

高強度バルブスプリングの開発

Development of High Strength Spring for Valve Train

西村 泰輔* 広瀬 謙治* 音羽 卓*
Taisuke NISHIMURA Kenji HIROSE Takashi OTOWA

要 旨

軽量コンパクトな弁ばねの実現には、高強度と同時に加工性が要求される。本開発では、材料成分の見直し、炭化物組織制御、高精度表面軟化（脱炭）製法等の検討を行った。その結果、従来弁ばね材（SWOSC-VH材）に対し、強度が30%以上向上し、かつ加工性が同等の高強度弁ばね材を実現した。

ABSTRACT

High strength and good plasticity material is necessary for reducing size and weight of valve springs. The authors have reconsidered the chemical composition of material, modified the texture of carbides and developed a new surface softening (decarburization) process. As a result, more than 30% improvement of strength and the same plasticity as that of conventional materials were obtained.

1. まえがき

自動車用エンジンの高回転化やコンパクト化のニーズに対応して、バルブスプリング（以下弁ばねと称す）の高強度化ニーズは高い。

一般に、弁ばねの疲労破壊は微小介在物によるものと材料強度限界によるものとに分けられる。この中の微小介在物については、転炉・連続鑄造操業における溶鋼の清浄化技術の進歩により大幅に改善されてきている¹⁾。しかし、材料強度限界の向上については、小曽根らによる炭化物析出や高合金化の研究²⁾ などがあるものの、あまり進んでいない。というのは、弁ばね製造工程の中に線引きとコイリングという強加工工程があり、材料高強度化（高耐力化）と加工性との両立が難しいからである。

そこで、著者らは材料成分を見直すと共に、炭化物組織制御、高精度表面軟化（脱炭）製法などを検討し、高強度と加工性の両立した弁ばね材を開発したので以下に報告する。

2. 開発材料の考え方と課題

弁ばねの破壊は、介在物の影響を除くと、表面から内部へ向かって減少していく3つの要因の大小関係により決まる。すなわち、ねじり負荷応力、材料の残留圧縮応力、材料強度の三つである。したがって、弁ばね材料の高強度化には、高くかつ深い残留圧縮応力分布と高い内部強度を、加工性とバランスよく作り出すことが必要となる。以下に、このバランスをとる上での課題と本開発の考え方を述べる。

まず最初に残留応力について説明する。残留応力は材料の降伏強度以上の値にはならない為、従来弁ばね材（SWOSC-VH材）よりも高くかつ深い残留応力分布を得るためには、従来材よりも高硬度でかつ深い窒化層が必要となる。この様な窒化層を得るには現状の窒化温度よりも高い温度で処理する必要がある。しかし、単純に窒化温度だけを上げると、内部の硬度が低下し弁ばねとしての強度はあまり改善されない³⁾。この内部硬度を維持す

*和光研究所

る為に焼き戻し軟化低抗の高い合金成分を添加するという方法も考えられるが、この場合には加工性が低下して線引きやコイルリングが出来なくなる。すなわち、耐熱性（高温窒化に対する内部硬度維持性）と加工性の両立が課題である。

次に強度について説明する。本開発では炭化物の析出による強度向上に着目した。しかし、強度向上のための炭化物は、強加工時の抵抗や疲労破損起点とならない様に極力微細化しなくてはならない。そのためには、鑄造冷却時に析出した炭化物を圧延加熱時に固溶し微細化する必要がある。しかし、炭化物の固溶するような高温で圧延すると、今度は母相の結晶粒粗大化が起こり圧延時の傷を生じやすくなる⁴⁾。すなわち炭化物の微細化と結晶粒の微細化の両立が課題である。

最後に表面軟化層（減炭）の利用について説明する。従来より、板材の加工性向上のために水蒸気雰囲気中で加熱し表面に脱炭による表面軟化層を形成する手法⁵⁾が用いられている。一方、弁ばね製造においては、表面軟化層は強度低下をもたらす阻害要因とされている。しかし、表面軟化層はコイルリング加工性を大幅に改善することおよび後工程の高温窒化で表面強度を回復出来る可能性があることから、本開発では軟化層に着目した。もちろん脱炭量が多いと強度が低下するので、強度とコイルリングを両立させる高精度表面軟化製法の開発が課題となる。なお本稿ではコントロールされた低レベル脱炭という低レベル脱炭という意味で減炭という用語を併用している。

要約すると本開発の主要課題は下記の三点である。

- 1) 高温窒化による高強度化を前提に耐熱性（焼き戻し硬度）が高くかつ加工性（絞り値）の高い合金の選定。
- 2) 材料強化には炭化物析出法を取り入れ、加工性確保

の為に炭化物微細化と結晶粒微細化の両立。

- 3) 高強度とコイルリング加工性を両立させる高精度脱炭（減炭）製法の開発。

3. 材料成分設定

3. 1. 耐熱性（焼き戻し硬度）と加工性（絞り値）

成分設定の方向性を決めるために、量産合金線材をベースとして、Si, Mn および他の合金成分（Cr, Mo, V）が耐熱性と絞り値に及ぼす影響を検討した。具体的には、Table 1 に示す B1 案：Si, Mn, 合金（Cr）複合増量、B2 案：Si 単独増量、B3 案：Mn 単独増量、B4 案：Cr, Mo, V 合金複合増量効果の 4 種類の内容を調べた。これら四案の成分範囲は SWOCN-V 材および SUP-7 材の知見をベースにしている。試料は 150kg 少量溶解インゴットを、鍛造、圧延、線引き、オイルテンパーの後φ 4.5 とし、焼き戻し硬度（耐熱性）と絞り値の比較を行った。

Fig.1 に焼き戻し硬度を、Fig.2 に焼き戻し後の材料の絞り値を示す。

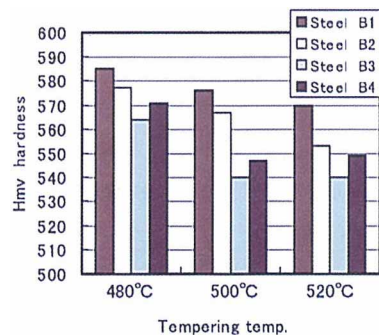


Fig.1 Heat-resistance of examined alloy relation between tempering temperature and hardness

Table 1 Chemical composition of tested steels and alloys

NO.		Dessolved amount	Chemical composition (weight %)									Code name in usual
			C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	P	S	
1	Developed steel 1	200 t	0.73	2.01	0.75	1.02	0.22	0.37	0.02	0.008>	0.006>	SWONH-V
2	Developed steel 2	2 t VIM furnace	0.75	2.10	0.79	0.79	0.21	0.48	0.02			
3	Developed steel 3		0.75	2.00	0.71	1.27	0.21	0.27	0.02			
4	Examined steel A		0.75	1.85	0.86	0.78	0.22	0.55				
5	Examined alloy B1	150 kg	0.76	1.99	1.02	0.80	0.15	0.50				
6	Examined alloy B2		0.74	2.15	0.52	0.50	0.15	0.50				
7	Examined alloy B3		0.77	1.51	1.22	0.50	0.15	0.50				
8	Examined alloy B4		0.76	1.50	0.52	0.80	0.25	0.60				
9	Conventional steel C	200 t	0.75	1.50	0.50	0.54	0.15	0.49				SWOCN-V
10	Conventional steel D	200 t	0.65	1.45	0.69	0.70						SWOSC-VH

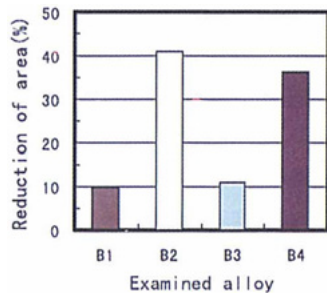


Fig.2 Reduction area of examined alloys

Fig.1, 2によると焼き戻し硬度および絞り値に対し、Si単独増量をもっとも効果が大きく、ついでCr, Mo, V複合増量であり、Mn単独増量は効果が少ないことがわかる。

またSi, Mn, 合金 (Cr) 複合増量は耐熱性に対してはもっとも効果が大きい、絞り値が小さい。

以上のことからSi増量を主に、他の合金成分を微増する方向で合金設定する事にした。

3. 2. 圧延時の結晶粒微細化と炭化物微細化

前節での検討を踏まえた高いSi-Cr-Mo-V合金において圧延時の結晶粒微細化と炭化物微細化の両立手法について検討した。即ち結晶粒微細化効果の知られているNb⁶⁾の微量添加の効果を調べた。具体的には、Table 1に示すNb添加鋼2および3について、1100℃以上で圧延する事を想定した高温引っ張り試験を行った。

Table 2に開発鋼2および3の高温引っ張り試験後の破面外観と組織写真を量産鋼Cと比較して示す。写真か

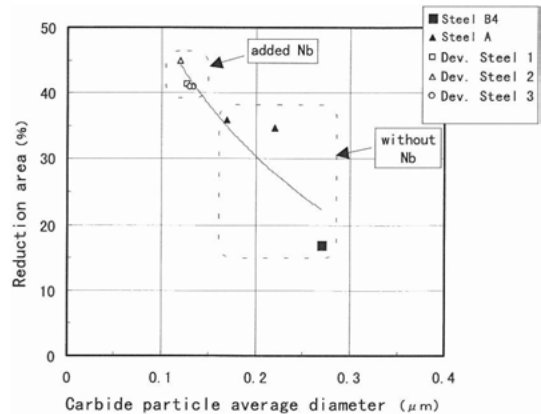


Fig.3 Effect of adding Nb. Relationship between carbide particle size and reduction area

ら明らかなように、Nbを添加した開発材2, 3は、Nbを添加していない量産鋼Cに比べて結晶粒が微細化されており、Nbの添加が本開発鋼種においても有効なことが確認出来た。

さらに、高温圧延による炭化物微細化の効果を見るために、高温圧延後の材料の絞り値を常温で確認した。その結果をFig.3に示す。開発鋼2および3は高温圧延により炭化物が微細化され、かつ絞り値が40%以上という十分なレベルに達していることがわかる。

以上の結果より、Nbは、結晶粒微細化のみならず炭化物微細化効果も持つことが新たに分かった。

Table 2 Appearance and micro texture of test pieces broken by the tensile test at 1293K

	1250°C Heating & tensile tested at 1020°C	SEM phot. of surface on fracture part.	Microscope phot. of heating structure
Developed steel 2 Nb added			
Developed steel 3 Nb added			
Conventional steel C			

3. 3. 成分仕様の設定

前節に示したように、開発鋼2および3は絞り値の差が少ない。また耐熱性を確認したところ、ともに500℃の焼き戻し硬度でHmv560以上という十分な硬度を持つ。

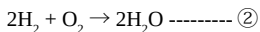
以上を踏まえて、最終成分は開発鋼2と3のほぼ中間に設定した(開発鋼1)。この開発鋼1について、大量溶解、連続鋳造、圧延、線引きを行ったところ、通常ラインでの圧延性、線引き性ともに良好であり、材料特性も絞り値40%以上、耐熱性良好、かつ σ b2300Mpaという高レベルを達成した。

4. 表面軟化層の高精度製法(表面減炭)

4. 1. 減炭反応速度制御の考え方

水素とエア(酸素)の混合雰囲気中で加熱すると、素材の減炭(脱炭)反応が進むことは知られている⁵⁾。

その支配的な反応は



で構成される。減炭反応の反応速度は式①と式②から

$$R \cdot T \cdot \ln \{ [CO] [H_2O] / [\underline{C}] [H_2] [O_2] \} \quad R: \text{気体常数} \\ T: \text{温度}$$

で示される。したがって、減炭反応速度を制御する為には、1) 反応温度 2) 水素・酸素分圧 3) 一酸化炭素分圧 4) 水蒸気分圧 を制御すればよいことになる。しかしこれらの制御を連続炉にて高精度に行うのは難しく、実施例もほとんど無いようである。そこで本開発では以下の考え方でこの問題の解決を試みた。

1) 反応温度

反応温度を精度よく制御するためには、連続炉の加熱域ではなく保持域のみで反応させる必要がある。そこで、

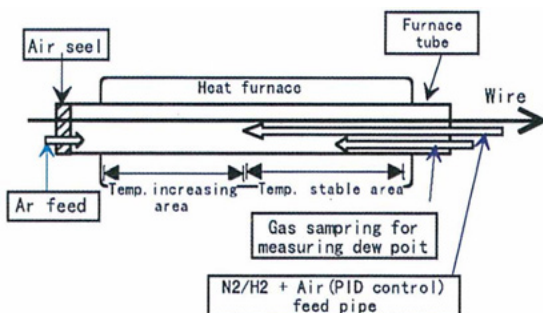


Fig.4 Gas control system for decarburization

炉前半の加熱域は100%不活性ガス雰囲気とし、保持域に入った所へ水素とエアの混合気を送り込む構造とする。

2) 水素・酸素分圧:

炉入口より導入される不活性ガス(Ar)と温度保持域に導入される水素および酸素量(エア量)の流量を精度良く制御する事により安定化を図る。

3) 一酸化炭素分圧:

直接制御は行わず、不活性ガスキャリアに乗せて一定速度で雰囲気中から除去する。

4) 水蒸気分圧:

導入するガスを極力ドライ化し、かつ供給水蒸気を安定化するために水素と酸素の導入混合気より供給するようにしても、制御できない水蒸気持ち込み(線材によって持ち込まれる水分・酸素分、炉内付着分、大気変動分)があり、導入量の制御は難しい。そこで、水蒸気露点のモニタによるエア量のフィードバック制御を試みた。

4. 2. テスト結果

Fig.4に加熱炉と反応管(φ52)内ガス供給、露点モニタの概略図を示す。Fig.5には、エア量と露点の関係を示す。これによると、露点(水蒸気分圧)は供給エア(酸素)量の調整で安定制御出来ることがわかる。

エア量の調整はPID制御することによって、露点温度ばらつきを±0.5℃以内に収める事が出来た。

Fig.6に、露点と深さ15μmでの表面近傍硬度の相関を示す。ここでの内部硬度はHmv600～630であり、それに対して表面硬度ばらつきがほぼ同等であることから

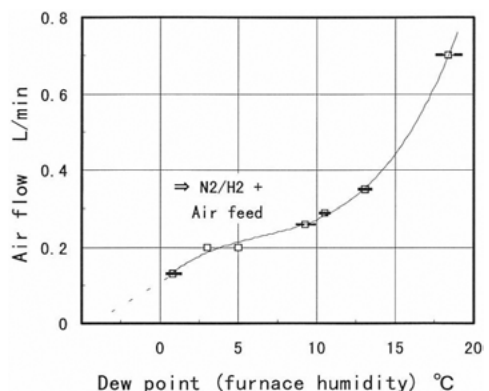


Fig.5 Relationship between dew point and air flow rate

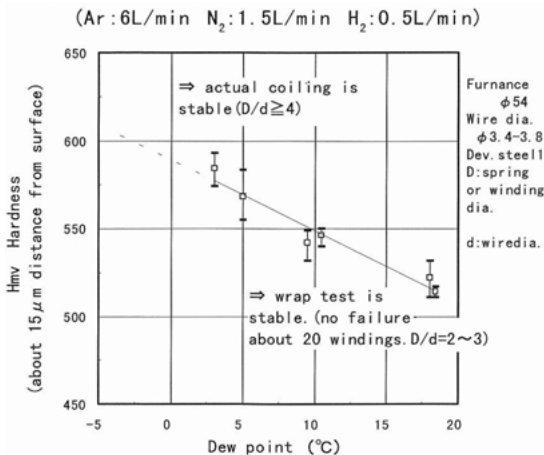


Fig.6 Relationship between dew point and surface hardness after decarburization on coiling test

減炭層コントロールを精度良く行っていることが解る。

なお、露点5℃以上の範囲であれば芯がね巻きのような強加工も可能であることを別途確認してある。また、軟化（減炭）した層は60 μm前後の厚さである為、この層はコイルング後の窒化によって硬度を回復し、強度低下を起こさない。

このように表面減炭を高精度に薄く行う手法により、強度と加工性の両立は十分満足できるレベルに達した。

5. 開発ばね材完成品強度

上記の成分、製法で弁ばねを作成し完成品での強度をばね単体と実機にて確認した。脱炭レベル供試品の疲労強度を下限とするために、露点温度は11℃以上15℃以下の（Fig.6参照）とした。ショットピーニングは線材硬度の向上に合わせてHmv700～800の高硬度ピーニング玉を使用した。

5. 1. 弁ばね単体強度

Fig.7に星型ばね試験機による疲労試験結果を示す。開発鋼（SWONH-V）は従来鋼（SWOSC-VH）に比較して、 5×10^7 回で30%以上の疲労強度向上を示し、 1×10^8 回では34%の向上を示す。また疲労強度試験の末折損ばねの荷重低下量から、耐へたり強度を従来鋼比較しFig.8に示す開発鋼は32%の強度向上を示している。また塩酸

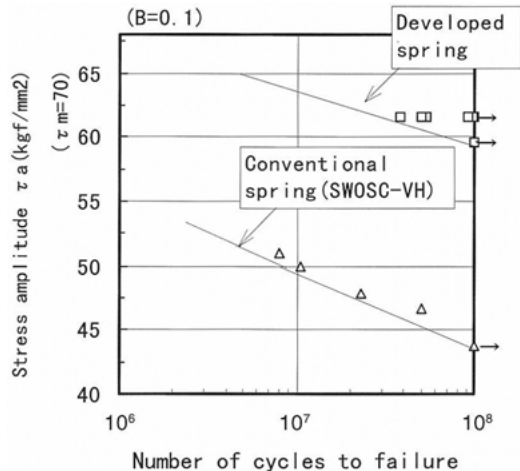
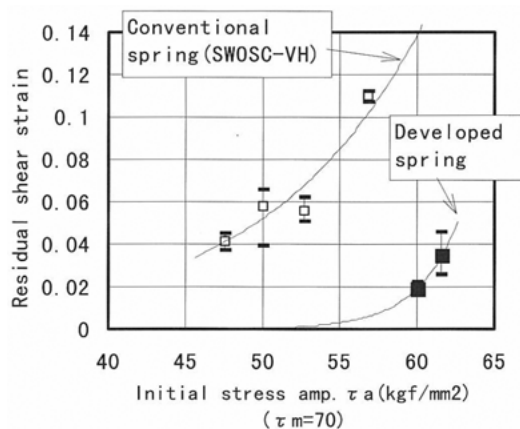


Fig.7 Comparison between spring fatigue life of developed springs and that of conventional Si-Cr high-tension springs



$$\gamma = dP \cdot \tau / P \cdot G$$

γ : Residual shear strain
 dP : Load decrease
 P : Initial test load
 τ : Initial shear stress
 G : 8000 kgf/mm²

Fig.8 Comparison between residual shear strain of developed springs and that of conventional Si-Cr high-tension springs

滴注による遅れ破壊強度においても従来材と同等以上の強度を有することを確認した。

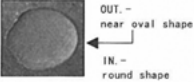
以上の結果から開発材は従来材に対し30%以上の高強度化を図れることが確認できた。

5. 2. 実機エンジン耐久性

開発ばね材の強度向上により、ばね設計の自由度は大幅に向上する。例えば、従来ばね材の異形断面形状ダブルスプリングを円形断面のシングルスプリングにすることが可能となる。

Table 3は実機エンジン（2200cc DOHC V-TEC）にてテストをしたスプリングとその結果を示す。このシングルスプリング使用において耐久性に全く問題は無く、実機エンジンにおいても強度向上の効果が証明された。

Table 3 Comparison between the developed spring and the actual spring

		Actual springs (Double spg. oval shape wire)	Developed spring (single spg.)
Shape of springs			
Shape of wire horizontal section			
Wire dia	mm	3.33±4.0	φ3.75
Static stress τ_m/τ_a	Mpa	558/257	664/297
Surging stress in 100hr engine test		324MPa (7400rpm)	419 (Mpa (7900rpm))
Weight	g	inner + outer = 58.8	44.4

6. まとめ

エンジンの高回転化、コンパクト化に対応するための高強度弁ばね材の開発において、

- 1) Si増量とNb添加を主にした合金設定により、耐熱性

があり、かつ炭化物および結晶粒を微細化を図った弁ばね材が設定された。

この合金系は従来材に比較して高温にて窒化しても内部硬度が低下することなく、しかも絞り値は40%以上を確保出来る。

- 2) コイリング時の加工性を安定させる高精度の表面軟化法（減炭）を水蒸気分圧のフィードバック制御にて完成させた。
- 3) この様にして製造した弁ばねは、従来材（SWOSC-V）に対して加工性を損なうことなく、強度で30%以上の向上を示した。

最後に本開発にあたり御協力を頂いた新日本製鐵室蘭研究部 橋村 雅之氏・鈴木金属工業 研究部 落合 征雄氏・中央発條 技術開発部 小曾根 敏夫氏の諸氏に深く感謝いたします。

参考文献

- 1) 内堀、「西山記念技術講座」（104, 105回）、（1985-5）、pp.1
- 2) 小曾根 伊藤、「ばね技術研究会秋期講演集」、pp.17、1987
- 3) 草薙、「ばね技術研究会秋期講演会集」、pp.17、1990-11
- 4) 新藤、「鍛造技術」、vol.63、pp.52、1996-10
- 5) 岡田 山本「日本熱処理技術協会講演大会予稿集」、vol.24、pp.19、1985
- 6) 東田、「西山記念技術講座」（104, 105回）、pp.59、1985-5

■著 者■



西 村 泰 輔



広 瀬 謙 治



音 羽 卓