

材料内部欠陥形成機構の解明と非破壊検出法の開発

研究代表者 理工学研究部(工学) 塩澤 和章

1. 目的

地球環境負荷物質低減の観点から、機械・構造物の高効率化、省エネルギー化、軽量化などを目的として、高強度、高硬度、高じん性、高耐摩耗性、高疲労強度を有する機能性材料の要求が高まってきている。これらの要求に対して、高速度鋼の高機能性機械要素部材への適用が検討され、また、新しい高速度鋼の開発が行われてきている。これまでに、高速度鋼中の微細炭化物の種類を制御した新合金 MHS2 を試作して疲労強度特性評価を行った結果、超高サイクル域において介在物を起点とする内部破壊を生じない疲労信頼性に優れた新合金であることが明らかとなった。これは全寿命域において表面破壊のみを生じ、内部破壊を生じる従来材料に比べて疲労強度に優れたものであった。本研究では更なる疲労強度の向上を目指して、窒化処理による表面改質処理を行い、その疲労強度特性を把握して新合金開発の指針を得ることを目的とした。

2. 研究成果

本研究に用いた供試材は JIS SKH51 を基本として試作した高速度鋼 MHS2 であり化学組成は 0.5C-0.1W-2Mo- 5Cr-0.5V-0.1Nb (mass %) である。MHS2 は真空誘導溶解 (VIM) とエレクトロスラグ再溶解 (ESR) によって溶製し、非金属介在物の低減を図った。また本試作鋼は、JIS SKH51 (0.9C-6.0W-5Mo-4Cr-2.0V) に比較して、C 含有量を減らし、さらに W, Mo および V の添加量を減らすことで、MC 系炭化物および M_6C 系炭化物の軽減を図っている。熱処理は真空焼入れ・焼戻し炉を用い、1373K 保持後ガス冷、その後 833K 保持後ガス冷の熱処理を 3 回施した。表面改質処理は二種類の方法により行い、疲労強度特性改善効果を検討した。ラジカル窒化処理は N_2+H_2 ガス中でグロー放電により高活性ラジカルを発生させるものであり、温度 725K で 6h 処理した。また、低温窒化処理は $NH_3+CO_2+N_2$ のガス中において温度 725K で 1h の条件で行った。以後、ラジカル窒化処理を施した試験片を RN (Radical Nitrided) 材、低温窒化処理を施した試験片を LN (Low-Temperature Nitrided) 材および窒化処

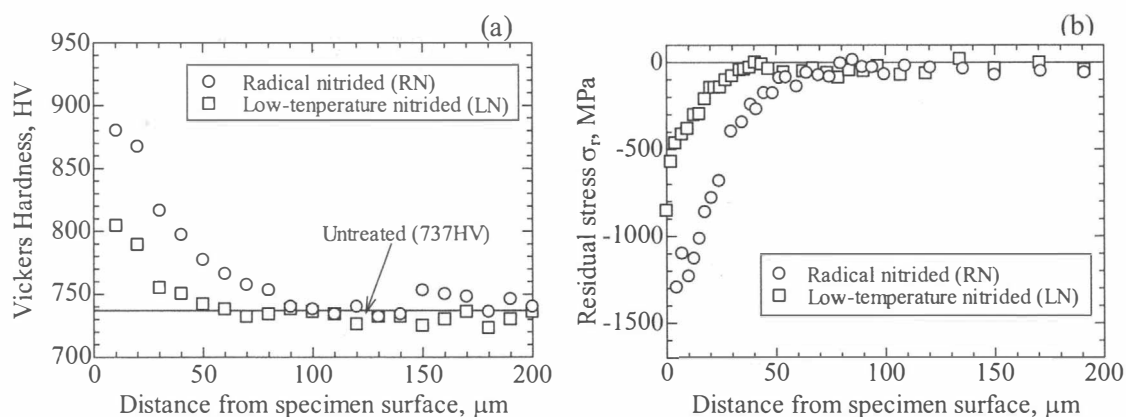


図1 窒化処理材の硬さ分布(a)および残留応力分布(b)

理を施していない試験片を UT (Untreated) 材と呼ぶことにする。

図 1 に窒化処理材の試料表面から内部方向へのビッカース硬さ及び X 線残留応力分布測定結果を示す。試料表面近傍で硬度が上昇し、高い圧縮残留応力を示しており、表面改質効果が認められる。硬さ及び圧縮残留応力はラジカル窒化処理の方が低温窒化処理に比べて大きく、窒化層深さは前者で 80 μm 程度、後方で 40 μm 程度であった。

疲労試験に用いた試験片は直径 16mm の押し丸棒材より採取したものであり、つかみ部直径 10mm、最小断面直径 3mm の砂時計型丸棒試験片であり、弾性応力集中係数 $K_t=1.06$ である。試験片は素加工後前述の熱処理を行い、#60 相当の砥石 (WA) を用いて、砥石回転速度 3800rpm、ワーク回転速度 750rpm、切込み量 0.06mm で研削加工によって最終仕上げを行った。研削傷を除去するため、#1500 までのエメリー紙で研磨を行った後窒化処理を施した。疲労試験は 4 連式片持ち回転曲げ疲労試験機を用い、繰返し速度 3150rpm ($f=52.5\text{Hz}$)、室温・大気中の実験室雰囲気下で実施した。疲労試験の打ち切り繰返し数は 10^9 回とした。

図 2 に疲労試験から得られた S-N 曲線を示す。図(a)に示したラジカル窒化処理 (RN) 材の疲労強度は未処理 (UT) 材に比べて実験を行った全応力振幅域で向上した。UT 材の疲労破壊は高応力振幅・短寿命域における介在物を起点とする表面破壊から、低応力振幅・長寿命域における表面の組織割れ (介在物無し) に変化する二段折れ曲がり S-N 曲線であった。一方、RN 材は材料内部の介在物 (主として粗大炭化物) を起点とする内部破壊であった。その典型例を図 3 に示す。高応力振幅域では図(a)に示す介在物周囲に GBF 領域を形成しない I 型破壊であり、 10^7 回を越える長寿命域では図(b)の GBF 領域を形成する IG 型破壊に遷移した。

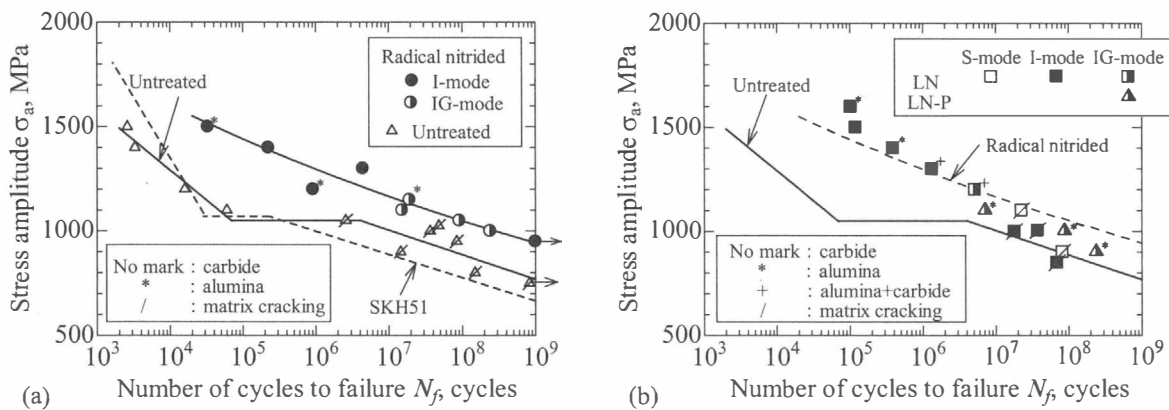


図 2 回転曲げ疲労試験から得られた S-N 曲線 ; (a) ラジカル窒化材, (b) 低温窒化材

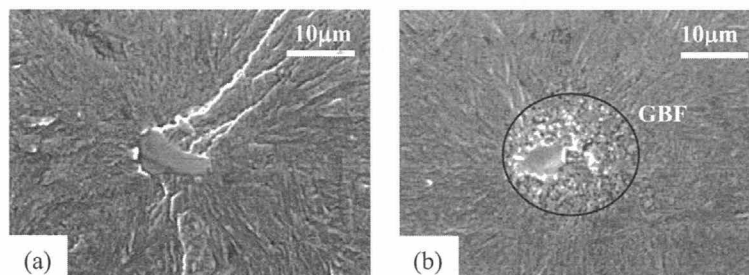


図 3 ラジカル窒化処理材の内部き裂発生起点近傍の SEM 観察結果 : (a) I 型破壊; $\sigma_a=1400\text{MPa}$, $N_f=2.23 \times 10^5$ cycles , (b) IG 型破壊; $\sigma_a=1000\text{MPa}$, $N_f=2.41 \times 10^8$ cycles.

低温窒化 (LN) 材は図 2 (b)に示すように、 10^7 回を越える長寿命域で試験片表面近傍における組織割れが現れ、UT 材と同程度の疲労強度となり表面改質処理効果が認められなかった。この組織割れは表面から $15 \mu\text{m}$ 程度の浅い窒化層内で生じていたことから、窒化処理の不均一や偏析の影響が考えられた。表面層を約 $15 \mu\text{m}$ 研磨除去した試験片 LN-P 材の疲労試験を行ったところ、疲労強度は向上し RN 材と同程度となった。

SKH51 の 10^7 回を越える長寿命域では表面改質効果は認められない。これはき裂発生起点が表面改質効果の存在しない内部の介在物となるためである。図 2 (a)に示した SKH51 と RN 材の比較から、RN 材の疲労強度は 30%以上向上し、また疲労寿命は 100 倍以上増加している。試作鋼 MHS2 は基材中の MC 系炭化物量を抑えることによってき裂発生起点となる介在物周囲に GBF 領域形成を抑制・遅延させたものであり、この効果が明瞭に現れた結果である。すなわち、MHS2 未処理 (UT) 材の超高サイクル疲労域で、GBF 領域形成の抑制・遅延効果により表面組織割れが現れ、内部介在物を起点として疲労破壊する SKH51 よりも高疲労強度を示す。窒化処理を施すことにより表面の弱い層が改善されて組織割れが抑制される。これによって破壊起点は内部介在物に遷移するが、GBF 形成の抑制効果によって疲労寿命は大幅に改善されることになる。

3. まとめと今後の課題

MC 系炭化物の数を減らして GBF 領域の形成を抑制した試作高速度鋼は窒化処理によって超高サイクル域で GBF 領域を形成する内部破壊が生じるが、GBF 領域形成の遅延効果により疲労寿命は従来材料に比較して大幅に向上した。RN 材の 10^9 回疲労強度は約 950MPa であり、SKH51 の 650MPa に比べて大幅に向上していることは特筆すべき実験結果である。窒化処理法によっては窒化層内に疲労損傷に対して悪影響を及ぼす脆弱部が形成され超高サイクル域の疲労強度を低下させる可能性のあることから、適切な窒化処理法の確立が必要である。また、高速度鋼の更なる疲労強度向上のためには、組織制御による内部介在物を起点とする破壊を抑制することが必要であり、更なる研究が必要である。

なお、詳細は以下の論文を参照下されば幸いである。

- (1) 塩澤和章, 島谷祐司, 仲田武弘, 吉本隆志, 越 正夫, 内部破壊機構に基づいて開発した高速度鋼の超高サイクル疲労強度特性, 日本機械学会論文集, A 編, 76 巻 772 号, pp. 1689-1697 (2010).
- (2) 平野貴士, 島谷祐司, 塩澤和章, 吉本隆志, 越 正夫, 試作高速度鋼の超高サイクル疲労強度特性に及ぼす窒化処理の影響, 日本機械学会論文集, A 編, 掲載予定.

利用施設

- ・ X線残留応力測定装置
- ・ 走査型プローブ顕微鏡