

窒化鋼材の疲労強度特性における表面化合物層の役割

機械・材料技術部 材料物性グループ 高木 眞一
 機械・材料技術部 材料評価グループ 殿塚 易行

合金鋼や炭素鋼の窒化材を供試材として疲労強度特性に及ぼす表面化合物層の影響を評価した。SCM435 鋼の場合は表面化合物層が ϵ ($\text{Fe}_{2.3}\text{N}$) 相主体の場合に比べて γ' (Fe_4N) 相を主体とする場合に格段に高い疲労強度を示すことを確認した。また、化合物層を機械的に除去してしまうとその場合が最も優れた疲労強度特性を示した。一方、S45C 鋼や S10C 鋼では、表面化合物層を有する方が除去した場合よりも高い疲労強度を示した。これらの実験結果から窒化鋼材の疲労強度特性は表面化合物層と窒素拡散層との強度バランスを考慮することにより系統的に理解できると考えられる。窒素拡散層の硬化が顕著な合金鋼では表面化合物層の破壊が疲労強度を支配するが、窒素拡散層の硬化が少ない炭素鋼では相対的に強度の高い表面化合物層が疲労強度を向上させる役割を担っている。

キーワード：合金鋼，炭素鋼，窒化，窒化ポテンシャル

1. はじめに

最近になって窒化処理が再び注目されている。その理由は機械部品等の寸法精度向上のニーズにより、浸炭焼入れなどのマルテンサイト変態を伴う硬化処理と比較して変形が格段に小さいという特長が再評価されていることに加えて、欧州を中心に開発された窒化ポテンシャル制御技術によって、表面に生成する化合物層の結晶構造や厚さの制御が可能になったことである。従来、表面化合物層は耐摩耗性や耐食性の向上に有効ではあったが、疲労強度の向上には有効でないと考えられてきた。しかし、窒化ポテンシャル制御によってこうした既概念が覆る結果¹⁻³⁾が報告されるようになり、窒化処理は一種の“機能性コーティング”として再評価され始めている。

著者らはこれまでに、種々の窒化鋼材の疲労強度特性に及ぼす表面化合物層の影響について調査してきた。本稿では、疲労強度に及ぼす表面化合物層の結晶構造、あるいは化合物層の有無の影響について報告し、表面化合物層の役割について考察する。

2. 実験方法

供試材は合金鋼である SCM435 鋼（調質材）、炭素鋼である S45C 鋼（調質材）および S10C 鋼（焼準材）の丸棒である。これらの丸棒から、側面の円周上に 60°V 型ノッチを有する切欠疲労試験片（応力集中係数 2.54）を加工し窒化処理に供した。窒化処理は水素センサーによる窒化ポテンシャル (K_N) 制御機能を備えたピット型ガス（軟）窒化炉を用いて実施し、窒化化合物層の表面側で γ' 相 (Fe_4N) あるいは ϵ 相 ($\text{Fe}_{2.3}\text{N}$) が主相になるようにそれぞれ調整した。窒化処理温度と時間はそ

れぞれ 570 °C および 5 hr である。窒化後の N_2 ガス雰囲気での冷却速度は、金属レトルトをピット内に格納したままの炉冷と、引上げてファン空冷する方法の二種類を実施した。また、比較材として窒化処理後に化合物層を機械的に除去した試験片も準備した。

軸疲労試験は油圧サーボ型の疲労試験機を用いて室温にて応力比 $R = -1$ で実施した。周波数は 20 Hz である。

3. 実験結果

3. 1 表面化合物層の制御

図 1 に一例として窒化ポテンシャル制御によるガス窒化処理を施した SCM435 鋼の表面化合物層を EBSD 法により相構成解析した結果を示す。 K_N 値を低く制御すると図 1 (a), (b) のように表面側に γ' 相が生成する。窒化処理後の冷却速度の違い図 1(a)の方が γ' 相の体積率が高くなっているが、これは炉内を窒素ガスに置換した冷却過程において試料表面から窒素が抜けるためである。いずれも母相との界面近傍には ϵ 相が存在している。これは界面近傍に炭素が濃化するために炭素固溶量の大きい ϵ 相が生成するためである。図 1(c)は、 K_N 値を高めに設定した場合で若干の γ' 相を含有するもののほぼ ϵ 相単相である。その他の炭素鋼についても同様に K_N 値の制御によって化合物層を制御した。なお、以下では表面に γ' 相が多く生成した窒化材を γ' 相主体材、化合物層が ϵ 相単相の場合を ϵ 相主体材と称する。

3. 2 表面からの硬さ分布

図 2 に窒化処理した各供試材の窒素拡散層の硬さ分布をマイクロビッカース硬さ測定機で計測した結果を示す。SCM 435 鋼は合金元素であるクロムが表面から拡散した窒素と結合し微細窒化物を形成するために、表面近傍で顕著な硬化が起きる。これに対して S45C 鋼や

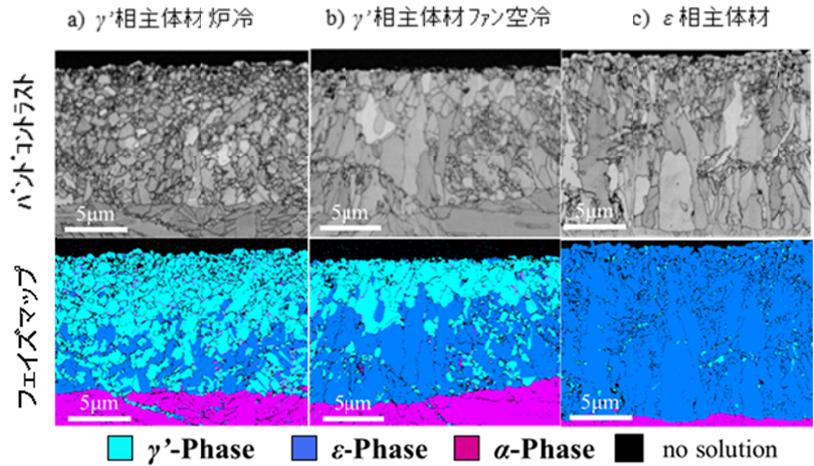


図1 SCM435窒化材に生成した表面化合物層のEBSDによる解析結果

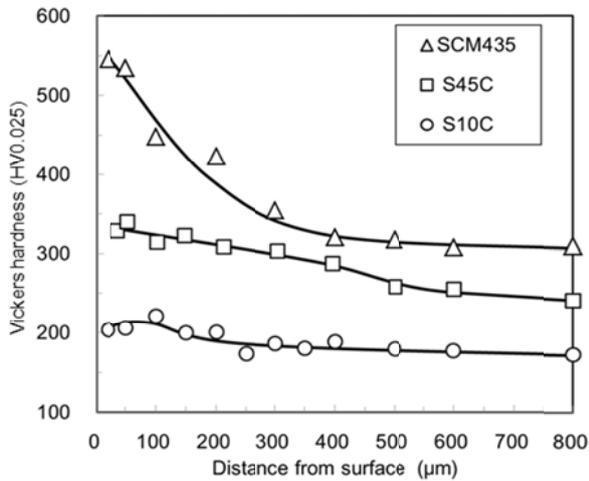


図2 窒素拡散層の硬さ分布

S10C 鋼はフェライト母相中に比較的粗大な針状の鉄窒化物 (Fe_4N) を析出するが、これらは硬さの増加にほとんど寄与しないために、固溶窒素によるわずかな硬度上昇が起こるのみである。なお、同一鋼種での硬さ分布は、窒化処理時の K_N 値によらずほぼ同様であった。

3. 3 疲労試験結果

図3に合金鋼であるSCM435鋼の疲労試験で得られた $S-N$ 線図を示す。縦軸の応力振幅値は応力集中係数を乗じない公称応力で示してある。化合物層を有する窒化材の $S-N$ 線図はいずれも折れ線状の形状を示し、応力振幅が特定の値を下回ると破断までの繰返し数は 10^4 回台から 10^6 回台以上へと格段に向上する。そのため $S-N$ 線図の形状は折れ線状となり、結果としてこの折れ曲がりを見せる応力振幅値が高い値であるほど疲労限度が高くなる。ε相主体材と比較して、γ'相主体材は折れ曲がりを見せる応力振幅値が格段に高く、高い疲労限度を示している。また、化合物層を除去した試験片は元の化合物層の相構成に関わらず同水準の疲労強度を示し、疲労限度はγ'相主体材と同水準で、低サイクル側の疲労強度は

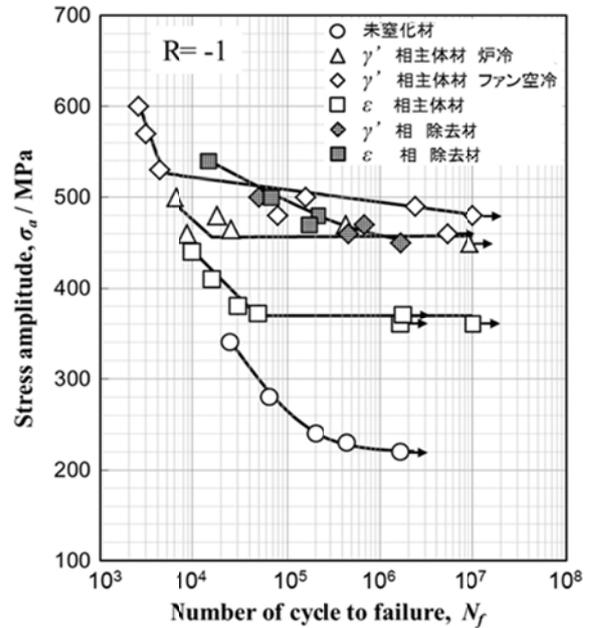


図3 SCM435鋼窒化材の $S-N$ 線図

向上している。図4に、炭素鋼であるS45C鋼およびS10C鋼の $S-N$ 線図を示す。SCM435鋼とは対照的に化合物層を有する方が化合物層を除去した場合よりもむしろ高い疲労強度を示している。また、化合物層を有する場合でもS10C鋼およびS45C鋼のγ'相主体材のように折れ線状の $S-N$ 線図を示さず、化合物層を除去した場合と同様に応力振幅の低下に伴って徐々に破断までの繰返し数が増加する形状の $S-N$ 線図を示す場合もある。このように、合金鋼と炭素鋼では疲労強度に及ぼす化合物層の影響は全く異なる。

4. 考察

上述のような疲労強度に及ぼす表面化合物層の効果の違いは、化合物層と窒素拡散層の強度バランスに依存するものと推測している。このことを模式的に示したの

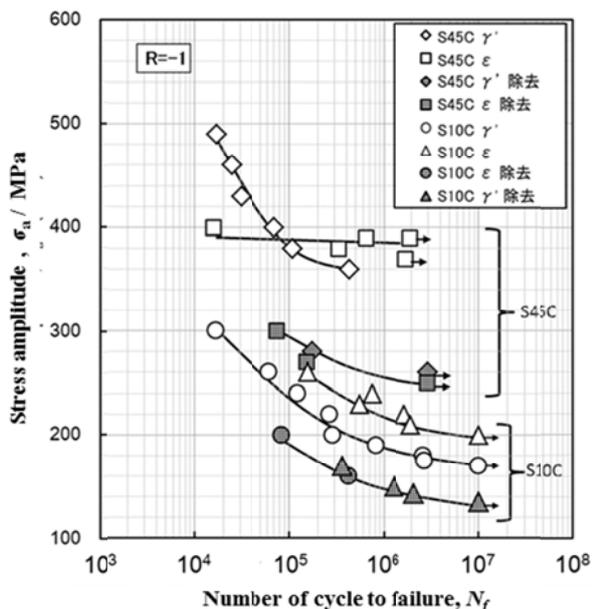


図4 S45C鋼およびS10C鋼窒化材のS-N線図

が図5である。図の横軸は表面からの距離、縦軸は化合物層のき裂の発生に対する抵抗力あるいは窒素拡散層の表面からの硬さ（強度）分布を示している。SCM435鋼のように合金窒化物の析出によって窒素拡散層が顕著に硬化する鋼材では、母相の潜在的な疲労強度が高い水準にあり、相対的に破壊強度の低い化合物層が先に破断することによってき裂が生成し進展を開始するために、疲労強度は化合物層の破壊強度に支配される（ケース1）。対照的に、炭素鋼のように拡散層があまり硬化しない鋼材の場合には、母相の疲労強度よりも化合物層の破壊強度の方が相対的に高いと推測される。このため、化合物層が表面からのき裂の生成を抑制して、その鋼材が本来有する疲労強度よりも高い強度を発現するものと推測している（ケース2）。過去にも炭素鋼において窒素拡散層の硬さと比較して著しく高い疲労強度を示す報告⁴⁾や化合物層を除去することによって疲労強度が低下するという報告⁵⁾がある。逆に窒素拡散層が著しく硬化する窒化用鋼では、化合物層の除去によって疲労強度が向上するという報告⁶⁾もある。

これまでに窒化鋼の表面化合物層の役割について系統的に整理して報告した事例がないが、過去の報告例も上述のように表面化合物層と窒素拡散層との強度バランスという観点で捉え直せば系統的理解が可能であろうと考えている。表面化合物層の強度は単純に構成相によって決まるものではなく、その厚さや結晶粒径、化学組成、残留応力、ポーラス構造の含有割合など種々の因子によって変化するものと考えられるが、これらの因子の影響について全く報告例がない。また、化合物層と窒素拡散層の界面近傍における疲労損傷による微細構造変化についても不明である。より系統的かつ定量的な理

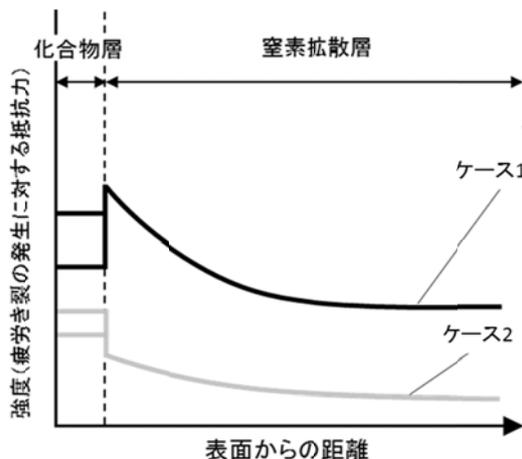


図5 疲労強度に及ぼす表面化合物層の役割（模式図）

解のためにはこれらの知見が重要である。

5. まとめ

強度水準の異なる種々の窒化鋼材の疲労強度特性と破壊機構を調査した結果、窒化鋼材の疲労強度特性は表面化合物層と窒素拡散層との強度バランスを考慮することにより系統的に理解できると考えられる。窒素拡散層の硬化が顕著な窒化鋼では表面化合物層の破壊が疲労強度を支配するが、硬化が少ない窒化鋼材では表面化合物層が疲労強度を向上させる役割を担っている。

謝辞

窒化ポテンシャル制御によるガス窒化処理の実施に協力を頂いた（株）オーネックス技術研究所の伊藤 経教 氏に感謝します。

文献

- 1) Kobayashi, S. Maeda, H. Imataka, Y. Gyotoku, M. Yusa, Y. Shimizu, M. Kanayama: Trans. Soc. of Automotive Engineers of Jpn., 45(2014), 1153.
- 2) Y. Hiraoka, A. Ishida, O. Umezawa : J. Jpn. Soc. Heat Treat., 57(2017), 64.
- 3) 高木眞一, 殿塚易行, 星川 潔, 伊藤経教:「機械構造用鋼表面硬化部材の疲労損傷」シンポジウムテキスト, 日本鉄鋼協会編, (2016), 3.
- 4) 兼城英夫, 下地義光, 真壁朝敏, 真喜志 隆, 片桐一宗: 日本機械学会論文集 (A 編), vol.65(1999), pp808.
- 5) E. Takeuchi, S. Fujiki: J. Jpn. Soc. Heat Treat., 20(1980), 233.
- 6) 磯川憲二, 渡辺俊幸, 加藤哲男: 日本金属学会第 81 回講演大会前刷集, (1977), 237.