

(論文)

# 高強度懸架ばね用線材

## High Strength Suspension Spring Wire Rods



吉原 直\*  
Nao Yoshihara



茨木信彦\*  
Nobuhiko Ibaraki

Kobe Steel's newly developed suspension spring steel, UHS1970, enhances suspension spring design stress to 1,300 MPa (maximum shear stress). A study of hydrogen embrittlement resistance, related to P and S content and corrosion properties based on a blend of carbon and nickel contents, has made it possible to maintain existing corrosion fatigue life even at higher spring wire hardness and stress levels (at present, up to 1,300 MPa).

まえがき = 近年の自動車の低燃費化や居住性および歩行者保護の観点より、懸架ばねの小型軽量化を目的としてばねの高応力化指向が強い。高応力化に対しては耐へたり性および耐久性の観点から、ばね素材の強度を上げる必要がある。しかし近年の寒冷地における融雪剤撒布量の増大も考慮すれば、単にばね素材の強度を上げるだけでは水素脆化や腐食疲労などの環境脆化感受性が著しく増大し、信頼性が悪化する懸念がある。当社は、早くから高強度と優れた耐環境脆化特性（主に腐食疲労特性）を兼備したばね設計応力の最大せん断応力（ $\sigma_{max}$ ）が1,200MPa級であるUHS1900を展開しているが、さらに設計応力を100MPa向上した1,300MPa級のUHS1970を開発した。本稿では、優れた腐食疲労特性を確保しつつ、高強度を達成するUHS1970の具体的特性を報告する。

### 1. 高強度懸架ばね用鋼の成分設計の考え方

懸架ばねに要求される特性として、大気耐久性、耐へたり性および腐食疲労特性が挙げられる。大気耐久性および耐へたり性の向上にはばね素線の硬さを増加させる必要がある。ばね素線の硬さを高める手段としては、

合金元素添加による方法

熱処理条件の変更による方法

がある。焼戻温度を下げることはばね生産工程上難しく、C, Si, Crなどの添加が必要となる。

腐食疲労特性の向上には腐食疲労の機構の理解が重要である。懸架ばねの腐食疲労の機構を図1に示す。まず飛び石などで塗装が剥がれてそこから融雪剤の影響で腐食ピットが発生し、ある程度の大きさに成長した際に腐食ピット底に応力集中し、疲労き裂が発生する。その後疲労き裂は進展するが、その際に腐食過程で発生した水素が腐食疲労を低下させると考えられている<sup>1)</sup>。

腐食ピットの大きさを低減する手段としては、

合金元素添加による生成錆の非晶質化

合金元素添加による腐食ピット底のpH増加

がある。生成錆の非晶質化にはCr, Ni, Cu, Tiの添加およびC量の低減が必要となる<sup>2)</sup>。

水素脆化を抑制する手段としては、

旧オーステナイト結晶粒の微細化

炭化物などの析出物による水素トラップ

結晶粒界の清浄化

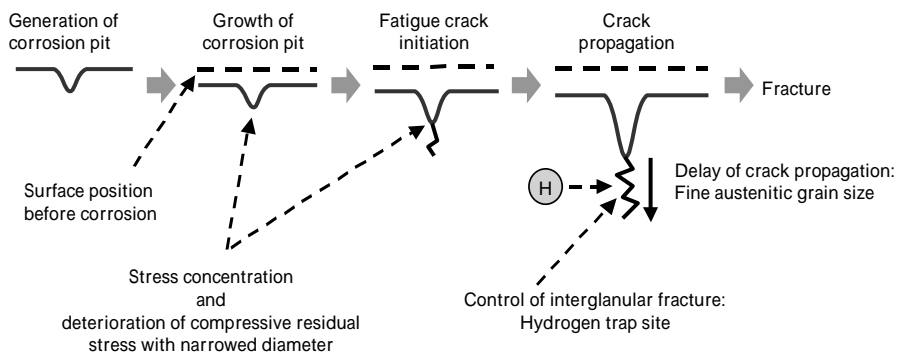


図1 懸架ばねの腐食疲労の機構

Fig. 1 Mechanism of spring corrosion fatigue fracture

\* 鉄鋼部門 神戸製鉄所 糸鋼開発部

表 1 供試材の化学組成  
Table 1 Chemical compositions of tested steels

Steel grade	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V	Ti	Al	Manufacturing process
SAE9260	0.59	2.06	0.94	0.012	0.011	tr.	tr.	0.15	tr.	tr.	0.019	Continuous casting Billet Hot rolling( 13.5mm)
UHS1900	0.42	1.69	0.18	0.004	0.007	0.20	0.33	1.06	0.15	0.05	0.027	
UHS1970	0.43	1.92	0.15	0.004	0.004	0.21	0.59	1.04	0.17	0.07	0.031	
A	0.42	1.88	0.15	0.010	0.010	0.22	0.61	1.04	0.18	0.08	0.032	VIF(150kg) Hot forging (Square155mm) Hot rolling( 13.5mm)
B	0.42	1.89	0.16	0.015	0.015	0.23	0.61	1.03	0.18	0.08	0.028	
C	0.42	1.94	0.16	0.019	0.019	0.22	0.62	1.04	0.18	0.08	0.029	
D	0.42	1.94	0.16	0.026	0.024	0.22	0.61	1.04	0.18	0.08	0.028	
E	0.43	1.90	0.15	0.003	0.002	0.23	0.58	1.00	0.18	0.08	0.030	
F	0.42	1.92	0.15	0.025	0.002	0.23	0.58	1.02	0.18	0.08	0.029	
G	0.42	1.89	0.15	0.003	0.023	0.23	0.59	1.01	0.18	0.08	0.030	

マトリックスの靱性向上がある。旧オーステナイト結晶粒の微細化および炭化物形成のどちらにも Ti, V の添加が有効である。結晶粒界の清浄化には不純物元素である P, S の低減が重要である。また,マトリックスの靱性向上には Si の添加および C 量の低減が必要となる。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材の化学成分を表 1 に示す。一般鋼 SAE9260, 設計応力の最大せん断応力 ( $\sigma_{max}$ ) が 1,200MPa 級である UHS1900 および今回の開発鋼である UHS1970 を転炉溶製した。また UHS1970 における P, S の水素脆化への影響を調査するため, UHS1970 をベースに P および S 量を増減させた A, B, C, D, E, F, G 鋼を 150kg の小型真空溶解炉で溶製した。いずれの鋼種も 13.5mm に熱間圧延し, 各試験片を作製した。

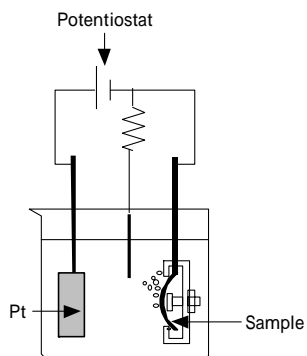
### 2.2 材料特性

各試験の調質処理は 850 ~ 1,050 × 10min 加熱後 70 に油焼入れし, 250 ~ 450 × 1h 焼戻した。水素感受性の試験には, 焼入加熱温度を 925 にし, 油焼入れからは上記の条件にて調質した 65mm × 15mm × 1.5mm 平板試験片を用いて, 図 2 に示す陰極チャージ四点曲げ試験をおこなった。サンプルは調質後に機械加工にて切出し, さらに表面を 800 番のエメリー紙で仕上げた。これを初期最大曲げせん断応力が 1,400MPa となるように四

点曲げ治具にて固定し, そのまま溶液中で水素をチャージして破断までの寿命を測定した。溶液は 0.5mol/ℓ H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> と 0.01mol/ℓ KSCN の混合液で陰極電位は -700mV とした。

Ti は Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> の炭硫化物を形成するため, 熱力学計算ソフトを用いて, 各鋼種および各加熱温度におけるその炭硫化物形成量を計算し, Ti 添加量から差引いた Ti 量をもとに, さらに Ti, V 系炭化物の未固溶析出量を熱力学計算ソフトを用いて計算した。また実際の Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> の形成量と計算した形成量が一致するかを確認するため, 電解抽出残渣法にて Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> の形成量を調査した。電解抽出残渣は以下の方法で実施した。質量 0.4 ~ 0.5g 程度のサンプルを切出し, このサンプルを電解液 (アセチルアセトン を 10 質量% 含有するエタノール溶液) 中に浸漬させ 100mA の電流を 5 時間流して, 母相の金属 Fe を電気分解し, 電解液に存在する鋼中析出物 (TiN, TiC, Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>, 微量の TiS, MnS, AlN など) を残渣として採取した。残渣を採取するために, メッシュ直径 0.1 μm のフィルタを使用した。残渣を 10ml の希酸 (35 質量% 塩酸: 水 = 1 : 3 (容量比)) に入れて AlN を分解し, 再びメッシュ直径 0.1 μm のフィルタで濾過して残渣 (TiN, TiC, Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>, 微量の TiS, MnS など) を回収した。残渣中の N, S, Ti, Mn 濃度を求め, 残渣中の Mn はすべて MnS を形成しているとみなし, 残った S がすべて Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> を形成しているとみなして, Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> を形成する Ti 量を計算した。残渣の XRD 分析を実施し, 残渣中の Ti に TiS は無く, TiN および Ti<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub> の形態で存在することを確認した。旧オーステナイト結晶粒界における P の濃化量を調査するため, 陰極チャージ四点曲げ試験に用いた試験片にて, 真空破断機構を用いたオージェ分光法により調査をおこなった。また抽出レプリカ / 透過電子顕微鏡法による鋼中介在物および析出物の観察も実施した。

腐食特性については, 焼入加熱温度を 925 にし, 加熱後 70 に油焼入れし, 250 ~ 450 にて 1h 焼戻した後に機械加工にて切出し, さらに表面を 800 番のエメリー紙で仕上げた 10 × 100mm 丸棒試験片を用いた。8h 塩水噴霧 (SST) 16h 恒温恒湿保持 (35 °C, 60%RH) を 1 サイクルとする複合サイクル試験 (CCT) を最長 14 サイクルまでおこない, 腐食減量および腐食ピットの深さを評価した。腐食減量は, 試験前重量と錆除去後の試験後重量の差を面積で除した値とした。腐食ピット深さは, レーザ顕微鏡によって面積 753mm<sup>2</sup> におけるピット



Sample : 65mm × 1.5mm × 10mm  
Solution : 0.5 mol/ℓ H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 0.01 mol/ℓ KSCN  
Stress : 1,400 MPa  
Potential : -700 mV

図 2 陰極チャージ四点曲げ試験の概略図

Fig. 2 Schematic image of 4-point bending test under cathodic hydrogen charge

表2 実体ばねの作製工程  
Table 2 Process of preparing spring specimen

Billet	Hot rolling (13.5mm dia.)	Drawing (12.5mm dia.)	
	Hot coiling	Quenching	Tempering
			Shot peening
Setting	Aging		

表3 実体ばねの諸元  
Table 3 Dimension of spring specimen

Wire diameter	12.5 mm
Average coil diameter	110 mm
Active number of coils	5.39
Free height	382 mm
Spring constant	33.4 N/mm

深さを測定し、最大深さの上位3点から平均した。

### 2.3 ばね特性

ばね腐食疲労特性を調査するため、表2に示す工程により表3に示した諸元の実体ばねを作成し、腐食疲労試験に供した。腐食疲労試験は、30min 塩水噴霧 (SST) 3,000回加振 (100rpm) 23h 恒温恒湿保持 (26℃, 95% RH) を1サイクルとして破断まで繰返し、加振回数の合計にて評価した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 材料特性

#### 3.1.1 水素感受性

図3に、陰極チャージ四点曲げ試験による各鋼の水素感受性評価結果を示す。SAE9260では焼戻温度の低下による硬さの増大にともない、短時間で破断する。しかしUHS1900およびUHS1970では、焼戻温度が最低の250℃まで下がった限界の硬さでも、ほぼ一定で600s以上の破断時間を示した。また図4に、UHS1970およびそれをベースにPおよびS量を増減させたA,B,C,D,E,F,G鋼の水素感受性評価結果をオーステナイト結晶粒度とP含有量で整理した。水素脆性はオーステナイト結晶粒度およびP含有量に対して高い相関関係を示した。さらにオージェ分光法による測定にて、オーステナイト結晶粒界に偏析するP量もP含有量の増加にともなって増加することがわかった。

S含有量とオーステナイト結晶粒度との関係を図5に示す。S含有量が高くなるとオーステナイト結晶粒は粗

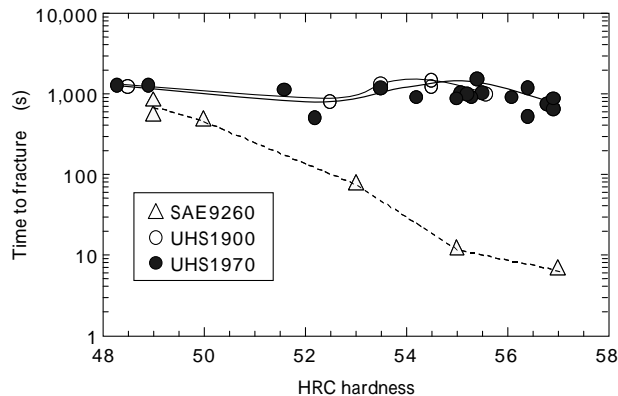


図3 陰極チャージ四点曲げ試験結果

Fig. 3 Results of 4-point bending test under cathodic hydrogen charge

大化する傾向にある。写真1に示すように、S含有量が高いと比較的微細な10nm程度のTi-V系炭化物ではなく、300nm程度と粗大なTi<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>の炭硫化物が析出し、Ti,Vの複合添加による結晶粒界のピンニング効果を低下させてしまうためと考えられる<sup>3)</sup>。表4に、写真1の供試材を用いて電解抽出残渣法によるTi系の析出物量を測定した結果を示す。S含有量の増大によりTi<sub>4</sub>C<sub>2</sub>S<sub>2</sub>の

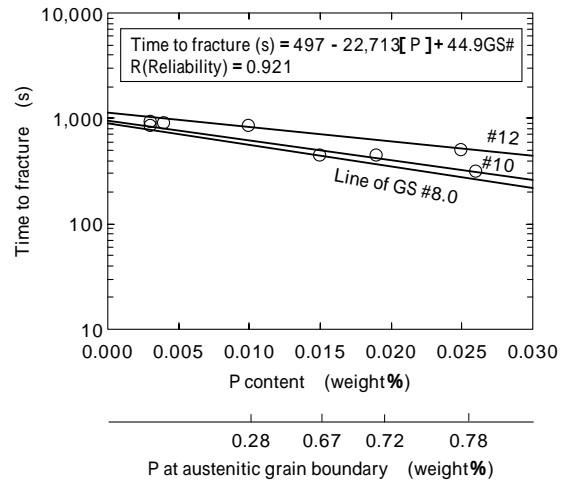


図4 P含有量およびオーステナイト結晶粒度の及ぼす水素感受性への影響

Fig. 4 Effect of P content and austenitic grain size on hydrogen embrittlement

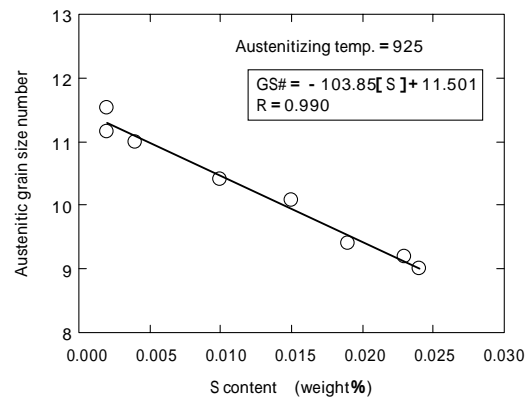


図5 S含有量とオーステナイト結晶粒度

Fig. 5 Austenitic grain size number with S content variations

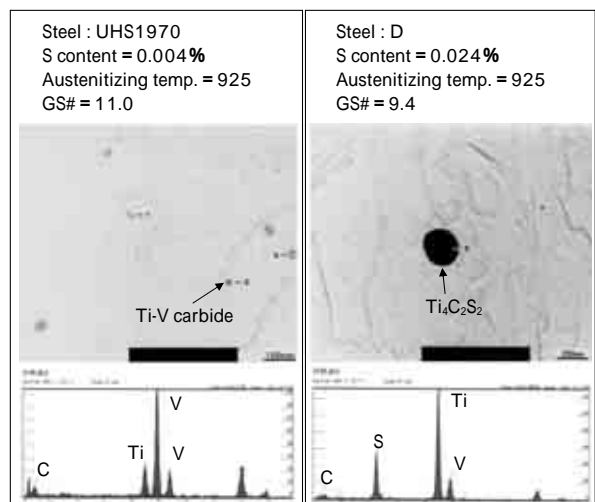


写真1 TEMにより観察された析出物

Photo 1 Precipitations observed in TEM

表4 電解抽出残渣によるTi系析出物の測定結果

Table 4 Amount of Ti precipitates with electrolytic extraction method (mass%)

Steel grade	Ti content	S content	Ti as $Ti_4C_2S_2$	Ti as TiN	Ti as TiC
UHS1970	0.074	0.004	0.011	0.007	0.056
D	0.079	0.024	0.068	0.010	0.001

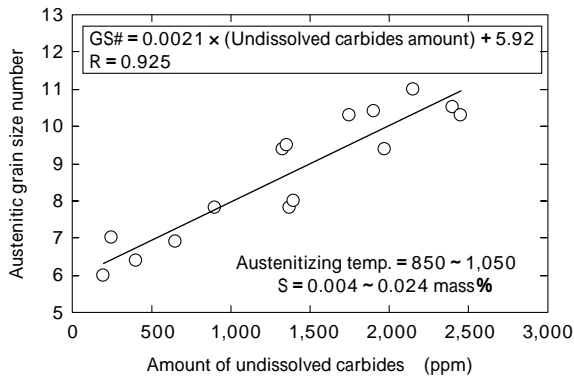


図6 未固溶炭化物量とオーステナイト結晶粒度との相関

Fig. 6 Regression between the amount of undissolved carbides and austenitic grain size number

析出量が増加し、Ti系炭化物の析出量が減少していることが確認された。

熱力学計算ソフトにより  $Ti_4C_2S_2$  を計算し総Ti量から差引き、その残りのTiとVにより形成される炭化物量を計算し、オーステナイト結晶粒度との相関をみた結果を図6に示す。加熱温度が850~1,050にて未固溶炭化物量の計算値とオーステナイト結晶粒度の実測値は高い相関を示し、Ti-V系未固溶炭化物がオーステナイト結晶粒度に効果があることが示唆される。

### 3.1.2 腐食特性

CCT試験でえられたSAE9260, UHS1900およびUHS1970の3鋼種の腐食減量、腐食ピット深さおよび腐食ピットのアスペクト比の経時変化を、それぞれ図7, 図8および図9に示す。

SAE9260に比較してUHS1900およびUHS1970は、腐食減量および腐食ピット深さの値がともに小さく、耐食性に優れることがわかる。ピットのアスペクト比もSAE9260より小さく、応力集中を小さく抑えることにより腐食疲労が優れることが期待できる。またUHS1900とUHS1970を比較するとそれぞれ同等の特性を示した。これは、強度を上げるためにC量を増加した分、Niを増量添加した効果と考えられる。

### 3.2 ばね特性

図10に、UHS1970およびそれをベースにPおよびS量を増減させたA, B, C, D, E, F, G鋼のばね腐食疲労試験結果をオーステナイト結晶粒度とP含有量で整理した。P含有量およびオーステナイト結晶粒度によればばね腐食疲労寿命は高い相関で整理できることがわかった。水素感受性におけるPとオーステナイト結晶粒度の相関がばね腐食疲労にも影響していると考えられる。すなわち間接的ではあるが、水素感受性がばね腐食疲労に影響していることも示唆される。SAE9260, UHS1900およびUHS1970の3鋼種のばね腐食疲労試験結果を図11に

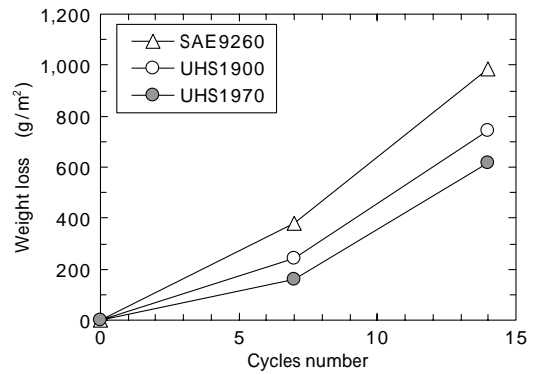


図7 腐食減量の経時変化

Fig. 7 Weight loss after CCT

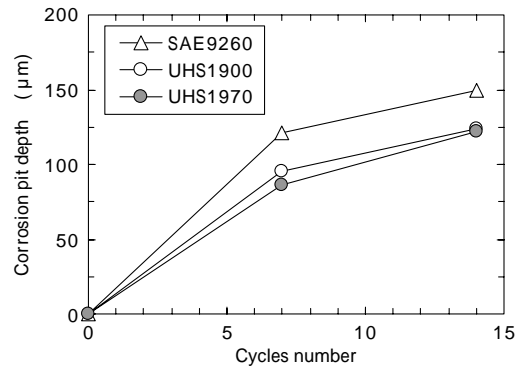


図8 腐食ピット深さの経時変化

Fig. 8 Corrosion pit depth after CCT

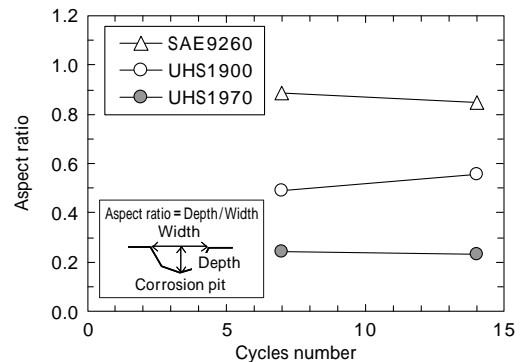


図9 腐食ピットのアスペクト比の経時変化

Fig. 9 Aspect ratio of corrosion pit depth after CCT

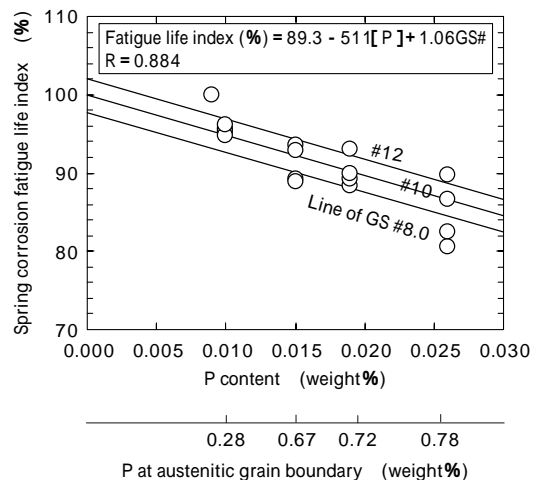


図10 P含有量およびオーステナイト結晶粒度が及ぼす腐食疲労への影響

Fig.10 Effect of P content and austenitic grain size on spring fatigue life

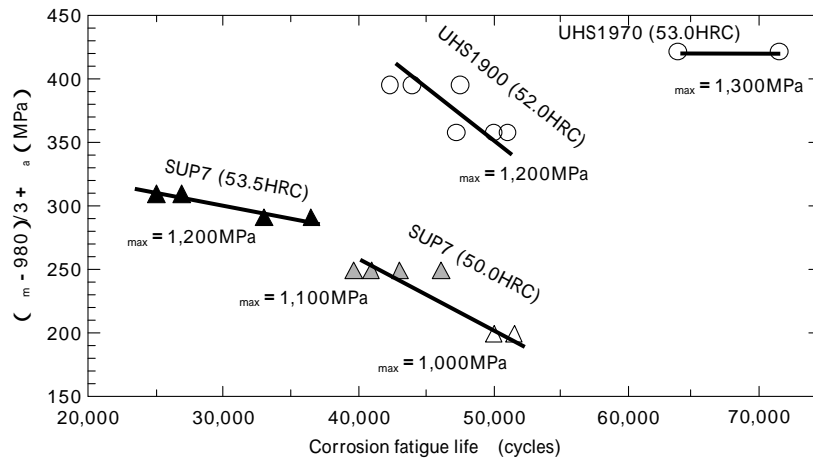


図11 ばね腐食疲労試験結果  
Fig.11 Spring fatigue test results

示す。UHS1970 は UHS1900 に比較して、硬さを 52.0 から 53.0 HRC に増加しても、UHS1900 より腐食疲労は低下しないことがわかった。

むすび = 開発した高強度懸架ばね用鋼 UHS1970 の特性を以下にまとめる。

P, S 含有量を適正化することで水素感受性を向上した。

C 量を増加した分, Ni を増量添加し耐食性を UHS1900 と同等とした。

UHS1900 より HRC 硬さが 1.0 程度増加しても腐食疲

勞寿命は低下することなく、1,300MPa の最大せん断応力ではばね設計することが可能である。

本開発鋼は、当社の高強度懸架ばね用鋼（ハイテン）シリーズのなかでもばね設計応力およびばね腐食疲労にて最高位に位置づけられ、最大せん断応力にて 1,300MPa 級のばね設計が可能である。

参考文献

- 1) Atsushi Inada et al. : Kobelco Technology Review, 21 (1998) p.21.
- 2) 石川達雄ほか：材料と環境, 52 (2003) p.140.
- 3) 吉原 直ほか：ばね論文集, 51 (2006) p.1.