

(論文)

肌焼鋼の焼鈍による軟質化に及ぼす前組織形態および伸線加工率の影響

Influence of Microstructures and Drawing Reduction on Softening Behavior during Annealing of Case-hardened Steels



村上昌吾*
Shogo Murakami



須堯正二**
Shouji Sugyou



外山雅雄***
Masao Toyama

The small parts for automobiles are usually manufactured by cold forging. Cold forged steels are needed to reduce the hardness and flow stress which in turn extends the lifetime of the relatively expensive metal dies used. The hardness of the steels after soft annealing is dependent on steel microstructures (ferrite pearlite, bainite) and wire drawing reduction before annealing. In this paper, the influence of microstructure and wire drawing reduction on case-hardened steels was investigated to obtain increased softening during one-time annealing.

まえがき = 自動車用鍛造部品において、デフギヤや遊星ギヤなどの小型歯車、ピストンピンやアングドライブシャフトなど小型パーツ類においては、冷間鍛造によってニアネット形状にすることで、切削工程の簡略化が可能となり、コストダウンを図ることができる。近年、フォーマの大型化によって、より大きな部品にも冷間鍛造が適用可能となってきており、将来的には熱間鍛造品から冷間鍛造品への変更が増加することが予想される。

冷間鍛造で部品を製造する場合には、一般的に鍛造前に球状化焼鈍などの軟化焼鈍がなされるが、それでも熱間鍛造や温間鍛造に比べると鍛造金型に大きな負荷が発生し、コストに占める金型費の割合が大きくなる。また成形した部品の寸法精度が求められるため、できる限り焼鈍後の強度（硬さ）を低下させることが求められ、場合によっては球状化焼鈍が2～3回繰返されることもある。

一方、このような球状化焼鈍は一般的に A_{c1} 点よりやや高温に加熱して5～8h保持した後、10～20 /h程度の非常にゆっくりとした冷却速度で冷やすことによりパーライトを分断、球状化させる工程であり¹⁾、処理に長時間を要する。したがって、球状化焼鈍工程は生産性を大きく低下させるため、工程省略や、できる限り短時間化する、または回数を減らすといった努力が従来よりなされてきた^{2)～5)}。

これまで球状化焼鈍省略、すなわち圧延材の軟質化に関する研究は多くなされてきているが、1回の球状化焼鈍でいかに軟質化させるかという観点で、前組織の影響や伸線条件の影響については詳しく調査されていない。また中高炭素鋼での検討が多く、肌焼鋼のような低炭素合金鋼の研究は比較的少ない。さらに低炭素になると適正な球状化処理条件範囲が狭くなることから、軟質化するには球状化焼鈍前組織の適正化がより重要である。本稿は、肌焼鋼の球状化焼鈍を含む焼鈍における軟質化において、マイクロ組織形態ならびに伸線加工率の影響について調査したものである。

1. 実験方法

供試材として用いたのは表1に示す肌焼鋼である。供試材は、いずれも実機圧延にて制御圧延・制御冷却したものをを用いた。それぞれの製造条件と狙いとした組織形態について表2にまとめる。軟質化挙動に及ぼす伸線工程の影響を調査するために、最大で60%までの減面率にて伸線を実施した。得られた圧延材および伸線材について、図1に示す軟化焼鈍を行い、ピッカース硬さを調査した。光学顕微鏡による組織観察は、圧延材はナイタール腐食した試験片、球状化焼鈍材は炭化物を見やすくするためにピクラールにて腐食を行った試験片を用いて実施した。また球状化焼鈍後のフェライト粒径を調査する

表1 供試鋼の化学組成
Table 1 Chemical compositions of steels

	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	N	Nb
Steel A	0.19	0.17	0.78	1.18	0.16	0.028	0.0109	0.001
Steel B	0.21	0.21	0.76	1.13	0.27	0.035	0.0127	0.038
Steel C	0.15	0.18	0.73	1.10	0.00	0.032	0.0104	0.001

(mass%)

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼部門 神戸製鉄所 条鋼圧延部 ***鉄鋼部門 神戸製鉄所 条鋼圧延部 現職コベルコ科研

表 2 供試材の製造条件

Table 2 Process conditions of samples

No.	Steel	Process condition ([] : Target microstructures)	Soft annealing
1	Steel A	15mm wire rod Heating temp. : 1,040 /155mm square billet Finish rolling temp. : 950 Cooling 3 /s [Bainite microstructure] 0.25 /s [Ferrite pearlite microstructure] 15mm wire rod Drawing reduction:0, 17, 28% 30mm wire rod Heating temp. : 890 /155mm square billet Finish rolling temp. : 840 30mm wire rod Drawing reduction : 0 ~ 60%	Fig.1(a)
2	Steel B	34mm bar Heating temp. : 900 /155mm square billet Finish rolling temp. : 930, 900, 860 [Increase ferrite fraction] 34mm bar No reduction	Fig.1(b)
3	Steel C	15mm wire rod Heating temp. : 1,025 /155mm square billet Finish rolling temp. : 1,020 Cooling 3 /s [Bainite main microstructure] Finish rolling temp. : 800 Cooling 0.8 /s [Ferrite pearlite microstructure] 15mm wire rod Drawing reduction : 17.8%	Fig.1(c)

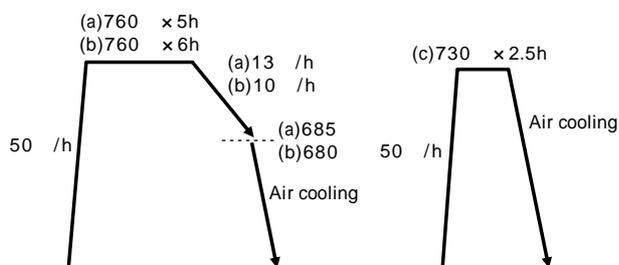


図 1 軟化焼鈍条件

Fig. 1 Soft annealing heat treatment

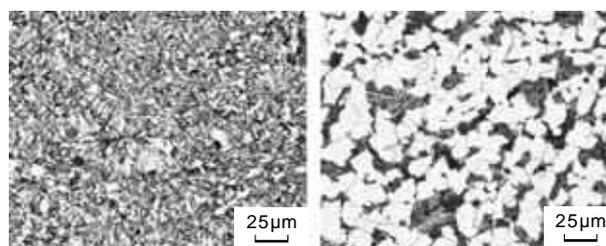


図 2 Steel A のマイクロ組織 (15mm , D/4 位置)
Fig. 2 Microstructures of Steel A (15mm , D/4 position)

場合は、ナイトール腐食した試験片を用いて、クロスカット法によって結晶粒径を求めた。さらに軟質化支配因子を明らかにするために、球状化焼鈍後のフェライト粒内の転位組織を透過型電子顕微鏡で観察し、加えて軟化焼鈍における昇温過程の硬さ変化を調査して軟質化のメカニズムを考察した。

2. 実験結果

2.1 軟質化に及ぼす圧延材組織および伸線の影響

Steel A を用いて、表 2 に示す条件で圧延、冷却を行い、15mm の線材を作製した。図 2 に示すように、狙いどおり急冷材ではベイナイト主体の組織、徐冷材ではフェライトパーライト組織が得られている。

図 3 に、圧延・冷却後、および減面率 17% と 28% の伸線後に、図 1 (a) の球状化焼鈍を実施した後のピッカース硬さを示す。圧延材をそのまま球状化焼鈍した場合には、前組織がベイナイト組織の方がフェライトパーライト組織よりピッカース硬さが約 30HV 大きく、軟質化のためには圧延材をフェライトパーライト組織にしておく方が好ましい。一方、17% 伸線加工材では逆にフェライトパーライト組織よりベイナイト組織の方が硬さは約 20HV 低くなっており、軟質化により有利となる。さらに減面率 28% まで伸線すると、ほぼ両者で同じ硬さレベルとなる。したがって、球状化焼鈍の前組織、すなわち

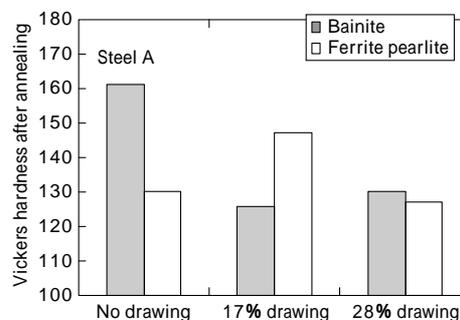


図 3 焼鈍後硬さ (D/4 位置) に及ぼす伸線減面率と組織の影響
Fig. 3 Influence of drawing reduction and microstructures on hardness after soft annealing (D/4 position)

圧延材の組織は、球状化焼鈍前の伸線工程有無およびその伸線減面率に応じて、適正につくり分けることが必要であることがわかる。

図 4 に、球状化焼鈍後、すなわち図 3 の硬さが得られたマイクロ組織を示す。前組織がベイナイト組織の場合にはセメントイトが均一に分散しており、フェライトパーライト組織の場合にはもとのパーライト部にセメントイトが多く存在する組織となる。ただし、図 3 との対応から、セメントイトの分散形態と硬さの間には、あまり相関が見られないことがわかる。

2.2 フェライト分率増加による軟質化促進の検討

前節の実験結果より、球状化焼鈍前に伸線加工をしな

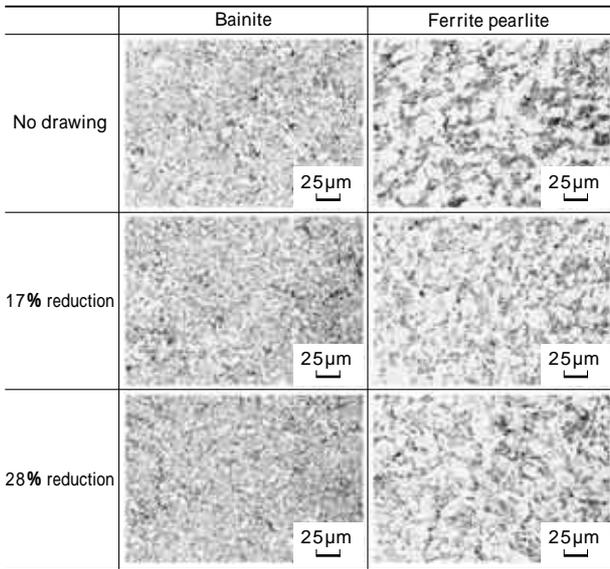


図4 球状化焼鈍後のSteel Aのマイクロ組織(焼鈍条件: 図1(a))
Fig. 4 Microstructures of Steel A after spheroidizing annealing (Annealing condition: Fig.1 (a))

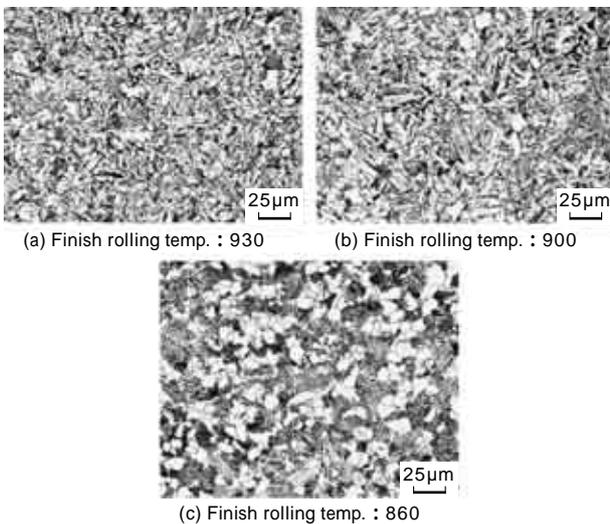


図5 Steel Bのマイクロ組織(34mm, D/4位置)
Fig. 5 Microstructures of Steel B (34mm, D/4 position)

い場合の圧延材の組織としては、ベイナイト組織を抑制してフェライトパーライト組織にする方が、1回の球状化焼鈍でより軟質にできることが示唆された。そこで、肌焼鋼の中でもより焼入性が高く、ベイナイト組織になりやすいSteel Bを用いて、表2に示す条件で圧延温度(圧延線速)を制御してフェライト分率を変化させ、球状化焼鈍による軟質化の差異を調査した。圧延材のマイクロ組織を図5に示す。圧延温度を低下させるとフェライト変態が促進され、ベイナイト組織からフェライトパーライト組織に近づくことがわかる。これらの前組織から図1(b)に示す球状化焼鈍を実施した後の硬さを図6に示す。圧延温度を低下させてフェライト分率が增大するほど球状化焼鈍後の硬さも低下することがわかる。

2.3 圧延後冷却速度向上によるベイナイト組織の活用 の検討

図3に示すように、伸線減面率17%では前組織としてはベイナイト組織の方が球状化焼鈍後の硬さが低下した。次に図1(c)に示す短時間焼鈍で、さらに焼入性の

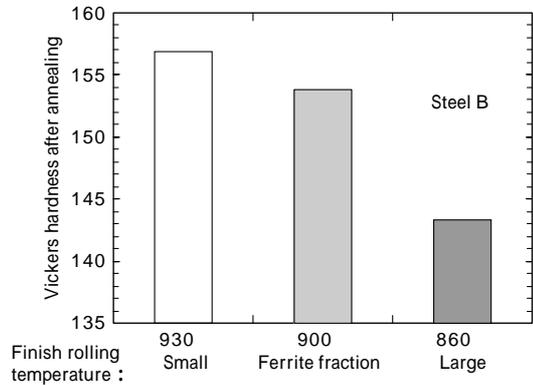


図6 焼鈍後硬さに及ぼす圧延温度(フェライト分率)の影響(D/4位置)
Fig. 6 Influence of ferrite fraction on hardness after soft annealing (D/4 position)

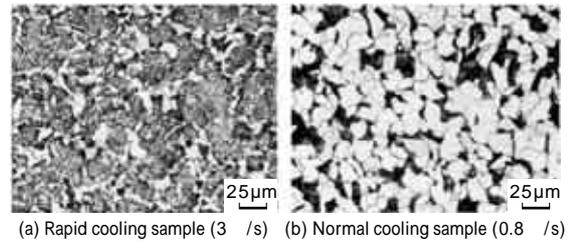


図7 Steel Cのマイクロ組織(D/4位置)
Fig. 7 Microstructures of Steel C (D/4 position)

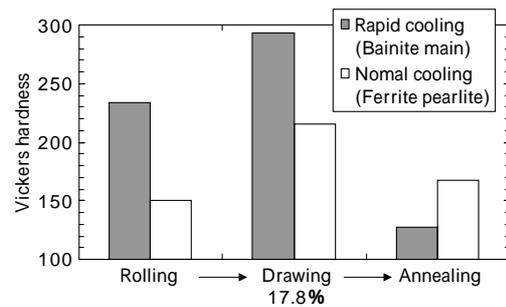


図8 各工程終了後の硬さ(D/4位置)
Fig. 8 Hardness after each process (D/4 position)

低いSteel Cを用いた場合にも同様の傾向が得られるか検討を行った。製造条件は表2に示すように、圧延後の冷却速度を変えることによってベイナイト主体の組織を得た。

図7に圧延・冷却後のマイクロ組織、図8に圧延材、ならびに圧延後に伸線、さらに軟化焼鈍をした後の硬さを示す。圧延材ならびに17%の伸線加工を実施した場合にはベイナイト主体の前組織の方が高いが、軟化焼鈍後はそれが逆転しており、Steel Aで得られた結果と符合する。このような前組織形態による軟質化の逆転挙動は、球状化焼鈍特有のものではないことが示唆される。

3. 考察

圧延材がフェライトパーライト組織の場合とベイナイト組織の場合における、伸線減面率と球状化焼鈍後の硬さの関係を図9に示す。この結果より、伸線減面率がおおよそ10%以下と小さい場合にはフェライトパーライト組織の方が軟質化し、10~30%の減面率ではベイナイト組織の方が軟質化する。30%超の減面率では両者でほぼ同一の硬さとなり、また減面率60%まで加工しても軟質化の効果はほぼ一定である。

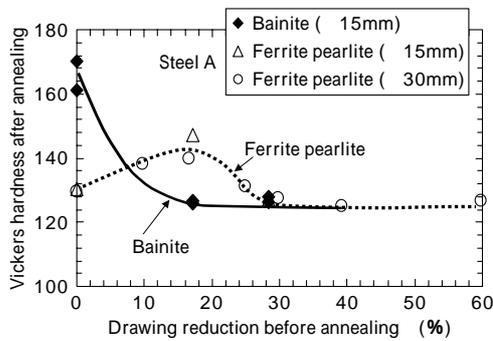


図9 軟化焼鈍後の硬さに及ぼす伸線減面率、マイクロ組織の影響
Fig. 9 Influence of microstructures and drawing reduction on hardness after annealing

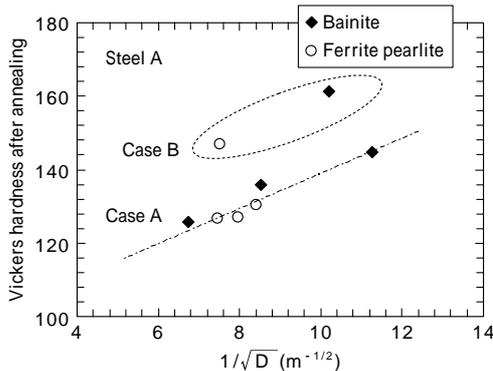
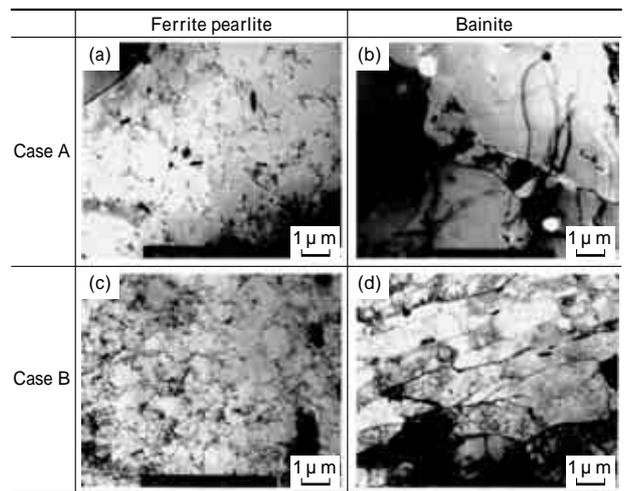


図10 軟化焼鈍後の硬さに及ぼす焼鈍後フェライト粒径 D の影響
Fig.10 Influence of ferrite grain size D on hardness after annealing

一般的に、焼鈍後のピッカース硬さはフェライト粒径、転位密度、セメントタイトの粒子間距離によって支配されると考えられる⁶⁾。図10にSteel Aの球状化焼鈍後のフェライト粒径とピッカース硬さを示すが、大部分は前組織によらず1本の直線で整理され、その傾きはフェライト鋼のHall-Petchの関係で得られる傾きとほぼ同じである(ケースA)。ただし、一部にその直線から大きく外れる場合があり、この条件はフェライトパーライト組織を17%の減面率で伸線した場合、およびベイナイト組織を伸線加工せずに焼鈍した場合であった(ケースB)。

ケースAおよびBの転位組織を図11に示す。図11(a),(b)に示すケースAでは転位密度が低く、ケースBの図11(c),(d)では転位密度が高い。ここでケースBでは一部に転位密度の低いフェライト粒も観察されたが、これは球状化焼鈍の加熱時にオーステナイトに逆変態し、その後の冷却時に再びフェライト変態した部分と考えられる。

このようなフェライト粒内の転位密度の違いによって生じる硬さの特異点について、軟化焼鈍の昇温中に転位組織が変化していることが推定されたので、前組織と伸線減面率による昇温中の硬さ変化を調査した。図12にその結果を示す。図10において硬さの特異点であったケースBに該当する条件では、球状化处理温度付近でも硬さが170~190HVと十分低下していないのに対し、ケースAの条件においては、硬さが150HV以下まで顕著に低下している。これはケースBでは伸線あるいはベイナイト変態によって導入された転位が十分に回復できないのに対して、ケースAは伸線しないフェライトパーライト組織で焼鈍前から転位が少ないか、あるいは逆に転



Case A : (a) 28% drawing sample of ferrite pearlite microstructure
(b) 17% drawing sample of bainite microstructure
Case B : (c) 17% drawing sample of ferrite pearlite microstructure
(d) No drawing sample of bainite microstructure

図11 軟化焼鈍後のフェライト粒内の転位組織
Fig.11 Substructure of ferrite grain after annealing

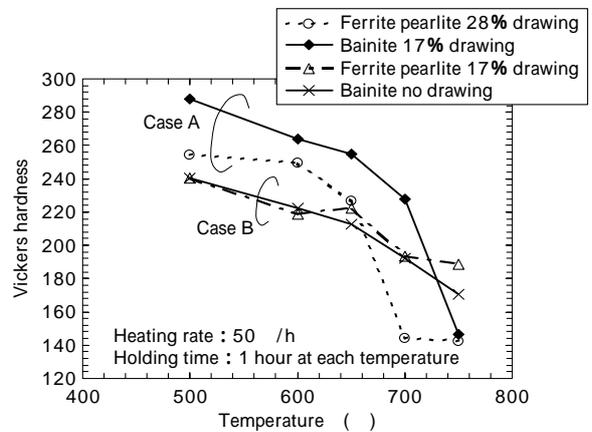


図12 軟化焼鈍昇温中の硬さ変化

Fig.12 Hardness at each temperature during heating in soft annealing

位密度の高い場合、すなわち、フェライトパーライト組織の28%伸線材およびベイナイト組織で17%以上の減面率で伸線を行った場合である。転位密度が高い場合には再結晶が生じるために、急激に硬さ低下が起こり(図12参照)、軟化焼鈍後の硬さも十分低下すると考えられる。

以上のことから、低炭素である肌焼鋼の軟化焼鈍後の硬さは、フェライト粒径およびフェライト粒内の転位密度によって支配されることがわかる。

軸受鋼のような高炭素鋼の場合は、セメントタイトの球状化度、すなわち粒子間距離が硬さに大きな影響を及ぼすことが知られている⁶⁾⁷⁾。しかしながら、低炭素の肌焼鋼においては、フェライト粒径とフェライト粒内の転位組織から焼鈍後の硬さ変化を理解できること、また前述のように硬さとセメントタイトの分散形態に相関が見られなかった(図3、図4参照)ことから、セメントタイトの分散状態が硬さに及ぼす影響は比較的小さいと推察される。

むすび = 肌焼鋼の焼鈍における軟質化挙動について調査した結果、以下のことがわかった。

- 1) 軟化焼鈍前に伸線しない場合には、ベイナイトの生成を抑制してフェライトパーライト組織にすることが軟質化に好ましい。
- 2) 軟化焼鈍前に伸線する場合において、1回の焼鈍で十分に軟質化するためには、焼鈍中に再結晶させる必要があり、フェライトパーライト組織では約25%以上、ベイナイト組織の場合には約10%以上の減面率とすることが望ましい。
- 3) 軟化焼鈍後の硬さは、フェライト粒径とフェライト粒内の転位密度によって支配され、セメントイトの分散状態の影響は小さい。

肌焼鋼の軟質化においては、同じ焼鈍条件であっても、制御圧延・制御冷却で得られる圧延材の組織形態と、

軟化焼鈍前の伸線工程の有無およびその減面率といった二次加工工程とをうまく組み合わせることでより軟質化を図ることができる。特に焼鈍条件の変更が困難な場合、例えば連続焼鈍炉を使用する場合などにおいて、本技術が有効である。

参 考 文 献

- 1) 井上 毅ほか：鉄と鋼，Vol.61 (1975) p.34.
- 2) 金築 裕ほか：CAMP-ISIJ, Vol.2 (1989) p.1748.
- 3) 内藤賢一郎ほか：CAMP-ISIJ, Vol.2 (1989) p.1752.
- 4) 樽井敏三ほか：CAMP-ISIJ, Vol.2 (1989) p.1760.
- 5) 松山博幸ほか：CAMP-ISIJ, Vol.2 (1989) p.1768.
- 6) 平岡和彦ほか：Sanyo Technical Report, Vol.6 (1999) p.47.
- 7) 瀬戸浩蔵：Sanyo Technical Report, Vol.3 (1996) p.64.