

窒化した超微細フェライト–セメンタイト組織鋼の疲労特性に及ぼす諸因子の影響

蛭川 寿*・古谷 佳之*

Effect of Various Factors on Fatigue Properties of Nitrided Ultrafine Ferrite–Cementite Steels

Hisashi HIRUKAWA and Yoshiyuki FURUYA

Synopsis : Rotating bending fatigue tests were conducted for a series of plasma-nitrided ultrafine ferrite–cementite steels 5 types of the ultrafine ferrite–cementite steels, *i.e.*, 15C, 45C, 15C-P, 45C-P and low-Mn, were prepared with a double-melting method to improve their cleanliness. 15C and 45C contained 0.15 and 0.45 mass% of carbon, respectively. 15C-P and 45C-P were 0.1 mass% phosphorus-added versions of them. Low-Mn was a Mn-decreased version of 45C. All of the nitrided specimens had a hardened layer of 1 mm in depth, while the amount of hardening was small in low-Mn. In case of 15C and 15C-P, the hardness beneath the hardened layer largely fell due to grain growth during the nitriding, in contrast to 45C and 45C-P in which the grain growth was successfully suppressed. In the fatigue tests, due to the cleanliness improvement, inclusions never caused fish-eye fracture even in the nitrided specimens. Although the local stress amplitudes beneath the hardened layer exceeded the fatigue limit expected from the local hardness, the nitrided specimens showed surface fracture only. The fatigue strength improvements due to the nitriding were larger in 45C and 45C-P than 15C-P, and those improvements in 15C and low-Mn were negligible. These results meant that C-increase and P-addition improved the surface fracture properties. The results of low-Mn demonstrated that the hardened layers of the nitrided specimens were strengthened by Mn nitrides.

Key words : fatigue; ultra-fine ferrite–cementite steel; plasma-nitriding; cleanliness improvement; Mn nitride.

1. 緒言

フェライト鋼やフェライト–パーライト鋼の高強度化、高疲労強度化を図るため、最近では1 μ m以下のフェライト結晶粒径を持つ超微細フェライト–セメンタイト組織鋼の開発が進められている。物質・材料研究機構においても温間多パス溝ロール圧延により、バルク材のフェライト粒径を1 μ m以下に微細化する技術を確立している¹⁻³⁾。このような超微細フェライト–セメンタイト組織鋼の耐久比(疲労限度/引張強度)は0.55程度となり⁴⁻⁶⁾、金材技研疲労データシート^{7,8)}で得られたフェライト–パーライト鋼の耐久比0.43よりも著しく高く、焼戻しマルテンサイト鋼の耐久比0.53と同等となることで注目されている。

前報⁹⁾では、超微細フェライト–セメンタイト組織鋼のさらなる高疲労強度化を図るため、窒化の適用について検討を行った。窒化は500 $^{\circ}$ C前後の温度域で可能なため、 γ 域まで加熱する浸炭に比べると、微細組織を維持しやすい傾向にはあるものの、窒化中の粒成長による粗粒化の抑制が課題であった。また、窒化のような表面処理を施した材料では硬化層直下の母地部を起点とした内部破壊が問題となるため¹⁰⁻¹²⁾、粗粒化の抑制は表面の硬化層内だけでなく、内部の母地部においても実現する必要があった。それに対

して、セメンタイト粒子等の析出物による粒界のピン止め効果の利用が粗粒化の抑制に有効であることが明らかとなった。炭素量を増加させた材種では密に分散したセメンタイトにより母地部においても粗粒化が抑えられ、窒化により高い疲労強度が得られた。また、リンの添加によっても粗粒化抑制効果が認められたが、粗粒化抑制の程度は十分ではなかった。

このように、前報では超微細フェライト–セメンタイト組織鋼の窒化指針を得ることができた。しかし、前報の実験では粗粒化抑制に成功した材種でも硬化層内部の介在物を起点とした内部破壊が生じた。介在物起点内部破壊の出現は、窒化による疲労強度上昇を妨げているだけでなく、窒化層自体(生地組織)の疲労強度を検討する上でも妨げとなった。また、前報では窒化層を強化している窒化物がMn窒化物であることが示唆されたが、Mnの影響についても確認ができていない。

そこで、本研究では介在物起点内部破壊の抑制を目的に、高清潔度化を図った超微細フェライト–セメンタイト組織鋼を新たに準備し、窒化材の疲労強度について検討を行った。新たに準備した鋼の成分に関しては、前報と同様に0.15C–1.5Mn–0.3Siを基準に0.3%のCと0.1%のPを単独及び複合添加した4材種に加え、Mnの影響を検討するため

にMn量を低くした材種も追加した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材はTable 1に示すように、前報⁹⁾と同様に炭素(C)量が0.15 mass%の材料を基本組成とし、C量を0.45 mass%とした高C材、基本組成材と高C材にそれぞれリン(P)を0.1 mass%添加した材料及びMn量を極力減少させた高C材の合計5種類である。以下では、これらの材料を基本組成材を15C、高C材を45C、P添加の基本組成材を15C-P、P添加の高C材を45C-P及びMnを極力減少させた高C材をlow-Mnと呼ぶ。

供試材は高純度化を図るために真空溶解の後に真空アーク再溶解を行うダブルメルトで作製し、直径115mmの丸棒形状に鍛造した。その後、800°Cにおける熱間圧延で79mm角とした後、550°Cに空冷して550~560°Cに保ちながら温間多パス溝ロール圧延を行い、最終的に18mm角とした後水冷した。この場合、温間多パス溝ロール圧延における累積減面率は95%となる。このような超微細粒鋼の製鋼方法の詳細は文献¹⁻³⁾を参照されたい。

Table 2に未窒化材（以下母材と呼ぶ）の機械的性質を示す。母材の引張強度はC量が多いほど高くなるがlow-Mnは45Cに比べて少し低強度となり、同じC量ではP添加により引張強度が高くなっている。Fig. 1に母材の電解研磨面のFE-SEM像の代表例として15C、45C-P及びlow-Mnを示す。Fig. 1(a)に矢印で示すように、いずれもフェライト-セメンタイトの様相を呈し、フェライト粒は超微細である。平均のフェライト粒径はTable 2にまとめて示す通り、全ての供試材で0.39~0.42 μmである。セメンタイト粒子は(a)の15Cでは粗な部分と密な部分が存在するのに対し、(b)の45C-Pではほぼ全面で密に分布している。(c)のlow-

MnではC量が0.45%であるが、セメンタイト粒子は密に分散せず、高倍率観察ではセメンタイト粒子が粗大化していた。なお、15C-Pは15C、45Cは45C-Pと同様な組織である。

2.2 窒化条件と硬さ測定及び組織観察の方法

全ての供試材についてFig. 2(a)に示す最小部直径6mmの砂時計型試験片に加工後、500°C×16時間のプラズマ窒化を施し、直後に水冷した。

硬さ測定は、窒化試験片のチャック部を軸方向に対して垂直に切断し、その切断面について0.49Nの荷重でピッカース硬さ試験を行い、試験片表面からの硬さ分布を測定した。

組織観察は硬さ測定と同じ面を電解研磨し、硬化層内と試験片表面から3mmの深さの組織をFE-SEMにより観察した。

2.3 疲労試験と破面観察

疲労試験は、母材及び窒化材ともに周波数120Hzのクラウゼ型回転曲げ疲労試験機を用いて、室温大気中で行った。

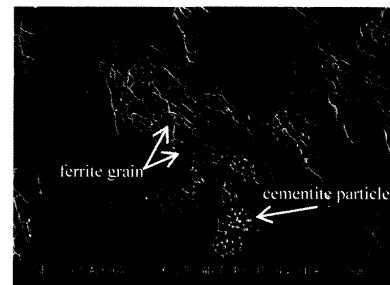
試験片は母材ではFig. 2(a)に示す最小部直径6mmの試験片を用いた。一方、窒化材では表面に厚さ数十μm程度の硬くてもろい外部窒化層（化合物層）が形成され、この外

Table 1. Chemical compositions.

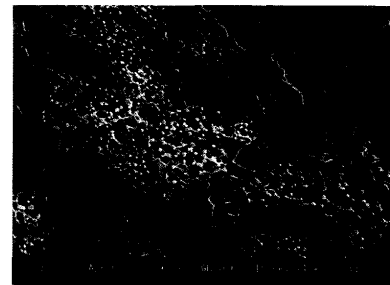
Material	Element (mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	Ti
15C	0.16	0.31	1.51	0.010	0.003	0.005
45C	0.47	0.30	1.49	0.009	0.003	0.002
15C-P	0.18	0.30	1.48	0.117	0.003	0.006
45C-P	0.48	0.30	1.49	0.108	0.004	0.005
low-Mn	0.47	0.32	0.36	0.011	0.003	—

Table 2. Mechanical properties and diameter of ferrite grain of base steels.

Material	Yield stress σ_y (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Vickers hardness HV	diameter of ferrite grain (μm)
15C	954	954	13.0	307	0.41
45C	1037	1037	15.2	324	0.42
15C-P	1051	1051	11.5	305	0.41
45C-P	1145	1145	14.3	336	0.39
low-Mn	997	997	12.9	300	0.42



(a)15C



(b)45C-P



(c)low-Mn

Fig. 1. Microstructure of base steels.

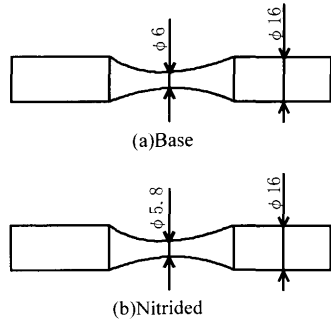


Fig. 2. Dimensions of specimens for fatigue tests.

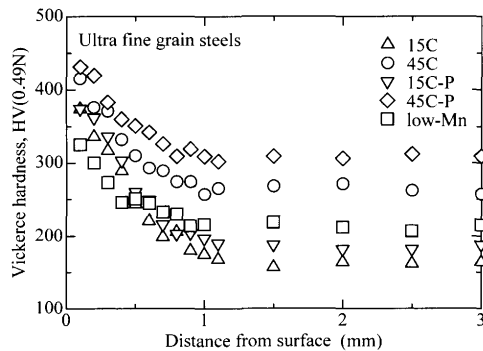


Fig. 3. Hardness distribution curves of nitrided specimen.

部窒化層の割れが破壊の起点になることが報告されている¹³⁾。そこで、窒化材では前報⁹⁾と同様に外部窒化層を取り除くため、Fig. 2(b)に示すように窒化後に試験部を0.1 mm除去した最小部直径5.8 mmの試験片を用いた。

破面観察はFE-SEMを用いて行った。

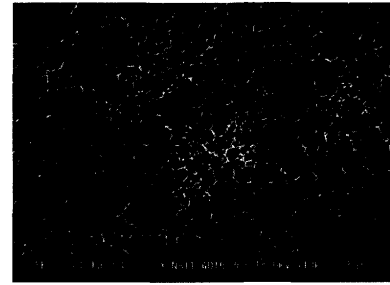
3. 実験結果

3.1 窒化材の硬さ分布

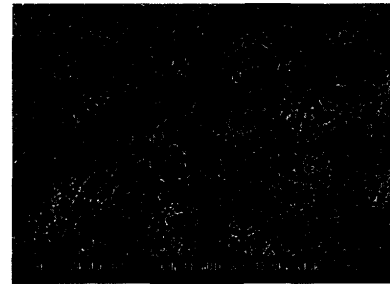
Fig. 3に窒化試験片の表面からの硬さ分布を示す。窒化試験片の試験部は表面を0.1 mm除去してあるが、硬さ測定は表面を除去していない試験片チャック部で行った。そのため、試験部の表面硬さは深さ0.1 mmの硬さにほぼ対応している。試験部最表面の硬化層硬さは45Cと45C-PではHV430程度であるが、15Cと15C-PではHV375程度と少し低い。low-MnではHV330程度となり同じC量の45Cや45C-Pに比べると大きく低下している。硬化層深さに関しては全ての供試材で1 mm程度となった。母地部、すなわち深さ1 mm以降の硬さに着目すると、15C、15C-P及びlow-MnではTable 1に示した母材に比べて大きく軟化しているが、45Cと45C-Pでは軟化の程度は小さい。

3.2 窒化材の組織

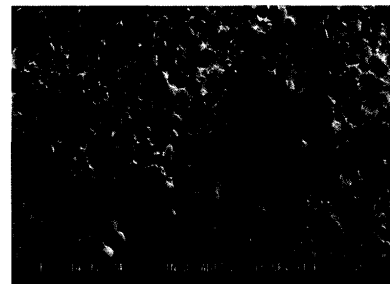
Fig. 4に15C、45C-P及びlow-Mnの窒化試験片の表面から0.1 mmの深さ、すなわち硬化層内の電解研磨面のFE-SEM像を示す。この場合も観察は試験片チャック部で行っているため、Fig. 4は試験部表面の組織にほぼ対応し



(a)15C



(b)45C-P



(c)low-Mn

Fig. 4. Typical microstructures of nitrided specimen at a distance of 0.1 mm from the surface.

ている。15Cと45C-P及び省略した15C-Pと45Cのフェライト粒は、母材の粒径をほぼ保っていた。(c)のlow-Mnでは細粒と粗粒の混粒のような様相となった。詳細に見るとlow-Mnを除く供試材では粒界に窒化物と思われる析出物が観察されたがlow-Mnでは明瞭ではなかった。窒化物は微細なためEDAX分析では同定できなかったが、化学成分からマンガン(Mn)窒化物かシリコン(Si)窒化物と考えられる。このような窒化物は試験片表面から深くなるほど減少し、それにつれて粒径が大きくなる傾向が見られた。また、深さ1 mm以降では窒化物はほとんど観察されなかった。

Fig. 5に15C、45C-P及びlow-Mnの窒化試験片の表面から3 mmの深さ、すなわち硬化層外(母地部)の電解研磨面のFE-SEM像を示す。母材に比べて(a)の15Cは著しくフェライト粒径が粗大化しているが、(b)の45C-Pではほとんど粗大化していない。また、(c)のlow-Mnでは粗大化した結晶粒と粗大化しなかった結晶粒の混粒のような様相となった。なお、15C-Pは15Cと45Cは45C-Pと同様な様相となった。窒化後の母地部の結晶粒径を別途測定した結果、15Cで3.42 μm 、45Cで0.57 μm 、15C-Pで3.56 μm 、45C-Pで0.67 μm 及びlow-Mnで1.21 μm となった。

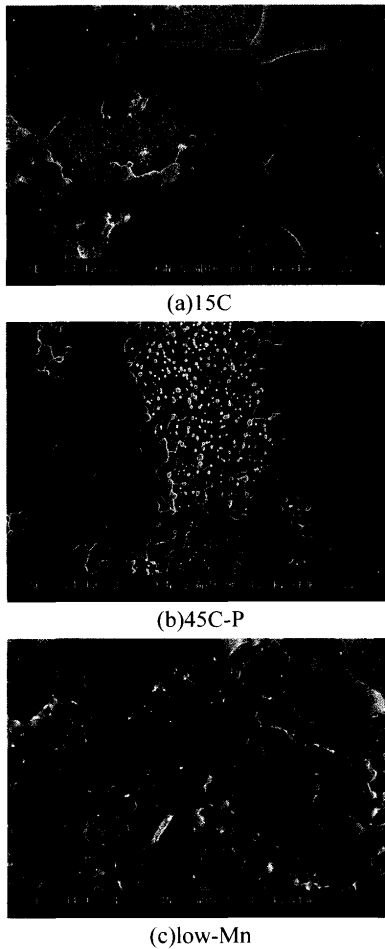


Fig. 5. Typical microstructures of nitrided specimen at a distance of 3 mm from the surface.

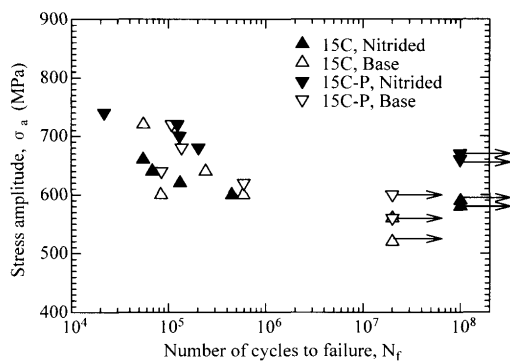


Fig. 6. S-N properties of 15C and 15C-P.

3.3 疲労特性

Fig. 6に15Cと15C-Pの母材と窒化材のS-N特性を示す。破壊形態は窒化材でもすべて表面破壊となり、内部破壊は観察されなかった。母材の疲労強度と比較すると10⁶回以下の低寿命側では窒化材と母材の疲労強度に大きな差はないが、母材の10⁷回疲労限に比べ窒化材の10⁸回疲労強度は上昇した。しかし、その上昇量は少ない。15Cと15C-P窒化材の比較では、15Cよりも15C-Pの疲労強度が高く、母材との疲労強度の差も大きくなる傾向となった。

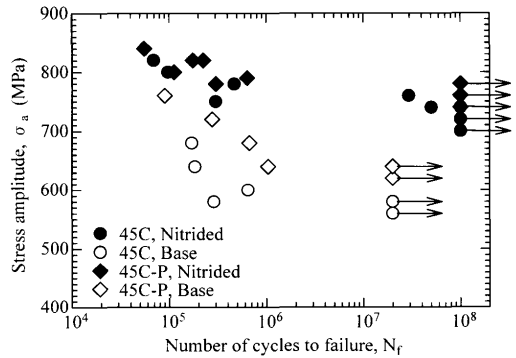


Fig. 7. S-N properties of 45C and 45C-P.

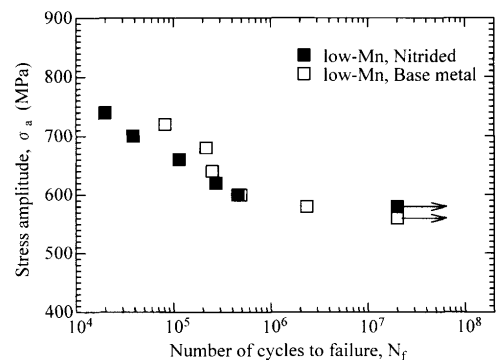


Fig. 8. S-N properties of low-Mn.



Fig. 9. Typical FE-SEM fractographs of low-Mn broken at 1.2×10⁵ cycles at 580 MPa.

Fig. 7に45Cと45C-Pの母材と窒化材のS-N特性を示す。この場合も母材と窒化材はすべて表面破壊となった。母材の疲労強度と比較すると45Cと45C-Pともに窒化材の疲労強度は低寿命側から10⁸回疲労強度に亘って大きく上昇している。45Cと45C-P窒化材の比較では、45Cよりも45C-Pの疲労強度が高く、母材との疲労強度の差も大きくなる傾向となった。

Fig. 8にlow-Mnの母材と窒化材のS-N特性を示す。母材と窒化材はすべて表面破壊で、疲労強度は母材と窒化材で大きな差はない。

Fig. 9に窒化材の破面様相の代表例としてlow-Mnを示す。すべての供試材の窒化材と母材ともに破壊形態は表面破壊となり、破面様相に大きな違いは認められなかった。ただし、表面破壊の起点部近傍は破面が損傷を受けたため

明瞭に観察できなかった。

4. 考察

4.1 高纯净度化の影響

前報⁹⁾では、本供試材と同組成であるが通常の真空溶解により作製した超微細フェライト-セメンタイト組織鋼に窒化を施し、疲労特性を調べた。その結果、特に高C材において未窒化の母材に比べて疲労強度が大きく上昇したが、硬化層内もしくは直下の介在物を起点とした内部破壊が生じた。それに対し、ダブルメルトにより高纯净度化を図った本供試材の疲労試験結果はすべて表面破壊となった。これは、ダブルメルトを施したことにより、内部破壊の起点となりうる大きな介在物が存在する確率が著しく減少したためと考えられる。

一方、当初は窒化時の母地部の粗粒化抑制に成功した45Cや45C-Pでのみ高纯净度化により内部破壊が抑制されると予想していた。すなわち、母地部の強度低下を防いだ45Cや45C-Pは表面破壊のみとなり、母地部が粗粒化し、強度が低下した15Cや15C-Pでは硬化層直下での内部破壊が生じると予測していた。しかし、実際には15Cや15C-Pにおいても表面破壊のみとなった。

この点に関して検討するため、Fig.10にFig.3に示した硬さ分布から予想される局所的な疲労限 σ_w と試験片表面からの深さの関係を示す。ここで、 $\sigma_w=1.67\text{HV}$ は機械構造用炭素鋼のデータによる実験式⁷⁾である。図中の直線は回転曲げ試験による応力勾配を考慮し、Fig.6と7で得られた疲労限における応力分布を示している。Fig.10から明らかのように疲労限到達時の硬化層直下付近の応力は、硬さから期待される局所的な疲労限を上回り、母地部が粗粒化した15Cや15C-Pでは差が特に大きくなっている。 $\sigma_w=1.67\text{HV}$ は表面破壊の疲労強度から導かれた実験式であるため本来は内部破壊の検討に用いるべきではないが、今回のように内部での応力が $\sigma_w=1.67\text{HV}$ から期待される局所的な疲労限より大きくなった場合には、硬化層直下での内部破壊が生じることが浸炭材¹⁴⁾や通常の低合金鋼の窒化材¹¹⁾で報告されている。しかし、本供試材ではそのような内部破壊は生じず、高い疲労強度を示した。

硬化層直下での内部破壊が生じなかった理由としては、いくつかの可能性が考えられる。例えば、母地部の細粒化の影響により、硬化層直下が強化されている可能性がある。15Cや15C-Pでは粗粒化したとはいえ、母地部の平均粒径は $3.5\mu\text{m}$ 程度であるため、通常の材料と比較した場合には依然として細粒である。また、後の4.3節で説明するように、本供試材の硬化層はMnの窒化物により強化されていると考えられる。そのため、Mn窒化物の析出状態や強化能が影響している可能性もある。いずれにせよ、硬さだけでは評価できない何らかの特性が発現し、内部破壊が生

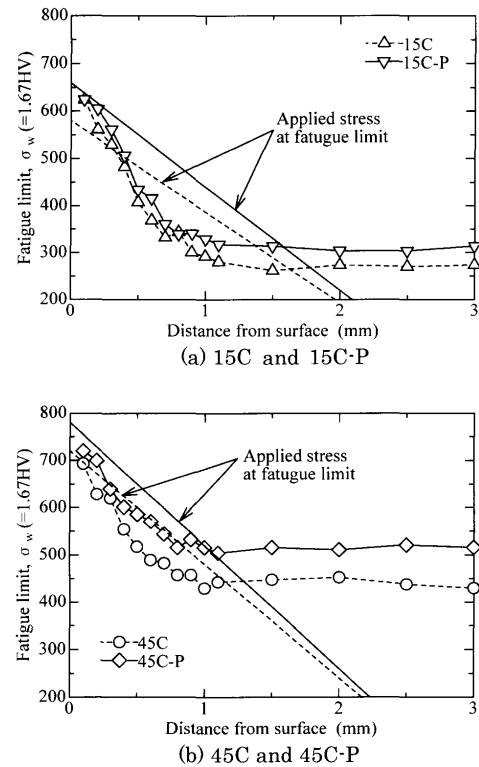


Fig. 10. Distribution of expected local fatigue limit σ_w ($=1.67\text{HV}$).

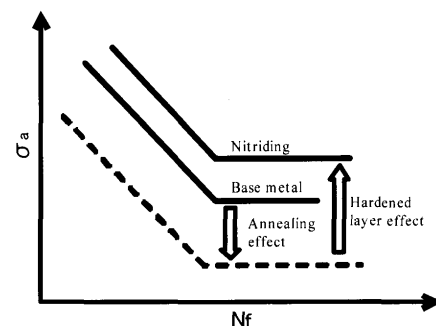


Fig. 11. Illustration of annealing and hardened layer effects.

じなかったと考えられる。このことは、窒化材の高疲労強度化に結びつく興味深い傾向であるため、今後さらに検討していく必要がある。

4.2 硬化層の影響

本供試材は温間で強加工を加えた直後に水冷しているため、母材は加工硬化状態となっている。そのため、高温に長時間曝されると焼鈍効果により強度が低下する。従って、硬化層の影響による疲労強度上昇量を見積もる際には、Fig.11に示すように焼鈍効果による強度低下分を差し引いて考える必要がある。母地部が粗粒化していない45Cと45C-Pを基準に、Table 2とFig.3から焼鈍効果による強度低下量を見積もるとHV40程度となる。 $\sigma_w=1.67\text{HV}$ の関係をを用いて疲労強度に換算すると約65MPaである。従って、母材と窒化材の疲労限から硬化層の影響分を推定する際に

Table 3. Vickers hardness and summary of fatigue tests results.

Material	Base			Nitrided		
	Vickers hardness HV	Fatigue limit σ_w (MPa)	σ_w /HV	Vickers hardness HV	Fatigue limit σ_w (MPa)	σ_w /HV
15C	307	560	1.82	374*	580	1.55
45C	324	560	1.73	415*	720	1.73
15C-P	305	560	1.84	374*	660	1.76
45C-P	336	620	1.84	431*	780	1.81
low-Mn	300	560	1.87	325*	580	1.78

* Nitrided specimen at a distance of 0.1 mm from the surface of a grip section.

は母材の疲労限から 65 MPa を差引く必要がある。結果として、15C や low-Mn では母材と窒化材の疲労強度の差は僅かであるが、実際には硬化層の影響により少なくとも 65 MPa は疲労限が上昇していることになる。

次に硬化層自体の疲労強度を検討するため、Table 3 に窒化前の母材の硬さ、窒化材の試験片表面硬さ、それぞれの疲労限及び疲労限と硬さとの比(σ_w /HV)を示す。 σ_w /HV に着目すると、母材では 1.8 程度であるが、窒化材では概ね 1.8 を下回っている。これは、窒化材の疲労強度は試験片の表面硬さから期待されるほどは高くないことを意味している。一方、C 量の観点から Table 3 を見ると、高 C 材のほうが σ_w /HV が高い傾向になっている。高 C 材と低 C 材の違いのひとつは母地部の粒径と硬さであるが、これらの差が顕著になるのは表面から 0.5 mm 以上の内部である。そのため、仮に停滞き裂の存在を考えたとしても母地部の組織や硬さの違いが表面破壊の特性に影響を与えることは考えにくい。従って、C 量の増加に伴い硬化層自体の疲労強度が改善されたと考えべきである。高 C 材と低 C 材のもう一つの違いはセメント粒子の密度である。セメント粒子の密度は硬化層の最表面付近でも顕著な差がある。しかし、母材では高 C 材と低 C 材で σ_w /HV に有意な差は認められないことから、単純にセメント粒子の密度が増加しただけでは硬さから期待される以上の疲労強度の改善は見込めない。この点を考慮すると、セメント粒子と窒化物の相互作用を考慮する必要がある。すなわち、高密度に分布したセメント粒子と窒化物が何らかの相互作用を起こすことにより、硬さから期待される以上の疲労強度改善効果が発現する可能性があることが消去法的に導かれる。

また、P 添加の観点から Table 3 を見ると、P 添加によっても窒化材の σ_w /HV が高くなる傾向が認められる。これも、P 添加により硬化層自体の疲労強度が改善されていることを示している。P 添加の場合に母地部の粗粒化抑制効果は C 添加ほど顕著ではない。また、P 添加による母材の疲労強度改善効果は硬さの上昇から期待される範囲内である。従って、P 添加の場合にも固溶した P 元素と窒化物との相互作用を考える必要がある。結果として、高 C 以上に P 添加を行った 45C-P では母材に匹敵する 1.8 まで σ_w /HV が高くなっている。

以上のように、本研究では窒化材でも全て表面破壊となったことにより、硬化層の影響について詳細に検討することができた。その結果、硬化層自体の疲労強度を改善できる可能性があることが明らかになった。

4.3 Mn の影響

窒化による高強度化を図るためには、JIS で規格化されている代表的な窒化用鋼 SACM645 のように Cr や Al を添加する。これは、Cr や Al を含有するとこれらの窒化物により表面が著しく硬化¹⁵⁾するためである。それに対して本供試材では Cr や Al は無添加であるにもかかわらず窒化材の表面は硬化している。表面硬化に寄与した元素を化学成分から推定すると、Fe、Mn 及び Si が挙げられる。そのうち外部窒化層（化合物層）において窒化物を形成する Fe は除外される。プラズマ窒化における外部窒化層は数十 μ m であるが、窒化後の 0.1 mm の表面研磨により外部窒化層は完全に除去されているためである。従って、残る候補は Mn と Si である。

Mn の影響については low-Mn の結果から検討することができる。Fig. 3 と Fig. 8 から明らかなように、45C に比べて low-Mn は硬化層の硬さが低く、疲労強度の改善量も僅かである。従って、本研究の窒化材において、Mn は硬化層の形成に大きく寄与しているといえる。一方、Si の影響に関しては、佐々木ら¹⁶⁾は 0.25C-Si-0.4Mn を基本組成に Si 量を変化させた材料にガス窒化を施し、硬化層硬さを測定している。その結果、Si 量が 0.8 mass% 以下ではほとんど硬化しないが、0.8~1.1 mass% の範囲で Si 量の増加に伴い大きく硬化し、1.1 mass% 以上ではほぼ飽和すると報告している。本供試材の Si 量は 0.3 mass% であり、硬化層に与える Si の影響は低いと考えられる。以上のような考察から、本研究の窒化材では Mn の窒化物により硬化層が形成されたと判断できる。low-Mn の窒化材でも若干の硬化層が形成され、Fig. 11 の考え方によれば硬化層の影響による疲労強度上昇も認められるが、これらは 0.36 mass% の Mn によるものと考えられる。

また、low-Mn では高 C であるにも関わらず硬化層内及び母地部ともに結晶粒が粗粒化した部分が多く観察された。硬化層内では Mn 量を低減した結果、Mn 窒化物による粗粒化抑制効果が低減したためと考えられる。また、母地部ではセメント粒子が粗大化し、密度が疎になった

ため、ピン止め効果が低くなったものと考えられる。なお、セメンタイト粒子の粗大化はMnを低減させたためと考えられるが、窒化前後での大きさの差が明確ではなく、温間多パス溝ロール圧延を施した段階ですでに起こったと考えられる。このようにMn量は高C材の粗粒化抑制効果にも影響を及ぼすことが明らかとなった。

5. 結言

高纯净度を図った5材種の超微細フェライト-セメンタイト組織鋼についてプラズマ窒化を施し、疲労強度に与える高纯净度化、硬化層及びMnの影響を検討した。得られた結果は以下の通りである。

(1) 窒化材の硬化層深さはいずれも1mm程度となったが、Mn量が低いlow-Mnでは硬化の程度は小さかった。また、low-MnとC量が低い15Cと15C-Pでは窒化材の母地部の硬さが大きく低下した。

(2) low-Mn以外の窒化材の組織は、試験部最表面では各供試材とも超微細粒を保っていたが、母地部の組織は高Cの45Cと45C-Pではほとんど粗粒化していないのに対し、15Cと15C-Pでは大きく粗粒化した。また、low-Mnでは硬化層及び母地部ともに、一部で粗粒化していた。

(3) 高Cの45Cと45C-Pでは母材の疲労強度に比べて窒化材の疲労強度は大きく上昇したが、15C-Pではその差が小さくなり、15Cやlow-Mnでは母材と窒化材で差はほとんどなかった。また、いずれの窒化材でも内部破壊は生じず、全て表面破壊となった。

(4) いずれの窒化材でも、硬化層直下には硬さから期待される局所的な疲労限より大きな応力が作用していたが、硬化層直下を起点とした内部破壊は生じなかった。

(5) 窒化材の疲労強度はC量の増加及びP添加により

表面破壊特性が改善することが明らかとなった。

(6) 窒化材の硬化層はMnの窒化物により形成されていることが明らかとなった。また、Mn量は粗粒化抑制効果にも影響を及ぼすことが分かった。

本研究の一部は科研費(20560096)の助成を受けて行われたものである。ここに謝意を表する。

文 献

- 1) T.Hayashi, S.Torizuka, T.Mitsui, K.Tsuzaki and K. Nagai: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 385.
- 2) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y. Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 781.
- 3) T.Hanamura, F.Yin and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 610.
- 4) T.Sawai, S.Matsuoka and K.Tsuzaki: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 726.
- 5) Y.Furuya, S.Matsuoka, S.Shimakura, T.Hanamura and S.Torizuka: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 46.
- 6) S.Matsuoka, Y.Furuya, T.Hanamura and S.Torizuka: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 162.
- 7) S.Nishijima, A.Ishii, K.Kanazawa, S.Matsuoka and C.Masuda: NRIM Fatigue Data Sheet Technical Document, No. 5, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1989), 1.
- 8) S.Matsuoka, N.Nagashima and S.Nishijima: NRIM Material Strength Data Sheet Technical Document, No. 17, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1997), 1.
- 9) H.Hirukawa, Y.Furuya, S.Matsuoka, S.Torizuka and H.Kuwahara: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 523.
- 10) P.Delaruz, M.Oden and T.Ericsson: *Mater. Sci. Eng. A*, **A242** (1998), 181.
- 11) H.Hirukawa, Y.Furuya and S.Matsuoka: *CAMP-ISIJ*, **17** (2004), 1347.
- 12) K.Tokaji and S.Takahashi: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **67** (2001), 86.
- 13) T.Morita, K.Kato, M.Shimizu and K.Kawasaki: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **63** (1997), 1.
- 14) C.Masuda, Y.Tanaka and S.Nishijima: NRIM Material Strength Data Sheet Technical Document, No. 7, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1992), 51.
- 15) N.Suzuki and K.Naito: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 655.
- 16) T.Sasaki, T.Yamada, A.Kono and M.Aoyagi: *J. Jpn. Inst. Met.*, **41** (1977), 381.