

次世代歯車向け高強度窒化用鋼の開発

Development of High-strength Nitriding Steel for Next-generation Gears

梅原 崇秀*
Takahide UMEHARA

祐谷 将人
Masato YUYA

江頭 誠
Makoto EGASHIRA

抄 録

自動車産業では今後も動力の電動化が進むと予想されるが、その動力 (e-Axle) には従来のガソリン車と同様に減速機や差動装置といった歯車部品が不可欠である。これらの部品には小型軽量化のための高強度化に加え、環境負荷低減の観点から製造時における CO₂ 排出量の削減も重要である。部品の表面硬化熱処理の一つである窒化は、現在主流の浸炭焼入れに比べ熱処理ひずみが小さく寸法精度に優れるため、後工程の研削簡省略化が期待される一方で、疲労強度が低位となりやすい。そこで本稿では、日本製鉄(株)における窒化部品高強度化のための研究開発事例を紹介する。

Abstract

In the automotive industry, the advancement of power electrification is expected to continue. However, essential gear components such as reduction gears and differentials remain necessary for e-Axles, just as they are for conventional gasoline vehicles. These components must achieve high strength for compact and lightweight designs while also reducing CO₂ emissions during manufacturing to minimize environmental impact. Nitriding, a surface hardening heat treatment, offers advantages over the widely used carburizing process, such as lower thermal distortion and higher dimensional accuracy, which enables the simplification or omission of post-processing grinding. However, nitrided components tend to exhibit lower fatigue strength. Therefore, this study presents research and development efforts aimed at improving the strength of nitrided components to expand their applicability in gear manufacturing.

1. 緒 言

自動車産業では動力電動化の波が押し寄せており、現在主流であるガソリン車の比率は今後減少すると予想されている。ただし、エンジンに代わる電気自動車 (EV) の動力 (e-Axle) でも減速機や差動装置は必要とされており、これらを構成する歯車部品は今後も重要な役割を持つ。xEV に共通する課題は燃費 (電費) の向上であることから、歯車には小型軽量化のための高強度化が要求される。その上、環境負荷低減のため部品のライフサイクルアセスメント (LCA) も今まで以上に重要視されてきており、製造工程の省略等による CO₂ 排出量削減への取組みが必須になると予想される。

図 1 に、歯車の代表的な損傷形態の模式図を示す。歯車は、エンジンやモータ等の駆動力を足回りに伝える役割を担う部品であり、繰返しの摺動により (i) 応力集中部である歯元が曲げ疲労により折損するほか、(ii) 歯面の接触部表

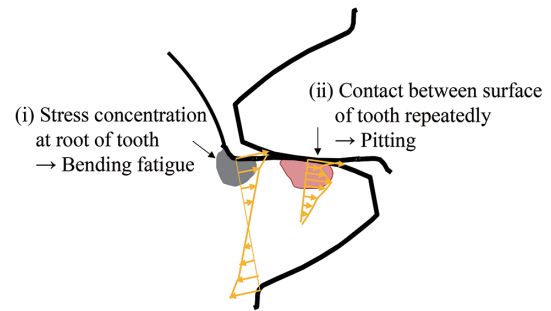


図 1 歯車の代表的な損傷形態
Typical damage patterns of gears

面から数百 μm 深さでピットが生じる (ピッチング)。これらの疲労損傷を防ぐため、歯車には通常、表面硬化熱処理が施されており、現状その大半は浸炭焼入れである。図 2 (a) に Fe-C 二元系の計算状態図を示す。浸炭焼入れは 900°C 以上の高温処理のため、短時間で深い硬化層を得られ疲労強度に優れる。しかしながら、焼入れに伴うひずみ

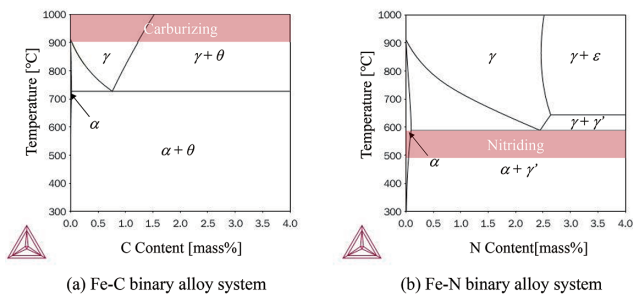


図2 (a) Fe-C および (b) Fe-N 二元系計算状態図 (Thermo-Calc2020, SSOL ver.5)
 Calculated phase diagrams (a) Fe-C and (b) Fe-N binary alloy system (Thermo-Calc2020, SSOL ver.5)

が大きいことから、静粛性確保のために研削工程を要する。そこで、浸炭よりも静粛性に優れた窒化が注目されている。図2(b)に、Fe-N 二元系の計算状態図を示す。窒化では、部品を 500～600℃の Fe-N 二元系におけるフェライト(α)域で処理するため相変態を伴わず、浸炭部品に比べひずみが小さいことを特徴としており、後工程の研削を簡省略化できる。そのため窒化は、ひずみを嫌う薄肉や高寸法精度の歯車部品に適した処理と言える。一方で歯車への窒化の適用を想定すると、処理温度の違いから浸炭焼入れに比べて硬化層深さが浅いことに加え、次章で説明する窒素化合物層の影響で、例えば歯車における歯元曲げ疲労強度や歯面疲労強度が低位となりやすい。そのため、窒化の適用は負荷応力の小さい部品に限定されることが多く、適用範囲拡大のためには、窒化部品の高強度化が大きな課題と捉えている。

そこで本稿では、歯車部品への窒化の適用拡大を目的として取り組んだ、窒化部品高強度化のための研究開発事例を紹介する。

2. ガス窒化で得られる硬化層の特徴

図3に、窒化した鋼の断面表層における組織写真および硬さ分布の模式図を示す。鋼を窒化すると、固溶窒素や窒化物の析出により強化された母相(拡散層)に加え、最表面には厚さ約 10～20μm の鉄窒化物から成る化合物層が形成される²⁾。

拡散層の改質に関しては従来から多数の報告が見られ、拡散層の硬化特性に合金元素が影響を及ぼすことは広く知られている。特に、鋼中で窒素との化合物を作りやすい Cr 等の合金元素が含まれている場合は、その含有量が増えるにしたがって、窒化層の硬化量も大きくなる³⁻⁵⁾。

拡散層直上に生成される化合物層は主として、硬質で脆弱な ε 相 (Fe₂₋₃N)、ε 相よりも軟質であるが変形能に優れる γ' 相 (Fe₄N) の二種類である。一般的なガス窒化処理で生成される化合物層の相構造は ε 単相であり、母相に比べ変形能が小さく、また化合物層の表面側には空隙(ポラス)層が形成される場合が多い²⁾ことから、歯面疲労や歯元曲

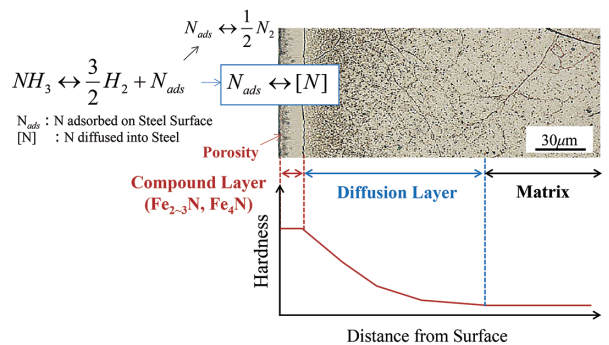


図3 窒化した鋼の断面表層における組織と硬化層の模式図
 Schematic diagram of microstructure and hardened layer in cross-sectional surface of nitride steel

げ疲労において割れやはく離などを生じ破壊起点となりやすい^{6,7)}。近年では、ガス窒化において雰囲気制御のためのセンサが普及してきたことで、化合物層の改質による疲労強度改善への取り組みが徐々に広がってきており⁸⁻¹⁰⁾、日本製鉄(株)も同様の目的で雰囲気制御可能な窒化炉を導入している。

このように、窒化部品では拡散層、化合物層と二つの硬化層があり、部品の高強度化のためにはこれらを共に改質させることが重要と考えられる。以降、拡散層および化合物層それぞれに着目した研究開発事例を紹介する。

3. 拡散層の改質に関する研究開発事例

前章で述べたように、窒化時の拡散層の硬化特性に合金元素が影響を及ぼすことは広く知られている。拡散層は、窒化時に鋼の表面から内部へ浸透拡散した N による固溶強化と、窒化物の析出強化により形成される。特に、窒化物形成元素である Cr や Al, Mo, V, Ti などが含まれる鋼では、微細な合金窒化物が析出して拡散層の硬さが大きく増加する。一方でこれらの元素を多量に添加すると、表面側に多量の合金窒化物が析出し窒素の鋼内部への拡散が阻害されるため、硬化層が浅くなる。特に、Al や Ti ではこの傾向が大きい¹¹⁾。Cr および V は、合金窒化物の形成と窒素の鋼材内部への拡散促進の両方の効果を有し、硬さと硬化深さをバランスよく向上させる^{12,13)}。

図4に機械構造用炭素鋼相当の低炭素鋼、低炭素鋼に Cr を添加した鋼および低炭素鋼に Cr と V を添加した鋼の窒化後の N 濃度および硬さ分布を示す¹⁴⁾。窒素と親和性の高い Cr および V の添加によって、表面から約 0.3mm 位置までの窒素濃度が Cr および V を添加していない低炭素鋼よりも高くなっており、この領域における硬さは Cr 添加により大きく向上している。さらに、V 添加により硬さの向上に加え硬化層も深くなっていることがわかる。図5に、Cr を添加した鋼を窒化した際に拡散層に析出した窒化物の、透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope, TEM) での観察結果を示す。CrN は B1 型構造の板状窒化物であり、Al や Ti, V を添加した鋼においても同様の窒化

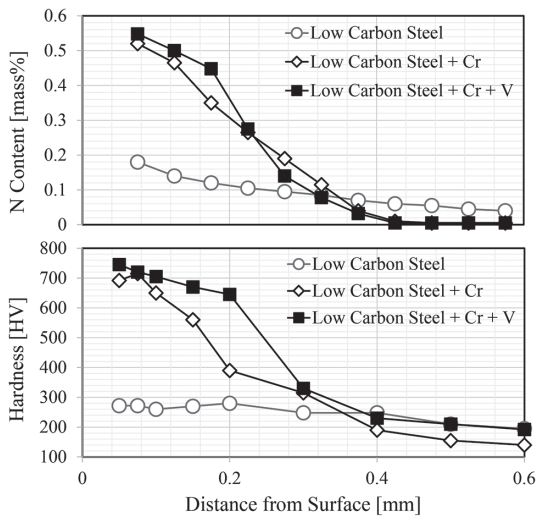


図4 拡散層のN濃度および硬さ分布に及ぼすCr, Vの影響
Effect of Cr and V on N content and hardness distribution of diffusion layers

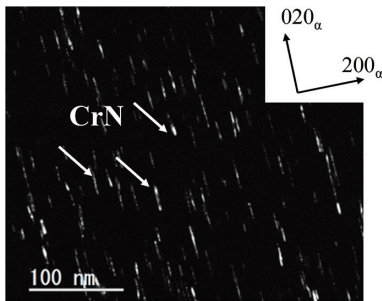


図5 Cr添加鋼の拡散層における窒化物のTEM観察結果
Transmission electron microscopy (TEM) observations of nitrides in diffusion layer of Cr-added steel

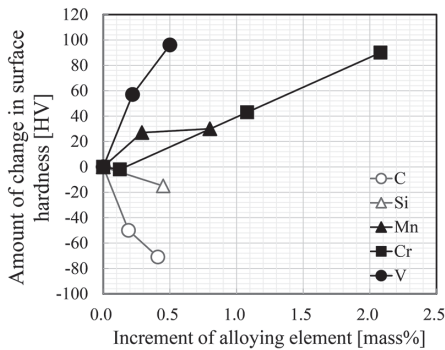


図6 窒化後の表層硬さの変化量に及ぼす合金成分の影響
Effect of alloying elements on surface hardness after nitriding

物が微細に析出することで拡散層が硬化されることが報告されている⁹⁾。

図6に、機械構造用合金鋼の一例として SCr415 (0.15C-0.2Si-0.7Mn-1.1Cr[mass%]) を基準に C, Si, Mn, Cr, V を種々添加した鋼を窒化した後の、表面から 25 μ m 深さ位置における硬さの変化量を示す⁹⁾。この図から、拡散層の硬さは C の増量に伴い低下していること、加えて Mn の増量による硬さの向上代は Cr, V に比べ小さいことがわかる。

鋼材成分以外の因子も窒化特性に影響を及ぼす。窒化の前には、組織の均質化や調整を目的として鋼材に焼ならし等の熱処理を施すことがある。焼ならしによって拡散層の硬さが低下することが報告されており¹⁵⁾、その影響は焼ならし温度が低くなるほど大きい¹⁶⁾。焼入れ焼戻しや低温焼なましを行った鋼中でも同様の傾向がみられる。窒化前にこれらの熱処理を施すと、Cr などセメンタイトへの平衡分配係数の高い元素がセメンタイトへ濃化し、窒化中にセメンタイトが溶解したとしてもこの温度における Cr の拡散速度は小さいため、セメンタイト中に存在していた時の分散状態を引きずることになる。そのような分散状態にある Cr が CrN として析出したとしてもその大きさは粗大で数密度も低くなり、窒化時における拡散層への硬化への寄与が小さくなると推察される¹⁷⁾。

以上のことから、拡散層の硬さ分布の向上には C を低減しつつ、窒化物形成元素である Cr, V を添加することが有効であり、かつ窒化前にこれらを炭化物へ濃化させない(母相に固溶させておく)ことが重要であると考えた。

4. 化合物層の改質に関する研究開発事例

4.1 雰囲気制御窒化の適用による化合物層の改質

前章では、拡散層の改質に関する研究開発事例を紹介した。本章では、拡散層直上の窒素化合物層の改質に関する研究開発事例を紹介する。

ガス窒化では、窒化ポテンシャル (K_N) と呼ばれる工業的パラメータを用いて処理雰囲気を制御することで、化合物層の構成相を作り込むことができる。式(1)に、 K_N の算出式を示す¹⁸⁾。

$$K_N = \frac{P_{NH_3}}{P_{H_2}^{3/2}} \quad [atm^{-1/2}] \quad (1)$$

ここで、 P_{NH_3} , P_{H_2} はそれぞれ炉内における NH_3 , H_2 の分圧である。この K_N と窒化温度で示される化合物層の状態図は Lehrer 線図と呼ばれる¹⁹⁾。

図7に、計算 Lehrer 線図を示す。(a) Fe-N 二元系のように純鉄を窒化する場合には γ' 相の安定域は広いが、(b) Fe-0.2C-N 三元系に代表されるように、機械構造用炭素鋼や合金鋼を窒化する場合には ϵ 相の安定域が拡大し、反対に γ' 相の安定域が縮小する。加えて、C を含む実用鋼では、Fe-N 二元系とは異なる相構造を呈する場合がある。平岡らは、機械構造用合金鋼である JIS-SCM435 を窒化することで、母相と平衡する化合物層が、 ϵ 相となる場合、 γ' 相となる場合それぞれを報告している²⁰⁾。さらに浅田らは、Fe-Cr-0.2C の合金を用いて化合物層の相構造に及ぼす Cr 添加の影響を調査した結果、Cr 量の増加に伴い母相と平衡する化合物層が γ' 相から ϵ 相主体へ変化することを報告している²¹⁾。このような違いは、先述した平衡状態図によって解釈することが難しいことから、化合物層の相構造を制御した窒化材の適用拡大に対し大きな妨げとなっている。

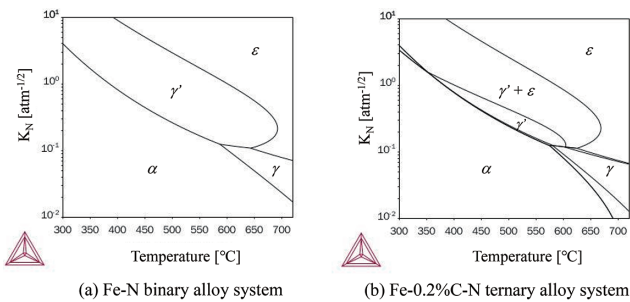


図7 (a) Fe-N 二元系および (b) Fe-0.2%C-N 三元系計算 Lehrer 線図 (Thermo-Calc2020, TCFe ver.10)
 Calculated Lehrer diagrams (a) Fe-N binary, (b) Fe-0.2%C-N ternary (Thermo-Calc2020, TCFe ver.10)

したがって、窒化中における化合物層の形成に及ぼす諸因子を明確化し、メカニズムに関する統一的な見解を得ることは産業上極めて重要な課題であると言える。

4.2 化合物層の成長に及ぼす母材 C 量の影響

母相に C を含む実用鋼において母相と平衡する化合物層が変化する理由の一つに、熱処理中における鋼表面から雰囲気への脱炭の影響が考えられる。脱炭は、鋼を加熱した際、不可避免的に起きる現象であり、窒化処理においても脱炭が生じることが報告されている²²⁾。そのため、化合物層内の C 濃度は時間と共に変化している可能性がある。そこで本節では、母相の C 濃度が異なる鋼を窒化した時の表層の合金元素の濃度分布、および相構造の時間変化を調査することで、Fe-C-N 三元系において種々の相構造が生じるメカニズムを検討した事例を紹介する²³⁾。

表 1 に供試材の化学成分を示す。これらは、一般的な機械構造用炭素鋼である JIS-S30C をベースに、C 量を 0, 0.3 および 0.8mass% に変化させた成分系である (以下 C00, C30, C80 と呼称)。まず真空溶解炉で 10kg のインゴットを溶製した後、これを熱間鍛造により φ25mm の丸棒にした。続いて、JIS G 0561 に準じて C00 を 925°C、C30 を 900°C、そして C80 を 870°C で 30min 加熱する焼ならし処理を実施した。これらの素材から、機械加工によって 10×50×2mm の試験片を製作し、ガス窒化処理に供した。ガス窒化処理には NH₃、N₂ ガスを使用し、試験片を 570°C で 0.5, 1.0, 3.0h 保持した後、80°C の油中で冷却した。処理雰囲気は大気圧であり、式 (1) で示される K_N が目標値 $1.1 \text{ atm}^{-1/2}$ で一定となるよう炉内に導入する NH₃、N₂ ガスの流量を調整した。窒化処理後、試験片の断面表層部を、3% ナイタル (3% 硝酸アルコール溶液) で腐食させたのち、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM) にて観察した。さらに、電子線後方散乱分光 (Electron Back Scatter Diffraction Patterns, EBSD) 法による化合物層の相同定を行った。また、グロー放電発光分光分析装置 (Glow Discharge Optical Emission Spectrometry, GD-OES) により、化合物層中の N、C 濃度を測定した。

表 1 供試鋼の化学成分
 Chemical composition of experimental steel

	C	Si	Mn	P	S
C00	0.00	0.20	0.79	<0.002	0.011
C30	0.30	0.20	0.78	<0.002	0.010
C80	0.82	0.20	0.78	<0.002	0.010

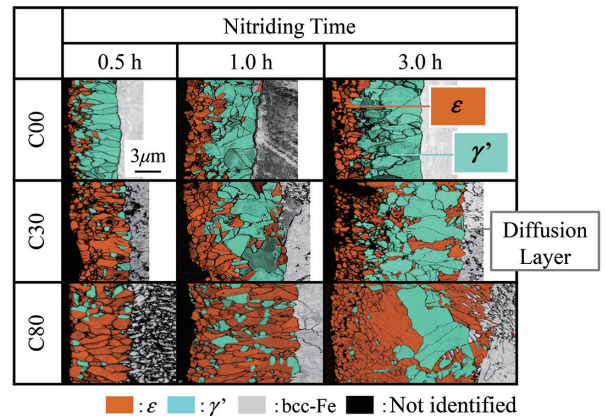


図8 SEM-EBSD による化合物層の構成相解析結果
 Analysis results of constituent phases in compound layer by Scanning Electron Microscopy (SEM) and Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

図 8 に、窒化した C00, C30, C80 の表層における SEM 観察像および EBSD 法による相構造解析結果を示す。C00 では窒化時間 0.5h のものでは、化合物層の深さ方向表面側で ε 単相、それよりも深い位置で ε + γ' 混相、母相近傍で γ' 単相が形成されていた。この積層順は窒化時間が増加しても変わることなく、γ' 単相域と ε 単相域は共に成長している。C30 では窒化時間 0.5h のものでは、表層が ε 単相、それよりも深い位置では ε + γ' 混相であった。窒化時間 1.0 h, 3.0h のものでは、表層は ε 単相であったが、中央近傍では ε 相の比率が低下し、γ' 相が主体となった。母相側も γ' 相が主体ではあるものの、中央近傍と比較して ε 相が多く存在した。C80 では窒化時間 1.0h までは、化合物層全体が ε 相主体の ε + γ' 混相であった。窒化時間 3.0h のものでは、C30 と同様の構造となっていたが、深さ方向中央近傍の γ' 相比率、母相側の ε 相比率がより高い傾向であった。

4.3 化合物層の相構造と N、C 濃度変化との対応関係

前節にて化合物層の相構造が時間変化した理由を明らかにすべく、特に相構造の変化が著しかった C80 に着目し、窒化した際の、N、C 濃度プロファイルの時間変化を調査した。その結果を図 9 に示す。N 濃度は、いずれの窒化時間においても、最表面が最も高く、以降表面から距離が離れるにつれ減少し、化合物層厚さに相当する深さで急落している。C 濃度は化合物層の母相側で、母相よりも高くなっている領域が見られた。これは、母相から化合物層への C の濃化現象²⁴⁾であると推察される。窒化時間の増大に伴い、

このC濃度のピークは低くなる傾向が見られた。さらに、最表面においては、C濃度が母相よりも低くなっていた。このことは、窒化中に化合物層から雰囲気中へ脱炭が生じたことを示唆している。脱炭によるC濃度の低下量は、窒化時間が長くなるほど大きくなっていった。

図10に、窒化したC80におけるN、C濃度の実測値から平衡計算で求めたN、Cの化学ポテンシャル μ_N 、 μ_C のプロファイルを示す。いずれの窒化時間においても、窒化雰囲気と接する鋼の表面における μ_N 、 μ_C はほぼ一定である。また、鋼の表面における μ_N は鋼の内部におけるそれより高く、鋼の表面における μ_C は鋼の内部におけるそれより低い。加えて、化合物層の厚さは窒化時間の経過に伴い増大するため、化合物層の厚さ方向における μ_N 、 μ_C の勾配は窒化時間の経過に伴い小さくなる。したがって、化合物層の厚さ方向におけるN、C濃度変化の駆動力は、窒化時間の経過に伴い小さくなっていくことがわかる。

以上のことから、化合物層の相構造が時間と共に変化する

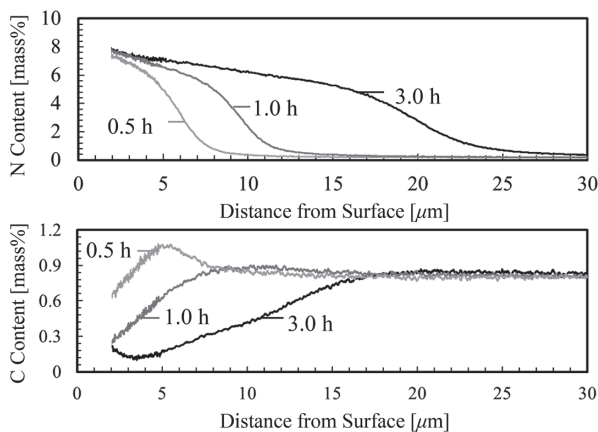


図9 窒化した0.8%C鋼の表層におけるN、C濃度分布測定結果

Measurement results of N and C concentration distribution in surface layer of nitrided 0.8%C steel

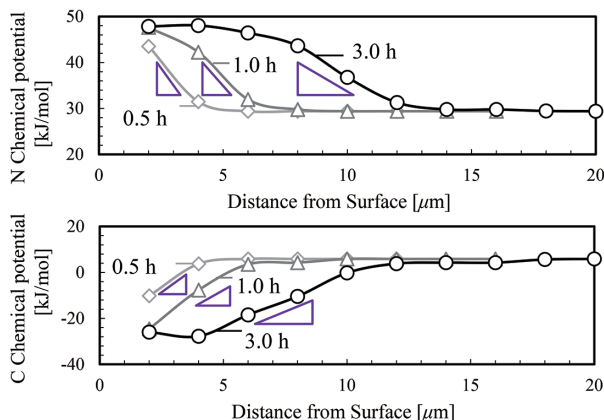


図10 窒化した0.8%C鋼の表層におけるN、C化学ポテンシャル計算結果 (Thermo-Calc2020, TCFE ver.10)

Calculation results of N and C chemical potential in surface layer of nitrided 0.8%C steel (Thermo-Calc2020, TCFE ver.10)

る主因子は、化合物層中の深さ方向におけるC濃度が時間変化するためであることを明らかにした。さらに、化合物層中のC濃度の時間変化は、母相から化合物層へのCの濃化、および化合物層の表面近傍から雰囲気中への脱炭が、厚さ方向における μ_C の化学ポテンシャルの勾配変化の影響を受けることによって生じることが明らかとなった。

5. 雰囲気制御窒化向け高強度鋼の開発

5.1 開発鋼の紹介

前章までの検討を踏まえ、日本製鉄では窒化向けの高強度鋼を開発している。表2に窒化向け開発鋼の化学成分を示す。開発鋼では、JIS-SCM420に対しMo非添加およびC、Crを低減し素材の硬さを低下させ切削性を担保しつつ、Vを添加することで拡散層および母相の硬さを窒化時におけるVN、VCの析出により向上させることに主眼を置いている。また、Mnを増量し窒化前の母相組織をベイナイト主体とすることで芯部硬さを向上させると共に、母相へのCrやVの固溶量を増加させることで、窒化時にN侵入域ではCrNやVNにより硬さを担保し、N非侵入域ではVC析出による二次硬化を活用することで母相の軟化を抑制し、窒化後の硬さ分布全体の向上を狙っている。

5.2 開発鋼×雰囲気制御窒化材の疲労強度

本節では、前節で紹介した開発鋼を窒化し、歯車の歯元曲げ疲労を模擬した回転曲げ疲労試験、歯面疲労を模擬した二円筒転がり試験で曲げ疲労強度、面疲労強度を評価した結果を紹介する。なお、これら疲労強度の比較には自動車用歯車として広く用いられているJIS-SCM420にガス浸炭焼入れを施したものを選定した。曲げ疲労強度や面疲労強度には、変形能に優れた γ' 相を有する化合物層を作り込むことが重要であることから^{8-10, 25)}、化合物層中に占める γ' 相の割合が ϵ 相のそれよりも大きくなるよう、窒化雰囲気を制御した。

図11に、SCM420-浸炭材および開発鋼-制御窒化材の熱処理前後の硬さと最表面における組織の比較を示す。SCM420-浸炭材では、応力集中源となり得る粒界酸化層が形成され、かつこれに起因した不完全焼入れ組織の影響で、最表面の硬さが低位である。一方で、開発鋼-制御窒化材では狙い通り、最表面の化合物層を γ' 相主体で構成できている。浸炭材で見られた粒界酸化層や不完全焼入れ組織に代わり、硬質で空隙の無い化合物層を付与できている。

表2 開発鋼の化学成分

Chemical composition of developed steel for nitriding [mass%]

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
JIS-SCM420	0.20	0.20	0.70	1.10	0.20	-
Developed	0.15	0.20	↑	↓	-	add.

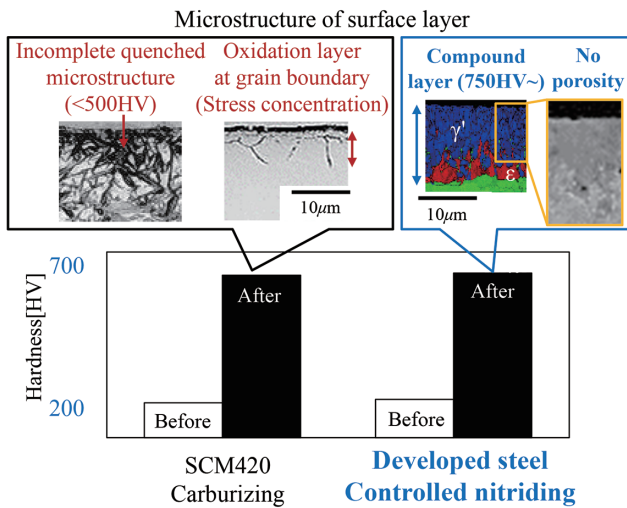


図 11 SCM420-浸炭材および開発鋼-制御窒化材の熱処理前後の硬さと最表面における組織の比較
Comparison of hardness and surface microstructure before and after heat treatment of SCM420 carburized specimen and developed steel controlled nitrided specimen

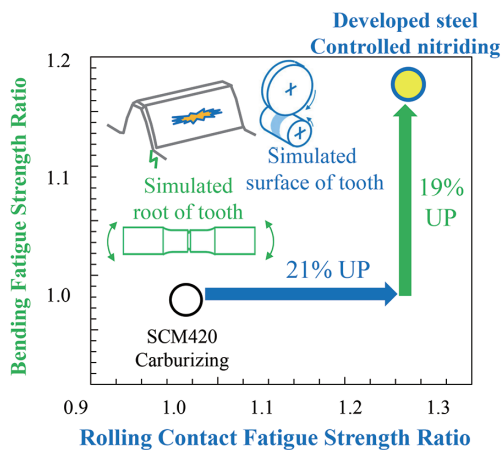


図 12 回転曲げ疲労試験および二円筒転がり疲労試験結果
Results of rotated bending fatigue test and two-cylindrical rolling contact fatigue test

図 12 に、これらの試験片での回転曲げ疲労試験および二円筒転がり疲労試験結果を示す。開発鋼-制御窒化材では SCM420-浸炭材に比べ、歯元曲げ疲労強度が 19%、歯面疲労強度が 21% 向上した。このように、拡散層や化合物層を改質することで、従来から疲労強度に課題があった窒化品であっても、その強度を高めることが可能である。

6. 結 言

歯車部品への窒化の適用拡大を目的として、日本製鉄における窒化部品高強度化のための研究開発事例を紹介し

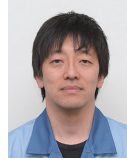
た。鋼材成分だけでなく顧客の熱処理工程等、工法も踏まえた研究開発を進めていく所存である。

参考文献

- 1) 経済産業省：自動車新時代戦略会議資料. 2018, p.6
- 2) Liedtke, D. 著, 宮本吾郎監訳, 石田憲孝訳：鉄の窒化と軟窒化. アグネ技術センター, 2011, p.9
- 3) Jack, D.H.: ActaMetall. 24, 137 (1976)
- 4) Hosmani, S.S., Schacherl, R.E., Mittemeijer, E.J.: ActaMater. 53, 2069 (2005)
- 5) Miyamoto, G., Tomio, Y., Oh-ishi, K., Hono, K., Furuhashi, T.: Mater. Sci. Technol. 27, 742 (2011)
- 6) 山田俊宏, 河野顕臣：熱処理. 23, 151 (1983)
- 7) 高山透, 日野谷重晴, 和泉康治, 鎌田芳彦, 西田和彦：住友金属. 48, 119 (1996)
- 8) 小林厚, 前田晋, 今高秀樹, 行徳裕也, 祐谷将人, 清水雄一郎, 金山正男：自動車技術会学術講演会前刷集. 14-14, 21 (2014)
- 9) 高木真一, 殿塚易行, 中村紀夫, 伊藤経教：鉄と鋼. 104, 594 (2018)
- 10) 平岡泰, 石田暁丈, 梅澤修：熱処理. 57, 64 (2017)
- 11) Thelning, K.-E.: Steel and its heat treatment. 2nd ed. Butterworths, 1984
- 12) 行徳裕也, 今高秀樹, 祐谷将人, 小林厚, 前田晋, 材料とプロセス. 27 (1), 504 (2014)
- 13) 堀本雅之, 宮西慶, 藤堂尚二, 志賀聡, 今高秀樹：日本製鉄技報. (412), 103 (2019)
- 14) 木口海：特殊鋼. 71 (3), 35 (2022)
- 15) 江頭誠, 祐谷将人, 佐野直幸：CAMP-ISIJ. 20, 479 (2007)
- 16) 祐谷将人：CAMP-ISIJ. 25, 300 (2012)
- 17) 祐谷将人, 江頭誠, 梅原崇秀：日本製鉄技報. (412), 116 (2019)
- 18) Mittemeijer, E.J., Somers, M.A.J.: Surf. Eng. 12, 152 (1996)
- 19) Lehrer, E.: Zeitschrift für Electrochemie. 36, 383 (1930)
- 20) Hiraoka, Y., Ishida, A.: Mater. Trans. 58, 993 (2017)
- 21) 浅田格, 熊谷進, 渡邊陽一：熱処理. 58, 43 (2018)
- 22) Mittemeijer, E.J., Somers, M.A.J.: Thermochemical Surface Engineering of Steels. U.K., Woodhead Publishing, 2014, p.352
- 23) 梅原崇秀, 祐谷将人：熱処理. 59, 61 (2019)
- 24) Spies, H. J., Berg, H. J., Zimdars, H.: Harterei.-Techn. Mitt. 58, 189 (2003)
- 25) 梅原崇秀, 祐谷将人, 富松宏太：日本熱処理技術協会第 92 回講演大会概要集. (2021)



梅原崇秀 Takahide UMEHARA
鉄鋼研究所 鋼材ソリューション研究第二部
課長
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



江頭 誠 Makoto EGASHIRA
先端技術研究所 解析科学研究部
室長 博士(工学)



祐谷将人 Masato YUYA
知的財産部
主幹 博士(工学)