

熱間鍛造用金型の寿命評価と材質改善

Development of Life Prediction Model and Improvement of a Die Steel for Hot Forging Die

宮原光雄/Mitsuo Miyahara・総合技術研究所 機械システム研究部 副主任研究員

野元賢一/Kenichi Nomoto・総合技術研究所 鋼管・鋼材研究部

海野正英/Masahide Umino・関西製造所 技術開発室 参事

瀬羅知暁/Tomoaki Sera・関西製造所 技術開発室

黒川八寿男/Yasuo Kurokawa・小倉製鉄所 開発室

岡田康孝/Yasutaka Okada・総合技術研究所 研究主幹 工博

要 約

クランク軸用熱間鍛造金型における熱疲労き裂の発生とその進展による寿命を定量的に予測しうる評価手法を確立した。金型の熱応力解析により求めた鍛造時の非弾性ひずみ量と金型材のクリープ疲労特性からき裂発生寿命を評価した。次に、金型にき裂が生じた状態を想定し、応力解析により求めた応力拡大係数範囲と金型材の疲労き裂進展特性からき裂進展寿命を評価した。金型材質改善（破壊靱性改善、高温強度改善）による延命効果の予測結果は実型での耐久試験結果とほぼ一致し、改善材の寿命は従来材（SKD61相当材）の約1.3～1.5倍であった。破壊靱性改善はき裂進展寿命の改善に、高温強度改善はき裂発生寿命の改善に有効であり、構築した評価手法により金型材質が寿命に及ぼす影響を定量的に予測できる。この結果、金型形状や使用条件に応じて最も長寿命となる適正材質の選定が可能となった。

Synopsis

A life prediction model was established for a hot forging die for crankshafts. Stress analysis under thermal and mechanical loadings was conducted by the finite element method. Fatigue crack initiation and propagation lives were quantitatively predicted based on the results of analysis, and on the creep-fatigue properties and fatigue crack propagation properties of die steels. Die lives predicted for a conventional SKD61 steel and improved die steels corresponded to those in endurance tests with an actual press forging machine. The lives of improved die steels were about 1.5 times that of the conventional steel.

It was found that improvement of high temperature strength of a die steel is effective for extension of the crack initiation life, and that improvement of fracture toughness is effective for extension of the crack propagation life.

Because the life prediction model has potential to predict relationships between material properties and die lives, it makes it possible to select a suitable die steel, with the longest die life according to the configuration and loading conditions of the die.

1. 緒 言

クランク軸用熱間鍛造金型の寿命は従来は摩耗に支配されていたが、製品形状の複雑化や作業速度の向上に伴って機械的、熱的負荷が苛酷となり、型彫面でのき裂が金型寿命を支配するケースが増加している¹⁾。例えば、鍛造技術研究所による「熱間鍛造金型寿命アンケート」²⁾によれば金型寿命の40%はき裂に支配されており、形状が複雑になるとその比率は60%～70%に増加する。このため、近年は金型のき裂寿命対策が重要視されている。

特に当社では従来方式の約1/2のタクトタイム（8 sec/本）での生産が可能な65 000kN メカニカルプレスライン³⁾を保有しており、高速鍛造の過酷な条件下での使用に耐え、き裂寿命を延長しうる金型材の開発を行っている。

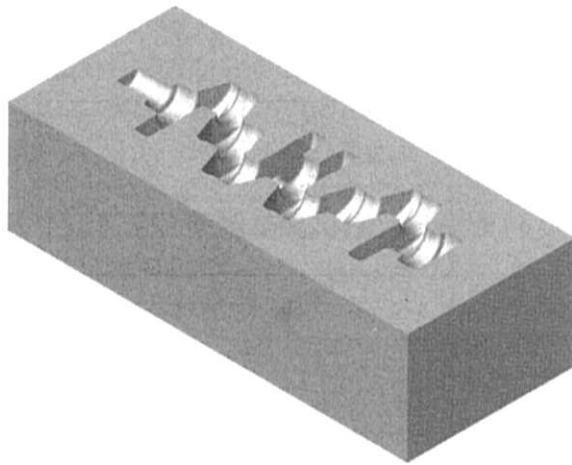
材質改善による延命策としては高強度化や靱性改善などがあるが、金型形状や使用条件によってき裂の発生寿命が支配的な場合と進展寿命が支配的な場合があり、対象とする金型によって選定すべき延命策が異なる⁴⁾。したがって、最も効果的な延命策を明らかにするためには、まず、金型寿命を精度良く予測しうる評価手法を構築し、延命策の効

果を定量的に把握する必要がある。

以上の観点から著者らは金型材の強度特性と FEM 解析結果に基づいて金型寿命を定量的に予測する手法を確立した⁵⁾。本報ではこの寿命評価手法の概要と材質改善による延命効果の評価結果について報告する。

2. 金型の損傷形態

クランク軸用熱間鍛造金型形状の例を第1図に、その損傷形態の模式図(型彫面の断面図)を第2図に示す。損傷形態は金型形状によって異なり、直列4気筒クランク軸用金型では摩耗、熱疲労き裂の発生(深さ数mm)とその進展(深さ数10mmまで)が主要な損傷形態である。写真1に型彫面断面における熱疲労き裂の発生状況の例を示す。



第1図 クランク軸用金型形状の例
Fig.1 Example of hot forging die for crankshaft

一方、V型6気筒クランク軸用金型では上記の損傷の他に、リブ(ピンエッジ)の厚みが薄いため、リブが倒れたりコーナー部にき裂が発生する場合がある。

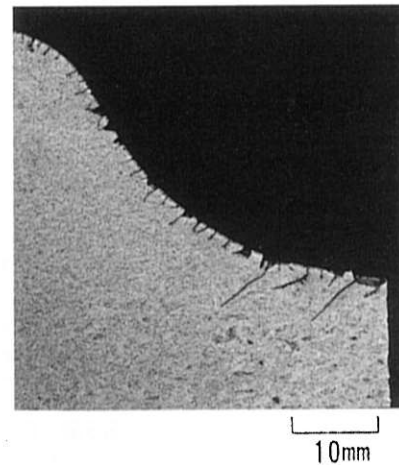
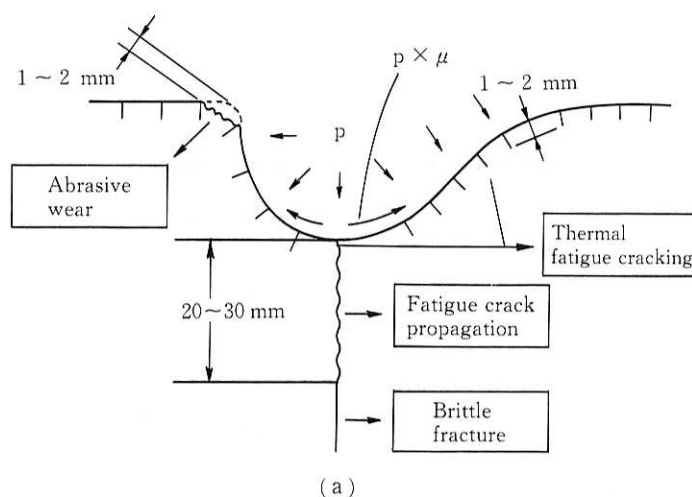


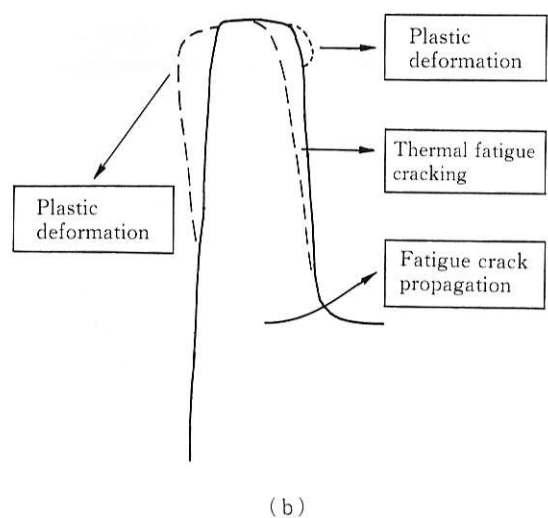
写真1 型彫面断面における熱疲労き裂発生状況の例
Photo 1 Example of thermal fatigue crack at die surface
(Cross section of a pin impression area)

3. 寿命評価手法の概要

寿命評価の対象としたのは第2図の損傷の中の熱疲労き裂の発生とその進展である。第3図に寿命評価の手順を示す。金型は成形時には被鍛造素材との接触によって加熱され、非成形時には強制冷却を受ける。この温度変動により金型には熱応力が繰返し負荷される。成形時にはこの熱応力とともに第2図(a)中に示したように鍛造荷重による機械的荷重が型彫面に垂直に負荷され、さらに素材と金型間の摩擦力により型彫面に平行方向の荷重が負荷される。



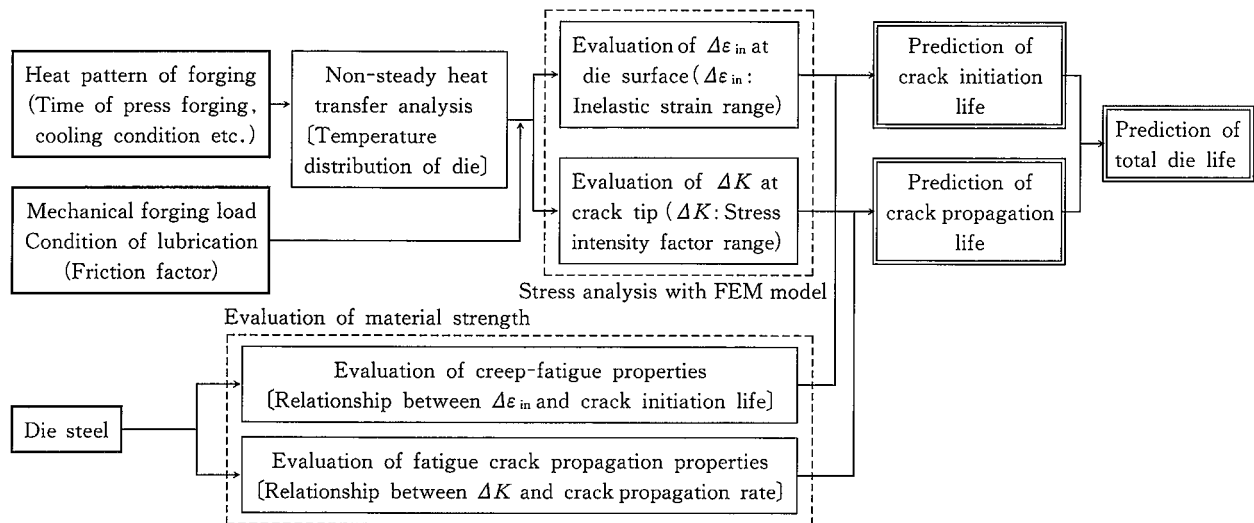
(a) 直列4気筒クランク軸用金型
Die for crankshaft for inline four cylinder engine



(b) V型6気筒クランク軸用金型
Die for crankshaft for V type six cylinder engine

第2図 クランク軸用金型の損傷形態

Fig.2 Schematic representation of damage in hot forging die for crankshaft



第3図 金型寿命評価の手順

Fig.3 Procedure of life prediction for hot forging die

本報の寿命評価手法ではまず、金型の FEM 解析モデルを用いて非定常伝熱解析を行い、鍛造に伴う金型の温度分布の時間的变化を評価する。

さらにこの温度分布と鍛造荷重を考慮して応力解析を行う。応力解析ではき裂が無い平滑モデルと、型彫面底にき裂を設けたき裂モデルの2つのモデルを用いる。平滑モデルでは型彫面底の非弾性ひずみ量を評価し、この結果と金型材のクリープ疲労特性からき裂発生寿命を評価する。一方、き裂モデルではき裂先端における応力拡大係数範囲 ΔK を評価し、この結果と金型材の疲労き裂進展特性からき裂進展寿命を評価する。

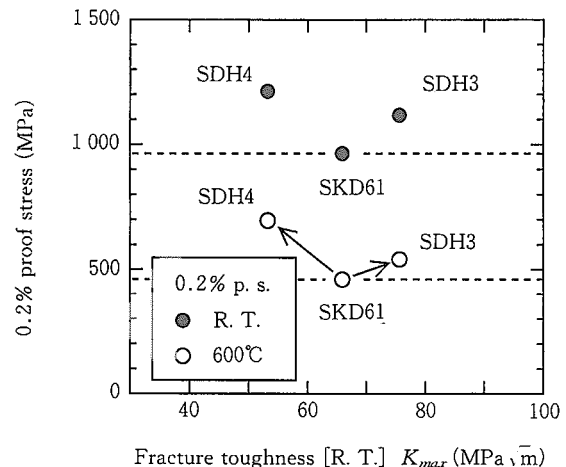
以下では各ステップの詳細と寿命評価の例を示す。

4. 寿命評価の対象とした金型材

本報で寿命評価の対象とした金型材とその主要成分を以下に示す。

- 〔従来材 SKD61相当材 (5Cr-1Mo 系)
- 改善材 SDH3 (3Cr-1.5Mo-0.2V-Ni 系)
- 改善材 SDH4 (4Cr-1.5Mo-0.6V-Ni 系)

また、これらの金型材の0.2%耐力(室温, 600℃)と破壊靱性(室温)の関係を第4図に示す。SDH3は破壊靱性重視型の改善材であり、高温強度も従来材よりわずかに優れている。一方、SDH4は高温強度重視型の改善材であり、600℃の耐力は従来材より約240MPa 高い。ただし、SDH4の破壊靱性は従来材よりも低い。



第4図 寿命評価の対象とした金型材の強度と破壊靱性
Fig.4 0.2% proof strength and fracture toughness
of die steels examined

5. FEM 解析

5-1 FEM 解析モデルと解析方法

65 000kN メカニカルプレスにおける直列4気筒クランク軸用金型のピン部横断面を対象に第5図に示す二次元 FEM 解析モデルを構築した。

伝熱解析モデルとその境界条件を第5図(a)に示す。素材との接触による金型の加熱は素材温度(=1130℃)を雰囲気温度とし、素材と金型の間の熱伝達係数を与えることにより考慮した。この際、熱伝達係数の値は金型内部の温度分布の測定結果と解析結果が一致するように定めた。

金型の冷却は放冷、エアークール、スプレー冷却(潤滑材吹き付け)の3段階からなるものとした。冷却時の雰囲気温度は全て30℃とし、放冷、エアークールの熱伝達係数はそれぞれ、10,500kcal/m²h℃とした。スプレー冷却の熱伝達

係数については文献⁹⁾を参考に金型表面温度と冷却水量の関数として与えた。なお、タクトタイムは8sec/本であり、金型の初期温度(予熱温度)は150℃である。

き裂発生寿命評価に用いた応力解析モデル(平滑モデル)を第5図(b)に示す。使用した要素は一般化平面ひずみ要素であり、メッシュ分割は伝熱解析モデルと同じである。このモデルに伝熱解析で求めた温度変動を与え、弾塑性熱応力解析を実施した。

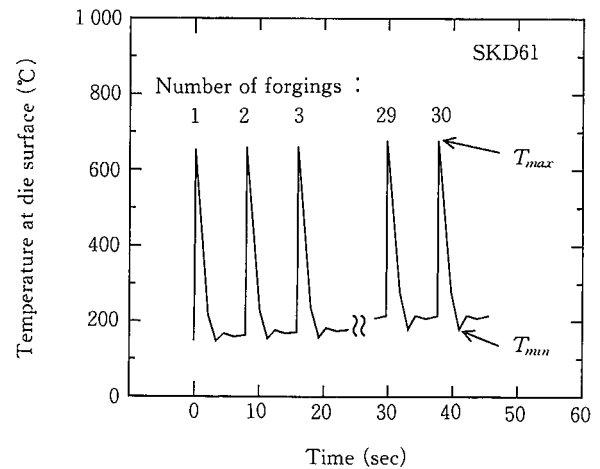
き裂進展寿命の評価に用いた応力解析モデル(き裂モデル)の例を第5図(c)に示す。き裂先端近傍を特に細分割しており、異なるき裂深さのモデルでは、き裂先端近傍のメッシュを移動した。鍛造荷重としては金型表面に垂直方向に $p=588\text{MPa}$ の等分布荷重を与え、さらに素材と金型間の摩擦を考慮し、金型表面に平行な方向に $p \times \mu$ (μ : 素材と金型の間の摩擦係数)の荷重を与えた。解析に際してはき裂深さを変えた各モデルに伝熱解析で求めた最高温度時の温度分布を与え、荷重を0から上記の条件まで増加し、弾塑性解析によって応力拡大係数範囲 ΔK を評価した。

5-2 FEM 解析結果

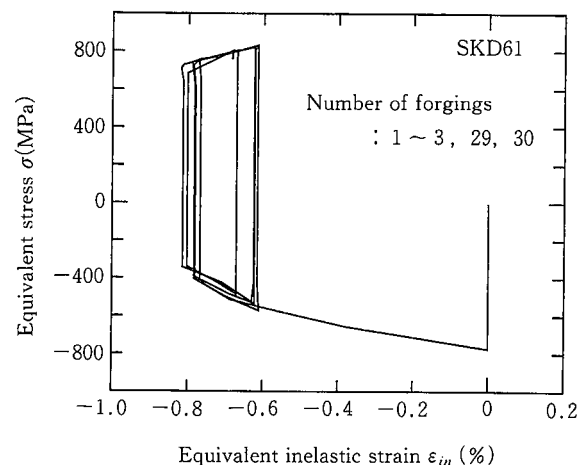
FEM 解析結果の例として、主に金型材として SKD61 相当材を用いた場合の解析結果を示す。

伝熱解析結果として金型表面温度の計算例を第6図に示す。金型表面の最高温度 T_{max} は鍛造本数とともに増加し、30本目では約680℃に達する。

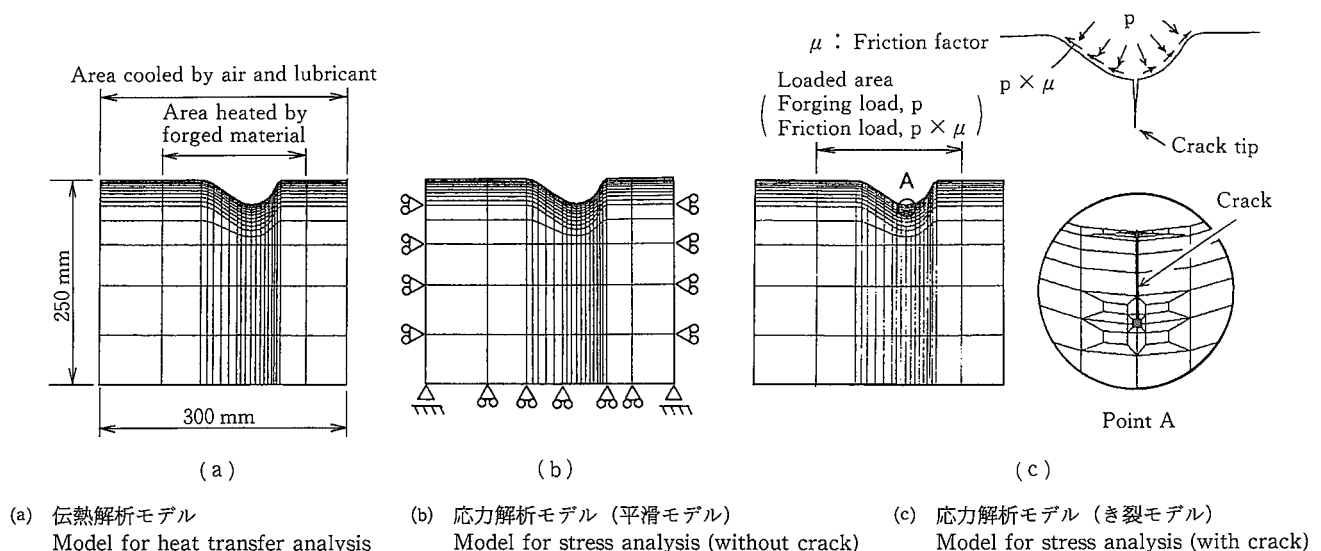
平滑モデルによる応力解析結果として型彫面底のヒステリシスループ(Mises 型相当応力と相当非弾性ひずみの関係)の例を第7図に示す。相当応力及び相当非弾性ひずみには本来符号が存在しないが、寿命評価を行うため、最大主応力、主ひずみ方向の応力成分、ひずみ成分の符号を与えた。



第6図 伝熱解析による金型表面温度の計算例
Fig.6 Temperature at die surface obtained by heat transfer analysis



第7図 型彫面底のヒステリシスループの計算例
Fig.7 Hysteresis loop at die surface obtained by stress analysis

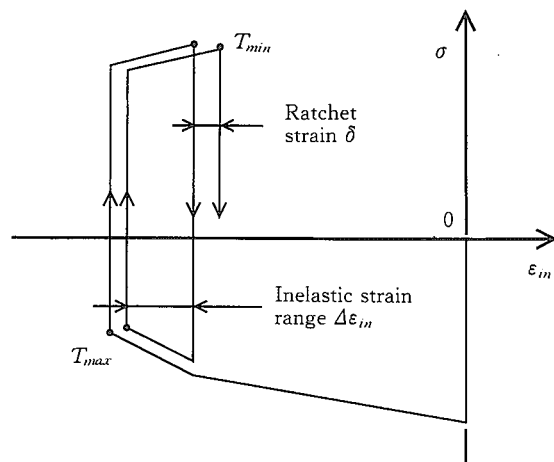


第5図 FEM 解析モデルの形状
Fig.5 Finite element model for hot forging die

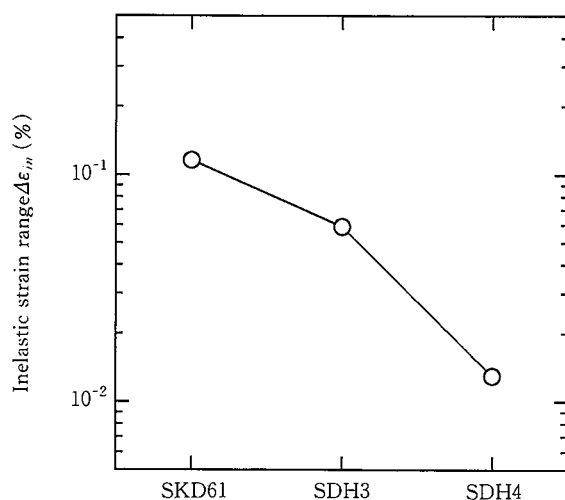
第8図は第7図のヒステリシスループの模式図である。素材と金型の接触が終了し、表面温度が最高温度 T_{max} となる時点で、非弾性ひずみは圧縮の最大値となる。その後、金型が冷却され表面温度が最低温度 T_{min} となる時点では非弾性ひずみが引張側へ移動する。このヒステリシスループから非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{in}$ とラチェットひずみ δ を評価することができる。

第9図は各金型材を用いた場合の $\Delta\epsilon_{in}$ の値を比較した結果である。金型材の室温や高温強度が高い程、 $\Delta\epsilon_{in}$ は小さくなる。また、各金型材とも δ の値は $\Delta\epsilon_{in}$ より小さく、材質による差は小さかった。

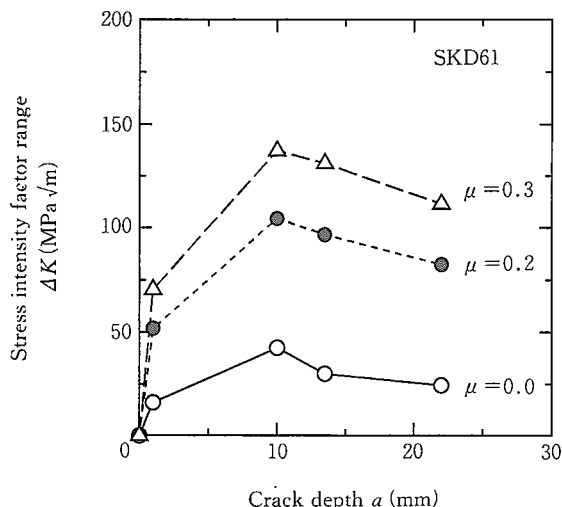
き裂モデルによる応力解析結果として、金型材がSKD61相当材の場合のき裂深さ a と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を第10図に示す。 $a-\Delta K$ 関係は摩擦係数 μ に強く依存し、 μ が大きい程 ΔK は大きくなる。



第8図 型彫面底のヒステリシスループの模式図
Fig.8 Schematic representation of hysteresis loop in Fig.7



第9図 各金型材を用いた場合の非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{in}$ の比較
Fig.9 Comparison of inelastic strain range, $\Delta\epsilon_{in}$, for die steels examined



第10図 き裂深さ a と応力拡大係数範囲 ΔK の関係
Fig.10 Relationship between crack depth and stress intensity factor range

6. 材料強度評価

6-1 試験方法

本報では非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{in}$ からき裂発生寿命を評価する方法としてひずみ範囲分割法^{7),8)}を用いた。

ひずみ範囲分割法では材料に生じる非弾性ひずみを塑性 (plastic) ひずみとクリープ (creep) ひずみに分け、引張側・圧縮側と塑性・クリープの組合せによって非弾性ひずみ範囲を4種類に分類する。つまり、引張側、圧縮側とも塑性ひずみの場合を $\Delta\epsilon_{pp}$ 、引張側が塑性ひずみで圧縮側がクリープひずみの場合を $\Delta\epsilon_{pc}$ 、以下同様に $\Delta\epsilon_{cp}$ 、 $\Delta\epsilon_{cc}$ とする。この非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{ij}$ ($ij=pp, pc, cp, cc$) とこれに対応する疲労寿命 N_{ij} の間には各タイプごとに固有の関係があり、次式のように表される。

$$\Delta\epsilon_{ij} = A_{ij} N_{ij}^{-m_{ij}} \quad (ij=pp, pc, cp, cc) \quad \dots (1)$$

ここで、 A_{ij} 、 m_{ij} は材料定数である。同一の材料について4種類の $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係を比較すると、一般的にはクリープの影響がなく純粋な疲労特性を表す $\Delta\epsilon_{pp}-N_{pp}$ 関係が最も長寿命側となる。また、多くの材料では引張または圧縮のいずれか一方でクリープひずみが導入される $\Delta\epsilon_{cp}-N_{cp}$ 関係または $\Delta\epsilon_{pc}-N_{pc}$ 関係が最も低寿命側となる⁹⁾。

この $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係は例えば第1表に示すひずみ波形を用いたクリープ疲労試験 (pp, pc, cp, cc 試験) により求めることができる。ここで、pp 試験では引張側と圧縮側のひずみ速度がともに高速であり、試験材に負荷される非弾性ひずみは塑性ひずみだけである。一方、pc, cp, cc 試験では、引張側と圧縮側のいずれか一方か、または両方のひずみ速度が低速であり、この負荷過程でクリープひずみが導入される。

本報のクリープ疲労試験は試験温度600℃において直径

10mm, ゲージ長25mmの平滑丸棒試験片を用いて行った。この際、下限寿命を与える $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係を求めることを目的に、第1表のひずみ波形を用いて pp, pc, cp 試験を実施した。

次に、き裂進展寿命を評価するための基礎データとして疲労き裂進展特性 (き裂進展速度 da/dN と ΔK の関係) を評価した。き裂進展試験に用いた試験片は板厚12.5mm, 幅60mm, 長さ62.5mmのCT試験片である。試験は室温で荷重制御により行い、最大荷重及びR値 (=最小荷重/最大荷重=0.05) を一定とし、周波数3Hzのサイン波形を用いて実施した。

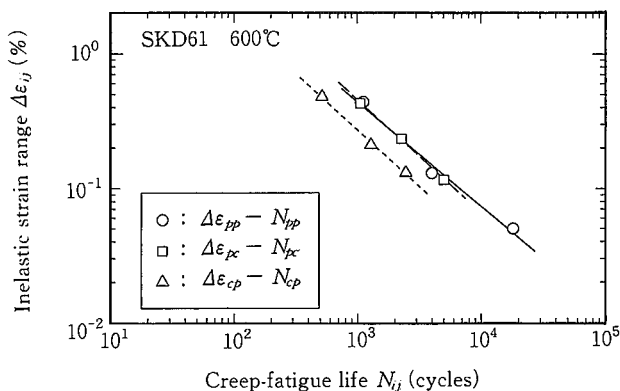
第1表 クリープ疲労試験におけるひずみ波形の例
Table 1 Strain waveforms in creep-fatigue tests

Test	Strain waveform	$\dot{\epsilon}_1$ (1/sec)	$\dot{\epsilon}_2$ (1/sec)
pp		8×10^{-3}	8×10^{-3}
pc		8×10^{-3}	1×10^{-4}
cp		1×10^{-4}	8×10^{-3}
cc		1×10^{-4}	1×10^{-4}

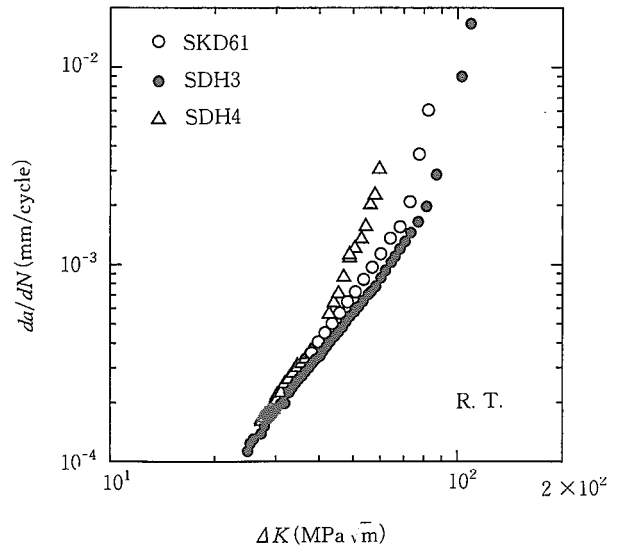
6-2 試験結果

金型材のクリープ疲労特性の評価例として SKD61相当材の $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係を第11図に示す。今回評価した全ての金型材で $\Delta\epsilon_{pp}-N_{pp}$ 関係が上限寿命を、 $\Delta\epsilon_{cp}-N_{cp}$ 関係が下限寿命を与えていた。

疲労き裂進展特性の評価例を第12図に示す。 ΔK が小さい領域では各材料の $da/dN-\Delta K$ 関係は直線関係となるが、 ΔK が大きくなるとき裂進展速度の加速が生じ、直線関係から逸脱する。この加速が生じる ΔK 値は SDH4 < SKD61相当材 < SDH3の順となっており、破壊靱性の良い金型材程、 ΔK が大きな領域でのき裂進展特性に優れている。



第11図 SKD61相当材のクリープ疲労特性
Fig.11 Creep-fatigue properties of SKD61 steel



第12図 金型材の疲労き裂進展特性
Fig.12 Fatigue crack propagation properties of die steels examined

7. 金型寿命評価

7-1 き裂発生寿命評価法

ひずみ範囲分割法^{7,8)}の概念に基づけば材料に負荷される任意の非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{in}$ は $\Delta\epsilon_{ij}$ の組合せで記述できる。すなわち、

$$\Delta\epsilon_{in} = \Sigma(\Delta\epsilon_{ij}) \quad (ij = pp, pc, cp, cc) \dots\dots (2)$$

$$= \Delta\epsilon_{pp} + \Delta\epsilon_{cc} + \Delta\epsilon_{pc} \quad \text{or} \quad \Delta\epsilon_{cp}$$

この場合のクリープ疲労寿命 N_f は各 $\Delta\epsilon_{ij}$ に対応する寿命 N_{ij} と次式の間がある。

$$1/N_f = \Sigma(1/N_{ij}) \quad (ij = pp, pc, cp, cc) \dots\dots (3)$$

$$= (1/N_{pp}) + (1/N_{cc}) + (1/N_{pc}) \quad \text{or} \quad (1/N_{cp})$$

また、 $\Delta\epsilon_{in}$ とともにラチェットひずみ δ が負荷される場合にはラチェットひずみの塑性ひずみ成分を δ_p 、クリープひずみ成分を δ_c とすると、 N_f は次式で評価できる。

$$1/N_f = \Sigma(1/N_{ij}) + (\delta_p/D_p) + (\delta_c/D_c) \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 D_p : 引張破断延性 [$= -\ln(1-\phi_p)$]

D_c : クリープ破断延性 [$= -\ln(1-\phi_c)$]

ϕ_p : 引張破断絞り

ϕ_c : クリープ破断絞り

したがって、FEM 解析として弾塑性クリープ解析を行い、金型に生じる非弾性ひずみを塑性ひずみとクリープひずみに分離できる場合には、 $\Delta\epsilon_{in}$ を各 $\Delta\epsilon_{ij}$ に、 δ を δ_p と δ_c に分割することができるため、上式で N_f を評価できる。

しかし、弾塑性クリープ解析を行うためには長時間のクリープデータが必要であり、複数の金型材の中から材料選定を行う場合には、時間的制約から全ての金型材のクリープデータを採取することができない場合もある。このように、非弾性ひずみを塑性ひずみとクリープひずみに分離で

きない場合には、 $\Delta\epsilon_{in}$ と δ の値から N_f を評価する方法として次式が用いられる^{10),11)}。

$$1/N_f = (1/N_f') + (\delta/D_p) \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 N_f' は $\Delta\epsilon_{in}$ に対応するクリープ疲労寿命であり、 $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係の中で下限寿命を与える $\Delta\epsilon_{ij}-N_{ij}$ 関係を $\Delta\epsilon_{in}-N_f$ 関係として用いる。また、 δ についても塑性ひずみ成分とクリープひずみ成分を区別せず、 δ と引張破断延性 D_p の比を用いて寿命評価を行う。この方法は弾塑性クリープ解析を実施せず、弾塑性解析に基づいて寿命評価を行う場合の簡便評価法であるが、高炉鉄皮¹⁰⁾や熱延スラブの幅サイジングプレス用金型¹¹⁾の熱疲労き裂発生寿命評価に適用され、その有効性が確認されている。

以上のようにして評価した N_f は平滑試験片の破損寿命に対応しており、試験片全体に非弾性ひずみが生じる条件下で試験片表面に生じた微小き裂が試験片の寸法程度の大きさになるまでの寿命を表している。

これに対して、FEM解析結果によれば金型で非弾性ひずみが生じる領域は表面から数mmの領域に限定されており、特に非弾性ひずみが大きいのは表面から1mm程度までである。また、第2図、写真1に示したように、実型での熱疲労き裂の深さは大部分が数mm以下である。そこで、寿命評価に際しては、非弾性ひずみ範囲が大きい表面から1mm深さの点までをき裂発生段階と定義し、ひずみ範囲分割概念に基づくき裂進展則^{12),13)}を用いて、次式により試験片の破損寿命 N_f を深さ1mmのき裂の発生寿命 N_i に換算した。

$$N_i = N_f \times [\ln(1/a_0) / \ln(a_f/a_0)] \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 a_0 : 平滑試験片における初期き裂深さ

a_f : 平滑試験片における最終き裂深さ

ここで、 a_f 値は試験片の破損寿命の時点でのき裂深さであり、その値は試験片半径(=5mm)にほぼ等しい。また、 a_0 値は材料や負荷条件によって異なるため、厳密な評価を行うためには追加試験が必要である。しかし、各種の材料に対する検討結果^{12)~15)}によれば、微小き裂が試験片表面に発生する場合には、表面での初期き裂長さは近似的には材料の平均結晶粒径程度の大きさであり、その深さ a_0 は平均結晶粒径の1/2程度程度の大きさで近似できる。そこで、本報では a_0 値は結晶粒径の1/2程度であると仮定し 10^{-2} mmとした。

7-2 き裂進展寿命評価法

疲労き裂進展速度 da/dN と ΔK の間には第12図のような関係があり、 da/dN は ΔK の関数として表示できる。

$$(da/dN) = f(\Delta K) \dots\dots\dots (7)$$

また、第10図に示したように負荷条件が決まれば ΔK はき

裂深さの関数として表される。したがって、き裂深さが1mmから a になるまでの繰返し数、すなわち、き裂進展寿命 N_p は式(7)を積分することにより、次式で計算できる。

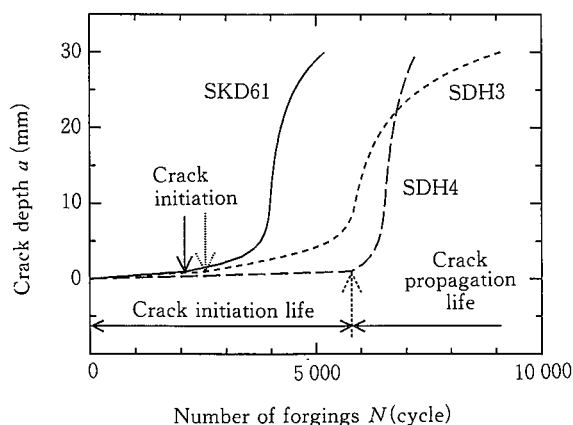
$$N_p = \int_1^a [f(\Delta K)]^{-1} da \dots\dots\dots (8)$$

7-3 金型寿命評価結果

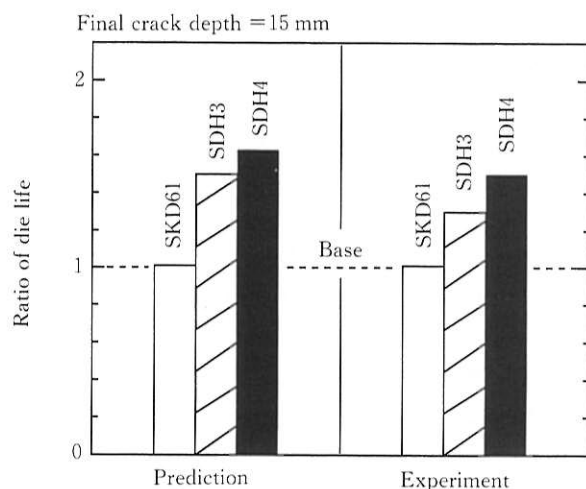
寿命評価結果として鍛造本数に伴うき裂深さの変化の予測結果を第13図に示す。SDH3をSKD61相当材と比較すると、き裂発生寿命の差は小さいが、その後のき裂進展曲線の傾きが緩やかであり、き裂進展寿命が改善されている。一方、SDH4をSKD61相当材と比較すると、き裂発生寿命が大幅に改善されており、その後のき裂進展曲線の差は小さい。

この図において最終のき裂深さを与えれば、金型寿命の予測値を決定できる。SDH3とSDH4のき裂進展曲線は交差しているため、実型での金型寿命を規定するき裂深さによっていずれの材質を選定すべきかが異なる。つまり、最終き裂深さが浅く、金型寿命に占めるき裂発生寿命の割合が大きい場合にはSDH4の使用が望ましい。これに対して、最終き裂深さが深く、金型寿命に占めるき裂進展寿命の割合が大きい場合にはSDH3の使用が望ましい。

第14図は最終き裂深さを15mmとした場合の金型寿命評価結果と実型での耐久試験結果の比較を示す。金型材質改善による延命効果の予測結果は試験結果はほぼ一致しており、本報の寿命評価手法は妥当であると考えられる。実型において型彫面に発生した代表的なき裂を写真2に示すが、SDH3、SDH4のき裂はSKD61相当材より軽微である。



第13図 プレス本数に伴うき裂深さの変化 (寿命評価結果)
Fig.13 Predicted relationships between crack depth and number of forgings



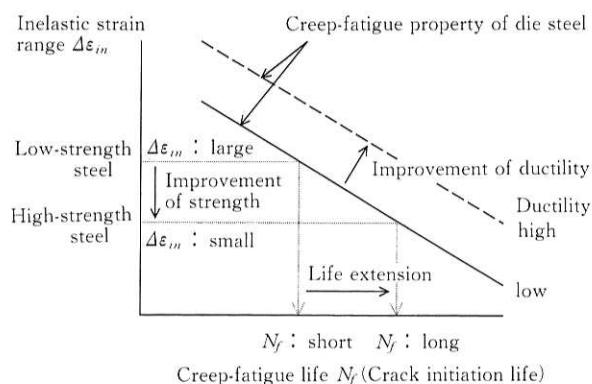
第14図 金型寿命評価結果と実型試験結果の比較
Fig.14 Comparison of die life between prediction and experiment

8. 考 察

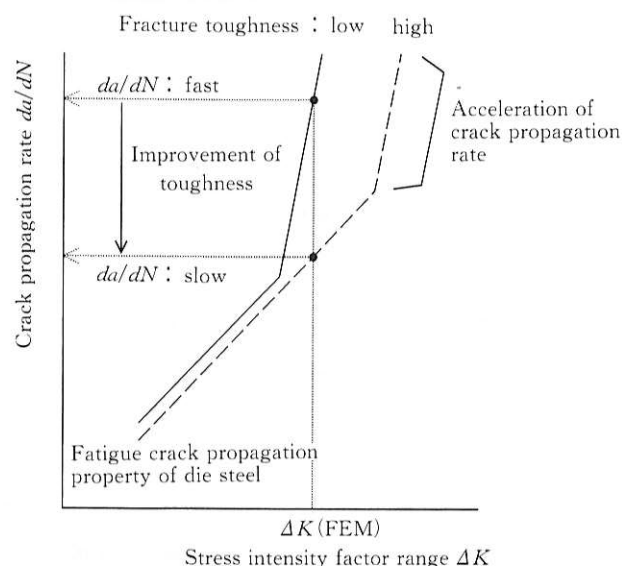
前節では材質改善による延命効果を寿命評価と実型試験で確認した。本節ではこの延命効果に及ぼす材質の影響について概説する。

第15図は非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_{in}$ と金型のき裂発生寿命の関係を模式的に示したものである。第9図で示したように金型材を高強度化すると金型表面における $\Delta\epsilon_{in}$ が小さくなり、き裂発生寿命が長くなる。なお、高温強度の改善は摩耗の抑制にも有効である。また、材料の引張及びクリープ破断延性を改善すればクリープ疲労特性が改善される¹⁶⁾ため、同一の $\Delta\epsilon_{in}$ に対応するき裂発生寿命が長くなる。

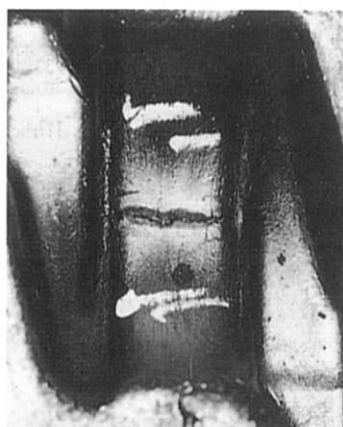
第16図は応力拡大係数範囲 ΔK とき裂進展速度 da/dN の関係を模式的に示したものである。金型材の破壊靱性を改善すると、高進展速度領域におけるき裂進展特性が



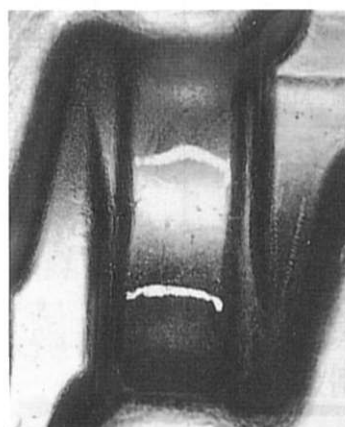
第15図 金型材の高強度化、延性改善によるき裂発生寿命の改善
Fig.15 Extension of crack initiation life by applying high-strength steel and high-ductility steel



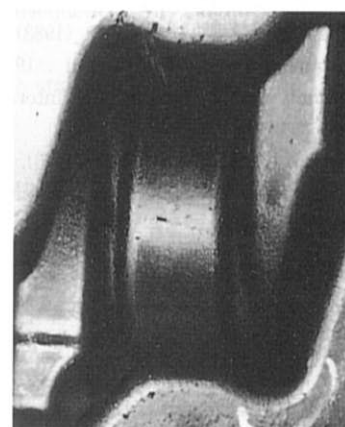
第16図 金型材の破壊靱性改善によるき裂進展寿命の改善
Fig.16 Extension of crack propagation life by applying high-toughness steel



(a) SKD61



(b) SDH3



(c) SDH4

写真2 実型耐久試験後の型彫面でのき裂の例

Photo 2 Example of crack at die surface observed after endurance test

技術報文

改善される。第12図で示したように ΔK が大きい領域ではき裂進展速度の加速が生じるが、破壊靱性が高い程、加速を開始する ΔK 値は大きくなる。したがって、破壊靱性を改善することにより、同一の ΔK 値に対応するき裂進展速度は遅くなり、き裂進展寿命が長くなる。

第13図において、破壊靱性重視型の改善材 SDH3ではき裂進展寿命が、高温強度重視型の改善材 SDH4ではき裂発生寿命が改善されたのは以上の理由による。

今回構築した寿命評価手法により、上記のような金型材質が寿命に及ぼす影響を定量的に評価することができる。このため、金型形状や使用条件に応じて最も長寿命となる適正材質の選定が可能である。

9. 結 言

本報では金型材質の強度特性と FEM 解析結果から熱間鍛造金型のき裂寿命を予測する寿命評価手法の概要と、材質改善（破壊改善、高強度化）による延命効果の評価結果を示した。主な結果を以下に示す。

- (1) 金型材質改善による延命効果の予測結果は実型での耐久試験結果とほぼ一致し、寿命評価手法の有効性を確認した。
- (2) 改善材を用いた場合の金型寿命は、従来材を用いた場合の金型寿命の約1.3～1.5倍となる。

(3) 改善材 SDH3では破壊靱性値が高いために高進展速度領域でのき裂進展特性が優れており、き裂進展寿命が長くなる。一方、改善材 SDH4では高温強度が高いために、金型表面での非弾性ひずみが小さくなり、き裂発生寿命が長くなる。

(4) したがって、実型において許容されるき裂深さが浅く、金型寿命に占めるき裂発生寿命の割合が大きい場合には SDH4の使用が望ましい。これに対して、許容されるき裂深さが深く、き裂進展寿命の割合が大きい場合には SDH3の使用が望ましい。

(5) 本報で構築した寿命評価手法により、金型材質が寿命に及ぼす影響を定量的に評価することができる。このため、金型形状や使用条件に応じて最も長寿命となる適正材質の選定が可能となった。



宮原光雄 / Mitsuo Miyahara

総合技術研究所 機械システム研究部 副主任研究員

(問合せ先：06(489)5733)

参考文献

- 1) 海野正英, 池永豊, 岡田康孝, 宮原光雄: 型技術, 9 (1994), p.142.
- 2) 野村節雄: 鍛造技報, 59 (1994), p.53.
- 3) 秋田昌毅, 森田浩二, 西口勝, 久保亮: 住友金属, 47 (1995), p.85.
- 4) 奥野利夫, 田村庸: 鉄と鋼, 79 (1993), p.1013.
- 5) 宮原光雄, 黒川八寿男, 海野正英, 岡田康孝: 第45回塑性加工連合講演会, (1994), p.29.
- 6) 三塚正志, 福田敬爾: 鉄と鋼, 69 (1983), p.262.
- 7) S. S. Manson and G. R. Halford: 1976 ASME-MPC Symposium on Creep-Fatigue Interaction, MPC-3, (1976), p.299.
- 8) S. S. Manson: ASTM STP520, (1973), p.744.
- 9) K. Hirakawa and K. Tokimasa: Sumitomo Search, 26 (1981), p.118.
- 10) 森田喜保, 時政勝行: 鉄と鋼, 72 (1986), p.210.
- 11) 宮原光雄, 河嶋寿一, 沖正海, 後藤邦夫, 波床尚規, 材料とプロセス, 3 (1990), p.468.
- 12) 宮原光雄, 時政勝行: 材料, 41 (1992), p.1760.
- 13) 時政勝行, 宮原光雄: 日本機械学会論文集, 60, 571, 591 (1994).
- 14) 桜井茂雄, 宇佐美三郎, 梅沢貞夫, 宮田寛, 材料, 35 (1986), p.170.
- 15) 宇佐美三郎, 福田嘉男, 志田茂: 材料, 33 (1983), p.685.
- 16) G. R. Halford, J. F. Saltsman and M. H. Hirschberg: NASA TM-73737, (1977).