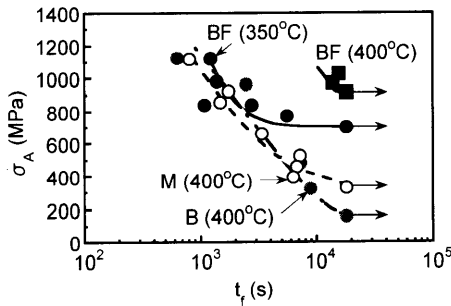


Fig. 11. Typical applied bending stress (σ_A)-time to fracture (t_f) curves of BF, M and B steels.

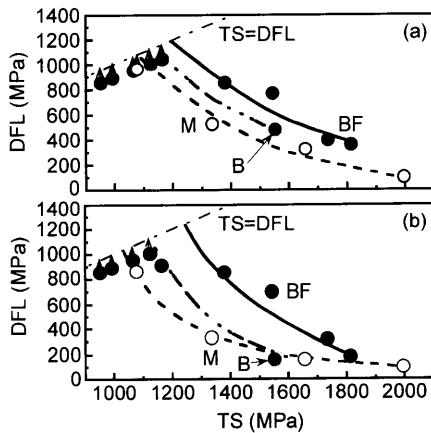


Fig. 12. Variations in (a) 1 h and (b) 5 h delayed fracture limits ($DFLs$) as a function of tensile strength (TS) in BF, M and B steels.

をFig.11に示す。また、各鋼の1時間及び5時間遅れ破壊強度 (DFL) の比較をFig.12に示す。

BF鋼の遅れ破壊は引張強さが1100~1200MPa以上で生ずる。1時間及び5時間遅れ破壊強度はM鋼に比較して高いが、1800MPa付近ではM鋼との差は小さくなる。BF鋼では引張強さに近い高負荷応力の場合であっても、遅れ破壊時間が比較的長い特徴を有する。Fig.11において、BF鋼の遅れ破壊強度は5時間で一定となる傾向が認められるが、M鋼とB鋼の遅れ破壊強度は5時間以上ではさらに低下する傾向が認められる。したがって、もし、試験終了時間を5時間以上に延長すれば、BF鋼とM鋼、B鋼との水素

脆性の差はもっと大きく現れる可能性が高いと考えられる。

4. 考察

4.1 水素吸蔵特性に及ぼす金属学的因子の影響

本研究では、BF鋼の全吸蔵水素量がM鋼、B鋼よりも多いことが確認された。一般に、多くの超高強度鋼では、水素は炭化物^{18,19)}、転位²⁰⁾、結晶粒界¹⁹⁾などにトラップされる。本BF鋼では炭化物は存在しないが、母相のベイニティックフェライトラス境界に1.8~12.2 vol%の γ_R が存在している (Fig. 3)。椿野ら¹¹⁾は引張強さ1200MPa以上のベイナイト鋼と γ_R を含むベイナイト鋼を用いてチャージ後の水素吸蔵量を調査し、 γ_R が著しく多量の水素を吸蔵すること、及びこれは γ_R 中の水素固溶量がbcc構造のフェライトに比較して多いためであると説明している。本BF鋼でも、全吸蔵水素量と γ_R 体積率との間には正の相関が認められる (Fig.13)。また、著者らはさきに、水素はベイニティックフェライトラス境界及び γ_R に存在していることを水素可視化実験により明らかにしている¹³⁾。これらの結果は椿野ら¹¹⁾の報告を支持する。さらに、Gu²¹⁾らは1500MPa級TRIP鋼を用いて、 γ_R とラス境界への水素トラップの活性化エネルギーは転位や結晶粒界よりも高いことを報告した。これらの報告と本実験事実より、本BF鋼では、微細均一に存在する γ_R と微細均一なベイニティックフェライトラス境界に水素の多くがトラップされ、全吸蔵水素量がM鋼、B鋼よりも多くなったと考えられる。

全水素吸蔵量は $TS=1200$ MPaで最大となり、それ以上の TS 範囲では γ_R 体積率が減少するにもかかわらず H_T の低下は低 TS 範囲に比較して小さくなった (Fig. 5(a))。BF鋼では、引張強さの増加にともない、 γ_R 体積率は減少するが、母相ラス組織は微細となった。したがって、全吸蔵水素量には γ_R 体積率が主要な支配因子となるが、ラス組織が微細となる $TS \geq 1200$ MPaの範囲では、ラス境界での水素の吸蔵量が相対的に多くなり、これが、 H_T の低下を抑制したと考えられる。このことを、Fig.14に模式的に示す。

BF鋼の別の特徴として、Fig. 5で示された水素放出曲線のピーク温度が高温側へシフトすることもあげられる。このような結果は椿野ら¹¹⁾も報告している。彼らによれば、昇温速度1.67°C/minの条件の下で放出温度100°C付近のピークは粒界、セメントイト界面、転位または原子空孔などにトラップされていた水素に対応し、130°C付近のピークは γ_R からの水素に対応する。椿野らの報告と本研究では昇温速度は異なるが、 γ_R を含有すると放出ピークが高温側にシフトする傾向は変わらない。したがって、TRIP鋼の高温側の放出部は γ_R からの水素の放出に関連していると考えられる。

4.2 水素脆性への金属学的因子の影響

本研究では、 $TS \geq 1100$ MPaにおいて、BF鋼はM鋼、B鋼よりも低い水素脆性感受性及び高い遅れ破壊強度を示した (Fig.10, 12)。SSRT試験で破壊した試験片の破面写真の代表例をFig.15に示す。BF鋼もM鋼も水素を吸蔵しない場合は明瞭なディンプル破壊を示すが、M鋼は水素吸蔵によりディンプル破壊から粒界破壊に変化する。BF鋼では

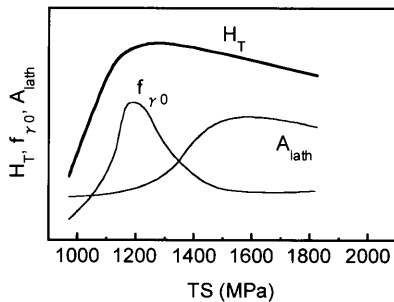


Fig. 14. Illustration of roles of retained austenite content (f_{γ_0}) and lath boundary area (A_{lath}) controlling tensile strength (TS) dependence of total charged hydrogen concentration (H_T) of BF steel.

低温オーステンパー処理を施したときは粒界破壊を生ずるが、 $T_A \geq 350^\circ\text{C}$ では擬へき開破壊を生じ、さらに $T_A \geq 450^\circ\text{C}$ ではディンプル破壊が残る。一定荷重試験ではディンプル破壊は現れないが、粒界破壊が生ずるオーステンパー温度はSSRT試験より50°Cほど高くなった。

前述したように、BF鋼では吸蔵された水素の多くは γ_R 中及びベイニティックフェライトラス境界に存在すると予想される。この場合、ラスサイズ及び γ_R 間隔は比較的小さいため、水素は鋼中に比較的均一に分布し、旧 γ 粒界の水素の濃化は抑制されていると予想できる。Gu²¹⁾によれば、 γ_R は微細均一なラス境界への水素トラップはき裂先端への水素の拡散を抑制する。したがって、このような水素の均一拡散をもたらした微細均一なラス組織と微細均一に分布する γ_R が旧 γ 粒界への水素の拡散を抑制し、結果的に粒界破壊を抑制し、SSRT試験と遅れ破壊試験での優れた耐水素脆化特性をもたらせたと考えられる。また、比較的少量の γ_R のひずみ誘起変態が局部的応力集中を緩和し、き裂の発生を抑制するが、この程度の γ_R のマルテンサイト変態は遅れ破壊特性に影響を及ぼさないと考えられる。

耐水素脆化特性に及ぼす γ_R の安定性の効果は明らかでないが、両試験とも試験中 (SSRT) および負荷時 (一定荷重試験) に γ_R の一部はひずみ誘起変態する。ただし、低ひずみ速度試験のように大きな塑性ひずみを生ずる場合は、安定性が高い γ_R ほどTRIP効果によって全伸びを大きくし、結果的に水素脆性感受性を低くすることが予想される。

両試験方法において、 325°C 以下でオーステンパー処理を施したBF鋼の水素脆化特性はM鋼より少し優れている程度であった。また、破面にも旧 γ 粒界破壊が現れた。こ

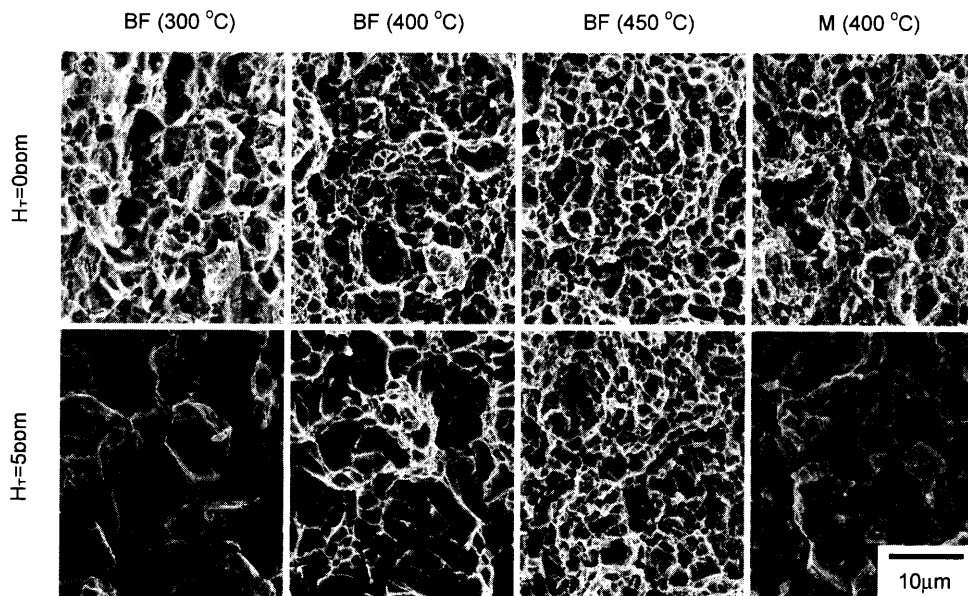


Fig. 15. Scanning electron micrographs of fracture surface of BF ($T_A=300^\circ\text{C}$, $T_A=400^\circ\text{C}$ and $T_A=450^\circ\text{C}$) and M ($T_A=400^\circ\text{C}$) steels with total charged hydrogen concentration of $H_T=0$ and 5 ppm.

のようなオーステンパー処理温度の鋼は水素を多量に吸蔵することのできる γ_R 量が少ないことに加えて、オーステンパー処理温度が M_s 点より低いため、ベイニティックフェライト母相の中にマルテンサイトが混在する。このマルテンサイト領域で水素の不均一分布が生じ（とくに粒界への水素の濃化が生じ）、粒界破壊が生じたため、M鋼と水素脆化特性の差が小さくなったものと考えられる。また、 $T_A \cong 325^\circ\text{C}$ では γ_R の炭素濃度がとくに低いことも原因のひとつと考えられる。すなわち、この不安定な γ_R が変形初期にマルテンサイトに変態して水素を放出し、これが粒界への水素の拡散を助長していると考えられる。

5. 結言

1000~1800 MPa級BF鋼の水素吸蔵特性とSSRT試験による水素脆性感受性、一定荷重試験による遅れ破壊強度を調査した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) BF鋼の全吸蔵水素量はM鋼、B鋼と同様に、吸蔵時間の1/2乗と直線関係を示した。その全吸蔵水素量は $TS \cong 1200$ MPaでピークを示し、それ以上の引張強度レベルでは少し低下した。このとき、BF鋼の全吸蔵水素量は、M鋼及びB鋼よりかなり多かった。拡散性水素の放出量のピークは120~130°Cに移動したこと、および全吸蔵水素量が γ_R 初期体積率と正の相関を示したことから、これは主に、 γ_R が水素を多量に固溶することに起因すると考えられた。

(2) $H_T \cong 15$ ppmの範囲で、BF鋼の水素脆性感受性は水素吸蔵量の増加にともない緩やかに増加した。しかし、その値はM鋼とB鋼よりは低かった。また、BF鋼の遅れ破壊強度もM鋼、B鋼より高い値を示した。これらの結果

は主に、(i) 微細均一に存在する γ_R とベイニティックフェライトラス境界が水素の多くをトラップし、旧 γ 粒界での破壊の発生を抑制したこと、及び(ii) γ_R のひずみ誘起変態が局所的応力集中を緩和し、き裂の発生を抑えたためと考えられた。

文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 252.
- 2) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 3) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085.
- 4) O.Matsumura, Y.Sakuma, Y.Ishii and J.Zhao: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110.
- 5) Z.Hanzaki, P.D.Hodgson and S.Yue: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 79.
- 6) P.Jacques, K.Eberle, P.Harlet and F.Delannay: Proc. 40th Mech. Work. Steel Proc. Conf., ISS, PA, (1998), 239.
- 7) K.Sugimoto, A.Nagasaka, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 56.
- 8) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 9) K.Sugimoto, A.Kanda, R.Kikuchi, S.Hashimoto, T.Kashima and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 910.
- 10) 松山晋作: 遅れ破壊, 日刊工業新聞社, 東京, (1989), 18.
- 11) 椿野晴繁, 原田 久: 遅れ破壊解明の新展開, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1997), 138.
- 12) T.Tarui and S.Yamasaki: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 612.
- 13) T.Hojo, S.Song, K.Sugimoto, A.Nagasaka, S.Ikeda, H.Akamizu and M.Mayuzumi: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 117.
- 14) W.Urushihara, F.Yuse, T.Nakayama, Y.Namimura and N.Ibaraki: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **52** (2002), 57.
- 15) 田村今男: 鉄鋼材料強度学, 日刊工業新聞社, 東京, (1970), 40.
- 16) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 17) D.J.Dyson and B.Holmes: *J. Iron Steel Inst.*, **208** (1970), 469.
- 18) T.Tsuchida, T.Hara and K.Tsuzaki: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 771.
- 19) A.Kimura and H.Kimura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **47** (1983), 807.
- 20) 櫛田隆弘: 遅れ破壊解明の新展開, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1997), 35.
- 21) J.L.Gu, K.D.Chang, H.S.Fang and B.Z.Bai: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 1560.