

(論文)

ボロン肌焼鋼におけるTi析出物の影響

Influence of Ti Precipitate in Carburizing Steel Containing Boron



岡本成朗*¹(Ph.D.)
Dr. Nariaki OKAMOTO



新堂陽介*¹
Yosuke SHINDO



永濱睦久*²
Mutsuhisa NAGAHAMA

The fine TiC precipitates prevent austenite grain coarsening in the carburizing of cold forging gear steel. As well as the grain coarsening, the precipitates influence the deformation resistance of cold forging due to precipitation hardening. In this study, the influences of Ti precipitate on the deformation resistance and the anti-grain coarsening property are evaluated in the carburizing of a steel containing Boron.

まえがき＝近年、切削や熱間鍛造などの従来の成形方法よりもCO₂排出量が少なく製造コスト低減が可能な冷間鍛造が自動車メーカにおいて注目されており、冷間鍛造歯車用鋼のニーズが高まっている。しかしながら、冷間鍛造では熱間鍛造に比べて鋼材の変形抵抗が高くなり、歯車などの複雑な形状の部品を成形することが困難である。このため、冷間鍛造歯車用鋼には従来の歯車用鋼よりも変形抵抗をできるだけ低くすることが求められている。

一方、歯車には強度付与のために浸炭処理が施される。この前工程が冷間鍛造の場合、冷間鍛造により導入されるひずみエネルギーにより、浸炭時に部品精度の低下を招く恐れがある結晶粒粗大化が生じやすくなる。このため、冷間鍛造歯車用鋼ではAl, Nb, Tiなどの炭窒化物を析出させて結晶粒粗大化を防止するピンニング効果が古くから活用されている。しかしながら、これら合金元素の添加は変形抵抗増大を招くため、少ない合金添加量で炭窒化物の析出状態を制御することによりピンニング効果を有効に発揮することが重要である。

そこで本稿では、変形抵抗が低くかつ結晶粒粗大化防止効果を有する冷間鍛造歯車用鋼を開発するため、炭窒化物の析出状態の影響を検討した。

1. 冷間鍛造歯車用鋼の検討

冷間鍛造歯車用鋼では、結晶粒粗大化防止のためにAl, Nb, Tiなどの炭窒化物によるピンニング効果を利用する。このピンニング効果を有効に発揮させるためには、浸炭中に大きな炭窒化物が周囲の小さな炭窒化物を吸収し、成長するオストワルド成長を抑制して炭窒化物の個数密度を確保することが必要となる。このオストワルド成長は原子拡散を伴う現象であるため、ピンニング効果を有効に発揮する合金元素は拡散係数が低いことが

望ましい¹⁾。Al, Nb, Tiの拡散係数(表1)を見ると、ピンニング効果を有効に発揮する元素はTiが最適であることがわかる。

このピンニング効果は、結晶粒の成長力と析出物による結晶粒成長の抑制力により説明される(図1)²⁾。結晶粒の成長力はGibbs-Thomsonの式より式(1)のように表すことができる。

$$\Delta G \approx \frac{4\sigma V}{D} \dots\dots\dots(1)$$

ここに、 ΔG ：結晶粒成長力

表1 炭窒化物を形成する元素の拡散係数
Table 1 Diffusion coefficient forming carbonitride

| Element | Diffusion coefficient (m ² /sec) | Precipitation |
|---------|---|---------------|
| Al | 3.0×10 ⁻³ | AlN |
| Nb | 5.6×10 ⁻⁴ | NbCN |
| Ti | 1.5×10 ⁻⁵ | TiC |

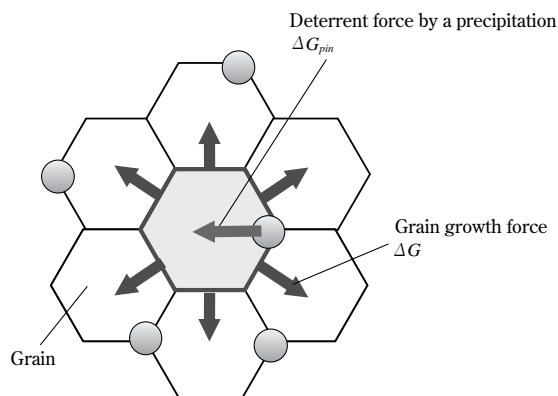


図1 結晶粒成長とピンニング効果のイメージ
Fig. 1 Schema of grain growth and pinning effect

*¹ 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 *² 鉄鋼事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 (現 線材条鋼商品技術部)

σ : 粒界エネルギー

V : モル容積

D : 結晶粒直径

一方、結晶粒成長の抑制力は Zener-Smith のモデルより式 (2) のように表すことができる。

$$\Delta G_{pin} \approx \frac{\pi d \sigma}{2} n V \dots\dots\dots (2)$$

ここに、 ΔG_{pin} : 結晶粒成長の抑制力

d : 析出物直径

n : 単位面積あたりの析出物個数密度

結晶粒成長が抑制される場合、結晶粒成長力と結晶粒成長の抑制力が平衡状態 ($\Delta G = \Delta G_{pin}$) となるため、結晶粒直径と析出物直径の関係は式 (3) のように表すことができる。

$$D \approx \frac{8}{\pi n d} \dots\dots\dots (3)$$

式 (3) より析出物個数密度が高く、析出物直径が大きいほど結晶粒粗大化が抑制できることがわかる。

一方、析出物が生成することにより析出強化機構が働き冷間鍛造時の変形抵抗の増大を招くことが考えられる。この析出強化は Ashby-Orowan のモデルにより式 (4) のように表すことができる³⁾。

$$\Delta \sigma = 2.95 \sqrt{\pi n} \ln \left(\frac{d}{2.5 \times 10^{-4}} \right) \dots\dots\dots (4)$$

ここに、 $\Delta \sigma$: 変形抵抗増大量

式 (4) より、析出物密度を高く、析出物直径を大きくするほど冷間鍛造時の変形抵抗が増大することがわかる。すなわち、析出物の密度と粒径の制御により、浸炭後の結晶粒粗大化の抑制と冷間鍛造時の変形抵抗増大を抑制することができると思われる。

2. 実験方法

本実験では表 2 に示す Ti, B 添加肌焼鋼と一般的な歯車用鋼 SCM420H を用いた。析出状態による変形抵抗および結晶粒粗大化防止特性への影響を調査するために、Ti, B 添加肌焼鋼に 4 種類 (Condition ①~④) の熱処理を施し、図 2、図 3 のような TiC の析出状態が異なる鋼を作製した。

Ti, B 添加肌焼鋼の Condition ①~④および SCM420H の変形抵抗を調査するため、 $\phi 20 \times 30\text{mm}$ の円柱試験片を用いて圧縮率 75% の端面拘束圧縮試験を行った。さらに、圧縮試験後に 950°C 浸炭を施した試験片により結晶粒粗大化防止特性の調査を行った。結晶粒度観察は図 4 に示す相当ひずみ 2.0 を含む領域 (図中の破線枠部) で行った。

表 2 供試材の化学成分
Table 2 Chemical composition of specimens

| Steel | Chemical composition (mass%) | | | | | | |
|--------------------------------|------------------------------|------|------|------|------|------|-----|
| | C | Si | Mn | Cr | Mo | Ti | B |
| Carburizing steel containing B | 0.17 | 0.06 | 0.44 | 1.38 | — | 0.04 | add |
| SCM420H | 0.20 | 0.18 | 0.83 | 1.12 | 0.17 | — | — |

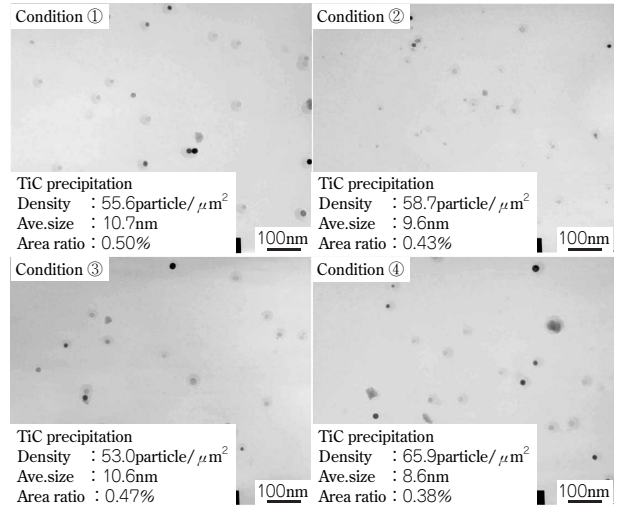


図 2 開発鋼における TiC の析出状態
Fig. 2 Precipitation condition of TiC

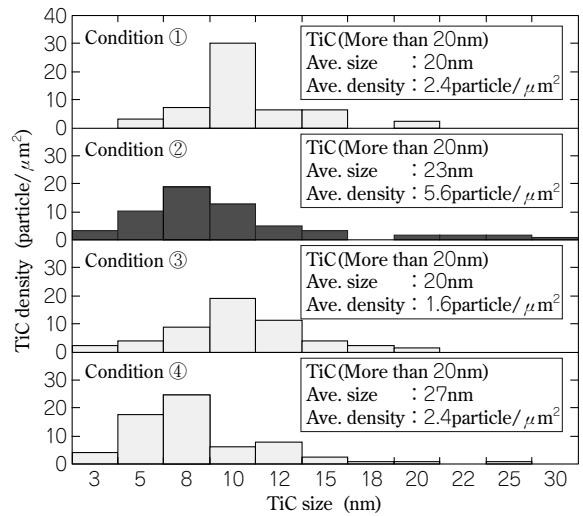


図 3 TiC の分布状態
Fig. 3 Condition of TiC distribution

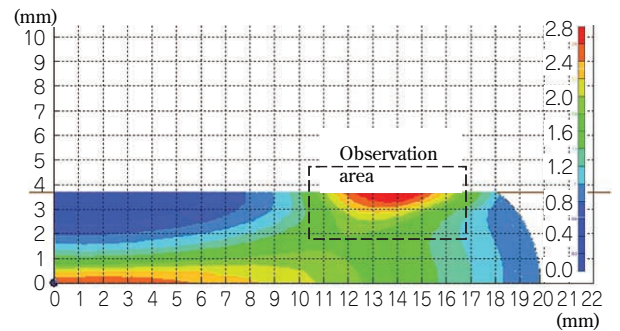


図 4 結晶粒度調査位置
Fig. 4 Position of investigation for size of grains

3. 実験結果

軟質化処理材 Condition ①~④の変形抵抗測定結果を図 5 に示す。Ti, B 添加肌焼鋼の Condition ①~④の変形抵抗はほとんど差が生じず (SCM420H よりも 16% 程度低減する)、本実験のような TiC の析出状態の違いでは変形抵抗に大きく影響しないことがわかった。

さらに、圧縮試験後に浸炭処理を施した試験片の結晶粒度を図 6 に示す。この図より、最表層の結晶粒度は Condition ①~④のいずれの条件でも No.12 程度となり、

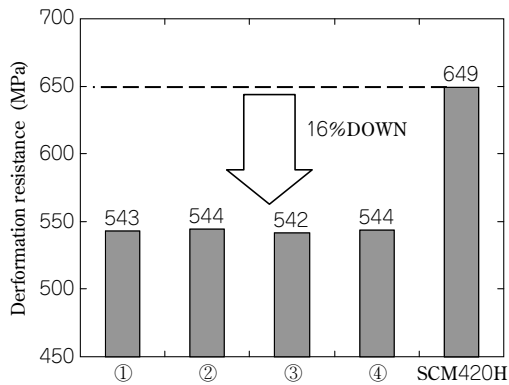


図5 各試験片における変形抵抗
Fig. 5 Deformation resistance of each specimen

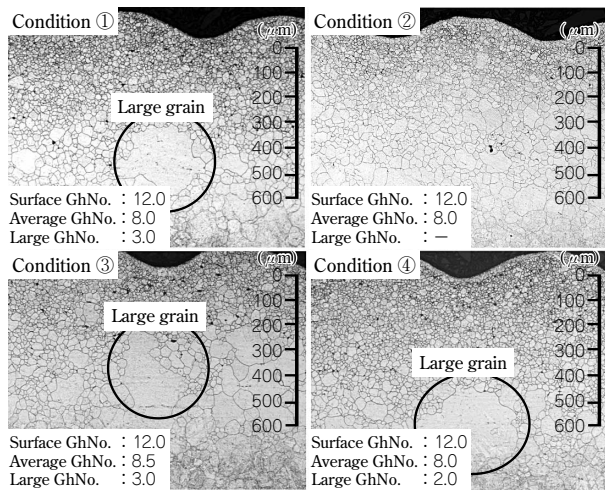


図6 プレス後の浸炭による結晶粒

Fig. 6 Grain size of carburized specimen after compressing test

差は生じなかった。しかしながら、表層から400 μ m以上の深さではCondition ①~④のいずれでも平均結晶粒度はNo.8程度となるものの、Condition ①, ③, ④では図中に楕円で囲んだ部分のように結晶粒度No.3以下の粗大粒が確認され、Condition ②とは異なる結果となった。

4. 考察

4.1 析出状態による変形抵抗への影響

式(4)で示したように、冷間鍛造時の変形抵抗は析出物の粒径および密度に影響を受けると考えられる。しかしながら、析出物の粒径および密度が異なるCondition ①~④では図5に示したように変形抵抗は542~544MPaとほとんど差が生じなかった。このとき、析出状態による変形抵抗への影響は、図2に示した密度および平均サイズの値を式(4)に用いることによって得られる(表3)。表3に示したように、Condition ①~④の析出状態における変形抵抗の増大量は143~150MPaとなり、変形抵抗測定値と同様にほとんど差が生じないことがわかる。したがって、Condition ①~④では析出物による変形抵抗への影響はほとんどないと考えられる。

4.2 TiCによる結晶粒粗大化防止効果

図6に示したように、Condition ①~④のいずれにおいても表層の結晶粒度はNo.12(結晶粒径:約6 μ m)となり差が生じなかった。このような微細な結晶粒が得られ

表3 変形抵抗と析出強化による変形抵抗への寄与

Table 3 Deformation resistance and calculation of the influence by precipitation hardening

| Heat history | Measurement (MPa) | Calculation (MPa) |
|--------------|------------------------|--|
| | Deformation resistance | Increase of deformation by precipitation |
| Condition ① | 543 | 146 |
| Condition ② | 544 | 146 |
| Condition ③ | 542 | 143 |
| Condition ④ | 544 | 150 |

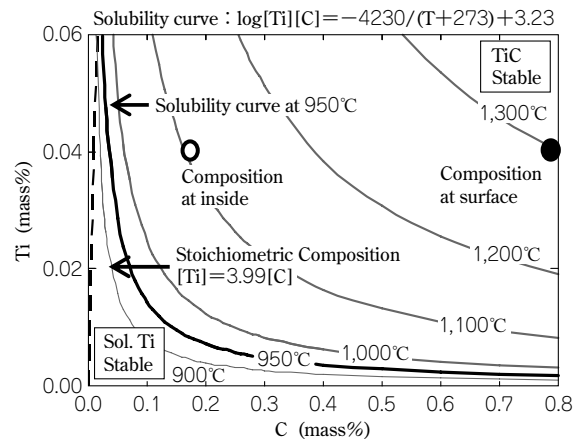


図7 TiCの溶解度曲線
Fig. 7 Solubility Curve of TiC

た原因としてTiCのピンニング効果が有効に発揮されることが考えられる。式(3)によると、析出物の直径と密度によって結晶粒径の評価を行うことができる。そこで、浸炭前に観察されたTiCが浸炭後も変化しないと仮定し、式(3)に図2に示した値を用いてCondition ①~④の結晶粒径を評価すると4.3~4.5 μ mが得られる。これは、観察結果と同程度の値で差が生じないことがわかる。このことより、観察された大部分のTiCが有効にピンニング効果を発揮したと考えられる。

一方、Condition ①, ③, ④では表層から400 μ mより深い位置において結晶粒度No.8(結晶粒径:約22 μ m)と粗大化した結晶粒も確認できた(図6)。このような粗大な結晶粒が得られた原因として、大きなTiCよりもエネルギー的に不安定な小さなTiCが浸炭時にマトリックス中に固溶して析出物個数密度が減少したため、ピンニング効果が有効に発揮されなかったことが考えられる。

このような析出物の固溶は一般的に、図7のような溶解度曲線によって説明される⁴⁾。図7において、浸炭温度である950 $^{\circ}$ Cの曲線を境に左下ほど固溶Tiが安定しやすく、右上ほどTiCが安定する。したがって、浸炭したB添加肌焼鋼の内部では表層よりもC濃度が低く、TiCが不安定になると考えられる。さらに、浸炭時のB添加肌焼鋼の内部では、エネルギー的に不安定な小さなTiCはマトリックス中に固溶して比較的大きなTiCのみが存在する状態になると考えられる。

このため、浸炭前に観察されたTiCのなかでも比較的大きなTiCの析出状態から結晶粒粗大化を定量的に評価することができる。そこで、図3に示す20nm以上のTiCが浸炭時にもマトリックス中に固溶せずピンニング効果を有効に発揮したと仮定し、それらの平均直径と個数密

度より式 (3) を用いて Condition ①～④の結晶粒径を評価すると図 8 のようになる。この図より結晶粒粗大化が生じていない Condition ②では結晶粒径の測定値と計算値は同程度となることわかる。一方、結晶粒粗大化が生じた Condition ①, ③, ④の計算値はいずれも 40 μm (結晶粒度 No.6) 以上となることわかる。このように、表層から 400 μm より深い位置では 20nm 未満の TiC は浸炭時にマトリックス中に固溶してしまうためピンニング効果を発揮せず、20nm 以上の TiC のみがピンニング効果を発揮したと考えると矛盾なく説明できる。

以上より、浸炭時の B 添加肌焼鋼における TiC と結晶粒の挙動は図 9 に示すように 20nm 以上の TiC が少ない

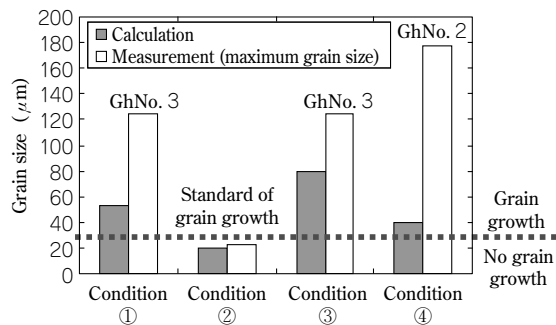


図 8 表層から 400 μm 深さの結晶粒径の測定値と計算値の比較
Fig. 8 Comparison of measurement value and calculation in grain size around 400 μm from surface

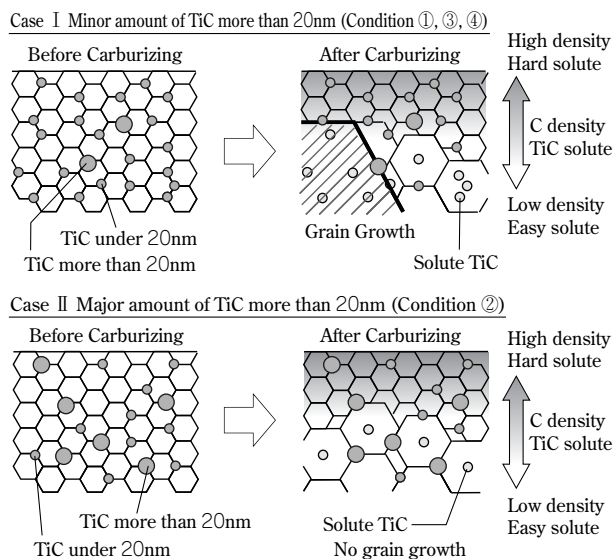


図 9 各条件における浸炭による TiC と結晶粒径の様子
Fig. 9 Schema of relation of TiC and grain size by carburization

場合 (Case I) と 20nm 以上の TiC が多い場合 (Case II) の二つに分類できると考えられる。Case I の場合、表層では C 濃度が高いために TiC はサイズによらず安定に存在し、結晶粒粗大化が生じない。一方、内部では C 濃度が低いことから 20nm 未満の TiC がマトリックス中に固溶し、ピンニング粒子数が不足して結晶粒粗大化が生じると考えられる。また Case II の場合、表層では Case I と同様に C 濃度が高く TiC はサイズによらず安定に存在するため結晶粒粗大化が生じない。しかしながら、内部では C 濃度が低いために 20nm 未満の TiC がマトリックス中に固溶してしまう。一方で 20nm 以上の TiC が多いことから結晶粒粗大化防止に必要なピンニング粒子数を確保でき、結晶粒粗大化を防止できると考えられる。

むすび=変形抵抗が低く結晶粒粗大化防止効果を持続した冷間鍛造用鋼を開発することを目的に取組んだ結果、以下のような知見を得た。

- (1) 同一成分で析出状態を変化させた Condition ①～④では変形抵抗にほとんど差が表れない。
- (2) Condition ①～④では圧縮後の浸炭により結晶粒度分布が異なり、表層部ではいずれも結晶粒粗大化防止が達成できた。また、表層から 400 μm 付近では Condition ②のみが結晶粒粗大化防止が達成できた。
- (3) Condition ①, ③, ④の表層から 400 μm 付近において結晶粒粗大化が発生した原因は、Condition ②に比べ 20nm 以上の TiC の密度が低かったことが考えられる。

参考文献

- 1) 藤田英一：金属物理，アグネ技術センター，(2004)，659p.
- 2) 西澤泰二ほか：マイクロ組織の熱力学，日本金属学会，(2005)，p.140.
- 3) W. C. Leslie：鉄鋼材料，丸善，(1985)，p.213.
- 4) H. Ohtani et al.：Proceedings of Japan-Canada Seminar on Secondary Steelmaking，(1985)，p.1.