

NACHI  
**TECHNICAL  
REPORT**  
Materials

Vol. **19A2**  
Sep/2009

マテリアル事業

■ 寄稿・論文・報文・解説

「高速度工具鋼の疲労挙動への窒素の効果」

Effect of Nitrogen on Fatigue Behavior of a High-Speed Tool Steel

〈キーワード〉 高速度工具鋼・窒素・破壊起点・炭化物・不均一変形・応力集中

機械工具事業部／工具技術部

三谷 状士 Takashi MITANI

人事部

沙魚川 智之 Tomoyuki HASEGAWA

## 要 旨

近年、切削加工において、切削条件が厳しくなることから、使用される工具材料の高性能化が求められている。また、切削材料としての高速度工具鋼においても特性を向上させるために高合金化、製造プロセスによる組織制御による改良が続けられている。さらに、組織制御の一つとして窒素含有量を制御する方法が行なわれている。

本稿では、高速度工具鋼の窒素含有量が異なることによる組織および疲労強度へ与える影響を説明するとともに、疲労破壊メカニズムへの影響を微視組織学的観点から検討し、最後に疲労強度向上の指針を提案する。

## Abstract

In recent years, higher performance of a tool material has been expected as the cutting conditions in machining are becoming stricter. In addition, steel for high-speed machining tools has been highly alloyed in order to improve the characteristics, and structural control in the manufacturing processes has been continually improved. Furthermore, a method to control nitrogen content is employed as a part of structural control.

The impact on the material structure and fatigue strength from the different nitrogen content in steel for high-speed tools is explained in this article. The impact on fatigue/destruction mechanism is examined from the viewpoint of microscopic metallography and lastly a guideline for improving fatigue strength is proposed.

## 1. 高速度工具鋼の特性向上と疲労強度

高速度工具鋼は、主に切削工具用材料として用いられている。近年、生産効率向上のため切削加工条件は過酷になり、それに対応して、高速度工具鋼には耐摩耗性、高温強度といった機械的特性の向上が求められている。機械的特性向上の手段として、合金元素であるW、Mo、Vなどの添加量を増やす高合金化がすすめられてきた。しかし、高合金化により切削性能が向上する一方、添加量が増えすぎると炭化物の粗大化<sup>※1</sup>が起り、韌性・被研削性が著しく低下する。そこで窒素量を減少させることにより炭化物の粗大化を抑制させる方法がとられるようになった<sup>1)</sup>。

高速度工具鋼の機械的特性の中でも疲労特性に関する研究がこれまで盛んに行なわれており、最近では超長寿命域における疲労強度特性が注目されている<sup>2,4)</sup>。これらの研究では破壊の起点となる介在物や炭化物のサイズに着目し、疲労強度の予測が行なわれているが、微視的な疲労破壊メカニズムにまでは言及されていない。

本稿では、窒素含有量を変化させた3種類の高速度工具鋼を用いて、それぞれの組織および疲労強度を調査し、疲労破壊に至るメカニズム<sup>5)</sup>を微視組織学的に説明し、得られた知見より疲労強度向上の指針を提案するものである。



## 2. 高速度工具鋼の組織への窒素量の影響

大気溶解を想定した160ppm (M材)の窒素を含む高速度工具鋼、さらに40ppm (L材)と400ppm (H材)の窒素を含む高速度工具鋼の小鋼塊を製造した。

高速度工具鋼の組織は、ラスマルテンサイトよりなる母相と硬質な炭化物で構成されている。図1に焼きもどし後のH材のSEM像(組成像)を示す。3種類の炭化物が認められる。灰色の炭化物AはVを主要構成金属元素とするMC炭化物で、その硬度は2,400–3,200Hvである<sup>6)</sup>。白色の炭化物BはMo、Wを主要構成金属元素とするM<sub>6</sub>C炭化物で、その硬度は1,600–2,300Hvである<sup>6)</sup>。炭化物CはMCとM<sub>6</sub>C炭化物からなる複合炭化物である。

高速度工具鋼は凝固時にMC炭化物とM<sub>2</sub>C炭化物が晶出する。この中でM<sub>2</sub>C炭化物は安定相ではないため、高温下で鍛造する際にMC炭化物とM<sub>6</sub>C炭化物に分解し、母相中に分散するが、分解した各炭化物は母相中に分散するだけでなく複合炭化物(以下、M<sub>6</sub>C・MC炭化物と呼ぶ)としても存在している<sup>5)</sup>。

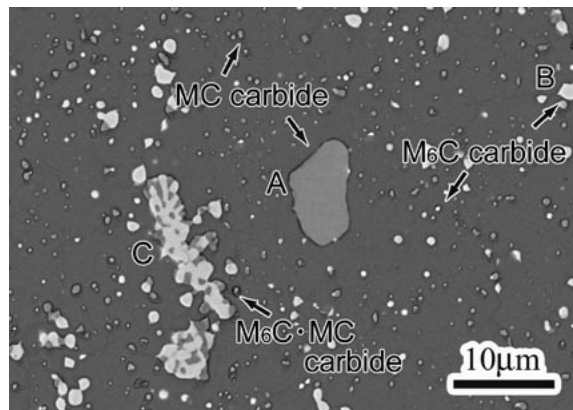


図1 H材(窒素含有量400ppm)における各種炭化物のSEM像

図2に、焼きもどし後のL材とH材においてMC炭化物のみ腐食したときの光学顕微鏡写真を示す。窒素量を減らすことによってMC炭化物の粗大化が抑制されていることが分かる。図3には同じ試料中のM<sub>6</sub>C炭化物のみを腐食したものを示す。窒素量の違いによってM<sub>6</sub>C炭化物のサイズや分布状態に違いは見られない。

L、M、H材中のMC、M<sub>6</sub>C、M<sub>6</sub>C・MC炭化物のサイズを測定した。窒素量の違いによって各炭化物の

平均サイズに差は見られず、それぞれ約0.8 $\mu$ m、1.2 $\mu$ m、2.5 $\mu$ mであった。また、L材とM材ではMC、M<sub>6</sub>C、M<sub>6</sub>C・MC炭化物の最大サイズは同じであり、それぞれ約7 $\mu$ m、4 $\mu$ m、8 $\mu$ mであった。H材には同じ最大サイズのM<sub>6</sub>C、M<sub>6</sub>C・MC炭化物が観察されたが、MC炭化物は最大約13 $\mu$ mと粗大化していた。したがって、窒素量の組織への影響は凝固時に晶出するMC炭化物の大きさのみに現れるといえる。

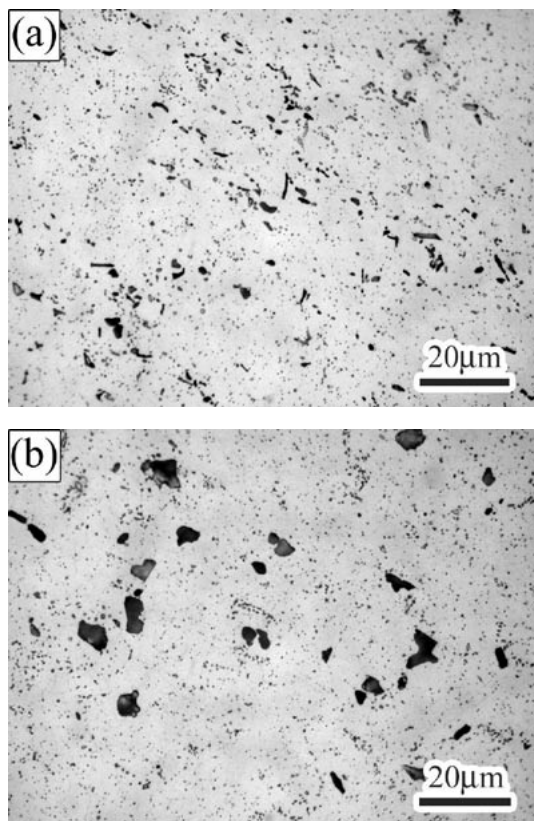


図2 (a) L材(窒素含有量40ppm)と  
(b) H材(窒素含有量400ppm)中の  
MC炭化物の光学顕微鏡写真

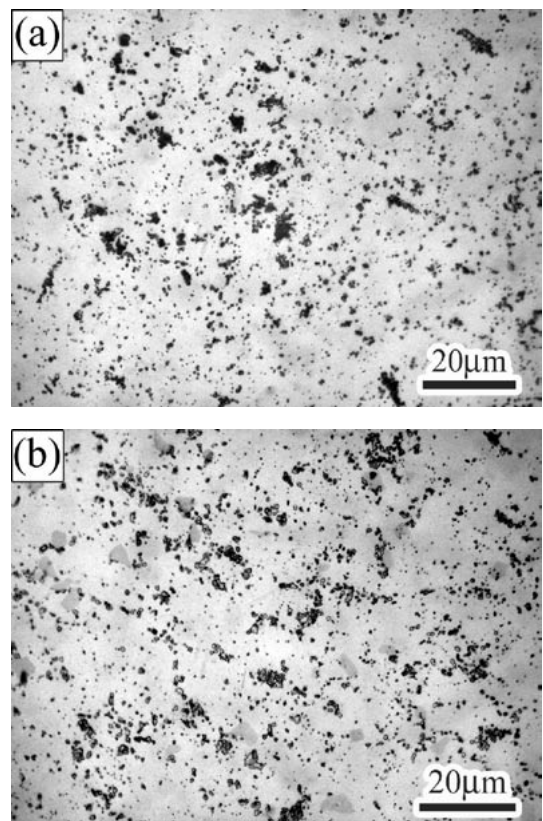


図3 (a) L材(窒素含有量40ppm)と  
(b) H材(窒素含有量400ppm)中の  
M<sub>6</sub>C炭化物の光学顕微鏡写真

### 3. 高速度工具鋼のS-N曲線と破壊起点

図4は超音波疲労試験による高速度工具鋼の疲労寿命曲線(S-N曲線)である。L材とM材では疲労強度に明確な差は認められず、H材はL材、M材に比べ低い疲労強度となっている。

破断面には高強度鋼の特徴であるフィッシュアイが観察され、その中央部に破壊の起点が存在する。H材はL材、M材に比べ疲労強度の違いだけでなく、図5に示すように破壊起点となる炭化物の種類の違いも認められた。H材では13 $\mu\text{m}$ 程度の粗大なMC炭化物であり、L材とM材では2~3個のM<sub>6</sub>C・MC炭化物より構成される12 $\mu\text{m}$ 程度の大きな集合体(以下、炭化物集合体と呼ぶ)であった。一方、H材中のMC炭化物の最大サイズは約13 $\mu\text{m}$ 、L材とM材中の炭化物集合体の最大サイズは約13 $\mu\text{m}$ であり、いずれの炭化物も、最大サイズに近いものが破壊の起点となっていることが分かる。

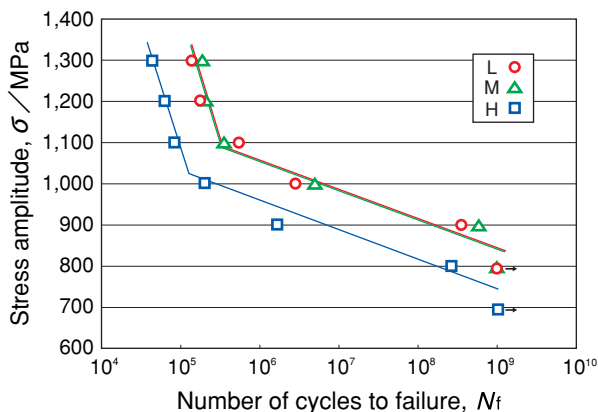


図4 (a) L、M、H材のS-N曲線

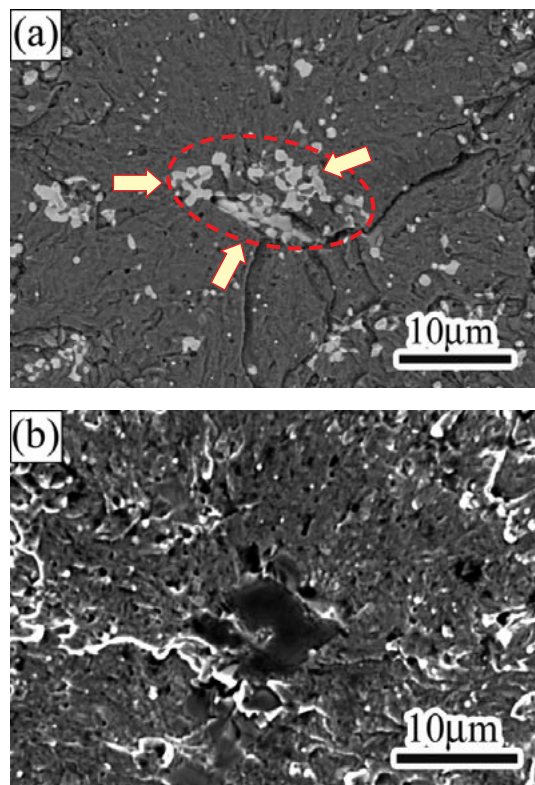


図5 (a) L材(窒素含有量40ppm)と (b) H材(窒素含有量40ppm)における破壊起点のSEM像

## 4. ボイドとクラックの発生

疲労破壊後の試料をSEMを使って組織観察を行なった。L、M、H材、いずれにおいても、 $5\mu\text{m}$ 以上の $\text{M}_6\text{C}\cdot\text{MC}$ 炭化物内の $\text{M}_6\text{C}$ とMC界面の剥離によりボイド(空洞)が形成されていた(図6(a))。加えてH材では $8\mu\text{m}$ 以上の大きなMC炭化物が割れることでボイドが形成されていた(図6(b))。サイズがある大きさ以上の炭化物のみにボイドが観察されるため、サイズの大きい炭化物にはより大きい応力集中が生じているものと判断できる。

さらにL材、M材において、図6(a)に示すように、約 $12\mu\text{m}$ 以上の $\text{M}_6\text{C}\cdot\text{MC}$ 炭化物集合体中の2個の $\text{M}_6\text{C}\cdot\text{MC}$ 炭化物に発生したボイドを連結するようにクラック(亀裂)が伝播していた。また、H材においては図6(b)に示すように、約 $12\mu\text{m}$ 以上の粗大なMC炭化物に形成したボイドからクラックが発生していた。しかし、L材、M材に比べ破断までの繰返し数の少ないH材では、 $12\mu\text{m}$ 程度の大きさを持つ $\text{M}_6\text{C}\cdot\text{MC}$ 炭化物集合体中ではクラックは発生していなかった。したがって、MC炭化物の大きさと $\text{M}_6\text{C}\cdot\text{MC}$ 炭化物集合体の大きさが同程度である場合、MC炭化物からのクラックの発生は、炭化物集合体中のクラック伝播よりも早く起こる。このことがH材においてL材、M材と比べ、疲労強度が劣る原因である。

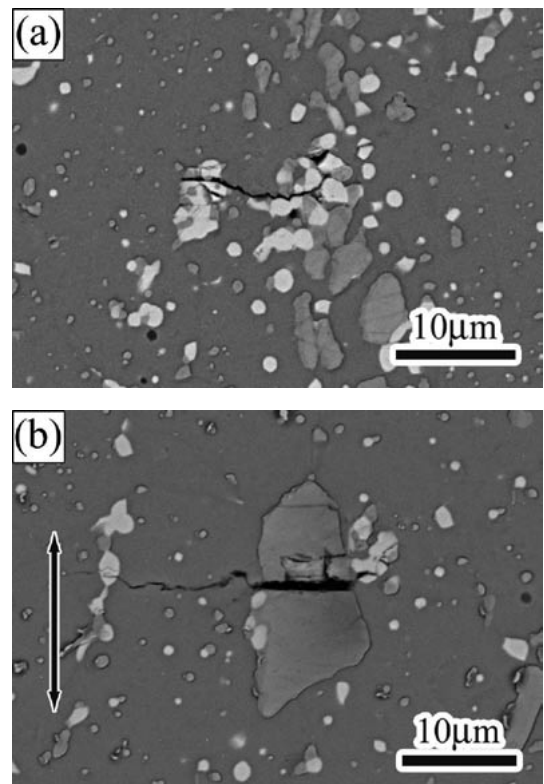


図6 (a) L材(窒素含有量40ppm)中の $\text{M}_6\text{C}\cdot\text{MC}$ 炭化物と (b) H材(窒素含有量400ppm)中のMC炭化物におけるボイド形成およびクラック伝播

## 5. 疲労試験後の焼鈍

前述のように、MC炭化物と $M_6C \cdot MC$ 炭化物中のポイド形成にはサイズ依存性が存在し、大きいものほどポイド形成は容易であることが見出された。すなわち、いずれの炭化物においてもそのサイズが大きいほど応力集中が大きいことが明らかとなった。

数 $\mu\text{m}$ 程度の粒子を含むAlやCu合金の圧延後の焼鈍による再結晶挙動が数多く調べられており、大きな粒子周りで再結晶核が優先的に形成されることが知られている<sup>7)</sup>。これは、粒子が大きいほど粒子周りの変形の局在化、あるいは変形の不均一性が高くなるためであると解釈されている<sup>8)</sup>。本研究の場合も炭化物が大きいほど、その周辺の不均一性が高く、その結果ポイドが形成されたと推定される。そこで疲労試験後のM材を $650^\circ\text{C}$ で焼鈍を行なった。

図7に3hr焼鈍後の<sup>※5</sup>TEM像を示す。図7(a)と(b)中の矢印で示すように、MC炭化物ではその周りに、 $M_6C \cdot MC$ 炭化物においてはMC炭化物の周りに優先的に再結晶核が形成された。M材の $650^\circ\text{C}$ で1hrの焼鈍後では、約 $5\mu\text{m}$ 以上のMC炭化物近傍に再結晶が生じたのに対し、同程度のサイズの $M_6C \cdot MC$ 炭化物において再結晶は観察されなかった。3hr焼鈍を行なったとき、MC炭化物では約 $0.5\mu\text{m}$ 以上で、またすべての約 $1\mu\text{m}$ 以上の $M_6C \cdot MC$ 炭化物で再結晶が起きた。疲労試験を実施しない場合、このような焼鈍による再結晶の炭化物サイズ依存性は現れなかった。

以上の結果から、炭化物サイズが大きいほど炭化物周辺の変形の不均一性が高く、応力集中が大きいこと、また同サイズで比較すると $M_6C \cdot MC$ 炭化物よりもMC炭化物周辺の方が変形の不均一性が高いと結論される。

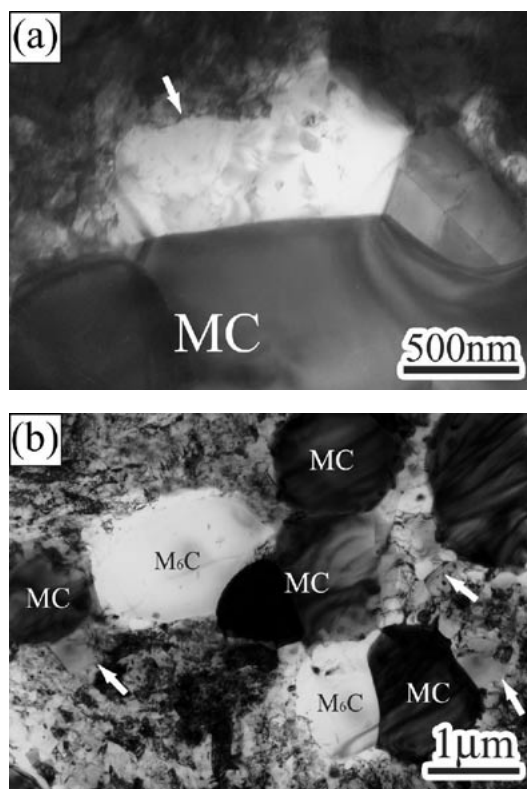


図7 疲労破壊後のM材に $650^\circ\text{C}$ で3hr焼鈍後  
(a) MC炭化物と(b)  $M_6C \cdot MC$ 炭化物周辺に生じた再結晶粒のTEM像

## 6. 疲労特性の向上について

高速度工具鋼の窒素含有量の違いによる組織と疲労強度への影響ならびに破壊メカニズムへの影響について説明した。得られた知見より高速度工具鋼の疲労強度改善の指針として以下のことを提案する。

疲労破壊は、粗大な炭化物の周辺に不均一変形が起こることにより応力集中が大きくなり、粗大な炭化物からボイドおよびクラックが発生することが原因である。したがって、炭化物周りの不均一変形を小さくする事が重要である。このためには、粗大な炭化物を微細化することであり、MC炭化物の場合、

鑄造時の窒素含有量を低下させることが有効である。M<sub>6</sub>C・MC炭化物では、その生成要因よりM<sub>2</sub>C炭化物の分解・離散反応を促進させる拡散均熱処理を適用することが有効であろう。また、これまでとくに言及していないが、加工熱処理を適用することにより、その後の疲労試験中の炭化物周辺の不均一変形を抑制し、ボイド発生を遅らせることが可能である<sup>9)</sup>。

本稿では、常温での高速度工具鋼の疲労挙動について述べたが、工具は切削時に高温になるため、今後は高温下における疲労挙動の検討を行いたい。

### 用語解説

#### ※1 炭化物

Mo、V、Cr、Feなどの金属と炭素との化合物であり、代表的なものに炭素鋼中に形成されるFe<sub>3</sub>C（セメントライト）がある。高速度工具鋼のように多種類の合金元素が同時に添加された場合には、炭化物には各種合金元素が固溶する。このような場合M<sub>3</sub>C、MCなどと記すことがある。

#### ※2 SEM像

SEMは走査電子顕微鏡（Scanning Electron Microscope）の省略表示である。SEM像は、試料表面を細い電子線束で走査した時に発生する電子線の強弱を画面で表わしたものである。焦点深度が深く、また低倍率から高倍率まで容易に変えられる。

#### ※3 S-N曲線

疲労現象を表わす曲線で、縦軸に繰り返し負荷応力（S）、横軸に破断までの繰り返し回数（N、疲労寿命）との関係を示す曲線。なお、横軸は対数表示する。

#### ※4 フィッシュアイ

高強度鋼の疲労破面には、き裂発生部の特徴として、破壊の起点を中心に他の領域と異なる円形の領域が発生する。この領域が魚の目玉に似ていることよりフィッシュアイと呼ばれている。

#### ※5 TEM像

TEMは透過電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope）の省略表示である。TEM像は、電子線を試料に透過させ、磁場を用いた電子レンズで像を結ばせたものである。100～200kVの加速電圧のもので1,000倍～50万倍まで連続可変で、解像度は3nm以上に達する。

#### ※6 加工熱処理

熱処理と塑性加工を組み合わせることで材料の強度と靱性をあわせ持たせる処理法。代表的な例として、制御圧延とオースフォームがある。

※用語解説は、「金属用語辞典」（アグネ技術センター刊）を一部引用した。

### 参考文献

- 1) 水野博司・須藤一・柳澤民樹：電気製鋼、55（1984）225-236
- 2) 村上敬宜・鳥山寿之・子安善郎・西田新一：鉄と鋼、79（1993）60-66
- 3) K. Shiozawa, Y. Morii, S. Nishino and L. Lu：International Journal of Fatigue、28（2006）1521-1532.
- 4) 小熊規泰・原田久・酒井辰雄：材料、11（2003）1292-1297
- 5) 三谷状士・沙魚川智之・渡邊千尋・門前亮一：日本金属学会誌、72（2008）105-110

- 6) 佐藤智雄・西沢泰二：日本金属学会報、2（1963）564-571
- 7) F. J. Humphreys and M. Hatherly：Recrystallization and related annealing phenomena, Pergamon press、（2002）pp.247-256
- 8) F. J. Humphreys：Acta Metallurgica、27（1979）1801-1814
- 9) 三谷状士・寺沢正志・沙魚川智之・渡邊千尋・門前亮一：日本金属学会誌、72（2008）847-851