

デジタル画像相関法を用いた 金属組織中の加工歪分布の可視化

古賀紀光*

1. はじめに

金属材料の変形挙動を観察する手法としてこれまでに様々な方法が考案されている。光学顕微鏡によるすべり線の観察や透過型電子顕微鏡(TEM)による転位の直接観察などの古くから用いられている手法に加え、近年では、電子線後方散乱回折(EBSD)法を用いた結晶方位回転の観察⁽¹⁾、その場中性子線回折を用いた格子定数変化の観察⁽²⁾やX線トモグラフィ法による変形挙動の動的三次元観察⁽³⁾などが金属材料の変形挙動を捉える上で用いられている。いずれの手法も長所と短所が存在し、適宜どの手法を用いるか選択する必要がある。

デジタル画像相関(Digital image correlation: DIC)法は、変形前後のデジタル画像のみでひずみを定量的に解析でき、かつ組織との対応関係も観察できる。試料表面のみの観察であることや巨大ひずみの解析が困難であるなどの欠点もあるが、DIC法はランダムパターンさえ有していれば、どのような材料や変形条件にも適用可能であり、その汎用性は極めて高い。本稿では、DIC法の基本的な原理と金属材料への応用例について紹介する。

2. デジタル画像相関法の基本原理

デジタル画像は、色調あるいは諧調の情報を持つpixelが規則正しく並ぶことで像を形成している。デジタル画像相関法では、いくつかのpixelにより形成する輝度値の特徴的なパターンを変形前後で追跡することでひずみの算出を行っている⁽⁴⁾⁻⁽⁶⁾。図1は40×40pixelの変形前後のデジタル画像

(a), (b)および(a), (b)中の黒破線領域の輝度値の分布(c), (d)を示している。(a)では白(255)と黒(0)の二階調のみでAという文字を描いているが、y方向にせん断ひずみがか加わることによって変形後のデジタル画像(b)では、異なる諧調のpixelが変形前の白と黒の境界付近で発生している。このような画像の変化を追跡する上でまずsubsetと呼ばれる正方形の領域を定義する(図中赤枠)。subset内の各pixelはそれぞれ固有の輝度値を有しており(c)、この輝度値のパターンが類似の領域を変形後の画像上で探索することでsubsetの位置を決定する。そのため、subset内に十分なランダムパターンが存在していることがDIC解析を行う上で重要となる。具体的には、相関係数を計算することで探索を行っている。相関係数にはいくつかの種類が存在するが、最も単純な相関係数としては、式(1)に示すSum of Absolute Differencesがある。

$$R_{\text{SAD}} = \sum_{i,j=0}^n (G(x'_i, y'_j) - F(x_i, y_j)) \quad (1)$$

ここで、 $F(x, y)$ は変形前の座標 (x, y) のpixelにおける輝度値を示し、 $G(x', y')$ は変形後の座標 (x', y') における輝度値を示している。つまり、subset内において変形前の各pixelと変形後の各pixelの輝度値の差を求めており、輝度値の分布が完全に一致する場合は R_{SAD} が0となる。そのため、変形後のsubsetの位置を変化させ R_{SAD} が最小となる点を探索することで、変形後のsubsetの位置を決定できる。しかし、 R_{SAD} は変形前後で明るさが増加した場合、その値が増加し類似性を正しく評価できない欠点がある。そこで、一般的にデジタル画像相関法の解析では式(2)式のNormalized Cross-Correlationなどが用いられる⁽⁵⁾。

* 横浜国立大学工学研究院材料工学；助教(〒240-8501 横浜市保土ヶ谷区常盤台79-5)
Visualization of Strain Distribution in Metal Materials by Digital Image Correlation Method; Norimitsu Koga (Faculty of Engineering, Yokohama National University, Yokohama)
Keywords: digital image correlation, strain distribution, deformation, dual phase steel, pearlite steel
2016年1月18日受理[doi:10.2320/materia.55.267]

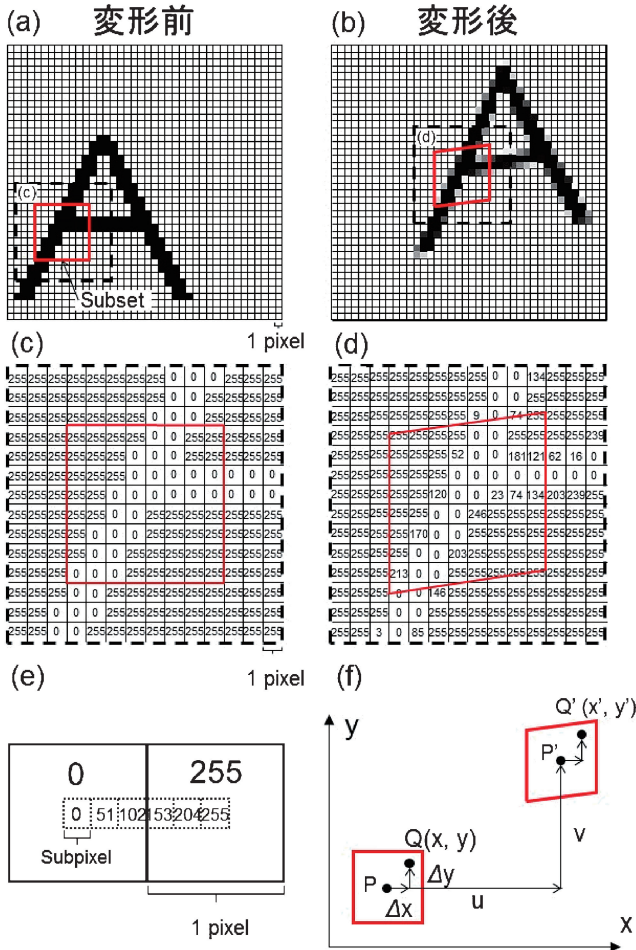


図1 (a), (b) : 40×40pixelの変形前後のデジタル画像, (c), (d) : (a), (b)中の黒破線内の輝度値分布, (e)輝度値補間の模式図, (d)変形前後のサブセット.

$$R_{NCC} = 1 - \frac{\sum_{i,j=0}^n [F(x,y)G[x',y']]}{\left[\sum_{i,j=0}^n (F(x_i,y_j))^2 \sum_{i,j=0}^n (G(x'_i,y'_j))^2 \right]^{1/2}} \quad (2)$$

R_{NCC} は、 $0 \leq R_{NCC} \leq 2$ であり 0 に近づくほど類似性が高い。本手法の特徴は、変形後の輝度値が定数倍された場合においても計算結果に影響がなく、明るさの変化に強いことである。

(d)に示すように変形後の subset が正方形を維持するとは限らず、変形前の pixel の位置が変形後では 2 つの pixel 間に位置することがある。そのため subset の探索を pixel 単位で行うと誤差が大きくなる。そこで、位置決定の精度向上のために、pixel 間の輝度値の補間が施される。(e)は二つの隣接する pixel とその間の輝度値を補完した模式図を示している。2 つの pixel 間での輝度値の差を用いてその間での輝度値の変化を計算しており、輝度値の変化を 2 点間で連続的な関数として表せる。本手法を用いることで画像は平滑化され、1pixel 以下(subpixel)での subset の探索が可能となる。(e)では簡単のために一次元の補間結果を示しているが、実際には隣接する 4 つの pixel について双一次関数などを用いて二次元像の輝度値の補間を行っている⁽⁶⁾。

図1(f)は、変形前後の subset を x 軸、 y 軸上に示している。変形前の subset 中心 P から Δx および Δy の位置にある Q が変形後に $Q'(x', y')$ に移動した場合を考える。subset 内の変形が一樣であるという仮定のもと、 x', y' は次式で表される⁽⁵⁾。

$$x' = x + u + \frac{\partial u}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial u}{\partial y} \Delta y \quad (3)$$

$$y' = y + v + \frac{\partial v}{\partial x} \Delta x + \frac{\partial v}{\partial y} \Delta y \quad (4)$$

ここで、 u および v は subset 中心点の x 方向および y 方向の変位成分を示しており、 $\partial u/\partial x$ 、 $\partial u/\partial y$ 、 $\partial v/\partial x$ および $\partial v/\partial y$ は一様ひずみ成分を示している。 Q' の座標は 6 つの変数により決定でき、相関係数はこれら 6 つの変数を有していることを意味している。よって、相関係数が最小となる 6 つのパラメーターを探索することにより subset 位置を決定し、ひずみを算出することが出来る。6 つの変数の決定には解析の高速化を目的として Newton-Raphson 法が用いられている⁽⁶⁾。

DIC 法によるひずみ解析例の多くは、CCD カメラを用いた試験片形状や変形条件に依存するひずみ分布の解析である⁽⁷⁾⁽⁸⁾。しかし、金属材料の組織の観察には CCD カメラでは倍率が足りないため、光学顕微鏡や走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いる必要がある。本稿では DP 鋼とパーライト鋼に DIC 解析を適用した結果を紹介し、DIC 法が SEM 像を用いた金属組織スケールでの解析においても有効であることを示す。

3. DP 鋼における階層的ひずみ分布⁽⁹⁾

図2は5%の公称引張ひずみを付与したフェライト(α) + マルテンサイト(α')焼入れ DP 鋼の各観察倍率における SEM 組織(a, b, c-1)およびこれらの画像に DIC 法より得られたひずみマップを重ね合わせた結果(a, b, c-2)を示している⁽⁹⁾。ひずみ量は最小値、最大値をそれぞれ 0, 7% としてはカラースケールで表示している。上述したように DIC 解析では subset 内に十分なランダムパターンが必要である。本結果における subset は全て 41×41 pixel であり、それぞれの観察スケールではおよそ (a-2) $4 \times 4 \mu\text{m}^2$ 、(b-2) $30 \times 30 \mu\text{m}^2$ 、(c-2) $100 \times 100 \mu\text{m}^2$ に相当する(図2左隅に実際の subset サイズを表示)。つまり、マクロスケールでは α 結晶粒界や α/α' 界面が、ミクロスケールでは過腐食による α 粒内の腐食痕や α' の下部組織がランダムパターンとして有効に働いていることを示唆している。このように DIC 法では、倍率が大きく異なる場合においても異なる特徴点がランダムパターンとなることで解析を行える点に利点があり、腐食のみで解析が出来る点で汎用性が高い。

図2における各スケールでのひずみ解析結果に着目すると、ミクロスケール(a-2)では、軟質な α 母相中へのひずみ集中と α/α' 界面近傍での大きなひずみ勾配が発生し、メゾスケール(b-2)では、 α/α' 間での明瞭なひずみ分配は観察さ

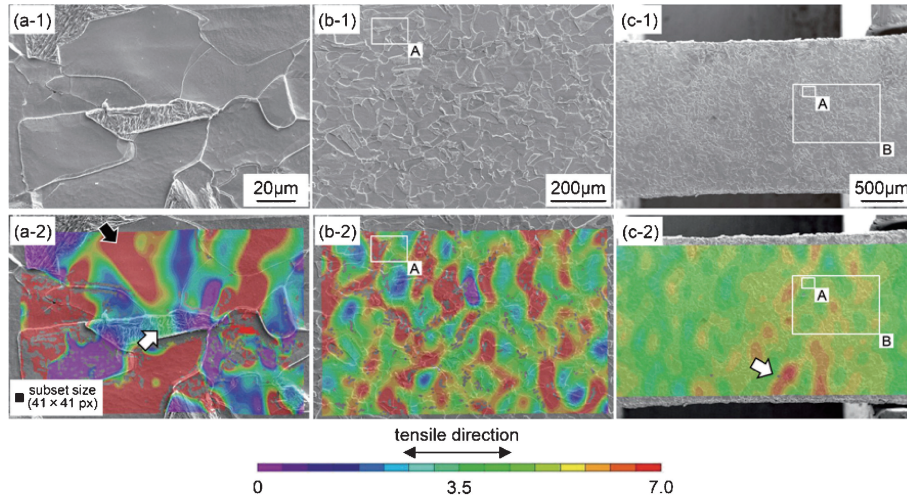


図2 各倍率における5%引張焼入れ DP 鋼の SEM 組織と DIC ひずみ分布. 図中(A), (B)の枠線は(a), (b)の観察領域に対応⁽⁸⁾.

れず、複数の α , α' 粒に跨がってひずみがまだらに分布している. さらに、マクロスケール(c-2)においては、このようなまだらなひずみ分布が消え、白矢印で示すように試験片端部に形成された高ひずみ領域のみが顕在化する. このように SEM を用いた DIC 解析で測定したひずみの様相は観察倍率によって大きく異なるという特徴を持っている. また、破断直前の試料の SEM 組織とひずみ分布を比較した結果、高ひずみ領域(図 2a, b, c-2)において変形組織の発達が確認でき、ミクロスケール(a)においては、 α 粒内のすべり帯や α/α' 界面の剥離や α' 粒内の割れ、メゾスケール(b)やマクロスケール(c)では、いくつもの α や α' を伝播し、最終的に試験片全体を貫通するように成長したき裂が観察された. 以上の結果は、材料の破壊を決定づけるひずみの集中がひずみの不均一性によってもたらされていることを示している.

上述の結果からミクロからマクロへの変形挙動は階層構造をとって進行すると考えられ、ミクロスケールを最小単位としたとき、局所的な不均一ひずみは α と α' の強度差など、両相の諸特性の差異によって発生する. この局所的不均一ひずみは、材料の至る所で発生するが、 α' の分布状態や α の粒径など、組織形態に強く依存してひずみが連結・伝播し易い領域に対してひずみの蓄積・集中が加速し、やがて、変形帯やき裂などとして破壊に至る. 言い換えれば、ミクロな局所的不均一ひずみがマクロに連結することで材料は延性破壊に至ると言える. そして、SEM を用いた DIC 法は SEM 組織写真の解像度や subset サイズによって空間分解能を変えることで、ミクロスケール、マクロスケールいずれも可視化できるマルチスケールなひずみ解析法として利用できる.

4. パーライト鋼のひずみ分布⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾

図 3 に、 α 単相鋼(a)およびパーライト鋼(b)の同倍率での 5%引張材の DIC 解析より得られた引張方向のひずみ分布を示す. subset サイズは 41×41 pixel であり画像中で 2×2

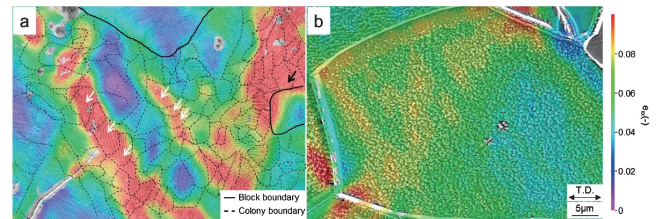


図3 (a)パーライト鋼と(b)フェライト鋼の5%引張材の引張軸方向のひずみ分布⁽¹⁰⁾.

μm^2 に相当する. パーライト鋼では、通常の腐食条件においても微細な α と Fe_3C のラメラ組織が現出するため高倍率での解析は容易に行える. 一方、 α 鋼は、通常の腐食条件では粒内にランダムパターンが形成されず解析は困難であるが、過腐食(ナイトール 3%溶液にて 0.12 ks)により粒内に微細な凹凸を現出することで粒内の解析が可能となる. このように単相鋼においても腐食条件を調整することによって高倍率での解析が可能となる. α 単相鋼のひずみ分布(b)は、比較的ひずみが均一に導入されているが、粒界ではひずみが高くなる傾向にあり、粒内においても高ひずみ領域と低ひずみ領域が存在している. つまり、等軸 α 単相鋼でさえ、粒内において不均一な変形が生じていることを意味している. 一方、パーライト鋼(a)では、図中黒実線で示すブロック内においてひずみが著しく不均一に分布しており、ひずみがほぼゼロの領域と平均ひずみに対して 2 倍以上のひずみを有する領域が隣接して存在している. ここで、コロニー境界をひずみ分布に重ね合わせると(図中黒破線)、ひずみが不連続に変化する領域はコロニー境界に対応する傾向にあることがわかる. つまり、パーライト鋼においては、ひずみはコロニーを単位として分布し、各コロニーで変形能が異なることを示唆している.

コロニー毎の変形能に影響を及ぼす要因を明らかにするため、引張軸に対する Fe_3C 層の三次元的な配向を EBSD 法お

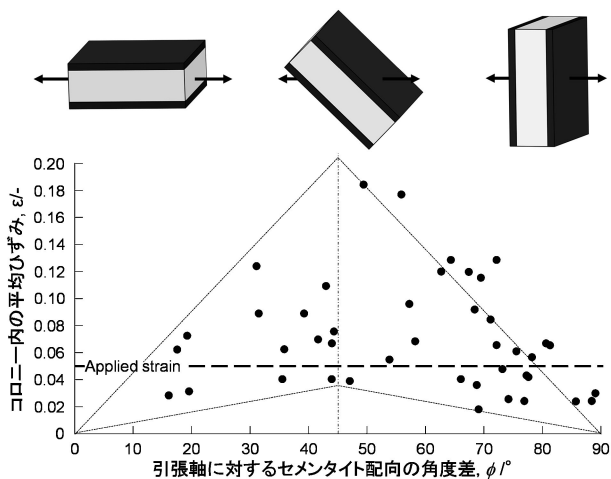


図4 コロニー内の平均ひずみと引張軸に対するセメント配向の角度差 ϕ の関係⁽¹¹⁾.

よび SEM 観察により調査した．まず， Fe_3C 配向を明らかにする上で， α 相と Fe_3C 相間には Pitch-Petch 結晶方位関係 $\{(001)_{\text{Fe}_3\text{C}} // (5-2-1)_\alpha, [010]_{\text{Fe}_3\text{C}} 2.6^\circ \text{ from } [113]_\alpha, [100]_{\text{Fe}_3\text{C}} 2.6^\circ \text{ from } [13-1]_\alpha\}$ ⁽¹²⁾⁽¹³⁾ が成立すると仮定した．実際に一つのブロック内において方位関係を解析した結果，ほぼ Pitch-Petch の方位関係を満足していた．ひずみ分布を取得した範囲では Fe_3C 層の結晶情報の取得が困難であったため，過腐食により α 層を溶解することで，SEM 観察から二次元的な Fe_3C 配向と奥行き方向の傾きを観察し， α 層の結晶方位から晶癖面を決定した．得られた晶癖面と引張軸方向の方位より Fe_3C 層の引張軸に対する角度 ϕ を算出した．本解析を50個程度のコロニーに対して行い，各コロニー内の平均ひずみと ϕ の関係について整理した結果を図4に示す．図4より引張軸に対して最大せん断応力方向である 45° 方向に Fe_3C が配向しているコロニーにおいて，ひずみが高い傾向にあり， 0° ， 90° のコロニーでは低い傾向にある． α 層中の転位は Fe_3C 層を超えて運動できないことより⁽¹⁴⁾，コロニー毎の変形能は α 層中の転位の移動可能な距離がコロニー毎に変化するために生じていると考えられる．しかし， 45° 方向におけるひずみのばらつきは大きい．この理由としては，実際の転位運動は必ずしも 45° 方向には進行せず，シュミット因子の大きなすべり系が駆動するためと考えられる．よって，今後パーライト鋼の変形能をより詳細に検討するためには，すべり系と Fe_3C の配向を検討し，転位の移動距離とシュミット因子の大きさがどの程度コロニー毎の変形能に影響を及ぼすかを明らかにする必要がある．

5. おわりに

DIC 法を用いた解析を様々な組織に対して行い，明らかになってきたことは金属材料の変形は不均一に進行することである．最も単純な組織の一つである等軸 α 単相鋼であってもミクロスケールでは不均一に変形が生じており，このよ

うなひずみの分布は結晶方位や粒径の分布など様々な要因により生じていると考えられる．しかし，各因子がどの程度影響を及ぼしているかは定かではなく， α 単相鋼のひずみ分布ですら，その発生要因を完全には理解できていない．本稿で示したように金属材料の変形を考える上では，ミクロスケールからマクロスケールまでの一連の変形挙動とその相互関係を理解することが重要であるが，それらは様々な因子により変化する非常に複雑な事象であると考えられる．今後も著者は金属材料の変形・破壊挙動に関する研究を続け，その解明に少しでも貢献できればと思う．

本稿の内容は，九州大学にて高木節雄教授，土山聡宏准教授，中田伸生助教（現：東京工業大学准教授）の下，得た結果であり，金属材料の魅力をご教示いただき，研究者を目指すきっかけを与えて頂いた先生方に厚く御礼申し上げます．また，DIC 法についてご教示いただいた鹿児島大学足立吉隆教授，共に実験を行い本稿の一部の成果を出した九州大学大学院の西山真郷君（現：新日鐵住金ステンレス株式会社）の両名にも厚く御礼申し上げます．

文 献

- (1) 木村英彦，王 均，秋庭義明，田中啓介：日本機械学会論文集(A編)，**71**(2005)，1722-1728.
- (2) Y. Tomota, P. Lukas, S. Harjo, J.-H. Park, N. Tsuchida and D. Neov: Acta Mater., **51**(2003), 819-830.
- (3) H. Toda, Y. Ohkawa, T. Kamiko, T. Naganuma, K. Uesugi, A. Takeuchi, Y. Suzuki and M. Kobayashi: Acta Mater., **61**(2013), 5535-5548.
- (4) W. H. Peters, Z.-H. He, M. A. Sutton and W. F. Ranson: Experimental Mechanics, **24**(1984), 117-121.
- (5) T. C. Chu, W. F. Ranson, M. A. Sutton and W. H. Peters: Experimental Mechanics, **25**(1985), 232-244.
- (6) M. A. Sutton, M. Q. Cheng, W. H. Peters, Y. J. Chao and S. R. McNeill: Image and Vision Computing, **4**(1986), 143-150.
- (7) M. A. Sutton, J. L. Turner, Y. J. Chao, H. A. Bruck and T. L. Chae: Int. J. Fract., **53**(1992), 201-228.
- (8) A. Kotousov, Z. He and A. Fanciulli: Theoretical and Applied Fracture Mechanics, **79**(2015), 51-57.
- (9) 中田伸生，西山真郷，古賀紀光，土山聡宏，高木節雄：鉄と鋼，**100**(2014)，1238-1245.
- (10) 古賀紀光，中田伸生，土山聡宏，高木節雄：材料とプロセス，**26**(2013)，363.
- (11) 古賀紀光，中田伸生，土山聡宏，高木節雄：材料とプロセス，**26**(2013)，364.
- (12) N. J. Petch: Acta Cryst., **6**(1953)，96.
- (13) W. Pitsch: Acta Metall., **10**(1962)，79-80.
- (14) M. Dollar, I. M. Bernstein and A. W. Thompson: Acta Metall., **36**(1988)，311-320.



古賀紀光

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2014年3月 九州大学大学院工学府博士課程修了
 2014年4月- 現職
 専門分野：鉄鋼材料，相変態，変形・破壊，低温特性
 ◎金属材料の機械的特性の発現メカニズム解明のため，様々な金属材料の変形・破壊挙動に関する基礎研究に従事．

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★