

技術論文

恒温変態処理を利用した冷間圧造用中炭素鋼線材の開発

Development of Medium Carbon Steel Wire Rods for Cold Heading
by Isothermal Transformation Treatment小 此 木 真* 山 崎 浩 一
Makoto OKONOGI Kohichi YAMAZAKI

抄 録

冷間圧造用中炭素鋼線材には、成形性の向上のため、低強度で、かつ高延性であることが求められている。球状化焼鈍した中炭素鋼線材の機械的特性に及ぼす組織の影響と、中炭素鋼線材の組織の制御方法を検討した。恒温変態処理して製造した中炭素鋼線材は、球状化焼鈍後にセメンタイトが微細でフェライト粒径が粗大な組織となった。開発した中炭素鋼線材は、優れた成形性を有した。

Abstract

In order to improve the formability, low tensile strength and high ductility are required for medium carbon steel wire rods for cold heading. In this study, effects of microstructure on mechanical properties of spheroidizing annealed medium carbon steel wire rods and control methods of microstructure of medium carbon steel wire rods were investigated. The fine dispersed cementites and coarse ferrite grain after the spheroidizing annealing were observed in the medium carbon steel wire rods manufactured by isothermal transformation treatment. Developed medium carbon steel wire rod had excellent formability.

1. 緒 言

中炭素鋼線材は、ボルトなどの機械部品の素材として広く使用されている。ボルトなどの機械部品には、最終製品での強度が求められるが、同時に加工時の成形性も求められる。ボルトの製造工程の例を図1に示す。熱間圧延で製造された線材は、球状化焼鈍 (spheroidizing annealing : SA) と伸線加工された後、冷間圧造で成形される。その後、焼入れ焼戻し熱処理とめっき処理を施されて、ボルトが製造される。複雑な形状の部品を冷間圧造で加工する場合、素材にはより高い成形性が要求される。このため、図1に破線で示したように、SA処理と伸線加工を施してから、再度SA処理する方法などがとられている。SA処理は、A₁

点直下での保持やフェライト／オーステナイト域からの緩冷が行われており、長時間の熱処理が必要である。そのため、製造コストを低減する目的で、SA処理回数の削減、あるいは処理温度の低温化や短時間化が求められている。

冷間圧造は、素材の歩留まりが高いことに加え、加工時間が短く生産性に優れることから、ボルトなど多くの機械部品の成形に採用されている。一方、近年では、素材の高強度化にともなって、冷間圧造に使われる金型の摩耗や破損、あるいは、素材の加工割れが増加している。これらの抑制には、素材の変形抵抗を低く（強度を低く）するとともに、延性を向上させることが有効である。本研究では、冷間圧造用中炭素鋼の成形性の改善を目的に、SA処理後の強度や延性に及ぼす組織の影響について調査し、中炭素

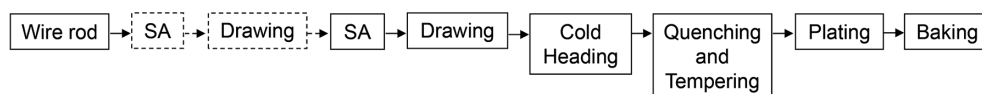


図1 冷間圧造ボルトの製造工程の例
Example of manufacturing process of cold heading bolts

* 君津技術研究部 主幹研究員 博士(工学) 千葉県君津市君津1 〒299-1141

鋼線材の組織の制御方法を検討した。さらに、開発した冷間圧造用中炭素鋼線材の組織と成形性を調査した。

2. 冷間圧造用中炭素鋼の組織と機械的特性の関係

2.1 SA 処理後の組織と引張強度の関係

鋼の強度は、Hall-Petch 則で知られるように結晶粒径の $-1/2$ 乗に比例する¹⁾。また、分散粒子を含む鋼の強度は、Orowan 型モデルに従うと粒子間隔の -1 乗に²⁾、転位のパイラップモデルに従うと粒子間隔の $-1/2$ 乗に³⁾それぞれ比例することが報告されている。このように鋼の強度は、結晶粒径や分散粒子間隔の影響を受ける。冷間圧造用中炭素鋼のように、フェライト中に球状セメンタイトが分散した鋼の降伏強度は、フェライト粒径とセメンタイト間隔の両方の影響を受ける^{4,5)}ことが報告されている。

供試鋼に炭素含有量 0.43mass% の中炭素鋼線材を用いて、熱間圧延まま、及び減面率 30% の伸線加工後に 700℃～730℃ の温度範囲で SA 処理を行って組織を作り分け、組織と引張強度の関係を調査した。測定した引張強度 σ_B (MPa) を、組織観察から求めた平均フェライト粒径 D_a (μm) と平均セメンタイト間隔 λ (μm) を用いて回帰分析を行い、以下の式を得た。

$$\sigma_B = 320 + 450 D_a^{-1/2} + 100 \lambda^{-1} \quad (1)$$

引張強度の測定値と(1)式を用いて算出した計算値の関係を図 2 に示す。引張強度の測定値と計算値の乖離は小さくほぼ一致した。この結果より、SA 処理した中炭素鋼の引張強度は、平均フェライト粒径の $-1/2$ 乗と平均セメンタイト間隔の -1 乗でほぼ整理できることがわかる。すなわち、SA 処理後の引張強度は、降伏強度と同様に平均フェライト粒径、及び平均セメンタイト間隔の増大にともなって低下することがわかる。

2.2 SA 処理後の組織と延性の関係

延性の評価指標には引張試験で求めた絞りを用いた。鋼

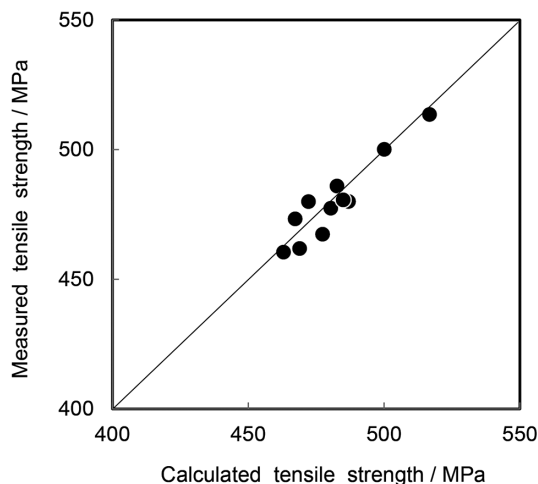


図 2 引張強度の測定値と計算値の比較
Comparison of measured and calculated tensile strengths

の絞りは、フェライト粒径の減少にともなって、高くなることが知られている⁶⁾。一方、球状セメンタイトが分散した中炭素鋼の絞りや破断ひずみは、セメンタイトサイズに影響されることが報告されている^{5,7)}。

本研究では、炭素含有量 0.43mass% の中炭素鋼線材を用いて、熱間圧延まま、及び 30% の伸線加工後に 700℃～730℃ の温度範囲で SA 処理を行って組織を作り分け、組織と絞りの関係を調査した。本研究で得られた SA 処理後の平均フェライト粒径と絞りの関係を図 3 に示す。

フェライト粒径の増大にともなって、絞りが高くなる傾向が認められ、従来の知見と異なる傾向を示した。一方、平均セメンタイトサイズと絞りの関係を図 4 に示す。平均セメンタイトサイズの増大にともなって絞りが低くなった。鋼の延性破壊過程において、セメンタイトサイズが大きい程、ボイドの発生頻度が高く、かつ小さな塑性ひずみでボ

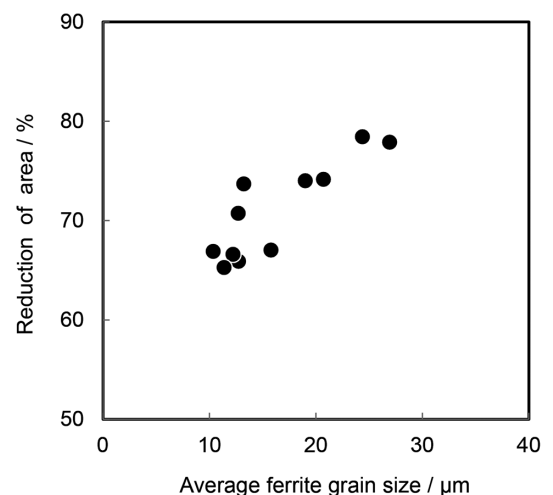


図 3 球状化焼鈍後の絞りに及ぼす平均フェライト粒径の影響
Effects of average ferrite grain size on reduction of area after spheroidizing annealing

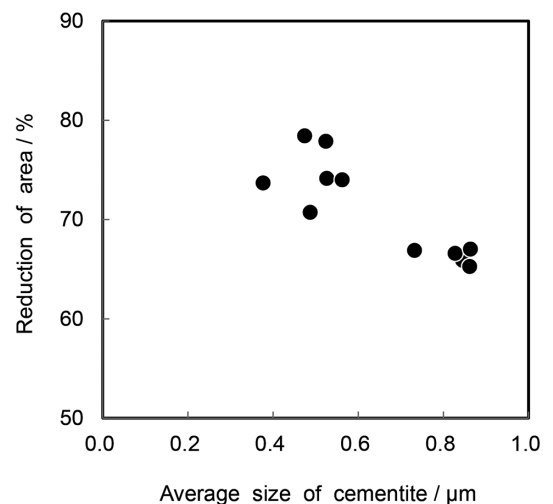


図 4 球状化焼鈍後の絞りに及ぼす平均セメンタイトサイズの影響
Effects of average size of cementite on reduction of area after spheroidizing annealing

イドが発生することが報告されている⁹⁾。本研究の結果も、粗大セメンタイト周囲での応力集中により、粗大セメンタイトとフェライトの界面に優先的にボイドが発生したことで、フェライト粒径よりも平均セメンタイトサイズの影響が大きくなったと理解できる。以上より、中炭素鋼におけるSA処理後の絞りは、平均セメンタイトサイズの微細化にともなって向上することが、本研究でも確認された。

3. 恒温変態処理を利用した中炭素鋼線材の材質制御

3.1 組織制御の考え方

冷間圧造時の成形性改善には、SA処理後に軟質（低強度）、かつ高延性とすることが有効である。以下では、中炭素鋼のフェライト粒径やセメンタイトサイズ等の組織を制御して、鋼材を低強度、かつ高延性とする方法を検討した。

2.1、及び2.2で述べたように、球状セメンタイトが分散した鋼の組織と機械的特性には以下の関係がある。

- (1) 引張強度は、セメンタイト間隔やフェライト粒径の増大にともなって低下する。
- (2) 絞りは、セメンタイトサイズの微細化にともなって向上する。

したがって、中炭素鋼の強度を低くして、かつ延性を向上させるためには、フェライト粒径が大きくて、かつセメンタイトサイズが小さな組織とすればよい。

次に、上記の組織を得る方法を検討した。一般に、析出物がランダムに分散する場合、第二相粒子を含む鋼の結晶粒半径 R は、析出物の半径 r 、析出物の体積率 f を用いて、以下のZener式で表わされる⁹⁾。

$$R = \frac{4}{3} \frac{r}{f} \quad (2)$$

これより、析出物のサイズが小さくなると結晶粒径も小さくなる。しかしながら、実用の中炭素鋼では、セメンタイトがランダムに分散することは少なく、結晶粒界やSA処理前にパーライトであった部分に偏在することが多い。析出物が結晶粒界に偏在する場合、結晶粒界に偏在する析出物の比率 Φ を用いて、結晶粒半径 R は以下の式で表わされることが報告されている¹⁰⁾。

$$R = \frac{2}{\Phi^{1/2}} \frac{r}{f^{1/2}} \quad (3)$$

(3)式は、結晶粒界に偏在する析出物が多いと、結晶粒成長が抑制されることを示している。すなわち、セメンタイトサイズや体積率が一定の場合、セメンタイトが均一に分散した鋼は、粒界に偏在した鋼よりフェライト粒径が大きくなる。したがって、セメンタイトを均一に分散させることで、セメンタイトサイズが微細でも、フェライト粒径を粗粒化でき、その結果、低強度と高延性を両立できると推察される。

3.2 恒温変態処理した中炭素鋼線材の組織

3.1で述べたように、セメンタイトの分散状態はフェライト粒径に影響を及ぼすと推察される。このため、セメンタイトの分散状態の異なる中炭素鋼線材を用いて、SA処理後の組織を調査した。炭素含有量 0.43mass%の中炭素鋼線材を、熱間圧延後の異なる冷却プロセスを用いて、パーライトの分布が異なる線材を試作した。図5に冷却プロセスの模式図を示す⁵⁾。DLPプロセスは、圧延機後方に設置した熔融塩槽冷却設備(Direct in-Line Patenting : DLP)¹¹⁾を用いて、熱間圧延した線材を、直接パーライト変態温度域に保持して恒温変態処理して冷却するプロセスである。STMプロセスは、ステルモア設備¹²⁾を用いて、熱間圧延した線材を、風冷して連続冷却するプロセスである。以下では、DLPプロセスで冷却した中炭素鋼線材を43C-DLP、STMプロセスで冷却した線材を43C-STMと称す。

恒温変態処理した43C-DLPの組織は、図6(a)に示すように、フェライト部が著しく低減したパーライト単相に近い組織となった。一方、ステルモア設備で連続冷却した43C-STMの組織は、図6(b)に示すようにフェライト/パーライト組織となった。また、43C-DLPのパーライト組織部のラメラ間隔(図6(c))は、43C-STMのラメラ間隔(図6(d))より小さかった。このように、恒温変態処理して製造した中炭素鋼線材は、パーライト単相に近く、かつパーライト組織部のラメラ間隔が微細な組織となった。

43C-DLPと43C-STMを伸線加工して A_1 点直下でSA処理した後の組織を図7に示す。43C-DLPは、図7(a)に示すように、セメンタイトがほぼ均一に分散した組織となった。一方、43C-STMは、図7(b)に示すように、セメンタイトはSA処理前のパーライト部に偏在した組織となった。また、43C-DLPと43C-STMのSA処理後の平均セメンタ

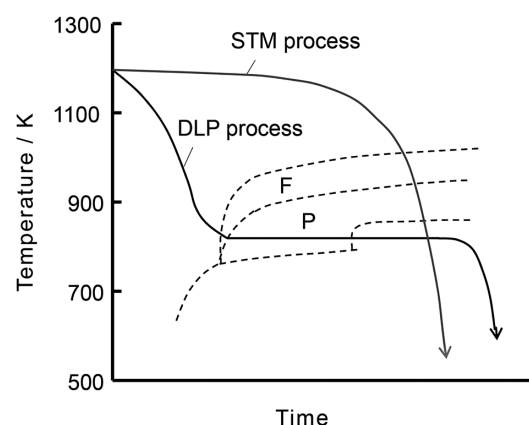


図5 熱間圧延後の冷却プロセスの模式図⁵⁾
DLPプロセス：熔融塩槽による恒温変態処理，STMプロセス：連続冷却，F：フェライト，P：パーライト
Schematic diagram of cooling processes after hot rolling⁵⁾
DLP process employs isothermal transformation by quenching into salt bath and STM process employs continuous cooling. F and P designate ferrite and pearlite, respectively.

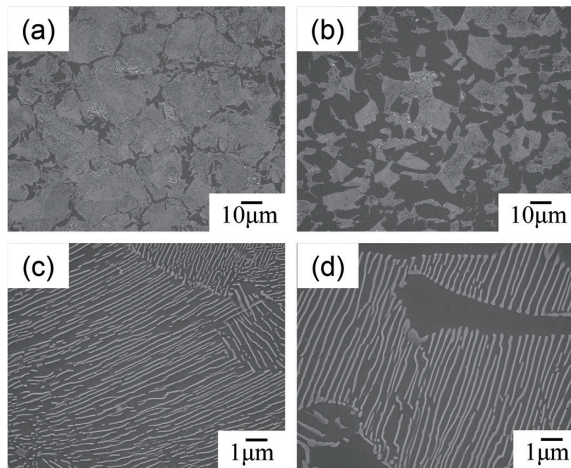


図6 熱間圧延後に異なるプロセスで冷却した組織のSEM像
(a) 恒温変態処理 (DLP プロセス) で得られたパーライト組織,
(b) 連続冷却 (STM プロセス) で得られたフェライト/パーライト組織, (c) (a) の拡大像, (d) (b) の拡大像

SEM images showing microstructures prepared by different cooling processes after hot rolling

(a) Pearlite microstructure prepared by isothermal transformation treatment (DLP process), (b) Ferrite-pearlite microstructure prepared by continuous cooling (STM process), (c) Magnified image of (a), (d) Magnified image of (b).

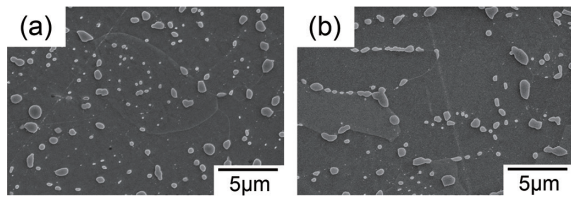


図7 球状化焼鈍後の組織のSEM像
(a) 43C-DLP, (b) 43C-STM

SEM images showing microstructures after spheroidizing annealing

(a) 43C-DLP, (b) 43C-STM

イトサイズは、それぞれ $0.47\mu\text{m}$, $0.53\mu\text{m}$ であり、43C-STM のセメントイトサイズは 43C-DLP よりも粗大で、かつ形状も球形ではなく異形のものが多かった。

このように、恒温変態処理で得られたパーライト組織は、連続冷却で得られたフェライト/パーライト組織より、SA 処理後にセメントイトが均一に分散し、サイズも小さくなった。パーライト組織は、セメントイトが均一に分散するため、フェライト粒界に偏在するセメントイトの量が少なくなった。電子線後方散乱回折法 (Electron Back Scatter Diffraction : EBSD) で測定した SA 処理後のフェライト結晶粒を図8に示す。43C-DLP と 43C-STM の SA 処理後のフェライト結晶粒径は、それぞれ $20\mu\text{m}$, $17\mu\text{m}$ であり、43C-DLP のフェライト粒径は 43C-STM より大きかった。

実測した平均セメントイトサイズと平均フェライト粒径を用いて、フェライト粒界に偏在するセメントイトの比率 (以下偏在率と称す) Φ を求めた。43C-DLP と 43C-STM の偏在率 Φ , 平均セメントイトサイズ r , 平均フェライト粒径をそれぞれ Φ_{DLP} , Φ_{STM} , r_{DLP} , r_{STM} , R_{DLP} , R_{STM} とすると, (3)

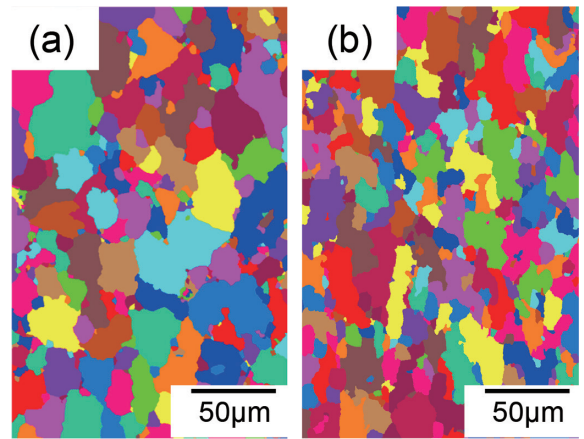


図8 球状化焼鈍後のフェライト結晶粒のEBSD像
(a) 43C-DLP, (b) 43C-STM

EBSD images showing ferrite grain of (a) 43C-DLP and (b) 43C-STM after spheroidizing annealing

式より 43C-DLP と 43C-STM の偏在率の比は以下の式で表わされる。

$$\frac{\Phi_{\text{STM}}}{\Phi_{\text{DLP}}} = \left(\frac{r_{\text{STM}}}{r_{\text{DLP}}} \right)^2 \left(\frac{R_{\text{DLP}}}{R_{\text{STM}}} \right)^2 \quad (4)$$

実測した平均セメントイトサイズとフェライト粒径の値を(4)式に代入すると、 $(\Phi_{\text{STM}}/\Phi_{\text{DLP}})$ は 1.8 となった。この値は、図7の組織写真から実測した値とほぼ一致した。このように、偏在率を考慮することで 43C-DLP と 43C-STM の SA 処理後のフェライト粒径の違いを理解できる。以上のように、恒温変態処理した中炭素鋼は、SA 処理後にセメントイトがほぼ均一に分散したことにより、SA 処理後のフェライト粒径が粗粒で、セメントイトサイズが小さくなった。このため、低強度で高延性となり、冷間圧造での成形性を改善できる可能性がある。

4. 開発鋼の材質特性

4.1 開発鋼の製造方法

上述の考えに基づいて、ボルト等の機械部品に広く使用されている JIS SWRCH40K (以下 CH40K と略す) を用いて、冷間圧造用中炭素鋼線材を製造した。供試鋼の製造プロセスを図9に示す。開発鋼 (以下 CH40K-DLP と称す) は熱間圧延した後、DLP 設備を用いて恒温変態処理を行って冷却した。DLP 設備を用いて製造した中炭素鋼線材は、3.2 で述べたように、SA 処理後にセメントイトが微細でフェラ

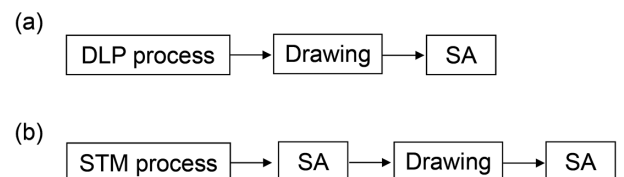


図9 供試鋼の製造プロセス
(a) CH40K-DLP, (b) CH40K-STM
Manufacturing process of tested steels
(a) CH40K-DLP, (b) CH40K-STM

イト粒径が粗大となり、低強度、かつ高延性となると考えられる。このため、伸線前の SA 処理を省略し、伸線加工と SA 処理を行って製造された。比較に用いた従来鋼（以下 CH40K-STM と称す）は、熱間圧延した後、一般的な線材冷却設備であるステルモア設備を用いて風冷し、SA 処理と伸線加工を行い、再度 SA 処理を行うことにより製造された。

4.2 組織と機械的特性

図 10 に SA 処理後の組織を示す。CH40K-DLP はセメントナイトサイズが微細で、均一に分散しているのに対して、CH40K-STM は粗大で異形な形状のセメントナイトがフェライト粒界や、SA 前にパーライトであった部分に偏在した組織となった。また、CH40K-DLP のフェライト粒径は、CH40K-STM より大きい傾向にあった。

図 11 に SA 処理後の引張強度と絞りを示す。SA 処理後

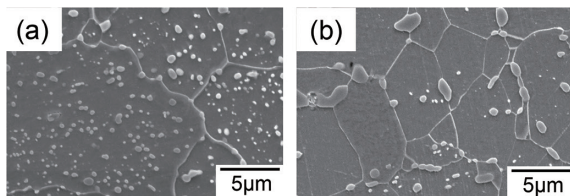


図 10 球状化焼鈍後の組織の SEM 像

(a) CH40K-DLP, (b) CH40K-STM

SEM images showing microstructures after spheroidizing annealing

(a) CH40K-DLP, (b) CH40K-STM

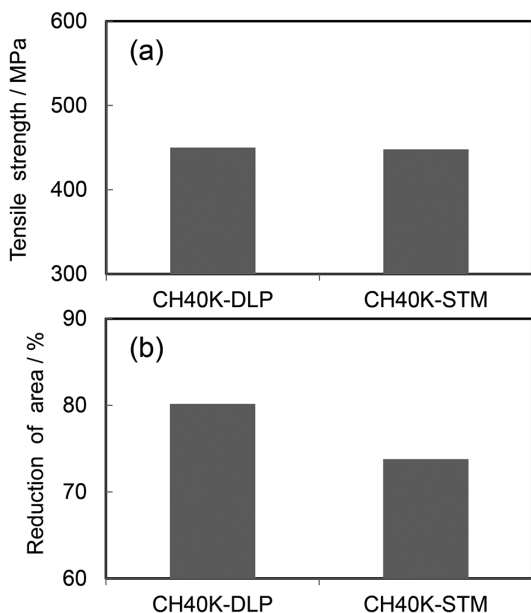


図 11 CH40K-DLP と CH40K-STM の球状化焼鈍後の機械的特性

(a) 引張強度, (b) 絞り

Mechanical properties obtained by tensile tests of CH40K-DLP and CH40K-STM samples after spheroidizing annealing

(a) Tensile strength, (b) Reduction of area

の引張強度は CH40K-DLP, CH40K-STM とほぼ同等であった。一方、SA 処理後の CH40K-DLP の絞りは、CH40K-STM より高かった。

引張強度は、2.1 で述べたように、平均フェライト粒径と平均セメントナイト間隔の影響を受ける。CH40K-DLP のセメントナイトサイズは微細なため、平均セメントナイト間隔は小さいものの、平均フェライト粒径が大きいことで、CH40K-STM とほぼ同等の引張強度になったと推察される。一方、絞りは 2.2 で述べたように平均セメントナイトサイズの影響を受ける。CH40K-DLP の SA 処理後のセメントナイトサイズは、図 10 の組織写真に示したように、CH40K-STM より微細であった。このため、CH40K-DLP の絞りは CH40K-STM より高くなったと推定できる。

4.3 冷間圧造での成形性

冷間圧造での成形性の評価指標には、端面拘束圧縮試験¹³⁾から求めた圧縮変形抵抗と加工割れが発生する限界の圧縮率（以下限界圧縮率と称す）を用いた。圧縮試験から求めた応力 - ひずみ曲線を図 12 に示す。CH40K-DLP は、伸線前の SA 処理を省略し、SA 処理が 1 回であるにも関わらず、2 回 SA 処理を行った CH40K-STM と同様の变形曲線を示した。この結果より、両者の変形抵抗はほぼ同等であると判断できる。

一方、図 13 に、CH40K-DLP と CH40K-STM の限界圧縮率を示す。加工割れの評価には、長手方向に溝深さ 0.8 mm、溝角度 30°、溝底の曲率半径 0.15 mm の切欠きを有する試験片を用い、圧縮後の切欠き部に 0.5 mm 以上の割れが観察されたとき、加工割れ発生と判定した。限界圧縮率 e は、試験片の初期高さ h_0 、加工割れが発生したときの試験後高さ h を用いて、以下の式から求めた。

$$e = \frac{h_0 - h}{h_0} \times 100 (\%) \quad (5)$$

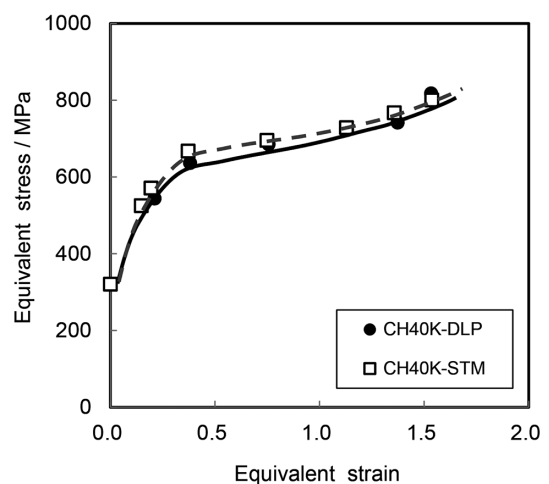


図 12 圧縮試験から得られた CH40-DLP と CH40-STM の応力 - ひずみ曲線

Stress - strain curves obtained by upsetting tests of CH40K-DLP and CH40K-STM

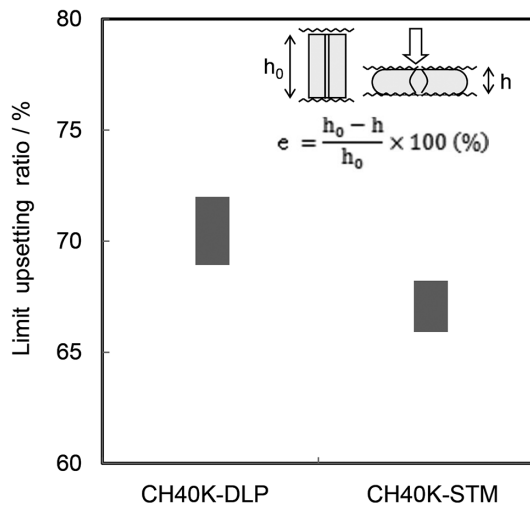


図 13 CH40K-DLP と CH40K-STM の限界圧縮率
Limit upsetting ratio of CH40K-DLP and CH40K-STM

CH40K-DLP の限界圧縮率は、CH40K-STM より高かった。この結果は、CH40K-DLP は CH40K-STM と比べてより高いひずみまで加工割れの発生が抑制できることを示す。この理由は、球状セメンタイトのサイズが小さく、セメンタイトとフェライト界面でのき裂の発生が抑制されたためと推定できる。

5. 結 言

SA 処理した中炭素鋼の引張強度は、平均フェライト粒径や平均セメンタイト間隔の増大にともなって低下した。一方、絞りは、平均セメンタイトサイズの微細化にともなって向上した。この結果より、フェライト粒径が大きく、かつセメンタイトサイズが微細な組織は、低強度と高延性を両立でき、成形性が向上すると推察される。こうした組織を得るには、中炭素鋼を恒温変態処理してパーライト組織とした後、SA 処理することが有効である。

開発した冷間圧造用鋼中炭素鋼線材は、1 回の SA 処理でも、2 回の SA 処理した従来鋼に対して、圧縮試験で評価した変形抵抗がほぼ同等で、かつ割れ発生の限界圧縮率が高い性質を示した。これより、伸線前の SA 処理の省略による熱処理コストの低減や、冷間圧造工程での加工限界割れの抑制が可能となり、さらに複雑形状部品を冷間圧造で成形できる可能性がある。

以上のように、開発した冷間圧造用中炭素鋼線材は、ボルト等の機械部品の生産性の向上や省エネルギー化、あるいは部品形状の複雑化に寄与し、機械部品の低コスト化と高機能化に貢献すると期待される。

参考文献

- 1) Petch, N. J.: Iron Steel Inst. 174, 25 (1953)
- 2) 北浦知之, 飛鷹秀幸, 土山聡宏, 高木節雄: 鉄と鋼. 91, 796 (2005)
- 3) Liu, C. T., Gurland, J.: Trans. TMS-AIME. 242, 1535 (1968)
- 4) Taleff, E. M., Syn, C. K., Lesuer, D. R., Sherby, O. D.: Metall. Mater. Trans. A. 27, 111 (1996)
- 5) 小此木真, 平上大輔, 原卓也, 三浦博己: 鉄と鋼. 102, 96 (2016)
- 6) Morrison, W. B., Miller, R. L.: Proceedings of the 16th Sagamore Army Materials Research Conference. Ed. Burke, J. J., Weiss, V., Syracuse University Press, New York, 1969, p.183
- 7) 佐藤悌介: 塑性と加工. 16, 676 (1975)
- 8) 中村正久, 飯田雅志: 鉄と鋼. 61, S699 (1975)
- 9) Zener, C., Quoted by Smith, C. S.: Trans. AIME. 175, 15 (1949)
- 10) Doherty, R. D., Srolovitz, D. J., Rollett, A. D., Anderson, M. P.: Scr. Metall. 21, 675 (1987)
- 11) 大羽浩, 西田世紀, 樽井敏三, 吉村康嗣, 杉本雅一, 松岡和巳, 疋田尚志, 戸田正弘: 新日鉄技報. (386), 47 (2007)
- 12) 日本鉄鋼協会: 第 3 版鉄鋼便覧Ⅲ(2). 東京, 丸善, 1980, p.892
- 13) 冷間鍛造分科会材料研究班: 塑性と加工. 22, 139 (1981)



小此木真 Makoto OKONOGI
君津技術研究部 主幹研究員 博士(工学)
千葉県君津市君津1 〒299-1141



山崎浩一 Kohichi YAMAZAKI
君津製鉄所 品質管理部 線材管理室 主幹