共 同 研 究

高応力下におけるばねの疲労特性の高度化

Directions for High Fatigue Performances of Springs under Severe Stress Conditions

ばねの耐久性に関する調査・研究委員会

Committee for Endurance Properties of Springs

ばねに対して、高応力下での優れた疲労特性が求められる傾向は、ますます強くなっている。本調査委員会では、ばねの疲労特性の評価方法の問題点や、ばねの疲労特性向上に向けてのばね素材及びばねの製造工程における技術の高度化の方策を整理し、高度化の限界を明らかにすることに努めた。

本報告は委員会の活動の成果をまとめたもので、以下の項目よりなる。

- 1 委員会の目的と活動の概要
- 2 ばねの疲労
- 3 ばね素材の製造工程における疲労特性向上の方策
- 4 ばねの製造工程における疲労特性向上の方策
- 5 疲労破壊のメカニズム
- 6 まとめ

High fatigue performances under severe stress conditions are desired for springs. Recently, this tendency is getting stronger than ever. Problems in evaluation methods of fatigue properties of springs and the present situations of advanced technologies to obtain high fatigue performances were discussed in this committee, concerning to manufacturing processes of spring materials and springs.

This report describes the results of the activities of the Committee and consists of following items :

1. Purpose of the committee
2. Fatigue of springs
3. Directions for high fatigue performances in relation to manufacturing process of materials for springs
4. Directions for high fatigue performances in relation to manufacturing process of springs
5. Fatigue fracture mechanism
6. Summary

1. 委員会の目的と活動の概要

輸送機器に対する軽量化の要求により、ばねに対しては高応力化が求められている。それに伴い、ばねの耐久性とりわけ疲労破壊に対する対策を十分に構ることが、これまで以上にばねの信頼性ひいては機器の信頼性を確保する上で重要となっている。

ばねの設計における有限要素法を中心とした数値解析手法の導入や、非金属介在物を低減したばね素材としての高強度鋼の開発、あるいは表面処理など、ばね製造の各過程において、ばねの疲労破壊に対する技術の高度化が図られつつある。しかし、これらを効果的に進めるには、疲労特性の評価手法の高度化も必須となる。例えば、実応力に即した応力条件下での疲労挙動を、単純化した疲労試験による結果からどのように評価するか、介在物の疲労強度に及ぼす影響を定量的

に評価するにはどのようにするのか、などは重要な問題である。また、ばねの疲労破壊に対する技術の高度化の方策を整理し、高度化の限界を明らかにすることも重要である。

一般の機械・構造物やそれらを構成する金属材料の疲労に関するこれまでの多くの研究により、疲労破壊のメカニズムの解明や、破壊力学によるき裂挙動の評価手法の確立などがなされてきた。しかし、これらの考え方や手法がそのままばねの疲労や素材である高強度鋼の疲労の評価手法として適用できるのかどうか、解明すべき問題も残されている。例えば、より高度化されたばねの疲労挙動をどこまで破壊力学で説明できるか？、高強度鋼の疲労破壊はき裂発生に時間がとられ、伝ば過程に要する時間はわずかではないか？、き裂伝ば挙動の評価はばねの設計に応用できるのだろうか

か? などの疑問が生じる。

そこで、疲労に焦点を当てたばねの耐久性に関連して、どのような点が未解決な問題かを明確にすることにより、今後の研究や、技術開発の方向を定めるときの参考に資することを目的として、1989年4月、表1に示す委員構成のもとに調査・研究委員会を発足させた。

委員会は2ヶ月に1回程度の頻度で開催し、委員各自の研究や文献をもとに提供されたばねの疲労に関する話題に対して自由な議論を重ね、ばねの疲労において何が重要で、未解決な問題は何であることを明確にするよう努めた。

本稿は、委員会での調査及び議論の結果をまとめたものである。

表1 ばねの耐久性に関する調査・研究委員会の構成

委員長	金澤健二	金属材料技術研究所
副委員長	山田凱朗	神戸製鋼所
委員	鈴木信一	新日本製鉄
		(3年4月より パーカー-SN)
"	林 博昭	鈴木金属工業
"	小曾根敏夫	中央発条
"	東野豊之	日発グループ中央研究所
		(2年3月まで)
"	浜野俊雄	日発グループ中央研究所
		(2年4月から)
"	丹下 彰	日発グループ中央研究所
"	内堀勝之	三菱製鋼
"	下関正義	三菱製鋼
ワザバ-	大野 明	日発グループ中央研究所
"	金尾正雄	三菱製鋼
事務局	森田晃次	ばね工業会

2. ばねの疲労

2.1 ばねの設計における疲労の問題点

ばねの疲労特性というものを、現場設計者がどのような観点から捉えているかを明確にし、設計業務に有効な疲労強度の評価法であるためには、どのような条件を必要とするかを概説する。

2.1.1 設計業務の現状

ばねの疲労強度は目覚しく向上している。しかしそれだけ設計的な余裕ができたかという点、むしろ逆で、強度アップに応じて、あるいはそれ以上のスピードで、設計応力の高応力化が進行している。また従来からの伝統として、ばねの疲労強度を検討する際には“安全率”という概念はあまり通用せず、しかも永久寿命を保証する耐久限度ではなく、時間強度で設計する場合すら少なくない。

こうした状況において、設計計算法の高精度化は、時代的な要請としての機運が高まり、有限要素法の導入によって今日では、一応の決着をみるに至ったといえよう。しかしここに、また新たな問題が生じてきたのである。新たな問題点というのは、要するに応力分

布の様子が詳細にわかりすぎるために生じたものである。従来の簡略式であれば、せいぜい修正応力と未修正応力の使い分け程度の議論で済んだ話が、有限要素法だと

- ① 素線に沿って応力状態は一様でなく、場所によって応力が異なる
- ② ピッチ角とばね指数の関係で、必ずしも内径側応力が外径側応力より大きいとは言えないということになる。

いま図1のようなテーパコイルばねを例にとる¹⁾。このばねを平行圧縮した場合のコイル内側と外側の素線に沿った応力分布をみてみると、図2のようになっている。両図を見比べると明らかなように、ばね下端0巻目よりも2巻目まで($D/d=10$)は、主応力が外側よりも内側の方で高い。しかし3巻目以上($12.5 \leq D/d \leq 20$)では逆に外側の方が高くなる傾向にある。つまり①の例証である。また円筒部での応力分布は波を打っていて均一でない。これは②を裏付けている。

図1 テーパコイルばねの例¹⁾

2.1.2 詳細設計法の導入

前項に述べたように、数値解析そのものはほぼ完成をみており、その導入は容易である。しかし問題は、新しい解析法を採用してみても

- ① 疲労強度の評価値を何に採るべきか
 - ② 裏付けデータの蓄積をどうするのか
- の2点がはっきりしないことには、実用的には意味をなさない。

①の主旨は最大主応力なのか最大せん断応力か、あるいはK値であれ、解析的には何にでも対応できるの

図2 図1のコイル内側と外側の応力分布¹⁾

だが、ばね疲労のメカニズムが解明されないことには評価値が定まらない、という意味である。またさらに、評価値が定まったとしても、その考えを設計業務に反映させるためには、そうした観点から捉え直したデータが完備されていなければならない。従来のデータは、ワールの修正応力で整理されたものであるから、このデータを新たな観点から解釈し直すのは、現実問題として不可能であろうし、また従来のデータを読み換えられたにしても、それが充分な広範囲を網羅しているものではない。つまり新解釈に合せて膨大な疲労試験データを新たに作り直すことができない。これを具体的にどうするか、というのが②の問題点である。

2.1.3 破壊力学への期待と不安

破壊力学は金属など材料の破壊現象を定量的に把握する手段として位置付けられる。つまり力学と材料学の橋渡しをする学問分野である。こうした意味からして、ばねの疲労破壊メカニズム解明の糸口を、破壊力学に求めるのは自然であろう。しかし高強度鋼に破壊力学を応用した実績は余りなく、導入に当たってはさまざまな難問が予想される。そうしたポイントを以下に挙げておく。

- (1) 破壊力学はき裂の進展具合を予測するところに主たるポイントがある。しかしばね鋼のような高強度鋼の疲労寿命には、き裂が発生するまで(ステージⅠ)が支配的で、き裂発生後(ステージⅡ)は大幅に影響がないといわれている。
- (2) 先述のように、ばねは時間強度が問題とされる

機械要素であり、永久寿命では評価できない。つまりき裂が停留するか否か、といった基準では実用に耐えない。したがってステージⅠのメカニズム解明が不可避となる。

- (3) ステージⅠを論ずる際に、き裂とみなす介在物なり疵のサイズを、どの程度の太きさに仮定すべきかが問題になる。もちろん破壊力学は連続体力学の一分野であり、また均質体を仮定している。この仮定が成立つ限界との兼ね合いを明確にすべきであろう。

- (4) ばね製品の強度は材料そのものの強度と等しくない。たとえばショットピーニングや窒化処理が疲労強度に及ぼす影響は多大である。こうした表面処理の効果を反映できるような評価法、すなわち残留応力を考慮できる評価値である必要がある。

2.2 ばねの疲労破面の特徴

ばねの疲労破面に及ぼす要因は、力学的、材料のおよび環境的要因の3つに分類される²⁾。ここでは、力学的要因と材料的要因に関連するばねの疲労破面の観察例を幾つか紹介する。

2.2.1 力学的要因

コイルばねの素線表面が受ける応力は、負荷状態によって表2のように分類される²⁾。ここでは、ねじりばねと圧縮ばねを取り上げる。

コイルばねをねじったときに素線表面が受ける応力は、ピッチが充分小さければ表2に示すように曲げ応力であると考えても実用上差し支えないであろう。その場合、最大主応力は素線軸に対して直角な面(最大主応力面)に作用し、その大きさは曲げ応力に等しくなる。最大せん断応力は素線軸に対して45度の面あるいは135度の面(最大せん断応力面)に作用し、その大きさは曲げ応力の1/2になる。図3は高応力条件下でのねじりばねの疲労破面の例である³⁾。破断面は最大主応力面に一致している。

ねじりばねにおける素線表面のこのような曲げ応力状態は直棒の曲げによっても再現できる。図4は繰返し曲げによる疲労破面の例である⁴⁾。破断面は最大主応力面に一致し、いわゆるビーチマークが明瞭に観察されている。ねじり疲労では曲げ作用のような疵を開口させる作用が少ないので、曲げ疲労に比べるとビーチマークが現れ難いと言われている。

一方、コイルばねを圧縮した時に素線表面が受ける応力状態はねじりであるとされている。これはピッチが十分小さい場合を想定したからであろう。最近の有限要素法などによる詳細な解析によると、素線表面の応力状態は組合せ応力状態であることが示されている¹⁵⁾。そのときの最大主応力あるいは最大せん断応力の方向と大きさは、ばねの仕様によって種々異なる。図5はコイル内径側が破壊起点となった圧縮ばねの疲労破面

表2 コイルばねの素線表面の応力状態

コイルばねの荷重状態	素線の主な応力状態
引張り	ねじり
圧縮	ねじり
ねじり	曲げ
曲げ	ねじりと曲げ
横荷重	ねじりと曲げ

(a) 折損部外観

(b) 折損破面(→:破壊起点)

図3 ねじりばねの疲労破面³⁾ 図4 曲げ応力による直棒の疲労破面⁴⁾

(a)

(b)

図5 圧縮ばねの疲労破面⁶⁾

の例である⁶⁾。破断面は最大主応力面に一致している。

圧縮ばねにおける素線表面の組合せ応力状態は、直棒に曲げ、ねじりおよび軸力(圧縮力)を同時に負荷することで再現できる。図6は、直棒に軸力は負荷していないが、曲げとねじりを同時に負荷した時の疲労破断面の例である。図7はその時の破断面の方向と解析結果による最大主応力面との対応結果である⁵⁾。破断面は、ねじりのみの場合は軸線に対して45度の面に生じ(図6中(e))、曲げが加わるにしたがって破断面の角は小さくなり、曲げのみの場合では軸線に対して直角な面に一致する(図6中(f))。すなわち、いずれの場合も破断面は最大主応力面によく一致している。

走査電子顕微鏡により圧縮ばねの疲労破壊起点部を詳細に観察した結果として、次のようなことが報告されている⁷⁾。ばねの疲労破壊起点部には引張型初期き裂が存在する場合(図8)と、せん断型初期き裂が存在する場合(図9、図10)がある。ここで言う引張型あるいはせん断型とは上述した最大主応力面と最大せん断応力面に対応していると理解される。さらに、せん断型初期き裂の中にも2通りあり、素線軸に直角な面に生じる場合(図9)と素線軸に対して平行な面に生じる場

図6 曲げねじりによる直棒の疲労破面⁵⁾

図7 破断面と最大主応力面との対応⁵⁾

合(図10)である。また、疲労破壊起点部にせん断型初期き裂を有して破壊したばねは、疲労試験において比較的高繰返し数である場合が多い。ただし、初期き裂発生後の疲労き裂は引張応力を受け進展すると報告されている。

以上、これらの破面観察結果を考え合わせると、最大主応力あるいは最大せん断応力が破壊過程のどの段階にどの程度関与しているかを繰返し数との関係において究明することは疲労強度、とりわけ時間強度を評価する上で重要であると考えられる。

2.2.2 材料的要因

ここでは、材料的要因として疵、介在物、脱炭を取り上げ、それらに起因する疲労破面の例を紹介する。

(1) 疵を起点とする疲労破面

ばねの表面には伸線加工中、成形中あるいは使用中に疵が発生する場合がある。その種類は種々で、線条疵、ツールマーク、打ち疵あるいはスリ疵などがある。図11はばね成形時に発生したツールマークが起点となった疲労破面の例である⁷⁾。表面疵に応力集中を生じ、疵が起点となっている。

(2) 介在物に起因する疲労破面

図12は非金属介在物が起点となったばねの疲労破面の例である⁷⁾。ばねの場合、起点となる非金属介在物の

(a) 破面全体

(b) 起点部拡大

図8 起点部に引張型初期き裂を有する破面⁷⁾

図9 起点部にせん断型初期き裂を有する破面(軸線に直角)⁷⁾

位置は、ショットピーニングによる圧縮残留応力や表面硬化の影響の少ない表面から幾分内部に入った所で

図10 起点部にせん断型初期き裂を有する破面(軸線に平行)⁷⁾

図12 非金属介在物を起点とした疲労破面

図11 ツールマークを起点とした疲労破面⁷⁾

図13 脱炭が原因となった疲労破面

ある、非金属介在物の中でも、硬くて粘性に乏しい介在物が破壊起点になったものが多く観察されている³⁾⁷⁾。

(3) 脱炭に起因する疲労破面

酸化雰囲気中で加熱された鋼材は雰囲気中の酸素、炭酸ガス、水蒸気などによって表面が酸化されると同時に、鋼中に固溶拡散した酸素が炭素と結合して脱炭を起こすと言われている⁴⁾。図13は脱炭が原因となったばねの疲労破面の例である⁷⁾。

2.3 課題

(1) 疲労破壊に対する各要因の究明と疲労特性向上の方策

疲労破壊は各種要因が相互に関係し合って生じているため破壊の要因を正確に特定できない場合も少なくない。しかし、起点部の詳細な観察により破壊の要因

が究明され、効果的な対策が期待される。実際のばねの設計、製造においてどのような対策が効果的であるかを明らかにすることは重要な課題である。

(2) 疲労破壊のメカニズムに立脚した疲労強度評価法の指針

ばねの疲労寿命の評価において、評価応力として何を取るべきか、あるいは疵、介在物、圧縮残留応力などの影響をどのように定量化し考慮するのか、といったことは重要な問題である。これらの問題に対して、疲労破壊のメカニズムの考え方や破壊力学的手法が適用できるのか否か、あるいは適用できるとすればそれらに基づいてどのような疲労強度評価法が可能となるのか、などの指針を得ることは重要な課題である。

3. ばね素材の製造工程における疲労特性向上の方策

3.1 高強度化

図14はDolan⁸⁾による、鋼材の引張強度と疲労限の関係である。ここで、平滑丸棒試験片の疲労限 S_n は引張強度 S_u に対して、次のように表現されている。

$$S_n = 0.5S_u \cdot C_1 \cdot C_0 \cdot C_s \quad (1)$$

ここで、 $C_1 = 1.0$ (曲げ荷重), 0.9 (軸荷重),
 0.58 (ねじり荷重)

$C_0 = 1.0$ (試験片直径 $\leq 10\text{mm}\phi$)

0.9 (試験片直径 $10\text{mm}\phi \sim 50.8\text{mm}\phi$)

C_s (表面因子): 図15参照

式(1)における疲労限度 S_n と引張強度 S_u の比例関係は、低強度鋼および中強度鋼に限られる。高強度領域での疲労限度比 (疲労限/引張強度) の低下には、①非金属介在物や表面疵などの欠陥に対する感受性の増大、及び②微視組織や焼戻し温度の影響などが反映していると考えられる。したがって、高強度化にともなって疲労強度も向上させるためには、これら①、②に対する理解を深め、対策をとることが必要となる。

①の疲労寿命におよぼす非金属介在物の影響について、線型破壊力学的に取り扱った文献が多い。線型破壊力学的取扱いが可能となるためには、次の条件を満たす必要がある。

(a) 介在物をそれと等しい大きさの平面状 (2 次元) き裂とみなすと、疲労試験中のき裂前縁での塑性変形領域の大きさがき裂寸法に比べて十分小さい。

(b) 材料は、等方均質な連続体である。

(a)の小規模降伏条件は、ばね鋼のような数 $10\mu\text{m}$ 程度のき裂 (介在物をき裂と仮定した場合) を内包する高強度鋼の疲労の場合には、十分成立すると考えられる。一般に塑性域寸法 R は、式(2)、式(3)のように、また、応力拡大係数は表面き裂、内部き裂に対しそれぞれ式(4)、式(5)のように表される。

平面ひずみ状態で

$$R = \frac{1}{2\sqrt{2\pi}} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (2)$$

平面応力状態で

$$R = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad (3)$$

$$K_I = \frac{2}{\pi} \sigma \sqrt{\pi a} \quad (4)$$

$$K_I = 0.5 \sigma \sqrt{\pi a} \quad (5)$$

例えば、ばね鋼材の降伏強度 $\sigma_y = 1700\text{MPa}$ 、疲労起点となる介在物を $a = 20\mu\text{m}$ とすると、 800MPa の疲労強度に相当する応力下での R/a は $0.02 \sim 0.09$ となり、十分小規模降伏の条件を満たしていると言える。

(b)の材料の均質性であるが、ばね鋼材を含む金属材料は多結晶体であり、微視的には不均質材料である。

このため微視組織寸法程度の微小き裂の伝ば挙動を説明しようとする研究が行われており⁹⁾、今後の発展が期待される。

ショットピーニングを施した弁ばね用 Si-Cr 鋼 OT 線の中村式回転曲げ試験結果より、疲労破壊の起点介在物寸法と、その介在物の表面からの深さから、介在物まわりでの応力拡大係数振幅 $\Delta K/2$ を求め、疲労寿命と $\Delta K/2$ の関係を示したのが図16である¹⁰⁾。図16に示す同様の直線関係は、田中らによってもまとめられている¹¹⁾。各点のばらつきの原因としては、介在物形状のばらつきや、介在物まわりの微視組織を構成する結晶粒度、結晶方位、炭化物分布などのばらつきも一因として考えられる。

弁ばね用 Si-Cr 鋼 OT 線の引張強度を焼戻し温度を下げることにより 2108MPa まで上げて、同様の関係を隠岐ら¹²⁾が求めている。この結果を、引張強度 1912MPa の結果と併せて図17に示す。これによると $\Delta K/2$ が高くなるほど、高強度材の寿命低下は、著しくなる。このことは、高強度化に比例する疲労強度向上をねらうには、有害な介在物の微細化をはかることが必要であることを示しており、高強度化による疲労強度向上を進めるために、共通してあてはまる対策と考えられる。

なお、Haddad ら¹³⁾は、欠陥 (き裂) 寸法 a の代わりに $a + a_0$ を用いた応力拡大係数に関する式(6)を提案した。

$$\Delta K_I = F \Delta \sigma \sqrt{\pi(a + a_0)} \quad (6)$$

ここで F は欠陥形状などから決まる定数、 a_0 は材料定数である。 a_0 は材料の引張強度 (硬さ) レベルにより変化する¹⁴⁾ので、式(6)は解析がより複雑になる点に注意が必要である。

ばね材料の高強度化によって、疲労限の向上を図るには、介在物以外に表面疵、脱炭、内部酸化 (浸炭鋼) などの改善が、時として必要となる。この点については4.1節で述べる。

高強度化にともなう疲労強度向上を阻害するもう一つの要因として、鋼材の熱処理条件や、化学組成、微視組織の影響などが考えられる。図18は小沼ら¹⁵⁾による S25C ~ S55C 焼入れ焼戻し材の疲労限を硬さを横軸にとり整理したものである。図中に Garwood¹⁶⁾らの $0.4\% \text{C} \sim 0.6\% \text{C}$ 合金鋼の結果も併記してあるが、いずれも、高Cになるほど疲労限が低下しはじめる臨界硬さと臨界疲労限は高くなっている。小沼らの結果では、 350°C 、 450°C 焼戻し材の疲労破壊は表面が起点となり、介在物は原因となっていないが、 220°C 焼戻し材では、表面あるいは内部の介在物が起点となる。S45C と S55C の焼入れまま材では、フィッシュアイ破壊を起こすが、その起点部は粒界ないし平坦な面になっている。このような場合の疲労限度比は著しく低下し、高い疲労限が得られない。図19は、図18の結果を焼戻し温度によって

図14 引張強度(S_u)と疲労限(S_n)の一般的関係⁸⁾ 図15 各種表面状況の表面因子(C_s)への影響⁸⁾

整理したものである。同じ硬さであっても焼戻し温度が上昇するほど疲労強度が上昇する傾向にあるのは明らかである。Garwood らはこのような傾向の原因として、焼入れ時の残留応力の焼戻しによる消滅を考えている。坪野らの研究¹⁷⁾でも、炭素鋼 OT 線よりも焼戻し温度の高い Si-Cr 鋼 OT 線の方が、同一引張強度であっても、疲労限が高くなっている。多くの鋼種について臨界引張強度を求めて、焼戻し温度の影響を今後さらに評価していくことが必要であろう。

図16 疲労寿命と介在物まわりの応力拡大係数幅の関係

図17 疲労寿命と介在物まわりの応力拡大係数幅の關係に及ぼす引張強度レベルの影響

図18 各種鋼材の疲労限度と硬さの關係¹⁵⁾

R. E. Cohen¹⁸⁾らは、浸炭鋼の曲げ疲労限に関する多くの論文を整理して、旧オーステナイト結晶粒度番号が8以下の比較的粗い場合、粒界からの疲労き裂発生が認められることがあり、疲労限も比較的低下するが、旧オーステナイト結晶粒度番号が8以上では、疲労き

図19 疲労限に及ぼす硬さと焼戻し温度の影響¹⁵⁾

裂は粒内で生じ、疲労限も高いと報告している。粒界へのP偏析、粒界での Fe_3C 析出などによる粒界結合力の低下が粒界破壊と関係している。高強度になるにしたがって、鋼材の水素脆化感受性が增大するが、粒界破壊を起こすには、疲労試験中の粒界への水素原子の拡散、偏析が必要とする考え方もある¹⁹⁾。川畠らは²⁰⁾Si-Cr鋼OT線の硬さをHRC53一定として、旧オーステナイト結晶粒度の影響を調査した。その結果を図20、図21に示す。疲労限に対して最適旧オーステナイト粒度が存在し、引張性質の絞りの良い条件で、疲労限も良好となっている。

以上から高強度化によって疲労強度向上を図るには、介在物の微細化以外に旧オーステナイト結晶粒度の最適化(微細化)、焼戻し温度をあまり下げない成分設計などが必要になると推定される。

3.2 非金属介在物の低減法

自動車エンジンの弁ばねは、疲労特性に関して、最も厳しい使用条件におかれるばねの代表的なものである。日本における弁ばね用鋼線は、戦前の航空機エンジン以来、ピアノ線が用いられてきた。しかし、戦後、オイルテンパー線の製造技術が欧米より紹介されると、徐々に自動車の弁ばねとしても用いられるようになってきた。図22に弁ばね用鋼線の変遷と技術的進歩を示す²¹⁾。弁ばね用Si-Cr鋼OT線は、実用化当初より非金属介在物清浄度には注意が払われており、製鋼法としては現在に至るまで次の3段階の手法がとられてきた。

1960年代 電炉・脱ガス・造塊法

1970年代 転炉・取鍋精錬(A1脱酸法)・脱ガス・造

図20 旧オーステナイト結晶粒度の引張性質への影響²⁰⁾

図21 旧オーステナイト結晶粒度の疲労限への影響²⁰⁾

塊法

1980年代 転炉・取鍋精錬(Si脱酸法/非金属介在物形態制御)・連続鋳造法

(1) 電炉・脱ガス・造塊法

1960年代のオイルテンパー線実用化当初は、電炉での製鋼に続いて脱ガス法(DH法あるいはRH法)が用

図22 弁ばね鋼線の変遷と技術的進歩²¹⁾

いられていたが、今からみれば随分と非金属介在物の多い鋼であった。

(2) 転炉・取鍋精錬(Al脱酸法)・脱ガス・造塊法

1970年代に入り溶鋼を取鍋に移し、電極などの加熱源を持った蓋で覆い再精錬をするLF法(Ladle Furnace法)が導入されると、非金属介在物清浄度は一段と改善された。この頃の非金属介在物減少の狙いは、非金属介在物の絶対量を低減させることを主体に考えており、脱酸を強化し鋼中の酸素量を極力低減する方法がとられてきた。そのためには脱酸剤として強力なAl、Tiを添加し、その後スラグ、耐火物及び大気からの酸素供給を絶ち、脱ガス処理を行っている。この手法を用いた鋼では、近年酸素量を10ppm以下まで低減した材料も出現している。

(3) 転炉・取鍋精錬(Si脱酸法/非金属介在物形態制御)・連続製造法

(2)項の手法では非金属介在物の総量は1/5に低減できるが、図23のごとく大型の介在物の比率は変化せずそのまま残ってしまったり²²⁾、Al添加の弊害として硬質な Al_2O_3 系の非金属介在物が残留し、その後の熱間圧延でも変形せず凝固時の大きさのままで鋼中に残ったり、破碎されてクラスタ状になって残留してしまうという欠点があった。1980年代に入り自動車エンジンが小型

化・高出力化されるに伴って弁ばねも高応力化され、従来法の鋼では非金属介在物を原因とする疲労折損が認められるようになり、より一層の改善が求められた。

ラジアルタイヤに用いられるスチールコードにおいては、十数ミクロンの硬質非金属介在物が存在すると、伸線加工中あるいは捻り加工中断線を生じ生産性を著しく低下させるので、弁ばね用鋼よりやや早くから非金属介在物を従来の硬質系のものから軟質系のものに、熱間圧延及び伸線加工中に小型化してしまおうという研究がなされており、弁ばね用鋼にもこの考え方を取入れた方法がとられた。

図24にAl脱酸による硬質系非金属介在物と、Si脱酸による軟質系非金属介在物の形態例を示す²³⁾。 Al_2O_3 のリッチな組成を持つ介在物では SiO_2 リッチな部分だけが伸び、 Al_2O_3 や $(MnO \cdot MgO) \cdot Al_2O_3$ の硬質系介在物は熱間圧延工程では変形していない。事実、従来法による弁ばね及び弁ばね材料での疲労破壊の起点はこの種の非金属介在物によるものが多かった。

弁ばね材料の疲労に及ぼす非金属介在物の種類の影響を調べたところ、融点の低い非金属介在物であれば熱間圧延工程において変形し、小さく分断されるので有効であることがわかった。図25に鋼片で観察される介在物の組成と疲労試験で検出された介在物の組成を

図23 Arガス攪拌及びRH処理によるアルミナ系介在物の低減²²⁾

組成(5元系換算) (wt.%)

Ca	Al_2O_3	SiO_2	MnO	MgO
0	69.7	0	11.6	18.7

(a)

組成(5元系換算) (wt.%)

Ca	Al_2O_3	SiO_2	MnO	MgO
19.2	18.5	49.3	8.2	4.5

図24 鋼片での非金属介在物の組成による形状の違い²³⁾

(a) 疲労破面介在物の組成

(b) 鋼片で観察される介在物の組成

図25 鋼片及び疲労破面上で観察される非金属介在物の組成²³⁾

図26 硬質系介在物個数と介在物中の Al_2O_3 濃度²³⁾

示す²³⁾。融点が1200~1400℃の低融点の非金属介在物は疲労破壊の起点になっておらず、CaO-Al₂O₃-SiO₂系の非金属介在物においてはAl₂O₃の含有量を20%前後の狭い範囲に制御すれば疲労に対し有効である。硬質系介在物個数と介在物中のAl₂O₃濃度の関係を図26に示す。また、鋼中のAl量と非金属介在物中のAl濃度との関係を図27に示す²³⁾。これらの図から鋼中のAl量を4 ppm程度に制御すれば、硬質系の非金属介在物を最も少なくすることができる。このように鋼中の非金属介在物を軟質化するためには、取鍋精錬時において特殊なフ

図27 鋼中のAl量と介在物中のAl₂O₃濃度²³⁾

ラックス(合成スラグとも言う)を用いる。図28にCaO-SiO₂系のフラックスを用いた場合のAl量とスラグ中のAl₂O₃濃度の関係を示す²³⁾。Al量はスラグ中のAl₂O₃濃度と塩基度を制御することによりコントロールすることが可能で、図29にスラグの塩基度が約1の場合のスラグ中のAl₂O₃濃度と非金属介在物中のAl₂O₃濃度との関係を示す²³⁾。図26と図29の関係よりスラグ中のAl₂O₃濃度をコントロールすることにより硬質系介在物数を低減できることがわかる。また、フラックスは組成だけでなく添加方法によっても非金属介在物の組成が微妙に変化することがわかっている。

図30、図31は代表的な非金属介在物形態制御の製鋼工程である。いずれの製鋼工程においてもFe-Siなどの合金鉄中のAl量は厳しく規制され、Si脱酸法が用いられている。溶鋼は取鍋に受けられた後、フラックスを溶鋼表面に添加するが、その組成は各社のノウハウとなっている。取鍋は蓋をされ大気との接触を避けるため真空吸引や還元性雰囲気に保たれ溶鋼の再酸化を防止される。その後、溶鋼とフラックスの反応促進及び溶鋼中の非金属介在物の凝集、浮上促進のため電磁攪拌あるいはArガスのバブリングによる攪拌が行われる。この時、フラックスは溶鋼の直接酸化の防止、溶

図28 鋼中のAl量とスラグ中のAl₂O₃濃度²³⁾

図29 介在物中のAl₂O₃濃度とスラグ中のAl₂O₃濃度²³⁾

鋼中に浮遊する介在物の吸収、低融点介在物への形態制御、溶鋼中のAl₂O₃あるいは[O]量の適正化といった働きを行う。

このように非金属介在物の形態を制御された鋼は、その後鋳込み工程をへて鋼片となる。従来は造塊法が用いられていたが、造塊法では大気との接触を皆無とすることは困難であった。しかし、近年進歩した連続

図30 A社の新精錬工程(CAB法)²¹⁾ 図31 B社の新精錬工程(ASEA-SKF法)²⁴⁾

鋳造法では、浸漬ノズルを用いることにより大気との接触を遮断することが容易であり、かつ中間の溶鋼受鍋であるタンディッシュにおいてもせきを設けて、非金属介在物を浮上分離させることが行われている。この結果造塊法と連続鋳造法では、連続鋳造法の方が同じ製鋼法でも清浄度に優れている。この一例を図32に示す。

これらの製鋼技術により疲労破壊における非金属介在物の出現頻度は、Al強脱酸時に比較して1/10程度になった。しかし、その後弁ばねはさらに高応力化され

る傾向があり、材料も高強度化・高清浄度を要求されてはいるが現時点では、量産工程としてのさらなる非金属介在物の低減法は現れてはいない。

3.3 組織因子の影響

鉄鋼材料の疲労破壊は図33に示すような過程を経て起こると考えられる。すなわち、鉄鋼材料の疲労破壊は、「鉄鋼材料の力学的不連続性」が原因でき裂が発生し、それが進展することによって起こるが、最終の破壊は脆性あるいは延性破壊である。しかし、一般的に繰返し外力によるき裂の発生、進展、最終破断までを

図32 介在物に及ぼす連続鋳造工程の効果²¹⁾

図33 鉄鋼材料の疲労破壊

含めて疲労破壊と称している。高強度ばね材の場合、破断面に占める実際の疲労破壊領域は小さく、破断面の大部分が脆性破壊である。このために、ばねの疲労特性に、ばね材の靱性が大きく係わるように思われるが、そうではない²⁵⁾。ここでは、「鉄鋼材料の力学的不連続性」について述べる。

「鉄鋼材料の力学的不連続性」は、鉄鋼材料が多結晶体および複数相の混合体であることに起因している。ここで対象とするのは高強度ばね鋼材であるから、この金属組織は焼入れ焼戻し組織に限るものとする。そうすれば、具体的な不連続部は非金属介在物界面、旧オーステナイト粒界、炭窒化物界面、残留オーステナイト界面等であり、これらの状態は鋼中の不純物元素および熱処理条件によって変わる。鉄鋼材料中の非金属介在物は不可避の不純物であるが、鉄鋼材料の金属組織因子とはいいい難いので、これについては3.2項で述べた。

(1) 熱処理条件の影響

焼入れ、焼戻しした高強度鋼材の疲労特性に及ぼす金属組織因子の影響を調べるために、熱処理条件を種々に変えた研究がなされている。ここでは、Ritchie²⁶⁾の論文を主に紹介する。

Ritchie は、表3に示す化学成分の供試鋼(300M)を用い、熱処理条件を種々変えた供試材の ΔK -da/dn 曲線を求めている。供試材の熱処理条件は、オーステナイト化温度を870℃とし、100~650℃範囲で焼戻し温度

表3 Ritchieの研究で用いられた供試材(300M)の化学成分(mass.%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V
0.42	1.59	0.76	0.007	0.002	0.76	0.41	1.76	0.10

表4 Ritchieの研究で用いられた供試材の機械的性質

記号	0.2%耐力 MPa		引張強度	伸び	K _{IC}	旧γ粒徑
	単一	繰返*	MPa	%	MPam ^{1/2}	μm
T100	1497	2107	2338	12.4	35.5	20
T300	1737	1486	2006	11.9	65.1	20
T470	1497	1198	1683	12.1	68.9	20
T650	1074	861	1186	18.1	---**	20
T650SC	1070	858	1179	14.9	79.6	20
ISO250	1497	1502	1862	14.5	88.5	20
A1200	1657	1571	1986	6.3	80.3	160

注 * 繰返し荷重による軟化、動的時効などをみたもの。

** 試験片が脆性破壊しない。

を変えたもの(記号: T100~T650)、250℃で等温変態させたもの(ISO250)、旧オーステナイト粒界を脆化させるために、650℃からステップクーリングしたもの(T650SC)及び旧オーステナイト粒界を変えるためにオーステナイト化温度を1200℃に高めたもの(AI200)の7種類である。熱処理条件を変えた供試材の機械的性質を表4に示す。

この研究における ΔK -da/dn 曲線に及ぼす焼戻し温度の影響を図34、図35に示す。図34において、焼戻し温度の影響が顕著なのは ΔK の小さい領域(threshold ΔK_{th} 近傍)と大きい領域(破断近傍)である。しかし、前者の差は、応力比Rを大きくした図35をみると、650℃を除いて、他はほとんど同じになっている。これは、Rが小さく、かつ耐力が低いと、き裂先端で閉口現象が起こることを示している。後者の差は、破壊靱性値(K_{IC})の違いによるもので、 K_{IC} が小さいほど、小さい ΔK で破断に至る。もっとも K_{IC} の小さい T100 材の曲線をみると、 ΔK の大きい領域で、き裂進展速度(da/dn)が他のものより大きい。また、ステップクーリングによって、旧オーステナイト結晶粒界を故意に脆化させた T650SC 材は、脆化処理しない T650 材に比べて、 ΔK_{th} が小さく、より小さい ΔK で破断している。等温変態(ISO250)の影響はみられない。これら焼戻し温度の影響等に関する結果は、London ら²⁷⁾も、AISI4140 鋼において全く同様の結果を得ている。

旧オーステナイト結晶粒の大きさの影響は図36に示す。 ΔK_{th} は旧オーステナイト結晶粒径 $20\mu\text{m}$ と $160\mu\text{m}$ とではほとんど変わらない。 ΔK が ΔK_{th} より少し大きいところでは、 $160\mu\text{m}$ のものの方が $20\mu\text{m}$ のものより da/dn が若干小さい。この理由は $160\mu\text{m}$ の方の破面が粗く、靱い様相をしていることによると説明している。事実、両者の K_{Ic} を比較してみると、 $160\mu\text{m}$ のものの方が、 $20\mu\text{m}$ のものより大きく、より大きい ΔK で破断している。しかし、他の K_{Ic} の異なるものの ΔK_{th} 近傍の da/dn を比較しても、同じことは言えない。

(2) 残留オーステナイトの影響

高強度鋼材は比較的低い温度で焼戻すので、必然的に残留オーステナイト(γ_R)が存在する。一般に、 γ_R はひずみ加わると、マルテンサイトに変態する。この変態は大きな体積膨張を伴うので、島状の γ_R がマルテンサイト化すれば、そこに圧縮残留応力が発生すると考えられる。したがって、 γ_R が存在する鋼材を疲労試験すると、繰返し荷重あるいは疲労き裂の接近によって、島状の γ_R がマルテンサイト化し、その近傍に圧縮残留応力が発生するので、疲労寿命が延びることが予想される。このような観点から、高強度鋼材の疲労特性に及ぼす γ_R の影響は興味があり、特に、浸炭した場合の研究が多い。しかし、試験片の γ_R 量を故意に変えるので、試験片の機械的性質等も変化し、高強度鋼材の疲労特性に及ぼす γ_R の影響を純粋に評価することが難しい。これらが原因して、これまでの研究は結果が必ずしも一致していない。ここでは山崎ら²⁸⁾の結果を紹介する。

SCM420を供試鋼とし、試験片の機械的性質をほぼ同じにし、 γ_R 量のみを変化させるために、真空浸炭処理における浸炭時間、拡散時間を変えて、C量を変えること及び二段焼入温度を変えることによって、 γ_R を調整したものを供試材としている。主な結果を図37に示す。浸炭材の疲労特性向上には γ_R の最適量が存在するが、 γ_R 量が異なると、粒内破壊と粒界破壊との混合状態が変化している。したがって、この例でも、 γ_R の影響を純粋に評価しているとはいえない。

図34 R=0.05における ΔK - da/dn 曲線に及ぼす焼戻し温度の影響²⁶⁾

以上述べたように、極端な脆化状態でない限り、高強度鋼材の疲労特性に及ぼす金属組織の影響は小さい。鉄鋼材料の疲労破壊は鋼中の不連続部が破壊起点になることは疑う余地がなく、それが一局部であっても、破壊起点となり得る。したがって、粒界そのものの存在が問題であって、金属組織の疲労破壊に及ぼす影響は小さい。

図35 R=0.70における ΔK - da/dn 曲線に及ぼす焼戻し温度の影響²⁶⁾

図36 ΔK - da/dn 曲線に及ぼす旧オーステナイト粒径の影響²⁶⁾

図37 残留オーステナイト量と疲労限、残留応力との関係²⁸⁾

4. ばねの製造工程における疲労特性向上の方策

4.1 脱炭, きず

ばねの製造工程における脱炭ときずは, ばねの耐久性を阻害する典型的な表面欠陥として知られており, したがってばねの品質を高め, それを維持するために, 長い間これら2つの表面欠陥をなくす努力が積み重ねられてきた。これらの表面欠陥はいずれも疲労過程のステージⅠ(き裂の発生)を容易にし, ばねの早期折損を招くという点で共通している。

現在各方面でばねの高強度化・高応力化が進められているが, それと並行して脱炭ときずの一層の低減が必須となっている。しかし, 脱炭ときずに関しては, これまで耐久性との関連において定量的に議論されたことはあまりなく, “有害な脱炭なきこと”, “有害なきずなきこと” ですまされてきた傾向が強い。ここでは脱炭ときずのばねの耐久性に及ぼす影響を定量化の方向で検討し, 併せてそれぞれに対する方策も考えてみることにする。

(1) 脱炭

ばねの高強度化・高応力化に際して, 脱炭の一層の低減が必須と先に書いたが, 近年のように材料が高強度化した場合には, 切欠き感受性が高まるので, 脱炭はむしろあった方がよい, と考える人もいる。しかし, これは誤っている。それは脱炭が存在することにより, 表面は容易にすべりを起こし, き裂発生へと推移するからである。

脱炭がばねの疲労に悪影響を及ぼすのは, 疲労過程のステージⅠを早めるためだが, この辺をもう少し詳しく考えてみよう。

鉄鋼材料の場合, 一部オーステナイト系ステンレス鋼を除いて, 脱炭組織はフェライトから成っている。図38にみるようにフェライト組織の降伏応力は, 含まれる炭素量の低下(脱炭)と共に低くなる²⁹⁾。このことは, 脱炭層は容易に降伏することを示している。降伏現象は, 材料内部の格子欠陥の1種である転位が大量にすべる現象である。フェライトは, BCC構造を呈しているので転位のすべり面は, 結晶の(110)面となり, 図39に示すような機構によりき裂を形成する³⁰⁾。このように考えると, 脱炭の存在によるき裂の形成は応力依存型であることがわかる。ここで脱炭層が深ければ深いほど, 形成される初期き裂は深くなる。

脱炭の存在が実際に疲労寿命を短くするという事例は, これまで共同実験報告などいくつかあるが³¹⁾, ここでは, ばねの製造で欠かせないショットピーニングによる残留応力との関係を調べてみる。脱炭層がある場合には, ショットピーニングの効果が少ない, ということはよく知られている。図40に, 硬さ分布から求めた全脱炭量とショットピーニング施行後の残留応力分布を示す。ここで注目されるのは, 脱炭深さが減少す

るにつれ表面残留応力が上昇し, 実質的に脱炭がない場合には, 表面残留応力が高くなり, 内部のピーク値とほぼ同じ大きさにまで付加されるということである。これは, 先述したように脱炭層では降伏応力が低く, 容易に塑性変形してしまうために残留応力が形成されにくいことによるものである。したがって, 脱炭は残留応力という点からも耐久性に関しては, 高い応力で使用されるばねほどその影響が大きいということになる。

脱炭を防ぐ方策について, これまで高級ばね用線材については, 加熱時における大気との接触を避け, 雰囲気中で処理するなどの対策がとられてきた。今後は熱間成形ばねなどにも雰囲気処理などが拡大していくものと考えられるが, 特に高強度材を用いて高応力で使用されるばねについては, 浸炭, 窒化などを含めた表面硬化処理まで考える必要があるだろう。

図38 フェライトの降伏応力に及ぼすC量の影響

図39 き裂発生モデル

図40 残留応力分布に及ぼす脱炭量の影響

(2)きず

本来あってはならないことだが、ばね表面には、時折きずが存在する。その形状・形態は発生原因により様々で、線状引っかききず(scratch)、かききず(seam)、打ちきず(notch)、へげきず(blur)などがあるが、ここではきずをいわゆるノッチ(notch)としてとらえ、き裂(crack)と区別して考えることとする。すなわち、き裂(crack)では、その先端の曲率半径 ρ が $\rho=0$ であるのに対し、きず(notch)底の曲率半径はかなり大きく、実質的に $\rho>0$ として取り扱えるものとする。

したがって、ばねに荷重が負荷された状態で、きずは応力集中源となり、やがてきず底からき裂が形成され、それが成長していく契機となる。その意味できずは脱炭と同様、疲労過程のステージⅠを容易にする表面欠陥と考えることができる。

ばね表面にきずがなく、ショットピーニングなど一定の処理を施されたばねの疲労は、図41に示すように、主応力でうまく整理できることが知られている⁵⁾。したがって、原則的にはきずがある場合には、そこでの応力集中を主応力上昇分として捉えることで寿命低下を推定できると考えられる。

高強度材のきずについて、高強度材では切欠き感受性が大きいために、小さなきずでも早期折損に至るとい議論がある。その例として引張強度と疲労限度の

図41 主応力で整理したときのばねのS-N曲線⁵⁾

関係がよく引用される。そこでは材料の引張強度が低いレベルでは、疲労限度は引張強度にほぼ比例するが、強度が高くなるとその関係がくずれ、疲労限度の上昇が認められなくなる。しかしこの現象は、切欠き感受性が高強度材で大きくなるためではなく、高強度材での試験応力が高いため、応力集中による応力増加分が加算され、試験応力の絶対値が高くなったためと解釈されるべきものである。これは図42にもみられるように³²⁾、同じ表面肌回転曲げサンプルでは、引張強度の高いものの方が遙かに高い疲労強度を有していることからもうかがえる。このことを言い換えると、同じきず深さを有するHV200のサンプルとHV600のサンプルでは、同じ試験応力で試験した場合には、HV600のサンプルの方が長い疲労寿命を示すということである。

以上のように、きずの疲労への影響は応力集中による応力上昇ということ捉えることができる。応力集中に関しては便覧などを参考に計算可能だが、実際に適用する際には、ばねにみられるきずについて簡単な線図なり計算法が用意されることが望まれる。きずがばねの疲労に及ぼす影響については、すでに本研究会でも何度か報告されているので³⁾³³⁾、詳しくはそれらを参照されたい。

また、ばねの高強度化・高応力化に際してのきず対策であるが、それぞれの工程できずの発生も抑える工夫のほかに、むしろきずを取り除くという方向も検討に値する。図43は、ショットピーニング後のパルプスプリングに電解研磨を施して微細なきずを取り除いた場合のS-N線図だが³⁴⁾、今後の方向を示唆するものとして注目される。

図42 硬さの異なる SNCM349鋼の回転曲げ疲労試験結果³²⁾

図43 電解研磨のばね疲労への影響³⁴⁾

4.2 表面熱処理

ばねに用いられる表面熱処理(表面硬化処理)としては、弁ばねに対しては低温浸炭窒化処理、そしてトーションバーに対しては高周波焼入れが行われている。これらは表面硬化層と内部非硬化層との体積膨張の差から生じる表面圧縮残留応力と、浸炭窒化や焼入れによる表面の強化によって、高い疲労強度を期待する処理である。

一般に、疲労の過程は局所的なすべりの発生がき裂へと成長し、そのき裂が伝ば進展した後、破壊に至るとされている。ここでは、高周波焼入れの研究から表面圧縮残留応力と表面強化の疲労過程への影響を紹介した後、表面熱処理における疲労向上の指針を述べる。

4.2.1 高周波焼入れに関する疲労過程

(1) 高周波焼入れにおける疲労き裂の発生・伝ば過程

山田らは中炭素鋼の高周波焼入れの疲労研究の中で偶然発見された疲労き裂の伝ば過程を図44のように報告している³⁵⁾。それは、焼入れ組織中柔らかい残留フェライト部にステージI型き裂に相当するせん断型き裂が発生し、その後ステージII型き裂にあたる引張型き裂へと伝ば方向を変えていくものである。これは Forsyth³⁶⁾が示した高力 Al 合金の疲労き裂の発生・伝ばの特徴と同様のものである。すなわち、高周波焼入れなどの高強度材においても低強度材と同様の疲労過程を示す。

A 部の硬さ: HV=200
B 部に硬さ: HV>800
 $\sigma = 490 \text{ MPa}$, $N = 3 \times 10^4$
矢印 A は残留フェライト部のせん断型き裂を示し、矢印 B はそれぞれ矢印 A のき裂から伝ばを開始した引張型き裂を示す。

図44 残留フェライト部のき裂から伝ばを開始した引張型き裂³⁵⁾

(2) 残留応力の疲労過程への影響

高周波焼入れ材における残留応力の疲労き裂発生・伝ばへの影響について山田らは、回転曲げ試験において、残留応力のある中実材および残留応力のない中空材を用い疲労試験中のすべり発生、き裂発生そして破断強度を比較した³⁵⁾。ここで、中空材は中実材を高周波焼入れた後中ぐりすることで残留応力を除去してある。図45はすべり発生及び破断強度の比較であるが、破断強度は圧縮残留応力のある中実材は中空材に対し疲労限、寿命ともに高いが、すべり発生限度、寿命においては両者に差がないことが明瞭に示されている。さらに、図46はステージI型のき裂発生限度、寿命を比較した結果であるが、き裂発生限度ならびに寿命においても残留応力の存在は無関係であることがわかる。また、中空材におけるき裂発生限度と疲労限度はほぼ同一であるのに対し、中実材では疲労限度はき裂発生限度よりはるかに高いレベルである。また、破断にいたるき裂はステージII型のき裂であり、圧縮残留応力はステージII型き裂の伝ば開始応力を高めることがわかる。さらに、中空材ではき裂発生寿命と破断寿命に大きな差は認められないのに対し中実材ではその差は大きい。すなわち圧縮残留応力はき裂伝ば速度を低下させることが報告されている。

ここで、高周波焼入れによって発生する残留応力は一般に等方性であり、モールド円上ではせん断応力成分はもとより発生していない。したがって、この実験をもってステージI型き裂の発生・伝ばに残留応力が関与していないとするには疑問が残る。このような疑問は残るものの、疲労強度の向上には圧縮残留応力の有効利用が最も重要な課題となる。

(3) 強化組織の疲労過程への影響

次に、強化組織のき裂発生寿命の寄与については、中村らが種々の炭素鋼を高周波焼入れし、き裂発生応

図45 焼入れ条件1000°C 10秒中空材と、破線及び実線で示した焼入れ条件1000°C 5秒の中実材(データポイント無し)の疲労試験結果の比較³⁵⁾

図46 微視的き裂発生に対する圧縮残留応力の効果を明らかにするための、高周波焼入れされた中空及び中実材の疲労試験結果³⁵⁾

力と硬さの関係を図47のように求め、硬い材料ほどき裂発生に要する応力は高くなることを示している³⁷⁾。すなわち、き裂発生を防止するためには材料強度をあげることは有効である。また、平滑材においては真の疲労限度は硬さとともに増加する村上ら³⁸⁾の報告もある。しかしながら、き裂材に関しては多くの文献³⁹⁾にあるように硬い組織ほど、き裂の伝ば下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は低下し、かつき裂伝ば速度も大きい。したがって、硬さをあげることは材料欠陥や切欠き、そして残留応力の定量的な管理が同時に充実していなければ疲労強度の向上には寄与しない。

4.2.2 表面熱処理の疲労特性向上の指標

前項では、表面熱処理においては表面を強化すると同時に欠陥を管理し、いかに大きな圧縮の残留応力を付与するかがポイントであることを定性的に述べた。最近の研究では破壊力学的手法を用い、これらの定量化への努力がはらわれている⁴⁰⁾⁴¹⁾⁴²⁾。中村らは⁴⁰⁾、表面硬化材での残留応力分布のき裂伝ば寿命への影響を、き裂面接触を考慮した解析を行っている。図48は3種類の残留応力分布からの寿命推定結果であるが、深くかつ表面部に大きな残留応力を付与する図中○の分布が効果的であることを報告している。この分布は実際には浸炭焼入れの後ショットピーニングを組合わせたもので⁴³⁾、図49にみるように、表面破壊の場合1300MPaもの疲労限を示している。図50は、微小き裂に関するHaddadの方法¹³⁾に、材料強度および平均応力依存性を考慮し、圧縮残留応力(平均応力)のき裂伝ば開始応力への影響を推定した結果である⁴¹⁾。同図から圧縮残留応力の重要性が定量的に理解される。また、村上らは微小き裂に関する多くの破壊力学的研究から定量化の方法を提案し⁴²⁾、その実証を行っている⁴⁴⁾。以上の解析はステージII型き裂のみを取扱っているが、先に述べたステージIに対する疑問点もあり、微小き裂のせん断

型き裂の発生、伝ばと引張型き裂への移行条件に関する研究が課題と思われる。

また最近、低温浸炭窒化処理に関して Si-Cr 鋼に V および M_n をそれぞれ 0.15, 0.49mass% 添加し焼戻し軟化抵抗を増し、より高温での処理を可能にしたばね材料 (SWOCN-V) の開発結果が報告されている⁴⁵⁾。

図51は SWOCN-V の浸炭窒化処理温度と疲労寿命の関係性を従来の Si-Cr 鋼と対比させた結果で、より高温処理で優れた疲労強度を示している。これは、高温処理によってコイリングで発生する引張残留応力の除去と、浸炭窒化の硬化、さらには V による結晶粒の微細化が寄与していると述べている。ただし、これはショットピーニングと組み合わせられた結果であり、浸炭窒化による表面硬化と残留応力の相乗効果と推察される。

以上のように、表面熱処理の疲労強度向上には単なる表面焼入れ、浸炭そして窒化に留まらず、種々の表面処理を組み合わせることが、寿命推定法の定量的な充実と相まって、次の可能性をみいだすものと期待される。

4.3 ショットピーニング

ショットピーニングとは、ばねの表面に小さな鋼球を高速で打ちつける作業であるが、ばねの疲労強度を

図47 硬さとき裂発生応力との関係³⁷⁾

図48 $\Delta\sigma-N_f$ 関係に及ぼす残留応力の効果⁴⁰⁾

図49 ピーニング後再焼戻しを施した浸炭材の S-N 曲線(平滑材、ショット粒径 0.8mm)⁴³⁾

図50 種々の応力比 R におけるき裂長さとき裂伝ば開始応力の関係⁴¹⁾

図51 疲労寿命に及ぼす浸炭窒化処理温度の影響⁴⁵⁾

向上させるための重要な工程である。ショットピーニング技術は、歴史的には米国で開発された技術であり、第2次大戦後我が国に導入されたものである。昭和20～30年代の懸架ばねにおいては、材料の焼入れ性や熱処理時の脱炭などが疲労強度に悪い影響を及ぼすことで大きな問題があったが、ショットピーニング加工により疲労強度は大幅に改善された。その後昭和40年代になり、ストレスピーニングなどショットピーニングを意識した設計がなされるようになった。最近では自動車の軽量化に伴い、ばねも高硬度化し、材質の改善とともにショットピーニングをさらに有効に使用する必要が生じてきている⁴⁶⁾。

ここではばねの高応力化に伴う疲労強度の向上に対するショットピーニングの効果について述べる。

4.3.1 ショットピーニングの効果

ばねの疲労強度の向上に及ぼすショットピーニングの効果を左右する要因として次の4項目が考えられる⁴⁷⁾。

- ① ばねの表面層に誘起される圧縮残留応力
- ② 表面の冷間加工硬化
- ③ 表面の脱炭層や肌荒れなどの除去
- ④ ショットの投射による表面粗さ

以下、残留応力を中心にながめてみる。

(1) 残留応力

ショットピーニング加工の程度は、①ショットの形状と大きさ、②ショットの材質(硬さなど)、③ショットの速度、④加工面への投射密度及び加工時間などで定まるが、一般にはアルメンゲージで測定したりまたX線回折技術を応用して残留応力分布で評価する場合が多い。

ばねの表面層がショットピーニング加工を受けると、極めて表層ではあるが、塑性変形を受ける。その結果、その部位はショットピーニング加工後に圧縮の残留応力を誘起する。この圧縮の残留応力は、ばねに実際に作用する引張応力成分を緩和することになり、ばねの疲労強度を向上させると言われている。したがってショットピーニングによって疲労強度を高めるためには、残留応力分布つまり表面層の圧縮残留応力を高く、かつ深くすれば良い。

(a) 残留応力分布と疲労強度との関係

表5に示すショットピーニング条件で加工したときの残留応力の分布と疲労限度の関係を、図52及び表6に示す。疲労強度に及ぼす残留応力の効果は、圧縮残留応力の高い方が良く、また表面層の残留応力最大値が内層に存在する加工条件より、最大値が最表面に存在する加工条件の方が効果が大きい⁴⁸⁾。

(b) 圧縮の残留応力を高くする方法

ばねの表面の圧縮の残留応力を高くする方法として図53に示すように、ショット粒の硬さを高くするなど⁴⁹⁾、ショットピーニングの条件を検討することが考えられ

表5 ショットピーニング加工条件

条件 番号	ショット の径 mm	ショットの 射出速 度 m/sec	コンパ ー 通過回 数 回	HRC43に おけるカ ハ-レージ %	アライメント -カイト mm
A	0.5	49	6	92	0.25
B	0.7	49	6	85	0.30
C	0.7	65	6	92	0.38
D	1.0	65	6	88	0.43

図52 表5に示すショットピーニングB条件による残留応力分布⁴⁸⁾

表6 表5の加工を施した研削試験片の試験結果

硬さ (HRC)	加工 条件	粗さ(μm)		疲労試験		圧縮残留応力 (MPa)	
		最大	平均	疲労限 (MPa)	上昇率 (%)	最大	平均
35	A	19.4	10.6	911	14.8	735	735
	B	24.0	10.2	864	8.7	843	843
	C	36.0	13.9	892	12.3	794	696
	D	41.0	25.2	666	-16.1	960	823
	なし	4.5	2.1	794	---	---	---
43	A	14.3	6.0	1058	28.6	725	725
	B	15.0	6.4	970	17.9	745	745
	C	19.0	14.1	951	15.5	813	686
	D	28.5	17.0	784	-4.8	794	745
	なし	---	---	823	---	---	---
48	A	12.5	5.1	1117	34.0	725	725
	B	11.8	5.4	990	18.8	804	804
	C	13.0	6.0	1000	20.0	735	804
	D	14.8	6.5	862	3.5	735	666
	なし	---	---	833	---	---	---
53	A	5.2	2.7	1019	16.9	735	735
	B	5.5	2.9	1000	14.6	784	784
	C	6.0	3.0	970	11.2	774	764
	D	7.0	3.8	862	-1.1	784	637
	なし	---	---	872	---	---	---
58	A	4.0	2.0	970	8.8	539	539
	B	5.0	2.3	892	0	598	598
	C	5.0	2.4	921	3.3	666	666
	D	6.0	2.8	843	-5.5	470	441
	なし	---	---	892	---	---	---

る。また最近のような高強度ばね鋼の残留応力を高くするには、ショットの投射エネルギーを大きくしてやる必要があるが、かえって最表面の圧縮残留応力が低下したり、表面が粗くなるという欠陥を伴うことがある。この場合は図54に示すように、最初は大きな粒のショットを使って加工を行い、圧縮の残留応力分布を深くし、次により小さい粒のショットを使って加工し、

最表面の圧縮の残留応力をより高くし、かつ表面を平滑にするといういわゆる多段ショットピーニングを行うと効果がある⁵⁰⁾。

ばねに初応力をかけた状態でショットピーニング加工を施すと、弾性的応力が加味されて、図55に示すようにより大きな圧縮の残留応力がえられ、疲労強度に対する効果をより一層大きくすることができる。この方法はストレスピーニングといわれ、主として重ね板ばねに使用されている⁵¹⁾。

以上述べたように、疲労強度を向上させるには圧縮の残留応力を高くかつ深くする必要があるが、ただしあくまでも内質が清浄な場合の話で、もし表面層近傍に介在物が存在すると、ばねが高応力化するほど介在物起点の疲労破壊を生じる可能性がある。図56は疲労破壊の起点となった介在物の大きさと起点の位置との関係を示したものである⁵²⁾。また、ばねを比較的低い温度に加熱した状態でショットピーニングを施す、いわゆる温間ピーニング(ホットピーニング)という加工処理が試みられている。図57はトーションバーに試みた例で疲労強度が向上している⁵³⁾。今後注目される技術の一つである。

なお、最近の研究では、残留応力と疲労き裂伝ぱとの関係において、疲労き裂の伝ぱ寿命の大半は、疲労き裂が表面から圧縮残留応力が最大となる位置にまで伝ぱする間に費やされると言われている⁴¹⁾。

(2) 表面粗さ

ばねの表面がきれいな場合に強いショットピーニングを施すと、表面粗さが大きくなり、疲労強度にマイナスの要因となる。図58は種々の硬さの試料の表面の粗さを变化させたときの疲労強度への影響を調べたもので、硬いものほど表面粗さの影響が大きくなっている⁵⁴⁾。したがってショットピーニング加工後表面を研磨することも疲労強度の向上に有効である³⁴⁾。

4.3.3 今後の課題

残留応力の測定は現在X線による方法が多いが、どちらかというとマクロ的な測定である。最近では細束X線ビームが用いられて、ミクロ的な測定も可能になりつつある⁵⁵⁾。このような測定技術が進歩すればクラックの発生と伝ぱとミクロ組織的な残留応力との関連及び繰返し回数と残留応力の変化などが明確になり、ばねの高強度化に重要な役割を担うものと考ええる。

5. 疲労破壊のメカニズム

3.2節でも述べたように、金属材料の疲労破壊過程は、き裂の発生とその成長過程とに大きく分けられる。2.2節で示したようなばねの疲労破壊も同様な過程を経るが、素材の強度が高いことにより、特徴ある挙動を示すことがある。ばねの疲労に関連し、高強度鋼の疲労の特徴を中心に2, 3のポイントを述べる。

(1) 介在物の影響

図53 1014鋼に対する HRC46及び HRC61のショットでピーニングした時の残留応力分布⁴⁹⁾

図54 多段法による残留応力分布⁵⁰⁾

図55 ストレスピーニングによる残留応力分布⁵¹⁾

図56 疲労破壊の起点となった介在物の大きさと表面からの深さ⁵²⁾

図57 疲労寿命に及ぼす温間ピーニング効果⁵³⁾

図58 表面切欠き係数に及ぼす平均粗さの影響⁵⁴⁾

低強度鋼や中強度鋼の平滑試験片の疲労強度は引張強度や硬さと比例関係にあり、硬い材料ほど疲労強度は高くなる。しかし、高強度鋼になると両者の間の比例関係が失われ、疲労寿命、疲労強度のばらつきは大きくなることが知られている。高強度鋼の疲労き裂は、表面に存在する非金属介在物や、内部に存在する介在物を起点として発生することがあり、その疲労強度は介在物に影響されることが知られている。

疲労強度に及ぼす介在物の影響に関しては、一般的に次のようなことが明らかにされている。

○介在物寸法が大きくなるほど、疲労強度の低下は大きい。またある程度以下の寸法になると疲労強度に影響を及ぼさない。

○疲労強度に影響を及ぼす介在物の限界寸法は、マトリックスの強度に依存し、強度の高い材料ほど小さくなる。

○同じ寸法の介在物でも表面近傍に存在する場合と、内部に存在する場合とでは影響の程度は異なり、前者の方が低下率は大きい。

非金属介在物の測定はJIS規格によると、圧延過程での介在物の変形や、介在物の分布の仕方によってA、B、C系に分類することになっている。このような清浄度と疲労強度の間には、必ずしも良い対応は得られていない。日本ばね工業会では、最近ペナルティポイント法をベースとして、ばね用鋼材を対象に介在物の顕微鏡試験方法をばね工業会規格として定めている⁵⁶⁾。この方法による介在物の評価結果である評点Pと疲労強度との関係の一例を図59に示す⁵⁷⁾。図は硬さで除した10⁸サイクルの回転曲げ疲労強度と、介在物評点の関係を硬さをパラメータにして示したものである。 $\sigma_{wb}/HV = 1.71$ を上限として評点の大きいヒートほど疲労強度は低くなっている。また高硬さになるほど、低い値の評点であっても疲労強度は低下する傾向がある。

評点大きい、小さいを介在物寸法大きい、小さいに置き換えると、これらの傾向は、先に述べた介在物の疲労強度に及ぼす影響の一般的傾向と一致している。しかし、評点は介在物の数とその大きさをまとめた情報であるので、疲労強度をより支配する因子が何であるかを明らかにすることが重要である。評点と疲労強度の関係はあまり検討されておらず、今後結果の集積が必要である。

(2) き裂発生機構

切欠きや欠陥のない平滑な材料における疲労き裂は、図39に示すように、表面において繰返しすべりが集中する面に沿って発生する。すなわち、せん断応力がき裂発生に対して重要な意味を持つ。このようにして発生するき裂はステージⅠ型き裂と呼ばれている。

弾性係数などが異なる物体(例えば介在物)がマトリックスに密着して内在する材料に負荷した場合、両者

図59 回転曲げ疲労強度と評点の関係⁵⁷⁾

の弾性係数の相違の程度によっては、その物体とマトリックスの境界において応力集中が発生する⁵⁸⁾。また、両者の界面が剥離している場合には、そこは切欠きとなり、応力集中が起こる。介在物を起点とする疲労き裂の発生はマトリックスの組織、介在物の種類及び介在物とマトリックス界面の性質などに依存するが、大きく次の3通りに分類できる⁵⁹⁾。

- 介在物とマトリックス界面の剥離によって、介在物の回りに切欠きが形成され、そこでの応力集中によってマトリックスにき裂が発生する。
- 界面の剥離が容易に起こらない場合には、マトリックスの繰返しすべり変形により転位が介在物で堆積して、界面の剥離が、介在物の割れを起こす。
- 界面の剥離や介在物の割れを伴わずに、介在物の回りの滑り帯に沿ってき裂が発生する。

高強度鋼に存在するほぼ球形をした介在物の界面剥離過程としては、介在物の応力軸方向の極点の界面が先ず剥離し、それが進展して全体が剥離すると言われている⁶⁰⁾。このような界面の剥離の時期は、繰返し応力の1サイクル目から認められている。なお、低炭素鋼の焼入れ材においては、疲労破壊の起点となるアルミナ系の介在物は、試験前からマトリックスと遊離した状態にあるという報告もある⁶¹⁾。

介在物の剥離後のマトリックスにおけるき裂発生の機構としては、表面において図60に示すように延性金属の場合と同様な、最大せん断応力面に沿ったステージI型き裂として発生することが観察されている⁶⁾。また、内部の介在物を起点としてフィッシュアイ破壊する場合でも、介在物とマトリックスの境において、複数

の方向にステージI型き裂が観察されている⁶²⁾。

近年の製鋼技術の高度化により、介在物の組成や形態の制御が可能となってきており、疲労き裂発生の難易との関連のもとで検討された報告もある⁶³⁾。

(3) 疲労き裂の伝ばと停留

疲労き裂の伝ば特性は一般に、図61に示すようなき裂伝ば速度 da/dn と応力拡大係数範囲 ΔK との関係で示される。両対数表示において、 ΔK の減少とともに da/dn が直線的に低下する領域があり、そこはいわゆる Paris 則の関係

$$da/dn = C\Delta K^m \quad (7)$$

で表すことができる。しかし、き裂伝ばに対する ΔK 値には下限界値 (ΔK_{th}) があり、き裂伝ば速度は ΔK が ΔK_{th} に近づくとつれ急速に低下し、それ以下の ΔK ではき裂は伝ばしなくなる。疲労き裂の伝ばに関しては、ステージI型き裂の発生に続くステージII型き裂、すなわちモードI型のき裂の伝ば特性について多く調べられているが、ステージI型き裂であるモードII型、あるいはモードIII型のき裂伝ば特性に関するデータは極端に少ない。

Paris 則の成り立つ領域の伝ば特性は、鉄鋼材料の範囲であれば比較的材料的強度や金属組織の影響を受けにくく、また応力比の変化に対しても鈍感である。しかし、 ΔK_{th} の値は材料因子はもとより、環境や試験方法などにより著しい影響を受ける。これは、低速度域でのき裂伝ば挙動がき裂先端の開閉口挙動に影響されやすいためである。応力比を高くしき裂閉口の起こらない条件下で求めた ΔK_{th} は、鉄鋼材料であればほとんど鋼種には依存しない⁶⁴⁾。

応力拡大係数を用いたき裂伝ば特性の評価の特徴は、き裂寸法に関係なく、き裂伝ば特性を一義的に表すことができることにある。 ΔK_{th} の値についても同様で、ある寸法までのき裂に対する ΔK_{th} は、き裂寸法に依存せず一定の値になる。しかし、ある程度以下のき裂寸法になると、き裂伝ば速度と ΔK の関係は大きなき裂のそれとは一致しなくなり、またき裂寸法が小さくなるにしたがって、 ΔK_{th} は小さな値になる。図62は北川らの結果⁶⁵⁾で、 ΔK_{th} のき裂長さ依存性を示している。このように、 ΔK_{th} の値がき裂寸法に依存し、一義的に表せなくなるようなき裂を微小き裂と呼んでいる。なお、微小き裂には微視組織的な意味と、力学的な意味とがある。前者は、き裂が材料の組織に関連する結晶粒などの寸法のオーダになると、き裂先端の変形は結晶方位などに依存し、破壊力学の前提である材料の連続体の条件が成り立たない場合である。後者は、き裂先端の塑性域の寸法がき裂長さに比べ十分に小さいという、小規模降伏条件を満たさない場合である。

平滑材に存在する微小き裂の伝ば挙動は大きなき裂の場合とは異なり、高速で伝ばしたり、一時停留した

図60 介在物回りのマトリックスにおけるき裂発生⁶¹⁾

図61 疲労き裂伝ば特性の例³⁹⁾

図62 き裂伝ばの下限界条件に及ぼすき裂寸法の効果⁶⁵⁾

り不規則になることが多い。その原因としては、微視組織の影響や、き裂先端でのき裂閉口が起りにくいことなどが挙げられる。

平滑材の疲労において、き裂が発生しても微小き裂としての伝ば条件を満足せずに伝ばしないか、微小き裂としては伝ばしても、大きいき裂になるとき裂先端の力学条件がき裂伝ばの条件を満たさず、伝ばを停止するかして、停留することがある。一般に、炭素鋼などの平滑材の疲労限は、き裂が発生しない限界の応力ではなく、発生したき裂が伝ばを停止する限界の応力を意味すると言われている。そこで観察される停留き裂の大きさは、硬さレベルが高くなるほど小さくなっている⁶⁶⁾。高強度鋼では、停留き裂の観察は困難であるが、その疲労限の意味もき裂は発生するが、伝ばを停止する限界とみるべきであろう。

(4) 疲労寿命, 疲労強度評価

疲労寿命はその破壊過程からみて、き裂発生寿命、微小き裂としての伝ば寿命及び大きなき裂の伝ば寿命に分けることができ、それぞれの寿命が正確に評価できれば、全体としての疲労寿命を推定することができる。

しかし、き裂発生寿命を解析的に評価する方法は、今のところ提案されていない。微小き裂としての伝ば寿命に対しては、弾塑性破壊力学のパラメータで評価することも考えられているが、その基礎となるデータは少ない。一方、大きなき裂としての伝ば寿命は、式(7)のParis則を積分することで評価できる。ただし、Paris則のもとでき裂が伝ばし始めるき裂寸法をどのような値にするかによって結果が大きく異なるので、初期き裂寸法の評価には注意を要する。したがって、疲労破壊の各過程における寿命の合計としての疲労寿命を評価することは現時点ではできないが、き裂発生寿命、微小き裂としての伝ば寿命が大きなき裂の伝ば寿命に比べて十分に小さいと予想されるような場合、例えば応力が高い条件のような場合などは、大きなき裂の伝ば寿命をもって疲労寿命とすることができる。また、切欠きや欠陥を内在し、き裂の発生や微小き裂としての伝ば過程がないと予想される場合なども、大きなき裂の伝ば寿命をもって疲労寿命とすることができる。後者の手法は、溶接欠陥を含む構造物などの寿命を評価するのに用いられている。できるだけ欠陥をなくそう、あるいは小さくしようとしているばねや高強度鋼の疲労寿命については、大きなき裂の伝ば寿命をもって疲労寿命とするのではなく、その前段階に占める寿命を何とか評価する必要がある。

一方、疲労強度あるいは疲労限の評価については、疲労限はき裂の発生限界ではなく、発生したき裂が伝ばを停止する限界の応力を意味していることを考慮する必要がある。村上らは、介在物を微小き裂と見なし、

微小き裂の伝ば下限値のき裂寸法、硬さ依存性から高強度鋼の疲労強度を統一的に評価する手法を提案している⁶⁷⁾。しかし、この評価法で得られる結果は、実験結果と矛盾することがある。例えば、同じ素材で硬さレベルを変えた材料の疲労強度は、硬さに対して一様には増加せず、減少することもあるが、推定結果では一様に増加することになる。また、発生し、微小き裂として伝ばしたき裂が、大きなき裂として伝ばするかしないかで疲労限が決まるという考え方もあるが⁵⁷⁾、その場合は、微小き裂として伝ばしたき裂の大きさをどのように評価するか、問題が残る。

(5) 応力形式の効果

コイルばねに作用する主たる力は繰返しねじりで、したがって、その疲労特性を解析、評価するには、基礎データとして繰返しねじり疲労のデータが必要となる。コイルばねの実物試験は別として、ばね素材である高強度鋼に対する繰返しねじり疲労のデータは回転曲げや軸荷重のような垂直応力による疲労のデータに比べ極めて少ない。高強度鋼において、ねじり疲労特性と回転曲げなどの疲労特性との関係を明らかにしておくことは、コイルばねの疲労特性を考える上で重要である。

ねじり疲労強度と回転曲げなどによる疲労強度の比がどのような値になるかは古くから検討されてきた。せん断応力によるステージⅠ型き裂の発生が疲労強度を支配するのであれば、回転曲げ疲労における最大せん断応力は垂直応力の1/2になるので、それとねじり疲労強度が一致するすなわち両者の比は0.5になるはずである。図63に示すように、調質された低合金鋼⁶⁸⁾やばね鋼⁶⁹⁾などにおいては、この値は0.7前後の値になるのが一般的である。疲労破壊はせん断応力によるステージⅠ型き裂発生の後、垂直応力に支配されるステージⅡ型き裂の伝ば過程を経て最終的な破壊に至る。表7に示すように、回転曲げ及び繰返しねじり疲労強度における最大せん断応力の値は繰返しねじりの方が回転曲げに比べ1.4倍くらい大きくなる。一方、繰返しねじり疲労における最大垂直応力の値はせん断応力の値と同じである。したがって、最大垂直応力に関しては、繰返しねじりの場合は回転曲げの0.7倍と小さくなる。この最大せん断応力と最大垂直応力のバランスでそれぞれの疲労強度が決まるものと考えられる。

先に述べたように高強度鋼では、回転曲げ疲労の疲労限における未破断試験片において、停留き裂を観察することが困難であるが、これは、せん断応力が小さいためき裂の発生箇所が少なかったり、発生したき裂が小さいことによるものと思われる。疲労限近くの低い応力条件下では、わずかでもせん断応力が高くなる所ではき裂が発生する可能性は高くなる。したがって、介在物があると、その回りの応力集中により、介在物

図63 回転曲げとねじり疲労強度の関係⁶⁸⁾

表7 応力形式と最大せん断応力、最大垂直応力

応力形式	回転曲げ	繰返しねじり
疲労強度	σ_{wb}	$\tau_w (=0.7\sigma_{wb})$
最大せん断応力	$0.5\sigma_{wb}$	$\tau_w (=0.7\sigma_{wb})$
最大垂直応力	σ_{wb}	$\tau_w (=0.7\sigma_{wb})$

を起点としてき裂が発生しやすくなる。き裂発生後は、最大垂直応力が高いことにより、ステージⅡ型き裂への移行後に破壊に至る可能性は高くなる。一方、繰返しねじりの場合、高強度鋼においても疲労限における未破断試験片において、大きな停留き裂が容易に観察できる。これは、せん断応力が大きく、ステージⅠ型き裂の発生が容易であるのに対し、ステージⅡ型き裂としての伝ばをもらたす最大垂直応力が小さいことによる。せん断応力が大きく、ステージⅠ型き裂の発生が容易であるということは、ステージⅠ型き裂の発生に対し、介在物などの欠陥の影響は小さいことを示している。事実、回転曲げ疲労では介在物破壊を起こす鋼でも、ねじり疲労では介在物を起点とした破壊は起こっていない。図59に示す疲労強度と介在物評点との

関係において、ねじり疲労強度を対象にプロットした場合は、評点にあまり依存しない関係が得られている。

6. まとめ

ばねの種類とその使用方法は種々様々であり、ばねの耐久性といっても非常に範囲の広いテーマになる。ここでは疲労に焦点を当て、しかも腐食疲労、実働荷重疲労、低サイクル疲労など、ばねの実用条件に絡む事項については割愛し、ばねの疲労に関連し最も基礎的な事項を中心に、委員会で議論を重ねた内容を述べてきた。

疲労破壊は種々の過程を経て起こり、また各過程に対する影響因子もそれぞれ異なるので、ばねの疲労破壊を、単純に表現することは困難である。個々の現象に関しては、詳細な研究も積み重ねられ、かなり明確になりつつある。ばねの疲労破壊を的確に理解、評価するために、個々に得られている多くの知見をいかに総合化していくかが、今後の重要な課題となる。

以下に、2, 3の例を挙げる。

疲労強度の評価値を何に採るべきか？ 最大主応力なのか最大せん断応力か、あるいはK値か？ 2章で提起された問題で、設計の立場上重要な問題である。ステージI型き裂の発生には最大せん断応力が重要で、ステージII型き裂の伝ばには最大主応力、さらに厳密には時々刻々のき裂の長さにも依存するき裂先端のK値が重要となる。しかしこのようなことを言っている、ばねの設計はできない。応力条件、材料内の欠陥の有無、存在する欠陥の大きさなどによって、破壊までのどの過程がより重要であるかは異なってくる。既に得られている知見をもとに、理にかなない、かつ、使いやすい新たな評価基準を検討すべき時期にきているものと思われる。

非金属介在物の存在が疲労特性に悪い影響を与えることが知られて久しい。その後の製鋼技術の高度化により、介在物の低減、微細化が図られてきた。一方、破壊力学の発展により、ある程度以下の寸法のき裂、欠陥であれば破壊に影響を及ぼさないことも明らかになってきた。また、強度レベルや応力形式によっては、疲労破壊に及ぼす介在物の影響の程度が異なることも明らかになってきた。したがって、極端に介在物の低減、微細化を図っても、ばねの使用条件によっては意味をなさないこともある。「介在物即疲労特性に対して悪い影響をもたらす」という認識ではなく、介在物は評価しうる欠陥とみなすことにより、ばねの使用条件にかなった最適な材料選択基準の作成も可能となる。

ばねの製造過程であるコイルリング、ショットピーニング、表面熱処理などに伴う、表面粗さ、表面きず、表面圧縮残留応力などもばねの疲労特性に大きな影響を与える。個々の影響因子については明らかにされつ

つあるので、これらの効果についても、製造プロセスにフィードバックしうる総合的な評価システムの構築も近い将来可能となろう。

参考文献

- 1) 下関正義, 藤沼平一, ばね論文集, No. 35, (1990), 25.
- 2) ばね技術研究会編. “ばね(第3版)”. 丸善, (1982), p.342.
- 3) 竹之下伸治, 調公二郎, 青木由充. ばね論文集, No. 32, (1987), 35.
- 4) “金属破断面の見方”, 日刊工業新聞社, (1970), p.36.
- 5) 平野武, 猿楽幸雄, 西川昭彦, 浜野俊雄, ばね論文集, No. 31, (1986), 54.
- 6) “METALS HANDBOOK (VOL. 9)”, ASM, (1974), p.41.
- 7) 小泉義明, 下田秀明, 齊藤鉄夫, ばね論文集, No. 28, (1983), 60.
- 8) Dolan, T. J., “Physical Properties” in ASME Handbook, Metals Engineering Design, McGraw-Hill, NY, 1953.
- 9) 例えば 田中啓介, 日本機械学会論文集A編, 54A-497 (1988), 1.
- 10) Ibaraki, N., Matsuyama, H., Oki, Y., Ashida, S., Yamasa, Y. and Ohshiro, T., 第1回ばね国際会議前刷集 DSSD (1990), 1.
- 11) 田中義久, 西島敏, 増田千利, ばね技術研究会, 昭和61年度秋期講演会前刷集, (1986), 35.
- 12) 隠岐保博, 茨木信彦, 安部聡, 池田辰雄, 松山博幸, 鉄鋼協会講演論文集 CAMP-ISIJ Vol. 1 (1988), 850.
- 13) Haddad, M. H. El., Topper, T. H. and Smith, K. N., Eng. Fract. Mech., 11 (1979), 573.
- 14) 田中啓介, 材料, 33-371 (1984), 1.
- 15) 小沼静代, 古川徹, 材料, 38-433 (1989), 6.
- 16) Garwood, W. F., Zurburg, H. H. and Erickson, M. A., Interpretation of Tests and Correlation with Service, ASM, (1951), 1.
- 17) 坪野良秀, 西村強, 藤原忠義, 井岡博一, ばね論文集, No. 30, (1985), 1.
- 18) Cohen, R. E., Haagsen, P. J., Matlock, D. K. and Krauss, G., SEA TECH. PAPER SERIES 910140 (1991).
- 19) 例えば Ritchie, R. E., Metall. Trans., 18A (1977), 1131.
- 20) 川崎一博, 千葉貴世, 古賀久喜, 山崎隆雄, 鉄と鋼, 73 (1987), 2298.
- 21) 富永治朗, ばね技術研究会, ばねの耐久性に関

- するシンポジウム前刷集, (1989), 17.
- 22) 石坂洋, 田口喜代美, 小倉康嗣, 河井良彦, 菊地良輝, 寺田修, 鉄と鋼, **71-2** (1985), A-37.
- 23) 奥島敢, 第126, 127回西山記念技術講座, (1988), 147.
- 24) Shiwaku, Yamada, Koami, and Kawaguchi, SAE PAPER 850364 (1985).
- 25) 鈴木信一, ばね技術研究会, 1990年度秋季講演会前刷集, (1990), 13.
- 26) Ritchie, R. O., Metal Science, **11** (1977), 368.
- 27) London, B., Nelson, D. V. and Shyne, J. C., Metall. Trans. A, **19A** (1988), 2497.
- 28) 山崎嘉啓, 長谷川潔, 中西博, 岡崎章三, 鈴木恵, 中村宏, 材料, **31**-348 (1982), 915.
- 29) 橋口, 近角編, 材料科学講座3「結晶の強度」, 朝倉書店(1972), p.47.
- 30) 大路清嗣編, 総合材料強度学講座5「破壊強度学」, オーム社(1984), p.19.
- 31) 金尾正雄他, ばね技術研究会 昭和56年度春季講演会前刷集, (1981), 17.
- 32) 増田千利, 西島敏, 田中義久, 日本機械学会論文集A編, **52A**-476 (1986), 847.
- 33) 線ばねの加工疵の影響委員会編, ばね論文集, No. 30, (1985), 117.
- 34) 柴田闘志, 山本進, 橋本義弘, ばね技術研究会 昭和63年度春季講演会前刷集, (1988), 9.
- 35) 山田邦博, 国尾武, 日本機械学会論文集, **35**-273 (1968), 942.
- 36) Forsyth, P. J. E., Acta Metall., **11** (1963), 703.
- 37) 中村宏, 甘粕達雄, 日本機械学会論文集, **30**-212 (1964), 494.
- 38) 村上敬宣, 清水真佐男, 日本機械学会論文集A編, **54A**-499 (1988), 413.
- 39) 小山博, 北村朗, 丹下彰, ばね論文集, No. 29, (1984), 30.
- 40) 中村春夫, 小林英夫, 佐藤祐司, 材料, **38**-433 (1988), 1145.
- 41) 丹下彰, 阿久津良忠, 高村典利, ばね論文集, No. 36, (1991), 47.
- 42) 村上敬宣, 遠藤正浩, 材料, **35**-395 (1986), 911.
- 43) 小峰厚友, 山口徹, 菊池雅男, 木林靖忠, 日本機械学会論文集A編, **53A**-488 (1987), 702.
- 44) 村上敬宣, 牧野泰三, 鳥山寿之, 小林幹和, 栗原義昭, 高崎惣一, 江原隆一郎, ばね技術研究会, 1991年度春期講演会前刷集, (1991), 5.
- 45) 萩原好敏, 伊藤幸生, 小曾根敏夫, 山田勝彦, 林博昭, 小野田光芳, ばね論文集, No. 35, (1990), 13.
- 46) 大野明, ショットピーニング技術, **2-1** (1990), 2.
- 47) 広瀬正吉, ショットピーニング技術, **3-1** (1991), 2.
- 48) 大野明, 宮川信男, 向山美喜男, 加納義幸, 小林康夫, 宇佐美昭吾, ばね論文集, No. 11, (1966), 23.
- 49) Kenneth Burrell, N., SAE Technical Paper Series 850365.
- 50) 俊野英男, 重野公彦, 高木伸雄, ばね論文集, No. 32, (1987), 31.
- 51) ばね技術研究会, ばね論文集, No. 23, (1978), 57.
- 52) ばね技術研究会, ばね論文集, No. 32, (1987), 68.
- 53) J. Ulbricht, J. and Vondracek, H., ESTEL-Berichts aus Forchung und Entwicklung unserer Werke, Heft 3/76, p.125.
- 54) 宮川信男, 材料試験技術, **26-4** (1981), 256.
- 55) 本田和男, 細川智生, 皿井孝明, 岡本改造, 材料, **31**-342 (1982), 210.
- 56) ばね工業会規格 No. 13, “ばね用鋼材における非金属介在物の顕微鏡試験法” (1988).
- 57) 阿部孝行, 金澤健二, ばね技術研究会 1991年度春季講演会前刷集, (1991), 15.
- 58) 下関正義, ばね研究会 ばねの耐久性に関する調査・研究委員会 資料, (1989).
- 59) Tanaka, K. and Mura, T., Metall. Trans. A, **13A** (1982), 117.
- 60) Lankford, J. and Kusenberger, F. N., Metall. Trans., **4** (1973), 553.
- 61) Kunio, T., Shimizu, M., Yamada, K., Sakura, K. and Yamamoto, T., Int. J. Fract., **17** (1981), 111.
- 62) 金澤健二, 阿部孝行, ばね技術研究会 1990年度春季講演会前刷集, (1990), 7.
- 63) 山田凱朗, 小新井治朗, 川口康信, 石上修, 茨木信彦, ばね論文集, No. 31, (1986), 1.
- 64) Matsuoka, S., Masuda, H., and Shimodaira, M., Metall. Trans A, **21A** (1990), 2189.
- 65) 北川英夫, 高橋進, 日本機械学会論文集, **45**-399 (1979), 1289.
- 66) 西谷弘信, 緒方隆志, 遠藤正浩, 日本機械学会論文集A編, **50A**-453 (1984), 1104.
- 67) 村上敬宣, 遠藤正浩, 日本機械学会論文集A編, **49A**-438 (1983), 127.
- 68) 西島敏, 石井明, 金澤健二, 増田千利, 松岡三郎, 金材技研疲労データシート資料, No. 5, (1989).
- 69) 金材技研疲労データシート No. 59, (1988), No. 60 (1989), No. 63 (1990).