窒化処理した SCM435 鋼の疲労強度特性

機械・材料技術部 材料物性チーム 高 木 眞 一

中 村 紀 夫

機械構造チーム 佐 野 明 彦

殿塚易行

窒化ポテンシャルを制御したガス窒化処理法により,表面化合物層の生成しない条件で窒化処理した SCM435 鋼を用いて,室温にて切欠疲労試験を実施した.その結果,窒化処理を施していない調質処理まま材 の疲労強度と比較して,高サイクル側で窒化処理材の疲労強度は約 27 %向上した.しかし,破断までの繰り 返し数が 10⁵ 回以下の低サイクル側では明確な疲労強度の向上は認められず,き裂の発生が応力振幅値に敏感 であることが示唆された.通常の結晶粒径の材料と初期組織を微細化した材料の疲労強度の比較も試みたが, 微細化した材料に疲労強度の向上は認められなかった.

キーワード: 鉄鋼材料, 窒化処理, ガス窒化, 疲労強度, 窒化ポテンシャル

1 はじめに

自動車や産業機械等への高効率化の要求が高まるに つれて、これらに使用される機械部品の耐久性を左右 する熱処理技術の向上が益々重要になっている.従来 の常識を覆すような新しい熱処理技術の発明が簡単に は望めない今日では、従来の技術を、さらに高精度か つ高分解能に制御し、材料の特長を最大限に引き出す ことが重要になる.

本研究で対象とする窒化処理は、母相が α 相である 温度域における硬化処理であることから、焼入れによ るマルテンサイト変態を伴う表面硬化処理と比較して、 処理に伴う歪み(寸法変化)が格段に小さいという点 が最大の長所である.また、表面に鉄と窒素の化合物 層が形成されるために、耐摩耗性や耐食性が改善でき るという特長もある.一方で、浸炭焼入れや高周波焼 入れといったマルテンサイト変態を活用する硬化法と 比較すると、硬化層深さが不十分になりがちであるこ とや、表面の化合物層が破壊の起点になることがある など、疲労強度に劣ると言われている.

最近になって、アンモニアガスを用いたガス窒化処 理中の窒化ポテンシャルを制御することにより、表面 化合物層の厚さあるいは有無や結晶構造を制御する手 法が導入されるようなり、歪みが小さいという本来の 長所を生かしつつ疲労強度の向上が期待されている.

本研究では,窒化ポテンシャル制御により表面化合 物層を生成しないような窒化処理を施した機械構造用



表1 供試材の化学組成

鋼の疲労試験結果を報告する.

2 実験方法

2. 1 素材の準備

供試材として機械構造用合金鋼の一種である SCM435 鋼を用いた.その化学組成を表1に示す.供 試材の丸棒状素材から図 1 に示すような粗加工を施し た後,焼入れ-焼戻し処理を施し,調質組織を得た.焼 戻し温度は590 ℃である.

2. 2 初期組織微細化のための熱処理

調質処理を施した素材を通常サイズの旧オーステナ イト粒径を有する試験片とした.これに対して,旧オ ーステナイト粒径を微細化した試験片を以下の手順に より作製した.調質処理を完了した上記素材を図 2(a) に示すような高周波誘導加熱方式による熱処理装置を 用いて,平行部をオーステナイト(γ) 域に短時間加熱 して, 微細なオーステナイト(γ) 組織とした後,直ち に焼入れして,旧 γ 粒径の微細なマルテンサイト組織

6



図3 切欠疲労試験片形状

とした. これを再び 590 ℃にて焼戻し処理を施し, 旧 γ 粒径の微細な調質組織を得た. 図 2 (b) に熱処理パ ターンを模式的に示す.

2. 3 試験片加工

調質処理および旧 γ 粒径の調整を終えた粗加工素材 から、図 3 に示す形状の切欠疲労試験片を加工し、室 温にて疲労試験に供した.切欠部は機械加工の後, 600番の SiC 耐水研磨紙により手研磨した.

2. 4 窒化処理

試験片の平行部以外の部分に窒化防止剤を塗布し充 分に乾燥した後,水素センサーを備えた窒化ポテンシ ャル制御型ガス窒化炉を用いて,570 ℃/5 hour の窒 化処理を実施した.本研究では,表面化合物層が生成 せず,窒素の拡散による硬化層のみが形成されるよう に窒化ポテンシャルを低い値に調整して窒化処理を施 した.

2.5 疲労試験

疲労試験は,油圧サーボ型疲労試験機(インストロン社製 8502)を用いて実施した.正弦波形の単軸引 張圧縮応力を繰り返し付与して S-N 線図を得た.応力 比 R=-1,周波数は 20 Hz である.

3 実験結果および考察

3. 1 初期組織の比較

図4に、得られた二種類のSCM435鋼のミクロ組織



図 4 窒化処理前の初期組織. (a)通常の結晶粒径材 (b)初期組織微細化材.



図5 窒化処理後の切欠底の硬さ分布

を示す. 通常サイズの旧オーステナイト粒径が 14.7 µm であるのに対して, 微細組織材の旧オーステナイ ト粒径は 6.7 µm であり,約半分程度に組織が微細化 していることがわかる.

3. 2 窒化処理による硬化層深さ

図 5 に窒化処理後の硬さ分布の一例として,疲労試 験片の切欠底から内部に向かって測定した硬さ分布を 示す.表面付近の最高硬さは 550 HV 程度であり,硬 化領域の深さは,約 0.4 mm 程度である.芯部の硬さ は,窒化処理の有無に拘わらず約 300 HV 程度であっ た.

3.3 疲労試験結果

図 6 にこれらの切欠疲労試験における S-N 線図を示 す. 図中の矢印は破断しないまま, 図中の繰り返し数 にて試験を中断したことを示している. 窒化処理を施 していない試験片の場合には,応力振幅が小さくなる ほど破断までの繰返し数は徐々に長くなり,疲労限度 は220 MPa 程度である. これに対して,窒化処理材は, 低サイクル側では未処理材と比較して破断までの繰り 返し数に顕著な向上は無いものの,応力振幅が 270 MPa~290 MPa なると繰り返し数が 10⁶回を超えても 破断しなくなる. この水準を疲労限度と解釈すれば, 窒化処理によって約 27 %の疲労強度向上が認められた. このように,窒化処理材の S-N 線図は,繰り返し数が 10⁵回程度を境として,二つの直線からなる不連続に 折れ曲がった形状となっている.

一方,熱処理による初期組織の微細化の効果につい てみると,初期組織が微細な試験片の疲労限度は通常 の結晶粒径の組織とほぼ同等か若干低くなる傾向を示



図 7 切欠底部断面の FEM による応力分布と実測強 度分布との比較

しており,組織の微細化による疲労強度の向上効果は 認められなかった.

図 7 は,有限要素法 (FEM)の弾性解析を用いて計 算した疲労試験片の切欠底部断面に 300MPa の平均応 力を負荷した場合の応力分布と,硬さ分布の実測結果 から σ (MPa) = 0.3 HV×9.8 の関係により換算した降伏 応力の分布を比較したものである.図のように,切欠 底の応力は負荷した平均応力の約 2 倍程度になってい る.また,本研究では,いずれの応力振幅においても, 切欠による応力集中を窒化による降伏応力の向上が上 回っている.

3. 4 破面形態と破壊過程

図 8 は破面を光学顕微鏡により観察した例である. 破面は切欠底部の断面である.図の上方に黒色に見え る領域は延性破壊による最終破断部であり,その他は 疲労き裂の進展による破面である.き裂の起点は明瞭



図8 光学顕微鏡による巨視的破面の観察例



図 9 走査型電子顕微鏡による破面. (a)通常の結晶 粒径材,応力振幅:290MPa (b)初期組織微細 化材,応力振幅:270MPa

ではないが、切欠底表面の複数の箇所からき裂が発生、 進展したものと推測され、内部が起点になっている様 子は認められない.これらの破面の特徴は、すべての 試験片について同様であった.

図 9 に走査電子顕微鏡による破面の観察結果を示す. いずれの試験片の場合にも,破面上にはき裂進展中の 繰り返し応力によって,上下面が接触するためと推測 されるつぶれた領域が観察され,破面形態やき裂の進 展挙動がわかりにくくなっている.き裂は表面直下の 欠陥等から発生している形跡はなく,切欠底表面の複 数の箇所から発生したと推測される.

図 9(b)の初期組織微細化材の表面には、厚さが 1 µm 程度のごく薄い層状の形態が観察されることから、表 面化合物層のわずかな生成が、通常の結晶粒径材と比 較して疲労強度が若干低下した原因ではないかとも推 測されるが、詳細は不明である.

破面観察の結果からは,窒化処理材の疲労強度が繰 り返し数 10⁵回を超える高サイクル側のみで向上する 原因は明らかでない.窒化処理による表面硬化によっ てき裂の発生に対する抵抗力が増加し疲労強度は向上 すると考えられる.しかし,同時に窒化によって切欠 感受性が高くなるために,応力振幅がある値を超える と,表面の微細な凹凸や金属組織的な応力集中箇所か らき裂が発生するようになり,低サイクル側では窒化 処理を施していない材料と比較して強度の上昇が認め られなかったのではないかと推測している.

初期組織の微細化によって,き裂の基点となる金属 組織的な応力集中箇所が微細化,無害化されて,疲労 強度がより向上することを期待したが,効果は認めら れなかった.窒化材におけるき裂の発生に対する金属 組織や表面化合物層の影響については,より詳細な検 討が必要である.

4 まとめ

窒化ポテンシャルを制御したガス窒化処理により, 表面化合物層の生成しない条件で窒化処理した SCM 435 鋼を用いて,室温にて切欠疲労試験を実施した結 果,以下の知見を得た.

- 窒化処理材の疲労強度は、破断までの繰り返し数 が 10⁵回以上の高サイクル側において、未処理材と 比較して約 27 %増加した.しかし、10⁵回未満の 低サイクル側では強度の向上は認められなかった.
- 2. 初期組織の微細化は疲労強度の向上に対して有効 ではなかった.
- 3.低サイクル側で窒化処理材の疲労強度に向上が認められない原因は、窒化によって強度が向上する反面、き裂発生に対して、より感受性が高くなるためと推測されるが、組織の微細化、および表面化合物層の影響も含めて、より詳細な検討が必要と考えている。

Fatigue Strength Property of Nitrided JIS-SCM435 Steel

Shinichi TAKAGI, Norio NAKAMURA, Akihiko SANO and Yasuyuki TONOZUKA

Fatigue strength property of JIS-SCM435 steels which was gaseous nitrided under the condition without forming surface nitride layer was investigated. Fatigue strength of nitrided steel exhibited about 27 % improvement comparing with non-nitrided specimen in the high cycle fatigue region more than 10⁵ cycles. However, in the low cycle fatigue region less than 10⁵ cycles, no improvement was found. This behavior suggested that the initiation of crack was sensitive to the stress amplitude. Refinement of initial microstructure was not effective in improvement for fatigue strength.