



駆動系部品向け冷鍛窒化用鋼を核とした 材料・プロセス統合技術

Integrated Material and Process Technology for Cold-Forged Nitriding Steels for Drivetrain Components

難波 剛士*¹ 美谷 章生*²

NAMBA Tsuyoshi, MITANI Akio

Synopsis: This study examines material and process design factors for developing high strength nitrided drivetrain gears that enable energy efficient manufacturing routes toward carbon neutrality. An integrated design framework combining alloy design and cold forging based processing was applied to Al-V added steels based on JIS SCr420, focusing on the simultaneous attainment of superior surface nitriding performance and stable core hardness retention.

Compared with conventional SCr420, the Al-V added steel exhibited approximately 1.25 times higher surface hardness and 1.5 times deeper nitrided case depth, demonstrating enhanced nitriding responsiveness with sufficient diffusion layer development. Core hardness after cold forging and simulated nitriding was governed primarily by prior microstructure and carbon content. Ferrite-pearlite microstructures exhibited higher retained core hardness than spheroidized carbide microstructures, which is attributed to suppressed recovery and recrystallization during nitriding associated with finely dispersed carbides and stabilized deformation substructures.

EBSD analysis revealed that increased carbon content promoted heterogeneous strain accumulation during cold forging. Such strain accelerated recovery during heating for nitriding, leading to pronounced core softening under high temperature, short duration conditions.

These results provide effective design guidelines for achieving well-balanced surface and core properties in high-strength nitrided drivetrain gears through the coordinated optimization of low-C Al-V alloy chemistry, prior microstructure, and subsequent nitriding process after cold-forging.

Keywords: gas nitriding; cold working; integrated process design; nitriding steel; surface hardness; case depth; core hardness retention; ferrite-pearlite microstructure; carbon content effect; EV drivetrain gears.

1. 緒言

近年、自動車の電動化・脱炭素化が加速するなか、走行時のゼロエミッション化に加えて原材料調達から製造・使用・廃棄に至るライフサイクル全体でのCO₂排出量の削減が強く求められている¹⁾。とりわけ、製造工程の中でも熱処理工程はエネルギー負荷が大きく、省エネ化・省工程化は産業界における喫緊の課題である²⁾。一方、EV用eAxeでは、高速回転化・高トルク化により、減速機・差動装置などの歯車部品に対して従来以上の高い強度・耐久性が不可欠となっている。さらに、内燃機関由来の騒音が消失す

ることでギャノイズが相対的に顕在化するため、ノイズ源となる歯面形状や歯すじなどの寸法精度ばらつきの一層の低減が強く要請されている^{3,4)}。すなわち、EV駆動系部品においては高強度化と高精度化を同時に満たす熱処理・加工プロセスの選択が鍵となる。

これに対し、歯車部品の表面硬化処理として主流の浸炭焼入れは、A₁変態点以上のオーステナイト域での高温処理と急冷を行うことに起因して大きな相変態ひずみが発生し、それによる理想形状からのずれを修正するため高精度歯車では歯車研削やホーニングなどの後工程が不可避となる⁵⁾。一方、ガス窒化は500~600℃のA₁変態点以下、す

*1 研究・開発センター 新商品開発室 商品開発1グループ

*2 研究・開発センター 新商品開発室 商品開発2グループ長

なわちオーステナイト変態を伴わない温度域で実施され、相変態を伴わないため、熱処理に伴うひずみが小さく、寸法精度に優れるとされている。そのため、同熱処理では後工程の歯車研削を最小化、あるいは一部省略できる可能性があり、工程短縮や歩留まり向上への寄与が期待されている⁵⁻⁸⁾。さらに、ガス窒化は低温熱処理であることから、浸炭に比べ熱処理時の投入エネルギーが少なく、処理雰囲気中に用いられるガス由来のCO₂排出も極めて少ない。したがって、製造段階におけるカーボンニュートラル(CN)対応の観点からも、トータルCO₂排出量低減に寄与し得る⁹⁾。

しかしながら、Fig. 1に示すように、ガス窒化にはいくつかの技術的課題も存在する。まず、低温処理であるがゆえに窒素の拡散速度が遅く、浸炭に比べて深い硬化層が得られにくい点が挙げられる^{10,11)}。また、表面硬さを高める目的でCrなどの窒化物形成元素を添加すると、表面硬さは向上する一方で、窒素の内方拡散が抑制され、硬化層深さが一層得られにくくなる^{12,13)}。加えて、窒化はマルテンサイト変態を伴わないため、処理後の部品の芯部は処理前のミクロ組織(構造用鋼の場合は主にフェライト・パーライト組織)のままとなり、浸炭焼入れ材と比較して芯部硬さが低いという課題も有している¹⁰⁾。

表面硬さと硬化層深さの両立に対しては、Al、Cr、Mo、Vなどの合金元素の適正化、あるいは窒化条件の制御により、窒化物形成挙動や窒素拡散挙動を制御する検討が広く行われてきた。一方で、表層特性を最適化しても芯

部硬さ不足の課題は残る。そこで、従来は窒化処理の加熱温度域で析出する炭化物を利用して芯部硬さを確保する、いわゆる析出強化型の材料設計アプローチが広く採られてきた^{5,7)}。

対して本研究では、EV駆動系歯車への窒化用鋼の適用を想定し、表面硬さと硬化層深さの両立に適した合金設計を行うことに加え、部品に冷間加工を加えてから窒化を行う組み合わせプロセスに着目した。すなわち、冷間加工によって部品の芯部を加工硬化させて芯部硬さを確保し、この状態を窒化後も極力維持するために窒化加熱時の回復・再結晶を抑制可能な材料・プロセスの設計最適化を目指した。Fig. 2に、芯部硬さ確保に向けたプロセス設計のイメージ図を示す。

このとき、冷間加工前のミクロ組織、鋼材の合金成分および炭素量は、冷間加工時のひずみ蓄積挙動や、窒化加熱時の回復・再結晶挙動に大きく影響すると考えられる。すなわち、材料設計と加工・熱処理プロセスを個別に最適化するのではなく、両者を統合的に設計することが重要となる。

以上を踏まえ、本研究では、冷間加工とガス窒化を組み合わせたプロセスにおいて、表面硬さと硬化層深さの両立、ならびに芯部硬さの確保を可能とする材料および熱処理条件の設計指針を得ることを目的とした。具体的には、

- (1) 窒化特性に及ぼす合金成分の影響、ならびに冷間加工後および窒化加熱時の芯部硬さ挙動に及ぼす
- (2) 冷間加工前組織および
- (3) 鋼材炭素量の影響について検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材には、JIS SCr420をベース鋼とし、これにAlおよびVを複合添加したSteel AおよびSteel Bの計3鋼種を用いた。AlおよびVの複合添加は、窒化用鋼において高い表面硬さと硬化層深さの両立を狙った合金設計である。本研究ではさらに、Steel AおよびSteel Bを用いて炭素量の影響を検討した。Steel AおよびSteel Bは炭素量のみが異なる鋼種であり、Steel Bは冷間加工後および窒化加熱後における芯部硬さの向上を狙い炭素量を高めた。各鋼種の代表的な化学成分をTable 1に示す。

これらの供試材は100kg真空誘導溶解炉により溶製した後、1200℃で10.8ks保持し、直径20mmまで鍛伸した。鍛伸後は空冷し、その後、目的に応じて焼準、完全焼なましあるいは球状化焼なましを施した。

	C	Si	Mn	Cr	Al	V
SCr420	0.2	0.2	0.8	1.1	0.03	-
Steel A	0.2	0.2	0.8	1.1	add	add
Steel B	0.3	0.2	0.8	1.1		

Table 1 Representative chemical composition of the steels (unit : mass%) .

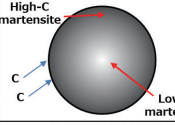
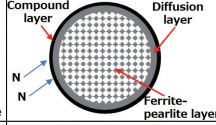
	Gas Carburizing	Gas Nitriding
Schematic		
Temperature	900℃-950℃ Above A1	500℃-600℃ Below A1
Heat treatment distortion	△	◎
CO ₂ emissions	High	Low
Surface hardness	○	○
Case depth	○	△
Core hardness	◎	△

Fig. 1 Comparison of characteristics between gas carburizing and gas nitriding. (◎: very good, ○:good, △:limited)

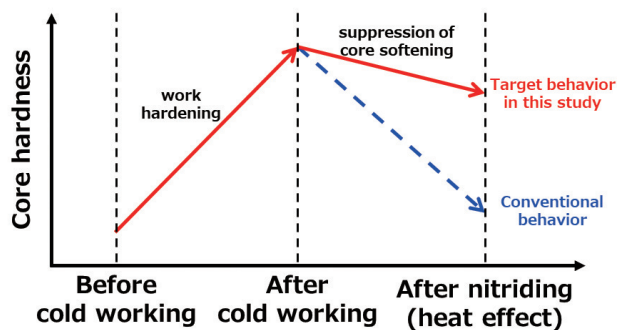


Fig. 2 Concept of core hardness retention in this study.

2.2 窒化特性評価

ガス窒化後の表面硬さおよび硬化層深さに及ぼす合金成分の影響を評価するため、鍛伸後に焼準を施した試験片を用いて、SCr420およびSteel Aを対象とした窒化特性評価を行った。焼準は、930℃で5.4ks保持後、空冷する条件とした。窒化特性評価には、機械加工により直径15mm、長さ100mmとした円柱形状の試験片を用いた。ガス窒化は、窒化雰囲気下にて580℃で23.4ks保持する条件とした。窒化後の試験片は、試験片長手方向に対して垂直な断面で切断し、ピッカース硬さ試験機を用いて断面硬さ分布を測定した。試験荷重は200gf、保持時間は10～15sとした。表面硬さは表面から0.05mm深さにおけるピッカース硬さ（Hv）、硬化層深さは400Hv以上となる表面からの距離として定義した。

2.3 冷間加工前組織の影響評価

冷間加工後および窒化加熱時の芯部硬さ挙動に及ぼす冷間加工前組織の影響を評価するため、SCr420およびSteel Aを対象とした検討を行った。鍛伸後の供試材に対して球状化焼なましまたは完全焼なましを施し、それぞれ球状炭化物組織（Spheroidized carbide microstructure、以下SPH材）およびフェライト-パーライト組織（以下F+P材）を得た。これらの供試材を機械加工により直径14mm、長さ21mmの円柱形状に加工した。冷間据え込み試験は日本塑性加工学会冷間鍛造分科会基準¹⁴⁾に従った。試験片は、万能試験機を用いて初期高さの30%の高さまで据え込むことで70%の冷間据え込みを行った。なお、冷間据え込み用の定盤には同心円溝付きのものを用いているので、試験片と定盤が固着する条件下で加工が行われる。冷間加工後の試験片に対して、窒化处理されない芯部に熱履歴のみを与えることを目的として、窒化雰囲気を与えない擬似窒化処理を実施した。擬似窒化処理は、500～600℃の各種温度条件にて7.2ks保持後、空冷とした。芯部硬さの評価やミクロ組織の観察は、冷間据え込み加工前、冷間据え込み加工後および擬似窒化処理後の各段階で行った。硬さは試験片中心部において3点平均によるピッカース硬さ測定により行い、ミクロ組織観察は走査電

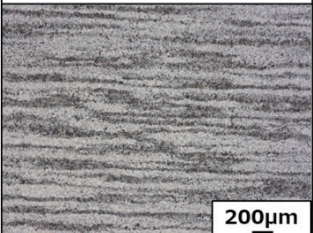
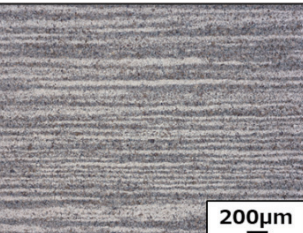
Steel A (0.2%C)	Steel B (0.3%C)
	
Ferrite fraction : 61.8% Pearlite fraction : 38.2%	Ferrite fraction : 52.1% Pearlite fraction : 47.9%

Fig. 3 Microstructures of Steel A and Steel B before upsetting.

子顕微鏡（SEM）により行った。

2.4 鋼材炭素量の影響評価

冷間加工後および窒化加熱時の芯部硬さ挙動に及ぼす鋼材炭素量の影響を評価するため、完全焼なましによりフェライト-パーライト組織としたSteel A (0.2%C) およびSteel B (0.3%C) を対象とした検討を行った。冷間据え込み加工前の組織は、Fig. 3に示すようにSteel AおよびSteel Bのいずれもフェライト-パーライト組織を呈していた。画像解析により算出したフェライトおよびパーライトの体積率を比較すると、炭素量を0.3%CとしたSteel Bでは、0.2%CのSteel Aに比べてパーライトの体積率が高く、対してフェライトの体積率が低下していることが確認された。

試験片は、2.3節と同様に直径14mm、長さ21mmの円柱形状に機械加工し、常温にて高さ比25%の冷間据え込み加工を施した後、擬似窒化処理を行った。擬似窒化処理条件は、①520℃で230.4ks保持後に空冷する低温長時間条件、ならびに②570℃で72ks保持後に空冷する高温短時間条件の2条件とした。評価は、2.3節と同様に冷間据え込み加工前、冷間据え込み加工後および擬似窒化処理後の各段階で行い、試験片中心部において3点平均によるピッカース硬さ測定、光学顕微鏡（OM）によるミクロ組織観察を行った。さらに、冷間据え込み加工により導入されるひずみの分布状態ならびに擬似窒化加熱における回復・再結晶挙動への炭素量の影響を明らかにする目的で、電子後方散乱回折（EBSD）法によるひずみ分布解析を実施した。

3. 実験結果

3.1 窒化特性に及ぼす合金成分の影響

ガス窒化後における、SCr420を基準としたSteel Aの表面硬さおよび硬化層深さをFig. 4に示す。Steel Aでは、SCr420と比較しておよそ1.25倍の表面硬さ、および1.5倍の硬化層深さが得られた。AlおよびVの複合添加は、V-Nクラスター生成を起点としたAl窒化物析出を通じて高い窒

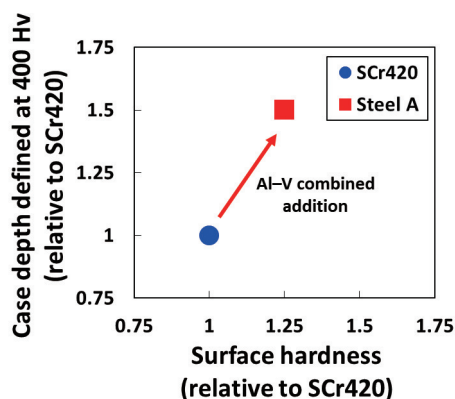


Fig. 4 Surface hardness and case depth of the Steel A after nitriding.

化表面硬さを発現できることが報告されている¹⁵⁾。本研究における実用鋼組成をベースとした検討条件においても、Steel AではSCr420と比較して優れた表面硬さと硬化層深さが得られており、既報の知見と整合する結果が得られた。

3.2 芯部硬さ挙動に及ぼす冷間加工前組織の影響

Fig. 5に、冷間据え込み加工前後および擬似窒化処理後における芯部硬さの推移を示す。冷間据え込み加工前の芯部硬さは、F+P材ではSCr420およびSteel Aともに約160Hvであった。一方、SPH材では、両鋼種ともに約140Hvであり、F+P材に比べて低い値であった。

上述した初期状態に対し、70%の冷間据え込み加工を施すことで、両鋼種ともに芯部硬さは大きく上昇し、F+P材では約310Hv、SPH材では約290Hvとなった。冷間据え込み加工前後の芯部硬さにおいて鋼種による顕著な差は認められず、前組織の違いが明確な差をもたらした。

擬似窒化処理後の芯部硬さは、すべての試料において熱処理温度の上昇に伴い低下する傾向を示したが、F+P材では擬似窒化時の軟化が抑制され、全温度域でSPH材より

も高い芯部硬さを維持した。また、同一の前組織条件下では、Steel AはSCr420と比較して、擬似窒化処理後の芯部硬さが全温度域で同等あるいはそれ以上の値を示し、高い芯部硬さを得やすいことが確認された。

3.3 芯部硬さ挙動に及ぼす鋼材炭素量の影響

本研究で用いた2種類の擬似窒化処理条件は、処理温度および保持時間が異なる条件である。これらの影響を一元的に整理するため、焼戻しパラメータ λ を用いた。焼戻しパラメータは、焼戻し過程における固溶元素の拡散、転位の回復による軟化、および炭化物析出などの熱活性化現象を統合的に評価する指標として広く用いられている。一方で、本研究で対象とする冷間据え込み加工後の芯部では、擬似窒化処理により回復や再結晶が進行するため、これらの機構に基づく硬さ変化を焼戻しパラメータで記述することは厳密には本来の適用範囲を超えている。しかしながら、処理温度と保持時間が硬さに及ぼす影響を整理する便宜的な評価指標として本パラメータを適用した。

焼戻しパラメータ λ は、擬似窒化処理温度 T (°C) および保持時間 t (hr) を用いて、式 (1) のように定義した。

$$\lambda = (T + 273)(20 + \log t) \quad (1)$$

Fig. 6に、冷間据え込み加工前後および擬似窒化処理後における芯部硬さと焼戻しパラメータ λ の関係を示す。冷間据え込み加工前の芯部硬さは、Steel BがSteel Aより高い値を示した。冷間据え込み加工後は、両鋼種ともに芯部硬さは上昇し、この時点においてもSteel BはSteel Aより高い値を示した。

擬似窒化処理後には、両鋼種とも焼戻しパラメータ λ の増加とともに芯部硬さが低下する傾向を示した。ここで低 λ 側に相当する条件① (520°Cで230.4ks保持) では、Steel BはSteel Aと比較して高い芯部硬さを示した。一方、高 λ 側に相当する条件② (570°Cで72ks保持) では、Steel Bの芯部硬さは大きく低下し、Steel Aより低い値となった。

このように、擬似窒化処理条件を焼戻しパラメータ λ で整理した際、炭素量の増加は低 λ 条件では芯部硬さの向上に寄与する一方で、高 λ 条件では芯部硬さが低下しやすく、窒化条件によっては炭素量の増加が必ずしも芯部硬さ確保に寄与しないことが確認された。

4. 考察

前章では、冷間加工とガス窒化を組み合わせたプロセスにおいて、冷間加工前組織および鋼材炭素量が擬似窒化加熱時の芯部硬さ挙動に及ぼす影響について検討した。その結果、冷間加工前組織の違いにより、冷間加工後および擬

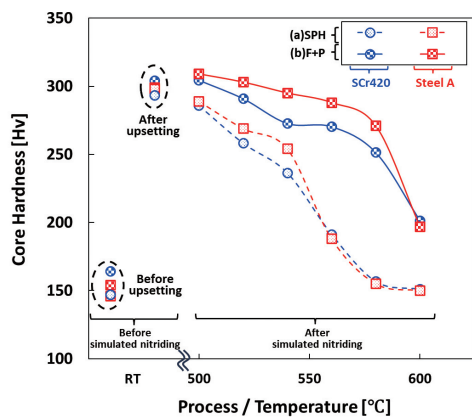


Fig. 5 Effect of prior microstructure on core hardness transition during simulated nitriding. (F+P: Ferrite-Pearlite, SPH: Spheroidized Carbide)

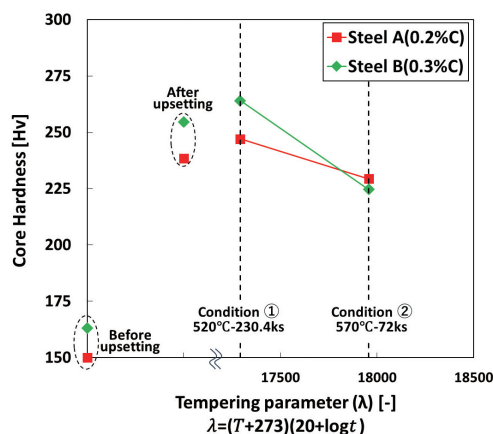


Fig. 6 Effect of carbon content on core hardness transition during simulated nitriding.

似窒化処理後の芯部硬さ挙動に明確な差が生じること、また鋼材炭素量の影響は擬似窒化処理条件によって異なり、条件によっては芯部硬さの優劣が逆転することが明らかとなった。

本章では、これらの結果について、冷間加工時に導入されるひずみの分布状態ならびに擬似窒化加熱時における回復・再結晶挙動の観点から考察を行う。まず冷間加工前組織の違いが芯部硬さ挙動に及ぼす影響について考察し、続いて鋼材炭素量の違いに基づくひずみ集中挙動と芯部硬さ保持機構について検討する。

4.1 冷間加工前組織の違いに起因する芯部硬さ挙動の要因

3.2節で示したように、F+P材とSPH材とでは、冷間据え込み加工後および擬似窒化加熱後の芯部硬さ挙動に明確な差が生じた。この要因として、冷間据え込み加工およびその後の加熱過程におけるセメントナイト形態の違いが大きく影響していると考えられる。F+P材では、冷間据え込み加工によりパーライトラメラが強く変形し、その後の加熱過程においてラメラ状セメントナイトの分断および微細な球状化が進行することで、転位の再配列が阻害され、再結晶の進行が遅延することが報告されている¹⁶⁾。本研究においても、Fig. 7に示すように、F+P材では冷間据え込み加工後の加熱過程において微細なセメントナイトが高密度に分散している様子が観察され、これらがピン止め粒子として働くことで回復・再結晶が抑制されたものと考えられ

る。その結果、F+P材では冷間加工により導入された加工硬化が擬似窒化加熱時においても保持されやすく、芯部硬さが高く維持されたものと推察される。

これに対し、SPH材では、セメントナイトが球状かつ比較的粗大に分散しているため、冷間据え込み加工後の加熱過程において粒界のピン止め効果は相対的に小さいと考えられる。その結果、SPH材では擬似窒化加熱に伴う回復・再結晶が比較的進行しやすく、F+P材と比較して擬似窒化処理の加熱に伴う芯部硬さの低下がより速やかに生じたと考えられる。

さらに、同一の前組織条件下においてSCr420とSteel Aの間で芯部硬さの軟化挙動に差が生じた要因として、Steel Aに添加したVによる二次硬化の寄与が考えられる。V添加鋼では、500～600℃の窒化温度域において微細なVCあるいはV(C,N)が析出し、二次硬化を生じることが報告されている^{5,7)}。また、これらの微細なV(C,N)は粒界移動や転位の再配列を阻害する作用を有することから、擬似窒化加熱過程において回復および再結晶の進行を抑制した可能性がある。本研究において観察されたSteel Aの芯部硬さの保持挙動は、このようなV(C,N)の析出による二次硬化およびピン止め効果が、前組織に起因する炭化物分布効果に重畳して作用した結果と推察される。

4.2 鋼材炭素量の違いに起因する芯部硬さ挙動の要因

3.3節で示したように、冷間加工と擬似窒化加熱を組み

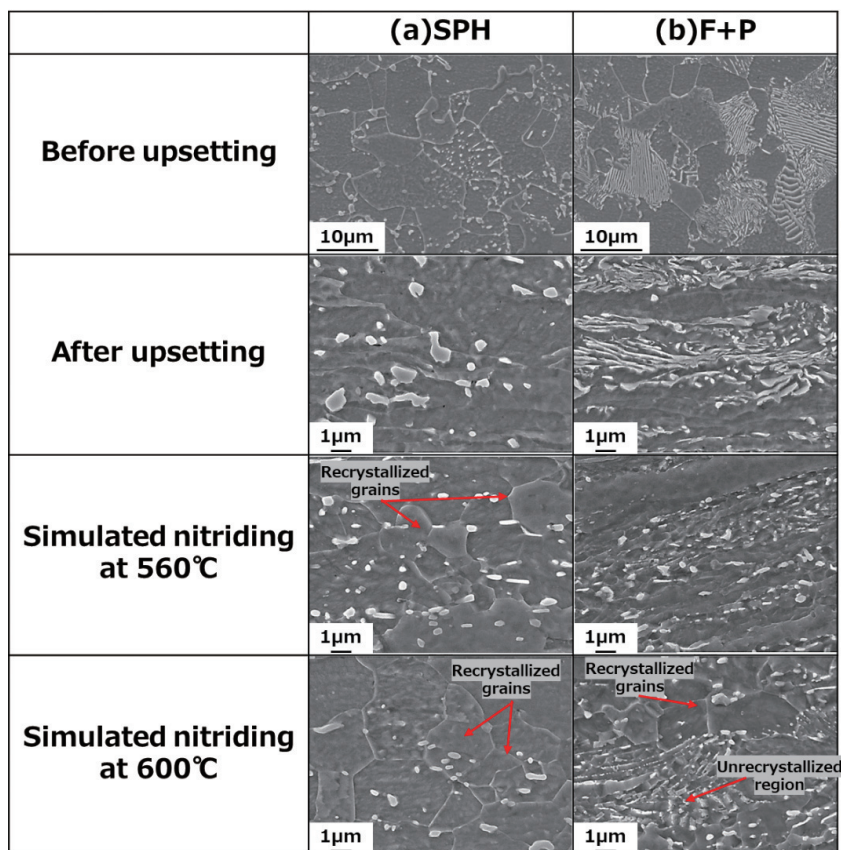


Fig. 7 Microstructural transition of Steel A during simulated nitriding.

合わせた条件下では、鋼材炭素量の違いによって芯部硬さの変化挙動に差が生じ、擬似窒化処理条件によっては硬さの優劣が逆転することが明らかとなった。本節では、このような炭素量依存の芯部硬さ挙動について、F+P材におけるひずみの分布状態および擬似窒化加熱時の回復・再結晶挙動の観点から考察する。

Steel AとSteel Bで芯部硬さの変化挙動に差が生じる要因として、冷間据え込みで導入されるひずみ分布の違いが考えられる。Fig. 8に、Steel AおよびSteel Bの冷間据え込み加工後ならびに擬似窒化処理後における光学顕微鏡写真およびEBSD解析により求めたGAM（Grain Average Misorientation）マップを示す。GAMマップ上で、青色系で示される粒内は方位差が小さく回復・再結晶が進行した状態であることを示す。黄色系から赤色系で示される粒内は方位差が大きく加工ひずみを多く残した状態であることを示す。

冷間据え込み加工後のGAMマップに着目すると、OM像においてバンド状にパーライトが存在する領域（図中点線部）に対応して、パーライト部に囲まれたフェライト相に高いGAM値が見られ、Steel BはSteel Aと比較してその領域がより広く分布する傾向が認められた。これは、冷間据え込み加工時に硬質なパーライト相は変形しにくく、変形が拘束された結果、その近傍の軟質なフェライト相にひずみが局所的に集中したことを示唆している。このようなひずみ分布の違いは、Steel BがSteel Aと比較して炭素量が高く（0.3% C）、パーライト体積率が高いことに起因していると考えられる。すなわち、フェライト-パーライト組織の場合、炭素量の増加でパーライト相が増え、それ

によって冷間加工時の変形がパーライト相によって拘束されやすくなり、フェライト相へひずみが集中しやすくなると推察される。

低入条件では、擬似窒化加熱時における回復・再結晶の駆動力が比較的小さいため、冷間加工時のひずみは解放されにくく、Steel Bでは高GAM値の領域が比較的多く残存した。その結果、低入条件においてはSteel Bが高い芯部硬さを維持したと考えられる。一方、Steel Aでは粒内GAM値の低下が進行しており、両鋼種間でフェライト粒内の回復挙動に差が生じていることが確認される。

これに対し、高入条件では回復・再結晶の駆動力が高まるため、特にSteel Bではフェライト相に局在する高ひずみ蓄積領域を起点として回復・再結晶が進行し、その結果としてGAMマップにおいて青色で示される低GAM値の領域が増加した。一方、パーライト相が相対的に少ないSteel Aでは冷間加工時にひずみがSteel Bよりも均一に導入されやすいため、回復・再結晶の進行は相対的に緩やかになると考えられる。その結果、高入条件ではSteel Bの芯部硬さがSteel Aよりも低下したものと考えられる。

既報告¹⁷⁾では、球状炭化物組織を前組織とした鋼において、炭素量の増加により冷間加工後の回復・再結晶が遅延することが報告されている。一方、本研究で対象としたフェライト-パーライト組織では、硬質なパーライト相が存在することにより冷間加工時のひずみ分布が不均一化しやすく、このひずみ集中挙動が窒化加熱時の回復・再結晶挙動を支配した結果、既報告とは異なる芯部硬さ挙動を示したものと考えられる。

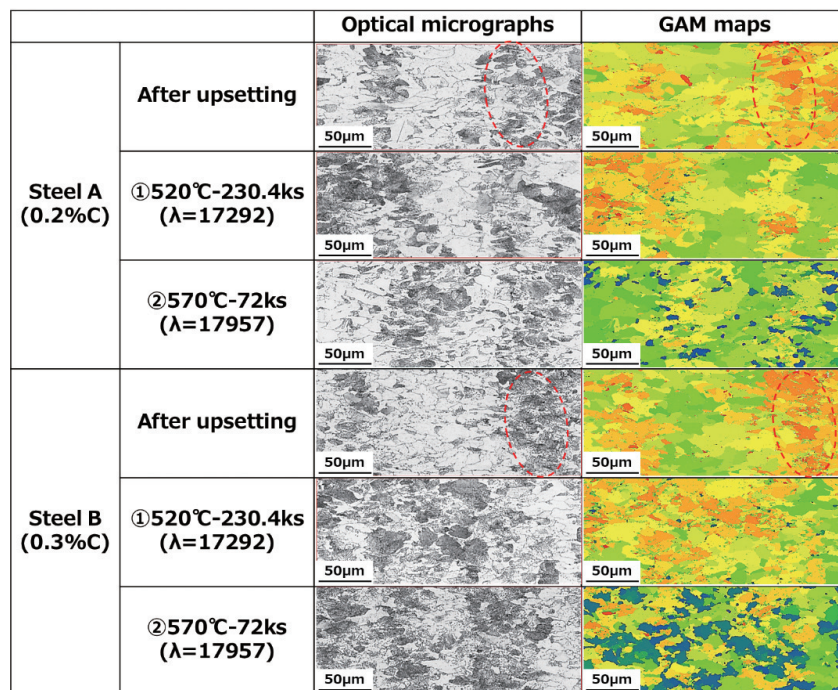


Fig. 8 Optical micrographs and GAM maps of Steel A and Steel B after upsetting and simulated nitriding.

5. まとめ

本研究では、EV駆動系歯車の製法への適用を想定したガス窒化と冷間加工を組み合わせたプロセスにおいて、窒化用鋼として表面硬化部および芯部に求められる硬さの確保が可能な合金設計ならびに窒化前ミクロ組織を検討し、以下の知見を得た。

- (1) JIS SCr420をベースにAlおよびVを複合添加した鋼 (Steel A) では、ガス窒化後においてSCr420と比較し、約1.25倍の表面硬さ、約1.5倍の硬化層深さが得られた。実用鋼組成をベースとした条件においても、AlおよびVの複合添加により表面硬さと硬化層深さの両立が可能であることが確認された。
- (2) 冷間加工前組織は芯部硬さ挙動に大きく影響し、フェライト-パーライト組織の場合では球状炭化物組織の場合に比べ、冷間加工後に擬似窒化加熱を行った際の軟化が抑制された。この軟化抑制効果は、Steel AがSCr420に比べてより顕著であった。
- (3) フェライト-パーライト組織を前組織とした場合、炭素量0.3%のSteel Bは同0.2%のSteel Aと比較して、冷間加工後に低温・長時間の擬似窒化加熱を行った条件下で、より高い芯部硬さを保持した。一方、冷間加工後に高温・短時間加熱を行った条件下ではSteel Bの芯部硬さはSteel Aの場合よりも大きく低下した。すなわち窒化条件によっては、炭素量の増加は必ずしも芯部硬さ確保に有利とはならない。

以上の結果から、窒化ギヤを実現するうえでの課題として想定される「表面硬さと硬化層深さの両立」および「芯部硬さの確保」に対して、冷間加工に窒化を組み合わせたプロセスと、それを活かす材料および熱処理を複合した技術が有効である可能性を示した。本研究で得た知見は、高精度かつ高強度で、CNにも対応したEV駆動系歯車の実現に向けた、材料および熱処理プロセスの設計において一つの指針を与えるものと考えられる。

【参考文献】

- 1) 日本政策金融公庫論集, (2023) 58, 57.
- 2) Y. HIRADE, M. OGURI, A. MATSUBARA, K. MATSUMOTO, K. SAIGUSA: JTEKT Engineering Journal, No.1020E (2024), 21.
- 3) monoque : 特集記事,
<https://monoque.jp/contents/b4f2fe2b8d10c4>

814f1e95ec3103aff2f98492c0/

- 4) Nidec: 機械技術2024年3月号,
<https://www.nidec.com/jp/machine-tool/knowledge/magazine/gear-machines/magazine-002/>
- 5) 梅原崇秀, 裕谷将人, 江頭誠: 日本製鉄技報, (2025) 425, 54.
- 6) 今高秀樹, 裕谷将人, 田中康介, 小林厚, 前田晋: 新日鉄住金技報, (2016) 406, 8.
- 7) JFEスチール株式会社: JFE技報, 55 (2025) 2, 81.
- 8) 小林厚, 前田晋, 今高秀樹, 行徳裕也, 裕谷将人, 清水雄一郎, 金山正男: 自動車技術会論文集, 45 (2014) 6, 1153.
- 9) 渡邊陽一: 特殊鋼, 71 (2022) 3, 5.
- 10) 田中優樹: 特殊鋼, 70 (2021) 3, 22.
- 11) 星野薫: ぶらすとす, 4 (2021) 38, 101.
- 12) 平岡泰: 日本金属学会誌, 80 (2016) 4, 253.
- 13) 宮本吾郎: 鉄の窒化と軟窒化, 初版, アグネ技術センター, 2011.
- 14) 冷間鍛造分科会材料研究班: 塑性と加工, 22 (1981) 241, 139.
- 15) 宮本吾郎, 建山恭寛, 古原忠: 「ナノ析出による鉄鋼材料の表面硬化」,
https://www.e-imr.imr.tohoku.ac.jp/lcIMR/data/H26josei%20houkoku/07_H26teitansojosei-houkokusho-miyamoto.pdf
- 16) 藤田毅, 中村展之, 占部俊明, 奥田金晴, 細谷佳弘: 日本金属学会誌, 68 (2004) 8, 568.
- 17) 福井清, 金子輝雄, 岡本篤樹: 鉄と鋼, 77 (1991) 12, 2147.

■著者



難波 剛士



美谷 章生