

技術論文

Technical Paper

ショットピーニング処理された浸炭鋼の ピッチング寿命に及ぼすシリコン添加の影響

山口浩平*, 石倉亮平*, 松村康志*

Effect of Silicon on Pitting Life of Carburized Steel Treated by Shot Peening

Kohei Yamaguchi, Ryohei Ishikura, and Yasushi Matsumura

Synopsis

The present study investigated the effect of silicon on pitting life of carburized steel treated by shot peening. We prepared two test specimens which have different silicon and same surface roughness, hardness and residual stress after shot peening.

As a result, the high silicon steel which has high resistance to temper softening and low decrease in compressive residual stress under testing temperature has high resistance to pitting with wear. Wear speed during test and wear depth at the time of pitting have influence on pitting life. Lower wear speed and deeper wear depth at the time of pitting bring high pitting life. It would appear that surface hardness of steel during test which is related to performance of resistance to temper softening influences wear speed. Furthermore, low decrease in compressive residual stress under testing temperature brings deep wear depth at the time of pitting. That is because compressive residual stress has resistance to crack growth.

1. 緒 言

環境問題を背景として自動車や産業機械用の歯車部品には燃費向上のための小型軽量化ニーズが強いが、そのためには部品の高強度化が必要である。高強度化の手段としてショットピーニング (SP) が広く適用されており、これまでに歯元の曲げ疲労および歯面のピッチングに対する SP の効果についての検討結果が報告されている^{1)~2)}。実部品では駆動側、従動側の双方の高強度化により小型軽量化が達成されるため、双方に SP が適用されるケースが多く、同様に駆動側、従動側の双方に SP を施した試験片のピッチング寿命に及ぼす試験前の表面硬さ、残留応力、表面粗さの影響について鈴木らが

報告³⁾している。一方、ピッチング寿命に対してはシリコン (Si) 添加による 573 K での焼戻し硬さの向上や高温環境中の圧縮残留応力の存続が寿命向上に有効であるという報告⁴⁾があるが、駆動側、従動側の双方に SP を施した試験片のピッチング寿命に対する鋼材成分の影響を含めた報告例は無い。そこで本報告では、浸炭歯車に一般的に用いられる JIS 肌焼鋼 SCr420H と Si を高めた鋼について試験前の表面硬さ、残留応力、表面粗さが同一の試験片のピッチング寿命の評価を行い、駆動側、従動側の双方に SP を施した試験片のピッチング寿命に及ぼす Si 添加の影響を明らかにすることを試みた。

2013 年 5 月 28 日受付

*大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

2. 実験方法

2. 1 供試材

本研究で用いた供試材の化学成分を Table 1 に示す。これらの材料を 150 kg の真空誘導炉で溶製し、その後、熱間鍛造によって $\phi 32$ mm の棒鋼に鍛伸した。この棒鋼に 1223 K の焼ならし処理を施した後、機械加工にて $\phi 26.3$ mm \times 130 mm のローラーピッチング試験片（駆動ローラー）を作製した。続いて 1223 K での真空浸炭処理を実施した後、油焼入れ、焼戻し（403 K \times 8.4 ks）を行い、後述する SP 処理を実施した。なお、SP 処理前の表面粗さを揃えるため、浸炭処理後に試験部（転走面）は片肉 150 μ m の研磨を行い、いずれの試験片も転走面の直径を $\phi 26.0$ mm、粗さを $Ra \approx 0.25$ μ m に仕上げた。駆動ローラーの形状を Fig. 1 に示す。

SP 処理に用いる投射粒子の特性および SP 条件を Table 2 に示す。投射粒子は、浸炭歯車に一般的に適用されている硬さが約 800 HV である Conditioned Cut Wire (SP1) と、試験片の浸炭層より硬い 900 HV のアモルファス金属製の高硬度粒子 (SP2) を用いた。SP 処理は空気流型直圧噴流式装置を用いて行い、試験片転走部の領域を処理範囲とした。処理条件は 2 段処理であり、1 段目は SP1 粒を用い投射圧を 0.5 MPa、カバレッジを 400 % とし、2 段目は SP2 粒を用い投射圧を 0.5 MPa、カバレッジを 1200 % とした。

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

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo
SCr420H	0.19	0.18	0.75	1.05	0.03
Steel A	0.20	1.20	0.51	0.65	0.10

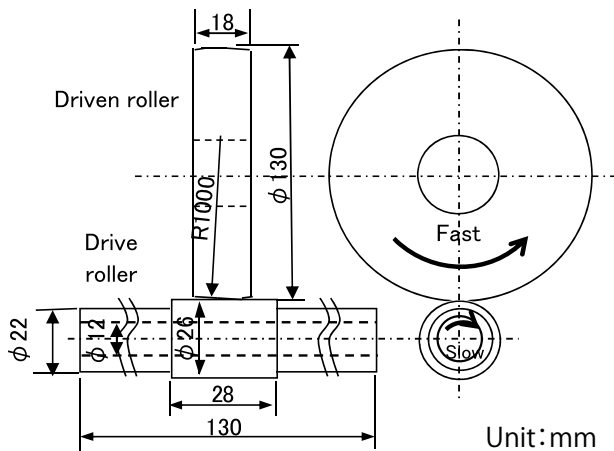


Fig. 1. Schematic diagram of roller pitting testing specimen.

Table 2. Shot peening conditions.

No.	Shot material	Diameter [mm]	Density [g/cm ³]	Hardness [HV]	Air pressure [MPa]	Coverage [%]
SP1	CCW	0.3	7.8	800	0.5	400
SP2	Amorphous metals	0.05	7.4	900	0.5	1200

2. 2 試験片の評価方法

試験片の最表面硬さおよび硬化層断面の硬さ分布は、マイクロビッカース硬さ試験機を用いて測定荷重 2.94 N にて測定した。最表面硬さは転走面をバフ研磨した後に測定した。また、炭素濃度および残留オーステナイト (γ_R) 量は、それぞれ電子プローブマイクロアナライザ (EPMA)、X 線回折法によって測定した。残留応力の測定は、JIS-B2711 に規定される X 線残留応力測定法により実施した。測定条件は、特性 X 線を Cr K α 線、測定方向を試験片の回転方向と同じ接線方向とした。電解研磨によって表面層の除去を行いながら測定を繰り返すことで、試験片の半径方向（深さ方向）の残留応力分布も測定した。

また、試験片を 573 K で 10.8 ks 焼戻し後の硬さ分布および 523 K、573 K で 10.8 ks 焼戻し後の残留応力分布についても測定した。

2. 3 ピッチング試験方法

ピッチング寿命の評価には、コマツエンジニアリング (株) 製ローラーピッチング (RP) 試験機を用いた。RP 試験は前述の Fig. 1 に示すように、駆動側、従動側の二円筒を油潤滑下にて一定面圧で接触させ、すべりを与えながら回転させることにより、歯車のピッチングを再現する試験である。試験条件は荷重 34.7 kN、すべり率 -60 %、回転数 1500 rpm とした。潤滑油はトランスミッション用油を用い、油温 323 K、流量 3 L/min で試験を行った。

試験に用いる従動ローラーは駆動ローラーと焼戻し硬さを同等とするため、SCr420H については軸受鋼 SUJ2 を焼入・焼戻し (HT) 後に研磨し、駆動ローラーと同条件の SP 処理を適用した。一方 A 鋼については、真空浸炭油焼入れ・焼戻し (VCQT) 後に表面研磨し、駆動ローラーと同条件の SP 処理を適用した。従動ローラーの形状は、直径 130 mm、幅 18 mm であり、後述する試験時の摩耗による面圧低下を小さくするため曲率半径を 1000 mm とした。上記条件にて試験を実施した場合、試験初期から従動ローラーの転走方向に直交する幅方向の接触幅が 18 mm となることを確認している。

試験後の調査は、駆動ローラーの形状、硬さ分布、残

留応力分布、断面におけるき裂の観察を実施した。評価方法については試験前品と同様に行った。また、破損過程についてより詳細に把握するため、試験を途中で中断してその時点の破損状況を調査するための試験も実施した。

3. 実験結果と考察

3. 1 試験片の硬さおよび残留応力

各試験片の浸炭後の表面炭素濃度、 γ_R 量、最表面硬さ、有効硬化層深さ（513 HV 深さ）を Table 3 に示す。SCr420H の最表面硬さは 819 HV、有効硬化層深さは 1.4 mm、浸炭層最表面の炭素濃度が 0.7 mass%、そして γ_R 量が約 14 vol% である。一方 A 鋼の最表面硬さは 809 HV、有効硬化層深さは 1.4 mm、浸炭層最表面の炭素濃度が 0.7 mass%、そして γ_R 量が約 13 vol% であり、SCr420H と同等である。浸炭表層の光学顕微鏡観察組織を Fig. 2 に示す。SCr420H と A 鋼のマルテンサイト組織には大きな差異は認められない。

SP 処理後の表面粗さ、表面硬さおよび残留応力を Table 4 に示す。表中には駆動ローラーと従動ローラー

Table 3. Carburizing properties.

Steel	Surface carbon content [mass%]	Retained austenite [vol.%]	Surface Hardness [HV]	Effective case depth [mm]
SCr420H	0.71	13.9	819	1.44
Steel A	0.70	12.5	809	1.41

Table 4. Surface properties of specimens.

		Steel	SCr420H	Steel A
Drive roller	Before testing	Surface roughness Ra [μ m]	0.39	0.37
		Retained austenite [vol.%]	0.00	0.00
		Surface hardness [HV]	1118	1096
		Surface residual stress [MPa]	-1065	-1166
		Max. Residual stress [MPa]	-1808	-1853
	After 573 K tempering	Surface hardness [HV]	811	963
	Surface residual stress [MPa]	-357	-859	
	Max. Residual stress [MPa]	-620	-1103	
Driven roller	Before testing	Steel	SUJ2	Steel A
		Heat treatment condition	HT	VCQT
		Surface roughness Ra [μ m]	0.48	0.45
		Surface hardness [HV]	999	1028
	After 573 K tempering	Surface hardness [HV]	767	923

を 573 K にて 10.8 ks 焼戻し後の測定結果についても併せて記した。SCr420H および A 鋼の SP 処理後および 573 K にて 10.8 ks 焼戻し後の硬さ分布を Fig. 3 に示す。両仕様の初期硬さ分布はほぼ同等である。573K 焼戻し後の SCr420H および A 鋼の表面硬さはそれぞれ 811 HV、963 HV であり、両仕様ともに焼戻し前よりも低下しているが A 鋼の方が 150 HV 程度高い。SCr420H および A 鋼の SP 処理後および 573 K にて 10.8 ks 焼戻し後の残留応力分布を Fig. 4 に示す。両仕様の初期残留応力分布はほぼ同等である。また、焼戻し後については SCr420H および A 鋼ともに焼戻し前よりも圧縮の残留応力が減少しているものの、A 鋼の方が解放量が小さく、焼戻し後も高い圧縮の残留応力を維持している。これらは従来の福岡ら^{5), 6)} や石倉ら⁴⁾ の検討結果と一致している。以上により、駆動ローラーは初期の硬さ、残留応力および表面粗さが同等かつ焼戻し後の硬さおよび残留応力が異なり、本検討の目的に適している。従動ローラーについても初期硬さおよび表面粗さが同等かつ 573 K の焼戻し硬さが対となる駆動ローラーとほぼ同等であり、本検討の目的に適している。

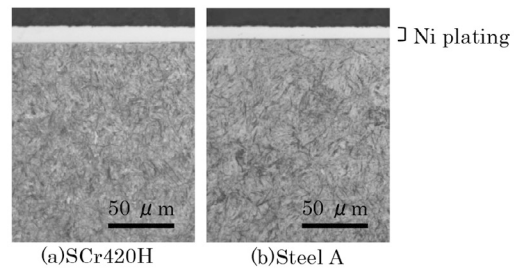


Fig. 2. Optical microphotographs of carburized specimens near surface.

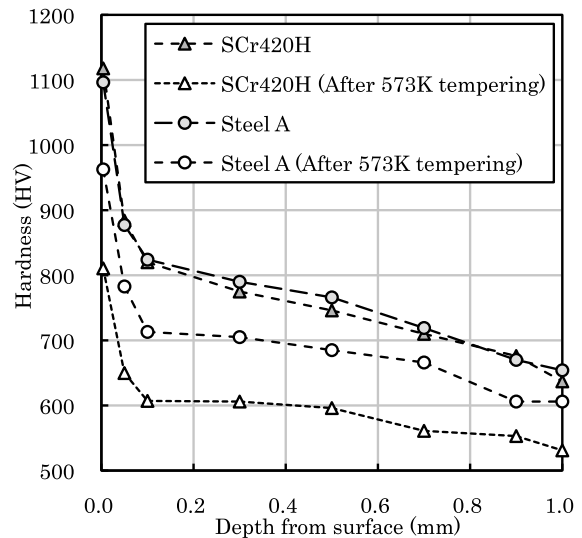


Fig. 3. Hardness distribution of specimens.

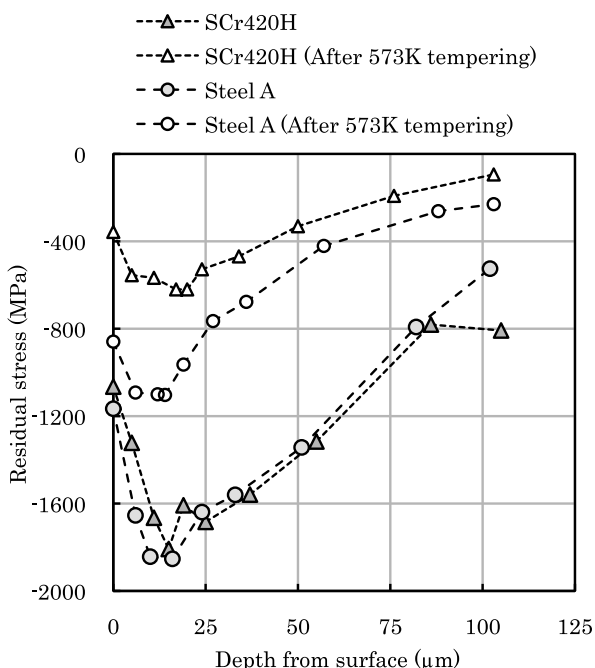


Fig. 4. Residual stress distribution of specimens.

3. 2 ピッチング寿命と破損形態

SCr420H, A 鋼のピッチング寿命および試験終了時の非はく離損傷部の摩耗深さを Table 5 に示す. SCr420H に対して A 鋼は約 3 倍の寿命である. RP 試験後の外観およびはく離損傷部の断面写真を Fig. 5 に示す. 両仕様ともにはく離損傷が認められ, 形態が矢尻型であり, 破損部の断面観察においてせん断応力が発生する方向に破損が進行していることから, 破損形態は村上らが報告している⁷⁾表面起点のピッチングと推定される. また, 両仕様ともに従動ローラーとの接触部において摩耗が認められた. 摩耗深さは SCr420H が 108 μm, A 鋼が 157 μm である. よって本試験の破損形態は摩耗を伴うピッチングであり, 試験中における SP によって付与された硬さおよび圧縮残留応力の高い部位の摩耗が寿命に影響していることを示唆する. さらに, 両仕様の摩耗深さの差異 (約 1.5 倍) は寿命の差異 (約 3 倍) よりも小さいことから, 両仕様の摩耗速度が異なり, 寿命に対しては摩耗速度およびピッチングが発生する摩耗深さの 2 つの要因が影響していると考えられる. なお, 鈴木らの報告³⁾においても摩耗が認められているが, 摩耗深さは 30 μm 程度と本試験よりも浅い. これは浸炭方法の違いによる不完全焼入れ層の有無の影響であると考えられる.

Table 5. Result of pitting test.

Steel	Number of cycles	Wear depth [μm]
SCr420H	1,523,000	108
Steel A	5,302,000	157

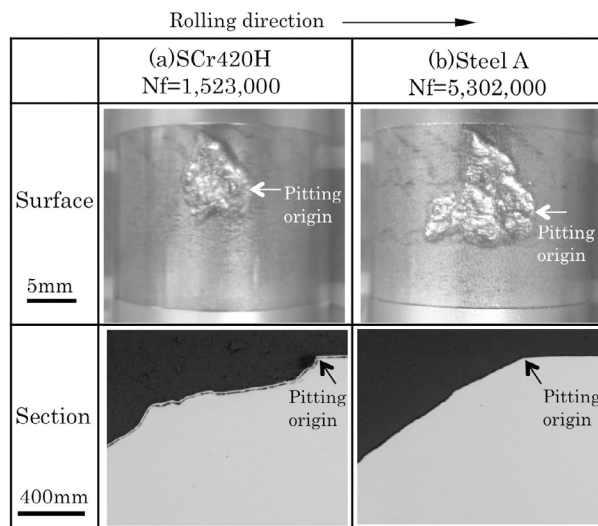


Fig. 5. Surface photographs and optical micrographs of specimens after testing.

3. 3 摩耗速度

SCr420H および A 鋼の繰返し数に対する摩耗深さの推移を Fig. 6 に示す. 両仕様ともにほぼ直線的に摩耗が進行しているが, 摩耗速度は異なる. SCr420H に対して A 鋼は摩耗速度が遅く, 摩耗深さが 50 μm 程度に達するまでの繰返し数はそれぞれ 1×10^6 回と 2×10^6 回である. このように SCr420H と A 鋼ではピッチングが発生する摩耗深さだけでなく摩耗速度も異なり, 長寿命である A 鋼の方が, 摩耗速度が遅く, ピッチングが発生する摩耗深さが深い. 摩耗に対しては表面の硬さの影響が指摘されており⁸⁾, しゅう動発熱の影響を受ける試験中の表面硬さの差が摩耗速度に影響していると考えられる. SCr420H および A 鋼の表面硬さの推移を Fig. 7 に示す. 図中には硬さ測定時の摩耗深さも併記した. いずれの繰返し数においても SCr420H に対して A 鋼の表面硬さは高く, また 50 μm 程度の摩耗深さで比較しても同様である. したがって, 焼戻し硬さの高い A 鋼の方が試験中の表面硬さが高いために摩耗速度が遅いと考えられる.

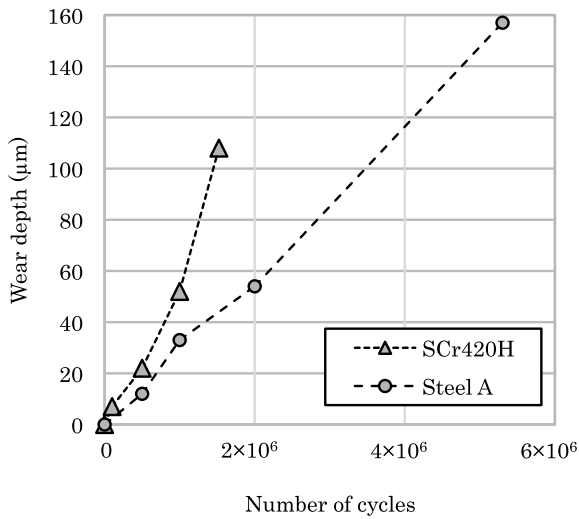


Fig. 6. Wear depth of specimens with number of cycles.

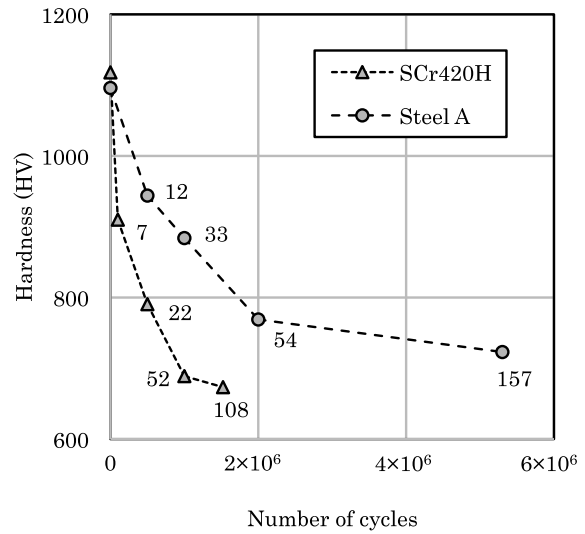


Fig. 7. Surface hardness of specimens with number of cycles.

3. 4 ピッチング発生時の摩耗深さ

続いてピッチング発生時の摩耗深さについて検討する。SCr420H および A 鋼のそれぞれ 10^5 回と 5×10^5 回繰り返し後の表層の断面写真を Fig. 8 に示す。両仕様ともに寿命の 10 分の 1 以下の繰り返し試験時点で既にき裂の存在が認められる。ピッチングの過程はき裂の発生と進展に分けることができ⁹⁾、両仕様ともに初期からき裂が認められることから、ピッチング発生摩耗深さの違いはき裂進展の差異によると考えられる。蟹澤らは SP 品のピッチングにおけるき裂進展挙動の調査から、圧縮残留応力はき裂進展を抑制する効果があると報告している⁹⁾。そこで試験中の残留応力とき裂進展の挙動について比較検討する。SCr420H および A 鋼の繰り返し数に対する最大圧縮残留応力と最大き裂深さの推移を Fig. 9 に示す。なお、き裂の進展抑制効果を持つのはき裂先端付近の残留応力であると考えられるため、残留応力の値はき裂深さに相当する最大圧縮残留応力値を用いた。SCr420H および A 鋼ともに圧縮残留応力の消失に伴い急速にき裂深さが増大し、破損に至っている。SCr420H に対して A 鋼はいずれの繰り返し数においても残留応力の減少量が小さい。よって両仕様のピッチングが発生する摩耗深さの差異は圧縮残留応力の減少量の違いによると考えられる。

SCr420H と A 鋼のピッチング発生摩耗深さの違いは圧縮残留応力の減少量の差異に起因すると考えられるため、試験中の残留応力の減少について検討する。SCr420H および A 鋼の各繰り返し数における残留応力分布と試験前品を 523, 573 K にて 10.8 ks 焼戻し後の

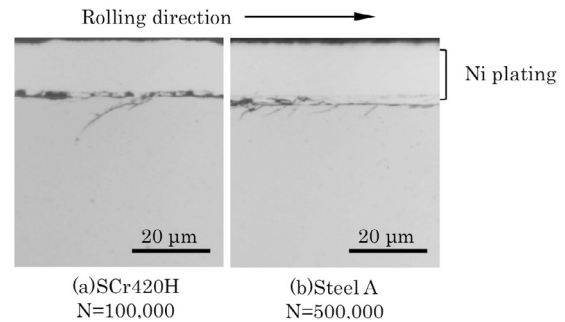


Fig. 8. Optical micrographs of specimens after testing.

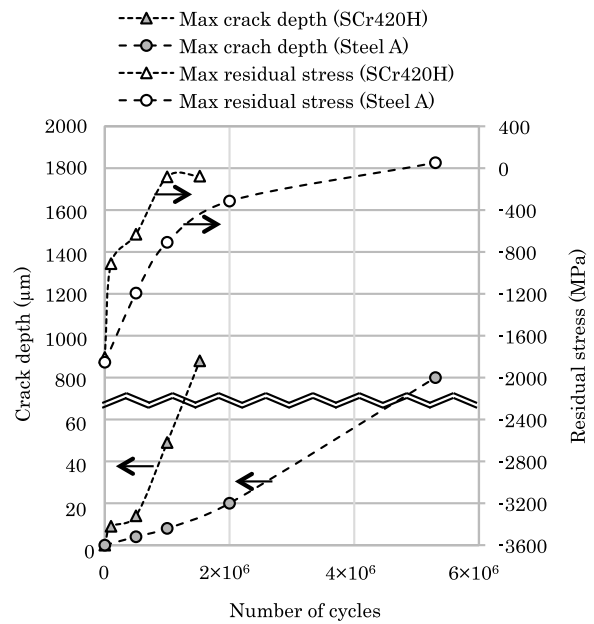


Fig. 9. Change in crack depth and residual stress with number of cycles.

残留応力分布を Fig. 10 に示す。なお、試験後については摩耗深さを考慮し、初期表面からの深さを算出した。SCr420H および A 鋼はともに繰り返し数の増加に伴い、表層および内部の圧縮残留応力が減少している。しかし、SCr420H と A 鋼では SP 処理によって付与された圧縮の残留応力が消失するまでの繰り返し数が異なる。SCr420H は 1×10^6 回で圧縮の残留応力が消失するのに対して A 鋼では 2×10^6 回でも維持されている。

残留応力の減少に対しては摩耗による残留応力層の除去、き裂の存在およびしゅう動発熱による解放が考えられる。試験後の残留応力は初期に対していずれの深さにおいても減少しているが、最表面の特に減少量が大きい部位はき裂の存在による解放であると考えられる。A 鋼の 5×10^5 回試験後および 1×10^6 回試験後の残留応力分布を比較すると、き裂による解放と考えられる領域よりも深い領域の残留応力分布は同様の推移を示しており、熱影響のみの解放量を示していると考えられる。この領域について SP 処理後の試験片を焼戻した場合の残留応力分布と比較すると、523 K の焼戻しに相当する

(Fig. 10(b)). SCr420H の 5×10^5 回試験後についても同様である。ここで SCr420H の 1×10^5 回については 523 K にて焼戻し後よりも圧縮残留応力が高いが、これは石倉らの検討⁴⁾と同様に残留応力の熱影響での解放が飽和するまでに一定の時間を要するためであると考えられる。さらに、試験片表面の推定温度が 523 K と従来の報告にある 573 K に対して低いことについては、本試験の油温 (323 K) が従来 (353 ~ 363 K)^{4), 6)}より低いためであると考えられる。

以上により、試験中の試験片表面付近の温度は 523 K 程度であり、 5×10^5 回繰り返し後には残留応力がその温度に対応する分布にまで減少し、その後、摩耗による残留応力層の除去が熱影響後の圧縮残留応力が維持される深さにまで達するとき裂の進展抑制効果が消失しピッチングに至ると考えられる。SCr420H に対して A 鋼は熱影響による圧縮残留応力の解放量が小さく、より深くまで圧縮残留応力が維持されているため、き裂の進展抑制効果が消失する深さが深く、その結果としてピッチングが発生する摩耗深さが深いと考えられる。

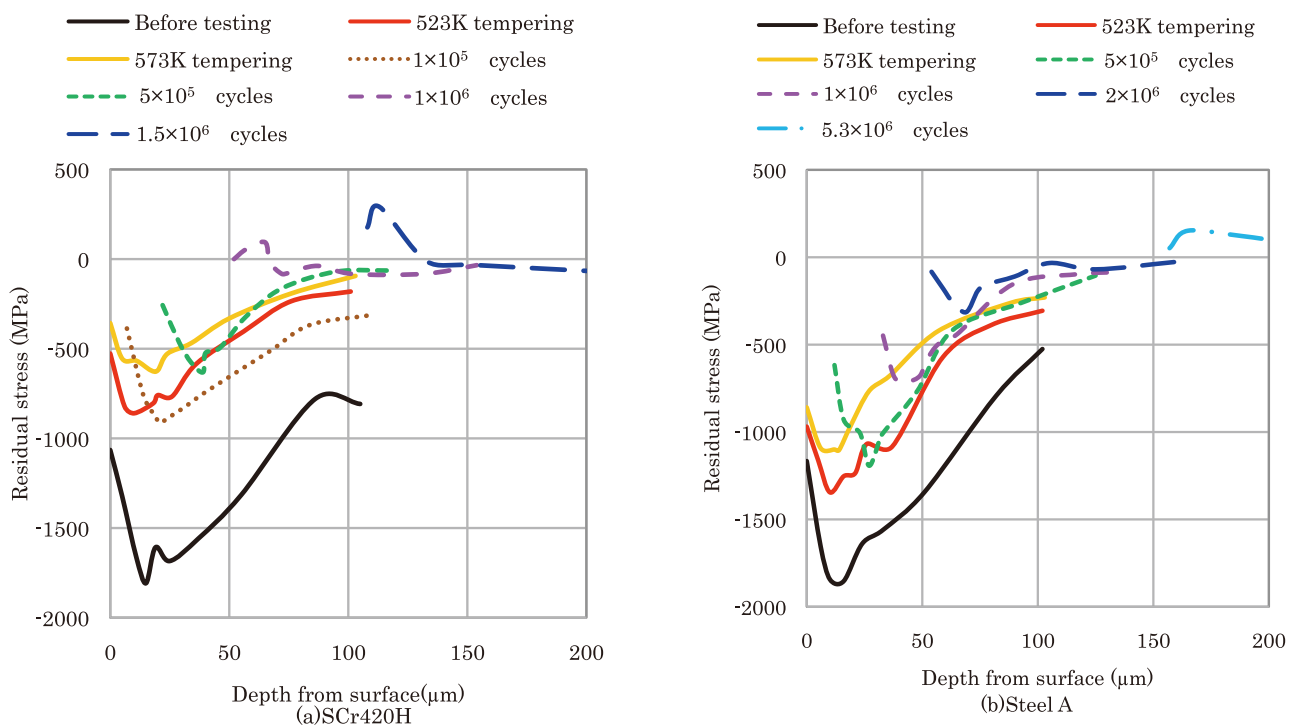


Fig. 10. Residual stress distribution before and after testing or tempering.

3. 5 摩耗を伴うピッチングの破損推移モデルと影響因子

摩耗を伴うピッチングの破損推移モデルを Fig. 11 に示す。破損初期は摩耗の進行としゅう動発熱による残留応力の解放が生じる。そして 5×10^5 回程度で圧縮残留応力が発熱温度に対応する値まで解放する。続いて圧縮残留応力が摩耗によって消失し、最終的にピッチングが

発生する。本破損形態では摩耗速度が遅く、ピッチング発生摩耗深さが深いほど長寿命となる。摩耗速度については、試験中の表面硬さの向上、すなわち Si 添加による焼戻し硬さの向上が摩耗速度の低下に寄与していると考えられる。ピッチング発生摩耗深さについては、き裂の進展抑制効果を持つ圧縮残留応力が高温環境下で維持される深さに影響され、Si 添加による圧縮残留応力の解放量の低下がピッチング寿命向上に寄与する。

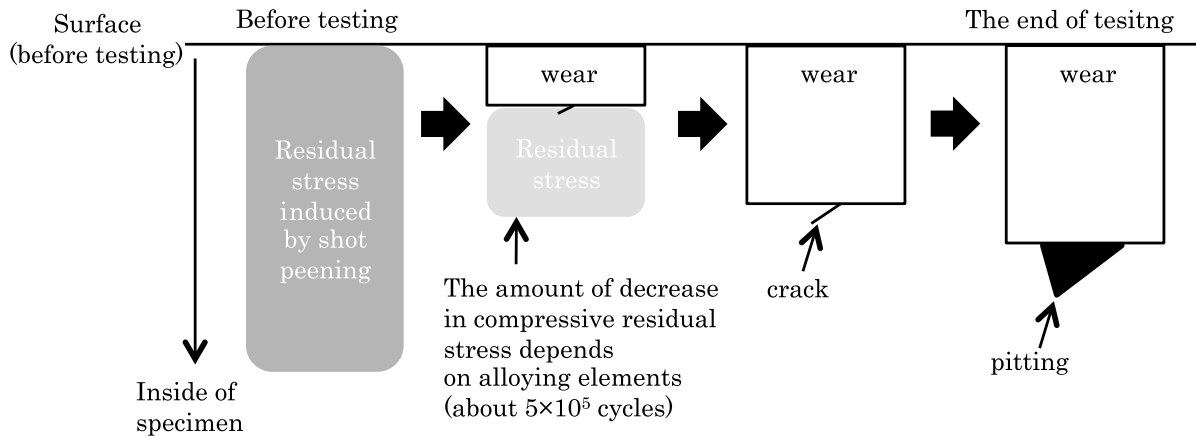


Fig. 11. Schematic figure of pitting behavior of specimen.

4. 結論

本研究では、2種類の鋼種について試験前の粗さ、硬さおよび残留応力を同等とした試験片を作製し、駆動側、従動側の双方に SP を施した試験片のピッチング寿命に及ぼす Si 添加の影響について調査した。以下にその結果を記す。

- 1) 破損形態は摩耗を伴うピッチングであり、Si 添加した仕様が長寿命を示した。
- 2) 摩耗を伴うピッチングの寿命に対しては摩耗速度が遅く、ピッチング発生摩耗深さが深いほど長寿命である。
- 3) 摩耗速度は試験中の表面硬さが影響し、Si 添加による焼戻し硬さの向上が寿命向上に寄与する。
- 4) ピッチング発生摩耗深さはき裂進展抑制効果を持つ圧縮残留応力が維持される深さに影響され、Si 添加による高温環境下における圧縮残留応力の解放量低下がピッチング寿命向上に寄与する。

(文献)

- 1) 浜坂直治: 熱処理, **39** (1999), 5, 264.
- 2) 渡辺陽一, 成田直樹, 梅垣俊造, 三島良直: 鉄と鋼, **84** (1998), 902.
- 3) 鈴木智博, 小川一義, 堀田昇次: 日本機械学会論文集 (C編), **65** (1999), 3765.
- 4) 石倉亮平, 井上圭介, 小林祐次, 辻俊哉: 電気製鋼, **81** (2010), 99.
- 5) 福岡和明, 富田邦和, 松井勝幸: ショットピーニング技術, **21** (2009), 2, 92.
- 6) 福岡和明, 富田邦和, 松井勝幸: ショットピーニング技術, **21** (2009), 3, 169.
- 7) 村上敬宜, 栄中, 市丸和徳, 森田健敬: 日本機械学会論文集 (C編), **62** (1996), 594, 683.
- 8) 深河宗光, 飯田雅, 佐々木敏美, 竹内栄一, 遅沢浩一郎, 福井彰一, 大友清光: 熱処理ガイドブック応用編, 大河出版, 1984, 108.
- 9) 蟹澤秀雄, 佐藤洋: 熱処理, **37** (1997), 5, 287.