

窒化によって発生する応力-ひずみと変形の シミュレーションによる予測

有本 享三

Prediction of Stress-Strain and Distortion Due to Nitriding Using Simulation

Kyozo ARIMOTO

1. はじめに

窒化によって処理部品には変形が生じるが、他の熱処理プロセスに比べて一般にその値は小さい。しかし、変形に対する許容範囲が厳しい精密部品では、長澤⁽¹⁾や大坪⁽²⁾の報告からも明らかなように、古くから試行錯誤によってその低減策が実施されてきた。一方、残留応力に関しては、窒化によって部品の表面下に圧縮の分布が生じることが古くから知られている^(3,4,5)。

単純形状の窒化部品の場合には、処理の試行錯誤によって変形の低減と残留応力分布の最適化を実現することは可能であるが、複雑な形状においてはこのことは容易ではない。しかし、最近では従来の熱処理シミュレーション手法を窒化の分野に拡張することにより、限られた条件ではあるがその応力-ひずみと変形の解析が試みられ、将来の複雑形状への適用が見通せるようになってきている。

本解説では、まず窒化による変形と残留応力の解明のための実験的研究が、かなり以前から実施されていたことについて確認する。そして、窒化のシミュレーション手法およびその基礎式やモデルについて概説した後、主にそれを過去の実験に対して適用した筆者の事例について述べることにより、この分野の現状についてとりまとめる。

2. 窒化による変形と残留応力の測定

ガス窒化で生じる変形に対する初期の研究ではあるが、Cunningham と Ashbury⁽⁶⁾によって 1931 年に報告されたものは、現象の本質を視覚的に捉えたものとなっている。この研究で用いられたのは Al-Cr-Mo 鋼(nitralloy)の板状試験片であり、その寸法は 76.2×12.7×1.59 mm (3×1/2×1/16 in)，そして片面には窒化防止のためにスズめっきが施工された。報告には、505 °Cの温度で 30, 50 および 80 時間の窒化処理後における板の曲り状態の写真が示され、そこにはそれぞれの板中央における変位量: 2.4 mm (0.095 in.), 2.9 mm (0.113 in.)および 3.6 mm (0.142 in.)に対する情報が含まれている。

その後、窒化による鋼円柱の変形の測定結果が Mailänder⁽⁴⁾によって 1936 年に報告された[注 A]。ここでは、1 %Al-1.3 %Cr 鋼の円柱(直径 4 から 24 mm, 長さ 120 mm)のガス窒化(500°C・96 h)の前後での鋼円柱の長さや直径の変化が、その直径の違いに依存することが明らかにされている。同時に、円柱の軸方向残留応力(平均値)の表面部と中心部での値が、直径の違いによって影響を受けることが示されている。その後、Mailänder に近い条件を設定した試験が濱住ら⁽⁷⁾によって実施されており、円柱の伸びに関する同様の傾向が確認されている[注 A]。

円柱の窒化によって生じる変形に関しては、長澤⁽¹⁾によっても 1940 年に報告されている。そこには、直径が 25, 50 および 75 mm の Cr-Mo-Al 鋼円柱試験片を 530 °C で 20, 40, 60, 80 および 100 時間窒化

した際の直径の変化が図示されている。窒化による直径の変化と窒化深さには、三種の直径の異なる試験片のいずれにおいても比例関係が成り立つことが示されている。さらに、Cr-Mo-Al 鋼円柱では、たとえば窒化深さ 0.5 mm が約 0.04 mm の直径の変化に対応するが、6 mm 角で長さ 20 mm の Ni-Cr オーステナイトステンレス鋼試験片では窒化深さ 0.1 mm での換算直径の変化が約 0.04 mm であったとの記載がなされている。

さらに長澤⁽¹⁾の報告には、外径 120 mm、高さ 15 mm、そして内径を段階的に変化させた Cr-Mo-Al 鋼のリング状試験片を窒化することで、その肉厚の違いが内外径の変化に与える影響を調べた結果が含まれている。すなわち、リング試験片を 520 °C で窒化層厚さ 0.7 と 0.38 mm の二種類の条件で窒化し、この処理の前後における内外径の変化を計測した結果が図示されている。元の図を描き直したのが Fig. 1 であり、そこには外径の変化量は常に内径よりも大きく、肉厚が小さい条件において最大、それが増すにしたがってははじめは急激に減少するがしだいに緩やかとなり、ついには一定値に近づくという傾向が示されている。内径の変化については外径のそれと同様の傾向が見られるが、総体的にその値は小さい。なお、このような内外径の変化の傾向が中空円柱の窒化においても生じることが Clausen ら⁽³⁾によって報告されている。

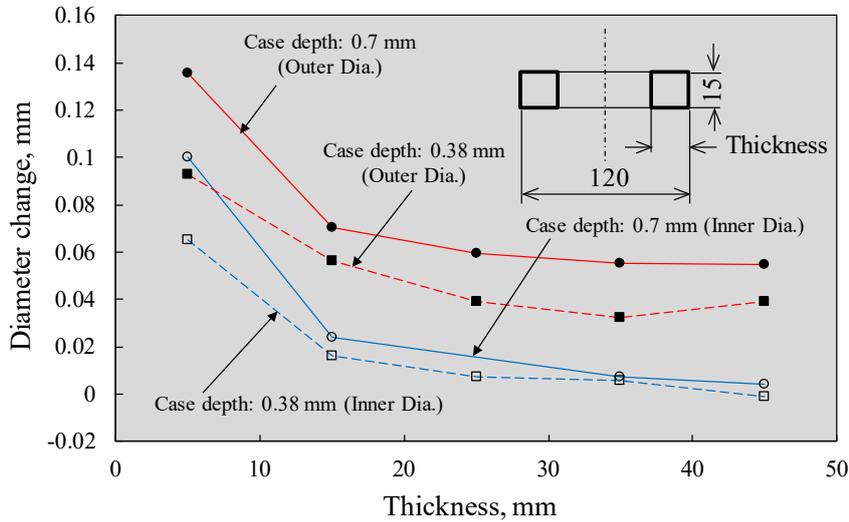


Fig. 1 肉厚の異なるリング試験片を窒化した際に生じる直径の変化

窒化の残留応力については、近年の測定事例が Clausen ら⁽³⁾および Kolozsvar⁽⁵⁾によって集約されている。そこで、以下では、厚さ方向の厳密な残留応力測定の実例として、Somers と Mittemeijer⁽⁸⁾によって報告された純鉄の円板(直径 20mm、厚さ 2mm)のガス窒化試験の結果についてのみ追記しておく。

窒化の条件は、温度が 570 °C、そして処理時間とガス成分の体積比が 15 h-30 %NH₃/70 %H₂ (ケース A)および 30 h-40 %NH₃/60 %H₂ (ケース B)の 2 種類に設定されている。深さ方向の応力分布を得るため、表面層をダイヤモンドペースト研磨によって除去するごとに応力の X 線測定が実施された。一方、そこには窒素濃度分布の測定結果についても報告がなされている。応力と窒素濃度の分布は、ケース A と B のそれぞれに対して約 10 と 20 μm の深さまでのデータが図示されており、最大 800 MPa の圧縮応力がケース A と B のそれぞれにおいて最表面から約 4 あるいは 12 μm の深さで得られている。

3. 窒化による応力-ひずみ・変形のシミュレーション

窒化現象における応力-ひずみと変形の予測は、従来の熱処理シミュレーション手法を拡張することによって実現している^(9,10)。その際には、熱処理シミュレーションのシステムに対し、窒化物の析出予測モデルが追加された。

ここでは、まず、窒素の拡散と窒化物の析出に関するモデルについて述べ、この機能に対するシミュレーションの適用事例について紹介する。続いて窒化で生じる各種のひずみと応力の関係、そして単純形状に生じる応力・変形のシミュレーションに関する開発の経緯について触れる。

3.1 窒化物の析出と応力・ひずみのモデル

鋼製部品の窒化には、ガス窒化、プラズマ窒化、塩浴窒化などのプロセスが用いられている。いずれの処理においても、窒素は外部環境から鋼中に侵入し、その後はさらに内部へと拡散する。拡散中の窒素は、鋼中に含まれる Al, Cr, Ti などの原子と結合し、その結果として窒化物が析出する。一方、Fe 窒化物による化合物層が最表面に生成する場合もある⁽¹¹⁾。

窒化物の析出を伴う拡散現象は、マクロ的には拡散方程式：

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(D \frac{\partial C}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(D \frac{\partial C}{\partial z} \right) + \frac{\partial C^p}{\partial t} \quad (1)$$

で記述することができる⁽¹²⁾。ここに、 C は窒素の濃度、そして D はその拡散率である。拡散率は一般に窒素濃度と温度に依存する。式(1)中の項 $\partial C^p / \partial t$ は、窒化物の析出によって生じるマトリックス中の窒素濃度の時間変化率を表現するために設けられている。

式(1)を解くには、鋼の表面に対し、窒素の質量流束を指定するか、あるいは以下の式で表される物質移動モデル^(10,13)：

$$J_s = \beta_c (C_g - C_s) \quad (2)$$

を設定することになる。ここに、 β_c は物質移動係数、 C_g はガス環境と平衡する鋼中の窒素濃度、そして C_s は部品表面における窒素濃度である。

窒素 N と鋼中に存在する Cr, Al, Ti などの元素(これらを M とする)によって窒化物 M_xN_y が析出する場合、その反応式として



が用いられている⁽¹¹⁾。ここに、 x と y は化学量論的係数である。この析出の平衡条件は、 M と N の濃度 $[M]$ と $[N]$ の積および平衡定数 K を用いた定式

$$K_{M_xN_y} = [M]^x [N]^y \quad (4)$$

として記述することができる^(11,14)。上式における濃度の積は溶解度積と呼ばれている[注 B]。

上述の溶解度積に基づくモデルを式(1)の拡散方程式に組み込むことで、化合物の析出を伴う浸炭や窒化における拡散現象のシミュレーション手法が実現している。たとえば、Bongartz ら⁽¹⁵⁾は、この手法を化合物の析出を伴う Ni 合金の浸炭現象に適用した。その後、Sun と Bell⁽¹⁶⁾は、同様の手法を窒化分散層の生成の解析に用い、一方、化合物層の成長に関しては、Marciniak⁽¹⁷⁾のモデルを適用した。そして、

固体表面からの窒素の侵入については、実験によって求めた窒素の流束⁽¹⁸⁾を直接指定することによって取り扱っている。以上の二件の事例では式(1)の拡散方程式を差分法で解いており、その際、右辺の最終項の効果については近似的な手法によって取り扱っている。

以上に述べた拡散・析出や温度の変化により、部品の局部には体積変化が生じる。この現象は、Fig. 2に簡略的に示すように各種のひずみ、応力、そして変形の発生に寄与している。ここでは、窒素の拡散および窒化物の析出による膨張を、それぞれ拡散ひずみおよび変態ひずみとして取り扱っている。化合物層と窒化物による局所的な体積膨張により、弾性、塑性、クリープの現象が誘発される可能性が出てくる。シミュレーションでは、これらの現象による微視的変形を、Fig. 2に示した弾性ひずみ、塑性ひずみ、クリープひずみとして取り扱う。図中の変態塑性については後述する[注C]。

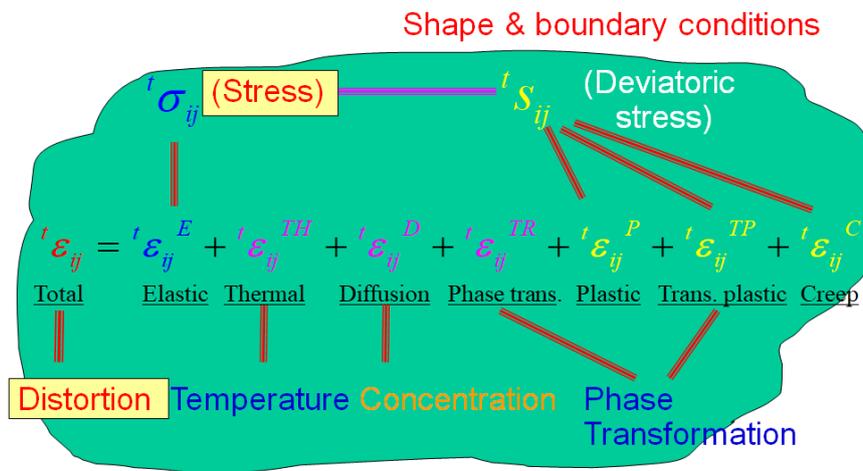


Fig. 2 部品における変形・温度・濃度・相変態とひずみ・応力の関係

3.2 窒化の応力・変形シミュレーション研究の経緯

窒素の拡散と窒化物の析出、さらに各種の応力とひずみのモデルは、まず、単純形状の窒化部品における残留応力の予測に適用された。このような応力予測シミュレーションとして、Kolozsvarý のレビュー⁽⁵⁾では Oettel と Schreiber による成果を紹介している。Oettel と Schreiber の研究では、弾性ひずみ、窒化物析出による膨張ひずみおよびクリープひずみを考慮し、Fe-Al-C 合金の 590 °C 窒化による残留応力分布の予測と実験の結果が比較されている。

その後、プラズマ窒化による残留応力の予測のために Buchhagen と Bell⁽¹⁹⁾はシミュレーションシステムを開発したが、その報告には基本的に Oettel と Schreiber の手法を用いたものであると記されている。このシステムは Cr 鋼のプラズマ窒化に適用され、X 線測定による残留応力値との比較が示されている。

Daves と Fischer⁽²⁰⁾は、商用の有限要素法汎用ソフト ABAQUS にユーザサブルーチンを追加することにより、窒化による残留応力のシミュレーションを実現した。その際には、弾性、熱、塑性の他に、クリープ、変態塑性、拡散の各種ひずみを考慮している。報告では、50CrMo4 鋼円柱の 4h 窒化による残留応力に対し、測定とシミュレーションによる結果が比較されている。

一方、通常の焼入れ、浸炭焼入れ、高周波焼入れなどの熱処理によって部品に生じる相変態、熱伝導および応力・ひずみの各現象の予測には、今日では有限要素法に基づく熱処理シミュレーションが用いられている。このような熱処理シミュレーションのシステムに対し、Arimoto らは、窒化での拡散・析出現象を予測するための機能を追加した⁽¹⁰⁾。このようにして開発された窒化に対するシミュレーション

システムの概念図を Fig. 3 に示すが、そこには上述の溶解度積に基づく窒化物の析出モデルが含まれている。このシステムでは、拡散、熱伝導、応力・ひずみの解析モジュールを連成させ、各種のひずみ、温度、濃度、応力などの情報を交換することで時々刻々と変化する窒化現象を追跡する。その際には、各モジュールに必要な特性データを、個別の相での特性値と窒化物の析出予測モデルで得た析出物の体積分率に基づき、複合則を適用することで得ている。

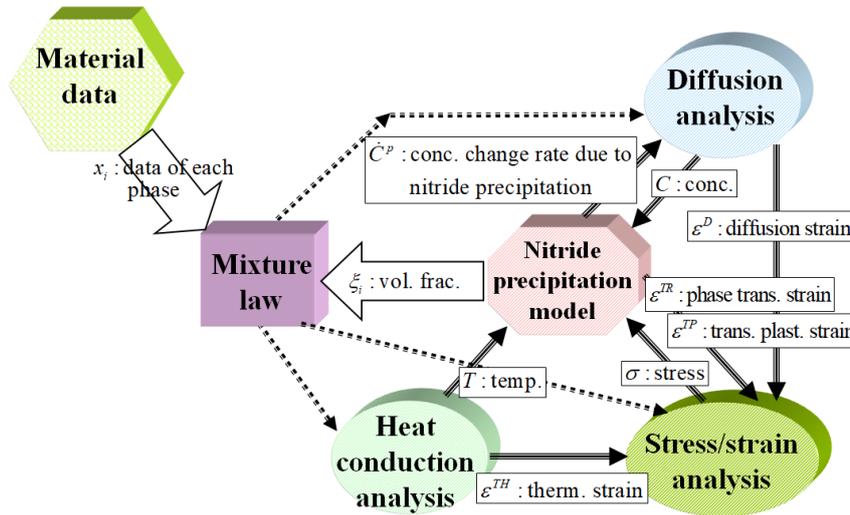


Fig. 3 有限要素法に基づく窒化のシミュレーションシステムの概念図

4. 窒化シミュレーションの適用事例

現時点では、窒化に対する応力-ひずみ・変形シミュレーションの事例は限られている。ここでは、Arimoto らによる Al-Cr 鋼円柱の窒化⁽²¹⁾およびステンレス鋼の低温窒化⁽¹⁰⁾への適用事例について紹介する。

4.1 窒化鋼円柱の変形

Mailänder⁽⁴⁾は、すでに述べたように 1 %Al-1.3 %Cr 鋼円柱を窒化し、そこに生じた変形および残留応力を調べた。試験片の製作では、直径が 4 から 24 mm の範囲で 10 段階の値のものを選択し、長さについては 120 mm に切りそろえた。これらすべての試験片を 500 °C・96 h でガス窒化の後、発生した直径と長さの変化および残留応力を測定した[注 A]。

以上の Mailänder の実験に対し、Arimoto ら⁽²¹⁾は前節で述べた窒化の有限要素法シミュレーションを適用した。試験片は無限長円柱の仮定に基づく 2 次元軸対称問題として取り扱われ、約 150 個の軸対称有限要素が円柱の半径方向に配置された。窒化物が析出する範囲については要素分割を細かくし、一方で化合物層の薄層は簡単化のためにモデルから除外された。

シミュレーションでは窒化によって CrN および AlN が析出すると仮定した。そして、直径 16 mm の円柱における深さ方向の窒素濃度分布が、鋼のマトリックス、分散した CrN および AlN に対して Fig. 4 に示すように得られた。なお、窒化物中の窒素濃度はそこに含まれる窒素の量から換算した。一方、軸方向残留応力の分布は、直径 6 と 16 mm 円柱の場合、Fig. 5 に示すように求められた。ここには、比較のために Mailänder⁽⁴⁾が直径 16 mm の試験片で機械的測定法を用いて得た結果が含まれている。さらに、この図には、残量応力の分布形状の傾向を比較するため、条件は異なるが、Qettel の Fe-0.6%Al-0.15%C

合金の窒化(590 °C, 36 h)の実験⁽⁵⁾, Buchhagen と Bell による En 40B 鋼試験片のプラズマ窒化(560 °C, 10 h)の実験とシミュレーション⁽¹⁹⁾, そして鈴木と内藤による SACM645 と SKD61 鋼の窒化(520 °C, 60 h)の実験⁽²²⁾から得られた結果が示されている。

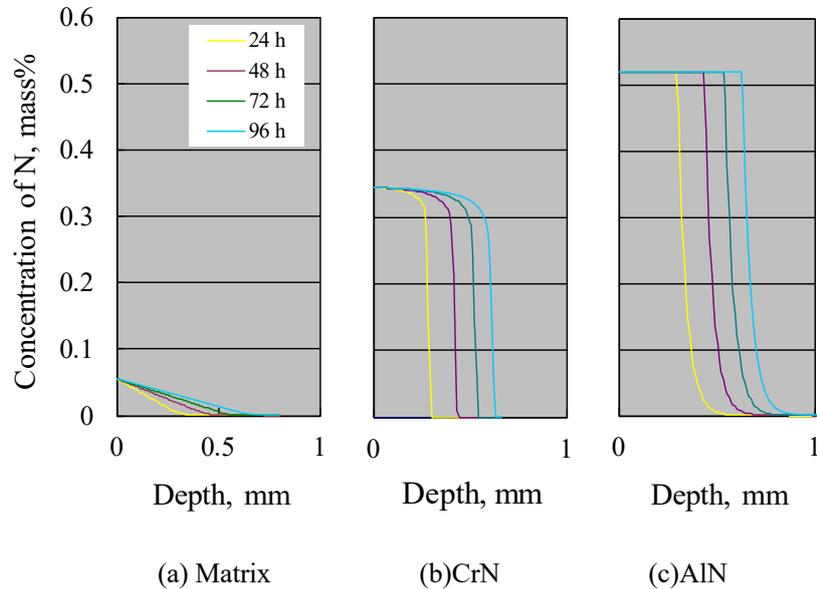


Fig. 4 シミュレーションによる拡散層の窒素濃度分布の変化

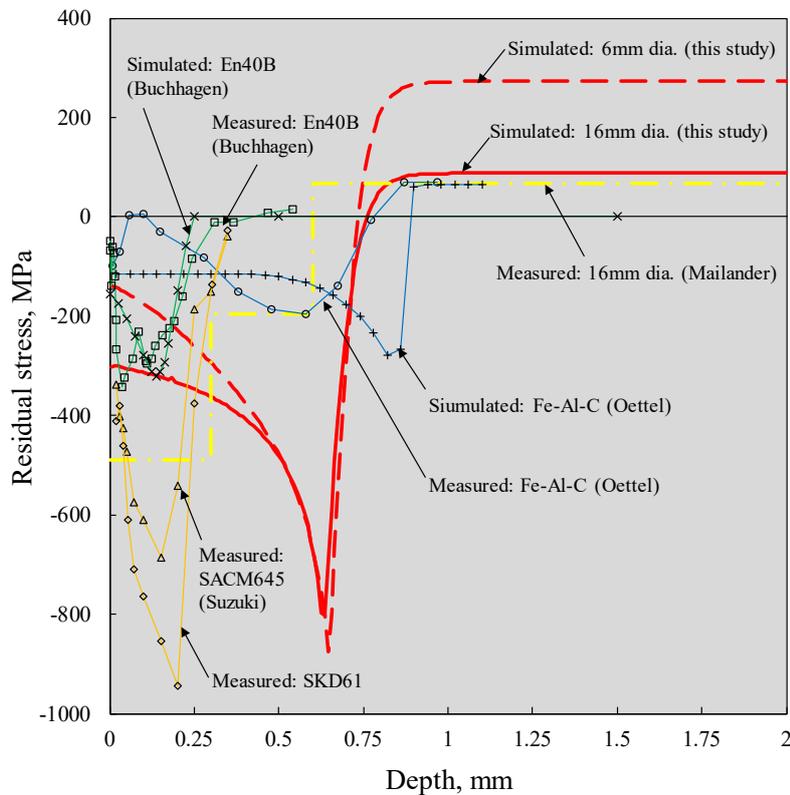


Fig. 5 表面付近における軸方向残留応力の分布

実験によって明らかとなった窒化の前後における複数の試験片での長さや直径の変化が、Fig. 6 にお

いてシミュレーションの結果と比較されている。横軸は試験片の直径であり、Mailänder⁽⁴⁾の実験では、小径の試験片において長さの変化率が顕著に上昇することが分かる。そして、このような試験片直径の違いが伸びに与える影響が、シミュレーションの結果にも表れている。

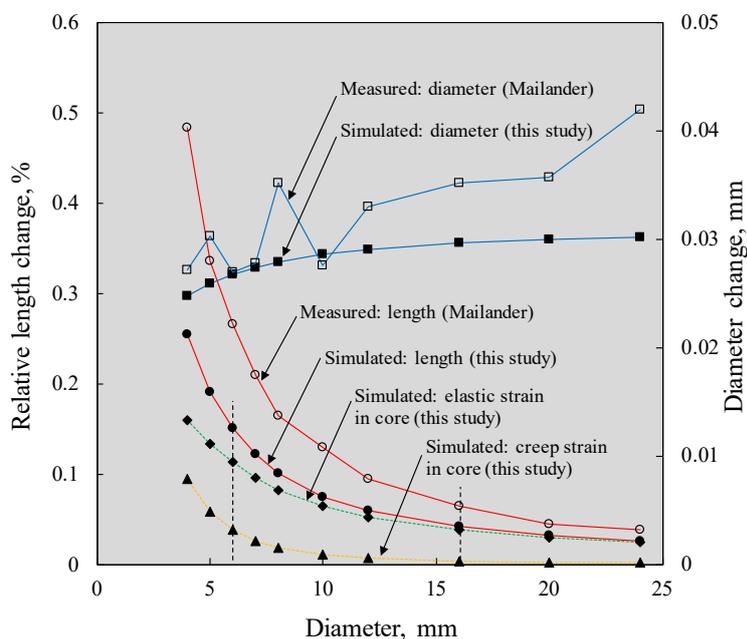


Fig. 6 直径の異なる円柱試験片におけるシミュレーションによる相対長さとの変化

円柱の表面域と中心域における軸方向残留応力(平均値)の測定値は、Fig. 7 に示す実験とシミュレーションの結果より、試験片直径の影響を受ける。実験とシミュレーションの結果は同様の傾向を示したが、完全な一致は得られなかった。

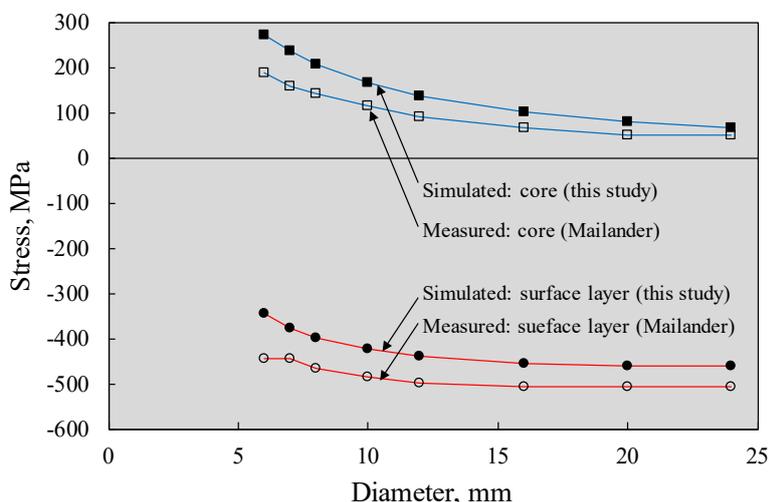


Fig. 7 直径の異なる円柱試験片における残留応力

小径と大径の円柱において窒化変形の傾向が異なることの理由を明らかにするため、Fig. 8 では、直径 6 と 16 mm の円柱に対して軸方向の各種ひずみの分布状態を比較している。長さの変化率に対応するのが軸方向の全ひずみであるが、この量は直径 6 と 16 mm の円柱ではそれぞれ約 0.0015 と 0.0004 の値となる。したがって、直径 6 mm の円柱は 16 mm のものよりも伸び量が大きいのであるが、このことは引張

応力の生じている円柱のコア域における正の弾性ひずみとクリープひずみの発生量の違いによって引き起こされたものと考えられる。

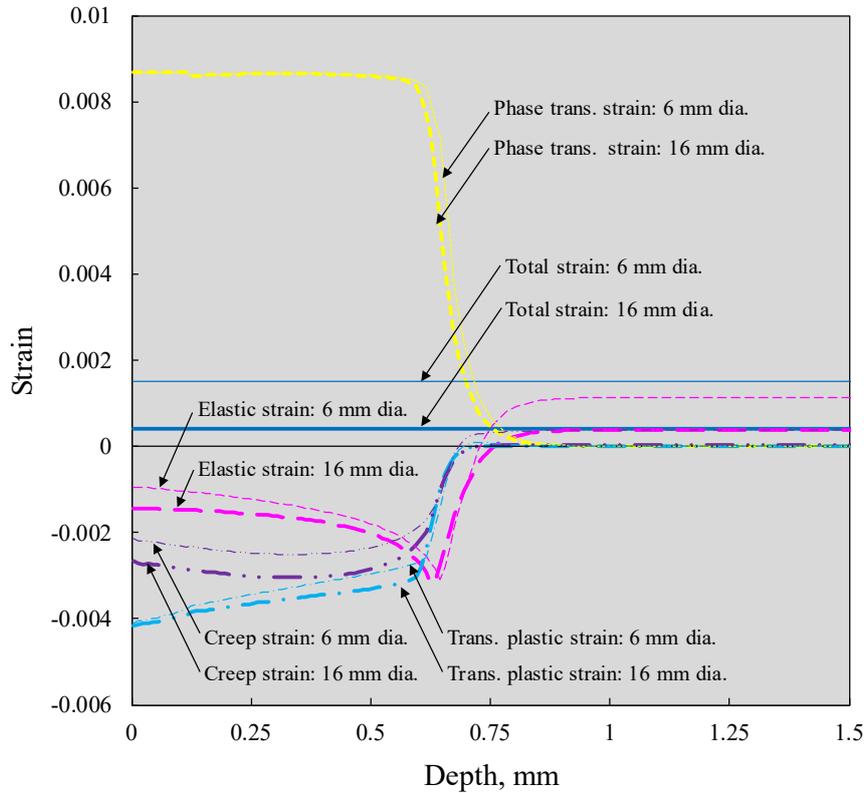


Fig. 8 直径6と16mmの円柱試験片におけるシミュレーションによる各種軸方向ひずみの分布

円柱のコア断面においては、Fig. 6に示すように、軸方向の弾性ひずみとクリープひずみの値(正)の増加が直径の小さい試験片で見られる。なお、ひずみは長さ変化率と同じ%の単位で表す。特に、直径が8mm以下の円柱ではクリープひずみの増加が顕著となり、このことは長さの変化率が急上昇することに対応する。なお、このクリープひずみの発生は、Fig. 7に示すコア部の引張応力の存在によってもたらされたものと考えられる。

窒化による残留応力の発生にクリープ現象が影響することについては、すでにこの分野のシミュレーションに基づく研究で指摘されていた⁽⁵⁾。Arimotoらのシミュレーションからは、この現象が合金鋼部品のガス窒化による変形に寄与する可能性があることが示された。

4.2 ステンレス鋼の低温窒化

4.2.1 拡張オーステナイト層の窒素濃度分布

オーステナイトステンレス鋼を低温で窒化した際には、表面に拡張オーステナイト(S相)が生じることが知られている。たとえば、AISI 316鋼の小型試料を445℃で22hガス窒化したChristiansenら⁽²³⁾の実験でもこの現象が生じた。Christiansenら⁽²³⁾は窒化ポテンシャル $K_N(p_{NH_3}/p_{H_2}^{3/2})$ を3段階(N1: 0.293, N2: 2.49, N3: ∞)に設定し、 K_N が1.41の場合については窒素濃度分布に対する実験データがFig. 9中の赤四角のマーカで表されることを明らかにした。図の縦軸は窒素の副格子濃度 y_N であり、たとえば $y_N=0.3$ は約

23 at%N (7 mass%N)に相当する.

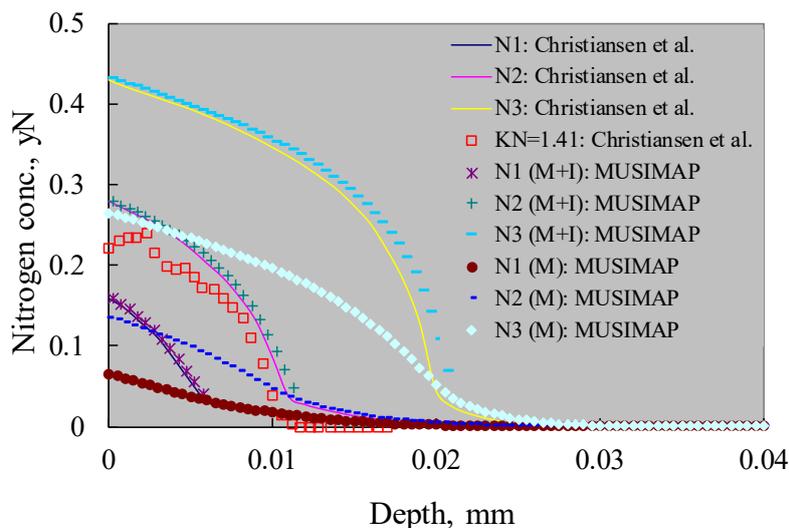
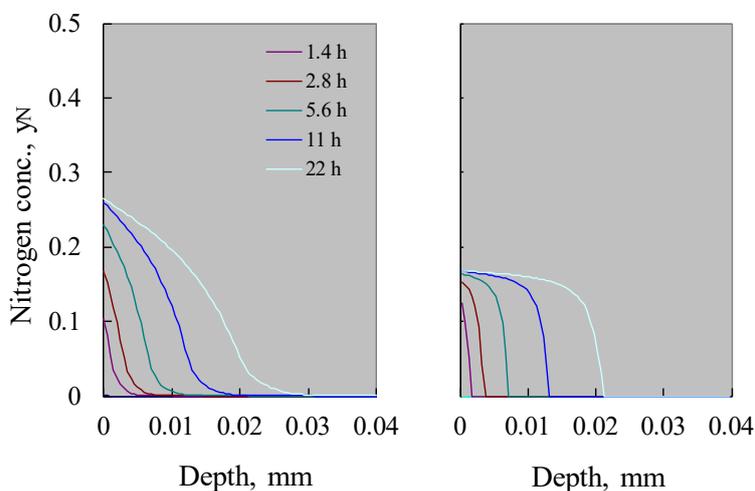


Fig. 9 SUS316 試験片の表面付近における窒素濃度分布

一方, Fig. 9 は Christiansen らのシミュレーション結果と Arimoto ら⁽¹⁰⁾のシミュレーション(MUSIMAP)の結果がほぼ一致することを示している. なお, 図中における記号 M は“移動可: mobile”, I は“移動不可: immobile”を意味しており, それぞれはオーステナイト中の鉄原子間に存在する窒素の移動が可あるいは不可のいずれの状態にあるのかを示している. Fig. 10 は, Arimoto ら⁽¹⁰⁾のシミュレーションから得られた, N3 の条件における“移動可”と“移動不可”の窒素の濃度分布の時間変化を示す.



(a) 移動可の窒素 (b) 移動不可の窒素

Fig. 10 SUS316 試験片の表面付近における窒素濃度分布の変化

4.2.2 拡張オーステナイト層の残留応力

Christiansen と Somers⁽²⁴⁾は, ガス窒化後の AISI 316 鋼の小型試料における深さ方向の残留応力を測定し, Fig. 11 中のマーカーで示した. この図には, 同じ条件に対する Arimoto ら⁽¹⁰⁾のシミュレーション(MUSIMAP)から得られた結果が示されている. このシミュレーションでのクリープ現象の考慮の有無は, それぞれ図中の“with creep”と“without creep”の曲線に対応し, 前者は実験値に近いが, 後者は過大な圧縮

残留応力を予測している。応力・ひずみのシミュレーションを実施するにはそれに適合した材料特性データが必要となるが、拡張オーステナイト(S相)に関するものは見当たらない。クリープ特性データも同様であり、Arimoto ら⁽¹⁰⁾はそのパラメータを通常のステンレス鋼に対するものをベースにして試行錯誤によって設定した。なお、窒素の侵入による拡張オーステナイト格子の膨張量は測定されており⁽²⁵⁾、これに基づいて拡散ひずみを求めた。

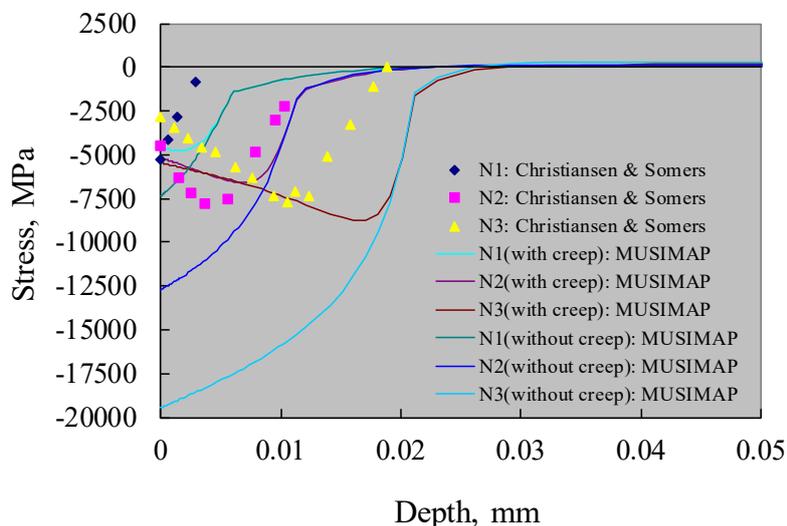


Fig. 11 SUS316 試験片の表面付近における残留応力分布

残留応力に対応する弾性ひずみとそれ以外のひずみとのバランスを確認するため、Arimoto ら⁽¹⁰⁾は N2 と N3 の条件の実験における最終状態での各種ひずみ分布を Fig. 12 に示すように描いた。この図により、応力に直に関係する弾性ひずみに対する拡散ひずみとクリープひずみの寄与が明らかにされた。すなわち、この実験条件では全ひずみの値は顕著ではないので、正の拡散ひずみと負のクリープひずみの分布を重ね合わせたものが弾性ひずみ分布に対応する。この場合、弾性ひずみは負側の分布となり、このことは圧縮の残留応力分布が予測されたことを意味する。

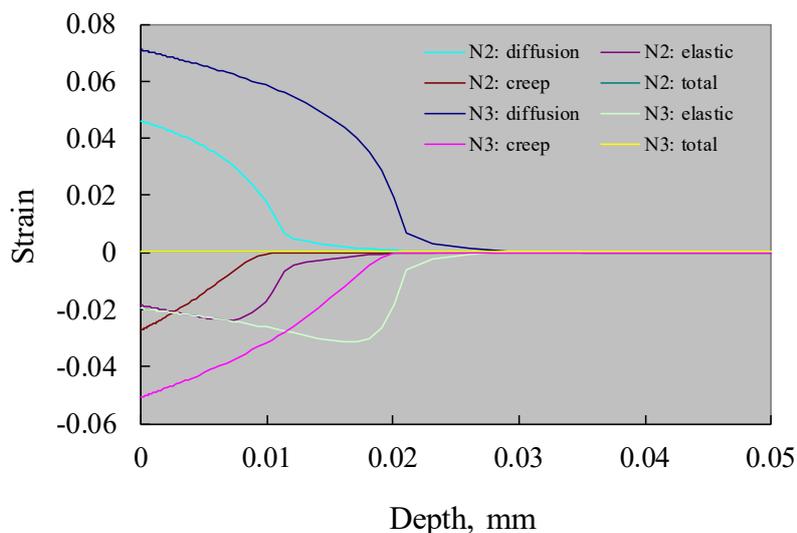


Fig. 12 SUS316 試験片の表面付近における各種ひずみの分布

4.2.3 板の片側窒化による曲がり

Arimoto ら⁽¹⁰⁾は、もう一件の事例として Sienz ら⁽²⁶⁾によるステンレス鋼(X5CrNi18.10)板の片側からの低エネルギー窒素注入 (low-energy implantation with nitrogen) による曲り現象をとりあげている。Sienz ら⁽²⁶⁾は、縦横が 10×30 mm で厚さが 1 mm の板試験片を温度 400 °C で 63 min 窒化し、窒素の注入停止後も 90 min まではそのままの温度状態を保持した。そして、窒化中の曲り変化をその場測定し、最大で曲率半径 5 m の曲りが生じることを確認した。

Sienz らの実験に対する Arimoto ら⁽¹⁰⁾のシミュレーションでは、Fig. 13 に示すように、板試験片のハッチングされた 2 次元領域 (長さ 5 mm) を一般化平面ひずみ要素を用いてモデル化した。この領域では Y および Z 方向をそれぞれ 99 および 5 分割し、結果としてそこには 495 個の要素が生成されている。なお、拡張オーステナイトが発生する表面近くでは、要素の Y 方向を細かく分割している。窒素拡散の境界条件は $Y = 0$ の表面のみに指定し、そして、モデルの対称性のため、Y 軸に沿う節点はその Z 方向を拘束した。

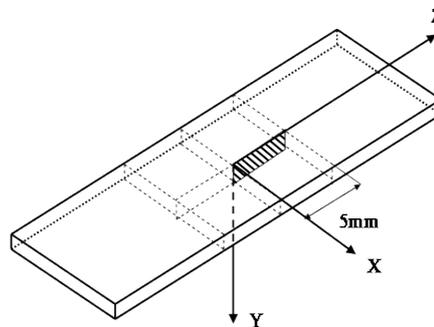


Fig. 13 板試験片の解析領域

まず、シミュレーションからは、窒化中の表面付近での窒素濃度分布の変化が Fig. 14 に示すように得られた。63 min 窒化での窒素濃度の分布状態の傾向については Sienz らの実験と一致した。63 min 窒化の状態と窒素の注入停止後の 90 min の状態を比較すると、窒素濃度は表面では低下するが、窒素は板の内部へと拡散している。

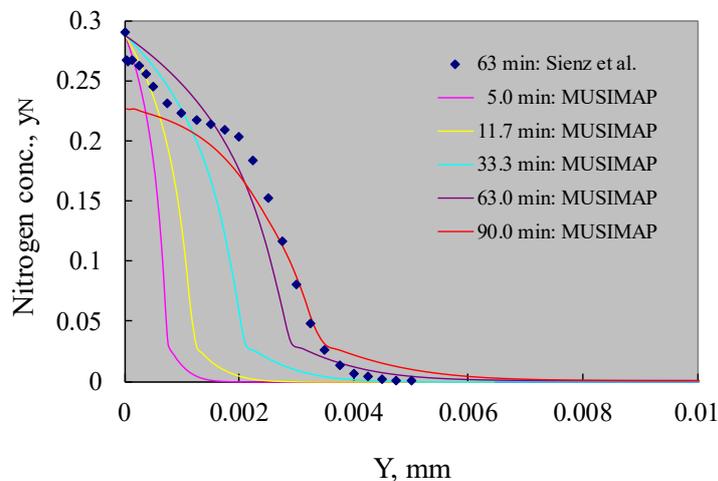


Fig. 14 板試験片の表面付近におけるシミュレーションによる窒素濃度分布の変化

一方, Fig. 15 では, 窒化中の板曲り曲率の時間変化の測定値をシミュレーションの結果と比較する. 図中に示すように, クリープ現象を無視したシミュレーションからの曲率(MUSIMAP without creep)は, その絶対値が測定値と比べてかけ離れた値となった. 一方, クリープを考慮し, そのパラメータを試行錯誤で設定すると, 図中の曲線(MUSIMAP with creep)に示すように得られた結果は測定値に接近した. なお, シミュレーションから得られた表面近くでの応力分布は, クリープを考慮した条件において Fig. 16 に示す変化を示した.

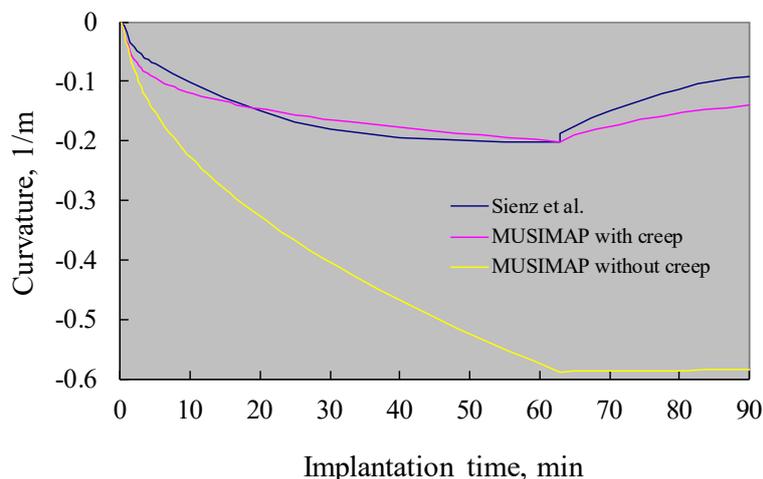


Fig. 15 板試験片曲りの曲率の変化

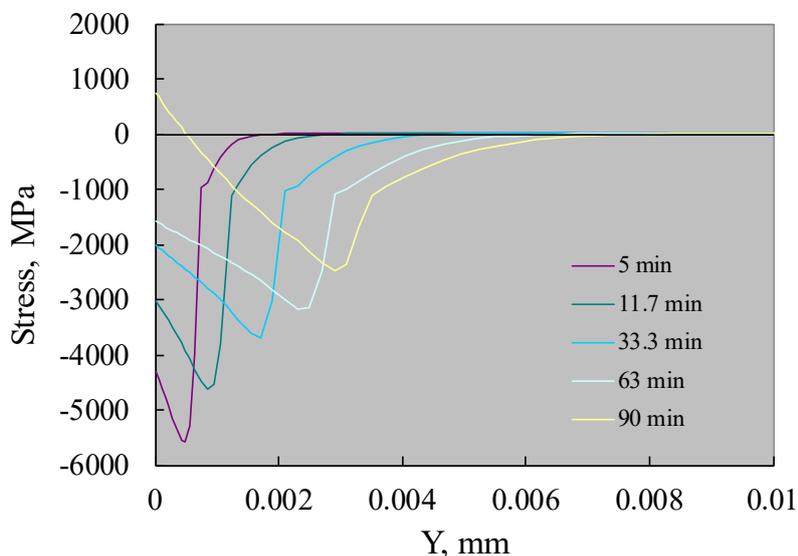


Fig. 16 板試験片の表面付近におけるシミュレーションによる応力分布の変化

板の片側窒化によって生じる曲りの発生理由を説明するため, シミュレーションから得られた各種ひずみの長手方向成分の分布を Fig. 17 に示すように描いた. なお, この図の横軸は Fig. 13 の Y 軸に沿った表面からの距離である. Fig. 17 の(a)から(d)のグラフは, 深さ $20\ \mu\text{m}$ の範囲で生じる拡散, 弾性およびクリープの各ひずみの変化が, 板厚全体に沿う全ひずみに対して線形の分布をもたらすことを表している.

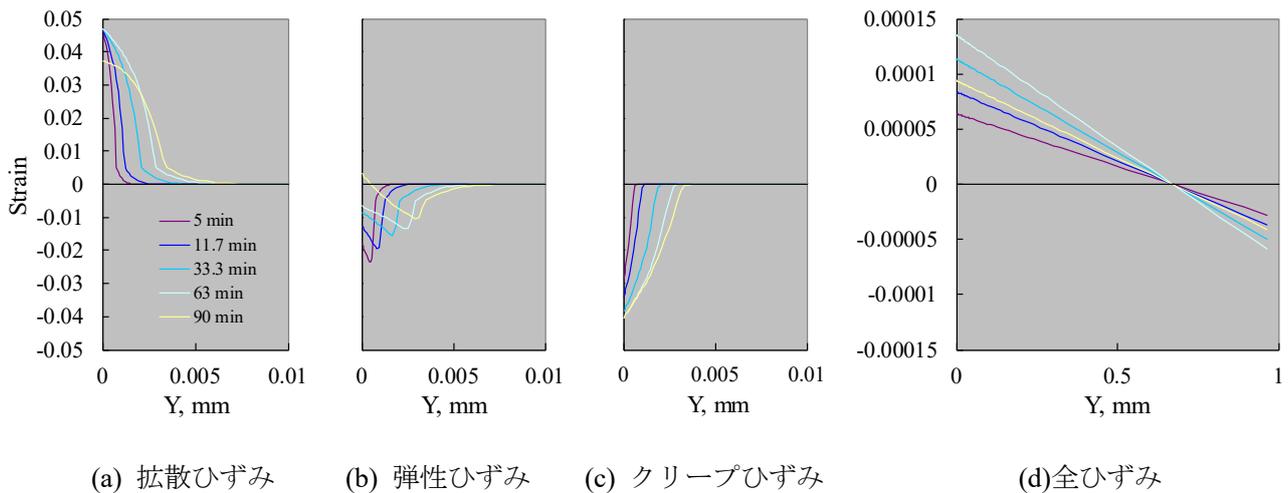


Fig. 17 板試験片におけるシミュレーションによる各種ひずみの変化

Fig. 17 においては、(a)から(c)の拡散、弾性、およびクリープの各ひずみと(d)の全ひずみの縦軸と横軸の目盛りが異なることに注意する必要がある。各時間での全ひずみ分布の傾斜が、Fig. 15 に示した板試験片曲りの曲率に対応することは、材料力学に基づく幾何学的な関係によって確認することができる[注D]。Fig. 17(d)の全ひずみ分布に最大傾斜が生じるのは 63 min であり、これは Fig. 15 において曲率が最大となる時間と一致する。

拡散ひずみは、窒素が侵入することによるオーステナイト格子の膨張の効果を示しており、これが負のクリープひずみによって減じられていることが Fig. 17 から明らかになる。なお、弾性ひずみは各種ひずみとの平衡の結果として Fig. 17(b)に示すように分布するが、この形状は Fig. 16 の応力の分布状態に対応する。

5. おわりに

本解説では、窒化によって発生する変形と残留応力に関する過去の実験的および理論的研究、そして最近のシミュレーション事例についてとりまとめた。この分野の有限要素法に基づくシミュレーションは、化合物層の生成や窒化物の析出、さらには拡散ひずみやクリープひずみに関するモデルの厳密性などの点で課題はある。しかし、それを過去の実験結果に適用することにより、新たな知見が得られることが確認された。

シミュレーションの機能は、当然ながら、実験結果との比較によって十分に検証しておく必要がある。そのためには検証問題が必要となるが、過去の実験的研究の中に適切なものが存在する。特に、オーステナイトステンレス鋼板の片側からの低温窒化の事例のように、その場測定によって現象の特徴が時々刻々のデータとして得られているものが厳密な検証のためには望ましい。

窒化で生じる変形・応力に対するシミュレーションを形作るコンセプトは、単にこのような狭い範囲の現象への適用にとどまるものではない。すなわち、各種の元素の拡散において関連する化合物の析出や相変態を伴う現象は多数存在し、その際に変形や応力が問題になるケースも多々あるはずである。この分野に対するシステムの開発という面では、有限要素法と熱力学データベースソフトの連成を意識しておくことが有益ではないかと考える。このようなシミュレーションソフトの普及が、信頼性の高い製品の効率的な製造に対して寄与することを期待したい。

参考文献

- (1) 長澤雄次: “窒化処理に依る變形に就て”, 日本金属学会誌, 4, p.A92 (1940)
<https://doi.org/10.11470/oubutsu1932.9.20>
- (2) 大坪龍夫: 窒化・航空発動機用部品への応用, 山海堂 (1943)
- (3) Clausen, B., Steinbacher, M. and Hoffmann, F.: “Residual Stresses and Distortion in Thermochemically Treated Steels”, ASM Handbook, 4B, ASM International, p.375 (2014)
- (4) Mailänder, R.: “Residual stresses and the alternating bending strength of nitrided steel specimens”, Archiv Eisenhutten., 10, p. 257 (1936) (in German)
- (5) Kolozsvary, Z.: “Residual stresses in nitriding”, in Totten, G.E., Howes, M. and Inoue, T. (Eds.), Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, p. 209 (2002)
- (6) Cunningham, W. H. and Ashbury, J. S. (1931) “The Surface Hardening by Nitrogen of Special Aluminium-Chromium-Molybdenum Steels on Production Basis”, J. of Iron and Steel Inst., Vol. 124, pp. 215–239.
- (7) 濱住 松二郎, 岡崎正臣, 大平五郎: “窒化による寸法變化に就いて”, 日本金属学会誌, 7, p.290 (1943)
<https://www.jim.or.jp/journal/j/7/07/290-294.html>
- (8) Somers, M. A. J. and Mittemeijer, E. J.: “Development and relaxation of stress in surface layers composition and residual stress profiles in γ' -Fe₄N_{1-x} layers on α -Fe substrates”, Metallurgical Transactions A, 21A, p.189 (1990)
- (9) 有本 享三: “過去 50 年の熱処理技術の流れ. 熱処理シミュレーション(第 2 回). —システムの開発と適用”, 熱処理, 51, p.265 (2011)
<http://nebula.wsimg.com/011d4775a62828de9009dab545d04256?AccessKeyId=AEFA35CEBF6190B24C1A&disposition=0&alloworigin=1>
- (10) Arimoto, K., Ikuta, F., Yamanaka, S. and Funatani, K.: “Development of simulation tool for predicting distortion and residual stress in nitrided parts”, Int. J. Microstructure and Materials Properties, 5, p.386 (2010)
- (11) Mittemeijer, E. J.: “Fundamentals of Nitriding and Nitrocarburizing”, ASM Handbook, 4A, ASM International, p. 619 (2013)
- (12) Crank, J., “The Mathematics of Diffusion”, 2nd ed., Clarendon Press, 1975.
- (13) Grabke, H. J.: “Kinetics of gas – solid interactions”, Mater. Sci. Forum, 154, p. 69 (1994)
- (14) Pearson, J. and Ende, U. J. C.: “The thermodynamics of metal nitrides and of nitrogen in iron and steel”, J. of Iron and Steel Inst., Sep., p. 52 (1953).
- (15) Bongartz, K., Quadackers, W. J., Schulten, R. and Nickel, H.: “A mathematical model describing carburization in multielement alloy systems”, Metall. Trans., 20A, p.1021 (1989).
- (16) Sun, Y. and Bell, T.: “A numerical model of plasma nitriding of low alloy steels”, Mater. Sci. and Eng., A224, p. 33 (1997).
- (17) Marciniak, A.: “Equilibrium and non equilibrium models of layer formation during plasma and gas Nitriding”, Surface Engineering, 1, p. 283 (1985).
- (18) Sun, Y., Newby, C., Strobach, E. and Bell, T.: “Environmental and energy efficient heat treatment technologies”, Conf. Environ. Energy Efficient Heat Treat. Tech., Beijing, China, p. 46 (1993).
- (19) Buchhagen, P. and Bell, T.: “Simulation of the residual stress development in the diffusion layer of low alloy plasma nitride steels”, Comp. Mater. Sci., 7, p.228 (1996)

- (20) Daves, W. and Fischer, F. D.: “Finite element simulation of the development of residual stresses during nitriding under processes”, *Material Science Forum*, 163-165, p. 713 (1994).
- (21) Arimoto, K., Ikuta, F. and Yamanaka, S.: “Studies on Distortions in Nitrided Steel Cylinders Using Computer Simulation”, *Int. J. Microstructure and Materials Properties*, 7, p.353 (2012)
- (22) 鈴木信一, 内藤 賢一郎: “鋼の窒化層の特性におよぼす Cr および Al の影響”, *鉄と鋼*, 81, p. 655 (1995) https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.81.6_655
- (23) Christiansen, T., Dahl, K. V. and Somers, M. A. J.: “Simulation of Nitrogen Concentration Depth Profiles in Low Temperature Nitrided Stainless Steel”, *Defect and Diffusion Forum*, 258–260, p.378 (2006)
- (24) Christiansen, T. and Somers, M. A. J.: “Low Temperature Surface Hardening of Stainless Steel”, Ph. D. Thesis, Technical University of Denmark, p. 217 (2004)
- (25) Christiansen, T. and Somers, M. A. J.: “Controlled dissolution of colossal quantities of nitrogen in stainless steel”, *Metall. and Mater. Trans. A*, 37, p.675 (2006)
- (26) Sienz, S., Mandl, S. and Rauschenbach, B.: “In situ stress measurements during low–energy nitriding of stainless steel”, *Surface & Coatings Technology*, 156, p.185 (2002)

注記

[A]

Mailänder⁽⁴⁾と濱住ら⁽⁷⁾による窒化鋼円柱の変形の測定結果を Fig. A に示す. 濱住らの試験片は Al-Cr-Mo-Ni-V 鋼で, 長さ 95 mm, 直径 1~20 mm の 8 レベルであり, これらを 500°C で 50 時間窒化した.

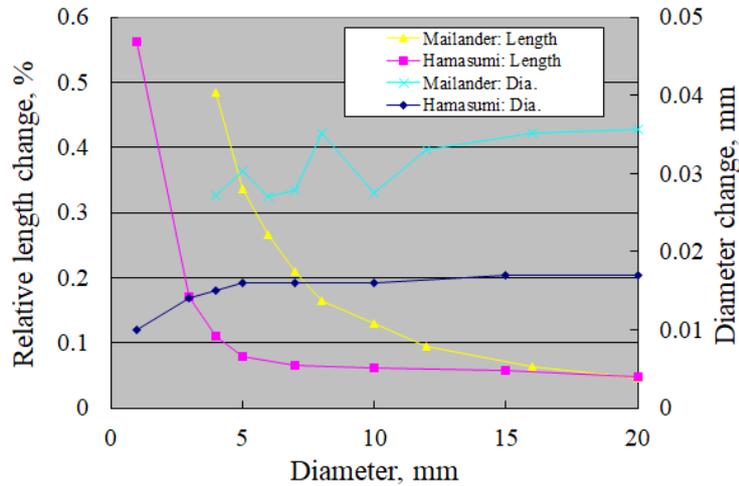


Fig. A 窒化鋼円柱の寸法変化に対する異なる直径の影響

[B]

Sun と Bell⁽¹⁶⁾のシミュレーションでは, 2 つ以上の窒化物が同時に式(4)を満たす場合, 比:

$[M]^x [N]^y / K_{M,N}$ の値が最も高いものを最初に析出させた後, 引き続き他の窒化物に対する処理を実施している.

[C]

Fig. 2 に含まれるひずみに関する定式は, 変位とひずみが非常に小さい値であるという仮定に基づいて導出されている. 右側の個々のひずみ(弾性ひずみを除く)は, 初期状態から時間 t までの時間積分によって得られるものである. 拡散ひずみは拡散窒素による格子膨張の効果を巨視的に記述したものである. 窒化現象におけるクリープひずみは Buchhagen と Bell⁽¹⁹⁾のシミュレーションにおいて考慮されている. また, Kolozsvary のレビュー⁽⁵⁾においてもクリープひずみを考慮した事例が紹介されている. 変態塑性ひずみは, Daves と Fischer⁽²⁰⁾のシミュレーションにおいて考慮されている.

[D]

シミュレーションで得られた窒化ステンレス鋼板での全ひずみは, Fig. 17(d)に示したように, いずれの時間においても線形の分布状態となった. 全ひずみが線形分布となることは, Fig. D に示すように鋼板が円弧状に曲がっていることを意味している. ただし, Fig. D と窒化ステンレス鋼板とは全ひずみの発生状態が異なる. すなわち, Fig. D の場合には, 全ひずみが板曲げの中立軸の上側で正, 下側で負の分布となっている. この場合, 図中の座標 y の位置にある繊維 $ss1$ に生じる全ひずみは

$$\varepsilon(y) = \frac{ss' - ss_1}{ss_1} = \frac{s's_1}{nn_1} = \frac{y\theta}{r\theta} = \frac{y}{r} \quad (D.1)$$

で求められる。ここに r は曲げの曲率半径である。

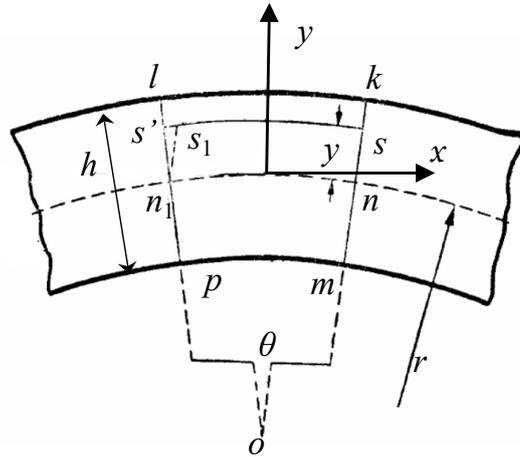


Fig. D

板の全ひずみにおいて、上面($y=h/2$)での値を ε_u 、下面($y=-h/2$)でのそれを ε_l とし、これから全ひずみ範囲を $\varepsilon_r(=\varepsilon_u - \varepsilon_l)$ すると、これは式(D.1)より

$$\varepsilon_r = |\varepsilon_u - \varepsilon_l| = \left| \frac{h}{2r} - \frac{-h}{2r} \right| = \frac{h}{r} \quad (D.2)$$

となり、曲げ半径の逆数である曲率は

$$\frac{1}{r} = \frac{|\varepsilon_u - \varepsilon_l|}{h} \quad (D.3)$$

によって得られる。

Fig. 17(d)においては、63 min において $\varepsilon_u=0.000135$ (左側)、 $\varepsilon_l=0.000059$ (右側)が得られており、 $h=0.964 \times 10^{-3}$ m であるので、この場合の曲率は式(D.3)より

$$\frac{1}{r} = \frac{|\varepsilon_u - \varepsilon_l|}{h} = \frac{|0.000135 - 0.000059|}{0.964 \times 10^{-3}} = 0.202 \text{ m}^{-1} \quad (D.4)$$

となる。この曲率の値の妥当性は、Fig. 15 において確認することができる。ただし、この解説では、曲率の符号(曲がりの向き)についてはその詮索を省略した。