

技術論文

環境負荷低減型高強度PWSワイヤ用線材の開発

Development of Environmental Load Reducing Type High-strength Wire Rod for Parallel Wire Strand

真 鍋 敏 之*
Toshiyuki MANABE山 崎 真 吾
Shingo YAMASAKI磯 新
Arata ISO疋 田 尚 志
Naoshi HIKITA大 羽 浩
Hiroshi OHBA西 田 世 紀
Seiki NISHIDA松 井 直 樹
Naoki MATSUI

抄 録

橋梁ケーブルに用いられる高強度ワイヤ用線材のパテンティング工程を DLP (Direct in-Line Patenting) 処理化した。DLP 処理化における最大の課題は、圧延線材表層の上部ベイナイトの生成抑制であった。本開発では、Si 添加した高炭素鋼に対し、粒界偏析 B により線材表層の上部ベイナイトが抑制できることを明らかとした。B と Ti を添加した開発鋼を用い 1960MPa 級のワイヤを試作した結果、要求特性を満足することを確認した。これにより、高強度ワイヤ用線材の生産性を向上し、且つワイヤ製造プロセスでの CO₂ の排出量と鉛使用量の低減を可能とした。

Abstract

DLP process was applied for the high-strength wire rod used for a bridge cable. In order to apply DLP process for Si-added high carbon steel, the biggest problem was preventing upper bainite generation of wire rod surface. It is revealed that upper bainite generation suppressed by grain boundary segregation of boron. Applying developed B-added high carbon steel, the manufactured wires of 1960 MPa grade were satisfied the demanded characteristics. This technique enables to enhance productivity and to reduce a discharge of the CO₂ gas and the consumption of lead in the manufacturing process of high tensile grade wire.

1. 緒 言

支柱間距離が 400m を超える長大橋には、つり橋や斜張橋といったメインケーブルを用いた橋が適用される。このメインケーブルには、平行ワイヤストランド (Parallel Wire Strand : PWS[®]) と呼ばれる、素線のワイヤを撚らずに結束した平行線ケーブルが採用されている。メインケーブルは橋の仕様を決定する重要部材であり、橋の長大化や設計自由度の観点から、素線であるワイヤの高強度化が求められている。

日本国内では、国家プロジェクトにより 1970 年代から本州四国連絡橋を中心とした長大橋が多く建設された。1940 年以降、半世紀近く、主に 1570MPa 級のワイヤが使われていたが、1998 年に完工した世界最長の支柱間距離 (1991 m) を有する吊り橋である明石海峡大橋では、初めて 5mm/1770MPa 級のワイヤが適用された (図 1)。これにより、設計段階で 4 本であった主ケーブルを 2 本に減らすことが

可能となり、施工期間短縮、コストの低減に寄与した。斜張橋では、2004 年に北海道のたっぷ大橋に 7mm/1770MPa 級のワイヤが適用された。新興国では交通インフラストラ

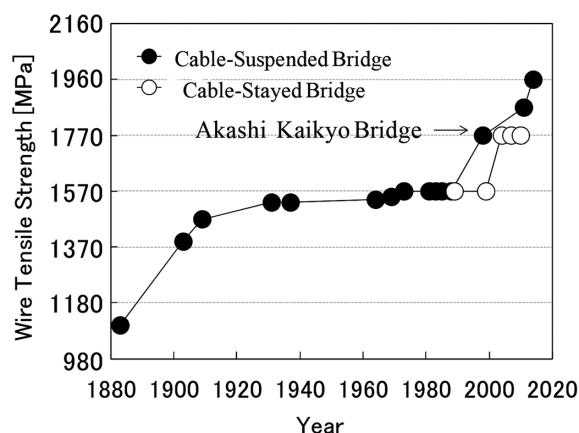


図 1 長大橋のワイヤ強度の変遷
Transition of the wire strength of long bridge

* 鉄鋼研究所 棒線研究部 主幹研究員 千葉県富津市新富 20-1 〒293-8511

クチャが急速に整備されつつあり、更に 1870MPa 級、1960MPa 級といった高強度ワイヤを適用する長大橋プロジェクトが数多く計画されている。

長大橋の主ケーブル用のワイヤは、一般的に溶融亜鉛めっき鋼線であり、この素材として高炭素鋼でパーライト組織を有する線材が用いられる。パーライト組織を造りこむためには、オーステナイト域に加熱された線材を 500～600℃の温度域に保持する恒温変態熱処理（パテンティング）を行う必要がある。本稿では、君津製鉄所の DLP 設備を用いて、高強度化を実現した橋梁ケーブル用の線材開発の技術について述べる。

2. PWS ワイヤ用線材の高強度化と製造課題

2.1 高炭素鋼線の高強度化手法

橋梁ケーブル用のワイヤをはじめ、PC (Prestressed Concrete) 鋼線、各種ロープ、スチールコード（以下 STC）、ソーワイヤなどの高強度鋼線には、いずれも高炭素鋼が用いられる。その理由は、高炭素鋼をパテンティングしたパーライト組織が、他の金属組織に比べ、伸線（引抜き）加工により優れた加工硬化特性を有するためである。パーライト組織はフェライトとセメンタイトのラメラ構造を有する層状組織であり、パテンティング段階では、その強度はセメンタイト分率（C 量）、ラメラ間隔、フェライトの強度に支配される。

伸線加工による結晶方位回転により、ラメラ構造が伸線方向に揃い、ラメラフェライトの結晶方位が引抜き方向に対して〈110〉面に揃う集合組織が形成されるとともに、ラメラ間隔が微細化され強度が向上する（図 2）。蟹江、友田ら^{1,2)}は、パーライト組織が加工硬化特性に優れる理由を中性子回折によって検証し、その理由として、ラメラフェライトとラメラセメンタイト間に応力分配が発生し、セメンタイトが大きな応力を負担するためとしている。また、伸線により強加工されたパーライト組織においては、フェライト相も強化されると報告している。

パーライトの強度、伸線加工後の強度を強化するためには、合金元素としてセメンタイト分率を増加させる C、ラメラ間隔を微細化させる Cr の添加が有効である。特に、Cr は高ひずみの伸線加工での強度上昇が大きいと、真ひずみが 3 以上まで加工される STC では、過共析鋼に Cr

が添加された成分系が用いられる。

一方で、橋梁ケーブル用や PC 鋼線用の線径が太いワイヤでは、STC 程の伸線加工による強化は見込めないことから、パテンティング後の強度を向上させることに主眼がおかれ、フェライト相の強化を目的として Si（固溶強化）、V（VC による析出強化）が添加される例がある。また、伸線後に溶融亜鉛めっきが施される場合には、パーライトのラメラセメンタイトの分断（球状化）による強度低下を抑制する目的で、Si、Cr が添加される。表 1 に STC と橋梁ケーブル用ワイヤに適用される化学成分例を示す。

2.2 PWS の製造工程と課題

図 3 に PWS の製造工程を示す。素材には、パテンティングを施された線径 10mm 以上の線材が用いられ、デスケーリングと潤滑皮膜処理ののち、伸線加工が施される。得られた伸線材は、防錆処理のため脱脂、酸洗、フラックスの前処理工程を経て、300g/m² 以上の目付量の溶融亜鉛めっきが施されてワイヤとなる。近年では、めっきに亜鉛アルミ合金も使われている。

その後、欧州で主流であるワイヤを橋梁上で 1 本ずつ紡ぐ AS (Air Spinning) 工法、あるいは日本等で実績があり施工期間短縮に効果がある、事前に工場でワイヤを束ねてストランドとしてから架設する PPWS (Prefabricated Parallel Wire Strand) 工法により集束される。更にスクイズやバンド架設、ラッピングが施されケーブルが完成する³⁾。

橋梁ケーブル用ワイヤの製造において重要なのは、パテンティング工程である。従来、線材のパテンティングは、熱間圧延線材を、ワイヤメーカーで再加熱し、鉛浴に浸漬する鉛パテンティング (Lead Patenting : LP) 処理で行われてきた。当該熱処理工程は、①環境負荷物質である鉛を使用していること、②線材の再加熱、鉛の加熱で製造過程におけるエネルギーコストと CO₂ の排出量が増加すること、③ワイヤメーカーによる処理能力に上限があることが課題として挙げられる。

特に③については、メインケーブルだけで 1 万トン以上の鋼材が必要となる吊り橋プロジェクトでは、熱処理が製造上のボトルネックとなり、場合によっては数社のワイヤメーカーで製造しなければならない。その場合、熱処理段階で各メーカーでの品質差が生じる懸念がある。また、海

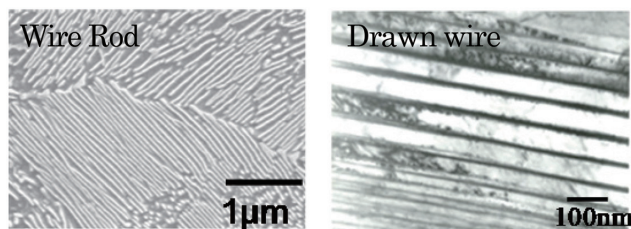


図 2 線材と鋼線のマイクロ組織
Microstructure of wire rod and drawn wire

表 1 線材の化学成分例
Chemical compositions example

(mass%)					
Steel	C	Si	Mn	Cr	Application
S82A	0.82	0.20	0.40	-	STC
S92ACr	0.92	0.20	0.30	0.25	
SWRS82B	0.82	0.20	0.75	-	
S82BM	0.82	0.90	0.75	-	PWS
S87AM	0.87	1.05	0.35	0.25	

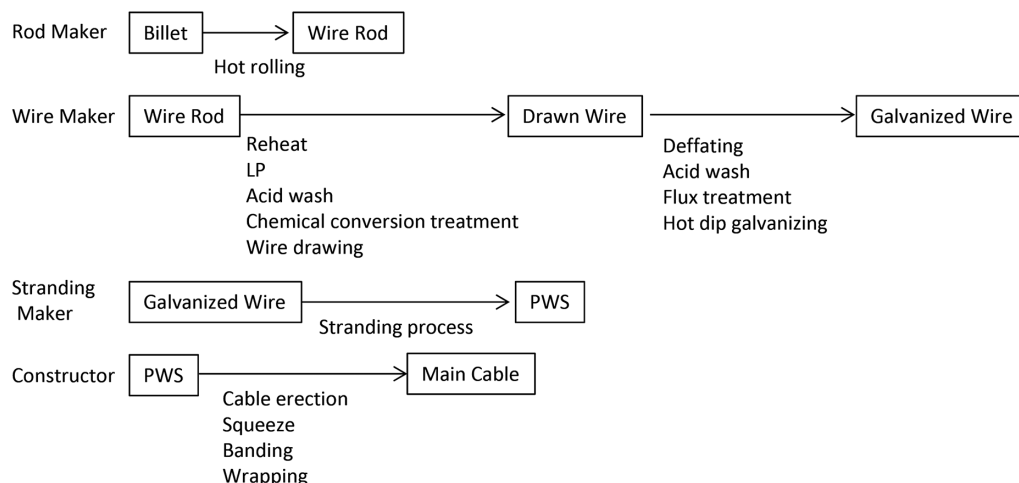


図3 メインケーブルの製造方法
Manufacturing process of main cable

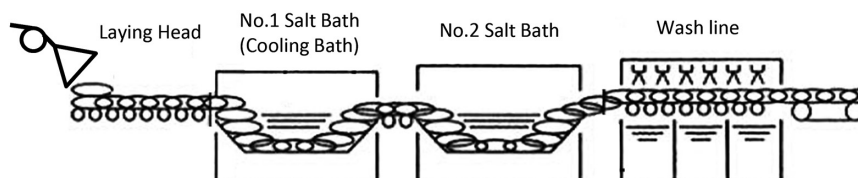


図4 DLP 設備の模式図
Outline of DLP process

外でワイヤを製造する場合には、環境負荷物質である鉛の規制も影響する可能性がある。

2.3 パテンティング処理のDLP 設備適用とその課題

君津製鉄所のDLP 設備の模式図を図4に示す。DLP 設備は、熱間圧延後の線材を直接溶融塩に浸漬することによりパテンティングを行うことが可能なインライン熱処理設備である⁴⁾。しかしながら、Siを添加した1860MPa級以上の橋梁向けには適用されていなかった。それは、高炭素鋼にSiを添加すると焼入れ性が上がり、更に恒温変態曲線（TTT：Time-Temperature-Transformation）における、ノーズ温度が上昇するため、DLP 処理によって生成する金属組織が通常のSi量である鋼種と異なり、線材の品質が安定しなかったためである。特にリング状に巻き取った状態での熱処理であるため、長手方向での機械的性質の変化が大きく、橋梁ケーブル用ワイヤの必要特性であるねじり特性を満足することが困難であった。ねじり特性は、破断までのねじり回数（捻回値）と破面形態で評価されるが、特に問題となるのは、ねじり初期に発生する縦割れ（以下デラミネーション）である。Si添加鋼種の橋梁ケーブル用線材にDLP 処理を適用するための具体的な課題は、線材表面のベイナイト組織の低減であった。

3. 表層ベイナイトの抑制技術の開発

3.1 表層ベイナイト生成過程の検討

Si添加鋼は、前述の通りパーライト変態のノーズ温度を上昇させる。DLP 設備による従来の熱処理では変態温度がノーズ温度に対して低く、特に冷媒と直接接触する線材の最表層部分では上部ベイナイトが生成する（図5）。なお、図6に0.2%Si材と1.0%Si材の上部ベイナイト例を示すが、Si添加鋼はベイナイト組織内部のセメントライトが少なく、粗大なセメントライトが析出するといった特徴を有する。これは、Si添加によりベイナイト生成後のセメントライトの形成が遅れるためと考えられる。

前述のデラミネーションは、ワイヤの表層で発生すると考えられ、メカニズムとしてセメントライト分解による材料

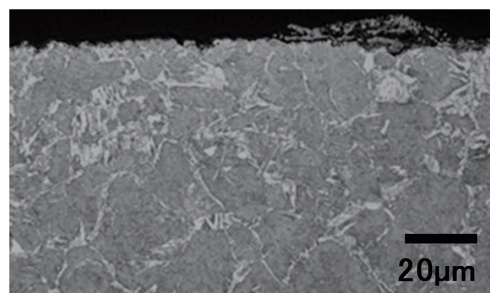


図5 線材表面の組織
(淡いコントラスト部分が上部ベイナイト)
Microstructure of wire rod surface

の不均一性の増大⁹⁾、セメンタイトとフェライト界面でのボイドの生成¹⁰⁾などが提唱されている。特に粗大なセメンタイトが析出する Si 添加した鋼種の上部ベイナイト組織は、デラミネーションを抑制する観点から避けるべき組織であると考えられる。そこで、Si 添加した高炭素鋼 (0.7% C-1.0% Si-1.0% Mn) を用い、全自動変態記録測定装置 (フォーマスタ試験機) にて恒温変態による変態過程を検証した。

恒温変態過程の調査温度は、パーライトと上部ベイナイトが混在する温度域で、且つ旧 γ 粒界上からの上部ベイナイトの生成頻度が高い 525℃ とした。図 7 に 525℃ での恒温変態組織を示す。淡いコントラスト部分が上部ベイナイト組織、濃いコントラストがパーライト組織である。

図 8 に更に変態開始直後の旧 γ 粒界からの変態例を示す。一部の領域にて γ 粒界から粒界に沿ってフェライトが生成し、更にフェライト部分に沿って上部ベイナイトが生成し

ている様子が観察された。EBSD (Electron backscatter diffraction) による分析の結果、フェライトと上部ベイナイトは同一の方位関係を有することが分かり、フェライトが上部ベイナイトの先行相となっている可能性が考えられる。

3.2 B 添加による表層ベイナイト生成抑制⁷⁾

Si 添加高炭素鋼での上部ベイナイト抑制のため、B の添加を検討した。これまで、高炭素鋼への B の添加は焼入れ性に対し効果がない¹¹⁾と言われており、高炭素鋼の組織制御に対して B を有効に活用した事例は少ない⁹⁾。そのため、上部ベイナイトの先行相であるフェライトを抑制すべく B 添加を行った。

前述のベース鋼 (0.7% C-1.0% Si-1.0% Mn) に B を添加した鋼材を 950℃ で加熱し、種々の温度で恒温変態させたところ、図 9 に示すように B を添加した材料でベイナイト面積分率が大幅に低下することが確認された。525℃ を例に恒温変態組織を図 10 に示す。

3.3 表層ベイナイト生成抑制に有効な B 添加の存在状態

上述の B による上部ベイナイト抑制を、実製造で安定的に活用するためには、有効な B の存在状態を明確化する必要がある。B の存在状態は、一般的にマトリクス上の固溶 B、BN や $M_{23}(C,B)_6$ といった析出 B と、粒界偏析 B が考えられる。一般的に低炭素鋼では粒界偏析 B がフェライト

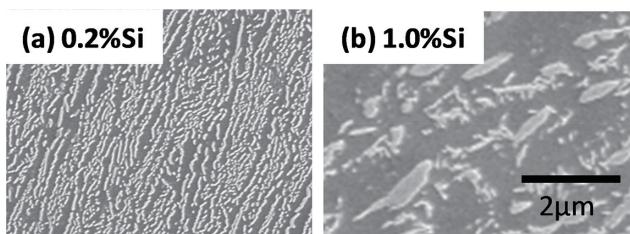


図 6 Si 添加量にともなうベイナイト形態の変化
Bainite morphology change according with Si content

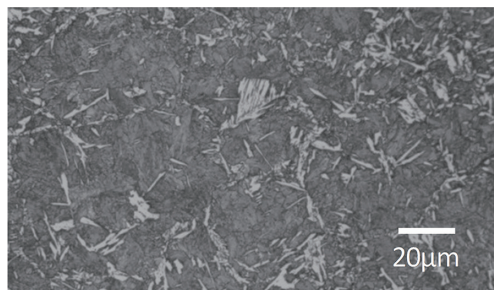


図 7 525℃での恒温変態組織
(淡いコントラスト部分が上部ベイナイト)
Microstructure transformed at 525°C

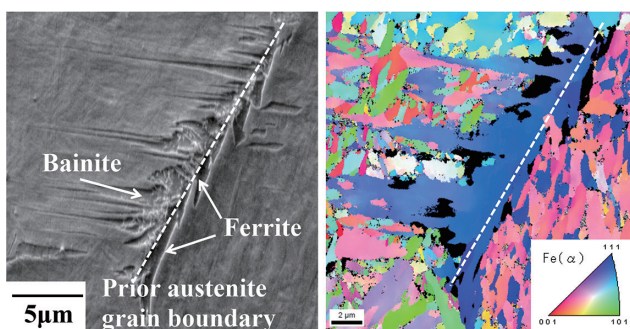


図 8 525℃の変態初期組織と IPF マップ
IPF (Inverse Pole Figure) map of initial microstructure transformed at 525°C

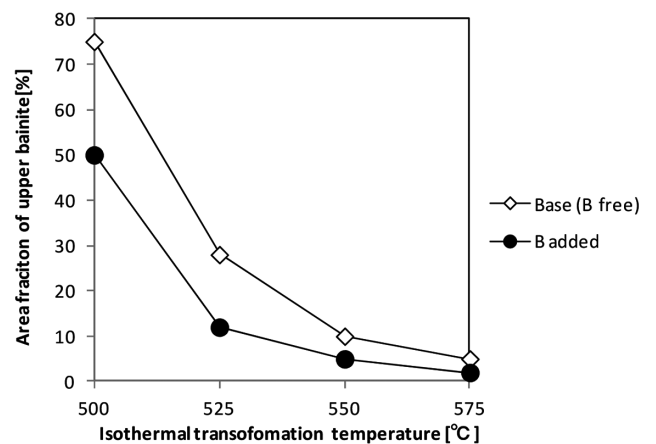


図 9 恒温変態温度と上部ベイナイト組織率
Area fraction of upper bainite in a variety of isothermal transformation temperature

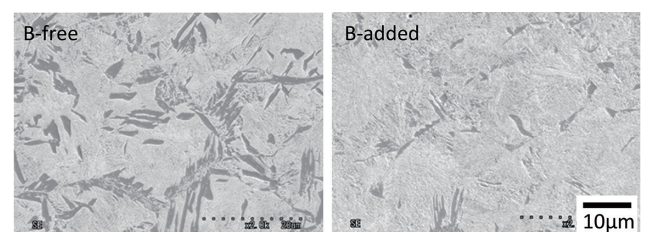


図 10 525℃での恒温変態組織
Microstructure transformed at 525°C

生成を抑制して焼入れ性を向上させることが知られているが、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ が粒界上に析出し、一方のオーステナイト側に K-S 関係を持つことで粒界エネルギーを低下させて核生成を抑制する可能性も示唆されている⁸⁾。

そこで、上部ベイナイト抑制に有効な B の存在状態を明確化するため、B の析出処理の影響を調査した。BN の析出については、低炭素鋼で谷野¹⁰⁾により 850℃ の析出ノーズが報告されている。そこで、0.87%C-0.9%Si をベースとした、B 無添加 (B-free)、B 添加 (B-added)、B と Ti の複合添加 (B, Ti-added) の 3 鋼種において、鋼材を 1100℃ 加

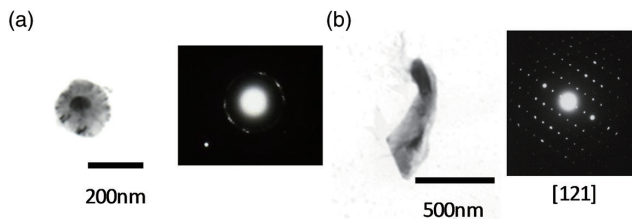


図 11 ボロンの析出物 (a) BN, (b) $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$
Boron precipitation (a) BN, (b) $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$

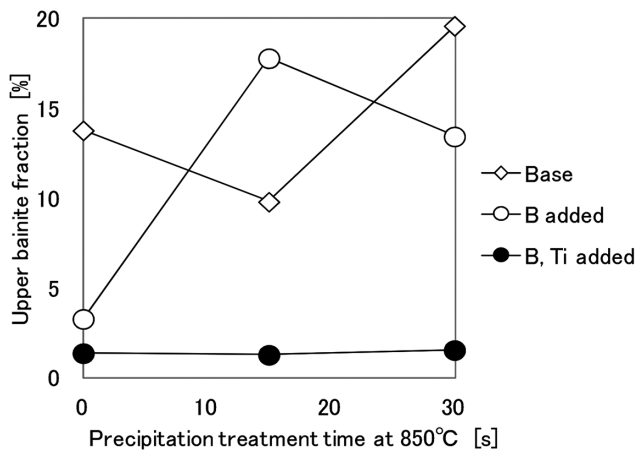


図 12 上部ベイナイト分率に及ぼす BN 析出処理時間の影響
Effect of BN precipitation treatment time on upper bainite fraction

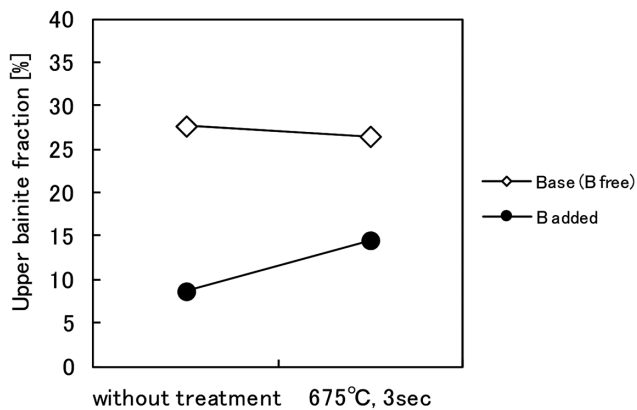


図 13 上部ベイナイト分率に及ぼす $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 析出処理の影響
Effect of $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ precipitation treatment on upper bainite fraction

熱後に、850℃ で短時間の保持を行い、525℃ で恒温変態させた後の上部ベイナイト組織率を調べ、BN 析出の影響を調査した。

一方、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ の析出については、山本¹¹⁾により 650 ~ 800℃ に析出ノーズが報告されている。そこで、上記の B 無添加、B と Ti の複合添加の 2 鋼種において、鋼材を 950℃ 加熱後に、675℃ で保持を行い、同じく 525℃ で恒温変態させた後の上部ベイナイト組織率を調べ、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 析出の影響を調査した。

まず上記析出処理後、室温まで急冷を行い、抽出レプリカ法による BN 析出、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 析出を確認した。なお、675℃ の処理でパーライト変態は開始していない。その一例を図 11 に示す。BN は単独あるいは MnS、AlN を核として多結晶体として析出し、 $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ は単結晶で旧オーステナイト粒界に析出し、また光学顕微鏡でも観察された。図 12 に、BN 析出処理時間と上部ベイナイト組織率への影響を、図 13 に $\text{Fe}_{23}(\text{C},\text{B})_6$ 析出処理による上部ベイナイト組織率への影響を示す。B の析出処理により、上部ベイナイト組織が増加する傾向を示すが、Ti 添加により N を固定すると、BN 析出温度域での保持有無に関わらず上部ベイナイト組織が抑制されているため、上部ベイナイトの抑制効果は粒界偏析 B によるものと推定された。

4. 開発鋼を用いた試作ワイヤの特性と適用状況

以上の知見から合金成分として B と Ti を添加した Si 添加鋼を開発した。開発鋼のベースの成分を表 2 に示す。それぞれ、DLP 処理を施した線材を製造後、東京製綱(株)の中国合弁会社である JTR (江蘇東綱金属製品有限公司, Jiangsu Tokyo Rope) にて 5mm, 7mm の 1960MPa 級ワイヤを試作した。

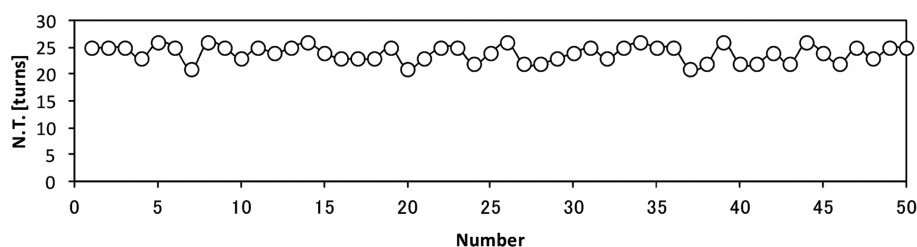
ワイヤの試作結果を表 3 に示す。ワイヤは強度以外に構造用ケーブル材料規格 (JSS II) で規定されるねじり特性 (5mm で 14 回以上、7mm で 12 回以上のねじり回数) を満足する必要がある。ワイヤの特性は二次加工技術にも大きく左右されるが、今回のワイヤ試作では 1960MPa 級の強度レベルにおいて、デラミネーションが発生することなく高い捻回値を示し、目標値特性を満足した。またリング状で熱処理された線材であるため、50 本連続でワイヤを採取してねじり試験を行い、ワイヤ長手方向のねじり特性の安定性を評価した。図 14 に示す通り、安定したねじり特性が得られていることがわかる。

表 2 開発鋼の化学成分と適用ワイヤ
Chemical compositions of developed steel

Steel	Chemical composition (mass%)					Apply strength (MPa)	
	C	Si	Mn	Cr	B, Ti	5mmφ	7mmφ
S87BM	0.87	0.90	0.75	-	Added	1960	1770
S92AM	0.92	1.05	0.35	0.30	Added	1960	1860
S97AM	0.97	1.20	0.35	0.25	Added	-	1960

表 3 ワイヤの試作結果
Trial results

Steel	Tensile test					Torsion test	
	Diameter [mm]	Tensile stress [MPa]	Yield stress [MPa]	Young's modulus [GPa]	Elongation [%]	Number of torsion [turs]	Delamination [%]
S87BM	5.42	2020	1796	204	6.2	25	0
S87BM	7.03	1864	1760	206	6.2	26	0
S92AM	7.02	1920	1588	200	5.9	24	0
S97AM	7.01	2065	1872	210	5.8	25	0

図 14 50 本連続ねじり試験
50 pieces of torsion test

開発鋼は、2010 年に完工した中国の荊岳長江公路大橋（センタースパン世界 8 位の斜張橋）、2016 年に完工したトルコのイズミット湾横断橋（センタースパン世界 4 位の吊り橋）に適用された（括弧内は何れも 2016 年 12 月完工時点での順位）。

5. 結 言

橋梁ケーブル用の高強度 PWS ワイヤの素材を DLP 処理化した。課題であった、Si 添加した高炭素鋼の表層ベイナイトの生成に対し、B 添加により抑制する手法を確立した。開発鋼から 1960MPa 級のワイヤを試作した結果、強度・延性などの特性を満足し、ねじり試験においてもデラミネーションが発生せず、ワイヤ長手方向の特性も安定していることを確認した。本開発により、1960MPa 級の高強度ワイヤが製造可能な線材でも、生産性を向上し、且つ製造プロセスでの CO₂ の排出量と鉛使用量の低減が可能となった。

謝 辞

高強度 PWS 用ワイヤの実機制作、評価に関して多大なるご支援を頂いた東京製綱並びに同社 和田公祐氏、石本和弘氏、中本洋平氏をはじめ、関係各位に対して謝意を表します。

参考文献

- 1) 蟹江厚臣, 友田陽, 鈴木徹也, 鳥居周輝, 盛合敦, 皆川宣明, 森井幸生, 神山崇: 材料. 53, 772 (2004)
- 2) Tomota, Y., Suzuki, T., Kanie, A., Shiota, Y., Uno, M., Moriai, A., Minakawa, N., Morii, Y.: Acta Mater. 53, 463 (2005)
- 3) 高橋幸雄: 川田技報. 2, 222 (1981)
- 4) 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)
- 5) 樽井敏三, 丸山直樹: 材料とプロセス. 13, 1247 (2000)
- 6) Shimizu, K., Kawabe, N.: ISIJ Int. 41, 183 (2001)
- 7) 真鍋敏之, 山崎真吾: 材料とプロセス. 22, 254 (2009)
- 8) Leslie, W. C.: レスリー鉄鋼材料学. 1985
- 9) 長尾護, 家口浩, 茨木信彦, 落合憲二: 鉄と鋼. 89, 329 (2003)
- 10) 谷野満, 小松肇, 尹士科: 材料とプロセス. 67, S1208 (1981)
- 11) 山本広一, 松田昭一, 向井俊夫, 小松肇, 大野恭秀: 材料とプロセス. 68, S1513 (1982)



真鍋敏之 Toshiyuki MANABE
鉄鋼研究所 棒線研究部 主幹研究員
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511



大羽 浩 Hiroshi OHBA
君津製鉄所 線材部 線材技術室



山崎真吾 Shingo YAMASAKI
鉄鋼研究所 棒線研究部長 Ph.D



西田世紀 Seiki NISHIDA
知的財産部 知的財産第二室 主幹



磯 新 Arata ISO
君津製鉄所 品質管理部 線材管理室 主幹



松井直樹 Naoki MATSUI
君津技術研究部 主幹研究員



疋田尚志 Naoshi HIKITA
釜石製鉄所 製造部 品質管理室長