

コネクティングロッド用 高疲労強度快削非調質鋼の開発

Development of a High Fatigue Strength Free Machining Microalloyed Steel for Connecting Rods

松 原 敏 彦* 佐 藤 泰 紀*
Toshihiko Matsubara Yasunori Satoh
飯 田 善 次* 田 口 隆*
Zenji Iida Takashi Taguchi

要 旨

自動車エンジン部品のコネクティングロッドの軽量化を実現するため、高疲労強度快削非調質鋼の開発を行い、実用化を検討し、次の結果が得られた。

- (1) 高疲労強度化が可能な材料として、0.33C-0.45Si-1.05Mn-0.5Cr-0.12V 系の析出強化、基体強化型の快削非調質鋼を開発した。
- (2) 開発鋼の疲労強度は、現用快削非調質鋼に対して 20% 以上向上する。
- (3) この開発鋼の適用を基本に、コネクティングロッドの軽量化を図り、約 15% の重量軽減を可能にした。

ABSTRACT

A high fatigue strength free machining microalloyed steel for connecting rods of automotive engines was developed.

As a result:

- (1) A new grade, medium carbon microalloyed high fatigue strength steel was developed which contains precipitation hardening and matrix strengthening elements 0.33C-0.45Si-1.05Mn-0.5Cr-0.12V.
- (2) It has a fatigue strength 20% higher than the conventional medium carbon microalloyed steels.
- (3) The connecting rods made of the new microalloyed steel offer a 15% weight savings as compared with the one made of conventional steels.

1. ま え が き

部品製造コストの低減、省エネルギー化を狙い、鍛造のままで、従来の焼入れ焼戻し鋼と同等の特性が得られる快削非調質鋼は、自動車部品としてクランクシャフト、コネクティングロッド（以下コンロッドと略）等のエンジン部品及びホイールハブ、ローアーム等のシャーシ部品に広く適用されている。

一方、近年自動車の省燃費化、高出力化により部品の軽量化要求が高まる傾向にある。特に省燃費化に対しては、エンジンの摩擦損失の低減が有効なことから、往復運動部品（コンロッド、ピストン等）の軽量化が強く求められている。

コンロッドの軽量化に関しては、チタン合金材、アルミ焼結材等の軽量化材料の適用検討が進められ、一部特殊な仕様での実用化も図られている。⁽¹⁾

しかし、これらの軽量化材料の適用は、一般の乗用車

エンジンに適用する場合に部品コストが高くなり問題となる。このため、通常コンロッドは中炭素鋼の調質材あるいは非調質材が使用されている。

当開発技術は、従来から一般的に使用されている快削非調質鋼に改良を加えた高疲労強度快削非調質鋼を開発し、コンロッドへ適用し軽量化を可能にしたものである。

以下、その結果について報告する。

2. 開 発 の 狙 い

コンロッドは、高回転・高負荷条件で使用されるために、高い強度信頼性が要求される。また現用鋼コンロッドの機械加工は、専用自動加工ラインを用いた多量生産を行っており、切削加工性が加工効率の点で重要となる。

このため、現用のコンロッド材は強度信頼性があり、切削加工性に優れた S40C 快削非調質鋼 (Pb-S-Ca 三元快削鋼) を使用している。

* 栃木研究所

Table 1 Chemical composition of current micro alloyed steel (Wt%)

C	Si	Mn	Cr	V	Pb	S	Ca
0.39	0.35	1.05	0.09	0.11	0.23	0.11	proper

Table. 1 に現用快削非調質鋼（以下現用鋼という）の基本組成を示す。また、Fig. 1 に現用鋼の回転曲げ疲労強度と硬度の関係を示す。コンロッドの実用硬度範囲は、HRC20～30 である。

Fig. 1 より非快削非調質鋼（以下ベース鋼という）は、硬度の上昇とともに疲労強度は上昇する傾向を示すが、現用鋼は硬度が約 HV260 より高くなると快削元素の Pb、S 等介在物の影響を受けて、疲労強度は低下する傾向にある。このため現用鋼に対し疲労強度の向上を図るためには、ベース鋼の疲労強度の向上と合わせ、高硬度域での快削元素介在物による疲労強度低下の抑制を行った新たな非調質鋼の開発が必要となる。

以上の点を踏まえて、高疲労強度材の開発およびコンロッドへの実用化に対する狙いを下記の様に設定して開発を行った。

- (1) 現用鋼を基本に 20% 以上の高疲労強度化を図る。
- (2) あわせて現用鋼と同等レベルの切削加工性を確保する。(硬さは現状レベル維持を目標)
- (3) 開発鋼をコンロッドに適用し疲労強度向上特性を基本に軽量化を検討し、現用コンロッドと同等の強度・剛性安全率を確保して、目標 15% の軽量化を可能とする。

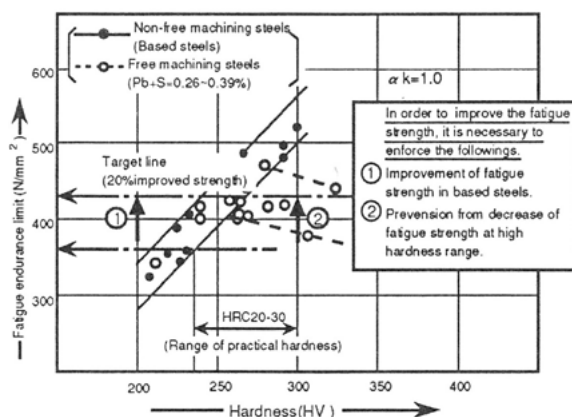


Fig. 1 Relation between rotating bending fatigue strength and hardness of conventional micro alloyed steels

Table 2 Chemical composition ranges of the steels used (Wt%)

C	Si	Mn	P	S
0.35 0.50	0.21 0.48	1.00 1.13	0.015 0.022	0.017 0.022

Cu	Ni	Cr	V	N
0.03 0.06	0.05	0.10 0.51	0.10 0.30	0 0.015

3. ベース鋼の疲労強度向上の検討とベース組成設定

Fig. 1 に示すように、現用鋼に対し疲労強度を 20% 以上向上させるためには、低硬度域（疲労強度への Pb、S 等介在物の影響が少ない領域）でベース鋼の強度向上を図る必要があることから、各強化手法によるベース鋼の疲労強度向上の検討を行った。

3.1. 供試材の組成と試験方法

検討した供試材の化学成分範囲を Table. 2 に示す。化学成分は、強度向上を図る方案として、析出強化＋基体強化（V 添加による炭窒化物の析出強化＋C、Si、Cr 量の最適化）、析出強化（V 量の最適化）、固溶強化（Ni 添加効果）を基本に C、Si、Cr、V、N 量を Table. 2 の範囲に変化させた。

供試材は、50kg 真空誘導炉で、溶解しインゴットを製作。インゴットを 1473K に加熱後、40mm 角棒に鍛造、その後 1373K に加熱し、直径 20mm の丸棒に鍛造。空冷し、所定の試験片に加工し実験に供した。疲労強度は、平滑試験片を用いた小野式回転曲げ疲労試験を行い確認した。

3.2. 試験結果

各供試材の硬度、回転曲げ疲労強度を確認した結果を各元素含有量の影響として整理した。

Fig. 2 は代表例として C、Cr 量と回転曲げ疲労強度および硬度の関係を示す。

各成分の影響としては、C、Cr、V は含有量の増加に伴い、硬度・回転曲げ疲労強度は増加する傾向を示すが、Si、N は含有量による影響が少ない。この各元素含有量の影響を単位含有量当たりの疲労強度・硬度の特性変化で整理すると概略値として Fig. 3、4 の結果を得る。

Fig. 3、4の結果をビッカース硬度 (HV) 1 ポイント変化に対する疲労強度変化量で整理すると Table. 3 のようになる。

これらの結果より、V 添加により炭窒化物を析出させ強化する場合は、V 含有量の増加により、疲労強度は向上するが硬さの上昇も大きくなる。基底強化を狙った Cr 添加は、硬度上昇を抑えて疲労強度を上昇させる効果が大い。C も同じことが言える。Si は硬度・疲労強度への影響が少なく、含有量の増加に伴い若干減少傾向を示す。このことより、硬度をおさえて疲労強度の向上を図

る合金設計を行う上には、V、C、Cr の組成バランスを取ることが有効である。

Table 3 Variations of the fatigue endurance limit per 1 point vickers hardness (N/mm²)

C	Si	Cr	V	N
±3.0	±0.1	±6.0	±2.2	0

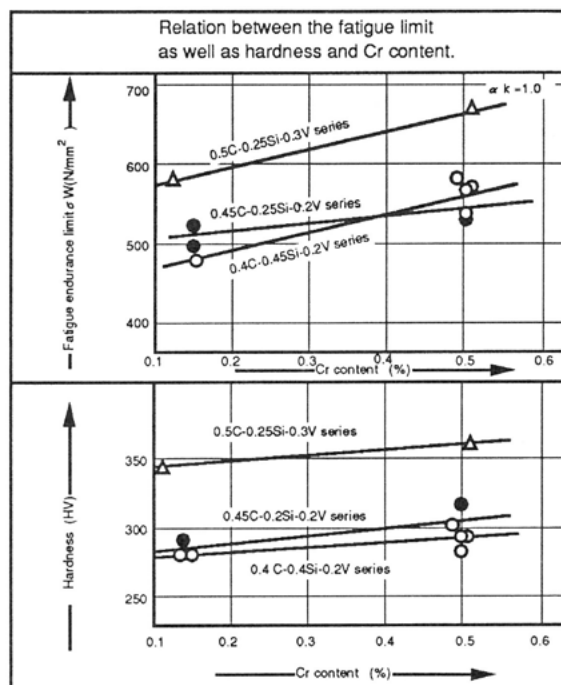
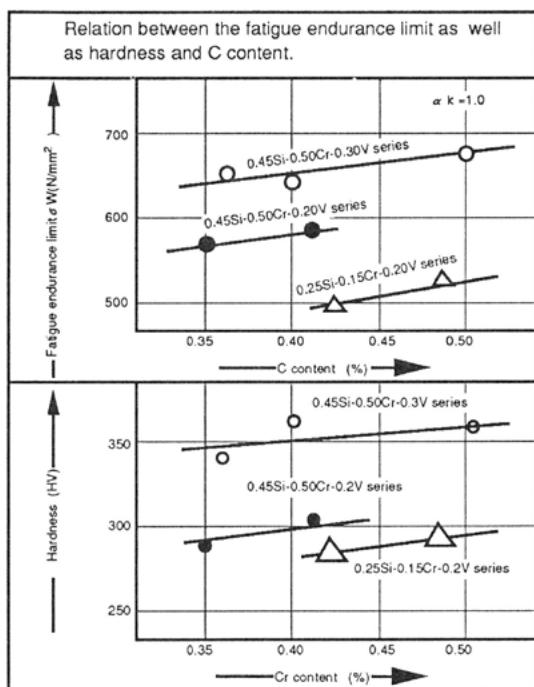


Fig. 2 Influence of each alloy elements on the rotating fatigue limit and hardness

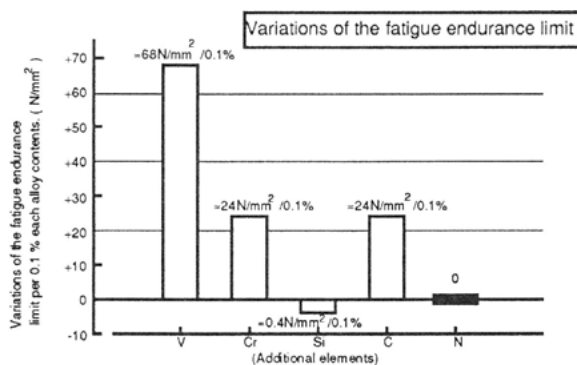


Fig. 3 Variations of the fatigue endurance limit per 0.1% each alloy contents

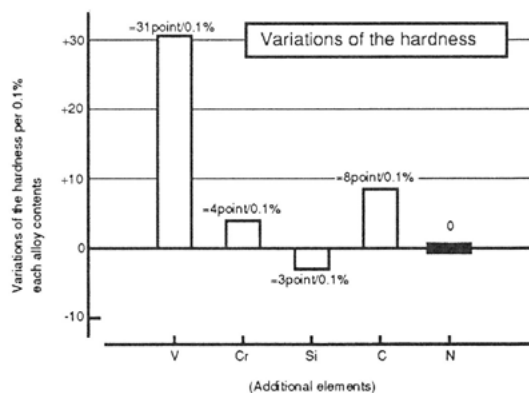


Fig. 4 Variations of the hardness per 0.1% alloy contents

Table 4 Specific chemical composition of based steels developed (Wt%)

	C	Si	Mn	Cr	V	S	Ceq
Current steel	0.39	0.35	1.05	0.09	0.11	0.02	0.698
Developed steel	0.33	0.45	1.05	0.50	0.12	0.02	0.694

Table 5 Free machining elements and chemical composition ranges (Wt%)

Free machining elements	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Pb	Bi	Se	Ca
Pb-S-Ca steel (with Bi)	0.34 0.50	0.24 0.49	0.80 1.13	0.013 0.023	0.094 0.135	0.08 0.15	0.06 0.20	0.14 0.28	0 0.06	—	Proper
Pb-S-Ca steel (with Se)	0.43 0.45	0.42 0.46	1.08 1.10	0.018 0.019	0.091 0.107	0.13 0.14	0.18	0.25 0.30	—	0 0.04	Proper
Suitable Pb, S	0.39 0.41	0.36 0.46	1.05 1.08	0.018 0.020	0.007 0.112	0.12 0.50	0.12 0.18	0.11 0.21	—	—	Proper
Oxide inclusion shape controled	0.39 0.41	0.43 0.47	1.07 1.13	0.019 0.021	0.004 0.029	0.49 0.50	0.18	0.11 0.21	—	—	Proper

3.3. 開発ベース鋼（非快削鋼）の成分設計

非調質鋼の硬さは、炭素当量 (Ceq) と比例関係にあり、硬さの推定あるいは管理は、Ceq 値が重要なパラメータであり、次式の関係が報告されている。⁽²⁾

$$\text{硬さ (Hv)}_{\text{cal}} = 273.1\text{Ceq} + 25.2 (r = 0.972)$$

また、疲労強度は硬さの上昇に伴って増す傾向にあることから、疲労強度の向上を図る上で、硬さを向上させることが考えられる。しかし、この場合多量流動を考慮すると硬さを増すことは機械加工性の低下を伴い実用上問題となる。このため開発ベース鋼の成分設計は、硬さの増加を抑え疲労強度の向上を図ることを基本に Ceq 値を現用鋼と同レベルに抑えて、Fig. 3、4 に示した各元素の硬さ・疲労強度への影響度より、基本組成を設定した。

Table. 4 に設定した開発ベース鋼の基本組成値と現用ベース鋼を比較して示す。

この成分系設計は、現用ベース鋼の V、による炭窒化物の析出強化を基本に硬さの増大を抑えるため C 量を減少させ、基地強化による疲労強度向上を図るため、Cr の含有量の大幅増加を行った。Ceq 値は現用ベース鋼と同等である。

この開発材の基本組成値を Fig. 3、4 に示した各成分の回転曲げ疲労強度および硬さへの影響度合いから換算し各特性値を求めると、現用ベース鋼に対し硬度は約 Hv 10 ポイント上昇 (Ceq より求めた Hv cal 値は同等) し、回

転曲げ疲労強度は約 84 N/mm² の向上が期待できる。この回転曲げ疲労強度の向上は、Fig. 1 に示した現用鋼の下限レベルに対し 23% の増加に相当する。

4. 快削化方案および適性快削元素量の設定

Fig. 1 に示した現用鋼の回転曲げ疲労強度に対し、低硬度域での疲労強度の向上手法を上記したが、あわせて高硬度域での疲労強度の低下を抑制する必要がある。

このため、より切削性の改善を図り、高硬度化による疲労強度向上の可能性とあわせて、快削化元素量の適正化による高硬度域での疲労強度の低下抑制の検討を行い、高疲労強度化が可能な快削化方案を設定した。

4.1. 供試材の組成と試験方法

Table. 5 に検討した供試材の快削化方案と組成範囲を示す。快削化方案は、現用の Pb-S-Ca 系三元快削鋼に対し、Bi, Se 添加による 4 元素快削鋼化、Pb, S 量の最適化および SiO₂-CaO-Al₂O₃ 系介在物の形態制御化について検討を行った。

酸化物系介在物形態制御以外の供試材は、ベース鋼のテストと同じ手法で製造供試した。

酸化物系介在物形態制御の供試材は、2ton アーク炉を用い、溶湯組成と脱酸剤組成のコントロールにより、

Anorthite, Gehlenite, Calcium-Aluminate 形態を狙って溶製した。

加工性試験は、所定の試験片を用い各種簡易切削条件で確認し、回転曲げ疲労試験は平滑試験片を用いた小野式回転曲げ疲労試験を行い確認した。

4.2. 切削性確認結果

Table. 5 に示した各快削化方案の切削性確認を行い、各元素系の切削性への影響および効果について述べる。

a) 4 元系快削鋼の切削性 (Bi, Se 添加の効果)

Fig. 5 に現用の Pb-S-Ca 3 元快削非調質鋼のドリル加工寿命と硬さの関係を示す。加えて Bi, Se 添加した 4 元快削鋼の切削性確認結果を示す。

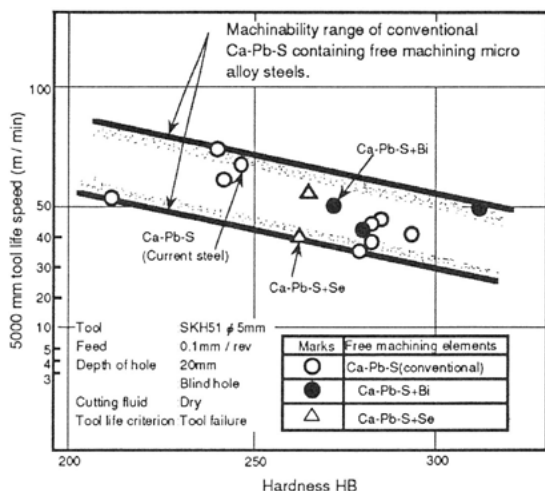


Fig. 5 Machinability of Ca-Pb-S containing free machining steels with Bi or Se adding

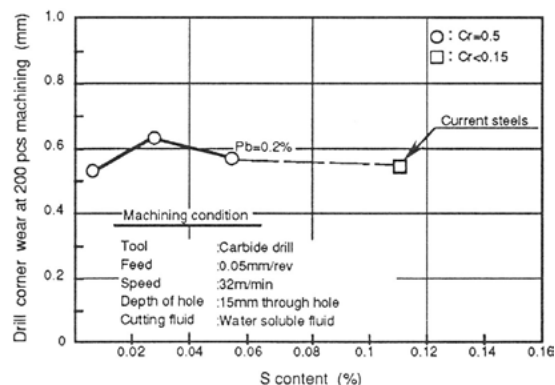


Fig. 6 Relation between the drill corner wear and S content in the drilling tests

Table 6 The approximate hardness and melting point of some inclusions

Inclusion	Hardness (N/mm ²)	Melting point (K)
Al ₂ O ₃	32730	2323
SiO ₂	18730	1993
Calcium-Aluminates	11030	1593-2003
Gehlenites	14730	1583-1863
Anorthites	11230	1423-1825

ドリル加工性は、硬さの上昇とともに低下する傾向を示すが、Bi, Se 添加した快削鋼のレベルは現用鋼の加工性範囲内にあり、大幅な切削性改善効果は認められない。

b) 切削性に対する Pb, S 量の影響

Fig. 6、7 に S, Pb 量とドリルコーナー摩耗の関係を示す。S 含有量はドリル加工性に対する影響は少なく、含有量の減少が可能である。

Pb 量は、現用鋼の 0.2% 含有レベルに対し大幅な減量を図ることは加工性の低下を生じることから低 Pb 化は最小限に抑える必要がある。

c) SiO₂-CaO-Al₂O₃ 系介在物形態とドリル加工性の関係

一般に SiO₂-CaO-Al₂O₃ 系で生成される酸化物系介在物の形態により、切削性は変化し、低熔点・低硬度の酸化物系介在物形態が切削性には良い傾向にあり、Anorthite の生成が有利と言われている。⁽³⁾

Table. 6 に各酸化物形態の硬さおよび融点を示す。⁽⁴⁾

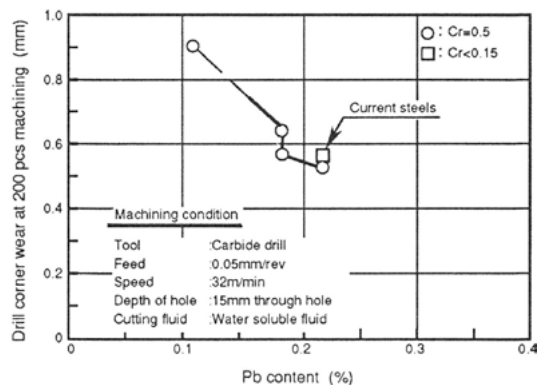


Fig. 7 Relation between the drill corner wear and Pb content in the drilling tests

現用鋼は、脱酸剤として Al_2O_3 を使用し酸化物の形態は Gehlenite であり、これらを含めて Table. 5 に示す組成で、Calcium-Aluminate, Gehlenite Anorthite 化を狙って酸化物形態と切削性の関係を調べた。

Table. 7 は、検討材の酸化物組成分析結果 (EPMA で測定) と酸化物形態および切削試験材の硬度レベルを示す。Calcium-Aluminate 化を狙った供試材は、調整不良により Corundum になっているが、他は所定の酸化物系介在物形態が得られている。

Fig. 8 は、分析結果を $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ 状態図に位置づけ、融点レベルを示した結果である。

Fig. 9 に、これら供試材のドリル加工性結果を示す。Corundum 系は、硬度が高いこともあるがドリル加工性は劣る。Gehlenite 系も穴加工数が増えるとドリル摩耗が急激に増加し、ドリル加工性は不安定である。

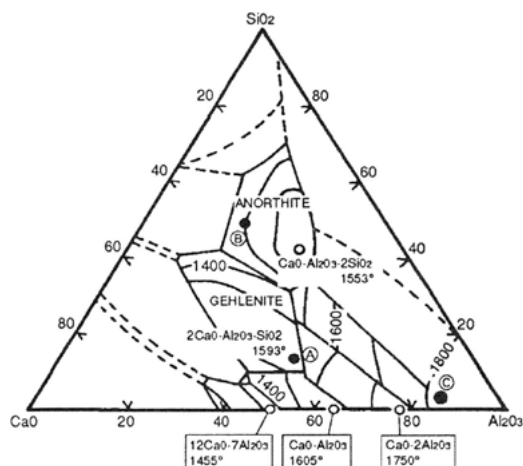


Fig. 8 The composition and melting point in the $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$ system

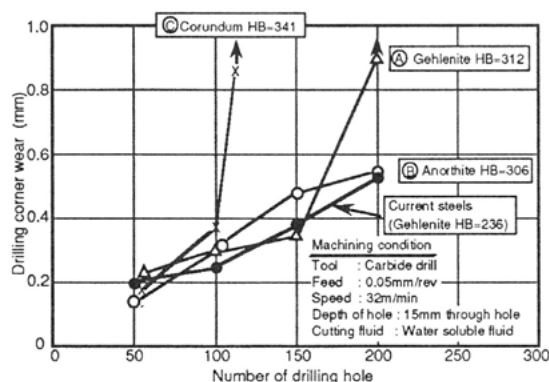


Fig. 9 Influence of each oxide inclusions types on the drilling corner wear in the drilling tests

Table 7 Composition of oxide inclusions (Wt%)

No.	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MnO	Inclusion type	Hardness
A	10	54	33	2	Gehlenites	HB312
B	50	21	18	11	Anorthites	HB306
C	0	86	9	4	* Corundum	HB341

(* Calcium-Aluminate aiming)

Anorthite 系は、安定したドリル加工が得られている。現用鋼の酸化物系介在物形態は Gehlenite であるが、硬さが低いにもかかわらず、Anorthite 系の高硬度レベルのサンプルとドリル加工性は同レベルである。このように加工性に対しては、Anorthite 酸化物形態コントロールが良いことがわかる。このことから、現用鋼に対する加工性改善策として Anorthite 化技術を適用した。

4.3. 快削元素含有量の回転曲げ疲労強度への影響

現用快削非調質鋼の回転曲げ疲労強度は、約 Hv260 レベル以上から低下傾向を示す。この原因は快削化元素による介在物の影響と考えられることから、切削性の改善とあわせ快削元素の回転曲げ疲労強度への影響を確認し、現用鋼に対し疲労強度 20% 以上の向上を図るための快削元素の適正量の検討を行った。

Fig. 10 に、4 元快削鋼化を図った Bi, Se の含有量と回転曲げ疲労強度の関係を示し、Fig. 11 に、各硬さレベルにおける Pb, S 量と回転曲げ疲労強度の関係を示す。

この結果より、Bi, Se 添加による回転曲げ疲労強度への影響は少ない。Pb, S 量は、Fig. 11 に示した様に含有量による疲労強度への影響が大きく、 $\text{Pb} \geq 0.2\%$ 以上で低下傾向を示す。 $\text{Pb} \geq 0.2\%$ 以上の疲労強度の低下は、S 量

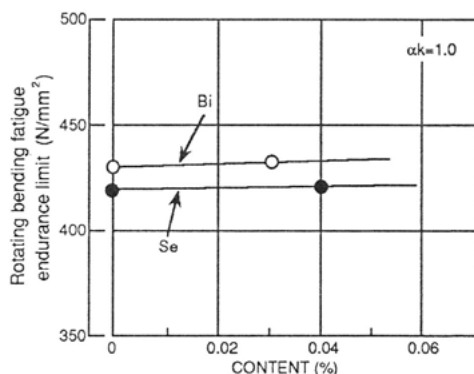


Fig. 10 Relation between the rotating bending fatigue strength and Bi as well as Se contents

Table 8 Specific values of the free machining elements (Wt%)

	Current steel	Developed steel	Reference
Pb	0.15~0.30	0.15~0.25	Prevention from decrease of fatigue strength at Hv260 over hardness range
S	0.09~0.13	0.04~0.07	
Ca	20ppm over	20ppm over	Eaqual to current steel level
Inclusion type	Gehlenite	Anorthite	Improvement of machinability

により影響を受け、Pb + S 量が多いと疲労強度の低下が大きいと言える。

現用鋼の回転曲げ疲労強度 $\text{Min} = 360 \text{ N/mm}^2$ に対し 20% 以上の強度アップを図る (回転曲げ疲労強度 $\geq 430 \text{ N/mm}^2$ 以上) ためには、Pb, S 量を規制する必要がある、 $\text{Pb} \leq 0.25\%$, $\text{S} \leq 0.06 \sim 0.07\%$ に抑える必要がある。

4.4. 適正快削元素量および快削化方案の設定

これまで述べてきた快削化手法の検討結果から切削性向上に対しては Anorthite 系介在物化コントロールが有効であること、また約 Hv260 以上の疲労強度の低下を抑制するためには、 $\text{Pb} \leq 0.25\%$, $\text{S} \leq 0.06 \sim 0.07\%$ の Pb、S 量コントロールが必要ながことが明らかになった。

従って Pb, S 量の適正值は、現用鋼の量産実績巾をとり、 $\text{Pb} = 0.15 \sim 0.25\%$, $\text{S} = 0.04 \sim 0.07\%$ に設定した。

また快削化方案については、Pb, S, Ca 添加の三元快削鋼化を基本に、高硬度域での疲労強度低下を抑制するための Pb, S 量の低減に伴う切削性低下を酸化物系介在物の Anorthite 化でカバーする手法を適用した。Table. 8 に、設定した快削元素の組成値と酸化物系介在物の形態を示す。

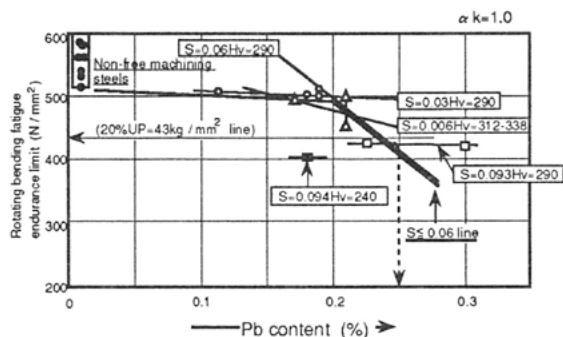


Fig. 11 Influence of Pb, S contents and hardness of developed steels on fatigue strength in rotating bending fatigue tests

Table 9 Specific chemical composition of developed steel (Wt%)

	Current steel	Developed steel
C	0.37 - 0.42	0.31 - 0.36
Si	0.25 - 0.45	0.35 - 0.55
Mn	0.90 - 1.20	←
Cr	0.07 - 0.20	0.45 - 0.55
V	0.05 - 0.15	0.08 - 0.18
Pb	0.15 - 0.30	0.15 - 0.25
S	0.09 - 0.13	0.04 - 0.07
Ca	Proper	←
Ceq	0.67 - 0.76	0.69 - 0.76
Inclusion type	Gehlenite	Anorthite
Deoxidizer	(Al_2O_3)	(CaO-SiO_2)

5. 開発快削非調質鋼の設定組成値と材料特性

開発快削非調質鋼の組成値は、開発ベース鋼の基本組成値に成分巾として現用鋼の管理巾をとり、さらに快削元素の設定値をあわせて Table. 9 に示した値を設定した。Table. 9 において、炭素当量 (Ceq) は現用鋼の実績巾より巾狭化が可能であることから、現用鋼の設定値より巾狭な値とし、この炭素当量の巾狭化を活用して、開発材の硬度巾も下限値の増加を図り巾狭設定とした。

また現用鋼と開発材の引張強さ・耐力・伸び・絞り・衝撃強度・回転曲げ疲労強度を比較確認した。代表特性を Fig. 12~15 に示す。Table. 10 は、これらの各特性設定値を現用鋼と開発鋼と比較して示す。

現用鋼と開発鋼の特性比較より、開発鋼は現用鋼に対し、伸び・絞り・衝撃強度特性が改善され高靱性材になっ

Table 10 Comparison of various properties between current steels and developed steels

No.		Current steel	Developed steel	Advanced ratio
1	Tensile strength (N/mm ²)	≧ 780	≧ 840	8%
2	0.2% proof strength (N/mm ²)	≧ 500	≧ 570	+14%
3	Elongation (%)	≧ 17	≧ 18	+6%
4	Reduction of area (%)	≧ 33	≧ 42	+27%
5	Charpy impact value (U-notch) (J/cm ²)	≧ 20	≧ 35	+75%
6	Rotating bending fatigue strength (N/mm ²)	≧ 360	≧ 430	+20%
7	Specific hardness	HRC 20-30	HRC 22-30	—

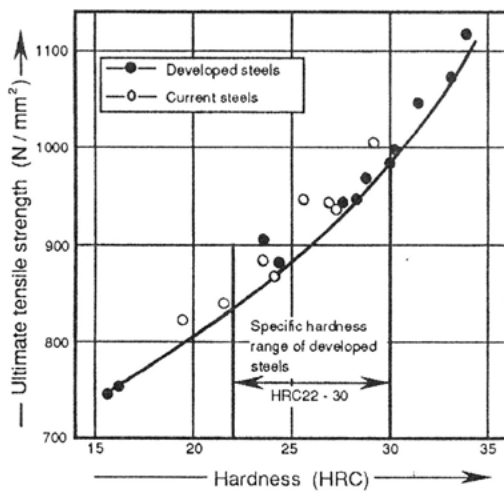


Fig. 12 Relation between ultimate tensile strength and hardness of developed steels (compared with current steels' ones)

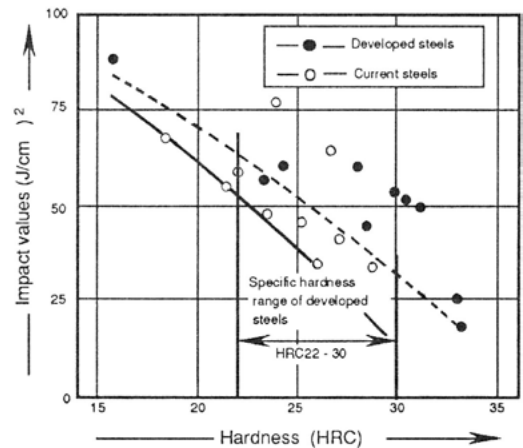


Fig. 14 Relation between impact value and hardness of developed steels (compared with current steels' ones)

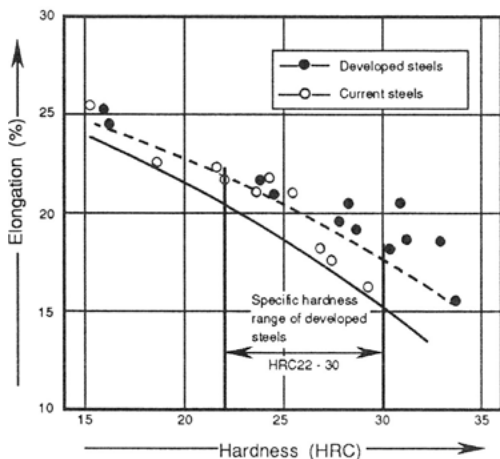


Fig. 13 Relation between elongation and hardness of developed steels (compared with current steels' ones)

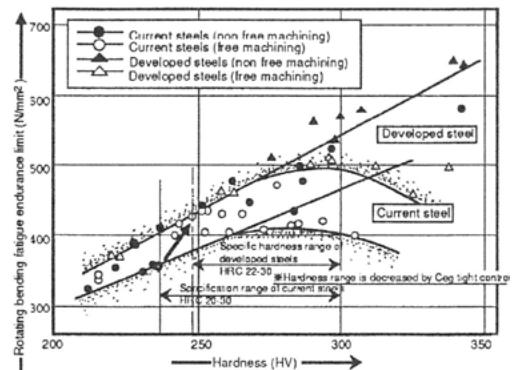


Fig. 15 Relation between rotating bending fatigue strength and hardness of developed steels (compared with ones of current steels and non free machining steels)

Table 11 Chemical composition of charpy impact test specimen (Wt%)

	C	Mn	Cr	V	Hardness (HRC)
Current steel	0.41	0.71	0.10	0.10	21.1
Developed steel	0.41	0.71	0.50	0.10	23.5

ている。また Fig. 15 に示すようにコンロッド強度として要求される疲労強度は、回転曲げ疲労強度確認の結果、実用硬度域での低硬度域・高硬度域とも大幅な強度改善が図られ、強化手法である V 炭窒化物の析出強化を基本に Cr 量大幅添加による基地強化の併用と快削化元素である Pb, S 量の適正化による疲労強度向上への効果が明らかとなった。さらに、炭素当量の巾狭管理による硬度巾見直しの併用により、回転曲げ疲労強度の向上は目標の 20% アップが達成できた。

6. 開発鋼の高疲労強度化に関する考察

非調質快削鋼の疲労強度を向上させる手法として、Cr 添加が有効であることを見出した。Cr 添加量を増すことにより、静的強度の向上はないが靱性、疲労強度が大幅に向上することを確認した。この静的強度は向上しないにもかかわらず疲労強度が増す理由として、Cr 添加により靱性が向上し、この靱性向上が疲労強度の向上をもたらしていることが考えられる。この点を明確にするため、衝撃亀裂発生・亀裂伝播エネルギーに対する Cr 添加の影響および疲労亀裂伝播に対する Cr 添加の影響を確認し、疲労強度向上の推定を行った。

6.1. 供試材および試験方法について

Table. 11 に供試材の組成と硬さを示す。Cr 含有量の影響を調べるために、Cr 量は現用鋼ベースの 0.1% と開発鋼ベースの 0.5% とし、他の元素は同一レベルに調整した。

供試材は、真空誘導炉を用いて製作したインゴットを $\phi 40$ 丸棒に鍛造し、その後 1373K に加熱し空冷した。

計装化シャルピー衝撃試験は、上記素材を JIS 3 号衝撃試験片に加工し、計装化シャルピー衝撃試験機にて衝撃荷重と変位の関係を求めた。

疲労亀裂伝播試験は、ASTM 規格⁽⁵⁾に準拠した ICT 試験片 (板厚 6.3mm) を用い応力比 0.5、 $K_{max} = 500 \text{ N/mm}^{-3/2}$ にて 2~4mm 長さの疲労亀裂を油圧疲労試験機で与えた。

亀裂長さの測定は加振を停止し、平均荷重保持条件で

Table 12 Comparison of impact strength between current steels and developed steels

	Current steel	Developed steel
Crack initiation energy (J)	15.9	18.3
Crack propagation energy(J)	26.4	30.9
Max. impact load (N)	20800	21900
Impact value (J/cm ²)	52.9	61.5

顕微鏡により 1/100mm の精度で読み取り両表面の亀裂長さを測定した。

繰返し数 N_i 回の亀裂長さ (C_i) および亀裂進展速度 ($(da/dN)_i$) は、下記により求めた。

$$C_i = (a_{i-1} + a_i) / 2$$

$$a_{i-1}, a_i : \text{両表面の亀裂長さの平均値}$$

$$(da/dN)_i = (a_i - a_{i-1}) / (N_i - N_{i-1})$$

また応力拡大係数 (ΔK) は ASTM, E647 により、次式を用いて算出した。

$$\Delta K = \frac{\Delta P(2 + \alpha)}{\beta \sqrt{W}(1 - \alpha)^{3/2}} \cdot F(\alpha)$$

$$F(\alpha) = 0.886 + 4.64 \alpha - 13.32 \alpha^2 + 14.72 \alpha^3 - 5.6 \alpha^4$$

$$\alpha = a/W$$

$$\Delta P : \text{荷重範囲} (\Delta P = P_{max} - P_{min})$$

$$\beta : \text{板厚}$$

$$W : \text{板巾}$$

$$a : \text{亀裂長さ (上記の } C_i \text{ を用いる)}$$

6.2. 計装化シャルピー試験による衝撃荷重－変位特性確認結果

Table. 12 は、衝撃荷重－変位特性の関係を定量的に纏めた結果を示す。

硬さと衝撃強度の関係は、Fig. 14 に示した様に硬度の上昇とともに衝撃強度は低下する傾向を示す。

Cr = 0.5% 含有する開発鋼は、供試材の硬さが現用鋼に対して若干高いが、衝撃破壊特性の亀裂発生エネルギー、亀裂伝播エネルギー値及び衝撃強度は現用鋼より大きい。これは、Cr 量の増加により基地組織のパーライトの面積率およびパーライトのラメラ間隔の変化に起因すると推定され、このことは、Cr = 0.5% 含有による疲労強度は、疲労亀裂発生および亀裂伝播に対して有利になることが予測される。

6.3. 疲労亀裂伝播特性の確認結果

Fig. 16 に現用鋼および開発鋼の疲労亀裂伝播特性である成長速度 (da/dN) と ΔK の関係を示す。 da/dN と ΔK の関係は、Paris 則 [$da/dN = C(\Delta K)^m$] の係数を最小二乗法により求めた。この関係は下記の値となり、開発鋼の低 ΔK 域での疲労亀裂伝播速度は現用鋼に対して低い。

現用鋼 (C-1) $da/dN = 1.12 \times 10^{-10} (\Delta K)^{3.04}$

開発鋼 (C-2) $da/dN = 1.38 \times 10^{-12} (\Delta K)^{4.13}$

疲労亀裂は下限界応力拡大係数幅 (ΔK_{th}) 以下では伝播速度は実質的に 0 となり、 ΔK_{th} を越えると急激に成長しはじめ、その後一定の速度になり、Fig. 16 に示した様に成長速度 (da/dN) と ΔK は両対数紙上で直線となる。今回のテストでは ΔK_{th} を正確に求めるまで ΔK を減少させた確認を行っていないが、 ΔK_{th} を推定すると現用鋼 $\Delta K_{th} \cong 180 \text{ N/mm}^{-3/2}$ 、開発鋼 $\Delta K_{th} \cong 230 \text{ N/mm}^{-3/2}$ レベルである。

以上の結果より、開発鋼の疲労強度向上 (同一硬さレベル) は現用鋼に対し、C 量の減少を図り Cr 量を増すことにより、基底フェライト量の増加と基底パーライトの強化により靱性が向上し、疲労亀裂の発生および亀裂伝播に対し有利になり、疲労強度が向上すると推定される。

7. 開発鋼のコンロッド製造ライン流動結果および製品特性

現状コンロッドは、快削非調質鋼 (現用鋼) を熱間鍛造し、鍛造後大気空冷または強制空冷 (炭素当量により冷却条件をコントロール) して HRC 20-30 の硬度範囲

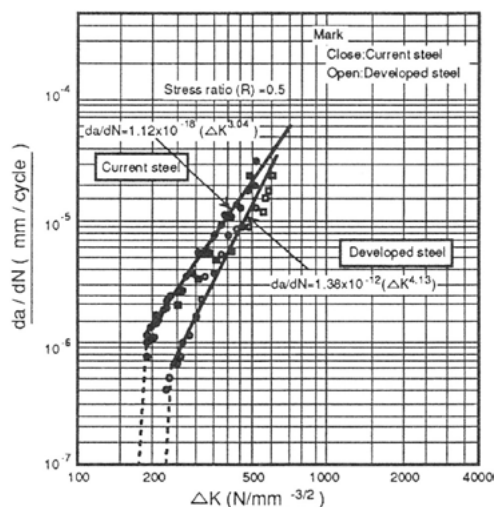


Fig. 16 Comparison of fatigue crack propagation of both developed steel and current steel

に管理し流動を行っている。

新快削非調質鋼のコンロッドへの適用にあたっては、より高疲労強度化を目的として炭素当量の中狭管理化により、硬さを HRC 22-30 範囲に設定する等の変化点があることから、現行の製造ラインに流動し多量流動に対する適合性を確認する。

また疲労強度の向上取り分についても実体コンロッドでの疲労試験を行い明確にし、この疲労強度向上分と一部コンロッドキャップの形状の適性化によるコンロッドの軽量化取り分を明らかにする。

7.1. 開発鋼の製造ライン流動適合性の確認

現用鋼の流動ラインに開発鋼を 1000 個流動し生技性の確認を行った。以下、主要項目について結果を記す。

(1) 開発鋼コンロッドの実体硬度

Fig. 17 に各炭素当量材での鍛造後の冷却条件とコンロッド桿部の硬度例を示す。現状、鍛造後の冷却は炭素当量により大気放冷と強制空冷を実施しているが、この冷却コントロールと炭素当量の中狭管理により HRC 22-30、8 ポイント管理は可能である。

(2) 開発鋼コンロッドの組織

Fig. 18 に実体コンロッドの組織例として、現状熱間鍛造ラインで流動しているコンロッドを開発材の炭素当量 (Ceq) 0.723 材に置き換え製造した製品の状態を示す。

各部の組織は、微細フェライト+パーライト組織で、結晶粒度は粒度 No.6-7 と良好な組織である。また、表層脱炭層も 0.05mm 以下の結果が得られ、組織的に問題な

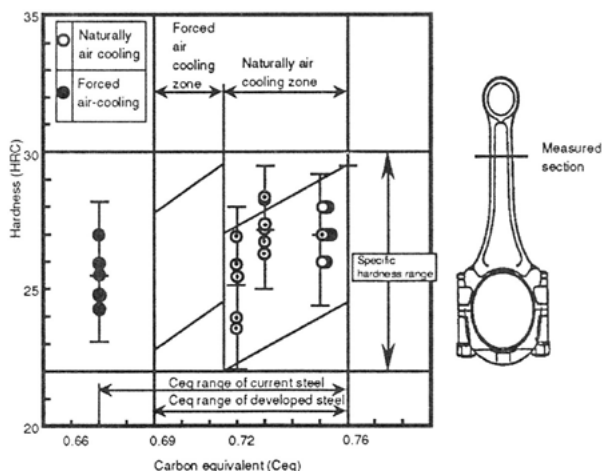


Fig. 17 Actual hardness of connecting rods made from developed steels

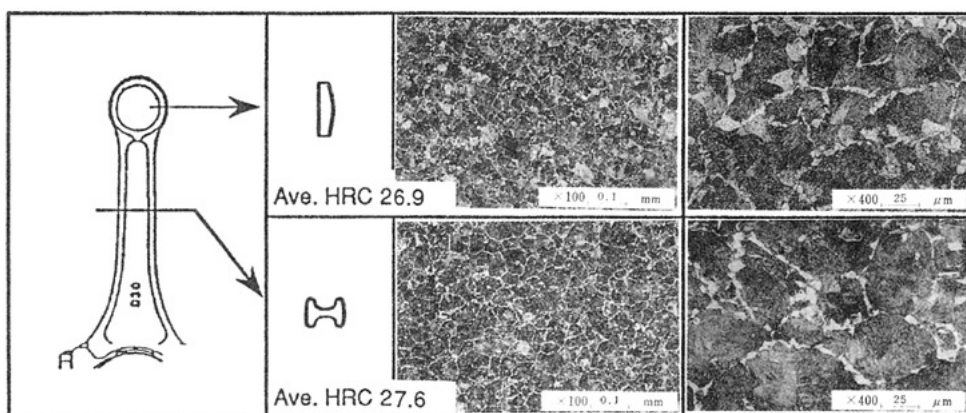


Fig. 18 Micro structure of actual connecting rod developed

いことを確認した。

7.2. 開発鋼コンロッドの製品特性

(1) コンロッドの強度

Fig. 19 に現用鋼および開発鋼コンロッドの引張・圧縮疲労強度と硬さの関係を示す。

開発鋼の適用と炭素当量の巾狭管理による下限硬度増加により、現用鋼コンロッドの実体引張・圧縮疲労強度に対し、約 26% の疲労強度向上 (下限硬さ比較) を確認した。

Fig. 20 に現用鋼と開発鋼のコンロッド実体耐久限度線の比較を示す。

開発鋼適用コンロッドの耐久限は、現用鋼コンロッドの耐久限に対し大幅に向上し、使用する場合同一形状であればより高負荷への対応が可能となる。

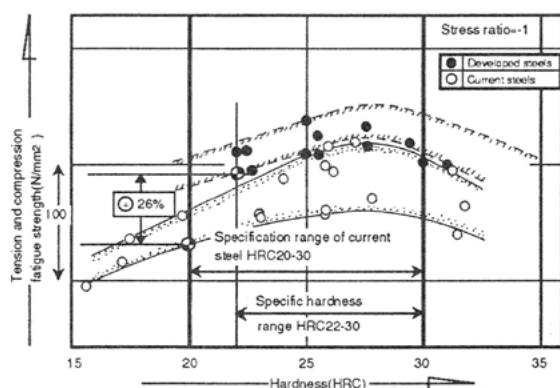


Fig. 19 Comparison of tension and compression fatigue strength between developed steel connecting rods and current steel connecting rods.

(2) 軽量化量

Fig. 20 に示した現用鋼コンロッドに対する強度向上取り分を活用し、適正な形状設定を採用することにより、同一強度安全率での開発鋼コンロッドの軽量化取り分を検討した。

Fig. 21 に現用品と開発品の完成重量を Fig. 22 に現用品と開発品の外観形状を比較して示す。開発鋼の適用と適性形状設定により、コンロッド重量を現用品に対し往復部重量で約 13%、完成品 Assy 重量で、約 15% の軽量化が図れた。

エンジンの往復運動部品であるコンロッドの軽量化は、慣性力の軽減化が図られ、これによるクランク軸受の耐焼付限界向上、クランク系への負荷低下に伴う強度余裕度向上、エンジン振動低下、フリクション低減等への寄与が期待できる。

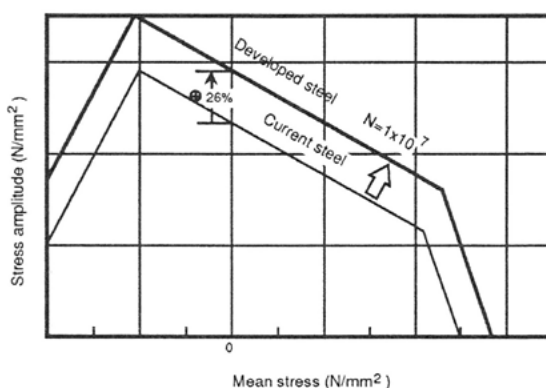


Fig. 20 Comparison of the fatigue endurance diagram under tension and compression stress between developed steel connecting rods and current steel connecting rods.

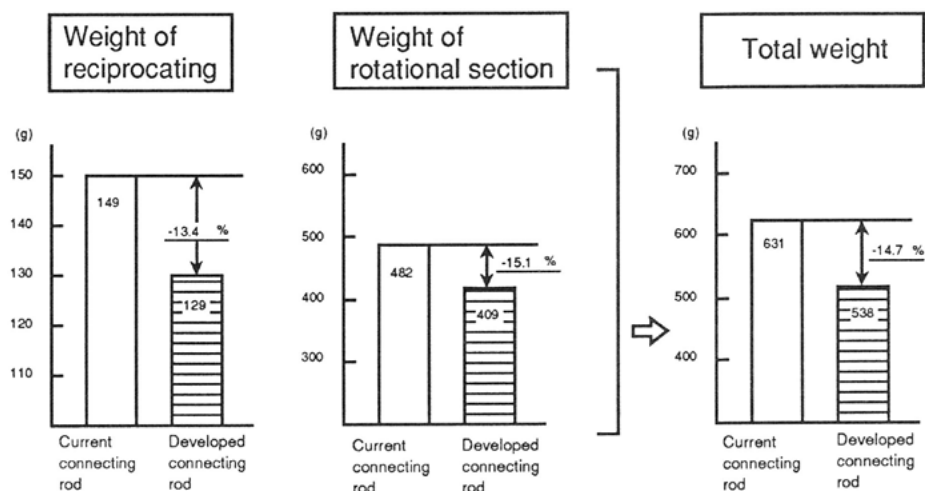


Fig. 21 Comparison between developed steel connecting rod's weight and current steel connecting rod's weight

8. ま と め

自動車エンジン部品であるコンロッドの軽量化を実現するために、高疲労強度非調質快削鋼を開発し、適用検討を行った結果、下記の結論が得られた。

- (1) 高疲労強度可能な材料として、0.33C-0.45Si-1.05Mn-0.5Cr-0.12V 系の析出強化と基体強化を基本に快削元素量の適性化および酸化物系介在物の形態制御を図った新快削非調質鋼を開発した。
- (2) 開発鋼を適用したコンロッドの実体引張一圧縮疲労強度は、現用鋼コンロッドの強度に対し、同一硬さレベルで26%向上する。
- (3) この開発鋼の特性を基本にコンロッドの軽量化を検討した結果、現用品と同等の強度安全率で現用品に対し、約15%の重量軽減が図れた。
- (4) また開発コンロッドは、現用の設備で現用品とほぼ同じ流動条件で製造可能であり、使用上のコスト増加が抑えられ、軽量化／コストがバランスした軽量コンロッドの実用化技術を完成した。

9. 謝 辞

終わりに、本研究において御協力を頂いた㈱大同特殊鋼、中村主任研究員、㈱三条機械をはじめ所内外の関係の方々に感謝の意を表します。

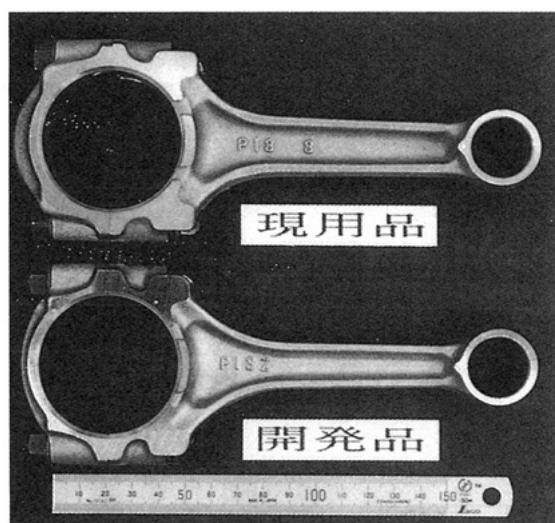


Fig. 22 Comparison of appearance between developed connecting rod and current connecting rod

参 考 文 献

- (1) S. Nakamura, T. Matsubara 他: A Free Machining Titanium Alloy for Connecting Rods, SAE Paper No.910425
- (2) 前田、安田、他: 自動車技術 Vol.143, No.6, 1989 P80
- (3) 伊藤、木村、他: 電気製鋼、第 44 卷、第 1 号、No.734 1973、P29~37
- (4) Vesa, Ollilainen: The effect of calcium treatment on the machinability of steel. Swedish symposium on non-metallic inclusions in steel, Sodertalje, Sweden. 27-29 April, 1981
- (5) ASTM E647-88a, Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates

■ 著 者 ■



松 原 敏 彦



佐 藤 泰 紀



飯 田 善 次



田 口 隆