

(論文)

# 歯面強度に優れた浸炭窒化歯車用鋼

## Development of Carbo-nitriding Gear Steels with High Anti-pitting Fatigue Strength



永濱睦久\*  
Mutsuhisa Nagahama



岩崎克浩\*  
Katsuhiro Iwasaki



安部 聡\*\*  
Satoshi Abe

Improved gear tooth strength properties, especially anti-pitting strength, have recently become a significant issue due to the fact that the torque capacity of automotive transmissions has increased. In this study, carbo-nitriding was studied as a surface-hardening process for the development of new gear steels with enhanced gear tooth pitting properties.

まえがき = 近年のエンジンの高出力化や燃費向上に伴う自動車用変速機の小型・軽量化ニーズを背景に、変速機用歯車への負荷は一層厳しくなっている。歯車の損傷形態は歯元折損と歯面の劣化に大きく分けられるが、昨今ではショットピーニングや鋼材の不純物低減（低P、S化）及びMoなどの元素添加によって歯元疲労強度は飛躍的に向上し<sup>1)</sup>、耐久性のポイントは歯元折損から歯面の摩耗、剥離（ピッチング）、融着（スコアリング）といった歯面接触応力に起因する損傷に移行しつつある。その中でも歯面の剥離（ピッチング）損傷が重要な問題とされている（写真1）。

こうした背景のもと、本稿では歯面強度、特にピッチング損傷に優れた歯車を開発するため、浸炭窒化処理に着目し、この表面硬化処理の効果を最大限に発揮できる鋼材を検討したので報告する。

### 1. ピッチング損傷に対する浸炭窒化処理の特長

ピッチング損傷は通常の疲労現象と同様にき裂発生とその進展からなり、図1に挙げた因子が影響すると考えられる。特に自動車用変速機歯車が使用される過酷な環境下では、ミッション油が歯面を正常に潤滑したとしても歯面温度は鋼材の焼戻温度程度まで昇温するとされ<sup>2)</sup>、多くの研究者が耐ピッチング性能は573K焼戻硬さと相関性があると報告している<sup>3)</sup>。

ところで歯車に用いられる表面硬化処理は、高温下でプロパンやブタンガスを用いて表層に炭素を拡散させる、浸炭と呼ばれる工法を一般に用いる。一方で浸炭窒化処理は、更にアンモニアなどの窒素含有ガスを併用することで表層へ窒素も拡散できるため、浸炭処理にはない窒化物を生成できる利点がある。図2に、JIS S-Cr420Hを浸炭窒化処理した後、323K油冷、323K油冷443K焼戻し、323K油冷443K焼戻し、573K焼戻し

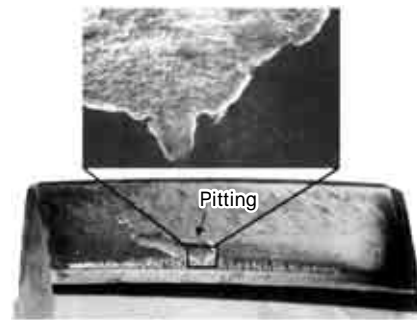


写真1 歯車歯面に生じるピッチング損傷例  
Photo 1 Example of gear surface pitting failure

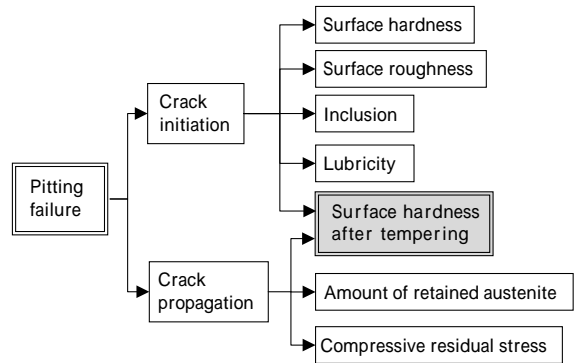


図1 ピッチング損傷の発生因子  
Fig. 1 Factors influencing pitting failure

した表面硬化層部のX線回折パターンを示す。323K油冷材と443K焼戻材の硬化層にはCrNやMnSiN<sub>2</sub>の窒化物が生成しているが、耐ピッチング性と相関が高いといわれる573Kで焼戻した硬化層には、組織中に過飽和固溶していた窒素が $\epsilon\text{-Fe}_4\text{N}$ として析出する。この $\epsilon\text{-Fe}_4\text{N}$ 析出によって歯車歯面の焼戻軟化抵抗性を増すことが、浸炭窒化処理の大きな特長である。

\* 鉄鋼部門 神戸製鉄所 条鋼開発部 \*\* 鉄鋼部門 神戸製鉄所 条鋼開発部 現線材条鋼商品技術部

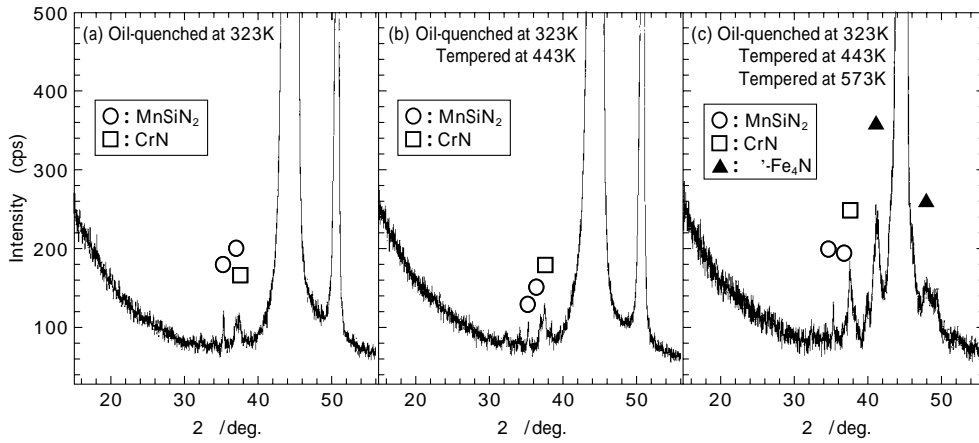


図2 JIS SCr420H 浸炭窒化層のX線回折パターン

Fig. 2 X-ray diffraction patterns of carbo-nitrided JIS SCr420H surface layer

表1 供試材の化学成分  
Table 1 Chemical compositions of used steels (mass%)

	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
JIS SCr420H	0.21	0.27	0.89	1.23	Tr.	Tr.
Steel A	0.22	0.68	0.30	1.52	Tr.	Tr.
Steel B	0.21	0.68	0.30	2.52	Tr.	Tr.
Steel C	0.20	0.67	0.31	5.21	Tr.	Tr.
Steel D	0.22	0.67	0.30	1.50	0.44	Tr.
Steel E	0.18	0.72	0.30	1.43	0.44	Tr.
Steel F	0.18	0.46	0.30	1.45	0.44	Tr.
Steel G	0.19	0.68	0.30	1.50	Tr.	0.21
Steel H	0.19	0.08	0.78	1.09	0.45	Tr.
Steel I	0.18	0.08	0.71	0.99	0.77	Tr.

表2 疲労強度試験歯車の諸元  
Table 2 Fatigue strength test gear dimensions

Dimension	Pitting		Tooth root fatigue & Impact fatigue	
	Drive	Driven	Drive	Driven
Module	3.87		1.5	
Pressure angle (deg)	17.5		17.5	
Helix angle (deg)	15		34	
Number of teeth	21	29	33	41
Standard pitch circle dia. (mm)	84.1	116.2	59.7	74.2
Tooth width (mm)	10	22	10 (16)	22

( ): For impact fatigue

## 2. 実験方法

供試材は、通常の歯車用鋼 JIS SCr420H(以下, SCr420H) と記号 Steel A ~ Steel I の 10 種の鋼材を用いた(表1)。Steel A は浸炭窒化処理による窒化物生成を考慮して SCr420H よりも Si, Cr を多く, Steel B, C は Steel A に比べて更に Cr を増量している。Steel D, E, F は Steel A に対して Mo を添加, Steel G は V を添加した鋼材である。これら 7 鋼種は小型真空炉で溶製したのち熱間鍛造を行い, 1,173K 焼ならし処理したものを試験に供した。Steel H 及び I は Si 量低減により表面異常層を抑え, Mo 増量によって靱性を高めた従来の高強度歯車用鋼であり, SCr420H とともに転炉で溶製, 分塊圧延した 155mm 角の鋼片を熱間鍛造及び 1,173K 焼ならし処理したのち試験に供した。

熱処理条件は 1,173K で浸炭, 浸炭窒化及び拡散を行い, 1,113K から油焼入れした。表面窒素量を変える場合は, 炉内に流す NH<sub>3</sub> 濃度と時間を調整して表層に侵入する窒素量を変化させた。次に 443K 焼戻処理を行い, エアノズル式ピーニング装置によるショットピーニング処理を施した。

硬さに及ぼす合金元素, 表層窒素量の効果を調査するにあたっては, 10mm 供試材の表層硬さを測定した。表層窒素量は表層から深さ 50 μm までの切粉を採取し, 湿式分析法で測定した。

疲労強度試験は, モジュール 3.87 のはずば歯車(表2)

を用い, 動力循環式歯車試験機による歯面強度(耐ピッチング), 歯元曲げ疲労評価と落錘衝撃式歯車試験機による歯元衝撃疲労評価を行った。はずば歯車は, 80mm の棒鋼より熱間鍛造, 焼ならしにより成形した粗材を機械加工した後, 前述の浸炭または浸炭窒化処理とショットピーニングを行い, 歯面をねじ状砥石による歯車研削, 及び内歯歯車方式によるホーニング仕上げにより JIS 0 級に仕上げたものを使用した。

## 3. 評価結果及び考察

### 3.1 焼戻軟化抵抗に及ぼす合金元素の影響

浸炭窒化処理(443K 焼戻し)+ショットピーニングした Steel A ~ D 及び Steel G ~ I の表層部硬さ, 更に 573K 焼戻処理した後の表層部硬さに対する Cr, Mo, V 及び Si 合金元素の効果を図3に示す。Steel A をベースとした場合, Cr は 5.21% 添加してもショットピーニング後硬さが 38HV, 573K 焼戻後の硬さは 15HV しか硬くならないが, Mo は 0.44% 添加するだけでショットピーニング後硬さが 92HV, 573K 焼戻後の硬さも 42HV 硬くなり, 向上効果の大きいことが分かる。一方で V を添加した場合, ショットピーニング後, 573K 焼戻後の硬さとも 20HV 程度軟化した。これは, 写真2に示す各供試材の浸炭窒化(443K 焼戻し)+ショットピーニング処理後の表層組織から分かるように, V を添加した Steel G には V を含まない Steel A などに比べてベイナイト相と思わ

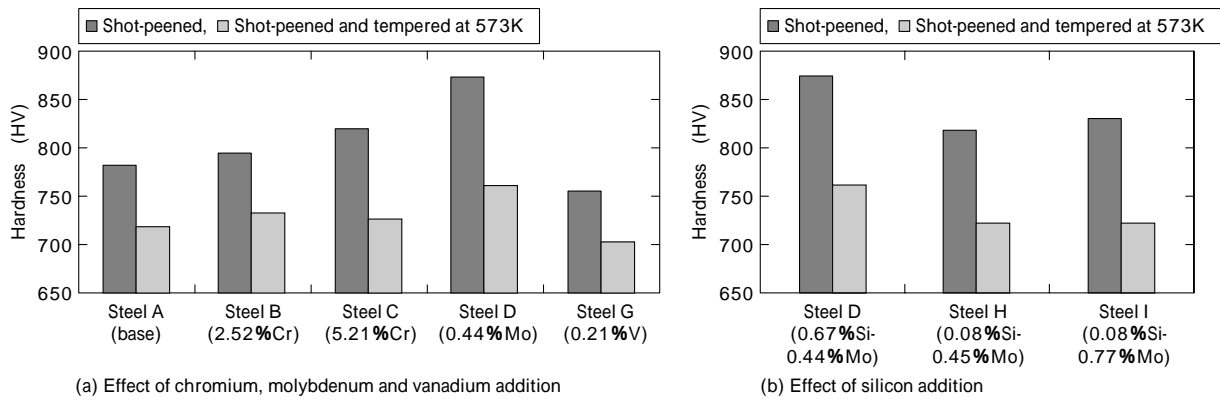


図3 表面硬さに及ぼす合金元素の影響  
Fig. 3 Effect of alloy elements on hardness of surface layer

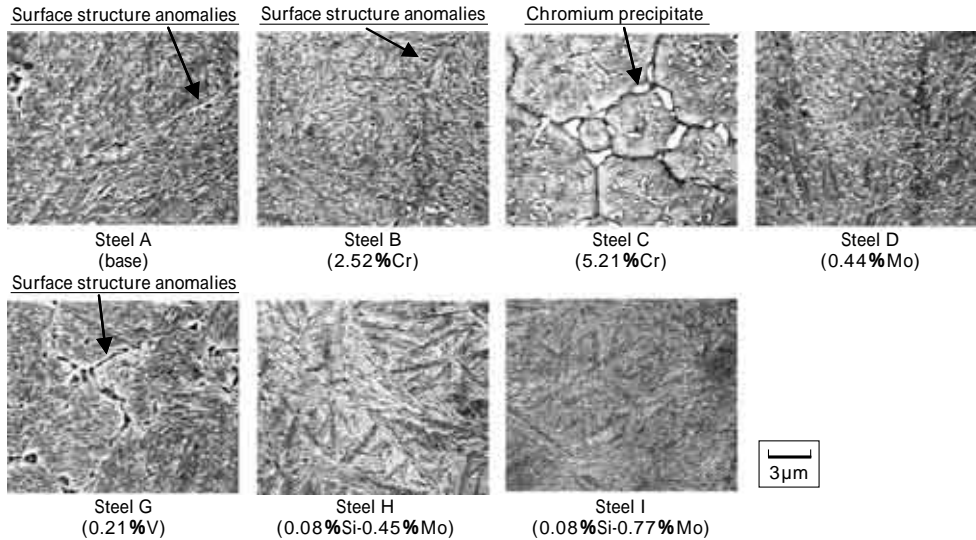


写真2 浸炭窒化+ショットピーニング処理後の表面 SEM 組織  
Photo 2 SEM micrographs of surface layer in carbo-nitrided and shot-peened specimens (Nital etching)

れる不完全焼入組織が多いためである。また Mo を添加した Steel D の表面組織には不完全焼入組織は見られないが, Cr を 2.52% に増量した Steel B では一部不完全焼入組織が残存し, Cr を 5.21% 添加した Steel C に至っては粗大な Cr 析出物が生成していた。これらの結果から, 不完全焼入組織抑制による硬さ向上には, Mo 添加が最も有効である。

しかしながら, Si 量を低減して Mo を増量した従来の高強度鋼 Steel H, I は, 不完全焼入組織が生成していないにもかかわらず, Si と Mo を増量した Steel D に比べてショットピーニング後硬さは 44 ~ 56HV, 573K 焼戻後の硬さも 39HV 軟らかかった(図 3 -(b), 写真 2)。この原因は, Si 減量によって表面素地の固溶強化の効果が弱まったためと考える。

以上より, 573K 焼戻後の硬さ向上には Mo と Si の添加が有効と分かったが, 各合金元素の効果を重回帰にて解析した結果, Si の方がより効果的であると判明した(図 4)。

### 3.2 焼戻軟化抵抗に及ぼす表面窒素量の影響

浸炭及び浸炭窒化処理(443K 焼戻し)+ショットピーニングした SCr420H と Si-Mo 添加鋼である Steel E (0.72%Si-0.44%Mo) における表面部硬さ, 更に 573K 焼戻処理した後の硬さと窒素量との関係を図 5 に示す(い

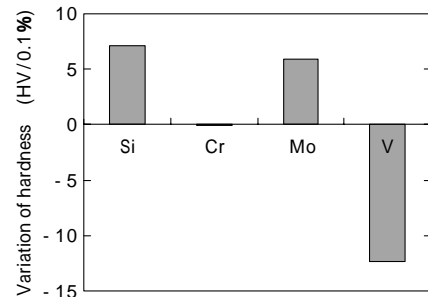


図4 573K 焼戻後硬さの増減に及ぼす合金元素の効果  
Fig. 4 Effect of alloy elements on the change of hardness after tempering at 573K

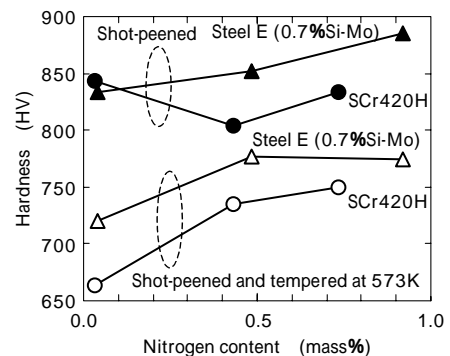


図5 表面窒素量と硬さの関係  
Fig. 5 Relationship between nitrogen content and hardness of surface layer



ずれも 50 μm 深さ位置)。

窒素をほとんど含有しない浸炭処理においては、ショットピーニング後の硬さには差異がないものの、573K 焼戻後では Si-Mo 添加鋼(Steel E)の方が軟化しにくく、表層部に窒素を含まない場合でも Si や Mo 添加は有用なことが分かった。

次に窒素量を 0.5% 程度まで増加させると、SCr420H、Si-Mo 添加鋼(Steel E)とも 573K 焼戻しによる軟化が抑制され、大幅に焼戻後の硬さが向上した。これは、図 2 の 573K 焼戻前後の X 線回折パターンが示すように、組織中に過飽和固溶していた窒素が  $\gamma\text{-Fe}_4\text{N}$  として析出し、硬度強化の微細粒子として作用したためである。

更に 0.8% 以上まで窒素量を増加させた場合、前述のベイナイト相に起因する不完全焼入組織発生により SCr420H、Si-Mo 添加鋼(Steel E)とも 573K 焼戻後の硬さの増加が鈍化する<sup>5)</sup>。加えて過度の窒素含有はポイドの発生なども懸念されるため<sup>6)</sup>、573K 焼戻後の軟化抑制に適正な窒素量は 0.5% 程度と考えられる。よって後述の浸炭窒化処理条件は、全てこの窒素量を適用した。

一方、窒素量 0.5% 程度において、SCr420H の浸炭窒化処理(443K 焼戻し)+ショットピーニング後に、硬さの低下が見られた。これは、浸炭窒化処理時に CrN が主に旧粒界に析出し、オーステナイト中の固溶 Cr 量低下に伴う焼入性低下によって表層が不完全焼入組織になっ

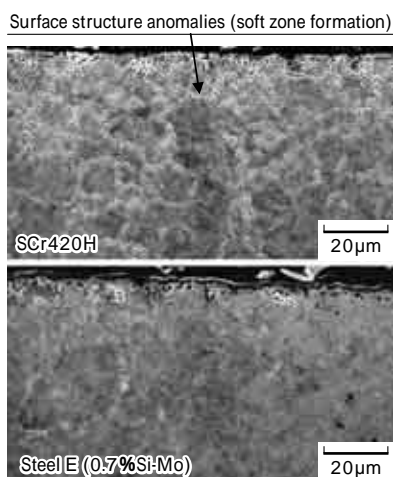


写真 3 浸炭窒化+ショットピーニング処理後の表層 SEM 組織  
Photo 3 SEM micrographs of surface layer in carbo-nitrided and shot-peened specimens (Nital etching)

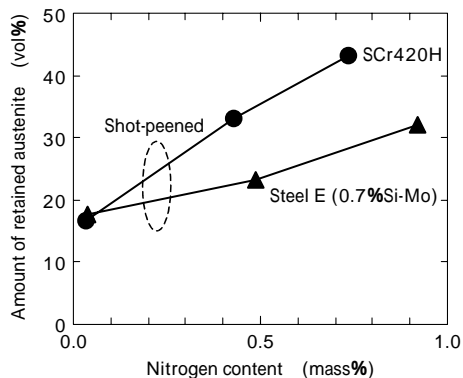


図 6 表層窒素量と残留オーステナイト量の関係  
Fig. 6 Relationship between nitrogen content and amount of retained austenite of surface layer

たこと(写真 3),及び窒素の増量によって残留オーステナイトが増加したことが原因と考えられる(図 6)。以上より、歯車の歯面強度向上には浸炭窒化処理が有効であるが、歯元曲げ強度なども勘案すると、Cr、Moなどを増量することは不可欠と考えられる。

### 3.3 歯面強度(耐ピッチング性)

歯車を用いた歯面強度試験結果を図 7 に示す。SCr420H 歯車を浸炭から浸炭窒化処理に変更することで、ピッチング損傷寿命が 44% も改善した。更に Si-Mo 添加鋼の Steel E (0.72% Si-0.44% Mo)、Steel F (0.46% Si-0.44% Mo) に浸炭窒化処理した歯車は、SCr420H 浸炭窒化処理歯車と比較してピッチング損傷寿命が各々 23%、15% も向上した。

以上よりピッチング損傷寿命の向上には、窒素量を適正化した浸炭窒化処理の効果が最も大きく、更に Si-Mo 添加鋼の Steel E (0.72% Si-0.44% Mo)、Steel F (0.46% Si-0.44% Mo) を適用することで、SCr420H 浸炭処理歯車に比べて約 67~78% の長寿命化が可能と分かった。また歯面 573K 焼戻後の硬さとピッチング寿命は正の相関を示しており(図 8)、これまでの報告<sup>4)</sup>をあらためて検証することができた。

### 3.4 Si-Mo 添加鋼の加工性と適正 Si 量

冷間鍛造性を左右する変形抵抗に及ぼす Si の影響に注目した場合、Si 量を SCr420H 相当の 0.3% から 0.5% (Steel F) に増量しても変形抵抗はほとんど増えないが、0.7% (Steel E) まで増量すると、変形抵抗が大きく

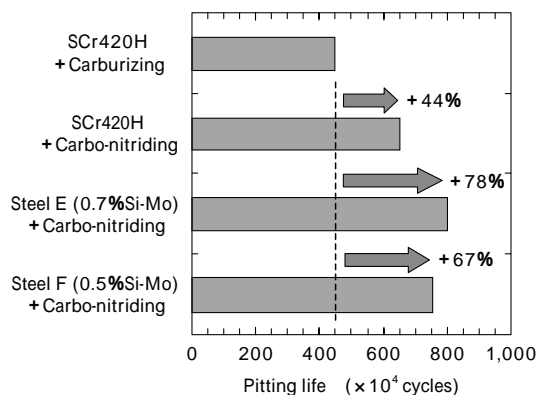


図 7 歯車ピッチング疲労試験結果  
Fig. 7 Result of gear-pitting fatigue test

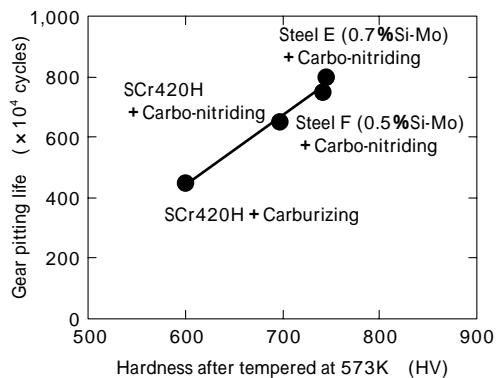


図 8 歯車ピッチング寿命と 573K 焼戻後硬さの関係  
Fig. 8 Relationship between gear pitting life and hardness after tempering at 573K

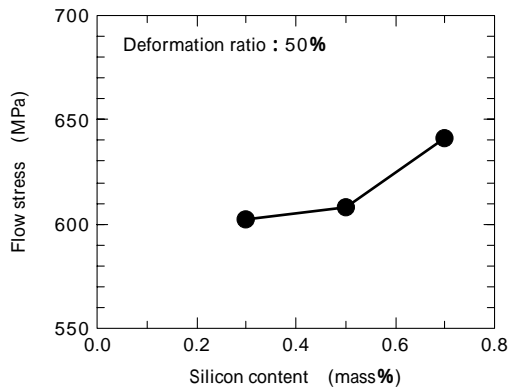


図9 Si含有量と変形抵抗の関係

Fig. 9 Relationship between flow stress and silicon content

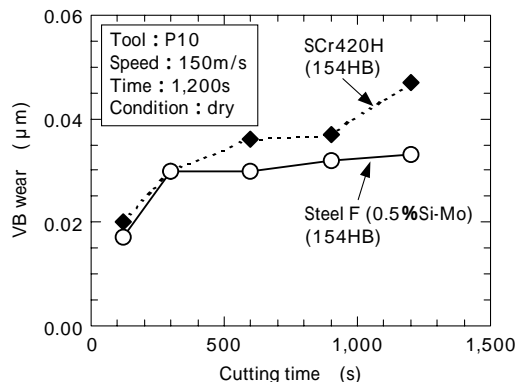


図10 超硬工具による旋削加工性

Fig.10 Turning machinability with use of carbide tool

増大する(図9)。

またSiを0.5%含有したSteel Fは、焼ならし時の冷却速度などを適正化することによってベイナイト組織を抑制し、SCr420H材並の硬さになるため、SCr420Hと同等以上の超硬旋削工具寿命を得ることが可能である(図10)。

以上のことから、歯車の製造性と強度の両面を勘案すると、浸炭窒化処理に適したSi-Mo添加鋼とはSiを0.7%含有するSteel Eではなく、Siを0.5%含有するSteel F(0.18%C-0.46%Si-0.30%Mn-1.45%Cr-0.44%Mo)である<sup>7)</sup>。

### 3.5 そのほかの歯車強度特性

優れた歯面強度(耐ピッチング)特性を示す0.5%Si-Mo添加鋼(Steel F)とSCr420Hの歯元曲げ疲労と衝撃疲労試験の結果を図11、図12に示す<sup>7)</sup>。SCr420Hの浸炭窒化処理歯車は、浸炭処理歯車に比べて歯元曲げ疲労強度、衝撃疲労強度とも低下する傾向にあり、この理由として、表面窒素量が0.5%程度の浸炭窒化処理をした場合でもサブミクロンサイズのCrNやMnSiN<sub>2</sub>が析出するため(写真4)、疲労破壊のき裂進展促進に働いた可能性がある。しかしながら、0.5%Si-Mo添加鋼(Steel F)の浸炭窒化処理歯車は、SCr420Hの浸炭窒化処理歯車と比較して不完全焼入を防ぎ、粒界脆化を引き起こす不純物元素Pの低減も講じているため、歯元曲げ疲労強度は5%、衝撃疲労強度は19%も高強度化した。

更に、0.5%Si-Mo添加鋼(Steel F)の浸炭窒化処理材を自動変速機のドライブ側歯車に用い、実部品によるユ

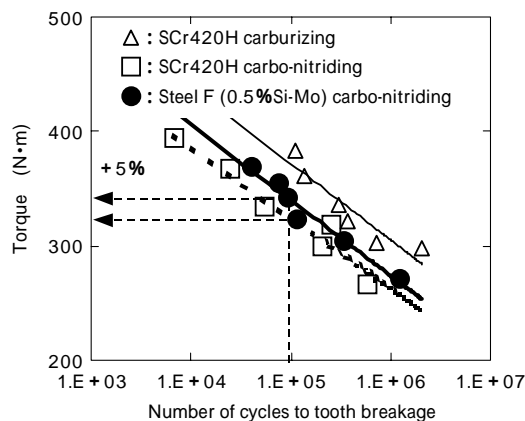


図11 歯車歯元曲げ疲労試験結果

Fig.11 Result of gear-tooth breakage fatigue test

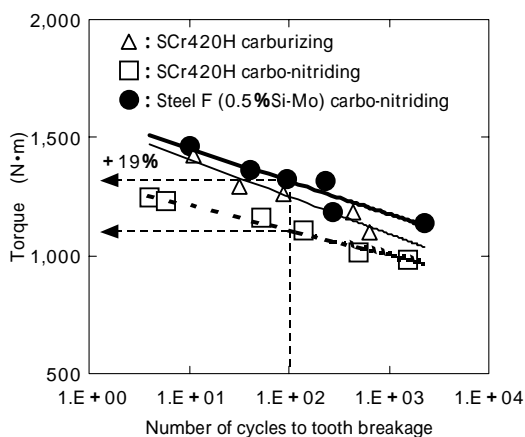


図12 歯車歯元曲げ衝撃試験結果

Fig.12 Result of gear-tooth breakage impact test

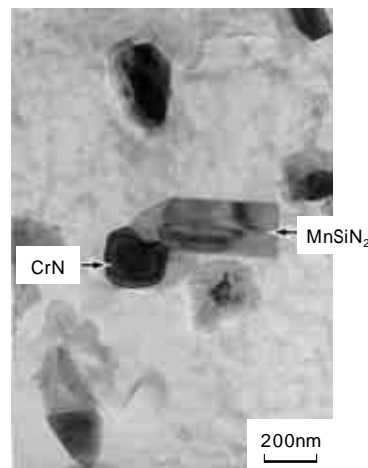


写真4 浸炭窒化層中のCrN, MnSiN<sub>2</sub>析出物

Photo 4 TEM micrograph of CrN and MnSiN<sub>2</sub> precipitate in carbo-nitrided layer

ニット耐久試験を実施した(トルク 320N・mの変速比一定)。その結果、従来から歯面強度向上に有効とされている二硫化モリブデン皮膜処理<sup>8)</sup>を施したSCr420H浸炭窒化処理歯車とほぼ同等のピッチング損傷寿命が得られた(図13)。

むすび=変速機用歯車の歯面強度向上を目的として、鋼材と浸炭窒化処理条件について検討し、以下の結果を得た。

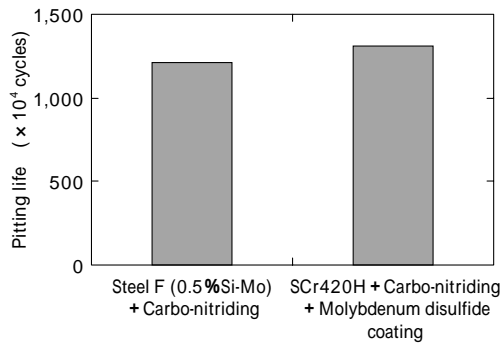


図13 自動変速機ユニット耐久試験結果

Fig.13 Result of automatic transmission unit endurance pitting life test

歯面強度（耐ピッチング性）と相関が高い573K焼戻後の硬さ向上には、Siを増量したSi-Mo添加鋼が有効であり、表層窒素量は0.5%程度が適正である。

Si-Mo添加鋼に適正な浸炭窒化処理を施した歯車の歯面強度（ピッチング損傷寿命）は、SCr420H浸炭処理歯車に比べて約67～78%改善できる。

Si-Mo添加鋼の歯車加工性を勘案した場合、Si量は0.5%程度が適正であり、被削性はSCr420H並を示した。

0.5% Si-Mo 鋼（0.18% C-0.46% Si-0.30% Mn-1.45% Cr-

0.44% Mo）に適正な浸炭窒化処理を施した歯車の歯元曲げ疲労強度、歯元曲げ衝撃強度は、同様の浸炭窒化処理をしたSCr420H歯車を上回る。

また自動変速機のドライブ側歯車を対象とした実部品ユニット耐久試験では、二硫化モリブデン皮膜処理したSCr420H浸炭窒化歯車とほぼ同等のピッチング損傷寿命を達成でき、本鋼を用いれば二硫化モリブデン皮膜処理が省略可能と判明した。

最後に本研究を進めるにあたり、多大なご協力を頂いたジャトコ㈱、日産自動車㈱の関係各位に深く感謝の意を表します。

#### 参考文献

- 1) Y. Okada et al. : International Congress & Exposition 24-28 February 1992, Detroit, Michigan, SAE Technical Paper Series 920761 (1992).
- 2) 藤田公明ほか：日本機械学会論文集C, 45 (1976) 396, p.945.
- 3) Y. Watanabe et al. : Proc. of 19th Heat Treating Conference, 9-12 October 2000, St. Louis, MO, ASM International, 52-60 (2000).
- 4) 蔵本広志ほか：鉄鋼協会講演論文集, Vol.12 (1999) p.1393.
- 5) 渡辺陽一ほか：熱処理, 40巻 (2000) p.18.
- 6) 新美 格ほか：熱処理, 25巻 (1984) p.14.
- 7) 吉田 誠ほか：自動車技術論文集, Vol.34 (2004), No.4.
- 8) 吉田 誠ほか：自動車技術会論文集, Vol.27 (1996) No.2, p.125.