研 究

焼結炭素鋼の疲れ破壊挙動*

沖 幸男**, 秋山 敏彦**, 庄司啓一郎***

Sachio Oki, Toshihiko Akiyama, and Keiichiro Shoji: Fatigue Fracture Behaviour of Sintered Carbon Steels.

A fractographic study has been made on the fatigue fracture behaviour of sintered carbon steels. The specimens containing 0.2, 0.4, and 0.8 mass% carbon were made from atomized iron powders of different particle size (+145, -145+250, and -250 mesh), and were tested by a reversed bending at 30 Hz.

Fatigue fracture of sintered steels took place by coalescence of propagating main crack and micro cracks nucleated on the pore surface in front of the main crack, by means of cyclic and monotonic fracture mode. Hence, in fracture surface, both cyclic and monotonic fracture appearance were observed in single area of local fracture.

The fractional area of cyclic fracture mode was estimated by the apparent porosity in projected fracture surface, P_A . Therefore, P_A gives a useful information on the fatigue fracture behaviour of sintered steels.

(Received February 28, 1983)

I 緒 言

焼結材料の機械構造部品への適用が増加するのに伴い、静的引張性質のみならず、疲れ強さに対する検討もその重要性を増して来ている。このため、焼結材料の疲れ強さに関する報告¹⁻²⁾は、数多く見られるが、疲れ破壊挙動に対する検討は、比較的少なく、最近その破面形態に着目した報告³⁻⁵⁾が見られる程度である。

著者らは、前報⁶⁾において、焼結炭素鋼の静的引張試験を行い、破面上に現われる多孔率が、焼結材料の変形破壊挙動を検討する上で、一つの指標となることを示した。

そこで、本報告では、焼結材料の疲れ破壊挙動に関する基礎的知見を得るため、原料粉粒度ならびに炭素含有量を変化させた焼結炭素鋼の疲れ試験を行い、その破面形態に着目して検討した。

II 実験方法

II-1 試料調製法および供試材の性質

本研究に用いた供試材は、前報⁶⁾と同じものである。原料粉末は、噴霧鉄粉および天然黒鉛粉であり、その化学組成ならびに粒度分布を Table 1 に示した。

原料鉄粉を +145, -145+250 および -250 mesh (それぞれ >105, 105~63 および <63 μm) にふるい分けし、それぞれの粒度について焼結後の炭素量が、0.2, 0.4 および 0.8%****となるよう黒鉛粉を添加混合した。

加圧成形は、JSPM 標準引張試験用金型を用い、原料

Table 1 Properties of powders

Powder	Chemical composition/mass%	Particle size distribution/mass% in mesh
Atomized iron powder	C 0.006	+100 7.1
		-100 +145 17.0
	P 0.008	-145 +200 25.1
	S 0.013	-200 +250 12.7
	Si Tr.	-250 +300 13.2
	Mn 0.20	-300 +350 3.3
		-350 21.2
Graphite powder	Purity 99.5	Mean particle size 6.0 μm

鉄粉粒度にかかわらず焼結後の密度が等しくなるよう、578~617 MPa で行った。なお、成形に際し10%ステアリン酸亜鉛-トリクロルエチレン溶液を金型に塗布した。焼結は、1423 K, 3.6 ks, 真空中 ($\approx 10^{-2}$ Pa) で行った。

得られた試料の密度、微視組織的因子ならびに静的引張性質を Table 2 に示した。

II-2 疲れ試験

疲れ試験は、最大容量 ± 9.8 J のシェンク式両振り曲げ疲れ試験機 (くり返し数 30 Hz) を用い、完全両張りで行った。試験片は、JSPM 標準引張試験片を用いた。

* 昭和56年5月本協会春季大会 (京都) にて一部発表、昭和58年2月28日受理

** 姫路工業大学金属材料工学教室、〒671-22 姫路市書写2167

*** 大阪大学工学部金属材料工学教室、〒565 吹田市山田丘2-1

**** 本報で示す組成は、すべて質量百分率で示す。

Table 2 Properties of specimens

Series	A			B			C		
Designation	2A	4A	8A	2B	4B	8B	2C	4C	8C
Carbon content/mass%	0.2	0.4	0.8	0.2	0.4	0.8	0.2	0.4	0.8
Particle size of iron powder/ μm , (mesh)		>105 (+145)			105~63 (-145+250)			<63 (-250)	
Compacting pressure/MPa		578			598			617	
Density/ Mgm^{-3}		7.05 ± 0.05			7.05 ± 0.05			7.05 ± 0.05	
Porosity/vol. %		10.4 ± 0.07			10.4 ± 0.07			10.4 ± 0.07	
Mean pore size/ μm		8.8 ± 0.06			8.2 ± 0.06			4.6 ± 0.06	
Mean free distance between pore/ μm		79 ± 0.5			74 ± 0.5			41 ± 0.5	
Grain size/ μm		29 ± 0.2			25 ± 0.2			15 ± 0.2	
Yield stress or 0.2% proof stress/MPa	128 ± 5	157 ± 8	213 ± 6	123 ± 7	165 ± 2	228 ± 12	137 ± 5	168 ± 5	235 ± 2
Ultimate tensile strength/ MPa	221 ± 8	274 ± 5	372 ± 6	211 ± 7	283 ± 3	441 ± 29	235 ± 7	298 ± 5	470 ± 15
Elongation/%	7.6 ± 0.8	5.9 ± 0.3	2.1 ± 0.1	9.8 ± 0.9	6.4 ± 0.7	3.1 ± 0.4	10.5 ± 1.4	7.4 ± 0.6	4.3 ± 0.1

なお、試験に際して、試験片の表面状態の影響、特にバリからのき裂発生を避けるため、表面をエメリーペーパー(＃180, 320, 600, 800 および 1200)で軸方向に研磨し試験に供した。

耐久限は、データ再分類法⁷⁾によって求めた。

II-3 試験片の断面および破面観察

疲れ試験後の試験片軸方向断面を光学顕微鏡により観察した。また、破断後の試験片の破面を、走査型電子顕微鏡 (SEM) で観察し、定量的に検討した。

III 実験結果および考察

III-1 疲れ強さ

疲れ試験の結果を Fig. 1 に示した。耐久限は、炭素量の増加、すなわち基地組織が強くなるに従って上昇した。また、同じ炭素量で比較した場合、原料粉粒度の小さいもの程高い値を示し、A材、B材、C材の順に高くなっている。この傾向は、静的引張試験の結果⁶⁾と同様であった。さらに、同じくり返し応力で比較した場合の、破断までのくり返し数も、原料粉粒度の小さいもの程大きい。

これらの結果は、疲れ強さが、静的引張強さの上昇に伴って高くなることを示している。

III-2 破面形態および断面に現われるき裂

D. Rudziňák ら⁸⁾によると、焼結鉄の $S-N$ 曲線において疲れ寿命を示す傾斜部は、一本の直線とはならず、不連続を生じ、この不連続を生じる応力が、動的降伏応力に相当するとしている。また、この不連続部よりくり返し応力の高い部分を、低サイクル疲れ (Low cycle fatigue)、くり返し応力の低い部分を、高サイクル疲れ (High cycle fatigue) と呼び、その破面において、低サイクル疲れの領域では、粉末粒子間のネック部での延性的なディンブ

ル破面が、しばしば認められ、高サイクル疲れの領域では、ストライエーション状模様が支配的になることを示している。

本研究の結果では、 $S-N$ 曲線におけるこのような不連続は、明らかではないが、くり返し応力水準の違いによって、当然その破面形態にも差が生じると考えられる。

Fig. 1 $S-N$ curves of sintered carbon steels.

Fig. 2 Normalized $S-N$ curves to reveal a relation between the ratio of stress amplitude to monotonic yield stress, σ_a/σ_{ps} and number of cycles to failure, N .

そこで, Fig. 2 に示すように, くり返し応力 σ_a を, 静的引張試験における降伏応力, あるいは 0.2% 耐力 σ_{ps} で割った値, σ_a/σ_{ps} とくり返し数 N の関係性を求め, この値が 1 より大きい領域を低サイクル疲れ, 耐久限直上のくり返し応力の領域を高サイクル疲れと呼び, このそれぞれについて破面観察をした. 低サイクル疲れ, および高サイクル疲れ領域のくり返し数は, それぞれ $(3\sim 5) \times 10^4$, および $(3\sim 8) \times 10^5$ であり, Rudziňák らの結果とほぼ対応している.

また, 疲れ試験による破面は, き裂の進展に伴ってその形態が変化するため, Fig. 3 に示すように, き裂の伝ば領域である試料表面部と, 巨視的には最終破断部である中央部に分けて観察した.

Photo. 1 に, SEM による破面観察結果の一例を示した. 焼結鋼の疲れ破面では, 巨視的には疲れき裂の伝ば領域である表面部においても 静的破壊機構による破面*が認められ, 巨視的には最終破断部でも, 疲れ破壊機構による破面**が見られる.

また, これらの破面には, 明瞭なストライエーションは, ほとんど認められず, そのほとんどがストライエーション状模様であり, このストライエーション状模様から求められる微視的き裂の進展方向 (Photo. 1-(c) に矢印で示す) は, 巨視的なき裂の進展方向とは必ずしも一致せず, 極端な場合には, 完全に逆方向に向っているものもある.

次に, 破断後の試験片断面を観察した結果の一例を, Photo. 2 に示した. Photo. 2-(a) は, 0.4%C の C 材, 4 C の低サイクル疲れ破断部に見られるサブクラックで

*,** ストライエーションあるいはストライエーション状模様が認められるような, 応力のくり返しに対応して破面が形成されている部分を, 疲れ破壊機構 (cyclic fracture mode) による破面, また, ディンプル, ヘキ開など静的引張試験の破面に見られるような, 微視組織に関連した破壊機構による破面⁹⁾が認められる部分は, 応力くり返し中の一回の引張応力によって破断した部分と考え, 静的破壊機構 (monotonic fracture mode) による破面と呼ぶ.

Fig. 3 Position for fracture surface observation and measurement of apparent porosity in projected fracture surface, and sectioning of specimens for micro-cracks observation.

あるが, 気孔と気孔の間が, 内部ネッキングおよびき裂状につながって破壊が進行している. これは, 破面観察の結果と対応して, 焼結鋼の疲れ破壊過程において, 疲れき裂と静的破壊機構が混在することを示している.

Photo. 2-(b) は, 0.8%C の C 材, 8 C の高サイクル疲れ領域で破断した試料の破断部から少し離れた位置の断面を示したもので, 気孔と気孔をつなぐような形でき裂が認められる. また, 気孔から試料表面部へ向うき裂も認められる. これらのき裂が, 網目状に表面からのき裂

Photo. 1 Fracture appearance after fatigue test. Arrows in fractograph (b) indicate microscopic crack propagation directions.

Photo. 2 Sections of fractured specimens to reveal micro-cracks.

とつながっているのではなく、それぞれ独立して存在していることは、試料を研磨しながら深さ方向に連続して観察することによって確かめた。

以上の結果から、焼結鋼の疲れ破壊は、主き裂前方の気孔から疲れき裂が生じ、これらのき裂をつなぐように、静的破壊機構、あるいは疲れ破壊機構によって主き裂が進展して行くことによると考えられる。

III-3 破面上の多孔率

疲れ破壊破面への静的破壊機構による破面の混在は、焼結材のみでなく、一般溶製材においても見られ、その微視的破壊機構の正確なものはあくが、疲れ破壊挙動に及ぼす微視組織の因子の影響を検討する上で重要であると考えられている⁹⁾。

しかしながら、一般に鉄鋼材料では、明瞭なストライ

Fig. 4 Schematic diagrams to illustrate porosity of specimen (a), the apparent porosity in projected fracture surface of monotonic fracture mode (b), cyclic fracture mode (c), and mixture of both modes (d).

エーションが現われにくく、特に焼結材料の場合、前述のように微視的き裂の進展方向が、巨視的なき裂の進展方向と一致せず、極端な場合は完全に逆方向になることもある。このことが、焼結材料において疲れ破壊機構による破面と静的破壊機構による破面とを区別して定量することを困難にしている。

さて、著者らは、前報⁹⁾において、静的引張試験における破面の場合、破面上に現われる多孔率 P_A によってその破壊様式を表現できることを示した。ここで、その手法を疲れ試験における破面に適用することを試みた。すなわち、Fig. 4 に示すように、試料の多孔率 P は、任意の長さの線分中に占める気孔の割合で表わされる (Fig. 4-(a)) が、静的引張破壊は、主として気孔と気孔の間のネック部の内部ネッキングによって気孔が連結することで起こるため、破面上に現われる多孔率 P_{AS} は、試料の多孔率 P より著しく多くなる (Fig. 4-(b))。一方、疲れ

Fig. 5 Apparent porosity in projected fracture surface.

(i): Initial porosity of specimens.

(ii): Effective porosity after Eudier's model¹⁰⁾.

試験において、き裂の進展がすべて疲れ破壊機構により、近接する気孔間をつなぐ形で起こるとすると、その破面上に現われる多孔率 P_{AT} は、Fig. 4-(c) のようになる。しかしながら、前項で示したように、焼結鋼の疲れ破壊には、この両者の機構が共存しており、実際の破壊は、Fig. 4-(d) で表わされるようになる。このため、疲れ破壊における破面上の多孔率 P_{AF} は、 P_{AS} と P_{AT} の中間の値をとると考えられる。

Fig. 5 に P_{AF} の測定結果を示した。低サイクル疲れ領域において、巨視的には最終破断部である試験片中央部での P_A は、静的引張試験の場合とほぼ等しく、疲れき裂の進展部である試料表面部では、 P_A が小さくなっている。一方、高サイクル疲れ領域においては、表面部、中央部とも低サイクル疲れの場合に比べ P_A が小さく、また炭素量の変化による差も少ない。

今、破面上に現われる気孔内面を除いた部分の破面に占める、疲れ破壊機構による破面の割合を、疲れ破面率 f_c とすると、

$$P_{AF} = P_{AT} \cdot f_c / 100 + P_{AS} \cdot (1 - f_c / 100) \quad (1)$$

P_{AF} : 疲れ試験における破面上の多孔率

P_{AT} : Fig. 4-(c) で表わされる多孔率

P_{AS} : 静的引張試験における破面上の多孔率

となる。ここで P_{AT} として、均一に分布した球状気孔に対して Eudier¹⁰⁾ によって導かれた、

$$P_{AT} = 121(P/100)^{2/3} \quad (2)$$

を用いて f_c を求めると、Fig. 6 のようになる*。

巨視的最終破断領域の疲れ破面率は、低サイクル疲れ領域で 0~10%、高サイクル疲れ領域では、15~30% である。一方、試験片表面部での疲れ破面率は、低サイクル疲れの場合 40~60%、高サイクル疲れにおいても 50~80% であり、いいかえると、表面部のき裂進展領域においても、高サイクル疲れの場合 20~50%、低サイクル疲れ領域においては 40~60% の静的破壊機構による破面が混在していることになり、この静的破壊機構による破面の割合は、炭素量の増加と共に多くなっている。また、原料粉粒度の大きい A 材において、粒度の小さい C 材に比べ多くの静的破壊機構による破面が含まれている。

このことは、静的引張強さが低く延性の小さな A 材において、疲れき裂が主き裂と静的破壊機構によって容易

Fig. 6 Cyclic fracture area calculated from equation (1) and (2).

につながるのに対し、C 材では、疲れ破壊機構によるき裂の進展が支配的であることを示すものと考えられる。

このような、原料粉粒度の違いによる疲れ破壊挙動の差が、気孔の分布形態の違いに起因するのか、基地組織の性質の差によるのかは明らかでないが、この破面上の多孔率は、焼結材料の疲れ破壊挙動を検討する上で、静的引張破壊挙動を検討する場合と同様、有力な手段となり得る。

IV 結 言

焼結鋼の疲れ破壊挙動についての知見を得るため、原料鉄粉粒度および炭素量を変化させた焼結炭素鋼を用いて疲れ試験を行い、その破面形態に着目して検討した。

焼結鋼の疲れ破壊は、主き裂前方の気孔から疲れき裂が生じ、これらのき裂をつなぐように、静的破壊機構、あるいは疲れ破壊機構によって主き裂が進展して行くことによると考えられる。このため、焼結鋼の疲れ破面には、疲れ破壊機構による破面と静的破壊機構による破面が混在し、巨視的には疲れき裂進展領域である試料表面部においても静的破壊機構による破面が見られ、巨視的には最終破断部である試料中央部でも疲れ破壊機構による破面が認められる。

破面上に現われる多孔率によって、この疲れ破壊機構による破面と静的破壊機構による破面の割合を推定することができ、この破面上の多孔率の測定は、焼結材料の疲れ破壊挙動を検討する上で有効な手段となり得る。

おわりに、本研究にあたり原料鉄粉をご提供いただいた株式会社神戸製鋼所に対し深謝いたします。また、実験に協力いただいた本学大学院学生、厚海敏幸君（現：光洋精工株式会社）に謝意を表します。

* (1)式では、くり返し応力下で生じる静的破壊機構と静的引張試験における破壊機構が同じであると仮定している。また、 P_{AT} として、(2)式で示した均一に分布した球状気孔に対して導かれた値を用いているが、実際には気孔形状および分布状態の影響を受けるであろう。したがって、Fig. 6 に示した値は、厳密ではないが、このような仮定をしても以下の議論は成り立つと考える。

文 献

- 1) R. Haynes: Powder Met., **13** (1970), 465.
- 2) 徳永: 日本金属学会会報, **11** (1972), 353.
- 3) R. S. Bankowski & W. H. Feilbach: Inter. J. Powder Met., **6** (1970), 23.
- 4) P. Franklin & B. L. Davies: Powder Met., **21** (1978), 7.

- 5) D. Rodziňák & M. Šlesár: Powder Met. Inter., **12** (1980), 127.
- 6) 沖, 秋山, 庄司: 粉体および粉末冶金, **30** (1983), No. 8.
- 7) 舟久保, 西島訳: 金属の疲れ, 丸善, (1973), 143.
- 8) 村上, 小林, 中沢: 日本機械学会論文集, **42** (1976), 2269.
- 9) 小林: 日本機械学会誌, **80** (1977), 492.
- 10) M. Eudier: Powder Met., **6** (1962), 278.

会 告

第20回 X線分析討論会

共 催: 日本化学会・日本分析化学会・同X線分析研究懇談会

協 賛: 応用物理学会ほか13学協会

日 時: 昭和58年10月13日(木)~15日(土)

会 場: 明治大学大学院南講堂〔東京都千代田区神田駿河台1-1, 交通: 国電中央線お茶の水駅下車お茶の水橋口より徒歩3分〕

プ ロ グ ラ ム

第1日 (10月13日) —(10時から)—

1. 半自動X線マイクロアナライザーの定量分析プログラムの開発とその応用

(日本光学) 小柳 卓也

2. 半自動化X線マイクロアナライザーによる岩石・鉱物の定量分析

(高知大理) °吉倉 紳一, 刈谷 哲也

3. X線マイクロアナライザーへのマイクロコンピュータの応用(II)

(高知大理) °刈谷 哲也, 吉倉 紳一

4. 画像解析機能を持った自動EPMA(地質調査所・エリオニクス*)

奥村 公男, 須藤 茂, 牧本 博

°大井 英之*, 新宮 輝男, 伊津野郡平*

5. 第23回国際分光学会議及び第32回デンバーX線会議報告

(東大工) 合志 陽一

6. (特別講演)

X-Ray Fluorescence Analysis by Fundamental Parameter Technique

(ORTEC 社) Dr. Brad Wheeler

7. EXAFS 測定装置

(武蔵野電通研) °前山 智, 川村 明晃

8. 特性X線波長及び吸収端波長の近似式表現

(科学警察研) °小沼 弘義, 富山 次雄

9. 非線型最小自乗法に基づくピーク分離を用いるAl K α による Al の配位数分析

(東大工) 福島 整, °白 友兆

飯田 厚夫, 合志 陽一

10. 高温X線回折による粉状セラミックスの熱膨張測定

(昭和電工総技研) °阪本 博, 菊田 芳和

川島 英毅, 伊藤 醇一

11. マトリックス=フラッシングX線回折定量法における参照強度比

(豊橋技科大) °吉見 年弘, 宇井 倬二

浅田 栄一

12. X線粉末プロファイル解析法による多成分系鉱物の定量法について

(九工試) °立山 博, 陣内 和彦

石橋 修, 木村 邦夫

恒松 絹江, 諫山 幸男

13. 三酸化二鉄のX線回折分析— γ - α 転移と化学活性

(明大工) °中村 利廣, 塩沢 弘枝

第2日 (10月14日) —(9時40分から)—

14. 環境試料の中のアスベスト定量のための標準試料

(島津・北里ヘルスサイエンス*・大阪

電通大**) °岡下 英男, 小西 淑人*

築山 宏**

15. 化学結合型シリカゲルによる環境水中の微量金属の前濃縮と蛍光X線分析

(豊橋技科大) 加藤 正直, °佐藤 孝志

宇井 倬二, 浅田 栄一

16. 蛍光X線分析法によるジベンジルジチオカルバミン酸ナトリウム(DBDTC)を用いたバナジウムの定量

(東京職訓短大) °渡邊 勇

小瀬 豊, 柴田 則夫

17. Kelex 100 を含む高分子膜への抽出を用いた蛍光X線分析法

(京工織大繊維) °山田 武, 佐藤 昌憲

(242頁 へつづく)