

高炭素クロム軸受鋼の冷間鍛造性に及ぼす 球状化焼なまし組織の影響

平岡 和彦*・木下 斎*

Effect of Spheroidized Microstructure on Cold Forgeability of High Carbon Chromium Bearing Steel
Kazuhiko Hiraoka and Hitoshi Kinoshita

Synopsis: Cold forging, as well as conventional hot forging and machining, has been lately applied for high carbon chromium bearing steel more intensively in order to reduce production costs.

The quantitative relationship between spheroidized microstructure and cold forgeability, which is represented by flow stress and critical upsetting ratio in compression test, has been studied.

It was discovered that the decrease of the number of cementite per unit area is effective to reduce the flow stress and to improve the critical upsetting ratio.

Key words: high carbon chromium bearing steel; spheroidizing; mean free distance; ferrite grain size; flow stress; critical upsetting ratio.

1. 緒言

JIS SUJ2ならびにSAE52100に代表される高炭素クロム軸受鋼は、軸受の軌道輪や転動体などの転がり部品ならびに耐摩耗性の要求が厳しい部品に使用されている。各部品への加工は、軸受転動体へのヘッダー加工を除き熱間鍛造や切削が主流であったが、近年加工コスト低減の狙いから冷間鍛造での部品成形が増えつつある。1mass%の炭素を含有する高炭素クロム軸受鋼においては、冷間鍛造による部品成形が幅広く行われている炭素量がおよそ0.45mass%の炭素鋼や合金鋼等と異なり、冷間鍛造に先立ち変形抵抗の低減と割れ発生回避のために適切な球状化焼なまし処理が必須である。しかしながら、高炭素クロム軸受鋼の球状化焼なまし組織は、球状化焼なまし条件やその前組織により、球状化セメンタイトの分散状態をはじめとする形態が左右され、そのことにより冷間鍛造性が異なることが容易に推測できる。しかし、冷間鍛造性を向上させる具体的な球状化焼なまし組織の指標について、報告されたものはない。

本報では、種々の球状化焼なまし組織を有する高炭素クロム軸受鋼を準備し、冷間鍛造性試験を実施することによって、冷間鍛造性におよぼす球状化焼なまし組織の影響を調べた。なお、冷間鍛造性の評価には、圧縮試験における変形抵抗と限界据え込み率を用いた。本実験により高炭素クロム軸受鋼における冷間鍛造に適する球状化焼なまし組

織の形態について2, 3の知見を得ることができた。

2. 実験方法

2・1 供試材

供試材は、外径16.5mmのJIS SUJ2である。その化学成分をTable 1に示す。

Table1. Chemical Compositions.

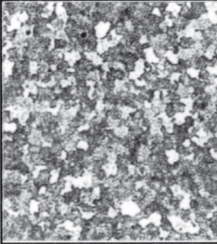
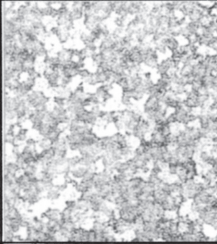
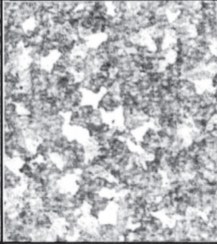

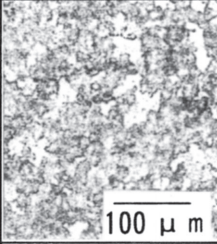
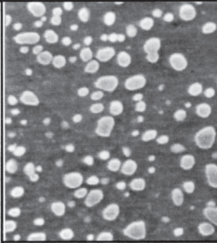
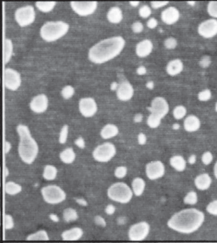
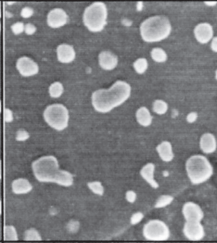
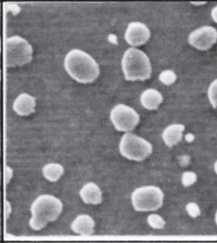
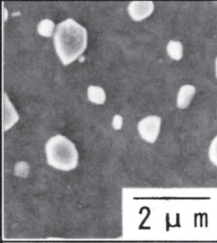
Steel grade	(mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
SUJ2	1.02	0.23	0.36	0.009	0.004	1.43	0.02

2・2 球状化焼なまし組織の定量化

高炭素クロム軸受鋼の球状化焼なまし組織は、マトリックスのフェライトと球状化されたセメンタイトとで構成されている。本実験では、供試材として種々のヒートパターンの球状化焼なまし処理による5ランクの材料を冷間鍛造性試験用供試材とした。なお、おおまかな冷間鍛造性の目安として5ランクの材料の硬さにより、硬い方からA, B, C, D, E材と称することとする。

冷間鍛造性に影響を及ぼすと考えられるミクロ組織の要因として、球状化セメンタイトの分散状態とマトリックス

* 技術研究所 軸受・構造用鋼研究グループ

	Condition A	Condition B	Condition C	Condition D	Condition E
	91.5HRB	88.6HRB	87.6HRB	86.3HRB	85.0HRB
Optical micrograph					
	GS=16.7	GS=20.1	GS=24.7	GS=27.0	GS=31.0
SEI					
	$N=2.05 \times 10^6$	$N=1.26 \times 10^6$	$N=0.919 \times 10^6$	$N=0.696 \times 10^6$	$N=0.349 \times 10^6$
	$\lambda=0.758$	$\lambda=1.07$	$\lambda=1.12$	$\lambda=1.17$	$\lambda=1.69$

GS : Ferrite grain size / μm

N : Population density of cementite / mm^{-2}

λ : Mean free distance / μm

Fig.1. Ferrite grain structure and cementite distributions.

を構成するフェライトの結晶粒径とが考えられる。したがって、両者を球状化焼なまし組織の定量値とした。セメントタイトの分散状態に関しては、ピクラル腐食組織の5000倍の二次電子像から画像解析によって、単位面積当たりのセメントタイト数と、平均自由距離を測定した。なお、平均自由距離は、任意の線分上で隣接する2粒子間の距離を50ヶ所測定し、それを平均したものである。フェライト結晶粒径測定は、5%ナイトール腐食組織にて光学顕微鏡像で実施した。ただし本実験の供試材においては、粒界の現出が不明瞭な部位があり、結晶粒径測定として一般的なJIS標準図との比較や直接切断法による方法が適用できなかったため、現出した任意の50個の結晶粒について画像解析にて面積を測定し、その平方根の平均値をフェライト粒径とした。すなわち測定した結晶粒と同じ面積をもつ正方形の1辺の値を結晶粒径としたことになる¹⁾。

2・3 冷間鍛造性試験

球状化焼なましを施したA~E材から、圧縮変形抵抗測定用試験片として、外径14mm、高さ21mmの端面拘束型の円柱（日本塑性加工学会鍛造分科会基準1号試験片²⁾）を作成した。それらを、アムスラー型万能試験機により、圧縮率60%までの圧縮加工を行い、圧縮変形抵抗を測定した。また限界据え込み試験は試験片として、A~D材から外径14mm、高さ21mm、側面に深さ0.8mmのノッチ入りの円柱

（日本塑性加工学会鍛造分科会基準2号試験片²⁾）を作成した。それらをアムスラー型万能試験機により圧縮し、目視にて割れの発生が確認できた時点での圧縮率を求め、各試験片の限界据え込み率として、条件当たり5個の試験を実施した。

3. 実験結果

3・1 球状化焼なまし組織の定量化

A~E材の二次電子像、光学顕微鏡組織ならびに各々から得られたマイクロ組織要因の定量値をFig.1に示す。単位面積当たりの球状化セメントタイト個数は、硬さが最も高いA材で 2.05×10^6 個/ mm^2 であり、硬さの低下に伴い一律に個数は減少しており、E材では 0.349×10^6 個/ mm^2 であった。またセメントタイトの単位面積当たりの個数変化に伴い、平均自由距離は、AからE材で0.758から1.69 μm まで変化した。一方フェライト粒径は硬さ値が最も高いA材で16.7 μm であり、硬さの低下に伴い一律に大きくなり、E材で31 μm であった。

3・2 冷間鍛造性試験結果

A~E材の圧縮変形抵抗曲線をFig.2に示す。各圧縮率での変形抵抗値は、A材が最も高く、硬さの低下に伴い減少している。なお、全供試材の変形抵抗曲線の傾きはほぼ同じ

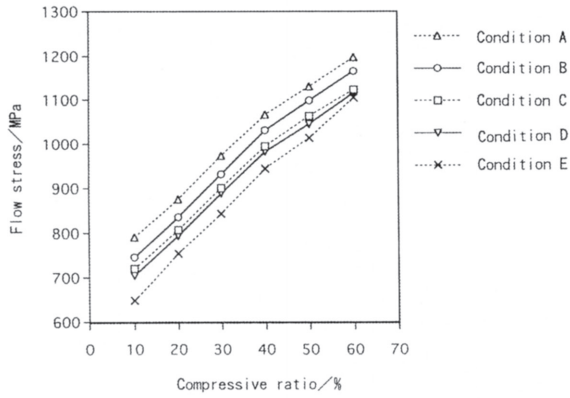


Fig. 2. Flow stress in compression test.

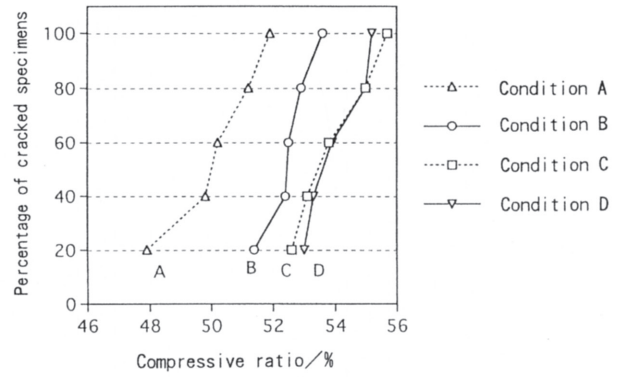


Fig. 3. Critical upsetting ratio.

であり、実験範囲での球状化焼なまし組織の変化では加工硬化の挙動に差は認められなかった。また限界据え込み率試験の結果をFig.3に示す。硬さ値が低い程限界据え込み率は高くなる傾向が認められた。

3・3 球状化焼なまし組織と冷間鍛造性との関係

3・2の結果から球状化焼なまし材において、見かけ上単位面積当たりの炭化物数を少なくすること、すなわちセメンタイト平均自由距離を大きくすることにより変形抵抗の低減効果が認められている。一方フェライト粒径に関しては、粒径が大きくなると変形抵抗低減効果が得られていることになる。50%圧縮時の変形抵抗 ($\sigma_{50\%}$) を代表値として、その値に対するセメンタイト分散とフェライト粒径の寄与度を明らかにするため以降の検討を行った。

$\sigma_{50\%}$ を強化機構別に分け、分散強化項、粒界強化項ならびにミクロ組織形態に左右されない項として定数項 σ_0 の

和として考えた。分散強化項は、セメンタイト分散が⁶、オロワン機構にしたがい、その平均自由距離の逆数に比例するとして $k_1 \times 1/\lambda$ とした。なお、 k_1 は係数であり、 λ は測定により得たセメンタイト平均自由距離である。粒界強化項はホールペッチ則にしたがうとして $k_2 \times d^{-1/2}$ とした。なお、 k_2 は係数であり、 d は測定により得たフェライト結晶粒径である。他の強化機構として、整合歪みによる析出強化が考えられるが、本供試材においてはその強化作用は無いとした³⁾。

A~E材について各測定値を用い多重回帰を実施した。回帰式は、 $\sigma_{50\%} = 957.1 \times d^{-1/2} + 65.58 \times (1/\lambda) + 806.2$ (相関係数 $R=0.9962$) となり、 $\sigma_{50\%}$ に対する寄与度はFig.4に示す結果となった。変数項の絶対値としては、粒界強化項が分散強化項より大きく、一方 $\sigma_{50\%}$ の変化代に対しては分散強化項の変化分の寄与分のほうが、粒界強化項より

$$\sigma_{50\%} = 957.1 \times d^{-1/2} + 65.58 \times (1/\lambda) + 806.2 \quad R=0.9962$$

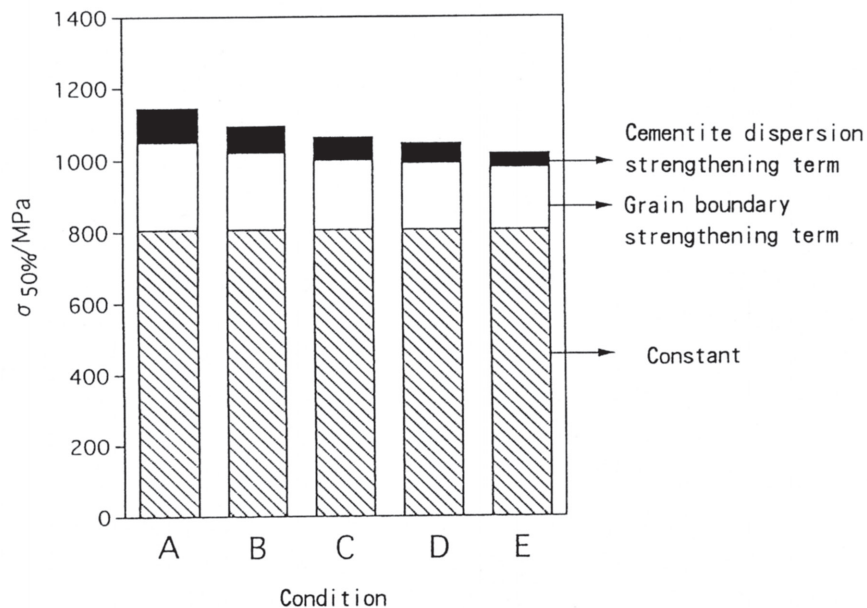


Fig. 4. Contributions of each strengthening mechanism to $\sigma_{50\%}$.

若干大きいことが分かった。

なお、本実験の範囲では、変形抵抗を低減するマイクロ組織性状の方向、すなわちセメンタイト平均自由距離を広げ、フェライト結晶粒径を大きくすることにより限界据え込み率の値は高くなる傾向が認められた。

3・4 セメンタイト分散とフェライト結晶粒径との関係

以上の実験から、冷間鍛造性の向上すなわち冷間変形抵抗の低減ならびに限界据え込み率の向上には、セメンタイト平均自由距離を広げ、フェライト結晶粒径を大きくすることが効果的であるという結果を得た。さらに変形抵抗に対しては、両者の寄与の程度も明らかになった。

次いで球状化焼なまし材におけるセメンタイトの分散状態とフェライト結晶粒径との関係について検討した。

高炭素クロム軸受鋼の球状化焼なましは、セメンタイトとオーステナイトの二相域での保持により球状化セメンタイト核を形成し、引き続き徐冷により A_1 変態点を通過させ、前述の核へのセメンタイト析出とマトリックスのフェライトの生成を成すものが一般的である⁴⁾。本実験も当方法により球状化焼なましを実施している。そこで、本実験における球状化焼なまし材のフェライト結晶粒径の違いは、セメンタイトの分散状態の違いにより、球状化焼なまし熱処理中の二相域保持時点のオーステナイト結晶粒径が異なり、さらにオーステナイト結晶粒界を生成サイトとするため生じたものと予測された。

そこで、代表比較として、条件AとC材について球状化焼なまし途中の二相域保持時点から水冷した際の旧オーステナイト結晶粒径測定を実施した。測定には飽和ピクリン酸腐食組織において切断法を用いた。その結果をFig.5に示す。予測に反し、両者の旧オーステナイト結晶粒径は10 μ m程度であり、ほぼ同等であった。したがって、旧オーステナイト結晶粒径の違いによりフェライト結晶粒径の違い

が生じたとする考え方は適用されない。

次に球状化焼なましにおけるフェライト粒の生成サイト観察を実施した。観察のための熱処理条件ならびに同熱処理材の飽和ピクリン酸腐食組織の二次電子像をFig.6に示す。その結果、フェライト結晶粒の生成サイトは旧オーステナイト結晶粒界であることが確認された。すなわち、球状化焼なまし過程においてはFig.6に示すようなほぼ同じ大きさの旧オーステナイト結晶粒から、生成サイトを旧オーステナイト粒界としてFig.1に示すような異なる大きさのフェライト結晶粒が生ずるということである。

なお本実験における球状化焼なましの徐冷条件は同じであり、徐冷中にフェライト結晶粒径が変化したとは考えられない。

4. 考察

徐冷法による球状化焼なましにおいて旧オーステナイト結晶粒径の影響を受けずに、フェライト結晶粒径が変わることについてFig.7のモデルを考えた。オーステナイト結晶粒界からフェライトは生成するが、同時に炭素の排出先として粒界近傍の残留セメンタイトが必要であると考えた。なお新たな核生成によるセメンタイトの析出が起こった場合は、ソルバイト状の球状化不良組織を生じるといわれている⁴⁾が、本供試材では認められていないので、セメンタイトの析出は、残留セメンタイトに対してのみ起こったと考えられる。

したがって球状化焼なまし組織においてセメンタイトの分散が疎である場合は、フェライト結晶粒の生成サイトが少なくなり、結果としてフェライト結晶粒径は大きくなり、セメンタイトの分散が密の場合はその逆と考えることができる。そのように考えた場合、球状化焼なまし組織のセメ

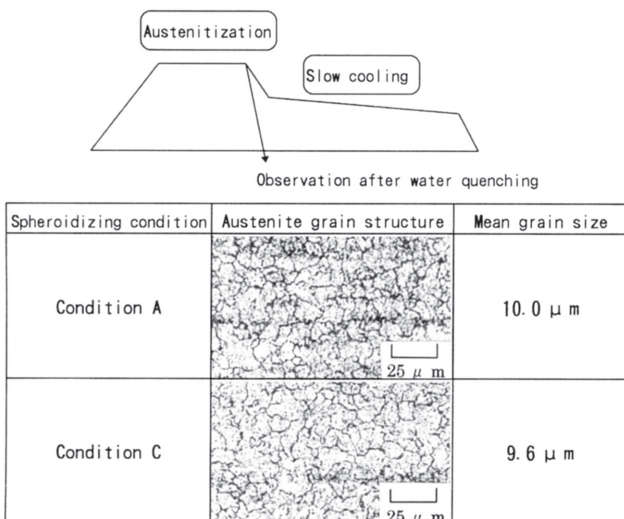


Fig. 5. Austenite grain structure at maximum temperature in spheroidizing.

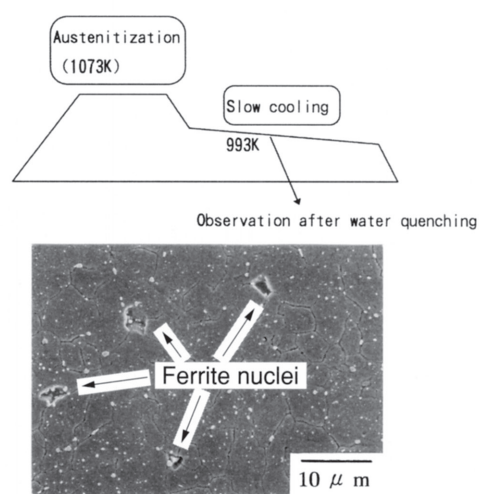


Fig. 6. Observation of ferrite nuclei (SEI) .

ンタイト分散とフェライト結晶粒径は両者独立に変形抵抗値に寄与しているが、一方でミクロ組織形成の面で関係しているともみることができる。

以上のことから高炭素クロム軸受鋼の球状化焼なまし材において、冷間変形抵抗低減ならびに限界据え込み率向上は、見かけ上の単位面積当たりの球状化セメントイト個数を減ずることによって得られるということが出来る。

なお、本報告では、熱間圧延後に球状化焼なましを施した材料について論じたが、フェライトの再結晶をともなう冷間加工後の焼なましにより得られた球状化セメントイト組織の場合については、フェライト結晶粒径が、セメントイトの分散よりもむしろ再結晶挙動に左右されることが予

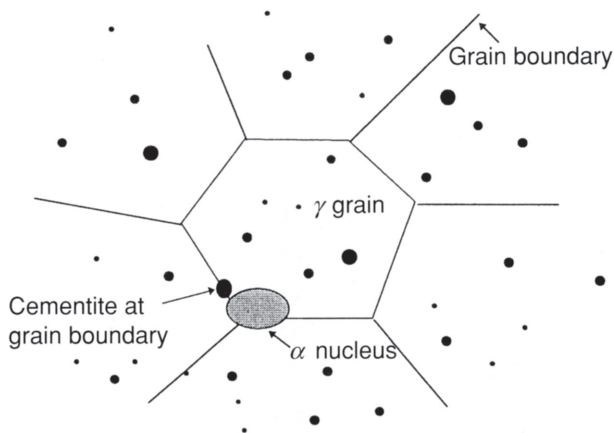


Fig. 7. Schematic diagram of ferrite nucleus in spheroidizing.

測される。したがって、その場合はセメントイト分散が疎であればフェライト結晶粒径が大きいとする本報告の結果とは、必ずしも合致しないと考えられるので注意を要する。

5. 結論

高炭素クロム軸受鋼の熱間圧延後の球状化焼なまし材について、冷間鍛造性向上のための組織形態の指標に関し、以下の結論を得た。

- (1) 球状化セメントイトの分散を疎、すなわち単位面積当たりのセメントイト個数を少なくし、かつフェライト結晶粒径を大きくすることにより、変形抵抗低減ならびに限界据え込み率値向上が図られる。
- (2) フェライト結晶粒径は、セメントイトの分散状態と関係があり、単位面積当たりのセメントイト個数を少なくすると大きくなる。
- (3) すなわち、高炭素クロム軸受鋼の球状化焼なまし材の冷間鍛造性向上の指標は、単位面積当たりのセメントイト個数を少なくすることであると総括できる。

文 献

- 1) 梅本実：ふえらむ，2（1997），731
- 2) 日本塑性加工学会冷間鍛造分科会材料研究班：塑性と加工，22（1981），241, 139
- 3) 材料強度学，日本材料学会編，（1986），35
- 4) 平岡和彦：特殊鋼44（1995），9, 43

