TRIP 型複合組織鋼中の残留オーステナイトの
X 線内部応力とひずみ誘起変態*杉 本 公 一^{*1}, 小 林 光 征^{*1}
松 島 英 浩^{*2}, 橋 本 俊 一^{*3}X-Ray Residual Stress and Strain-Induced Transformation
of Retained Austenite in TRIP-Aided Dual-Phase SteelsKoh-ichi SUGIMOTO, Mitsuyuki KOBAYASHI,
Hidehiro MATSUSHIMA and Shun-ichi HASHIMOTO

The effects of strain-induced transformation (SIT) on X-ray residual stress of retained austenite islands in TRIP-aided dual-phase steels were examined under uniaxial tension, and were discussed using a micromechanics theory. If the retained austenite particles are stable against the SIT and strain hardening, high tensile residual stress of 100 to 200 MPa occurs in the particles. The stress corresponds to that estimated from the micromechanics theory. In such a case, the retained austenite particles effectively increase the internal stress of the ferrite matrix similar to bainite and martensite particles. When the retained austenite particles easily transform to martensite during straining, the residual stress is decreased by plastic relaxation resulting from expansion and shear strains on transformation, although the strain-induced martensite increases the flow stress of the steels.

Key Words: Dual-Phase Steel, Residual Stress, Micromechanics, Retained Austenite, Strain-Induced Transformation, TRIP

1. 緒 言

近年, 残留オーステナイト(γ)の変態誘起塑性 (TRIP)⁽¹⁾によりプレス成形性を著しく高めた600~1 000 MPa 級の高強度複合組織鋼板 (TRIP-Aided Dual-Phase Sheet Steel: TDP 鋼板)^{(2)~(6)}が開発され, 乗用車の衝撃吸収部品および足回り部品などの一体プレス部品への適用研究が積極的に行われている。

この鋼の組織はフェライト(α_f)母相, 残留オーステナイト(γ)およびベイナイト(α_b)の3種類の相からなる^{(2)~(5)}。5~20 vol%の残留 γ は微細かつ島状に存在し, 比較的安定である(M_s 点 = -100~0°C)⁽³⁾ ため, 変形を受けるとその一部が順次マルテンサイト(α_m)にひずみ誘起変態する(組織は四相となる)。このような組織の特徴のため, TDP 鋼の変形は主に, (1) α_f 母相と残留 γ + α_b 相の変形強度差(または, 塑性ひずみ差)に起因して発生する内部応力, および(2) M_s 点以上の温度域においては, 残留 γ のひずみ誘起変態による塑性緩和と α_m 体積率の増加, に支配される⁽⁶⁾。 α_b

と α_m 相はともに(1)の内部応力を高めることが報告⁽⁷⁾されているが, TDP 鋼の変形に重要な役割を演ずる残留 γ 相の影響を定量的に検討した例は現在のところ少ない⁽⁶⁾。

TDP 鋼の変形に対する残留 γ の役割を正確に検討するためには, 変形中の残留 γ 相の塑性変形・変態挙動ならびに内部応力変化を正確に把握することが必要である。このような観点より, 本研究では, X 線回折法を用いて, 引張変形下における残留 γ 中の内部応力, 半価幅およびひずみ誘起変態を調査するとともに, これに対する残留 γ の安定性および変形温度の影響を詳細に調査した。さらに, これらの結果をマイクロメカニクス理論⁽⁸⁾⁽⁹⁾より検討した。

2. 実 験 方 法

供試鋼には, 炭素量を 0.006~0.4 mass% の範囲で変化させた4種類の 1.5 Si-1.5 Mn [mass%] 真空溶解冷延鋼板(板厚 1.2 mm)を用いた。それらの鋼の化学組成を表 1 に示す。以下では, これらの鋼を C0, C1, C2, C4 鋼と呼ぶ。なお, C0 鋼は α_f 単相鋼であり, TDP 鋼の母相の変形応力および内部応力を予想するために用いた。

供試鋼より, 平行部長さ 20 mm, 幅 7.5 mm の JIS-

* 原稿受付 平成 5 年 11 月 18 日。

^{*1} 正員, 信州大学工学部 (〒380 長野市若里 500)。^{*2} 准員, 信州大学工学院 [現: 川崎重工(株)]。^{*3} 神戸製鋼所(株)鉄鋼技術研究所 (〒675 加古川市尾上町池田 2222-1)。

14 B 号引張試験片を作製後, C 0 鋼を含む全供試鋼に対し, 図 1 の二段階からなる熱処理(780°C, 1200 s 保持の二相域焼なまし後 400°C の塩浴に急冷し, 1000 s 保持のオーステンパ処理)を施した。

残留 γ の体積率は X 線回折法(5 ピーク法⁽¹⁰⁾, Mo-K α 線)により測定した。残留 γ の炭素濃度 C_γ [mass%] は式(1)⁽¹¹⁾より計算した。

$$a_\gamma = 3.5467 + 0.0467 \cdot C_\gamma \cdots \cdots (1)$$

ここで, $a_\gamma (\times 10^{-10} \text{ m})$ は Cr-K α 線による γ 相 220 回折ピーク角度より求めた残留 γ の格子定数である。

引張試験にはインストロン形引張試験機を用い, 20°C, 150°C および 300°C の 3 温度, クロスヘッド速度

1 mm/min で 1 条件各々 3 本の引張試験片を用いて, 最大 10% までの予ひずみを逐次付与した後, 残留 γ 量, X 線内部応力および半価幅を測定した。

X 線応力測定には $\sin^2\psi$ 並傾法⁽¹²⁾を用い, γ 相および α 相の試験片表面および内部の負荷応力方向の内部応力 σ_x を測定した。ここで, α 相はほぼ等しい格子定数を有する α_f , α_b , α_m 三相を加えた相に相当する。内部応力の計算には次の式(2)を用いた。計算に用いた測定条件および各相の材料定数を表 2 に示す。

$$\sigma_x = -\{E/2(1+\nu)\} \cot \theta_0 \cdot (d2\theta/d \sin^2\psi) \cdots (2)$$

ここで, θ_0 , θ はそれぞれ無ひずみ状態, ひずみ状態での回折角, ψ は回折面法線と試料面法線のなす角で, 本実験では $\psi = 10, 20, 30, 40, 45^\circ$ の 5 点とした。 E , ν はそれぞれの相に対応するヤング率, ポアソン比である。一般に, γ 相の内部応力は Cr-K β 線, γ 相 311 回折線で測定するが, 本供試鋼ではこの 311 回折線が不明瞭であったため, Cr-K α 線, γ 相 220 回折線で測定した。なお, 試験に先立ち, 熱処理を施した試験片の内部方向の内部応力を測定したところ, 表面から 0.05 mm 以上で内部応力はほぼ一定値を示した。そこで以下の実験では, 両表面を 0.1 mm ずつ電解研磨により除去した試験片を用いた。

表 1 供試鋼の化学組成 [mass%]

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al
C0	0.006	1.51	1.49	0.015	0.0021	0.036
C1	0.10	1.49	1.50	0.015	0.0012	0.038
C2	0.20	1.51	1.51	0.015	0.0011	0.040
C4	0.40	1.49	1.50	0.015	0.0012	0.045

表 2 X 線内部応力の測定条件と材料定数

Phase	α	γ
Characteristic X-ray	Cr-K α	
Filter	Vanadium	
Voltage, current	40 kV - 30 mA	
Slit, irradiation mask	0.5', 5x8 mm ²	
Scanning speed	1 deg/min	
Diffraction plane	(211)	(220)
Young's modulus	223 GPa	192 GPa
Poisson ratio	0.28	0.28

図 1 熱処理線図

3. 実験結果

3.1 残留 γ 特性と引張特性 熱処理後の各 TDP 鋼の組織写真を図 2 に示す。また, 各相の体積率, 残留 γ 中の炭素濃度および各相の結晶粒径を表 3 に示す。いずれの鋼でも, 残留 γ と α_b の 2 種類の相が主に α_f 母相の結晶粒界に沿って存在する。残留 γ は島状に孤立, または α_b に隣接して存在している。残留 γ 粒子径は 0.5~3 μm である。このような残留 γ 形態は工具鋼の α_m ラス境界に存在するフィルム状残留 γ と大きく異なる。初期 γ 量 $f_{\gamma 0}$ は C1, C2, C4 鋼でそれぞれ 5.5, 10.8, 19.3 vol% となり, α_b 相の体積率 f_{α_b}

(a) C1 鋼

(b) C2 鋼

(c) C4 鋼

図 2 熱処理材の走査電顕写真

と同様に炭素添加量の増加に伴い増加している。

残留 γ の炭素濃度 C_γ [mass%] は炭素添加量の増加に伴い増加し、次式よりその M_s 点 [°C] は C1, C2, C4 鋼でそれぞれ -4, -13, -51°C であると計算される。

$$M_s = 550 - (360 \times C_\gamma) - (40 \times Mn_\gamma) \cdots \cdots (3)$$

ここで, Mn_γ は残留 γ 中の Mn 濃度 [mass%] で, Speich ら⁽¹³⁾ および Gilmour ら⁽¹⁴⁾ の報告より, 添加量の 1.5 倍と仮定した。

各鋼の真応力-真ひずみ (σ - ϵ) 曲線を図 3 に, その引張特性を表 4 に示す。いずれの鋼でも, 複合組織鋼特有の性質である連続降伏と大きなひずみ硬化が現れる。変形初期段階を除き, 変形応力およびひずみ硬化率は 150°C では 20°C に比較して低下するが, 300°C ではひずみ時効に起因して高くなる。他の変形温度についても引張試験を行ったところ, いずれの鋼でも残留 γ の TRIP 効果により全伸びが最大となる温度^{(3)~(5)} が現れ, その温度は C1, C2, C4 鋼でそれぞれ約 50, 100, 150°C であった。

3.2 残留 γ のひずみ誘起変態挙動 予ひずみ量

表 3 熱処理材の金属学的因子

steel	f_{α_b}	f_{r_o}	C_γ (mass%)	M_s (°C)	$d_{r+\alpha_b}$ (μm)	d_{α_f} (μm)
C0	-	-	-	-	-	35.0
C1	0.145	0.055	1.268	-4	3.0	10.6
C2	0.183	0.108	1.315	-13	2.8	9.4
C4	0.328	0.193	1.419	-51	2.8	4.8

f_{α_b} : Volume fraction of the bainite phase,
 f_{r_o} , C_γ , M_s : Initial volume fraction, carbon concentration and martensite start temperature of the retained austenite, respectively,
 $d_{r+\alpha_b}$, d_{α_f} : Grain diameter of the retained austenite plus bainite phases and the ferrite matrix, respectively.

図 3 真応力-真ひずみ (σ - ϵ) 曲線

ϵ_p に伴う残留 γ 体積率 f_γ の変化を図 4 に示す。図中の k 値は直線の傾きで, ひずみ誘起変態の難易を表す因子⁽⁴⁾である。

残留 γ のひずみ誘起変態は 150°C 変形で最も抑制される (k 値が小さくなり), 300°C 変形では逆に促進される。また, 同じ変形温度で比較すると, 炭素添加量が高い鋼ほどひずみ誘起変態が抑制されている (k 値が低い)。これは, 炭素添加量が高い鋼ほど M_s 点が低く, 残留 γ がより安定であることを意味する。

C4 鋼に 20°C で 10% 予ひずみを付与した後の残留 γ 粒子の透過電顕写真を図 5 に示す。この写真より, 変形を受けた残留 γ 粒子内には, ひずみ誘起された双晶形 α_m と未変態残留 γ が混在することが認められる。その他の温度についても同様な観察を行ったところ, 150°C 変形では, α_m 量が減少し, 変形双晶が多数認められた。一方, 300°C 変形では, 双晶形 α_m はほと

表 4 熱処理材の各変形温度における引張特性

Steel	Testing temp. (°C)	YS (MPa)	TS (MPa)	UE1 (%)	TE1 (%)
C0	20	277	398	24.7	38.4
	150	259	433	17.1	30.3
C1	20	370	641	25.0	32.3
	150	353	510	18.0	27.7
C2	20	396	704	27.5	34.2
	150	399	625	35.2	42.0
C4	20	516	980	29.8	35.5
	150	500	855	56.3	65.8
	300	478	910	38.9	48.9

YS: Yield stress (0.2% offset proof stress),
 TS: Tensile strength,
 UE1: Uniform elongation, TE1: Total elongation.

図 4 予ひずみ量 ϵ_p に伴う残留 γ 量 f_γ の変化

んど見られず、変形双晶と残留 γ からひずみ誘起変態した焼戻しベイナイト⁽⁴⁾(初期 α_b とは組織が異なるので、以下では α'_b と呼ぶ)が認められた。

一般に、 γ のひずみ誘起変態は M_s 点と M_d 点の間の温度範囲で生じ、温度が高いほどひずみ誘起変態は抑制される。本鋼では 150°C 付近で残留 γ は見かけ上最も安定になるが、これは 250°C 以上では残留 γ の多くが上述の α'_b にひずみ誘起変態してしまうためである⁽⁴⁾。

3.3 X線内部応力 試験片表面で測定された残留 γ 相、 α 相($\alpha_f + \alpha_b + \alpha_m$ 相)の X 線内部応力 $\sigma_{x,\gamma}$, $\sigma_{x,\alpha}$ の予ひずみ ε_p に伴う変化を図 6 に示す。結果は以下のようにまとめられる。

(1) いずれの鋼でも、残留 γ 相には引張りの内部

応力、 α 相には圧縮の内部応力を生ずる。

(2) 20°C 変形では、残留 γ 相の内部応力は 2% ひずみまで急激に増加し、約 3% 予ひずみで最大になった後、徐々に低下する。ただし、C1 鋼では残留 γ 量の急減により、内部応力の測定は困難であった。一方、150°C 変形ではその値はさらに高くなり、かつ 3~4% ひずみ以降も緩やかに増加する。300°C 変形では室温変形の場合と同様な傾向を示す。 α 相の内部応力はいずれの温度においてもほぼ同様な傾向を示すが、その値は 150°C 変形の場合において少し高い。

(3) 残留 γ 相の内部応力は C1 鋼で最も高く C2、C4 鋼の順に低下する。これは残留 $\gamma + \alpha_b$ 相の体積率の増加による(後述する)。 α 相の内部応力は残留 γ 相とは逆に C4 鋼で最も高く、C2、C1 鋼の順に低下する。

表面から板厚中心方向への内部応力分布を C4 鋼で測定した。その結果を図 7 に示す。残留 γ および α 相とも、表面の内部応力は中心よりもわずかに低下するが、表面層除去による応力解放の影響⁽¹⁵⁾を考慮すると、表面と内部において内部応力の値はほぼ等しく、図 6 の値はほぼ内部応力の平均値と考えて差支えない。

一般に、各構成相の内部応力の総和は零となる。図 6、7 では、内部応力の総和は負となっているが、これは α_b 相中に存在するセメンタイトに起因して発生する高い引張内部応力⁽¹⁶⁾を考慮していないためであろう。

3.4 半価幅比と組織変化 各鋼の予ひずみに伴う試験片表面での半価幅比 HBV-RATIO(予ひずみ後の半価幅/無ひずみ時の半価幅)の変化を図 8 に示す。残留 γ 相の半価幅比はいずれの変形温度においても、予ひずみ量の増加に伴い増加し、残留 γ は α 相($\alpha_f + \alpha_b + \alpha_m$ 相)と同様に十分な量の塑性変形を生じていることがわかる。また、半価幅比のレベルは室温および 300°C 変形では 150°C 変形に比べてかなり高くなっている。 α 相の半価幅比の変形温度間の差は小さ

図 5 20°C で 10% ひずみを付与した C4 鋼で見られた残留 γ 相中のひずみ誘起された双晶形 α_m [(b) は (a) の □ 領域の拡大を示す]。

図 6 試験片表面で測定された各鋼の X 線内部応力 $\sigma_{x,\gamma}$, $\sigma_{x,\alpha}$

い。これらの傾向は鋼種が変化しても類似する。ただし、両相の無ひずみ時の半価幅は各鋼で異なり、C4鋼ほど高い(α 相: C0鋼 1.31, C1鋼 1.50, C2鋼 1.64, C4鋼 1.86 deg, 残留 γ 相: C1鋼 1.14, C2鋼 1.18, C4鋼 1.18 deg.)。これは、熱処理時の変態ひずみによるものと考えられる。

図5のTEM観察結果と図8の半価幅比の結果より、20°C変形で得られた残留 γ の大きい半価幅比は、ひずみ誘起 α_m 変態の体積膨張および変態シアア (shear)⁽¹¹⁾ によって各双晶 α_m 間に存在する未変態残留 γ が大きな塑性変形を受けたためであると考え

ことができる。300°C変形で大きい半価幅比は、ひずみ誘起 α'_b 変態と多量の残留 γ の変形双晶によると考えられる。

4. 考 察

TDP鋼の変形は主に次の二つに支配される⁽⁶⁾。

(i) α_f 母相と残留 $\gamma + \alpha_b$ 相の変形強度差(または塑性ひずみ差)に起因して発生する内部応力

(ii) 残留 γ のひずみ誘起変態に起因する内部応力の緩和とひずみ誘起 α_m 量の増加

4章では、延性二相材料に対して提案されたマイクロメカニクス理論⁽⁸⁾⁽⁹⁾より計算される内部応力を実験値と比較することを通して、変形に対する残留 γ の役割およびひずみ誘起変態の影響を検討する。以下では、二相材料のうち、軟質相を母相、硬質相を第二相とする。

4.1 理論 多数の円体第二相を含み、かつ第二相に“eigen ひずみ ε_{kl}^* ”が生じているとき、二相材料の母相(M)および第二相(I)には次式で表される内部応力が発生する⁽⁸⁾。ただし、母相と第二相の弾性定数 C_{pqmn} は等しいとする。

$$\langle \sigma_{pq} \rangle_M = -f \sigma_{pq}^\infty$$

$$\langle \sigma_{pq} \rangle_I = (1-f) \sigma_{pq}^\infty$$

$$\sigma_{pq}^\infty = C_{pqmn} (S_{mnkl} \cdot \varepsilon_{kl}^* - \varepsilon_{mn}^*)$$

$$(p, q, m, n, k, l = 1, 2, 3) \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 f は第二相体積率、 S_{mnkl} は Esherby Tensor である。

母相中に多数の球形の第二相がランダムに存在し、両相がともに塑性変形するとき、 x_3 方向に引張塑性ひずみ $\varepsilon_{33} = \varepsilon$ (板厚方向 x_1 , 板幅方向 x_2 にはそれぞれ $\varepsilon_{11} = \varepsilon_{22} = -\varepsilon/2$ の塑性ひずみが生ずる)を与えたならば、母相および第二相に発生する x_3 方向の内部応力

図7 板厚中心方向のX線内部応力と半価幅比の分布 (2%予ひずみを付与したC4鋼)

図8 試験片表面で測定された各鋼の半価幅比 HBV-RATIO

図9 残留γ内の内部応力の実験値 $\sigma_{x,\gamma}$ と仮想第二相の内部応力の理論値 $\langle\sigma_{33}\rangle_I$ との比較

は式(4)を用いて、次のように求められる⁽¹⁷⁾。

$$\begin{aligned}\langle\sigma_{33}\rangle_M &= -f \cdot K \cdot E (\epsilon_{33,M} - \epsilon_{33,I}) \\ \langle\sigma_{33}\rangle_I &= (1-f) \cdot K \cdot E (\epsilon_{33,M} - \epsilon_{33,I})\end{aligned}\quad \dots\dots\dots (5)$$

$$K = (7-5\nu)/\{15(1-\nu^2)\}$$

ここで、 E 、 ν はそれぞれヤング率、ポアソン比である。また、 $\epsilon_{33,M}$ 、 $\epsilon_{33,I}$ はそれぞれ母相および第二相の x_3 方向の塑性ひずみで、両ひずみの差($\epsilon_{33,M} - \epsilon_{33,I}$)は、母相と第二相の引張変形応力 $\sigma_M(\epsilon)$ 、 $\sigma_I(\epsilon)$ を用いて次式のように表される⁽⁹⁾。

$$(\epsilon_{33,M} - \epsilon_{33,I}) = \{\sigma_I(\epsilon) - \sigma_M(\epsilon)\} / (K \cdot E) \quad \dots\dots\dots (6)$$

4・2 実験値と理論値との比較 TDP鋼の変形中

の組織は α_f 、残留 γ 、 α_b 、ひずみ誘起 α_m の四相からなるため、変形中に生ずる各相の内部応力を厳密に計算することは困難である。このような場合、 α_f 相を母相とし、式(7)で定義される「残留 γ 、 α_b 、 α_m の3種類の相の変形応力を平均化した「仮想第二相⁽⁶⁾」を仮定すると、母相および仮想第二相の平均的な内部応力を計算することができる。

$$\sigma(\epsilon) = (1-f)\sigma_M(\epsilon) + f\sigma_f^*(\epsilon) \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 $\sigma(\epsilon)$ 、 $\sigma_M(\epsilon)$ 、 $\sigma_f^*(\epsilon)$ はそれぞれTDP鋼、 α_f 母相、仮想第二相の変形応力である(図3参照)。

残留 γ の変形応力は α_b 相より少し低い程度である⁽⁵⁾ので、ひずみ誘起 α_m 量が少ない場合、残留 γ に発生する内部応力は仮想第二相に発生する内部応力にほぼ等しいと考えて差支えない。そこで、式(7)で求められた $\sigma_f^*(\epsilon)$ を式(6)の $\sigma_I(\epsilon)$ に代入して、式(5)より仮想第二相の平均内部応力を計算した。

図9に、残留 γ の内部応力の実験値 $\sigma_{x,\gamma}$ と式(5)より求めた仮想第二相の内部応力の理論値 $\langle\sigma_{33}\rangle_I$ の比較を示す。また、図10に予ひずみ3%のときの内部応力の実験値と理論値の比較を示す。計算に際し、 α_f

図10 3%予ひずみにおける内部応力の実験値と計算値の比較。($\sigma_{x,\alpha}$ 、 $\sigma_{x,\gamma}$ は α および γ ピークから求めた内部応力の実験値、 $\langle\sigma_{33}\rangle_M$ 、 $\langle\sigma_{33}\rangle_I$ は母相および仮想第二相の内部応力の理論値)

母相の変形応力 σ_M は次式のHall-Petchの式により粒径補正を加えた。

$$\sigma_M(\epsilon) = \sigma_{C0}(\epsilon) + k_y(d_{\alpha_f}^{-1/2} - d_{\alpha_f,C0}^{-1/2}) \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここで、 $\sigma_{C0}(\epsilon)$ はC0鋼の変形応力(図3)、 k_y は材料定数、 d_{α_f} 、 $d_{\alpha_f,C0}$ はそれぞれ α_f 母相、C0鋼の結晶粒径で、表3に示される。

図9、10より、残留 γ の安定性が高い150°C変形では、残留 γ 相の内部応力の実験値 $\sigma_{x,\gamma}$ は仮想第二相に対して予想された理論値 $\langle\sigma_{33}\rangle_I$ とよく一致すること、および各鋼の残留 γ の安定性の相違の影響はほとんど生じないことがわかる。150°Cでは、ひずみ誘起 α_m は少量であるので(図4)、仮想第二相の内部応力の計算値はほぼ残留 γ のそれを示していると考えてよいであろう。また、C4鋼の残留 γ の低い内部応力は、仮想第二相の体積率が高いことに起因することがわか

る(図10)。なお、式(7)から計算される仮想第二相の変形応力 σ_f^* はC4鋼で最も高く(C γ が高いため)、C2鋼、C1鋼のそれはC4鋼よりそれぞれ約50、100 MPa低い。

一方、ひずみ誘起変態が生じやすい20°C変形では、2~3%予ひずみ以上で、残留 γ 相の内部応力の実験値(150°C変形の場合よりかなり低い)は仮想第二相の内部応力の理論値に比較して大幅に低下する。延性二相合金を用いた友田らの研究⁽¹⁷⁾によれば、第二相と母相の変形強度比(σ_f/σ_M)が3以下では第二相に発生する内部応力は式(5)で表されるが、3を超えて高くなるに従い式(5)の内部応力よりも低くなる。この低下は、第二相/母相界面での界面すべり⁽¹⁸⁾、およびAshbyタイプの塑性緩和⁽¹⁹⁾が生じやすくなる(実際の母相と第二相の塑性ひずみ差が式(6)で与えられる塑性ひずみ差よりも小さくなる)ためと考えられている⁽⁹⁾⁽¹⁷⁾。ただし、後者はすべり転位と塑性緩和で生じた二次すべり系転位との相互作用により母相を硬化(放物線硬化⁽¹⁹⁾)させる。Sakakiらの初期降伏理論⁽²⁰⁾によれば、残留 γ から α_m へのひずみ誘起変態は、 α_f 母相の引張方向の負の内部応力を低くし、これに起因して残留 γ 相の正の内部応力も低める。本鋼の仮想第二相/母相強度比は比較的小さい($\sigma_f^*/\sigma_M=2\sim2.5$)ので、上述の二つの塑性緩和の影響は小さいと考えられる。したがって、残留 γ の内部応力の大幅な低下は、主に(1)ひずみ誘起変態時の体積膨張と変態シア⁽¹¹⁾による塑性緩和、および(2)残留 γ 中の α_m が残留 γ 自身の内部応力を低下させることに起因すると予想される。このような内部応力の低下量の計算は今後の課題である。

以上より、変形に対する残留 γ の役割と安定性の影響は次のようにまとめられる。安定な残留 γ は、それ自身は十分にひずみ硬化し、 α_b および α_m と同様に硬質相として母相の内部応力、およびTDP鋼の変形応力を高める。一方、残留 γ が不安定な場合、ひずみ誘起変態による α_m 量の増加によりTDP鋼の変形応力はさらに増加するが、変態時の体積膨張と変態シアによる塑性緩和によってその内部応力は低下する。このとき、ひずみ誘起 α_m 量の増加による内部応力の増加は小さいことが予想される。ひずみ誘起変態が生じやすい変形温度で内部応力が低下する事実は、同じ化学組成のTDP鋼で行われたパウシンガー効果の研究⁽²¹⁾でも認められている。

α 相の内部応力の実験値 $\sigma_{X,\alpha}$ は α_f 母相の理論値 $\langle\sigma_{33}\rangle_M$ とみかけ上ほぼ一致する(図10)。しかしなが

ら、この内部応力の実験値は α 相211回折線から計算されたもので、 α_f 母相以外に α_b とひずみ誘起 α_m 相中に発生する内部応力も含んでいる。このため、各相の寄与分を分離する必要があるだろう。この点についても、今後、詳細に検討する必要があると考える。

5. 結 言

0.1~0.4 C-1.5 Si-1.5 Mn [mass%]の組成を有するTDP鋼を用いて、残留 γ 中に発生する内部応力および変形・変態挙動に対する残留 γ の安定性の影響を詳細に調査し、残留 γ の役割を検討した。主な結果を以下にまとめる。

(1) 残留 γ がひずみ誘起変態に対して安定であるとき、残留 γ には比較的高い引張りの内部応力(100~200 MPa)が発生する。内部応力の値は残留 γ + α_b 相の体積率が低いほど高くなり、マイクロメカニクス理論からも同様な結果を得た。この場合、残留 γ は十分にひずみ硬化し、硬質相として母相の内部応力を高める働きをする。

(2) 一方、残留 γ のひずみ誘起変態が生じやすいとき(安定性が低い場合)、残留 γ の内部応力は低くなる。この場合、ひずみ誘起された α_m が同じ残留 γ 粒に共存する未変態残留 γ を変形させるため、残留 γ 中の塑性ひずみはかなり増加する。内部応力が低下する原因の一つとして、ひずみ誘起 α_m に伴う体積膨張と変態シアによる塑性緩和が予想された。

文 献

- (1) Zackay, V. F., ほか3名, *Trans. ASM*, **60**(1967), 252.
- (2) Matsumura, O., ほか2名, *Trans. ISIJ*, **27**(1987), 570.
- (3) Sugimoto, K., ほか3名, *ISIJ Int.*, **32**(1992), 1311.
- (4) Sugimoto, K., ほか2名, *Met. Trans., A*, **23**(1992), 3085.
- (5) Sugimoto, K., ほか3名, *ISIJ Int.*, **33**(1993), 775.
- (6) 杉本・ほか3名, 日本金属学会誌, **54**(1990), 1344.
- (7) 例えば, 杉本・ほか3名, 鉄と鋼, **72**(1986), 2101.
- (8) 村・森, マイクロメカニクス, (1976), 23, 培風館.
- (9) 杉本・ほか3名, 鉄と鋼, **71**(1985), 994.
- (10) 丸山, 熱処理, **17**(1977), 198.
- (11) 西山, マルテンサイト変態(基礎編), (1979), 13, 丸善.
- (12) 日本材料学会編, X線応力測定標準, (1977), 3.
- (13) Speich, G. R., ほか2名, *Met. Trans., A*, **12**(1981), 1419.
- (14) Gilmour, J. B., ほか2名, *Met. Trans.*, **3**(1972), 1455.
- (15) 平・吉岡, 材料, **12**(1963), 852.
- (16) 西田・ほか2名, 材料, **38**(1989), 576.
- (17) 友田・田村, 鉄と鋼, **68**(1982), 1147.
- (18) Balliger, N. K. and Gladman, T., *Met. Sci.*, **15**(1981), 95.
- (19) Ashby, M. F., *Phil. Mag.*, **14**(1966), 1157.
- (20) Sakaki, T., ほか2名, *Acta Met.*, **31**(1983), 1737.
- (21) 杉本・ほか3名, 日本金属学会誌, **58**(1994), 501.