SUS316Lの疲労特性におよぼす低温ガス窒化 ならびに低温ガス浸炭の影響[†]

政 木 清 孝* 越 智 保 雄**

Effect of Low Temperature Gas Nitriding and Low Temperature Gas Carburizing on High Cycle Fatigue Property in SUS316L

by

Kiyotaka MASAKI* and Yasuo OCHI**

It is known that nitrogen and carbon S phases are formed in the diffusion layer on the surface of austenitic stainless steels if nitriding or carburizing is performed at the temperature of 500°C or less. In order to investigate the effect of the nitrogen and carbon S phases on high cycle fatigue properties of type316L austenitic stainless steel, rotating bending fatigue tests were carried out for four specimens with different treatments: One was gas carburized at 470°C. The other three were gas nitrided at 420°C, 460°C and 570°C, respectively. The former three specimens had the carbon or the nitrogen S phase and the last one had no S phase in the diffusion layer, depending on the temperature. As the fatigue tests result, the S phase is effective to enhance the fatigue properties. The effect of fatigue properties improvement of the nitrogen S phase is greater than that of the carbon S phase. The fatigue strength increases with an increase in the thickness of the diffusion layer in the nitrided specimens. External observation suggests that the fatigue crack initiated from the chipped part on the surface due to fatigue loading. Although the chipping behavior depended on the diffusion species, the propagation behavior of fatigue cracks did not depend on them.

Key words: Low temperature gas carburizing, Low temperature gas nitriding, High cycle fatigue, Surface treatment, SUS316L

1 緒 言

オーステナイト系ステンレス鋼は耐熱性や耐食性に優れることから、原子力プラントの炉内構造部材をはじめとして、様々な分野で利用されている。しかし通常の炭素鋼と比べて表面の組織硬さが低いことから、耐摩耗性や耐かじり性が低いという欠点を有しており、耐摩耗性の改善が問題となっている。この耐摩耗性改善手法として注目されているのが窒化処理である。

窒化処理により他の表面改質処理に比べて非常に高い表面硬度が得られるが、処理の際にはステンレス表面を覆う不動態被膜を除去しなければならない。¹⁾この不動態被膜は高温で処理することによって除去することが可能であり、従来では塩浴室化法(タフトライド処理)やガス窒化法によって、ステンレス鋼の窒化処理が行われてきた。しかし600°Cを越えるような温度でオーステナイト系ステンレス鋼を保持すると、処理中に基地中のCrと窒素が結合して表面にCrN、Cr₂Nなどの窒化物を形成し、ステンレス鋼の耐食性が損なわれる。²⁾そこで、窒化処理に関する研究が進められた結果、500°C以下の温度域で窒化処理を行い、基地組織中に高い濃度(40原子%前後)で窒素が固溶した窒素過飽和固溶体「S相」(Nitrogen-S-phase: 以下「窒化S相」と称す)を材料表面に形成し、^{3), 4)}耐食性を損なうことなく耐摩耗性を改善させる低温イオン窒

化、⁵⁾低温ガス窒化、^{6), 7)}低温プラズマ浸炭・窒化⁸⁾などが実用化された。なかでも、田原らの実用化したフッ素ガスを利用して不動態被膜を除去するNVプロセスと、ガス窒化処理を組み合わせた低温ガス窒化処理(NV窒化処理)は、大量生産向きであることから工業的に注目されている。⁹⁾さらに、強化元素である窒素の代わりに浸炭性ガスをを用いることで、炭素を強化元素とする「S相」(Carbon-S-phase: 以下「浸炭S相」と称す)を表面に形成する事も可能であり、低温ガス浸炭処理(NVパイオナイト処理)として実用化している。⁹⁾

このような優れた表面特性を付与したオーステナイト系ステンレス鋼を機械構造物として使用するには、その疲労特性の把握が重要であるが、低温度域での窒化処理、浸炭処理に関する研究では、主として「S相」の性質や「S相」の正体解明が主であり、疲労特性に注目した研究は少ない。S. Thaiwatthanaらが低温プラズマ窒化処理ならびに低温プラズマ浸炭処理したAISI316材を用いて、疲労特性、耐食性ともに浸炭処理材の方が優れる事を示している。しかし、比較対象が統一されていないのでこの結果から判断することは難しい。⁸⁾低温ガス浸炭処理(NVパイオナイト処理)材については、NVパイオナイト処理したSUS316の疲労特性が戸梶らによって研究され、特に浸炭層厚さが疲労特性に与える影響を報告して

[†] 原稿受理 平成19年7月11日 Received July 11, 2007 ©2008 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 沖縄工業高等専門学校機械システム工学科 〒905-2192 名護市字辺野古, Dept. of Mech. Systems Eng., Okinawa National College of Tech., Henoko, Nago, 905-2192

** 正 会 員 電気通信大学電気通信学部知能機械工学科 〒182-8585 調布市調布ヶ丘, Dept. of Mech. Eng. & Intelligent Systems, Univ. of Electro-Communications, Chofugaoka, Chofu, 182-8585

いるが、「S相」に関する記述も無く、低温ガス窒化処理材との比較も行われていない。¹⁰⁾

本研究では、田原らの開発した NV プロセスによる低温ガス窒化処理と低温ガス浸炭処理に注目し、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L を供試材として、高サイクル疲労特性の調査を行った。特に窒化層厚さと浸炭層厚さをほぼ同じにした場合の拡散種による疲労特性の相違と、「S相」が疲労特性におよぼす影響について検討を行った。

2 供試材および実験方法

2・1 供試材および試験片形状

供試材はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L である。化学成分を Table 1 に示す。直径約 18mm の圧延丸棒より Fig. 1 に示す試験片形状に機械加工した後に、試験片中央部を #2000 までエメリ紙にて研磨、その後機械加工の影響を除去するために $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr.}$ の応力除去真空焼鈍処理を施した。熱処理後、試験片中央部を再度 #2000 のエメリ紙で研磨し、バフ研磨によって鏡面仕上げとした。疲労試験片は中央部に緩やかな浅い環状切欠きを有する砂時計型（応力集中係数 1.06）であるが、平滑材として扱った。熱処理後の組織写真を Fig. 2 に示す。供試材の組織は平均結晶粒径が約 $21\mu\text{m}$ の微細で均一なオーステナイト組織であった。なお引張強さは 582MPa、0.2% 耐力は 218MPa であった。

2・2 低温ガス窒化ならびに低温ガス浸炭処理

本研究における低温ガス窒化ならびに低温ガス浸炭処理は、NV プロセス技術を持つエアウォーター社に依頼した。NV プロセスとは、Fig. 3 に示すように、ステンレス鋼の窒化処理時に問題となる酸化膜を一旦フッ化膜に置き換え、脱フッ素反応と原子の拡散を行う処理である。ここで拡散種 X として N（窒素）を用いれば窒化、C（炭素）を用いれば浸炭となる。この NV プロセスにより、酸洗浄などの前処理が不要で、 $400^{\circ}\text{C} \sim 600^{\circ}\text{C}$ で窒化・浸

Fig. 3 NV Process.

炭処理が可能である。⁹⁾ またこの NV プロセスにより拡散される原子は、ステンレスに含まれる Cr との化合物を形成せずに結晶格子中に侵入型固溶体として存在するため、ステンレスの耐食性を損なわず、結晶格子に高いひずみを生じさせる事が知られている。⁹⁾

本研究では、低温窒化処理によって生じる「窒化 S 相」と疲労特性との関係について検討するため、熱処理温度を 410°C （窒化 S 相形成）、 460°C （窒化 S 相形成上限温度）、 570°C （窒化 S 相分解温度）の三条件に振り、窒化層厚さが $20\mu\text{m}$ 前後となるように各温度で保持時間を決定した。また、拡散種の違いによる疲労特性の違いも調査するため、 470°C で低温ガス浸炭（NV Pionite）処理した試験片も用意した。なお NV Pionite 処理では被加工材表面に薄い炭素の膜が形成される（ススが付着する）ため、最終仕上げとして軽い酸洗浄を施している。処理条件の一覧および名称を Table 2 に示す。

2・3 実験方法

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機を使用し、回転数 47Hz にて、発熱防止のために水冷却条件下にて実施した。なお、打ち切り繰返し数は 10^8 回とし、疲労破断後には、SEM を用いて破面観察を実施した。

3 実験結果

3・1 拡散層の基本特性

3・1・1 拡散層の腐食特性 各処理材の拡散層厚さを調べるため、マーブル試薬による腐食を行った。腐食結果を Fig. 4 に示す。試料表面から $15 \sim 20\mu\text{m}$ 程度の拡散層、図では分かりづらいが表面近傍の母相中の炭素が拡散種の侵入にともなって濃縮された $5 \sim 10\mu\text{m}$ 程度の厚さの白色の層、そして母相となっている。¹¹⁾ 試料表面の拡散層に注目すると、NV570 材のみに腐食による粒界割れのような損傷が観察される。これは、熱処理温度が高いために「窒化 S 相」が分解して CrN を析出し、耐食性を低下させたためである。¹²⁾ そのほかの熱処理条件では腐食による拡散層の損傷も無く、拡散種の違いによる顕著な差異も認められない。

3・1・2 拡散層の硬さ特性 マイクロビッカース硬さ試験機を用い、試験片最小断面部における表面から内部方向の硬さ分布を調査した。荷重条件は 0.245N、15s とした。得られた硬さ分布を Fig. 5 に示す。表面近傍の

Table 1 Chemical compositions. [wt.%]

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.017	0.39	0.8	0.029	0.014	12.17	16.31	2.06

Fig. 1 Shape and dimension of fatigue specimens. [mm]

Fig. 2 Microstructure of the materials.

Table 2 Condition of heat treatment.

	Temp. [$^{\circ}\text{C}$]	Time [hr]	Name
Nitriding	410	48	NV410
	460	8	NV460
	570	1/4	NV570
Carburizing	470	22	NV Pionite

Fig. 4 Microstructures of the materials.

Fig. 5 Vickers hardness distributions of the materials.

組織硬さが母材部の硬さ約 170Hv となる深さを拡散層厚さとすると、NV410 材のみ約 15 μ m と薄く、その他の NV460 材、NV570 材、NV Pionite 材ともほぼ同じ約 30 μ m であった。表面硬さ値に関しては NV Pionite 材がもっとも低く約 800Hv、窒化材は処理条件によらず約 1200Hv であった。拡散層の硬さに関して「窒化 S 相」の分解はあまり関与しないようである。

3・1・3 表面粗さ性状 試験片の表面粗さについて、表面粗さ形状測定器サーフコム 110A（東京精密製）を用いて測定した。各材の粗さ測定値（算術平均粗さ R_a 、最大粗さ R_z ）を Table 3 に示す。処理による表面粗さの増加は未処理材に比べて約 3 倍程度であるが、測定値そのものは顕著な増加ではなく、熱処理条件や拡散種の違いによる差もほとんど認められなかった。

3・2 疲労試験結果

3・2・1 熱処理条件の影響 熱処理条件の違いが疲労特性に与える影響を調査するため、未処理材と窒化材を比較した S-N 曲線を Fig. 6 に示す。未処理材の 10^8 回疲労強度が約 240MPa であるのに対し、窒化材の 10^8 回疲労強度は、拡散層厚さが最も薄い NV410 材で約 310MPa、拡散層厚さがほぼ同じ NV460 材と NV570 材で約 330MPa となり、それぞれ 70 ~ 90MPa の向上であった。拡散層厚さがほぼ同じ NV460 材と NV570 材では 10^8 回疲労強度もほぼ同じであったが、NV570 材の疲労寿命にはばらつきを生じた。

Table 3 Surface roughness values of the materials.

Unit : μ m					
	SUS316L	NV410	NV460	NV570	NV Pionite
R_a	0.14	0.54	0.54	0.54	0.56
R_z	1.0	3.3	3.3	3.2	3.9

3・2・2 拡散種の影響 拡散種の違いが疲労特性に与える影響を調査するため、NV Pionite 材と拡散層厚さがほぼ同じ NV460 材を比較した S-N 曲線を Fig. 7 に示す。NV460 材と NV Pionite 材の拡散層厚さは、いずれも約 30 μ m であるが、表面硬さが NV460 材で約 1200Hv、NV Pionite 材で約 800Hv と約 400Hv も異なっている。表面硬さが低い NV Pionite 材の疲労特性は NV460 材には及ばず、 10^8 回疲労強度が約 290MPa となった。しかし未処理材に対しては約 50MPa の向上であるため、低温ガス浸炭処理も疲労特性改善に有効といえる。

3・2・3 破面観察 疲労破断後の破面を SEM により観察した結果、全ての試験片において表面起点型の疲労破壊であった。代表的な疲労破面を Fig. 8 に示す。起点には特に介在物も存在せず、また、熱処理条件の違いや拡散種の違いによる破面形態の差異も認められなかった。つまり疲労き裂発生後の進展メカニズムには、拡散種、拡散層厚さによらず、同一であると思われる。

Fig. 6 S-N diagram (Effect of heat treatment condition).

Fig. 7 S-N diagram (Effect of diffusion species).

Fig. 8 Example of fracture surface.

4 考 察

4・1 疲労寿命の改善と表面き裂進展

低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材ともに、疲労特性は拡散層の特性に依存していると考えられる。破面観察より表面起点型破壊であることが明らかとなったので、材料表面（拡散層）におけるき裂の発生と、進展挙動について調査した。き裂の観察はレプリカ法を用い、全て応力振幅 350MPa にて実施した。得られたき裂進展曲線を Fig. 9 に示す。未処理材では疲労初期に疲労き裂が無数に発生後、徐々に進展・合体を繰り返しながら成長し、試験片が破断に至った。一方の低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材においては、き裂の発生時期がばらつき、き裂発生後もき裂が停留を続ける場合と、き裂発生後急速に進展して試験片が破断に至る場合の二つのタイプが存在している。このき裂進展曲線をもとに、き裂進展速度とき裂半長の関係を調査した。Fig. 10 にき裂進展速度とき裂半長の関係を示す。低温ガス窒化材と低温ガス浸炭材は全て同一の直線に近似される傾向にあり、その進展速度は未処理材に比べて、わずかに下側（低速側）に位置するようである。低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材の疲労き裂が安定成長を開始するのは $a =$ 約 0.1mm 程度

Fig. 9 Surface crack propagation curves.

Fig. 10 Relationship between da/dN and a .

であり、それまでの微小き裂進展領域では、急速な成長と停留を繰り返す不安定な挙動である。

き裂の進展挙動と疲労寿命との関係について調査するため、き裂進展曲線 Fig. 9 の横軸をレプリカ採取時の繰返し数から破断寿命 (N_f) を差し引いた ($N - N_f$) として、破断寿命を基準とした形に書き直したものを Fig. 11 に示す。Fig. 11 より、低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材ともに、き裂が安定成長進展を開始した後の曲線は、未処理材よりわずかに左側に位置していることが分かる。これはき裂進展速度の差によるものと考えられる。しかし、き裂が安定成長を開始した後のき裂進展寿命は、未処理材と大差ないようである。このことは、低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材の拡散層が、疲労き裂の安定成長域における進展挙動にはあまり関与しないことを示している。この場合「S 相」の分解や、拡散種にも関係しないといえる。疲労寿命の改善は、き裂進展寿命の長寿命化によるものではなく、き裂発生寿命の遅延とき裂が安定成長を開始するまでのき裂成長挙動に依存すると考えられ、この微小き裂の成長挙動には拡散層の特性が強く影響するものと考えられる。

4・2 疲労特性と拡散層

低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材の疲労特性は、き裂の発生と微小き裂の進展挙動に依存することが明らかとなった。そこでき裂の発生挙動について詳細に調査した。Fig. 12 に各試験片の起点付近のレプリカ写真を示す。疲労き裂発生起点となるのは、いずれも拡散層に生じた割れであった。拡散層に割れが生じ、割れが母層に到達すれば疲労き裂が安定成長を開始するものと考えられる。

Fig. 11 Modified surface crack propagation curves.

Fig. 12 Example of crack initiation site (replica).

この割れの詳細について調べるため、破断試験片の試験片表面のSEM観察を実施した。起点付近の表面のSEM観察例をFig. 13に示す。Fig. 13 (a)の低温ガス窒化材に関しては、いずれの処理条件においても表面の結晶(拡散層)がぜい性的にへき開破壊している様子が観察された。例えば図中矢印で示したような拡散層の脱落は、疲労試験前には生じていなかったものである。拡散層のぜい性的なへき開は、低温窒化処理で生じる「窒化S相」のじん性が低いことによるものと考えられる。¹³⁾ NV570材においては、「窒化S相」の分解が生じているが、硬さ特性がNV460材とほぼ同一であることから、拡散層のじん性についても「窒化S相」と大差ないと考えられる。へき開割れが試験片表面から内部方向へ垂直に生じておらず、傾斜していたことから、せん断応力によって発生して、試験片から脱落したのと考えられる。なお、このへき開破壊の発生数はNV410材が少なく、NV460材とNV570材が多い傾向にあった。

一方、Fig. 13 (b)の低温ガス浸炭材の表面には微小なピットが発生しており、図に示すように低温ガス窒化材のようなへき開破壊は起点部以外にはほとんど生じていない。微小なピットは浸炭後の酸洗浄によるものと推測されるが、疲労破壊起点とはなっていない。窒化材と顕著に異なるのは、表面の結晶粒内に間隔の密なすべり線状の模様が確認されることである。ただし、このすべり線状の模様は、試験以前に既に存在していたため、酸洗浄により生じたのと考えられる。また、浸炭材の拡散層に

Fig. 13 Observation results of specimen surface by SEM.

生じる割れは表面から内部方向へ垂直に発生することも大きな相違点であった。浸炭材の拡散層に発生した割れは母層に到達した後、境界層に発生するせん断応力によって境界層を進展し、場合によっては試験片表面から脱落する場合もあった。低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材ともにこの拡散層に割れが生じる寿命にばらつきがあり、さらにその割れの大きさによって安定成長するまでの寿命がばらつき、両者が重畳した結果として疲労寿命のばらつきとなると考えられる。

4・3 拡散層の残留応力

本研究で行ったNVプロセスでは、いずれも拡散種を侵入型固溶体の形で溶媒中に拡散させるため、拡散層では顕著な格子ひずみを生じていると考えられる。低温浸炭材の場合には格子定数が大きく増加してX線回折パターンも低角度側にシフトするが、オーステナイト相以外のピークは観察されないことを青木らが報告している。⁹⁾ また低温プラズマ浸炭法により生成した「浸炭S相」には最大で1.5GPaもの高い圧縮残留応力が生じるとの報告もある。¹⁴⁾ しかし、一方の低温窒化材の「窒化S相」では、材料表面に高濃度(30原子%以上)の窒素過飽和固溶体が形成されてオーステナイトの回折ピークが非常に弱くなり、 γ -Fe₄NなどのM₄N[M=Fe, Cr, Ni...]型窒化物のピークが強いため、オーステナイト相の残留応力測定が困難とされている。^{3), 5)}

本研究の低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材においても同様の傾向にあるか確認のため、X線源にMn-K α を用い、コリメータ径2mmとしてX線回折測定による残留応力測定を実施した。測定した残留応力成分は軸方向成分 σ_z と円周方向成分 σ_θ で、電解研磨と測定を繰り返すことで表面から0.1mmの深さまでの分布を測定した。得られた軸方向残留応力分布をFig. 14に示す。なお円周方向残留応力分布もほぼ同様の傾向であった。低温ガス浸炭(NV Pionite)材においては、最表面に明瞭なオーステナイトのX線回折ピークが現れ、圧縮残留応力値として1200~1400MPaの値が得られた。残留応力は深さ20 μ mで約200MPaの引張りとなったあとにゼロとなり、Fig. 5の硬さ分布と併せて考えると、拡散層に高い圧縮残留応力が発生し、拡散層直下の母相にわずかな引張残留応力が発生していることがわかる。また力の釣合を考えると、拡散層と母相の境界には高いせん断応力が軸方向に作用しているのと考えられる。これに対して低温ガス窒化材で最表面のオーステナイト相における残留応

Fig. 14 Residual stress distributions.

力値が得られたのは、NV410 材のみであり、NV460 材、NV570 材の最表面 ($d=0\text{mm}$) においてはオーステナイトの回折ピークが存在しなかった。測定値の得られた NV410 材の残留応力値はわずかに引張側の残留応力値である。NV410 材でのみオーステナイト相のピークが観察されたのは、拡散層が薄いために拡散層直下の引張残留応力を有する母相からの回折が現れたためと思われる。低温ガス窒化材のオーステナイト相には、Fig. 14 より残留応力がほとんど生じていないことが明らかであり、低温ガス浸炭材と同様に拡散層のみに高い圧縮残留応力が作用していると推測される。原子半径を考えると、炭素 C に比べて窒素 N の原子半径が大であるため、より高い圧縮残留応力の存在が予想される。

4・4 10^8 回疲労強度改善と拡散層

き裂発生・進展挙動から、低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材の 10^8 回疲労強度は、拡散層にへき開割れを生じない上限の応力に相当すると考えられる。拡散層厚さの異なる NV410 材と NV460 材の比較により、拡散層が厚い NV460 材の疲労強度が高いことから拡散層の厚さが厚いほど疲労強度向上率も高い事が分かる。「窒化 S 相」が分解して CrN となっている場合には、へき開割れの発生にバラツキを生じるようであるが、NV460 材と NV570 材を比較すると、「窒化 S 相」の分解は 10^8 回疲労強度にあまり影響しないようである。一方、拡散種が窒素と炭素で違う場合には、 10^8 回疲労強度の差も大きく、NV460 材と NV Pionite 材を比較すると、原子半径の大きな窒素原子を拡散させたほうが 10^8 回疲労強度も高いことがわかる。この理由は、窒素拡散の場合の方が拡散層の硬さが高いこと、定量的には示せなかったもののより高い圧縮残留応力が存在していると推測されること、そして疲労き裂の発生源となる拡散層の割れの発生挙動の相違が関与していると考えられる。

低温ガス窒化材、低温ガス浸炭材の 10^8 回疲労強度を支配する拡散層の割れ発生に関しては、母材の 0.2% 耐力を超える負荷応力での回転曲げ疲労試験であることを考慮すると、単純に残留応力と負荷応力の合成応力で決まるものではなく、試験片表面に生じる曲げのひずみが支配的と考えられる。

5 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼 SUS316L に低温ガス窒化处理ならびに低温ガス浸炭処理を施して、疲労特性改善について検討を行った結果以下の知見を得た。

(1) SUS316L に対する低温ガス窒化处理、低温ガス浸炭処理は、耐食性を損なわずに高い耐摩耗性を材料表面に付与するだけでなく、疲労寿命特性、疲労強度特性ともに改善可能な有用な処理である。

(2) 低温ガス窒化材の「窒化 S 相」にはオーステナイト相がほとんど存在しないが、低温ガス浸炭材の「浸炭 S 相」には格子定数の大きく増加したオーステナイト相が存在する。「浸炭 S 相」のオーステナイト相には 1GPa を越える高い圧縮残留応力が発生する。

(3) 低温ガス窒化ならびに低温ガス浸炭による疲労寿命改善は、疲労き裂発生寿命の遅延によるものである。その疲労き裂は拡散層の割れを起点とするが、割れの形態が拡散種によって異なる。また、き裂の安定成長開始後のき裂進展寿命は、未処理材とほぼ同等である。

(4) 低温ガス窒化材の疲労強度特性は、拡散層厚さが厚いほど高くなる。しかし「窒化 S 相」の CrN への分解には顕著な影響を受けない。

参 考 文 献

- 1) K. Ichii, "The fundamentals and combination heat treatment of nitriding", Journal of the Japan Society for Heat Treatment, Vol.45, pp.268-273 (2005).
- 2) H. Tsujii, M. Yakushiji, Y. Kondo and M. Ikenaga, "The effect of gas soft nitriding on the wear resistance of stainless steels", Journal of the Japan Society for Heat Treatment, Vol.26, pp.201-207 (1985).
- 3) K. Ichii, K. Fujimura and T. Takase, "Microstructure, corrosion resistance, and hardness of the surface layer in ion nitride 18-8 stainless steel", Journal of the Japan Society for Heat Treatment, Vol.25, pp.191-195 (1984).
- 4) K. Gemma and M. Kawakami, "Abnormal temperature dependence of nitriding rate in the austenitic stainless steels", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.52, pp.701-710 (1988).
- 5) N. Yasumaru, "Low temperature ion nitriding of austenitic stainless steels", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.61, pp.424-429 (1997).
- 6) M. Tahara, K. Kitano, T. Hayashida and N. Shimada, "Corrosion resistance of nitrified austenitic stainless steel", Proceedings of the 36th Congress on Heat Treatment of Materials and Surface Engineering, Vol.36, pp.5-6 (1993).
- 7) T. Christiansen and M. A. J. Somers, "Low temperature gaseous nitriding and carburizing of stainless steel", Surface Engineering, Vol.21, pp.445-455 (2005).
- 8) S. Thaiwatthana, X. Y. Li, H. Dong and T. Bell, "Mechanical and chemical properties of low temperature plasma surface alloyed 316 austenitic stainless steel", Surface Engineering, Vol.18, pp.140-144 (2002).
- 9) K. Aoki, "Progress in nitriding and low temperature carburizing technologies of stainless steels", Journal of the Japan Society for Heat Treatment, Vol.45, pp.303-310 (2005).
- 10) K. Tokaji, K. Koyama and M. Akita, "Fatigue behavior and fracture mechanism of a 316 stainless steel hardened by carburizing", International Journal of Fatigue, Vol.26, pp.543-551 (2004).
- 11) N. Yamauchi, Y. Ueda, A. Okamoto and M. Tujikawa, "Surface Hybrid Modification of 304 Austenitic Stainless Steel Using Low Temperature Plasma Nitriding and Carburizing", Technical report of Technology Research Institute of Osaka Prefecture, No.19, pp.91-96 (2005).
- 12) K. Gemma, "Gas nitriding of austenitic stainless steels and a rapid growth mechanism of nitride layer in the steels", Journal of the Japan Society for Heat Treatment, Vol.54, pp.193-199 (2003).
- 13) K. Ichii, "Ion nitriding of austenitic stainless steels", Bulletin of The Iron and Steel Institute of Japan, Vol.9, pp.80-83 (2004).
- 14) Y. Sun and Y. Chin, "Residual stress evolution and relaxation in carbon s phase layers on AISI 316 austenitic stainless steel", Surface Engineering, Vol.18, pp.443-447 (2002).