Ti スクリーンを用いてプラズマ窒化した低炭素鋼の窒化挙動と耐食性および耐摩耗性に及ぼすスクリーン開孔の影響

今村 晃大^{*1} 西本 明生^{*2}

関西大学化学生命工学部化学・物質工学科

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 85, No. 3 (2021), pp. 95-102
© 2021 The Japan Institute of Metals and Materials

Effect of Screen Open Hole on Nitriding Behavior, Corrosion Resistance and Wear Resistance of Plasma Nitrided Low Carbon Steel Using Ti Screen

Kodai Imamura^{*1} and Akio Nishimoto^{*2}

Department of Chemistry and Materials Engineering, Faculty of Chemistry, Materials and Bioengineering, Kansai University, Osaka 564-8680

In order to investigate the effect of the screen hole state of the active screen plasma nitriding (ASPN) process using Ti screen, low carbon steel S15C was treated by ASPN treatment and DC plasma nitriding treatment (S-DCPN) using the Ti screen with the hole diameter of $\phi 5$ mm, 10 mm, and 20 mm and the open area ratio of 0%, 15%, 35%, and 55%. Plasma nitriding was performed at 873 K for 180 min at a gas pressure of 300 Pa under an atmosphere of 75% N_2 + 25% H_2 . After the nitriding treatment, X-ray diffraction (XRD), surface microstructure observation, cross-section microstructure observation, wear test, Vickers hardness test, glow discharge optical emission spectrometry (GD-OES), and corrosion test were performed. As a result, the wear resistance of the ASPN-treated samples was improved under the condition that the deposit particles were small and the deposit layer was thick. In the cross-sectional microstructure of the S-DCPN-treated samples, a compound layer composed of iron nitrides and a diffusion layer in which γ' -Fe₄N was precipitated by nitrogen diffusion were confirmed. The surface compound layer of iron nitrides was not formed when a screen with a hole size of 20 mm and open area ratio of 55% was used. The results of SEM-EDX also confirmed the diffusion of titanium by S-DCPN treatment using a Ti screen. [doi:10.2320/jinstmet.J2020049]

(Received October 14, 2020; Accepted November 18, 2020; Published January 22, 2021)

Keywords: active screen plasma nitriding, titanium screen, surface modification, titanium nitride, low carbon steel

1. 緒 言

鉄鋼材料の性質を向上させるために施される表面改質処理には、表面に窒化チタン(TiN)、窒化クロム(CrN)などの硬質皮膜を被覆させる気相蒸着法や処理材に窒素を拡散させる窒化処理法などがある¹⁻⁴⁾。硬質皮膜を形成する表面改質では、皮膜の密着性が基材と皮膜の物性の整合性などに大きく影響されるため、基材の密着性を向上させるために窒化処理によりあらかじめ基材を硬化させた後に硬質皮膜を形成させる方法がある⁵⁻⁸⁾。

窒化処理の一種であるアクティブスクリーンプラズマ窒化(ASPN)処理は、処理材を陰極として電圧を印加させる従来の直流プラズマ窒化(DCPN)処理とは異なり、処理材を絶縁させ、周囲に設置した金属製スクリーンを陰極としてスクリーン表面でグロー放電を起こしてプラズマを発生させるためエッジ効果やアーキングといった処理材の欠陥に繋がる現象が生じない。ASPN処理では金属製スクリーンからスパッタリングされた構成物質とプラズマ中の窒素が結合し生じる窒化物が処理材表面に堆積し、分解されることで窒素が拡散

される⁹⁻¹⁷⁾。ASPN処理はDCPN処理と比較して窒化層形成速度が遅く、産業上の使用にはまだ多くの課題が残されている。そこで著者らのグループでは近年処理材とスクリーン両方に電圧を印加させるプラズマ窒化(S-DCPN)処理について報告した¹⁸⁾。S-DCPN処理ではスクリーンがヒーターの役割を果たし、DCPN処理で発生するエッジ効果などを抑制しながら試料表面でもプラズマを発生させることによって窒化層の形成を増加させることが可能になる。

また、著者らのグループではASPN処理の窒素供給源となるスクリーンの材質にTiを用いて処理を行うことで、チタン窒化物を堆積させ、鋼材表面にTiN皮膜および窒素拡散層の同時形成が可能であることを報告している¹⁹⁻²¹⁾。他の研究者らによるTiスクリーンを用いたプラズマ窒化に関する報告もいくつかされている²²⁻²⁴⁾。

一方、ASPN処理ではスクリーンを開孔させることで炉内のガス流を促進、プラズマ発生面積が増加し処理効率が向上するとされており^{25,26)}、Ti製スクリーンを用いたASPN処理におけるスクリーン開孔状態の影響は調査されていない。そこで本研究では開孔率および孔径を変化させた純Ti製スクリーンを用いて低炭素鋼S15CにASPN処理およびS-DCPN処理を施し、形成される表面堆積物層および窒化層の調査を行った。

^{*1} 関西大学大学院生(Graduate student, Kansai University)

^{*2} Corresponding author, E-mail: akionisi@kansai-u.ac.jp

2. 実 験 方 法

2.1 実験試料

高温での窒化処理による硬さ、耐食性および耐摩耗性の向上を確認するために試料として機械的性質が低く、含有する合金元素量が少ない低炭素鋼 S15C を用いた。化学組成を Table 1 に示す。φ25 mm×5 mm の円板形状に加工し、上面を #220 - #2000 で湿式研磨を行い、最後に 1 μm のアルミナ粉末を用いて鏡面に仕上げし、アセトンを用いて超音波洗浄後、プラズマ窒化に供した。

2.2 プラズマ窒化処理

プラズマ窒化には日本電子工業(株)製の直流プラズマ窒化装置(JIN-1S)を用いた。プラズマ窒化装置内のスクリーンには天板としてφ100 mm×1 mm の純 Ti 製円板を用い、ASPN 処理は孔径をφ5 mm, 10 mm および 20 mm, 開孔率を 0%, 15%, 35% および 55% と変化させ、S-DCPN 処理では孔径-開孔率を 0 mm - 0%, 20 mm - 15%, 5 mm - 55% および 20 mm - 55% と変化させた。天板を支える土台としてφ20 mm×60 mm の純 Ti 製棒材を用いた。ASPN 処理では試料の下に Al₂O₃ りつぽを設置することで絶縁し、S-DCPN 処理では同じ高さの純 Ti 製棒材を試料の下に設置した。試料およびスクリーンの設置の模式図を Fig. 1 に示す。プラズマ窒化は、炉内を 10 Pa 以下まで排気した後に 75% N₂ + 25% H₂ 混合ガス雰囲気で圧力 300 Pa 一定になるように導入し、処理温度 873 K および処理時間 180 min で行った。

2.3 評価方法

プラズマ窒化処理を施した試料について、試料表面改質層を同定する目的で(株)リカグ製の回折 X 線測定試験装置(型

式：RINT-2200)を用いて X 線回折を行った。X 線源として Cu-Kα 線(波長 λ = 0.15405 nm)を用い、管電圧 40 kV, 管電流 300 mA で測定した。また、処理後の断面組織の分析を目的に(株)キーエンス製の光学顕微鏡(型式：VHX-200)および日本電子(株)製の走査型電子顕微鏡(SEM) (型式：JSM-6060LV)を用いて断面組織観察を行った。試料堆積物粒子の分析を目的に日本電子(株)製の電界放出型走査電子顕微鏡(FE-SEM) (型式：JSM-6330FII)を用いて表面組織観察を行った。さらに深さ方向の元素分析を目的に(株)堀場製作所製のマークス型高周波グロー放電発光表面分析装置(型式：GD-Profilor2)を用いてグロー放電発光分光分析(GD-OES)を行った。ASPN 処理で生じる堆積物層の密着性の調査を目的にロックウェル圧痕試験を C スケール (1471 N)で行った。窒化処理後の試料の硬さを調査する目的に、(株)マツザワ製のマイクロビッカース硬さ試験機(型式：PMT-X7A)を用いて硬さ測定を行った。処理後の耐食性評価を目的に Table 2 に示す条件で北斗電工(株)製のポテンショスタット(型式：HA-501G)とグラフテック(株)製データロガー(型式：GL200A-UM801)を用いて腐食試験を行った。また処理後の耐摩耗性向上の調査を目的にトライボメーター(CSM 社製トライボメーター)を用いて、Table 3 に示す条件で摩擦摩耗試験を行った。

Table 2 Condition of corrosion test.

Testing solution	3.5 mass%NaCl
Electric potential	-1.0 ~ + 1.5 V
Counter electrode	Pt
Reference electrode	Ag/AgCl
Temperature	Room temperature
Exposed area	φ 6 mm

Table 1 Chemical composition of S15C (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Fe
0.14	0.20	0.56	0.18	0.18	0.02	0.03	0.06	Bal.

Fig. 1 Schematic illustration of plasma nitriding setups: ASPN and S-DCPN.

3. 実験結果

Fig. 2 に ASPN 処理および S-DCPN 処理を施した試料の X 線回折結果を示す。ASPN 処理では Fig. 2 では開孔状態 20 mm - 15% の結果を例示したが、いずれの場合も母材である α -Fe の回折線とスクリーン由来の堆積物層である TiN の回折線が検出された。また、S-DCPN 処理後の試料の X 線回折結果より、いずれの場合も処理後の試料では TiN および γ' -Fe₄N の回折線が検出されたが、開孔状態 20 mm - 55% のスクリーンを用いた場合の試料では母材である α -Fe の回折線が検出され、それ以外の試料では ϵ -Fe₂₋₃N の回折線が検出された。

光学顕微鏡による断面組織観察の結果を Fig. 3 に示す。ASPN 処理の結果では窒素の拡散によって生じる γ' -Fe₄N 析出物は確認されなかった。これは堆積物として試料表面へと堆積したチタン窒化物が分解されずに残存したことで試料内部への窒素拡散が困難であったと考えられる¹⁸⁾。S-DCPN 処理の結果ではいずれの条件でも γ' -Fe₄N 析出物が確認され、開孔状態 20 mm - 55% のスクリーンを用いた場合の試料では ϵ -Fe₂₋₃N および γ' -Fe₄N で形成される化合物層が確認されなかった。また S-DCPN 処理を施した試料の SEM-EDX による

元素分析の結果を Fig. 4 に示す。Ti のプロファイルを見ると開孔状態 20 mm - 55% のスクリーンを用いた場合の試料では他の条件のものよりも Ti が強く検出され、それに対応する形で Fe のプロファイルが弱く検出されたことから、開孔状態 20 mm - 55% の Ti スクリーンを用いた S-DCPN 処理によって堆積物中の Ti と基材の Fe の相互拡散が生じ、Ti が試料へと拡散されたと考えられる。

GD-OES による深さ方向の元素分析の結果を Fig. 5 に示す。この際 S-DCPN 処理では窒素拡散量が多かったため S-DCPN 処理における N の検出プロファイルでのみ異なった X 軸スケールを用いた。Fig. 5 に示した ASPN 処理後試料の GD-OES の Ti および N の検出プロファイルでは、スクリーン開孔率の増加とともに深さ方向の検出量が増加していた。このことから開孔率増加によって堆積物層厚さが増加したことがわかる。また、同じ開孔率 55% の条件で比較すると孔径が 20 mm の条件で堆積物層が厚くなっていた。このことからスクリーン開孔の孔径が 20 mm の場合に最も堆積物を形成する原料となるスクリーン表面でのスパッタリング量が増加したと考えられる。また、S-DCPN 処理の結果で開孔のないスクリーンを用いた試料では Ti の検出量は少なかったが、

Table 3 Condition of wear test.	
Atmosphere	Air
Temperature	RT±2 K
Counter material	Al ₂ O ₃
Load	2 N
Wear radius	5 mm
Revolution	137 rpm
Sliding distance	500 m

Fig. 2 X-ray diffraction pattern of S15C sample treated by ASPN and S-DCPN using Ti screen.

Fig. 3 Cross-sectional microstructure of S15C sample treated by ASPN and S-DCPN using Ti screen.

Fig. 4 Elemental analysis of S15C sample treated by S-DCPN using Ti screen.

- ① 0 mm - 0%   ② 20 mm - 15%
 ③ 5 mm - 55%   ④ 20 mm - 55%

Fig. 5 GD-OES profile of S15C sample treated by ASP and S-DCPN using Ti screen.

スクリーン開孔によって検出量が増加し、開孔状態 20 mm - 55% スクリーンを用いた試料では最表面に最も多く検出された。N のプロファイルでは逆にスクリーン開孔のないスクリーンを用いた場合に多く検出され、開孔状態 20 mm - 55% スクリーンを用いた試料で最も検出量が少なくなった。

FE-SEM による表面組織観察の結果を Fig. 6 に示す。ASP 処理の結果では、試料表面の堆積物粒子の粒径はスクリーンの開孔率が高くなるにつれて大きくなっていった。また Fig. 7 に示す FE-SEM による S-DCPN 処理後の試料の表面組織観察の結果より、S-DCPN 処理では試料表面で生じたスパッタリングによって堆積物が除去されるので、角が取れ丸みを帯びた堆積物粒子が不均一に残存していた¹⁸⁾。

Fig. 8 にロックウェル圧痕試験の ASP 処理の結果を示す。スクリーン孔径が大きく、開孔率が低くなるほど堆積物層の剥離量が少なくなっていた。これは Fig. 5 で示した GD-OES の結果および Fig. 6 で示した表面組織観察の結果から、堆積物粒径が小さく堆積物層が厚い条件ほど堆積物層の密着性は高く剥離量が少なくなっており、その影響は堆積物粒径の方が大きいと考えられる。

Fig. 9 に示した断面硬さ測定の結果を示す。ASP 処理による表面硬さの大きな向上は見られなかったが、S-DCPN 処理においては開孔状態 20 mm - 55% スクリーンを用いた試料表面では約 1300 HV、他の試料では窒化された炭素鋼表面と同等である 700-800 HV と、いずれの場合も ASP 処理と比

Fig. 6 Surface microstructure of S15C sample treated by ASPN using Ti screen.

Fig. 7 Surface microstructure of S15C sample treated by S-DCPN using Ti screen.

Fig. 8 Appearance of the region around Rockwell indentation of S15C sample treated by ASPN using Ti screen.

較すると大きく表面硬さが向上しており、深さ方向においても S-DCPN 処理では $10\mu\text{m}$ 程度まで硬さが向上していた。

Fig. 10 に示した腐食試験の結果より、ASPEN 処理では未処理材と同様の分極曲線を示し、耐食性の大きな向上はなかった。また S-DCPN 処理の結果、いずれの場合も未処理材、ASPEN 処理を施した試料と比べて耐食性は向上していたが、開孔状態 $20\text{mm} - 55\%$ のスクリーンを用いた試料では他の条件のものとは比べて耐食性が低くなっていた。

ASPEN 処理および S-DCPN 処理後の摩擦・摩耗試験の結果を Fig. 11 および Fig. 12 にそれぞれ示す。ASPEN 処理の結果では孔径が大きく開孔率が低くなるほど摩耗量が少なくなっており、Fig. 8 で示したロックウェル圧痕試験の結果でも同様の条件で堆積物層の剥離が少なくなっていたことから、摩

耗が堆積物層の剥離によって進行していると考えられる。また、S-DCPN 処理では ASPEN 処理を施した試料と比較するといずれの場合も耐摩耗性が大きく向上しており、スクリーン開孔状態による摩耗量の差はほとんどなかった。

4. 考 察

4.1 ホローカソード放電と阻止グロー状態

Fig. 5 に示した GD-OES の結果では、ASPEN 処理および S-DCPN 処理のいずれにおいてもスクリーン開孔の孔径が大きくなるにつれて試料表面に到達する堆積物の量が増加することがわかった。これはスクリーン孔径を 20mm に設定した場合にホローカソード放電が発生したことによって考えられる。ホローカソード放電とは陰極間でグロー放電が重なり合うことによって発生する放電形態のことであり、陰極間で電子が往復運動することでイオン化率は大幅に向上するとされている²⁷⁾。ホローカソード放電ではグロー領域の重なり具合が重要となり、本研究ではスクリーン孔径が 5mm の場合にグロー領域が過剰に重なり合うことで放電を弱め合う阻止グロー状態となり、孔径が 20mm の場合に最も放電を強め合うホローカソード放電が発生したと考えられる²⁷⁾。

4.2 スクリーン開孔による処理電圧の変化

Fig. 6 に示した FE-SEM による表面組織観察の結果、堆積物粒子の粒径はスクリーンの開孔率が高くなるにつれて大きくなっていた。これは Table 4 に示した各開孔状態における ASPEN 処理の処理電圧より、高い開孔率で処理電圧が高くなっていたことから、高い開孔率によって炉内試料周囲のガスの流れが促進されたことにより導入ガスの冷却効果によって試料の温度上昇が阻害され、設定温度へと上昇させるためにより高い電圧が印加されたことが原因だと考えられる²⁸⁾。

Fig. 9 Cross-sectional hardness of S15C sample treated by ASPEN and S-DCPN using Ti screen.

Fig. 10 Polarization curve in the 3.5 mass% NaCl of S15C sample treated by ASPEN and S-DCPN using Ti screen.

Fig. 11 Wear track profile of S15C sample treated by ASPN using Ti screen.

Fig. 12 Wear track profile of S15C sample treated by S-DCPN using Ti screen.

Table 4 Processing voltage during ASPN.

		Screen hole diameter		
		5 mm	10 mm	20 mm
Screen open area ratio	15%	550 V	600 V	670 V
	35%	560 V	650 V	690 V
	55%	570 V	700 V	780 V

高電圧をスクリーンに印加するとスクリーン表面でのスパッタリング量が増加し、それに伴ってプラズマの密度が増加すると、堆積物粒子を形成する原子やイオンなどの励起種の衝突回数も増加し、結果的に試料表面に堆積する粒子の粒径も大きくなる²⁹⁾。

4.3 スクリーン開孔による表面堆積物への影響

Fig. 5 に示した GD-OES の結果、Fig. 6 および Fig. 7 に示した FE-SEM による表面組織観察の結果から、S-DCPN 処理では試料表面の堆積物は除去されるため、ASPN 処理後試料でのみ TiN 堆積物によるコーティングが可能であった。しかし、Fig. 9 に示した断面硬さ測定結果および Fig. 10 に示した

腐食試験結果では堆積物層による性質の向上はみられなかった。これは堆積物層の厚さがいずれの場合でも 1 μm 以下と薄いことや堆積物粒子間の隙間が存在することが原因であると考えられる。また、Fig. 8 に示したロックウェル圧痕試験の結果では、堆積物粒径が小さく堆積物層が厚い条件ほど堆積物層の密着性が高くなっており、Fig. 11 に示した摩擦・摩耗試験の結果では同様の条件で耐摩耗性が向上していた。これは粒径が小さい堆積物で構成された堆積物層は堆積物粒子間の隙間が小さくなり、粒子間が強く結合されたことが原因であると考えられる。粒子間の結合が強くなったことで摩擦・摩耗試験中に堆積物層が剥離しにくくなり、剥離した堆積物が起点となって摩耗が進行するアブレシブ摩耗の発生を抑制したと考えられる³⁰⁾。

4.4 スクリーン開孔による試料内部への影響

Fig. 4 に示した SEM-EDX による元素分析の結果から、開孔状態 20mm - 55% のスクリーンを用いた S-DCPN 処理では試料表面に Ti が拡散したことがわかった。また、Fig. 7 に示した FE-SEM による表面組織観察の結果から S-DCPN 処理では試料表面の堆積物は随時除去されるため、堆積物層が元素の拡散を阻害することなく堆積物堆積量の多い開孔状態 20mm - 55% のスクリーンを用いた試料では Ti が多く拡散されたと考えられる。さらに、Fig. 2 に示した X 線回折、Fig. 3 に示した断面組織観察および Fig. 5 に示した GD-OES

の結果より、Tiが多く拡散された20mm-55%の条件では窒素の拡散量が少なく鉄窒化物の化合物層を形成しなかった。これは拡散されたTiが優先的に安定したチタン窒化物を形成することで、窒素の拡散および鉄窒化物の形成を阻害したと考えられる³¹⁾。Fig. 9に示した断面硬さ測定の結果、S-DCPN処理では表面硬さが大きく向上しており、チタンが窒素と結合したTiNが析出することによる析出硬化が原因だと考えられる³¹⁾。またFig. 10に示した腐食試験の結果では、開孔状態20mm-55%のスクリーンを用いた試料で他の条件に比べて耐食性が低下していた。これは試料表面に存在する窒素の量が少ないことによると考えられる。窒素の固溶量が多くなると腐食試験中に溶液に窒素が溶け出し、溶液中のH⁺と反応することでpHの低下を防ぎ腐食の進行を妨げる¹⁸⁾。

5. 結 言

本研究ではTiスクリーンを用いたプラズマ窒化におけるスクリーン開孔状態の影響を調査するために低炭素鋼S15Cに種々の開孔状態のTiスクリーンを用いてASPN処理およびS-DCPN処理を施した結果、以下の結論が得られた。

(1) Tiスクリーンに開孔させることでスクリーン表面のスパッタリング量が増加し、なかでも孔径20mmの場合はホローカソード放電によって最もスパッタリングが促進された。

(2) ASPN処理では孔径20mm、開孔率15%のスクリーンを用いた試料では最表面のTiN堆積物層が厚く、構成する粒子の粒径が細くなることで耐摩耗性が向上し、密着性も向上した。

(3) S-DCPN処理では孔径20mm、開孔率55%のスクリーンを用いることでスクリーン表面のスパッタリング量が多くなり試料表面でのTiの拡散が生じた。また、拡散されたTiが窒素と結合することで他の条件と比較して化合物層の減少、耐食性の低下および表面硬さの向上が確認された。

以上よりTiスクリーンを用いたプラズマ窒化ではスクリーン開孔状態を変化させることで、スクリーン表面で生じるスパッタリング量を増加させることが可能であり、これを利用することでASPN処理、S-DCPN処理のいずれにおいても各種性質の向上が可能であることが明らかになった。ホローカソード放電が発生するスクリーン孔径はガス圧など他

の要因によって左右されるが、異種材料スクリーンを用いたプラズマ窒化を行う際にはスクリーンの開孔状態を考慮する必要がある。

文 献

- 1) K. Terakado: SOKEIZAI **48** No.1 (2007) 55-58.
- 2) A. Nishimoto and K. Akamatsu: *Plasma Process. Polym.* **6** (2009) S306-S309.
- 3) H. Dong: *Int. Mater. Rev.* **55** (2010) 65-98.
- 4) M. Egawa, N. Ueda, K. Nakata, M. Tsujikawa and M. Tanaka: *Surf. Coat. Technol.* **205** (2010) S246-S251.
- 5) M. Tahara: SOKEIZAI **47** No.2 (2006) 41-45.
- 6) E. De Las Heras, D.A. Egidi, P. Corengia, D. Gonzalez-Santamaria, A. Garcia-Luis, M. Brizuela, G.A. Lopez and M.F. Martinez: *Surf. Coat. Technol.* **202** (2008) 2945-2954.
- 7) M. Raoufi, Sh. Mirdamadi, F. Mahboubi, Sh. Ahangarani, M.S. Mahdipoor and H. Elmkhah: *Appl. Surf. Sci.* **258** (2012) 7820-7825.
- 8) H. Maruno and A. Nishimoto: *J. Japan Inst. Met. Mater.* **83** (2019) 82-86.
- 9) P. Hubbard, J.G. Partridge, E.D. Doyle, D.G. McCulloch, M.B. Taylor and S.J. Dowe: *Surf. Coat. Technol.* **204** (2010) 1145-1150.
- 10) C.X. Li: *Surf. Eng.* **26** (2010) 135-141.
- 11) A. Nishimoto: *J. Jpn. Soc. Heat Treatment* **53** (2013) 259-264.
- 12) Y. Hoshiyama, R. Mizobata and H. Miyake: *Surf. Coat. Technol.* **307** (2016) 1041-1044.
- 13) N. Satomi, N. Kanayama, H. Ishizuka, Y. Watanabe and O. Takai: *J. Jpn. Soc. Heat Treatment* **58** (2018) 17-24.
- 14) K. Lin, X. Li, H. Dong, P. Guo and D. Gu: *Vacuum* **148** (2018) 224-228.
- 15) S. Ichimura, S. Takashima, I. Tsuru, D. Ohkubo, H. Matsuo and M. Goto: *Surf. Coat. Technol.* **374** (2019) 210-221.
- 16) A. Nishimoto, T. Fukube and T. Maruyama: *Surf. Coat. Technol.* **376** (2019) 52-58.
- 17) T. Karimoto and A. Nishimoto: *Metals* **10** (2020) 761.
- 18) A. Nishimoto, T. Fukube and T. Tanaka: *Mater. Trans.* **57** (2016) 1811-1815.
- 19) A. Nishimoto, T.E. Bell and T. Bell: *Surf. Eng.* **26** (2010) 74-79.
- 20) A. Nishimoto, H. Nii, R. Narita and K. Akamatsu: *Surf. Coat. Technol.* **228** (2013) S558-S562.
- 21) A. Nishimoto and K. Nakazawa: *Mater. Sci. Forum* **891** (2017) 11-17.
- 22) A. Yazdani, M. Soltanieh, H. Aghajani and S. Rastegari: *Vacuum* **86** (2011) 131-139.
- 23) M. Ossowski, T. Borowski, M. Tarnowski and T. Wierchoń: *Mat. Sci. Medziagotyra* **22** (2016) 25-30.
- 24) K. Szymkiewicz, J. Morgiel, Ł. Maj, M. Pomorska, M. Tarnowski and T. Wierchoń: *Surf. Coat. Technol.* **383** (2020) 125268.
- 25) A. Nishimoto, T. Matsukawa and H. Nii: *ISIJ Int.* **54** (2014) 916-919.
- 26) D. Kovacs, J. Dobranszky and A. Bonyar: *Results Phys.* **12** (2019) 1131-1138.
- 27) F. Matsuda: *Quarterly Journal of JWS* **8** (1990) 267-272.
- 28) N. Toshioka and A. Nishimoto: *Mater. Trans.* **61** (2020) 1115-1121.
- 29) K. Koga and M. Shiratani: *J. Plasma Fusion Res.* **91** (2015) 323-328.
- 30) M.A. Moore and F.S. King: *Wear* **60** (1980) 123-140.
- 31) C. Mao, K. Wei, X. Liu, X. Yu and J. Hu: *Mater. Lett.* **262** (2020) 127052.