

高強度トランスミッションギヤ材の開発

Development of High Strength Transmission Gear Steels

水 野 孝 樹*	松 原 敏 彦*	天 野 政 樹*
Kohki Mizuno	Toshihiko Matsubara	Masaki Amano
中 田 雅 之*	鈴 木 雅 啓*	服 部 弘 基*
Masayuki Nakada	Masahiro Suzuki	Kohki Hattori

要 旨

自動車用トランスミッションギヤの小モジュール化、小型化を実現するために、浸炭時に歯車の表層に発生する浸炭異常層に着目し、その浸炭異常層の低減化とアロイデザインによる高強度化を同時に図った、高強度浸炭歯車材を開発した。

通常のガス浸炭条件下では、必ず表層および粒界に酸化物層が形成され、かつその近辺は浸炭異常層といわれる低硬度組織となり、20 μm 程度の深さまで存在する。

著者らは、その浸炭異常層を6 μm 以下に抑えると同時に、現有の量産設備・条件で製造可能な成分組成範囲での高強度化アロイデザインを検討し、歯車材としての適用性を検討した。

その結果、本開発材を使用した歯車は、従来材に対し歯元疲労強度を20%、衝撃強度を2倍向上させ、耐ピッチング特性に関しても有効であった。歯車の小モジュール化で、は、モジュール2.0を1.5以下に変更可能とし、小型化では歯車巾を約20%減少可能とした。

ABSTRACT

To meet the demand for small-module and compact gears for the transmission of passenger cars, high-strength transmissions gear steels were developed. It is new case-hardening steel designed to lessen the formation (depth) of a non-martensitic layer, a low-rigidity area, from 20 μm for the conventional materials to 6 μm . Coupled with redesigning of alloying elements that contribute to reinforcement of the steel and yet can be manufactured in the existing production facilities and procedures, it has made the gear teeth fatigue strength 20%, and impact strength 2 times, higher than the conventional case-hardening steels, as well as offering better pitching resistance. The module of the gear could thus be reduced from 2.0 to 1.5, and gear teeth width by 20%.

1. ま え が き

歯車は代表的な機械要素として、自動車・産業機械等あらゆる動力伝達部品において重要な役割を果たしており、特に近年、自動車用トランスミッションギヤは、エンジンの高出力化に対応するため、あるいはトランスミッションの小型・軽量化を図るため、疲労強度の向上が重要な課題となっている。

一般的に自動車用トランスミッションギヤは、ギヤノ

イズの低減からヘリカルギヤが使用されており、疲労強度・耐摩耗性という強度上の理由から低合金肌焼鋼に浸炭焼入れを施して使用される。低合金肌焼鋼としては、通常、JISで規定されたSCR420あるいはSCM420が使用されてきた。

この様な浸炭歯車の強度支配要因としては、歯車諸元・精度・支持剛性等の設計的要因の他に、合金成分・硬度といった材料的要因も重要と考えられる⁽¹⁾が、合金成分は

* 栃木研究所

ほとんど検討されておらず、JIS 鋼材の使い分けに終始してきたのが実情である。ただし近年製鋼技術の発展は目ざましく、真空脱ガスによる高纯净度鋼の量産が可能となり疲労強度の改善が図られ⁽²⁾、さらに電気炉溶解－取鍋精錬－真空脱ガス－連続鍛造といった高品質鋼の量産技術⁽³⁾が歯車の品質安定に、さらには強度安定に貢献している。

しかし高品質鋼の適用だけでは、高強度化ニーズに応えるには十分ではなく、さらに新鋼種そのものの開発が必要となってきた。そこで著者らは、表層すなわち浸炭層におけるクラック発生抵抗をいかに高めるかに主眼をおいた合金設計を検討し、かつ現有の量産設備・条件で製造可能な高強度歯車材を開発、歯車の小モジュール化・小型化を可能とした。

2. 開発の狙い

歯車の高強度化技術としては、最近ショットピーニング技術や熱処理技術等の製造プロセス技術が盛んに研究開発されており⁽⁴⁾、これらの技術に対する最適材の開発も行なわれている。しかし、製造プロセス技術は、現有製造設備に対して設備投資・改造等が必要となり、大巾なコストアップや品質管理上の諸問題など一長一短があり、急速な市場展開はされていない。今回の開発材は、現有の量産設備と製造条件を極力活用可能とする成分組成範囲内で成分設計を行うことを前提とし、大巾なコストアップをさせず、従来材と同一の品質管理で製造可能な高強度歯車材の開発を狙いとした。

Table 1 に JIS 鋼種である SCR420, SCM420, SNCM420 および各種高強度肌焼鋼の成分組成を、Fig. 1 にそれら鋼種の疲労強度と衝撃強度の位置付けを SCM420 に対する強度比で整理し示す。テストは、モジュール 2.25、歯巾 10mm のスパークギヤ（平歯車）を使用し、疲労テストは動力循環式歯車耐久試験、衝撃テストはアイゾット衝撃試験により行なった。

Fig. 1 に示す様に、疲労強度と衝撃強度は Ni の添加により向上するが、疲労強度は 10% アップ以上でサチュレートする。また Ni 添加は生産技術上大巾に被削性を低下させる元素であるため、量産性を損なわない添加量として 0.5% が限界とされており、それを考慮すると Ni 添加による疲労強度の向上は 10% が限界である。

Fig. 2 にギヤの破損形態と今回の開発材の強度向上手

Table 1 Chemical Composition of The Conventional Steels

Grade	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Hardenability J13mm (HRC) 28
SCR420	0.20	0.20	0.80	0.010	0.010	—	1.00	—	30
SCM420	0.20	0.20	0.80	0.010	0.010	—	1.00	0.20	29
SNCM420	0.20	0.20	0.55	0.010	0.010	1.80	0.50	0.20	29
A	0.20	0.10	0.70	0.006	0.012	—	1.00	0.40	30
B	0.20	0.10	0.60	0.010	0.010	1.00	0.80	0.30	27
C	0.20	0.10	0.30	0.007	0.011	2.00	0.30	0.75	23
D	0.17	0.07	0.30	0.005	0.015	3.00	0.30	0.45	29
E	0.20	0.10	0.30	0.010	0.005	2.00	0.30	0.75	34
F	0.24	0.10	0.70	0.010	0.010	0.50	1.00	0.30	32
G	0.20	0.06	0.60	0.006	0.012	1.00	1.00	0.30	

法および技術ポイントについて整理した。通常、ガス浸炭を行なった場合、粒界酸化に伴う浸炭異常層の形成は不可避である⁽⁵⁾。また疲労破壊、衝撃破壊ともクラック起点は、粒界酸化およびその周辺の低硬度域である浸炭異常層である。このことから、今回の開発材の高強度化手法としては表面の浸炭異常層の低減を主眼とし、合わせて粒界酸化を起点とするクラック発生を抑制するための成分組成を検討し、高強度化を図ることにした。また今回の開発材の目標レベルとしては、Fig. 1 に示す現行材 SCM420 をベースに疲労強度を 15% 以上、衝撃強度を 2 倍以上に設定し開発を行った。

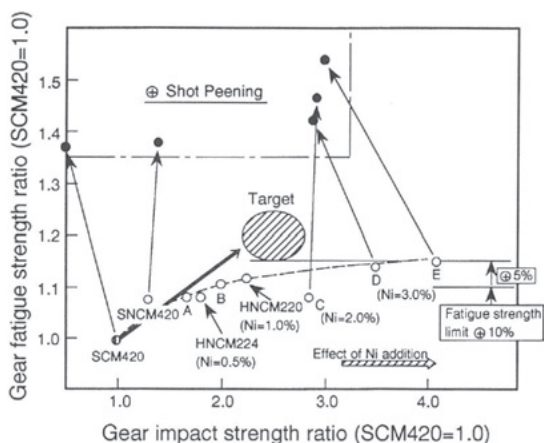


Fig. 1 Relation between Gear Fatigue Strength and Impact Strength of Conventional Steels

3. 高強度合金設計

3.1. 浸炭異常層低減化成分組成の検討

浸炭異常層とは、浸炭時表層に生ずる粒界酸化と不完全焼入組織を示すものである⁽⁶⁾。その形成機構は酸素との親和力の強い Si, Mn, Cr などが優先的に粒界に拡散し、浸炭ガス中の酸素と結びついて酸化物を形成する。これらの元素は焼入性向上元素であるため、粒界酸化近傍のマトリックスでは焼入性が低下し、不完全焼入組織となる。よって、この浸炭異常層を防止するには、酸化物形成傾向の強い Si, Mn, Cr を低減すればよい。

Fig. 3 に回転曲げ疲労強度と Si, Mn, Cr 量の関係について示す。試験は小野式回転曲げ疲労試験を行い、浸炭は通常のガス浸炭焼入を行なった。各成分とも低減することにより疲労強度が向上する。

さらにこれらの結果について、回転曲げ疲労強度と浸

炭異常層の関係でまとめたものを Fig. 4 に、シャルピー衝撃値と浸炭異常層の関係について Fig. 5 に示す。通常量産されている歯車の浸炭異常層は 20 μm 以上である。そのレベルに対して浸炭異常層を 6 μm 以下にすることにより、回転曲げ疲労強度は約 20% 向上、シャルピー衝撃値は約 2.5 倍となり、それぞれ目標強度レベルを満足する。

次に、浸炭異常層を 6 μm 以下にするための主要成分 (Si, Mn, Cr, Mo) について検討を行なった。粒界酸化層深さと合金元素の相関性として、並木らは $10\text{Si}+\text{Mn}+\text{Cr}(\text{wt}\%)$ という合金元素パラメータで粒界酸化層深さをよく整理できることを報告⁽⁷⁾しており、本検討においても浸炭異常層深さをこの合金元素パラメータを使って整理した。試験材の概略成分を Table 2 に、浸炭条件を Fig. 6 に、浸炭異常層と合金パラメータの関係を Fig. 7 に示す。この様に、酸素との親和力の弱

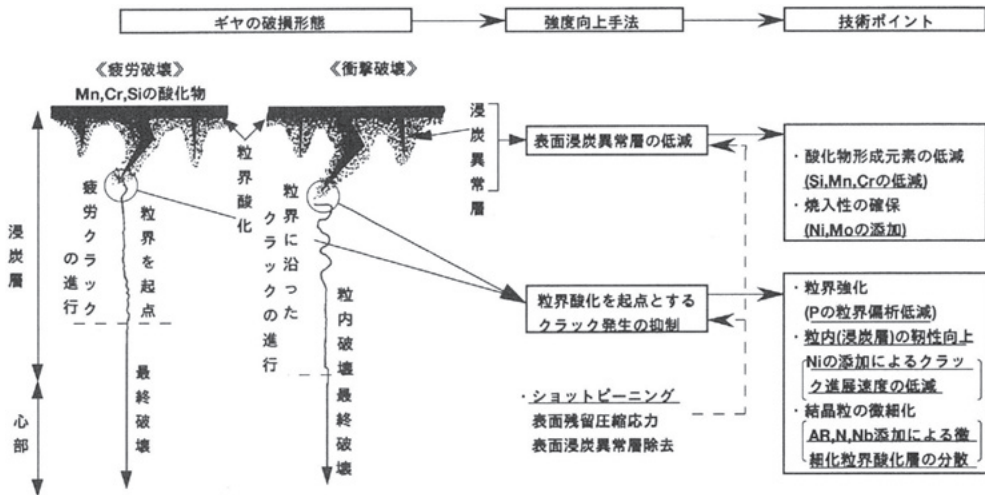


Fig. 2 Gear Crack Appearance Method of Strength Improvement and Technical Point

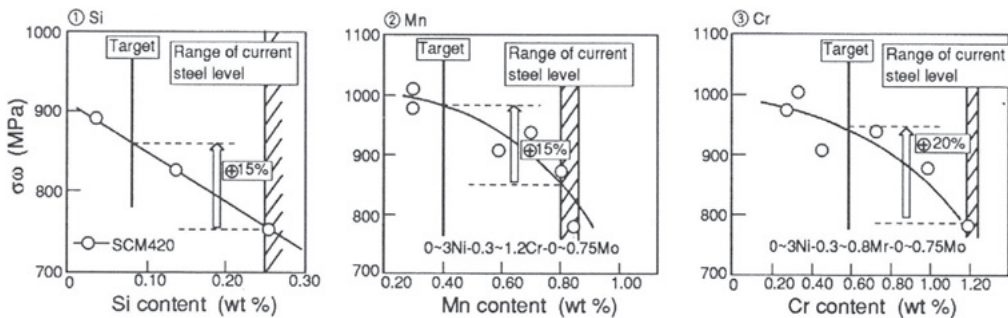


Fig. 3 Influence of Si, Mn, Cr Contents on the Rotating Bending Fatigue Strength Limit

Table 2 Chemical Composition of Carburizing Test Specimens

	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	10 Si + Mn + Cr (wt %)
A	0.06	0.70	1.10	—	0.80	2.40
B	0.05	0.40	0.60	0.20	1.00	1.50
C	0.03	0.60	1.00	0.90	0.30	1.90
D	0.08	0.70	1.00	0.08	0.40	2.50

い Mo は、Si、Mn、Cr が拡散して低下したマトリックスの焼入性を補完する働きがあり、浸炭異常層の低減には有効な元素である。

3.2. その他の成分組成の検討

(1) 粒内 (浸炭層) の靱性向上

疲労破壊を考えた場合、クラックの発生抑制と同様にクラックの進展速度抑制についても考慮する必要がある。

Fig. 8 にシャルピー衝撃値と Ni 量の関係について示す。

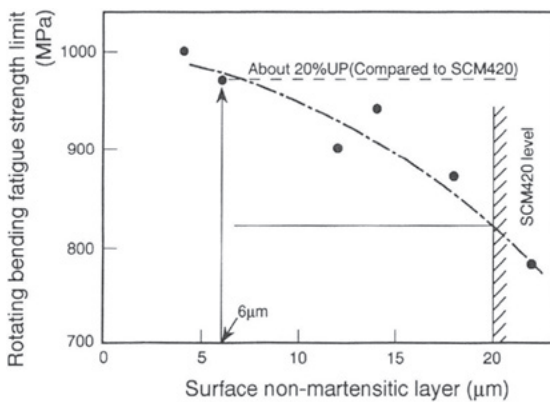


Fig. 4 Relation between Rotating Bending Fatigue Strength and Surface Non-Martensitic Layer

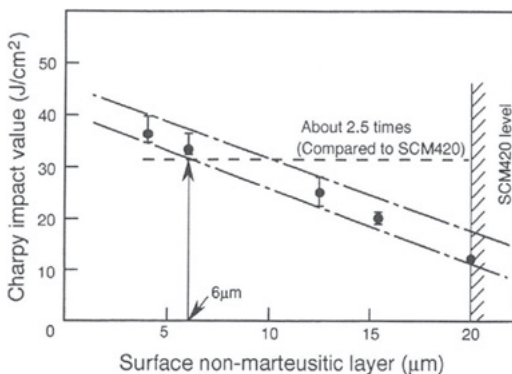


Fig. 5 Relation between Charpy Impact Value and Surface Non-Martensitic Layer

Ni は浸炭層の靱性を向上させる元素であるが、前述したように Ni は被削性を低下させる元素であるため 0.5% 添加が限度となる。

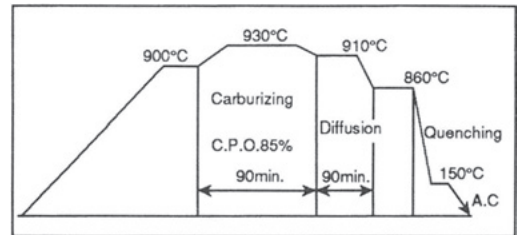


Fig. 6 Carburizing Test Condition

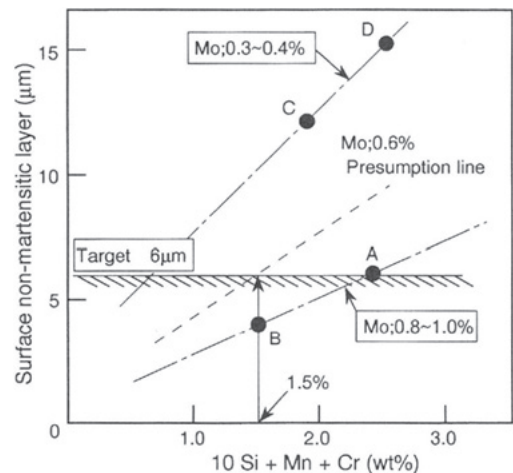


Fig. 7 Relation between Surface Non-Martensite Layer and 10Si+Mn+Cr Alloy Parameter

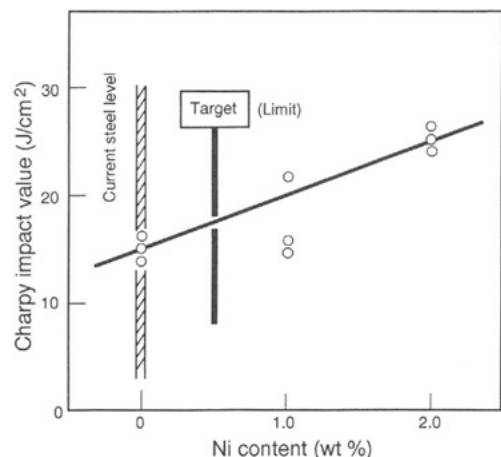


Fig. 8 Relation between Charpy Impact Value and Ni Content

(2)粒界の強化

疲労破壊の起点は粒界である。また衝撃破壊についても粒界を起点とし粒界に沿ったクラック進行が起こる。これらの点で粒界を強化する必要がある。粒界強化手法としてよく知られているのが、粒界に偏析し粒界脆化を引き起こすP, Sの低減である⁽⁸⁾。Fig. 9 にシャルピー衝撃値とP, S量の関係を示す。P, Sとも低減することによりシャルピー衝撃値は上昇する。Pについては、現在の製鋼技術より0.010%以下の管理が可能であり、Sについては、被削性を維持できるレベルとして0.012%が最適値である。

(3)結晶粒の微細化

疲労破壊、衝撃破壊とも粒界が起点となることから、結晶粒を微細化しクラック発生起点の分散を図ることも有効な手法である。Fig. 10 にシャルピー衝撃値とオーステナイト結晶粒度の関係を示す。結晶粒が細粒化される

Table 3 Specific Chemical Composition of Developed Steel

Chemical composition	Current steel	Developed steel (wt%)
C	0.17 – 0.23 (0.20)	0.17 – 0.23 (0.20)
Si	0.15 – 0.35 (0.25)	0.08 max. (0.05)
Mn	0.55 – 0.90 (0.80)	0.30 – 0.50 (0.40)
P	0.030 max. (0.020)	0.010 max. (0.008)
S	0.010 – 0.030 (0.017)	0.008 – 0.015 (0.012)
Ni	–	0.40 – 0.60 (0.50)
Cr	0.85 – 1.25 (1.20)	0.50 – 0.70 (0.60)
Mo	[– 0.10–0.25](0.15)	0.70 – 0.90 (0.80)
Al / N	–	Addition
Nb	–	Addition (0.02)
10 Si + Mn + Cr	4.50	1.80 max.
Non-martensitic layer	20~25μm	6μm max.
Hardenability	J13mm ^{HRC} 27 (30)	J13mm=30

ことにより衝撃強度は向上する。結晶粒の細粒化手法としては、AlN, NbCNの析出粒子による結晶粒のPinningがよく知られており⁽⁹⁾、本開発材においてもAl, N, Nbの添加により細粒化を図った。

3.3. 開発材設定組成

前記の様に、浸炭異常層の低減化およびその他の高強度化成分組成検討の結果、Table 3 に示す様に開発材組成を設定した。焼入性に関しては、現量産浸炭条件を使用可能とするためJominy 値をSCM420 と同等にコントロールした。また浸炭異常層を6 μm 以下に管理するためMoを0.8%、10Si+Mn+Cr(wt%)は1.8%以下に設定した。

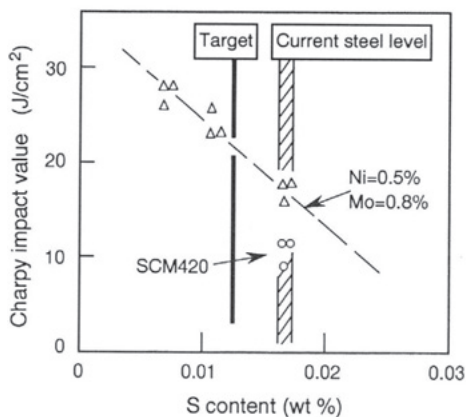
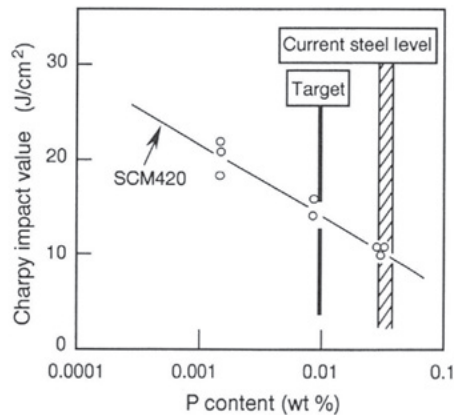


Fig. 9 Relation between Charpy Impact Value and P.S Contents

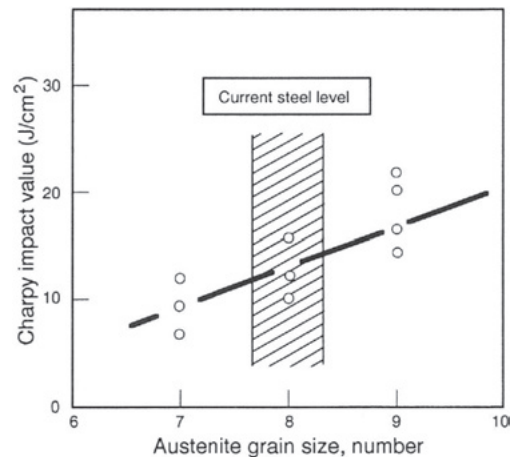


Fig. 10 Relation between Charpy Impact Value and Austenite Grain Size

4. スパーギヤ (平歯車) による強度確認

前記にて組成設定した開発材について、スパーギヤにおける強度確認を行なった。Table 4 に供試歯車の諸元を示す。歯車は歯研仕上後、量産浸炭炉にて処理した。Fig. 11 に浸炭処理後の硬度分布を示す。開発材と従来材の浸炭深さはほぼ同等であるが、開発材は浸炭異常層の低減化が図られているため、従来材に見られる最表面の硬度低下が認められない。

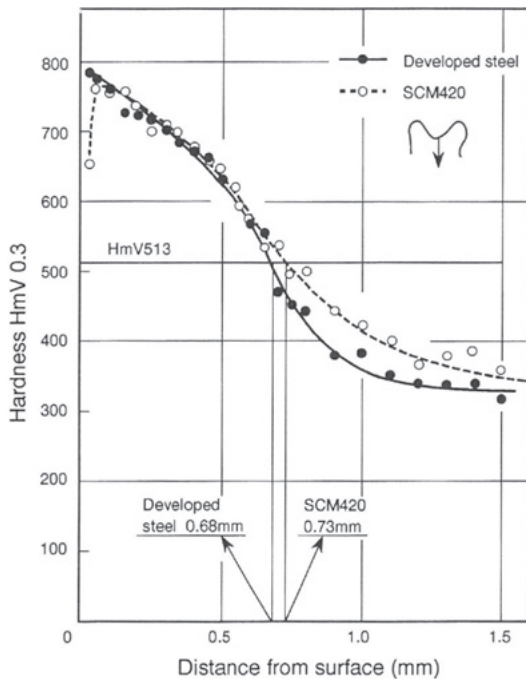


Fig. 11 Comparison of Hardness after Carburizing of Both Developed Steel and Current Steel

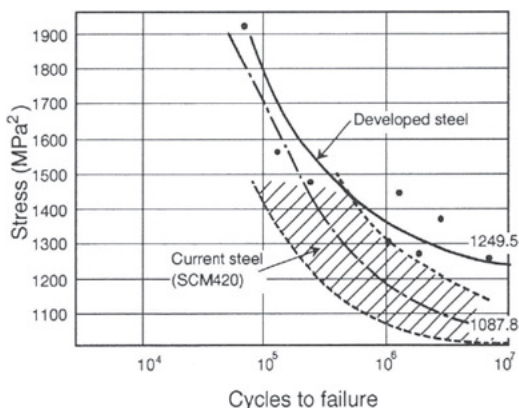


Fig. 12 Comparison of the Fatigue Strength between Developed Steel Spur Gears and Current Steel Spur Gears

Table 4 Specification of spur gear

Pressure angle	20°	Teeth width	10mm
Module	1.5	Shift factor	0
Number of teeth	50	Center distance	75mm

4.1. 疲労強度特性

疲労強度試験は供試歯車を2個で一对とし(レシオ1.0)、動力循環式歯車耐久試験機にて行なった。回転数は4000rpm, トランスミッションオイルを使用しギヤ噛み込み側からジェット給油を行なった。Fig. 12にS-N線図を示す。10⁷ 疲労限強度で比較すると従来材であるSCM420は1087.8MPaに対し、開発材は1249.5MPaで約15%の疲労強度向上が認められる。

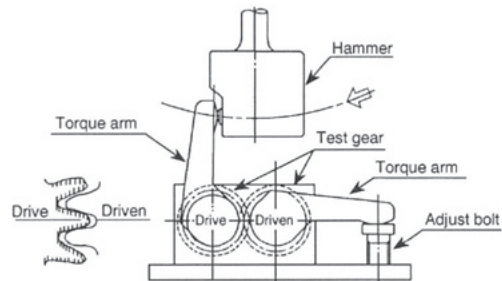


Fig. 13 Condition of Spur Gear Impact Strength Test

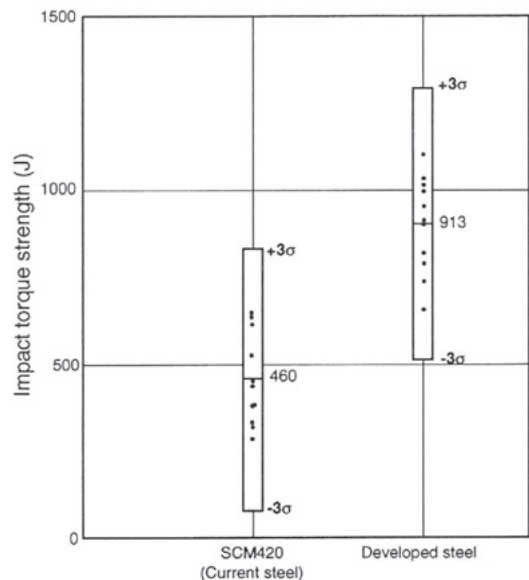


Fig. 14 Comparison of the Impact Torque Strength between Developed Steel Spur Gears and Current Steel Spur Gears

4.2. 衝撃強度特性

衝撃強度試験は Fig. 13 に示すアイゾット衝撃試験機を用いた。Fig. 14 に破壊衝撃トルク値にて従来材と比較した結果を示す。その結果、約 2 倍の衝撃強度向上が認められる。

5. ヘリカルギヤ (はすば歯車) による 疲労強度確認

自動車用歯車は、ギヤノイズの低減から一般的にヘリカルギヤが使用されるため、実歯車に近い使用条件下の試験方法を検討し、ヘリカルギヤにおける浸炭品質および疲労強度について確認した。

5.1. 供試歯車諸元

供試歯車の基本諸元を Table 5 に示す。またモジュールの影響および歯形転位係数の影響を明確にするため Table 6 に示す 6 種類の供試歯車諸元にて試験を行なった。

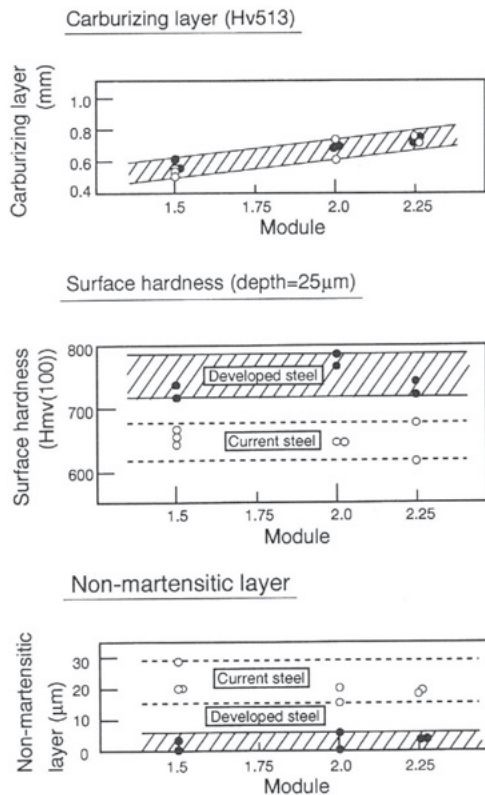


Fig. 15 Comparison of the Carburizing Gear Quality between the Developed Steel Helical Gears and the Current Steel Ones

Table 5 Basic Specification of Helical Gear

Center distance	75.0	Face width	10.0
Gear ratio	1.0	Tool type	SPC
Pressure angle	17.5	DIN quality class	8E
ADD / DDN	1.65 / 1.10		

Table 6 Specification of Each Module Gears

No.	Module	Number of teeth	Shift factor	Helix angle	Contact ratio		
					Transverse	Face	Total
1	2.0	31	-0.378	36	1.753	0.935	2.688
2	↑	30	+0.216	↑	1.528	↑	2.464
3	1.5	41	-0.324	↑	1.737	1.247	2.984
4	↑	40	+0.289	↑	1.586	↑	2.833
5	2.25	27	-0.020	↑	1.552	0.832	2.383
6	↑	26	+0.664	↑	1.517	↑	2.349

5.2. 供試ギヤの浸炭品質

Fig. 15 に供試歯車の浸炭品質 (最表面硬度、浸炭硬化層深さ、浸炭異常層) について確認した結果を示す。浸炭処理は量産用浸炭炉を使用し量産と同一条件にて処理した。浸炭異常層は従来材が 20~30 μm 程度発生しているのに対し、開発材は各モジュール品とも 6 μm 以下にコントロールされている。その結果、最表面硬度に大きな差が認められる。浸炭層深さは、従来材・開発材ともモジュールが大きくなるにつれて深くなる傾向にあり、各モジュールにおける深さは同等である。

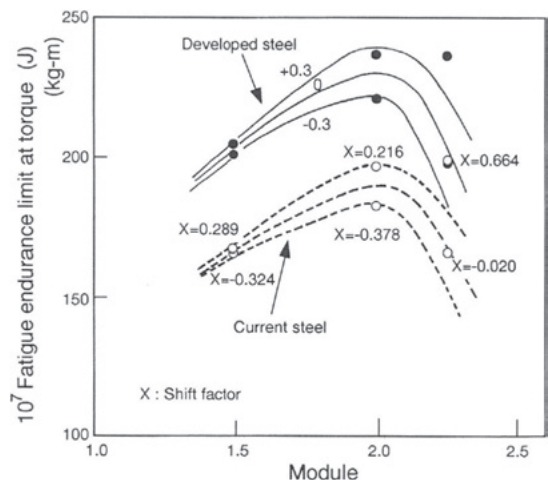


Fig. 16 Relation between Fatigue Endurance Limit at Torque and Module

Table 7 Test Condition for Roller Pitting Test

Hertz contact stress	1600~2200MPa
Test specimen Ne (Small roller)	1560rpm
Sliding speed	0.8m/sec
Oil	MTF
Oil temp	75°C

5.3. 疲労強度特性

各供試歯車の S-N 線図より求めた 10^7 疲労限トルク強度とモジュールの関係を Fig. 16 に示す。また Fig. 17 に各モジュールにおける疲労強度向上分を示す。図中のラインは、試験結果から求めた歯形転位係数、+0.3、0、-0.3、相当の仮想ラインである。

本結果より言えることは、モジュールが 2.0 以下の疲労強度は従来材・開発材ともモジュールが小さくなるにつれて低下する傾向にあり、開発材は従来材に対して 20% 以上向上している。また歯形転位係数の影響としては、各モジュールにおいて + 転位の方が疲労強度は高くなりモジュールが小さくなるにつれて転位係数の影響は小さく、モジュール 1.5 ではほとんど転位係数の影響はない。さらに開発材のモジュール 1.5 の疲労強度は従来材のモジュール 2.0 の疲労強度に相当する。これは従来材でモジュール 2.0 のものを開発材でモジュール 1.5 へ変更可能であることを意味している。

また今回モジュール 2.25 で、疲労強度が低かった原因としては、歯車巾・歯車径に対してモジュールが大きくな

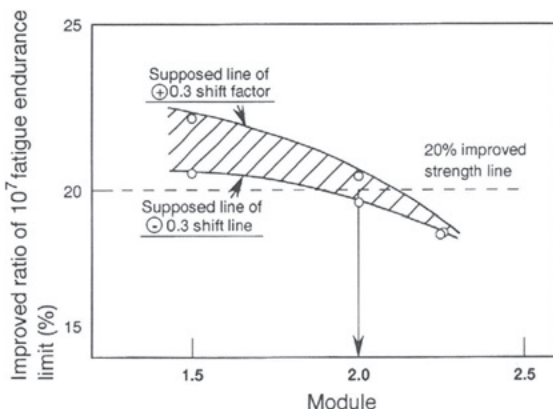


Fig. 17 Relation between Improved Ratio of fatigue Endurance Limit Compared with Current Steel Gears and Each Module

Table 8 Carburizing Quality of Roller Pitting Test Specimens

	Developed	Current
Surface hardness (25μm depth)	HmV760~766	HmV633~664
Carburizing layer	0.53mm	0.49mm
Internal hardness	HmV301	HmV285
Non-Martensitic layer	6.0μm	20.0μm
Surface roughness	2.8~5.0μm	5.0~9.0μm
Amount of residual austenite	7.5%	4.3%

りすぎ、重なり噛み合い率を十分に確保できなかったのが原因と思われる。

6. 高強度材の耐ピッチング特性

6.1. ローラーピッチング試験

開発材の耐ピッチング特性に関してローラーピッチング試験にて従来材との特性比較を行った。テスト条件を Table 7 に示す。実際のピッチングが発生する部位はピッチ円よりやや歯元側付近で発生しており、これは歯車の噛み合い変化が起きる最悪荷重点に相当すると考えられる。よって今回の滑り速度条件は歯車諸元からその時の滑り速度を推定し、0.8m/sec に設定した。

また供試ローラーは浸炭のままの状態にて試験を行っ

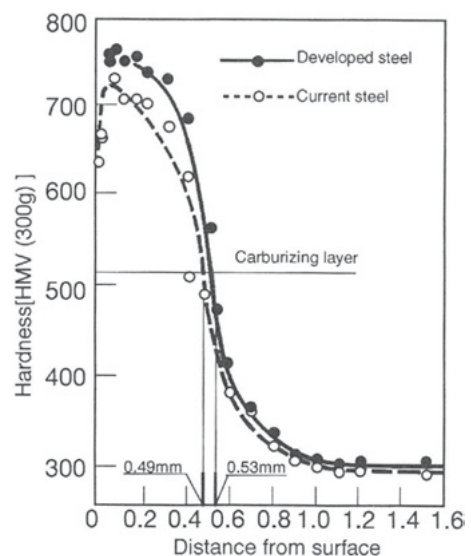


Fig. 18 Hardness after Carburizing of Roller Pitting Test Specimens

た。供試ローラーの浸炭品質を Table 8 と Fig. 18 に示す。硬度特性としては、浸炭異常層による差が表面硬度で大きくでているが、硬化層深さ・内部硬度は同等である。表面面粗度にも浸炭異常層の影響があり、開発材の面粗度レベルは非常に良い。また残留オーステナイト量も成分組成により開発材の方が多めとなっている。

Fig. 19 に S-N 線図を示す。従来材の 10^8 疲労限強度は 1764MPa であり、開発材のそれは 1960MPa 以上である。Fig. 20 に表層の摩耗量・微小ピッチングダメージとヘルツ面圧で整理し示す。その結果、従来材はヘルツ面圧 1960MPa 以上から微小ピッチングが発生し、それが部分

摩耗および全面摩耗に発展していく。それに対して開発材は 2146MPa まで微小ピッチング・摩耗は発生しない。Fig. 21 に微小ピッチング・摩耗が発生した時の面粗度と通常摩耗時の面粗度を比較して示す。この様に表層ピッチングに関しても表面異常層の低減化が図れた開発材は 20% 以上の高強度化取り分が確認された。但し、この耐ピッチング特性の向上理由としては、表面異常層の低減化による表面の高硬度化および表面面粗度の向上、さらには成分組成による残留オーステナイト量の増加等さまざまな向上因子が考えられ、各因子の影響についてはさらに今後解析を進める必要がある。

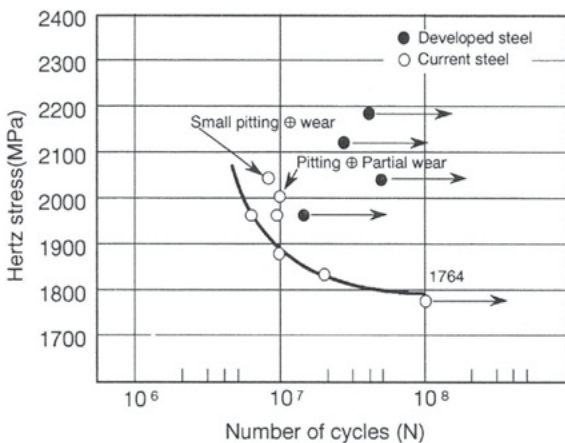


Fig. 19 Comparison of the Contact Fatigue Strength at Roller Pitting Test between Developed Steels and Current Steels

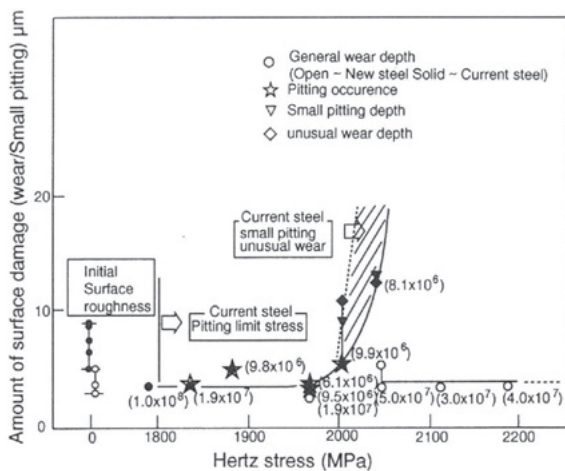


Fig. 20 Relation between the Amount Damage on Roller Pitting Test and Hertz Contact Stress

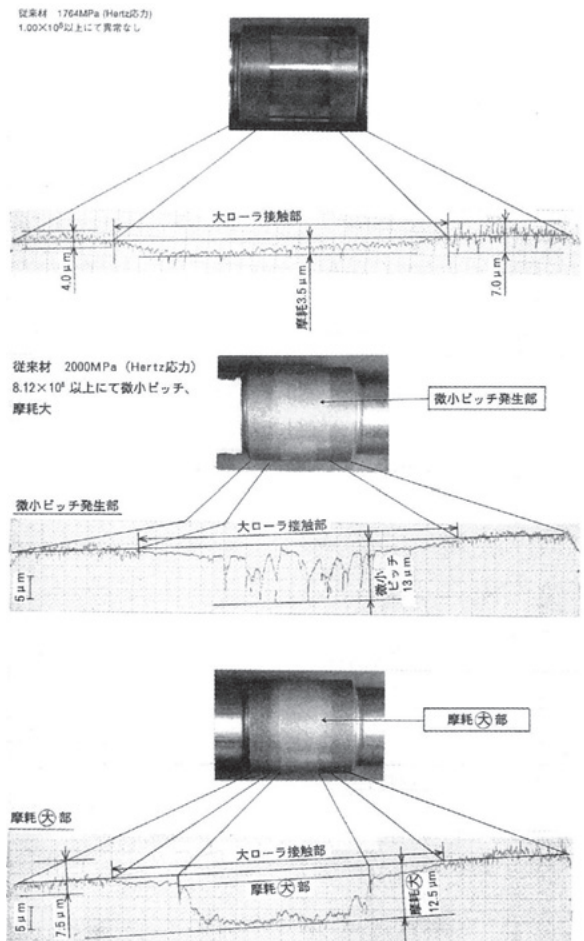


Fig. 21 Comparison of Surface Roughness between at Small Pitting/Unusual Wear and at General Wear

7. 高強度材の歯車製造ライン流動結果

現行の量産加工ラインに開発材を 200pcs 流動し生産性の確認を行った。以下、主要項目について結果を示す。

7.1. 開発材歯車の焼準硬度

一般的に歯車は、熱間鍛造－焼準－レース－歯切り－シェーピング－浸炭という工程で製造され、特に被削性を確保するため焼準後の硬度・組織が重要なポイントとなる。

従来材は通常の焼準が行われ、 $920^{\circ}\text{C} \times 2\text{Hr}$ 保持後空冷 ($-800^{\circ}\text{C}/\text{Hr}$) により、硬度を HRB85~90 に、また組織はフェライト－パーライト組織にコントロールされている。しかし、今回の開発材を同じ焼準条件で処理すると HRB100 前後の硬度で、組織はベイナイト組織になる。そこで開発材については Fig. 22 に示す熱処理条件を設定した。その結果、硬度は HRB86~90、組織はフェライト－パーライト組織になり、従来材と同等にコントロール可能となった。

7.2. 開発材歯車の被削性

Fig. 22 の条件で熱処理した開発材歯車の被削性 (レース加工・歯切り加工・シェーピング加工) は工具寿命、切粉

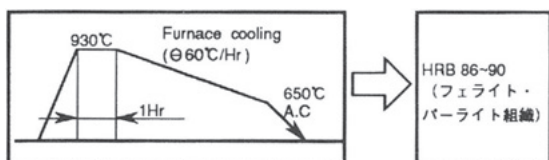


Fig. 22 Heat Treatment Condition of Developed Steel Gears

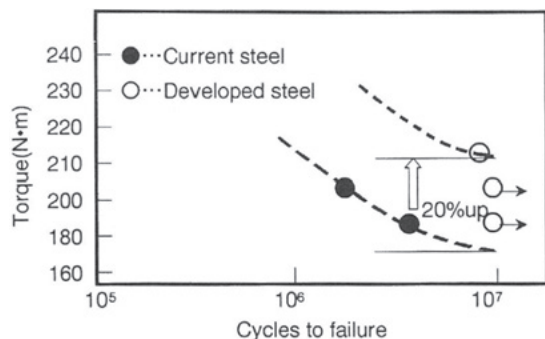


Fig. 23 Comparison of the Fatigue Strength of Fine Module and Compact Gears between Developed Steel Gears and Current Steel Gears

性状、寸法精度、面粗度とも従来材と同等であった。

7.3. 開発材歯車の浸炭処理性

浸炭による寸法変化量も従来材と同等であった。また浸炭品質としては開発材の方が最表面硬度が高く、浸炭後の面粗度も従来材 $5.5 \mu\text{m}$ に対し、開発材は $2.5 \mu\text{m}$ と良好であった。

8. 高強度歯車の製品特性

8.1. 小モジュール・小型化への可能性

高強度歯車の小モジュール化および小型化の可能性を検討するため、入力トルク $215.6\text{N}\cdot\text{m}$ 用の量産歯車諸元に対し、小モジュール・歯車巾狭化した歯車を試作した。Table 9 に歯車諸元を示す。量産諸元に対してモジュールを 2.0 から 1.5 にすることにより、歯車巾は約 20% 減少し、トータル噛み合い率は 9.3% 増を確保している。これらの諸元で開発材と従来材の歯車を造り、実機トランスミッションでのモータリング試験を行った。

負荷トルクと破損までの繰り返し数を Fig. 23 に示す。この結果からも開発材はトルク強度として約 20% 向上しているのがわかる。また開発材は、小モジュール巾狭諸元においても、歯元強度的には入力トルク $205.8\text{N}\cdot\text{m}$ でも対応可能であり、この時の歯面応力も約 8.4% 増程度であり充分対応可能である。Fig. 24 にテスト歯車外観を示す。

トランスミッションギヤの小モジュール化は、歯車噛み合い率向上に伴う歯車騒音の低減、また歯車の巾狭化はトランスミッションの小型化・多段化に寄与することが今後期待できる。

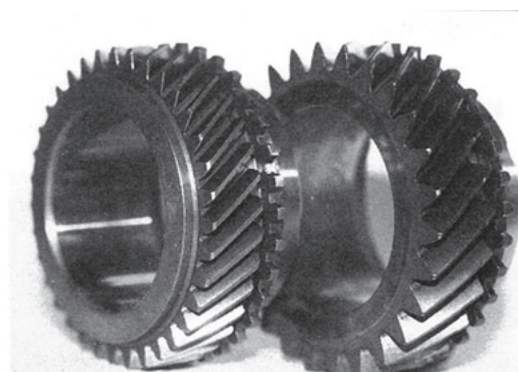


Fig. 24 Appearance of Fine Module and Compact Gear

Table 9 Fine module compact gear specification

		Mass product specification	Fine module specification
Module		2.0	1.5
Number of teeth		26/32	35/44
Ratio		1,230	1.257
Helix angle		36°	36°
Face width		16.0/15.0	12.9/11.9
Shift factor		±0.360/±0.331	±0.005/±0.151
ADD / DDN		1.65/1.10	1.80/1.15
Contact ratio	Transverse	1.515	1.704
	Face	1.403	1.484
	Total	2.918	3.188

9. まとめ

浸炭時の表面異常層の低減により高強度化を図ったトランスミッション歯車材を開発し、歯車の小モジュール化・小型化を検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) 高強度合金設計としては、10Si+Mn+Cr(wt%)を1.8%以下にし、かつNi=0.5%、Mo=0.8%添加することにより浸炭異常層を6 μ m以下にコントロール可能となり、回転曲げ疲労強度を20%、シャルピー衝撃値を2.5倍に向上可能とした。また焼入れ性はSCM420材と同等である。
- (2) 開発材をモジュール1.5～2.25のヘリカル歯車にて強度確認した結果、トルク強度としては従来材に対し約20%疲労強度が向上し、2.0から1.5へ小モジュール化が可能である。

■ 著 者 ■



水野孝樹



松原敏彦



天野政樹



中田雅之



鈴木雅啓



服部弘基

- (3) 耐ピッチング特性についても20%以上の高強度化取り分を確認した。ただし向上因子としては、表面の高硬度化・面粗度の向上・残留オーステナイト量の増加等が考えられ、今後さらに解析を進める必要がある。
- (4) 開発歯車材は、鍛造後の熱処理条件の変更のみで、現用の量産製造設備で従来材とほぼ同じ加工条件で製造可能であり、機能向上とコストがバランスされた高強度歯車であり、今後歯車の小モジュール化・小型化に大いに寄与することが期待される。

謝 辞

本研究において多大な御協力を頂いた大同特殊鋼(株)、柳河精機(株)、武蔵精密工業(株)の関係の方々に感謝の意を表します。

参考文献

- (1) 岡田ら、自動車技術会論文集、研究論文13)、(1989)72
- (2) 坪田ら、熱処理、23, 4, (1983)193
- (3) 小沢ら、電気製鋼、55, 2, (1984)93
- (4) 秦野ら、電気製鋼、63, 1, (1991)22
- (5) T. Naito, H. Ueda, Metall. Trans. A, 15A, 7, (1984) 1431
- (6) 内藤武士、浸炭焼入れの実際、日刊工業新聞社(1979) 180
- (7) 並木邦夫、熱処理、28, 4, (1988)227
- (8) 並木、磯川ら、鉄と鋼、72, 15(1986)2117
- (9) 菊竹、徳永ら、鉄と鋼、74, 5(1988)47