UDC 669 . 14 - 155 . 1

技術論文

マイルド浸炭用鋼MSB20の開発

Development of Gear Steel MSB20 for the Hybrid Process of Vacuum Carburizing with Induction hardening

宮西 慶*
Kei MIYANISHI
小澤 修司
Shuji KOZAWA
久保田 学
Manabu KUBOTA
伊藤 誠司
Seiji ITO
篠原 光範
Mitsunori SHINOHARA
吉田 卓
Suguru YOSHIDA

抄 録

近年，地球温暖化問題に対応するため自動車の燃費向上が最重要課題となっている。自動車の燃費向上を実現するためには，自動車用部品の高強度化を図り小型軽量化する必要がある。また合金元素の価格高騰や将来的な資源枯渇の懸念から，部品用鋼材の省合金化が強く求められている。歯車は自動車の動力伝達や変速に使用され，高強度化，省合金化ニーズが高い部品である。そこで従来の浸炭焼入れに代わる新たな表面硬化処理“マイルド浸炭プロセス”の特徴を最大限発揮できる鋼材の成分設計を行い，歯車の高強度化と鋼材成分の省合金化を両立できるマイルド浸炭用鋼 MSB20 を開発した。

Abstract

In recent years, to cope with the issue of global warming, improving fuel efficiency of automobiles has become one of the most important tasks. To improve fuel efficiency of automobiles, it's necessary to reduce the weight and size of parts for automobiles by achieving high strength of parts for automobiles. And, development of steel for gears including ministry addition of alloy elements is wished for hard, because of cost fluctuation of alloy element and the issue of drying up of resources of alloy elements in future. Gears are used for power transmission and shifting of automobiles, they are parts which high strength and alloy-saving are required highly. Therefore authors perform the component design of steel which can show a good point to the maximum of new surface hardening process “the hybrid process of vacuum carburizing with induction hardening”, which is substitution for the conventional carburizing process, and authors developed MSB20 which can achieve both of high strength of gears and ministry addition of alloy elements of steel.

1. 緒 言

近年，CO_2 排出量低減による地球環境の保護や資源エネルギー問題への対応が強く求められており，自動車産業では自動車の燃費向上が最重要課題となっている。燃費向上を実現するためには，自動車用部品の高強度化を図り小型軽量化する必要がある。歯車は自動車の動力伝達や変速に使用される部品の一つであり，JIS SCM420 を代表とする Cr や Mo を添加した鋼材に浸炭焼入れして製造される場合が大半である。従来，歯車の高強度化は，浸炭焼入れを前提に高合金材料の適用が指向され，例えば Cr や Mo の添加量を増量した歯車用鋼 [1,2] が開発，実用化されてきた。

しかし合金元素の価格高騰や供給不安定性，更には将来的な資源枯渇問題が急激に顕在化しており，新たなニーズとしてコスト変動が小さく供給不安の少ない省合金型の鋼材設計が強く望まれている。こうした省合金型鋼材を用いた歯車の高強度化を実現するために，従来の浸炭焼入れとは異なる新たな製造プロセスとそれに適した鋼材開発が行われている [3,4]。新たな製造プロセスの一例として，真空浸炭処理と高周波焼入れ処理の長所を組み合わせることで鋼材成分の省合金化と歯車部品の疲労強度向上を両立可能なマイルド浸炭プロセス（以下，マイルド浸炭と称す）が開発されている [5]。

著者らは，新たな製造プロセスであるマイルド浸炭の特徴を最大限発揮できるよう，鋼材の成分最適化を図り，歯車の高強度化と鋼材成分の省合金化を可能とするマイルド

* 室蘭技術研究部 主幹研究員 北海道室蘭市仲町 12 〒 050-8550

浸炭用鋼 MSB20 を開発した。本報では，MSB20 について開発の考え方と諸特性を紹介する。

2. マイルド浸炭用鋼MSB20の開発

2.1 マイルド浸炭の特徴

歯車の代表的な表面硬化処理プロセスを図 1 に示す。図 1 (a)，(b)，(c) はそれぞれガス浸炭焼入れ，高周波焼入れおよびマイルド浸炭である。従来の表面硬化処理プロセスであるガス浸炭焼入れ（図 1 (a)）や高周波焼入れ（図 1 (b)）を適用する場合，以下の課題に配慮する必要があった。

例えば，ガス浸炭焼入れは CO_2，H_2O，O_2 の酸化ガス成分を含む浸炭性ガス雰囲気下で加熱処理するため，加熱中に粒界酸化が生じて Mn，Cr 等の焼入れ性向上元素が欠乏し，その後の油焼入れ時に不完全焼入れ層を生成する。その結果，歯車表層の硬さが低下する。また素材の Si 濃度が高い場合には，素材表面に酸化被膜を形成して浸炭性が低下する[6] ため，素材の Si 濃度を高くすることが困難である。加えて，ガス浸炭焼入れの処理条件が高温長時間と過酷になった場合，結晶粒が粗大化し歯車強度の低下を招く場合がある。

高周波焼入れは，高周波誘導加熱によって表層のみを加熱した後に水焼入れを行うため，焼入れ後の表面硬さは素材の C 濃度で一義的に決まる。高周波焼入れで歯車として必要な硬さを確保するためには，少なくとも素材 C 濃度を 0.5％程度にする必要がある。このため高周波焼入れ用鋼はガス浸炭焼入れ用鋼に比べて C 濃度が高く，素材硬さの上昇による被削性の低下が避けられない。

これに対して本報の開発対象プロセスであるマイルド浸炭（図 1 (c)）は，真空浸炭装置と高周波焼入れ装置から構成され，加熱後に減圧下で浸炭処理された後，高周波誘導加熱後に水焼入れを行う表面硬化処理プロセスであり，真空浸炭と高周波焼入れの各メリットを組み合わせることで，従来の表面硬化処理プロセスにおける課題を解決できる。

真空浸炭におけるメリットは，例えば C_2H_2 のような炭化水素ガスを原料ガスに用いることで，CO_2 等の酸化ガス成分が常に供給されるガス浸炭とは異なり，粒界酸化が抑制され，不完全焼入れ層を生成しない[7] ことである。また真空浸炭中に酸化被膜を形成しないため，素材 Si 濃度を制約する必要がなく，Si 濃度の成分設計自由度が大きくなる。

高周波焼入れにおけるメリットは，短時間加熱，焼入れのため結晶粒を微細化できることであり，例えばガス浸炭焼入れで用いられる Nb，Ti 等のマイクロアロイ元素添加による結晶粒粗大化抑制対策[8] は必ずしも必要ではない。加えて高周波焼入れでは水を冷媒とすることができるため，ガス浸炭焼入れで一般的に採用される油冷却に比べ冷却速度が速く，鋼材の焼入れ性は必要最低限にすることができる，つまり焼入れ性向上元素の添加量を低減できる。

またマイルド浸炭は図 1 (c) に示す通り真空浸炭，高周波焼入れの順に処理を行うため，高周波焼入れ前の表面 C 濃度は真空浸炭で調整すればよい。つまり素材の C 濃度は従来のガス浸炭で用いられる肌焼鋼と同程度に調整が可能であり，素材の被削性課題は解消できる。

このようにマイルド浸炭は従来の表面硬化処理プロセスの課題を解消することができる新たなプロセスである。またマイルド浸炭を活用することで従来の成分制約にとらわれない鋼材の成分設計が可能である。

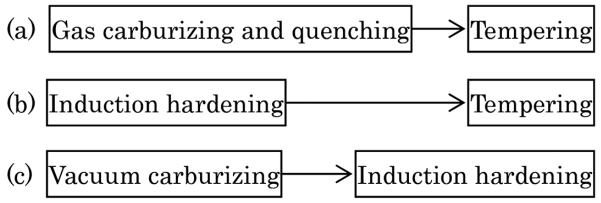
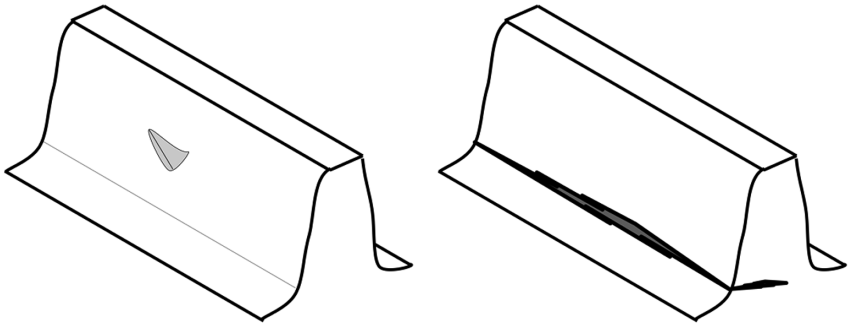


図 1　代表的な表面硬化処理工程の比較
Comparison of representative surface hardening processes

2.2 歯車に求められる強度特性と鋼材成分の考え方

歯車に求められる主要な強度特性は，歯面疲労強度，歯元曲げ疲労強度である。歯面疲労破壊と歯元曲げ疲労破壊の模式図を図 2 に示す。歯面疲労破壊は，歯面同士の接触で生じる表面剥離現象であり，すべりを伴う高面圧環境下で発生する。歯元曲げ疲労破壊は，曲げ応力が原因で歯が折損する疲労破壊現象であり，応力集中部となる歯元近傍



(a) Tooth surface fatigue failure　　(b) Dedendum bending fatigue failure

図 2　疲労破壊の模式図　(a) 歯面疲労破壊，(b) 歯元曲げ疲労破壊
Schematic illustrations of (a) Tooth surface fatigue failure and (b) Dedendum bending fatigue failure

で発生する場合が多い。そこで上述したマイルド浸炭の特徴を活かして歯車の歯面疲労強度と歯元曲げ疲労強度を共に向上可能な鋼材成分を検討した。

2.2.1 歯面疲労強度向上のための成分設計

歯車は駆動中に歯面同士の接触によって摩擦発熱が生じ，歯面温度は 250 ～ 300℃程度まで上昇するため，歯面は焼戻され硬さが低下する。この硬さの低下によって歯面疲労強度が低下することが知られており，歯面疲労強度と300℃焼戻し硬さには良い相関関係が成り立つ [9]。そこで摩擦発熱に伴う歯面の焼戻し軟化を抑制しうる成分設計を行った。

300℃焼戻し硬さは，焼入れ初期硬さと焼戻し軟化抵抗で決まる。焼入れ初期硬さは，焼入れでマルテンサイト組織を得ることができれば，C 濃度で一義的に決まる。また焼戻し軟化抵抗は，焼戻しに伴う軟化抑制の指標であり，300℃近傍の焼戻し軟化抵抗を高めるには Si が有効であることが知られている [10, 11]。

マイルド浸炭では，高周波焼入れ後に水焼入れを行うため，所望の焼入れ初期硬さを得るために必要となる C 濃度がガス浸炭焼入れに比べて低減でき [12]，加えてガス浸炭焼入れに比べて格段に速い冷却速度での焼入れを行うため，マルテンサイト組織を得るために必要となる鋼材の焼入れ性もガス浸炭に比べて低減できる。従って Mn，Cr，Mo 等の焼入れ性向上元素の添加量は必要最小限に留めた設計を行った。加えてマイルド浸炭は真空浸炭を行うため，酸化被膜形成による浸炭性の低下が生じないことから，従来の肌焼鋼に比べて素材 Si 濃度を高めた設計を行った。

2.2.2 歯元曲げ疲労強度向上のための成分設計

歯元曲げ疲労強度は，表層硬さ，粒界強度，圧縮残留応力が支配因子である [13, 14]。歯元曲げ部の表層硬さは，上述した通り，焼入れでマルテンサイト組織が得られれば C 濃度で一義的に決まり，C 濃度は浸炭工程で調整できる。従ってマルテンサイト組織を得るために必要な鋼材の焼入れ性を考慮した成分設計を行う必要がある。

粒界強度は，粒界での粗大セメンタイト（θ）の析出や P，S などの脆化元素の偏析によって低下する。そのため粒界での θ 析出を抑制し，脆化元素の偏析を抑制できる成分設計を行う必要がある。特にマイルド浸炭では真空浸炭を行うため，鋼材の成分によっては粒界 θ の析出を抑制することが困難となり，曲げ疲労強度を大きく低下させる [14] ことが懸念される。

例えば森田ら [15] は，真空浸炭における粒界 θ 析出条件について熱力学計算を活用して検討し，真空浸炭中の浸炭期の被処理材の表面炭素濃度は黒鉛との平衡を仮定した熱力学計算結果（黒鉛と平衡する炭素濃度）と一致すること，黒鉛と平衡する相が γ と θ の二相となる場合に粒界に θ が析出することを報告している。また素材の Cr 濃度の低下や Si 濃度の上昇により黒鉛と平衡する炭素濃度が低下し，鉄 - 炭素系状態図の θ 相が存在する領域が小さくなる [16] ことが知られている。

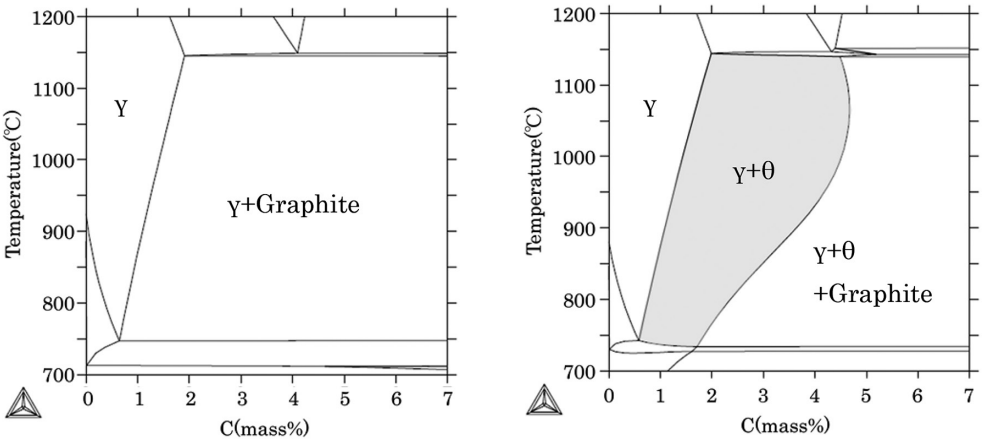
これらの知見に基づき，粒界での θ 析出を抑制するため Si，Cr に着目し，熱力学的に γ と θ の二相領域が存在しない成分バランスを検討した。**表 1** に示す開発鋼 MSB20 と SCM420 の化学成分の代表値を用いて熱力学平衡計算を実施した。得られた鉄炭素系状態図を**図 3** に示す。なお，MSB20 の化学成分の考え方については次節で説明する。

SCM420 には，γ と θ と黒鉛の共存相の低炭素側に γ と θ

表 1　MSB20 と SCM420 の化学成分の代表値
Representative chemical compositions of MSB20 and SCM420

(mass%)

Steel grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	B
MSB20	0.20	0.80	0.80	0.10	-	0.0020
SCM420	0.20	0.25	0.80	1.10	0.20	-



(a)MSB20　　(b)SCM420

図 3　鉄炭素系状態図　(a) MSB20，(b) SCM420
Equilibrium phase diagrams of Fe-C system in (a) MSB20 and (b) SCM420

の共存相が存在するため，真空浸炭中に粒界 θ を析出する可能性があるが，開発鋼 MSB20 には γ と θ の共存相が存在しないため粒界 θ の析出を抑制できる。このように本開発では，真空浸炭中の粒界 θ の析出を抑制可能な Si，Cr バランスを検討し，開発鋼の成分を Cr レス（0.1% Cr 以下），0.8% Si とした。脆化元素 P の粒界偏析対策としては B を活用した。鋼中の B は，サイトコンペティション効果による粒界 P 濃度の低減による粒界強化と，B 自体の粒界強化により疲労き裂の伝ぱが遅延する効果[17] が期待できるからである。

またマイルド浸炭は，高周波焼入れの活用によりギヤ部の部分加熱焼入れであるため，部品全体を油焼入れする浸炭焼入れに比べて歯元近傍の圧縮残留応力が付加的に高くなる。つまりマイルド浸炭プロセス自体による曲げ疲労強度向上効果も期待できる。

2.3 MSB20 の化学成分

上記で述べた考え方に基づき，疲労強度確保と切削性確保に加え，経済合理性の観点で，可能な限りレアメタルを低減する鋼材成分を検討した。本開発鋼の特徴は Si，Cr および B である。Si は焼戻し軟化抵抗向上の観点から高濃度を指向し 0.8% Si とした。Cr は真空浸炭時の粒界 θ 抑制の観点から 0.1% Cr 以下とした。更に脆化元素の粒界偏析抑制として P 濃度は可能な限り低下させ，且つ微量 B 添加による強化を図っている。

3. マイルド浸炭用鋼の性能

3.1 実験方法

開発した MSB20 の歯面疲労強度，歯元曲げ疲労強度，切削性について，一般的にガス浸炭焼入れに用いられる SCM420 と比較評価した。供試鋼の化学成分を表２に示す。供試鋼は，真空溶解炉で溶製した 150 kg の鋼塊を熱間鍛伸にて直径 80 mm の丸棒に成形した後，1250℃×60 min の均熱拡散処理と 1050℃×10 min の焼ならし処理を行った。熱処理した丸棒から機械加工にてローラーピッチング試験片，切欠付き小野式回転曲げ疲労試験片，切削試験片を作製し，開発鋼 MSB20 にはマイルド浸炭を，比較鋼 SCM420 にはガス浸炭焼入れを施した。図４に各試験片の試験片形状を示す。

マイルド浸炭およびガス浸炭焼入れ後のミクロ組織，残留応力およびビッカース硬さについては，歯面疲労強度評価用に作成したローラーピッチング試験片を用いて評価した。なお残留応力は X 線回折装置を用いて測定し，硬さはビッカース硬さ試験を行い測定した。更に，ローラーピッチング試験片の一部を切断し 300℃焼戻し後の硬さを測定した。

歯面疲労強度はローラーピッチング試験で，歯元曲げ疲

表２　供試鋼の化学成分
Chemical compositions of test samples

(mass%)

Steel grade	C	Si	Mn	Cr	Mo	B
MSB20	0.20	0.80	0.83	0.10	-	0.0015
SCM420	0.20	0.26	0.74	1.04	0.22	-

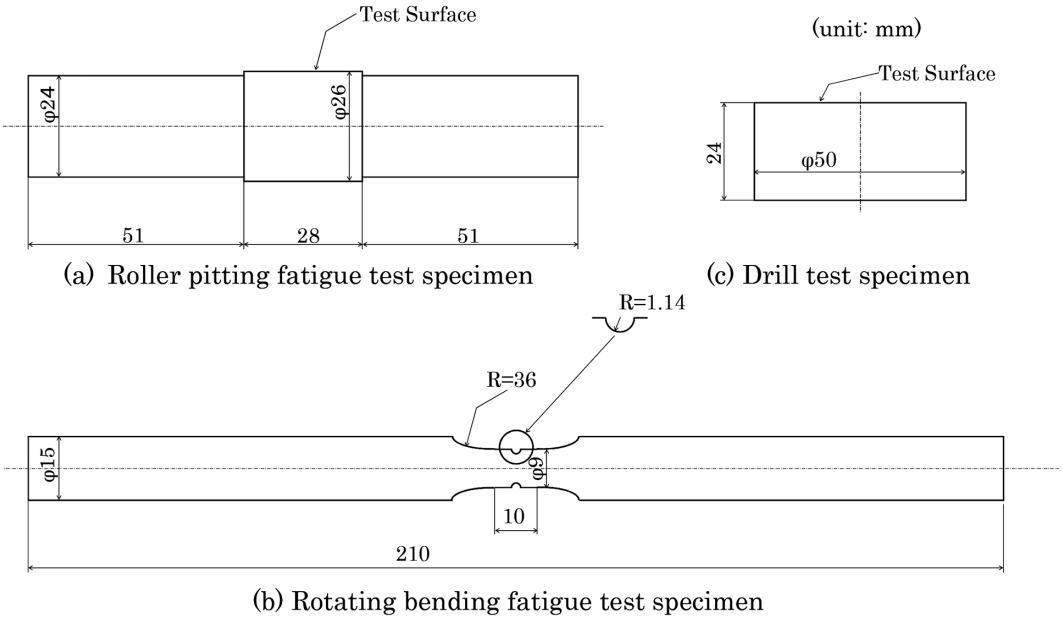


図４　試験片形状
(a) ローラーピッチング試験片，(b) 切欠付き小野式回転曲げ疲労試験片，(c) 切削試験片
Dimensions of test specimens
(a) Roller-pitting fatigue test specimen, (b) Rotating bending fatigue test specimen, (c) Drill test specimen

労強度は小野式回転曲げ疲労試験でそれぞれ評価した。ローラーピッチング試験条件を表３に示す。歯面疲労強度，歯元曲げ疲労強度ともに各疲労試験で 10^7 回耐久する応力（以下，10^7 回耐久面圧あるいは 10^7 回耐久強度と称す）を評価指標として用いて比較評価した。

切削性はドリル寿命試験で評価した。ドリル寿命試験条件を表４に示す。切削性の評価指標として累積穴深さ 1 000 mm を達成する最大周速 VL1 000（m/min）[18] を用いた。

3.2 ミクロ組織と表層硬さ

開発鋼 MSB20 と SCM420 のミクロ組織を図５に，硬さ測定結果を図６にそれぞれ示す。マイルド浸炭した MSB20，ガス浸炭焼入れした SCM420 ともに焼戻しマルテンサイト組織を呈している。ただし表層部のミクロ組織に着目すると，ガス浸炭焼入れした SCM 420 では表層部に最大 20 μm 程度の不完全焼入れ層が観察されるのに対して，マイルド浸炭した MSB20 では表層部に不完全焼入れ層が観察されない。

表３　ローラーピッチング試験条件
Roller-pitting fatigue test conditions

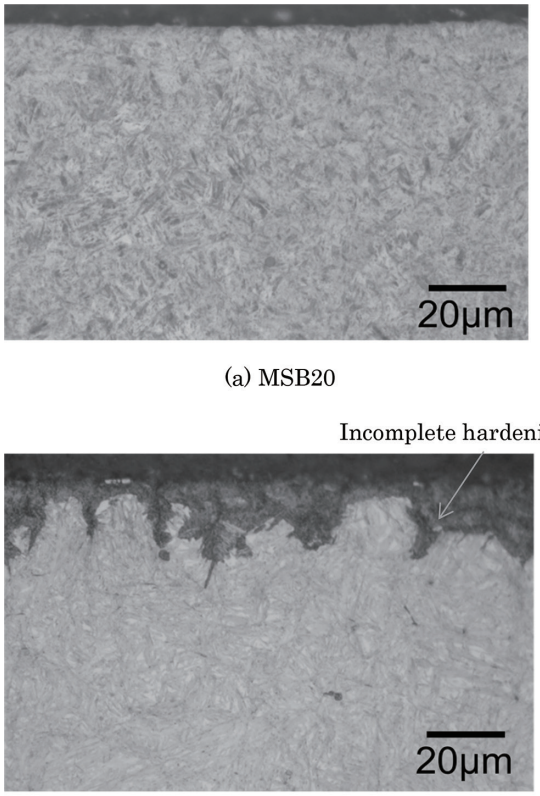
Rotational speed	2 000 min^{-1}
Lubricating oil	ATF (80 ˚C)
Slip ratio	−40%
Crowning (opponent roller of the test roller specimen)	R150
Material (opponent roller of the test roller specimen)	SCM420 (gas carburizing)

表４　ドリル試験条件
Drill test conditions

Coolant	Water-soluble oil
Tool material	High speed steel
Tip angle	118 ˚C
Feed	0.25 mm/rev.
Hole depth	9 mm

この差異は硬さ測定結果にも表れている。マイルド浸炭した MSB20 とガス浸炭焼入れした SCM420 材の硬さは，ともに焼戻しマルテンサイト組織を呈する 50 μm 深さ位置で比較すると 732 HV と 782 HV で顕著な差は見られないが，表層に近い 20 μm 深さ位置で比較すると，マイルド浸炭した MSB20 の硬さが 722 HV に対して，ガス浸炭焼入れした SCM420 の硬さは軟質な不完全焼入れ層の形成によって 631 HV と大きく低下している。

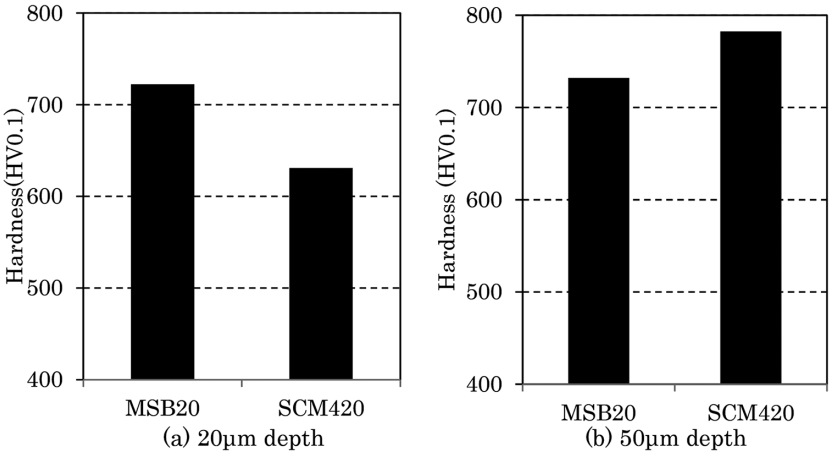
マイルド浸炭した MSB20 とガス浸炭焼入れした SCM



(a) MSB20

(b) SCM420

図５　表層のミクロ組織　(a) MSB20，(b) SCM420
Sectional surface microstructure of (a) MSB20 and (b) SCM420



(a) 20μm depth　(b) 50μm depth

図６　表層硬さの比較　(a) 20 μm 深さ，(b) 50 μm 深さ
Comparison of surface hardness at (a) 20 μm depth and (b) 50 μm depth

表５　表層特性の比較
Comparison of surface characteristics

Steel grade	Maximum depth of incomplete hardening layer	Hardness (20 μm depth)	Austenite grain size number	Residual stress
MSB20	0 μm	HV722	#10	−600 MPa
SCM420	20 μm	HV631	#8	−300 MPa
Cause	Vacuum carburizing	Incomplete hardening layer	Induction hardening (short time heating)	Induction hardening (partial quenching)

420 の材質調査結果を表５にまとめて示す。マイルド浸炭した MSB20 は，表層組織，結晶粒度，残留応力，表層硬さの観点で優れる特性を呈している。

3.3　歯面疲労強度

ローラーピッチング試験結果を図７に示す。ローラーピッチング試験で発生した損傷は，すべて歯面疲労を代表するピッチング損傷であった。歯面疲労強度を比較するとマイルド浸炭した MSB20 の 10^7 回耐久面圧は 3 500 MPa に対してガス浸炭焼入れした SCM420 は 2 800 MPa と，マイルド浸炭した MSB20 はガス浸炭焼入れした SCM420 に対して歯面疲労強度が 25％向上した。

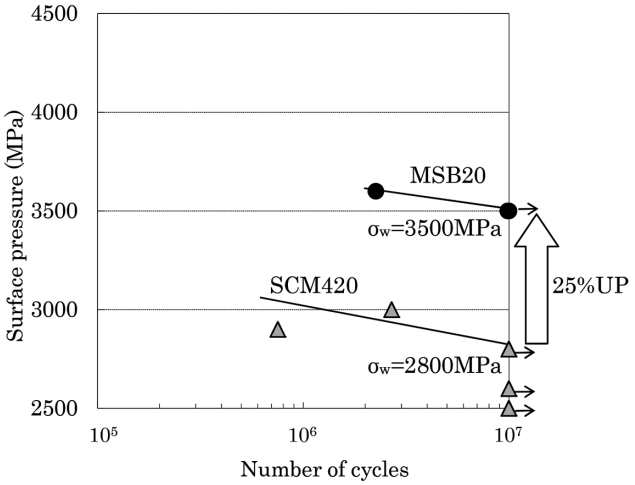


図７　MSB20 と SCM420 の歯面疲労強度
Roller-pitting fatigue strength of MSB20 and SCM420

前述したように歯面疲労強度と 300℃焼戻し硬さは良い相関があることから，300℃焼戻し硬さを比較する。図８に示すように，マイルド浸炭した MSB20 と浸炭焼入れした SCM420 の 50 μm 深さ位置での 300℃焼戻し硬さは，それぞれ 656 HV，643 HV と同等である。しかしより表面に近い 25 μm 深さ位置で比較すると，マイルド浸炭した MSB 20 は 639 HV に対して浸炭焼入れした SCM420 は 507 HV とマイルド浸炭した MSB20 の方がビッカース硬さで 100 ポイント以上高い。一般的にピッチング損傷は表面起点型の疲労 [19] であると理解されており，マイルド浸炭した MSB 20 の 10^7 回耐久面圧の向上は，不完全焼入れ層の抑制と Si 濃度増加による焼戻し軟化抵抗の増加の両効果が重畳したためと考えられる。

3.4　歯元曲げ疲労強度

小野式回転曲げ試験の結果を図９に示す。マイルド浸炭した MSB20 の 10^7 回耐久強度は 600 MPa であり，ガス浸炭焼入れした SCM420 に対し 13％向上する。これは，不完全焼入れ層の抑制により表面近傍の硬さが高いこと，表面の圧縮残留応力が高いことが主要因で曲げ疲労強度が向上したものと考えられる。結晶粒の微細化も降伏強度向上を通じて曲げ疲労強度向上に寄与する [20] との考え方があり，表 5 に示すように，オーステナイトの結晶粒度番号で比較すると，ガス浸炭材は #8 であるのに対して，マイルド浸炭材では #10 まで微細化しており，結晶粒径微細化も疲

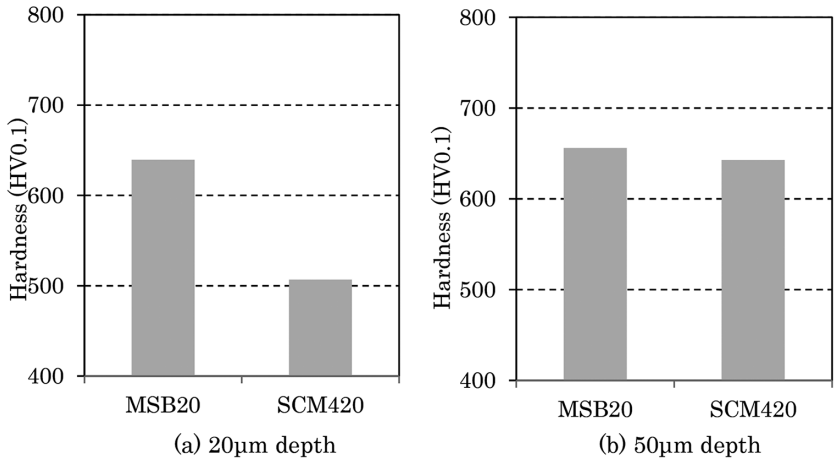


図８　300℃焼戻し後の表層硬さの比較　(a) 20 μm 深さ，(b) 50 μm 深さ
Comparison of surface hardness at (a) 20 μm depth and (b) 50 μm depth after tempering at 300℃

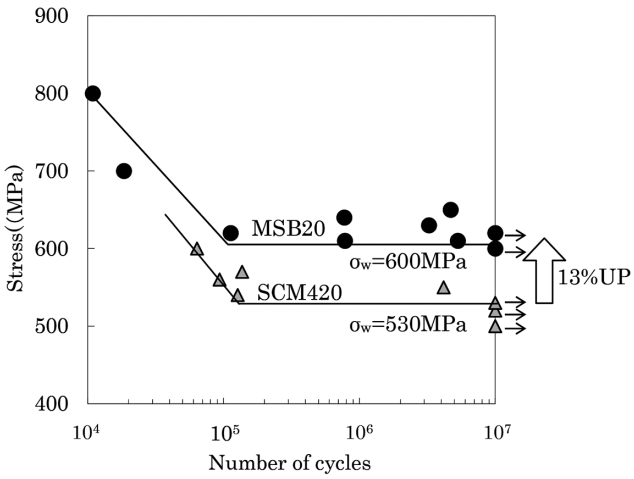


図 9　MSB20 と SCM420 の小野式回転曲げ疲労強度
Rotating bending fatigue strength of MSB20 and SCM420

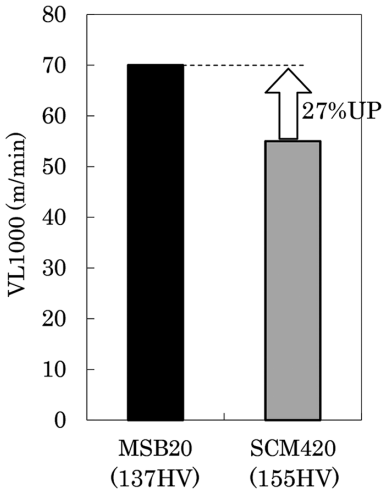


図 10　MSB20 と SCM420 のドリル試験結果
Result of drill test in MSB20 and SCM420

労強度向上に寄与していると推察される。

3.5 切削性

切削試験の結果を図 10 に示す。図中括弧内の数値は試験面のビッカース硬さを示す。切削性の評価には累積穴深さ 1 000 mm を達成する最大周速 VL1 000（m/min）を用いた。一般的に，切削速度と累積穴深さの関係はトレードオフの関係であり，VL1 000 の値が大きい程，切削性（工具寿命）は良好である。MSB20 の VL1 000 は 70 m/min であり，SCM 420 に比べてドリル切削性は 27%向上する。これは MSB20 の素材硬さが 137 HV であり SCM420 の素材硬さ 155 HV に比べて低いためと考えられる。

4.　マイルド浸炭用鋼MSB20の適用状況

MSB20 は，新日鐵住金(株)がアイシン・エィ・ダブリュ(株)，愛知製鋼(株)と共同で開発した鋼材であり，本技術を適用した歯車は 2013 年 1 月よりアイシン･エィ･ダブリュで量産を開始している。

5.　結　　言

マイルド浸炭用鋼 MSB20 について，開発の考え方，素材の被削性，マイルド浸炭材の疲労強度について紹介した。MSB20 のマイルド浸炭材は，SCM420 のガス浸炭材に比較し，歯面疲労強度で 25%，歯元曲げ疲労強度で 13%向上した。また，MSB20 の被削性は，SCM420 に比較し 27 %向上した。

謝　辞

本開発にあたりご協力頂いたアイシン・エィ・ダブリュおよび愛知製鋼関係者各位に深く感謝を申し上げる。

参照文献

1) 水野孝樹，松原敏彦，天野政樹，秦野敦臣，中村貞行：電気製鋼．65，13 (1994)
2) 黒川八寿男，鎌田芳彦，西田和彦，村井暢宏：住友金属．48，204 (1996)
3) 渡辺陽一，成田直樹，梅垣俊造，三島良直：鉄と鋼．84，902 (1998)
4) 深沢剣吾，塚原真宏，三阪佳孝，川嵜一博，宮西慶，間曽利治，久保田学，吉田卓：熱処理．56，1 (2016)
5) 岡田一晃，大林巧治：熱処理．56，11 (2016)
6) 小山達也，久保田学，吉田卓：鉄と鋼．101，252 (2015)
7) 内藤武志：浸炭焼入れの実際．第 2 版．日刊工業新聞社，東京，1999，p.94
8) 久保田学，越智達朗：新日鉄技報．(378)，73 (2003)
9) 紅林豊：第 188･189 回西山記念技術講座．日本鉄鋼協会，東京，2006，p.83
10) 茨木正雄，奥村俊邦：日本金属学会誌．19 (3)，223 (1955)
11) 茨木正雄，奥村俊邦：日本金属学会誌．19 (3)，226 (1955)
12) 大林巧治：Automotive Technology．2007 (11)，160 (2007)
13) 越宗昌之，松井勝幸，高橋宏治，中尾航，安藤柱：ばね論文集．54，19 (2009)
14) 森田敏之，松村康志，梅本実：電気製鋼．79，15 (2008)
15) 森田敏之，井上幸一郎，羽生田智紀：電気製鋼．77，5 (2006)
16) 森田敏之，松村康志：電気製鋼．81，109 (2010)
17) 越智達朗，間曽利治，寺本真也，久保田学：ばね論文集．57，1 (2012)
18) 橋村雅之，平田浩，蟹沢秀雄，内藤賢一郎：新日鉄技報．(378)，68 (2003)
19) 内藤武志：浸炭焼入れの実際．第 2 版．日刊工業新聞社，東京，1999，p.258
20) 越宗昌之，松井勝幸，高橋宏治，中尾航，安藤柱：ばね論文集．54，25 (2009)

宮西　慶　Kei MIYANISHI
室蘭技術研究部　主幹研究員
北海道室蘭市仲町12　〒050-8550

小澤修司　Shuji KOZAWA
室蘭製鉄所　生産技術部　棒線管理第二室
主幹

久保田学　Manabu KUBOTA
鉄鋼研究所　交通産機品研究部
上席主幹研究員　博士(工学)

伊藤誠司　Seiji ITO
室蘭製鉄所　生産技術部　棒線管理第一室長

篠原光範　Mitsunori SHINOHARA
室蘭製鉄所　棒線圧延部長

吉田　卓　Suguru YOSHIDA
室蘭技術研究部長　博士(工学)