鑄鉄の疲労過程における残留応力のX線的研究* (可鍛鑄鉄の残留応力について)

光 永 公 一** 石 橋 征 実***

X-Ray Investigation on the Residual Stress in the Process of Fatigue in Cast Iron
(On the Residual Stress of Malleable Cast Iron)

by

Koichi MITSUNAGA and Masami ISHIBASHI

(Kyushu Institute of Technology, Kita-Kyushu)

In view of the fact that the residual stress, affecting the fatigue phenomena of materials, varies with repeated strain, it is not considered to be altogether proper to evaluate fatigue strength solely on the value of the residual stress in the virgin materials, but it is necessary to study the process of changes in the residual stress under cyclic loading, which is also an important process in making nondestructive prediction of fatigue life.

In this papers reported the experimental study made on this problem about cast iron, particularly malleable cast iron.

The following conclusions have been obtained :

- (1) If there is residual stress in the virgin materials, the changes in the stress are in three stages.
- (2) If there is no residual stress in the virgin materials, the changes in the stress are in two stages.
- (3) These changes correspond to the fatigue behaviour of the materials.
- (4) These relationships will be utilized in making nondestructive prediction of fatigue life of cast iron.

(Received Mar. 11, 1968)

1 緒 言

疲労の現象は応力（またはひずみ）の繰返しにより、材料内に生ずる微視的な構造変化(格子ひずみの変化)の過程である。一般に残留応力が、材料の疲労強度に重要な影響をもつことはよく知られている。外力を加える前に材料の内部に存在している残留応力の値は、外力の繰返しによりその値ならびに分布が変化する。特にこのような変化は応力の繰返しの初期に大きいと考えられている。したがって、疲労強度を考える場合、たんに応力を繰り返す以前に存在した初期の残留応力の大きさだけで議論することは、必ずしも妥当でないであろう。また、材料の疲労寿命を予知する上からも、残留応力の変化の過程を知りたいものであろう。したがって疲労過程の考察には、その間の残留応力の挙動を知ることが重要となる。

このような観点より炭素鋼焼なまし材や二相合金における残留応力の変化や半価幅の変化を調べて、疲労

機構との対応について平、本田、林らが検討している¹⁾²⁾。また、炭素鋼の高周波焼入れ材の疲労過程中的残留応力の変化について、本山、榎並らが研究している³⁾。

筆者らは、同様な観点から、まだデータが出されていない鑄鉄について、疲労過程中的の表面層の残留応力の挙動について各種の材料を用いて実験的研究を行なうことにした。鑄鉄は元来材料内に微少な切欠きをもつ欠陥材と考えられるから、一般的な挙動としては平滑材でも切欠き材に近い変化を示すだろう。ここでは可鍛鑄鉄の平滑材ならびに切欠き材について調べた結果につき報告する。

2 使用材料および試験片

供試材は同一湯より鑄造した板状素材に Fig. 1 に示すような熱処理を施したものである。すなわち、約10時間で950°Cまで加熱し、12時間保持した後、900°Cまで約4時間で炉冷後、空中放冷を行ない、次いで740°Cに約21時間保持した後空冷を行なった。材料の化学組成および顕微鏡組織をそれぞれ Table I および Fig. 2 に示す。試験片は Fig. 3 に示す板状の引張試験片および疲労試験片を上記の熱処理を施した

* 原稿受理 昭和43年3月11日

** 正 会 員 九州工業大学 北九州市戸畑区仙水町

*** 九州工業大学 北九州市戸畑区仙水町

Fig. 1. Heat treatment.

Table I. Chemical composition (%).

C	Si	Mn	P	S	Cr
2.42	1.36	0.32	0.052	0.088	0.02

Fig. 2. Microstructure of malleable cast iron.

A : Radiation area (2×4mm²)

Fig. 3. Dimension of specimens.

Table II. Mechanical property.

Tensile strength (kg/mm ²)	Yield point (0.2%) (kg/mm ²)	Young's modulus (kg/mm ²)	Elongation (%)
31.3	18.7	1.72×10 ⁴	7.6

素材より削り出したもので、板表面の仕上には研削加工を行なっている。この試験片により求めた材料の機械的性質を Table II に示す。切欠き材の切欠き底の曲率半径の測定は拡大投影器により50倍に拡大したものをトレーシングペーパーに描いて測定した。各試験片

について測定結果はほとんど大差なく、平均して $\rho \approx 0.08 \text{ mm}$ であった。これより平面切欠きとして弾性的な形状係数を Neuber の方法により求めると、 $\alpha \approx 12.2$ となる。試験片は X 線照射を行なうため電解研磨により10μ程度表面層を除去した。また平滑材、切欠き材の両振引張圧縮疲労限は、それぞれ $\sigma_{w0} = 14.5 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_w = 4.5 \text{ kg/mm}^2$ となり、切欠き係数は $\beta \approx 3.2$ となった。

3 実験および実験結果

使用した試験機は共振型万能疲労試験機で、Fig. 3 に示す板状疲労試験片について両振引張圧縮、片振引張および片振圧縮疲労試験を行なった。試験途中で一時運転を中止して試験機より試験片を取りはずし、平滑材および切欠き材について、それぞれ Fig. 3 に示す X 線照射部分の残留応力を X 線の測定した。X 線の使用条件は下記のとおりである。

(1) 特性 X 線	Co-K α
(2) 回折面	(310) 面
(3) 標準の試料	Ag 粉末
(4) 管型式	封入管
(5) カメラ型式	背面反射法カメラ
(6) フィルム試料間距離	50 mm
(7) X 線照射面積	約 2×4 mm ²
(8) 管電圧	30 kV
(9) 管電流	8 mA
(10) 露出時間	25~30 分
(11) 使用フィルム	Fuji 工業用 200 type

応力測定は $\sin^2\psi$ 法によった。フィルム揺動および試料揺動を行なわないときの回折リングは、Fig. 4 (a) のようなスポッティな回折像となって回折リングの径の測定が困難であったので、フィルムを 7.5° および試料を $\pm 2 \text{ mm}$ だけとも揺動した。その結果 Fig. 4 (b) のような連続な回折リングが得られて回折リングの径の測定が容易となった。回折リングの径の測定は

Fig. 4. Diffraction rings.

コンパレータを使用し、フィルムの裏面より細長いスリットを通したけい光燈の光を当て、数倍の倍率の拡大鏡にて黒化度が最大の位置を計測した。その測定精度は、 $\pm 0.03 \text{ mm}$ である。測定結果の一例を Fig. 5 に示す。一般に、 $0, 15, 30^\circ$ 入射の測定値はよく一直線上にのるが、 45° 入射の場合には回折リングのボケがひどくなって、リング径の測定が多少困難になるとともに、測定精度が悪くなり、上記直線上より下側に出る傾向があった。そこで 45° 入射の場合は、肉眼で観察して黒化度が最高と考えられる位置にマークをして測定してみると、Fig. 5 に示すように、測定値が非常によく一直線上にのることが確かめられた。したがって、以後はこのような注意を行なって測定した。

Fig. 5. Example of $\Delta \text{cor}-\sin^2\psi$ diagram for stress measurement.

X線の的に測定した残留応力の計算の際に使用する弾性定数は、X線的に測定した値を用うべきであると考えて E をX線的に測定したところ、 $E=1.79 \times 10^4 \text{ kg/mm}^2$ 、 $\nu=0.25$ なる値を得た。この値は引張試験より求めた機械的な弾性定数 $E=1.72 \times 10^4 \text{ kg/mm}^2$ よりわずかに大きい。このX線による測定値を使用して応力値計算の係数 K の値を算出して使用した ($K=18.55 \text{ kg/mm}^3$)。

3・1 試験片表面の残留応力分布

疲労試験前の試験片について、その表面層を電解研摩によって順次除去しながら表面の残留応力を測定して、試験片のごく表面層に存在する残留応力分布を調べた。その結果を Fig. 6 に示す。その分布はごく表

Fig. 6. Changes in residual stress vs. depth from surface.

面層内で大きく変化している。板表面にはほぼ 30 kg/mm^2 程度の圧縮残留応力が存在するが、約 $50 \sim 60 \mu$ くらいの表面層をとれば、ほとんど応力が数 kg/mm^2 となり無応力状態に近くなるような変化をしている。材料は試験片加工前に応力除去焼なましを行なっているので、この残留応力は試験片の研削加工の際に発生したものである。

3・2 疲労過程における表面残留応力の挙動

疲労試験は板表面にかなり大きい圧縮残留応力 ($10 \sim 20 \text{ kg/mm}^2$ 程度)を残した試験片と表面を 50μ 程度除去して、表面にほとんど残留応力がない試験片とについて行なった。疲労被害は材料内部で繰返される正負のひずみにより主として生ずるものと考えられるので、残留応力の繰返し荷重による変化に応力振幅一定の場合の特性が存在するのではないかと考えた。そこで平滑材では応力振幅 $\sigma_a = \pm 16 \text{ kg/mm}^2$ 、平均応力 $\sigma_m = 0, \pm 16 \text{ kg/mm}^2$ の両振り、片振引張りおよび片振圧縮疲労試験を行なうことにした。しかし試験機の都合で、応力振幅 $\sigma_a = \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ 、平均応力 $\sigma_m = 0, \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ の両振り、片振引張りおよび片振圧縮疲労試験を行なった。

また、切欠き材では応力振幅 $\sigma_a = \pm 6 \text{ kg/mm}^2$ 、平均応力 $\sigma_m = 0, \pm 6 \text{ kg/mm}^2$ の疲労試験を行なった。

平滑材および切欠き材について得られた実験結果をそれぞれ Fig. 7 および 8 に示す。なお、表面層に残留応力が存在しない時の変化と比較するために、試験片の表面層を 50μ 程度電解研摩により除去して、表面残留応力が -0.6 kg/mm^2 となっている平滑試験片について、応力振幅 $\sigma_a = \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ の両振引張り圧縮疲労試験を行なった。その結果も Fig. 7 にあわせて記してある。平滑試験片の両振疲労試験は $\sigma_a = \pm 16 \text{ kg/mm}^2$ と、 $\sigma_a = \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ の場合の変化が

Fig. 7. Changes in residual stress for unnotched specimens.

Fig. 8. Changes in residual stress for notched specimens.

示してあるが、 $\sigma_a = \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ の場合は、応力振幅が疲労限度より過小であるために、もちろん 10^7 回の繰返しに耐えている。

この両図より、平滑材および切欠き材のいずれについても、両振りおよび片振疲労試験のいずれの場合にも、表面の残留応力の変化は、ほぼ3段階の変化を示すことがわかる。その変化の様子を図式的に表わしたモデルが Fig. 9 である。

Fig. 9. Model of the changes in surface residual stress.

表面層に圧縮残留応力が存在するときは、初期の応力繰返しにより表面に存在したかなり大きい圧縮残留応力が、ひずみの繰返しにより緩和される第一段階の変化、次に、一度緩和された圧縮残留応力が、ひずみをさらに繰返すことにより急速に増大して圧縮残留応力が極値に達する第二段階の変化およびいったん増大した圧縮残留応力が、ふたたび減少して破断に至る第三段階の変化をする。表面に圧縮残留応力が存在しないときは、上記第一段階の変化が現われなかった。

3・3 光学顕微鏡による表面組織の観察

残留応力の変化を測定するとともに、光学顕微鏡によりX線照射部分の試験片表面に生ずる組織変化、すなわち、すべり帯の発生およびき裂の発生ならびに伝

ばの状況をも観察した。その一例として、平滑試験片に応力振幅 $\sigma_a = \pm 16 \text{ kg/mm}^2$ の両振応力を $N = 2.5 \times 10^4$ 回繰返した後に生じたすべり帯の発生例を Fig. 10 に示し、き裂発生例として切欠き試験片に平均応力 $\sigma_m = 6 \text{ kg/mm}^2$ で応力振幅 $\sigma_a = \pm 6 \text{ kg/mm}^2$ を $N = 5 \times 10^4$ 回繰返したとき認められた切欠き底のき裂の写真を Fig. 11 に示す。

また切欠き試験片について、両振りおよび片振疲労試験を行なったときのき裂発生、および成長と表面残留応力の変化の関係を Fig. 12 に示している。この図よ

($\sigma_a = \pm 16 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_m = 0$, $N = 2.5 \times 10^4$, unnotched specimen)

Fig. 10. Example of slip bands in fatigue process.

($\sigma_a = \pm 6 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_m = 6 \text{ kg/mm}^2$, $N = 5 \times 10^4$)

Fig. 11. Example of crack at notch root.

○, ⊙: Ratio of residual stress, and crack length under fully, reversed stress.
●, ⊙: Ratio of residual stress, and crack length under pulsating tension.
●, ⊙: Ratio of residual stress, and crack length under pulsating compression.

Fig. 12. Changes of crack length and ratio of residual stress vs. ratio of number of stress cycles for notched specimens.

り、すべり帯の発生およびき裂の伝ばに対応する残留応力の変化の状況が、かなりよく対応していることがわかる。いずれの場合にも一般に第一段階から第二段階への遷移領域付近において、材料内のグラファイトの先端にすべり帯の発生が認められ、第二段階ではすべり帯が発達して、その途中かまたは第二段階から第三段階への遷移領域付近までには微小き裂が認められる傾向があった。第三段階では、このき裂が成長して、一般にX線照射領域を通過してついに破断に至る。片振圧縮疲労試験の場合は平滑および切欠き試験片は、ともに 10^7 回の繰返しにより破断はしなかったが、すべり帯や微細なき裂らしきものは観察された。その例を Fig. 13 に示す。これは平滑試験片に応力振幅 $\sigma_a = \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ の片振圧縮応力を $N = 1.04 \times 10^7$ 回繰繰り返した後、表面にすべり帯の発生していたものを電解研摩により表面層（ $\sim 10 \mu$ 程度）を除去した後に見られる潜在すべり帯（または微細なき裂）の例である。

($\sigma_a = \pm 10 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_m = -10 \text{ kg/mm}^2$, $N = 1.04 \times 10^7$ unnotched specimen)

Fig. 13. Example of slip bands or cracks.

4 考 察

材料の疲労強度に残留応力が重要な影響をもち、特に圧縮の残留応力は疲労強度を増すことが知られている。

残留応力には断面全体で平衡を保つようないわゆる巨視的残留応力と、数個の結晶粒間やときには、1個の結晶粒内のみで平衡を保つような局所的に考えられる微視的残留応力が存在する。両者の効果がX線の回折リングのピーク位置の移動に寄与し、後者は主としてX線回折リングの幅の広がりにも寄与するものと考えられている。疲労被害を考えるとき、荷重繰返しの初期に起こる微視的または巨視的残留応力の変化を知ることが特に重要である。材料表面層に存在する残留応力が応力の繰返しを受けるとき安定なものであれば、その初期値を平均応力への影響と考えると材料の強度を論ずることができるが、一般に表面層の残留応力は、応力の繰返しにより変化して再分布を起こすものであるから、その初期値のみならず応力の繰返しにより生ずる残留応力変化の挙動をもあわせて考える必要があ

る。

はじめ、材料内に適当な残留応力が存在すれば、応力の繰返しを受けるとその残留応力が緩和するが、その原因は、応力の繰返しがかろうど熱的な効果のような影響を材料に与えて、材料の断面全体の応力の平均化を生ずるからであろう。今の場合、材料は表面層にかなり大きい残留応力が存在するから表面層にて変化が激しいことが予想できるし、実際にもそのような結果が得られている。

平、本田、林¹²⁾らは炭素鋼焼なまし材などについて疲労過程における残留応力変化および半幅変化と、疲労機構との対応に関する考察を行なっている。平滑および切欠き試験ともに、応力繰返しの初期にすべりなどの塑性変形の程度をしいに増して、ついには巨視的なき裂が発生するが、これら疲労に伴う組織変化が切欠き材では、切欠き底近傍に限って現われる点が平滑材のそれと異なること、平滑材よりも切欠き材のほうが大きな圧縮残留応力を発生すること、およびき裂発生点における繰返し数が切欠き材のほうが平滑材よりも大きくなることを認めている。また、本山、榎並³⁾らは炭素鋼の高周波焼入れ材、すなわち表面処理により試料表面に大きい圧縮残留応力が存在する材料について、疲労過程での残留応力変化に関する研究を行なっている。その変化は負荷応力が疲労限度より上の高応力および中応力のところでは、ともに初期に急激な変化が認められるが、その後破断までは顕著な変化はみられないこと、および低応力のところでは誤差範囲内の変化しかみられなかったことを報告している。

著者らは、前掲の Fig. 7 および 8 の結果と、光学顕微鏡観察の結果から、その各段階の段留応力値の変化について以下のように考えた。初期の応力繰返しによって表面の圧縮残留応力が緩和する過程は、前述の繰返し応力による断面全体の応力の平均化と、応力の繰返しにより生ずる材料内のすべり（表面にある結晶粒は材料内部にある結晶粒より拘束が少ないために特に、表面結晶粒に顕著に生ずる）により残留応力が増大しようとする効果が重畳しているが、表面の薄い層にかなりの残留応力が存在して、応力分布に大きいこう配のあるときは、ごく初期においては繰返し応力による断面全体の応力の平均化の影響が表面層に大きく現われるのである。さらに繰返し応力が加わるにつれ、塑性変形の影響が顕著となり、両者が平衡状態に達する。これが応力の絶対値が極小となる第一段階と第二段階との遷移域に相当する。一般に、この領域から第二段階にかけて光学顕微鏡によりすべり帯が認められた。特に、散在するグラファイトの先端近傍に密にすべり帯が発生している。第二段階においては、そのすべり帯が発達してしいに微視的なき裂を生

ずるようになり、ふたたび圧縮の残留応力が増加するがこれは平、本田らの述べているようにすべり機構により生ずるすべり帯の発達に基づく微視的な格子ひずみの増加過程である。すべり帯の発生により材料表面に extrusion, intrusion が生じ、見掛け上表面に引張塑性変形を生じた効果が現われて圧縮の残留応力が急増するものと考えられる。平滑材より切欠き材においてその変化の絶対値が大きいのは、切欠き材ではX線照射部分である切欠き底近傍にひずみが集中するからこのような変化が顕著となる。平滑材では内部に散在するグラファイトが切欠き効果をもって広い範囲でその効果が現われ、特にX線照射位置に集中しないためと、もう一つは平滑材の応力振幅が両者の両振疲労限度から考えて相対的に小さいことの結果であろう。また、微細なき裂が発生すれば、そのき裂先端に大きい引張りの塑性変形を受ける微細な降伏域を生じ、圧縮の残留応力を増大する効果が重畳して現われるものと考えられる。しかし一方では、この微小き裂の発生は、き裂近傍で割れを発生したために応力を解放する傾向があると同時に、繰返し応力が圧縮応力成分をもてば、繰返しによりその破面がたたかれるために、破面のごく近傍に圧縮の塑性変形を生じ、圧縮の残留応力を減少する効果を有するものと考えられる。したがって、これら両者の相互作用により第二段階から第三段階に至る圧縮の残留応力値が最大値に達する遷移領域が起こる。さらに応力を繰返すと、き裂がしだいに成長して、後者の効果が顕著となり、ふたたび圧縮の残留応力が減少する第三段階の変化を生じ最終的に材料が破断するに至る。

本山、榎並らの高周波焼入材についての研究結果も、変化の過程は、ほぼ筆者らの研究結果と同様な過程を得ているが、初期の圧縮残留応力の緩和は顕著であるが、第二段階および第三段階に相当する変化領域はあまり顕著に現われてない。これに対し、可鍛鑄鉄についての今回の研究で、第一段階の変化と同程度、あるいはそれ以上の変化を示しているのは、鑄鉄は材料内に無数にグラファイトが存在するため、元来欠陥材と考えられ、この欠陥部近傍において上記の変化が強調され、しかもこのような部分が多数に存在するためである。

Fig. 7 の平滑材の変化について、両振りと片振り引張りの場合を比べてみると、片振圧縮の場合の第二段階での圧縮残留応力の増大、および第三段階における圧縮残留応力の解放の程度が大であった。これは前者では、X線照射面内で伝ばするき裂は主となるものが1本であり、多数の欠陥を含んでいるが、主たる塑性変形部分は、そのき裂の成長領域に局限されるからである。またときには、その主たるき裂がX線照射面

内をはずれて通ることがあるからである。鑄鉄は、多数の切欠きを内部にもった欠陥材であるために、後者では圧縮成分のみで応力が繰返されるから、すべり帯や微細なき裂がX線照射面内の各所に無数に発生し、圧縮残留応力の増大の効果を与える有効面積が大となる。また微小き裂が発生しても、それが進展しないので数が増大するため、き裂発生により解放される応力の効果は、個々にはき裂が進展するときよりも小さいかもしれないが、このような効果を与える部分がX線照射面内で非常に多くなり、相対的に応力解放の効果が大きくなるのではないかと思う。

一方、Fig. 8 の切欠き材においては、両振りおよび片振引張りの場合のほうが片振圧縮の場合に比べて第二段階、第三段階の変化の割合が多少大きい傾向をもつ。これは上記の効果が切欠きが非常に鋭いため、主としてひずみの集中する切欠き底近傍に限定されるために、面積の効果が相対的に顕著には現われないのであると思っている。

平滑材においては、き裂が発生してから破断に至るまでの寿命が、き裂発生までの寿命に比べてきわめて小さいので、Fig. 7 の応力振幅 $\sigma_a = \pm 16 \text{ kg/mm}^2$ の両振疲労試験（疲労限度 $\sigma_{w0} = 14.5 \text{ kg/mm}^2$ ）の場合には、第三段階に相当する圧縮残留応力の解放される領域が、明らかに観察できなかったと考えられる。

疲労試験を行なう前に表面に残留応力が存在しない試料については、平滑材の疲労限度より低い応力（ $\sigma_a = \pm 10 \text{ kg/mm}^2$ ）で両振疲労試験を行なったが、残留応力の変化は第一段階に相当する表面の応力緩和が存在せず、第二段階および第三段階に相当する変化のみが現われている。このことは、上述の解釈より当然理解できる。

以上の結果より、鑄鉄表面の残留応力をX線的に測定して、第二段階ないし第三段階の変化を生じていれば、材料がかなり疲労被害を受けていることを示し、鑄鉄の疲労寿命の予知に役だちうるだろう。

5 結 言

可鍛鑄鉄について疲労過程における残留応力の変化をX線的に測定する実験研究を行なった以上の結果より次のような結論が得られた。

(1) 鑄鉄では表面に圧縮の残留応力があるとき、繰返し応力の作用により、圧縮の表面残留応力の緩和過程（第一段階）、次いで圧縮残留応力の増大過程（第二段階）、さらに圧縮残留応力の解放過程（第三段階）を経て破断に至る。この変化は一般の鉄鋼材料においても表面に圧縮の残留応力がある場合には起こるものと思われる。

(2) この各段階について、光学顕微鏡観察と対応させて、疲労機構による解釈を与えた。

(3) 試料に残留応力が存在しないときには, 上記の第一段階に相当する変化は認められないで, 第二および第三段階に相当する変化が認められる。

(4) 表面残留応力の変化をX線的に測定することにより, 鑄鉄の疲労寿命の予知が可能となる。

なお, 残留応力変化の回折面依存性および半価幅の変化等についても今後検討していきたいと考えている。

最後に, この実験に卒業研究として協力された古後郁雄(現在日産車体), 福田清昭(現在日本アスベスト)の両君, および実験材料の提供ならびに試験片製作を快く引き受けていただいた日立金属(株)の矢野満, 高橋良治の両氏に感謝いたします。また, この研究を行なう際に種々ご指導, ご助言をいただいた九州工業

大学中川元教授, 遠藤達雄助教授に厚くお礼申し上げます。

(昭和42年11月25日 第4回X線材料強度に関する討論会にて講演)

参 考 文 献

- 1) 平 修二, X線材料強度に関する討論会(疲労とX線)前刷集, p.1 (1966).
- 2) 平 修二, 本田和男, 林 建吉, 材料試験, **11**, 707 (1962); 平 修二, 本田和男, 材料試験, **11**, 699 (1962); 平 修二, 本田和男, 林 建吉, 日本機械学会講演前刷集, No. 84, 137 (1962); 平 修二, 林 建吉, 材料, **12**, 123, 894 (1963) etc.
- 3) 本山盛太郎, 榎並豊一郎ほか, 材料, **15**, 874 (1966).