熱間金型鋼 SKD62 の疲労き裂進展特性に及ぼす 焼入冷却速度の影響[†]

山 田 春 彦* 猿 木 勝 司* 小 川 一 義*

Effect of Cooling Rate from Austenitizing Temperature on Fatigue Crack Growth Behavior of Hot Work Die Steel SKD62

by

Haruhiko YAMADA*, Katsushi SARUKI* and Kazuyoshi OGAWA*

The fatigue crack growth behavior was investigated on hot work die steel SKD62, austenitized at 1025°C and subsequently cooled at various rates, and then tempered at 560°C or 630°C. The fatigue crack growth tests were carried out with a ΔK control servohydraulic test machine, using compact-tension specimens.

When the specimens were continuously cooled from 1025°C to room temperature, the fatigue fracture toughness, K_{Ic} , for both 560°C and 630°C tempered specimens gradually decreased with a decrease in cooling rate. The decrease in K_{Ic} correlated well with microstructural change; *i. e.*, the formation of bainite in quenching, and the precipitation of coarse carbides along bainite grain boundaries in tempering, and a fracture morphology change; *i. e.*, the occurrence of a larger quasi-cleavage facet.

When the specimens were rapidly cooled from 400°C to room temperature after slow cooling from 1025°C to 400°C, K_{Ic} for a 560°C tempered specimen was the same as that for a specimen rapidly cooled from 1025°C to room temperature. This may be attributed to the suppression of bainite formation due to the rapid cooling below 400°C. However, K_{Ic} for a 630°C tempered specimen was lower than that for a specimen rapidly cooled from 1025°C to room temperature, though higher than that for a specimen slowly cooled from 1025°C to room temperature. The result indicates that K_{Ic} for a 630°C tempered specimen is not only affected by the cooling rate below 400°C but also by the cooling rate above 400°C.

The fatigue crack growth rate, da/dN , in what is called region 2 was not affected by cooling rate, but slightly decreased with an increase in tempering temperature. This is closely related to the fact that yield strength is not affected by cooling rate, though affected by tempering temperature. As tempering temperature rises, yield strength decreases and crack closure level rises, consequently decreasing da/dN in region 2.

Key words: Fatigue crack growth, Fatigue fracture toughness, Cooling rate from austenitizing temperature, Bainite, Hot work die steel

1 緒 言

熱間金型の割れは、機械的あるいは熱的な応力の繰返しによる疲労き裂の発生と、その進展という二つの過程から成る¹⁾。その内、き裂の進展過程が割れ寿命の大半を占める場合は、進展速度の評価が重要になる。しかし、従来から、型材の評価には衝撃値や引張強さが多く用いられ、疲労き裂進展速度を調べた例はあまりない。そこで、著者らは疲労き裂進展特性による型材の評価を行い、これまでに、高温焼入れの効果を明らかにした²⁾。

一方、金型の焼入れにおいては、冷却方法や金型寸法によって冷却速度が変化する。焼入冷却速度が³⁾衝撃値や強度に影響を及ぼすことは報告されているが、疲労き裂進展速度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、本研究では、熱間型鋼 SKD62 について、疲労き裂進展特性に及ぼす焼入冷却速度の影響について検討した。

2 実験方法

供試材 SKD62 の化学成分を Table I に示す。素材の鍛練比は約 9 で、850°C で焼なまし処理してある。

[†] 原稿受理 平成 2 年 11 月 13 日 Received Nov. 13, 1990

* 正 会 員 (株)豊田中央研究所 愛知県愛知郡長久手町大字長湫字横道, Toyota Central Research and Development Laboratories, Inc., Nagakute-cho, Aichi-gun, Aichi

Table I. Chemical composition of material (wt. %).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	W
0.39	1.08	0.35	0.027	0.006	0.05	0.10	5.14	1.19	0.26	1.23

Fig. 1. Shape and size of CT specimen.

試験片は ASTM 規格 E647-81⁴⁾ に準拠した CT 試験片で、形状・寸法を Fig. 1 に示す。き裂の進展方向は素材の鍛伸方向に平行である。

焼入れは真空熱処理炉で行った。試験片のオーステナイト化は 1025°C×30 分と一定にし、冷却方法を次のように変えて、焼入冷却速度を変化させた。すなわち、

- (1) 冷却①は窒素ガス雰囲気冷却室でファン冷却する方法
- (2) 冷却②は試験片を鋼製の容器に入れ、それを窒素ガス雰囲気冷却室で放冷する方法
- (3) 冷却③は熱源を切った真空加熱炉内で放冷する方法
- (4) 冷却④は 400°C までの高温域は冷却③と同じ方法で徐冷し、それ以下の低温域を冷却①と同じ方法で急冷する方法

である。Fig. 2 に各冷却の焼入冷却曲線を示す。冷却①～③は連続冷却で、焼入冷却速度の一つの指標である半冷時間（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）は、冷却①が 2 分、冷却②が 30 分、冷却③が 70 分である。冷却④は不連続冷却で、ベイナイト変態の起こる低温域

Fig. 2. Relation between temperature and time under various cooling conditions.

だけを急冷することによって、ベイナイトの生成を抑制したものである。

焼もどしには流動層炉を用い、2次硬化ピーク温度以上の 560°C と 630°C で、それぞれ 90 分×2 回の処理を行い、強度レベルを変化させた。冷却①、③および④の焼もどし材の機械的性質を Table II に示す。

疲労き裂進展試験には、 ΔK 値制御式疲労き裂進展試験システム²⁾を用いた。本システムは、交流電位差法を原理とするき裂長さ測定装置と、電気油圧式疲労試験機とをパソコンで結合したもので、 ΔK 値を目標の変化率で制御しながら、き裂進展速度を自動測定することができる。試験は室温大気中、応力比 0.05、繰返し速度 30 Hz（最終破断付近のみ 10 Hz）、 ΔK 増加率 $d\Delta K/da = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{mm}$ の条件で行った。熱間金型では、大きな割れに至るまでの寿命が比較的短いことから、いったん発生したき裂はかなり速い速度で伝ばすると考えられる。そこで、本報では、 10^{-5} mm/cycle 以上の中・高速域のき裂進展速度を測定した。また、有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} による整理を行うため、引算回路を用いた背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法⁵⁾により、き裂の閉口荷重を測定した。

Table II. Mechanical properties.

Cooling condition	Tempering temp. °C	$\sigma_{0.2}$ MPa	σ_b MPa	Elongation %	Reduction of area %	Hardness Hv
①	560	1689	2012	2.6	6.1	603
	630	1064	1304	13.7	27.5	399
③	560	1664	1956	1.8	2.8	596
	630	1049	1295	13.0	25.5	390
④	560	1650	1957	2.5	4.4	595
	630	1070	1310	12.8	30.0	401

3 実験結果および考察

3・1 連続冷却の場合

焼入温度から室温まで連続的に冷却した時の焼入組織を Fig. 3 に示す。冷却①ではマルテンサイト ((a)), 冷却②では部分的にベイナイトが生成し ((b)), 冷却③ではベイナイトの量および大きさが増大している ((c)). SEM を使って詳細に観察すると, 冷却③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ことが分かる ((d)).

Fig. 3. Micrographs of specimens quenched under ; (a) cooling condition ①, (b) cooling condition ②, (c) and (d) cooling condition ③. ((a)~(c) : optical micrographs, (d) : scanning electron micrograph)

Fig. 4. Optical micrographs of specimens tempered at 630°C after quenched under ; (a) cooling condition ①, (b) cooling condition ②, (c) and (d) cooling condition ③.

630°C 焼もどし材での炭化物の析出状態を Fig. 4 に示す。炭化物は, 冷却①ではほぼ均一に分布しているが ((a)), 冷却②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 ((b)), 冷却③では全体的にその傾向が強くなっている ((c), (d)). 560°C 焼もどし材でも同様の観察を試みたが, 焼もどし温度が低いために炭化物が細かく, その析出状態には, 焼入冷却速度による有意な差は認められなかった。

つぎに, $da/dN-\Delta K$ 曲線を Fig. 5 (a) に示す。疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK との間に両対数グラフ上で直線関係が成り立つ第2領域では, 焼もどし温度を上げると da/dN は低下するが, 同じ焼もどし温度では, 焼入冷却速度を変えても da/dN はほとんど変化しない。Table II に示したように, 降伏強度 (0.2% 耐力) も同様に, 焼もどし温度を上げると低下するが, 同じ焼もどし温度では, 焼入冷却速度を変えてもほとんど変化しない。したがって, この材料では, 降伏強度の低下に伴って第2領域のき裂進展速度は低下するが, 降伏強度が同じであれば, ミクロ組織が変化しても第2領域のき裂進展速度は変化しないことが分かる。降伏強度と第2領域のき裂進展速度との関係については, 多くの報告例があるが, 降伏強度の低下に伴って,⁶⁾ き裂進展速度は低下する,⁷⁾ 上昇する,⁸⁾ 変化しないなど, その傾向は材料によって異なり, また, その理由についても完全には明らかになっていない。

そこで, 第2領域のき裂進展速度を, き裂の閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} で整理した。その結果を Fig. 5 (b) に示す。 ΔK_{eff} で整理すると焼

Fig. 5. da/dN - ΔK , ΔK_{eff} curves under cooling conditions ①, ② and ③.

もどし温度によるき裂進展速度の差はほとんどなくなる。したがって、第2領域で見られるき裂進展速度の差は、き裂閉口挙動の違いに起因していることが分かる。すなわち、焼もどし温度を上げると降伏強度が低下して、き裂が閉じやすくなるため、見掛け上のき裂進展速度は低下する。しかし、同じ焼もどし温度では、

焼入冷却速度を変えても降伏強度はほぼ同じで、き裂閉口挙動に差がないため、見掛け上のき裂進展速度も変化しないものと考えられる。

Fig. 5(a)で、第2領域から外れて不安定破壊へ移行するところは、焼もどし温度だけでなく、焼入冷却速度によっても変化する。そこで、不安定破壊を起こす

ときの K で定義される疲労破壊じん性値 K_{fc} を求めた。その結果を Table III に示す。 K_{fc} は焼もどし温度を上げると増加し、また、冷却 ①～③ では焼入冷却速度の低下に伴って減少する。冷却 ① に対する冷却 ② および ③ のじん性値の減少率は、560°C 焼もどし材の場合、15% および 30%、630°C 焼もどし材の場合、30% および 47% で、焼もどし温度が高いものほど減少率が多い。冷却 ④ の結果については次節で言及する。以上、疲労破壊じん性値は、第2領域のき裂進展速度の場合とは異なり、降伏強度だけでなくマイクロ組織の影響も受け、降伏強度の低下に伴ってじん性値は増加し、また、組

Fig. 6. Fatigue and final fracture surface of specimens tempered at 630°C after quenched under; (a) and (b) cooling condition ①, (c) cooling condition ②, (d) cooling condition ③. ((a): $da/dN = 2.4 \times 10^{-5}$ mm/cycle, (b)~(d): final fracture).

Table III. Fatigue fracture toughness under various cooling conditions.

	Cooling condition			
	①	②	③	④
560°C tempered	33	28	23	33
630°C tempered	91	64	48	68

MPa $\sqrt{m}$

組織的にはベイナイトの生成・成長に伴って減少することが分かる。

Fig. 6 に 630°C 焼もどし材での破面を示す。第 2 領域のき裂進展部は、(a) に冷却 ① の場合を示すように無特徴な粒内破面で、焼入冷却速度を変えても破面様相に差は認められなかった。しかし、不安定破壊部では差が見られ、冷却 ① ではディンプル ((b) の A 部) と粒界 ((b) の B 部) および細かい模様の擬へき開 ((b) の C 部) が混在した破面であるのに対し、冷却 ② ではディンプルが見られなくなって、所々に細長い模様の擬へき開破面 ((c) の矢印部) が現れ、冷却 ③ ではさらに大きな、細長い模様の擬へき開破面 ((d) の矢印部) が認められる。これらの特徴は、560°C 焼もどし材でも同様に認められた。焼入冷却速度の低下に伴って、細長い模様の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、組織観察における細長いベイナイトの生成・成長挙動とよく対応している。

以上の結果から、疲労き裂進展特性に及ぼす焼入冷却速度の影響については、以下のように考えられる。

Fig. 7. Micrographs of specimen quenched under cooling condition ④. ((a): optical micrograph, (b): scanning electron micrograph).

すなわち、第 2 領域のき裂進展部では、ミクロ組織が変化しても破壊機構は変化せず、その結果、き裂進展速度に焼入冷却速度の影響は現れない。しかし、ベイナイトが生成・成長すると第 2 領域から第 3 領域への遷移がより低い ΔK で起こるようになり、不安定破壊部では破壊機構が変化するため、疲労破壊じん性値に焼入冷却速度の影響が大きく現れる。

3・2 400°C まで徐冷後急冷した場合

焼入冷却速度の低下に伴う疲労破壊じん性値の減少が、ベイナイトの生成だけに起因しているのかを明らかにするため、焼入温度から 400°C までの高温域は徐冷し、それ以下のベイナイト変態の起こる低温域を急冷する処理 (冷却 ④) を行った。

焼入組織を Fig. 7 に示す。Fig. 3 (a) に示した冷却 ① に比べて、旧オーステナイト粒界が腐食されやすくなっているが、組織は同じマルテンサイトでベイナイトは生成していない。冷却 ④ の場合に旧オーステナイト粒界が腐食されやすくなったのは、400°C までの高温域を徐冷したことにより、炭化物の粒界析出が

Fig. 8. Micrographs of specimens tempered at 630°C after quenched under ; (a) and (b) cooling condition ④, (c) cooling condition ①. ((a): optical micrograph, (b) and (c): electron micrographs of extraction replicated carbides).

Fig. 9. da/dN - ΔK , ΔK_{eff} curves under cooling condition ④.

促進されたためと考えられる。

630°C 焼もどし材の炭化物の析出状態を Fig. 8 に示す。(a) の顕微鏡像で見ると、炭化物はほぼ均一に分布しており、Fig. 4 (a) に示した冷却 ① と比べて顕著な差はない。しかし、抽出レプリカ電顕を用いてより詳細に観察すると、(c) の冷却 ① に比べて (b) の冷却 ④ では、極微細炭化物の密集部 ((b) の矢印部) が多くなっていることが分かる。

つぎに、 da/dN - ΔK 曲線および da/dN - ΔK_{eff} 曲線をそれぞれ Fig. 9 (a), (b) に示す。 ΔK で整理した場合に見られる、第 2 領域での焼もどし温度によるき裂進展速度の差は、 ΔK_{eff} で整理するとほとんどなくなることから、前節と同様、き裂閉口挙動の違いに起因していることが分かる。(a) において冷却 ① と ④ を比較すると、560°C 焼もどし材では、測定した全 ΔK 域にわたってき裂進展速度に差はなく、疲労破壊じん性値も同じである (Table III)。一方、630°C 焼もどし材では、第 2 領域から外れるところで差が見られ、疲労破壊じん性値は冷却 ④ の方が減少している (Table III)。しかし、冷却 ① に対する冷却 ③ のじん性値の減少率が 47% であったのに比べると、冷却 ④ のじん性値減少率は 25% で、ベイナイトの生成を抑制したことによって減少率が半減している。

Fig. 10 に不安定破壊部の破面を示す。560°C 焼もどし材では、細かい模様の擬へき開主体の破面 ((a)), 630°C 焼もどし材では、ディンプル ((b) の A 部) と粒界 ((b) の B 部) および細かい模様の擬へき開 ((b) の C 部) が混在した破面になっており、いずれの焼もどし材においても、ベイナイト生成に関連して特徴

的に現れる細長い模様の擬へき開破面は認められず、冷却 ① の場合と同じ様相を呈している。焼入冷却過程において高温域の冷却速度を遅くすると、旧オーステナイト粒界への炭化物析出が促進され、それによって粒界ぜい化が起き、衝撃値が低下するという報告がある⁹⁾。ここで行った冷却 ④ の場合には、Fig. 7 に示した焼入組織を見ると、粒界への炭化物析出は促進されているようであるが、Fig. 10 の破面にはロック

Fig. 10. Final fracture surfaces of specimens quenched under cooling condition ④ and tempered at (a) 560°C, (b) 630°C.

キャンディー状の粒界破面は認められず、粒界ぜい化は起きていない。したがって、630°C 焼もどし材において冷却④の疲労破壊じん性値が冷却①に比べて減少したのは、破壊機構が変化したためではなく、マトリックス自体のじん性が低下したためと考えられる。マトリックスのじん性が低下した原因は、Fig. 8(b)で示した粒内での極微細炭化物の増加にあると推察される¹⁰⁾。

以上の結果から、焼入冷却速度の低下に伴う疲労破壊じん性値の減少については、以下のように考えられる。すなわち、焼もどし温度の低い 560°C 材では、焼入冷却過程の低温域で起こるベイナイト生成がじん性値減少の原因であり、これを抑制すれば、高温域の冷却速度を遅くしてもじん性値の減少は起きない。しかし、焼もどし温度の高い 630°C 材では、焼入冷却過程の高温域の冷却速度もじん性値に影響を及ぼすため、低温域で起こるベイナイト生成を抑制しても、高温域の冷却速度を遅くするとじん性値は減少する。ただし、この場合のじん性値減少率は、ベイナイトが生成した場合の半分程度である。

4 ま と め

焼入冷却速度を変化させた時の SKD62 の疲労き裂進展特性を調べた結果、以下の点が明らかになった。

(1) 焼入温度から室温まで連続的に冷却した場合、焼入冷却速度の低下に伴って疲労破壊じん性値は減少した。焼入冷却速度が低下するとベイナイトが生成・成長し、これを焼もどしすると炭化物がベイナイト境界に沿って連鎖状に析出するようになり、これによって不安定破壊域での擬へき開の破面単位が増大し、じん性値は減少するものと考えられる。

(2) 焼入温度から 400°C までの高温域は徐冷し、それ以下の低温域を急冷してベイナイトの生成を抑制した場合、560°C 焼もどし材では、焼入温度から室温

まで急冷した場合と同等の疲労破壊じん性値が得られた。しかし、630°C 焼もどし材では、高温域での冷却速度の低下に伴う疲労破壊じん性値の減少が認められた。ただし、この場合でも、疲労破壊じん性値の減少率は、焼入温度から室温まで徐冷してベイナイトを生成させた場合の半分程度であった。ここで見られるじん性値の減少は、(1)で述べた擬へき開の破面単位増大によるものではなく、極微細炭化物の増加によるマトリックス自体のじん性低下に原因があると考えられる。

(3) 第2領域の疲労き裂進展速度は、焼入冷却速度の影響をほとんど受けず、焼もどし温度によってほぼ決まった。これは、第2領域のき裂進展機構が、ミクロ組織には依存せず、降伏強度に関連したき裂開口挙動の違いに依存しているためと考えられる。

(平成元年 5 月 23 日 日本材料学会第 38 期学術講演会にて講演)

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, p. 13 (1980).
- 2) 猿木勝司, 小川一義, 山田春彦, 材料, **38**, 1296 (1989).
- 3) T. Okuno, Transactions ISIJ, **27**, 51 (1987).
- 4) ASTM Standard, ASTM, E647—81 (1981).
- 5) 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝, 材料, **25**, 899 (1976).
- 6) Susil K. Putatunda, Engineering Fracture Mechanics, **30**, 627 (1988).
- 7) J. P. Benson and D. V. Edmonds, Materials Science and Engineering, **38**, 179 (1979).
- 8) L. N. McCartney and P. E. Irving, Scripta Metallurgica, **11**, 188 (1977).
- 9) 内田憲正, 熱処理, **29**, 2 (1989).
- 10) 須藤 一, 日本金属学会会報, **14**, 7 (1975).