

TRIP型鋼板の強度・延性に及ぼす 残留オーステナイト形態の影響

橋本 俊一*・鹿島 高弘*・池田 周之*²・杉本 公一*³

Effect of Morphology of Retained Austenite on Strength and Ductility of TRIP-aided Steel Sheets

Shunichi HASHIMOTO, Takahiro KASHIMA, Shushi IKEDA and Koh-ichi SUGIMOTO

Synopsis : Effects of nature of matrix and retained austenite such as morphology, volume fraction and carbon content on strength and ductility in (0.1~0.3)%C-1.5%Si-1.5%Mn TRIP-aided steels were investigated. In order to change the nature of retained austenite, before heat treatment to obtain TRIP-aided steels, initial microstructure were arranged to three kinds of states, as-cold rolled, martensite and ferrite-pearlite. When initial microstructure was controlled to martensite, the highest elongation was obtained and ferrite-pearlite showed the lowest value. This tendency was obvious in high carbon containing steels. The reason why TRIP-aided steels whose initial microstructure was martensite showed the highest elongation was considered to be brought about by high stability of retained austenite during deformation. This stability comes from the fact that austenite was hemmed by ferrite lath having same orientation, in addition to the small size of it.

Key words: TRIP; high strength steel sheet; ductility; retained austenite; stability of austenite; martensite; annealed martensite; plastic deformation.

1. 緒言

近年、乗用車の排気ガス規制の強化、安全性向上の観点から、車体に使用される鋼板の高強度化、軽量化が鋭意検討されつつある。このような用途に使用される鋼板には強度はもちろんのこと、延性が強く求められる。高強度、高延性材料として高合金準安定オーステナイト（以降 γ と略す）鋼の変態誘起塑性 (TRIP) を利用した報告がある¹⁾が、自動車用鋼板としては使用し難い成分系であった。その後、C-Si-Mn系での検討が実施されたが、当初はC量が0.6%²⁾あるいは0.4%^{3,4)}と高い系であった。近年、この高延性を発現するTRIP現象を自動車用鋼板に適用するため、0.2%以下の低C領域での研究が活発に展開され⁵⁻⁸⁾、熱延鋼板、冷延鋼板として実用化されるに至っている⁹⁻¹¹⁾。一方、杉本らはポリゴナルフェライトを母相とする残留 γ 含有鋼板に加え^{12,13)}、母相をベイナイトとした場合の研究を実施し、1000 MPaを越える高強度で優れた局部延性を発揮することを示した¹⁴⁾。また、最近さらに母相を焼戻しマルテンサイトあるいは焼戻しベイナイトとした場合についても研究を加え、従来のTRIP型複合組織鋼板よりも優れた全伸び、曲げ性、疲労強度が得られることを示した^{15,16)}が、この新しい組織構成のTRIP型複合組織鋼板のプロセス条件の影響、高延性発現機構については不明な点が多かった。著者らは、C量を0.1~0.3%と変化させた1.5%Si-1.5%Mn鋼を

用いてTRIP型鋼板の強度、延性に及ぼす母相組織、残留 γ の形態の影響について検討した。

2. 実験方法

供試材は40 kg 大気溶解炉にて溶製した。Table 1 にその化学組成を示す。すべてSi量、Mn量を1.5%とし、C量を0.1, 0.2, 0.3%と変化させた。この成分系の A_{c1} 点、 A_{c3} 点をThermo-Calcにより求め、Table 1 に同時に示した。

これらの鋼を粗圧延にて30 mm厚のスラブとし、熱延加熱温度1200°C、仕上げ温度880°C、巻取り温度600°Cの条件で3 mm厚の熱延板を作成した。引き続き酸洗後1.2 mm厚まで冷間圧延を施し、実験素材とした。次いでFig. 1 に示す熱処理を行い、評価に供した。熱処理は前組織を調整するための熱処理とTRIP型鋼板を作成するための2回の熱処理からなる。1回目の熱処理は、930°Cの γ 域に加熱し水焼入れ(WQ)することによりマルテンサイト組織を得たもの（以降M組織鋼と略す）と、 γ 化後600°Cで10 min

Table 1. Chemical composition (mass%) and transformation temperature (°C) calculated by Thermo-Calc.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ae1	Ae3
G1	0.10	1.45	1.54	0.012	0.005	0.040	0.0061	705	883
G2	0.21	1.44	1.44	0.013	0.005	0.043	0.0060	714	847
G3	0.31	1.49	1.49	0.013	0.004	0.037	0.0060	721	818

平成13年12月10日受付 平成14年3月15日受理 (Received on Dec. 10, 2001; Accepted on Mar. 15, 2002)

* (株) 神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675-0023)

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

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

の保持によりフェライト-パーライト組織を得たもの（以降FP組織鋼と略す）とを作成した。比較として熱処理を行わず、冷延板をそのまま2回目の処理を行う条件を用いた（以降CR組織鋼と略す）。2回目の熱処理は、いずれも共通に加熱温度をフェライト域の700°Cから γ 域の930°Cまで変化させた。その後400°Cのソルトバスに120s浸漬し、油焼入れ(OQ)した。

評価は、JIS5号試験片を用いて室温にて27mm/minの引張速度による引張り試験、ナイトール腐食、レペラ腐食¹⁷⁾による光学顕微鏡組織観察、飽和磁化測定法^{18,19)}による残留 γ 量（以降 $f_{\gamma R}$ と略す）測定、X線による γ 中のC濃度(C γ)測定、さらにTEM (Transmission Electron Microscope)、ステップ間隔100nmによるFE/SEM-EBSP (Field Emission/Scanning Electron Microscope-Electron Back-Scattering Pattern)による組織解析を実施した。なお、EBSPの解析にはOIM (Orientation Imaging Microscopy) システムを用いた。 γ 中のC濃度測定はMo-K α 線を用いて(200) γ 、(220) γ 、(311) γ の γ の平均格子定数(a_0)を求め、 $a_0=3.572+0.033(\%C\gamma)$ ²⁰⁾に従い求めた。

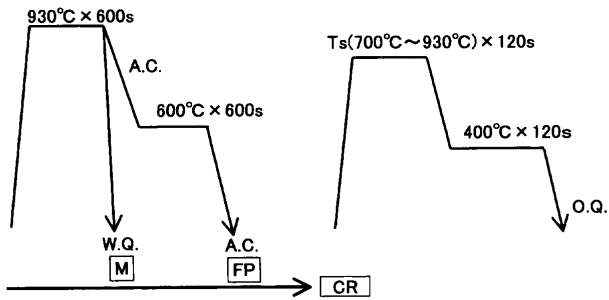


Fig. 1. Heat treatment procedure.

3. 実験結果

3.1 機械的性質

Fig. 2に、3鋼種の機械的性質に及ぼす前組織および焼鈍加熱温度（以降 T_s と略す）の影響を示す。引張り強さ(TS)は全鋼種共 T_s の上昇とともに上昇し、その程度は高C鋼ほど大きい。またTSの絶対値も高C鋼ほど高く、0.3%C鋼では T_s が850°Cを越えると1000MPaを越えるまで高くなる。降伏応力(YP)は母材組織により傾向が異なる。M組織鋼の場合は T_s が各鋼種の A_{e3} 点までは低下し、それを越えると上昇する。これは、 A_{e3} 点まではマルテンサイトが熱処理によって転位が開放され軟質化することにより、 A_{e3} 点を越えると組織がいったん γ 化され最終的に得られるマトリックスがベイナイトとなるため、YPが上昇したと考えられる。一方、CR組織鋼およびFP組織鋼ではほぼ同様に T_s が700°Cから750°C、800°Cに上昇するにしたがっていったん低下し、 A_{e3} 点を越えるとM組織鋼と同じレベルまで増加する。

全伸び（以降T-EIと略す）と均一伸び（以降U-EIと略す）は全鋼種とも変化傾向がほぼ一致する。言い換えると、T-EIを支配しているのはU-EIであるということである。いずれの鋼種、前組織とも T_s が α 域である700°Cの場合、および γ 域であるG1、G2鋼の850°C、G3鋼の800°C、850°Cの場合に比べ、2相域加熱領域において高いT-EI、U-EIが得られる。また、最大のT-EI、U-EIの得られる温度はG1鋼の850°CからG3鋼の750°CへとC量の増加とともに低温側にシフトする。前組織のT-EI、U-EIへの影響はC量の増加とともに顕著となる。G1鋼ではT-EIにほとんど差がないことに対し、G2鋼では5%、G3鋼では10%にも達し、母相組織をマルテンサイトにするにより極めて高い伸

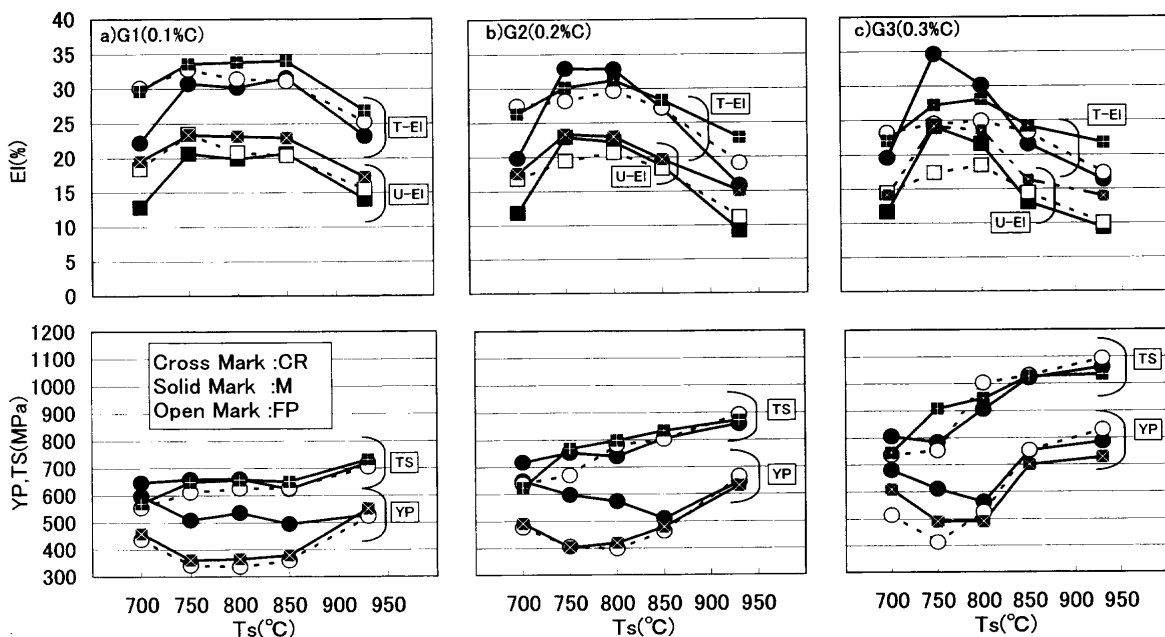


Fig. 2. Effects of carbon content, initial microstructure and annealing temperature (T_s) on mechanical properties.

びが得られることがわかる。

各鋼種の代表的な真応力 (σ)–真ひずみ (ϵ) およびひずみ硬化率 ($d\sigma/d\epsilon$)–真ひずみ (ϵ) の関係を Fig. 3 に示す。母材組織の影響が小さかった G1 鋼においてはひずみ硬化率に差がみられないが、母材組織の影響が顕著に現れた G2, G3 鋼については差が認められ、G3 鋼においてより顕著で

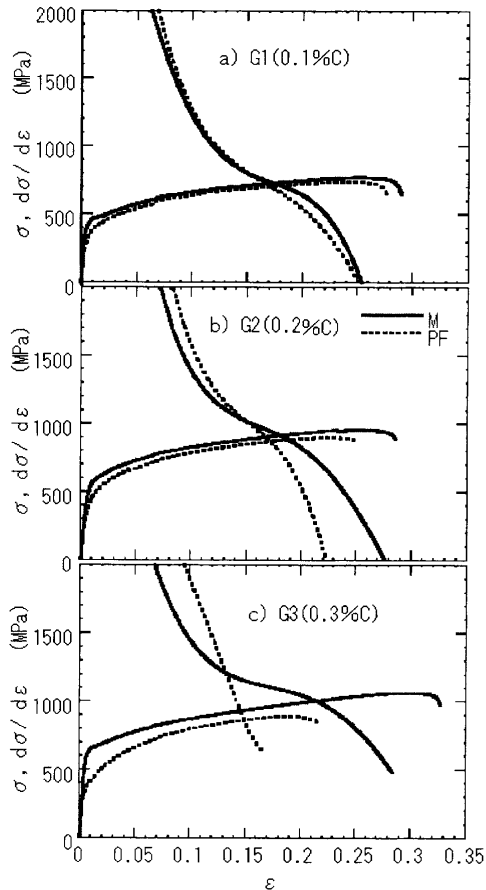


Fig. 3. Effects of carbon content and initial microstructure on work hardening rate.

あった。すなわち、FP 組織鋼は初期の加工硬化が大きく、ひずみ量の増大とともに一様に減少するのに対し、M 組織鋼では初期の加工硬化は小さいものの、ひずみ量の増加とともに減少傾向が小さくなり、U-EI に対応する $\sigma=d\sigma/d\epsilon$ が大幅に高ひずみ側にシフトする。

3.2 残留 γ 量および C 濃度

Fig. 4 に、残留 γ 量 ($f\gamma_R$) および残留 γ 量の C 濃度 ($C\gamma$) に及ぼす前組織および焼鈍加熱温度の影響を示す。全体として $f\gamma_R$ の変化挙動は T-EI もしくは U-EI の変化挙動とほぼ一致するが、仔細に見ると、T-EI, U-EI には顕著に現れていた前組織の影響がほとんど見られず、 T_s が α 域である 700°C の場合には $f\gamma_R$ は 0 であり、 T_s が 2 相域で $f\gamma_R$ が増加し、 γ 域では減少する。また $f\gamma_R$ が最高値を示す T_s は T-EI, U-EI の最高値よりもやや高温側にあり、必ずしも一致していない。 $C\gamma$ は鋼種、前組織にほとんど依存せず、 T_s の上昇とともに 1.2% 程度から 1.5% 程度に増加する。

3.3 光学顕微鏡組織

Fig. 5 に、代表的なレペラ腐食光学顕微鏡組織として 0.2% C の G2 鋼について最高の EI を示した $T_s=800^\circ\text{C}$ の例を示す。CR 組織鋼の場合、ポリゴナルフェライトとその粒界面面に γ_R が点列状に存在する。M 組織鋼の場合、粒界面面に 1 μm 程度の塊状のものと、焼鈍マルテンサイトのマトリックスの中に微細な γ_R が見られるが、光学顕微鏡で認められる第 2 相の大きさには限界があり、詳細は不明である。FP 組織鋼の場合、フェライトと旧パーライトがいったん γ 化された後一部未固溶のセメンタイトを含んだと推定されるベイナイトと γ_R から構成される。 γ_R はフェライトとベイナイトの界面に塊状に存在するものとベイナイトの内部に微細に存在するものがあるが、その量は前者の方が多い。ここでは示していないが、 T_s が 700°C の場合にはいずれも白色部分、すなわち γ_R もしくはマルテ

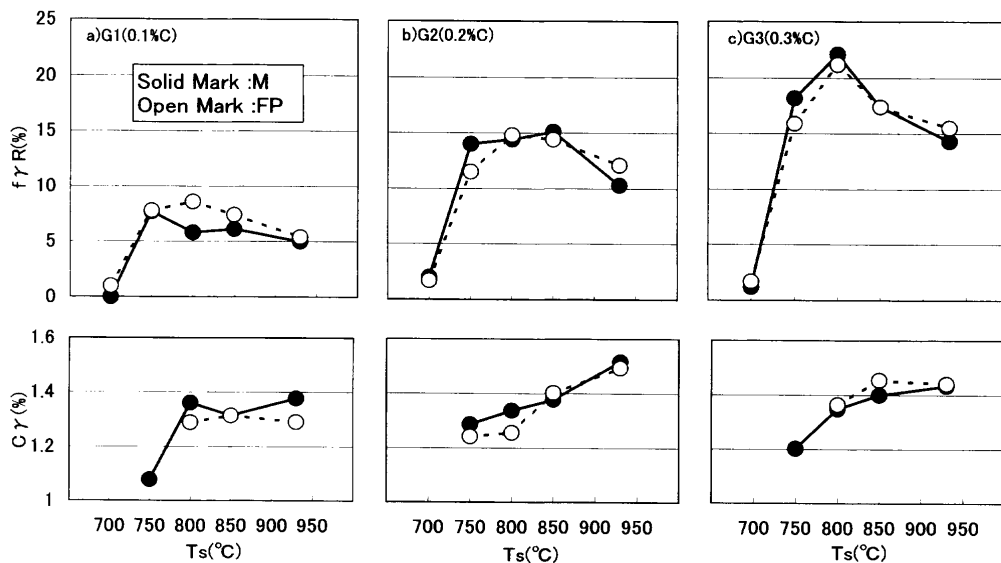


Fig. 4. Effects of carbon content, initial microstructure and annealing temperature (T_s) on volume fraction of retained austenite ($f\gamma_R$) and carbon content of retained austenite ($C\gamma$).

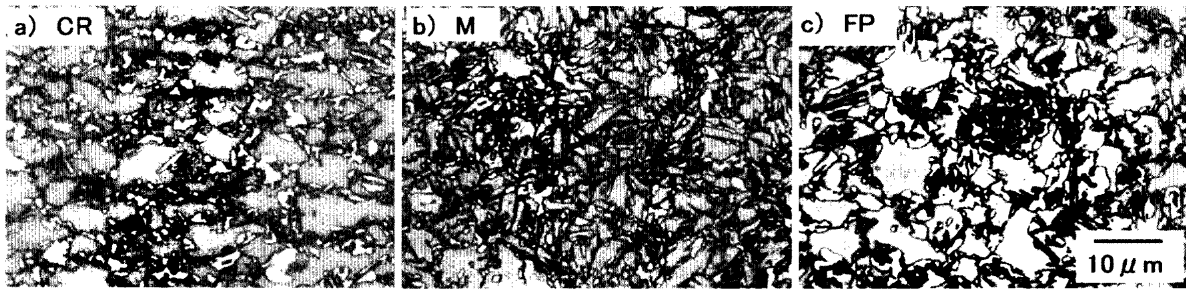


Fig. 5. Effect of initial microstructure, a) CR: as cold rolled, b) M: martensite and c) FP: ferrite-pearlite, on optical micrographs of TRIP-aided steel G2. White shows retained austenite and/or martensite, black shows bainite and gray shows ferrite matrix.

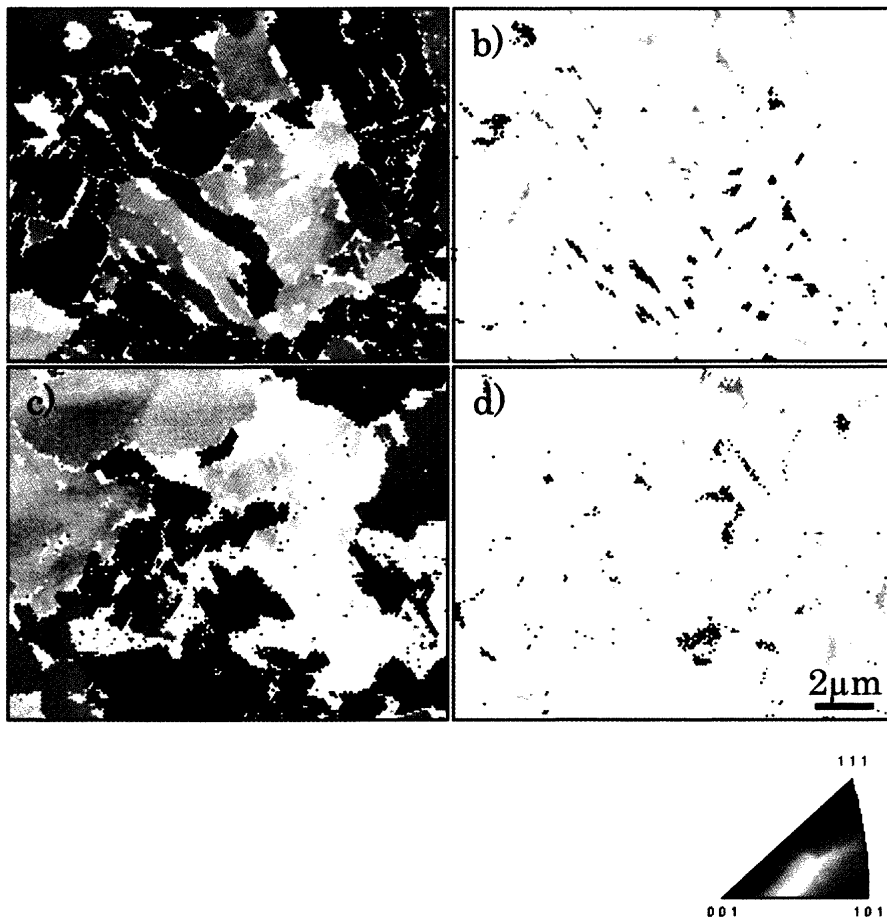


Fig. 6. EBSD analysis of TRIP-aided steel G2 annealed at 800°C. a), b) show orientation maps of bcc and fcc of initial microstructure, martensite, and c), d) show orientation maps of bcc and fcc of initial microstructure, ferrite-pearlite.

ンサイトは認められなかった。また 930°C の場合はいずれの前組織の場合もほぼ同様であり、 γ 化の後、400°C で生成したベイナイトマトリックスの中に γR が見られる。ただし CR および FP 組織鋼の場合、前組織のパーライトが完全に消滅、拡散しきれていないためと考えられる組織の不均一性が見られた。

4. 考察

4.1 オーステナイトの存在状態

マルテンサイトを前組織として $\alpha+\gamma_2$ 相域に加熱し、

その後オーステンパ処理して TRIP 型鋼板を得た例は神田ら¹⁵⁾の報告が初めてであり、これまでその存在形態や生成過程の詳細は報告されていない。3.3 で光学顕微鏡による存在状態を示したが、より詳細な議論を行うため G2 鋼について EBSD, TEM 観察を実施した。EBSD 観察結果を Fig. 6 に示す。0.6% C 以下の Fe-C 合金ではラスマルテンサイトが得られ、ほぼ同じ結晶学的方位関係をもつマルテンサイトラス、それが集まってブロックを、またいくつかのブロックが集まってパケットを形成する²¹⁾。Fig. 6(a), (b) は M 組織鋼の bcc, fcc の結晶方位分布を示したものである。ブロック内はほぼ同一方位の幅数百 nm のラスの集

合体であることがわかる。 γ は主にマルテンサイトブロック界面およびラス界面に存在し、1つのブロック内に存在する γ は同一結晶方位を有している。 γ とマルテンサイトの間にはK-S関係、もしくは西山関係に基づく特定の方位関係があるとされており^{21,22)}、ラス界面に存在する γ が同一方位を有するのはこのためである。他の存在状態としては1 μm 程度の大きさの塊状のものがあるが、これはFig. 5のレペラ腐食写真にて白色に見える γ に相当すると考えられる。Fig. 6(c), (d)にはFP組織鋼のbcc, fccの結晶方位を示す。この場合はフェライト粒界三重点、あるいは粒界にM組織鋼に比べて粗大な γR が存在する。また赤水らは¹⁹⁾、EBSPで測定される γR 量は飽和磁化で測定されるその1/3程度であり、その一つの理由として、試料作成中に生ずるひずみ誘起変態による消失、空間拘束の解放による消失があるとされており、ここで示したEBSP結果もこれらの影響を受け、真実の γR 量よりも少ない量しか観察されていないと考えられる。

EBSP観察材と同じ材料のTEM写真をFig. 7に示す。EBSPで観察されたマルテンサイトラス間の γR は幅約数百nm、長さ約数 μm に伸長して存在することがわかる。また旧マルテンサイトラス内の転位密度はかなり解放されており、一部ラス境界が不明瞭となり、隣接するラスが合

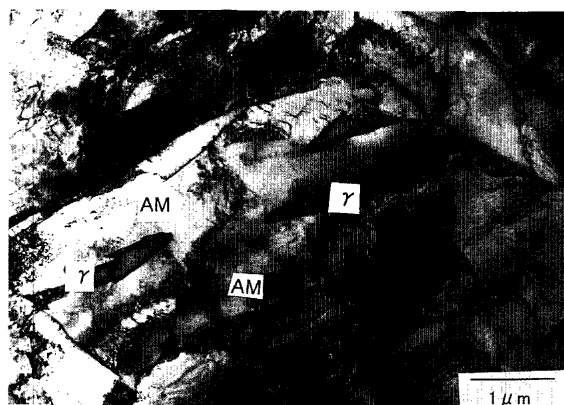


Fig. 7. Transmission electron micrograph of TRIP-aided steel G2 annealed at 800°C whose initial microstructure is martensite. γ shows retained austenite and AM shows annealed martensite.

体している状態も観察された。

4.2 全伸び (T-EI) に及ぼす残留オーステナイトの影響

Fig. 2に示した機械的性質とFig. 3に示した残留 γ 量 ($f\gamma\text{R}$)とを整理して、Fig. 8に $f\gamma\text{R}$ とT-EIの関係を示したが、必ずしも一義的に決まるものでなく複雑な傾向にあることがわかる。M組織鋼においては最高のT-EIは、素材のC量が増加するにしたがい $f\gamma\text{R}$ が増加し、増加するが、FP組織鋼では高C鋼になり $f\gamma\text{R}$ が増加してもT-EIは増加しない。次に鋼種を固定してその変化を見ると、 T_s が750~800°Cで最大の $f\gamma\text{R}$ 、T-EIを示し、それより高温になると $f\gamma\text{R}$ はやや減少し、T-EIが顕著に低下する。初期組織がマルテンサイトの場合とフェライト-パーライトの場合で $f\gamma\text{R}$ とT-EIに大きな違いがあるが、T-EIと $f\gamma\text{R}$ および $C\gamma$ と密接な関係がある²⁻⁷⁾という、従来から言われている観点では説明できない。 $f\gamma\text{R}$ や $C\gamma$ は、いずれも均一変形後期に加工誘起変態を生じさせる残留 γ がより多く残存し、 $d\sigma/d\varepsilon$ を高レベルに維持することに寄与する。言い換えると、残留 γ の安定性が重要な役割を果たしており、 $C\gamma$ はそれに大きく関与する⁹⁾。Fig. 8で得られた結果は、 $f\gamma\text{R}$ と $C\gamma$ 以外に残留 γ の安定性に関与する因子の存在を示唆している。4.1に示したように、M組織鋼では残留 γ がマルテンサイトラス間、ブロック界面に微細なフィルム状に存在する機会が多いのに対し、FP組織鋼やCR組織鋼の場合、残留 γ はフェライト粒界に塊状に存在する機会が多い。

まず、この形態の違いが残留 γ への応力集中の違いを通じてマルテンサイト変態の容易性に差をもたらすことがあげられる。さらに高木が指摘しているように²³⁾、TRIP鋼のような周りをフェライトやベイナイトで囲まれた γ のマルテンサイトへの変態はバリエーションの自由度により必要なエネルギーが変化すると考えられる。変態に必要なひずみエネルギー U_s は一般に

$$U_s = (E_1 \varepsilon_1^2 + E_2 \varepsilon_2^2 + E_3 \varepsilon_3^2) / 2 \quad [\text{J/m}^3] \dots \dots \dots (1)$$

で表される。ここで、M組織鋼のように残留 γ がラス間に存在し、周りを同一方位のフェライトで囲まれている場

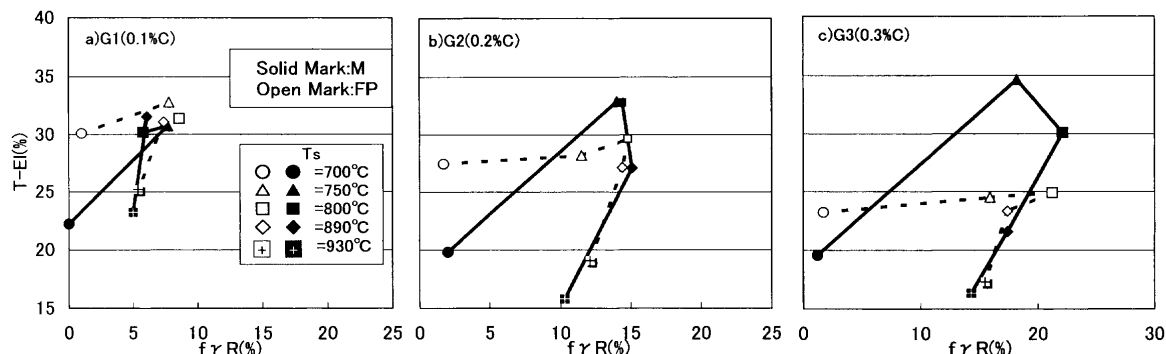


Fig. 8. Effects of carbon content, initial microstructure and annealing temperature (T_s) on relationship between volume fraction of retained austenite (γR) and total-elongation (T-EI).

Table 2. Relationship between orientation, strain and Young's modulus in martensite transformation by one variant.

	Orientation	Strain	Young's modulus
1	[001]	0.139	125GPa
2	[110]	-0.07	200GPa
3	[110]	-0.014	200GPa

合、変態は1つのバリエーションだけでしか成しえない。そのときの変態にともなう方位とひずみ量の関係をシアーマカニズム²²⁾に基づき計算し、ヤング率²⁴⁾と併せてTable 2に示した。その値を(1)式に導入すると U_s は1734 MJ/m³となる。一方、FP組織鋼のように γ が異なる方位を有するフェライトの三重点に存在する場合には多くのバリエーションを駆使して変態することが可能となり、変態に必要なひずみエネルギー U_s は

$$U_s = 3E\epsilon^2/2 \quad [\text{J/m}^3] \dots \dots \dots (2)$$

で表され、平均ひずみ、+0.015、平均ヤング率 200 GPa を代入すると U_s は67.5 MJ/m³となる。

以上の考察から、M組織鋼の特定のラス界面に存在する残留 γ が変態するには多大なひずみエネルギーを要し、変形後期まで安定して残留し、U-EIの向上をもたらすものと考えられる。一方、FP組織鋼やCR組織鋼のように残留 γ がフェライト界面に主に存在する場合には変態に要するひずみエネルギーが小さいため、変形初期に変態が容易に進行し、変形後期での $d\sigma/d\epsilon$ の急激な低下をもたらす、M組織鋼に比べて低いU-EIに留まったものと考えられる。

5. 結言

焼鈍マルテンサイトを母相とするTRIP型鋼板の強度、延性に及ぼすマイクロ組織の影響を検討すべく、C量を0.1~0.3%と変化させた1.5%Si-1.5%Mn鋼を用いて初期組織を冷延状態、マルテンサイト、フェライト-パーライトとした場合の機械的性質、マイクロ組織を観察し、以下の結論を得た。

(1) 組織の全伸び(T-EI)への影響はC量の増加とともに顕著となる。最も高いT-EIを示した前組織をマルテンサイトとした場合、0.2% C鋼でTS=753 MPa、T-EI=33%、0.3% C鋼ではTS=785 MPa、T-EI=35%が得られ、最も低かったフェライト-パーライトの場合に比べ、それぞれ約5%、約10%の高いT-EIを示した。

(2) 前組織をマルテンサイトとした場合、オーステナイトは主に旧マルテンサイトラス界面、ブロック界面に存在し、マトリックスは旧マルテンサイトラスが一部合体し転位が開放された微細伸長フェライトである。一方、前組

織が冷延、フェライト-パーライトの場合には、オーステナイトが主にフェライト粒界に塊状に存在する。マトリックスはポリゴナルフェライトである。

(3) 前組織による残留オーステナイト量、そのC濃度には差が認められず、前組織をマルテンサイトとした場合に高いT-EIを得た要因は、残留オーステナイトが微細なフィルム状で応力集中が少なくなっていること、および特定の方位のフェライトに囲まれて存在することにより、マルテンサイト変態に要するバリエーションが限定され、変形後期まで安定して存在したためであると考えられる。

最後に、本論文の考察に際してご指導、ご助言をいただきました九州大学工学部高木節雄教授、EBSPの観察および解析にご尽力いただきました(株)コベルコ科研と田利花氏に深甚なる謝意を申し上げます。

文 献

- 1) V.F.Zackey, E.R.Parker, D.Fahr and R.Busch: *Trans. ASM*, **60** (1967), 252.
- 2) K.Shinoda and T.Yamada: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **20** (1980), 326.
- 3) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27** (1987), 570.
- 4) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 1304.
- 5) Y.Sakuma, O.Matsumura and H.Takechi: *Metall. Trans. A*, **22A** (1991), 489.
- 6) I.Tsukatani, S.Hashimoto and T.Inoue: *ISIJ Int.*, **31** (1991), 992.
- 7) O.Matsumura, T.Ohue and T.Amaike: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1991), 209.
- 8) O.Kawano, J.Wakita, K.Esaka and H.Abe: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 232.
- 9) S.Hashimoto: *JSAE Jpn.*, **54** (2000) No. 1, 39.
- 10) Y.Kuriyama, M.Takahashi and H.Ohashi: *JSAE Jpn.*, **55** (2001) No. 4, 51.
- 11) T.Heller and B.Engl: Proc. of 40th MWSP Conf., ISS, Warrendale, PA, (1998), 25.
- 12) K.Sugimoto, N.Usui, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 1480.
- 13) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085.
- 14) K.Sugimoto, J.Sakaguchi, T.Iida and T.Kashima: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 920.
- 15) A.Kanda, K.Sugimoto, A.Nagasaka and T.Kashima: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1267.
- 16) K.Sugimoto and S.Hashimoto: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1086.
- 17) F.S.LePera: *J. Met.*, **32** (1980), 38.
- 18) T.Hara, H.Goto and S.Takaki: *Netsu Shori*, **136** (1996), 322.
- 19) H.Akamizu, S.Ikeda, K.Makii, S.Miyake, R.Yoda and S.Takaki: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1400.
- 20) R.C.Ruhl and M.Cohen: *Trans. AIME*, **245** (1969), 241.
- 21) 菊地 實, 牧 正志, 佐久間健人, 須藤 一, 田村今男, 田中良平: 鉄鋼材料, 講座・現代の金属学材料編4, 須藤 一編, 日本金属学会, 仙台, (1985), 32.
- 22) 西山善次: マルテンサイト変態基本編, 丸善, 東京, (1971), 245.
- 23) 高木節雄: 自動車用材料の高速変形に関する研究会成果報告書, 日本鉄鋼協会, 東京, (2001), 184.
- 24) H.H.Hu, D.J.Benson and M.A.Meyers: *Acta Mater.*, **49** (2001), 2567.