

高炭素鋼線のデラミネーションにおよぼす セメントイト分解の影響

樽井 敏三*・丸山 直紀*

Effect of Cementite Decomposition on Delamination in High Carbon Steel Wires

Toshimi TARUI and Naoki MARUYAMA

Synopsis : In order to find out the effect of cementite decomposition on delamination, decomposition behavior of cementite in high carbon steel wires during drawing and aging was investigated by atom probe field ion microscope, transmission electron microscope and torsion testing. Fracture mode of normal fracture in torsion test is Mode III and that of delamination is Mode II. Microvoids or coarse grain boundary ferrite are not observed in the delaminated wires. Cementite decomposition proceeds with the drawing strain and aging, and the carbon concentration of lamellae ferrite remarkably increases, which can only be due to the dissolution of cementite and concurrent migration of carbon atoms into ferrite. The measured carbon concentration varies from region to region, depending on the lamellae spacing or the location within wires. It is considered that cementite decomposition proceeds heterogeneously in macroscopic and microscopic scale. Delamination occurs in the regions in which the maximum carbon concentration of ferrite exceeds 1 at%, irrespective of the dry drawn, the wet drawn and the aged wires. The heterogeneous decomposition of cementite suggests that the strength of ferrite is non-uniform. It may be concluded that delamination is caused by the non-uniformity of ferrite strength. Namely, delamination results from the local shear stress concentration in the low ferrite strength regions, which correspond to the locally low carbon concentration areas.

Key words: high carbon steel wire; pearlite; cementite; decomposition; delamination; strain ageing.

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、ばね、PC鋼線、橋梁用鋼線、タイヤ補強用スチールコード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。高炭素鋼線では冷間伸線による加工硬化を利用して高強度化を実現しているため、基本的には伸線加工ひずみを増加させることによって高強度化を達成できる。しかし、高強度鋼線を実用化するためには延性の確保が必要である。通常、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。

これまで、高炭素鋼線のデラミネーションの発生機構に関して幾つかのモデルが提案されている。小川ら¹⁾は鋼線の間層に形成される{110}<110>集合組織がデラミネーション発生に影響していると報告している。高橋ら^{2,3)}は、

伸線方向に直角なすべり方向の降伏応力と平行なすべり方向の降伏応力の差、つまり力学特性の異方性がデラミネーション発生の原因であることを指摘している。また、落合⁴⁾は、デラミネーションを高強度鋼の脆性破壊の範疇で考えるべきであり、ねじりの主応力が限界を超えた時点で脆性破壊(デラミネーション)が発生し、破壊靱性の異方性のために亀裂が伸線方向に伝播すると考えている。さらに、パテンティング処理時に生成する粒界フェライト^{5,6)}、未溶解炭化物⁶⁾、表面きず⁷⁾がデラミネーションの発生起点となることが報告されており、破壊力学的な観点からの検討もなされている⁵⁻⁸⁾。しかし、デラミネーション発生におよぼす線径効果の原因は必ずしも明確になっていない。たとえば、線径が0.2 mm前後のスチールコードでは約4000 MPaまでデラミネーションが発生しないのに対して、線径が5 mm前後の太径鋼線では2000 MPa前後でデラミネーションが発生しやすい。

高炭素鋼線の伸線加工中には加工発熱による静的・動的ひずみ時効が起きていると考えられており^{9,10)}、デラミネーションの発生特性は伸線加工ひずみが同じであっても伸線速度などの伸線加工条件によって変化することが知られている。これに関連して、伸線加工中あるいは伸線後の時効処理でセメントイトが分解し、固溶限を大幅に上回る

Cがフェライト中に存在していることが明らかになってきた¹¹⁻¹⁸⁾。セメンタイトの分解量によって高炭素鋼線の強度が変化することから、デラミネーションに対してもセメンタイト分解の影響が予測される。また、セメンタイト分解機構とこれにともなうフェライト中のCの存在状態などを明確にするためには、伸線の加工硬化特性、ねじり特性の機械的特性に及ぼすセメンタイト分解の影響もあわせて議論することが重要になる。そこで、本論文では、高炭素鋼線のデラミネーション発生におよぼすセメンタイト分解の影響について検討した。

2. 実験方法

供試鋼は、転炉で溶製したSWRS82B（以下82B）およびSWRS92A（以下92A）である。その化学組成をTable 1に示す。熱間圧延で82Bは線径11.0 mm、92Aは線径5.5 mmにした。その後、82Bはオーステナイト化温度が950°C、鉛浴温度が580°Cの条件でパテンティング処理を行い、加工発熱を抑制するために伸線速度が0.25 m/minの乾式伸線で4.9 mm（伸線加工ひずみ $\epsilon=1.62$ ）および3.0 mm（ $\epsilon=2.60$ ）に伸線加工した。92Aは冷間伸線で線径1.09 mmにした後、82Bと同じ条件のパテンティング処理を行い、伸線速度が600 m/minの連続湿式伸線で0.1 mm（ $\epsilon=4.78$ ）まで各種線径に仕上げた。比較材として、Table 1に示す0.01 mass% C（以下LC）も使用した。LCは950°Cに加熱後に空冷し、その後、伸線速度が0.25 m/minの乾式伸線で最大伸線加工ひずみが4.82までの伸線加工を行った。また、デラミネーション発生におよぼす伸線後の静的ひずみ時効の影響を調査するために、100~500°Cで60sの時効処理を施した82Bの試料を作製した。時効処理は、250°C以下が油浴、300°C以上はソルトバスを用いて行った。さらに、デラミネーション発生挙動におよぼす矯直加工の影響を調査するために、伸線後に矯直加工を施した試料も作製した。矯直加工は、直径が40 mmのロールを配置したロール型の矯直加工機（WITELS ALBERT社製）²⁾を使用し、鋼線最表層のひずみが0.1%前後、鋼線の送り速度が1 m/min、加工温度が室温の条件で行った。

これら供試鋼の機械的性質は、引張試験、ねじり試験、鋼線断面の硬さ試験で調査した。ねじり試験は、試験片の両端を線径の50倍のつかみ間隔で固定して、回転速度が2 rpmの低速度で行った。トルク-ねじり角度曲線を測定し、ねじり変形初期にトルクが急激に低下した場合をデラミネーションの発生と判定した²⁾。また、トルクが急激に低下した時点でねじり試験を中止し、その破面を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。伸線加工まま材および時効材のフェライト中のC量は、アトムプローブ電界イオン顕微鏡(Atom Probe Field Ion Microscope: AP-FIM, VG製FIM100)によって分析した。AP-FIMのプローブ径は

Table 1. Chemical composition of specimens (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
82B	0.82	0.23	0.79	0.003	0.003	0.028	0.0024
92A	0.90	0.20	0.57	0.011	0.007	—	0.0029
LC	0.01	0.20	0.75	0.005	0.005	0.039	0.0036

約2 nmであり、強加工を施した鋼線でも微細フェライト領域のCを測定することができる。AP測定はDC電圧5~12 kV、パルス比15%の条件で行った。なお、APの試料作製時は試料の昇温が起らないようにし、またフェライト領域の分析の際は隣接するセメンタイトを分析しないように細心の注意を払った。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 ねじり試験の破断形態

Fig. 1に伸線加工ままおよび250°C時効を施した鋼線のねじり試験後のマクロ的な破断形態とSEM破面を示す。試料は線径が4.9 mmの82Bである。伸線加工まま材はねじり変形が試料全長にわたって均一に生じ、最終的に線軸方向に対して垂直に破断した。伸線加工まま材は正常破断であり、その破面は伸張ディンプルであった。一方、250°C時効材は、ねじりの降伏前後にねじり変形が局在化し、デラミネーションが発生した。その破面は、Fig. 1(b)に示すようにへき開破面は存在せず、平滑的な破面が主体となっていた。ねじり試験の際には、せん断応力と主応力が試験片に作用する。破壊形態から、正常破断は、線軸方向に対して垂直に作用するせん断応力によるモードIIIの破壊であり、一方、デラミネーションの場合は線軸方向に平行なせん断応力によるモードIIの破壊であることを示している。

ねじり試験は2 rpmの低速度で行いトルクが低下した時点で試験を中止したものの、亀裂の伝播速度が速いため破壊起点を特定できなかった。Fig. 2にデラミネーションが発生した伸線加工ままの92Aの断面のSEM組織を示す。均一な伸線加工組織となっており、これまで報告されているようなマイクロボイド⁶⁾、粗大な粒界フェライト⁵⁾は観察されなかった。また、マイクロボイドはTEM観察でも82B、92Aともに確認できなかった。したがって、最大のせん断応力が作用する鋼線表層部からデラミネーションの亀裂が発生したと考えられる。

3.2 伸線加工および時効によるフェライト中のC濃度変化とデラミネーション発生

Fig. 3に82Bおよび92Aの伸線加工ひずみにともなうフェライト中のC濃度変化¹⁸⁾とデラミネーション発生の関係を示す。伸線加工ひずみの増加にともなうセメンタイト分解が進行し、C濃度が著しく増加することがわかる。

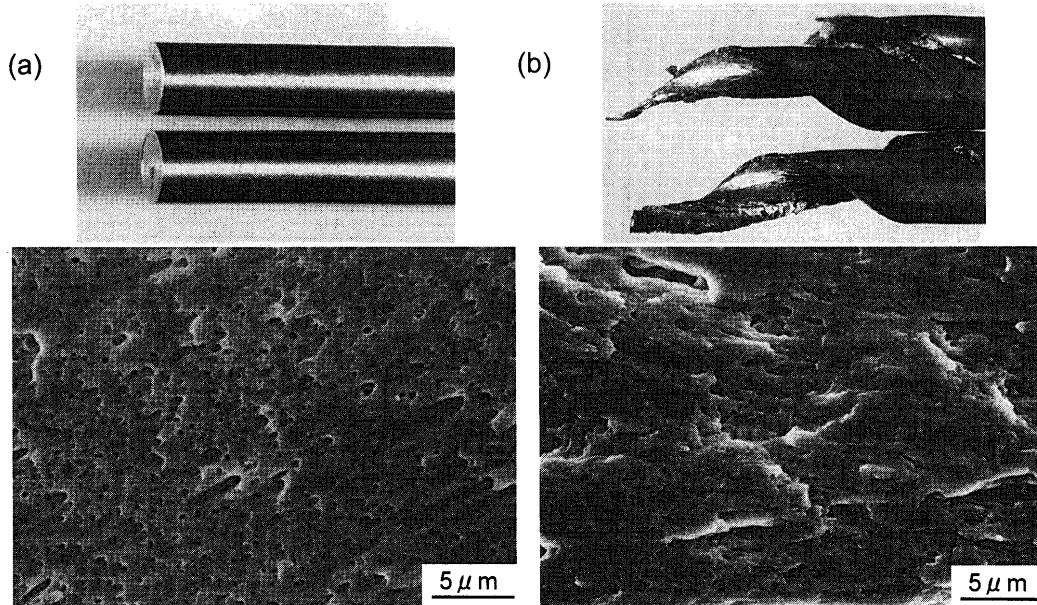


Fig. 1. Torsional fracture mode and SEM fracture surface of (a) normal fracture and (b) delamination of 82B.

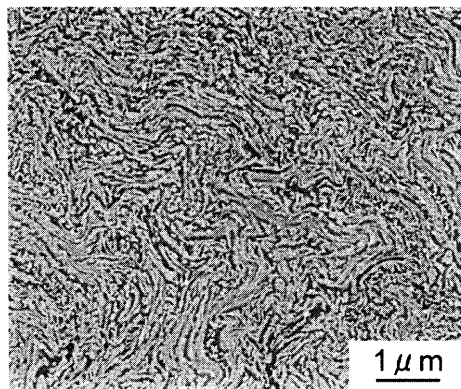


Fig. 2. SEM microstructure of 92A with drawing strain of 4.78 in transverse section.

また、同一の伸線加工ひずみでC濃度を比較すると、乾式伸線した太径鋼線の82Bの方が湿式伸線の92Aよりも高く、乾式伸線の方がセメントナイト分解が起こりやすいことを示している。デラミネーションが発生する伸線加工ひずみは、82Bの方が92Aよりも低ひずみ側であり、フェライト中のC濃度の最大値が1at%を超えると太径鋼線、細径鋼線のいずれもデラミネーションが発生することがわかる。なお、伸線加工ひずみが同一の鋼線であってもC濃度がばらついているが、これは測定上の誤差ではなく、場所によってセメントナイト分解量が異なる、つまりセメントナイト分解の不均一性のためと考えられるが、この要因については後述する。

Fig. 4は82Bの時効温度にともなう引張降伏強度、ねじり降伏強度の変化とデラミネーション発生との関係である。250°Cでひずみ時効硬化がピークとなり、400°C以上では伸線加工のままよりも強度が低下する。デラミネーションに関しては、伸線加工のままでは発生しないものの時効硬化が

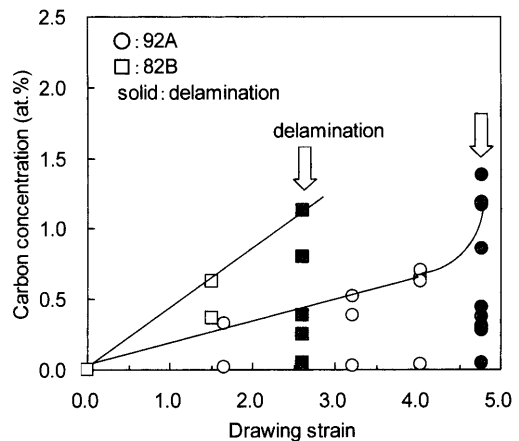


Fig. 3. Relationship between carbon concentration in ferrite with drawing strain and the occurrence of delamination.

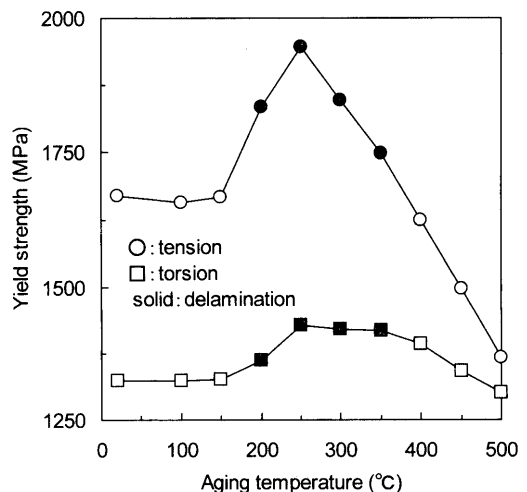


Fig. 4. Variation of tensional and torsional yield strength of 82B with aging temperature.

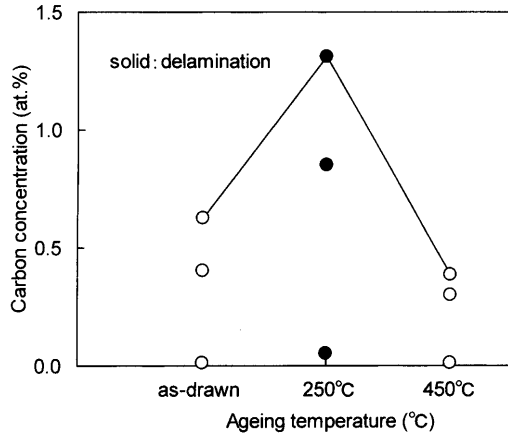


Fig. 5. Relationship between carbon concentration in ferrite of 82B with aging temperature and delamination.

起きる 200~350°C 時効でデラミネーションが発生し、400°C 以上では再び発生しなくなることがわかる。Fig. 5 に伸線加工ままおよび 250°C、450°C 時効材の C 濃度とデラミネーション発生との関係を示す。ひずみ時効硬化がピークとなる 250°C 時効では、セメント分解が進行しフェライト中の C 量が増加することがわかる。これに対して、強加工されたフェライトの回復および部分的再結晶が進行し強度が低下する 450°C 時効¹¹⁾では、フェライト中の C 濃度が低下する。伸線後の時効処理においても、フェライト中の C 濃度が 1 at% を越えると、デラミネーションが発生することがわかる。

以上のように高炭素鋼線のデラミネーションは、セメント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セメント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、セメント分解によるフェライト中の 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、乾式伸線と湿式伸線などの伸線加工条件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。

3.3 セメント分解の不均一性

Yamada, 藤田ら^{9,10,19,20)}は、高炭素鋼線の伸線中に生じるひず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セメント分解による C のひず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。また、Fig. 3, 5 に示したようにセメント分解は同一の試料内であっても不均一に起きていることから、C によるひずみ時効硬化量も場所によって異なっていることを示唆している。そこで、デラミネーション発生機構を明確にするためにセメント分解の不均一性の要因について検討した。なお、高炭素鋼線のセメント分解機構²¹⁾は、転位と C の相互作用エネルギー説^{10,22)}、Gibbs-Thomson 効果説^{13,16)}など幾つかのモデル

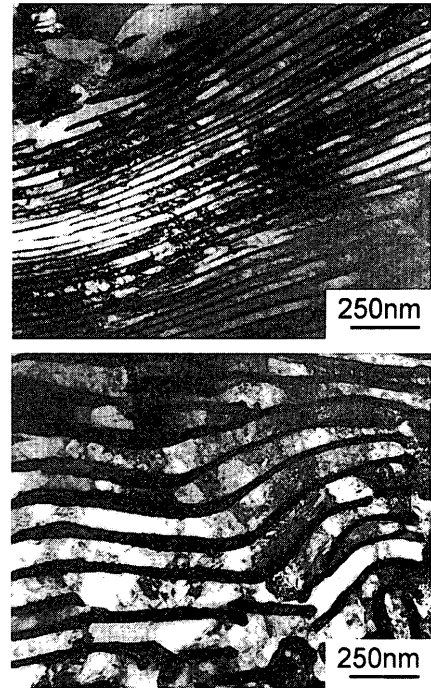


Fig. 6. TEM microstructures of 82B with drawing strain of 1.62 in transverse section.

ルが提案されており、さらに、セメント分解した C のフェライト中での存在状態も転位に偏析¹⁰⁾、過飽和に固溶^{13,16)}、フェライト/セメント界面に偏析²³⁾など種々の考え方が報告されている。高炭素鋼線では転位と C の相互作用エネルギーの影響でセメントが分解し、C は転位に偏析 (Cottrell 雰囲気) する考え方が妥当であると考²⁴⁾、以下の検討ではこのモデルを用いた。

高炭素鋼線の平均的なラメラ間隔は、伸線加工ひずみの増加とともに減少する。しかし、パーライトコロニー内のラメラの方向によって、伸線過程でのコロニーの変形が不均一なために、伸線加工ひずみの増加にともなってラメラ間隔の分布幅が拡大することが知られている²⁵⁾。この結果、Fig. 6 に示した線径が 3.0 mm の 82B の TEM 組織から明らかなように、同一の鋼線内であってもラメラ間隔が著しく異なる領域が現れてくる。本研究の結果では、従来から報告¹⁵⁾されているようにラメラ間隔が細かい領域で C 濃度が高い傾向にあり、セメント分解が起こりやすいと考えられる。また、セメントから転位への C の拡散距離が短くなる微細ラメラの方がセメント分解が進行しやすいことは、転位密度が一定であればセメント分解は C の拡散律速である考²⁴⁾と一致する。

一方、高炭素鋼線のセメント分解は、Fig. 5 の結果から示唆されるように C の拡散速度を高める伸線加工発熱の影響を受けると予想される。Fig. 7 に 92A および LC の鋼線断面の硬度分布を示す。92A は表層部の硬度が高く中心部の硬度が低い V 字状になっており、伸線加工ひずみの増加とともに表層と中心部の硬度差が増加することがわか

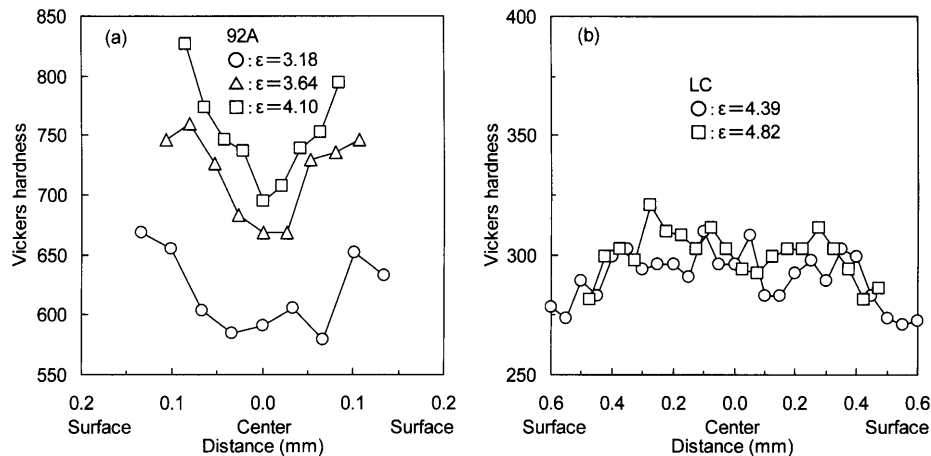


Fig. 7. Vickers hardness profiles of (a) 92A and (b) LC.

る。これに対して低炭素のフェライト鋼を伸線加工したLCの硬度分布はほぼフラットであり、92Aの硬度分布とは明らかに異なる。高炭素鋼線の強化機構はいまだに明確になっていないが、鋼線表層と内部とで平均的なラメラ間隔の差は認められなかった。このため、表層の硬度が高い理由は、表層ほどセメントイトが分解しやすく、Cの転位固着強化量が内部よりも高いためと考えられる。高炭素鋼線の伸線加工では、加工発熱により鋼線温度は数百°C以上に達することがダイス温度の測定²⁰⁾やFEM解析^{20,26)}から明らかになっている。また、鋼線の温度上昇は、鋼線とダイス間の摩擦発熱のために、鋼線内部よりも表層部の方が高いことが知られている²⁰⁾。したがって、セメントイト分解がCの拡散律速と考えると、鋼線表層部のセメントイト分解量は内部よりも大きいと考えられる。

Fig. 8に鋼線断面のフェライト中のC濃度分布に関して、C濃度の最大値(C_{max})と最小値(C_{min})の模式図を示す。鋼線表層と内部とでは加工発熱による温度上昇が異なるため、セメントイト分解量が異なる。さらに、同一の部位であっても、ラメラ間隔が粗い領域でのセメントイト分解量は微細ラメラの領域よりも低くなる。高炭素鋼線のセメントイト分解の不均一性は、このようなマイクロ・マクロ的な不均一性の要因によって生じると考えられる。

3.4 セメントイト分解を考慮したデラミネーションの発生機構

高炭素鋼線のセメントイト分解は、前述したようにマイクロ・マクロ的に不均一に起きる。そして、セメントイト分解した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、場所的に不均一なセメントイト分解の度合いは、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。さらに、伸線加工ひずみの増加にともなうラメラ間隔の分布幅の拡大も、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ミクロ的に均一ではな

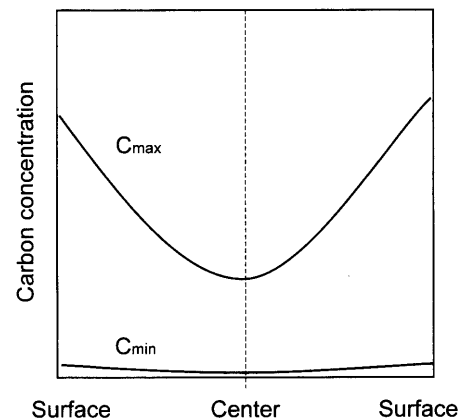


Fig. 8. Schematic carbon concentration profile of high carbon steel wire.

く、伸線加工ひず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。ここで、ミクロ的な強度の不均一性は、コロニー単位で起きると推定される。本研究で用いた試料のパテンティング処理後の平均コロニーサイズは約 $4\mu\text{m}$ であるため、伸線加工ひずみが1.5の太径鋼線のコロニーサイズは $1.9\mu\text{m}$ 、伸線加工ひずみが4の細径鋼線では約 $0.5\mu\text{m}$ のオーダーである。

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局在化しやすいため、強度の低い領域、つまりセメントイト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。通常、脆性材料では、主応力によるモードIの破壊形態となるが、高炭素鋼線では落合⁴⁾が指摘しているように鋼線の異方性のためにせん断応力によるモードIIの破壊形態になると考えられる。また、フェライト中のC量がほぼゼロに近い領域がある一方で、C量の最大値が1at%を超えると細径鋼線、太径鋼線あるいは時効処理した鋼線のいずれにおいてもデラミネーションが発生することは、強度の不均一性が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。ここで、強加工した高炭素鋼線の転位密度がマルテンサイトと同レベルであると仮定し、セメンタイト分解したCが転位に偏析していることを考慮すると、高炭素鋼線のフェライトはオートテンパーされたマルテンサイト組織に類似していると考えられる。津崎²⁷⁾は炭素鋼マルテンサイトにおける各種強化機構の定量的な評価を行っている。津崎が提案している炭素再配列 (Cottrell 雰囲気) による強化の式にしたがって、0 at% Cと1 at% C (0.22 mass% C) の強度差を計算すると約600 MPaになる。したがって、Cの転位固着強化の観点からデラミネーションが発生する限界の強度差を推定すると600 MPa程度になる。微細ラメラ領域の方がC濃度が高いことは、ラメラ細粒強化による強度差も考慮する必要があることを示しているが、詳細な検討は今後の課題である。

上記のデラミネーション発生モデルを検証するために、デラミネーションが発生する82Bを用いて鋼線表層を電解研磨で除去した際のデラミネーション発生挙動を調査した結果をFig. 9に示す。化学研磨で表層を除去していくと、鋼線内部ではデラミネーションが発生しなくなることがわかる。鋼線表層は加工発熱の影響でセメンタイト分解量が内部よりも多く、ミクロ的な強度の不均一性が内部よりも高いと考えられるため、Fig. 9の結果はデラミネーション発生に対して強度の不均一性が影響していることを裏付けている。また、伸線加工中に生じるマイクロボイドやパテンティング処理時に生成した粒界フェライトがデラミネーションの発生起点であれば、表層を除去した場合でもデラミネーションが発生することになる。しかし、鋼線の表層を除去後はデラミネーションが発生しないことから、本研究で作製した試料では、前述したようにマイクロボイド、粒界フェライトの影響はないものと考えられる。Fig. 10はデラミネーションが発生する82Bを用いて、鋼線に引張・圧縮の繰り返し変形を与える矯直加工を施し、さらに室温で時効した際の強度変化とデラミネーション発生挙動について調査した結果である。高橋ら²⁾が報告しているように、矯直加工を行うとデラミネーションは抑制される。しかし、矯直加工後に室温で時効すると再びデラミネーションが発生することがわかる。また、降伏強度は矯直加工で低下し、その後の室温時効で増加する。矯直加工は可動転位を導入させる効果もあると考えられるが、転位が移動してコッレル雰囲気からはずれる効果もあると考えられる。この影響によって、矯直加工後の降伏強度が低下すると考えられる。この結果、強度の不均一性が低下するためにデラミネーションの発生が抑制されたものと理解できる。また、矯直加工後の室温時効で転位から離脱したCは再び転位に偏析し、強度の不均一性が増加するため、デラミネーションが発生したと考えられる。山田ら¹⁰⁾は、中間ダイスでの温度上昇が著しい高炭素鋼線の連続伸線において、ひずみ時効を軽減させるために最終ダイスを軽減面率にした場

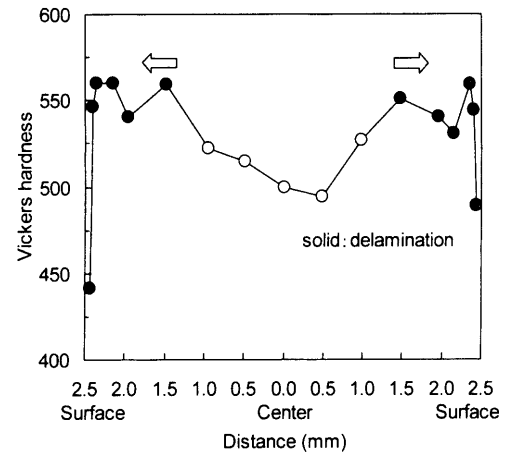


Fig. 9. Relationship between hardness profile and delamination.

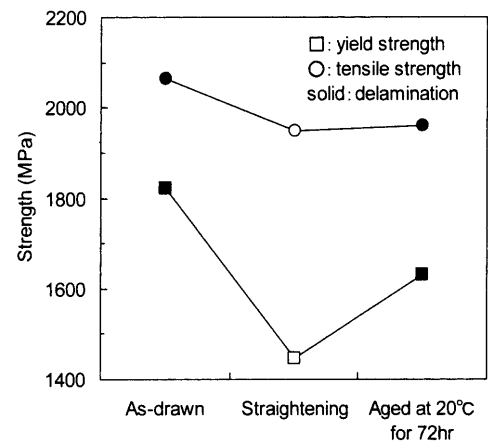


Fig. 10. Effect of straightening and room temperature aging on delamination.

合、伸線直後はデラミネーションが発生しなくても室温での時効によりデラミネーションが発生すると報告している。この結果は、Fig. 10の矯直加工-室温時効の結果と全く同様の現象であり、伸線中のセメンタイト分解によるひずみ時効がデラミネーションの発生に重要な役割を果たしていることを示している。

上記のようにセメンタイト分解に起因する強度の不均一性がデラミネーション発生に対して重要な役割を果たしていると考えれば、線径効果のみならず、時効の影響や伸線中の時効劣化を抑える冷却伸線技術²⁰⁾、矯直加工²⁾、高温での短時間ブルーイング²⁾などのデラミネーション抑制技術も統一的に説明できる。

4. 結言

高炭素鋼線のデラミネーション発生に関して、伸線加工中に生じるセメンタイト分解の観点から検討した結果、下記の結論を得た。

- (1) ねじり試験の正常破断はモード III、デラミネー

ションはモードIIの破壊である。デラミネーションが発生した鋼線において、ミクロポイド、粗大な粒界フェライトは観察されなかった。

(2) 太径鋼線(乾式伸線)、細径鋼線(湿式伸線)、時効処理した鋼線のいずれも、フェライト中の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。

(3) 高炭素鋼線のセメントタイト分解は、加工発熱による鋼線の温度上昇の大きい表層付近や伸線加工後のラメラ間隔の細かい領域で顕著に起きると考えられる。

(4) セメントタイト分解したCは転位に偏析しているため、場所により不均一なセメントタイト分解の進行は、強度の不均一性をもたらす。デラミネーションは伸線加工による強度の不均一性の増加が主因と考えられ、強度が低い領域、つまりセメントタイト分解によるC濃度が低い領域にねじり変形が集中するために起きると考えられる。

文 献

- 1) M.Ogawa, K.Kanetsuki and H.Hirai: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **35** (1985), 63.
- 2) T.Takahashi, S.Ohashi, T.Tarui and Y.Asano: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **347** (1992), 22.
- 3) T.Takahashi: *Bull. Iron Steel Inst. Jpn.*, **6** (2001), 942.
- 4) I.Ochiai: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 300.
- 5) N.Ibaraki, K.Makii, K.Ochiai and Y.Oki: *Wire J. Int.*, (2000) Mar., 122.
- 6) K.Shimizu and N.Kawabe: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 183.
- 7) I.Lefever, U.D'Haene, W.V.Raemdonck, E.Aernoudt, P.V.Houtte and J.G.Sevillano: *Wire J. Int.*, (1998) Nov., 90.
- 8) M.Nagao, H.Yaguchi, N.Ibaraki and K.Ochiai: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 329.
- 9) Y.Yamada: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **16** (1976), 417.
- 10) Y.Yamada and T.Fujita: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **27-2** (1977), 57.
- 11) T.Tarui, S.Ohashi, T.Takahashi and R.Uemori: *Iron Steelmaker*, **21** (1994), 25.
- 12) H.G.Read, W.T.Reynolds, K.Hono and T.Tarui: *Scr. Metall. Mater.*, **37** (1997), 1221.
- 13) J.Languillaume, G.Kapelski and B.Baudelet: *Acta Mater.*, **45** (1997), 1201.
- 14) F.Danoix, D.Julien, X.Sauvage and J.Copreaux: *Mater. Sci. Eng. A*, **A250** (1998), 8.
- 15) M.H.Hong, W.T.Reynolds, T.Tarui and K.Hono: *Metall. Mater. Trans. A*, **30A** (1999), 717.
- 16) X.Sauvage, J.Copreaux, F.Danoix and D.Blavette: *Philos. Mag. A*, **80A** (2000), 781.
- 17) K.Hono, M.Ohnuma, M.Murayama, S.Nishida, A.Yoshie and T.Takahashi: *Scr. Mater.*, **44** (2001), 977.
- 18) N.Maruyama, T.Tarui and H.Tashiro: *Scr. Metall. Mater.*, **46** (2002), 599.
- 19) T.Fujita, Y.Yamada and H.Kawakami: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **23-3** (1973), 44.
- 20) Y.Nakamura, H.Kawakami, T.Fujita and Y.Yamada: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **26-3** (1976), 65.
- 21) M.Umemoto: *Mater. Jpn.*, **39** (2000), 225.
- 22) D.Kalish and M.Cohen: *Mater. Sci. Eng.*, **6** (1970), 156.
- 23) Y.Daitoh and T.Hamada: *Tetsu-to-Hagané*, **11** (1998), 492.
- 24) T.Tarui, N.Maruyama and H.Tashiro: *CAMP-ISIJ*, **16** (2003), 490.
- 25) G.Langford: *Metall. Trans.*, **8A** (1997), 861.
- 26) I.P.Kemp: *Wire Ind.*, Jan. (1987), 41.
- 27) 津崎兼彰: 鉄鋼の高強度化の最前線, 日本鉄鋼協会, 東京, (1995), 77.