

高炭素鋼線の組織制御と高強度化

Microstructure Control and Strengthening of High Carbon Steel Wires

樽井敏三*⁽¹⁾
Toshimi TARUI

丸山直紀*⁽²⁾
Naoki MARUYAMA

高橋淳*⁽³⁾
Jun TAKAHASHI

西田世紀*⁽⁴⁾
Seiki NISHIDA

田代均*⁽⁵⁾
Hitoshi TASHIRO

抄 録

スチールコード、橋梁用亜鉛めっき鋼線等の高強度化のニーズに対応して、新日本製鐵は各種高強度鋼線用線材を開発してきた。高炭素鋼線の高強度化の鍵となるナノオーダーの組織制御技術と高強度化の現状について概説した。高炭素鋼線の更なる高強度化を実現するためには、強加工した高炭素鋼線の組織変化、セメントイト分解とデラミネーション発生との関係などを明確にする必要がある。このような基礎研究分野の最近の成果についても紹介した。

Abstract

Nippon Steel Corporation has developed various wire rods for high strength steel wires in order to satisfy the requirements of strengthening of steel cord, steel wires for bridge cables and PC strand. The nano order microstructure control technique which is the key to the strengthening of high carbon steel wires, and the current state of high strength steel wires were outlined. It is important to clarify the microstructural change of steels wires due to heavy deformation and the effect of cementite decomposition on delamination occurrence for the purpose of achieving the further strengthening of high carbon steel wires. Recent results of such a basic research field were presented as well.

1. 緒 言

量産鋼種の中で最も強度が高い鉄鋼材料は、高炭素のパーライト鋼を伸線加工によって強化した高炭素鋼線である。高炭素鋼線は、タイヤ補強用スチールコード、橋梁用亜鉛めっき鋼線、PC鋼線など広範囲に使用され、工業的にも重要な地位を占めている。高炭素鋼線の近年の高強度化の進展は目覚ましく、鉄鋼材料の極限強度の追求という意味では最先端を行く素材である。しかし、高炭素鋼線の伸線加工に伴う組織変化、パーライト鋼特有の著しい加工硬化特性、高強度化の阻害要因となっているデラミネーション発生機構など、未だに不明な点が数多く残されている。

また、最近の研究によれば¹⁻⁷⁾、従来予想されていた以上に伸線加工によってセメントイト(以下 θ)が分解し、伸線加工歪みによってC固溶限を大幅に上回るCがフェライト(以下 α)中に存在していること、強伸線加工を行った過共析鋼の高炭素鋼線では θ がほぼ完全に分解することなどが明らかになってきた。マルテンサイトと同様に α 中のC濃度によって機械的性質が変化し、 θ 分解が加工硬化特性、デラミネーション発生特性などに影響することが予想される。

本報では、スチールコード、橋梁用亜鉛めっき鋼線、PC鋼線等の高炭素鋼線のナノレベルでの組織制御技術と高強度化の現状、およ

び強加工した高炭素鋼線の組織変化、 θ 分解とデラミネーション発生との関係など、今後の高強度化に向けた最近の基礎研究分野の成果について紹介する。

2. 実験方法

Cを0.78~1.02%、Siを0.20~1.50%、Crを0~0.5%に変化させた供試鋼を用いた。パテンティングは、オーステナイト化温度が950℃、鉛浴温度が580℃の条件で行い、太径鋼線は乾式伸線で、細径鋼線は連続湿式伸線で供試鋼を各種線径に伸線加工した。鋼線の機械的性質は、引張試験、ねじり試験機で調査した。 θ の分解挙動は、アトムプローブ電界イオン顕微鏡(Atom Probe Field Ion Microscope)による α 中のC分析で調査した。また、高炭素鋼線の組織は、電界放射型透過電子顕微鏡(TEM)で観察した。

3. 実験結果および考察

3.1 パテンティング材の強度と加工硬化特性

図1⁸⁾にパテンティング処理後の強度に及ぼすC、Cr量の影響を示す。C量の増加によってパテンティング材強度が増加し、更にCr添加鋼では同一のC量であっても強度が一層増加する。CとCrの強化機構はそれぞれ、強度の高い θ 分率の増加とラメラ間隔の微細強化

*⁽¹⁾ 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部 主幹研究員
千葉県富津市新富20-1 〒293-8511 TEL:(0439)80-2238

*⁽²⁾ 鉄鋼研究所 鋼材第一研究部 Ph.D.

*⁽³⁾ 先端技術研究所 解析科学研究部 主任研究員

*⁽⁴⁾ 君津技術研究部 主任研究員

*⁽⁵⁾ 釜石製鐵所 製造部 主幹研究員 工博

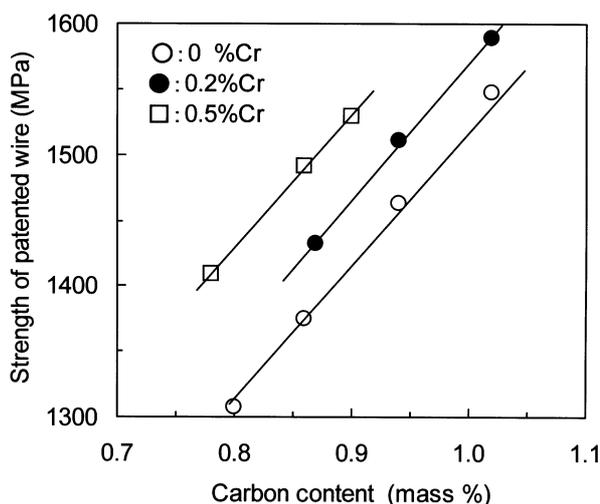


図1 パテンティング材強度に及ぼすC, Cr量の影響
Effect of C and Cr content on patented wire strength

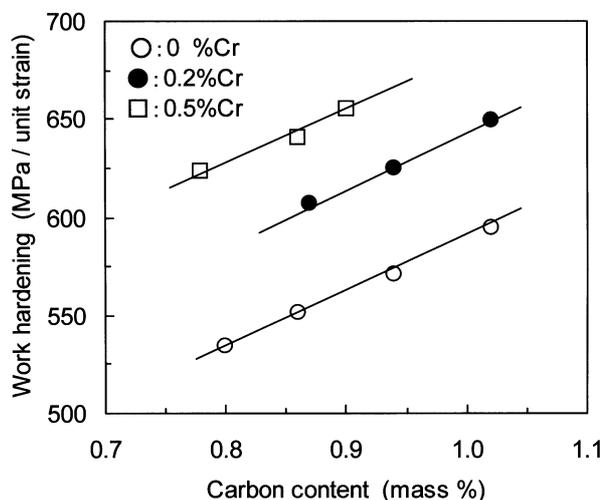


図2 加工硬化率に及ぼすC, Cr量の影響
Effect of C and Cr content on amount of work hardening

によるものである。過共析-Cr添加鋼のラメラ間隔は、パテンティング処理の段階で既に60nmに制御されており、この結果、パテンティング材の強度は1500MPa前後に到達する⁹⁾。

図2⁸⁾に伸線加工硬化率(真歪み $\epsilon = 3.89$)に及ぼすC, Cr量の影響を示す。C, Cr量の増加とともに加工硬化率が増加し、特にラメラ間隔の微細効果を有するCrの影響が著しいことがわかる。高炭素鋼線の高強度化手段として、パテンティング材強度の増加、伸線加工硬化率の増加、伸線加工歪みの増加があるが、後述するようなデラミネーション発生の抑制の点で前者の二つの方法が指向されている。パテンティング材強度と伸線加工硬化率の両者を増加させる手段はラメラ間隔の微細化にあるため、スチールコード用線材の開発は過共析-Cr添加鋼がメインとなっている。

3.2 溶融めっき、ブルーイング工程での強度低下の抑制

橋梁用亜鉛めっき鋼線、PC鋼線では、伸線後の溶融亜鉛めっき、ブルーイング工程で強度低下が起きるため、高強度化を進展させるためには、この強度低下を抑制することも重要になる。強度低下の原因は、強加工された θ の一部が分断、球状化し、伸線加工により数十ナノオーダーに細粒化したラメラ間隔が粗大化するためであ

る¹⁾。図3¹⁰⁾に溶融めっき時(450℃)の強度低下に及ぼすめっき前の鋼線強度とSi, Crの影響を示す。同一の鋼種では、伸線減面率を増加させて高強度化するほどめっき時の強度低下が増加することがわかる。また、合金元素の影響が顕著に認められ、高Si鋼線では強度低下量が減少し、Si-Cr鋼では更に強度低下を防ぐことが可能となる。

図4¹¹⁾に示すように、Siは θ 中の溶解度が低く α/θ 界面に濃化し、Crは θ 中に濃縮する。高Si鋼での θ の球状化は界面のSiの拡散が律速になるため、Si量が増加するほど θ の球状化速度が低下し、強度低下が減少すると考えられている¹⁾。一方、CrはSiよりも拡散速度が遅いため、 θ のオストワルド成長がCrの拡散律速になり、この結果、球状化速度が低下する。即ち、SiあるいはCr添加鋼は、溶融亜鉛めっき後も微細ラメラ組織が維持されるため、強度低下が減少すると考えられている。更に、Si, Crはそれぞれ固溶強化、ラメラ微細強化によりパテンティング材強度を増加させる効果があり、デラミネーションの抑制に対しても有利となる。

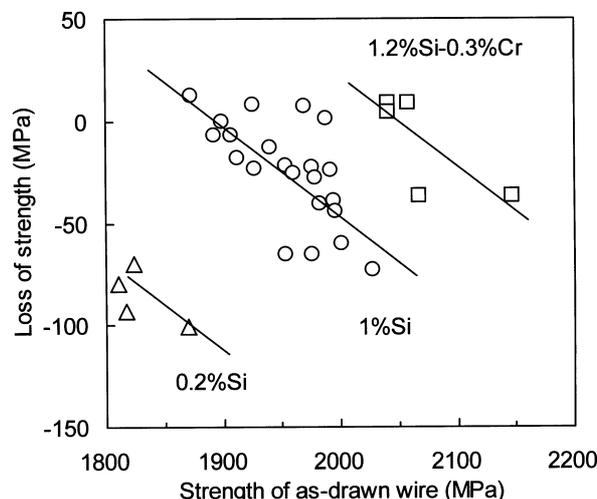


図3 溶融亜鉛めっき時の強度低下に及ぼす伸線材強度と合金元素の影響

Effects of as-drawn wire strength and alloying elements on loss of strength during galvanizing

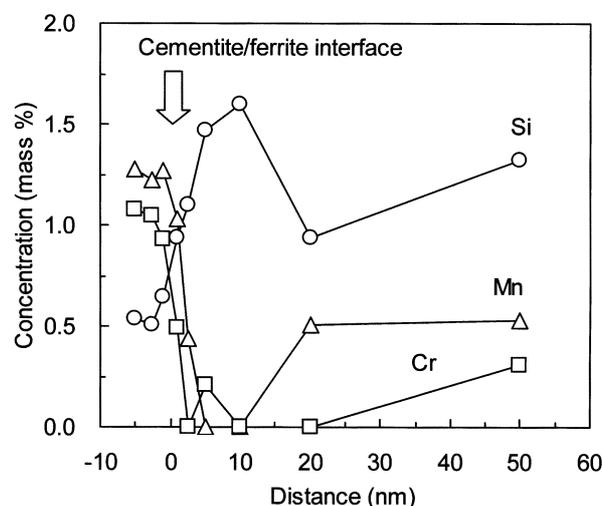


図4 α/θ 界面の合金元素分
Distribution of alloying elements across ferrite-cementite interface

3.3 伸線加工に伴う組織変化

パテンティング処理後のコロニー内の θ 、 α は単結晶状態であるが、最近、伸線加工によって θ がナノ結晶化し、場合によってはアモルファス状態になっていることが報告されている¹²⁾。更に、高炭素鋼線の α 内にはセル組織が形成され¹³⁾、転位密度は高いと考えられていたが、TEM観察において α 中の転位に起因するコントラストの変化が小さくなることから、メカニカルミリング処理を施した鋼材と同様に、転位密度が低下する考え方も報告されている。

図5に強加工した過共析-Cr鋼線($\epsilon = 4.2$)の格子像を示す。ラメラ間隔は10nmのオーダーに細粒化し、 θ は塑性変形により厚みが数nmレベルになっていることがわかる。また、 θ はマクロ的には分断することなく α/θ の層状構造が保たれている。このことはパーライト鋼で強加工が可能であり、高強度鋼線が実現できると密接に関係している。更に回折パターンから明らかなように、 θ は細粒化しているものの、真歪みが4.2の鋼線では θ は結晶構造を保持していることがわかる。

α 内の組織変化に着目したTEM組織を図6に示す。 α 中にはラメラ方向に沿った周期的なコントラストの変化があることがわかる。コントラスト間の幅を測定した結果、ラメラ間隔とほぼ同じで約10nmであった。約2nm径の α 領域から得られた制限視野回折を図6にあわせて示す。 α の結晶方位はすべて同じであり、強加工を行っても α は多結晶化していないことがわかる。また、回折スポットがコントラストの異なる領域で若干変化していることから、このコントラスト変化は結晶方位がわずかに異なるセル組織に起因して現れたものと考えられる。セルサイズが10nmの場合、 10^{16} 個/ m^2 のセルが存在することになり、一つのセルが1本の転位から構成されていたとしても、 10^{16} 個/ m^2 の転位密度になる。

更に、Mizoguchi¹⁴⁾は、圧延によって強加工したパーライト鋼の隣接する α 間の方位差を測定した結果、最大で約 10° の方位差があり、方位差を担う幾何学的に必要なGN転位密度(Geometrically Necessary Dislocations)は、ラメラ間隔が20nmの場合 10^{16} 個/ m^2 のオーダーになることを報告している。図7に伸線加工によるラメラ間隔の変化と転位密度の関係を示す。ここで、セルサイズはラメラ間隔と同じと仮定し計算した。強加工によりラメラ間隔が10nmに到達した高炭素鋼線では、隣接する α 間およびセル間の方位差が 3° と少な目に見積もった場合でも、 α/θ 界面およびセル境界のGN転位密

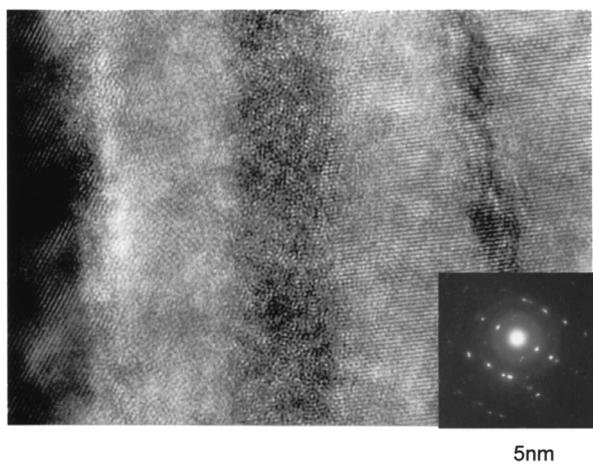


図5 高炭素鋼線の格子像 ($\epsilon = 4.2$)
Lattice image of high carbon steel wire ($\epsilon = 4.2$)

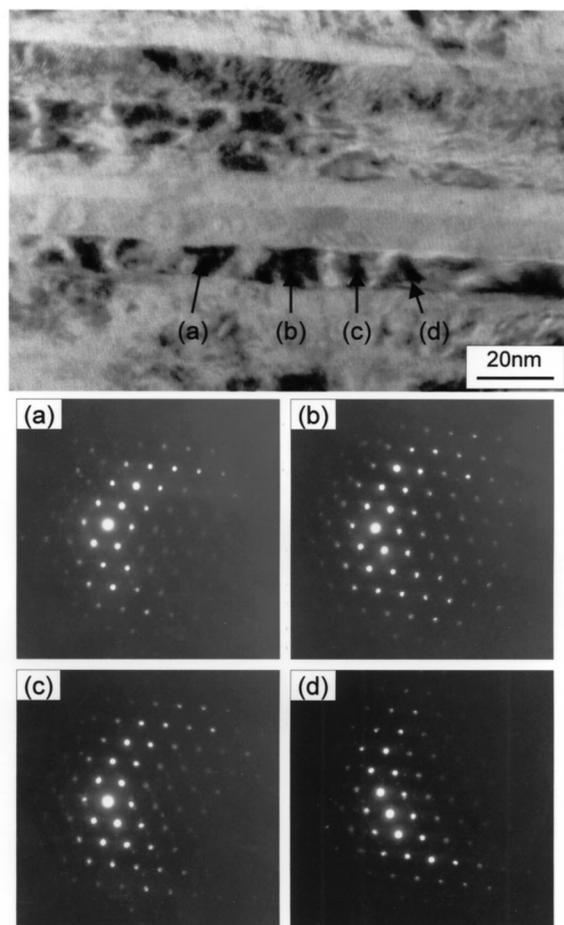


図6 高炭素鋼線のTEM組織と制限視野回折 ($\epsilon = 4.2$)
TEM micrograph and selected area electron diffraction patterns of high carbon steel wire ($\epsilon = 4.2$)

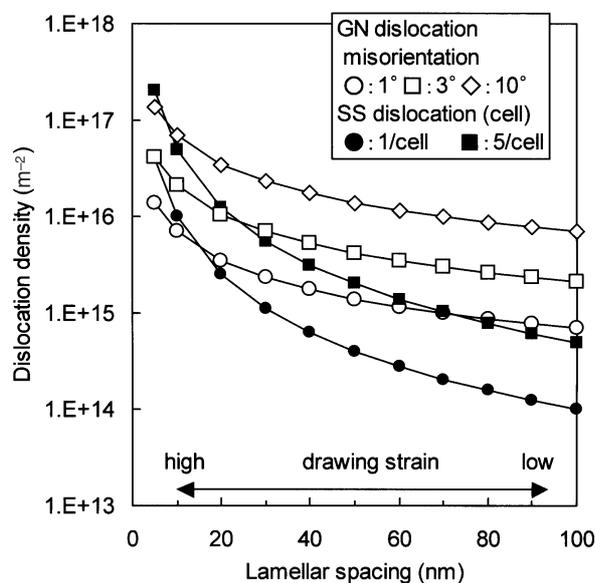


図7 ラメラ間隔と転位密度の関係
Relationship between lamellar spacing and dislocation density

度は、トータルで 5×10^{16} 個/ m^2 のオーダーになる。セルはGN転位以外に統計的に蓄積されたSS転位(Statistically Stored Dislocations)から構成されているため、SS転位密度も考慮すると、強加工した高炭素鋼線では 10^{17} 個/ m^2 オーダーの高密度転位が存在していると考えられる。

3.4 θ の分解挙動と分解機構

図8に乾式で伸線したSWR S82Bおよび湿式で伸線したSWR S92Aの伸線加工歪みに伴う α 中のC濃度変化を示す。伸線の比較的初期から θ 分解が進行し、 α 中には固溶限以上のCが存在することがわかる。C濃度は伸線加工歪みの増加に伴って高くなり、伸線加工歪みが高い鋼線では1at%を越える領域がある。同一の伸線加工歪みで比較すると、乾式伸線の82Bは湿式伸線の92AよりC濃度が高く、伸線中の θ 分解が起こりやすいことが明らかである。また、同一の伸線加工歪みでも、測定領域によってC濃度はかなりばらついており、 θ 分解が不均一に起きていることがわかる。Hongら⁴⁾の結果と同様に、ラメラ間隔が細かい領域でC濃度が高い傾向にあった。

図9に3D-AP(3Dimensional-Atom Probe)で分析した強加工パーライト組織におけるCの三次元マップを示す。Cは、 α/θ 界面だけではなく α 内部にも分布しており、また、C分布の不均一性が認められる。高炭素鋼線の伸線では、加工発熱のために伸線工程で静的・動的歪み時効が起きていると考えられているため¹⁶⁻¹⁸⁾、高炭素鋼線の強化機構を明確にするためにも、 θ 分解と歪み時効の関係を調査することが重要となる。

82Bの時効処理による降伏強度変化と α 中のC濃度変化を図10¹⁹⁾に示す。時効硬化は250℃でピークとなり、400℃を越えると伸線加工のままの材料よりも強度が低下する。また、伸線加工直後ですでに α 中には0.5at%前後のCが存在するが、著しい時効硬化が起きる250℃時効では θ 分解が進行し1at%を越えることがわかる。この結果

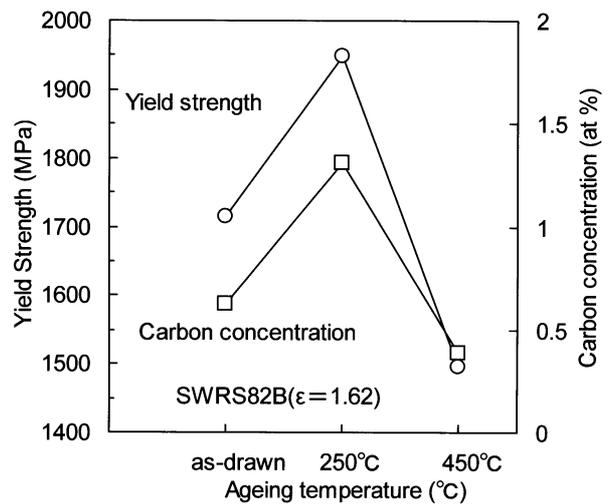


図10 時効温度に伴う降伏強度とC濃度変化
Variations of yield strength and C concentration in ferrite with aging temperature

は、伸線時の加工発熱による鋼線の温度上昇によって θ の分解量が変化することを示している。また、 α 中のC量の増加にともなって降伏強度が増加していることから、Yamada¹⁶⁾が報告しているように、高炭素鋼線のひずみ時効硬化の要因は θ 分解に起因したCの転位固着強化であることを示している。一方、450℃時効材のC濃度は伸線加工のままの材料よりも低下する。この時効温度域では、 α 中の転位の回復、部分的な再結晶および θ の球状化が起きていることから、 θ 分解量は転位密度も影響していることを示唆している。

従来、 θ 分解は転位とCの弾性相互作用エネルギーの観点から議論されてきたが^{15,18)}、伸線加工によって θ が薄片化するとともに θ にスリップステップが形成されるために界面自由エネルギーが増加し、Gibbs-Thomson効果によって θ 分解が起きるメカニズムが提案されている^{18,19)}。 θ 分解機構と密接に関係する α 中のCの存在状態として、前者は転位に偏析、後者は過飽和固溶の考え方であり、Cによる強化機構は前者が転位固着強化、後者が固溶強化となる。またこれ以外に、Cが α/θ 界面に偏析²⁰⁾、 α 中に微細炭化物として析出²¹⁾する考え方が提案されている。高炭素鋼線の θ 分解機構を明確にするためには、Cの存在状態と機械的性質との関係も同時に議論する必要がある。大藤ら²⁰⁾は、強加工した鋼線における α の格子定数は変化していないことを報告しており、数at%のCが過飽和に固溶している可能性は低いと考えられる。

また、図8に示したように、伸線加工ひずみが同一であっても乾式伸線と湿式伸線とでは θ 分解量が異なる結果をGibbs-Thomson効果だけで説明することは困難と考えられる。界面偏析説については、これまでの3D-APのC分析の結果⁴⁾、および図9に示したように α 内部にもCが明瞭に存在していることが明らかにされており、 α/θ 界面にのみCが偏析している事実は確認されていない。一方、 α 中の微細炭化物の析出に関しては、伸線加工のままの材料および伸線後の時効材においても高分解能TEMオーダーの観察では確認できなかった。従って、従来から提案されているように θ 分解したCの大部分は、転位に偏析していると考えるのが妥当と思われる。

高炭素鋼線の強度は、伸線温度、伸線速度、1パス当たりの減面率などの伸線加工条件で大きく変化することが知られている。これは、加工発熱によって伸線中に生じる静的・動的歪み時効によるも

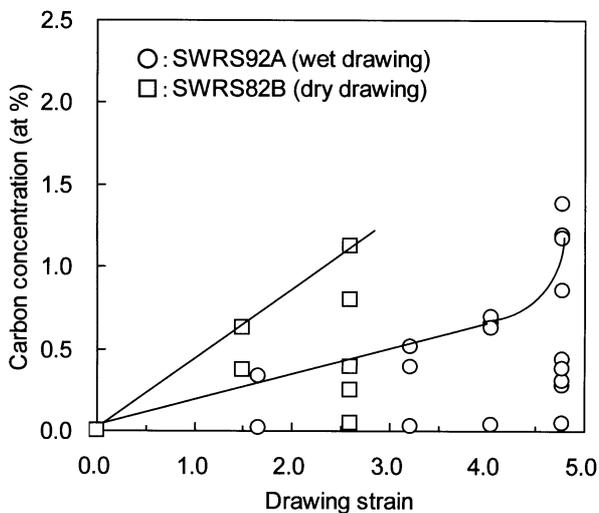
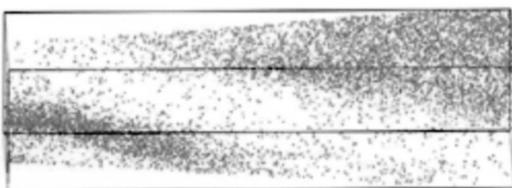


図8 伸線加工歪みに伴う α 中のC濃度変化
Variation of carbon concentration in ferrite with drawing strain



16nm x 16 nm x 60nm

図9 Cの三次元マップ
Three-dimensional mapping of carbon atom

のと考えられている³⁾。 θ 分解したCによる転位の固着強化が歪み時効硬化の主要因であることから、高炭素鋼線の著しい加工硬化特性に対してもCの転位固着強化が重要な役割を果たしていると考えられる。

θ 分解したCが転位に偏析していると考え、高炭素鋼線の θ 分解機構は次のようになる。Kalishら²²⁾によれば、転位近傍のC原子は転位とC原子の強い弾性相互作用エネルギー(0.48eV)のために転位に偏析し、転位近傍の α の固溶C濃度が低下する。一方、 α/θ 間でCの局所平衡が成り立っているため、局所平衡を維持するために θ が分解し、 α 中にCを供給する必要がある。このモデルが成り立つためには、伸線中の極短時間にCが転位上に拡散できるとともに、転位のCトラップ容量が十分にあることが前提となる。通常の伸線加工では加工発熱が大きく、鋼線の表層温度は、300~500℃前後に達することがダイス温度の測定¹⁸⁾やFEM解析^{18, 23)}から明らかとなっている。この温度範囲では、0.1秒程度の極短時間でもCは数十nmを容易に拡散できる¹⁹⁾。

また、図7に示したように強加工した高炭素鋼線の転位密度は、 $10^{17}/\text{m}^2$ レベルになっていると推定されるため、転位のトラップ容量も充分にあると考えられる。以上のことから、高炭素鋼線の θ 分解は、転位とC原子の強い弾性相互作用エネルギーのために起きると考えられる。また、 θ 分解が起きるための条件は、Cのトラップサイトとなる高密度転位とCの拡散速度を高める加工発熱と考えられる。

3.5 高炭素鋼線の延性に及ぼす θ 分解の影響

通常、高炭素鋼線の延性は、ねじり試験でのねじり回数とその破断形態で評価されている。延性が高い鋼線は、全長にわたり均一にねじられ、ねじり回数が高く、また、最終的に鋼線の直角方向に破断する。高強度化して延性が低下した鋼線では、ねじり変形の極初期にデラミネーションと呼ばれている鋼線の伸線方向に沿った縦割れが発生する。デラミネーションの発生が高炭素鋼線の高強度化を阻害する最大の要因となっている。デラミネーション発生機構に関して、幾つかのモデルが提案²⁴⁻²⁸⁾されているものの、線径効果を説明するまでに至っていない。一方、前述したように伸線加工中に θ が分解し、Cは転位を固着している。 θ 分解は、強度以外にねじり特性に対しても影響することが予想される。そこで、 θ 分解とデラミネーション発生との関係について調査した。

図8に示した乾式伸線した太径鋼線、湿式伸線した細径鋼線および図10に示した時効処理した鋼線のいずれも、 α 中の最大C濃度が1at%を超えるとデラミネーションが発生することが明確になった²⁹⁾。高炭素鋼線のデラミネーションは、 θ 分解が進行すると発生しやすくなり、デラミネーション発生に対して θ 分解挙動が重要な役割を果たしていると考えられる。また、 θ 分解による α 中のC濃度で考えると、デラミネーション発生に対する線径効果や低温時効でデラミネーションが発生し高温時効では発生しない現象を統一的に説明することができる。

Yamada, 藤田ら¹⁶⁻¹⁸⁾は、高炭素鋼線の伸線中に生じる歪み時効と機械的性質におよぼす影響に関して詳細な検討を行っており、本研究の結果と同様に高炭素鋼線の延性低下の原因は伸線中に生じる θ 分解によるCの歪み時効であると報告している。しかし、その機構については明確になっていない。高炭素鋼線の θ 分解は前述したようにマイクロ・マクロ的に不均一に起きていていると考えられるため、 θ 分解の不均一性について着目し、デラミネーション発生との関係につ

いて考察した。 θ 分解したCは、転位に偏析し、転位を固着している状況にある。高炭素鋼線の引張強度あるいはねじり強度は、ラメラ間隔、転位密度以外にCの転位固着強化によっても影響されると考えられるため、不均一な θ 分解は、ミクロ的な強度の不均一性を増加させることを意味している。

更に、伸線加工歪みの増加に伴うラメラ間隔の分布幅の拡大³⁰⁾も、ミクロ的な強度の不均一性を助長する。このように高炭素鋼線の強度は均一ではなく、伸線加工歪みの増加あるいは伸線中や伸線後の時効によって強度の不均一性が増加すると考えられる。強度の不均一性が増加した鋼線では、ねじり試験においてねじり変形が伝播しにくく局在化しやすいため、強度の低い領域、つまり θ 分解が少ない領域にねじり変形が集中し亀裂が発生すると考えられる。細径鋼線、太径鋼線あるいは時効処理した鋼線のいずれも、 α 中のC量の最大値が1at%を超えるとデラミネーションが発生することは、強度の不均一性としてある限界の強度差以上に達するとデラミネーションが発生することを示しているが、定量的な検討は今後の課題である。

3.6 高炭素鋼線の高強度化

タイヤ補強材として使われているスチールコードの当初の強度は2800MPaであったが、4000MPa級スチールコードが実用化され³¹⁾、タイヤの軽量化に貢献している。材料的には、パテンティング材強化と加工硬化率の増加の両者に有効なラメラ間隔の微細化を図るために、過共析のCr添加鋼が開発されている⁹⁾。また、半世紀以上にわたって1500~1600MPaの強度で推移してきた橋梁用亜鉛めっき鋼線は、世界最大の明石海峡大橋の建設を契機に1800MPa級鋼線が開発され¹⁰⁾、建設費、建設期間の低減に貢献した。2000MPa級橋梁用鋼線も実用化できる段階にまで進展している^{32, 33)}。高強度亜鉛めっき鋼線用線材として、溶融亜鉛めっき時の強度低下の抑制とパテンティング材強化に対して有効な高Si鋼および高Si-Cr鋼が開発されている³²⁾。更に、PC鋼線の分野では、従来の1860MPa級から一層の高強度化を狙った2300MPa級PCストランド用線材として過共析のSi-Cr鋼が開発されている³²⁾。

スチールコードを初めとする高炭素鋼線の高強度化のニーズは一層増加している。このニーズに応じるためには、高強度化の阻害要因となっているデラミネーションの抑制技術の確立が不可欠である。前述したようにデラミネーションの発生は伸線加工中に生じる θ 分解が主因であり、加工発熱が θ 分解を促進していると考えられる。高強度化するほど加工発熱が顕著になるため、高炭素鋼線の高強度化を進展させるためには、 θ 分解の制御技術が今後の鍵の技術になると予想される。従って、鋼材開発のみならず伸線加工技術の両面での開発、連携の重要性が一層増すものと考えられる。

5. 結 言

スチールコードではラメラ間隔の超微細化技術の開発によって、高強度化が進展してきた。橋梁用亜鉛めっき鋼線、PC鋼線では、ラメラ間隔の微細化技術に加えて、溶融めっきやブルーイング処理時に生じる微細ラメラ組織の崩壊を防止する組織制御が高強度化の進展に対して重要な役割を果たした。今後、高炭素鋼線の更なる高強度化を実現するためには、数ナノレベルになっているセメントタイトの分解抑制技術の確立が重要となる。

参考文献

- 1) Tarui, T., Ohashi, O., Takahashi, T., Uemori, R.: *Iron & Steelmaker*. 21(Sep.), 25(1994)
- 2) Languillaume, L., Kapelski, G., Baudalet, B.: *Acta Mater.* 45, 1201(1997)
- 3) Danoix, F., Julien, D., Sauvage, X., Copreaux, J.: *Mater. Sci. Eng. A250*, 8(1998)
- 4) Hong, M. H., Reynolds, W. T., Tarui, T., Hono, K.: *Metall. Mater. Trans. A*. 30A, 717 (1999)
- 5) Sauvage, X., Copreaux, J., Danoix, F., Blavette, D.: *Philos. Mag. A*. 80, 781(2000)
- 6) Hono, K., Ohnuma, M., Murayama, M., Nishida, S., Yoshie, A., Takahashi, T.: *Scr. Mater.* 44, 977(2001)
- 7) Maruyama, N., Tarui, T., Tashiro, H.: *Scr. Mater.* 46, 599(2002)
- 8) Tarui, T., Takahashi, T., Tashiro, H., Nishida, S.: *Metallurgy, Processing and Applications of Metal Wires*, TMS, 1996, p.87
- 9) Ochiai, I., Nishida, S., Tashiro, H.: *Wire J. Int.* 26(12), 50(1993)
- 10) 高橋稔彦, 樽井敏三, 今野信一: *鋼構造論文集*. 1, 119(1994)
- 11) 丸山直紀, 植森龍治, 森川博文: *新日鉄技報*. (359), 6(1996)
- 12) 横井浩一, 家口 浩, 南田高明, 茨木信彦, 隠岐保博: *材料とプロセス*. 9, 1486 (1966)
- 13) Embury J. D., Fisher, R. M.: *Acta Metall.* 14, 147(1966)
- 14) 大藤善弘, 佐野直幸, 浜田貴成, 高木節雄, 飛鷹秀幸: *材料とプロセス*. 16, 494 (2003)
- 15) Mizoguchi, T., Furuhashi, T., Maki, T.: *Proc. Inter. Symp. Ultrafine Grained Steels*, ISIJ, 2001, p.198
- 16) Yamada, Y.: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 16, 417(1976)
- 17) 藤田 達, 山田凱朗, 平上平次郎: *R & D 神戸製鋼技報*. 23(3), 44(1974)
- 18) 中村芳美, 川上平次郎, 藤田 達, 山田凱朗: *R & D 神戸製鋼技報*. 26(3), 65(1977)
- 19) 樽井敏三, 丸山直紀, 田代 均: *材料とプロセス*. 16, 490(2003)
- 20) 大藤善弘, 浜田貴成: *鉄と鋼*. 86, 105(2000)
- 21) 横井浩一, 家口 浩, 南田高明, 茨木信彦: *材料とプロセス*. 11, 491(1998)
- 22) Kalish, D., Cohen, M.: *Mater. Sci. Eng.* 6, 156(1970)
- 23) Kemp, I. P.: *Wire Industry*. 54(Jan.), 41(1987)
- 24) 小川陸郎, 金築 裕, 平井 洋: *R & D 神戸製鋼技報*. 35(2), 63(1985)
- 25) 高橋俊彦, 大橋章一, 樽井敏三, 浅野巖之: *新日鉄技報*. (347), 22(1992)
- 26) Ibaraki, N., Makii, K., Ochiai, K., Oki, Y.: *Wire J. Int.* 33(Mar.), 122(2000)
- 27) Shimizu, K., Kawabe, N.: *ISIJ Int.* 41, 183(2001)
- 28) Lefever, I., Haene, U. D', Raemdonck, W. V., Aernoudt, E., Houtte, P. V., Sevillano, J. G.: *Wire J. Int.* 31(Nov.), 90(1998)
- 29) 樽井敏三, 丸山直紀: *材料とプロセス*. 17, 367(2004)
- 30) Langford, G.: *Met. Trans.* 8A, 861(1997)
- 31) 田代 均, 西田世紀, 樽井敏三, 大橋章一, 佐々木正司, 中村謙一, 吉江淳彦, 出町 仁: *新日鉄技報*. (370), 39(1999)
- 32) 樽井敏三, 西田世紀, 吉江淳彦, 大羽 浩, 浅野巖之, 落合征雄, 高橋稔彦: *新日鉄技報*. (370), 45(1999)
- 33) Tarui, T., Maruyama, N., Eguchi, T., Konno, S.: *Struc. Eng. Int.* 12(3), 209(2002)