

超高強度低合金 TRIP 鋼の遅れ破壊特性に及ぼす Al 添加の影響

北條 智彦*・杉本 公一*²・向井 陽一*³・池田 周之*⁴

Effects of Aluminum on Delayed Fracture Properties of Ultra High-strength Low Alloy TRIP-aided Steels

Tomohiko HOJO, Koh-ichi SUGIMOTO, Youichi MUKAI and Shushi IKEDA

Synopsis : To improve the delayed fracture strength of ultra high-strength low alloy TRIP-aided steels with bainitic ferrite matrix (TBF steels), the effects of aluminum content on hydrogen absorption behavior and delayed fracture properties of 0.2%C–0.5~1.5%Si–1.5%Mn TBF steel were investigated. When aluminum was added to the TBF steel, the diffusible hydrogen increased. It was expected that the hydrogen was charged not only in retained austenite films but also on lath boundary. Delayed fracture strength of aluminum bearing TBF steels was significantly increased, compared with conventional TBF steel. This was mainly caused by (1) suppression of the stress-assisted martensite transformation resulting from the stabilized or carbon-enriched retained austenite, (2) hydrogen trapping to refined interlath retained austenite films and lath boundary, and (3) relaxation of localized stress concentration by TRIP effect of the retained austenite.

Key words : TRIP-aided steel; ultra high strength steel; aluminum; retained austenite; hydrogen; delayed fracture.

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および超高強度低合金 TRIP 鋼が開発された。この低合金 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 鋼としては、これ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 (TDP 鋼)、TRIP 型ベイニティックフェライト鋼 (TBF 鋼) および TRIP 型焼鈍マルテンサイト鋼 (TAM 鋼) が開発されているが、1000~2000 MPa の引張強さは TBF 鋼においてのみ期待できる。このような超高強度範囲では、一般の超強度鋼板と同様に遅れ破壊が生ずることが懸念される¹⁰⁻¹³⁾ので、TBF 鋼の遅れ破壊特性を調査する必要がある。著者ら¹⁴⁾はさきに、低ひずみ速度引張試験法 (ひずみ速度 1.1×10^{-5} /s) および一定荷重法を用いて、0.4%C–1.5%Si–1.5%Mn (mass%) TBF 鋼の水素脆化特性および遅れ破壊特性を調査し、TBF 鋼は水素吸蔵後も大きな全伸びと高い遅れ破壊強度を示すこと、およびこれは γ_R が水素を多くトラップし、無害化することに起因することを報告した。

TBF 鋼の遅れ破壊特性は γ_R 特性に大きく影響されるので、添加合金元素によっても影響されることが予想されるが、これまでに添加合金元素の影響を調査した報告はない。

そこで本研究では、0.2%C–1.5%Si–1.5%Mn の化学組成を有する TBF 鋼を基本鋼として、最大 1.0 mass% の Al を単独添加したときの水素吸蔵特性と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 0.2%C–1.5%Si–1.5%Mn の組成を有する A 鋼を基本鋼として、Al 添加量を 0~1.0 mass% とし、同量の Si 量を低下させた冷延鋼板を用いた (Table 1)。比較のため、Mn 添加量を 2.5 mass% とした E 鋼も用意した。表中には次式¹⁵⁾によって求めた M_S 点および M_S^* 点も示す。

$$M_S(^{\circ}\text{C}) = 550 - 361 \times (\%C) - 39 \times (\%Mn) - 0 \times (\%Si) + 30 \times (\%Al) - 5 \times (\%Mo) \dots \dots \dots (1)$$

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

これらの鋼に、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、室温で厚さ 1.2 mm まで

平成 18 年 6 月 28 日受付 平成 18 年 9 月 25 日受理 (Received on June 28, 2006; Accepted on Sep. 25, 2006)

* 津山工業高等専門学校機械工学科 (Dept. Mech. Engng., Tsuyama National College of Technology, 624-1 Numa Tsuyama 708-8509)

* 2 信州大学工学部機械システム工学科 (Dept. Mech. Syst. Engng., Shinshu Univ.)

* 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 (Mater. Research Lab., Kobe Steel Ltd.)

Table 1. Chemical composition (mass%) and estimated martensite-start temperatures (M_s , M_s^* , °C) of steels and retained austenite phases, respectively.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	M_s	M_s^*
A	0.20	1.51	1.51	0.015	0.0011	0.041	0.0021	419	23-185
B	0.20	1.35	1.51	0.016	0.0017	0.210	0.0009	425	50-299
C	0.20	0.99	1.51	0.005	0.0026	0.49	0.0022	434	-68- 37
D	0.20	0.49	1.51	0.005	0.0025	0.99	0.0022	449	-104- 1
E	0.21	1.50	2.51	0.014	0.0017	0.038	0.0027	377	103-229

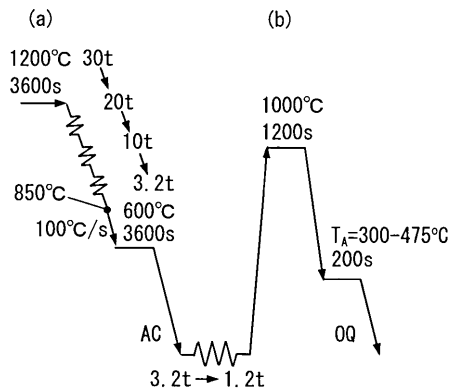


Fig. 1. Hot and cold rolling and heat treatment process of TBF steels.

冷間圧延を施した。つぎに、1000°Cの塩浴中で γ 域焼鈍後、300~475°Cの温度範囲で200s保持のオーステンパー処理を施し(Fig. 1(b)), TBF鋼を製造した。

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 回折面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} ($\times 10^{-1}$ nm)を次式¹⁷⁾に代入して求めた。

$$a_{\gamma} = 3.5780 + 0.0330C_{\gamma} + 0.00095Mn_{\gamma} + 0.0056Al_{\gamma} + 0.0220N_{\gamma} + 0.0051Nb_{\gamma} + 0.0031Mo_{\gamma} \dots \dots \dots (2)$$

ただし、 Mn_{γ} , Al_{γ} , N_{γ} , Nb_{γ} , Mo_{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。チャージ浴の組成および吸蔵条件を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)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。

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¹⁴⁾により行った。試験には長さ65 mm, 幅10 mm, 板厚

Table 2. Hydrogen charging conditions.

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

1.2 mmの寸法の長方形試験片を用い、試験温度は25°Cとした。遅れ破壊強度(DFL)は、5時間で破壊しない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にTBF鋼の熱処理後の組織のEBSP解析によるimage quality mapの代表例を示す。いずれのTBF鋼も M_s 点以下でオーステンパー処理されているため、母相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_f)ラスとマルテンサイト(α_m)ラスからなり、それらのラス境界に沿ってフィルム状 γ_R が存在している。Al添加によりラス間隔が小さくなる傾向が認められるが(Fig. 2 (b)), Mn添加による微細組織の変化はみかけ上認められない(Fig. 2(c))。

Table 3に各鋼の熱処理後の引張特性および γ_R 特性を示す。各鋼の引張強さ(TS)は1108~1420 MPaの範囲にある。また、全伸び(TEI)は9.3~16.7%の範囲にある。Alを添加したB鋼, C鋼およびD鋼では同量のSi添加量を低減したため、TSが低下する。Mn添加したE鋼は、TSが上昇する。また、AlおよびMnの添加によりTBF鋼の降伏比(YR)は上昇する。TEIに対してはAlとMn添加の影響はとくには認められない。

A鋼の γ_R 初期体積率(f_{γ_0})は3.4~4.8 vol%の範囲にあり、その初期炭素濃度(C_{γ_0})は0.85~1.30 mass%の範囲にある。Alを添加したB鋼, C鋼およびD鋼の f_{γ_0} はA鋼と同程度であるが、 C_{γ_0} はAl添加量が増加するにともない高くなる。一方、Mnを添加するとA鋼と比較して f_{γ_0} は高くなるが、 C_{γ_0} は低下する傾向が認められる。これらの結果は、さきの報告^{18,19)}と同様である。

3.2 水素吸蔵特性

Fig. 3に15 min水素チャージ後の全吸蔵水素量(H_T)を引張強さ(TS)で整理して示す。Alの添加量により全吸蔵水素

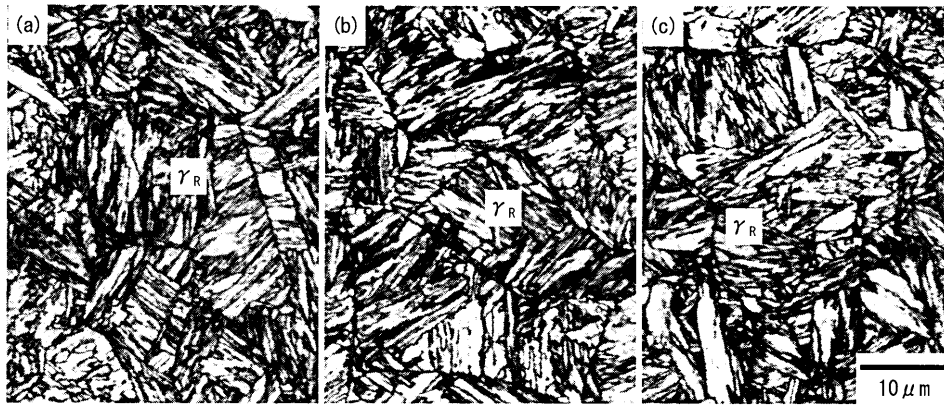


Fig. 2. Typical image quality maps of steels (a) A, (b) D and (c) E austempered at 325°C, in which “ γ_R ” represents retained austenite.

Table 3. Tensile properties and retained austenite characteristics of steels used.

Steel	T_A	YS	TS	YR	UEI	TEI	$f_{\gamma 0}$	$C_{\gamma 0}$
A	300	836	1420	0.59	6.6	13.0	3.6	0.85
	325	778	1286	0.60	5.4	9.3	3.4	1.30
	350	718	1204	0.60	8.5	15.7	4.8	1.20
B	300	991	1375	0.72	5.9	13.0	2.9	0.55
	325	823	1284	0.64	5.0	11.2	3.4	0.94
	350	856	1254	0.68	4.5	10.4	4.5	1.24
C	300	982	1366	0.72	5.5	13.5	3.5	1.42
	325	923	1336	0.69	4.6	12.1	3.1	1.30
	350	885	1275	0.69	5.1	10.1	4.1	1.52
D	300	1068	1318	0.81	4.6	14.9	3.1	1.73
	325	982	1154	0.85	3.5	14.2	3.6	1.63
	350	888	1108	0.80	4.5	12.3	3.7	1.44
E	325	972	1367	0.71	6.2	12.6	5.8	0.62
	350	927	1403	0.66	6.2	13.2	5.5	0.90
	375	938	1356	0.69	6.8	12.8	6.7	0.88
	400	931	1397	0.67	6.7	11.9	5.6	0.97
	425	911	1308	0.70	7.4	13.0	7.5	0.85
	450	826	1245	0.66	10.0	16.6	9.9	0.75
	475	800	1289	0.62	11.6	16.7	11.9	0.78

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

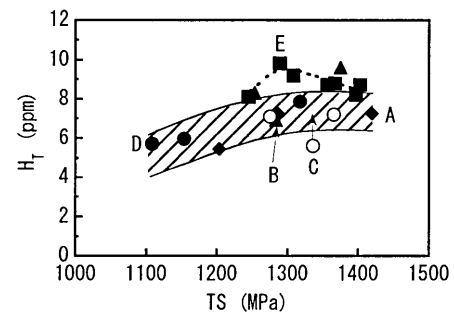


Fig. 3. Variations in total charged hydrogen concentration (H_T) as a function of tensile strength (TS) of steels A-E. Hydrogen charging time: $t_c=15$ min, and current density: $500A/m^2$.

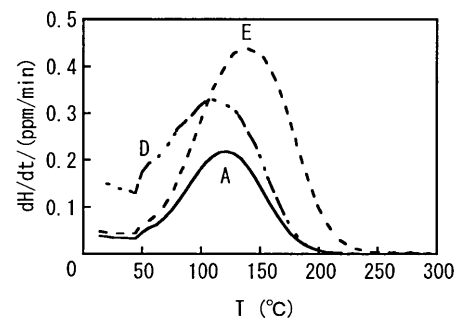


Fig. 4. Comparison of hydrogen evolution curve of steels A, D and E. Hydrogen charging time is $t_c=15$ min and current density is $500A/m^2$.

量はほとんど変化しないが、Mn添加により全吸蔵水素量が増加する傾向が認められる。

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. 4に示す。A鋼、D鋼ではピーク温度は110~120°Cでほぼ同じであるが、拡散性水素の放出量はD鋼の方が多し。一方、E鋼ではピーク温度は140°C付近となり高温側にシフトし、かつ多量の拡散性水素が放出している。

3.3 遅れ破壊強度

曲げ応力(σ_A)と破断時間(t_f)曲線の代表例をFig. 5に示す。また、各鋼の遅れ破壊強度(DFL)を引張強さ(TS)で整

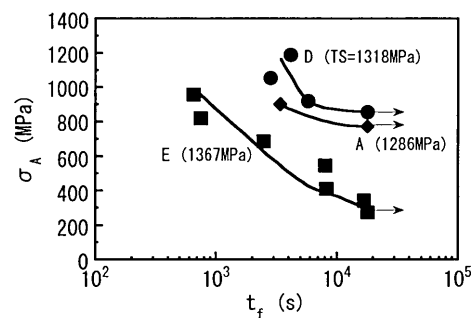


Fig. 5. Typical applied bending stress (σ_A)-time to fracture (t_f) curves of steels A, D and E with tensile strength of about 1300 MPa.

理して Fig. 6 に示す。TBF鋼の遅れ破壊は引張強さが1200 MPa以上で生じ、Al添加により遅れ破壊強度は上昇する。その最適添加量は0.5 mass%である。一方、Mn添加により遅れ破壊強度は著しく低下する。

Fig. 7 に遅れ破壊試験後の破面のSEM写真の代表例を示す。A鋼およびD鋼は主に擬へき開破壊を示し、一部では粒界フェレットが観察される。また、遅れ破壊強度の低下したE鋼ではほぼ全面が粒界破壊を示す。

4. 考察

4.1 水素吸蔵特性に及ぼす添加合金元素の影響

本研究では、Mnを多量に添加したE鋼において、全吸蔵水素量が基本鋼よりも多くなることが確認された(Fig. 3)。一般に、多くの超高強度鋼では、水素は炭化物^{20,21)}、転位²²⁾、結晶粒界²¹⁾などにトラップされる。A鋼およびE鋼では炭化物(セメントイト)は存在しないが、E鋼はA~D鋼($f_{\gamma_0}=2.9\sim 4.8$ vol%)と比較して高い γ_R 体積率($f_{\gamma_0}=5.5\sim 11.9$ vol%)を有していた。著者ら¹⁴⁾はさきに、1000~2000 MPa級の0.4%C-1.5%Si-1.5%Mn-TBF鋼において全水素吸蔵量は γ_R の初期体積率と正の相関があることを報告した。

Fig. 8 に示すように、本研究のE鋼においても、全吸蔵水素量と初期 γ_R 体積率との間には正の相関が認められた。また、Chanら²³⁾は γ_R を含むマルテンサイト鋼と含まない

マルテンサイト鋼に水素チャージすると、 γ_R を含むマルテンサイト鋼は含まないマルテンサイト鋼よりも水素吸蔵量が多くなること、およびこの理由を多量の水素が γ_R とマルテンサイトの界面にトラップしているためと報告している。これらより、E鋼では、鋼中に多量に存在している γ_R あるいは相対的に増加した γ_R と母相の界面に多量の水素がトラップされ、結果的に全吸蔵水素量がA鋼~D鋼よりも多くなったと考えられる。

本研究では、拡散性水素の放出量およびそのピーク温度が添加した合金元素によって異なった。すなわち、Mn添加では、ピーク温度は高温側にシフトし、拡散性水素の放出量が多くなった。一方、Al添加ではピーク温度(110~120°C)は変化しなかったが、その拡散性水素量は増加した。椿野ら¹¹⁾によれば、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と報告されている。また、Guら²⁴⁾は、 γ_R を含む1500 MPa級ベイナイト/マルテンサイト複合組織鋼の遅れ破壊特性を調査し、ラス境界面積の増加は水素トラップサイトを増加させると説明している。本研究においてAl添加によりラス間隔が小さくなり、ラス境界面積が増加した(Fig. 2)ことを考え合わせると、E鋼の高温側の放出部は主に γ_R から、D鋼はラス境界からの水素に関連していると考えられる。

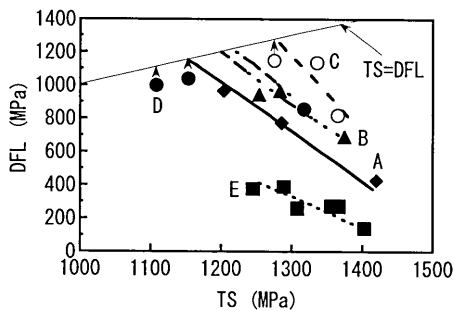


Fig. 6. Variations in delayed fracture strength (DFL) as a function of tensile strength (TS) in steels A-E.

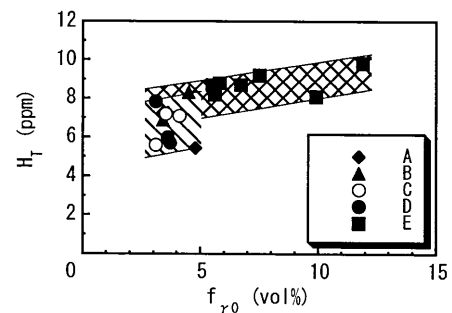


Fig. 8. Relationship between total charged hydrogen concentration (H_T) and initial volume fraction of retained austenite (f_{γ_0}) for steels A-E.

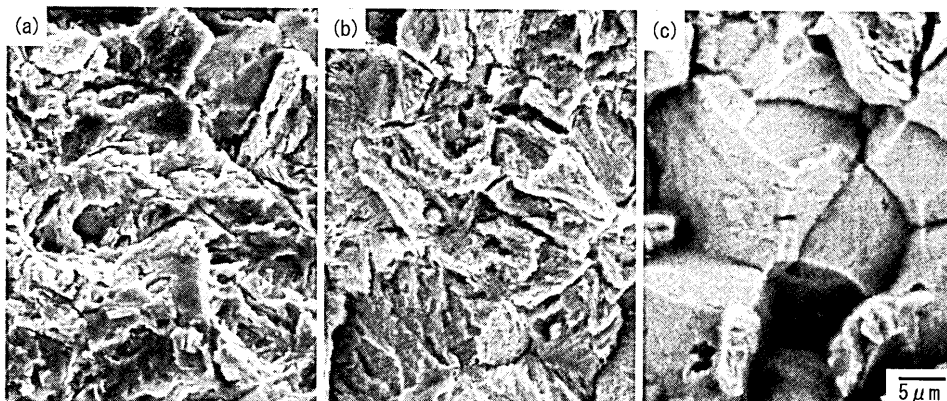


Fig. 7. Scanning electron micrographs of fracture surface of steels (a) A, (b) D and (c) E austempered at 325°C.

4.2 ひずみ誘起変態と応力誘起変態

一般に水素を吸蔵することにより、 γ_R の安定性は低下する可能性がある。そこで、各負荷応力で破壊しなかった試験片の γ_R 体積率(f_γ)を測定してFig. 9にまとめた。この図より、水素吸蔵のみで γ_R 体積率は低下すること、および負荷応力が高くなるに従って γ_R 量は低下することがわかる。また、これらの低下量は γ_R の炭素濃度が高いD鋼において小さいことがわかる。これらの結果は、マルテンサイト変態のメカニズムと自由エネルギーの変化の模式図²⁵⁾(Fig.10)から以下のように説明することができる。

式(1)より求めたA鋼($T_A=325^\circ\text{C}$)の残留オーステナイトの M_S 点は室温であるのに対し、D鋼($T_A=325^\circ\text{C}$)の γ_R の M_S 点はA鋼よりもかなり低く、遅れ破壊試験温度よりも十分低い。水素を吸蔵すると γ_R は不安定となるため、 M_S 点および M_S^σ 点は上昇し、負荷時にマルテンサイト変態しやすくなる(水素+応力誘起マルテンサイト変態)。しかし、Alを添加したD鋼はもともと γ_R の炭素濃度が高く、 M_S 点および M_S^σ 点が低くなるため、水素による M_S 点および M_S^σ 点の上昇よりも、 γ_R の高い初期炭素濃度による M_S 点および M_S^σ 点の低下の影響が大きく、D鋼の遅れ破壊試験中の γ_R のマルテンサイト変態は水素および応力に誘起された変態ではなく、主にひずみ誘起変態と考えてよい。

一方、基本鋼であるA鋼は、遅れ破壊試験温度が γ_R の M_S 点直上のために、 γ_R のマルテンサイト変態は主に水素と応力に誘起される。また、 γ_R の自由エネルギーは応力

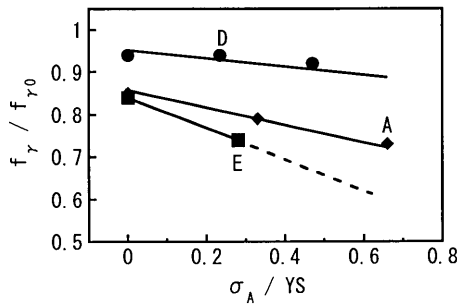


Fig. 9. Relationship between ratio of applied stress to yield stress (σ_A/YS) and volume fraction ratio ($f_\gamma/f_{\gamma 0}$) of steels A, D and E.

および水素にアシストされて上昇し、 T_0 および M_S 点はみかけ上、上昇したように見える。そのため、A鋼の遅れ破壊試験中のマルテンサイト変態は応力および水素によって促進されたと考えられる。

4.3 Al添加TBF鋼の高い遅れ破壊強度

本研究では、Al添加したB~D鋼は基本鋼(A鋼)よりも高い遅れ破壊強度を示した。一般に、Alはフェライト変態の開始を早め²⁶⁾、かつ、セメンタイトの析出を抑制する役割を果たす。また、 T_0 温度を上昇させるため、オーステンパー処理中の γ_R へのカーボンの濃化が促進され、炭素濃度も高くなる¹⁸⁾。本研究でも、Al添加鋼は基本鋼と比較して初期 γ_R 体積率に変化はみられなかったが、C鋼、D鋼においてその初期炭素濃度は上昇した(Table 3)。また、4.2で述べたように、Al添加により、 γ_R が安定化され、 γ_R の水素誘起および応力誘起変態が抑制され、ひずみ誘起変態がき裂の発生などを抑制することが期待できる。さらに、Al添加により引張強さが低下するが、降伏応力は高くなる(結果的に降伏比は高くなる)ため、負荷応力が降伏応力よりも十分低かったことが γ_R の応力誘起変態を抑制し、遅れ破壊強さを高めたと考えられる。

一般に、水素を多量に吸蔵した γ_R がマルテンサイトに変態すると、 γ_R とマルテンサイトの水素吸蔵能の差¹¹⁾から、多くの水素は鋼中の他のトラップサイトに放出される。各鋼の遅れ破壊試験後の破面観察の結果、E鋼は遅れ破壊の代表的な破壊形態である粒界破壊を生じ、A鋼およびD鋼は粒界破壊を抑制し、擬へき開破壊を生じた(Fig. 7)。また、Al添加TBF鋼はA鋼よりもラス間隔が小さく、 γ_R はそのラス境界に微細均一に存在していた(Fig. 2)。さきに述べたように、水素は主に、炭化物^{20,21)}、転位²²⁾、結晶粒界²¹⁾のほかに γ_R やラス境界²⁴⁾にトラップされるので、D鋼では微細均一なラス組織と微細均一、かつ安定に分布する γ_R が、鋼中の水素の偏った凝集を抑制したと考えられる。さらに、さきに述べたように、Al添加鋼は γ_R の水素および応力誘起マルテンサイト変態が抑制されるので、水素は γ_R から放出されず、他のトラップサイトへの水素の拡散は抑制されたと考えられる。これらをまとめると、Al添

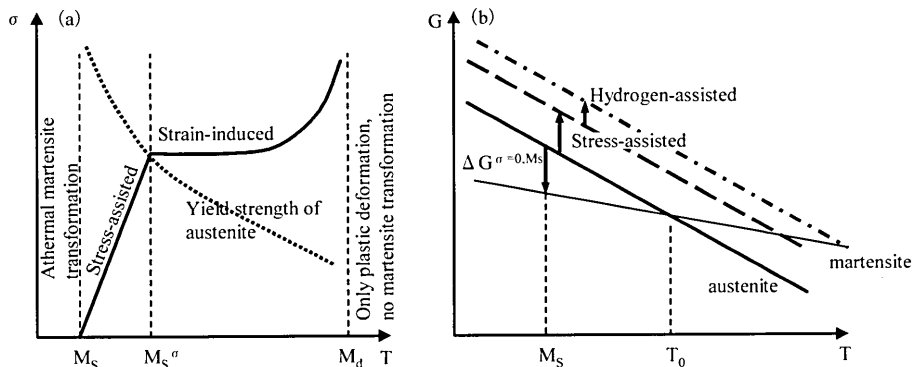


Fig. 10. Influence of temperature on (a) martensite transformation mechanisms and (b) free energy change.

加TBF鋼は、(1)高い γ_R の初期炭素濃度によるマルテンサイト変態の抑制により、遅れ破壊試験中の γ_R からの水素放出が抑制されたこと、および(2)鋼中の水素の偏凝集が緩和されたことにより、優れた耐遅れ破壊抵抗性を示したと考えられる。 γ_R のひずみ誘起変態が局所的応力集中を緩和することも、き裂の発生を抑制した原因のひとつと考えられる。

なお、D鋼の遅れ破壊強度がC鋼よりも低下した理由については現在検討中である。

5. 結言

耐遅れ破壊抵抗性を改善することを目的として、Alを添加したTBF鋼の水素吸蔵特性と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) Al添加により、TBF鋼の全吸蔵水素量はほとんど変化しなかった。また、拡散性水素は、基本鋼と同じ温度で放出量が増加した。Al添加による拡散性水素量の増加は、ラス間隔が狭くなったことにより増加したラス境界に多量の水素がトラップしたことに起因すると考えられた。

(2) 0.2~1.0 mass%のAl添加は遅れ破壊強度を大幅に改善させた。これは、Al添加効果により① γ_R の初期炭素濃度が高くなったために γ_R の水素誘起および応力誘起マルテンサイト変態が抑制されたこと、②ラス間隔が狭くなったために増加したラス境界および微細均一、かつ安定な γ_R に拡散性水素が吸蔵されたこと、および③局所的応力集中が γ_R のひずみ誘起変態により緩和されたことに起因したと考えられた。

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) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi, Y.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 607.
- 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), 177.
- 14) T.Hojo, K.Sugimoto, Y.Mukai, H.Akamizu and S.Ikeda: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 83.
- 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) K.Sugimoto, B.Z.Yu, Y.Mukai and S.Ikeda: *ISIJ Int.*, **45** (2005), 1194.
- 19) K.Sugimoto, K.Nakano, S.Song and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 450.
- 20) T.Tsuchida, T.Hara and K.Tsuzaki: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 771.
- 21) A.Kimura and H.Kimura: *J. Jpn. Inst. Met.*, **47** (1983), 807.
- 22) 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.
- 23) S.L.I.Chan, H.L.Lee and J.R.Yang: *Metal. Mater. Trans. A*, **22A** (1997), 2579.
- 24) J.L.Gu, K.D.Chang, H.S.Fang and B.Z.Bai: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 1560.
- 25) G.B.Olson and M.Arzin: *Metall. Mater. Trans. A*, **9A** (1978), 713.
- 26) W.Bleck, A.Frehn and J.Ohlert: Proc. of the Int. Sympo. Niobium 2001, Orlando, Florida, USA, (2001), 727.