

窒化処理した炭素鋼の疲労強度特性に及ぼす

表面化合物層の影響

高木 眞一（機械・材料技術部 材料物性グループ）

殿塚 易行（機械・材料技術部 材料評価グループ）

1. はじめに

窒化処理は、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ことに加え、最近実用化された窒化ポテンシャル制御技術により表面に生成する鉄窒素化合物層の結晶構造を制御することによって疲労強度の向上が可能であること¹⁻³⁾が報告されるようになり改めて注目されている。

著者らはこれまでに、合金鋼である SCM435 鋼の窒化材について、疲労強度に及ぼす表面化合物層の影響を調査してきた⁴⁾。その結果、SCM435 鋼のように表面から拡散した窒素と合金元素のクロムが結合して微細窒化物を形成し窒素拡散層（母相）の著しい硬化が起きる場合には、相対的に破壊強度の低い表面化合物層が先に破断することによって疲労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ことが判明した。そして、疲労強度は化合物層を除去した場合に最も高く、表面化合物層が γ' 相、 ε 相の順に低い値となること、特に ε 相は脆く低い応力で破壊するために著しく低い疲労強度になることなどの結果を得た。

本稿では窒素拡散層が合金鋼のように著しく硬化しない炭素鋼の疲労強度特性に及ぼす表面化合物層の影響についてこれまでの知見を報告する。これらの炭素鋼では母相と比較して表面化合物層の強度が相対的に高くなり、疲労強度に及ぼす影響も合金鋼とは異なると推測される。

2. 実験方法

2.1 供試材と試験片

供試材は炭素鋼である S45C 鋼（調質材、焼戻し温度 620°C）および S10C 鋼（焼準材）である。これらの素材から丸棒状の切欠疲労試験片と平板状の曲げ疲労試験片の両方を加工した。切欠疲労試験片は直径 12mm の平行部に、切欠底の半径が 0.74mm、切欠底間の直径が 8mm の 60°V 型ノッチを加工した。応力集中係数は 2.54 である。曲げ疲労試験片は幅 18mm、厚さ 80mm、厚さ 5mm の平板状試験片とした。

2.2 窒化処理

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 (Fe_2N) 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。また、比較材として窒化処理後に表面化合物層を電解研磨および手研磨により除去した試験片も準備した。

2.3 疲労試験

切欠疲労試験は以前に実施した SCM435 鋼のデータと比較するために実施した。四点曲げ疲労試験は引張側の平滑部の比較的広い領域にわたってき裂生成や組織変化を観察できる可能性があることから疲労損傷過程の観察を目的として実施した。

疲労試験はいずれの試験片に対しても油圧サーボ型の疲労試験機を用いて室温にて実施した。切欠疲労試験片には軸方向に繰返し応力を負荷し応力比は $R = -1$ （両振り）である。四点曲げ疲労試験は応力比を $R = 0$ （片振り）とし、引張側のスパン 60mm、圧縮側のスパンを 20mm として実施した。

3. 実験結果および考察

図 1 に代表例として窒化処理した S45C 鋼の表面近傍の断面の光学顕微鏡組織写真を示す。 γ' 相主体と ε 相主体の試験片を比較すると、表面化合物層の厚さは γ' 相が主体の場合に約 7 μm 、 ε 相の場合に約 15 μm と ε 相主体の方が厚い。S10C 鋼についても ε 相の方が厚い傾向を示した。

図 2 に窒化処理した各供試材の母相の硬さ分布をマイクロビッカース硬さ計で測定した結果を示す。図中には比較のために著者らが測定した SCM435 鋼窒化材の結果⁴⁾も示してある。S45C 鋼や S10C 鋼に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。S45C 鋼の表面化合物層直下における最大硬さは約 340HV であり、S10C 鋼では 210HV 程度であった。いずれも SCM435 鋼の場合と比較すると格段に低い値となった。

図 3 に炭素鋼である S45C 鋼および S10C 鋼の切欠疲労試験による S-N 線図を示す。図の縦軸は応力集中係数を乗じていない公称応力で示した応力振幅である。著者らが以前に報告した SCM435 鋼の窒化材の結果⁴⁾と異なり、化合物層を除去した場合よりも化合物層を有する方がむしろ高い疲労強度を示し、S10C 鋼では表面化合物層が γ' 相よりも ε 相の方が高い疲労強度を示している。

これらの結果から、炭素鋼においては表面化合物層の強度が母相の疲労強度よりも相対的に高く、疲労き裂の生成を抑制する効果を発揮しているものと推測している。しかし、このような場合に疲労き裂は、どこから生成し進展するのか明らかでない。そこで、四点曲げ疲労試験により、疲労損傷による表面近傍でのき裂生成や組織変化の様子を捉えることを試みた。図 4 に四点曲げ試験の結果から得た S45C 鋼の S-N 線図を示す。縦軸は曲げ疲労試験片の引張側に生じる応力最大値を示している。表面化合物層が γ' 相か ε 相かに関わらず、最大応力が 900MPa を超えるような高応力を負荷しても高サイクル領域まで破断することはなかった。そのため、さらに負荷応力を増加すると試験片が試験開始直後の低サイクル域で明白に塑性変形を起こした。これは、今回の四点曲げ疲労試験では応力比が $R = 0$ であるため疲労限度が母相の降伏強度を超えてしまい、塑性変形を起こしたと推測される。これらの試験片の表面には、塑性変形によって表面化合物層に多数のき裂が生じ

ており、疲労損傷過程の評価ができないことから試験を中断した。一方、巨視的な塑性変形を起こさずに高サイクル域まで未破断であった試験片の引張側の表面近傍の組織を図5に示す。表面化合物層の破断による疲労き裂生成や母相と表面化合物層との間の剥離などの現象は認められず、疲労試験開始前の金属組織と大きな差異はなかった。

このように、今回の試験では疲労破壊に至る前に母相が塑性変形を起こしてしまい、表面近傍での疲労損傷過程を的確に捉えることができなかつたと考えられる。

3. まとめ

S45C 鋼および S10C 鋼のいずれの窒化材も合金鋼である SCM435 鋼の場合とは異なり、表面化合物層がある方が疲労強度は高い値を示し、また、表面化合物層が ϵ 相の方が γ 相の場合よりも高い疲労強度を示した。このことは、表面化合物層が母相よりも相対的に高強度であり、疲労き裂の生成を抑制する効果を発揮しているものと推測している。このような場合の疲労破壊に至る損傷機構については未だに明らかでない。今後は、応力比を $R = -1$ (両振り) の曲げ疲労試験を実施して疲労損傷過程について調査する予定である。

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) 高木眞一, 殿塚易行, 中村紀夫, 伊藤経教: 鉄と鋼, 早期公開論文, https://www.jstage.jst.go.jp/article/tetsutohagane/advpub/0/advpub_TETSU-2018-011/_article/-char/ja

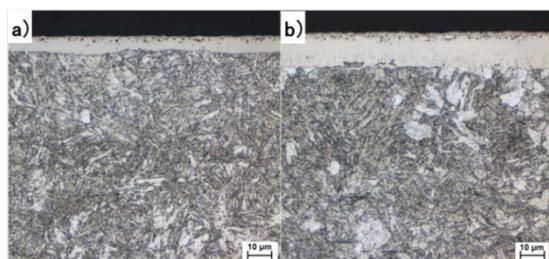


図1 S45C 窒化材の表面近傍の金属組織。 a) γ' 相主体材。 b) ϵ 相主体材。

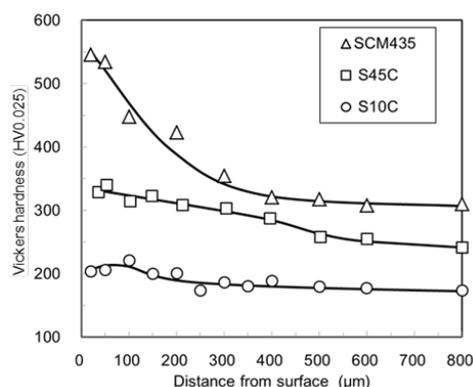


図2 窒素拡散層 (母相) の硬さ分布

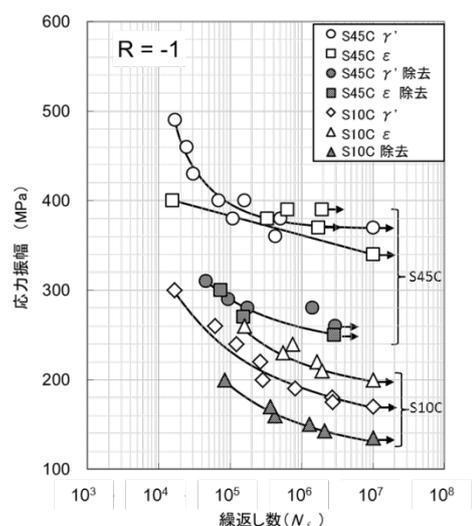


図3 切欠疲労試験の S-N 線図

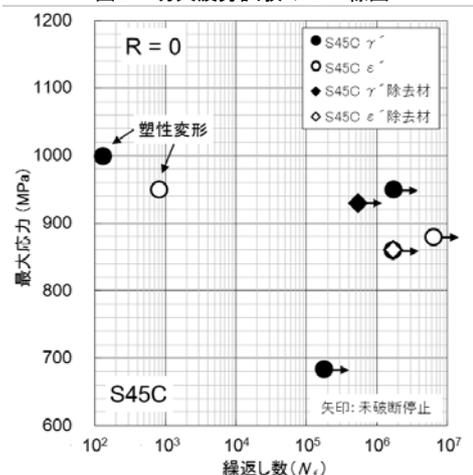


図4 四点曲げ疲労試験の S-N 線図



図5 疲労試験後の引張側表面近傍の金属組織 (S45C γ' 材 最大応力 950MPa 未破断)