

低合金 TRIP 鋼の衝撃特性

宋 星武*・杉本 公一*²・小林 光征*²・松原 英之*・鹿島 高弘*³

Impact Properties of Low Alloy TRIP Steels

Sung-Moo SONG, Koh-ichi SUGIMOTO, Mitsuyuki KOBAYASHI, Hideyuki MATSUBARA and Takahiro KASHIMA

Synopsis: The impact properties of high-strength low alloy TRIP steels such as “TRIP-aided dual-phase steel” and “TRIP-aided bainitic steel” associated with the transformation-induced plasticity (TRIP) of retained austenite were investigated for some applications to the automotive impact members. The TRIP steels possessed far higher impact absorbed value and lower ductile-brittle transition temperature than the conventional ferrite–martensite and ferrite–pearlite steels. The stress relaxation resulting from the strain-induced transformation of retained austenite islands or films improved the impact properties in terms of suppressing void and/or crack initiation and these propagation. The best impact properties were completed in the steel composing of uniform fine bainitic lath structure and a large amount of stable interlath retained austenite films.

Key words: retained austenite; high-strength steel; TRIP; strain-induced transformation; impact absorbed energy; toughness.

1. 緒言

近年の乗用車には、「CO₂ガスの低減およびエネルギー効率の改善からなる地球温暖化抑制対策」と「乗員の衝突安全性の確保」の2つが求められている。これらは今後の自動車産業が解決すべき緊急課題であり、いずれも自動車用材料の性能にその多くを依存していると言っても過言ではない。

残留オーステナイト (γ_R) の変態誘起塑性 (TRIP)¹⁾ を利用してプレス成形性を著しく高めた低合金 TRIP 鋼 [TRIP 型複合組織鋼 (TDP 鋼)²⁻⁷⁾ および TRIP 型ベイナイト鋼 (TB 鋼)^{8,9)} は車体の薄肉・軽量化を可能とするため、前者の対策として期待され、現在、一部の部品について適用が検討されている。また、TDP 鋼は優れた衝突変形特性を有する⁶⁾ ため、後者の「乗員の衝突安全性の確保」対策として、衝突吸収メンバー類への適用が進められている⁷⁾。

これら低合金 TRIP 鋼はプレス成形後車体に組み込まれるので、それらの衝突特性は一般に曲げ加工または絞り加工後溶接したハット部材を用いた高速圧潰試験^{6,7)} によって評価されている。このため、TB 鋼も含めて、両低合金 TRIP 鋼自身の衝撃特性は現在のところ必ずしも明らかとなっておらず、熱処理ままおよび成形ひずみ付与後の衝撃特性の系統的な調査が求められている。

そこで本研究では、熱処理ままの TDP 鋼および TB 鋼を用いて、それらの衝撃特性 (衝撃値、衝撃遷移温度、変形・破壊挙動) を広範囲の試験温度域において調査した。

また、それら衝撃特性に及ぼす γ_R 特性、すなわち、 γ_R の体積率、炭素濃度、形態等の影響を詳細に検討した。

2. 実験方法

供試鋼には真空溶製された板厚 2.8 mm の 2 種類の熱延鋼板を用いた。それらの鋼の化学組成を Table 1 に示す。以下では、炭素添加量が 0.11 mass%、0.20 mass% である鋼をそれぞれ 0.11C 鋼、0.20C 鋼と呼ぶ。これらの鋼から深さ 2 mm の V ノッチを有する JIS-4 号シャルピー衝撃試験片 (長さ 55 mm、高さ 10 mm、幅 2.5 mm) を圧延方向と平行に作製後、塩浴炉を用いて、Fig. 1 の熱処理を施し、TDP 鋼および TB 鋼を作製した。TB 鋼については母相組織と γ_R 特性を変えるため、オーステンパー処理温度 (T_A) を広範囲に変化させた。ただし、その保持時間は文献⁸⁾ に従い、100 s (0.11C 鋼) または 200 s (0.20C 鋼) とした。

比較のため、同じ熱延鋼板から、熱処理条件を変化させて dual-phase 鋼 (DP 鋼; 760°C, 1200 s 保持後油焼入れ、その後 400°C で 1000 s の焼戻し処理) およびフェライト–パーライト鋼 (FP 鋼; 950°C, 1200 s 保持後空冷) も作製した。熱処理後の各鋼の引張特性 (ゲージ長さ 18 mm、幅

Table 1. Chemical composition of steels used (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr
0.11C	0.11	1.30	1.00	0.018	0.001	0.025	0.50
0.20C	0.20	2.00	1.50	0.018	0.001	0.030	–

平成 12 年 2 月 14 日受付 平成 12 年 4 月 20 日受理 (Received on Feb. 14, 2000; Accepted on Apr. 20, 2000)

* 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) 神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

5 mm, 板厚2 mm) を Table 2 に示す。

γ_R の体積率は X 線回折法 (Mo-K α 線, 5 ピーク法)¹⁰⁾ により測定した。また, γ_R の炭素濃度 C_{γ_0} (mass%) は Cu-K α 線の複数の回折ピークから得られた格子定数の平均値 a_{γ} ($\times 10^{-10}$ m)¹¹⁾ を次式に代入して求めた³⁾。

$$C_{\gamma_0} = (a_{\gamma} - 3.5467) / 0.0467 \dots \dots \dots (1)$$

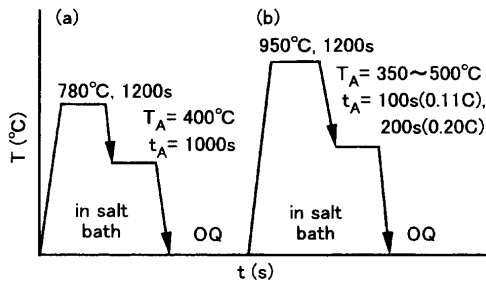


Fig. 1. Heat treatment diagram of (a) TDP and (b) TB steels. (OQ: oil quenching)

Table 2. Tensile properties and metallurgical characteristics of as heat-treated steels.

	Steel(T_A)	YS	TS	TEI	f	f_{γ_0}	C_{γ_0}
0.11C	TDP	439	658	40.0	20.3	12.8	1.27
	TB(500°C)	363	627	21.7	25.2	3.40	1.12
	TB(475°C)	428	705	27.2	20.6	13.5	1.19
	TB(450°C)	407	696	25.6	18.1	11.4	1.34
	TB(425°C)	570	740	27.8	20.4	14.1	1.41
	TB(400°C)	520	737	24.4	19.3	10.9	1.43
	TB(375°C)	481	745	23.3	13.8	7.7	1.48
	DP	591	757	26.7	25.6	-	-
	FP	319	511	37.2	19.8	-	-
	0.20C	TDP	555	868	37.8	38.7	21.2
TB(475°C)		582	854	23.9	27.2	8.0	1.34
TB(450°C)		586	899	21.7	17.0	13.8	1.23
TB(425°C)		600	875	26.7	20.6	12.8	1.38
TB(400°C)		685	923	25.6	18.4	16.5	1.42
TB(375°C)		814	1018	16.7	16.8	16.6	1.48
TB(350°C)		730	1080	11.7	11.4	11.1	1.48
FP		460	662	36.1	30.7	-	-

YS (MPa): yield strength, TS (MPa): tensile strength, TEI (%): total elongation, f (vol%): volume fraction of second phase, f_{γ_0} (vol%): initial volume fractions of γ_R , C_{γ_0} (mass%): initial carbon concentration in γ_R .

TDP 鋼および TB 鋼の第 2 相は γ_R , マルテンサイト (α_m) またはベイナイト (α_b) からなっている。それら構成相の体積率と形態等を調べるために, レペラ腐食¹²⁾ を施した試験料を光学顕微鏡観察した。

衝撃試験には汎用および計装化シャルピー衝撃試験機を使用し, $-196 \sim 150^\circ\text{C}$ の試験温度範囲で試験を行った。このときの変形速度はそれぞれ約 5.07 m/s, 約 3.33 m/s であった。試験片の冷却には液体窒素, ドライアイスおよびエチルアルコールを用いた。一方, 試験片の加熱には恒温槽を用いた。試験前の冷却あるいは加熱保持時間はいずれも 1800 s とした。なお, 試験温度範囲で冷却または加熱しただけでは γ_R は変態しないことを確認した。

3. 結果

3.1 微細組織と引張特性

レペラ腐食を施した TDP 鋼と TB 鋼の光顕写真の代表例を Fig. 2 に示す。また, これらの鋼の組織特性を Table 2 に示す。Fig. 2 と Table 2 より, 各鋼の微細組織は以下のように特徴づけられる。すなわち, TDP 鋼の組織は平均粒径 5 μm 程度のフェライト (α_f) 母相と約 40 vol% 以下の第 2 相 ($\alpha_b + \gamma_R + \alpha_m$) からなる。 γ_R は島状で, α_b 相に隣接または離れて α_f 粒界に沿って存在する。 γ_R の体積率は 13~21 vol% であり, 第 2 相体積率の半分以上を占め, その炭素濃度は 1.3 mass% 程度である。このとき α_b , α_m 体積率はそれぞれ 0~4, 7~14 vol% であった。

一方, TB 鋼の組織は主にベイニティックフェライト (α_{bf}) ラスを母相とし, フィルム状 γ_R および少量の α_m を第 2 相としている。オーステンパー温度が鋼の Ms 点以上のとき, 擬フェライト (α_q)¹³⁾ が共存する。また, この温度域では, オーステンパー処理温度が高くなるにつれて α_{bf} ラスサイズは大きくなり, ブロック状の α_m 量も増加する。ただし, 0.11C 鋼ではオーステンパー温度が低い場合でもブロック状の α_m 量が存在する。 γ_R 体積率はほぼ 3~17 vol% の範囲にあり, その最大値は鋼の Ms 点近傍の温度でオーステンパー処理をした時に得られる。また, γ_R の

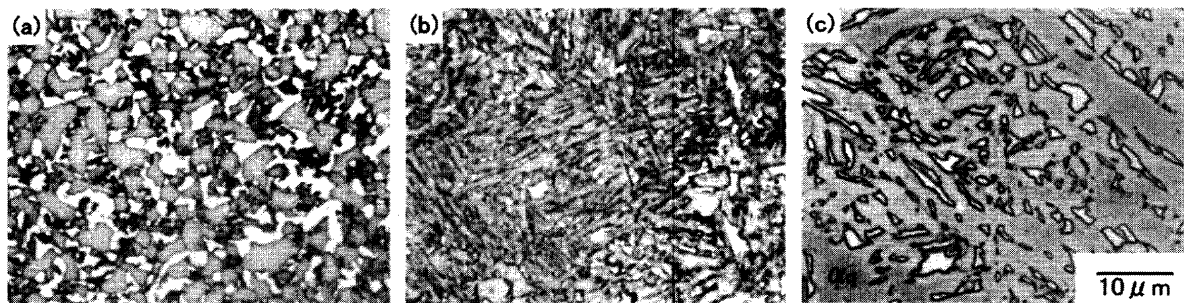


Fig. 2. Microstructure of (a) TDP, (b) TB ($T_A=375^\circ\text{C}$) and (c) TB ($T_A=450^\circ\text{C}$) steels etched by LePera reagent; white region: martensite and/or retained austenite, gray region: ferrite or bainitic ferrite, black region: bainite, α_q : quasi ferrite. (0.20C steel)

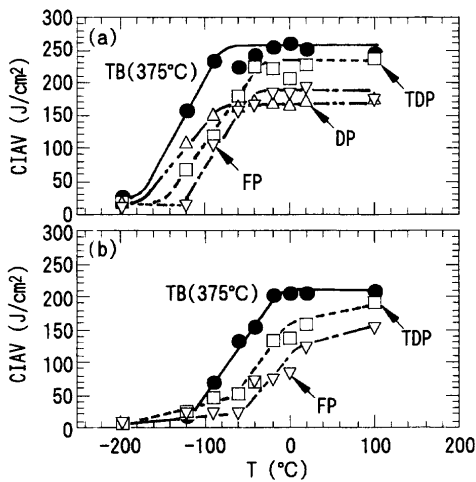


Fig. 3. Charpy impact absorbed value (CIAV)–testing temperature (T) curves for (a) 0.11C and (b) 0.20C steels.

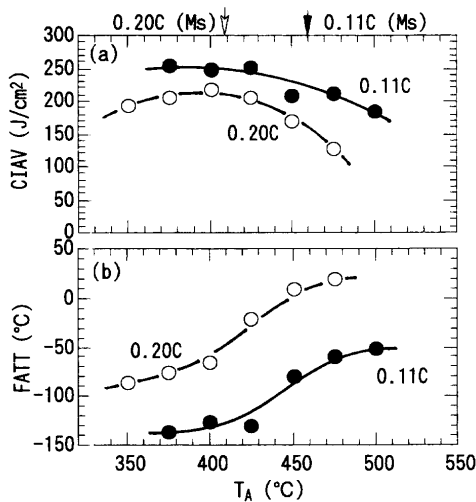


Fig. 4. Variations in (a) Charpy impact absorbed value (CIAV) at upper shelf region and (b) fracture appearance transition temperature (FATT) with austempering temperature (T_A) in TB steels, in which martensite-start temperatures (M_s) of 0.11C and 0.20C steels were calculated from $M_s(°C) = 550 - 360 \times C\% - 40 \times Mn\%$.

炭素濃度は1.1~1.5 mass%の範囲にあり[†], オーステンパー温度が高くなるにつれて低下する傾向が認められる。この炭素濃度は同じ化学組成を有するTDP鋼と比較して高い傾向にある。

さらに、写真には示さないが、DP鋼の組織は α_f 母相の結晶粒界に約26 vol%の焼戻し α_m 第2相が存在している。この母相の結晶粒径は約10 μm でTDP鋼に比べ大きい。また、FP鋼は典型的なフェライト–パーライト組織鋼で、パーライトの体積率は20~30 vol%である。

3.2 衝撃特性

Fig. 3に各鋼の衝撃吸収値 (CIAV)–試験温度 (T) 曲線の

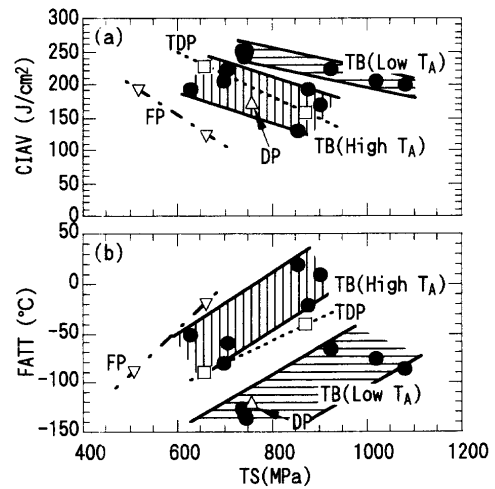


Fig. 5. Variations in (a) Charpy impact absorbed value (CIAV) at upper shelf region and (b) fracture appearance transition temperature (FATT) as a function of tensile strength (TS) for several steels.

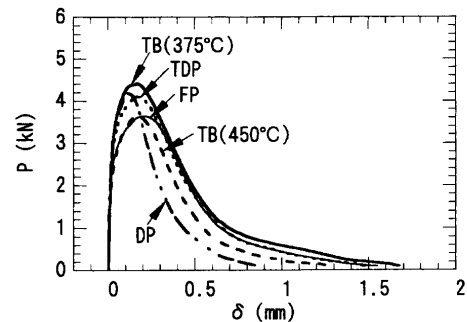


Fig. 6. Impact load (P)–displacement (δ) curves at 20°C for 0.11C steel.

代表例を示す。また、TB鋼の上部棚衝撃吸収値 (CIAV) と延性・脆性破面遷移温度 (FATT) に及ぼすオーステンパー処理温度の影響をFig. 4に示す。さらに、それら衝撃特性と引張強さ (TS) との関係を図5に示す。これらの図より、TDP鋼とTB鋼の衝撃特性の特徴は以下のようにまとめることができる。

(1) TDP鋼およびTB鋼はDP鋼と比較してとくに上部棚の衝撃吸収値が高い特徴を有する (Fig. 3)。

(2) ただし、TB鋼の上部棚衝撃吸収値と遷移温度はオーステンパー処理温度によって大きく変化する、オーステンパー処理温度が鋼の M_s 点以下である $T_A = 350 \sim 400^\circ C$ において最良となる (Fig. 4)。

(3) TS一定下では、低温オーステンパー処理 ($T_A < M_s$) を施したTB鋼は高い上部棚衝撃吸収値と低い遷移温度を両立することがわかる (Fig. 5)。

Fig. 6に計装化シャルピー試験機により測定した荷重–変位曲線の代表例を示す。一般に、荷重–変位曲線の最大荷重点はボイドの発生点と対応し、その後の荷重低下領域はき裂成長抵抗に対応する¹⁴⁾。この考え方に従って、375°Cでオーステンパー処理した時のTB鋼とTDP鋼の曲

[†] γ_R の炭素濃度と体積率の積は添加量を超えている。この理由については現在検討中である。

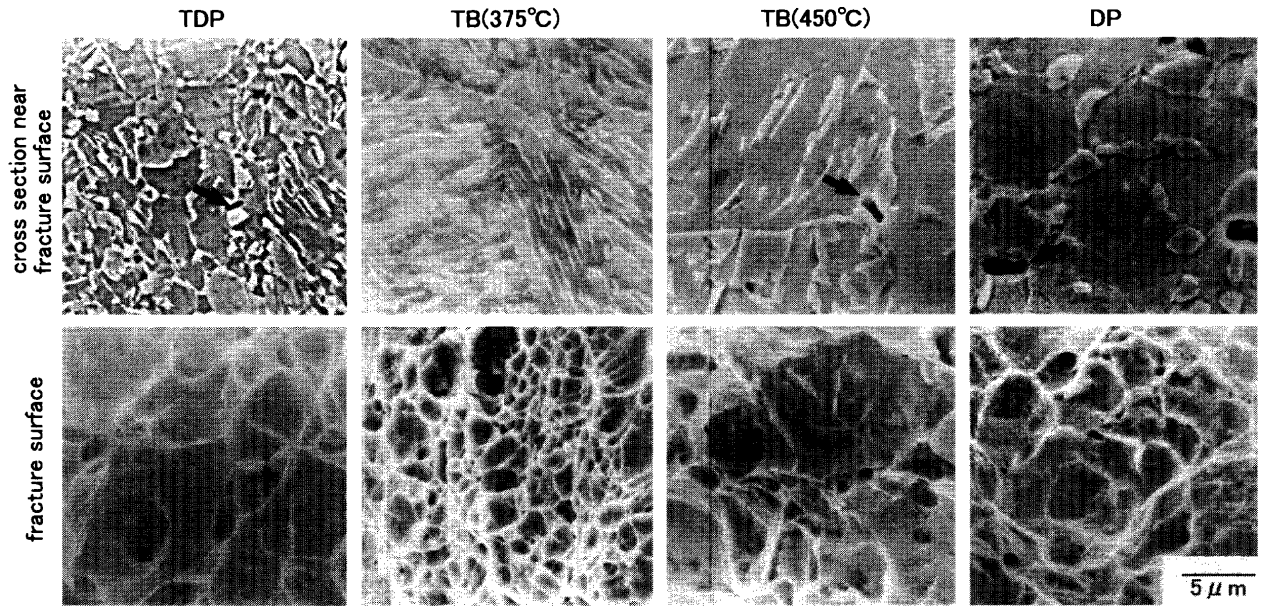


Fig. 7. Scanning electron micrographs of cross sectional area near fracture region and fracture surface of steels fractured at 20°C, in which arrows represent voids. (TDP, TB: 0.20C steel, DP: 0.11C steel)

線を比較すると、TB鋼の衝撃荷重がTDP鋼より高く、かつ延性（全伸び）がTDP鋼よりもかなり小さいにも拘らず、最大荷重点までの変位すなわちボイド発生までの変位はTDP鋼とほとんど変わらないこと、および荷重低下後の曲線はほぼ等しく、両者のき裂成長に対する抵抗もほぼ同程度であることがわかる。また、より高温の450°Cでオーステンパー処理を施したTB鋼は低温オーステンパー処理を施したTB鋼より初期のひずみ硬化は小さく、最高荷重も低下する。

これに対し、TB鋼と引張強さと全伸びが同程度であるDP鋼では、ボイドは早期に発生し、その後のき裂成長抵抗も小さいことがわかる。また、FP鋼は他の鋼に比較して引張強さははるかに低いため、衝撃荷重は全体に低く、結果的に衝撃吸収値が小さくなっている。ただし、ボイドの発生は最も遅く、かつき裂成長抵抗はTB鋼やTDP鋼とほとんど変わらない。

3.3 破壊挙動と γ_R の変態量

Fig. 7にTDP鋼、TB鋼およびDP鋼の上部棚領域（20°C）で破壊した試料の破面近傍の縦断面と破面の走査電顕写真を示す。まずTDP鋼についてみると、 α_f 母相/第2相界面においてボイドが発生し、これが破面の粗いディンプルの発生をもたらしている。一方、TB鋼についてみると、オーステンパー温度が低い場合（ $T_A=375^\circ\text{C}$ ）、破面近傍にほとんどボイドが見られず、またディンプルサイズも小さい。しかし、オーステンパー温度が高くなる（ $T_A=450^\circ\text{C}$ ）と、母相の界面およびブロック状の第2相の中にボイドが多く観察されるようになる。また、ディンプルサイズも大きくなる。一方、DP鋼では α_f 母相/第2相界面にボイドが発生し、その数はさらに多くなる。

Fig. 8に各鋼の破面遷移温度以下の温度（ -90°C ）で破断

した試料の破面近傍の縦断面と破面の走査電顕写真を示す。TDP鋼ではへき開破壊、TB鋼では擬へき開破壊がそれぞれ生じている。これらの破面の縦断面観察から、TB鋼では α_{bf} 母相で擬へき開き裂が発生するのに対して、TDP鋼では第2相の中、または第2相/第2相界面で微視き裂が発生し、これを起点としてへき開き裂が発生することが認められる。このようなことは、同様な第2相形態を有するDP鋼でも認められた。

TDP鋼およびTB鋼について、種々の試験温度で破壊した試験片の破面上の γ_R 量（ f_f ）を測定した。その結果をFig. 9に示す。図中のカッコ内の数字は衝撃試験後の γ_R の未変態量を初期 γ_R 量で割った値を%で示したものである。また参考のため、衝撃吸収値の変化も示してある。この図より、両鋼とも延性破壊を示す高温側を除いて γ_R はすべて変態していることが認められる。また、両鋼とも変形温度が高くなるにともない γ_R の未変態量は増加する傾向があるが、高温側での γ_R の未変態量はTB鋼の方が多いたことが認められる。この結果は、TB鋼の γ_R のひずみ誘起変態に対する安定性が相対的に高いことを示している。なお、20°Cで破壊したTDP鋼とTB鋼の破面において γ_R がひずみ誘起変態した深さを測定したところ、約500 μm であった。

3.4 衝撃特性と γ_R 特性の相関

TB鋼について、衝撃特性と γ_R の体積率および炭素濃度との相関を検討した。Fig.10から、本研究の γ_R 体積率の範囲では、上部棚衝撃吸収値および遷移温度はともに γ_R の炭素濃度と明瞭な相関があり、炭素濃度が高いほど衝撃値は高く、かつ遷移温度は低くなることがわかる。これら衝撃特性は γ_R 体積率との間にも相関が認められるが、オーステンパー温度によって相関が分かれる傾向がある。この

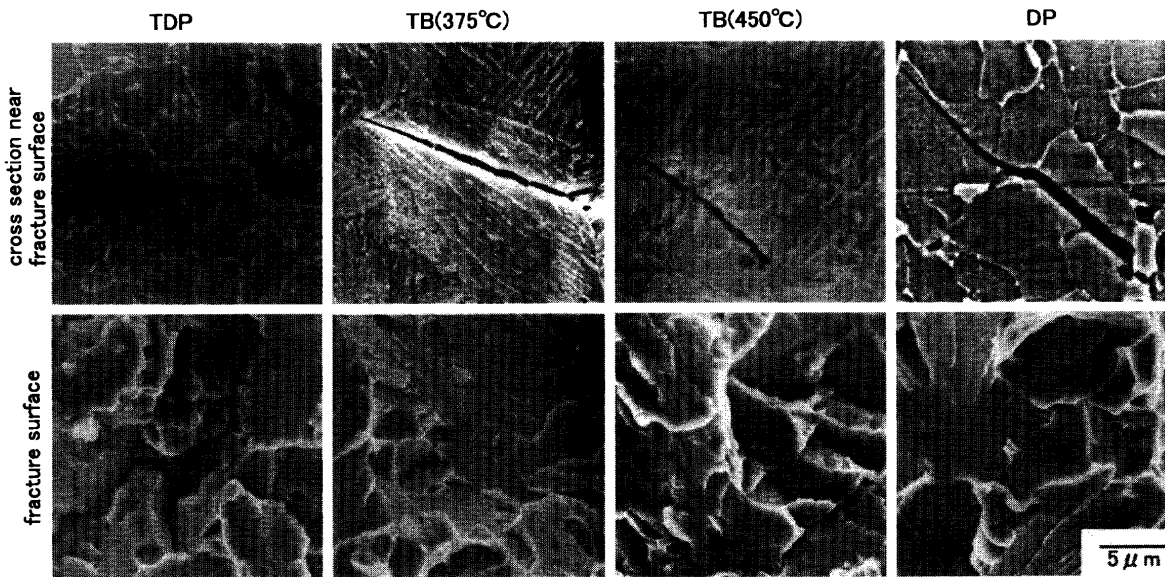


Fig. 8. Scanning electron micrographs of cross sectional area near fracture region and fracture surface of steels fractured at -90°C . (TDP, TB: 0.20C steel, DP: 0.11C steel)

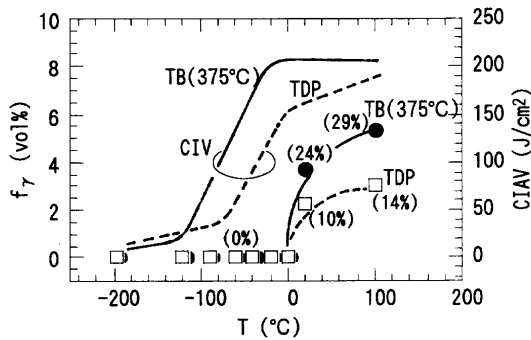


Fig. 9. Untransformed volume fraction of retained austenite (f_{γ}) on fracture surface of TDP and TB ($T_A=375^{\circ}\text{C}$) steels as a function of testing temperature (T), in which numerals in parenthesis represent ratio of untransformed retained austenite content (f_{γ}) to initial one ($f_{\gamma 0}$). (0.20C steel)

ことは、 γ_R の炭素濃度の影響がより重要であることを示している。

Fig.10中にはTDP鋼のデータも示している。図からTDP鋼について述べることは難しいが、TB鋼と同様に衝撃特性には γ_R の炭素濃度の影響が大きいと考えてよいであろう。

4. 考察

4.1 上部棚衝撃吸収値への γ_R の影響

一般に、静的な一様変形下において、TDP鋼およびTB鋼中の γ_R は以下の役割を演ずると考えられている⁸⁾。

(I) 単軸引張変形を受けたとき、未変態の安定な γ_R は他の第2相とともに硬質相として母相に高い圧縮内部応力を生じさせる。

(II) γ_R のひずみ誘起変態時に生じるせん断ひずみと膨張ひずみは応力集中を緩和する。このとき生じたひずみ誘

起 α_m 相はその後の変形において鋼のひずみ硬化率を高める。

上部棚温度域において、TDP鋼およびTB鋼のような γ_R 含む鋼ではDP鋼およびFP鋼に比較して変形初期に比較的大きなひずみ硬化が現われ、また最大荷重が長時間側にシフトすることが認められた (Fig. 6)。さらに、ポイドの発生が抑制されていることが観察された (Fig. 7)。これらの結果と上述の (I), (II) の γ_R の役割より、TDP鋼およびTB鋼において、上部棚温度域での衝撃変形に対して、 γ_R は以下の役割を果たすと考えられる。

(1) 衝撃変形においても γ_R のひずみ誘起変態の応力緩和 (塑性緩和) がポイドの発生・成長 (高温側) を抑制し、衝撃吸収値を高める。

(2) ひずみ誘起 α_m は Fig. 6 のように変形初期のひずみ硬化率を高めることを通して衝撃吸収値の増加に寄与する。このひずみ硬化率には γ_R 自身が母相に高い圧縮内部応力を生じさせる内部応力硬化³⁾も寄与する。

なお、上述の役割のほかに、BhadeshiaとEdmonds¹⁵⁾が報告しているように、 γ_R にはき裂およびポイドの発生源となる炭化物の析出を抑制する効果があることも忘れてはならないであろう。

TDP鋼および高温オーステンパー処理 ($T_A > M_s$) を施したTB鋼は低温オーステンパー処理 ($T_A < M_s$) を施したTB鋼に比較して低い上部棚衝撃吸収値を示した (Fig. 4, 5)。この理由として、TDP鋼では第2相のサイズが比較的大きく、かつ互いに接近しているため、第2相内または第2相/母相界面でポイドの発生が生じやすくなったことに起因し、高温オーステンパー処理を施したTB鋼ではフィルム状の γ_R に加え、ブロック状の α_m が存在し、これがポイドの発生源となったことに起因したものと考えられる。この場合、フィルム状 γ_R の平均間隔および α_{bf} ラスサイズも

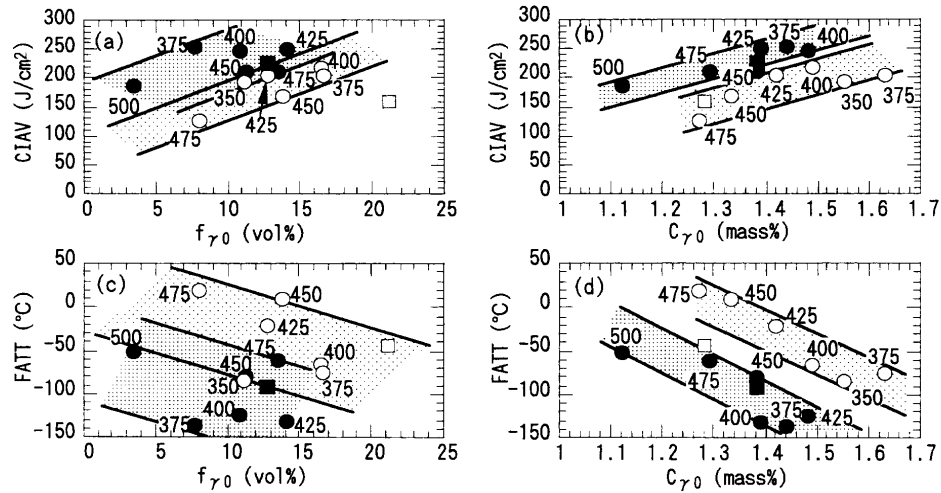


Fig. 10. Correlation between impact properties and retained austenite parameters, in which numerals represent austempering temperature (°C).
 0.11C steel: solid marks (TDP: ■, TB: ●),
 0.20C steel: open marks (TDP: □, TB: ○)

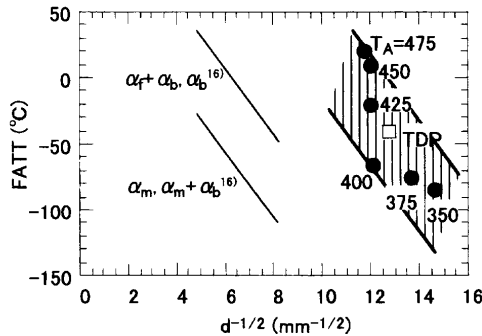


Fig. 11. Packet size or grain size (d) dependence of FATT for TDP (□) and TB (●) steels. (0.20C steel)

増加するが、これも衝撃吸収値低下の原因の一つと考えられる。

4.2 遷移温度への組織因子の影響

本研究のTDP鋼およびTB鋼の衝撃遷移温度は γ_R 特性、第2相の構成相の種類、母相の種類と結晶粒径（破面単位¹⁶⁾）などに影響されると考えられる。このうち、まず影響度の大きい母相の結晶粒径の影響を検討する。一般に、鋼の遷移温度 (FATT) と破面単位 (d) との間には次式が成立する¹⁶⁾。

$$FATT \propto d^{-1/2} \dots\dots\dots (2)$$

TDP鋼およびTB鋼ではFig. 8の破面から破面単位を測定し、遷移温度との関係をFig.11に示す。図中において、 γ_R を含まないフェライト・ベイナイト($\alpha_f + \alpha_b$)、ベイナイト単相(α_b)、またはマルテンサイト(α_m)、マルテンサイト・ベイナイト($\alpha_m + \alpha_b$)組織を有する調質高張力鋼¹⁶⁾の傾きが本鋼でも成り立つと仮定すると、TB鋼のFATTはみかけ上一つのバンドで示される。しかしながら、引張強さがほぼ等しい (TS=850~920 MPa) 範囲にあるTDP鋼とTB鋼 ($T_A=400\sim 475^\circ\text{C}$) で比較すると、これらの鋼の結晶粒径ま

たは破面単位はほぼ等しく、破面単位によって衝撃遷移温度の差を説明することは困難であり、別の機構を考える必要がある。

一般に、遷移温度はへき開脆性き裂の発生が抑制されるほど、またそのき裂伝播が抑制されるほど低くなる。Fig. 8において、TDP鋼ではひずみ誘起 α_m 相の割れが起点となり、へき開破壊き裂が発生し、TB鋼では旧オーステナイト粒界近傍でへき開き裂が発生することが見いだされた。き裂の発生に対する γ_R の効果を定量化することは難しいが、TDP鋼では γ_R が α_m に変態し、局部的応力集中を緩和した後、ひずみ誘起 α_m 内で脆性き裂が発生すると考えてよいであろう。また、TB鋼では旧 γ 粒界近傍の応力集中部で γ_R は応力緩和を果たし、脆性き裂の発生を抑制すると考えられる。

いま、長さ2aの微小き裂を含む脆性材料に応力を負荷したとき（平面ひずみ状態と仮定する）、き裂先端部には次式で示される塑性域 (d_y) が生ずると考える¹⁷⁾ ことができる。

$$d_y = K^2 / 3\pi\sigma_y^2 \dots\dots\dots (3)$$

ここで、Kは応力拡大係数 ($\sigma\sqrt{\pi a}$)、 σ_y は降伏応力である。

TDP鋼において、ひずみ誘起 α_m 内で発生した脆性き裂またはこのき裂を起点として α_f 母相を1結晶粒伝播したへき開き裂先端の塑性域を(3)式から計算すると、3 μm 程度となる (Fig.12)。 γ_R 間隔は α_f 粒径 (約5 μm) にほぼ等しいと考えてよいので、へき開き裂先端の塑性域内に γ_R が存在する確率は低い。一方、TB鋼では1結晶粒のへき開き裂先端の塑性域は約5~10 μm と計算される。低温オーステンパー処理材では、この寸法はフィルム状 γ_R 間隔 (約2 μm) より大きく、塑性域中に常に γ_R が含まれることになる。つまり、TDP鋼では1結晶粒のへき開き裂の伝播

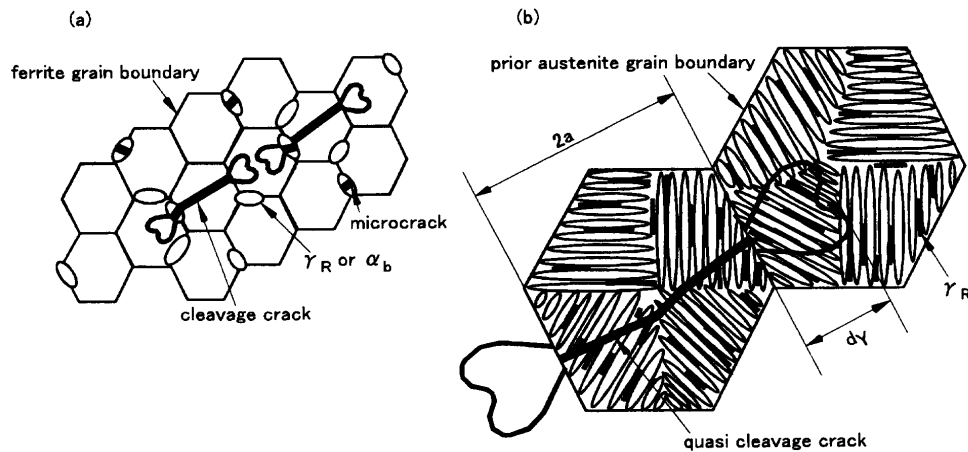


Fig. 12. Illustration of plastic zone size at cleavage crack tip in (a) TDP steel and (b) TB steel austempered at temperatures below M_s .

に対しては γ_R の応力緩和効果および変態 α_m のき裂妨害効果は常に望むことは難しいが、TB 鋼では 1 結晶粒のへき開き裂の伝播に対しては TB 鋼のみ γ_R の応力緩和効果および変態した硬質の α_m のき裂妨害効果が望める確率が高くなる。したがって、 γ_R 間隔すなわち平均自由行程の大小が主に TDP 鋼と TB 鋼 ($T_A < M_s$) の衝撃特性を支配していると考えられる。

TB 鋼の低温オーステンパー処理材 ($T_A = 350 \sim 400^\circ\text{C}$) では引張強さの増加にもかかわらず遷移温度は低くなったが、これは α_{br} 組織の微細化からくる破面単位の減少の効果 (Fig.11) および初期 α_m が少ないことにも起因していると考えられる。

5. 結言

2 種類の低合金 TRIP 鋼板の衝撃特性を詳細に調査するとともに、それに及ぼす γ_R 特性の影響を検討し、以下の結論を得た。

(1) TB 鋼は高い上部棚衝撃値と低い遷移温度を有した。とくにオーステンパー処理温度が鋼の M_s 点より低いとき衝撃特性は優れていた。これは主に微細・均一なラス組織を有する母相と微細に分布する安定なフィルム状 γ_R のひずみ誘起変態に起因すると考えられた。

(2) 島状 γ_R を有する TDP 鋼も γ_R のひずみ誘起変態効果により優れた衝撃特性を有した。しかし、TB 鋼に比較して、 γ_R または他の第 2 相が脆性き裂およびボイドの発生源となりやすく、また γ_R の平均自由行程が大きく、かつその M_s 点が少し高いため、変態時の応力緩和 (塑性緩和) の効果は相対的に小さく、衝撃特性は TB 鋼よりわずかに劣った。

(3) 衝撃特性の改善に対しては γ_R 量を増加させる効果は比較的小さく、 γ_R の炭素濃度 (安定性) を高くすることが重要であった。

本研究の一部は日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成 (第 6 回) によってなされた。ここに深く感謝する。

文 献

- 1) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60** (1967), 252.
- 2) O. Matsumura, Y.Sakuma, Y.Ishii and J.Zhao: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1110.
- 3) K.Sugimoto, M.Kobayashi, A.Nagasaka and S.Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 4) A.Nagasaka, K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 335.
- 5) S.Hiwatashi, M.Takahashi, T.Katayama and M.Usuda: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **35** (1994), 1109.
- 6) 高橋 学, 上西郎弘, 栗山幸久, 岸田宏司: 自動車用材料シンポジウム, 自動車用材料検討部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1997), 41.
- 7) Y.Ojima, Y.Shiroi, Y.Taniguchi and K.Kato: *SAE Tech. Pap. Ser.*, #980954, (1998), 39.
- 8) K.Sugimoto, Y.Shimizu and J.Sakaguchi: 40th Mechanical Working and Steel Processing (MWSP) Conf. Proc., Vol. XXXVI, ISS, PA, (1998), 275.
- 9) K.Sugimoto, M.Kobayashi K.Inoue and S.Masuda: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 72.
- 10) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 11) X線回析の手引, 理学電気(株), 東京, (1996), 66.
- 12) F.S.LePera: *J. Met.*, **32** (1980) Mar., 38.
- 13) 鋼のベイナイト写真集-I, 基礎研究会ベイナイト調査研究部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1992), 21.
- 14) 中澤 一: 金属材料試験マニュアル, 日本規格協会, 東京, (1987), 82.
- 15) H.K.D.H.Bhadeshia and D.V.Edmonds: *Met. Sci.*, **7** (1983), 411.
- 16) T.Kunitake, F.Terasaki, Y.Ohmori and H.Ohtani: Toward Improved Ductility and Toughness, Climax Molybdenum Develop. Co., Kyoto, (1971), 83.
- 17) J.F.Knott 著, 宮本 博訳: 破壊力学の基礎, 培風館, 東京, (1977), 138.