

蓄積変形エネルギーに基づいた組織変化シミュレーション手法

東京工業大学工学部機械宇宙学科
 助教授 吉野 雅彦
 (平成9年度奨励研究助成AF-97030)

キーワード：再結晶、結晶塑性有限要素法、転位

1. 研究の目的と背景

近年、環境問題への関心の高まりから、資源の有効利用、エネルギーの節約、産業廃棄物の低減等の問題が注目を集めている。塑性加工の分野ではこれらの問題に対する一つの解決方向として、製品の機能を最大限に引き出すことが重要な課題として挙げられている。すなわち熱間圧延や熱間鍛造の加工プロセスにおいて適当な加工条件を与えることにより、組織変化を制御し、製品の用途に最も相応しい特性を持たせようとするものである¹⁾。ところが従来の組織制御法は熱間圧延のためのものであり、熱間鍛造には適用できないという問題がある。この主な原因は、熱間鍛造は圧延に比較して変形の自由度が高く、遥かに複雑な変形履歴が生じることにある。このような複雑な変形履歴が組織変化に及ぼす影響を定量的に予測することが不可欠であるが、従来の方法には塑性変形と組織変化を数学的に結びつける理論が欠落していた。

そこで本研究では塑性変形が組織変化に及ぼす影響を定量的に調べ、再結晶・粒成長・回復などの冶金現象を決定する要因を解明することを目的としている。特に蓄積変形エネルギーに着目し、これが再結晶過程を支配する要因を理論的・実験的に検討する。さらにこの理論に基づいた組織シミュレーション法を提案する。

2. 蓄積変形エネルギーに基づいた再結晶モデル

2-1 クラスタモデル²⁾

塑性変形を受けた金属組織を熱処理すると、材料内に蓄積されたひずみエネルギーが駆動力になり再結晶核が発生する。いま熱的な揺らぎにより偶然に半径 r のクラスタが金属材料中に発生したとする。クラスタ内部では、塑性変形を受けて歪んでいた金属格子がもとの正常な格子に戻るため、格子欠陥によるひずみエネルギーが解放される。その一方で、クラスタ表面を生成するためのエネルギー γ が必要なので、クラスタが持つ自由エネルギー g は次式で表される。

$$g = 4\pi r^2 \gamma - \frac{4\pi}{3} r^3 \Delta G_v \quad (1)$$

ここで ΔG_v は変形組織の Gibbs 自由エネルギーとクラスタ内のそれとの差を単位体積当たりに換算したものである。図 1 に式(1)の変化を模式的に示すが、 r が r^* より大きければ、クラスタは自由エネルギーを低下させながら安定して成長することが出来る。このように r^* を越えたクラスタが再結晶核となる。ここで臨界半径 r^* と臨界エネルギー g^* は次式で表される。

$$r^* = \frac{2\gamma}{\Delta G_v} \quad (2)$$

$$g^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3\Delta G_v^2} \quad (3)$$

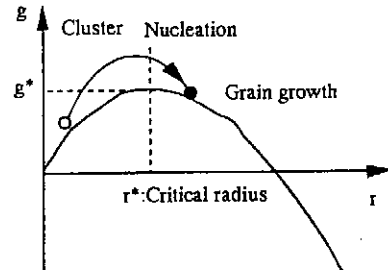


図 1 クラスタが持つ自由エネルギーの変化

さて熱力学によると Gibbs 自由エネルギー ΔG_v は

$$\Delta G_v = \Delta U - T \Delta S \quad (4)$$

と表される。ここで ΔU は内部エネルギー、 T は絶対温度、 ΔS はエントロピーである。再結晶はひずみエネルギーによって誘起されるので、 ΔU は単位体積当たりのひずみエネルギーそのものと考えられる。ところが真のひずみエネルギーを求めることは困難なので、ここでは代わりに一般化蓄積変形エネルギー W を用いることとする。一般化蓄積変形エネルギーは材料の加工に要した塑性仕事から回復の項を差し引いたもので、次式で定義される³⁾。

$$dW = \sigma_f d\epsilon_{eq} - k W^r dt \quad (5)$$

これを加工履歴に沿って積分していけば、任意の加工履歴における加工と回復の影響を定量的に評価出来ることが示されている。一方、エントロピー ΔS の変化は非常に小さいと考えられるので

$$\Delta S = \Delta S_0 = const. \quad (6)$$

と置くと、結局、式(2)(3)は次のようになる。

$$r^* = \frac{2\gamma}{\Delta G_v} = \frac{2\gamma}{(W - T \Delta S_0)} \quad (7)$$

$$g^* = \frac{16\pi\gamma^3}{3\Delta G_v^2} = \frac{16\pi\gamma^3}{3(W - T \Delta S_0)^2} \quad (8)$$

さらにクラスタが熱エネルギーにより確率的に成長すると仮定することにより、次式のようなクラスタの成長方程式が得られる。

$$\frac{\partial^2 M}{\partial X \partial t} + \frac{1}{RT} \frac{\partial M}{\partial t} + k \frac{\partial M}{\partial X} = 0 \quad (9)$$

また再結晶核発生速度は

$$J = RT \frac{\partial M}{\partial t} + RT k M - \dot{g}^* M(g^*) \quad (10)$$

となる。

2-2 解析例

以上の式を差分法にて解くことにより、再結晶中の核発生過程をシミュレートすることが出来る。さらに粒成長速度を表す式が求まれば、再結晶粒径分布の変化がシミュレートできる。図 2 に、粒成長速度が一定とした場

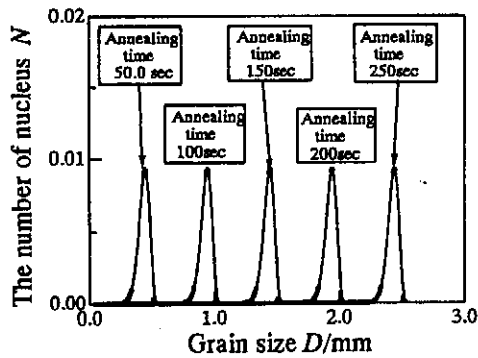


図2 静的再結晶における再結晶粒径

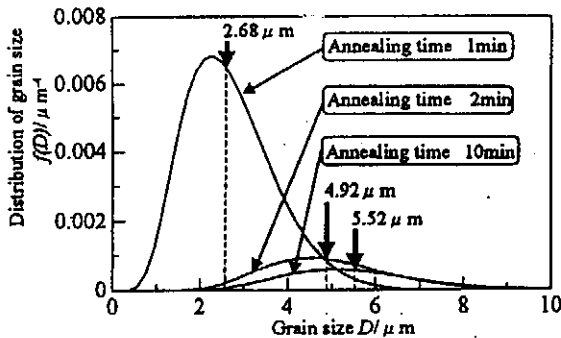


図3 純銅の静的再結晶における結晶粒径分布変化
分布変化のシミュレーション例
(ひずみ50%、焼鈍温度3.0.0℃)

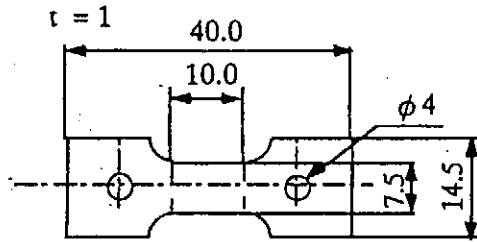


図4 引張試験片形状

合の、静的再結晶における再結晶粒径分布変化のシミュレーション例を示す。図3に著者らが開発した、結晶粒径分布計測システムで求めた、純銅の静的再結晶における粒径分布変化の例を示す⁴⁾。シミュレーション結果と実験結果とを比較すると、分布形状の推移が異なっていることが判る。この原因はシミュレーションで仮定した再結晶核の発生速度パラメータと、粒成長速度が現実的で無いためと考えられる。

3. 再結晶に及ぼす塑性変形の影響

3.1 実験方法

前節で展開した再結晶モデル式の妥当性を検証し、さらに核発生速度パラメータおよび粒成長速度の物理的意義を明確にするには、再結晶に及ぼす蓄積変形エネルギーの影響を解明する必要がある。そこで本研究では、アルミニウム粗大結晶試験片を利用した実験と結晶塑性有限要素法を併用し、検討する方法を提案する⁵⁾。

まず再結晶機構を詳細に検討するために、純アルミニウムの粗大結晶インゴットから図4に示す形状の引張試験片を作成した。試験片厚さは1mmで、中央に平行部があり、ここに結晶粒界が位置するように切り出した。加

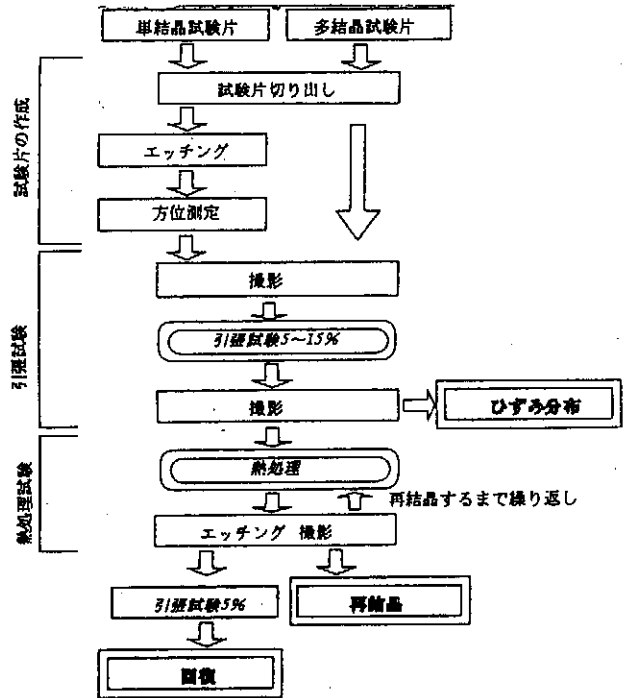


図5 実験手順の流れ

工の影響が残らないようにワイヤーカット放電加工により切り出し、電気炉で焼鈍した。組織を見るためにディックスケラー液でエッチングし、各結晶の方位をラウエ法により求めた。

この試験片を引張試験装置で引張変形を加えた。その時のひずみ分布を測定するためにフォトレジスト法を用いて予め試験片に格子模様を描いておき、その変形を測定した。その後、組織変化を誘起するために無酸化雰囲気炉で焼鈍した。変形前、変形後、焼鈍後の組織を光学顕微鏡で観察し、結晶粒界の変化を調べた。なお、顕微鏡画像はCCDカメラでコンピュータに取り込み、画像処理を利用して形状変化を計測した。図5に実験手順の流れを示す。

3.2 実験装置

精密な引張試験を行うために図6に示す引張試験装置を作成した。リニアガイドでクロスヘッドを支持し、ボールネジを用いて駆動することにより、試験片把持部のガタを極力小さくした。ボールネジはモーターで駆動し、一定速度でクロスヘッドを駆動することができる。またクロスヘッドの移動量は変位計で計測し1μmの精度で測定できるようにした。引張荷重はロードセル・動ひずみ計で計測した。動ひずみ計と変位計の出力はADボードを介してノート型パーソナルコンピュータに取り込み記録した。

試験片を熱処理し組織変化を誘起するために熱処理炉を作成した。本熱処理炉の構造を図7に示す。本熱処理炉は、熱処理時間と温度を正確に制御するために、試験片待機部、炉心部、冷却部に分かれている。熱処理炉内は試験片の酸化を防止するためにアルゴンガスにて置換してある。支持棒の先に取り付けた試験片を炉の上部より挿入し、炉心部が所定の温度になるまで待機部にて保持する。その後試験片を炉心部に移動させ、試験片に取り付けた熱電対の出力を用いて試験片温度を制御する。

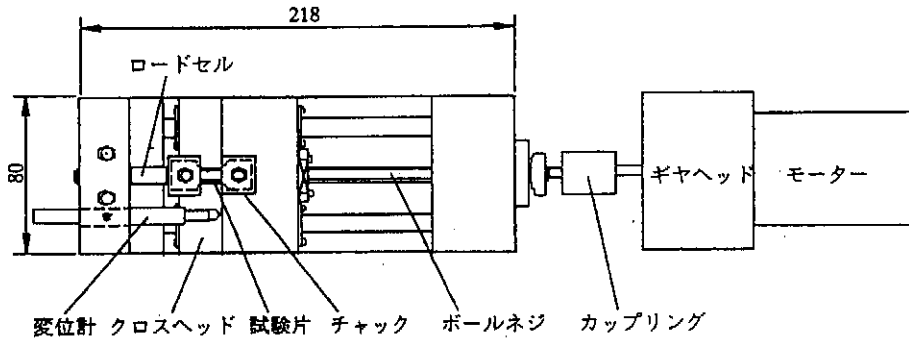


図6 引張試験装置の構造

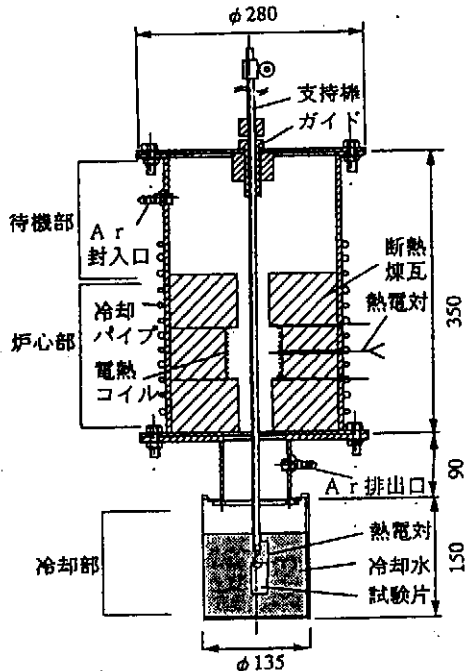


図7 熱処理炉の構造

所定の時間保持した後、試験片を冷却部の冷却水内に挿入し、急冷する。これにより、熱処理時間を正確に設定することが出来る。

3.3 結晶塑性有限要素法

粗大結晶試験片を引張変形させたときの結晶内の変形、ひずみ、応力、転位、結晶方位、蓄積変形エネルギーを求めるために結晶塑性有限要素法にて解析した⁶⁾。図8に解析に用いた有限要素モデルを示す。モデル中の太線が結晶粒界に相当する境界で、この左右の要素は異なる初期結晶方位を有するものとした。要素数960、節点数513で、平面応力条件とし、静的陽解法によって解析した。また材料物性値は実験より定めた。

3.4 実験結果

図9に変形前、変形後、熱処理後の試験片写真を示す。黒線で示したところが結晶粒界である。本試験においてはひずみ5%、焼鈍温度400℃、焼鈍時間5分である。熱処理後に左側の結晶から再結晶粒が発生していることが判る。

図10に、解析より求めた引張変形後(除荷後)の試験片中の相当ひずみ分布、相当応力分布(残留応力)、

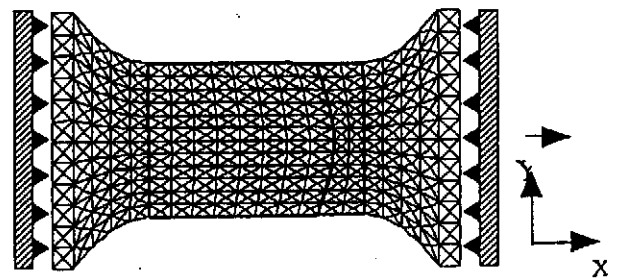


図8 有限要素モデル

結晶回転量分布、塑性仕事分布、すべり量分布を示す。図中左上の図は試験片の格子変形から求めた相当ひずみ分布である。この測定したひずみ分布は解析より求めた分布と似た分布をしており、解析の妥当性が確認できる。また再結晶した左側の結晶粒では、相当ひずみと塑性仕事、すべり量が大きいことが判る。一方、残留応力と結晶回転量については左側の粒には取り立てて集中しているわけではない。図11に別の試験片の例を示す。ひずみは15%、熱処理温度470℃である。熱処理時間30秒の時点では再結晶粒は発生していないが、1分30秒後には右側の試験片から再結晶粒が発生しているのが判る。

図12に解析結果を示す。再結晶が生じた右側の粒では相当ひずみ、塑性仕事、すべり量が大きいことが判る。また相当応力と結晶回転量については、やはり右側の粒には特徴的な分布はしていない。

以上より、再結晶粒の発生には相当ひずみ、塑性仕事、すべり量が影響していると考えられ、その一方で相当応力と結晶回転量には直接的な影響が無いと推察される。これより、2章で示した蓄積変形エネルギーに基づいた再結晶モデルは定性的に妥当であることが確認できる。今後、その物理的意義を明確にするためには実験と解析の精度を向上させること、および実験データ数を増やしていくことが必要である。

4. 結言

本研究では、任意のプロセスにおける組織変化をシミュレートするために、蓄積変形エネルギーに基づいた再結晶速度式を提案した。この式の妥当性を検証するために、粗大結晶試験片の静的再結晶試験と結晶塑性有限要素法とを比較する方法を試みた。その結果、定量的に再結晶機構を解明するには至らなかったが、蓄積変形エ

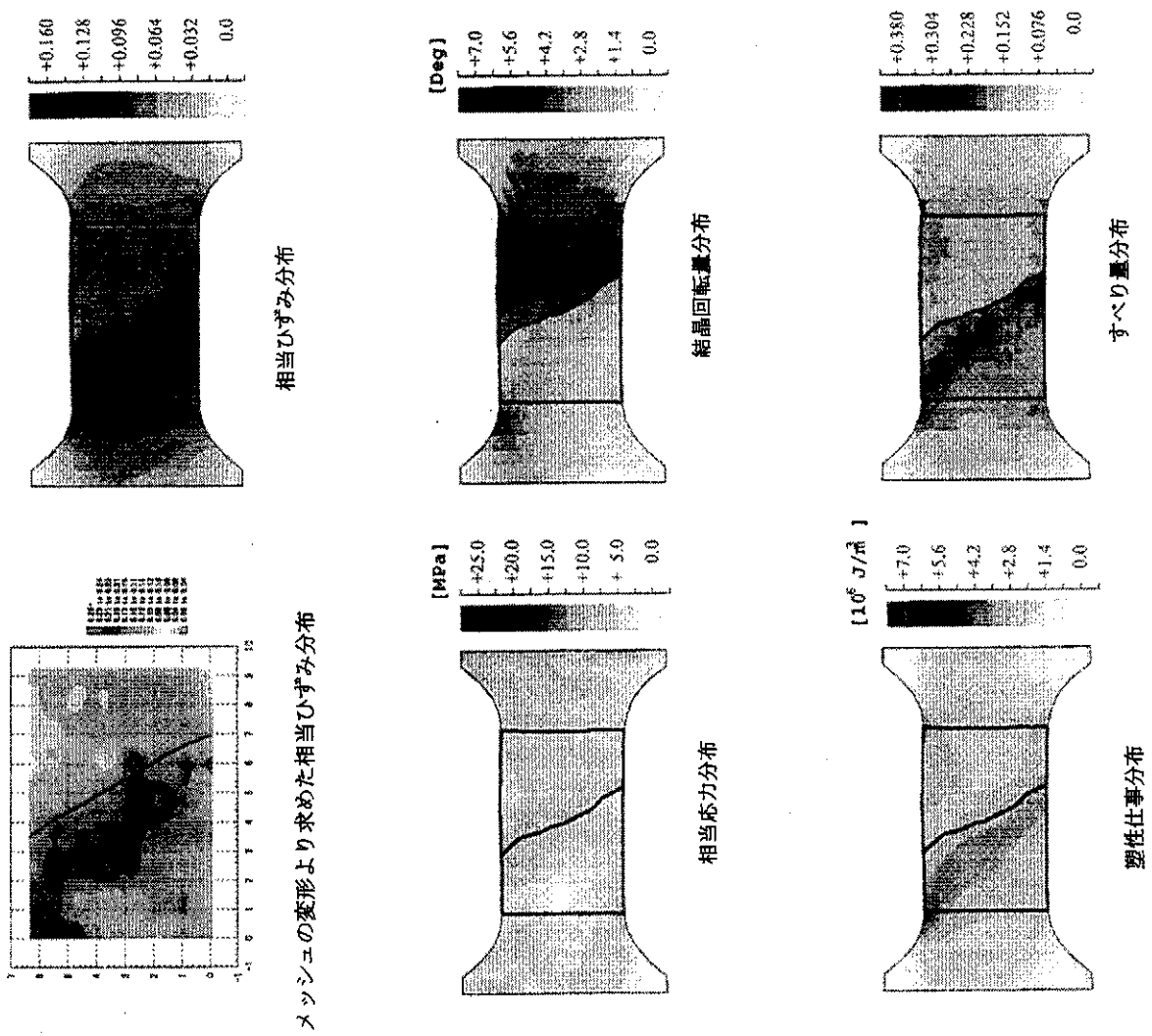


図 10 解析結果

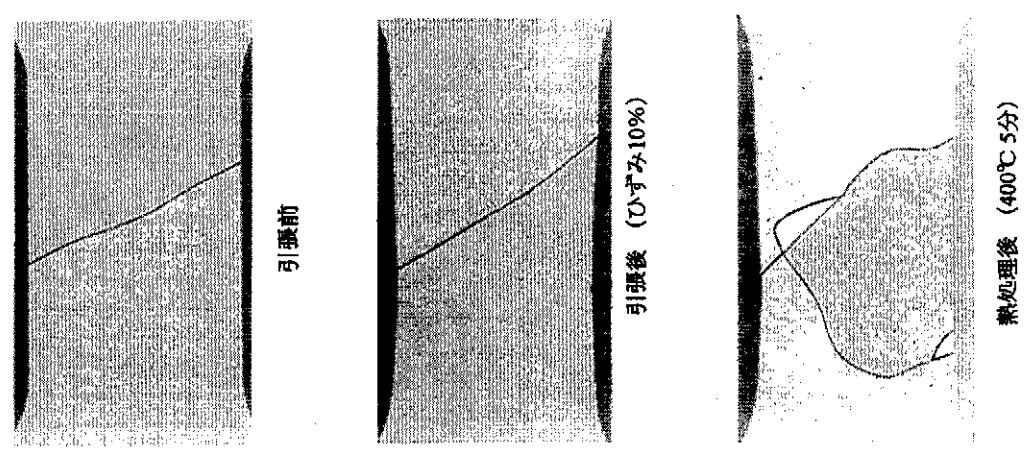


図 9 変形前、変形後、熱処理後の試験片写真

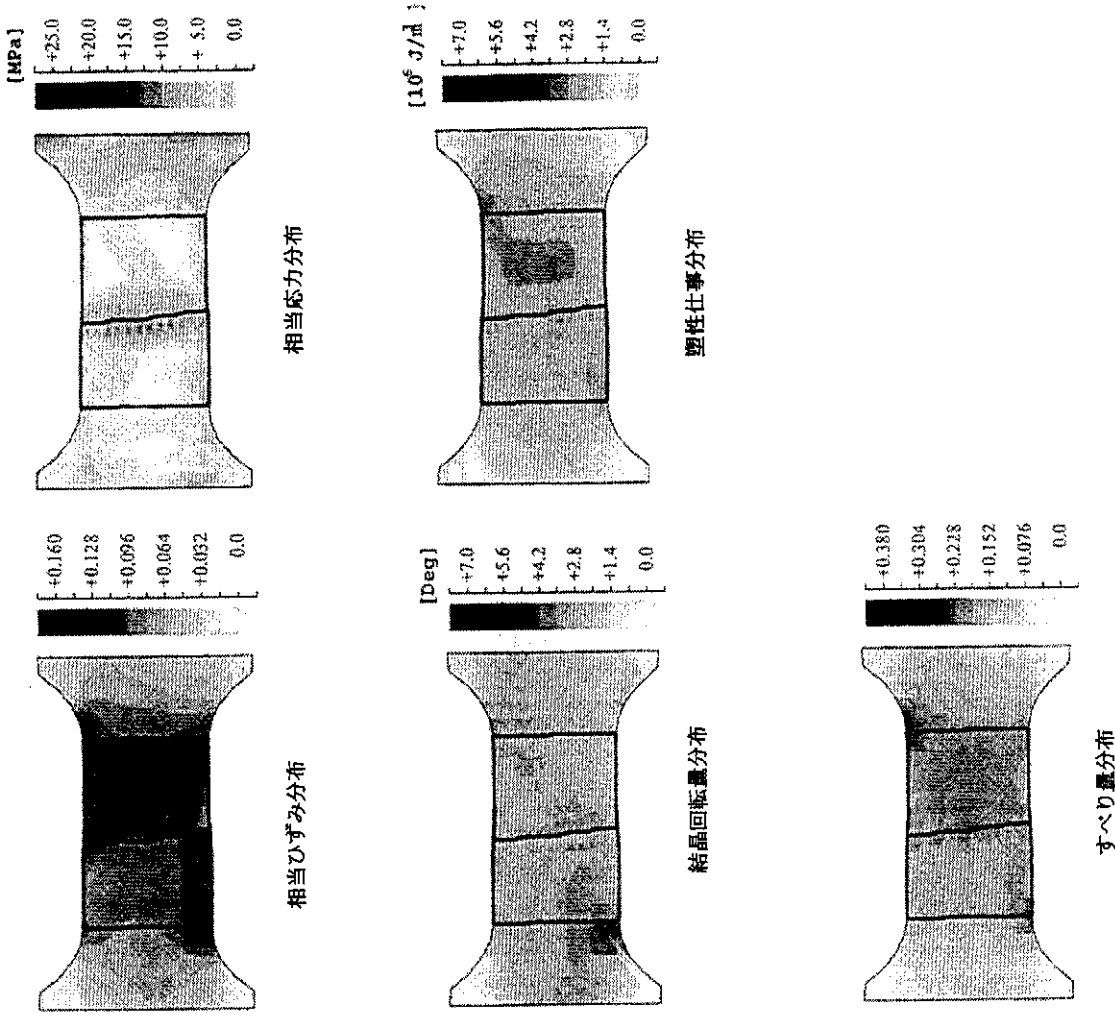


図 12 解析結果

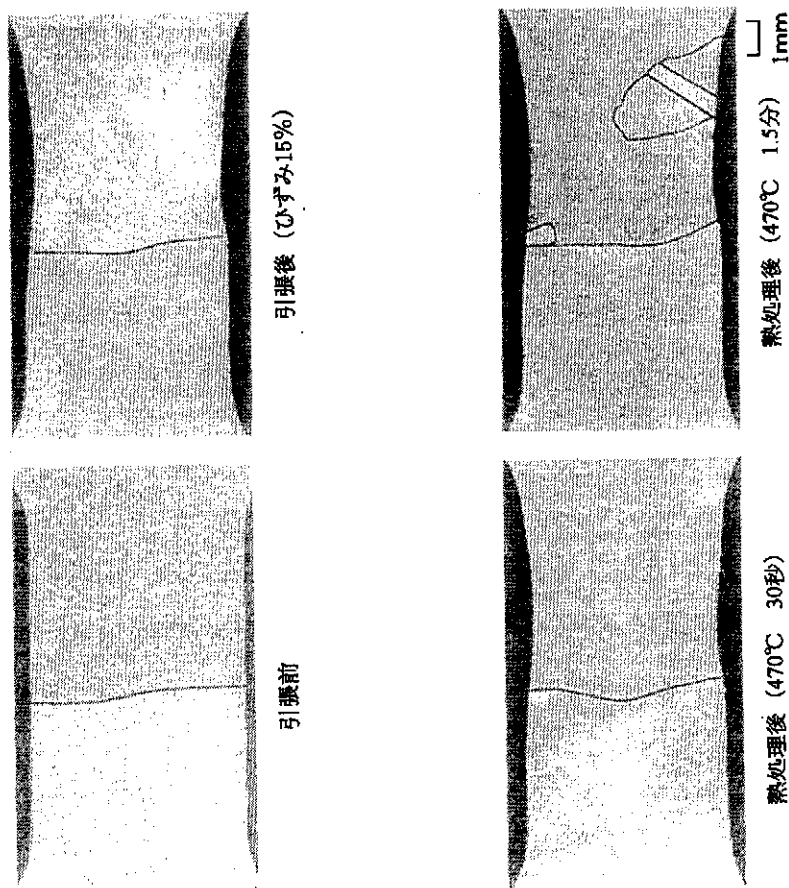


図 11 試験片写真

エネルギーが再結晶に及ぼす影響が確認された。今後、実験精度、解析精度を向上させてれば、蓄積変形エネルギーと再結晶過程の詳細な関係が解明できると期待される。

謝 辞

本研究は東京工業大学機械物理工学科の平成10年度の卒業研究および修士論文の一環として行ったものである。本奨励研究助成金は主に実験装置作成および試験片加工に利用した。ここに天田金属加工機械技術振興財団へ篤く感謝の意を表する。

参考文献

1) 例えば日本鉄鋼協会：変形特性の予測と制御、(1994)、日本鉄鋼協会

2) 吉野、澤田、白樫：塑性加工の影響を導入した再結晶モデルの提案、第49回塑性加工連合講演会講演論文集、(1998)、pp.39-40.

3) 吉野、白石、白樫：金属材料の材質予測のための内部変数、機械学会論文集A、64-624、(1998)、pp.2039-2045.

4) 吉野、澤田、白樫：金属結晶の粒度分布測定法の開発、平成10年度塑性加工春季講演会講演論文集、(1998)、pp.245-246.

5) M.Yoshino, J.Eto, T.Shirakashi: Study on recrystallization process by mesoplasticity FEM, Simulation of Materials Processing, (1998), pp.335-340.

6) 椎名、吉野、白樫：結晶塑性有限要素法によるFCC金属結晶の機械特性の検討、機械学会論文集A、64-624、(1998)、pp.2033-2038.