

Mn 窒化物による析出強化型 高強度クランクシャフト用鋼の開発

Development of Steel for High-strength Crankshaft by Precipitation Strengthening of Mn-nitride

高橋 宏 昌* 増 田 大 樹*
Hiromasa TAKAHASHI Hiroki MASUDA
西 谷 成 史** 高 須 賀 幹**
Shigefumi NISHITANI Motoki TAKASUGA

要 旨

レア金属の添加に頼らない高強度ガス軟窒化クランクシャフト用鋼を開発した。従来の高強度クランクシャフト材はレア金属のモリブデン (Mo) を添加することで高強度化を図っていたが、本開発では高強度化達成手法として製鋼過程で含有する汎用元素のマンガン (Mn) を有効活用した。Mn 量を 0.9wt% 以上にすることでフェライトの強化を図り高強度化を達成した。また、その強化メカニズムはガス軟窒化処理により表層のフェライト中に形成した Mn 窒化物 (η - Mn_3N_2) の析出強化であることを明らかにした。一方、高強度化と相反する特性として要求されるガス軟窒化後の曲がり矯正性に対しては、炭素 (C) 量の低減により、フェライト面積率を増加させ、じん性向上を図ることで対応した。以上より、Mo 添加を廃止することで材料コスト低減を図りつつ従来の高強度材同等の強度を達成した。また、レア金属未添加の従来の標準材クランクシャフトに対し、16% の強度向上を達成した。

ABSTRACT

A high-strength gas soft-nitrided crankshaft steel that does not rely on the addition of rare metals has been developed. High strength is realized in Honda's conventional high-strength crankshaft steel through the addition of the rare metal molybdenum (Mo). By contrast, a high level of strength was achieved in the developed steel by making effective use of manganese (Mn), a universal component of steel, in the production process. High strength was realized by strengthening the ferrite phase using Mn content of 0.9 wt% or higher. It was determined that the strengthening mechanism was precipitation strengthening by means of Mn nitrides (η - Mn_3N_2) formed in the surface layer ferrite phase as a result of gas soft nitriding. Straightenability, a characteristic that is antagonistic to high strength, is also demanded from crankshaft steels following gas soft nitriding. This demand was responded to in the developed steel by increasing toughness through the reduction of carbon (C) content in order to increase the area ratio of the ferrite phase. The innovations described above have made it possible to reduce material costs by doing away with Mo while realizing an equivalent level of strength to the conventional high-strength steel. Strength has also been increased by 16% against crankshafts produced using the conventional standard steel, which contains no rare metals.

1. まえがき

近年、自動車の低燃費化に対する社会的ニーズが高まっており、軽量化や低フリクション化の観点よりクランクシャフトのような主運動系エンジン部品に対してさらなる小型化、軽量化が求められている。クランクシャフトは

* 四輪 R&D センター

** 新日鐵住金株式会社

常に繰り返し応力にさらされるため、高い疲労強度が要求される。鉄鋼材料の強化メカニズムとしては加工硬化 (転位強化)、結晶粒微細化強化、固溶強化、析出強化等がある。それらの強化機構を発現させるための二次強化手法として高周波焼き入れ、ロール加工、ガス軟窒化 (Gas Soft Nitriding: GSN) 等が用いられている⁽¹⁾⁻⁽⁴⁾。その中で GSN

は材料表面から内部へ窒素 (N) を拡散させることにより表面近傍の硬度を向上させ強化する手法である。また、表面に形成する硬質な窒素化合物層 (ϵ 相: Fe_{2-3}N , γ' 相: Fe_4N) により、しゅう動部位の耐摩耗性向上も可能となる。GSN による強化手法として Mo やバナジウム (V) 等のレアメタルを添加する場合が多い^{(5), (6)}。しかしながら、レアメタルは価格の高騰や調達環境の不安定さから近年は添加量の低減もしくは添加の廃止が検討されている。例として電炉製法ではスクラップ中の銅 (Cu), クロム (Cr) 含有量を最適化し, Cr による析出強化と Cu によるフェライト固溶強化によってレアメタルを添加せずに高強度化を図る手法が開発されている⁽⁷⁾。本開発ではレアメタルを添加することなく高炉製法により製造される鋼材の高強度化手法を検討した。

2. 開発のねらい

Honda のガソリン自動車用クランクシャフトは鍛造, 機械加工の後, GSN を施している。クランクシャフトの材料としては鍛造後の焼準処理を廃止した非調質鋼を用いており, 曲げ応力とねじり応力の負荷水準によって標準強度材と高強度材の使い分けをおこなっている。このうち高強度材は Mo を添加することにより高強度化を図っていたが, レアメタルである Mo の低減が課題であった。本開発では Mo の添加を廃止することによる強度低下を鋼の基本元素を有効活用により補完する手法を検討した。一方で, GSN 時に生じる熱応力のためクランクシャフトには曲がり矯正が生じやすく, 規定の振れ量以内とするために曲がり矯正がおこなわれる。しかしながら, 強度を向上させるため GSN 後の表層硬度を向上させると曲がり矯正性が低下する傾向がある。レアメタルを添加することなく基本元素の炭素 (C), Mn をベースに材料設計することで高強度化と曲がり矯正性の相反する特性を両立できる GSN クランクシャフト用鋼について検討した。

開発にあたり以下の目標を設定し材料仕様を検討した。

- (1) 従来高強度材同等の疲労強度であること
- (2) 従来高強度材同等の曲がり矯正性を有すること
- (3) 従来標準材同等の材料コストであること

3. 材料成分設計の考え方

3.1. 組織強化の考え方

クランクシャフトは熱処理合理化の観点から非調質鋼が用いられている。非調質鋼では窒素添加により形成した微細窒化物のピン止め効果が熱間鍛造時の組織の粗大化を抑制している。組織は硬質なパーライト組織と軟質なフェライト相の二相組織になっている。GSN 後の代表的な組織と硬度プロファイルを Fig. 1 に示す。GSN によって表面には

硬質な化合物層が形成され, 材料内部の窒素拡散域は母材に対して硬度が向上する。

クランクシャフトは繰り返し応力により疲労破壊の可能性があるため, き裂の抑制が重要である。き裂の発生および進展は応力が材料強度を上回るときに化合物層直下のフェライト相で生じるため, 高強度化のためにはフェライト相の強化が必要である。

本開発では化合物層直下のフェライト相強化の効果を評価するにあたり表層から 50 μm 深さの硬度をビッカース硬度試験により測定した。これを 50 μm 深さ硬度と定義する。

3.2. 高強度化元素の検討

本開発材においては, レアメタルを添加しない代わりに鋼の基本元素を有効活用することにより高強度化を達成することを試みた。鋼の基本元素としては C, シリコン (Si), Mn, 硫黄 (S), リン (P) があげられる。その中で Mn は固溶強化によるフェライト相の強化能が高いことが知られている。この強化メカニズムは Mn が原子サイズの異なる Fe 中に固溶することで Fe 原子の格子配列をひずませ, それに変形抵抗を高めることに起因する。このようなひずみ場を有する材料に窒化をおこなうことで窒素が効果的に導入され, さらに変形抵抗を高めることで強化を図ることができると考えた。

また, プラズマ窒化した C-Mn 合金において Mn 量増大とともに疲労強度が向上することが報告されており, 強化メカニズムとして窒化物による析出強化の可能性が示されている⁽⁸⁾。

本開発において従来の Mo 添加による高強度達成手法の代わりに Mn 量を増加させることで窒化物による強度向上をねらい, そのメカニズムを検討した。

3.3. Mn の効果

材料成分設計の先行検討として疲労強度に及ぼす Mn 量の影響について検証した。供試材として 0.30wt% から 0.35wt% の炭素鋼に対して Mn を 0.5wt% から 1.5wt% 添

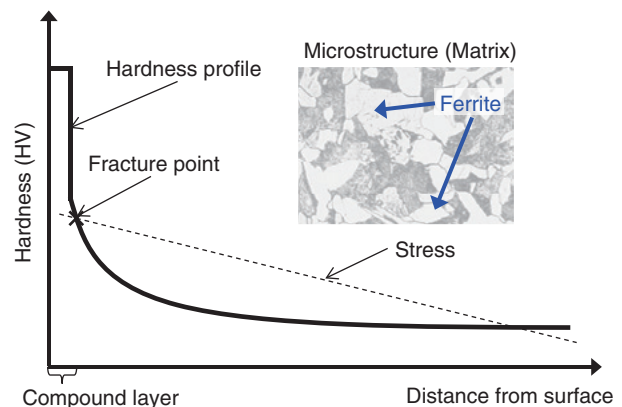


Fig. 1 Schematic of hardness profile after GSN

加した試料を作製し、GSNをおこなった。Fig. 2に回転曲げ疲労試験の結果を示す。Mn量の増加とともに疲労強度の向上が確認され、0.9wt%以上で従来の高強度材以上の疲労強度を達成することから高強度化に必要なMn量を0.9wt%とした。

3.4. 曲がり矯正性確保の考え方

曲がり矯正性改善のためには50 μ m深さ硬度を抑制するとともにフェライト相の面積率を増やす手法が報告されている⁽⁷⁾。Fig. 3にモデル合金に対してC量を変えた場合のフェライト相面積率(α)を示す。C量が少ないほどフェライト相の増加が確認された。本開発材の材料設計においては、目標とする曲がり矯正性を確保するために基本成分であるC量を制御することによりフェライト相の面積率向上を図る。

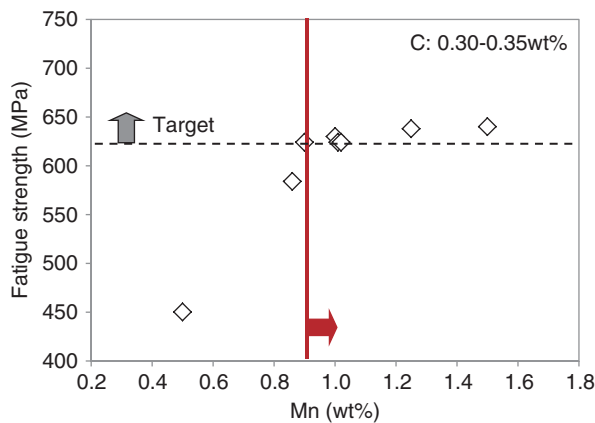
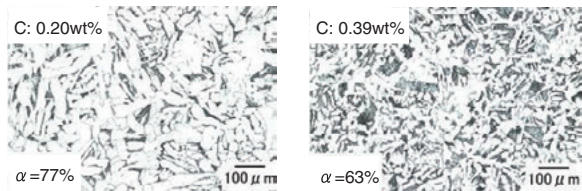


Fig. 2 Relationship between Mn and fatigue strength



(a) 0.20wt%C-0.03wt%Si-0.02wt%Mn (b) 0.39wt%C-0.02wt%Si-0.02wt%Mn

Fig. 3 Relationship between ferrite area ratio and C content

4. 材料成分設計

4.1. 目標硬度の設定

曲げ疲労強度と曲がり矯正性を両立するGSN後の50 μ m深さ硬度の範囲を明確にした。Fig. 4に50 μ m深さ硬度と曲げ疲労強度の関係を示す。疲労強度基準を満たすための50 μ m深さ硬度は300 HV以上である。50 μ m深さ硬度と曲がり矯正性の関係をFig. 5に示す。曲がり矯正性の基準を満足させるための50 μ m深さ硬度は360

HV以下である。よって、部品機能を満足するための50 μ m深さ硬度の範囲は300 HVから360 HVに設定した。

4.2. 開発材の成分設定

開発材の材料成分設計にあたっては4.1.節で定めた50 μ m深さ硬度を満足させる材料成分範囲を設定する必要がある。その場合には鉄鋼材料を構成する各元素の影響度が異なることを考慮し、指標化が必要である。本開発材においては50 μ m深さ硬度を規定する材料成分の指標としてMn当量($Mneq$)を新たに定めた。設定した $Mneq$ を式(1)に示す。 $Mneq$ はGSN後の50 μ m深さ硬度に影響を及ぼす元素をMn量に換算したものであり、影響度の高いMn, C, Crにより設定した。Fig. 6に $Mneq$ と50 μ m深さ硬度の関係を示す。 $Mneq$ が増加するほど50 μ m深さ硬度は増加することが確かめられ、今回設定した $Mneq$ の妥当性を示すことができ、50 μ m深さ硬度の範囲を満足する $Mneq$ の範囲を設定した。

$$Mneq = Mn + a1 \cdot C + a2 \cdot Cr \quad (1)$$

Mn, C, Cr: 各元素の含有量 (wt%)

$a1, a2$: 定数

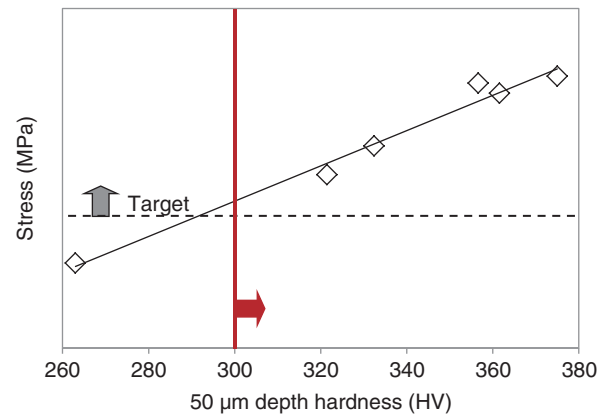


Fig. 4 Relationship between 50 μ m depth hardness and bending fatigue strength

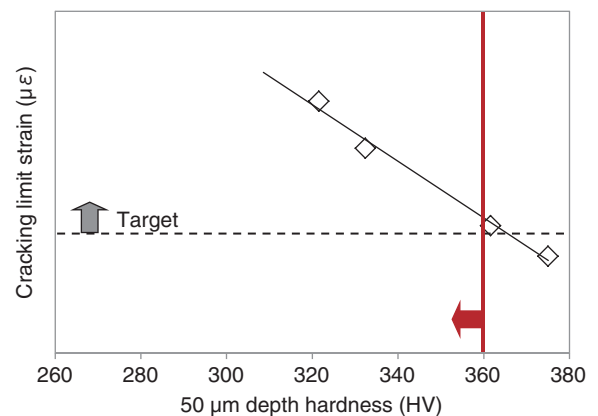


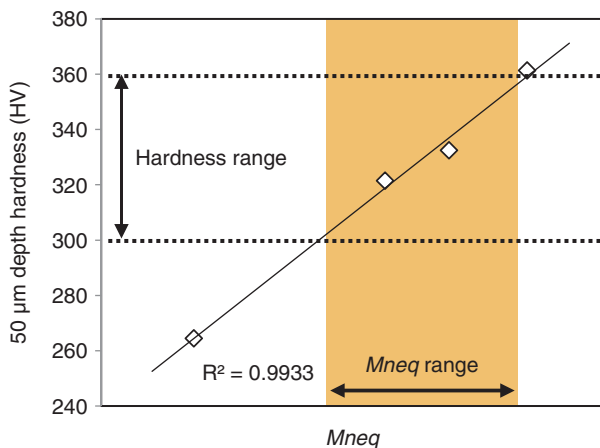
Fig. 5 Relationship between 50 μ m depth hardness and cracking limit strain

Table 1 Chemical composition of developed and conventional steel (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Developed high-strength steel	0.30	0.20	1.00	0.015	0.05	0.05	-
Conventional high-strength steel	0.37	0.20	0.82	0.015	0.07	0.05	0.16
Conventional standard steel	0.40	0.20	0.60	0.015	0.05	0.05	-

3.3. 節で設定した Mn 量 (0.9wt% 以上) をベースに、式 (1) を満たすように本開発材 (Developed high-strength steel) の材料成分を決定した。設定した代表的な材料成分を Table 1 に示す。

開発材の材料成分は従来の標準材 (Conventional standard steel) の成分系をベースとし、従来の高強度材 (Conventional high-strength steel) に対して Mo 添加を廃止して Mn 量を増加させ C 量を低減した。過剰な C 量の低減は耐摩耗性の低下が懸念されるため、本開発材では C 量を 0.3wt% とした。

Fig. 6 Relationship between $Mneq$ and 50 μm depth hardness

5. 開発材の特性

5.1. 材料特性

軟窒化後の表層付近の断面組織を Fig. 7 に、窒素濃度プロファイルを図. 8 に、硬度プロファイルを図. 9 に示す。Fig. 8 から開発材の窒素濃度は表面近傍において従来の高強度材同等を確保していることがわかる。Fig. 9 において開発材の内部硬度は従来の標準材同等であるが、表層硬度は軟窒化により従来の高強度材同等まで向上している。すなわち、従来の標準材と構成元素は変わらないにもかかわらず窒素濃度、表層硬度が向上した。これは Mn 量が増大したことで形成した Mn 窒化物による析出強化に起因すると考えられる。

5.2. クランクシャフト特性

本開発材を用いて直列 4 気筒ガソリンエンジン用のクランクシャフトを作製し、クランクシャフトの単体特性を評価した。Fig. 10 にクランクシャフト特性としての曲げ疲労強度と曲がり矯正性の従来材との比較を示す。特性は従来の高強度材を 100 とし比率で示す。

開発材の曲げ疲労強度は従来高強度材同等であり、従来標準材に対しては 16% の向上を達成した。曲がり矯正性については表層硬度が低い従来標準材には劣るものの従来高強度材同等の特性を確保した。

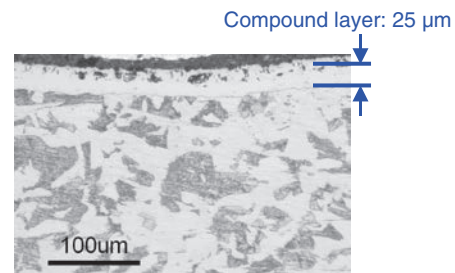


Fig. 7 Microstructure of developed steel after GSN

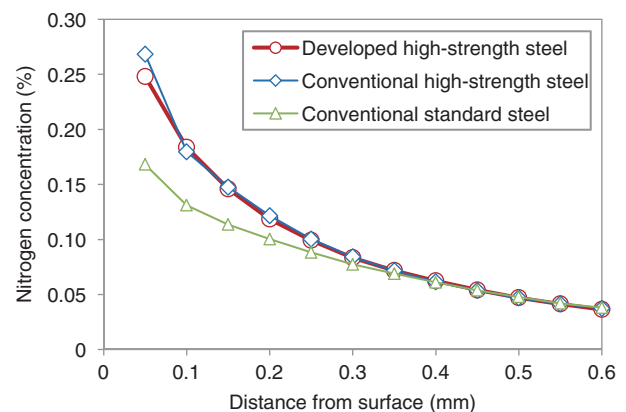


Fig. 8 Nitrogen concentration profile after GSN

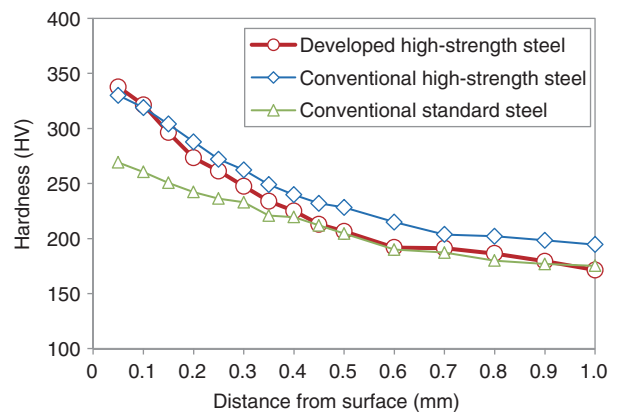
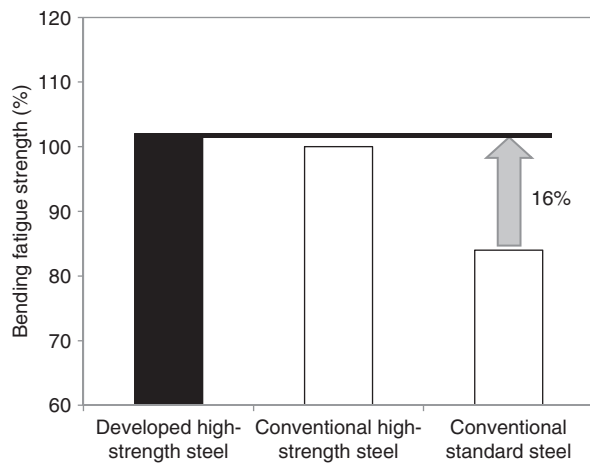
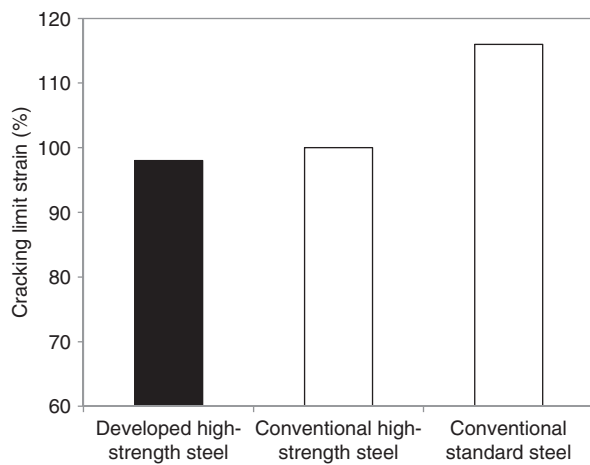


Fig. 9 Hardness profile after GSN



(a) Bending fatigue strength



(b) Cracking limit strain

Fig. 10 Crankshaft characteristic

6. 高強度化メカニズム解析

6.1. 供試材と検証方法

Mn による高強度化メカニズムを明らかにするため、0.3C-(0.5, 1.0, 1.5, 2.0) Mn のモデル合金を作製した (Fig. 11). Table 2 に検証に用いたモデル合金の材料成分を示す。供試材は 1250℃ で鍛伸をおこない、 ϕ 50 mm の丸棒を作製し、小野式回転曲げ試験用に機械加工をおこなった。GSN (RX ガスと NH_3 ガスで処理) は 600℃ で 2 hr 保持した後、水冷をおこなった。その試験片を用いて組織観察、窒素濃度測定、硬度測定をおこなった。

6.2. 材料特性に及ぼす Mn の影響

6.2.1. 組織に及ぼす Mn の影響

Fig. 12 に各モデル合金の表面付近の断面組織写真を示す。Mn 量増加によりパーライト組織 (図中の黒色領域) の面積率が向上している。Mn が増加するほど硬質なパーライト組織が増加し、それにより硬度が増加することが考えられるが、高強度化達成のためには軟質なフェライト相の硬度向上を図る必要がある。

Table 2 Chemical composition (wt%)

	C	Si	Mn	P	S
0.3C-0.5Mn	0.30	0.01	0.48	0.002	0.001
0.3C-1.0Mn	0.29	0.01	0.97	0.002	0.001
0.3C-1.5Mn	0.30	0.01	1.43	0.002	0.001
0.3C-2.0Mn	0.29	0.01	1.92	0.002	0.001

6.2.2. N 濃度に及ぼす Mn の影響

Mn 量と軟窒化後の窒素濃度プロファイルを Fig. 13 に示す。Mn 量増大と共に表層近傍の窒素濃度が増大していることが確認された。窒素の材料内部への拡散に対して Mn が効果的に寄与していると考えられる。

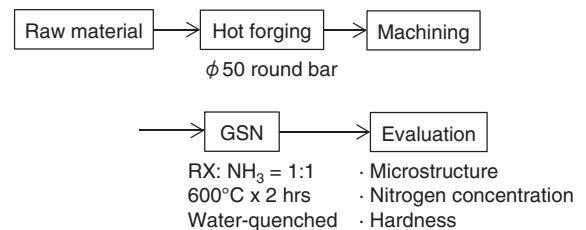


Fig. 11 Method of specimen preparation and property evaluation

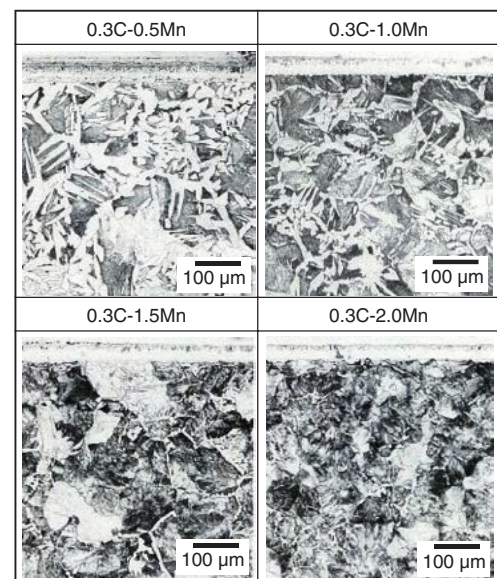


Fig. 12 Microstructure after GSN

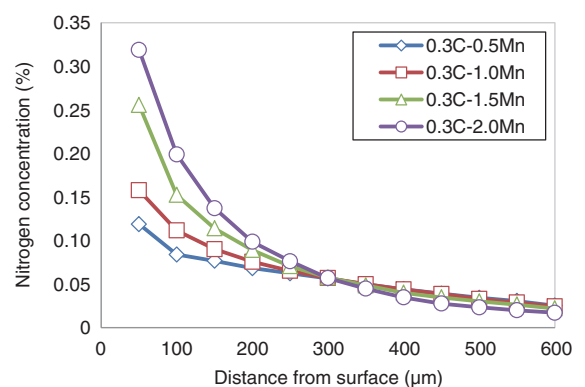


Fig. 13 Nitrogen concentration after GSN

6.2.3. 硬度に及ぼす Mn の影響

Fig. 14 に軟窒化後の 50 μm 深さ硬度測定結果を示す。硬度測定はピッカース硬度試験において押込み荷重 300 g で実施した。ピッカース硬度は Mn 量増大とともに増加する。この結果は Mn 量増大にともない増大した硬質のパーライト組織に起因する可能性も考えられる。軟質なフェライト相の硬度向上に及ぼす Mn の影響を明らかにするため、ピッカース硬度試験の押込み荷重を 50 g に下げて測定領域を局所化することでフェライト相の硬度測定をおこなった。Mn 量の増大とともにフェライト相の硬度向上が確認された。Fig. 2 の Mn 量増大による疲労強度の向上はフェライト相の硬度向上に起因すると推測される。

6.3. フェライト中の析出物の同定

Mn による強化メカニズムを明らかにするため電解放出型透過電子顕微鏡 (Field emission type transmission electron microscope: FE-TEM) によりフェライト相中の微細組織観察を実施した。FE-TEM 観察を実施した材料成分仕様としては開発材における強化メカニズムの考察のため、4.2. 節で設定した開発材の C 量と Mn 量が同様の 0.3C-1.0Mn を選定した。観察用試料は化合物層直下のフェライト相を観察するため表面から 50 μm の深さから切り出した。Fig. 15(a) は GSN 後のフェライト相中で観察された明視野像であり、Fig. 15(b) はエネルギー分散型 X 線分析装置付走査透過型電子顕微鏡 (Scanning TEM -Energy

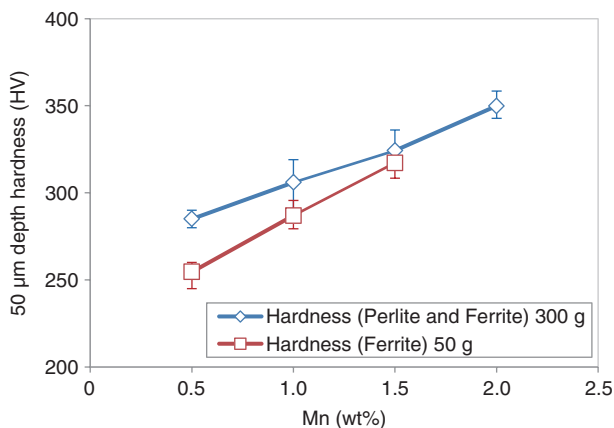


Fig. 14 50 μm depth hardness after GSN

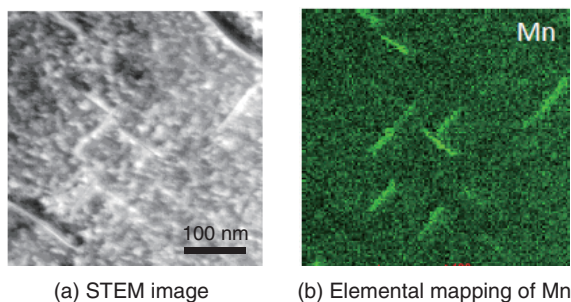


Fig. 15 STEM-EDS micrograph

Dispersive X-ray Spectroscopy: STEM-EDS) による元素マッピング分析結果である。Fig. 15(a) で観察されたナノオースの針状析出物位置において Fig. 15(b) より Mn が濃化していることから Mn 析出物の形成が確認され、基本元素の Mn により析出物が形成されることを実証した。

6.4. 析出物による強化メカニズム

6.4.1. 析出物の構造

次に Fig. 15 で確認された析出物の構造を詳細に解析した。Fig. 16 は 0.3C-1.0Mn の TEM 像および電子線回折パターンである。Fig. 16(a) より観察視野において互いに直交する位置関係の長さ 10 nm から 50 nm の析出物が見られた。Fig. 16(b) の回折パターンにおいては鉄のスポット群とともに析出物からのすじ状 (ストリーク状) のスポット群が確認された。また、析出物のスポットから形成される格子は η - Mn_3N_2 の晶帯軸 $[\bar{1}\bar{1}0]_\eta$ のものと良い一致を示すことから析出物が η - Mn_3N_2 であることを同定した。

Fig. 17 に母相 Fe (α -Fe) および η - Mn_3N_2 の単位胞の模式図を示す。 α -Fe は立方晶であり格子定数は $a=b=c=2.87$ Å である。一方で η - Mn_3N_2 は正方晶であり格子定数は $a=b=4.20$ Å, $c=12.03$ Å である。

6.4.2. 析出物の形成形態

Fig. 16(b) の晶帯軸は $[001]_\alpha // [\bar{1}\bar{1}0]_\eta$ であり、回折パターンから $[020]_\alpha // [220]_\eta$ の関係が認められる。すなわち Fe と η - Mn_3N_2 は Baker-Nutting の方位関係 (B-N の関係) を示す。Fig. 18 に B-N の関係における析出物界面の模式図を示す。Fig. 18(a) は (001) 面上の α -Fe であり、Fig. 18(b) は (001) 面上の η - Mn_3N_2 を示す。Fig. 18(c) に示す析出形態は α -Fe の (001) 面単位胞 2×2 個分に対して、 η

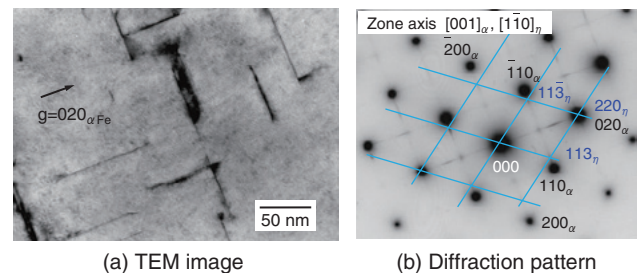


Fig. 16 Structure analysis of precipitation

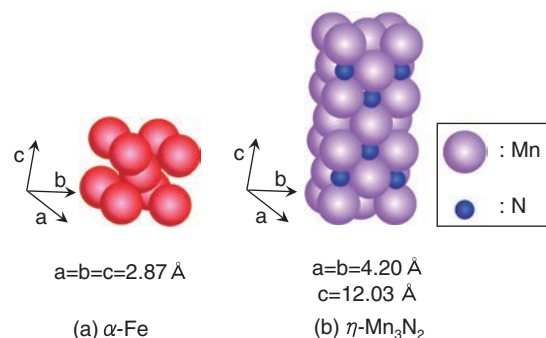


Fig. 17 Schematic of unit cell

η - Mn_3N_2 の (001) 面を $[001]_\alpha // [\bar{1}\bar{1}0]_\eta$ かつ $[020]_\alpha // [220]_\eta$ となるよう、 $[001]_\alpha$ および $[001]_\eta$ を軸として 45° 回転したものであり、Fe 原子と Mn 原子の重なりは良好である。 α -Fe 原子と Mn_3N_2 析出物を形成する Mn 原子との原子間距離のずれ (ミスフィット) は 3% であり、良好な整合性を有していると考えられる。

析出物は固溶窒素の過飽和度を駆動力とし、界面エネルギーを低く抑えるように成長する。そのため、 Mn_3N_2 は Fe 原子と整合性の良い (001) $_\eta$ 面 (c 軸方向に垂直な、界面エネルギーの低い面) の面積を増やすようにして成長する。C 軸方向に成長する場合は、少なくとも部分的に厚さが 2 倍 (単位胞 2 個分) となり、ステップを形成することになると考えられる。一方、(001) $_\eta$ 以外の面は Fe 原子との整合性が低い (界面エネルギーは高い) ためにステップが形成されにくく、c 軸方向に析出物が成長することは難しいと推察される。このように Mn_3N_2 は単位胞 1 個分をベースとして a 軸および b 軸方向に成長するため、析出物を 3 次元で考えると円板状になると考えられる。

η - Mn_3N_2 析出物の高分解透過型電子顕微鏡像 (High-resolution TEM image) を Fig. 19 に示す。Fig. 19(a) の矢印で示す析出物はフェライト相の (100) $_\alpha$ 面および (010) $_\alpha$ 面上に析出していることが確認された。(100) $_\alpha$ 面上に析出した η - Mn_3N_2 の拡大図 (図中で枠で囲った領域) を Fig. 19(b) に示す。析出物の厚さは 12 Å であり、 η - Mn_3N_2 単位胞の C 軸方向長さ (12.03 Å) とよく一致する。今回観察された析出物

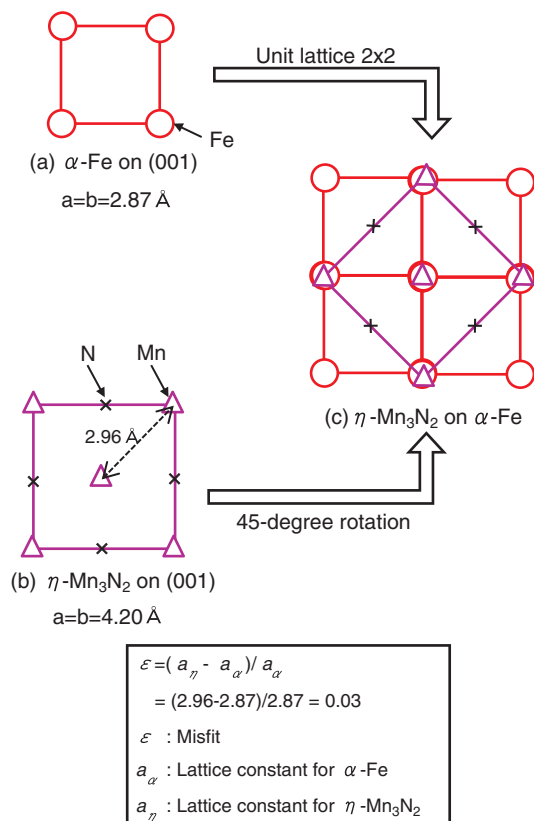


Fig. 18 Baker-Nutting orientation relationship between Fe and Mn_3N_2

はある特定の面に対して異方性をもって成長していることが確認され、Fig. 19(b) に示す析出物は母材の原子配列に対して連続性 (整合性) を持って形成していることが確認できた。本開発材の GSN による強化メカニズムは B-N の関係 (Fig. 18) を有する整合性の高い析出物が形成し、ひずみ場が生じて変形の抵抗力を高めることで強化されると推測される。

6.4.3. 析出物の析出挙動

Fig. 20 に Mn_3N_2 の析出挙動について模式図で示す。

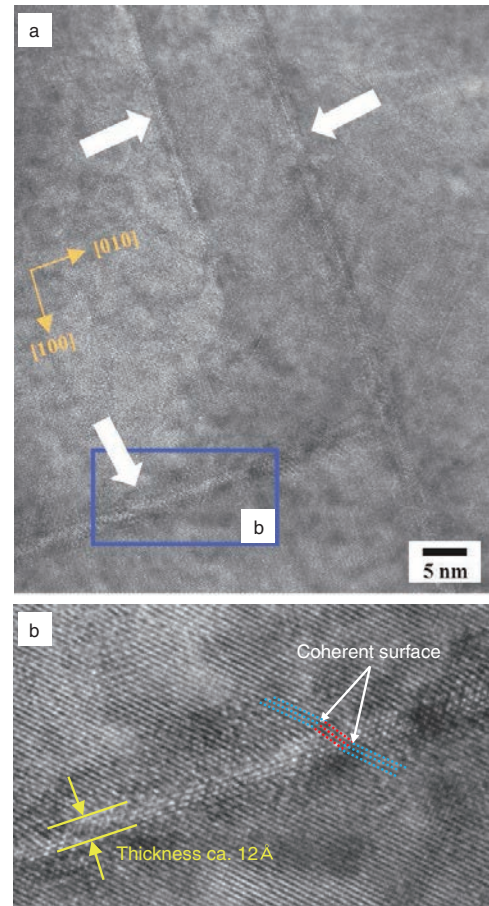


Fig. 19 High-resolution TEM image of Mn_3N_2

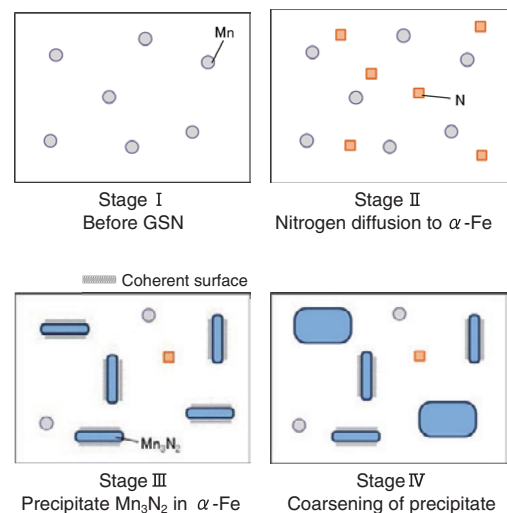


Fig. 20 Schematic of precipitate behavior

Stage I はフェライト相中に Mn が固溶して存在する状態 (GSN 前) である。

Stage II は GSN によってフェライト相中に窒素が拡散して固溶している状態である。

Stage III は Stage II に対してさらに GSN 時間を長くして窒素拡散量を増やした状態である。この状態は析出物が母材に対して整合性を有して形成し、これにより強度向上を図っていると考えられる。

Stage IV は長時間あるいは過剰に高い温度での熱処理により過時効となった場合のフェライト相中の析出物形態を示している。その場合は Mn_3N_2 析出物が粗大化する。粗大化した析出物が一部非整合化し、強化能が低下すると考えられる。

以上のことから従来の高強度材は添加された Mo がクラスタリング (集合化) し、さらにその周囲に窒素が濃化することで強化されていたのに対し、本開発材のメカニズムはフェライト相中に微細に析出した η - Mn_3N_2 によるものである。さらに、本開発材で形成した析出物は Fig. 20 の Stage III のような母材に対して整合性を有するために効果的な強化を図ることができたと推定される。

7. まとめ

鋼の基本元素である Mn 量を最適化することでレア金属の添加を廃止した高炉製高強度クランクシャフト用鋼を開発した。本開発材の強化メカニズムは η - Mn_3N_2 による析出強化であり、これにより従来の高強度材と同等の強度を達成した。レア金属の添加を廃止することで調達リスクや材料コストの低減を図ることができた。得られた結果を以下に示す。

- (1) 0.30wt% から 0.35wt% C の炭素鋼に対して Mn を 0.9wt% まで増加させた鋼において従来のレア金属含有の高強度材同等の疲労強度を確保することができる。
- (2) 疲労強度と曲がり矯正性を両立するための 50 μ m 深さ硬度範囲を設定した。50 μ m 深さ硬度に及ぼす各元素の影響度を考慮し、影響度の高い元素 (Mn, C, Cr) により Mn 当量 ($Mneq$) を新たに導出し、 $Mneq$ の範囲を設定した。
- (3) GSN をおこなった 1.0wt% Mn 鋼において Mn 窒化物の形成が確認された。また、電子線回折パターンからこれが η - Mn_3N_2 であると同定した。
- (4) Mn 量増加による強化メカニズムは η - Mn_3N_2 はフェライト相中で B-N の関係を有して析出していることから、析出強化によるものと考えられる。

本開発材を用いたクランクシャフトは 2013 年モデル CR-Z に初適用し、従来の標準材クランクシャフトからの切り替えにより 4 kW の出力向上に対応した。今後、本開

発材を用いたクランクシャフトは順次新開発ガソリン用エンジンに適用される予定である。

参考文献

- (1) 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
- (2) 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)
- (3) 森元秀, 河本剛, 張籠隆行, 大脇進, 岩間直樹: 高疲労強度非調質鋼クランクシャフトの開発, 自動車技術会学術講演会前刷集, No.47-00, p.9-12(2000)
- (4) 長坂英明, 森啓之, 荒木重臣, 石橋保樹, 濱田猛, 高見元彦: 冷間ロール加工による一体型クランク軸の疲労強度の向上, 神戸製鋼技報, Vol.48, No.1, p.68-71(1998)
- (5) 浅井鉄也, 瀧谷善弘, 佐野直幸, 松本斉: 焼準省略可能な高強度軟窒化クランクシャフトの開発, Honda R&D Technical Review, Vol.19, No.1, p.86-93
- (6) 増田大樹, 松田英樹, 山崎歩見: 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, Honda R&D Technical Review, Vol.24, No.2, p.111-119
- (7) 瀧谷善弘, 斎藤勇, 宮崎貴大, 神谷啓一郎: レア金属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
- (8) 蛭川寿, 古谷佳之: プラズマ窒化を施した Fe-C-Mn 鋼の疲労特性に及ぼす Mn 添加量の影響, 鉄と鋼, Vol.98, No.2, p.69-74(2012)

■著 者■



高橋 宏 昌



増田 大 樹



西 谷 成 史



高須賀 幹