

# 熱間工具鋼の高温低サイクル疲労挙動

辻井 信博\*

High Temperature Low Cycle Fatigue Behaviour of Hot Work Tool Steels

Nobuhiro Tsujii

Synopsis: Structural changes and fatigue crack behaviour of hot work tool steels during low cycle fatigue at 873K were investigated in two types of hot work tool steels, SKD6 and 4.2Cr-2.5Mo-V-Nb steel (SKD6M). It was found that fatigue cracks were generated at the intersection of slip bands on the specimen surface. These slip bands were formed during fatigue process after cyclic softening of matrix due to dynamic recovery of its structure and coarsening of carbides. The formation of slip bands and fatigue cracks in SKD6M were suppressed in comparison with those in SKD6. It results from a much smaller amount of plastic deformation of SKD6M than that of SKD6 during fatigue process.

Key words: hot work tool steel; low cycle fatigue; elevated temperature; thermal fatigue crack; heat checking; slip band; microstructural change; dynamic softening.

## 1. 緒言

我々が普段利用している工業製品のほとんどは、各種素材を塑性加工することにより製造されている。塑性加工に欠かせないのが金型である。近年の塑性加工技術の発展は、金型技術の進歩によるところが大きく、金型材である工具鋼の品質向上<sup>1)</sup>がその一端をになってきた。熱間工具鋼は、熱間加工用金型材として広く使用されている。鍛造中に、熱間加工用金型の表面は、被加工材の接触による加熱膨張とその後の離型剤噴霧による急速な冷却収縮の繰返し、すなわち熱疲労を受けている。その結果、Fig.1に示すように、型面には、応力が集中するコーナー部の割れ(A)や平面部においても亀甲状の割れ(B)が発生し(以下、これらの割れをヒートチェックと記す)、その損傷程度が型寿命を左右する。このため、熱間工具鋼の耐ヒートチェック性改善は、金型寿命延長のために最も重要な課題の一つである。

金型鋼の耐ヒートチェック性に関する研究報告は、比較的古くから数多くあり、合金元素<sup>2)</sup>、熱処理<sup>3)</sup>、表面処理<sup>4)</sup>、加工<sup>5)</sup>、機械的性質<sup>6)</sup>など多方面からの検討がなされている。耐ヒートチェック性の評価は、主としてヒートチェック試験<sup>7, 8)</sup>と呼ばれる方法で行われている。これは、小試験片の側面または端面を高周波やバーナーにて加熱した後、水冷し、これを繰返すことにより試料表面に発生し

たき裂長さ、本数を測定する試験である。しかし、その評価基準は、き裂の長さや本数などを比較する相対評価<sup>9)</sup>であるうえ、実際に負荷された応力値およびひずみ量の決定は難しく、き裂の発生および伝播挙動の力学的解析は困難である。

実用金型に発生するヒートチェック挙動は、多軸応力下での熱疲労現象であり、その破壊形態<sup>10, 11)</sup>や金型に作用する温度、応力およびひずみの解析結果<sup>12~14)</sup>から、粒内破壊が支配的な繰返し数依存型の高温低サイクル疲労の影響が大きいと考えられる。しかし、応力あるいはひずみを制御した熱間工具鋼の高温低サイクル疲労強度に関する研究報告は非常に少ない<sup>14~16)</sup>。しかも、これらの研究では、疲労き裂の発生や成長機構と微細組織変化との関連性についてほとんど検討されておらず、G.Engbergら<sup>16)</sup>が指摘しているように、金型寿命の十分な予測を行うためには組織変化も考慮し、疲労き裂発生クライテリアをより正確に把握する必要がある。そこで、本研究では、2種の代表的熱間工具鋼を用いてヒートチェック挙動の基本的支配因子である高温低サイクル疲労試験を行い、疲労過程中的材質変化について微視組織学的に検討し、き裂発生および伝播機構について考察した。

\* 技術研究所特殊鋼研究室, 工博

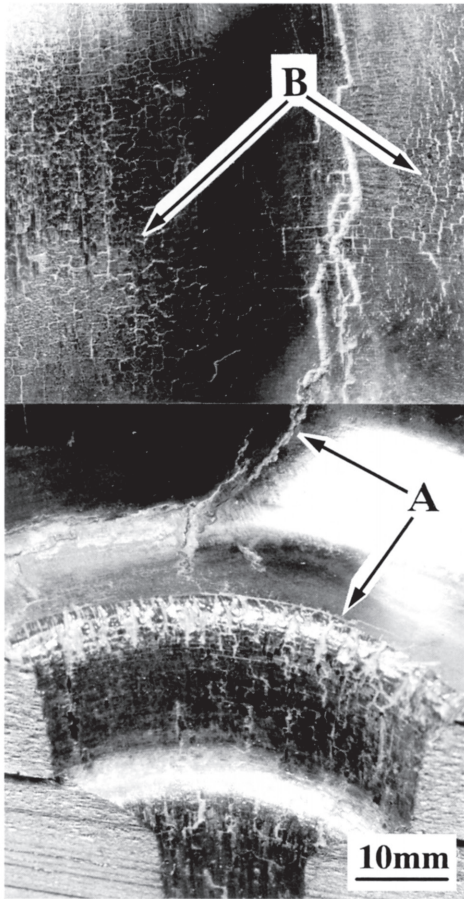


Fig.1. External view of heat checking occurred on the surface of hot work die of SKD62.  
A: Heat checking on the corner.  
B: Heat checking on the plane part.

## 2. 実験方法

### 2・1 供試材および試験片

供試材は、Table 1に示す化学成分を有するJIS-SKD6と4.2Cr-2.5Mo-V-Nb熱間工具鋼（以下SKD6Mと記す）で、直径28mmの圧延丸棒である。オーステナイト化温度1303Kに1.8ks保持後、空冷により焼入れを行い、熱処理硬さを48HRC一定にするためにSKD6およびSKD6Mの焼戻温度を、それぞれ873K、891Kとした。焼入焼戻後、Fig.2に示す形状と寸法の高温低サイクル疲労試験片をその軸方向が、素材圧延方向と一致するように機械加工した。なお、Table 2にSKD6およびSKD6Mの常温および873Kでの引張強度特性を示す。

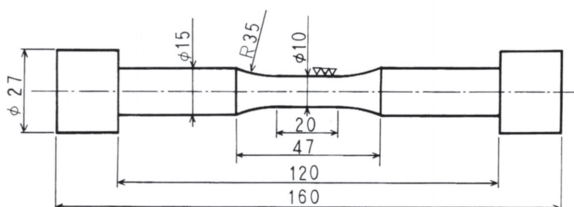


Fig.2. Shape and dimensions of low cycle fatigue test specimen.

Table 1. Chemical compositions of steels used (mass%) .

Grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb
SKD6	0.37	1.0	0.4	5.0	1.2	0.5	—
SKD6M	0.42	0.4	0.4	4.2	2.5	0.5	0.07

Table 2. Tensile properties of SKD6 and SKD6M at room temperature and 873K.

Grade	Testing temperature	0.2% P.S. (MPa)	T.S. (MPa)	El. (%)	R.A. (%)
SKD6	R.T.	1256	1513	12.6	48.2
	873K	599	798	19.7	82.1
SKD6M	R.T.	1390	1604	11.6	48.0
	873K	615	842	18.8	74.5

### 2・2 高温低サイクル疲労試験

本研究では、試験温度を873K、ひずみ速度を $0.1\% \cdot s^{-1}$ 一定とし、ひずみ制御下での軸方向引張圧縮低サイクル疲労試験を大気中と $5 \times 10^{-3} Pa$ 以下の真空中で行った。負荷波形は、両振り三角波形であり、全ひずみ量 $\Delta\epsilon_t$ を、0.5、1.0%および1.5%の3水準とした。Fig.3に本試験で得られた1サイクル目の応力およびひずみ線図の一例を示す。用いた試験機は、高周波誘導加熱コイル装置を装備する油圧サーボ式疲労試験機であり、セラミックス製押当て式伸び計にて、試験片軸方向の変位を測定しひずみ量を求めた。試験片の標点間距離は15mmである。また、標点間内での温度分布は、試験温度873Kに対し $\pm 5K$ 以内であった。疲労寿命 $N_f$ は、引張側のピーク応力値が試験中に最大値の25%に低下した時点の繰返し数と定義した。

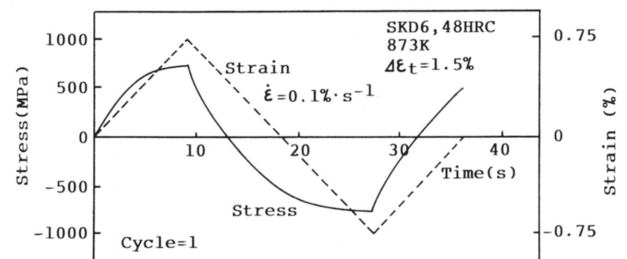


Fig.3. Example of stress-strain-time diagram recorded during fatigue test at  $\Delta\epsilon_t = 1.5\%$  and 873K for SKD6.

### 2・3 疲労試験後の硬さ測定、組織および表面観察

疲労試験後の試験片中央部疲労き裂近傍から、試料を採取し、ピッカース硬度計にて硬さ（試験荷重49N）を測定し、その後加速電圧200kVの透過型電子顕微鏡により炭化物析出挙動および下部組織変化とを観察した。観察には抽出レプリカ試料および双ジェット法による酢酸-過塩素酸中での電解研磨により作製した薄膜試料をそれぞれ用いた。さらに、疲労き裂の発生機構を考察する目的で、疲労試験途中および試験後の試験片表面を走査型電子顕微鏡にて観察した。

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 高温疲労挙動と材質変化

Fig.4に、SKD6の $\Delta\epsilon_t=1.5\%$ の各繰返し数における応力ひずみヒステリシスループの一例を示す。疲労初期には、一旦最大応力値は増加するが、その後繰返し数の増加に伴い引張側および圧縮側とも最大応力値は低下する。その様子を各ひずみ条件について応力振幅と繰返し数の関係として、Fig.5に示す。 $\Delta\epsilon_t$ が $1.5\%$ の場合、繰返し数 $N$ に対する応力振幅の変化は、Fig.5に示すようにI、II、IIIの3段階に分けられる。すなわち、 $\Delta\epsilon_t=1.5\%$ の場合、応力振幅は、試験初期数回の繰返しで増加し（段階I、 $N/N_f: 0\sim 0.005$ ）その後、繰返し数の増加と共に順次低下し（段階II、 $N/N_f: 0.005\sim 0.69$ ）、最後の疲労寿命 $N_f$ 直前において急激な低下を示す（段階III、 $N/N_f: 0.69\sim 1.0$ ）。疲労寿命に達した試験片表面には、主き裂近傍に $100\mu\text{m}$ 程度の円周方向のき裂が多数観察された。これらのき裂は、応力振幅が急激に低

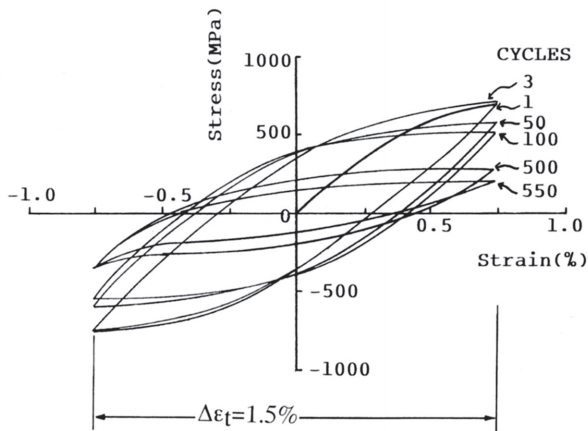


Fig.4. Changes in stress-strain hysteresis loops with low cycle fatigue at  $\Delta\epsilon_t = 1.5\%$  and 873K for SKD6.

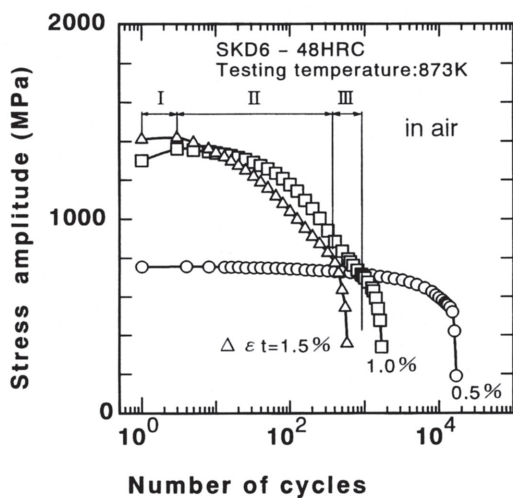


Fig.5. Changes in stress amplitude with increasing number of cycles for various total strains at 873K for SKD6.

下する時期にすでに形成されていることが確認されたことから、上記段階IIIにおける応力振幅の急激な低下は、成長したいくつかのき裂が合体しながら、主き裂として優先的に定常伝播したことによるものと考えられる。 $\Delta\epsilon_t$ が $1.0\%$ の場合も同様な3段階の応力変化の傾向を示す。I、IIおよびIII各段階の $N/N_f$ 比はそれぞれ $0\sim 0.003$ 、 $0.003\sim 0.78$ および $0.78\sim 1.0$ である。一方、 $\Delta\epsilon_t$ が最も小さい $0.5\%$ における応力振幅の変化には段階Iは明瞭には認められず、 $10^3$ 回程度 ( $N/N_f = 0.06$ ) まで応力はほぼ一定値を保ち、その後、緩やかに低下（段階II、 $N/N_f: 0.06\sim 0.89$ ）した後、急激な降下を起こす（段階III、 $N/N_f: 0.89\sim 1.0$ ）。このように変形が塑性域まで達していない $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ の場合には、繰返し初期の応力振幅の明瞭な増加がなく、 $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ 、 $1.5\%$ の場合の段階Iは、塑性ひずみによる加工硬化領域と考えられる。

Fig.6は、SKD6の疲労試験前および $\Delta\epsilon_t=1.5\%$ 、873K、大気中にて繰返し数 $3\times 10^2$ 回で疲労試験を中断した試験片のTEM像である。疲労試験前の組織 (a) は、転位密度の高いラスマルテンサイト組織であり、析出炭化物は微細である。疲労中の $3\times 10^2$ 回 (b) では、ラスマルテンサイト内部の転位密度が低下するとともに、析出炭化物は粗大化していることがわかる。抽出レプリカを用いたEDX分析の結果、疲労試験前すなわち焼入焼戻し状態 (a) での析出炭化物のほとんどが、幅約 $20\text{nm}$ 、長さ約 $0.1\mu\text{m}$ 以下のFeおよびCrリッチ棒状炭化物、あるいは直径約 $0.05\mu\text{m}$ 以下の比較的球状のCr炭化物であった。また、一部に微細な針状Mo

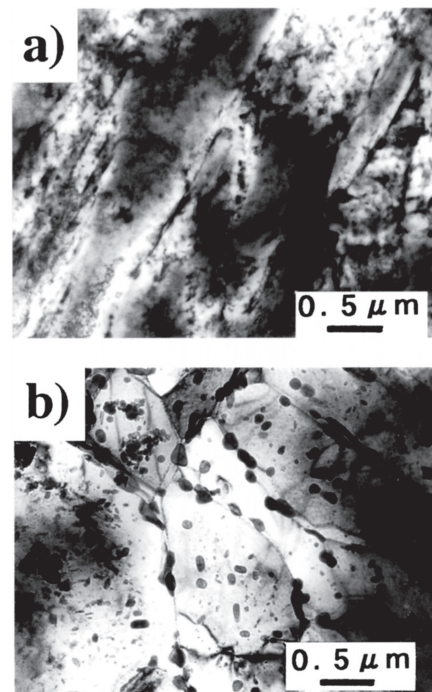


Fig.6. Transmission electron micrographs of quenched and tempered specimen and fatigued one for SKD6.  
a) As-quenched and tempered.  
b) Fatigued at  $\Delta\epsilon_t = 1.5\%$  and 873K,  $N=3\times 10^2$

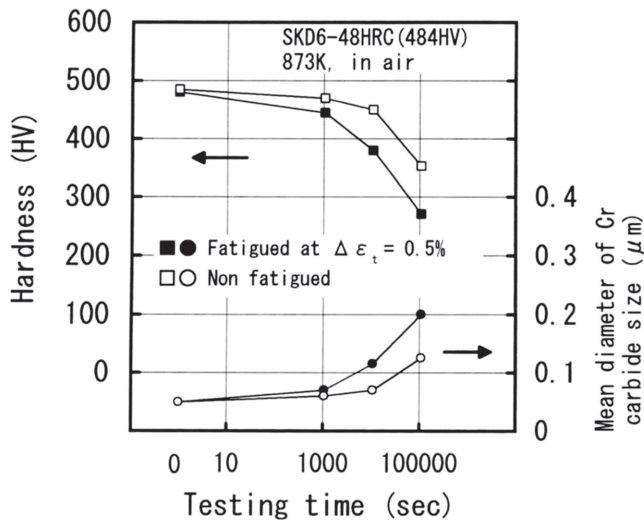


Fig.7. Effects of cyclic strains on softening and coarsening of Cr carbides occurred during fatigue test at 873K for SKD6.

炭化物や非常に薄い鱗片状のV系炭化物も確認された。疲労が進行 (b) すると、微細な棒状のFe-Cr炭化物は成長し、顕著に凝集粗大化している炭化物のほとんどが、比較的球状のCr炭化物である。Fig.7はそれらCr炭化物の平均粒径の変化と常温硬さの変化を疲労試験およびひずみを加えない時効処理の時間で整理したものである。873Kでの時効のみによっても試験時間の増加に伴い硬さの低下と炭化物の粗大化は進行しているが、動的な繰返し荷重が重畳された高温疲労の場合、それらの挙動は一層促進される傾向が見られる。従って、Fig.5に示した疲労中の段階IIの応力低下は、マトリックスの動的回復と炭化物の凝集粗大化に起因した疲労軟化が原因と考えられる。高温において繰返しひずみ加わることにより軟化が促進される原因として以下の2点が考えられる。第一に、転位の発生および移動が活発化し、転位によるパイプ拡散によりC原子の高速拡散が容易になり、炭化物のオストワルド成長が促進されたこと、第二に、転位の往復運動により微細炭化物の切断あるいは再固溶<sup>17)</sup>が促進されたことである。

3・2 すべり帯形成とき裂発生

Fig.8は、SKD6とSKD6Mの真空中での、 $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ および $1.0\%$ における疲労寿命 $N_f$ に至るまでの疲労試験中の応力振幅変化を示す。SKD6Mの真空中の疲労寿命は、 $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ および $1.0\%$ でそれぞれSKD6に比べ1.1倍、1.6倍となった。応力振幅の変化は両鋼種とも同じ傾向であり、試験初期数回の繰返しで応力振幅は増加した後、繰返し数の増加と共に漸減する。そして最後の疲労寿命 $N_f$ 直前において応力振幅は、急激に低下する。しかし、SKD6Mの方が疲労軟化域 (段階II) での応力低下が少ないことがわかる。

両鋼種とも真空中試験では、 $10^3$ 回オーダーの繰返し数になると応力負荷方向に対し約 $45^\circ$ の方向に成長したすべり帯模様が観察された。一例として、SKD6の $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ ,

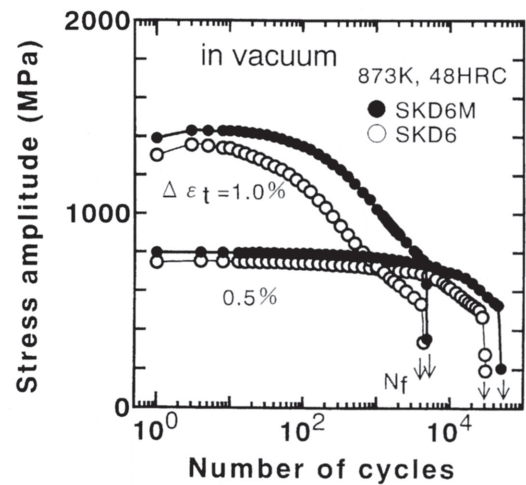


Fig.8. Changes in stress amplitude with increasing number of cycles during fatigue tests in vacuum for SKD6 and SKD6M.

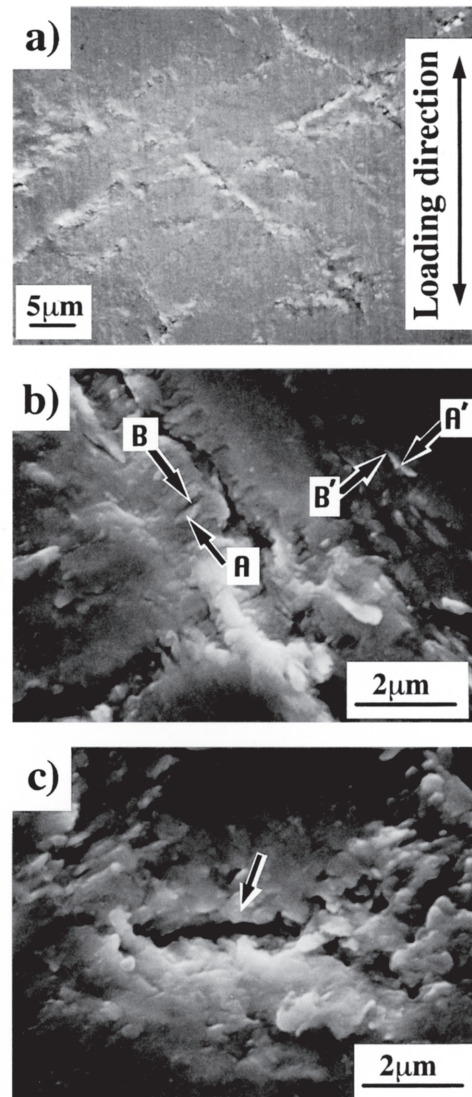


Fig.9. Slip bands, extrusions, intrusions and microcracks observed on fatigued surface of SKD6.  $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ , 873K, in vacuum.  
 a) Slip bands,  $N=1 \times 10^3$   
 b) Extrusions (A, A') and intrusions (B, B'),  $N=3 \times 10^3$   
 c) Microcrack,  $N=3 \times 10^3$

$N=1 \times 10^3$ 回でのすべり帯模様をFig.9 (a) に示す。これらの模様は、数 $\mu\text{m}$ 程度の研磨によっても除去できないことから、固執すべり帯に相当するものと考えられる。Fig.9 (b) は、 $N=3 \times 10^3$ 回でのすべり帯部を拡大したSEM像であり、舌状の突出し（図中矢印A, A'）とそれに隣接する入込み（矢印B, B'）が観察される。さらに、すべり帯が交わった部分には、応力負荷方向に対して直角に微小き裂（Fig.9c矢印）が多く観察される。すなわち、すべり帯が互いに交わる箇所には、応力集中の程度が高まり疲労き裂の発生と成長の核になったと考えられる。この微小き裂は、疲労の第1段階に相当すると考えられる。疲労き裂の発生時期は、SKD6の場合、 $N=1 \times 10^3$ 回前後と推定され、これは疲労軟化がかなり進行した時期である。従って、疲労き裂は、マトリックスの疲労軟化→すべり帯の形成・成長→突出しおよび入込みの形成→応力集中による疲労き裂の核形成、という過程で発生しその後成長していくと考えられる。SKD6Mの場合も後述するように、その進行速度は異なるもののSKD6と同様な機構で疲労は進行する。

### 3・3 き裂発生および伝播の機構と材料因子

SKD6およびSKD6Mの高温低サイクル疲労試験の結果から、疲労き裂は、転位密度の低下と炭化物の粗大化をとともなうマトリックスの疲労軟化→すべり帯の形成と成長→突出しおよび入込みの形成→応力集中による微小き裂の形成→き裂の成長→き裂の合体も含むき裂の定常伝播、という過程で発生、成長および伝播することが明らかとなった。

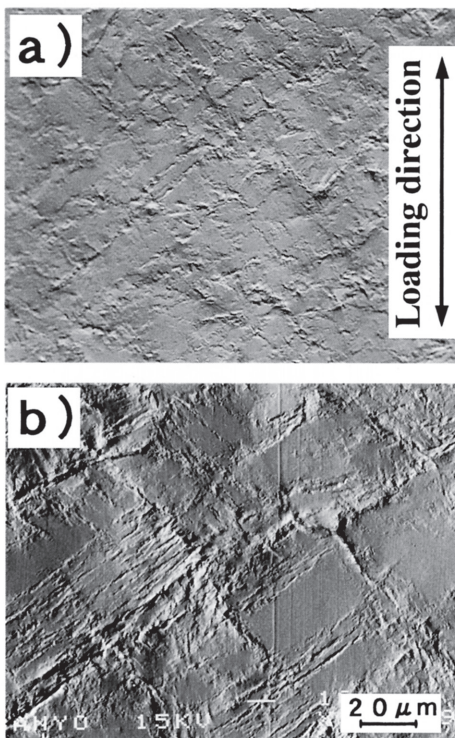


Fig.10. SEM photographs of the surface morphology of SKD6M and SKD6 fatigued in vacuum.  
 a) SKD6M,  $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ , 873K,  $N_f=5.3 \times 10^3$   
 b) SKD6,  $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ , 873K,  $N_f=4.1 \times 10^3$

以下に疲労き裂発生と母材の疲労軟化との関連性について考察する。Fig.10は、真空中、 $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ における疲労寿命 $N_f$ 後のSKD6MおよびSKD6の試験片表面状態を示すSEM像である。SKD6MおよびSKD6の疲労寿命 $N_f$ は、それぞれ $5.3 \times 10^3$ および $4.1 \times 10^3$ であった。共に応力負荷方向に対しおよそ $45^\circ$ 方向に交差したすべり帯が観察される。Fig.10からSKD6M (a) のすべり帯は、サイクル数がより多いにもかかわらずSKD6 (b) より凹凸が小さく、すべり帯の長さもより短いことがわかる。

Fig.11に、SKD6とSKD6Mの $\Delta\epsilon_t=0.5\%$ および $1.0\%$ における繰返し数に対する塑性ひずみ量 $\Delta\epsilon_p$ の変化を示す。両鋼種の塑性ひずみ量は、繰返し数の増加に従い増加しているが、SKD6Mの塑性ひずみ量の方が、SKD6よりもさらに小さくなっている。これは、SKD6Mに多く析出した微細な $\text{Mo}_2\text{C}$ が変形抵抗を増大させ、疲労軟化抵抗性が向上することにより繰返しひずみに対する塑性変形量が抑えられたためと考えられる。つまりこのことは、疲労き裂の発生原因となるすべり帯の形成がSKD6Mの方がより抑制されることを意味している。実際に本実験では、初期疲労き裂が発生した繰返し数 $N$ は、 $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ において、SKD6およびSKD6Mの場合、それぞれ約 $1 \times 10^3$  ( $N/N_f=0.23$ ) および $3 \times 10^3$  ( $N/N_f=0.62$ ) であった。一方、Fig.11からSKD6Mにおける $\Delta\epsilon_t=1.0\%$ ,  $N=3 \times 10^3$ 付近の全塑性ひずみ量は、約 $0.5\%$ であり、この値は同条件のSKD6,  $N=1 \times 10^3$ 付近に相当する。以上のことから、試験片表面に生じるすべり帯の生成と疲労き裂の発生には、塑性ひずみ量の変化すなわち疲労軟化特性が深く関与しているものと考えられる。SKD6Mにおいて、すべり帯の形成が抑制され、その結果疲労き裂の発生が遅延した原因として、その優れた耐疲労軟化性の寄与が大きいと考えられる。

一方、すべり帯の形成は、結晶粒径にも影響される。例えば、Fig.12は、SKD6の焼入温度を1303Kと1403Kに変化

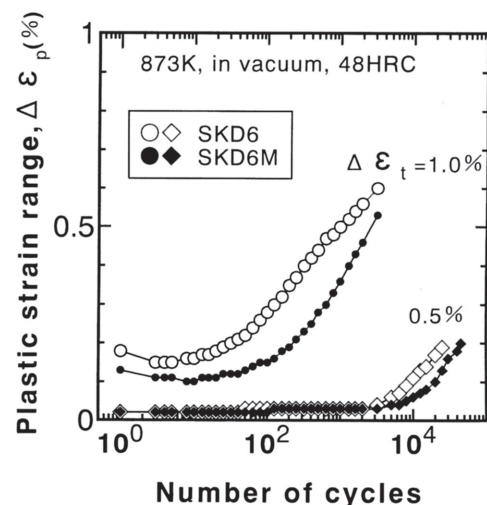


Fig.11. Changes in the plastic strain range with number of cycles for SKD6 and SKD6M tested under 0.5 and 1.0% total strain ranges.

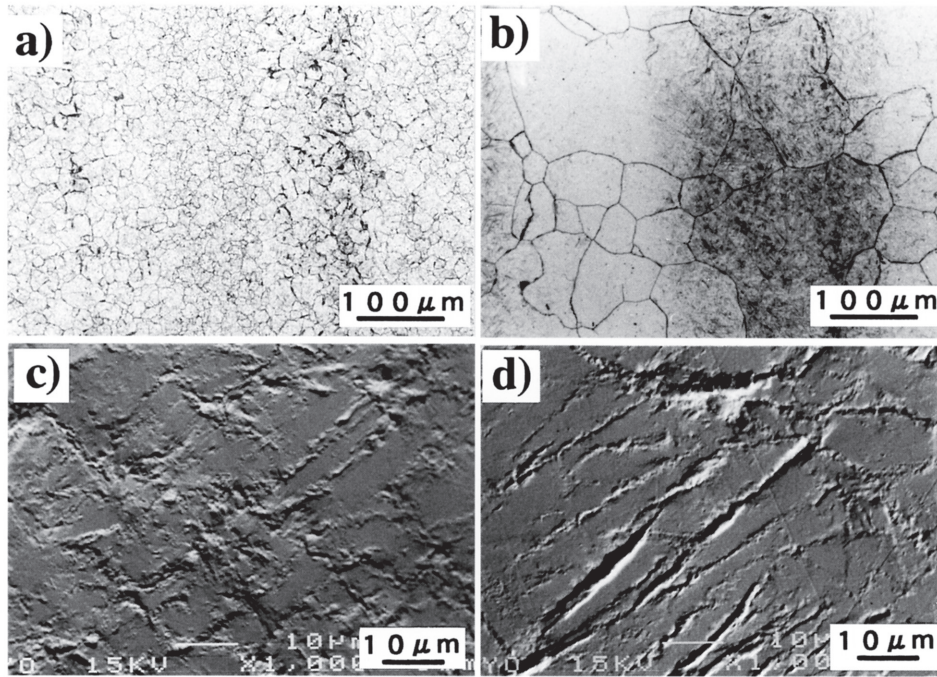


Fig.12. Optical micrographs (a, b) of as quenched microstructures and SEM (c, d) of the slip bands after fatigued in vacuum at  $\Delta\epsilon_f=1.0\%$ . a) , c) :SKD6 quenched from 1303K. b) , d) : SKD6 quenched from 1403K.

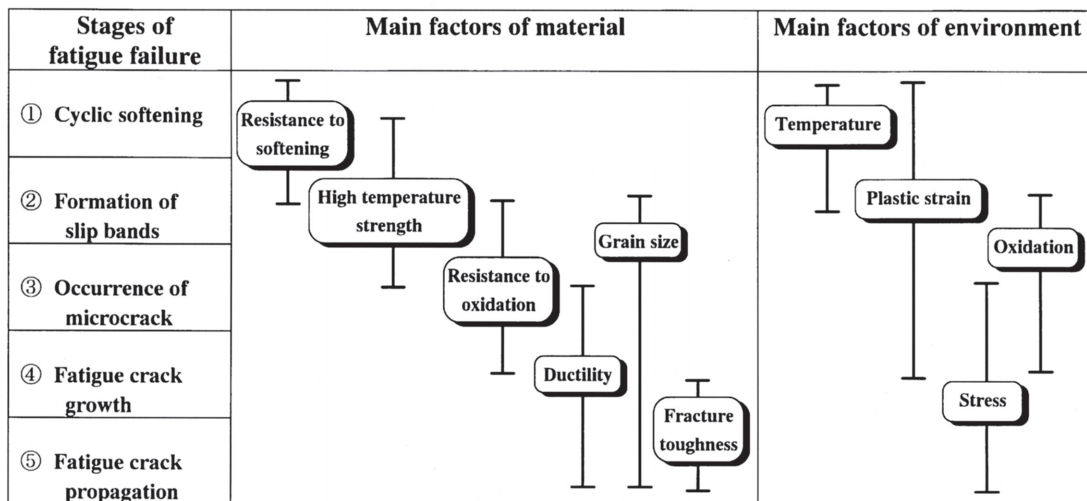


Fig.13. Governing factors in fatigue crack behaviour of hot work tool steel.

させた試験片の結晶粒径を示す光学顕微鏡写真と真空中高温低サイクル疲労試験の途中での試験片表面のすべり帯を示す。Fig.12から明らかなように、結晶粒の粗い材料 (b)の方が、粗大なすべり帯 (d) が形成されている。これは、すべり変形単位が大きくなり、繰返しひずみにより粗大すべり帯が容易に成長したためと考えられる。従って、結晶粒の粗大化は、疲労き裂の発生を促進させると考えられる。

Fig.13は、以上の疲労過程各段階を支配する主な材料因子と外的環境因子について整理したものである。温度や塑性ひずみなどの外的因子が支配的となる疲労軟化→すべり帯形成→微小き裂発生過程では、金型の材料因子として軟化抵抗性や高温強度などが重要となる。一方、応力因子が

支配的となるき裂成長および伝播過程では、材料の延性や破壊靱性が重要となる。酸化の影響は、すべり帯形成→微小き裂発生→き裂成長過程で現れる<sup>18)</sup>ことから、材料の耐酸化性も重要な因子であると言える。さらに結晶粒径は、き裂の発生から伝播に至るまでの広範囲の段階にわたって影響することからも重要な因子の一つである。

将来、適正な金型寿命予測を行うためには、疲労き裂発生のクライテリアを正しく把握することが必要である。このクライテリアは弾塑性学だけで求められるのではなく、材質の有する微視的組織や物理的性質さらにそれらの疲労過程中的変化などに関連させながら数式化しなければならない。実用金型において、型寿命を決定する疲労き裂

の発生起点は、かならずしも前述したすべり帯内部とは限らず、実際には非金属介在物、残留炭化物などの材料の不均質部<sup>9)</sup>あるいは、研磨加工疵などのような外的要因による応力集中部などが影響することもある。以上のことから、より正確な金型寿命予測の検討には、高温低サイクル疲労試験や熱疲労試験を用いた金型材の基本的な疲労寿命データの蓄積と安全係数を考慮するための実金型寿命との比較研究法的アプローチが、今後必要であると考えられる。

#### 4. 結言

5%Cr系熱間工具鋼SKD6および4.2%Cr-2.5%Mo-V-Nb系熱間工具鋼SKD6Mを用いてひずみ制御による873Kでの高温低サイクル疲労試験を行い、疲労過程での材質変化と疲労き裂発生挙動について微視組織学的に検討し以下の結論を得た。

- (1) 繰返し数の増加にともない応力振幅は次の3段階に変化する。
  - 段階Ⅰ：負荷後数回の繰返し数で応力値が上昇する加工硬化領域。
  - 段階Ⅱ：その後繰返し数の増加とともに直線的に応力が低下する疲労軟化領域。
  - 段階Ⅲ：疲労寿命 $N_f$ 直前において急激に応力が低下するき裂定常伝播領域。
- (2) 繰返しひずみにより生じる疲労軟化は、試験時間が長いほど、また負荷ひずみ量 $\Delta\epsilon_f$ が大きいほど著しい。この軟化は、疲労中のマトリックスの動的回復および炭化物の凝集粗大化に起因している。
- (3) 疲労き裂は、試験片表面に形成されたすべり帯を起点に発生し、その発生時期は、疲労軟化域である段階Ⅱの後半であり、上記(2)の下部組織変化とすべり帯形成に影響される。
- (4) 高温疲労軟化抵抗性の高いSKD6Mは、SKD6に比べ耐疲労軟化性にも優れており、疲労中の塑性ひずみ量の

増加が少ない。その結果すべり帯の形成が抑制され疲労き裂の発生が遅延する。

- (5) 熱間工具鋼の高温低サイクル疲労き裂は、マトリックスの疲労軟化→すべり帯の形成と成長→突出しおよび入込みの形成→応力集中による微小き裂の形成→き裂の成長→き裂の合体も含むき裂の定常伝播、という過程で発生、成長および伝播する。

#### 文 献

- 1) 辻井信博, 阿部源隆: 山陽特殊製鋼技報, 2 (1995), 77.
- 2) 例えば, 藤原達雄, 松永幸雄, 門脇 亮: 電気製鋼, 28 (1957), 361.
- 3) 例えば, 大森宮次郎, 伊藤伸英, 長谷川勇治: 第31回熱処理技術協会講演大会講演概要集 (1990), 9.
- 4) 例えば, 日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勲: 精密工学会誌, 56 (1990), 906.
- 5) 例えば, 宮田良雄, 辻 新次, 田中 武: 大阪府立工業技術研究所報告, 88 (1986), 37.
- 6) 例えば, L.-Å.Norström: Die Casting Engineer, 33 (1989), No.2, 42.
- 7) 藤原達雄: 材料, 13 (1964), 611.
- 8) L.-Å.Norström, M.Svensson and N.Öhrberg: Metals Technology (1981), 376.
- 9) 金型のヒートチェック研究部会共同研究成果発表講演会 (1995), (社) 日本熱処理技術協会編.
- 10) 辻井信博, 高杉昌志, 阿部源隆: 山陽特殊製鋼技報, 2 (1995), 35.
- 11) 日原政彦, 八代浩二, 佐野正明: 熱処理, 36 (1996), 115.
- 12) 海野正英, 岡田康孝, 宮原光雄: 熱処理, 36 (1996), 136.
- 13) M.A.H.Howes: ASTM STP, 612 (1976), 86.
- 14) 山崎善夫, 横幕俊典: 熱処理, 30 (1990), 213.
- 15) 江原隆一郎, 山田義和, 山田 保, 窪田勝昭: 材料, 36 (1987), 513.
- 16) G.Engberg and L.Larsson: Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942 (1988), 576.
- 17) R.Zauter, F.Petry, H.J.Christ and H.Mughrabi: Thermomechanical Fatigue Behavior of Materials, ASTM STP, 1186 (1993), 70.
- 18) N.Tsujii, G.Abe, K.Fukaura and H.Sunada: ISIJ International, 35 (1995), 920.