

## トランスミッション用肌焼き鋼の開発

## Development of Case Hardening Steels for Automotive Transmission

堀本 雅之\*  
Masayuki HORIMOTO宮西 慶  
Kei MIYANISHI藤堂 尚二  
Shoji TODO志賀 聡  
Akira SHIGA今高 秀樹  
Hideki IMATAKA

## 抄 録

近年、地球温暖化抑制のため、二酸化炭素排出量の低減は重要な課題である。走行時の燃費向上のためには部品の小型、軽量化が重要であり、自動車用トランスミッションの主要部品である歯車やCVTにおいても高強度化へのニーズが高い。一方、これらの部品に必要な表面硬化熱処理では従来のガス浸炭の他、真空浸炭や窒化など二酸化炭素排出量の低いプロセスへの変更も検討されている。部品の高強度化のためには鋼材の成分設計と熱処理プロセスの組み合わせが重要である。日本製鉄(株)では種々の熱処理で高機能を発揮できる肌焼き鋼を開発しており、その開発事例を紹介した。

## Abstract

Recently, reduction of carbon dioxide emission is an important issue to prevent the global warming in the world. For the automotive transmission, reduction of the size and weight of parts improves fuel efficiency of automobile. Then it is important to strengthen gears and CVT pulleys which are the main parts of automotive transmission. Furthermore, in case hardening heat treatment, adopting vacuum carburizing and gas nitriding besides adopting conventional gas carburizing is beginning. We have developed case hardening steels for high strength transmission parts through the design of the combination the steel material component and the heat treatment process.

## 1. 緒 言

近年、地球環境保護の観点から自動車の燃費向上と二酸化炭素排出量低減への対応が強く求められている。自動車の変速機においても骨格の小型軽量化、それに伴う部品形状の複雑化への対応が重要視されており、歯車用鋼には従来の軽量化、高強度化への対応の他に、静粛性を併せ持たせるべく低熱処理変形性も要求されている。更に歯車製造プロセスでの二酸化炭素排出量を低減するためにこれまでのガス浸炭処理から窒化処理や真空浸炭処理への変更も進められている。このように自動車各社では種々の表面硬化熱処理を採用し、個々の駆動部品へ必要機能を付与しており、日本製鉄(株)では各表面硬化熱処理および駆動部品の要求特性に応じた肌焼き鋼を開発してきた。国内で一般的なJIS-SCr系およびSCM系機械構造用合金鋼に対し、部品の要求特性に応じて歯面近傍である浸炭層の硬さ、靱性および歯車芯部の硬さ等を最適化し、更に顧客の製造工

程を通じ性能を発揮するべく成分設計した開発鋼である。

本稿ではその一端として日本製鉄の高強度歯車用鋼、高衝撃疲労強度歯車用鋼、耐摩耗CVT(Continuously Variable Transmission)用鋼、マイルド浸炭用鋼、高強度窒化歯車用鋼を紹介する。

## 2. 高強度歯車用鋼

従来、自動車用歯車の製造にはJIS-SCr420鋼やSCM420鋼にガス浸炭焼入れが適用されており、浸炭層に生じる不完全焼入れ組織が問題となっていた。ガス浸炭焼入れはCO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O、O<sub>2</sub>等の酸化性ガス成分を含む浸炭性ガス雰囲気下で加熱処理するために、加熱中に旧オーステナイト粒界でMn、Cr、Si等の酸化物が生じる(粒界酸化)。この結果、粒界酸化近傍のマトリクスではMn、Cr、Si等の合金元素が欠乏し、焼入れ性が低下する<sup>1,2)</sup>。鋼中の酸素拡散速度は炭素拡散速度に比較して遅いため、粒界酸化物生成深さは浸炭深さに比較して浅い。この結果、ガス浸炭焼入

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

れ材では高炭素でありながら最表層部で局所的に焼入れ性が低下し、最表層部に硬さの低い不完全焼入れ組織（微細パーライト組織）が生成することがあった。硬さが低い不完全焼入れ組織は疲労破壊の起点となり、歯車の曲げ疲労強度や面圧疲労の一種である耐ピッチング強度が低下することがあった。

不完全焼入れ組織を低減するには、粒界酸化物の生成を抑制し、更にマトリクス中の焼入れ性を増大することが考えられる。粒界酸化を抑制するためには浸炭ガス中の酸化性ガス成分を低減するプロセス側からの工夫の他、粒界酸化物を形成する元素を低減する鋼材側からの工夫が考えられる。例えば、図1に示すように粒界酸化物生成元素のうち粒界酸化深さへの影響が最も大きいのはSiであることからSi量を低減し、これに伴う焼入れ性不足については粒界酸化物を生成しないMo量の増加で補うことで、不完全焼入れ組織がない組織を作りこむことができる<sup>3)</sup>。

開発鋼 CM201 の成分系を表1に、表層の組織を図2に示す。不完全焼入れ組織を低減した高強度歯車用鋼はJIS-SCM420鋼に比較して回転曲げ疲労強度を13%向上することができ、歯車の曲げ疲労強度を向上することができる。

また、曲げ疲労強度を更に向上させるために、表層に圧縮残留応力を付与することがある。ショットピーニングで付与される圧縮残留応力はマトリクス強度が高いほど大き

くなる。このため、不完全焼入れ組織を低減できる開発鋼CM201を適用するとショットピーニングを効率的に活用できる。

歯車の曲げ疲労強度と同時に、歯面表層を起点とした疲労はく離であるピッチングを抑制することも重要である。例えば高強度歯車用鋼を採用せずに歯面の研削仕上げで不完全焼入れ組織を含む表層を除去することで、疲労強度を向上させることも考えられる。しかし、不完全焼入れ組織が無い場合でも、面圧や滑り速度等の負荷条件によっては、歯面噛合いの繰り返しによる摩擦発熱で歯面温度が上昇し、使用中に歯面が焼き戻され硬さが低下することがある。歯面硬さが低下するとピッチングが生じ易くなるため、使用中にも歯面硬さを維持することが重要である。

耐ピッチング強度と浸炭層の300℃焼き戻し硬さとの間にはよい相関関係が成り立つと言われており<sup>4)</sup>、300℃焼き戻し硬さの高いマトリクス成分とすることで耐ピッチング強度は向上すると考えられる。300℃焼き戻し硬さは浸炭層の炭素濃度が支配的となる焼入れ硬さと、合金元素濃度が支配的となる焼き戻し軟化抵抗で決まる。図3に示すように、300℃付近の温度域で焼き戻し軟化抵抗が最も高い元素はSiである。

炭素鋼マルテンサイトの焼き戻し過程では、まず遷移炭化物である微細な $\epsilon$ 炭化物( $Fe_{2-3}C$ )が析出する第一段階、残留オーステナイトがセメンタイト $\theta$ とフェライト $\alpha$ に分解する第二段階、そして $\epsilon$ 炭化物が $\theta$ セメンタイトに遷移する第三段階を経るとされている<sup>5)</sup>。Si添加鋼では第三段階が高温側にシフトし、 $\epsilon$ 炭化物の $\theta$ セメンタイトへの遷

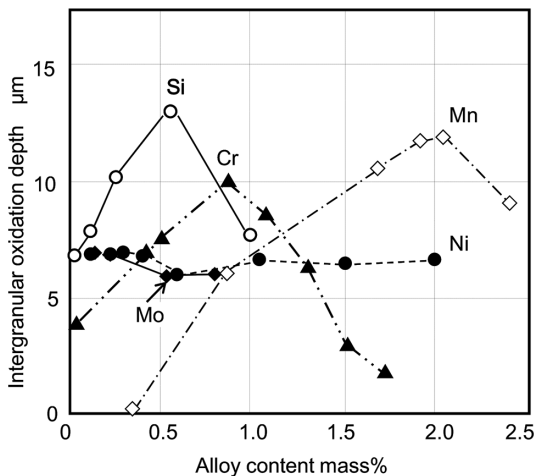


図1 粒界酸化深さに及ぼす合金元素の影響  
Intergranular oxidation depths varying alloy contents

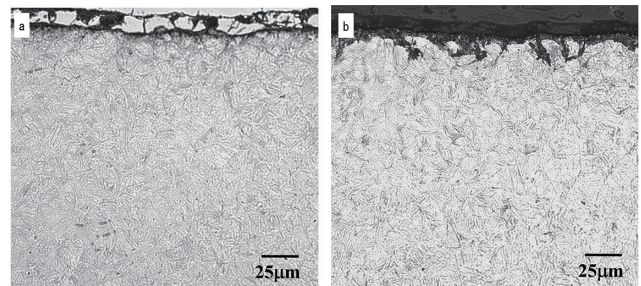


図2 浸炭焼入れ後のマイクロ組織比較  
a) CM201, b) SCM420  
Micrographs of carburizing layer (nitral etching)

表1 開発鋼の化学成分  
Chemical compositions of developed steels

		(mass%)						
	Grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	B
Developed steel	CM201	0.20	0.10	0.75	1.00	0.40	—	—
	XG5	0.20	0.50	0.35	1.45	0.35	—	—
	NT-B	0.20	0.25	0.40	1.65	—	—	add
	Wear resistance	0.17	0.25	0.80	1.85	—	—	—
	MSB20	0.20	0.80	0.80	0.10	—	—	0.0020
	Nitriding	0.10	0.15	0.55	1.25	—	0.17	—
Conventional steel	JIS-SCM420	0.20	0.25	0.80	1.10	0.20	—	—
	JIS-S35C	0.35	0.20	0.75	—	—	—	—

移が抑制されるため、低温焼き戻し中のマトリクス硬さの低下が抑制されると考えられる。図4には0.6%C-1.0%Si鋼を400°Cで焼き戻したときのTEM (Transmission Electron Microscopy) 明視野像と、制限視野の回折パターンおよびキーダイアグラム、キーダイアグラム中のDFと記載したスポットで結像した暗視野像を示す。暗視野像からマルテンサイトのラスと考えられる単位で同方位をもつ数nm程

度の大きさの微細なε炭化物が多数析出していることが確認できる。

開発鋼 XG5 の成分系は表1に示すようにSi量を増大したものであり、図5に示すようにローラピッチング試験における耐ピッチング強度はJIS-SCM420に比較し21%向上する。更にMn量、Cr量を適切に調整したことで球状化焼鈍後の硬さを低減でき、図6に示すように冷間鍛造性もSCr420と同程度に優れた鋼種となっている。

### 3. 高衝撃疲労強度歯車用鋼

差動歯車内のピニオン、サイドギヤでは急発進時に発生する衝撃的な負荷が繰り返されることにより数十回から数百回といった極めて低い負荷回数で曲げ疲労破損が生じる場合があり、これに対抗する低サイクル衝撃曲げ疲労強度が必要とされる。図7はSCM420鋼をベースに種々の材料を用いて低サイクル衝撃曲げ疲労試験を実施し、繰返し数百回でき裂が生じる強度をまとめたものである。JIS-SCM420では芯部硬さが高いほど、き裂発生強度が向上した。更にB添加鋼では、SCM420に比較して同じ芯部硬さでもき裂発生強度が大幅に増大した。

通常、鋼の低サイクル疲労寿命は負荷の繰り返して発生

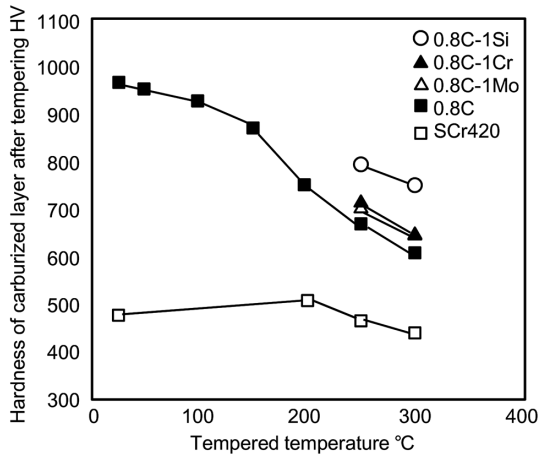


図3 低温焼き戻し後の硬さに及ぼす合金元素の影響  
Hardness of carburized layer after low temperature tempering with varying alloy element contents

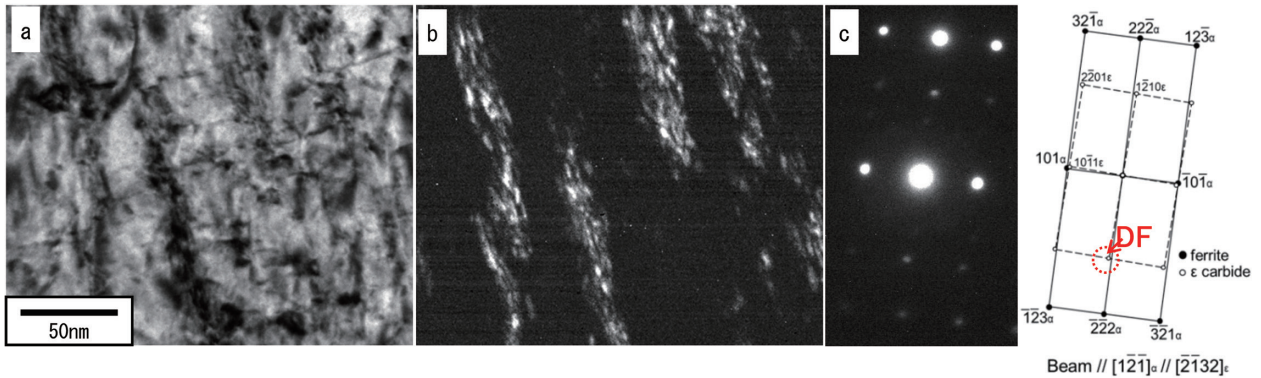


図4 0.6%C-1.0%Si鋼を400°Cで焼き戻した時のTEM観察結果 a) 明視野像, b) 暗視野像, c) 制限視野回折像  
TEM images of 0.6C-1Si steel tempered 400°C, a) Bright field image, b) Dark field image, c) Selected area diffraction pattern

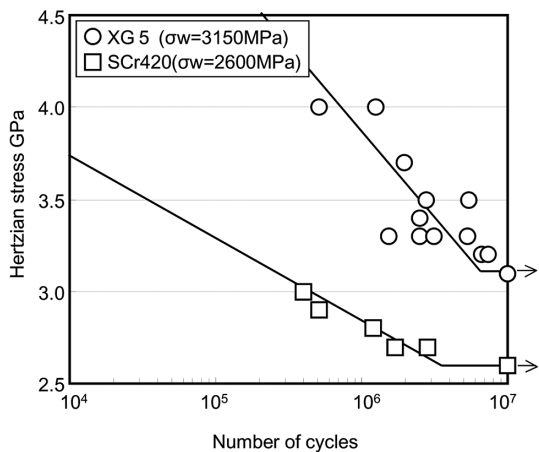


図5 開発鋼 XG5 のローラピッチング試験結果  
Results of roller pitting fatigue test with XG5

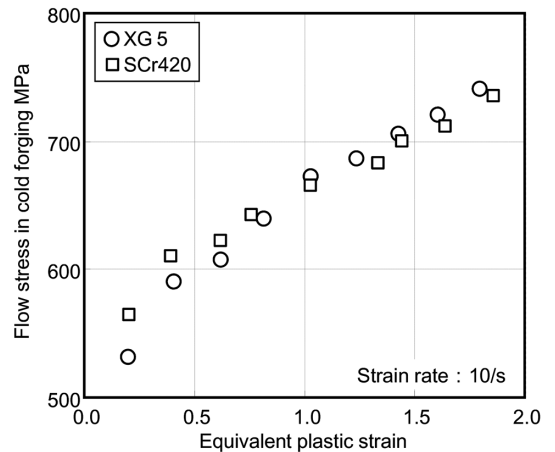


図6 開発鋼 XG5 の冷間変形抵抗  
Flow stress in cold forging in XG5

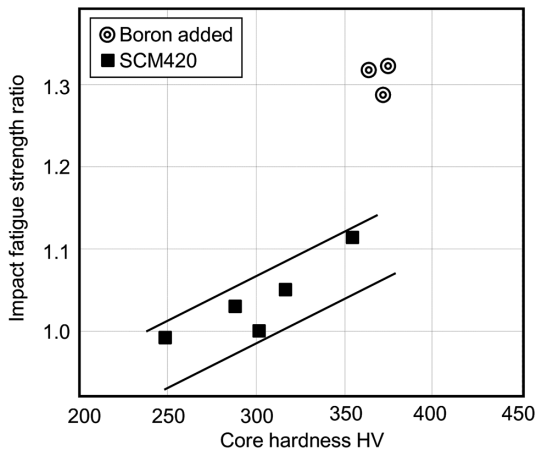


図7 低サイクル衝撃曲げ疲労試験結果  
Results of impact fatigue test

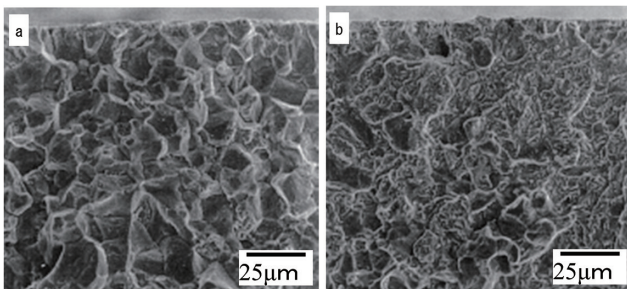


図8 低サイクル衝撃曲げ疲労試験後の起点破面比較  
a) SCM420, b) B添加鋼

SEM (scanning electron microscopy) images of impact fatigue fracture origin, a) SCM420: Intergranular fracture, b) B added: Transgranular fracture

する塑性ひずみ範囲と繰返し数の関係からなる Coffin-Manson 則で示され、引張破断延性  $\epsilon_f$  が高いほど高寿命となることが知られている<sup>9)</sup>。しかしながら浸炭された歯車は表面から内部に向かって硬さが低下し、それに応じた降伏強度分布を持つ。歯車が衝撃負荷を受けた際には芯部においても発生応力が降伏強度を超えるため、巨視的には歯の塑性変形が生じる。そして、一方向に衝撃曲げが繰り返される時、ラチェットの方向に歯の塑性変形が蓄積され、表層に生じる平均ひずみ  $\epsilon_m$  は漸増する。Sachs-Weissらの解釈に従えば、平均ひずみを伴うときの低サイクル疲労は引張破断延性  $\epsilon_f$  と平均ひずみ  $\epsilon_m$  との差 ( $\epsilon_f - \epsilon_m$ ) が大きいほど高寿命になる<sup>9)</sup>。表層硬さが同程度で芯部硬さが異なる歯車に同じ大きさの衝撃負荷を繰り返すと、芯部硬さが高い歯車の方が、芯部硬さが低い歯車よりも表層に生じるひずみ量は小さい。

このことから芯部硬さが大きいほど  $\epsilon_m$  が小さくなるため、結果として  $\epsilon_f - \epsilon_m$  が大きくなり高寿命となったと解釈できる。また、SCM420 浸炭材と比較して、B 添加鋼のき裂発生寿命が高寿命となった理由は、サイトコンペティション効果により粒界脆化元素である P の粒界濃度を低減し、粒界破壊を抑制し浸炭層の破断延性を向上したためと考えら

れる。図8に示すように、低サイクル衝撃曲げ疲労起点の破面はB添加により、粒界破面から粒内破面に遷移している。

#### 4. 耐摩耗CVT用鋼

ベルト式 CVT は浸炭鋼のプリーで共析鋼のベルト (エレメント+リング) を挟み込み、両部品間に生じる摩擦力を介して動力伝達をする。この時、ベルトからの押付け力と摩耗力を繰り返し受けることでプリー表面には深さ数  $\mu\text{m}$  ~ 数十  $\mu\text{m}$  程度の微小摩耗が生じることがある。微小摩耗が生じると、段差によりベルト式 CVT の特徴である滑らかな無段変速の阻害、ベルトとプリー面の摩擦力の低下などの影響が生じる。CVT プリーの微小摩耗は、微小き裂の連結による疲労摩耗である。ベルトの部品であるエレメント側面にある微小溝のヘルツ接触を仮定すると表面から 10  $\mu\text{m}$  程度の範囲がせん断応力の影響を受けると考えられ、この繰り返しにより、しゅう動面には微小き裂が生じ、き裂どうしが連結し摩耗に至る。

耐摩耗 CVT 用鋼では、このせん断応力が繰り返される範囲をベルトとの接触で繰り返されるせん断応力を利用して強化することで耐摩耗性向上を図った。具体的には表層の炭素濃度を 0.8% 以上の共析濃度以上として高炭素の残留オーステナイトを生成し、応力誘起マルテンサイト変態をさせて<sup>7)</sup>表層硬さの増大を狙った。この効果を効率的に利用するために、耐摩耗 CVT 用鋼は表1に示すように、JIS-SCr420 に比較して Cr 含有量を増量した。Cr は炭素との親和性が高いため、ガス浸炭で侵入する炭素量を増加させるとともに、Ms 点を低下させる効果があり、ガス浸炭焼入れで生じる残留オーステナイト量を増大することができる。JIS-SCM420 に比べ、本開発鋼を適用した CVT プリーでは初期の残留オーステナイト量は 1.5 倍に増加した。ユニット作動によりプリー表層硬さが大幅に上昇した結果、摩耗深さは 37% 低減し優れた耐摩耗性を示した<sup>9)</sup>。

#### 5. マイルド浸炭用鋼

従来、ガス浸炭ベースの高強度歯車用鋼は Ni や Mo を添加する材料的な工夫で、不完全焼入れ組織を低減し、表層硬さを高めて疲労強度を確保していた。しかしながら、Ni や Mo はレアメタルのひとつであり、これらの多量添加による材料のコスト上昇を抑制したいニーズがあった。一方、新たなプロセスとして、真空浸炭処理と高周波焼入れ処理の長所を組み合わせ、鋼成分の省合金化と歯車部品の疲労強度向上を両立可能なマイルド浸炭プロセスが開発されている<sup>9)</sup>。真空浸炭では、数 kPa 程度まで減圧した炉内に数十 kPa 程度の  $\text{C}_2\text{H}_2$  ガスを導入し処理される。浸炭ガス中に酸化性ガスが存在しないため粒界酸化が抑制され、不完全焼入れも低減できる。また、ガス浸炭では酸化被膜が生じるため Si 量を増大すると浸炭が阻害される場

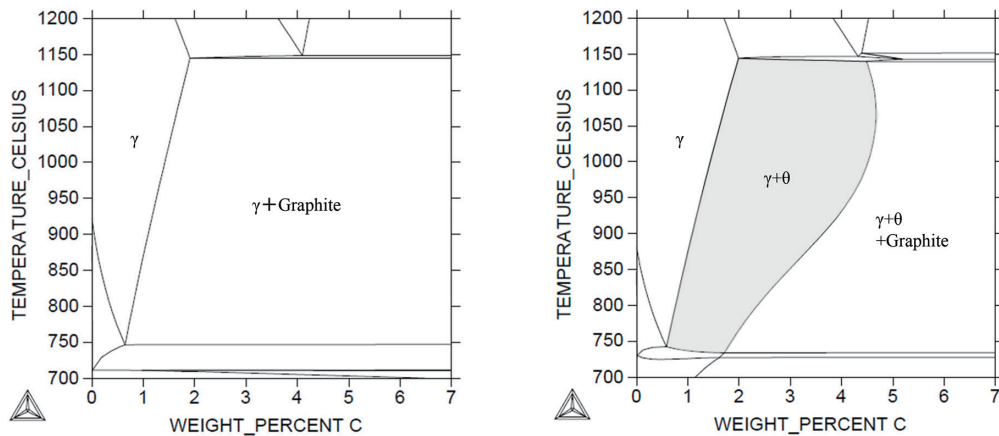


図9 鉄炭素系状態図 a) MSB20, b) SCM420  
Equilibrium phase diagrams of Fe-C system, a) MSB20 and b) SCM420

合があったが<sup>10)</sup>、真空浸炭では酸化被膜を形成しないため、鋼中の Si 濃度の成分設計自由度が大きくなる。

一方、高周波焼入れでは、短時間加熱焼入れ処理であるため、結晶粒を微細化でき、ガス浸炭焼入れで用いられる Nb, Ti 等のマイクロアロイ元素添加による結晶粒粗大化抑制対策は必ずしも必要ではない<sup>11)</sup>。加えて高周波焼入れでは水を冷媒とするため、ガス浸炭焼入れで一般に使用される油焼入れに比べて冷却速度が速く、鋼材の焼入れ性は必要最低限にすることができる。

真空浸炭は、鋼部品を減圧下で加熱し、 $C_2H_2$  ガスを数十 kPa 程度で導入する浸炭期と、その後、真空保持して部品内部で炭素を拡散させる拡散期を経て実施される。浸炭期には、表面付近の炭素濃度はしばしばその固溶限を超え、鋼成分、温度によってはセメンタイト  $\theta$  が析出する。 $\theta$  は特に旧オーステナイト粒界で粗大に析出し粒界強度を低下させ、歯車の曲げ疲労強度を低下させることがある。

そこで開発鋼 MSB20 は真空浸炭の浸炭期に旧オーステナイト粒界に  $\theta$  が析出しない成分系とするべく検討した。例えば森田ら<sup>12)</sup>によると、真空浸炭における浸炭期の処理材の表面炭素濃度は黒鉛と平衡する炭素濃度まで増加し、黒鉛と平衡する相が  $\gamma$  と  $\theta$  の二相となる場合に粒界に  $\theta$  が析出することを報告している<sup>13)</sup>。また、素材の Cr 濃度の低下や Si 濃度の上昇により黒鉛と平衡する炭素濃度が低下し、鉄-炭素系状態図の  $\theta$  相が存在する領域が小さくなることが知られている。これらの知見に基づき、Si, Cr 量を調整し熱力学的に  $\gamma$  と  $\theta$  の二相域が存在しない成分系とするべく、先述した焼き戻し軟化抵抗の観点から Si 濃度を増大し、真空浸炭時の粒界  $\theta$  抑制の観点から 0.1% 以下の Cr 濃度とした。更に脆化元素の粒界偏析を抑制するべく P 濃度を低下し、かつ微量 B 添加による粒界強化により疲労き裂進展の遅延を狙った。表 1 に成分系を図 9 に鉄炭素系状態図を示す。

開発鋼 MSB20 マイルド浸炭品は SCM420 ガス浸炭品と比較して、耐ピッチング強度はローラピッチング試験で 25

%強度が向上していた。25  $\mu\text{m}$  深さ位置の 300°C 焼き戻し硬さは SCM420 が HV507 であったのに対し MSB20 で HV639 であり、不完全焼入れ組織の抑制と Si 濃度増大による軟化抵抗増大の効果が重畳した結果であると考えられる。更に回転曲げ疲労強度は 13% 強度向上していた。これらの結果から開発鋼とマイルド浸炭プロセスの組み合わせにより耐ピッチング強度、曲げ疲労強度の両特性を向上させることが明らかである。

## 6. 高強度窒化歯車用鋼

歯車の高強度化手法として一般的な浸炭焼入れはマルテンサイト変態を利用しており、変態膨張による熱処理変形を避けることができない。熱処理変形は歯車噛合い騒音の原因となることから、浸炭焼入れ後に、歯研削などの歯形修正を施してこの影響を低減することが一般的だが、歯研削はコストアップの要因となるうえ、内歯歯車など形状によっては歯研削が難しい場合もある。そこで低温処理で熱処理変形が小さい窒化技術<sup>14-16)</sup>に着目し、高強度窒化歯車用鋼を開発した。

窒化は部品を 500~600°C 程度に保持して鋼材の表面から窒素原子を侵入、拡散させて部品の表層を硬化する処理で、鋼中に固溶した窒素原子による固溶強化や、合金窒化物生成による析出強化を利用している。特に歯車では歯元や歯面などの表層で高い応力を受けることから、窒化処理時に効率的に窒素拡散層の硬さを増大させることが必要である。一方、被削性の観点から窒化前には硬すぎないことが必要だが、歯車芯部が軟らかすぎると作動時に歯車芯部で塑性変形が生じるため、窒化処理温度で硬化もしくは軟化しにくいことが必要である。

高強度窒化歯車用鋼の開発では、図 10 に示すように各合金元素量を変更した鋼種の表層硬さ変化量を調査した。この結果から表層硬さ増大効果の大きい元素として Cr および V 含有量を増大するとともに、表層硬さの増大を阻害する C 含有量を低減させた表 1 に Nitriding と示す成分系

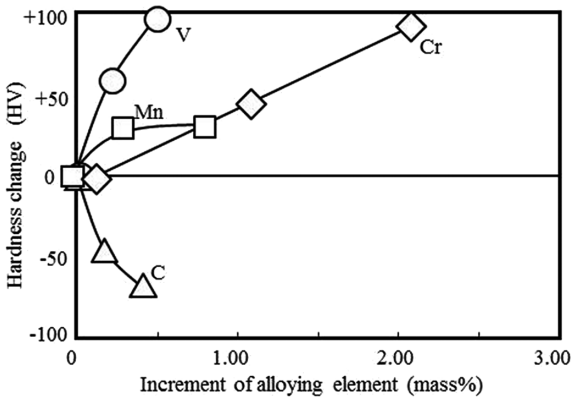


図 10 窒化後の表層硬さ変化量に及ぼす化学成分の影響  
Effect of alloying element amounts to the nitrided surface hardness

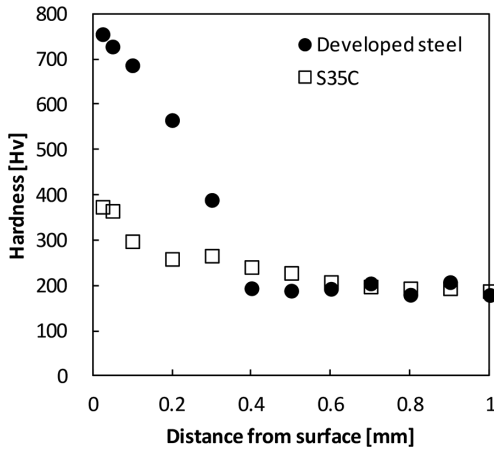
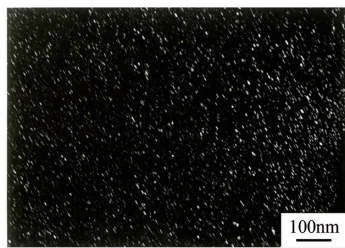
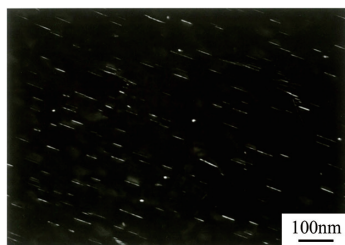


図 11 窒化後の硬さ分布  
Hardness profile of nitrided layers of developed steel and S35C



(a) Developed steel



(b) S35C

図 12 窒化後の TEM 観察結果 (50 μm 深さ位置の暗視野像)  
TEM dark field images of precipitates taken at a depth of 50 μm below the surface

とした。図 11 に開発鋼と S35C を窒化処理した際の硬さ分布を示す。Cr, V 添加量の高い開発鋼では表層硬さが

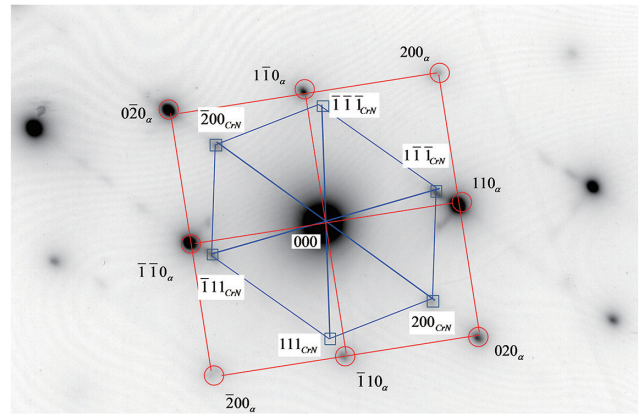


図 13 開発鋼の制限視野解説像とキーダイアグラム  
Selected area diffraction pattern taken in nitrided developed steel and corresponding key diagram

HV700~800 を呈す。50 μm 深さ位置を TEM で観察したところ、いずれの窒化層にも微細な析出物が生成していることが分かった。析出物の分布状態を比較すると S35C では長辺が数十 nm オーダの粒子が比較的粗に析出しているのに対し、開発鋼では数 nm オーダの微細粒子がより密に析出していることが分かった (図 12)。これらの微細析出物の分布の違いにより、両鋼種の窒化層硬さに違いが生じていたと考えられた。更に図 13 に示す析出物の制限視野回折像からは粒子が FCC 型の複合炭窒化物 (Cr, V) (C, N) であり、母材のフェライトと Baker-Nutting の方位関係で析出することで硬化に寄与したと解釈された。

開発鋼は S35C に対し、回転曲げ疲労強度で 3.2 倍、ローラピッチング試験で 1.3 倍の高疲労強度を呈した。この強度は JIS-SCr420 のガス浸炭品と同等の強度であり、浸炭焼入れを代替しうる歯車用鋼<sup>17)</sup>として使用されている。

## 7. 結 言

日本製鉄のトランスミッション用歯車用鋼について開発事例を紹介した。本稿に掲載した開発鋼はいずれも量産採用されており、自動車部品の小型軽量化、製造工程の最適化を通じて二酸化炭素排出量を低減し、地球環境保護に役立っている。

## 謝 辞

本稿で紹介した開発鋼の研究開発にあたりご協力いただいた、アイシン・エイ・ダブリュ(株)、愛知製鋼(株)、(株)本田技術研究所、マツダ(株)の関係各位に深く感謝を申し上げます。

## 参照文献

- 1) 村井暢宏, 相原賢治, 神原進, 津村輝隆, 西田和彦: 住友金属, 45 (4), 11 (1993)
- 2) 蟹沢秀雄, 越智達朗, 子安善郎: 新日鉄技報, (354), 43 (1994)
- 3) 二宮彰仁, 岡田善成, 堀本雅之, 前田修作: Honda R&D

- Technical Review. 26 (1), 116 (2014)
- 4) 紅林豊：第 188・189 回西山記念技術講座. 2006, p.83
  - 5) 日本鉄鋼協会：新版鉄鋼材料と合金元素. 2015, p.123
  - 6) 日本材料学会編：疲労設計便覧. 養賢堂, 1995, p.129
  - 7) 高橋学：新日鉄技報. (378), 2 (2003)
  - 8) 佃和道, 藤堂尚二, 志賀聡, 大橋徹也：自動車技術会学術講演会講演予稿集. No166-17, 2017, p.1415
  - 9) 岡田一晃, 大林巧治：熱処理. 56, 11 (2016)
  - 10) 小山達也, 久保田学, 吉田卓：鉄と鋼. 101, 252 (2015)
  - 11) 久保田学, 越智達朗：新日鉄技報. (378), 72 (2003)
  - 12) 森田敏之, 井上幸一郎, 羽生田智紀：電気製鋼. 77, 5 (2006)
  - 13) 森田敏之, 松村康志：電気製鋼. 81, 109 (2010)
  - 14) 高瀬孝夫：鉄と鋼. 66, 1423 (1980)
  - 15) 鈴木信一, 谷健二：熱処理. 32, 262 (1992)
  - 16) 大木喬夫：熱処理. 30, 6 (1990)
  - 17) 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講演予稿集. No14-14, 2014, p.21



堀本雅之 Masayuki HORIMOTO  
鉄鋼研究所 棒線研究部 上席主幹研究員  
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



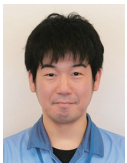
志賀 聡 Akira SHIGA  
室蘭技術研究部 主幹研究員



宮西 慶 Kei MIYANISHI  
八幡技術研究部 主幹研究員



今高秀樹 Hideki IMATAKA  
八幡製鉄所 品質管理部 主幹



藤堂尚二 Shoji TODO  
八幡技術研究部 主幹研究員