自動車用アルミニウム合金板の集合組織と延性限界の向上に関する研究

山形大学大学院理工学研究科

助教　吉田健吾

（平成 21 年度奨励研究助成 AF-2009029）

キーワード：成形限界線，集合組織，結晶塑性

1. 研究の目的と背景

温室効果ガスを削減し，低炭素社会を構築することが 21 世紀の人類に課せられた使命である．そのために自動車車体を軽量化し，二酸化炭素排出量を削減することは有効であり，その動きをさらに加速する必要がある．このような背景の中，近年，軽量化用材料としてアルミニウム合金板が有望視されている．しかし，従来から使用されている軟鋼板に比べて延性限界が低いため，加工中に頻繁に割れが起こる問題がある．その対策としてアルミニウム合金板の延性向上に対して強い要望がある．

自動車用 5000 系アルミニウム合金板の成形性に関して大変興味深い実験結果が報告されている[1), 2), 3)]．すなわち，数種類の 5000 系アルミニウム合金板において，単軸引張領域と二軸張出領域の成形限界が逆転する現象が確認されている．桑原ら[3)]は二軸応力状態における塑性変形挙動を精密に測定し，現象論的塑性構成則を用いて材料モデルを構築し，成形限界解析を行った．しかしながら，実験において確認された逆転現象を再現することができなかった．一方，多結晶金属の延性の支配因子の一つとして集合組織が重要な役割を果たすことが知られている[4), 5), 6)]．延性を向上させる集合組織を多結晶塑性論に基づいた数値解析によって探索する研究も進められている[7)]．

本研究では，Mg 量の異なる 5000 系アルミニウム合金板の集合組織を測定し，多結晶塑性理論を適用して，成形限界の数値解析を実施する．そして，5000 系アルミニウム合金板に観察される成形限界の逆転現象が集合組織に起因する現象であるのか明らかにする．それと同時に，成形限界の解析における結晶塑性理論の有用性を検討する．

2. 基礎理論

2・1 結晶塑性モデル

本研究では，Peirce ら[8)]および Asaro と Needleman[9)]の定式に基づく弾・粘塑性型の結晶塑性モデルを適用する．速度勾配 $\mathbf{L}$ は弾性寄与成分 $\mathbf{L}^*$ と塑性成分 $\mathbf{L}^\mathrm{p}$ に分解できるとする．

$$\mathbf{L} = \mathbf{L}^* + \mathbf{L}^\mathrm{p}, \tag{1}$$

$\mathbf{L}$ の対称成分 $\mathbf{D} = (\mathbf{L} + \mathbf{L}^\mathrm{T})/2$ と反対称成分 $\mathbf{W} = (\mathbf{L} - \mathbf{L}^\mathrm{T})/2$ はそれぞれ次のように分解できる．

$$\mathbf{D} = \mathbf{D}^* + \mathbf{D}^\mathrm{p}, \qquad \mathbf{W} = \mathbf{W}^* + \mathbf{W}^\mathrm{p}, \tag{2}$$

ここで，$\mathbf{D}^*$，$\mathbf{D}^\mathrm{p}$ はそれぞれ変形速度の弾性成分および塑性成分であり，$\mathbf{W}^*$，$\mathbf{W}^\mathrm{p}$ はそれぞれ結晶格子のスピンおよび塑性スピンである．

次に，α 番目のすべり面の法線を表す単位ベクトルを $\mathbf{m}^{(\alpha)}$，すべり方向を表す単位ベクトルを $\mathbf{s}^{(\alpha)}$ とする．$\mathbf{L}^\mathrm{p}$ は各すべり系のすべり速度の和と考える．

$$\mathbf{L}^\mathrm{p} = \sum_{\alpha=1}^{N} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \left(\mathbf{s}^{(\alpha)} \otimes \mathbf{m}^{(\alpha)} \right). \tag{3}$$

したがって，$\mathbf{D}^\mathrm{p}$，$\mathbf{W}^\mathrm{p}$ は次のように書ける．

$$\mathbf{D}^\mathrm{p} = (1/2) \sum_{\alpha=1}^{N} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \left(\mathbf{s}^{(\alpha)} \otimes \mathbf{m}^{(\alpha)} + \mathbf{m}^{(\alpha)} \otimes \mathbf{s}^{(\alpha)} \right), \tag{4}$$

$$\mathbf{W}^\mathrm{p} = (1/2) \sum_{\alpha=1}^{N} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \left(\mathbf{s}^{(\alpha)} \otimes \mathbf{m}^{(\alpha)} - \mathbf{m}^{(\alpha)} \otimes \mathbf{s}^{(\alpha)} \right). \tag{5}$$

弾性寄与成分 $\mathbf{L}^*$ は同様にして対称成分 $\mathbf{D}^*$ と反対称成分 $\mathbf{W}^*$ に分解できる．

$$\mathbf{D}^* = (1/2)\left(\mathbf{L}^* + \mathbf{L}^{*\mathrm{T}} \right), \qquad \mathbf{W}^* = (1/2)\left(\mathbf{L}^* - \mathbf{L}^{*\mathrm{T}} \right), \tag{6}$$

弾性変形は速度型の Hooke 則に従うとする．$\mathbf{W}^*$ に基づく共回転速度を用いると弾性構成式が得られる．

$$\overset{\circ}{\boldsymbol{\sigma}}{}^* = \dot{\boldsymbol{\sigma}} - \mathbf{W}^* \cdot \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{W}^* = \mathbf{C}^\mathrm{e} : \mathbf{D}^*, \tag{7}$$

ここで，$\overset{\circ}{\boldsymbol{\sigma}}{}^*$ は客観応力速度，$\mathbf{C}^\mathrm{e}$ はヤング率 E とポアソン比 ν のみで決まる弾性係数テンソルである．$\mathbf{D} = \mathbf{D}^* + \mathbf{D}^\mathrm{p}$ および $\mathbf{W} = \mathbf{W}^* + \mathbf{W}^\mathrm{p}$ を考慮し，連続体スピン $\mathbf{W}$ に基づいた Jaumann 速度 $\overset{\circ}{\boldsymbol{\sigma}} = \dot{\boldsymbol{\sigma}} - \mathbf{W} \cdot \boldsymbol{\sigma} + \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{W}$ を考慮すると次式が得られる．

$$\overset{\circ}{\boldsymbol{\sigma}} = \mathbf{C}^\mathrm{e} : \mathbf{D} - \sum_{\alpha=1}^{N} \dot{\gamma}^{(\alpha)} \left[\mathbf{C}^\mathrm{e} : \mathbf{p}^{(\alpha)} + \mathbf{w}^{(\alpha)} \cdot \boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{w}^{(\alpha)} \right]. \tag{8}$$

ベクトル $\mathbf{s}^{(\alpha)}$ と $\mathbf{m}^{(\alpha)}$ の発展は次式で与えられる．

$$\dot{\mathbf{s}}^{(\alpha)} = \mathbf{W}^* \cdot \mathbf{s}^{(\alpha)} \quad , \qquad \dot{\mathbf{m}}^{(\alpha)} = \mathbf{W}^* \cdot \mathbf{m}^{(\alpha)} . \tag{9}$$

粘塑性モデルにおいて，すべり速度 $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ はべき乗型の超過応力モデルにより決定されると考える．

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \,\mathrm{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^{\frac{1}{m}} , \tag{10}$$

ここで， sgn( ) は ( ) 内の符号を， m はひずみ速度感受性指数を， $g^{(\alpha)}$ はすべり抵抗を表す． $g^{(\alpha)}$ の発展則を次式で与える．

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta=1}^{N} h^{(\alpha\beta)} \left| \dot{\gamma}^{(\beta)} \right| , \tag{11}$$

$h^{(\alpha\beta)}$ は β 系のすべり系が α 系の硬化における寄与を規定する硬化係数行列である．本研究では， $h^{(\alpha\beta)} = h$ とし，自己硬化と潜在硬化が等しいと考える． h の発展則として，べき乗型および飽和型の 2 種類を用いる．

$$h = h_0 \left(\frac{h_0 \gamma_{\mathrm{a}}}{\tau_0 n} + 1 \right)^{n-1} , \tag{12}$$

$$h = h_0 \exp\left(-\frac{h_0 \gamma_{\mathrm{a}}}{\tau_\infty - \tau_0} \right) , \tag{13}$$

$$\gamma_{\mathrm{a}} = \int \sum_{\alpha} \left| \dot{\gamma}^{(\alpha)} \right| \mathrm{d}t , \tag{14}$$

ここで，h_0 は初期硬化率，τ_0 は初期臨界分解せん断応力，n は加工硬化指数，τ_∞ は分解せん断応力の飽和値を表し，γ_{a} は各すべり系におけるすべりの総和である．

単結晶の構成則は上記の結晶塑性モデルによって表される．多結晶体への拡張は，拡張 Taylor モデル [9]を適用する．すなわち，各結晶粒の速度勾配は，巨視的な速度勾配と等しいと見做す．また，本研究では各結晶粒の体積は等しいと仮定する．したがって，巨視的な応力は体積平均により次式で与えられる．

$$\bar{\boldsymbol{\sigma}} = \frac{1}{N_{\mathrm{g}}} \sum_{k=1}^{N_g} \boldsymbol{\sigma}^{(k)} , \tag{15}$$

ここで， $\boldsymbol{\sigma}^{(k)}$ は k 番目の結晶粒の応力， N_g は結晶粒の総数である． $\overline{(\ )}$ は体積平均として得られた巨視的な量であることを示す．

2・2　ひずみ局所化解析

板材のひずみ局所化解析には，Marciniak–Kuczyński によって提案された簡易モデル [10), 11)]を用いる．**Fig. 1** に示すように板材にはバンド状の板厚が薄い部分が存在すると仮定する．バンド内部・外部の板厚 $h_{\mathrm{I}}^{\mathrm{b}}$， h_{I} により初期板厚不整 f_{I} を $f_{\mathrm{I}} = h_{\mathrm{I}}^{\mathrm{b}} / h_{\mathrm{I}}$ と定義する．初期状態において材料の圧延方向と圧延直角方向を固定座標系の x_1， x_2 方向と一致させる． $\mathbf{n}_{\mathrm{I}}$ は初期のバンドの法線方向を表す．バンド内部・外部に対して平面応力状態を仮定し，さらにそれぞれの領域で一様変形場を仮定する．バンド界面における力のつり合いおよびひずみの適合条件は次式で表せる．

$$n_i \bar{\sigma}_{ij} h = n_i \bar{\sigma}_{ij}^{\mathrm{b}} h^{\mathrm{b}} , \quad (\, i, j = 1, 2 \,) \tag{16}$$

$$L_{ij}^{\mathrm{b}} = L_{ij} + \dot{c}_i n_j , \quad (\, i, j = 1, 2 \,) \tag{17}$$

ここで， $(\ )^{\mathrm{b}}$ はバンド内部の値であることを示す． $\dot{c}_i$ は後に決定される値である．式(16)を時間微分した速度型の力のつり合い式に式(17)および速度型の構成則を代入することで $\dot{c}_i$ を求めることができる．それを式(17)に代入して，バンド内部の変形を得る．

本研究では，バンド外部に線形ひずみ経路を負荷する．ひずみ比を ρ とする．

$$\rho = \frac{L_{22}}{L_{11}} = \frac{D_{22}}{D_{11}} . \tag{18}$$

数値解析においては ρ および L_{11} を規定する．その他に， $L_{12} = L_{21} =$ $L_{23} = L_{32} = L_{13} = L_{31} = 0$ と規定する．

$-0.5 \le \rho \le 1$ のひずみ比においてひずみ局所化解析を行う．ひずみ局所化の判定条件は， $\dot{\varepsilon}_1^{\mathrm{b}} / \dot{\varepsilon}_1 \ge 10^5$ とする．ここで， $\dot{\varepsilon}_1^{\mathrm{b}}$， $\dot{\varepsilon}_1$ はそれぞれバンド内部と外部の変形速度の最大主値である． ϕ_{I} を 1° ずつ変化させて，上記の判定条件を満たす局所化ひずみ $\varepsilon_{11}^{\mathrm{L}}$ を求める． $\varepsilon_{11}^{\mathrm{L}}$ の最小値を当該のひずみ比における成形限界ひずみと定義し， ε_{11}^*， ε_{22}^* と表す．

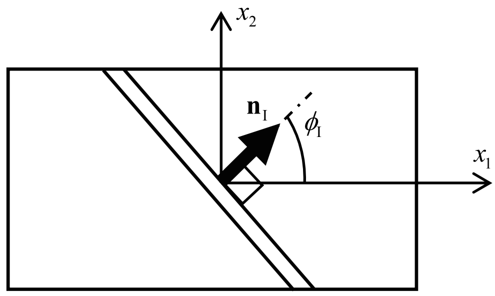


Fig. 1　Textured thin sheet with imperfection band initially inclined at angle ϕ_{I}

3. 供試材

供試材は，板厚 1mm で Mg 量が 2.5 質量%および 5.5 質量%の 2 種類の 5000 系アルミニウム合金板である．これらは桑原ら [3)]が用いた供試材と同一である．以後，これらを 2.5%Mg および 5.5%Mg と示す． **Fig. 2** に桑原ら [3)]が液圧バルジ試験を用いて同定した真応力 σ_{b} －対数塑性ひずみ曲線 $\varepsilon_t^{\mathrm{p}}$ を示す．ここで， σ_{b} はバルジ頂点を等 2 軸応力状態と仮定したときの真応力で， $\varepsilon_t^{\mathrm{p}}$ は板厚方向の対数塑性ひずみである．材料が等方性の場合， σ_{b} － $\varepsilon_t^{\mathrm{p}}$ 曲線は単

軸引張りによって得られる相当応力－相当塑性ひずみ曲線に一致する．等 2 軸応力状態下の塑性変形挙動を多結晶塑性モデルを用いて解析した結果を同図に示し，材料特性値を **Table 1** に示す．初期臨界分解せん断応力 τ_0 は硬化則によらず同一の値を用いた．初期硬化率 h_0 も硬化則に関わらず唯一であるべきだが，応力－ひずみ曲線の近似精度を上げるためにそれぞれの硬化則に異なる値を用いた．Fig. 2 より，飽和型の硬化則（式(13)）によって低ひずみ域から高ひずみ域までの広い範囲で応力－ひずみ曲線を良く再現できていることがわかる．

供試材の集合組織を板表面から 0.1, 0.3, 0.5, 0.7, 0.9mm の 5 箇所の断面で測定した．**Fig. 3** に板厚中央面（表面より 0.5mm）で測定した ODF（Orientation distribution function）を示す．ODF は X 線回折法により測定した{111}，{110}，{100}面の 3 つの不完全極点図より LaboTex を用いて導出した．ここでは $\varphi_2 = 45°$ 断面に対する結果を示す．両材料において cube 方位およびその周囲への集合組織の発達が確認できる．その傾向は 2.5%Mg の方が顕著である．両供試材において，集合組織は測定する断面によってわずかに異なっていたものの，特徴的な分布傾向は確認されなかった．同様に 5 箇所の断面において，SEM/EBSD により組織観察を行い，平均結晶粒径を同定した．平均結晶粒径も断面による特徴的な偏りは確認されず，2.5%Mg は $17 \pm 3\mu$m，5.5%Mg は $47 \pm 5\mu$m であった．

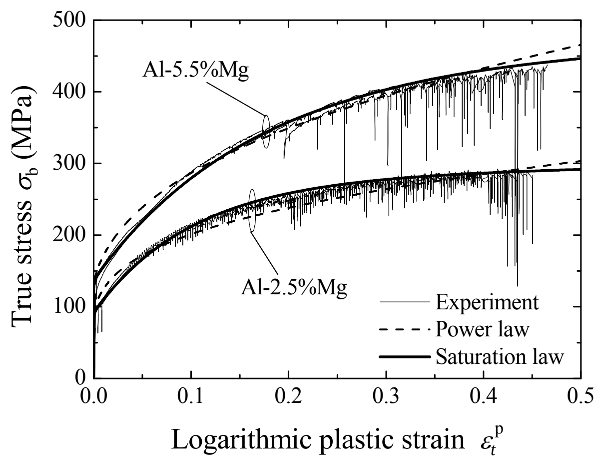


Fig. 2 True stress-logarithmic plastic strain curve obtained by hydraulic bulge test and that predicted using polycrystalline plasticity simulation. Experimental data is quoted from Ref. 3)

Table 1 Mechanical properties of specimen

		τ_0 (MPa)	h_0 (MPa)	n	τ_∞ (MPa)
2.5%Mg	Eq. (12)	31	620	0.24	-
	Eq. (13)		210	-	96
5.5%Mg	Eq. (12)	44	440	0.3	-
	Eq. (13)		190	-	145

4．解析結果

Table 1 に示した材料特性値に加えて，両供試材に共通で $E = 69$GPa，$\nu = 0.3$，$m = 0.002$，$\dot{\gamma}_0 = 0.002$ を用いた．本研究では fcc 金属を対象としているため，{111}<110>の 12 すべり系を考慮した．3 節において測定した ODF より 1600 結晶方位を創製し，全ての結晶粒の体積は等しいと仮定した．変形速度は $L_{11} = \dot{\gamma}_0$ と規定し，初期板厚不整は $f_1 = 0.999$ とした．**Fig. 4** に成形限界線の実験結果および解析結果を示す．成形限界ひずみの測定結果は桑原らの実験結果 [3)]を引用している．実験結果において，成形限界ひずみは，$\rho = -0.5$ において 2.5%Mg では 0.3 で 5.5Mg では 0.35 である．一方，$\rho = 1$ において 2.5%Mg では 0.35 で 5.5Mg では 0.27 となっており，$\rho = -0.5$ と 1 で成形限界ひずみが逆転している．これが 5000 系アルミニウム合金板に確認される成形限界ひずみの逆転現象である．

解析結果においては，2.5%Mg および 5.5%Mg ともにべき乗型の硬化則を用いた成形限界ひずみが飽和型の硬化則に対するそれらよりも大きな値を示した．Fig. 2 において，べき乗型の硬化則による応力－ひずみ曲線は，降伏直後は実験結果より高く，その後，一旦，実験値より低くなり，高ひずみ域で再び高くなる挙動を示している．一方，飽和型の場合，応力－ひずみ曲線は広範囲において実験結果とおおよそ一致している．この結果より，高ひずみ域において，べき乗型の硬化則は実験結果より大きな加工硬化を表していることがわかる．したがって，べき乗型の成形

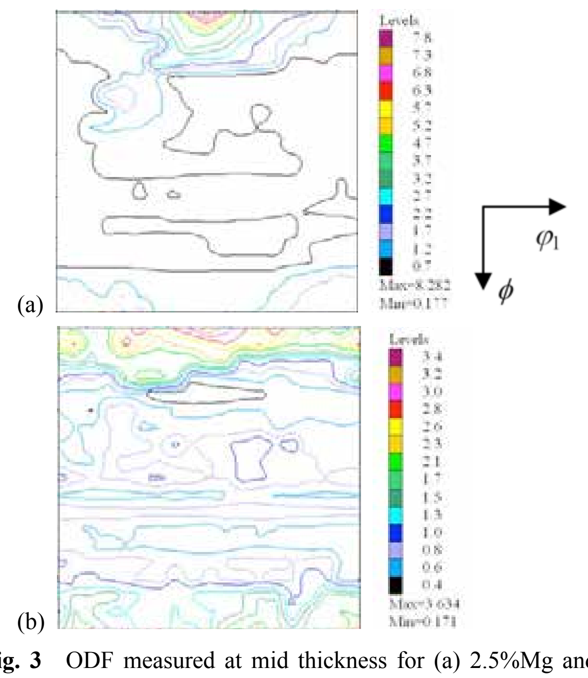


Fig. 3 ODF measured at mid thickness for (a) 2.5%Mg and (b) 5.5%Mg.

限界ひずみが飽和型のそれらよりも高くなったと考えられる．

実験結果と解析結果を比較すると，$-0.5 \leq \rho \leq 0$ の範囲においては，両材料において飽和型の硬化則を用いた場合，実験値を良く再現できているが，べき乗型の硬化則では成形限界ひずみを過大に評価している．一方，$\rho \geq 0$ の張出領域において，両供試材ともに解析結果が実験値を下回っている．特に，2.5%Mg は平面ひずみ引張から等 2 軸引張に向けて成形限界ひずみが大きく上昇するが，その傾向が全く再現できていない．これらの結果より，加工硬化挙動（応力－ひずみ曲線）を精密に再現できる硬化則を用いることによって，少なくとも $-0.5 \leq \rho \leq 0$ の範囲においては，実験結果をよく再現できることがわかった．

Fig. 4(b)には，2.5%Mg に対して飽和型の硬化則を用いた解析結果を示している．2.5%Mg に対する成形限界ひずみは全範囲で 5.5%Mg のそれより低く，成形限界ひずみの逆転現象は再現されていない．

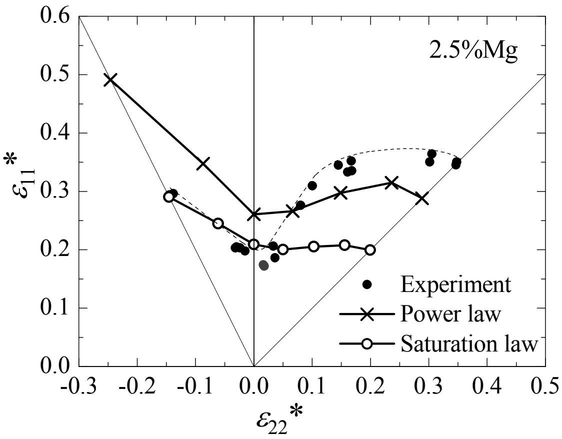
5. 結言

本研究では，2 種類の 5000 系アルミニウム合金板の集合組織を測定し，それを多結晶塑性モデルに導入して，成形限界ひずみの予測を行った．その結果，本供試材の加工硬化特性は，べき乗型よりも飽和型の硬化則によって，精度良く再現できることがわかった．さらに，適切な硬化則を用いると，両供試材において，単軸引張から平面ひずみ引張領域ではおおよそ実験による成形限界ひずみを再現できる．一方，平面ひずみ引張から等 2 軸引張領域においては，成形限界ひずみを過小評価する結果となった．特に，2.5%Mg においては実験結果の半分程度であった．

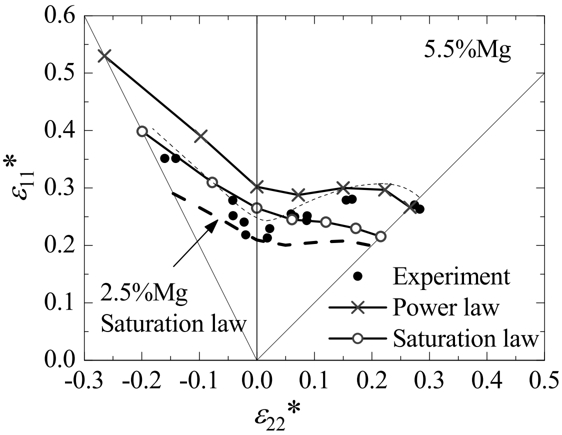
今後，2.5%Mg の張出領域の成形限界が数値解析結果より高くなる原因を明らかにする必要がある．そのために，数値解析のモデルの検証，および集合組織以外の材料学的影響因子の解明を進めていく予定である．

謝辞

本研究において，山形大学大学院理工学研究科　黒田充紀教授には貴重なご助言を賜った．山形大学工学部　松井裕貴君，田村一樹君には実験・解析を手伝って頂いた．ここに感謝の意を表する．



(a)



(b)

Fig. 4　Prediction of forming limit curves for (a) 2.5%Mg and (b) 5.5%Mg. Experimental data is quoted from Ref. 3)

参考文献

1) 小原嗣郎・勝田基嗣：軽金属，28（1978），277-283.
2) 菊田良成：第 52 回塑性加工連合講演会講演論文集，（2001），357-358.
3) 桑原利彦・梅村昌史・吉田健吾・黒田充紀・平野清一・菊田良成：軽金属，56（2006），323-328.
4) Wu P. D, Neale K. W, Van der Giessen E., Proc. R. Soc. Lond. A 453 (1997), 1831-1848.
5) Wu P.D, MacEwen S.R, Lloyd D.J, Neale K.W., Mater. Sci. Eng. A 364 (2004) 182-187.
6) Yoshida K, Ishizaka T, Kuroda M, Ikawa S., Acta Mater. 55 (2007), 4499-4506.
7) Yoshida K, Tadano Y, Kuroda M., Comp. Mater. Sci. 46 (2009), 459-468
8) Peirce D, Asaro R.J, Needleman A., Acta Metall. 31 (1983), 1951-1976.
9) Asaro R. J, Needleman A. Acta Metall. 33 (1985), 923-953.
10) Marciniak Z, Kuczyński K., Int. J. Mech. Sci. 9 (1967), 609-620.
11) Kuroda M, Tvergaard V., Int. J. Solids Struct. 37 (2000), 5037-5059.