高強度マルテンサイト鋼の機械的特性の異方性に及ぼす 集合組織の影響

木津谷 茂樹^{1)*}・大坪 浩文¹⁾・藤田 昇輝¹⁾・一宮 克行¹⁾・長谷 和邦²⁾

Effect of Crystallographic Texture on Anisotropy of Mechanical Properties in High Strength Martensitic Steel

Shigeki KITSUYA, Hirofumi OHTSUBO, Noriki FUJITA, Katsuyuki ICHIMIYA and Kazukuni HASE

Synopsis : The thermomechanical controlled processing (TMCP) is widely applied for one of the effective processes to improve strength and toughness of steel plates. In actual application, anisotropies of mechanical properties arising from crystallographic texture which is grown up in controlled rolling process are important issues. In this study the effect of texture on anisotropies of mechanical properties by experimentally manufactured YP960 MPa class steel plate was investigated. Strength varied through plate thickness from surface to mid-thickness. At surface, strength in longitudinal direction was higher than that in transverse direction, in contrast, strength in transverse direction was higher than that in longitudinal direction at mid-thickness. The major components of texture at plate surface were $\{110\}<111>$ and $\{112\}<111>$, whereas those at mid-thickness were $\{332\}<113>$ and $\{211\}<311>$. It is considered that the texture of plate surface was formed by shear strain in austenite region, and, that of mid-thickness was grown up by compressive strain. Crystal plasticity analysis based on texture information of the specimen revealed that the anisotropies of mechanical properties were strongly affected by microstructure orientation.

Key words : TMCP; ausforming; anisotropy; crystallographic texture; crystal plasticity.

1. 緒言

近年の溶接鋼構造物の大型化にともない、使用される厚鋼板には高い強度、靱性の他に溶接性や加工性との両立が求められている。このような高強度鋼板は、従来、再加熱焼入-焼戻しプロセスによって製造されていたが熱加工処理 (Thermomechanical controlled processing : TMCP) 技術の適用により鋼組成の低炭素当量化が可能となり溶接割れ感受性の低減が図られた。これにより高強度鋼板の適用範囲はさらに拡大した。

TMCP技術には、制御圧延単独のものと、制御圧延と加速冷却を組み合わせたものがあり^{1,2)}、所望の強度に応じて使い分けられる。さらに、より高強度の鋼板を得る目的で、素材をオーステナイトの未再結晶温度域で熱間圧延しその後直接焼入れする改良オースフォームプロセスも開発されている^{3,4)}。

このような制御圧延を適用した鋼板では、熱間圧延時の結晶粒の方位回転に起因する集合組織が発達すること、および、この集合組織に起因する機械的特性の異方性が生じることが知られている⁵⁾。そのため従来から、主に熱延鋼板を中心に種々の研究が行われ、熱間圧延条件と発達する集合組織の関係や、集合組織と機械的特性の異方性の関係

が明らかにされた⁶⁻⁸⁾。これらの研究は、X線測定により得られる結晶方位分布関数 (Orientation Distribution Function : ODF) を用いて集合組織を評価し、単結晶の力学的情報を多結晶体に拡張する手法で機械的特性への影響が調べられた。近年では、ODFデータを元にすべり変形を弾塑性モデルで解析する結晶塑性有限要素法も用いられている⁹⁾。

機械的特性に異方性をもたらす集合組織については、その形成機構についても種々の研究が行われている。オーステナイト域での変形集合組織を調べる実験としては、積層欠陥エネルギーが低炭素鋼のオーステナイトに近いFe-70Niモデル合金を用いる方法¹⁰⁾や、圧延後ベイナイト変態させることで生じる残留 γ の方位を解析する方法¹¹⁾などが行われている。さらに最近では、電子線後方散乱回折 (Electron Back-Scattering Diffraction : EBSD) 法を用い、オーステナイトで熱間圧縮後直ちに焼入れすることによりマルテンサイト変態させ、その結晶方位分布からKurdjumov-Sachs (K-S) の関係を用いて変態前の加工オーステナイトの方位分布を再構築する手法でオーステナイトの変形集合組織が調べられている¹²⁾。

一方、板厚方向に集合組織が異なる厚鋼板を対象とした機械的特性に及ぼす集合組織の影響についての研究は、オーステナイト域で制御圧延後空冷した材料¹³⁾や、フェラ

平成29年11月9日受付 平成30年1月10日受理 (Received on Nov. 9, 2017 ; Accepted on Jan. 10, 2018)

1) JFEスチール (株) スチール研究所 (Steel Research Laboratory, JFE Steel Corporation, 1 Kawasakidori Mizushima Kurashiki Okayama 712-8511)

2) JFEスチール (株) 技術企画部 (Technology Planning Department, JFE Steel Corporation)

* Corresponding author : E-mail : s-kitsuya@jfe-steel.co.jp

DOI : <http://dx.doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2017-093>

イトとオーステナイトの二相域で圧延した場合¹⁴⁾について報告されている程度であり、改良オースフォームを適用した厚鋼板については報告されていない。そこで、本論文では、改良オースフォームを適用して圧延した高強度厚鋼板に対して、板厚各位置における集合組織分布および強度分布を調べ、変態前の加工オーステナイトの方位分布を再構築する手法を用いて集合組織の形成機構を考察し、集合組織の機械的特性への影響を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

2・1 供試鋼

本研究では、Fe-0.15C-0.4Si-1.2Mn-0.5Cr-0.4Mo-0.02Nb (wt%) の成分を有する鋼を供試鋼とした。これはFe-0.15C-0.4Si-1.2Mn (wt%) を基本成分とし、焼入性を向上させる目的からCrおよびMoを添加した鋼である。上記成分を有する150 kg鋼塊を高周波真空溶解法にて溶製した。本鋼塊を1100℃で2時間加熱した後100 mmまで分塊圧延した後放冷し圧延素材とした。

圧延素材を1150℃で1時間加熱後、1000℃以上の温度で板厚30 mmに圧延した後引き続き空冷し、930℃以下の未再結晶オーステナイト域で12 mmまで圧延し、直接焼入れした。この際の焼入開始温度は820℃である。その後、630℃で焼戻しを行い試験に供した。

2・2 機械的特性評価

鋼板の機械的特性の異方性を調べるため、全厚および鋼板の板厚各位置における引張試験を行った。全厚引張試験は圧延方向 (L方向) および圧延直角方向 (T方向) から幅12.5 mm、標点間距離25 mmの引張試験片を採取し、JIS Z2241に準拠して引張試験を実施した。板厚各位置における引張試験では、表面下1 mmから板厚中心部まで試験片の板厚中心位置を1 mmずつ変化した板厚1 mmの引張試験片を採取して実施した。試験に際して、試験片形状および試験条件は全厚の場合と同じである。なお、本論文では降伏強度は0.2%耐力で評価した。

2・3 組織および集合組織評価方法

供試鋼板からL方向に平行な断面のサンプルを採取し、3%ナイトール液にて腐食し、光学顕微鏡を用いて組織を観察した。また、板厚各位置における集合組織を評価するため、鋼板の表面から1 mm位置、板厚1/4位置、板厚1/2位置 (以下、表層1 mm部、1/4t部、1/2t部) のZ面が測定面となるように試験片厚1 mmのX線回折サンプルを採取し、(110)、(200) および (211) 正極点図を測定し、それを元にODFを求め評価した。また、集合組織の形成機構を明らかにするために、表層1 mm部および1/2t部についてEBSD測定を実施した。測定には日本電子社製の走査型電子顕微鏡 (JSM-7001F) を用い、加速電圧は20 kV、測定範囲は複数

の結晶粒が含まれるように200 μm × 200 μmの領域で行いステップ間隔は0.3 μmとした。測定はL断面のサンプルについて行い、OIM (Orientation Imaging Microscopy) を用いて圧延方向に対して法線方向からのデータに変換して評価した。測定したEBSDデータからK-Sの関係を元にフィッティングする手法^{12,15)}により、マルテンサイト変態前の母相オーステナイトの圧延集合組織を再構築し評価した。

3. 実験結果

3・1 組織観察結果

供試鋼板の表層1 mm部、1/4t部、1/2t部におけるL断面の光学顕微鏡組織をFig.1に示す。いずれの観察位置においても、組織は焼戻しマルテンサイトであった。旧オーステナイト粒の形態に着目すると結晶粒は圧延によりL方向に展伸した形態を呈しており、高いせん断ひずみが付与される表層1 mm部は1/2t部に比べてより扁平していることが認められた。

3・2 引張試験結果

鋼板の全厚引張試験結果をTable 1に示す。降伏強度 (YS) および引張強度 (TS) はT方向に比べてL方向で大きな値を示した。

Fig. 1. Microstructure of the plate. (a) 1 mm from the plate surface, (b) 1/4t, (c) 1/2t

次に、板厚各位置における引張試験結果をFig.2に示す。板厚各位置の結果からL、T方向の機械的特性の異方性が生じていた。すなわち、表層1 mm部では、L方向におけるTSがT方向に比べて約50 MPa高くなっていた。鋼板表面から板厚中心部にかけて、L方向ではTSが約60 MPa低下する一方、T方向ではTSが約50 MPa上昇し、1/2t部では鋼板表面近傍とは異なり、L方向に比べてT方向の強度が高くなっていた。

3・3 集合組織測定結果

前節で示したように板厚各位置での引張特性に異方性が見られたことから、板厚方向の集合組織分布を評価した。表層1 mm部、1/4t部、1/2t部における集合組織を測定した結果をFig.3に示す。集合組織は板厚各位置で変化しており、表層1 mm部では $\{110\}$ $\langle 111 \rangle$ と $\{112\}$ $\langle 111 \rangle$ 、1/2t部では $\{332\}$ $\langle 113 \rangle$ と $\{211\}$ $\sim \{311\}$ $\langle 011 \rangle$ が主に発達していた。一方、1/4t部の集合組織はほぼランダムであった。

1/2t部で観察された集合組織は、オーステナイト未再結晶域で圧延した後 α 相に変態した際に現れる集合組織であり従来から報告されているものと同様である¹⁶⁻¹⁸⁾。一方、表面で観察された集合組織は、FCC金属を圧延した場合に観察される例が多いCopperの方位およびBrassの方位に近い集合組織分布となっているが、調べたサンプルで残留 γ が生じていないことを別途確認しており、BCC系では報告例の少ない集合組織であった。

4. 考察

4・1 板厚方向の集合組織変化の形成機構

まず始めに、供試鋼で観察された集合組織の形成機構に

Table 1. Full-thickness tensile properties of the steel.

Direction	YS / MPa	TS / MPa	t.El / %
L	1037	1065	24
T	997	1053	21

Fig. 2. Variation of tensile test properties through thickness direction.

ついて考察する。本供試鋼は、未再結晶オーステナイト域で圧延し直接焼入れした後焼戻し処理を行ったため、組織は焼戻しマルテンサイトであった。焼戻後の組織には再結晶粒が観察されなかったことから焼戻し処理中に再結晶は起こっておらず、母相のオーステナイトと変態後のマルテンサイトの間には結晶方位関係が維持されていると考えられる。マルテンサイト変態では、母相のオーステナイト(γ)と変態後のラス(α')との結晶方位関係として下記のK-Sの関係が成立することが知られている¹⁹⁾。

$$\begin{aligned} \{111\} \gamma & // \{011\} \alpha' \\ \langle 101 \rangle \gamma & // \langle 111 \rangle \alpha' \end{aligned}$$

K-Sの関係を用いて今回観察された変態後のマルテンサ

Fig. 3. Variation of crystallite orientation distribution function through thickness direction ($\phi_2 = 45^\circ$). (a) 1 mm from the plate surface, (b) 1/4t, (c) 1/2t

イトの集合組織から変態前のオーステナイトの集合組織を推定すると、Table 2に示すようになると思われる。鋼板表面近傍の集合組織は $\{111\} \gamma$ および $\{100\} \gamma$ が、板厚中心部の集合組織は $\{110\} \gamma$ がそれぞれマルテンサイト変態したことにより形成されたものと考えられる。

そこで、EBSD測定によって得られたマルテンサイトの結晶方位マップからK-Sの関係をもとに変態前の加工オーステナイトの結晶方位について逆解析¹²⁾し検証した。Fig.4に再構築した変態前の加工オーステナイトの結晶方位マップから得られた逆極点図を示す。この図より、オーステナイト中の集合組織について鋼板表面では $\{100\}$ および $\{111\}$ が、1/2t部では $\{110\}$ および $\{311\} \sim \{211\}$ が発達していることが分かる。

一般に、圧延によって導入される歪は板厚方向に分布を有している。すなわち、圧延機のロールと接触する表面近

Table 2. Crystal orientations in austenite region estimated by K-S relationship from transformed ODF images.

Thickness position	Main strain introduced by hot rolling	Martensite (Observed)	Austenite (Estimated)
Surface	Shear strain	$\{110\} \langle 111 \rangle$	$\{111\} \langle 110 \rangle$
		$\{112\} \langle 111 \rangle$	$\{100\} \langle 110 \rangle$
Mid-thickness (1/2t)	Compressive Strain	$\{332\} \langle 113 \rangle$	$\{110\} \langle 112 \rangle$
		$\{211\} \sim \{311\} \langle 011 \rangle$	$\{311\} \sim \{211\} \langle 111 \rangle$

Fig. 4. Inverse pole figure of reconstructed austenite orientation. (a) plate surface, (b) mid-thickness of the plate

傍ではせん断歪の成分が大きく、板厚中心部では平面圧縮歪の成分が大きくなることが知られている。Calnan²⁰⁾ らによると、FCC金属がせん断変形を受けた場合に結晶回転により発達しやすい面は (100) と (111) 、圧縮変形を受けた場合には (110) と報告されている。従って、オーステナイト域で圧延加工された厚鋼板では、せん断歪の影響が大きい鋼板表面近傍では (100) と (111) 面が発達し、圧縮歪を受ける板厚中心部では (110) 面が発達しやすいと考えられる。

従って、今回観察された変態後の集合組織は、推定通りオーステナイト中の圧延集合組織に起因することが明らかになった。

4・2 結晶塑性モデルによる引張特性の異方性解析

次に、供試鋼板の引張特性の異方性に及ぼす集合組織の影響を評価するために結晶塑性解析を行った。結晶塑性解析は塑性変形がすべり面に沿う特定の方向にのみせん断(すべり)が生じるという仮定に基づいて変形解析を行うものであり、全体の変形は個々のすべり系により生じるせん断変形の重ね合わせとして表現される²¹⁾。結晶塑性解析のプログラムにはMPIE (Max-Planck-Institute für Eisenforschung) にて開発されたDAMASK (the Düsseldorf advanced material simulation kit, 2014) を用いた²²⁾。変形に伴う活動すべり系でのすべり速度は(1)式のような速度依存型モデル²³⁾にて表現され、硬化発展式は(2)および(3)式で表される。

$$\dot{S}^{\alpha} = \sum_{\alpha=1}^{24} \dot{\gamma}^{\alpha} h_0 \left| 1 - \frac{S^{\alpha}}{S_{\infty}} \right| \operatorname{sgn} \left(1 - \frac{S^{\alpha}}{S_{\infty}} \right) h_{\alpha\beta} \dots \dots \dots (1)$$

$$\dot{\gamma}^{\alpha} = \dot{\gamma}_0 \left| \frac{\tau^{\alpha}}{S^{\alpha}} \right|^n \operatorname{sgn}(\tau^{\alpha}) \dots \dots \dots (2)$$

$$L_p = \sum_{\alpha=1}^{24} \dot{\gamma}^{\alpha} (b^{\alpha} \otimes n^{\alpha}) \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 $\dot{\gamma}$ はせん断ひずみ速度、 S^{α} は個々のすべり系 ($\alpha = 1, 2, \dots, 24$) に対するすべり抵抗、 S_{∞} は飽和分解せん断応力、 h_0 は初期硬化率、 $h_{\alpha\beta}$ は潜在硬化係数、 w はフィッティングパラメーター、 $\dot{\gamma}_0$ は基準せん断ひずみ速度、 τ はせん断力である。

結晶塑性解析に用いたパラメータをTable 3に示す。マルテンサイトの弾性定数はSudook²⁴⁾らの値を用いた。一方、板厚各位置における分解せん断応力は、L方向のマクロな実験結果であるS-Sカーブを基に同定した。降伏応力と分解せん断応力との比はテイラー因子で表されることが知られており²⁵⁾、マクロな塑性曲線をテイラー因子で除した値をすべり変形に伴う加工硬化挙動としてフィッティングを行った。なお、本研究ではテイラー因子を2.5と仮定した。また、その他の材料定数はTasan²⁶⁾らの値を用いた。

結晶塑性の解法にはSpectral solverを用いた^{27,28)}。グリー

ン関数法に基づき、第1Piola-Kirchhoff応力に関する平衡方程式をひずみの適合方程式と境界条件を満足するように解く。この時、平衡方程式のソルバーとして高速フーリエ変換を用いて収束計算を行うことで、従来の結晶塑性有限要素解析と比べ、非常に効率的な数値計算が可能となっている。また、非線形数値計算ライブラリとの併用により収束性が高められている。解析モデルは3次元とし、要素数は $16 \times 16 \times 16 = 4096$ とした。各要素に結晶方位を埋め込んだ後、圧延方向および幅方向に単純引張変形を加えた。なお、bcc金属での活動すべり系として $\{110\} \langle 111 \rangle$ 型と $\{112\} \langle 111 \rangle$ 型の24すべり系を考慮した。

Table 3. Mechanical parameters used in crystal plasticity analysis.

Parameter	Symbol	1 mm from the plate surface	Mid-thickness
Elastic constants	C_{11}	268100 MPa	
	C_{12}	111200 MPa	
	C_{44}	79060 MPa	
Reference shear strain rate	$\dot{\gamma}_0$	0.001 s ⁻¹	
Slip resistance	S^a	385 MPa	405 MPa
Saturation slip resistance	S_∞	410 MPa	430 MPa
Initial hardening rate	h_0	563000 MPa	
Interaction parameter	$h_{\alpha\beta}$	1.0	
Strain rate exponent	n	20	
Hardening exponent	w	2.00

Fig. 5. Strain-stress curve obtained from experimental and crystal plasticity analysis. (a) 1 mm from the plate surface, (b) mid-thickness of the plate

各要素に埋め込まれる初期方位はMorawiec²⁹⁾らの方法を用いて、実測したODFより粒方位を発生させた。(4)式に示すようにオイラー角をランダムに発生させ、その角に対応するODF強度を抽出する。その中で(5)式の条件に合致する方位が結晶粒として求められる。ここで、 f_{MAX} はODF強度の最大値である。

$$\varphi_1 = 180^\circ \times rand()$$

$$\Phi = \cos^{-1} \{ rand() \} \dots \dots \dots (4)$$

$$\varphi_2 = 90^\circ \times rand()$$

$$f(\varphi_1, \Phi, \varphi_2) \geq f_{MAX} \times rand() \dots \dots \dots (5)$$

鋼板表層1 mm部および1/2t部での集合組織情報から結晶塑性解析により推定されたS-Sカーブを実験値と比較した結果をFig.5に示す。表面近傍での引張試験結果では、L方向の方がT方向よりも強度が高く、また、1/2t部での引張試験結果では、T方向の方がL方向に比べて強度が高い結果が得られており、実験値の傾向と一致する。従って、今回観察された板厚各位置における強度の異方性は集合組織に起因するものと考えられる。

なお、低歪領域において計算と実測値の乖離が見られるが、今回の解析ではODFより抽出された集合組織情報をランダムに配置させた解析を行っているため、結晶粒の形態および結晶粒間のMisorientationの影響は考慮されていない。3D-EBSD等による実3次元組織を取り入れた変形異方性解析については今後の課題となる。

5. 結言

930℃以下の未再結晶温度域で板厚30 mmから12 mmに制御圧延および直接焼入れしその後630℃で焼戻したマルテンサイト組織を有する高強度厚鋼板の機械的特性の異方性に及ぼす集合組織の影響を検討した結果、以下の知見を得た。

- (1) 板厚各位置における引張特性は、表面近傍と板厚中心部で異なり、鋼板表面ではL方向の方がT方向よりも強度が高い一方、板厚中心部ではT方向の方がL方向よりも高い。
- (2) 鋼板表面では $\{110\} \langle 111 \rangle$ と $\{112\} \langle 111 \rangle$ の集合組織が、板厚中心部では $\{332\} \langle 113 \rangle$ および $\{211\} \sim \{311\} \langle 011 \rangle$ の集合組織が発達する。
- (3) 今回観察された集合組織について変態前のオーステナイトの集合組織を計算した結果、鋼板表面はせん断歪により発達する $\{100\}$ および $\{111\}$ の集合組織が、板厚中心部は圧縮歪により発達する $\{110\}$ および $\{311\} \sim \{211\}$ の集合組織が発達していることから、オーステナイト温度域での熱間圧延時に形成されたものと考えられる。

(4) 実測したODFを元に結晶塑性解析を用いてS-Sカーブを計算した結果、鋼板表層1 mmではL方向の強度が、1/2t部ではT方向の強度が高くなる結果が得られたことから、板厚各位置における強度の異方性は集合組織に起因する。

謝辞

EBSDの測定データを元に母相オーステナイトの方位を計算する際には、東北大学宮本准教授が開発した計算プログラムを使用させていただいた。ここに感謝の意を表します。

文 献

- 1) H.Matsubara, T.Osuga, I.Kozasu and K.Tsukada: *Tetsu-to-Hagané*, **58**(1972), 1848.
- 2) C.Ouchi, T.Okita and S.Yamamoto: *Tetsu-to-Hagané*, **67**(1981), 969.
- 3) M.Ohmori: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **35**(1995), 257.
- 4) S.Yusa, T.Hara and K.Tsuzaki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **64**(2000), 1230.
- 5) T.Yutori and R.Ogawa: *Tetsu-to-Hagané*, **65**(1979), 1747.
- 6) T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura and K.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **73**(1987), 1598.
- 7) K.Nakaoka: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **93**(1968), 718.
- 8) M.Nishida and T.Kato: *Tetsu-to-Hagané*, **75**(1989), 941.
- 9) P.Eisenlohr and F.Roters: *Comput. Mater. Sci.*, **42**(2008), 670.
- 10) W.Charnock and J.Nutting: *Met. Sci. J.*, **1**(1967), 123.
- 11) H.Regle, N.Maruyama and N.Yoshinaga: *Mater. Sci. Forum*, **11**(2004), 467.
- 12) G.Miyamoto, N.Iwata, N.Takayama and T.Furuhashi: *Acta Mater.*, **58**(2010), 6393.
- 13) H.Inagaki, K.Kurihara and I.Kozasu: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **17**(1977), 75.
- 14) K.Nishimura and Y.Takeuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **100**(2014), 1097.
- 15) G.Miyamoto, N.Iwata, N.Takayama and T.Furuhashi: *ISIJ Int.*, **51**(2011), 1174.
- 16) R.K.Ray and J.J.Jonas: *Int. Mater. Rev.*, **35**(1990), 1.
- 17) T.Tomida, N.Imai, K.Miyata, S.Fukushima, M.Yoshida, M.Wakita, M.Etou, T.Sasaki, Y.Haraguchi and Y.Okada: *ISIJ Int.*, **48**(2008), 1148.
- 18) T.Tomida and M.Wakita: *Tetsu-to-Hagané*, **97**(2011), 230.
- 19) S.Morito, H.Tanaka, R.Konishi, T.Furuhashi and T.Maki: *Acta Mater.*, **51**(2003), 1789.
- 20) E.A.Calnan and C.J.B.Clews: *Philos. Mag.*, **41**(1950), 1085.
- 21) F.Roters, P.Eisenlohr, L.Hantcherli, D.D.Tjahjanto, T.R.Bieler and D.Raabe: *Acta Mater.*, **58**(2010), 1152.
- 22) F.Roters, P.Eisenlohr, C.Kords, D.D.Tjahjanto, M.Diehl and D.Raabe: *Procedia IUTAM*, Vol.3. Elsevier, Amsterdam, (2012), 3.
- 23) D.Peirce, R.J.Asaro and A.Needleman: *Acta Metall.*, **30**(1982), 1087.
- 24) A.K.Sudook and L.J.Ward: *Mater. Sci. Eng. A*, **452-453**(2007), 633.
- 25) U.F.Kocks, C.N.Tomé and H.-R.Wenk: *Texture and Anisotropy*, Cambridge University Press, Cambridge, (2000).
- 26) C.C.Tasan, J.P.M.Hoefnagels, M.Diehl, D.Yan, F.Roters and D.Raabe: *Int. J. Plast.*, **63**(2014), 198.
- 27) P.Eisenlohr, M.Diehl, R.A.Lebensohn and F.Roters: *Int. J. Plast.*, **46**(2013), 37.
- 28) P.Shanthraj, P.Eisenlohr, M.Diehl and F.Roters: *Int. J. Plast.*, **66**(2015), 31.
- 29) A.Morawiec, J.A.Szpunar and D.C.Hinz: *Acta Metall. Mater.*, **41**(1993), 2825.