

## TRIP 鋼のねじり特性\*

長坂明彦<sup>\*1</sup>・鹿島高弘<sup>\*2</sup>・和田一秀<sup>\*3</sup>・三尾 敦<sup>\*3</sup>・大藪安澄<sup>\*4</sup>・小山敦史<sup>\*4</sup>

## Mechanical Properties in Torsion of a TRIP Steel

NAGASAKA Akihiko<sup>\*1</sup>, KASHIMA Takahiro<sup>\*2</sup>, WADA Kazuhide<sup>\*3</sup>,  
MIO Atsushi<sup>\*3</sup>, OYABU Azumi<sup>\*4</sup> and KOYAMA Atsushi<sup>\*4</sup>

In the present work, to improve the workability of a 0.19C-1.54Si-1.52Mn (mass%) high-strength TRIP type multiphase (TMP) steel used warm forming, the effects of forming rate and forming temperature on mechanical properties in torsion were investigated. The TMP steel for a solid cylindrical specimen which was subjected to a torsional moment at one end was investigated at torsional strain rates between 0.002 s<sup>-1</sup> and 0.8 s<sup>-1</sup>, and temperatures between 20°C and 250°C. The shearing strain did not constantly depend on the torsional strain rate though the high strain rate of TMP steel decreased the maximum shearing stress, and raised the shearing yield stress in the torsion characteristic at the room temperature. Furthermore, the torsional strain was increased by warm forming at about 150°C, at which the strain-induced transformation of retained austenite was suppressed most.

キーワード：ねじり，残留オーステナイト，温間加工，せん断応力，ひずみ誘起変態

## 1. 緒言

近年，乗用車の衝突安全性と車体軽量化を目的に開発された高強度鋼板の中で，残留オーステナイト ( $\gamma_R$ ) の変態誘起塑性 (TRIP)<sup>1)</sup> を有効に利用した TRIP 型複合組織鋼 (TMP 鋼) はとくに優れたプレス成形性を有する<sup>2-11)</sup>。このため現在，軽量化の期待できるフロントサイドメンバやサイドシルなどの衝撃吸収部品<sup>10)</sup> およびロアアームなどの足回り部品への適用が積極的に進められている。

ところで，TMP 鋼の  $\gamma_R$  のマルテンサイト変態開始温度 ( $M_s$  点) は室温以下にあるので，そのひずみ誘起変態 (SIT) は室温以上の温間加工によって適度に抑制される。著者らはさきにこれを利用して，TMP 鋼の伸び<sup>3-5)</sup>，張出し性<sup>6)</sup>，伸びフランジ性<sup>7)</sup> および深絞り性<sup>11)</sup> が著しく改善できることを報告した。ま

た，複雑な変形をとこなう部位ではねじれ現象についても考慮する必要があるが，ねじり特性を系統的に調査した研究は現在のところほとんど報告されていない。

そこで本研究では，TMP 鋼のねじり特性に及ぼす負荷速度と温間加工の影響を実験的に調査した。また，ねじり特性の改善機構について検討した。

## 2. 実験方法

供試鋼には 0.19C-1.54Si-1.52Mn, mass% の熱延丸棒を用いた (表 1)。この鋼に 780°C で 1200s の 2 相域焼なまし後，400°C の塩浴中に冷却速度 380°C/s で急冷，その温度で 1000s 保持後油冷のオーステンパ処理を施し，フェライト ( $\alpha_f$ )，ベイナイト ( $\alpha_b$ ) および  $\gamma_R$  からなる 3 相組織とした (図 1)。以下では， $\alpha_b + \gamma_R$  相を第 2 相と呼ぶ。なお，2 相域焼なまし温度は  $\gamma_R$  の初期体積率がほぼ最大となる温度とした。比較のため，0.10C-0.18Si-0.43Mn, mass% の熱延丸棒を用い，820°C × 1200s 後油冷を施し， $\alpha_f + \alpha_m$  マルテンサイト ( $\alpha_m$ ) 複合組織鋼 (MDP 鋼) とした。

引張試験は，直径 5mm，平行部 60mm および標点距離 50mm の棒状試験片を用い (図 2(a))，クロスヘ

\* 2000 年 3 月 7 日 (社) 日本機械学会 北陸信越支部第 37 期総会・講演会にて一部発表。

本研究の一部は，(財) 中部電力基礎技術研究所および (財) 天田金属加工機械技術振興財団の助成を受けて行われた。

\*1 機械工学科助教

\*2 (株) 神戸製鋼所

\*3 技術室第一技術班

\*4 長野工業高等専門学校専攻科

生産環境システム専攻学生

原稿受付 2004 年 5 月 20 日

表 1 供試鋼の化学成分 (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al
TMP	0.19	1.54	1.52	0.098	0.0012	0.039
MDP	0.10	0.18	0.43	0.017	0.0014	0.027

ッド速度 1mm/min (ひずみ速度  $2.8 \times 10^{-4}/s$ ) で行った。

一方向ねじり試験は、インストロン型万能試験機 (ひょう量 490Nm) により行い、トルク (ねじりモーメント)  $M_T$  とねじれ角  $\theta$  を時間送りで X-Y レコーダに出力した。図 3 にその実験装置を示す。直径  $d = 5\text{mm}$ 、平行部  $l = 8\text{mm}$ 、肩部半径 12.5mm の中実丸棒ねじり試験片を用い (図 2(b)), ねじり速度  $V = 0.003 \sim 1.3\text{rad/s}$  (直径表皮におけるひずみ速度  $\dot{\epsilon} = 30V/\pi^2 d$  で整理すると  $0.002 \sim 0.8/s$ )、変形温度  $T = 20 \sim 250^\circ\text{C}$ 、試験片の加熱はプレートにカートリッジヒータを差込み温度制御した。

$\gamma_R$  の体積率  $f_\gamma$  は X 線回折法により測定した (Mo-K $\alpha$  線, 5 ピーク法)<sup>12)</sup>。また,  $\gamma_R$  中の初期炭素濃度  $C_{\gamma 0}$  (mass%) は, Cr-K $\alpha$  線の回折面 (220) $\gamma$  から求めた格子定数  $a_\gamma$  (nm) を次式<sup>13)</sup>に代入して計算した。

$$C_\gamma = (a_\gamma - 0.35467) / 4.67 \times 10^{-3} \dots (1)$$

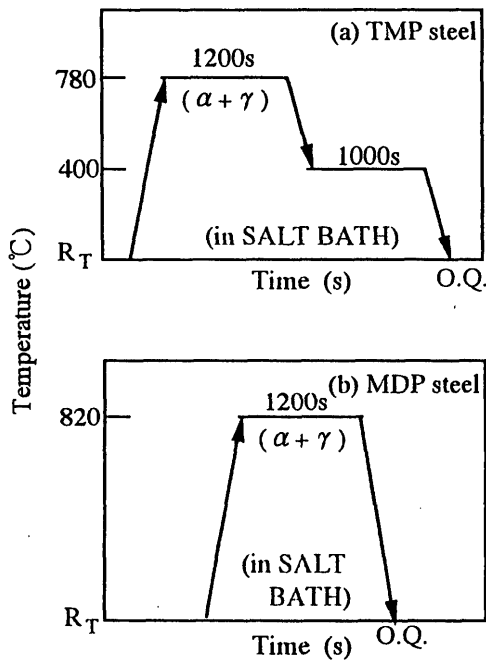
ここで, 格子定数に及ぼす Si と Mn の影響は炭素濃度に比べてかなり小さいこと<sup>14)</sup>から無視した。

さらに, ピッカース硬さ測定 (荷重 9.81N, 保持時間 15s) および SEM 観察を必要に応じ行った。

### 3. 実験結果および考察

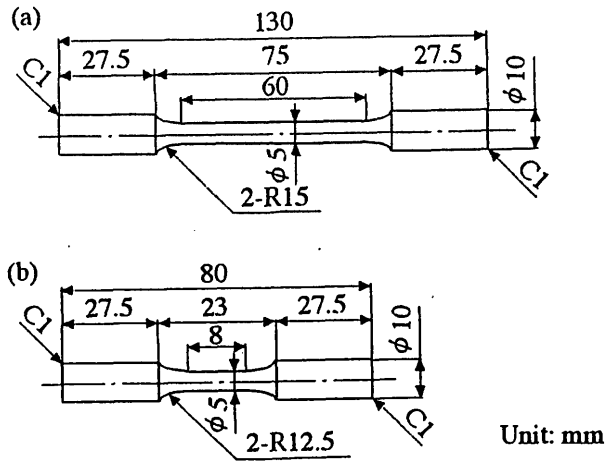
#### 3.1 組織と引張特性

図 4 に TMP 鋼のマイクロ組織の SEM 写真を示す。



(O.Q.: 油冷, A.C.: 空冷,  $R_T$ : 室温)

図 1 熱処理曲線



(a) 引張試験片, (b) ねじり試験片

図 2 試験片形状

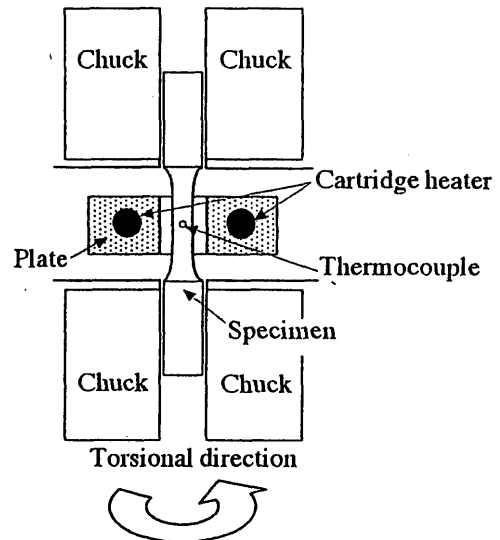
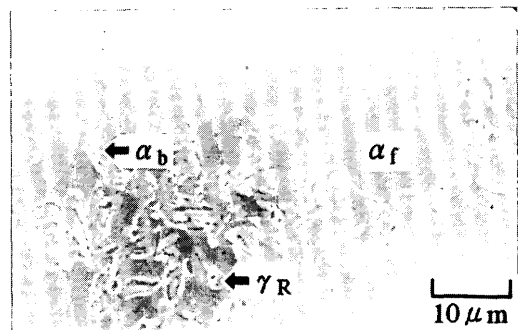


図 3 ねじり試験装置



( $\alpha_f$ : フェライト,  $\alpha_b$ : バイナイト,  $\gamma_R$ : 残留オーステナイト)

図 4 TMP 鋼の SEM 写真

表 2 残留オーステナイト特性と引張特性

Steel	$f$	$f_{\gamma 0}$	$C_{\gamma 0}$ (mass%)	$YS$ (MPa)	$TS$ (MPa)	$UEl$ (%)	$TEl$ (%)	$TS \times TEl$ (GPa%)	$YR$	$n$	$HV_0$
TMP	0.25	0.12	1.31	403	864	19.6	22.2	19.2	0.47	0.26	260
MDP	0.08	—	—	215	500	12.6	18.0	9.0	0.43	0.23	155

$f$ : volume fraction of second phase,  $f_{\gamma 0}$ : initial volume fraction of retained austenite,  $C_{\gamma 0}$ : initial carbon concentration in retained austenite,  $YS$ : 0.2% offset proof stress or yield stress,  $TS$ : tensile strength,  $UEl$ : uniform elongation,  $TEl$ : total elongation,  $TS \times TEl$ : strength-ductility balance,  $YR$ : yield ratio ( $=YS/TS$ ),  $n$ : work hardening exponent ( $\epsilon = 5-15\%$ ) and  $HV_0$ : initial Vickers hardness (load=9.81 N).

本 TMP 鋼では  $\alpha_b$  と  $\gamma_R$  からなる第 2 相が、主として  $\alpha_f$  粒界に沿って連結状に存在する。ここで、 $\gamma_R$  は塊状のもののみではなく、ラス間にも生成している。この  $\gamma_R$  の初期体積率  $f_{\gamma 0}$  は 12vol%， $\gamma_R$  中の炭素濃度  $C_{\gamma 0}$  は 1.31mass% である (表 2)。

表 2 に供試鋼の室温での引張特性を示す。TMP 鋼はとくに高い引張強さ  $TS$  と大きな全伸び  $TEl$  から MDP 鋼と比べ、優れた強度-延性バランス  $TS \times TEl$  を有する。

### 3.2 ねじり特性

図 5 にトルク  $M_T$  とねじれ角  $\theta$  の関係を示す。また、図 6 にねじり試験後の試験片外観の代表例を示す。図 5 より、 $T=20^\circ\text{C}$ 、ねじり速度  $V=0.031\text{rad/s}$  において、TMP 鋼のトルクは破断時で最大となることがわかる。

図 7 に  $T=20^\circ\text{C}$  でのねじり強さ (最大せん断応力)  $\tau_{\max}=16M_T/\pi d^3$ 、せん断降伏応力  $\tau_s$  (平行部  $l$  の  $0.04\text{rad/m}$ )<sup>15)</sup>、せん断ひずみ  $\gamma=d\theta/2l$  およびせん断降伏比  $\tau_s/\tau_{\max}$  とねじり速度  $V$  の関係を示す。ここで、 $\tau_{\max}$  は最大ねじりモーメント  $M_T$  から計算で求めた外表面の最大応力である。また、図 8 に TMP 鋼の変形温度の異なるトルク  $M_T$  とねじれ角  $\theta$  の関係を、図 9 にそのねじり特性の変形温度依存性をそれぞれ示す。TMP 鋼のねじり速度においては、高ねじり速度になるにしたがい、 $\tau_{\max}$  は低下し  $\tau_s$  は上昇するが、 $\gamma$  はほぼ一定である。なお、 $\tau_s/\tau_{\max}$  は MDP 鋼と同様に上昇する。一方、TMP 鋼の温間加工においては、板材の引張特性<sup>9)</sup>に比べ応力負荷時のひずみ量としての変形挙動は極めて小さいものの、変形温度  $T$  が高くなるにつれてせん断ひずみ  $\gamma$  は大きくなり、変形温度が約  $150^\circ\text{C}$  で最大になる。 $\tau_{\max}$  と  $\tau_s$  はこれと逆の変形温度依存性を示し、この温度範囲でほぼ最小となる。このとき、 $\tau_s/\tau_{\max}$  は  $\tau_{\max}$  および  $\tau_s$  と同様の変形温度依存性を示す。

TMP 鋼の温間引張特性では、変形温度  $T$  が高くなるにつれて全伸び  $TEl$  は大きくなり、変形温度が約  $150^\circ\text{C}$  で最大になる<sup>4)</sup>。引張強さ  $TS$  はこれと逆の

変形温度依存性を示す。また、降伏応力  $YS$  は全伸びと同様の依存性を示す。すなわち、温間ねじり特性は、引張特性<sup>4)</sup>と同様に約  $150^\circ\text{C}$  で  $\gamma_R$  のひずみ誘起変態が最も抑制され、応力緩和により  $\gamma_R$  が適度に安定となることに起因したと考えてよいだろう。変形温度が  $150^\circ\text{C}$  以上のときに、 $\tau_{\max}$  が上昇し、 $\gamma$  が低下するのは、 $\gamma_R$  のマルテンサイト変態が低減し、ひずみ誘起ベイナイト変態が支配的になることによると考えられる<sup>3)</sup>。なお、ねじりと引張特性では降伏応力の挙動に相違が生じた。

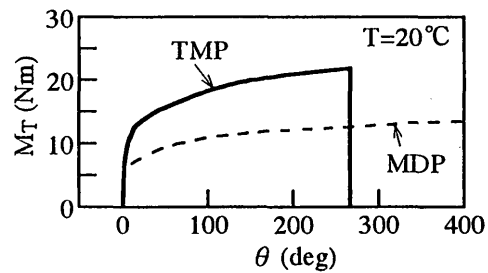
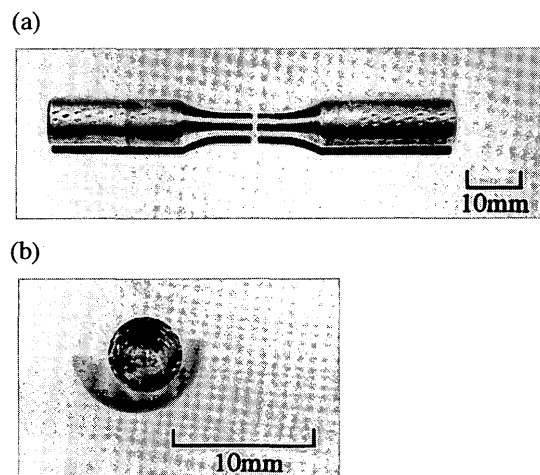


図 5 トルクとねじれ角の関係  
( $V=0.031\text{rad/s}$ ,  $T=20^\circ\text{C}$ )



(a) 破断後、(b) 破面

図 6 TMP 鋼のねじり試験片外観  
( $V=0.031\text{rad/s}$ ,  $T=20^\circ\text{C}$ )

TMP 鋼のねじり速度においては、高ねじり速度になるにしたがい、 $\tau_{max}$ は低下した。TMP 鋼の引張特性において、加工速度が大きくなること(加工発熱が大きくなること)はひずみ誘起変態係数( $k$  値)を低める<sup>4)</sup>ことから、引張特性と変形様式は異なる(せん断変形では平均垂直応力 $\sigma_m$ は0となり、単軸引張変形時より $\sigma_m$ は小さくなる)ものの、高ねじり速度による $\tau_{max}$ の低下は発熱作用によることが示唆される。ただし今回の実験では、図7(a)の最高ひずみ速度( $\dot{\epsilon}=0.8/s$ )での $\tau_{max}$ が865MPaで、図9(a)の150℃での $\tau_{max}=831MPa$ に達していない。

一般的に、転位密度が大きくなれば、0.2%耐力が上昇することが知られている<sup>16)</sup>。TMP 鋼において、 $V$ が大きくなると $\tau_s$ が大きくなった(図7(b))。これは0.2%耐力と同様に、同一ひずみ量でも低速の場合に比較して、高ねじり速度側で転位密度が増加すると考えられる。

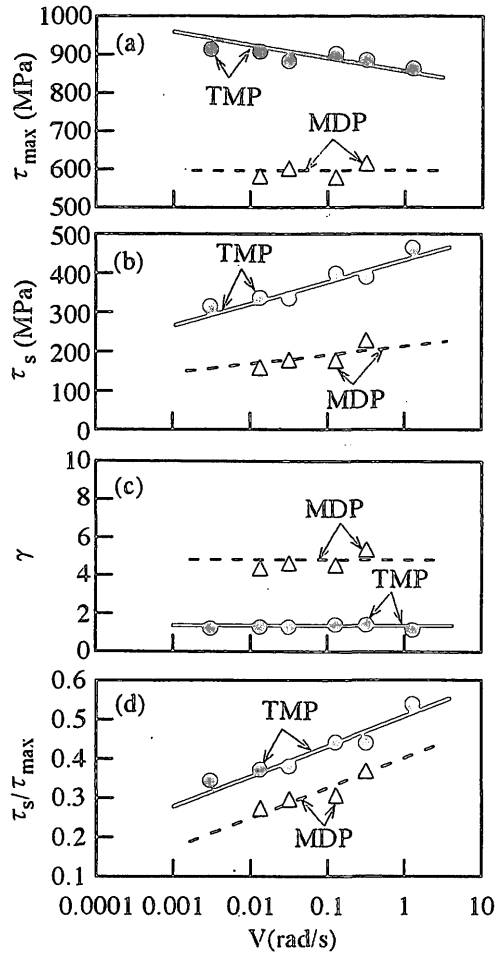


図7 最大せん断応力、せん断降伏応力、およびねじり速度の関係( $T=20^\circ\text{C}$ )

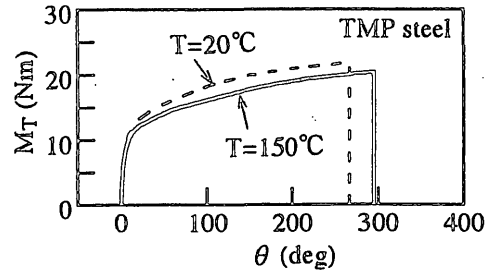


図8 TMP 鋼のトルクとねじれ角の関係 ( $V=0.031\text{rad/s}$ ,  $T=20^\circ\text{C}$ と $150^\circ\text{C}$ )

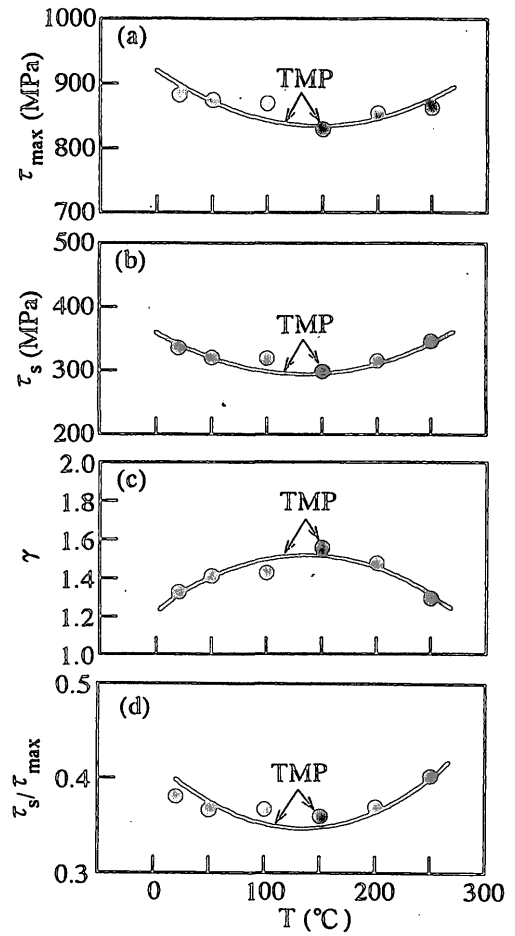


図9 成形温度( $T$ )に及ぼす最大せん断応力、せん断降伏応力、およびせん断ひずみと成形温度の関係( $V=0.031\text{rad/s}$ )

3.3 せん断ひずみとポイドの発生挙動

図 10 に破断後の硬さ比  $HV/HV_0$  ( $HV$ : 破断面から 1mm における変形後の硬さ,  $HV_0$ : 初期硬さ) の分布を示す.  $T=20^\circ\text{C}$ ,  $V=0.031\text{rad/s}$  において, 両鋼とも硬さ比分布は一様でなく, 内部に向かって硬化の度合いが小さくなっている. すなわち,  $HV/HV_0$  は中心から表皮方向に 0.5 程度硬化している.

また, ねじり変形後の履歴として, 表皮付近の硬さと  $\gamma_R$  の未変態量の情報を把握する必要がある. 図 11 に,  $\gamma_R$  の未変態量  $f_\gamma$  および最高硬さ比  $HV_{\max}/HV_0$  とねじり速度  $V$  の関係を示す.  $f_\gamma$  は X 線回折により平行部を定量した値で,  $HV_{\max}$  は表皮から 0.5mm かつ破断面から 1mm における変形後の表皮付近の最高硬さである.

最高硬さ比  $HV_{\max}/HV_0$  はねじり速度  $V$  に大きく依存せず, TMP 鋼が約 1.5, MDP 鋼が約 2.0 と, 加工硬化がせん断ひずみ  $\gamma$  の大小と関係づけられた (図 7 (c)).

一方,  $\gamma_R$  初期体積率  $f_{\gamma_0}$  から相対的に TMP 鋼の  $f_\gamma$  は高ねじり速度側でより多く残存する傾向を示す (図 11(a)). このことは加工発熱作用により  $\gamma_R$  のひずみ誘起変態が抑制され,  $\gamma_R$  が高ねじり速度側でより多く残存したものと考えられる.

図 12 に破断後の破断面 SEM 写真を示す. ポイドは破断面の表皮近傍でそれぞれ発生したが, その頻度は TMP 鋼の方が MDP 鋼より相対的に少ない. TMP 鋼のポイドが少ないことは, 破断までのせん断ひずみ量が小さいことによるものと考えられる.

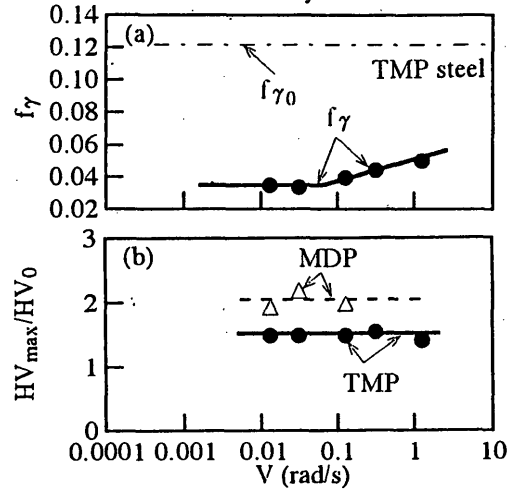
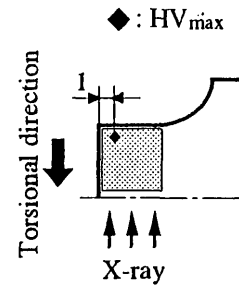


図 11 未変態残留オーステナイト量と最大ピッカース硬さ比とねじり速度の関係

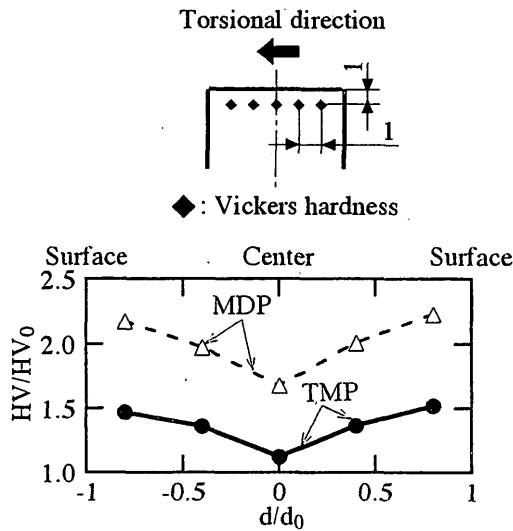
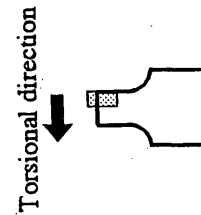


図 10 表面層のピッカース硬さ分布 ( $V=0.031\text{rad/s}$ ,  $T=20^\circ\text{C}$ )

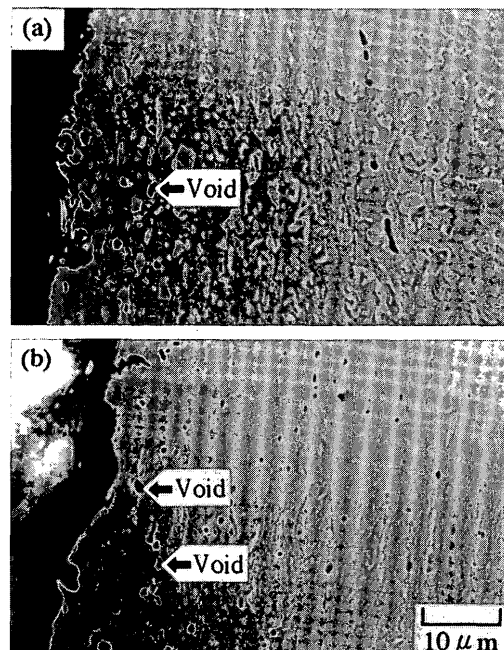


図 12 ねじれ破断後の SEM 写真 ( $V=0.031\text{rad/s}$ ,  $T=20^\circ\text{C}$ )

3.4 温間ねじり変形時における $\gamma_R$ のメカニズム

図13にTMP鋼の $\gamma_R$ の未変態量 $f_\gamma$ および最高硬さ比 $HV_{max}/HV_0$ と変形温度 $T$ の関係を示す。また、図14にTMP鋼の $T=20$ と $150^\circ\text{C}$ において、 $\gamma_R$ の未変態量 $f_\gamma$ および硬さ比 $HV_{max}/HV_0$ とせん断ひずみ $\gamma$ の関係を示す。

図13から $T=150^\circ\text{C}$ において、 $f_\gamma$ はほぼ最大に、逆に $HV_{max}/HV_0$ は最小になる。また図14より、せん断ひずみ $\gamma$ が大きくなるにしたがい、それぞれ $f_\gamma$ は低下し $HV_{max}/HV_0$ は上昇した。150°Cでの温間加工は、 $f_\gamma$ がより多く残存し、 $\gamma_R$ 量の減少が遅れることから、 $\gamma_R$ のひずみ誘起変態が抑制されることが示唆される。

そこで、図15に $k$ 値(ひずみ誘起変態係数)と変形温度 $T$ の関係を示す。同様なTMP鋼の引張変形下<sup>1)</sup>において、 $k$ 値は $\gamma_R$ のひずみ誘起マルテンサイト変態(SIMT)が抑制されるほど小さくなる(小さくなるほど残留オーステナイトが安定となる)。TMP鋼では200°C以上でひずみ誘起ベイナイト変態(SIBT)を生ずるため<sup>3)</sup>、SIMTと異なる現象が生じたものである。 $k$ 値は $T_s=150\sim 175^\circ\text{C}$ で最小値 $k_{min}$ を示す。この温度はせん断ひずみ $\gamma$ が最大となる温度(図9(c))とほぼ一致した。 $T_s$ の温間引張変形下において、TRIPの効果は大きく、 $\gamma_R$ からマルテンサイトに相変態する際、約3%の体積膨張を伴う。一方、ねじれの場合、体積膨張を伴う変形が困難であることが変形挙動の影響を小さくしたと考えてよい(図9(c))高温試験においては試験片温度の上昇が影響しない(図11(a)の $f_\gamma$ が変化しない)ねじり速度( $V=0.031\text{rad/s}$ )で試験している。ただし、 $\gamma_R$ の最も安定となる温度 $T_s$ は変わらなかった。

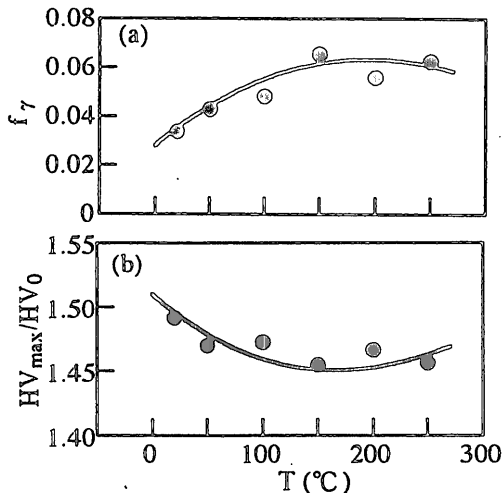


図13 未変態残留オーステナイト量および最大ピッカース硬さ比と成形温度関係 ( $V=0.031\text{rad/s}$ )

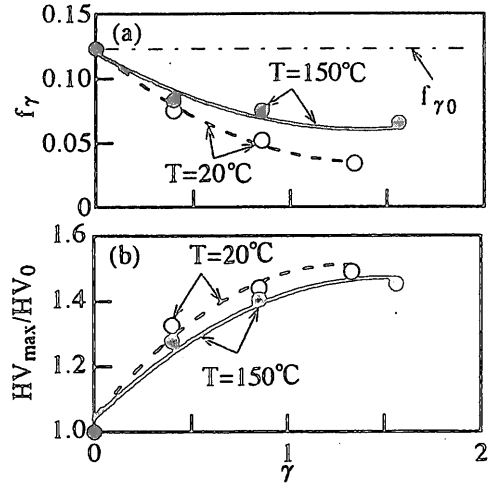
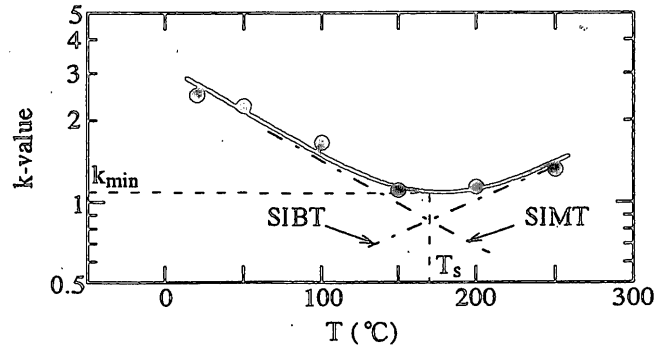


図14 TMP鋼のせん断ひずみに及ぼす未変態残留オーステナイト量および最大ピッカース硬さ比の変化( $V=0.031\text{rad/s}$ )



(SIMT: ひずみ誘起マルテンサイト変態, SIBT: ひずみ誘起ベイナイト変態)

図15 単軸引張試験温度と $k$ 値の関係

4. 結言

TMP鋼のねじり特性に及ぼす負荷速度と温間加工の影響を詳細に調査した。主な結果は以下の通りである。

- (1) 室温でのねじり特性において、TMP鋼の高ねじり速度化は最大せん断応力を低下し、せん断降伏応力を上昇させたが、せん断ひずみは一定で速度に依存しなかった。また、せん断降伏比を高めた。
- (2) TMP鋼の温間加工において、変形温度が約150°Cでせん断ひずみは最大になり、最大せん断応力とせん断降伏応力はこれと逆の変形温度依存性を示し、この温度範囲でほぼ最小となった。また、せん断降伏比を低めた。これは、 $\gamma_R$ のひずみ誘起変態が最も抑制され、応力緩和により $\gamma_R$ が適度に安定となることに起因した。

最後に、本研究を御支援いただきました(財)中部

電力基礎技術研究所および(財)天田金属加工機械技術振興財団に対し、深く感謝の意を表すとともに、長野工業高等専門学校卒業研究生・鎌崎 学・篠原 誠両君にお礼申し上げます。

### 参考文献

- 1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch: *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 and S. Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A** (1992), 3085.
- 4) K. Sugimoto, N. Usui, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 1311.
- 5) K. Sugimoto, M. Misu, M. Kobayashi and H. Shirasawa: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 775.
- 6) O. Matsumura, T. Ohue and T. Amaike, *Tetsu-to-Hagane*: **79** (1993), 209.
- 7) S. Hiwatashi, M. Takahashi, T. Katayama and M. Usuda: *J. Jpn. Soc. Tech. Plasticity*, **35** (1994), 1109.
- 8) K. Sugimoto, M. Kobayashi, A. Nagasaka and S. Hashimoto: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1407.
- 9) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto: *Tetsu-to-Hagane*, **83** (1997), 335.
- 10) Y. Ojima, Y. Shiroy, Y. Taniguchi and K. Kato: *SAE Tech. Pap. Ser.*, #980954 (1998), 39.
- 11) A. Nagasaka, K. Sugimoto, M. Kobayashi, Y. Kobayashi and S. Hashimoto: *Tetsu-to-Hagane*, **85** (1999), 552.
- 12) H. Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 13) 西山善次: マルテンサイト変態(基本編), 丸善, 東京, (1979), 13.
- 14) K. J. Irvine, D. T. Llewellyn and F. B. Pickering: *J. Iron. Steel Inst.*, **199** (1961), 153.
- 15) George E. Dieter: *Mechanical Metallurgy SI Metric Edition*: McGraw-Hill Book Company, London (1988), 340.
- 16) J. F. Bailey: *Phil. Mag.*, **8** (1963), 223.