

氏 名	林 建 吉 はやし けん きち
学 位 の 種 類	工 学 博 士
学 位 記 番 号	工 博 第 135 号
学位授与の日付	昭 和 43 年 3 月 23 日
学位授与の要件	学 位 規 則 第 5 条 第 1 項 該 当
研究科・専攻	工 学 研 究 科 機 械 工 学 専 攻
学 位 論 文 題 目	MICRO-STRUCTURAL STUDY ON FATIGUE OF METALS BY X-RAYS

(X線による金属疲労に関する微視組織学的研究)

論文調査委員	(主 査) 教 授 平 修 二 教 授 遠 藤 吉 郎 教 授 河 本 実
--------	--

論 文 内 容 の 要 旨

本論文は主としてX線回折を用いて工業用金属材料の疲労に伴う微視的結晶組織の変化を非破壊的に観察、解析することによって、金属疲労破壊の微視的機構など疲労に関する基本的問題を研究した成果を纏めたもので緒論、7章および結論よりなっている。

緒論においては従来の金属疲労に関する研究のすう勢を概観し問題点を指摘することにより本研究の背景ならびに目的について述べている。

第1章は予備的研究として、0.16%C炭素鋼焼鈍材切欠試験片の疲労過程における結晶組織の変化を光学顕微鏡およびX線回折により非破壊的に観察した結果を述べている。側面に切欠をもち、板面に並行なモーメントをうける板曲げ疲労試験機にX線回折装置を組合せた設備を開発し、これを用いて各種形状切欠試験片の疲労過程における切欠底部のX線回折線半価幅、残留応力の変化を測定し、顕微鏡観察の結果とも併せて切欠底近傍における結晶組織の変化を論じている。この観察手段は既に平滑材の疲労の場合に用いられたものであるが、これを切欠材に適用して、この方法で観察される疲労に伴う結晶組織の変化の上では平滑材と切欠材とで基本的な差は認められないことを明らかにし、さらに焼鈍材の疲労過程初期に発生する圧縮残留応力は、切欠底の最大応力を同じにとった場合、切欠の形状係数が大きい程大きく現われ、この応力は両振り応力に付加される平均応力として作用することを実測により確かめ、切欠材の亀裂発生までの寿命が形状係数の大きい程長いことと関連のあることを明らかにしている。

第2章では前章と同じ試料について、疲労過程の諸段階で試料表面より電解により薄層を次第に除去することにより、切欠底近傍の結晶組織の観察、X線回折線半価幅および残留応力の測定を行ない、これらの疲労進行に伴う変化の試料表面より内部への分布を観察した結果について述べている。切欠底部の疲労損傷層を上記諸量ならびに硬さの変化の認められる範囲として見るとき、この層の厚さは切欠形状係数および負荷応力の大きさに関係なく殆んど一定で約30 μ 程度であることを明らかにしている。

第3章では細束X線回折の技術および解析、ならびにこれの bulk 材の強度研究への適用について述べ

ている。前2章で用いた通常のX線回折技術によると、X線照射領域（約 2 mm^2 ）に含まれる多くの結晶（約 30μ ）の組織変化の平均的な量が得られるのであるが、疲労に伴う組織変化は結晶ごとに異なり、また結晶粒内においても一様でないことから、疲労機構の究明には多結晶体中の各結晶の挙動をより高い分解能をもって非破壊的に把握しうる実験手段が必要であるとして、細束X線回折技術の bulk 材への適用を図っている。細束X線回折技術に関する基本的問題として分解能、発散角およびX線浸入深さ等について理論的に考察を加え、本研究に適当な実験条件としてX線源焦点径約 200μ 、pin hole 径 50μ 、その間の距離約 90 mm の系によって $\text{CoK}\alpha_1$ 又は $\text{CrK}\alpha_1$ 線を照射して、照射域は約 150μ で分解能は約 0.7μ とした。このX線束を光学顕微鏡の視野において希望する位置に正確にまた容易に設定しうるよう工夫を加え、また P. B. Hirsch らによって開発された細束X線回折法によって検知しうる微視的組織の変化に関する諸量の範囲の拡大が図られている。細束X線束を疲労過程にある低炭素鋼焼鈍材に照射するとき回折像は小数個の斑点としてフィルム上に現われ、この斑点の分裂および形状の変化から其の斑点の回折に参与した結晶における疲労に伴う副結晶 (Subgrain) の生成を知ることができ、分裂斑点の数より生成した副結晶の数および大きさ、斑点の形状変化より結晶粒内の全方位差、副結晶内の方位差、結晶粒内あるいは副結晶内の微視的格子歪 (micro lattice strain) および副結晶相互間の方位差等微視的組織変化の諸量が得られるとして、これらの測定および解析の方法を示している。さらに副結晶の大きさと副結晶内の方位差または副結晶間の方位差から副結晶内部の過剰転位の密度、さらに副結晶境界にある過剰転位の密度を見積ることができるとして、其の方法を示している。この方法が疲労の場合のように極めて微小な微視的組織の変化の検出に有効であることを強調している。

第4章においては、上記の細束X線回折法を炭素鋼焼鈍材の疲労において亀裂発生までの過程における微視的組織変化の非破壊的検出に適用し、疲労過程を結晶塑性に関する上記諸量の疲労に伴う変化として観察した結果を記述している。すなわち、結晶粒内の全方位差及び微視的格子歪は疲労の初期に急増しその後は漸増する。其の間副結晶が結晶内に形成されるが（著者はこのことを副結晶構造, substructure, の生成と言う）、その形成は疲労寿命の中期以降に顕著になる。副結晶構造の生成は疲労亀裂が生ずる結晶において顕著でこれに参与しない結晶では極めて僅かであって、また疲労限の85%の大きさの繰返応力の場合にはどの結晶にも副結晶構造の生成は認められないことより、副結晶構造の生成発達が疲労破壊の機構と密接に関係するものであるとしている。なお微視的格子歪は疲労の過程に増加するが、応力繰返数の増加に伴うこの増加の様子は焼鈍材の疲労における回折線半価幅の増加の場合と全く同じ傾向を示し、この間に形成される副結晶の大きさは測定によると 10μ が最小であって回折線幅に影響することはないことより、疲労に伴う半価幅の変化は微視的格子歪の増加に因るものであるとしている。

以上の結果に基づき焼鈍材の場合の疲労機構につき考察を加え、これについての著者の見解を明らかにしている。

第5章においては冷間圧延した低炭素鋼の疲労過程について述べている。5%ないし50%冷間圧延された鋼板の結晶の細束X線回折像はコントラストの少ない円弧であるが、これに疲労限以上の応力を繰返し加えると回折像は次第に明瞭な小さい斑点の集合となり、また疲労の進行と共にその斑点の数は次第に増加する。この観測より圧延材の疲労に伴う結晶内の副結晶の大きさの減少、圧延により生じた副結晶内

の微視的格子歪および副結晶内の方位差の疲労に伴う減少が導かれ、焼鈍材の疲労の場合と異った副結晶構造の生成機構を指摘している。また疲労限以下の応力の繰返しによっては副結晶構造の生成は認められないことより、加工材の場合においても副結晶構造の生成発達が疲労破壊と密接に関連するものとして、副結晶内部と副結晶境界における過剰転位密度の測定値および顕微鏡観察の結果に基づいて、加工材における疲労破壊の機構を論じている。

第6章では低炭素鋼焼鈍材と圧延材を用いて、 -185°C より室温までの範囲の引張試験と衝撃試験、 500°C で244 hrs. 破断のクリープ試験を実施し、破断部近傍の微視的結晶組織を細束X線回折法を用いて調べ、疲労破断とこれらの破断様式の差異を論じている。疲労破壊の場合には上記の他の様式の破壊の場合に比し最も少ない結晶変形で以て破壊がおこることを、副結晶内および副結晶境界における過剰転位密度の測定結果より推論し、疲労破壊機構の特徴を明らかにしている。

第7章は疲労亀裂伝播過程の細束X線回折法による研究結果を述べている。低炭素鋼焼鈍材の4種の切欠形状の試験片を用い、繰返し応力の大きさを選んで亀裂伝播の速度を調節し、亀裂先端近傍の結晶の微視的組織の変化を細束X線回折法によって観察した。その結果、亀裂先端部には明瞭な副結晶構造が形成され、測定された亀裂先端部の過剰転位密度は亀裂伝播速度と両対数線図において直線関係にあることを明らかにするとともに、亀裂の伝播機構においても副結晶構造の生成発達が重要であることを指摘している。また亀裂発生までに形成される副結晶構造と亀裂発生時その先端部に生ずる副結晶構造とは内蔵する微視的格子歪の大きさにおいて大きな差があることを明らかにし、このことを考慮して亀裂発生と亀裂伝播の機構の関連について考察し、さらに停留亀裂の条件を微視的組織の立場より論じ、亀裂先端における微視的組織を観察することにより逆に亀裂伝播の速度を推定しうる可能性に触れている。

結論において以上の研究結果の取り纏めを行なっている。

論文審査の結果の要旨

金属疲労に関しては従来数多くの研究があり、その流れを大別すると、工業用金属材料について応力状態など外的条件と疲労破壊の様相および寿命との関係を究明する巨視的視野に立つものと、理想化された純粋な金属の疲労現象を原子論的または微視連続力学の立場より解明しようとする微視的視野に立つものとに大別される。この両者は相補って複雑な疲労破壊機構の解明に役立つものとされているが、巨視的視野と微視的視野の研究は其の背景ならびに興味の焦点が必ずしも一致せず、其の間には大きな間隙があると考えられる。本論文はこのような現状のもとに、工業用材料の巨視的疲労破壊を対象とし、疲労過程にある構造材料自体の結晶構造の疲労に伴う変化を非破壊的にまた鋭敏に検出しうる手段として細束X線回折法を導入し、微視的結晶組織に関係する諸量の変化で以て疲労過程を観察し、疲労機構解明に新しい視野を見出さんとするものである。

著者はまず低炭素鋼焼鈍材を用い切欠底部表面近傍の疲労に伴う結晶組織の変化を光学顕微鏡、X線回折により調べた予備的研究結果を述べている。焼鈍材の場合X線回折線半価幅は疲労の進行と共に増加し、X線応力測定法によって両振応力の場合でも表面近傍に圧縮残留応力が発生し、これが疲労の過程で変化することが見られるが、これらは顕微鏡により観察される塑性領域の生成発達と対応する。疲労に伴

なう回折線半価幅、残留応力の変化の様子は既に明らかにされている平滑材の場合と基本的には差異はないことを明らかにしている。切欠底部近傍の疲労損傷層を回折線半価幅、残留応力および硬さの変化の認められる範囲として見るとき、この厚さは切欠形状および負荷応力の大きさに関係なく殆んど一定で約 30μ 程度であることを見出し、このように疲労現象が表面近傍の薄層に顕著に現われることの原因は、切欠による急勾配の応力分布に因るよりもすべり変形の自由度に関係する表面効果に因るとの著者の見解を述べている。

以上の研究に用いられた通常のX線回折法によると、X線照射領域(約 2 mm^2)に含まれる多くの結晶(約 30μ)の組織変化の平均値が得られるのであるが、疲労に伴う組織変化は結晶毎に異なり、また結晶粒内においても一様でないことから、本研究の目的には多結晶体中の任意の結晶の挙動を非破壊的により高い分解能をもって把握しうる実験手段が必要であるとして、細束X線法の bulk 材への適用を図っている。細束X線回折法に関する基本的問題として分解能、発散角ならびにX線侵入深さ等について理論的考察を行ない、本研究の目的に適した実験条件($\text{CoK}\alpha_1$ 又は $\text{CrK}\alpha_1$ 線で照射域約 150μ 径、分解能約 0.7μ)を定め、細束X線束を光学顕微鏡の視野の中で指定する位置に正確にまた容易に設定しうるよう工夫を加えている。また細束X線回折像の解析に著者の考察を加えてこれより検知しうる微視的組織変化に関する諸量の範囲を拡大している。焼鈍状態では数個の斑点で現われる照射域に含まれる各結晶の回折像は、疲労の進行と共にそれぞれ小斑点に分裂して次第に其の数を増し、また各斑点の形状も次第に変化する。これら斑点の数、配列ならびに形状の観察より結晶が分裂して生ずる副結晶(Subgrain)の数と大いさ、それら相互の方位差や副結晶内の微視的格子歪等の微視的組織変化に関する諸量が求まり、さらにこれらの値より副結晶内部および副結晶境界における過剰転位の密度が求まるとして、これらの測定および解析の方法を示し、この方法が疲労のように極めて僅かな微視的組織変化を検出するのに有効であることを示している。

この細束X線回折法を低炭素鋼焼鈍材の疲労において亀裂発生までの過程における微視的組織変化の検出に適用し、疲労過程を上記の結晶塑性に関する諸量の変化として示している。副結晶は疲労寿命の中期以降に次第に明瞭になり(著者はこれを副結晶構造, substructure, の生成発達と言う)、結晶粒の中でも亀裂に進展する結晶において特にこれが顕著であり、疲労限以下の応力をうける場合にはどの結晶にもこれが認められないことから、副結晶構造の生成発達が疲労破壊の機構と密接に関係するとしてその機構を論じている。またこの研究より前記疲労に伴う半価幅変化は副結晶内の微視的格子歪の変化に因るものであることを実証している。

冷間圧延した低炭素鋼の疲労の場合には焼鈍材の場合と異なり、初期状態の細束X線回折像はコントラストの少ない円弧であるが、応力の繰返しと共に次第に副結晶構造の生成が明瞭になり、疲労の進行と共に副結晶は次第に小さくなり、微視的組織に関する諸量の変化の過程より圧延材の場合には焼鈍材の場合とは異なった副結晶構造生成機構の存在することを指摘している。この場合も疲労限以下の応力では副結晶構造の生成は認められず、副結晶構造の生成発達がこの場合も疲労破壊の機構と関係するものとしてその機構を論じている。

なお、同じ低炭素鋼焼鈍材および圧延材で低温および室温での引張りおよび衝撃試験、また高温でのク

リープ試験を行ない，細束X線回折法を用いて破断部近傍の微視的組織変化の諸量を求め疲労の場合と対比して，疲労の場合には他の場合に比し最も少ない結晶変形で破壊がおこることを示し，疲労破壊の特徴を示している。

疲労亀裂の伝播は亀裂の発生と同じく疲労問題で重要であるが著者はこの場合にも細束X線回折法を適用し，亀裂先端には明瞭な副結晶構造が形成され，亀裂先端部における副結晶の過剰転位密度は亀裂伝播速度と両対数線図上で直線関係にあることを明らかにすると共に，亀裂発生時に形成される副結晶構造と亀裂伝播時その先端に生ずる副結晶構造とでは副結晶に内蔵する微視的格子歪の大きさにおいて顕著な差があることを明らかにし，このことから亀裂発生とその伝播の機構の関連について考察を行ない，さらに停留亀裂の条件について論じている。

以上を要するに本論文は疲労過程にある工業材料自体に細束X線回折法を適用して，これを構成する結晶の塑性に関する微視的諸量の変化として疲労過程を観察する新しい方法を導入し，金属疲労破壊機構の究明に新しい視野を開くものであって，学術上，工業上寄与するところ多く，よって本論文は工学博士の学位論文として価値あるものと認める。