

論説



Paper

浸炭材の低サイクル衝撃疲労特性に及ぼす 表層炭素濃度と硫黄含有量の影響

宮崎貴大*, 松村康志*

Effect of Surface Carbon and Sulfur on the Low Cycle Impact Fatigue Properties in Carburized Steels

Takahiro Miyazaki and Yasushi Matsumura

Synopsis

Effect of surface carbon and sulfur on the low cycle impact fatigue properties in carburized steels were studied by using gear impact testing machine and strain gauge.

The results obtained are summarized as follows:

The low cycle impact fatigue strength was especially improved by decreasing content of the surface carbon and content of sulfur.

It was found that increasing the crack initiation life by decreasing content of the surface carbon, and the initial crack length shorten.

Furthermore, It was explained that the crack propagation speed decreased with decreasing sulfide.

The method for estimating the crack initiation life from tensile properties of carburized layer is proposed by modifying Manson's Universal Slope Method.

1. 緒 言

自動車の主要な構成部品である歯車部品は、肌焼鋼を浸炭焼入れすることにより、必要な歯面および歯元強度が付与されている。動力伝達部品の一つである差動機構に使用される歯車では、急発進、急停車などにより過負荷が強いられることがあり、特に歯元の低サイクル曲げ疲労強度の向上が望まれている^{1), 2)}。

一般的に、塑性変形を伴う低サイクル疲労に関する研究は、Coffin-Manson 則に代表される寿命則が見出されて以来、数多くの研究がなされている^{3), 4)}。しかし、表面から内部にかけて硬さと組成の傾斜を持つ浸炭鋼の破断寿命予測に関する研究は、ほとんど見当たらない。

本研究では、ボロンを添加した JIS SCM418H をベースに、合金元素がき裂の挙動に及ぼす影響を明確にするため、浸炭層の靱性に大きな影響がある表層炭素濃度⁵⁾と主に浸炭材の心部の靱性に影響のある硫黄含有量⁶⁾を変化させた浸炭歯車の衝撃疲労試験を実施した。そこで、浸炭鋼への Coffin-Manson 則の適用を検討するとともに、浸炭層と心部をそれぞれ模擬した材料の引張特性およびき裂進展特性から破断寿命の予測を試みた。

2. 実験方法

2. 1 歯車試験片の作製方法

本研究に用いた供試材の化学成分を Table 1 に示す。基本成分は、JIS SCM418H をベースに、衝撃特性の改善⁵⁾

Table 1. Chemical composition of specimens (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	B	Other
Base	0.19	0.04	0.46	0.008	0.014	1.11	0.15	0.0012	Ti, Nb
Low S	0.18	0.08	0.42	0.011	0.001	1.15	0.16	0.0012	Ti, Nb

を目的としてボロンを添加し、冷間加工性の改善のためシリコン、マンガン低減している。なお、他の成分特徴は、窒化ホウ素の析出を抑えるため、チタンを0.030%程度添加し、鋼中の窒素量を80 ppm以下の範囲に制御し、結晶粒の粗大化防止のため微量のニオブを添加している。本研究では、硫黄含有量の影響を評価するため、0.001%と0.014%の2種類の材料を準備した。

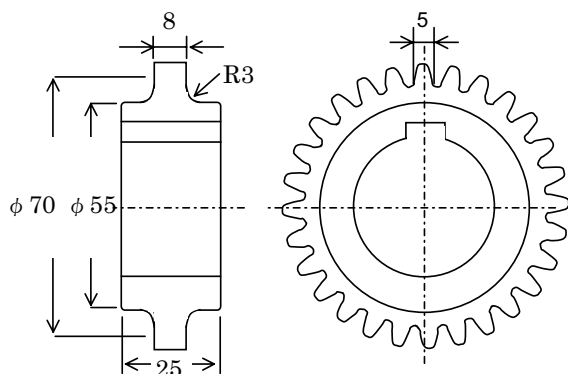
供試材は、真空溶解炉で溶製し、150 kgの鋼塊に castingし、熱間鍛造により直径80 mmの丸棒を得た。これを1173 K、10.8 ksで焼ならし処理し、引き続き、1023 K、10.8 ksで保持後に徐冷する焼なまし処理を施した後、衝撃疲労試験片に加工した。

試験片の形状は、歯数28、モジュール2.5、圧力角 20° の平歯車である。この平歯車試験片形状をFig.1に示す。

浸炭処理は、ガス浸炭時の粒界酸化生成による強度バラツキを排除するため、真空浸炭処理にて行った。浸炭には、大同特殊鋼(株)製の真空浸炭炉(MTF)を用い、原料ガスとしてアセチレンを使用した。表層炭素量の影響を評価するため、表層炭素量が0.7%、0.5%の2水準となるように、ガス流量を制御し、1203 Kで浸炭処理を行った。また、硬化層深さの影響を把握するため、浸炭時間を0.7~18.4 ksの間で制御し、硬化層深さを变化させた。それぞれ浸炭処理後、十分に攪拌された油槽で焼入れし、453 K、7.2 ksで焼戻し処理を施し、評価に供した。

2.2 低サイクル衝撃疲労試験方法

衝撃疲労特性を調査するために、平歯車試験片を用いた振り子型衝撃疲労試験を実施した。このときの試験機概要をFig.2に示す。これは、同一条件で製造した2枚の歯車をかみ合わせた状態で、駆動側の歯車にハンマー



Test gear (Spur)	Module	2.5
	Number of teeth	28
	Pitch circle diameter	70 mm
	Pressure angle	20°

Fig.1. Schematic shape and size of impact fatigue test gear.

による衝撃荷重を繰返し負荷する試験機である。かみ合い誤差の影響を排除するため、それぞれかみ合った歯の前後2、3歯を切断し、1歯かみの状態にしている。

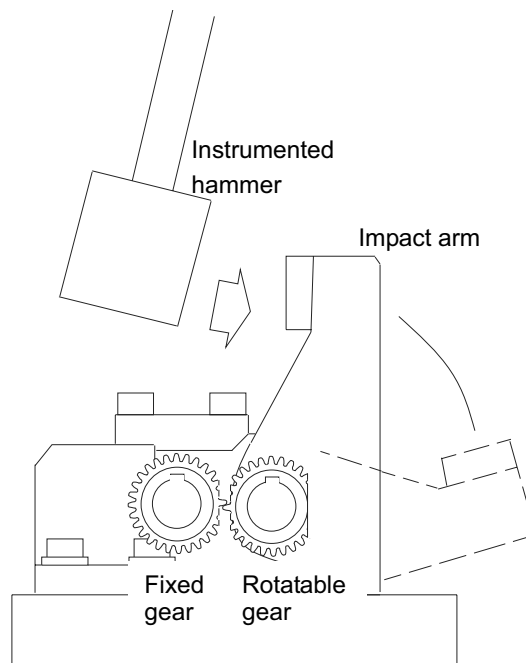
衝撃荷重は、振上げ角度を $6 \sim 10^\circ$ の範囲で 1° ごとに設定することで变化させた。各設定角度の場合に与えられる衝撃エネルギーは、6.9~19.0 Jである。衝撃を加えたハンマーは、2度打ちすることなく、再度、設定した角度まで引上げて繰返し衝撃を加えるため、応力比 $R=0$ の片振り試験であり、衝撃周期は0.04 Hzである。

本研究では、衝撃エネルギーEと試験歯が破損するまでの繰返し数 N_f によってE- N_f 線図を描き、 N_f が100回となる衝撃エネルギーを「100回強度」として求めた。

また、歯の破断起点となる歯元R部表面にゲージ長1 mmの1軸汎用箔ひずみゲージ4枚を歯筋方向に等間隔となるよう貼付け、試験中の最大ひずみと除荷後の塑性ひずみを測定した。き裂の発生は、試験中にひずみゲージが断線した時点と定義し、き裂発生寿命 N_i をあわせて計測した。このとき、各振上げ角度で繰返し試験した際のひずみ速度は、 $0.8 \sim 2.5 \text{ s}^{-1}$ である。

2.3 歯車試験片の内質調査方法

浸炭処理を実施した平歯車試験片の歯元断面の硬さプロファイルを、ビッカース微小硬度計(設定荷重2.94 N)



Max. impact load	39.2 kN
Max. hammer speed	3.4 m/sec
Weight of hammer	138 kg
Length of pendulum	1.2 m

Fig.2 Schematic shape and size of gear impact testing machine.

を用いて測定した。この結果を用いて、硬さが 513 HV になる位置の表層からの距離を有効硬化層深さ (Effective Case Depth: 以下, ECD) と定義し、浸炭プロファイルの評価指標とした。

浸炭層のミクロ組織は、1 % 硝酸アルコールで腐食した組織を光学顕微鏡で観察し、ひずみゲージで検知された歯元断面における疲労き裂長さの評価もあわせて行った。

試験後の破面形態は実体顕微鏡と走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて調査し、歯元断面の炭素濃度分布は X 線マイクロアナライザー (EPMA) を用いた線分析によって求めた。

2. 4 浸炭層の機械的性質評価方法

浸炭層の機械的性質を評価するための供試材は、今回評価した歯車の浸炭層を模擬するため、炭素量を約 0.7 %, 0.5 % とし、その他の基本成分を歯車試験片に準じた 2 種類の材料を作製した。各成分を Table 2 に示す。供試材は、歯車試験片と同様の方法で溶解、鍛造し、焼ならし、焼なまし処理後に、直径の 1/4 を中心として、長手方向に試験片を切り出した。その後、1203 K、5.4 ks 保持後に油焼入れし、453 K、7.2 ks の焼戻し処理を行い、各浸炭層の組織、硬さを模擬した。

このとき引張試験に供した試験片形状は、JIS Z 2201 に基づく 14A 号試験片に準じており、平行部の直径は 5 mm である。なお、今回評価した破断延性値 ε_f は、絞り ϕ (%) と以下の関係を示す。

$$\varepsilon_f = \ln \{100 / (100 - \phi)\} \quad \cdots \cdots (1)$$

2. 5 心部のき裂進展評価方法

硫黄添加量のき裂進展速度に及ぼす影響を調査するため、歯車に使用した 2 鋼種を用い、浸炭鋼の心部に相当する材料を作製した。供試材は、熱間鍛造で幅 140 mm × 厚さ 30 mm の板材とし、鍛伸方向に対し平行に粗材を切り出した。浸炭材の心部を模擬するための熱処理は、上述した引張試験片と同様の焼入・焼戻し処理を行った。この熱処理材に放電加工でノッチ加工を施して、

CT (Compact Tension) 試験片を作製し、き裂進展試験に供した。試験片の形状は、板厚 12.5 mm、幅は 64 mm、ピン中心からの距離は 51 mm であり、き裂面方位は鍛伸方向に対し垂直となる L-T 方向とした。これに、疲労予き裂を導入し、試験に供した。

き裂進展試験には、MTS 社製油圧サーボ試験機を用い、試験片の前面に取付けたクリップゲージにより開口変位を求め、コンプライアンス法によりき裂長さを評価した。

試験は、応力比を $R=0.1$ 、試験周波数を 10 Hz として荷重一定振幅の ΔK 増加条件で行い、応力拡大係数範囲 ΔK とき裂進展速度 da/dN の関係図を描いた。その後、 ΔK - da/dN の両対数線図に直線関係が認められる、いわゆるパリス則 $da/dN = C \cdot \Delta K^m$ に基づき、材料定数である C および m 値を評価した。また、同一の方法で製造した材料の平面ひずみ破壊じん性値 K_{IC} をあわせて測定した。

3. 実験結果と考察

3. 1 歯車衝撃疲労特性

3. 1. 1 試験歯車の硬化特性

真空浸炭処理した試験歯車の歯元 R 部における表層炭素濃度と硬さデータを Table 3 に整理した。表層炭素濃度は、0.68 ~ 0.75 % と、0.49 ~ 0.50 % であり、心部硬さはすべての供試材で 403 ~ 420 HV ではほぼ同じであるが、表層硬さと ECD は浸炭条件によって有意に変化している。例えば、表層の炭素濃度が 0.7 % 前後の供試材の表層硬さは、710 ~ 730 HV であり、また、0.5 % 前後の表層硬さは 617 ~ 634 HV と、それぞれが表層炭素濃度に見合うマルテンサイトの硬さとなっている。

3. 1. 2 衝撃疲労試験結果

Fig.3 に、衝撃エネルギー E と破損回数 N_f の関係を示す。この図は、硬化層深さが浅い条件において、表層炭素濃度および硫黄含有量を変化させた場合の E - N_f 線図の差異を示している。

Table 2. Chemical composition of specimens that simulated carburized layer (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	B	Other
A	0.76	0.08	0.42	0.015	0.014	1.15	0.16	0.0012	Ti, Nb
B	0.50	0.08	0.42	0.015	0.015	1.15	0.16	0.0010	Ti, Nb

Table 3. Carburizing properties of specimens taken from tooth root.

Steel	Carburized steel No.	Vacuum carburizing No.	Surface carbon (%)	Hardness, Hv		ECD (mm)
				Surface	Core	
Base	1	1A	0.71	730	403	0.38
		1B	0.75	729	420	0.63
		1C	0.68	710	409	0.99
Low S	3	2A	0.49	617	414	0.25
		3A	0.50	634	414	0.28

100 回強度は、表層炭素濃度が低い条件である 2A, 3A は条件 1A より向上しており、さらに、硫黄含有量を低減した条件である 3A が最も強度が高いことがわかる。また、表層炭素濃度を下げたときの強度向上効果は、破損寿命が 1000 回付近よりも数十回程度の低サイクル側になるほど大きくなることが確認できる。

Fig.4 には、各鋼種の 100 回強度と ECD の関係を整理した結果を示す。この図からも、100 回強度の影響は、表層炭素濃度が低く、硫黄含有量が少ないほど、強度が高くなることが確認できる。また、ECD が浅いほど、高強度となる傾向であり、表層炭素濃度が 0.7 % である条件 1 の傾きを、条件 2, 3 に適用すると、表層炭素濃度、硫黄含有量による強度向上効果はそれぞれ独立した効果であることがわかる。

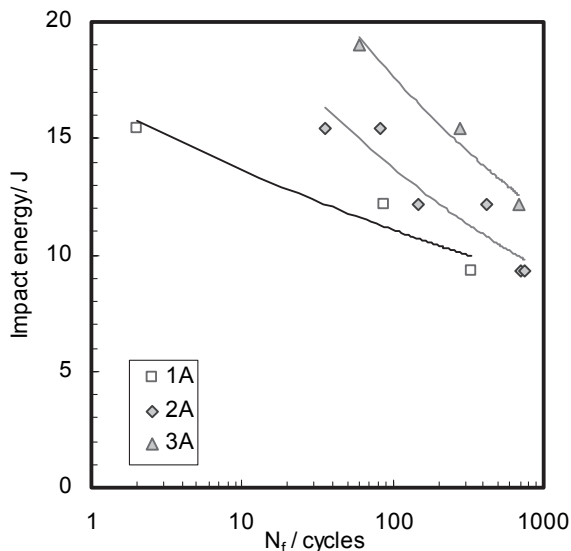


Fig.3 Relation between impact energy and number of cycles to failure.

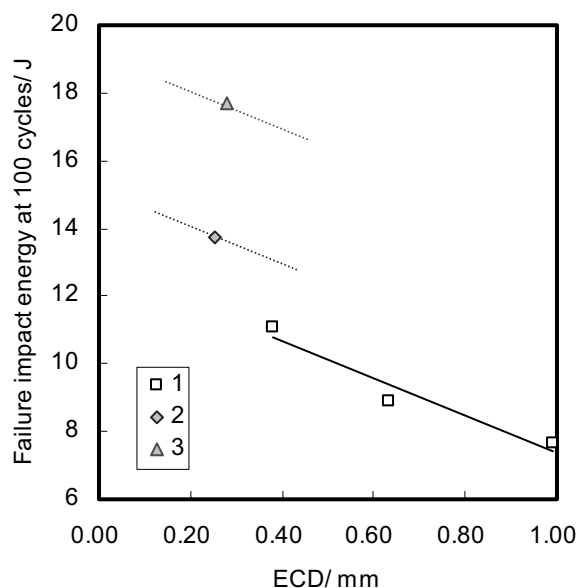


Fig.4. Relation between failure impact energy at 100 cycles and ECD.

3. 2 低サイクル衝撃疲労強度に及ぼす表層炭素濃度と硫黄含有量の影響

表層炭素濃度が低く、硫黄含有量が少ないほど、強度が向上した理由を考察するために、表層炭素濃度および硫黄含有量の異なる材料の破面を比較した。Fig.5 に振上げ角度 8° で試験した際の 1A, 2A, 3A 破断面と側面の写真を示す。表層炭素濃度の異なる 1A, 2A を比較しても大きな違いは認められないが、硫黄添加量の異なる 2A, 3A を比べると、硫黄含有量の少ない 3A の破面の心部から最終破断部にかけて、破面形状が大きく変化していることがわかる。これは、き裂進展経路に変化があったことを示唆する結果である。

Fig.6 は、Fig.5 で評価した各材料の破面の SEM 像を示す。(a), (b), (c) は起点部全体像であり、(d), (e), (f) は (a), (b), (c) それぞれの起点部を拡大した SEM 像である。衝撃疲労破壊の起点は、表層炭素濃度に関らず、いずれ

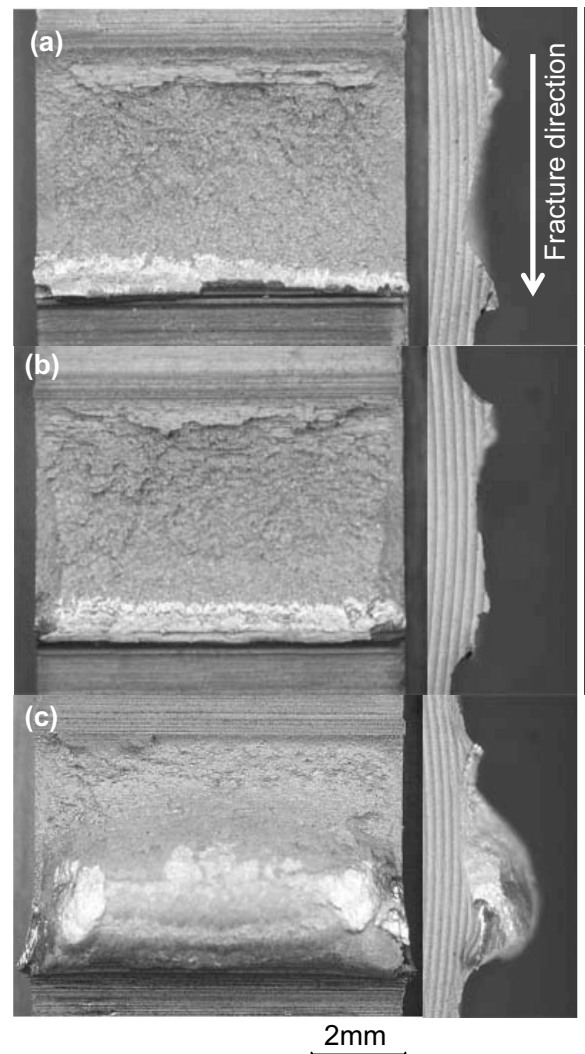


Fig.5. Fracture surface and edge of gear specimens. (a) No.1A, (b) No.2A, (c) No.3A

も歯元 R 部の表層であることが確認できる。また、表層炭素濃度が高い 1A 破面では、主な破壊形態が粒界破壊である脆性破壊領域が確認できるのに対し、表層炭素濃度の低い 2A, 3A では、主として粒内破壊を呈していることがわかる。一方、ECD に相当する表層から約 0.3 mm 以降の内部にあるき裂進展領域において、硫黄含有量が多い 1A, 2A では、き裂進展方向に対し垂直に伸びた硫化物の痕跡が認められるが、硫黄含有量が少ない 3A の破面に、硫化物もしくはその痕跡を確認することはできなかった。

ここで、き裂の発生に及ぼす各元素の影響を詳しく理解するため、表層炭素濃度および硫黄含有量を変化させ

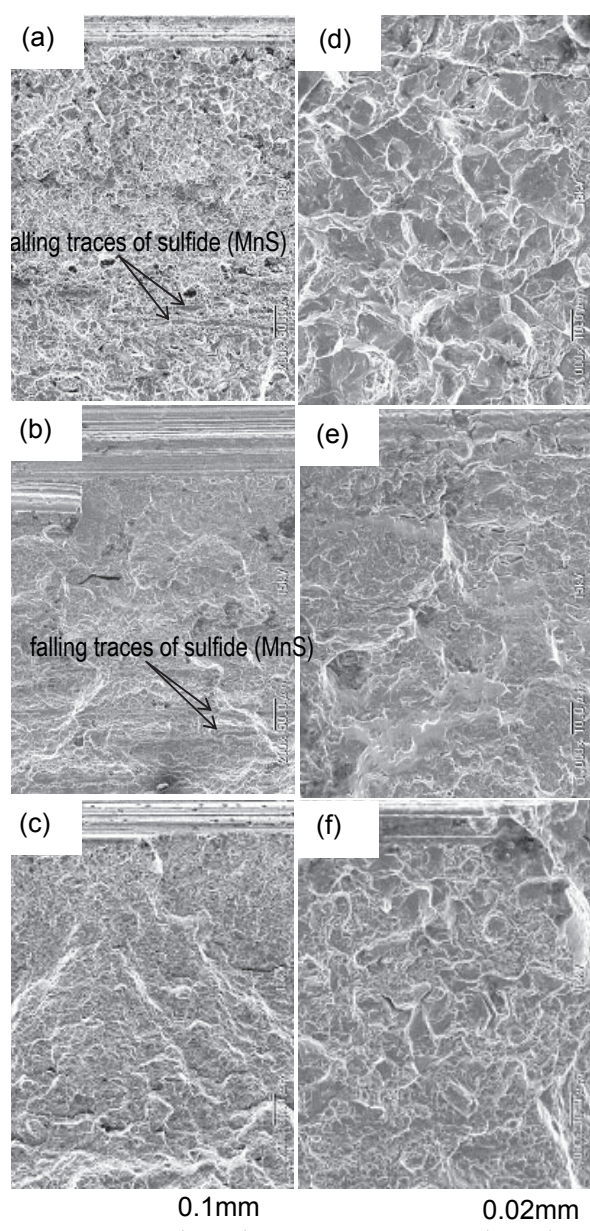


Fig.6. SEM micrographs of fracture surface. (a)(d) No.1A, (b)(e) No.2A, (c)(f) No.3A.

た 1A, 2A, 3A における歯元 R 部表面のひずみ量の変化を Fig.7 に示す。これは、振上げ角度を 8° に設定し、衝撃負荷が作用した時点の最大ひずみと除荷後の最小ひずみを衝撃回ごとに計測した結果である。いずれの条件においても、最大ひずみと最小ひずみは同一の傾きで増加しており、ある回数でゲージの断線による急激なひずみの変化が認められる。この急激なひずみ変化は、表層炭素濃度が約 0.7 % である 1A では 4 回で発生しているのに対し、表層炭素濃度が約 0.5 % である 2A, 3A では、それぞれ 88 回, 104 回に発生していることから、表層炭素濃度を下げることでその発生が遅くなることがわかる。

Fig.8 に、急激なひずみ変化が発生した時点の歯元表層断面のミクロ組織を示す。それぞれにき裂が確認でき、1A のき裂長さは 0.76 mm, 2A では 0.34 mm, 3A は 0.33mm である。表層炭素濃度の影響を把握するため、1A と 2A を比べると、若干、ECD は異なるものの、表層炭素濃度が低いほど初期き裂長さは短い傾向である。また、同一 ECD である 2A と 3A のき裂長さはほぼ同じであり、初期き裂長さは硫黄含有量に影響されないものと考えられる。

3. 3 き裂発生寿命の予測と表層炭素濃度の影響

浸炭鋼におけるき裂発生をより詳しく理解するため、ひずみゲージで検出されるき裂発生回数 N_i と歯元表面のひずみ振幅との関係を Fig.9 に示す。ここでのひずみ振幅は、各衝撃回におけるひずみ増加分の 1/2 を示し、き裂発生寿命 N_i の 1/2 におけるサイクルでの値を用いた。また、除荷後の最小ひずみを塑性ひずみ振幅 ε_p 、最大ひ

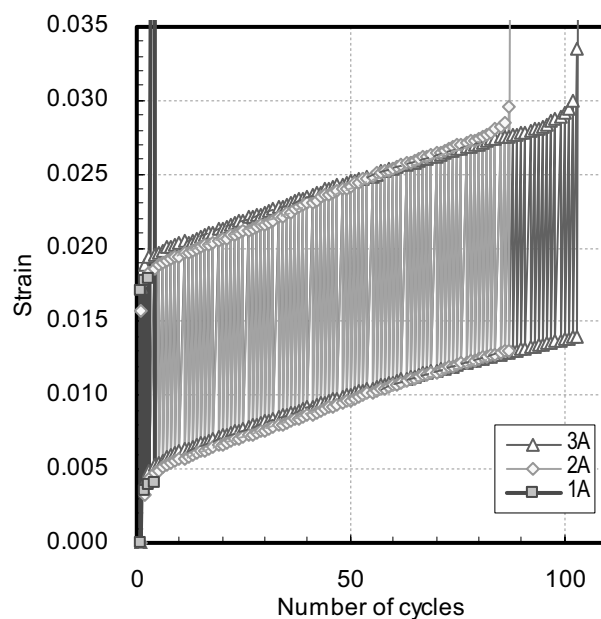


Fig.7. Effect of surface carbon and sulfur on crack initiation strain at 12.2J.

ずみを全ひずみ振幅 ε_t とし、弾性ひずみ振幅 ε_e は、 $\varepsilon_t = \varepsilon_p + \varepsilon_e$ から求めた。なお、 N_i が3回以下の対象については、初回の衝撃負荷の影響が大きく、ひずみ振幅が

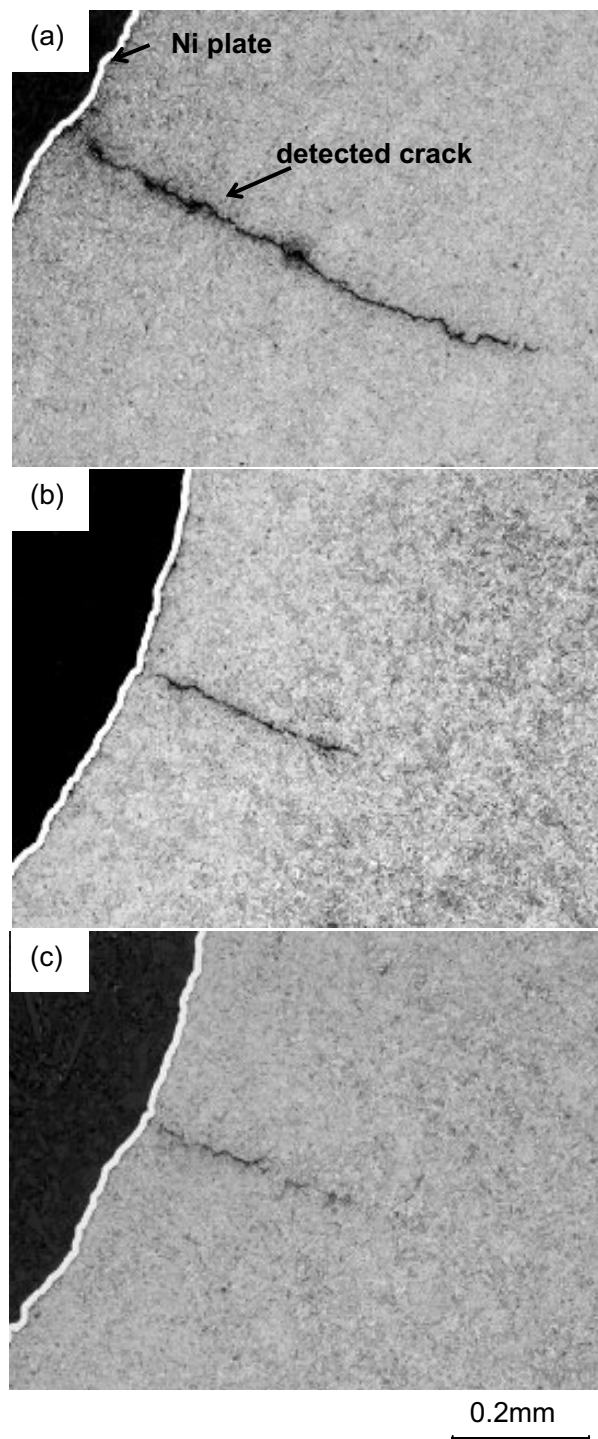


Fig.8. Microstructure of detected initial crack at tooth root. (a) 1A, (b) 2A, (c) 3A.

安定しないため、データから除外した。このとき両対数紙上で、き裂発生回数 N_i が各ひずみ振幅と直線関係があり、 N_i を浸炭硬化層の破壊寿命と考えると、下記に示す、いわゆる Coffin-Manson 則が成り立つことを示す。

$$2 \varepsilon_p \cdot N_i^a = \beta \quad \text{..... (2)}$$

このときの a , β は材料定数である。

表層炭素濃度 0.7 % 材は、ECD に関らず、 $a = -1.1$, $\beta = 5.4 \times 10^{-4}$ である直線で整理できる。また、表層炭素濃度 0.5 % 材は、硫黄含有量に関らず、 $a = -1.1$, $\beta = 6.2 \times 10^{-3}$ の直線で整理できる。いずれも同一の傾きで整理できるため、表層炭素濃度によって、 β 値が変化していることがわかる。すなわち、き裂の発生は、表層炭素濃度が低いほど遅くなり、硫黄含有量には影響されないと考えられる。

また、Manson⁸⁾ は、式 (2) などをもとに、実験式である式 (3) を導いている。これは共通勾配法と呼ばれ、機械的性質から疲労寿命の予測が可能である。

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p = \frac{1.75\sigma_B}{E} N_i^{-0.12} + 0.5\varepsilon_f^{0.6} N_i^{-0.6} \quad \text{..... (3)}$$

式 (3) の σ_B は引張強度、 E はヤング率である。

今回の評価材は組成の傾斜があるものの、き裂が発生した部分は表層炭素濃度と同一と仮定し、式 (3) に基づく整理を試みる。Table 4 に条件 1, 2 の浸炭層を模擬した材料、A, B の引張強度 σ_B 、破断延性値 ε_f 、硬さを示す。A

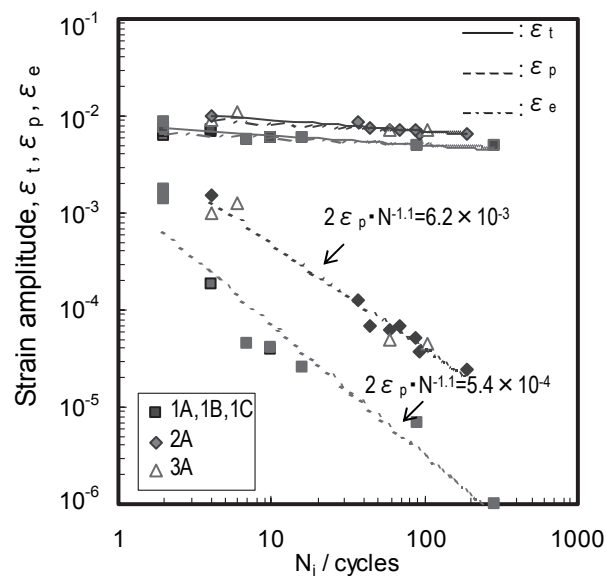


Fig.9. Effect of surface carbon and sulfur on number of cycles to crack initiation.

Table 4. Tensile strength, fracture ductility, hardness of specimens that simulated carburized layer after quenching and tempering treatment.

Steel	Tensile strength, σ_B (MPa)	Fracture ductility, ε_f	Hardness, Hv
A	1928	0.02	762
B	2242	0.43	640

材は破断延性値が低いいため、降伏するのとほぼ同時に破断に至るため、B 材よりも硬いにも関わらず、引張強度が低くなっている。なお、硫黄含有量が低い条件 3 の浸炭層の機械特性は、き裂発生が同じ傾向を示す条件 2 を評価するときと同様、材料 B を用いた。Fig.10 の実線は、式 (3) 右辺の第一項において、 $N_i = 10$ 、 $E = 206 \text{ GPa}$ で得られる直線である。今回の実験結果は、直線から若干ずれているため、係数を補正すると ε_e は

$$\varepsilon_e = \frac{0.9\sigma_B}{E} N_i^{-0.12} \quad \dots\dots\dots (4)$$

となる。

Fig.11 は、塑性ひずみ振幅 ε_p と破断延性値 ε_f の関係を示している。図中の直線は式 (3) 右辺の第二項を用い、

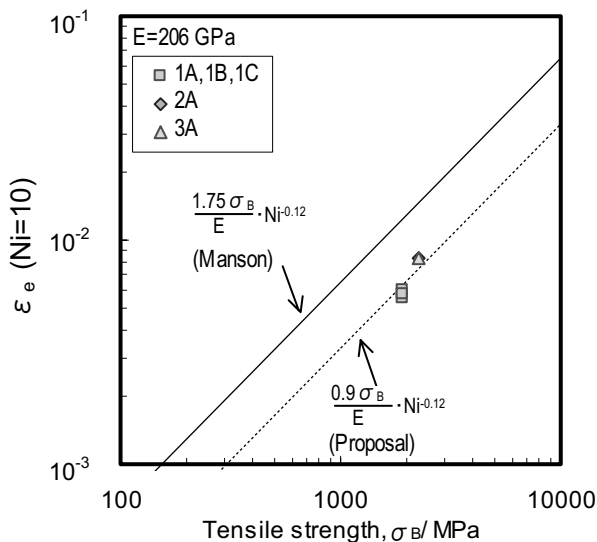


Fig.10. Relationship between the tensile strength and the elastic strain amplitude corresponding with crack initiation life of 10 cycles.

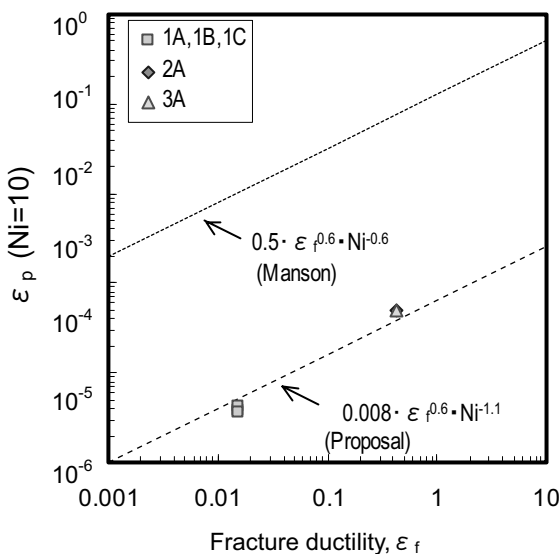


Fig.11. Relationship between the fracture ductility and the plastic strain amplitude corresponding with crack initiation life of 10 cycles.

N_i が 10 回のときに得られる。実験点は、直線から大きく下に外れているが、Fig.9 で得た指数に変更し、係数を補正することで、ほぼ直線関係で示されることから、き裂の発生は表層の破断延性に依存することがわかる。このときの補正式を式 (5) に示す。

$$\varepsilon_p = 0.008 \cdot \varepsilon_f^{0.6} \cdot N_i^{-1.1} \quad \dots\dots\dots (5)$$

また、弾性ひずみ振幅 ε_e を $0.9 \sigma_B / E$ で、塑性ひずみ振幅 ε_p を $0.008 \varepsilon_f^{0.6}$ で除して標準化した指標と、き裂発生寿命 N_i との関係を Fig.12 に示す。いずれも表層炭素濃度、硫黄含有量に関らず線形で示されることから、一義的にき裂発生の衝撃疲労寿命を推定できることがわかる。

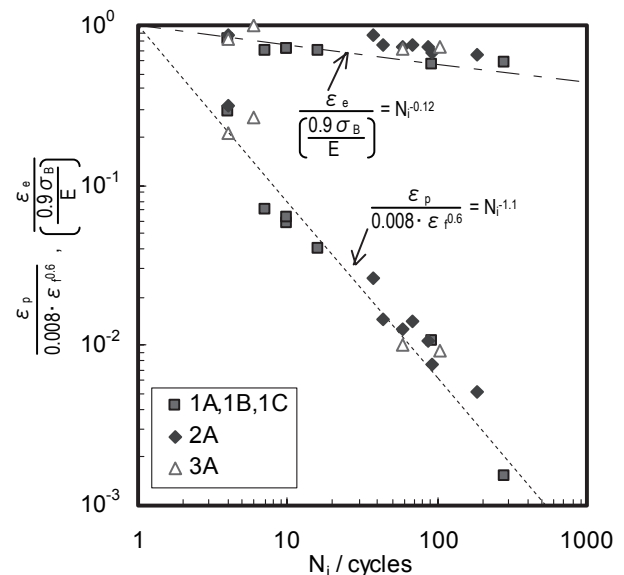


Fig.12. Relationship between strain amplitudes normalized by tensile properties and the number of cycles to crack initiation.

3. 4 き裂進展寿命に及ぼす硫黄含有量の影響

鋼中の硫黄含有量はき裂発生寿命と初期き裂長さに影響しないにも関わらず、その量を低減することで、低サイクル衝撃疲労強度が向上した理由を考察するため、き裂進展に着目し、評価する。Fig.13 には、振上げ角度 8° における ECD と初期き裂長さの関係を示す。ECD と初期き裂長さには正の相関が認められ、表層炭素濃度が高いほど発生するき裂は長く、硫黄含有量は初期き裂長さに影響を及ぼさないことがわかる。なお、条件 1C 材は、振上げ角度 8° において、き裂発生と同時に破断したため、初期き裂長さは確認できていないが、その ECD から 1.48 mm であると推定される。Fig.14 に、初期き裂長さとき裂進展寿命 $N_p (= N_f - N_i)$ の関係を示す。初期き裂長さが短いほどき裂進展寿命は向上し、表層炭素濃度が 0.7

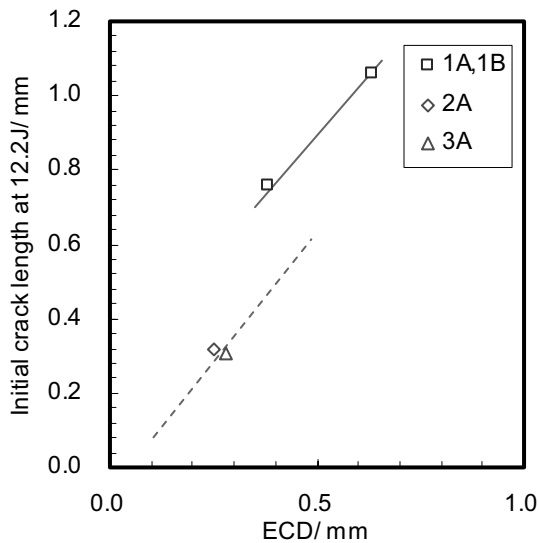


Fig.13. Relationship between ECD and initial crack length at 12.2J.

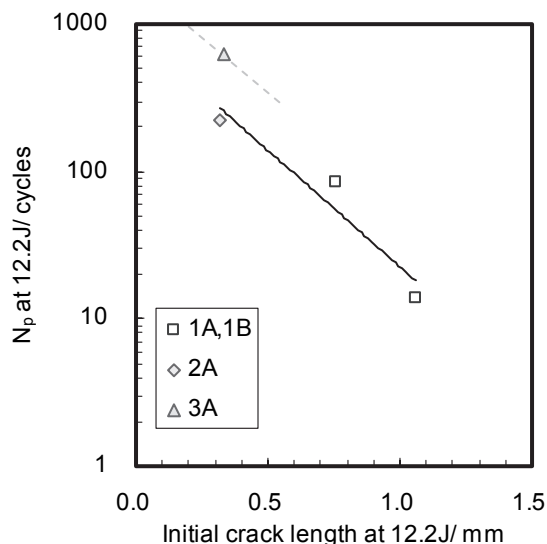


Fig.14. Effect of sulfur on number of cycles to crack propagation at 12.2J.

%, 0.5%と異なっているが、初期き裂長さが同一であれば、その後のき裂進展寿命は変わらないことがわかる。また、同じき裂長さの場合、硫黄含有量が少量であるほどき裂進展寿命が伸びることが確認できる。

そこで、各硫黄含有量における心部のき裂進展速度を確認するため、Fig.15にき裂進展試験の結果と図中にそれぞれパリス則に基づく m , C 値を示す。Low S材は、Base材に比べ、 m 値が小さく、 ΔK が大きくなるほどき裂進展速度は小さくなる。小林ら⁹⁾は、0.003%から0.025%の範囲で硫黄含有量を変化させた鋼の疲労き裂進展速度を測定し、硫黄含有量を少なくするにつれ、 m 値が低下することを報告しており、本実験の結果と定性的に一致する。また、心部相当の破壊じん性値 K_{IC} を求めたところ、Base材が $81.8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 、Low S材が $97.4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。小林ら⁹⁾は、き裂開口変位 COD 試験から、介

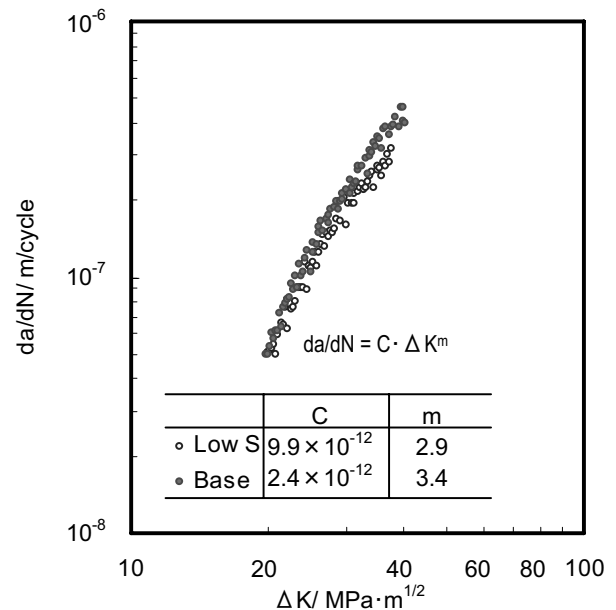


Fig.15. Properties of fatigue crack propagation.

在物総長が減るにつれ COD が向上することを報告し、破面の観察から、硫黄含有量が多く、介在物の多い鋼では介在物と基地のはく離により連続的に破壊するのに対し、硫黄含有量が少なく、介在物の少ない鋼では小さな脆性き裂の不連続進展により破壊するとしている。このために、硫黄含有量が少ないほどき裂進展速度が小さくなり、 ΔK が大きいほど硫黄添加量によるき裂進展速度の差が顕著になる理由は、き裂進展する距離が大きくなるほど、介在物の粒子間隔に影響されるためと考える。

以上の結果から、振上げ角度 8° における破断寿命 N_f の予測を試み、き裂進展の妥当性を検証する。き裂は、得られた初期き裂長さから応力拡大係数範囲 ΔK が破壊じん性値 K_{IC} を超え、不安定破壊するまで Fig.15 のように進展すると考えた。そこで、歯元 R 部の表面から内部への応力分布から、き裂先端の応力拡大係数分布を算出し⁹⁾、上述の K_{IC} との交点を求めると、き裂は Base 材で表面から 1.25 mm まで、Low S 材で 1.55 mm まで進展することになる。このように線形破壊力学を適用することで、き裂進展寿命 N_p が求められる。また、き裂発生寿命 N_i は式 (4)、式 (5) から求め、破断寿命 $N_f (= N_i + N_p)$ を算出した。この計算値と実際の N_f の比較を Fig.16 に示す。計算値は、実際の値とほぼ一致しており、図中の点線で示しているように $1/2 \sim 2$ 倍の範囲で寿命予測が可能である。このとき、ECD が深く、き裂発生と同時に破断した条件 1C を除き、破断寿命に占めるき裂進展寿命の割合が、7~9割と大部分を占めている。

すなわち、Fig.4 で示した表層炭素濃度を下げることによる強度向上は、き裂発生寿命の向上による影響より

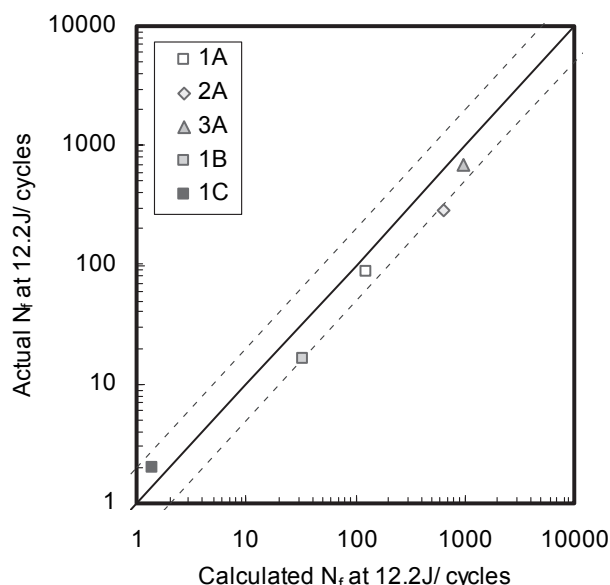


Fig.16. Comparison between actual and estimated number of cycles to failure at 12.2J.

も、初期き裂長さを短くすることで、その後のき裂進展寿命を長くしている影響が大きいことがわかる。たとえ、表層炭素濃度が 0.5 % と低くとも、Fig.13 から初期き裂長さは ECD が深くなるほど長くなると考えられるため、き裂進展寿命の向上効果が希薄になることが予想される。また、硫黄含有量を少量にすることによる強度向上は、初期き裂長さやき裂発生寿命を変化させるのではなく、き裂進展速度を遅くすると同時に不安定破壊を発生させるまでの破壊じん性値が大きくなる作用により、き裂進展寿命を向上させているためであり、ECD には影響されないことが考えられる。

4. 結 言

浸炭歯車の低サイクル衝撃疲労特性に及ぼす表層炭素濃度および硫黄含有量の影響を調査し、破断寿命の予測について検討した結果を以下に記す。

- (1) 低サイクル衝撃疲労特性の向上に対しては、表層炭素濃度および硫黄含有量の低減が有効である。
- (2) 表層炭素濃度を 0.7 % から 0.5 % へ低減することによる破断寿命の向上は、き裂発生寿命の向上効果と、初期き裂長さが低減することによるき裂進展抑制効果が重畳しているためである。
- (3) 硫黄含有量の増加は、き裂の発生寿命や初期き裂長さに影響せず、その含有量を 0.014 % から 0.001 % へ下げると、き裂進展経路となる硫化物が少なくなる作用により、き裂進展寿命を向上させている。
- (4) 浸炭鋼におけるき裂発生寿命は表層の引張特性から Manson の共通勾配法を一部修正することで推定でき、求

めた初期き裂長さから破壊力学を用いて算出したき裂進展寿命とあわせ、破断寿命の予測が可能である。

(文 献)

- 1) T.Hayashi, H.Usuki, N.Miura, Y.Murakami and M.Honda: SAE Technical Paper Series No.2003-01-1310(2003).
- 2) 宮崎貴大, 服部篤, 松村康志, 狩野隆: 電気製鋼, 77 (2006), 19.
- 3) 金澤健二, 木村恵, 阿部孝行, 植田勇夫, 村松一浩: ばね論文集, 40 (1995), 5.
- 4) 堀本雅之, 松本 斉, 牧野泰三, 村井暢宏, 織田和幸, 有見幸夫, 藤川智士, 西野隆之: 材料, 52 (2003), 1318.
- 5) 本田正寿, 紅林豊: 電気製鋼, 73 (2002), 29.
- 6) 並木邦夫, 飯久保知人: 電気製鋼, 59 (1988), 5.
- 7) 日本材料学会: 金属材料疲労き裂進展抵抗データ集, (1983).
- 8) S.S.Manson:Exp.Mech., 5(1965),193.
- 9) 小林邦彦, 成本朝雄, 船越督巳, 平井征夫: 川崎製鉄技報, 8 (1976), 336.