冷間鍛造金型の破損解析におけるマイクロフラクトグラフィの役割[†]

江 原 隆一郎* 武 田 圭 祐** 岩 本 将 英**
藤 本 英 明** 小 倉 篤*** 濱 家 信 一***

The Role of Microfractography in Failure Analysis of Cold Forging Dies

by

Ryuichiro EBARA*, Keisuke TAKEDA**, Masahide IWAMOTO**, Hideaki FUJIMOTO**
Atsushi OGURA*** and Shinichi HAMAYA***

Microfractographic features in fracture surfaces for tensile, fatigue, impact, three point bending specimens of cold forging die steels with Rockwell C scale hardness number of 52 to 68 are presented. The emphasis is placed upon the stretched zone formation ahead of the fatigue crack and the relation between the stretched zone width and fracture toughness. Fatigue crack initiation behavior of plane and notched specimens are also characterized in low cycle up to giga-cycle ranges. A couple of microfractographic analyzed results for failed actual cold forging dies are exemplified. It can be concluded that qualitative and quantitative analysis by use of microfractography are possible for cold forging die failures.

Key words : Cold forging die steels, Unstable fracture, Stretched zone, Fracture toughness, Fatigue fracture surface

1 緒 言

鍛造金型は鍛造作業中に疲労き裂から一発破壊することが多い。したがって、鍛造金型の破損防止および寿命改善のためには鍛造金型用鋼の疲労および破壊挙動を明らかにする必要がある。著者の一人は熱間鍛造金型用鋼の破壊挙動および熱間鍛造金型の破面解析にマイクロフラクトグラフィが適用可能であることを報告した。^{1)~3)}しかしながら、一般に冷間鍛造金型用鋼のような高硬度鋼の破壊挙動やマイクロ破面形態に関する情報は少ない。したがって、冷間鍛造金型の破面解析にマイクロフラクトグラフィが適用されたとの報告は極めて少ないように思われる。

そこで、著者らは冷間鍛造金型の設計および破損防止を主目的に冷間鍛造金型用鋼の破面および疲労に関する研究を実施し、これまでに低サイクル、高サイクルおよびギガサイクル疲労試験結果に関して報告している。^{4)~6)}

ここではまず、冷間鍛造金型用鋼の破損解析に必要な引張り、衝撃および破壊じん性試験結果とマイクロ破面の特徴を報告する。疲労破面に関しては、冷間鍛造金型の破損解析に必要な低サイクルおよび高サイクル疲労破面の特徴をとりまとめ報告する。また、冷間鍛造金型用鋼を他の機械構造物に適用する際に有用と思われるギガサイクル疲労破面の特徴についても言及する。さらに、いくつかの実機破損金型の破面解析を行い、特に冷間鍛造金型の疲労破壊および不安定破壊に対してマイクロフラクトグラフィの適用が極めて有用との結論を得たので報告する。

2 実 験 方 法

2・1 供試材

引張試験、衝撃試験、破壊じん性試験には Table 1 に示す化学組成を有する市販の合金工具鋼 SKD61, SKD11, QCM8, 高速度鋼 YXM1, YXM4, YXR3, YXR33, YXR7, 粉末高速度工具鋼 HAP72 および超硬合金 WC-Co (GM60) の 10 鋼種を用いた。Table 2 に示す熱処理を施したこれらの 10 鋼種の焼戻し後の硬さを Table 1 に示す。

2・2 引張試験

引張試験片は JIS Z 2201 に準拠した平行部直径 8mm, 長さ 38mm, 全長 180mm の丸棒試験片とした。引張試験には引張試験機 (500KN) を用い、JIS Z 2241 にしたがって行った。

Table 1 Chemical compositions and hardness of tested cold forging die steels.

Steels	Chemical compositions[mass%]										Hardness HRC
	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V	Co	
SKD61	0.39	1.0	0.4	0.030max	0.010max	5.15		1.4	0.8		52
SKD11	1.5	0.25	0.45	0.025max	0.010max	12.00		1.0	0.35		61
QCM8						SKD11 modified steel					61
YXM1	0.85	0.25	0.35	0.025max	0.010max	4.10	6.5	5.3	2.05		61
YXM4	0.85	0.25	0.35	0.025max	0.010max	4.15	6.5	5.3	2.05	5.0	64
YXR3				0.65 mass% carbon matrix high speed steel							61
YXR33				0.54 mass% carbon matrix high speed steel							59
YXR7				0.78 mass% carbon matrix high speed steel							64
HAP72	2.1					4.00	9.5	8.2	5.0	9.5	67
WC-Co						cemented carbide GM60					68

[†] 原稿受理 平成 23 年 1 月 12 日 Received Jan. 12, 2010 ©2011 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 広島工業大学機械システム工学科 (現 福岡大学材料技術研究所) 〒731-5193 広島市佐伯区三宅, Dept. Mech. System Eng., Hiroshima Inst. Tech., Saeki-ku, Hiroshima, 731-5193

** 広島工業大学機械システム工学科学生 〒731-5193 広島市佐伯区三宅, Hiroshima Inst. Tech., Saeki-ku, Hiroshima, 731-5193

*** (株)ニチダイ 〒610-0201 京都府綴喜郡宇治田原町, Nichidai Corporation, Shiotani, Tsuduki-gun, Kyoto, 610-0201

Table 2 Heat treatment.

Steels	Heat treatment
SKD61	1073Kx4h,1303Kx1.67h,OQ+843Kx2.25h,813Kx2.25h,AC
SKD11	1073Kx4h,1303Kx1.67h,OQ+773Kx3h,723Kx3.33h,AC
QCM8	1073Kx4h,1303Kx1.67h,OQ+813Kx2.17h,813Kx2.17h,AC
YXM1	1123Kx2.25h,1293Kx0.42h,1413Kx0.42h,OQ+838Kx1.67h,843Kx2.25h
YXM4	1123Kx2.25h,1293Kx0.42h,1453Kx0.42h,OQ+838Kx1.67h,843Kx2.25h
YXR3	1123Kx2.25h,1293Kx0.42h,1413Kx0.42h,OQ+813Kx2.17h,813Kx2.17h,813Kx2.08h,AC
YXR33	1123Kx2.25h,1293Kx0.4h,1413Kx0.42h,OC+813Kx2.17h,813Kx2.17h,813Kx2.17h,AC
YXR7	1123Kx2.25h,1293Kx0.42h,1413Kx0.42h,OC+818Kx2.0h,818Kx2h,818Kx2h,AC
HAP72	1123Kx2.25h,1293Kx0.42h,1453Kx0.42h,OQ+838Kx1.67h,843Kx2.25h,873Kx2h,AC
WC-Co	

OQ: oil quench, AC: air cool

2・3 シャルピー衝撃試験および破壊じん性試験

衝撃試験片は、断面 $10 \times 10\text{mm}$ 、長さ 55mm のシャルピー衝撃試験片とし、 5mmU ノッチ、 2.5mm ソーカットおよび 2.5mm ソーカット + 疲労き裂（長さ $1.64 \sim 2.25\text{mm}$ ）の 3 種類とした。シャルピー衝撃試験は衝撃試験機（ 310J ）を用い、JIS Z 2242 にしたがって行った。破壊じん性試験片は断面 $10 \times 10\text{mm}$ 、長さ 55mm のシャルピー衝撃試験片に深さ 2.5mm のソーカットを挿入後、 $1.64 \sim 2.25\text{mm}$ の疲労き裂を導入し、作製した。破壊じん性試験は ASTM E399-90 にしたがって、油圧疲労試験機（島津 100kN ）を用いて 3 点曲げにより行った。

2・4 疲労試験

低サイクルおよび高サイクル疲労試験には主として YXR3（ 0.65% Carbon matrix 高速度鋼）を使用した。本鋼は真空中で焼入れ（ $1123\text{K} \times 2.25\text{h}$, $1293\text{K} \times 0.42\text{h}$, $1408\text{K} \times 0.42\text{h}$ 加熱後油冷）、焼戻し（ $813\text{K} \times 0.2\text{h}$, $813\text{K} \times 2.25\text{h}$, $838\text{K} \times 1.67\text{h}$ 加熱後空冷）により最大引張強さ 2192MPa 、硬さ HRC60.0 を有する。疲労試験片は平行部直径 6.5mm の丸棒試験片とし、平滑試験片の他に形

状係数 1.5, 2.0 および 2.5 を有する切欠き試験片を用いた。切欠き底半径はそれぞれ 0.5 , 1.0 および 0.5mm 、開き角はそれぞれ 120 , 60 および 60 度であった。試験片表面はラップ仕上げし、表面粗さは $0.25 \pm 0.36\mu\text{m}$ である。疲労試験には油圧疲労試験機（Instron Fast Track 8801, 98kN ）を使用し、試験速度 20Hz 、応力比 0.05 の条件で荷重制御疲労試験を行った。ギガサイクル疲労試験には最小直径 3mm のダンベル型丸棒試験片を用いた。供試材としては YXR3 鋼の他に粉末高速度鋼 HAP72（最大引張強さ 1804MPa ）などを用いた。平滑試験片の他に切欠き試験片を用いた。形状係数は YXR3 鋼では 1.5, 2.0 および 2.5 とし、HAP72 では 2.0 とした。超音波疲労試験機（主として島津 USF2000）を用い、試験速度 20kHz にて最長 10^9 回まで試験した。

2・5 破面観察

試験片および実機破損金型のマクロ破面観察にはそれぞれ、金属顕微鏡（KEYENCE, VHX-100）および SEM（日本電子, JSM-5500S）を用いた。

3 実験結果および考察

3・1 引張破面

Fig. 1 に最大引張強さおよび伸びと HRC との関係を示す。同図から、高硬度鋼ほど最大引張強さが高く、伸びが小さいことが明らかである。破面解析の結果、SKD61 のような比較的低硬度鋼の破面には明瞭なカップアンドコーン型の破面が観察された。ミクロ破面形態はき裂発生部から最終破断部に至るまですべてデインプルが主体の延性的な破面形態を示した。より高硬度鋼ではぜい性破面が支配的であった。Fig. 2 に代表的金型用鋼

Fig. 1 Relation among ultimate tensile strength, elongation and Rockwell C scale hardness number of cold forging die steels.

Fig. 2 Tensile fracture surface. YXR3, HRC61, σ_t 2487MPa
a) Macroscopic fracture surface
b) A in a)

YXR 鋼のマクロ破面 a) およびミクロ破面 b) を示す。マクロ破面にはカップアンドコーンが観察されず、ミクロ破面はへき開破面とデンプルが混在した粒内破面であることが明らかである。Fig. 3 に WC-Co に観察された粒界破面を示す。

3・2 衝撃破面

切欠き形状の異なる 3 種の試験片のシャルピー衝撃エネルギーと硬さとの関係を Fig. 4 に示す。同図から低硬度鋼の衝撃エネルギーに及ぼす切欠形状の影響が顕著であることが明らかである。また、3 種の試験片ともに衝撃エネルギーと硬さの間には良好な関係があり、硬さが大きくなるほど衝撃エネルギーが低下する。このように冷間鍛造金型用鋼の衝撃エネルギーは切欠形状に極めて敏感であることが明らかである。マクロ破面はぜい性的であり、SKD61 以外ではシアリップは観察されなかった。Fig. 5 は供試鋼の中では最も延性な SKD61 の衝撃破面である。マクロ破面 (Fig. 5b)) で疲労破面 (C) と衝撃破面 (A) は同図 B を境界にして容易に識別出来る。衝撃破面のミクロ破面はへき開破面 (Fig. 5c)) を呈しており、疲労破面 (Fig. 5d)) とは明らかに異なる。その他の高硬度鋼衝撃破面のミクロ破面にはへき開破面が支配的に観察された。

Fig. 3 Tensile fracture surface at crack initiation area.
WC-Co HRC 68, σ_0 2108MPa.

Fig. 4 Charpy impact energy of cold forging die steels with different notch figure.

Fig. 5 Impact fracture surfaces.

SKD61, HRC52, 2.5mm saw cut with fatigue crack
a) Macroscopic fracture surface, D shows the end of saw cut notch, b) Enlargement of the window area in a), c) Impact fracture surface, d) Fatigue fracture surface.

WC-Co の破面のみ粒界破面を呈した。なお、疲労破面と衝撃破面との間にはストレッチゾーン (SZ) が観察された。SZ は硬さが小さいほど幅が大きく明瞭に観察された。しかしながら、WC-Co においては SZ は識別できなかった。

3・3 破壊じん性試験片の破面

破壊じん性値と硬さの関係を Fig. 6 に示す。また、開口変位と荷重の関係から求めたき裂発生に要するエネルギーと硬さの関係を Fig. 7 に示す。両図から破壊じん性値およびき裂の発生に要するエネルギーと硬さの間に直線関係があることがわかる。このように、冷間鍛造金型用鋼では硬さから破壊じん性値および破壊に要するエネルギーの推定が可能であることが明らかである。破壊じん性試験片のマクロ破面観察の結果、疲労破面と急速破

Fig. 6 Relationship between fracture toughness and Rockwell C scale hardness of cold forging die steels.

Fig. 7 Relationship between crack initiation energy and hardness of cold forging die steels.

面を明瞭に識別できることを見出した。また、SEM 観察の結果、低硬度鋼である SKD61 においては、疲労破面と急速破面との間に Fig. 8 b) に示すような明瞭なストレッチゾーンが観察された。一方、高硬度鋼の HAP72 においてはストレッチゾーンは明瞭ではなかった (Fig. 8 d))。このようにストレッチゾーンの発生には鋼材の硬さが著しく影響していることが明らかである。SZW は硬さが低下するほど広くなる傾向を示した。

Fig. 9 に SZW と Kc/σ_y との関係を示す。同図に示すように、実用材料の SZW と Kc/σ_y との間には Bates と Clark⁸⁾ により $SZW = 1.63 (Kc/\sigma_y)^{1.6}$ の関係が成立つことが示された

先に、著者の一人は軟鋼、HT490 等のデータを加え、この関係が SZW が $150 \sim 1.3 \mu\text{m}$ で大略成立つことを示した (Fig. 6 中に破線で示す)¹⁰⁾。本研究の結果、この関係は高硬度鋼の冷間鍛造金型用鋼を含め、 $SZW = 3.28 (Kc/\sigma_y)^{1.24}$ で示すように SZW 幅 $150 \sim 0.5 \mu\text{m}$ の範囲で成立つことが明らかになった。このことは、冷間鍛造金型の破損に際し、破面解析により SZW を測定すれば破損時の破壊じん性値が把握できることを示している。

Fig. 8 Fracture surface after fracture toughness test.
a), b) SKD61, c), d) HAP72

Fig. 9 Stretched zone width as a function of Kc/σ_y .

* Spitzig [7], ** Bates and Clark [8]

*** Brothers et al. [9], **** Ebara et al. [10]

3・4 疲労破面

Fig. 10 に YXR3 鋼に関する低サイクルおよび高サイクル疲労試験結果を一括して示す。同図から YXR3 鋼の疲労強度は高サイクル疲労強度および低サイクル疲労強度ともに形状係数が小さいほど低下することが明らかである。低サイクル疲労破面は平滑試験片においてはサブサーフェスから疲労き裂が発生したがすべての切欠き試験片において、形状係数にかかわらず疲労き裂は切欠き底から発生した。一方、高サイクル疲労破面においては破断寿命が約 10^6 回以下では疲労き裂はすべての切欠き試験片において切欠き底から発生したが、破断寿命が 10^6 回を越えると疲労き裂はサブサーフェスから発生した。EPMA

Fig. 10 S-N diagrams of YXR3 steel.

による観察の結果、YXR3 鋼におけるサブサーフェス疲労き裂発生起点部の介在物は Cr, V などを主体とする炭化物であることが明らかにされている。

ギガサイクル疲労試験においては YXR3 鋼平滑試験片のすべてで疲労き裂はサブサーフェスから発生した。また、 10^6 回を越えて破断した切欠き試験片の疲労き裂はすべてサブサーフェスから発生した。一方、HAP72 に関しては平滑試験片においてはサブサーフェスから疲労き裂が発生したが、切欠き試験片において疲労き裂はすべて切欠き底から発生した。¹¹⁾なお、EPMA による分析の結果、サブサーフェス疲労き裂 W, V, Mo を主体とした介在物を起点に発生していることが明らかにされている。このように、切欠き試験片の疲労き裂発生挙動が鋼種により異なるのは鋼材の硬さや破壊じん性値の相違によるものと考えられるが詳細は明らかにされていない。実機コンポーネントにおいては長寿命域における切欠きからの疲労き裂発生挙動を明らかにすることが極めて重要であり、今後の研究課題と思われる。なお、低サイクル、高サイクルおよびギガサイクル領域における疲労き裂進展部の破面は粒内破面を呈し、明瞭なストライエーションは観察されなかった。

3・5 実機破損金型の破面解析

Fig. 12 に縦割れを生じた金型のマクロ破面を示す。破面上に複数個のビーチマークが観察され (Fig. 12 a)), 本金型は疲労き裂が表面に発生し、進展したことが主因で破損したことが明らかである。Fig. 12 b) は起点部のマイクロ破面であるが疲労破面であることが明らかである。

しかしながら、発生部は破面同志のこすれによりマイクロ破面形態の同定が不可能であった。また、疲労破面と不安定破面の境界部にストレッチゾーンは観察されなかった。冷間鍛造金型においても熱間鍛造金型³⁾と同様に、目視では一発破壊に見えても低倍率でマクロ破面を観察

Fig. 12 Fracture surface of cold forging die.

a) Macroscopic fracture surface

b) Crack initiation area

Powdered high speed steel, HRC65-68, Failed after 6×10^4 cold forging operations

することにより疲労き裂が主因で金型が破損した様相がしばしば観察された。Fig. 13 は疲労き裂と不安定破面が容易に識別できた破損金型の一例である。

Fig. 14 は先端部に縦割れが生じた冷間鍛造金型の破面である。起点から約 0.5mm に疲労破面、疲労破面と不安定破面の間に明瞭なストレッチゾーンが観察された。ストレッチゾーン幅を測定することにより破壊時の破壊じん性値を定量的に求めることが出来た例である。このように、冷間鍛造金型の破損解析にマイクロフラクトグラフィは極めて有用である。今後、疲労破面の定量解析法の研究、各種冷間鍛造金型に関する実験室データの集積および実機破損金型の破面からの情報の蓄積を急ぐ必要がある。

4 結 言

本研究では冷間鍛造金型に使用される HRC52 ~ HRC68 の合金工具鋼、高速度鋼、粉末高速度鋼および超硬合金 10 鋼種の引張強さ、衝撃エネルギーおよび破壊じん性値と硬さとの関係を求め、引張破面、破壊じん性試験片の破面および衝撃破面に関する破面の特徴を明

Fig. 11 Fatigue fracture surface of YXR3 with $K_t = 2.0$.

a), b) crack initiation area,

c) 0.8mm from initiation,

d) 0.6mm from initiation

a), c) 400MPa, 1×10^4 cycles,

b), d) 300MPa, 6.2×10^6 cycles

Fig. 13 Fracture surface of cold forging die. SKH55, HRC63-65, Failed after 400 cold forging operations.

Fig. 14 Fracture surface of cold forging die. YXR3, HRC 59-62, Failed after 3×10^4 cold forging operations.

らかにした。また、実機金型の破面解析を行い、ミクロフラクトグラフィにより冷間鍛造金型の破面解析が可能であるとの結論を得た。主たる結論は下記のとおりである。

(1) 超硬合金を除く硬高度鋼においても疲労き裂先端にはストレッチゾーンが観察され、ストレッチゾーン中は硬さが低下するほど広がる傾向を示した。

(2) 高速度鋼 YXR3 鋼の平滑試験片および切欠き試験片 ($K_t=1.5 \sim 2.5$) の低サイクル、高サイクルおよびギガサイクル疲労破面の特徴を把握した。平滑試験片において疲労き裂はサブサーフェスから発生した。一方、切欠き試験片では疲労寿命が 10^6 以下では切欠き底から、 10^6 以上ではサブサーフェスから発生した。疲労き裂進展部に明瞭なストライエーションは観察されなかった。

(3) 実機冷間鍛造金型の破面解析の結果、疲労破面と不安定破面の識別が可能であり、ストレッチゾーンが観察される場合には金型破壊時の破壊じん性値が定量的に求められることが明らかになった。

参 考 文 献

- 1) R. Ebara, K. Inoue and K. Kubota, "Fractography of hot forging die steels", Journal of The Society of Materials Science, Japan, Vol.29, No.321, pp.599-604 (1980).
- 2) R. Ebara, Y. Yamada, T. Yamada and K. Kubota, "Fractography of high temperature fracture surface of hot forging die steels", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.36, No.404, pp.513-519 (1987).
- 3) R. Ebara and K. Kubota, "Failure analysis of hot forging dies for automotive components", Engineering Failure Analysis, Vol.15, pp.881-893 (2008).
- 4) R. Ebara, J. Katayama, S. Yamamoto, M. Kawamura, A. Ogura, Y. Kondo and S. Hamaya, "Low cycle fatigue strength of cold forging die steels", Fatigue and Plasticity: From Mechanisms to Design, Proc. of the JIP2008, SF2M, pp.257-264 (2008).
- 5) R. Ebara, R. Nohara, R. Ueji, A. Ogura, Y. Ishibashi and S. Hamaya, "High cycle fatigue behavior of cold forging die steels", Key Engineering Materials, Vols.417-418, pp.225-228 (2010).
- 6) R. Ebara, N. Nakamoto, A. Ogura, Y. Ishibashi and S. Hamaya, "Giga-cycle fatigue behavior of notched specimens for high speed steel", Key Engineering Materials, Vols.452-453, pp.749-752 (2011).
- 7) W. G. Spitzig, "A fractographic feature of plane-strain fracture in 0.45C-Ni-Cr-Mo steel", Transactions of the ASM, Vol.61, pp.344-348 (1961).
- 8) R. C. Bates and W. G. Clark Jr., "Fractography and fracture mechanics", Transactions of the ASM, Vol.62, pp.380-388 (1969).
- 9) A. J. Brothers, M. Hill, M. T. Parker, W. A. Spitzig, W. Wiebe and U. E. Wolff, "Correlation of fracture toughness K_{Ic} with fractographically derived plastic stretched zone width-a report of ASTM E-24/II task group", Application of Electron Microfractography to Materials Research, ASTM STP493, pp.3-19 (1971).
- 10) R. Ebara, T. Yamane, Y. Yamamoto, H. Yajima, A. Otsuka and S. Nishimura, "Analysis of unstable fracture by stretched zone", Mitsubishi Juko Giho (in Japanese) Vol.17, No.3, pp.344-349 (1980).
- 11) R. Ebara, K. Nakamura, A. Ogura, Y. Ishihara and S. Hamaya, "Giga-cycle fatigue behavior of powdered high speed steel", Proceedings of the 18th European Conference on Fracture (CDROM) (2010).