0.4C-1.5Si-1.2Mn鋼のTRIP効果におよぼす ひずみ速度の影響

土田 紀之^{1)*}・荒木 俊幸²⁾・山口 祐子³⁾・深浦 健三¹⁾

Effect of Strain Rate on TRIP Effect in a 0.4C-1.5Si-1.2Mn Steel

Noriyuki TSUCHIDA, Toshiyuki ARAKI, Yuko YAMAGUCHI and Kenzo FUKAURA

Synopsis : Effect of strain rate on mechanical properties and TRIP effect on TRIP-aided multi-phase steel obtained by 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel (0.4C TRIP steel) was investigated by tensile tests with strain rates between $3.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ and 10^3 s^{-1} at room temperature. The 0.4C TRIP steel showed good uniform elongation at low strain rates below 10^{-3} s^{-1} due to TRIP effect and tensile strength increased with an increase in strain rate. The strain rate dependence on stress-induced martensitic transformation was also investigated by x-ray diffraction experiments at strain rates between $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ and 10^0 s^{-1} . These results clearly show the stress-induced transformation should be induced momentarily by straining at the latter stage of deformation in order to obtain larger uniform elongation. By comparing the experimental results between the 0.4C TRIP and the metastable austenitic steels, it is found that the volume fraction of retained austenite and the stability of austenite are associated with the difference of the strain rate dependence on TRIP effect.

Key words: TRIP; stress-induced martensitic transformation; strain rate; uniform elongation; TRIP-aided multi-phase steel.

1. 緒言

TRIP (Transformation induced plasticity) 効果とは、変形中にオーステナイト組織がマルテンサイトに加工誘起変態することで優れた延性が得られる強化機構を言う¹⁻⁵⁾。TRIP鋼としてはZackayらによる研究³⁾をはじめ、準安定オーステナイト鋼^{2,6)}、低温用Ni鋼⁷⁾、そしてSiを含有したTRIP型複合組織鋼⁸⁻¹³⁾に関する研究が多数進められている。TRIP効果においては変形中の加工誘起マルテンサイト変態の挙動が重要な役割を果たすと考えられており¹⁴⁾、加工誘起変態挙動に影響をおよぼす温度やひずみ速度の影響についての検討や、組織間の強度差や加工誘起マルテンサイトの役割を明らかにするため引張変形中のその場中性子回折実験も行われている¹⁵⁻¹⁸⁾。我々はこれまでにTRIP効果に関する研究として、準安定オーステナイト鋼を用いてTRIP効果におよぼす温度、ひずみ速度、化学成分の影響について研究を進めてきた¹⁹⁻²²⁾。特に加工誘起変態挙動とTRIP効果の関係に着目し、実験結果を元にTRIP効果によって優れた均一伸びの得られる加工誘起変態の条件を明らかにした。近年、高強度鋼板の延性向上を目的としたTRIP型複合組織鋼に関する研究が多数報告されており、化

学成分、組織、残留オーステナイト体積率はもちろんのこと、加工誘起変態挙動もTRIP効果に重要な役割を果たしていることは明らかである^{9,14,23)}。TRIP型複合組織鋼は自動車用構造部品用鋼材として実用化されており²⁴⁾、その点から自動車衝突時のような高速変形時にどのような変形挙動を示すのかは非常に重要であり、ひずみ速度の影響についても定量的な議論が求められる。そのための一検討として、TRIP型複合組織鋼のTRIP効果と加工誘起変態挙動のひずみ速度依存性を調査し、得られた機械的特性との関係を考察することは意義があると思われる。

以上より、本研究ではTRIP型複合組織鋼の機械的特性におよぼすひずみ速度の影響を調査し、TRIP効果と加工誘起変態挙動の関係を考察した。本研究ではTRIP効果と加工誘起変態挙動を調査しやすい試料として、15%以上の残留オーステナイト体積率が期待できる0.4C-1.5Si-1.2Mn鋼を用いた。これはMatsumuraらの研究成果^{5,9-12)}を参考にした。これよりTRIP型複合組織鋼を作製し、常温にてひずみ速度 10^{-6} s^{-1} から 10^3 s^{-1} の範囲で引張試験を行うとともに、加工誘起変態挙動のひずみ速度依存性についても調査し、機械的特性との関係について考察した。

平成24年4月13日受付 平成24年5月17日受理 (Received on Apr. 13, 2012; Accepted on May 17, 2012)

1) 兵庫県立大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, University of Hyogo, 2167 Shosha Himeji 671-2280)

2) 兵庫県立大学大学院生 (現: 神鋼鋼線工業 (株)) (Graduate Student, University of Hyogo, now at Shinko Wire Company Ltd.)

3) 兵庫県立大学学生 (現: (株)コベルコ科研) (Undergraduate Student, University of Hyogo, now at KOBELCO Research Institute, Inc.)

* Corresponding author : E-mail : tsuchida@eng.u-hyogo.ac.jp

DOI : <http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane.98.558>

2. 実験方法

本研究では、Table 1に示す化学組成のTRIP型複合組織鋼（以下、0.4C TRIP鋼）を用いた。本研究では過去に行われたMatsumuraらの研究成果^{5,9-12)}を参考に、15%以上の残留オーステナイト体積率を含むTRIP鋼について研究するために炭素量を0.41mass%とした。0.4C TRIP鋼の作製条件は以下の通りである。真空溶解後、1473Kで1.8ks保持後熱間圧延を開始、1123Kで終了し厚さ8mmとした。その後冷間圧延を行い厚さ2.2mmとした。さらに、オーステナイト単相域である1073Kで180s保持後、998Kまで空冷し673Kで180s保持後空冷した。この時、ベイニティックフェライトが生成し、Siの影響によりセメンタイトの析出が抑制されるため、未変態オーステナイトに炭素の濃縮が起こり残留オーステナイトとして残る^{1,25)}。その後、両面を2mmずつ研削し最終厚さは1.8mmとした。0.4C TRIP鋼の組織はレベラ腐食法に基づいた着色腐食^{26,27)}を行い、光学顕微鏡にて観察した。腐食条件は293Kから298Kで4%ナイトール、7%ピクラールと過飽和チオ硫酸ナトリウム水溶液を混合した腐食液によって10sから20sの間腐食した。組織写真を用いて点算法により各組織の体積率、切断法によりフェライトおよび残留オーステナイトの平均結晶粒径を求めた。

本試料は常温296Kにおいて、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ から 10^3 s^{-1} における引張試験を行った²⁸⁾。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の範囲においては、平行部長さ25mm、平行部幅5mm、厚さ1.8mmの平板引張試験片を作製し、ギア駆動式引張試験機を用いて行った。ひずみ速度が 10^0 s^{-1} から 10^3 s^{-1} における引張試験においては、平行部長さ6mm、平行部幅2mm、厚さ1.2mmの平板試験片を作製し、検力ブロック試験機を用いて高速引張試験を行った。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から 10^0 s^{-1} においては、引張試験を途中で中断し、様々な真ひずみを与えた試料を準備した^{19,20)}。

変形前および試験を中断し異なるひずみを与えた試料は、X線回折により加工誘起マルテンサイト（残留オーステナイト）体積率を算出した。X線回折は $K\alpha$ -Cu線を用いて、管電圧40kV、管電流30mA、回折速度 $2\theta = 1^\circ/\text{min}$ の条件で回折角 $2\theta = 40 \sim 95^\circ$ の範囲で測定を行った。この時試料は表面を電解研磨により除去した。X線回折結果より、測定された各相、各ピークの積分強度と、Bragg角 θ 、ミラー指数(hkl)、物質の種類に依存する定数を求め、各相の体積率と残留オーステナイトの炭素含有量を算出した。体積率の計算においては、測定された各相の回折ピークの積分強度の合計が体積率の大きさに比例するという考え方に

基づき、以下の式を用いて計算した^{19,20,29)}。

$$V_\gamma = \frac{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j}}{\frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\gamma^j}{R_\gamma^j} + \frac{1}{n} \sum_{j=1}^n \frac{I_\alpha^j}{R_\alpha^j}} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 V_γ は残留オーステナイト体積率、下付の γ と α はそれぞれオーステナイト相とフェライト相、 I は回折ピークの積分強度、 n はピークの数、 R は θ 、(hkl)、物質の種類に依存する定数であり、次式で表される。

$$R = \left(\frac{1}{\nu^2} \right) \left[|F|^2 p \left(\frac{1 + \cos^2 2\theta}{\sin^2 \theta \cos \theta} \right) \right] (e^{-2M}) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 ν は単位格子の体積、 F は反射面の構造因子、 p は多重度因子、 e^{-2M} は温度因子を示す。本TRIP鋼の場合、構成組織であるフェライトとベイナイトもフェライト相であるため、変形前の残留オーステナイト体積率からの変化を加工誘起マルテンサイト体積率とした。また、残留オーステナイトの炭素含有量は、オーステナイトとフェライト相の格子定数を用いた次式により計算した^{17,30)}。

$$C_\gamma (\text{mass}\%) = \frac{a_\gamma - (3.572 - a_\alpha / 2.8664)}{0.033} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 a_γ 、 a_α はそれぞれオーステナイト相とフェライト相の格子定数であり、いずれもX線回折実験結果より計算した。

3. 結果と考察

3・1 組織

Fig.1に0.4C TRIP鋼の光学顕微鏡観察写真を示す。水平方向が圧延方向に平行となっている。図における青色はフェライト、茶色はベイナイト、白色が残留オーステナイト組織をそれぞれ示す^{5,27)}。各組織は圧延方向に対してバンド状に存在しており、フェライト組織の周辺に残留オーステナイトが多く存在していることがわかる。体積率としてはベイナイトが55.8%と一番多く、残留オーステナイト体積率は16%であった。点算法と線分法、X線回折実験により測定した各組織の体積率とフェライト、残留オーステナイトの平均結晶粒径、残留オーステナイト炭素含有量はTable 2に整理した。

Table 1. Chemical composition of a 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.41	1.47	1.18	0.019	0.003	0.04

3・2 0.4C TRIP 鋼の引張特性におよぼすひずみ速度の影響

様々なひずみ速度での引張試験で得られた0.4C TRIP 鋼の公称応力-ひずみ曲線をFig.2 (a) に示す。Table 3 には機械的特性を整理した。ひずみ速度が大きくなるに従って、0.2%耐力や引張強さは増大し、均一伸びや全伸びは減少する傾向にある。Fig.2 (b) には、公称ひずみ0.15までの公称応力-ひずみ曲線を拡大した。公称応力-ひずみ曲線のひずみ速度依存性についてよく見ると、一般の金属材料のようにひずみ速度増加により応力は増大し、伸びは低下する結果にはなっていない。Fig.3 には、ひずみ速度に対する0.2%耐力、引張強さと均一伸びの関係を整理した。

Fig. 1. Optical micrographs of the 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel, where (b) shows high magnification image.

0.2%耐力、引張強さともにひずみ速度が大きくなるに従い増大し、ひずみ速度依存性の大きさは0.2%耐力の方が大きい。引張強さのひずみ速度依存性についてみると、ひずみ速度が $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ に変化したとき、 10^0 s^{-1} から 10^1 s^{-1} に変化した際にいずれも引張強さは減少した。 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ と $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ では、均一伸びが大きく減少しており、この変化が引張強さにも影響していると考えられる。また、 10^0 s^{-1} と 10^1 s^{-1} の結果について

Fig. 2. Nominal stress-strain curves of the 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel obtained by tensile tests with strain rates between $3.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ and 10^3 s^{-1} at 296 K.

Table 2. Summary of microstructural parameters of the 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel.

Volume fraction (%)			Average grain size (μm)		Carbon content of γ_R (mass%)
ferrite	bainite	retained austenite (γ_R)	ferrite	γ_R	
28.2	55.8	16.0	3.1	4.2	1.3

Table 3. Mechanical properties of the 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel obtained by tensile tests at various strain rates.

Strain rate (s^{-1})	0.2% proof stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Uniform elongation (%)	Total elongation (%)
3.3×10^{-6}	522	910	25.2	31.6
3.3×10^{-5}	559	918	25.0	32.7
3.3×10^{-4}	610	938	24.0	30.2
3.3×10^{-3}	602	906	20.4	27.7
3.3×10^{-2}	619	917	17.6	25.8
10^0	663	951	15.9	27.1
10^1	650	932	14.9	27.9
10^2	782	951	12.6	25.8
10^3	770	980	13.2	28.8

ては、ひずみ速度 10^{-2} s^{-1} から 10^3 s^{-1} の範囲で機械的特性のひずみ速度依存性を見る限り、 10^1 s^{-1} の引張強さが小さくなったと言うより、 10^0 s^{-1} の引張強さが他のひずみ速度と比べて大きいと判断できる。Fig.3には、低炭素鋼である0.15C鋼より作製したDual-Phase (DP) 鋼²⁷⁾との比較も示した。0.2%耐力は0.4C TRIP鋼の方が大きく、引張強さはほぼ同じであった。また、0.2%耐力と引張強さのひずみ速度による変化はほとんど同じであると考えられる。均一伸びは0.4C TRIP鋼の方が大きく、ひずみ速度依存性はDP鋼とは大きく異なる。0.4C TRIP鋼の結果には、DP鋼における均一伸びのひずみ速度依存性の結果を上側にシフトさせ、その違いを示した。これより、特にひずみ速度 10^{-3} s^{-1} 以下で均一伸びの違いが見られ、 10^{-2} s^{-1} 以上ではひずみ速度による変化はほとんど同じであると判断できる。これより、TRIP効果により均一伸びの増大に効いているひずみ速度範囲は 10^{-3} s^{-1} 以下であることがわかった。Fig.4に、0.4C TRIP鋼、0.15C DP鋼および0.1C鋼より作製したDP鋼²⁶⁾の様々なひずみ速度における引張強さと均一伸びの関係を示す。図における点線は引張強さの均一伸びのかけ算の大きさを示す等高線である。0.1C鋼と0.15C鋼とでは、炭素量とマルテンサイト体積率の違いにより0.15C鋼の方が引張強さが大きい²⁸⁾。DP鋼の場合、ひずみ速度が大きくなるに従い引張強さは増大し、均一伸びは減少したのに対して、0.4C TRIP鋼はひずみ速度によってその関係が不規則に変化した。Fig.3の結果でも述べたように、ひずみ速度が 3.3×10^{-4} から $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ に変化したときに引張強さと均一伸びの関係は大きく低下し、 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 以上において 10^0 s^{-1} は優れた結果が得られたと言える。Fig.3と4より、0.4C鋼より作製したTRIP鋼のひずみ速度による各機械的特性の変化からTRIP効果により影響を受けて

いる機械的特性は均一伸びであると結論づけられる。さらに、TRIP効果によって均一伸びの増大が期待できるのは 10^{-3} s^{-1} 以下の低ひずみ速度域である。一方で、引張強さのひずみ速度依存性は0.4C TRIP鋼とDP鋼ではほぼ同じであったが、TRIP効果の有無を考慮すると0.4C TRIP鋼は 10^{-3} s^{-1} 以下の低ひずみ速度域での均一伸びの増大によって引張強さも大きくなった可能性も推察される。つまり、TRIP効果によって低ひずみ速度域ではDP鋼とほぼ同じ引張強さを示したと考えられ、加工誘起変態が起こらない場合にはDP鋼よりも引張強さのひずみ速度依存性は大きかったかもしれない。

Fig.5には、0.4C TRIP鋼および様々な炭素鋼のひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ と 10^3 s^{-1} における引張強さと均一伸びの関係を整理した。 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ において、0.4C TRIP鋼は他の結果よりも優れた引張強さと均一伸びの関係が示されていることがわかる。これはFig.3でも述べたように低ひずみ速度域ではTRIP効果によって優れた均一伸びが得られたことが大きく関係している。一方で、 10^3 s^{-1} の結果を見るとフェライト-パーライト鋼 (FP)³¹⁾、フェライト-セメンタイト鋼 (FC)³²⁾、DP鋼²⁸⁾ は $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ と比べ引張強さが増大し、均一伸びもほぼ同じもしくは少し増大したことで引張強さと均一伸びの関係はわずかに向上したのに対して、0.4C TRIP鋼とIF鋼³³⁾ は均一伸びの減少が大きく引張強さと均一伸びの関係も低下した。それでも0.4C TRIP鋼の結果はFig.5 (b) の中では優れた結果だと言え、ほぼ同じ引張強さである0.15C DP鋼よりも均一伸びは大きい。このことから0.4C TRIP鋼は高速変形時においてもTRIP効果により優れた引張特性が得られたと考えられる。Fig.6にはFig.5に示した試料の変形応力のひずみ速度依存

Fig. 3. 0.2% proof stress, tensile strength and uniform elongation as a function of strain rate in the 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel and the 0.15 C dual-phase steel²⁶⁾.

Fig. 4. Relationships between tensile strength and uniform elongation in the 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel and dual-phase steels²⁸⁾ at various strain rates.

Fig. 5. Relationships between tensile strength and uniform elongation in various single and multi microstructure steels^{28,31-34)} at $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (a) and 10^3 s^{-1} (b).

Fig. 6. Difference of 7 % flow stress between 10^3 and $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ($\Delta\sigma_{10^3-10^{-4} \text{ s}^{-1}}$) as a function of 7 % flow stress at $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ for the 0.4C-1.5Si-1.2Mn and various steels^{26,29-32)} at 296 K, where flow stress of the IF steel contain 5 % flow stress.

性を比較するために、ひずみ7%における変形応力を用いて 10^3 s^{-1} と $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の変形応力差 (静動差)³²⁾ を $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ におけるひずみ7%での変形応力について整理した。0.4C TRIP鋼の静動差は同じ強度レベルの0.15C DP鋼や他の試料よりも小さい。これは $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ における変形応力がTRIP効果によって大きくなったことが影響していると考えられる。

3・3 0.4C TRIP鋼の加工誘起変態挙動におよぼすひずみ速度の影響

Fig.7 (a) に、ひずみ速度 3.3×10^{-5} から 10^0 s^{-1} の範囲に

Fig. 7. Volume fraction of stress-induced martensite (a) and rate of stress-induced martensitic transformation (b) as functions of true strain at various strain rates in the 0.4C-1.5Si-1.2Mn steel.

おける真ひずみに対する加工誘起マルテンサイト体積率の関係を示す。図におけるプロットはX線回折実験により計算した結果であり、曲線は以下に示すMatsumuraらにより提案された式³⁵⁾を一部修正した式を用いて記述した結果である。

$$V_{\alpha'} = 1 - V_{\gamma} = V_{\alpha's} \left(1 - \frac{V_{\gamma 0}}{1 + (k/q) V_{\gamma 0} (\epsilon_p)^q} \right) \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $V_{\alpha'}$ は加工誘起マルテンサイト体積率、 V_{γ} は残留オーステナイト体積率、 $V_{\gamma 0}$ は変形前の残留オーステナイト体積率、 $V_{\alpha's}$ は加工誘起マルテンサイト体積率の飽和値、 ϵ_p は真塑性ひずみ、 k と q は定数である。我々の研究グループでは、加工誘起変態挙動をひずみの関数として整理する際にMatsumuraらの式を用いて検討を行ってきた^{19,21)}。Matsumuraらの式は様々な加工誘起変態挙動を記述することができるが、ひずみの増大とともに必ずすべての(残留)オーステナイトがマルテンサイトに変態する結果となる³⁵⁾。一方で、材料や試験条件によっては変形中に加工誘起変態がある値以上で飽和する結果も報告されており、このような場合Matsumuraらの式での記述は難しい²⁾。本研究ではこの点を考慮し、従来のMatsumuraらの式に加工誘起マルテンサイト体積率の飽和値($V_{\alpha's}$)を用いて(1)式のように修正した。 $V_{\alpha's}$ を記述式に考慮することで、加工誘起変態挙動のより正確な記述が可能となると考えられる。本研究では、 $V_{\alpha's}$ の大きさとして破断試験片の加工誘起マルテンサイト体積率を用いた。Table 4にはX線回折実験結果を(4)式で整理した時の k 、 q 、 $V_{\alpha's}$ の値を整理した。

Fig.7 (a) に示す0.4C TRIP鋼の加工誘起変態挙動のひずみ速度依存性については、真ひずみ0.03までの変形初期とそれ以上のひずみ域でひずみ速度の影響が異なる。つまり、真ひずみ約0.03までの変形初期においては、ひずみ速度が $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ まではひずみ速度が大きくなるに従って同じ真ひずみにおける加工誘起マルテンサイト体積率は増加するが、それ以上のひずみ速度になると変態は起こりにくくなり、 10^0 s^{-1} の結果では真ひずみ約0.02まで加工誘起変態は起こっていなかった。しかしながら、 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ と 10^0 s^{-1} については真ひずみ0.03以上になると急激に加工誘起変態が起こり、真ひずみ0.08以降

ではひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の結果より加工誘起マルテンサイト体積率は多くなった。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の結果は、塑性変形開始直後に既に6%ほど変態が起こっていたがその後加工誘起変態はほとんど進まなかった。Fig.7 (a) よりFig.3に示した機械的特性のひずみ速度依存性について考えると、ひずみ速度の影響の大きかった均一伸びについて、良い値を示した $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 以下の加工誘起変態挙動は他のひずみ速度と比べて変態が緩やかに進んでいることがわかる。また、残留オーステナイトが全てマルテンサイトに変態する必要はなく、均一伸び付近で10%程度の加工誘起マルテンサイトでも高ひずみ速度での均一伸びと比べて10%以上大きな値が得られたことは興味深い。つまり、変形初期では加工誘起変態が起こらず残留オーステナイト組織が安定であること、引張変形とともに他のひずみ速度よりもゆっくりと変態が進み、均一伸び付近での加工誘起変態量は変形前の残留オーステナイト体積率の約6割である10%程度で十分であることがわかった。変形初期はあまり加工誘起変態せず、変形が進むにつれて変態が起こる時にTRIP効果により優れた均一伸びが得られるという結果は、これまでの報告と良く一致する^{2,11,14,19)}。 $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ よりも加工誘起変態が起こりにくい場合の機械的特性についてはひずみ速度 10^{-6} s^{-1} 以下で実験を行うことはできないため、試験温度を変えた実験を行う必要があるがこの点については今後の課題である。

3・4 準安定オーステナイト鋼のTRIP効果との比較

次に、本研究で検討した0.4C TRIP鋼と準安定オーステナイト鋼であるSUS301L鋼^{20,36)}のTRIP効果におよぼすひずみ速度の影響を比較した。Fig.8にSUS301L鋼の機械的特性のひずみ速度依存性を整理した。Fig.8にはSUS301L鋼のTRIP効果を示す目的で安定オーステナイト鋼であるSUS310S鋼の結果も示した。301L鋼の機械的特性はほとんどのひずみ速度において310S鋼よりも大きく、引張強さと均一伸びのひずみ速度依存性は 10^1 s^{-1} 以上ではほとん

Table 4. Values of k and p in the Eq. (4) and $V_{\alpha's}$ of the TRIP steels at various strain rates.

Strain rate (s^{-1})	k	q	$V_{\alpha's}$ (%)
3.3×10^{-6}	—	—	14.1
3.3×10^{-5}	40	1.47	13.8
3.3×10^{-4}	8.3	0.94	15.4
3.3×10^{-3}	2.2	0.35	12.4
3.3×10^{-2}	154	1.6	14.2
10^0	11,112.4	2.68	15.4
10^1	—	—	14.2
10^2	—	—	12.8
10^3	—	—	15.2

Fig. 8. 0.2% proof stress, tensile strength and uniform elongation as a function of strain rate in the SUS301L and SUS310S steels^{20,36)}.

ど同じであると考えられる。引張強さと均一伸びのTRIP効果による増大分を310S鋼の結果を元に図に網掛けで示した。0.4C TRIP鋼と同じように低ひずみ速度において310S鋼との違いが大きいことがわかる。また、301L鋼の場合均一伸びだけでなく引張強さもTRIP効果によって増大したことがわかる。これは0.4C TRIP鋼の残留オーステナイト体積率が16%であったのに対して、301L鋼はオーステナイト単相であることが影響していると考えられる。つまり、加工誘起マルテンサイト体積率は強度に大きく影響することを示している。加工誘起変態できるオーステナイト組織の体積率は、Fig.8に網掛けで示したTRIP効果により引張強さと均一伸びの増大が示されたひずみ速度の範囲にも影響をおよぼしていると思われる。0.4C TRIP鋼の場合、TRIP効果が均一伸びの影響をおよぼすひずみ速度範囲は 10^{-3} s^{-1} 以下であったのに対して、SUS301L鋼の場合 10^0 s^{-1} 以下であった。これは加工誘起マルテンサイト体積率の最大値が大きいほど、TRIP効果が期待できるひずみ速度範囲が広がることを示している。

Fig.9には、SUS301L鋼の加工誘起マルテンサイト体積率を真ひずみに対して整理した結果を示す。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ から 10^{-3} s^{-1} まではひずみ速度が大きくなるに従い加工誘起マルテンサイト体積率は増大したが、それ以上のひずみ速度になると変態は起こりにくくなった。この傾向は0.4C TRIP鋼とよく一致する。しかし、301L鋼はひずみ速度増大に従い加工誘起マルテンサイト体積率は減少したが、0.4C TRIP鋼の場合真ひずみ0.03以上では急激に変態が起こった。Perladeら³⁷⁾はひずみあたりの加工誘起変態が起こるサイト ($dN/d\varepsilon$) を温度や活性化エネルギーによって記述し、この時活性化エネルギーは温度とオーステナイト組織の応力等によって変化すると考えている。

Fig. 9. Volume fraction of stress-induced martensite (a) and rate of stress-induced martensitic transformation (b) as functions of true strain at various strain rates in the SUS301L steel^{20,36)}.

$$\frac{dN}{d\varepsilon} = \frac{I_0}{A_0} \exp\left(-\frac{\Delta W}{RT}\right) \quad (5)$$

ここで、 I_0/A_0 は単位体積あたりの核生成サイト数、 R は気体定数、 T は温度、 ΔW は活性化エネルギーである。 ΔW は加工誘起変態の駆動力と関係し、化学成分、温度と応力の関数として与えられる³⁷⁾。Perladeらによる記述式では、温度が低くなるほど、もしくはオーステナイト組織にかかる応力が大きくなる（この場合ひずみ速度が増加する効果に相当する）ほど加工誘起マルテンサイト体積率は増加する。一方で、高ひずみ速度での変形の場合、変形中の発熱の影響³⁸⁻⁴⁰⁾を無視することはできない。このことから考えると、 10^{-2} から 10^0 s^{-1} において変態が起こりにくくなった理由として、ひずみ速度増加による発熱の影響が大きいためであると考えられる。 10^{-3} から 10^{-2} s^{-1} のオーダーにかけて加工誘起変態挙動が変化する点は0.4C TRIP鋼も301L鋼も同じであった。このことからひずみ速度増加による発熱の影響が無視できなくなるのは、 10^{-2} s^{-1} のオーダー以上であると推察される。また、ひずみ速度増加により発熱の影響が大きくなる一方で、変形応力も大きくなる。このような相反するふたつの効果が 10^{-2} s^{-1} 以上の高ひずみ速度域で起こっていると考え、0.4C TRIP鋼と301L鋼の加工誘起変態挙動のひずみ速度依存性の違いは以下のような

に考察できる。つまり、301L鋼の場合は発熱の影響の方が大きいためにひずみ速度増加により変態は起こりにくくなったと言える。それに対して、0.4C TRIP鋼の場合、真ひずみ0.03以下の変形初期においては同様に発熱の影響が大きいために変態が起こりにくくなったと考えられるが、それ以上のひずみでは変形応力増大による効果が発熱の影響よりも大きくなったことにより加工誘起変態が起こりやすくなり、真ひずみ0.03以上で加工誘起マルテンサイト体積率が急激に増加したと考えられる。さらにこのような0.4C TRIP鋼と301L鋼の違いは、それぞれのオーステナイト組織の加工安定性が関係しており、0.4C TRIP鋼の残留オーステナイト組織の方が加工安定性が低いことが推察される。Fig.7 (b) と Fig.9 (b) に示した、0.4C TRIP鋼と301L鋼の真ひずみに対する変態速度(真ひずみ1%あたりどれだけ加工誘起マルテンサイト体積率が増加するかを示した値)よりオーステナイトの加工安定性を比較する。いずれの結果も変形開始から変態速度は大きくなり、最大の変態速度を迎えた後、変態速度は減少する。両鋼の変態速度の変化を比較すると、0.4C TRIP鋼の方が最大の変態速度を迎える真ひずみがすべて真ひずみ0.05以下の変形初期であることがわかる。これは塑性変形開始直後に加工誘起変態が多く起こる、つまり、オーステナイト組織の加工安定性が低いことを意味する。以上のことから、Fig.7に示した0.4C TRIP鋼の加工誘起変態におよぼすひずみ速度の影響は、残留オーステナイトの加工安定性が大きく関係していると言える。 10^{-2} s^{-1} 以上の結果については、変形の初期では準安定オーステナイト鋼同様発熱の影響によって加工誘起変態は起こりにくくなったが、加工安定性が低いために真ひずみ0.03以降ではひずみ速度増加による応力増大の影響の方が大きくなったことによって、急激に加工誘起マルテンサイト体積率が増加したと説明できる。

4. 結言

本研究では、0.4C-1.5Si-1.2Mn鋼よりTRIP型複合組織鋼(0.4C TRIP鋼)を作製し、常温296Kにてひずみ速度を 3.3×10^{-6} から 10^3 s^{-1} まで変化させ引張試験を行った。得られた結果より、機械的特性と加工誘起変態挙動のひずみ速度依存性を整理し、0.4C-1.5Si-1.2Mn鋼のTRIP効果について考察を行った。主な結論は以下の通りである。

(1) 0.4C TRIP鋼は、ひずみ速度の増大により0.2%耐力や引張強さは増大し、均一伸びは減少した。しかし、ひずみ速度が $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、 10^0 s^{-1} から 10^1 s^{-1} に変化した際は均一伸びだけでなく引張強さも減少した。

(2) 0.4C TRIP鋼の加工誘起変態挙動におよぼすひずみ速度の影響を、 $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から 10^0 s^{-1} の範囲で調査した結果、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ までは

ひずみ速度が大きくなるに従って変形初期における変態は起こりやすくなったが、塑性変形中の加工誘起変態量は小さくなった。 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 以上では、変形初期の加工誘起変態は起こりにくくなったが、塑性変形開始後の真ひずみ0.03以上で大きく加工誘起変態が起こった。

(3) 0.15C鋼より作製したDual-Phase鋼のひずみ速度依存性と比較すると、0.4C TRIP鋼の加工誘起変態によるTRIP効果は主に均一伸びに影響していることがわかり、均一伸びの向上に寄与しているひずみ速度域は 10^{-3} s^{-1} 以下であった。また、残留オーステナイトは変形初期に加工誘起変態しない方が優れた均一伸びが得られ、もっとも良い均一伸びが得られた際には最大荷重時に残留オーステナイトの約6割である10%がマルテンサイトに加工誘起変態した。

(4) 準安定オーステナイト鋼SUS301Lのひずみ速度依存性と比較を行ったところ、引張強さのひずみ速度依存性やTRIP効果が均一伸びに寄与するひずみ速度の範囲に違いが見られた。これらは、加工誘起変態できるオーステナイト体積率の違いが関係しているためだと考えられる。

(5) SUS301Lの加工誘起変態挙動を0.4C TRIP鋼と比較した結果、結論の2で述べた0.4C TRIP鋼の加工誘起変態挙動は、残留オーステナイトの加工安定性がSUS301Lよりも低くひずみ速度増大による発熱の影響よりも変形応力増大の効果が大きいために $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 以上では塑性変形中のわずかなひずみで加工誘起変態が起こったと推察される。

本研究を遂行するにあたり、多大なる協力をいただいた香川大学工学部の上路林太郎博士、兵庫県立大学工学部4年生の張洪鑫氏(現(株)東洋金属熱錬工業所)に心より感謝申し上げます。

文 献

- 1) T.Maki: *Tetsu-to-Hagané*, **81**(1995), N547.
- 2) T.Angel: *J. Iron Steel Inst.*, **177**(1954), 165.
- 3) V.F.Zackay, E.R.Parker, D.Fahr and R.Bush: *Trans. Am. Soc. Met.*, **60**(1967), 252.
- 4) S.Hashimoto, T.Kashima, S.Ikeda and K.Sugimoto: *Tetsu-to-Hagané*, **88**(2002), 400.
- 5) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **27**(1987), 570.
- 6) Y.Iwasaki, Y.Nakasone, T.Shimizu and N.Kobayashi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **72**(2006), 1561.
- 7) K.Nagai, K.Shibata, T.Fujita and Y.Ujii: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **22**(1982), 696.
- 8) K.Sugimoto, M.Murata, T.Muramatsu and Y.Mukai: *ISIJ Int.*, **47**(2007), 1357.
- 9) O.Matsumura, Y.Sakuma, Y.Ishii and J.Zhao: *ISIJ Int.*, **32**(1992), 1110.
- 10) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *ISIJ Int.*, **32**(1992), 1014.
- 11) Y.Sakuma, O.Matsumura and O.Akisue: *ISIJ Int.*, **31**(1991), 1348.
- 12) K.Sugimoto, M.Kobayashi and S.Hashimoto: *Metall. Trans. A*, **23A**(1992), 3085.

- 13) A.Itami, M.Takahashi and K.Ushioda: *Tetsu-to-Hagané*, **81**(1995), 673.
- 14) N.Tsuchida and Y.Tomota: *Mater. Sci. Eng.*, **A285**(2000), 345.
- 15) M.R.Berrahmoune, S.Berveiller, K.Inal, A.Moulin and E.Patoor: *Mater. Sci. Eng.*, **A378**(2004), 304.
- 16) S.Curtzea, V.-T.Kuokkala, M.Hokka and P.Peura: *Mater. Sci. Eng.*, **A507**(2009), 124.
- 17) Y.Tomota, H.Tokuda, Y.Adachi, M.Wakita, N.Minakawa, A.Moriai and Y.Morii: *Acta Mater.*, **52**(2004), 5737.
- 18) N.Tsuchida, K.Fukaura, Y.Tomota, A.Moriai and H.Suzuki: *Mater. Sci. Forum*, **652**(2010), 233.
- 19) N.Tsuchida, Y.Morimoto, T.Tonan, Y.Shibata, K.Fukaura and R.Ueji: *ISIJ Int.*, **51**(2011), 124.
- 20) Y.Takagi, R.Ueji, T.Mizuguchi and N.Tsuchida: *Tetsu-to-Hagané*, **97**(2011), 450.
- 21) N.Tsuchida, Y.Morimoto, S.Okamoto, K.Fukaura, Y.Harada and R.Ueji: *J. Jpn. Inst. Met.*, **72**(2008), 769.
- 22) N.Tsuchida, S.Kawabata, K.Fukaura and R.Ueji: *J. Alloys and Compounds*, (2012).
- 23) J.H.Chung and Y.W.Chang: *Tetsu-to-Hagané*, **79**(1993), 665.
- 24) K.Ushioda and M.Takahashi: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **11**(2006), 779.
- 25) K.Tsuzaki and T.Maki: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **32**(1992), 69.
- 26) F.S.LePera: *Metallography*, **12**(1979), 263.
- 27) S.Bandoh, O.Matsumura and Y.Sakuma: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **28**(1988), 569.
- 28) N.Tsuchida, Y.Izaki, T.Tanaka and K.Fukaura: *Tetsu-to-Hagané*, **97**(2011), 201.
- 29) A.K.De, D.C.Murdock, M.C.Mataya, J.G.Speer and D.K.Matlock: *Scr. Mater.*, **50**(2004), 1445.
- 30) S-C.Cheng, Y.Tomota, Y.Shiota, Y.Toomine and T.Kamiyama: *Tetsu-to-Hagané*, **92**(2006), 557.
- 31) N.Tsuchida, Y.Tomota and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **42**(2002), 1594.
- 32) N.Tsuchida, H.Masuda, Y.Harada, K.Fukaura, Y.Tomota and K.Nagai: *Mater. Sci. Eng.*, **A488**(2008), 446.
- 33) 友田陽：計算工学による組織と特性予測技術の最前線，日本鉄鋼協会，東京，(2010)，246.
- 34) N.Tsuchida, Y.Tomota and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **90**(2004), 1043.
- 35) O.Matsumura, Y.Sakuma and H.Takechi: *Scr. Mater.*, **21**(1987), 1301.
- 36) Y.Yamaguchi and N.Tsuchida: unpublished data.
- 37) A.Perlade, O.Bouaziz and Q.Furnemont: *Mater. Sci. Eng.*, **A356**(2003), 145.
- 38) H.Takechi, M.Takahashi, K.Ito, T.Endo and Y.Tomota: *Tetsu-to-Hagané*, **88**(2002), 703.
- 39) J.D.Campbell and W.G.Ferguson: *Philos. Mag.*, **21**(1970), 63.
- 40) J.H.Park and Y.Tomota: *Z. Metallkd.*, **94**(2003), 53.