

© 1992 ISIJ

## 論 文

TRIP 型複合組織鋼板の延性に対する残留  
オーステナイトの体積率と安定性の影響杉本 公一\*・臼井 登\*<sup>2</sup>・小林 光征\*<sup>3</sup>・橋本 俊一\*<sup>4</sup>Effects of Volume Fraction and Stability of Retained Austenite on Ductility  
in TRIP-Aided Dual-Phase Steel Sheets

Koh-ichi SUGIMOTO, Noboru USUI, Mitsuyuki KOBAYASHI and Shun-ichi HASHIMOTO

## Synopsis :

The effects of silicon and manganese contents on volume fraction and stability of retained austenite in 0.2C-(1.0-2.5) Si-(1.0-2.5) Mn (mass%) TRIP-aided dual-phase steels were investigated. And, relationship between the above retained austenite parameters and ductility at room and moderate temperatures was discussed through studies on strain-induced transformation behavior of retained austenite.

Increasing silicon and manganese contents except for 2.5 mass% manganese steel, initial volume fraction of retained austenite increased with reducing carbon concentration in retained austenite. It was found that ductilities of these steels became maximum at a given temperature between 23°C and 175°C, i.e., peak temperature. The peak temperature of ductility was concluded to differ among the steels and agree well with the temperature at which strain-induced martensite transformation of retained austenite was suppressed moderately. Moreover, the peak temperature  $T_P$  (°C) was related to estimated martensite-start temperature  $M_S$  (°C) of the retained austenite as  $T_P = 3.04 \cdot M_S + 187$ . Strength-ductility balance at the peak temperature linearly increased with an increase in initial volume fraction of the retained austenite.

**Key words :** dual phase steel; high strength steel; retained austenite; ductility; austempering; moderate temperature; carbon concentration; strain-induced transformation; transformation induced plasticity.

## 1. 緒 言

近年の地球温暖化の抑制対策として、自動車業界に対しては温室効果の高い CO<sub>2</sub> などの排ガス量の低減を目的とした燃費改善要求が出されている。燃費改善には、低燃費エンジンの開発と並行して、FRP、アルミ合金および高強度鋼板による車体軽量化が効果的である。コスト面では高強度鋼板が最も有利であるが、これをプレス成形品に適用するとき延性の不足が問題となる。最近、残留オーステナイト ( $\gamma$ ) の変態誘起塑性 (Transformation Induced Plasticity: TRIP)<sup>1)2)</sup> を利用して延性を飛躍的に高めた新しいタイプの 600~1 000 MPa 級複合組織鋼<sup>3)~11)</sup> が開発され、衝撃吸収部品および足回り部品などのプレス成形部品への積極的な適用が検討されている。

この種の TRIP 型複合組織鋼の組織は、フェライト母相と 20~40 vol% の第 2 相 (ベイナイト+5~20 vol% の残留  $\gamma$ ) からなる<sup>3)~11)</sup>。この残留  $\gamma$  は主にフェライト ( $\alpha$ ) 粒内または粒界に沿って孤立またはベイナイトに隣接して存在し、TRIP 効果が有効に現れる形態となっている<sup>8)</sup>。また、残留  $\gamma$  中の炭素濃度は高く (1.1~1.7 mass%)<sup>4)~8)</sup>、その  $M_S$  点は室温より少し低い<sup>6)~8)</sup> ため、室温付近の温度で TRIP 効果が有効に現れる。

著者ら<sup>6)7)</sup> は、0.4C-1.5Si-1.5Mn (mass%) の組成を有する 1 000 MPa 級の TRIP 型複合組織鋼において、

(i) 室温で約 30% の全伸びが 100°C~200°C の試験温度において 40~50% にまで増加することを見出すとともに、

(ii) これは準安定オーステナイト系 TRIP 鋼<sup>1)2)</sup> と同様に、これらの温度範囲では残留  $\gamma$  のひずみ誘起マル

平成 3 年 12 月 12 日受付 平成 4 年 5 月 15 日受理 (Received on Dec. 12, 1991; Accepted on May. 15, 1992)

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

\*<sup>2</sup> 信州大学大学院 (Graduate School, Shinshu University)

\*<sup>3</sup> 信州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Shinshu University)

\*<sup>4</sup> (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

テンサイト ( $\alpha'$ ) およびベイナイト変態が抑制され、TRIP 効果が有効に生じたことに起因していることを報告した。

上述の全伸びが著しく大きくなる温度 (以降では、ピーク温度と呼ぶ) において温間加工を行うことにより、従来の高強度鋼板において最も大きな欠点であった低い成形性を著しく向上させることが可能である。現在までに、溶接性が良好な 0.2 mass% C 以下の Si-Mn 鋼について延性に対する化学組成の影響が多く報告がなされている<sup>4)10)11)</sup>が、いずれも室温でのものであり、延性が著しく高くなるピーク温度において、延性に対する化学組成の影響を再検討する必要がある。同時に、温間加工を前提として、ピーク温度の支配因子を明らかにしておく必要がある。

TRIP 型複合組織鋼において、化学組成の影響は本質的には残留  $\gamma$  量およびその安定性などに現れ、これが延性に対して影響を及ぼすと考えられるが、現在のところこのような見地からの検討は報告されていない。そこで本研究では、Mn および Si 量をそれぞれ 1.0~2.5 mass% の範囲で変化させた 0.2 mass% C-Si-Mn 複合組織鋼を用いて、まず、

(1) 残留  $\gamma$  の特性値、すなわち残留  $\gamma$  の体積率および安定性 (C 濃度,  $M_S$  点, ベイナイトへの分解温度) に対する Si 量および Mn 量の影響を調査した。ついで、

(2) 全伸びおよびそのピーク温度と残留  $\gamma$  の特性値との関係を検討し、これを残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態挙動から説明することを試みた。

## 2. 実験方法

供試鋼には、真空溶解により作製した A~G の 7 鋼種の 0.2 mass% C-Si-Mn 冷延まま鋼板 (厚さ 1.25 mm, 冷延率約 60%) を用いた。それらの鋼の化学組成を Table 1 に示す。A~D 鋼は Si を 1.5 mass% とし、Mn 量を 1.0~2.5 mass% までの範囲で 0.5 mass% ずつ変化させている。また、E~G 鋼は Mn 量を 1.5 mass% とし、Si 量を 1.0~2.5 mass% までの範囲で 0.5 mass% ずつ変化させている。

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	O	N
A	0.21	1.51	1.00	0.015	0.0013	0.041	0.0010	0.0017
B	0.20	1.50	1.50	0.015	0.0012	0.041	0.0010	0.0027
C	0.20	1.49	1.99	0.015	0.0015	0.039	0.0020	0.0017
D	0.21	1.50	2.51	0.014	0.0017	0.038	0.0009	0.0027
E	0.20	1.00	1.50	0.014	0.0013	0.038	0.0010	0.0026
F	0.18	2.00	1.50	0.015	0.0013	0.037	0.0012	0.0021
G	0.19	2.48	1.49	0.014	0.0013	0.036	0.0014	0.0027

これらの鋼から、圧延方向に平行に JIS13B 号引張試験片を作製した後、780°C~860°C の 2 相域焼きなまし温度に保持した塩浴中で 1000 s 保持後、ベイナイト変態温度 400°C に保持した塩浴中に急冷、1000 s 保持後油冷の熱処理 (Fig. 1) を施した。各鋼の 2 相域焼きなまし温度  $T_1$  には、残留  $\gamma$  量がほぼ最大となる温度を採用した (Table 2)。

引張試験にはインストロン型試験機を用いた。試験温度は -65°C から 350°C の温度範囲、ひずみ速度は一定 ( $2.8 \times 10^{-4}$ /s) とした。

残留  $\gamma$  の体積率は、X 線回折法により測定した。特性 X 線には Mo- $K_\alpha$  を使い、5-ピーク法<sup>12)</sup>を用いた。また、残留  $\gamma$  の格子定数  $a_\gamma$  ( $\times 10^{-10}$  m) を X 線回折法 (Cr- $K_\alpha$ , 回折面 (220) $\gamma$ ) を用いて測定し、この値と (1) 式<sup>13)</sup>より、残留  $\gamma$  の C 濃度  $c_\gamma$  (mass%) を求めた。

$$a_\gamma = 3.5467 + 0.0467 \cdot c_\gamma \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここで、Mn および Si は炭素に比べて格子定数への影響は極めて小さい (Mn および Si 1 mass% 当たりそれぞれ格子定数を約  $+0.001 \times 10^{-10}$  m,  $-0.0008 \times 10^{-10}$  m 変化させる)<sup>14)</sup>ので、その影響を無視した。

## 3. 実験結果

### 3.1 初期残留 $\gamma$ の特性値

#### 3.1.1 体積率, 炭素濃度および $M_S$ 点

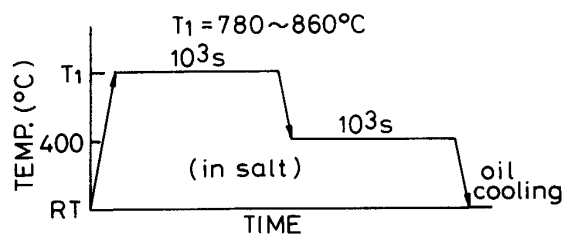


Fig. 1. Heat treatment diagram.

Table 2. Intercritical annealing temperature  $T_1$  and some parameters of retained austenite.

Steel	$T_1$ (°C)	$f$	$f_{\gamma 0}$	$c_\gamma$ (mass%)	$M_S$ (°C)	$T_H$ (°C)
A	800	0.176	0.058	1.53	-61	340
B	780	0.261	0.079	1.33	-19	380
C	820	0.342	0.137	1.23	-13	390
D	820	0.365	0.080	1.13	-7	395
E	780	0.264	0.076	1.36	-30	370
F	820	0.278	0.085	1.31	-12	390
G	860	0.204	0.103	1.29	-4	400

$f, f_{\gamma 0}$ : Volume fractions of the second phase and the initial retained austenite, respectively.  
 $c_\gamma$ : Carbon concentration in the retained austenite.  
 $M_S$ : Estimated martensite-start temperature.  
 $T_H$ : Decomposition temperature of the retained austenite to bainite; tempering time=600 s.

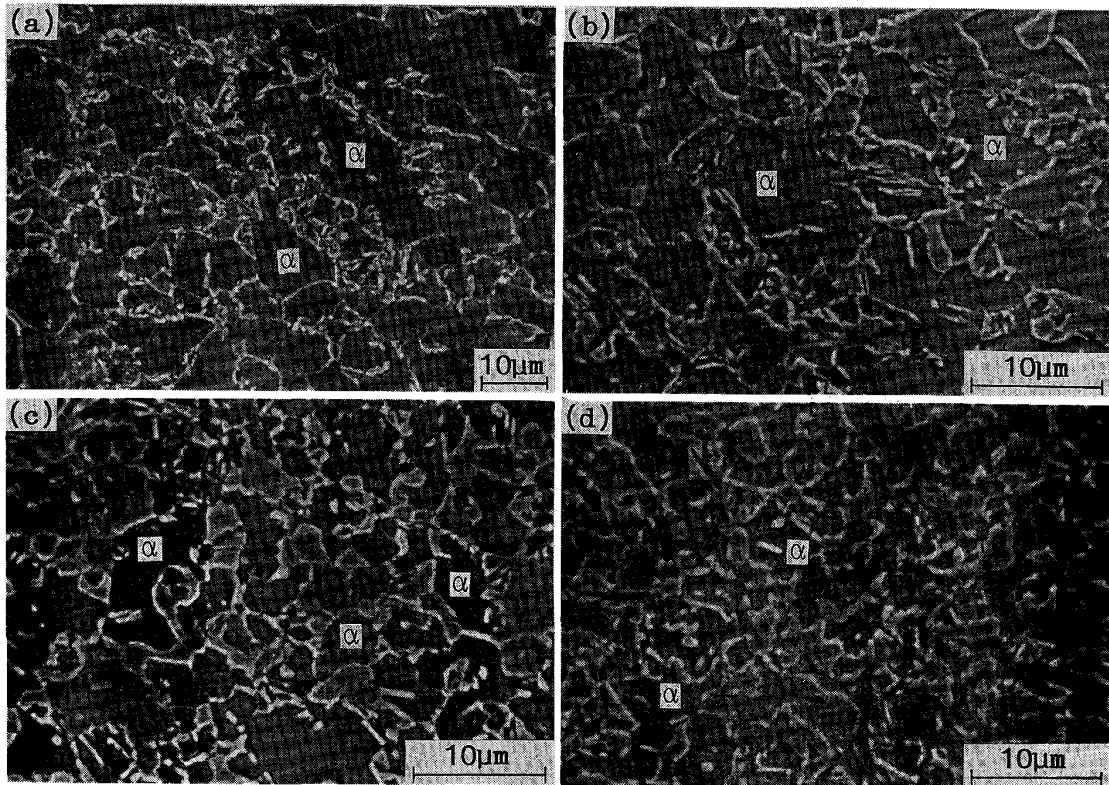


Photo. 1. Scanning electron micrographs of (a) steel A, (b) steel B, (c) steel C, and (d) steel D, in which  $\alpha$  represents ferrite matrix.

残留  $\gamma$  量がほぼ最大となる 2 相域焼なまし温度  $T_1$  で熱処理した後の各鋼の第 2 相体積率 ( $f$ ), 初期残留  $\gamma$  量 ( $f_{\gamma 0}$ ), および残留  $\gamma$  中の C 濃度 ( $c_\gamma$ ) を Table 2 に示す。また, 組織写真の代表例 (A~D 鋼) を Photo. 1 に示す。ただし, E~G 鋼の組織は A, B 鋼に類似している。

いずれの鋼でも, 第 2 相はほぼ  $\alpha$  粒界に沿って島状に存在する。第 2 相体積率は Si 量が変化してもほぼ一定であるが, Mn 量の増加にともない増加する傾向が認められる (Table 2)。Photo. 1 で観察される形態と Table 2 の体積率の結果より, 本鋼の第 2 相はベイナイトと残留  $\gamma$  相からなっていると考えられる。また, 残留  $\gamma$  は主にベイナイト相に隣接または離れて存在しており, ひずみ誘起変態を生じやすい形態<sup>8)</sup>となっている。

初期残留  $\gamma$  量は, 本実験範囲においては, Si 量および Mn 量の増加につれて増加し, 最大で 13.7 vol% にも達するが, 2.5 mass% Mn 鋼 (D 鋼) では少し低下する。一方, 残留  $\gamma$  中の C 濃度は Si 量および Mn 量の増加につれて低下する。本鋼の場合, 残留  $\gamma$  中の C 濃度は 1.13~1.53 mass% の範囲にあり, 従来の報告結果の範囲内にある<sup>4)~8)</sup>。

残留  $\gamma$  中の C 濃度は Fig. 2 に示すように, 2 相域焼

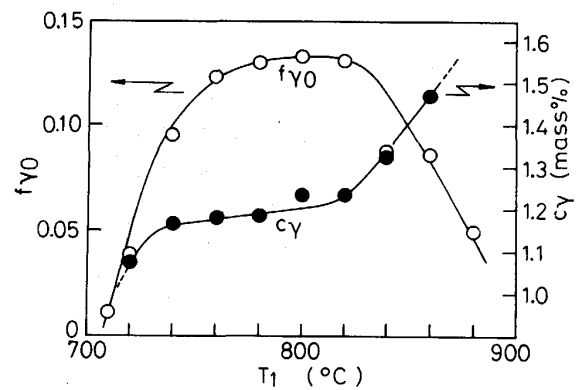


Fig. 2. Initial volume fraction  $f_{\gamma 0}$  and carbon concentration  $c_\gamma$  of retained austenite as a function of intercritical annealing temperature  $T_1$ .

きなまし温度によっても影響され, 低温側の 2 相域焼きなまし温度では低く, 高温側では高くなる。しかし, 初期残留  $\gamma$  量が最大となる温度付近ではほぼ一定値を示すので, 本実験範囲では, 2 相域温度の影響はほぼ無視できるであろう。なお, 高温側で残留  $\gamma$  の C 濃度が高くなったのは, 高温側では ( $\alpha + \gamma$ ) 域焼きなまし時の  $\gamma$  体積率が高くなり (炭素濃度が低下し) ベイナイト変態が優勢となったため, C 濃度の高いフィルム状の残留

$\gamma^{58)}$ が主にベイニティックフェライトのラス境界に存在したことに起因する。

Speich ら<sup>15)</sup>および Gilmour ら<sup>16)</sup>の結果を参考にし、残留  $\gamma$  中の Mn 濃度 (mass%) を添加量の 1.5 倍と仮定したときの  $M_S$  点 ( $^{\circ}\text{C}$ ) を次式より計算した。

$$M_S = 550 - (360 \times \%C) - (40 \times \%Mn) - (0 \times \%Si) \dots\dots\dots (2)$$

$M_S$  点は  $-61 \sim -4^{\circ}\text{C}$  の範囲にあることが計算される (Table 2)。

3.1.2 ベイナイトへの分解温度

Fig. 3 に、焼き戻し温度 (保持時間: 600 s または 3600 s) にもなう残留  $\gamma$  量の変化の代表例を示す。ここで、焼き戻し時間 600 s は引張試験前の加熱保持の時間に相当し、3600 s は加熱から破断までに要する時間にほぼ相当している。残留  $\gamma$  量はある焼き戻し温度 ( $T_H$ ) 以下では安定であるが、 $T_H$  以上では急激に減少する。電顕観察の結果、この減少は著者らの報告<sup>7)</sup>と同様に残留  $\gamma$  からベイナイトへの分解 (変態) によることを確認した。

Fig. 3 に従って得られた各鋼の  $T_H$  温度を Table 2 に示す。また、 $T_H$  温度と  $M_S$  点との関係を Fig. 4 に示す。これらの図より、本鋼の残留  $\gamma$  は少なくとも  $300^{\circ}\text{C}$  程度の焼き戻しに対して安定であること、ならびに分解温度  $T_H$  は Si 量および Mn 量が増加するにつれて (すなわち、残留  $\gamma$  の  $M_S$  点が高くなるにつれて) 高くなることが認められる。焼き戻し時間が 600 s の場合の  $T_H$  温度 ( $^{\circ}\text{C}$ ) と  $M_S$  点 ( $^{\circ}\text{C}$ ) との関係は次式で示される。

$$T_H = 395 + M_S \dots\dots\dots (3)$$

3.2 引張特性の試験温度依存性

初めに、本鋼に共通する応力-ひずみ曲線の温度依存性を説明しておく。代表例として、F 鋼の公称応力-公称ひずみ曲線およびひずみ硬化性 (ひずみ硬化率  $(d\sigma/d\varepsilon)/$  真応力  $\sigma$ ) - 真ひずみ曲線の試験温度依存性を Fig. 5 に示す。室温では、連続降伏の後、大きなひずみ硬化を生じ、結果として TRIP 型複合組織鋼特有の高い引張強さおよび 30% 程度の大きな全伸びを生ずる。変形温度が高くなり、 $100^{\circ}\text{C} \sim 200^{\circ}\text{C}$  になると、ひずみ誘起変態に起因した<sup>67)</sup>顕著なセレーションが現れる。また、変形初期のひずみ硬化性は室温に比べて低いが、高ひずみ域では低い値ながらかなり持続する特徴が現れる。結果として、引張強さは室温に比べてわずかに低下するが、全伸びは著しく大きくなり、F 鋼の場合、全伸びは 47% にも至っている。さらに温度が高くなり  $300^{\circ}\text{C}$  では、動的ひずみ時効により変形応力はかなり高くなる<sup>6)</sup>が、全伸びは逆に低下する。

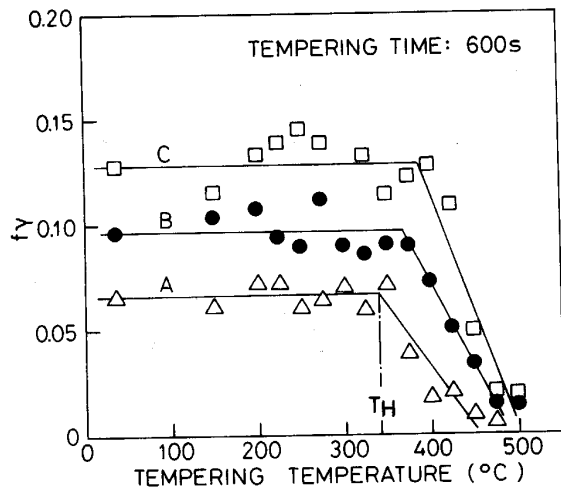


Fig. 3. Variation in volume fraction of retained austenite  $f_{\gamma}$  with tempering temperature.  $T_H$  in the figure represents critical temperature at which retained austenite starts to decompose to bainite.

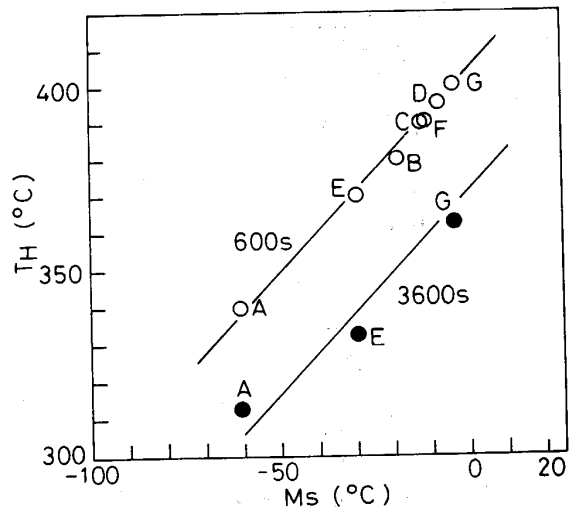


Fig. 4. Relationship between critical decomposition temperature of retained austenite to bainite  $T_H$  and  $M_S$  temperature of retained austenite for unstrained steels. Numerals in the figure represent tempering time.

各鋼の引張特性の試験温度依存性を Fig. 6 に示す。全伸びについてみると、鋼種によって全伸びの大きさおよび全伸びの試験温度依存性は大きく異なるが、いずれの鋼においても全伸びが最大になる変形温度 (ピーク温度) が室温から  $200^{\circ}\text{C}$  の温度範囲内で認められる。このピーク温度は Si および Mn 量が増加するほど、すなわち残留  $\gamma$  中の C 濃度および Mn 濃度が低下するほど高温側にあることが認められる。いま、残留  $\gamma$  の特性値として C 濃度と Mn 濃度の影響を反映する  $M_S$  点を

採用すると、Fig. 7に示されるように、残留 $\gamma$ の $M_S$ 点(°C)とピーク温度 $T_P$ (°C)との間には次式で示される直線関係が認められた。

$$T_P = 3.04 M_S + 187 \dots\dots\dots(4)$$

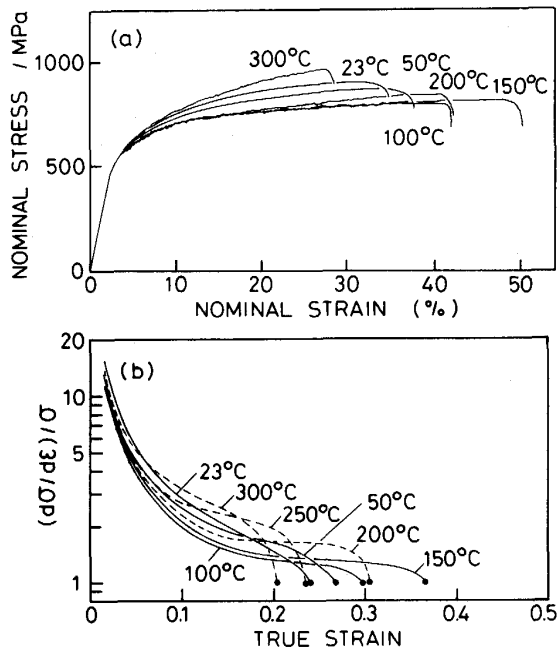


Fig. 5. Changes in flow curve and strain-hardeningity ( $d\sigma/d\epsilon$ )/ $\sigma$  of steel F.

(4)式のような直線関係は、残留 $\gamma$ 中のMn濃度を添加量の1~2倍と仮定したときにも成立する。なお、残留 $\gamma$ の $M_S$ 点が低い鋼ほどピーク温度が室温に近くなるので、室温での全伸びは $M_S$ 点が高い鋼よりも大きくなっていることが認められる。

Fig. 8にピーク温度および室温(23°C)における強度・延性バランス( $TS \times TEI$ )と初期残留 $\gamma$ 量との関係を示す。図中の直線はA~C鋼について引いてある。ピーク温度での強度・延性バランスは直線的に増加することが認められ、Mn添加による残留 $\gamma$ 量の増加が強度・延性バランスを高めていることがわかる。高Si鋼(F, G鋼)ではA~C鋼の直線より高い側に位置し、Siの添加はMnよりも強度・延性バランスを高めるために効果的であることが示唆される。このようなSiの効果はSakumaら<sup>4)</sup>によっても報告されているが、本質的にはSiがフェライト相の変形強度を高める効果による<sup>17)</sup>と考えられる。一方、23°Cでの強度・延性バランスは初期残留 $\gamma$ 量の増加にともない低下するという従来とは異なる<sup>38)</sup>傾向を示した。これは、本鋼の残留 $\gamma$ の安定性が一定でなく、初期残留 $\gamma$ 量の多い鋼ほど23°Cでの残留 $\gamma$ のひずみ誘起変態に対する安定性が低く、TRIP効果が有効に現れなかったためであると考えられる。

Fig. 8において、D鋼の23°Cでの強度・延性バランス

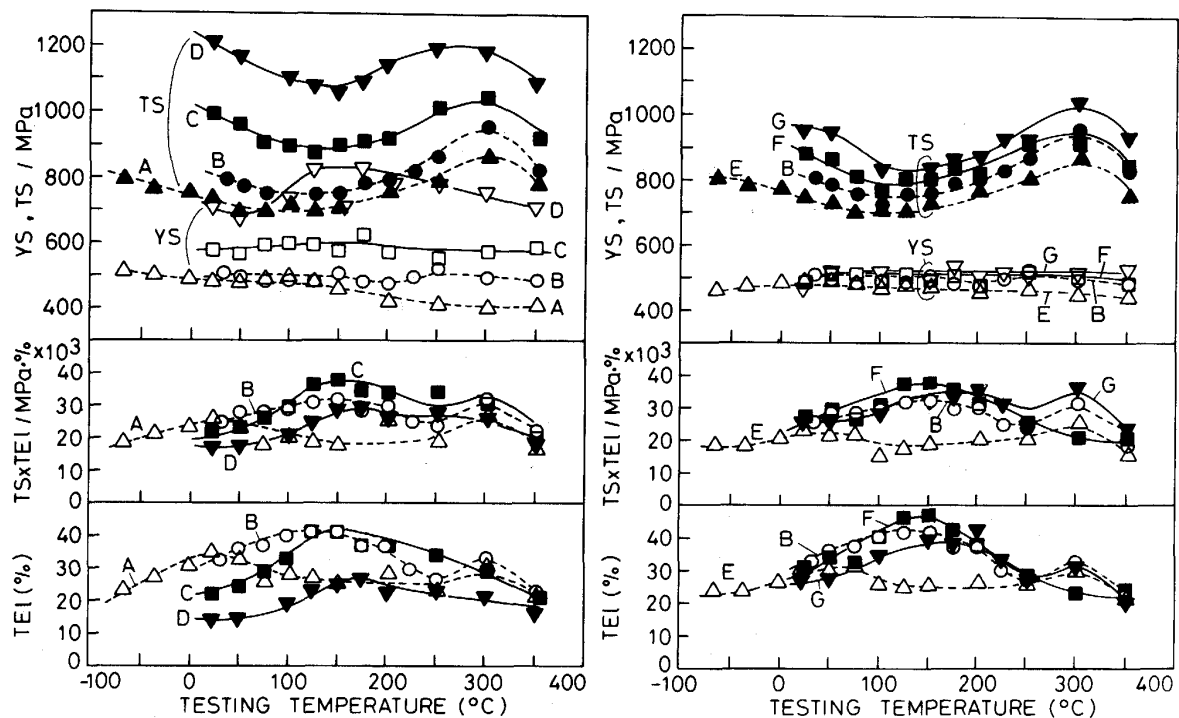


Fig. 6. Testing temperature dependences of tensile strength TS, yield stress (or 0.2% proof stress) YS, total elongation TEI, and strength-ductility balance  $TS \times TEI$ .

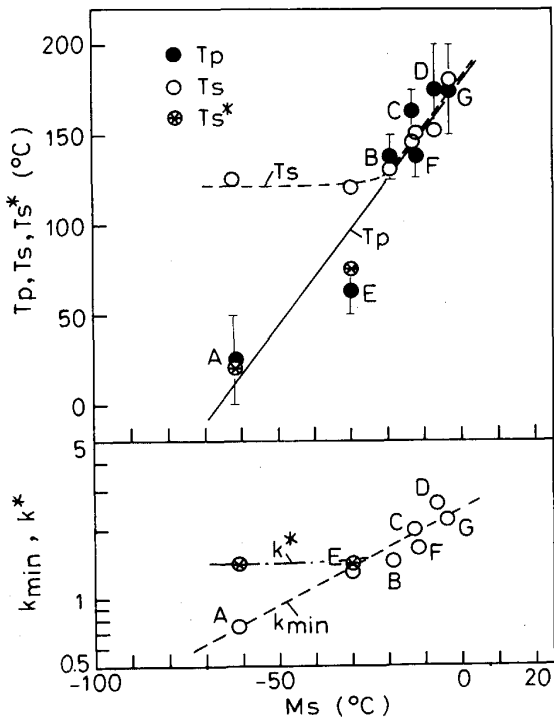


Fig. 7. Variations in peak temperature of total elongation  $T_P$  and strain-induced transformation parameters  $T_S$ ,  $T_S^*$ ,  $k_{min}$ , and  $k^*$  (which are defined in Fig. 9) as a function of  $M_S$  temperature.

のみ直線からはずれているが、これは 23°C では残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が生じやすく引張強さがとくに高くなったため、全伸びがとくに大きく低下したためであると考えている。

引張強さの試験温度依存性は全伸びの場合と同様に顕著に現れ、引張強さが最小になる温度が明瞭に現れる (Fig. 6)。この温度はいずれの鋼においても 100°C ~ 150°C の範囲内にあるが、高 Si 鋼および高 Mn 鋼ほど高温側にあることが認められる。

3.3 残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態特性

著者らは、TRIP 型複合組織鋼の残留  $\gamma$  量  $f_\gamma$  は引張ひずみ  $\epsilon$  の増加にともない減少し、両者は次式で関係づけられることを見い出している<sup>7)</sup>。

$$\log f_\gamma = -k \cdot \epsilon + \log f_{\gamma 0} \dots \dots \dots (5)$$

ここで、 $f_{\gamma 0}$  は初期残留  $\gamma$  量である。また、 $k$  は定数で、この値が小さいほど残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が抑制されていることを意味する。

本鋼で測定された  $k$  値と試験温度との関係を Fig. 9 に示す。ここで、 $k$  値は文献 7) に従い、破断材の一樣変形部の残留  $\gamma$  量とそのひずみから求めた。この図と Fig. 7 より、以下のことが認められる。

(1) いずれの鋼においても、 $k$  値は 100°C ~ 200°C の

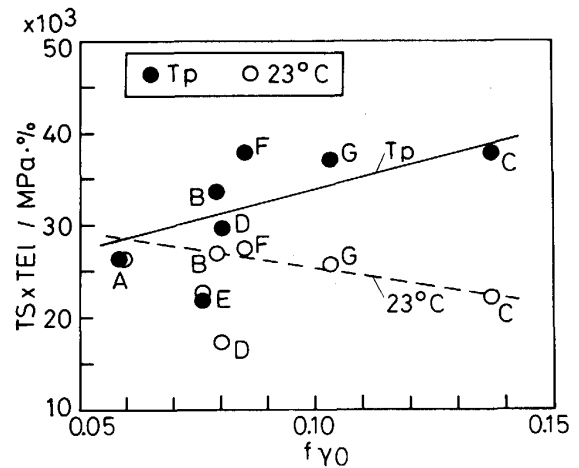


Fig. 8. Relationship between strength-ductility balance  $TS \times TEI$  and initial volume fraction of retained austenite  $f_{\gamma 0}$  at room temperature (23°C) and peak temperature ( $T_P$ ), respectively.

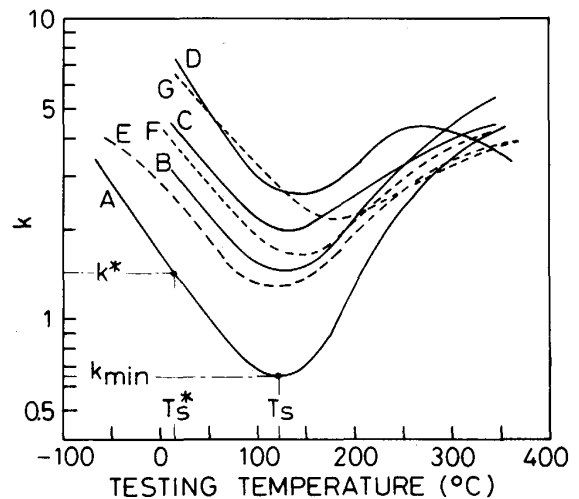


Fig. 9. Variations in  $k$ -value as a function of testing temperature.

温度域で最小値を生ずる (残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が最も抑制される)。

(2)  $k$  の最小値  $k_{min}$  は、残留  $\gamma$  の  $M_S$  点が低い鋼 (C 濃度、Mn 濃度が高い) ほど小さくなる。

(3)  $k_{min}$  が現れる温度  $T_S$  は、 $M_S$  点が低い鋼ほど低くなるが、 $M_S < -20^\circ C$  では  $T_S$  はほぼ一定となる。

$T_S$  温度が鋼種によって変化する理由は以下のように考えられる。本鋼 (無ひずみ状態) では、残留  $\gamma$  からベイナイトへの分解 (変態) が開始する温度  $T_H$  は残留  $\gamma$  の  $M_S$  点に支配され、 $M_S$  点が高い (C 濃度または Mn 濃度が低い) 鋼ほど高いことが示された (Fig. 4)。また、0.4 C-1.5 Si-1.5 Mn (mass%) TRIP 型複合組織鋼を用

いた研究<sup>7)</sup>によれば、約 200°C 以上の変形温度ではひずみ誘起  $\alpha'$  変態は著しく抑制されるが、ひずみ誘起ベイナイト変態が優勢となることが報告されている。これらの事実より、ひずみ誘起ベイナイト変態が開始する温度が  $M_S$  点の上昇、すなわち、C 濃度または Mn 濃度の低下にしたがい上昇し、これによって  $T_S$  温度が高温側にシフトしたものと考えられる。 $M_S < -20^\circ\text{C}$  で、 $M_S$  点によらず  $T_S$  温度がほぼ一定となった現象の理由は明らかではないが、残留  $\gamma$  のひずみ誘起ベイナイト変態がほとんど生じない臨界温度が存在するためであると考ええる。

#### 4. 考 察

##### 4.1 残留 $\gamma$ の体積率と炭素濃度に対する Mn と Si の影響

Takahashi ら<sup>18)</sup>は、炭化物の析出を伴わないベイナイト(ベイニティック・フェライト)と残留  $\gamma$  が混在する鋼では、残留  $\gamma$  中の C 濃度は温度  $T_0$  ( $\gamma$  と同組成の  $\alpha$  の自由エネルギーが等しくなる温度)における  $\gamma$  相の C 濃度にはほぼ等しいことを報告している。彼らの報告に従えば、 $\gamma$  形成元素である Mn の添加は、 $Ae_3$  温度とともに  $T_0$  温度を低下させる。これはまた、 $T_0$  温度での  $\gamma$  相中の C 濃度を低下させる反面、 $\gamma$  相の体積率を増加させる。

この考え方は、本研究の A~D 鋼において、Mn 量の増加にともない残留  $\gamma$  の C 濃度が低下した本実験結果をよく説明するが、D 鋼での残留  $\gamma$  量の低下を説明できない。この現象は以下のように考えると説明できる。Mn 量のある程度以上に添加すると、 $T_0$  温度での  $\gamma$  相の C 濃度が低くなり過ぎる<sup>18)</sup>。このため、ベイナイト変態が過度に促進され第 2 相体積率は増加するものの、残留  $\gamma$  体積率は低下する。

残留  $\gamma$  がベイニティック・フェライトのラス境界に存在する場合 (Fig. 2 の高温側焼きなまし温度) では、( $\alpha + \gamma$ ) 域での  $\gamma$  中の C 濃度が低いにもかかわらず、残留  $\gamma$  中の C 濃度が D 鋼とは逆に増加する。したがって、上述の Takahashi ら<sup>18)</sup>の考え方は ( $\alpha + \gamma$ ) 2 相域焼きなまし温度 (2 相域焼きなまし時の  $\gamma$  体積率) があまり高くなく、その後のオーステンパー処理時に残留  $\gamma$  へ炭素の濃化がベイナイト変態に優先し、かつ残留  $\gamma$  が主に孤立して存在する場合に適用できるようなのである。

Si は Mn のように  $T_0$  温度にほとんど影響しないので、上述の考え方によって残留  $\gamma$  の体積率と C 濃度を説明することはできない。一般に、Si は Al, Cr と同様に炭化物の析出を抑制し、残留  $\gamma$  量を増加させるが、

残留  $\gamma$  中の C 濃度には影響しないと考えられている<sup>5)</sup>。Table 2 より、本研究の E~G 鋼について、残留  $\gamma$  中の全 C 濃度 ( $f_{\gamma_0} \times c_{\gamma}$ ) を計算すると、E, B, F, G 鋼でそれぞれ 0.103, 0.106, 0.111, 0.133 mass% となり、Si 量の増加にともない  $f_{\gamma_0} \times c_{\gamma}$  は増加している。したがって、本鋼での Si の添加による残留  $\gamma$  中の C 濃度の低下は、残留  $\gamma$  体積率の増加によって結果的にもたらされたものと考えられる。

##### 4.2 全伸びのピーク温度と残留 $\gamma$ の安定性との関係

著者ら<sup>7)</sup>はさきに、ピーク温度での全伸びの著しい増加はひずみ誘起変態が適度に抑制され、高ひずみ域で TRIP 効果が有効に生じたこと、およびひずみ誘起変態が最も抑制される温度とほぼ一致することを報告した。本節では、3.3 のひずみ誘起変態特性の結果を用いて、ピーク温度と残留  $\gamma$  の安定性との関係を検討する。

Fig. 7 を用いて、全伸びのピーク温度と残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が最も抑制される温度  $T_S$  との関係をまとめると、

(1)  $M_S \geq -20^\circ\text{C}$  の範囲においてはピーク温度  $T_P$  は残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が最も抑制される温度  $T_S$  とほぼ一致する。一方、

(2)  $M_S < -20^\circ\text{C}$  では両温度は大きく異なる。

この現象を説明するため、まず各鋼について  $k$  値と全伸びとの関係が調べられた (Fig. 10)。

Fig. 10 から、残留  $\gamma$  の  $M_S$  点が  $-20^\circ\text{C}$  以上の鋼では、 $k$  値の低下にともない全伸びが増加し、 $k$  値が最小となる温度で全伸びは最大となっている。ところが、残留  $\gamma$  の  $M_S$  点が  $-20^\circ\text{C}$  以下の鋼 (A, E 鋼) では、 $k$  値と全伸びの間には直線関係が認められず、 $k$  値が低くなり過ぎると全伸びは逆に小さくなった。準安定オース

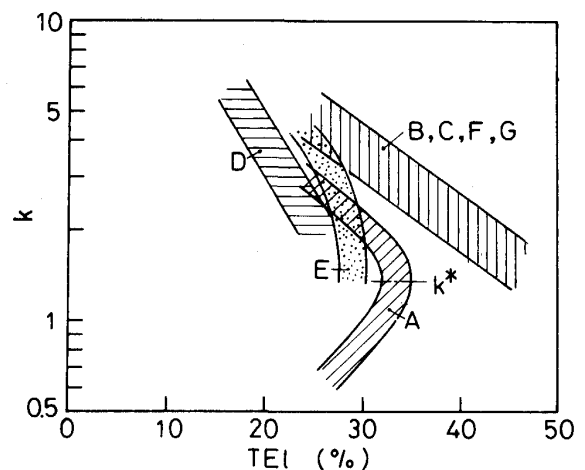


Fig. 10. Relationship between  $k$ -value and total elongation TEL.

テナイト系 TRIP 鋼<sup>2)</sup>では  $\gamma$  のひずみ誘起マルテンサイト変態は  $M_S$  点と  $M_d$  点の間で試験温度の上昇にともない抑制され、 $M_d$  点以上では  $\gamma$  は完全に安定となる。このため、ひずみ誘起変態が適度に抑制される温度で全伸びの最大値が得られる。上記の A, E 鋼で現れた現象は準安定オーステナイト系 TRIP 鋼<sup>2)</sup>と同様で、本 TRIP 型複合組織鋼においても残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が過度に抑制された ( $k$  値が低過ぎる) 場合は高ひずみ域でのひずみ硬化性 ( $d\sigma/d\varepsilon$ )/ $\sigma$  が低い値ながら持続することはなく、全伸びの向上につながらないことを示唆している。なお、Fig. 10 において D 鋼のみ特異な傾向を示しているが、これは D 鋼の強度レベルが他鋼に比較してとくに高いことなどに起因すると考えられる。

いま、A, E 鋼に対して、全伸びが最大となるときの  $k$  値を  $k^*$  とし、かつ  $k^*$  に対応する試験温度を  $T_S^*$  (Fig. 9) とすると、 $T_S^*$  温度は  $T_P$  温度とほぼ一致することが認められる (Fig. 7)。このことは、全伸びのピーク温度は残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が適度に抑制される温度で現れることを示唆している。A, E 以外の鋼では残留  $\gamma$  中の C 濃度が比較的良かったため、 $k$  値の過度な低下が抑制され、結果としてピーク温度と  $T_S$  温度がほぼ一致したものと考えられる。

本研究では、全伸びとともに引張強さにも顕著な試験温度依存性が現れた。また、引張強さは約 100°C ~ 150°C で極小となり、この温度 (ボトム温度) は高 Si 鋼および高 Mn 鋼ほど高温側にあった。このボトム温度 (Fig. 6) と Fig. 9 の比較から、残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が最も抑制される温度  $T_S$  (Fig. 9) とほぼ一致することが認められる。このことから、引張強さのボトム温度が高 Si 鋼および高 Mn 鋼ほど高温側にある現象は、全伸びのピーク温度と同様に、残留  $\gamma$  の  $M_S$  点が高く、ひずみ誘起変態が最も抑制される温度が高温側に移動したことによると考えられる。

## 5. 結 言

0.2C-(1.0~2.5)Si-(1.0~2.5)Mn(mass%)・TRIP 型複合組織鋼を用いて、残留  $\gamma$  の体積率および安定性に対する Si 量および Mn 量の影響を調査した。また、全伸びおよび全伸びが最大となる温度 (ピーク温度) と残留  $\gamma$  の特性値との関係を検討した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) Mn の添加は、初期残留  $\gamma$  量を増加させるとともに、残留  $\gamma$  の C 濃度を低め、結果として  $M_S$  点を高くする (2.5% Mn 鋼を除く)。さらに、残留  $\gamma$  のベイナイトへの分解温度を高める。Si の添加もみかけ上同様な

影響を与えるが、Mn に比較してその影響は小さい。

(2) 全伸びのピーク温度  $T_P$  (°C) は残留  $\gamma$  の  $M_S$  点 (°C) が低下するにしたがい直線的に低下する。両者の関係は、

$$T_P = 3.04 \cdot M_S + 187$$

で示される。一方、ピーク温度での強度・延性バランスは初期残留  $\gamma$  量の増加にともない増加する。

(3) 残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態の難易の指標となる  $k$  値は、100°C ~ 200°C の温度範囲で最小値  $k_{min}$  を示す (残留  $\gamma$  のひずみ誘起変態が最も抑制される)。  $k_{min}$  の値は残留  $\gamma$  の  $M_S$  点が低い鋼ほど低い。一方、 $k_{min}$  を生ずる温度  $T_S$  は、 $M_S$  点が低くなるほど低下するが、 $M_S < -20^\circ\text{C}$  では、ほぼ一定 (約 120°C) となる。

(4) 全伸びのピーク温度  $T_P$  は、 $M_S \geq -20^\circ\text{C}$  では、 $T_S$  温度とほぼ一致するが、 $M_S < -20^\circ\text{C}$  では、ひずみ誘起変態が適度に抑制される温度 ( $T_S^*$ ) とほぼ一致する。

終わりに、本研究の一部は天田金属加工機械技術振興財団の研究助成を受けたことを付記し、謝意を表する。

## 文 献

- 1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush: Trans. Am. Soc. Met., **60** (1967), p. 252
- 2) I. Tamura, T. Maki and H. Hato: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **10** (1970), p. 163
- 3) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **27** (1987), p. 570
- 4) Y. Sakuma, O. Matsumura and H. Takechi: Metall. Trans. A, **22** (1991), p. 489
- 5) 松村 理, 佐久間康治, 武智 弘: 鉄と鋼, **77** (1991), p. 1304
- 6) 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 日本金属学会誌, **54** (1990), p. 657
- 7) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: Metall. Trans. A, 印刷中
- 8) 杉本公一, 翠 正宏, 小林光征, 橋本俊一: 鉄と鋼, **76** (1990), p. 1356
- 9) 安木真一, 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 日本金属学会誌, **54** (1990), p. 1350
- 10) H. C. Chen, H. Era, and M. Shimizu: Metall. Trans. A, **20** (1989), p. 437
- 11) 塚谷一郎, 橋本俊一: 材料とプロセス, **2** (1989), p. 1827
- 12) 丸山 弘: 熱処理, **17** (1977), p. 198
- 13) 西山善次: マルテンサイト変態 基礎編 (1971), p. 13 [丸善]
- 14) K. J. Irvine, D. T. Llewellyn and F. B. Pickering: J. Iron Steel Inst., **199** (1961), p. 153
- 15) G. R. Speich, V. A. Demarest and R. L. Miller: Metall. Trans. A, **12** (1981), p. 1419
- 16) J. B. Gilmour, G. R. Purdy and J. S. Kirkaldy: Metall. Trans., **3** (1972), p. 1455
- 17) R. G. Davies: Metall. Trans. A, **9** (1978), p. 41
- 18) M. Takahashi and H. K. D. Bhadeshia: Trans. Jpn. Inst. Met., **32** (1991), p. 689