TRIP 型複合組織鋼のバウシinger 効果と内部応力

杉 本 公 一* 坂 木 庸 晃**
小 林 光 征*** 安 木 真 一****

J. Japan Inst. Metals, Vol. 54, No. 12 (1990), pp. 1344-1349

Bauschinger Effect and Internal Stress of TRIP-Aided Dual-Phase Steels

Koh-ichi Sugimoto*, Tsuneaki Sakaki**,
Mitsuyuki Kobayashi*** and Shin-ichi Yasuki****

The Bauschinger effect behavior and the influences of retained austenite on that of 0.1~0.4%C-1.5%Si-1.5%Mn in mass% TRIP (Transformation-Induced Plasticity)-aided dual-phase steels containing the retained austenite of 6 to 20 vol% were measured, and the relations between the Bauschinger stress and mean internal stress calculated on the basis of a continuum theory were investigated.

The Bauschinger effects in TRIP-aided dual-phase steels were characterized by remarkable transitional-softening and subsequent permanent-softening proposed by Orowan, the amounts of which were relatively small compared to ones of conventional ferrite-martensite dual-phase steels. Retained austenite was found to make the Bauschinger effect small, although strain-induced transformation of retained austenite to martensite, which was particularly promoted during deformation in tension, enhanced a strain hardening rate and flow stress in tension.

The Bauschinger effect and the Bauschinger stress were found to be controlled by a long range internal stress arising from unrelaxed plastic strain between the matrix and the second phase islands. The internal stress was estimated from continuum theory considering the effects of strain-induced transformation and plastic relaxation during straining.

(Received July 2, 1990)

Keywords: Bauschinger effect, Bauschinger stress, transformation-induced plasticity, strain-induced transformation, dual-phase steel, retained austenite, internal stress, continuum theory

I. 緒 言

近年, 1000 MPa 級超高強度薄鋼板として, 残留オーステナイトの変態誘起塑性⁽¹⁾(Transformation induced plasticity: TRIP)を有効に利用した高延性タイプの複合組織鋼⁽²⁾⁻⁽⁴⁾が開発された。この複合組織鋼では, 変形中に硬質第2相の存在によって高い内部応力⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾が発生する。同時に, 残留オーステナイトのひずみ誘起変態も起こるため, 内部応力は複雑に変化することが予想される。また, これに関してバウシinger効果も従来のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾とは異なることが予想されるが, 現在のところ報告例はない。

本研究では, 最大 20 vol%の残留オーステナイトを含む複合組織鋼を用いて, まず, (1)引張・圧縮のバウシinger

効果挙動およびそれに対する残留オーステナイトの影響を詳細に調査した。さらに, (2)実測された内部応力(バウシinger応力)を連続体理論によって説明することを試みた。

II. 実験方法

供試鋼には炭素量を0.006から0.40 mass%の範囲で5段階に変化させた1.5%Si-1.5%Mn熱間圧延丸棒鋼を用いた(**Table 1**)。以後では, 簡単のためこれらの鋼を0C~4C鋼と呼ぶ。なお, 0C鋼はフェライト単相鋼である。供試鋼より平行部長さ10 mm, 平行部直径7 mmの丸棒引張・圧縮試験片を作成した後, 780°C, 1.2×10³ sの2相域焼きなまし後400°Cに保持した塩浴中に急冷し, 10 sまたは10³ s保持後油冷の熱処理を施した。ここで10 s保持材は比較材として用いた。以下では, 400°Cでの保持時

* 信州大学繊維学部機能機械学科 (Department of Functional Machinery and Mechanics, Faculty of Textile Science and Technology, Shinshu University, Ueda)

** 東京都立大学工学部機械工学科 (Department of Mechanical Engineering, Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, Tokyo)

*** 信州大学工学部生産システム工学科 (Department of Mechanical Systems Engineering, Faculty of Engineering, Shinshu University, Nagano)

**** 信州大学大学院生 (Graduate Student, Shinshu University, Ueda)

Table 1 Chemical composition of steels (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	O	N
0C	0.006	1.51	1.49	0.015	0.002	0.036	0.0004	0.0007
1C	0.099	1.50	1.50	0.016	0.002	0.039	0.0011	0.0006
2C	0.203	1.50	1.51	0.016	0.002	0.038	0.0008	0.0006
3C	0.298	1.50	1.50	0.016	0.002	0.038	0.0010	0.0007
4C	0.399	1.50	1.49	0.015	0.002	0.036	0.0010	0.0007

間が 10^3 s および 10 s をそれぞれ 10^3 s 材, 10 s 材と呼ぶ。

パウシinger効果の実験はインストロン型引張試験機を用いて, 室温, クロスヘッド速度 1 mm/min で行った。このとき, 引張方向のひずみ量 ϵ_p は最大 10% とした。試験片平行部にはひずみゲージ式変位計を取り付け, 正確な応力-ひずみ曲線を X-Y レコーダに記録した。パウシinger効果の表示法は種々報告されている⁽¹²⁾が, 本研究では 0.1% および 3% パウシinger 応力を採用した。それぞれのパラメータの定義を Fig. 1 に示す。なお, Fig. 4 に示されるように, 本鋼の 3% パウシinger 応力は永久軟

Fig. 1 Schematic diagram of the Bauschinger effect.

化量にはほぼ一致する。

残留オーステナイト体積率の測定は X 線回折法 (5 ピーク法) により行った。また, 第 2 相体積率は線分法により測定した。

III. 実験結果

1. 微細組織と引張特性

熱処理後の組織の代表例を Fig. 2 に示す。また, 第 2 相および残留オーステナイト体積率を Table 2 に示す。 10^3 s 材の第 2 相はベイナイト (B), 残留オーステナイト (A) および微量のマartenサイト (M) からなる。残留オーステナイトは 6~20 vol% の範囲で変化し, 3C および 4C 鋼とともに最大となっている。この場合の残留オーステナイトは他の第 2 相と独立してフェライト粒界上に孤立するタイプが多い。一方, 10 s 材の第 2 相はマartenサイトおよび微量のベイナイト, 残留オーステナイトからな

Fig. 2 Scanning electron micrograph of 4C steel intercritically annealed at 780°C and then held at 400°C for 10^3 s. F shows ferrite matrix.

Table 2 Tensile properties and volume fractions of steels.

Steels		$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	$\sigma_{0.2}/\sigma_B$	ϵ_u (%)	ϵ_t (%)	δ (%)	$\sigma_B \times \epsilon_t$ (MPa·%)	$f(f_A)$ (vol%)
10^3 s	0C	295*	450	0.657	21.4	67.8	82.0	3.1×10^4	0 (0)
	1C	455*	745	0.612	19.0	49.4	64.8	3.7×10^4	11 (6)
	2C	455	850	0.536	24.4	46.3	52.4	3.9×10^4	17 (12)
	3C	466	948	0.492	26.0	44.3	49.5	4.2×10^4	32 (20)
	4C	500	1056	0.473	22.0	32.6	37.8	3.4×10^4	43 (20)
10 s	1C	387	817	0.474	15.9	35.2	45.1	2.9×10^4	27 (3)
	2C	471	1087	0.433	12.0	12.0	13.8	1.3×10^4	40 (6)
	3C	529	1367	0.387	17.4	17.4	11.4	2.4×10^4	48 (6)
	4C	582	1340	0.435	9.5	9.5	4.5	1.3×10^4	50 (6)

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, σ_B : tensile strength, $\sigma_{0.2}/\sigma_B$: yield ratio, ϵ_u : uniform elong., ϵ_t : total elong., δ : reduction of area, $\sigma_B \times \epsilon_t$: product of tensile strength and total elongation, $f(f_A)$: vol. frac. of second phase (vol. frac. of retained austenite), *: yield point.

り、従来のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼に近い組織を有する。残留オーステナイト量は少なく、3~6 vol%である。

各鋼の引張変形曲線(a)および変形に伴う残留オーステナイト量の変化(b)をFig. 3に示す。また、引張特性をTable 2に示す。本複合組織鋼、10³s材では、連続降伏(1C鋼、10³s材を除く)および低降伏比が現れる。また、高ひずみ域において、残留オーステナイトのひずみ誘起変態に起因してひずみ硬化率が高い値に維持され、とくに大きい一様伸び ϵ_u および全伸び ϵ_t を生ずる。10s材は従来

のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼と同様の引張特性⁽⁷⁾を生ずる。

残留オーステナイトのひずみ誘起変態は低ひずみ域で多く生じ、それ以降のひずみ域では徐々にマルテンサイトに変態している。本鋼の残留オーステナイトは他の同種の複合組織鋼⁽²⁾⁻⁽⁴⁾と比較して、比較的安定であるといえる。

2. 引張・圧縮曲線

引張方向に最大10%の予ひずみを付与後、続いて圧縮方向に変形させたときの真応力-真ひずみ曲線の代表例(10³s材)をFig. 4に示す。図中、圧縮方向の変形応力は引張側に反転して示してある。

本鋼では顕著な遷移軟化が現れるが、約3%の圧縮方向ひずみでバウシinger応力はほぼ一定となる。フェライト・マルテンサイト複合組織鋼での報告によると、第2相体積率によってバウシinger効果挙動は著しく変化し、第2相体積率が低い場合($f \leq 0.25$)では永久軟化が生ずる⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾。しかし、第2相体積率が高くなると($f > 0.40$)、遷移軟化のみが生じ、それ以上のひずみ域では引張方向の変形応力 σ_t と圧縮方向の変形応力 σ_r が交差するため永久軟化が生じなくなる⁽¹³⁾。本鋼、10s材および10³s材の第2相体積率は11~50 vol%の範囲にあるが、いずれも永久軟化が認められた。

0C, 2Cおよび4C鋼の10s材、10³s材の引張・圧縮曲線の比較をFig. 5(a), (b)に示す。Fig. 5(b)は応力 σ 、ひずみ ϵ をそれぞれ予ひずみ付与時の応力 σ_p およびひずみ ϵ_p で割って一般化している。この図より、遷移軟化は第2相体積率が高い4C鋼で顕著に生ずることがわかる。また、遷移軟化は第2相の平均強度が高くかつ従来のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼に類似する10s材のほうが顕著に現れている。

引張予ひずみ付与後、圧縮方向に変形させたときの残留

Fig. 3 True stress-true strain curves and variations in volume fraction of retained austenite f_A during deformation for 0C-4C steels.

Fig. 4 Typical forward and reverse flow behaviors for (a) 0C, (b) 2C and (c) 4C steels tested in push-pull. σ_f and σ_r represent forward and reverse stresses, respectively.

Fig. 5 Comparison between forward and reverse flow curves of 0C-4C steels.

Fig. 6 Change in volume fraction of retained austenite f_A during deformation in compression after prestraining in tension.

オーステナイト量の変化の代表例(4C 鋼, 10^3 s 材)を Fig. 6 に示す。Fig. 6 より、残留オーステナイトのひずみ誘起変態は引張方向の変形によって促進されるが、圧縮方向の変形では著しく抑制されることがわかる。この理由として、引張方向のひずみはマルテンサイト変態時に起こる体積膨張を促進し、圧縮ひずみは逆に抑制することが考えられる。いずれにしても、圧縮変形でひずみ誘起変態が抑制されることにより抑制されない場合に比較してバウシinger 応力は高めに現れるであろう。

3. バウシinger 応力

0.1%バウシinger 応力($0.1\%\sigma_{BS}$)および3%バウシinger 応力($3\%\sigma_{BS}$)と引張方向の予ひずみ量(ϵ_p)との関係を Fig. 7(a), (b)に示す。 10^3 s 材の $0.1\%\sigma_{BS}$ は予ひずみ量の増加に伴い著しく増加し、予ひずみ量5%以上ではそ

Fig. 7 Bauschinger stresses as a function of prestrain of 0C-4C steels.

の増加は緩やかになる。また、C 量が高い(第2相体積率が高い)ほどその値は高くなる。 $3\%\sigma_{BS}$ も予ひずみ量の増加に伴い増加するが、その値(100 MPa 以下)は $0.1\%\sigma_{BS}$ に比べて著しく低い。この場合、1C~4C 鋼では C 量依存性(第2相体積率依存性)はほとんど認められない。また、 10^3 s 材の $3\%\sigma_{BS}$ (永久軟化量 σ_{PS} にほぼ相当する)は従来のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼⁽⁸⁾⁻⁽¹¹⁾よりも少し低い。 10 s 材の両 σ_{BS} は 10^3 s 材に比較して高い値を示すが、予ひずみ量依存性は 10^3 s 材とほとんど同じ傾向を示す。

予ひずみ量5%の場合について、バウシinger 応力の第2相体積率依存性を Fig. 8 に示す。図中には、著者らが別に行った残留オーステナイトをまったく含まない 0.11%C-0.20%Si-1.36%Mn フェライト・マルテンサイト(F+M)複合組織鋼の結果も示す。 $0.1\%\sigma_{BS}$ についてみる

Fig. 8 Variations in Bauschinger stresses as a function of volume fraction of second phase f .

と、10 s 材の0.1% σ_{BS} は第2相体積率の増加に伴い直線的に増加するのに対し、 10^3 s 材の0.1% σ_{BS} は放物線的に増加するため、その値は第2相体積率が高いほど10 s 材に比較して著しく低くなっている。このような両材の0.1% σ_{BS} の差は 10^3 s 材の第2相が主にマルテンサイトより変形強度の低いベイナイトと残留オーステナイトからなり、第2相の平均変形強度が10 s 材に比較して低くなっているためであろう。一方、3% σ_{BS} についてみると、10 s 材の3% σ_{BS} は 10^3 s 材よりも少し高いが、本研究の第2相体積率範囲においては、両材の3% σ_{BS} の第2相体積率依存性はほとんど認められなかった。

IV. 考 察

本節では、実測した内部応力(バウシinger応力の1/2, Fig. 7)を連続体理論より推定できるか否かを検討するため、第2相に起因してフェライト相に生ずる内部応力の実験値 $\sigma_{i,exp}$ と理論値 $\sigma_{i,cal}$ を比較した。以下では、各内部応力の求め方を説明した後、両内部応力の比較・検討を行う。

1. 内部応力の理論値($\sigma_{i,cal}$)

複合組織鋼の変形は一般に連続体理論⁽⁶⁾でよく近似される⁽⁷⁾。この理論に従えば、軟質フェライト母相(S)と硬質第2相(H)の両相がともに塑性変形する場合の複合組織鋼の変形応力 $\sigma^{DP}(\epsilon)$ は次式で表される。

$$\sigma^{DP}(\epsilon) = \sigma^S(\epsilon^S) + fKE(\epsilon^S - \epsilon^H) \quad (1)$$

$$\epsilon = (1-f)\epsilon^S + f\epsilon^H$$

$$K = (7-5\nu)/\{10(1-\nu^2)\}$$

ここで、 $\sigma^S(\epsilon^S)$ は母相の変形応力(塑性ひずみ)、 ϵ^H は第2相の塑性ひずみである。また、 f は第2相の体積率、 ν 、 E は母相および第2相のポアソン比、ヤング率である。なお、Ⅲ節では ϵ を全ひずみ(弾性ひずみ+塑性ひずみ)として用いたが、本節では塑性ひずみとして用いる。

本複合組織鋼では第2相が2種類以上の相からなる。また、変形に伴いひずみ誘起変態が起こる。さらに、フェライト相の塑性変形が第2相に優先し⁽¹⁴⁾、第2相界面近傍のフェライト域では界面すべりまたはAshby⁽¹⁵⁾の提案した緩和機構などによる塑性緩和を生ずることが考えられる。このような場合、次式で定義される仮想第2相(H^*)を考えると便利である。

$$\sigma^{DP}(\epsilon) = (1-f)\sigma^S(\epsilon) + f\sigma^{H^*}(\epsilon) \quad (2)$$

この仮想第2相の変形応力 σ^{H^*} は実際の第2相の平均変形応力より低く実質的に塑性変形しやすくなるため、上述の塑性緩和は小さく無視できるようになるであろう。もちろん、仮想第2相の変形応力には残留オーステナイトのひずみ誘起変態によるひずみ硬化率の増加の影響も含まれる。このとき、第2相の存在に起因してフェライト相に発生する平均内部応力 $\sigma_{i,cal}(\epsilon)$ (長範囲内部応力)は、式(1)

を変形して、次式のように複合組織鋼と軟質フェライト相の変形応力の差として計算される⁽⁸⁾。

$$\sigma_{i,cal}(\epsilon) = \sigma^{DP}(\epsilon) - \sigma^S(\epsilon^S) \quad (3)$$

$$= fKE(\epsilon^S - \epsilon^{H*}) \quad (3)'$$

式(3)より $\sigma_{i,cal}(\epsilon)$ を求める際、 $\sigma^S(\epsilon^S)$ には0C鋼の変形応力をHall-Petchの式により粒径補正した値を用いた。

また、便宜上、 $\epsilon = \epsilon^S$ とした。

2. 内部応力の実験値($\sigma_{i,exp}$)

式(3)に対応する内部応力の実験値 $\sigma_{i,exp}(\epsilon)$ は、次式のように複合組織鋼の0.1%バウシinger応力 σ_{BS}^{DP} から軟質フェライト相自身によって生ずる0.1%バウシinger応力 σ_{BS}^S を除くことにより求めることができるであろう。

$$\sigma_{i,exp}(\epsilon) = \sigma_{BS}^{DP}(\epsilon)/2 - (1-f)\sigma_{BS}^S(\epsilon)/2 \quad (4)$$

ここで、 $\sigma_{BS}^S(\epsilon)$ にはフェライト単相鋼(0C鋼)の $\sigma_{BS}(\epsilon)$ を用いた。 $\sigma_{BS}^S(\epsilon)$ についてもHall-Petch式の結晶粒径依存性⁽¹²⁾を考慮する必要があるが、0C鋼についての結晶粒径依存性は不明であるので、式(4)にはこの影響を考慮していない。

2相合金の長範囲内部応力は通常Orowanによる永久軟化量 σ_{PS} で評価される⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾が、複合組織鋼の σ_{PS} は物理的意味が不明確な点が多いようである。また、内部応力は圧縮変形のひずみ硬化の影響が小さい圧縮ひずみで求めるべきであろう。このような理由により、内部応力の実験値の計算に0.1%バウシinger応力を採用した。

3. 両内部応力の比較と検討

バウシinger応力としてFig. 7の0.1% σ_{BS} を用い、式(4)より求めた内部応力の実験値 $\sigma_{i,exp}$ と式(3)とFig. 3の変形応力より求めた計算値 $\sigma_{i,cal}$ との関係をFig. 9に示す。

Fig. 9より、 10^3 s 材では $\sigma_{i,cal} < 300$ MPaの範囲において両内部応力の値はほぼ一致することがわかる。10 s 材

Fig. 9 Relationship between experimental internal stress $\sigma_{i,exp}$ and calculated one $\sigma_{i,cal}$.

では $\sigma_{i,cal} > 300 \text{ MPa}$ の範囲で $\sigma_{i,exp}$ が相対的に低くなるが、これは 10 s 材の第 2 相の変形強度は著しく高く、予ひずみ量が大きくなったとき、実測した内部応力が塑性緩和によりかなり低下させられたためであろう。なお、式(3)'より 10³ s 材について非緩和ひずみ ($\epsilon^S - \epsilon^{H*}$) を求めたところ、予ひずみ量 5 % において約 0.3 ~ 0.7 % の範囲にあった。

以上より、本複合組織鋼、10³ s 材の変形中に第 2 相に起因して発生する内部応力は、上述の連続体理論よりほぼ推定できることが明らかとなった。もちろん、本複合組織鋼に生ずる全内部応力もフェライト母相自身の内部応力を加えることにより、同様に連続体理論より推定できる。

V. 結 言

最大 20 vol% の残留オーステナイトを含む複合組織鋼のパウシンガー効果挙動およびそれに対する残留オーステナイトの影響を詳細に調査した。さらに、実測された内部応力を理論的に検討した。得られた主な結果を以下に示す。

(1) 本複合組織鋼のパウシンガー効果挙動は従来の複合組織鋼とよく類似し、顕著な遷移軟化と 100 MPa 以下の永久軟化を生じたが、パウシンガー効果の大きさは従来のフェライト・マルテンサイト複合組織鋼に比べて小さい。

(2) 残留オーステナイトのひずみ誘起変態は引張方向の変形で顕著に生じ、引張方向のひずみ硬化率および変形応力を高めるが、未変態の残留オーステナイト自身の変形強度が低いため、全体として残留オーステナイトはパウシンガー効果を小さくすると考えられる。

(3) 本鋼のパウシンガー効果およびパウシンガー応力は母相と第 2 相の強度差に起因して発生する長範囲内部応力に支配される。この長範囲内部応力はひずみ誘起変態と塑性緩和を考慮した連続体理論より推定されることが明らかとなった。

終わりに、供試鋼を提供下さいました(株)神戸製鋼所鉄鋼材料研究所、主任研究員橋本俊一博士に深くお礼申しあげます。また、卒業研究として本研究の一部を担当しました皆瀬慎治氏および臼井 登氏に深謝いたします。

文 献

- (1) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Bush: Trans. ASM, **60**(1967), 252.
- (2) O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi: Trans. ISIJ, **27**(1987), 570.
- (3) 杉本公一, 小林光征, 橋本俊一: 日本金属学会誌, **54**(1990), 657.
- (4) 杉本公一, 翠 正宏, 小林光征, 白沢秀則: 鉄と鋼, **76**(1990), 1356.
- (5) 村 外志夫, 森 勉: マイクロメカニックス, 培風館, (1976).
- (6) Y. Tomota, K. Kuroki, T. Mori and I. Tamura: Mater. Sci. and Engng., **24**(1976), 85.
- (7) 杉本公一, 坂本庸晃, 福里俊郎, 宮川大海: 鉄と鋼, **71**(1985), 994.
- (8) K. Sugimoto, T. Sakaki, H. Kuramoto and O. Miyagawa: Proc. Int. Conf. on HSLA Steels '85, ed. by J. M. Gray *et al.*, ASM, Beijing, China, (1985), 809.
- (9) J. Gerbase, J. D. Embury and R. M. Hobbs: *Structure and Properties of Dual-Phase Steels*, ed. by R. A. Kot and J. W. Morris, TMS-AIME, New Orleans, U.S.A., (1979), 118.
- (10) D. Uko, R. Sowerby and J. D. Embury: Metals Tech., **7**(1980), 359.
- (11) M. T. Ma, B. Z. Sun and Y. Tomota: ISIJ Int., **29**(1989), 74.
- (12) 五弓勇雄, 岸 輝雄: 塑性と加工, **10**(1969), 863.
- (13) D. Tseng and F. H. Vitovec: *Fundamentals of Dual-Phase Steels*, ed. by R. A. Kot and B. L. Bramfitt, TMS-AIME, New York, U.S.A., (1981), 399.
- (14) N. K. Balliger and T. Gladman: Met. Sci., **15**(1981), 95.
- (15) H. F. Ashby: Philos. Mag., **14**(1966), 1157.
- (16) たとえば, 八高隆雄, 長谷川 正: 鉄と鋼, **70**(1984), 1551.
- (17) D. V. Wilson: Acta Met., **13**(1965), 807.
- (18) Y. W. Chang and R. J. Asaro: Met. Sci., **12**(1978), 277.