

# ガス浸炭焼入れを行った高Si、Cr鋼の 浸炭異常層の性状と耐ピッチング特性

Characteristics of gas-carburized and quenched surface of high Silicon,  
Chromium added steel and its influence on pitting life.

丸山 貴史\*<sup>1</sup> 藤松 威史\*<sup>2</sup> 常陰 典正\*<sup>3</sup>

Takashi MARUYAMA, Takeshi FUJIMATSU and Norimasa TSUNEKAGE

Synopsis : It is known that inter/intragranular oxidation and incomplete quenching occur frequently near the surface of steel parts during conventional gas-carburizing and quenching process. Gas carburized and quenched microstructure near the surface includes their defects which is so-called “abnormal surface layer”.

In this study, the influence of abnormal surface layer on pitting life was investigated by rolling contact fatigue test, microstructure observation and Electron Probe Micro Analyzer (EPMA) analysis.

We found that the pitting life of high Si, Cr steel was longer than that of JIS SCM420. Following two favorable features of abnormal surface layer of gas-carburized and quenched high Si, Cr added steel result in good performance.

(1) Depth of intergranular oxidation is shallow.

(2) Cr content near the surface is appreciably reduced after gas-carburizing. It forms incompletely quench-hardened, relatively soft, microstructure after following quenching process.

This relatively soft abnormal surface layer which includes shallow intergranular oxidation leads to advantages not only for suppression of detrimental surface crack but also for removal of surface defects by contact wear.

We found the increase of Si and Cr content in carburizing steel lowers the harmful effect of “abnormal surface layer” on pitting life.

Key words: Pitting life, Intergranular oxidation, Incomplete quenching, Abnormal surface layer, Rolling contact fatigue, High Si and Cr added steel, gas-carburized steel

## 1. 緒言

自動車用の駆動系部品である歯車の破損の多くは疲労破壊であり、その形態には大きく分けて歯元曲げ疲労による歯元折損と歯面疲労による損傷（ピッチングおよびスポーリング）に分けられる。歯元の曲げ疲労による破壊に対しては、ショットピーニングの適用により曲げ疲労強度を向上させることで抑制が可能である<sup>1, 2)</sup>。一方で、近年では燃費向上を背景とした潤滑油の低粘度化や部品の小型化により歯車への負荷はますます苛酷化しており、ピッチングによる歯面損傷が歯車の寿命を律速するようになっている。そのため、耐ピッチング特性の向上が重要になっている。

歯車同士が噛み合う際には、歯面において金属すべりによる摩擦力が生じる。その結果、表面からき裂が生成し、

表面を起点としたはく離（ピッチング）が起これと考えられている<sup>3)</sup>。耐ピッチング特性向上のために、材料側では、摩擦による発熱<sup>4)</sup>に対する材料軟化を抑制するために、焼戻し軟化抵抗性を上昇させるSi、Cr、Moといった合金元素の添加が有効とされている<sup>5)</sup>。また、熱処理方法や表面処理による対策としては表面欠陥となる浸炭異常層を低減するために真空浸炭の利用や研磨やショットピーニングといった手法が取られる<sup>6)</sup>。

しかしながら、浸炭焼入れ後に研削等の処理を施さずに浸炭焼入れのままのはく離状態では歯車が使用される場合も多く、最表面には浸炭時の浸炭異常層が残存している。この場合、異常層の性状が焼戻し軟化抵抗性や摩耗の進行、ひいては耐ピッチング特性に及ぼす影響について考慮する必要がある。

\*1 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ

\*2 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ、博士（工学）

\*3 研究・開発センター 軸受・構造用鋼グループ長 博士（工学）

ガス浸炭焼入れ時には、鋼材表面において雰囲気中の微量酸素と酸素との親和性が高い合金元素が優先的に結合することでスケールや粒界酸化といった酸化が進行し、その近傍は合金欠乏により焼入れ時にマルテンサイト変態ができないため、ベイナイト等の不完全焼入れ組織となる<sup>7)</sup>。粒界酸化については、予欠陥として一般にピッチングの起点となると考えられており、粒界酸化深さ低減による耐ピッチング特性向上が報告されている<sup>8)</sup>。しかしながら、粒界酸化以外の不完全焼入れ層を含めた浸炭異常層の性状と耐ピッチング特性との関係性については、未だに明確になっていない。

そこで、酸素と親和力が高いSi、Cr量を増加することで浸炭異常層の性状を変化させ、その耐ピッチング特性について調査した結果を報告する。

## 2. 実験方法

### 2.1. 供試材の調整

供試材として、Table1に示す化学成分の鋼を100kg真空誘導溶解炉にて溶製した。SteelAは、浸炭異常層の性状を変化させることを目的に高Si、Crの成分設計とし、焼入性をJIS SCM420（以降、SCM420）と同等とするためにMn添加量を低減した。また、比較鋼は一般的な歯車用はだ焼鋼であるSCM420とした。溶製した供試材を1250℃にてφ32に鍛伸後、ジョミニー試験片およびローラーピッチング試験片として使用した。ジョミニー試験は、JIS G 0561に従い、925℃の加熱温度で焼ならしを行った後に

試験片を作製し、925℃で焼入れを行った。ローラーピッチング試験片（小ローラー）は、925℃で焼ならしを行った後に試験部は、径φ26に仕上げ加工し、つかみ部については0.2mmの余肉を付与した粗加工とした。その後、浸炭焼入れ（Cp=0.9%、浸炭温度:930℃、焼入れ温度:830℃）、焼戻し（180℃）を実施し、最後につかみ部を仕上げ加工して作製した。大ローラーについては、SCM420を素材とし、小ローラーと同条件でガス浸炭を実施した後に、試験部を研磨仕上げで作製した。

SteelAおよびSCM420を用いてジョミニー試験を実施した結果をFig.1に示す。水冷端から20mm位置までSteelAとSCM420は同等の焼入性を示し、本試験片における焼入性の差による硬さの影響はほとんど無いと推定される。

### 2.2. ローラーピッチング試験

ローラーピッチング試験は、Fig.2に示すように大（φ130mm）、小（φ26mm）の2つのローラーを異なる周速で回転させることで模擬的に歯車における歯面すべりを再現し、耐ピッチング特性を評価することが可能な試験方法である<sup>9)</sup>。本試験においては、2軸式のローラーピッチング試験機を用い、試験面圧の上昇を目的に大ローラーには150mmRのクラウニング加工を施している。なお、大ローラーの周速を小ローラーより大きくすることで、小ローラーには回転方向と逆向きのすべりを与え、小ローラー側にはく離が生じるまでの繰り返し数で評価した。

Table1 Chemical composition of specimens.

	(mass%)					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
SteelA	0.21	0.5	0.3	1.8	—	—
JIS-SCM420	0.20	0.3	0.8	1.1	—	0.15

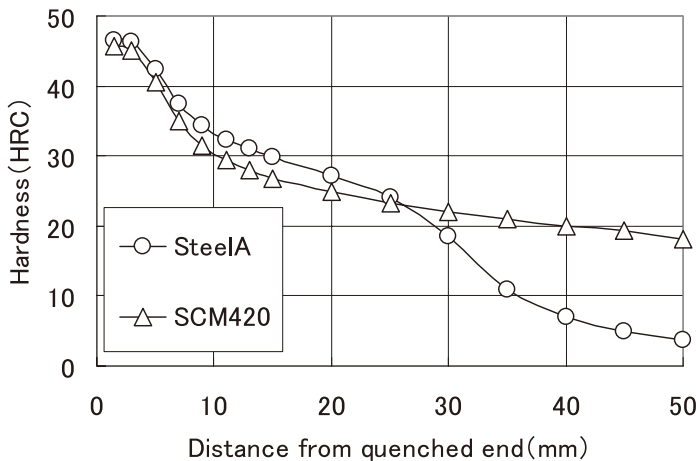


Fig.1 Jominy curves of SteelA and SCM420.

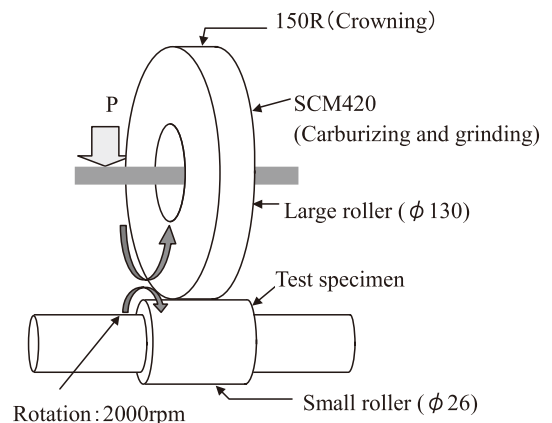


Fig.2 Schematic diagram of roller pitting test.

### 3. 実験結果

#### 3.1. ローラーピッチング試験による耐ピッチング特性比較

SteelAとSCM420の耐ピッチング特性の比較のためにローラーピッチング試験を実施した結果をFig.3に示す。SteelAは、SCM420と比較して耐ピッチング特性に優れ、50%累積破損確率寿命は2.7倍となった。

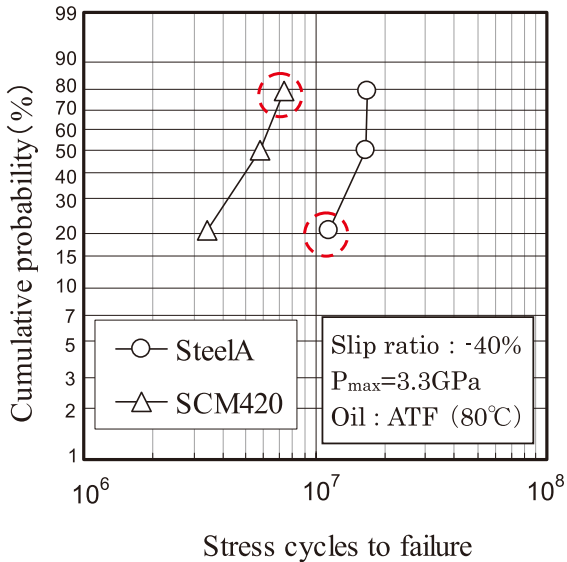


Fig.3 Roller pitting test result.

Fig.3中の破線丸印で記載したはく離後の試験片(SteelA: 1.1×10<sup>7</sup>サイクルではく離、SCM420:7.3×10<sup>6</sup>サイクルではく離)を用い、はく離部の外観観察を行った結果をFig.4に示す。試験片の回転方向は、写真の左から右である。はく離の性状は、両鋼種ともに回転方向とは逆向きに広がる矢じり型をしており、ピッチングによる破損であったことが確認された。なお両鋼種とも摺動幅は、8.0mm程度であり差はなかったことから、面圧低下の影響は無視できると考えられる。また、ローラーピッチング試験による軟化の影響を調査するために、試験前後で両鋼種試験部の硬さ分布を測定した結果をFig.5に示す。試験前後で両鋼種に硬さの差は認められないため、本試験における耐ピッチング特性の差は軟化抵抗では説明できない。

次に、摺動部の摩耗量の比較を行った。摩耗量の測定は、触針式の粗さ測定器を使用し、非摺動部から摺動部を横断するようにローラーピッチング試験片の円筒長手方向に20mm測定し、摺動部の最大深さを摩耗量と見なした。そのため、本報における摩耗量には、荷重による塑性変形も含まれている。摩耗量は、SteelAの摩耗量で20μm、またSCM420で摩耗量は7μmであり、SteelAはSCM420と比較してローラーピッチング試験における摩耗量が大きい結果であった。

はく離部およびき裂の観察を目的とし、ピッチング後の

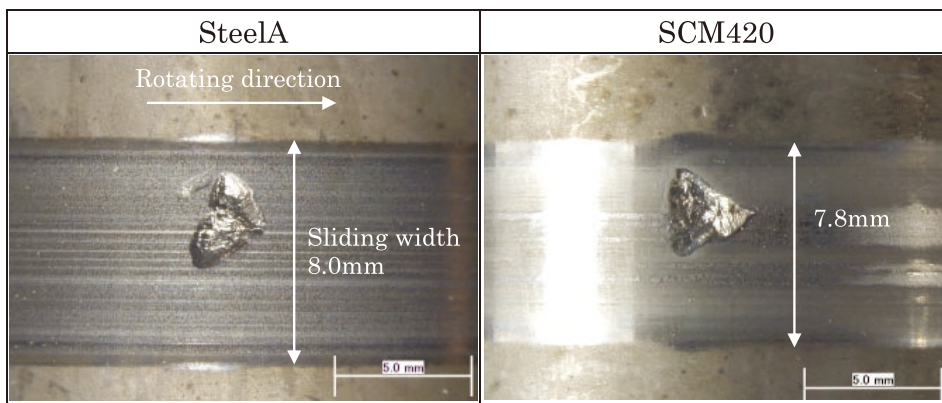


Fig.4 Micrographs of pitting part.

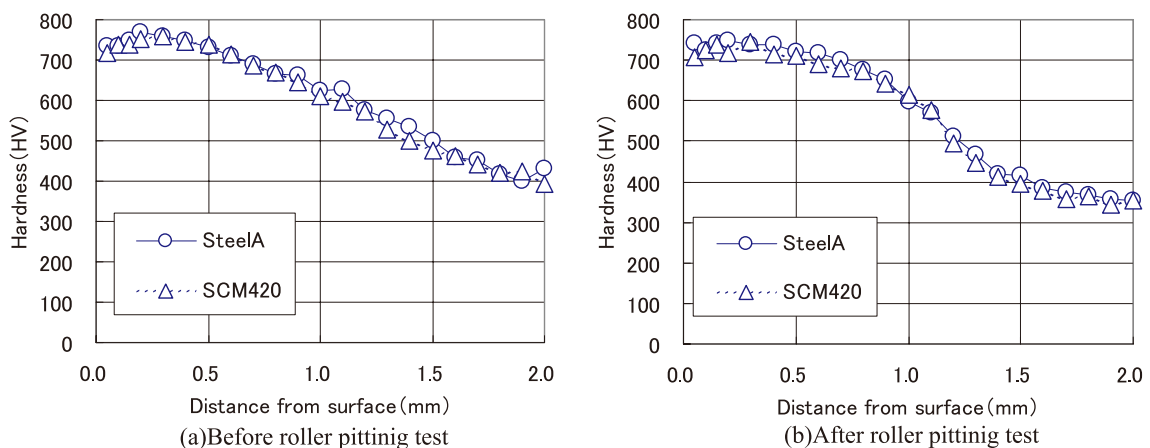


Fig.5 Hardness distribution of specimens.

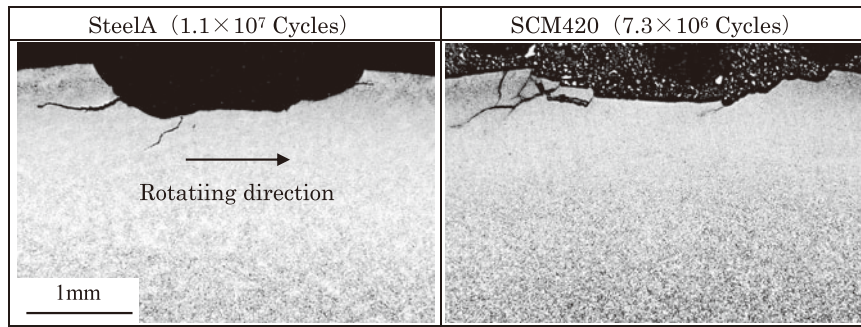


Fig.6 Optical microstructures of pitting part etched by 5% nital.

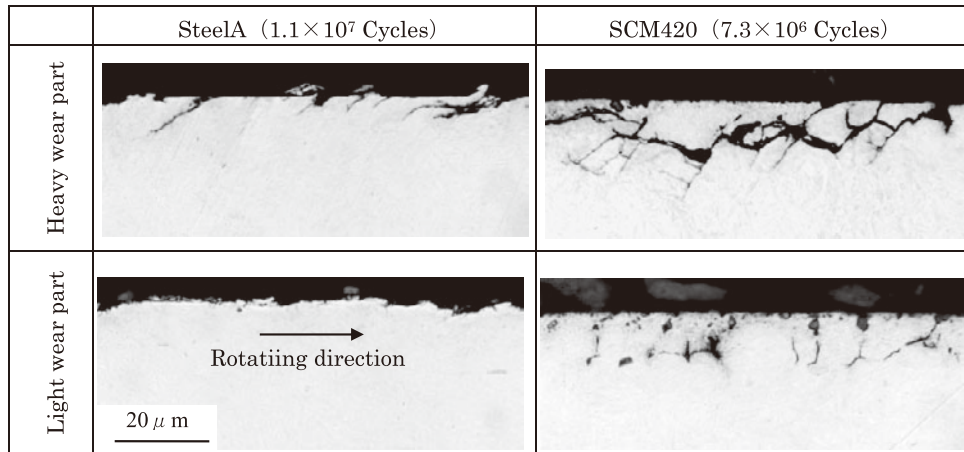


Fig.7 Optical microstructures of wear parts etched by 0.5% nital.

試験片をはく離部中心を円筒断面方向に切断し、ピッチング部断面の全景を観察した結果をFig.6に示す。また、き裂の詳細観察を目的として、Fig.6と同一試験片のはく離部近傍の損傷の大きい箇所と、はく離部から離れた損傷の小さい箇所の観察を行い、両鋼種の比較を行った結果をFig.7に示す。Fig.6、Fig.7ともに小ローラーの回転方向は、図中に記載しているように左から右である。Fig.6より、はく離部の深さは両鋼種共300~400 μmに及んでおり、はく離部の周囲には数多くのき裂が観察される。このはく離深さは、ヘルツ接触を仮定して計算される最大せん断応力深さと概ね対応する<sup>10)</sup>。Fig.7のき裂の観察結果からは、SteelAははく離部近傍の損傷の大きい箇所では、深さ10 μmまでのき裂が多数確認され、はく離部から離れた損傷の少ない箇所では、最表面が摩滅した様子が観察される。一方SCM420は、はく離部近傍では、粒界酸化を起点としたき裂が相互に連結した状態が観察されるが、はく離から遠い損傷の少ない部分では粒界酸化の状態で残存している。

したがって、SteelAとSCM420の摩耗特性の違いがピッチング特性に影響している可能性が見出される。しかしながら、SteelAは、SCM420よりピッチング寿命が長く、ピッチングに至るまでのサイクル数が多かったことが摩耗量を増大させた可能性があるため、より詳細な検証のために別途新たに途中止め試験を実施し、各サイクル数における摩

耗量の測定ならびにき裂の観察を行った。

### 3.2. 途中止め試験におけるき裂観察および摩耗量測定結果

Fig.4と同条件でローラーピッチング試験を実施し、1.0 × 10<sup>5</sup>サイクル、1.0 × 10<sup>6</sup>サイクルで途中止めをすることで試験途中でのき裂の様相、摩耗の進行状況を観察した。なお、最表面におけるき裂観察の際は試験片の切断が必要のため、1.0 × 10<sup>5</sup>サイクル、1.0 × 10<sup>6</sup>サイクル止めを行った試験片は異なる。

途中止めによる各サイクル数における摩耗量の測定結果をFig.8に示す。なお同図には、はく離寿命 (SteelA:1.1 × 10<sup>7</sup>サイクルではく離、SCM420:7.3 × 10<sup>6</sup>サイクルではく離) での摩耗量測定結果も含めた。両鋼種とも、ピッチングまでの全摩耗量のうち大半は、1.0 × 10<sup>5</sup>サイクルまでに生じている。これには、荷重負荷に伴う塑性加工が加味されている。SteelAとSCM420を比較すると、SteelAの方が1.0 × 10<sup>6</sup>サイクルまでの摩耗量が大きく、特に寿命初期である1.0 × 10<sup>5</sup>サイクルまでの摩耗量が大きい。摩耗量を1.0 × 10<sup>5</sup>サイクル当たりの摩耗量に換算した結果をTable2に示す。SteelAは、SCM420と比較して寿命初期である1.0 × 10<sup>5</sup>サイクルまでの摩耗速度が非常に早い、1.0 × 10<sup>6</sup>サイクル以降については同等の摩耗速度であった。



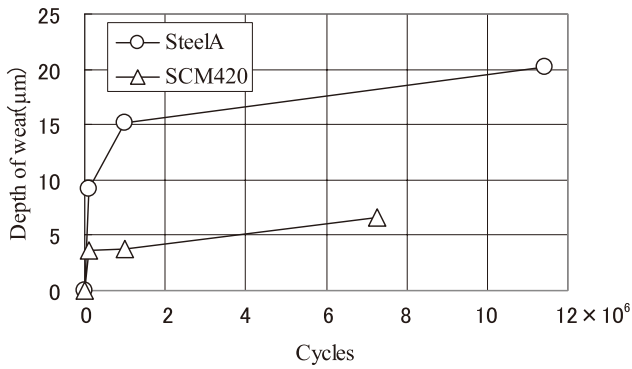


Fig.8 Depth of wear in each cycles.

Table2 Wear rate per 10<sup>5</sup> cycles.

	SteelA	SCM420
~10 <sup>5</sup> Cycles	9.20 μ m	3.60 μ m
10 <sup>5</sup> ~10 <sup>6</sup> Cycles	0.67 μ m	0.01 μ m
10 <sup>6</sup> Cycles~pitting	0.06 μ m	0.05 μ m

次に、途中止めによる各サイクルでのき裂観察結果を Fig.9に示す。SteelAは1.0×10<sup>5</sup>サイクル時点で最表層の

粒界酸化部はほとんど消失しており、一方で表層から深さ4μm程度の微小なき裂が認められ、このき裂は試験片の回転方向とは反対向きに向かっている。更に1.0×10<sup>6</sup>サイクル時点では粒界酸化部が完全に消失し、微小なき裂が発生している。一方、SCM420はFig.7のはく離後(7.3×10<sup>6</sup>サイクル)のき裂観察結果と同様に1.0×10<sup>5</sup>、1.0×10<sup>6</sup>サイクルでは深さ10μmを超える粒界酸化が表層部に残存している。

以上の結果からSteelAとSCM420との違いとして、寿命初期の摩耗速度が大きく異なる点が挙げられる。よって、高Si、Cr組成を特徴とするSteelAは、摩耗により粒界酸化が早期に消失し、粒界酸化を起点としたき裂生成を抑えられることで、SCM420と比較して優れた耐ピッチング特性を示すものと推定される。

#### 4.考察

##### 4.1. 浸炭異常層の鋼種差について

高Si、Crはだ焼鋼であるSteelAがSCM420に比べ、浸炭焼入れままのはく離状態での耐ピッチング特性に優れる要

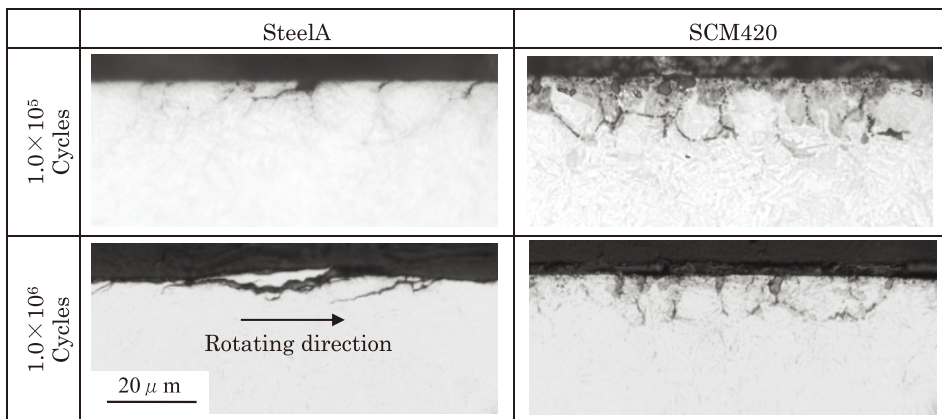


Fig.9 Optical microstructures of wear parts etched by 0.5% nital in each cycles.

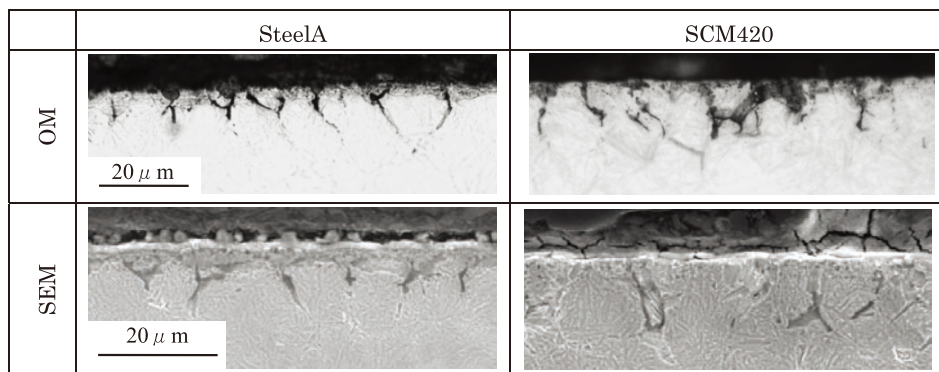


Fig.10 Optical and SEM microstructures of gas carburized specimens etched by 0.5% nital.

因として表層部の摩耗特性の違いが関与していると推定した。そこで、両鋼種における摩耗特性の違いをもたらす因子として、浸炭焼入れ後の鋼材最表面の浸炭異常層に着目し、その特性の違いを調査した。

浸炭焼入れを施した未試験のローラーピッチング試験片を使用し、試験部を円筒断面方向で切断後に光学顕微鏡ならびにSEMによる観察を行った結果をFig.10に示す。また、Fig.11にSCM420をベースとしてSi量を0.02mass%から1.02mass%まで変化させた場合のSi量とガス浸炭後の粒界酸化深さの関係を示す<sup>11)</sup>。Fig.11からガス浸炭後の粒界酸化深さは、添加Si量と相関を持ち、SCM420等の汎用はだ焼鋼のレベルであるSi量:0.2%程度までは添加Si量増加とともに粒界酸化深さが深くなり、さらにSi量が増えたと返って粒界酸化深さは低減し、Si量が0.5%以上でおおよそ一定の深さに収まる。このため、Fig.10に示すように高Si鋼であるSteelAのガス浸炭後の粒界酸化深さは、SCM420より浅くなっている。また、SEM観察結果からSCM420は最表面までマルテンサイト組織が形成されているのに対し、SteelAは最表面近傍にマルテンサイトとは異なる不鮮明な組織が観察された。

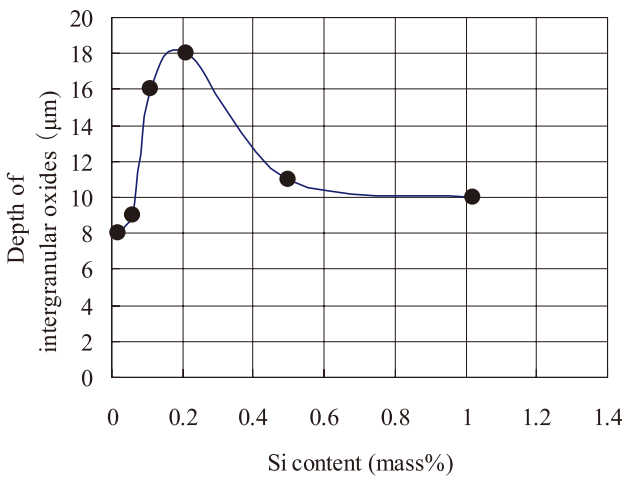


Fig.11 Relationship between Si content and depth of intergranular oxidation.<sup>11)</sup>

次に酸素との親和性が高く、浸炭異常層内の成分変動が予想される合金元素の存在状態を測定するためEPMA測定によりSi、Cr、Mn、Moの元素マッピングを行った (Fig.12)。なお、EPMA測定時のビーム径は1μmであり、幅方向、深さ方向ともに数μm程度の広がりを持った領域を測定していると推定される。SteelA、SCM420ともに最表面近傍にCr、Mnの濃化が認められた。これは酸素と結合し易いCr、Mnが、ガス浸炭時に酸化物を形成したためと考えられる。また、SteelAではCr、Mnの濃化帯は鋼材表面より内部側であるのに対し、SCM420では鋼材表面の極近傍に存在しており、両鋼種には違いが見られた。SteelAで

は鋼材最表面から内側において内部酸化が生じて、Cr、Mn酸化物が形成したものと考えられ、SCM420では鋼材最表面極近傍でのCr、Mnの酸化が進んだものと考えられる。一方、SiはSteelA、SCM420ともに粒界酸化部に特に濃化していることから、粒界酸化はSi酸化物を主体に形成されていると考えられる。Moについては偏在が認められなかったことから、酸化反応に関与していないと見られる。

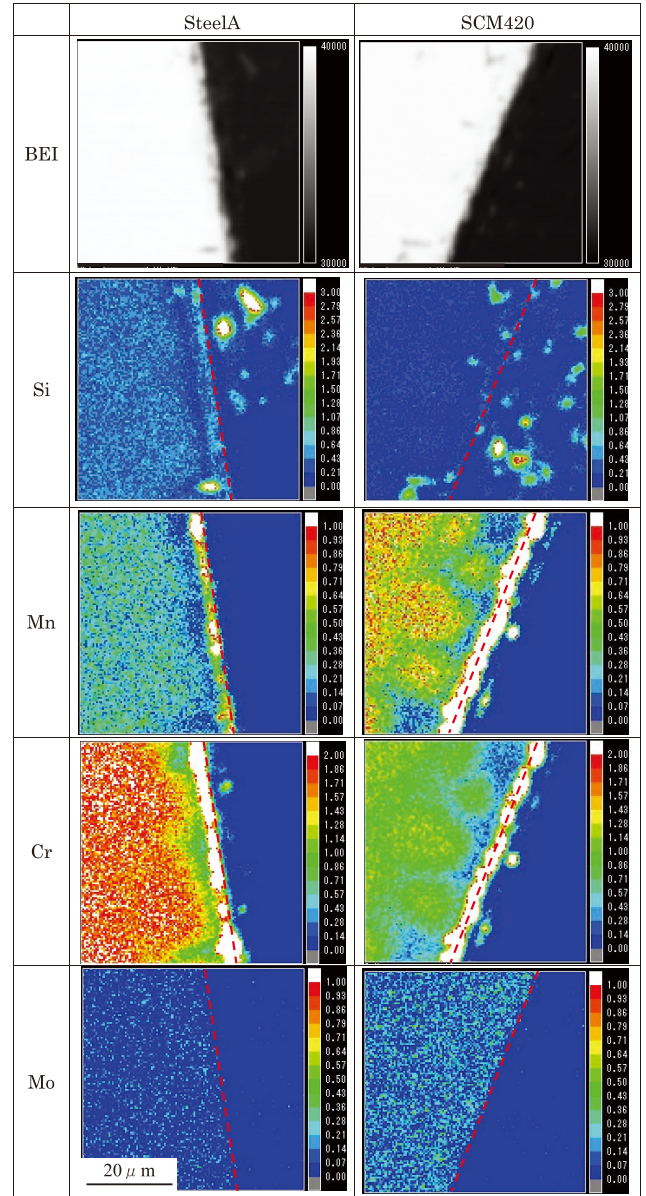


Fig.12 Elemental mappings by EPMA for specimens. Dash line in each image indicates surface position of specimen.

更に、Cr濃度は両鋼種とも最表面近傍に低い領域が認められ (SteelA:添加Cr量1.8mass%→1.0mass%程度、SCM420:添加Cr量1.1mass%→0.7mass%程度)、粒界酸化部周辺でその領域がやや深くなる傾向がある。また、SteelAは、概ね表層から10μm深さまではCr濃度が低い のに対し、SCM420は最表面近傍でも粒界酸化が存在し

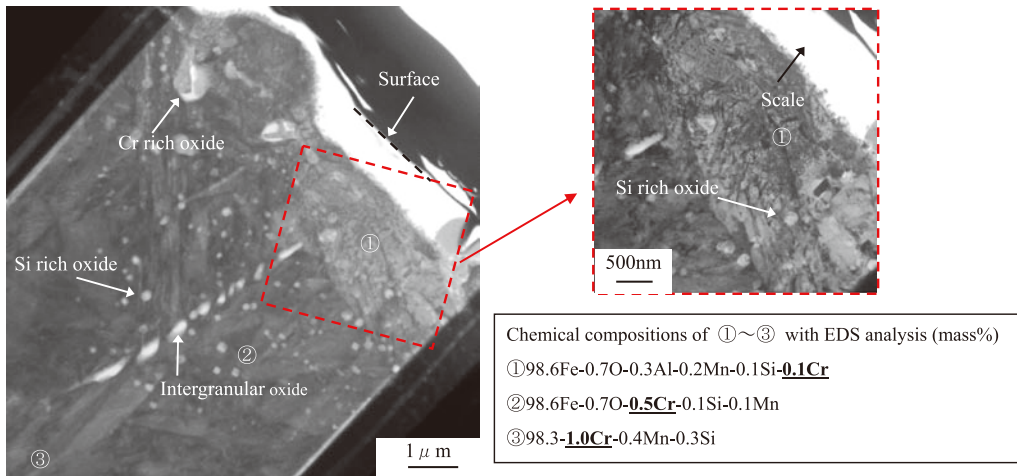


Fig.13 TEM microstructures of SteelA.

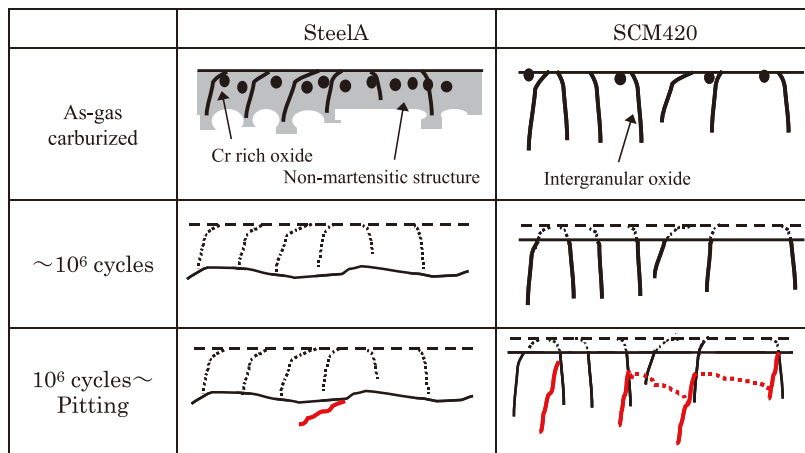


Fig.14 Schematic figure of pitting behavior in carburized specimens.

ない場所では添加Cr量と同等のCr量を示す。

SteelAの最表面近傍のミクロ組織を詳細に観察するためTEM観察を行った結果をFig.13に示す。表面から10μm深さまでには多くの酸化物が認められ、数100nmサイズのCr、Mn系酸化物（特にCr含有量が高い）と100nm以下のSi系酸化物が多く存在している。また、最表面近傍は微細なパーライト組織を呈している。これは合金元素が酸化物として消費されるため欠乏し、浸炭焼入れ時にマルテンサイト変態することができなかったことで生成したと見られる。最表面から10μm内部においてCr量は1.0mass%程度であり、添加Cr量1.8mass%に対し、0.8mass%程度低下していた。この結果は、EPMAマッピング分析結果とも良く対応する。

以上をまとめると、高Si、Cr含有のSteelAはガス浸炭時に最表面近傍で粒界のみならず粒内での内部酸化により、Cr系酸化物を多く形成した結果、母相の合金元素が欠乏するために焼入性が低下し、最表面近傍が硬質なマルテンサイトではなく、パーライトやベイナイトといった軟質な不完全焼入組織で構成されると推定した。

#### 4.2. 耐ピッチング特性向上メカニズムの推定

高Si、Cr含有のSteelAが、SCM420と比較してガス浸炭後の耐ピッチング特性に優れるメカニズムとして、異常層の性状および摩耗特性の観点から以下の様なメカニズムを推定した。また、Fig.14に概念図を示す。

##### 【SteelA】

- ① ~10<sup>6</sup>サイクル:軟質な不完全焼入層が早期に摩耗すると同時に、粒界酸化が消失し、粒界酸化は含まない摩滅した面を形成
- ② 10<sup>6</sup>サイクル~ピッチング:最表面から摩擦力によりき裂生成後、き裂が伝ばしはく離に至る

##### 【汎用はだ焼鋼:SCM420】

- ① ~10<sup>6</sup>サイクル:表層まで硬質なマルテンサイト組織であるため摩耗はほとんど進行せず、粒界酸化が残存し続ける
- ② 10<sup>6</sup>サイクル~ピッチング:粒界酸化を起点としたき裂が発生後、き裂が伝播、連結してはく離に至る



## 5. 結言

浸炭異常層の性状が耐ピッチング特性に及ぼす影響を明らかにする目的で高Si、Cr含有のSteelAと汎用はた焼鋼SCM420の比較調査を行った結果、以下の知見を得た。

- (1) SteelAは、SCM420と比較して高Si化することで粒界酸化深さが低減される。更に、高Cr化することで内部酸化によりCr系酸化物を多数形成し、最表面から10 $\mu$ m深さまで合金が欠乏する。このため、最表面近傍の焼入性が低下し、表層が軟質な不完全焼入組織となる。
- (2) 高Si、Cr含有のSteelAがSCM420と比較してガス浸炭後の耐ピッチング特性に優れる理由は、表層に軟質な異常層が存在するため、ローラーピッチング試験において1.0 $\times$ 10<sup>5</sup>サイクルまでの寿命初期に表層が摩耗し、粒界酸化が消失することでこれを起点とした表面からのき裂生成を抑制するというピッチングメカニズムが考えられる。

以上の結果から、粒界酸化と不完全焼入れ組織を包括した浸炭異常層の性状はガス浸炭後の浸炭肌での耐ピッチング特性に大きく影響することが分かった。このように高Si、Cr化することは、浸炭異常層が残存した状態で使用される歯車においても、耐ピッチング特性の低下を抑制し、その有害性を下げる手段として有効である。

## 参考文献

- 1) 久松定興、金沢孝:自動車技術, Vol.41 (1987), 7, 722.
- 2) 小島芳彦、須沢昌之、西村克典、有見幸夫、三輪能久:マツダ技報, No.5 (1987), 165.
- 3) 木村利光、田中秀明、中村貞行:電気製鋼, Vol. 69 (1998), 7.
- 4) 木南俊哉、中村貞行:CAMP-ISIJ, Vol. 10 (1997), 472.
- 5) 安部聡、池田正一:神戸製鋼技報, Vol. 54, No. 3 (2004), 21.
- 6) 蟹澤秀雄、佐藤洋:熱処理, Vol.37, No. 5 (1997), 287.
- 7) 内藤武志:歯車の浸炭熱処理, 科学図書出版, (2010), 140.
- 8) 坂本和夫、福住達夫、上野英生:三菱製鋼技報, Vol.30 (1996), 1.
- 9) 丸山貴史:山陽特殊製鋼技報, Vol.21 (2014), 75.
- 10) 木南俊哉、中村貞行:電気製鋼, Vol.69 (1998), 41.

- 11) 中名悟、後藤洋昭、西川基裕、常陰典正:山陽特殊製鋼技報, Vol. 19 (2012), 38.
- 12) 安達裕司、福田康弘、笠松千尋、住田庸:愛知製鋼技報, Vol.22 (2004), 19.

### ■ 著者



丸山 貴史



藤松 威史



常陰 典正