

# 部品生産工程を革新する浸炭用棒鋼線材

## Carburizing Steel to Innovate Parts Manufacturing Process

今浪 祐太 IMANAMI Yuta JFE スチール スチール研究所 棒鋼・線材研究部 主任研究員(係長)  
富田 邦和 TOMITA Kunikazu JFE スチール スチール研究所 棒鋼・線材研究部 主任研究員(部長)・博士(工学)  
西村 公宏 NISHIMURA Kimihiro JFE スチール スチール研究所 棒鋼・線材研究部長

### 要旨

浸炭部品の製造工程における冷間鍛造前焼鈍と浸炭前ノルマを省略可能な鋼を開発すべく、冷間鍛造性および浸炭熱処理時の $\gamma$ 異常粒成長抑制能の向上を検討した。変形抵抗低減には、Si, Mn, Cr 添加バランスの最適化, N 固定による動的ひずみ時効の抑制, 低温制御圧延によるフェライト分率の向上が有効と示され、 $\gamma$ 異常粒成長抑制能の向上には、Nb 単独添加での析出制御が必要と示された。これらの技術を統合させた開発鋼は、圧延ままで優れた冷間鍛造性と浸炭時の $\gamma$ 異常粒成長抑制能を有すため、冷間鍛造工程における焼鈍とノルマの双方を省略可能であり、部品生産工程を革新する。

### Abstract:

In order to develop new steel material to achieve intermediate heat treatment-free process in parts manufacturing, cold forgeability of as-rolled steel and suppression of abnormal grain growth of austenite were studied. It was shown that adjustment of Si, Mn and Cr, suppression of dynamic strain aging during cold forging, and increase of ferrite through controlled rolling contribute to the reduction of deformation resistance. On the other hand, Nb precipitation control by fully utilizing mill manufacturing processes was also necessary for suppression of abnormal grain growth of austenite. Integrating these technologies, the new steel material was developed, making it possible to eliminate annealing before cold forging and normalizing before carburizing simultaneously. Thus the developed steel innovates parts manufacturing processes.

## 1. はじめに

自動車用歯車等の機械部品は複雑な形状を有し、多くは肌焼鋼を素材として熱間鍛造または冷間鍛造の後、浸炭熱処理を経て製造される。冷間鍛造は寸法精度に優れ、ニアネットシェイプ成形が可能との利点を有する。そのため、鍛造後の切削加工量低減による歩留まり向上や生産性向上を可能にする。一般的な冷間鍛造部品の製造プロセスを図1に示す。冷間鍛造に際しては、焼鈍により、変形抵抗の低減を図ることが一般的である。また、浸炭熱処理時のオーステナイト(以下、 $\gamma$ )粒の粗大化抑制を目的とする浸炭前のノルマも広く実施されている。しかしながら、近年の部品価格競争激化を受け、焼鈍やノルマを省略可能としコスト競争力に優れた鋼材の開発が重要となってきた。そこで、冷間鍛造工程における熱処理省略が可能なSCM420代替鋼の開発を目的とし、冷間鍛造性および浸炭熱処理時の $\gamma$ 粒異常粒成長抑制能の向上を検討した。

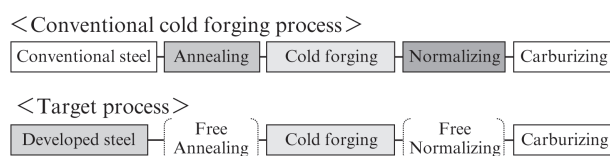


図1 従来の冷間鍛造工程と開発目標の冷間鍛造工程  
Fig. 1 Conventional process and target process

## 2. 熱処理を省略可能にする材料開発

### 2.1 冷間鍛造性の向上

冷間鍛造性の重要な因子として、変形抵抗および限界成形能が挙げられる。変形抵抗の低減には一般的に硬度や引張強度などの静的強度の低減が有効<sup>1)</sup>であるが、ひずみ速度が大きく加工発熱を伴う冷間鍛造<sup>2,3)</sup>においては、動的な加工硬化挙動についても十分な検討を必要とする。

肌焼鋼はJIS規格のSCM420に代表されるように比較的焼入性の高い鋼種であり圧延後の冷却速度次第ではベイナイトを含むフェライト+パーライト組織を呈する。各組織の概略硬度はフェライト<パーライト<ベイナイトであるため、変形抵抗の低減にはベイナイトの生成を抑止しフェライ

ト+パーライトとした上でフェライト分率を上昇させた組織が理想と考えられる。この理想組織を得るため、圧延まま組織に及ぼす圧延条件の影響を検討した。

鋼中のSi, Mn, Crはフェライトの固溶強化<sup>4)</sup>およびパーライトのラメラ間隔<sup>5)</sup>への影響を通じ、圧延まま硬度への影響が大きいとされる。これらの元素は焼入性への影響も大きいとされ、圧延まま硬度と焼入性に及ぼす影響を調査し、圧延ままでSCM420焼鈍材並みの低硬度ならびにSCM420並みの焼入性を両立し得る適正成分を検討した。

冷間鍛造時の加工発熱により、鋼中固溶Nに起因する動的ひずみ時効が加工硬化を増大させ<sup>6)</sup>、変形抵抗へ影響すると考えられる。そこで、固溶Nの固定による動的ひずみ時効の抑制について検討した。

一方、成形能に関して、圧延まま開発鋼は前述の通りフェライト+パーライト組織を呈するのに対し、SCM420焼鈍材はフェライト中に球状セメンタイトが分散した組織を呈す。このような組織の相違が成形能に及ぼす影響を調査した。

## 2.2 $\gamma$ 異常粒成長抑制の向上

浸炭時に $\gamma$ が異常粒成長(二次再結晶)を生ずると、異常粒成長を伴わない鋼と比較して、疲労特性が著しく低下する<sup>7)</sup>。また、浸炭前に冷間鍛造を行う場合は、鍛造時に導入されるひずみの影響で異常粒成長の発生が促進される<sup>8)</sup>。このため、SCM420等では、異常粒成長抑制のための浸炭前ノルマの追加が余儀なくされている。一般に、異常粒成長の抑制には、析出物の微細分散による粒界のピン止めが有効とされる。このような微細析出物の形成のために、主に、Nb, Ti, V等の炭窒化物形成元素が用いられる<sup>9-23)</sup>。ただし、Tiでは、粗大TiNの生成に伴う異常粒成長抑制能の低下と疲労破壊起点<sup>24)</sup>の増加が懸念され、またTi硫化物を生成しMn硫化物を減少させ被削性を低下させるおそれもある。Vは、浸炭加熱温度域(900~950℃)において析出物の固溶が進行し、ピン止め効果の発揮に必要な析出量の確保が困難である。そこで、本開発ではNbの単独添加に着目し、その析出制御を検討した。

粒界ピン止め力を向上させるためには析出量の最大化とともに析出粒子の微細化が重要である<sup>25)</sup>。一般に、熱力学平衡状態では、所定温度における析出量を溶解度積から算出できる。こうして得られるNbC析出量と温度の関係(以下、析出量曲線)を図2に模式的に示す。高温ほどNbC析出量は低下し、一方、Nbの添加量を増大させるほどNbC析出量も増大する傾向を有す。ここで、析出量曲線とX軸の交点は、NbCの完全溶解温度を示し、これはNbの添加量増大に従い高温化する。実機圧延工程を想定し、析出量曲線から構築した理想的な析出制御法を図3に示す。連続鍛造後空冷して得られる鋳片には粗大なNb析出物が含まれる。この粗大なNb析出物が浸炭時まで残存すると、微細NbCの析出量が低下し十分なピン止め力が発揮されない。これ

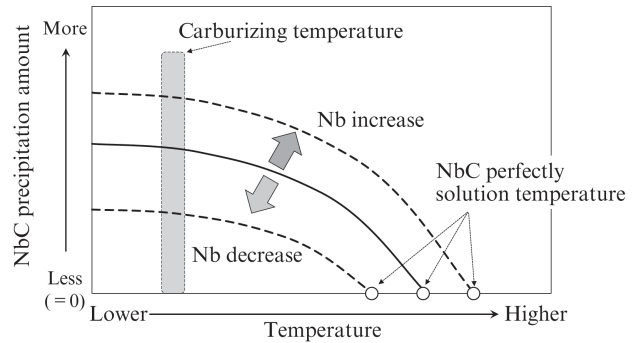


図2 NbC析出量曲線

Fig. 2 Carve of NbC precipitation amount

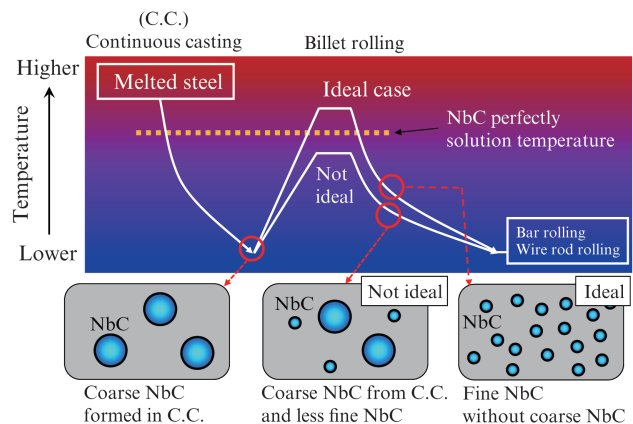


図3 実機圧延工程を想定した析出制御法

Fig. 3 Controlling of NbC precipitation in mill manufacturing

を防止するには、圧延加熱時に、一旦NbCの完全溶解温度以上まで加熱し、粗大なNb析出物を消失させることが有効である。また、微細なNbC析出量を増大させ粒界ピン止め力を向上させるためには、Nbの添加量増加が有効だが、その添加範囲の上限を圧延工程で完全溶解可能な範囲に制御する必要がある。

## 3. 実験方法

### 3.1 冷間鍛造性

表1に供試鋼の化学組成を示す。圧延まま組織に及ぼす圧延温度の影響を調査するため、鋼Aを用い加工フォーマスターにより熱間加工を実施後、3%ナイトール液で腐食し光学顕微鏡観察に供した。

圧延まま硬度に及ぼすSi, Mn, Crの影響を調査するため、それぞれを変化させた鋼B~Gを溶製し、1200℃に加熱して、圧延後空冷し、ビッカース硬度(Vickers hardness, HV)を測定した。

固溶Nが動的ひずみ時効に及ぼす影響を調査するため、N固溶鋼(H鋼)とN固定鋼(I鋼)を溶製した。N固定鋼はN量を低減した上、窒化物形成元素を添加した。圧延

表 1 供試鋼の化学組成

Table 1 Chemical compositions of steels (Mass%)

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	Nb	N
SCM420	0.2	0.2	0.8	1.1	0.2	-	0.01
A	0.2	0.2	0.8	1.1	-	-	0.01
B-G	0.2	Change	Change	Change	-	-	0.01
H	0.2	0.2	0.8	1.1	-	-	0.01
I	0.2	0.2	0.8	1.1	-	-	Tr.
J-L	0.2	0.2	0.8	1.1	-	Change	Tr.

後空冷した後、冷間鍛造時の加工発熱を模擬し 200℃の雰囲気において歪速度  $1\text{ s}^{-1}$  で引張試験を実施した。

合金設計後、実機製造した開発鋼（以下、開発鋼）の冷間鍛造性は、圧延まま材の変形抵抗および限界据込率で評価した。変形抵抗の測定は、日本塑性加工学会冷間鍛造分科会が制定した冷間据込み性試験方法<sup>26)</sup>に準拠した。すなわち、 $\phi 15 \times 22.5\text{ mm}$ の円柱状試験片を用い、据込率 60%の冷間鍛造を行った際の荷重から変形抵抗を算出した。限界成形性の測定は、 $\phi 15 \times 22.5\text{ mm}$ の円柱に長手方向に V 溝 (R0.15, 深さ 0.8, 開き角 30°) を設けた試験片を使用し、0.5 mm 以上の割れが認められるまで逐次圧下を繰り返して行った。比較鋼として SCM420 の球状化焼鈍材（以下、焼鈍材）を準備し、変形抵抗、限界成形性を比較した。また、据込後の試験片について、走査型電子顕微鏡 (Scanning Electron Microscope, SEM) を用いて割れ部近傍のボイド生成状態を観察した。

### 3.2 $\gamma$ 異常粒成長抑制能

NbC の溶解度積<sup>27-36)</sup> は数多く報告されてきたが、研究者によって異なる値が報告されている。そこで、Nb 添加型の肌焼鋼において最適な NbC 溶解度積を検討した。Nb 量を変化させた鋼 J~L を溶製後、実機圧延工程を想定し、鋼片圧延、線棒圧延模擬熱処理を施した後、累積圧下率 50% の冷間圧延を施し、930℃で 3h 保持後に急冷する擬似浸炭熱処理を行った。透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscope, TEM) を用いて析出物観察を行うとともに、抽

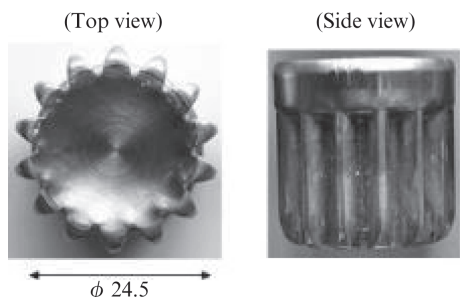


写真 1 冷間鍛造後の歯車試験片

Photo 1 Gear test piece obtained by cold forging

出残渣法により析出物量を測定した。

開発鋼の  $\gamma$  異常粒成長抑制能を評価するため、圧延まま材を歯車形状に冷間鍛造後 (写真 1)、ノルマを施さずに 930℃で 3h 保持後に急冷する擬似浸炭熱処理を行った。その後、ベンゼンスルホン酸を添加したピクリン酸水溶液で歯断面をエッチングし旧  $\gamma$  粒界を現出後、光学顕微鏡にて観察した。比較鋼の SCM420 も同様に評価した。

## 4. 実験結果および考察

### 4.1 冷間鍛造性

写真 2 に加工フォーマスター試験後のマイクロ組織を示す。1000℃加工材には一部ベイナイトの生成が認められた。一方、900℃加工材はフェライト+パーライト組織を示し、1000℃加工材と比較してフェライト分率の上昇が認められた。なお、900℃加工材では結晶粒径が微細化したが、硬度を比較すると、900℃加工材の方が  $\Delta\text{HV}40$  ほど低硬度であった。これより、本実験範囲では結晶粒微細化による硬度上昇よりもベイナイト生成抑止およびフェライト分率上昇による低硬化の方が支配的と考えられる。

図 4 に Si, Mn, Cr 添加量と圧延後の硬度増加量の関係を示す。Si, Mn の添加は Cr の添加と比較して硬度上昇が大きい。肌焼鋼は浸炭焼入後の硬度確保のため、焼入性が求められる。そこで、上野らが提案した焼入性予測式<sup>37)</sup>より得られる焼入性指標  $\beta$  値 (Mn 当量値) に及ぼす Si, Mn, Cr 添加量の影響を図 5 に示す。やや Mn の影響が強いが Cr も同程度に影響し、一方で Si の影響は明らかに小さい。

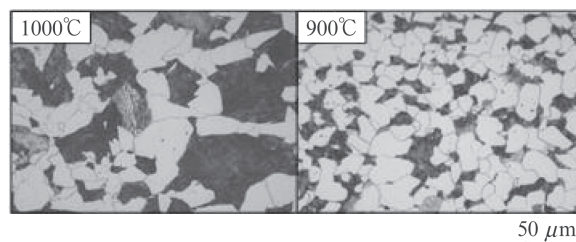


写真 2 熱間加工後のマイクロ組織 (鋼 A)

Photo 2 Optical micrographs of steel A after hot working

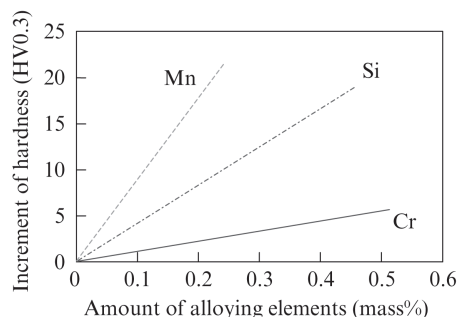


図 4 Si, Mn, Cr 添加量と圧延後の硬度増加量の関係

Fig. 4 Relationship between amount of Si, Mn, Cr and hardness



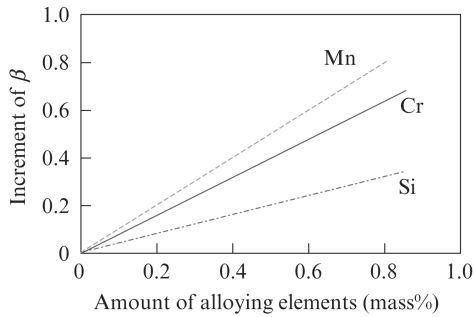


図5 Si, Mn, Cr 添加量と焼入性指標β値の関係

Fig. 5 Relationship between amount of Si, Mn, Cr and hardenability

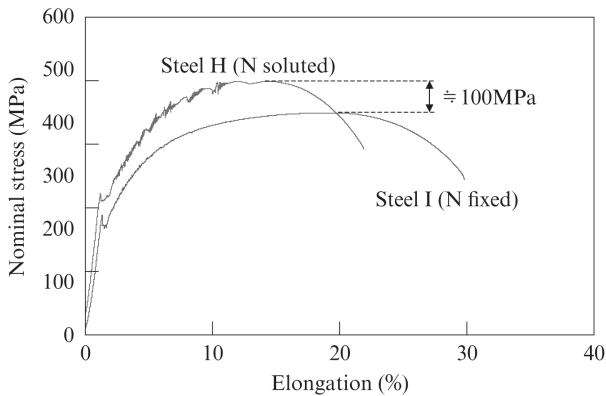


図6 N 固溶鋼(鋼H)とN 固定鋼(鋼I)の200°C引張試験結果

Fig. 6 Stress-strain curves of Steel H and I at 200°C

以上の検討結果から、低硬度と焼入性を両立するには、Si, Mn を低減し、Cr を増加させる設計が適切と考えられる。なお、Si は浸炭後表層の粒界酸化を抑制し疲労特性を向上させる点からも低減が好ましい<sup>38)</sup>。また、Cr は焼戻軟化抵抗性の上昇を通して面疲労強度が向上することも期待できる<sup>39)</sup>。

図6にN 固溶鋼(H 鋼)とN 固定鋼(I 鋼)の200°C引張試験結果を示す。N 固溶鋼では、動的ひずみ時効現象に特徴的なセレーションを伴った大きな加工硬化が認められた。一方、N 固定鋼では動的ひずみ時効の抑制により、流動応力が約100 MPa低減された。本結果より、変形抵抗の低減には、冷間鍛造時の加工発熱に起因する動的ひずみ時効を抑制させることも有効と示された。

#### 4.2 NbC 溶解度積

Nb 量を変化させた鋼J~Lを擬似浸炭し、TEMにて析出物を観察した結果を写真3に示す。EDX (Energy Dispersive X-ray)分析の結果、いずれも析出物はNb(C, N)と同定された。Nb 添加量によらずNb (C, N)は20 nm以下と微細であった。

抽出残渣法で得られた実測析出Nb量と、Irvineの溶解度積<sup>36)</sup>から求めた930°Cにおける計算析出Nb量を表2に示す。

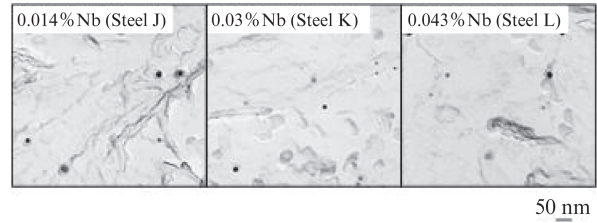


写真3 疑似浸炭後の析出物TEM観察像(レプリカ法)

Photo 3 TEM images of precipitates after quasi-carburizing (Replica method)

表2 抽出残渣法による実測析出Nb量とIrvine溶解度積による計算析出Nb量

Table 2 Measured value of Nb amount by extraction residue and calculated value of Nb amount by Irvine solubility product

Steels	Nb amount as Nb precipitates	
	Measured value	Calculated value
J (0.014%Nb)	0.013%	0.012%
K (0.03%Nb)	0.028%	0.028%
L (0.043%Nb)	0.039%	0.041%

Nb 添加量によらず実験値と計算値はよく一致した。従って、本実験のNb 添加範囲では、Irvineの溶解度積から求まる析出量曲線をNbの析出制御に使用可能と判断し、これを開発鋼の合金設計に活用した。

### 5. 開発鋼の特性評価

上述の検討結果を基に合金設計し、実機製造した開発鋼圧延まま材の特性をSCM420焼鈍材と比較して評価した。

#### 5.1 冷間鍛造性

図7に変形抵抗を、図8に限界据込率の評価結果を示す。開発鋼は圧延ままでもSCM420焼鈍材以下の変形抵抗であ

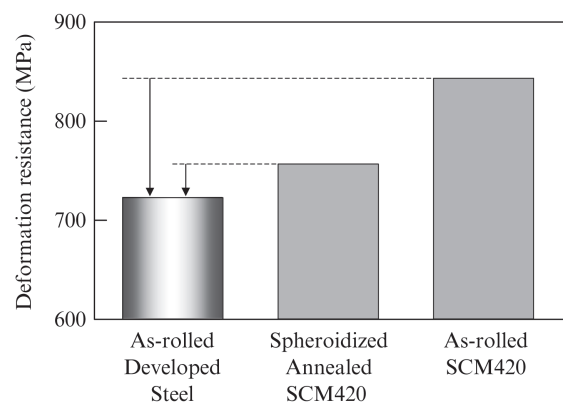


図7 開発鋼の変形抵抗

Fig. 7 Deformation resistance of developed steel

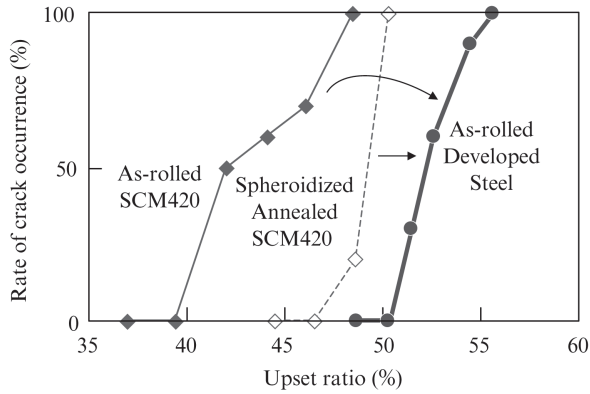


図8 開発鋼の限界据込率

Fig. 8 Limit upset-ability of developed steel

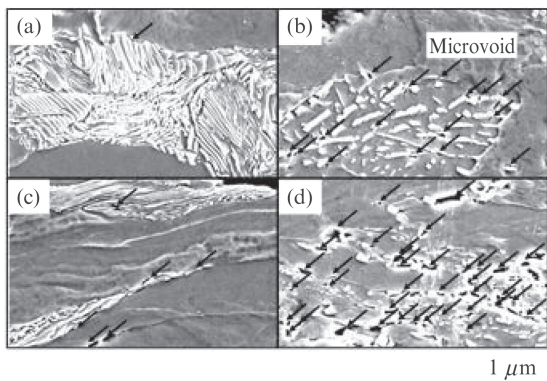


写真4 限界据込試験におけるボイド発生挙動

- (a) 開発鋼圧延まま材 40% 据込後 (b) SCM420 焼鈍材 40% 据込後
- (c) 開発鋼圧延まま材 50% 据込後 (d) SCM420 焼鈍材 50% 据込後

Photo 4 Void formation behavior at limit upset-ability test

- (a) Developed steel at 40% upset, (b) Annealed SCM420 at 40% upset
- (c) Developed steel at 50% upset, (d) Annealed SCM420 at 50% upset

り、また限界据込率も大幅に向上した。このように、開発鋼は焼鈍を省略しても SCM420 焼鈍材より冷間鍛造性に優れる。

開発鋼の変形抵抗低減は、Si, Mn, Cr 添加バランスの最適化、N 固定による動的ひずみ時効の抑制、低温制御圧延によるフェライト分率の向上等が相乗的に作用した結果である。写真4 に据込後試験片のV溝部近傍をSEM観察した結果を示す。球状セメントを有するSCM420焼鈍材(写真4 (b) (d))はセメントとフェライトの界面に著しく多数のボイド(図中矢印)が発生したのに比較して、ラメラ状セメントを有する開発鋼(写真4 (a) (c))ではボイド発生が抑制されており、これが限界据込率の向上要因と推察される。セメントの形態はボイドの発生機構に影響するとされており<sup>40)</sup>、圧延まま開発鋼とSCM420焼鈍材のボイド発生挙動の相違はセメント形態の相違に起因すると考えられる。

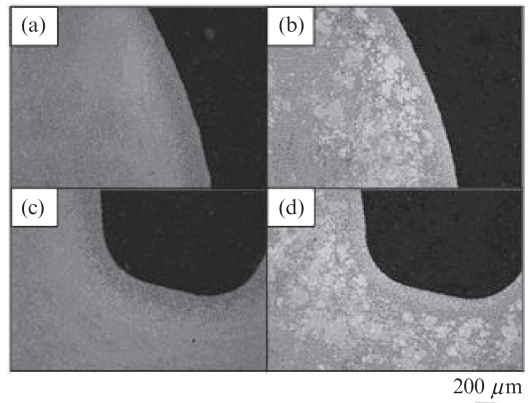


写真5 疑似浸炭後の旧γ粒

- (a) 開発鋼ピッチ円近傍 (b) SCM420 ピッチ円近傍
- (c) 開発鋼歯底近傍 (d) SCM420 歯底近傍

Photo 5 Prior austenite after quasi-carburizing

- (a) Developed steel at pitch circle (b) SCM420 at pitch circle
- (c) Developed steel at root (d) SCM420 at root

## 5.2 γの異常粒成長抑制能

開発鋼およびSCM420を歯車に冷間鍛造し、ノルマを施さずに疑似浸炭後、旧γ粒を観察した結果を写真5に示す。SCM420では歯底部、ピッチ円近傍部ともに粒径100μmを越える顕著なγの異常粒成長が発生したが、開発鋼ではγ粒が微細なままであり異常粒成長が認められなかった。このように、開発鋼はノルマを省略しても浸炭時のγ異常粒成長を抑制可能である。

## 5.3 浸炭後機械的性質

浸炭後機械的性質として回転曲げ疲労試験とローラーピッチング疲労試験を行った結果を図9、図10に示す。

回転曲げ疲労強度は歯車の折損に対する抵抗性を示す指標である。開発鋼はSCM420と比較して優れた回転曲げ疲労強度を示し、歯車の折損防止に優れる。同図中に示した浸炭表層部の鏡面研磨後写真より、開発鋼では粒界酸化が

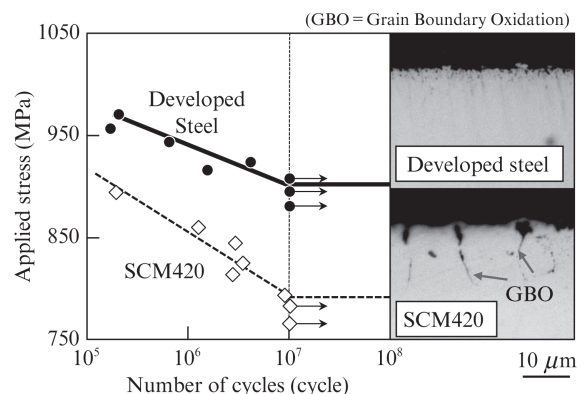


図9 浸炭後の回転曲げ疲労特性

Fig. 9 Rotation bending fatigue property after carburizing

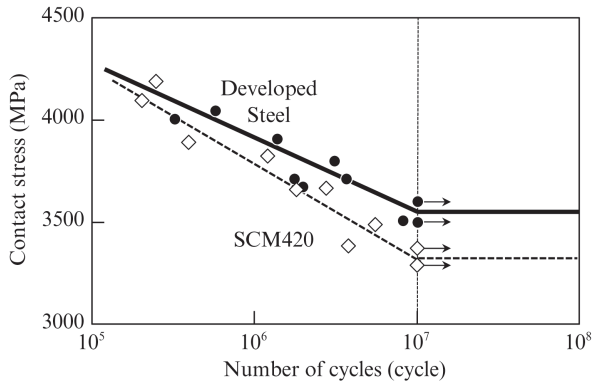


図 10 浸炭後の面疲労特性

Fig. 10 Contact fatigue property after carburizing

抑制されており、この粒界酸化抑制と $\gamma$ 異常粒成長の抑制が相乗的に作用し回転曲げ疲労強度が向上したと考えられる。

ローラーピッチング疲労強度は歯車の面疲労（ピッチング）に対する抵抗性を示す指標である。開発鋼はSCM420と同程度の面疲労強度を示し、ノルマを省略しても特性に遜色ないことが確認された。面疲労特性は焼戻軟化抵抗性と相関性があるとされる<sup>39)</sup>。開発鋼はSCM420と比較して、Moを含まない代わりにCrを増大させ焼戻軟化抵抗性を同程度としており、これによりSCM420と同程度の面疲労特性を示したと考えられる。

以上の疲労試験結果から、開発鋼はSCM420と同等以上の浸炭後機械的性質を有すると結論できる。

## 6. おわりに

開発鋼は圧延ままでも優れた冷間鍛造性と浸炭時の $\gamma$ 異常粒成長抑制能を有するため、冷間鍛造工程における焼鈍とノルマを双方とも省略可能であり、部品生産工程を革新する。以下に示す通り、開発鋼を使用して得られる効果は多岐に渡るため、幅広く社会へ貢献すると期待される。

### 【開発鋼使用による期待効果】

- (1) 冷間鍛造（伸線）前の焼鈍省略
- (2) 浸炭前のノルマ省略（これは熱間鍛造品でも可能）
- (3) 変形抵抗低減による金型寿命向上
- (4) 変形抵抗低減・変形能向上による成形可能形状の拡大
- (5) 従来熱間鍛造品の冷間鍛造化によるコスト削減

### 参考文献

- 1) Kudo, H.; Sato, K.; Aoi, K.; Sawano, I. Journal of the Japan Society for Plasticity. 1968, vol. 9, no. 91, p. 569.
- 2) Nakanishi, K.; Nonoyama, F. TOYOTA Technical review. 1995, vol. 30, no. 4, p. 35.
- 3) Kaiso, M. The Special Steel. 2010, vol. 59, no. 3, p. 18.
- 4) Hoshino, T.; Amano, K.; Tabata, N.; Nakano, S. Kawasakietsu Giho. 1991, vol. 23, no. 2, p. 105.

- 5) Tashiro, H.; Sato, H. Journal of the Japan Institute of Metals. 1991, vol. 55, no. 10, p. 1078.
- 6) William C. Leslie. 鉄鋼材料学. 東京, 丸善, 1985, p. 98.
- 7) Urita, T.; Namiki, K.; Iikubo, T. ELECTRIC FURNACE STEEL. 1988, vol. 59, no. 1, p. 33.
- 8) Kinoshita, S.; Ueda, T.; Suzuki, A. Tetsu-to-Hagané, 1973, vol. 59, no. 8, p. 58.
- 9) Murakami, T.; Hatano, H.; Yaguchi, H. Kobe Steel Eng. Rep., 2006, vol. 56 no. 3, p. 59.
- 10) Adachi, A.; Ogino, Y. J. Jpn. Inst. Met. 1966, vol. 30, no. 4, p. 394.
- 11) Kinoshita, S.; Ueda, T.; Suzuki, A. J. Jpn. Inst. Met. 1970, vol. 34, no. 8, p. 861.
- 12) Tsubota, H.; Takahashi, T.; Kobayashi, K. Tetsu-to-Hagané. 1981, vol. 67, no. 5, p. S562.
- 13) Narita, K.; Miyamoto, A. Tetsu-to-Hagané. 1964, vol. 50, no. 2, p. 174.
- 14) Ogino, Y.; Tani, H.; Kitaura, M.; Adachi, A. Tetsu-to-Hagané. 1971, vol. 57, no. 3, p. 533.
- 15) Adachi, A.; Mizukawa, K. Tetsu-to-Hagané. 1962, vol. 48, no. 5, p. 683.
- 16) Hashimoto, K. J. Jpn. Soc. Technol. Plast. 2005, vol. 46, no. 531, p. 304.
- 17) Hashimoto, K.; Tanaka, T.; Nishimori, H.; Hiraoka, K. 2005SAE International Congress & Exposition, SAE Technical Paper Series. p. 2005-01-0985.
- 18) Okamoto, N.; Shindo, Y.; Nagahama, M. Kobe Steel Eng. Rep. 2011, vol. 61, no. 1, p. 66.
- 19) Alogab, K. A.; Matlock, D. K.; Speer, J. G.; Kleebe, H. J. ISIJ Int. 2007, vol. 47, no. 7, p. 1034.
- 20) R. F. de Moraes; A. Reguly; L. H. de Almeida J. Mat. Eng. PERFORM. 2006, vol. 15, p. 494.
- 21) Tanaka, T.; Hiraoka, K. CAMP-ISIJ. 2003, vol. 16, p. 1438.
- 22) Nagaoka, T.; Iguchi, M.; Kobayashi, K. Sanyo technical report. 1999, vol. 6, no. 1, p. 41.
- 23) Leap, M. J.; Brown, E. L. Mater. Sci. Technol. 2002, vol. 18, p. 945.
- 24) Cogne, J. Y.; Heritier, B.; Monnot, J. Clean Steel. 1987, vol. 3, p. 26.
- 25) Gladman, T. Proc. Roy. Soc. 1966, vol. 294, p. 298.
- 26) 冷間鍛造分科会材料研究班 J. Jpn. Soc. Technol. Plast. 1981, vol. 22, p. 139.
- 27) Kazinczy, F.; Axnas, A.; Pachleiter, P. Ann. 1963, vol. 147, p. 788.
- 28) Smith, R. P. Trans. AIME. 1962, vol. 224, p. 190.
- 29) Narita, K.; Koyama, S. Kobe Steel Eng. Report. 1966, vol. 16, p. 179.
- 30) Meyer, L. Z. Metallk. 1967, vol. 58, p. 396.
- 31) Johansen, T. H.; Christensen, N.; Angland, B. Trans. Met. Soc. AIME. 1967, vol. 239, p. 1651.
- 32) Nordberg, H.; Aronsson, B. JISI. 1971, vol. 209, p. 1263.
- 33) Ohtani, H.; Hasebe, M.; Nishizawa, T. CALPHAD. 1989, vol. 13, p. 183.
- 34) Balasubraminian, K.; Kroupa, K.; Kirkaldy, J. S. Metall. Trans. 1992, vol. 23A, p. 729.
- 35) Hudd, R. C.; Jones, A.; Kale, M. N. JISI. 1971, vol. 209, p. 121.
- 36) Irvine, K. J.; Pickering, F. B.; Gladman, T. JISI. 1967, vol. 205, p. 161.
- 37) Ueno, M.; Itoh, K. Tetsu-to-Hagané. 1988, vol. 74, p. 1073.
- 38) Fukuoka, K.; Tomita K.; Shiraga, T. JFE Giho. 2009, no. 23, p. 24.
- 39) 紅林豊. 第188・189回西山記念技術講座資料. 2006, p. 83.
- 40) Inoue, T.; Kinoshita, S. Tetsu-to-Hagané. 1976, vol. 62, no. 7, p. 875.



今浪 祐太



富田 邦和



西村 公宏