

© 1990 ISIJ

 ///////////////
 論 文
 ///////////////

TRIP 型超高強度複合組織鋼板の 第 2 相の形態と引張特性

 杉本公一*・翠 正宏*²・小林光征*³・白沢秀則*⁴

Morphology of Second Phase and Tensile Properties in a TRIP-Aided Super High Strength Dual-Phase Steel Sheet

Kohichi SUGIMOTO, Masahiro MISU, Mitsuyuki KOBAYASHI and Hidenori SHIRASAWA

Synopsis :

A relationship between retained austenite and second phase morphologies and the influences of these morphologies on the tensile properties have been investigated using a 0.17%C-1.41%Si-2.00%Mn TRIP-aided dual-phase steel containing retained austenite.

(1) A large amount (above 10 vol%) of retained austenite lay isolated in ferrite matrix and away from hard phase particle if austenite morphology in $\alpha+\gamma$ region during annealing is a network structure or a fine grained island. In the other case, the retained austenite film (below 5 vol%) remained inside the hard phases and along these lath boundaries. This type of retained austenite was remarkably stabilized.

(2) The retained austenite increased both the flow stress and the elongation. These relationships between tensile properties and retained austenite content were affected with the morphologies.

(3) The influences of second phase morphology on flow stress appeared to be small in TRIP-aided dual-phase steel as compared to conventional dual-phase steel because of the retained austenite. While, the elongation considerably depended on the morphology. The network structure of second phase enhanced internal stress and strain hardening rate after most of retained austenite had transformed to martensite. The steel with fine-grained isolated particles exhibited the increased elongation since the void-formation at hard phase/matrix interface was suppressed as compared to the other type of steel.

Key words : retained austenite; dual-phase steel; TRIP effect; morphology; second phase; tensile properties; flow stress; strain hardening rate.

1. 緒 言

自動車の衝突安全性を確保し、かつ軽量化を達成するために、高強度鋼板および超高強度鋼板が導入されている¹⁾²⁾。とくに、引張強さ 1000 MPa を超える超高強度鋼板は衝突時のエネルギー吸収部材用 (バンパー、サイドメンバー、ドアガードバーなど) として非常に有効である。このような超高強度鋼板としては、焼もどしマルテンサイトまたはベイナイト単相鋼およびフェライト・マルテンサイト複合組織鋼の 2 タイプに大きく分類される。いずれの場合も、比較的延性が低い (全伸び 10% 程度)、形状が簡単でロール成形できる部品に適用されているのみである。

最近、残留オーステナイトを比較的多く含んだ高延性タイプの超高強度複合組織鋼が開発され³⁾⁴⁾、これによ

て、張出し、深絞りなどのプレス成形の可能性が高くなってきた。高延性の主因は残留オーステナイトの変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity: TRIP⁵⁾) による高ひずみ域での高いひずみ硬化率の出現にある³⁾。このような TRIP 効果は、

(1) 残留オーステナイトの体積率^{6)~9)}、存在形態⁴⁾ などの組織因子、および化学組成¹⁰⁾

(2) 温度、ひずみ速度などの成形条件¹¹⁾

に大きく影響されるので、これらの (1)、(2) について最適条件を見出すことにより、高延性化が望める。

著者らはさきに、フェライト・マルテンサイト複合組織鋼の初期降伏およびひずみ硬化挙動が第 2 相の形態によって著しく変化すること、およびこれはフェライトとマルテンサイトの強度差に起因して発生する内部応力によって説明できることを示した¹²⁾。残留オーステナイ

平成元年 9 月本会講演大会にて発表 平成元年 11 月 8 日受付 (Received Nov. 8, 1989)

* 信州大学繊維学部 工博 (Faculty of Textile Science and Technology, Shinshu University, 3-15-1 Tokida Ueda 386)

*² 信州大学大学院 (Graduate School, Shinshu University)

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

*⁴ (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 工博 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

トが多量に存在する場合、第 2 相の形態の影響も変わる可能性がある。また、第 2 相の形態によって残留オーステナイトの存在位置も変わり、形態の影響が複雑に現れる可能性があるが、これらに関して系統的な研究は行われていない。

以上の観点より、本研究では残留オーステナイトを含む複合組織鋼を用いて、まず第 2 相形態と残留オーステナイトの体積率およびその存在位置との関係を調査した。ついで、初期降伏、ひずみ硬化挙動および延性への残留オーステナイトおよび硬質相の存在形態の影響について検討した。

2. 実験方法

供試鋼には、0.17% C-1.41% Si-2.00% Mn-0.014% P-0.001% S-0.042% Al-0.0029% N (wt%) の組成を有する実機製造の冷間圧延ま材 (板厚 1.25 mm, 圧下率約 60%) を用いた。供試鋼より JIS 13B 号引張試験片 (板幅 12.5 mm, 標点距離 50 mm) を作製したのち、塩浴炉を用いて Fig. 1 に示す熱処理 (TYPE I, TYPE II, TYPE III) を施し、実用上とくに重要とされる 3 タイプの第 2 相分布形態¹²⁾ を得た。いずれも 1 段目の熱処理は前組織を調整するために施し、2 段目の熱処理にて第 2 相分布形態を変化させた複合組織を得た。なお、2 相域焼なまし温度 T_1 は 730°C-850°C の範囲、保持時間は 10^3 s とした。以後、Fig. 1 の熱処理を施された鋼をそれぞれ TYPE I, TYPE II, TYPE III と呼ぶことにする。

第 2 相 (マルテンサイト、ベイナイト、残留オーステナイト) の体積率は線分法により測定した。また、残留オーステナイト体積率は X 線回折法 (5 ピーク法) により求めた。

引張試験にはインストロン型引張試験機を用い、室温、クロスヘッド速度 1 mm/min にて引張試験を行った。試験片にはひずみゲージを貼るとともに、ひずみゲージ式

変位計を取り付け、微小ひずみ域から破壊に至るまでのひずみを正確に測定した。同時に、荷重とひずみの信号をパソコンを通じてデータ処理を行い、真応力-真ひずみ曲線、ひずみ硬化率-真ひずみ曲線を作成した。

3. 実験結果

3.1 第 2 相の形態と残留オーステナイトの存在形態

微細組織の代表として、 $T_1 = 770^\circ\text{C}$ (TYPE I, TYPE III) または 730°C (TYPE II) で 10^3 s 保持の 2 相域焼なまし後、 $T_2 = 400^\circ\text{C}$ で $t_2 = 10$ s または 10^3 s 保持の熱処理を施した鋼の走査電顕写真を Photo. 1 に示す。いずれも第 2 相体積率 f はほぼ 40 vol% である。

第 2 相の分布形態は TYPE I, TYPE II, TYPE III でそれぞれ連結型、孤立型、微細針状型に分類することができる。なお、TYPE I では、 t_2 時間が長いほど第 2 相の連結度は低下する。第 2 相の構成相は、 $t_2 = 10$ s ではマルテンサイト (M)、残留オーステナイト (A) と微量のベイナイト (B) からなり、 $t_2 = 10^3$ s ではベイナイト、残留オーステナイトと微量のマルテンサイトからなっている。母相および第 2 相の粒子径は TYPE II でとくに大きく、TYPE I, TYPE III の順に小さくなっている。

各 TYPE の鋼中に存在する残留オーステナイト量を Fig. 2 に示す。残留オーステナイト量は $t_2 = 10^2$ - 10^4 s で最大となるが、その量は TYPE によって異なる。TYPE I, TYPE III では最大 12 vol% 程度存在するが、TYPE II では最大 5 vol% 程度ととくに低い。このことは、 $\alpha + \gamma$ 2 相域でのオーステナイト相が非常に微細で針状であるか (TYPE III)、もしくはフェライト粒界に細長く存在している形態 (TYPE I) において、 t_2 保持時に C および Mn の濃化が効果的に進み準安定オーステナイト相の安定化が促進されたことを示している。

残留オーステナイトの存在位置および大きさを透過電顕を用いて観察した。各 TYPE の代表例を Photo. 2(a)-(c) に示す。これらの写真より以下のことが明らかとなった。TYPE I では $1 \mu\text{m}$ 以下の塊状の残留オーステナイトがフェライト粒界上に、かつフェライト素地中に孤立して存在していた (Photo. 2(a))。TYPE III でも同様に棒状の残留オーステナイトがフェライトサブストラクチャに孤立して存在していた (Photo. 2(c))。一方、TYPE II では $1 \mu\text{m}$ 以下のフィルム状残留オーステナイトが主に硬質第 2 相中のベイナイトまたはマルテンサイトのラス境界に存在していた (Photo. 2(b))。

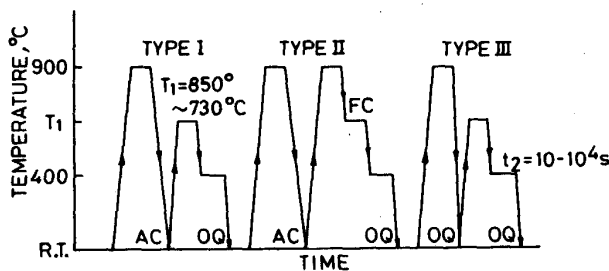


Fig. 1. Heat treatment diagrams. Holding time at 900°C and T_1 is 10^3 s. FC, AC and OQ in figure represent furnace cooling, air cooling and quenching in oil respectively.

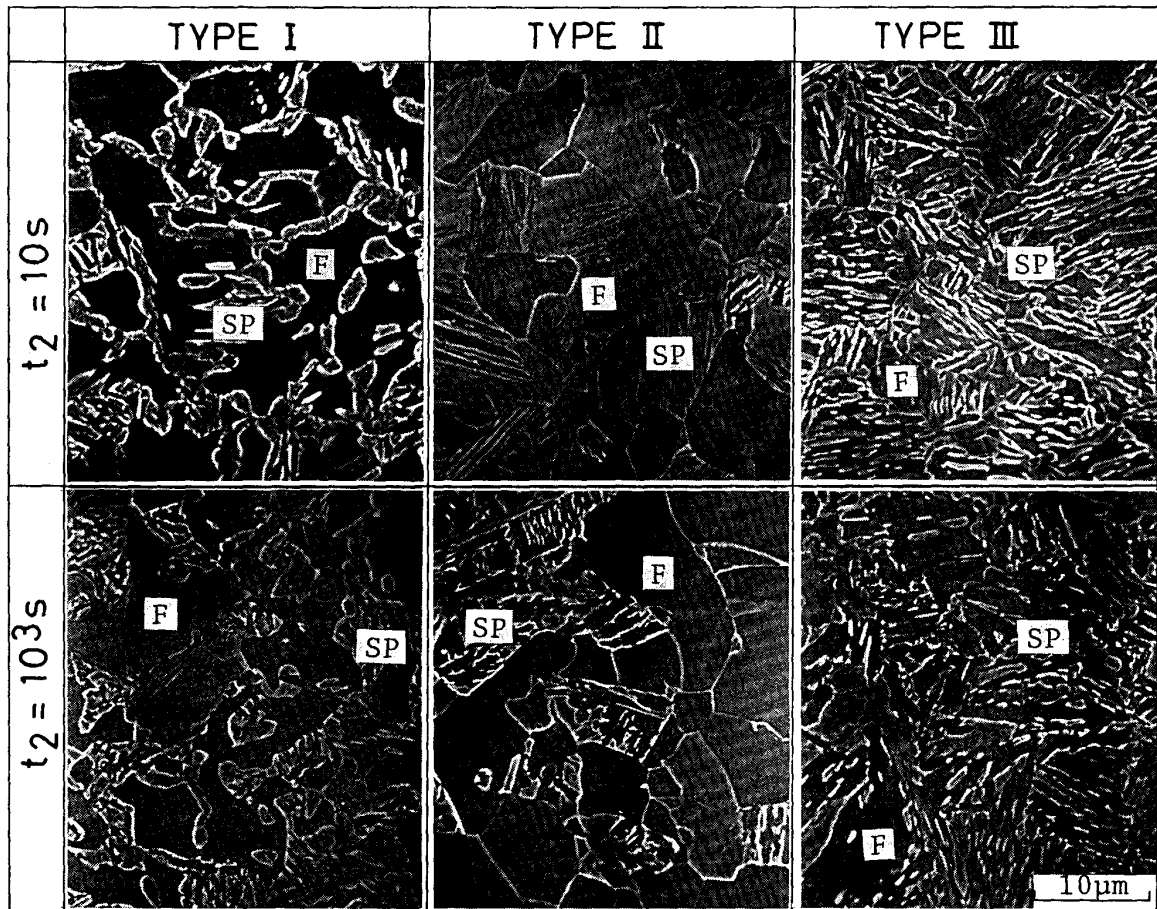


Photo. 1. Scanning electron micrographs in steels intercritically annealed at 770°C (TYPE I, TYPE III) or 730°C (TYPE II) and then held in salt bath at 400°C for 10 s or 10³s. Volume fraction of second phase is about 40 vol%. F and SP represent ferrite and second phases, respectively.

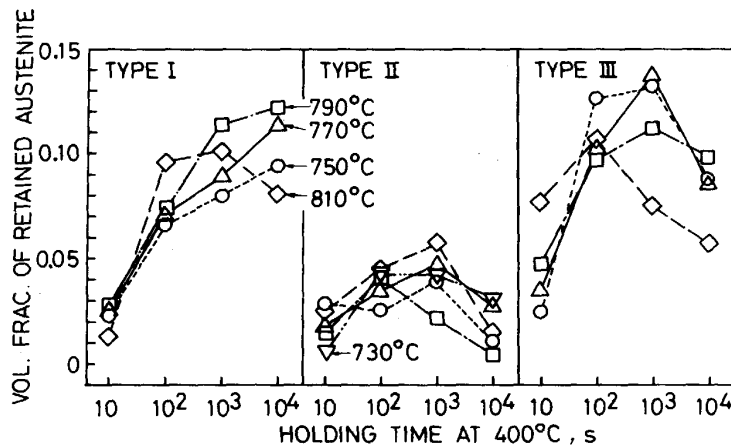


Fig. 2. Volume fraction of retained austenite in TYPE I, TYPE II and TYPE III steels as a function of holding time at 400°C.

3.2 引張特性への形態の影響

第2相体積率 $f \approx 0.4$ のもとで、引張特性への形態の影響を調べた。400°Cでの保持時間 $t_2 = 10\text{ s} - 10^4\text{ s}$ について、各TYPEの公称応力-公称ひずみ曲線の比較をFig. 3に示す。また、各TYPEの引張特性の400°Cでの保持時間 t_2 による変化を残留オーステナイト体積率

で整理してFig. 4に示す。

Fig. 4より、第2相の種類、構成比などが著しく異なるにもかかわらず、引張特性はみかけ上、残留オーステナイト体積率に強く影響を受ける。引張強さ σ_B および0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ は残留オーステナイトの増加に伴い低下する (TYPE IIIの $\sigma_{0.2}$ を除く)。なお、4.1で述

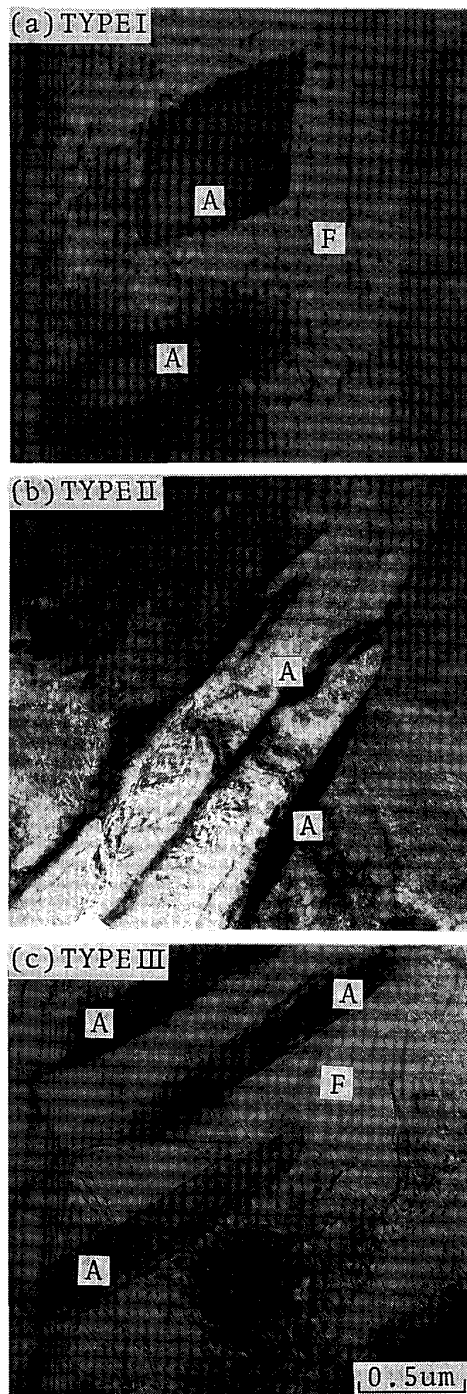


Photo. 2. Transmission electron micrographs in (a) TYPE I, (b) TYPE II and (c) TYPE III steels intercritically annealed at 770°C (a), (c) or 730°C (b) and then held in salt bath at 400°C for 10³s. A and F represent retained austenite and ferrite, respectively.

べるように、残留オーステナイトは実際には $\sigma_{0.2}$ を高める。このため、Fig. 4 の $\sigma_{0.2}$ については、ベイナイト体積率の増加に伴う第 2 相の軟化の影響が残留オーステナイト体積率の影響よりも強く現れていると思われる。

る。

全伸び e_t 、一様伸び e_u および強度・延性バランス $\sigma_B \times e_t$ は残留オーステナイト量の増加に伴い高くなる。これらの特性に対する残留オーステナイト量依存性は RIGSBEE ら⁶⁾の結果とほぼ一致するが、TYPE II のみがやや小さいように見える。 $t_2=10^3$ s で残留オーステナイト量がほぼ最大となり (Fig. 2)、かつ引張特性も最良となるので、以下では $t_2=10^3$ s を中心に各 TYPE の引張特性の特徴をまとめる。

(1)TYPE I

従来のフェライト・マルテンサイト (F+M) 複合組織鋼と同様に明瞭な連続降伏および低い降伏応力を示す。変形初期の変形応力は第 2 相体積率一定下で比較すると、後述するように、主に多量の残留オーステナイトの存在により著しく低められ、TYPE II よりも低くなる。しかしながら、後述のように残留オーステナイトの TRIP 効果およびそれによる第 2 相の連結度の向上により、高ひずみ域のひずみ硬化率は高い値に維持され、結果として大きな一様伸び、全伸びおよび強度・延性バランスが得られる。降伏比は他の形態に比してとくに低くなる ($\sigma_{0.2}/\sigma_B=0.4-0.5$)。

(2)TYPE II

TYPE I と同様に連続降伏を生ずるが、変形初期に TYPE I よりも高いひずみ硬化を示し、降伏応力はわずかに高くなる。高ひずみ域のひずみ硬化率は TYPE I に比較して低く (Fig. 6)、このため一様伸び、全伸びおよび強度・延性バランスは小さい。フェライト・マルテンサイト複合組織鋼では、TYPE II の変形応力は TYPE I に比べて著しく低くなる²⁾が、本鋼 TYPE II の変形初期の変形応力が TYPE I のそれよりも少し高くなることは注目される。

(3)TYPE III

全伸び、一様伸びおよび強度・延性バランスは他の TYPE に比べて最も高くなるが、サブストラクチャの存在に起因した微細強化により、変形初期の変形応力は高く、かつ降伏平坦部が生じやすくなる¹²⁾。この結果として、比較的高い降伏比 ($\sigma_{0.2}/\sigma_B=0.5-0.6$) を生ずる。平均的な変形応力は他の TYPE の変形応力とほぼ同程度である。この TYPE で現れる大きな伸びは、微細化により母相/第 2 相界面でポイドの発生が抑制され[†]、高ひずみ域で高いひずみ硬化率が維持される (Fig. 6) ためと考える。

† 破断材の均一変形部を顕微鏡で観察したところ、TYPE III では第 2 相/母相界面にポイドはまったく存在しなかった。TYPE II ではとくに多数のポイドが存在し、これが高ひずみ域でのひずみ硬化率の低下を促進していると考えられる。

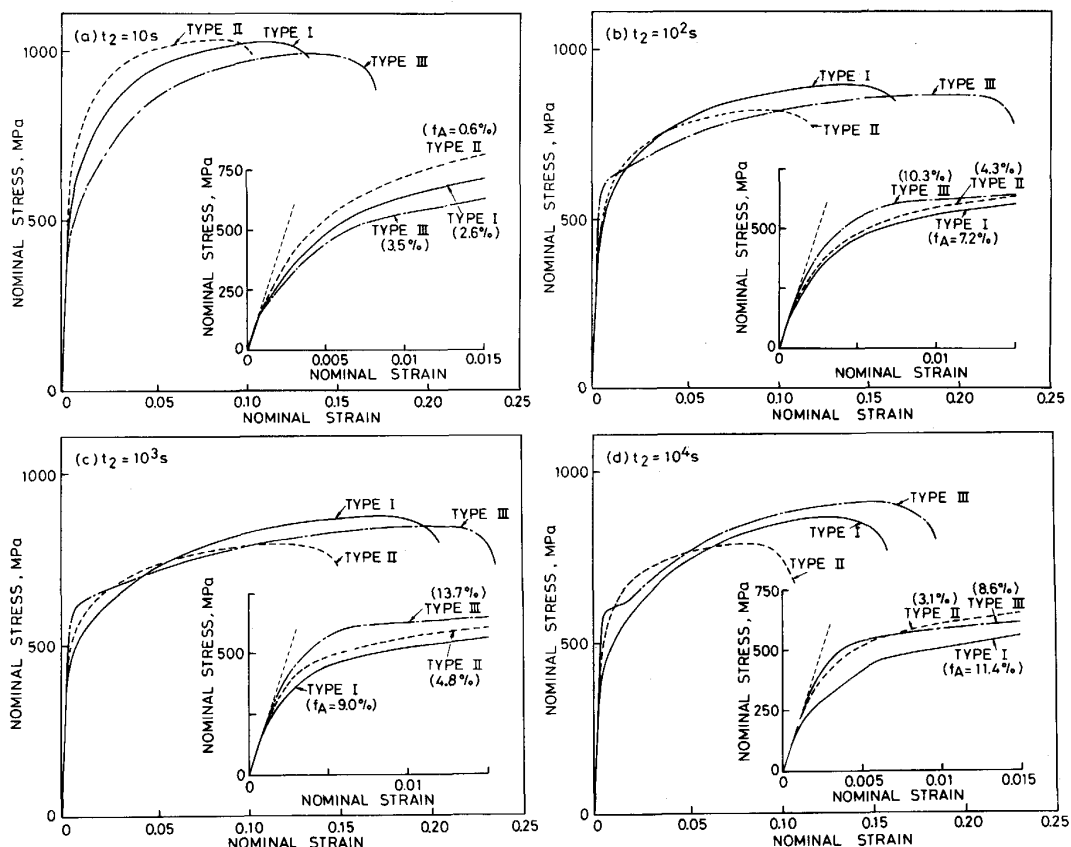


Fig. 3. Flow curves of steels intercritically annealed at 770°C (TYPE I, TYPE III) or 730°C (TYPE II) and then held at 400°C for (a) 10 s to (d) 10⁴s. Volume fraction of second phase in each steel is about 40 vol%. Numerals in figure represent volume percent of retained austenite.

3.3 引張特性の第2相体積率依存性

$t_2=10^3$ s について、各 TYPE の引張特性と第2相体積率との関係を Fig. 5 に示す。なお、各 TYPE で存在する残留オーステナイト体積率は TYPE I で $f_A=0.08-0.10$ 、TYPE II で $0.02-0.06$ 、TYPE III で $0.06-0.14$ の範囲である。

全伸び、一様伸びおよび強度・延性バランスには最適な第2相体積率が存在し、TYPE III では $f \approx 0.4$ 、TYPE I では $f \approx 0.5$ で最大となる。第2相体積率がそれ以上増加すると、これらの特性は単調に減少する。なお、前節と同様にこれらの値は TYPE III で最も大きく、TYPE I、TYPE II の順に低下する。

0.2% 耐力はいずれの形態においても第2相体積率の増加に伴い直線的に増加する。 $f \leq 0.5$ では、TYPE III において最も高く、TYPE II、TYPE I の順に低い。TYPE III では $f > 0.5$ において第2相体積率の依存性はきわめて小さくなる。ただし、Fig. 3 にみられるように各 TYPE によって初期降伏挙動は異なっている。Fig. 5 中の細線で示された 0.11% C-0.22% Si-1.36% Mn フェライト・マルテンサイト鋼の 0.2% 耐力と第2

相体積率との関係と比較すると、本鋼では、TYPE I と TYPE II の大小関係がフェライト・マルテンサイト鋼とは逆になっていることが注目される。

引張強さは TYPE II を除き第2相体積率の影響が強く現れない。降伏比はいずれの形態でも第2相体積率の増加に伴い増加するが、 $f > 0.5$ では形態の影響は小さくなる。

4. 考 察

4.1 0.2% 耐力の残留オーステナイト体積率依存性

通常の複合組織冷延鋼板の第2相および残留オーステナイトの分布形態は TYPE I に類似する。そこで、第2相構成相の種類および硬質第2相(マルテンサイト、ベイナイト)の構成比がほぼ一定と仮定できる TYPE I の $t_2=10^3$ s 材の結果 (Fig. 5) を用いて、0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ に対する残留オーステナイト体積率依存性を検討した。

0.2% 耐力が硬質第2相体積率 $f_{M+B} (=f-f_A)$ と残留オーステナイト体積率 f_A の重み付き平均(回帰直線)で表されると仮定すると、回帰解析より、 $f_A =$

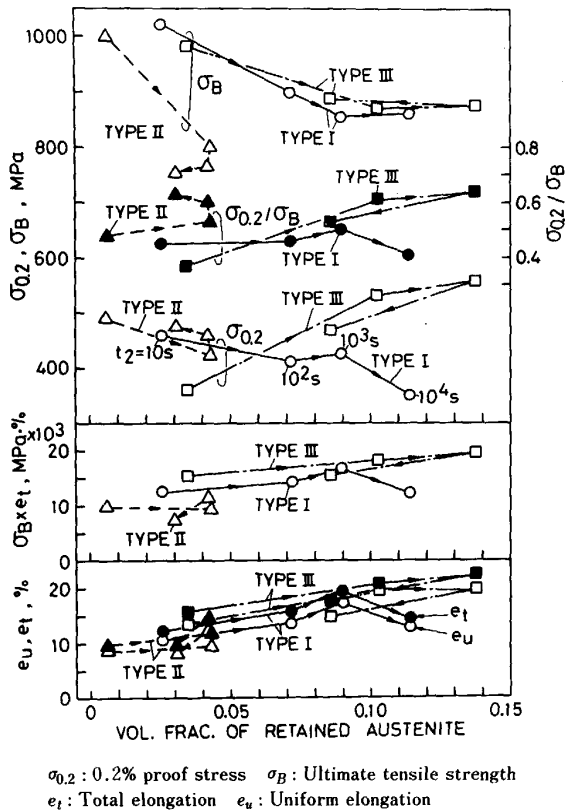


Fig. 4. Relationships between tensile properties and volume fraction of retained austenite. t_2 in figure represents holding time at 400°C.

0.08-0.11 の範囲において TYPE I の $\sigma_{0.2}$ は次式で表される。

$$\sigma_{0.2} = 200 + 570 f_{M+B} + 440 f_A \text{ (MPa)} \dots\dots\dots (1)$$

ただし、(1)式を求める際、簡単のため $f_A = \text{一定} (\approx 0.1)$ とした。

(1)式より、本鋼中の残留オーステナイトはフェライトよりも変形強度が高いこと、および、硬質第2相とともに複合組織鋼の変形応力を高めるが、その寄与は硬質第2相よりも小さいことが予想される。この残留オーステナイトの高い変形強度はその微細な粒子径 ($\leq 1 \mu\text{m}$) に起因すると考える。

4.2 残留オーステナイトの存在形態と安定性

本鋼のような TRIP 型複合組織鋼に存在する残留オーステナイトは次の二つの形態に分類される。

(1)第2相を構成するマルテンサイトラス境界¹⁶⁾またはベイナイトラス境界¹⁷⁾にフィルム状に存在する。またはこれら第2相中に塊状¹⁰⁾に存在する。

(2)フェライト相中に単独で孤立して^{4)6)~10)}、または硬質第2相と隣接して¹⁰⁾存在する。形状は塊状である。

本研究の TYPE I と TYPE III では上記(2)の形

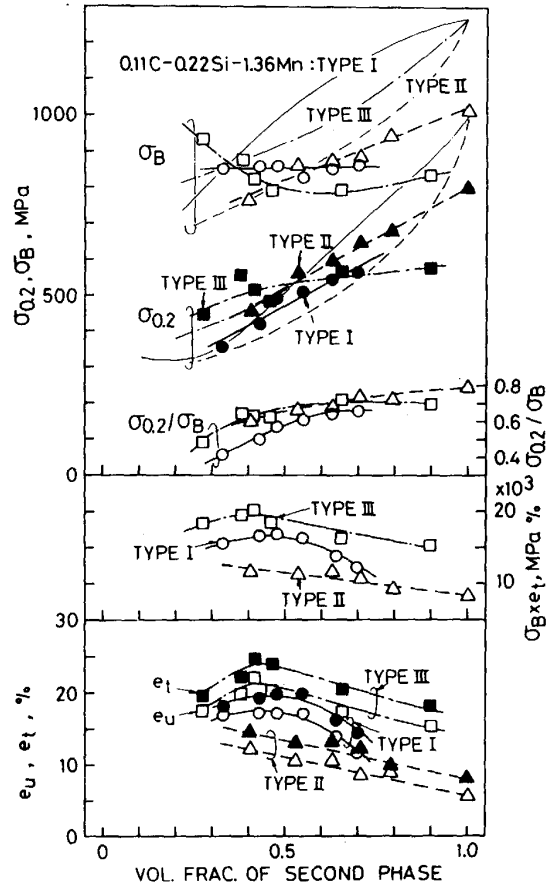


Fig. 5. Dependence of volume fraction of second phase on tensile properties. Thin curves show 0.2% proof stress and tensile strength obtained with 0.11%C-0.22%Si-1.36%Mn ferrite-martensite dual phase steel.

態に属するものが多く、TYPE II では(1)の形態に属し、かつベイナイトラス境界に沿ってフィルム状に存在する¹⁷⁾ものが多い (Photo. 2(a)-(c)). 以下では、これらの残留オーステナイトの形態とマルテンサイト変態に対する安定性 (以下、安定性と略す) との関係を検討するため、 $f \approx 0.4$ 、 $t_2 = 10^3 \text{ s}$ の各 TYPE 材を用いて、変形に伴う残留オーステナイト量 (Normalized $f_A = \text{変形中の } f_A / \text{変形前の } f_A$) の変化を調査した (Fig. 6). Fig. 6 ではひずみ硬化率の変化も同時に示す。

TYPE I および TYPE III では、変形の初期段階で残留オーステナイトが急速にマルテンサイトに変態するのに対し、TYPE II では変形前に存在する残留オーステナイト量は少ないものの、マルテンサイト変態は比較的ゆっくりと生じ、他の TYPE に比較して残留オーステナイトの安定性が高くなっていることがわかる。

残留オーステナイトの安定性は化学成分にも強く影響される¹⁸⁾。そこで、各TYPEの残留オーステナイトの

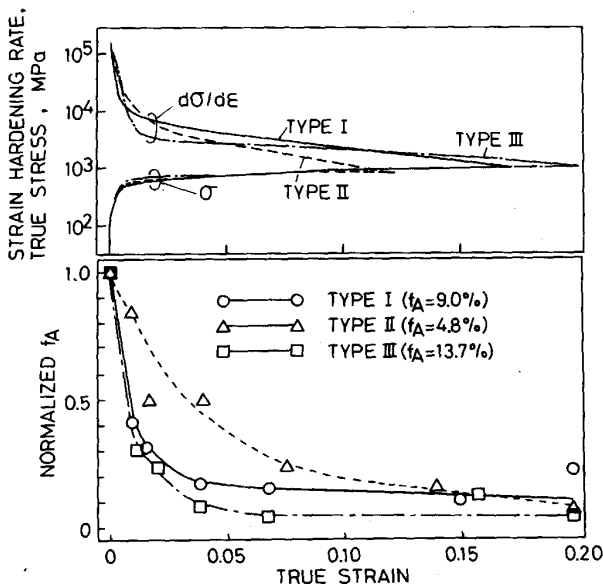


Fig. 6. Variations of strain hardening rate and normalized retained austenite content during straining.

Table 1. Measured Lattice Parameters (LP) and Estimated Carbon Concentrations (ECC) in retained austenite phase of TYPE I- TYPE III steels.

TYPE	LP(A)	ECC(wt%)
I	3.6002	1.146
II	3.6092	1.338
III	3.6054	1.257

格子定数をX線法により測定したところ、TYPE IIにおいて残留オーステナイトの格子定数がやや大きく（C濃度がやや高く）、わずかではあるが、Cの濃化による安定化が認められた（Table 1）。

以上より、TYPE IIの残留オーステナイトの安定性が他のTYPEに比べて高かった理由は以下のようにまとめられる。すなわち、残留オーステナイトが硬質第2相中に存在する場合〔(1)の場合〕では、硬質第2相によって変形（残留オーステナイト自身の変形、およびマルテンサイト変態時の変態せん断と膨張）が拘束され、マルテンサイトへの変態は他のTYPE（孤立型）に比較して困難になると考えられる。Cの濃化もTYPE IIの残留オーステナイトの安定化に寄与すると考えられるが、この効果は上述の硬質第2相の拘束効果に比較して小さいと推測される。

4.3 変形に対する形態のまとめ

一般に複合組織鋼の変形は、マルテンサイト変態に伴う体積膨張に起因して発生する内部応力¹⁴⁾および母相

と第2相の強度差に起因して発生する内部応力¹⁵⁾に支配される¹²⁾¹³⁾。前者の内部応力は極めて低い降伏応力と連続降伏を生じさせる¹²⁾¹⁴⁾が、変形のごく初期に消失すると考えられる。それ以降の変形では後者の内部応力（以後、内部応力と称す）が支配的となる。従来のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼では、変形に対する第2相形態の影響は以下のように説明されている。すなわち、第2相がフェライトを取り囲む場合（連結型：TYPE I）、フェライトの変形は第2相に著しく拘束され、内部応力は有効に高められる¹²⁾。一方、第2相がフェライト中に孤立して存在する場合（孤立型：TYPE II）、フェライトの変形の自由度は増し、内部応力は塑性緩和により著しく低下させられる。結果として、TYPE IIの変形応力およびひずみ硬化率はTYPE Iに比較して低くなる¹²⁾。

本鋼ではTYPE Iの変形応力が全体的にかなり低下し、結果として変形初期においてTYPE IIの変形応力より低くなった。以下では、TYPE IとTYPE IIの比較を中心に、変形初期および高ひずみ域について変形応力に対する形態の影響をまとめる。

(1) 変形初期（低ひずみ域）

複合組織鋼の塑性ひずみが0.2%程度の低ひずみ域では、一般にフェライトのみが塑性変形を生じ、第2相は弾性変形のみである¹²⁾¹³⁾¹⁵⁾。このような変形段階では、複合組織鋼の変形応力は両相の塑性ひずみ差（変形強度差）に起因して発生する内部応力の分だけ高められる。TYPE Iでは硬質第2相に比べて変形強度の低い残留オーステナイトが多量（約10 vol%）に存在するため、内部応力はそれほど高くない。一方、TYPE IIでは残留オーステナイトが存在するものの、その多くは硬質第2相中に存在し、みかけ上硬質第2相として振る舞う。このため、第2相体積率一定のもとでは、TYPE Iに比べて高い内部応力が発生し、結果として0.2%耐力が高くなったものと考えられる。第2相形態の影響はこの変形段階では残留オーステナイト体積率の影響に比べて小さいと考える。

(2) 高ひずみ域

変形が進むにつれて残留オーステナイト¹²⁾はマルテンサイトに変態し、硬質第2相体積率およびその平均強度が増加する。TYPE Iではこれに伴い、硬質第2相の連結度が高くなる。この結果、前述のフェライト・マ

¹²⁾ 残留オーステナイトに作用する応力がマルテンサイト変態を誘発させる臨界応力に達したとき、残留オーステナイトはマルテンサイトに変態する。変態に先立って残留オーステナイトが塑性変形を生ずるかどうかにあつての実験的証拠はないが、著者らのFEM解析（未発表）によれば、マルテンサイト変態に先立ち残留オーステナイトは塑性変形を生ずる、ことが予測される。

ルテンサイト複合組織鋼の場合(連結型:TYPE I)と同様に,TYPE II に比べて内部応力が有効に高められ,高いひずみ硬化(Fig. 6)および変形応力を生じたと考えられる.一般に,残留オーステナイトのひずみ誘起変態はひずみ硬化率を高い値に維持し,結果として伸びを著しく大きくする^{3)6)~10)}.本鋼のTYPE I では5%ひずみでひずみ誘起変態がほぼ終了している(Fig. 6)ので,それ以上のひずみ域ではひずみ誘起変態の効果は考えられないが,5%ひずみ以下のひずみ域では,このひずみ誘起変態がひずみ硬化率の増加に寄与しているであろう.

もし,TYPE I に安定性のより高い残留オーステナイトが存在するならば,ひずみ誘起変態がさらに高ひずみ域で生じ,第2相の連結度の完成が遅らされる.このため,変形応力は全体に低下し,TYPE II との差(第2相の形態の影響)は小さくなるであろう.ただし,ひずみ硬化率は高ひずみ域においてさらに高い値に維持されるため,TYPE II に比べて伸びはさらに増加すると予想される.

最後に,残留オーステナイトがマルテンサイトに順次変態するとき,体積膨張に起因した内部応力¹⁴⁾が順次発生する.本論文では,この内部応力については触れていない.

5. 結 言

0.17% C-1.41% Si-2.00% Mn TRIP 型複合組織鋼を用いて,残留オーステナイトの存在位置と体積率におよぼす熱処理法(TYPE I - TYPE III)の影響を調査した.さらに,引張特性に対する残留オーステナイトおよび第2相の形態の影響を検討した.得られた主な結果を以下に示す.

(1)残留オーステナイトの存在位置は $\alpha+\gamma$ 2相焼なまし時の γ の形態に大きく影響される.すなわち, $\alpha+\gamma$ 域での γ 相がフェライト粒界(またはサブ粒界)に沿って細長くまたは微細に存在している形態では残留オーステナイトはフェライト中に島状に孤立して存在する.一方,塊状かつ寸法の大きい γ 相として存在する場合は残留オーステナイトは硬質第2相中のラス境界にフィルム状に存在する.

(2)残留オーステナイトがフェライト中に孤立して存在する場合は硬質第2相中に存在する場合に比較して残留オーステナイト体積率は著しく高くなるが,ひずみ誘起変態に対する安定性はやや低くなる.

(3)残留オーステナイトは0.2%耐力を高めるが,マルテンサイトおよびベイナイトに比較してその寄与は

小さい.全伸びおよび一様伸びは残留オーステナイト体積率とほぼ正比例の関係を示した.いずれの関係も形態に大きく影響された.最適な強度・延性バランスは第2相体積率 $f=0.4-0.5$ で得られた.

(4)残留オーステナイトを含む複合組織鋼では,従来の複合組織鋼に比較して変形応力に対する第2相の形態の影響が小さく現れる.一方,延性に対しては第2相形態の影響は大きく現れた.

(5)第2相の連結化はフェライトの変形を拘束し,内部応力およびひずみ硬化率を高めるが,孤立した残留オーステナイトが多量にフェライト中に存在する変形初期ではこの作用は著しく低められる.一方,第2相の微細針状化は降伏平坦部の出現を招き,0.2%耐力を高める.また,ポイドの発生を抑制し,これにより高ひずみ域のひずみ硬化率を高い値に維持する.結果として,高延性および高い強度・延性バランスが得られる.

終わりに,卒業研究生として研究に参加された倉谷博英氏および青山晶子氏の労に深謝いたします.

文 献

- 1) 高橋政司: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1348
- 2) H. SIRASAWA, Y. TANAKA, M. MIYAHARA and Y. BABA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **26** (1986), p. 310
- 3) O. MATSUMURA, Y. SAKUMA, and H. TAKECHI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 570
- 4) I. J. YI, K. J. YU, I. S. KIM and S. J. KIM: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 1497
- 5) V. F. ZACKAY, E. R. PARKER, D. FAHR and R. BUSH: Trans. Am. Soc. Met., **60** (1967), p. 252
- 6) J. M. RIGSBEE and P. J. VERDERAREND: Formable HSLA and Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS (1977), p. 56 [AIME, New York]
- 7) A. R. MARDER: 文献 6), p. 89
- 8) G. R. SPEICH: Fundamentals of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOT and B. L. BRAMFITT (1981), p. 3 [AIME, New York]
- 9) T. FURUKAWA, H. MORIKAWA, H. TAKECHI and K. KOYAMA: Structure and Properties of Dual-Phase Steels Sheet, ed. by R. A. KOT and J. W. MORRIS (1979), p. 281 [AIME, New York]
- 10) H. C. CHEN, H. ERA and M. SHIMIZU: Metall. Trans. A, **20** (1989), p. 437
- 11) 杉本公一, 藤枝洋一: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 826
- 12) 杉本公一, 坂本庸晃, 福里俊郎, 宮川大海: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 994
- 13) 杉本公一, 坂本庸晃, 福里俊郎, 宮川大海: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 2101
- 14) T. SAKAKI, K. SUGIMOTO and T. FUKUZATO: Acta Metall., **31** (1983), p. 1737
- 15) Y. TOMOTA, K. KUROKI, T. MORI and I. TAMURA: Mater. Sci. Eng., **24** (1976), p. 85
- 16) N. J. KIM and G. THOMAS: Metall. Trans. A, **12** (1981), p. 483
- 17) R. L. HOULLIER, G. BEGIN and A. DUBE: Metall. Trans., **2** (1971), p. 2645
- 18) 松村 理, 佐々間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, **71** (1985), S 1293