ピアノ線の極限強度への挑戦

田 代 均*

1. はじめに

構造材料として鉄鋼、非鉄金属、高分子有機材料、ファインセラミックスなど種々のものが利用されているが、自動車ラジアルタイヤの補強材として使用されているピアノ線のスチールコードが最強の工業材料であり、世界で100万t/年以上使用されている。ピアノ線はJISのG3522で規定される線径0.08~10mmの高炭素パーライト鋼線であるが、ここでは微細パーライト鋼を冷間引抜き加工(以降線材の引抜き加工の工業的呼称の伸線加工を使用)したCr, Si, Vなどの合金元素を少量添加した低合金高炭素パーライト鋼も含めてピアノ線と総称する。このピアノ線はNi, Mo, Coなどを多量に含む高合金鋼や高融点金属のWよりも引張強さが大きく⁽¹⁾、高強度化を図る際の阻害因子の遅れ破壊問題が無い⁽²⁾。ピアノ線は延性の優れた最強の工業材料であり、現在でもその地位が変わらないのは最終製品の軽量化、小型化のためピアノ線の超高強度化が進展したためである⁽³⁾⁻⁽⁶⁾。このようにピアノ線は極限強度への挑戦のトップランナーである。

ピアノ線はスチールコード以外に楽器、ばね、ソーワイヤ、橋梁用メインケーブル、ハンガーロープ、PC鋼線など多用途に用いられているが、ここでは極細ピアノ線のスチールコードを中心に極限強度への挑戦について述べる。

1996年11月号のまてりあの「チャンピオンデータとその限界」特集号に「最強のピアノ線」⁽³⁾を書いたが、当時実用化されていたのは0.20mmで引張強さ3.6GPa級のスーパーハイテンスチールコードであったが、現在では4GPa級のウルトラハイテンスチールコードが実用化されている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。機能、構造材料共にナノテクノロジーが注目されているが、ウルトラハイテンスチールコードのラメラ間隔は約10nmに微細化しており典型的なナノ組織材料である。素材として0.9%C(以下%表示はmass%の意味)過共析鋼線材が使用されているが、この背景には中心偏析、非延性非金属介在物を低減する製鋼技術、および生引き性(伸線業界で

は熱処理無しに熱間圧延線材を伸線加工することを生引きと呼称)に優れたパーライト組織、表面肌性状を制御する線材圧延、調整冷却技術と初析フェライト、セメンタイトを抑制するパテンティング、変形抵抗の大きい微細パーライト組織の延性を低下させない伸線をはじめとした二次加工技術の進歩がある。

最近多くの研究成果が出ているパーライト鋼伸線加工時のセメンタイト分解、フェライト中へのC溶出現象については一部の研究⁽⁷⁾を除いてそれほど注目されてはいなかった。旧ソ連(現ウクライナ)のGavriljukらは1970~1980年代にメスバウアー分光を利用して塑性加工(伸線加工以外に圧延なども含む)時のパーライト鋼のセメンタイト分解現象を研究していたが⁽⁸⁾⁽⁹⁾、最近になって再びレビュー論文を発表している⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。伸線加工に伴いパーライトラメラ間隔の微細化ばかりでなくセメンタイト分解、フェライト中へのC溶出が起こり、延性に大きな影響を及ぼすことが明らかになってきた⁽¹²⁾。

この8年間でパーライト鋼ピアノ線の研究は大きく進展したが、残された課題も少なくない。ピアノ線の歴史が古いので殆どの特性が解明されていると誤解されがちであるが、実際には挑戦すべき技術課題に富んだ魅力ある研究分野である。

ここでは最近の研究として、スチールコードを中心とした極細ピアノ線の超高強度化の現状と技術課題について問題提起を含めて組織と強化法の特徴、パーライト鋼の伸線加工時の組織、強度の変化、線径効果、高強度化境界の順に紹介する。

2. ピانو線の組織と強化法の特徴

鋼の強化法には固溶強化、転位強化(冷間加工硬化)、粒界強化(微細粒化)、析出強化がある⁽¹³⁾。ピアノ線はパテンティング処理で加工性と強度を兼ね備えた微細パーライト組織にしてから、伸線加工により目的の線径、引張強さを得ている。パーライト鋼線の高強度化方法には、①パテンティング

* 新日本製鐵株式会社棒線事業部釜石製鐵所、現・福島工業高等専門学校教授(〒026-8567 釜石市鈴子町23-15)
Challenge for the Maximum Tensile Strength of Piano Wire; Hitoshi Tashiro(NIPPON STEEL CORPORATION, BAR AND ROD DIVISION, KAMAISHI WORKS, Kamaishi, Present affiliation: Fukushima National College of Technology, Iwaki)
Keywords: piano wire, pearlite steel, wire drawing, cementite decomposition, strain aging, high carbon steel, delamination, ductility, size effect
2004年12月9日受理

材強度の増加，②伸線加工歪の増加，③伸線加工硬化率の増加がある．高強度化には伸線加工歪の単純増加ではなく，パテンティング後の引張強さを高くし，伸線加工歪を抑えるほうがデラミネーション(捻回試験時に観察される伸線方向に沿った鋼線の縦割れ)が防止でき，延性確保に有利である(14)(15)．

パーライト鋼の強度支配因子はパーライトラメラ間隔(以降ラメラ間隔と呼称)であり，ラメラ間隔の微細化により引張強さを大きくでき，パーライトの配向度改善により限界伸線加工歪を大きくできる(14)(16)．極細線と太径線では伸線加工強化量が異なり，極細線は均一変形しやすいので強化量を大きくできパテンティング材の2倍以上の引張強さが容易に得られる．図1(5)に細径，太径高強度鋼線の引張強さに占めるパテンティング，伸線加工強化比率の比較を示す．スチールコードでは約60%以上が伸線加工強化であり，高強度化するほどその比率が大きくなる．高強度化では中心偏析，非延性非金属介在物の少ない高纯净度高炭素鋼線材と二次加工技術の最適組み合わせが重要である．

高炭素パーライト鋼はフェライト単相鋼あるいはフェライト，マルテンサイトからなる二相鋼に比較して伸線加工硬化率が大きく，小さな伸線加工歪でも高い引張強さが得られる．鋼中のセメンタイト形状により伸線加工性は大きく変化し，微細パーライト組織は粗大パーライト組織，球状セメンタイト組織などに比較して引張強さが大きいばかりでなく，伸線加工性も良好である(17)．

図2(5)にスチールコードの高強度化時のパテンティング材引張強さ，伸線加工歪の推移を示す．高炭素化によりパテンティング材の引張強さを高め，かつ伸線加工歪も大きくしている．C量が高い方が加工硬化率は大きくなるが，伸線加工が難しくなるので延性，生産性向上技術が必要になる．工業材料として使用されるには経済的に見合うコストで製造しなければいけないので高効率・高性能パテンティング処理，極細伸線加工技術が必須である．

パーライト鋼伸線加工材の強化はフェライトの加工硬化とラメラ間隔微細化による細粒強化と考えられていた．伸線加工によりラメラ間隔，セメンタイト厚さが減少するとともに伸線加工方向に配向し，〈110〉繊維集合組織が形成される．この際，セメンタイト分解，フェライト中へのC溶出が起こり強度，延性に大きな影響を及ぼす．このセメンタイト分解現象については次章で述べる．

セメンタイトは単独では脆いが，鋼中に薄い板状に存在するときはかなりの塑性変形能を有する(18)(19)．また，伸線加工時に板状セメンタイトが塑性変形するのはパーライト中のセメンタイト/フェライト容積比が約1/7と小さいことも影響している可能性がある(1)．最近も伸線加工時のセメンタイトの変形挙動に関する研究が行われており，セメンタイトの分断，アモルファス化が報告されている(20)(21)．このようにセメンタイト特性も徐々に明らかにされてきてはいるが全容究明までには至っていない(22)．

表1(6)に0.9%C過共析鋼の0.20 mm 4 GPa級プラスめっき鋼線の品質特性，図3に縦断面透過電子顕微鏡組織を示す．セメンタイトが残存しラメラ間隔は約10 nmに微細

図1 細径，太径高強度鋼線の引張強さに占めるパテンティング，伸線加工強化比率の比較．

図2 スチールコードの高強度化時のパテンティング材引張強さ，伸線加工歪の推移．

化している．パテンティング材の板状セメンタイトの方向はランダムであるが，伸線加工材では伸線加工方向に配向した組織となっている．この4 GPa級ウルトラハイトテンシルコードが実用化されている最強の工業材料である．更なる軽量化や競合する有機繊維との差別化のため4.5 GPa以上の次世代スチールコードの開発が行われている(5)．

高強度構造用材料としては高合金鋼のマルエージング鋼があるが，実用に供せられている引張強さは2.5 GPa程度である．ラボレベルでは20年以上前に4.3 GPaサンプルが試作されているが(23)(24)，その後実用化例やこの値を超えるデータは報告されていない．

3. パーライト鋼の伸線加工時の組織，強度の変化

(1) 伸線加工硬化挙動

図1に示したようにスチールコードでは約60%以上が伸線加工強化であり，引張強さが高くなるほどその比率が大きくなる．ここでは伸線加工強化の基本となるパーライト鋼の加工硬化挙動を考える．フェライト鋼，フェライト/マルテンサイト二相鋼に比較してパーライト鋼の加工硬化率は極めて大きい．加工硬化率に及ぼすC量，ラメラ間隔，セメンタイト形態の影響などの研究は多いが，この特異な加工硬

表 1 0.9%C 過共析鋼 0.20 mm 4 GPa 級プラスめっき鋼線の品質特性.

化学成分 (mass%)						5.5 mm 線材の特性		0.20 mm プラスめっき鋼線の機械的性質			
C	Si	Mn	P	S	Cr	偏析指数*	非延性非金属 介在物指数**	引張強さ (GPa)	捻回値 (回)	デラミネーション	横断面の表層と中心の マイクロビッカース硬度差
0.92	0.22	0.48	0.014	0.008	—	0	1	4.012	27	無し	15
0.91	0.20	0.31	0.006	0.007	0.20	0	1	4.008	28	無し	13

(付記)

* 偏析指数：線材をナイタールでマクロエッチし中心偏析を現出させ、標準写真と比較し 0(中心偏析無し)から 3(中心偏析大)までの数字で表示した中心マクロ偏析の評価方法.

** 非延性非金属介在物指数：5 μm 以上の非延性非金属介在物を教え、大きさ別に係数を乗じてその総和で表示した非延性非金属介在物の評価方法. 被検面積は 60.5 mm²(5.5 mm $\times$ 11 mm 長).

非延性非金属介在物指数 = $\Sigma\{(5 \sim 10 \mu\text{m} \text{ の個数}) \times 1 + (11 \sim 19 \mu\text{m} \text{ の個数}) \times 5 + (20 \mu\text{m} \text{ 以上の個数}) \times 20\}$

図 3 0.9%C 過共析鋼の 0.20 mm 4 GPa 級プラスめっき鋼線の縦断面透過電子顕微鏡組織.

化を示すメカニズムについては殆ど研究されていない^{(25)–(27)}. この加工硬化メカニズムと後述するパーライト鋼線の強化メカニズムが解明できれば超高強度化研究が大きく飛躍する.

伸線加工による加工硬化の特徴は、軸方向(縦目)の強化は大きい半径方向(横目)の強化は小さいことである^{(28)–(29)}.

図 4 に伸線加工材の引張強さとマイクロビッカース硬度の関係を示す. 従来使用されていた引張強さとビッカース硬度の関係(SAE J 417)より伸線加工材のマイクロビッカース硬度(細径なのでビッカース硬度測定不可)が低くなる理由の一つは強化の異方性のためと考えられる. この異方性を小さくできれば更なる超高強度, 高延性化につながる可能性がある.

図 5⁽³⁰⁾に 0.8%C 共析パーライト鋼とフェライト鋼の伸線加工硬化曲線を示す. フェライト鋼の加工硬化は直線的であるが, パーライト鋼の加工硬化率は加工歪とともに変化し, 小さな伸線加工歪で大きな引張強さが得られる. パテンティング初期線径によって加工硬化率は大きく変化しない. 伸線加工硬化曲線は大きく 3 段階に分けられる. 材料の脆化が始まり引張強さの低下が起こる伸線加工限界近傍も含めれば 4 段階になるが⁽²⁵⁾, ここでは 3 段階として扱う. 図 6 にパーライト鋼伸線加工時の引張強さと延性指標(伸び, 絞り, 捻回値)の変化の模式図を示す. 引張強さは単調に増加するが, 延性指標は特異な挙動を示す. 伸びは単調に減少するが, 絞り, 捻回値は一度低下してから増加し, 再び減少し伸

図 4 伸線加工材の引張強さとマイクロビッカース硬度の関係.

線限界に至る. 絞りと捻回値の変化は全く同じではなくピークを示す伸線加工歪などが異なる. 捻回値が低下する高歪伸線加工領域でデラミネーションが発生するが, 限界捻回値ははっきりしないこともあり模式図から除外した.

真歪 0~0.5 程度の初期加工硬化領域 I, 0.5~2 程度の直線加工硬化領域 II, 真歪 2 以上の指数関数的に加工硬化が大きくなる領域 III がある. セメントライト分解, フェライト中への C 溶出は伸線加工の初期から起こると考えられるが^{(7)–(31)}, 各領域で加工硬化の主体となる組織変化は異な

り、領域Ⅰがフェライト中転位密度増加、セメンタイトの伸線方向への回転変形、領域Ⅱがラメラ間隔の微細化、繊維集合組織形成、領域Ⅲがセメンタイト層薄化、分解進展、フェライト中へのCの多量溶出ではないかと推定している。

高強度パーライト鋼極細線のフェライト中転位については、伸線加工歪に比例して転位セルが発達しマルテンサイト並みの $10^{16}/\text{m}^2$ 程度に増加するという考えやラメラ間隔が 10 nm 程度のナノフェライト領域内には転位が安定して存在できず、粒界などに存在するという考えがあり議論が続いている。超高圧高分解能透過電子顕微鏡による粒界を含めたフェライト中転位の存在状態分析、アトムプローブ電界イオン顕微鏡(AP-FIM)によるフェライト中C量の定量分析などが進展し伸線加工時のナノ組織変化と加工硬化率、延性の変化メカニズムが解明されることを期待する。

図5 0.8%C共析パーライト鋼とフェライト鋼の伸線加工硬化曲線。

図6 パーライト鋼伸線加工時の引張強さと延性指標の変化の模式図。

(2) セメンタイト分解現象

パーライト鋼の伸線加工時(圧延、高圧捻り、衝撃などの塑性加工を含む)のセメンタイト分解現象について多くの研究が行われ解析が進んだ⁽⁷⁾⁻⁽¹¹⁾⁽³¹⁾⁻⁽⁴¹⁾。

AP-FIMによりナノオーダーのフェライト中C分析が可能になった。図7⁽³¹⁾にパーライト鋼伸線加工時のフェライト中のC濃度の変化を示す。セメンタイト分解によりフェライト中C量が平衡状態の固溶C量より極めて大きいことがわかったが、フェライト中Cの存在位置については転位への固着⁽⁸⁾⁽⁹⁾、フェライトへの過飽和固溶⁽⁷⁾⁽³²⁾⁽³⁷⁾、フェライト/セメンタイト界面への偏析⁽²¹⁾など種々の仮説が出され活発な議論が展開されている。最近の放射光X線回折でCの過飽和固溶によりフェライト結晶構造が真歪1.5以上でbccからbctに変態するという報告が出された⁽⁴²⁾。結晶構造変化も含めたフェライト中C存在状態の解明が必要である。

セメンタイト分解メカニズムについてもフェライト中転位とCの相互作用(結合)エネルギー⁽⁸⁾⁽⁹⁾、Gibbs-Thomson効果による界面エネルギー説⁽³²⁾⁽³⁷⁾などが出され議論が続いているのが現状である。ここでは従来あまり注目されていなかったGavriljukら⁽⁸⁾⁽⁹⁾の微細、粗パーライト、球状セメンタイト鋼の塑性加工時のセメンタイト分解に関する研究を中心に紹介する。セメンタイト分解はセメンタイトのFe-C結合エネルギーとフェライト中転位とCの結合エネルギーのバランスで起こり、フェライト/セメンタイト界面積増加により分解が促進される。セメンタイトのFe-C結合エネルギーが0.4 eVと転位-C結合エネルギー0.8 eVより小さいのでセメンタイト分解が起こる。また、転位密度、分布に影響しない限りセメンタイト分解は塑性変形温度に影響されず、 -50°C 以下でも起こる。ブルーイングなどの低温加熱時と伸線加工時のセメンタイト分解は区別して考えている。表2⁽⁸⁾にフェライト中転位-C結合エネルギーに及ぼす合金元素の影響を示す。特徴的なのはセメンタイトに固溶するCr, Mo, Mnが転位-C結合エネルギーを大きくしセメンタイト分解を促進し、固溶しにくいNi, Coが結合エネルギーを小

図7 パーライト鋼伸線加工時のフェライト中のC濃度の変化。

表2 フェライト中転位-Cの結合エネルギーに及ぼす合金元素の影響.

合金元素の種類 (at%)	α Fe ベース系	5% Co	5% Ni	5.4% Si	0.5% V	0.5% Mo	4% Mn
転位-Cの結合 エネルギー(eV)	0.78	0.39	0.2	0.55	0.6	1.86	1.76

さくしセメンタイト分解を抑制することである. セメンタイト分解抑制法としては転位-C結合エネルギーの低下とセメンタイトのFe-C結合エネルギーの強化が考えられるが, Fe-C結合エネルギー強化ではセメンタイト硬度上昇, 塑性変形性悪化の危険性がある. また, 第1原理分子軌道法計算によるセメンタイト化学結合エネルギーに及ぼす合金元素の影響解析も行われているが影響は殆ど無い⁽⁴³⁾. 従来はセメンタイトに固溶するCr, Moなどが分解を抑制すると考えていたので, 今後, 伸線加工歪の大きい極細ピアノ線で合金元素の影響をはっきりさせる必要がある. 合金元素によるパーライト鋼伸線加工材の強化メカニズムが変わる可能性がある.

セメンタイトを全部分解させフェライト中C分布を均一化すれば延性が向上できるという考えもあるが, 伸線加工歪を大きくすると延性が劣化し断線に至るのでセメンタイト分解抑制が重要である. このセメンタイト分解, フェライト中へのC溶出はパーライト鋼伸線加工材の強化メカニズムとも密接に関係しているので次節で述べる.

(3) 強化メカニズム

伸線加工に伴う加工硬化の殆どはラメラ間隔に依存しないという考えもあるが⁽⁴⁴⁾, 強化メカニズムはラメラ間隔の微細化によるものと考えられてきた⁽⁴⁵⁾. 最近のセメンタイト分解, フェライト中へのC溶出現象の解析が進んだこと, セメンタイトが全部分解しても強度が極めて高いことなどから強化メカニズムの見直しが始まっている. 平衡状態の固溶C量を大きく超えるフェライト中CとC分布の均一性などからマルテンサイトの強化メカニズムも考えられるが, 高炭素鋼焼入れマルテンサイトとパーライト鋼伸線加工材の歪時効挙動, 得られる強度, 延性などの違いから異なると思われる.

図8に0.9%C過共析鋼焼入れマルテンサイトとパーライト鋼線の引張強さの経時変化を示す. 高炭素マルテンサイト鋼は折損しやすく引張試験ができないのでマイクロビッカース硬度を引張強さに換算した. このように高炭素マルテンサイトは焼入れ状態では極めて脆く, 延性を出すには焼戻し処理が必須であるが伸線加工材は伸線状態で十分な延性があり塑性変形可能である. また, 歪時効による引張強さの増加速度がパーライト鋼線のほうが大きい. 焼入れマルテンサイトと伸線加工材ではCと転位の存在状態が違っている可能性が強い.

パーライト鋼伸線加工材の歪時効の研究は古くから行われているが⁽⁴⁶⁾⁻⁽⁴⁸⁾, 殆どが乾式潤滑で伸線加工歪が小さい太径線である. 従来, 湿式潤滑伸線加工される極細ピアノ線の

図8 0.9%C過共析鋼焼入れマルテンサイトとパーライト鋼線の引張強さの経時変化.

図9 0.9%C過共析鋼0.20 mmパーライト鋼線(伸線加工歪4.0)の引張変形中の格子面歪のその場中性子回折測定.

歪時効は注目されていなかったが, 高強度化が進むにつれ伸線加工材の強度, 延性に大きな影響を及ぼすことがわかってきた⁽⁴⁹⁾⁽⁵⁰⁾. 歪時効はセメンタイト分解によりフェライト中に溶出したCによる転位の固着と考えられるので極細ピアノ線の超高強度化にはセメンタイト分解抑制による延性劣化防止が必要である.

最近, 友田らが引張試験その場中性子回折によりパーライト鋼伸線加工材の強化メカニズム解析を進めている⁽⁵¹⁾⁻⁽⁵³⁾. 最近の高歪伸線加工材の引張試験その場中性子回折実験でフェライト相強度が極めて大きくなっている可能性が示された. 図9⁽⁵³⁾に0.9%C過共析鋼0.20 mmパーライト鋼線(伸線加工歪4.0)の引張変形中の格子面歪のその場中性子回折測定データを示すが, フェライト相が3.4 GPaまで弾性変形している. セメンタイト分解, フェライト中へのC溶出によりフェライト相強度が極めて大きくなっていればセメンタイトが全部分解, 消滅した高歪伸線加工材の強度が

大きいことが説明できる。焼入れした高炭素マルテンサイトは非常に脆く伸線加工できないのにフェライト中へ大量のCが溶出したナノ組織は伸線加工できる。セメントイト分解後もナノオーダーの極めて微細な層状組織になっていることも影響していると考えられる。0.2%C フェライト/マルテンサイト二相鋼を高歪伸線加工した5 GPa 級サイファーのC分布は均一ではなく、強化メカニズムは極めて微細な転位セルとフェライト中に強制固溶したCによると考えられているので⁽⁵⁴⁾、サイファーとパーライト鋼伸線加工材ではナノ組織構造が異なっている可能性もある。

4. 線 径 効 果

ピアノ線に限らず他の工業材料でも最大到達強度には線径(あるいは寸法、サイズ)効果が見られ、線径が小さくなるほど大きな引張強さが得られる。引張強さは単位面積当たりの力($\text{kN}/\text{mm}^2 = \text{GPa}$)の形になっているので線径の影響は入っていると考えられがちであるが、線径が非常に重要な意味を持つ。5 mm 太径線では引張強さ2 GPa は非常に高強度であるが、0.20 mm 極細線ではむしろ低強度領域である。線径が大きいものほど不均一変形しやすく、延性が低下しやすいので伸線加工強化量が大きくとれない。図10⁽³⁾に種々の線径の共析パーライト鋼の伸線加工時の引張強さと絞りの変化を示す。伸線加工歪に対する加工硬化量は殆ど同じであるが、線径の大きいものほど絞りが低下しやすく伸線加工限界歪が小さい。図11⁽³⁾に各種高強度材料の線径と引張強さの関係を示す。この図から1 μm のピアノ線(過共析鋼)の引張強さを推定すると約9 GPa となり、鉄ウィスカーに近い値になる。完全結晶のウィスカーにも線径効果があり、線径が小さ

図10 種々の線径の共析パーライト鋼の伸線加工時の引張強さと絞りの変化。

くなるほど引張強さが大きくなるが⁽⁵⁵⁾、ウィスカーのほうが線径効果が大きい⁽⁵⁴⁾。

図12に伸線加工、熱処理強化型鋼線の線径と引張強さの関係の比較を示す。熱処理強化型鋼線にも線径効果は見られるが1 mm 程度で飽和するので線径効果を利用した高強度化は難しい。

線径効果については断片的な研究があるのみで⁽¹⁴⁾⁽⁵⁶⁾⁻⁽⁵⁸⁾、系統的な研究は行われていなかったが、最近伸線加工材の剪断歪層に注目した研究が行われている⁽⁵⁹⁾。従来はパテンティング時のパーライト組織の鋼線表面から中心部までの均一性、表面積/質量の増加による潤滑性能の向上と伸線加工後の冷却速度の増加、ダイス入り口部における剪断荷重の低下によるセメントイト分解の減少、オーステナイト結晶粒度の微細化などが線径効果の説明因子として取り上げられていたが、細径線ほど断面内に占める剪断歪層の割合が大きくなるという考えである。パーライト鋼伸線加工材の横断面硬度分布は中心部より表層硬度が大きい凹型であるが、フェライト鋼線では表層より中心部硬度が大きい凸型分布になる。加工硬化に対する表層剪断変形の影響が全く異なるので今後の検討課題の一つと考える。JIS のピアノ線規格

図11 各種高強度材料の線径と引張強さの関係。

図12 伸線加工、熱処理強化型鋼線の線径と引張強さの関係の比較。

B 種では既に30年以上前に 0.08 mm で 3.5 GPa 級が規定されていたが、0.20 mm で 3.6 GPa 級スチールコードが実用化されたのは1990年代初期である。従来と同じ線径で引張強さが極めて大きいピアノ線の開発がポイントである。線径効果は非常に難しい問題ではあるが、これが解明されればピアノ線の超高強度化が大きく前進する。

5. 高強度化限界

鉄鋼材料の高強度化限界に関する議論が行われている(3)(4)(13)(60)–(62)。高強度化を図るには大きく分けて二つの方法がある。完全結晶化と転位などの格子欠陥を含む微細多結晶化の方向である。鉄の完全結晶の理論強度については10～13 GPaの値が出され、約1 μm 直径の鉄ウィスカーでその強度が実測されている。スチールコードをはじめ実用化されている高強度構造材料は格子欠陥を多量に含む不完全結晶であり、限界強度を理論的に計算するのは非常に難しい。高木、河部により予測された転位強化、粒界強化、固溶強化、析出強化の限界値(13)(60)を利用して単純加算により高強度化限界を推定すると表 3 に示す 11.5 GPa と 5 GPa になる。既に 40 μm のパーライト鋼伸線加工材で 5.7 GPa の引張強さが得られているので(63)、高強度化限界は完全結晶に近い値と考えたい。高強度化限界について、ラメラ間隔が主な強度支配因子と仮定した式(1)(64)を利用してセメンタイトの単位胞の大きさの 0.4 nm 程度がセメンタイト板の変形限界(セメンタイト分解無しと仮定)と考えるとラメラ間隔は約 3 nm となり、引張強さは約 10 GPa となる。

σ_B = 1.0 + 0.026 × l_p⁻¹ (1)

ここで σ_B : パーライト鋼伸線加工材の引張強さ/GPa,

l_p : ラメラ間隔/μm

パテンティング材のラメラ間隔 90 nm の場合、線径が 1/30 になる真歪 6.8 (例えば 0.30 → 0.010 mm) の伸線加工ができれば約 10 GPa の引張強さが得られる。実際には極細線のパテンティング処理、セメンタイト分解などの問題がありこれほど単純ではないが、一つの目安にはなる。

パーライト鋼以外の高強度極細線として二相鋼のサイファアがある。15 μm で引張強さ 5.3 GPa (540 kgf/mm²)、2～10 nm の超微細粒組織からなる(65)(66)。パーライト鋼と二相鋼ではフェライト中に分散したセメンタイトとマルテンサイトの違いはあるが式(1)から 5.3 GPa 級パーライト鋼のラメラ間隔を計算すると 6 nm になり、ほぼサイファアと同一

表 3 各強化素機構による強化能の予測。

強化素機構	限界強化能の予測(GPa)		備 考
	高木(1994)	河部(1982)	
転位強化	5	0.9	導入できる転位密度の限界
粒界強化	2	0.6	結晶粒微細化の限界
固溶強化	0.5	0.5	固溶量の限界
析出強化	4	3	析出量の限界
高強度化限界	11.5	5.0	各強化素機構の単純加算

じ値になる。同じ層状組織ではあるが、サイファアの伸線加工時の加工硬化は直線的でありパーライト鋼より小さく、フェライト鋼より大きい。強化メカニズムもパーライト鋼と異なる可能性がある。

完全結晶の理論強度は剪断破断の場合であり、パーライト鋼も超高強度化のため伸線加工歪を大きくすると剪断破断が起こりやすくなる。この剪断破断が防止できれば極限強度を更に大きくできる。実用化されている最強のスチールコードの引張強さが 0.20 mm で 4 GPa、引張強さのチャンピオンデータが 40 μm で 5.7 GPa なのでパーライト鋼伸線加工材の更なる超高強度化の余地は大きい。

工業材料は実際の使用状態に耐える必要があるので、強度ばかりではなく延性が必要である。実用化されているスチールコードなどの極細ピアノ線は引張強さが大きく、かつ延性に富んでいる。延性指標には伸び、絞り、捻回値、デラミネーション、屈曲、捲解、キンクなど種々あるが、デラミネーションが良く利用される。デラミネーション以外の延性支配因子については殆ど研究されていないのでどのような延性指標が最もクリティカルかを含めた解析を行う必要がある。

延性を無視すれば限りなく伸線加工でき超高強度化が図れると誤解されがちであるが、延性が大きく劣化するとダイス口付け時に断線し、伸線加工できなくなるので得られる最大引張強さには自ずと限界がある。

6. お わ り に

以上述べたようにピアノ線はナノ組織制御された最強の工業材料である。スチールコードでは 0.20 mm で 4 GPa 級のウルトラハイテンスチールコードが実用化されている。今後も軽量化、小型化要求が続く限りピアノ線の超高強度化は進む。「最強のピアノ線」を書いた 8 年前に比較するとピアノ線に関心を持つ材料研究者、技術者が増え、伸線加工時のセメンタイト分解、フェライト中への C 溶出、強化メカニズムなどの研究が大きく進展したが、残された課題も少なくない。表 4 に更なる超高強度化のための技術課題を示す。今後の基礎、応用研究により引張強さのチャンピオンデータ更新

表 4 更なる超高強度化のための技術課題。

極細伸線加工時のパーライト鋼のナノ組織変化の解明		*セメンタイト分解度、フェライト中 C、転位密度変化の定量評価 *セメンタイト分解に及ぼす C 量、合金元素の影響 *伸線加工硬化、強化メカニズムの構築
延性向上技術の開発	デラミネーション抑制	*クラック発生、伝播支配因子の特定 *抑制技術/合金元素、熱処理、表面層制御、新しい伸線加工技術など
	歪時効による延性劣化の防止	*延性劣化メカニズムの構築 *延性劣化防止技術/合金元素、熱処理、新しい伸線加工技術など
その他の基礎事項		*線径効果の解明/加工限界支配因子など *強度、延性に及ぼす異方性の影響 *高強度化限界の推定

文献

-
- A black and white portrait of Professor Tetsuo Kato. He is an older man with short, light-colored hair, wearing glasses, a white shirt, a patterned tie, and a dark suit jacket. He is looking directly at the camera with a neutral expression.

★★

田代 均

1974年 東北大学大学院工学研究科修士課程修了
1974年 新日鐵株式会社入社，釜石製鐵所研究所
1994年 新日鐵株式会社釜石製鐵所技術研究センター所長，主幹研究員，（兼務）技術開発本部鉄鋼研究所鋼材第二研究部主幹研究員

2005年4月・現職

専門分野：金属材料，金属加工，品質管理
鉄鋼線材の材料設計，製造プロセス，新商品，二次加工技術開発，安定生産のための一貫品質管理技術開発に従事，自動車タイヤ補強用スチールコードの超高強度化を中心に活動。

★★