

論説

Paper

高濃度浸炭材の疲労強度に及ぼす炭化物析出形態の影響

下村哲也*¹, 森田敏之*¹, 井上幸一郎*², 羽生田智紀*¹

Influence of Carbide Morphology on the Fatigue Strength of Carburized Steel

Tetsuya Shimomura, Toshiyuki Morita, Koichiro Inoue, and Tomoki Hanyuda

Synopsis

Carbide-dispersion carburizing is a promising method to strengthen automobile parts, especially for carburized gears and shafts. A study was made on the influence of carbide morphology in the case on bending fatigue strength and contact fatigue strength. The results obtained are as follows:

- (1) Coarse carbide in the case deteriorates both rotating bending fatigue strength and roller pitting fatigue life.
- (2) For the bending fatigue test, the fatigue crack tend to originate from the pre-austenite grain boundaries at the surface, which is covered with the coarse carbides.
- (3) The contact fatigue life is improved with the increase in the area fraction of finely dispersed carbide. The reason can be explained by prevention of softening in the case during the test.

1. 緒 言

近年、自動車の燃費向上と高出力化の要求から、トランスミッション歯車の小型軽量化、高強度化が求められている。歯車に求められる強度は歯元の曲げ疲労強度や衝撃強度および歯面の耐ピitting性や耐摩耗性があり、これらを向上させる手段の一つとして高濃度浸炭がある。通常の共析浸炭では浸炭焼入後の浸炭層がマルテンサイト単相であるのに対し、高濃度浸炭は共析浸炭よりも高濃度の炭素を導入することにより浸炭層に炭化物を分散させて強化する方法である。本村ら¹は高濃度浸炭材の回転曲げ疲労強度と面疲労強度を調査し、共析浸炭材対比優れた強度を示すことを報告している。

高濃度浸炭では炭化物の分散強化により高強度化を図っているため、炭化物の形態や分布状態が強度に大きな影響を及ぼすことが予想される。しかしながら従来の研究では疲労強度に対する炭化物面積率の影響については検討されているが^{2)~5)}、炭化物分散形態が疲労強度に及ぼす影響について検討したものは少ない。そこで本研究では

曲げ疲労強度と面疲労強度に及ぼす炭化物分散形態の影響を調査し、高濃度浸炭材の望ましい炭化物形態を提案することを目的とした。

2. 実験方法

2. 1 試験片の作製方法

本実験で用いた供試材の組成を Table 1 に示す。高濃度浸炭では浸炭層に炭化物を分散析出させるため、一般的な JIS 肌焼鋼である SCM420 に比べて炭化物形成元素の Cr 量を増加させている。また、析出する炭化物には Cr が多く含有されるため、炭化物の析出にともない基地の焼入性の低下が懸念される。このため Si、Mo 量を増加させて焼入性向上を図った。さらに Mn 量は焼ならし硬さを下げるために低減した。このような狙いで成分設計した供試材を用いて実験を行った。

Table 1. Chemical composition of steel(mass%).

C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo
0.2	0.5	0.3	0.15	0.05	2.5	0.4

2006 年 1 月 8 日受付

* 1 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

* 2 大同特殊鋼(株)技術開発研究所, 工博 (Dr., Eng., Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

供試材は真空高周波誘導炉で溶解し、150 kg の鋼塊に鋳造した。これを 1423 K で $\phi 22$ mm と $\phi 30$ mm の丸棒に熱間鍛造し、さらに 1223 K、3.6 ks で焼ならした。この焼ならし材を小野式平滑回転曲げ疲労試験片と Fig.1 に示すローラーピitting試験片⁶⁾に加工した。加工した試験片は次節に述べる条件 A ～ D の真空浸炭処理した後に試験部ならびにつかみ部を精加工し、試験に供した。

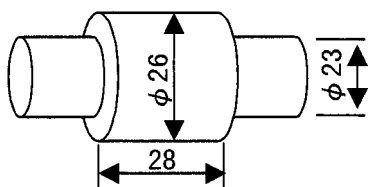


Fig.1. Schematic diagram of roller pitting specimen.

2.2 浸炭条件

本研究では高濃度浸炭材の疲労強度に及ぼす炭化物析出形態の影響を調査するため、炭化物面積率を一定として、異なる炭化物粒径・形状が得られるような条件で浸炭した。また他の条件に比べて炭化物面積率が2倍となるような条件での浸炭材も準備した。

回転曲げ疲労試験で疲労強度に及ぼす炭化物形態の影響を評価するためには表層が疲労き裂起点となる必要がある。そこで試験片に負荷される応力を計算し、表層が起点となって破壊するような、有効硬化深さ (ECD) を設定した。ここで ECD は硬さ 550 HV となる表層からの距離である。

Fig.2 に浸炭条件を記す。条件 A は一次浸炭時に旧オーステナイト粒界にネット状の板状炭化物を析出させるこ

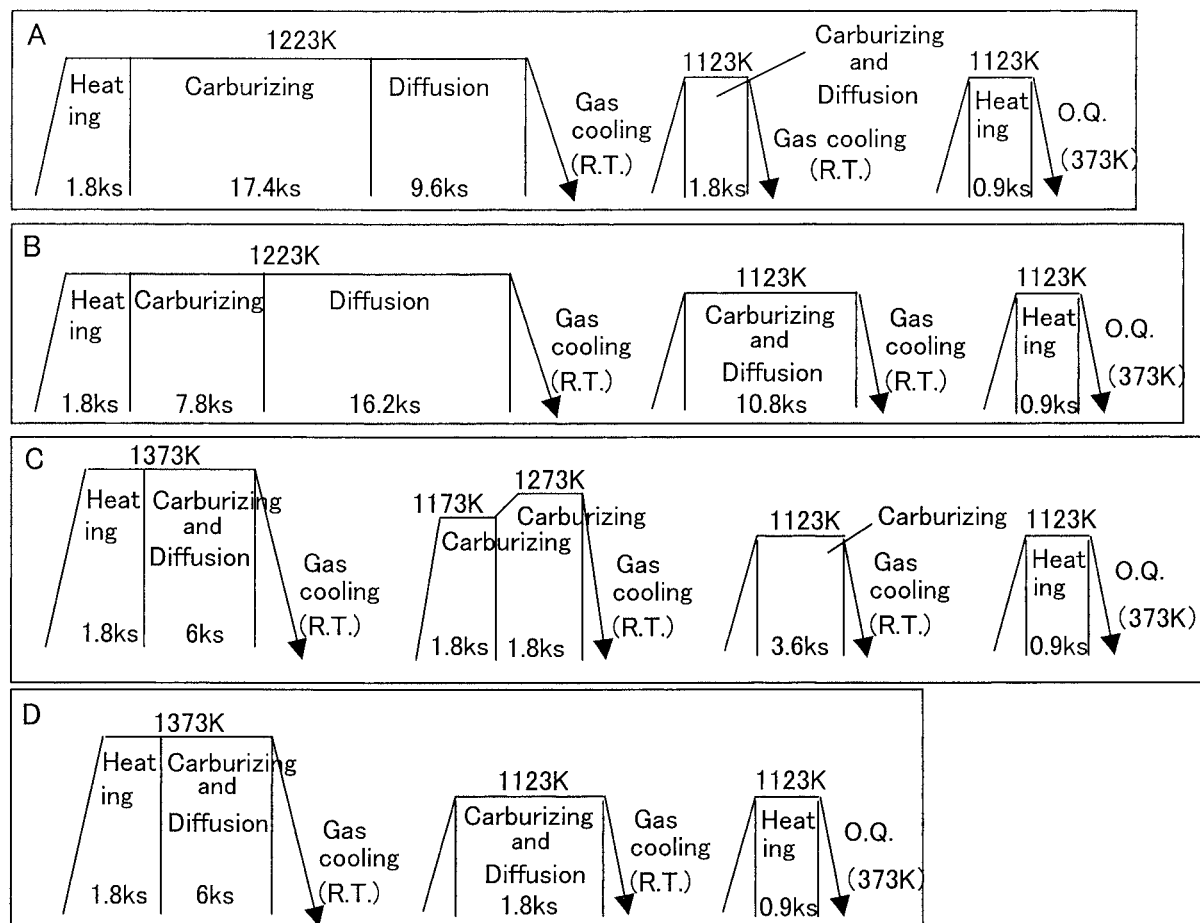


Fig.2. Heat cycles of carbide-dispersion carburizing.

とを狙った条件である。条件 B は $10\ \mu\text{m}$ 前後の粗大な粒状炭化物を、条件 D はサブミクロンの微細炭化物析出を狙った処理である。また、条件 C は条件 A, B, D に比べて約 2 倍の炭化物面積率が得られる浸炭条件とした。すべての浸炭条件で最終の焼入温度は $1123\ \text{K}$ として浸炭後の結晶粒径とオーステナイト中への固溶 C 量が一定になるようにした。

2. 3 浸炭特性の調査

各種高濃度浸炭処理を施した供試材は硬さ分布測定、組織観察、炭素濃度測定を行った。硬さ分布は微小ビッカース硬度計を用い測定荷重 $2.94\ \text{N}$ で試験片の横断面を測定して求めた。組織は供試材を鏡面研磨後、5% ピクリン酸アルコール溶液で腐食し、走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察した。浸炭層の炭化物面積率と形状は SEM で 3000 倍で撮影した写真を用い画像解析して定量化した。測定視野の面積は $1.2 \times 10^{-3}\ \text{mm}^2$ である。炭素濃度分布はマイクロアナライザー (EPMA) を用いて測定した。

2. 4 疲労試験方法

曲げ疲労強度は小野式回転曲げ疲れ試験機を用いて評価した。試験片は平行部径 $\phi 8\ \text{mm}$ の平滑試験片を用い、JIS Z 2274 に準拠して作製した。平行部は #1200 のエメリーペーパーで研磨後、条件 A ~ C の浸炭処理を施し、#1200 のエメリーペーパーで再度表層を $0.1\ \text{mm}$ 研磨して疲労試験に供した。試験後 SEM による破面観察を実施した。

面疲労強度はローラーピットング試験を行い評価した。ローラーピットング試験の概要を Fig.3 に示す。ローラーピットング試験は大小の2円筒を一定面圧で接触させ、すべりを与えながら回転させることにより、小円筒である試験片にピットングが発生するまでの時間をピットング寿命とし、面疲労強度を評価する試験方法である。本実験では最大面圧 $3700, 3500, 3300, 3000\ \text{MPa}$ 、すべり率 -60%、油温 $353\ \text{K}$ 、回転数は $1500\ \text{rpm}$ で試験した。

3. 試験結果

3. 1 高濃度浸炭材の組織観察結果

Fig.4 は回転曲げ疲労試験片とローラーピットング試験片の表層付近の断面組織を SEM で観察した結果である。また、Fig.4 の観察結果から画像解析により炭化物の円相

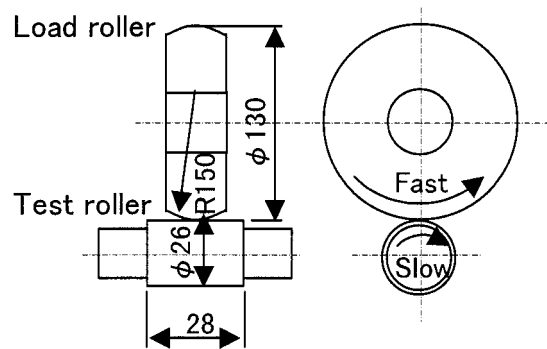


Fig.3. Schematic diagram of a roller pitting test.

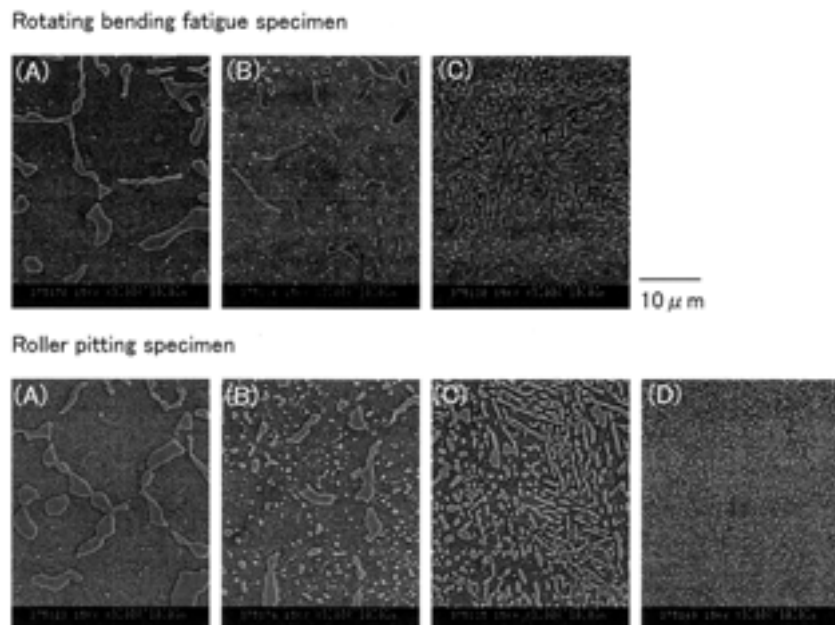


Fig.4. SEM micrographs in the vicinity of surface in carbide-dispersion carburized specimens.

当径と個数を求めヒストグラムとして Fig.5 に示す。浸炭層は炭化物が分散したマルテンサイト組織である。また、EDS による定性分析の結果より金属成分の大部分が Fe で

構成されており、Cr・Mo のピークの割合は非常に少ないことから、浸炭層に存在する炭化物はセメントイトであると推測される。すべての供試材で不完全焼入にともなうト

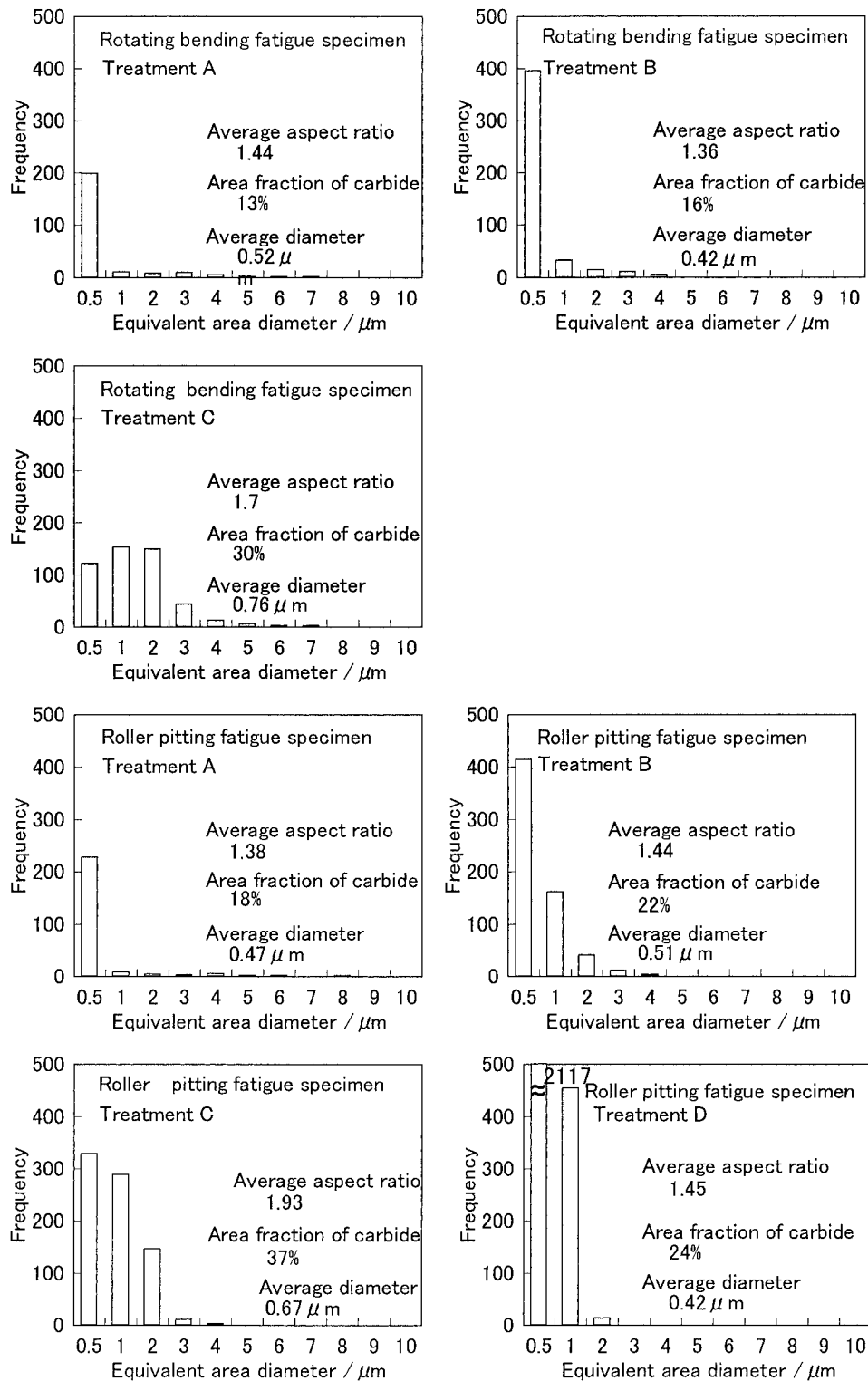


Fig.5. Histogram of equivalent area diameter of carbide in carburized specimens.

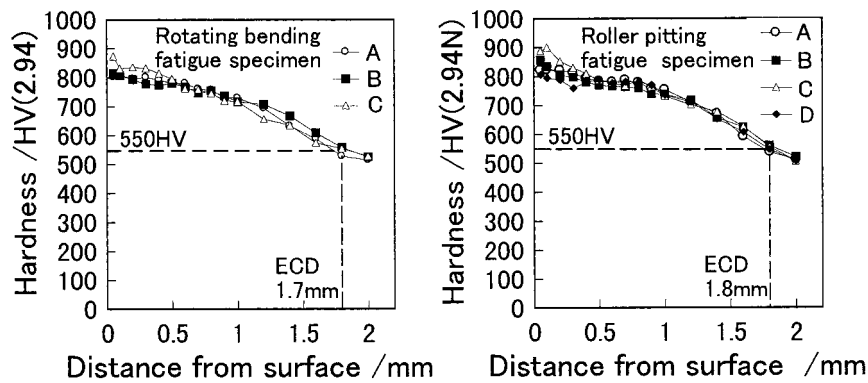


Fig.6. Hardness profiles of carbide-dispersion carburized specimens.

ルースタイト析出や粒界酸化などの異常な組織は認められなかった。

条件 A の炭化物形態は一次浸炭時の旧オーステナイト粒界にネット状に析出した長さ $10\ \mu\text{m}$ 程度の板状炭化物と直径 $1\ \mu\text{m}$ 以下の微細な球状炭化物である。条件 B は長さ $5\ \mu\text{m}$ 程度の楕円から板状の形態を有する炭化物と直径数 μm の球状炭化物で構成されている。条件 D は直径 $1\ \mu\text{m}$ 以下の微細な球状炭化物が浸炭層全面に析出していることが確認された。条件 C は他の条件 A, B, D に比べて炭化物量が多く、面積率で約 2 倍の値を示す。また、炭化物形態は長さ $1\sim 5\ \mu\text{m}$ の楕円から板状の炭化物が分散している。これらの結果はヒストグラムからも確認することができ、ほぼ狙いとした炭化物分散状態を得ることができた。

3. 2 高濃度浸炭材の硬さ分布測定結果

Fig.6 に小野式回転曲げ試験片ならびにローラーピッティング試験片の硬さ分布を示す。条件 A, B, D では両試験片ともに硬さ分布はほぼ同等であり、条件 C は他の条件に比べて表層付近の硬さが $50\sim 70\text{HV}$ 程高い。ECD は小野式回転曲げ試験片が 1.7mm 、ローラーピッティング試験片が 1.8mm であり、ほぼ狙いどおりであった。前節の結果とあわせて浸炭条件 A, B, D では炭化物分布形態、条件 C では炭化物量の疲労強度に及ぼす影響を評価できると判断して各種試験を実施した。

3. 3 曲げ疲労強度

Fig.7 に小野式回転曲げ疲労試験により得られた S-N 曲線を示す。試験片の破面観察結果から起点はすべて表面で、内部起点で破壊した試験片は認められなかった。今回の試験では試験片本数が少なく、条件 A, B では正確な疲労限を求めることはできなかったが、条件 A では 630MPa 、条件 B では 810MPa 付近が疲労限であると推定さ

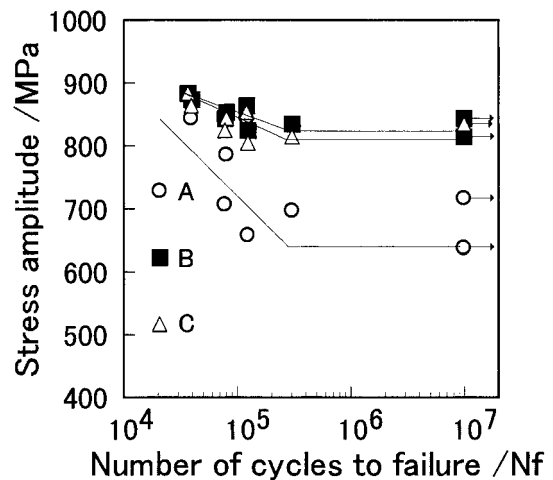


Fig.7. S-N curves of rotating bending fatigue test.

れる。また条件 C の疲労限は 814MPa であった。前節で述べたように硬さ分布が同じにもかかわらず、ネット状の炭化物が分散している条件 A では他の条件に比べて疲労限が大幅に低下しており、この疲労限の低下は炭化物分布形態の影響と考えられる。一方、炭化物粒径は粗大でもネット状の炭化物が存在しない条件 B と、条件 A, B に比べて炭化物面積率が高い条件 C はほぼ同じ疲労限を示す。

3. 4 面疲労強度

Fig.8 に各浸炭条件のローラーピッティング試験結果を示す。試験面圧の増加とともにピッティング寿命は低下するが、炭化物形態によってその低下傾向に差がみられている。すなわち、炭化物粒径が微細な条件 C, D では試験面圧とピッティング寿命が直線関係を示す。一方、粗大な炭化物が分散する条件 A, B では直線関係は認められず、ピッティング寿命のばらつきが非常に大きい。このため、条件 A, B は他の条件と面疲労強度を比較することができなかった。試験面圧とピッティング寿命が直線関係を示した

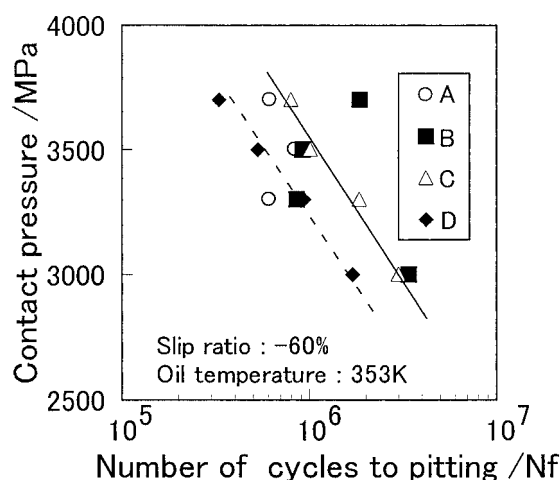


Fig.8. Result of roller pitting fatigue test.

条件 C, D では炭化物面積率が多い条件 C の方が同じ試験面圧のピitting寿命が長く面疲労強度に優れている。

4. 考 察

4. 1 炭化物分散形態が曲げ疲労強度に及ぼす影響

3.2節で述べたように条件 A と B では硬さ分布と炭化物面積率がほぼ等しいにもかかわらず、曲げ疲労強度は条件 A のほうが低い。また条件 C は条件 B に比べて表面硬さが 50 ~ 70 HV 高く、炭化物面積率は約 2 倍であるが疲労限はほぼ等しい値を示す。

夏目ら⁷⁾の研究から炭化物は微小欠陥とみなせると考え、式(1)に示す村上ら⁸⁾が提唱する材料の疲労限度予測式を用いて、炭化物形態が疲労強度に及ぼす影響を計算した。

$$\sigma_w = 1.41 (H_v + 120) / (\sqrt{\text{area}_{\max}})^{1/6} \quad \text{.....(1)}$$

ここでは σ_w 回転曲げ疲労試験の疲労限の予測値、HV は試験片表面のビッカース硬さ、 $\sqrt{\text{area}_{\max}}$ (μm) は評価体積中の最大炭化物面積の平方根である。また $\sqrt{\text{area}_{\max}}$ は各浸炭条件の浸炭層の炭化物を画像解析し極値統計法により求めた。極値統計法により $\sqrt{\text{area}_{\max}}$ を求めた結果を Fig.9 に示す。各浸炭条件の浸炭層の最大炭化物径は条件 A が 13.6 μm 、条件 B が 12.9 μm 、条件 C が 10.3 μm であった。また、試験片硬さには表面より 0.05 mm 位置の硬さを用いて疲労限の予測値を計算した。

村上らの式により推定した疲労限の予測値と実測値との比較を Fig.10 に示す。条件 A, B は正確な疲労限が求まっていないため、見かけの疲労限である。

いずれの予測値も実測値に比べて高い値を示す。特に条件 A は予測値が実測値に比べて 200 MPa 程度高い値を示

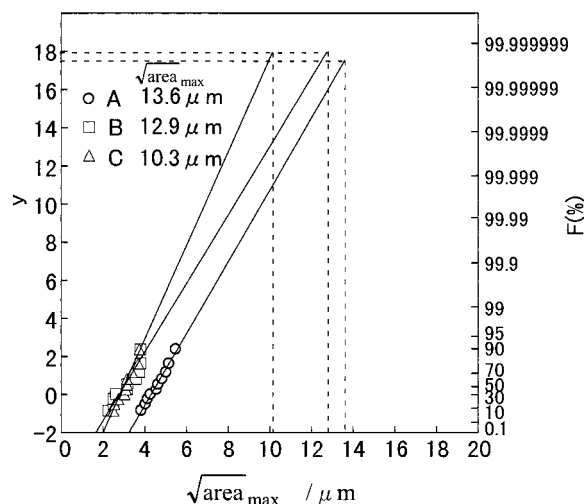


Fig.9. Statistical distribution of the extreme values and the maximum size of carbide in transverse section.

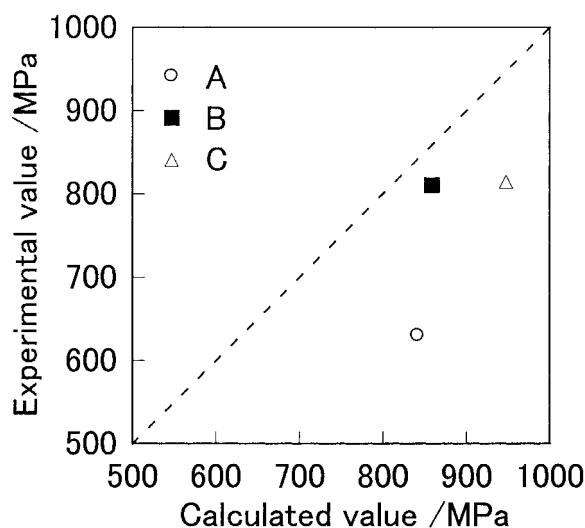


Fig.10. Relationship between calculated values and experimental values of fatigue limit.

し乖離が激しい。Fig.11 に疲労試験片の破面を SEM で観察した結果を示す。いずれも表面付近に存在する炭化物を起点として破壊に至っている。条件 A ではネット状の炭化物で囲まれた領域が脱落し、破壊起点として作用している様子が確認された。このようにネット状の炭化物によって囲まれた領域が脱落して発生した起点は炭化物分布より極値統計法で求めた最大炭化物に比べてはるかに大きい。このため、条件 A では予測値と実測値との差が大きかったと考えられる。同様に他の条件でも隣接する複数の炭化物が一度に破壊し起点として作用すると仮定すると、予測値と実測値の差が大きくなると思われる。破面観察の結果からは確認することができなかったが、他の浸炭条件でもこのような現象により実測値と予測値の差が生じていると考えられる。

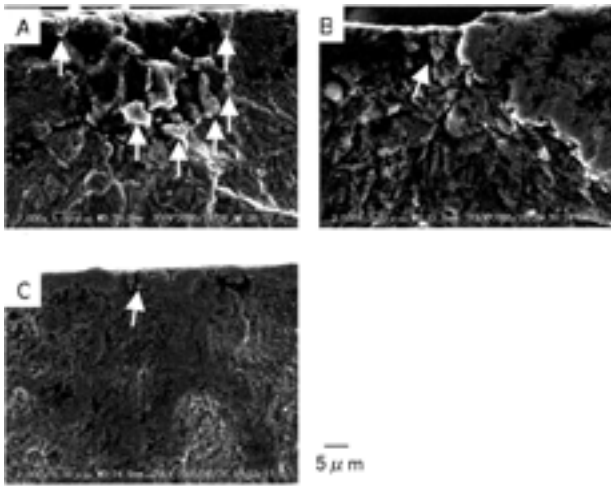


Fig.11. SEM micrographs for crack origin.
The Arrows show carbide.

4. 2 高濃度浸炭材の炭化物分散形態が面疲労強度に及ぼす影響

ピitting寿命のばらつきが小さい条件 C, D を比較すると、炭化物面積率の多い条件 C の方が条件 D に比べてピitting寿命が長い。一般にピitting寿命は焼戻し軟化抵抗が向上すると長くなり、573 K 焼戻し硬さと相関があるといわれている⁹⁾。Fig.12 は 573 K 焼戻し硬さと面圧 3700 MPa で試験を行ったときのピitting寿命の関係を示したものである。斜線の領域は Watanabe ら⁹⁾が求めた浸炭材ならびに浸炭窒化材のピitting寿命と 573 K 焼戻し硬さの関係である。Watanabe らの試験条件は面圧 3680 MPa, すべり率 -40 %, 油温 353 K であり、本試験よりすべり率が低い。このため、本試験の結果に比べて同一焼戻し硬さでのピitting寿命は長くなっている。しかし、本試験の焼戻し硬さとピitting寿命の関係は Watanabe らの報告と傾きがほぼ一致しており、炭化物面積率の高い条件 C のピitting寿命が条件 D に比べて長いのは 573 K 焼戻し硬さが高いためと考えられる。

Fig.13 は条件 C, D の浸炭焼入れままと 573 K で焼戻したときの硬さを示したものである。高濃度浸炭材の浸炭層硬さはマトリックスのマルテンサイトの硬さと炭化物による分散強化が複合したものと考えられる。本実験では各処理の最後の焼入温度をいずれも 1123 K として固溶 C 量を合わせているためマトリックスであるマルテンサイトの硬さはいずれの条件もほぼ同じであると考えられる。すなわち、条件 C, D の硬さの差異は炭化物量の差であり炭化物面積率の高い条件 C の方が焼入まの硬さは高い。また 573 K の焼戻しでは主としてマトリックスであるマルテンサイトが焼き戻されて軟化が生じる。このとき 573 K 程

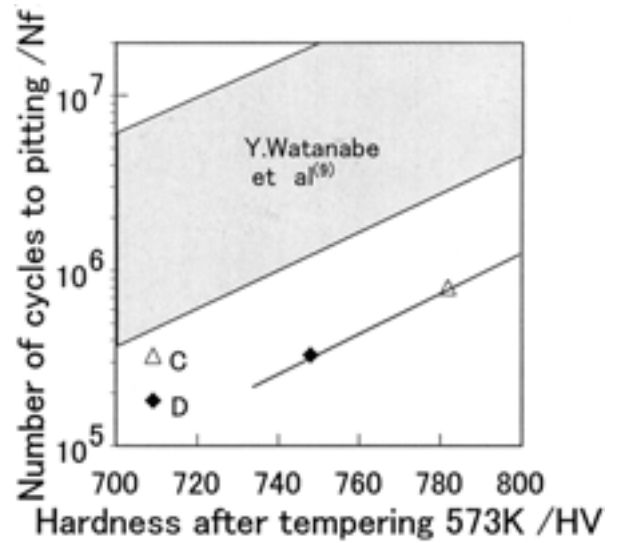


Fig.12. Relationship between number of cycles to pitting and hardness after tempering at 573 K.

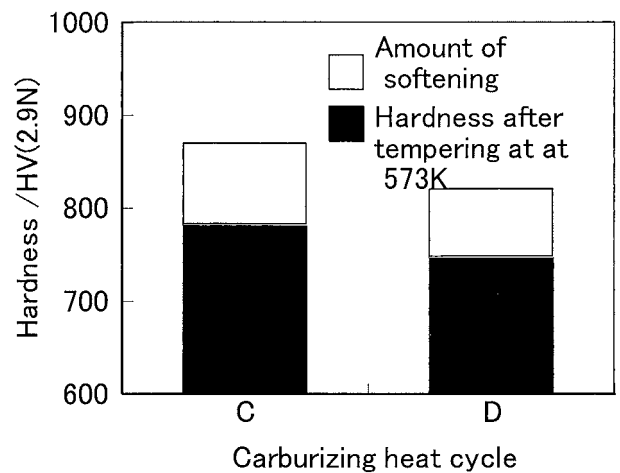


Fig.13. Hardness of as-carburized specimen and tempered ones.

度の温度では浸炭層に析出した炭化物形態に大きな変化はなく炭化物の量はほとんど変化しないと考えられる。このため、Fig. 13 に示すように条件 C, D で焼戻し軟化量に差が見られず、焼入まま硬さの高い条件 C の 573 K 焼戻し硬さが高くなったのであろう。

ピitting寿命のばらつきが大きい条件 A, B についてローラーピitting試験後の試験片の横断面を観察した。観察方法の模式図を Fig.14 に結果を Fig.15 に示す。試験片の表面にはピittingに到っていないき裂が多数認められた。これらを詳細に観察したところ、き裂はいずれも炭化物が起点となっていることが分かった。Fig.5 のヒストグラムから条件 A, B は条件 C, D に比べて粗大な炭化物が存在する。ローラーピitting試験は平滑回転

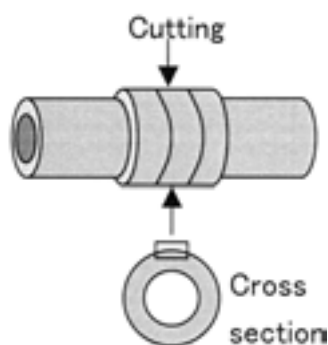


Fig.14. Schematic diagram of observation method of surface crack.

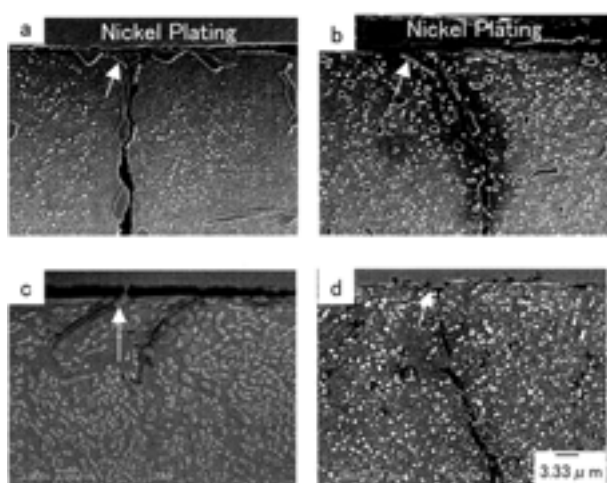


Fig.15. Optical micrographs of surface crack. The arrow shows carbide.

曲げ疲労試験に比べて実質的な評価体積が小さく、転走面直下に存在する粗大な炭化物の存在確率にピitting寿命が支配されているものと考えられる。このため粗大な炭化物が存在する条件 A, B ではピitting寿命に大きなばらつきが生じたと考えられる。

以上の結果から浸炭材の炭化物面積率を増加させると573 K焼戻し硬さが上昇し、ピitting寿命は向上する。またピitting起点は炭化物であり、粗大な炭化物の存在はピitting寿命をばらつきを大きくすると考えられる。

5. 結 言

高濃度浸炭材の疲労強度に及ぼす炭化物析出形態の影響を調査するために、鋼種、浸炭の炭素濃度分布、硬さ分布を統一し、炭化物形態のみを変化させた浸炭材を作製し、小野式回転曲げ疲労試験、ローラーピitting試験に供した。さらに浸炭材表層の炭化物面積率を倍にした試

験片についても同様の試験を行った。以下にその結果を記す。

- (1) 小野式回転曲げ疲労試験・ローラーピitting試験後の破面を観察した結果、き裂の起点はいずれも炭化物であった。
- (2) ネット状の炭化物を析出させると曲げ疲労強度は著しく低下した。これは粒界炭化物に囲まれた領域が巨大な欠陥として作用し疲労限を低下させるためである。
- (3) 炭化物面積率を増加させると面疲労強度は向上した。これは炭化物面積を増加させることにより573 K焼戻し硬さが向上するためであると考えられる。
- (4) 粗大な炭化物はピitting寿命のバラツキを大きくする。

以上の結果から高濃度浸炭を用いて高い曲げ疲労強度・面疲労強度を得るためには、微細な炭化物を多量に析出させる処理が望ましいと考える。

(文 献)

- 1) 木村利光, 並木邦夫: 電気製鋼, 61 (1990), 32.
- 2) 内藤武志: 浸炭焼入れの実際, 日刊工業新聞社, (1999), 112.
- 3) 安部 聡, 池田正一: 神戸製鋼技報, 54 (2004), 3, 21.
- 4) 木村利光, 中村貞行: 電気製鋼, 65 (1994), 295.
- 5) T.KIMURA and S. NAKAMURA: 9th International Congress on Heat Treatment & Surface Engineering, Nice (1994), 437.
- 6) 井上幸一郎, 中村貞行: 電気製鋼, 71 (2000), 19.
- 7) 夏目喜孝, 村松勁, 宮本貴之: 日本機械学会材料力学講演会講演論文集, No.900-86 (1990), 323.
- 8) 村上敬宣: 金属疲労微小欠陥と介在物の影響, 養賢堂, (1993), 54.
- 9) Y. Watanabe, N. Narita, Y. Matsushima and K. Iwasaki, 20th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings, 9-12 October 2000, St.Louis, MO, ASM International, 2000.