

浸炭および浸炭窒化焼入れした JIS SCr420H 鋼の 焼戻し軟化抵抗および接触疲れ強さに及ぼす ショットピーニングの影響

渡辺 陽一*・成田 直樹*・梅垣 俊造*・三島 良直*²

Effects of Shot-peening on Resistance to Softening during Tempering and Contact Fatigue Strength of
Carburized and Carbo-nitrided JIS SCr420H Steels

Youichi WATANABE, Naoki NARITA, Shunzo UMEGAKI and Yoshinao MISHIMA

Synopsis : Effects of shot-peening were investigated on the resistance to softening during tempering at 573K and the contact fatigue strength of JIS SCr420H steels carburized conventionally and carbo-nitrided to a surface nitrogen content of about 0.70 mass% N. Experimental methods involved in the investigation include hardness measurement, X-ray diffraction analysis and roller-pitting fatigue test.

The resistance to softening during tempering in the carbo-nitrided layer is found to be higher than in the carburized layer, which is due to the precipitation of γ' -Fe₄N. It is further improved by shot-peening, which effect is larger after carbo-nitriding than after carburizing. The reason seems to be that recovery of dislocations introduced by shot-peening would be delayed by solute nitrogen and precipitation of γ' -Fe₄N. Contact fatigue strength in terms of pitting durability and wear resistance is estimated from a roller-pitting test under a Hertz stress of 3.68 GPa added slip (-40%) under an assumption that the temperature of contact surface rose to nearly 573K. Shot-peening is shown to improve the pitting life of the carbo-nitrided specimen by as much as 25 times, compared with only by 2 times for the carburized specimen. Pitting life can be explained from the differences in the initial surface hardness and the resistance to softening. The pitting life was also found to correlate positively with the surface hardness of the specimen tempered at 573K.

Key words : carburizing; carbo-nitriding; nitrogen; shot-peening; tempering; softening; nitride; pitting life.

1. 緒言

近年の自動車は、エンジンの急速な高性能化に加え、燃費の向上を目的とした小型、軽量化が求められている¹⁾ため、部品への負荷がますます厳しくなる状況にある。その中で現在の浸炭歯車は、歯面での接触疲れ、特にピッチングや摩耗への対策が急務となっている。このような歯車では、駆動中の歯面は潤滑状態下においても最高573K程度にまで昇温していることが、ローラー試験による接触面温度の実測結果²⁾から推定されており、発熱による硬化層への影響が接触疲れ挙動における重要な観点の一つに挙げられる。

浸炭窒化材は、通常の浸炭に比し、焼入れ性が向上することや残留 γ (以下 γ_R)が増加することがよく知られている。しかし、焼戻し軟化特性に関する詳細な報告は見られず、また接触疲れ特性に関する研究も少ない。中村ら³⁾は、浸炭窒化した鋼の歯車試験および二円筒式ローラーピッチング試験を行い、浸炭材に比し耐ピッチング性が優れること、そしてこの主たる原因が高面圧負荷による γ_R の

マルテンサイトへの変態、および γ_R による面圧低減効果⁴⁾によるとしている。

一方、ショットピーニング (以下SP) については、浸炭材を中心に、耐ピッチング性への影響が種々報告されているが、ピッチング機構そのものが十分には解明されていないこともあり、統一した見解には至っていない。浸炭歯車の実験では研削後のSPによりピッチング寿命が60%向上する⁵⁾こと、二円筒式ローラーピッチング試験においてもピッチング寿命の向上すること^{6,7)}が報告されており、いずれも圧縮残留応力 (以下 σ_R) による効果としている。しかし、SPによる寿命向上効果の程度が研究者によって異なることや、その効果が見られない⁸⁾との報告もある。

そこで、本研究は、一般的な歯車用鋼である JIS SCr420H 鋼を用い、浸炭および浸炭窒化焼入れ後の焼戻し軟化抵抗および耐ピッチング性へのSPの影響、さらにそれぞれの関連性について検討した。

平成10年7月14日受付 平成10年8月27日受理 (Received on July 14, 1998; Accepted on Aug. 27, 1998)

* 日産自動車 (株) 技術開発センター (Production Engineering Division, Nissan Motor Co., Ltd., 2 Takara-cho Kanagawa-ku Yokohama-shi 220-8623)

*2 東京工業大学大学院総合理工学研究科 (Graduate School of Science and Engineering at Nagatsuda, Tokyo Institute of Technology)

Table 1. Chemical composition of JIS SCr420H steel (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.22	0.21	0.78	0.011	0.018	1.1	0.04

Table 2. Shot-peening treatment.

Machine type	Compressed air
Shot media	Cast steel (ϕ 0.6mm, 700Hv)
Blasting pressure	0.4MPa
Arc height(Almen intensity)	0.69mmA
Coverage	$\geq 300\%$

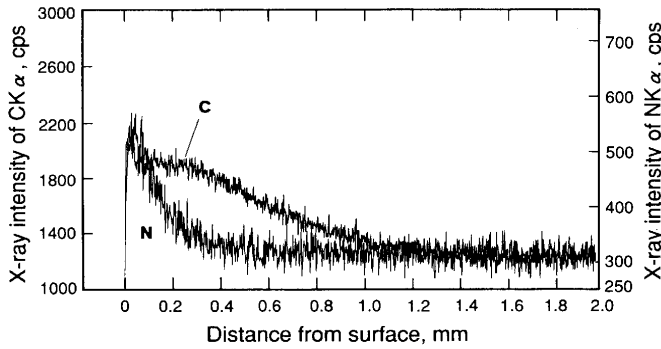


Fig. 1. Carbon and nitrogen profiles analyzed by EPMA.

2. 実験方法

2.1 試験片

本研究に用いたJIS SCr420H鋼の主な化学成分をTable 1に示す。 ϕ 40 mmの棒鋼を焼ならした後、長手方向か $25 \times 70 \times 5$ mmの板状試験片および試験部が ϕ 26 mmのローラーピットティング試験片を切出した。浸炭窒化処理は、1173K-19.2 ks浸炭後、1113Kに降温し NH_3 ガスを添加して1113K-9 ksの処理を行った。浸炭のみの処理は、 NH_3 ガスを添加しない他は同条件とした。いずれも1113Kから453Kのソルト(50% $\text{NaNO}_3 + 50\%$ KNO_3)浴へ焼入れた。試験片の表面から深さ50 μm まで採取した切粉を化学分析した結果、浸炭窒化は、C: 0.57 mass%, N: 0.70 mass%, 浸炭のみは、C: 0.72 mass%, N: 0.03 mass%であった。浸炭窒化でのC量が浸炭に比し低い値であったのは、 NH_3 ガス添加により炉内ガスが希釈されたためと思われる。C, N濃度分布をEPMA(分光結晶:C検出にはPbST, N検出にはLSA)により調べた結果をFig. 1に示す。Nは、深さ約0.3 mmまで侵入していることが分かる。SPは、焼入れ後、Table 2に示す条件にて行った。焼戻し軟化抵抗の調査では、焼戻し温度を573Kとした。処理時間は、最長86.4 ksの予備実験の結果、約10 ksまでの硬さ変化が顕著であったため、10.8 ksとした。

2.2 接触疲れ強さ試験

接触疲れ強さの評価には、二円筒式ローラーピットティング試験機を用いた。試験片は、表面の粒界酸化層ならびに

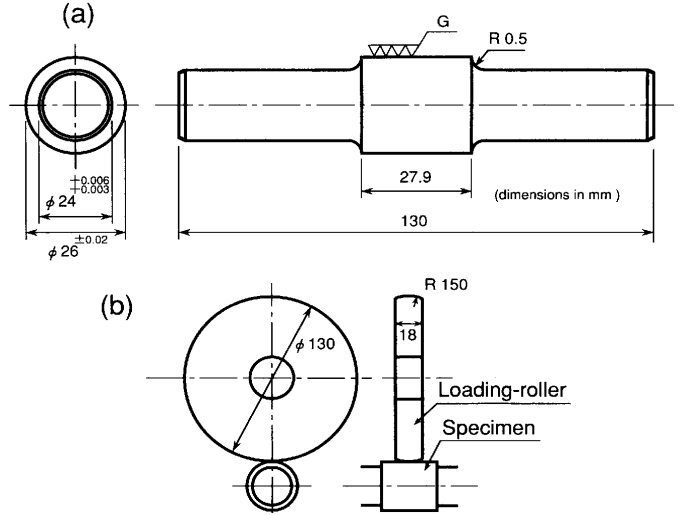


Fig. 2. Roller-Pitting fatigue test condition: (a) shape and dimension of specimen, (b) specimen and loading-roller arrangements.

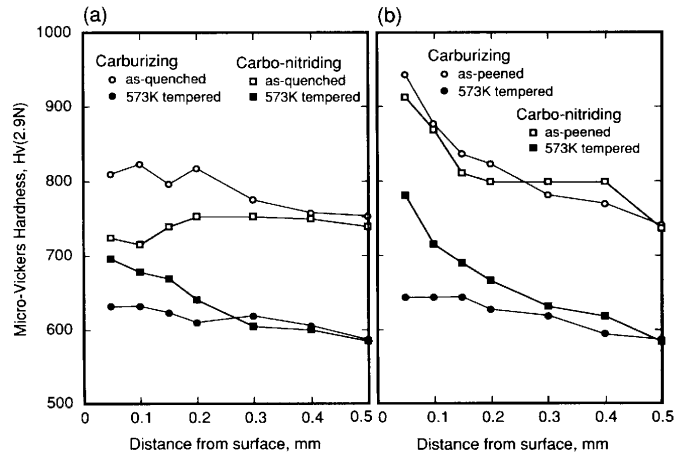


Fig. 3. Hardness profiles: (a) unpeened, (b) shot-peened.

表面粗さの影響を排除するために、すべて深さ50 μm まで研削し、Fig. 2(a)に仕上げた。触針式粗さ計による長手方向測定では、最大粗さ(R_{max})は、いずれも0.7 μm 以下であった。試験は、Fig. 2(b)のように ϕ 130 mmの大ローラーと接触させ、駆動中の歯面を想定して、接触面圧3.68 GPa、回転数1050 rpmとし、すべりを-40% (すべり速度:-1.43 m/s)与えた。接触面には、自動車のトランスミッション用のギア油を約353Kに保ちながら常時噴射し給油させた。荷重アームに取付けた振動センサーによりピットティングを検出し、ピットティングの発生するまでの回転数を測定した。

3. 実験結果および考察

3.1 硬さ推移曲線

板状試験片の断面の硬さ推移曲線をFig. 3(a), (b)に示す。焼入れまま(Fig. 3(a))では、浸炭窒化は浸炭のみに比し深さ約0.3 mmまで硬さが最大約100 Hv低下している。これ

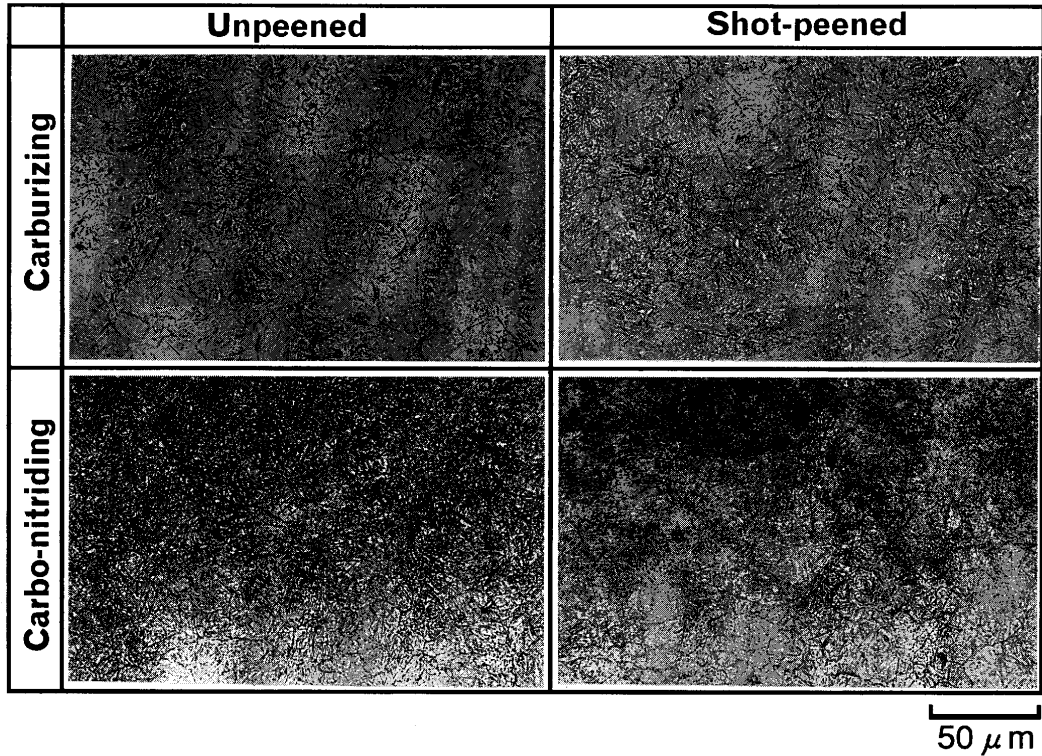


Fig. 4. Optical micrographs.

は後述するように、 γ_R の増加によるものである。しかし、573Kでの焼戻し後は、浸炭窒化は浸炭のみに比べ、軟化量が約150 Hvも小さいため、最高硬さは逆に約60 Hv硬い。この優れた軟化抵抗を示す深さは、約0.3 mmであり、Nが侵入している深さとほぼ一致している。一方、焼入れ後SPを行うと(Fig. 3(b))、加工硬化および γ_R のマルテンサイト化により浸炭窒化と浸炭のみの硬さの差はほとんどなくなる。しかし焼戻し後では、浸炭窒化と浸炭との差がより大きくなり、浸炭窒化の方が最高硬さで約150 Hvも硬い。これは、浸炭窒化層の軟化抵抗が、その後のSPによりさらに向上したことを示している。このSPによる効果が顕著なのは、深さ約0.1 mmまでである。ここでのN量は、EPMAのX線強度比から約0.5 mass%以上と推定され、通常の浸炭窒化のN量(0.1~0.4 mass%)よりも高い。

3.2 ミクロ組織

2%ナイトールエッチングした表層部の光学顕微鏡組織をFig. 4に示す。浸炭窒化ままだ、浸炭のみに比し非常に緻密な焼入組織を呈しているが、黒くエッチングされやすい組織である。 γ_R (三角形状に見える白色層)も微細ではあるが多い。SP後は、 γ_R が応力誘起マルテンサイトに変態し減少していると思われる。さらにTEM(加速電圧: 200 kv)により詳細な観察を行った。Fig. 5は、浸炭窒化ままだおよびその後SPを行った試料の深さ約40 μm位置のTEM写真である。Fig. 5(a)の浸炭窒化ままだで見られる、矢印の微細粒状析出物は、抽出残渣での制限視野電子線回折からCrN⁹⁾であることが分かった。エッチングされやす

いのは、このCrNの析出に起因するものと思われる。Fig. 5(b)は浸炭窒化ままの別の視野の暗視野像である。白く見えるのが γ_R である。微小焦点X線回折装置(Cr-k α , 40 kv-30 mA)を用いた、(211) $_{\alpha}$ 、(220) $_{\gamma}$ 面回折の積分強度に基づく γ_R 量の測定では、浸炭のみの約18%に対し浸炭窒化ままだは約30%であった。Fig. 5(c)は浸炭窒化後SPした試料である。マルテンサイト晶中に微細双晶が多く、転位密度も焼入れままだに比し極めて高い様子が分かる。 γ_R 量はX線回折から、約6%にまで低減していることが分かった。573Kの焼戻し後は、SP有無いずれの試料も、多量のFe₃Cが析出した組織であり、Fe₃C以外の析出相を分離して同定することは困難であったが、CrNは形態、量共に変化は見られなかった。

3.3 焼戻し軟化抵抗が向上する原因

3.3.1 マトリックス格子定数の変化

浸炭窒化層は、浸炭のみに比べ焼戻し軟化抵抗が高い。まずこの原因を検討するため、表面のマトリックスの格子定数を、X線ディフラクトメーター(Cu対陰極, 40 kV-40 mA)による、(110) $_{\alpha}$ 、(200) $_{\alpha}$ 、(211) $_{\alpha}$ 、(220) $_{\alpha}$ 、(310) $_{\alpha}$ および(220) $_{\alpha}$ 回折の面間隔から、 $\cos^2 \theta$ 外挿法により求め、その焼戻しによる変化を調べた。焼入れままだから各温度の焼戻しにおいて、浸炭のみ材と浸炭窒化材の格子定数との差 Δa (=浸炭窒化の格子定数-浸炭のみの格子定数)を求めた。結果をFig. 6に示す。焼入れままだでは、 Δa は大きな正の値を示す。すなわち、浸炭窒化は、浸炭のみに比しC量が少ないにもかかわらず格子定数は $3.4 \times 10^{-3} \text{ \AA}$ も大き

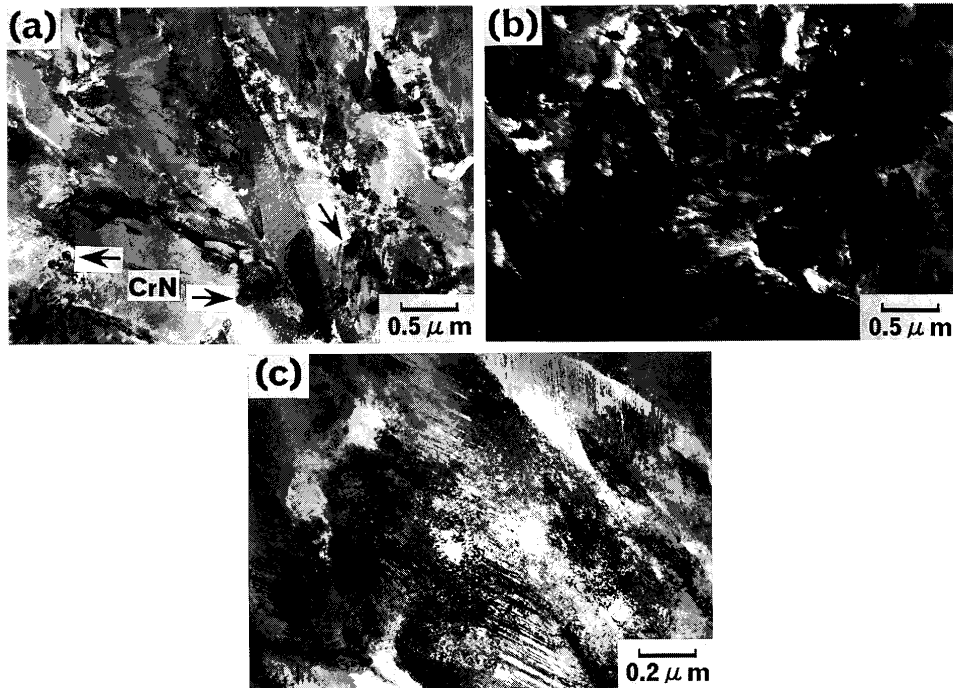


Fig. 5. TEM micrographs: (a) as carbo-nitrided, (b) dark field image showing retained austenite in as carbo-nitrided specimen, (c) shot-peened after carbo-nitriding.

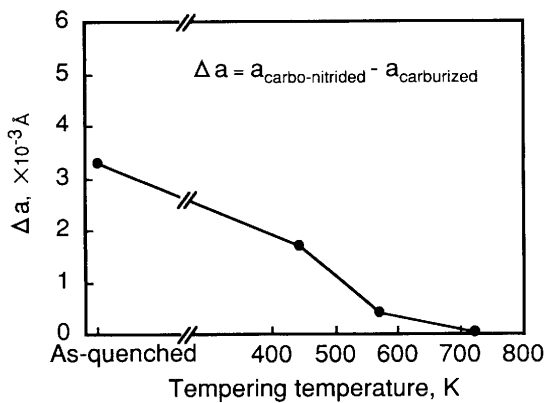


Fig. 6. Differences in lattice parameter between carbo-nitrided and carburized layer as a function of tempering temperature.

い。しかし、焼戻し温度の上昇とともに減少し、約573K以上では Δa はほぼ0、すなわち浸炭のみとほぼ同じ値になる。これは、焼入れままのマトリックス中に過飽和に固溶していたNが、焼戻しにより窒化物として析出し、約723Kの焼戻しでほぼ析出し終わることを示唆している。固溶Nのみによる α 格子の増分(Δa_N)を示すJackの式¹⁰⁾、 $\Delta a_N = 0.0285 \pm 0.0015$ ($\text{\AA}/\text{mass\% N}$)から計算すると、少なくとも約0.12 mass%のNが723Kの焼戻しにより窒化物として析出したと推定される。残りのNの多くは、1113Kでの浸炭窒化中にCrNとして析出したものと考えられる。

3.3.2 X線回折

浸炭窒化焼入れままと573Kで焼戻した試料表面のX線回折(Cu対陰極, 50kv-150mA)結果をFig. 7(a), (b)に示す。焼入れまま(Fig. 7(a))に対し、焼戻し後(Fig. 7(b))

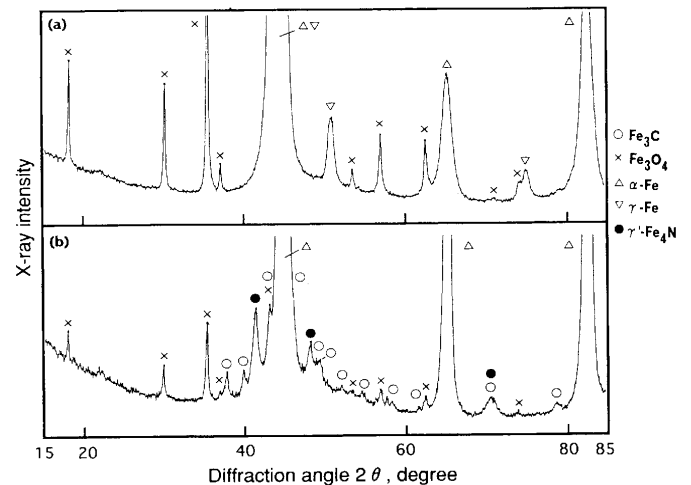


Fig. 7. X-ray diffraction patterns of carbo-nitrided layer: (a) as carbo-nitrided, (b) tempered at 573K for 10.8 ks after carbo-nitriding.

では、 γ_R が消滅し、 Fe_3C が析出するとともに $\gamma'-\text{Fe}_4\text{N}$ の析出が認められた。 Fe-N 系¹¹⁻¹³⁾および Fe-C-N 系^{14,15)}マルテンサイトの焼戻し過程では、 $\gamma'-\text{Fe}_4\text{N}$ が析出する以前の423K~523K¹⁶⁾で、準安定 $\alpha''-\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ ¹¹⁾が析出し、硬さが向上する。本試料でも、同定困難な微細 $\alpha''-\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ が析出することが考えられるが、573Kの温度ではほとんどが $\gamma'-\text{Fe}_4\text{N}$ に置換わっているものと思われる。尚、焼入れまま、焼戻し後共に、CrNの回折は認められなかった。これは、最表面のCrNは量的に少ないか微細な状態であるためと思われる。以上より、優れた焼戻し軟化抵抗を示した主たる原因は、 $\gamma'-\text{Fe}_4\text{N}$ を主体とした窒化物による析出硬化によると考えられる。

Table 3. Details of surface layer of specimens before roller-pitting test and average life.

Treat.	C (mass%)	N (mass%)	Quench	Peening	Surface hardness (Hv)	Volume fraction of retained austenite(%)	Residual stress (MPa)	Case depth (mm)	Average life (cycles)
A	0.72	0.03	Salt	—	795	25.6	-343	0.68	4.3×10^5
B	0.72	0.03	Salt	peened	950	7.9	-1110	0.65	8.5×10^5
C	0.60	0.71	Salt	—	542	45.7	-203	0.72	1.8×10^5
D	0.60	0.71	Salt	peened	838	20.3	-668	0.73	4.5×10^6
E	0.76	0.08	Brine	—	872	21.8	-574	1.20	4.05×10^5
F	0.76	0.08	Brine	peened	954	4.2	-1328	1.25	3.9×10^5
G	0.69	0.56	Brine	—	840	21.9	-475	1.32	1.05×10^6
H	0.69	0.56	Brine	peened	951	12.2	-783	1.20	3.8×10^6

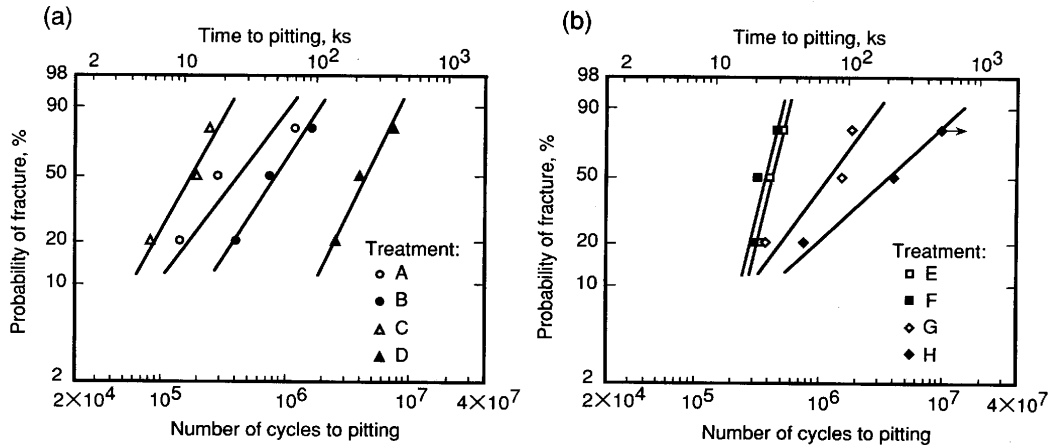


Fig. 8. Results of roller-pitting fatigue test: (a) salt-quenched, (b) brine-quenched.

次に、浸炭のみでは、焼入れ後SPを行っても、573Kの焼戻しにより、SPを行わなかった場合とほぼ同じ程度まで軟化した。これはSPにより導入された転位が、573Kでの焼戻し過程でほぼ完全に回復したことを意味する。しかし、浸炭窒化では焼入れ後のSPにより、それを行わない場合に比べ、焼戻し後も明らかに高い硬さを示した。これは、焼戻しにより、窒化物が主として転位上に析出¹⁷⁾すること、およびN原子による転位の固着作用により、転位の回復が遅延したことが可能性として考えられる。

3.4 ローラーピitting試験結果

試験前のローラーピitting試験片 ($\phi 26$ mm) の表層部の詳細を Table 3 にまとめた。 σ_R 値は、深さ約 $150 \mu\text{m}$ まで約 $25 \mu\text{m}$ 間隔で電解研磨し、微小焦点X線回折装置により円周方向 (軸方向に垂直) の値を各深さにて測定した最大値である。浸炭窒化ソルト焼入れまま (処理C) の表面硬さが著しく低い。主な原因は、板状試験片 ($t=5$ mm) に比べ、マス効果によって表層部の冷却速度が低下し、 γ_R 量の増加や不完全焼入組織が出現しやすくなったことが考えられる。Nの固溶によりMsならびにMf温度が大きく低下¹⁸⁾する浸炭窒化層では、その傾向が著しいと思われる。そこで、277Kの塩水に焼入れし、焼入硬さを向上させた (処理E~H) 試験片も作成し、結果を併せて Table 3 に示した。尚、以下で述べる平均寿命も併記した。

各ピitting寿命をワイブル確率紙にプロットした結果を Fig. 8(a), (b) に示す。Fig. 8(a) のソルト焼入れでは、

浸炭のみ (処理A) は、SPを行って (処理B) も累積破損率50%での寿命 (以下単に平均寿命) の向上は2倍程度でしかない。一方、浸炭窒化まま (処理C) は最も平均寿命が低い。しかし、SPを行うこと (処理D) によって、平均寿命が約25倍向上し、最も高寿命となった。Fig. 8(b) の塩水焼入れの場合、浸炭のみではSPの効果はほとんどない (処理Eと処理F)。浸炭窒化まま (処理G) は、浸炭のみ (処理E) に比し約2.5倍、SP (処理H) によりさらに約3.6倍以上平均寿命が向上している。また試験後の表面は、いずれも暗紫色から鈍青色の酸化膜が形成していたこと、およびFEM解析結果¹⁹⁾ から、接触表面温度は573K近くにまで昇温していたと推定される。

処理Eと処理Gとを比較した場合、Table 3 に示すように表面硬さ、 γ_R 量および σ_R のいずれも大差がないことから、処理Gの約2.5倍という平均寿命差は、固溶Nによる軟化抵抗すなわち窒化物の析出強化による効果と考えられる。

処理Dは、処理CにSPを行うことによって処理Gとほぼ同じ表面硬さ、残留 γ 量に改善できたが、処理Gよりも約4.3倍も高寿命となった。 σ_R は処理Dの方がわずかに (約200 MPa) 高いがこれが主原因とは考えにくい。後述するNの固溶状態でのSP効果と考えるべきだろう。

最高寿命の試験片 (処理D, 7.451×10^6 回) について、試験面と非試験面におけるマトリックス格子定数を調べた結果、試験面は非試験面に対し 5.78×10^{-3} (Å) も減少していた。Fig. 6の結果 (3.40×10^{-3} Åの減少) に比べ大きな減少

を示した原因は、試験中573K近くにまで昇温したと思われる時間が10.8ks以上（寿命 7.451×10^6 回を時間にすると約400ks）であること、および炭化物（主に Fe_3C ）の析出による減少も含まれることが考えられる。試験面直下（約 $20 \mu m$ ）断面のSEM写真をFig. 9に示す。旧 γ 粒界および多量の球状 Fe_3C が認められるが、長さ $0.5 \mu m$ 以下の微細な窒化物と思われる棒状析出物も多数認められた。 $\gamma'-Fe_4N$ は松葉状¹⁶⁾や棒状²⁰⁾に観察されることから、この棒状析出物は、 $\gamma'-Fe_4N$ と考えていいだろう。

以上の結果は、ピitting寿命にとって、初期表面硬さが極度に低くなければ、発熱に対する軟化抵抗すなわち焼戻し軟化抵抗が重要な要因であることを示唆している。しかし、最も高寿命になると思われた浸炭窒化塩水焼入れ後SP（処理H）は、バラツキが大きいだけでなく、ソルト焼入れ後SP（処理D）と比較し平均寿命はほぼ同等と言える。これは、焼入れ後低温焼戻しを行っていないため、

マルテンサイトの靱性不足が塩水焼入れにおいて顕著であったことが原因の一つに挙げられる。

3.5 クラックの発生およびその伝播

本試験条件では、すべりを伴い、その方向とところがり方向が逆となる表面では引張応力が生じる。この場合のピittingは、引張応力によって表面に微細な疲労クラックが生じ、これらが発達した剥離と考えられている²¹⁾。表面のピittingの発生部断面の光学顕微鏡写真をFig.10に示す。浸炭窒化ソルト焼入れまま（処理C）材およびその後SP（処理D）材共に、表面から発生した微小クラックが硬化層を伝播し、一部連結することにより小片剥離しつつ、大きな剥離（ピitting）にまで至っていることが分かる。これら剥離の近傍を観察すると、硬さの低い処理Cでは、矢印で示すように深さ約 $80 \mu m$ までに停止した表面微小クラックが多数認められた。他試験片は、処理Dのように表面微小クラックは全く認められなかった。これは、表面微小クラックの発生抵抗は表面硬さが重要であることを示唆している。またこれらの微小クラックが伝播して大きな剥離に至ると考えられることから、クラックの伝播過程においても、昇温による強度低下（軟化）の影響が予想される。クラックの伝播状況を低寿命の浸炭ソルト焼入れ後SP材（処理B）と高寿命の浸炭窒化ソルト焼入れ後SP材（処理D）とで比較したSEM写真をFig.11に示す。いずれもピitting発生部表面から深さ約 $150 \mu m$ の位置である。処理Bでは、表面とつながっているクラック（以下、主クラック）の周辺に極めて微細なクラックが多数認められた。これら微小クラックと主クラックが3次的にお互いつながっているかどうか確認できないが、主クラック周辺に微小クラックが多いことから、その可能性は高い。浸炭のみ（処理A）でもほぼ同様に認められた。これに対し、処理Dでは、表面から深部へ主クラックが微細な組織

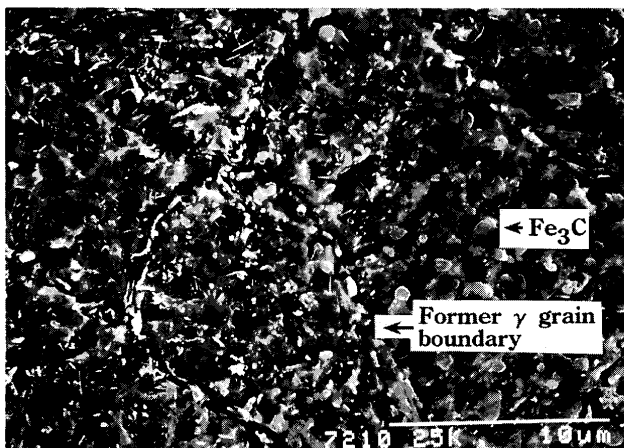


Fig. 9. SEM micrograph of surface layer in carbo-nitrided and shot-peened specimen after roller-pitting test (treatment D, 7.451×10^6 cycles).

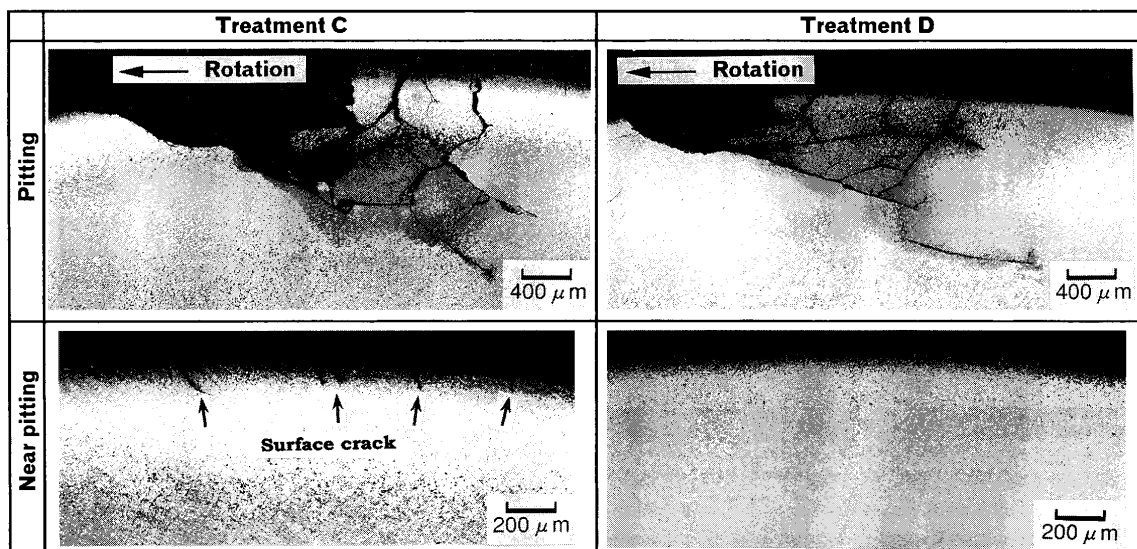


Fig. 10. Optical micrographs of cross section of surface fracture: treatment C (pitting life: 1.99×10^5 cycles), treatment D (pitting life: 4.015×10^6 cycles).

中を伝播しているだけで、クラックの総延長は処理Bよりかなり短いことが分かった。SPは、表層部の σ_R を向上させ、一般に疲労クラックの発生、伝播を抑制する効果がある²²⁾。しかし、ピitting寿命はTable 3に示した σ_R 値では説明できない。これは、クラックの伝播抑制に有効に作用する程の σ_R は、主に接触表面での昇温により早期に

解放されるためと推測される。この解放は本試験のような高負荷条件下では特に顕著と思われる。また、 γ_R 自身による影響は必ずしも明確でないが、Table 3の γ_R 量と寿命との関係が見られないことから、寿命を支配する程の影響があるとは考えにくい。これらより、焼戻し軟化抵抗は、クラックの発生、伝播抑制に重要な要因の一つであると考えられる。

以上、ピittingに至る過程を低寿命の順に模式的にまとめると、Fig.12(a)~(d)のようになる。まず、浸炭窒化ままの場合(処理C)は、表面硬さが低いため、Fig.12(a)のように、Fig.10に示した表面微細クラックが早期に発生し、発生頻度も高い。これら多数の表面クラックが互いに早期に連結することにより剥離し、最も低寿命となる。浸炭まま(処理A, E)では、表面硬さが高いため、Fig.12(b)のように、ごく初期の表面微細クラックの発生抵抗は大きい、その後発熱による組織変化が早期に起こり、軟化した表面にクラックが発生する。接触面応力による加工硬化と発熱による軟化が競合し、クラックは軟化が進行した領域を選択しながら伝播する。SPを行った場合(処理B, F)でも、軟化抵抗への影響が小さいため、クラックの発生、伝播抑制にはあまり効果を与えず寿命はさほど向上しない。焼入硬さを改善した浸炭窒化まま(処理G)は、Fig.12(c)のように初期クラック発生抵抗が向上するとともに、その後 γ' -Fe₄Nの析出強化によってクラックの発生、伝播抵抗も向上する。 γ' -Fe₄Nの析出による寿命向上効果は約2.5倍である。さらにSPを施せば(処理D, H)、Fig.12(d)に示すように、表面硬さ向上による初期クラック発生抵抗の向上、 γ' -Fe₄Nの析出強化に加え、 γ' -Fe₄Nの析出と固溶Nによる転位の回復を遅延させる効果によってさらに軟化が抑制される(Nの固溶状態でのSP効果)ため、寿命は最も向上する。これらの効果は、塩水焼入れでは約3.6倍以上、焼入硬さの低いソルト焼入

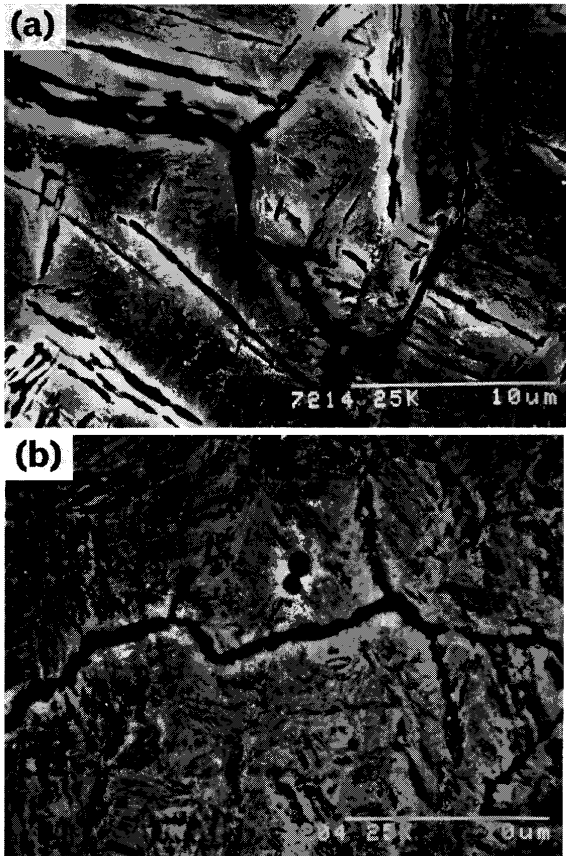


Fig. 11. SEM micrographs showing crack propagated at approximately 150 μm below surface: (a) treatment B (7.27×10^5 cycles), (b) treatment D (4.015×10^6 cycles).

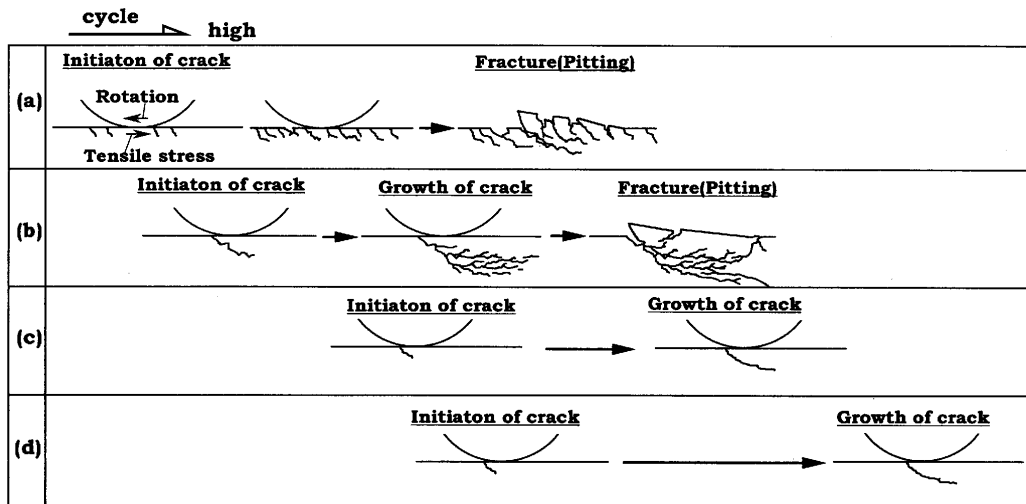


Fig. 12. Schematic explanation of surface fracture in roller-pitting test: (a) treatment C, (b) treatments A, B, E, F, (c) treatment G, (d) treatments D, H.

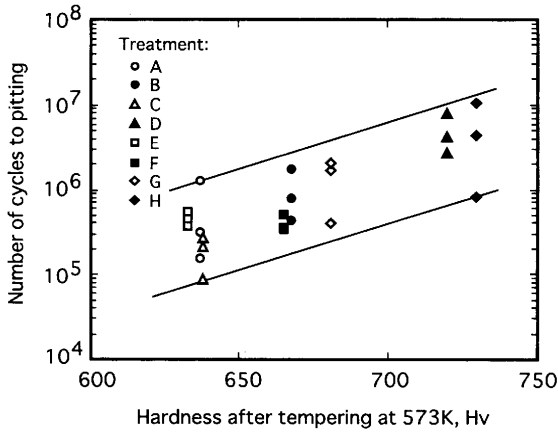


Fig. 13. Relationship between number of cycles to pitting and hardness after tempering at 573K.

れでは約25倍にもなる。

3.6 ピットイング寿命の代用特性

以上の結果から、ピットイング寿命との相関について、再加熱後の硬さに着目した。そこで、処理Aから処理Hすべてについて、ローラーピットイング試験片を573K-10.8ks 焼戻しを行い、非試験面の表面硬さを測定した。最も表面硬さの低かった浸炭窒化ソルト焼入れまま(処理C)は、 γ' -Fe₄Nの析出硬化により542 Hvから638 Hvにまで硬化した。焼戻し硬さとピットイング寿命との関係をFig.13に示す。ピットイング寿命は、10倍程度のバラツキ幅があるが、明らかに573Kの焼戻し硬さと正の相関が認められる。573Kの焼戻し硬さの測定は、ピットイング寿命の推定に有効であることが判明した。

4. 結論

浸炭及び浸炭窒化焼入れ、及びその後ショットピーニングを行ったSCr420H鋼の焼戻し軟化抵抗及びピットイング寿命を調べた結果、以下のことが分かった。

(1) 浸炭窒化層は、浸炭のみに比し573Kでの焼戻し軟化量で比較すると、最大約150 Hvも高い軟化抵抗を示す。これは、過飽和に固溶したNが焼戻しにより γ' -Fe₄Nとして析出するためである。

(2) 浸炭窒化層は、焼入れ後ショットピーニングを行うことにより、573Kでの焼戻し軟化抵抗は、浸炭のみに比しさらに高くなる。これはショットピーニングにより導入された転位の回復が、 γ' -Fe₄Nの析出および固溶Nによ

り遅延することが原因として考えられる。

(3) このようなショットピーニングのピットイング寿命への影響は、浸炭のみでは約2倍までの寿命向上であるのに対し、浸炭窒化では最高約25倍も向上する。これは、次のように説明できる。浸炭ではショットピーニングにより表面硬さが向上しても、試験中接触面での昇温により、導入した転位が比較的容易に回復する。しかし浸炭窒化では、表面硬さが向上することに加え、試験中① γ' -Fe₄Nの析出強化、②導入された転位の回復が、 γ' -Fe₄Nの析出および固溶Nによって遅延する、これらの効果によると考えられる。

(4) ピットイング寿命は、573Kでの焼戻し後の表面硬さと正の相関がある。この573Kの焼戻し硬さは、ピットイング寿命の代用特性として有効である。

文 献

- 1) 小倉真義：特殊鋼，**44** (1995) 3, 9.
- 2) 藤田公明，吉田 彰，小幡文雄，安部克由：日本機械学会論文集，**45** (1979), 945.
- 3) K.Nakamura, K.Mihara, Y.Kibayashi and T.Naito: SAE Tech. Pap. Ser. #821102, (1982), 11.
- 4) 内藤武志：熱処理，**17** (1977), 225.
- 5) Dennis P.Townsend and Ervin V.Zaretsky: NASA Techn. Paper 2047 (1982), 1.
- 6) M.Kobayashi and K.Hasegawa: Proc. of the 4th Int. Conf. on Shot Peening, (1990), 465.
- 7) 橋本宗到，山本 章，田中和博：ショットピーニング技術，**7**, 3 (19995), 191.
- 8) 房田秀彦，内藤賢一郎，片山 昌：材料とプロセス，**6** (1993), 1766.
- 9) 今井勇之進，増田 健，前田啓吉：日本金属学会誌，**29** (1965), 860.
- 10) K.H.Jack: Heat Treatment '73, The Metals Soc., Warrendale, (1975), 39.
- 11) K.H.Jack: Proc. R. Soc. A, **208A** (1951), 216.
- 12) R.D.Garwood and G.Thomas: Metall. Mater. Trans., **4** (1973), 225.
- 13) A.Van Gent, F.C.Van Doorn and E.J.Mittemeijer: Metall. Trans. A, **16** (1985), 1371.
- 14) P.Ferguson and K.H.Jack: Scr. Metall., **18** (1984), 1189.
- 15) L.Cheng, A.Bottger and E.J.Mittemeijer: Metall. Trans. A **23A** (1992), 1129.
- 16) 今井勇之進，泉山昌夫，上屋正行：日本金属学会誌，**29** (1965), 1047.
- 17) 今井勇之進：鋼の物性と窒素，アグネ，東京，(1994), 44.
- 18) T.Bell: J.Iron Steel Inst., **206** (1968), 1017.
- 19) 木南俊哉，中村貞行：材料とプロセス，**10** (1997), 472.
- 20) 岡本昌文，長谷川正義：日本金属学会誌，**32** (1968), 11, 1085.
- 21) 内藤武志：浸炭焼入れの実際，日刊工業新聞社，東京，(1979), 229.
- 22) 例えば，辛島誠一：金属・合金の強度，日本金属学会編，仙台，(1980), 176.