

調質型高強度軟窒化クランクシャフト用鋼の開発

Development of Steel for Nitrocarburized High Strength Crankshafts that is Quenched and Tempered before Nitrocarburizing

祐谷 将人*
Masato YUYA

多比良 裕章
Hiroaki TAHIRA

大川 暁
Satoru OKAWA

西原 基成
Kison NISHIHARA

抄 録

疲労強度と曲げ矯正性を兼ね備えた軟窒化クランクシャフト用鋼を開発した。Mn, Cr量を調整するとともに、適切な熱処理条件を選択することで、最適な硬さ分布と、微細なミクロ組織を得ることができた。開発鋼の疲労特性を回転曲げ疲労試験で評価したところ、既存の高強度鋼に対して約10%、疲労強度が向上した。また、四点曲げ試験で曲げ矯正性を評価したところ、既存の高強度鋼と同等以上の曲げ矯正性を有していることが確認できた。開発鋼の窒化層の硬さは、軟窒化後の冷却速度に依存しないことから、安定的な品質が期待できる。この特性は、開発鋼の拡散層における強化機構がMnとCrの複合窒化物による析出強化であるためと考えられる。

Abstract

We developed steel for nitrocarburized crankshafts which have high bending fatigue strength and bending ability for straightening. Adjusting amount of chemical compositions and heat treatment conditions lead to an optimum hardness profile and a fine microstructure. The fatigue strength of the developed steel was measured with a rotary bending fatigue test. The Fatigue strength of the developed steel was larger than that of a conventional high strength steel by around 10%. Bending property was measured with a four-point bending test. It showed that the bending property of the developed steel was comparable with that of a conventional high strength steel. Consistent quality is expected because the hardness of the nitrocarburized layer in the developed steel is constant regardless of cooling rate from nitrocarburizing temperature. It is assumed that the robustness against cooling rate is brought by the mechanism of hardening that was precipitation hardening with Mn and Cr complex nitrides.

1. 緒 言

エンジンの燃費改善、およびダウンサイズ化のためには、エンジンの構成部品の軽量化、小型化が必要となる。エンジン内において、ピストンの往復運動を回転運動に変換するためのクランクシャフトは、エンジンの中で最も重い部材であり、その小型化は、エンジン全体の小型・軽量化へ大きく寄与し得る。クランクシャフトを小型化するためには、クランクシャフトに用いられる材料にも、従来以上の優れた疲労特性が求められる。

クランクシャフトの疲労強度を高めるために、クランクシャフトに窒化が施される場合がある¹⁾³⁾。窒化は、アンモニアを含む雰囲気中で部品を保持することで、部品表面か

ら窒素を侵入させて強化させる表面硬化熱処理である。窒素と同時に炭素を侵入させる処理は特に軟窒化と呼ばれ、クランクシャフトを含めた種々の機械鋼構造用鋼の表面硬化処理として用いられている。

軟窒化は、他の表面硬化熱処理である浸炭焼入れや高周波焼入れと比べると、処理温度が低温であるがゆえに、熱処理により部品に生じる変形量が極めて小さい。ところが、クランクシャフトには、構造上、厳密な真直性が求められるため、軟窒化処理で生じるわずかな曲がりさえも矯正する必要がある。軟窒化で生じた曲がりには、通常、クランクシャフトを押し曲げることで矯正する⁴⁾。

クランクシャフトを曲げ戻すと、表層に、疲労に対して有害なき裂が発生する可能性がある。したがって、曲げ戻し

* 鉄鋼研究所 棒線研究部 主幹研究員 千葉県富津市新富 20-1 〒293-8511

が必要なクランクシャフトには、有害なき裂を発生させることなく曲げ戻すための特性が必要となる。この特性には種々の呼び名があるが、本稿では曲げ矯正性と呼称する。

クランクシャフトを高疲労強度化すべく、窒化層の硬さを高くするほど、曲げ矯正性は劣化する。したがって、軟窒化クランクシャフトを高疲労強度化するためには、疲労強度と曲げ矯正性をバランス良く高めることが重要となる。

2. 軟窒化した組織と窒化特性の関係

軟窒化した鋼の組織的な特徴は、最表面に化合物層と呼ばれる厚さ数 μm から $30\mu\text{m}$ 程度の、鉄窒化物を主体とする層が生じる点である。化合物層は名前の通り化合物で構成されているため、延性、じん性に劣り、曲げ矯正により容易に割れやき裂が生じる。

化合物層の直下の、軟窒化によって硬化した領域は拡散層と呼ばれる。拡散層は、軟窒化前の母相と同じ微細組織を有しているが、よりミクロには固溶窒素や微細な窒化物によって強化されているため、未窒化層と比べると、じん性が低い。軟窒化鋼の強度を高める目的で拡散層を過度に硬化させた鋼では、曲げ矯正の際に、化合物層で生じたき裂が容易に拡散層に伝播するようになる。図1は、軟窒化したS40Cに対して、曲げ矯正限界を超えた曲げの負荷を加えた際の表層近傍の光学顕微鏡写真である。このような大きなき裂が生じると、疲労特性は大きく劣化する。

3. 疲労強度と曲げ矯正性の両立

疲労強度と曲げ矯正性を両立させるための手段の一つは、拡散層の硬さを高くしすぎず適切な範囲に収めることである。ただし、拡散層の硬さを調整するだけでは、疲労強度を大きく高めることは難しい。そこで、前処理による組織の最適化に着目した。図2はS40C、およびS50Cを

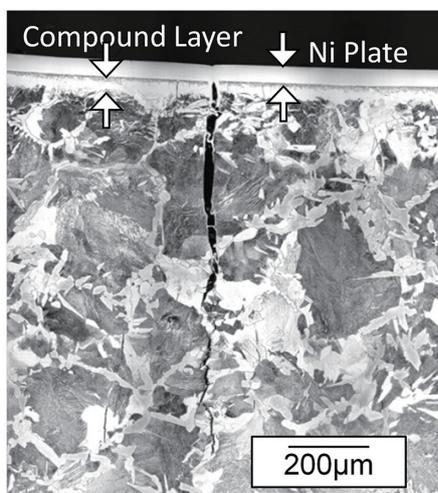


図1 曲げにより軟窒化層に生じたき裂像
Image of a crack introduced by bending at the surface of nitrocarburized steel

軟窒化した際の疲労強度と曲げ矯正性バランスを非調質材と焼入れ焼戻し材で比較したものである。同一鋼種の比較では、焼入れ焼戻しを行うことで、疲労強度と曲げ矯正性のいずれもが向上していることがわかる。

近年では、コスト、消費エネルギー低減の観点から、軟窒化前の素材の非調質化が進んでいるが、本検討では、疲労強度と曲げ矯正性を、従来以上に高いレベルで両立させることを目標として、焼入れ焼戻しを行うことを前提として、材料開発に取り組んだ。

4. 開発鋼の成分設計

すでに述べたように、拡散層の硬さを適切に制御することは、疲労強度と曲げ矯正性を高いレベルで両立させるための必須条件の一つである。拡散層の硬さには、合金成分と前組織の両方が寄与し得る。本節では、開発鋼の化学成分の設計について述べる。

表1に開発鋼の化学成分を示す。一般的な強度レベルの軟窒化クランクシャフトには、S30C～S55Cの化学成分をベースとした炭素鋼が使用されることが多い。それらの炭素鋼に対して開発鋼は、Mn、Cr量を高めている。これらの元素はいずれも軟窒化中に、拡散層中で合金窒化物を形成するため^{2,5,6}、含有量が多くなるほど拡散層の硬さを高める効果を持つ。本開発鋼では、疲労強度と曲げ矯正性の両立に最適で、かつ、品質のばらつきが抑制できるよう、これらの元素の含有量を最適化している。

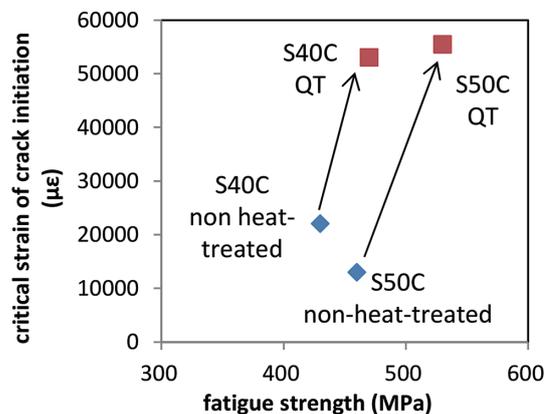


図2 軟窒化した炭素鋼の疲労強度とき裂発生ひずみに及ぼす焼入れ焼戻しの影響

Effect of quench-and-tempering on fatigue strength and critical strain of crack initiation in the nitrocarburized carbon steel

表1 開発鋼の化学組成 (mass%)
Chemical compositions of the developed steel (mass%)

	C	Si	Mn	Cr
Developed steel	0.40-0.45	0.15-0.35	1.5-2.5	0.3-0.5
S40C (JIS)	0.37-0.43	0.15-0.35	0.6-0.9	≤ 0.20
S50C (JIS)	0.47-0.53	0.15-0.35	0.6-0.9	≤ 0.20

5. 開発鋼の窒化特性

5.1 開発鋼の硬さプロファイル

開発鋼と既存鋼の窒化特性を比較すべく、開発鋼と、既存の通常強度鋼、高強度鋼、および SCr440 の 4 鋼種を用いて各種特性を評価した。SCr440 は、クランクシャフトよりも高い負荷を受ける窒化部品に用いられることのある鋼種であるが、比較のために評価に加えた。真空溶解でこれらの鋼のインゴットを作製し、熱間で 60mm 径の丸棒に鍛伸した。丸棒から図 3 に示す回転曲げ疲労試験片と四点曲げ試験片を作成し、570℃で 3h 保持後に油冷する軟窒化を施した。図 4 に軟窒化後の各鋼種の表面近傍の硬さプロファイルを示す。開発鋼の表層硬さは既存の高強度鋼よりもやや高く、高強度部品用の SCr440 と比べると低い。

5.2 開発鋼の疲労特性

疲労特性の評価は、小野式回転曲げ疲労試験にて行った。10⁷ 回の応力負荷で破断しなかった最大の応力を疲労強度とみなし、4 鋼種の疲労強度を比較したものを図 5 に示す。

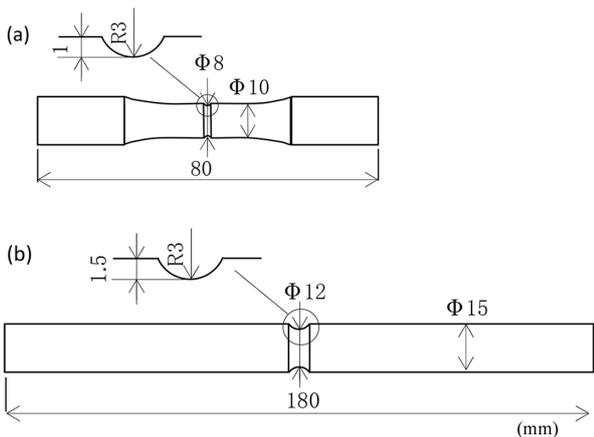


図 3 試験片形状

(a) 回転曲げ疲労試験用, (b) 四点曲げ試験用

Shapes of specimens for (a) Rotary bending fatigue test and (b) Four-point bending test

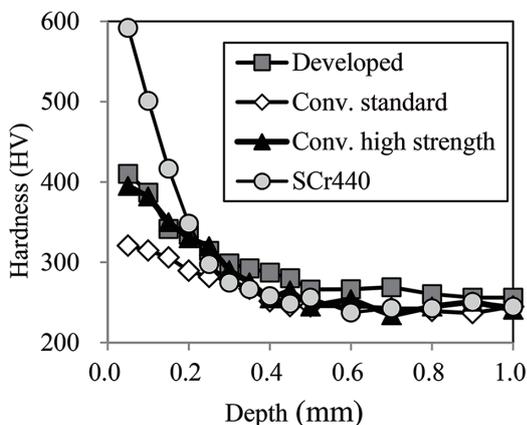


図 4 各鋼種の軟窒化層の硬さプロファイル

Hardness profiles of nitrocarburized layers of various steels

各鋼種の疲労強度は、既存の通常強度鋼である S50C の疲労強度で除して規格化している。図から明らかなように、開発鋼の疲労強度は、既存の通常強度鋼と比べて高く、高強度鋼と比べても約 10% 高い。この強度は、より表層硬さの高い SCr440 と同等程度である。この結果は、SCr440 では最表層近傍のみが大きく硬化し、硬化深さが浅いのに対して、開発鋼は、より深い硬化層を有しているためと考えられる。

5.3 開発鋼の曲げ矯正性

曲げ矯正性の評価は、軟窒化後の試験片の四点曲げ試験で評価した。試験片の応力集中部にひずみゲージを貼った状態で四点曲げを行い、き裂が発生する直前のひずみ量をき裂発生ひずみとして評価した。四点曲げ試験の概要を図 6 に示す。

四点曲げ試験で得られた、開発鋼と既存鋼のき裂発生ひずみを比較したものを図 7 に示す。各鋼種のき裂発生ひずみは、既存の高強度材のき裂発生ひずみで除して規格化している。開発鋼のき裂発生ひずみ量は、通常強度鋼と比べると低いが、高強度鋼よりも大きい。量産実績のある高強度鋼と同等以上の結果であったことから、開発鋼の曲げ矯正性は実用的に問題ないレベルであると言える。一方、開発鋼とほぼ同等の疲労強度を有する SCr440 は、き裂発生

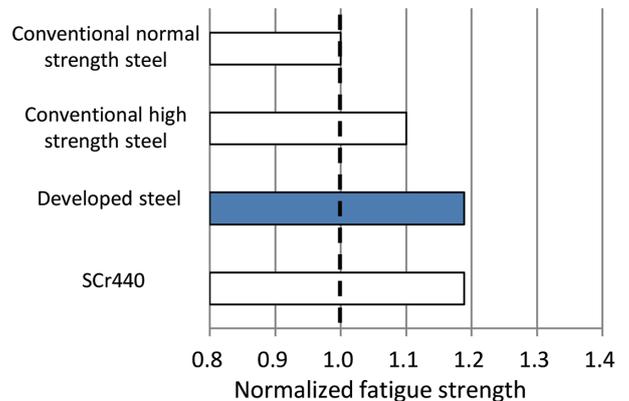


図 5 規格化した開発鋼と既存鋼の疲労強度 (既存の通常強度材を 1 とする)

Normalized fatigue strength of developed steel and conventional steels (Fatigue strength of conventional normal strength steel is taken as 1.0)

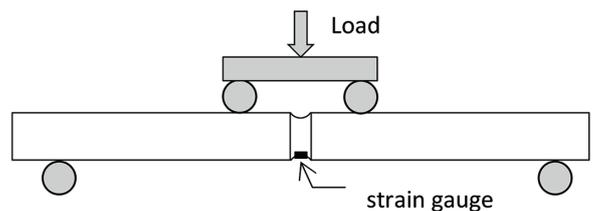


図 6 四点曲げ試験の模式図

Schematic of four-point bending test

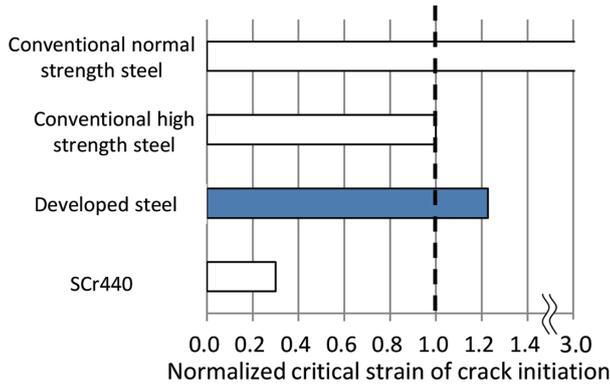


図7 規格化した開発鋼と既存鋼のき裂発生ひずみ（既存の高強度材を1.0とする）
Normalized critical crack initiating strain of developed steel and conventional steels
(Critical strain of conventional high strength steel is taken as 1.0)

ひずみが極めて低い。このような材料は、曲げ矯正が必要なクランクシャフトには用いることができない。

6. 開発鋼の微細組織

疲労強度と曲げ矯正性を高いレベルで両立させるために、開発鋼は鋼材成分と焼入れ条件を最適化することで、微細組織を作りこんでいる。図8に開発鋼と既存の通常強度鋼の表層の微細組織を示す。一般的には、クランクシャフトのような大型の部品では、高温から水冷、または油冷によって急冷しようとしても、冷却速度は遅くなる。そのため、一般的な炭素鋼のクランクシャフトを焼入れた場合の組織はパーライトが主体となる⁷⁾。開発鋼は、焼入れ性を高める元素であるMn、Cr量が増量されていることで、焼入れ性が高まり、表層部の組織はマルテンサイトとベイナイトの混合組織となっている。

マルテンサイトやベイナイトの組織にはラスやブロック等の単位があり、それらは非等方的な形状で、幅や長さといった概念がある。これらの内、どの単位が機械的特性を支配するかについては諸説があるが⁸⁻¹⁰⁾、ここでは、結晶の方位差が15°以上となる境界で囲まれた領域が機械的特性の支配因子であると考え¹¹⁾、開発鋼とS50Cの焼入れ焼戻し後の組織を比較した。

図9は開発鋼とS50Cのフェライト相の結晶方位をEBSD (Electron Back-Scattered Diffraction Patterns) 法にて解析した結果である。図中の実線は15°以上の方位差を持つ境界である。このような境界で囲まれた領域を仮想的に結晶粒とみなし、その粒径を求めたところ、S50Cが16.4μmであるのに対して、開発鋼は3.7μmと5分の1程度まで微細化していることが確認できた。開発鋼が高いレベルで疲労強度と曲げ矯正性を両立できているのは、この組織の微細化によるものと考えられる。

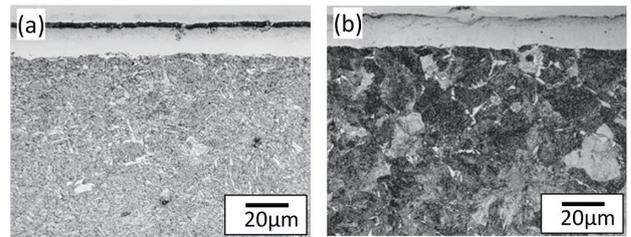


図8 軟窒化後の表層の断面像 (a) 開発鋼, (b) S50C
Images of the cross sections of the nitrocarburized layers in (a) Developed steel and (b) S50C

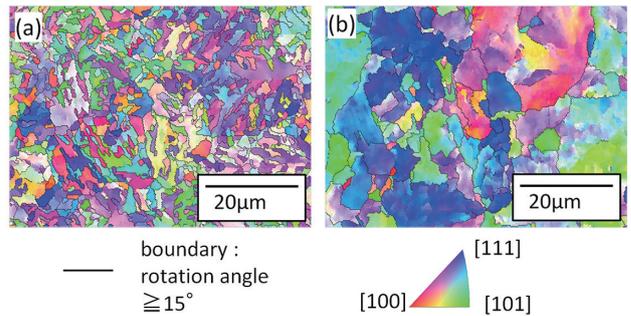


図9 EBSDで解析した(a) 開発鋼と(b) S50Cのフェライト相の逆極点図
Inverse pole figures of ferrite phase of (a) Developed steel, and (b) S50C analyzed with EBSD

7. 開発鋼の窒化層における強化機構

鋼を窒化すると、侵入した窒素と母相との間で各種の相互作用が起り、硬化する。この時の硬化は複数のメカニズムによって生じる^{12,13)}。

合金元素を多く含まない炭素鋼の場合、軟窒化中の拡散層では、ほとんどの窒素は固溶状態で存在している。この状態から室温まで急冷すると、窒素は過飽和な状態となるため、大きな固溶強化能を発揮する。ところが、急冷時の冷却速度が十分でなければ、固溶窒素の一部は、冷却中に鉄窒化物として析出する場合がある。特に高温で析出した鉄窒化物は粗大化しやすく、硬さを大きく低下させ得る¹⁴⁾。

クランクシャフトのような大型部品では、軟窒化後の冷却速度は十分に速くならない。また、複雑な形状をした部品の場合は、部位によって冷却速度が変化することがある。したがって、合金元素を少量しか含まない炭素鋼を軟窒化した場合、大型で複雑形状の部品では、部位によって拡散層の硬さが変化する可能性がある。そこで、冷却速度による窒化特性のばらつきの大きさを確認するため、開発鋼とS40C鋼を用いて、軟窒化温度からの冷却速度が硬さプロファイルに及ぼす影響を評価した。

580℃で軟窒化した試験片を、再度580℃に加熱したのち、水冷、放冷、炉冷の三種類の方法で室温まで冷却した。各方法で冷却したS40Cと開発鋼の断面の硬さプロファイルをそれぞれ図10と図11に示す。S40Cでは硬さプロファイルが冷却方法の影響を受けて大きく変化しているのに対

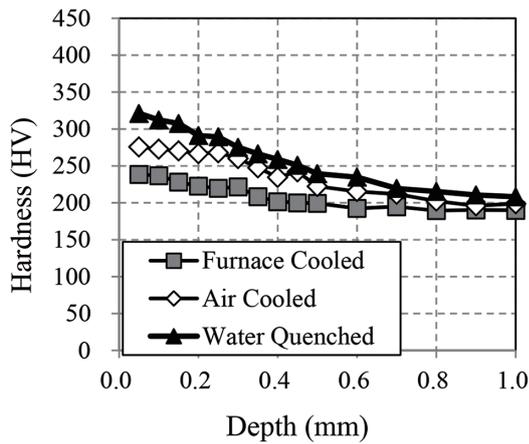


図 10 軟窒化後に再加熱した S40C の硬さプロファイルに及ぼす再加熱時の冷速の影響
Effect of the cooling rate at the cooling following re-heating on the hardness profiles of nitrocarburized S40C

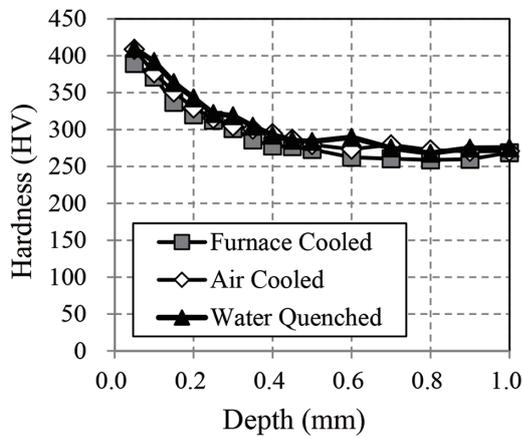


図 11 軟窒化後に再加熱した開発鋼の硬さプロファイルに及ぼす再加熱時の冷速の影響
Effect of the cooling rate at the cooling following re-heating on the hardness profiles of the nitrocarburized developed steel

して、開発鋼の硬さプロファイルはほとんど一定であり、安定した特性が得られていることがわかる。

開発鋼の硬さプロファイルが冷却速度の影響を受けない理由は、開発鋼の拡散層を強化している主な因子が、Mn、Cr の窒化物であり、固溶窒素の寄与が小さいためと考えられる。そこで、合金窒化物の析出の有無を調査するために、開発鋼の拡散層を TEM (Transmission Electron Microscopy) で観察した。

図 12 は表層から 75 μ m 深さ位置における TEM 暗視野像である。Mn と Cr が単独で窒素と結合した場合の窒化物は、 η -Mn₃N₂^{3,15,16)}、および CrN⁶⁾ である。これらの窒化物は、いずれも B1 型の結晶構造を有し、析出する際の母相との方位関係も類似している。このように鋼中で B1 型、もしくはそれに類似した結晶構造の窒化物を形成できる合金元素の内、異なる元素を複数同時に鋼に含有させると、

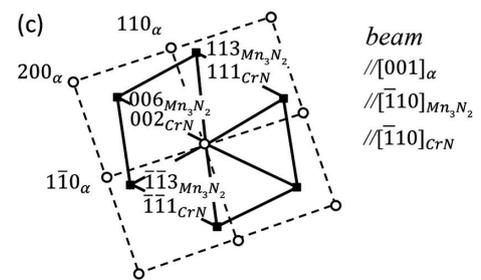
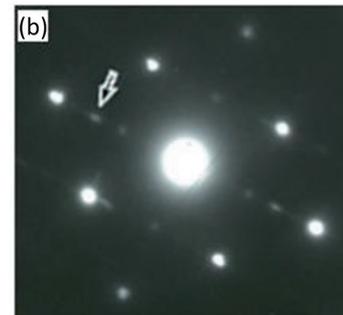
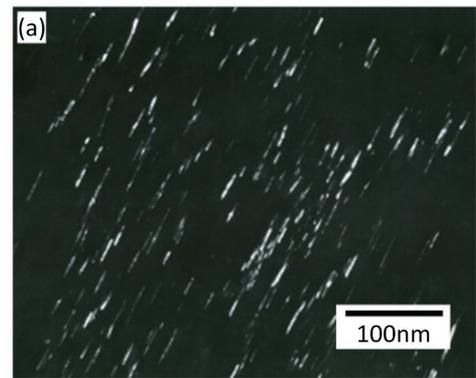


図 12 開発鋼の拡散層の TEM 像
(a) 暗視野像, (b) 制限視野回折像, (c) キーダイアグラム
TEM image taken at a depth of 75 μ m below the surface of the diffusion layer in the developed steel
(a) Dark field image, (b) Selected area diffraction pattern, and (c) Corresponding key diagram to (b).

それらの合金元素は複合窒化物を形成し得ることが報告されている¹⁷⁻¹⁹⁾。また、析出物のサイズ分布に着目すると、視野中の析出物の長さはいずれも約 20nm 程度であり、複数の種類の析出物が混在しているようには見えない。これらのことより、拡散層中に観察される析出物は、Mn と Cr が複合した窒化物であると考えられる。

合金窒化物の形状、サイズは軟窒化後の冷却中には変化しないため、これらの合金窒化物で強化された開発鋼の拡散層は、軟窒化後の冷却速度によらず一定の硬さになったと考えられる。

8. 結 言

軟窒化後に曲げ矯正を行う軟窒化クランクシャフトにおいては、疲労強度と曲げ矯正性はトレードオフの関係にあることから、高疲労強度化が困難であった。本稿で紹介した軟窒化クランクシャフト用鋼は、合金成分と前処理を最

適化することで、高いレベルで疲労強度と曲げ矯正を両立できる。

参考文献

- 1) 佐野直幸, 松本齊, 浅井鉄也, 瀧谷善弘: まてりあ. 48, 83 (2009)
- 2) 衛藤洋仁, 渡邊泰行: 品質工学. 11, 431 (2003)
- 3) 高橋宏昌, 増田大樹, 西谷成史, 高須賀幹: Honda R&D Technical Review. 25, 138 (2013)
- 4) 諏訪悟, 川口大二, 村上敦, 木村和良, 多田雅人: Honda R&D Technical Review. 22, 55 (2010)
- 5) 高須賀幹, 西谷成史, 高橋宏昌, 増田大樹, 松本齊, 佐野直幸, 中山英介: 新日鉄住金技報. (406), 2 (2016)
- 6) Miyamoto, G., Tomio, Y., Oh-ishi, K., Hono, K., Furuhashi, T.: Mater. Sci. Technol. 27, 742 (2011)
- 7) 濱崎敦, 小林勇策: 住友金属. 84, 49 (1996)
- 8) Morito, S., Yoshida, H., Maki, T., Huang, X.: Mater. Sci. Eng. A. 438-440, 237 (2006)
- 9) 大村孝仁, 津崎兼彰: 鉄と鋼. 92, 295 (2006)
- 10) Swarr, T., Krauss, G.: Metall. Trans. 7A, 41 (1976)
- 11) Diaz-Fuentes, M., Iza-Mendia, A., Gutierrez, I.: Metall. Mater. Trans. A. 34A, 2505 (2003)
- 12) Yuya, M., Sano, N., Tahira, H., Egashira, M., Nishitani, S.: ISIJ Int. 56, 1241 (2016)
- 13) 宮本吾郎, 富尾悠索, 末次祥太郎, 古原忠: 熱処理. 51, 128 (2011)
- 14) ディーター・リートケほか: 鉄の窒化と軟窒化. 東京, アグネ技術センター, 2011, p.63
- 15) 祐谷将人, 佐野直幸, 西谷成史, 高須賀幹: 鉄と鋼. 104, 81 (2018)
- 16) Tomio, Y., Kitsuya, S., Oh-ishi, K., Hono, K., Miyamoto, G., Furuhashi, T.: Metall. Mater. Trans. A. 45A, 239 (2014)
- 17) Jung, K.S., Meka, S.R., Schacherl, R.E., Bischoff, E., Mittemeijer, E.J.: Metall. Mater. Trans. A. 43A, 934 (2012)
- 18) Steiner, T., Meka, S.R., Bischoff, E., Waldenmair, T., Mittemeijer, E.J.: Surf. Coat. Technol. 291, 21 (2016)
- 19) Miyamoto, G., Shinbo, K., Furuhashi, T.: CAMP-ISIJ. 26, 305 (2013)



祐谷将人 Masato YUYA
鉄鋼研究所 棒線研究部 主幹研究員
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



大川 暁 Satoru OKAWA
製鋼所 技術・品質保証部
技術開発室 主査



多比良裕章 Hiroaki TAHIRA
製鋼所 技術・品質保証部
生産技術室長



西原基成 Kison NISHIHARA
製鋼所 型鍛造品製造部
型鍛造品技術室 主査