

# 3543 高 V-Cr-Ni 鋳鉄の疲労挙動に及ぼす腐食環境の影響

Effect of Corrosive Environment on Fatigue Behaviour in High V-Cr-Ni Cast Irons

正 ○戸梶 恵郎 (岐阜大工) 堀江 孝男 (岡本)  
榎本 裕也 (日立オムロンターミナルソリューションズ)

Keiro TOKAJI, Dept. of Mechanical and Systems Engineering, Gifu University,  
1-1 Yanagido, Gifu 501-1193  
Takao HORIE, Okamoto Co., Ltd.  
Yuuya ENOMOTO, Hitachi-Omron Terminal Solutions, Corp.

Corrosion fatigue behaviour was studied on high V-Cr-Ni cast irons with different microstructures in 3%NaCl aqueous solution. The fatigue strengths in 3%NaCl aqueous solution were nearly the same as those in laboratory air in short life regime, but fatigue failure took place at stresses below the fatigue limit in laboratory air. Corrosion pits generated at VCs, within lamellar microstructure, and at the boundary between those phases and austenitic matrix microstructure. Cracks initiated relatively much earlier due to the growth and coalescence of corrosion pits, but subsequent crack growth was considerably slower than in laboratory air due to complicated crack path.

**Key words:** Corrosion fatigue, High V-Cr-Ni cast iron, Microstructure, Corrosion pit, Crack initiation, Small crack growth

## 1. 緒 言

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等の Cr, Ni と多量の V を含有するので、オーステナイト母地組織中にバナジウム炭化物 (VC) が分散した組織を有する<sup>(1)</sup>。したがって、高強度で耐摩耗性に優れるので、球状黒鉛鋳鉄に替わる高付加価値の鋳鉄として機能・構造材料として期待されている。しかし、構造部材に不可欠な疲労特性はこれまで知られていなかった。そこで著者らは、室温大気中において異なる組織を有する材料の疲労特性を明らかにしてきた<sup>(2)-(6)</sup>。

上記のように、高 V-Cr-Ni 鋳鉄は母地組織がオーステナイトであることから、優れた耐食性を示すことが指摘されており<sup>(1)</sup>、実用においても腐食環境中の使用が考慮されている。その場合、腐食疲労特性の評価が重要となるが、それについては全く知られていない。

そこで本研究では、4 種類の高 V-Cr-Ni 鋳鉄の平滑試験片を用いて 3%NaCl 水溶液中で回転曲げ疲労試験を行い、疲労挙動に及ぼす腐食環境の影響について検討した。

## 2. 材料および実験方法

**2.1 材料** 用いた材料は、表 1 に示す化学成分を有する 4 種類の高 V-Cr-Ni 鋳鉄である。異なる組織を得るために、C と V の含有量を広範囲に変化させた。以後、それらの含有量に応じて、表 1 に示すように材料を表記する。なお、N2C6.5V は Ni-Mg 合金の接種によって VC の球状化を図った材料である。

**2.2 組織** 図 1 にすべての材料の組織を示す。組織は 3 領域に分けられる。平坦なオーステナイト母地組織、オーステナイトと炭化物の共晶組織である層状組織、および VC である。1C3.5V は母地組織を網目状に繋がった層状組織が取り囲む組織であり、母地組織の占める割合が大きい。また、VC はほとんど見られない。2C6.5V では層状組織の割合が増加しており、球状化処理を施していないが VC は粒状である。3C10V は母地組織と層状組織中に花弁状の VC が分散した組織である。球状化材の N2C6.5V では VC は球状であり、その組織は 2C6.5V と類似している。

**2.3 機械的性質** 表 2 に機械的性質とビッカース硬さ

Table 1. Chemical compositions (wt.%) of the materials.

Material	C	Si	Mn	Ni	Cr	V
1C3.5V	1.21	0.95	0.54	7.79	17.36	3.64
2C6.5V	2.27	1.00	0.61	7.62	18.03	6.65
3C10V	3.09	0.77	0.48	7.80	17.39	9.71
N2C6.5V	2.02	0.92	0.71	7.60	18.38	6.37

を示す。すべての材料が 700MPa を超える高い引張強さと同等の伸びを示す。層状組織の硬さは組成にかかわらず HV400~470 であるが、母地組織の硬さは異なる。

**2.4 実験方法** 疲労試験片は直径 6mm、平行部 6mm 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。

疲労試験には容量 98Nm 小野式回転曲げ疲労試験機を用いた。繰返し速度は 57Hz である。腐食環境は 3%NaCl 水溶液であり、リザーブタンクからポンプによって試験片の平行部が常に溶液で浸されるように滴下、循環させて使用した。

表面におけるき裂発生および微小き裂成長挙動をレプリカ法によって観察した。また、実験後、表面および破面を走査型電子顕微鏡 (SEM) により詳細に観察した。

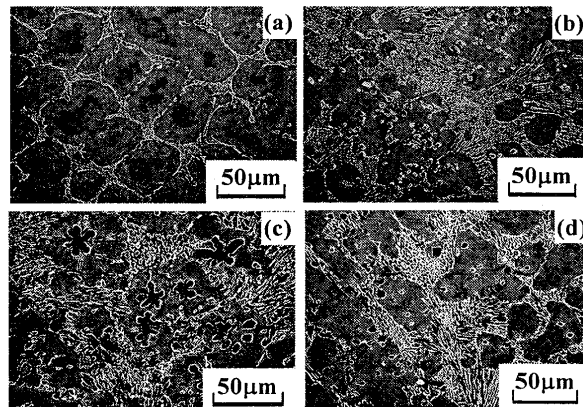


Fig.1. Microstructures of the materials: (a) 1C3.5V, (b) 2C6.5V, (c) 3C10V, (d) N2C6.5V.

Table 2. Mechanical properties and Vickers hardness of the materials.

Material	Tensile Elongation		Vickers hardness <i>HV</i>		
	Material strength $\sigma_B$ (MPa)	$\psi$ (%)	Lamellar (1.96N)	Matrix (1.96N)	Average (9.8N)
1C3.5V	791	4	407	311	331
2C6.5V	719	4	475	351	419
3C10V	768	4	469	333	411
N2C6.5V	729	4	439	267	360

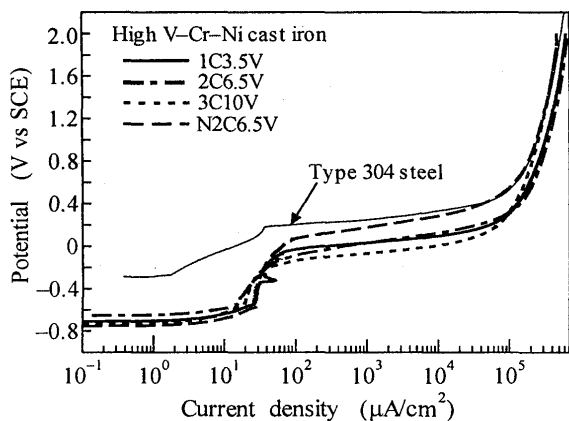


Fig.2. Polarization curves.

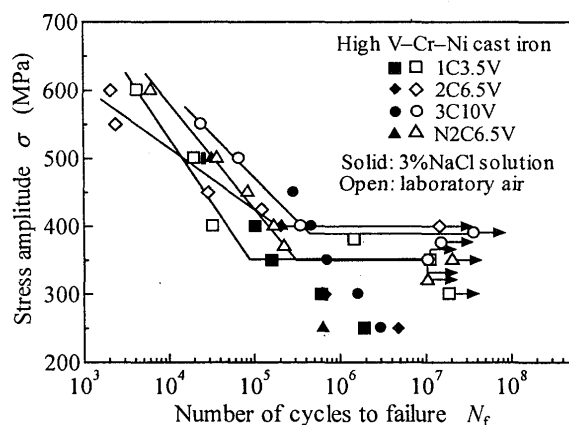


Fig.3. S-N diagram.

### 3. 実験結果および考察

**3.1 分極特性** 図2に分極曲線を示す。比較のために、オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 の結果も併記している。測定した全電流密度範囲において、すべての高 V-Cr-Ni 鋳鉄は SUS304 よりも低い電位を示す。このことは、異なる相から成る複雑な組織に起因する腐食ピット形成に対する抵抗の低下によると考えられる。腐食ピット発生電位は SUS304 では約 0.2V であるのに対して、高 V-Cr-Ni 鋳鉄では -0.2~-0.1V である。非球状化材 (1C3.5V, 2C6.5V, 3C10V) では、腐食ピット発生電位は C と V の添加量の増加に伴ってわずかに減少する。また、球状化材 (2C6.5V) は非球状化材よりも高い腐食ピット発生電位を示す。

**3.2 疲労強度** 図3に 3%NaCl 水溶液中の疲労試験結果を大気中の結果と比較して示す。大気中の有限寿命領域では、3%NaCl 水溶液中の疲労強度は大気中とほぼ同程度である。しかし 3%NaCl 水溶液中では、大気中の疲労限度以下の応力でも破壊し、腐食環境による疲労強度の低下が生ずることがわかる。

**3.3 腐食ピットおよびき裂発生** 試験片表面における腐食損傷状況を観察した結果の一例を図4に示す。1C3.5V の場合、網目状の層状組織に沿って腐食ピットが発生する。2C6.5V および 3C10V では、腐食ピット発生箇所は VC、VC と母地組織との境界、および層状組織と母地組織との境界である。また、N2C6.5V の腐食ピット発生箇所は 2C6.5V と同様である。以上の結果から、腐食ピットの発生は炭化物と強く関係している。すなわち、炭化物が母地組織よりも電気化学的に卑であるために、炭化物自身、層状組織内、およびそれらと母地組織との境界で優先的に腐食溶解が生じ、腐食ピットが発生したと考えられる。このよ

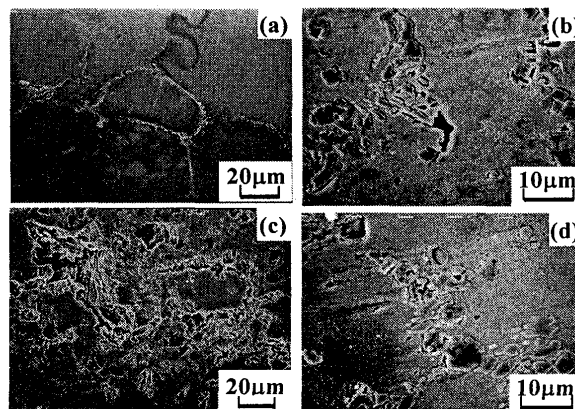


Fig.4. SEM micrographs showing corrosion pit generation and crack initiation: (a) 1C3.5V, (b) 2C6.5V, (c) 3C10V, (d) N2C6.5V.

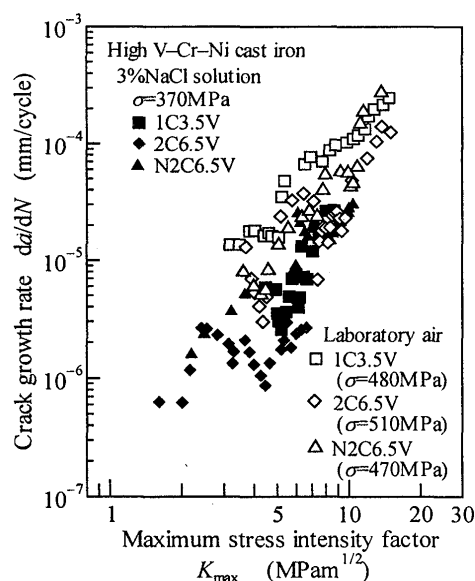


Fig.5. Relationship between crack growth rate and maximum stress intensity factor.

うに炭化物の存在が腐食挙動を支配しているので、C と V の添加量の増加は腐食抵抗の低下に導く。実際、分極特性はこのことを支持している。腐食ピットの発生に続いて、それらの成長や連結によって、前述の箇所でき裂が発生する。なお、レプリカによる観察結果では、き裂発生は相対的にきわめて早く生じていた。

**3.4 微小き裂成長挙動** き裂成長速度  $da/dN$  と最大応力拡大係数  $K_{max}$  の関係を図5に示す。すべての材料において、微小き裂は 3%NaCl 水溶液中では大気中よりも遅く成長する。これはき裂が腐食ピット発生・成長・合体によって生ずるために、その経路が複雑になることが原因である。

### 4. 結 言

本研究では、4 種類の高 V-Cr-Ni 鋳鉄の平滑試験片を用いて 3%NaCl 水溶液中で回転曲げ疲労試験を行い、疲労挙動に及ぼす腐食環境の影響について検討した。その結果、組織や VC の球状化にかかわらず、大気中の有限寿命領域では、3%NaCl 水溶液中における疲労強度は大気中の結果とほぼ同程度であったが、大気中の疲労限度以下でも破壊が生じた。この疲労強度の低下は、VC、層状組織およびそれらと母地組織との境界で広範囲に発生する腐食ピットとそれに続く早期のき裂発生に起因することを明らかにした。(参考文献省略)