

熱間金型材料の疲労亀裂進展特性

山田春彦，猿木勝司，小川一義

Fatigue Crack Propagation Properties of Hot Work Die Steels

Haruhiko Yamada, Katsushi Saruki, Kazuyoshi Ogawa

要 旨

熱間金型の割れは，寿命の大半が疲労亀裂の成長で占められることが多い。したがって，金型材の耐割れ性の評価としては，破壊力学的手法を用いた疲労亀裂進展特性が有効である。本研究では，熱間金型材の疲労亀裂進展特性に及ぼす熱処理および温度の影響について明らかにした。試験には ΔK 制御電気油圧式疲労試験機を用いた。

焼もどし硬さが高い場合，焼入温度を従来推奨されている温度より高くすることによって，疲労亀裂進展特性が改善されることが分かった。一方，焼もどし硬さが低い場合には，焼入温度を上げると疲労亀裂進展

特性は逆に悪化した。また，焼入冷却速度を低下させると疲労亀裂進展特性は悪化した，400 以下の温度域を急冷することによってベイナイト組織の生成を抑制すると，疲労亀裂進展特性が改善されることが分かった。

温度の影響については300 までの範囲で調べた。焼もどし硬さが高い場合は，温度の上昇とともに疲労亀裂進展特性は良好となったが，焼もどし硬さが低い場合には，温度の影響をほとんど受けないことが分かった。さらに，本報では，5種類の熱間金型材の疲労亀裂進展特性を比較した結果についても述べる。

• •

Abstract

In general, most of the cracking life of hot work dies is spent in the fatigue crack growth. Therefore, the fatigue crack propagation properties (FCPP) analyzed by using fracture mechanics technique are useful to evaluate the performance of die steels. The aim of this study is to clarify the effects of heat treatment and test temperature on the FCPP of hot work die steels. The tests were carried out with a ΔK control servohydraulic test machine. It was found that at high hardness levels the FCPP were improved by raising the austenitizing temperature, but at low hardness levels high austenitizing temperature caused the deterioration of

the FCPP.

Also the FCPP deteriorated with a decrease in cooling rate, but the suppression of bainite formation by the rapid cooling below 400 caused the improvement of the FCPP. The effect of test temperature up to 300 on the FCPP was investigated. The result showed that at high hardness levels the FCPP improved dramatically with increasing test temperature, but at low hardness levels the FCPP was little affected by test temperature. Furthermore, in this paper the FCPP of five hot work die steels were compared.

キーワード

熱間金型鋼，割れ，疲労亀裂進展特性，破壊力学，熱処理，温度

1. まえがき

熱間金型の損傷形態の一つに割れがある。この割れは、機械的あるいは熱的な負荷の繰り返しによる亀裂発生とその進展から成る¹⁾。熱間金型は通常苛酷な条件下で使用されるため、亀裂の発生は比較的早期に起こり、寿命の大半は疲労亀裂の進展で占められることが多い。このような場合、疲労亀裂の進展評価が重要になる。しかし、従来から金型材の評価には衝撃値や引張り強さが多く用いられ²⁾、疲労亀裂進展についてはあまり調べられていない。

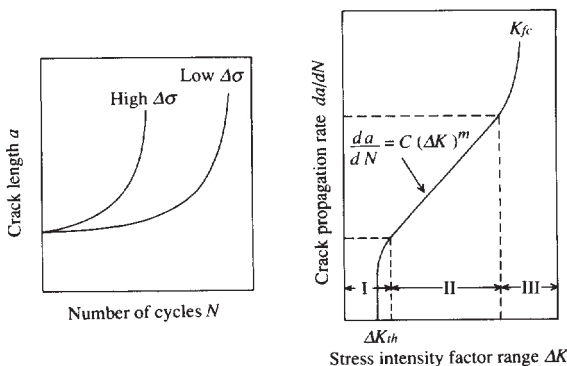
一方、疲労亀裂の進展評価に対しては破壊力学的手法が有効であり、すでに構造材料の疲労強度問題には広く適用されている³⁾。

本報告では、熱間金型材料の耐割れ性評価に破壊力学的手法を用いた疲労亀裂進展特性を適用し、その特性に及ぼす諸因子の影響を明らかにした^{4, 5)}。

2. 疲労亀裂進展の評価方法

2. 1 破壊力学的手法を用いた疲労亀裂進展評価

破壊力学が普及する以前の疲労亀裂進展評価では、Fig.1(a)に示すように、作用応力振幅 $\Delta\sigma$ をパラメータとして疲労亀裂長さ a の成長の様子を繰り返し数 N に対して表示するのが通例であった⁶⁾。しかし、この方



(a) Relation between crack length and number of cycles. (b) Relation between crack propagation rate and stress intensity factor range.

Fig.1 Evaluation of fatigue crack propagation.

法では同じ材料でも試験片形状や負荷形式によって異なる関係線が得られ、一般的な材料特性として扱うことができない。

一方、破壊力学的手法を用いた疲労亀裂進展評価では、Fig.1(b)に示すように、応力1サイクル当りの亀裂進展量 da/dN （亀裂進展速度）を亀裂先端の力学的環境を表すパラメータ K （応力拡大係数）に対して表示する⁷⁾。 K は亀裂先端付近の応力・ひずみ分布と一对一の対応関係にあるため、 K が同じであれば試験片形状や負荷形式によらず亀裂先端付近の応力・ひずみ状態は同じになる。したがって、 $da/dN - \Delta K$ （ K の範囲）関係で表示される疲労亀裂進展特性は、同じ材料であればほぼ一つの関係線で表され、材料特性として扱うことができる。ただし、応力比などが異なる場合には材料特性とはなりえず、そのような場合は ΔK の代わりに有効応力拡大係数の範囲 ΔK_{eff} を用いる必要がある。

また、 K というパラメータが部材形状に依存しないことを利用して、金型に発生した亀裂について外力によって生じる ΔK を計算で求めれば、試験片で得られた $da/dN - \Delta K$ 関係から亀裂進展速度を推定することができる。さらに、最終破壊を起こす亀裂長さが分かれば、金型の割れ寿命のうち亀裂進展に要する繰り返し数の予測も可能となる。

応力拡大係数の範囲 ΔK は一般に次式で表される。

$$\Delta K = \Delta\sigma \sqrt{\pi a} F \quad (1)$$

$\Delta\sigma$; 作用応力振幅

a ; 亀裂長さ

F ; 試験片形状や負荷形式の

影響を考慮した補正係数

$da/dN - \Delta K$ 関係は、一般にFig.1(b)に示すように3つの領域に分けられる。第I領域は疲労亀裂の進展開始に関する領域、第II領域は疲労亀裂の安定成長領域、第III領域は進展速度が急加速して不安定破壊へ移行する領域である。熱間金型の割れは比較的短寿命で起こる、すなわち一旦発生した亀裂は比較的速い速度で進展するため、ここでは第IIおよび第III領域の疲労亀裂進展特性を評価することにした。

2. 2 疲労亀裂進展試験

疲労亀裂進展試験に用いた試験片は、Fig.2に示すCT試験片である。試験片の形状および寸法はASTM規格⁸⁾に準拠した。素材からの試験片採取に当たっては、亀裂の進展方向が素材の鍛伸方向と一致するよう

にした。

試験には当所でシステムの構成および制御アルゴリズムを立案した ΔK 制御電気油圧式疲労試験機を用いた。試験機の構成をFig.3に示す。本試験機では、交流電位差法を原理とする亀裂長さ測定器（クラックメータ）と電気油圧式疲労試験機をパソコンで結合することにより、 ΔK を制御しながら亀裂進展速度 da/dN を自動測定することができる。

試験条件は、室温（試験温度の影響を調べる試験では高温でも実施）大気中、応力比（最小応力/最大応力）0.05、荷重波形正弦波、繰り返し周波数10～30Hzである。

3．疲労亀裂進展特性に及ぼす諸因子の影響

3.1 熱処理の影響

熱間金型の性能を決める上で熱処理は重要な因子である。本節では焼入温度と焼入冷却速度に注目し、それぞれ焼もどし硬さとの組合せによりその影響を明ら

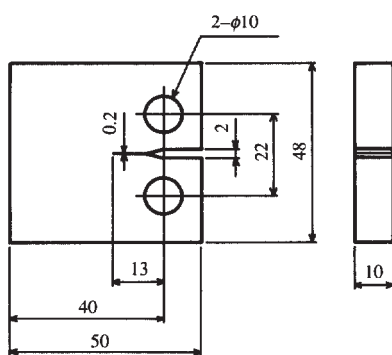


Fig.2 Shape and size of CT specimen.

かにした。実験に用いた材料は市販の熱間金型鋼SKD62である。

3.1.1 焼入温度の影響

熱間金型鋼の焼入温度は、従来から十分に焼きの入る最低温度が望ましく、温度を上げると結晶粒が粗大化して衝撃値が急低下するため、過熱は絶対に避けなければならないと言われてきた⁹⁾。一方、高強度鋼などでは焼入温度を上げると衝撃値は低下するが、破壊靱性は逆に増加することが報告されている^{10,11,12)}。そこで、熱間金型鋼について疲労亀裂進展特性の面から焼入温度の影響を調べることにした。

SKD62に対して、JIS規格で推奨している焼入温度は1000～1050 である。ここでは、推奨温度範囲内の1025 とその範囲を超える1100 を焼入温度として選んだ。焼入冷却速度は半冷時間（焼入温度から焼入温度と室温の中間の温度まで冷却するのに要する時間）2分と一定にし、焼もどし温度は硬さがおおよそHv600、Hv500およびHv400となるように550～650（JIS規格推奨の焼もどし温度）の範囲で適温を選んだ。

焼入温度による疲労亀裂進展特性の変化をそれぞれの硬さについてFig.4に示す。進展特性の第II領域では焼入温度の影響はほとんど認められず、硬さが同じであればほぼ同じ進展特性を示している。しかし、第III領域では焼入温度の影響が認められ、硬さHv600では焼入温度を上げると進展特性が向上し、Hv500ではほとんど変化せず、Hv400では逆に悪化している。

第III領域において不安定破壊へ移行する時の K ，すなわち疲労破壊靱性 K_{fc} と硬さの関係をFig.5に示す。硬さHv600では、焼入温度を1025 から1100 に上げることによって疲労破壊靱性は約1.5倍に上昇してい

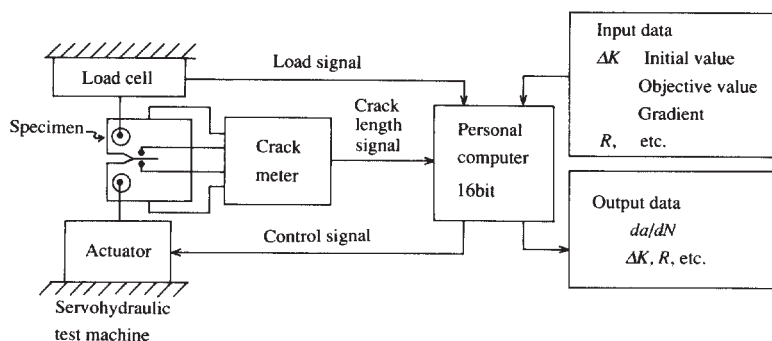


Fig.3 Block diagram of measuring system for fatigue crack propagation properties.

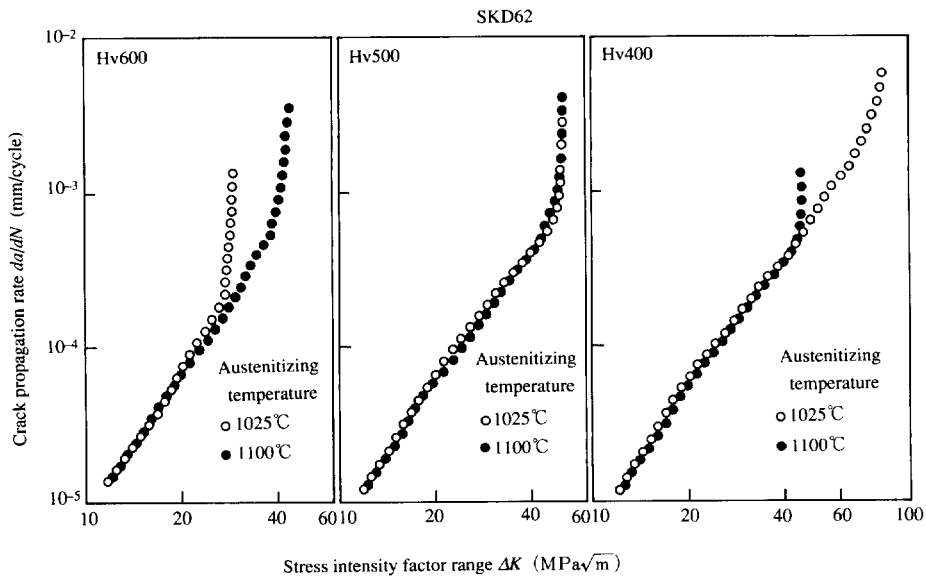


Fig.4 Effect of austenitizing temperature on fatigue crack propagation properties.

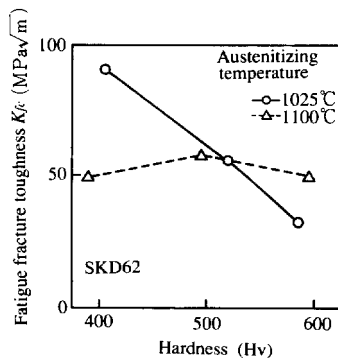


Fig.5 Relation between fatigue fracture toughness and hardness.

る。このことから、熱間金型の硬さとしては比較的高いHv600程度に焼もどして使用する金型の場合は、焼入温度を従来推奨されている温度より高い1100 とすることによって耐割れ性が改善できると考えられる。

焼入温度を上げることによって破壊靱性が向上する原因としては、(1) 残留オーステナイト量の増加¹⁰⁾、(2) 焼入性向上による上部ベイナイト量の減少¹¹⁾、(3) 残留炭化物の溶解¹²⁾などが上げられている。ここでは、いずれも550 以上の高い温度で焼もどしているため、X線分析の結果では残留オーステナイトの存在は認められなかった。また、焼入冷却速度は半冷時

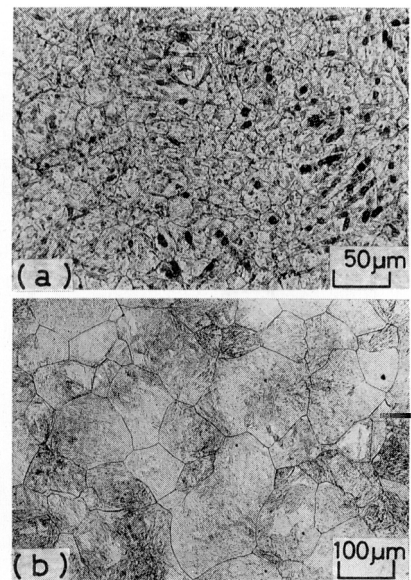


Fig.6 Optical micrographs of specimens austenitized at (a)1025°C, (b)1100°C.

間2分と速いため、組織観察の結果ではベイナイトの存在は認められなかった。残留炭化物については、Fig.6に示す焼入組織から分かるように、焼入温度を上げると明らかに減少している。したがって、硬さHv600の場合に焼入温度を上げることによって疲労破

壊靱性が向上した原因は、高温での加熱によって残留炭化物が溶解し、マトリックスの靱性が向上したためと推察される。

しかし、Fig.5に示したように、焼入温度を上げてても硬さHv500では疲労破壊靱性が向上せず、Hv400では逆に低下した。Fig.7には、1100℃焼入れした場合の不安定破壊域の破面SEM写真を示す。硬さHv600では粒内の擬へき開破面であるが、Hv500では粒界破面が多くなり、さらにHv400では全面が脆性的な粒界破面になっている。1025℃焼入れの場合はいずれの硬さにおいてもその破面は粒内破面であった。このことから、焼入温度を1100℃に上げた場合には、硬さの低下、すなわち焼もどし温度の上昇に伴って粒界脆化が進行していることが分かる。したがって、硬さHv500

およびHv400では、亀裂は靱性の向上したマトリックスよりも脆化した粒界を優先的に進展するようになり、その結果疲労破壊靱性が向上しない、もしくは逆に低下するものと考えられる。焼入温度を上げた場合に粒界脆化が起きやすくなるのは、結晶粒径の増大により粒界面積が減少し、粒界での不純物濃度が相対的に高くなるためと考えられる。

粒界破壊を起こすことの組織的な要因は上述のようであるが、さらに力学的な要因として亀裂先端での塑性域の影響が考えられる。平面ひずみ状態において、亀裂先端に形成される最大塑性域寸法 ω は次式¹³⁾で与えられる。

$$\omega = (2/5.6\pi) (K/\sigma_{ys})^2 \quad (2)$$

σ_{ys} ; 降伏応力

それぞれの硬さにおいて、不安定破壊へ移行する時点での K に対して ω を計算すると、硬さHv600では約90 μm 、Hv500およびHv400ではいずれも約260 μm となる。1100℃焼入れした場合の平均結晶粒径 d は約105 μm (Fig.6)であるから、硬さHv600では不安定破壊に至るまで $d > \omega$ なる関係にあるが、Hv500およびHv400では不安定破壊に移行する時点で $d < \omega$ なる関係にある。亀裂先端にできる塑性域が結晶粒径以下であれば、亀裂は粒界の影響を受けることなく粒内を進展していくが、塑性域が結晶粒径以上になると亀裂の進展は粒界の影響を受けやすくなり、もしその粒界が脆化していれば亀裂は粒界を優先的に進展していくと考えられる。したがって、1100℃焼入れした場合の硬さHv500およびHv400において粒界破壊を起こすことの要因としては、亀裂先端での塑性域が結晶粒径以上になったことが上げられる。

Fig.8には、金型材の靱性評価によく用いられるシャルピー衝撃値の結果を示す。従来から言われているように、シャルピー衝撃値は焼入温度を上げると低下しており、Fig.5に示した疲労破壊靱性の結果とは異なる傾向を示している。Fig.9には、衝撃試験の時に得られる荷重 - 時間線図を示す。いずれの線図においても、全力積 (荷重 - 時間線図下の面積) の大半は最大荷重到達までの力積、すなわち亀裂発生に要するエネルギーで占められており、最大荷重到達後破断するまでの力積、すなわち亀裂進展に要するエネルギーはわずかであることが分かる。これは、SKD62の衝撃値が主に亀裂の発生抵抗を反映しており、亀裂の進展抵抗

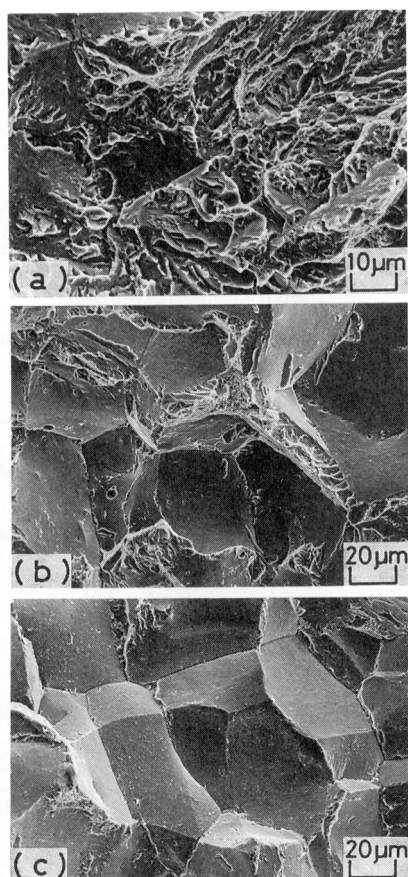


Fig.7 Final fracture surfaces of specimens austenitized at 1100°C and tempered to (a) Hv600, (b) Hv500, (c) Hv400.

はほとんど反映していないことを意味している。したがって、衝撃値と疲労破壊靱性として焼入温度の影響が異なるのは、前者は主に亀裂の発生抵抗を表しているのに対し、後者は亀裂の進展抵抗を表しているためと考えられる。

3.1.2 焼入冷却速度の影響

金型の焼入れにおいては、金型寸法や冷却方法によって冷却速度は大きく変化する。焼入冷却速度が衝撃値や強度に影響を及ぼすことはすでに報告¹⁴⁾されているが、疲労亀裂進展特性への影響については詳細な報告例が見当たらない。そこで、疲労亀裂進展特性に及ぼす焼入冷却速度の影響を調べることにした。

焼入温度は標準的な1025℃と一定にし、冷却方法を変えることによって冷却速度を変化させた。Fig.10にその冷却曲線を示す。冷却①, ②, ③は連続冷却で、半冷時間はそれぞれ2分, 30分, 70分である。比較的

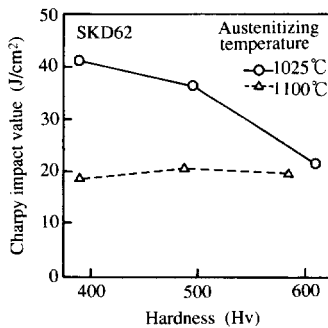


Fig.8 Relation between Charpy impact value and hardness.

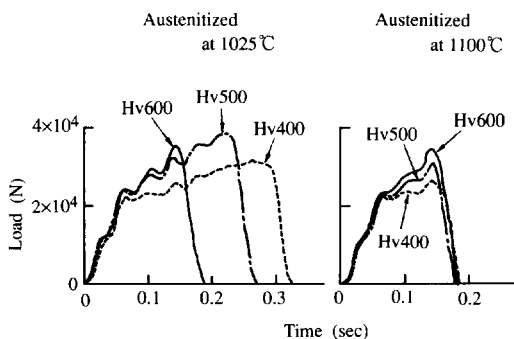


Fig.9 Load-time curves in Charpy impact tests.

小形 ($\phi 120 \times 250\text{mm}$) の熱間鍛造金型を衝風冷却した場合の冷却速度は実測によると半冷時間で約15分であったこと、また比較的大形 ($700 \times 700 \times 1200\text{mm}$) のダイカスト金型を衝風冷却した場合の冷却速度は半冷時間で45~60分程度であると言われていることから、ここで変化させた冷却速度は実際の金型の冷却速度をカバーする範囲のものであることが分かる。冷却④は400℃を境にして冷却方法が異なる不連続冷却である。焼もどし温度は、硬さがおおよそHv600およびHv400となるように550~650℃の範囲で適温を選んだ。

焼入冷却速度による疲労亀裂進展特性の変化を連続冷却の場合についてFig.11に示す。進展特性の第II領域

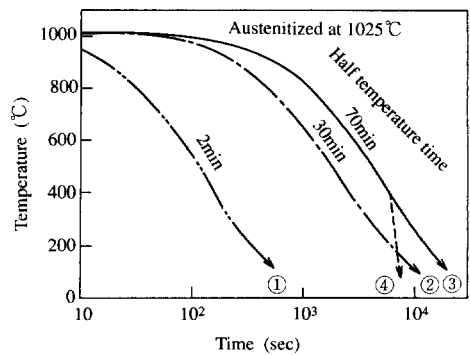


Fig.10 Cooling diagram under various cooling conditions.

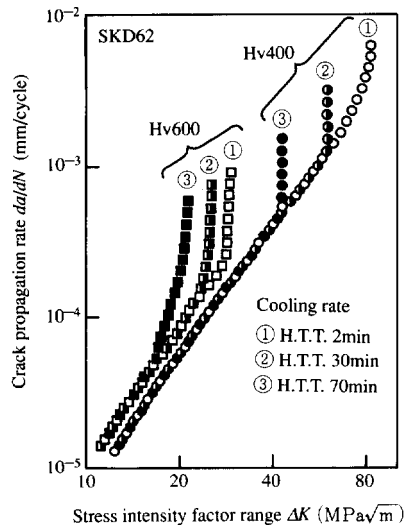


Fig.11 Effect of cooling rate on fatigue crack propagation properties. (H.T.T.: Half temperature time)

域では硬さによる差が若干認められるが、冷却速度の影響はほとんど認められない。しかし、第III領域では冷却速度の影響が見られ、いずれの硬さにおいても半冷時間の増加、すなわち冷却速度の低下に伴って進展特性が悪化している。

冷却速度を変化させた場合の焼入組織をFig.12に示す。半冷時間2分ではマルテンサイトであるが、半冷時間30分では部分的にベイナイトが生成し、半冷時間70分ではベイナイトの量および大きさが増大している。ここで見られるベイナイトは羽毛状の上部ベイナイトである。

焼入れした後硬さHv400に焼もどした場合の炭化物の析出状態をFig.13に示す。炭化物は半冷時間2分ではほぼ均一に分布しているが、半冷時間30分では部分的にベイナイト境界に沿って析出するようになり、半冷時間70分ではさらにその傾向が強くなっている。炭化物が均一に分布した状態ではマトリックスの靱性は良好であるが、不均一に分布した状態ではマトリックスの靱性が悪化すると考えられる。

Fig.14には、硬さHv400の場合の不安定破壊域の破面SEM写真を示す。半冷時間2分では延性的なディンプル (a)のA部)と細かい擬へき開 (同B部)が混在し

た破面であるが、半冷時間30分では所々に細長い擬へき開破面 (b)の矢印部)が現れ、半冷時間70分ではさらに大きく細長い擬へき開破面 (c)の矢印部)が見られるようになる。冷却速度の低下に伴って細長い擬へき開破面が現れ、その量および大きさが増加していく傾向は、Fig.12において細長いベイナイト組織が生成・成長していく挙動とよく対応している。

以上のことから、焼入冷却速度の低下に伴う疲労亀裂進展特性の悪化は、ベイナイト組織の生成・成長と強く関連していることが分かる。そこで、焼入温度から400 までは冷却 と同じ方法で徐冷し、400 以下のベイナイト変態が起こる温度域を急冷する処理 (Fig.10の冷却)を行った。その時の焼入組織および硬さHv400に焼もどした場合の炭化物の析出状態をFig.15に示す。焼入組織はほぼ完全なマルテンサイトでベイナイトは生成しておらず、また焼もどした後の炭化物もほぼ均一に分布している。

冷却 の場合の疲労亀裂進展特性を冷却 の場合と比較してFig.16に示す。いずれの硬さにおいても冷却

に比べて冷却 では、第III領域の疲労亀裂進展特性が改善されている。このことから、金型の焼入冷却においては400 以下の冷却速度が問題で、その温度域

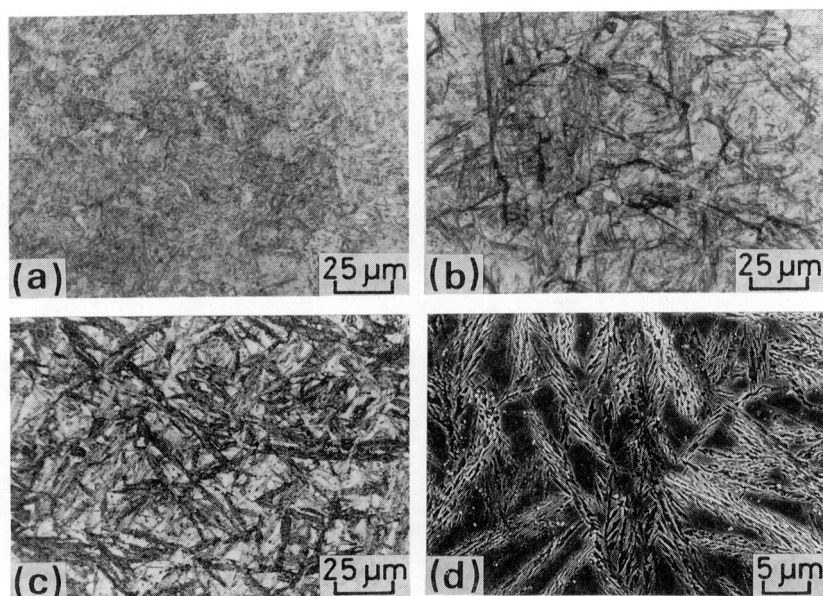


Fig.12 Micrographs of specimens as-quenched under ; (a) H.T.T. 2min, (b) H.T.T. 30min, (c) and (d) H.T.T. 70min. ((a) - (c) : optical micrographs, (d) : scanning electron micrograph)

の冷却速度を速くすることによって耐割れ性を向上させることができると考えられる。

3.2 材料の影響

本節では、SKD61系の熱間金型材料4種の疲労亀裂

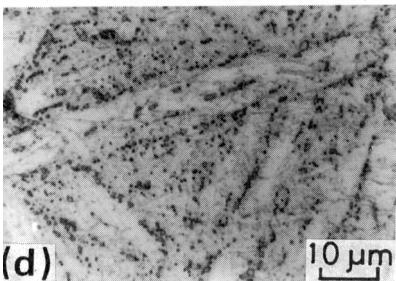
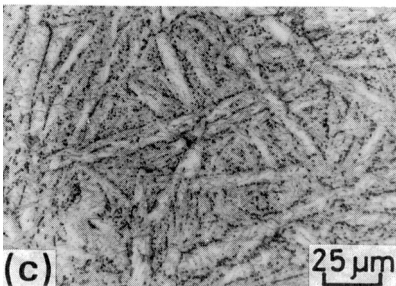
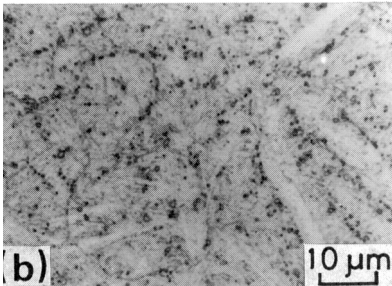
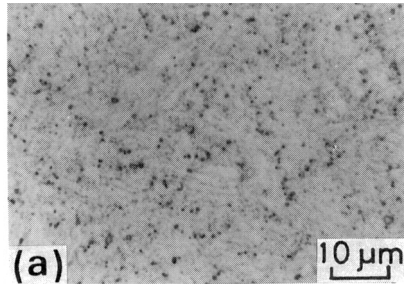


Fig.13 Optical micrographs of specimens tempered to Hv400 after quenched under ; (a) H.T.T. 2min, (b) H.T.T. 30min, (c) and (d) H.T.T. 70min.

進展特性を調べ、前節のSKD62の結果と併せて材料による違いを見た。用いた材料の化学成分をTable1に示す。5鋼種とも市販の材料であるが、SKD61 - AはS量を低減した高纯净度材、SKD61 - BはSに加えてP量も低減した高纯净度材である。C、D鋼はいずれもSKD61の改良鋼である。

試験片の焼入温度はいずれも1025℃，焼入冷却速度は半冷時間2分～70分，焼もどし温度は硬さがおおよそHv600およびHv400となるように550～650℃の範囲で適温を選んだ。

材料による疲労亀裂進展特性の違いを半冷時間2分の場合についてFig.17に示す。この図では見易くする

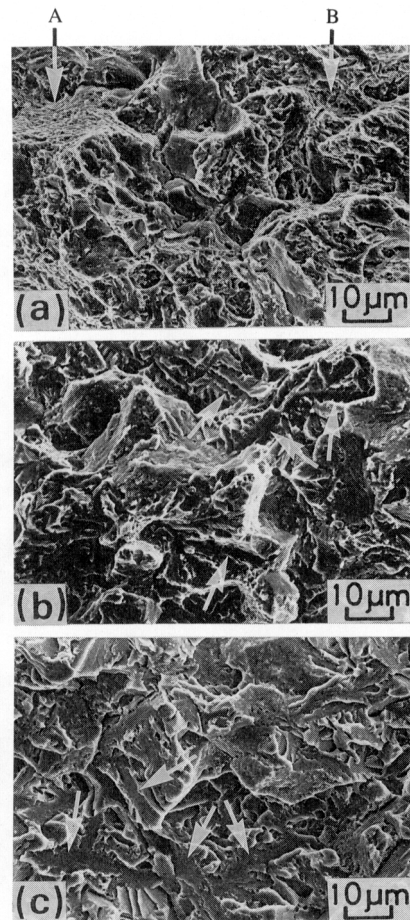


Fig.14 Final fracture surfaces of specimens tempered to Hv400 after quenched under ; (a) H.T.T. 2min, (b) H.T.T. 30min, (c) H.T.T. 70min.

ために実験点は省略し、それらを近似した曲線で示してある。進展特性の第II領域では材料による違いは認められず、硬さが同じであればほぼ同じ進展特性を示している。しかし、第III領域では材料による違いが認められ、D鋼はいずれの硬さにおいても良好な進展特性を示している。

Fig.18には、焼入冷却速度を変化させた時の5鋼種の疲労破壊靱性 K_{fc} をまとめて示す。硬さHv600では材料による K_{fc} の差は比較的小さいが、Hv400ではその差が大きくなっている。同じSKD61でも、素材Aに比べて素材Bは K_{fc} がかなり高い。この差をP量の違いだけに帰することはできないが、P量を低下させて偏析の

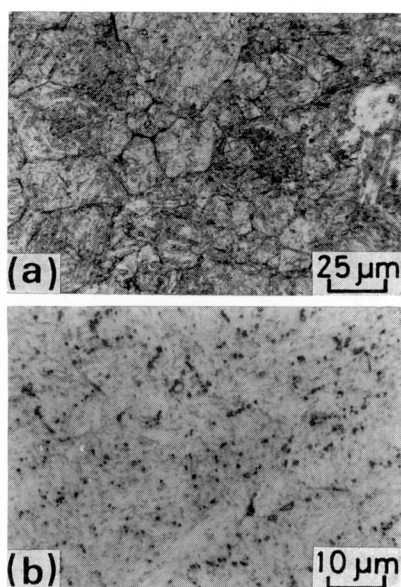


Fig.15 Optical micrographs of specimen quenched under cooling condition ; (a) as quenched, (b) quenched and tempered to Hv400.

低減を図ることは K_{fc} の向上にかなり有効であることはうかがえる。硬さHv400の場合には K_{fc} のレベルが異なるだけでなく、冷却速度による K_{fc} の変化傾向も材料によって大きく異なる。すなわち、SKD62, SKD61 - A, Bでは冷却速度の低下に伴って K_{fc} は単調に低下しているが、C鋼では半冷時間30分まで K_{fc} の低下が認められず、D鋼ではさらに長い半冷時間70分まで K_{fc} の大きな低下が認められない。SKD61 - A, BではFig.12に示したSKD62の場合と同様に、冷却速度の低下に伴ってベイナイト組織が生成している。しかし、D鋼ではFig.19に示すように、半冷時間70分においてもベイナイトはほとんど生成していない。したがって、冷却速度による K_{fc} の変化傾向が材料によって異なるのは、ベイナイトの生成挙動の違いに起因しており、Ni

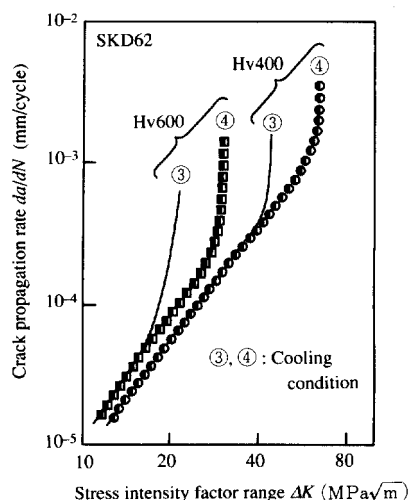


Fig.16 Fatigue crack propagation properties under cooling condition .

Table1 Chemical composition of the steels tested. (wt.%)

	C	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V
SKD62	0.39	1.08	0.027	0.006	0.10	5.14	1.19	1.23	0.26
SKD61-A	0.40	1.05	0.021	0.002	—	4.99	1.21	—	0.56
SKD61-B	0.38	0.97	0.008	0.002	—	5.03	1.21	—	0.57
Steel-C	0.42	0.28	0.017	0.001	0.07	5.33	2.05	—	0.85
Steel-D	0.36	0.20	0.027	0.001	0.46	5.56	1.58	0.01	0.56

添加によって焼入性を向上させたD鋼では、冷却速度が低下してもベイナイトが生成せず、その結果 K_{fc} の低下が起きなかったものと考えられる。

3.3 試験温度の影響

前節までは、室温下での疲労亀裂進展特性について調べてきた。この結果は、金型温度の比較的低い部位で発生する割れに対して有効である。しかし、金型温度の高い部位で発生する割れに対しては、温度の影響

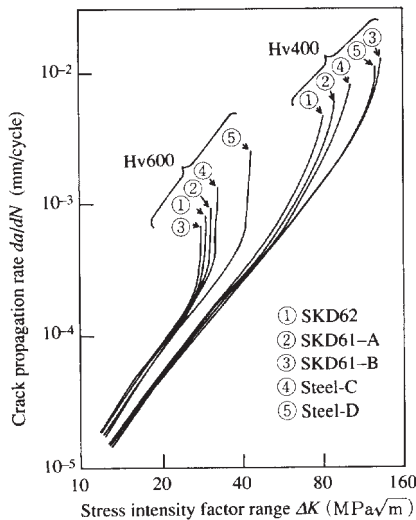


Fig.17 Fatigue crack propagation properties of the steels tested.

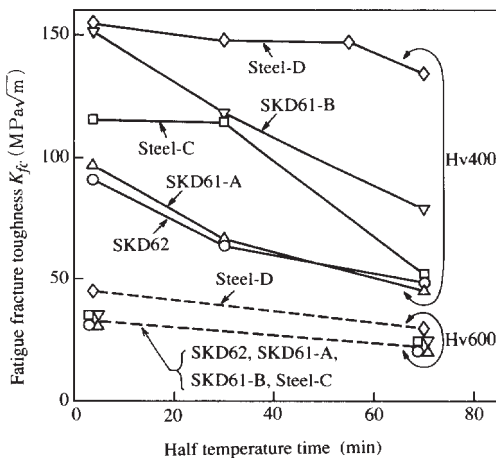


Fig.18 Variations of fatigue fracture toughness of the steels tested with cooling rate.

を把握しておく必要がある。金型材の疲労亀裂進展特性に及ぼす温度の影響については一部報告例¹⁵⁾があるが、詳細な検討はなされていない。そこで、本節ではSKD61を用いて、疲労亀裂進展特性に及ぼす試験温度(室温～300℃)の影響を調べることにした。

試験片の焼入温度は1025℃、焼入冷却速度は半冷時間2分および70分、焼もどし温度は硬さがおおよそHv600およびHv400となるように550～650℃の範囲で適温を選んだ。

試験温度による疲労亀裂進展特性の変化を半冷時間2分の場合についてFig.20に示す。硬さHv600では試験温度によって亀裂進展特性が大きく変化するが、Hv400ではほとんど変化しない。したがって、高温下では室温下にくらべて硬さによる亀裂進展特性の差が相対的に小さくなる。このことは金型の硬さを決める上で大きな意味を持つてくる。すなわち、金型温度の低い部位で発生する割れに対しては硬さを高めにすることは危険であるが、金型温度の高い部位で発生する割れに対しては硬さを高めにしてもあまり問題がないことになる。硬さを高くするとヒートチェックなどの亀裂発生は抑制されるので、金型の総寿命(亀裂発生と進展に要する繰り返し数)は長くなると考えられる。

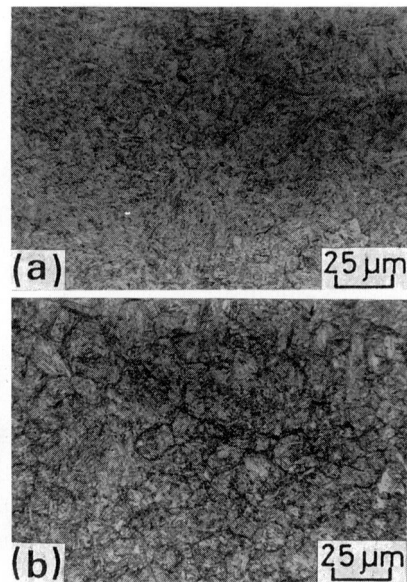


Fig.19 Optical micrographs of Steel-D as-quenched under; (a) H. T. T. 2min, (b) H. T. T. 70min.

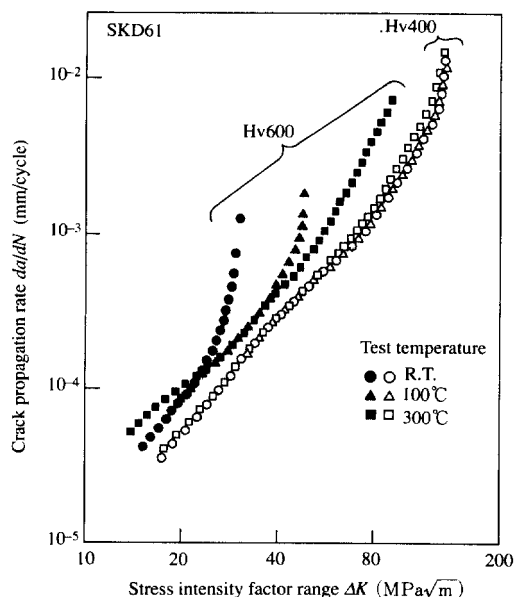


Fig.20 Effect of test temperature on fatigue crack propagation properties.

Fig.21には、室温および300℃試験での不安定破壊域の破面SEM写真を示す。硬さHv600の場合、室温下では擬へき開破面、300℃下では延性的なディンプル破面というように、試験温度の上昇に伴って破壊形態が明らかに変化している。したがって、Hv600の場合に試験温度によって疲労亀裂進展特性が大きく変化するのは、破壊形態の変化によるものと考えられる。一方、Hv400の場合は室温下においてもディンプル破面が見られ、試験温度による破壊形態の変化は比較的小さい。これがHv400において、試験温度による疲労亀裂進展特性の変化が小さいことの一因と考えられる。

Fig.20では焼もどし硬さによる比較をしているが、実際には試験温度が高くなると試験中の硬さは変化している。そこで、高温硬さ計にて各試験温度での硬さを測定し、その硬さと疲労破壊じん性 K_{fc} の関係を見たのがFig.22である。半冷時間2分の場合の硬さHv400以下を除いて、試験温度での硬さと K_{fc} の間には、それぞれの冷却速度においてよい直線関係が成り立っている。このことから、試験温度の上昇に伴う K_{fc} の増加は、試験温度での硬さ低下に見合ったものであることが分かる。

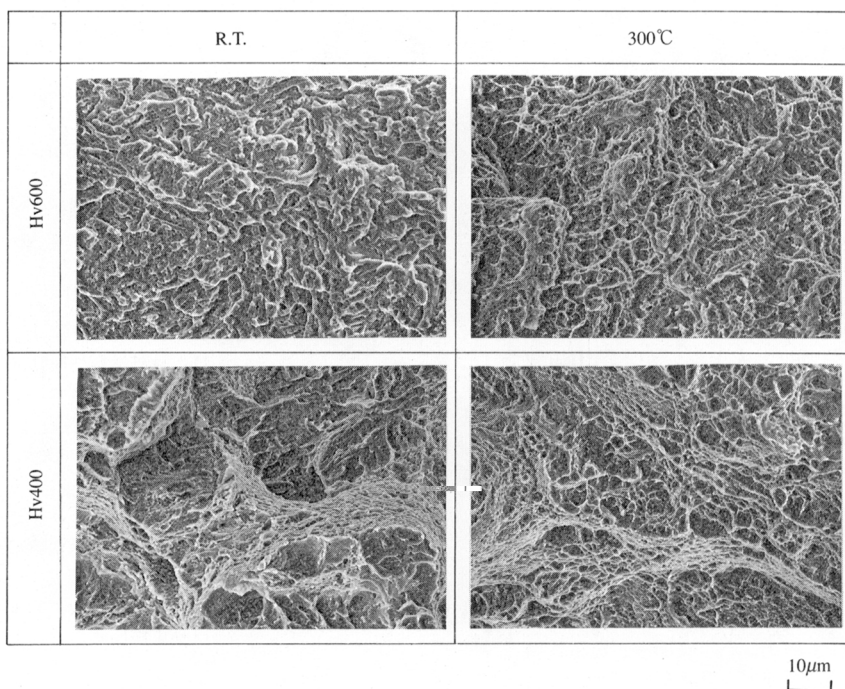


Fig.21 Final fracture surfaces of specimens at various test temperatures.

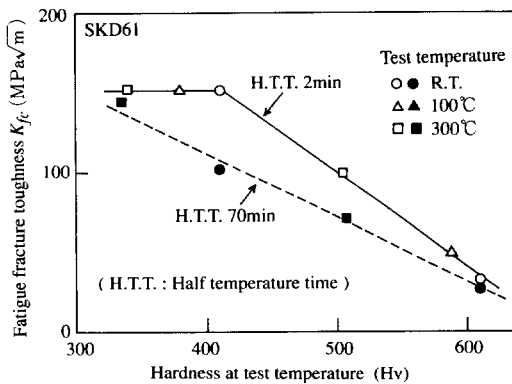


Fig.22 Relation between fatigue fracture toughness and hardness at test temperature.

4. まとめ

熱間金型の割れが疲労亀裂の進展によって起こることから、金型材料の耐割れ性を破壊力学的手法を用いた疲労亀裂進展特性で評価し、その特性に及ぼす諸因子の影響を調べた。得られた結果をまとめると以下のようになる。

(1) Hv600程度の硬さに焼もどしする場合には、焼入温度を従来推奨されているより高い1100 とすることによって、疲労亀裂進展特性は改善される。しかし、Hv400程度の硬さに焼もどしする場合は、焼入温度を上げると疲労亀裂進展特性は逆に悪化する。

(2) 焼入冷却速度を低下させるとベイナイト組織の生成・成長に伴って疲労亀裂進展特性は悪化するが、400 以下を急冷することによってベイナイト組織の生成を抑制すると、疲労亀裂進展特性は改善される。

(3) 第II領域の疲労亀裂進展特性は硬さによってほぼ決まり材料による差はほとんどないが、第III領域では材料による差がみられ、その差は硬さが低く焼入冷却速度が遅い場合に顕著となる。

(4) 硬さHv600程度では試験温度の上昇に伴って疲労亀裂進展特性は向上するが、硬さHv400程度ではその変化が小さいため、高温下では室温下に比べて硬さによる疲労亀裂進展特性の差が小さくなる。

参 考 文 献

- 1) 奥野利夫：第73回塑性加工シンポジウム予稿集，(1980)，13
- 2) 内田幸男：熱処理，27-2(1987)，74

- 3) 城野政弘：機械の研究，37-1(1985)，1
- 4) 猿木勝司，小川一義，山田春彦：材料，38-434(1989)，1296
- 5) 山田春彦，猿木勝司，小川一義：材料，40-457(1991)，1303
- 6) Christensen, R. H. and Harmon, M. B. : ASTM STP, 415 (1967), 5
- 7) Paris, P. C. and Erdogan, F. : Trans. ASME J. Basic Eng., 85(1963), 528
- 8) ASTM Standard: E647-81 (1981)
- 9) 大和久重雄：鉄鋼材料を生かす熱処理技術，(1982)，91，アグネ
- 10) Lai, G. Y., Wood, W. E., Clark, R. A., Zackay, V. F. and Parker, E. R. : Metall. Trans., 5(1974), 1663
- 11) Johansson, H., Bernling, T., Hakulinen, M. and Sandstrom, R. : Scand. J. Metall., 7(1978), 244
- 12) Ritchie, R. O. and Horn, R. M. : Metall. Trans., 9A(1978), 331
- 13) 小林英男，渋谷栄一，中沢一：材料，29-325(1980)，1049
- 14) Okuno, T. : Trans. ISIJ, 27(1987)，51
- 15) Schuchtar, E. : Theor. and Appl. Fract. Mech., 9(1988)，141

著 者 紹 介



山田春彦 Haruhiko Yamada

生年：1959年。

所属：強度評価研究室。

分野：金属材料の疲労亀裂進展・疲労強度評価。

学会等：日本材料学会会員。



猿木勝司 Katsushi Saruki

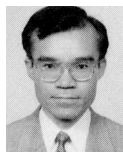
生年：1939年。

所属：強度評価研究室。

分野：材料および機械要素の強度評価に関する研究。

学会等：日本材料学会，日本機械学会，日本材料強度学会会員。

日本材料学会技術賞受賞（1991年），工学博士。



小川一義 Kazuyoshi Ogawa

生年：1947年。

所属：強度評価研究室。

分野：材料および機械要素の強度評価に関する研究・開発。

学会等：日本機械学会，日本材料学会，自動車技術会会員。

日本材料学会技術賞受賞（1991年）