技術論文

低廉高強度軟窒化クランクシャフト用非調質鋼の開発

Development of Moderate and High Strength Non-refining Steel for Nitrocarburizing Crankshaft

賀 幹* 谷成史 高 橋 宏昌 增 田大樹 高 須 襾 Shigefumi NISHITANI Motoki TAKASUGA Hiromasa TAKAHASHI Hiroki MASUDA 松本 斉 佐 野 直 祐谷将 中山英介 幸 人 Hitoshi MATSUMOTO Naoyuki SANO Masato YUYA Eisuke NAKAYAMA

録

抄

軟窒化クランクシャフトの主要特性である曲げ疲労強度,曲げ矯正性について,鋼の主要添加元素で ある C, Mn の添加量との相関を調査した。曲げ疲労強度は,低 C,高 Mn 化により向上する。これは, そうした成分調整の結果,軟窒化時に導入される N量が増大し,軟窒化後の表層近傍の強度上昇代が大 きくなるためと考えられた。一方,曲げ矯正性は低 C 化に伴い向上する傾向であり,これはフェライト 率が向上した結果と推察される。以上の知見を基に,C,Mn の添加量を最適化することで,レアメタル の添加を排し,かつ焼準省略が可能な軟窒化クランクシャフト用非調質鋼を開発した。

Abstract

We investigated the effect of C and Mn contents on bending fatigue limit and bending straightening property after nitrocarburizing, being main characteristics of nitrocarburizing crankshaft. Bending fatigue strength after nitrocarburizing is improved by reducing C content and increasing Mn content. It is because these adjusting components makes the amount of N infiltrated into the surface layer in nitrocarburizing higher, so that the improvable value of the surface layer strength becomes larger. On the other hand, bending straightening property after nitrocarburizing is improved by reducing C content because of increasing ferrite volume fraction. Based on these result, we developed new non-refining steel for nitrocarburizing crankshaft without using rare metals by adjusting C and Mn contents.

1. 緒 言

近年,自動車の燃費規制の強化に伴い,燃費向上に寄与 する部品軽量化の要求が強まっており,自動車部品に用い る鋼材にも軽量化に耐えうる強度が求められている。一方, 燃費を向上させることを目的として,高コストなデバイス が追加されることも多くなっており,既存デバイスに用い る部品の低コスト化の要求も強くなっている。例えば,軽 量化による燃費向上効果が大きいエンジン部品の中でも, 部品重量が大きいクランクシャフトは,軽量化,低コスト 化のため多くの開発がなされてきた¹⁾。

クランクシャフトは熱間鍛造,あるいは鋳造した素形材を 機械加工した後,その大部分はフィレットロール,高周波焼 入れ,軟窒化の何れかの強化処理²⁾を施した後,仕上げ加 工することで製造され,何れの表面処理を採用するかによっ て使用する鋼材の設計思想が大きく異なる部品である。 これらの強化処理の内,軟窒化処理は窒化雰囲気中で 570~600℃程度の熱処理を行い,表面近傍にNを導入す ることで強化する処理であり,ガス処理であるため部品の 形状を問わず一定の条件で処理できる他,オイル孔内表面 を含む部品の全面を強化可能であるといった利点を有する が,一方で熱処理後に僅かな曲がりが生じるという特徴を 持つ。そのため,その曲がりを矯正する工程が必要である が,その際有害なクラックが生じると部品の強度を著しく 損なうため,一定量曲げても有害なクラックが生じないこ とを保証する特性(以下,曲げ矯正性)が求められる。従っ て,軟窒化クランクシャフトを高強度化するためには疲労 強度と曲げ矯正性のバランスを高い水準で両立させること が肝要である。

そのための手法として,従来は熱間鍛造後に焼入れ焼戻 しや焼準等の調質処理を施すことが一般的であったが,近 年,焼準を省略しても同等の特性を達成可能な軟窒化クラ

^{*} 八幡製鉄所 棒線部 棒線管理第一室 主査 福岡県北九州市小倉北区許斐町1 〒 803-0803

ンクシャフト用非調質鋼が開発され,実用化されている³⁾。 しかし,実用化された開発鋼はレアメタルの一種である Moを含有しており,そのコストには改善の余地が存在す る。そこで,

- (1)既に実用化されていた Mo 添加した軟窒化クランク用 非調質鋼(以下, Mo 添加型非調質鋼)に比して鋼材 コストに優れること
- (2) Mo 添加型非調質鋼と同等の疲労強度と実用上問題な いレベルの曲げ矯正性を有すること

を目標として低廉かつ高強度な軟窒化クランク用非調質鋼の開発を行った。

2. 新規開発鋼の成分設計

まず,(1)を達成するため,Moを含むレアメタルを非添 加とすることを前提とした。Mo添加型非調質鋼において, Moは軟窒化後の疲労強度に加え,熱間鍛造後の組織を微 細化させることで曲げ矯正性を向上させる役割を担ってお り,目標を満足するためには異なる手法で疲労強度を補て んすると共に,組織微細化を図る必要がある。新規開発鋼 では,Mo添加非調質鋼の成分系を低C-高Mn化すること により,(2)の目標を達成した。以下にその詳細を述べる。

2.1 軟窒化後の強度特性

クランクシャフトに要求される疲労強度はねじり疲労と 曲げ疲労に大別されるが、ねじり疲労での破壊はオイル孔 を起点に生じるもので、オイル孔近傍を強化できる軟窒化 処理を採用する場合に問題となることは少ない。そのため、 軟窒化クランクシャフト用鋼にとってより重要となるのは 曲げ疲労強度であり、目標達成のためには曲げ疲労強度を 左右する表層近傍の疲労強度分布を維持することが必要と なる。図1はMo添加型非調質鋼及び新規開発鋼の表層近 傍の疲労強度分布を模式的に示したものである。新規開発 鋼はMo添加型非調質鋼と比較すると母材強度が低下する が、軟窒化によって強化される表層近傍の硬化層(以下, 拡散層)の強度向上代をMn添加量の増加によって増大さ





せると共に、C量低減に伴うフェライト率向上によってN 浸入深さを増大させることで表層近傍の強度維持を図って いる。この成分設計思想に関する傍証結果を以下に紹介す る。

2.1.1 軟窒化後のN濃度分布とC, Mnの相関

軟窒化後にN濃度分布に及ぼすC量の影響を調査する ため、添加元素をCのみとした2鋼種を軟窒化し、特性を 評価した。供試材の組織を図2に、軟窒化後のN濃度分 布を図3に示す。C量低下に伴い、フェライト分率が増加し、 これに伴って表層だけでなく内部のN濃度も向上している ことが確認できる。

次に,表層近傍のN濃度,硬さに及ぼすMn量の影響を 調査するため,C量を0.3 mass%に固定し,Mnの添加量を 変化させた3鋼種を軟窒化し,特性を評価した。Mn量と 軟窒化後の表層近傍のN濃度との相関を図4(a)に,硬さ との相関を図4(b)に示す。Mn添加量の増加に伴い表層近 傍のN濃度が増加し,これに伴って硬さも大きく向上して いることが分かる。

2.1.2 高 Mn 化に伴う表層近傍の N 濃度増加の要因

低 C 化に伴う N 浸入深さの増大は拡散経路の増加に伴うものと理解できるが,高 Mn 化に伴う表層近傍の N 濃度 増加,及び強度向上の要因は必ずしも明らかではない。そ









図3 Cのみを添加した鋼の軟窒化後のN濃度分布 N concentration profiles of steels added with singly C after nitrocarburizing こで、軟窒化後の1.0%Mn 鋼について図5の光学顕微鏡 写真中にハッチングで示したような、表層近傍のフェライ ト部の内部組織を透過型電子顕微鏡(Transmission Electron Microscope. 以下, TEM),走査透過型電子顕微鏡(Scanning Transmission Electron Microscope. 以下, STEM)により観 察し、その要因を検討した。

図 6 (a) に 1.0%Mn 鋼の拡散層のフェライトの TEM 明視 野像を,図 6 (b) に同位置の電子線回折図形 (Diffraction Pattern.以下,DIFF) を示す。明視野像は電子線入射方向 を $[001]_{a-Fe}$ とし、g= $(020)_{a-Fe}$ の系統反射を励起して観察し たものであり、図 6 (a) 中の黒矢印は、励起した系統反射の g ベクトルの、逆格子空間における向きを示す。明視野像 より、フェライト中には白矢印で示すように、 $\{100\}_{a-Fe}$ に平 行な方向に延びた析出物と思われる線状のコントラストが 確認された。さらに、この領域から得られた DIFF には母 相であるフェライトの回折点に加え、白矢印で示すような ストリーク状の回折点が認められた。このようなストリー





Properties of C and Mn added steels after nitrocarburizing (a) N content in surface layer, (b) Hardness of surface layer



図 5 TEM 及び STEM 観察用サンプル採取位置 Picking position of sample for TEM and STEM observation



図 6 軟窒化した 0.3mass%C-1.0mass%Mn 鋼のフェライ ト部の TEM 観察結果

TEM observation result in ferrite of nitrocarburized 0.3mass%C-1.0mass%Mn steel

(a) Blight filed image, (b) Diffraction pattern

ク状の回折点が得られるのは,非常に薄い板状析出物に特 有のものであることから,この析出物は板状であると判断 される⁴⁾。

この析出物の,高角度散乱暗視野像(High-angle Annular Dark Field image.以下,HAADF 像)及び STEM を用いた エネルギー分散型 X 線分析(以下,STEM-EDS 分析)の 結果を図7に示す。板状析出物と同位置に Mn が濃化して いる様子が確認された。

上記の結果を基に、この析出物を Mn 窒化物として、図 6(b)の DIFF を解析し、析出物の同定と母相との方位関係 を調査した。図8にストリーク状の回折点によって形成さ れる格子と、析出物の同定結果を基に各回折点を指数付け した結果を示す。また、図9に α-Fe 及び同定された析出



図 7 軟窒化した 0.3C-1.0Mn 鋼のフェライト部の HAADF-STEM 像と EDS 分析結果

HAADF-STEM images and STEM-EDS analysis result in ferrite of nitrocarburized 0.3C-1.0%Mn steel (a) HAADF-STEM image, (b) STEM-EDS analysis



図 8 軟窒化した 0.3C-1.0Mn 鋼のフェライト部の Diffraction Pattern

Diffraction pattern in ferrite of nitrocarburized 0.3%C-1.0%Mn steel



図9 α -Fe $\geq \eta$ -Mn₃N₂の単位胞 Unit cells of α -Fe and η -Mn₃N₂

物の単位胞を示す。得られた格子は η -Mn₃N₂の晶帯軸 [110]_{η -Mn}のものと良い一致を示し、その方位関係は (220)_{η -Mn}//(020)_{α Fe}^{*}(110)_{η -Mn}//(100)_{α Fe}であって、VCとフェ ライトと同様のBaker-Nuttingの方位関係⁵⁾を有することが 分かる。加えて、図 6(a)の明視野像においてこの析出物 が {100}_{α -Fe} に平行な方向に延びていたことから、両者の方 位関係を考慮すると η -Mn₃N₂ は図 10に示すように、{100}_{η -Mn} を晶癖面として、{100}_{α -Fe} と、界面の法線方向を軸に 45° 回転した状態で接するように析出し、成長していると考え られる。

このとき、 $\{100\}_{a-Fe}$ 上における Fe の最近接原子間距離が 2.87Åであるのに対し、それに対応する $\{100\}_{\eta-Mn}$ 上の Mn の最近接原子間距離は 2.97Åであり、両者の異相界面は格 子ミスフィットが非常に小さく、整合性を保ちやすい。さ らに、両者が整合析出している様子を直接観察するため、 この析出物を高分解能 TEM 観察した結果を図 11 に示す。 図中の黄線がフェライトと η -Mn₃N₂ の界面であり、整合な 状態を保っている様子が確認できる。これらの結果より、 Mn 添加鋼を軟窒化すると拡散層には Mn 窒化物が析出す ると考えられ、高 Mn 化によってその析出量が増加した結 果、軟窒化後の表層 N 濃度が増加し、強度向上代が増加 したと考えられる。



図 10 α -Fe と η -Mn₃N₂の界面の投影図 Projection plant of atomic arrangement on interface between α -Fe and η -Mn₃N₂



図 11 η -Mn₃N₂の高分解能 TEM 像 High resolution-TEM image of η -Mn₃N₂

2.1.3 軟窒化後の表層近傍の強度分布

Mo添加型非調質鋼(0.38C-0.75Mn-0.15Mo)とそれを基準 にMo非添加とした上で低C,高Mn化した鋼(0.30C-1.25Mn) の軟窒化後の疲労強度分布を評価した。ここで,拡散層の 厚さは1mm以下と非常に薄く,深さ方向への強度勾配が 急であるため標準寸法の試験片では拡散層単体の疲労特 性を評価することは難しい。そこで,小型試験片の疲労試 験技術のを用いた。

評価に用いた供試材は小型の真空溶解炉により溶製し, 熱間鍛伸,機械加工により10mm×10mmの角柱状に加工 した後,軟窒化したものである。この角柱状素材から図12 (a)に示す形状の小型試験片を図12(b)に示す容量で採取 し,疲労試験に供した。疲労試験は荷重制御で実施し,用 いた応力波形は正弦波,繰返し速度10Hz,最小最大応力 比-1(完全両振り)である。小型試験片の疲労試験結果 を図13に示す。Mo添加型非調質鋼に比べ低C高Mn鋼 の疲労強度は,Nが導入されていない母材側では劣るもの の,表面近傍では同等となっている。この結果より,低C, 高Mnによって軟窒化による表層近傍の強化代は大きくな り,Mo添加を排することによる強度低下を補てんできる



図 12 小型試験片の形状と採取位置 Shape, size and picking position of small specimen (a) Shape and size (unit: mm), (b) Picking position



図 13 小型試験片を用いた部位別の疲労強度評価結果 Fatigue strength evaluation results of each part by small specimen ことが示唆された。

2.2 軟窒化後の曲げ矯正性

軟窒化後の鋼材表層に形成される鉄窒化物層は非常に 脆く,曲げ試験に供すると弾性変形域においても微小なき 裂が生じることから,曲げ矯正性は正確にはこの微小なき 裂が進展し,大きな亀裂となる限界と捉えることができる。 き裂の進展限界は一般に鋼材の強度と負の相関があり,曲 げ矯正性についても同様である。一方,曲げ矯正性と強度 の相関を検討すると,き裂の進展限界と同様,組織微細化 によってそのバランスは向上する。

図14は、Mo添加型非調質鋼及びMo非添加とした上 でC,Mn量を調整した鋼の拡散層硬さと亀裂発生ひずみ の調査結果であり、図15は評価した鋼材の組織の代表例 である。ここで、亀裂発生ひずみはノッチ付きの角柱状試 験片を軟窒化した後に4点曲げ試験に供し、亀裂が生じた 際のノッチ底のひずみである。また、図14の結果は、何れ も同タイミングで軟窒化したMo添加型非調質鋼の評価結 果で除することで無次元化して表記している。この結果か ら分かるように、C量低減に伴ってフェライト率の増加、



図 14 C, Mn 調整鋼の拡散層硬さと亀裂発生ひずみの相関 Relationship between surface layer hardness and crack occurring strain of steels adjusting C, Mn contents without adding Mo



図 15 C, Mn 調整鋼の光学顕微鏡写真 Microstructure of steels adjusting C, Mn contents without adding Mo

(a) C: 0.40mass%, (b) C: 0.35mass%, (c) C: 0.30mass%



図 16 試作したクランクシャフトの評価結果 Evaluation result of experimentally-produced crankshafts (a) Bending fatigue limit, (b) Bending straightening property

及び亀裂発生ひずみと拡散層硬さのバランス向上が確認で き,0.3 mass%程度のC量とすることでMo添加型非調質 鋼と同等のバランスを得ることができると考えられた。

3. 新規開発鋼の特性と適用事例

以上の知見を基に成分を設定した新規開発鋼について, 実際に直列4気筒エンジン用のクランクシャフトを試作し, 評価を行った⁷。曲げ疲労強度を評価した結果を図16(a) に,曲げ矯正性を評価した結果を図16(b)に示す。なお, 何れの値も,既に実用化されていた Mo添加型非調質鋼の 評価結果で除することで無次元化して表記している。新規 開発鋼の評価結果は何れも Mo添加型非調質鋼と同等であ ることが確認された。さらに,その後の試作評価において 生産性を含むその他の要求特性についても量産可能となる 見通しが得られたことから,新規開発鋼はHonda CR-Zの マイナーモデルチェンジに併せて適用が開始され,以降, 順次適用が拡大している。

4. 結 言

軟窒化後の疲労強度,曲げ矯正性とC,Mn添加量の相関を検討し,その結果を基にC,Mn添加量を適正化することで,レアメタル添加を排し,かつ焼準省略が可能な軟窒化クランクシャフト用非調質鋼を開発した。これにより,既に実用化されていたMo添加型非調質鋼を低廉化することができ,クランクシャフトの部品コスト低減に寄与した。

参照文献

- 1) 濱崎敦, 小林勇策: 住友金属. 48 (4), 49 (1996)
- 2) 樋口淳二:特殊鋼. 64 (2), 41 (2015)
- 3) 佐野直幸,松本斉,浅井鉄也,瀧谷善弘:まてりあ. 48 (2), 82 (2009)
- 4) 例えば 今野豊彦:物質からの回折と結像. 共立出版, 2003

- 5) 谷野満,西田卓彦:日本金属学会誌. 29 (8), 794 (1965)
- 6) 中山英介, 宮原光雄, 岡村一男, 富士本博紀, 福井清之: 材料. 53 (10), 1136 (2004)
- 7) 高橋宏昌, 增田大樹, 西谷成史, 高須賀幹: Honda Technical Review. 25 (2), 138 (2013)



高須賀幹 Motoki TAKASUGA 八幡製鉄所 棒線部 棒線管理第一室 主査 福岡県北九州市小倉北区許斐町1 〒803-0803



西谷成史 Shigefumi NISHITANI 名古屋支店 自動車棒線室 主幹



高橋宏昌 Hiromasa TAKAHASHI (株)本田技術研究所 第3技術開発室 第5ブロック 研究員



増田大樹 Hiroki MASUDA (株)本田技術研究所 第3技術開発室 第5ブロック 研究員



松本 斉 Hitoshi MATSUMOTO 八幡製鉄所 棒線部 部長



佐野直幸 Naoyuki SANO 先端技術研究所 解析科学研究部長 工学博士



祐谷将人 Masato YUYA 鉄鋼研究所 棒線研究部 主幹研究員



中山英介 Eisuke NAKAYAMA 鉄鋼研究所 研究企画室 主幹 博士(工学)