オーステナイト系ステンレス鋼のガス窒化挙動に 及ぼす大気中予加熱の影響

浜石和人* 末吉秀一**
塩水孝幸**† 大園義久***

*鹿児島県工業技術センター

**鹿児島大学工学部機械工学科

***鹿児島大学工学部電気電子工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 61, No. 11 (1997), pp. 1198-1205

Effect of Preheating in Air on Gas Nitriding of Austenitic Stainless Steels

Kazuto Hamaishi*, Hidekazu Sueyoshi**,
Takayuki Shiomizu**† and Yoshihisa Ohzono***

*Kagoshima Prefectural Institute of Industrial Technology, Hayato-cho, Airagun, Kagoshima 899-51

**Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Kagoshima University, Kagoshima 890

***Department of Electrical and Electronic Engineering, Faculty of Engineering,
Kagoshima University, Kagoshima 890

Three types of austenitic stainless steels, SUS304, SUS316 and SUS310, were preheated in air in a temperature range of 293 to 1273 K after diamond-polishing or #120 emery paper-polishing, followed by nitriding in NH_3 gas at 843 K for 20 h. The influence of atmospheric preheating on nitriding behavior was examined in connection with the composition of the surface film.

In the case of diamond-polishing, atmospheric preheating in the temperature range of 673 to 1023 K for 1 h in SUS304 steel and in the temperature range of 293 to 1023 K for 1 h in SUS316 and SUS310 steels result in the formation of a uniformly nitrided layer. The depth of nitrided layer reached a maximum at the preheating temperature of about 1000 K in SUS304 steel, in the preheating temperature range of 800 to 1000 K in SUS316 steel and at the preheating temperature of about 800 K in SUS310 steel, respectively. The nitriding reaction was promoted with increasing preheating time in SUS304 and SUS316 steels, but it was independent of preheating time in SUS310 steel. The nitriding reaction after emery paper-polishing is inferior to that after diamond-polishing.

It was confirmed that gas nitriding of austenitic stainless steels was possible without any chemical treatment, when atmospheric preheating which forms the surface film consisting mainly of iron oxide at the surface and containing a low concentration of Cr_2O_3 and a high concentration of FeO in the interior was applied.

(Received May 13, 1997)

Keywords: gas nitriding, austenitic stainless steel, atmospheric preheating, polishing method, surface layer, X-ray photoelectron spectroscopy analysis

I. 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼は、表面に安定な不動態皮膜を形成しているのでガス窒化が難しい。このため一般には窒化処理を行う前に酸洗やフッ素ガスもしくは活性水素ガス中での加熱によって不動態皮膜を除去するか、あるいは塩素ガスを窒化ガスの中に導入して不動態皮膜を除去しながら窒

化処理する方法がとられている⁽¹⁾。しかしこれらの方法は長時間を要するだけでなく、使用済みの酸廃液や有害な廃ガスの処理および塩素ガスによる炉材の損傷など問題点も多い。

筆者らは先に、窒化処理を行う前に前処理として表面に機械加工を行うかあるいは大気中で予加熱を施すと、前述のような化学的処理を施さなくてもガス窒化が可能であることを報告した⁽²⁾⁽³⁾。特に大気中予加熱は、普通の熱処理炉で簡単に行うことができるだけでなく、雰囲気炉内の雰囲気を制御することによって大気中予加熱とガス窒化処理を連続して行えるなど、実用的にも大きな利点を有している。しかし SUS304 については大気中予加熱の有効性が明らかになった

† 鹿児島大学大学院生、現在：牧野フライス㈱(Graduate Student, Kagoshima University, Present address: Makino Furaisu Corporation)

が、他の鋼種に対してもこの方法が有効であるかどうかは不明である。また大気中予加熱によって形成された表面皮膜の組成とガス窒化反応との関係についてもまだ不明な点が多い。

本研究では、オーステナイト系ステンレス鋼の中でも実用的に広く用いられている SUS304, 316 および 310 の 3 鋼種に温度と保持時間を変えて大気中予加熱を施して表面皮膜の組成を変化させ、皮膜の組成を X 線光電子分光分析によって調べるとともに、それらの結果をガス窒化挙動と関連づけて検討した。

II. 実験方法

直径 20 mm の JIS 規格のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304, 316 および 310 を溶体化処理後厚さ 10 mm に切断し、端面をダイヤモンドバフ研磨もしくは #120 エメリー紙研磨(湿式)によって仕上げた。次に前処理として温度と保持時間を種々変えて大気中予加熱を行い表面皮膜の組成を変化させた。その後表面皮膜の深さ方向への組成の変化を X 線光電子分光分析(ESCA)で調べた。なお波形分離は前報⁽³⁾と同様の方法で行った。

ガス窒化処理は雰囲気熱処理炉(不二越製 NACHI EQ-3 型)を用いて、 NH_3 ガス流量 $2.8 \text{ m}^3/\text{h}$ 、温度 843 K、保持時間 20 h の条件で行った。窒化処理後表面の X 線回折を行い反応生成物を同定した。また表面のビッカース硬さ(荷重 0.98 N)を測定し、窒化反応の様子を評価した。なお硬さは 10 点測定し、その平均をとった。一方、試料を厚さ方向に垂直に切断して断面を鏡面に仕上げた後、腐食して光学顕微鏡で組織観察を行い、窒化反応の深さ方向への進行の程度を評価した。

III. 実験結果および考察

1. 予加熱温度の影響

前報⁽³⁾では、SUS304 をダイヤモンドバフ研磨後種々の温度で大気中 1 h の予加熱を行って窒化挙動との関係を調べた。その結果、予加熱温度が 623 K までは局部的にしか窒化されないが、673 K を超えると表面硬さが HV1000 程度の均一な厚さの窒化層が形成されること、しかし 1023 K を超えると表面が厚い Fe_3O_4 層で覆われてその下に窒化層が形成されるので表面硬さが低下することが明らかになった。

本研究では SUS316 と SUS310 についても同様の予加熱を行って窒化挙動との関係を調べた。SUS316 における窒化処理後の表面硬さと予加熱温度の関係を Fig. 1 に示す。これを見ると SUS304 と異なり、予加熱せずに窒化処理した試料でも表面硬さは HV1000 程度の高い値を示している。また表面硬さは、予加熱温度 1023 K までは HV1000 程度の高い値を維持しているが、これを超えると低下している。

窒化処理後の表面を X 線回折した結果を Fig. 2 に示す。予加熱せずに窒化処理した試料と 773 K で予加熱後窒化処

Fig. 1 Change in Vickers hardness on the surface with the preheating temperature for the SUS316 steel preheated after diamond-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h.

Fig. 2 X-ray diffraction patterns on the surface of the SUS316 steels preheated after diamond-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h.

(a) non-preheated, (b) preheated at 773 K for 1 h, (c) preheated at 1273 K for 1 h.

Fig. 3 Change in Vickers hardness on the surface with the preheating temperature for the SUS310 steels preheated after diamond-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h.

理した試料では、CrN と Fe_4N の明瞭なピークが認められ、窒化反応が進んでいる様子が伺える。1273 K で予加熱後窒化処理した試料では窒化物のピークの他に Fe_3O_4 の高いピークが認められる。縦断面の組織を観察した結果、予加熱後窒化処理したすべての試料で均一な厚さの窒化層が形成されていることが明らかになった。このことより予加熱温度が 1023 K を超えたときに見られる表面硬さの低下は、SUS304 の場合と同様に、厚い Fe_3O_4 層の下に窒化層が形成されたためと考えられる。表面硬さ、X 線回折および組織観察の結果を総合的に判断すると、予加熱を施さずに窒化処理するかあるいは 1023 K 以下の温度で予加熱後窒化処理を行うと、実用的に十分な表面硬さを持つ均一な厚さの窒化層が形成されるといえる。

SUS310 における窒化処理後の表面硬さと予加熱温度の関係を Fig. 3 に示す。予加熱せずに窒化処理した試料および 1023 K 以下の温度で予加熱後窒化処理した試料の表面硬さはいずれも HV1000 程度の高い値を示している。しかし予加熱温度が 1023 K を超えると表面硬さは低下し、1173 K 以上では素地硬さと同程度になっている。

窒化処理後の表面の X 線回折の結果を Fig. 4 に示す。予加熱せずに窒化処理した試料および 773 K で予加熱後窒化処理した試料では CrN と Fe_4N の明瞭なピークが認められる。しかし 1273 K で予加熱後窒化処理した試料では、 Fe_3O_4 のピークは見られるものの窒化物のピークとしては Fe_4N のピークが僅かに認められるに過ぎない。縦断面の組織を観察したところ、予加熱せずに窒化処理した試料や 1073 K 以下の温度で予加熱後窒化処理した試料では均一な厚さの窒化層が見られた。しかし予加熱温度がこれを超えると局部的にしか窒化されていなかった。このことより 1023 ~ 1073 K までの温度域で見られる表面硬さの低下は、前述と同様に厚い Fe_3O_4 層の下に窒化層が形成されたためと考

Fig. 4 X-ray diffraction patterns on the surface of the SUS310 steels preheated after diamond-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h. (a) non-preheated, (b) preheated at 773 K for 1 h, (c) preheated at 1273 K for 1 h.

えられる。また予加熱温度が 1073 K を超えたときに見られる急激な硬さの低下は、このことに加えて、窒化された領域が局部的であったことも原因の 1 つになっているものと考えられる。

窒化層の深さと予加熱温度の関係を Fig. 5 に示す。なおこの図には均一な厚さの窒化層が形成された予加熱温度についてのみプロットした。SUS304 について見ると、窒化層深さは 673 K から 800 K まではほとんど変化しないが、これを超えると次第に増加し、1000 K 付近で最大となり、それより高温側では減少している。これに対し SUS316 と SUS310 では、予加熱せずに窒化処理した試料でも均一な厚さの窒化層が形成される。窒化層の深さは、予加熱温度の上昇とともに増加し、SUS316 では 800 ~ 1000 K、SUS310 では 800 K 付近でそれぞれ最大となり、これを超えると減少している。なお SUS310 では予加熱温度が 1073 K を超えるとかかなり窒化されにくくなり、均一な厚さの窒化層は得られなかった。以上のように 3 鋼種とも予加熱温度によって窒化層の深さが異なることが明らかになった。

そこで予加熱による表面皮膜の組成の変化が窒化挙動にどのような影響をおよぼすか検討してみる。前報⁽³⁾では、

SUS304 についてダイヤモンドパフ研摩後予加熱を施さない試料と 673 K で大気中予加熱した試料のそれぞれの表面皮膜の組成を ESCA 分析で調べた。その結果、予加熱を施さない試料では、皮膜の表面は Cr_2O_3 と Fe_2O_3 からなること、内部になるほど Cr_2O_3 が増加し逆に Fe_2O_3 は減少するが、僅かながら FeO も混在すること、3 nm 以上の深さでは Cr_2O_3 のみになること、皮膜の厚さは全体で 5 nm 程度であること等が明らかになった。予加熱を施さない試料が窒化されにくいのは、このように表面が Cr_2O_3 を主体とする緻密な皮膜で覆われていることに起因している。一方、673 K で予加熱した場合、表面から 1 nm の深さまでは Fe_2O_3 のみで構成されていること、これより内部で深さ 3 nm までは Fe_2O_3 と FeO 、さらに内部では Fe_2O_3 、 FeO および Cr_2O_3 が

らなること、予加熱を施さない試料に比べて FeO 濃度が非常に高いこと等が明らかになった。本研究ではさらに高温の 973 K で予加熱したときの表面皮膜についても ESCA 分析を行った。その結果を Fig. 6 に示す。表面から約 10 nm の深さまでは Fe_2O_3 と FeO からなっている。それより内部でも Fe_2O_3 と FeO が大半を占め Cr_2O_3 は非常に少ない。皮膜の厚さは 673 K で予加熱したものよりかなり厚い。本研究では 500 nm の深さまでしか分析しなかったが、皮膜の厚さは恐らく 1000 nm 程度になっているものと推察される。

SUS316 における表面皮膜の ESCA 分析の結果を Fig. 7 に示す。予加熱を施さない試料の分析結果(a)を見ると、皮膜の表面に FeO が認められる。また表面付近には NiO も存在している。皮膜中の Cr_2O_3 の濃度は予加熱を施さない SUS304 のそれより低く、皮膜の厚さも SUS304 のそれ(5 nm)より薄い。Mo の添加が表面皮膜を薄くする効果があることは瀬尾⁽⁴⁾によっても報告されている。773 K で予加熱した試料の分析結果(b)を見ると、皮膜の表面には Cr_2O_3 は存在せず、表面は Fe_2O_3 のみで構成されている。また皮膜内部の FeO 濃度は、予加熱を施さないものより大幅に増加し

Fig. 5 Change in the depth of nitrided layer with the pre-heating temperature for the steels preheated after diamond-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h.

Fig. 6 Change in elemental concentration with the depth from the surface for the SUS304 steel polished with a diamond, followed by preheating at 973 K for 1 h.

Fig. 7 Changes in elemental concentration with the depth from the surface for the SUS316 steels polished with a diamond, followed by preheating. (a) non-preheated, (b) preheated at 773 K for 1 h.

ている．なお皮膜中に NiO が存在しないのは，NiO と Cr が反応して Cr_2O_3 と Ni が形成されるいわゆる不均化反応が生じたためと考えられる．

SUS310 における表面皮膜の ESCA 分析の結果を Fig. 8 に示す．予加熱を施さない試料(a)について見ると，皮膜の表面に FeO と NiO が存在している．また表面には Cr_2O_3 も存在するが，その濃度は深さ方向に急激に減少している．皮膜の厚さはかなり薄い(3 nm)．773 K で予加熱した試料(b)の皮膜の組成濃度変化は，表面に僅かに Cr_2O_3 が存在することを除けば，SUS316 の組成濃度変化(Fig. 7(b) 参照)とよく似ている．

以上の結果は窒化挙動が窒化処理前の表面皮膜の組成と密接に関係していることを示唆している．ガス窒化処理に用いた NH_3 ガスは，単に加熱しても水素と窒素に解離されにくい．しかし鋼とともに加熱すると鋼の表面に吸着し，Fe の触媒作用により解離されやすくなる．先に述べたように，予加熱を施さない場合，3 鋼種とも皮膜の表面には20～30%の Cr_2O_3 が存在するが，予加熱を施した場合，SUS304 と SUS316 ではいずれも皮膜の表面は Fe 系の酸化物で構成さ

れており， Cr_2O_3 は存在しない．また SUS310 でも表面に Cr_2O_3 が存在するものの予加熱を施さない場合に比べるとその濃度はかなり低い． NH_3 ガスの解離が Fe の触媒作用に関係していることを考慮すると，予加熱した方がガス窒化にとって有利といえる．一方， NH_3 ガスの解離によって生じた発生期の窒素は皮膜の中に侵入して皮膜と素地の界面まで拡散し，界面での窒素濃度がある値以上になると窒化物が形成される．したがって皮膜中の窒素の拡散も窒化反応速度を支配する要因の1つと見做すことができる．この点では緻密な皮膜より格子欠陥濃度の高い皮膜の方が有利である．先に述べたように，予加熱した場合，3 鋼種とも皮膜内部の FeO 濃度が増加する．FeO は酸素の方を多く含む非化学量論的組成からなり，金属イオンの正規の格子点が空所になることによって過剰酸素を収容するため，格子欠陥濃度が非常に高い⁽⁵⁾．したがってこのように FeO 濃度の高い皮膜は保護性が悪く，窒素は拡散しやすいと考えられる．NiO も金属不足型の酸化物であり多くの格子欠陥を含んでいるので，FeO と同様の効果を持つであろう．このように予加熱を行うことによって NH_3 ガスの解離並びに皮膜中の窒素の拡散が促進され，結果的に窒化されやすくなったものと考えられる．しかし加熱温度が高くなると FeO の中にスピネル型の複酸化物が形成される⁽⁶⁾．予加熱温度が高くなり過ぎると窒化層の深さが減少した(Fig. 5 参照)のは，このことも関係していると推察される．また予加熱せずに窒化処理した場合，SUS304 では局部的にしか窒化されなかったのに対し SUS316 と SUS310 では均一な厚さの窒化層が形成されたのは，後者の皮膜の表面に FeO と NiO が存在すること，内部の Cr_2O_3 濃度が低いこと，皮膜の厚さが薄いこと等によるものと考えられる．

2. 予加熱時間の影響

表面皮膜の組成は予加熱時間によっても変化すると予想される．そこでまず SUS304 を用いてダイヤモンドバフ研摩後673, 773, 873および973 K の4種類の温度でそれぞれ保持時間を変えて予加熱を行った．窒化処理後の表面硬さおよび窒化層の深さと予加熱時間の関係を Fig. 9 に示す．予加熱温度が673 K の場合，10 min 保持のときには窒化されておらず表面硬さも素地硬さと同程度になっている．30 min 保持では表面の平均硬さは高くなっているが，ばらつきがかなり大きい．縦断面の組織を観察したところ局部的にしか窒化されていなかった．これが硬さのばらつきの原因になっていると考えられる．60 min 保持では表面硬さはさらに上昇し，ばらつきも小さい．組織観察の結果，均一な厚さの窒化層が認められた．窒化層の深さは30 min 保持のときより増加している．予加熱温度が773 K および873 K の場合，10 min 保持でも局部的には窒化が進行するものの，30 min 保持でも窒化層の深さは均一になっておらず，60 min 保持でのみ均一な厚さの窒化層が形成された．973 K 予加熱の場合，10 min 保持ではまだ局部的にしか窒化されていなかった

Fig. 8 Changes in elemental concentration with the depth from the surface for the SUS310 steels polished with a diamond, followed by preheating.
(a) non-preheated, (b) preheated at 773 K for 1 h.

Fig. 9 Changes in the surface hardness and the depth of nitrided layer with preheating time for the SUS304 steels preheated after diamond-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h. (a) preheated at 673 K, (b) preheated at 973 K.

た。30 min 保持では表面硬さは HV1000 程度まで上昇し、ばらつきも小さい。組織観察においても均一な厚さの窒化層が認められた。60 min 保持では窒化層の深さはさらに増大している。このように SUS304 では予加熱時間によって窒化挙動は異なった。表面皮膜の ESCA 分析を行ったところ、皮膜を構成している組成は予加熱時間が長くなってもあまり変化しなかったが、FeO 濃度は予加熱時間が長くなるほど増加する傾向が見られた。またこの傾向は予加熱温度が高いほど顕著であった。予加熱温度が高い場合、保持時間が短くても窒化が促進されたのはこのことによるものと考えられる。

SUS316 と SUS310 における窒化処理後の表面硬さおよび窒化層の深さと予加熱時間の関係を Fig. 10 に示す。SUS316 について見ると、10 min 保持で表面硬さは HV1000 程度の高い値を示しており、ばらつきも小さい。組織観察においても均一な厚さの窒化層が認められた。予加熱時間が長くなると窒化層の深さも若干増加する傾向が見られる。SUS310 の場合も 10 min 保持で均一な厚さの窒化層が形成されているのが観察された。表面硬さおよび窒化層の

Fig. 10 Changes in the surface hardness and the depth of nitrided layer with preheating time for the SUS316 (a) and SUS310 (b) steels preheated at 773 K after diamond-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h.

深さは予加熱時間によらずほぼ一定となっている。SUS310 における窒化反応は予加熱時間に依存しないといえる。これは表面皮膜の組成およびその濃度が予加熱時間によってあまり変化しないことに起因している。

3. 仕上げ面の影響

これまで表面をダイヤモンドバフ研磨によって鏡面に仕上げた後予加熱を行い、表面皮膜の組成と窒化挙動との関係について検討してきた。しかし表面皮膜の組成は仕上げ方法によっても異なる⁽⁷⁾。そこで #120 エメリー紙湿式研磨後 1 h の予加熱を行って窒化処理したときの窒化挙動を調べた。

SUS304 では、表面をダイヤモンドバフ研磨後 673 K 以上の温度で 1 h の予加熱を施して窒化処理すると、均一な厚さの窒化層が形成されることは先に述べた。しかしエメリー紙研磨の場合、1273 K 以下の種々の温度で 1 h 予加熱後窒化処理したが、いずれも均一な厚さの窒化層は得られなかった。SUS316 の場合、Fig. 1 に示されるように、ダイヤモンドバフ研磨後 1273 K 以下の温度で 1 h 予加熱して窒化処理を行うと、いずれの予加熱温度においても均一な厚さの窒化

Fig. 11 Change in Vickers hardness on the surface with the preheating temperature for the SUS316 steel preheated after emery paper (#120)-polishing, followed by nitriding at 843 K for 20 h.

層が形成された。しかしエメリー紙研摩後予加熱した場合、これと異なる挙動を示した。表面硬さと予加熱温度の関係を Fig. 11 に示す。1273 K で予加熱後窒化処理した試料だけが表面硬さが HV1100 程度と高くかつばらつきも小さい。縦断面の組織観察を行ったところ、この試料だけが均一な厚さに窒化されており、他の試料は局部的にしか窒化されていなかった。1173 K で予加熱した試料は表面硬さが低くかつばらつきも小さいが、これは偶然にも窒化されていない領域の硬さのみが測定されたためであろう。SUS310 の場合、先に述べたように、ダイヤモンドバフ研摩後 1073 K 以下の温度で 1 h 予加熱を施して窒化処理を行うと均一な厚さの窒化層が得られたが、予加熱温度がこれを超えると局部的にしか窒化されなかった (Fig. 3 参照)。これに対しエメリー紙研摩の場合、SUS316 と同様に 1273 K で 1 h 予加熱後窒化処理した試料のみが均一な厚さに窒化された。以上のように予加熱温度および予加熱時間が同じであっても表面の仕上げ方法によって窒化挙動は異なることが明らかになった。

そこでエメリー紙研摩後予加熱したときの表面皮膜を ESCA 分析した。873 K で 1 h 予加熱した試料の分析結果を Fig. 12 に示す。ダイヤモンドバフ研摩後 1 h 予加熱を施すと、表面が主に Fe 系の酸化物で構成されかつ皮膜内部の FeO 濃度も高くなることは先に述べた。これに対しエメリー紙研摩後予加熱を施した場合、Fig. 12 に示されるように、いずれの鋼においても皮膜の表面は主に Cr_2O_3 で構成されており、皮膜内部も FeO よりむしろ Cr_2O_3 の方が多くなっている。なお SUS304 の分析結果は SUS316 の結果とよく似ていた。このようにエメリー紙研摩後予加熱した場合、皮膜中の Cr_2O_3 濃度が高いことが特徴といえる。ダイヤモンドバフ研摩に比べて窒化されにくくなったのはこのことによるものと考えられる。

Fig. 12 Changes in elemental concentration with the depth from the surface for the steels polished with an emery paper (#120), followed by preheating at 873 K for 1 h. (a) SUS316, (b) SUS310.

以上に述べた表面皮膜の組成と窒化挙動との関係を総合的に判断すると、皮膜の表面が主として Fe 系の酸化物で構成され、かつ皮膜の内部では Cr_2O_3 濃度が低く逆に FeO 濃度が高くなるように適当な予加熱を行うと窒化反応は著しく促進されるといえる。

IV. 結 言

SUS304, 316 および 310 の 3 種類のオーステナイト系ステンレス鋼にダイヤモンドバフ研摩もしくは #120 エメリー紙研摩 (湿式) 後、1273 K 以下の温度で保持時間を 10~60 min に変えて大気中予加熱を施し、その後 NH_3 ガス中 843 K で 20 h のガス窒化処理を行い、窒化挙動におよぼす予加熱の影響を表面皮膜の組成と関連付けて検討し、以下の結論を得た。

(1) 表面にダイヤモンドバフ研摩を施す場合、SUS304 では 673~1023 K の温度で 1 h の予加熱、SUS316 および 310 では無加熱および 1023 K 以下の温度で 1 h の予加熱後窒化処理を行うと、実用的に十分な表面硬さを持つ均一な厚さの

窒化層が得られる。窒化層の深さは、SUS304 では 1000 K 付近、SUS316 では 800~1000 K、SUS310 では 800 K 付近で予加熱後窒化处理すると最大となる。このような窒化挙動の温度依存性は、窒化处理前の皮膜の表面における Fe 系酸化物と Cr_2O_3 の濃度変化並びに皮膜内部における FeO と Cr_2O_3 の濃度変化に起因する。

(2) ダイヤモンドパフ研摩後予加熱を施す場合、SUS304 と 316 では予加熱時間が長くなるほど窒化されやすくなるが、SUS310 における窒化挙動は予加熱時間にはほとんど依存しない。これは SUS304 と 316 では予加熱時間によって皮膜中の FeO の濃度が増加するのに対し、SUS310 では皮膜の組成がほとんど変化しないことによる。

(3) 表面を #120 エメリー紙研摩で仕上げるとダイヤモンドパフ研摩で仕上げたときより窒化されにくくなる。これは予加熱後の表面皮膜の Cr_2O_3 濃度が増加することによる。

(4) 以上のように、皮膜の表面が主として Fe 系の酸化物

からなり、皮膜内部は緻密な Cr_2O_3 の濃度が低く逆に格子欠陥濃度の高い FeO の濃度が高くなるように適当な大気中予加熱を行うと、化学的処理を施さなくても実用的に十分な硬さを持つ均一な厚さの窒化層が得られることが確認された。

文 献

- (1) 日本熱処理技術協会：表面熱処理，日刊工業新聞社，(1969)，74.
- (2) 浜石和人，末吉秀一，清藤純一，中村祐三：日本金属学会誌，**59**(1995)，133.
- (3) 浜石和人，末吉秀一，門松 繁，塩水孝幸，大園義久：日本金属学会誌，**60**(1996)，616.
- (4) 腐食防食協会編集：ステンレス鋼の前処理表面と腐食試験，腐食防食協会，(1979)，25.
- (5) 三本木貢治編集：鉄鋼工学講座第11巻 鉄鋼腐食科学，朝倉書店，(1972)，13.
- (6) 三本木貢治編集：鉄鋼工学講座第11巻 鉄鋼腐食科学，朝倉書店，(1972)，59.
- (7) 大串徹太郎：材料と環境，**42**(1993)，653.