ねじり加工による残留応力と疲労変形*

桜井 忠一** 山田 巖**

Residual Stress Caused by Pre-Torsion and Fatigue Deformation

by

Tadakazu SAKURAI and Iwao YAMADA

(Himeji Technical College)

The present test was carried out in order to investigate the following two points. (a) What changes take place in the macro-residual stress distribution of plastically twisted and stress aged carbon steel specimen due to strain-aging and cyclic torsional stress? (b) Which gives a larger effect on the static strength and the fatigue yield strength of carbon steel, the macro-residual stress or micro-structural change? The results obtained may be summarized as follows;

(1) If the degree of pre-torsion is kept equal, the skin residual stresses of the plastically twisted and stress-aged specimens are almost equal in value and residual stresses distribution in these specimens are working in the direction of increasing the pre-torsion in the outer layer and in the direction of recovering the pre-torsion in the inner layer.

(2) The residual stress was recognized to be decreased because of the strain-aging.

(3) The macro-residual stress of both plastically twisted and stress-aged specimens is affected very little by the pulsating torsional stress, but is influenced remarkably by the reversed torsional stress. These changes in residual stress may be attributed to the redistribution of piled-up dislocation by the minimum stress which acts towards the reverse direction of pre-torsion, the interaction of the redistributed dislocations or other lattice defects with solute atoms, and the plastic fatigue deformation which occur in the direction against pre-torsion.

(4) In spite of the results that work-hardening, metal structure and the macro-residual stress are nearly equal in plastically twisted and stress-aged specimens of the equal degree of pre-torsion, a large difference in the static strength and the fatigue yield strength of these materials was recognized in this test. In giving explanation on these difference, the effect of the atomic-micro-structural change on these strength should be highly estimated. (Received Oct. 8, 1960)

1. 緒 言

さきに筆者らは常温ねじり加工処理およびねじり応力時効処理を行なった炭素鋼の低速ねじり疲労変形を調べ、応力時効処理が疲労変形の防止にきわめて有効であることを認め、その効果を時効で説明した。また、これらの処理材に両振りおよび部分両振り応力を加えると、片振りおよび部分片振り応力の場合に比較して、著しく疲労変形抵抗が低下することを報告した¹⁾²⁾。これらの加工材に両振り応力を加えると、前加工と同方向の機械的性質(ねじりの比例限度、降伏強さ)が低下し、前加工と逆方向のそれは上昇する³⁾。したがって、両振り応力による疲労変形抵抗の低下は、前加工と逆方向にかかる最小応力によって集積転位が再分布し、応力繰返し中にパウシンガー効果が変化するためであると

して一応説明したが、巨視的な残留応力の影響の有無については触れなかった。

残留応力が時効および繰返応力によって減少することは既にある程度明らかにされているが、ねじり加工の場合は比較的少ないように思われる。本実験はねじり加工を行なったときの残留応力分布が時効および繰返応力によってどのように変化するかを調べ、炭素鋼の静的強度ならびに疲労変形抵抗に対して、巨視的残留応力と微視的組織変化(時効、転位の再分布など)とどちらがより大きな影響を有するかを考察したものである。

2. 試料および実験方法

実験に用いた材料は Table 1 に示すような化学成分の炭素鋼である。素材をあらかじめ所要の長さ切に切断した後、850°C で焼準し、更に 820°C で焼鈍した。焼鈍し完了後、Fig. 1 の形状、寸法に切削し、試験片

* 原稿受付 昭和35年10月8日

** 正員 姫路工業大学

平行部をエメリー紙の0/4まで仕上げ、切削による残留応力を除去するため、再び700°C、30分の真空焼鈍しを施した。ねじりの残留応力の測定精度をあげるためには、試験片平行部を長くすることが望ましいが、前に行なった疲労変形の測定結果と比較するため、Fig. 1の試験片を採用した。

前加工は常温ねじり加工とねじり応力時効処理(350°C、時効時間3分)の2種である。

残留応力の測定は上田博士の方法によった。すなわち、試験片の初めの半径を r_0 、第1回目、第2回目、……第 n 回目の腐食後の半径をそれぞれ $r_1, r_2, \dots, r_n$ 、これらに対応した腐食前後のねじれ角を $\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_n$ とすれば、第 n 回目の腐食層における平均せん断応力は近似的に次式で与えられる。

$$\tau_n = G \frac{(\sum_{i=1}^{n-1} \theta) r_{n-1}^4 - (\sum_{i=1}^n \theta) r_n^4}{(r_{n-1} + r_n)^2 (r_{n-1} - r_n)} \quad (1)$$

次に、試験片の長さを l 、腐食を行なった後の試験片単位長さあたりのねじれ角を θ 、これに相当する尺度の読みを a 、鏡と尺度との距離を d とすれば

$$\theta = \frac{a}{2dl} \quad (2)$$

したがって、 θ と r とを測定することによって、せん断応力 τ を求めることができる。

残留応力の測定装置をFig. 2に示した。試験片Sの一端に鏡つきの棒Cをねじ込み、他端をアルミニウム製の棒Aの上部にキー止めする。ただし、試験片平行部を除きSおよびCは耐酸塗料で被覆した。Aの下部は腐食そうの底のテーパ穴とすり合わせになっており、試験片を液中に垂直に固定することができる。この状態で腐食液(15%硝酸水溶液)を注入し、同時に試験片の中心線を回転軸心とするかはん羽根Bを回転する。一定時間腐食した後、腐食液をコックDより取り出し、尺度と望遠鏡によって(2)式から θ を求めた。次に、SとAを一体のまま抜き取り、充分水洗い乾燥した後、マイクロメーターで $\frac{1}{100}$ mmまで直径を

10回測定し、その平均値から r を求めた。このような操作を繰り返して $\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_n$ と、これに対応した $r_1, r_2, \dots, r_n$ とを求めた。なお、実験中腐食そうの中に水道水を循環せしめ、腐食液の温度を一定に保った。剛性率 $G=8300 \text{ kg/mm}^2$ 、 $d=1000 \text{ mm}$ 、 $l=13 \text{ mm}$ を採用し、尺度は $\frac{1}{20} \text{ mm}$ まで目測した。表面残留応力値は第1回目の腐食試験結果によって定まるが、第1回目の測定は20分間腐食した後に行ない、 $r_1=3.88 \text{ mm}$ であったから a の測定値に $\pm 0.05 \text{ mm}$ の誤差があると、表面残留応力値には約 $\pm 0.5 \text{ kg/mm}^2$ の誤差となる。なお、加工後残留応力の測定を開始するまでの時間は、塗料の乾燥と後述する弾性余効果の影響を考慮して定める必要がある。

ねじり加工を行なった場合にも、弾性余効果のため加工終了後ねじれ角の回復が起こるであろうから、弾性余効果の進行中に残留応力を測定することは大きな誤差を与えやすいと考えられる。ねじり試験機で所定のねじり加工を施して除荷した直後から、時間の経過に伴う試験片自由端のねじれ角の変化を尺度と望遠鏡によって測定した。その結果の一例をFig. 3に示した。同図から弾性余効果によるねじれ角の回復は約10時間でやむことがわかる。この傾向は他の加工度のものについてもほぼ同様であった。したがって、残留応力の測定は加工後10時間以上経過してから行なうこ

Fig. 2 Apparatus for residual stress measurement

Fig. 3 Recovery of torsion at room temperature

Table 1 Chemical composition

C (%)	Si (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)
0.37	0.23	0.62	0.015	0.021

Fig. 1 Dimension of specimen

* (1), (2)式から明らかである

とが望ましく、本実験では前加工後 16 時間後に行なうことにした。

3. 実験結果

(I) ねじり応力時効と残留応力

焼鈍し材をねじり応力時効処理した場合の残留応力分布を示すと Fig. 4 のようである。試験片の横断面におけるせん断応力の分布は、外層部では試験片のねじれを進めようとする方向に働き、内層部ではねじれを回復しようとする方向に働いている。加工度が大きいほど大きな残留応力を生ずること、応力の方向が反転する位置は加工の程度にほとんど無関係で、表面から約 1.4 mm の所にあることがわかる。Fig. 5 の●印はねじり応力時効の加工度と表面残留応力値との関係を示したものである。図は省略するが、常温ねじり加工した場合の残留応力分布は Fig. 4 の場合とほとんど同様で、応力の方向が反転する位置が応力時効を施した場合よりわずかに中心に近いことのみが異なっている。Fig. 5 の○印は常温ねじり加工度と表面残留応力値との関係を示したもので、残留応力は加工度の少ないときに急激に増加し、加工度が増加するにつれてゆるやかに増加する傾向にあることがわかる。しかし、この増加の傾向はある程度の加工度でやみ、その後はむしろ減少するであろうことが、銅や亜鉛に関する圧延度と残留応力の X 線的測定結果から推定される。

Fig. 4 Residual stress distribution of stress-aged specimens

- As stress-aged ($\gamma_p=0.0168$)
- As stress-aged ($\gamma_p=0.0529$)
- As stress-aged ($\gamma_p=0.1472$)

(II) ひずみ時効による残留応力の変化

常温ねじり加工材 ($\gamma_p=0.147$) を 100°C で、10, 20, 50, 150 分間加熱したものについて、残留応力を測定した結果は Fig. 6, 7 のようである。変態を伴わない

Fig. 5 Relation between surface residual stress and plastic shear strain

Fig. 6 Residual stress distribution of strain-aged specimen

- As twisted
- Twisted + strain-aging (100°C , 10 min)
- Twisted + strain-aging (100°C , 20 min)
- Twisted + strain-aging (100°C , 50 min)
- Twisted + strain-aging (100°C , 150 min)

Fig. 7 Effect of strain aging on the residual stress

熱残留応力の時効による変化について認められていると同様に、時効によって残留応力がいくぶん減少する傾向が見られるが (Fig. 7), 時効時間の増加に伴う残留応力の変化を系統的に調べるためには残留応力の測定精度をもっとあげる必要がある。

(III) 繰返応力による残留応力の変化

残留応力が応力繰返しの初期に著しく減少し、その後繰返数とともに対数曲線的に変化することが既にある程度明らかにされている。したがって、本実験では繰返応力条件を種々変えて、いずれも 1000 回までの低速繰返しねじり応力を加えた場合の応力分布の測定のみ行なった。その結果を Fig. 8, 9 に示した。Fig. 8 は常温ねじり加工材 (加工度 $r_p=0.147$, 加工応力 35.8 kg/mm^2) に加工応力の 40% および 80% の片振り、と同じく 25% および 40% の両振り応力を加えた場合である。片振り応力の繰返しでは疲労変形もほとんど起こらず、起こっても加工を増加する方向で、(Table 2) 残留応力にもほとんど変化が現われない。

Fig. 3 Change of residual stress distribution due to pulsating and completely reversed stress cycles (plastically twisted specimens)

- As twisted
- Twisted+1000 pulsating stress cycles ($\tau=0.40 \tau_{wc}$)
- Twisted+1000 pulsating stress cycles ($\tau=0.80 \tau_{wc}$)
- Twisted+1000 completely reversed stress cycles ($\tau=\pm 0.25 \tau_{wc}$)
- ⊕ Twisted+1000 completely reversed stress cycles ($\tau=\pm 0.40 \tau_{wc}$)

Fig. 9 Change of residual stress distribution due to pulsating and completely reversed stress cycles (stress-aged specimens)

- As stress-aged
- Stress-aged+1000 pulsating stress cycles ($\tau=0.40 \tau_{wa}$)
- Stress-aged+1000 pulsating stress cycles ($\tau=0.80 \tau_{wa}$)
- Stress-aged+1000 completely reversed stress cycles ($\tau=0.25 \tau_{wa}$)
- ⊕ Stress-aged+1000 completely reversed stress cycles ($\tau=0.40 \tau_{wa}$)
- ⊖ Stress-aged+1000 completely reversed stress cycles ($\tau=0.50 \tau_{wa}$)

Fig. 10 Effect of fatigue deformation on residual stress

しかし、両振りの場合には前加工と逆方向に疲労変形が現われる (Table 2) とともに表面残留応力が急激に変化し、かつ、応力の方向の反転する位置が中央部に移動している。Fig. 9 はねじり応力時効処理材 (加工度 $r_p=0.147$, 時効応力 39.7 kg/mm^2) の場合で、常温ねじり加工材の場合と全く同様の傾向にあることがわかる。Fig. 10 は縦軸に疲労変形を、横軸に残留応力の表面値を示したもので、前加工と同方向の疲労変形が起こっても、この程度の小さい範囲では、ほとんど残留応力は変わらないが、前加工と逆方向の疲労変形が起こると著しく残留応力が変化する様子がよくわかる。

4. 結果に対する考察

(I) 時効および繰返応力による残留応力の変化

常温で塑性加工した金属材料を低温焼鈍すれば、材料および加工の種類によって、加工された方向あるいは逆方向に変形が起こることが報告されている^{13)~15)}。これらの事実と時効による残留応力の減衰とから考えて時効によって残留応力が減衰する原因は Cottrell 効果による転位の応力場の弛緩と加工材のすべり面上準安定な位置で止っている転位の平衡位置への移動などにあると考えられる。ねじり加工材はきわめて不均一な加工を受けており、断面について転位の密度、分布ともに不均一である。したがって、時効に伴って起こる上述のような変化も、断面について不均一に生ずるから、試験片全体としてつりあいを保つまで変形と残留応力の変化とを起こすと考えられる。この場合、時効の完了に要する時間と変形の回復がやむ時間とは一致するであろうか。Fig. 11 はねじり加工後、弾性余効果によるねじれ角の回復が完了したことを確認した後 (Fig. 3), 更に 100°C のふんい気中に入れた場合の保持時間とねじれ角の回復の状態ならびに時効硬化曲線を示したものである。時効硬化曲線から 100°C では約 50 分で時効が完了すると思われるが、巨視的な変形の回復はその後になって急増している。これは微視的な平衡状態の完了と、巨視的な平衡状態の完了とは時間的に必ずしも一致せず、むしろかなり時間的なずれが存在することを示しているように思われる。したがって、加工後時効によって残留応力が減衰して一

定となるためには、時効の完了に要する時間より長時間を要する^{*}。

次に、Fig. 8 および Fig. 9 から常温ねじり加工材やねじり応力時効処理材に片振りねじり応力を加えても、残留応力はほとんど変化しないが、両振りねじり応力を加えると著しく残留応力が変化することが明らかになった。常温ねじり加工材に片振り応力を加えると時効が著しく促進されるから、残留応力は減少する傾向にあるはずであるが、Fig. 6 からわかるように、時効による残留応力の減少の程度が小さいことと、片振り応力によって疲労変形を生ずる場合 (加工を増加する方向に起こる) には、疲労変形が残留応力を増す傾向を有することのために、全体として残留応力の変化がほとんど現われないものと推定される。

しかし、前ねじり加工材に両振り応力を加えると、前加工と逆方向にかかる最小応力によって集積転位が再分布し、かつ、前加工と逆方向には障害を通過しやすいために、前加工と逆方向に塑性変形を生じやすい。これが両振りによる残留応力の減少の原因と考えられる。

(II) 静的強度ならびに疲労変形と残留応力

静的強度に対する残留応力の寄与の程度を考察するために、試験片の表面残留応力値と、前に報告した比例限度および降伏強さの測定結果をまとめると Table 2 のようになる。常温ねじり加工材、ひずみ時効処理材、ねじり応力時効処理材、いずれもほぼ同程度の表面残留応力 ($3\sim3.5 \text{ kg/mm}^2$) を有し、顕微鏡組織も同一であるにもかかわらず、加工と同方向の比例限度 τ_p はそれぞれ $22.0, 34.0, 38.0 \text{ kg/mm}^2$ とかなり大きな相違を示している。また、両振り応力の繰返しによって、残留応力が減少し、したがって、比例限度や降伏強さなども減少するが、その減少量は残留応力の減少量に比較してかなり大きい。

静的強度に関係する因子として、加工硬化、残留応力、顕微鏡組織、微視的内部組織の変化などが考えられるが、本実験の場合には前三者はほとんど同一とみなされるにもかかわらず、静的強度にはかなり大きな差がある。これは残留応力よりも微視的な内部組織の変化、すなわち、時効に伴って C, N などの溶質原子が転位を固着する、いわゆる Cottrell 効果がねじり応力時効処理材の強化に大きな役割をもっているためと思われる。次に、両振りによって残留応力が減少することは前加工と同方向の比例限度 τ_p や降伏強さ τ_y を低下し、前加工と逆方向の比例限度 τ_p' や降伏強さ τ_y' を上昇せしめることになるが、残留応力の減少量

Fig. 11 Recovery of torsion at 100°C

* Fig. 7 において、時効時間が 60 分くらいで残留応力が一定になっているかのように見えるが、これは残留応力の測定精度が悪いからであると思われる。

に比較して τ_p , τ_y の低下量, τ_p' , τ_y' の上昇量ともに大きい. 両振り応力の場合には前加工によって生じた集積転位の再分布や, 溶質原子と再分布した転位その他の格子欠陥との相互作用や, 再分布に伴って前加工と逆方向に生ずる変形などを考慮すると, この場合にも上述のような微視的な内部組織の変化が静的強度の変化に寄与していると考えられる.

全く同様の傾向が疲労変形の場合にもみられる. すなわち, 同一加工度を与えたねじり加工材とねじり応力時効処理材の疲労変形限度線図は Fig. 12 のとおりで, 応力時効処理材の疲労変形抵抗が著しく高い. この場合にも加工硬化, 残留応力, 顕微鏡組織にほとんど差はないから, 静的強度の場合と同様, 疲労変形抵抗に対しても, 微視的内部組織の変化が大きな役割をもっていると考えられる.

以上の結果から, 静的強度や疲労変形抵抗に対して巨視的残留応力と微視的組織変化のいずれが大きな役割を演じているかを定量的に明らかにすることは困難であるが, 少なくとも本実験の範囲では, 巨視的残留応力よりも微視的内部組織の変化の役割を大きく評価しなければならないように思われる.

5. 結 言

常温ねじり加工およびねじり応力時効処理した炭素鋼の残留応力分布が時効および繰返し応力によって, どのように変化するかを調べ, 巨視的残留応力と微視的内部組織の変化と, いずれが鋼の静的強度や疲労変

形抵抗に大きな影響力をもっているかについて考察した. その結果得られた事項をまとめると次のようである.

(1) 加工度が同一であれば, 常温ねじり加工材およびねじり応力時効処理材の表面残留応力はほとんど同じ大きさもち, いずれの場合も断面のせん断応力分布は外層部ではねじれを進めようとする方向に, 内層部ではねじれを回復しようとする方向に働いている.

(2) ひずみ時効によって残留応力が減少する傾向がみられた.

(3) 常温ねじり加工材, ならびにねじり応力時効処理材の巨視的残留応力は, 片振り応力の繰返しによってほとんど変わらないが, 両振り応力の繰返しに

Fig. 12 Diagrams of fatigue deformation

Table 2 Changes of residual stress, proportional limit and yield strength by repeated stress

Specimens and conditions of repeated stress	Residual shear stress on the surface τ_r (kg/mm ²)	Proportional limit in the same direction as pre-torsion τ_p (kg/mm ²)	Proportional limit in the reverse direction as pre-torsion τ_p' (kg/mm ²)	Yield strength in the same direction as pre-torsion τ_y (kg/mm ²)	Yield strength in the reverse direction as pre-torsion τ_y' (kg/mm ²)	Fatigue deformation γ_{fp}
As annealed	± 0.0	+16.0	-16.0	+20.7	-20.7	—
As plastically twisted	+3.0	+22.0	-1.0	+39.0	-11.0	—
Plastically twisted+1000 pulsating stress cycles ($\tau = 0.40 \tau_{wc}$)	+3.0	+23.0	-1.0	+39.5	-10.6	± 0.0
Plastically twisted+1000 pulsating stress cycles ($\tau = 0.80 \tau_{wc}$)	+3.0	+27.0	-1.0	+40.0	-10.8	+0.0002
Plastically twisted+1000 completely reversed stress cycles ($\tau = \pm 0.25 \tau_{wc}$)	+1.6	+17.0	-6.0	+30.5	-14.7	-0.0021
Plastically twisted+1000 completely reversed stress cycles ($\tau = \pm 0.40 \tau_{wc}$)	± 0.0	+13.0	-9.0	+26.0	-18.5	-0.0046
Plastically twisted+strain aged (100°C, 50 min)	+3.5	+34.0	—	+41.5	—	—
As stress-aged	+3.5	+38.0	-17.0	+48.3	-26.5	—
Stress-aged+1000 pulsating stress cycles ($\tau = 0.80 \tau_{wa}$)	+3.5	+38.0	-18.0	+45.5	-26.5	± 0.0
Stress-aged+1000 completely reversed stress cycles ($\tau = \pm 0.40 \tau_{wa}$)	+2.0	+29.0	-18.0	+44.8	-26.1	-0.0004
Stress-aged+1000 completely reversed stress cycles ($\tau = \pm 0.50 \tau_{wa}$)	-1.7	+21.0	-20.0	+42.2	-27.5	-0.0025

よって著しく変化する。このような変化は前加工と逆方向にかかる最小応力による転位の再分布、溶質原子と再分布した転位その他の格子欠陥と相互作用、再分布に伴って前加工と逆方向に起こる塑性変形などに原因があると思われる。

(4) 同一加工度の常温ねじり加工材とねじり応力時効処理材とでは加工硬化、顕微鏡組織、巨視的残留応力などにほとんど差異が認められないのにもかかわらず、静的強度および疲労変形抵抗にかなり大きな差異がある。この点を説明するためには、これらの性質に及ぼす微視的内部組織の変化の役割を高く評価しなければならないように思われる。

終りにのぞみ、御懇篤なる御指導、御批判を賜りました大阪大学工学部教授篠田軍治先生に厚く御礼申

し上げます。

参考文献

- 1) 桜井, 山田, 柿内, 材料試験, **7**, 62, 618 (1958)
- 2) 桜井, 山田, 柿内, 材料試験, **8**, 66, 261 (1959)
- 3) 山田, 材料試験, **8**, 74, 830 (1959)
- 4) 平, 北野, 材料試験, **7**, 61, 552 (1958)
- 5) H.F. Moore, Exy. Stress Anglysis, II, 170 (1944)
- 6) J.T. Norton and D. Rosenthal, J. Am. Weld. Soc., **25**, 729 (1946)
- 7) 西原, 平, 機械学会論文集, **14**, 107 (1958)
- 8) 平, 村上, 材料試験, **7**, 62, 591 (1958)
- 9) 平, 村上, 材料試験, **8**, 70, 607 (1959)
- 10) 平, 村上, 材料試験, **9**, 78, 210 (1960)
- 11) 上田, 金属の研究, **13**, 1 (1936)
- 12) G. Shinoda and Y. Amano, Tech. Rep. Osaka University, **5**, 1 (1955)
- 13) 上田, 金属の研究, **13**, 189 (1936)
- 14) 関口, 稲垣, 金属学会誌, **19**, 24, 28, 220, 286 (1955)
- 15) 岡田, 渡辺, 金属学会誌, **22**, 440 (1958)

A-286 合金の繰返数に依存する応力ち(弛)緩
(Cycle Dependent Stress Relaxation of A-286 Alloy)
A.S. Ross and JoDean Morrow, Trans. ASME,
p.p. 654/660 (Sep. 1960) 図 11

著者の一人 Morrow と Sinclair が既に SAE-4340 鋼について繰返数に依存する応力ち緩を報告しているが、材料による相違を調べるために A-286 合金について実験および解析を行なったのが本論文である。relaxation data と同時に五つの初平均応力に対する疲労試験結果をもあわせ示している。

実験は前論文と同様に一定の平均ひずみに定ひずみ振幅が加わるように行ない、平均応力が繰返数とともに低下するのを測定している。初平均応力は 60 ksi 圧縮から 80 ksi 引張り、ひずみ振幅は応力に換算して 30 ksi から 100 ksi の範囲で実験しているが実験結果は SAE-4340 に類似している。すなわち、この A-286 合金では平均応力の減少はその初期値とひずみ振幅の値に依存し、大部分は最初の 10 サイクルで生じており特に第 1 サイクルで著しく減少している。応力振幅

80 ksi の場合を除くと 100 サイクル以後にはほとんど応力低下が起きない。しかし、初期平均応力が +60 ksi と -60 ksi の実験より同一のひずみ振幅に対して圧縮平均応力の加わるときの応力ち緩のほうが、引張応力の場合より小となり SAE-4340 と異なることが指摘され、このことは静的な応力-ひずみ曲線が引張りと圧縮で異なるためと説明している。更に、A-286 合金では静的試験においてひずみ硬化現象が明らうに現われ、また最大応力からの除荷過程は非直線的になるので SAE-4340 の第 1 サイクルの応力低下について行なった解析はこの合金に関しては適用しえなくなり、新たに上記の事実を考慮して応力-ひずみ関係を定めて解析している。第 1 サイクル以後については実験式のみを与えている。

疲労強度については、初引張平均応力は疲労限を低下させ、ひずみ振幅の小なるときは引張平均応力は疲労寿命を低めるが、ひずみ振幅が大となれば応力ち緩のために影響は小さくなることも SAE-4340 と同様である。
(鈴木房幸)