

高強度スチールコード用鋼

Wire Rod for High Tensile Strength Steel Cord

坂本 昌* Masashi SAKAMOTO
 手島 俊彦 Toshihiko TESIMA
 中村 謙一 Kenichi NAKAMURA

抄 録

自動車の軽量化、燃費改善のニーズに応えるべく、高強度スチールコード用鋼の開発を進めている。スチールコードにおける高強度化の課題は、強度と延性の両立である。そこで、強度と延性の両立を目指して、伸線時の組織や機械的特性の変化を解析し、割れのメカニズムや延性改善の検討を行った。これらの知見をもとに、1.0% C 過共析鋼と二次加工技術を組み合わせることで、4400MPa 級のスチールコードを試作した。これらの検討事例と開発した高強度スチールコード用鋼を紹介した。

Abstract

The wire rod for high tensile strength steel cord has been developed, in order to achieve the light-weighting of automobile and fuel consumption improvement. The problem of developing a high tensile steel cord is to obtain both of the high tensile strength and excellent ductility simultaneously. In order to resolve the problem, the mechanism of cracking during wire drawing and the improvement of drawn wire ductility were investigated by analyzing the change of microstructure and mechanical property of the drawn wire with wire drawing. By applying 1.0% C hypereutectoid steel and the optimized drawing technic, 4400 MPa grade steel cord could be obtained in laboratory. This paper describes these research topics and the developed steel for high tensile strength steel cord.

1. 緒 言

スチールコードは、タイヤやホースなどゴム製品の補強材に使用される高強度部材である。図1にタイヤの断面模式図を示す。スチールコードは、タイヤ中で主にベルトやカーカスなどに使用されており、その使用量は全世界で年間 200 万 t 以上にも達する。

スチールコードに求められる性能は、まず、補強材とし

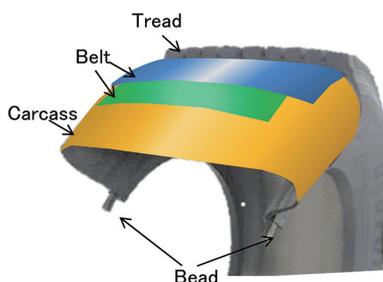


図1 タイヤの構造
Structure of radial tire

ての強度である。スチールコードに使用される高強度鋼線の引張強度の推移を図2に示す。1970年頃は、引張強度 2800MPa 程度であったが、年々、引張強度は上昇し、1990年頃には、4000MPa 級が開発されており、市販の鋼製品の中では、最高強度を有している。しかし、自動車業界の燃費改善や積載量増加のニーズは依然高く、タイヤの軽量化や転がり抵抗の低減、耐荷重の上昇のためにスチール

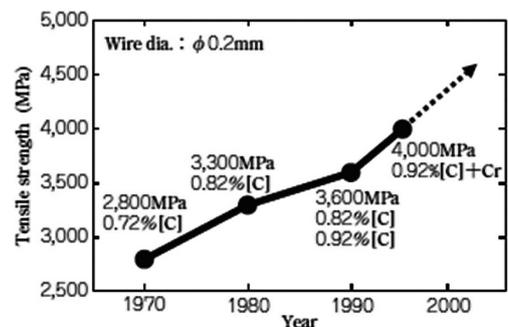


図2 スチールコードの強度推移¹⁾
Trend of high tensile strength of steel cord

* 鉄鋼研究所 棒線研究部 釜石駐在 主任研究員 岩手県釜石市鈴子町 23-15 〒026-8567

コードはさらなる高強度化が求められている。一方で、高強度化が進むと加工性や延性が低下する。これら延性低下の抑制がスチールコードの高強度化における最大の課題である。

本稿では、スチールコードのさらなる高強度化を目指して、スチールコードの高強度化における課題、および伸線時の機械的特性や組織の変化挙動について整理するとともに、過共析鋼を用いた高強度スチールコード用鋼の開発について紹介する。

2. 高強度スチールコードの課題

2.1 高強度スチールコード用鋼に要求される特性

スチールコードは高炭素鋼を伸線と熱処理により細径化し、最終的に直径 0.15～0.39mm まで伸線した極細の高強度鋼線を撚り線加工したものである(図3)。スチールコードに要求される性能は、前記したようにまず強度である。高炭素鋼線の高強度化の手段は主に3つある。①伸線前のパテンティング材の高強度化、②伸線加工量の増加、③伸線加工時の加工硬化能の強化である。これらの強化機構を適切に組み合わせることで、高強度鋼線を得ることができる。また、鋼材の成分としては、図2に示すように、C量の増加やCr添加により、鋼線の高強度化を達成してきた。

これらの強化機構中で、スチールコードのような極細鋼線の高強度化は伸線加工による加工硬化が重要である。極細高強度鋼線の強度は最終の伸線加工工程(湿式伸線)で総減面率97%以上の強加工による加工硬化で得ており、この加工硬化が引張強度に占める割合は65%と非常に大きい²⁾。つまり、スチールコードの高強度化を行うためには、強加工による加工硬化が必須ということである。さらに、

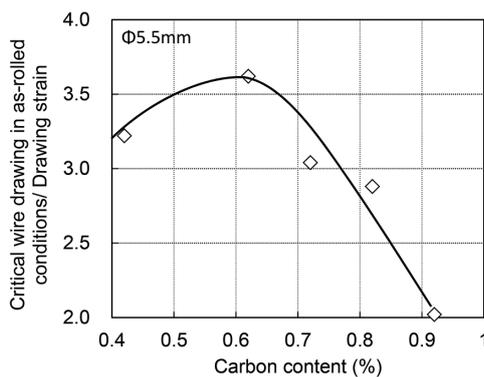


図4 C量と伸線加工性の関係³⁾

Relationship between critical wire drawing and carbon content

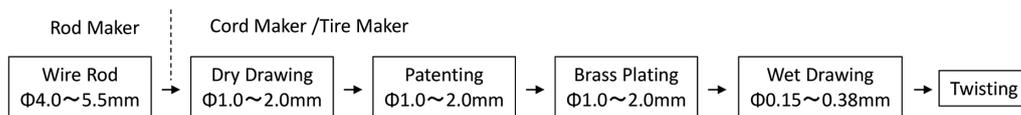


図3 スチールコードの製造工程
Manufacturing processes of steel cord

湿式伸線後、最終工程の撚り線工程では、大きなねじりや曲げ応力がかかる。また、一次伸線の乾式伸線では、熱処理を行う所定の線径まで細径化できる高い加工性が求められる。そのため、スチールコード用鋼はこれらの製造工程に耐えうる延性が必須である。この延性の指標としては、引張試験時の絞りやねじり試験時の縦割れ(デラミネーション)の発生などがある。

2.2 C量と高強度鋼線の延性の関係

C量と伸線加工性の関係を図4に示す³⁾。ここでの伸線加工性は、引張試験時の絞り(≥35%)や捻回試験時の破断までの回数(>25回転)で判断している。C量の増加により、伸線加工性が低下、つまり、より小さい歪で延性が低下する。伸線加工性が低下すると、乾式伸線工程で線材から所定の線径まで伸線することができず、中間パテンティングの実施が必要となり、生産性が低下するなどの課題が発生する。その他、湿式伸線工程での伸線加工量の低下による高強度鋼線の引張強度不足や撚り線工程での断線が懸念される。

2.3 線径と高強度鋼線の延性の関係

高強度鋼線の延性は、その鋼線の線径にも依存する。図5に種々の線径の線材を伸線した際の引張強度と絞りの変化挙動を示す⁴⁾。線径が細径化するに伴い、絞りが低下す

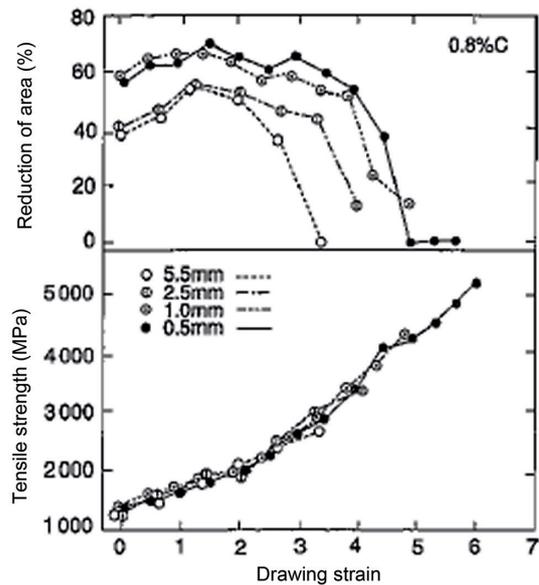


図5 線径が伸線材の機械的特性に及ぼす影響⁴⁾

Effect of wire diameter on mechanical property with drawing strain

る歪は上昇している。ねじり試験のデラミネーションの発生も同様の傾向を示し、初期線径の太径化に伴い、小さい歪でデラミネーションが発生すると報告されている⁵⁾。これはいわゆる線径効果であり、このメカニズムは解明されていないが、細径化による表層と中心の組織の差の低減³⁾や伸線方式の差(太径線材は乾式伸線、細径線材は湿式伸線)により加工発熱や抜熱が異なることで歪時効が低減する効果⁶⁾などが提案されている。つまり、スチールコードの製造において、乾式伸線、湿式伸線それぞれの伸線工程で伸線時の延性低下や組織の挙動は異なる。そのため、スチールコードの高強度化を達成するには、乾式伸線(一次伸線)、湿式伸線(仕上げ伸線)での機械的特性や組織の変化挙動を明らかにし、各工程で延性を向上させることが重要である。

3. 伸線時の機械的特性や組織の変化挙動

3.1 パーライト鋼の組織因子と機械的特性

スチールコードに用いられている鋼材は、高炭素鋼であり、その組織はパーライトである。図6に示すようにパーライト鋼は、硬質のセメンタイトと軟質のフェライトが層状に並んだ組織であり、フェライトの結晶方位が同一のパーライトブロック、セメンタイトの方向が揃ったパーラ

イトコロニー、セメンタイトの層間隔であるラメラ間隔から構成されている。組織と機械的特性の関係については、ラメラ間隔は引張強度⁷⁾に、パーライトブロックサイズ(以下、PBS)は延性(絞り)に影響を及ぼすとされている。

3.2 乾式伸線における延性向上

3.2.1 乾式伸線材の機械的特性と組織因子の関係⁸⁾

PBS やラメラ間隔が乾式伸線材の引張強度、絞りに及ぼす影響を図7、図8に示す。供試材は直径5.5mmのSWRH

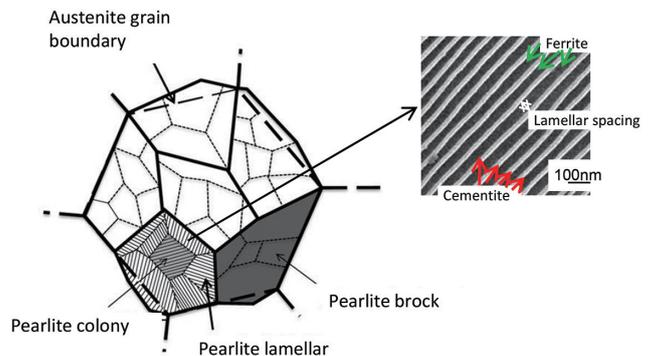
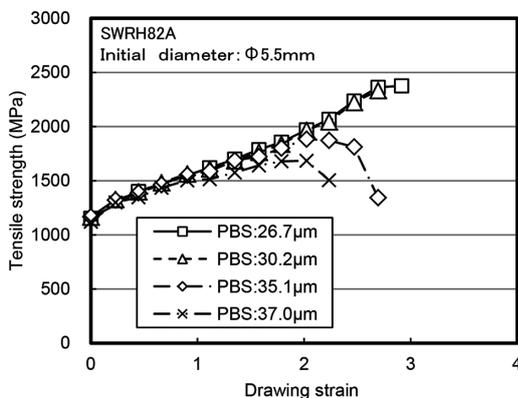
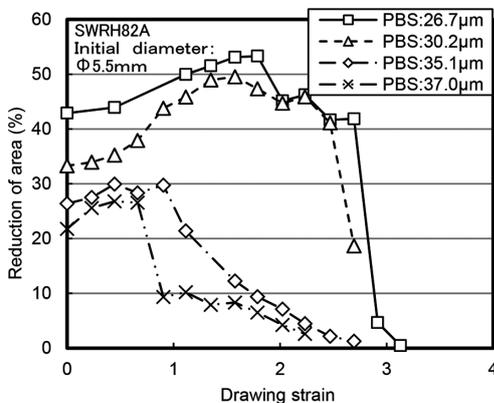


図6 パーライト鋼の構造
Structure of pearlite steel

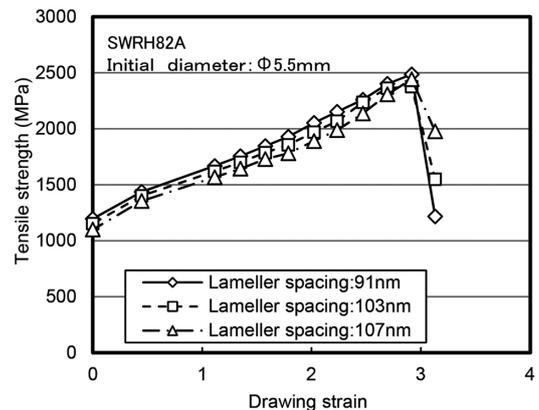


(a) TS: Tensile strength

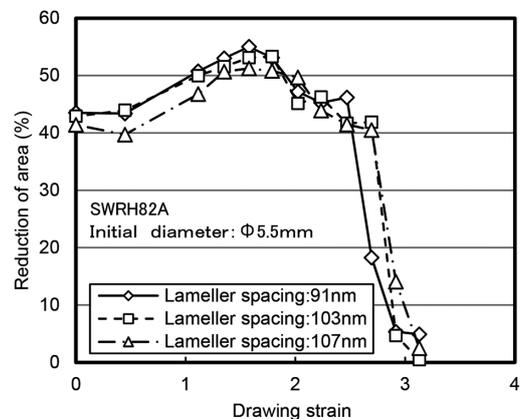


(b) RA: Reduction of area

図7 PBSが伸線材の機械的特性に及ぼす影響(乾式伸線)⁸⁾
Effect of PBS on mechanical property with drawing strain (dry drawing)



(a) TS: Tensile strength



(b) RA: Reduction of area

図8 ラメラ間隔が伸線材の機械的特性に及ぼす影響(乾式伸線)⁸⁾

Effect of lamellar spacing on mechanical property with drawing strain (dry drawing)

82A を用いて、鉛パテンティングにて PBS やラメラ間隔を制御した。

PBS $35\mu\text{m}$ を境界にして、伸線材の機械的特性の挙動は大きく異なる。PBS が $35\mu\text{m}$ 以上では、真歪 1.0~1.2 以上で絞りは 10% 程度まで急激に低下し、加工硬化率も低下した。それ以降、絞りは低い値を示し、真歪 2.0 以上で引張強度も低下した。また、この傾向は PBS が粗大化するほど、より顕著であった。一方、PBS が $30\mu\text{m}$ 以下では、PBS が引張強度に及ぼす影響は小さいものの、真歪 3.0 近傍における絞りの低下は PBS の微細化により若干向上した。

ラメラ間隔が伸線材の機械的特性に及ぼす影響については、真歪 3.0 までは、いずれの水準も同程度の加工硬化率で伸線材の引張強度は上昇し、真歪 3.0 超で低下した。絞りは真歪 2.5 以上で急激に低下するが、ラメラ間隔の微細化(引張強度の上昇)に伴い、絞りが低下する真歪は低下した。

これらのことから、パーライト鋼における伸線材の延性(絞り)確保のためには、PBS を $30\mu\text{m}$ 以下にし、ラメラ間隔は粗大化(引張強度は低下)が有効であると考えられる。

3.2.2 伸線初期における延性低下のメカニズム解析

図 5 に示すように PBS が $35\mu\text{m}$ 以上では伸線初期に絞りが急激に低下している。この要因は伸線初期に割れが生成し、その後成長するためである。図 9 に伸線材の中心部 L 断面のマクロ観察結果を示す⁸⁾。PBS が $35\mu\text{m}$ 以上では、1 パス目(減面率 17%)で中心部に割れが生成し、その後、成長していることがわかる。この割れ部周辺の SEM (Scanning Electron Microscope) 組織観察結果を図 10 に示す。割れは伸線方向と 45° のせん断方向に発生、進展している。また、割れ部の近傍では、同じブロック内で同様の方向にラメラ組織がずれたような様相が確認された。周辺の組織でも割れやラメラ組織のずれは確認されたが、均一に生成しているのではなく、特定の領域で集中的に生成している

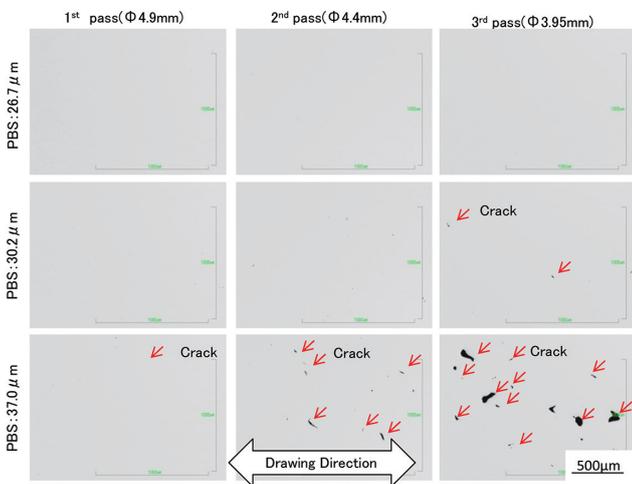


図 9 中心部の割れの生成状況⁸⁾
Generation and growth of crack in center area

様相が確認された。この割れやラメラ組織のずれが発生するメカニズムについて、より詳細に解析を行った。

3.2.3 パーライト鋼の割れの生成・成長メカニズム⁹⁾

伸線時、鋼材にかかる応力状態は、表層部ではせん断応力であり、中央部では引張応力である。そこで、中央部の割れ生成のメカニズムを解析するため、引張応力付与時の局所的な塑性変形状態や組織変化の解析を行った。

引張応力付与時の局所歪分布を DIC (Digital Image Correlation) 解析により測定した。図 11 に示すように、歪は均一ではなく、不均一に分布していることがわかる。また、歪量は同一のブロック内でも変化しており、塑性変形はコロニーに依存することがわかる。

この歪量の変化には引張方向とフェライトのすべり系との関係(シュミット因子)および引張方向とラメラの配向性が影響する。図 12 に示すようにシュミット因子の上昇に伴い、歪量は増加する傾向があり、局所歪分布はフェライトのすべり系の活動度の影響を受けていることがわかる。さらに、シュミット因子が高い場合でも、ラメラセメンタイトの配向と引張方向の関係により歪量が異なる(図 13)。ラメラセメンタイトの配向と引張方向が 0° や 90° の場合は、歪量が小さく、 45° の場合は歪量が大きいことが確認される。

これらの知見をもとに、パーライトにおける引張応力時の塑性変形を考察する。シュミット因子が大きく、かつ、引張応力とラメラの配向性が 45° である場合は、転位の移動は拘束されないため、塑性変形量は大きくなり、セメン

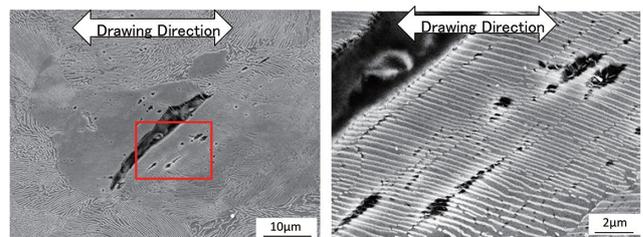


図 10 割れ部の SEM 観察結果
SEM images showing crack

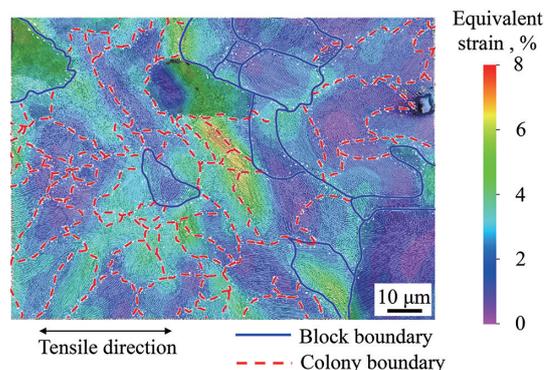


図 11 パーライト鋼における局所歪分布⁹⁾
Local strain distribution map of perlite

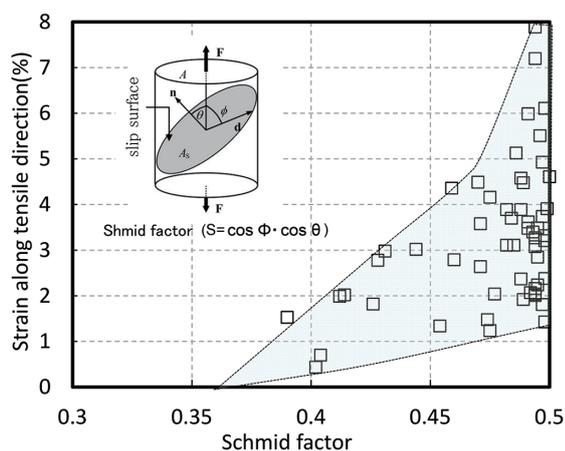


図12 シュミット因子と歪量の関係⁹⁾
Relationship between the Schmid factor and local strain

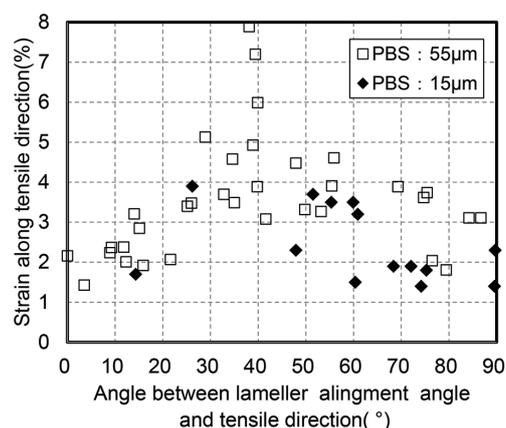


図14 PBS, ラメラ配向と歪量の関係
Relationship among lamellar alignment, local strain and PBS

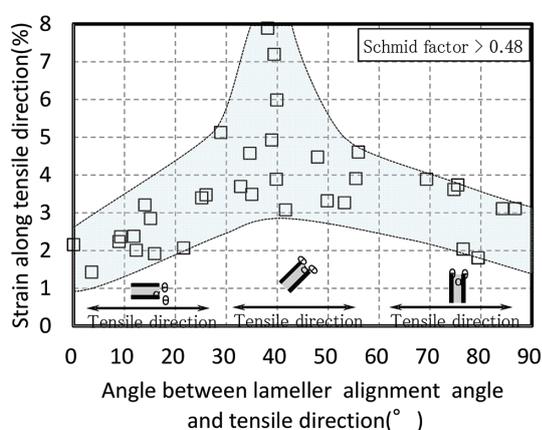


図13 ラメラ配向と歪量の関係⁹⁾
Relationship between lamellar alignment and local strain

タイトやフェライト結晶は変形や回転が起こる。一方、シュミット因子は高いが、引張方向とラメラの配向性が0°もしくは90°である場合、フェライト内では転位が生成しても、セメンタイト境界で拘束され、塑性変形ができず、セメンタイトやフェライトの結晶回転は起こらない。そして、さらに引張応力が付与されると、セメンタイト境界での転位のパイルアップ量が増加し、かつ、引張方向とラメラセメンタイトの配向が平行である場合は、セメンタイトは引張応力を受けており、転位のパイルアップと合わせて、セメンタイトがすべり線上で破壊、連結されることで、ラメラ組織のせん断方向へのずれや割れの生成に至ると考えられる。伸線時の中心部でも同様の現象が起こっており、割れが発生していると推察される。

さらに、PBSが歪量に及ぼす影響を図14に示す。粗大なPBSではラメラ配向性が45°部位で、局所歪量が増加しているが、PBSが微細であれば、歪量は小さく、ばらつきも少ない。つまり、PBSの粗大化により、歪分布の不均一性は増加するということである。この歪の不均一性の増加により、局所的な引張応力の不均一性も増すため、前記のメカニズムが助長され、粗大なPBSで割れが生成すると考

えられる。

3.3 湿式伸線における延性向上

3.3.1 高強度鋼線の延性低下の要因

高強度鋼線の延性低下としては、絞りの低下や捻回時の縦割れ(デラミネーション)がある。これら延性低下の要因の1つに、ラメラセメンタイトの分解による局所的な時効脆化があげられている⁶⁾。

図15にSWRS92Aを湿式伸線して作製した直径0.2mm極細高強度鋼線(真歪ε:4.16)の時効処理時の機械的特性の変化を示す。150℃の時効処理を行うことで、引張強度は上昇するものの、絞りは低下し、捻回特性についても、デラミネーションが発生し、捻回値(破断に至るまでのねじり回数)が低下している。

時効処理時の組織変化について、高橋らは3D-AP(3 Dimensional Atom Probe)によるC元素の分布状態を解析した結果、伸線まま材ではCはラメラ状態を維持しているが、150℃の時効処理を行うとセメンタイトは分解し、C元素はフェライト中に均一に分散していると報告している¹⁰⁾。図15の機械的特性の変化も同様にセメンタイト分解が起こったことによるものと考えられる。

3.3.2 高強度鋼線の延性改善の考え方

セメンタイト分解の機構は、転位とCの相互作用が強いいため、フェライト中の転位にCが移動、固着することで進行する歪時効であると提案されている⁶⁾。局所的なセメンタイト分解がCの転位への偏析と考えた場合、その抑制対策としては、転位(歪量)の低減や加工発熱の低減が考えられる。

歪量の低減としては、パテンティング材の強度上昇や加工硬化率の強化が有効である。樽井らは鋼材の成分がパテンティング材の強度や加工硬化率の上昇には、CやCrが有効であると報告している(図16、図17)¹¹⁾。一方で、C量が増加すると、前記のように伸線加工性が低下するほか、

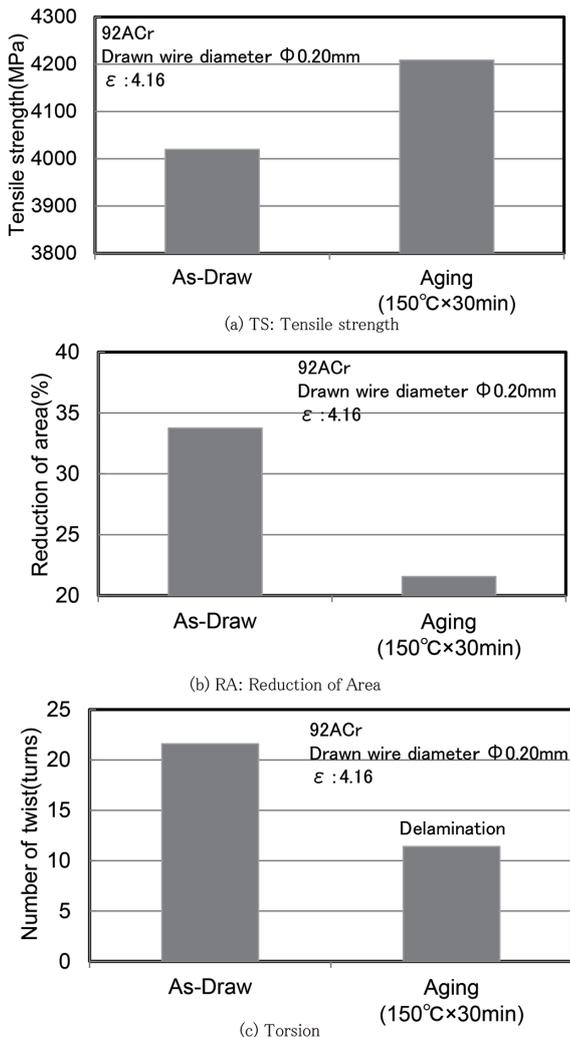


図 15 時効と機械的特性の関係
Relationship between mechanical property and aging

初析セメントのような新たな課題も出てくるため、注意が必要である。

加工発熱の低減については、田代らがダイスの形状や潤滑皮膜、パススケジュール、後方張力などの二次加工での対策を検討しており、潤滑性能の上昇やダイス角度の低下などにより、延性が向上すると報告している⁴⁾。

一方で、セメント分解を過剰に抑制すると、引張強度が低下する。図 18 に伸線速度と伸線材の機械的特性の関係を示す。伸線速度の低下に伴い、絞りは改善し、デラミネーションも抑制され、延性は改善する。しかし、伸線速度 100m/min 以下では、延性の改善は小さく、引張強度のみが低下していることがわかる。この機械的特性の変化は、伸線速度の変更に伴い、加工発熱や動的歪時効によるセメント分解の状態が異なるためと考えられる。これらの結果からセメント分解は完全に抑制する必要があるというわけではなく、最適な状態があると考えられる。樽井らは、セメント分解が進行しフェライト中の C 量が 1% 以上でデラミネーションが発生するとしている(図 19)¹²⁾。

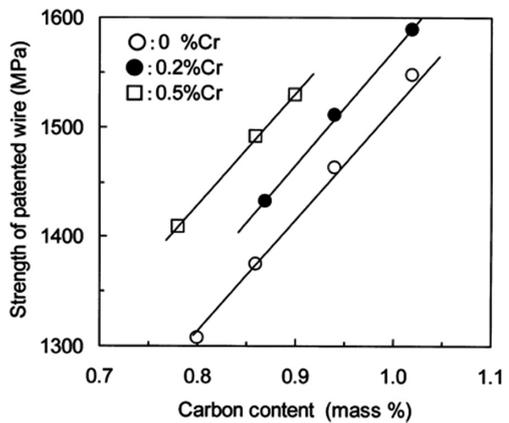


図 16 パテンティング材の引張強度に及ぼす C, Cr の影響¹¹⁾
Effect of C and Cr content on patented wire strength

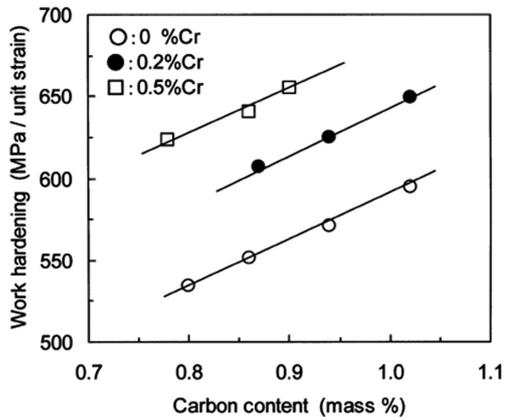


図 17 加工硬化率に及ぼす C と Cr の影響¹¹⁾
Effect of C and Cr content on amount of work hardening

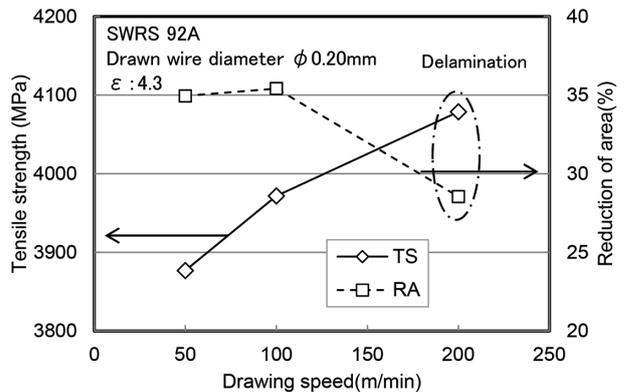


図 18 伸線速度と機械的特性の関係
Relationship between drawing speed and mechanical property of drawn wire

これまで述べたように強度と延性に優れた高強度鋼線を得るためには、伸線条件の最適化などにより、セメント分解を適切な範囲に制御することが重要である。しかし、鋼線の高強度化に伴い、伸線時の加工発熱は上昇し、時効が進行しやすくなるなど、鋼材に応じて最適な二次加工方法は異なる。つまり、スチールコードのさらなる高強度化には、鋼材開発のみならず、二次加工技術の両面での開発が重要であると考えられる。

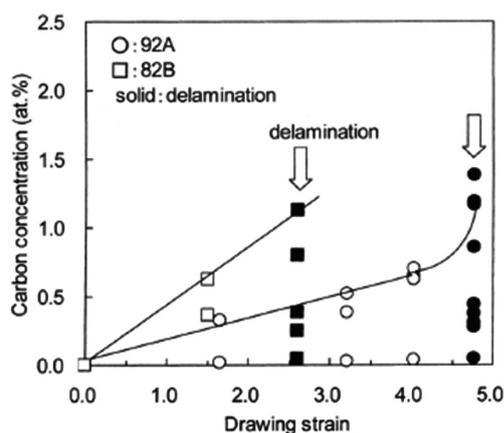


図 19 伸線に伴うフェライト中の C 量とデラミネーションの関係¹²⁾

Relationship between carbon concentration in ferrite with drawing strain and occurrence of delamination

4. 過共析鋼によるスチールコードの高強度化の検討

高強度スチールコード用鋼として、表 1 に示す 0.9% 超の過共析鋼を開発している。これらの過共析鋼と二次加工技術の組み合わせにより、高強度鋼線の試作を行った。図 20 に各鋼種での歪量と高強度鋼線の引張強度の関係を示す。パテントリング時の線径を調整し、歪量を変えることで高強度鋼線の線径を直径 0.2mm に統一している。いずれの鋼種でもデラミネーションなしで引張強度 4000MPa 以上の強度と延性に優れた高強度鋼線が得られた。C 量の増加および Cr 添加により、デラミネーションが発生する歪量は低下するものの、デラミネーションが発生する強度は向上しており、強度と延性のバランスを改善することができた。その結果、102C+Cr 材を使用することで、実験室での検討ではあるが、デラミネーションを発生させることなく引張強度 4400MPa の優れた高強度鋼線を得ることができた。

5. 結 言

伸線加工時の機械的特性や組織の詳細な解析による伸線時の機械的特性の挙動や高強度鋼線の延性改善などについて検討した事例を紹介し、過共析鋼による高強度スチールコード用鋼について述べた。その結果、1.0% 超の過共析鋼材と二次加工技術を最適化することで、デラミネーションを発生させることなく 4400MPa の高強度鋼線が試作できた。一方で、デラミネーションなど延性低下のメカニズムははまだ解明されているとは言えない。さらなる高強度化のためには、これら延性低下のメカニズムの解明、延性低下の抑制技術確立が必須である。近年、解析技術が進歩しており、従来、解析できなかったナノレベルでの

表 1 高強度スチールコード用鋼の化学成分
Chemical compositions of developed steel for high tensile steel cord

Steel	C	Si	Mn	Cr
102C+Cr	1.02	0.20	0.30	0.20
97C+Cr	0.97	0.20	0.30	0.20
92C+Cr	0.92	0.20	0.30	0.20
92C	0.92	0.20	0.50	-

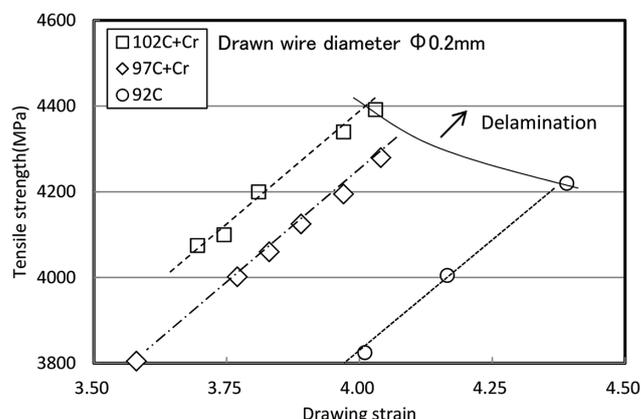
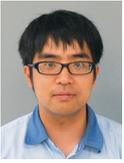


図 20 高強度スチールコード用鋼の試作結果
Trial results of developed steel for high tensile steel cord

組織変化も視えるようになってきた。今後、これらの解析技術を活かして、延性低下のメカニズムの解明を行い、スチールコードのさらなる高強度化や高延性などの機能向上について取り組んでいきたい。

参考文献

- 1) 隠岐保博：ふえらむ. 8 (9), 627-632 (2003)
- 2) 田代均, 西田世紀, 樽井敏三, 大橋章一, 佐々木正司, 中村謙一, 吉江敦彦, 出町仁：新日鉄技報. (370), 39-44 (1999)
- 3) 舟山貴朗：新日鉄住金技報. (406), 43-46 (2016)
- 4) 田代均, 樽井敏三：新日鉄技報. (378), 77-80 (2003)
- 5) 日本塑性加工学会編：塑性加工技術シリーズ 6 引き抜き加工. コロナ社, 1990, 272p
- 6) 樽井敏三, 丸山直紀, 田代均：鉄と鋼. 91 (2), 265-271 (2005)
- 7) 高橋俊彦, 南雲道彦, 浅野巖之：日本金属学会誌. 42 (7), 708-715 (1978)
- 8) 坂本昌, 児玉順一：第 68 回塑性加工連合講演会論文集. 11-12 (2017)
- 9) 手島俊彦, 山下朋広, 小坂誠, 潮田浩作, 古賀紀光, 中田伸生：第 77 回日本熱処理技術協会講演大会講演概要集. 77, 683-684 (2014)
- 10) Takahashi, J. et. al: Acta Mater. 60 (1), 387-395 (2012)
- 11) 樽井敏三, 丸山直紀, 高橋淳, 西田世紀, 田代均：新日鉄技報. (381), 51-56 (2004)
- 12) 樽井敏三, 丸山直紀：鉄と鋼. 90 (12), 1031-1037 (2004)



坂本 昌 Masashi SAKAMOTO
鉄鋼研究所 棒線研究部 釜石駐在
主任研究員
岩手県釜石市鈴子町23-15 〒026-8567



中村謙一 Kenichi NAKAMURA
釜石製鉄所 製造部 品質管理室長
上席主幹



手島俊彦 Toshihiko TESIMA
君津技術研究部 主任研究員