焼なました工具鋼 SK5 の疲労限度の評価について*

中根 直樹^{*1}, 眞喜志 隆^{*2}, Anggit MURDANI^{*3}宮崎 達二郎^{*4}, 眞壁 朝敏^{*5}

Evaluation of Fatigue Limit of Annealed Tool Steel SK5

Naoki NAKANE, Takashi MAKISHI, Anggit MURDANI, Tatsujiro MIYAZAKI
and Chobin MAKABE^{*5}^{*5} Univ. of the Ryukyus, Dept. of Mechanical Systems Engineering
Nishihara, Nakagami-gun, Okinawa, 903-0213, Japan

Fatigue limit is related to the crack initiation and growth process. The length of a surface crack at fatigue limit is related to the size of a single crystal in the case of a plain specimen of low carbon steel, copper, etc. However, the initial crack length is independent of the crystal size in the case of pure aluminum, a lamellar pearlitic steel, etc. So, the relationship between the initial crack length and fatigue limit was investigated in this study by using tool steel SK5. The original microstructure of this material includes spherical microstructure. However, after annealing under some temperatures, that microstructure changed to a lamellar microstructure. It was found that the fatigue limit of a plain specimen of this material could not be evaluated by average hardness. However, its fatigue limit could be evaluated by a relation in which the parameters are the hardness and size of the crack initiation area, independent of the heat treatment conditions. This result was discussed based on the observations of crack growth behavior and fracture surface.

Key Words : Fatigue, Fatigue Limit, Spherical Microstructure, Lamellar Microstructure, Pearlite, Hardness, Initial Crack Length

1. 緒 言

疲労被害の物理的実態は疲労き裂の発生と進展であると言われている。多くの低・中強度の鉄鋼材料において、疲労によって破壊が生じない限界応力である疲労限度はそのようなき裂が進展しない限界の応力とみなされている。また、低炭素鋼等ではき裂発生寸法が結晶粒径程度であるとみなされている⁽¹⁾。その場合においては、欠陥等のない平滑試験片の疲労限度において存在する停留き裂の長さ（進展しないき裂の限界長さ）は結晶粒径程度といわれている。しかしながら、純アルミニウム⁽¹⁾やパーライト鋼⁽²⁾等では、き裂の発生寸法が一結晶粒径程度ではないことが報告されており、そのような場合の疲労限度とき裂の発生・進展挙動の関係について検討することは興味深いことである。

工具鋼 SK5 は、素材の状態では球状組織を含み、焼入れ性が良いことから刃物等の素材として用いられている^{(3), (4)}。そして、SK5 は構造用として用いられることが少ないので疲労強度の観点からはあまり検討されていない。しかしながら、熱処理によって微細な球状組織が層状組織に変化すること等から、本研究ではき裂発生寸法、結晶組織そして疲労限度の関係について SK5 を用いて検討することを試みた。そのため、数種の熱処理温度で焼なまして組織を変化させた試験片のき裂の発生・進展を観察した。

* 原稿受付 2012 年 2 月 8 日

^{*1} 琉球大学 大学院 機械システム工学専攻 (〒903-0213 沖縄県中頭郡西原町千原 1 番地)^{*2} 正員, 沖縄高等専門学校 機械システム工学科 (〒905-2192 沖縄県名護市辺野古 905 番地)^{*3} Politeknik Negeri Malang Department of Mechanical Engineering (Jl. Soekarno Hatta No.9, Malang 65141, Indonesia)^{*4} 正員, 琉球大学 工学部機械システム工学科 (〒903-0213 沖縄県中頭郡西原町千原 1 番地)^{*5} 正員, フェロー, 琉球大学 工学部機械システム工学科 (〒903-0213 沖縄県中頭郡西原町千原 1 番地)

E-mail: makabe@tec.u-ryukyu.ac.jp

村上と遠藤⁽⁵⁾⁽⁶⁾によって欠陥寸法とビッカース硬さを用いた疲労限度の評価式が提案されている。その評価式を用いると多くの金属材料の疲労強度が合理的に評価できることが知られている。そこで、本研究では、き裂発生寸法を潜在欠陥寸法とみなして、彼らの評価式を用いた検討を行い、SK5の疲労限度とき裂発生寸法に関する考察を行った。

2. 使用材料と実験方法

使用した材料は市販の工具鋼SK5である。その化学成分を表1に示す。受け入れた素材の結晶組織は、市販のままではフェライト基地中に球状のセメンタイトが析出した形態となっており、いわゆる球状化焼なまし材であった。セメンタイトの球状化によって焼入れ性が向上することが知られており^{(3), (4)}、球状化したセメンタイトの形状の均一性は素材の性質に大きく影響するといわれている。SK5は熱処理の条件によって耐摩耗性に優れじん性も高くなる性質があり、工具鋼の素材として使用されている。本研究では、工具鋼という観点ではなく、組織の変化、き裂の発生形態そして疲労限度の関係を調べるためにSK5を実験材料に選定した。

試験片を真空中で600℃、800℃あるいは900℃の温度で1時間保持する条件で焼なましした。図1は、それぞれの焼なまし温度における組織の状態を示している。これらの組織写真は5%ナイトールで数秒間エッチングしたものである。組織の形態は焼なまし温度によって異なっていることがわかる。図1(a)のように600℃で焼なましした場合には、球状化したセメンタイトは大きな変化はなく、受け入れ材と変わらない組織形態である。しかしながら、図1(b)や図1(c)に示されるように、800℃や900℃で焼なましした場合には、焼なまし温度が上昇するにつれて、球状であったセメンタイトが長く伸びた形状に変化しており、900℃ではいわゆる層状パーライトと呼ばれるフェライトとセメンタイトが層状に重なった組織となっていることがわかる。図1(c)の組織写真には、白く見える部分と黒く見える部分があるが、組織の腐食特性や結晶方向等による見え方の差であり、基本的には層状パーライトである。本研究では、このような組織から発生するき裂の発生寸法についても検討した。なお、浜田ら⁽²⁾が用いたレール用のパーライト鋼においては組織にパーライトコロニー、ブロックが形成され、それらに着目した疲労強度の評価を行っている。本研究において熱処理した条件では明確に寸法が決定されるようなパーライトコロニー、ブロックのような組織は発達していないとみなされる。

Table 1 Chemical composition (mass, %)

C	Si	Mn	P	S	Fe
0.83	0.33	0.35	0.024	0.001	Bal.

Fig. 1 Microstructure: (a) Annealed at 600℃, (b) Annealed at 800℃, (c) Annealed at 900℃

使用した試験片の形状を図2と図3に示す。図2は引張試験片の形状であり、機械的性質を調べるために用いた。図3は疲労試験に用いた試験片の形状であり、平滑試験片と部分切欠きを加工した試験片である。西谷らの研究⁽¹⁾によると本研究で用いた寸法の部分切欠きを加工しても疲労寿命や疲労強度に影響がほとんど現れないので、本研究でもその試験片を平滑試験片と同等とみなして、き裂の発生・進展を観察するために用いている。

引張試験は素材と焼なまし試験片を用いて行った。疲労試験に使用した試験片は焼なましを行う前に#2000までのエメリー研磨紙で表面を研磨しさらに金属研磨剤で鏡面仕上げした。また、疲労試験を行う前にも、金属研磨剤を用いて表面の汚れを取り除いている。電気油圧サーボ式材料試験機を用いて周波数が10Hz、応力比 R （繰返し最小応力/繰返し最大応力）が-1で引張・圧縮試験を行った。また、レプリカ法によって所定の繰返し数で実験を中断し、き裂の発生と進展を観察している。その際、レプリカを金属顕微鏡で観察し、き裂長さを測定した。破断した試験片の破面を実体顕微鏡や電子顕微鏡を用いて観察し破壊形態を調べた。また、疲労限度や引張強さと硬さの関係を調べるため、マイクロビッカース硬度試験機を用いて荷重200gfで硬さ HV を測定した。

Fig. 2 Specimen for tensile tests (mm)

Geometry of minimum area of cross section

Fig. 3 Specimen for fatigue tests (mm)

3. 実験結果および考察

3・1 引張試験の結果と硬さ分布

図4に引張試験で得られた各試験片の応力—ひずみ線図を示す。引張強さ σ_B は組織の形態によって変化し、600℃で焼なましでも静的強度はほとんど変化しないが、900℃で焼なますと強度が高くなるのがわかる。図5は各試験片の硬さ HV の横断面における分布を示している。表面を原点として測定したものであり、素材と600℃で焼なまししたもの比べて、800℃や900℃で焼なましたものは、ばらついていることがわかる。

表2は、引張強さ σ_B 、降伏応力 σ_y （900℃で焼なましした場合は0.2%耐力、その他の場合は降伏点）、硬さ HV そして絞り ϕ の値を各試験片で比較したものである。引張強さ σ_B （あるいは降伏応力 σ_y ）と硬さの平均値 HV_{ave} にはほぼ正の相関、引張強さ σ_B と絞り ϕ には負の相関関係があることが分かる。特に、900℃で熱処理した場合には、図1に示したように明らかな組織変化が生じるために、平均硬さが増し静的強度が向上することがわかる。また、600℃と800℃で焼鈍した場合には硬さ HV_{ave} にほとんど差がないが、引張強さ σ_B は800℃で焼なましした場合の方が高くなっている。その理由には球状化された組織の方が、じん性が高く、変形しやすくなることが考えられる。なお、表2には測定した範囲での硬さの最小値 HV_{min} の値も記している。静的強度は試験片組織の平均的な強度に依存する傾向があるが疲労強度は局所的に弱い部分の強度の影響を受けるので、 HV_{min} の値も調べてい

る．平均硬さとの場合と比べ，熱処理温度との関係には異なる傾向があり，特に 800℃や 900℃において軟らかい部分が存在することがわかる．

Table 2 Mechanical properties (t : Annealing temperature, σ_y : Yield stress, σ_B : Ultimate tensile strength, ϕ : Reduction of area, HV_{ave} : Average hardness, HV_{min} : Minimum hardness)

t (°C)	σ_y (MPa)	σ_B (MPa)	ϕ (%)	HV_{ave} (kgf/mm ²)	HV_{min} (kgf/mm ²)
-	252	523	59.5	180	167
600	244	504	58.6	169	156
800	269	561	46.3	167	129
900	286	762	19.9	217	141

Fig. 4 Stress-strain curves

Fig. 5 Distributions of hardness

Fig. 6 Fracture surface of tensile specimens: (a) As received, (b) Annealed at 600°C, (c) Annealed at 800°C, (d) Annealed at 900°C

図 6 は引張試験によって破断した試験片の破面をデジタルカメラで撮影したものである．素材や 600℃で焼鈍したものはカップアンドコーン形で破壊するが，900℃で焼なましたものはぜい性的な破面となっており，組織変化が静的な破壊の形態にも影響していることがわかる．また，800℃で焼なましたものはカップアンドコーン形と

なっているがせん断縁の部分の破断面積に占める割合が素材や600℃で焼なまししたものより小さいことがうかがえる。

3・2 疲労過程におけるき裂の挙動と疲労限度の評価

3・2・1 疲労限度の評価とき裂進展曲線を利用したき裂発生寸法の近似について

応力比が-1で引張・圧縮試験をした場合のS-N曲線（繰返し応力振幅 σ_a と破断繰返し数 N_f の関係）を図7に示す。図中データは、平滑試験片（Plain specimen = Plain）と部分切きを加工したもの（Specimen with partial notch = Partial notch）で区別しているが、各熱処理条件でそれらのS-N関係にはほとんど差がない傾向が得られていることがわかる。そこで、本研究では部分切欠きを加工したものも平滑試験片として取り扱っている。また、矢印を付したデータは 10^7 回の応力を繰返しても破断しなかった試験片のものである。実験結果にはばらつきがみられ、600℃で焼鈍した場合（○印）には 10^7 回近くの応力の繰返して破断した結果もある。また、900℃で焼なまし240MPaの矢印のデータ（●印）は破断しなかった場合のものであるが、230MPaの繰返して破断した場合もあった。そして、220MPaで破断しなかった試験片のデータは600℃の場合と900℃の場合が重なっているため、図中では矢印を付した○印しか示されていない。良く知られているように、厳密な疲労限度 σ_w の算出には統計的手法⁷⁾を適用する必要がある。しかしながら、本研究では強度の問題を厳密に評価するのではなく、速報的、基礎的な観点から、き裂発生寸法と疲労限度 σ_w の関係の傾向を見出すことを目的とした。そこで、ばらつきはあるものの、少ないデータではあるが、 10^7 回の繰返しに耐えたものの応力を疲労限度 σ_w として簡便に評価した。

Fig. 7 S-N curves of annealed specimens (Arrow shows the data for unbroken specimen)

本研究では、き裂の発生・進展挙動を疲労強度と関連づけることを目的とした。先の研究⁸⁾でも電解研磨をした部分切欠きのない試験片で表面き裂の観察を行ったが、き裂発生箇所が特定できないこととピットの発生のためにレプリカ法による観察がうまくいかなかった。そこで、本実験では、ある程度のき裂発生領域が特定できる部分切欠きを有する試験片を用いてき裂の観察を行い、相対繰返し数 N/N_f とき裂長さ l の関係（き裂進展曲線）を調べた。き裂進展曲線のスタート点はき裂の発生を観察した点であり、この点でのき裂長さをき裂発生寸法 l_0 とみなした。図8に各焼なまし温度におけるき裂進展曲線を示す。多少のばらつきがあり、焼なまし温度によって、き裂発生寸法 l_0 に若干の差があった。これらのき裂進展の観察は、疲労限度とき裂発生寸法との関係を調べるために、疲労限度より若干高い応力振幅の値260MPaで行っている。つまり、き裂の発生寸法 l_0 には、停留き裂の場合もこのレベルで進展するき裂の場合も大きな差がないものとみなした。また、疲労限度よりも若干高い応力振幅を負荷することによって（特にき裂開口によって）、すべり線と区別した明瞭なき裂寸法の測定ができたものと考えている。浜田ら²⁾はパーライト鋼において疲労限度 σ_w を評価するための寸法としてき裂発生寸法に着目し、パーライトブロックの寸法を採用しているが、その妥当性は疲労破面に残されたき裂の寸法から検証している。そのようなことから、本研究で、疲労限度 σ_w より若干高い応力振幅を設定して、き裂進展曲線からき裂発生寸法を検討したことには大きな問題はないと考えている。

Fig. 8 Crack growth curves ($\sigma_a=260\text{MPa}$): (a) $t=600^{\circ}\text{C}$, (b) $t=800^{\circ}\text{C}$, (c) $t=900^{\circ}\text{C}$

図8にはき裂進展曲線から求めたき裂発生寸法 ℓ_0 と仮に決定したき裂発生寸法 ℓ'_0 の求め方を示している。ここで、 $N/N_f=0$ の時点までき裂進展曲線を延長して、繰返し初期からき裂が発生しているものとして、仮に決定したき裂発生寸法を ℓ'_0 としている。図1で観察した結晶組織の様相から結晶組織の最小単位の寸法でき裂が発生すると、その寸法は球状化した組織の直径や層状組織の最小長さに近いものと期待して、そのような寸法も求めてみた。そして、 ℓ'_0 は数ミクロンから十数ミクロンのオーダーであることがわかった。また、参考までに、図8には後に示す村上と遠藤の提案した欠陥材の疲労限度の評価式⁽⁵⁾から推定されるき裂発生寸法（潜在き裂寸法）を点線で示している。その線の一つは、最小硬さ $HV_{\min}$ のから求めたものであり、他の一つは平均硬さ HV_{ave} から求めたものであり、それぞれのき裂寸法を $\ell_{\min}$ 、 ℓ_{ave} で示している。次節でき裂発生寸法 ℓ_0 と疲労限 σ_w 等との関係について図表を用いて検討する。

3・2・2 $\sqrt{\text{area}}$ を用いた疲労限度の評価と破断面からのき裂発生寸法の検討

村上と遠藤⁽⁵⁾は欠陥材の疲労限度を硬さ HV と欠陥面積 area を用いて評価する手法を提案しており、その手法が合理的なものとして多くの研究で利用されている。村上と遠藤⁽⁵⁾によれば、金属材料の欠陥による強度低下が欠陥寸法と硬さの関係を用いた式(1)によって評価できる。

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

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⁽⁶⁾ (一般的な JIS 規格等に基づく表示方法では硬さは無次元である). 浜田ら⁽²⁾は平滑試験片のパーライトブロックの寸法に基づいて $\sqrt{\text{area}}$ を見積もり, 実験結果が式(1)で表現できることを示している. 本研究においては, パーライトブロックのような組織的な検討はしていないが, 前述したように, 潜在欠陥寸法とみなしたき裂発生寸法 ℓ_0 (半円形と仮定し $\ell_0 = \sqrt{(8 \text{ area} / \pi)}$) を用いて疲労限度 σ_w , 硬さ HV , $\sqrt{\text{area}}$ の関係を検討した. なお, 硬さ HV を用いることによって, 欠陥のない平滑試験片の疲労限度 σ_w は式(2)を用いて評価されている.

$$\sigma_w = 1.6HV \quad (2)$$

式(2)を用いた場合, 本実験材料の平滑試験の疲労限度 σ_w は HV_{ave} の値では良好に評価することができない. HV_{min} を用いた場合には, 熱処理温度 800°C と 900°C の場合は良好な結果が得られる. しかしながら, この場合も 600°C では, 式(2)が適応できない. そこで, 本研究では熱処理温度によらず, 統一的に式(1)による σ_w の評価ができるのかどうか検討している. 仮に式(1)と式(2)が一致すると見なした場合に面積 $\sqrt{\text{area}}$ から見積もったき裂発生寸法 ℓ_0'' は式(3)で表わされる.

$$\ell_0'' = \sqrt{\frac{8}{\pi}} \times \left(\frac{1.43(HV + 120)}{1.6HV} \right)^6 \quad (3)$$

表3に硬さ HV_{ave} , HV_{min} そして σ_w の値を示した. また, 先に述べたき裂発生寸法 ℓ_0 (ℓ_0 から求めた $\sqrt{\text{area}}$), 硬さ HV_{ave} を用いて式(3)で見積もったき裂発生寸法 ℓ_0'' ($\sqrt{\text{area}}''$), き裂進展曲線から求めた $N/N_f=0$ における仮のき裂発生寸法 ℓ_0' ($\sqrt{\text{area}}'$) の値を記してある. 図9には 600°C で焼鈍した場合の組織写真を示し, その図中に横棒線の長さで ℓ_0 , ℓ_0'' , ℓ_0' の寸法を示し, 定性的に組織寸法と比較している.

Table 3 Parameters to evaluate fatigue limit from Eq. (1)

(t : Annealing temperature, HV_{ave} : Average hardness, HV_{min} : Minimum hardness, σ_w : Fatigue limit, ℓ_0 : Initial crack length, ℓ_0' : Approximate initial crack length at $N/N_f=0$, ℓ_0'' : Initial crack length calculated from Eq.(3))

t (°C)	HV_{ave} (kgf/mm ²)	HV_{min} (kgf/mm ²)	σ_w (MPa)	ℓ_0 ($\sqrt{\text{area}}$) (μm)	ℓ_0' ($\sqrt{\text{area}}'$) (μm)	ℓ_0'' ($\sqrt{\text{area}}''$) (μm)
600	169	156	220	40.0 (25.1)	5.1 (3.1)	20.3 (12.7)
800	167	129	200	65.0 (40.7)	7.5 (4.6)	21.0 (13.1)
900	217	141	220	31.2 (19.6)	16.5 (10.3)	11.4 (7.2)

Fig. 9 Comparison of microstructure and crack sizes ($t=600^\circ\text{C}$)

図10は, 表3の値に基づいて, σ_w , HV_{ave} そして $\sqrt{\text{area}}$ (先に述べた $\sqrt{\text{area}}$, $\sqrt{\text{area}}'$, $\sqrt{\text{area}}''$ をまとめて $\sqrt{\text{area}}$ とする) の関係をプロットしたものである. また, 図中には実線で式(1), 破線で式(1)の10%の誤差の範囲を示している. 図10の丸印のプロットはき裂発生寸法 ℓ_0 に基づき算出したデータである. 他の寸法の ℓ_0' や ℓ_0'' で算出

したデータ（四角印や三角印のプロット）と比較した場合、丸印のプロットで示されるデータは式(1)で示される実線に近いものとなっている。このことから、硬さ HV のみでなく、潜在欠陥として実験的に測定したき裂発生寸法 l_0 によって合理的に疲労限 σ_w が評価できることがわかる。式(1)に l_0 や l_0' から得られる $\sqrt{\text{area}}$ を代入すると疲労限度がうまく見積もれない。特に、焼なまし温度が 600°C や 800°C の場合の l_0' の値は $5\sim 10\mu\text{m}$ であり、素材組織の最小寸法のオーダーである。そのことに着目すると結晶組織の寸法から $\sqrt{\text{area}}$ を算出して疲労強度を評価する場合には注意すべき場合があると思われる。

ところで、西谷ら⁽⁹⁾による $R=-1$ での引張・圧縮試験の炭素鋼 S45C の S-N データに基づく、疲労限度 σ_w の値は本実験材料の場合とほぼ同じで 225MPa である。また、S-N 関係もほぼ同じ関係になっている。その S45C の平均結晶粒径（約 $13\mu\text{m}$ ）から求めた $\sqrt{\text{area}}$ は約 $8.1\mu\text{m}$ である。そこで、その $\sqrt{\text{area}}$ の値、硬さ HV_{ave} ($=170\text{kgf/mm}^2$) および疲労限度 σ_w から求まる点を黒塗りのひし形で図 11 にプロットした。ただし、硬さ HV_{ave} の値は文献(9)に記載されていなかったため、村上の成書(6)に掲載された同じ研究グループのデータを参照値とした。S45C の場合にはき裂発生寸法がほぼ平均結晶粒径であり⁽⁹⁾、その寸法で整理した $\sqrt{\text{area}}$ でのデータは SK5 の結晶粒径で評価した場合に比べると式(1)との間に良好な関係があるといえる。なお、疲労限度 σ_w の値を式(2)に代入して得られる S45C の硬さは $HV_{\text{ave}}=141\text{kgf/mm}^2$ である。この値を用いた場合の結果を白抜きのひし形で図 11 にプロットした。この場合は式(1)との誤差がほぼ 10%以内に収まっている。これは参考データであるが、他の金属材料の場合にも同様に結晶粒径の寸法で $\sqrt{\text{area}}$ を算出して平滑試験片の疲労限度が見積もれるのかは式(1)の内容を解釈する上で興味深いものである。

図 11 は本実験範囲で測定した硬さ HV_{ave} あるいは HV_{min} を用いて算出したデータと式(1)の関係を比較したものである。式(1)とデータとの誤差から HV_{min} を用いると HV_{ave} を用いた場合よりも精度良く評価できる結果となっている。このことは金属疲労が弱点部のき裂発生に起因して生じることを示しているように思える。しかしながら、本実験では測定データが少ないので現時点では参考データとしたい。また、き裂発生寸法は、セメントタイトとフェライトの分布状態に関連した組織と硬さの不均一さに関係することが予想されるが、今後、詳細にき裂と結晶組織の関係を観察して考察したい。

 Fig. 10 Evaluation of fatigue limit based on HV_{ave}

 Fig. 11 Evaluation of fatigue limit based on HV_{ave} and HV_{min}

高強度鋼においては内部からき裂が発生し、その発生したき裂の進展限界が疲労強度を決定している場合がある⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾。内部から破壊が進展する場合、村上ら^{(10), (11)}は高強度鋼の超長寿命領域で破断した試験片の破面に形成された金属顕微鏡で黒く見える領域(ODA)の面積が疲労破壊に深く係っていることを見出した。そして、その領域でのき裂の進展機構と組織の関係から疲労強度を評価するための寸法 $\sqrt{\text{area}}$ に関する議論を展開している。その場合、疲労強度を評価するための $\sqrt{\text{area}}$ は介在物の寸法ではなく、ODA によって決まる寸法を用いている。ODA の発生も本研究の場合と同様に応力の繰返しによる転位の挙動や結晶のすべり変形等の蓄積と何らかの係わりがあると思われる。浜田ら⁽²⁾や村上ら^{(10), (11)}の研究では組織との関連から考察がなされており、き裂発生寸

法が結晶粒径や介在物寸法程度でなくても、一般的には、結晶組織の観点から説明がなされると思われる。層状組織や球状化された微細な組織等からき裂が発生する過程を詳細に観察すれば、微細なき裂が多数発生するのか、き裂発生前のすべり変形のような前駆現象があるのかどうか等が判明し、本研究のき裂進展開始寸法（あるいは停留き裂寸法）とみなした寸法 ℓ_0 が決まってくる機構が明らかになると予想している。そこで、他の材料と比較し、今後、本実験材料のき裂発生と組織の関係を詳細に検討する予定である。

図12にデジタルカメラで撮影した破面を示す。図6に示した静的な引張破壊の破面から予想できるように最終破断部は熱処理温度によって異なっていることがわかる。特に、900℃で焼鈍した疲労試験の最終破断部はゼイ性的な様相を示している。図13は走査電子顕微鏡を用いて、疲労き裂が発生したと思われる部分を観察したものである。各焼なまし温度におけるき裂進展曲線から決定したき裂発生寸法 ℓ_0 と破断面から予測されるき裂発生寸法 ℓ_i を示す長さを図中に示してある。き裂が発生したと思われる部分は、比較的平坦であったり、半円形に近い模様が形成されたりしているが、そのような破面形態から ℓ_i は見積もっている。これらの比較から、き裂進展曲線から決定した ℓ_0 と破面から見積もった ℓ_i に大きな差が生じていないことがわかる。本実験では停留き裂の観察を行っていないので、疲労限度 σ_w 、硬さ HV_{min} 、き裂発生寸法の関係を評価する上で、この走査電子顕微鏡でのき裂の痕跡の観察は重要な結果であると考えている。

Fig. 12 Fracture surfaces of fatigued specimens: (a) $t=600^{\circ}\text{C}$, (b) $t=800^{\circ}\text{C}$, (c) $t=900^{\circ}\text{C}$

Fig. 13 Observation of crack initiation sites: (a) $t=600^{\circ}\text{C}$, (b) $t=800^{\circ}\text{C}$, (c) $t=900^{\circ}\text{C}$ (ℓ_0 : Initial crack length determined by crack growth curve, ℓ_i : Initiation crack length estimated by fracture surface)

4. 結 言

工具鋼SK5のき裂発生寸法と疲労限度の関係を検討した。一般的にSK5は構造材料としては用いられていないが、熱処理によって組織が球状から層状に変化するため、実験材料として選定した。特に、結晶組織の変化によるき裂発生寸法 ℓ_0 、ビッカース硬さ HV 、疲労限度 σ_w の変化に着目した。得られた主な結果は以下のとおりである。

- (1) 熱処理温度によって結晶組織が変化した。600℃の場合は球状組織が保たれたが、800℃や900℃の場合には球状組織が層状に変化した。その組織に関連してビッカース硬さ HV が変化し、特に900℃で熱処理した場合に高い平均値を示した。しかしながら、800℃や900℃の場合には硬さ分布にばらつきが生じ、部分的に軟らかい部分が形成された。
- (2) 引張強さ σ_B は硬さの平均値 HV_{ave} と組織の状態に関連して変化し、球状組織が存在する600℃で焼なました場合が低く、層状の組織が発達し HV_{ave} の値が高い900℃で焼なました場合が最も高くなった。
- (3) 疲労限度 σ_w は引張強さ σ_B の変化に比べるとほとんど熱処理温度による差が生じなかった。そして、平均硬さ HV_{ave} を用いると、平滑試験片で通常使用される $\sigma_w=1.6HV$ という関係は成立しなかった。
- (4) き裂進展試験結果から、各熱処理温度における疲労き裂発生寸法を調べた。そのき裂を半円形とみなして、村上・遠藤が提案した式を用いて、欠陥寸法（発生するき裂の寸法） $\sqrt{\text{area}}$ 、硬さ HV 、そして疲労限度 σ_w の関係を整理した。その結果、結晶粒径ではなく、き裂発生寸法を用いると村上・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可能性があることがわかった。

最後に、卒業研究として実験を手伝って頂いた沖縄県庁職員（当時、琉球大学工学部学生）比嘉太一氏およびご討論頂いた山崎真也氏に感謝申し上げます。

付 録

図14にき裂の観察例を示す。き裂発生が確認されたのは、 $N=2.0 \times 10^4$ ($N/N_f=0.20$) であった。

Fig. 14 Observation of crack growth of the specimen ($\sigma_a=260\text{MPa}$, $t=900^\circ\text{C}$ and arrows show the crack tips): (a) $N=1.5 \times 10^4$, ($N/N_f=0.15$), (b) $N=2.0 \times 10^4$ ($N/N_f=0.20$), (c) $N=3.0 \times 10^4$ ($N/N_f=0.29$), (d) $N=5.0 \times 10^4$ ($N/N_f=0.49$)

文 献

- (1) 例えば、西谷弘信，“疲労強度学”，第2章2.1-2.3節（1984），p.13-36，オーム社。
- (2) 浜田繁，迫田優，佐々木大輔，上田正治，野口博司，“微視組織構造に着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 (2011), pp. 790-795.
- (3) 矢島悦次郎，市川理衛，古沢浩一，若い技術者のための機械・金属材料，（1977），pp.117-142，丸善
- (4) 炭素工具鋼鋼材（SK 材）の用途，機械的性質，成分の一覧，<http://www.toishi.info/sozai/sk/index.html>，（2012-02-05）.

- (5) 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 (1986), pp. 911-917.
 - (6) 村上敬宜, “金属疲労 微小欠陥と介在物の影響”, (1986),養賢堂.
 - (7) 酒井達雄(主査), 菅田淳 (副主査), 金属材料疲労信頼性評価標準検討委員会 “金属材料疲労信頼性評価標準— $S-N$ 曲線回帰法—”, (2002), 日本材料学会.
 - (8) 真壁朝敏, 宮崎達二郎, Anggit Murdani, “工具鋼 SK5 の疲労強度に及ぼす熱処理の影響”, 日本材料学会第 59 期学術講演論文集(2000), pp.363-364.
 - (9) 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ば則の検討”, 日本機械学会論文集 A 編, Vol. 50, No. 449 (1984), pp. 23-32.
 - (10) 村上敬宜, 野本哲志, 上田徹, 村上保夫, 大堀学, “SEM/AFM 破面観察による超長寿命疲労機構の考察”, 材料, Vol. 48, No. 10 (1999), pp. 1112-1117.
 - (11) 村上敬宜, 長田淳治, “高強度鋼の長寿命疲労破壊に及ぼす水素の影響”, 材料, Vol. 54, No. 4 (2005), pp. 420-427.
 - (12) 酒井達雄, 武田光弘, 塩沢和章, 越智保雄, 中島正貴, 中村孝, 小熊規泰, “高炭素クロム軸受鋼の広寿命域における特徴的回転曲げ疲労特性に関する実験的検証”, 材料, Vol. 49, No. 7 (2000), pp. 779-785.
-