

学術博士学位論文

Doctoral Thesis of Philosophy

金属疲労強度におよぼす結晶組織と硬さの影響

Effects of Microstructure and Hardness on Fatigue Limit

2015 年 3 月

March 2015

山崎 眞也

Shinya Yamazaki

琉球大学

大学院理工学研究科

生産エネルギー工学専攻

Material, Structural and Energy Engineering

Doctoral Course

Graduate School of Engineering and Science

University of the Ryukyus

学術博士学位論文

Doctoral Thesis of Philosophy

金属疲労強度におよぼす結晶組織と硬さの影響

Effects of Microstructure and Hardness on Fatigue Limit

2015 年 3 月

March 2015

山崎 眞也

Shinya Yamazaki

琉球大学

大学院理工学研究科

生産エネルギー工学専攻

Material, Structural and Energy Engineering

Doctoral Course

Graduate School of Engineering and Science

University of the Ryukyus

指導教員： 教授 真壁朝敏

Supervisor: Prof. Choubin Makabe

本論文は博士(学術)の学位論文として適切であると認める。

論文審査会

真壁 朝敏



(主 査) 真壁 朝敏

宮崎 達二郎



(副 査) 宮崎 達二郎

下里 哲弘



(副 査) 下里 哲弘

概 要 (論 文 要 旨)

論文題目： 金属疲労強度におよぼす結晶組織と硬さの影響

工具鋼 S K 8 5 における『疲労限度や初期き裂とその成長』を『熱処理方法や結晶粒径』と関連させて検討を行った。S K 8 5 を『600℃で焼なましたもの』、『900℃で焼なましたもの』、『600℃で焼ならしたもの』、および『900℃で焼ならしたもの』について、引張圧縮による疲労強度実験などを行った結果、以下のような結論を得た。

900℃で焼ならしたもののだけが疲労限度は300[MPa] であり、他の熱処理条件の場合の疲労限度はほぼ同じく220[MPa] であった。900℃で熱処理したものは、疲労限度と硬さの関係が、従来から提案されてきた経験則である $\sigma_w \approx 0.4\sigma_B$ (ここで、 σ_w : 疲労限度, σ_B : 引張り強度) とは異なる傾向があった。これは結晶粒径の大きさに起因していると思われる。さらに、900℃で熱処理したものは、引張り強度と疲労限度の関係が、これまで提案されてきた経験則とは異なった。引張り強度と硬さの関係については、従来から知られている関係式には平均硬さ HV_{ave} のほうが適するものとなり、疲労限度と硬さの関係については、従来から知られている関係式には最小硬さ HV_{min} のほうが適するものとなった。

き裂進展曲線の初期き裂で算出された初期き裂発生寸法 l_0 を用いて、 $area = (\pi l_0^2) / 8$ と近似すれば村上・遠藤の提案式によって、疲労限度 σ_w と組織特性の関係が説明できると思われる。なお、この初期き裂発生寸法は、電子顕微鏡を用いての破面観察に推定できるき裂発生領域の表面上の長さに、ほぼ等しかった。

き裂成長の妨げになると思われるものは、パーライト結晶粒間の距離、セメンタイトとフェライト結晶粒間の関係、結晶粒径の平均値等が考えられる。なお、900℃で焼ならしをしたものだけが、以上の数値が他の熱処理をしたものとは異なっていた。また、結晶群の大きさよりも、結晶粒の大きさや充満度(稠密度)のほうが、影響度は大きい傾向があった。

疲労限度に近い実験応力値における測定では、一般に提案されているB領域(第Ⅱ_b領域)におけるき裂進展において、き裂成長の速さが変化するところがあり、近似直線が、2本の線分からなる折れ線となった。

従来は「パリス則は、 $\sigma_a \leq 0.5\sigma_y$ (σ_a : 実験応力, σ_y : 降伏応力)の場合」とされているが、本研究結果からは、それ以外の場合でも、微小き裂伝ば則の有効性だけでなくパリス則の有効性も確認された。

氏 名 山崎 真也

Abstract

Title: **Effects of Microstructure and Hardness on Fatigue Limit**

The results in present paper of the push-pull fatigue tests of JIS SK85 annealed at 600 °C, annealed at 900 °C, normalized at 600 °C, and normalized at 900 °C are summarized as follows.

The fatigue limit of the specimens normalized at 900 °C is 300 MPa, and that of the specimens subjected to the other three heat treatments is 220 MPa. The relationship between the fatigue limit (σ_w) and the tensile strength (σ_B) of the material treated at 900 °C is different from the empirical formula " $\sigma_w \cong 0.4\sigma_B$." The difference is related to the grain size. The average Vickers hardness HV_{ave} fits to the equation of the relationship between the tensile strength and the Vickers hardness of the material treated at 900 °C. On the contrary, the minimum Vickers hardness HV_{min} fits to the equation of the relationship between the fatigue limit and the Vickers hardness of the same material.

Each fatigue limit σ_w can be applied to the formula proposed by Murakami and Endo by assuming " $area = (\pi l_0^2)/8$ ". In this case, l_0 is each initial length of the fatigue crack that is regarded as the defect size. In addition, l_0 is almost the same as that of the initial crack observed on the crack surface.

The crack initiation size and growth behavior are related to the distance, the distribution, and the size of grains, as well as other significant conditions. Their corresponding values for the material normalized at 900 °C are different from those for the material subjected to the three other heat treatments. They are influenced by the grain sizes and density more than by the grain group size.

The fitted line is broken into two for the case that the fatigue stress is nearly equal to the fatigue limit for stage B crack growth (stage Π_b crack growth).

The Paris rule is said to be effective only when $\sigma_a \leq 0.5\sigma_y$ (where σ_a : stress amplitude in the experiment and σ_y : yield stress). However, both the small crack growth law and the Paris rule are effective even when $\sigma_a > 0.5\sigma_y$ from the experiment.

Name Shinya YAMAZAKI

研究関連論文業績

【論文】

1.

山崎真也、真壁朝敏、眞喜志隆、中根直樹、「工具鋼 SK85の熱処理による疲労限度の変化」、材料試験技術協会、Vol. 58, No. 1, p. 43-48, (2013)

2.

Chobin Makabe, Shinya Yamazaki, Tatsujiro Miyazaki, Masaki Fujikawa, “Fatigue life and crack growth behavior in annealed and normalized 0.83% carbon steel.”, Surface Review and Letters, World Scientific Publishing Company, Vol. 21, No. 6, 1550001, (2015)

【その他】

1. (国際会議)

Chobin Makabe, Tatsujiro Miyazaki, Naoki Nakane, Shinya Yamazaki, Takashi Makishi, Anggit Murdani, “Effect of Crack Initiation Size on Fatigue Strength in 0.85% Carbon Steel.”, Materials Science Forum, Vol. 750, p. 112-115, (2013)

謝辞

本研究をすすめるにあたり、指導教員である真壁朝敏教授に終始親切丁寧なご指導をいただきましたことを、心より深く感謝申し上げます。また、研究ならびに本論文の作成にあたり、ご指導して下さいました、宮崎達二郎准教授、下里哲弘准教授、藤川正毅助教授および機械システム工学科の諸先生方に深く感謝申し上げます。特に、学部・修士を通じて、機械工学関連学科・専攻の学歴が2年しかなかった私には、いただいた多くのご意見は、貴重なものでした。

また、試験片を製作する上で多大なご協力を頂いた技術専門職員の皆様、試験結果の顕微鏡観察などにおいて多大なご協力を頂いた沖縄県高等専門学校の眞喜志隆氏に、心より感謝申し上げます。特に、試験片作成においては、名嘉海人氏に大変お世話になり、感謝申し上げます。さらには、試験片研磨の手作業や実験を手伝って頂いた中根直樹氏、伊藤健介氏をはじめとする材料力学研究室の卒業研究4年次生、修士院生、留学生の皆様にも、感謝申し上げます。

また、本論文の提出にあたり、お世話になった多くの方々に深く感謝申し上げます。

目次

第 1 章 序論	3
1.1 金属疲労に関する序論	3
1.2 疲労き裂に関する序論	4
1.3 本論文の構成	4
参考文献	7
第 2 章 工具鋼 SK85 の熱処理によって異なる疲労特性	8
2.1 緒言	8
2.2 研究背景	8
2.3 使用材料と試験片形状	9
2.4 実験方法	10
2.5 実験結果および考察	10
2.5.1 疲労限度と引張り強さや硬さとの関係	
2.5.2 き裂進展挙動	
2.5.3 \sqrt{area} を用いた疲労限度の評価	
2.6 結論	15
参考文献	24
第 3 章 工具鋼 SK85 の結晶組織と疲労き裂挙動の関係	25
3.1 緒言	25
3.2 研究背景	25
3.3 試験材料の微細構造	25
3.3.1 結晶粒に関する検討方法	
3.3.2 結晶粒に関する検討結果	
3.4 使用試験片と実験方法	28
3.5 実験結果および考察	29
3.5.1 実験結果とその検討	
3.5.2 微小き裂伝ばの評価	
3.6 結論	32
参考文献	46

第 4 章 工具鋼 SK85 のき裂進展	47
4.1 緒言	47
4.2 研究背景	49
4.3 き裂挙動の解析と考察	49
4.3.1 パリス則による『き裂挙動』の検討	
4.3.2 微小き裂伝ぱ則とパリス則に無次元化を適用しての『き裂挙動』の検討	
4.4 結論	53
参考文献	59
第 5 章 工具鋼 SK85 の疲労き裂に関するまとめ	60
参考文献 (再掲)	63

第1章 序論

1.1 金属疲労に関する序論

機械構造物の破壊には、

- (a) 設計ミス
- (b) 摩耗（力学的要因）、腐食やさび（化学的要因）等による経年劣化
- (c) 予期せぬ耐力以上の衝撃
- (d) 金属疲労（繰返し荷重や交番荷重等）による経年劣化

等、様々な原因があるが、現実的には、その多くは(d)に記した金属疲労が原因であるとされている¹⁾。

本研究は、上記中の「繰返し荷重(repeated load)による金属疲労」を主題としたものである。

Fig. 1-1 は、疲労き裂の発生の概略図を示したものである。塑性変形が生じる場合、静荷重(static load)では、Fig. 1-1 (a) のようにすべり面に沿っての変形が起こるのが通常なのではあるが、応力が繰り返されると、Fig. 1-1 (b) のようにすべりに微視的な凹凸が生じてくる。このへこみの部分で生じる応力集中が、疲労き裂を発生させていると考えられている²⁾。

材料力学(mechanics of materials)は古くて新しい学問分野と言える。狭義の材料力学である古典力学的な内容については、すでにほぼ終わった学問分野に属する。しかしながら、広義の材料力学のひとつである『材料強度学(strength of material)』は、未解明なものが数多く存在する。材料強度学では、ミクロ的な考察が必要であり、この点で、材料強度学は、材料力学とは別の学問であると主張する学者もいる。また、『破壊力学(fracture mechanics)』という学問分野がある。これは材料強度学とほぼ同等な内容のものと言えるが、主に、力学的側面から探求している点を強調して使用される学問分野用語である。21世紀になってからの研究の傾向としては、微視的な組織破壊のモデル化と、それらを巨視的な破壊挙動に結びつけるようなモデル化等があげられる。そしてこの材料強度学において研究上重要な用語としてあげられるのが金属疲労であり、最大の研究対象となるのは、き裂挙動である。

き裂の発生と成長を探求することは、工学上では設計強度の観点から疲労破壊を防ぐのに役立つものの、材料特性や破壊形態（負荷形式、金属組織、腐食環境等）の違いにより、仮説を検証するためには様々な実験が必要とされる。そのため、解明が不十分なものや検討の余地が残されているものが少なくない³⁾。

金属疲労の問題に対する探求方法としては、次に示す3つの手法が行われている。

- (a) 物性論的手法
- (b) 材料科学的手法
- (c) 破壊力学的手法

本論文はき裂の発生・成長に焦点をあてていることから、位置づけとしては上記(c)にやや近いものとは言えるが、結晶組織の観点から考察し、熱処理による影響を考慮しているため、上記3手法すべてに配慮しているものとも言える。

また、比較的大きい応力を与えて少ない繰返し数（ $\sim 10^5$ サイクル程度）で壊れる疲労現象を低サイクル疲労（low-cycle fatigue）、比較的小さい応力を与えて多くの繰返し数（ $10^5 \sim$ サイクル程度）で壊れる疲労現象を高サイクル疲労（high-cycle fatigue）と呼ぶ。高サイクル疲労については、通常は 10^7 サイクルまでの疲労を調べればよいことになっている。本論文で行った実験においては、低サイクル疲労と高サイクル疲労の両方の範囲にまたがっているが、主に高サイクル疲労について検討している。

なお、最近では 10^9 サイクル程度までの疲労を調べる研究も必要とされており、それらについてはギガサイクル疲労（giga-cycle fatigue）と呼ばれているが、本論文では、ギガサイクル疲労に関する実験については行っていない。

1.2 疲労き裂に関する序論

疲労き裂進展を概略図示したものが Fig. 1-2 であり、これは、Fig. 1-1 (b) にて発生した初期疲労き裂のその後の成長の過程を示したものである⁴⁾。

Fig. 1-1 (b) にて発生した初期き裂は、すべり帯表面近傍にて応力集中を伴い、活性的な転位源となり、その後のき裂成長を助長することになる。さらに十分にき裂が長くなれば、結晶方位とはほぼ無関係に引張応力に垂直な方向に、き裂が成長していく。

初期き裂発生時においては、き裂は『すべり面き裂』であり、最終破壊の状態では、（セラミックス等のようなぜい性材料を除いては）粒界割れ等により『延性破壊 (ductile fracture)： 塑性変形した後に破壊』を起こす。

材料中に存在するき裂に関して、き裂先端近傍の変形には、Fig. 1-3 に示す3つの形態が考えられる⁵⁾。

モードⅠ型は、き裂の上面と下面が開き、外力の方向に対して垂直方向にき裂が成長していくものであり、

モードⅡ型は、き裂の面内でせん断され、外力の方向に対して、平行にき裂が成長していくものであり、

モードⅢ型は、き裂の面外でせん断され、外力の方向に対して垂直方向にき裂が成長していくものである。

Fig. 1-2 に示す第Ⅰ領域内のき裂挙動に関しては、Fig. 1-1 (b) に図示されているように、Fig. 1-3 の3つのモードのうちのモードⅡ型が基本となっている。それに対し、第Ⅱ領域以降は、モードⅠ型が主流である。なお、実際の構造物におけるき裂は、モードⅠ型単独の場合が多いとされている。

1.3 本論文の構成

多くの構造用材料でよく使用される炭素鋼は、技術的ニーズへの対応から、この疲労強度等の研究は比較的されてきた。しかし、学術的な研究に利用される材料の傾向としては、低中炭素鋼が主流である。工具鋼やその他の特殊鋼についての疲労特性の研究は、低炭素鋼に比べるとややデータが少ない状況下にある。工作機械の工具として使用されているSK85は、素材は球状組織材料であり、その特性より刃物等に利用される工具鋼である。工具鋼であることから、構造物素材としては用いられること

が少ないので、疲労強度の観点から実験・評価されたことはあまりない。また、SK85は熱処理によって組織がかなり異なるうえに、それにもよって特性の変化が、き裂成長や疲労寿命にも影響を与えている。そのため、本論文は、結晶粒に特徴があり、まだ疲労強度に不明な部分が残されているSK85を用いて、実験的な検討をしている。

本論文の構成は、以下のとおりである。

- 第1章： 本章であり、緒論を記載した内容
- 第2章： SK85の熱処理によって異なる疲労特性について検討した内容
- 第3章： SK85の結晶組織と疲労き裂挙動の関係について検討した内容
- 第4章： SK85における微小き裂伝ぱに関しての、き裂進展を考察した内容
- 第5章： 第2章、第3章、第4章の各結論を整理しなおし、まとめた内容

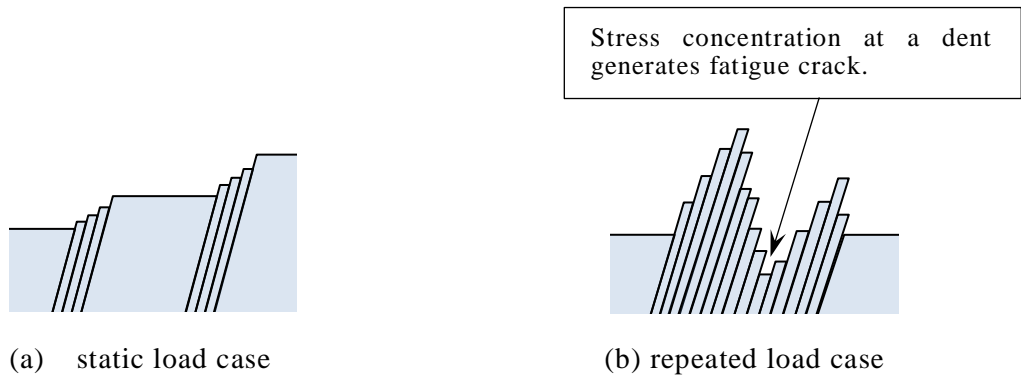


Fig. 1-1 Illustration of plastic deformation of material surface

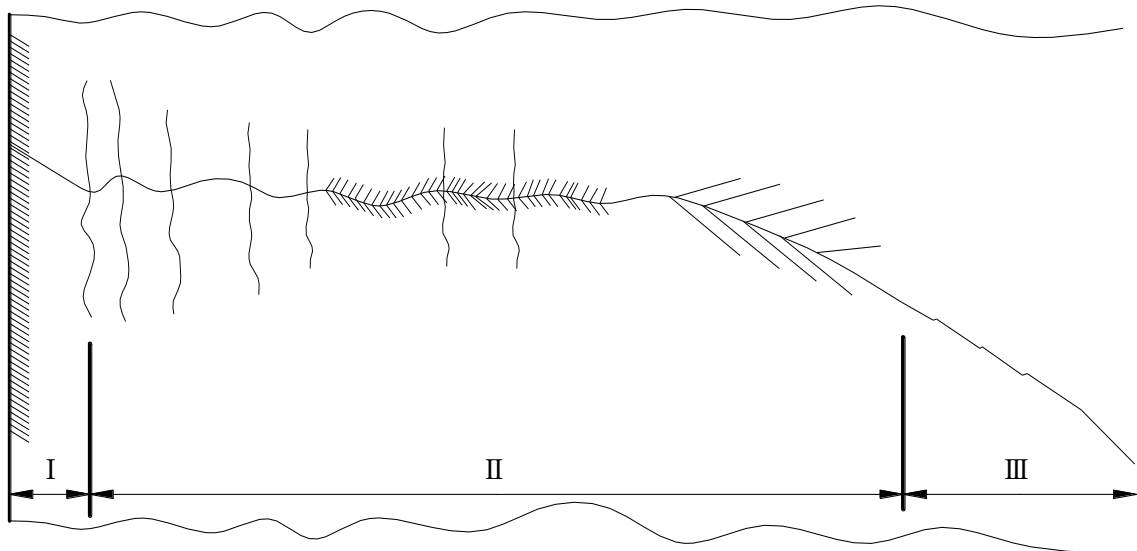


Fig. 1-2 Illustration of process concerning crack behaviour

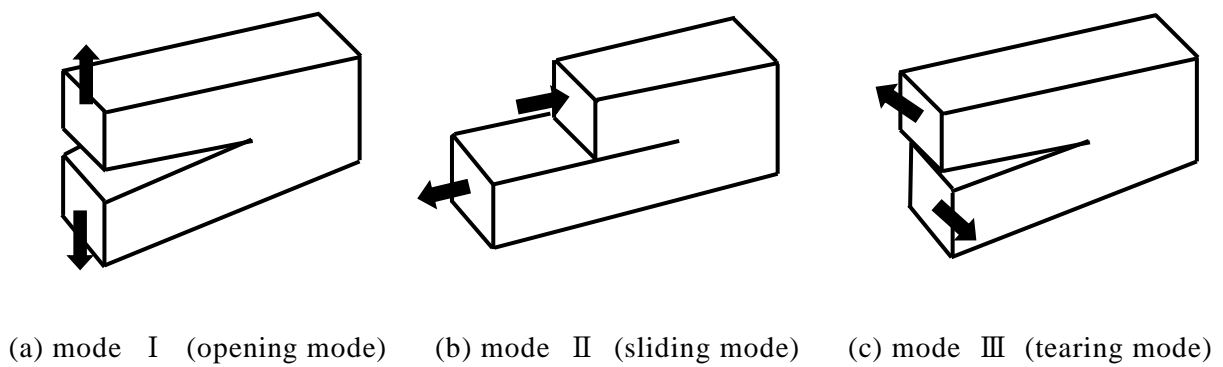


Fig. 1-3 Three types of mode concerning crack

参考文献

- 1) 中村宏、堀川武、“金属疲労の基礎と疲労強度設計への応用”(コロナ社), p. 1, (2008)
- 2) 大路清嗣、中井善一、“機械系大学講義シリーズ⑤ 材料強度”(コロナ社), p. 92, (2010)
- 3) 西谷弘信、“疲労強度学”(オーム社), 第1章 第1.3節, p. 11, (1984)
- 4) 中沢一、本間寛臣、“金属の疲労強度”(養賢堂), 第4章 図4.1, p. 78, (1987)
- 5) 萩原芳彦、鈴木秀人、“よくわかる破壊力学”(オーム社), p. 33, (2006)

第2章 工具鋼SK85の熱処理によって異なる疲労特性

2.1 緒言

金属疲労は、静的な引張強度よりも低い応力の繰り返しによって発生する。そして、通常は材料表面の結晶粒オーダーの領域を起点として発生したき裂の進展によって、疲労破壊が起こる⁶⁾。しかしながら、パーライト鋼を焼入れした材料では、き裂の発生寸法が結晶粒オーダー程度ではない⁷⁾ことが、報告されている。き裂の発生とその進展の挙動は、疲労限度(fatigue limit)との関係が深く、設計工学上の疲労対策の観点からも、き裂挙動(crack growth behavior)を解明することは重要なことである。

本研究で使用した工具鋼SK85は、入手時の素材の状態では球状化組織を含むものの、熱処理により、組織が層状に変化する。そのため、本研究では、熱処理の異なるSK85を用いて、き裂発生寸法、結晶組織、材料の硬さ、疲労限度等の相互関係を検討した。次章では平板型試験片の実験結果も含めているが、本章では、砂時計型丸棒試験片のみの実験結果をもとに、熱処理による疲労限度の変化を、各種特性との関係より検討している。特に、熱処理の差異による「『初期き裂発生寸法』と『硬さ』と『疲労限度』の相互関係」に着目することにした。

試験片の熱処理方法としては、数種類ある鉄鋼の熱処理方法⁸⁾のうち、焼ならしと焼なましを採択した。焼ならしや焼なましには幾らかの方法がある⁹⁾が、本実験では後述の第2.3節に記した方法で行っている。

本研究では、熱処理によって結晶組織が変化し、特徴的な形状変化が生じるSK85を用いて、結晶組織の形態、疲労限度、き裂進展の相互関係を調べることを目的としている。また、き裂発生寸法を潜在欠陥寸法とみなして疲労現象を評価している。

2.2 研究背景

欠陥寸法と硬さを用いた疲労限度の評価式が、村上と遠藤^{10), 11)}によって提案されている。その手法は合理的なものとして、多くの研究で利用されている。彼らの提案では、表面欠陥の場合には次式(2-1)が成り立ち、疲労限度を欠陥部の面積とビッカース硬さとを用いて表したものである。

$$\sigma_w = \frac{1.43(HV+120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (2-1)$$

ここで、疲労限度 σ_w の単位は MPa, ビッカース硬さ HV の単位は kgf/mm^2 , 欠陥面積 $area$ の単位は μm^2 である (一般的な JIS 規格に基づく表示方法では、硬さは無次元であるが、提案者の意向に従って単位を決めている)。

欠陥部を半円形と仮定すれば、初期き裂寸法 l_0 に対し、欠陥面積 $area$ は、 $\pi l_0^2/8$ として算出できる。そして、この仮定をもとにすれば、式(2-1)を利用して、疲労限度を、き裂寸法と硬さと関連させて数値的に論じることが可能になる。

また、低炭素鋼等の欠陥のない平滑試験材料では、疲労限度 σ_w は、 $HV \leq 400$ の範囲において、次式(2-2)のとおり、一般的には $1.6HV$ で近似できる¹²⁾ことが知られている。

$$\sigma_w = 1.6HV \quad (HV \leq 400) \quad (2-2)$$

この式を利用すれば、き裂発生寸法が未知な場合でも、疲労限度と硬さの関連を論じることができる。

また、無次元表示されるもののビッカース硬さ HV は $[\text{kgf}/\text{mm}^2]$ の次元を持つことから、引張り強度を $[\text{kgf}/\text{mm}^2]$ の単位を使用して表したとき、引張り強度とビッカース硬さの間には

$$\sigma_B = \frac{1}{3} HV \quad (2-3)$$

の関係があるとの経験則がある。実際、日本材料学会から出されている「金属材料疲労強度データ集」の純鉄と機械構造用炭素鋼に関するデータをもとに、境田らが $\sigma_B \div HV$ を算出したところ、0.3338 (約1/3) になった¹³⁾と報告されている。本論文では、 σ_B の単位に MPa を利用しているため、単位換算すると、 $\sigma_B[\text{MPa}] \div HV$ は、約3.27となる。また、この式(2-3)は、

$$HV \div \sigma_B \times (\text{重力加速度}) = 3 \quad (2-3')$$

と書き直すことができる (右辺は、計算上は約2.996になるので、3とした)。

この式を利用すれば、き裂寸法を無視して、引張り強さと硬さの関係を論じることができる。

2.3 使用材料と試験片形状

実験に使用した材料は、工具鋼 (JIS G4401) S K 8 5 である。(旧 JIS 規格では、SK5) その化学成分を Table 2-1 に示す。

Table 2-1 Chemical composition (mass. %)

C	Si	Mn	P	S
0.83	0.33	0.35	0.024	0.001

実験には、焼なまし(anneal)および焼ならし(normalize)による熱処理を行った試験片を用いた。試験片形状は、砂時計型 (つづみ形) (hourglass type) である。熱処理前に、試験片表面をエメリー紙と液状金属研磨剤を用いて鏡面仕上げした。熱処理温度については、焼なましの場合も焼ならしの場合も、600°Cおよび900°Cとした。焼なましは、真空中で設定温度(600°Cまたは900°C)を1時間保持し、試験片を炉冷する方式、焼きならしは、設定温度を1時間保持したあとに、炉から試験を取り出し空冷する方式で行った。焼なましたものについては、熱処理後に金属研磨剤のみで鏡面仕上げし、焼ならしたものは、熱処理後に旋盤で約0.5mmの深さで表面層を削った後に、再度、エメリー紙と液状金属研磨剤を用いて鏡面仕上げした。最終的な試験片の応力最大部の直径の公称寸法は8mmである。

また、疲労試験実験においては、初期き裂の調査のために、初期き裂発生部をある程度限定させる目的で、浅い部分切欠けを設けた。西谷らの研究¹⁴⁾によると、本実験で用いた程度の加工寸法による部分切欠けを設けても、疲労寿命や疲労強度に影響がほとんど生じないとのことである。そのため、本研究でも、浅い部分切欠けのある試

験片を、平滑試験片と同等とみなして、き裂の発生・成長を観察するために用いた。

Fig. 2-1 は、引張り実験に使用した試験片の、形状を示したものである。

Fig. 2-2 は、疲労強度実験に使用した試験片の、形状を示したものである。

なお、試験片に使用した材料は、素材ではパーライト組織が球状化された組織構造となっている。600°Cで熱処理した場合には、焼なましても焼ならしても、素材の球状組織が保たれていた。それに対し、900°Cで熱処理した場合には、焼なましたものは、球状パーライト組織が層状パーライトに変化しており、焼ならしたものは、さらに組織が微細化した層状パーライトに変化していた。これらを図示したものが、Fig. 2-3である。

Fig. 2-3 において、(a), (b), (c)は球状パーライト組織（球状セメンタイト組織）、(d)は層状パーライト組織、(e)はソルバイト組織（微細パーライト組織）となっている。

Table 2-2 に、各熱処理条件で作成した試験片における機械的性質を示す。

Table 2-2 Mechanical properties

(σ_B : ultimate tensile strength, σ_y : yield stress, ϕ : reduction of area)

Heat treatment	σ_B [MPa]	σ_y [MPa]	ϕ [%]
As-received	522	252	59.5
Annealing 600°C	504	244	58.6
Annealing 900°C	762	286	19.9
Normalizing 600°C	515	262	60.6
Normalizing 900°C	908	441	22.5

2.4 実験方法

各試験片を用いて、次のように疲労実験を行った。

電気油圧サーボ式材料試験機を用いて、周波数を10Hz、応力比 R （繰返し応力最小値／繰返し応力最大値）を -1 に設定して、引張・圧縮試験を行った。一部の試験片においては、所定の繰返し数で疲労実験を中断し、レプリカ法によるき裂の観察を行った。採取したレプリカを顕微鏡で観察し、き裂長さを測定した。さらに、破断した試験片の破面を電子顕微鏡を用いて観察することにより、破壊形態を調査した。

また、疲労限度と硬さの関係を知るため、マイクロビッカース硬度試験機を用いて、荷重1.96 [N] で、ビッカース硬さ HV を調べた。

なお、厳密には、疲労試験結果から $S-N$ 線図を描く場合には、『14- $S-N$ 試験法』に準拠した試験を行う必要がある¹⁵⁾。しかし、本実験においては、時間的な制約があり、疲労限度に関する細かな数値を出すのが目的ではないため、多くの試験片での実験を行ってはいない。

2.5 実験結果および考察

2.5.1 疲労限度と引張り強さや硬さとの関係

Table 2-3 に実験で得られた疲労限度 σ_w の値と測定したビッカース硬さの結果を示す。本研究では 10^7 回の繰返しに耐えたものの応力を疲労限度として評価している。

Table 2-3 Data of fatigue limit and Vickers hardness
(σ_w : fatigue limit, HV_{ave} : average hardness, HV_{min} : minimum hardness)

Heat treatment	σ_w [MPa]	HV_{ave}	HV_{min}
As-received	220	180	167
Annealing 600°C	220	169	156
Annealing 900°C	220	217	141
Normalizing 600°C	220	162	141
Normalizing 900°C	300	279	172

Fig. 2-4 に、疲労試験（応力比 $R=-1$ で引張圧縮した場合）の結果から得られた $S-N$ 曲線（破断繰返し応力数 N_f と繰返し応力振幅 σ_a ）を示す。

Fig. 2-4 の結果によれば、熱処理が600°Cのときは、焼なましても焼ならしても、疲労限度は約220 [MPa] となっている。低炭素鋼の経験則では $\sigma_w \cong 0.5\sigma_B$ とされているが、パーライト鋼では疲労限度が一般鋼より低く、 $\sigma_w \cong 0.4\sigma_B$ との報告⁷⁾がある。本実験結果の $\sigma_w = 220$ [MPa] は、 σ_B の0.43~0.44倍であり、 σ_w/σ_B が0.4~0.5の範囲であることから、ほぼ同じ傾向があると言える。しかし、900°Cで焼ならしたもののみ、 σ_w が約300 [MPa] であった。しかも、 $\sigma_w/\sigma_B \cong 0.33$ であり、熱処理が600°Cのときのものとは異なる傾向の結果が得られている。また、900°Cで焼なましたものは、 σ_w が約220 [MPa] であると判定してよいと思われる。したがって、 σ_w の値は600°Cで熱処理した場合と同じであっても、 $\sigma_w/\sigma_B \cong 0.29$ となることから、900°Cで焼なましたものも600°Cで熱処理した場合とは異なる傾向があることになる。このことから、熱処理温度によって、 σ_w/σ_B の特性の傾向が一般的なものと異なっていることがわかる。900°Cで焼なました試験片の実験結果においては、Fig. 2-3 に示したように、試験応力値が230 [MPa] で破断したものもあるが、240 [MPa] でも破断しなかったものもある。そのため、900°Cで焼なました場合の σ_w の値を240 [MPa] 程度として扱うことも可能と思われる。

本研究においては、 $S-N$ 線図全体の傾向から、上述の結果の疲労限度を約220 [MPa] として扱っている。なお、800°Cで焼なました場合も測定しており、 $S-N$ 線図には図示していないが、その結果では疲労限度が約220 [MPa] となったものの、疲労限度を約200 [MPa] として取り扱っている研究例¹⁶⁾もある。本実験結果は14- $S-N$ 試験法に準拠していないことから正確な数値は割り出していないが、600°C熱処理での結果が約220 [MPa]に対し、800°C熱処理の場合が200 [MPa]かつ900°C熱処理の場合が240 [MPa] というのは、高精度に評価した数値ではない。したがって、焼なましの場合においては、600°C熱処理、800°C熱処理、900°C熱処理とも、 $\sigma_w \cong 220$ [MPa] とするのは、得られた範囲で総合的に判断して、妥当なことであるといえる。

焼なました場合においては、600°Cで熱処理しても900°Cで熱処理しても疲労限度にほとんど差がないのに対し、焼ならした場合には、600°Cでの熱処理と900°Cでの熱処理とで、疲労限度にかなりの差異が認められたのは、後で示す結晶組織に関係があり、特徴的である。

Fig. 2-5 は、測定範囲での硬さ HV_{ave} や HV_{min} と、疲労限度 σ_w との関係を、図示したものである。式(2.2)との関連を見るための図示であるので、 $HV \leq 400$ の範囲以外のものまで考慮した図¹⁷⁾ は、示していない。

式(2-2)の HV は、 HV_{ave} と解釈されていることが多いが、Fig. 2-4 の結果を検討した限りにおいては、 HV_{min} のほうが適していることがわかる。特に熱処理が 900°C の場合には、 HV_{ave} は式(2-2)に適さない値となっている。

引張り強度と硬さの関係については、Fig. 2-6 に示すように、 900°C で熱処理した場合においては、 HV_{min} が式(2-3')に示した一般的な傾向には適さない値となっており、 HV_{ave} が一般的な傾向に適する値となっている。なお、Fig. 2-6 においては、引張り強度の単位については MPa を採用したため、元の式(2-3)における kgf/mm^2 の場合とは、グラフ上の比例定数が異なる。

以上の結果から、熱処理が 600°C のときは、引張強度、疲労限度、硬さに関する相互関係は、従来から知られている関係式に近いものが得られるたのに対して、熱処理が 900°C の場合には、測定範囲での硬さ HV_{ave} と HV_{min} とで異なる結果が得られたことになる。そして、引張強度と硬さの関係については、従来から知られている関係式には HV_{ave} のほうが適するものとなり、疲労限度と硬さの関係については、従来から知られている関係式には HV_{min} のほうが適するものになったことになる。

この理由としては、疲労の場合が「硬さの値が小さい特定の部位で初期き裂が発生し、その後、時間をかけてき裂が成長していく」のに対し、引張り破壊の場合には、短時間に大きな応力を作用させることから、試験片最小断面部の全域の硬さが影響することが原因であると考えられる。

財団法人日本規格協会がまとめた炭素鋼 ($\text{S10C} \sim \text{S55C}$ までの10種類) の資料¹⁸⁾によると、焼なましや焼ならしを行った炭素鋼の引張強さ σ_B 、疲労限度 σ_w の熱処理温度による変化範囲は Fig. 2-7 のような傾向でまとめられている (なお、Fig. 2-7 では、炭素含有量については、「例えば、 S10C であれば、 $0.08 \sim 0.13\%$ と幅があるものの代表として 0.10% とする」というように、炭素含有量基準の中央値を代表値とした)。

この熱処理温度の変化を本実験で用いた SK85 の場合と比較してみた。標準的な炭素鋼の熱処理温度は、Fig. 2-7 に示されるように定められているが、本実験では、特に規格に従わず、結晶組織の変化の観点から検討したため、 600°C と 900°C で熱処理した場合について検討している。本実験のデータは少ないが、焼なましした場合において、 600°C と 900°C で熱処理しても疲労限度がほとんど変化していないことは特徴的である。

2.5.2 き裂進展挙動

き裂の発生・成長の過程を疲労強度と関連づけるために、相対繰返し数 (N/N_f) とき裂長さ l の関係を調べた。疲労実験応力の値は、疲労限度より若干高めにした。 600°C で熱処理したものと 900°C で焼なましたものについては、疲労限度が $220 [\text{MPa}]$ なので、実験応力値を $260 [\text{MPa}]$ に設定し、 900°C で焼ならしたものについては疲労限度が $300 [\text{MPa}]$ なので、実験応力値を $350 [\text{MPa}]$ に設定した (両者とも、実験応力は、疲労限度より約17, 18%程度高めの数値となっている)。

Fig. 2-8 (a) に、各熱処理試験片のデータをもとにしたき裂進展曲線を示す。き裂進

展曲線から、き裂発生時のき裂長さ、き裂発生寸法 l_0 も算出することができる。多少のばらつきがあり、焼なましや焼ならしの温度によって、き裂発生寸法 l_0 に差があることがわかる。

なお、き裂の成長の過程において、初期き裂が主き裂となった後に、近くで発生した別の小さいき裂と、主き裂が合体することがある。レプリカ観察にて、き裂長さを測定すると、合体直後は、あたかもき裂成長が突如速まったかのような印象を受ける。Fig. 2-8 (a) は、このようなことを考慮せず、直線近似したものである。き裂合体による進展の変化を考慮し、合体があったと思えるところを不連続にして直線近似したグラフを作成すると、Fig. 2-8 (b) のようになる。Fig. 2-8 (a) の直線近似では、一貫した法則は見受けられないが、Fig. 2-8(b) の直線近似からは、900°Cで焼ならしたものの以外では、き裂合体の起こっているところを除けば、き裂進展速度に関する図中の直線は、ほぼ同じ傾きであることが見受けられる。

Fig. 2-8 (b) に示されているき裂の合体については、き裂進展曲線の解析結果からだけでなく、電子顕微鏡写真からも確認できる。Fig. 2-9 にき裂合体の様子を2例だけ写真で示す。なお、(b)については実験データ編集者が異なるものであるため、(a), (b)の写真の見え方等に差異があるが、初期き裂がある程度成長した後に、近くで発生した別の小さなき裂と合体して、大きな1つのき裂になっている様子を見ることができた。

Fig. 2-9 の写真の例では、研磨状態が必ずしも良好とは言えないものの、まわりに存在している研磨しきれなかった傷との位置関係から、初期き裂における成長の過程が、逆に見やすくなっていることから、あえて、その写真を掲載している。また、(a)のほうが(b)より倍率が大きい写真なので、研磨しきれなかった傷が、多少は荒く大きめに見えるが、き裂成長の観察においては、き裂か傷かの判断の妨げになるものではない。

2.5.3 \sqrt{area} を用いた疲労限度の評価

HV_{ave} と HV_{min} の値を基にして疲労限度 σ_w を評価するために、欠陥寸法（初期き裂寸法 l_0 ）を考慮した式(2-1)と実験結果との関係を検討した。その結果を Fig. 2-10に示す。 σ_w は、第2.5.1節の $S-N$ 曲線から得られた実験結果値を用い、破断した試験片の中でき裂進展試験を行ったものから初期き裂寸法 l_0 を測定(Fig. 2-8 を参照)し、 l_0 から \sqrt{area} を算出した。算出方法については、欠陥部を半円形と仮定し、 $area = \pi l_0^2 / 8$ とした。算出した結果を表したものが Table 2-4 である。

Table 2-4 Each initial crack length l_0 and its value of \sqrt{area}

	l_0 [μm]	\sqrt{area} [μm]
Annealed at 600°C	40	25.1
Annealed at 900°C	31	19.4
Normalized at 600°C	30	18.8
Normalized at 900°C	6	3.8

Fig. 2-10 における実線は式(2-1)の関係を表しており、破線はその10%誤差の範囲を表している。

実験結果と実線や破線の関係から、 HV_{min} の値をもとにしての結果は、式(2-3)と比較

的良好な関係がある。これは、組織最弱部がき裂成長の際の通り道になることに起因していると思われる。 HV_{min} は測定範囲でのビッカース硬さの最小値であるから、測定範囲外を含めての真の最小値は、Table 2-3の HV_{min} の最小値よりもさらにもう少しだけ小さい値であると考えてよい。このように考えれば、 HV_{min} はほぼ式(2-1)を満たす値であると考えられる。

以上のことから、き裂発生寸法を考慮した場合も、熱処理方法・温度にかかわらず、疲労限度と硬さの関係が、比較的良好に評価できることが予想される。

なお、熱処理温度が600°Cの場合には、 HV_{min} の値をもとにしても、 HV_{ave} の値をもとにしても、結果はそれほど変わらないのに対し、熱処理が900°Cの場合には、それらの差が大きいということも特徴的なことである。

Fig. 2-11 は、疲労き裂の発生地点およびその近傍と判断した部分の破面の写真である。き裂進展曲線から判断されるき裂の発生寸法を l_0 で表して、破面から推測される疲労き裂が発生した部分と比較した。き裂発生部が半円形に近い形状をしていると仮定すれば、直径が l_0 に近い半円形の模様が、破面に残されていると考えられる。

以上のようにして、き裂発生領域を推定すると、その部分の表面上の長さは、Fig. 2-7 (a)の初期き裂寸法 l_0 に近い値になった。以上の結果から、疲労限度は組織特性と関係があり、き裂発生寸法と硬さをもとに、村上・遠藤の提案式(2-1)によって説明できるものと考えられる。

なお、破断面の拡大写真を、1例だけ Fig. 2-12に示しておく。Fig. 2-12 はき裂観察に用いた600°Cで焼ならした試験片の上側破断面の写真である。Fig. 2-12の矢印部は、初期き裂発生部分を示したものである。

Table 2-5 は、経験則等との相互関連比較のために、本文中にデータやグラフとして散りばめて記載していたものを、それぞれの式に従って数値計算したものと合わせて、まとめて表にしたものである。

Table 2-5 Results and Calculated values concerned with rules

heat treatment	as received		temperature: 600°C				temperature: 900°C			
			annealed		normalized		annealed		normalized	
hardness	HV_{ave}	HV_{min}	HV_{ave}	HV_{min}	HV_{ave}	HV_{min}	HV_{ave}	HV_{min}	HV_{ave}	HV_{min}
a) σ_w [MPa]	220		220		220		220		300	
b) $\sigma_w \div \sigma_B$ 0.4 (~0.45)	0.42		0.44		0.43		0.29		0.33	
	◎		◎		◎		××		△×	
c) from Eq. (2-1) ※ Note 3 1.43	—	—	1.30	1.37	1.27	1.37	1.07	1.38	0.94	1.29
			◎	◎	○	◎	×	◎	××	◎
d) from Eq. (2-2) $\sigma_w \div HV$ 1.6	1.22	1.32	1.30	1.41	1.36	1.56	1.01	1.56	1.08	1.74
	△×	△	△	○	△	◎	××	◎	××	◎
e) from Eq. (2-3') $HV \div \sigma_B \times g$ 3	3.38	3.14	3.29	3.03	3.08	2.68	2.79	1.81	3.01	1.86
	○	◎	◎	◎	◎	○	◎	××	◎	××

表中にて、

- ◎ は、「誤差10%の範囲以内である」ことを表し、
- は、「誤差10%の範囲を超えているが、15%以内の範囲にある」ことを表し、
- △ は、「誤差が15%の範囲を超えているが、20%以内の範囲にある」ことを表し、
- △_x は、「誤差が20%の範囲を超えているが、25%以内の範囲にある」ことを表し、
- × は、「誤差が25%の範囲を超えているが、30%以内の範囲にある」ことを表し、
- ×× は、「誤差が30%の範囲以外にある」ことを表している。

太線赤枠で囲った部分は、従来経験則にはあてはまらなかった数値を示している。

破線部の枠は、従来経験則にあてはまるかどうか微妙なものを示している。

以下に、この表に関する注意点を列記する。

1. 表中の太字の数値は、各経験則を表す式中の、着目している定数を示す。
2. 低炭素鋼の経験則 $\sigma_w \doteq 0.5\sigma_B$ と、パーライト鋼の経験則 $\sigma_w \doteq 0.4\sigma_B$ とから、b)においては、0.4~0.45を標準として、誤差%の値は、その中央値0.425をもとにして算出した。
3. ※は、 $\frac{(\sqrt{area})^{\frac{1}{6}}}{HV+120} \sigma_w$ を計算したものを示す。また、 $area = \frac{\pi}{8} l_0^2$ とした。
4. e)の g は、重力加速度を表す。

2.6 結論

熱処理等の差異による「『初期き裂発生寸法 l_0 』と『硬さ HV 』と『疲労限度 σ_w 』および『引張強度 σ_B 』の相互関係」に着目して得られた結果は、以下の通りである。

(1) 疲労限度の傾向は、Table 2-5 のようにまとめられた。

(2) Table 2-5 の a) が示すように、900°Cで焼ならしたものが疲労限度が 300 [MPa] と大きく、他はみな同じで、220 [MPa] である。また、表中の「従来経験則にあてはまらなかったことを示す太枠の部分」に着目すると、この表の b) からは、900°Cで熱処理したものは、引張強度と疲労限度の関係が、従来則とは異なるものであることがわかる。硬さが関係している c), d), e) を同様の視点で見れば、疲労限度と硬さの関係は、900°Cで熱処理したものは、従来則とは異なる傾向がある。引張強度と硬さの関係として従来から知られている関係 e) には HV_{ave} のほうが適するものとなり、疲労限度と硬さの関係については、従来から知られている関係 c), d) には HV_{min} のほうが適するものとなった。なお、d) の関係においては、600°Cで熱処理したものについても、同様なことが見受けられる。

(3) 『初期き裂発生寸法 l_0 』を用いて、 $area = (\pi l_0^2)/8$ とすれば村上・遠藤の提案式によって、『疲労限度 σ_w 』と組織特性の関係が説明できると思われる。この l_0 は、き裂進展曲線の初期き裂で算出されたものである。そして、この初期き裂発生寸法は、電子顕微鏡を用いての破面観察に推定できるき裂発生領域の表面上の長さに、ほぼ等しい。

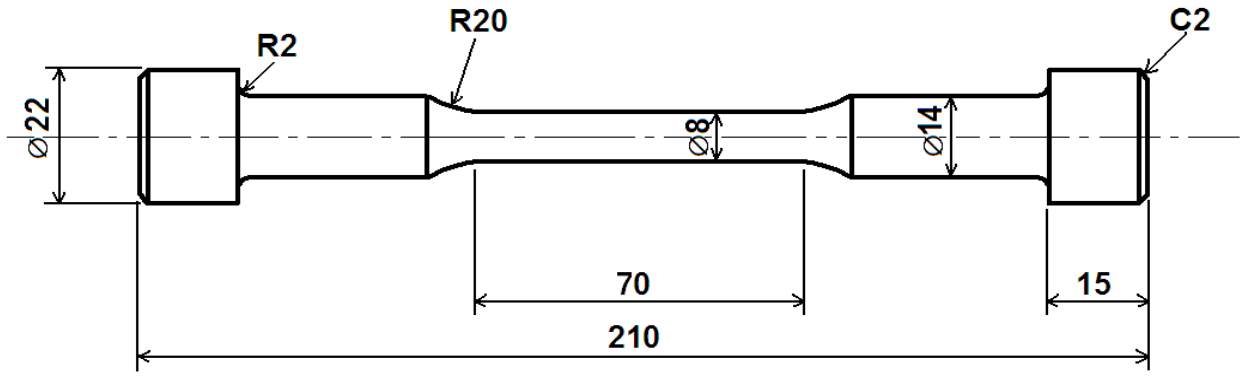


Fig. 2-1 Geometries of specimen for tensile tests (in mm)

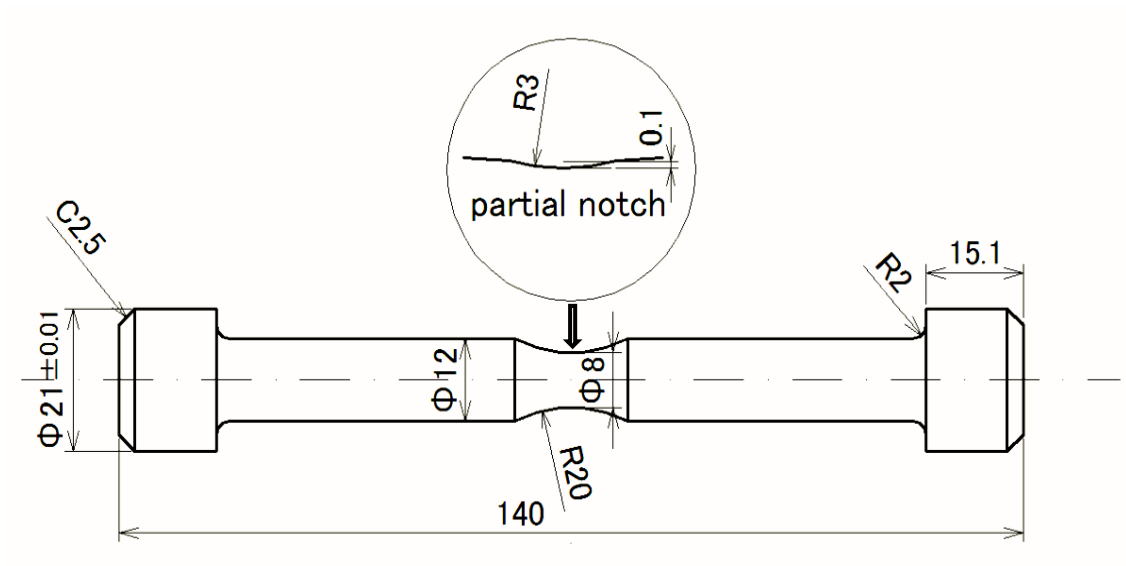


Fig. 2-2 Geometries of specimen for fatigue tests (in mm)

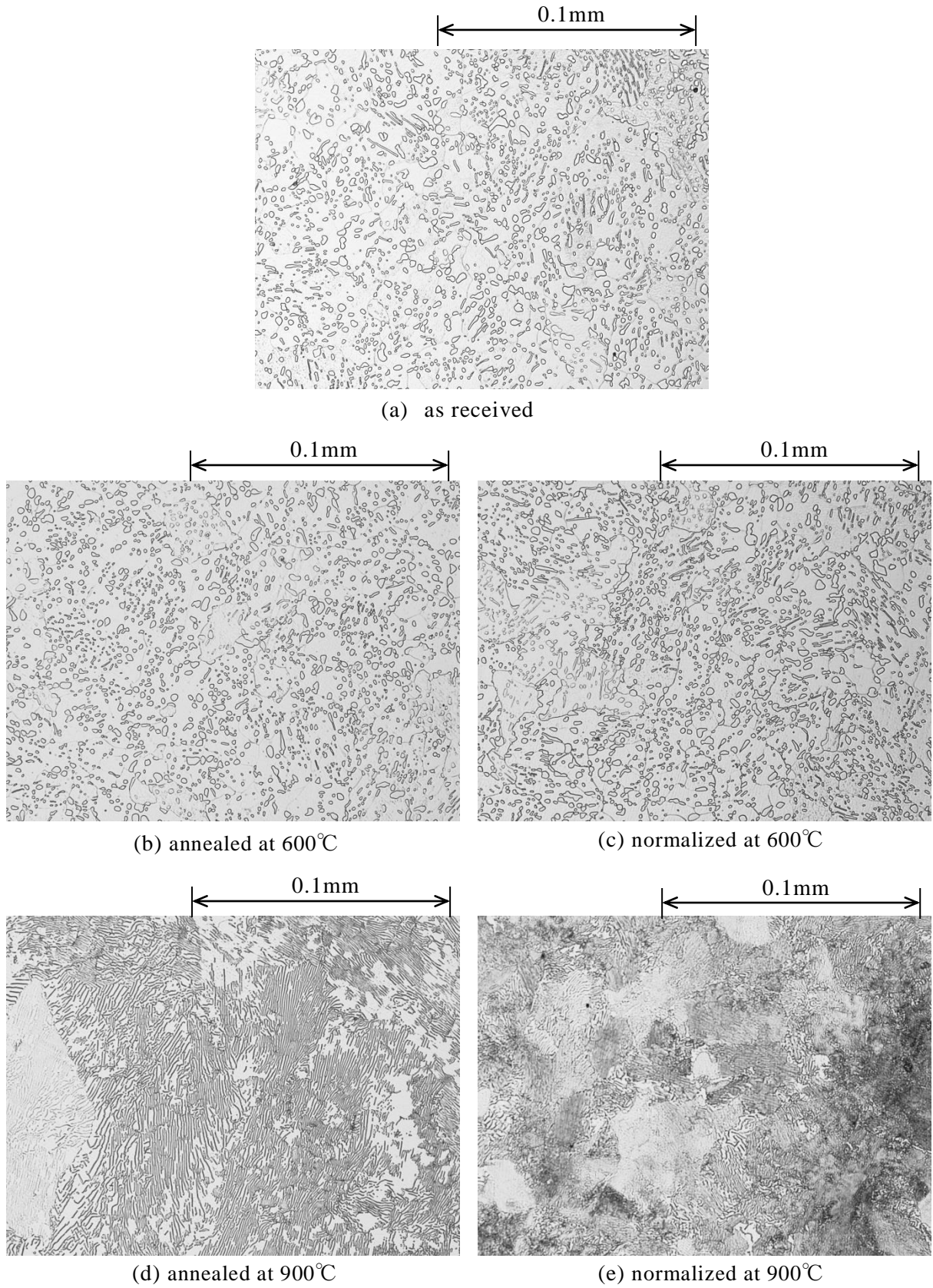


Fig. 2-3 Microstructures of the metal used for experiment

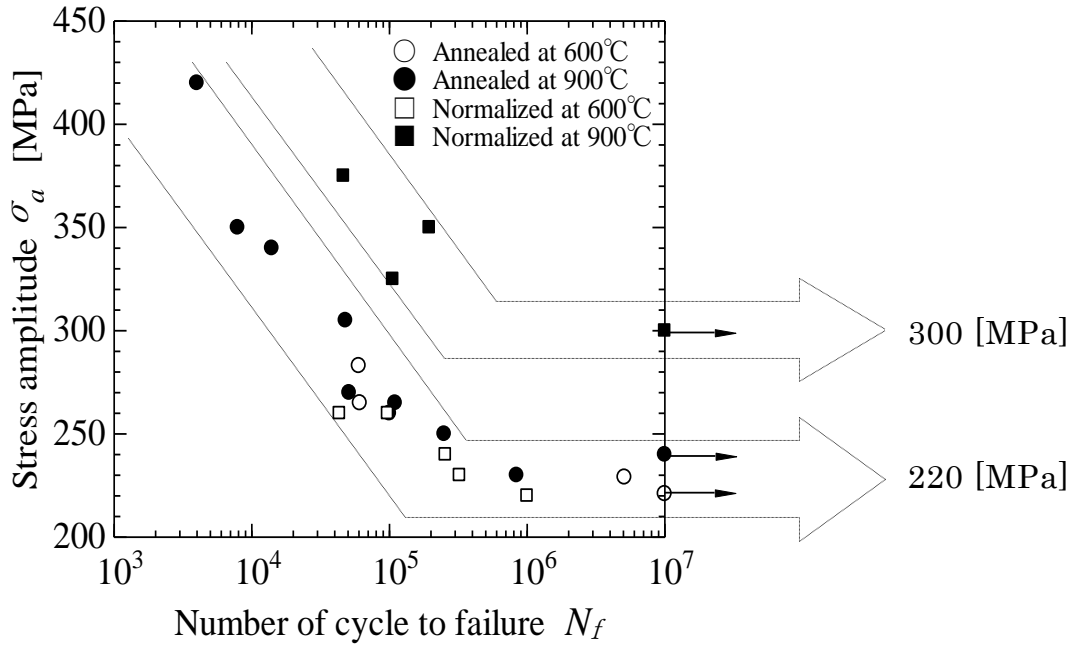


Fig. 2-4 S-N curves for specimens

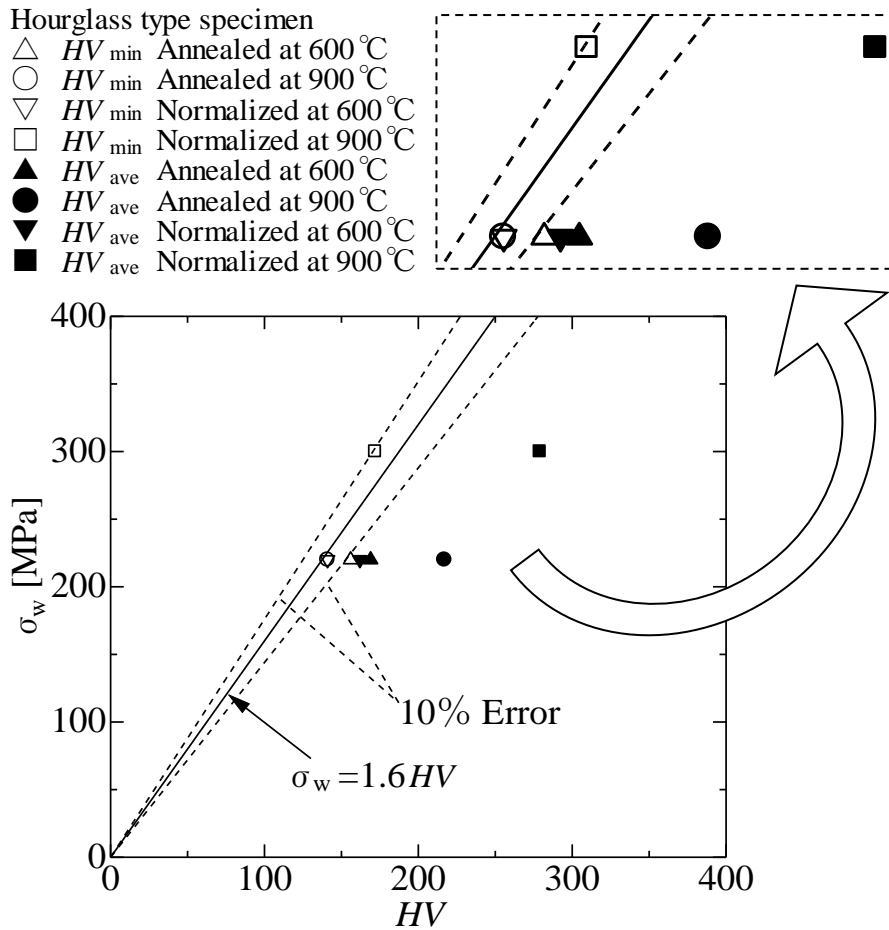


Fig. 2-5 Relationship between hardness and fatigue limit

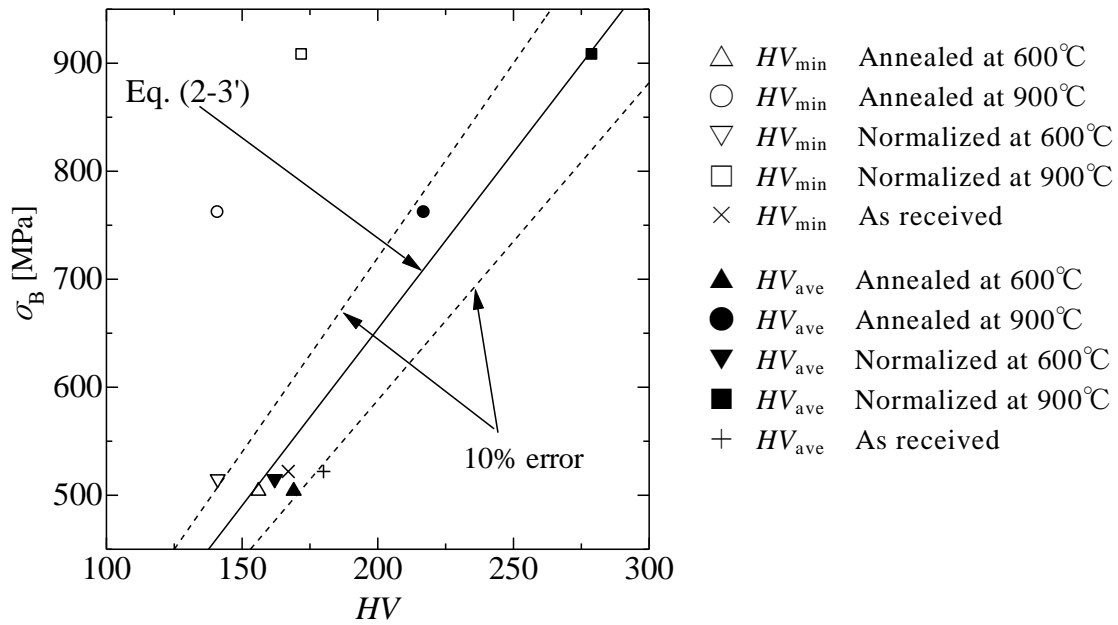


Fig. 2-6 Relationship between hardness and ultimate tensile strength

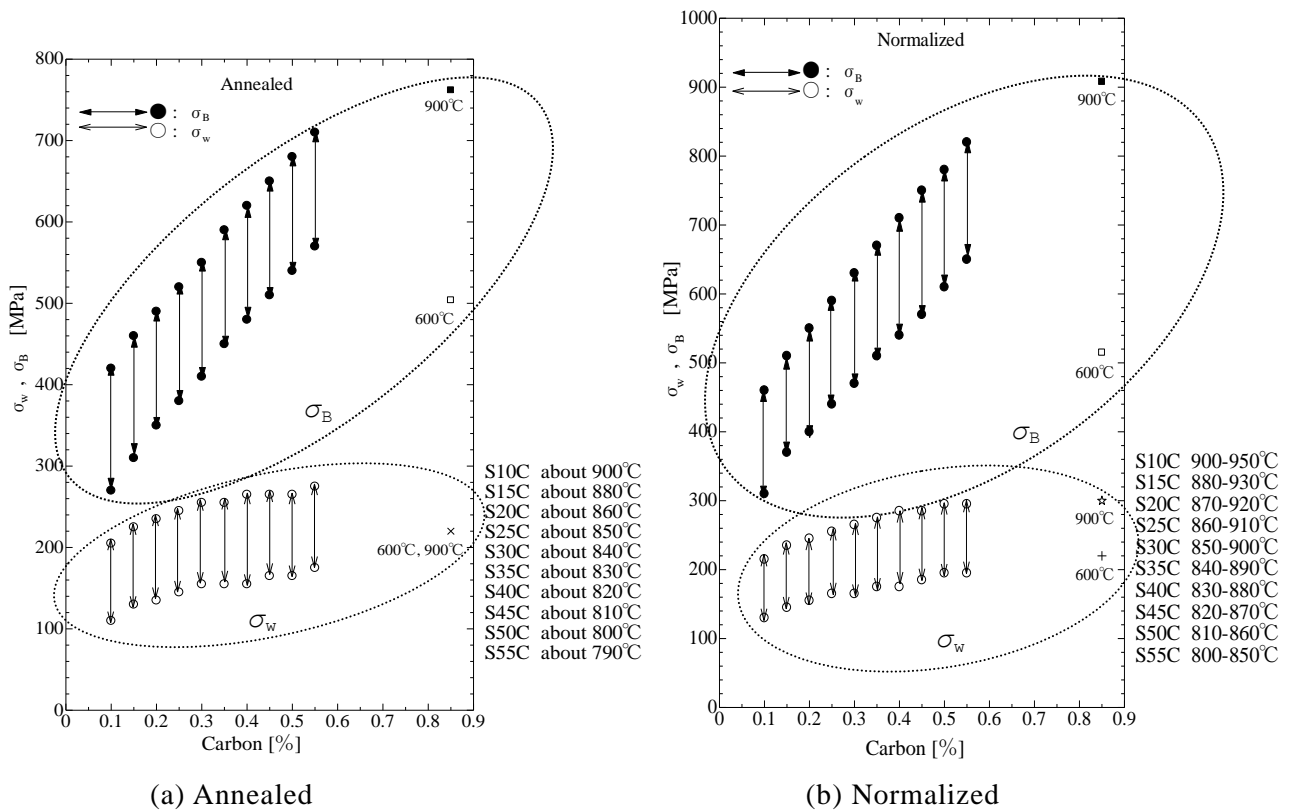


Fig. 2-7 Relation between σ_w , σ_B , and carbon%

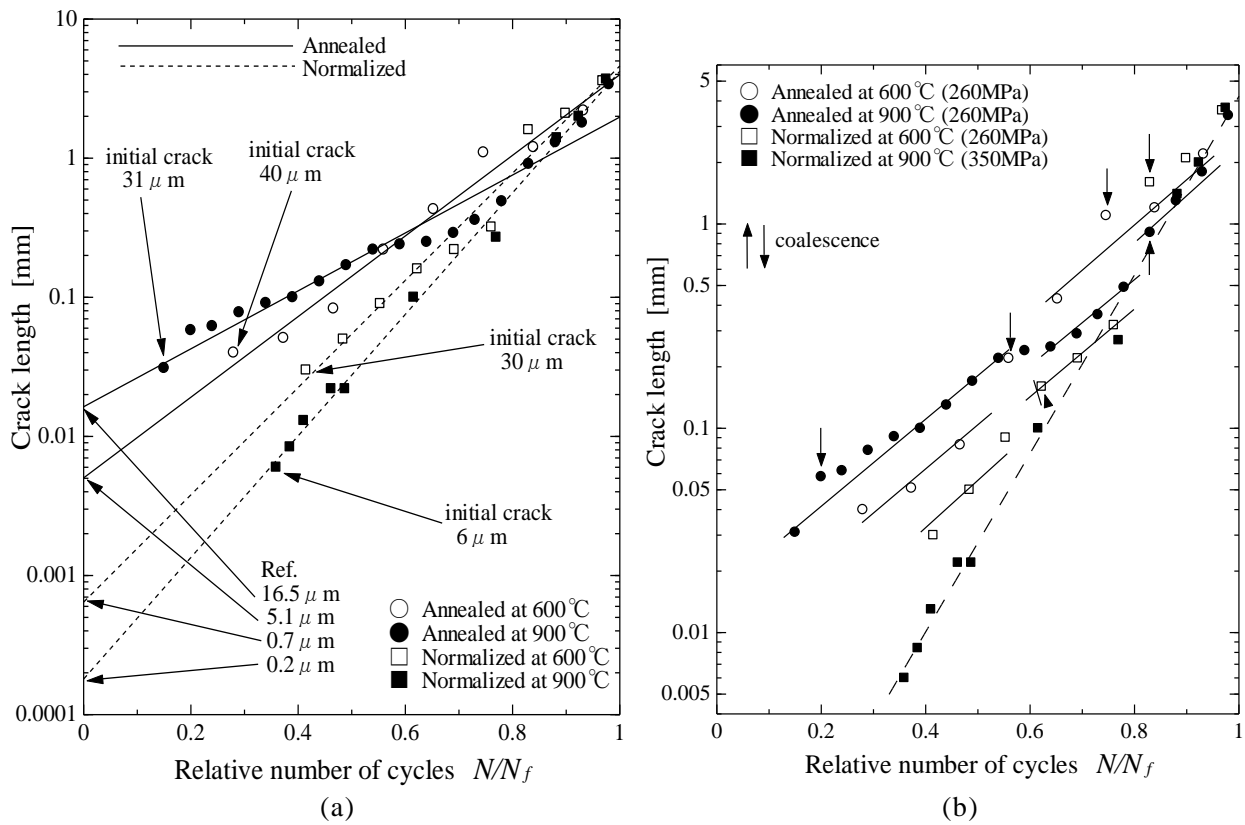
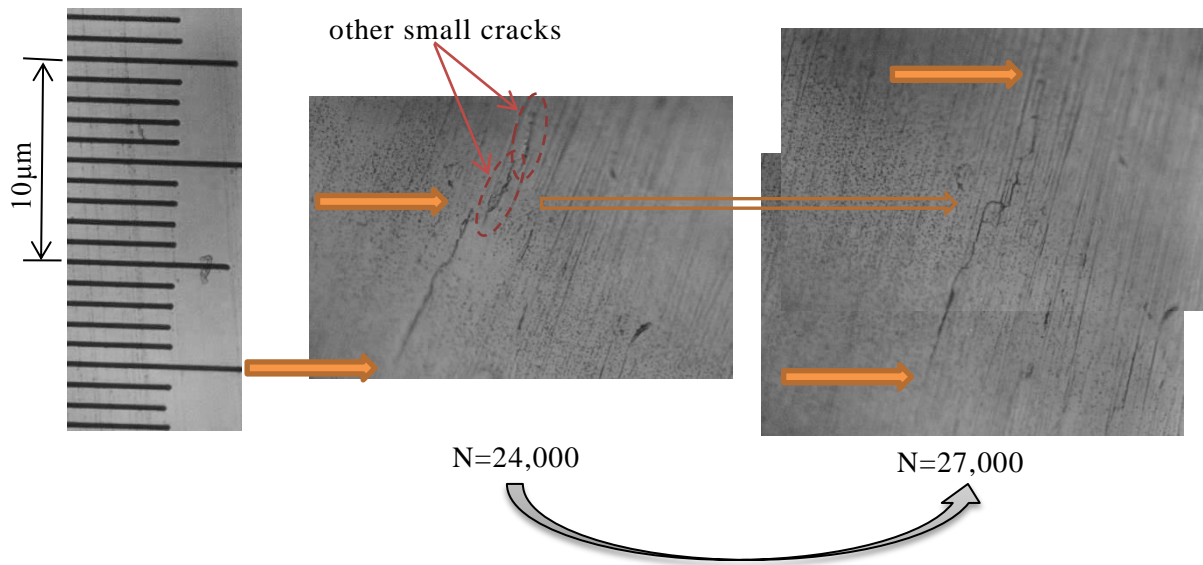
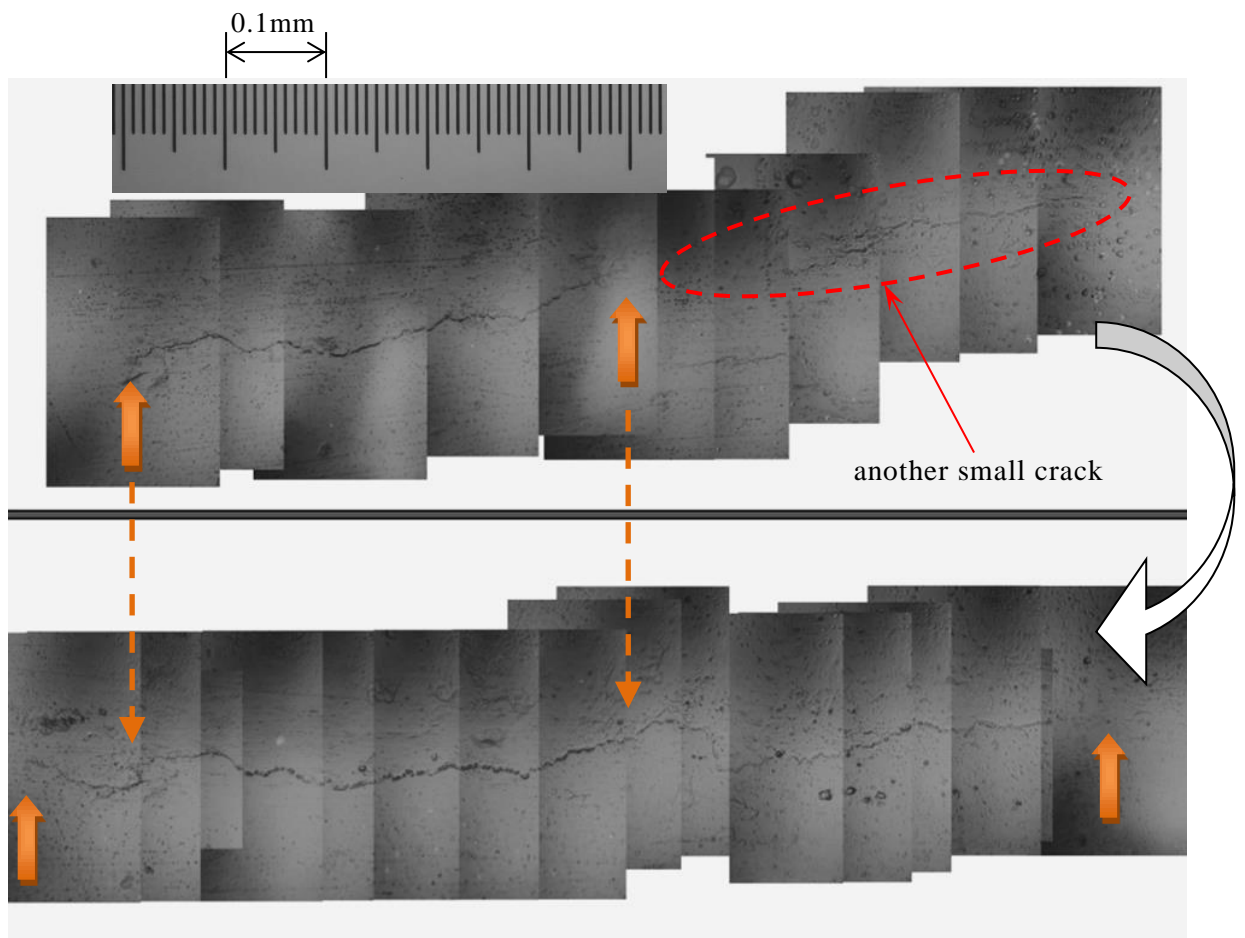


Fig. 2-8 Crack growth curve



(a) example 1: normalized at 600°C from N=24,000 (9 μ m) to N=27,000 (16 μ m)



(b) example 2: annealed at 900°C from N=80,000 (0.49mm) to N=85,000 (0.91mm)

Fig. 2-9 Observation of coalescence of cracks

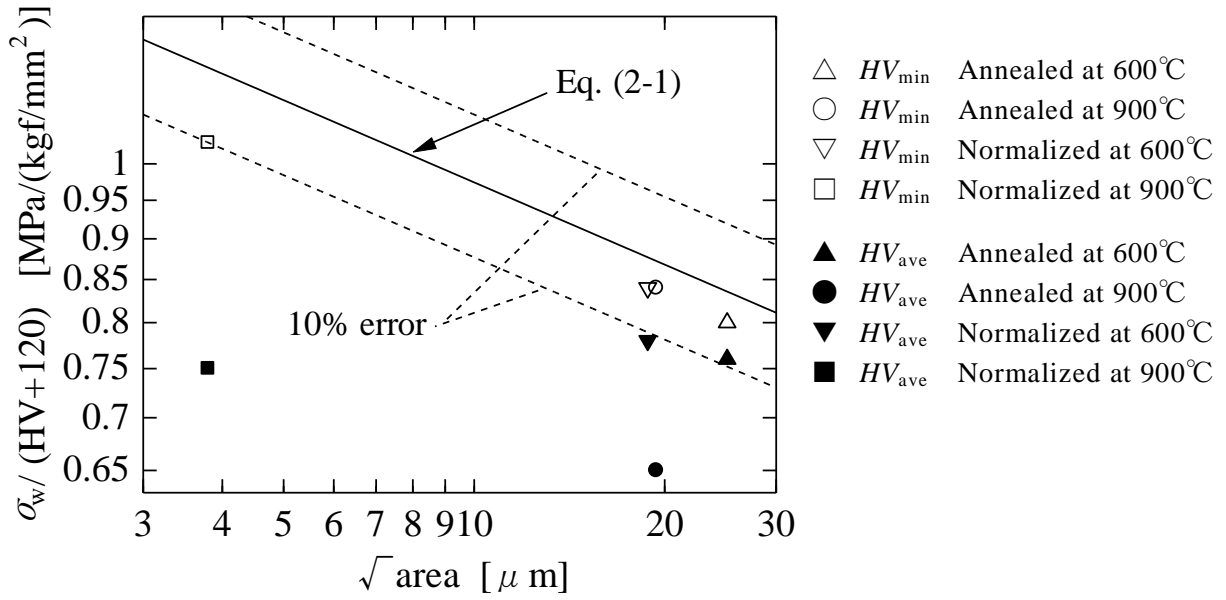


Fig. 2-10 Evaluation of fatigue limit based on HV_{ave} and HV_{min}

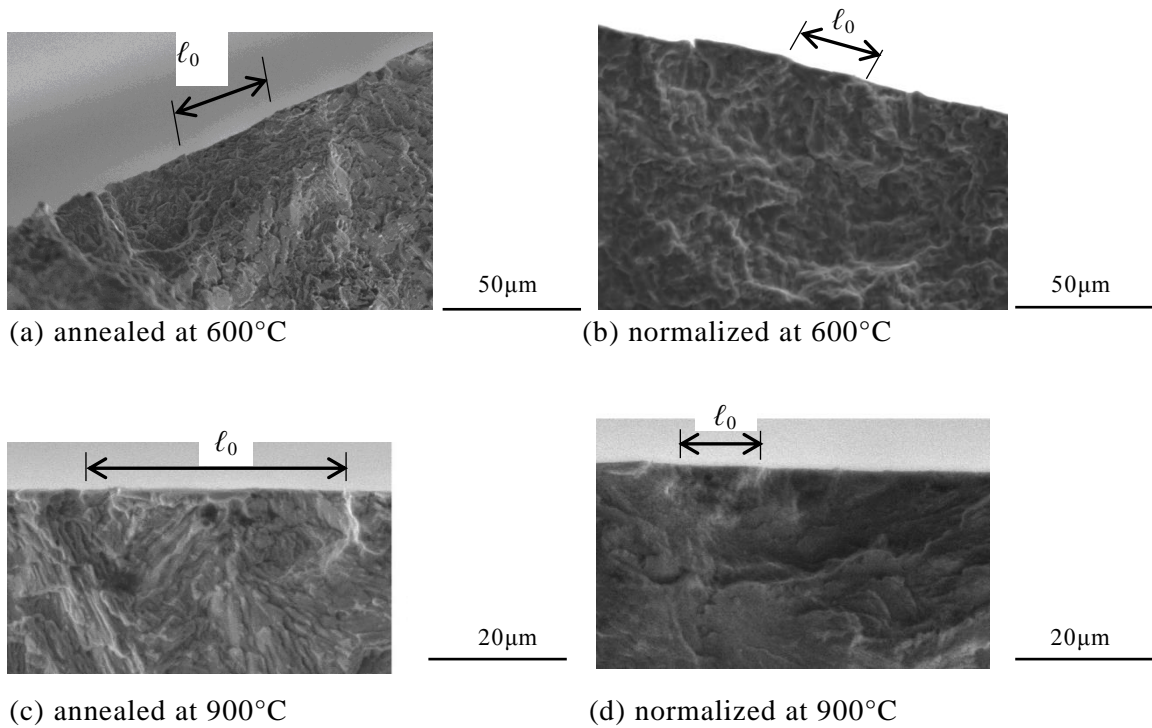


Fig. 2-11 Observation of crack initiation sites (l_0 : Initial crack length estimated by crack growth curve)

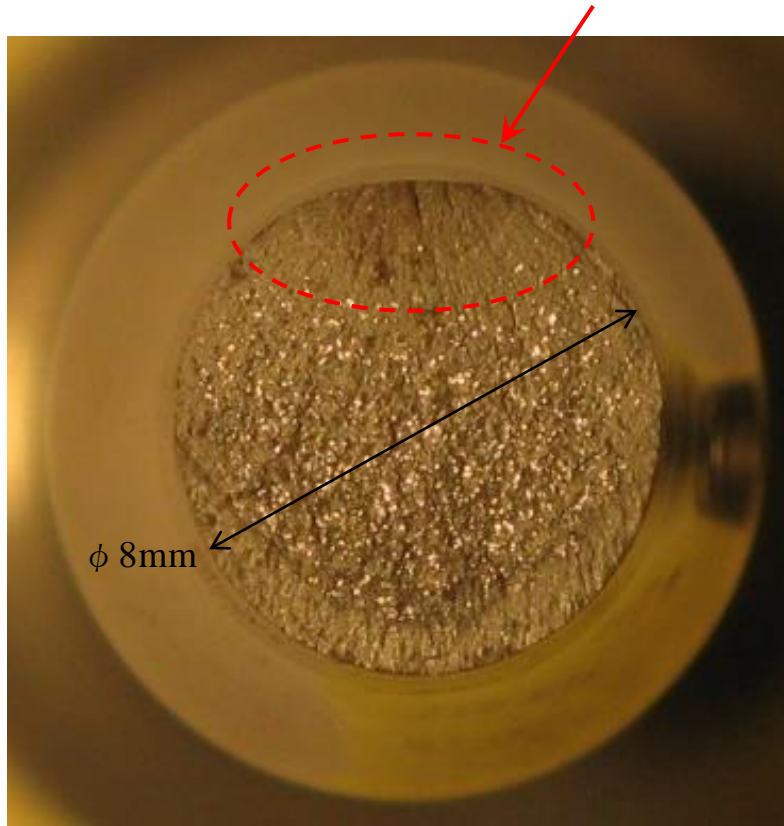


Fig. 2-12 Observation of fracture surface

参考文献

- 6) 西谷弘信、“疲労強度学”(オーム社), 第2章 p. 13, 14, (1984)
- 7) 濱田繁、迫田優、佐々木大輔、上田正治、野口博司、“微視組織構造に注目したパーライト鋼の疲労限度特性評価について”, 材料, Vol. 60, No.9, p. 790-795, (2011)
- 8) 谷村康行、“おもしろサイエンス 破壊の科学”(日刊工業新聞社), p. 96-99, (2012)
- 9) 金子純一、須藤正俊、菅又信、“基礎機械材料学”(朝倉書店), 第8.3.3節, p. 145, 146 (2004)
- 10) 村上敬宜、遠藤正浩、“微小き裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に及ぼす硬さとき裂形状の影響”, 材料, Vol. 35, No. 395, p. 911-917, (1986)
- 11) 村上敬宜、“金属疲労 微小欠陥と介在物の影響”(養賢堂), (1993)
- 12) M. F. Garwood, H. H. Zurburg, and M. A. Erickson: Correlation of Laboratory Tests and Service Performance, Interpretation of Tests and Correlation with Service, pp. 1-77, ASM (1951)
- 13) 境田彰芳、上野明、磯西和夫、西野精一、堀川教世、“材料強度学(機械系教科書シリーズ26)”(コロナ社), p. 158, 図6.14, (2011)
- 14) ※ 書籍は参考文献6) に同じ、“疲労強度学”, 第2章 p. 14-20
- 15) ※ 書籍は参考文献13) に同じ、“材料強度学”, 第4章 p. 92
- 16) 中根直樹、眞喜志隆、Anggit MURDANI、宮崎達二郎、眞壁朝敏、“焼なました工具鋼 SK5の疲労限度の評価について”, 日本機械学会論文集A編, Vol. 78, No. 791, p. 989-999, (2012)
- 17) 山崎眞也、眞壁朝敏、眞喜志隆、中根直樹、“工具鋼 SK85の熱処理による疲労限度の変化”, 材料試験技術, Vol. 58, No. 1, (2013)
- 18) 機械システム設計便覧、(財)日本規格協会;
<http://ebw.eng-book.com/pdfs/ecb7c8688913e12a4494939494498e79.pdf>, (2012)

第3章 工具鋼SK85の結晶組織と疲労き裂挙動の関係

3.1 緒言

金属の疲労破壊は、通常は材料表面の結晶粒オーダーの領域を起点として発生したき裂の進展によって起こる⁶⁾。き裂発生寸法は、低中炭素鋼ではほぼ結晶粒径であるが、パーライト鋼では、熱処理の条件にもよるが、き裂の発生寸法が結晶粒オーダー程度ではない場合もあるという報告もある⁷⁾。

前章では、砂時計型丸棒試験片のみについて検討しており、疲労限度等の調査以外に、き裂進展の観察も行っている。本章では、き裂発生部が平板の試験片で前章と同様な実験を行い、き裂の発生・成長を調べ、両者の結果をもとに、材料の微視的構造状態との関係より詳細に検討している。特に、結晶粒 (grain) の大きさとき裂挙動の関連性に着目することにした。

3.2 研究背景

一般的に、金属材料は、同じ材料でも、結晶粒を微細化すると、強度が増す。結晶粒径が小さいほど、降伏応力 (σ_y) が増大し、その結晶粒微細強化¹⁹⁾は、次式(3.1)に示す「ホールペッチの関係式」(Hall-Petch relation)として知られている。(単に、ペッチの式ということもある。)

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (3-1)$$

ここで、 d は平均結晶粒径、 σ_0 と k は材料固有の定数である。

しかしながら、ナノオーダー程度にまで結晶粒を微細化してしまうと、逆に軟化に転ずる現象もあるとされている²⁰⁾。

このように、き裂挙動は、結晶の微細構造の影響を受けやすいものとされている。本研究では、結晶組織とき裂挙動の観点からの疲労現象の説明を試みている。

3.3 試験材料の微細構造

3.3.1 結晶粒に関する検討方法

き裂進展挙動を結晶微細構造から検討するため、第2章の実験で使用したそれぞれの試験材料について、線分法により平均結晶粒径を求めた。線分法とは、次のような手順で平均結晶粒径を求める方法である。

手順1. 金属組織を紙面等に印刷する。

手順2. 紙面に印刷された組織の結晶粒界に沿って、ペン等で線を引き、結晶粒界を顕在化させる。

手順3. 紙面の端から端までを一直線に引く線を、適当に20~30本、書き入れる。

手順4. 線が結晶粒界と交わる数、または、線が通過した結晶粒の数をはかる。

手順5. 線の長さを測って、実際のスケールと比較して、実際の長さに補正する。

手順6. 手順5で求めた補正後の線の長さを、手順4で求めた値で、割る。

また、一定領域内の結晶粒の数や存在している密度を割り出すには、拡大写真において、数か所～十数か所の特定領域を無作為抽出し、目視で数える方法で行った。

Fig. 3-1 は、結晶粒子群の境界を示した例である。なお、線分法等での作業状態を写真で撮ったものは多数あり、Fig. 3-1 にはごく一部を示してある。

3.3.2 結晶粒に関する検討結果

Table 3-1 に前節に示した方法で測定した結晶の各寸法結果を示す。

Table 3-1 The tendencies of each microstructure (d_0 represents of the diameter of spherical microstructure or the width of lamella microstructure: $d = d_1 - d_0$)

Heat treatment	Measurements of average size [μm]				d / d_1 [%]	Larger grain size D [μm]	Illustration of measurements
	d_1	d_0	d	L			
Annealed at 600°C	6.79	1.21	5.5	—	80	25-40	
Annealed at 900°C	1.65	0.35	1.3	10 (longest: 40)	80	30-50	
Normalized at 600°C	6.48	1.35	5	—	80	25-40	
Normalized at 900°C	0.83	0.33	0.5	5 (longest: 16)	60	10-20	

測定した範囲での、それぞれの結晶粒の大きさの分布状態を、Fig. 3-2 に示す。

ここで、粒子径の大きさと疲労強度等の関係を調べるため、ホールペッチの関係式(3-1)を利用して検討することにした。

熱処理が600°Cのものや素材については、この件に関してはほぼ同種とみなしてよく、降伏応力は約245～260 [MPa] と考えられ、平均結晶粒径は、約5～6 [μm] と考えられる。なお、結晶粒がすべてほぼ円形であれば問題はないものの、実際には、だ円形であり、中には、かなり細長い形状のものもある。ややだ円に近いものでも、くぼみがあるようなものも少なくなく、測定においては、短径や長径を区別して測ることが難しく、これにより、短径と長径の平均値を粒径とすることも、困難をきわめた。そのため、長径に近い測りやすい部位を直径として、粒径を割り出している。それに対して、900°Cで熱処理したものは、結晶粒のほとんどが層状（長径が短径にくらべてかなり長いだ円とみなすことのできる形状）であるため、幅(短径)と長さ(長径)の両方を測定している。(そのため、両者の平均も、おおざっぱではあるものの、算出可能である。)

まず、900°Cで熱処理したものについて、層状結晶粒の幅と長さの平均値を、式(3-1)の d とみなして、焼なましと焼ならしのそれぞれについて、式で示すと、

$$286 = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{0.0055}} \quad (3-1-①)$$

$$441 = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{0.0055}} \quad (3-1-②)$$

なお、 σ_y の値については Table 2-2 でまとめている。

式(3-1-②)から式(3-1-①)を辺々引き算することにより、次式が得られる。

$$155 = \left(\frac{1}{\sqrt{0.0055}} - \frac{1}{\sqrt{0.0025}} \right) k$$

これを k について解くと、 $k \doteq 24$ となる。この値を式(3-1-①)または式(3-1-②)に代入すると、 $\sigma_0 \doteq -39$ [MPa] となる。しかしながら、これは不自然な値と思われる。

次に、円形でない場合の平均結晶粒径に、短径の値を使用して、関係式を作ると、

$$286 = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{0.0015}} \quad (3-1-①')$$

$$441 = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{0.0005}} \quad (3-1-②')$$

となり、同様の計算方法により、 k について解くと、 $k \doteq 26$ となる。この値を式(3-1-①')または式(3-1-②')に代入すると、 $\sigma_0 \doteq 73$ [MPa] となる。600℃で熱処理した場合の、だ円の短径に相当する値は、直接の測定はしていないものの、Fig. 2-3, Fig. 3-1 から目視で判断する限りでは、短径は、長径の半分の値よりもやや少なめの値であると思われる。600℃で熱処理したものや素材の結晶粒の長径を主とした平均が約5~6 [μm] であったため、この考え方であれば、ホールペッチの関係式の d には、2~2.5の値が適当なものになると考えられる。

かなりあいまいな近似にはなつたものの、これら k と σ_0 の値をもとに、有効桁数を2桁として、600℃で熱処理した場合のホールペッチの関係式より σ_y を求めると、240~260 [MPa] になり、Table 2-2 に示した σ_y の値にほぼ等しくなる。

正確な数値と比べれば、最終的には誤差が大きくなっている値なので、厳密な意味では、精密に検討を重ねたものとは言えないのかも知れない。しかしながら、ホールペッチの関係式が結晶粒径と降伏応力の関係であることと本節の内容からは、球形でない結晶においては、小さい結晶粒径の値が、き裂の成長に影響を与えているものと思われる。

なお、結晶粒界が転位の運動に対する障害となることから、ここで論じている d の値を、結晶群の径として考えることも可能である。より微細な結晶構造であればより高強度になることから、ここでも、(測定した結晶群の径はかなり荒い近似値ではあるが、) 測定範囲値の中で最小に近い値をもとにして、考えることにする。Table 3-1 の値をもとにすると、900℃で焼ならした場合の d が0.01mm で、それ以外の3通りの熱処理の場合には、 d は0.025mm が妥当な数値であるように感じられる。目視測定によってはほかの数値も考えられるが、著者の計測では、以前に副著者として発表している測定値²¹⁾よりやや小さい気がするので、今回は、より小さいと思われる値のほうを採用することにした。著者が測定した限りでは、この3通りのうち、900℃で焼なましたものは、25[μm]より30[μm]にやや近く、他の2つ、すなわち600℃で熱処理したものは、25[μm]よりやや小さくなるものと思われる。

$$286 = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{0.025}} \quad (3-1-①'')$$

$$441 = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{0.01}} \quad (3-1-②'')$$

$$(240 \sim 265 = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{0.025}}) \quad (3-1-③)$$

同様の計算方法によって、式(3-1-①)と式(3-1-②)から、 k と σ_0 を求めると、 $k=42$, $\sigma_0=21$ になった。しかしながら、式(3-1-①)と式(3-1-③)は矛盾することから、正確な値は割り出し難い。式(3-1-③)にて、左辺を 240 [MPa] と仮定して同様な計算を行うと、 $k=55$, $\sigma_0=-109$ となり、式(3-1-③)にて、左辺を 265 [MPa] と仮定しても、 $k=48$, $\sigma_0=-39$ となってしまう。このことから、本実験で使用している S K 8 5 の熱処理試験片においては、結晶群の大きさについては、ホールペッチの関係式は適用できないのではないかとと思われる。したがって、き裂成長においては、結晶群 (grain set, grain group, sub-crystal) の大きさよりは、結晶粒の大きさや形状のほうが、影響が大きいものと考えられる。

また、Table 3-1 の、結晶粒間の(き裂が進行していくと考えられる)すきまの存在割合 (d/d_1) が、900°Cで焼ならしたものだけが他の3つの場合と異なる。拡大写真 (Fig. 3-1) を見ても、900°Cで焼ならしたものだけが、他のものに比べて、結晶粒の充満度(稠密度)が高いことがわかる。このことも、初期き裂発生寸法や疲労限度等に影響を与えている可能性があると言える。

3.4 使用試験片と実験方法

き裂挙動を、定期的に顕微鏡写真撮影し易くするために、ここでは、2章で使用した試験片とは別に、平板型の試験片 (plate type specimen) を使用した。試験片の形状は、Fig. 3-3 の通りである。

き裂発生部を特定させるために、前章の砂時計形丸棒の中央部の切欠き(へこみ)の代わりに、平板部中央に底浅の小穴 (small blind hole) を設けた。小穴の直径は0.2mmで、深さは0.1mmである。この試験片については平板部があるため、観測上、顕微鏡写真を撮るのに定点カメラを設置しやすいという利点がある。円形穴を設けたことによる応力集中のため、観測されるき裂の初期段階では、実験応力値よりも高い応力がき裂発生部周辺にかけられていることになる。そのため、き裂長さが(小穴直径部0.2mmを含んで) 0.3mm以上の段階のものが検討の対象になるものと考えて、データの整理を行っている。

なお、疲労き裂進展試験方法における規格には ASTM 等があり、ASTM E-647 の規格による試験片形状は、試験片全体が四角形平板タイプのものになっているが、本実験では実験装置の都合や、第2章での実験との比較等を考慮し、Fig. 3-3 で示した形状の試験片を用いた。

実験方法については、「材料試験機を用いて、周波数を10Hz、応力比 R (繰返し応力最小値/繰返し応力最大値) を-1に設定して、引張・圧縮試験を行ったこと」については第2章での実験と同じであるが、前記のように「き裂観察には、レプリカ法ではなく、顕微鏡写真観察を行った」という点が異なっている。

また、実験においては、疲労限度が実験初期においては不確定であったため、実験応力値を、色々な値で試みた。なお、本来であれば焼なましたものと焼ならしたものの両方について実験を行うべきであるが、Fig. 3-3 の試験片形状では、焼ならしの場合には、試験片平板部の端部に破壊が生じ、実験が正常には行えなかったため、本章の実験で得られたのは、600°Cおよび900°Cで焼なましたものと素材だけの結果である。

3.5 実験結果および考察

3.5.1 実験結果とその検討

疲労試験（応力比 $R=-1$ で引張圧縮した場合）の結果から得られた $S-N$ 曲線（破断繰返し応力数 N_f と繰返し応力振幅 σ_a ）を Fig. 2-4 に加えたものを Fig. 3-4 に示す。

本試験片形状における引張強度は、基本的には丸棒型試験片の場合と同じである。この章では、式(2-1)と式(2-2)についての関係性を調べている。600°Cで焼なましたものにおける実験結果について、詳細に検討した。式(2-1)や式(2-2)との関連性を調べるため、Fig. 2-5 と Fig. 2-9 に本章の結果を追加すると、Fig. 3-5 に示すグラフになった。Fig. 3-5 (a) では、10%誤差からややはずれているものの、 HV_{\min} のほうが経験則のほうに近く、Fig. 3-5 (b) では、熱処理が600°Cのものは HV_{\min} , HV_{ave} とも評価式を満たすという結果等から、第2章で得られた結論と、ほぼ同等な結果が見受けられる。

き裂合体の発生日合の差異により、小穴を有する試験片とそれが無い試験片では、き裂成長の仕方に違いがある。切欠き付き砂時計型試験片では、き裂発生場所が複数あり、き裂成長中にき裂の合体が何度か発生するものの、小穴付き平板型試験片では、円孔周上に応力集中が発生することから、その部位のみを基点としてき裂が成長するため、他部位で新規き裂が発生し合体するということはほとんどない。Fig. 3-6 は、これらのき裂成長の違いを概略図示したものである。

Fig. 3-7 は、き裂進展を表したグラフである。なお、ある1本の試験片については、穴の加工仕上げが完全ではなかったらしく、小穴直径は0.2mm であっても実験開始直後にいきなり総計0.32mm 程度のき裂が発生し、その後しばらくは、き裂が長期的に停滞するということが起こった。これについては、き裂長さが0.32mm より大きくなり始めたところから測定を有効なものとして扱っている。

ここでも、小穴直径0.2mm の影響を考慮して、0.3mm 以上のものを、検討の対象とした。なお、試験片の平板部の厚さは3mm なので、き裂を半球と仮定すると、き裂長さは3mm くらいまでが検討の範囲になってしまう。しかし、測定では破断寸前のき裂長さが8mm を超えるものもあり、実際のき裂は半だ円体である。これらのき裂伝ばの検討については、次節で行う。

Fig. 3-8 は、第3.3.2節で検討したことをもとに、き裂進展状況を概略図示したものである。

き裂進展中の顕微鏡写真の一部を、Fig. 3-9 に示す。

3.5.2 微小き裂伝ばの評価

疲労き裂によるき裂発生から破断までの過程は、以下の3つに区別されて論じられることが多い。

A領域²²⁾（または 第I領域²³⁾）： き裂発生過程

B領域²²⁾（または 第II領域²³⁾）： き裂進展過程

C領域²²⁾（または 第III領域²³⁾）： 最終破壊過程

[類似しているがやや異なる観点から、第1段階(stage I crack growth)、第2段階(stage II crack growth)、第3段階(stage III crack growth)と分けて、それぞれを、単に

I, II, IIIと称して論じる場合もある (Fig. 1-2 参照)。さらに、この第2段階 (II) を、第II_a領域、第II_b領域、第II_c領域の3つに分けて論じる²⁴⁾ こともある。この場合、冒頭で記したB領域は、第II_b領域のみに該当する²⁵⁾。したがって、き裂進展を論じるときに用いる第II領域という言葉は、B領域すなわち第II_b領域のみをさして言う場合と、第II_a~II_c領域をさして言う²⁵⁾ 場合がある。]

B領域においては、疲労き裂進展速度 (fatigue crack growth rate) が、対数グラフ上では線形的に扱えるという特徴がある。ここでいうグラフのy軸は、き裂進展速度すなわちあるサイクルあたりに増加したき裂長さである。x軸については、試験応力やその時点でのき裂長さに関する変数を使用するが、これには、種々の方法²⁶⁾ が存在している。

本実験のような微小き裂において (特に、実験応力振幅値 σ_a が、降伏応力 σ_y の0.6倍より大きい場合) は、上記B領域の線形扱い表示として、次に示す『微小き裂伝ば則』^{26), 27)} が、西谷らによって提案されている。

$$\frac{d\ell}{dN} = C_1 \sigma_a^n \ell \quad (3-2)$$

ここで、 ℓ はき裂長さ、 N は繰り返し数、 σ_a は応力振幅、 C_1 と n は定数である。

「本実験においては、き裂長さが約0.3mm以上のときのものが考察等にて有効」であることについては、すでに記した。そのため、本実験では、A領域のみに該当するデータが見当たらないように思われる。有効なデータ (き裂長さが約0.3mm以上のもの) は、B領域またはC領域のものと考えてよい。しかしながら、B領域とC領域の区別がしにくい実験結果もあった。「グラフにして線形扱いできるものがB領域の範囲のもの」と考えるのも、区別方法の一案になると思われる。

微小き裂伝ば則の有効性に関しては、皮籠石や西谷ら²⁷⁾ は「形状補正を行わなければ、有効性は1mm程度までであるが、形状補正を行えば3~4mmまで有効である」としている。そのため、本実験結果のグラフ化においては、き裂長さが3mm程度までのもの (場合によっては、1mm程度までのもの) が、B領域で有効に線形近似ができるものとしてよい。

また、実験中の測定時間の間隔によっては、き裂成長がほとんどないことも起こりうるが、後藤、皮籠石、西谷²⁸⁾ は、「平均的き裂伝ば速度 ($d\ell/dN$ の平均値) が、 10^{-6} [mm/cycle] より大きい範囲であれば、微小き裂伝ば則により評価できる」としている。本実験においては、先に記した「実験開始直後にいきなり総計0.32mm程度のき裂が発生し、その後しばらくは、き裂が長期的に停滞する」という唯一の例外を除いては、平均き裂伝ば速度は 10^{-6} [mm/cycle] より大きくなっているため、この例外を除いては、微小き裂伝ば則により評価できることになる。Fig. 3-7 ではすでにこの例外をはぶいているが、これは妥当な手法であるといえる。なお、応力振幅 (σ_a) としては、 σ_{\max} と σ_{\min} の差を使用することも多いが、応力比 R が-1で微小き裂伝ば速度を検討するときには、 σ_{\max} の値をそのまま使用することも少なくない。本実験結果においても、式(3-2)の σ_a には σ_{\max} を使用して検討することにする。なお、式(3-2')のように材質の影響を一部考慮した微小き裂伝ば則²⁸⁾ も存在するが、本章ではそこまでは考えないものとする。

$$\frac{d\ell}{dN} = C_1' (\sigma_a / \sigma_B)^n \ell \quad (3-2')$$

ここで、 ℓ はき裂長さ、 N は繰返し数、 σ_a は応力振幅、 σ_B は引張強さ、 C_1' と n は定数である。

前記の有効範囲（き裂長さが、0.3mm~1mm または 3mm）で、Fig. 3-8 のグラフ曲線を（B 領域と予想される範囲をもとに）直線近似したものを、Fig. 3-10 に示す。

き裂長さが 0.3mm~3mm の範囲で線形近似できるものもあるが、0.3mm~1mm の範囲でしか線形近似できないものもある。Fig. 3-4 が示したように疲労限度は約 185 [MPa] であり、それに近い 190~200 [MPa] の応力で実験したものが、0.3mm~1mm の範囲でしか線形近似できない傾向にある。しかしながら、0.3mm~1mm の範囲と 1mm~3mm の範囲に分けて線形近似することは可能である。この理由として 2 通りの見解が可能である。1 つは、「グラフ上の折れ線近似における折れ点部分が B 領域と C 領域の遷移領域になっているという考え」であり、すなわち「疲労限度に近い応力で実験すると、き裂長さが 1mm を越えたあたりからすでに C 領域に突入する」という見解である。もうひとつは、「第 3.1 節で記したとおり、B 領域は第 II_b 領域に相当するが、第 III 領域との間の領域に、第 II_c 領域がある²⁵⁾。第 II_c 領域の初期状態でも線形近似が可能で、グラフ上の折れ線近似における折れ点部分が、『第 II_b 領域のほぼ全域』と『第 II_b 領域末期~第 II_c 領域初期』の遷移領域 になっているという考え」であり、「両者を線形近似したときのグラフ上の傾きが異なる」という見解である。実験応力振幅値が低いのに、き裂長さが 1mm 程度の小さい状態ですでに C 領域の不安定破壊²⁹⁾のき裂挙動を示すことは考えにくいので、これら 2 通りの見解のうち、可能性が高いのは後者のほうであると思われる。

微小き裂伝ば則で本実験結果が評価できるかどうかを調べるため、式(3-2)における n の値を算出すると、7~8.5 程度であることがわかった。そのため、 n の値は、S 4 5 C 材の場合とほぼ同じ値の 8 であると考えられる。Fig. 3-11 に、き裂長さが 0.3mm~3mm の範囲における $n=8$ としたときの微小き裂伝ば則に関するグラフを示す。また、参考のために、Fig. 3-12 に、第 2 章で実験した砂時計型試験片における結果を、やはり $n=8$ で、微小き裂伝ば則が評価できるかどうかを調べるために作成したグラフを示す。なお、第 2 章の実験測定では、き裂長さが 3mm を超えるものが 3 つだけであり、4mm を超えるものはなかった。そのため、全測定結果をもとに、微小き裂伝ば則との関連性を検討した。

Fig. 3-12 の結果からは、第 2 章の実験結果に関しても、微小き裂伝ば則が成り立つと考えてよい。

なお、Fig. 3-11 と Fig. 3-12 における $d\ell/dN$ の値の算出については、各応力繰返し数 $N_1, N_2, N_3, N_4, \dots$ に対する各き裂長さを $l_1, l_2, l_3, l_4, \dots$ としたとき、 $(l_{i+1}-l_i)/(N_{i+1}-N_i)$ の値と $(l_i-l_{i-1})/(N_i-N_{i-1})$ の値を平均したものを、『各き裂長さ (l_i) におけるき裂成長速さ ($d\ell_i/dN_i$)』とみなす手法を用いている。

研究者によっては、 $(l_{i+2}-l_{i+1})/(N_{i+2}-N_{i+1})$ の値と $(l_{i-1}-l_{i-2})/(N_{i-1}-N_{i-2})$ の値をも考慮している場合もある。しかし、本実験では、測定結果によっては、グラフ上で近似直線を得るのに使用する測定点が 6~7 点しかないものが複数存在する。その場合、もし、

$(l_{i+2}-l_{i+1})/(N_{i+2}-N_{i+1})$ の値と $(l_{i-1}-l_{i-2})/(N_{i-1}-N_{i-2})$ の値までも考慮すると、グラフ上で近似直線を得るのに使用する測定点が4~5点しか存在しなくなる。これでは近似直線を得るには少ないのではないかと考え、 dl_i/dN_i の値の算出については、 $(l_{i+1}-l_i)/(N_{i+1}-N_i)$ の値と $(l_i-l_{i-1})/(N_i-N_{i-1})$ の値のみを考慮することにした。

Fig. 3-11 からは、き裂長さが0.3mm~3mmの範囲のデータを基にすると、微小き裂伝ば則が成り立つことになる。さらに、試験片形状が異なっても、微小き裂伝ば則における n の値は、8としてよいことになる。疲労限度に近い応力で実験したときのB領域内でのき裂合体の有無等によるき裂成長の傾向に変化が見られる場合でも、試験片形状が異なっても、同一の n の値で微小き裂伝ば則が成り立つことから、この法則はき裂成長の検討において有効な手段であるということが考察される。

西谷、後藤ら³⁰⁾のS 4 5 Cの丸棒(砂時計型、くびれ部直径5mm)での実験においても、「(実験応力が小さいときには、 $\sigma^4 l^2$ に比例するという結果が出たものの、それ以外のときには、き裂長さが1.5mm以下の範囲で)き裂成長速さ(dl/dN)は、 $\sigma^8 l$ に比例するという結果が出ている。すなわち $n=8$ となっている。」とのことである。さらに、彼らは、干渉・合体が生じる場合でも、その効果・影響は少ないとしている。西谷、後藤らのこれらの結果は、本実験の結果に類似するものが多い。前で考慮したとおり、本論第2章では、最小部直径8mmの試験片において、き裂長さが約3mm少々の範囲までの結果をもとにすると、き裂成長速さは $\sigma^8 l$ に比例していた。

また、Fig. 3-11 から求められる比例定数 C_1 は1.5~2.5であり、Fig. 3-12 から求められる比例定数 C_1 は1.0~1.2である。試験片形状が同じであれば、 C_1 の値はほぼ同じになることが予想される。Fig. 3-11 を元にして得られる C_1 には多少のばらつきが見られるが、これは、疲労限度に近い応力振幅の値で実験したものが影響していると考えられる。前章の実験では、第2.5.2節のとおり、実験応力を疲労限度の約17, 18%程度高めの数値に統一しているのに対し、本章では、予想される疲労限度185 [MPa] に対して、30%以上高めの応力振幅で実験したものもあれば、3%程度しか高くない応力振幅で実験したものもある。しかしながら、多少のばらつきはあっても、微小き裂伝ば則の適用が可能であり、形状が同じであれば微小き裂伝ば則の比例定数 C_1 が大きくは異ならない。前記の他者研究者の結果³⁰⁾と同様に、本論での微小き裂伝ば則の定数 n がすべて約8であったという点から、微小き裂伝ばの評価ができるという結果は重要であると考えられる。

疲労限度に近い応力振幅の値で実験した場合に、B領域内で、き裂成長の速さに差が生じる場所があると思われることについては、今後の検討課題である。

3.6 結論

『600°Cまたは900°Cで、焼なましまたは焼ならしをした試験材料 (S K 8 5)』における微細な結晶構造とき裂進展の関連」について、微小き裂伝ば等に注目し、検討して得られた結果は、以下の通りである。

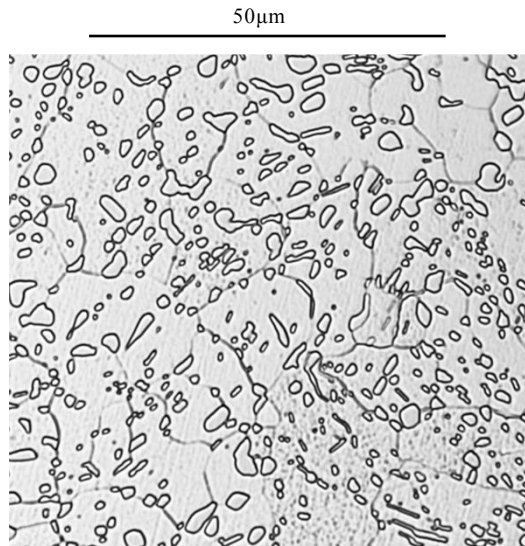
(1) き裂成長のさまたげになると思われるのは、結晶粒間の距離、結晶粒間のすきまの存在割合、結晶粒径の平均値等、いろいろ考えられる。また、『900°Cで焼ならしを

したもの』だけが、これらの数値が、他の熱処理をしたものとは異なっている。(Table 3-1 参照)

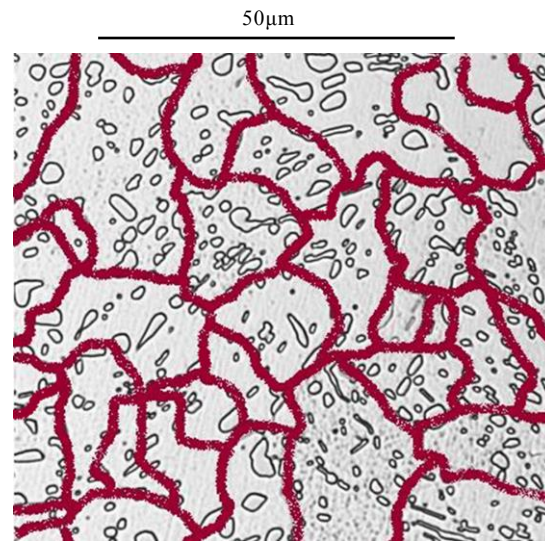
(前章の結果において、) 疲労限度の値や、初期き裂発生寸法に関して、『900℃で焼ならしをしたもの』と『600℃で熱処理したもの、または、900℃で焼なましをしたもの』で差異が認められていたが、これは結晶粒度に起因しているものと考えてよい。なお、結晶群の大きさよりも、結晶粒の大きさや充満度(稠密度)のほうが、影響度は大きいことが予想される。

結晶粒が(層状のように)球形でないときにホールペッチの関係式を用いる場合には、平均結晶粒径には『短径の値(層状結晶粒の場合は“層”の幅)』を使用するのが合理的である。これは、き裂成長において、き裂が結晶粒間のすきま(層状結晶粒の場合は2つの“層”の間)を経路にすることが多いことに起因しているものと予想する。(Fig. 3-9 (b) 参照)

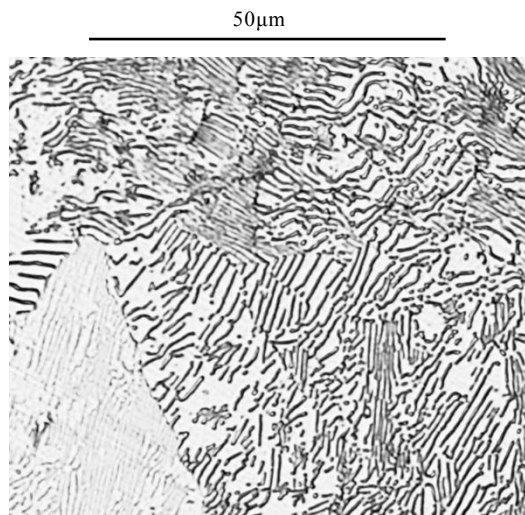
(2) 前章の実験結果(全データ: 測定き裂長さはすべて3.7mm以下)においても、本章の実験結果(有効範囲のデータ: き裂長さが0.3mm~3mm)においても、微小き裂伝ぱ則が成り立つ。なお、微小き裂伝ぱ則を示す式(3-2)における n の値は、約8である。また、疲労限度に近い実験応力値における測定では、B領域におけるき裂進展において、き裂成長の速さが変化するところがある。(近似直線が、2本の線分からなる折れ線となる。)それでも、それらを含めた広範囲において、微小き裂伝ぱ則が有効であった。



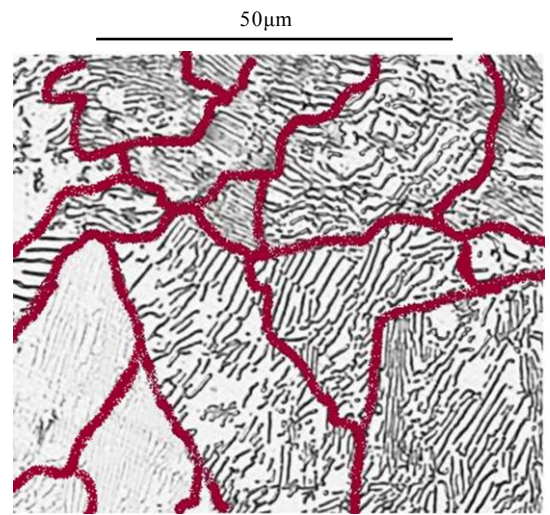
Partial magnification of Fig. 2-3 (c) (Normalized at 600°C)



Surroundings of the grain group (or grain set)



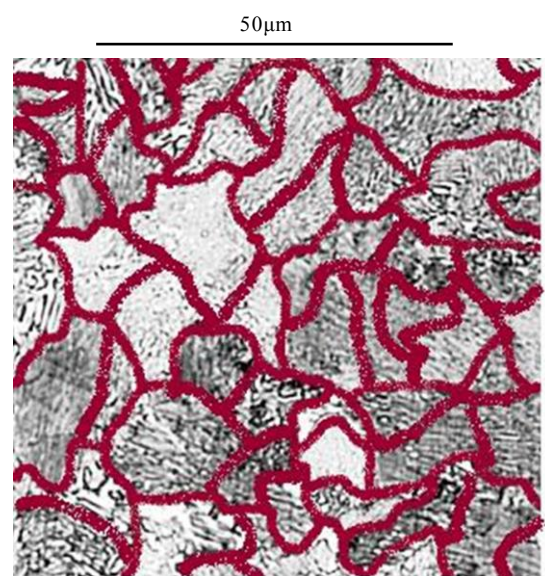
Partial magnification of Fig. 2-3 (d) (Annealed at 900°C)



Surroundings of the grain group (or grain set)



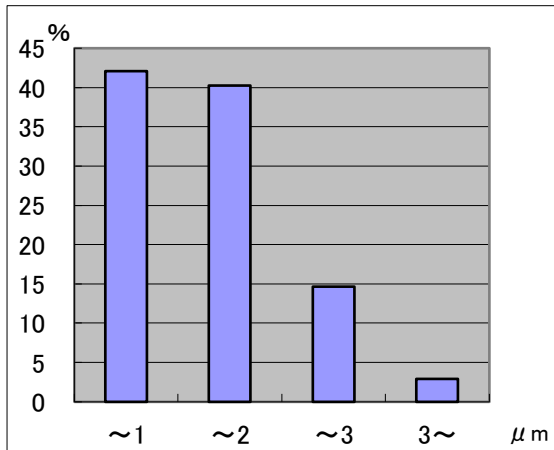
Partial magnification of Fig. 2-3 (e) (Normalized at 900°C)



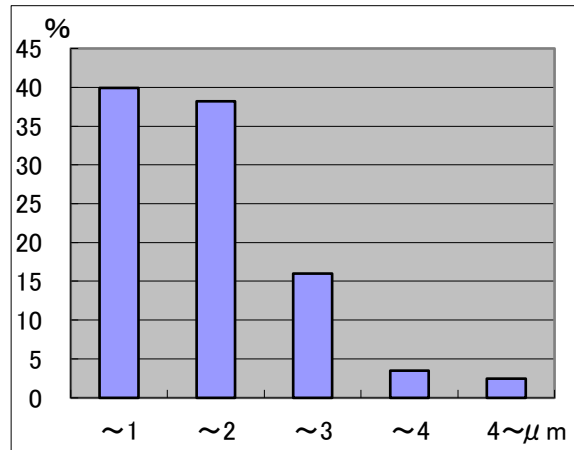
Surroundings of the grain group (or grain set)



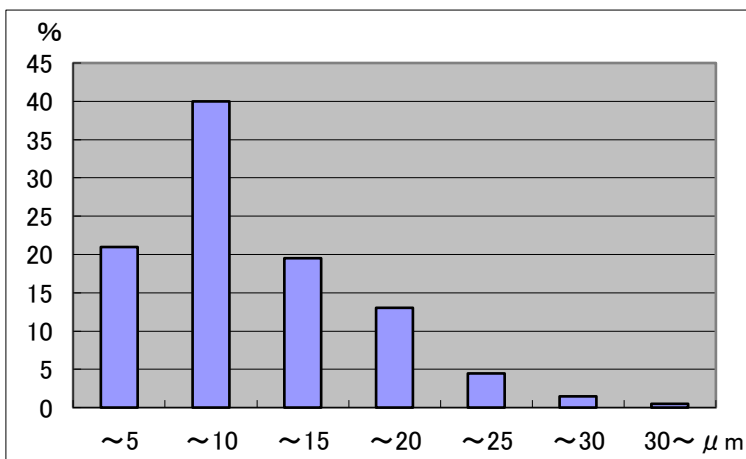
Fig. 3-1 Magnified microstructures of the crystal (Surroundings of the grain group)



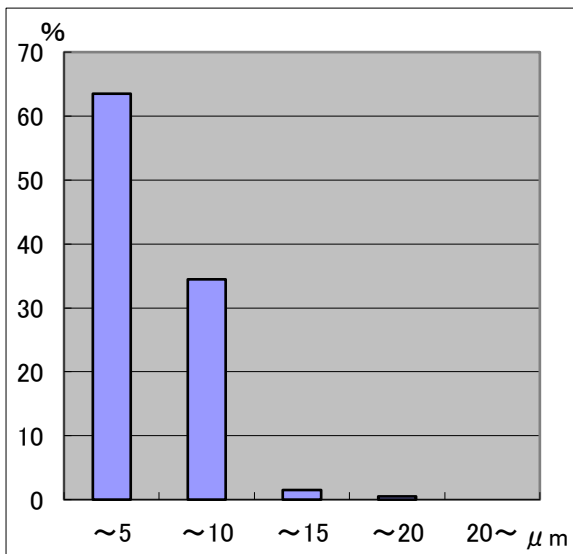
(a) annealed at 600°C



(b) normalized at 600°C



(c) annealed at 900°C



(d) normalized at 900°C

[Note: “x axis” shows grain size d_0 for (a) and (b). “x axis” shows grain size L for (c) and (d).]

Fig. 3-2 Probability distribution curves of each grain size of the crystal

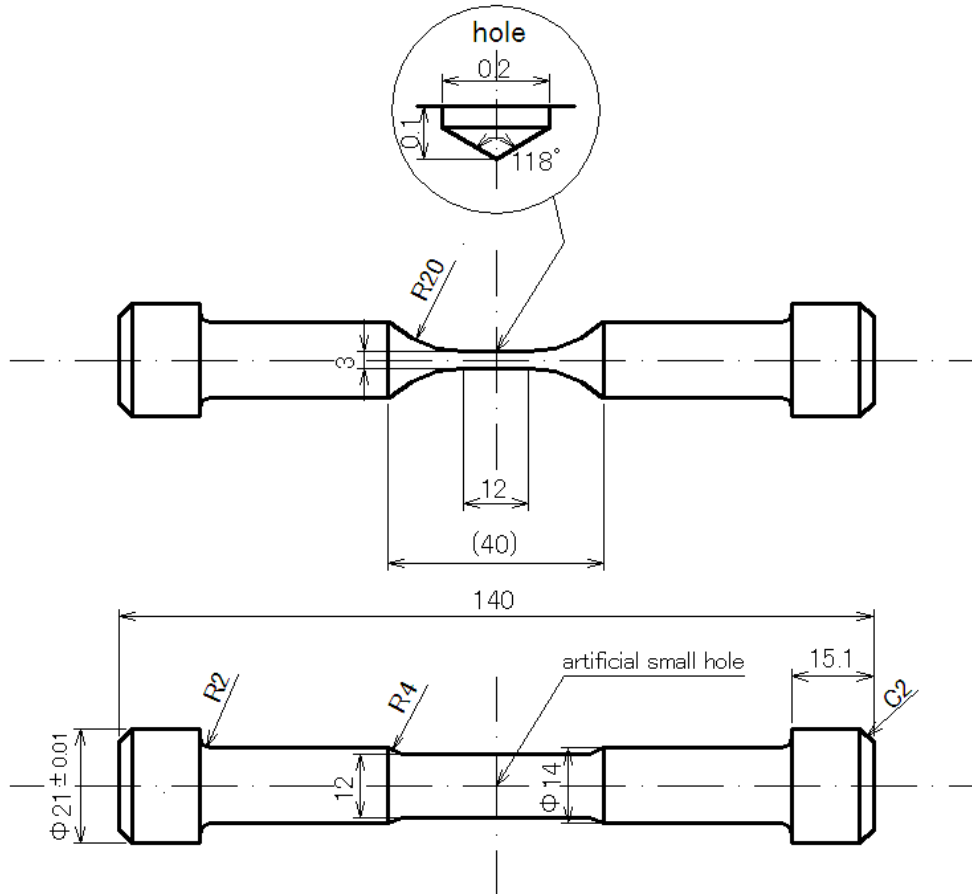


Fig. 3-3 Geometries of plate type specimen for fatigue tests (in mm)

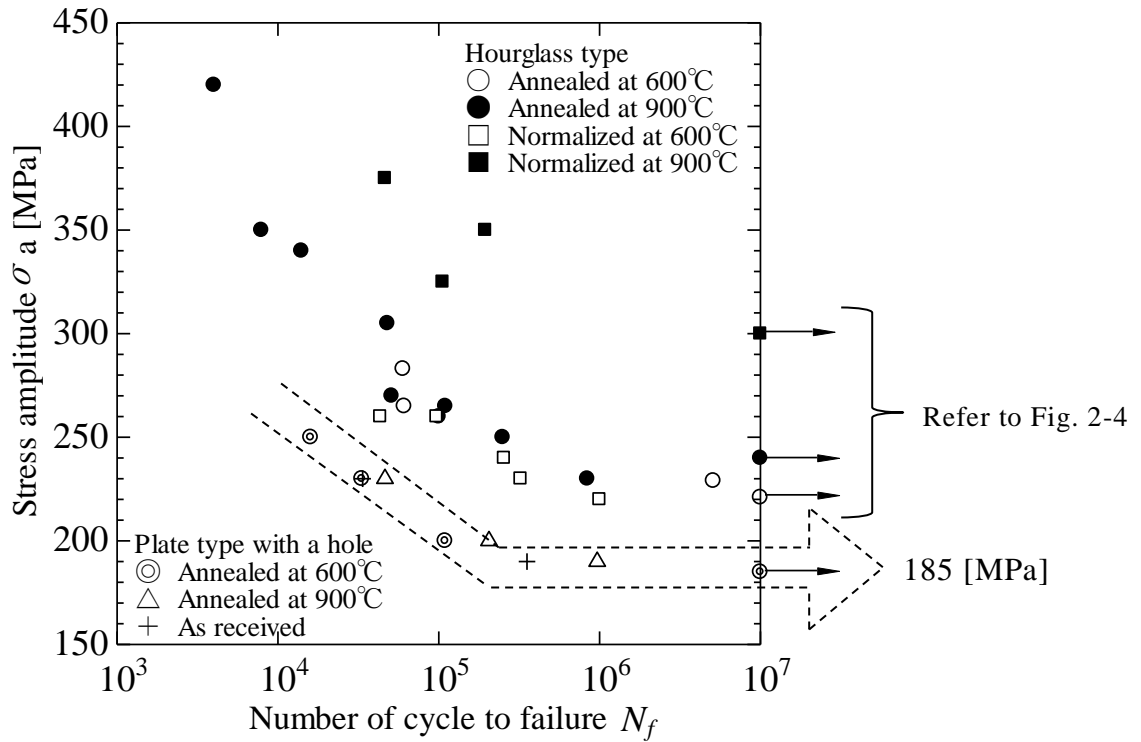
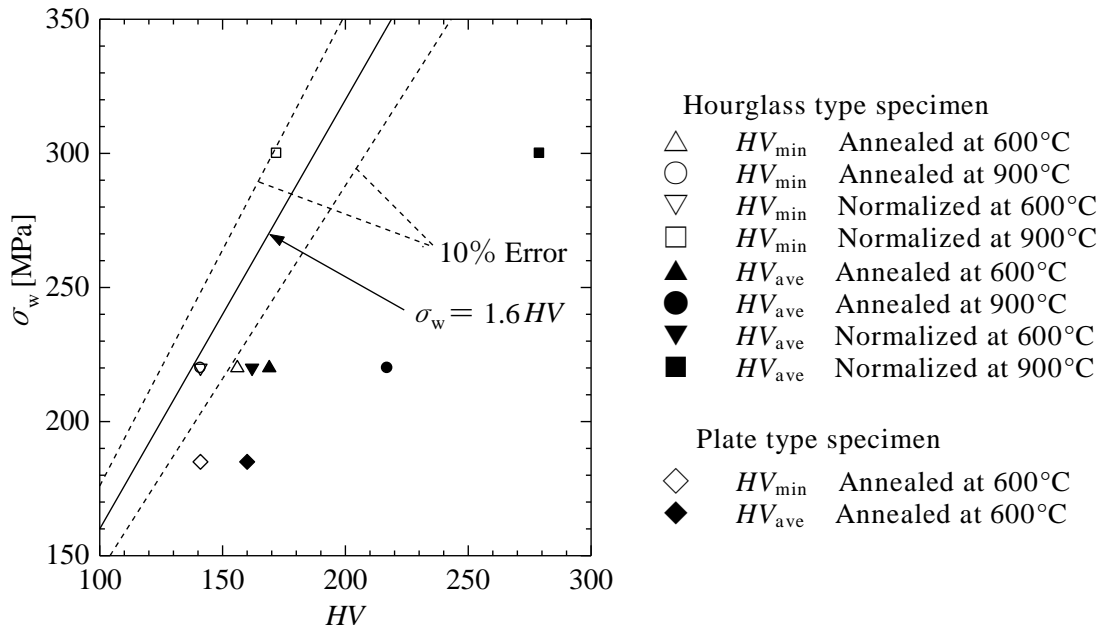
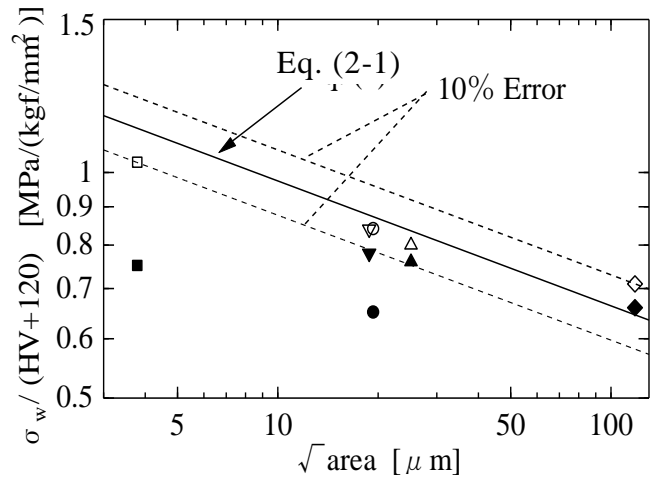


Fig. 3-4 S-N curve for all specimens

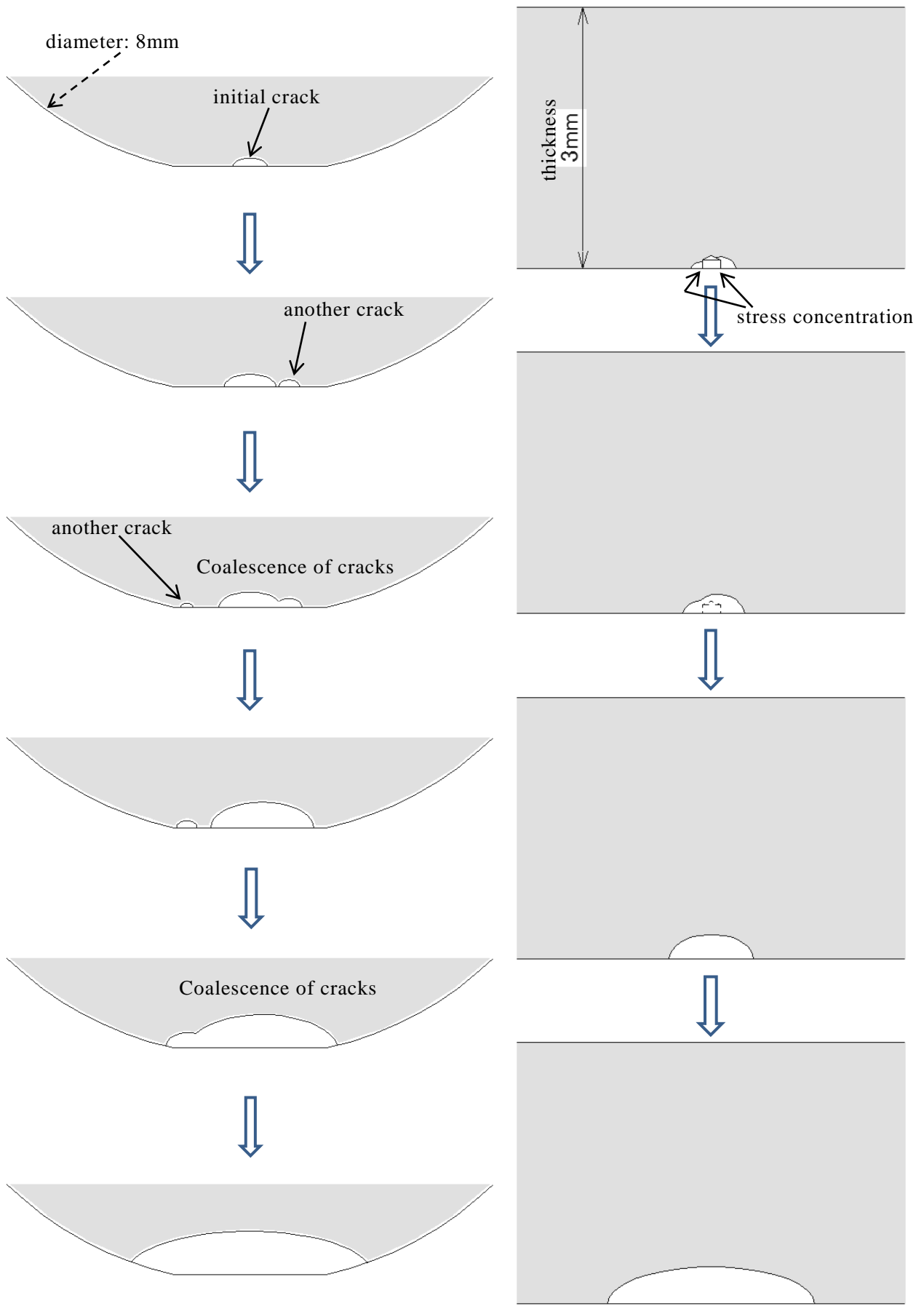


(a) Evaluation from Eq. (2-2) (refer to Fig. 2-5)



(b) Evaluation from Eq. (2-1) (refer to Fig. 2-10)

Fig. 3-5 Evaluation of fatigue limit based on HV_{ave} and HV_{\min}



(a) hourglass type

(b) plate with a hole type

Fig. 3-6 Schematic representation of crack shape

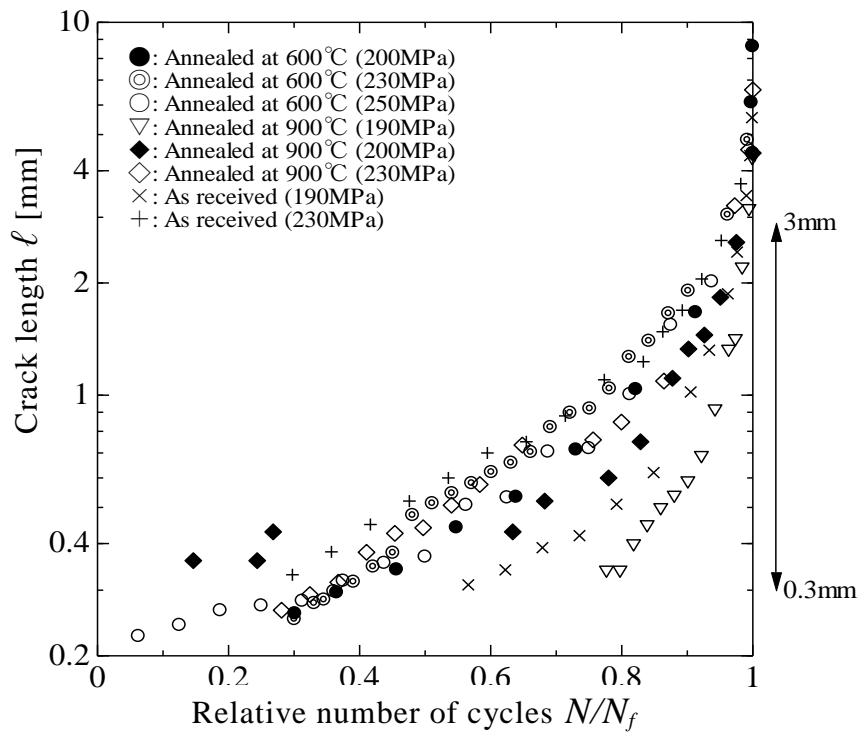
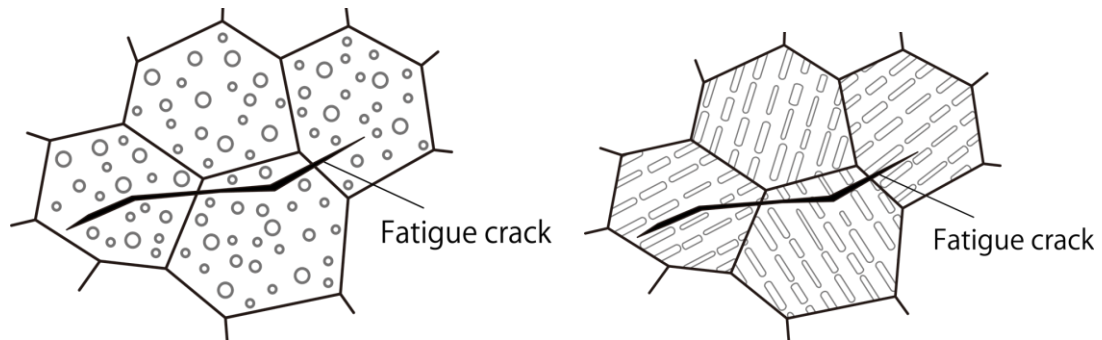


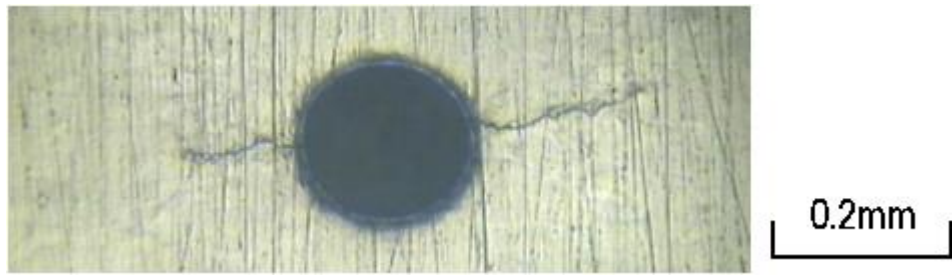
Fig. 3-7 Crack growth curve



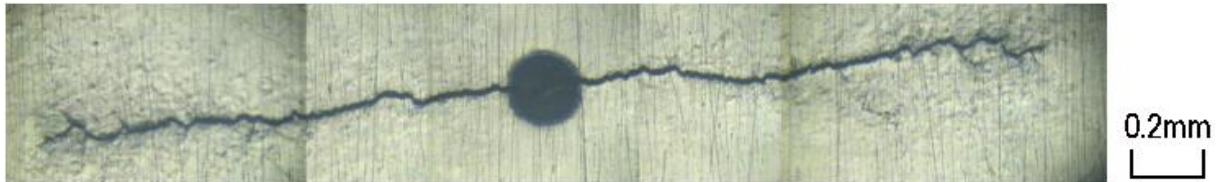
(a) Annealed or normalized at 600 °C

(b) Annealed or normalized at 900 °C

Fig. 3-8 Illustration of the crack growth mechanism

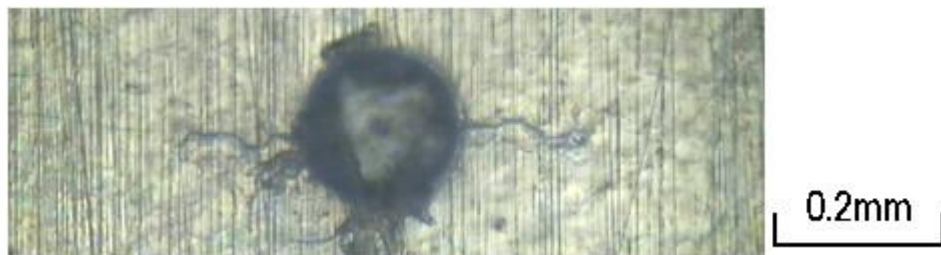


($N=20,000$)



($N=33,000$)

(a-1) plate type specimen – as received (230[MPa])

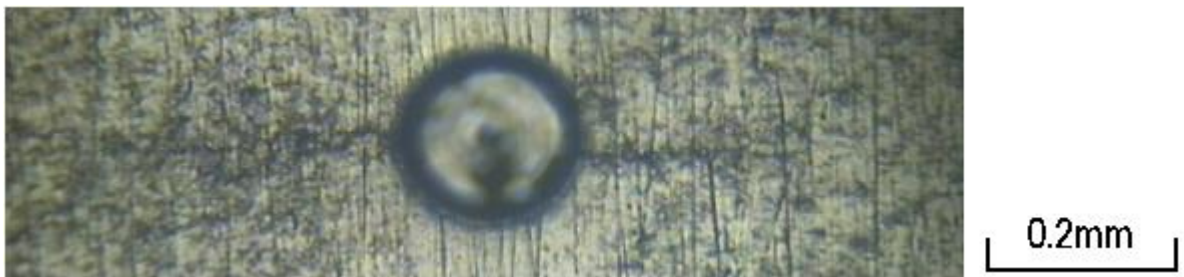


($N=20,000$)



($N=33,000$)

(a-2) plate type specimen - annealed at 600°C (230[MPa])



(a-3) plate type specimen - annealed at 900°C (230[MPa])

(a) Examples of the photos

Fig. 3-9 Electron microscope photos of crack behavior

(continue to next page)

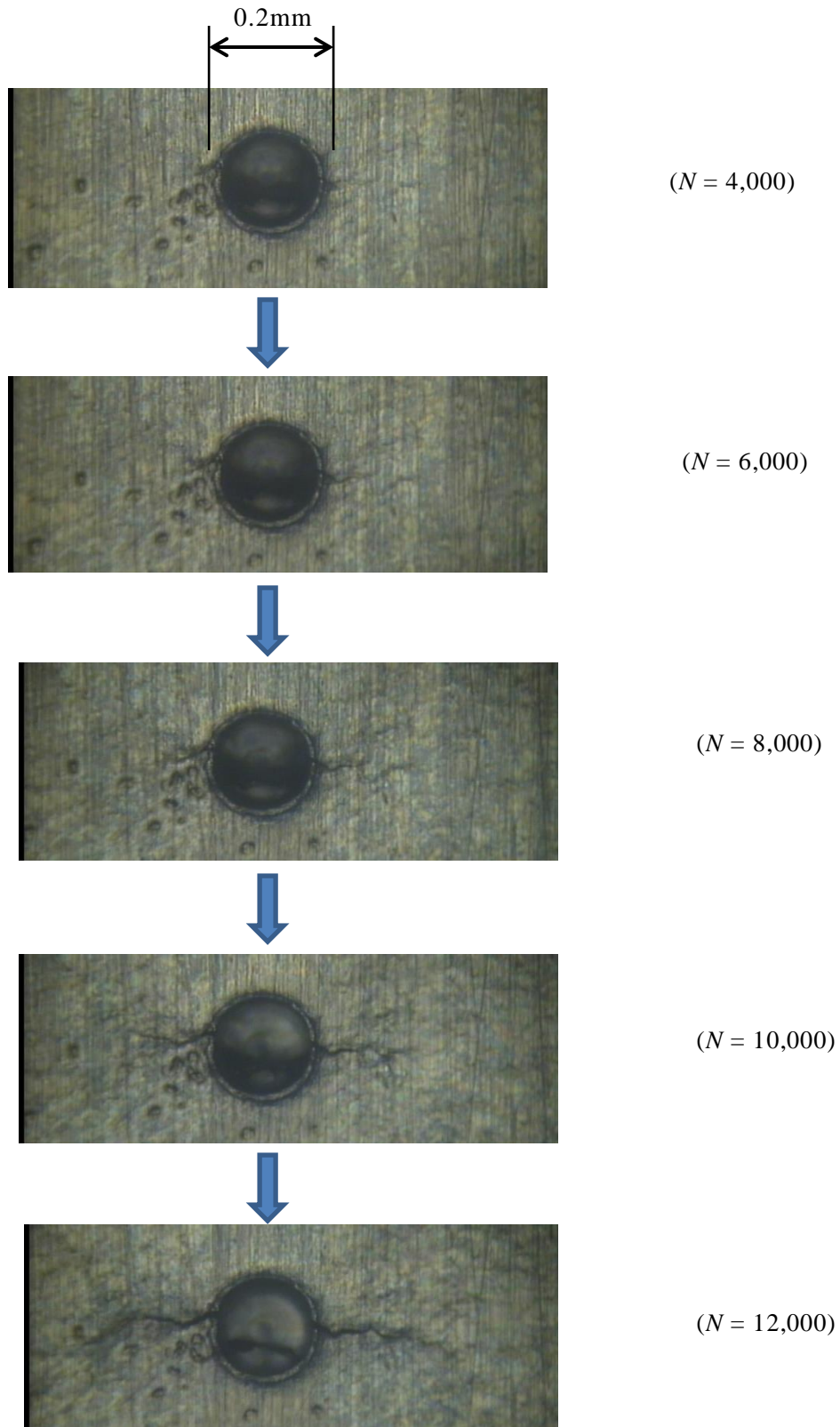
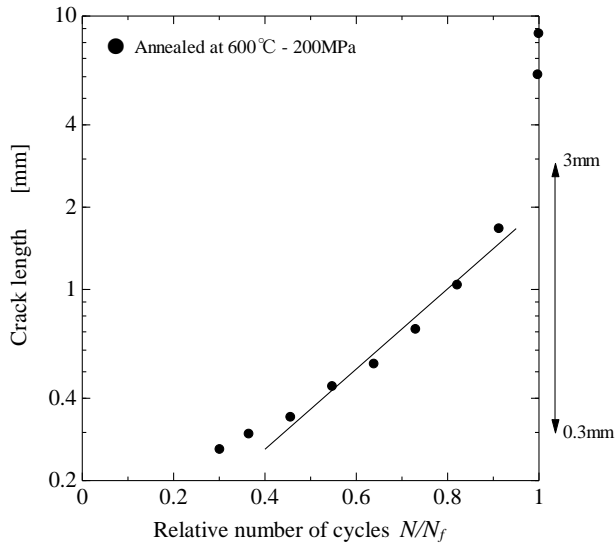


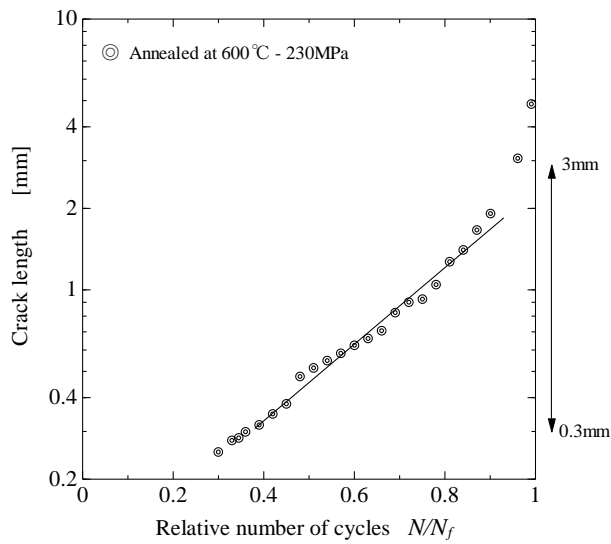
plate type specimen - annealed at 600°C (250[MPa])

(b) Appearance of initial crack growing

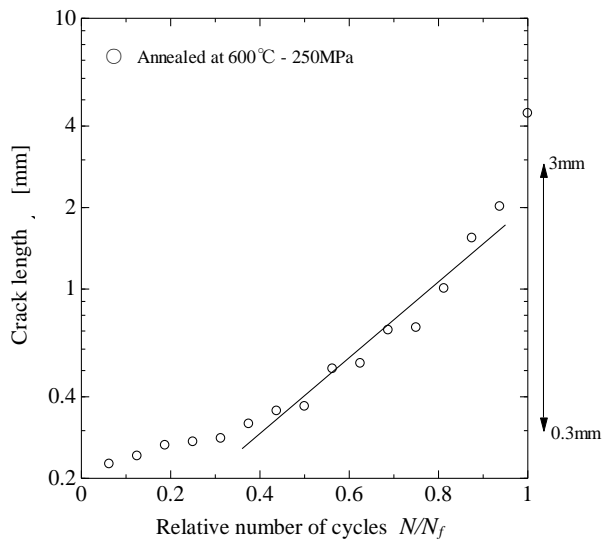
Fig. 3-9 Electron microscope photos of crack behavior



(a) annealed at 600°C (200MPa)



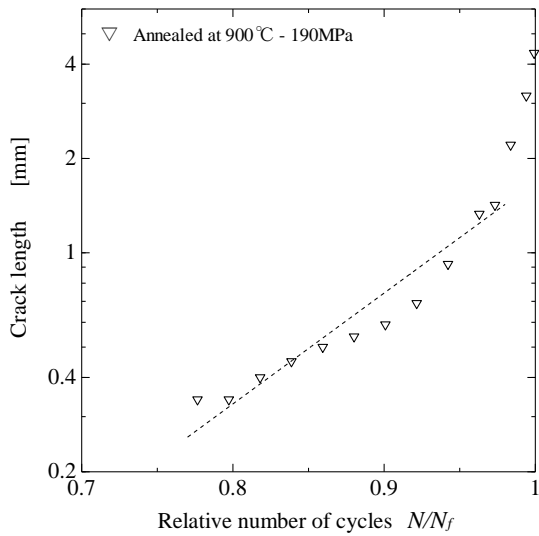
(b) annealed at 600°C (230MPa)



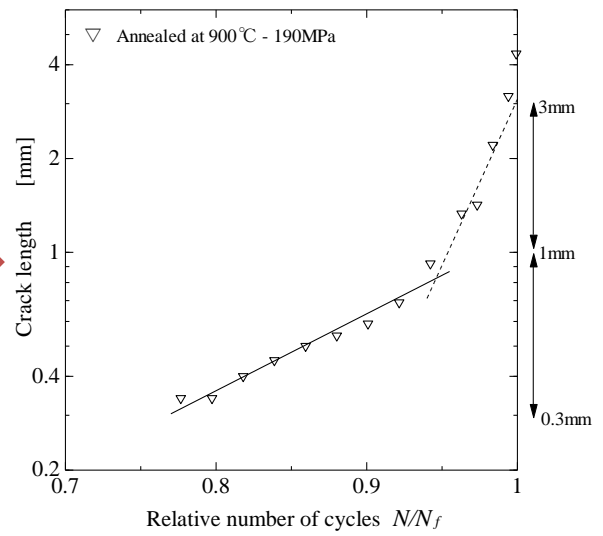
(c) annealed at 600°C (250MPa)

Fig. 3-10 Detailed crack growth curve of Fig. 3-7

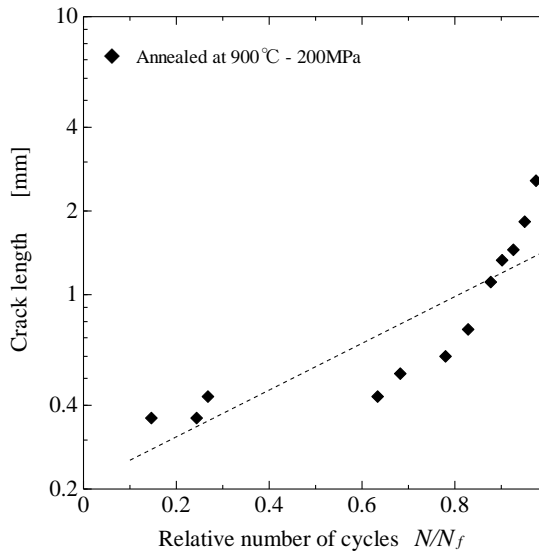
(continue to next page)



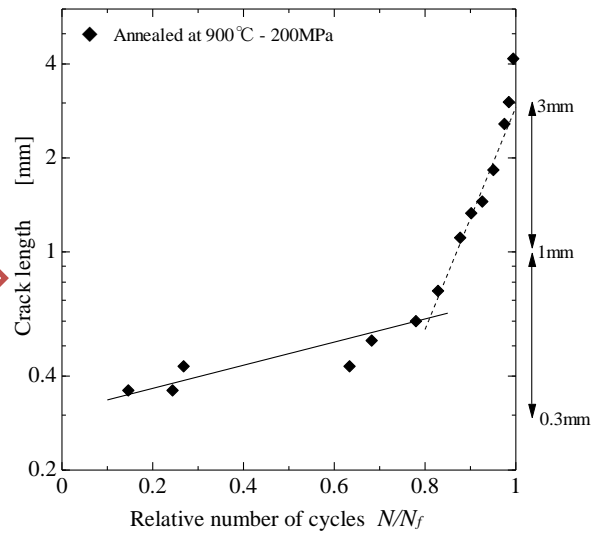
(d) annealed at 900°C (190MPa)



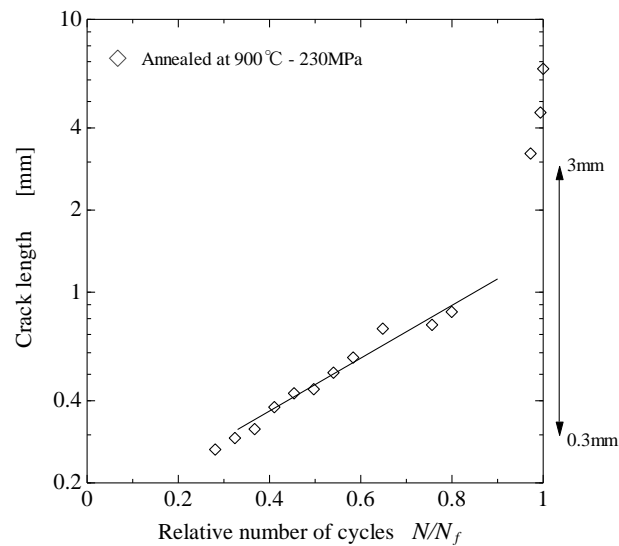
(d') annealed at 900°C (190MPa)



(e) annealed at 900°C (200MPa)



(e') annealed at 900°C (200MPa)



(f) annealed at 900°C (230MPa)

Fig. 3-10 Detailed crack growth curve of Fig. 3-7

(continue to next page)

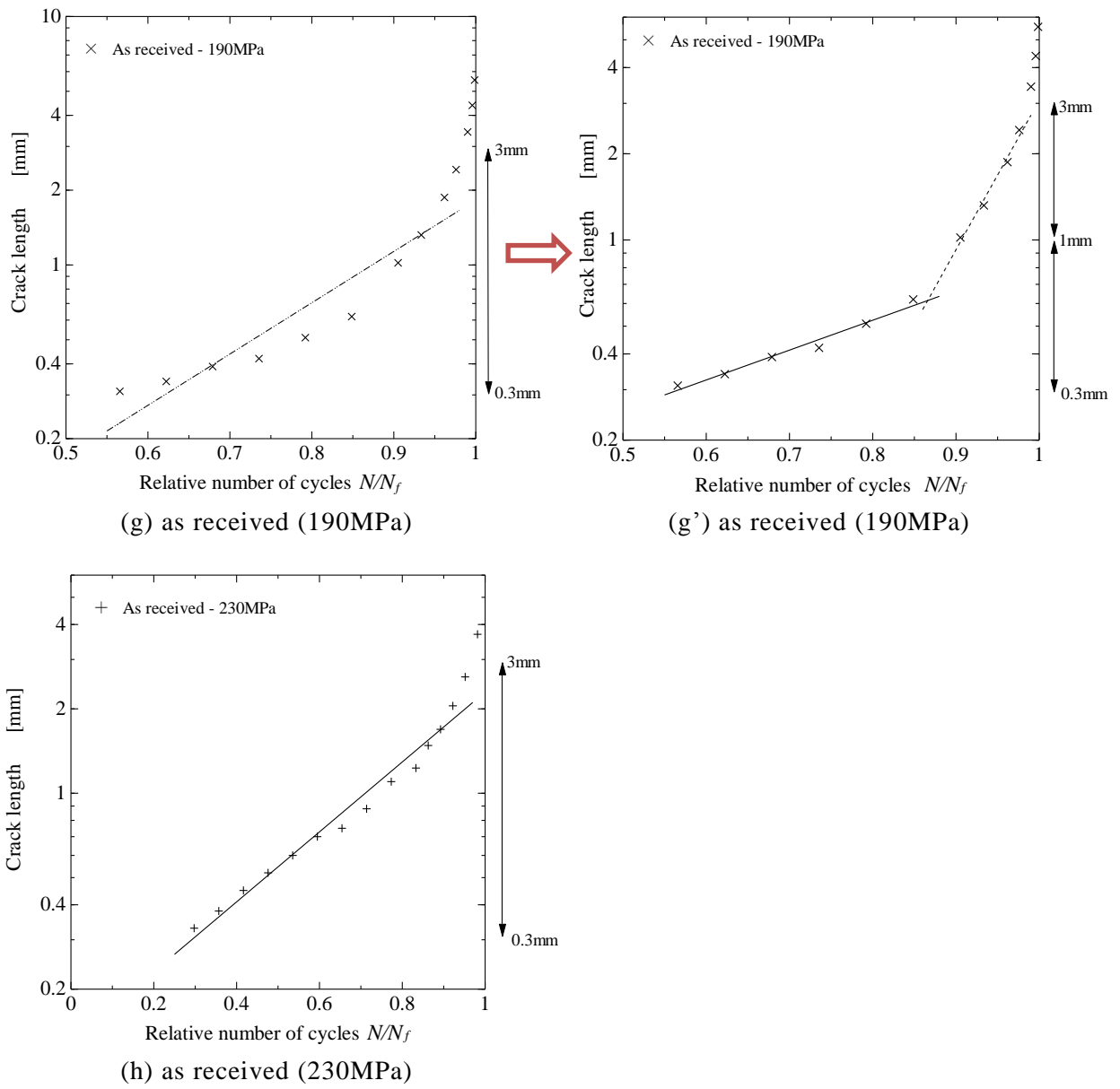


Fig. 3-10 Detailed crack growth curve of Fig. 3-7
 (N : Number of cycles, N_f : Number of fatigue fracture cycles)

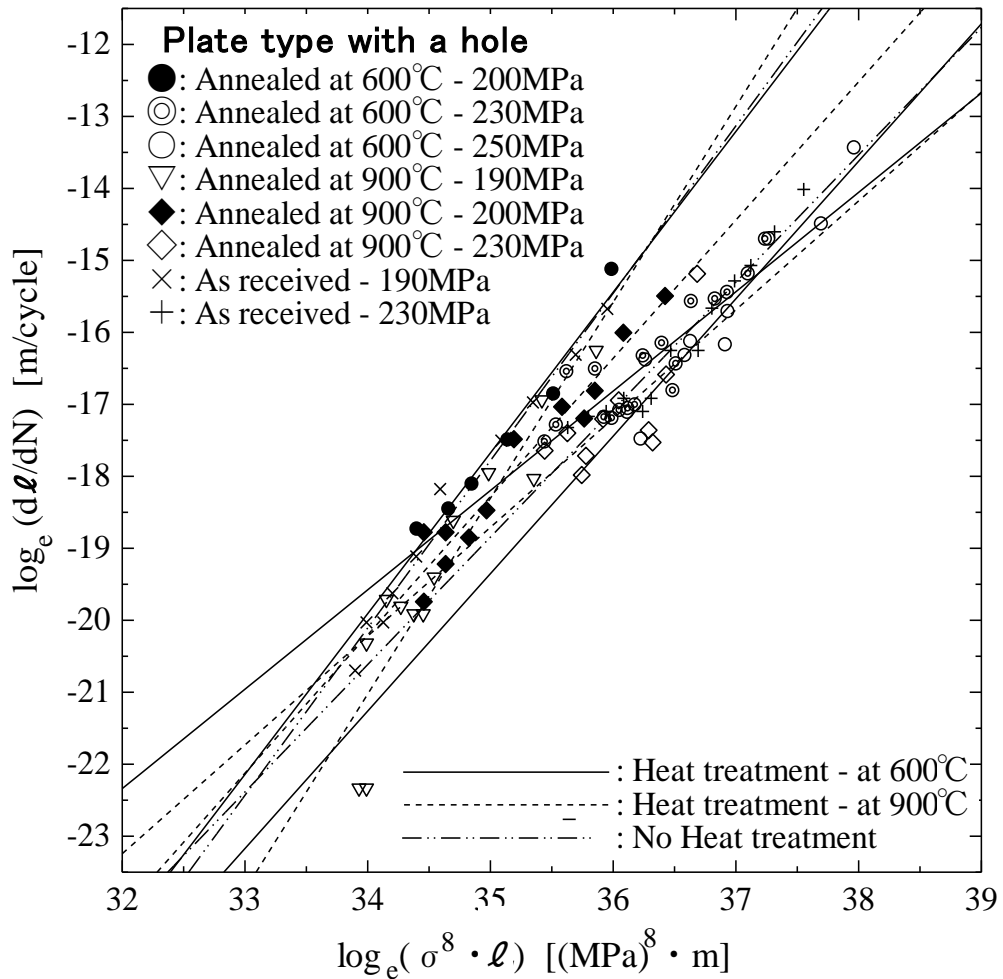


Fig. 3-11 Small crack growth law where $n=8$ and where $0.3 < \ell [\text{mm}] < 3$ (plate type specimen)
 (N : Number of cycles, σ : stress amplitude [$=\sigma_{\text{max}}$], ℓ : crack length)

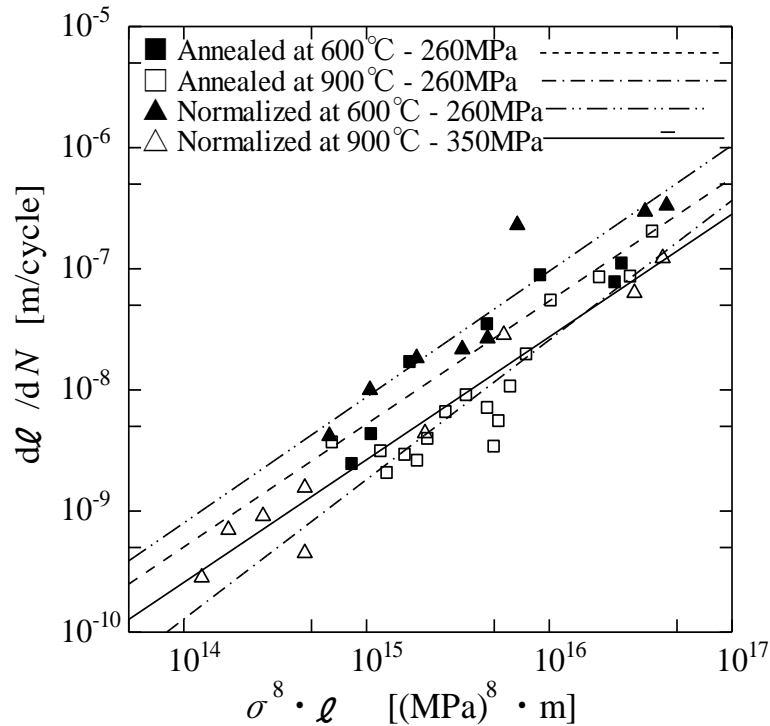


Fig. 3-12 Small crack growth law where $n=8$ (hourglass type specimen)
 (N : Number of cycles, σ : stress amplitude [$=\sigma_{\text{max}}$], ℓ : crack length)

参考文献

- 19) 村上理一、金允海、楠川量啓、“材料の強度と破壊の基礎”(ふくろう出版), 第3.3節, p. 42-44, (2009)
- 20) 境田彰芳、上野明、磯西和夫、西野精一、堀川教世、“材料強度学(機械系教科書シリーズ26)”(コロナ社), 第2.4.2節 p. 27-29, (2011)
- 21) Choubin Makabe, Shinya Yamazaki, Tatsujiro Miyazaki, Masaki Fujikawa, “Fatigue life and crack growth behavior in annealed and normalized 0.83% carbon steel”, Vol. 21, No. 6, 1550001, DOI: 10.1142/S0218625X15500018, Surface Review and Letters, (2015, Published 23 September 2014)
- 22) 日本機械学会、“J S M E テキストシリーズ 機械材料学”(丸善), p. 44, (2011)
- 23) T. L. Anderson, “破壊力学(第3版)-基礎と応用-”(森北出版), 第10.2節 p.469-472, (2011)
- 24) 日本機械学会関西支部、“第331回講習会 破壊力学の基礎と最新応用 参考資料(5月20日分)”, p. 24, (2014)
- 25) ※ 書籍は参考文献19) に同じ、“材料の強度と破壊の基礎”, 第5.4節, p. 82-84
- 26) 日本機械学会、“材料力学ハンドブック <応用編>”(丸善), p. 129-132,(2008)
- 27) 皮籠石紀雄、西谷弘信、豊廣利信、王習術、田中秀穂、“大き裂における微小き裂伝ぱ則の有効性”, 日本機械学会論文集A編, Vol. 62, No. 595, p. 661-665, (1996)
- 28) 後藤真宏、皮籠石紀雄、西谷弘信、宮川浩臣、尾田安司、“き裂伝ぱ速度のばらつきと微小き裂伝ぱ則の関係”, 材料, Vol. 43, No. 494, p.1469-1474, (1994)
- 29) 田中啓介、“機械工学基礎コース 材料強度学”(丸善), 第10章 図10.5, p. 147, (2008)
- 30) 西谷弘信、後藤真宏、皮籠石紀雄、“大応力下および小応力下におけるき裂伝ぱ則の検討(S45C 焼なまし材の両振り引張り圧縮)”, 日本機械学会論文集A編, Vol. 50, No. 449, p. 23-32, (1984)
- 31) ※ 書籍は参考文献29) に同じ、“機械工学基礎コース 材料強度学”, 第10.5節, p. 158, 160

第4章 工具鋼 SK85のき裂進展

4.1 緒言

工具鋼SK85は、熱処理の差異によって、様々な特性を持つことが判明し、それらの特性の差異には、結晶組織が影響していることが考察される。本章では、前章のき裂進展の測定結果をもとに、疲労き裂進展速度の詳細を検討する。このことは、多少なりとも、疲労限度とも関係する問題である。

A領域では、破壊力学でいうモードII（面内せん断モード、sliding mode, inplane mode）の変位様式が基本になっている。これに対し、B領域では、変位様式の基本は、モードI（開口モード、opening mode）であり、線形破壊力学や弾性解析においては、モードI状態のき裂先端前方（ $\theta=0$ ）のy方向応力 σ_y の分布は、応力拡大係数（Stress intensity factor） K_I を用いて、 $\sigma_y = K_I / \sqrt{2\pi r}$ で表される。（ここで、応力拡大係数 K_I は、 $\sigma_0 \sqrt{\pi a}$ 。）応力拡大係数は、負荷条件、き裂を有する材料の形状、き裂の寸法や形状によって、様々な値をとるが、無限板中の長さ $2a$ のき裂が遠方でき裂に垂直な方向の一樣応力 σ を受けている場合には、応力拡大係数としては $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$ （ $K_2=K_3=0$ ）のみを考慮するだけでよいことになる。また、この K_I がある一定の値（ K_c ）を超えたときに破壊が発生するとされている。この応力拡大係数は弾性問題として得られたものであり、破壊基準としてよく用いられる。

例えば、Fig. 4-1に示した(紙のような)極薄平板に、左側の図のような切取り部を設けて荷重を徐々に増加させたとき、右側の図に示したような結果になる。なお、無限板同様、ここでは、干渉や寸法効果が無視できる程度の形状寸法としている。

計算を簡単にするため、板の長さを無限とするだけでなく、長さ $2a$ の初期き裂が2つある場合においては、2つのき裂間の長さも、き裂長さに対してかなり大きく、ほぼ無限長さとして扱ってもよいものとした。

切取り部が初期き裂として扱えるものとして、図の上下2列における切取り部に関して、それぞれの K_I の値を求めると、長さ $2a$ の初期き裂が2つある場合は、仮定より重ね合わせの原理を用いても影響はほとんどなく、 $K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \times 2$ であり、長さ $4a$ の初期き裂が1つある場合は $K_I = \sigma \sqrt{\pi(2a)} = \sigma \sqrt{\pi a} \times \sqrt{2}$ である。すなわち、長さ $2a$ の初期き裂が2つある場合のほうが、 K_I の値は大きくなり、これは、先の「 K_I がある一定の値を超えたときに破壊が発生する」とことと合わせて考えれば、「長さ $2a$ の初期き裂が2つある場合のほうが、長さ $4a$ の初期き裂が1つある場合にくらべて、破壊させるためには、より大きな荷重を必要とする」ことを意味する。そのため、長さ $4a$ の初期き裂が1つあるもののほうが早く破断する。

この例では、厳密解³²⁾がすでに求められている。2つのき裂間の干渉がないとすれば、物理的には、厳密解に頼らなくても、前記のような単純な計算でよいことになる。厳密解を利用する場合においては、長さ $2a$ の初期き裂が2つある場合においての、2つのき裂間の長さをほぼ無限長さとして2つのき裂間の干渉がほぼないようにして、前記の結果を求めることができる。本節ではこの計算に関しては主とする内容ではないが、参考のために、その計算方法も紹介する。

[Fig. 4-1' の場合における厳密解]

±b 点においては、

$$K_I = \sqrt{\pi c} \sqrt{\frac{c}{b}} \frac{\frac{E(k)}{K(k)} - 1 + k^2}{k} \sigma$$

±c 点においては、

$$K_I = \sqrt{\pi c} \frac{1 - \frac{E(k)}{K(k)}}{k} \sigma$$

ただし、 $k = \sqrt{1 - \frac{b^2}{c^2}}$, $K(k) = \int_0^{\pi/2} (1 - k^2 \sin^2 \varphi)^{-1/2} d\varphi$, $E(k) = \int_0^{\pi/2} (1 - k^2 \sin^2 \varphi)^{1/2} d\varphi$

[2つのき裂間の長さがき裂長さに対してかなり大きい場合の、計算上の考え方]

本節では、-b 点と b 点の間に対してき裂長さ $2a (= b - c)$ が非常に小さい場合を想定して考えていることから、 $b \doteq c$ と考えれば、 $k \doteq \sqrt{1 - 1} = 0$

$|k^2 \sin^2 \varphi| = |k^2| |\sin^2 \varphi| \leq |k^2| \doteq 0$ であるから、 $1 - k^2 \sin^2 \varphi \doteq 1$ としてよい。

これにより、 $K(k) = E(k) \doteq \int_0^{\pi/2} 1 d\varphi = \frac{\pi}{2}$ よって、 $\frac{E(k)}{K(k)} \doteq 1$

無限版のため、±c 点における K_I の式にこの値を代入すると 0 となる。これに対して、±b 点においては、き裂端から他のもう一方のき裂部分までの長さは、有限である。本節では、考慮すべき K_I は、±b 点における値である。

$$\frac{\frac{E(k)}{K(k)} - 1 + k^2}{k} \sigma \doteq \frac{1 - 1 + k^2}{k} = k \text{ より、} \pm b \text{ 点における } K_I \text{ の値は、} K_I \doteq \sqrt{\pi c} \sqrt{\frac{c}{b}} k \sigma$$

ここから先は、b, c の値が式に関係してくるため、 $k = \sqrt{1 - \frac{b^2}{c^2}}$ を用いることにすると、

$$K_I \doteq \sqrt{\pi c} \sqrt{\frac{c}{b}} \sqrt{1 - \frac{b^2}{c^2}} \sigma = \sqrt{\pi} \sigma \sqrt{\frac{c^2}{b} \times \frac{c^2 - b^2}{c^2}} = \sqrt{\pi} \sigma \times \sqrt{\frac{(c-b)(c+b)}{b}} = \sqrt{\pi} \sigma \times \sqrt{c-b} \sqrt{\frac{c}{b} + 1}$$

ここで、 $c - b = 2a$, (a に比べて b, c ともかなり大きいことを仮定しているのので) $\frac{c}{b} = 1$ を

代入すれば、 $K_I \doteq \sqrt{\pi} \sigma \times \sqrt{2a} \sqrt{1 + 1} = \sigma \sqrt{\pi a} \times 2$ となる。

以上のように、本例においては、き裂間の干渉がないとする仮定より、厳密解から求めても、厳密解に頼らず前出の方法で求めても、同じ解になる。

Fig. 4-1 に示した例のように、破壊発生を論じるのに応力拡大係数を使用することは、有効な手段の 1 つとなりうるものである。平滑材では、「 $\sigma \geq \sigma_B$ (引張強さ) の負荷がかかるときの破断する」のに対し、き裂を有する場合には、「 $K \geq K_c$ (粗く言い換えれば『破壊の抵抗』) のときに、き裂が成長して、破壊する」と言うこともできる。なお、この K_c は、 K_{Ic} と記載されることもあり、疲労破壊じん性値 (fatigue fracture toughness) と呼ばれるものである。なお、疲労破壊に限らない破壊じん性値 (fracture toughness) は K_{Ic} (または K_{Ic}) と記載され、 $K_{Ic} < K_{Ic}$ であることが多い³³⁾。

本章の疲労き裂進展解析においては、前章のき裂成長の検討には用いなかった応力拡大係数をも利用して検討する。具体的には、第2.5.2節と第3.5.2節に關与するき裂進展考察を、検討し、再考する。

4.2 研究背景

第3.5.2節で記したとおり、実験応力振幅値 σ_a が、降伏応力 σ_y の0.6倍より大きい場合は、B領域の線形扱い表示として、『 σ と ℓ に基づく微小き裂伝ば則』^{26), 27)}が、よく用いられる。それに対して、 σ_a が σ_y の0.5倍より小さい場合には、次に示す『パリズ則 (Paris rule または Paris law または Paris equation)』^{26), 27)}が、よく用いられる。

$$\frac{d\ell}{dN} = C_0 (\Delta K)^m \quad (4-1)$$

ここで、 ℓ : き裂長さ, N : 繰返し応力負荷の数, K : 応力拡大係数, C_0, m : 定数。

第2章や第3章の実験では、すべてのデータが $\sigma_a \geq 0.6\sigma_y$ (σ_a : testing stress, σ_y : yield stress) であったため、『微小き裂伝ば則』のみを用いて検討したが、本章では、き裂進展解析を考察するために、『パリズ則』に関しても検討してみる。

本実験結果をパリズ則に適用する場合、応力比 $R=-1$, $\Delta\sigma=2\sigma_{\max}$ の条件から、 $\Delta K=2\sigma_{\max}\sqrt{\pi\ell}$ となる。なお、 C_0, m は材料、負荷条件に依存する定数であり、多くの場合、 m の値は2~6である²²⁾とされている。 m の値については、専門書によっては、『一般には2~7程度』としているもの³⁴⁾もあれば、『ほとんどの材料で2~4』としているもの³⁵⁾もある。

また、A領域ではき裂の進展速度はきわめて小さく、 ΔK がある一定値 (ΔK_{th} と表されることが多い) より小さいときは、疲労き裂は成長しないとされている。この ΔK_{th} は、下限界応力拡大係数範囲 (threshold value of stress intensity factor range) と呼ばれており、多くの鋼材において、合金成分や熱処理条件によらず、3~8 [MPa \cdot m^(1/2)] 程度の値になる²²⁾と言われている。

これに関する評価法として、村上らは次の関係式¹⁰⁾を提案している。

$$\Delta K_{th} = 3.3 \times 10^{-3} (HV+120) \left(\sqrt{area} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (4-2)$$

ここで、 ΔK_{th} : 下限界応力拡大係数範囲 [MPa \cdot m^(1/2)], HV : ビッカース硬さ, \sqrt{area} : 欠陥投影面積の平方根 [μm]

一般的に疲労き裂進展速度と応力拡大係数変位量の関係は、Fig. 4-2 のように図示される。

多くの材料では、Paris則が成り立つとされるB領域は、 $d\ell/dN$ が $10^{-9} \sim 10^{-6}$ [m/cycle] 程度の範囲としているもの³⁴⁾があるが、あてはまらない材料や実験条件もあるように思われる。また、 $d\ell/dN$ と ΔK との関係を、B領域を含めてより広い範囲でモデル化する式³⁵⁾も、いろいろと考案されている。

4.3 き裂挙動の解析と考察

4.3.1 パリズ則による『き裂挙動』の検討

硬さを測定していれば、式(4-2)を利用して ΔK_{th} の値を算出できることから、ビッカース硬さを測定した結果に基づく第2章の結果から、 ΔK_{th} の概算値を求め、パリス則を適用した。

Table 4-1 ΔK_{th} calculated by equation (4-2) for hourglass type specimen

heat treatment	\sqrt{area} [μ m]	(based on HV_{ave})			(based on HV_{min})		
		HV_{ave}	ΔK_{th}	$\log_e(\Delta K_{th})$	HV_{min}	ΔK_{th}	$\log_e(\Delta K_{th})$
annealed at 600°C	25.1	169	2.79	1.03	156	2.67	0.98
annealed at 900°C	19.4	217	2.99	1.09	141	2.31	0.84
normalized at 600°C	18.8	162	2.47	0.91	141	2.29	0.83
normalized at 900°C	3.8	279	2.05	0.72	172	1.50	0.41

Table 4-1 の \sqrt{area} の値については、 ΔK_{th} がき裂を生じさせる最小の値であることから、観測データの中の最小き裂長さ (Fig. 2-8 (a) の initial crack、Table 2-4) を利用した。

Fig. 4-3 は、以上の説明に基づき算出した結果である。 ΔK_{th} の値は、 HV_{min} を利用して算出した値のみを利用し、900°Cで焼ならしたものの以外については、ほぼ同じ値のため、その中でもっとも小さい値を代表としてグラフ上に記載してある。Fig. 4-3 では、観測データや式(4-2)から得られる ΔK_{th} のほかに、前出の「 ΔK_{th} は3~8 [MPa・m^(1/2)] 程度の値になる²²⁾」と「B領域は、 $d\ell/dN$ が 10^{-9} ~ 10^{-6} [m/cycle] 程度の範囲³⁴⁾」の2点についても考慮し、それらの2領域をグラフ上に表示した。

Fig. 4-3 からは、「 ΔK_{th} は3~8 [MPa・m^(1/2)] 程度の値になる」ことがほぼ成り立っているものと言える。しかしながら、式(4-2)の適用に関しては、 HV_{min} , HV_{ave} とともに、第2章の実験結果についてはあてはまらないものと思われる。また、900°Cで焼ならした試験片以外の結果については、B領域は $d\ell/dN$ が 10^{-9} ~ 10^{-6} [m/cycle] 程度の範囲であると考えられるが、900°Cで焼ならしたものだけは、 $d\ell/dN$ が 10^{-9} [m/cycle] 以下の範囲から、すでにB領域に属するようなき裂挙動を展開していることになる。

第3章の穴付き平板試験片での結果に、パリス則を適用して検討したものが Fig. 4-4 である。この場合、測定結果は、き裂長さが0.3mm~3mmが対象となる。この実験の測定内容からして、 ΔK_{th} 関連のデータ算出はできない。また、この実験結果における、パリス則における定数 m の値 (式(4-1)の m) は、約4であった。(それゆえ、Fig. 4-3 の x 軸は、 $(\Delta K)^4$ にしている。)

なお、これまでもグラフの x 軸や y 軸の目盛りを、線形にしたり指数にしたりしたが、これはグラフの見やすさを考慮したものである。グラフ内に入れ込む添え書きの数値等から、各点の個別の値を判別しやすくしたい場合には、グラフ目盛りを線形化し、その必要がない場合には、対数目盛りのままにしている。(例えば、Fig. 4-3 ではグラフ内の各種数量と範囲の度合いを見るため、各データ値の対数を算出し、グラフ目盛りを線形化したのに対し、Fig. 4-4 ではそれほどのものはないため、各データ値の対数は算出せず、グラフ目盛りを指数のままで表示してある。)

Fig. 4-4 でき裂進展速度 $d\ell/dN$ の値が 10^{-6} [m/cycle] よりやや大きいデータが 1 点のみあるが、ほぼ範囲内とみなしてよいと考えられる。 $d\ell/dN$ が 10^{-9} [m/cycle] より小さいデータが 2 点あるが、これは、以前に記した「実験開始直後にいきなり総計 0.32mm 程度のき裂が発生し、その後しばらくは、き裂が長期的に停滞するということが起こった」後に、き裂成長し始めた最初の 2 点である。そのため、前章では、可能性の 1 つとして、この 2 点のデータには加工不良の影響があったことが原因としていたが、「A 領域は $d\ell/dN$ が 10^{-9} [m/cycle] 程度以下の範囲」²⁰⁾という考えと、900°Cでの焼ならし試験片の場合には初期き裂が他の場合に比べてかなり小さいことを考えると、き裂成長がまだ A 領域の範囲内のデータであったという考えもできないことはない。いずれの考えの場合にも、この 2 点のデータは、近似線からはずれていても支障はないものとしてよいことになる。

なお、Fig. 4-4 にて全体観測データから式(4-1)の m を約 4 としたものの、各実験観測データからすると、 m の値は 3.5~5 ぐらいになる。これに対して、Fig. 4-3 から各実験観測データから m の値を算出すると、2~2.5 程度の値になる。(全体観測データからの m の概算値は、約 2 である。)

第 3.5.2 節の微小き裂伝ぱ則では、第 2 章の砂時計型試験片においても第 3 章の穴付き平板型の試験片においても、定数 n は約 8 (すなわち、き裂成長速さが $\sigma^8 \ell$ に比例) であったのに対し、パリス則では、定数 m は、砂時計型試験片においては約 2 (すなわち、き裂成長速さが $\Delta\sigma^2 \ell$ に比例)、穴付き平板型の試験片においては約 4 (すなわち、き裂成長速さが $\Delta\sigma^4 \ell^2$ に比例) という差異が見られた。しかしながら「 $\sigma_a \geq 0.6\sigma_y$ (σ_a : testing stress, σ_y : yield stress) の場合には『微小き裂伝ぱ則』、 $\sigma_a \leq 0.5\sigma_y$ の場合には『パリス則』を用いられることが多い」とされながらも、本実験結果からは、 $\sigma_a \geq 0.6\sigma_y$ に該当する場合であってもパリス則の適用が可能であることになる。

4.3.2 微小き裂伝ぱ則とパリス則に無次元化を適用しての『き裂挙動』の検討

単位の無次元化の方法を利用すれば、微小き裂伝ぱ則とパリス則を同一グラフ上で検討することが可能になる。両者を、無次元化によって、それぞれの式を変形してみると、

$$\frac{d(\ell/\ell_f)}{d(N/N_f)} = C_1' (\sigma_a/\sigma_w)^n (\ell/\ell_f) \quad (3-2'')$$

$$\frac{d(\ell/\ell_f)}{d(N/N_f)} = C_0' (\sigma_a/\sigma_w)^m (\ell/\ell_f)^{(m/2)} \quad (4-1')$$

ここで、 ℓ : き裂長さ, ℓ_f : 仮想破断き裂長さ, N : 繰返し応力負荷数, N_f : 破断繰返し応力負荷数, σ_a : 応力振幅, σ_w : 疲労限度, C_1' , n : 定数, C_0' , m : 定数

となる。なお、 $\Delta K = 2(\sigma_a/\sigma_w)\sqrt{\pi(\ell/\ell_f)}$ の累乗によって生じる『 $2 \cdot \sqrt{\pi}$ の累乗』の値は、すべて定数 C_0' に含むものとして、表現した。

このように両者の式を比較すれば、両式とも、

$$\frac{d(\ell/\ell_f)}{d(N/N_f)} = C_r (\sigma_a/\sigma_w)^p (\ell/\ell_f)^q \quad \text{ただし、} C_r, p, q \text{ は定数} \quad (4-3)$$

で表現できることになる。式(4-3)にて $q=1$ としたものが微小き裂伝ぱ則であり、式(4-3)にて $p=2q$ としたものがパリス則に該当する。

実験データから微小き裂伝ぱ則やパリス則における定数を割り出すことはそれほど難しいことはない。指数変数が1つしかないことから、例えば、式(4-1)の場合には、『縦軸が $d(l/l_f)/d(N/N_f)$ 、横軸が ΔK の両対数グラフ』における近似直線の傾きが m の値になる。しかし、実験データから式(4-3)における定数を割り出すことは容易ではない。指数変数が2つあることから、トライアンドエラーでいろいろと試してみて判定することになる。この点は不便ではあるように見える。しかし、実際には、 p, q はどのような値をとっても、良いことになる。グラフ y 軸は、

$$\log_e\{d(l/l_f)/d(N/N_f)\} = \log_e(N_f/l_f) + \log_e(dl/dN)$$

であり、同一実験においては $\log_e(N_f/l_f)$ は定数であるので、無次元化や p, q の値の影響を気にすることなく、グラフ上では、無次元化前の $\log_e(dl/dN)$ の値が上方に一定方向だけ平行移動するだけである。グラフ x 軸は、

$$\log_e\{(\sigma_a/\sigma_w)^p \cdot (l/l_f)^q\} = q\log_e l - q\log_e l_f + p\log_e(\sigma_a/\sigma_w)$$

であるので、測定値 l による変数 $q\log_e l$ を除いては、同一実験においてはすべて定数になる。 q を一定にして p を変動させたとき、グラフ上では、 x 座標の値が、 $p\log_e(\sigma_a/\sigma_w)$ の量だけ x 軸方向に平行移動するだけである。そのため、それにともなって、 p, q がある値のところまで近似直線が得られたとき、その近似直線も平行移動することになる。 p を一定にして q を動かしたときには、グラフ上では、 x 座標の値は、 $q\log_e l$ の量だけ x 軸方向に平行移動するとともに、 $\log_e(dl/dN)$ の値が変化することから y 座標の値も影響を受けて変動する。そのため、元の近似直線は、傾きや y 切片を変えることになる。しかしながら、やはり近似線は直線のままであるので、結局、任意の p, q について、近似直線が求まることになる。

これまでの実験データ解析結果からは、微小き裂伝ぱ則では、砂時計型試験片においても穴付き平板型の試験片においても、き裂成長速さが $\sigma^8 l$ (式(3-2)において $n=8$)に比例していたのに対し、パリス則では、砂時計型試験片においては、き裂成長速さは $\Delta\sigma^2 l$ (式(4-1)において $m=2$)に比例し、穴付き平板型の試験片においては、き裂成長速さは $\Delta\sigma^4 l^2$ (式(4-1)において $m=4$)に比例した。そこで、砂時計型試験片の $p=2, q=1$ および $p=8, q=1$ の場合の無次元化グラフと、穴付き平板型の試験片の $p=4, q=2$ および $p=8, q=1$ の場合の無次元化グラフの例を示すことにする。それぞれについて1例ずつ示したのが Fig. 4-5である。なお、参考のために、 $p=1, q=1$ の場合のグラフも付した。

ここで、パリス則や微小き裂伝ぱ則に関連させて、 $p=1, q=1$ の場合の無次元化グラフで、各実験結果を比較する。すべての結果(ただし、穴付き平板型の試験片においては、き裂長さが0.3mm~3mmの範囲のもの)を同一グラフ上に表示したものが Fig. 4-6である。穴付き平板型の試験片の近似直線の傾きは、砂時計型試験片の近似直線の傾きの、ほぼ2倍である。これは、前者が $\sigma[-]^p \cdot l[-]^q$ に比例するとしたとき、数式上の関係からは、後者が $(\sigma[-]^p \cdot l[-]^q)^2$ に比例することを意味している。

すなわち、Fig. 4-6 タイプのグラフでは、いくつもの異なる実験結果を、同一グラフ上に表すことができ、それらを比較することにより、各結果との相対的な傾向を知る

ことができる。たとえば、 $p=1, q=1$ の場合の無次元化グラフにおいて数種類の実験結果を同一グラフ上に示したのち、そのうちの1種類の実験結果について、パリス則や微小き裂伝ぱ則に関連するものを（無次元化しない方法で）詳細に探究すれば、他の実験結果におけるパリス則や微小き裂伝ぱ則の未知定数の算出等にて、見当がつけやすくなるという利点がある。

なお、砂時計型試験片の近似直線については、傾きは4本ともほぼ等しいが、焼なましたものと焼ならしたものとでは、 y 切片がかなりずれている。約 $e^{2.5}$ ほど（約十数倍）のずれがあるが、これは、き裂の合体を考慮していないことに起因していると思われる。実際、Fig. 2-7 (a) のグラフをもとにすると、き裂長さを $M[-]$ ($=N/N_f$) で割った値（すなわち、Fig. 2-7 (a) のグラフの各近似直線の傾き）に関しては、600°Cで焼ならしたものの近似直線の傾きは、600°Cで焼なましたものの近似直線の傾きの約10倍になっているので、このことが Fig. 4-6 に影響をおよぼしていると考えられる。したがって、 $p=1, q=1$ の場合の無次元化グラフにおいて数種類の実験結果を同一グラフ上に示したときに、き裂の合体の影響等がある場合には、近似直線は傾きがほとんど同じであるものの、位置が離れて表れることになる。

これらの無次元化グラフから、き裂挙動の考察や解析手法の利点等さらに追及したいが、そのことは、今後の研究活動として検討していく予定である。

4.4 結論

(1) ΔK_{th} （下限界応力拡大係数範囲）に関する経験則や理論式等のうち、第2章、第3章の実験データには、 $3 \leq \Delta K_{th} \leq 8$ は適すると思われる。

900°Cで焼ならした試験片以外での結果については、従来則どおり、B領域でのき裂進展速度は、 $10^{-9} \leq dl/dN \leq 10^{-6}$ と考えられるが、900°Cで焼ならしたものに関してだけは、 10^{-9} [m/cycle] よりかなり小さいき裂進展がB領域で起こっていると考えられる。

本実験はすべて $\sigma_a \geq 0.6\sigma_y$ (σ_a : 実験応力, σ_y : 降伏応力) の場合に相当しており、従来は『パリス則』は、 $\sigma_a \leq 0.5\sigma_y$ の場合」とされていたが、本研究結果からは、(第3.5.2節に示した『微小き裂伝ぱ則』の有効性だけでなく、)『パリス則』の有効性も確認された。

また、微小き裂伝ぱ則では、砂時計型試験片においても穴付き平板型の試験片においても、き裂成長速度が $\sigma^8 l$ (式(3-2)において $n=8$) に比例していたのに対し、パリス則では、砂時計型試験片においては、き裂成長速度は $\Delta\sigma^2 l$ (式(4-1)において $m=2$) に比例し、穴付き平板型の試験片においては、き裂成長速度は $\Delta\sigma^4 l^2$ (式(4-1)において $m=4$) に比例したというような差異が見られた。

(2) 微小き裂伝ぱ則とパリス則を無次元化すると、式(4-3)で表すことができ、式(4-3)にて $q=1$ としたものが微小き裂伝ぱ則であり、式(4-3)にて $p=2q$ としたものがパリス則に該当する。 p, q はどのような値をとってもデータの近似直線が得られるので、 $p=1, q=1$ の場合の無次元化グラフにおいて数種類の実験結果を同一グラフ上に示すと、相関関係が得られやすい。その後、そのうちの1種類の実験結果について、パリス則や微小き裂伝ぱ則に関連するものを（無次元化しない方法で）詳細に探究すれば、他

の実験結果におけるパリス則や微小き裂伝ぱ則に関する検討の、見当をつけやすくなる。

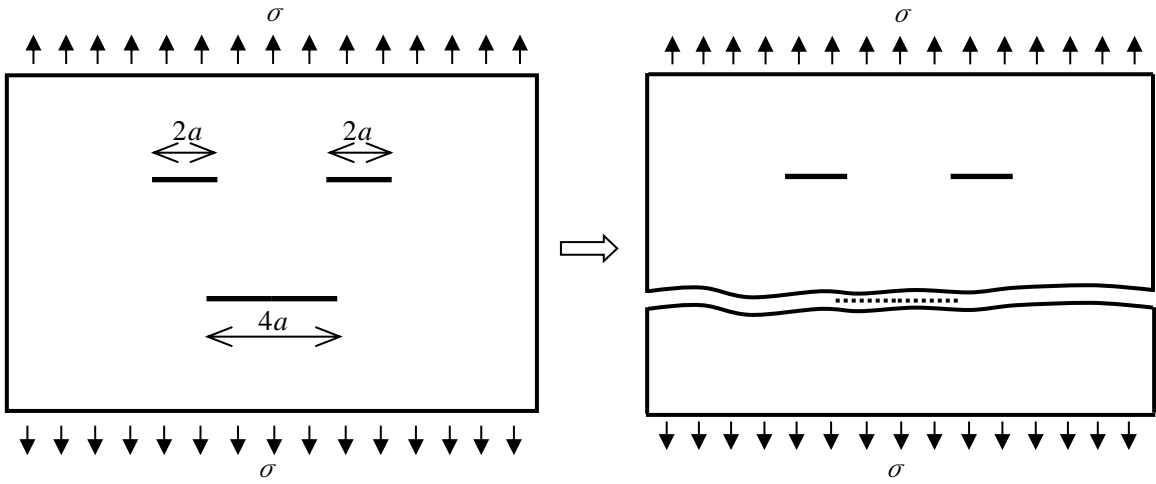


Fig. 4-1 Example of the failure concerning a pulling test

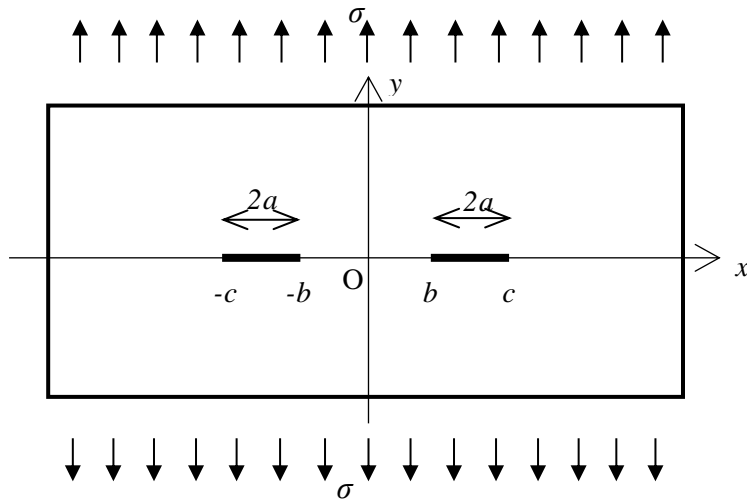


Fig. 4-1' Illustration of the calculation for Fig. 4-1

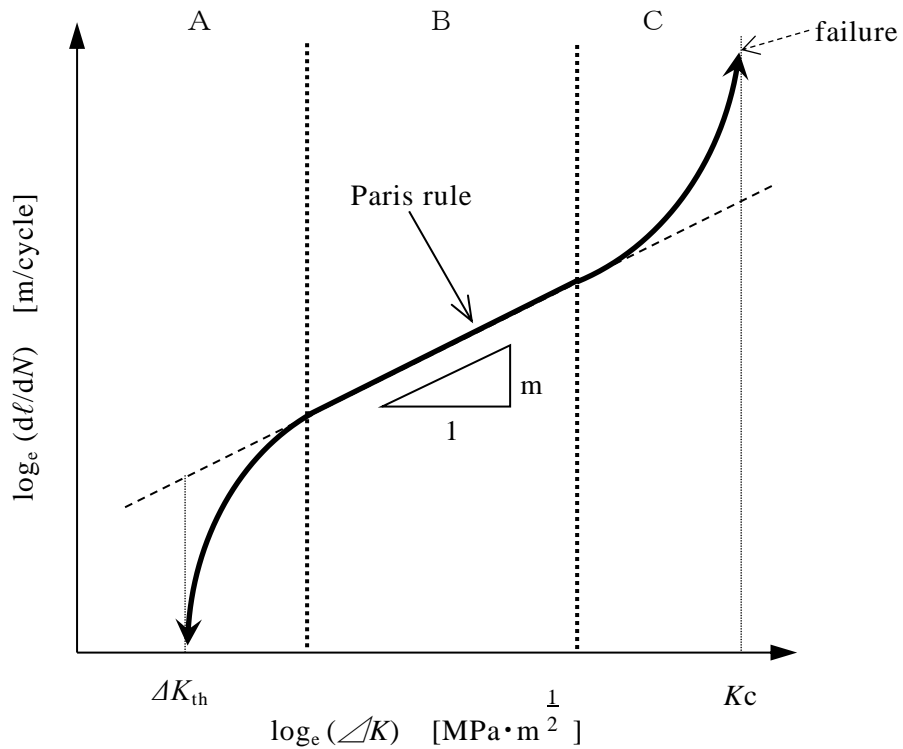


Fig. 4-2 Relationship between $d\ell/dN$ and ΔK

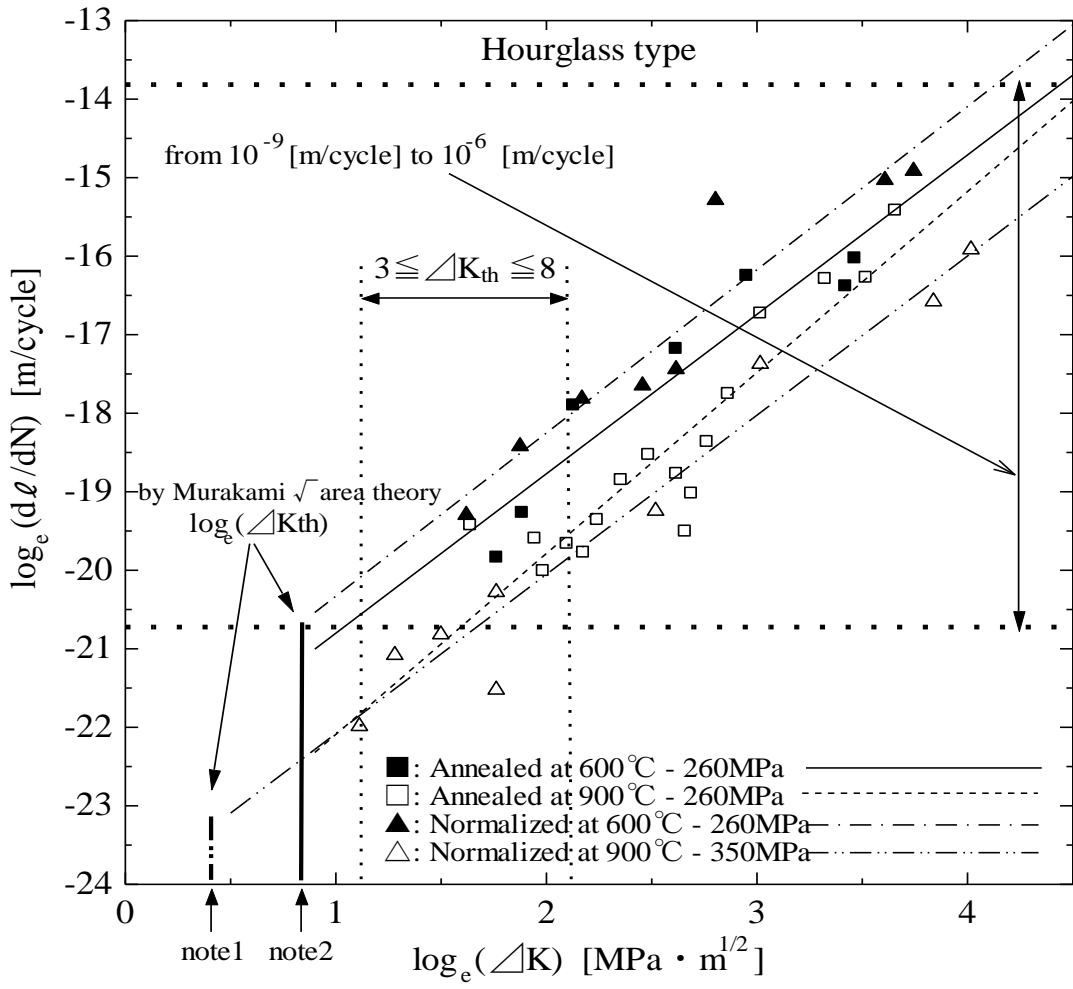


Fig. 4-3 Paris rule (hourglass type specimen) [note1: 0.41, note2: 0.83, refer to Table 4-1]

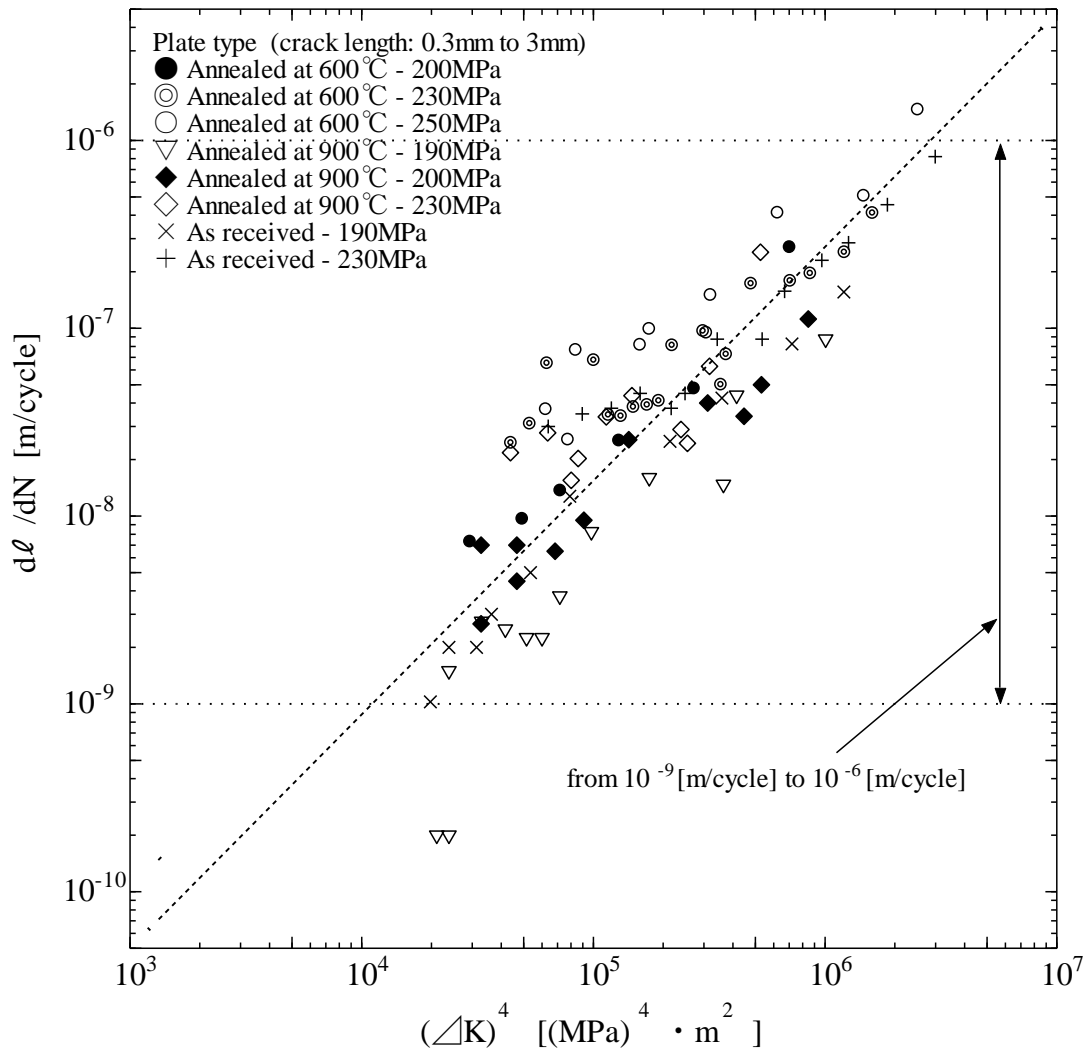
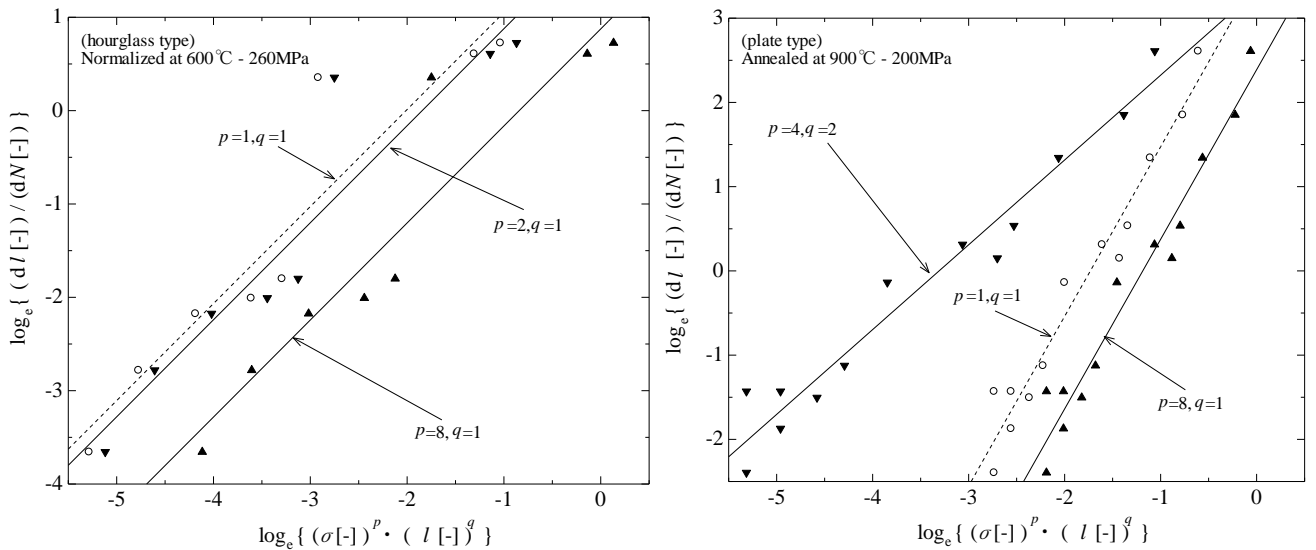


Fig. 4-4 Paris rule (plate type specimen)



(a) example 1

(b) example 2

Fig. 4-5 Examples of relationship between $(\sigma[-])^p(l[-])^q$ and $d(l[-])/d(N[-])$

$$(\sigma[-] = \sigma_a / \sigma_w, l[-] = \ell / \ell_f, N[-] = N / N_f)$$

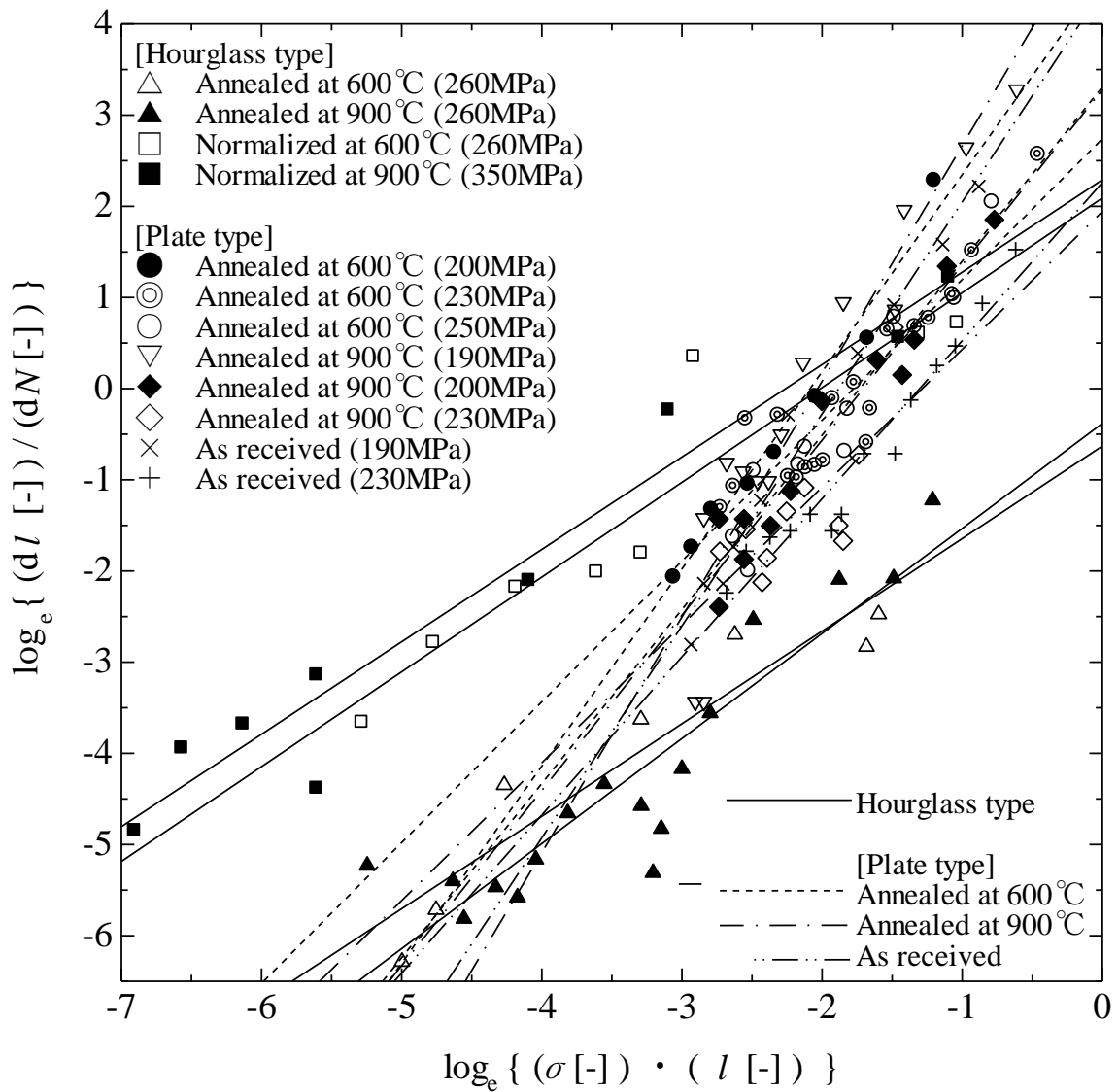


Fig. 4-6 Relationship between $(\sigma[-]) \cdot (l[-])$ and $d(l[-])/d(N[-])$

$$(\sigma[-] = \sigma_a / \sigma_w, l[-] = l / l_f, N[-] = N / N_f)$$

参考文献

- 32) 岡村弘之、“破壊力学と材料強度講座－1 線形破壊力学入門” (培風館), 付表 2, p. 214, (1978)
- 33) 大路清嗣、中井善一、“機械系大学講義シリーズ⑤ 材料強度” (コロナ社), p. 96, (2010)
- 34) 境田彰芳、上野明、磯西和夫、西野精一、堀川教世、“材料強度学(機械系教科書シリーズ26)” (コロナ社), p. 96-100, (2011)
- 35) T. L. Anderson, “破壊力学 (第 3 版) -基礎と応用-” (森北出版), 第10.2節 p.469-472, (2011)

第5章 工具鋼 SK85の疲労き裂に関するまとめ

本研究においては、工具鋼SK85における『疲労限度や初期き裂とその成長』を『熱処理方法や結晶粒径』と関連させて検討を行った。第2章では「熱処理によって異なる疲労特性」、第3章では「結晶組織と疲労き裂挙動の関係」、第4章では「き裂伝ぱに関するき裂進展解析」について、検討した各章で得られた結果をまとめなおして再表記すると、以下のとおりになる。

SK85を『600℃で焼なましたもの』、『900℃で焼なましたもの』、『600℃で焼ならしたもの』、および『900℃で焼ならしたもの』について、引張圧縮による疲労強度実験等を行った結果、以下のような結論を得た。

第2章において、熱処理等の差異による『初期き裂発生寸法 l_0 』と『硬さ HV 』と『疲労限度 σ_w 』および『引張強度 σ_B 』の相互関係に着目して得られた結果は、以下の通りである。

注：着目した従来則をあらわす関係式のみ再掲（詳細は、第2.2節を参照）

$$\sigma_w = \frac{1.43(HV+120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \quad (2-1)$$

$$\sigma_w = 1.6HV \quad (HV \leq 400) \quad (2-2)$$

$$\sigma_B = \frac{1}{3} HV \quad (2-3)$$

（このほか「低炭素鋼の経験則 $\sigma_w \approx 0.5\sigma_B$ 、パーライト鋼の経験則 $\sigma_w \approx 0.4\sigma_B$ 」）

(1) [疲労限度や従来測関係式の観点より]

① 900℃で焼ならしたもののだけが疲労限度が 300 [MPa] と大きく、他はみな同じで、220 [MPa] である。

② 疲労限度と硬さの関係は、900℃で熱処理したものは、従来則($\sigma_w \approx 0.4\sigma_B$)とは異なる傾向がある。(900℃で熱処理したものの以外は、従来測通り。)

③ 900℃で熱処理したものは、引張強度と疲労限度の関係が、いろいろな従来則とは異なる。引張強度と硬さの関係[式(2-3)]については、従来から知られている関係には HV_{ave} のほうが適するものとなり、疲労限度と硬さの関係[式(2-1)と式(2-2)]については、従来から知られている関係には HV_{min} のほうが適するものとなった。(900℃で熱処理したものの以外は、ほぼ従来測通りではあるものの、) 式(2-2)に関してのみは、600℃で熱処理したのものに関しても、 HV_{min} のほうが適する傾向が見られる。

[Note. HV_{ave} : average hardness, HV_{min} : minimum hardness]

(2) [初期き裂発生寸法の観点より]

『初期き裂発生寸法 l_0 』を用いて、 $area = (\pi l_0^2)/8$ とすれば村上・遠藤の提案式[式(2-1)]によって、『疲労限度 σ_w 』と組織特性の関係が説明できると思われる。この l_0 は、き裂進展曲線の初期き裂で算出されたものである。そして、この初期き裂発生寸法は、電子顕微鏡を用いての破面観察に推定できるき裂発生領域の表面上の長さに、ほぼ等しい。

第3章において、き裂の発生・成長と、材料の微視的構造との関係に着目して得られた結果は、以下の通りである。

注：着目した従来則をあらわす関係式のみ再掲（詳細は、第3.2節、第3.5.2節を参照）

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{a}} \quad (\text{ホールペッチの関係式}) \quad (3-1)$$

$$\frac{d\ell}{dN} = C_1 \sigma_a^n \ell \quad (\text{微小き裂伝ば則}) \quad (3-2)$$

(1) [き裂成長と結晶粒径との関連性の観点より]

①-1 き裂成長のさまたげになると思われるのは、結晶粒間の距離、結晶粒間のすきまの存在割合、結晶粒径の平均値等、いろいろ考えられる。

『900°Cで焼ならしをしたもの』だけが、これらの数値が、他の熱処理をしたものとは異なっている。

①-2 『900°Cで焼ならしをしたもの』と『他の3種類の熱処理方法を行ったもの』とで、疲労限度の値や初期き裂発生寸法に関して差異が認められていたが、これは結晶粒度に起因しているものと考えてよい。

①-3 結晶群の大きさよりも、結晶粒の大きさや充満度（稠密度）のほうが、影響度は大きい。

② 結晶粒が（層状のように）球形でないときにホールペッチの関係式を用いる場合には、平均結晶粒径には『短径の値（層状結晶粒の場合は“層”の幅）』を使用するのが合理的である。これは、き裂成長において、き裂が結晶粒間のすきま（層状結晶粒の場合は2つの“層”の間）を経路にすることが多いことに起因していると考えられる。

(2) [微小き裂伝ば則の観点より]

① 第2章の実験結果においても、本章の実験結果においても、微小き裂伝ば則が成り立つ。なお、微小き裂伝ば則を示す式(3-2)における n の値は、約8である。

② 疲労限度に近い実験応力値における測定では、B領域におけるき裂進展において、き裂成長の速さが変化するところがあり、近似直線が2本の線分からなる折れ線となった。それでも、それらを含めた広範囲において微小き裂伝ば則が有効であった。

第4章において、き裂挙動の解析手法に着目して得られた結果は、以下の通りである。

注：着目した従来法則・経験則および関係式のみ再掲（詳細は、第4.2節を参照）

A領域

$$\begin{aligned} d\ell/dN &\leq 10^{-9} \\ \Delta K_{th} &= 3.3 \times 10^{-3} (HV+120) (\sqrt{area})^{\frac{1}{3}} \\ 3 &\leq \Delta K_{th} \leq 8 \end{aligned} \quad (4-2)$$

B領域

$$\begin{aligned} 10^{-9} &\leq d\ell/dN \leq 10^{-6} \\ \sigma_a &\geq 0.6\sigma_y \quad (\sigma_a: \text{実験応力}, \sigma_y: \text{降伏応力}) \text{ の場合には『微小き裂伝ぱ則』 [式は(3-2)]} \\ \sigma_a &\leq 0.5\sigma_y \text{ の場合には『パリス則』} \\ \frac{d\ell}{dN} &= C_0 (\Delta K)^m \end{aligned} \quad (4-1)$$

(1) [B領域範囲、下限界応力拡大係数範囲、およびパリス則の観点より]

①-1 ΔK_{th} (下限界応力拡大係数範囲) に関する経験則や理論式等のうち、

$3 \leq \Delta K_{th} \leq 8$ については、ほぼ成り立つと思われる。

式(4-2)に関する本内容への適用性については、本実験からは判定できなかった。

①-2 900°Cで焼ならした試験片以外での結果については、従来則どおり、B領域でのき裂進展速さは、 $10^{-9} \leq d\ell/dN \leq 10^{-6}$ と考えられるが、900°Cで焼ならしたものに関してだけは、 10^{-9} [m/cycle] よりかなり小さいき裂進展が、B領域で起こっていると考えられる。

②-1 本実験はすべて $\sigma_a \geq 0.6\sigma_y$ (σ_a : 実験応力, σ_y : 降伏応力) の場合に相当しており、「『パリス則』は、 $\sigma_a \leq 0.5\sigma_y$ の場合」とされているが、本研究結果からは、『微小き裂伝ぱ則』の有効性だけでなく、『パリス則』の有効性も確認された。

②-2 微小き裂伝ぱ則では、砂時計型試験片においても穴付き平板型の試験片においても、き裂成長速さが $\sigma^8 \ell$ (式(3-2)において $n=8$) に比例していたのに対し、パリス則では、砂時計型試験片においては、き裂成長速さは $\Delta \sigma^2 \ell$ (式(4-1)において $m=2$) に比例し、穴付き平板型の試験片においては、き裂成長速さは $\Delta \sigma^4 \ell^2$ (式(4-1)において $m=4$) に比例したというような差異が見られた。

(2) [単位を無次元化して利用した各解析手法の観点より]

微小き裂伝ぱ則やパリス則の無次元化の式（再掲）は、

$$\frac{d(\ell/\ell_f)}{d(N/N_f)} = C_r (\sigma_a/\sigma_w)^p (\ell/\ell_f)^q \quad (C_r, p, q: \text{定数}) \quad (4-3)$$

で表現できることになる。式(4-3)にて $q=1$ としたものが微小き裂伝ぱ則であり、式(4-3)にて $p=2q$ としたものがパリス則に該当する。

[なお、条件や実験方法等によっては、式(3-2')のように、式(4-3)にて σ_w (疲労限度) の代わりに σ_B (引張強さ) を用いても、使用可能な無次元化式になると思われる。]

参 考 文 献 (再掲)

以下、全章における参考文献を、再掲する。

なお、ページ iv の研究関連論文業績に紹介している論文 [以下の 17) や 21) 等の論文] に関しては、論文内の写真・表・図・グラフ等を適宜利用している。

【第 1 章】

- 1) 中村宏、堀川武、“金属疲労の基礎と疲労強度設計への応用”(コロナ社), p. 1, (2008)
- 2) 大路清嗣、中井善一、“機械系大学講義シリーズ⑤ 材料強度”(コロナ社), p. 92, (2010)
- 3) 西谷弘信、“疲労強度学”(オーム社), 第 1 章 第 1.3 節, p. 11, (1984)
- 4) 中沢一、本間寛臣、“金属の疲労強度”(養賢堂), 第 4 章 図 4.1, p. 78, (1987)
- 5) 萩原芳彦、鈴木秀人、“よくわかる破壊力学”(オーム社), p. 33, (2006)

【第 2 章】

- 6) 西谷弘信、“疲労強度学”(オーム社), 第 2 章 p. 13, 14, (1984)
- 7) 濱田繁、迫田優、佐々木大輔、上田正治、野口博司、“微視組織構造に注目したパーライト鋼の疲労限度特性評価について”, 材料, Vol. 60, No.9, p. 790-795, (2011)
- 8) 谷村康行、“おもしろサイエンス 破壊の科学”(日刊工業新聞社), p. 96-99, (2012)
- 9) 金子純一、須藤正俊、菅又信、“基礎機械材料学”(朝倉書店), 第 8.3.3 節, p. 145, 146 (2004)
- 10) 村上敬宜、遠藤正浩、“微小き裂の下限界応力拡大係数幅 ΔK_{th} に及ぼす硬さとき裂形状の影響”, 材料, Vol. 35, No. 395, p. 911-917, (1986)
- 11) 村上敬宜、“金属疲労 微小欠陥と介在物の影響”(養賢堂), (1993)
- 12) M. F. Garwood, H. H. Zurburg, and M. A. Erickson: Correlation of Laboratory Tests and Service Performance, Interpretation of Tests and Correlation with Service, pp. 1-77, ASM (1951)
- 13) 境田彰芳、上野明、磯西和夫、西野精一、堀川教世、“材料強度学(機械系教科書シリーズ 26)” (コロナ社), p. 158, 図 6.14, (2011)
- 14) ※ 書籍は参考文献 6) に同じ、“疲労強度学”, 第 2 章 p. 14-20
- 15) ※ 書籍は参考文献 13) に同じ、“材料強度学”, 第 4 章 p. 92
- 16) 中根直樹、眞喜志隆、Anggit MURDANI、宮崎達二郎、眞壁朝敏、“焼なました工具鋼 SK5 の疲労限度の評価について”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 78, No. 791, p. 989-999, (2012)
- 17) 山崎真也、眞壁朝敏、眞喜志隆、中根直樹、“工具鋼 SK85 の熱処理による疲労限度の変化”, 材料試験技術, Vol. 58, No. 1, (2013)
- 18) 機械システム設計便覧、(財) 日本規格協会;
<http://ebw.eng-book.com/pdfs/ecb7c8688913e12a4494939494498e79.pdf>, (2012)

【第3章】

- 19) 村上理一、金允海、楠川量啓、“材料の強度と破壊の基礎”(ふくろう出版), 第3.3節, p. 42-44, (2009)
- 20) 境田彰芳、上野明、磯西和夫、西野精一、堀川教世、“材料強度学(機械系教科書シリーズ26)”(コロナ社), 第2.4.2節 p. 27-29, (2011)
- 21) Choubin Makabe, Shinya Yamazaki, Tatsujiro Miyazaki, Masaki Fujikawa, “Fatigue life and crack growth behavior in annealed and normalized 0.83% carbon steel”, Vol. 21, No. 6, 1550001, DOI: 10.1142/S0218625X15500018, Surface Review and Letters, (2015, Published 23 September 2014)
- 22) 日本機械学会、“J S M E テキストシリーズ 機械材料学”(丸善), p. 44, (2011)
- 23) T. L. Anderson, “破壊力学(第3版)-基礎と応用-”(森北出版), 第10.2節 p.469-472, (2011)
- 24) 日本機械学会関西支部、“第331回講習会 破壊力学の基礎と最新応用 参考資料(5月20日分)”, p. 24, (2014)
- 25) ※ 書籍は参考文献19) に同じ、“材料の強度と破壊の基礎”, 第5.4節, p. 82-84
- 26) 日本機械学会、“材料力学ハンドブック <応用編>”(丸善), p. 129-132,(2008)
- 27) 皮籠石紀雄、西谷弘信、豊廣利信、王習術、田中秀穂、“大き裂における微小き裂伝ぱ則の有効性”, 日本機械学会論文集A編, Vol. 62, No. 595, p. 661-665, (1996)
- 28) 後藤真宏、皮籠石紀雄、西谷弘信、宮川浩臣、尾田安司、“き裂伝ぱ速度のばらつきと微小き裂伝ぱ則の関係”, 材料, Vol. 43, No. 494, p.1469-1474, (1994)
- 29) 田中啓介、“機械工学基礎コース 材料強度学”(丸善), 第10章 図10.5, p. 147, (2008)
- 30) 西谷弘信、後藤真宏、皮籠石紀雄、“大応力下および小応力下におけるき裂伝ぱ則の検討(S45C 焼なまし材の両振り引張り圧縮)”, 日本機械学会論文集A編, Vol. 50, No. 449, p. 23-32, (1984)
- 31) ※ 書籍は参考文献29) に同じ、“機械工学基礎コース 材料強度学”, 第10.5節, p. 158, 160

【第4章】

- 32) 岡村弘之、“破壊力学と材料強度講座-1 線形破壊力学入門”(培風館), 付表2, p. 214, (1978)
- 33) 大路清嗣、中井善一、“機械系大学講義シリーズ⑤ 材料強度”(コロナ社), p. 96, (2010)
- 34) 境田彰芳、上野明、磯西和夫、西野精一、堀川教世、“材料強度学(機械系教科書シリーズ26)”(コロナ社), p. 96-100, (2011)
- 35) T. L. Anderson, “破壊力学(第3版)-基礎と応用-”(森北出版), 第10.2節 p.469-472, (2011)