大型鋳鋼品におけるポロシティと疲労強度の相関

Correlation between Porosity and Fatigue Strength in Large Steel Castings.



博士 (工学) **中橋 篤*** Dr. Atsushi Nakahashi



博士 (工学) **清水** 一道 **** Dr. Kazumichi Shimizu



関 佑太** Yuta Seki



博士 (工学) 楠本 賢太 *** Dr. Kenta Kusumoto

要 旨



博士 (工学) 柳沢 祐介 *** Dr. Yusuke Yanagisawa



鹿野

誠 ***

Makoto Shikano

田中 慎二 ***** Shinji Tanaka

近年、プレス部材などの一般産業用機械部材は、その使用環境が過酷であることから高い靭性と繰り返し荷重に耐えうること ができる高い疲労限度を有することが求められている。しかし、鋳鋼品では不可避的にポロシティが発生し疲労限度に大きく影 響する。本報告では、大型鋳鋼品に用いられる鋳鋼材の疲労特性評価とポロシティとの関係性について調査した。炭素濃度お よび質量効果について各々変更した試験材を用いて調査した結果、炭素濃度を増加させることで引張強さの増加が認められ、 凝固温度範囲 ($\theta_{\rm L} - \theta_{\rm S}$)の増加と破壊起点の欠陥が主応力方向に投影され、それに短形近似した面積の平方根 $\sqrt{\text{area}}$ が 上昇し、 $\sqrt{\text{area}}$ の上昇に伴い疲労限度が低下した。また、1t 鋳塊は 50 kg 鋳塊と比較し凝固区間推定冷却速度に大きな差 が見られたが、破壊起点の最大 $\sqrt{\text{area}}$ は変わらず同等の疲労限度を有することを確認した。

更に破壊起点となった鋳造欠陥の寸法から $\sqrt{\text{area}}$ を計測し、初期応力拡大係数 K_{max} と疲労寿命 $N_{\text{f}}/\sqrt{\text{area}}$ の関係から疲労寿命予測式を得た。また、lt 鋳塊において平滑材で予測された下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} と疲労亀裂進展試験から得られた値は、同等の値であった。

— Synopsis —

In recent years, general industrial machine parts such as pressed parts have required high toughness and high fatigue limit that can withstand repetitive loading when used in harsh environments. However, porosity inevitably occurs in cast steel products and greatly affects the fatigue limit. In this report, the relationship between the evaluation of fatigue characteristics of cast steel materials used for large cast steel products and porosity was investigated. The results of the investigation using test specimens with different carbon concentrations and mass effects showed that increasing carbon concentration increased tensile strength, increased the solidification temperature range ($\theta_{\rm L} - \theta_{\rm S}$), and increased the $\sqrt{\text{area}}$ of the defect at the failure initiation point in the principal stress direction, and that the fatigue limit decreased as $\sqrt{\text{area}}$ increased.

Although there was a significant difference in the cooling rate of the solidification zone for 1t ingots compared to 50kg ingots, the maximum $\sqrt{\text{area}}$ of the fracture initiation point remained the same and the fatigue limits were equivalent.

The fatigue life prediction equation was obtained from the relationship between the initial stress intensity factor K_{max} and fatigue life $N_{\text{f}} / \sqrt{\text{area}}$. The lower boundary stress intensity factor range ΔK_{th} predicted for the smooth material in 1t ingots and the value obtained from the fatigue crack growth test were equivalent.

****:室蘭工業大学大学院工学研究科 / Muroran Institute of Technology

^{*:}室蘭銅合金(株)/MURORAN COPPER ALLOY, Co., Ltd.

^{**:} 日本製鋼所 M&E (株) 素形材製造部 / Materials Manufacturing Department, Japan Steel Works M&E, Inc.

^{***:} イノベーションマネージメント本部 マテリアル技術研究所 / Material Technology Laboratory, Innovation Management Headquarters

^{*****::}経営企画室 /Corporate planning office

1. 緒 言

近年、プレス部材などの一般産業用機械部材は高い靭性 と繰り返し荷重に長期間耐えうる高い疲労限度が求められて いる。図1に産業機械用鋳鋼品の代表例として大型プレス 機の鋳鋼部材を示す。これらには優れた疲労特性と溶接性 を有する NiCrMo 鋳鋼が用いられる。一般的に疲労破壊の 起点が結晶のすべり帯となる場合、基地組織の性質によら ず疲労限度と引張強さ、硬さなどの静的強度の間には経験 的な比例関係が成立することが知られている(1)。大型鋳鋼 品にはガスホールなどのポロシティ(欠陥)が不可避的に発生 し、これらが破壊の起点である場合、起点が結晶のすべり 帯の場合と比べて低い疲労限度を示す。林ら^{(2)・(4)}はSC49 および SCS6 材製の水車ランナから採取した試材を用いて疲 労特性と鋳造欠陥の関係について調査し、疲労破壊の起点 となった介在物や微小欠陥を最大主応力方向に投影して求 めた面積の平方根 √area を極値統計法(5)により整理するこ とで、疲労寿命評価が可能であると報告している。しかし、 プレス部材などに用いられる NiCrMo 鋳鋼の疲労特性や疲 労寿命について明らかにした報告は少ない(2)。そこで本研 究では、NiCrMo 鋳鋼の疲労寿命を評価するため、疲労 限度とポロシティの関係を調査し、疲労寿命予測式の導出 を試みた。



図1 産業機械用鋳鋼品の代表例

2. 実験方法

2.1 供試材製作と金属組織観察

供試材には真空誘導溶解炉で溶製した 50 kg 砂型鋳塊 を用いた。また、質量効果の影響を確認するため、本供試 材と同時に鋳込み重量 1t の砂型鋳塊を製作した。供試材 形状および試験片採取位置を図 2 に示す。鋳型には自硬 性ムライト系人工砂鋳型を用い、1853 K ~ 1873 K にて注 湯した。供試材の化学組成を表 1 に示す。静的強度に及 ぼす炭素量の影響を確認するため、炭素量を 0.14、0.17、 0.19 および 0.23 mass % に調整した 50 kg 砂型鋳塊を準備 した。以後、各供試材については、炭素量をもとに C14 (C: 0.14 mass % の場合)などと称すが、1t 鋳塊材のみ先頭に 1t を付記する。これらの試験片を図 3 に示す条件で熱処理 し、金属組織観察用試料を採取した。観察面を鏡面研磨 後にナイタール法で腐食し、ミクロ組織を観察した。その後、 同試料を再度鏡面研磨し旧オーステナイト粒界をナイタール 法にて腐食現出させ、10視野平均の結晶粒度を比較法に て測定した。



表1 供試材の化学組成

図3 供試材の熱処理条件

											(mass%)
	Sample	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Cu	Мо	V
	C14	0.14	0.23	0.78	0.003	0.0024	3.50	1.51	0.15	0.20	0.04
50kg	C17	0.17	0.23	0.78	0.004	0.0029	3.49	1.50	0.15	0.20	0.04
Ingots	C19	0.19	0.22	0.76	0.003	0.0032	3.47	1.47	0.15	0.19	0.04
	C23	0.23	0.24	0.80	0.004	0.0028	3.50	1.53	0.16	0.21	0.04
1t ingot	1tC20	0.20	0.26	0.84	0.010	0.0015	3.55	1.49	0.05	0.21	0.04

2.2 引張試験および疲労試験

引張試験と疲労試験に供した試験片の形状を図4に示す。 引張試験では、JIS Z 2241 に基づき標点距離50 mm、直 径Φ12.5 mmの10号試験片を用い、平行部表面を試験片 長さ方向にペーパー仕上げした後、室温大気中にて試験を 実施した。疲労試験では、平行部直径Φ6 mmの試験片を 使用し、平行部表面を#600のエメリー紙で試験片長さ方向 に研磨した後、試験に供した。なお、疲労試験はJIS Z 2273 に基づき、室温大気中、応力比-1、繰り返し速度30 Hz、 最大繰り返し数1.0×10⁷回の条件で実施した。1.0×10⁷回 到達前に破断した試験片については、走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope:SEM)により破面を観察 した。得られた試験結果からJIS Z 2273 6項に準じてS-N 線図および疲労限度を求めた。

2.3 疲労破面の観察および欠陥の √area の測定

疲労破面上にある欠陥の √area については、欠陥形状 を楕円近似して求めるのが一般的だが、供試材に認められ た欠陥は湾曲した形状が多数あり、一義的に楕円近似する のが困難であった。そのため、空隙欠陥の面積を画像処理 により求めて √area を算出した。また、大小2個の欠陥が 隣接し、両欠陥間の距離が小さい欠陥の最小外接円径以下 である場合には、比較的少数回の応力を繰り返し受けること により、それら欠陥が合体するとみなすことが適当であるため、 これらを合算した面積から √area を算出した。



図4 引張試験片と疲労試験片の形状

2.4 溶解凝固試験による試験片採取位置の凝固区間の冷 却速度の推定

溶解原料として小割した 1tC20 を耐火るつぼに入れ、加 熱炉にてアルゴン雰囲気で 1873 K に昇温した。原料の溶 融を確認した後、溶湯の中央位置に熱電対を設置し、加熱 炉の温度を制御して種々の速度で冷却した。試験後の試験 片中央部の切断面にデンドライトアームを現出させるための 腐食を施した。一つの試料につき 12.5 倍の光学顕微鏡像 を 10 視野撮影し、交線法にて得た 10 個の間隔の平均値 を二次デンドライトアーム間隔 (Secondary Dendrite Arm Spacing: SDAS)として求めた。実測した凝固区間冷却速 度と SDAS の関係式を導出し、疲労試験片等の採取位置で の SDAS から凝固区間冷却速度を逆算した。

3. 実験結果

3.1 供試材のミクロ組織および強度特性

図5にC19および1tC20の焼入れ焼戻し組織を示す。い ずれも焼戻しベイナイト組織であり、他の50kg 鋳塊材も同様 であった。また、焼入れ焼戻し後の旧y粒の結晶粒度は50 kg 鋳塊でG.S.No. 4.2~4.4、1tC20でG.S.No. 2.5であり、 1tC20の方が粗大粒であった。各供試材の引張強さを表2 に示す。炭素量の増加とともに引張強さが上昇していることを 確認した。



(1) C19(2) ltC20図 5C19 および ltC20 の焼入れ焼戻し組織

3.2 疲労試験および破面観察結果

図6に50kg 鋳塊材の単軸引張圧縮疲労試験結果から 得たS-N線図を示す。通常引張強さが高いほど疲労限度も 高いが、C23は最も高い引張強さを有するにもかかわらず、 最も低い疲労限度270MPaであった。3番目に高い引張強 さのC17が310MPaと最も高い疲労限度を示した。1tC20 の疲労限度はほぼ同等の引張強さを有するC19と同程度で あった。

表2 各供試材の引張強さ

Sample	Tensile strength, MPa
C14	697
C17	700
C19	735
C23	776
1tC20	744



図7に炭素量と疲労限度と欠陥の最大 √area を示す。 最大 √area と炭素量はほぼ正の比例関係、疲労限度と炭 素量は概ね負の比例関係を示した。

図 8 に C14 および C23 の疲労破面の SEM 像を示す。破 面上の最大 √area は C14 より C23 の方が大きかった。



図7 各炭素量における √area max と疲労限度の関係



図 8 (1) C14 および (2) C23 の破面の SEM 像



4.1 疲労限度に及ぼす凝固温度範囲の影響

疲労破壊の起点となったポロシティの現出について考察す る。図9にマッシー凝固する合金のミクロポロシティ生成モデ ルを示す。凝固面における凝固区間の冷却速度や材質によ り決定される凝固温度範囲、対象部における温度勾配の相 互関係によりポロシティが発生すると推定されている⁽⁶⁾。鋳物 内部の高温部から低温部への溶湯補給の通路を考えたとき、 その通路長さ ΔX は液相線温度 ΔT_L 、固相線温度 ΔT_S の差分である凝固温度範囲 ($\theta_L - \theta_S$)に比例し、温度勾配 G に反比例する。凝固収縮により生成する空隙に補給され る液相の流速は凝固速度 X、凝固収縮率 β に比例し、粘 性抵抗による流れ中の圧力低下 ΔP は、通路長さ ΔX 、粘 性率 μ に比例する。ここで、aを定数とすると、 ΔP は式(1) で表せる⁽⁶⁾。

$$\Delta P = \alpha \,\mu \,\beta \,\left(\,\theta_{\rm L} - \theta_{\rm S} \,\right) \left(\dot{\rm X}/{\rm G} \right) \quad \cdot \quad \cdot \quad (1)$$

 $\Delta P \operatorname{th}(\theta_{L} - \theta_{S})$ および X に比例するので、それらが大 きくなれば ΔP も大きくなりミクロポロシティが発生しやすくなる。 また、凝固速度に着目した場合も比例関係が成立する。

そこで、熱力学計算ソフト Thermo-calc を用いて凝固温 度範囲($\theta_{\rm L} - \theta_{\rm S}$)を計算し、凝固温度範囲と各試験片で観 察された起点部欠陥の $\sqrt{\rm area}$ との関係を整理した。その 結果を図 10 に示す。炭素量の増加に伴い、凝固温度範囲が 拡大する傾向が確認された。鋳塊サイズによらず($\theta_{\rm L} - \theta_{\rm S}$) の増加に伴い欠陥寸法の最大 $\sqrt{\rm area}$ も増加する傾向を示 した。これは ΔP の増大が主因と考えられる。以上により凝 固温度範囲の増加が粗大なポロシティの生成をもたらし、そ の結果疲労限度が低下したと考えられる。



4.2 50 kg 鋳塊と1t 鋳塊における凝固区間の推定冷却速度 溶解凝固試験により得られた SDAS (μ m)と実測し た凝固区間冷却速度の関係から式(2)を導出した。

 $SDAS = 238.17 R^{-0..31} \cdot \cdot \cdot (2)$

表3にC19および1tC20のSDASと凝固区間冷却速 度を示す。測定したC19および1tC20のSDASはそれ ぞれ232 μ m、506 μ m であり、式(2)から算出される 各試験片採取位置での凝固区間冷却速度R(K/h)はそ れぞれ65.3 K/h および3.9 K/h であった。式(1)より、 鋳塊肉厚の増加に伴い凝固速度 X が低くなり、 ΔP が 小さくなるため、1tC20の方がポロシティを形成しにく い。しかし、C19と1tC20のSDASには約2倍の差が あり、明らかに冷却速度の影響を受けているにもかか わらず、図11に示すように疲労破面で観察された破壊 起点の欠陥の最大 \sqrt{area} は同等であった。

表3 C19 および 1tC20 の SDAS と凝固区間冷却速度

Sample	SDAS, µm	凝固区間冷却速度,K/h				
C19	232	65.3				
1tC20	506	3.9				



図 11 (1) C19 および (2) 1tC20 の破面の SEM 像



lt 鋳塊と 50 kg 鋳塊の凝固時のポロシティ生成におけ る模式図を図 12 に示す。lt 鋳塊では生成するポロシティ の数は少ないが一つひとつが粗大である。50 kg 鋳塊では 細長いポロシティが互いに連結または近接して存在する。 このような様子は、図 11 の破面観察から確認できる。し たがって、疲労限度に与える凝固区間冷却速度の影響は、 凝固温度範囲($\theta_1 - \theta_s$)のそれと比較して小さく、これが 1t 鋳塊材の疲労限度が 50 kg 鋳塊材より低下しなかった 主因と考えられる。

4.3 疲労寿命の評価

大型鋳鋼部材は不可避的に生成する鋳造欠陥が残存す るため、疲労寿命を予測することは重要である。そこで、 疲労寿命を欠陥寸法で整理した。林ら⁽⁴⁾は鋳鋼製水車ラ ンナ素材の疲労特性を調査し、疲労寿命曲線を推定して いる。疲労試験片における応力拡大係数の計算では、破 壊起点が試験片表面にある場合には式(3)、起点が試験 片内部の場合には式(4)が用いられる⁽⁷⁾。

表面起点 $K_{\text{max}} = 0.65 \sigma_{\text{a}} \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \cdot \cdot \cdot (3)$ 内部起点 $K_{\text{max}} = 0.5 \sigma_{\text{a}} \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \cdot \cdot \cdot (4)$ σ_{a} :応力振幅

本試験における破壊起点の鋳造欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}$ を用 いて算出した初期の応力拡大係数 K_{max} と、疲労寿命と 欠陥寸法の比 $N_{\text{f}}/\sqrt{\text{area}}$ との関係を図 13 に示す。こ こで、 $N_{\text{f}}/\sqrt{\text{area}}$ が1 × 104 以上の場合、1t 鋳塊は点 線で示す近似線から外れた。この傾向は比較的小さい $\sqrt{\text{area}}$ を有する試験片に認められた。高サイクル側で は図 11 のように $\sqrt{\text{area}}$ では表すことができないポロ シティ形状の差異が影響し、1t 鋳塊材のみに下限値が 認められたと推察される。これら 1t 鋳塊を除いた 50 kg 鋳塊のみのデータの近似線から求めた疲労寿命予測式を 式(5)に示す。

$$N_{\rm f} = \left(\frac{\kappa_{\rm max}}{33.49}\right)^{-3.83} \sqrt{\text{area}} \quad \cdot \quad \cdot \quad (5)$$



以上の結果より、NiCrMo 鋳鋼製品の欠陥寸法の $\sqrt{\text{area}}$ から、疲労寿命が予測可能であることが分かった。

4.4 下限界応力拡大係数の範囲 ΔK_{th}の推定

図 13 より K_{max} が小さいほど疲労寿命が延びる傾向があり、 1t 鋳塊材では疲労限度近傍の下限界応力拡大係数範囲 $\Delta K_{\rm th}$ が約5 MPa·m^{1/2}と推定された。これらの結果は疲 労亀裂進展試験から得られる下限界値 ΔK_{th}と一致するこ とが報告されている⁽²⁾。そこで、1t 試験材から採取した図 14 に示す形状のCT 試験片を用いて疲労亀裂進展試験を行い、 $\Delta K_{\rm th}$ を求めた。試験は ΔK を徐々に減ずる条件で試験を実 施した。試験中の亀裂長さはコンプライアンス法(ASTM E647) にて測定した。試験後の破面観察結果を図15、疲労亀裂進 展試験結果を図 16 にそれぞれ示す。試験結果から ΔK_{th} = 8 MPa·m^{1/2}であった。林ら⁽²⁾は、CT 試験片では平滑試験片 よりも生じる疲労亀裂が長く、亀裂開閉口の影響を受けるため、 疲労亀裂進展試験から得られる ΔK_{th}は、疲労試験により推 定される ΔK_{th}より大きくなる傾向があると報告している。また、 鋳鋼において ΔK_{th}と疲労亀裂進展試験結果を比較する場 合には、亀裂開口の影響を受けにくい応力比R = 0.7 におけ る値を用いるのが一般的である。本試験条件はR = 0.1 で あるため、R = 0.7 に換算した。一般的に応力比が大きいほ ど疲労亀裂進展速度が大きくなり、ΔK_{th}は低下する。また、 中沢ら⁽⁸⁾、城野ら⁽⁹⁾の研究によると ΔK_{effth} は応力比にかか わらず、一定値となることが知られている。Elberの式⁽¹⁰⁾に よれば、亀裂開口を考慮した種々の応力比における ΔK_{eff}は (6)式で求められる。

 $\Delta K_{eff} = (0.5 + 0.4 \text{R}) \Delta K \quad \cdot \quad \cdot \quad (6)$

亀裂閉口を考慮した $\Delta K_{eff,th}$ は応力比によらないため、 Elber の式を用いて R = 0.1 の値を R = 0.7 の値に換 算した。



図14 疲労亀裂進展試験片の形状

 $\Delta K_{\rm th}^{\rm R=0.7} = \frac{0.5 + 0.4 \cdot 0.1}{0.5 + 0.4 \cdot 0.1} \Delta K_{\rm th}^{\rm R=0.1} = 5.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \quad \cdot \quad \cdot \quad (7)$

上記の結果、疲労亀裂進展試験における下限界応力拡 大係数範囲は ΔK_{th} = 5.5 MPa·m^{1/2}と推定され、平滑試 験片による疲労試験で予測された値と同等の値が得られ た。



図15 疲労亀裂進展試験後の破面観察結果



5. 結 言

本報告ではNiCrMo 鋳鋼の疲労特性ポロシティに及ぼす 影響を調査し、以下の結果を得た。

- (1)炭素量が増えると引張強さは増大するが、疲労限度は 低下した。これは、炭素量の増加に伴い凝固温度範 囲が拡大し、疲労破壊の起点となるポロシティサイズ が大きくなったためと推察される。
- (2) lt 鋳塊と 50 kg 鋳塊の欠陥の最大 √area および疲労 限度の関係は同等であったことから、凝固温度範囲の 影響と比較して凝固区間冷却速度の疲労限度に及ぼ す影響は小さいといえる。
- (3) 破壊起点となった鋳造欠陥の寸法から $\sqrt{\text{area}}$ を計測 し、初期応力拡大係数 K_{max} と疲労寿命 $N_{\text{f}}/\sqrt{\text{area}}$ の関係から疲労寿命予測式を得た。また、lt 鋳塊に おいて平滑材による疲労試験で予測された下限界応力 拡大係数範囲 ΔK_{th} と疲労亀裂進展試験から得られ た値は同等であった。

なお、本論文は『鋳造工学』第96巻(2024)第6号 pp. 293-298に掲載された論文を転載したものである⁽¹¹⁾。

参考文献

- 中沢一,本間寛臣:"金属の疲労強度", p. 24, 養賢堂 (1982)
- (2) 林義一郎, 曙紘之, 加藤昌彦, 菅田淳: "普通鋳鋼 SC49 水車ランナの疲労強度に及ぼす鋳造欠陥の影響評価", 日本機械学会論文集(A編), 76巻(2010) 768号, pp. 1090-1095
- (3) 曙紘之,松崎俊二, Mohd SOFIAN,林義一郎,加藤 昌彦,菅田淳:"発電水車用ステンレス鋳鋼 SCS1の 疲労強度に及ぼす鋳造欠陥の影響,および欠陥寸法 に基づく疲労寿命評価",日本機械学会論文集(A編), 75巻(2009) 759号, pp. 1585-1590
- (4) 林義一郎, 曙紘之, 加藤昌彦, 菅田淳: "水車ランナの SCS6 鋼と SC49 鋼の疲労き裂進展特性", 日本機械学 会論文集(A編), 77 巻(2011) 773 号, pp. 108-115
- (5) 村上敬宜:"微小欠陥と介在物の影響", p. 95, 養賢堂 (1993)
- (6) 新山英輔:"鋳造伝熱工学", p. 97, アグネ技術センター (2001)
- (7) 村上敬宜,児玉昭太郎,小沼静代:"高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響の定量的評価法",日本機械学会論文集(A編),54巻(1988)500号,pp.688-696
- (8) 中沢一,本間寛臣:"金属の疲労強度", p.103, 養賢堂 (1982)
- (9) 城野政弘, 宋智浩, 三上省二, 大垣雅由:"機械構造用 材料の疲労き裂進展抵抗とき裂開閉口挙動", 材料, 第 33 巻 (1984) 第 367 号, pp.468-474
- (10) W. Elber: ASTM STP 486 (1971), p.230
- (11) 中橋篤,柳沢祐介,鹿野誠,清水一道,楠本賢太:"大型 鋳鋼品に用いられる NiCrMo 鋼の疲労特性",鋳造工学, 第96巻(2024) 第6号,pp.293-298