特集記事 • 3
我が国の社会インフラを支える鉄鋼材料

ケーブル用高強度亜鉛めっき鋼線

High Strength Zinc Galvanized Wire for Bridge Cables

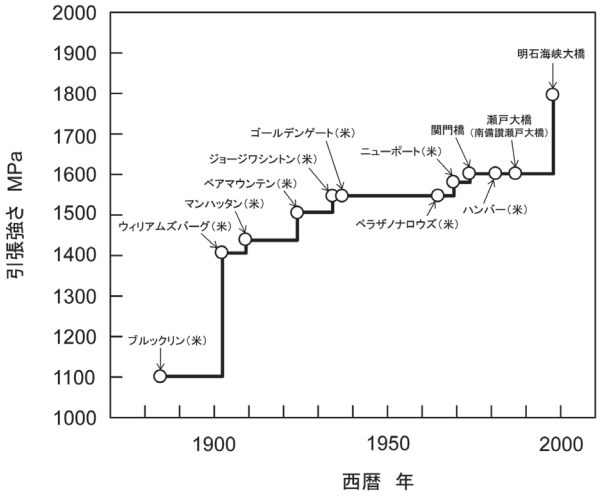
増田智一
Tomokazu Masuda
（株）神戸製鋼所
鉄鋼事業部門　技術開発センター
線材条鋼開発部　線材条鋼開発室
主任研究員

1 はじめに

長大吊橋に用いられるケーブルは、線径5～7mm程度の高炭素亜鉛めっき鋼線が用いられる。鉄鋼材料による近代吊橋の原点は1883年にアメリカで架けられたブルックリン橋であるといわれており、平行線ケーブルで中央支間距離486mをつなぐため、引張強さ1080MPa程度の鋼線が使用された。以降、吊橋の長大化要求に伴い技術は飛躍的な進歩を遂げ、中央支間距離1000mを超える多くの長大吊橋が全世界で建設された（図1[1,2]）。一方、日本国内における長大橋の建設は、本州と主要4島を橋で結ぶ構想に基づく[3]。関門海峡をまたぐ関門橋（中央支間距離712m）が1973年に完成するに始まり、本州－四国間については、1979年に大三島橋、1983年に因島大橋、1985年に大鳴門橋の建設を経て、1988年に児島－坂出ルートが完成した。また、淡路－本州間についても、1998年に中央支間距離1991mの明石海峡大橋が完成した[4]。明石海峡大橋の中央支間距離は現在においても世界最長であり、初めて引張強さ1760MPaの高強度亜鉛めっき鋼線が採用された。本州－北海道をつなぐ津軽海峡大橋の構想もあるが、現在のところ実現には至っていない。近年、海外で再び長大吊橋の建設が活況を迎えており、ケーブル用亜鉛めっき鋼線の更なる高強度化が図られると共に[5,6]、日本の技術に多大な関心が寄せられている。本報では、長大吊橋に関する技術の中で鋼線にスポットを当て、これまでの高強度化技術を振り返り、今後のケーブル用亜鉛めっき鋼線の高強度化に対する課題について述べる。

2 鋼線の高強度化

ケーブル用亜鉛めっき鋼線には、炭素を0.8％程度含有させた高炭素鋼線が用いられており、高強度であることに加え耐食性、耐候性が求められる。亜鉛めっき鋼線は、高炭素



橋の名称	全長 m	中央支間 m	供用 年
ブルックリン	1834	486	1883
ウィリアムズバーグ	2227	488	1903
マンハッタン	2089	448	1909
ベアマウンテン	687	497	1924
ジョージワシントン	1450	1067	1934
ゴールデンゲート	2737	1280	1937
ベラザノナロウズ	2034	1298	1964
ニューポート	1507	488	1969
関門橋	1068	712	1973
ハンバー	2220	1410	1981
瀬戸大橋	1723	1100	1988
明石海峡大橋	3911	1991	1998

図1　ケーブル用亜鉛めっき鋼線素線の引張強さの推移

鋼線材にパテンティングを施し、その後伸線工程を経て亜鉛めっき、一次防錆処理が施される。

一般に高炭素鋼線の高強度化の手法として、①～③が挙げられる[7]。また、④の溶融亜鉛めっき工程での温度上昇による強度低下抑制も重要である（図2）。これらの高強度化手法および強度低下の抑制は主に鋼材成分と製造条件の選定によって達成される。

①パテンティング材（素線）の高強度化
②伸線加工硬化率の増加
③伸線加工度の増加
④めっき時の強度低下抑制

2.1　合金元素添加による高強度化

ケーブル用亜鉛めっき鋼線に用いられる高炭素鋼線材は、パテンティングによってパーライト組織とされる。パーライトは伸線による加工硬化によって実用鉄鋼材料の中で最も高い引張強さを達成することができ、ケーブル用だけでなく、タイヤコード用フィラメント、ソーワイヤ用線材など多くの用途がある[8]。

パーライトはフェライトとセメンタイトの層状組織であり、その強度を複合組織で考える場合、(1) 式で表される[9]。

$$\sigma_{pearlite} = \sigma_\theta f_\theta + \sigma_\alpha f_\alpha \quad \cdots\cdots (1)$$

ここで、σ_θはセメンタイト強度、σ_αはフェライト強度、f_θはセメンタイト分率、f_αはフェライト分率である。

セメンタイトの強度が5000MPa程度とされることから、パーライト鋼の高強度化には、(1) 式のσ_αとf_θを増加させることが有効である。σ_αの増加には合金元素の添加が有効である。図3にパテンティング材の強度増加に及ぼす主要合金元素添加の効果を示す[10]。比較として、図4にフェライト鋼の強度増加に及ぼす固溶合金元素の効果を示す[11]。図3に示す通り、固溶強化で強度を増加させる場合にはSiが有効である。Mnも固溶強化させるがその効果は比較的小さく、それぞれSiは1％添加で約100MPa、Mnは1％添加で約20MPaの強度増加に寄与する。一方、CrおよびVは図4に示されるとおりフェライトに固溶させてもあまり強度増加には寄与しないため、パテンティング材ではそれぞれ析出強化、ラメラー間隔の微細化による強化を目的として添加される。

f_θの増加には、C量を増加させることが有効である。また、f_θ増加の効果を最大限発揮させるためには、合わせてラメラー間隔を微細化させる必要がある。強度とラメラー間隔は (2) 式に示すHall-Petchの式で整理される[10]。

$$\sigma = \sigma_0 + kS_0^{-1/2} \quad \cdots\cdots (2)$$

ここで、σ_0は摩擦応力、kはHall-Petch係数、S_0はラメラー間隔である。一方、パーライト鋼にHall-Petchの関係を適用すると、σ_0が負の値となるためラメラー間隔の-1乗に

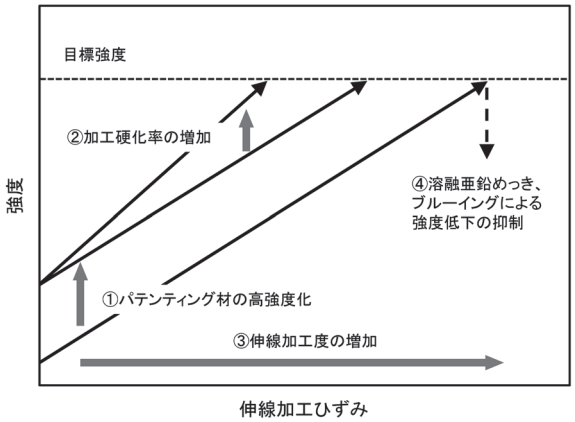


図2　高炭素鋼線の高強度化の考え方

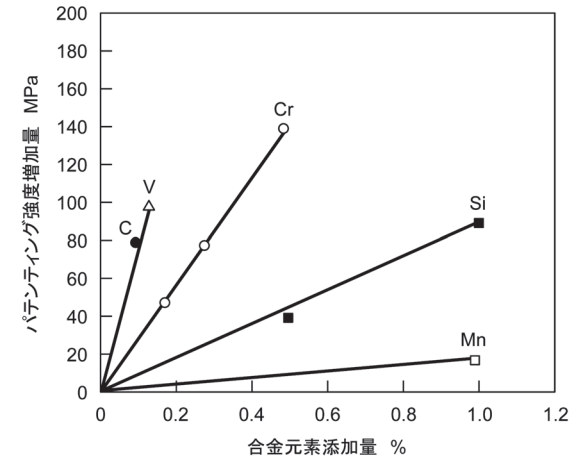


図3　高炭素鋼線パテンティング材の強度増加に及ぼす合金元素添加の効果

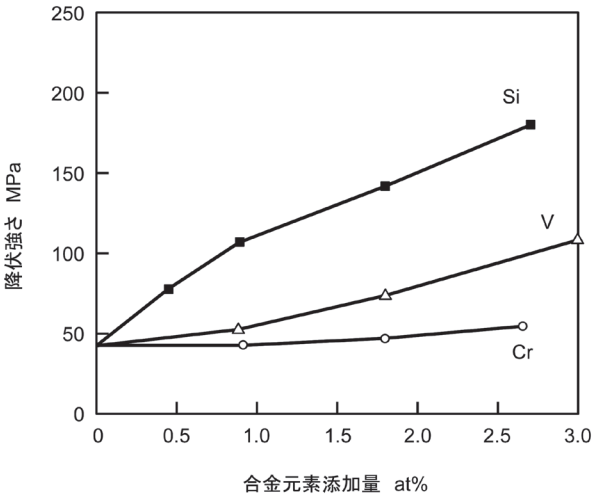


図4　フェライト鋼の強度増加に及ぼす固溶元素の効果

比例するOrowan型の (3) 式も提唱されている。

$$\sigma = \sigma_0 + kS_0^{-1} \quad \cdots\cdots (3)$$

図5に鋼線の伸線加工度と引張強さの関係を示す[12]。適切なパテンティングを施しラメラー間隔を十分微細化することによって、C量の増加に伴いパテンティング直後の引張強さが増加するだけでなく、加工硬化が顕著になることが分かる。

また、ラメラー間隔は、合金元素の添加によって微細化することができる。図6にラメラー間隔に及ぼすCr添加の影響[13]、図7に加工硬化特性に及ぼすCr添加の影響を示す[14]。Cr添加によるラメラー間隔微細化は、共析温度が高くなることで過冷度が大きくなるために生じると考えられている。また、過冷度が大きくなるとパーライト変態時により多くの転位が導入され転位セルの形成および微細化が早期に発生するため加工硬化し易くなると考えられる[10]。

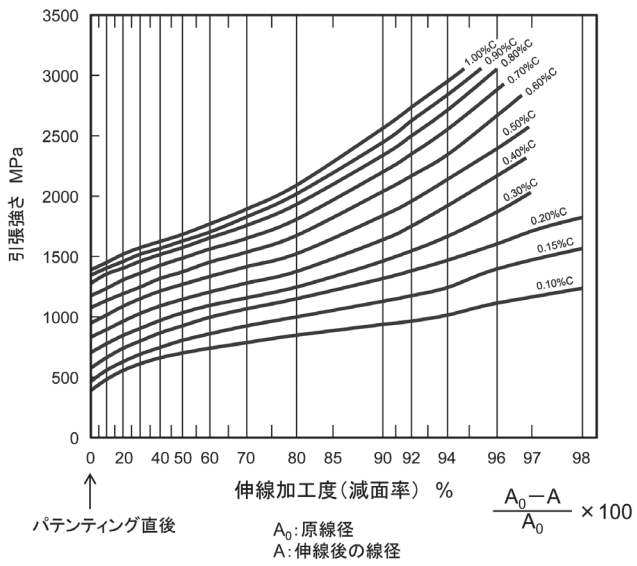


図5　鋼線の伸線加工度と引張強さの関係

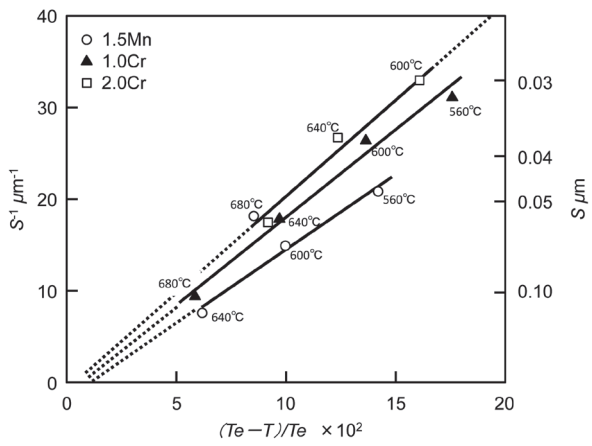


図6　ラメラー間隔に及ぼすCr添加の影響

図8に高炭素鋼線材の引張強さに及ぼすV添加の影響を示す[15]。0.05％ V添加によって、ステルモア線材でも鉛パテンティング材と同等の引張強さが得られている。また、Vはラメラー間隔を微細化する効果があるが、加工硬化を促進させる効果は小さい。

2.2　パテンティングによる高強度化

パテンティング処理には、鉛炉や流動槽炉を用いたオフライン熱処理と圧延材を直接熱処理するインライン熱処理がある[16]。図9に各種パテンティング熱処理方式の冷却曲線、図10に各種パテンティング処理材の引張強さの比較を示す[17,18]。通常の熱間圧延の場合、冷却中の比較的高温域から変態が開始するため、ラメラー間隔の粗いパーライトが形成される。一方、パテンティング処理では、熱間圧延直後ある

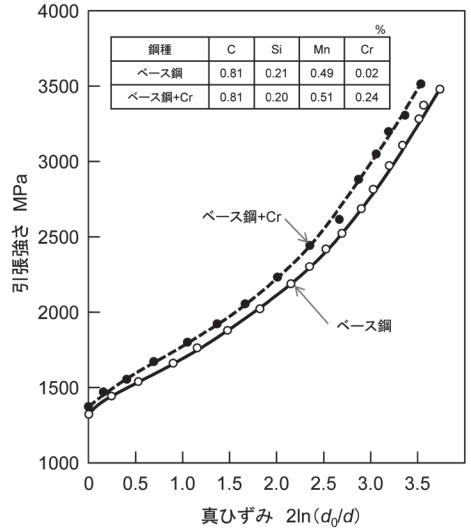


図7　高炭素鋼線の加工硬化特性に及ぼすCr添加の影響

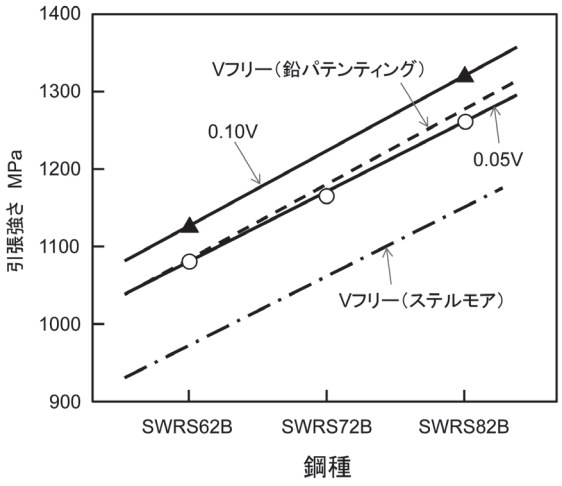


図8　高炭素鋼線材の引張強さに及ぼすV添加の影響

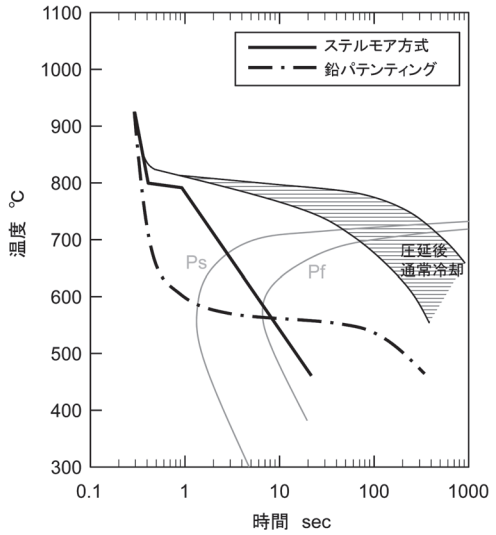


図9　各冷却方式の冷却曲線

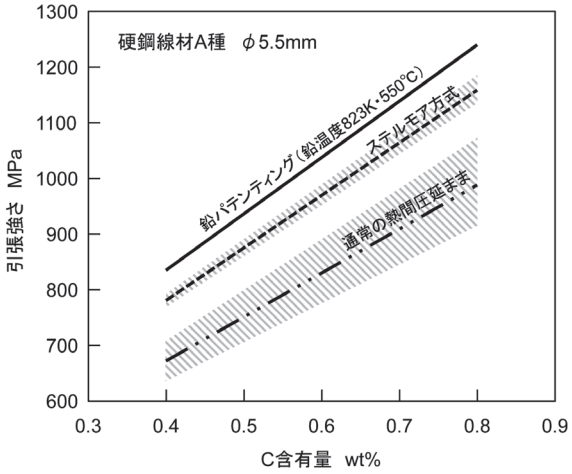


図10　各種パテンティング処理材の引張強さの比較

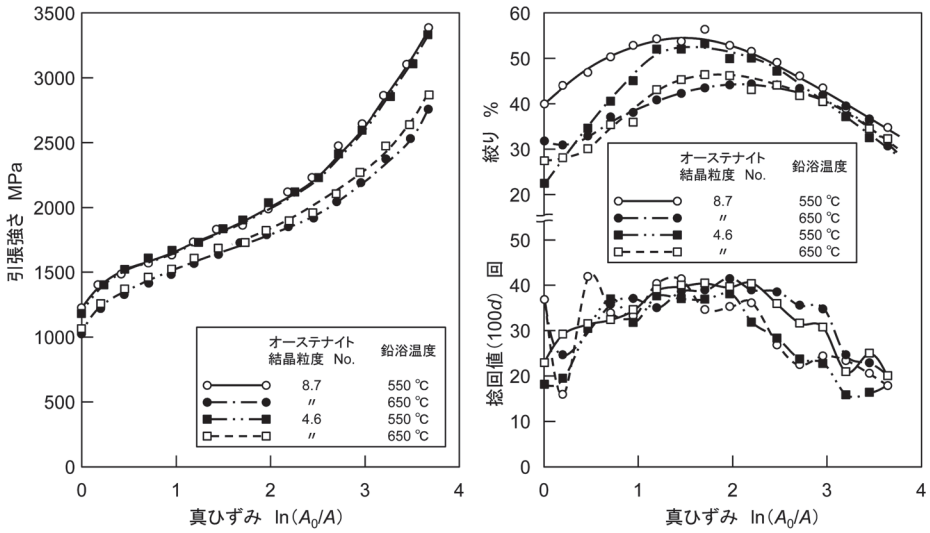


図11　高炭素鋼線における伸線加工度と力学特性の関係

いはオーステナイト加熱後から急冷し、変態をなるべく低温で開始させるためパーライトが微細化される。(2) 式あるいは (3) 式の通り、パテンティング材は通常の熱間圧延線材に対して引張強さを高めることができる。

また、鉛パテンティングと同等のパテンティング強度を得る手段として、溶融塩パテンティングも開発されている[19]。溶融塩パテンティング処理は、冷却媒体に溶融塩を用いて圧延材を直接熱処理する方法であり、鉛パテンティングのように再加熱する必要がないため、圧延で細かくなった組織から直接パテンティングでき、より微細なパーライト組織を得ることができるとされている。

図11に伸線加工度と力学特性の関係に及ぼすパテンティング温度の影響を示す[20]。パテンティング温度が低いほどラメラー間隔が微細になり加工硬化もより小さいひずみ域から開始するため、より高い引張強さを有する伸線材を得ることができる。

一方、高強度化には伸線加工度を増加させることも有効である。すなわち、所定の製品径を得るための初期線径を大きくとる方法が考えられる。ただし、図12に伸線加工度とねじり破断応力、捻回値およびデラミネーション発生限界加工度の関係を示すとおり[21]、捻り破断応力はラメラー間隔とフェライト強度によって決定されるため、初期線径が異なっても、加工硬化曲線は同一になる一方で、捻回値は伸線加工度の増加伴い低下し、あるひずみを超えると、デラミネーションが発生し、捻回値が急激に低下する。初期線径が大きい程デラミネーション発生までの加工度が低くなるため、伸線加

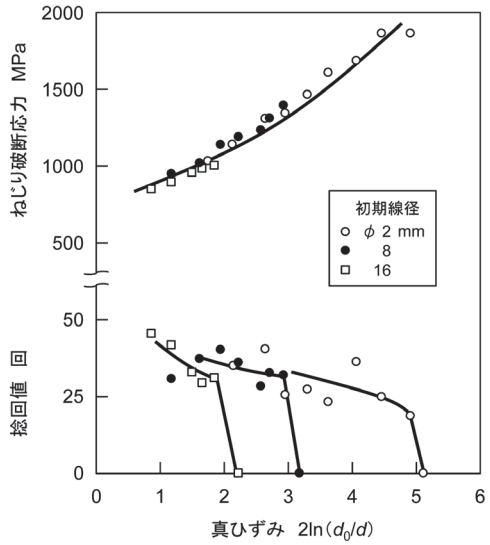


図12　伸線加工度とねじり破断応力、捻回値およびデラミネーション発生限界加工度の関係

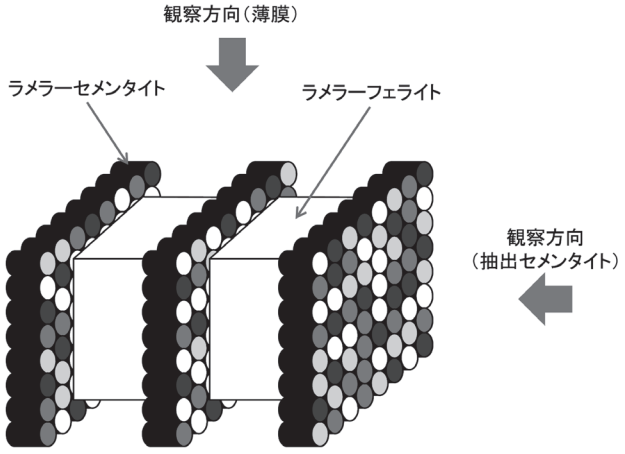


図13　ラメラーセメンタイトのラメラー構造とナノサブ構造の概略

工度による高強度化は注意が必要である。

2.3　めっき時の強度低下抑制へのSiの役割

亜鉛めっき工程では、伸線、矯正加工された鋼線が、450℃程度の溶融亜鉛の中を通して亜鉛めっきされる。加工を受けた鋼線は加熱されるとパーライト組織中のセメンタイトの分解が発生し、セメンタイトラメラー間隔が粗くなり引張強さの低下が生じる。このセメンタイト分解にはSi添加、あるいはSiとCrの複合添加が有効であり、近年の分析技術の進歩によってそのメカニズムが明らかにされてきた。

高橋らは、アトムプローブ電界イオン顕微鏡を用い、Siがセメンタイト界面で濃縮することでセメンタイトの分解速度が1/2以下まで低下することを明らかにした[22]。また、Crはセメンタイトに濃縮、安定化させる効果があり、これらの相乗効果によりセメンタイトの分解が抑制され、溶融亜鉛めっき工程での強度低下が抑制されることを明らかにしている。一方、槙井らは、図13に示すとおり、TEM観察でラメラー構造の法線方向からラメラーセメンタイトを捉えた結果、Si添加によりラメラーセメンタイトを構成するナノ粒子が微細化することを明らかにした。このナノ粒子界面にはSiの濃化層が存在しており、Siが亜鉛めっき工程におけるナノ粒子の粗大化抑制に寄与する結果、焼もどし軟化特性が向上し、強度低下が抑制されることを述べている[23]。

3　更なる高強度化への課題

更なる高強度材の開発にはパーライト強度向上のため、Cの増量添加に加え、Crによるラメラー間隔の更なる微細化が有効であると考えられるが、背反事項を理解しておかなければならない。共析点を超えるCが添加されると粒界初析セメンタイトが析出するようになる。粒界セメンタイトは伸線加工に追随できないため、初析セメンタイト界面に早期に剥離が生じることによるカッピー破断、あるいは捻回中に縦割れ（デラミネーション）が発生し易くなる。また、Crはラメラー間隔微細化効果がある反面、偏析度が高くパテンティング材の中心偏析部にミクロマルテンサイトが生成する可能性がある[24]。すなわち、亜鉛めっき鋼線の更なる高強度化を達成するためには、延性低下のメカニズムを明らかにし、その改善を図る必要がある。

高炭素鋼線の延性低下は縦割れ（デラミネーション）の発生によって特徴付けられる。デラミネーション発生の主要因は組織異常である。隠岐らは、低速精密捻り試験によってデラミネーション発生状況を詳細に観察し、デラミネーションの発生には第二相フェライトが関与していることを報告している[25]。長尾らは、恒温変態開始直後のFE-SEM観察を行い、第二相フェライトは初析セメンタイトとオーステナイト粒の界面に沿って生成しており、パーライト変態開始の初期に生成することを明らかにしている[26]。

一方、組織を均一化すると高炭素化および高加工化に起因したデラミネーション発生要因が顕在化する。伸線加工度が増加するとラメラーフェライトの転位が増加し、転位とC原子の強い弾性相互作用エネルギーが生じるようになる。高密度の転位と伸線に伴う加工発熱によってCの拡散速度が高まり、結果としてセメンタイトの分解が生じるようになる。樽井らはセメンタイトが分解すると近傍のフェライトの固溶Cが1.0％まで増加することを示している[10]。転位密度の増加に伴い、固溶Cが転位にトラップされることによって動的ひずみ時効が発生し延性が低下する。セメンタイト分解による動的ひずみ時効抑制には伸線温度を下げることが有効である。図

14に高炭素鋼線の各伸線方式における線径と伸線温度の関係、図15に各伸線方式と力学特性の関係を示す[27]。直接水冷伸線することで、線温を20℃程度とした結果、動的ひずみ時効が抑制され、捻回値の低下が抑制されていることが分かる。

ただし、高橋らにまとめられているデラミネーション発生機構では[28]、冷間伸線加工が進むと、これまでパーライトラメラーがランダムな方位となっていたものが、次第に伸線方向に配向するようになることが述べられている。伸線軸の降伏強さが高くなるが、一方で伸線軸に垂直方向の降伏強さがあまり増加せず、力学特性の異方性が生じることとなる。結果、線材が捻られると伸線軸に垂直な方向は変形できるものの、伸線軸がその変形に追随する際にそれら領域の界面に変形が集中し、破壊が発生することとなる。この現象は鋼線の組織に無関係であり伸線工程特有に発生するものである。

ケーブル用高強度亜鉛めっき鋼線としては現在、1960MPa級までの高強度材が実用化されている。ただし、それ以上の高強度材はPC鋼より線用の鋼線で2300MPa級（圧延材特性：ϕ11.0mm－TS1526MPa）が実用化されるにとどまっている[5,29]。更なる高強度化には、従来の高強度化の延長にあるC増量添加による過共析鋼化、加工硬化に伴うセメンタイト分解の抑制、フェライトの析出強化が有効であると考えられる。一方、デラミネーションを抑制するためには、伸線軸と垂直軸の伸線に伴う変形に追随させることが重要であり、ミクロ組織を大幅に変更する必要がある。例えば、パーライトノジュールサイズの微細化や、表層部のC量を下げる成分の傾斜化等が必要になる可能性がある。デラミネーション発生メカニズムを明確化し、数値解析等も駆使しながら新たな鋼材開発を進める必要があると考えられる。

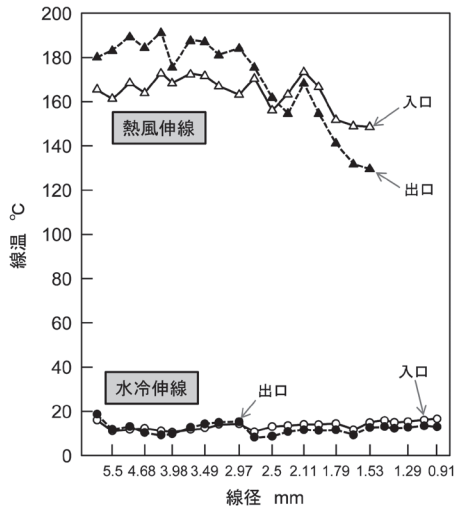


図14　高炭素鋼線の各伸線方式における線径と伸線温度の関係

4 おわりに

ケーブル用高強度亜鉛めっき鋼線の高強度化技術の変遷と更なる高強度化に伴う延性低下原因について述べた。亜鉛めっき鋼線のように太径線からの高強度化は組織を均一に近づけても伸線時の集合組織の形成によって延性が決定されてしまうため、パテンティング材の高強度化と組織に起因した延性低下要因の排除に関わる研究開発が重要である。また、今後も高強度化への要求は高まり続けることが予想されるた

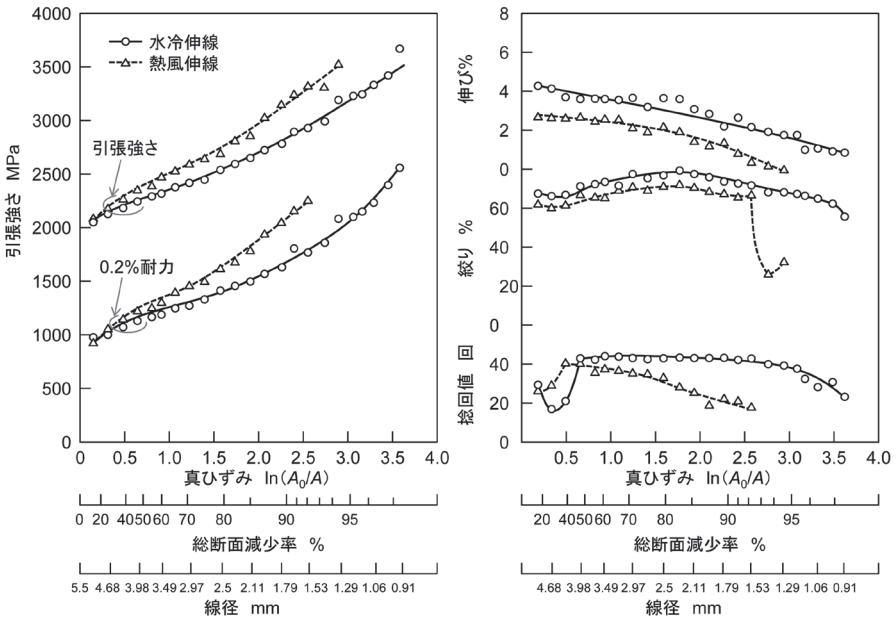


図15　高炭素鋼線の各伸線方式と力学特性の関係

め、デラミネーション発生機構を解明し、高延性化を図る必要がある。最新の各種観察、解析技術から新たな視点からブレークスルーを図り、今後も世界各国の長大吊橋が日本の鉄鋼材料やその技術で支え続けていくことを期待したい。

参考文献

1）高橋稔彦, 今野信一, 佐藤洋, 落合征雄, 野口義哉, 芹川修道, 俵矢与文：製鉄研究, 332 (1989), 53.
2）西田世紀, 中本洋平, 原田英幸, 大羽浩, 樽井敏三：塑性と加工, 50 (2009) 587, 1091.
3）永井親久：R＆D神戸製鋼技報, 38 (1988) 1, 1.
4）土木学会鋼構造委員会鋼構造進歩調査小委員会編：吊橋技術とその変遷, 8 (1996) 7.
5）樽井敏三, 西田世紀, 吉江淳彦, 大羽浩, 浅野厳之, 落合征雄, 高橋稔彦：新日鉄技報, 370 (1999), 45.
6）隠岐保博, 茨木信彦, 鹿礒正人, 槙井浩一：R＆D神戸製鋼技報, 49 (1999) 2, 8.
7）山﨑真吾, 稲田惇：塑性と加工, 52 (2011) 600, 96.
8）高橋稔彦, 落合征雄, 佐藤洋：新日鉄技報, 343 (1992), 86.
9）真鍋敏之, 石本和弘：塑性と加工, 55 (2014) 639, 287.
10) 樽井敏三：第188・189回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (2006), 141.
11) 朝倉健太郎：金属, 61 (1991) 9, 38.
12) 線材製品協会・日本線材製品輸出組合編：改訂第4版線材製品読本, (1997), 316.
13) 高橋稔彦, 浅野厳之, 南雲道彦：鉄と鋼, 62 (1976) 4, S368.
14) 山田凱朗, 隠岐保博, 水谷勝治, 嶋津真一：R＆D神戸製鋼技報, 36 (1986) 4, 71.
15) 馬島弘, 佐々木広, 江口豊明：鉄と鋼, 72 (1986) 13, S1396.
16) 日本塑性加工学会編：引抜き加工－基礎から先端技術まで－, (1990), 109.
17) 武尾敬之助, 岩田斉：日本金属学会会報, 14 (1975) 6, 449.
18) 高橋栄治：金属材料, 16 (1976) 11, 32.
19) 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 (2007), 47.
20) 横山忠正, 山田凱朗, 木下修司：鉄と鋼, 62 (1976) 11, S787.
21) 小川陸郎, 金築裕, 平井洋：R＆D神戸製鋼技報, 35 (1985) 2, 63.
22) 高橋稔彦：金属, 66 (1996) 1, 19.
23) 槙井浩一, 家口浩, 南田高明, 鹿礒正人, 茨木信彦, 隠岐保博：鉄と鋼, 83 (1997) 8, 514.
24) 落合征雄, 西田世紀, 大羽浩, 川名章文:鉄と鋼, 79(1993) 9, 1101.
25) 隠岐保博, 茨木信彦, 落合憲二, 南田高明, 槙井浩一：R＆D神戸製鋼技報, 50 (2000) 1, 37.
26) 長尾護, 家口浩, 槙井浩一, 茨木信彦：R＆D神戸製鋼技報, 54 (2004) 3, 7.
27) 川上平次郎：第85回塑性加工シンポジウム, (1983), 31.
28) 高橋稔彦：ふぇらむ, 6 (2001) 12, 942.
29) 茨木信彦, 鹿礒正人, 槙井浩一, 方蘇春, 児玉勝：R＆D神戸製鋼技報, 46 (1996) 3, 13.

(2016年9月29日受付)