「材料」(Journal of the Society of Materials Science, Japan), Vol. 56, No. 12, pp. 1096-1102, Dec. 2007
論　　文

高強度ばね鋼のねじり疲労強度に及ぼす微小欠陥および腐食環境の影響†

脇田将見*　久野隆紀**　天野礼光**
根本昭彦***　猿木勝司****　田中啓介*****

Effects of Artificial Small Defect and Corrosive Environment on Torsional Fatigue Strength of High Strength Spring Steel

by

Masami WAKITA*, Takanori KUNO**, Ayamitsu AMANO**, Akihiko NEMOTO***,
Katsushi SARUKI**** and Keisuke TANAKA*****

Torsional fatigue tests were conducted for spring steels whose Vickers hardness were 430, 480, 550, and 620. The effects of corrosive environment and surface artificial pits on the fatigue strength were studied. The fatigue strength of smooth specimens was maximum at 550HV for fatigue in air and 480HV for corrosion fatigue. Intergranular fracture surfaces were observed on the fatigue fracture surface corresponded to the decrease in the fatigue strength of the high-hardness materials. The fatigue fracture of smooth specimens was generated from shear crack for fatigue in air and from corrosion pit in corrosion fatigue. The stress intensity factor for crack initiation from corrosion pit was nearly the same for all materials. The fatigue strength reduction factor was constant under fatigue loading in air, while decreased with increasing fatigue life and hardness in corrosion fatigue. For the case of long of the material with 620HV in corrosive environment, a significant influence of the artificial pit on the fatigue strength was not seen. Many small cracks were observed at the sites except for artificial pit on the surface of the 620HV specimens fatigued at low stress levels.

Key words : Torsional fatigue, Spring steel, Corrosive environment, Pit, S-N curve, Cracks, Intergranular fracture

1　緒　　言

近年，地球温暖化防止の観点から自動車の燃費向上に関する取り組みが注目され，自動車部品の一つである自動車サスペンション用懸架コイルばねにおいても軽量化の対応が図られている.[1]自動車用サスペンション部品は跳ね石や塩害などにより塗膜がダメージを受けながら使用されるため，腐食疲労強度に着目して強度アップを図る必要がある．そこで，筆者等はこれまでにコイルばねの軽量化の取り組みとして，腐食疲労強度の向上を重視した高強度ばねの開発[2), 3)]や高腐食疲労強度を有するばね用鋼の冷間コイルばねへの適用の研究[4), 5)]を行ってきた．コイルばねは主としてねじり応力を受けるため，ねじり疲労強度が重要となるが，従来，ばね鋼のような高硬度材料のねじり疲労強度に関する系統的な検討は少なく，また，腐食環境下でのねじり疲労強度を扱った研究はほとんどなされていない.

本研究では，ばね鋼 (JIS SUP7) を熱処理により硬さを4種類に調整した材料について，平滑材と人工ピットを有する試験片の大気中でのねじり疲労強度，および塩水腐食環境下におけるねじり疲労強度を求め，それぞれのねじり疲労強度に及ぼす熱処理後硬さの影響について検討するとともに，き裂形状および破面の微視的観察を行った.

2　実　験　方　法

2・1　材料および試験片

実験に用いた材料は自動車用コイルばねに使用されている熱間成形用ばね鋼 (JIS SUP7) の量産実炉溶解材である．その化学成分を Table 1 に示す.

試験片は機械加工による粗加工の後に，Table 2 に示す焼入れ焼戻しの調質処理を行った．ここで，焼戻し温度を変えることによりビッカース硬さ 430HV，480HV，

Table 1　Chemical composition of material. (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S
SUP7	0.6	2.0	0.9	0.014	0.019

†　原稿受理　平成 18 年 10 月 18 日　Received Oct. 18, 2006 ©2007 The Society of Materials Science, Japan
*　正 会 員　中央発條㈱　〒470-0225　愛知県西加茂郡三好町，Chuo Spring Co., Ltd., Nishikamo-gun, Aichi, 470-0225
**　中央発條㈱　〒470-0225　愛知県西加茂郡三好町，Chuo Spring Co., Ltd., Nishikamo-gun, Aichi, 470-0225
***　名城大学大学院理工学研究科材料機能工学専攻（現在　フタバ産業㈱）〒468-8502　名古屋市天白区塩釜口，Graduate Student, Meijo Univ., Tenpaku-ku, Nagoya, 468-8502
****　正 会 員　名城大学理工学部材料機能工学科　〒468-8502　名古屋市天白区塩釜口，Dept. of Material Sci. & Eng., Faculty of Sci. & Tech., Meijo Univ., Tenpaku-ku, Nagoya, 468-8502
*****　正 会 員　名古屋大学工学研究科　〒464-8603　名古屋市千種区不老町，Dept. of Mech. Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-8603

Table 2　Quenching and tempering condition.

Material		SUP7			
Level of hardness		LL	L	H	HH
Vickers hardness (HV)		430	480	550	620
Quenching		1173K			
		×20min (oil)			
Tempering		773K	723K	678K	643K
		×60min (water)			
Residual stress at surface (MPa)	Axial	-120	-400	-420	-450
	45degree	-120	-350	-480	-410
	Circum	-140	-300	-460	-450

550HV，620HV の 4 種類の硬さを準備した．これらの試験片の引張強さは SAE J 417 による硬さからの換算をするとそれぞれ 1410MPa，1620MPa，1900MPa，2160MPa となる.[6]

これらの試験片を以下では LL，L，H，HH 材と称する．実用ばね材料の硬さレベルは L 程度である．

試験片は調質処理の後，Fig. 1 に示す形状に加工し，その後エメリー紙により #400 から #2000 まで順次研磨仕上げをした．最終の研磨方向は軸方向に平行となるようにした．また，仕上げ後研磨による圧縮残留応力を低減する目的で，Ar ガス中で温度 673K において 60min（HH 材は 643K で 60min）の焼鈍を行った．試験片製作後の残留応力を X 線回折法によって，軸方向，45° 方向，および円周方向の応力を測定した.[7]その結果を Table 2 に示すが，いずれも等 2 軸の圧縮残留応力で，LL 材では低いが，L 材から HH 材では–300 から–500MPa 程度である．

人工ピットは試験片平行部中心の表面に電解研磨装置（㈱リガク製）を使用し，電解液として塩化アンモニウム水溶液を用いて直径 600μm，深さ 300μm の半球状の穴をつけた．この人工ピットの寸法は，実用されている懸架ばねに測定されるピットの最大寸法を想定したものである.[8]なお，このピットによる垂直応力（主応力）から求めた応力集中係数は，FEM 解析によると $\alpha = 2.2$ であった．

2・2　ねじり疲労試験

実験はシェンク式繰返しねじり・曲げ試験機（JT トーシ㈱製 FTS-100，能力 100N・m）を用いて，応力波形は正弦波の完全両振りで応力比－1 とした．周波数 30Hz である．腐食環境下での試験は，塩水噴霧装置（スガ試験機㈱製）によって，平滑材は平行部を，また人工ピットを有する場合は人工ピット部のみを 16h 腐食させた．腐食液は自動車用懸架ばねの腐食疲労試験で多く用いられる 5%NaCl 水溶液とした.[9)~11)]その後，試験片を塩水噴霧装置から取り出し，水洗，乾燥させた後，5%NaCl 水溶液を含ませた脱脂綿で塩水腐食させた部分を覆い，その周りをエチレンラップで包み乾燥を防ぎ，疲労試験を行った．また，疲労試験では，10^7 回の繰返し数を打ちきりとした．

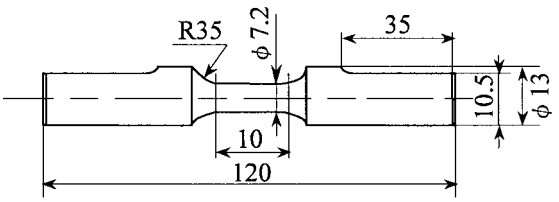


Fig. 1　Shape and dimension of specimen. (mm)

3　実　験　結　果

3・1　S-N 曲線

硬さ 4 種類の試験片について，大気中での平滑材，人工ピットあり，および腐食環境下における平滑材，人工ピットの 4 種類の疲労試験で得られた S-N 線図を，それぞれ Fig. 2 (a)から(d)に示す．ここで，縦軸は丸棒のねじりモーメントをピットのない領域での断面係数で割った表面せん断応力振幅である．図中の 550HV 材の大気中の平滑材と人工ピット材では，10^7 回時間強度は疲労限度に対応するが，腐食環境では S-N 曲線では水平部はみられず徐々に低下しているが，ここでは 10^7 回時間強度を疲労限度と称する．これらの図において，次のような特徴が認められる．

まず，大気中での平滑材と人工ピット材の疲労強度を比較すると，L，H，HH 材ともに，人工ピット材の S-N 曲線は平滑材より低下しており，ほぼ平行である．一方，軟らかい LL 材では長寿命では強度の低下が著しいが，短寿命側では寿命がほぼ等しくなり，人工切欠きの影響が小さくなる． これは，軟らかい材料では塑性変形により応力集中が緩和されるためであろう．ここで各寿命 N_f での切欠き係数 β を次式で定義する．

$$\beta = \tau_{wo}(N_f)/\tau_w(N_f) \qquad (1)$$

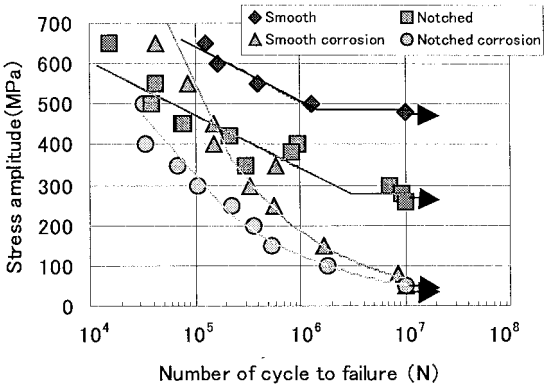
但し，$\tau_{wo}(N_f)$ は平滑材の寿命 N_f に対応する応力振幅，$\tau_w(N_f)$ は人工ピット材の寿命 N_f に対応する応力振幅である．Fig. 3 (a)に大気中疲労の結果を示す．β は約 1.7 となっており，応力集中率 2.2 より低い．

ついで，平滑材の S-N 関係を大気中と腐食環境中で比較すると，いずれの材料においても長寿命では腐食による大きな強度の低下が認められるが，短寿命ではほぼ同じ強度に近づく．このことは一般的に認められることで,[12)]時間依存性である腐食効果が，長寿命では大きく現れるためと考えられる．人工ピット材でも同様で，長寿命ではその効果が大きい．

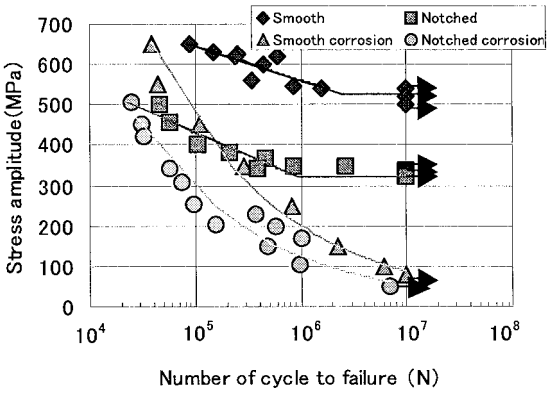
さらに，平滑材と切欠き材の腐食疲労強度を比較する．式 (1)と同様に腐食疲労における各寿命 N_f での平滑材の強度と人工ピット材の強度の比を β' として硬さに対する変化を Fig. 3 (b)に示す．いずれの材料ともに短寿命で人工ピットによる強度低下が認められた，長寿命ではその低下量は少なくなり，$\beta' = 1$ に近づく傾向にある．これは，後述のように，長寿命の腐食環境下では人工ピット以外の所においてもき裂の発生が認められ，人工ピットが必ずしも破壊起点とならなくなることに対応している．

3・2　疲労強度と硬さの関係

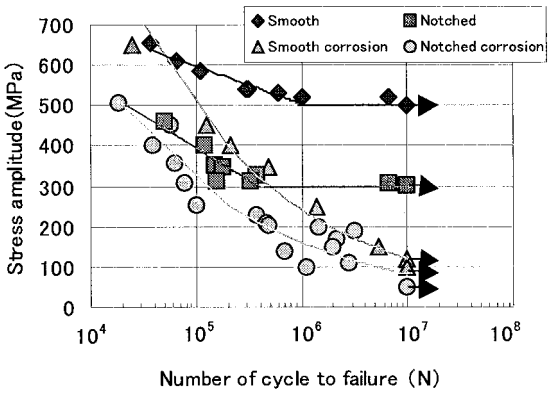
自動車用懸架ばねは 3×10^5 回程度の時間強度が求められる場合が多い.[9)]そこで，3×10^5，10^6，10^7 に対する時間強度と硬さの関係を求めた．Fig. 4 は平滑材と人工ピット材の大気中疲労の関係である．両材料とも図から明らかなように時間強度，疲労限度は硬さの上昇とともに増



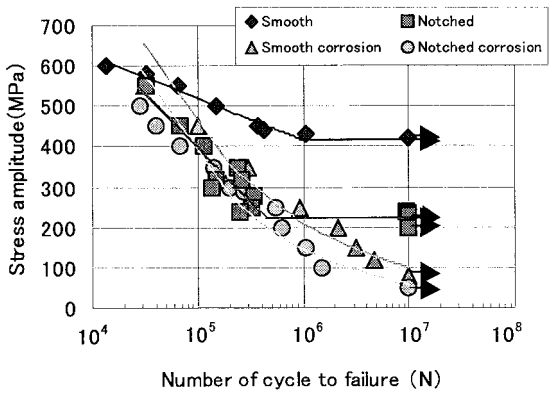
(a) SUP7HH-620HV



(b) SUP7H-550HV

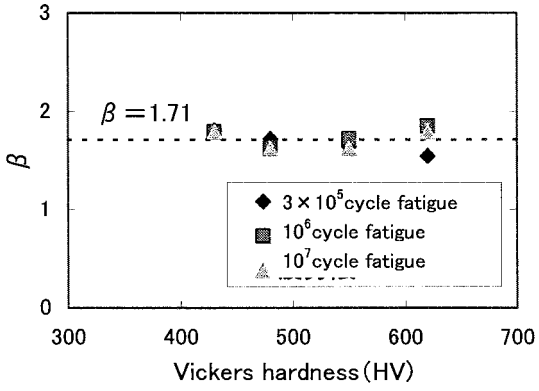


(c) SUP7L-480HV

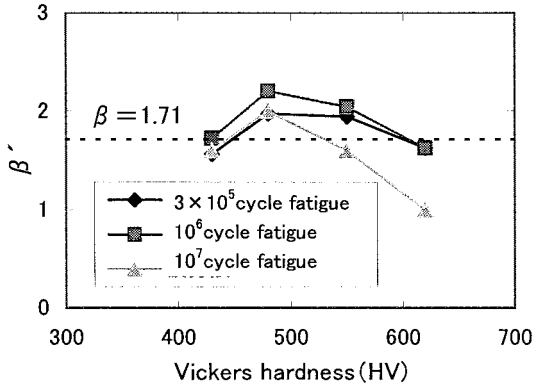


(d) SUP7LL-430HV

Fig. 2 S-N diagrams.



(a) Fatigue in air



(b) Corrosion fatigue

Fig. 3 Variation of fatigue strength reduction factor and Vickers hardness.

加し 550HV 付近で極大となる．ここで，図中の一点鎖線は，大気中の疲労に関する金材技研材料強度データベース[13]で得られている硬さ HV < 400 の機械構造用合金鋼調質材のねじり疲労限度 (MPa) とビッカース硬さ (hgf/mm^2) との関係である．

$$\tau_{wo} = 1.13 \cdot \mathrm{HV} \qquad (2)$$

本材料では，この関係は 550HV 程度まで成立しており，これを超えると疲労限度はこの関係からずれて小さくなる．一方，村上らによって提案されているねじり疲労限度 τ_W(MPa) と欠陥の主応力軸に対する投影面積 $\sqrt{area}$ (μm) との関係式[14]

$$\tau_w = 1.14(HV + 120) \Big/ \left(\sqrt{area}\right)^{1/6} \qquad (3)$$

も示すが，これと人工ピット材の疲労限度と比較すると全体として比較的近い値であるが，硬さが上昇するのに疲労限度が低下する傾向は表していない．

Fig. 5 は腐食疲労強度に関する平滑材と人工ピット材の硬さとの関係である．ここで，興味深い点は腐食疲労では強度の最大が HV480 において生じており，大気中の疲労に比較して硬さが低い側になっている．また，図において，腐食疲労の疲労限度近傍の長寿命では平滑材と人工ピット材の強度は近い．

Fig. 4 と 5 に示した平滑材の疲労強度と硬さの関係において，大気環境中では 550HV に強度の極大があるの

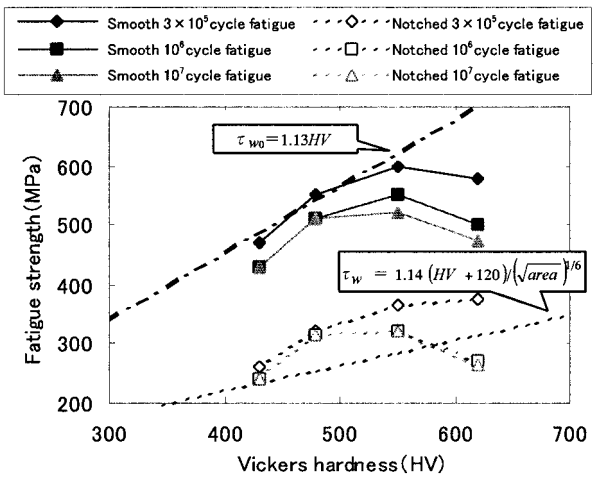


Fig. 4　Relationships between torsional strength and Vickers hardness under fatigue loading in air.

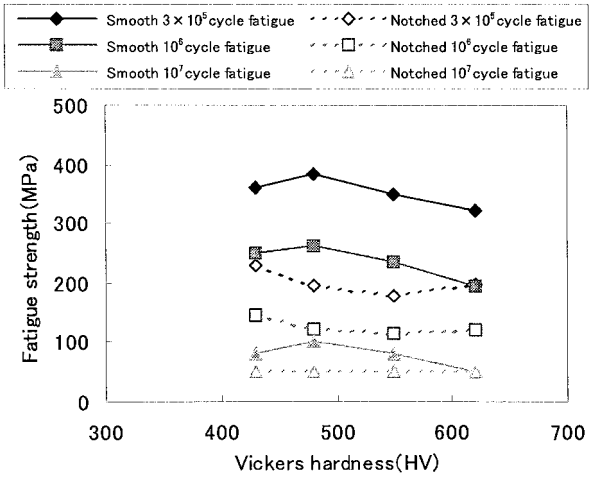


Fig. 5　Relationship between torsional strength and Vickers hardness in corrosion fatigue.

に対して，腐食環境中では 480HV に強度の極大がある．軸力や回転曲げ疲労の場合にも，硬さが大きくなると疲労強度は低下する場合が多いが，その場合には疲労破壊の起点が介在物であり，介在物が低下の原因とされている．[15)]

一方，ねじり疲労における破壊起点には後述のように介在物は存在せず，強度の低下原因は明確でない．金材技研材料強度データベース [13)]においても同様に，高強度材のねじり疲労では介在物の存在は認められていない．しかしながら，後述のように破面観察で，破面上での粒界破壊あるいは擬へき開破壊が認められることと疲労強度の低下がよく対応している．つまり腐食環境中では，環境が厳しくなるため大気中より硬さが低い領域でも粒界破壊あるいは擬へき開破壊が現れ疲労強度が低下するものと理解される．しかしながら，腐食疲労き裂の発生起点が粒界破面となるわけではなく，直接的には疲労強度の低下を説明はしていない．環境中の水素が材料中に侵入し，それらが結晶粒界などに集積し疲労強度の低下を引き起こしているものと考えられる．詳細な機構の検討は今後の課題である．なお，本材料の硬さによる金属微視組織の違いは確認できなかった．

3・3　き裂および破面の観察

Fig. 6 に硬さ 620HV の HH 材の平滑材，人工ピット材の，大気中および腐食環境下の 4 種類の試験において寿命が $N_f = 3 \times 10^5$ 程度の破面を代表例として示す．大気中の平滑材では，破壊は表面で発生し，軸線に平行（せん断応力方向）に初期き裂ができた後，軸線に 45 度の方向（主応力方向）にき裂が進展している．このとき，せん断き裂の発生個所をエネルギ分散型 X 線アナライザ (EDX) によって調査したが介在物は存在しなかった．また，せん断き裂の大きさと応力振幅，材料との間には明確な関係は見つけ出せなかった．

一方，平滑材の腐食環境中では，破壊発生個所にせん断き裂はなく腐食ピットから 45 度方向にき裂が進展している．ここで，破壊の起点となったピットの拡大図を Fig. 7 に示す．近藤 [16)]は腐食疲労の破壊の機構として，ピット寸法が一定の応力拡大係数に達するとき裂となるとしている．そこで，平滑材の腐食疲労の破壊起点に認

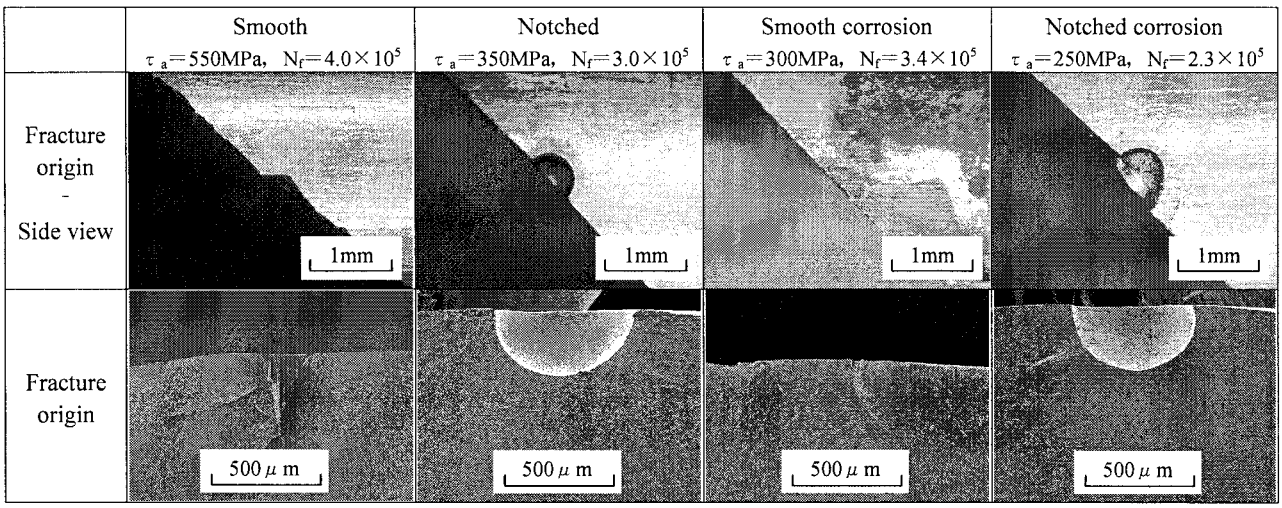


Fig. 6　Fractographs of SUP7HH. ($N_f \simeq 3 \times 10^5$)

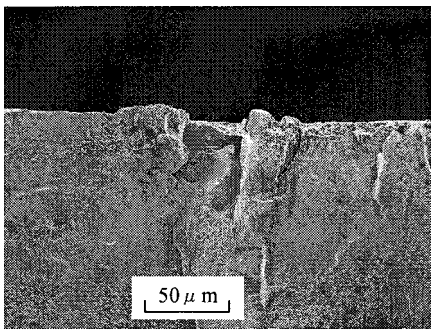


Fig. 7　Micrograph of corrosion pits in SUP7HH.
(τ_a= 300MPa，N_f= 3.55 × 10^5)

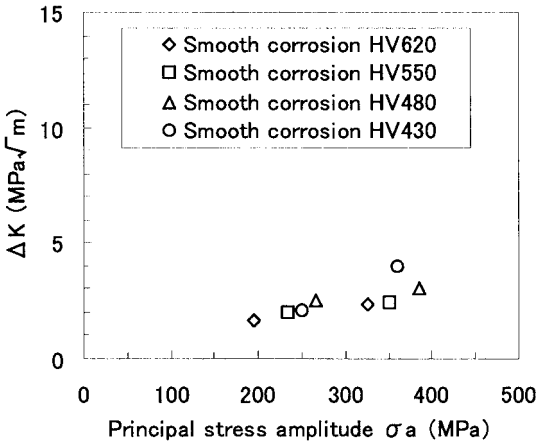


Fig. 8　Stress intensity factor for crack initiation from corrosion pit in corrosion fatigue.

められたピットの形状を測定し，次式により応力拡大係数を算出した.[17)]

$$\Delta K = 0.65\sigma_a \sqrt{\pi\sqrt{area}} \qquad (4)$$

なお，平滑材の腐食環境中では，破壊発生箇所にせん断き裂はなく，腐食ピットを起点として主応力方向に疲労き裂が進展しているので，腐食ピットから発生するき裂の応力拡大係数は主応力で計算できる.

Fig. 8 にピットの応力拡大係数を応力振幅に対してプロットするが，近藤らの結果と同様にほぼ応力やや増加の傾向はあるがほぼ一定 2 ～ 3MPa $\sqrt{\mathrm{m}}$ である.

人工ピット材の場合は腐食環境の有無によらずいずれも人工ピット部から主応力方向に，き裂が進展して破壊し，破壊起点にせん断破面あるいはピットは認められなかった．人工ピット材の腐食疲労で，ピットを生じずにき裂が発生する理由は，人工ピットの応力拡大係数が上記の一定値以上であるためと考えられる．また，腐食環境下での長寿寿命疲労では Fig. 9 に示すように，人工ピット以外の位置でもき裂が観察され，その位置は人工ピットの端から約 0.2mm であった.

さらに，興味深い点は，破壊に至らしめた主き裂に垂直なき裂の存在の有無である．大気中疲労では，材料の硬さが大きいほどまた応力振幅が低いほど垂直き裂は認められなかった．しかし，腐食環境になると高強度でも垂直き裂が観察されるようになった．力学的には人工ピットに対して ±45 度方向は力学的に等価であるが，微視組織などのわずかな違いにより，高強度材料では一方にき裂が入るとそれだけが進展して破壊に至らしめる．そのためき裂の進展寿命が全寿命のうちで占める割合は小さい．一方，腐食疲労あるいは大気中でも材料が軟らかくなる

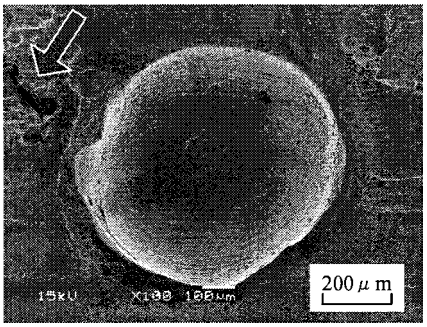


Fig. 9　Surface around the notch.
(SUP7HH, τ_a = 50MPa, N_f= 10^7)

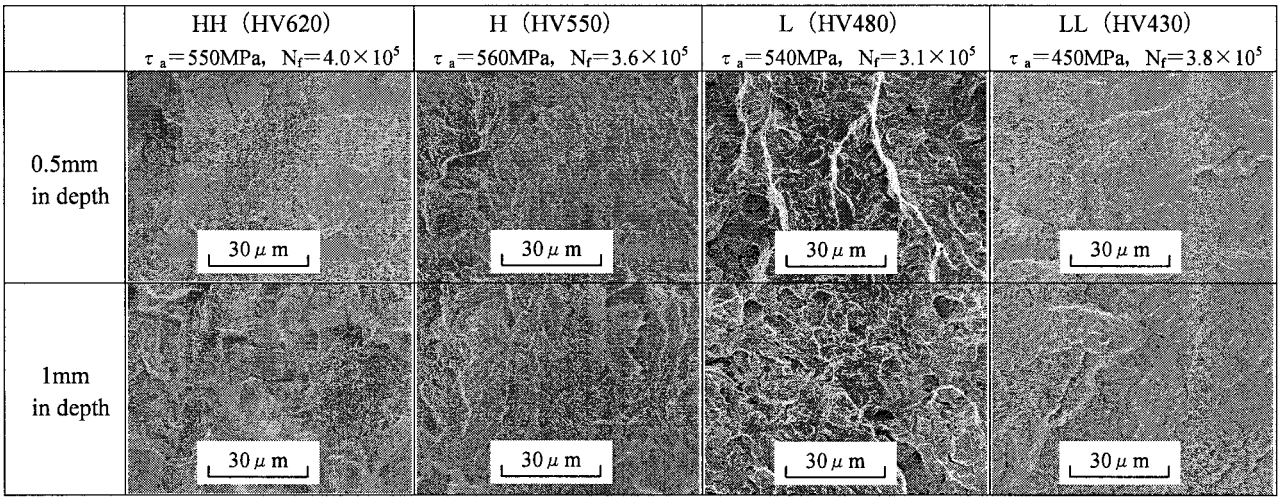


Fig. 10　Fractographs of smooth specimen under fatigue loading in air. ($N_f \simeq 3 \times 10^5$)

と，き裂の進展期間が長くなり，一方のき裂が進展中に，垂直方向にもき裂も進展することになる．

3・4　破面の微視的観察

Fig. 10 と 11 に大気中と腐食環境中の平滑材について，起点から 0.5mm および 1.0mm 深さの破面を示す．ともに疲労寿命が $N_f = 3 \times 10^5$ 程度の疲労破面を示す．Fig. 10 では硬さ 550HV 以下の破面はいずれもへき開破壊や粒界破壊は認められないが，硬さ 620HV の破面は 0.5mm 深さに一部へき開破面が 1.0mm 深さには一部粒界破面がそれぞれ観察されぜい性的な破壊形態となった．Fig. 11 の平滑材腐食環境下の場合，硬さ 480HV 以下ではすべて疲労破面となったが，硬さ 550HV および 620HV の破面では 0.5mm 深さにへき開破面と粒界破面が 1.0mm 深さには粒界破面が多く観察され，ぜい性的な破壊形態が著しくなっている．また，Fig. 12 に硬さ 620HV の大気中と腐食環境中の平滑材について，起点から 2mm，3mm および 5mm 深さの破面を示す．大気中，腐食環境下とも 2mm，3mm および 5mm 深さのいずれでも粒界破面が観察された．また，5mm 深さでは粒界破面のほかに不安定破壊を示す延性破面が観察された．

Fig. 13 に各材料の粒界破面率と，破面での起点からの距離との関係を示す．硬さ 620HV では，粒界破面率は起点から 3mm 深さまでき裂進展とともに増大し，その後は一定の値となった．また，550HV でも腐食環境中では粒界破面が現れる．前述のように粒界破面が現れることと疲労強度が硬さが増加しても低下することと密接に関係していると考えられるが，その詳細な機構は今後の研究課題である．

4　結　　言

ばね鋼 SUP7 を熱処理により調整した硬さ 430，480，550，620HV の 4 種類の材料の，平滑材と人工ピットを有する試験片のねじり疲労試験を大気環境および腐食環境で行い，切欠きと環境が疲労強度に及ぼす影響を検討して以下の結論を得た．

(1)　平滑材のねじり疲労強度と硬さの関係では，大気疲労では，550HV 付近で極大となり，腐食疲労では 480 HV で極大となった．破面観察では，これ以上の硬さでは粒界破面が認められ，このことが高硬度域での疲労強度低下の原因と考えられる．環境による疲労強度の低下の程度は長寿命の方が大きい．

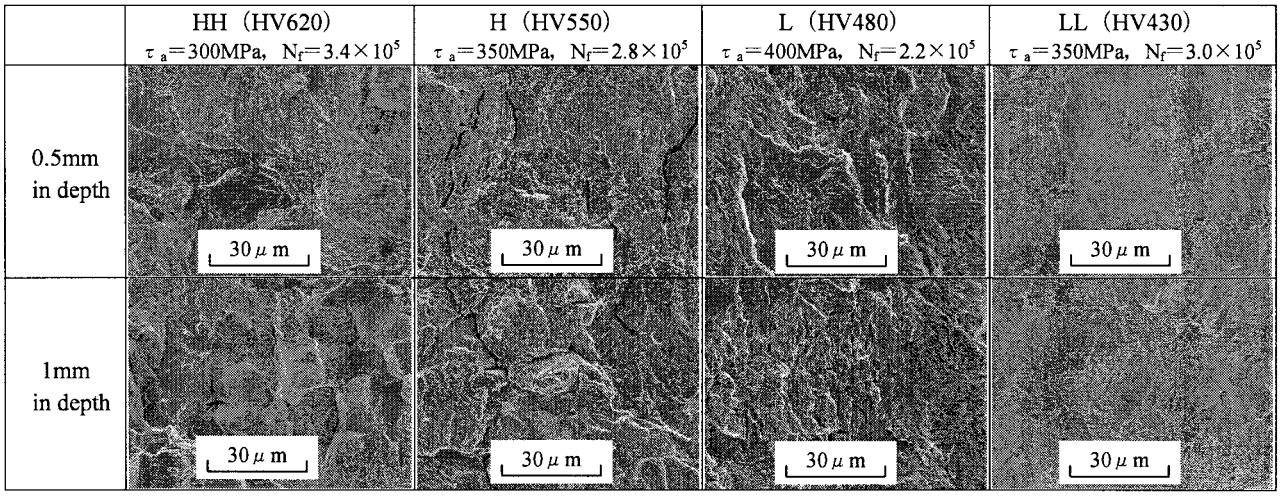


Fig. 11　Fractographs of smooth corrosion specimen in corrosion fatigue. ($N_f \simeq 3 \times 10^5$)

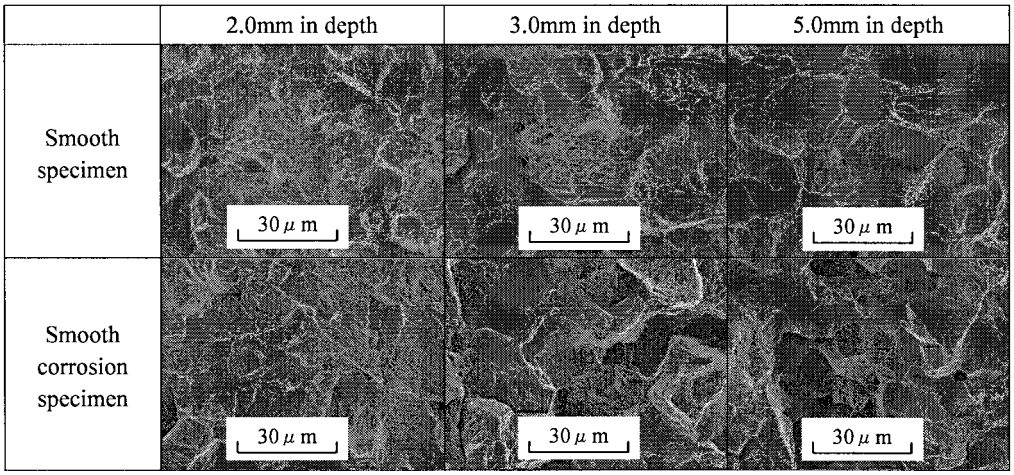


Fig. 12　Fractographs of smooth specimen fatigued in air and corrosion environment in SUP7HH. ($N_f \simeq 3 \times 10^5$)

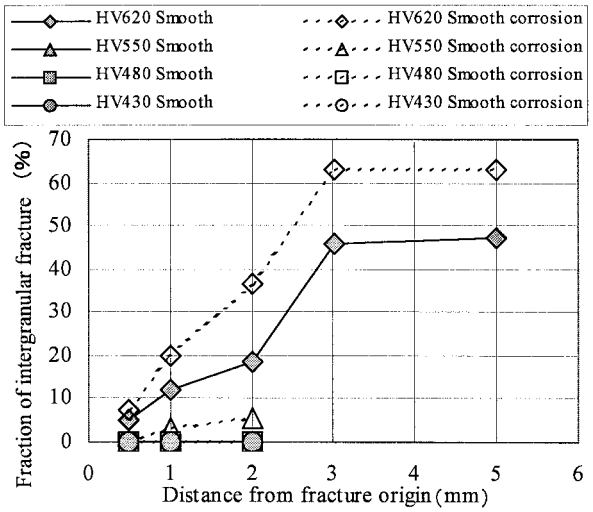


Fig. 13 Fraction of intergranular fracture surface of smooth specimen fatigued in air and corrosion environment.

(2) 平滑材の大気中での疲労では，せん断き裂を起点として主応力方向に垂直にモードⅠのき裂が進展した．一方，腐食疲労では腐食ピットを起点としてモードⅠのき裂が進展した．このときのピット寸法に対応する応力拡大係数はほぼ一定であった．

(3) 大気環境中での人工ピットによるねじり疲労における切欠係数は硬さ，寿命によらず1.7とほぼ一定である．腐食環境下での疲労限度の切欠係数は硬さが高くなるにつれて減少し，硬さ620HVの長寿命では1に近くなった．これは，人工ピット以外の位置にもき裂が多く発生するためである．

(4) 人工ピット材の大気中の疲労では硬さが高くなるほどまた低応力になるほど，主き裂に垂直なき裂は認められず，疲労寿命が主にき裂発生で支配されている．腐食疲労になると高強度で低応力でも垂直き裂が存在するようになり，き裂進展寿命の比率が大きくなる．

参 考 文 献

1) M. Mori, “The trend of spring from customer’s view point”, The Special Steel, Vol.48, No.3, pp.21-23 (1999).

2) T. Nakano, T. Sakakibara, M. Wakita and A. Sugimoto, “Development of high-strength suspension coil springs in which corrosion fatigue strength is important”, Society of Automotive Engineers Transactions, Vol.109, Section 5, pp.203-209 (2000).

3) T. Nakano, T. Sakakibara, M. Wakita and A. Sugimoto, “Development of high-strength suspension coil springs with improved corrosion fatigue strength”, Transactions of Japan Society for Spring Research, No.46, pp.7-12 (2001).

4) H. Yoshikawa, T. Sakakibara and M. Wakita, “Stronger material for cold-formed coil springs used in automotive suspensions”, Society of Automotive Engineers Paper, No.02M-62 (2002).

5) H. Yoshikawa, T. Sakakibara and M. Wakita, “Application of high corrosion fatigue strength spring material to cold-formed coil spring”, Transactions of Japan Society for Spring Research, No.48, pp.7-14 (2001).

6) Society of Automotive Engineers, “Hardness tests and hardness number conversions”, No.J417 (1983).

7) The Society of Materials Science, Japan, “Standard for X-ray residual stress measurements 2002 steel version”, No.SD-5-02 (2002).

8) Committee of corrosion fatigue test in vehicle suspension Springs, “Study on corrosion fatigue test of vehicle suspension springs”, Transactions of Japan Society for Spring Research, No.29, pp.115-149 (1984).

9) Japanese Automobile Standards Organization, “Test procedures of strength for automobile suspension springs”, No.C604 (1999).

10) Japanese Automobile Standards Organization, “Cosmetic corrosion test method for automotive parts”, No.M610, (1992).

11) JIS Z 2371, “Method of salt spray testing” (2000).

12) K. Endo and Y. Miyao, “Effects of cycle frequency on the corrosion fatigue strength”, Transactions of Japanese Society of Mechanical Engineers, Vol.24, No.139, pp.167-171 (1958).

13) National Research Institute for Metals, “Materials strength data sheet, Technical document No.9” (1995).

14) Y. Murakami, K. Takahashi, M. Takada and T. Toriyama, “Quantitative evaluation of effect of artificial small defects on torsional fatigue strength”, Transactions of Japanese Society of Mechanical Engineers, Vol.64, No.618, pp.271-277 (1998).

15) Y. Murakami, “Effect of small defects and nonmetallic inclusions”, p.93 (1993) Yokendo Ltd..

16) Y. Kondo, “Prediction method of corrosion fatigue crack initiation life based on corrosion pit growth mechanism”, Transactions of Japanese Society of Mechanical Engineers, Vol.53, No.496, pp.1983-1987 (1987).

17) Y. Murakami, “Effect of small defects and nonmetallic inclusions”, p.17 (1993) Yokendo Ltd..