

技術解説

Technical Review

浸炭処理用鋼の最近の研究開発動向

井上圭介*

Recent Development Trends of Carburizing Steels

Keisuke INOUE

Synopsis

Carburizing is one of the most popular treatments for increasing strength of automotive parts. The properties of parts can be further improved by combining with steels suitable for processing, and many steels have been developed for atmosphere carburizing. In the future, downsizing and weight reduction of drive parts will be major issues, and the development of steel materials is indispensable together with heat treatment technology. In recent years, vacuum carburizing has become widespread. Vacuum carburizing is considered to have many advantages in environmental impact, cost and strength, and it is possible to achieve higher component characteristics by developing steel materials that draw on the potential of vacuum carburizing. In this review, as an example of recent development of carburizing, we introduce technical development examples that take advantage of the characteristics of vacuum carburizing.

1. はじめに

自動車部品に代表される動力伝達部品の多くは、疲労強度や耐摩耗性などの機能を高める目的で、浸炭、窒化、高周波焼入れなどの表面硬化処理が適用される。その中でも工業的に最も普及しているのが浸炭であり、古くから多くの研究がなされ、さまざまな高強度材や製造性に優れた鋼が開発・実用化され自動車部品の機能向上に大いに寄与してきた。

2000年に入ってから、その技術開発は、ますます活発になっているように感じる。その第一の要因は真空浸炭であろう。真空浸炭に関しては、2000年以降活発に研究開発がなされ、浸炭機構の解明、その機構に基づいた浸炭レシピ計算ソフト、真空浸炭用鋼、真空浸炭炉のメリットを活用した新しいプロセスなど多くの技術開発がなされている。真空浸炭はCO₂ガス排出抑制といった環境面、および、低ランニングコストなど多くのメ

リット¹⁾があり、今後ますます普及が進む技術であると考えられ、今後も材料開発は重要な課題であると認識している。

本稿では、従来技術としてガス浸炭の基礎を振りかえった上で、最近の研究開発動向として真空浸炭を活用した熱処理技術を中心に概説する。

2. ガス浸炭の基本

Table 1 にガス浸炭および真空浸炭の処理条件の主な違いを比較して示す。ガス浸炭はプロパンやブタンなどのガスを主原料として作製した搬送 (Carrier) ガス (CO, H₂, N₂) の次に示すブードア (Boudouard) 反応により炭素が供給される²⁾。



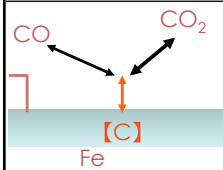
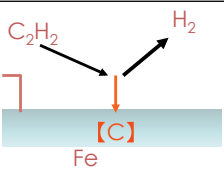
ガス浸炭は、大気圧における平衡反応での処理であり、浸炭と脱炭 (酸化) 反応が同時に進行する。ガス浸

2019年10月25日 受付

* 大同特殊鋼(株)技術開発研究所 (Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)

炭においては浸炭雰囲気中に酸素が存在することに起因し処理材の最表層部には結晶粒界に沿って酸化物が形成する。この酸化物中には Si, Cr, Mn などの合金元素が取り込まれ³⁾ 粒界酸化物周辺の焼入性が低下する結果マルテンサイトが得られない、いわゆる不完全焼入れ層が表層から数十 μm の範囲に形成し強度低下の要因となるので注意が必要である。ガス浸炭用には一般的には、JIS-SCr420 に代表されるような 0.2 %C 前後の機械構造用鋼⁴⁾ が用いられるが、特に強度が必要とされる用途に関しては、粒界酸化が抑制可能な高疲労強度鋼⁵⁾ や歯車の歯面ピッチング強度を高められる鋼材⁶⁾ など多く開発されている⁷⁾。

Table 1. Comparison of atmosphere-carburizing and vacuum-carburizing.

	Atmosphere-carburizing	Vacuum-carburizing
Carburizing gas	Carrier gas (CO)	Hydrocarbon gas (C _n H _m)
Processing pressure	Atmospheric pressure	1/100 atm
Gas control	Constant gas flow	Pulse control
Carburizing mechanism	Equilibrium reaction $\text{Fe} + 2\text{CO} \rightleftharpoons [\text{Fe} + \text{C}] + \text{CO}_2$	Unbalanced reaction $2\text{Fe} + \text{C}_2\text{H}_2 \Rightarrow 2[\text{Fe} + \text{C}] + \text{H}_2$
		
		Acetylene is decomposed by the catalytic action of Fe

3. 浸炭に関する最近の研究事例

3. 1 真空浸炭機構の解明と予測技術

Table 1 に示したように、ガス浸炭と真空浸炭ではその原理が異なる。減圧下で行う真空浸炭は、ガス浸炭と比べて多くのメリット¹⁾ があるため近年普及が進んでいるが、真空浸炭では表面炭素濃度が形状の影響を受け、歯車の歯先・歯端などのエッジ部では炭素濃度が平面部と比較して高くなり⁸⁾、残留オーステナイトの過剰生成、粒界への炭化物の析出による不完全焼入組織の生成 (Fig. 1) などから、十分な硬さが得られず強度が低下することが知られていた^{9), 10)}。本項では、ガス浸炭とは異なる浸炭機構を持つ真空浸炭における炭素浸入機構の解明について、森田らの研究¹¹⁾ を中心に解説する。

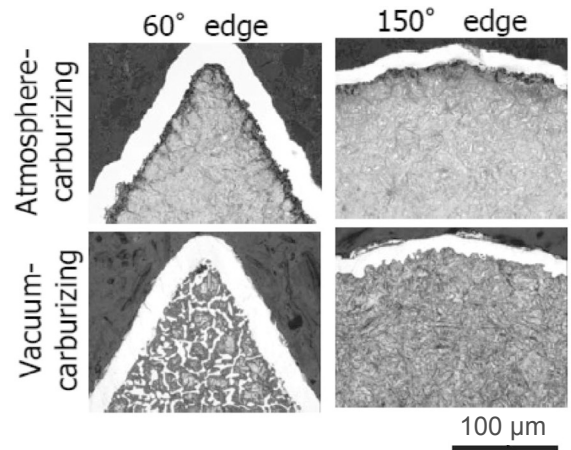


Fig. 1. Microstructures of atmosphere-carburized and vacuum-carburized specimens.

森田らは真空浸炭中の鋼材表面の状態を明らかにするために、純鉄および JIS-SCr420 を基本成分とし Si, Cr を変化させた 5 鋼種 (Steel A ~ E) の薄い板状試験片に真空浸炭を施した後、EPMA による炭素濃度の測定および光学顕微鏡を用いた組織観察を行った。Fig. 2 に真空浸炭後の代表的な組織写真を示す。試験片表面の白色層は試験片保護のための Ni メッキであり、写真右下の数字は炭化物面積率を表している。純鉄では、いずれの浸炭温度でも炭化物はパーライト状もしくは粒界に薄く析出している。浸炭中に炭化物が析出すると、塊状あるいは粒界に数 μm 程度の厚さの網目状の形態になる¹²⁾ ことから、本実験で観察された炭化物はガス冷却中に析出したものと考えられ、純鉄は浸炭中にはオーステナイト (以下 γ) 単相であったと考えられる。Steel A では本処理温度域ではマルテンサイトとパーライトの混合組織が得られた。純鉄と同様に浸炭時には γ 単相であったと考えられる。Steel B には 1123 K では浸炭中に生成したと考えられる粗大な炭化物が観察され、浸炭中は γ とセメントイト (以下 θ) の 2 相組織であったと推察される。一方、1223 K, 1323 K では γ 単相であったと考えられる。Steel C, D では温度によらず浸炭中に生成したと考えられる粗大な炭化物が存在し、浸炭中は γ と θ の 2 相組織であったと考えられる。Steel E では均一な組織が得られた 1323 K 処理材はナイトール腐食に全く腐食されない炭化物単相の組織となった。この組織は X 線回折により θ であることを確認している。

以上の結果を Fig. 3 に示す計算状態図 (使用ソフト: Thermo-Calc, データベース: Solution database ver. 2) から考察した。今回実験に用いた鋼では、Steel B ~ E で状態図上に θ と黒鉛の両方が現れている。図中●は今回実験を行った温度での黒鉛が析出する炭素濃度の計算値

を、△は浸炭を行った薄板の炭素濃度の実績値を示す。純鉄では鉄-黒鉛系が安定であるため、今回実験を行った全ての温度で黒鉛と平衡する相は常にγ単相である。Steel Aも同様である。Steel Bは1273 K以上では黒鉛と平衡する相がγ単相であるが、1273 K以下ではγおよびθの2相と平衡する。Steel C, Dでは全温度で黒鉛と平衡する相がγおよびθの2相、Steel Eでは全温度でθ単相となる。

これらの計算結果は、Fig. 2に示した浸炭中の炭化物の有無と一致しており、黒鉛と平衡する状態での炭化物量、炭素濃度の計算値と実測値は良く一致することか

ら、真空浸炭の炭素浸入機構は、鋼材表面で浸炭ガスの分解により黒鉛が生成後、鋼材に吸収されることであり、鋼材表面は黒鉛と平衡していると考えられる。

さらに、真空浸炭におけるエッジ部過剰浸炭の原因を明らかにするために、エッジ部の炭素濃度分布の予測を行っている。ガス浸炭では表面炭素濃度が雰囲気と平衡する値となるためエッジ角度によらずエッジ先端の炭素濃度が一定となるが、真空浸炭ではエッジ角度の鋭角化に伴いエッジ先端の炭素濃度が増加することをシミュレーションにより明らかにし、エッジ部過剰浸炭はFig. 4に示すように平面部では一方向にのみ炭素拡

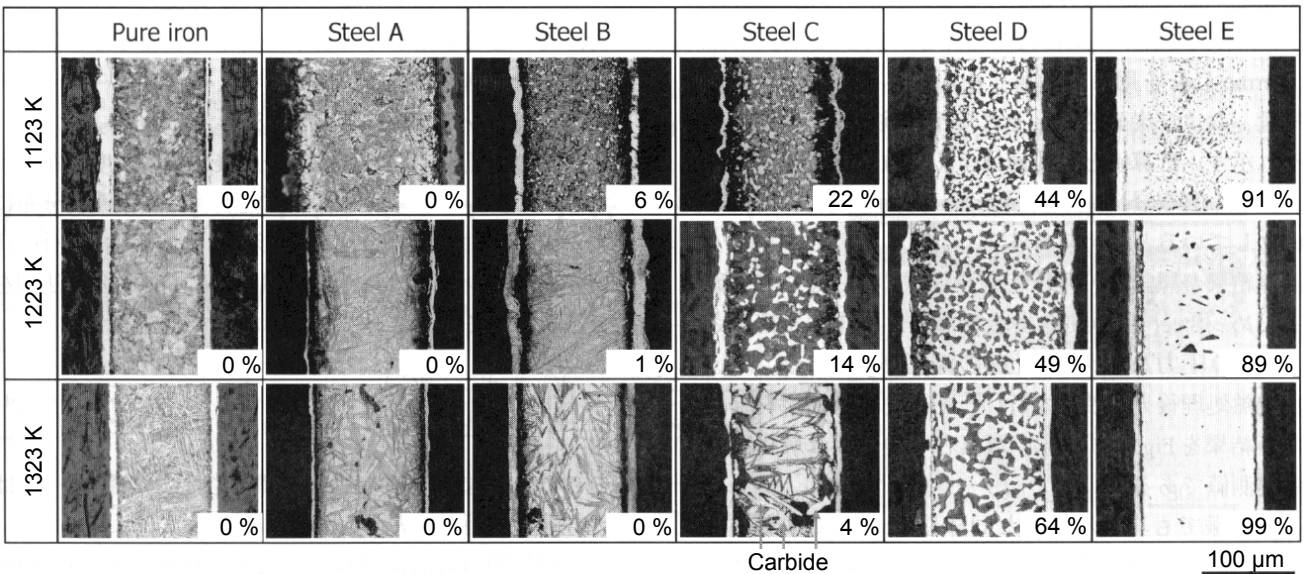


Fig. 2. Microstructures of vacuum-carburized specimens.

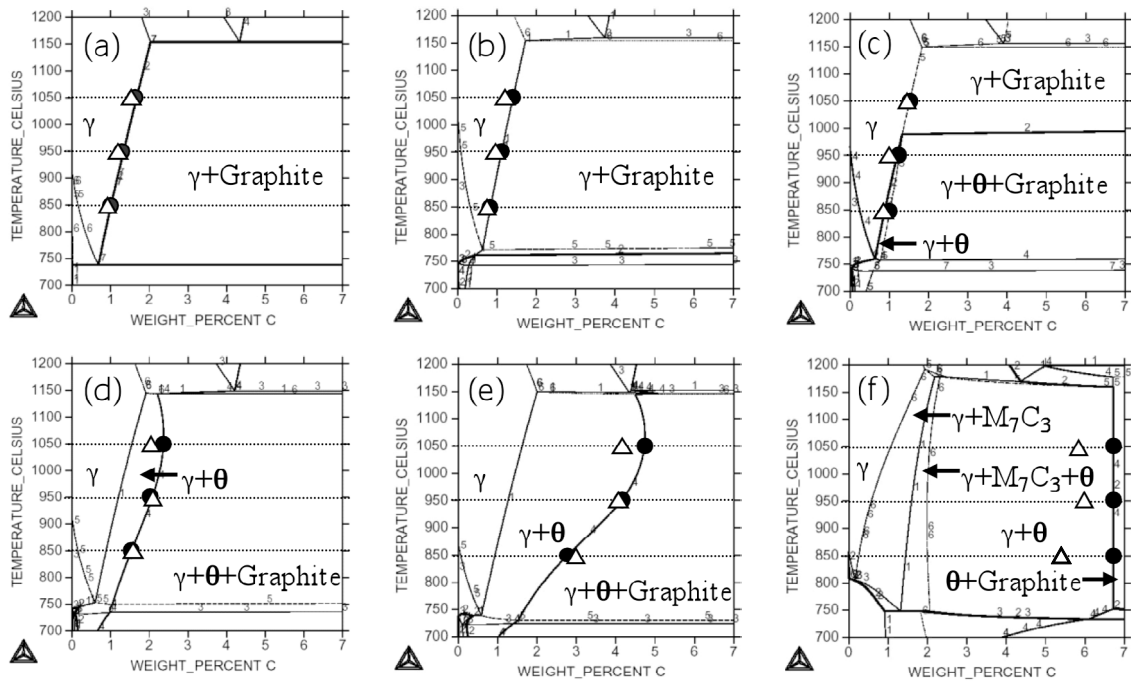


Fig. 3. Calculated phase diagrams. (a) Pure iron, (b) Steel A, (c) Steel B, (d) Steel C, (e) Steel D, (f) Steel E.

散が起きるが、エッジ部では両辺からの炭素拡散場が重なり、表面炭素濃度の低下速度が平面部よりも遅くなるため、エッジ部の過剰浸炭が発生するものと結論している。

森田らは以上の理論を元に、鋼材成分の影響を Fig. 5 のように考慮し、真空浸炭により得られる炭素濃度分布予測技術を提案し、シミュレーションと実験値がよく一致すると報告している。また、田中らは短時間の真空浸炭処理においては、 θ の球状化や固溶などの速度論を考慮することで θ 量分布の予測精度を大幅に向上できることを報告している¹³⁾。

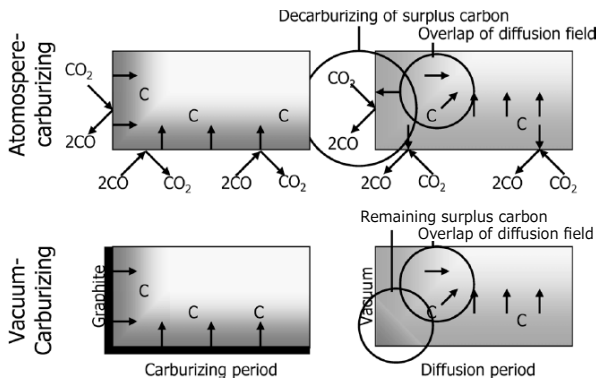


Fig. 4. The mechanism for over carburizing on edge of specimens.(a) Atmosphere-carburized and (b) Vacuum-carburized.

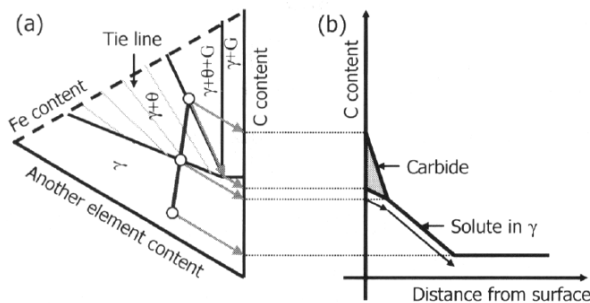


Fig. 5. Mechanism of diffusion in carbide precipitating area.((a) Schematic ternary phase diagram, (b) Schematic carbon concentration profile.)

3. 2 真空浸炭を利用した高強度歯車技術

ガス浸炭においては雰囲気酸素が存在することに起因し粒界酸化および不完全焼入れ組織が形成するため、粒界酸化を抑制するために Si, Cr などの酸化物形成元素の添加量を抑制した高強度歯車用鋼が開発されてきたが、焼戻し軟化抵抗が弱くなるため歯面強度との両立が困難であった。一方、真空浸炭においては粒界酸化を気にする必要がないため Si や Cr を活用でき、歯面強度と歯元強度の両立が期待できる。また、歯車の歯元疲労強度向

上手段として工業的に広く適用されているショットピーニング (SP) に対して、真空浸炭用鋼はより高い効果を得ることが可能と報告されている。これは、粒界酸化がないことや高炭素濃度浸炭が容易である真空浸炭の特徴が寄与しており、より高硬質な粒子で SP することで大きな圧縮残留応力を付与できる。以下に、それぞれ最近の研究事例を紹介する。

3. 2. 1 エッジ部過剰浸炭抑制鋼・技術

真空浸炭ではガス浸炭で生じる粒界酸化が生成しないため高強度な処理品を得ることができ、円筒形状でエッジ部を持たない小野式回転曲げ試験ではガス浸炭対比 10% 程度強度が向上することが認められている²⁾が、エッジ部を有する部品では前述のとおりエッジ部が過剰浸炭することに起因して疲労強度は著しく低下する¹⁰⁾。このため、真空浸炭においては、エッジ部の過剰浸炭を抑制するかセメントイトが析出しても無害化する必要がある。

前述した真空浸炭の炭素浸入機構を元に状態図を制御し、真空浸炭中の炭化物生成量を減少させることでエッジ部過剰浸炭を抑制する材料が提案されている¹⁴⁾。

Fig. 6 はいずれも平面部が 0.75% C となるよう浸炭処理されたものの断面組織であるが、一般的な肌焼鋼である SCM420 では平面部は炭化物が存在しない健全な組織な一方、60°エッジ部は過剰浸炭されており旧オーステナイト粒界に沿って粗大なセメントイトが生成している。一方、開発鋼は平面部およびエッジ部ともに粗大炭化物が存在しない健全な組織となる結果、Fig. 7 のようにエッジ角度によらず、ガス浸炭よりも高い疲労強度が得られている。

		Flat surface	60° Edge
Atmospheric carburizing	SCR420	C ≒ 0.75 % 	C ≒ 0.79 % Intergranular oxidation
	SCR420	C ≒ 0.75 % 	C ≒ 0.75 % Cementite precipitation
Vacuum carburizing	DEG Steel	C ≒ 1.21 % 	C ≒ 0.82 % No cementite precipitation

Fig. 6. Microstructures of conventional steel (SCR420) and developed steel after carburizing.

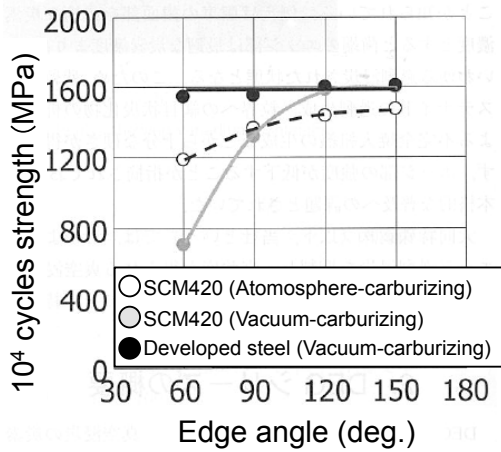


Fig. 7. 10⁴ cycles strength for each edge angle.

一方で、藤堂らはエッジ部過剰浸炭を防ぐのではなく、無害化する手法を報告している¹⁵⁾。浸炭・拡散後にエッジ部の炭素濃度が状態図におけるセメンタイト析出(Acm)線を超えると粗大なセメンタイトが析出するため、処理温度を高めることで粗大セメンタイト形成を避け、高温処理により成長した結晶粒を微細化するために、一旦フェライト・パーライト組織を得た後に再加熱し、フェライト-オーステナイト2相温度域から焼入れることで、微細なセメンタイトが分散した焼入れ組織を得ることができ、エッジ部過剰浸炭品対比疲労強度が向上したと報告している。

3. 2. 2. 真空浸炭用鋼+超硬質粒 ショットピーニングによる疲労強度向上技術

ショットピーニング (SP) は、硬質の微粒子を高速で衝突させ部品のごく表面を塑性加工する表面強化手法の一つであり、表面に極めて高い圧縮残留応力を付与することで疲労強度を改善することができるため、変速機用浸炭歯車や懸架ばねなどの高強度部材に広く適用されている。さらに、今後一層の高強度化を達成するためにより高い圧縮残留応力を付与するための検討^{16)~18)}が行われているが、真空浸炭はその有効な手段の一つとして位置づけられる。一般に、SPで付与される硬さと圧縮残留応力はSP処理中の被投射材(ワーク)の変形によって支配され、すなわち、被投射材および投射材の硬さが大きく影響すると考えられ^{19), 20)}、ガス浸炭の場合は粒界酸化に起因する浸炭異常層の影響でSPの効果が減ずる。

石倉らは真空浸炭処理により表面炭素濃度を0.75%~2%まで変化させた浸炭材にSPを施し、残留応力値への被投射材の影響を調査して以下の結果を報告している²¹⁾。①一般的な投射材(硬さ700HV)の場合、浸

炭材の硬さは低いほど圧縮残留応力が高くなる。これは、浸炭硬さが高い場合には投射材が変形するためと考えられる。②硬質な投射材(950HV)の場合、浸炭材硬さが高いほど圧縮残留応力は高くなる。③硬質な炭化物が析出している場合は、圧縮残留応力が低下する。Fig. 8は粒界酸化層が存在するSCr420ガス浸炭材およびエッジ部過剰浸炭を抑制した真空浸炭材に対して、700HVおよび950HVの投射材を投射した後の被投射材の内部方向の硬さ分布および残留応力分布を示している。これによると、粒界酸化およびエッジ過剰浸炭のない真空浸炭材に硬質粒子を投射することで、1000HVを超える硬さと1800MPaを超える圧縮残留応力を付与することができることを報告されている²²⁾。加藤らは同様な手法で作成した疲労試験片でその疲労強度への影響を調べ、硬質粒子を投射材とし浸炭異常層およびエッジ部過剰浸炭のない真空浸炭材は、従来のガス浸炭材対比高い2000MPaを超える圧縮残留応力を付与可能であり、その結果として高い疲労強度が得られることを報告している²³⁾。

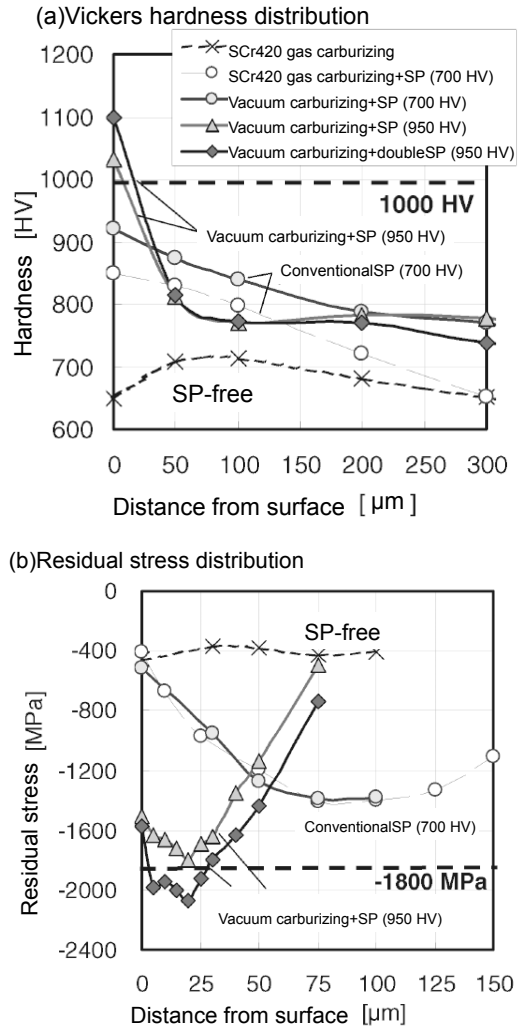


Fig. 8. Hardness and residual stress distributions of workpieces after SP.

3. 2. 3 真空浸炭と高周波焼入れを 組合せた高強度化技術

工業部品、特に自動車部品には信頼性ととも省コストであることが強く望まれるため、省合金鋼材を用いた新たな製造プロセスとそれに適した鋼材開発も行われている^{24), 25)}。その中で、岡田らは真空浸炭のメリットを活用した、真空浸炭+高周波焼入れプロセス(マイルド浸炭)を提案している²⁶⁾。本プロセスは真空浸炭徐冷後に、高周波で再加熱後水焼入れするもので、水焼入れのため省合金可能であること、油冷より低炭素濃度で同等硬さが得られるため浸炭時間の短縮が図れること、2ヒート焼入れのため結晶粒が微細であることなど複数のメリットが報告されている。

また、岡田ら²⁶⁾や宮西ら²⁷⁾は本プロセスに適した鋼材を提案している。宮西らによると、1ヒート目の真空浸炭時に粗大なセメントイトが析出すると高周波加熱後も残存する可能性があることから、前述の森田らの知見に基づき真空浸炭時のセメントイトの生成を抑制した上で水焼入れに適した鋼材を提案し、ガス浸炭以上の特性が得られることを報告している。

3. 3 高温浸炭用鋼

浸炭はオーステナイト域という高温で長時間を要する熱処理であるため、省エネルギー化のみならずタクトタイム短縮のための短時間化要求が強い。高温ほど炭素の拡散速度は速く、例えば1020℃では920℃の3倍になるため浸炭時間を短縮できるがオーステナイト結晶粒の異常成長(Fig. 9)が発生する場合がある。異常粒成長は部材の強度特性²⁸⁾や歪を劣化させる要因とされており、真空浸炭はコールドウォールで構成されているため、ガス浸炭に比べ高温浸炭に適した熱処理と言えるが、そのポテンシャルを発揮するためには異常粒成長の抑制が必要である。

Gladmanは、結晶粒の成長を拘束するピン止め粒子の限界寸法(r_{crit})は次式で与えられ、分散粒子の寸法を(r)とすれば、 $r \geq r_{crit}$ の状態ではピン止め力が消滅し、異常成長を開始するという異常粒成長の臨界条件式を提唱している²⁹⁾。

$$r_{crit} = (6R_0f/\pi) (3/2-2/Z)^{-1}$$

ここで、 R_0 は平均オーステナイト結晶粒径、 f は分散粒子の体積率、 Z はオーステナイト粒の混粒度である。 r_{crit} が大きいほど異常粒成長は発生しにくいことから、 f および R_0 が大きく、 r および Z は小さいほど異常粒成長は発生しにくいと考えることができる。

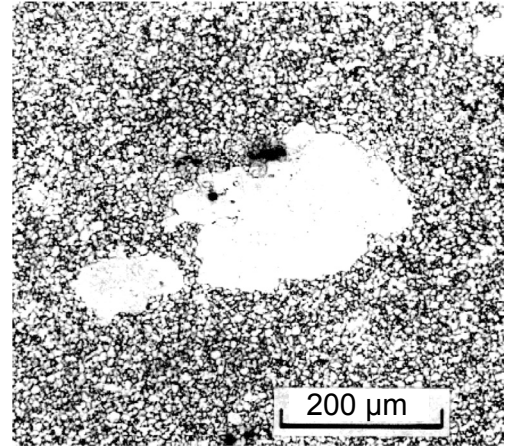


Fig. 9. Microstructure of abnormal grain growth.

3. 3. 1 ピン止め粒子分散鋼

上述の臨界条件式で示されるように、微細なピン止め粒子を多数分散させることは異常粒成長を抑制する極めて有効な手段であり、従来より多くの研究がなされている。代表的なピン止め粒子は、AIN, Nb (C, N)^{30)~32)}, TiC^{33), 34)}が挙げられる⁷⁾。

ピン止め粒子分散鋼に関する最近のトピックとして、ピン止め粒子の詳細解析に関する報告事例を紹介する。ピン止め粒子は数~数十nmと極めて微細であるため観察には高倍率の電子顕微鏡を用いる必要があるが、粒子の分散状態を把握するための広範囲の調査は極めて困難であり定量性に課題がある。

そこで、神谷らはX線小角散乱(SAXS)^{35), 36)}により肌焼鋼SCr420中のAIN粒子径が異常粒成長に及ぼす影響について調査している³⁷⁾。Fig. 10にAINを微細に分散させる熱処理を施した試料中のAIN分布をSAXSおよびTEMで得られた測定結果を合わせて示す。TEMは40個のAINについて円換算した半径をヒストグラムで示しているが、SAXSとTEMで分布の傾向がおおよそ一致することから妥当な結果が得られていると報告している。近年、異常粒成長抑制のために従来以上に詳細な検討が種々報告^{37), 38)}されており、SAXSのような測定手法の進化はピン止め粒子分散状態の詳細を評価する手法として多に期待される。

3. 3. 2 浸炭前組織の影響

Gladmanの提唱する異常粒成長の臨界条件式にも示されているように、異常粒成長はピン止め粒子だけでなく R_0 や Z の影響も強く受ける。これらは、浸炭前組織に依存し、例えば、前組織をフェライト(F)+パーライト(P)+ベイナイト(B)やF+BでなくF+Pとする

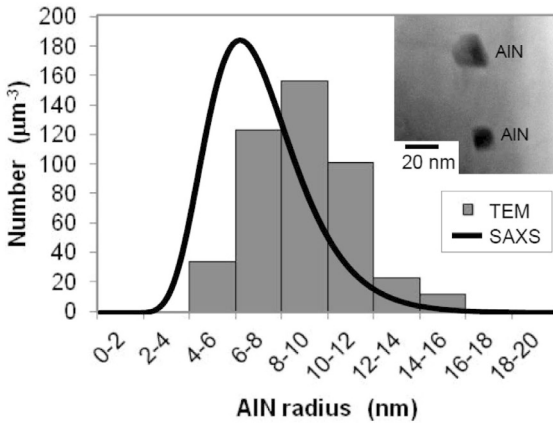


Fig. 10. Distribution of AlN size by TEM and SAXS (pre-heated to 1573 K and normalization).

ここで、 R_0 が大きく Z も小さくなることから異常粒成長が発生しにくくなることが報告されている³⁹⁾。藤松らは TiC 分散肌焼鋼を用い、熱間鍛造工程を想定した F+P 組織および冷間工程を想定した球状化焼なまし組織において異常粒成長を抑制する組織形態について詳細検討し、F+P 組織を適度に大きくすること、および、ラメラ状炭化物が少ない均質な球状化焼なまし組織にすることが有効と報告している⁴⁰⁾。また、神谷らは AlN・NbC 分散肌焼鋼で同様の検討を行い、パーライトサイズが大きいくほど、 γ 核生成が少なく R_0 がより大きくなる傾向にあると報告している⁴¹⁾。以上のように、ピン止め粒子の分散に加え前組織を適正にすることで異常粒成長の抑制力を高めることができる。

3. 3. 3 ピン止め粒子レス異常粒成長抑制鋼

ピン止め粒子鋼の異常粒成長は、結晶粒界成長エネルギーがピン止めエネルギーを超えた場合に発生する。浸炭のような高温処理においてピン止め粒子は固溶・粗大化（オストワルド成長）により数密度は減少しピン止めエネルギーは基本的には減少し続ける。つまり、極めて高い温度や長時間といった厳しい条件においては、ピン止め粒子分散鋼はいずれ異常粒成長が発生すると考えられる。そこで、ピン止め粒子をあえて分散させないことで、浸炭時にオーステナイト粒を均一に成長させ、異常粒成長の発生を抑制する肌焼鋼が提案されている⁴²⁾。中山らは、従来鋼として AlN を分散させた鋼（AlN 鋼）と AlN の析出を抑えた鋼（AlN 無鋼）を球状化焼なまし、冷間鍛造後に高温浸炭を行い、結晶粒成長特性を調査した。その結果が Fig. 11 であり、AlN 鋼は 1273 K（1000℃）で異常粒成長発生するのに対して、AlN 無鋼

は平均結晶粒度は小さいものの 1323 K（1100℃）でも異常粒成長は認められなかったと報告している。さらに、本材料は平均結晶粒径が大きくなることから焼入性が向上し省合金化が図れることや低サイクル疲労強度が向上するとも報告している。

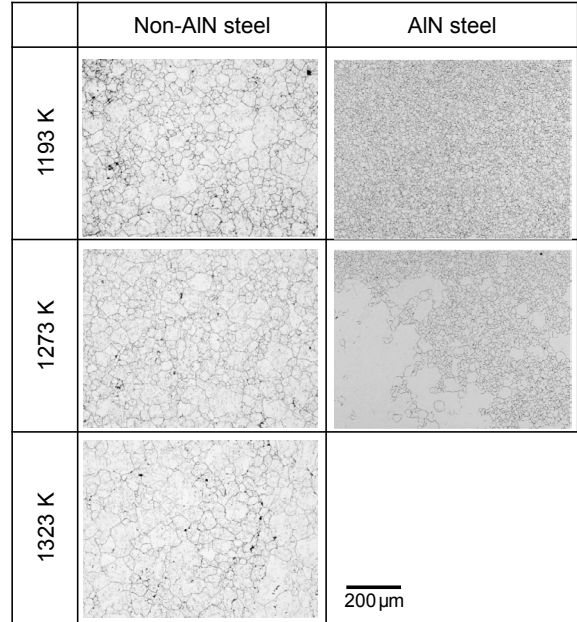


Fig. 11(a). Austenitic grains after carburizing of non-AlN steel and AlN steel.

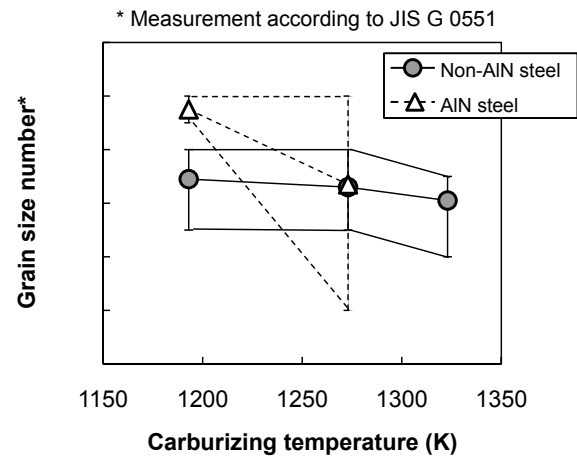


Fig. 11(b). Their grain size number measured according to JIS G 0551.

4. おわりに

浸炭の最近の動向として、真空浸炭を中心とした開発事例を数件レビューさせていただいた。

浸炭が適用される部品は今後一層の小型軽量化が必要であり、それに応えるためには鋼材だけではなくプロセ

スや場合によっては設計まで踏み込んだ開発が不可欠になってくる。少なくとも部品製造プロセスの知識を広げ新たなアイデアを出し続ける必要がある。また、部品製造工程において浸炭は時間・スペースともに大きなウエイトを占めることから、浸炭炉の小型化や機械加工ラインとの同期（インライン）化などが進むと考えられ、このような工程革新に素材面から寄与するためには、一層の異常粒成長抑制能の向上や機械加工性の改善などが必要である。

(文 献)

- 1) 田中辰実: 電気製鋼, **84**(2013), 123.
- 2) 内藤武志: 浸炭焼入れの実際 第2版, 日刊工業新聞社, (1999)
- 3) 並木邦夫: 博士論文
- 4) JIS G4053, 機械構造用合金鋼鋼材(2008) .
- 5) 磯川憲二, 並木邦夫: 電気製鋼, **57**(1986), 13.
- 6) 羽生田智紀, 中村貞行: 電気製鋼, **71**(2000), 59.
- 7) 紅林豊: 第188・189回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会, (2006) .
- 8) K. D. Jones: Heat Treat, **79**(1980), 188.
- 9) 森田敏之, 梅本実: 鉄と鋼, **96**(2010), 400.
- 10) 森田敏之, 松村康志, 梅本実: 電気製鋼, **79**(2008), 15.
- 11) 森田敏之, 羽生田智紀: 鉄と鋼, **92**(2006), 268.
- 12) 井上洋介: 第58回日本熱処理技術協会講演大会概要集(2004), 1.
- 13) 田中浩司, 池畑秀哲, 高宮博之, 水野浩行: 鉄と鋼, **97**(2011), 130.
- 14) 製品紹介, 電気製鋼, **79**(2008), 83.
- 15) 藤堂尚二, 末野秀和, 今高秀樹: 新日鉄住金技報, **406**(2016), 13.
- 16) 浜坂直治: 熱処理, **39**(1999), 264.
- 17) 伊藤俊郎, 長島悦一, 石川裕二, 井沢佳伸: ばね論文集, **43**(1998), 23.
- 18) ショットピーニングの最適化に関する研究委員会: ばね論文集, **47**(2002), 23.
- 19) 小川一義, 浅野高司: 材料, **48**(1999), 1360.
- 20) 小川一義, 浅野高司: ばね論文集, **48**(2003), 31.
- 21) 石倉亮平, 狩野隆, 小林祐次, 宇治橋諭: 電気製鋼, **79**(2008), 25.
- 22) 製品紹介: 電気製鋼, **81**(2010), 165.
- 23) 加藤万規男, 松村康志, 石倉亮平, 小林祐次, 宇治橋諭: 電気製鋼, **79**(2008), 69.
- 24) 渡辺陽一, 成田直樹, 梅垣俊造, 三島良直: 鉄と鋼, **84**(1998), 902.
- 25) 深沢剣吾, 塚原真宏, 三阪佳孝, 川崎一博, 宮西慶, 間曾利治, 久保田学, 吉田卓: 熱処理, **56**(2016), 56.
- 26) 岡田一晃, 大林巧治: 熱処理, **56**(2016), 11.
- 27) 宮西慶, 小澤修司, 久保田学, 伊藤誠司, 篠原光範, 吉田卓: 新日鉄住金技報, **406**(2016), 51.
- 28) 瓜田龍実, 並木邦夫, 飲久保知人: 電気製鋼, **59**(1988), 33.
- 29) T. Gradman and F. B. Pickering: J. Iron and Steel Inst., **205**(1967), 653.
- 30) 紅林豊, 中村貞行: 電気製鋼, **65**(1994), 67.
- 31) 久保田学, 越智達朗: 新日鉄技報, **378**(2003), 72.
- 32) 村上俊夫, 畑野等, 家口浩: 神戸製鋼技報, **56**(2006), 59.
- 33) 井口誠, 長岡享, 小林一博: 山陽特殊製鋼技報, **6**(1999), 41.
- 34) 岡本成朗, 新堂陽介, 永濱陸久: 神戸製鋼技報, **61**(2011), 66.
- 35) 大沼正人: まてりあ, **54**(2015), 616.
- 36) K. Satoh, S. Sato, M. Ohnuma, T. Naruse, Y. Kim, T. Ebata, S. Suzuki and K. Wagatsuma: ISIJ Int., **57**(2017), 2028.
- 37) 神谷尚秀, 田中優樹, 石倉亮平: 電気製鋼, **89**(2018), 3.
- 38) 今浪祐太, 山下孝子, 富田邦和, 長谷和邦: 鉄と鋼, **103**(2017), 36.
- 39) 玉谷哲郎, 井口誠, 佐藤紀男, 坪田一: 熱処理, **37**(1997), 356.
- 40) 藤松威史, 橋本和弥: 山陽特殊製鋼技報, **17**(2010), 48.
- 41) 神谷尚秀, 田中優樹, 井上圭介, 石倉亮平: 電気製鋼, **88**(2017), 85.
- 42) 中山恭平, 宮崎貴大, 井上圭介: 電気製鋼, **85**(2014), 133.



井上圭介