



特集記事・5

希少金属資源と省合金型鉄鋼材料開発の今

省合金型高強度肌焼鋼の開発事例

Examples of Development of Low Alloy High Strength Case Hardening Steels

宮崎 武
Takeshi Miyazaki
山陽特殊製鋼(株)
研究・開発センター
軸受・構造用鋼グループ 研究員

1 はじめに

日本規格協会発行のJISハンドブック内で肌焼鋼は「機械構造用の低炭素鋼および低炭素合金鋼で、主として浸炭焼入れによって表面硬化させて用いる鋼材」として定義されている。また日本金属学会発刊の専門書である鉄鋼材料¹⁾で肌焼鋼は「浸炭用鋼」としてその記載がある。肌焼鋼は主に自動車や建設機械・産業機械の動力伝達装置(トランスミッション等)のギヤ・シャフト用として使用されており、そのC量は0.15~0.25%程度である。この理由として、部品表面はCを浸入させ硬化する浸炭焼入れ・焼戻しによって耐摩耗性や疲労強度の向上を、また芯部(非浸炭層)は肌焼鋼の比較的に低いC量によって強靱性を持たせる必要があるからである。

肌焼鋼が用いられる自動車産業を取り巻く状況は、1990年代から環境問題への対応に大きくシフトしていったと言える。1997年COP3(地球温暖化防止京都会議)が開催され、各国の温暖化ガスの総排出量に関する京都議定書が発効された。その結果、CO₂排出量削減に繋がる燃費向上のため自動車部品の小型・軽量化の市場ニーズが高まり、駆動系部品の主要素材である肌焼鋼にも高強度化が強く求められることになった。高強度化の実現によってギヤ・シャフトのダウンサイジングによる軽量化だけでなく、動力伝達装置の高出力化による負荷増に対して形状変更を行わなくても対応ができ

る。また、部品の小型化によって必要になる素材重量を低減することができ、コストダウンも可能な利点がある。現在では2019年以降に施行予定の排出ガス規制であるポスト・ポスト新長期(現在がポスト)を見込み、自動車メーカーから更なる高強度化のニーズも出されている。

表1に自動車や建機・産機のギヤ・シャフト用として広く使用されている肌焼鋼の種類ならびにJIS G4052で規定されている化学成分の一例を示す。Crを約1%添加したSCr(クロム鋼)、SCrにMoを加えたSCM(クロムモリブデン鋼)、SCMから更にNiを添加したSNCM(ニッケルクロムモリブデン鋼)が代表例となる。NiやMoを添加していない鋼材コストが比較的安価で加工性(切削性、冷間鍛造性)も良好なSCrを適用したいところであるが、部品の大きさ(鋼材の焼入性と関係)や要求される強度レベルを考慮してSCMやSNCMが選定される場合が多い。しかし、これらNiやMoを添加した鋼種を使用した場合には、部品製造時の加工性劣化や鋼材コスト上昇などの問題がある。さらに近年では、合金元素の価格の不安定性や将来的な資源枯渇などが問題となっており、価格変動が少なく供給不安や調達リスクの少ない合金元素を選定して高強度化を行うことが求められている。

高強度化というワードが何度か出てきたが、駆動系部品に要求される強度にはピッチング(金属すべりによって生成する表面起点型はく離)や曲げ疲労、ねじり疲労、衝撃強度が

表1 JIS肌焼鋼の化学成分(単位: mass%、JIS G 4052より抜粋)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
SCr420H	0.17~0.23	0.15~0.35	0.55~0.95	0.030 以下	0.030 以下	0.25 以下	0.85~1.25	—
SCM420H	0.17~0.23	0.15~0.35	0.55~0.95	0.030 以下	0.030 以下	0.25 以下	0.85~1.25	0.15~0.30
SCM822H	0.19~0.25	0.15~0.35	0.55~0.95	0.030 以下	0.030 以下	0.25 以下	0.85~1.25	0.35~0.45
SNCM220H	0.17~0.23	0.15~0.35	0.60~0.95	0.030 以下	0.030 以下	0.35~0.75	0.35~0.65	0.15~0.30
SNCM420H	0.17~0.23	0.15~0.35	0.40~0.70	0.030 以下	0.030 以下	1.55~2.00	0.35~0.65	0.15~0.30

代表例として挙げられる。これまで高強度が要求される部品には前述の通りJIS鋼のSCMやSNCM、更にはNi、Moを添加・増量した開発鋼が使用されてきたが、加工性の低下や鋼材コスト増加を招き、高強度化とトレードオフの関係になってしまうことが長年の問題であった。NiやMoの添加に頼ることなく、肌焼鋼の主要成分であるCやSi、Mn、Cr量の適正化によって高強度化を達成できれば、加工性が良好で且つ鋼材コスト低減も可能になり、長年のジレンマであったトレードオフの解消へと道が開けることになる。更には部品製造時の熱処理工程を省略・簡略化できればCO₂排出量削減や製造コスト低減にも貢献できる。本報では「高強度化」、「省資源化」をキーワードに自動車の駆動系部品を例として、まずは肌焼鋼の適用例や各部品に要求される必要特性、部品の製造工程を概説する。次に高強度化に向けた考え方を述べた後、省合金型肌焼鋼の開発事例について紹介する。

2 自動車の駆動系部品を例とした肌焼鋼

2.1 駆動系部品への肌焼鋼の適用事例ならびにニーズ

図1に駆動系部品のニーズとそれに対応する肌焼鋼のニーズを示す。従来、自動車の快適性（エンジン出力向上、静粛性）や低燃費（小型・軽量化、フリクションロス低減）のための「高機能化」と、CO₂排出量削減やコストダウン、省資源の「社会的制約」は相反する関係にあった。「高機能化」における鋼材ニーズには曲げ疲労強度や低サイクル疲労強度、耐ピッチング強度向上、熱処理ひずみ低減が、一方、「社会的制約」における鋼材ニーズには加工性向上や熱処理省略、省合金型成分が挙げられる。「高機能化」と「社会的制約」を両立させるために肌焼鋼の開発ニーズを纏めると、①Ni、Mo添加に頼らずに高強度化の実現、②Si、Mn、Crの省合金型成分を活かした工程簡略化や工程負荷軽減が鋼材開発の考え方の一つと言える。

肌焼鋼が使用される駆動系部品は、自動車の走行状態に

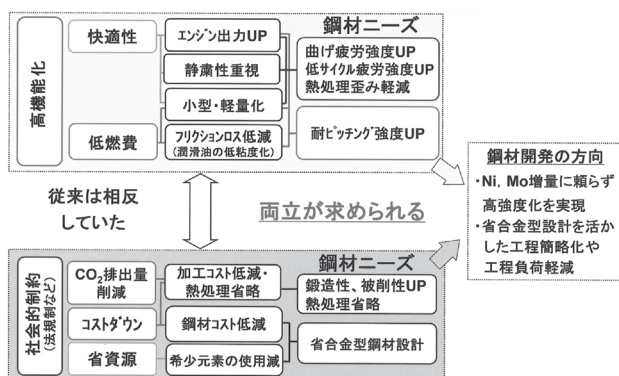


図1 駆動系部品のニーズと鋼材開発の方向

じて回転数やエンジンのトルクを変換するトランスミッション（変速機）のギヤ・シャフト、また旋回する際に左右の車輪に回転数差を与えるディファレンシャル（差動機）のギヤが代表例として挙げられる。何れも自動車の走行を担う重要部品であり、これら駆動系部品に要求される特性は置かれた環境に依存する。エンジンの回転数を高速とすると、トランスミッションの回転速度は中高速であることから低～高サイクル域での疲労強度が重視される。これに使用されるギヤには耐ピッチング特性や曲げ疲労強度が、シャフトでは特にねじり疲労強度が必要特性になる。一方、ディファレンシャルギヤでは回転速度が中低速であるため低サイクル域での曲げ疲労強度、衝撃強度が特に重視される。また、トランスミッション、ディファレンシャルを問わずギヤについては噛合い時のノイズ低減による静粛性実現のため浸炭焼入れ時の熱処理ひずみ低減も望まれている。

2.2 駆動系部品の製造工程

駆動系部品の代表的な製造工程は図2に示す「熱間鍛造」や「冷間鍛造」、「直接切削」である。工程は部品の大きさ・形状・要求特性、また鍛造・熱処理・部品メーカーの思想や所有設備によって適宜選定されるため、部品毎に明確に決まっているわけではない。「熱間鍛造」は鋼材を切断しブランク形状にした後、変形抵抗を下げるため1200℃程度の高温度域で熱間加工を行い、部品の粗形状を作込む方法である。肌焼鋼の熱間鍛造後のマイクロ組織はフェライトやパーライトだけでなく比較的硬質なベイナイト組織を生成する場合もあるため、通常、被削性や浸炭時の結晶粒度特性の改善を目的として熱間鍛造後に焼ならしが行われることが多い。

一方、「冷間鍛造」は室温付近で加工を行うため歩留りが良好なこと、また成型時の寸法精度が高いことから後の切削工程を軽減できる利点がある。しかし、冷間鍛造を行うには変形能を向上させる必要があるため、圧延鋼材に軟化焼なましを追加される。また冷間鍛造後に浸炭処理を行った場合、昇温

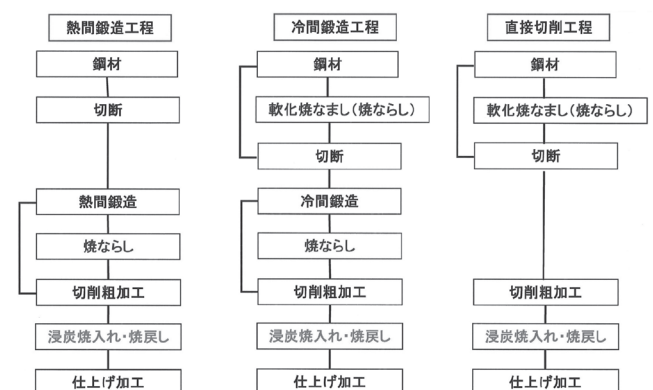


図2 駆動系部品の製造工程例

時に再結晶フェライト粒を経ることで微細なオーステナイト粒を形成し、粒の合体・成長を駆動力にして結晶粒粗大化を引き起こし易くなる。浸炭時に結晶粒が粗大化すると部品強度の低下や熱処理ひずみの増加を招くことから粗大化を抑制する必要がある。そこで、冷間鍛造後に導入された加工ひずみを解消させる目的で焼ならしが行われるのが一般的である。

「直接切削」については「熱間鍛造」や「冷間鍛造」に比べると少量多品種向きであり、複雑な部品形状である場合や部品完成までのリードタイムを短くしたい場合に選択される。この工程も、圧延鋼材のままでは切削が難しい場合には軟化焼なましが施されるケースがある。紹介した何れの工程も浸炭熱処理（浸炭窒化や窒化が行われる場合もある）によって表面硬化を施した後、最終の仕上げ加工を行うことになる。

部品の要求機能を確保した上で、図2に示すように熱間・冷間鍛造後の焼ならし省略や高温浸炭による浸炭時間の短縮、また製造時の冷間鍛造や切削状況を考慮して圧延鋼材の軟化焼なまし省略が実現できれば、CO₂排出量削減や製造コスト低減にも繋がることになる。工程簡略化や工程負荷軽減ができ、且つ省合金型成分で高強度化を実現した肌焼鋼の開発事例については後述する。

3 高強度化に向けた考え方

3.1 耐ピッチング強度

ピッチングとはギヤ歯面での金属すべりに伴う摩擦力によって表面からき裂が生成し、き裂伝播過程を経てはく離が起る現象である。最近、燃費向上の観点から動力伝達ロスを低減するため低粘度の潤滑オイルが使用される傾向にあり、高負荷時に油膜切れを起こした場合でもピッチング寿命が低下しないことが求められている。耐ピッチング強度向上に対する鋼材面での方策としては焼戻し軟化抵抗を高めるSiやCr、Mo

の増量・添加が有効である²⁵⁾。これは、繰返し接触時の摩擦熱によって歯面表層部が250～300℃付近になると考えられていることから、表面硬さ減少による強度低下を抑制するためである。更なる耐ピッチング強度向上を図るためにはSiやCr、Moの増量・添加鋼に真空高濃度浸炭や浸炭窒化等の熱処理、微粒子ショットピーニング等の表面処理が施される場合もある。

図3にSCM420HをベースにSi量を0.06%、0.11%、0.21%、0.50%の4水準に変化させた鋼材を用いたローラーピッチング試験結果を示す⁶⁾。試験片である小ローラーは試験片加工後にガス浸炭焼入れ・焼戻しを行い、浸炭肌で試験に供した。ピッチング寿命は小ローラーの表面がはく離するまでの応力繰返し数にて評価している。Si量が0.21%まではピッチング寿命に大きな差異は認められないが、0.50%になると長寿命化している。この理由の一つとして高Si化による焼戻し軟化抵抗の向上が挙げられるが、高Si成分の効果は浸炭異常層の形状にも影響を及ぼしたと見られる。図4は先程のSCM420Hベース鋼にSi量を0.06～0.50%に変化させた際のガス浸炭後の浸炭異常層観察写真である。Si量が0.21%まではSi増量によって浸炭異常層（粒界酸化+合金元素の減少によって形成した不完全焼入れ組織）深さは増加しているが、0.50%になると深さは浅く、且つ表面全体に均一に形成している。浸炭異常層が浅くなればき裂生成が抑制されて歯面のピッチング強度も向上すると考えられる。更に浸炭異常層が表面全体に均一に広がり基地組織と比べて軟質な異常層が早期に摩耗することによって、粒界酸化起点のき裂が抑制されて寿命向上をもたらしたと推定している⁷⁾。

3.2 曲げ疲労強度

以前は、歯車の疲労破壊と言えば歯元の曲げ疲労によるもの（比較的高サイクル域の～10⁷サイクル）を指し、従来からその対策が施されてきた。高サイクル歯元曲げ疲労の向上に

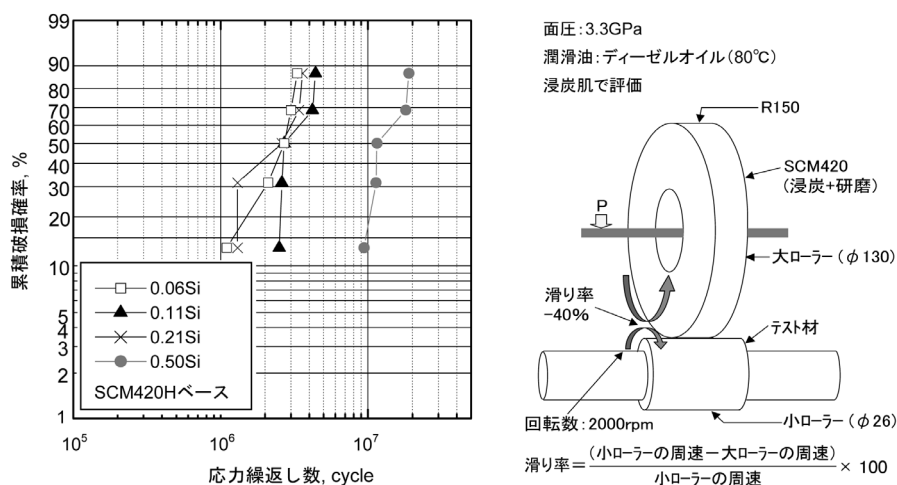


図3 耐ピッチング寿命に及ぼすSi量の影響

は①ショットピーニングの適用、②浸炭異常層の除去あるいは低減による表面強化、③内部起点破壊の起点部となる非金属介在物の小径化が挙げられる。現在では高サイクル曲げ疲労強度よりもギヤ歯面の耐ピッチング強度の向上に主眼が置かれている。

また最近ではエンジントルクの増大によってギヤにかかる負荷が苛酷化しており、発進時に塑性変形域の高負荷応力がかかると短寿命でギヤが破損するため、むしろ低サイクル域（ $\sim 10^4$ サイクル）での疲労強度が重要視されている。塑性変形域の応力では圧縮残留応力は解放されてしまいショットピーニングの効果が殆ど得られないため、鋼材面での高強度化が必要になる。図5にSCM420Hをベースとし、C量のみ変化した焼入れ・焼戻し材のC量と低サイクル疲労強度（ 10^3 サイクル強度）との関係を示す⁶⁾。C量が0.3%（約550Hv）まではC量（硬さ）の上昇に伴って疲労強度は向上しているが、それ以上の硬さになると低サイクル疲労強度は硬さの増加に従って低下している。この理由として、SEMによる破面観察からC量が0.3%までは全面が延性破面を呈していたが、C量の増加に伴って脆性的な粒界破面の面積率が高くなったためと考えられる。以上の結果から、低サイクル曲げ疲労強度の向上にはC量0.3%の設定が考えられるが、硬さは550Hv程度であることから耐ピッチング特性や耐摩耗性が低下してしまう。そこ

で、ピッチング強度や耐摩耗性の確保が可能な700Hv以上を達成した上で、芯部硬度とのバランスを取ることが低サイクル疲労強度向上には必要となる。

通常の浸炭硬化層のC量0.8%以上では粒界破壊が起こるため、強度向上には粒界破壊の抑制が効果的と考えられる。粒界破壊の回避策としては①粒界強化元素Bの添加、②粒界脆化元素Pの低減、③結晶粒微細化が候補になる。結晶粒微細化に関しては浸炭焼入れ後の繰返し焼入れの実施や、結晶粒粗大化抑制のピンニング粒子（NbやTi系炭化物）形成を目的としてNb、Tiの添加が行われている。

3.3 ねじり疲労強度

ねじり疲労強度は主にシャフト部品に要求される特性であり、硬さの上昇に伴って向上する。高強度化の方策としては①断面平均硬さ上昇（浸炭硬化層深さの増加、焼入れ性向上やC量増加による芯部硬さアップ）、②粒界強化元素Bの添加、③粒界脆化元素Pの低減、④結晶粒微細化、⑤圧縮残留応力の付与が挙げられる。高強度化の方策である断面平均硬さ上昇の考えに基づき、シャフトには肌焼鋼だけでなく、SCM440等の中炭素合金鋼を焼入れ・高温焼戻し後に高周波焼入れを施すことで、表面に硬化層を付与させて芯部は焼戻しマルテンサイト組織にした鋼種・工程例もある。

なお、シャフト部品には油穴切削時のドリル加工跡のよう

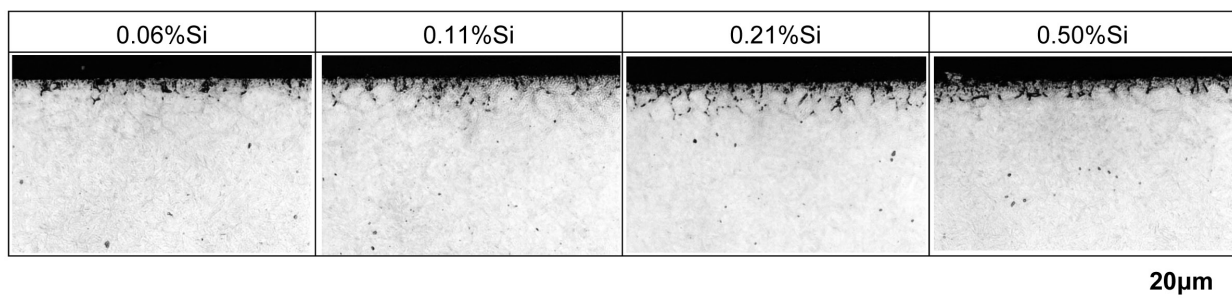


図4 各Si量でのガス浸炭後の浸炭異常層の光学顕微鏡観察結果

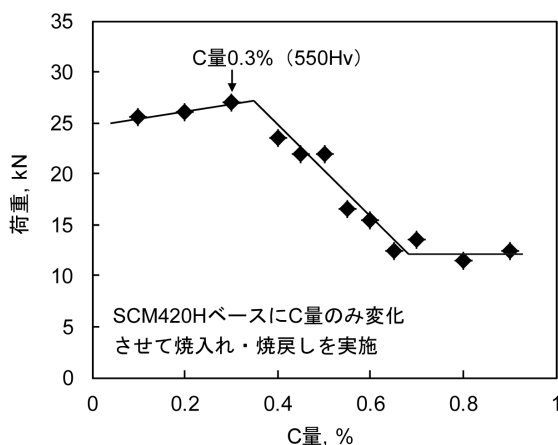


図5 10^3 サイクル疲労強度とC量との関係

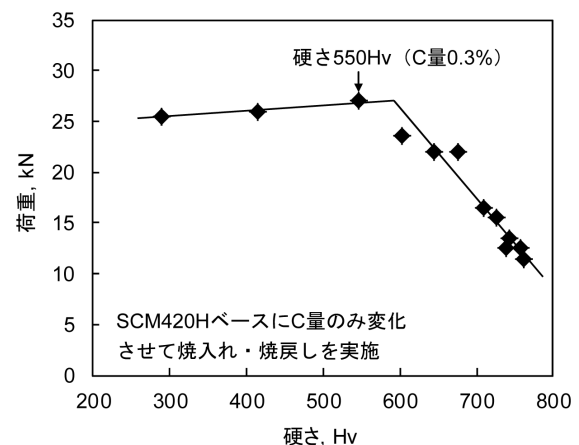


図6 10^3 サイクル疲労強度と硬さとの関係

に応力集中部が多いことから、シャフト軸部でのねじり疲労ではなく油穴での表面起点型の破損も散見されている。そこで、形状変更や加工精度向上によって応力集中を低減する対策が取られる場合もある。

3.4 衝撃強度

耐衝撃強度は特に回転速度が中低速であるディファレンシャルギヤに要求される。衝撃強度の向上には①粒界強化元素Bの添加、②粒界脆化元素Pの低減、③結晶粒微細化だけでなく、④肌焼鋼C量の適正化が挙げられる。これは例えばC量を0.25%から0.20%への低減によって靱性向上を図ることである。但しC量を少なくすることで芯部硬さが低くなるため、ねじり疲労強度も要求される場合にはC量の適正化が必要となる。

3.5 高強度達成のためのマイクロ組織

薄鋼板や厚鋼板ではフェライトやペイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトを利用した複相組織の制御が主流であるが、肌焼鋼の場合は浸炭焼入れでいかに強度・靱性に優れたマルテンサイト単相組織を得るかがポイントであると言える。マルテンサイト組織は旧オーステナイト粒内にバケット、ブロック、ラスの階層構造を有しており⁸⁾、Cによる固溶強化や組織微細化強化、炭化物の析出・分散強化が強化因子と考えられている⁹⁾。曲げ疲労や衝撃荷重による一発破壊を受けた早期破損品の調査を行うと、①不完全焼入れ組織（軟質なフェライトやパーライト）や②結晶粒が一部粗大化した脆弱な部分を起点として破損に至ったと推定されるケースが往々にして多い。各項目で高強度化達成のための方策を述べてきたが、肌焼鋼では整細粒のマルテンサイト組織を作込むことが最も単純で有効な方策になるであろう。

4 省資源型高強度肌焼鋼の開発事例

4.1 耐ピッチング・曲げ疲労強度に優れた省合金型高強度鋼¹⁰⁻¹²⁾

NiやMoに頼ることなく、SiやMn、Crを主体とする成分設計によって、耐ピッチングや曲げ疲労強度に優れ、且つ加工性も良好な開発鋼の事例を紹介する。表2に開発鋼Aの化学成分をJIS SCM420Hと併せて示す。耐ピッチング特性向上のためSiを0.5%にし、Siと同様に焼戻し軟化抵抗向上に寄与するCrを2.1%に増量している。Mnは結晶粒度特性の向

上^{13,14)}や加工性確保の観点から0.3%にした。また焼入性を高め、低サイクル曲げ疲労強度の向上を目的としてBを微量添加し、Nb系炭窒化物形成による結晶粒度特性の改善を図るためNbも添加している。なお開発鋼Aはジョミニー曲線からSCM420Hを使用していた部品サイズに概ね適用可能である。

図7にガス浸炭肌でのローラーピッチング試験結果を示す。開発鋼AはSCM420Hと比較して長寿命になっており、50%累積破損確率寿命（試験片を同じ条件で運転した際、その内の50%の試験片がピッチングを起こす総回転数を意味）はSCM420H対比で5倍以上に向上した。この理由として、SiやCrの成分適正化による焼戻し軟化抵抗性が優れること、また表面全体に浸炭異常層が均一に形成したことが挙げられる。浸炭焼入れ・焼戻し状態での低サイクル曲げ疲労試験結果を図8に示す。各荷重において破断に至るまでのサイクル数で評価した。開発鋼Aの低サイクル曲げ疲労強度はSCM420Hに比べて優れていることを確認した。SEMで破面観察すると開発鋼AはSCM420Hよりも粒界破面が減少していたことから、B添加による粒界強化が作用したためと考えている。

従来のNiやMoを添加した高強度鋼は冷間加工性や被削性を劣化させる場合があり、部品製造時のコストアップに繋がっていたことは前にも説明した。図9に開発鋼AとSCM420Hの球状化焼なまし材での旋削試験結果を示す。各旋削時間での超硬チップの逃げ面摩耗量で評価したところ、開発鋼Aの旋削後のチップ摩耗量は同条件で処理したSCM420Hと同等であった。また開発鋼Aは冷間加工後に焼

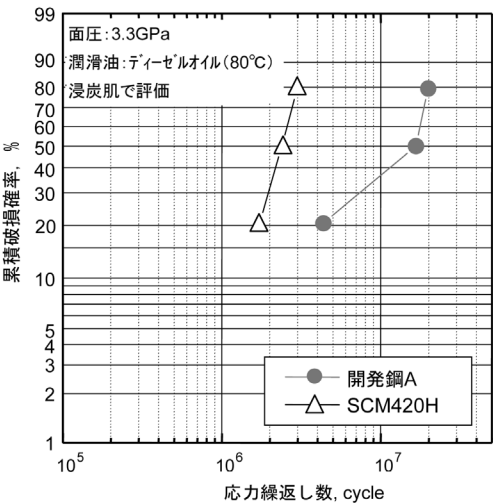


図7 開発鋼AとSCM420Hのローラーピッチング試験結果

表2 開発鋼Aの化学成分 (単位: mass%)

鋼種	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	その他
開発鋼A	0.16	0.5	0.3	2.1	—	—	Nb, B添加
SCM420H	0.20	0.3	0.8	1.1	—	0.2	—

ならしを施さなくても、Nb系炭窒化物のピンニング効果によって後の浸炭熱処理でも耐結晶粒粗大化性に優れることから焼ならしの工程省略も可能になった。

開発鋼Aは、NiやMo添加に頼らずにSiやMn、Cr等の成分バランスの最適化によって耐ピッチング強度や低サイクル曲げ疲労強度、結晶粒度特性に優れ、且つ被削性は同等を維持できた内容を紹介した。なお当社ではNi、Moを同じく添加せず、その他元素の調整によって熱処理ひずみ低減に重点を置き、且つ高強度化（耐ピッチング、低サイクル曲げ疲労）や加工性確保が可能な開発鋼もラインアップしており、自動車や産業機械のギヤ・シャフトへの適用が期待される。

4.2 冷間鍛造性・結晶粒度特性に優れた省合金型高強度鋼¹⁵⁻¹⁸⁾
次に冷間鍛造性が高く、結晶粒度特性にも優れた高強

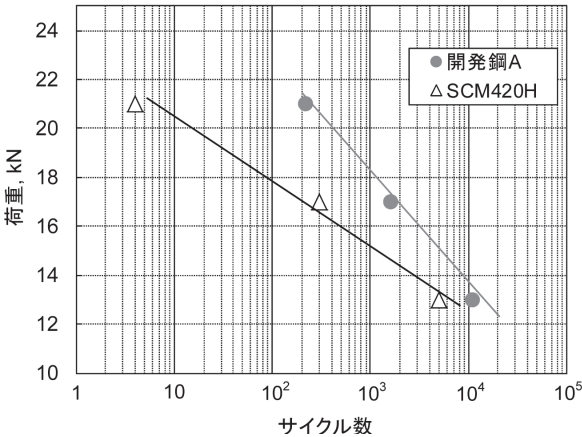


図8 開発鋼AとSCM420Hの低サイクル曲げ疲労試験結果

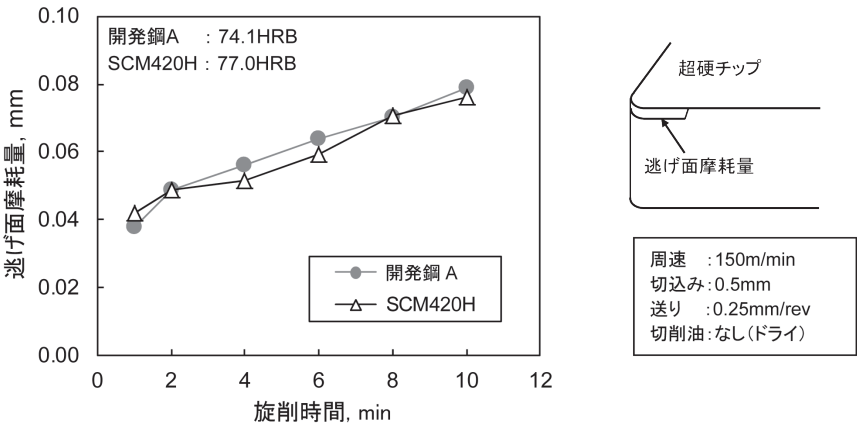


図9 開発鋼AとSCM420Hの球状化焼なまし材の旋削時間と逃げ面摩耗量との関係

表3 開発鋼Bの化学成分（単位：mass%）

鋼種	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	その他
開発鋼B	0.20	0.1	0.4	1.3	—	—	0.15	B添加
SCM420H	0.20	0.3	0.8	1.1	—	0.2	—	—

度鋼の開発事例を紹介する。表3に開発鋼BならびにJIS SCM420Hの化学成分を示す。開発鋼BはNiやMoを添加せず、SCM420Hに対してSiを0.1%、Mnは0.4%に低減することで冷間加工性の向上を図っている。Si、Mnの低減によって低下する焼入性はCrを1.3%に増量、B添加によって補っている。B添加は粒界強化も目的としている。また微細分散したTiCによる安定した結晶粒度特性を得るためTiを0.15%添加していることが開発鋼Bの最大の特徴である。なお開発鋼BはSCM420Hのジョミニーバンド中央付近であることから、SCM420Hと同程度の部品サイズにも適用可能である。

歩留り向上や高い寸法精度による切削工程の負荷軽減を目的として、熱間鍛造から冷間鍛造への移行が近年高まっている。鋼材面では冷間鍛造前の軟化焼なまし省略や冷間鍛造回数の削減が可能な開発ニーズがある。図10に開発鋼BとSCM420Hの圧延材、球状化焼なまし材での冷間圧縮変形抵抗の結果を示す。円柱状の試験片を常温で各据込み率まで変形させた時の変形抵抗を測定している。開発鋼Bの圧延材（78HRB）はSCM420Hの球状化焼なまし材（76HRB）と同等の変形抵抗であることから、開発鋼Bを適用することによって冷間鍛造前の軟化焼なまし省略の可能性があることが分かった。表4ならびに図11に焼ならし材の試験片に70%冷間据込みを施した後、925～1000℃に加熱して6時間保持後に水冷した擬似浸炭（表面にCは浸入させず、浸炭時の熱処理のみ付与）の結晶粒度試験結果を示す。SCM420Hは925℃で一部混粒が発生し950℃以上になると全面混粒を呈したのに対して、開発鋼Bでは1000℃でも整細粒を維持することができたことから、SCM420Hでは実施されている冷間鍛造後の焼ならしを

省略できる可能性があることが分かった。この理由として図12に示すように、結晶粒粗大化抑制のピンニング粒子として寄与するナノサイズのTiCが鋼中に微細分散したことが挙げられる。強度面に関しても、B添加による粒界強化によってシャルピー衝撃値はSCM420Hに比べて向上した結果を得ている。

開発鋼Bを冷間鍛造で製造されるギヤに適用したところ、冷間鍛造前の軟化焼なまし省略、冷間鍛造後の焼ならし省略を行ってもギヤ歯面・歯元で結晶粒粗大化は認められなかった。またギヤに要求される諸特性を満たすことも確認している。

4.3 結晶粒微細化による高強度化

旧オーステナイト粒径を細かくする結晶粒微細化は、材料の延性・靱性を損なわずに高強度化の両立が可能な手法である。肌焼鋼を通常浸炭した際の結晶粒径は約15 μ m（結晶粒度番号9～10程度）であるが、簡便な繰返し焼入れによって数 μ mの微細粒を得ることができる¹⁹⁾。SCr420をベースにTiとBを添加し、浸炭前の加熱処理や浸炭後の繰返し焼入れの実施によって結晶粒径を約2～23 μ mに調整した時のシャルピー衝撃結果を図13に示す²⁰⁾。10RCノッチ試験片を用いて、ノッチ面のみ浸炭層を残して常温で試験を行った。2 μ m程度の微細化によって通常の浸炭焼入れ・焼戻し材に比べて衝撃強度は約2倍に向上した。浸炭層起点部の破面を観察すると破面単位は旧オーステナイト粒の大きさに相当していたことから、微細化によってき裂発生に要するエネルギーが高

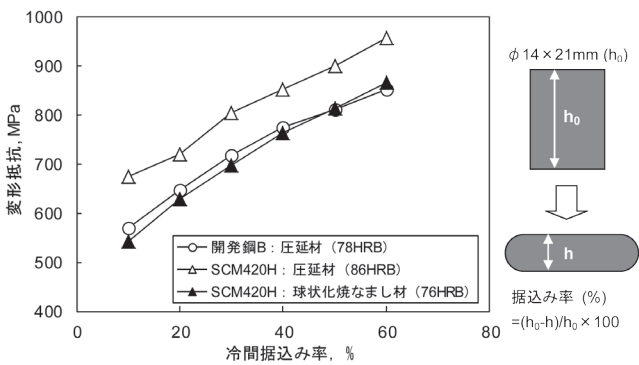
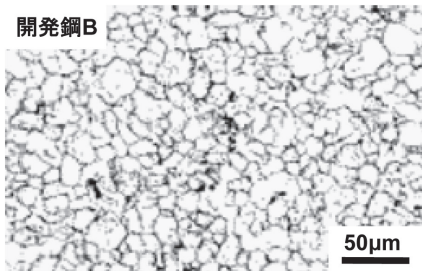


図10 開発鋼BとSCM420Hの圧延材、球状化焼なまし材の冷間据込み率と変形抵抗との関係



くなったためと考えている。

なお、繰返し焼入れを実施する際に2点注意しなければならない事がある。1点目はピンニング粒子を形成するNbやTi添加が必要なことである。その理由として、浸炭後に繰返し加熱を行った際にピンニング粒子がないと粒の合体・成長が起こり微細粒を得られないことが挙げられる。2点目は結晶粒が微細になると部品の大きさによっては焼入性が不足してしまうためである。そのため図12で用いた供試材にはTiとBを添加している。

結晶粒微細化と聞くとARB（繰返し重ね接合圧延）²¹⁾やHPT（高圧下ねじり加工）²²⁾、あるいはドリル穴加工や切削加工（ハードターニング）²³⁾等による200nm程度のサブミクロンオーダーの結晶粒径を想像する方もおられたかと思う。しかし、ARBやHPT法で得られるサイズは試験片レベルであり、ギヤ・シャフト部品の大きさの製造は困難である。またドリル穴加工や切削加工ではサブミクロン粒の領域は最表面層のみで限定的であり、部品全体がサブミクロン粒を形成しているわけではない。駆動系部品の小型・軽量化のニーズは益々高まっており、更なる高強度化が求められている。究極の小型・軽量化を目指すという観点から、肌焼鋼を用いて浸

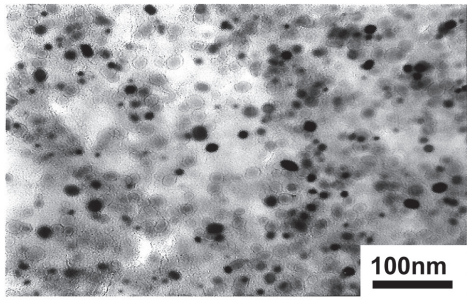


図12 微細分散した開発鋼B中のTiC観察結果（抽出レプリカ法によるTEM観察）

表4 70%冷間据込み後の各擬似浸炭温度での結晶粒度特性結果

	925℃	950℃	975℃	1000℃
開発鋼B	○	○	○	○
SCM420H	△	×	×	×

○：整細粒、△：一部混粒、×：全面混粒

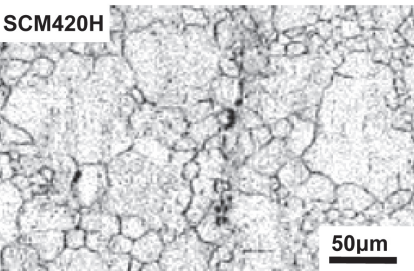


図11 開発鋼BとSCM420Hを冷間据込み後に925℃擬似浸炭した時の結晶粒度観察結果

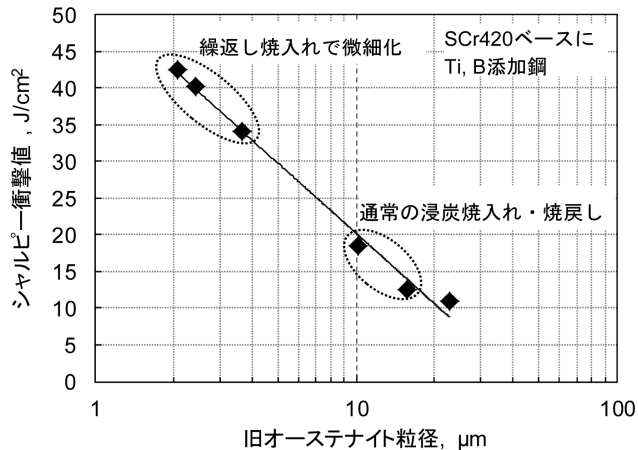


図13 旧オーステナイト粒径とシャルピー衝撃値との関係

炭硬化層と芯部を1μm以下のサブミクロン粒にした時の低サイクル曲げ疲労やねじり疲労、衝撃強度はどの程度向上するのか興味を持たれる。

5 おわりに

「高強度化」、「省資源化」をキーワードに、肌焼鋼の駆動系部品への適用例や高強度化に向けた考え方、また省合金型肌焼鋼の開発事例について概説した。鋼材開発に携わっているとJIS鋼の成分設計の絶妙さに気付かされることが多い。しかし、小型・軽量化のため高強度でありながら加工性を維持し、工程省略や省合金型成分によるコストダウンの実現は従来のJIS鋼では全てをカバーすることができなかったのも事実である。ユーザーニーズは近年更に高度化・多様化しており、そこに省合金型高強度開発鋼の需要があると思っている。

今後も部品メーカーや自動車・産機メーカーとの連携強化を図ることで、省資源で且つ高機能化やトータルコストダウンが可能な鋼材開発に繋げていきたい。

参考文献

- 1) 講座・現代の金属学 材料編4 鉄鋼材料, 日本金属学会編, (1985), 121.
- 2) 坂本和夫, 福住達夫, 上野英生: 三菱製鋼技報, 30 (1996), 1.
- 3) 羽生田智紀, 中村貞行: 電気製鋼, 71 (2000), 59.
- 4) 安達裕司, 福田康弘, 笠松千尋, 住田庸: 愛知製鋼技報, 22 (2004), 19.
- 5) 永濱睦久, 岩崎克浩, 安部聡: 神戸製鋼技報, 56 (2006), 53.
- 6) 西川元裕: 熱処理, 48 (2008), 140.
- 7) 丸山貴史, 藤松威史, 常陰典正: 山陽特殊製鋼技報, 22 (2015), 21.
- 8) 牧忠志, 田村今男: 鉄と鋼, 67 (1981), 852.
- 9) G.Krauss: Steels Processing, Structure and Performance, ASM International, (2005), 301.
- 10) 中名悟, 後藤洋昭, 西川元裕, 常陰典正: 山陽特殊製鋼技報, 19 (2012), 38.
- 11) 中名悟, 常陰典正: 素形材, 54 (2013), 10.
- 12) 山陽特殊製鋼技報, 22 (2015), 54.
- 13) 藤松威史, 橋本和弥, 平岡和彦, 山本厚之: 鉄と鋼, 93 (2007), 649.
- 14) 藤松威史, 橋本和弥: 山陽特殊製鋼技報, 17 (2010), 48.
- 15) 山陽特殊製鋼技報, 7 (2000), 84.
- 16) 田中高志: 山陽特殊製鋼技報, 10 (2003), 53.
- 17) 藤松威史, 橋本和弥, 田中高志, 西森博, 井口誠: まてりあ, 45 (2006), 141.
- 18) 山陽特殊製鋼技報, 15 (2008), 70.
- 19) T.Furuhara, K.Kikumoto, H.Saito, T.Sekine, T.Ogawa, S.Morito and T.Maki: ISIJ Int., 48 (2008), 1038.
- 20) 西川元裕, 平岡和彦: 山陽特殊製鋼技報, 14 (2007), 4.
- 21) 辻伸泰: 鉄と鋼, 94 (2008), 582.
- 22) 梅本実: ふえらむ, 12 (2007), 781.
- 23) 梅本実, 戸高義一, Li Jinguo: 鉄と鋼, 94 (2008), 616.

(2015年9月29日受付)