

焼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

Development of Pb-free Free-cutting Steel Enabled to Omit Normalizing for Crankshafts

天 孝 篤 志*
Atsushi AMATAKA

諏 方 悟*
Satoru SUWA

要 旨

ABSTRACT

製造工程の焼ならし処理省略が可能で、快削成分としての鉛添加がゼロのクランクシャフト用快削鋼を開発した。焼ならし処理省略のためには、熱間鍛造後の空冷のみで、焼ならし処理した鋼と同等の硬さと微細な組織を得ることが必要であり、鋼の成分調整により解決を図った。鉛フリー快削鋼については、カルシウム－硫黄快削鋼をベースに、従来の鉛－硫黄快削鋼と同等の生産性を目指した。鋼中の非金属介在物の種類、量、形態、分布について検討した結果、被削性向上には、その形態および分布が重要であることが分かった。これらにより、焼ならし処理コストの削減と、排気量 954cm³ の二輪車用エンジンで 13g の鉛削減を実現した。

Pb-free free-cutting steel for crankshaft which simultaneously enabled to omit the normalizing process was developed. In order to omit the normalizing process, it is necessary that adequate hardness and fine microstructure of the free-cutting steel by air-cooling after hot forging are equal to that by normalizing. We, therefore, solved the requirements by adjusting chemical composition of steel. For the Pb-free free-cutting steel developed based on Ca-S free-cutting steel, its productivity equal to the conventional Pb-S free-cutting steel was aimed. As a result of examination on a non-metallic inclusion's composition, volume, shape and dispersion in steel, it was found that its shape and dispersion contributed for an improvement of free-cutting. By manufacturing a crankshaft with this steel, the cost of normalizing process was eliminated and reduction of Pb by 13g became possible for a motorcycle equipped with 954cm³ engine.

1. はじめに

これまでの大型二輪車用クランクシャフトは、熱間鍛造、軟窒化処理を基本製法とし、強度、生産性を満足する S48CL1S1 鉛－硫黄二元快削鋼が使用されてきた。

今回、四輪車で採用されている製造工程における焼ならし処理省略可能な鋼を、二輪車用に最適化するとともに、鉛フリー化についても検討した。クランクシャフトの製造工程を、Fig. 1 に示す。機械加工工程には、レース加工、ドリル加工、研磨加工、ギヤ加工の 4 工程があり、加工する機械や工具の違い、加工条件の違いを含めると 120 種類以上の加工が施されている。そのため、クランクシャフト用材料の

加工性を、単純化した加工試験のみで判定することは非常に難しい。

そこで、従来の鉛－硫黄二元快削鋼(以下、従来材という。)から鉛を除いた硫黄快削鋼の鍛造素材を、クランクシャフトの量産製造工程で加工し、問題点の抽出を行った。その結果、ドリル加工、研磨加工、ギヤ加工は従来材と同等で問題はなかったが、Fig. 2 に示す切屑に見られるようにレース加工での切屑破砕性が悪く、加工機から自動排出でなかった。

このことから、快削鋼の鉛フリー化を実現するために、切屑破砕性の改善に注目して検討を行った。

*朝霞研究所

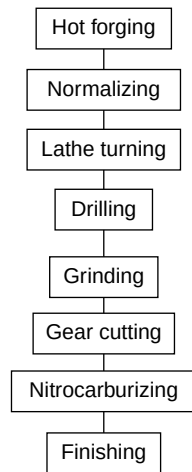


Fig. 1 Production process for crankshaft

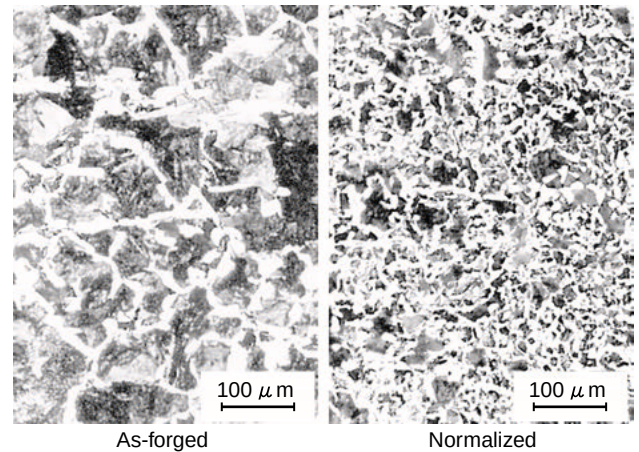


Fig. 3 Microstructure of conventional steels



Fig. 2 Chips of sulfur free-cutting steel generated by lathe turning

2. 合金設計

2.1. 焼ならし省略の検討

焼ならし処理は、熱間鍛造時の加熱、鍛造、冷却によって荒れた組織の改善が目的である。

1200℃に加熱、鍛造、冷却された組織と、その後焼ならし処理された組織を Fig. 3 に示す。鍛造後の粗大なフェライト・パーライト組織が焼ならし処理で微細な組織となっている。

一方、炭素CおよびマンガンMn量の低減によるフェライト面積率の増加と窒素N添加によるフェライト析出サイトの増加により、鍛造後の焼ならし処理を省略しても微細な組織が得られることが知られている⁽¹⁾。

そこで、開発材のフェライト面積率は、焼ならし処理されたS48Cと同等の40%を目標とした。二輪車のクランクシャフトでは、ギヤ、スプライン、タイミングスプロケット等を直接切削加工することが多く、タイミングスプロケットは耐摩耗性向上のために高周波焼入れを行い、HRC50以上の焼入れ硬さを得ている。そのため、C量は0.40%を下限とした。

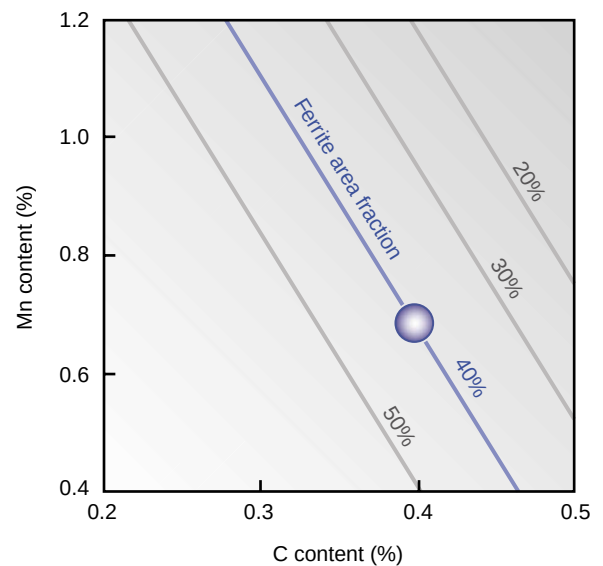


Fig. 4 Influence of carbon and manganese on ferrite area fraction

C量およびMn量とフェライト面積率には、Fig. 4の関係がある。フェライト面積率の増加にはC量低減効果が大いので、C量は下限値の0.40%に、Mn量は0.70%に設定した。N量は0.020%以上では硬さ増加が顕著となるため、0.020%を上限とした。

2.2. 鉛フリー化の検討

快削鋼の鉛フリー化については、規制動向や加工影響に関する報告^{(2), (3)}のほかに、鉄鋼メーカーからも各種の鉛フリー快削鋼の提案がある^{(4)~(12)}。その手法は、次の二つに大別できる。

- ・鉛の代替のためにBi, BNなどの新しい物質を添加^{(4)~(6)}
- ・従来の快削鋼の改良^{(7)~(10)}

Table 1 Target of chemical composition of developed steel

	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Pb	Ca
Developed steel	0.40	0.20	0.70	0.017	0.050	0.06	0.017	—	0.0020

mass (%)

Table 2 Chemical composition of developed and conventional steels

	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	Pb	Ca
Developed steel	0.40	0.19	0.72	0.017	0.049	0.06	0.017	—	0.0022
Conventional steel S48CL1LS1 *	0.47	0.18	0.78	0.025	0.047	0.17	0.010	0.07	—
Comparison steel S40CS1U *	0.40	0.18	0.70	0.010	0.049	0.07	0.016	—	0.0017

mass (%)

* JASO M 106-92

前者は、新しい物質の規制動向、将来にわたっての入手性等に不明な点が多い。後者は、従来から快削成分として実績のある元素添加による手法で、我々はSとCaの添加をベースに検討した。

一般に快削性は、切屑破碎性、工具寿命、切削抵抗、仕上げ面あらさ等で評価される。

快削鋼に添加される鉛の主な効果は、切削時の溶融脆化作用、応力集中作用による切屑破碎性向上である⁽⁴⁾。

従来材と鉛を除いた硫黄快削鋼のクランクシャフト加工試験でも、切屑が青色に変色している鉛の溶融脆化が機能する領域で、その効果が確認できた。そこで、開発材のレース加工工程での切屑破碎性の目標を従来材同等とし、SとCaの添加をベースに、非金属介在物の種類、量、形態および分布を決定した。

非金属介在物の種類は、硫化物系非金属介在物 MnS と低融点 CaO 系複合介在物(CaO・Al₂O₃・SiO₂ 等)を主体とした。MnSは、量の増加とともに被削性向上が認められるが、高周波焼入れ時に焼割れを引き起こす場合がある。そのため、S量は従来と同じ JASO の S1 レベルの 0.050%とした。CaO 系複合介在物は、Ca 添加量、溶鋼の酸素量等

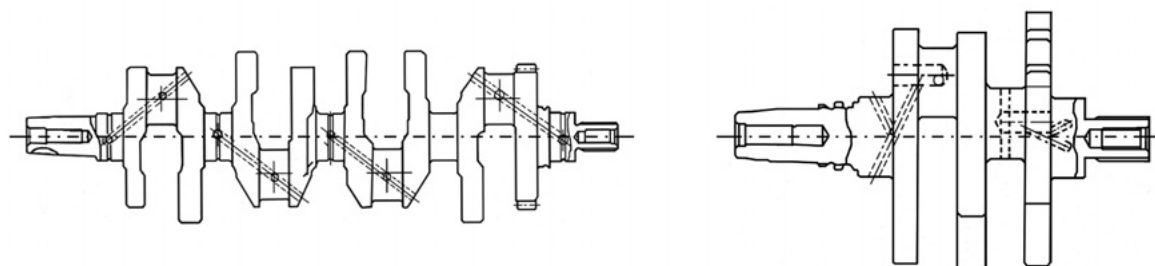
によって、組成や形態が変化する⁽¹²⁾。そのため、Ca 量を 0.0020%に設定し、酸素量を最適化して低融点 CaO 系複合介在物を調整した。

非金属介在物の形態および分布は、微細分散、均一分布を図った。開発材の基本化学成分ねらい値を Table 1 に示す。

3. 試験方法および試験結果

3.1. 材料特性試験

開発材、従来材、および比較材として開発材と非金属介在物の分布状態の異なるカルシウム硫黄快削鋼 S40CS1U を準備した。供試材の化学成分を Table 2 に示す。開発材と比較材は、70ton 転炉で溶製、連続鋳造後、直径80mm の丸棒に熱間圧延した。従来材は、90ton 電気炉で溶解、連続鋳造後、材料特性に影響しない範囲で識別を容易にするために直径 78mm の丸棒に熱間圧延した。全ての材料は、熱間鍛造を想定して 1 200℃に加熱後、空冷した。その後、従来材は、880℃で 4 時間保持後に空冷の焼ならし処理を行った。



Crankshaft of in-line 4 cylinder engine

Crankshaft of V-twin engine

Fig. 5 Geometry of crankshafts for motorcycle

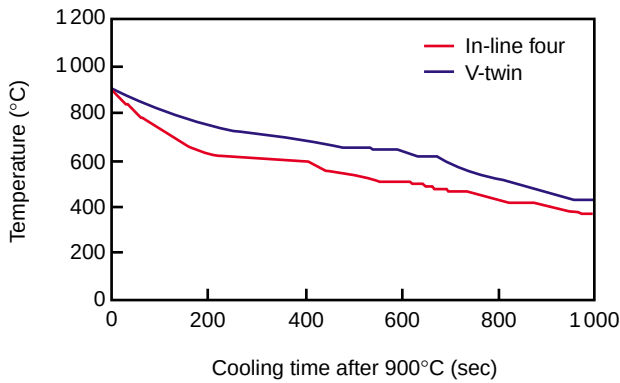


Fig. 6 Cooling curve of air-cooled crankshafts after hot forging

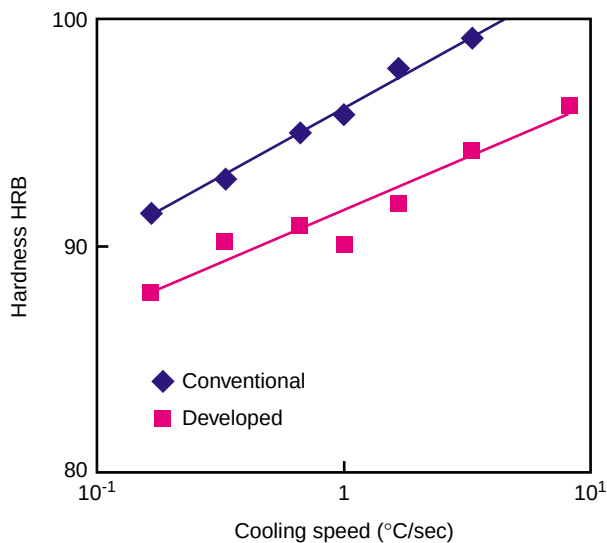


Fig. 7 Influence of cooling speed on hardness after hot forging

3.1.1. 熱間鍛造後空冷の組織と硬度

焼ならし処理の省略を行う場合、熱間鍛造後の空冷だけで所定の組織、硬度を得る必要がある。そこで、代表的なクランクシャフトの熱間鍛造後空冷の冷却速度を調べた。直列4気筒およびV型2気筒エンジン用クランクシャフトの形状を Fig. 5 に、冷却曲線を Fig. 6 に示す。クランクシャフトの熱間鍛造後 900°C から 700°C までの平均冷却速度は、0.56 ~ 1.56°C/sec であった。

次に、加工フォーマスター試験機で加熱温度 1250°C、加工温度 1100°C で 50% 圧縮加工後、0.17 ~ 8.33°C/sec で冷却し、硬度を測定した。冷却速度と硬度の関係を Fig. 7 に示す。開発材は、従来材よりも約 3~6 ポイント低い硬度が得られている。また、実際のクランクシャフトの鍛造後空冷相当の冷却速度 1°C/sec で、開発材は従来材の焼ならし後の硬度と同等の HRB90 を得られることが分かった。

3.1.2. 非金属介在物

開発材と比較材の圧延長手方向断面の非金属介在物の分布と種類の確認を行った。Fig. 8 上側の写真に非金属介在物の分布状態を示す。開発材の硫化物系非金属介在物は、比較材よりも微細分散していることが分かる。

次に、開発材の酸化物系非金属介在物について EPMA で定性分析した結果を、Fig. 8 下側に示す。開発材の酸化物系非金属介在物は、Ca, Al, Si を含む低融点 CaO 系複合介在物である。

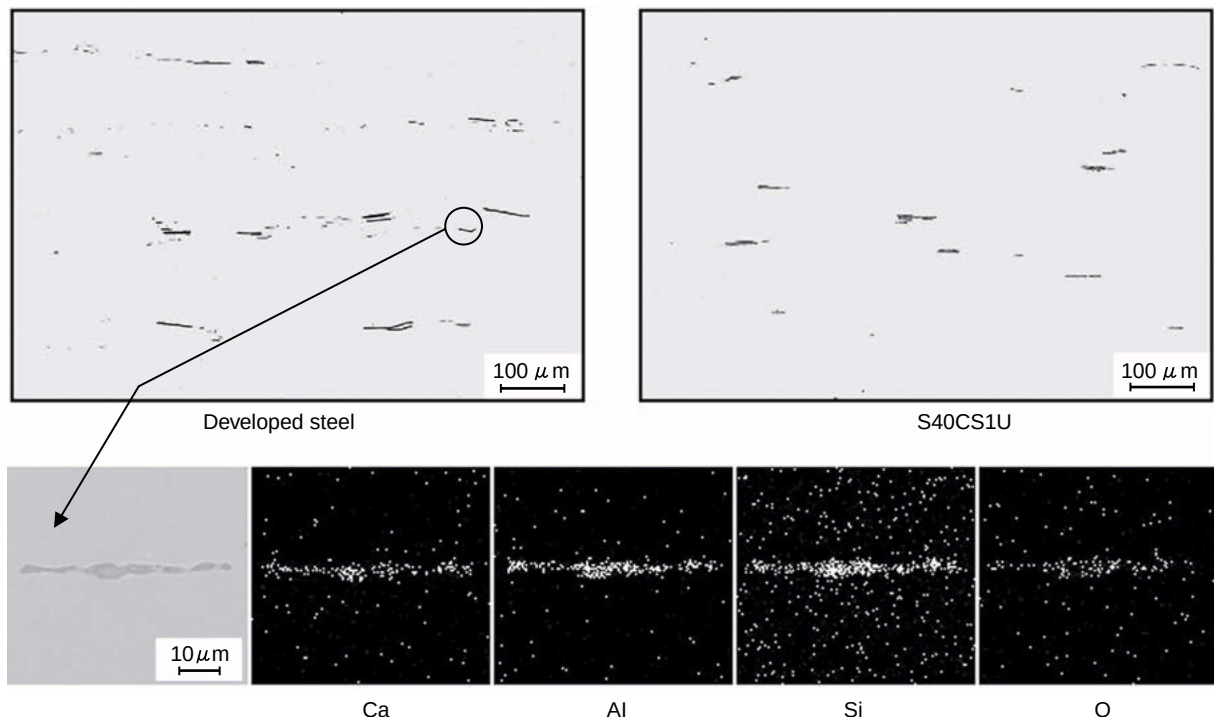


Fig. 8 Distribution of non-metallic inclusions and oxide inclusion image by EPMA

3.1.3. 切屑破碎性

開発材と比較材を用い、非金属系介在物の形態、分布が切屑破碎性に及ぼす影響を比較した。加工形状、条件は、クランク加工で切屑破碎性が最も悪い部位の条件を使用した。加工形状、条件を Fig. 9 に示す。

切屑破碎性の評価のため、総切込み 6 mm で得られた切屑を大きい方から 10 個採取し、重量を測定した。非金属系介在物の形態および分布の評価は、圧延長手方向断面の 100 倍の顕微鏡写真 8 視野に含まれる非金属系介在物個数を測定した。切屑重量と非金属系介在物個数の関係を、Fig. 10 に示す。なお、非金属系介在物個数については、切屑の自動排出が可能なレベルを 1 として指数化した。非金属系介在物個数の増加に従って切屑重量が軽くなり、切屑破碎性が向上して

いることが分かる。開発材と比較材の化学成分は、S40CS1U でほぼ同一であるが、Fig. 8 に示すように硫化物系非金属系介在物の分布状態のみが大きく異なっている。開発材の良好な切屑破碎性には、主に硫化物系非金属系介在物の微細分散が寄与しているものと考えられる。

3.1.4. 機械的性質

開発材と従来材の機械的性質を、Table 3 に示す。開発材の引張強度 TS は従来材と同等であるが、耐力値 YP、伸び EL、およびシャルピー衝撃値は、従来材に対し約 20 ～ 30 % 低下している。しかし、鉛フリー快削鋼で問題とされる圧延直行方向 C と圧延長手方向 L のシャルピー衝撃値の比 (C/L 値) は、開発材が 0.35、従来材が 0.31 で、開発材の材料異方性は従来材と同等であった。

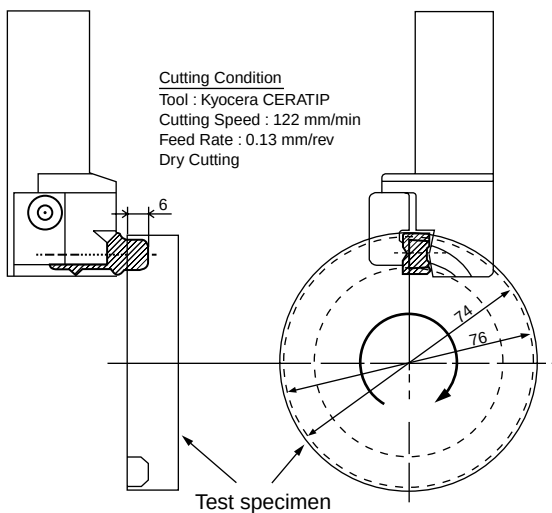


Fig. 9 Geometry of cutting test specimen and cutting condition

Table 3 Mechanical properties of developed and conventional steels

	Direction	TS (MPa)	YP (MPa)	EL (%)	Impact value (J/cm ²)	Impact value Ratio C/L
Developed steel	L	660	311	23.8	52.0	0.35
	C	638	303	10.9	18.4	
Conventional steel	L	699	455	28.6	76.0	0.31
	C	704	448	14.6	23.6	

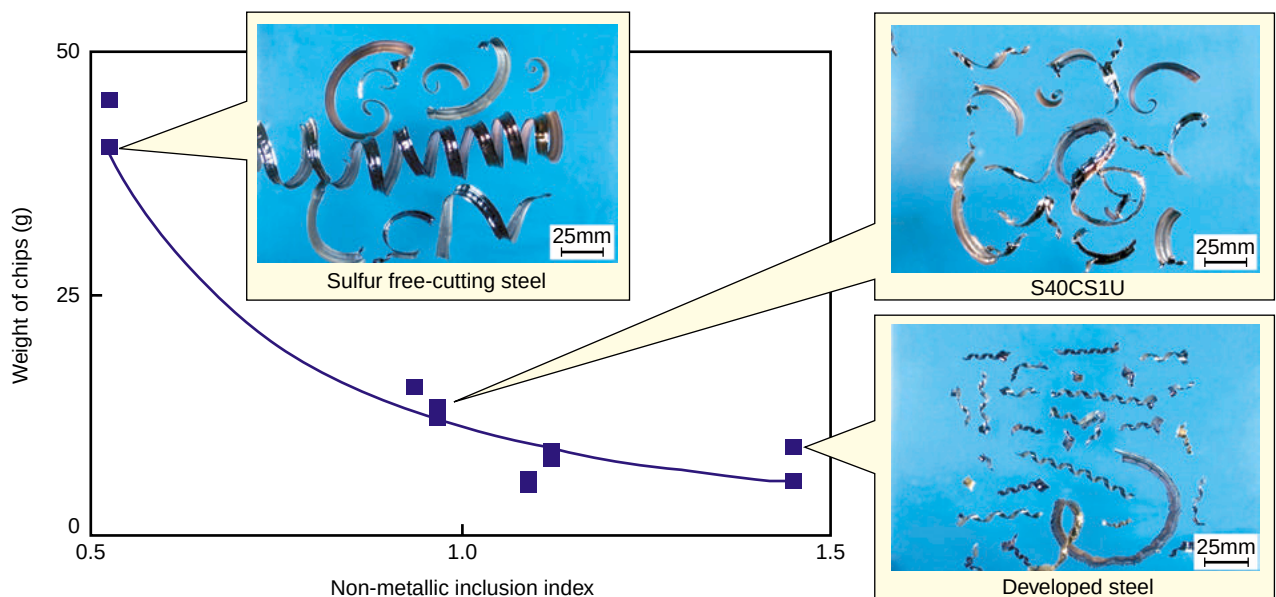


Fig. 10 Influence of non-metallic inclusion index on weight of chips generated by lathe turning

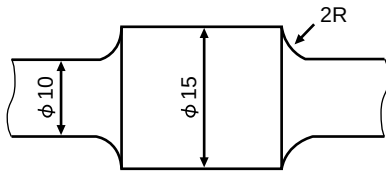


Fig. 11 Geometry of rotating-bending fatigue test specimen

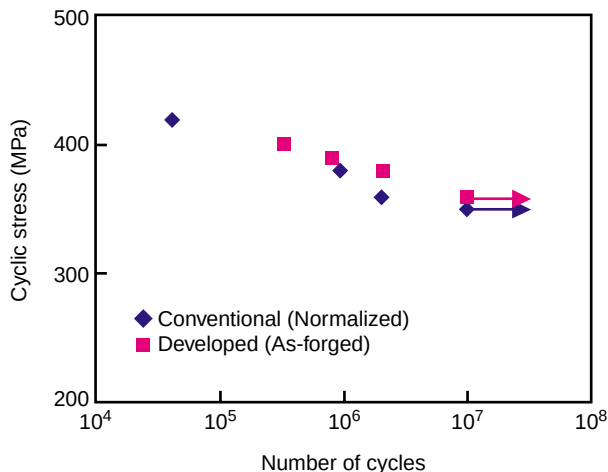


Fig. 12 Result of rotating-bending fatigue test

3.1.5. 回転曲げ疲労強度

開発材と従来材について、小野式回転曲げ疲労試験を行った。試験片は、580℃で70minの塩浴軟室化処理したものを用いた。その形状を Fig. 11、試験結果を Fig. 12 に示す。開発材は、従来材と同等の疲労強度を有することが分かる。

3.2. クランクシャフト試験

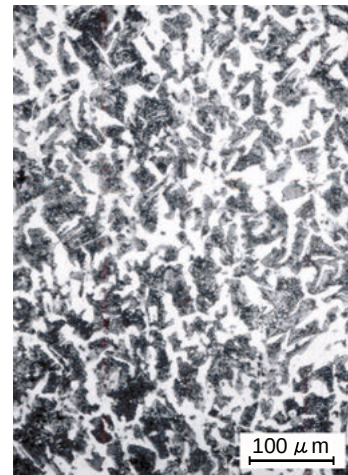
開発材と従来材のクランクシャフトの特性比較試験を行った。供試クランクシャフトは、Fig. 5左側の直列4気筒エンジン用とし、3.1. 項の開発材および従来材で作製した。加工工程は、開発材で焼ならし処理を省略した以外は、従来材と同じ Fig. 1 の工程とした。

3.2.1. 熱間鍛造後空冷の組織と硬度

クランクシャフトの熱間鍛造、空冷後の組織を Fig. 13 に示す。鍛造後空冷だけで、目標としていた HRB89 の硬度と細かい組織が得られた。

3.2.2. 加工性

量産加工でのレース加工工程の切屑破碎性を比較した。開発材と従来材の切屑状態を Fig. 14 に示す。また、3.1.3. の方法で測定した切屑重量は、開発材で5.5g、従来材で8.2gであり、開発材は従来材より良好な切屑破碎性が得られた。



In-line four type crankshaft HRB 89

Fig. 13 Microstructure of developed steel after hot forging



Developed steel



Conventional steel

Fig. 14 Chips of developed and conventional steels generated by lathe turning

開発材は、ドリル加工、研磨加工、ギヤ加工の各工程においても従来材と同等の加工性を示し、レース加工工程の加工条件、刃具交換頻度も従来材に対するのと同等の設定が可能である。

3.2.3. 軟窒化特性

クランクシャフトを 580℃で 70min 塩浴軟窒化処理をしたときの特性を Table 4 に示す。開発材の表面硬さ、実用窒化深さおよび化合物層厚さは、従来材と同等であった。

Table 4 Comparison of nitrocarburized properties between developed and conventional crankshafts

		Developed steel	Normalized conventional steel
Compound layer depth after lapping	mm	0.008	0.008
Surface hardness	Hmv	630	639
Practical case depth	mm	0.35	0.26

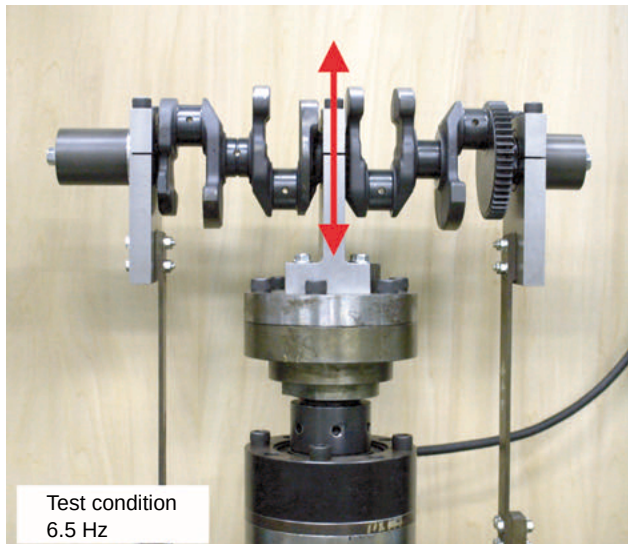


Fig. 15 Bending fatigue test method for crankshaft

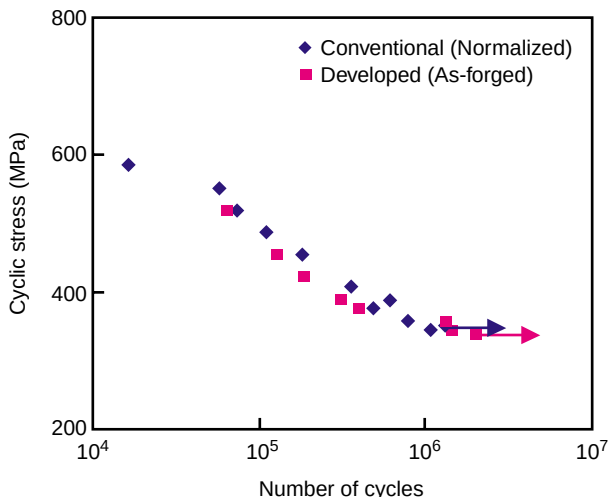


Fig. 16 Result of bending test for crankshafts

3.2.4. 曲げ疲労強度

開発材と従来材のクランクシャフトの曲げ疲労強度比較を Fig. 15 に示す方法で行った。クランクシャフト両端のジャーナルを保持し、センタジャーナルを完全両振り加振した。発生応力は、センタジャーナルのフィレット部にひずみゲージを貼って測定した。開発材の曲げ疲労強度は、Fig. 16 に示すように従来材と同等であった。

4. まとめ

クランクシャフト用材料として、既に四輪車で量産されている鍛造後の焼ならし省略技術を二輪車用に最適化すると共に、快削鋼の鉛フリー化を行った。その特徴をまとめると、次のとおりである。

- (1) 鋼の炭素、マンガン、窒素量の調整で、鍛造後の焼ならし処理の省略が可能である。
- (2) カルシウム-硫黄快削鋼の非金属介在物の種類、量、形状、分布を適切にすることで、従来の鉛-硫黄快削鋼と同等の切屑破碎性を確保し、従来と同等の加工条件、工具交換頻度を維持しながら鉛フリー化を図ることが可能である。
- (3) 開発材は、クランクシャフトとしての軟窒化特性、疲労強度についても従来の鉛-硫黄快削鋼と同等である。

なお、開発鋼は、二輪車、四輪車それぞれに最適化を図り、各種特性を損なうことなく鉛フリー化を達成し、2002 年モデル CBR954RR、軽四輪車 That's に量産適用された。

謝 辞

本開発に際し、多大なご協力をいただいた(株)住友金属小倉の関係者各位に深く感謝いたします。

参考文献

- (1) 松村康志, 紅林豊: 軟窒化クランクシャフト用鋼の開発, 電気製鋼, Vol.71, No.1, p.73-80 (2000)
- (2) 片山昌: 鉛規制が切削加工に及ぼす影響と対策, 機械技術, Vol.48, No.6, p.18-23 (2000)
- (3) 西嶋祐: 避けられぬ被削性改善鋼の鉛フリー化, 機械技術, Vol.48, No.6, p.24-28 (2000)
- (4) 染川雅実, 鹿磯正人, 松島義武, 家口浩: 鉛フリー快削鋼, 神戸製鋼技報, Vol.51, No.1, p.13-16 (2001)
- (5) 岩間直樹: Bi 快削鋼・硫化物制御型超快削鋼の開発, 機械技術, Vol.48, No.6, p.37-40 (2000)
- (6) 白神哲夫: 鉛フリーBN快削鋼, 機械技術, Vol.48, No.6, p.44-45 (2000)
- (7) 阿部山尚三, 木村篤良, 中村貞行: 硫化物形態制御快

- 削鋼(SSS 快削鋼)の開発, 日本金属学会会報, Vol.24, No.6, p.518-520 (1985)
- (8) 狩野隆, 次井慶介, 中村貞行: Ca+S系介在物形態制御型快削鋼, 電気製鋼, Vol.71, No.1, p.89-94 (2000)
- (9) 狩野隆: Ca+S系介在物形態制御型快削鋼, 機械技術, Vol.48, No.6, p.46-48 (2000)
- (10) 常陰典正: S-Ca快削鋼の開発, 機械技術, Vol.48, No.6, p.41-43 (2000)
- (11) 大野鐵: 鋼の被削性研究の近況, 住友金属, Vol.48, No.1, p.4-21 (1996)
- (12) 荒木透ほか: 第 96・97 回西山記念技術講座 快削鋼の製造技術の発展と品質の向上, 東京, 社団法人日本鉄鋼協会, 1984, 215p

■ 著 者 ■



天孝篤志



諷方 悟