

論説



Paper

浸炭材の低サイクル衝撃疲労特性に及ぼす硬さプロファイルの影響

宮崎貴大*, 服部篤*, 松村康志*, 狩野隆*

Effect of Hardness Profile on the Low Cycle Impact Fatigue Properties in Carburized Steels

Takahiro Miyazaki, Atsushi Hattori, Yasushi Matsumura, and Takashi Kano

Synopsis

Effect of hardness profile on the low cycle impact fatigue properties in carburized steels was studied by using gear impact testing machine.

The low cycle impact fatigue strength was especially improved by decreasing the Effective Case Depth (ECD). The crack initiation life was unaffected by the change of hardness profile and intergranular oxidation. The crack propagation life of steels with shallow ECD was longer than that of steels with deep ECD. It was found that decreasing ECD shortened the crack length with a decrease in brittle fracture length. As a result, the decrease of crack length retarded crack propagation, because of decreasing the stress intensity factor range.

1. 緒 言

自動車の主要な構成部品のひとつである浸炭歯車では、歯元の曲げ疲労強度の向上が望まれており、場合によっては、断続的な衝撃負荷が繰り返し入力されることで破壊に至る低サイクル衝撃疲労強度の向上が課題^{1),2)}となっている。

一般に、低サイクル疲労は、塑性ひずみに支配されているとともに、き裂伝播寿命が疲労寿命の大半を占めている³⁾現象でもある。このため、低サイクル疲労特性は、韌延性の高い材料が優れることが知られている。しかしながら、

硬さ、韌延性が勾配を持つ浸炭鋼^{4),5)}に対する明確な指針はなく、き裂進展に着目した研究事例も少ない。

そこで、本研究では、浸炭歯車を用いて衝撃疲労試験を実施し、き裂発生から破損に至るき裂挙動を調査することで、硬さプロファイルが低サイクル衝撃疲労強度に及ぼす影響について検討した。

2. 実験方法

2. 1 試験片の作製方法

供試材の化学成分を Table 1 に示すが、基本成分は、大同特殊鋼(株)の開発鋼である DSG 鋼にボロンを添加したも

Table 1. Chemical composition of test steels (mass%).

Steel No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	B
1	0.10	0.08	0.80	0.008	0.015	1.00	0.40	0.0015
2	0.15	0.08	0.80	0.009	0.014	1.00	0.40	0.0014
3	0.20	0.08	0.80	0.008	0.015	1.00	0.41	0.0014
4	0.25	0.08	0.80	0.008	0.015	1.00	0.40	0.0015

2006 年 1 月 20 日受付

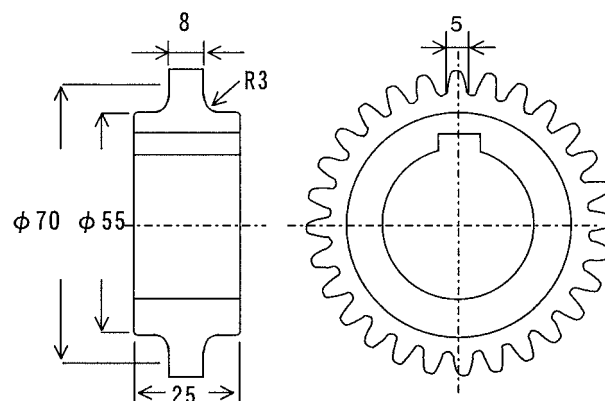
* 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Research & Development Lab., Daido Steel Co., Ltd.)

のである。本研究における、硬さプロファイルの影響は、心部硬さと浸炭プロファイルを変化させることで評価するため、供試材の炭素濃度を 0.10 ~ 0.25 mass% の範囲で 4 水準に振った。また、炭素以外の主成分の特徴は、ガス浸炭処理における粒界酸化の生成を抑制するため、低 Si となっていることである。これらの鋼を真空誘導炉で溶製し、150 kg の鋼塊を得た。これを熱間鍛造により直径 80 mm の丸棒に鍛伸し、焼ならしおよび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。Fig.2 には、浸炭条件を示す。主に処理時間を制御することで、各鋼種の浸炭深さを 3 ないしは 4 水準に変化させ、計 13 水準の浸炭プロファイルを得た。

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繰返し疲労試験を実施した。このときの試験



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.

No.	Aim	Heat treatment
S	Low ECD ↑ ↓ High ECD	
A		
B		
C		

CP: Carbon potential (%)

Fig.2. Conditions of heat treatment.

機概要を Fig.3 に示す. これは歯車をかみ合わせた状態で, ドライブ側の歯車にハンマー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, いくつかの歯を切断し, 1 歯かみの状態にしている.

衝撃荷重は, 振上げ角度をそれぞれ 6° , 7° , 8° に設定することで変化させた. 各設定角度の場合に与えられる衝撃エネルギーは, それぞれ 6.9 J, 9.3 J, 12.2 J 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 Nf によって E-Nf 線図を描き, Nf 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, 平歯車試験片の歯元 R 部表面にゲージ長 1 mm の 1 軸汎用箔ひずみゲージを貼付け, 試験中の全ひずみおよび塑性ひずみを測定するとともに, 疲労き裂の発生を検知することを試みた.

2. 3 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) 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 % 硝酸メチルアルコールで腐食した組織を光学顕微鏡で観察することで評価した. また, 粒界酸化および疲労き裂の評価もあわせて行った. このときの粒界酸化は, 以下のように評価した. 腐食前の状態で, 表層に存在する粒界酸化層を光学顕微鏡で識別し, 数視野において最も深い部位の表層からの距離を測定し, その平均深さを粒界酸化層深さとした.

試験後の破面形態は走査型電子顕微鏡 (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.

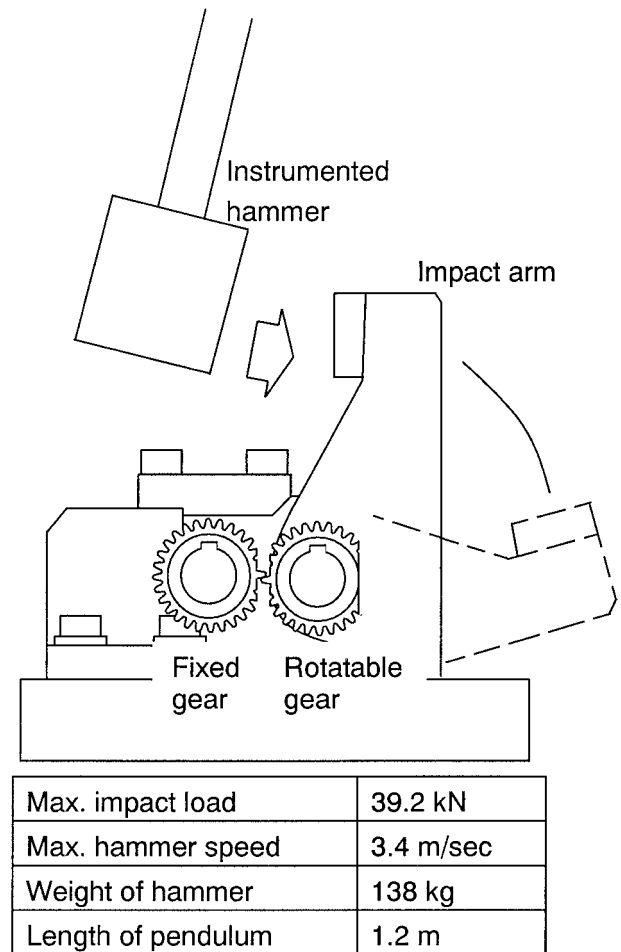


Fig.3. Schematic shape and size of gear impact testing machine.

Table 2. Carburizing properties of specimens taken from tooth roof.

Steel	Heat treatment condition	No.	Hardness, Hv		ECD (mm)	Depth of intergranular oxidation (μ m)
			Surface	Core		
1	A	1A	726	313	0.53	3
	B	1B	736	332	0.78	5
	C	1C	725	330	1.26	7
2	A	2A	712	365	0.57	3
	B	2B	724	348	0.86	5
	C	2C	720	386	1.36	6
3	S	3S	739	410	0.46	2
	A	3A	732	390	0.70	3
	B	3B	722	419	0.98	4
4	C	3C	708	431	1.65	6
	A	4A	724	469	0.78	3
	B	4B	714	453	1.17	5
	C	4C	705	466	1.76	6

3. 実験結果と考察

3. 1 歯車衝撃疲労特性

3. 1. 1 試験片の硬化特性とミクロ組織

ガス浸炭処理後の試験片の硬さデータを Table 2 に整理した. この表中には, 粒界酸化層深さも示した. 表層硬さは, すべての供試材ではほぼ同じであるが, 心部硬さと ECD は, 心部炭素濃度と浸炭条件によって有意に変化している. 例えば, 炭素濃度が高い鋼種の心部硬さは, 453 ~ 469 HV であり, それぞれが炭素濃度に見合うマルテンサイトの硬さとなっている.

Fig.4 は, 鋼種 1 のミクロ組織であるが, 表層の粒界酸化層および粒界酸化周囲の不完全焼入層の深さは, 浸炭時間が長くなるに従い増加していることが確認できる.

3. 1. 2 衝撃疲労試験結果

Fig.5 に, 衝撃エネルギー E と破損回数 N_f の関係を示す. (a) は, 鋼種 1 についての結果であり, 心部硬さは同じで ECD を変化した場合の E - N_f 線図の差異を示している. 図から, 100 回強度は, ECD が浅くなるほど向上していることがわかる. (b) は, 同一の浸炭条件 (処理 A) で処理した鋼種 1 ~ 4 に対する E - N_f 線図であり, 主に心部硬さを変化させた場合の影響を示す. 実際には各鋼種間で ECD が若干異なっているが, それを考慮しても, 心部硬さの影響は (a) に示した ECD の影響よりも小さいことがわかる.

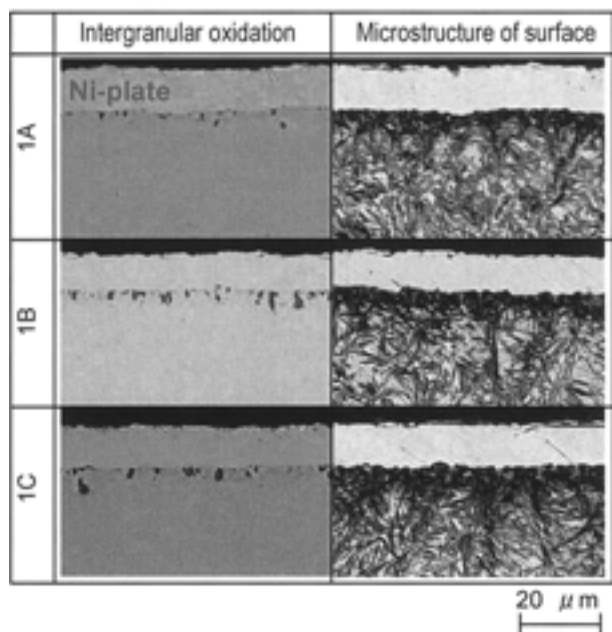


Fig.4. Optical micrographs of intergranular oxidation and microstructure at near surface zone.

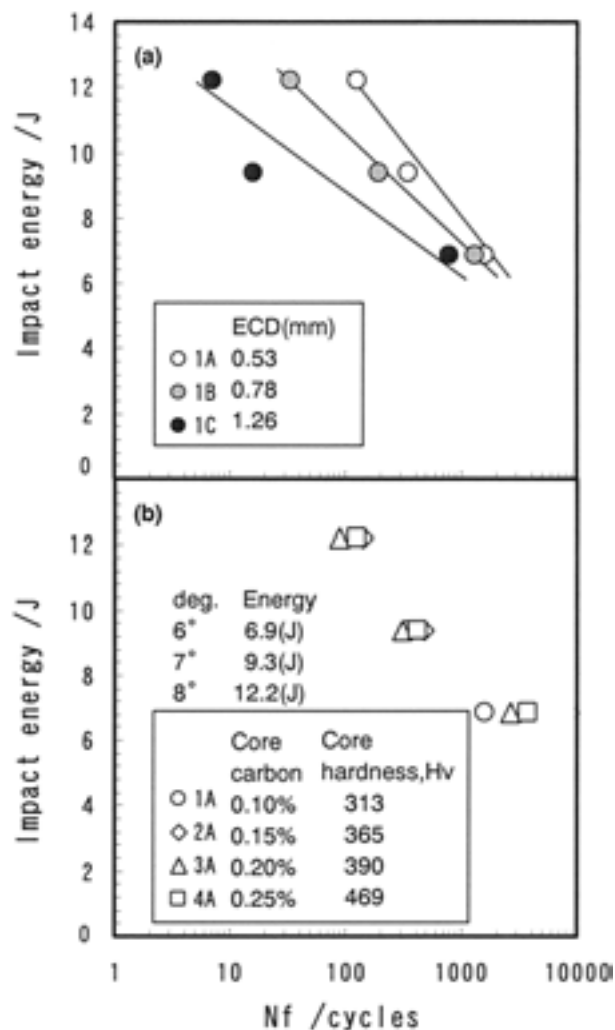


Fig.5. Relation between impact energy and number of cycles to failure. (a) Effect of ECD. (b) Effect of core hardness.

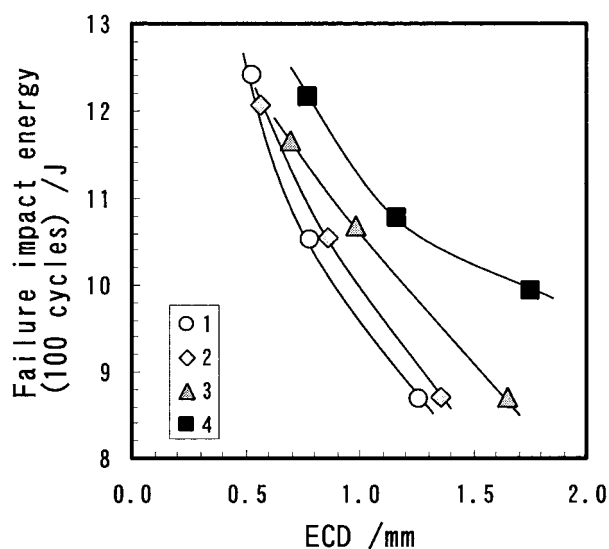


Fig.6. Relation between failure impact energy at 100 cycles and ECD.

Fig.6 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 回強度に対する影響は、心部硬さ（鋼種間の差）よりも ECD の方が大きいことが確認できる。ただし、100 回強度が低い場合は、いい換えると、与えられる衝撃エネルギーが低い場合には、強度に対する心部硬さの影響が大きく現れている。

低サイクル疲労強度に及ぼす心部硬さの影響は、一般的には塑性ひずみの観点で考察されており⁴⁾、心部硬さが硬いほど浸炭層表面の塑性ひずみが抑制され、き裂発生寿命が向上すると報告されている。Fig.6 で確認された心部硬さの影響も同様の効果があるものと考えられる。

3. 2 低サイクル衝撃疲労強度に及ぼす ECD の影響

ECD が浅いほど、強度が向上した理由を考察するために、ECD の異なる 2 つの材料の破面を比較した。Fig.7 に振上げ角度 6° で試験した場合の 3A, 3C の破面 SEM 像を示す。(a), (b) は破面全体像であり、(c), (d) は (a), (b) それぞれの起点部を拡大した SEM 像である。疲労破壊の起点は、硬さプロファイルに関らず、いずれも歯元の表層部であることが確認できる。また、ECD が深い 3C の破面ほど、脆性的に破壊したと考えられる面の領域が増加している。Fig.8 には、3C の破面の拡大写真を示す。(a) は起点部の拡大であり、(b) は Fig.7 の脆性破面の拡大であり、塑性変形をほとんど伴わない粒界破面と擬へき開破面で構成されていることがわかる。(c) は、(b) より 0.37 mm 程度内部の破面を示したものであり、典型的なストライエーションではないが繰返し衝撃によって形成されたと考えられる衝撃疲労破面であることが確認できる。すなわち破面は、初期には結晶粒界に沿って破壊が進行した後、脆性的な破壊が起こり、その後、疲労によって最終破断に至ったと推定される破面形態となっている。

ここで、これらの破面形成状況をより詳しく理解するため、ひずみゲージを用いてき裂の発生時期をとらえることを試みた。Fig.9 は、ECD を変化させた 3S, 3A, 3B における、歯元表面のひずみ量の変化を示す。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を全ひずみ、除荷後の最小ひずみを塑性ひずみとして計測した結果である。いずれの ECD においても、全ひずみと塑性ひずみは同一の傾きで単調に増加しており、ECD に関係なく塑性ひずみが約 0.4 % に達した時点で急激なひずみの増加が認められる。この時点では、ひずみゲージの断線が確認されている。ここで、図中の (a) ~ (d) の段階における歯元断面のマイクロ組織写真を Fig.10 に示す。き裂は、ひずみゲージが断線した (b), (d) の段階に認められ、

断線していない (a), (c) においては認められない。このことから、ひずみゲージが断線する以前のひずみでは、き裂は発生しておらず、ひずみゲージの断線は衝撃疲労き裂の発生をとらえたものと考えられる。Fig.9 において、ひずみゲージでとらえたき裂の発生寿命は、ECD には影響されておらず、上述したように、き裂発生時期は塑性ひずみ量によってのみ支配されていると推定される。

き裂発生寿命および破断寿命に対する ECD の影響を Fig.11 に整理する。この図からも、き裂発生寿命に対しては、ECD は影響しないことが理解できる。なお、ECD が増加すると、粒界酸化層深さが増加するという関係があるため、この実験事実は、き裂発生寿命に対して粒界酸化層

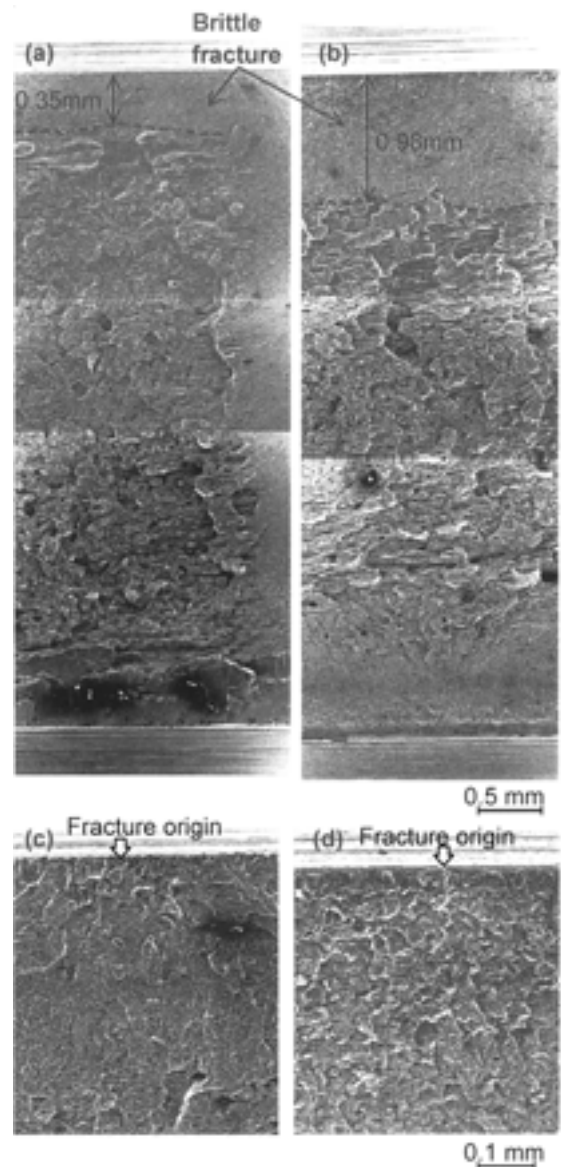


Fig.7. SEM micrographs of fracture surface. (a)(c) Steel No.3A, (b)(d) Steel No.3C.

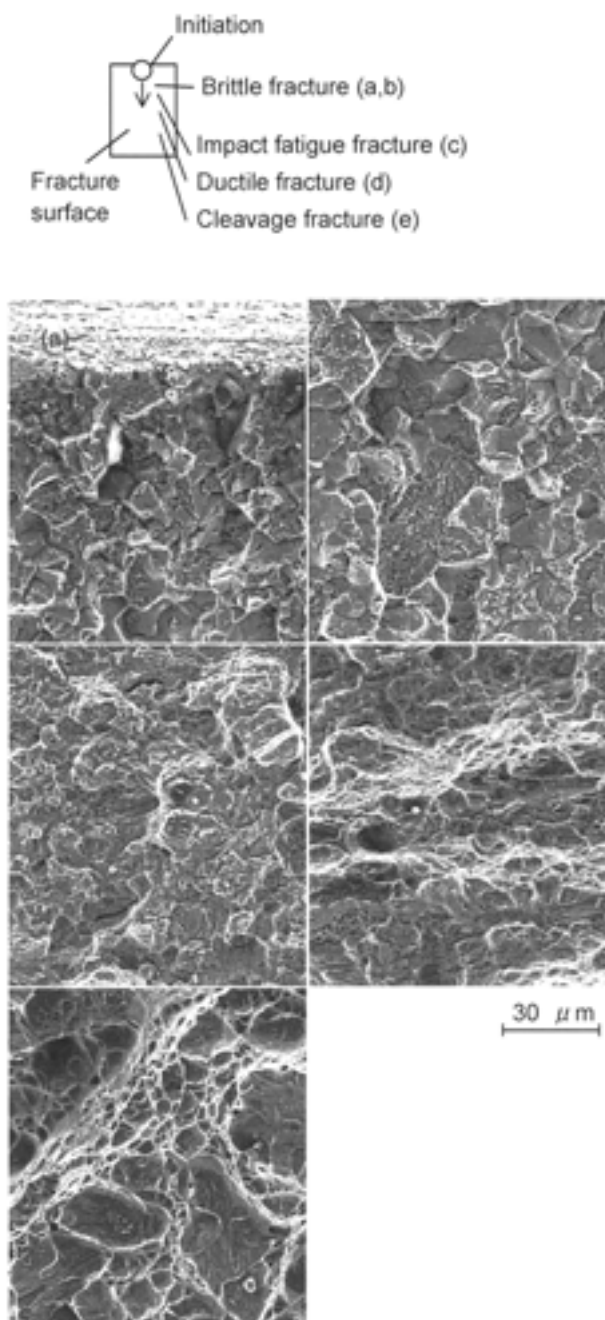


Fig.8. SEM fractographs of impact fracture surface of Steel No.3C.

深さが影響しないことを間接的に示しているといえる。また、破断寿命に対するき裂発生割合は小さく、ECD はき裂伝播に影響を及ぼしているものと考えられる。

Fig.10(b),(d) に示したき裂は、ひずみゲージでとらえたき裂であるが、(b)のき裂長さは0.29 mm、(d)のき裂長さは0.58 mm であり、ECD が深くなるほど検出したき裂は長いことがわかる。また、Fig.12 に示すように、Fig.10(b) のき裂は、表層の結晶粒界から発生し、粒界に沿って0.08 mm

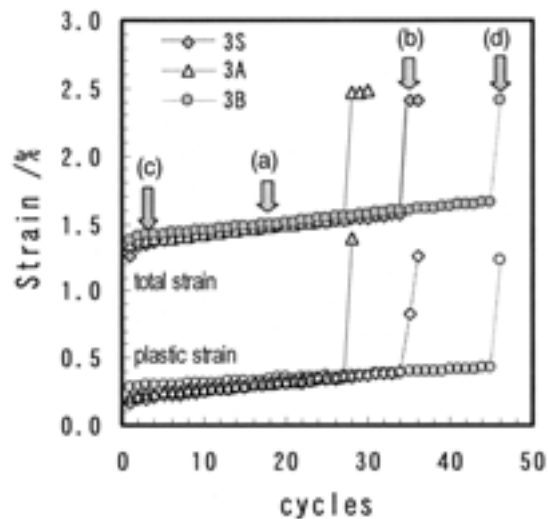


Fig.9. Effect of ECD on behavior of impact strain increase.

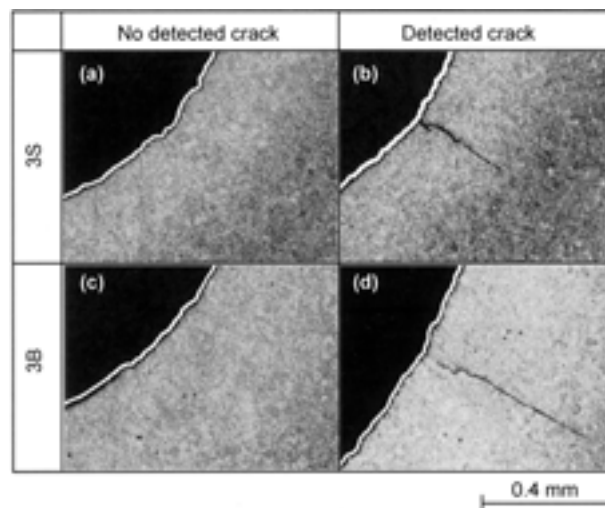


Fig.10. Microstructure of crack initiation at near surface zone.

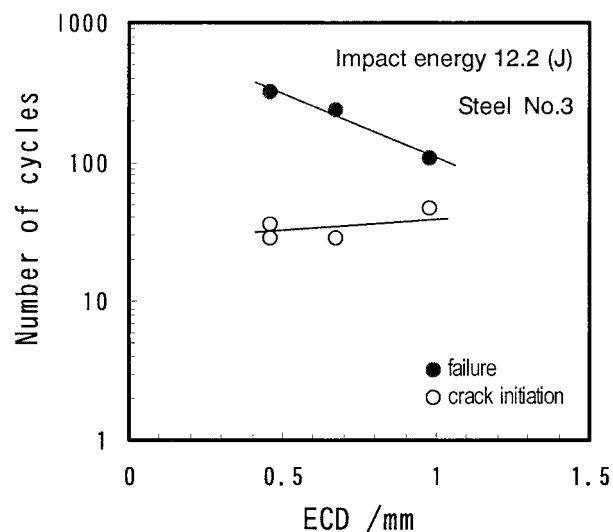


Fig.11. Relation between ECD and number of cycles to crack initiation and failure of Steel No.3.

程度進展した後、結晶粒内を進展していることもわかる。これは破面が、起点付近の粒界破面から擬へき開破面へ変化する状況とも対応しており、ひずみゲージで検出したき裂は、脆性的な進展をして停留したき裂であることが理解できる。なお、このき裂は、歯元 R 部の接線方向に対し垂直方向へ進展しており、主応力方向に対して垂直方向に進展しているという点で、いわゆる第二段階のき裂⁶⁾に相当するといえる。

Fig.13 は、ひずみゲージで検出したき裂長さと Fig.7 に示した脆性破面長さとの関係を示した図である。検出したき裂の長さは、起点部近傍の脆性的な破面の長さに一致している。この図は、ECD が深くなるほど、脆性的に進展し停留するき裂の長さが長くなるということを示しており、このことが、ECD が深くなるほど破断寿命が低下す

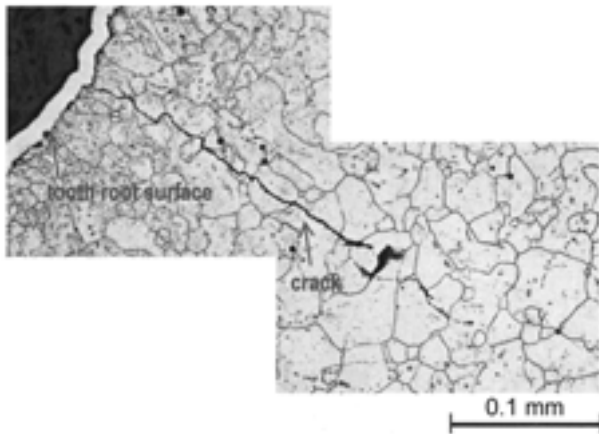


Fig.12. Optical micrograph of crack initiation at near surface zone of Steel No.3S.

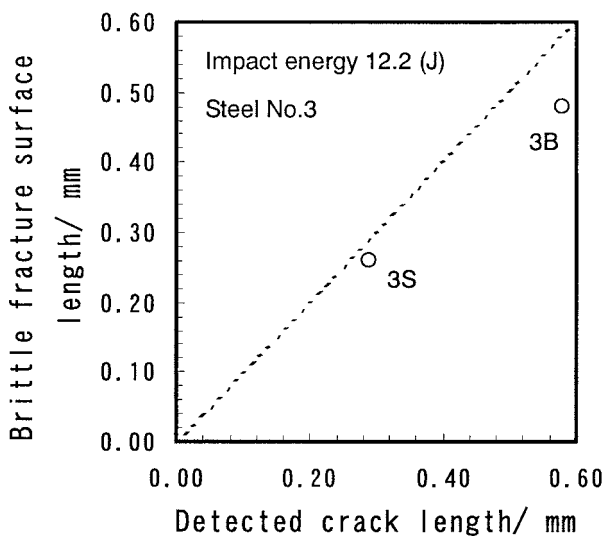


Fig.13. Relation between detected crack length and brittle fracture surface length of Steel No.3.

る理由となっている可能性がある。

3. 3 脆性き裂長さに及ぼす ECD の影響

Fig.14 に、3A, 3C の炭素濃度分布および硬さプロファイルを示す。この図と Fig.7 を比較すると、Fig.7 に示した両材の脆性き裂の停留位置（脆性破面の長さ；それぞれ 0.35 mm, 0.98 mm）は、両材とも炭素濃度が約 0.5 %、硬さが約 670 HV となる位置となっていることがわかる。つまり、脆性き裂の長さは、浸炭層中の炭素濃度、あるいは硬さによって決定されており、ECD が深くなることで、脆性き裂長さを規定する硬さ位置が深くなるため、脆性き裂長さが長くなるということを示唆している。

Fig.15 に、今回使用した歯車の歯元における応力拡大係数 K_I と破壊靱性値 K_{IC} を算出した結果を示す。なお、解析に用いた K_I は式 (1)、式 (2)^{7), 8)} から求めた。また、計算の前提条件を Fig.16 の模式図に示した。歯元 R 部表面から半円状のき裂が曲げ応力方向に垂直に存在し、内部へ進展すると仮定している。

$a < 0.2 \rho$ のとき

$$K_I \cong 0.650 \cdot \sigma_A \sqrt{\pi \sqrt{\text{area}}} \dots\dots\dots (1)$$

$$\cong 0.728 \cdot \sigma_A \sqrt{\pi a}$$

$a \geq 0.2 \rho$ のとき

$$K_I \cong 0.728 \cdot \sigma_0 \sqrt{\pi(c+d)} \dots\dots\dots (2)$$

き裂長さ： a 、切欠き底半径： ρ 、き裂面積： $\text{area} (= \pi a^2/2)$ 、き裂先端位置における応力： σ_A 、切欠きを含めたき裂長さ： $c+a$ 、公称応力： σ_0

ρ は 0.750 mm であり、式 (1)、式 (2) が連続するように $c (= 0.086 \text{ mm})$ を設定した。 σ_A は、ひずみゲージから求めた弾性ひずみ量を用い、フックの法則 ($\sigma = E \cdot \epsilon_e$ 、ヤング率： $E = 210 \text{ GPa}$ 、応力： σ 、弾性ひずみ： ϵ_e) から

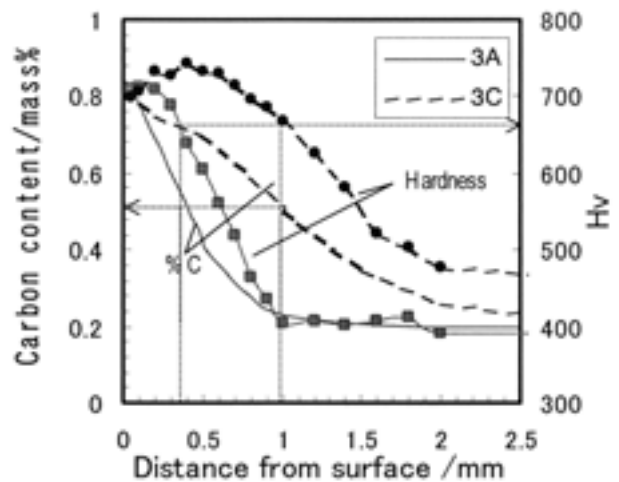


Fig.14. Profile of carbon contents and Vickers hardness of Steel No.3A and 3C.

歯元表面の応力を求めた。さらに、歯底 R 形状から求めた応力集中係数 $\alpha^{9), 10)}$ を使い、中心までの応力分布を推定した。

また、解析に用いた K_{IC} はビッカース硬さ HV から推定し¹¹⁾、以下の近似式 (3), (4) を用いた。

300 ≤ HV < 550 のとき

$$K_{IC} \cong -0.0003 \cdot HV^2 - 0.0918 \cdot HV + 173.2 \quad \cdots \cdots (3)$$

550 ≤ HV ≤ 800 のとき

$$K_{IC} \cong 0.0002 \cdot HV^2 - 0.3459 \cdot HV + 158.4 \quad \cdots \cdots (4)$$

K_{IC} よりも K_I が大きい領域では、き裂は不安定破壊によって進展するため、Fig.15 中の①および①'の範囲では脆性的な破壊が起こると考えられる。3S よりも ECD が深い 3B の場合、①' の不安定破壊領域が拡大している。また、この長さは、ひずみゲージで検出したき裂長さ、あるいは、Fig.7 に示した脆性き裂破面の長さとはほぼ一致している。このことから、起点近傍に認められる脆性破面は不安定破壊領域に対応していると考えられる。Fi.15 からは、不安定破壊から安定き裂進展へ遷移する際の K 値は、3S よりも ECD が深い 3B の方が大きくなることもわかる。

Fig.15 の関係をもとに、脆性き裂の発生とその進展速度に及ぼす ECD の影響を説明した図を Fig.17 に示す。(a) は、ECD を変化させた場合の K_I , K_{IC} の変化を示したものであり、ECD を浅くすることで、内部にわたって K_{IC} が大きくなるのがわかる。図中には、応力状態によって決まる K_I の分布を破線で併記したが、 K_{IC} の分布を示す

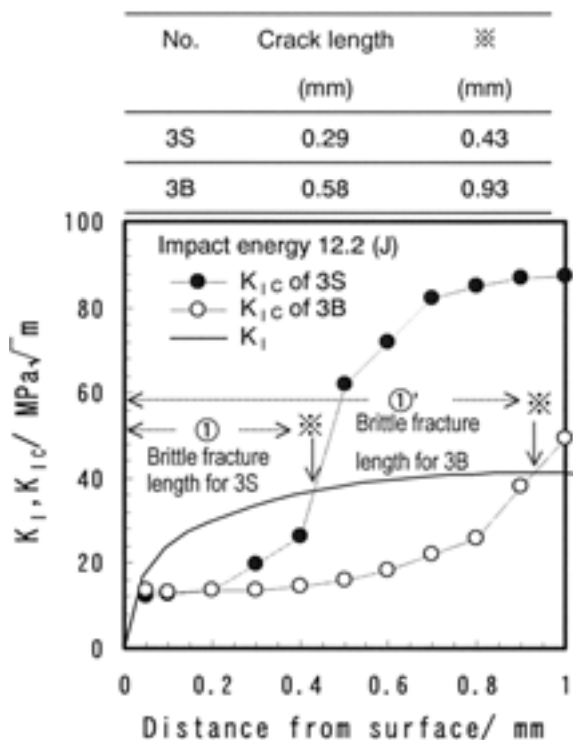


Fig.15. Influence of ECD on K_I - K_{IC} diagram.

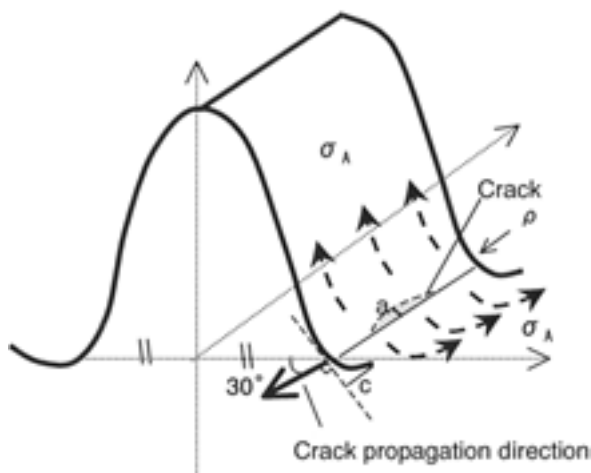


Fig.16 Schematic illustration of typically behavior of crack propagation.

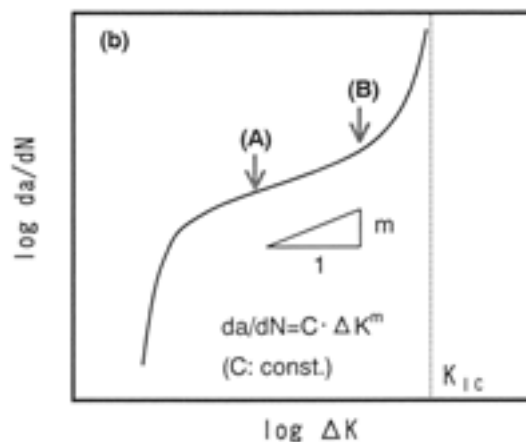
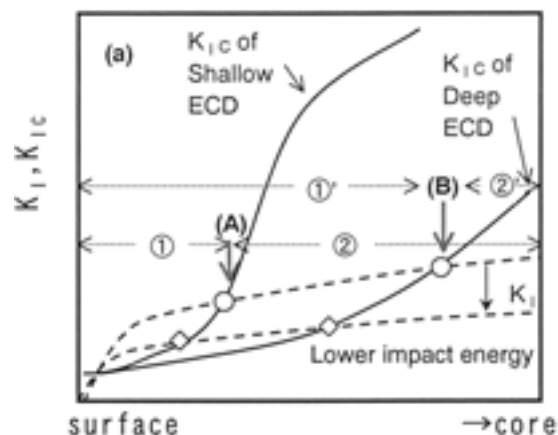


Fig.17 (a) Schematic illustration of K_I - K_{IC} diagram, (b) Schematic illustration of typically ΔK - da/dN diagram.

線と K_I の分布を示す線との交点の位置 (図中 (A), (B) の位置) が、脆性き裂長さを示し、ECD を浅くすることによって、この脆性き裂長さが小さくなることが説明できる。(b) は、応力拡大係数範囲 ΔK とき裂進展速度 da/dN の一般的な関係を示す。(a) の中に示した脆性き裂長さ (①, ①') を、(b) では、 $\log \Delta K$ の差として記述してある。この図によって、発生した脆性き裂の進展速度 da/dN は、脆性き裂長さが短くなる低 ECD 材の方が小さくなるということが説明できる。

Fig.15 ~ 17 は、衝撃エネルギーの高い振上げ角度 8° の場合の検討結果であるが、Fig.5(a) には、衝撃エネルギーの低い 6° の場合に、ECD の影響があまり認められなくなることが示されている。これは、Fig.17(a) に示すように、衝撃エネルギーが低くなるに従い、 K_I が小さい値を示すため、ECD が変化した場合の脆性き裂長さの差が小さくなることに対応しているものと考えられる。

また、Fig.6 では、100 回強度が低い場合、心部硬さの影響が大きいことが認められている。しかし、Fig.18 に示すように、脆性破面長さに相当する 700 HV 深さで整理し直すと、100 回強度による心部硬さの差は小さくなる。このことは、ECD (513 HV 深さ) よりも、脆性破壊き裂長さを規定する 700 HV 深さを硬さプロファイルを指標とすることで 100 回強度を精度良く推定できることを示しており、本項での線形破壊力学的な考察の妥当性を否定しない結果となっている。

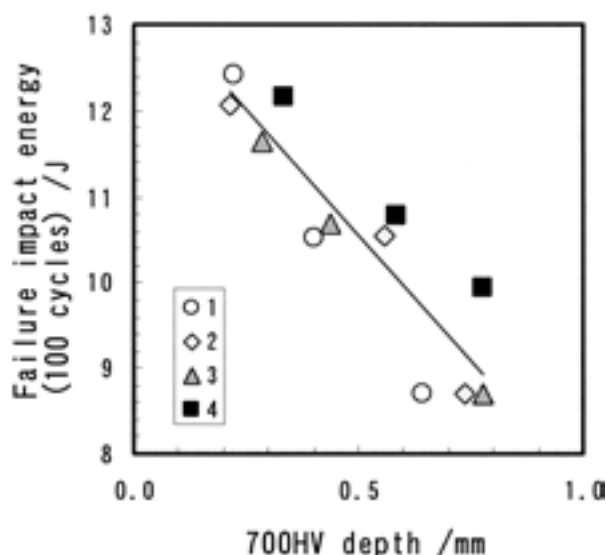


Fig.18. Relation between failure impact energy at 100 cycles and 700 HV depth.

4. 結 論

浸炭歯車の低サイクル衝撃疲労特性に及ぼす硬さプロファイルの影響を調査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、内部硬さよりも ECD の影響が大きい。低サイクル衝撃疲労特性の指標である 100 回強度は、700 HV 深さで整理でき、700 HV 深さを浅くすることで、破断寿命は大きく向上する。
- (2) 破断寿命は、疲労き裂の伝播寿命に支配されており、浸炭歯車における低サイクル衝撃疲労は、脆性的にき裂が発生した後いったん停留し、これが再び伝播することで破断に至ることが確認された。
- (3) ECD は、き裂の発生寿命には影響を及ぼしておらず、ECD が浅いほど、脆性的に発生するき裂の長さが短くなるという作用によって、き裂伝播寿命を向上させている。

(文 献)

- 1) 松島義武, 安部 聡, 安木真一: 神戸製鋼技報, **50** (2000), 57.
- 2) 田中道七, 中山英明: 材料, **23** (1974), 678.
- 3) 森野数博, 西谷弘信, 西村太志: 日本機械学会論文集 (A 編), **63** (1997), 657.
- 4) 堀本雅之, 松本 齊, 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) 並木邦夫, 飯久保知人: 電気製鋼, **59** (1988), 5.
- 6) 西谷弘信: 疲労強度学, オーム社, (1985), 107.
- 7) 村上敬宣, 石田 誠: 日本機械学会論文集 (A 編), **51** (1985), 1050.
- 8) 宇佐美三郎: 機械設計, **48** (2004), 30.
- 9) 西田正孝: 応力集中 増補版, 森北出版, (1967), 637.
- 10) 中村宏: 高周波焼入れと疲労強度, 日刊工業新聞社, (1963), 27.
- 11) S. Ando: Proc. Int. Conf. Mech. Beh. Mat., The Soc. Mat. Sci., Japan, (1972), 331.