

高 V-Cr-Ni 鋳鉄の疲労挙動に関する基礎的研究*

戸 梶 恵 郎^{*1}, 堀 江 孝 男^{*2}
榎 本 裕 也^{*3}, 神 山 圭^{*3}A Fundamental Study on the Fatigue Behaviour
of a High V-Cr-Ni Cast IronKeiro TOKAJI^{*4}, Takao HORIE,
Yuya ENOMOTO and Kei KOHYAMA^{*4} Gifu University, Dept. of Mechanical and Systems Engineering,
1-1 Yanagido, Gifu-shi, Gifu, 501-1193 Japan

This paper describes the fatigue behaviour of a high V-Cr-Ni cast iron. Rotating bending fatigue tests have been performed using smooth specimens in laboratory air at ambient temperature. The obtained results were compared with the fatigue behaviour of three types of nodular cast irons, FCD450, FCD700 and ADI, and fracture mechanisms were discussed on the basis of crack initiation behaviour and fracture surface analysis. The high V-Cr-Ni cast iron showed superior fatigue strength to the nodular cast irons and the fatigue strength characterized in terms of fatigue ratio was also significantly higher than that of the nodular cast irons. Fatigue cracks initiated at inclusion, casting defect and cluster of VC carbides, of which cluster of VC carbides was the predominant crack initiation site. In small crack region following the crack initiation, cracks grew avoiding VC carbides, indicating that VC carbides acted as a barrier to the growth of small cracks.

Key Words: Fatigue, Tensile Properties, Fractography, V-Cr-Ni Cast Iron, Nodular Cast Iron, Crack Initiation, Fracture Mechanism

1. 緒 言

強靱性面では球状黒鉛鋳鉄を、耐食性ではステンレス鋼を目指した高 V-Cr-Ni 鋳鉄が開発されている⁽¹⁾。この鋳鉄は Cr および Ni に富むオーステナイト基地中に炭化物が分散した組織を有しており、上記の特性に加えて優れた耐磨耗性も達成できる。球状黒鉛鋳鉄に替わる付加価値の高い新しい鋳鉄として、今後広範な応用が期待されている。しかし、構造材料に不可欠な強度特性、とりわけ疲労特性は全く知られていない。

本研究は、疲労特性の評価に基づいた高 V-Cr-Ni 鋳鉄の広範な応用と材質改善に貢献するための予備的な研究であり、まず基礎的な知見を得ることを目的としている。そのために、ある特定の組成を有する高 V-Cr-Ni 鋳鉄の平滑試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行い、疲労強度を球状黒鉛鋳鉄と比較するとともに、詳細なき裂発生挙動や破面解析結果などに基づいて破壊機構について検討する。

2. 実験方法

2.1 材料 供試材は高 V-Cr-Ni 鋳鉄である。比較材として3種類の球状黒鉛鋳鉄 FCD450, FCD700 および ADI を用いた。それらの化学成分を表 1 に示す。高 V-Cr-Ni 鋳鉄はオーステナイト系ステンレス鋼とほぼ同量の Cr と Ni, および多量の V と約 3% の C が添加されたものである。なお、ADI は FCD450 をオーステンパ処理したものであるため、化学成分は FCD450 と同様である。

2.2 試験片 図 1 に示すように、Y ブロックの下部 25 mm から 2 本の試験片素材を切り出した。そのうち 1 本を引張試験片に加工し、引張試験によって鋳巣等の欠陥に起因する異常な挙動が認められないことを確認したのち、残りの 1 本を疲労試験片に機械加工した。図 2 に疲労試験片の形状寸法を示す。直径 6 mm, 平行部 6 mm の平滑試験片である。加工後、平行部をエメリー紙で研磨したのち疲労試験に供した。

2.3 実験方法 組織観察には光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡(SEM)を、また分析にはエネルギー分散型分光器(EDS)を用いた。疲労試験には容量 98 Nm の小野式回転曲げ疲労試験機を用いて、室温大気中、繰返し速度 60 Hz で実験を行った。実験後、

* 原稿受付 2002年9月30日。

^{*1} 正員, 岐阜大学工学部(☎501-1193 岐阜市柳戸1-1)。^{*2} (株)岡本(☎500-8743 岐阜市囃町5)。^{*3} 岐阜大学大学院(☎501-1193 岐阜市柳戸1-1)。

E-mail: tokaji@cc.gifu-u.ac.jp

破面を SEM により詳細に調査した。

3. 実験結果

3.1 組織評価 高 V-Cr-Ni 鋳鉄と 3 種類の球状黒鉛鋳鉄の組織を図 3 に示す。高 V-Cr-Ni 鋳鉄の場合、後述するように基地中に点在する黒い部分が VC 炭化物である [図 3(a)]。図 3(a) から明らかなように、VC 炭化物は必ずしも一様に分布していない

Table 1 Chemical compositions [wt.%] of the materials

Material	C	Si	Mn	P	S	Mg	Ni	Cr	V
V-Cr-Ni	2.98	1.02	0.85				7.36	18.3	8.56
FCD450	3.74	2.97	0.23	0.042	0.016	0.03			
FCD700	3.66	2.64	0.2	0.023	0.002	0.05			
ADI	3.74	2.97	0.23	0.042	0.016	0.03			

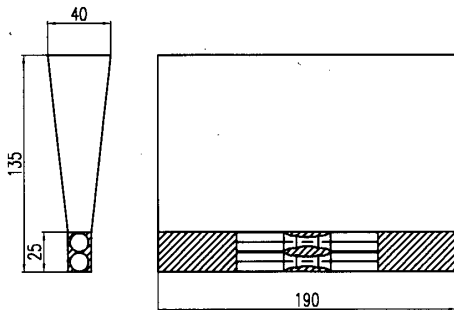


Fig. 1 Schematic illustration of wedge casting from which fatigue specimens were sampled

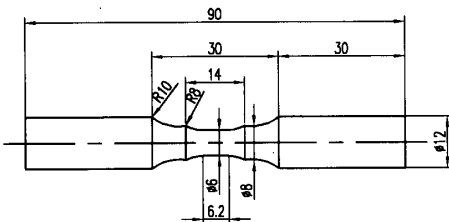


Fig. 2 Configuration of fatigue specimens

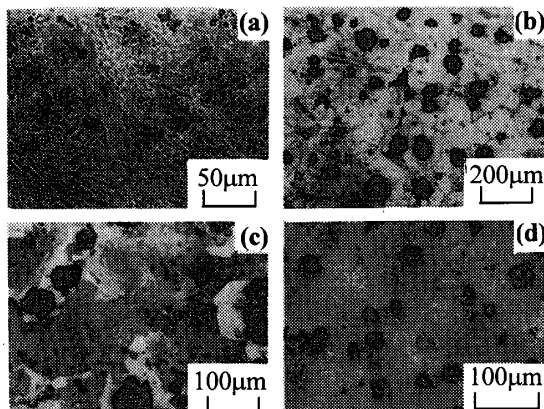


Fig. 3 Microstructure of the materials: (a) high V-Cr-Ni cast iron, (b) FCD450, (c) FCD700, (d) ADI

ようである。球状黒鉛鋳鉄の場合、FCD450 ではフェライト中に黒鉛が分布した組織 [図 3(b)], FCD700 では黒鉛の周りがフェライト、それ以外がパーライトから成る組織 [図 3(c)], また ADI ではベイナイト基地中に黒鉛が分布した組織である [図 3(d)].

図 4 に EDS による高 V-Cr-Ni 鋳鉄の組織の分析結果を示す。図 4(a) は組織の SEM 像であり、(b), (c), (d) はそれぞれ V, C, Cr について面分析した結果である。SEM 像の黒い部分で V と C が強く検出されていることから、その部分は VC 炭化物であると判断される。SEM 像からわかるように、VC 炭化物は不規則な形状を呈しており、お互いに連結している。なお、Cr は SEM 像における針状の組織部に集積していることから、その組織は Cr 炭化物と関係していることが推察される。

3.2 機械的性質 高 V-Cr-Ni 鋳鉄と球状黒鉛鋳鉄の機械的性質および硬さを表 2 に示す。ここで、硬さは断面上で任意に測定(荷重: 2.94 N)されたものであるが、高 V-Cr-Ni 鋳鉄および球状黒鉛鋳鉄ともほぼ基地の硬さが測定されていることを確認している。表 2 から明らかなように、高 V-Cr-Ni 鋳鉄の引

Table 2 Mechanical properties

Material	Tensile strength	Elongation	Vickers hardness
	σ_B (MPa)	ψ (%)	HV
V-Cr-Ni	705	2	418
FCD450	479	21	173
FCD700	778	8	267
ADI	1108	10	350

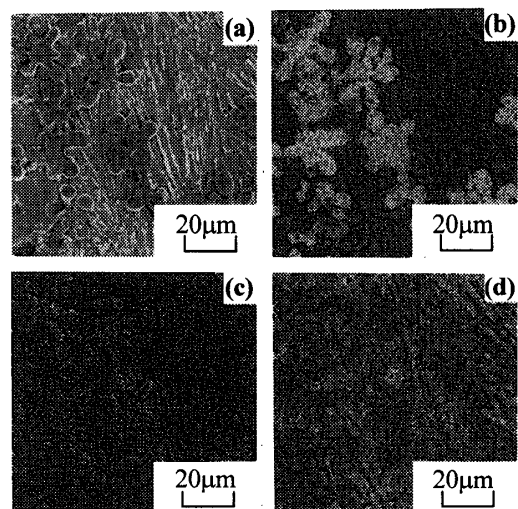


Fig. 4 EDS analyses of the microstructure of high V-Cr-Ni cast iron: (a) SEM image, (b) V, (c) C, (d) Cr

張強さは比較的高いが、硬さから予測されるほど高くないことに注目すべきである。また、伸びは球状黒鉛鋳鉄と比べて極めて小さい。これらの原因は主として炭化物の挙動にあると考えられる。

3.3 疲労挙動

3.3.1 疲労強度 図5にS-N線図を示す。まず、比較材の球状黒鉛鋳鉄の場合、FCD700は高応力・短寿命領域ではFCD450よりも高い疲労強度を示すが、応力の低下に伴って差異は小さくなり、疲労限度はほぼ同等となる(FCD450では270 MPa, FCD700では260 MPa)。また、ADIはFCD450やFCD700よりもかなり高い疲労強度を示し、疲労限度は約380 MPaである。

一方、高V-Cr-Ni鋳鉄はFCD450やFCD700よりも明らかに高い疲労強度を示し、ADIと比較しても有限寿命領域ではほぼ同等であり、疲労限度はむしろ高い(450 MPa)。このように高V-Cr-Ni鋳鉄の疲労強度は、比較に用いた3種類の球状黒鉛鋳鉄と比べて優

れていると言える。なお、有限寿命領域において表面起点型と内部起点型の破壊が観察されたので、それらを区別して示している。内部起点型破壊の試験片の疲労寿命がやや短い傾向がある。これは後述するように、起点となる欠陥寸法がかなり大きいことが原因として考えられる。

3.3.2 き裂発生 球状黒鉛鋳鉄における疲労き裂発生様相の代表的な例を図6に示す。材質にかかわらず、き裂発生箇所として粗大な黒鉛や変形した黒鉛が支配的であった[図6(a), (b), (c)]。FCD450およびFCD700では鑄巣も確認された[図6(d)]が、ADIではほとんどの場合、黒鉛からき裂が発生しており、鑄巣は認められなかった。

高V-Cr-Ni鋳鉄において確認されたき裂発生箇所の代表的な例を図7に示す。発生箇所は介在物[図7(a)], 鑄巣[図7(b)], および密集したVC炭化物[図7(c)]に大別できる。それらのなかで、密集した

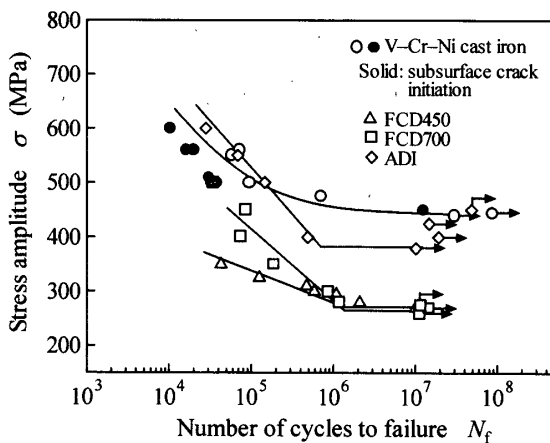


Fig. 5 S-N diagram

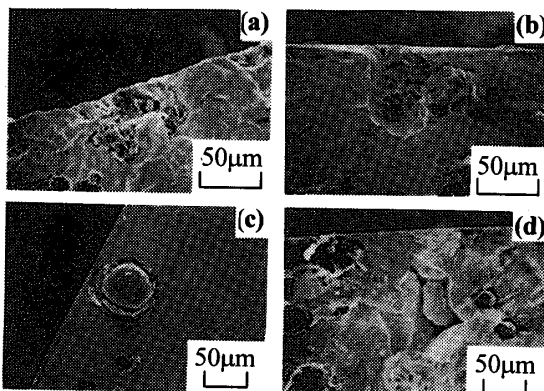


Fig. 6 Typical examples of SEM micrographs showing crack initiation site in nodular cast irons: (a) FCD450 (graphite), (b) FCD700 (graphite), (c) ADI (graphite), (d) FCD700 (casting defect)

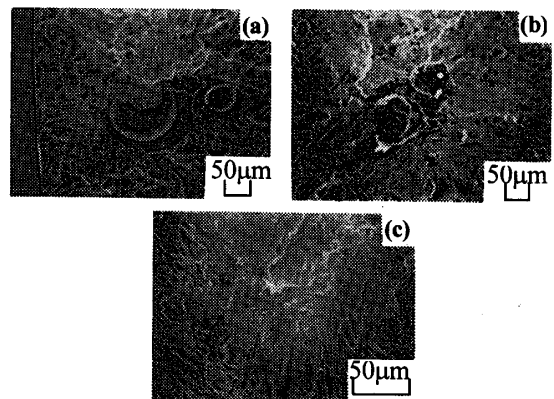


Fig. 7 Typical examples of SEM micrographs showing crack initiation site in high V-Cr-Ni cast iron: (a) inclusion, (b) casting defect, (c) cluster of VC carbides

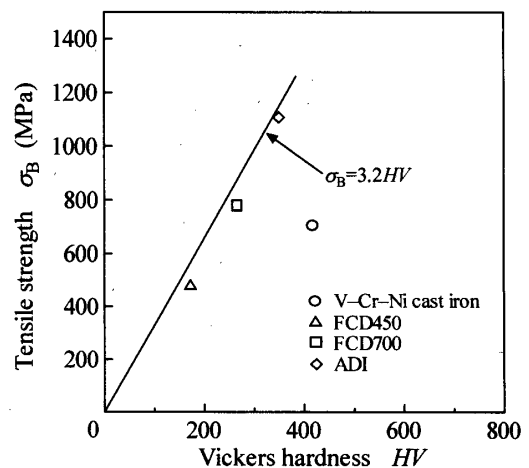


Fig. 8 Relationship between tensile strength and Vickers hardness

VC 炭化物がき裂発生箇所として支配的であった。

4. 考 察

4.1 疲労限度と引張強さおよび硬さの関係 疲労限度 σ_w と引張強さ σ_B およびピッカース硬さ HV との間に次の関係があることが知られている⁽²⁾。

$$\sigma_w = 0.5\sigma_B \dots\dots\dots(1)$$

$$\sigma_w = 1.6HV \dots\dots\dots(2)$$

したがって、 σ_B と HV の間には

$$\sigma_B = 3.2HV \dots\dots\dots(3)$$

の関係がある。

本研究に用いた材料について σ_B と HV の関係を図 8 に示す。図 8 から明らかなように、球状黒鉛鋳鉄の結果はほぼ式(3)の関係に従っている。これに対して、高 V-Cr-Ni 鋳鉄の結果は式(3)の関係から大きく逸脱しており、基地硬さから予想される σ_B よりも実際の σ_B は著しく低い。

図 9 に高 V-Cr-Ni 鋳鉄の引張破面の SEM 観察結果を示す。破面上に現れている VC 炭化物の脆性的な割れ [図 9(a)] のみならず、基地組織も脆性的な様相を呈している [図 9(b)]。前述したように、VC 炭化物の形状は不規則であるので引張負荷中に容易に脆性的に破壊すること、また基地組織も広範囲に脆性的に破壊することなどによって、低い σ_B と伸びを示したものと考えられる。

4.2 高 V-Cr-Ni 鋳鉄の優れた相対的疲労強度

図 10 に σ_B で規準化した S-N 線図を示す。高 V-Cr-Ni 鋳鉄の $\sigma/\sigma_B - N_f$ 曲線はすべての球状黒鉛鋳鉄より上方に位置し、相対的に最も優れた疲労強度を示す。

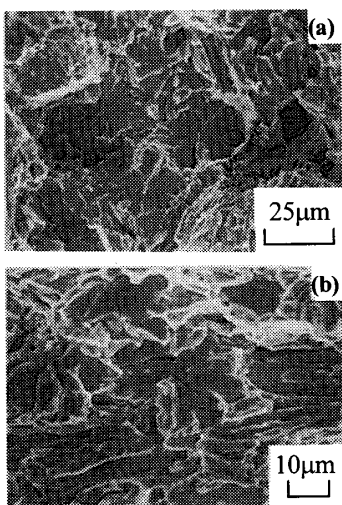


Fig. 9 Examples of SEM micrographs of fracture surfaces: (a) fracture of VC carbides, (b) matrix fracture

す。疲労限度に注目すれば、FCD450 では $\sigma_w = 0.56\sigma_B$ 、FCD700 では $\sigma_w = 0.33\sigma_B$ 、ADI では $\sigma_w = 0.34\sigma_B$ であるのに対して、高 V-Cr-Ni 鋳鉄では $\sigma_w = 0.68\sigma_B$ である。この高い疲労比は 4.1 節で述べたように、主として基地硬さから予測されるよりも低い引張強さに起因していると考えられる。

4.3 \sqrt{area} パラメータモデルによる疲労限度の推定 微小欠陥を含む材料の疲労限度は次式により推定できることが知られている⁽²⁾。

表面起点型破壊に対して、

$$\sigma_w = \frac{1.43(HV+120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \dots\dots\dots(4)$$

内部起点型破壊に対して、

$$\sigma_w = \frac{1.56(HV+120)}{(\sqrt{area})^{1/6}} \dots\dots\dots(5)$$

ここで、 \sqrt{area} は欠陥を主応力に垂直な面に投影した面積の平方根である。

高 V-Cr-Ni 鋳鉄の場合、すでに述べたように主たるき裂発生箇所は密集した VC 炭化物であり、低応力では内部起点型破壊であった。そこで、式(5)を用いて疲労限度を推定した。実際には \sqrt{area} として、疲労試験に用いた試験片に含まれる最大の欠陥寸法を極値統計によって推定して用いるべきであるが、密集した VC 炭化物の統計の結果は得られていないので、き裂発生点として確認された、代表的な密集した炭化物寸法を採用した(図 11)。一方球状黒鉛鋳鉄の場合、支配的なき裂発生箇所は黒鉛であったので、図 12 に示すように黒鉛寸法の極値統計解析を行い、疲労試験に用いた試験片に含まれる最大黒鉛寸法を推定した。

疲労限度の推定結果を実験結果と比較して表 3 に示す。高 V-Cr-Ni 鋳鉄の場合、推定結果は実験結果と極めてよい一致を示している。一方球状黒鉛鋳鉄の場

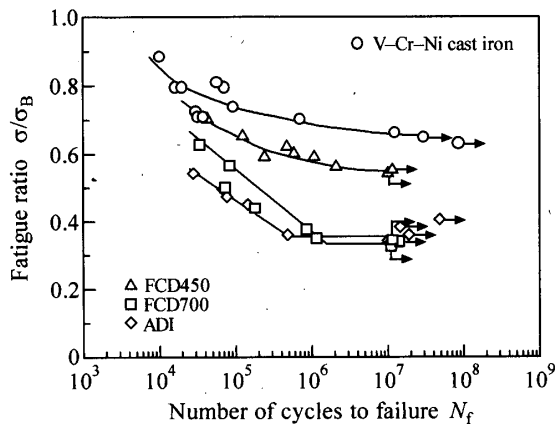


Fig. 10 Fatigue strength characterized in terms of fatigue ratio

合, FCD700 と ADI では推定結果は実験結果とほぼ一致しているが, FCD450 では過大に安全側の予測となっている。これは図 13 に示すように, 黒鉛寸法の分布が一様ではなく, かなり粗大な黒鉛の存在が原因である。

4.4 高 V-Cr-Ni 鋳鉄の疲労破壊機構 図 11 か

Table 3 Fatigue limit estimated by the \sqrt{area} parameter model

Material	$(\sqrt{area})_{max}$ (μm)	Experiment $\sigma_{w,e}$ (MPa)	Prediction $\sigma_{w,p}$ (MPa)
V-Cr-Ni	57	450	427
FCD450	101	270	194
FCD700	91	260	259
ADI	53	380	339

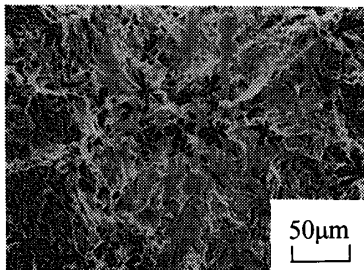


Fig. 11 Cluster of VC carbides from which the crack initiated

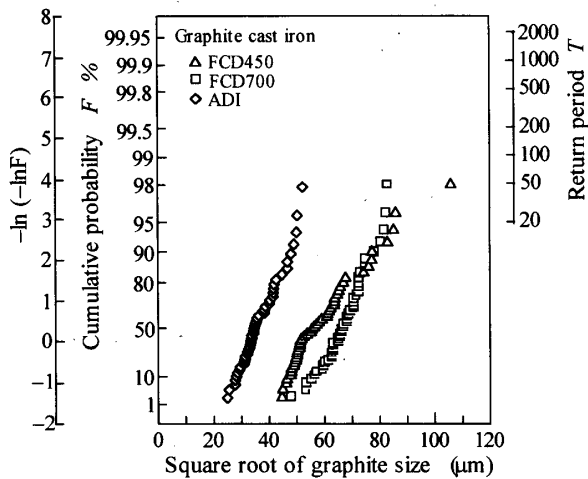


Fig. 12 Extreme value distribution of graphite size in nodular cast irons

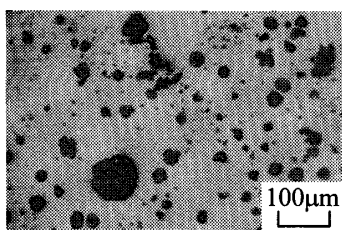


Fig. 13 SEM micrograph showing graphite distribution in FCD450

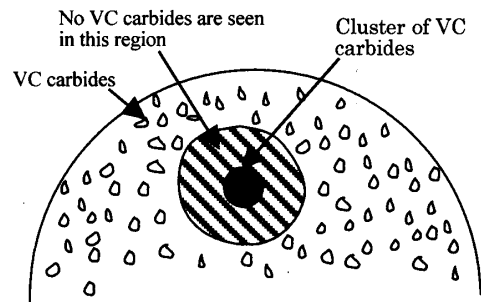
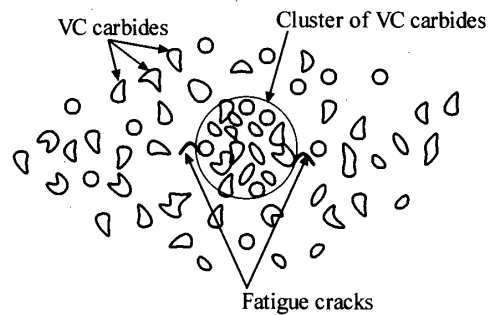
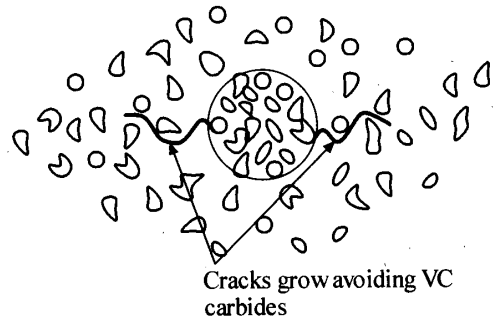


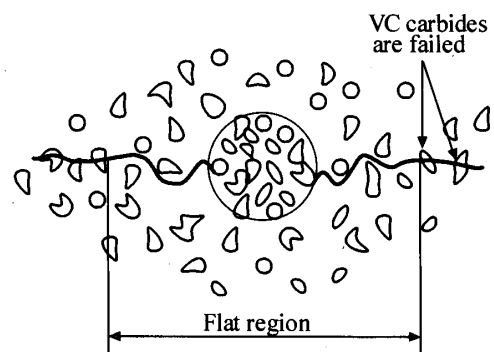
Fig. 14 Schematic illustration of fracture surface



(a) Crack initiation at cluster of VC carbides



(b) Small crack growth avoiding VC carbides



(c) Subsequent small crack growth with fracture of VC carbides

Fig. 15 Schematic illustration showing fatigue fracture process in high V-Cr-Ni cast iron

らわかるように、き裂発生点となった密集した VC 炭化物の周囲の破面は、発生点から放射状にのびた平滑なファセットから成る様相を呈しており、その領域には VC 炭化物は見られない。その領域の外側には凹凸が大きく、VC 炭化物が破面上に見られる領域が続いている。すなわち、破面は最終破壊領域を除いて、大別すると 3 領域に分けられる。この様相を模式的に図 14 に示す。特に注目すべき点はき裂発生点の密集した炭化物に続く、fish-eye 状の領域の存在である。上述したように、この領域では VC 炭化物はほとんど見られないことから、発生したき裂は VC 炭化物を迂回して成長していることが推測される。すなわち、VC 炭化物は微小き裂の成長に対する障壁となっていると考えられる。

観察結果に基づいて推測される高 V-Cr-Ni 鋳鉄の疲労破壊過程を模式的に図 15 に示す。破壊過程は以下のとおりである。

(1) VC 炭化物の密集した領域が応力集中のためき裂発生箇所となり、疲労過程の初期段階でき裂が発生する [図 15(a)].

(2) 発生したき裂はき裂寸法が小さい、すなわち駆動力が小さいために、きわめて硬い VC 炭化物を避け迂回して成長する。このとき、き裂成長の一時的な停留や迂回することによるき裂成長速度の低下などが生ずる [図 15(b)].

(3) き裂寸法の増加、すなわち駆動力の増加に伴って、き裂は徐々に VC 炭化物を割って成長するようになり、最終破壊に至る [図 15(c)].

図 11 から明らかなように、fish-eye 状の領域の寸法は約 200~250 μm であるから、上記(3)の段階のき裂成長寿命は短く、実質的に疲労寿命は(2)の段階の微小き裂成長過程で占められていると考えられる。すなわち、炭化物は初期の微小き裂の成長に対する抵抗となり、疲労強度の向上に寄与していると考えられる。

5. 結 言

本研究では高 V-Cr-Ni 鋳鉄の疲労挙動の基礎的な知見を得ることを目的として、ある特定の組成を有する材料の平滑試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行った。疲労強度を 3 種類の球状黒鉛鋳鉄と比較するとともに、き裂発生挙動や破面観察結果などに基づいて破壊機構について検討した。得られた主な結論は以下のとおりである。

(1) 高 V-Cr-Ni 鋳鉄の組織は、基地組織中に複雑な形状の VC 炭化物が不均一に分散したものである。

(2) 引張強さは硬さから予測されるよりもかなり低く、伸びも小さい。これは炭化物や基地組織の脆性的な割れに起因している。

(3) 疲労強度は絶対的にも相対的にも、比較材として用いた 3 種類の球状黒鉛鋳鉄よりも高い。

(4) 疲労き裂発生箇所として介在物、鑄巣および密集した炭化物が認められ、その中で密集した炭化物が最も支配的である。

(5) 密集した炭化物からのき裂発生に続いて、平滑なファセットから成る fish-eye 状の領域が確認された。この領域では炭化物が見られなかったことから、初期の微小き裂は炭化物を迂回して成長しており、炭化物が微小き裂成長に対する障壁となる。

(6) 密集した炭化物を欠陥とみなして、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルによって疲労限度がほぼ適切に予測できる。

文 献

- (1) 川野豊・西内滋典・官原清介・山本悟, 鋳造工学, 71-11 (1999), 727-732.
- (2) 村上敬宜, 金属疲労 微小欠陥と介在物の影響, (1993), 7, 90, 養賢堂.