



# 弁バネ用高耐疲労性オイルテンパー線の開発

河 部 望・泉 田 寛・村 井 照 幸  
山 尾 憲 人・松 本 断・山 口 浩 司  
藤 本 佐代志

Development of a Highly Fatigue Resistant Oil-Tempered Wire for Valve Springs by Nozomu Kawabe, Hiromu Izumida, Teruyuki Murai, Norihito Yamao, Sadamu Matsumoto, Koji Yamaguchi and Sayoshi Fujimoto  
Sumitomo Electric has developed an oil-tempered wire using a new alloy steel for valve spring applications. The wire has outstanding fatigue strength, heat resistance and toughness. This alloy steel has about 1.5 times as much Si and 2/3 as much V as conventional high strength alloy steels, and its superior characteristics are achieved by using this simple chemical composition in combination with optimal heat treatment conditions. In this research, the authors focused on evaluating the effects of low annealing temperatures, prior grain sizes, and the effects of tensile strength on fatigue strength. It was determined that high-temperature heat treatment, finer structure, and higher strength are effective in improving fatigue characteristics. The main characteristics of the new material are as follows:

- Fatigue strength with amplitude stress is approximately 10% higher than that of conventional materials;
- The material having better toughness is less susceptible to surface defects;
- The heat resistance of the wire is equivalent to that of conventional one at 50 lower temperature. This superior heat resistance enable to use at 200 .

## 1. 緒 言

自動車のエンジンに用いられている弁ばねは、最も厳しい耐久性ならびに耐へたり特性が要求される自動車部品の一つである。このため、この弁ばねに用いられる鋼線においても、常に高い疲労強度や耐熱性を目的とした開発が進められてきている<sup>1), 2), 3)</sup>。また近年、低価格化の強い要望から、大きなコストアップのない材料、すなわち多くの元素を添加しない材料の開発が必須になってきている。

弁ばね用に使用されている鋼線としては、SiCr鋼を焼入れ焼戻したオイルテンパー線（JIS G 3561）が一般的に使用されているが、ここ数年はより強度の高い材料としてSiCr鋼のC量高め、さらに必要に応じてVを添加したV添加高C-SiCr鋼（以下現行高強度材）も広く使われ出している。当社は、この現行高強度材よりもさらに大幅に疲労限ならびに耐熱性を向上させた新鋼種<sup>4), 5)</sup>を開発したのでその特性を報告する。

## 2. 開発コンセプト

鋼線から弁ばねまでの製造工程概略を図1に示す。製品に至るまでには途中で何度も熱処理が繰り返されるが、それぞれの条件の適正化を図ることで、最終的にばねでの疲労限が最も高くなるように化学組成ならびに製造条件の開発を行った。

化学組成については低コスト化を目的に、現行の量産ラ

インの製造条件に適応可能なようにSi量は現行高強度材の1.5倍、V量は約2/3に低減させただけの、多くの合金元素を添加しないシンプルな組成とした。SiおよびVの狙いを以下に示す。

まずSi量を高めた狙いであるが、Siは焼なまし軟化抵抗を高める元素であるため、高温で熱処理をしても材料の強度低下を低減するという特徴がある。その結果、各熱処理で次のような効果が期待できる。(1)焼戻し温度の高温化；転位が動き易くなることからマイクロ欠陥が低減し靱性が向上、ばね成形が容易になる。(2)歪取り焼なましの高温化；ばね成形で導入された残留応力が十分に低減する、また疲労破壊の起点となるマイクロ欠陥の低減により疲労限が向上する。(3)窒化処理の高温化；窒素が拡散しやすくなるため窒化層が厚くなり、かつ窒化されない内部においても硬度

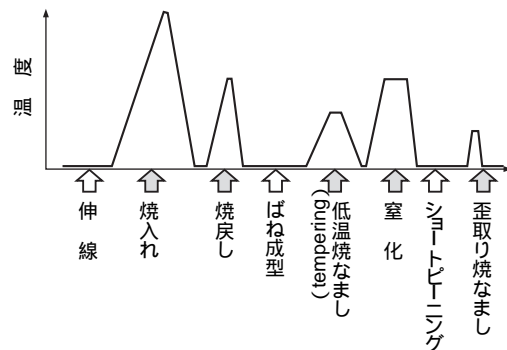


図1 鋼線からばねまでの製造工程概略

の低下が小さく、疲労限が向上する。

次にV量を低減させた狙いを述べる。Vは本来結晶粒微細化効果が目的で添加されているが、添加量が多すぎるとバナジウム炭化物の存在が靱性を低減させるというデメリットが出てくる。当社は熱処理条件の最適化で現行の高強度鋼レベルの2/3までV量を低減させても同等の微細化が達成できることを明らかにした。その結果V添加による靱性低下などの問題を抑制しやすくなり、高い靱性確保が期待される。

本開発の目的は、Si量増加ならびにV量低減により、これらの効果を十分に発揮させることであり、製造工程全体を通してこれらの最適化を図ることで達成された。

### 3. 供試材ならびに実験方法

3-1 供試材 供試材は、量産溶解炉ならびに量産工程の伸線加工および熱処理ラインを用いて試作した。また、高Si化の効果を把握するため現行高強度材との比較評価を行った。

供試材の化学組成を表1に示す。

本研究では、特に開発鋼の旧粒の大きさにも注目しその影響を把握した。その結果、旧粒を微細化させることで疲労限の向上が確認できたため、微細化した供試材においてはさらに引張強さの影響も追加して評価した。供試材の狙いの引張強さならびに旧粒の粒度番号(以下粒度番号)を表2に示す。粒度番号は次のように定義される。

$$b = 2^{(n+3)}$$

n; 粒度番号, b; 1 mm<sup>2</sup>あたりに存在する粒数

線径は全て3.2 mmで評価を行った。なお、従来の知見からばね成形性を考慮し引張り強さが2,120 MPaとなる製造条件を標準条件とした。

供試材の焼き入れ・焼戻しの加熱方法は高周波加熱で統一し、基本的に粒度番号は加熱温度で、引張強さは焼戻し

表1 供試材の化学組成(質量%)

	C	Si	Mn	Cr	Fe	V
開発材	0.63	1.95	0.77	0.71	bal.	0.08
現行高強度材	0.66	1.41	0.75	0.71	bal.	0.14

表2 目標とした供試材の引張強さ、旧粒の粒度番号と各試験内容

狙いの引張強さ (MPa)	2,060	2,120	2,200	
開発材	粒度番号 # 8狙い		A	
	粒度番号 # 11狙い		A, B	
	粒度番号 # 13狙い	A	A	A
現行高強度材	粒度番号 # 10		A	

試験A: 低温焼なまし特性, 疵付けシャルピー, 疲労試験 (420 焼なまし後)

試験B: 疲労試験 (380, 400, 450, 470 焼なまし後)

温度で調整した。現行高強度材は量産材を用いた。

### 3-2 実験方法とその狙い

#### (1) 引張特性

全ての供試材で380~470, 20分の条件で低温焼なまし後に引張試験を行った。380~420 は、一般にばね成形後に残留応力除去および弾性限を高める目的で行われる熱処理(低温焼なましもしくはテンパリング; 以下低温焼なまし)の温度を想定, 450~470 は窒化処理の温度を想定し, それぞれの特性変化の把握を目的とした。

#### (2) 疵付けシャルピー試験

ばね用鋼線は、一般に引張強さが高くなるとばね成形時に小さな疵でもそれを起点に折損しやすくなる傾向がある。このため、開発材の疵感受性を評価するために疵付けシャルピー試験を行った。疵感受性は、切削工具によって鋼線に付けた疵の後側をシャルピー試験機のハンマーで叩き、折損の発生した最小疵深さを求めることで判定した。歪速度(供試材に衝突する際のハンマーの速度)は、ばね成形時の歪速度にできるだけ近い値になるように振り上げ角度を調整した。

#### (3) 中村式回転曲げ試験

実際のばねは、低温焼なましもしくは窒化後に使用される。このため、今回の鋼線の疲労試験もできるだけこれに近い状態での特性を把握するため、ばね加工後の低温焼なまし温度を420 と想定し、全て420 で熱処理した後に中村式回転曲げ疲労試験を行った。また、低温焼なまし温度の疲労特性への影響を把握するため、最も靱性の高かった粒度番号# 11狙い、引張強さ2,120 MPa狙いの開発材を用いて、380~470 の範囲で低温焼なましを行った後でも回転曲げ試験を行った。

なお、鋼線での疲労試験は表面粗さの影響を除去する目的でショットピーニングを施してから実施することがあるが、今回は材料の疲労限そのものを評価するため、残留応力が導入されるショットピーニングは敢えて実施せずに試験を行った。そのため供試材の表面状態が均一になるように十分製造条件に注意を払った。

## 4. 結 果

4-1 引張特性 図2には引張強さが2,120 MPa狙いで粒度番号の異なる開発材3鋼種(# 8.7 = 19.6 μm, # 11.2 = 8.2 μm, # 13.1 = 4.3 μm)と現行高強度材(# 10.0 = 12.5 μm), 図3には結晶粒度# 13狙いで引張強さの異なる開発材3鋼種(2,059, 2,117, 2,204 MPa)の低温焼なまし後の引張試験結果を示す。

#### (1) 粒度番号の影響(引張強さ2,120 MPa狙い材)

##### (a) 引張強さ

粒度番号の異なる供試材の引張強さを図2(a)に示す。結晶粒度が異なってもas OTの引張強さがほぼ同じ場合は低温焼なまし後の引張強さもほぼ同じである。現行高強度材は開発材と比較し420 で低下が認められだし、さらに

温度が高くなるとその差はより大きくなっている。

(b) 絞り

絞りを図 2(b) に示す。as OT に対して低温焼なまし後の絞りは全ての供試材で低下傾向にある。結晶粒度に関しては、粒度番号 # 11.2 で最も高い絞りを示している。しかし #8.7, #13.1 とともに低くなっているものの、現行高強度材と比較し同等以上の絞りは示している。

(c) 伸び

伸びを図 2(c) に示す。全ての供試材において 400 近傍で最小値を示している。この温度範囲では開発材は現行

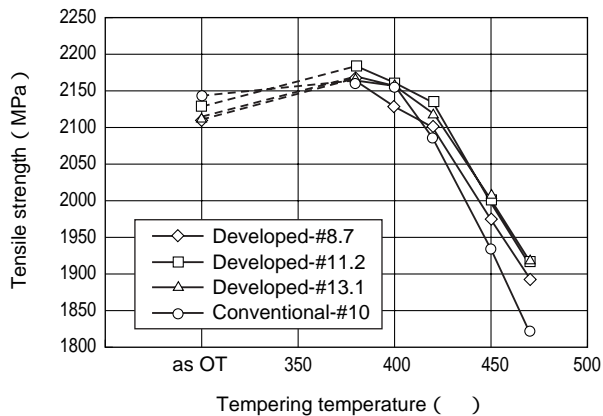


図 2(a) 開発材および現行高強度材の低温焼なまし後の引張強さ

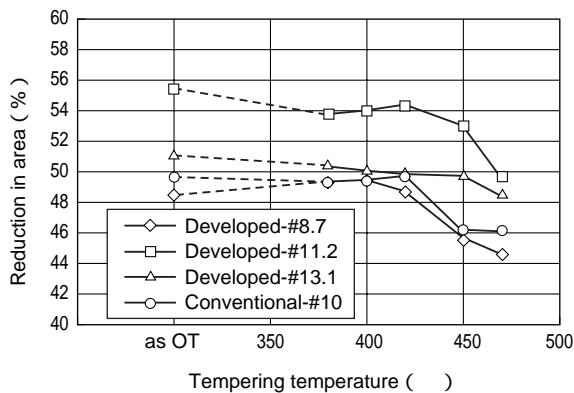


図 2(b) 開発材および現行高強度材の低温焼なまし後の絞り

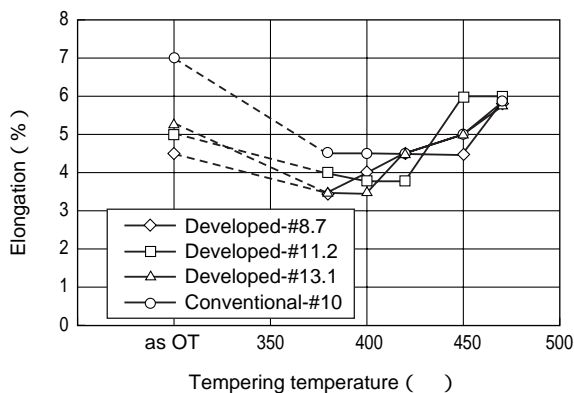


図 2(c) 開発材と現行高強度材の低温焼なまし後の伸び

高強度材とほぼ同等の値を示している。

(2) 引張強さの影響 (粒度番号 # 13 狙い (4.4 μm) 材)

(a) 引張強さ

粒度番号 # 13 狙い材の低温焼なまし後の引張強さを図 3(a) に示す。3 供試材すべてで、それぞれの as OT 後と 420 低温焼なまし後の引張強さはほぼ同じになっている。420 以上では 3 供試材の引張強さの差は小さくなり、470 ではほとんどなくなっている。

(b) 絞り

絞りを図 3(b) に示す。粒度番号 # 11.2 と比較すると

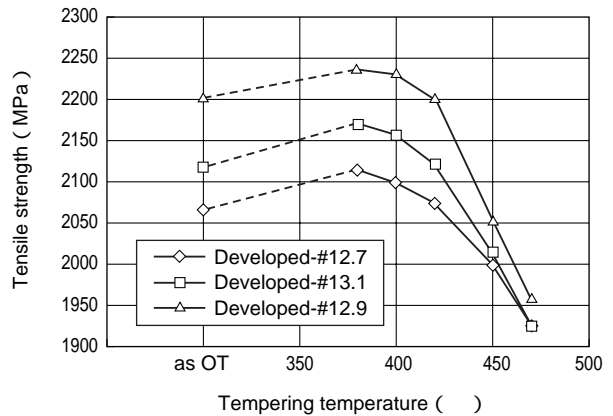


図 3(a) 旧 粒を微細化した開発材の低温焼なまし後の引張強さ

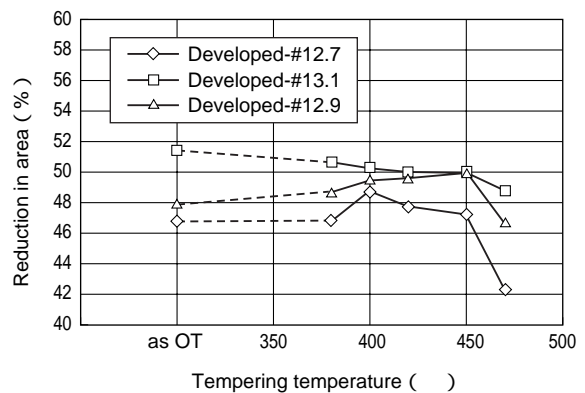


図 3(b) 旧 粒を微細化した開発材の低温焼なまし後の絞り

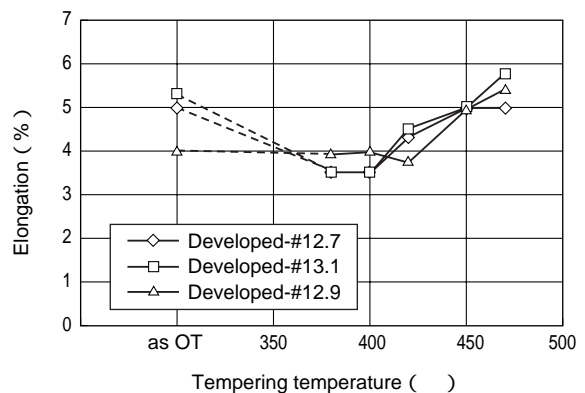


図 3(c) 旧 粒を微細化した開発材の低温焼なまし後の伸び

# 13狙いの供試材は3鋼種ともやや絞りが低いが、いずれも45%以上であり十分に高い値と考えられる。

(c) 伸び

伸びを図3(c)に示す。400℃までは低下しそれ以上の温度では上昇する。

4-2 疵付けシャルピー 粒度番号の異なった開発材3鋼種および現行高強度材の、折損が発生した最小疵深さの結果を図4に示す。現行高強度材が37μmの疵で折損しているのに対し、開発材は、粒度番号にかかわらずそれよりも大きな値になっており、大きな疵まで折損しにくいことが確認された。

粒度番号#13狙いの開発材の結果を図5に示す。引張強さにかかわらず、いずれも現行高強度材と比較し大きな疵まで折損が発生していない。

4-3 疲労特性

(1) 低温焼なまし温度と疲労限の関係

420℃で低温焼なましした開発材(引張強さ2,131MPa, 粒度番号#11.2)のS-N曲線を図6に示す。図中のマークは、各試験応力で折損の発生した回数でプロットしており、また矢印は10<sup>7</sup>回で折損が発生しなかった供試材の数に対応する。本供試材の疲労限は1×10<sup>7</sup>回で830MPaである。以下、同様に他の供試材についても評価を行った。

図7に、開発材(引張強さ2,131MPa狙い、粒度番号

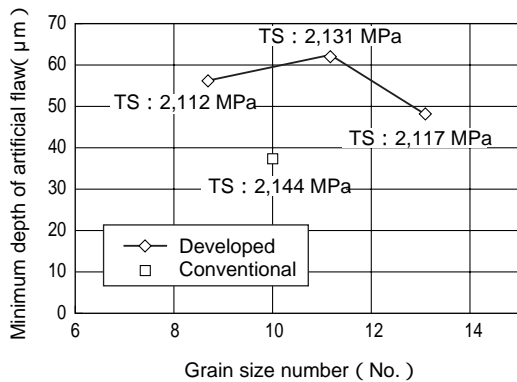


図4 開発材ならびに現行高強度材のシャルピー試験で折損の発生する最小疵深さ

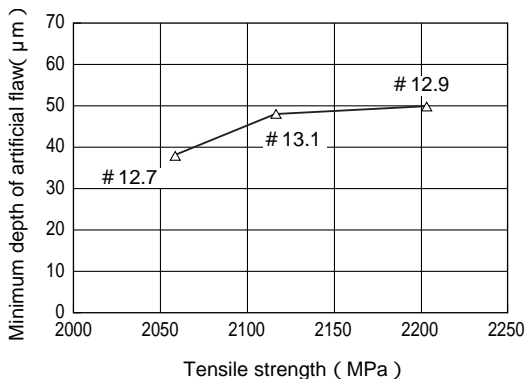


図5 開発材の引張強さとシャルピー試験で折損の発生する最小疵深さの関係

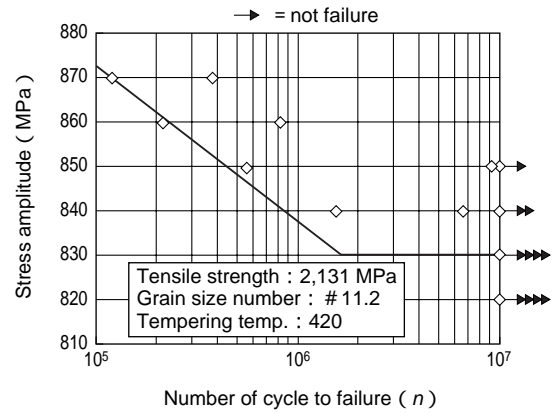


図6 開発材の回転曲げ疲労試験結果

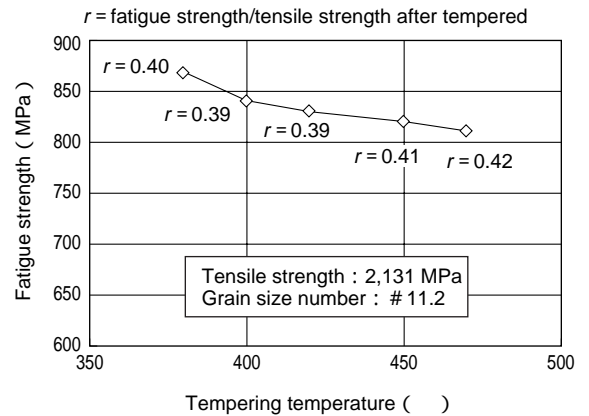


図7 開発材の低温焼なまし温度と疲労限の関係(1×10<sup>7</sup>回)

#11.2)の低温焼なまし温度と疲労限の関係を示す。低温焼なまし温度が低いほど疲労限が高くなっている。この理由は、低温焼なまし温度が低いほど材料の引張強さも高いためと考えられる。

(2) 粒度番号と疲労限の関係

図8に、開発材(引張強さ2,120MPa狙い、低温焼なまし温度420℃)の粒度番号と疲労限の関係を示す。開発材は、粒度番号が大きくなるにしたがって疲労限が上昇している。また、現行高強度材と比較すると同じ結晶粒度でも10%ほど疲労限が高くなっており、開発材の疲労限向上

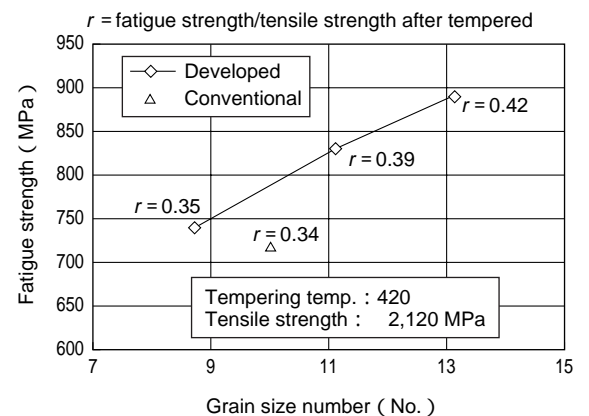


図8 開発材の粒度番号と疲労限の関係(1×10<sup>7</sup>回)

が確認された。

(3) 引張強さと疲労限の関係 (粒度番号 # 13 狙い材)

さらに、疲労限の最も高かった粒度番号 # 13 狙いの供試材において、引張強さを变化させた場合の疲労限への影響も評価した。図 9 に結果を示す。引張強さの高いほうが疲労限も高くなる傾向があるが、結晶粒度ほどには強い相関は認められていない。

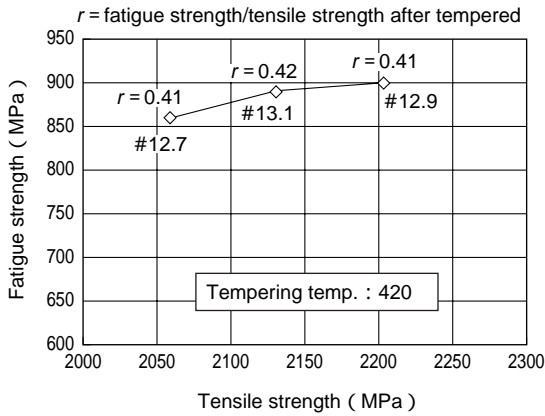


図 9 開発材の引張強さと疲労限の関係 (  $1 \times 10^7$  回 )

## 5. 考 察

### 5-1 引張特性 まず、引張強さについて考察する。

400 以上で低温焼なましをした場合に、開発材の引張強さの低下が現行高強度材のそれと比較して小さいのは、Si の焼なまし軟化抵抗の効果と考えられる。

写真 1 に各低温焼なまし温度で処理された開発材 (結晶粒度 # 11.2) の走査型電子顕微鏡 (SEM) 組織を示す。as OT の炭化物はブロック界面に主に析出しているが、低温焼なまし温度が高くなるにつれてブロック内部にも析出しているのが確認できる。内部に析出する炭化物は、マトリックス中に固溶していた C が加熱されることで炭化物となったものと考えられる。380, 400 で低温焼なましを行った場合に、引張強さが as OT と比較して上昇するのは、この炭化物の析出硬化の寄与が大きく、450, 470 で引張強さが低下するのは析出硬化による硬さ上昇度合いよりもマトリックスの軟化による硬さ低下度合いの方が大きいと推定される。

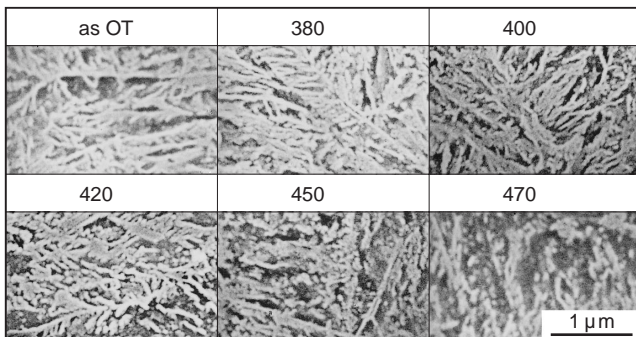


写真 1 開発材 ( # 11.2 ) の低温焼なまし前後の組織 (SEM 組織)

次に絞りについて考察する。開発材の絞りが粒度番号 # 11.2 で最も高くなった理由は、旧 粒がこれよりも大きい場合は結晶粒粗大化により靱性が低下したため、逆に旧 粒がこれよりも小さい場合は 化不足により靱性が低下したためと推測される。また、開発材が現行高強度材と比較していずれの低温焼なまし温度でも高い絞りを示す理由は、開発材は焼戻し軟化抵抗が高いため同じ引張強さを得る場合には高温で焼戻しを行っているため、ミクロ欠陥が低減し靱性が向上したことによると考えられる。as OT と比較し、低温焼なまし後に絞りが低下する理由は、時効による靱性低下が原因と考えられる。さらに 450, 470 で比較的大きく絞りが低下する理由は、靱性の低下というよりも、引張強さが低くなることにより伸びが大きくなる (加工硬化率が大きくなる)、すなわち局部絞りから一様伸びに破断形態が変わったためと考えられる。

伸びに関しては、前述したように、400 で最小値を示すのは焼戻し時効により延性が低下したため、400 以上で大きくなるのはマトリックスの軟化により引張変形時の加工硬化が大きくなった、すなわち結果的に一様伸びが大きくなったためと考えられる。

5-2 疵付けシャルピー 粒度番号 #11.2 の開発材で最も大きな疵まで折損が発生しない理由は、絞りの傾向と同様で、粒度番号 # 8.7 では結晶粒粗大化のため、粒度番号 # 13.1 では 化不足により靱性が低下したためと考えられる。

### 5-3 疲労特性

#### (1) 低温焼なまし温度の影響

低温焼なまし温度が低いほど疲労限が高かった理由は、低温焼なまし後の引張強さが高いためと考えられる。金属材料の疲労限を検討するときによく用いられる、(疲労限 / 引張強さ ; 今回は低温焼なまし後) の比率で整理しなおすと、380 で 0.40, 400, 420 で 0.39, 450 で 0.41, 470 で 0.42 になっており、380 を除いて低温焼なまし温度が高いほど若干ながら増加する傾向が認められる。これは高温ほどミクロ欠陥が低減しているためと推察される。380 で比率が高いのは焼入れ焼戻し後に残っていた表面圧縮残留応力などが原因と推定される。

#### (2) 粒度番号の影響

旧 粒の微細化が疲労限を向上させている理由は、最近の分析機器で明らかになってきているナノオーダーレベルの微細結晶化による疲労限向上<sup>6), 7)</sup>が理由と考えられる。ただし開発材の場合、引張強さが 2,000 MPa を上回るような現行高強度材であるため、組織の詳細な観察を行った。

粒度番号の異なる供試材の SEM 組織を写真 2 に示す。SEM 観察からはバケットならびにブロックの大きさは判断できないため、炭化物の析出状態のみを比較する。ブロック界面に析出していると推測される棒状の炭化物<sup>8)</sup>は、粒度番号が大きいく、すなわち結晶粒径が小さい程細くなっている。つまり粒度番号が大きく、疲労限の高い供試材

の方が微細な炭化物が析出していることが判る。低温焼なまし後のブロック内部の析出炭化物はSEM観察では明確な差異が認められなかった。

次に透過電子顕微鏡(TEM)組織を写真3に示す。粒度番号が大きくなるにつれて、明らかにブロックサイズ(大傾角粒界で区切られた粒)が微細化している。それぞれのブロックの厚さは、粒度番号# 8.7で約800 nm, # 11.2で約300 nm, # 13.1で約約100 nmになっている。このブロックの微細化が疲労限を向上させたものと考えられる。

炭化物の析出状態を確認するために、TEMでさらに拡大して組織観察を行った。析出炭化物を写真4に示す。# 11.2では焼戻し後に析出した数nmオーダーの微細な炭化物(図中A)が観察される。一方# 13.1では、同様の微細炭化物が観察されるものの、数十nmオーダーの大きな未固溶炭化物(図中B)も同時に観察されている。#13.1において絞りが低かったのは、この未固溶炭化物が原因になっていると考えられる。今後この未固溶炭化物を抑制することができれば、靱性の向上、さらには疲労限の向上も図れるものと期待される。

(3) 引張強さの影響

as OTでの引張強さの高いほうが、疲労限も高くなって

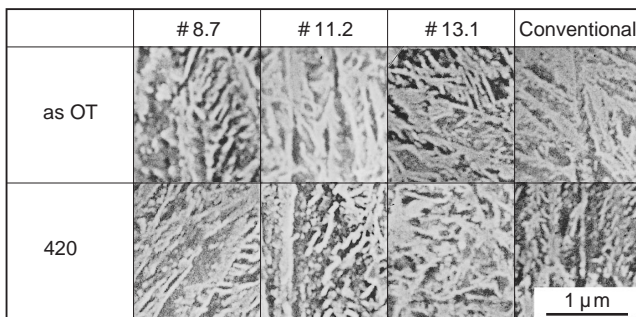


写真2 開発材および現行高強度材の低温焼なまし前後の組織 (SEM組織)

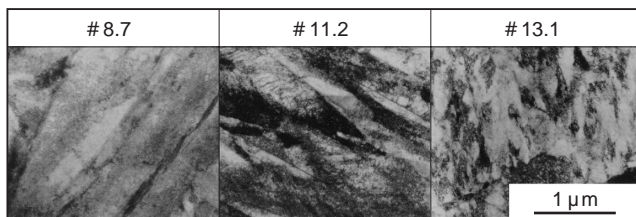


写真3 開発材における粒度番号のブロックサイズへの影響 (TEM組織)

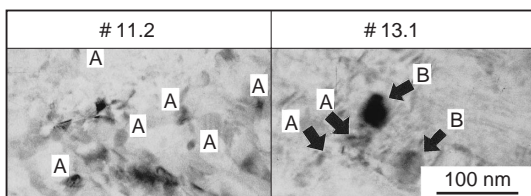


写真4 420 焼なまし後の開発材の炭化物 (TEM組織)

いる。ここで(疲労限/低温焼なまし後の引張強さ)の比率を求めると0.41~0.42でほぼ同じであるため、疲労限は引張強さの影響を受けていると考えられる。

(4) 開発材と現行高強度材の差

開発材の方が現行高強度材よりも疲労限が高くなった理由は、開発材は焼戻し温度が高いため、疲労破壊の起点となりうる転位などのマトリックスのマイクロ欠陥が減少しているためと考えられる。

6. 結 言

開発材はSi量の増加とV量の低減、さらに最適化した熱処理条件で、現行高強度材と比較し約10%高い回転曲げでの疲労限、約50%高い焼なまし軟化抵抗、さらには大幅な疵感受性の低減(シャルピーでの最小折損疵深さが2倍)が確認できた。

この理由は、焼戻し温度の高温化やばね成形後の歪取り焼まなしの高温化による、残留応力やマイクロ欠陥の低減が理由と考えられる。さらに窒化温度の高温化もしくは同等温度で窒化した場合マトリックスの強度低下が小さいことで、ばねとしても疲労限が向上するものと期待される。

また、旧粒を微細化することや引張強さを高めることで疲労限の向上が確認されており、さらには炭化物析出形態を精密に制御することでより高い疲労限や靱性が達成できるものと期待される。

参 考 文 献

- (1) 西村泰輔, 広瀬謙治, 音羽卓, HONDA R&D Technical Review, Vol. 9 (1997) p. 191.
- (2) 安田茂, 中野修, 伊澤佳伸, 今藤覚, 小野田光芳, 鎌田博, 子安善郎, 内田尚志, ばね論文集, 第42号(1997) p. 1.
- (3) Y. Oki, N. Ibaraki, T. Kuroda, D. Ogura and N. Yoshihara, WIRE JOURNAL INT. APRIL 2001, p. 203.
- (4) 松本断, 村井照幸, 吉岡剛, ばね技術研究会1995年度秋季講演会講演論文集, p. 27.
- (5) S. Matsumoto T. Murai, T. Yoshioka, SAE TECHNICAL PAPER SERIES, 970711.
- (6) 古谷佳之, 松岡三郎, 高木周作, CAMP-ISIJ, Vol. 14 (2001) p. 635.
- (7) 蛭川寿, 松岡三郎, CAMP-ISIJ, Vol. 13 (2000) p. 1179.
- (8) 早川正夫, 原徹, 松岡三郎, 津崎兼彰, 日本金属学会誌, 第64巻第6号(2000) p. 460.

執 筆 者

- 河部 望: 伊丹研究所 構造部品材料研究部 主任研究員  
 泉田 寛: 伊丹研究所 構造部品材料研究部  
 村井 照幸: 特殊線事業部 精密ワイヤー部 部長  
 山尾 憲人: 特殊線事業部 精密ワイヤー部 主査  
 松本 断: 特殊線事業部 精密ワイヤー部 主査  
 山口 浩司: 特性評価センター 主任研究員(工学博士)  
 藤本佐代志: 経営開発部 業務管理室