

プラズマ窒化を施した超微細フェライト–セメンタイト組織鋼の疲労特性

蛭川 寿*・古谷 佳之*・松岡 三郎*²・鳥塚 史郎*・桑原 秀行*³

Fatigue Properties of Plasma Nitrided Ultrafine Ferrite–Cementite Steels

Hisashi HIRUKAWA, Yoshiyuki FURUYA, Saburo MATSUOKA, Shiro TORIZUKA and Hideyuki KUWAHARA

Synopsis : Fatigue tests were conducted for a series of plasma-nitrided ultrafine ferrite–cementite steels under rotating bending. The plasma-nitriding was conducted at 500°C for 16 h. 4 types of the base ultrafine ferrite–cementite steels were prepared, *i.e.*, 15C, 45C, 15C-P and 45C-P. 15C and 45C were contained 0.15 and 0.45 mass% of carbon, respectively. 15C-P and 45C-P were 0.1 mass% phosphorus-added versions of them. All of the nitrided specimens had a hardened area of 1 mm in depth and many of the nitrided specimens showed internal fracture in and beneath the hardened area in the rotating bending fatigue tests. In case of 45C and 45C-P of the nitrided specimens, the ferrite grains successfully remained ultrafine and the fatigue strengths were largely improved by the plasma-nitriding. On the other hand, the ferrite grains beneath the hardened area were enlarged in case of 15C and 15C-P during the plasma-nitriding and increase of fatigue strengths were small. Although the origins of the internal fractures were inclusions located in and beneath the hardened area, fatigue strength of the nitrided specimens appeared to be dependent on hardness at around the origin. In nitriding the ultrafine ferrite–cementite steels, therefore, preventing the ferrite grain growth beneath the hardened area was required to improve the fatigue strength. For this purpose, precipitation of particles, such as cementite, was found to be useful to pin the ferrite grain boundaries.

Key words : fatigue; ultra-fine ferrite–cementite steel; plasma-nitriding; ferrite grain boundary; fish-eye fracture.

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の強化機構として、固溶、転位、析出、パーライト及び細粒強化があげられ、多くの研究結果が報告されている¹⁻⁸⁾。フェライト・パーライト鋼に着目すると引張強度の上昇に対する疲労限度の向上にはパーライトや転位強化よりも固溶や析出強化が有効であると説明されている²⁻⁴⁾。

細粒強化については、最近では1 μm 以下のフェライト結晶粒径を持つフェライト–セメンタイト鋼の開発が進められており、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 μm 以下に微細化する技術を確立している⁹⁻¹¹⁾。Fig. 1にこのような超微細フェライト–セメンタイト組織鋼の疲労限と引張強度の関係を示す¹²⁻¹⁴⁾。Fig. 1には、金材技研疲労データシート^{15,16)}で得られたフェライト・パーライト鋼と焼戻しマルテンサイト鋼の結果を併せて示した。超微細フェライト–セメンタイト組織鋼の結果はフェライト・パーライト鋼のバンドよりも高く、焼戻しマルテンサイト鋼のバンドの上限付近に位置している。

一方、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には窒化や浸炭等の表面処理を施すことが効果的である。しかし、このうち浸炭は γ 域での熱処理となるため、超微細粒の確保が不可能である。それに対し、窒化は500°C前後の温度域で可能であり、粗粒化防止策を講じるにより、適用できる可能性がある。ただし、窒化のような表面処理を施した材料では硬化層直

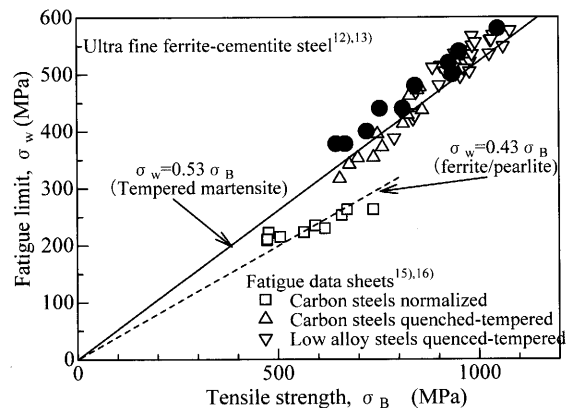


Fig. 1. Fatigue limits of ultrafine ferrite–cementite steels plotted against tensile strength, together with fatigue data sheets.

平成18年2月15日受付 平成18年4月21日受理 (Received on Feb. 15, 2006; Accepted on Apr. 21, 2006)

* 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba-shi Ibaraki 305-0047)

* 2 九州大学 (Kyushu University)

* 3 応用科学研究所 (Research Institute for Applied Science)

下の母地部を起点とした内部破壊が問題となるため^{17,18)}、表面を硬化しても母地部の結晶粒が粗粒化すると疲労強度が低下する懸念がある。

以上のような背景から、本研究では窒化による超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の高疲労強度化を目的に、粗粒化抑制を念頭に窒化法の検討を行った。具体的には、化学成分を変えることにより、析出強化と固溶強化及びそれらの複合強化を施し、高強度化と同時に粗粒化抑制を狙った4種類の超微細粒鋼についてプラズマ窒化を行い、疲労特性を調査した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材はTable 1の化学成分に示すように、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材及び基本組成材と高C材にリン(P)を0.1 mass%添加した材料の合計4種類である。以下では、これらの材料を基本組成材は15C、高C材は45C、P添加の基本組成材は15C-P、P添加の高C材は45C-Pと呼ぶ。45Cはセメンタイト粒子の増加による析出強化、15C-PはPの添加による固溶強化、45C-Pはそれらの複合強化により強度向上を狙ったものである¹³⁾。

供試材は真空溶解により作製し、直径115 mmの丸棒形状に鍛造した。その後、800°Cにおける熱間圧延で79 mm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18 mm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⁹⁻¹¹⁾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、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. 2に母材の

Table 1. Chemical compositions.

Material	Element (mass%)					
	C	Si	Mn	P	S	Ti
15C	0.14	0.31	1.51	0.001	0.001	0.004
45C	0.43	0.31	1.50	0.001	0.001	0.001
15C-P	0.14	0.30	1.48	0.093	0.001	0.009
45C-P	0.45	0.30	1.49	0.100	0.001	0.001

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

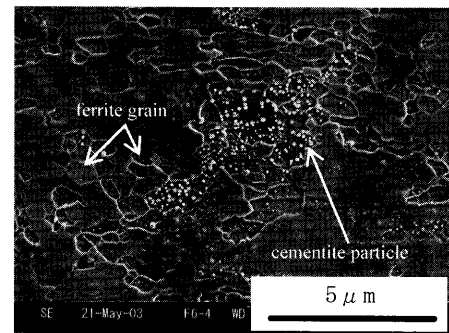
Material	Yield stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Vickers hardness HV	diameter of ferrite grain (μ m)
15C	829	842	17	286	0.45
45C	920	952	17	300	0.43
15C-P	926	926	13	308	0.43
45C-P	1020	1048	15	339	0.44

電解研磨面のFE-SEM像の代表例として15Cと45Cを示す。Fig. 2(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 1にまとめて示す通り、全ての供試材で0.43~0.45 μ mである。セメンタイト粒子は15Cでは粗な部分と密な部分が存在するのに対し、45Cではほぼ全面で密に分布している。なお、15C-Pは15C、45C-Pは45Cと同様な組織である。

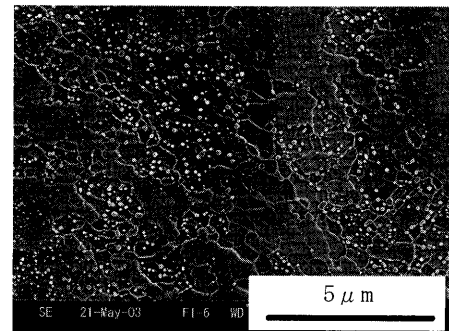
2.2 窒化条件と硬さ測定及び組織観察の方法

全ての供試材についてFig. 3(a)に示す最小部直径6 mm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0.49 Nの荷重でピツ



(a)15C



(b)45C

Fig. 2. Microstructure of base steels.

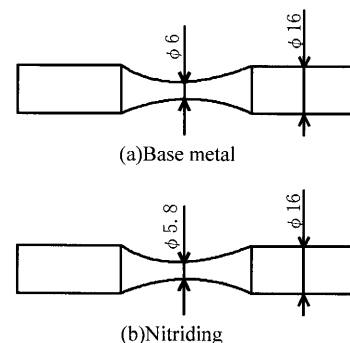


Fig. 3. Dimensions of specimens for fatigue tests.

カーズ硬さ試験を行い、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. 3(a)に示す最小部直径6mmの試験片、窒化材では外部窒化層の影響を除くためFig. 3(b)に示すように窒化後に試験部を0.1mm除去した最小部直径5.8mmの試験片を用いた。

破面観察はFE-SEMを用いて行い、内部破壊の場合には起点を付属のEDAXで分析し、起点の種類を特定した。介在物寸法はFE-SEMで撮影した写真上で測定し、代表寸法 $\sqrt{\text{area}}^{19)}$ で評価した。

3. 実験結果

3.1 窒化材の硬さ分布

Fig. 4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0.1mm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ため、試験部の表面硬さは深さ0.1mm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HV450程度と少し高いが、各供試材間で大きな差はなく、硬化層深さは全ての供試材で1mm程度となった。母地部、すなわち深さ1mm以降の硬さに着目すると、15Cと15C-Pでは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. 5に窒化試験片の表面から0.1mm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、試験部表面の様相にほぼ対応している。全ての供試材でフェライト粒は、母材の粒径をほぼ保っており、詳細に見ると粒界に窒化物が析出していた。微細なためEDAX分析では同定できなかったが、化学成分から窒化物はマンガン(Mn)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1mm以降では窒化物はほとんど観察されなかった。

Fig. 6に窒化試験片の表面から3mm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、(c)の15C-Pでも粒径が粗大化しているが、(b)の45Cと(d)の45C-Pではほとんど粗大化していなかった。窒化後の母地部の結晶粒径を別途測定した結果、15Cで4.4 μm 、45C

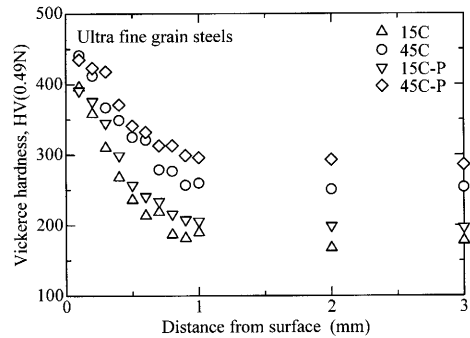


Fig. 4. Hardness distribution curves.

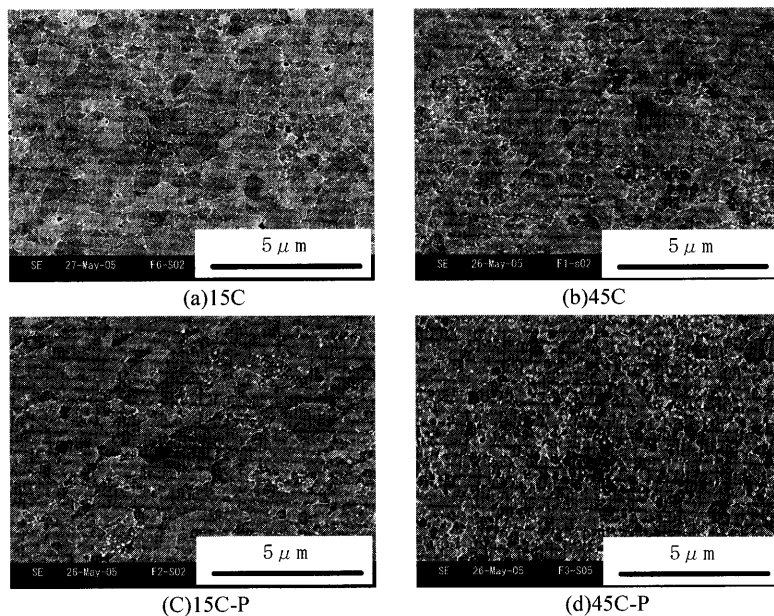


Fig. 5. Typical microstructures of nitrided specimen at a distance of 0.1 mm from the surface.

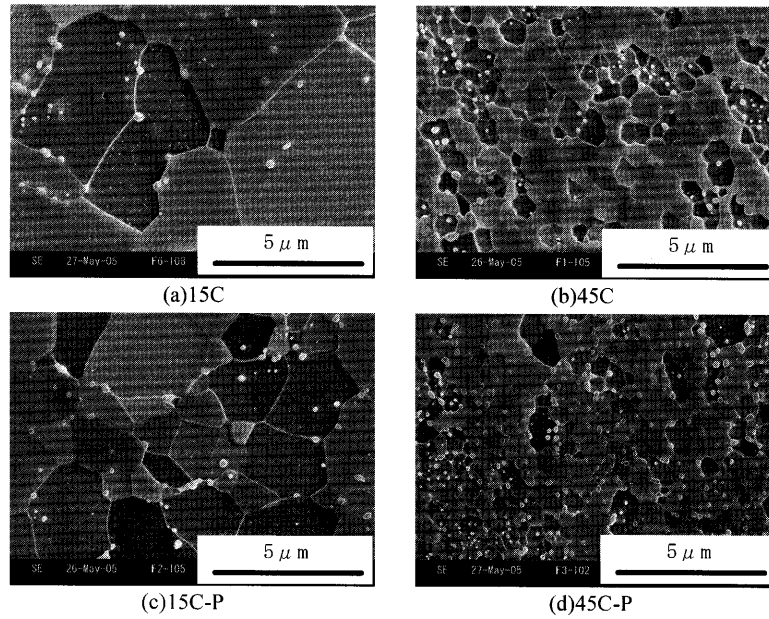


Fig. 6. Typical microstructures of nitrided specimen at a distance of 3 mm from the surface.

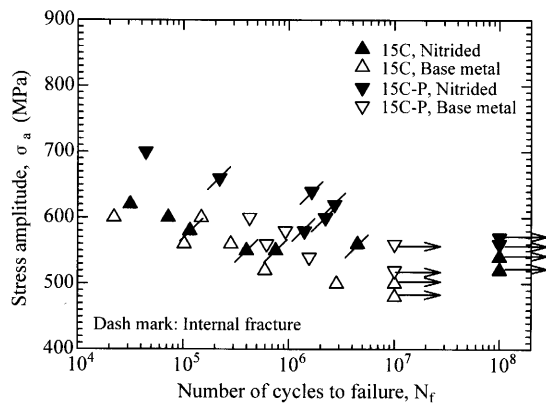


Fig. 7. S-N properties of 15C and 15C-P.

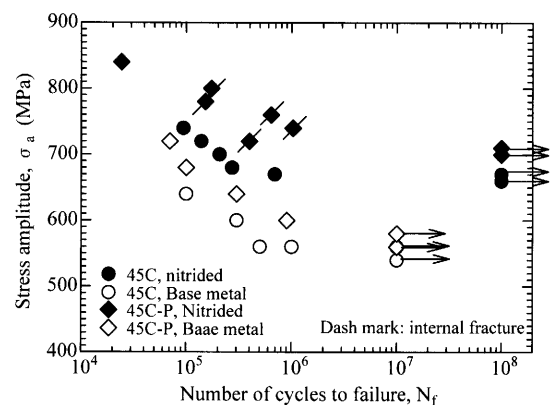


Fig. 8. S-N properties of 45C and 45C-P.

で0.7 μm, 15C-Pで2.6 μm及び45C-Pで0.7 μmとなった。

3.3 疲労特性

Fig. 7に15Cと15C-Pの母材と窒化材のS-N特性を示す。窒化材では内部破壊を生じ、起点深さの範囲は15Cでは0.35~0.97 mm, 15C-Pでは0.51~1.05 mmとなり、内部破壊起点は硬化層内もしくは直下であった。母材の疲労強度と比較すると窒化材の疲労強度は上昇しているが、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. 8に45Cと45C-Pの母材と窒化材のS-N特性を示す。45C-P窒化材では内部破壊を生じ、起点深さの範囲は0.46~0.73 mmで、硬化層内もしくは直下であった。一方、45Cでは内部破壊を生じなかった。母材の疲労強度と比較すると窒化材の疲労強度は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。

3.4 破面観察

Fig. 9に窒化材の破面様相の代表例を示す。15C, 15C-P及び45C-PではFig. 9に示すように大半がAl₂O₃介在物を起点とした内部破壊を生じていた。45Cでは(b)に示すように表面破壊のみが生じていた。介在物寸法の範囲は、表面破壊した45Cを除いた全ての供試材間で13~34 μmの範囲内であり、供試材間で大きな差はなかった。ただし、一部の内部破壊した破面では、破面が損傷を受け、介在物を明瞭に識別できなかった。

4. 考察

4.1 粗粒化抑制効果の検討

本供試材は550°Cにおける溝ロール圧延で超微細粒を得ているため、500°Cでの長時間窒化では結晶粒が粗大化する懸念があった。実際、本供試材と同じ15C, 15C-P, 45C及び45C-P母材を500°Cで焼鈍した研究結果¹³⁾によると、

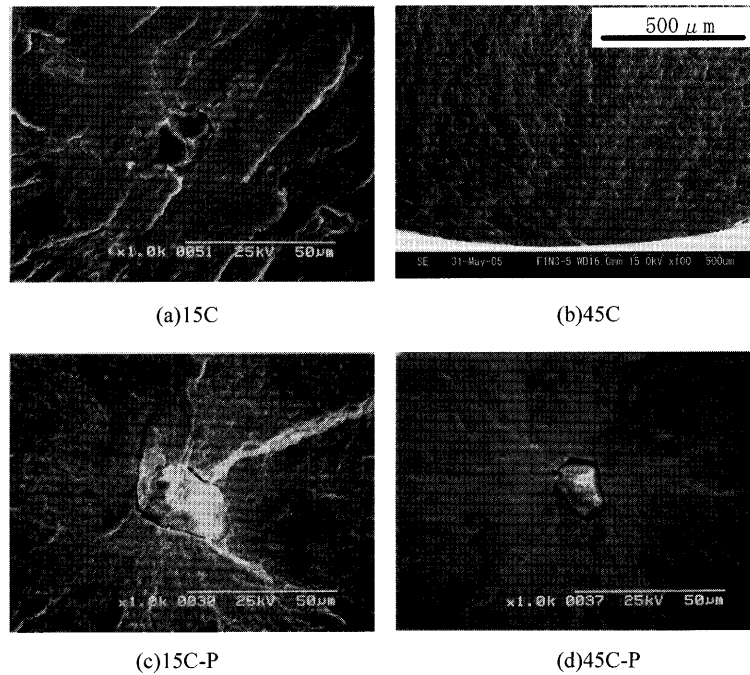


Fig. 9. Typical FE-SEM fractographs of fish-eye. (a) is 15C broken at 1.2×10^5 cycles at 580 MPa. (b) is 45C broken at 4.9×10^5 cycles at 670 MPa. (c) is 15C-P broken at 1.6×10^6 cycles at 640 MPa. (d) is 45C-P broken at 1.0×10^6 cycles at 740 MPa.

基本組成の 15C では 3 時間焼鈍でも粗粒化する。しかし、C 増加や P 添加で粗粒化を抑制でき、C 増加では 30 時間の焼鈍でもほとんど粗粒化しないという結果が得られている。この場合は、C 増加でセメンタイト粒子を多く析出させたことにより、セメンタイト粒子が結晶粒界のピン止め効果を発揮したためと説明されている¹³⁾。また、P 添加による固溶強化では 3 時間焼鈍の 15C に比べて 15C-P では 10 時間焼鈍でも粗粒化の程度が小さいという結果が得られている。この場合の粗粒化抑制効果はソリュート・ドラッグ効果^{20,21)}に類するものと考えられている¹³⁾。ただし、セメンタイトによる粒界のピン止め効果よりも粗粒化抑制効果は低くなっている。

同様な粗粒化抑制効果は窒化試験片の母地部においても確認された。Table 3 に窒化試験片の表面から 3 mm の位置、すなわち母地部の平均の結晶粒径と硬さ及び窒化材と母材の疲労限度をまとめて示す。高 C の 45C や 45C-P では粗粒化が抑えられているのに対し、15C や 15C-P では大きく粗粒化した。これらの結果から、窒化においてもセメンタイトによる粒界のピン止め効果が有効に機能したことがわかる。P 添加の影響では 15C に比べて 15C-P では粗粒化の程度が抑えられており、固溶強化による粗粒化抑制効果も機能している。ただし、Table 3 からわかるように焼鈍の場合と同様に P 添加による粗粒化抑制効果はセメンタイトによる粒界のピン止め効果よりも劣る。そのため、析出強化と固溶強化の複合効果を狙った 45C-P のフェライト粒径は 45C と大差がない。

一方、Fig. 4 に示したように窒化試験片の表面近傍では全ての供試材でほぼ超微細粒を保持していた。これは粒界に

Table 3. Diameter of ferrite grain, Vickers hardness and summary of fatigue tests results.

Material	Diameter of ferrite grain (µm)	Vickers hardness HV	Fatigue limit (MPa)	
			Base metal	nitriding
15C	4.36	140*	480	540
45C	0.74*	243*	540	660
15C-P	2.6*	174*	520	560
45C-P	0.7*	283*	580	700

* Nitrided specimen at a distance of 3mm from the surface.

析出した微細な窒化物によるピン止め効果によるものと考えられる。この結果から、セメンタイト以外のより微細な析出物でもピン止め効果による粗粒化抑制が期待できることが分かる。

以上の結果から、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の窒化法は母地組織の粗粒化による強度低下を抑えることが課題となるが、析出物による粒界のピン止め効果を利用することが有効な解決策になるという見通しが得られた。

4.2 起点応力と起点硬さの影響

Fig. 7 と 8 に示した S-N 特性は回転曲げ試験による結果であることから、試験片の表面から内部に応力勾配がある。また、窒化材では Fig. 4 に示したように硬さ勾配がある。窒化材の疲労特性は、内部破壊が主であることから、破壊起点の応力と硬さの相関について検討する必要がある。

Fig. 10 に Fig. 7 と 8 に示した母材と窒化材の S-N 線図の縦軸を起点付近の応力振幅 σ_a に置き換え、起点付近の硬さ HV^c で規格化して整理し直した S-N 線図を示す。窒化材で内部破壊した場合には、起点となった介在物寸法を考慮し

ていないため、ばらつきが大きくなっている。しかし、窒化材で内部破壊した結果は、母材と同程度かやや高強度側に分布している。この結果は、窒化材の疲労特性は内部破壊したとしても起点付近の硬さに強く依存していることを示している。一方、45C窒化材のように表面破壊する場合には母材に比べてやや低強度側に位置している。表面硬化材では粒界割れ等による疲労強度の低下が指摘されている²²⁾が、45C窒化材の破面は特に表面付近の損傷が激しく粒界割れ等の確認ができなかった。しかし、粒界割れ等による疲労強度低下の可能性は否定できない。また、母材の硬さは均一であるのに対し、窒化材では表面から内部に向かって硬さが低下している。そのため、表面破壊する場合には、窒化材の疲労強度は最表面の硬さから期待される疲労強度までは達しないとも考えられる。しかし、Fig.10において窒化材で表面破壊した結果についても、各供試材の結果が近くなる傾向を示していることから、この場合も硬さに依存する傾向は認められる。さらに、窒化材のような表面硬化材の疲労特性では残留応力の影響が指摘されている。今回は残留応力を測定していないので定量的な検討はできないが、硬さ分布から予測すると、試験片最表面で圧縮残留応力が存在していると予想される。しかし、Fig.10に示したように、窒化材で表面破壊した結果は母材よりも低強度側に位置していることから、残留応力の影響は小さいものと考えられる。

このように、窒化材の疲労特性は起点付近の硬さに強く依存することが分かった。そのため、母地部の粗粒化抑制により内部破壊起点となる硬化層下近傍の硬さ低下を防ぐことに成功した45C及び45C-Pでは窒化により疲労強度が大きく上昇し、母地部の粗粒化により硬さが低下した15C及び15-Pでは疲労強度の上昇量は小さかったと考えられる。実際、Table 3によると窒化材の疲労強度は母地部の硬さに対応した序列となっている。従って、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼を窒化する際には、母地部の粗粒化を抑制し、内部破壊特性の低下を防ぐことが重要である。このような観点から、C増加（析出強化）によるピン止め効果の付与は極めて効果的であるが、P添加による粗粒化抑制効果は十分とはいえなかった。ただし、Fig. 8の結果では表面破壊のみであった45C窒化材より内部破壊を示した45C-P窒化材の方が高い疲労強度を示している。両者の表面硬さが同程度であったことを考慮すると、P添加により表面破壊特性が改善されたことを示す結果といえる。また、Fig. 7でも表面破壊した結果に着目すると15C窒化材よりPを添加した15C-P窒化材の方が疲労強度は高い。

以上のように、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の窒化による高疲労強度化では、母地部の粗粒化を抑制し、硬化層下近傍の硬さの低下を抑えることが重要であることが判明した。そのためには、析出強化を施すことが効果的である。また、内部破壊した場合も起点が硬化層下の組織

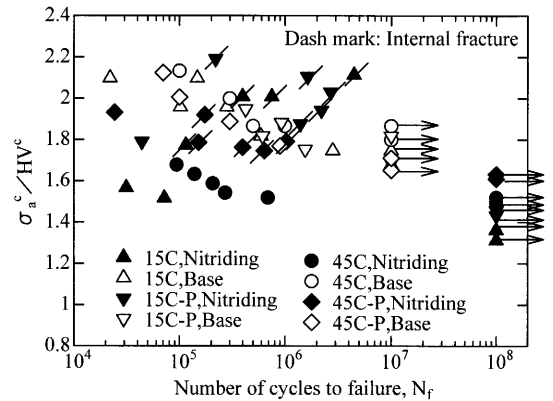


Fig. 10. σ_a^c / HV^c versus N_f curves. σ_a^c means the stress amplitude at the initiation site and HV^c means the Vickers hardness at the initiation site.

割れではなく介在物であった点を考慮すると、素材の高清浄化により更なる疲労強度改善が期待できる。その上、P添加により表面破壊特性が改善される傾向が認められたことから、内部破壊を克服することができた場合には、固溶元素成分の最適化により疲労強度がさらに改善される可能性があることも分かった。

5. 結言

窒化時の粗粒化抑制を念頭に、化学成分を変えた4種類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、疲労試験を行い、固溶、析出及びそれらの複合効果が粗粒化抑制及び疲労強度に与える影響を検討した。得られた結果は以下の通りである。

(1) 窒化試験片の試験部最表面の硬化層硬さは各供試材間で大きな差はなく、硬化層深さも1 mm程度となった。

(2) 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持していたが、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。

(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や15C-Pではその差が小さくなった。また、窒化材では45Cを除き内部破壊する傾向を示し、破壊の起点は硬化層内あるいはその直下の Al_2O_3 介在物であった。

(4) 窒化による母地部の粗粒化抑制を図るためには、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有効な解決策になるという見通しが得られた。

(5) 窒化材の疲労特性は、起点部の硬さに依存していることから、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の窒化による高疲労強度化は、硬化層下近傍を含む母地部の粗粒化を抑制し、硬さの低下を抑えることが重要と考えられた。

文 献

- 1) T.Yokomaku, M.Kinefuchi and Y.Minokata: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **40** (1991) 458, 1415.
- 2) T.Abe, T.Sampeï, H.Osuzu and I.Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1459.
- 3) M.Kurita and K.Toyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 66.
- 4) M.Kurita, M.Ymamoto, K.Toyama and K.Kunishige: *J. Soc. Mater. Sci., Jpn.*, **46** (1997), 1143.
- 5) M.Nagae, A.Katoh, H.Kagawa, M.Kurihara T. Iwasaki and H.Inagaki: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1430.
- 6) J.D.Grosier and J.H.Bucher: *J. Mater.*, **2** (1967), 393.
- 7) S.Tachibana, S.Kawachi, K.Yamada and T.Kunio: *Trans. JSME Ser. A*, **54** (1988), 1956.
- 8) H.Hirukawa and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **68** (2002), 1038.
- 9) T.Hayashi, S.Torizuka, T.Mitsui, K.Tsuzaki and K. Nagai: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 385.
- 10) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y. Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 781.
- 11) T.Hanamura, F.Yin and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 610.
- 12) T.Sawai, S.Matsuoka and K.Tsuzaki: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 726.
- 13) Y.Furuya, S.Matsuoka, S.Shimakura, T.Hnamura and S.Torizuka: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 46.
- 14) S.Matsuoka, Y.Furuya, T.Hnamura and S.Torizuka: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 162.
- 15) 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.
- 16) S.Matsuoka, N.Nagashima and S.Nishijima,; NRIM Material Strength Data Sheet Technical Document, No. 17, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1997), 1.
- 17) P.De la ruz, M.Oden and T.Ericsson: *Mater. Sci. Eng. A*, **A242** (1998), 181
- 18) H.Hirukawa, Y.Furuya and S.Matsuoka: *CAMP-ISIJ*, **17** (2004), 1347.
- 19) 村上敬宣：金属疲労 微小欠陥と介在物の影響，養賢堂，東京，(1993)，1.
- 20) G.J.Shiflet and H.I.Aaronson: *Metall. Trans. A.*, **21A** (1990), 1413.
- 21) M.Suehiro: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 578.
- 22) H.Ko, H.Itoga, T.Hasegawa, C.Kagaya, K.Tokaji and M.Nakajima: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **68** (2002), 484.