

(論文)

面疲労強度に優れた高濃度浸炭歯車用鋼の開発

High Pitting Fatigue Strength Steels based on Super-carburizing



安部 聡*
Satoshi Abe



池田正一**
Masakazu Ikeda

Super-carburizing steels were investigated as a way to improve pitting fatigue strength. Experiments showed that 0.2%C-0.5%Si-1.4%Cr-0.4%Mo steel was suitable for use in steel for gears if the steel was subjected to super-carburizing. Consequently, a new carburizing steel was developed with super-carburizing. Using this technique, pitting life was improved by 8 times without decreasing the steel's bending fatigue strength.

まえがき = エンジンの高出力化と燃費向上のため、トランスミッション用歯車においても軽量化が望まれている。軽量化に従い、歯車の歯面にかかる負荷が増大し、通常の浸炭処理では歯面に剥離損傷(以下、ピッチング)が発生する。

ピッチング強度を向上させるには、鋼の軟化抵抗性をあげることが必要であり¹⁾²⁾、軟化抵抗性を高める方法のひとつとして、高濃度浸炭処理により析出させた炭化物を利用する方法がある³⁾⁴⁾。しかし、高濃度浸炭処理は耐摩耗性を向上するのに有効な方法であったため、掘削機用のピットや自動車用タペットなどに用いられ⁵⁾、歯車などの耐ピッチング性が重要視される部品には、ほとんど適用されてこなかった。

本研究では、耐高面圧歯車に適した鋼材と高濃度浸炭処理条件について検討したので、結果を以下に報告する。

1. 歯車に適した鋼材と熱処理条件の考え方

高濃度浸炭処理された部品では硬質な炭化物が析出しており、耐摩耗性に優れる。ピットやタペットでは2%以上のCrを含んだ鋼材が用いられ、体積率で30%以上の炭化物が含まれている⁵⁾。

歯車の製造工程では、歯切加工のような工具費が高い加工があるため、合金元素が多い鋼材では実用化に至らないケースがでてくる。そこでCr量を2%以下にすることを前提に、炭化物量と熱処理条件の適正化を図った。

また、Cr量を低くした鋼材の高濃度浸炭処理では、通常の浸炭温度域である900~930で炭化物が生成、成長しないようにすることが容易である。このため、微細分散させるための繰返し熱処理が不要になるなどの製造上の利点もある。

2. 実験方法

供試材として、表1に示すA~Cの3種類の鋼を用いた。高濃度浸炭処理で析出させる炭化物に分配される量を考慮して、Cr量は通常の肌焼鋼より高い1.4%にした。Siは炭化物の球状化を促進する働き⁵⁾および軟化抵抗性を向上する効果²⁾があるので、浸炭性を阻害しない範囲内の0.5%に増量した。Moは炭化物に分配されにくく、基地組織の焼入性を維持する機能がある。Moの最適量を調べるために、3水準に変化させた。これらの鋼を小型真空炉で溶製し熱間鍛造で30mmにした後、900で焼ならし処理した。D鋼は量産されている歯車用鋼であり、比較鋼として用いた。転炉で溶製後、分塊圧延した155角の鋼片を30mmに熱間鍛造および900で焼ならし処理し、試験に供した。

高濃度浸炭処理のヒートパターンを図1に示す。浸炭

表1 供試材の化学成分
Table 1 Chemical compositions

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo
A	0.19	0.46	0.53	1.46	-
B	0.20	0.44	0.51	1.42	0.20
C	0.20	0.45	0.52	1.42	0.42
D	0.17	0.08	0.68	1.06	0.40

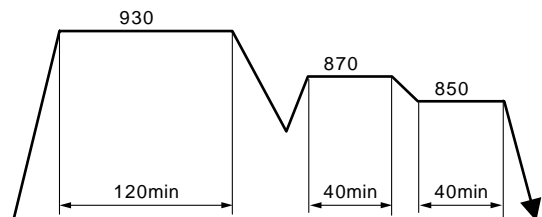


図1 高濃度浸炭の熱処理条件
Fig. 1 Heat treatment condition of high carbon carburizing

*鉄鋼部門 神戸製鉄所 糸鋼開発部 **鉄鋼部門 線材糸鋼商品技術部

時の雰囲気は炭化物の面積率がおおよそ10%になるように調整した。A～C鋼は同一バッチで処理し、ばらつきの影響を軽減するため、処理を2回実施した。D鋼では共析浸炭処理を行った。材質調査用のサンプルの寸法は、自動車のトランスミッションで使用される歯車の歯に対する等価直径に相当する10mmとした。

高濃度浸炭した浸炭層をナイタルで腐食し、表面から25μm位置をSEMで8000倍の写真を撮って、炭化物の面積率を測定した。

浸炭処理した10mmの試験片にショットピーニングを施し、その後300で焼もどした鋼の硬さで軟化抵抗性を評価した。

ピッチング強度は、小松式ローラピッチング試験機を用いて評価した。試験片は、浸炭処理後にショットピーニングおよび20μmの仕上研磨を行った。曲げ疲労強度の評価には、小野式回転曲げ疲労試験機を用い、実際の歯車の歯元の応力集中を考慮して試験片に $\sigma = 2.0$ の切欠を設け、浸炭処理後にショットピーニングを行った。圧縮残留応力は、X線残留応力測定装置で測定し

た。

3. 実験結果と考察

3.1 組織および硬さの調査結果

写真1に示すように、高濃度浸炭処理したA～C鋼では、浸炭表層に1μm以下の炭化物が析出している。Moを添加していないA鋼では、マルテンサイトの基地組織中に不完全焼入組織が多く観察される。Mo量が0.2%のB鋼にも不完全焼入組織が若干観察されるが、Mo量が0.4%のC鋼では観察されない。

図2(a)に、浸炭ままでショットピーニングする前の浸炭表層の硬さを測定した結果を示す。高濃度浸炭したA～C鋼の方が通常の浸炭処理したD鋼より硬さが高い。特にC鋼では、Moの添加により不完全焼入組織が生成しておらず、表層から25μm位置で810HVの高い表層硬さが得られている。図2(b)に、ショットピーニング後の浸炭層硬さを示す。C鋼の表層硬さが最も高い。C鋼の浸炭層には炭化物が微細に析出し、不完全焼入組織もないので、硬さが高くなったと考えられる。

3.2 基地組織に及ぼす合金元素の影響

A鋼とB鋼で不完全焼入組織が観察されたのは、炭化物にCrが分配されて基地の焼入性が下がったためであるとされる。

図3に基地中のCr量(Cr*と記載)を示す。A～C鋼

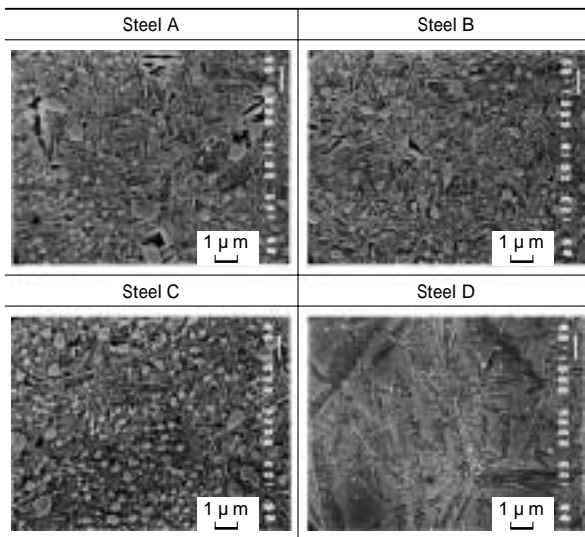


写真1 SEMによる組織観察
Photo 1 SEM photographs of microstructure

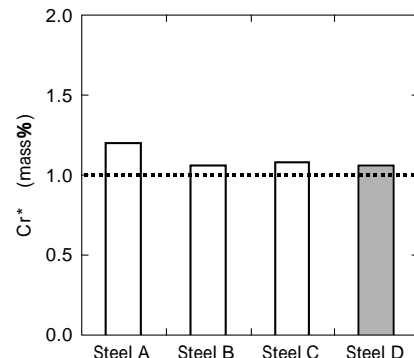


図3 基地中のCr量(Cr*)の比較
Fig. 3 Comparison of Cr% in matrix

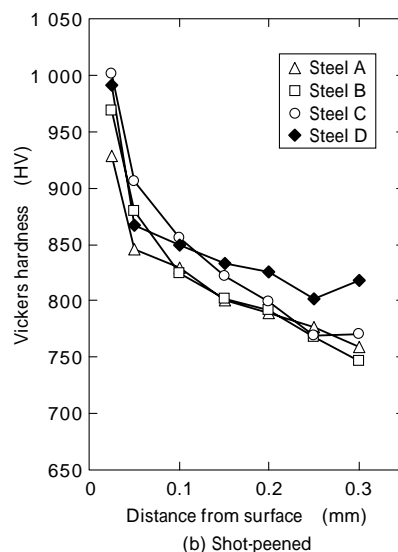
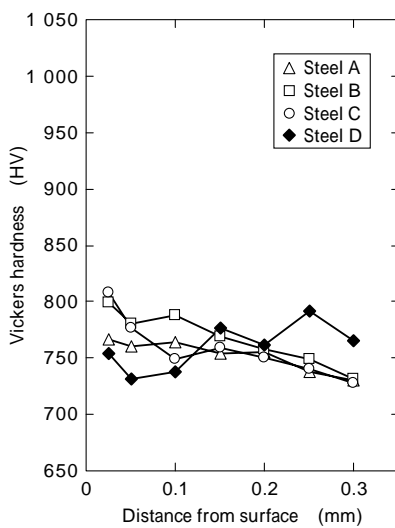


図2 浸炭材の硬さ分布
Fig. 2 Hardness profiles of carburizing layer

では、Cr 量を 1.4% 程度まで増量しているが、炭化物析出後に基地に残存している Cr 量はいずれも約 1% まで減少している。ここで基地中の Cr 量は、トータルの Cr 量から炭化物中の Cr 量を引くことで求めた。炭化物中の Cr 量は、浸炭層から電解抽出された炭化物中の Cr 量を化学分析することにより測定した。

A ~ D 鋼の焼入性は、Grossmann の焼入性倍数の数値を使って算出した。結果を図 4 に示す。不完全焼入組織が観察された A および B 鋼は、不完全焼入組織が観察されなかった C および D 鋼より低い焼入性 ($Cr^* + 1.3Mn + 1.2Mo$ の値) を示している。

図 5 は、不完全焼入組織の生成、不生成の境界を $Cr^* + 1.3Mn + 1.2Mo = 2$ として、不完全焼入組織が生成しない Mo 量を計算した結果を示している。基地から減る Cr 量に応じて Mo 量を増すことにより、不完全組織の生成

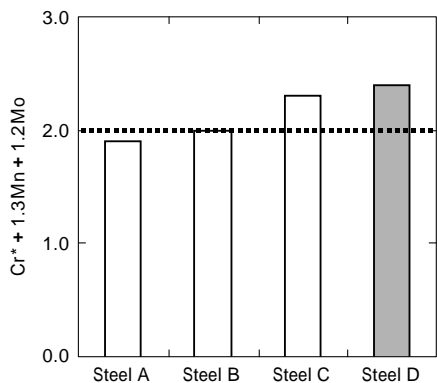


図 4 基地の焼入性比較
Fig. 4 Comparison of hardenability

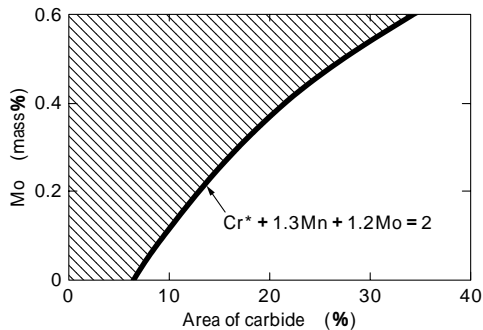


図 5 不完全焼入組織が生成しない Mo 量
Fig. 5 Effect of addition of Mo on generation of non-martensitic structure

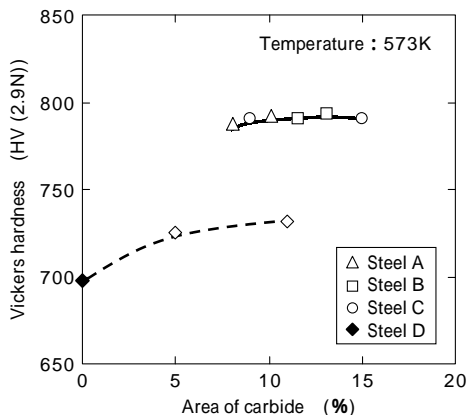


図 6 炭化物量と焼戻し硬さの関係
Fig. 6 Relationship between surface hardness and area of carbide

を抑制できる。

3.3 軟化抵抗性に及ぼす炭化物と合金元素の影響

浸炭層の軟化抵抗性を調べた結果を図 6 に示す。高濃度浸炭した A ~ C 鋼は、いずれも共析浸炭をした D 鋼 (図中の) より約 90HV 高い硬さを示した。高濃度浸炭で炭化物が微細分散していることと Si 量が高いことにより、A ~ C 鋼は高い軟化抵抗性を示したと考えられる。

炭化物による軟化抵抗性向上効果を調べるため、D 鋼を A ~ C 鋼と同じ条件で高濃度浸炭し、軟化抵抗性を測定した (図中の)。10% 程度の炭化物の析出により、約 30HV 高い硬さが得られている。

4. 強度評価結果

4.1 ピッチング強度

図 7 にピッチング強度の評価結果を示す。高濃度浸炭処理で良好な組織が得られた C 鋼と共析浸炭をした D 鋼を比較した。図 7 に示すように、C 鋼では約 2 倍のピッチング寿命が得られた。高濃度浸炭による炭化物の微細分散と Si 増量による軟化抵抗性の向上が、ピッチング強度の向上に寄与したと考えられる。

4.2 曲げ疲労強度

曲げ疲労強度を評価した結果を図 8 に示す。C 鋼の疲労限界は D 鋼より高いが、 $10^4 \sim 10^5$ の時間寿命は C 鋼と D 鋼でほぼ同等である。ショットピーニングで付与された圧縮残留応力はいずれも約 1000MPa であり、その差は小さい。

これらのことから、 $1 \mu m$ 以下に微細かつ球状に分散

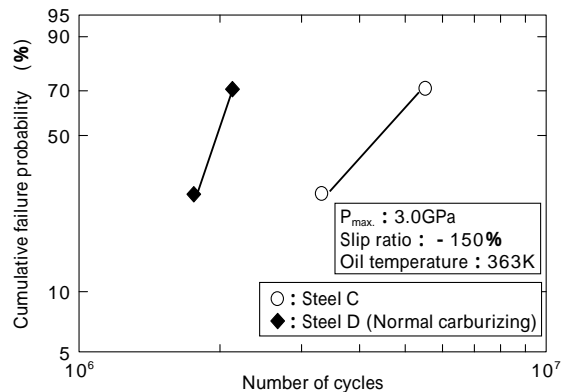


図 7 ローラピッチング試験結果
Fig. 7 Results of roller pitting test

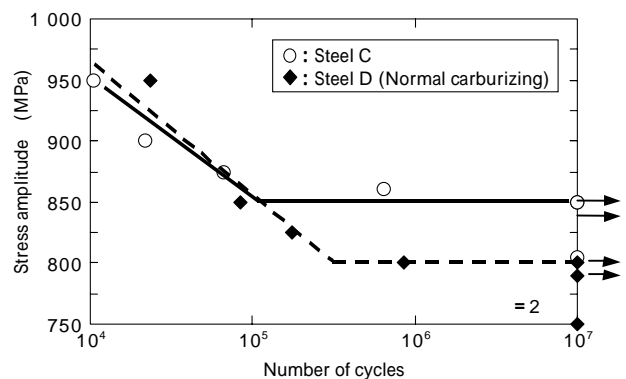


図 8 回転曲げ疲労試験結果
Fig. 8 Result of rotating bending fatigue test

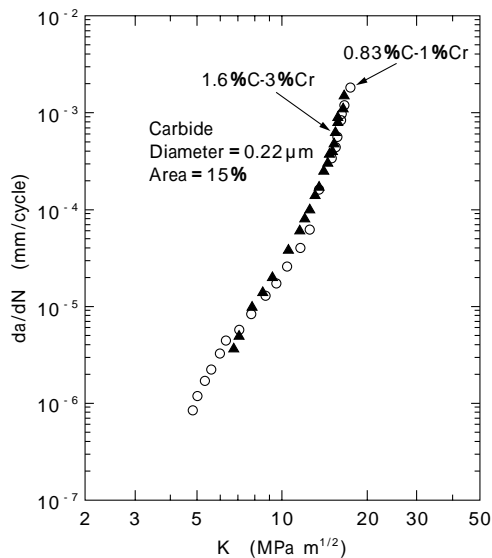


図9 き裂進展速度に及ぼす球状炭化物の影響
Fig. 9 Result of crack growth test

している炭化物は、き裂進展速度には影響を及ぼさず、かつき裂発生に対しては抵抗になっていると推察される。

4.3 き裂進展速度に及ぼす炭化物の影響

高濃度浸炭処理したC鋼では炭化物が分散しているが、曲げ疲労強度は低下していない。曲げ疲労強度は初期のき裂発生強度とき裂進展寿命とに左右されるので、その理由をそれぞれに分けて考察した。

1) 初期き裂発生と炭化物の関係

C鋼の浸炭層で観察された炭化物は、 $1\mu\text{m}$ 以下であり、十分微細であるため初期き裂発生に対して影響しなかったと考えられる。また、浸炭の場合、表面に粒界酸化に起因する異常層が $10\mu\text{m}$ 前後生成することもあり、 $1\mu\text{m}$ 以下の小さい炭化物は影響しないと考えられる。

2) き裂進展寿命に及ぼす炭化物の影響

高濃度浸炭処理を想定した炭素量で溶製したバルク材を用いてCT試験を実施した。炭化物はA~C鋼と同じ M_3C であり、 $1\mu\text{m}$ 以下に微細に分散していることを確認した。炭化物量も15%でありほぼ同等である。

図9に示すように、炭化物が分散していない0.83% C-1% Cr鋼と炭化物が分散している1.6% C-3% Cr鋼のき裂進展速度には、ほとんど差が認められない。したがって、 $1\mu\text{m}$ 以下に微細に分散した炭化物は、き裂進展速度にほとんど影響しないと考えられる。

5. 実歯車疲労試験結果

図10に、歯車をトランスミッションに組込んで耐久試験した結果を示す。高濃度浸炭処理品には、Mo量を0.4%にしたC鋼を用いた。高濃度浸炭品は浸炭層の硬さが高く、歯車のかみ合いにおける初期なじみ性が重要になるので、二硫化モリブデンによる表面潤滑処理を施

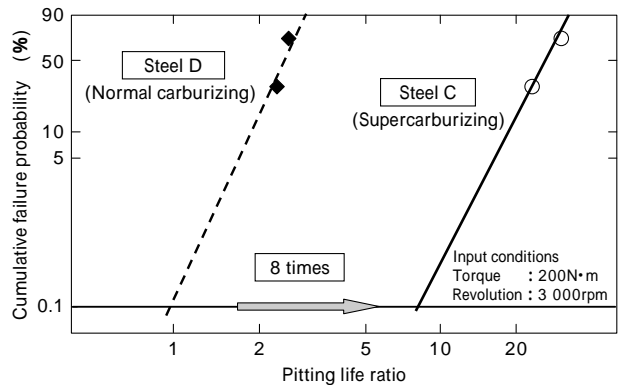


図10 耐久試験結果
Fig.10 Result of unit endurance test

した。比較に使用した歯車は、現用鋼であるD鋼を共析浸炭処理して製作し、同様に表面に潤滑処理を行った。高濃度浸炭品では、共析浸炭品と比較して8倍もの寿命向上が得られた。

むすび=耐高面圧歯車に適した鋼材と高濃度浸炭条件について検討し、以下の結果を得た。

1) 高濃度浸炭処理で炭化物にCrが分配されて不完全焼入組織が生成する場合、基地から減少するCr量に応じてMo量を増すことにより、不完全焼入組織の生成を抑制することができる。

2) Si, Crを増量した鋼材と炭化物を10%程度析出させる高濃度浸炭技術を組み合わせることにより、軟化抵抗性が向上し、300の焼戻し硬さを約90HV高くすることができる。

3) 軟化抵抗性向上により、ローラピッチング試験によるピッチング寿命を2倍以上向上できる。

4) $1\mu\text{m}$ 以下に微細分散した炭化物は、曲げ疲労強度(き裂発生、き裂進展)には悪影響を与えない。

5) 0.2% C-0.5% Si-1.4% Cr-0.4% Mo鋼と高濃度浸炭技術の組み合わせにより、歯車耐久試験でのピッチング寿命を8倍に向上することができる。

最後に、本研究を進めるにあたり、ご協力いただいたマツダ㈱の関係者各位に厚くお礼申し上げます。

参考文献

- 1) Y. Watamabe et al. : Proc. of 19th Heat Treating Conference, 9-12 October 2000, St. Louis, MO, ASM International, 52-60 (2000).
- 2) 吉田 誠ほか：自動車技術会論文集, Vol.35 (2004).
- 3) 阿部吉彦ほか：三菱製鋼技報, Vol.8, No.2 (1974) p.24.
- 4) 阿部吉彦ほか：三菱製鋼技報, Vol.18, No.1 (1984) p.24.
- 5) 中山健次：日産技報, Vol.27, No.6 (1990) p.21.