

耐摩耗鋼板の機械的特性とミクロ組織に及ぼす 軟化熱処理の影響

原田 智也*・笈 幸次*・竹野 裕之*²・吉田 功*²・深尾 勇人*²

Effect of Softening Heat Treatment on Mechanical Properties and Microstructures of Abrasion-resisting Steels

Tomoya HARADA, Koji KAKEHI, Hiroyuki TAKENO, Isao YOSHIDA and Hayato FUKAO

Synopsis : The abrasion-resisting steels are used for structural parts and required for construction machinery parts. Generally, they are so difficult to form the desirable product shape that they must be subjected to a kind of softening heat treatment. In the past, the full annealing treatment with a very extended period of 24 h has been conducted in our production, however, the spheroidizing heat treatment brings about a good machinability with a brief heat treatment time.¹⁾ In this study, it is investigated that the effect of the spheroidizing annealing on mechanical properties and microstructure. As a result, we could shorten the heat treatment time and obtain comparable properties to the conventional products by adopting spheroidizing annealing. It was found that, in the proeutectoid ferrite, it is effective to austenitize before spheroidizing period to decrease the yield stress because of coarsening pearlite colony size and spreading the pearlite lamellar spacing.

Key words : abrasion-resisting steels; construction machinery parts; softening heat treatment.

1. 緒言

耐摩耗鋼板は、機械構造用部品や建設機械部品として幅広く使用されている。これらの部材の多くは、所望の形状に成形または打抜きなどの加工が施された後、焼入れ・焼戻しにより強度や靱性が付与されている。一般に耐摩耗鋼板は、熱延後の状態では強度が高く加工が難しいため、プレス成形性や打抜き加工性に優れた性質を得るための軟化熱処理がおこなわれている。

しかし、近年では製造コスト低減のための加工工程の効率化や加工方法の改善が強く求められており、中でも熱処理の最適化は、加工所要時間の短縮およびコストダウンの点から大変重要である。そのため、比較的短時間で十分な加工性が得られる球状化焼なましの研究が多数おこなわれてきた。これまでの研究¹⁾では、FeとCの比較的単純な組成の鋼種において球状化焼なましを施すことにより、熱延後の層状セメンタイトが均一な球状セメンタイトとなるため、強度の低減および延性の改善が認められ、生産性向上に大いに貢献できる可能性が示唆されてきた。また、実際に用いられる製品のような異なる合金元素が添加された鋼種において、熱処理後のミクロ組織と機械的強度の関係を調べるにより、処理時間のさらなる短縮化および簡略化が見込める可能性も考えられる。

以上のことから、本研究では、建設機械部品の焼なまし熱処理所要時間の短縮化および加工性の向上を目的とし、

耐摩耗鋼板の球状化焼なまし後の機械的特性とミクロ組織に及ぼす熱処理の影響について報告する。

2. 供試材および実験方法

供試材には、0.8 wt%のCおよび0.2 wt%以下のSiを含む過共析鋼(Steel A)、0.4 wt%のCおよび2.0 wt%以上のSiを含む亜共析鋼(Steel B)を用いた。Steel AおよびBのどちらにおいても熱延後の状態では強度が高いため、大型の量産バッチ炉を用いてFig. 1のような標準的な完全焼なましがおこなわれた後、曲げ加工や打抜き加工、およびせん断加工がおこなわれていた。しかし、この方法では処理時間が非常に長く、徐冷部の温度操作が煩雑であった。そこで本研究では、供試材に種々の軟化熱処理を施した後、走査型電子顕微鏡を用いた組織観察および室温での引張試験をおこない、軟化熱処理における検討をおこなった。また、熱処理後の機械的特性に及ぼすミクロ組織の影響を調べるた

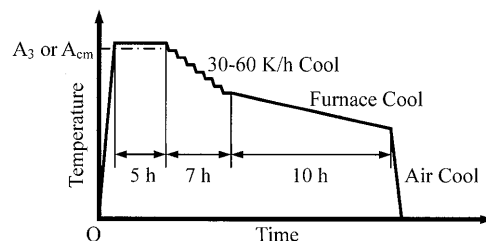


Fig. 1 Conventional heat treatment.

平成19年5月22日受付 平成19年12月11日受理 (Received on May 22, 2007; Accepted on Dec. 11, 2007)

* 首都大学東京 (Tokyo Metropolitan University, Minami-Osawa 1-1 Hachioji 192-0397)

*2 トピー工業 (株) (Topy Industries, Ltd.)

め、それぞれの組織におけるパーライトコロニーサイズ d_i およびパーライトの層間隔 λ_i を計測した。なお、本研究にて得られたマイクロ組織の中にはセメンタイトの球状化が促進された組織も見られたが、残存する層状のパーライトから層間隔 λ_i を求めた。それらのデータをもとに、それぞれの組織における d_i および λ_i の標準偏差を算出し、データの精査をおこなった後、平均パーライトコロニーサイズ $\bar{d}$ 、およびパーライトの平均層間隔 $\bar{\lambda}$ を求めた。引張試験片には、平行部長さ19.6 mm、幅2.8 mm、厚さ3.0 mmの平滑試験片を用いた。以後、本稿ではFig. 2に示すような小型の実験炉を用いた標準的な球状化焼なまし（HT1：量産バッチ炉換算 従来比64%短縮）、およびその前段にオーステナイト化処理を施した球状化焼なまし（HT2：量産バッチ炉換算 従来比45%短縮）をおこなった試料の機械的特性とマイクロ組織の影響について報告する。

3. 実験結果および考察

3.1 熱処理後のマイクロ組織

Fig. 3にSteel AおよびBの熱延材、Fig. 4に従来の量産品

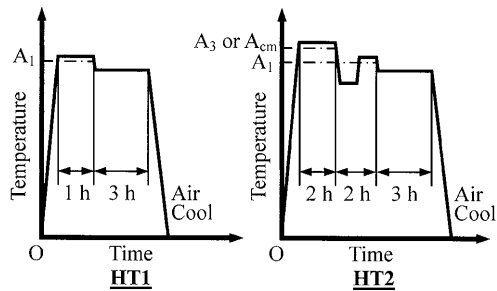


Fig. 2. Experimental heat treatment conditions.

とそれぞれの球状化焼なまし後のマイクロ組織を示す。また、それぞれの組織における平均パーライトコロニーサイズ $\bar{d}$ 、およびパーライトの平均層間隔 $\bar{\lambda}$ も示す。熱延材では、Steel Aにおいてパーライトの一様な組織、Steel Bにおいて初析フェライトとパーライトの均一な混合組織が観察された。また、熱延材のパーライト層間隔は非常に狭く、パーライトコロニーサイズは小さかった。従来の量産品に

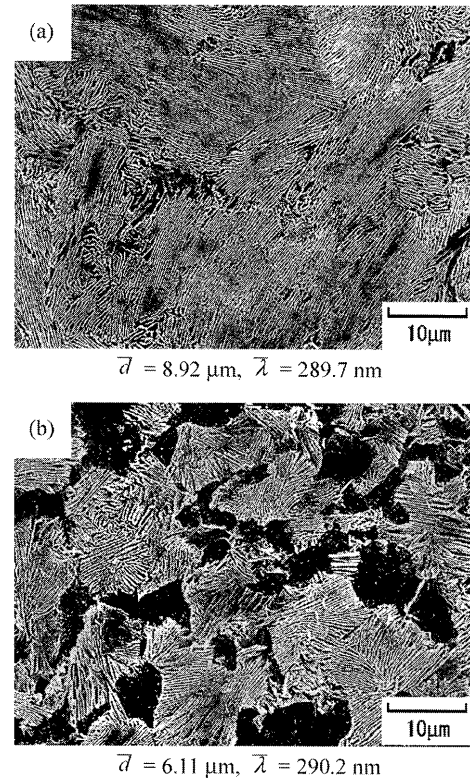


Fig. 3. Microstructure of as-hot-rolled steels. (a) Steel A, (b) Steel B.

	Conventional HT	HT1	HT2
Steel A	 $\bar{d} = 20.08 \mu\text{m}, \bar{\lambda} = 771.1 \text{ nm}$	 $\bar{d} = 20.51 \mu\text{m}, \bar{\lambda} = 730.3 \text{ nm}$	 $\bar{d} = 20.12 \mu\text{m}, \bar{\lambda} = 861.7 \text{ nm}$
Steel B	 $\bar{d} = 19.10 \mu\text{m}, \bar{\lambda} = 685.8 \text{ nm}$	 $\bar{d} = 12.60 \mu\text{m}, \bar{\lambda} = 585.8 \text{ nm}$	 $\bar{d} = 22.95 \mu\text{m}, \bar{\lambda} = 668.6 \text{ nm}$

10 μm

Fig. 4. Microstructure of steels after annealing.

においてはSteel A, Bともに層状および球状セメンタイトが混在するパーライト組織が観察され、パーライトコロニーの粗大化が確認された。一方、HT1, HT2を施した試料においては従来の量産品よりもセメンタイトの球状化が促進されたパーライト組織が観察された。特にHT2を施した試料において、Steel Aでは球状セメンタイトの粗大化が確認されたが、Steel BではSteel Aほどの球状化の促進は見られなかった。なお、Steel A (HT2)では特徴的な球状化組織を示したが、層状のセメンタイトも分散して観察された。

3・2 熱処理後の機械的特性

Steel AおよびBにおいて、従来の量産品およびHT1, HT2を施した試料の引張試験結果をそれぞれFig. 5, Fig. 6に示す。また、鋼板の曲げ加工を想定し、製品形状まで加工するために必要な曲げモーメントも同図に示す。尚、曲げモーメント M は引張試験において得られた応力-ひずみ曲線に基づき、以下の式にて算出した。

$$\sigma = f(\epsilon) = f\left(\frac{y}{\rho}\right) \dots\dots\dots (1)$$

$$M = \int_A \sigma y dA = \int_{-t}^t \sigma y b dy = 2 \int_0^t \sigma y b dy \\ = 2 \sum_0^t \sigma y b \Delta y \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 ρ は曲率半径、 y は中心面からの厚み、 $2t$ は板厚、 b は板幅、 dy または Δy を微小厚みとした。スプリングバックの影響を考慮するため、応力-ひずみ曲線である(1)式および曲げモーメントの算出式である(2)式を用いて曲げ

モーメント-曲率曲線を描き、製品形状まで加工するために必要な曲げモーメントを算出した。Steel Aでは、従来の量産品と比較してHT1およびHT2を施した試料においてそれぞれ良好な機械的特性が得られた。特に、HT2を施した試料における引張強度の低減（ひずみ硬化の低減）、および破断伸びに著しい改善が見られた。Steel Bでは、従来の量産品と比較してHT2を施した試料において良好な機械的特性を得られたのに対し、HT1を施した試料では0.2%耐力の増加が見られた。また、Steel AおよびBのどちらも、HT2を施した試料において加工に必要な曲げモーメントが最も小さいことがわかった。

3・3 機械的特性に及ぼすマイクロ組織の影響

Steel AおよびBのどちらにおいてもセメンタイトを球状化し、均一に分散させることにより、引張強度の低減が達成されたが、Steel BにHT1を施した試料において0.2%耐力に増加の傾向が見られた。ここで降伏強度（0.2%耐力）とマイクロ組織との関係については、Hyzak, Bernsteinら²⁾が共析鋼を用いてパーライトコロニーサイズ、パーライト層間隔、旧オーステナイト粒径から降伏強度を算出する式を導き出している。そこで本稿でも同様に0.2%耐力とマイクロ組織との関係を調べるため、降伏強度 σ_y に対するフェライトの粒界強化の影響をHall-Petch^{3,4)}の関係より $d^{-1/2}$ を採用し、第2相であるセメンタイトの分散強化の影響についてはAnsell, Lenelら⁵⁾が提唱する関係式より $\lambda^{-1/2}$ を用い、以下の式が成り立つと仮定した。ただし、熱処理によるオーステナイト粒径の変化はほとんどないものと仮定し、オーステナイト粒径の項は材料定数 σ_0 に含まれているものとする。

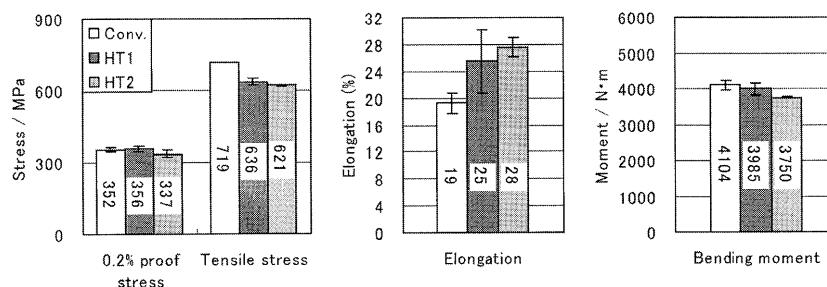


Fig. 5. Mechanical properties of Steel A after annealing.

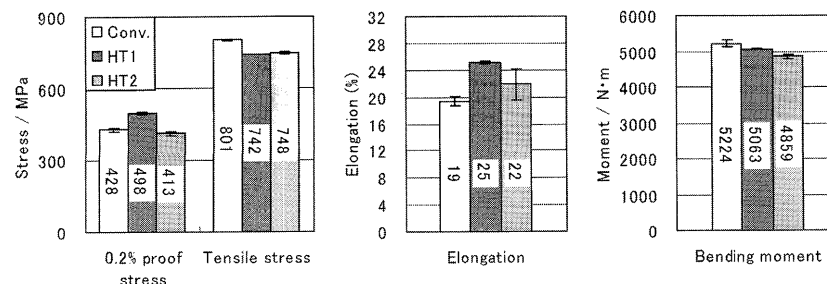


Fig. 6. Mechanical properties of Steel B after annealing.

Table 1. Result of multiple regression analysis.

	K_f	K_p	L	σ_0	R^2
Steel A	—	0.297	0.220	37.44	0.9968
Steel B	0.377	1.760	0.060	113.93	0.9969

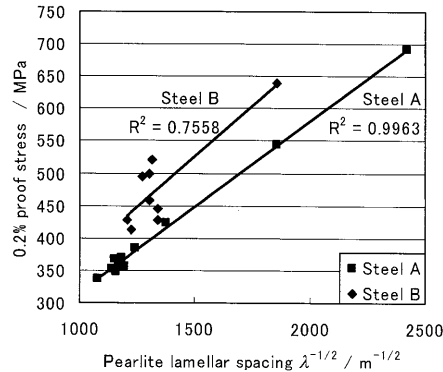


Fig. 7. Relationship between pearlite lamellar spacing and 0.2% proof stress.

$$\sigma_y = \sigma_0 + V_p (K_p d_p^{-1/2} + L \lambda^{-1/2}) + (1 - V_p) K_f d_f^{-1/2} \dots \dots \dots (3)$$

d_p をパーライトコロニーサイズ、 d_f をSteel Bにおける初析フェライト粒径とし、 σ_0 、 K 、 L を材料固有の定数とした。また、 V_p をパーライト体積率とし、Steel Aでは $V_p=1$ 、Steel Bでは $V_p=0.55$ とした。この式をもとに、パーライト層間隔と0.2%耐力の関係をFig. 7に、パーライトコロニーサイズと0.2%耐力の関係をFig. 8に示す。これまで、最適な焼なまし条件を調べるために保持温度や保持時間を変え、様々な条件での熱処理をおこなったので、それらの結果も図中に示されているが、HT1およびHT2はそれらの条件の中でも、強度低下が最も効果的に現れた代表的な熱処理条件となった。また、粒界強化と粒子分散強化の影響を調べるため、重回帰分析により σ_0 、 K 、 L のそれぞれの値を求めた。その結果をTable 1に示す。Fig. 7に示すように、Steel Aにおいては0.2%耐力がパーライト層間隔と高い相関関係を持っていたのに対し、Steel BにおいてはSteel Aほどの高い相関性は得られなかった。このことから、Steel Aでは、残存する均一な層間隔をもつ層状のパーライトが、材料全体の变形を支配していると考えられる。それに対し、Fig. 8に示すように、Steel AおよびBのどちらにおいても、0.2%耐力はパーライトコロニーサイズと高い相関関係を持っていた。これらの結果から、Steel Aでは0.2%耐力はパーライト層間隔およびパーライトコロニーサイズに高い相関関係があることが明らかとなった。一方、Steel Bにおいてはパーライトコロニーサイズが主な支配因子となっていることがわかる。このことから、Steel BにHT1を施した試料における0.2%耐力の増加は、パーライトコロニーサイズが小さかったためであると考えられる。Steel BにHT1を施した試料において、パーライトコロニーが十分に

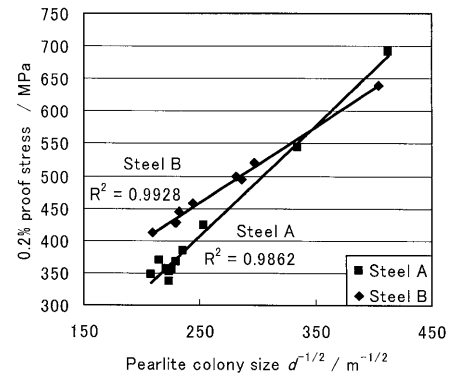


Fig. 8. Relationship between pearlite colony size and 0.2% proof stress.

成長しなかった理由として、(1) 球状セメンタイトによるピン止め効果、または(2) 熱延時に生じたSiを固溶する微細な初析フェライト粒の分散によるパーライトコロニーの粗大化の抑制が考えられる。しかし、Fig. 4からも明らかのようにSteel AにHT1を施した試料においてもパーライトコロニーの粗大化が起こっているため、球状セメンタイトによるピン止め効果がパーライトコロニーの粗大化を抑制しているとは考えられない。以上のことから、Steel BにHT1を施した試料におけるパーライトコロニーの粗大化の抑制は、熱延時に生じたSiを固溶する微細な初析フェライト粒の分散により抑制されたものと考えられる。

4. 結言

(1) 球状化焼なましにより、従来の処理時間に比べて45%から64%の短縮化が実現され、従来と同等の加工性を有する試料を得ることができた。

(2) Hall-PetchおよびAnsell, Lenelらが提唱する降伏強度における関係式を用いて、焼なまし後の試料の強度に及ぼす組織因子の影響について検討した。その結果、Steel AおよびBのどちらにおいても0.2%耐力はパーライト層間隔およびパーライトコロニーサイズに高い相関関係を持っており、特に、Steel Bではパーライトコロニーサイズが0.2%耐力に大きな影響を及ぼしていることがわかった。従って、鋼種によって焼なまし後の試料の強度に及ぼす組織影響因子が異なるため、必要とされる機械的特性を考慮した上で、それぞれに最適な球状化焼なまし法を用いることが重要である。

文 献

- 1) C.Sudo, K.Aihara and K.Kanbara: *Tetsu-to-Hagane*, **70** (1984), S540 など。
- 2) J.M.Hyzak and I.M.Bernstein: *Metall. Trans.* **7** (1976), 1217.
- 3) N.J.Petch: *JISI*, **173** (1953), 25.
- 4) E.O.Hall: *Proc. Phys. Soc.*, **B64** (1951), 747.
- 5) G.S.Ansell and F.V.Lenel: *Acta Metall.*, **8** (1960), 162.