

Mo-V 析出強化を活用した高強度および高耐摩耗性 軟窒化用鋼の開発

Development of High-strength and High-wear Resistance Nitrocarburizing Steel
by Precipitation Strengthening of Mo-V Carbonitride

増 田 大 樹*
Hiroki MASUDA

松 田 英 樹*
Hideki MATSUDA

山 崎 歩 見**
Ayumi YAMAZAKI

要 旨

ABSTRACT

本開発材は、強度、耐摩耗性と加工性のバランスを図った軟窒化用鋼である。鍛造後機械加工時の硬度はできるだけ低くし、その後の軟窒化の熱を利用して表層、母材ともに高硬度化を図っている。それにより、従来の軟窒化材に対し、40% 以上高い曲げ疲労強度を達成した。開発材が有する高い疲労強度と加工性の両立は、Mo-V 炭窒化物析出強化を活用することで実現した。加工時は Mo、V は完全固溶させた状態に保ち、加工後の軟窒化処理時に Mo-V 複合炭窒化物を母材と整合性をもって微細析出させ、高硬度化を図っている。また、軟窒化時に生成する化合物層はもう少し延性に乏しいため、アブレシブ摩耗などに不利であり、その耐摩耗性の向上には化合物層のじん性を改善する必要があった。そこで、化合物層中にも Mo-V 炭窒化物を析出させることで、化合物層の結晶粒微細化を図った。それにより、じん性を改善させ、耐摩耗性を向上させた。

The project discussed in this paper developed a nitrocarburizing steel that balances strength, wear resistance, and workability. The hardness of the steel is controlled as low as possible for machining after forging, and the heat applied in the nitrocarburizing process is then used to achieve high hardness in both the surface layer and the base material. As a result, the developed steel achieves at least 40% higher bending fatigue strength than a conventional nitrocarburized steel. The balance between high fatigue strength and workability in the developed steel is realized through the exploitation of Mo-V carbonitride precipitate strengthening. When the material is machined, the Mo and V are in a state of solid solution, but during the nitrocarburization process following machining, fine complex Mo and V carbonitrides are precipitated in lattices coherent with the base material, resulting in high hardness. The fact that the compound layer that formed during nitrocarburization was brittle and lacked ductility represented a disadvantage in terms of abrasive wear, and it was necessary to increase the toughness of the compound layer in order to increase wear resistance. The crystal grains in the compound layer were therefore refined by promoting the precipitation of Mo and V carbonitrides in the compound layer also, resulting in the realization of greater toughness and increased wear resistance.

1. ま え が き

近年 CO₂ 排出量など環境規制が強化される中、自動車は CO₂ 排出量削減のための燃費性能向上が求められるなど、自動車の環境負荷低減に対する要望はさらなる高まりを見せている。たとえば、レシプロエンジンにおいては、ダウンサイジングによる軽量化、コンパクト化が求められている。それに伴い、エンジン構成部品をコンパクト化することが求められる。それにより、各部品への負荷は増大する傾向にあり、高強度化、さらには高耐摩耗性が必要となってきた。そのエンジン構成部品や駆動系部品などパワープラント部品の多くは、鍛造や鋳造で成形後、機械加

工した後に浸炭処理や高周波焼入れ、軟窒化処理などの熱処理を加えることにより、強度、耐摩耗性の向上が図られてきた^{(1), (2)}。また、機械加工工程は旋削加工やドリル加工、研磨加工と多岐にわたるため、加工性が良好である必要があり、高強度化を図る場合、加工性との両立が強く求められてきた^{(3), (4)}。

このような背景の中で、軟窒化処理は処理によるひずみが小さく、寸法変化が発生しにくいことから、色々な部品で採用されている^{(5), (6)}。しかしながら、高強度化のためには硬度の高い材料を適用する必要があるため、加工性の低下は避けることができず、高強度化に限界があった^{(7), (8)}。

* 四輪 R&D センター

** 大同特殊鋼株式会社

また、一般的な炭素鋼の軟窒化時に最表層に生成する化合物層は、もろく延性に乏しい⁽⁹⁾ため、アプレシブ摩耗のような摩耗環境下では不利であった。

本論文では、モリブデン (Mo)、バナジウム (V) の軟窒化時の析出強化を活用することで、上記課題を解決したので、そのメカニズム解析と最適合金成分設計、析出強化能を最大限発揮させる組織について述べる。

2. 開発のねらい

本開発では、エンジンやトランスミッションの軽量、コンパクト化に寄与し、摩耗環境の厳しいディーゼルエンジンのしゅう動部品としても適用可能な、以下の特性を満足する軟窒化用鋼の開発をねらいとした。

(1) 高強度であること

(従来の軟窒化材に対して曲げ疲労強度 40%以上向上)

(2) 高耐摩耗性を有すること

3. 材料成分設計の考え方

まず、軟窒化材におけるポーラス層、化合物層、窒化層、母材内部が指す位置を Fig. 1 に示す。ポーラス層は化合物層の一部であるが、最表層に生成する多くの空孔で形成された層である。化合物層はポーラス層の下にある鉄窒化物で形成された緻密な層である。また、窒化層は、化合物層直下から軟窒化時に窒素が拡散した深さまでの部位を示し、母材内部は窒素が拡散していない部位を示す。

3.1. 材料コンセプト

Fig. 2 に、従来の軟窒化材 (以下、従来材と表記する) の鍛造後と軟窒化後の硬度プロファイルを示す。従来材の軟窒化後硬度 (実線) は、鍛造後の硬さ (破線) から軟窒化による窒素の拡散で窒化層のみを強化していた。しかし、従来の手法では、高強度化のために硬度プロファイルを底上げしようとする、鍛造後の硬さから高くする必要がある、加工性の低下は避けることができなかった。そこで、本開

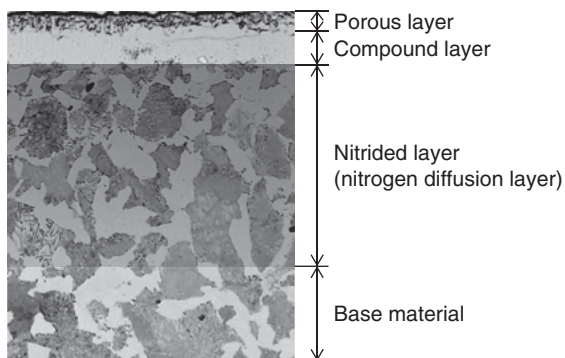


Fig. 1 Layers of nitrocarburizing steel

発では加工後に実施する軟窒化処理の熱を利用した析出強化に着目した。Fig. 3 に、開発材の鍛造後と軟窒化後の硬度プロファイルを示す。開発材は、軟窒化時に表層の窒化層部に炭窒化物を、母材内部に炭化物を析出させ (析出強化)、表層、母材内部ともに硬度を底上げすることで、鍛造後の硬度 (破線) は軟窒化後の硬度 (実線) よりも低い状態として、加工性をできるだけ損なうことなく高強度化を達成することとし、高強度と加工性のバランスを図った。また、析出強化により、軟窒化時に最表層に生成する化合物層の強化も同時に図った。

3.2. 析出強化の合金設計の考え方

炭化物析出強化能の高い元素として Mo, V, Nb, Ti などが挙げられる⁽¹⁰⁾。これらの各元素を S20C 炭素鋼に単独添加した場合の析出強化能を Fig. 4 に示す。Fig. 4 は横軸に 600℃ × 2 hr 熱処理前の硬度、縦軸に熱処理後の硬度を示しており、式 (1) に示す硬度差 ΔHv が析出強化能を意味する。

$$\Delta Hv = (\text{Hardness after heat treatment}) - (\text{Hardness before heat treatment}) \quad (1)$$

その結果、Mo, V が析出強化能に優れていることから、Mo, V を有効活用することとした。

3.3. Mo, V 添加鋼の析出強化メカニズム (窒化層部)

従来材と Mo, V 添加鋼 (以下、Mo, V 鋼と表記する)

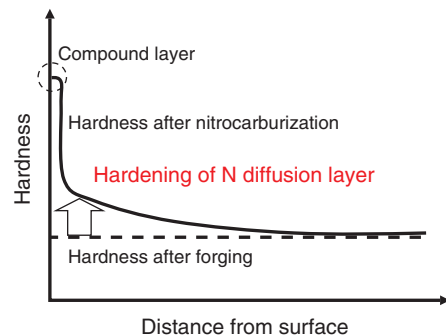


Fig. 2 Hardness distribution of conventional steel

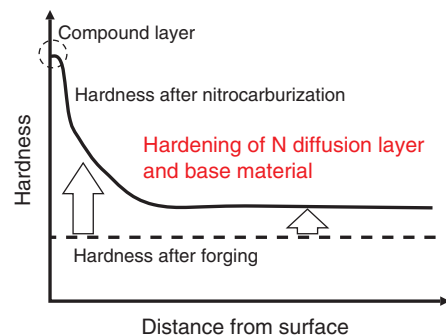


Fig. 3 Hardness distribution of developed steel

の2鋼種を用いて、 $600^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ hr}$ 軟窒化後の窒化層中の析出物解析を実施した。従来材の窒化層部である表層0.05 mm深さの透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope: TEM) 観察結果とエネルギー分散型X線分析 (Energy Dispersive X-ray Spectrometer: EDS) による析出物の同定解析結果を Fig. 5 と Fig. 6 に、析出物の格子像観察結果を Fig. 7 に示す。Fig. 5 に示すように、従来材の析出物は NaCl 型結晶構造を有する。結晶方位は、観察面にて母材である Fe と $[001]\alpha // [\bar{1}01]$ 析出物であり、いわゆる Baker Nutting の方位関係で析出している。この析出物は、EDS による析出物解析結果 (Fig. 6) から、Mn, Cr を多く含有しており、Mn を含有した Cr 窒化物であると判断できる。また、Fig. 5 の解析より、平均析出物サイズは 34.4 nm で析出物数 $1.5 \times 10^3 / \mu\text{m}^2$ の分布で析出している (Table 1) ことがわかった。さらに、その析出物の格子像 (Fig. 7) を観察すると、析出物が粗大凝集化した界面においては、母材 Fe 格子が切れている、つまり整合性が失われている界面 (Incoherent) も観察される。

一方、Mo, V 鋼の窒化層部である表層0.05 mm深さの

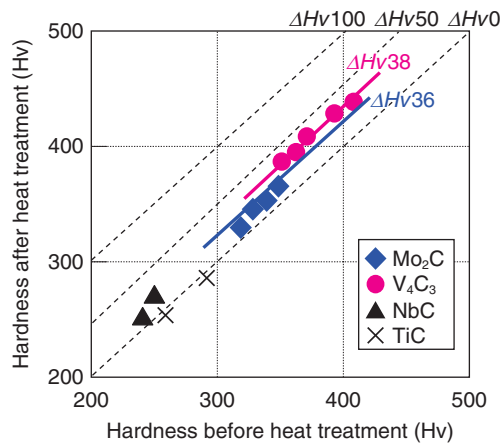


Fig. 4 Precipitate strengthening ability: ΔH_v of alloy

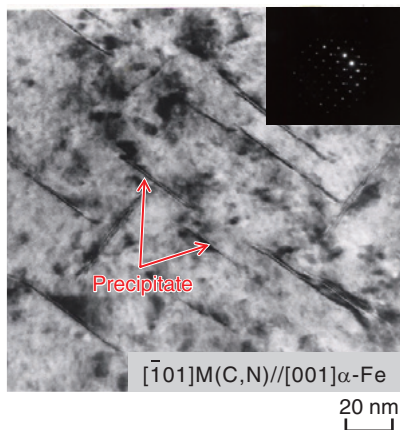


Fig. 5 Transmission electron micrograph taken from diffusion layer (0.05 mm depth) of conventional steel after nitrocarburization

Table 1 Precipitate length and number at 0.05 mm depth after nitrocarburization

	Precipitate length	Precipitate number (μm^2)
Mo,V-added steel	8.2 nm	3.8×10^4
Conventional steel	34.4 nm	1.5×10^3

TEM 観察結果と EDS 分析による析出物の同定解析結果を Fig. 8 と Fig. 9 に、析出物の格子像観察結果を Fig. 10 に示す。Fig. 8 に示すように、Mo, V 鋼に観察される析出物も NaCl 型結晶構造を有する。また、観察面にて母材である Fe と $[001]\alpha // [011]$ 析出物の結晶方位関係を有しており、Baker Nutting の方位関係で析出しているのも従来材と同様である。この析出物は、EDS による析出物解析結果 (Fig. 9) から、Mo, V を多く含有し、次いで Cr, Mn を含有しており、Cr, Mn を含有した Mo-V 炭窒化物であると判断できる。また、Fig. 8 の解析より、平均析出物サイズは 8.2 nm で析出物数 $3.8 \times 10^4 / \mu\text{m}^2$ の分布となっており、従来材と比較すると微細かつ多量に析出している (Table 1)。さらに、その析出物格子像 (Fig. 10) を観察すると、母材 Fe

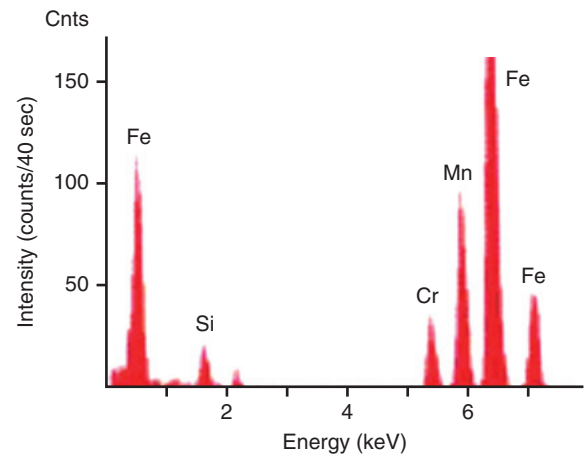


Fig. 6 Energy dispersive X-ray spectrometry analysis of conventional steel precipitate

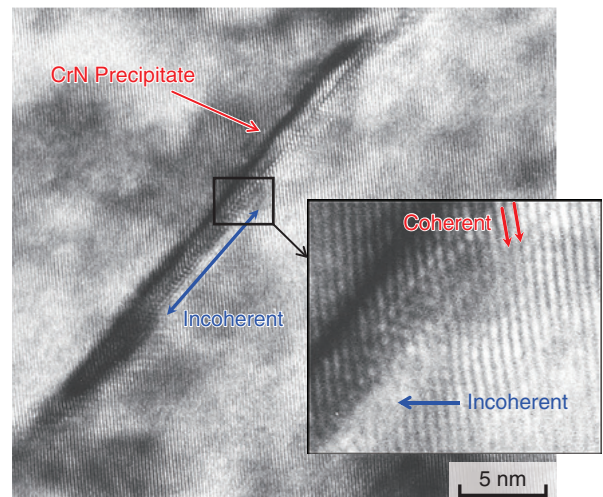


Fig. 7 Lattice image of CrN precipitate

格子と Mo-V 炭窒化物界面で格子像のひずみ (格子ひずみ) が発生していることが確認できる。また, Fe 格子が切れている界面は観察されず, 母材 Fe 格子との整合性が非常に良好であることから, Mo, V 鋼には多くの格子ひずみが発

生しているといえる。

以上の結果から, Mo, V 鋼は従来材と比較し, 窒化層部に微細な Mo-V 炭窒化物が数多く析出し, かつ母材 Fe 格子との整合性が良好であるため, 高い析出強化能を有していると考えられる。

3.4. Mo, V 鋼の析出強化メカニズム (母材内部)

次に Mo-V 鋼の窒素が拡散しない母材内部の TEM 観察結果と EDS による析出物の同定解析結果を Fig. 11 と Fig. 12 に, 析出物の格子像観察結果を Fig. 13 に示す。Fig. 11 に示すように, 母材内部も窒化層部同様, 析出物は NaCl 型結晶構造を有し, 結晶方位関係もいわゆる Baker Nutting の方位関係を有する。この析出物は, EDS による析出物解析結果 (Fig. 12) から, Mo, V を含有しており, Cr, Mn を含有した Mo-V 炭化物であると判断できる。母材は窒素拡散がないため, 炭化物主体の析出物であると考えられる。また, Fig. 11 の解析より, その平均析出物サイズは 6.8 nm と表層よりも微細で, 析出物数 5.1×10^3 個/ μm^2 の分布で析出している。さらに, その析

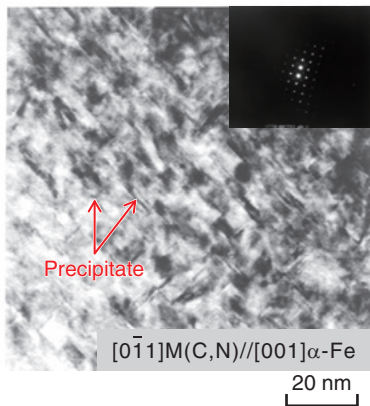


Fig. 8 Transmission electron micrograph taken from diffusion layer (0.05 mm depth) of Mo, V-added steel after nitrocarburization

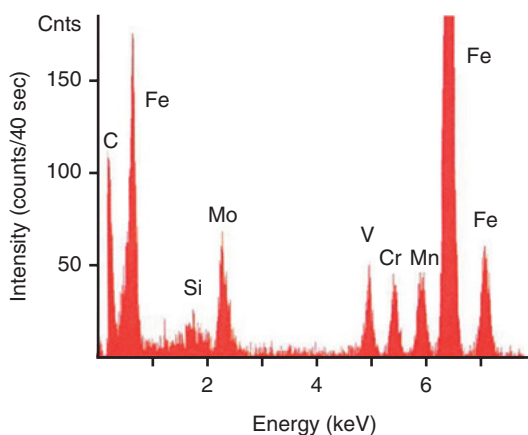


Fig. 9 Energy dispersive X-ray spectrometry analysis of Mo, V-added steel precipitate

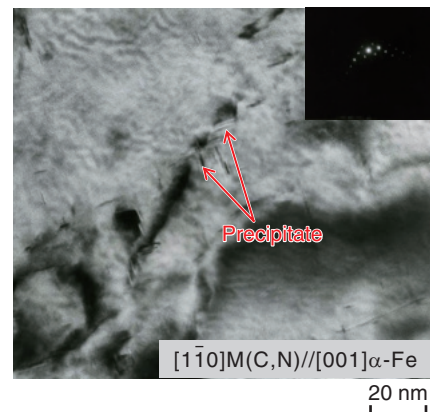


Fig. 11 Transmission electron micrograph taken from non-N diffusion layer of Mo, V-added steel after nitrocarburization

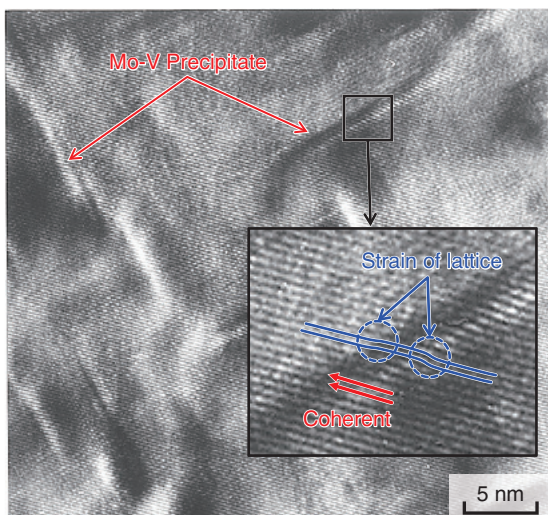


Fig. 10 Lattice image of Mo-V precipitate

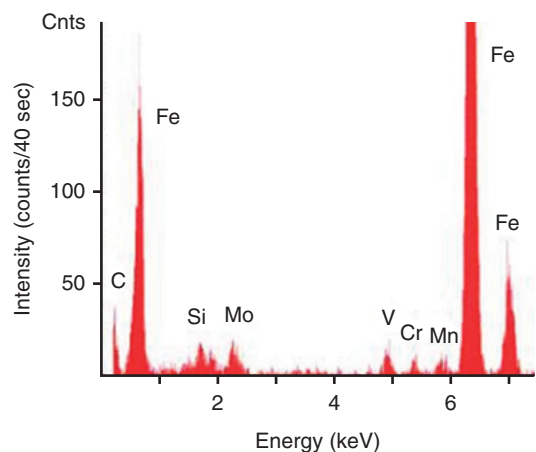


Fig. 12 Energy dispersive X-ray spectrometry analysis of inside precipitate in Mo, V-added steel

出物格子像 (Fig. 13) を観察すると、表層同様、母材 Fe 格子と Mo-V 炭化物界面で格子像のひずみ (格子ひずみ) が発生していることが確認できる。また、母材 Fe 格子が切れている界面は観察されず、母材 Fe との整合性も非常に良好である。

このように Mo, V 鋼は窒化層部および、母材内部ともに Mo-V 炭窒化物 (炭化物) による析出強化を図ることができる。この高い析出強化能が降伏強度を増大させ、高い疲労強度を発現していると考えられる。

3.5. Mo-V 鋼の化合物層耐摩耗性向上メカニズム

従来材と Mo-V 鋼の化合物層断面の TEM 観察結果を Fig. 14 と Fig. 15 に、Mo, V 鋼の析出物の EDS による同定解析結果を Fig. 16 に示す。Fig. 14 と Fig. 15 に示すように、Mo-V 鋼は従来材よりも微細な結晶粒を有している。また、Fig. 15 と Fig. 16 に示すように、Mo, V 鋼は化合物層中にも 10 nm 程度の粒状の Mo, V 炭窒化物が析出しており、この析出物がピンニング効果として働き、粒成長を抑制することで、化合物層の微細化を図ることができる。それにより、じん性の高い化合物層が形成でき、高い耐摩耗性が得られると考えられる。

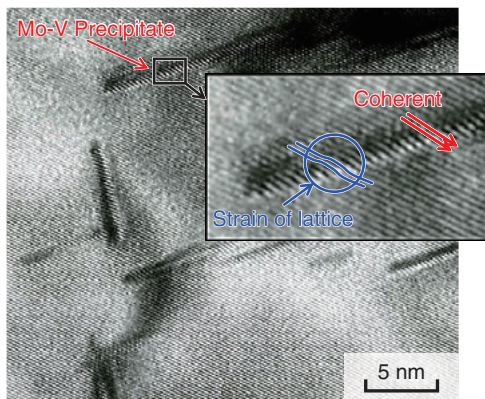


Fig. 13 Lattice image of Mo-V precipitate

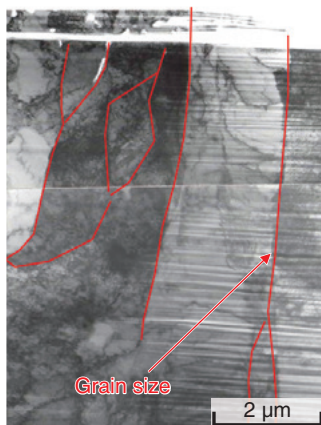


Fig. 14 Transmission electron micrograph taken from diffusion layer of conventional steel compound layer

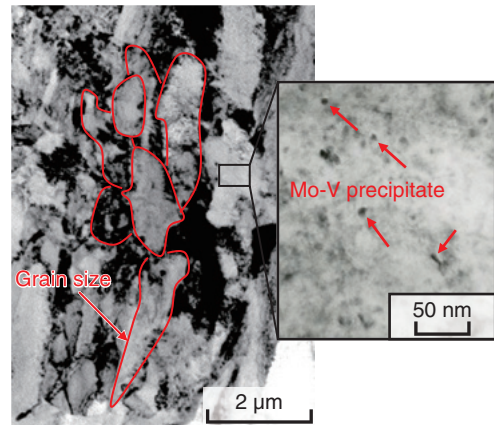


Fig. 15 Transmission electron micrograph taken from diffusion layer of developed steel compound layer

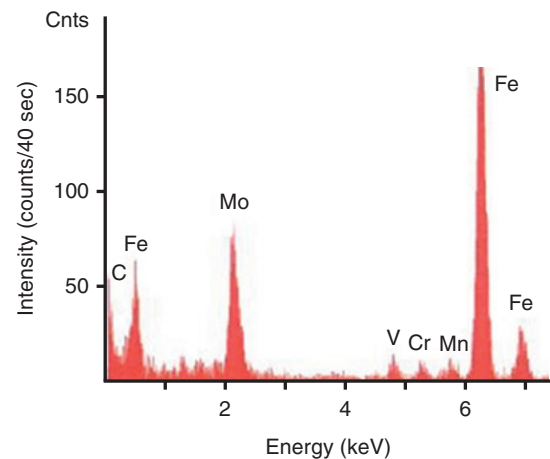


Fig. 16 Energy dispersive X-ray spectrometry analysis of precipitate in developed steel compound layer

4. 材料成分設計

4.1. 目標硬度と組織

材料成分設計に先立ち、目標とする窒化後硬度プロファイルの設定をおこなった。Fig. 17 に、ねらいの疲労強度を達成するための応力勾配から要求される硬度プロファイル (実線) を示す。開発材の硬度プロファイルは、応力勾配から要求される硬度プロファイルを上回る必要がある^{(11), (12)}。そこで、開発材は破壊起点が 0.3 mm 深さ以上となるように軟窒化拡散深さ 0.3 mm 以上、0.3 mm 深さ硬度を 295 Hv 以上と設定した。また、表層 0.05 mm 深さ硬度は 450 Hv 以上と設定した。

さらに組織は、疲労強度と化合物層の耐摩耗性を確保するのに必要な Mo, V 析出強化能を最大限発揮するために、鍛造空冷後に Mo, V を固溶状態に保つ必要がある。鍛造後空冷時にフェライトが生成した時の、フェライト組織中の Mo-V 炭化物の TEM 解析結果を Fig. 18 に示す。鍛

造後空冷時にフェライトが生成すると Mo, V は固溶状態を保てず, Fig. 18 に示すように, フェライト中に Mo-V 炭化物が粗大凝集化した状態で析出する. このフェライト中に析出した Mo-V 炭化物は Fig. 11 や Fig. 13 のベイナイト中に析出する Mo-V 炭化物と比べても析出物が凝集し, 球状化していることがわかる. これは一般的な V 非調質鋼のフェライト中の析出状態と同じであり, その後の軟空化の熱によって, 析出物がさらに粗大化してしまうため, 期待された析出強化能が発現できない. フェライト組織とベイナイト組織の析出強化能を調査した結果を Fig. 19 に示す. 横軸に窒化時間, 縦軸に硬度を示しているが, フェライト組織は熱処理前後の硬度差 ΔH_v がベイナイト組織に比べて小さいことがわかる. したがって, 軟空化で高強度化をより効果的に図るために, 組織はベイナイト組織とした.

4.2. Mo, V 添加量の設定

Mo, V 添加量の設定については, 析出強化能の高い V から添加量を設定した. Fig. 20 に V 添加量と析出強化能の関係を示す. 0.25 mass% 以上は析出強化能がサチレート

傾向を示し, また, V は添加する程, 鍛造後の母材硬度を高め, 加工性を低下させる. このため, V 添加量の上限を 0.25 mass% とした.

次に Mo, V 添加量と $600^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ hr}$ 軟空化後の 0.3 mm 深さ硬度との関係を Fig. 21 に示す. 295 Hv 以上の硬度を満足する Mo, V 添加量として, Mo 添加量ねらい値を 0.20 mass%, V 添加量ねらい値を 0.20 mass% と設定した.

以上より, 析出強化能と軟空化後必要硬度確保の観点から Mo, V 添加量を設定した. また, 組織をベイナイト組織とするために, C, Si, Mn, Cr の添加量を調整した.

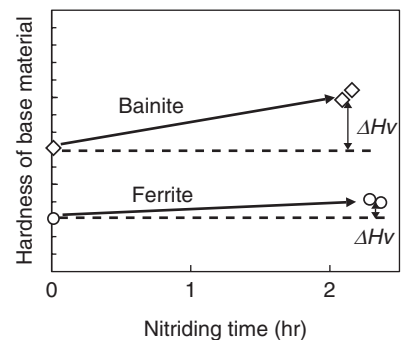


Fig. 19 Relationship between Mo-V precipitate strengthening ability and microstructure

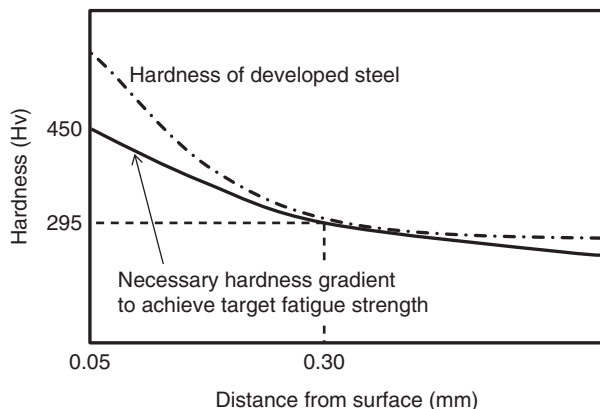


Fig. 17 Hardness transition curve design after nitrocarburization

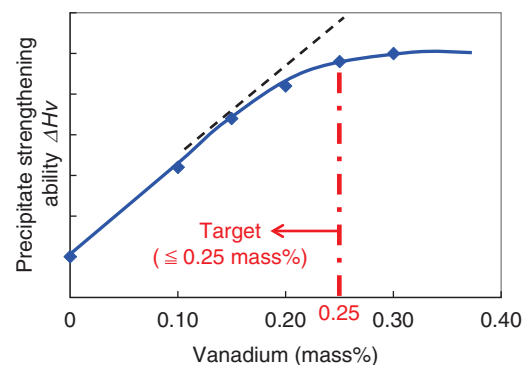


Fig. 20 Relationship between vanadium content and precipitate strengthening ability: ΔH_v

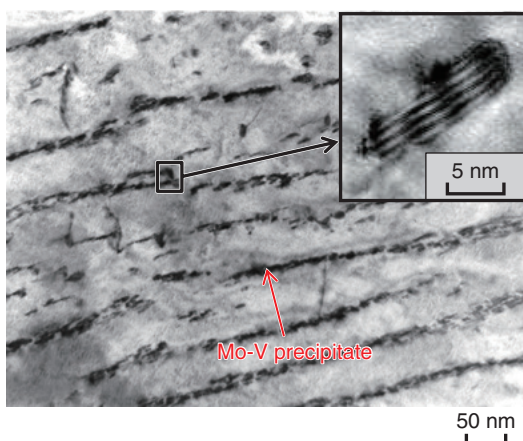


Fig. 18 Mo-V precipitate in ferrite after forging

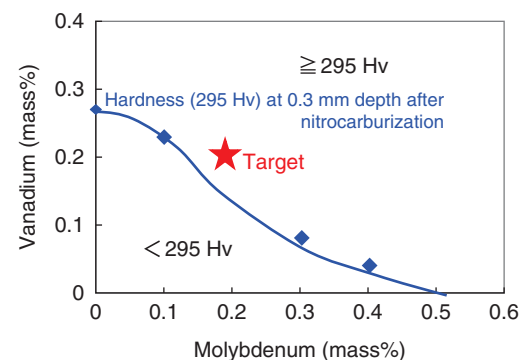


Fig. 21 Relationship between Molybdenum, Vanadium content and hardness at 0.3 mm depth after nitrocarburization

Table 2 Chemical composition of developed and conventional steel

	(mass%)					
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
Developed steel	0.20	0.50	1.85	0.20	0.20	0.20
Conventional steel	0.48	0.30	1.45	0.10	—	—

以上の検討結果により設定した代表的な材料成分を Table 2 に示す。あわせて、従来材の成分も記載した。

5. 材料特性

5.1. 疲労特性

Fig. 22 に示す試験片を用いて、回転曲げ疲労試験をおこなった。試験片は 44 mm × 44 mm に非調質鍛造後、試験片形状に加工して、600℃ × 2 hr 軟窒化処理をしたものを用いた。Fig. 23 に鍛造後硬度（破線）と窒化後硬度プロファイル（実線）を示す。開発材の鍛造後硬度は 270 Hv（グラフ中青破線）程度であるものの、窒化後に内部硬度が 30 Hv 以上上昇し、窒化層部含めてねらいの硬度（グラフ中黒実線）を達成している。また、Fig. 24 に示すように、従来材はフェライト・パーライト組織であり、開発材はベイナイト単層組織が得られている。この開発材の曲げ疲労強度は、Fig. 25 に示すように、従来材に対して 40% 以上高い曲げ疲労強度を達成した。

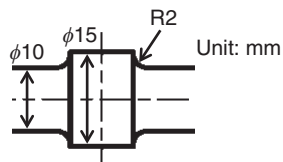


Fig. 22 Geometry of rotating-bending fatigue test specimen

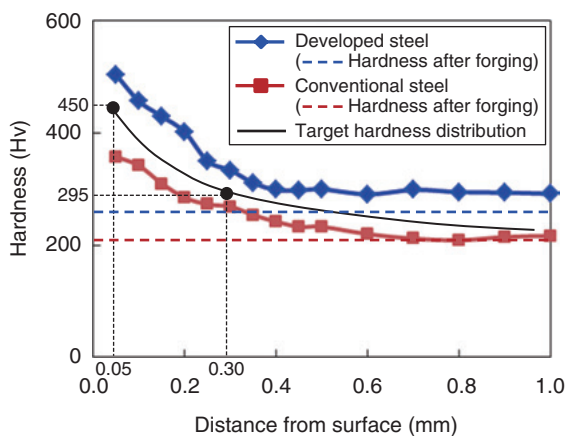


Fig. 23 Hardness distribution of test specimen after nitrocarburization

5.2. 軸メタルしゅう動部耐摩耗性

エンジン構成部品には、劣化エンジンオイルに混入するカーボン粒子のような硬質粒子によるアブレシブ摩耗に対する摩耗タフネスが求められる。そこで、L20 × W20 × H10 mm の試験片を用いて、従来材と開発材に 80 N の一定荷重でスクラッチ試験を実施し、最表層に生成する化合物層特性を評価した。スクラッチ試験は、硬質粒子によるアブレシブ摩耗に対する化合物層特性の評価に適している。

試験片は Fig. 24 に示す窒化品質のサンプルを用いており、開発材は従来材に対して約 80 Hv 程硬い化合物層を形成している。また、化合物層断面の電子後方散乱パターン (Electron Back-Scattering Pattern: EBSD) による結晶粒解析結果を Fig. 26 に示す。開発材の化合物層は結晶粒径が 1.04 μm と従来材 (結晶粒径: 3.12 μm) の 1/3 程度であり、微細な化合物層を形成していることがわかる。その化合物層の結晶粒微細化による耐摩耗性への効果を確認するため、化合物層の最表層に生成するポーラス層 (多くの空隙で形成された層) を従来材、開発材ともに試験前に研磨

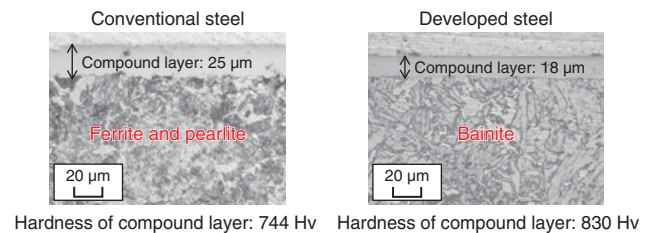


Fig. 24 Microstructure of test specimen after nitrocarburization

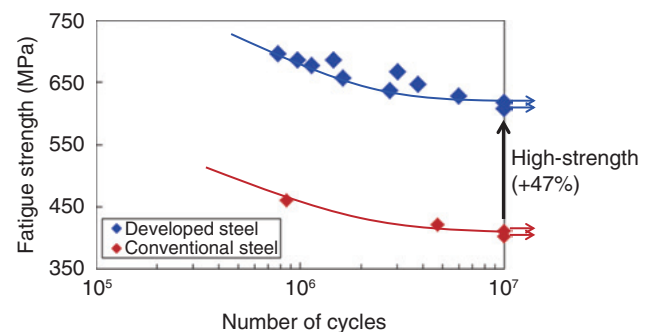


Fig. 25 Result of rotating-bending fatigue strength

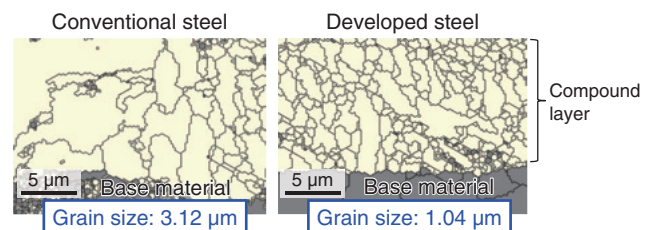


Fig. 26 EBSD analysis of compound layer

にて除去したサンプルを用いた。スクラッチ試験では、化合物層の耐はく離性を評価するため、試験後のスクラッチ痕を光学顕微鏡で観察した (Fig. 27)。その結果、従来材は全面はく離しているのに対して、開発材ははく離が発生していない。以上の結果は、開発材は高硬度でかつ、高じん性な化合物層を形成していることを示している。

また、実機エンジン環境下での耐摩耗性を評価するために、実機エンジン環境を模擬した単体テストを実施した。そのテストの概略図を Fig. 28 に示す。このテストは、カーボン濃度を高めた疑似劣化油を用い、耐アブレシブ摩耗環境の厳しいディーゼル実機エンジンでの軸摩耗を短時間で定量的に評価するのに適している⁽¹³⁾。その結果、Fig. 29 (横軸:時間、縦軸:摩耗量)に示すように、開発材は従来材に対して 200 hr テスト後の摩耗量が約 50% 程度に低減できており、耐アブレシブ摩耗性に優れた化合物層を形成していることを確認した。

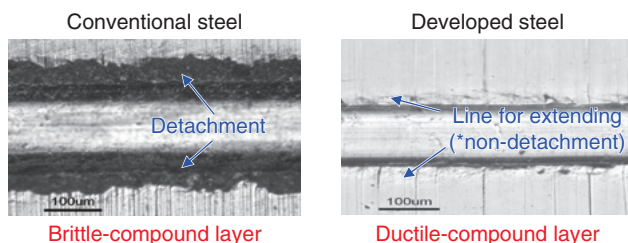


Fig. 27 Compound layer of developed steel and conventional steel after scratching test

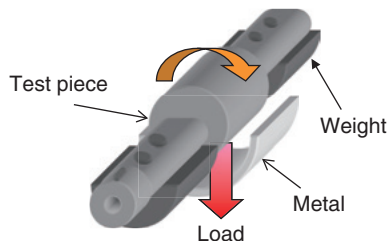


Fig. 28 Abrasion test of shaft

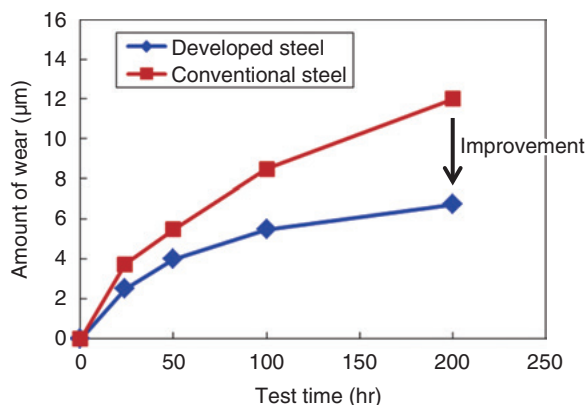


Fig. 29 Relation between test time and wear amount

6. まとめ

Mo-V 炭窒化物の析出強化を活用した高強度および高耐摩耗性軟窒化用鋼を開発した。その中で、以下のことが明らかにになった。

- (1) Mo-V 炭窒化物析出強化を活用することで、加工時は母材内部硬度を 270 Hv に抑え、窒化後に 300 Hv 以上まで高硬度化を図ることができ、加工性を犠牲にせずに高強度化が可能である。
- (2) 組織をベイナイト組織とすることで、鍛造空冷後 Mo, V を固溶状態に保つことができ、最大限の Mo, V 時効硬化能を得ることができる。
- (3) Mo, V 添加における高強度化は、軟窒化時の窒化層、母材内部での、8 nm 程度の微細な Mo-V 析出物の Fe 格子との整合析出に伴う大きな格子ひずみによるものである。
- (4) 化合物層中に Mo-V 炭窒化物を析出させることで、化合物層の微細化、高硬度化を図ることができ、耐摩耗性に優れた化合物層を得ることができる。

参考文献

- (1) 岩間直樹:自動車用特殊鋼部品における最近の技術動向, 自動車技術, Vol.55, No.10, p.64-68(2001)
- (2) 鈴木信一, 谷健二:最近の窒化処理製品, 熱処理, Vol.32, No.5, p.262-266(1992)
- (3) 諏方悟, 川口大二, 村上敦, 木村和良, 多田雅人:焼ならしにより V 炭窒化物の析出を制御した高強度軟窒化クランクシャフトの開発, Honda R&D Technical Review, Vol.22, No.1, p.55-62
- (4) 緒方健一郎:回転変動検出を用いたガソリン HCCI 燃焼安定性向上, 自動車技術, Vol.66, No.2, p.15-20(2012)
- (5) 紅林豊:表面処理技術と高強度鋼材の動向, 日本鉄鋼協会西山記念技術講座, p.83-118(2006)
- (6) 瀧谷善弘, 斎藤勇, 宮崎貴大, 神谷啓一郎:レアメタルレス高強度軟窒化クランクシャフトの開発, Honda R&D Technical Review, Vol.23, No.2, p.66-71
- (7) 野村一衛:自動車用非調質鋼における組織制御技術, まてりあ, Vol.34, No.6, p.705-709(1995)
- (8) 濱崎敦, 小林勇策:当社の自動車用型鍛造品への取り組み, 住友金属, Vol.48, No.4, p.49-59(1996)
- (9) 小林幹和, 桜田徹, 岡部功:ガス軟窒化およびイオン窒化材の疲労強度予測法, 日本機械学会論文集, A 編, Vol.62, No.597, p.1132-1139(1996)
- (10) 木村和良, 高田勝典, 保母誠:Mo-V 添加低炭素鋼の時効硬化特性に及ぼす合金元素の影響, 電気製鋼, Vol.79, No.1, p.61-67(2008)
- (11) 西坂強, 佐藤康夫:フレッチング損傷防止に関する研

- 究, トライボロジスト, Vol.40, No.9, p.768-775(1995)
- (12) 井上幸一郎, 松村康志: 中炭素鋼の軟窒化特性に及ぼす合金元素の影響, 電気製鋼, Vol.75, No.1, p.11-18(2004)
- (13) 恩田勇人, 浅井鉄也, 藤木賢治, 工藤洋嗣, 室伏和昌: 高強度高周波焼入れクランクシャフトの開発, Honda R&D Technical Review, Vol.15, No.2, p.175-182

■ 著 者 ■



増田 大樹



松田 英樹



山崎 歩見