熱間鍛造用型鋼の高温破面解析†

江原 隆一郎* 山田 義和**
山田 保** 窪田 勝昭***

Fractography of High Temperature Fracture Surface of Hot Forging Die Steel

by

Ryuichiro EBARA*, Yoshikazu YAMADA**, Tamotsu YAMADA**
and Katsuaki KUBOTA***

In order to investigate the high temperature fracture behavior of hot forging die steel, low cycle fatigue life and crack propagation tests of SKD62 were carried out. The effects of testing temperature, hardness of base metal and surface hardening treatments such as ion nitriding, tufriding and sul-surf treatment on low cycle fatigue strength and crack propagation rate were investigated.

Decrease of low cycle fatigue strength and increase of crack propagation rate were comparatively prominent at 450°C. Increase of hardness of base metal was most effective to improve the low cycle fatigue strength of SKD62 due to delay of crack initiation. Among various surface treatments, ion nitriding was most effective to improve the low cycle fatigue strength of SKD62.

Striation was predominant in the fracture surfaces of all low cycle fatigue tested specimens in this experiments.

Thermal fatigue crack initiation and propagation tests were also conducted by heating specimens up to 1 000°C by use of a laboratory made thermal fatigue testing machine. By lowering the temperature difference between heating and cooling, crack initiation life was increased and crack propagation rate was decelerated. Striation like pattern appeared remarkably on the thermal fatigue fracture surface. The same type of fracture surface was observed on the thermal fatigue failed fracture surface of hot forging die.

キー・ワード：熱間鍛造用型鋼，低サイクル疲労，熱疲労き裂発生，き裂進展

1 緒 言

熱間鍛造用金型は表層部に生じた機械的な繰返し応力による疲労あるいは熱応力の繰返しによる疲労き裂から衝撃的に破壊することが多いにもかかわらず，型鋼の疲労および熱疲労に関する基礎的な知見は少なく，破面形態に関する情報も非常に少ない。著者らはこれまでに熱間鍛造用型鋼の計装化衝撃試験を行い動的破壊じん性値とストレッチゾーン幅との関係および低サイクル疲労強度に及ぼす表面硬化処理^{1)~3)}に関し検討し破面の特徴を把握した。本研究では，さらに同鋼の低サイクル疲労強度および疲労き裂進展速度に及ぼす試験温度，硬さおよび各種表面硬化処理の影響を把握し，また熱疲労挙動について実験的に検討したのでその結果について報告する。

2 実験方法

2・1 供試材および試験片

供試材としては SKD 62 相当鋼を用いた。化学組成および機械的性質を Table I に示す。Table I 中の同鋼(1)(2)を低サイクル疲労試験に，また同鋼(3)を熱疲労試験にそれぞれ用いた。低サイクル疲労試験片の形状と寸法を Fig.1 に示す。疲労寿命試験には丸棒切欠き試験片 ($K_t=1.31$) を用いた。き裂進展試験には片側に半径 5 mm の切欠き加工後切欠き底に幅 0.2 mm，長さ 5 mm のスリットを挿入した平板試験片を使用した。Fig.2 に熱疲労試験片の形状と寸法を示す。き裂発生試験には試験片の片面中央にあらかじめ深さ 1.52~4.22 mm，幅 0.37~0.41 mm の人工切欠きを放電加工により挿入した平板試験片を用いた。一方き裂進展試験には 1CT 試験片を使用し，油圧疲労試験機を用いて試験速度 20 Hz，応力比 ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)

† 原稿受理 昭和61年8月12日 Received Aug. 12, 1986

* 正 会 員 三菱重工業(株)広島研究所 広島市西区観音新町, Hiroshima R & D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Kan-on-shin-machi, Nishi-ku, Hiroshima

** 三菱重工業(株)広島研究所 広島市西区観音新町, Hiroshima R & D Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd., Kan-on-shin-machi, Nishi-ku, Hiroshima

*** 三菱自動車工業(株)東京製作所 川崎市中原区大倉町, Tokyo Motor Vehicle Works, Mitsubishi Motors Corp., Ohkura-cho, Nakahara-ku, Kawasaki

Table I. Chemical compositions and mechanical properties of tested steel.

Material	Chemical compositions (%)										Mechanical properties				
	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V	Temp. (°C)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	ϵ (%)	ϕ (%)	HRC
SKD 62(1)*1)	0.40	1.04	0.43	0.021	0.010	4.98	1.02	1.22	0.38	R. T	1149.3	1368.0	12.5	42.2	43.5
										200	1081.7	1276.8	9.5	35.2	—
										450	894.4	1069.9	16.0	63.9	—
										500	793.4	957.1	14.5	70.9	—
SKD 62(2)*2)	0.36	0.99	0.40	0.020	0.006	4.90	1.07	1.26	0.24	R. T	1359.2	1571.0	5.5	7.8	46
										200	1227.8	1453.3	6.5	18.1	—
										450	1002.2	1222.9	13.0	48.2	—
										500	896.3	1122.9	14.0	55.7	—
SKD 62(3)*3)	0.36	0.90	0.44	0.020	0.005	5.19	1.09	1.26	0.25	R. T	1069.9	1318.0	15.5	38.8	43

Note; *1) 1010°C×1.3 Hr A.C, 600°C×5 Hr A.C

*2) 1010°C×1.3 Hr A.C, 585°C×5 Hr A.C

*3) 1000°C×1.3 Hr O.Q, 550°C×7 Hr A.C

R.T Room temperature

(a) For fatigue life test.
(b) For crack propagation test.

Fig. 1. Low cycle fatigue test specimen.

=0.1 の条件で疲労予き裂を挿入した後, 同予き裂を残して試験片を切断し試験に供した.

2.2 試験方法

低サイクル疲労試験は油圧疲労試験機 (10 Ton) により試験速度 0.083 Hz, 応力比 ($\sigma_{\min}/\sigma_{\max}$) = 0.05 の条件で実施した. 試験温度は室温, 200℃および 450℃とし 200 および 450℃ の試験には赤外線急速加熱装置を用いた. なおき裂進展試験時のき裂長さは各繰返し数ごとに試験機を止めて読取顕微鏡 (20倍) により測定した. 一方熱疲労試験には本研究のため特に試作した熱疲労試験装置 (Fig. 3) を用い加熱, 冷却の熱サイクルを試験片に与えることにより実施した. 本装置は大別して酸素, LPG ガスから成る加熱帯と, 加熱帯の温度を一定に保つために設けた温度制御装置および試験片を急冷する冷却帯から構成されており, 冷却媒体としては水道水を使用した. 加熱温度は 200℃, 400℃, 600℃, 800℃および 1000℃であり加熱帯で加熱後, 冷却ノズルから水道水を噴射することにより試

Fatigue crack length = 1.52~3.11

(a) For crack initiation test.
(b) For crack propagation test.

Fig. 2. Thermal fatigue test specimen.

験片表面に加熱, 冷却のサイクルを与えることができる. なお試験片表面の温度を測定することが困難であるのであらかじめ試験片に熱電対穴を加工し, き裂発生試験片では人工切欠き底をまたき裂進展試験片は疲労予き裂先端部の温度を測定し試験温度とした (Fig. 2 (b) の点線部). 疲労試験および熱疲労試験後の破面は SEM (JSMP-15) にて詳細に観察した.

3 実験結果および検討

3.1 低サイクル疲労試験結果

SKD62 (1), (2)鋼の室温, 200℃および 450℃におけ

Fig. 3. Schema of laboratory made thermal fatigue testing machine.

Fig. 4. S-N diagrams of SKD62 (1) and SKD62 (2).

Fig. 5. S-N diagrams of surface hardening treated specimens.

るS-N線図をFig.4に示す。同図からSKD62(1)鋼の 10^4 回時間強さは室温、200°Cおよび450°Cでそれぞれ1000.3 MPa, 1029.7 MPa および 872.8 MPaであり室温と200°Cでは大差なく室温に比較し450°Cでは疲労強度が13%低下している。また硬さを増加(HRC43.5からHRC46に増加)したSKD62(2)鋼はSKD62(1)鋼に比べ室温、200°Cおよび450°Cでそれぞれ25%, 10%および13%の 10^4 回時間強さの向上が認められた。このように硬さを増加したSKD62(2)鋼の疲労強度が改善されたのは引張強さ、硬さ等の静的強度が向上し疲労き裂の発生が遅延したことによるためと思われる。Fig.5には疲労強度改善を目的に行ったタフトライド(570°C×12 Hr), イオン窒化(500°C×30 Hr) およびスルスルフ(565°C×10 Hr) 処理材の200°Cおよび450°CのS-N線図を示すが表面硬化処理材は試験温度によらず $N < 10^4$ 回ではいずれも無処理材(SKD62(1)鋼)よりも低い時間強度を示した。SKD62(1)鋼に対するタフトライド, イオン窒化およびスルスルフ処理材の 10^4 回時間強さの低下率は200°C

および450°Cでそれぞれ18%, 4%, 24%および16%, 6%, 10%である。表面硬化処理材の疲労強度の改善効果は前述の通り $N < 10^4$ 回では認められないが、 $N > 10^4$ 回で母材のS-N線図と各種表面硬化処理材のS-N線図が交差する繰返し数から想像すると表面処理効果が現れる繰返し数はイオン窒化, スルスルフおよびタフトライドの順に増加する。表面硬化処理材の改善効果の現れる繰返し数が異なるのは試験片表面層部の硬さの相違によるためと考えられる。なお、先に報告したSKD62相当鋼の室温および300°Cの低サイクル疲労強度が大差なかったという事実と今回の試験結果とを併せて考えると、同鋼の低サイクル疲労強度に及ぼす試験温度の影響は最大引張強さが室温の90%弱程度の300°Cまではほとんど認められないが、最大引張強さが室温の80%弱となる450°Cでは顕著に認められることが明らかになった。また、改善効果の現れる繰返し応力(σ_c)は先に実施したタフトライドを施した平滑試験片の300°Cにおける研究で最大引張強さ(σ_B)の55%以下であることを確かめているが、今回の200°Cおよび450°Cにおける試験でも $\sigma_c/\sigma_B = 0.60$ で略同様の結果が得られ高温においても低サイクル疲労強度に及ぼす表面硬化処理効果が期待できることが明らかになった。なお、改善効果の現れる繰返し応力は形状係数が小さいほど大なることを確かめている。つぎにSKD62(1),

Fig. 6. Crack propagation curves of SKD62 (1).

(2)鋼の疲労き裂進展曲線を Fig. 6 および Fig. 7 に示す。40<ΔK(MPa√m)<150 において両鋼とも試験温度が高くなるにつれてき裂進展速度が加速される傾向にある。しかしながら 200℃では室温に比べき裂進展速度が遅い。この理由については現状明確ではないが酸化物によるき裂開閉挙動等更に詳細な検討が必要である。また、SKD62 (2)鋼のき裂進展速度はいずれの温度においても SKD62 (1)鋼よりも幾分加速される傾向にあるものの大きな相違は認められない。以上の実験結果から硬さを増加させた試験片の低サイクル疲労強度の改善は疲労き裂の発生寿命の改善によるところが大きいことが明らかになった。なお、これ等の研究結果を参考にし硬さを増加した SKD62 (2)鋼を実金型に適用し従来の金型に比べ 1.5 倍の命数改善効果が得られることを確かめている。

Fig. 7. Crack propagation curves of hardness increased specimens.

3・2 熱疲労試験結果

400℃, 600℃, 800℃および 1000℃の加熱温度におけるき裂発生試験結果を Table II に示す。いずれの温度においてもき裂は発生し、き裂発生繰返し数は 400℃, 600℃, 800℃および 1000℃でそれぞれ 61 回, 36 回, 22 回および 1 回である。この結果から加熱、冷却時における温度差が小さいほどき裂が発生しにくいことが明らかとなった。なお、加熱温度 1000℃の試験片は焼割れの現象を示した。き裂長さは各温度で最長繰返し数が異なっているため同一繰返し数での比較はできないが温度差が小さいほどき裂長さは短くなっている。同表にはき裂発生に対する切欠き効果の影響を検討するために切欠き比（切欠き幅対切欠き深さ）を 2 倍に変化させた実験結果を合せて記載しているが、

Table II. Results of thermal fatigue crack initiation tests.

Heating system	Cooling system	Notch	Specimen No.	Heating temperature (°C)	Heating rate (°C/min)	Cooling rate (°C/min)	Number of cycles	Number of cycles for crack initiation	Crack length (mm)
Gas heating (LPG+O ₂)	Water cooling (Temp. 5°C)	5 : 1	1~1	400	90	330	100	60	0.01
			1~2	400	90	330	100	62	0.02
			1~3	600	90	430	70	35	0.04
			1~4	600	90	430	70	38	0.03
			1~5	800	90	530	50	20	0.08
			1~6	800	90	530	50	24	0.06
			1~7	1000	90	560	1	1	8.2
			1~8	1000	90	560	1	1	7.3
		10 : 1	2~1	400	90	330	100	60	0.03
			2~2	400	90	330	100	63	0.03
			2~3	600	90	430	70	40	0.06
			2~4	600	90	430	70	38	0.04
			2~5	800	90	530	50	22	0.08
			2~6	800	90	530	50	20	0.07
			2~7	1000	90	560	1	1	6.2
			2~8	1000	90	560	1	1	6.5

Fig. 8. Thermal fatigue crack propagation curves.

切欠き比が2倍程度ではき裂発生に及ぼす切欠きの影響はほとんど認められない。Fig. 8 にはき裂進展曲線を示す。加熱温度 200℃では繰返し数100回においてき裂が進展しないことを確認している。400℃では約50回までき裂は進展し50回以後ほとんど進展していない。一方、600℃および800℃では約30回までき裂は進展し30回以後50回まで停滞するが50回以降約80回まで再びき裂は進展しその後ほとんど進展しておらず400℃の進展挙動とは大きく異なっている。この原因は温度差によるところが大きいものと思われるがき裂の停滞をはじめとした特異なき裂進展挙動については水冷却の結果生ずるき裂面の酸化物の挙動等更に詳細な検討を行うことが必要である。先に平野らはSKD62相当鋼の熱衝撃による破壊は温度差を小さくすることにより防止できるとの結果を得ているが、本研究の結果温度差を小さくすることによりき裂の進展をも遅延させることが可能であることが明らかになった。き裂発生に及ぼす表面硬化処理の影響は温度により異なるとの結果が得られた。すなわち加熱温度400℃ではイオン窒化処理(530℃×30 Hr)時に生じる圧縮残留応力の効果により繰返し数100回においてき裂は発生しなかったが、加熱温度600℃では同効果が認められずき裂が発生した。しかもき裂は無処理材よりも2倍程度早く発生し、同繰返し数においてき裂長さが無処理材に比べ約2倍長い。これはイオン窒化処理によって試験片表層部が硬化された反面、切欠き先端部の伸びが低下し割れ感受性が高くなったものと考ええる。このように表面硬化処理は温度によってその効果が左右されることが判明したので実金型適用に際しては鍛造条件等十分考慮したうえで採用することが望ましい。

3・3 破面観察結果

SKD62 (2)鋼の疲労寿命試験後における200℃の疲労破面の一例をFig. 9に示す。両鋼とも試験温度によらず疲労き裂は試験片表面から発生しており進展部にはストライエーションが支配的に現れている。また、

疲労破面は表面から0.3~0.5 mm程度で破面の大部分は一発破壊面を呈した。なお、表面硬化処理材も同様な破面形態を示した。SKD62 (1), (2)鋼の室温、200℃および450℃における疲労き裂進展部の破面にはいずれの温度においてもストライエーションが支配的に認められた。加熱温度400℃および600℃の熱疲労き裂進展部の破面をFig. 10に示す。き裂は粒内を通して進展し、しま状模様が特徴的に認められた。また、試験片表面のき裂は粒内を進展し、き裂先端部が鋭いことを確認している。このように熱疲労き裂が粒内を通して進展する現象は平野、小林らが熱間鍛造

(a) Initiation

(b) 0.5 mm from initiation

SKD62 (2) 200℃
 $\sigma = 1\,274.9\text{ MPa}$, $N = 3890$

Fig. 9. Fatigue fracture surfaces.

用型鋼(SKD62鋼)についてCT試験片を用い熱衝撃試験を行った結果、き裂が粒界を沿って進展したとの報告とは異なっているがこれは試験条件、試験材の相違によるものと思われる。Fig. 11には実機において1000回使用した後、液体窒素中で強制的に破壊させたギャ・リバース下金型のコーナR部の表面の一部および破面を示す。R部表面には熱疲労により生じたと思われる亀甲状の割れが多数認められ、き裂進展部の破面には試験片と同様なしま状模様が特徴的に認め

(a) Heating temperature; 400°C, Number of cycles; 100

(b) Heating temperature; 600°C, Number of cycles; 100

Fig. 10. Thermal fatigue fracture surfaces of specimens.

られている。また、金型断面のき裂先端は鋭く、粒内を通して進展していることを認めている。破面観察の結果から本研究で実施した熱疲労試験は実金型の熱疲労挙動を非較的良く再現している試験方法のように思われるが、今後更に熱疲労き裂の発生限界温度の把握と同時に熱疲労き裂の発生および進展挙動に及ぼす静的応力の効果についての検討が必要と思われる。

4 結 言

熱間鍛造用型鋼について低サイクル疲労強度および疲労き裂進展速度に及ぼす試験温度、硬さおよび各種表面硬化処理の影響を把握する目的で低サイクル疲労試験を実施し、また同鋼の熱疲労挙動について検討した結果、次の結論を得た。

(1) SKD62 (1)鋼の低サイクル疲労寿命試験の結果、 10^4 回時間強さは室温、200℃および450℃でそれぞれ 1 000.3 MPa, 1 029.7 MPa および 872.8 MPa であり室温と200℃では大差なく室温に比較し450℃では疲労強度が13%低下した。(2)硬さを増加 (HRC 43.5 から HRC 46) することにより室温、200℃および450℃で疲労強度がそれぞれ 25%, 10% および 13% 向上した。

(3) 表面硬化処理材の疲労強度はいずれの温度にお

(a) Initiation area

(b) 0.75 mm from surface

Fig. 11. Thermal fatigue fracture surface of hot forging die.

いても SKD62 (1)鋼よりも低く疲労強度の改善効果が現れるのは $N > 10^4$ 回以上においてである。また、疲労強度の改善効果が最も早く現れる表面処理はイオン窒化で続いてスルスルフ、タフトライドの順である。

(4) 疲労き裂進展速度は温度が高くなると加速される傾向にある。また、硬さを増加してもき裂進展速度にはほとんど影響を及ぼさない。

(5) 熱疲労き裂は温度 400℃～1 000℃のいずれにおいても発生するが温度差が小さくなるほどき裂発生に要する繰返し数は大となる。

(6) 熱疲労き裂発生に及ぼすイオン窒化処理の効果は温度 400℃では認められるが 600℃では認められない。

(7) 熱疲労き裂は温度200℃では進展しないが400℃以上で進展する。しかしながら、温度差を小さくすることによりき裂の進展を遅延させることが可能である。

(8) 破面観察の結果、疲労き裂進展部の破面には試験温度、硬さによらずストライエーションが支配的に認められた。熱疲労き裂は粒内を通して進展し、破面にはしま状模様が特徴的に認められ、実金型の熱疲労破面と良い対応を示した。

なお、工技院機械技術研究所平野一美氏より本研究の結果に対し有益なコメントを得た。特に記して謝意を表する。

(昭和61年6月12日 第5回フラクトグラフィシンポジウムにて講演)

参 考 文 献

1) 江原隆一郎, 井上慶之助, 窪田勝昭, 材料, **29**, 599

(1980).

2) R. Ebara and K. Kubota, Steel Forgings ASTM STP 903, 583 (1986).

3) 江原隆一郎, 窪田勝昭, 塑性と加工, **23**, 977 (1982).

4) 平野一美, 小林英男, 中沢 一, 材料, **27**, 104 (1977).

書 評

“光 と 材 料”

住友電気工業株式会社 (編)

(1986年, 共立出版(株)発行, B 6 判, 211ページ, 1 800円)

最近, 光ディスク, 光通信をはじめ光利用について研究開発, また実用の面で非常に大きな進歩をとげ, さらに今後, 拡大する傾向にある状況において, 本書はオプトエレクトロニクス分野に的を絞って, システム・デバイスの中でどのような形で光素子が使用されているかを解説している。さらに, 専門外の人にも分かりやすいように, 専門用語については必要に応じて解説されているので, 理解に役立っている。

さて, 本書の内容であるが, 可視 LED や赤外 LED, 受光素子の説明にはじまり, 情報表示 (ディスプレイ) デバイスとしての LED, EL, EC や液晶ディスプレイについて平易に解説されており, 入門書としての役割を果たしている。

さらに, 最後の部分では光ディスク, 光通信, レーザー加工, 医療への応用等, 利用面について頁をさいており, ある意味で, 本書の内容においてバランスをとっていると言えよう。

(川崎重工業(株)技術研究所 堀川 武)