

微粒子ピーニングを利用した “加熱しない”短時間窒化プロセス

菊池将一^{*,**} 藤田佳佑^{***} 井尻政孝^{****} 井上陽一^{*****}

1. はじめに

軽くて強くて錆びないチタン合金は、構造材料として様々な分野で実用されている。このように書くとチタン合金は「万能な材料」に聞こえるかもしれないが、チタン合金にも欠点はある。チタン合金の熱伝導性は低く、摩擦熱による凝着が生じやすいため耐摩耗性には乏しい。したがって、チタン合金のさらなる適用範囲拡大のためには、表面における焼き付きを抑制し、耐摩耗性を向上させることが不可欠である。その方策の一つに、窒素を利用した表面改質プロセスの導入がある。なかでも窒化処理(Nitriding)は、窒素の拡散によって材料表面を硬化させる熱処理であり、チタン合金をはじめとする各種金属材料の耐摩耗性の改善に寄与している⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。

しかし、チタン合金に対して窒化処理を施す場合、窒素ガスを満たした雰囲気が高温度かつ長時間の加熱が必要となる。高温・長時間加熱は生産コストを引き上げるだけでなく、チタン合金の力学特性に対して悪影響を及ぼす。具体的には、チタンを900°C程度に加熱する窒化処理工程において結晶粒は粗大化するため、窒素拡散によりチタン表面が硬化するにも関わらず強度は低下してしまう⁽⁴⁾⁻⁽¹¹⁾。したがって、窒化処理によってチタン合金の耐摩耗性と力学特性を同時に向上させることは難しいといえる。このような課題を解決するため、従来よりも低い温度で窒化を施すプロセス⁽⁹⁾⁻⁽¹⁶⁾が提案され、チタン結晶粒の粗大化抑制が達成されている。一方

で、単に窒化処理温度を下げるだけでは窒素拡散速度が著しく低下するため、従来と同程度の厚さの窒化層を形成させるには処理の長時間化は避けられない。これまで著者らは、高周波誘導加熱や強加工プロセスを併用した短時間窒化法の開発に取り組み⁽³⁾⁽⁴⁾⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁹⁾、一定の成果は得られている。しかし、窒素雰囲気中でチタンを加熱しなければならないという根本的な課題を解決するには至らなかった。

そこで著者らは、これまでの発想を転換し、『そもそも加熱せずに窒化層を形成できれば有用では?』との考えに至った。具体的には、常温・大気環境にて微粒子を材料表面に高速で投射する微粒子ピーニング(Fine particle peening: FPP)⁽²⁰⁾を利用して、短時間でチタン合金を窒化させる着想である。本来FPPは、材料の硬さ上昇、圧縮残留応力の生起、結晶粒微細化といった改質効果を発現するため、産業界では金属材料の疲労特性改善を目的として実用されることが多い。しかし近年、小茂鳥の研究グループ⁽²¹⁾によって、被処理金属の表面に微粒子の成分が移着する現象が発見された。そのため、FPPは新たなコーティング法⁽²²⁾⁻⁽²⁵⁾としての確立も期待されている。

このような経緯から、著者らは予め窒素を拡散させた工業用純チタン微粒子を室温・大気環境で投射する窒化微粒子ピーニング⁽²⁶⁾⁽²⁷⁾を提案し、新しい窒化プロセスの開発に関する一連の検討を行っている。図1は、N-FPPと称した窒素含有微粒子ピーニングによる窒化層形成を示す概念図である。窒素含有微粒子が高速衝突する際にチタン合金の表面に微粒子が移着し、この微粒子移着現象が繰返し生じることに

* 静岡大学工学部；准教授(〒432-8561 浜松市中区城北3-5-1)

** (国)科学技術振興機構；さきがけ研究者

*** 静岡大学大学院；博士課程学生

**** 東京都立大学；助教

***** ヤマハ発動機株式会社

Rapid Nitriding Without Heating Using Fine Particle Peening; Shoichi Kikuchi^{*,**} Keisuke Fujita^{***} Masataka Ijiri^{****} and Yoichi Inoue^{*****} (*Faculty of Engineering, Shizuoka University, Hamamatsu. **PRESTO, Japan Science and Technology Agency, Kawaguchi. ***Graduate School of Science and Technology, Shizuoka University, Hamamatsu. ****Faculty of System Design, Tokyo Metropolitan University, Tokyo. *****Yamaha Motor Co., Ltd., Iwata)

Keywords: nitriding, fine particle peening, titanium, surface modification, particles transfer, mechanical alloying, grain refinement

2021年12月27日受理[doi:10.2320/materia.61.153]

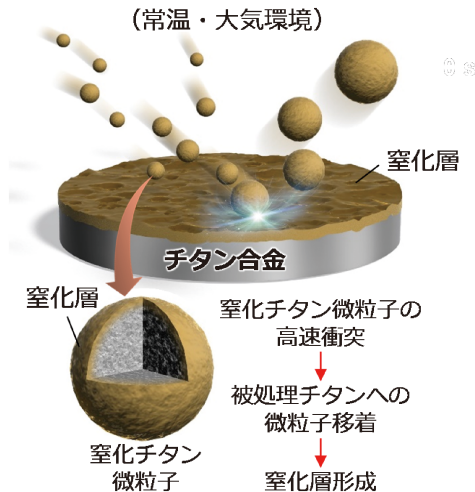


図1 窒素含有微粒子ピーニング(N-FPP)を援用した“加熱しない”短時間窒化プロセスの概念図。微粒子移着現象が繰返し生じることに起因した窒化層形成機構。文献⁽²⁶⁾に掲載した図をもとに改変。(オンラインカラー)

よって窒化層が形成される。常温・大気環境で処理を行うことがN-FPPの最大の特徴であり、加熱を要する従来窒化法とは窒化層の形成機構が異なる。N-FPPを援用した“加熱しない”短時間窒化プロセスを確立することにより、生産工期の短縮化はもちろんのこと、耐摩耗性と力学特性の双方に優れたチタン合金を創製でき、各種部品の小型軽量化に寄与すると考えられる。本稿では、N-FPPの詳細について述べるとともに、N-FPPによる窒化層形成メカニズムについて紹介する。

2. N-FPP に用いる窒素含有チタン微粒子の作製

N-FPPは、窒素含有微粒子を高速投射するプロセスである。既製品の窒素含有微粒子を用いても問題ないが、著者らは微粒子の組成が窒化層形成挙動に及ぼす影響を検討するため、窒化処理によって表面に窒素を拡散させた工業用純チタン微粒子を作製し、N-FPPに用いることとした。具体的には、平均直径25.6 μmの工業用純チタン粒子(大阪チタニウムテクノロジー製 TILOP-45)に対して、処理温度600℃および700℃、処理時間5時間、ガス比H₂:N₂=13:5の条件のもとプラズマ窒化を施した⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾。ここでのプラズマ窒化は加熱を要する従来手法であるが、処理の対象はN-FPPに用いる純チタン微粒子であって被処理チタン合金ではないことに注意されたい。N-FPPの詳細は次章で述べるが、予め窒素を含有させた純チタン微粒子を高速投射することにより、被処理チタン合金は加熱されることなく表面に窒化層が形成される。

N-FPPを施したチタン合金の表面性状を紹介するに先立ち、作製した窒素含有微粒子の分析結果を示す。図2は、X線光電子分光法(X-ray photoelectron spectroscopy: XPS)による純チタン微粒子の結合エネルギー分析結果である。同図

(a),(b)より、窒化微粒子にはN1sスペクトルが認められる。一方で、未窒化微粒子にはN1sスペクトルは検出されていない(同図(c))。これらの結果は、プラズマ窒化を施すことにより、純チタン微粒子に窒素が拡散したことを意味している。次に、処理温度の異なる窒化微粒子の分析結果を比較すると、窒化温度の増加に伴い微粒子表面におけるN1sスペクトルの検出強度は増加していることがわかる。このことは、窒化温度の上昇に伴い、微粒子表面への窒素拡散量が増加していることを示す結果である。

図3に、X線回折(X-ray diffraction: XRD)により純チタン微粒子の結晶構造を分析した結果を示す。同図(a)から、

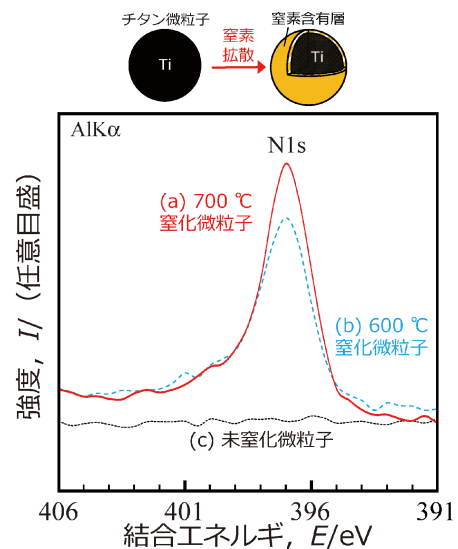


図2 XPSによる投射用純チタン微粒子の結合エネルギー分析結果。窒化温度の増加に伴い、N1sスペクトル強度は増加。文献⁽²⁸⁾に掲載した図をもとに改変。(オンラインカラー)

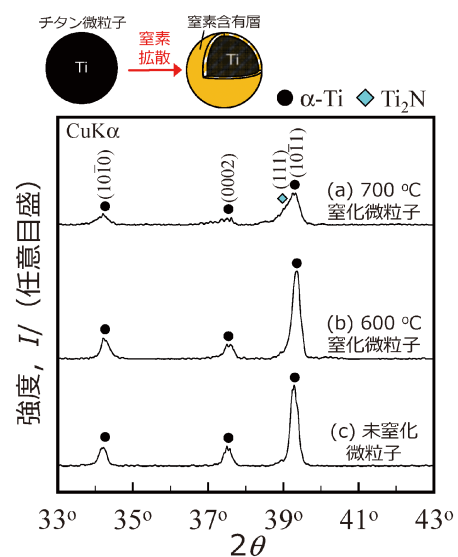


図3 XRDによる投射用純チタン微粒子の結晶構造分析結果。窒化処理温度によって窒化層の組成が変化し、高温窒化微粒子の表面には窒素化合物が形成。文献⁽²⁸⁾に掲載した図をもとに改変。(オンラインカラー)

700°C窒化微粒子には窒素化合物(Ti₂N)のピークが認められる。これに対して、600°C窒化微粒子にはTi₂Nの回折ピークは認められず、未窒化微粒子と同様にα-Tiの回折ピークのみが検出された(同図(b),(c))。これらの結果は、図2に示したXPS分析結果(窒化温度が高いほど微粒子表面への窒素拡散量が多い)と矛盾しない。また、XPS分析結果とXRDプロファイルを合わせて考えると、600°C窒化微粒子の表面には窒素拡散層のみが形成しているといえる。なお、図2の各微粒子のXPS N1sピーク位置に差は認められなかったが、これは700°C窒化微粒子に形成された窒素化合物がTiNではなくTi₂Nでありピークシフト量が少ないためと推測される。XPSによる窒化微粒子の結合状態については、分析条件の再検討を含め、今後の課題としたい。

以上から、窒化温度を変化させることにより、窒化層組成の異なる純チタン微粒子を作製した。本研究の範囲では、表面に窒素化合物を有する700°C窒化微粒子と、窒素拡散層を有する600°C窒化微粒子である。次章では、作製した窒素含有微粒子の高速投射によって発現する表面改質効果について述べる。

3. N-FPPにより形成されるチタン合金表面の窒化層

窒素含有微粒子を用いてピーニング(N-FPP)することにより、常温・大気環境においてチタン合金(Ti-6Al-4V)の表面に窒化層を形成させることができる。N-FPPは、汎用のピーニング装置を用いて実施できるため、新たな設備投資が不要な点は工業的メリットといえる。したがって、N-FPPを施す際は、従来のピーニングと同様の処理パラメータを設定することになる。本研究では、投射圧力0.5 MPa、投射距離30 mm、投射時間1~30 s、粒子供給量0.3 g/sのもと、室温・大気環境にてN-FPPを施した。また、N-FPP材との比較を目的として、未窒化純チタン微粒子を投射した試験片(従来FPP材)も準備した。なお、供試材であるチタン合金(Ti-6Al-4V)の詳細については、過去の文献⁽¹⁰⁾⁽³⁰⁾を参照されたい。

図4に、電子線マイクロアナライザ(Electron probe micro analyzer: EPMA)により、FPPおよびN-FPPを施したチタン合金の表面を分析した結果を示す。同図(a)は未窒化微粒子を、(b)および(c)は窒素含有微粒子を投射した表面の窒素マップであり、いずれも処理時間は30 sである。同図から、窒化微粒子を衝突させたチタン合金表面の窒素検出強度は、未窒化微粒子衝突材(図4(a))と比較して高いことがわかる。このことは、常温・大気環境であるにも関わらずN-FPPを施すことによりチタン合金が窒化されることを示す結果である。さらに、同図(b)と(c)を比較すると、N-FPPに用いた微粒子の窒化温度の増加に伴い、被処理面の窒素検出強度は増加していることがわかる。窒化微粒子の分析結果(図2および図3)と合わせて考えると、N-FPPにより形成されるチタン合金表面の窒化層の組成は、投射微粒子に含有する窒素量に依存しているといえる。したがって、N-FPP

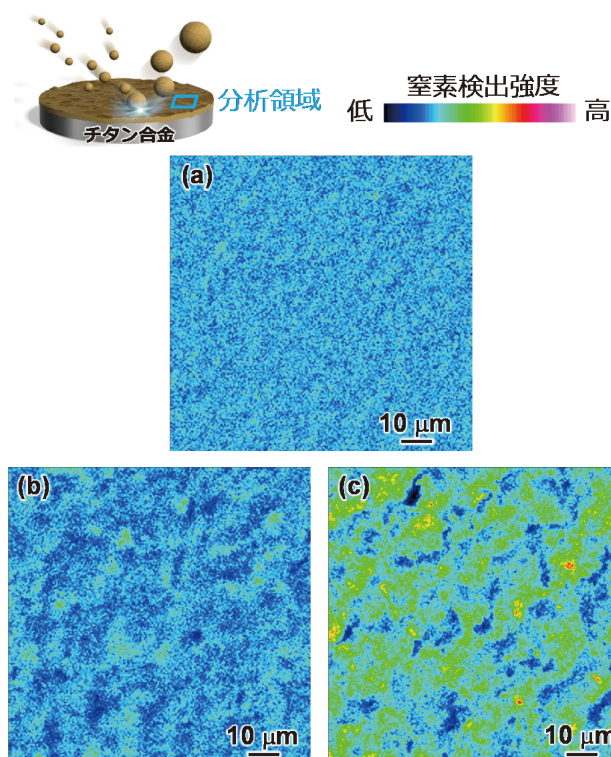


図4 EPMAによる被処理チタン合金表面の窒素分析結果。(a)未窒化微粒子、(b)600°C窒化微粒子、(c)700°C窒化微粒子を30 s投射した表面。微粒子窒化温度の増加に伴い、被処理チタン合金表面の窒素検出強度は増加。文献⁽²⁶⁾に掲載した図をもとに改変。(オンラインカラー)

によって高硬度な窒化層をチタン合金表面に形成させるためには、窒素化合物を有する純チタン微粒子を用いることが好ましいと考えられる。そのため、以降では投射粒子を700°C窒化微粒子に固定して、チタン合金の窒化層形成挙動に及ぼすN-FPP処理時間の影響について検討した結果を紹介する。

図5に、700°C窒化純チタン微粒子を1 s、10 s、30 s投射したチタン合金の表面に対して、EPMAによる窒素分析を行った結果を示す。比較のため、同図(a)には未処理材(微粒子投射なし)の分析結果も示している。同図より、N-FPPを施した表面の窒素検出強度は、未処理材の結果(同図(a))と比較して高いことがわかる。さらに、N-FPP処理時間の増加に伴い、チタン合金表面の窒素検出強度は増加する傾向が認められる。したがって、N-FPPによる窒化層形成挙動は、窒化純チタン微粒子の投射時間にも依存している。なお、わずか30 sの微粒子投射によって被処理面のほぼ全域が窒化されており、N-FPPによって短時間でチタン合金の窒化が完了したといえる。

ここでN-FPPの特徴を鑑みると、窒化微粒子の投射時間は、被処理チタン合金表面における窒化微粒子の衝突回数と関係すると考えられる。そこで、700°C窒化純チタン微粒子が1個体および2個体衝突した表面を観察・分析することにより、窒化層が形成される素過程を調べることにした。図6に、走査型電子顕微鏡(Scanning electron microscope:

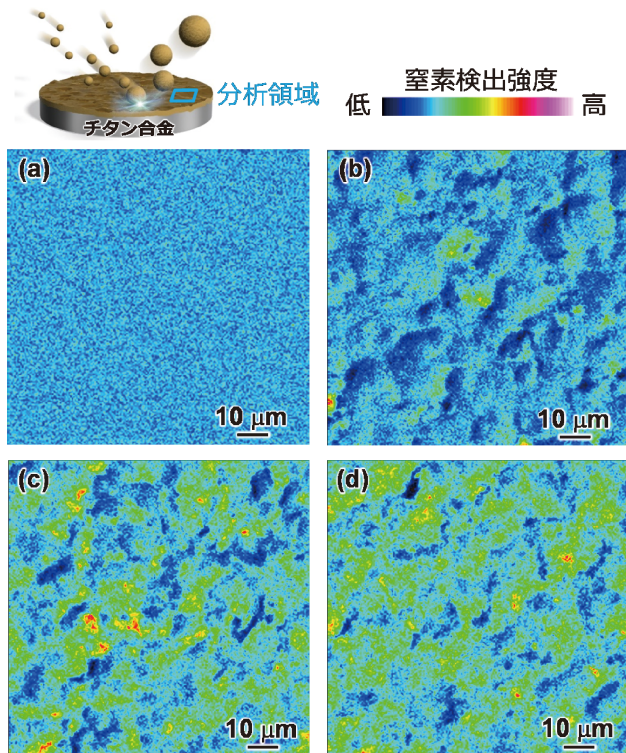


図5 EPMAによる被処理チタン合金表面の窒素分析結果. 700°C窒化微粒子を(a)0 s, (b)1 s, (c)10 s, (d)30 s 投射した表面. N-FPP 処理時間の増加に伴い, 窒素検出強度は増加. 文献⁽²⁶⁾に掲載した図をもとに改変. (オンラインカラー)

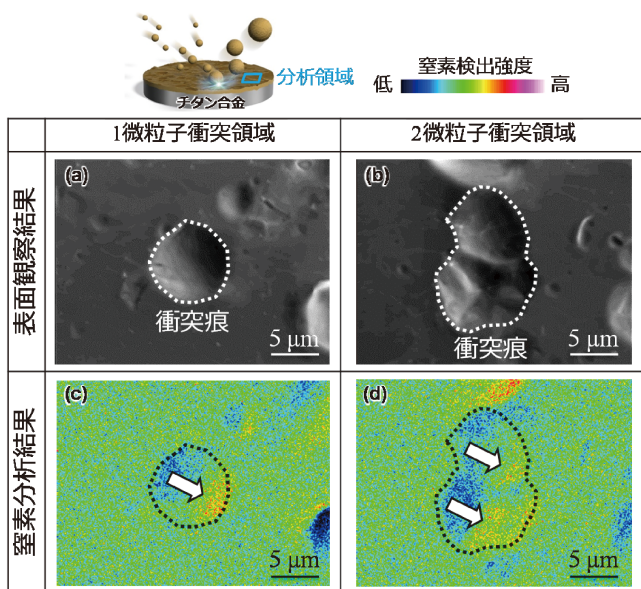


図6 (a), (b) SEMによる表面観察結果および(c), (d) EPMAによる窒素分析結果. 700°C窒化微粒子衝突部の窒素検出強度が高い. 文献⁽²⁷⁾に掲載した図をもとに改変. (オンラインカラー)

SEM)による表面観察結果およびEPMAによる窒素分析結果を示す. 同図(a)より, 点線で示した窒化微粒子衝突痕の底において, 窒素検出強度が高いことがわかる(同図(c)矢印

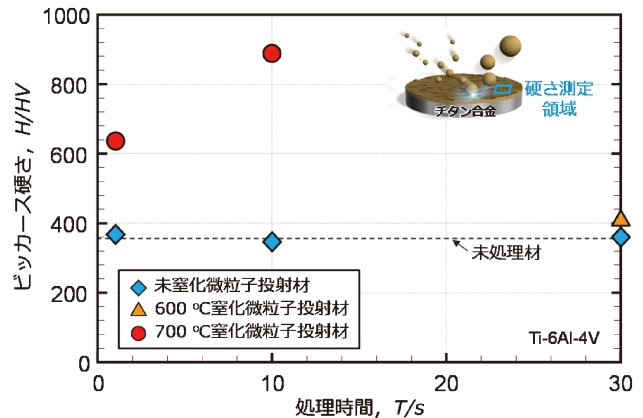


図7 N-FPP 処理時間と表面ビッカース硬さの関係. N-FPP 処理時間および微粒子窒化温度の増加に伴い, チタン合金の表面硬さは増加. 文献⁽²⁷⁾に掲載した図をもとに改変. (オンラインカラー)

部). これは, 窒化微粒子の一部が衝突時にチタン合金の表面に移着したことを意味している. また, 同図(b)の窒化微粒子が2個体衝突した箇所においても窒素検出強度は高く, 窒素検出領域が広がっていく様相が観察された(同図(d)矢印部). なお, 同図(c),(d)において衝突痕の右側で窒素検出強度が高く, 左側で低い値を呈しているが, これはEPMA 検出器の位置に起因する現象である. 窒化微粒子が衝突した痕の全域に窒素が存在していることは, 確認済みである.

また, 窒化微粒子が衝突する度にチタン合金表面の窒素濃度が増加する機構を検証するため, 表面硬さの測定も行っている. 図7に, N-FPP 処理時間と表面ビッカース硬さの関係を示す. 同図には, 比較のため未処理材および未窒化微粒子投射材の結果も示している. なお, 本来ビッカース硬さ試験は平滑面に対して行うべきであるが, 本研究では窒化微粒子が移着している衝突痕近傍の硬さを測定するため, 研磨を施さずに凹凸面で試験を実施している. 同図より, N-FPP を施すことによりチタン合金の表面硬さは増加していることがわかる⁽²⁷⁾. とくに, 700°C窒化純チタン微粒子を10 s 投射したチタン合金の表面硬さは900 HV に達しており, 高硬さである. ここで重要な知見は, N-FPP 処理時間の増加のみならず, 微粒子の窒化温度の増加に伴ってチタン合金の硬さ上昇幅が増加したことである. このことは, 移着した窒化微粒子が, 被処理チタン合金の表面硬さ上昇に寄与することを裏付ける結果である.

以上から, 窒化微粒子を用いてピーニング(N-FPP)を施すことにより, 窒化微粒子の移着現象が繰返し生じ, 室温・大気環境においてチタン合金の表面は短時間で窒化されることとなる.

4. N-FPP による深さ方向への窒化層形成挙動

これまでN-FPP による表面窒化層の形成は, 窒化微粒子

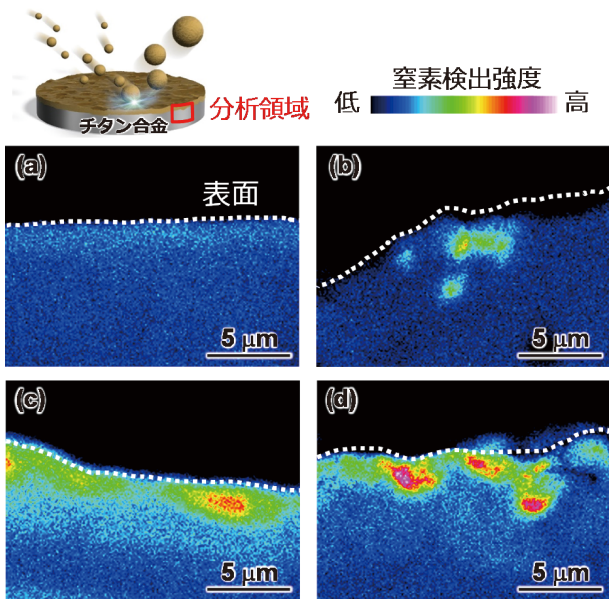


図8 EPMAによる被処理チタン合金の縦断面における窒素分析結果. 700°C窒化微粒子を(a)0s, (b)1s, (c)10s, (d)30s投射した表面. N-FPP処理時間の増加に伴い, 窒素検出領域は増加. 文献⁽²⁶⁾に掲載した図をもとに改変. (オンラインカラー)

の移着に起因していることを述べた. チタン合金の耐摩耗性を向上させるためには, ある程度厚い窒化層の形成が必要となる. したがって, 本章では窒化微粒子の移着挙動が被処理チタン合金の深さ方向においてどのように進行していくかという点に焦点を当てる. 図8に, 700°C窒化純チタン微粒子を用いてN-FPPを施したチタン合金の縦断面を, EPMAにより分析した結果を示す. 図中の白破線はチタン合金の最表面を, 色は窒素の検出強度に対応している. 同図より, N-FPP処理面近傍では窒素検出強度が高いことがわかる. さらに, N-FPP処理時間の増加に伴い, 窒素検出領域は広がっていく傾向が認められる. このことは, チタン合金の表面のみならず深さ方向の窒化層形成においても, 窒化微粒子の衝突回数が重要であることを示す知見である.

さらに図8において, 形成された窒化層の厚さは表面から一様でなく, 不均一であることがわかる. これは, 様々な方向から飛翔してきた窒化微粒子がチタン合金表面に次々と衝突し, 移着が進行するためと考えられる. 図9は, 小茂鳥・亀山らによって提唱された微粒子移着モデル⁽²¹⁾をもとに考案した不均一な窒化層形成を示す概念図である. 窒化微粒子がチタン合金表面に衝突すると, 窒素拡散を阻害する表面の不動態皮膜が破壊され, 被処理面に窒化微粒子の一部が移着する(同図(a)). 次に, 別の窒化微粒子が衝突した際に同様の現象が生じ, 微粒子移着領域は広がっていく(同図(b)). その際, チタン合金は微粒子衝突によって塑性変形するため, すでに窒化微粒子が移着した領域は折り畳まれ⁽¹⁾⁽³¹⁾⁽³²⁾, 移着領域が深さ方向に進行していくこととなる(図(c)). いわゆるメカニカルアロイングに類似した現象が, 窒化微粒子衝突面近傍において生じる.

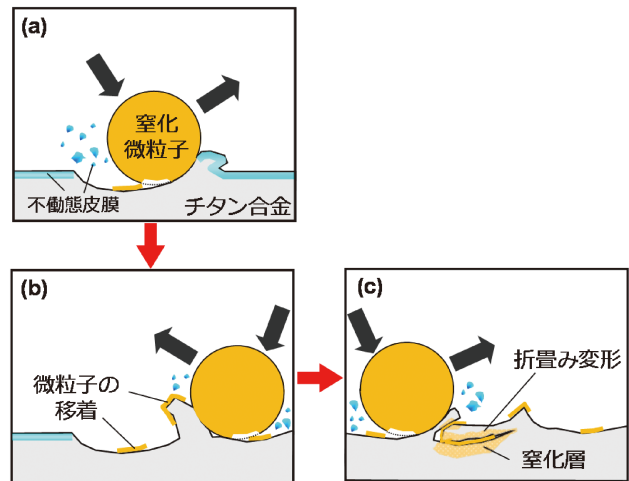


図9 N-FPPによる窒化層形成機構を示す概念図. 小茂鳥・亀山ら⁽²¹⁾によって提唱されたモデルをベースに考案. 窒化微粒子の移着と被処理金属の折畳み変形に起因して生じる窒化層厚さの増加機構. 文献⁽²⁷⁾に掲載した図をもとに改変. (オンラインカラー)

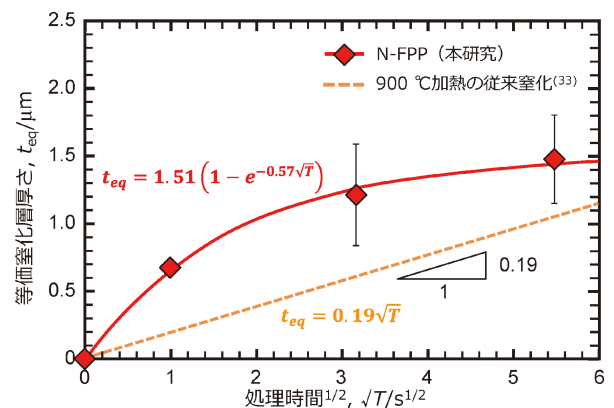


図10 窒化層厚さとN-FPP処理時間の関係. N-FPP処理時間の増加に伴い, 窒化層厚さは増加. ただし, 従来窒化材の挙動⁽³³⁾と異なり, 非線形関係となる. 文献⁽²⁶⁾に掲載した図をもとに改変. (オンラインカラー)

このようなN-FPPの窒化層形成機構を鑑み, 不均一窒化層の厚さを評価するため, EPMAにより検出された窒素検出面積を分析領域幅(18.0 μm)で除すことにより, 窒化層の等価厚さ⁽²⁶⁾を算出した. 等価厚さを算出することにより, N-FPPによって生じる窒化層厚さのばらつきを含めて窒化層形成挙動を定量的に検討することができる. 図10に, N-FPPにより形成された窒化層厚さと処理時間の関係を示す. ここで, 一般的に窒素拡散深さは処理時間の1/2乗に比例するため, 同図の横軸は処理時間^{1/2}としている. 同図より, N-FPPにより形成された窒化層の等価厚さは, 処理時間の増加に伴い増加していることがわかる. しかし, N-FPPにより形成された窒化層の厚さと処理時間^{1/2}は比例関係ではなく, 非線形関係にある. N-FPP処理時間とともに増加する窒化層厚さは, やがて1.51 μmに飽和していく傾向が認められた. このことは, N-FPPによる窒化層形成

が、従来の窒素拡散機構に起因しないことを立証する結果である。なお、同図には比較材である従来窒化材の結果⁽³³⁾も示しているが、窒化層厚さと処理時間^{1/2}は比例関係にあり、N-FPP材の挙動とは明らかに異なっている。

次に、図10において窒化層の形成速度(グラフの傾き)に注目すると、従来窒化材は $0.19 \mu\text{m s}^{-1/2}$ と一定値を示している。これに対して、N-FPPにおける初期の窒化層形成速度は $0.86 \mu\text{m s}^{-1/2}$ であり、従来窒化材のおよそ4.5倍高い値であった。したがって、N-FPPは加熱しない処理であるにも関わらず、N-FPPの初期過程では窒化微粒子の移着によって窒化層厚さが急速に増加し、短時間でチタン合金を窒化できることが定量的に実証された。わずかに数十秒の微粒子投射によって、チタン合金の表面に窒化層を形成できることはN-FPPの特徴である。しかし図10において、N-FPP処理時間の増加に伴い、窒化層形成速度は徐々に低下している。これは、処理時間に伴う被処理面の硬度上昇によって窒化微粒子の移着が深さ方向に進行しにくくなるためと考えられ、窒化層の厚膜化に関してはN-FPPの課題といえる。

5. 最 後 に

本稿では、窒化微粒子ピーニング(N-FPP)を援用した“加熱しない”短時間窒化プロセスについて述べた。短時間で窒化される機構は、窒化微粒子の移着と被処理チタン合金の折畳み変形に起因するものである。このような物理現象を利用することにより、熱エネルギーに頼ることなくチタン合金の表面に窒化層を形成させることができる。また、詳細は割愛するが窒化微粒子の衝突に起因した高ひずみ速度の大変形によって、チタン結晶粒は微細化する⁽²⁶⁾。窒化によるチタン結晶粒の粗大化抑制を目的として開発されたN-FPPは、結晶粒の粗大化抑制に留まることなく、逆に微細化させる効果を発現し、著者の予想を超える嬉しい誤算も認められている。

なお、FPPに用いる投射粒子の種類を変更すれば、様々な表面改質層をチタン表面に付与することもできる。例えば著者らは、生体内でのチタン基バイオマテリアルと骨との早期接着を実現するために、FPPを導入している。具体的には、チタン表面に骨組織の生成を促すハイドロキシアパタイト(Hydroxyapatite: HAp)をコーティングし⁽³⁰⁾⁽³⁴⁾⁻⁽³⁸⁾、患者の負担を軽減させる試みを行っている。なお、HAp層を形成する際に加熱を伴うプロセスを用いるとHAp結晶構造が崩れてしまう問題があるため、本稿の窒化処理とは別の狙いで“加熱しない”ことがメリットとなる。また、HAp微粒子を用いたFPPは、チタン種によらずHAp層の形成が可能であること、さらにチタンの疲労特性を改善できるというメリットも有する。疲労試験後にもチタン表面にはHAp層が残存するため、FPP移着層のはく離強度は比較的高いと考えられている。実際に市川ら⁽³⁹⁾は、FPPにより形成される組織と被処理材の接合強度について検討を加え、固相接合⁽⁴⁰⁾に起因した高強度発現機構を明らかにしている。チタ

ン以外にも、FPPによって安価な鋼表面にCrやMo元素を含む耐腐食性皮膜を形成することができ、表面のみを“ステンレス化”することも可能である⁽⁴¹⁾⁻⁽⁴⁶⁾。したがって、FPPは使用用途に合わせて各種金属材料の表面をデザインする手法としての確立が期待される。

文 献

- (1) S. Kikuchi and J. Komotori: Mater. Trans., **56**(2015), 556-562.
- (2) K. Farokhzadeh, A. Edrisy, G. Pigotto and P. Lidster: Wear, **302**(2013), 845-853.
- (3) S. Takesue, S. Kikuchi, H. Akebono, Y. Misaka and J. Komotori: Surf. Coat. Technol., **359**(2019), 476-484.
- (4) S. Takesue, S. Kikuchi, H. Akebono, T. Morita and J. Komotori: Results Mater., **5**(2020), 100071.
- (5) K. Tokaji, T. Ogawa and H. Shibata: J. Mater. Eng. Perform., **8**(1999), 159-167.
- (6) T. Bonello, J. C. A. Wilson, J. Housden, E. Y. Gutmanas, I. Gotman, A. Matthews, A. Leyland and G. Cassar: Mater. Sci. Eng. A, **619**(2014), 300-311.
- (7) M. Akita, Y. Uematsu, T. Kakiuchi, M. Nakajima, Y. Bai and K. Tamada: Mater. Sci. Eng. A, **627**(2015), 351-359.
- (8) S. Kikuchi, S. Ota, H. Akebono, M. Omiya, J. Komotori, A. Sugeta and Y. Nakai: Procedia Struct. Integrity, **2**(2016), 3432-3438.
- (9) S. Kikuchi, A. Ueno and H. Akebono: Int. J. Fatigue, **139**(2020), 105772.
- (10) S. Kikuchi, S. Yoshida and A. Ueno: Int. J. Fatigue, **120**(2019), 134-140.
- (11) T. Morita, H. Takahashi, M. Shimizu and K. Kawasaki: Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct., **20**(1997) 85-92.
- (12) K. Farokhzadeh and A. Edris: Mater. Sci. Eng. A, **620**(2015), 435-444.
- (13) S. Kikuchi, Y. Nakamura, A. Ueno and K. Ameyama: Adv. Mater. Res., **891-892**(2014), 656-661.
- (14) S. Kikuchi, Y. Nakamura, A. Ueno and K. Ameyama: Mater. Trans., **56**(2015), 1807-1813.
- (15) S. Kikuchi, S. Heinz, D. Eifler, Y. Nakamura and A. Ueno: Key Eng. Mater., **664**(2016), 118-127.
- (16) S. Takesue, S. Kikuchi, H. Akebono, J. Komotori, K. Fukazawa and Y. Misaka: Mater. Trans., **58**(2017), 1155-1160.
- (17) 太田俊平, 菊池将一, 曙紘之, 大宮正毅, 小茂鳥潤, 深沢創吾, 三阪佳孝, 川寄一博: 砥粒加工学会誌, **59**(2015), 643-648.
- (18) S. Takesue, S. Kikuchi, Y. Misaka, T. Morita and J. Komotori: Surf. Coat. Technol., **399**(2020), 126160.
- (19) S. Takesue, S. Kikuchi, Y. Misaka, T. Morita and J. Komotori: Mater. Trans., **62**(2021), 1502-1509.
- (20) 菊池将一, 小茂鳥潤: 材料, **66**(2017), 535-541.
- (21) Y. Kameyama and J. Komotori: J. Mater. Process. Technol., **209**(2009), 6146-6155.
- (22) Y. Kameyama, K. Nishimura, H. Sato and R. Shimpo: Tribol. Int., **78**(2014), 115-124.
- (23) 森田辰郎, 従野友裕, 加賀谷忠治, 宮坂四志男: 日本機械学会論文集A編, **77**(2011), 1331-1339.
- (24) H. Nanbu, S. Kikuchi, Y. Kameyama and J. Komotori: J. Solid Mech. Mater. Eng., **3**(2009), 328-335.
- (25) S. Ota, H. Akebono, S. Kikuchi, K. Murai, J. Komotori, K. Fukazawa, Y. Misaka and K. Kawasaki: Mater. Trans., **57**(2016), 1801-1806.
- (26) K. Fujita, M. Ijiri, Y. Inoue and S. Kikuchi: Adv. Mater., **33**(2021), 2008298.
- (27) 菊池将一, 藤田佳佑, 南部紘一郎, 中村裕紀: 材料, **70**(2021), 869-875.

