

## 論 文

残留オーステナイトとベイナイトの複合組織を有する  
超高強度鋼板のTRIP現象

田 頭 聡\* 平 松 昭 史\*\* 山 田 利 郎\*\*\*

Transformation-Induced Plasticity of Ultrahigh-Strength Steel Sheet  
with Mixed Structure of Retained Austenite and Bainite

Satoshi Tagashira, Akifumi Hiramatsu, Toshiro Yamada

## Synopsis:

The effects of testing temperature and strain rate on the total elongation and transformation-induced plasticity (TRIP) behavior of high-silicon, high-carbon ultrahigh-strength steel sheet having a mixed structure of retained austenite and bainite were investigated. Tensile tests were carried out at various temperatures between  $-150^{\circ}\text{C}$  and  $300^{\circ}\text{C}$  with strain rates of  $8.3 \times 10^{-4}/\text{s}$  and  $2.7 \times 10^{-2}/\text{s}$ .

At test temperatures between  $20^{\circ}\text{C}$  and  $150^{\circ}\text{C}$ , the total elongation was almost constant at about 8%. At test temperatures near  $-100^{\circ}\text{C}$  and near  $200^{\circ}\text{C}$ , the peak total elongation of 15% appeared. It was deduced that the peak total elongation near  $-100^{\circ}\text{C}$  resulted from the TRIP phenomenon with strain-induced martensitic transformation, since the test temperature was between the starting temperature for thermal martensitic transformation ( $M_s$ ), below  $-196^{\circ}\text{C}$ , and the upper limit temperature for strain-induced martensitic transformation, ( $M_d$ ) between  $20^{\circ}\text{C}$  and  $100^{\circ}\text{C}$ .

The peak total elongation at  $200^{\circ}\text{C}$  appeared to be the TRIP phenomenon with strain-induced bainitic transformation, because this temperature was higher than  $M_d$ . The peak total elongation at  $-100^{\circ}\text{C}$  did not show strain rate dependency, but the peak total elongation at  $200^{\circ}\text{C}$  was significantly lowered by changing the strain rate from  $2.7 \times 10^{-2}/\text{s}$  to  $8.3 \times 10^{-4}/\text{s}$ .

## 1. 緒 言

準安定オーステナイト相の歪誘起マルテンサイト変態に伴い延性や靱性が向上するTRIP現象(変態誘起塑性: Transformation Induced Plasticity)は、Zackeyら<sup>(1)</sup>による報告以後、鋼の強靱化に極めて有効であることは認識されていたが、工業的に有効に活用されていたとは言えない状況であった。しかし、近年は鋼のみならず鋳鉄やセラミックスにもTRIP現象が積極的に利用されるようになった<sup>(2)</sup>。鋼の強靱化にTRIP現象が活用されるようになったのは、Siを含む炭素鋼をオーステンパーすることで低合金鋼でも比較的少量の残留オーステナイト(以下、残留 $\gamma$ )が得られ<sup>(3)(4)</sup>、TRIP現象による高延性

化が利用できること<sup>(5)</sup>が報告されたことに端を発している。篠田と山田<sup>(5)</sup>の報告した低合金TRIP鋼はJISのSUP6鋼を用いたものであり、その代表的引張性質は引張強さ1200MPa、全伸び30%であった。その後、低炭素系で引張強さ600MPa~1000MPaの残留 $\gamma$ を含むTRIP型複合組織鋼板が精力的に開発され<sup>(6)(7)</sup>、従来のDual Phase鋼などに比べて格段に延性の優れた高張力鋼板として実用化されるに至っている。一方筆者らは、篠田と山田の見出した低合金TRIP鋼<sup>(5)</sup>よりもさらに高強度高延性化することを狙い、SUP6鋼にC, Cr, Mo等を新規もしくは増量添加した高炭素-高Si鋼に種々の条件で恒温変態処理を行うことによって硬さ400HV~650HVに調質し、引張強さ1500MPa級で全伸び30%、引張強さ2000MPa級で全伸び10%の超高強度高延性鋼

\*技術研究所 鋼材研究部 鋼材第二研究チーム 主任研究員 \*\*技術研究所 鋼材研究部 鋼材第二研究チーム チームリーダー

\*\*\*薄板・表面処理事業本部 商品開発部 部長

が製造できることを報告した<sup>(8)</sup>。

このように広範な検討が行われている低合金TRIP鋼であるが、TRIP現象の最も特徴的な属性である機械的性質の試験温度依存性についてはあまり検討されていない。Sugimotoら<sup>(9)</sup>は0.4%CのTRIP型複合組織鋼板で機械的性質の試験温度と歪速度依存性を調べ、100°C~200°Cの温度域で最大の全伸びを示すこと、200°C以下では歪誘起マルテンサイト変態 (SIMT: Strain-induced Martensite Transformation) が、250°C以上では歪誘起ベイナイト変態 (SIBT: Strain-induced Bainite Transformation) が起こることを報告したが、SIMTとSIBTの起こる温度域が重畳しているために、歪誘起マルテンサイト変態が起こる上限の温度であるMd点が判別できなかったと述べている。

これに対して0.7%C-1.8%Si-0.5%Mn-0.5%Cr-0.2%Mo鋼を用いた筆者らの実験では、SIMTとSIBTの発現する温度域が分離され、二つの異なった全伸びのピークを有する特異なTRIP現象が現れることが明らかになった。二つの全伸びのピークを有するTRIP現象は、準安定オーステナイト鋼には見られない現象であり、低合金TRIP鋼でも報告例がない。本稿ではこの特異なTRIP現象について報告する。

## 2. 実験方法

供試材はTable 1に示す化学成分を有する高炭素-高Si鋼である。その製造方法は転炉による溶解、連続鋳造を経て板厚3.0mmの熱間圧延板とし、これに690°C-18hの焼鈍を施した後冷間圧延を行い、さらに690°C-13hの球状化焼鈍を施して板厚1.55mmの鋼板とした。供試材は、各種試験片に加工した後、恒温変態処理または焼入焼戻し処理を施して組織観察および引張試験を行った。恒温変態処理 (以下AT処理) は、試験片を850°Cに保持したソルトバス中に20min保持して $\gamma$ 化した後、直ちに320°Cに保持したソルトバス中に浸漬し、10minから240minまでの種々の時間恒温保持した。焼入焼戻し処理 (以下QT処理) は、試験片を850°Cに保持したソルトバス中に20min保持して $\gamma$ 化したのち80°Cに保持した焼入れ油で急冷を行い、500°Cに保持したソルトバス中で30minの焼戻しを行った。なお、QT処理材は、20°Cでの引張性質がAT処理材 (60min保持) とほぼ同等となるよう焼戻し温度を調整したものである。

Table 1 Chemical composition of the steel used. (mass %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	Al
0.71	1.83	0.52	0.006	0.005	0.50	0.19	0.13	0.011

熱処理後の金属組織はSEMおよびTEMを用いて観察した。熱処理後の残留 $\gamma$ 量は、Co特性X線を用いたX線回折により (220) $\alpha$ 、(211) $\alpha$ 、(200) $\alpha$ 、(311) $\gamma$ 、(220) $\gamma$ 、(200) $\gamma$ 回折線の積分強度から計算した<sup>(10)</sup>。残留 $\gamma$ 中のC濃度は残留 $\gamma$ の格子定数から推定した。また、残留 $\gamma$ の熱的安定性を調べる目的で恒温変態後直ちにサブゼロ処理または焼戻し処理を行い、その後残留 $\gamma$ 量を定量した。サブゼロ処理は-196°C、-100°C、焼戻し処理は100°C、200°C、300°Cに保持した恒温槽を用い、供試材を室温から恒温槽中に浸漬して60min保持した。

恒温引張試験は、Fig. 1に示す形状の引張試験片を圧延方向に平行に採取し、これに保持時間60minのAT処理を施した後に、恒温槽を備えたインストロン型引張試験機によって実施した。試験温度は-150°Cから300°Cの範囲で設定し、試験片の温度が設定温度に到達して10min保持した後に引張試験を行った。引張試験速度は3mm/min (初期歪速度 $8.3 \times 10^{-4}$ /s) または100mm/min

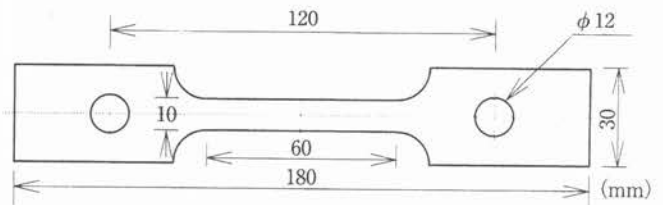


Fig. 1 Specimen for tensile test.

(初期歪速度 $2.7 \times 10^{-2}$ /s) とした。引張試験により破断した試験片の均一変形部から10mm×10mmの小片を採取し引張試験後の残留 $\gamma$ 量を測定した。

## 3. 実験結果

### 3.1 恒温変態後の金属組織と残留 $\gamma$

Fig. 2にAT処理材の金属組織のSEM写真を示す。保持時間が10minの場合には (A) で示す未変態オーステナイト相があり、ブロック状の残留 $\gamma$ として存在しているが、保持時間60min、240minではブロック状残留 $\gamma$ は認められず、ほぼ全面が (B) で示す層状組織に覆われる。Fig. 3は保持時間60minの金属組織のTEM写真で、Fig. 2の (B) に相当すると考えられる領域である。ベイニティックフェライトと、ベイニティックフェライトに挟まれたフィルム状残留 $\gamma$ からなる層状組織であり、炭化物の析出はFig. 3からは認められない。ベイニティックフェライトの層間隔は150nm~200nmである。

恒温変態過程における残留 $\gamma$ 量と残留 $\gamma$ 中のC濃度の変化をFig. 4に示す。残留 $\gamma$ 量は10min~20min保持にお

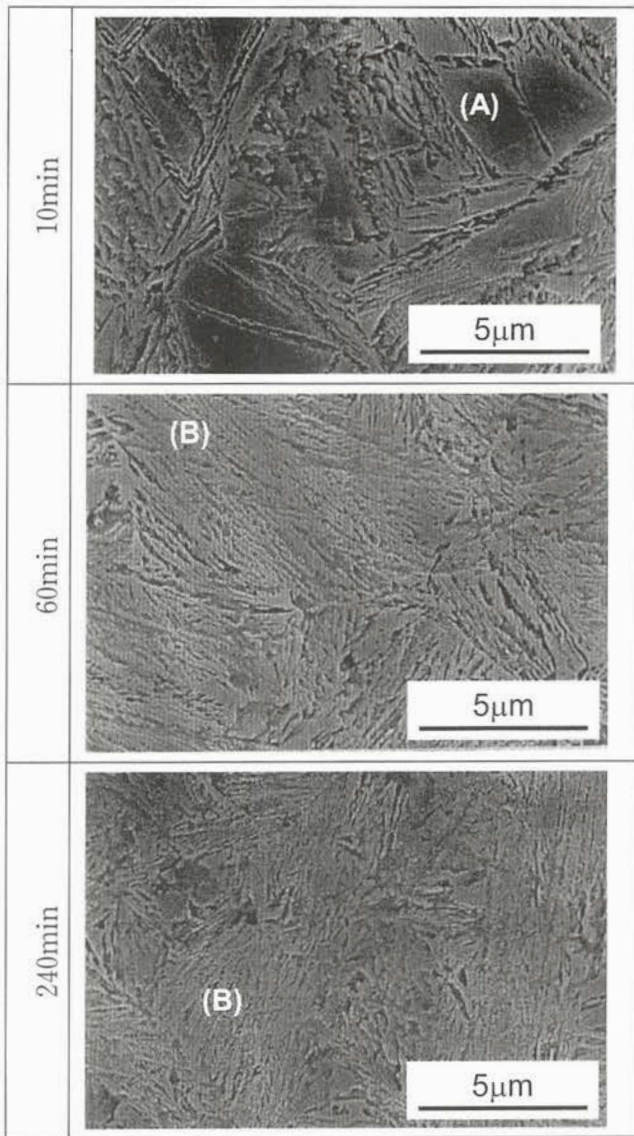


Fig. 2 SEM micrographs of the steel after isothermally transformed at 320°C for various periods.

いて最大の約17%を示し保持時間とともに緩やかに減少する。残留 $\gamma$ 中のC濃度は保持時間とともに増加し、30 min保持で1.6%を超える。恒温引張試験に用いた保持時間60minの条件では残留 $\gamma$ 量は13%，残留 $\gamma$ 中のC濃度は1.66%である。

Fig. 5 には保持時間60minのAT処理材を熱処理後直ちに60minのサブゼロ処理または焼戻し処理を行った後の残留 $\gamma$ 量を示す。-196°Cでのサブゼロ処理を施しても残留 $\gamma$ 量が減少していないことから、本供試材における残留 $\gamma$ のMs点は-196°C以下である。さらに、300°Cで60min保持しても残留 $\gamma$ 量はほとんど変化しなかった。

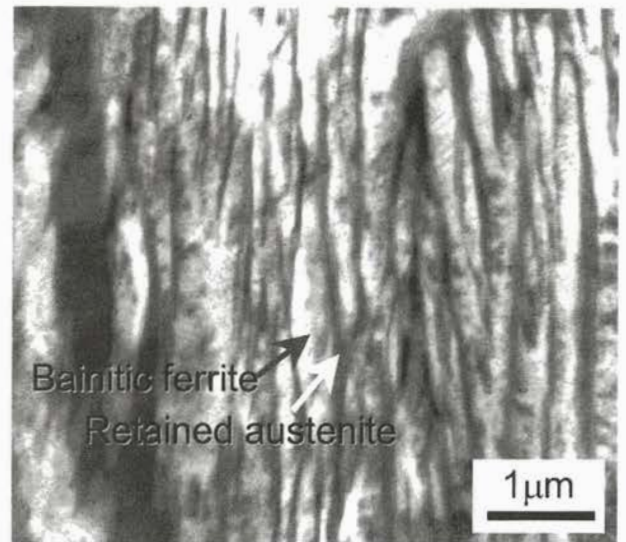


Fig. 3 TEM micrograph of the steel after isothermally transformed at 320°C for 60min.

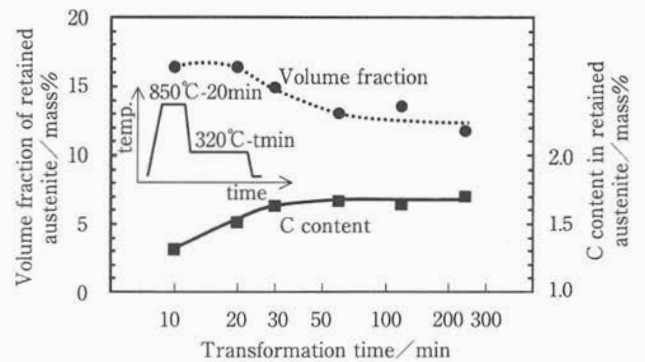


Fig. 4 Variation of volume fraction of retained austenite and C content in retained austenite.

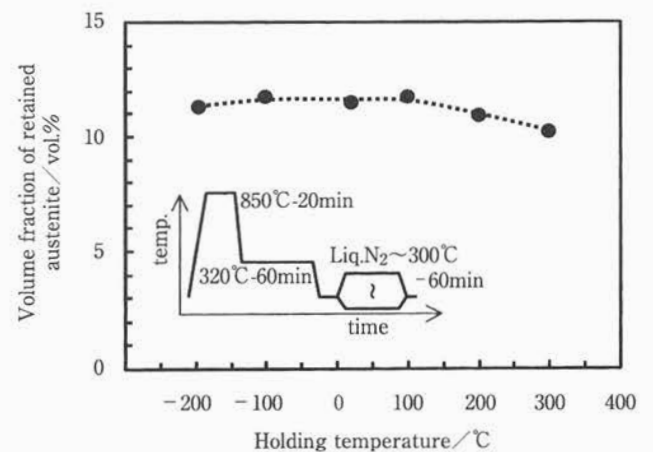


Fig. 5 Volume fraction of retained austenite of the steel sub-zero treated and tempered at various temperatures for 60min after austemper treatment.

本研究において実施した恒温引張試験は $-150^{\circ}\text{C}$ ～ $300^{\circ}\text{C}$ の温度域であり、試験の所要時間は60min以内である。よってFig. 5の結果は、本研究の範囲内では引張歪が付加されない場合には残留 $\gamma$ の変態はほとんど起こらないことを示している。

### 3.2 引張性質におよぼす試験温度の影響

Fig. 6 に保持時間60minのAT処理材を試験速度 3 mm/min (初期歪速度 $8.3 \times 10^{-4}/\text{s}$ ) で恒温引張試験した場合の引張性質におよぼす試験温度の影響を示す。

引張強さは、 $20^{\circ}\text{C}$ では1694MPaであり、 $20^{\circ}\text{C}$ 以下の試験温度では試験温度が低いほど引張強さが高くなる。 $-150^{\circ}\text{C}$ では1977MPaである。 $20^{\circ}\text{C}$ 以上では引張強さは試験温度が高くなるにつれて上昇し、 $200^{\circ}\text{C}$ で極大(1827MPa)となり、 $250^{\circ}\text{C}$ 以上では低下する。全伸びは、 $20^{\circ}\text{C}$ ～ $150^{\circ}\text{C}$ の温度域では8%前後ではほぼ一定の値を示しているが、 $-150^{\circ}\text{C}$ ～ $20^{\circ}\text{C}$ の低温域では試験温度が低くなるほど上昇し、 $-100^{\circ}\text{C}$ で極大値(15.7%)を示した後 $-150^{\circ}\text{C}$ では低下する。 $150^{\circ}\text{C}$ ～ $300^{\circ}\text{C}$ の高温域では、 $200^{\circ}\text{C}$ で急激に全伸びが上昇し、 $200^{\circ}\text{C}$ で極大値(22.5%)を示した後はわずかに低下する。このように、AT処理材の全伸びにおよぼす試験温度の影響は $-100^{\circ}\text{C}$ と $200^{\circ}\text{C}$ の2つのピークを持つM字型の挙動を示すことが分かった。ここで、 $-100^{\circ}\text{C}$ での引張性質は引張強さが1887MPa、全伸びが15.7%であり、また $200^{\circ}\text{C}$ での引張性質は引張強さが1827MPa、全伸びが22.5%であり、いずれも $20^{\circ}\text{C}$ での引張性質に比べて強度-延性バランスにおいて著しく優れている。

Fig. 7にはQT処理を施した供試材の引張性質におよぼす試験温度の影響を示す。引張強さはAT処理材とは

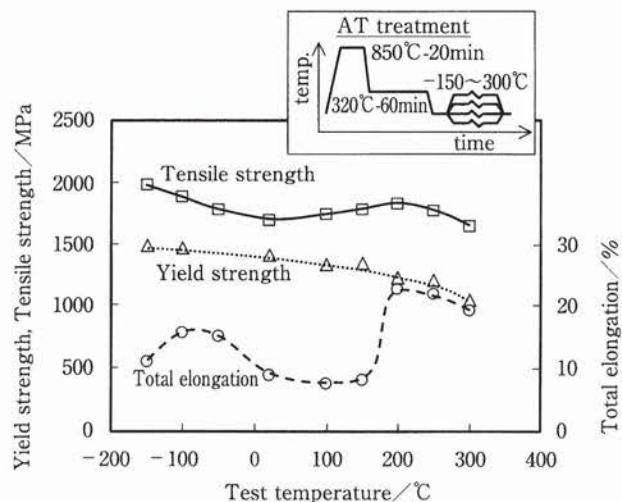


Fig. 6 Effect of test temperature on tensile properties of AT treated steel at test speed of 3mm/min.

ほ同等であるが、全伸びは試験温度が低いほど単調に減少しており、Fig. 6に見られたM字型の全伸びのピークは認められない。QT処理材では、焼戻し温度が $500^{\circ}\text{C}$ であるため焼入時に残存していた残留 $\gamma$ は焼戻し過程で完全に分解するので、QT処理材の組織中には残留 $\gamma$ は存在しない。よって、Fig. 6の全伸びの挙動には残留 $\gamma$ の存在が影響していることが示唆される。

Fig. 8には、AT処理材の初期残留 $\gamma$ 量に対する恒温引張試験後の残留 $\gamma$ 量の減少率(以下変態率)を示す。全伸びの低い $20^{\circ}\text{C}$ ～ $150^{\circ}\text{C}$ の範囲での変態率は非常に低

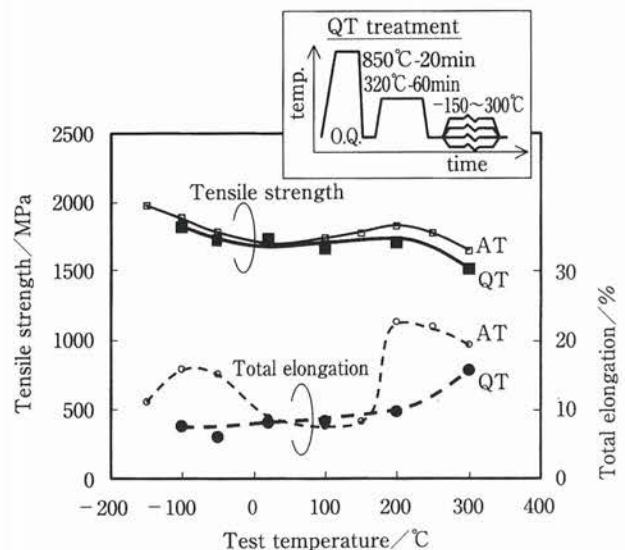


Fig. 7 Comparison of temperature dependency on tensile properties between AT treated steel and QT treated steel at test speed of 3mm/min.

く、特に最も全伸びが低い $100^{\circ}\text{C}$ 引張試験では変態率はほぼ0%である。これに対して、 $-100^{\circ}\text{C}$ の全伸びピーク近傍の $-50^{\circ}\text{C}$ ～ $-150^{\circ}\text{C}$ 温度域と、 $200^{\circ}\text{C}$ の全伸びピーク近傍の $200^{\circ}\text{C}$ ～ $300^{\circ}\text{C}$ 温度域では変態率が高く、特に $200^{\circ}\text{C}$ ～ $300^{\circ}\text{C}$ 温度域での変態率は100%である。Fig. 5で示した通り、AT処理後にサブゼロまたは焼戻し処理

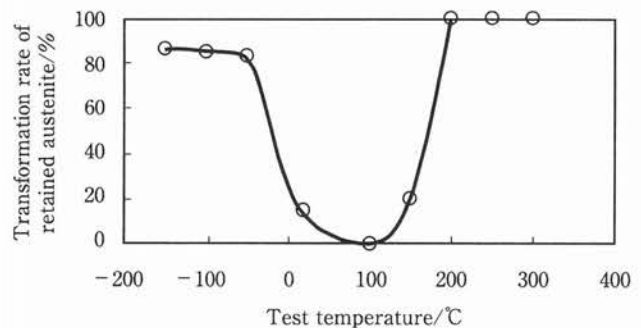


Fig. 8 Effect of test temperature on transformation rate of retained austenite to martensite after tensile fracture.

を施した場合は残留 $\gamma$ はほとんど減少しないことから、Fig. 8に見られる残留 $\gamma$ の減少は歪誘起変態であることは明らかである。このことから、AT処理材の恒温引張試験で認められた全伸びのM字型の変動は、残留 $\gamma$ の歪誘起変態による影響、すなわちTRIP現象であると考えられる。

通常、TRIP鋼の全伸びのピークはMs点とMd点間の温度域に現れる<sup>(11)</sup>とされている。本研究のAT処理材の場合、Fig. 5に示した通り $-196^{\circ}\text{C}$ にサブゼロ処理を行っても残留 $\gamma$ 量が減少しなかったことから、残留 $\gamma$ のMs点は $-196^{\circ}\text{C}$ 以下である。また、引張試験による残留 $\gamma$ の変態率が $20^{\circ}\text{C}$ では14.6%、 $100^{\circ}\text{C}$ では0%であったことから、Md点は $20^{\circ}\text{C}$ と $100^{\circ}\text{C}$ の間にあると考えることができる。よって、本鋼の $100^{\circ}\text{C}$ 以下の温度域における挙動は、Ms点とMd点間の温度域で全伸びのピークを発現し、Md点とMs点では全伸びが低いという、田村ら<sup>(11)</sup>の高Ni鋼と同様の典型的なTRIP現象であることが分った。

一方、 $200^{\circ}\text{C}$ 以上の温度域での残留 $\gamma$ の歪誘起変態と全伸びのピークは、上述したようにMd点が $20^{\circ}\text{C}$ と $100^{\circ}\text{C}$ の間に存在すると考えると、歪誘起マルテンサイト変態とそれに伴うTRIP現象であるとは考えられず、Sugimotoら<sup>(9)</sup>が報告した歪誘起ベイナイト変態(SIBT)であることを強く示唆している。

このように、本研究では恒温変態温度を $320^{\circ}\text{C}$ とし、残留 $\gamma$ の形態をフィルム状を主体とするものに調整することで残留 $\gamma$ を意図的に安定化させた結果、SIMTとSIBTの発現する温度域が分離され、SIMTによるピークとSIBTによるピークの二つの全伸びのピークを有する特異なTRIP現象が見出された。

## 4. 考察

### 4.1 TRIP現象の歪速度依存性について

前項で、 $-100^{\circ}\text{C}$ 付近と $200^{\circ}\text{C}$ 付近の全伸びのピークがそれぞれSIMTとSIBTによって起こるTRIP現象であると考えられることを述べた。マルテンサイト変態は無拡散変態であるため、歪速度に関係なく加えた歪量に応じて変態量が増加すると考えられるが、ベイナイト変態はC原子の拡散を伴うため、歪速度が速い場合には、ベイニティックフェライト/ $\gamma$ 間のCの排出または分配、炭化物の析出といった過程が起こりにくくなり、ベイナイト変態自体が抑制されることが予想される。Fig. 9には、引張速度を $100\text{mm}/\text{min}$ として行った恒温引張試験の結果を $3\text{mm}/\text{min}$ の結果と比較して示す。引張速度 $100\text{mm}/\text{min}$ と $3\text{mm}/\text{min}$ で公称ひずみ10%まで変形するのに要する時間はそれぞれ3s、100sである。 $-150^{\circ}\text{C}$

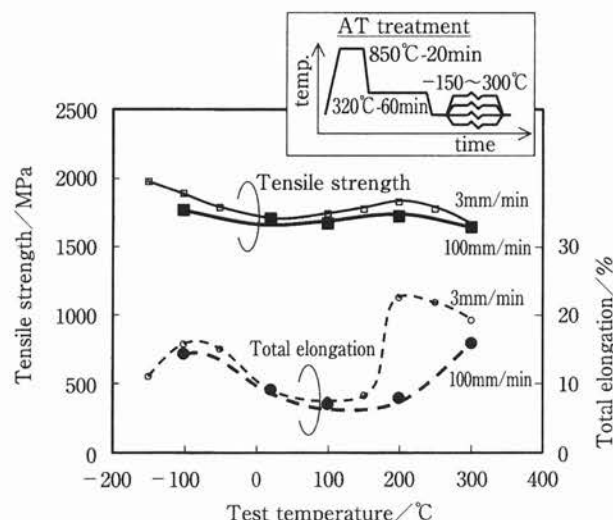


Fig. 9 Effect of test speed and test temperature on the tensile properties of AT treated steel.

$-150^{\circ}\text{C}$ の温度域での全伸びは引張速度によらずほぼ同等である。しかし、 $200^{\circ}\text{C}$ ～ $300^{\circ}\text{C}$ の温度域では引張速度 $3\text{mm}/\text{min}$ に比べて引張速度 $100\text{mm}/\text{min}$ の全伸びが低下している。特に $200^{\circ}\text{C}$ では、引張速度 $3\text{mm}/\text{min}$ の全伸びが22.5%であったのに対して引張速度 $100\text{mm}/\text{min}$ の全伸びが7.8%で、約1/3まで低下している。Fig. 10には恒温引張試験による残留 $\gamma$ の変態率と試験温度の関係を示す。 $-100^{\circ}\text{C}$ ～ $150^{\circ}\text{C}$ の温度域での変態率は試験速度に関わらずほぼ同等であるのに対し、 $200^{\circ}\text{C}$ ～ $300^{\circ}\text{C}$ の温度域では、特に $200^{\circ}\text{C}$ での変態率が試験速度を $100\text{mm}/\text{min}$ とすることで大幅に減少している。このように、本鋼では $-100^{\circ}\text{C}$ 付近ではマルテンサイト変態、 $200^{\circ}\text{C}$ 付近ではベイナイト変態と、異なったメカニズムの歪誘起変態によりTRIP現象が発現しているために、 $-100^{\circ}\text{C}$ のTRIP現象は歪速度の影響を受けないが、 $200^{\circ}\text{C}$ のTRIP現象は歪速度の影響を顕著に受け、高歪

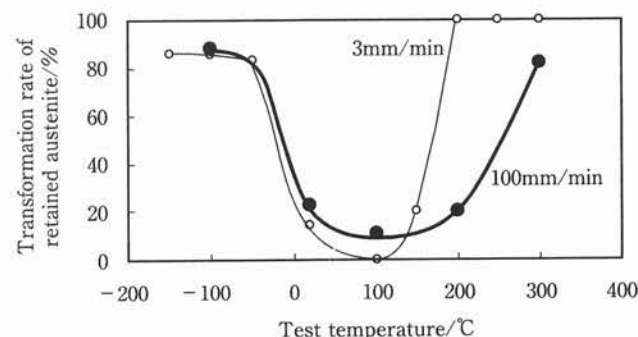


Fig.10 Effect of test speed and test temperature on transformation rate of retained austenite to martensite after tensile fracture.

速度で全伸びが向上しなくなる現象が起こることがわかった。

#### 4.2 残留 $\gamma$ の歪に対する安定性について

Sugimoto<sup>(9)</sup>らの結果と本研究の結果を比較すると、SIBTの認められる領域は本研究では200℃以上、Sugimotoらの研究では250℃以上とほぼ一致している。しかし、SIMTの起こる領域が本研究では20℃～100℃より低い温度と限定されるのに対してSugimotoらの研究ではSIMTとSIBTは重畳し、Md点が明瞭にならなかったと報告されている。つまり、本研究の残留 $\gamma$ よりSugimotoらによる残留 $\gamma$ の方が歪に対する安定性が低い結果となっている。この原因としては、本研究とSugimotoらの研究における残留 $\gamma$ の形態の違いが関与している可能性がある。すなわち、本研究の供試鋼の場合、Fig. 2に示した通りブロック状残留 $\gamma$ はほとんど見られず、残留 $\gamma$ はフィルム状を主体とする形態を有している。これに対し、Sugimotoら<sup>(9)</sup>の用いた試料にはブロック状と思われる形態の残留 $\gamma$ が示されており、本研究の供試鋼と比較して残留 $\gamma$ の粒径(厚さ)が大きい。

0.6%C-2%Si-1%Mn鋼の400℃恒温変態材を室温で引張変形させた際の変形組織をTEM観察した筆者らの研究で<sup>(12)</sup>、ブロック状残留 $\gamma$ は僅かな引張歪で歪誘起マルテンサイト変態を起こすのに対し、フィルム状残留 $\gamma$ は引張歪に対する安定性が高く、歪量が小さいときには変形双晶を形成するが歪誘起マルテンサイト変態は起こりにくいことを報告した。残留 $\gamma$ の形態によって歪に対する安定性に違いが生じる原因としては、C原子の分配が起こる $\alpha/\gamma$ 界面からの距離がフィルム状残留 $\gamma$ では小さく、ブロック状残留 $\gamma$ では大きいことにより、フィルム状残留 $\gamma$ ではC原子が比較的均一に濃縮するのに対し、ブロック状残留 $\gamma$ の内部ではC原子の濃度が低くなっている可能性が考えられる。よって、歪に対する安定性が高いと考えられるフィルム状残留 $\gamma$ を多く含むことが、本研究の残留 $\gamma$ がSugimotoらの残留 $\gamma$ より歪に対する安定性が高かった原因として寄与しているものと考えられる。

歪に伴う残留 $\gamma$ の歪誘起変態は、上述した形態(ブロック状かフィルム状か)の影響の他、残留 $\gamma$ を取り囲む組織がポリゴナルフェライトである場合とベイニティックフェライトである場合でも異なった挙動を示すことが予想される。残留 $\gamma$ の安定性におよぼす形態や分布の影響に関する知見は、本研究のような500HVを超える高硬度鋼では明らかになっていないが、残留 $\gamma$ の形態を変えることでMd点を制御できることは高硬度鋼の機械的性質の改善に利用できる可能性がある。

## 5. 結 言

0.7%C-1.8%Si-0.5%Mn-0.5%Cr-0.2%Mo鋼を320℃で恒温変態処理した供試材を用い、恒温引張試験(試験温度-150℃～300℃)を行った。

- (1) -100℃付近では歪誘起マルテンサイト変態、200℃以上では歪誘起ベイナイト変態による二つの全伸びのピークを有する特異なTRIP現象が発現することが明らかになった。
- (2) 恒温引張試験における引張速度を高速化( $8.3 \times 10^{-4}/s \rightarrow 2.7 \times 10^{-2}/s$ )すると、-100℃の全伸びのピークに変化は認められないが、200℃の全伸びのピークが低下し、残留 $\gamma$ の変態率も低下する著しい歪速度依存性を示した。

#### 参考文献

- (1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush: Trans. Am. Soc. Met., 60 (1967), 252.
- (2) 牧 正志: 熱処理, 37 (1997), 5.
- (3) S. J. Matas, R. F. Hehemann: Trans. Met. Soc. AIME, 221 (1961), 179.
- (4) 山田利郎, 篠田研一: 日新製鋼技報, 43 (1980), 1.
- (5) 篠田研一, 山田利郎: 熱処理, 20 (1980), 326.
- (6) たとえば O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), 570.
- (7) 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 日本金属学会誌, 54 (1990), 657.
- (8) 田頭 聡, 田中照夫, 山田利郎: CAMP-ISIJ, 3 (1990), 2014.
- (9) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: Met. Trans. A, 23A (1992), 3085.
- (10) 藤野允克, 松本義朗, 前原泰裕: 鉄と鋼, 67 (1981), 2039.
- (11) 田村今男, 牧 正志: 鋼の強靱性, 日本鉄鋼協会・日本金属学会編, (1971), 185.
- (12) 田頭 聡, 山田利郎, 神余隆義, 篠田研一: CAMP-ISIJ, 1 (1988), 2014.