

(論文)

## 高強度弁ばね用線材

隠岐保博・茨木信彦・吉原 直

\*鉄鋼カンパニー・神戸製鉄所・条鋼技術部

### High Strength Valve Spring Steel with Excellent Fatigue Life

Yasuhiro Oki・Nobuhiko Ibaraki・Nao Yoshihara

High stress valve spring designing can be used to increase engine revolutions or to reduce fuel consumption. However, increases in spring wire tensile strength do not extend fatigue life unless the sensitivity to non-metallic inclusions and their sizes are restricted. A study of the optimum chemical compositions for higher ductility and strength in valve springs and non-metallic inclusion controlling techniques has made it possible to manufacture a valve spring steel with excellent fatigue life at a higher stress level.

まえがき = 自動車用エンジンの高出力化や燃費向上の動きにともない、エンジン部品である弁ばねなどにおいても小型軽量化による高応力設計が指向されている。弁ばね用鋼線は1970年後半に1700MPa程度の高炭素鋼の硬引き線から1900MPa級のオイルテンバ線が使用されるようになり、現在、2100MPa~2200MPaの強度を有するオイルテンバ線が実用化されている。このような負荷応力の増大にともない、ばね特性(疲労特性、耐へたり性)に優れた弁ばねが要望され、疲労特性の向上を図るため表面の窒化処理が採用されるようになっている。

本稿では、ばね特性に優れ、窒化処理される場合でもその焼戻し軟化抵抗により上記特性に優れた弁ばね用鋼線材を開発したので、その具体的特性を報告する。

#### 1. 高強度弁ばね用鋼の成分設計の考え方

弁ばねに要求される特性として疲労特性と耐へたり性が挙げられる。弁ばねは引抜き加工後、焼入れ焼戻し処理したオイルテンバ線を冷間コイルングすることにより製造される。

したがって、高疲労強度の弁ばねを製造するには、ばね素線の硬さを増加させる必要があり、そのためにはオ

イルテンバ線の引張強さの増加が必要になる。オイルテンバ線の引張強さをえる手段としては、

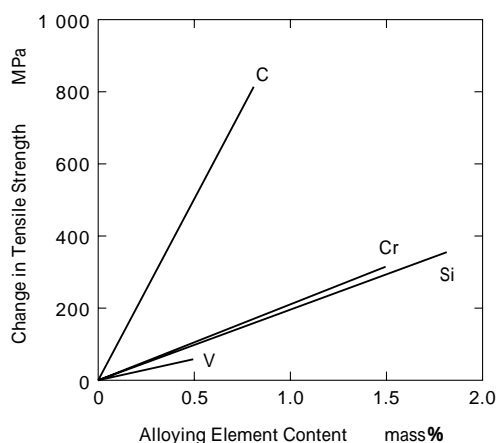
合金元素添加による方法

焼戻し温度の低下による方法

がある。靱性も含めた鋼の高強度化には単に焼戻し温度を下げるのではなく、第1図に示すようなC, Si, Crなどの添加が必要となる<sup>1)</sup>。ばね素線の硬さ増加によって疲労特性を向上させるためには、さらに非金属介在物や表面きずなどの欠陥の低減オーステナイト結晶粒径の微細化が必要となる。

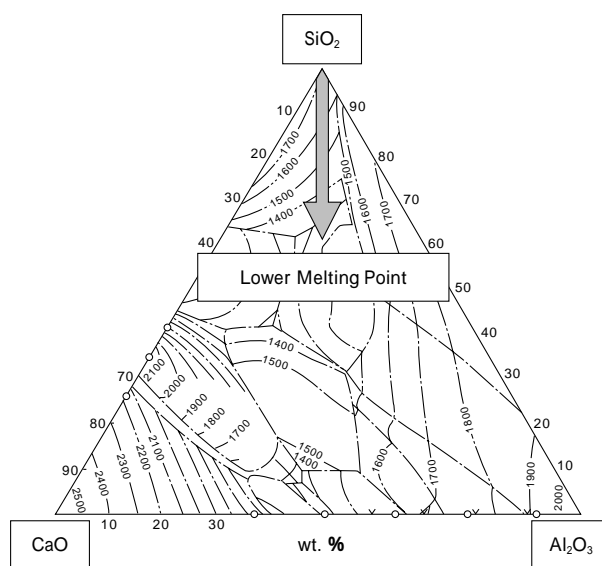
また、耐へたり性を向上させるためにはオイルテンバ線の高強度化鋼の焼戻し軟化抵抗性の増加<sup>2)</sup>が必要である。

弁ばねの折損原因となる非金属介在物として $Al_2O_3$ ,  $MgO-Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ 系介在物が挙げられ、これらの非金属介在物の形態制御として弁ばね用鋼では取鋼精錬時、人工スラグ添加により第2図に示すように介在物を低融



第1図 焼戻し材の強度増加に及ぼす合金元素の影響 (450 × 1時間焼戻し)

Fig. 1 Relationship between alloying element contents and change in tensile strength (450 × 1h Tempering)



第2図 介在物組織の低融点化  
Fig. 2 Composition of inclusion

点に制御している。

オーステナイト結晶粒径の微細化にはVの添加が有効である。VはVC、VNとして微細分散し、オーステナイト結晶粒の粗大化を防止している。また、Vにより450以上の焼戻しで2次析出硬化を起こし、焼戻し軟化抵抗性を上げるため、高強度化に有効である。

ばね表面の改質も疲労特性の向上には重要であり、ばねの表面処理として、

ショットピーニング処理による圧縮残留応力の付与  
窒化処理による表面硬化および圧縮残留応力の付与がある。現在、国内および欧州での弁ばねの高強度化には、窒化処理後ショットピーニング処理を実施することが多い。

窒化による硬化の原理は

侵入拡散した窒素による微細な窒化物の生成

固溶窒素によるFe格子歪みの増大

と考えられており<sup>3)</sup>、Al、Cr、VおよびMoが窒化硬さに有効な元素として考えられる<sup>4)</sup>。窒化処理は拡散熱処理であるため、硬化層を深めるには450~600の間の最適温度にて処理することが合理的であるが、処理温度が高くなると表層の硬度は上昇するものの、内部硬度が低下する問題がある。このため、疲労特性と耐へたり性を両立させるには、窒化性だけでなくオイルテンパ線の焼戻し軟化抵抗性が非常に重要である。弁ばねとしての性能を確保するためにはこれらをバランスさせ、さらに冷間コイルリング性を確保するため鋼の靱性を考慮した成分設計が必要である。

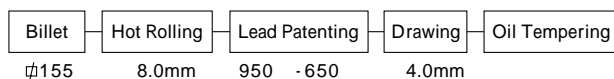
## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材として第1表に3鋼種の化学成分を示した。現用SAE9254鋼とSAE9254鋼にCのみ増量添加したHigh-C鋼を比較鋼としてもちいた。開発鋼の特徴としてC、Siによる固溶強化、Vによる結晶粒微細化、焼戻しおよび窒化処理による軟化抵抗性、窒化表面硬さ増加を目的として、主にC、Si、Vを添加した。

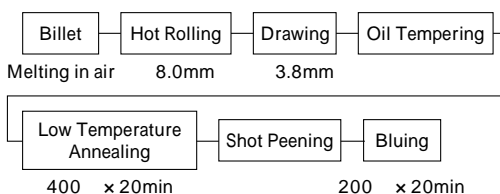
### 2.2 オイルテンパ線までの製造性および特性調査

上記3鋼種を80トン転炉で溶製し、第3図に示す方法でオイルテンパ線まで作製した。開発鋼の製造性評価にはSAE9254を比較材としてもちい、TTT特性(鉛パテンティング(LP)性)および、引抜き加工性(8.0



第3図 供試材製造方法

Fig. 3 Manufacturing process of specimen



第4図 供試材製造方法

Fig. 4 Manufacturing process of specimen

第1表 供試材の化学成分

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	V
Developed Steel	0.59	1.93	0.85	0.91	0.25	0.10
High-C Steel	0.65	1.50	0.69	0.71	-	-
SAE 9254	0.55	1.50	0.70	0.70	-	-

第2表 供試材の化学成分

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	V
Developed Steel	0.58	1.93	0.86	0.92	0.25	0.10
High-C Steel	0.63	1.50	0.69	0.73	-	-

3.0mm、総減面率=86%、引抜き量500kg)を調査した。またオイルテンパ線の特性調査には4.0mm引抜き材のカットサンプルをもちいた。材料の靱性調査はCT試験片をもちいて破壊靱性試験をおこない、 $K_{IC}$ 値で比較・評価した。

ばねの介在物感受性の調査としてオイルテンパ線による中村式回転曲げ疲労試験をおこなった。この調査には、清浄度の低い大気溶製材をもちい、供試材には第2表に示す2鋼種を使用して、第4図に示す方法により疲労試験片を作製した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 製造性の評価

#### 3.1.1 TTT特性(鉛パテンティング(LP)時の製造性)

第3表にTTT試験結果を示す。開発鋼はSAE9254鋼と比較し、パーライト変態のノーズ温度は660とやや高く、パーライト変態開始の最短時間はほとんど同じで、パーライト変態終了の最短時間はやや長く、約70秒であった。実際に加熱温度950、鉛温度650の条件でLPを実施した結果、開発鋼の機械的性質はTS=1178MPa、RA=52.6%と伸線加工に対して十分な延性を有する線材を作製することができた。これによりSAE9254鋼と同等の条件にて鉛パテンティングをおこなっても、伸線可能であることがわかった。

#### 3.1.2 引抜き加工性

開発鋼、SAE9254鋼ともに引抜き加工中の断線は認められなかった。第4表に3.0mmでの機械的性質を

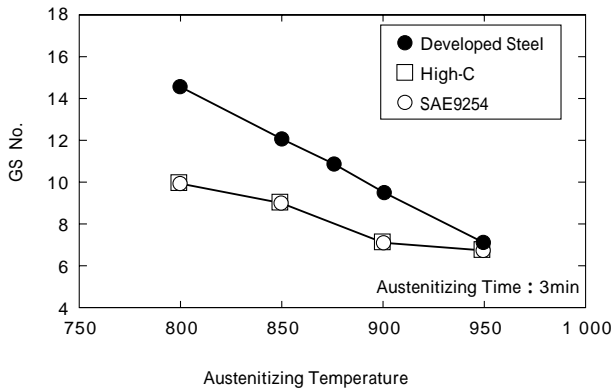
第3表 TTT試験結果

Material	Temp. P	Time 1	Time 2
Developed Steel	660	8s	70s
High-C Steel	650	8s	50s

Temp. P Nose Temperature of Pearlite Transformation  
Time 1 Minimum Time for Start of Pearlite Transformation  
Time 2 Minimum Time for End of Pearlite Transformation

第4表 引抜き材の機械的性質(3.0mm=総減面率86%)

Material	Results of Tensile Test		Torsion Property Converted for 100D	
	TS MPa	RA %	Torsion number	Fracture
Developed Steel	1 758	55.1	44	Normal
SAE 9254	1 705	62.4	44	Normal



第5図 オーステナイト化温度と GS No.との関係  
Fig. 5 Relationship between austenitizing temperature and GS No.

示すが、SAE9254鋼とほぼ同等の特性値であり、少なくとも減面率86%まではSAE9254鋼と同等の引抜き加工性を有していることが確認できた。

### 3.2 オイルテンパ線の特性

#### 3.2.1 オーステナイト化温度と結晶粒度の関係

オーステナイト化温度によるGS-No.の変化を第5図に示す。いずれのオーステナイト化温度でも開発鋼の結晶粒はSAE9254鋼、Hi-C鋼と比較して細かい。未溶解炭化物も考慮するとSAE9254鋼、High-C鋼と比較して20~30程度高めめる必要があるが、それでもGS No.は#2程度大きく、靱性を向上させることができる。

#### 3.2.2 焼戻し温度による機械的性質の変化

オーステナイト化加熱(SAE9254鋼、High-C鋼:850, 開発鋼:875)し、焼入れた供試材の焼戻し温度と機械的性質の関係を第6図に示す。SAE9254鋼、High-C鋼は高強度化することで靱性(絞り値)が大きく低下するが、開発鋼は高強度化しても比較的絞り値は高く、安定した靱性がえられる。また、試作した開発鋼のオイルテンパ線(TS=2250~1860MPa)をもちいて自径巻きテストをおこなった結果、いずれの強度でも折損は認められず、冷間コイルングによるばね製造が可能である。

#### 3.2.3 低温焼鈍温度による機械的性質の変化

オイルテンパ線の低温焼鈍温度による機械的性質の変化を第7図に示す。開発鋼は焼もどし軟化抵抗性が高く、400以上の温度ではSAE9254鋼とくらべて200MPa以上、High-C鋼とくらべて100MPa以上引張強さが高い。このことから、ばね成形後の歪み取り焼鈍や窒化処理を施しても、ばね内部の硬さ低下が少なく、高強度化さらに耐へたり性の向上が可能となる。

#### 3.2.4 破壊靱性特性

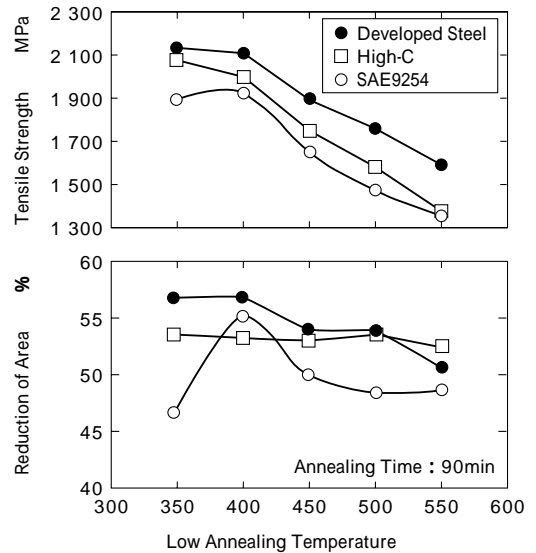
破壊靱性試験結果を第8図に示す。SAE9254鋼とHigh-C鋼の破壊靱性値は同等の値を示したが、開発鋼はいずれの硬さにおいても約5MPa·m以上高く、ばね巻き中に折損や疲労折損を起こしにくいと考えられる。破壊靱性値が高い要因として、Ni添加の効果と焼戻し温度がSAE9254鋼、High-C鋼より高いことが挙げられる。

### 3.3 大気溶製材による介在物感受性調査結果

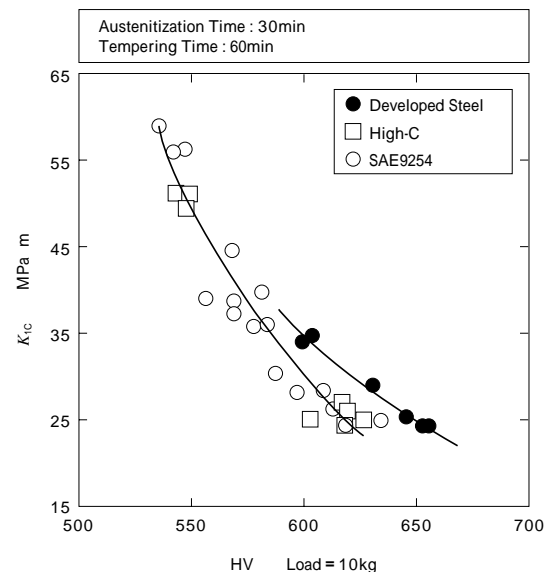
第5表に中村式回転曲げ疲労試験結果を示す。疲労起点の介在物の大きさは開発鋼とHigh-C鋼ともにほと



第6図 焼戻し温度による機械的性質の変化  
Fig. 6 Relationship between tempering temperature and RA, TS



第7図 低温焼鈍温度による機械的性質の変化  
Fig. 7 Relationship between low annealing temperature and RA, TS

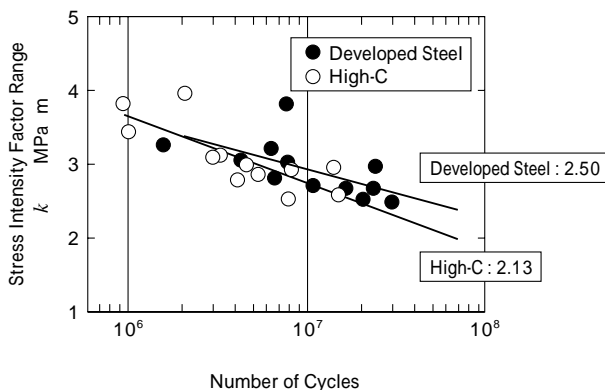


第8図  $K_{1C}$  と硬さの関係  
Fig. 8 Relationship between HV and  $K_{1C}$

第5表 中村式回転曲げ疲労試験結果

Table 5 Result of Nakamura-type rotating-bending fatigue test

Material		Developed Steel	SAE 9254
Inclusions at Initiation Point (Average)	Size μm	22.7	25.8
	Depth mm	0.26	0.27
Fatigue Life (Cycles) (Logarithm Average)	= 805MPa	$0.58 \times 10^7$	$0.24 \times 10^7$
	= 765MPa	$1.74 \times 10^7$	$1.73 \times 10^7$



第9図 疲労寿命と応力拡大係数幅との関係

Fig. 9 Relationship between number of cycles and stress intensity factor range

同じで、疲労寿命は開発鋼のほうが長い傾向にあった。疲労寿命は疲労起点介在物の応力拡大係数幅で整理できる。第9図に疲労起点介在物の大きさから次式により求めた応力拡大係数幅 (K) と疲労寿命との関係を示す。

$$K = f \cdot \sigma' \cdot C \dots \dots \dots (1)$$

f : 介在物形状係数 (円と仮定 :  $2/\pi$ )

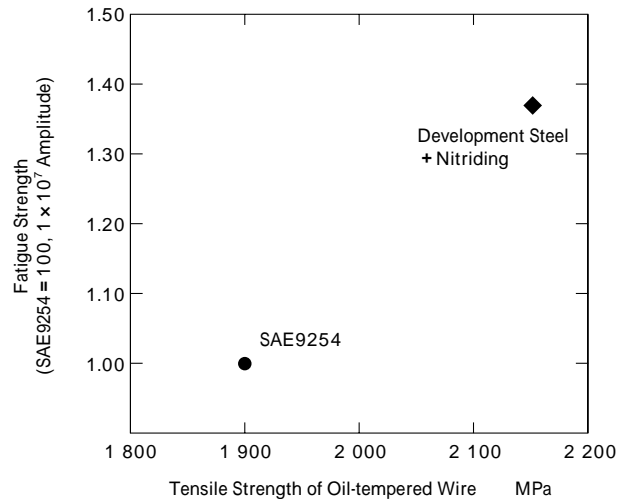
σ' : 疲労起点部の真応力

C : 介在物大きさ (介在物の長径と短径の相乗平均半径)

第9図より、 $5 \times 10^7$  回での応力拡大係数幅の推定値は開発鋼が  $2.50 \text{ MPa} \cdot \text{m}$  であり、High-C 鋼に比較して約  $0.4 \text{ MPa} \cdot \text{m}$  高かった。この結果より介在物感受性は開発鋼のほうが低く、同一介在物レベルの場合、負荷応力の増加が 1.17 倍許容できる計算になる。

#### 4. ばねの疲労特性

転炉溶製して圧延した線材から製造した弁ばねをもちいて、油圧式サーボ疲労試験によりえられた疲労強度の



第10図 オイルテンパ線強度と疲労強度の関係

Fig. 10 Fatigue strength as a function of tensile strength

値を第10図に示す。SAE9254 鋼をもちいた弁ばねに対し、開発鋼の窒化処理を施した弁ばねでは、疲労強度が約 1.4 倍に向上した。これにより介在物感受性の向上およびさらなる高纯净度が達成されたことがわかった。

むすび = 開発した高強度弁ばね用鋼の特性をまとめると次のとおりである。

焼戻し軟化抵抗性に優れ、窒化処理で強度低下が小さい。

SAE9254 鋼と同じ工程で弁ばねの製造が可能である。

疲労特性に関し欠陥(介在物)感受性に優れている。

高 Si 鋼に適した製造技術により高纯净度が達成でき、安定して高い疲労特性をえることができる。

本開発鋼は当社の高強度弁ばね用鋼 (ハイテン) シリーズのなかでも疲労特性や耐へたり性において最高位に位置づけられ、従来の SAE9254 鋼に比較して約 40% の疲労強度向上が期待できる。

#### 参考文献

- 1) 隠岐保博ほか：ばね論文集, 34 (1989), P.26.
- 2) 小沼静代・古川徹：材料, 38-433 (1989), P.6.
- 3) 寺下 勝ほか：ばね論文集, 40 (1995), P.21.
- 4) 大木喬夫：熱処理, 30-6 (1990), P.31.