

川崎製鉄技報

KAWASAKI STEEL GIHO

Vol.26 (1994) No.1

連続鍛圧法による高炭素鋼線材の伸線性向上

Improvement of Drawability of High Carbon Steel Wire Rods by Applying Continuous Forging Process

藤田 利夫(Toshio Fujita) 松崎 明博(Akihiro Matuzaki) 川縁 正信(Masanobu Kawaberi)

要旨：

連铸製高炭素鋼線材の伸線加工性には中心部正偏析が大きく影響するため、従来からその解消法が強く望まれていた。当社が開発した連続鍛圧法は偏析解消のみならず中心部 C 偏析度 0.6～1.0 の負偏析に制御できるという優れた特徴を有する。伸線加工性に最適な負偏析程度を決定するために、0.42～0.95%C 範囲の異なるマイクロ組織からなる鋼線の延性破壊挙動を明らかにした。亜共析鋼の鋼線の絞りは、フェライト体積率およびパーライト層間隔が小さいほどすなわち高 C ほど向上し、共析鋼の場合はパーライト中のセメンタイト量の多い方がつまり高 C ほど低下した。本実験範囲では 0.72%C 鋼のマイクロ組織の鋼線の絞りが最も優れていた。そこで、0.5～0.8%Mn を含む 0.8%C 鋼の実機連続鍛圧材の中心部 C 量 0.7～0.75%すなわち偏析度を 0.90～0.95 に制御した結果、従来材にくらべ極めて高い伸線加工性を有することが判明した。

Synopsis：

Segregation ration of carbon at the central part in the continuously cast bloom can be controlled to the aimed value between 0.6 and 1.0 by applying a continuous forging process. The effect of carbon content on the ductility of high carbon steel after cold drawing has been studied to determine the optimum carbon content at the central part of bloom and to improve its drawability. The ductility of high carbon steel wire depends on the volume fraction of ferrite and interlamellar spacing of pearlite. The ductility of hypo-eutectoid steel wire is improved by the decrease in the volume fraction of ferrite owing to the increase in carbon content. The ductility of eutectoid steel decreases with an increase in carbon content. A 0.72% carbon steel wire, therefor, has the best ductility among steels with carbon content between 0.42% and 0.95%. On the basis of the above investigation, it has been verified that a 0.8%C steel with 0.5 to 0.8% Mn has excellent drawability by controlling the carbon content to 0.7 to 0.75% at the central part in the continuously forged bloom.

本文は次のページから閲覧できます。

Improvement of Drawability of High Carbon Steel Wire Rods by Applying Continuous Forging Process



藤田 利夫
Toshio Fujita
鉄鋼研究所 鋼材研究
部厚板・条鋼研究室
主任研究員(課長補)



松崎 明博
Akihiro Matuzaki
鉄鋼研究所 鋼材研究
部厚板・条鋼研究室
主任研究員(課長)



川縁 正信
Masanobu Kawaberi
水島製鉄所 条鋼圧延
部線材・棒鋼課 主任
部員(課長補)

要旨

連铸製高炭素鋼線材の伸線加工性には中心部正偏析が大きく影響するため、従来からその解消法が強く望まれていた。当社が開発した連続鍛圧法は偏析解消のみならず中心部C偏析度を0.6~1.0の負偏析に制御できるという優れた特徴を有する。伸線加工性に最適な負偏析程度を決定するために、0.42~0.95% C範囲の異なるマイクロ組織からなる鋼線の延性破壊挙動を明らかにした。亜共析鋼の鋼線の絞りは、フェライト体積率およびパーライト層間隔が小さいほどすなわち高Cほど向上し、共析鋼の場合はパーライト中のセメントタイト量の多い方がつまり高Cほど低下した。本実験範囲では0.72% C鋼のマイクロ組織の鋼線の絞りが最も優れていた。そこで、0.5~0.8% Mnを含む0.8% C鋼の実機連続鍛圧材の中心部C量0.7~0.75%すなわち偏析度を0.90~0.95に制御した結果、従来材にくらべ極めて高い伸線加工性を有することが判明した。

Synopsis:

Segregation ratio of carbon at the central part in the continuously cast bloom can be controlled to the aimed value between 0.6 and 1.0 by applying a continuous forging process. The effect of carbon content on the ductility of high carbon steel after cold drawing has been studied to determine the optimum carbon content at the central part of bloom and to improve its drawability. The ductility of high carbon steel wire depends on the volume fraction of ferrite and interlamellar spacing of pearlite. The ductility of hypo-eutectoid steel wire is improved by the decrease in the volume fraction of ferrite owing to the increase in carbon content. The ductility of eutectoid steel decreases with an increase in carbon content. A 0.72% carbon steel wire, therefore, has the best ductility among steels with carbon content between 0.42% and 0.95%. On the basis of the above investigation, it has been verified that a 0.8% C steel with 0.5 to 0.8% Mn has excellent drawability by controlling the carbon content to 0.7 to 0.75% at the central part in the continuously forged bloom.

1 緒 言

高炭素鋼線材は主に微細なパーライト組織からなり、伸線による加工硬化を利用してピアノ線やスチールコード等の高強度鋼線となる。近年、その用途はますます高度かつ多用化し、特性に対する要求は極めて厳しくなっている。

連続鑄造製高炭素鋼線材の重要品質の一つに中心偏析部の特性がある。従来から鑄片中心偏析部のマイクロ偏析部に生成した初析セメントタイト¹⁾やマイクロマルテンサイト²⁾に起因した伸線時の断線、あるいは断線に至らずとも延性低下を招くといった弊害が皆無ではなく、中心偏析そのものを解消する方法が強く望まれていた。

当社が開発した連続鍛圧法は、例えば鑄片中心部のC偏析度(C/C₀)を0.6~1.0に制御可能で³⁾、従来法にはみられない中心部の負偏析制御も可能なことが特徴の一つである。本技術を高炭素鋼線材に適用したところ、その伸線加工性は大幅に向上することがわかり⁴⁾、その理由は線材中心部を負偏析にしたことによるマイクロ

組織の変化による。これは、線材中心部のC量すなわち負偏析度に適正な範囲のあることを示唆し、その最適化をはかる必要がある。

そこで、本研究では伸線加工性とくに加工後の延性に及ぼすマイクロ組織の影響を明らかにすることにより最適C量を決定できると考え、C量によりマイクロ組織を変化させて伸線加工性を検討した。

2 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼はTable 1に示す化学組成を有し、100 kgの真空溶解に

Table 1 Chemical compositions of steels used (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	N
A	0.42	0.20	0.49	0.010	0.007	0.0033
B	0.61	0.20	0.50	0.010	0.008	0.0035
C	0.72	0.20	0.51	0.010	0.007	0.0032
D	0.84	0.20	0.49	0.010	0.008	0.0030
E	0.95	0.20	0.49	0.010	0.008	0.0040

* 平成5年12月10日原稿受付

より製造した。0.84%CのD鋼を基本鋼に、負および正偏析を想定した0.42~0.95%CのA、B、CおよびE鋼を用いた。これらを熱間圧延により150 mm角に仕上げ、さらに5.5 mm ϕ 線材に熱間圧延し、巻取り後ステルモラインで衝風により約10°C/sの制御冷却を行った。

2.2 伸線加工前のマイクロ組織と機械的性質

5.5 mm ϕ 線材横断面から試験片を採取し、ナイタルにより腐食後、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡（SEM）でマイクロ組織を観察した。SEM写真から画像解析装置によりフェライト体積率を、また、パーライトのラメラ間隔をクロスカット法により測定した。さらに、ビッカース硬さ計を用い荷重49.03 Nで断面硬さを測定すると共に、JIS 9号試験片により5 mm/minの引張速度で引張試験を行った。

2.3 伸線加工性

伸線加工後の強度と延性を評価するため酸洗処理後、5.5 mm ϕ から1.29 mm ϕ までダイス角12度、減面率20%で13パス（総減面率=94.5%）の伸線を行った。伸線速度は150 m/minとした。種々の途中ダイスにおいてサンプリングし、引張試験を行うとともに破断するまでのねじり回数（ねじり試験JIS G 3521）および曲げ回数（ $r=2.5$ mm）をそれぞれ捻回値、屈曲値として評価し、強度と延性の関係を調べた。また、伸線後の縦断面マイクロ組織の光学顕微鏡観察、引張試験後の破面およびその直下縦断面内のマイクロ組織についてもSEM観察を行った。

2.4 加速伸線性

さらに、引抜応力を大きくして簡易的に伸線限界を評価するため、ダイス角25度のダイスを用いた加速伸線^{5,6)}を行った。ダイススケジュールは先の伸線と同じで、速度4.7 m/minで行い、断線時の直径により伸線限界を評価した。また、Fig. 1に示すように、

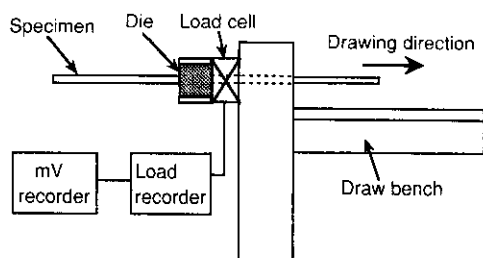


Fig. 1 Schematic illustration of drawing with die approach angle of 25°

ロードセルにより引抜荷重測定中の荷重変動から内部にV字状に発生するシェブロン割れ個数を評価した。

3 実験結果

3.1 伸線前のマイクロ組織と機械的性質

光学顕微鏡により観察した5.5 mm ϕ 線材のマイクロ組織をPhoto 1に示す。さらに、SEM観察写真から測定したフェライト体積率 V_f 、パーライトの層間隔 λ_s および機械的性質をまとめてTable 2に示す。A、BおよびC鋼はフェライト・パーライト、D

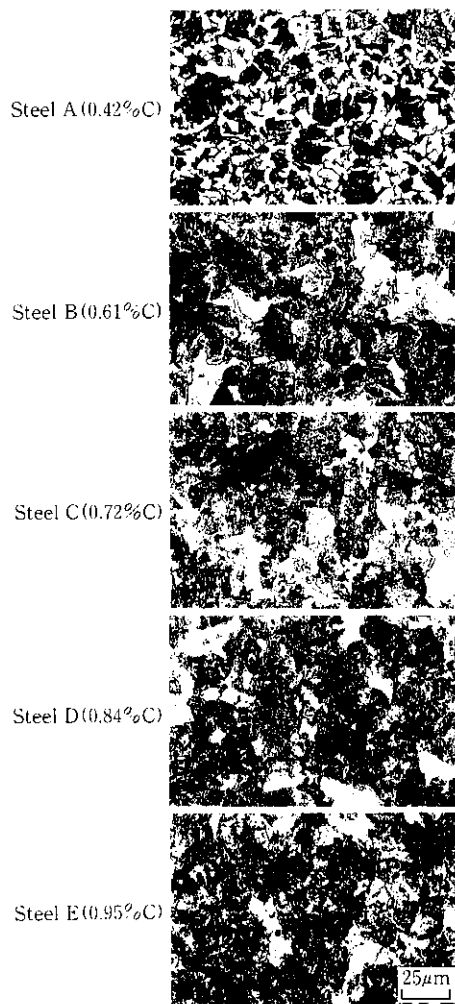


Photo 1 Optical micrographs of 5.5 mm ϕ wire rods after hot rolling

Table 2 Microstructures and mechanical properties of 5.5 mm ϕ wire rods after hot rolling

Steel	C (%)	Microstructures	V_f (%)	λ_s (μ m)	Mechanical properties				
					YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	RA (%)	HV (49.0N)
A	0.42	Ferrite and Pearlite	22.8	0.181	441	649	19	61	157
B	0.61	Ferrite and Pearlite	3.6	0.152	548	847	12	53	232
C	0.72	Ferrite and Pearlite	0.7	0.145	661	985	11	48	288
D	0.84	Pearlite	0	0.125	691	1096	8	44	333
E	0.95	Pearlite	0	0.093	785	1207	7	35	367

およびE鋼はほぼパーライト単相からなり、C量の増加にしたがいフェライト相が減少、パーライト相が増加し、その層間隔はC量が増すほど小さくなった。

機械的性質の変化はこのマイクロ組織の違いから説明され、C量の増加に伴い軟質相であるフェライト相の減少と硬質相のパーライト相の増大およびその層間隔の微細化により、引張強さおよび硬さは上昇し延性は低下する。

3.2 伸線加工後の強度と延性

伸線後の引張強さはC量および加工度 ($\epsilon = 2 \cdot \ln(D_0/D)$)、ここ

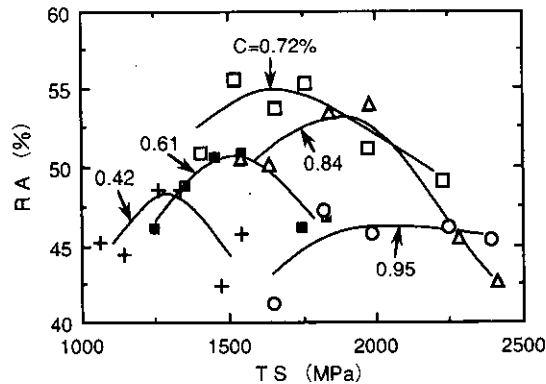


Fig. 2 Relationship between tensile strength and reduction of area of the steels after drawing

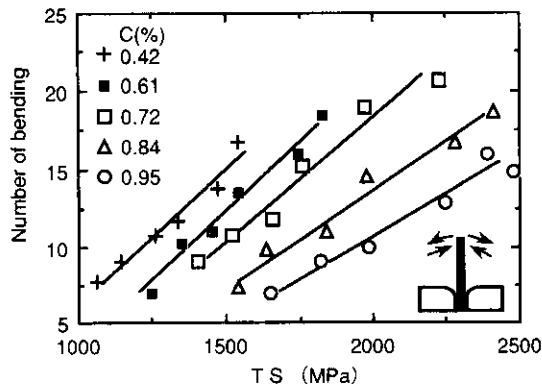


Fig. 3 Relationship between tensile strength and number of bending of the steels after drawing

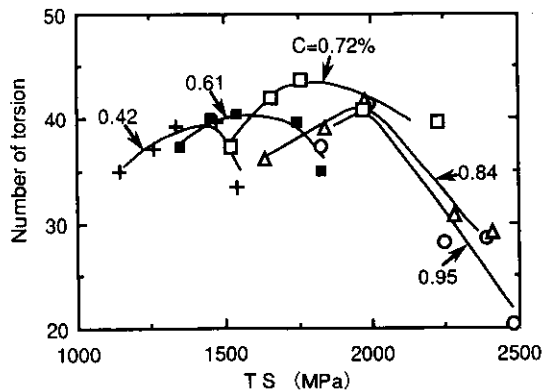


Fig. 4 Relationship between tensile strength and number of torsion of the steels after drawing

で D_0 は伸線前線径、 D は伸線後線径) の増加に伴い高強度となった。一般的に高強度になるほど延性は低下する傾向を示すが、Fig. 2 に TS が 1000 MPa 以上の場合の TS と絞り (RA) の関係を示す。伸線後の絞りの変化は、Table 2 に示した伸線前の TS と絞りの関係とは異なり必ずしも C 量に依存するとは限らず、C 鋼の絞りが他に比べ高い傾向を示した。

また、Fig. 3 に示す TS と屈曲値の関係をみても 0.72% C の C 鋼が高い値を示す。いずれの供試鋼の屈曲値も TS とほぼ比例関係にあるのは、加工度が増し線径が細くなって TS が上昇しても曲げ治具の曲率は一定のため、屈曲部の歪みが小さくなるからである。

さらに、Fig. 4 に示す捻回値についても Fig. 2 に示した絞りの変化と類似した傾向があり、C 鋼が高い値を示す。

3.3 繊維組織および破面形態

Photo 2 は伸線後 ($\epsilon = 1.34$) 縦断面のマイクロ組織の一例を示す。初析フェライトおよびパーライト相は加工度の増加に伴い変形し、その程度はマイクロ組織によらずほぼ同じである。マイクロ組織により変形抵抗は異なるものの大きな圧縮応力を受けるダイス内ではいずれのマイクロ組織も伸線方向に配列し、繊維組織が形成される。

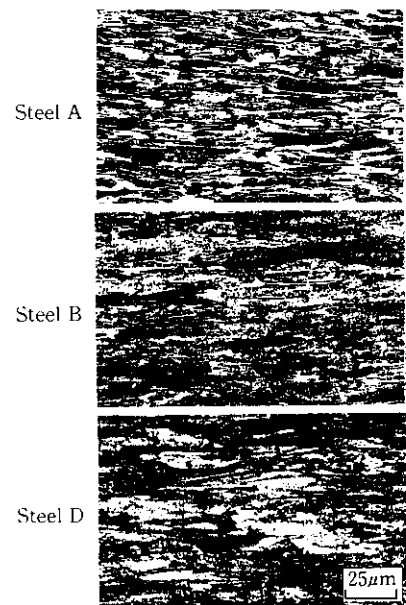


Photo 2 Optical micrographs of steels A, B and D cold drawn with ϵ of 1.34

Photo 2 と同一加工度の伸線を行った試料の引張試験後の破断面の SEM 観察例を Photo 3 に示す。いずれも延性破面を呈し、C 量およびマイクロ組織によらずディンプルの大きさはほとんど変わらなかった。

3.4 加速伸線性

供試鋼について伸線限界を簡易的に評価するために、ダイス角度を大きくし、断線を発生しやすくする加速伸線実験を行った。C 量と加速伸線限界の関係を Fig. 5 に示す。加速伸線限界は低 C ほど高くなる傾向を示すものの、0.42~0.72% C の範囲における伸線限界に大きな差は認められなかった。

この断線径の 1 ダイス前の加工度における縦断面内の割れの様相

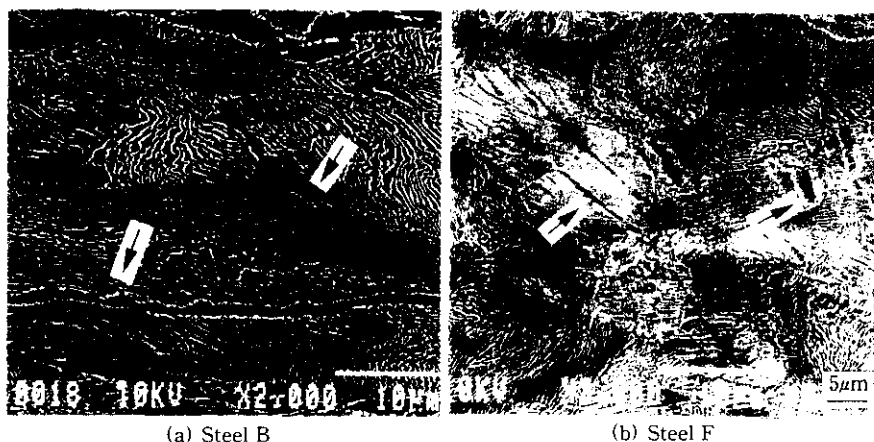


Photo 4 SEM photographs of internal crack after drawing with die approach angle of 25°

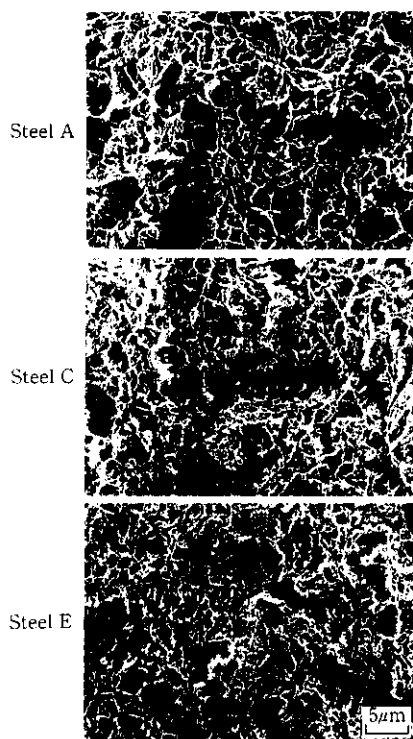


Photo 3 SEM photographs of tensile fracture surface of the steels after drawing with ϵ of 1.34

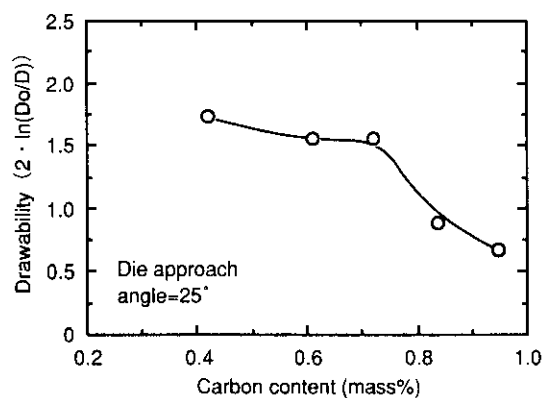


Fig. 5 Relationship between carbon content and drawability

をSEMで観察した例をPhoto 4に示す。0.95% CのF鋼にはパーライト相内にシア割れが、0.62% CのB鋼には初析フェライトとパーライト相の界面に割れの発生していることが認められ、これらが伝播、連結して断線に至ったと推定される。

4 考察

4.1 伸線加工前のマイクロ組織と延性

Photo 1およびTable 2に示したように、C量の高いほどフェライトとパーライトの2相鋼ではフェライト体積率が小さく、また2相鋼およびパーライト単相鋼ともパーライトのラメラ間隔は小さくなっている。これらはC量が高いほど A_{r3} および A_{r1} 変態点が低下することによる。

これと対応してTable 2に示したように伸線前の供試鋼のTSは、C量が高くなるほど上昇し、延性は低下した。つまりC量が低く、軟質なフェライト体積率の増加あるいはラメラ間隔が粗大化するほど延性は向上している。このことは引張変形を付与した場合、軟質で塑性変形能の大きいフェライトが硬質なパーライトよりも大きく変形するためフェライトとパーライトに歪み分配を生じることと関連していると考えられる。

井上らは⁷⁾0.05~0.95% C鋼を用いた焼きならし後のフェライト・パーライト鋼に引張変形を与えた場合のパーライトの変形挙動は、C量が低いほどすなわちフェライト体積率が大きいほどパーライトへの歪み分配は小さく、パーライトに所定の歪みが蓄積されると延性破壊ボイドが発生することを明らかにしている。Table 2に示した伸線加工前の供試鋼の絞りがフェライト体積率が大きいほど高かった結果と一致する。

4.2 伸線加工後の延性に及ぼすマイクロ組織の影響

変形能の指標の一つである伸線加工後の絞りの挙動について考察する。伸線加工前の絞りはC量すなわちマイクロ組織の変化と対応したが伸線加工後ではFig. 2に示したように必ずしもC量に依存せず、本実験範囲では0.72% CのC鋼がピークを示した。Photo 2に示した伸線加工後のマイクロ組織の層状化の程度あるいはPhoto 3の引張破断面の様相はいずれの鋼もほぼ同じであり、これらからは絞りの変化原因を見いだせなかった。

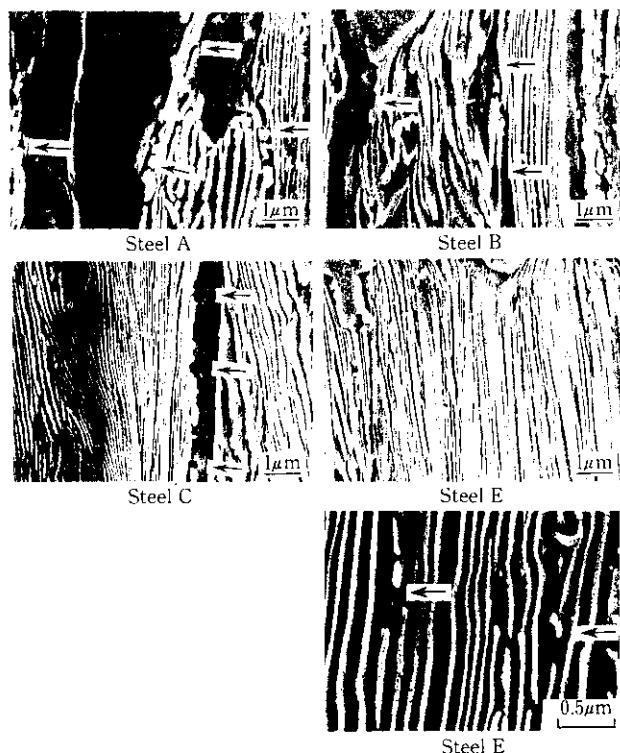


Photo 5 SEM photographs showing micro-cracks underneath fracture surface of tensile specimens of A, B, C and E after drawing with ϵ of 1.34

一方、Photo 2 の層状化程度から伸線加工時のフェライトとパーライト間の歪み分配はほぼ均等と推定される。すなわち大きな圧縮応力で加工される伸線時には硬質なパーライトも軟質なフェライトと同程度の歪みを受けると考えられる。それにもかかわらずその後の引張時の延性に対する C 量の影響が前述の伸線前のものと異なることは、それらの破壊発生機構が異なることを示唆している。

そこで、破壊挙動を調べるために、引張破断面直下の縦断面を SEM で観察した。その結果を Photo 5 に示す。フェライトとパーライトの 2 相からなる A～C 鋼では矢印で示すようにフェライトとパーライトの界面に微小割れがみられた。伸線加工過程でフェライトに導入された転位は、軟質なフェライトと硬質なパーライトとの界面に集積し、この様な状態で引張変形を与えることにより相界面に割れが生成したものと推察される。

また、これらの相界面の微小割れの数にはフェライト体積率の大きい低 C 鋼ほど多かった。このことは著者らが明らかにしたように⁹⁾ フェライト体積率の大きい低 C 鋼ほどフェライト/パーライト相界面への歪み蓄積が大きいことによる。すなわち、フェライトとパーライトの界面の微小割れはフェライトとパーライトの界面面積に対するフェライト体積率が大きいほど生成しやすいと考えられる。この微小割れが破断の起点になるので、微小割れ個数の少ないほうが、すなわちフェライト体積率の小さいほど鋼線の絞りに有利であるといえる。

さらに、微小割れがパーライト中を伝播、連結することを想定すると、鋼線の絞り向上のためにはパーライトの破壊応力を高めることが重要となる。パーライトの強度はそのラメラ間隔に依存し、その間隔の小さいほうが破壊応力が高い¹⁰⁾。また、伸線加工を受けた鋼線のパーライトラメラ間隔は線径の変化に比例することが確認されている¹¹⁾。したがって素材のラメラ間隔の小さいほうが伸

線加工でもパーライトは強化され、絞りも高くなったと考えられる。

一方、パーライト単相鋼の引張破断面直下の微小割れは、Photo 5 に E 鋼の例を示したようにパーライト中の層状フェライトとセメントタイトの界面に発生し、これが起点となって破断に至る。フェライト・パーライト 2 相鋼よりもさらにラメラ間隔の小さい D および E 鋼の絞りは破壊応力の点では有利であるにもかかわらず Fig. 2 に示したように逆に低下し、ラメラ間隔の最も小さい E 鋼の絞りが最も低い。これらの絞りに差を生じたのは層間隔の微細化効果よりも C 量によるパーライト中の硬質で変形能の低いセメントタイト量の影響が強く現れた結果と考えられる。

以上のことから伸線加工後の鋼線の延性に対してはフェライト体積率およびパーライトの層間隔が強く影響し、本実験範囲内では 0.72% C の C 鋼のマイクロ組織が最も適切であるといえる。

さらに、加速伸線性においても Fig. 5 に示したように C 鋼は C 量の低い A および B 鋼と大差なく、C 量の高い D および E 鋼よりも優れた結果を示し、鋼線の強度をも考慮すると連続鍛圧材の中心部 C 量は約 0.72% が適していると考えられる。

5 実機連続鍛圧法への適用結果

本実験結果を、中心偏析による伸線トラブルを生じやすい共析組成を有する高炭素鋼線材の実機連続鍛圧法の製造に適用した。すなわち鋳片中心部 C 量を 0.70～0.75% に制御した。同一ヒートにおける連続鍛圧適用材および従来材を通常の熱間圧延工程を経て圧延した線材について比較調査した。

5.1 化学組成

供試鋼の化学組成を Table 3 に示す。SWRS 82 B (ピアノ線材, JIS G 3502), 11 mm ϕ および SWRH 82 A (硬鋼線材, JIS G 3506), 5.5 mm ϕ のステルモア材である。線材径が大きくなるほど圧延後調整冷却時の冷却速度が遅くなり微細なパーライト組織の生成および初析セメントタイトの析出抑制の点から不利となるので両サイズを選んだ。

Table 3 Chemical compositions of steels used (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Size(mm ϕ)
SWRS82B	0.82	0.20	0.80	0.013	0.008	11
SWRH82A	0.83	0.19	0.50	0.010	0.007	5.5

5.2 マクロ組織および機械的性質

Photo 6 に供試鋼の断面マクロ組織を示す。従来材の中心部には明瞭に正偏析が認められるのに対し、連続鍛圧材は完全に消滅している。線材中心部の C 量を調べるため X 線マクロアナライザーにより分析した SWRS 82 B の C 分布例を Fig. 6 に示す。連続鍛圧材の中心部 C 量は目標値の 0.7% 程度を示した。一方、従来材の中心部 C 量は約 1% と高い。この C 分布にしたがい連続鍛圧材の断面硬さ分布は中心部がマトリックスよりも幾分低くなる。しかし、両鋼種の機械的性質は Table 4 に示すとおり連続鍛圧の有無によらず引張強さはほとんど変わらない。また、絞りは連続鍛圧材のほうが比較材よりも幾分高く、中心部のマイクロ組織差が影響していると

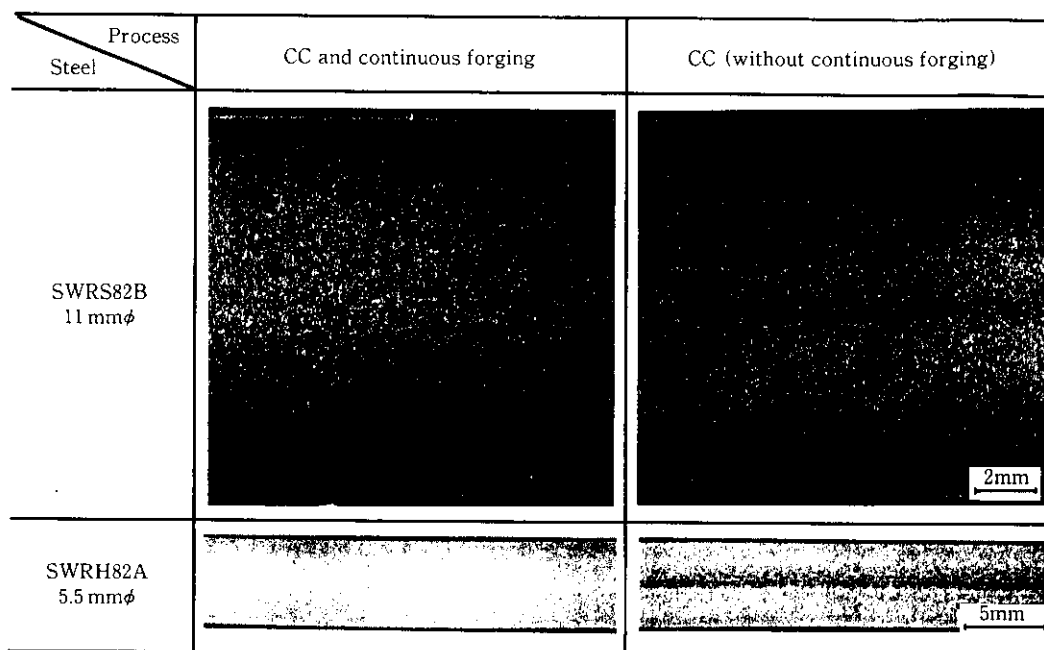


Photo 6 Appearance of macro-segregation of wire rods SWRS82B and SWRH82A after hot rolling

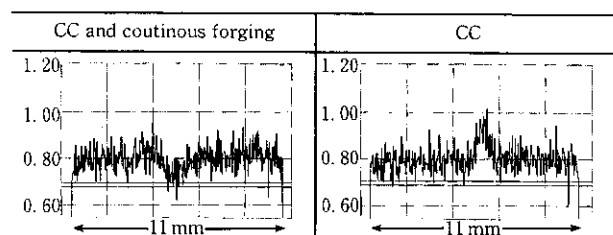


Fig. 6 Carbon distribution in radial direction in SWRS82B wire rod after hot rolling

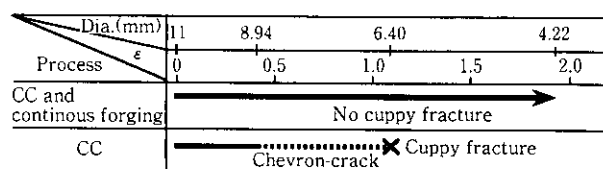


Fig. 7 Drawability of SWRS82B after hot rolling by drawing with die approach angle 25°

Table 4 Mechanical properties of SWRS82B and SWRH82A after hot rolling

Steel	Process	TS (MPa)	RA (%)
SWRS82B (11 mmφ)	CC and continuous forging	1147	39.8
	CC	1154	36.8
SWRH82A (5.5 mmφ)	CC and continuous forging	1127	44.9
	CC	1127	41.9

CC : continuous casting

考えられる。

5.3 加速伸線性

SWRS 82 B の加速伸線結果を Fig. 7 に示す。従来材は加工度 1.08 でカップー断線したのに対し、連続鍛圧材は加工度 1.92 まで伸線しても断線に至らず極めて優れた伸線性を有した。また、従来材には引抜荷重測定チャート上の荷重低下から低加工度においてシェブロンクラックの発生することがわかった。この傾向は SWRH 82 A についても同じで、加速伸線中に検出されるシェブロンクラック個数を評価して Fig. 8 に示す。なお、本鋼種に関して

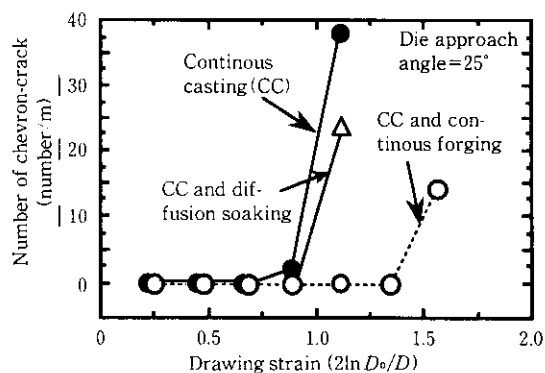


Fig. 8 Relationship between drawing strain and number of chevron-crack of SWRH82A

は、従来材の再加熱による拡散焼鈍を実施して正偏析を消去した (中心部 C 偏析度は約 1.01) 線材についても同時に評価し、Fig. 8 に併記した。連続鍛圧材のシェブロンクラック発生加工度は従来材に比べ大きく、かつその個数も少なかった。

これらから、高炭素鋼線材に連続鍛圧法を適用し、鋳片の中心部 C 量を適切に制御することにより、従来材に比べ強度を低下させることなく極めて高い伸線加工性を保持させることが可能である。

6 結 言

高炭素鋼線材に連続鍛圧法を適用する場合の鋸片中心部の最適C量を決定するために、C含有量の異なるミクロ組織を有する伸線加工後の鋼線の延性破壊挙動を調べるとともに、その結果を実機連続鍛圧法に適用し、以下の点が明らかとなった。

- (1) 伸線加工後の鋼線の延性はフェライト体積率およびパーライトラメラ間隔に強く依存する。
- (2) 0.42~0.72% Cのフェライト・パーライト組織の鋼線の絞りはC量の高いほどすなわちフェライト体積率が低下するほど向上した。また、0.84~0.95% Cのパーライト組織における絞

りはC量が高いほど低下した。その結果、今回の実験範囲での鋼線の絞りは0.72% Cのミクロ組織が最も優れていた。

- (3) 加速伸線による伸線限界は0.42~0.72% Cの範囲では大差なく、これ以上のC量になると低下し、およそ絞りの挙動と対応した。したがって、伸線性、伸線加工後の延性および強度を考慮すると、連続鍛圧材の中心部C量は0.72%程度が適切である。
- (4) この結果を実機連続鍛圧工程に適用し、0.5~0.8% Mnを含む0.8% C鋼の中心部C量を0.7~0.75%すなわち偏析度を0.90~0.95に制御した結果、その伸線加工性は従来材に比べ、強度を低下させることなく大幅に向上することを実証した。

参 考 文 献

- 1) 藤田利夫, 峰 公雄, 富樫房夫, 片岡健二, 反町健一, 坂本俊夫: 鉄と鋼, **72**(1986)13, S 1392
- 2) 落合征雄, 大羽 浩, 飛田洋史, 南雲道彦: 鉄と鋼, **73**(1988)8, 1625
- 3) 鍋島誠司, 中戸 参, 藤井徹也, 簡田宏一, 溝田和久, 藤田利夫: 鉄と鋼, **79**(1992)4, 479
- 4) 藤田利夫, 天野慶一, 中野昭三郎, 川縁正信, 山本義治, 小野秀俊: 材料とプロセス, **4**(1991)1, 296
- 5) 田中 浩, 佐藤 俊, 吉田一也: 塑性加工学会春期講演会, (1981), 517
- 6) 岡 潔, 田代 均, 佐藤 洋, 桑畑恒雄, 小島政道: 材料とプロセス, **2**(1989)1, 227
- 7) 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, **62**(1976)1, 90
- 8) 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, **62**(1976)7, 875
- 9) 藤田利夫, 松崎明博, 天野慶一: 鉄と鋼, 投稿中
- 10) J. D. Embury and R. M. Fisher: *Acta Met.*, **14**(1966)2, 147
- 11) G. Langford: *Met. Trans.*, **1**(1970)2, 465