

焼準省略可能な高強度軟窒化クランクシャフトの開発

Development of Non-normalized Nitrocarburized High Strength Crankshaft

浅井 鉄也*

Tetsuya ASAI

佐野 直幸**

Naoyuki SANO

瀧谷 善弘*

Yoshihiro TAKITANI

松本 斉***

Hitoshi MATSUMOTO

要 旨

軟窒化処理による強度向上効果を最大限に活用する材料成分設計をおこなうことで、同じ素材硬度を有する従来のクランクシャフトに比べ約16%高い疲労強度、かつ同等の加工性および曲がり矯正性を有する非調質軟窒化クランクシャフトを開発した。開発材が有する高い疲労強度と曲がり矯正性の両立は、少量のMo添加による適度なフェライト強化によって達成された。Mo添加による強化メカニズムは、Mo炭窒化物の析出による二次硬化ではなく、軟窒化処理中に形成されるMoクラスターが大きな格子ひずみを生み出し、通常の固溶強化よりも降伏応力を増大させているものと考えられた。また焼準処理工程の廃止などにより従来高強度クランクシャフトに比べて、熱間鍛造以降の製造時に排出するCO₂量の最大約22%の低減、およびコスト約8%の低減を達成した。

ABSTRACT

A non heat-treated nitrocarburized crankshaft was developed by designing the material composition so as to maximize the effectiveness of the strength increase due to nitrocarburization. This crankshaft has a fatigue strength that is approximately 16% higher than that of a conventional crankshaft of the same material hardness, while possessing the same workability and straightening ability. Strengthening ferrite by adding a relatively small quantity of molybdenum (Mo) gave the developed material both high fatigue strength and excellent straightenability. The mechanism of strengthening by the addition of Mo is thought not to be the secondary hardening due to the precipitation of molybdenum carbonitride, but the formation of a Mo cluster consisting of several atoms during the nitrocarburizing process. This results in a greater strengthening effect compared to solid solution strengthening, thus contributing to higher yield strength. It was found that compared to the conventional high strength crankshaft, the elimination of the normalization process and so on reduced CO₂ emission during and after the hot forging process by approximately 22%, and costs by approximately 8%.

1. まえがき

近年の自動車エンジンに求められるものは、低燃費や低排出ガスなどの環境性能に加えて、さらなる軽量・高出力・低コスト化など多様化している。これに連動し、エンジンの構成部品であるクランクシャフトには、高強度化、低コスト化および製造エネルギーの低減などが求められる。熱間鍛造にて製造されるクランクシャフトの大半は炭素鋼をベースにして、調質処理、表面ロール加工、高周波焼入れまたは

軟窒化処理など、加工や熱処理を加えることにより特性の向上が図られる^{(1)・(5)}。その中で、軟窒化処理にて高強度化する場合の材料的な手法としては、0.45mass%以上の比較的高い炭素含有量の鋼を使用して焼入れ・焼戻し、あるいは焼きならし(焼準)処理などをおこなって母材の強度特性の改善を図る。さらには窒化物を形成しやすい、いわゆる窒化性元素のAl、Cr、Vなどを添加して軟窒化後の部品表面付近の硬度上昇を図ることなどがおこなわれてきた⁽⁶⁾。しかしこれらの方法では、調質処理による製造エネルギー、CO₂

* 四輪開発センター

** 住友金属工業株式会社

*** 株式会社住友金属小倉

排出量およびコストの増加を伴う。さらには、高い素材硬度は加工性の低下を、軟窒化後の高い表層硬度は曲がり矯正性の低下を招いてしまう。

本開発では、非調質を前提として高強度化を図りながらも、加工性および曲がり矯正性を低下させない軟窒化クランクシャフトについて検討した。

2. 開発のねらい

従来、Hondaの自動車用ガソリンエンジンには、標準強度材料と高強度材料の主に2種類のクランクシャフトが使われていた。両クランクシャフト材料ともに軟窒化処理を施すことで特性を向上させているが、高強度材料は高炭素鋼を使用し熱間鍛造後に焼準処理を施して、標準材よりも高い強度を得ていた。一方、標準材では焼準処理廃止を前提として、素材硬度および軟窒化後の表層硬度を低くしているため、加工性および曲がり矯正性に優れる。その結果、標準材クランクシャフトの製造コストは低い。そこで、強度は従来高強度材同等かつコストは標準材同等を目標とし、以下の特性を満足できる材料を検討した。

- (1) 焼準省略可能なこと(従来標準材同等)
- (2) 高疲労強度であること(従来高強度材同等)
- (3) 低い素材硬度であること(従来標準材同等)

3. 材料成分設計の考え方

3.1. 基本成分設定

従来高強度材にて焼準処理を施さない場合、Fig. 1 (a)に示すように粗く、フェライト面積率の低い組織となり、曲がり矯正性の低下を招く。よって焼準を省略するためには、フェライト面積率およびその析出サイトを増加させる必要がある。これについては、すでに焼準を廃止している標準クランクシャフトと同様の手法を用いる⁽⁷⁾。つまり、CおよびMn量の最適化によりフェライト面積率を増加させ、さらにN添加による初析フェライト析出の促進を図り、組織を微細化させる。また、このような焼準しない軟窒化鋼において、疲労強度と曲がり矯正性を向上させるには、Fig. 2に示すように低C化および高Mn化が有効である。なお曲が

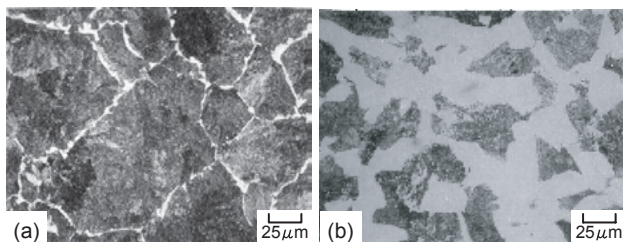


Fig. 1 Optical micrographs of as-forged state:
(a) Conventional high-strength steel
(b) Developed steel

り矯正性については、テストピースに曲げ変形を与えていき、クラックが発生したときのひずみ値(クラックひずみ)で評価した⁽⁸⁾。材料の塑性変形量が大きいき、つまり矯正できる曲がり量が大きければ曲がり矯正性が高いといえる。

一方、クランクシャフトにはオイルシールとの耐摩耗特性も必要とされ、その特性はFig. 3に示すようにC添加量に依存する。

以上のような観点からC量は0.35mass%以上とし、かつ標準材と同等のフェライト分率となるように、Fig. 4の関係

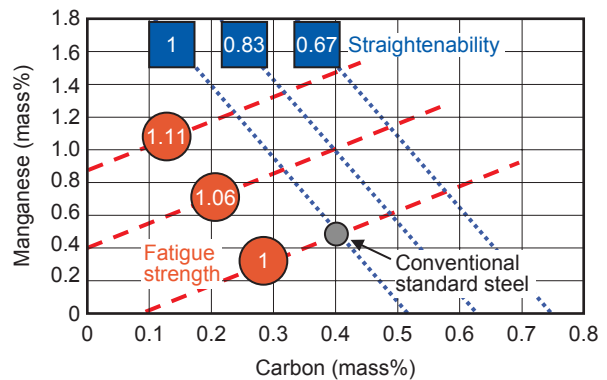


Fig. 2 Correlation diagram between content of alloying additions and properties of nitrocarburized specimen

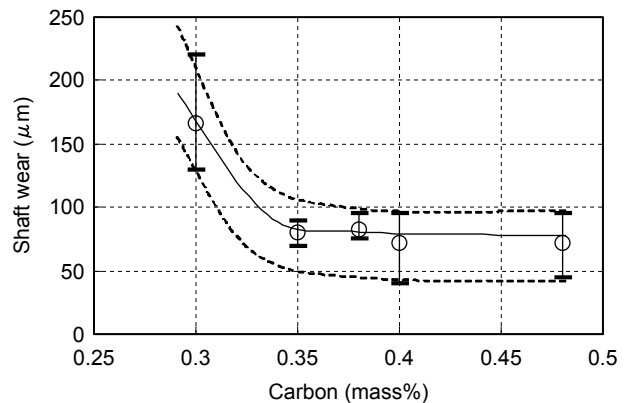


Fig. 3 Relationship between carbon content in steel and wear loss at oil seal section of crankshaft

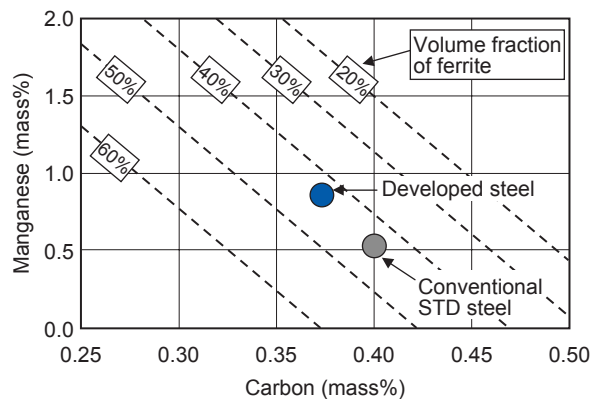


Fig. 4 Relationship between content of alloying additions and volume fraction of ferrite

より C, Mn の量を設定した。これにより Fig. 1 (b) に示すように、熱間鍛造ままにおいても高いフェライト面積率と微細な組織を達成した。

3.2. Mo 添加による高強度化

前述したように高いフェライト面積率としたが、目標の疲労強度達成にはフェライト組織を強化し、さらには軟窒化後の表層硬度を高くする必要がある。ただし、表層付近を過度に硬くすると延性が損なわれてしまうため、その強化手法、つまりは添加元素の選定は重要である。一般構造用鋼においてフェライトを効果的に強化する元素としては Si, Ni, Mo, V, Al^{(9), (10)}などが適当と考えられる。しかし、Si, Ni は窒化後の硬度増大にほとんど寄与しない⁽¹¹⁾ため疲労強度向上は期待できず、逆に Al や Cr および V は硬い窒素化合物などの形成により表層の硬度が上昇^{(12), (13)}して曲がり矯正性を著しく低下させるため、これらの元素は採用できない。

一方 Mo は、高いフェライト固溶強化能を有しかつ窒化

後の硬度も適度に上昇させる元素である。Fig. 5に示すような手順にて試験片を作製し平面曲げ疲労試験をおこない、疲労強度に及ぼす Mo 添加の影響を調べた。Fig. 6 に示すように、少量の Mo 添加においても疲労強度が向上することを確認した。この結果より、強度向上のための Mo 添加量を 0.16mass% と設定した。この Mo 添加による高強度化メカニズムについては次章にて考察する。

4. Mo による高強度化メカニズム

4.1. 軟窒化処理中の降伏比の増加

Mo の強化機構には、軟窒化処理がなんらかの影響を与えていると考えられる。そこでまず、軟窒化処理相当の熱履歴(600℃×2h)を付与する前後での機械的特性の変化を調べた。比較として、Mo を含まない材料の引張り試験も同様におこなった。試験片の準備工程を Fig. 7 に、供試材の化学成分を Table 1 に、試験結果を Table 2 に示す。Mo を含まない材料では熱処理前後で降伏比(降伏点/引張り強度)は変化しないが、Mo を含む材料では降伏比が約 6 % 上昇する。一般に降伏比が大きい材料ほど疲労強度は高い⁽¹⁴⁾。つまり Mo 添加鋼では、軟窒化処理の際の温度上昇のみによっても疲労強度が上昇することを示している。

4.2. Mo の存在状態解析

降伏比が上昇する理由を含めて、Mo 添加鋼の強化メカニズムを材料構造の観点から解明するため、アトムプローブ電界イオン顕微鏡(APFIM)⁽¹⁵⁾を用いて、Mo の分布状態を原子レベルで解析した。

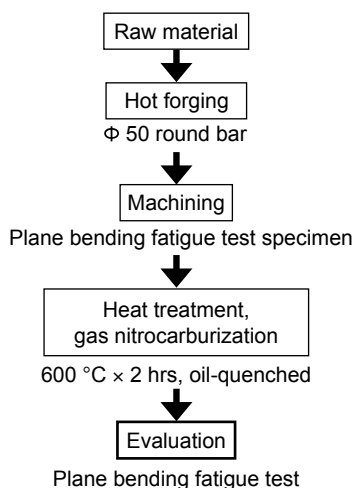


Fig. 5 Method of specimen preparation and property evaluation

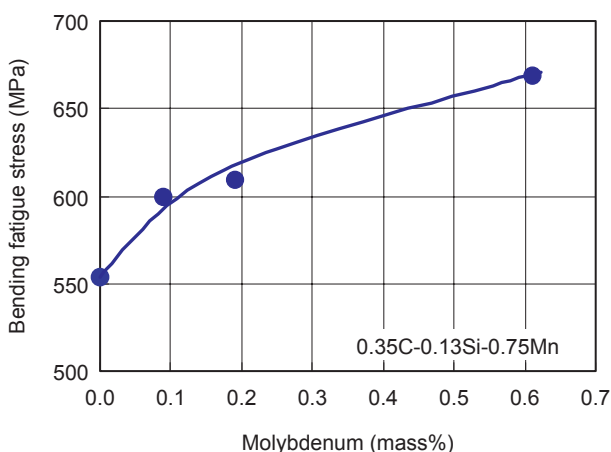


Fig. 6 Effect of Mo on plane bending fatigue strength in developed steel

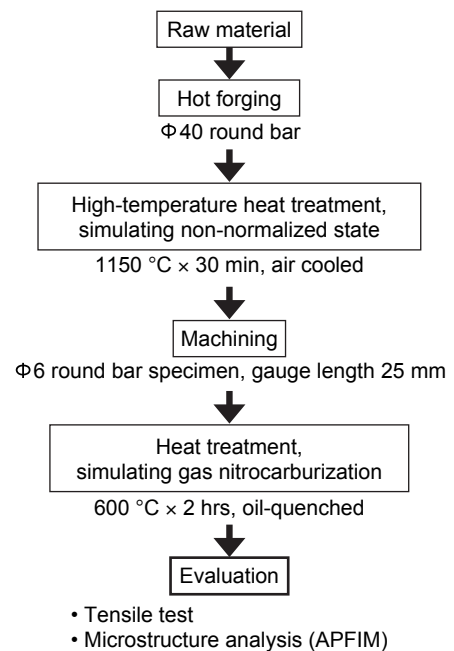


Fig. 7 Method of specimen preparation and property evaluation

Table 1 Chemical composition of Mo-added and Mo-free steel, in mass %

	C	Si	Mn	P	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	N
Mo-added steel	0.35	0.21	0.76	0.016	0.01	0.02	0.08	0.16	0.008	0.0180
Mo-free steel	0.41	0.19	0.58	0.014	0.01	0.02	0.06	0.01	0.009	0.0190

Table 2 Variation of mechanical properties of Mo-added and Mo-free steel, before and after heat treatment at 600°C for 2 hours

Material	Before 600 °C × 2h				After 600 °C × 2h			
	Tensile strength	Yield point	Elongation	Yield ratio (YP/TS)	Tensile strength	Yield point	Elongation	Yield ratio (YP/TS)
Mo-added steel	668 MPa	387 MPa	23.2%	0.579	658 MPa	402 MPa	23.2%	0.611
Mo-free steel	676 MPa	352 MPa	22.4%	0.521	653 MPa	340 MPa	22.8%	0.521

4.2.1. APFIM について

APFIM は、電界イオン顕微鏡(Field Ion Microscopy: FIM)と飛行時間型質量分析器を組み合わせたものである。電界イオン顕微鏡とは、試料表面の原子配列を、原子一つずつに対応する個々の輝点の集まりとして観察できるものである。APFIM の模式図を Fig. 8 に示し、以下にその原理を述べる。

- (1) 針状に成形した試料に高電圧を印加することで試料先端には数 V/Å の高い電界が発生する。
- (2) 試料表面の原子が順次剥ぎ取られるようにして真空中へ正のイオンとして放出される。(電界蒸発)
- (3) イオンが検出器に到達するまでの飛行時間とその時の印加電圧からその質量、つまり原子種が同定される。

検出器に到達するイオンは、プローブホールと呼ばれる小穴で選別される。そのため結果的には、プローブホールの試料表面への投影面積(直径約2nm)に相当する底面を持つ、高さ(深さ)約100nmの円柱(図中の点線で囲んだ領域)内に存在する原子がサンプリングされる。このように個々の原子が、その原子種と検出された順番(深さ方向の位置に対応)の二つの情報をもって検出されるので、透過型電子顕微鏡(TEM)では検出が困難な析出のごく初期段階の微細な析

出物や溶質原子どうしのクラスタの存在も検出できる⁽¹⁶⁾。⁽¹⁷⁾。また、APFIM分析は超高真空中でおこなわれるが、ごく微量のネオンやヘリウムを真空チャンバに導入しておくことでこれらの希ガス原子が試料表面でイオン化され、対向した蛍光板に当たって発光し、試料表面での原子配列が輝点の集合として観察できる。これがFIM像であり個々の原子が分解して観察できることから明らかなように、顕微鏡としての倍率は数百万倍である。

4.2.2. APFIM 解析結果

Fig. 9 は 600°C × 2h の熱処理をおこなった Mo 添加鋼のFIM像である。周囲よりも明るい輝点のコントラスト(図中の○印)が、熱処理前よりも多く存在する傾向が見られた。これらは Mo のクラスタと考えられた。

FIM 観察対象物において、母相よりも蒸発電界強度の高い合金元素が濃化して析出物を作っていると、電界蒸発の際に周囲の母相原子が先に電界蒸発する。そのため析出物は試料表面に残存しやすくなり、そのエッジ効果により希ガス原子の電界イオン化が優先的に起こるようになる。その結果、この部分が周囲よりも明るく観察されることになる。析出物よりもずっと小さな合金元素のクラスタでも、同じようなことが起こる。

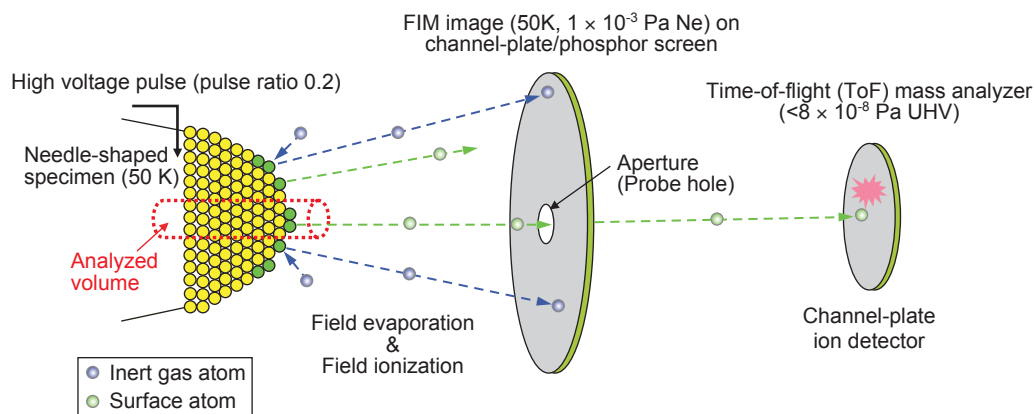


Fig. 8 Schematic diagram showing principles of atom-probe field ion microscopy (APFIM) and analyzing condition of present study

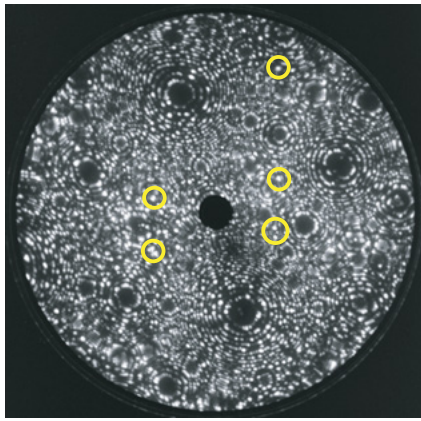
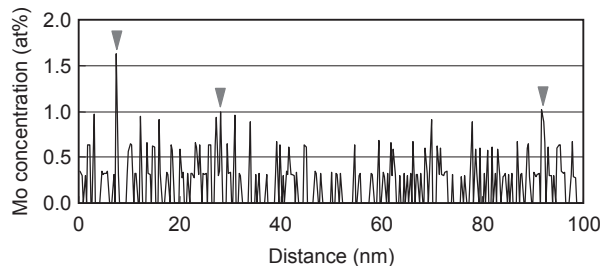
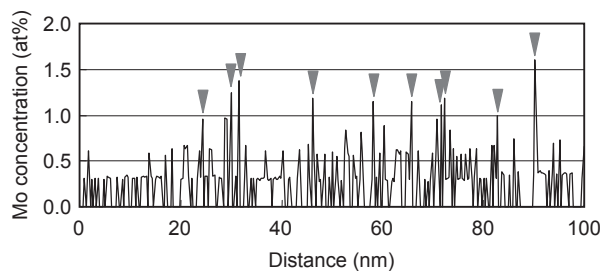


Fig. 9 FIM image of developed steel containing 0.2mass% Mo, after aged at 600 °C for 2 hours



(a) As-forged (non heat-treated) specimen



(b) Aged specimen (aged at 600 °C for 2 hours)

Fig. 10 Concentration profiles of developed steel containing 0.2mass% Mo

この Mo クラスタの存在をさらに検証するために、Mo 原子の分布状況を APFIM にて詳細に調べた。その結果を Fig. 10 に示す。Fig. 10 は、検出されたイオンをほぼ鉄の格子定数に相当する値・約 3 Å の深さごとにブロック分けし、その各ブロックでの Mo 濃度を求めたもので、Mo 原子の濃度プロファイルにあたる。各ブロックには約 300 個のイオンが含まれる。

Fig. 10 のデータ解釈のための模式図を Fig. 11 に示す。原子がカウントされる領域(Fig. 8中の点線で囲んだ領域)を拡大すれば Fig. 11 (a) のようになる。溶質原子がクラスタを形成していれば、図中の(→)で示すようになっていいると考えられる。この円柱を適当な厚み d の円盤(単位ブロック)に区分けして、単位ブロック内での溶媒原子および溶質原子の個数から、その円盤での溶質原子濃度が計算できる。これを深さ方向に沿って順次プロットしたものが、Fig. 11 (b)の溶質原子の濃度プロファイルである。単位ブロック内に溶質原子のクラスタが存在すると、その溶質原子の濃度はランダムまたは均一に固溶している場合の濃度よりも高くなるので、図中(▼)で示すような濃度スパイクとして現れてくる。

Fig. 10 において、鍛造まま材と 600°C × 2h の熱処理材とを比べると、熱処理後では Mo のクラスタと考えられる凝集体の存在頻度が 3 – 4 倍に増加していることがわかる。なお、平均的に固溶している場合の Mo 濃度は約 0.1at% であり、1.0at% 以上の濃度を示す場合を Mo クラスタとみなした。

これより、軟窒化相当の熱履歴を付与するだけで、Mo のクラスタの形成が促進されることが明らかになった。また、実際に軟窒化した試料の表面近傍の拡散層の部分では 600 °C × 2h 材で確認された Mo クラスタの他に、これに N が

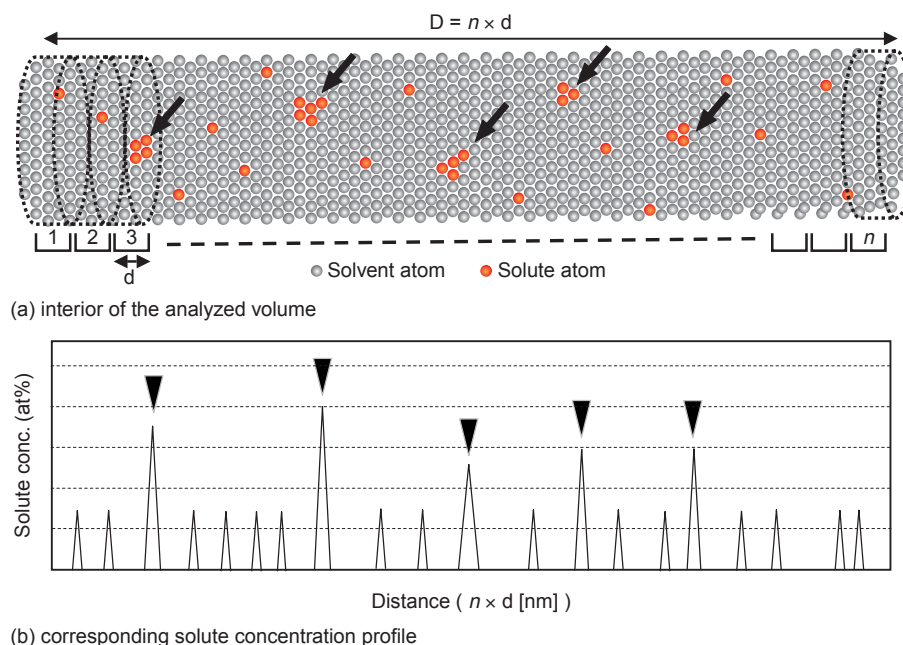


Fig. 11 Schematic diagram

Table 3 Chemical composition of developed and conventional steel, in mass %

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	Ti	Pb
Developed high-strength steel	0.37	0.20	0.82	0.015	0.07	-	0.16	0.015	0.01	-
Conventional standard steel	0.40	0.25	0.52	0.015	0.05	-	-	0.015	0.01	-
Conventional high-strength steel	0.48	0.30	1.42	0.015	0.05	-	-	-	-	-

取り込まれた Mo と N のクラスタも生成していると考えられる。しかし、APFIM では質量数／価数比が 14 である二価の Si^{2+} イオンと一価の N^+ イオンを区別できないので、0.2 % 程度の Si を含有している開発鋼ではこれを検証するには至らなかった。

次に、実際に軟窒化した Mo 添加鋼の窒素拡散層部(表面直下約 50 μm 深さの部分)から切り出した試料の TEM 観察をおこなった。その結果 Mo の窒化物は確認されず、Fig. 12 に示すように、窒化物としては棒状の γ' - Fe_4N あるいは微細な粒状の α'' - Fe_{16}N_2 といった鉄系窒化物の析出が観察されるのみであった。また、このような Mo のクラスタが形成する Mo 添加鋼の軟窒化後の表面近傍での N 濃度は、Fig. 13 に示すように、Mo 無添加鋼である標準材に比べて高いことがわかった。

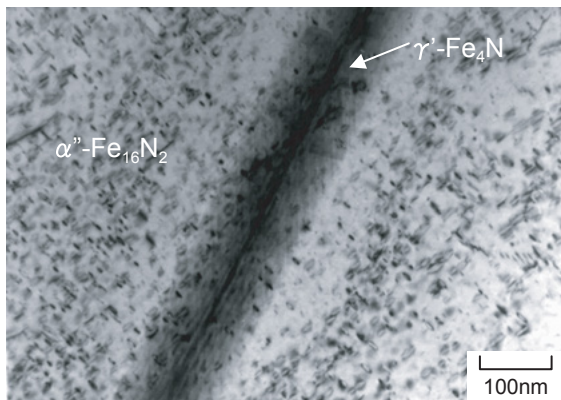


Fig. 12 Transmission electron micrograph taken from diffusion layer of developed steel containing 0.2mass% Mo, after nitrocarburization

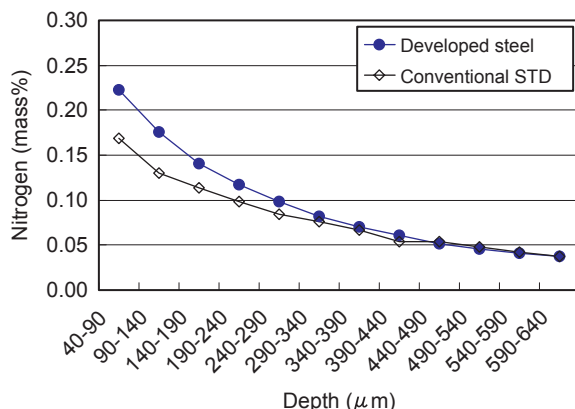


Fig. 13 Nitrogen content of steel after nitrocarburization

4.3. 強化メカニズムの考察

以上の実験結果から、0.16mass%程度の Mo 添加における軟窒化後の高疲労強度化のメカニズムを以下のように考察する。すなわち、Fig. 14 の模式図のように軟窒化処理時の温度上昇に伴い、フェライトに固溶していた Mo が数原子程度の Mo クラスタを形成し、Mo 原子単独のときよりも大きな格子ひずみが発生する。このゆがんだ格子の隙間には、通常よりも多い N が軟窒化処理により侵入しトラップされる。その結果、この大きなひずみ場が転位運動を妨げ、降伏応力が増大することにより高い疲労強度を示すものと考えられる。

5. クランクシャフト特性

以上の検討結果により、材料成分を Table 3 のように設定した。あわせて標準および従来高強度クランクシャフトの材料成分も記載した。次に本材料を用いて、2.4L用L4クランクシャフトを作製し各特性の確認をおこなった。

5.1. クランクシャフトの機械的特性

Fig. 15 に示すように、本開発クランクシャフトの内部硬度は従来高強度材のものに比べて低く標準と同等であるが、軟窒化後表層付近の硬度は高強度のものと同様である。曲げ疲労強度は Table 4 に示すように、従来高強度材同等以上であり、標準材比 16%の高疲労強度化を達成した。また、クラック発生ひずみは従来高強度クランクシャフトに比べ増加し、標準材のものと同色ないことを確認した。

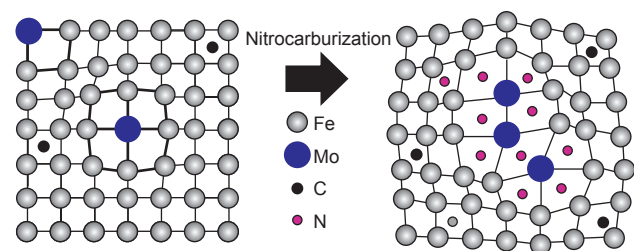


Fig. 14 Schematic illustration of Mo clustering process during nitrocarburization in developed steel

Table 4 Bending fatigue strength and strain for cracking of crankshafts
(Conventional standard crankshaft = 100)

	Bending fatigue strength	Strain for cracking
Developed HS	116	90
Conventional STD	100	100
Conventional HS	113	73

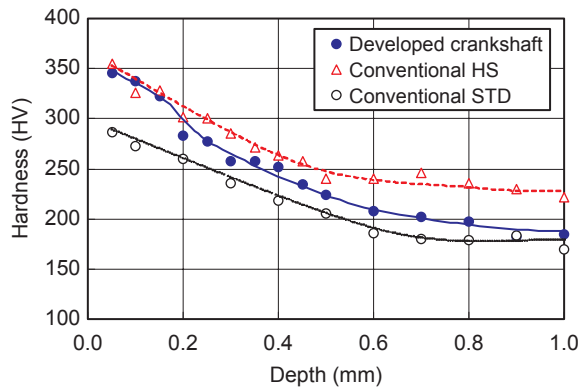


Fig. 15 Hardness distribution of crankshafts

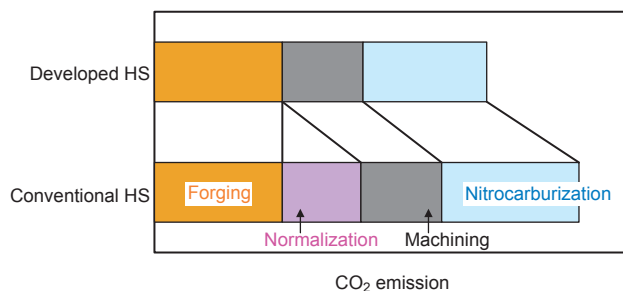


Fig. 16 Comparison of the total CO₂ emission and its constituents during production between developed and conventional high-strength crankshafts

5.2. 適用効果

Fig. 16に示すように、従来高強度材クランクシャフトと比べ、熱間鍛造以降の製造時に排出するCO₂量の最大約22%低減、およびコスト約8%の低減を達成した。

6. まとめ

焼準省略高強度軟窒化クランクシャフトの開発の中で、以下のことが明らかになった。

- (1) 600℃×2hの軟窒化処理をおこなったクランクシャフト材料において、0.16mass%Mo添加による疲労強度向上効果は約16%と高い。
- (2) 軟窒化処理相当の熱履歴(600℃×2h)を付与するだけでもMo添加鋼の降伏比は上昇する。
- (3) APFIMによる解析の結果、軟窒化相当熱履歴付与後の

Mo添加鋼では、Moクラスタの形成が促進されていた。

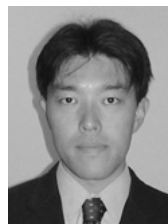
- (4) 軟窒化後Mo添加鋼の拡散層のN濃度は、Mo無添加鋼に比べ高い。
- (5) Mo添加における軟窒化後の高疲労強度化のメカニズムは、Moクラスタの形成およびそれに伴うN濃度増加により導入される大きな格子ひずみによるものと考えた。

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，32巻，第5号，p.262-266(1992)
- (3) 森元秀，河本剛，張龍隆行，大脇進，岩間直樹：高疲労強度非調質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) 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
- (5) 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)
- (6) 丹羽祐久，渡辺昌征，磯川憲二：高強度クランク・シャフト用軟窒化鋼の開発，電気製鋼，Vol.51, No.1, p.24-33(1980)
- (7) 天孝篤志，諏方悟：焼きならし処理省略可能なクランクシャフト用鉛フリー快削鋼の開発，Honda R&D Technical Review, Vol.14, No.1, p.141-148
- (8) Matsumura, Y., Kurebayashi, Y., Konagaya, D., Mizuno, K.: Development of Nitrocarburizing Steel for Crankshafts, SAE Technical Papers, 1999-01-0601(1999)
- (9) 池田正一，阿南吾郎：高強度非調質棒鋼，神戸製鋼技報，Vol.52, No.3, p.47-51(2002)
- (10) 家口浩，土田武広，松島義武，安部聡，岩崎克浩，稲田淳：フェライト・パーライト型非調質鋼の疲労特性に及ぼす組織因子の影響，神戸製鋼技報，Vol.50, No.1, p.53-56(2000)
- (11) 鈴木信一，谷健二：ガス軟窒化加工における硬化層深さの評価，熱処理，32巻，第2号，p.92-97(1993)
- (12) 井上幸一郎，松村康志：電気製鋼，Vol.75, No.1, p.11-18(2004)
- (13) 渡辺幹，上野英生，福住達夫：窒化用鋼 MAC24 および NT100, NT200 の窒化特性の改善，三菱製鋼技報，Vol.34, p.1-9(2000)
- (14) 松島義武：非調質鋼の特徴と適用事例，第72回塑性加工講座資料，p.65-81(1998)

- (15) Miller, M. K.: Atom Probe Tomography, Analysis at the Atomic Level, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York(2000)
- (16) 佐野直幸, 前原泰裕: Cu 添加極低炭素鋼における Cu 析出の初期段階, 日本金属学会誌, 第 60 巻, 第 3 号, p.261-268(1996)
- (17) 高橋淳, 川崎薫, 川上和人, 杉山昌章: Cr 及び Cu 添加型窒化处理鋼の 3 次元アトムプローブ解析, 新日鉄技報, 第 381 号, p.22-25(2004)

■著 者■



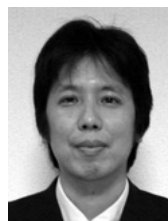
浅井 鉄也



瀧谷 善弘



佐野 直幸



松本 斉