



高炭素鋼線のセメントイト分解

樽井 敏三*・丸山 直紀*・田代 均*²

Cementite Decomposition in High Carbon Steel Wires

Toshimi TARUI, Naoki MARUYAMA and Hitoshi TASHIRO

Synopsis : 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 tensile testing. Cementite decomposition proceeds with the drawing strain. At the same drawing strain, the carbon concentration of the dry drawn wire is higher than that of the wet drawn. In addition, cementite decomposition proceeds in low temperature aging after drawing. It may be concluded that the carbon atoms segregate to dislocations or cell boundaries and dislocation locking by carbon atoms plays an important role in the work hardening and strain age hardening. The mechanisms of cementite decomposition can be considered as follows. When the wire is drawn, carbon atoms in ferrite move within the dislocation strain fields, and the carbon concentration around dislocations is lowered locally. On the other hand, the matrix carbon concentration should be in equilibrium with the cementite. Accordingly, the diffusion of carbon atoms into the depleted region around dislocations leads to a general decrease of the carbon concentration, and cementite then dissolves tending to maintain the local equilibrium in the matrix carbon content. The highly dense dislocations which act as trapping sites of carbon atoms, and the heat generation of the drawing process which increases the diffusion rate of carbon are prerequisite for cementite decomposition. The rate-determining step of cementite decomposition may be carbon diffusion under the condition of constant dislocation density.

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

1. 緒言

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は、量産鋼種の中で最も強度が高い材料であり、近年、その高強度化が一層進展している。しかし、高炭素鋼線は鉄鋼材料の極限強度の追求という点で最先端にありながら、その加工硬化機構、高強度化の阻害要因となるデラミネーションの発生機構など、いまだに不明な点が数多く残されている。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^{1,2)}、機械的性質は伸線加工ひずみが同じであっても伸線加工条件によって変化することが知られている。また、ブルーイングと呼ばれている伸線後の熱処理温度によって、各種の機械的性質は著しく変化することも良く知られている。これらは、いずれもCによる時効硬化に関係しており、セメントイトが部分的に分解しCの転位固着強化やフェライト中に微細炭化物が析出するために起きると考えられていた¹⁻⁴⁾。ところが、最近の研究によれば⁵⁻¹²⁾、従来予想^{1,4)}されていた以上にセメントイトが分解し、伸線加工ひずみによってはC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、強伸線加工を行った過共析鋼の高炭素鋼線ではセメントイトがほぼ完全に分解することな

どが明らかになってきた¹¹⁾。また、高炭素鋼をボールミリングすると、セメントイトが分解することも報告されている^{13,14)}。これにともなう、セメントイトの分解機構^{7,8,10,13-15)}、フェライト中のCの存在状態^{7,8-17)}に関して新たな幾つかの提案がなされているものの、Cの定量分析および状態分析が困難なこともあり推定の域に留まっている。また、高炭素鋼線のセメントイト分解機構を明確にするためには、マルテンサイトと同様にCの存在状態によって機械的特性が変化することが予想されたため、Cの存在状態や機械的性質におよぼすセメントイト分解の影響もあわせて議論することが重要であるが、個別に検討されている場合が多い。さらに、セメントイト分解におよぼす伸線加工ひずみ、伸線条件の影響など基礎データも不十分である。そこで、本論文では、高炭素鋼線の伸線加工中に生じるセメントイト分解におよぼす伸線加工ひずみ、伸線条件の影響を明確にするとともに時効処理過程でのセメントイト分解挙動を解析し、フェライト中でのCの存在状態およびセメントイト分解機構について考察した。

2. 実験方法

供試鋼は、転炉で溶製したSWRS82B（以下82B）およ

平成16年5月26日受付 平成16年10月5日受理 (Received on May 26, 2004; Accepted on Oct. 5, 2004)

* 新日本製鐵（株）鉄鋼研究所 (Steel Research Lab., Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 293-8511)

* 2 新日本製鐵（株）金石製鐵所 (Kamaishi Works., Nippon Steel Corp.)

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。

伸線後の時効硬化特性の調査は、線径4.9 mmの82Bおよび線径0.35 mm（ $\epsilon=2.26$ ）の92Aを用いて行った。82Bは100~500°Cで60 sの時効処理を行い、92Aは100~250°Cで10 s~240 hの等温時効処理を施した。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。時効処理による機械的性質の変化は、引張試験で調査した。

82B、92Aの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こらないようにし、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。伸線ままおよび時効処理した鋼線の組織は、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 セメンタイト分解におよぼす伸線条件と時効の影響

Fig. 1に82Bおよび92Aの伸線加工まま材の伸線加工ひずみとフェライト中のC濃度の関係を示す。伸線の比較的初期からセメンタイト分解が進行し、フェライト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

ひずみの増加にともなって高くなり、伸線加工ひずみが高い鋼線では1 at%を越える領域がある。このことは、セメンタイト分解に対して伸線加工ひずみの影響が強いことを示している。また、同一の伸線加工ひずみで比較すると、乾式伸線の82Bは湿式伸線の92AよりC濃度が高く、伸線中のセメンタイト分解が起こりやすいことが明らかである。さらに、同一の伸線加工ひずみでも、測定領域によってC濃度はかなりばらついており、セメンタイト分解が不均一に起きていることがわかる。Hongら⁹⁾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。Fig. 2に伸線加工ひずみが4.78の鋼線におけるCのdepth profileを示す。フェライト内のCは、均一ではなく不均一に分布している。この結果は、Cが転位またはセルに偏析していることを示唆している。

高炭素鋼線の伸線では、前述したように加工発熱のために静的・動的ひずみ時効が起きているため、高炭素鋼線の強化機構を明確にするためにも、セメンタイト分解とひずみ時効の関係を調査することが重要となる。線径が4.9 mmの82Bの時効処理による降伏強度変化をFig. 3に示す。ラメラ間隔が一定であっても時効処理によって強度が大幅に変化することがわかる。時効硬化は250°Cでピークとなり、400°Cを越えると伸線加工まま材よりも強度が低下する。Fig. 4に伸線加工まま材、250°Cおよび450°C時効材のTEM組織を示す。250°C時効では、伸線加工まま材と同様にフェライト内に転位に起因するコントラストが観察され、マクロ的な組織変化は起きていないことがわかる。

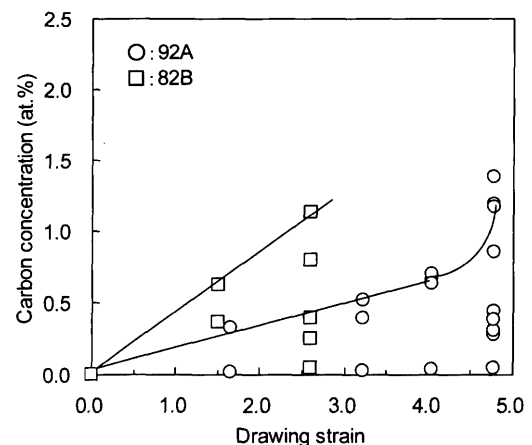


Fig. 1. Carbon concentration in ferrite at various drawing strain.

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

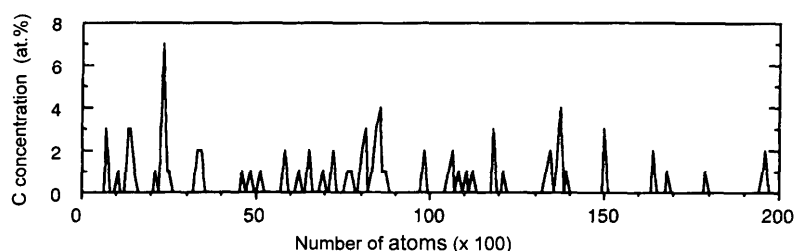


Fig. 2. Depth profile of carbon concentration in ferrite of 92A with drawing strain of 4.78.

また、フェライト内の炭化物の析出は確認できなかった。一方、450℃時効では、フェライトの回復・再結晶が進行するとともにセメンタイトが部分的に球状化し、ラメラ組織の崩壊が起きている。したがって、450℃の時効処理で生じる強度低下は、フェライトの回復・再結晶およびラメラ組織の崩壊が原因であると考えられる。Fig. 5に伸線加工まま材、250℃および450℃時効材のフェライト中のC濃度変化を示す。伸線加工直後ですでにフェライト中には0.5at%前後のCが存在するが、250℃時効ではセメンタイト分解が進行し1at%を超えることがわかる。この結果は、伸線時の加工発熱による鋼線の温度上昇によってセメンタイトの分解量が変化することを示している。また、250℃時効では明瞭な組織変化がなく、フェライト中の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、Yamada¹⁾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セメンタイト分解に起因したCの転位固着強化であることを示している。強度低下が起きる450℃時効材のC濃度は伸線加工まま材よりも低下する。この時効温度域では、Fig. 4に示したようにフェライト中の転位の回復・再結晶

が起きていることから、セメンタイト分解量は転位密度も影響していることを示唆している。

3.2 フェライト中のCの存在状態と強度

従来、セメンタイト分解は転位と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^{1,5,18)}、最近、伸線加工によってセメンタイトが薄片化するとともにセメンタイト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効果によってセメンタイト分解が起きるメカニズムが提案されている^{7,10)}。セメンタイト分解機構と密接に関係するフェライト中の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がフェライト/セメンタイト界面に偏析¹⁷⁾、フェライト中に微細炭化物として析出¹⁶⁾する考え方が提案されている。さらに、Cの拡散速度が速いために室温で分解するとの考え方¹³⁾も報告されている。高炭素鋼線のセメンタイト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。そこで、これらの要因について考察を

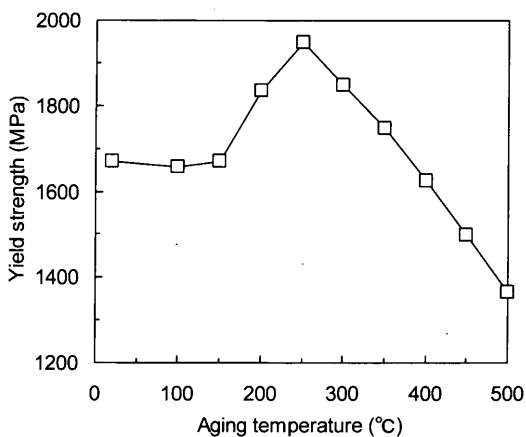


Fig. 3. Variation of yield strength of 82B with aging temperature.

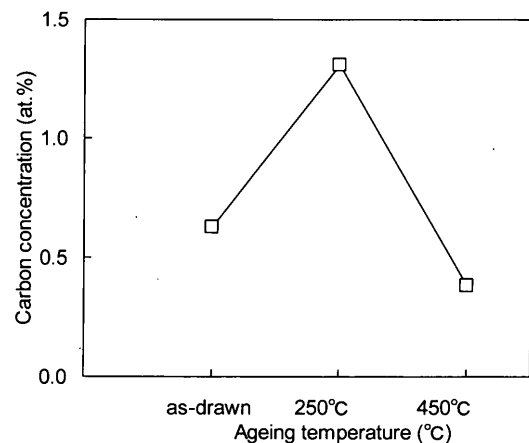


Fig. 5. Change in carbon concentration of ferrite with aging temperature.

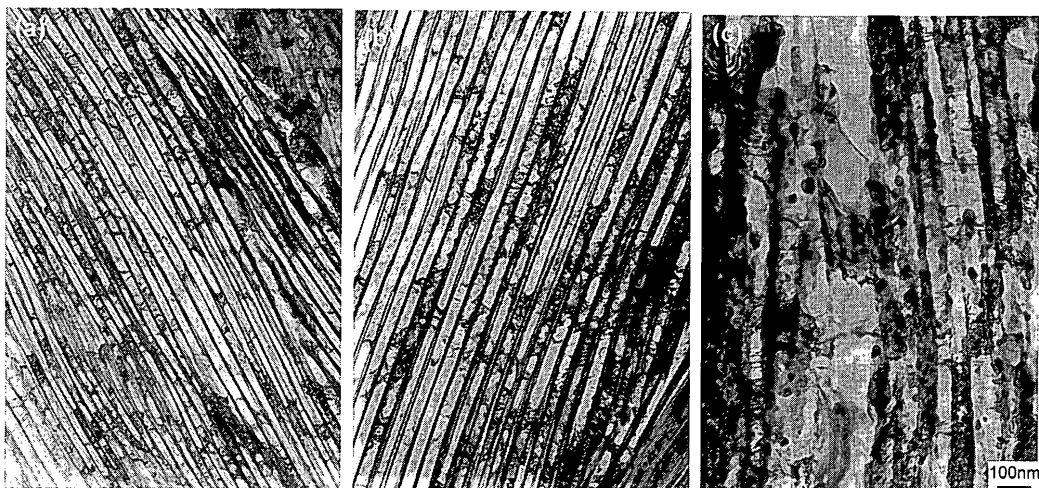


Fig. 4. TEM images of 82B: (a) as-drawn wire, (b) aged at 250°C and (c) aged at 450°C for 60 s.

行った。

大藤ら¹⁷⁾は、強加工した鋼線におけるフェライト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、Fig. 1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セメンタイト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、3次元アトムプローブによるC分析の結果では⁹⁾、フェライト内部にも数at%のCが明瞭に存在していることが明らかにされており、フェライト/セメンタイト界面にのみCが偏析している事実は確認されていない。一方、フェライト中の微細炭化物の析出に関しては、伸線加工まま材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。Cの存在状態を検討するために、線径が0.35 mmの92Aを用いて200~350°Cで10 minの予備時効処理を施した鋼線に引張・圧縮の繰り返し変形を与える矯直加工を施した後、100°Cで再時効処理を行った結果をFig. 6に示す。矯直は直径が4 mmのロールを配置したロール型の矯直加工機(WITELS ALBERT社製)¹⁹⁾を使用した。予備時効温度によって時効硬化量は異なるが、矯直加工後の強度は予備時効温度にかかわらずほぼ一定になる。また、矯直加工後に100°Cで再時効させると、予備時効後の強度に復帰することがわかる。時効硬化が炭化物サイズと析出量に依存する析出強化によるものであれば、矯直加工後の強度は予備時効温度で異なり、また、予備時効よりも低温での再時効処理で大幅な時効硬化は期待できない。したがって、セメンタイトの析出強化ではFig. 6の結果を説明することはできないと考えられる。時効硬化がセメンタイト分解によるCの固溶強化と考えた場合も、矯直加工および再時効の強度変化を説明することは困難と考えられる。一方、時効硬化がセメンタイト分解したCによる転位の固着強化と考えると、Fig. 6の結果は次のよう解釈される。矯直加工は可動転位の導入効果もあると考えられるが、転位に偏析し

ていたCの一部を転位から離脱させる効果もあると考えられる。この結果、予備時効温度にかかわらず矯直加工後の強度はほぼ同じレベルになると考えられる。さらに、その後の再時効処理で転位から離脱したCが再び転位上に偏析するため、Cの転位固着強化によって予備時効後の強度に復帰すると考えられる。

以上の実験結果と考察から、伸線中あるいは伸線後の時効処理過程でセメンタイト分解したCの大部分は転位上に偏析していると考えられる。また、Cによる転位の固着強化がひずみ時効硬化の主要因であり、さらに伸線中に加工発熱による静的・動的ひずみ時効が生じていることを考慮すれば、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。

3.3 高炭素鋼線のセメンタイト分解機構

セメンタイト分解したCが転位に偏析していると考ええると、高炭素鋼線のセメンタイト分解機構は次のようになる。Kalishら¹⁸⁾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(0.48 eV)のために転位に偏析し、転位近傍のフェライトの固溶C濃度が低下する。一方、フェライト/セメンタイト間で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はセメンタイトが分解し、フェライト中に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。そこで、次にこのモデルの妥当性について検討した。

高炭素鋼線のラメラ間隔は、パテンティング処理段階ですでに100 nm前後と微細化しており、伸線加工ひずみの増加に伴って細粒化する。したがって、伸線加工の初期で転位密度が低い場合でも、セメンタイトと転位間の距離は最大で数十 nmのオーダーと見積もることができる。Fig. 7に温度と0.1~10秒間に拡散できるCの平均拡散距離の関係を示す。Cの拡散係数は、振動数項(Do) $1.24 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s}$ 、活性化エネルギー(Q) 99.5 (1-30.9/T) kJ/mol²⁰⁾を用

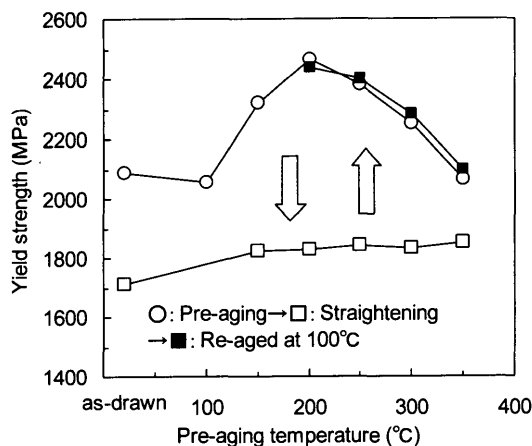


Fig. 6. Variation of yield strength of 92A with pre-aging, straightening and re-aging.

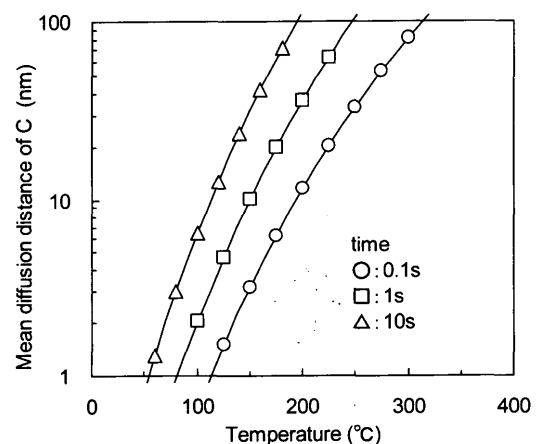


Fig. 7. Mean diffusion distance of carbon atom with temperature in ferrite.

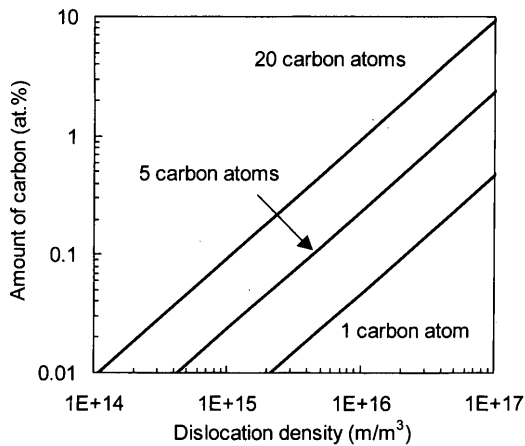


Fig. 8. Relationship between dislocation density, number of carbon atom on one atomic plane along dislocation and amount of carbon in dislocations.

いて計算した。これから、室温付近ではCの拡散係数が低いために短時間では拡散距離が短く、室温付近では伸線中にセメンタイトが分解するとは考えられない。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°C前後に達することがダイス温度の測定²¹⁾やFEM解析^{21,22)}から明らかとなっている。この温度範囲では、0.1sの極短時間でも数十nmを容易に拡散できることがわかる。一方、転位上のC濃度は、Cochardtら²³⁾による計算では6~7at%になる。また、Wildeら²⁴⁾は、3次元アトムプローブを用いて、0.18% C鋼のマルテンサイト組織における転位上のCを分析した結果、転位の1原子面当たりから 21 ± 1 個のC原子が検出され、マルテンサイト変態直後でCのほとんどが転位上に偏析していると結論づけている。Fig. 8に転位密度と転位に偏析できるC濃度について計算した結果を示す。転位1原子面当たりに偏析できるC原子が1個では、転位密度が高くてもC濃度は低い。しかし、転位1原子面当たりに20個のC原子が偏析できるとし、強加工した鋼線の転位密度を $10^{16} \sim 10^{17}/\text{m}^2$ と推定すると、転位上に偏析できる最大のC濃度は数at%の高濃度になる。

一方、伸線加工ひずみが3以上の強加工された高炭素鋼線では、TEM観察においてフェライト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との報告がある²⁵⁾。Fig. 9に伸線加工ひずみが4.78の92AのTEM組織を示す。ラメラ間隔は10ナノオーダーに微細化されており、また、フェライト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2nmφのフェライト領域から得られた制限視野回折をFig. 9にあわせて示す。フェライトの結晶方位はすべて同じであり、強加工を行ってもフェライト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が

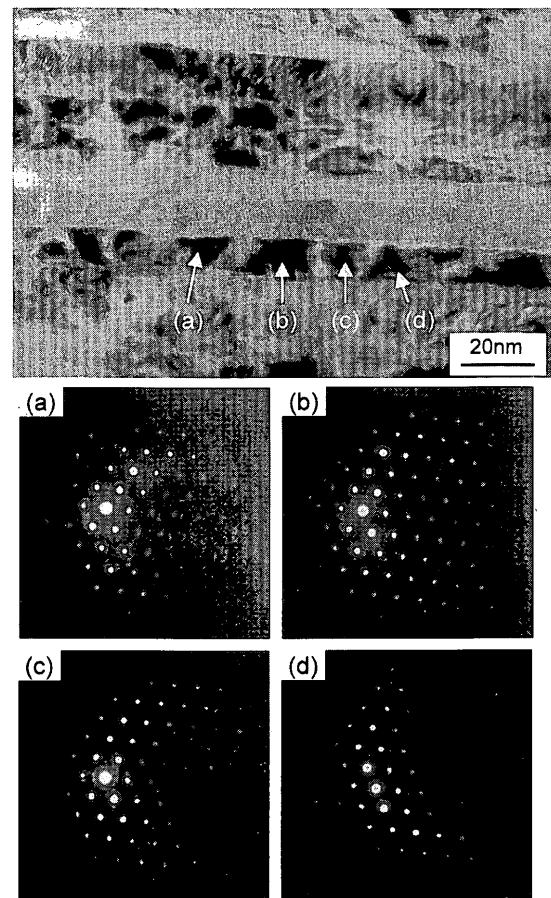


Fig. 9. TEM micrograph and selected area electron diffraction patterns of 92A with drawing strain 4.78.

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。強加工した鋼線で10ナノオーダーのセル組織が形成されることは、パーライト鋼²⁶⁾以外にサイファー (Scifer)²⁷⁾でも確認されている。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、1つのセルが1本の転位から構成されていたとしても、 $10^{16}/\text{m}^2$ の転位密度になる。したがって、強加工した高炭素鋼線の転位密度は $10^{16}/\text{m}^2$ 以上になっていると考えられる。

以上の考察から、伸線中の極短時間でセメンタイト分解が起きるためには、Gibbs-Thomson効果の影響も否定できないが、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がより重要な条件であると考えられる。伸線加工ひずみの増加とともに転位密度が増加し、また引張強さが増加するために伸線時の加工発熱量も上昇する。さらに、ラメラ間隔が微細化されるためにセメンタイト分解に必要な転位へのCの拡散距離も伸線加工ひずみの増加とともに小さくなる。この結果、伸線加工ひずみの増加とともにセメンタイト分解が起きやすくなると考えられる。また、乾式で伸線した太径サイズの82Bの方が湿式で伸線した細径サイズの92Aよりもセメンタイト分解が起きやすい理由は、単位体積当たりの加工発熱量は同じであっ

ても伸線後の冷却速度が湿式の細径鋼線よりも遅くなり、高温域に留まる時間が長くなるためと考えられる。

3・4 高炭素鋼線のセメンタイト分解の律速

前述のセメンタイト分解モデルでは、転位密度が一定であれば、セメンタイト分解はCの拡散律速になり、室温では拡散速度が低いために事実上セメンタイト分解は起きないことになる。Sauvageら¹⁰⁾もセメンタイト分解に対して、加工発熱の重要性を指摘している。そこで、セメンタイト分解の律速過程を解析するために伸線加工ひずみが2.26の92Aの鋼線を用いて、100~250℃での等温時効にともなう降伏強度の変化について調査した結果をFig.10に示す。いずれの時効温度でも最高到達強度はほぼ同じであり、時効温度の依存性が少ないことがわかる。高炭素鋼線の時効硬化は、前述したようにセメンタイトが分解したCの転位固着強化であるため、転位のCトラップサイトが飽和するまでセメンタイト分解が進行することを示している。なお、250℃時効の長時間側で強度が低下する理由は、転位の回復が起これ、Cの転位固着強化が低下するためと考えられる。また、長時間時効を施した鋼線でもフェライト中の炭化物の析出は、TEMでは確認できなかった。

フェライト中央部のセル壁、転位までCが拡散した時に最高到達強度に達すると仮定し、

$$(2Dt)^{1/2} = \text{ラメラ間隔}/2 \dots\dots\dots (1)$$

の関係から、Cの拡散係数を求めた結果をFig.11に示す。(1)式から求めた拡散係数は、通常の格子拡散の拡散係数よりも3オーダー以上低くなることがわかる。Cの拡散速度は高密度の転位が存在するとパイプ拡散により増加する考え方¹⁰⁾があるが、この結果は転位の存在によってCの拡散速度が抑制されることを示している。Cと同じ侵入型原子である水素は、転位との相互作用により拡散係数が低下することが知られており^{28,29)}、羽木ら²⁹⁾はこの効果を考慮した拡散係数として(2)式を提案している。

$$D = D_0 \exp(-Q/RT) / (1 - K_d + K_d \exp(E_d/RT)) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 K_d は $\pi r^2 \rho$ で表されるトラップサイト密度であり、 r は転位の偏析半径、 ρ は転位密度、 E_d は水素と転位の相互作用エネルギーである。(2)式からCと転位による弾性相互作用を考慮して求めたC拡散係数の計算結果をFig.11にあわせて示す。ここで、 E_d は45.3 kJ/mol (0.46 eV)¹⁸⁾、 r は 2.5×10^{-10} m、 ρ は 5×10^{16} /m²を用いた。(2)式から求めたCの拡散係数は、(1)式から求めた実験値とオーダー的に一致することがわかる。さらに、Fig.10において、時効硬化がピークに達する時効時間から見かけの活性化エネルギーを求めた結果、約105 kJ/molであった。ひずみ時効硬化が著しく現れる時効温度域での見かけの活性化エネルギーは、Cの拡散の活性化エネルギーよりも大きくなることが従来から報告^{1,30)}されている。この理由として、C拡

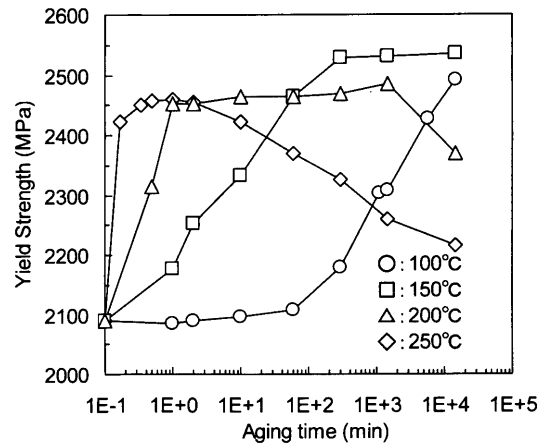


Fig. 10. Variation of yield strength of 92A with isothermal aging time.

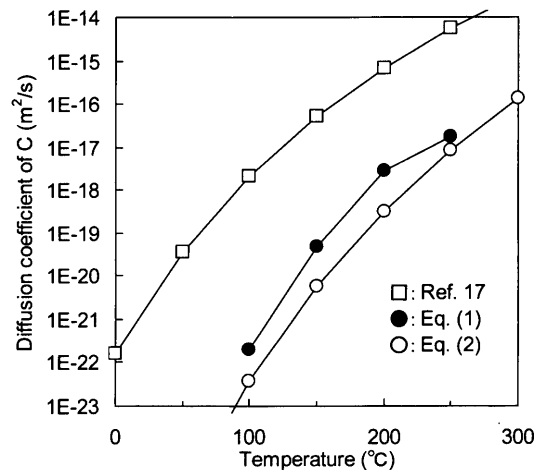


Fig. 11. Carbon diffusion coefficient at various temperature.

散の活性化エネルギーとセメンタイトの分解エネルギー(結合エネルギー)¹¹⁾の和として解釈されている。しかし、転位との相互作用を考慮したCの拡散から考えると、見かけのCの拡散係数は低下する。見かけの活性化エネルギーが高い理由は、セメンタイト分解そのものに起因するのではなく、拡散過程におけるCと高密度転位の弾性相互作用エネルギーのためと理解される。したがって、強加工した高炭素鋼線では高密度の転位が存在するために、転位との相互作用によりCの拡散速度は大幅に低下すると考えられる。

(2)式から求めた拡散係数を用いて、Fig.10に示した等温時効による強度変化をCの平均拡散距離で整理した結果をFig.12に示す。時効硬化特性は、時効温度によらずCの拡散距離だけで整理できることがわかる。さらに、伸線後の平均ラメラ間隔は37 nmであったが、いずれの時効温度においてもラメラ間隔の約半分のC拡散距離で時効硬化がほぼピークに達している。この結果は、転位密度が一定であれば、高炭素鋼線のセメンタイト分解がフェライト中のCの拡散律速になることを示していると考えられる。

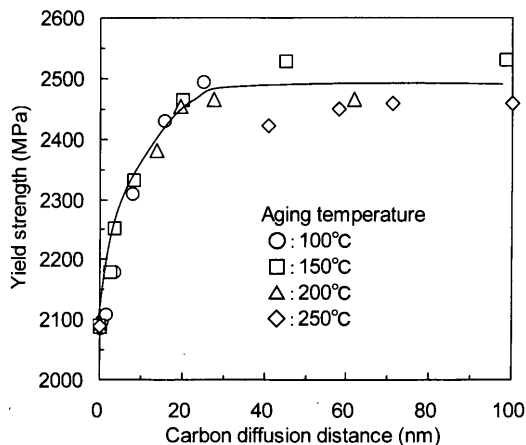


Fig. 12. Variation of yield strength of 92A with average diffusion distance of carbon.

4. 結論

高炭素鋼線の伸線および時効過程におけるセメンタイト分解挙動をAP-FIM, TEM, 引張試験により調査した結果、次の結論を得た。

(1) セメンタイト分解は伸線加工ひずみの増加とともに進行する。同一の伸線加工ひずみでは乾式伸線材の方が湿式伸線材よりもセメンタイト分解が起きやすい。また、伸線後の時効処理でもセメンタイト分解が起きる。

(2) セメンタイト分解により生じたCは転位上に偏析していると考えるのが妥当である。Cの転位固着強化が時効硬化の主要因である。

(3) 転位とCの強い弾性相互作用エネルギーのために固溶Cが転位に偏析すると、転位近傍の固溶C濃度が低下し、フェライト/セメンタイト間の局所平衡を維持するためにセメンタイト分解が生じると考えられる。セメンタイト分解が生じるための条件は、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伸線加工時の加工発熱と考えられる。

(4) Cの拡散係数は転位とCの相互作用エネルギーの

ために、高密度転位が存在すると大幅に低下すると考えられる。転位密度が一定であれば、セメンタイト分解の律速はC拡散である。

文 献

- 1) Y.Yamada: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **16** (1976), 417.
- 2) Y.Yamada and T.Fujita: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **27** (1977), No. 2, 57.
- 3) V.K.Chandhok, A.Kasak and J.P.Hirth: *Trans. ASM*, **59** (1966), 288.
- 4) H.Suto and T.Kudo: *J. Jpn. Inst. Met.*, **36** (1972), 693.
- 5) T.Tarui, S.Ohashi, T.Takahashi and R.Uemori: *Iron Steelmaker*, **21** (1994), 25.
- 6) H.G.Read, W.T.Reynolds, K.Hono and T.Tarui: *Scr. Mater.*, **37** (1997), 1221.
- 7) J.Languillaume, G.Kapelski and B.Baudelet: *Acta Mater.*, **45** (1997), 1201.
- 8) F.Danoix, D.Julien, X.Sauvage and J.Copreaux: *Mater. Sci. Eng. A*, **A250** (1998), 8.
- 9) M.H.Hong, W.T.Reynolds, T.Tarui and K.Hono: *Metall. Mater. Trans. A*, **30A** (1999), 717.
- 10) X.Sauvage, J.Copreaux, F.Danoix and D.Blavette: *Philos. Mag. A*, **80** (2000), 781.
- 11) K.Hono, M.Ohnuma, M.Murayama, S.Nishida, A.Yoshie and T.Takahashi: *Scr. Mater.*, **44** (2001), 977.
- 12) N.Maruyama, T.Tarui and H.Tashiro: *Scr. Mater.*, **46** (2002), 599.
- 13) H.Hidaka, Y.Kimura and S.Takaki: *Tetsu-to-Hagane*, **85** (1999), 52.
- 14) Y.Xu, Z.G.Liu, M.Umemoto and K.Tsuchiya: *Metall. Mater. Trans. A*, **33A** (2002), 2195.
- 15) M.Umemoto: *Materia Jpn.*, **39** (2000), 225.
- 16) K.Makii, H.Yaguchi, T.Minamida and N.Ibaraki: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 491.
- 17) Y.Daitoh and T.Hamada: *Tetsu-to-Hagane*, **86** (2000), 105.
- 18) D.Kalish and M.Cohen: *Mater. Sci. Eng.*, **6** (1970), 156.
- 19) T.Takahashi, S.Ohashi, T.Tarui and Y.Asano: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **347** (1992), 22.
- 20) 金属データブック, 日本金属学会編, 丸善, 東京, (1987), 25.
- 21) Y.Nakamura, H.Kawakami, T.Fujita and Y.Yamada: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **26** (1976), No. 3, 65.
- 22) I.P.Kemp: *Wire Ind.*, Jan. (1987), 41.
- 23) A.W.Cochardt, G.Schoek and H.Wiedersich: *Acta Metall.*, **3** (1955), 533.
- 24) J.Wilde, A.Cerezo and G.D.W.Smith: *Scr. Mater.*, **43** (2000), 39.
- 25) Y.Daitoh, N.Sano, T.Hamada, S.Takaki and H.Hidaka: *CAMP-ISIJ*, **16** (2003), 494.
- 26) J.D.Embury and R.M.Fisher: *Acta Metall.*, **14** (1966), 147.
- 27) H.K.D.H.Bhadeshia and H.Harada: *Appl. Surf. Sci.*, **67** (1993), 328.
- 28) R.A.Oriani: *Acta Metall.*, **18** (1970), 147.
- 29) H.Hagi and Y.Hayashi: *J. Jpn. Inst. Met.*, **49** (1985), 327.
- 30) V.T.L.Buono, M.S.Andrade and B.M.Gonzalez: *Metall. Mater. Trans. A*, **29A** (1998), 1415.