The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	伸線加工による高炭素鋼線の高強度化手法の開発
Author(s)	堀, 忠邦
Citation	大阪大学, 2015, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/53967
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

伸線加工による高炭素鋼線の
高強度化手法の開発

堀　忠邦

2015 年 7 月

大阪大学大学院工学研究科

目次

第 1 章　序　　論
1.1　背景 - 4 -
1.1.1　高炭素鋼線の高強度化 - 4 -
1.1.2　高炭素鋼線の高強度化機構 - 8 -
1.1.3　高炭素鋼線の伸線加工 - 9 -
1.1.4　ひずみ時効 - 12 -
1.1.4　不均一変形 - 13 -
1.1.5　寸法効果 - 14 -
1.1.6　付加的せん断ひずみ - 15 -
1.2　本研究の目的 - 17 -
1.3　本論文の構成 - 19 -
第 2 章　均一変形伸線手法の検討
2.1　緒言 - 22 -
2.2　解析方法 - 23 -
2.3　結果 - 24 -
2.4　結言 - 25 -
第 3 章　高炭素鋼線の極低温伸線・均一変形伸線のための潤滑剤の検討
3.1　緒言 - 28 -
3.2　実験方法 - 29 -
3.2.1　供試材 - 29 -
3.2.2　実験条件 - 29 -
3.2.3　評価方法 - 33 -
3.3　実験結果 - 35 -
3.3.1　低温引張試験 - 35 -
3.3.2　引抜き力 - 37 -
3.3.3　線温度 - 40 -
3.3.4　摩擦係数 - 41 -
3.4　考察 - 43 -
3.4.1　引抜き力 - 43 -
3.4.2　線温度 - 46 -
3.4.3　摩擦係数 - 46 -
3.5　結言 - 47 -

第 4 章　極低温・均一変形伸線による高炭素鋼線の高強度化の検討
4.1　緒言 - 49 -
4.2　実験方法 - 50 -
4.2.1　供試材 - 50 -
4.2.2　実験条件 - 50 -
4.2.3　実験装置 - 52 -
4.2.4　線材冷却温度 - 52 -
4.2.5　評価方法 - 55 -
4.3　実験結果 - 56 -
4.3.1　引張強度 - 56 -
4.3.2　延性・靭性 - 60 -
4.3.3　変形均一化 - 63 -
4.4　考察 - 68 -
4.4.1　極低温伸線 - 70 -
4.4.2　変形均一化伸線 - 71 -
4.4.3　複合効果 - 74 -
4.5　結言 - 75 -
第 5 章　Ni めっき後の伸線加工条件が耐食性におよぼす影響
5.1　緒言 - 77 -
5.2　実験条件 - 79 -
5.2.1　供試材 - 79 -
5.2.2　実験条件 - 79 -
5.2.3　サンプル製作 - 81 -
5.2.3　評価方法 - 83 -
5.3　実験結果 - 84 -
5.3.1　Ni-母材界面 - 84 -
5.3.2　塩水噴霧試験 - 92 -
5.3.2　フェロキシル試験 - 95 -
5.4　考察 - 97 -
5.4.1　めっき厚さと発錆面積率 - 99 -
5.4.2　断面減少率と発錆面積率 - 99 -
5.4.2　伸線加工条件とめっき厚さと耐食性 - 99 -
5.5　結言 - 100 -

第 6 章　総括
6.1　本研究のまとめ - 102 -
6.2　今後の課題 - 103 -
6.2.1　極低温伸線によるひずみ時効の抑制 - 103 -
6.2.2　形状比を大きくした加工による均一変形伸線 - 103 -
6.2.3　高炭素鋼線の高強度化 - 103 -
論文目録 - 104 -
本研究に関する公表論文 - 104 -
本研究に関する学会発表 - 104 -
謝　　辞 - 105 -

第1章　序　　論

1.1　背景

1.1.1　高炭素鋼線の高強度化

近年の地球環境問題に対する関心により、構造部材や部品の軽量化・省エネルギー化への要求が高まっており、そのためには鋼線のさらなる高強度化が期待されている。鋼線を高強度化することにより、従来の線径より細径の鋼線での代替が可能となりその結果、軽量化、省エネルギー化につながる。現在、量産鋼種の中で最も高い強度を有する鋼線は、パーライト鋼線材を伸線加工により強化したものである。一般的な高炭素鋼線の製造工程を**図** 1-1 に示す。まず、パテンティング処理を行いパーライト組織を得る。このパーライト組織は**写真** 1-1 に示すとおり、フェライトとセメンタイトからなる組織であり、パーライト組織はパーライトコロニー(ラメラー間隔の方向がそろった領域)とパーライトノジュール(フェライトの結晶方位がそろった領域)で構成される。パテンティング処理を行った後、酸洗などで表面酸化被膜 (スケール) を除去し、りん酸亜鉛皮膜などの表面処理を行い伸線を行う。必要な線径あるいは強度に応じて一連の処理を繰り返し行う。

スチールコード等の極細線については、引張強度で 4,500MPa を超える領域まで開発が進んでいる。一方、太径高炭素鋼線では、橋梁用亜鉛めっき鋼線で 2,000MPa 程度、プレストレストコンクリート鋼線用で 2,300MPa 程度に留まっている。高炭素鋼線の製品線径における強化比率の違いを材料強度と伸線による加工硬化の分率と定義して考えると、**表** 1-1 に示すような結果となる。極細線と呼ばれる線径が 0.50mm 以下の製品については、線材の強度と比較して加工による強化の割合が非常に高いのに対し、線径が 5.0mm を超える太径高炭素鋼線の強化手法については、線材の強度が加工による強化を大きく上回る [1-1)]。この理由は、以下のとおりである。

- 線径が細いほどパテンティング処理時の冷却がより均一であり、均一な微細パーライト組織を得られる。

- 加工時の冷却効率が良く、脆化されにくくなる。

- 加工時の変形がより均一であるためより強化される。

これらの傾向は、「寸法効果」として知られている。すなわち、線径が太いほどパテンティング時の冷却が遅く不均一なため、組織が均一になりにくく伸線限界が早い。伸線加

工時の冷却が悪くなり脆化しやすくなる。あるいは、加工時の変形が不均一になり脆化しやすくなるため伸線加工による強化が困難になる。細径と太径での強化機構比率の差はこの理由によるものである。太径高炭素鋼線に強加工を行った場合、延性・靭性の大きな劣化が見られる。伸線加工された高炭素鋼線の延性・靭性はねじり試験によって評価される。そして、ねじり試験の開始直後の線の軸方向に沿った割れ (デラミネーション：**写真** 1-2) が発生するまでのひずみ (ねじり回数) が問題となる。このデラミネーション発生のメカニズムについては諸説 [1-2)~1-6)]提案されているが、その主因として、伸線加工時の発熱によるひずみ時効が挙げられる。このひずみ時効を抑制するために、一般的には連続伸線において、各ダイスの通過後の温度がほぼ一定となるように設計された「等温パススケジュール」を用いることが多い。しかしながら、等温パススケジュールで伸線を行う場合、各パスの断面減少率を減少させなければならなくなるため、変形の不均一化が助長され、延性・靭性の劣化の一因となる。これらのことより、高炭素鋼線の加工による高強度化を図るには、ひずみ時効の抑制と変形の均一化の両立が必要であると考えられる。

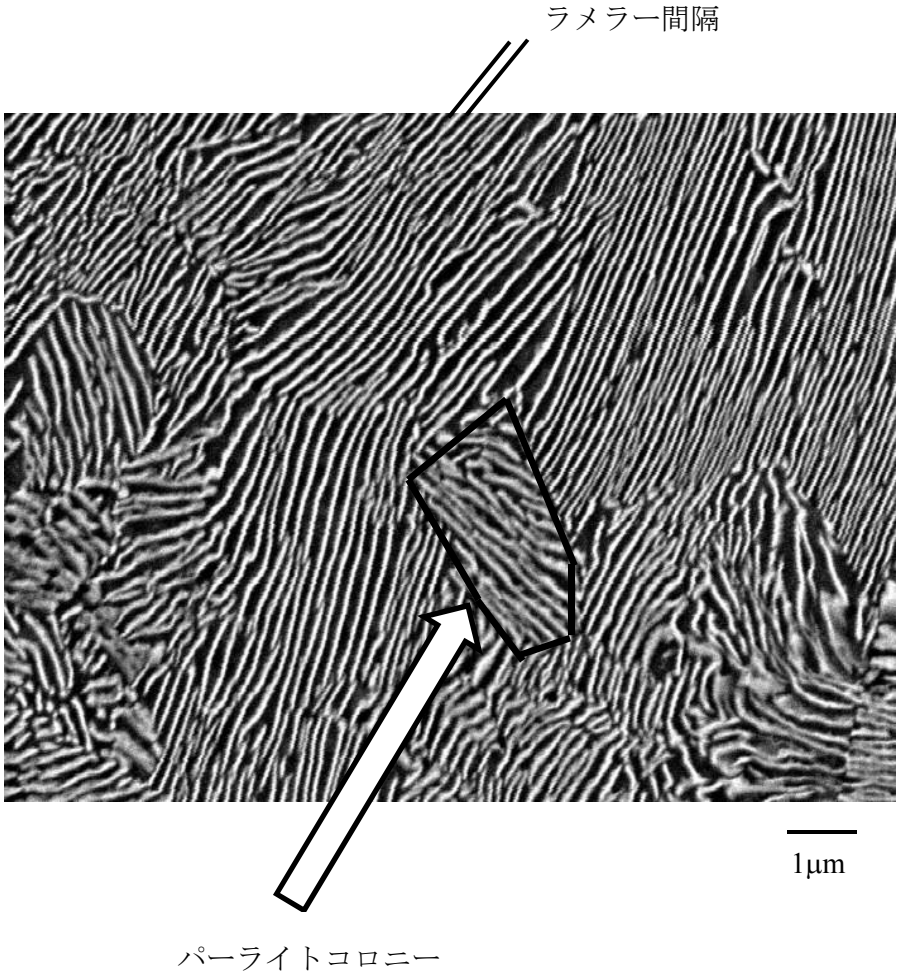


写真 1-1　**パーライト組織**

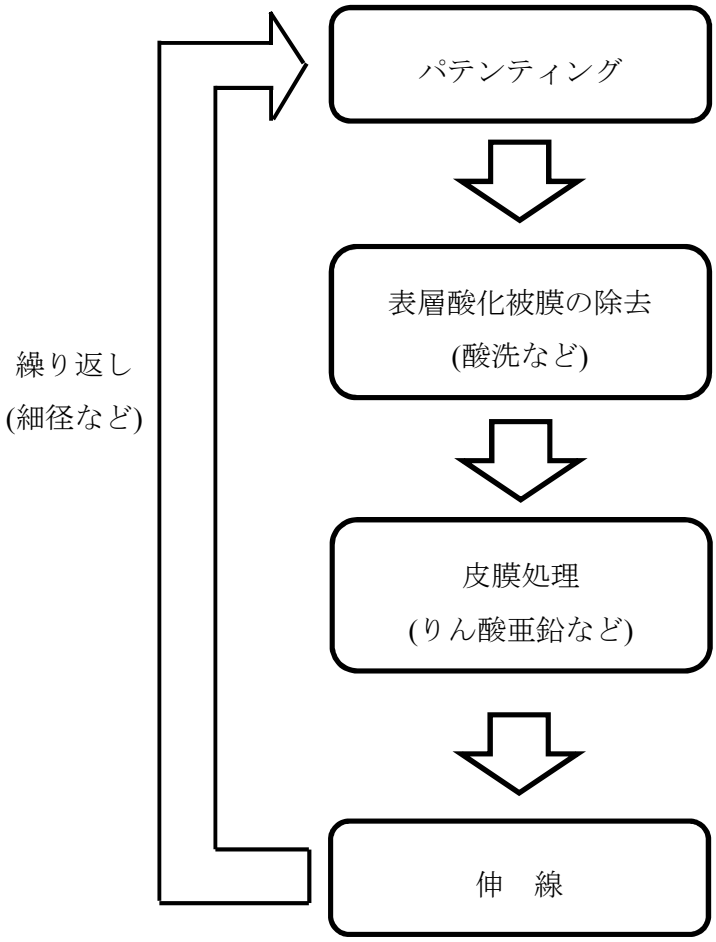


図 1-1　高炭素鋼線製造工程

表 1-1　高炭素鋼線強化比率

	強化機構比率	
	伸線加工	材料強度
細　径 (≦0.50mm)	65%	35%
太　径 (≧5.0mm)	30%	70%

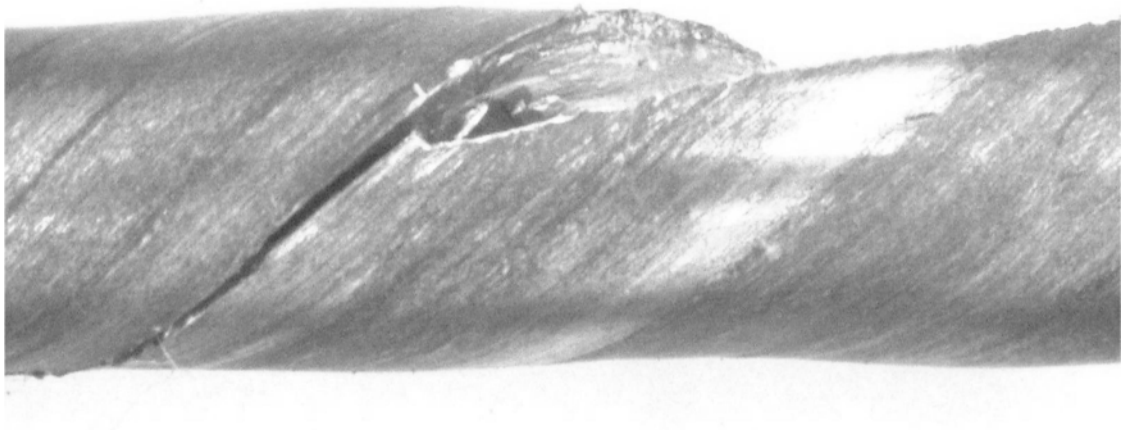


写真 1-2　デラミネーション

1.1.2　高炭素鋼線の高強度化機構

高炭素鋼線の強化機構については以下に示す項目が知られている。

・結晶粒微細化強化
・固溶強化
・析出強化
・加工強化

高炭素鋼線の強化手法としては、主に 1)パテンティング処理後の線材強化と、2)伸線加工での加工強化に分けて考えることができる。先に示した強化手法の内、1)に分類されるのが結晶粒微細化強化、固溶強化、析出強化であり、2)に分類されるのが加工強化である。

1)についてはパテンティング処理条件や合金元素によって組織因子を変化させて線材強度を高くすることである。パーライト鋼の強度を支配する組織因子はラメラー間隔であるとされている。一般的には強度はラメラー間隔に依存し、Hall-Petch の式(1-1)で示される。

$$\sigma = \sigma_0 + k\, S_0^{-1/2} \qquad (1\text{-}1)$$

ここに、σ : パーライトの強度、σ_0 : 摩擦応力、k : Hall-Petch 係数、S_0 : ラメラー間隔とする。ラメラー間隔はパテンティング時の変態温度が低くなるとともに微粒化される。従って、パーライト組織が得られる範囲で変態温度を低温に設定することが重要である。

また、合金元素の影響として例を挙げると、Cr が最もラメラー間隔を微細化させる効果がある。また、C 量についてはセメンタイト分率の増加により強化可能となる。それ以外には、Si がフェライトの固溶強化、V はフェライトの析出強化の作用があるとされている。これらの合金元素の選択については、高炭素鋼線の用途に応じて使い分けられている。細径のスチールコードでは C 含有量の増加、Cr 添加による微細化強化である。一方で、太径の PC 鋼線あるいは橋梁用の亜鉛めっき鋼線では、C 含有量の増加と、Si 添加によるフェライト固溶強化で高強度化を図っている。

伸線加工における加工硬化機構については未だ解明されておらずパーライトのラメラー間隔の微細化、セメンタイト分解、フェライト中の C の挙動など様々な角度から議論がなされている [1-7)]。特にセメンタイトの分解に関しては様々な研究が行われている [1-7～1-11)]。また、強化機構を 3 つに段階分けし説明されることもある [1-1)]。真ひずみ 0～0.5 程度の初期加工硬化領域Ⅰ、真ひずみ 0.5～2 程度の直線加工硬化領域Ⅱ、真ひずみ 2 以上の指数関数的に加工効果が大きくなる領域Ⅲがある。領域Ⅰではフェライト中の転位密度増加、セ

メンタイトの伸線方向への回転変形、領域Ⅱがラメラー間隔の微細化、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炭素の溶出が影響していると推定されているが、いずれも議論が続いている状態である。

1.1.3　高炭素鋼線の伸線加工

伸線加工は線材、棒あるいは管などの断面を縮小させ、材料を改質させる塑性加工方法である。高炭素鋼線の伸線加工では、**図** 1-2 に示す円錐状のダイスに通して加工されるのが一般的である。このダイスは、ベル・アプローチ・ベアリング・リリーフから構成される。線を引抜くために必要となる引抜き力は、理想変形仕事、摩擦仕事とせん断仕事の総和と釣り合った力である [1-12)]。これらの仕事の約 95%が加工材の昇温にかかわっているとされている [1-13),1-14)]。高炭素鋼線の伸線加工において、この発熱はひずみ時効 [1-2),1-15)~1-17)]を助長する一因となる。このひずみ時効により、高炭素鋼線の靭性は著しく低下する。このことから、伸線加工時の発熱を抑制するために、特に高炭素鋼線を多頭伸線機で連続伸線をする場合、パススケジュールが重要な因子であり、各ダイスの通過後の線温度を式(1-2)[1-12)]などを用いて算出し、t_1 がほぼ一定となるように設計された「等温パススケジュール」を用いることが多い。

$$t_1=t_0+\frac{1}{\rho c}\left\{\left(Y_{\mathrm{m}}\left(\frac{A_0}{A_1}-1\right)\left(1+\frac{m\mu}{\alpha}\right)+0.77\bar{Y}\cdot\alpha\right)\right\} \tag{1-2}$$

$$Y_m=\frac{\bar{Y}(1-0.385\alpha)}{1+\frac{1}{2}\left(\frac{A_0}{A_1}-1\right)\left(1+\frac{\mu}{\alpha}\right)} \tag{1-3}$$

ここに、t_0：ダイス入口での線材温度、t_1：ダイス出口での線材温度、ρ：線材の密度、c：線材の比熱、Y_{m}：平均変形抵抗、A_0：変形前の断面積、A_1：変形後の断面積、μ：摩擦係数、α：ダイス半角、$\bar{Y}$：引抜き材の平均変形強さとする。しかしながら、中村らは等温パススケジュールについて検討し、等温パススケジュールを用いて高炭素鋼線を伸線する場合には、パス回数を増加させる必要があると指摘している [1-18)]。すなわち、等温パススケジュールで伸線加工を行う場合、1 パスあたりの断面減少率を減少させる必要があるということである。**図** 1-3 に 8.0mm で母材強度 1,300MPa の線材を温度上昇 150℃加工するために必要な 1 パス当たりの断面減少率を算出した結果を示す。この結果より、加工度が大きくなるにつれ、加工硬化が大きくなるため変形抵抗 Y_{m} が大きくなる。従って、仕上げに近づくにつれて断面減少率の減少度合いは大きくなる。線温度の上昇を考慮し、1 パスあたりの断面減少率を減少させた場合、変形の不均一化が助長される。もともとダイスに

よる伸線加工を行うと、加工材の中心部と表層部では変形過程が異なる。中心部については引張りと圧縮応力によって変形が行われるのに対し、表層部ではダイス角に対応したメタルフローの方向変化と加工材とダイスとの摩擦力によって付加的せん断変形が加わるため、中心部の引張り方向の変形量と比較して、**図 1-4** に示すように外周部では引張り方向の変形の遅れが生じる。これらの変形の差は加工後の残留応力として現れ、スキンパスなどにより低減させることを研究した報告もある [1-19)]。不均一変形がさらに助長された結果、線の中心部と表層部で強度に差が生じることとなる。この強度差も延性を低下させることが知られている [1-1)]。

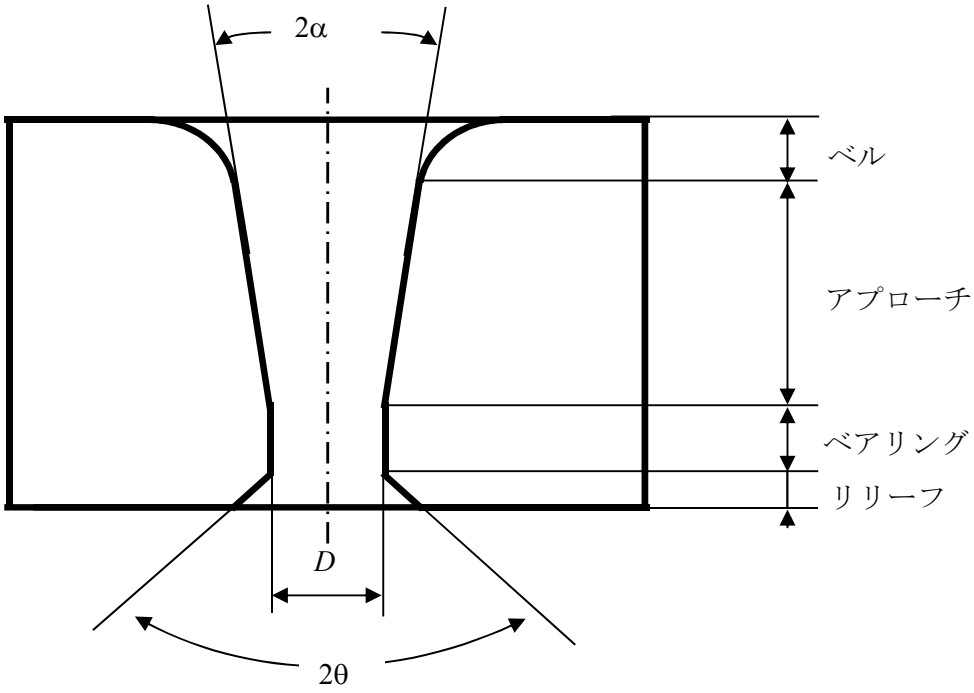


図 1-2　ダイスの形状

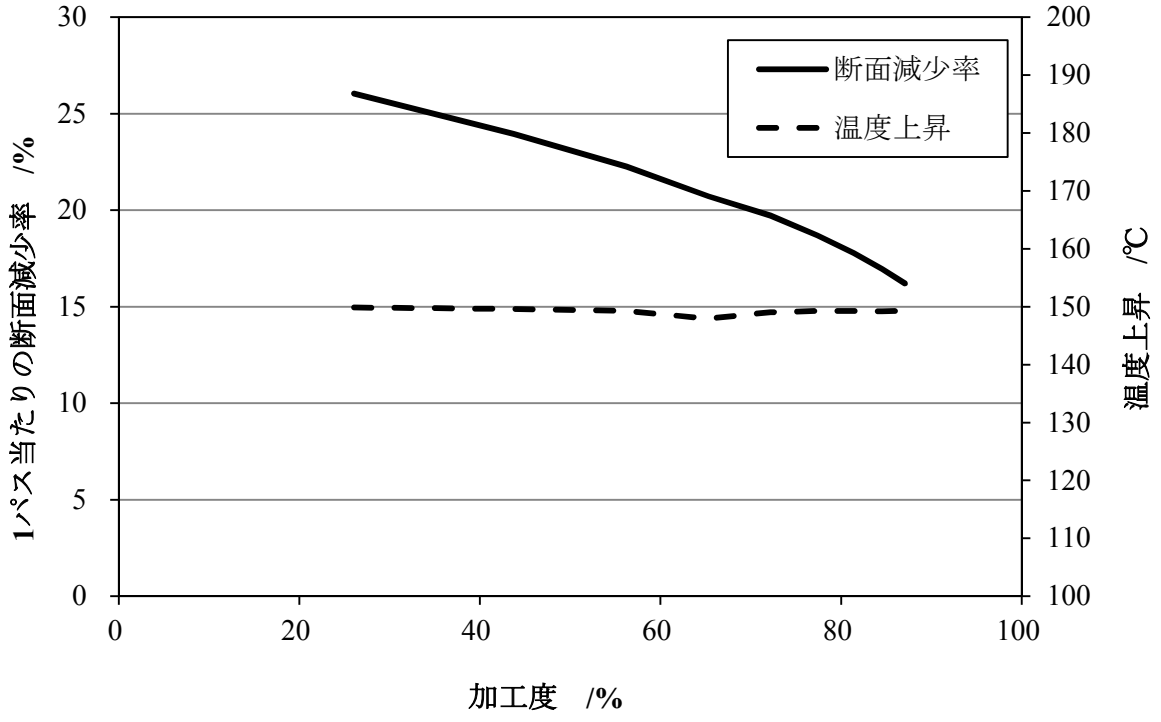


図 1-3　温度上昇 150℃とした場合の 1 パス当たりの断面減少率

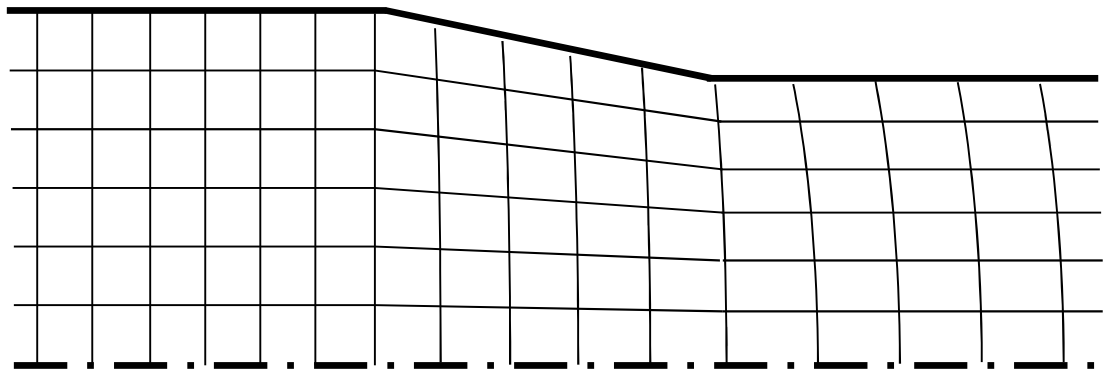


図 1-4　格子線ひずみの模式図

1.1.4　ひずみ時効

ひずみ時効とは、転移の周辺にC、Nなどが固着し特性に変化を及ぼす現象である。高炭素鋼線におけるひずみ時効については、**表** 1-2に示すように3段階に分けることができるとされている[1-2)]。第1段階は、150℃程度で発生するが特性的には大きな影響を及ぼさない。第2段階は、200～250℃で発生するとされており、引張強度が大きく増加し、靭性が著しく低下する。第3段階の400℃以上の温度になると引張強度は減少し、靭性は回復するとされている[1-2)]。従って、伸線加工における靭性の低下については、ひずみ時効の第二段階が大きく影響しているものと考えられる。このひずみ時効を抑制することが、加工による高強度化を図る上で重要となる。

表 1-2　**高炭素鋼のひずみ時効**

	第一段階	第二段階	第三段階
温度範囲	≦150℃	200～250℃	250℃≦
強　　度	変化小	増　加	低　下
延　　性	変化小	低　下	回　復

1.1.4　不均一変形

引抜き加工における変形の均一性については、1.1.1 に述べた通り、ダイスによる引抜き加工を行うと、加工材の中心部と外周部では変形過程が異なる。中心部については引張りと圧縮応力によって変形が行われるのに対し、外周部ではダイス角に対応したメタルフローの方向変化と加工材とダイスとの摩擦力によって付加的せん断変形が加わるため、中心部の引張り方向の変形量と比較して、**図** 1-4 に示すように外周部では引張り方向の変形の遅れが生じる。この変形の均一性については**図** 1-5 に示す「形状比 l/h」で評価できることが知られている。この形状比はダイスと線の接触長さを l、入線径を h_0、ダイスの孔径を h_1、ダイス半角をαとすると次式で表される。

$$l/h = 180\,(h_0 - h_1) / \pi\alpha\,(h_0 + h_1) \qquad (1\text{-}3)$$

したがって、形状比 l/h は、ダイス半角αと断面減少率に大きく依存する。このことからダイス半角を大きくする、あるいは断面減少率を小さくすると形状比は減少し、変形の不均一化が助長されることがわかる。従来のダイス半角は、引抜き応力が最小になるのが最適であるとされており、その値は6° 程度である。変形の均一化を図るために、ダイス半角を小さくし、断面減少率を大きくとった場合、前述の通り加工材の発熱が大きくなり、延性の劣化を引き起こす要因となる。

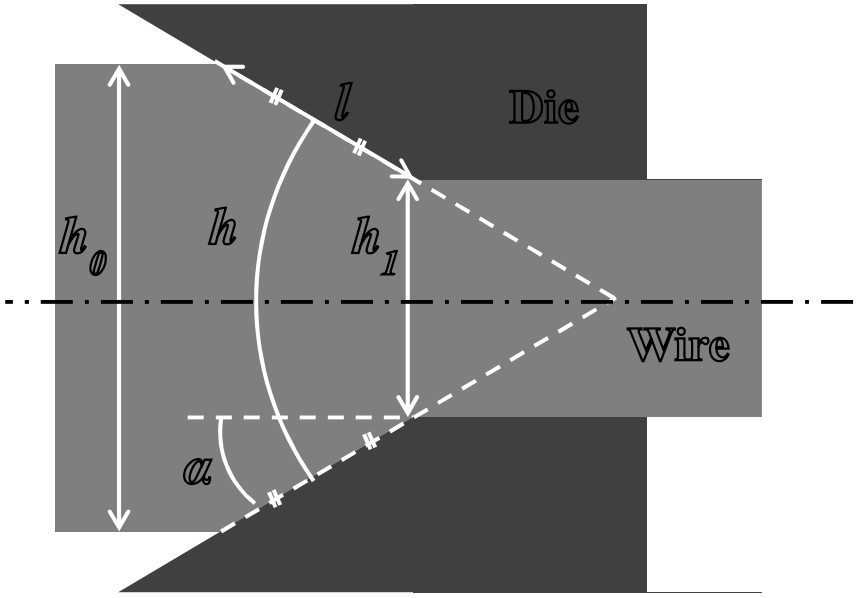


図 1-5　**引抜き加工における形状比**

1.1.5　寸法効果

高炭素鋼線において、同一強度レベルで比較した場合、線径が大きい方が脆化しやすい傾向にある、すなわち線径が細くなるほど延性・靭性を保ちながら強度を増加させることが可能となる。この現象の主因としては、

① 結晶粒の大きさと幾何学的寸法の変化
② 材料表層部と中心部の加熱・冷却の一様化による組織の均一化
③ 伸線加工後の急冷効果によるひずみ時効の防止、延性保持

などが挙げられるとされている [1-20)]。①については、同じ結晶粒径とした場合、線径に対する割合は、線径に依存する。結晶方位や粒界の影響が線径の細い場合に顕著に現れる。②に関しては、パテンティングなどの熱処理において、加熱や冷却で線径が小さくなるほど、表層と内部で温度差が小さくなる。その結果、均一な組織を得ることができるため、強加工を行った場合でも延性が保たれる。③については、伸線加工を行う際には、線材の変形、線材と工具(ダイス)の摩擦により加工発熱が生じる。その加工熱により、線材表面温度は200℃以上になるとされている [1-18)]。しかしながら、線径が小さくなると線材自体がもつ熱量が小さくなる。その結果、放熱が早く線材の温度上昇も抑制される。そのため、伸線加工中に生じるひずみ時効が、太径と比較して非常に小さくなり、強加工を行っても延性が保たれていると考えられる。太径においてもこれらの要因を細径と同様にすることで延性・靭性を保ちながら強度を増加させることが可能であると考えられる。特に③項については、伸線加工で高強度化を検討するうえで重要な問題である。

1.1.6　付加的せん断ひずみ

付加的せん断ひずみには引張強さを向上させる効果があるとされている [1-20]。この付加的せん断ひずみは線径に無関係で一定の深さであるため、細径になるほど線全体に対して付加的せん断ひずみの層が占める割合が大きくなり強度の増加率が大きくなると考えられている。**図 1-6** に中心部と表層部の変形挙動を示す。**図 1-6** に示すように、中心部①と表層部②を取り出すと、中心部①の変形は軸方向に引張変形し、半径方向に圧縮変形するのに対し、表層部②では引張変形し、半径方向に圧縮変形するだけではなく、ダイスからの摩擦および材料の流れの変化によりせん断変形が付加される。付加的せん断ひずみ層とはせん断変形によるひずみ層である。せん断変形が付加された結果、線の表層部は中心部と比較して大きな加工が施されたことになる。すなわち、表層部が中心部より加工硬化が大きくなると考えられている [1-12]。ビッカース硬さ測定などを行った結果、**図 1-7** に示すような硬さ分布になる。

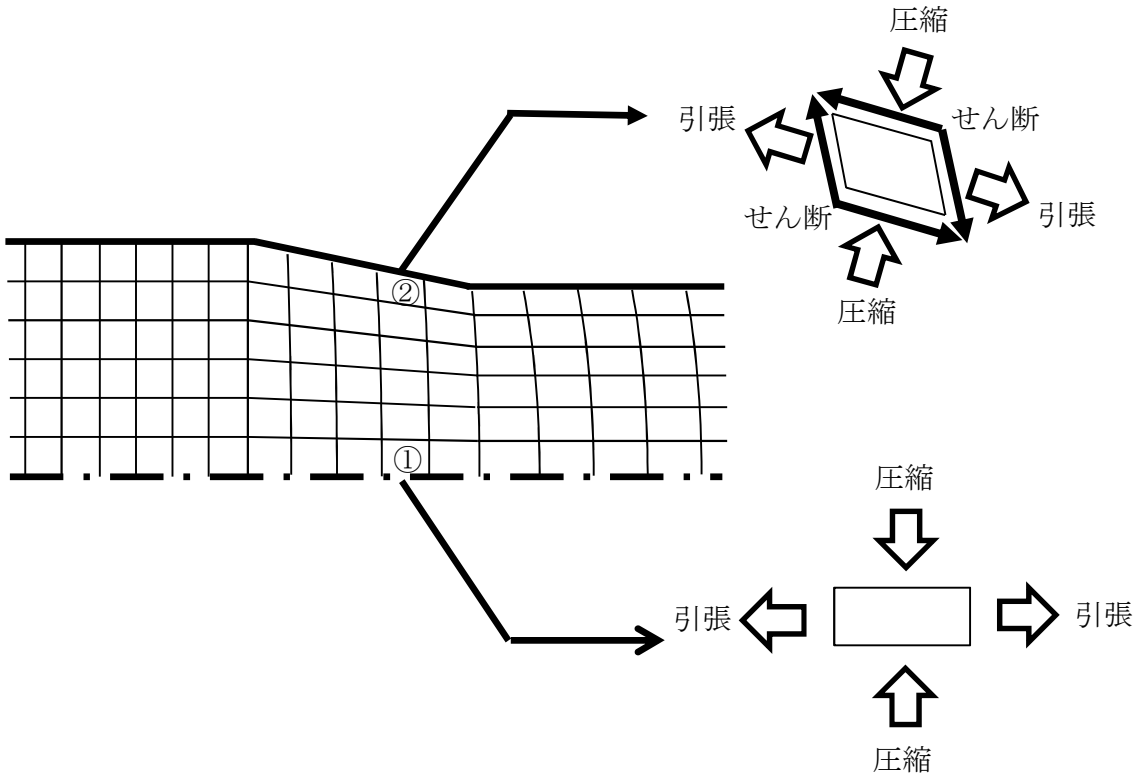


図 1-6　付加的せん断ひずみ

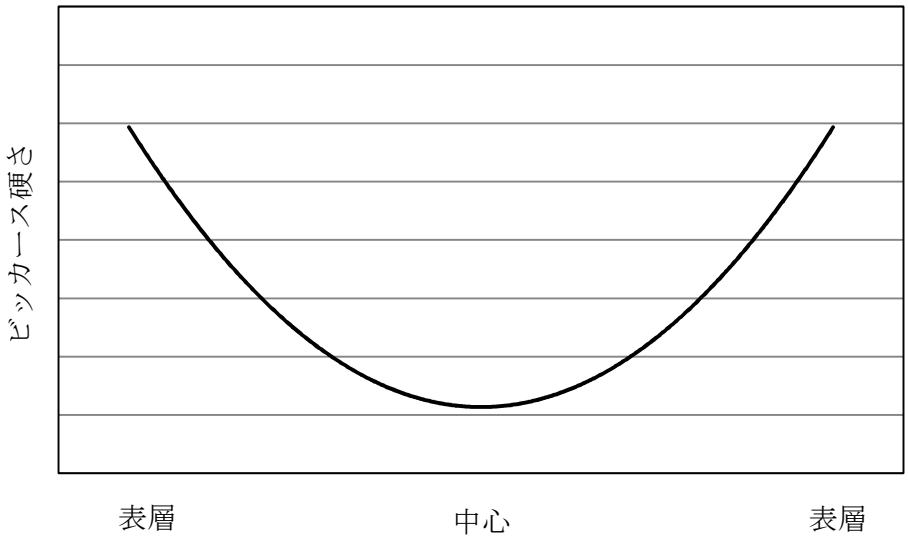


図 1-7　硬さ分布

1.2　本研究の目的

構造部材や部品の軽量化・省エネルギー化への関心から高炭素鋼線の高強度化が期待されている。高炭素鋼線を高強度化することにより、従来の線径より細径の鋼線での代替が可能となりその結果、軽量化、省エネルギー化につながる。

1.1 章で述べたように高炭素鋼線の高強度化手法としては、パテンティング処理後の強度を高くする(材料強化)もしくは伸線加工度を大きくし加工硬化を高くすること(加工強化)が考えられる。前者の材料強化においては、C 含有量の増加、Cr 添加による組織制御などが実施されている。一方、加工強化についてはスチールコードなどの極細線については、様々な研究が行われており、現在では 4,500MPa を超える領域まで開発が進んでいる。それに対して、太径では、2,500MPa 程度で留まっている。この原因については寸法効果によるもので、太径の高炭素鋼線を加工強化する場合、靭性の劣化が顕著となり大きな加工強化が得られない状況である。高炭素鋼線における靭性の劣化の原因は、ひずみ時効あるいは不均一変形が関係していると考えられる。

そこで、本研究では、伸線加工時のひずみ時効と不均一変形に着目し、延性・靭性を劣化させることなく高強度化を実現することを目的とし実験を行った。極低温伸線を行って伸線加工時の温度上昇を抑制し、ひずみ時効を抑制するとともに、ダイスの形状と断面減少率の最適化により変形の均一化を図り、延性・靭性低下の抑制効果を調査した。極低温・均一変形伸線を実施するにあたり、潤滑剤および均一変形手法についても検討を行った。伸線加工において加工時の発熱を考慮した場合、**図** 1-8 に示すような諸因子が挙げられる[1-21)]。この図より、ダイスと鋼線の摩擦は重要な因子である。この摩擦を低減させることで加工時の発熱を低減させることが可能である。従って、極低温伸線において適切な伸線潤滑剤の選択することは重要となる。また、極低温伸線においては、冷却した線が大気にさらされた際に、大気中の水分が細針状の氷となって綿状に線表面に付着する。この氷がその後の加工において、氷上のスケートのように摩擦抵抗の減少に役立つとされている。また、石鹸あるいは二硫化モリブデンなどの固体潤滑剤を付着させた結果は単純な氷潤滑より摩擦係数を下げさらに効果的であるとも報告されている[1-22)]。高炭素鋼線の均一変形伸線における氷潤滑の適応についても検討を行った。均一変形手法については、伸線加工の場合、ダイス半角を小さくするまたは、1 パス当たりの断面減少率を大きくすることの 2 つの方策が考えられる。これらの手法の有効性について FEM を用い検討を行った。また、高炭素鋼線は使用環境によって腐食が起こり、強度の低下につながる。腐食環境下での使用を考慮して、亜鉛めっきなどの表面処理を施し、耐食性を向上させる場合がある。本研究では Ni めっき後の伸線加工が耐食性におよぼす影響を調査した。なお、この研究は 2011 年の中野の報告[1-23)]にあるめっき厚さ(2～10μm)よりさらにめっき厚さが厚い領域で調査

を実施した。

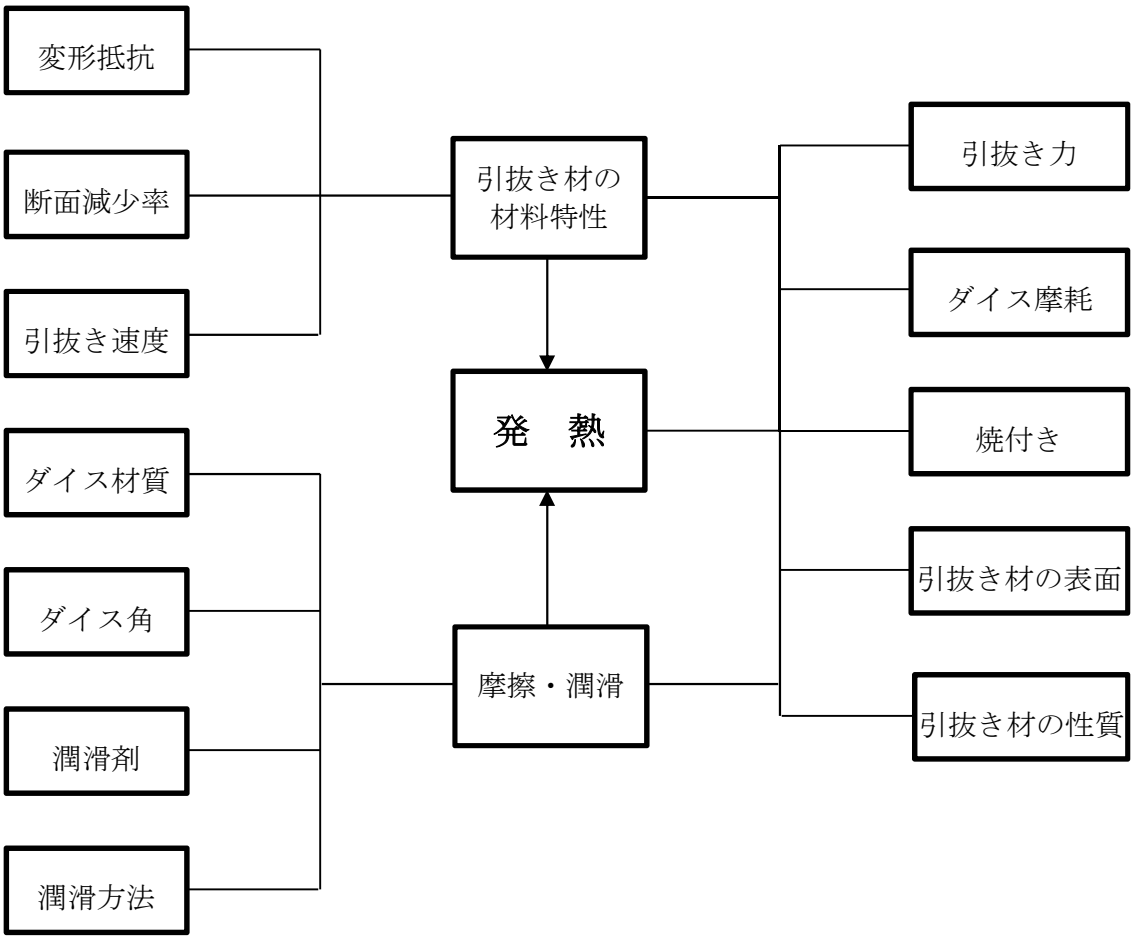


図 1-8　伸線加工の発熱に関する諸因子 [1-11)]

1.3　本論文の構成

本論文の構成を**図** 1-9 に示す。本論文は第 1 章から第 5 章までの 5 章で構成されており、各章の概略は以下のとおりである。

第 1 章「序論」では、本研究の対象である高炭素鋼線およびその伸線加工に関する従来の知見について記述した後、本研究の目的、すなわち、従来の知見をもとに要求品質に対して最も影響を及ぼす要因の抽出を行い、最後に本論文の構成と各章の概要を記述した。

第 2 章「均一変形伸線手法の検討」では、ダイス角度と断面減少率の観点から FEM を用いて評価を行い、均一変形伸線の手法について論じた。

第 3 章「高炭素鋼線の極低温伸線における引抜き力におよぼす潤滑剤の影響」では、粉末潤滑剤・液体潤滑剤・無潤滑(氷潤滑)を用いて高炭素鋼線を極低温で伸線し、引抜き力を測定しそれぞれの摩擦係数を算出することで高炭素鋼線の極低温伸線における引抜き力におよぼす潤滑剤の影響について論じた。

第 4 章「極低温均一変形伸線による高炭素鋼線の高強度化の検討」では、高炭素鋼線に極低温変形均一伸線を施すことにより、高炭素鋼線の加工硬化による高強度化の可能性の有無について論じた。

第 5 章「Ni めっき後の伸線加工条件が耐食性におよぼす影響」では、2011 年に中野が報告した「Ni めっき鋼線の伸線加工における表面光沢の向上および耐食性の向上に関する研究」[1-23)]の追加報告として、めっき厚さと伸線加工条件が耐食性におよぼす影響について追加調査を行い Ni めっき鋼線の耐食性を向上する手法について論じた。

第 6 章「総括」では、本研究で得られた知見を総括するとともに、今後の課題について述べた。

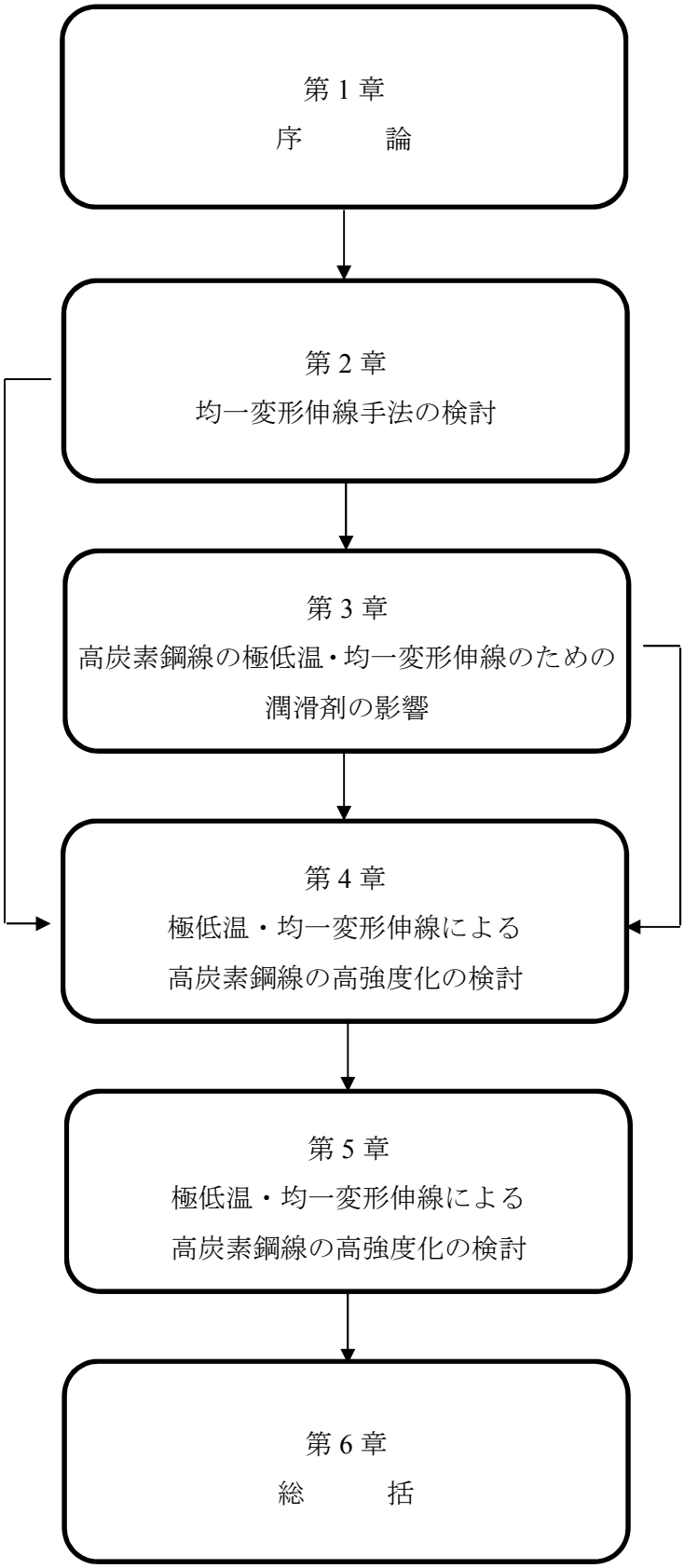

第 1 章
序　　論
第 2 章
均一変形伸線手法の検討
第 3 章
高炭素鋼線の極低温・均一変形伸線のための
潤滑剤の影響
第 4 章
極低温・均一変形伸線による
高炭素鋼線の高強度化の検討
第 5 章
極低温・均一変形伸線による
高炭素鋼線の高強度化の検討
第 6 章
総　　括

図 1-9　本論文の構成

参考文献

1-1)　田代均・樽井敏三：新日鐵技報，378(2003)，pp.77-80.

1-2)　藤田達・山田凱朗・川上平次郎：神戸製鋼技報，23-3(1973)，pp.44-52.

1-3)　小川陸郎・金築裕・平井洋：神戸製鋼技報，35-2(1985)，pp.63-66.

1-4)　隠岐保博・茨木信彦・落合憲二・南田高明・槇井浩一：神戸製鋼技報，50-1(2000)，pp.37-40.

1-5)　高橋稔彦・大橋章一・樽井敏三・浅野厳之：新日鐵技報，347(1992)，pp.22-26.

1-6)　樽井敏三・丸山直紀：鉄と鋼，90-12(2004)，pp.1031-1037.

1-7)　樽井敏三・丸山直紀・田代均：鉄と鋼，91-2(2005)，pp.265-271.

1-8)　Languillaume, L., Kapelski, G., Baudelet, B.：Acta Mater., 45(1997)，pp.1201-1212.

1-9)　Danoix, F., Julien, D., Sauvage, X., Copreaux, J.：Mater. Sci. Eng. A, 250(1998)，pp.8-13.

1-10)　Hong, M. H., Hono, K., Reynolds Jr, W. T., Tarui, T.：Metall. Mater. Trans. A, 30(1999), pp.717-727.

1-11)　Sauvage, X., Copreaux, J., Danoix, F., Blavette, D.：Philos. Mag. A, 80(2000), pp.781-796.

1-12)　日本塑性加工学会編：引抜き加工，pp.9-21，コロナ社(1997)．

1-13)　Altan, T.：Wire J., 3(1970)，pp.54.

1-14)　Tay, A. O. et al.：Int. J. Mech. Sci., 22(1980)，pp.41.

1-15)　Yamada, Y.：Trans. Iron Steel Inst. Jpn.，16(1976)，pp.417-426.

1-16)　山田凱朗・藤田達：神戸製鋼技報，27-2(1977)，pp.57-60.

1-17)　中村芳美・川上平次郎・藤田達・山田凱朗：神戸製鋼技報，26-3(1976)，pp.65-69.

1-18)　中村芳美・川上平次郎・松下富春・野口昌孝：塑性と加工, 19-211(1978), pp.703-710.

1-19)　久保木孝：京都大学学位論文，(2001)．

1-20)　梶野智史・浅川基男：塑性と加工，47-549(2006)，pp.953-957.

1-21)　松下富春：塑性と加工，25-285(1984)，pp.886-892.

1-22)　小林勝：極低温金属加工，pp.31-36，日刊工業新聞社(1998)．

1-23)　中野元裕：大阪大学学位論文(2011)．

第 2 章　均一変形伸線手法の検討

2.1　緒言

高炭素鋼線の伸線加工では、伸線時の発熱を考慮して「等温パススケジュール」が用いられる。「等温パススケジュール」は式(1-2)[2-1)]で算出されるダイス出口での線材温度 t_1 が序論 1.1.3 で記述したひずみ時効の第 2 段階の温度(200～250℃)以下に保たれるように設定される。等温パススケジュールを用いて鋼線を伸線する場合には、伸線による加工硬化の影響で伸線が進むにつれて、断面減少率を減少させる必要があるためパス回数は増加する[(2-2)]。温度上昇を考慮し、各パスの断面減少率を減少させると、変形の不均一化が助長されるという問題が生じる。変形が不均一化すると、線材の表面と内部に強度差が発生し、この強度差により延性が低下することが知られている[2-3)]。伸線加工時の変形の均一性については、序論で記述した「形状比 l/h」で評価できることが知られている。式(1-1)より形状比 l/h は、ダイス半角αと断面減少率に強く依存する。このことから、ダイス半角を大きくする、あるいは断面減少率を小さくすると変形の不均一化が助長されることがわかる。従来ダイス半角は、引抜き応力が最小になるのが最適とされており、その値は6°程度である。

延性・靭性を劣化させることなく高強度化を実現するためには、ひずみ時効の第2段階以下温度(＜200℃)に保持したまま、可能な限り変形の均一化を図ることが有効であると考えられる。

そこで、本章では形状比の大きな加工を行う、すなわち均一変形伸線を行うために有効な手法について検討を行った。有限要素解析(FEA)を用いて、伸線加工で形状比に影響をおよぼす因子であるダイス半角と断面減少率を変化させた場合の相当塑性ひずみの分布を調査した。

2.2　解析方法

解析ソフトは Abaqus を用い、ダイスを剛体とし静的陰解法で解析を行った。

なお、ダイス半角を通常の 6°とし、断面減少率 15%とした場合を基準 A とし、ダイス半角を 6°そのままで断面減少率を 10%増加させた場合(B)の形状比を算出し、その形状比に一致するように断面減少率が基準より大きくなることのないようダイス半角を変化させた場合(C)について相当塑性ひずみを調査した。なお、摩擦係数μは一般的な値である 0.05 とした。解析に用いた伸線条件を**表** 2-1 に示す。

表 2-1　解析条件

No.	ダイス半角	断面減少率	形状比
A	6°	15%	0.39
B		25%	0.69
C	3.39°	15%	0.69

解析ソフト：Abaqus/Standard (静的陰解法)
要素タイプ：CAX4R (軸対称連続体応力/変位、4 節点、低減積分)
線材：変形体
ダイス：解析的剛体
メッシュ：0.22mm

2.3　結果

相当塑性ひずみ比(ε)を式(2-1)に示すとおりに、各条件での線の半径方向の相当塑性ひずみ(ε_p)を線の中心の相当塑性ひずみ(ε_{p0})で除した値とした。

$$\varepsilon=\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_{p_0}} \tag{2-2}$$

ε：相当塑性ひずみ比、ε_p：相当塑性ひずみ、ε_{p0}：線の中心の相当塑性ひずみ

線の中心からの距離と相当塑性ひずみ比の関係を**図** 2-1 に、各条件の相当塑性ひずみ比の分布を**図** 2-2 に示す。**図** 2-1 および**図** 2-2 から、次の点が確認できる。

・　基準条件(A)では線の中心と表面の相当塑性ひずみの差が大きい。

・　形状比を大きくするために、断面減少率のみを大きくした場合(B)、線の中心と表面の相当塑性ひずみの差は基準条件(A)より小さくなる。

・　形状比を大きくするために、ダイス半角のみを小さくした場合、断面減少率のみを大きくした場合(B)よりさらに線の中心と表面の相当塑性ひずみの差は小さくなる。

・　同じ形状比で変形の均一化を図る場合は、断面減少率を大きくするよりダイス半角を小さくする方が効果的である。

なお、同じ形状比にもかかわらず、B と C の相当塑性ひずみ分布が一致しないことについては、摩擦係数μが0でないことおよび、ダイス半角、断面減少率の差によりせん断ひずみの付加に差が生じていることなどが原因と考えられる。

2.4　結言

本解析結果より、ダイス半角が同じで断面減少率で形状比を大きくするより、ダイスの角度を小さくして形状比を大きくする方が断面減少率が小さくなっても、より均一変形に近づくことが確認された。

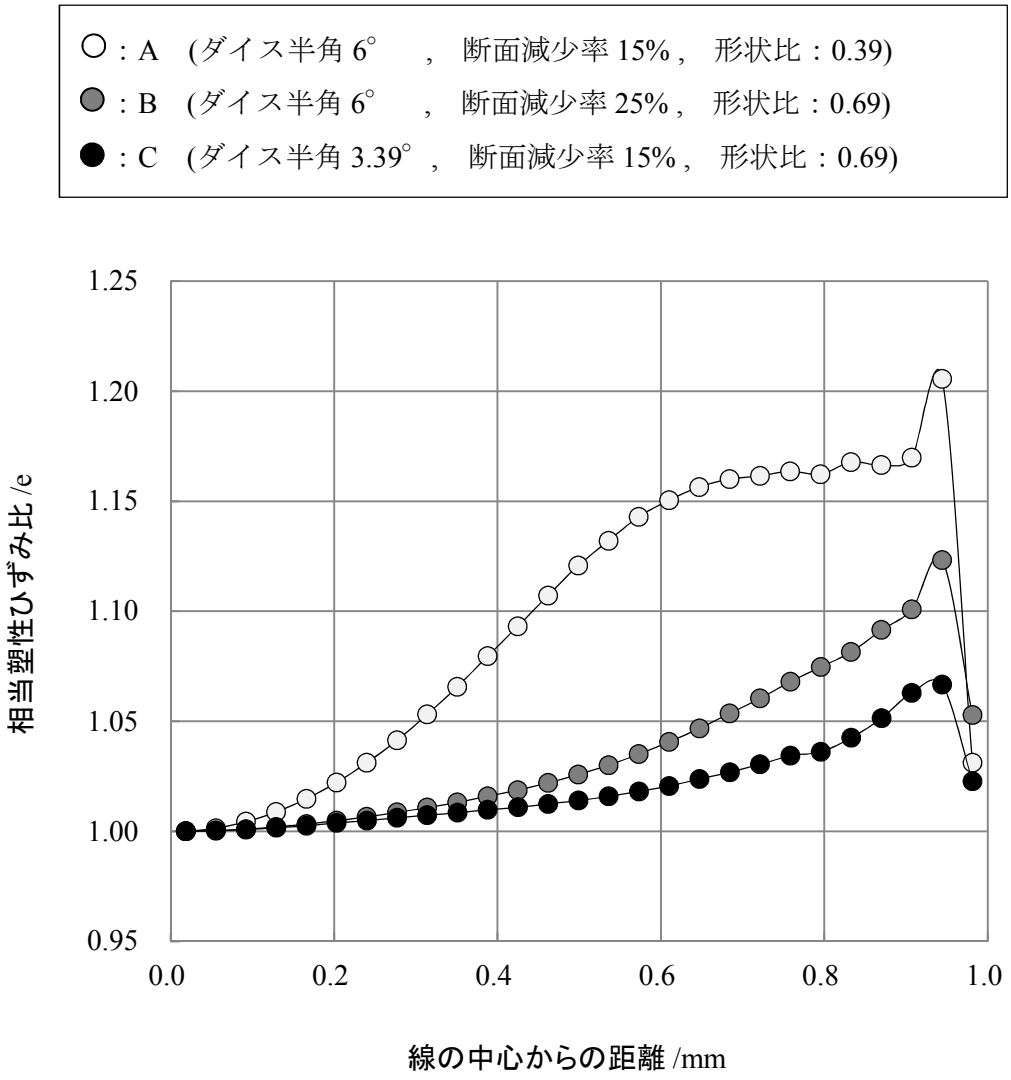


図 2-1　線の中心からの距離と相当塑性ひずみ比の関係

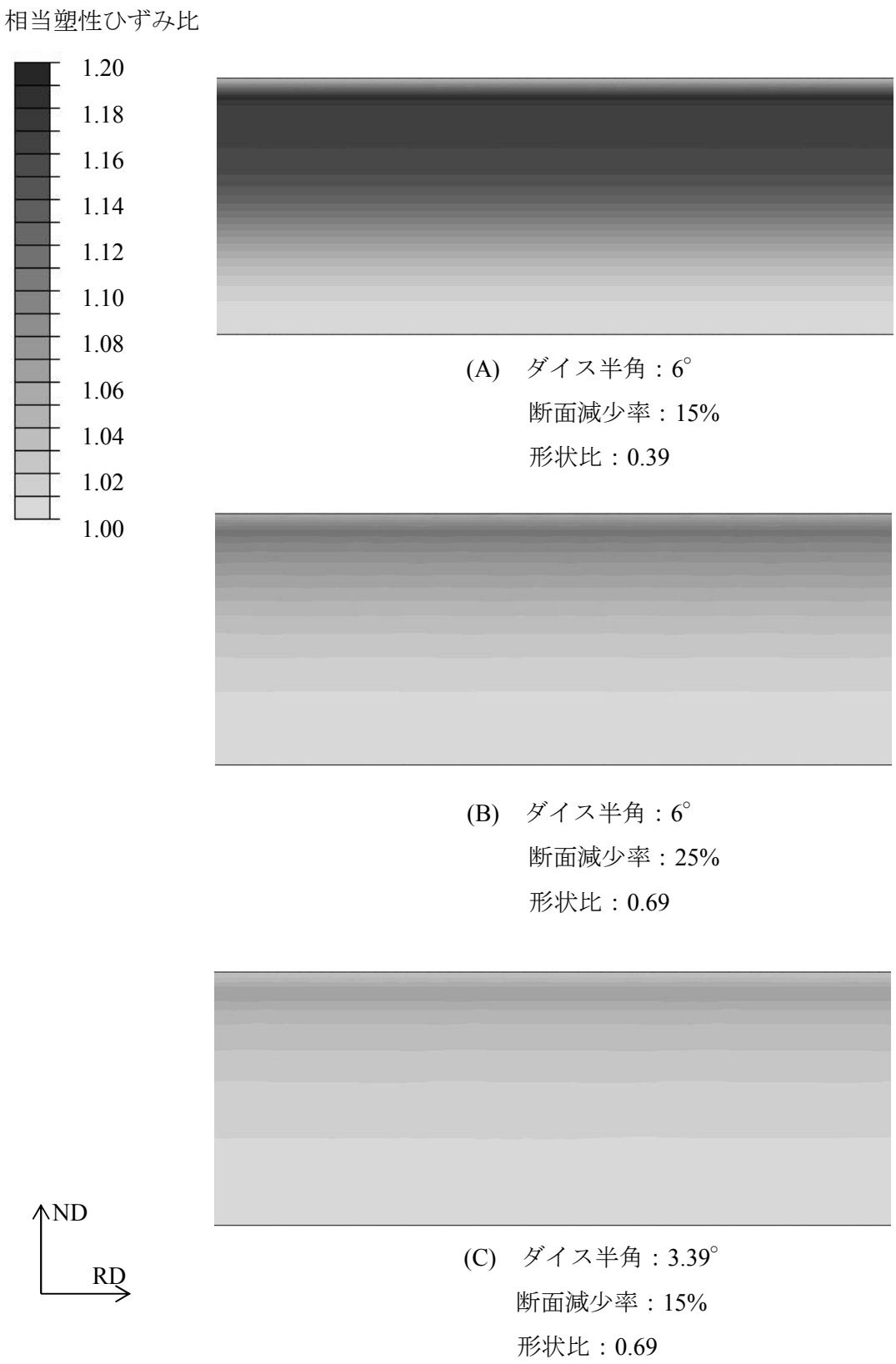


図 2-2　相当塑性ひずみ比の分布

参考文献

2-1)　日本塑性加工学会編：引抜き加工，pp.20-21，コロナ社(1997) ．

2-2)　中村芳美・川上平次郎・松下富春・野口昌孝：塑性と加工，19-211(1978), pp.703-710.

2-3)　田代均・樽井敏三：新日鐵技報，378(2003)，pp.77-80.

第 3 章　高炭素鋼線の極低温伸線・均一変形伸線のための潤滑剤の検討

3.1　緒言

伸線加工により高強度化を実現する場合、伸線後の線材の延性・靭性の低下が問題となる。その主要因として、伸線加工時の発熱によるひずみ時効[3-1)~3-4)]および変形の不均一化[3-5)]が挙げられる。これらの問題を解決するためには、伸線加工時の発熱をひずみ時効の第 2 段階の温度以下に保ちながら、なおかつ均一な変形を行うために形状比の大きな加工を施すことが重要であると考えられる。この 2 つの要因を同時に実現させるためには、伸線前線材を極低温に冷却したのちに、ダイス角度を小さくし、断面減少率の大きな加工を施すことが有効であると考えられる。極低温伸線あるいは形状比の大きな伸線を行う場合、どのような潤滑剤を用いるかはダイスと線材の摩擦発熱を考慮したときに大きな因子となる。極低温伸線における摩擦について小林ら[3-6)]は冷却した線材が大気にさらされた際に、大気中の水分が細針状の氷となって綿状に線材表面に付着し加工時の摩擦抵抗を減少させると報告している。また、石鹸あるいは二硫化モリブデンなどの固形潤滑剤を付着させるとさらに摩擦係数を低減させるとも報告している。しかしながら、その機構などについては詳細な検討は見あたらない。そこで本章では、粉末潤滑剤、液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)を用いて極低温・均一変形伸線を行い、その際の引抜き力およびダイス出入り口の線温を測定した。その測定結果から摩擦係数を算出し極低温・均一変形伸線における潤滑性の検討を行った。

3.2　実験方法

3.2.1　供試材

供試材には、JIS G 3506 に規定されている硬鋼線材 SWRH82B、線径 8.0mm を使用した。化学成分を**表** 3-1 に示す。

表 3-1　**供試材の化学成分**　(質量%)

C	Si	Mn	P	S	Fe
0.83	0.24	0.71	0.008	0.012	Bal.

3.2.2　実験条件

供試材を鉛浴パテンティング処理し、**写真** 3-1 に示すとおりの微細パーライト組織を得た。その後供試材の表層酸化皮膜(スケール)を除去し、**写真** 3-2 のようにりん酸亜鉛皮膜処理を施した後に**図** 3-1 に示す実験装置で液体窒素を用い伸線前線材を-120℃まで冷却したのちに線速 15m/min で伸線加工を行った。伸線加工に用いる潤滑剤はカルシウム系の粉末潤滑剤、エマルジョン型液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)の 3 種類を使用した。それ以外の実験条件については**表** 3-2 に示す通りとした。また、伸線加工時の引抜き力を測定するために、**写真** 3-3 に示すようにダイスボックスにロードセルを設置し、引抜き力を連続的に測定した。ダイス入口の線温度が変化した場合、変形抵抗に差が生じ、その結果、引抜き力に影響をおよぼすため、線温度が一定(-80℃)になるように入線温度を接触温度計(安立計器株式会社製 HD-1200E)で測定し、冷却槽からの距離で調整を行った。なお、潤滑剤による温度上昇についても考慮した。同時にダイス出口温度も接触温度計で測定した。

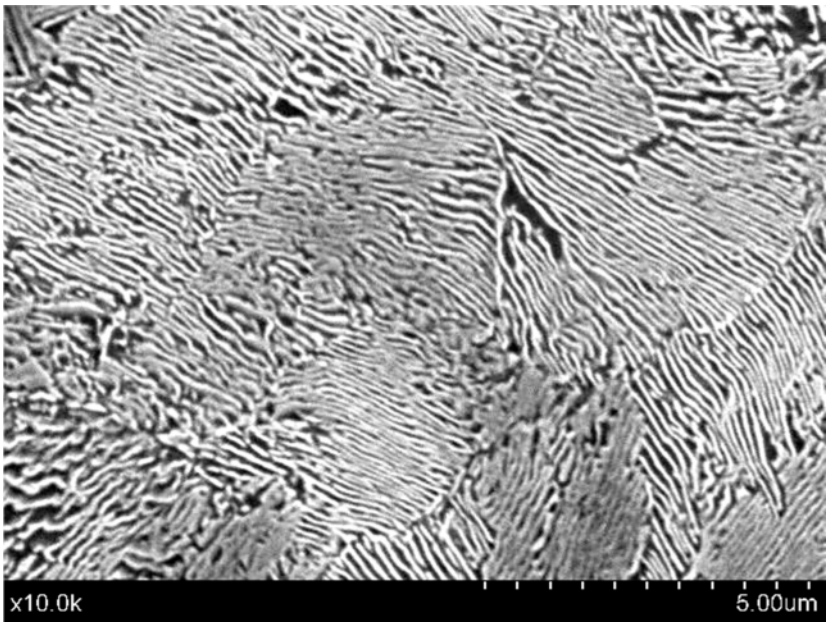


写真 3-1　供試材パテンティング後組織

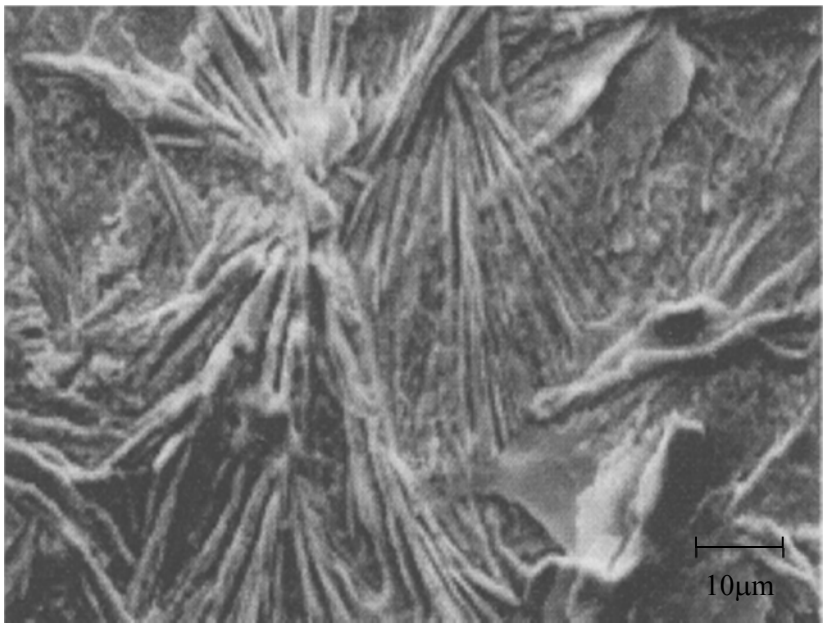


写真 3-2　リン酸亜鉛皮膜

表 3-2　実験条件

<table>
<tr><th>実験 No.</th><th>伸線方法</th><th>種類</th><th>伸線前線温度</th><th>ダイス半角</th><th>パススケジュール</th></tr>
<tr><td>1</td><td rowspan="3">極低温・均一変形伸線</td><td>カルシウム系
粉末潤滑剤</td><td rowspan="6">-80℃</td><td rowspan="3">4°</td><td rowspan="3">8.00→6.22</td></tr>
<tr><td>2</td><td>エマルジョン型
液体潤滑剤</td></tr>
<tr><td>3</td><td>無潤滑
(氷潤滑)</td></tr>
<tr><td>4</td><td rowspan="3">極低温・通常伸線</td><td>カルシウム系
粉末潤滑剤</td><td rowspan="3">6°</td><td rowspan="3">8.00→7.10</td></tr>
<tr><td>5</td><td>エマルジョン型
液体潤滑剤</td></tr>
<tr><td>6</td><td>無潤滑
(氷潤滑)</td></tr>
</table>

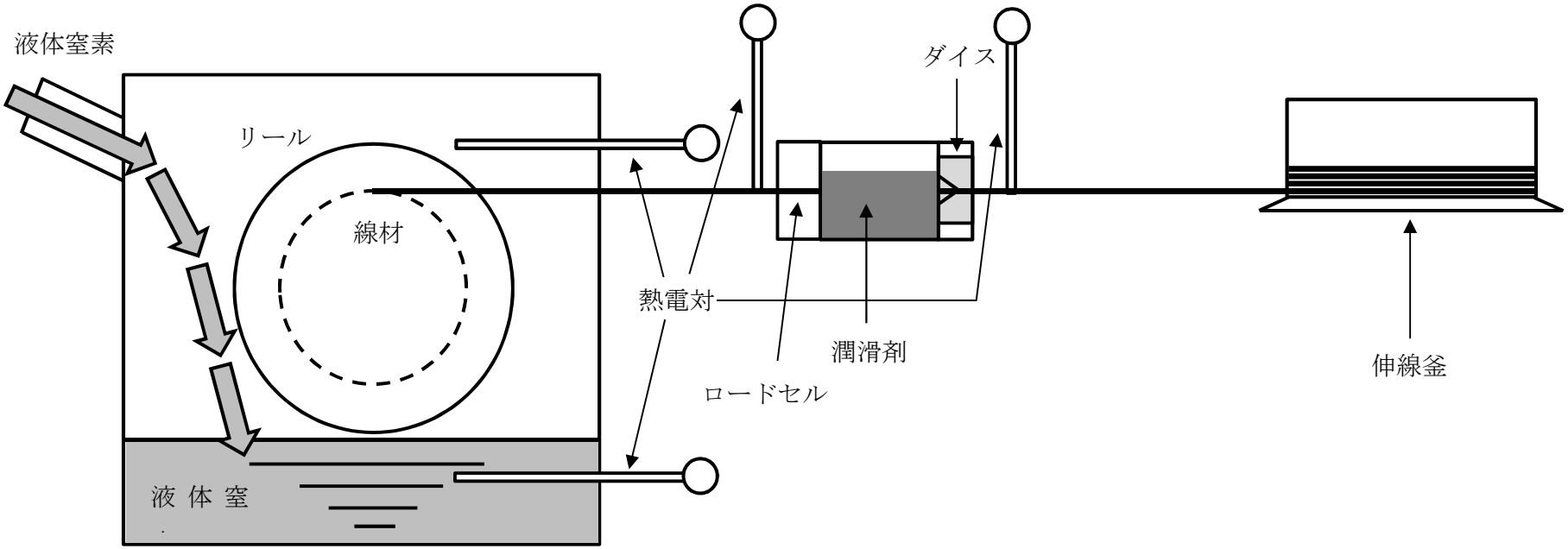


図 3-1　実験装置概略図

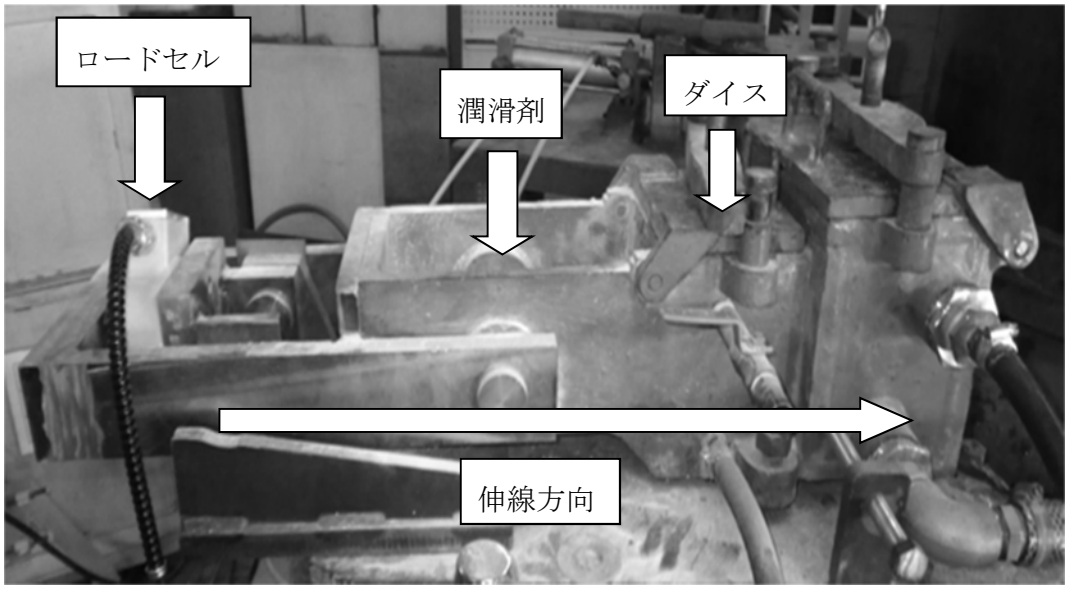


写真 3-3　ダイスボックス

3.2.3　評価方法

引抜き力、伸線後の線温度の差および摩擦係数で評価を行った。引抜き力の算出については過去の研究において、様々な提案がなされているが、一般的には全仕事量：W、理想変形仕事 W_N、摩擦仕事：W_R せん断仕事：W_S とすると、

$$W = W_N + W_R + W_S$$

で表される [3-7)]。伸線条件が同じであれば、理想変形仕事、せん断仕事が同じであるため引抜き力で摩擦仕事の評価が可能である。また、伸線加工時の発熱については、ダイスおよび潤滑剤との接触による加熱を無視すると、

(伸線加工による発熱) = (変形による発熱) + (摩擦による発熱)

と考えられるため、伸線加工後の温度で評価が可能であると考えられる。

測定した引抜き力から摩擦係数を算出した。計算式には一般に摩擦係数の算出に用いられる Siebel の式(3-1)[3-8)]で算出した。引抜き時の線温度(-80℃)で引張試験を島津製作所製(**写真** 3-4)で実施し、降伏応力を測定し、この降伏応力から式(3-2)で平均変形抵抗(Y_m)を算出

した。

$$\mu = \alpha\left(\frac{\frac{P_z}{A_1\bar{Y}} - \frac{2}{3}\alpha}{\ln\frac{A_0}{A_1}} - 1\right) \tag{3-1}$$

ここに、P_z : 引抜き力、$\bar{Y}$: 線材の平均降伏応力でダイス入口出口の温度における降伏応力の平均値とする。μ : 摩擦係数、α : ダイス半角(radian)、A_0 : 変形前の断面積、A_1 : 変形後の断面積とする。

$$Y_m = \frac{\bar{Y}(1-0.385\alpha)}{1+\frac{1}{2}\left(\frac{A_0}{A_1}-1\right)\left(1+\frac{\mu}{\alpha}\right)} \tag{3-2}$$

ここに、Y_m : 平均変形抵抗とする。

写真 3-4　低温引張試験

3.3　実験結果

3.3.1　低温引張試験

線材の平均変形抵抗($\bar{Y}$)を算出するために、常温および低温での引張試験を行った。荷重-伸び曲線を図 3-2～3-4 に示す。また、表 3-3 に各条件での降伏応力を示す。線材の降伏応力は常温と-80℃を比較するとおよそ 70%程度の増加が確認された.

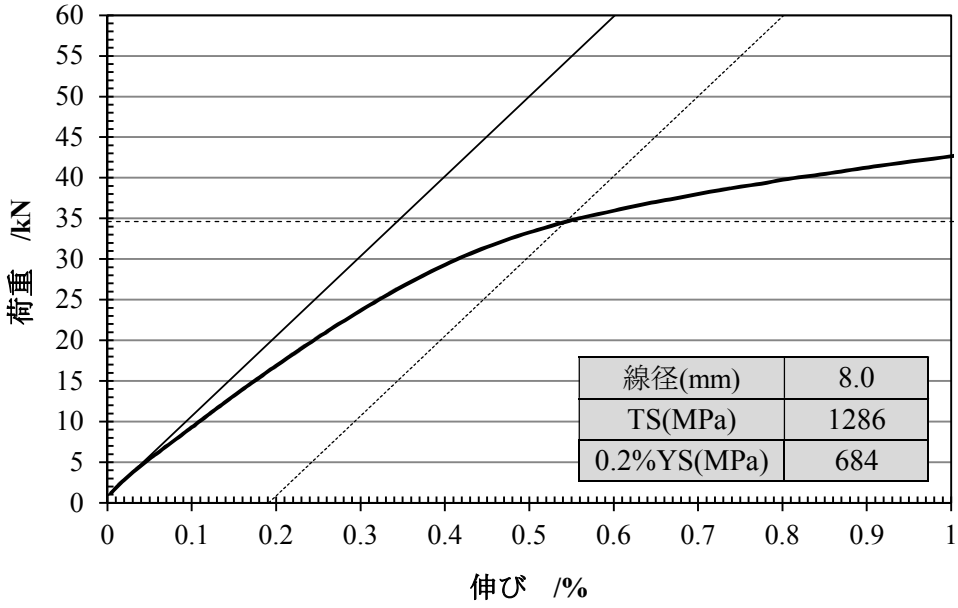


図 3-2　φ8.0mm　常温

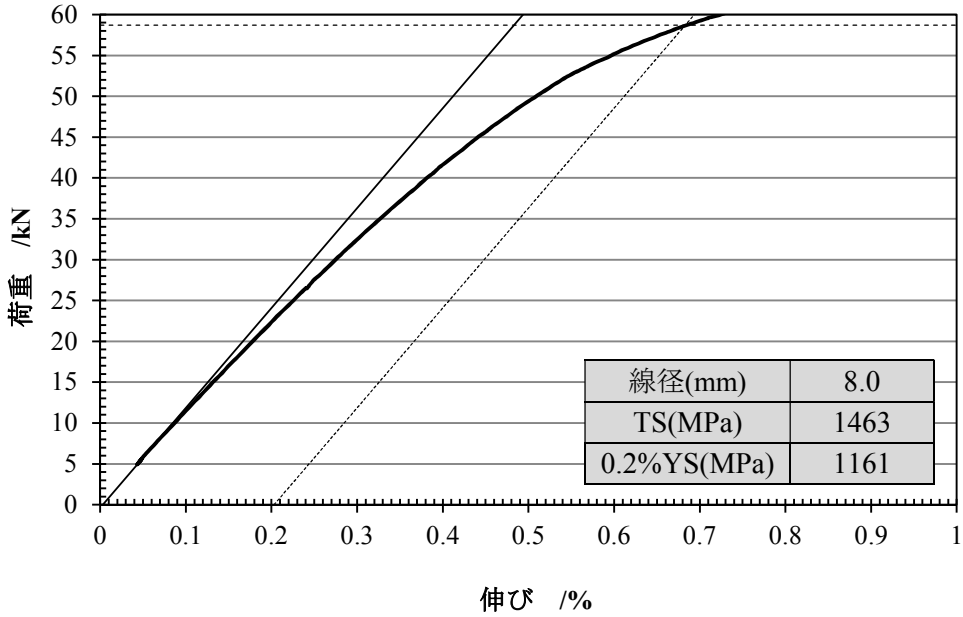


図 3-3　φ8.0mm　低温(-80℃)

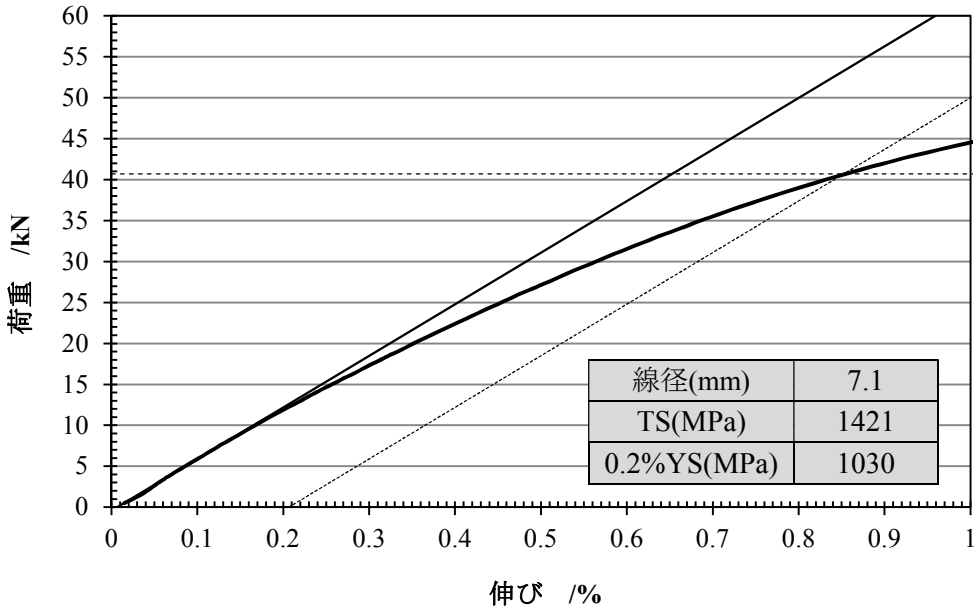


図 3-4　φ7.0mm 常温

表 3-3

線径 (mm)	試験温度 (℃)	降伏応力 (MPa)
8.0	-80	1161
	R.T.	684
7.1	R.T.	1030

3.3.2　引抜き力

極低温・均一変形伸線(実験 No.1～3)における引抜き力の測定結果を**図** 3-5 に、極低温・通常変形伸線(実験 No.4～6)における引抜き力の測定結果を**図** 3-6 に示す。参考として、常温・均一変形伸線における引抜き力の測定結果を**図** 3-7 に示す。極低温・均一変形伸線において、粉末潤滑剤を使用して伸線加工を行った場合(実験 No.1)には、引抜き力は 28kN 程度で大きな変動もなく安定した。しかしながら、液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)の場合(実験 No.2, 3)には、伸線開始より数十秒で引抜き力が急激に増加し、その値が供試材の破断荷重近くにまで上昇したため実験を中止した。

次に、極低温・通常変形伸線において、粉末潤滑剤を使用して伸線加工を行った場合(実験 No.4)、引抜き力は 23kN 程度で大きな変動もなく安定した。液体潤滑剤を使用した場合(実験 No.5)、極低温・均一変形伸線の場合とは異なり、初めの数十秒間は引抜き力 28kN 程度で安定したが、時間の経過に伴い、びびりが発生し引抜き力が安定しなかった。また、無潤滑(氷潤滑)(実験 No.6)についても液体潤滑剤使用時と同様に、引抜き開始よりびびりが発生し引抜き力が安定しなかった。

なお、粉末潤滑剤を用いた引抜き力について**図** 3-5、**図** 3-6 のいずれの結果においても、伸線開始後 40s 程度経過したところで引抜き力の上昇が確認された。この結果については実験開始時は冷却槽からダイスボックスまでの間は供試材が常温であり、変形抵抗が極低温の場合より小さかったために引抜き力が低下していたと考えられる。**図** 3-5 の初期の引抜き力が 25kN であることは、常温・均一変形伸線における引抜き力 25kN と対応している。(**図** 3-7)

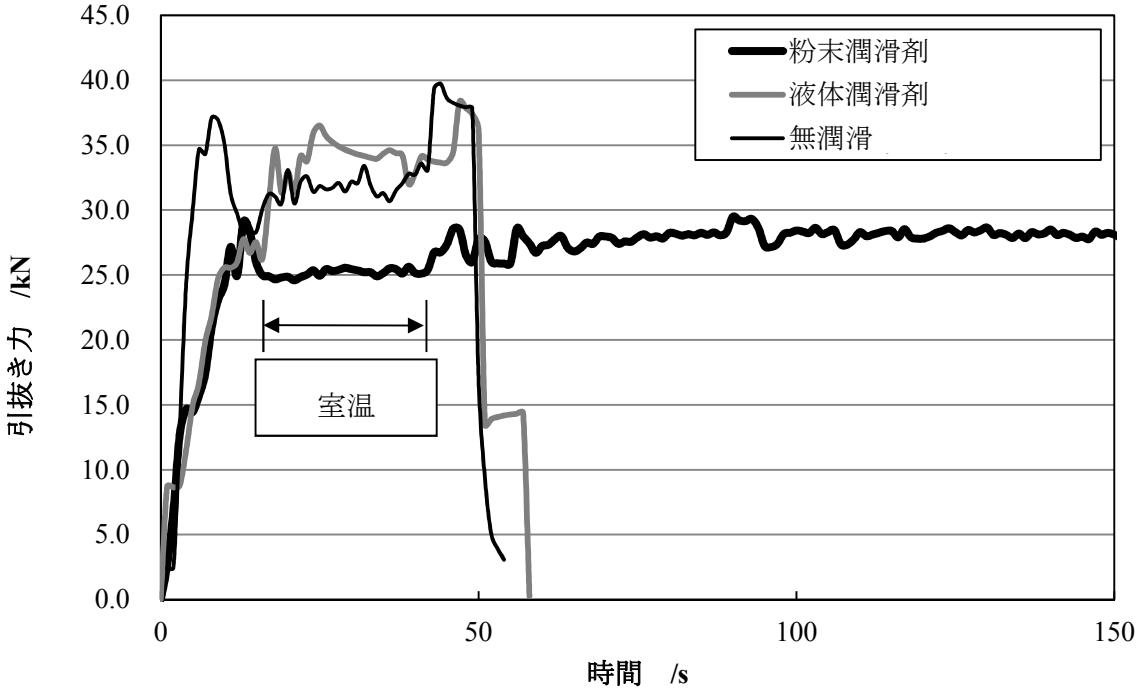


図 3-5　極低温・均一変形伸線の引抜き力

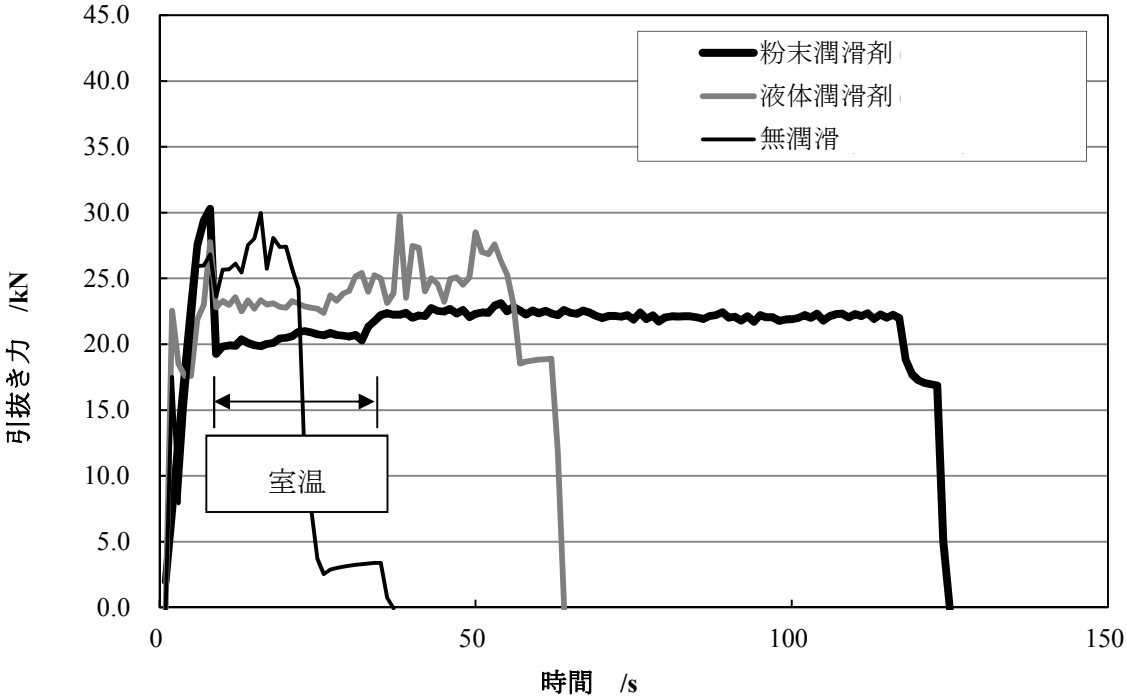


図 3-6　極低温・通常伸線の引抜き力

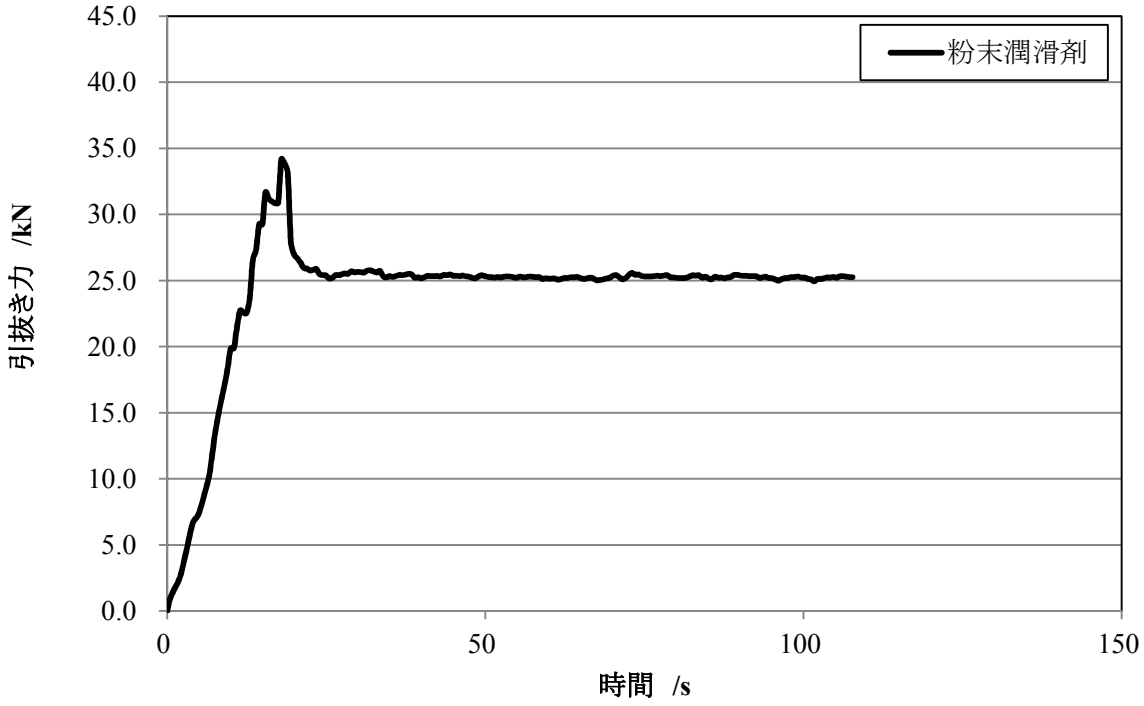


図 3-7　常温・均一変形伸線の引抜き力

3.3.3　線温度

線温度測定結果を**表** 3-4 に示す。線温度については、引抜き応力の算出式において、純粋な線ひずみおよび材料の塑性的流れの方向変化の際の全仕事と、ダイス面と線との摩擦仕事の $m(m<1)$倍が製品の温度上昇に寄与すると仮定すると、引抜き直後の線の平均温度 t_1 は式(3)で表されるとされている [3-9)]。

$$t_1=t_0+\frac{1}{\rho c}\left\{\left(Y_{\mathrm{m}}\left(\frac{A_0}{A_1}-1\right)\left(1+\frac{m\mu}{\alpha}\right)+0.77\bar{Y}\cdot\alpha\right)\right\} \tag{3}$$

ここに、t_0：ダイス入口での線温度、t_1：ダイス出口での線温度、ρ：線の密度、c：線の比熱、なお、m 値については 0.85 とした。また、摩擦係数μについては 3.3.4 節で算出した値を用いた。この式を用いて算出した線温度計算値についても**表** 3-4 に示す。

極低温・均一変形伸線の液体潤滑および無潤滑(氷潤滑)の実験 No.2, 3 については引抜きが不可能であったため、線温度測定は実施していない。ダイスボックス入線温度はいずれも-80℃程度であった。ダイス出口温度については、極低温・均一変形伸線では加工度が大きいにもかかわらずダイス出口温度は 90～100℃と時効する温度(150℃)以下に保たれていた。極低温・通常変形伸線では粉末潤滑剤(実験 No.4)を使用した場合が、30～40℃程度と低い温度であった。しかしながら、実験 5, 6 の極低温・通常変形伸線で液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)については、断面減少率が実験 No.1 より小さいにもかかわらず線温度がいずれも 100℃を上回る結果であった。

表 3-4　**線温度測定結果**

No.	伸線前温度	伸線後温度	計算値
1	-80 ～ -70℃	90～100℃	112℃
2		－	－
3		－	－
4		30～40℃	43℃
5		80～130℃	54℃
6		100～150℃	61℃
Cf.	R.T.	120～130℃	142℃

3.3.4　摩擦係数

摩擦係数の算出結果および参考値として常温で均一変形伸線を実施した際に測定した引抜き力を用いて算出した摩擦係数を**表** 3-6 に示す。極低温･均一変形伸線の粉末潤滑剤(実験 No.1)の摩擦係数が伸線の粉末潤滑剤(実験 No.1)の摩擦係数が 0.040 と最も小さく、極低温・通常伸線の液体潤滑剤は 0.118、無潤滑(氷潤滑)が 0.139 と最も大きいという結果であった。なお、液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)については伸線が不可能であったため算出できなかった。

表 3-6　摩擦係数算出結果

No.	伸線方法	潤滑剤	ダイス半角	パススケジュール	**摩擦係数**
1	極低温・均一変形伸線	カルシウム系 粉末潤滑剤	4°	8.00→6.22	**0.040**
2		エマルジョン型 液体潤滑剤			—
3		無潤滑 (氷潤滑)			—
4	極低温・通常伸線	カルシウム系 粉末潤滑剤	6°	8.00→7.10	**0.089**
5		エマルジョン型 液体潤滑剤			**0.118**
6		無潤滑 (氷潤滑)			**0.139**
参考値	常温・均一変形伸線	カルシウム系 粉末潤滑剤	4°	8.00→6.22	**0.058**

3.4　考察

3.4.1　引抜き力

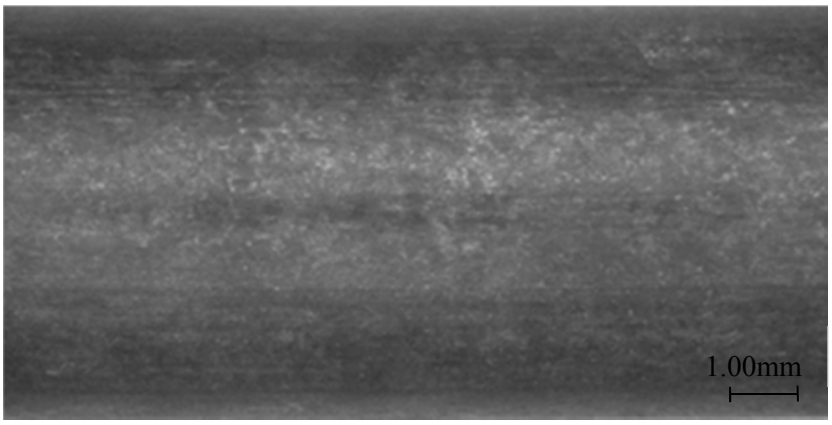
極低温・均一変形伸線においては粉末潤滑剤を使用した場合に最も引抜き力が小さくなった。液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)については伸線が不可能であったため引抜き力の測定はできなかった。以上より、まず粉末潤滑剤が今回用いた潤滑剤の中では最適であると考えられる。一般的に液体潤滑剤は表面の光沢を出す場合、あるいは細径の伸線に用いられる場合が多く、太径の大減面伸線には適さないとされている。液体潤滑剤を使用した場合には、ダイス入口で**写真** 3-5 に示すような潤滑剤の塊が確認された。塊を取り出すと**写真** 3-6 の通りであり、冷却された線材が液体潤滑剤の中を通過する際に、線材と接触した液体潤滑剤が冷却され氷状になって付着したのちに、ダイスと接触し脱落したものと考えられる。この現象により、ダイスへの潤滑剤の持ち込みが妨げられたと考えられる。また、無潤滑(氷潤滑)についても、伸線加工ができなかったため極低温・均一変形伸線においては適さないと考えられる。

過去の研究[3-6)]において、無潤滑(氷潤滑)で伸線可能であり、本研究で伸線不可能となった要因については、過去の研究では、HV が 270 以下の銅系の材料および HV180 の鉄系材料であったのに対し、本実験では HV400 程度の硬鋼線であったため変形抵抗に大きな差があり、工具面圧が高く油膜厚さが小さかったためと推測される。すなわち、油膜厚さが小さくなったために、工具と鋼線の間の摩擦係数が大きくなり引抜き力が大きくなったと考えられる。

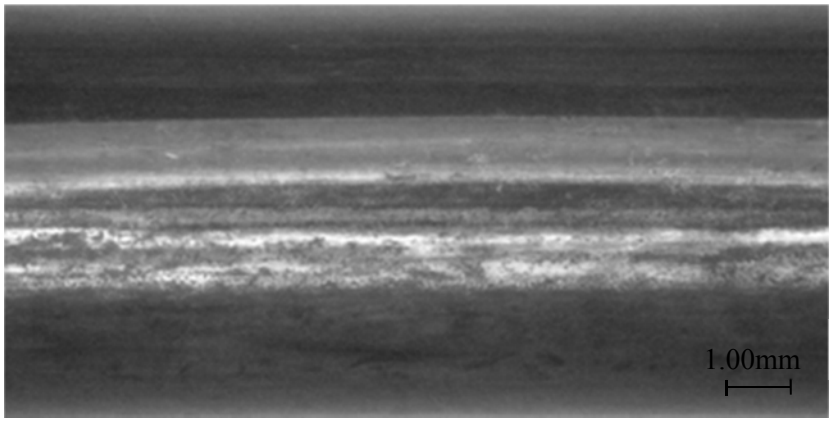
次に、極低温・通常変形伸線においても極低温・均一変形伸線と同様に粉末潤滑剤を使用した場合が最も引抜き力が小さくなった。従って、いずれの条件でも粉末潤滑剤が最も効果的であると考えられる。液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)については、いずれもびびりが発生し引抜き力が安定しなかった。びびりの原因については、液体潤滑剤の場合は極低温・均一変形伸線の場合と同様の理由でダイスへの潤滑剤の持ち込みが妨げられたためと推測する。無潤滑(氷潤滑)については、付着した氷が振動またはダイスボックスとの接触で脱落し均一な減摩効果が得られなかったためと推測される。**写真** 3-7 は伸線後の線材表面の状態を見たものである。粉末潤滑剤を用いた伸線後表面は、全面にわたり黒っぽい肌を示しているのに対し、液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)で伸線を行った線材表面は、所々に前処理の皮膜が脱落した部分が確認された。すなわち、粉末潤滑剤においては線材表面とダイス面は潤滑状態が良好であるのに対し、液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)での伸線においては、局部的に線材表面とダイス面が接触し表面の前処理皮膜が脱落して表面性状が悪化したと推測される。

写真 3-5　液体潤滑材使用後のダイスボックス

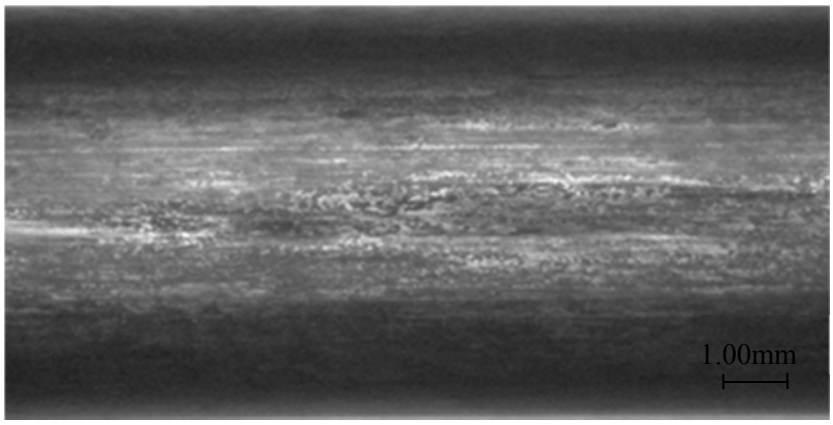
写真 3-6　液体潤滑剤の塊



a)　粉末潤滑剤



b)　液体潤滑剤



c)　無潤滑

写真 3-7　伸線後線材表面

3.4.2　線温度

極低温・均一変形伸線の粉末潤滑剤(実験 No.1)においては、断面減少率が大きいにもかかわらず、ダイス出口の線温度は時効温度(150℃)以下に保たれている。その値も計算値と同等であった。極低温・通常変形伸線の粉末潤滑剤(実験 No.4)についてもほぼ計算値と同等であった。しかしながら、極低温・通常変形伸線の液体潤滑剤および無潤滑(氷潤滑)では計算値より実測値の方がかなり高くなった。これは、いずれも伸線時に発生したびびりが影響していると推測する。びびりが発生している部分は引抜き力 P_Z が大きく上昇している。摩擦係数 μ の算出に使用した引抜き力は平均値であり、びびりが発生し引抜き力が大きく上昇した部分の線温度が計算値より大きくなったと考えられる。また、潤滑が悪く線材とダイスが直接接触し、冷却された線材と摩擦により温度上昇したダイスとの接触によって加熱されたことも影響しているものと推測される。線材とダイスの接触については**図** 3-7 からも伺える。

3.4.3　摩擦係数

常温・均一変形伸線の摩擦係数は 0.058 で鋼線の一般的な摩擦係数 0.050 と近い値となった。それに対して、極低温・均一変形伸線の粉末潤滑剤(実験 No.1)で摩擦係数が 0.040 と最も小さい値となった。これについては、①極低温伸線を行っているため加工時の発熱が抑制されている。この発熱の抑制によって、潤滑剤がより適正な温度範囲で使用された。あるいは、②氷潤滑+粉末潤滑剤の相互効果などが挙げられる。①については、線材の表面温度が 300～500℃前後に達することがダイス温度の測定[4)]などから明らかになっている。極低温伸線により、表面温度が低い状態で粉末潤滑剤のより適正な使用温度範囲で加工が行われた可能性が考えられる。②に関しては、線表面に生成した氷によってダイス内への潤滑剤の持ち込みが増加したなどが考えられる。いずれにしても極低温伸線および均一変形伸線が摩擦係数の低減に作用していると考えられる。一方、極低温・通常変形伸線ではいずれの条件でも摩擦係数が一般的な値である 0.050 より大きくなった。これについては、前述とは逆に、極低温伸線を行っているため加工時の発熱が抑制されており、断面減少率が小さいため、発熱の抑制によって潤滑剤が十分に軟化しない温度範囲で使用された可能性が考えられる。

3.5　結言

本章では、鋼材とダイスの摩擦に着目し、極低温伸線における最適な潤滑条件についての調査を行った。その結果、以下の知見を得た。

1)　極低温・均一変形伸線においては、今回用いた潤滑剤 (粉末潤滑剤、液体潤滑剤、無潤滑) の中では粉末潤滑剤が適しており、氷潤滑の効果は確認されなかった。

2)　極低温・均一変形伸線において、通常より形状比が大きい加工にもかかわらず、粉末潤滑剤を使用すると摩擦係数が 0.04 と鋼線とダイス間の一般的な摩擦係数である 0.05 と比較しても同等以下の低い値であった。

参考文献

3-1)　Yamada，Y. : Trans. Iron Steel Inst. Jpn.，**16**(1976)，417-426.

3-2)　山田凱朗・藤田達：神戸製鋼技報，**27**-2(1977)，57-60.

3-3)　藤田達・山田凱朗・川上平次郎：神戸製鋼技報，**23**-3(1973)44-52.

3-4)　中村芳美・川上平次郎・藤田達・山田凱朗：神戸製鋼技報，**26**-3(1976)，65-69.

3-5)　田代均・樽井敏三：新日鐵技報，378(2003)，pp.77-80.

3-6)　小林勝：極低温金属加工，pp.31-36，日刊工業新聞社(1998)．

3-7)　稲数直次：金属引抜, (1985)，17-19，近代編集.

3-8)　Pomp, A., Siebel, E. & Houdremont, E.：Stahl und Eisen, **49**(1929), 561-567.

3-9)　Geleji，A.・五弓勇雄（訳）: 金属塑性加工の計算（下）, (1965)，21，コロナ社.

第 4 章　極低温・均一変形伸線による高炭素鋼線の高強度化の検討

4.1　緒言

高炭素鋼線の加工による高強度化において、延性・靭性の劣化が問題となる。この延性・靭性の劣化の要因としては、伸線加工時の発熱によるひずみ時効あるいは変形の不均一化によって生じる強度の不均一化などが挙げられる。このひずみ時効と変形の不均一化の関係は相反するものであり、伸線加工時の発熱を抑制しようと 1 パス当たりの断面減少率を小さくすれば、形状比が小さくなり、変形の不均一化を助長する。また、変形の均一化を図るために 1 パス当たりの断面減少率を大きくすれば、伸線加工時の発熱が大きくなりひずみ時効を助長することになる。この 2 つの相反する問題を解決するためには、「伸線加工時の発熱をひずみ時効の第 2 段階の温度(200℃)以下で保持しながら形状比が大きくなるような加工を施す。」ことが必要である。これを実現するためには以下の対策が考えられる。

① 1 パスあたりの断面減少率を大きくする　⇒　形状比大
② ダイス角度を小さくする　⇒　形状比大
③ 加工前の線温度を下げる　⇒　加工時発熱抑制

これらの対策を実施することで前述の「伸線加工時の発熱をひずみ時効の第 2 段階の温度(200℃)以下で保持しながら形状比が大きくなるような加工を施す。」ことが可能となると考えられる。

そこで、本章では、前章までの結果を考慮し、加工前線材の温度を液体窒素を用いて十分冷却したのちに、ダイス角度の小さいダイスを用いて 1 パスあたりの断面減少率を大きくするとともに粉末潤滑剤を用いて伸線加工を行い、引張強度、捻回値等の諸特性を調査することとした。

4.2　実験方法

4.2.1　供試材

供試材には、JIS G 3506 に規定されている硬鋼線材 SWRH82B、線径 8.0mm を使用した。化学成分を**表** 4-1 に示す。

表 4-1　**供試材の化学成分**　(質量%)

C	Si	Mn	P	S	Fe
0.83	0.24	0.71	0.008	0.012	Bal.

4.2.2　実験条件

供試材を鉛浴パテンティング処理し、**写真** 4-1 に示すとおりの微細パーライト組織を得た。その後供試材の表層酸化被膜(スケール)を除去し、りん酸亜鉛皮膜処理を施した後に単釜伸線機で仕上げ伸線 1.8mm(真ひずみ ε=3.0)まで伸線加工を行った。通常条件は一般的な伸線加工条件で、Geleji の温度上昇式[4-1)]で算出される各パスでの温度上昇ΔTが 160℃以下となるようにした等温パススケジュールを用いて常温下で伸線した。極低温については、線とダイスの摩擦による線表面の温度上昇の影響を考慮して、伸線前の線材を冷却し、通常条件と同じ等温パススケジュールを用いて伸線した。また、極低温・断面減少率ではダイス半角を通常および極低温と同じ 6°とし、1 パスあたりの断面減少率のみを大きくした条件とした。最後に極低温・低角度ではダイス半角を 4°として、通常および極低温よりも断面減少率を大きくした。なお、ダイス半角を小さく、断面減少率を大きくすると摩擦発熱あるいは加工発熱が増加してひずみ時効による延性低下を引き起こす。そこで、極低温・断面減少率および極低温・低角度についても極低温と同様に伸線加工前の線材を-120℃まで冷却し、パススケジュールについては Geleji の温度上昇式で算出される各パスでの温度上昇ΔTが 250℃以下となるように設定した等温パススケジュールを用いた。なお、伸線速度は 15m/min に設定し、各パスで伸線終端側よりサンプルを採取した。また、伸線時には、得られた鋼線の伸線方向が変化しないように必ず同じ方向に伸線加工を施すよう配慮した。伸線前線材温度、ダイス角度、パススケジュールについては**表** 4-2 に示す。

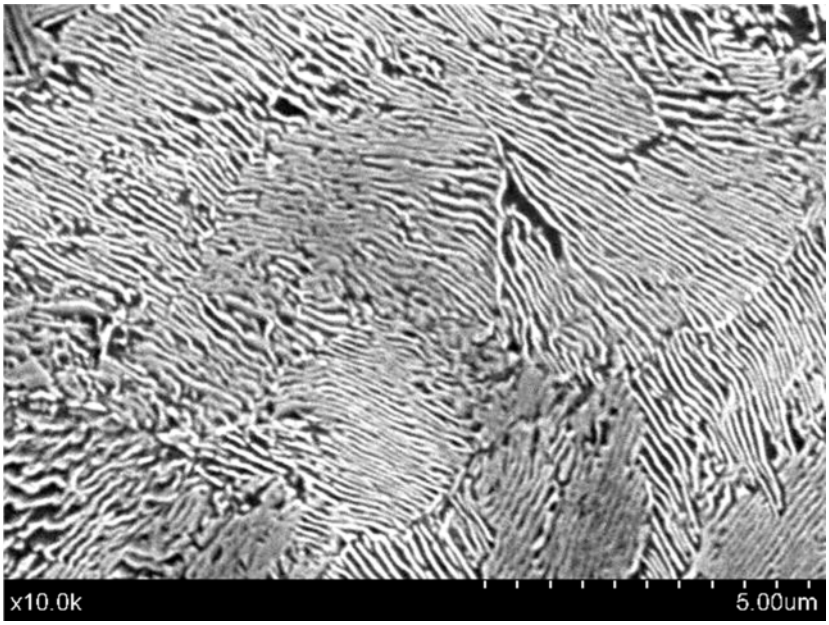


写真 4-1　供試材パテンティング後組織

表 4-2　実験条件

実験条件	伸線方法	伸線前線温度	ダイス半角	パス スケジュール
通常	通常伸線	室温	6°	等温 パススケジュール (ΔT≦160K)*1
極低温	極低温伸線	-120℃		
極低温 断面減少率	極低温 均一変形伸線			等温 パススケジュール (ΔT≦250K)*2
極低温 低角度			4°	

*1　：8.00 - 6.60 - 5.60 - 4.80 - 4.20 - 3.70 - 3.30 - 2.95 - 2.66 - 2.40 - 2.18 - 2.00　(mm)

*2-1：8.00 - 6.22 - 4.87 - 3.93 - 3.22 - 2.70 - 2.30 - 2.00 – 1.80
(極低温・ダイス半角 6°　・ ΔT≦250K)

*2-2：8.00 - 6.22 - 5.00 - 4.13 - 3.50 - 3.01 - 2.62 - 2.30 - 2.03 - 1.80
(極低温・ダイス半角 4°　・ ΔT≦250K)　(mm)

4.2.3　実験装置

実験装置を**図** 4-1 に示す。伸線加工時の発熱によるひずみ時効を抑制するために、矢印より液体窒素を投入し､伸線前の線材を冷却した｡熱電対を図のように 2 か所に設置した。線温度測定用の熱電対が-120℃以下となった時点より時間を測定し、いずれも線径(mm)の 2 倍の時間(分)保持した後に伸線加工を実施した。

4.2.4　線材冷却温度

線材冷却温度について事前に確認を行った。確認方法は以下に示すとおりである。線材中心部にキリ穴をあけ、その穴に熱電対を設置した。また、線表面に接触するようにもう 1 本熱電対を取付けた。熱電対を取付けた線材を箱の中に入れ、その箱の中に液体窒素を充填し、線表面温度が-120℃に達したのちに、線中心温度が-120℃に到達する時間を測定した。なお、線径については、8mm、4mm、2mm で測定を行った。冷却線温度曲線を**図** 4-2､冷却必要保持時間を**表** 4-3 に示す｡線径が細い 2mm､4mm については､ほぼ線径(mm)と同じ時間(分)保持すれば-120℃に到達することが確認された。また、8mm については -120℃に到達するまで約 15 分保持が必要であったことから、実験での冷却保持時間は、線表面温度が-120℃に到達したのちに線径(mm)の 2 倍の時間(分)保持することとした。

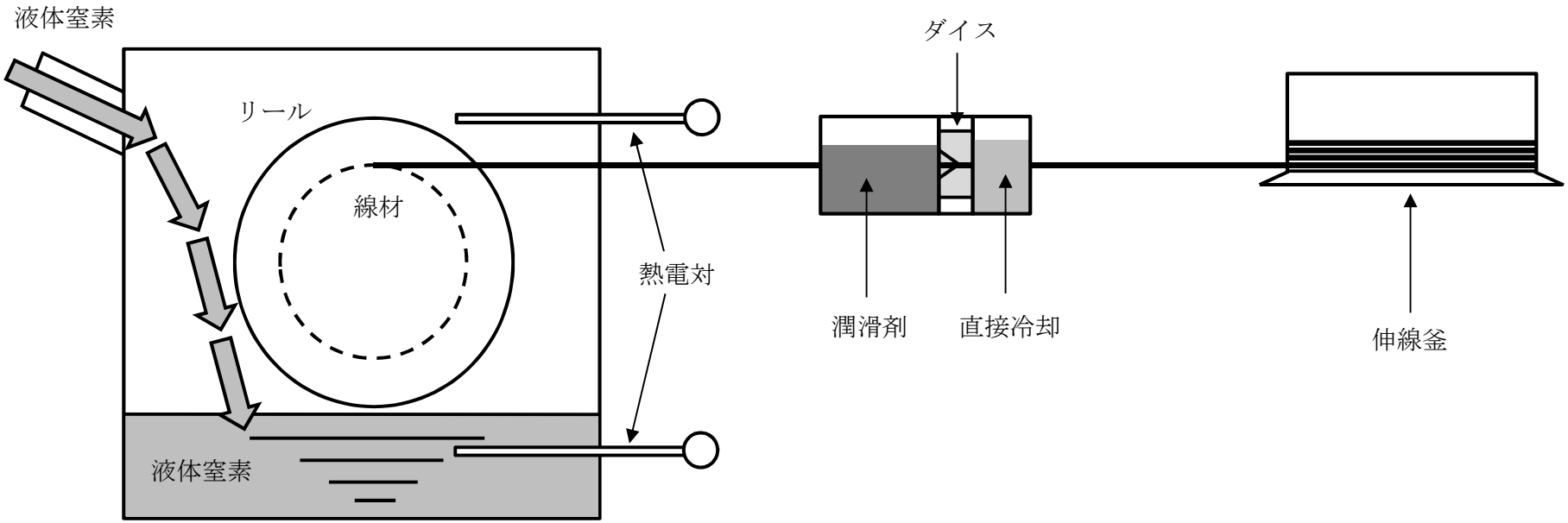


図 4-1　実験装置概略図

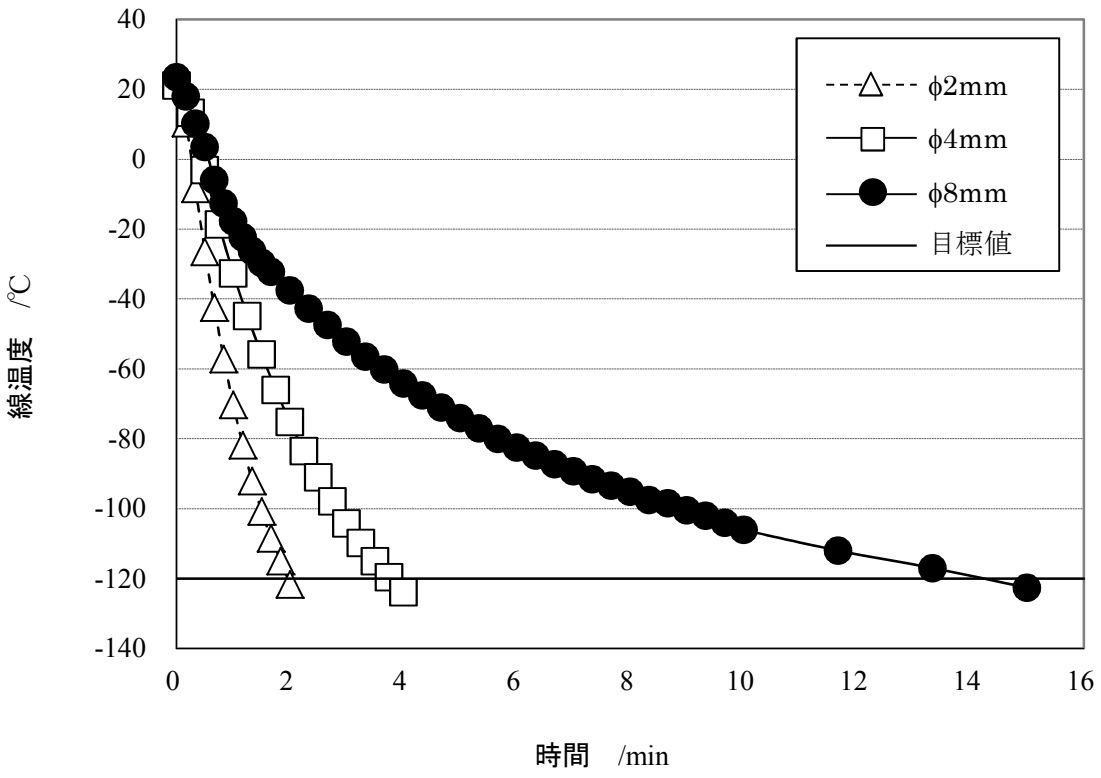


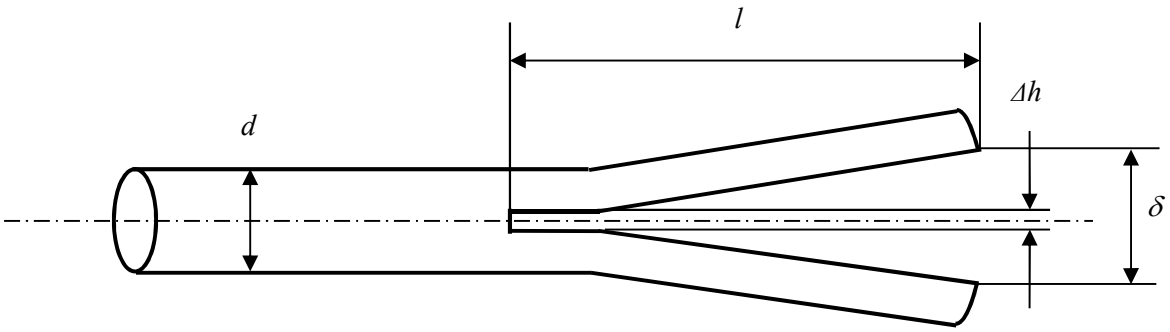
図 4-2　冷却線温度曲線

表 4-3　冷却必要保持時間

線径	時間
2.0mm	2 分
4.0mm	4 分
8.0mm	15 分

4.2.5　評価方法

引張強度の評価についてはJIS Z2241「金属材料引張試験方法」に基づき引張試験を実施した。延性・靭性の評価としてはJIS G 3521「硬鋼線」などに示される方法でねじり試験を実施し評価を行った。変形の均一化の評価として、JIS Z 2244「ビッカース硬さ試験方法」に基づき、伸線後の鋼線の硬さ分布を測定し、**図** 4-3 に示すスリット法[4-2)]で鋼線表面の残留応力を測定した。また、有限要素解析(FEA)を用いて相当塑性ひずみ分布についても調査を行った。



$$\sigma = \frac{1}{2} E (d - \Delta h) \frac{\delta}{l^2}$$

E：弾性係数、d：直径(mm)、Δh：スリット幅(mm)、
δ：変形後のスリット幅(mm)、l：スリット長さ(mm)

図 4-3　**スリット法**

4.3　実験結果

4.3.1　引張強度

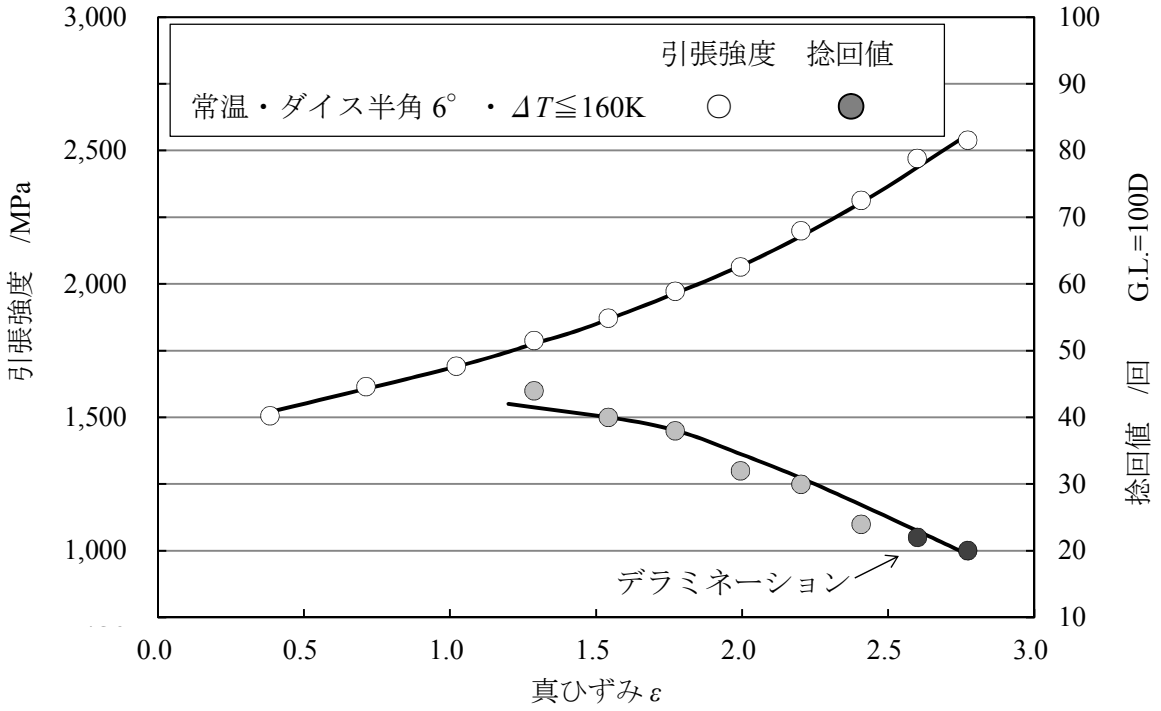
各条件での真ひずみと引張強さおよび捻回値の測定結果を**表** 4-4 に示す。また真ひずみと引張強さおよび捻回値の関係を**図** 4-4 に示す。ここでの真ひずみは$\varepsilon = 2\ln(d_0/d_1)$と定義した。なお、$d_0$は伸線前の線径で$d_1$は伸線後の線径とする。また、**表** 4-5 に実験結果のまとめを示す。ここで、到達線径はデラミネーションが確認された線径とし、到達引張強度は到達線径における強度とし、加工硬化度は到達引張強度から伸線前線材強度を減したのちに到達線径までの断面減少率で除したものとした。すなわち、断面減少率 1%あたりの加工硬化の割合を示したものである。最も到達引張強さが大きいものは極低温・低角度、つまり低角度ダイスと断面減少率を大きくして形状比を大きくした加工を極低温下でおこなったものであった。到達線径も最も小さくなっており、加工限界が向上している。通常、極低温、極低温・断面減少率については到達引張強度には大きな差は大きな差は確認されなかったが、到達線径については極低温・断面減少率が 2.30mm とやや大きな値であった。加工硬化度については極低温・低角度が 14.8 と大きな値であったがそれ以外については 13 程度となった。

表 4-4　引張強さおよび捻回値の測定結果

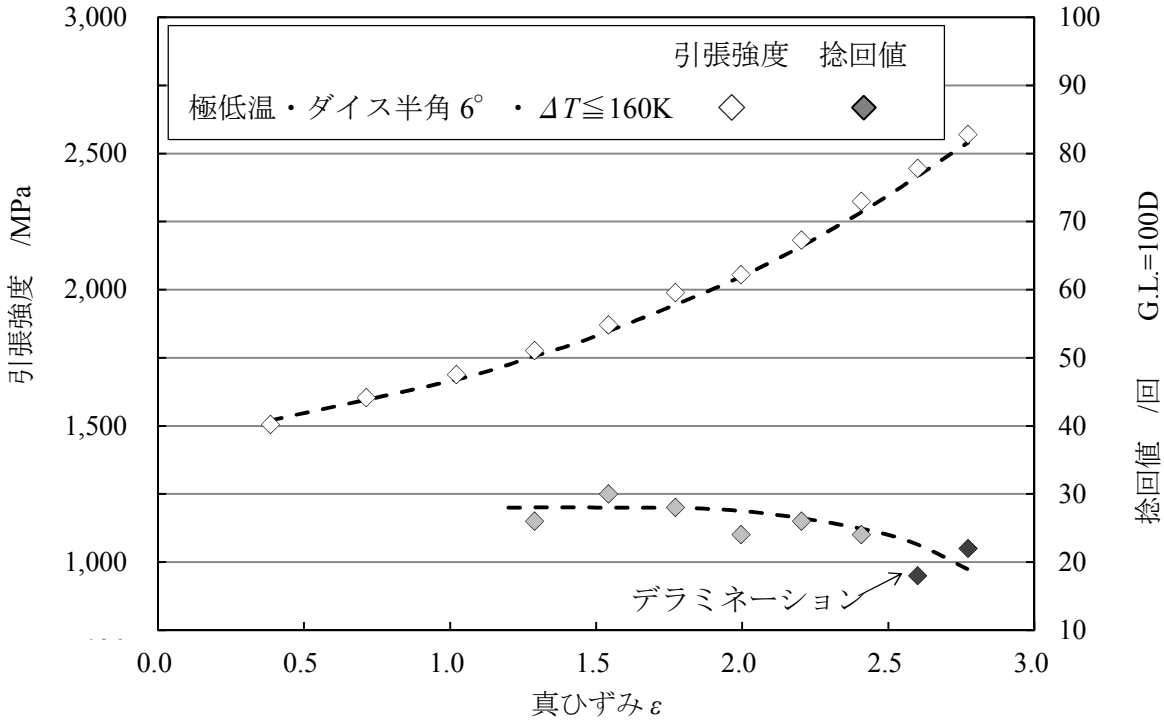
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K				極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K			
線径 mm	真ひずみ	引張強さ MPa	捻回値 回	線径 mm	真ひずみ	引張強さ MPa	捻回値 回
8.00	0	1,297	—	8.00	0	1,297	—
6.60	0.38	1,506		6.60	0.38	1,505	
5.60	0.71	1,616		5.60	0.71	1,604	
4.80	10.2	1,693		4.80	10.2	1,688	
4.20	1.29	1,788	44	4.20	1.29	1,776	26
3.70	1.54	1,872	40	3.70	1.54	1,870	30
3.30	1.77	1,973	38	3.30	1.77	1,989	28
2.95	2.00	2,064	32	2.95	2.00	2,055	24
2.66	2.20	2,200	30	2.66	2.20	2,182	26
2.40	2.41	2,314	24	2.40	2.41	2,324	24
2.18	2.60	2,471	22	2.18	2.60	2,444	18
2.00	2.77	2,540	20	2.00	2.77	2,570	22

極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K				極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K			
線径 mm	真ひずみ	引張強さ	捻回値	線径 mm	真ひずみ	引張強さ MPa	捻回値 回
8.00	0	1,297	—	8.00	0	1,297	—
6.22	0.50	1,533	30	6.22	0.50	1,527	26
4.87	0.99	1,676	36	5.00	0.94	1,683	33
3.93	1.42	1,846	32	4.13	1.32	1,802	31
3.20	1.83	2,021	36	3.50	1.65	1,910	29
2.70	2.17	2,215	28	3.01	1.96	2,113	32
2.30	2.49	2,457	24	2.62	2.23	2,179	30
2.00	2.77	—	—	2.30	2.49	2,423	31
1.80	2.98	—	—	2.03	2.74	2,585	28
				1.80	2.98	2,826	27

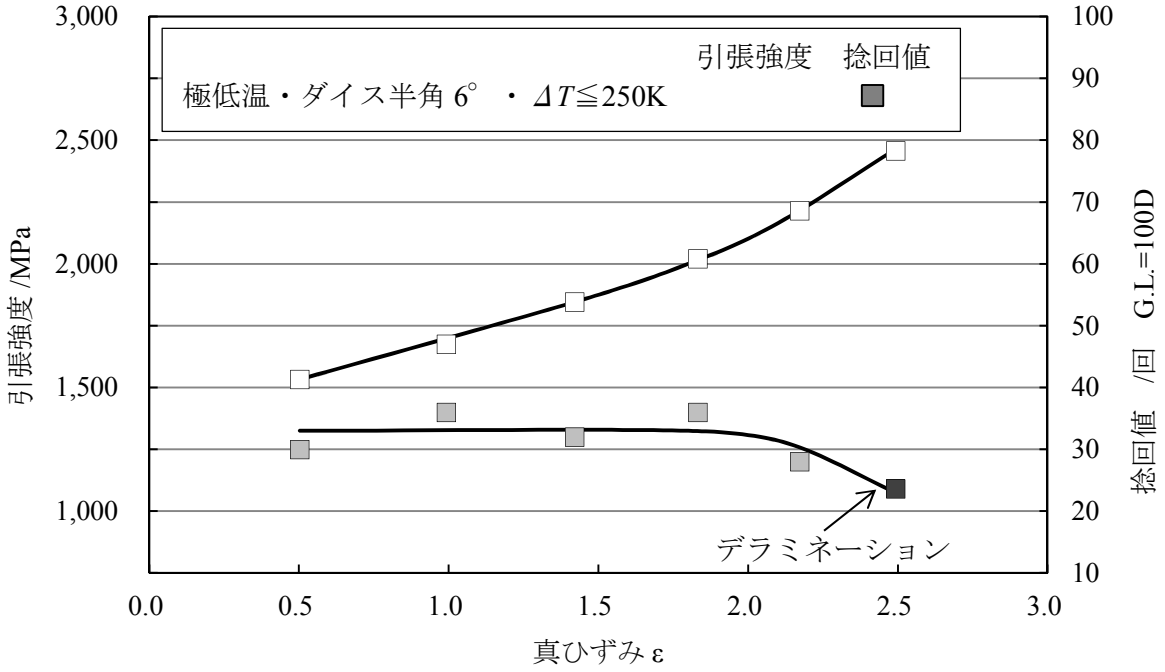
■はデラミネーション発生



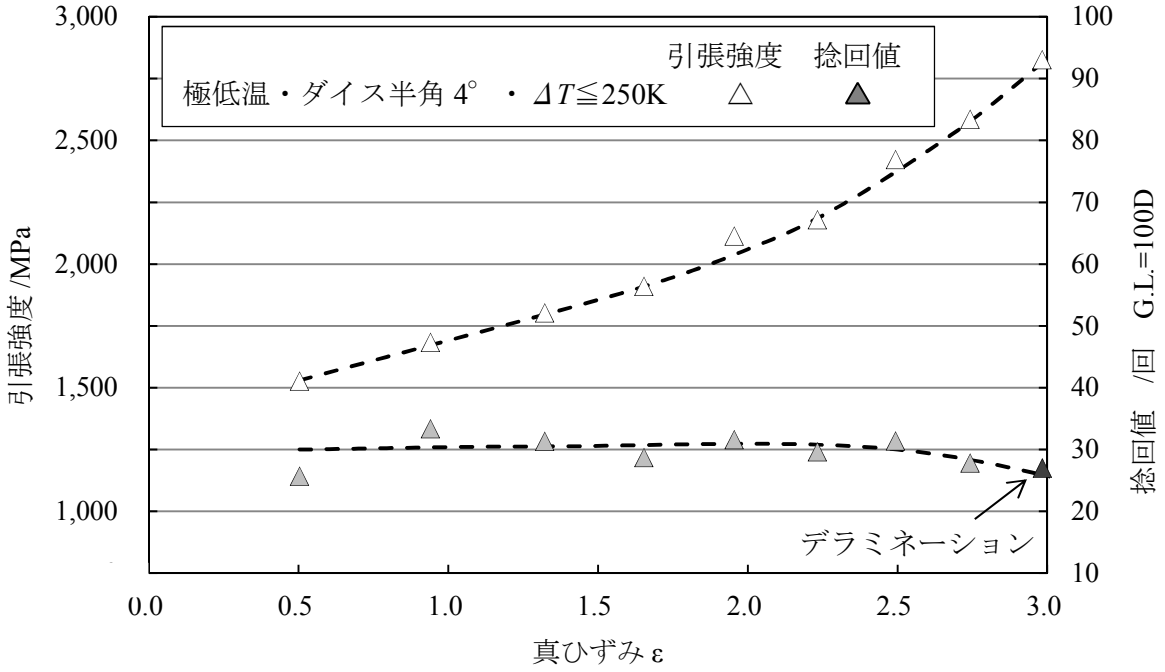
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K



極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K



極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K



極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K

図 4-4　真ひずみと引張強度の関係および真ひずみと捻回値の関係

表 4-5　実験結果

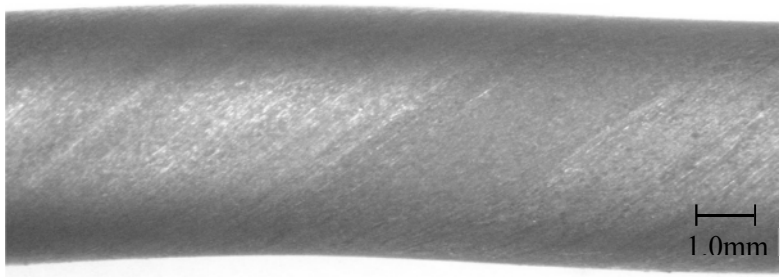
実験条件	到達引張強度 MPa	到達線径 mm	加工硬化度
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K	2,471	2.18	13.0
極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K	2,444	2.18	12.7
極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K	2,457	2.30	13.4
極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K	2,826	1.80	14.8

4.3.2　延性・靭性

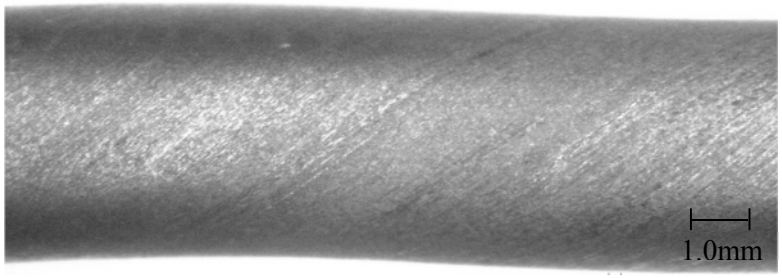
各条件での真ひずみと捻回値の関係を**図** 4-4 に示す。また、**表** 4-6 に実験結果を示す。なお、ねじり試験については 3 本の試料で行い(n=3)、1 本でもデラミネーションが発生した時点で**図** 4-4 でのプロットを灰色に塗りつぶしている。**写真** 4-2、4-3 には、各条件におけるねじり試験後の表面状況を示す。4.3.1　引張強度と同様に、極低温・低角度が最も真ひずみが大きくなった。また、通常においては捻回値が真ひずみの増加に伴い徐々に低下する傾向が見られるのに対し、極低温、極低温・断面減少率、極低温・低角度の極低温伸線を行った場合の捻回値は、真ひずみの増加に伴い徐々に低下する傾向が見られず、加工初期すなわち真ひずみの小さい領域において捻回値が通常よりも小さい値を示した。

表 4-6　実験結果まとめ

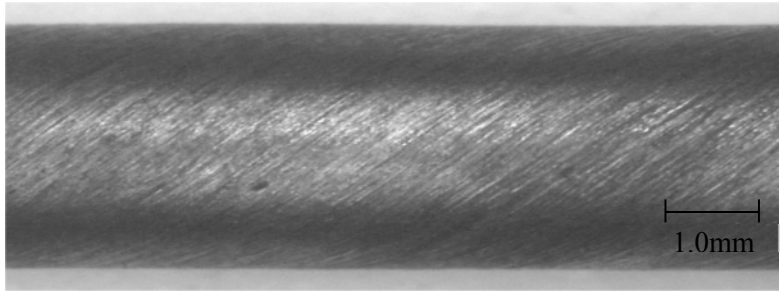
実験条件	デラミネーション発生時 真ひずみ
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K	2.60
極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K	2.60
極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K	2.49
極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K	2.98



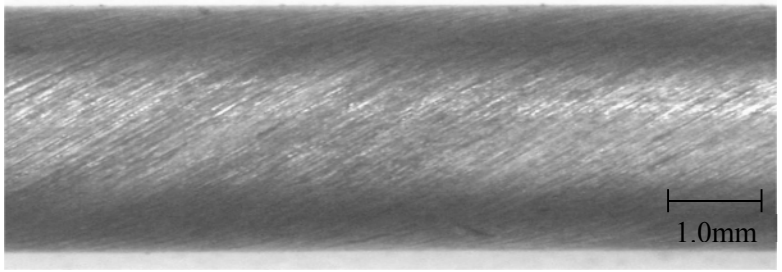
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K　線径 4.20mm　ε=1.29



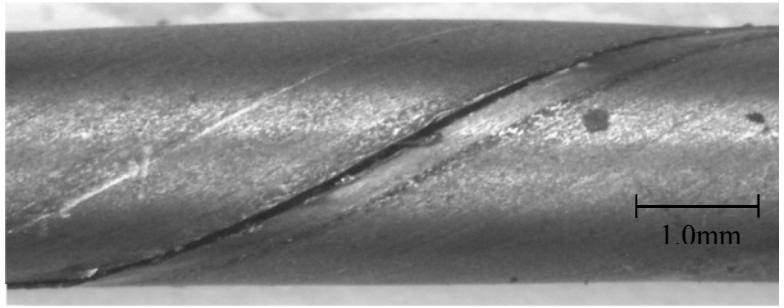
極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K　線径 4.20mm　ε=1.29



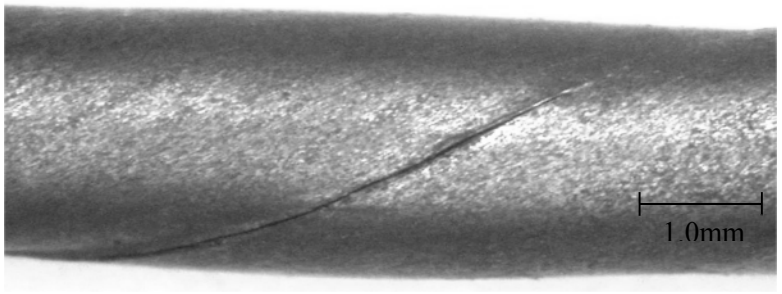
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K　線径 2.66mm　ε=2.20



極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K 線径 2.66mm　ε=2.20



常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K　線径 2.18mm　ε=2.60



極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K　線径 2.18mm　ε=2.60

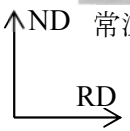
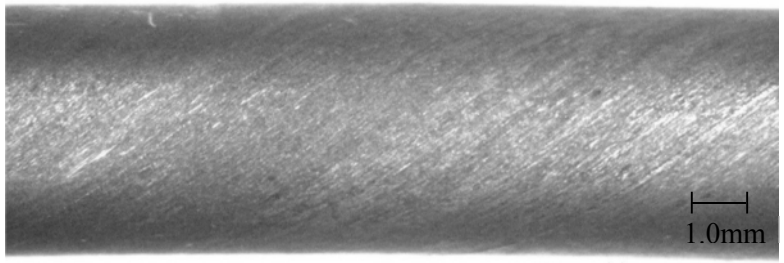
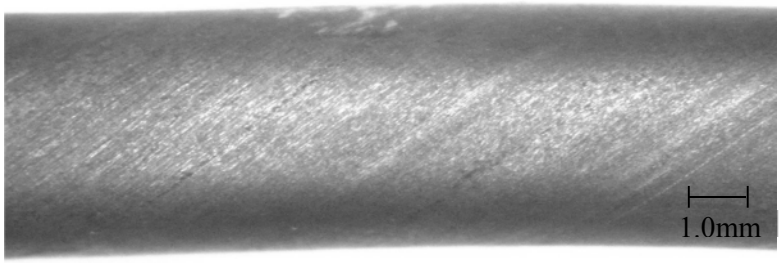


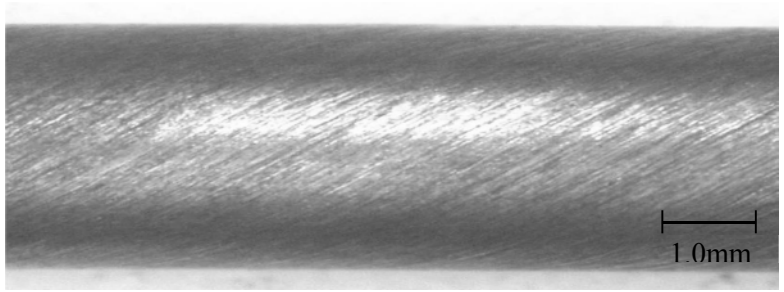
写真 4-2　各条件におけるねじり試験後の表面状況



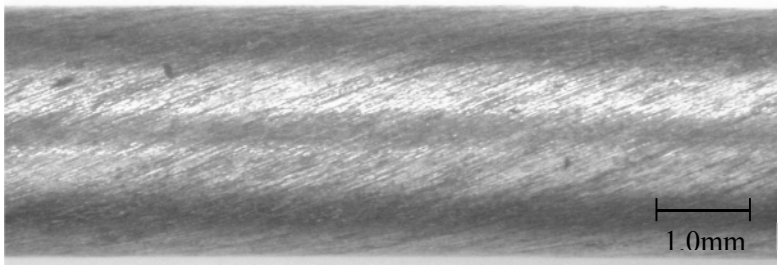
極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K　線径 3.93mm　ε=1.42



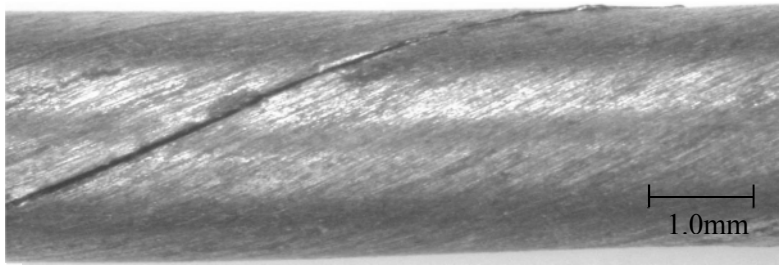
極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K　線径 4.13mm　ε=1.33



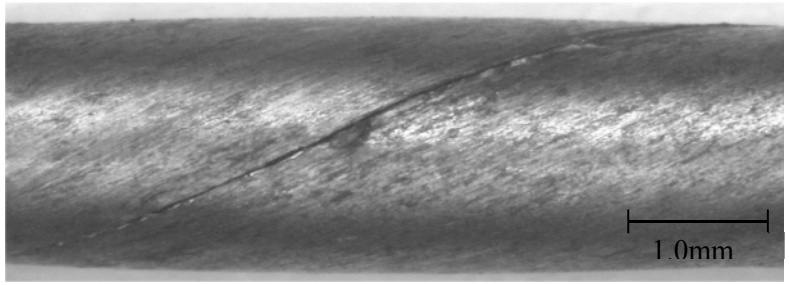
極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K　線径 2.70mm　ε=2.17



極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K　線径 2.62mm　ε=2.23



極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K　線径 2.30mm　ε=2.49



極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K　線径 1.80mm　ε=2.98

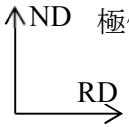


写真 4-3　各条件におけるねじり試験後の表面状況

4.3.3　変形均一化

ビッカース硬さ試験結果を**図** 4-5 に示す。通常および極低温では中心部の硬さが高くなる傾向が確認された。中心部と表層部の差については、いずれの条件においても大きな差は確認されなかった。

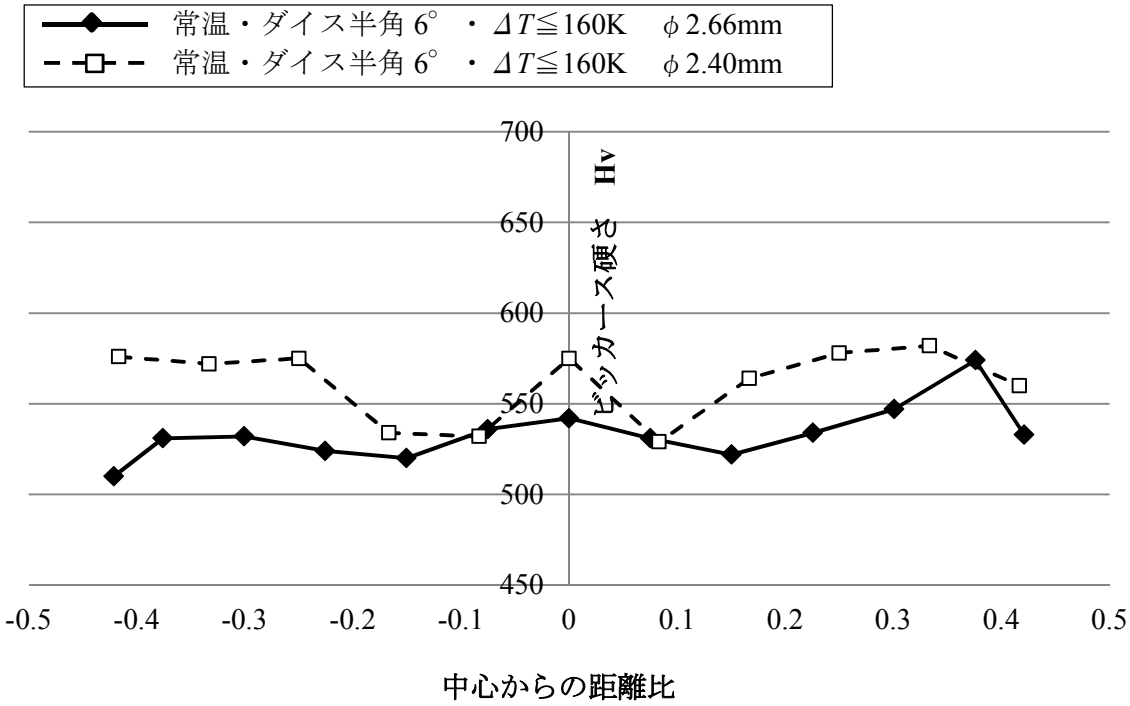
次に、スリット法での通常および極低温・低角度の鋼線表面の残留応力を測定した結果を**表** 4-6 に示す。また、試料の状況を**写真** 4-4 に示す。通常の残留応力が極低温・低角度の残留応力より平均値で 30%程度大きい傾向にあった。

次に、有限要素解析(FEA)による相当塑性ひずみ分布を**図** 4-6 に示す。なお、ダイスは解析的剛体、メッシュを 0.22mm 角、弾性係数を 200GPa、ポアッソン比は 0.3、要素タイプを CAX4R(軸対称連続体応力/変位、4 節点、低減積分要素)とした。

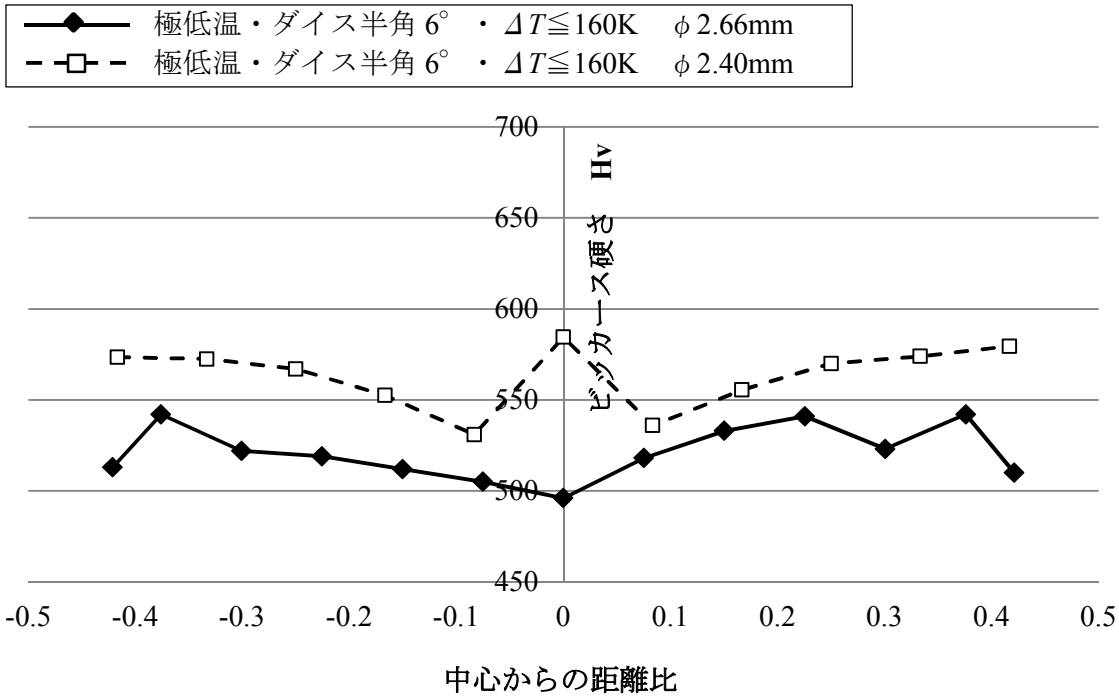
通常、極低温が最も濃淡の差が大きく、表層と中心の相当塑性ひずみ分布に大きな差があることが伺える。一方、極低温・低角度については濃淡の差が非常に少なく、他の条件と比較して最も変形が均一化されている。

表 4-6　**残留応力測定結果**

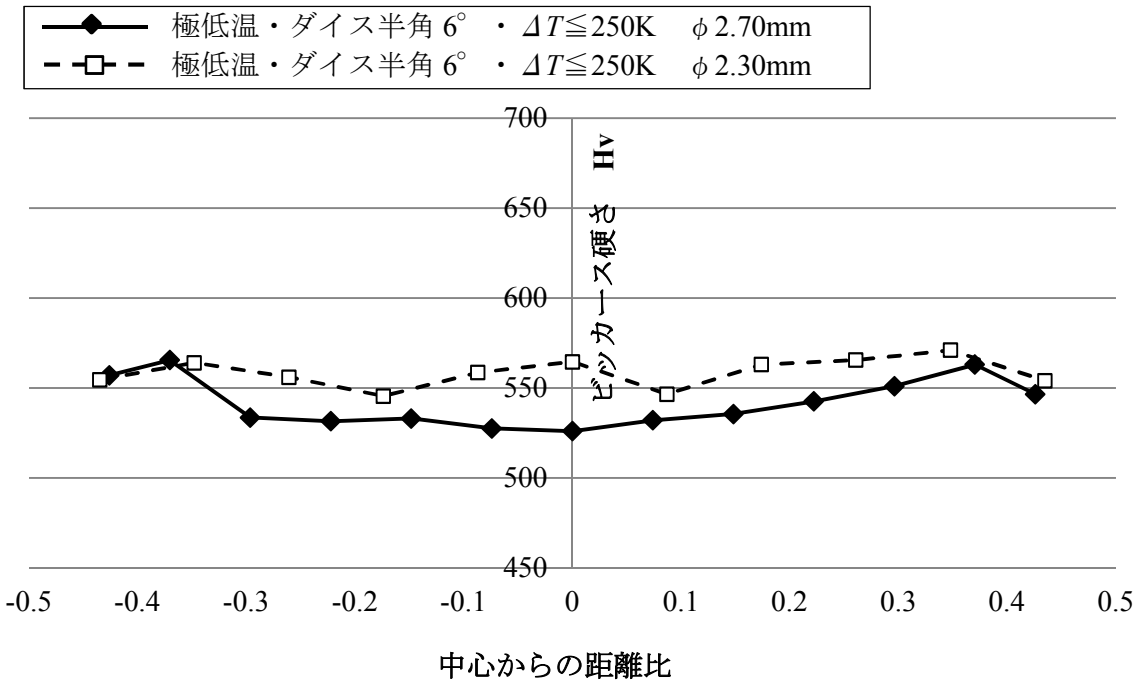
<table>
<tr><th>実験条件</th><th>スリット幅
Δh (mm)</th><th>直径
d (mm)</th><th>スリット
長さ
l (mm)</th><th>変形後
スリット幅
δ (mm)</th><th>残留
応力
MPa</th><th>残留
応力
平均値
MPa</th></tr>
<tr><td rowspan="2">常温
ダイス半角 6°
ΔT≦250K</td><td rowspan="4">0.4</td><td rowspan="2">2.40</td><td rowspan="4">30</td><td>6.84</td><td>1518</td><td rowspan="2">1270</td></tr>
<tr><td>4.60</td><td>1021</td></tr>
<tr><td rowspan="2">極低温
ダイス半角 4°
ΔT≦250K</td><td rowspan="2">2.30</td><td>4.34</td><td>916</td><td rowspan="2">953</td></tr>
<tr><td>4.69</td><td>990</td></tr>
</table>



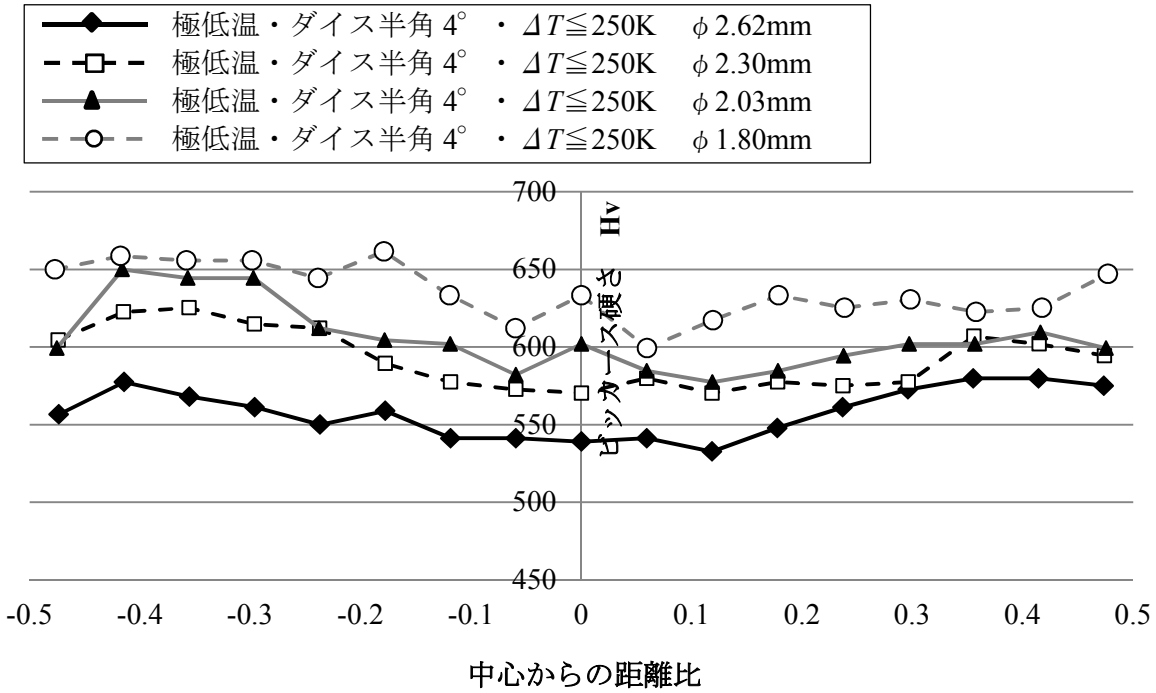
常温・ダイス半角 6°　・⊿T≦160K



極低温・ダイス半角 6°　・⊿T≦160K

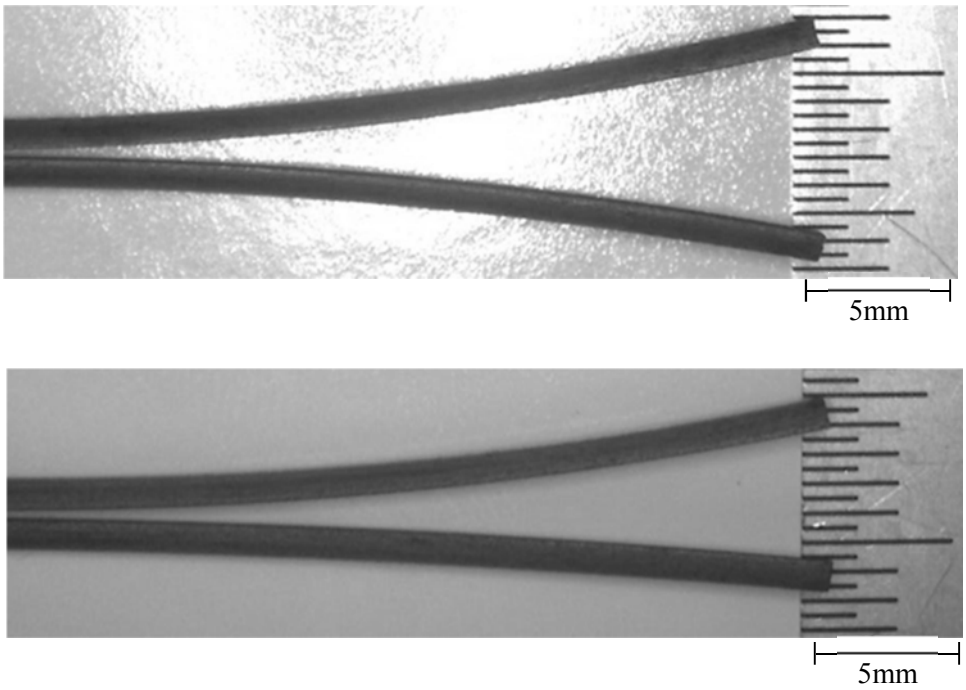


極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K

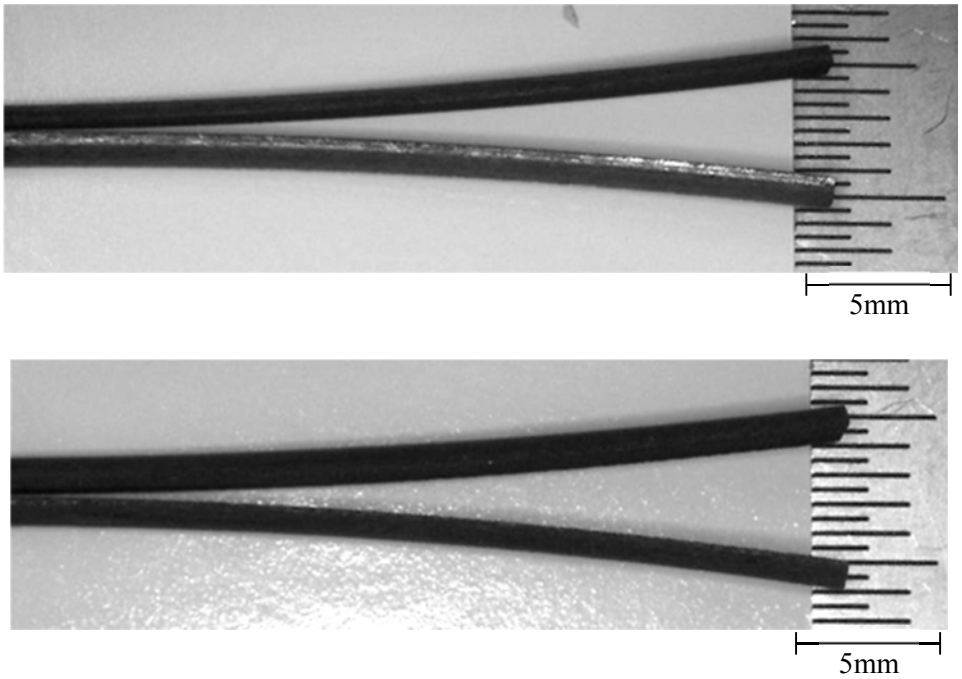


極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K

図 4-5　ビッカース硬さ分布

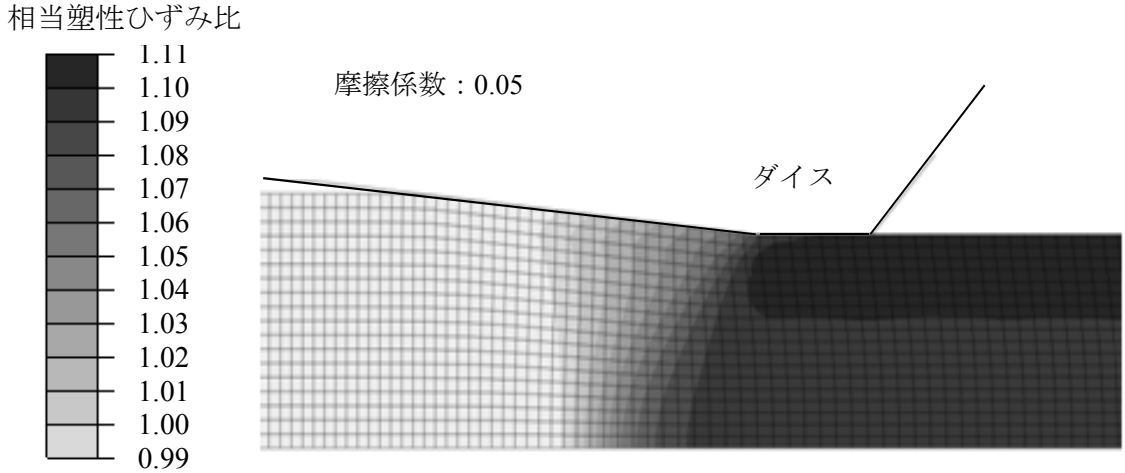


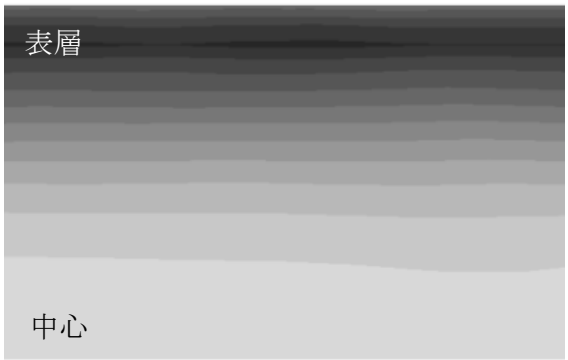
常温・ダイス半角 6°　・ ΔT≦160K



極低温・ダイス半角 4°　・ ΔT≦250K

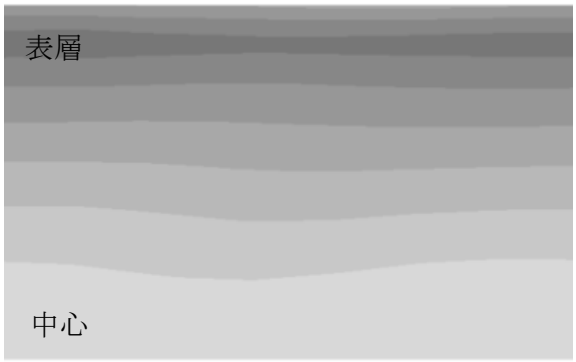
写真 4-4　スリット加工後の試料状況



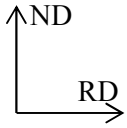


常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K

極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K



極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K



極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K

図 4-6　相当塑性ひずみ分布

4.4　考察

前項の各測定結果より、極低温伸線の引張強さと延性・靭性に対する影響として、**図** 4-7 に通常と極低温の真ひずみと引張強さおよび捻回値の関係を比較したものを示し、変形均一化伸線の引張強さと延性・靭性に対する影響として、**図** 4-8 に極低温・断面減少率と極低温・低角度の真ひずみと引張強さおよび捻回値の関係を比較したものを示す。極低温伸線、変形均一化伸線および極低温伸線と変形均一化伸線の複合効果について次に考察する。

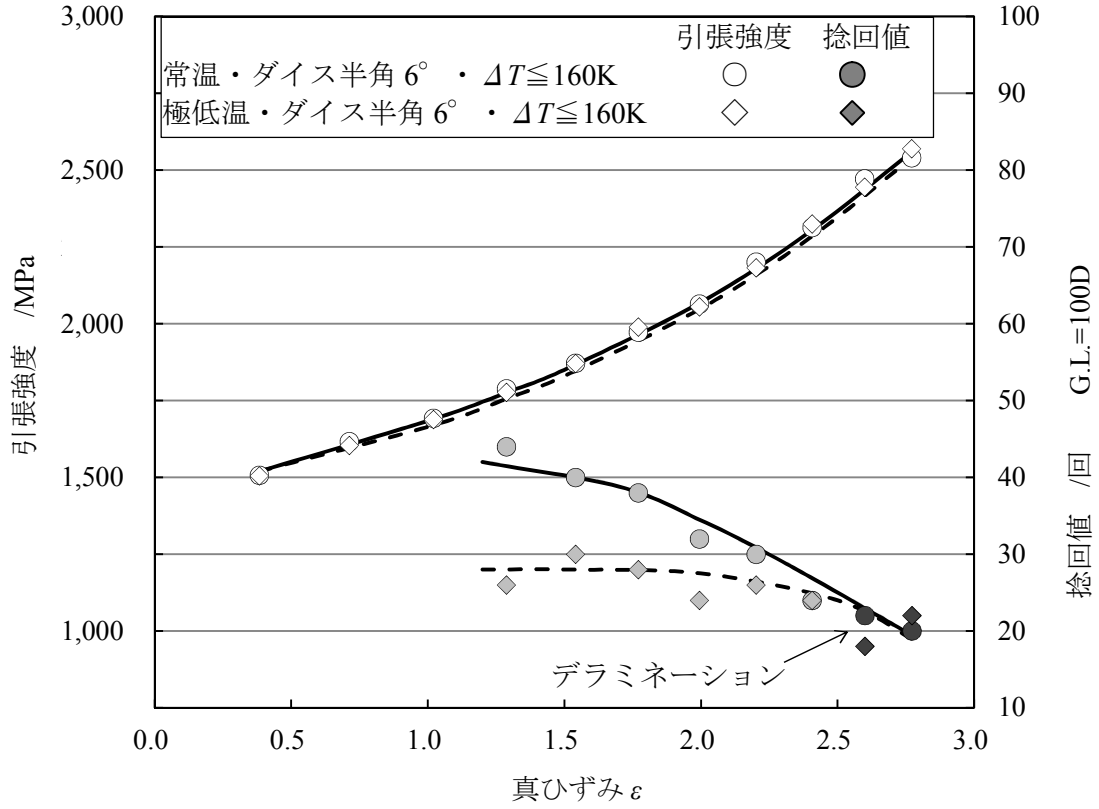


図 4-7　**真ひずみと引張強度および捻回値の関係**

(常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K と

極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K)

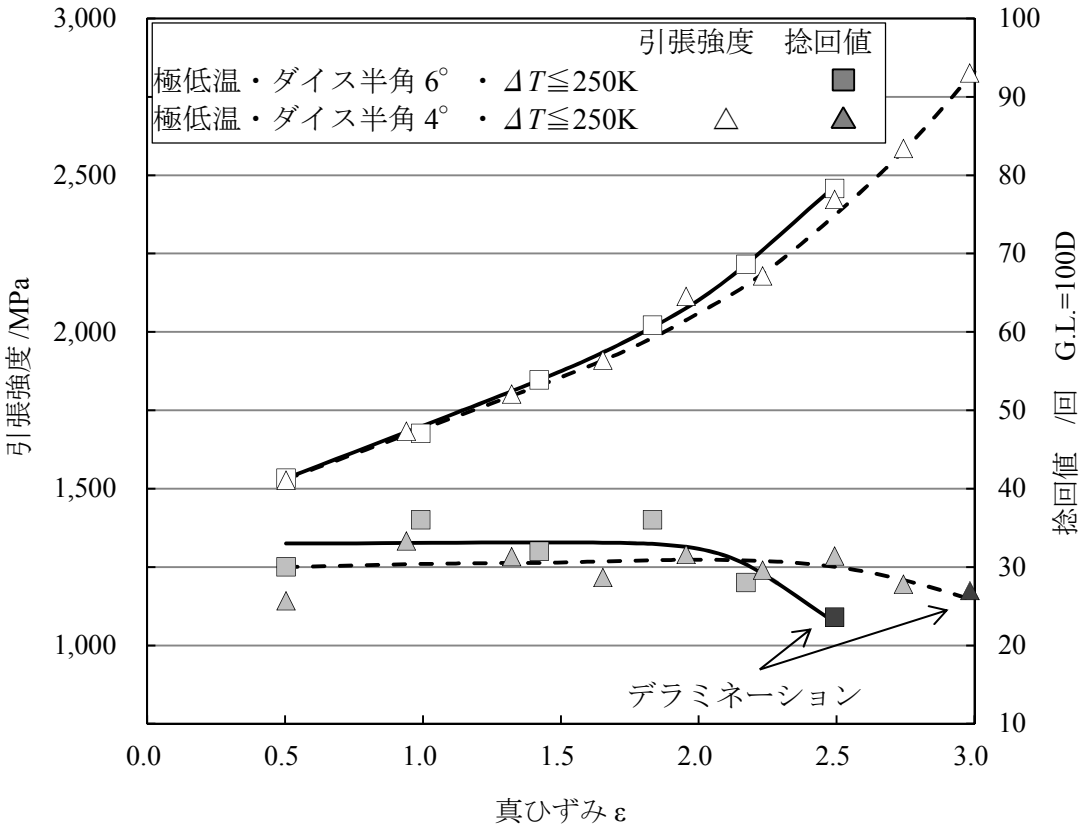


図 4-8　真ひずみと引張強度および捻回値の関係

(極低温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K と

極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦160K)

4.4.1　極低温伸線

通常と極低温の真ひずみと引張強さおよび捻回値の関係を比較したものを**図** 4-7 に示す。引張強さおよびデラミネーションが発生する限界加工度への極低温伸線の影響はともに差は認められなかった。この結果については伸線速度が 15m/min と非常に遅いこと、およびダイススケジュールを等温パススケジュールとし、温度上昇が 160℃以下となるようなパススケジュールで伸線を行ってことなどが挙げられる。伸線後の線温度についても、直接冷却直後で測定した結果が通常伸線で 60～80℃、極低温伸線で 40～50℃程度であったため、通常伸線すなわち伸線前の線温度が常温で加工した場合においても、加工時の発熱が抑制され、ひずみ時効の影響が小さかったものと考えられる。ところが、真ひずみが 2.0 付近までの低加工度域では、極低温伸線材の方が捻回値が小さくなった。すなわち、延性の低下が大きい傾向が認められた。この傾向は、**図** 4-4 の極低温・断面減少率および極低温・低角度、すなわち極低温伸線と変形均一化伸線の組み合わせにおいても同様に認められる。これらのことより、低温加工によって加工後の線の延性が低下したと推測される。パテンティング処理を行った高炭素鋼線を伸線加工した場合に、断面減少率が小さい領域(低加工度域)で捻回値が増加する傾向が見られる。この傾向については、パテンティング処理後にも C、N 原子の固着があり、その固着が伸線加工時の発熱により再固溶し、捻回値を上昇させ加工が進み転位が増加すると再び固着し捻回値を低下させると考えられている [4-3)]。極低温伸線では伸線加工による温度上昇が小さいため、これと同様の現象が起こり捻回値の増加が起こらず通常伸線より低い捻回値となったものと推測される。但し、真ひずみが 2.5 を超える高加工度領域では、通常伸線においてひずみ時効の影響で延性の低下が大きくなるのに対して、極低温伸線および極低温伸線と変形均一化伸線を組み合わせた場合には捻回値の低下が小さくなるため、この影響は無視できる。

4.4.2　変形均一化伸線

変形均一化伸線の結果として、極低温・断面減少率と極低温・低角度の真ひずみと引張強さおよび捻回値の関係の比較を**図** 4-8 に示す。**図** 4-7 に示した結果も含めて、極低温・低角度においてデラミネーションが発生する限界加工度が最も大きくなっている。これは、極低温伸線により、伸線加工時の線温度上昇を小さく抑制するとともに、形状比が大きな加工条件を採用したことで、ひずみ時効の発生を抑制しながら、変形均一化を行った効果であると考えられる。変形均一化の効果については、断面減少率を大きくして形状比を増加させるより、ダイスの角度を小さくして形状比を大きくすることの方がより効果的であると考えられる。高炭素鋼線の伸線加工においては、加工時の発熱によるひずみ時効の影響で延性が低下するが、この延性低下を抑制するために、温度変化を十分考慮し、ひずみ時効が起こりにくい領域以下の温度で加工する等温パススケジュールを設定する必要がある。連続伸線における各パスの形状比は加工が進む(線径が小さくなる)につれて、線が加工硬化を生じ、変形抵抗が大きくなるため小さくする必要がある。その結果、等温パススケジュールで温度変化を 160℃以下に設定した通常伸線では形状比が 0.41～0.92 であった。これに対して、極低温伸線を施し、1 パスあたりの断面減少率を大きくした極低温・断面減少率については、形状比が 0.67～1.12 である。さらに、ダイス角度を小さくした極低温・低角度においては形状比が 0.86～1.79 となっており、各パスでの形状比を大きくすることで変形の不均一化が抑制される。なおかつ、極低温伸線により形状比が大きくなるような加工を行っても、加工時の発熱を抑制することが可能となり、デラミネーションの発生を抑制できたものと考えられる。この変形均一化について、ビッカース硬さ測定、残留応力測定および、FEA で確認を行った。まず、ビッカース硬さ測定結果をまとめたものを**図** 4-9 に示す。また、各条件の中心と表層の硬さの差を**表** 4-7 に示す。数値だけ見ると極低温・低角度が最も中心と表層の硬さの差が大きく、デラミネーションの発生と相反する結果となった。しかしながら、**図** 4-9 を見ると通常、極低温、極低温・断面減少率については中心のビッカース硬さが他の点と比較して急激に高くなっていることがわかる。金属組織を確認したところ**写真** 4-5 に示すように若干の中心偏析が確認された。この中心偏析の影響で中心部のビッカース硬さが上昇したものと考えられる。この影響によりビッカース硬さで変形均一化の評価することはできなかった。次に、表面の引張残留応力については、平均値で約 300MPa の差が確認され、極低温・低角度の表面の引張残留応力が通常と比較して小さくなっていることから極低温・低角度がより均一に変形していることが伺える。また、FEA の結果では、**図** 4-6 に示すとおり、通常と極低温の変形が中心部と表層部の相当塑性ひずみに最も大きな差が見られ、不均一であると考えられる。それに対して、極低温・低角度の FEA の結果については、ダイス半角を小さくすることおよび、1 パスあ

たりの断面減少率を大きくすることで付加的せん断ひずみが減少し、中心部と表層部の相当塑性ひずみに差は見られず、最も均一に変形していることが確認された。この結果は、捻回値で極低温・低角度のデラミネーション発生の限界加工度が最も大きくなったことと一致しており、均一変形を裏付けるものであると考えることができる。

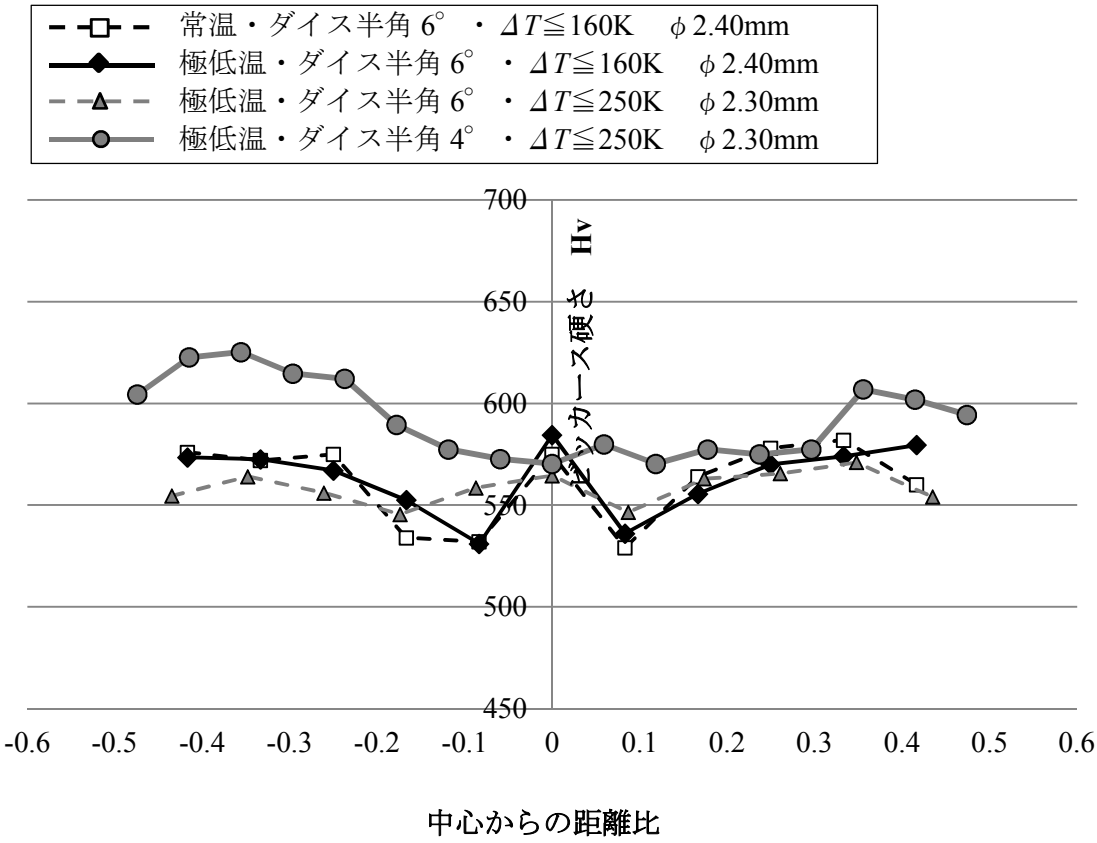


図 4-9　ビッカース硬さ測定

表 4-7　ビッカース硬さまとめ

実験条件	硬さの差	
	端部①	端部②
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K	1	-15
極低温･ダイス半角 6°　・ΔT≦160K	-11	-5
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦250K	-10	-11
常温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K	34	24

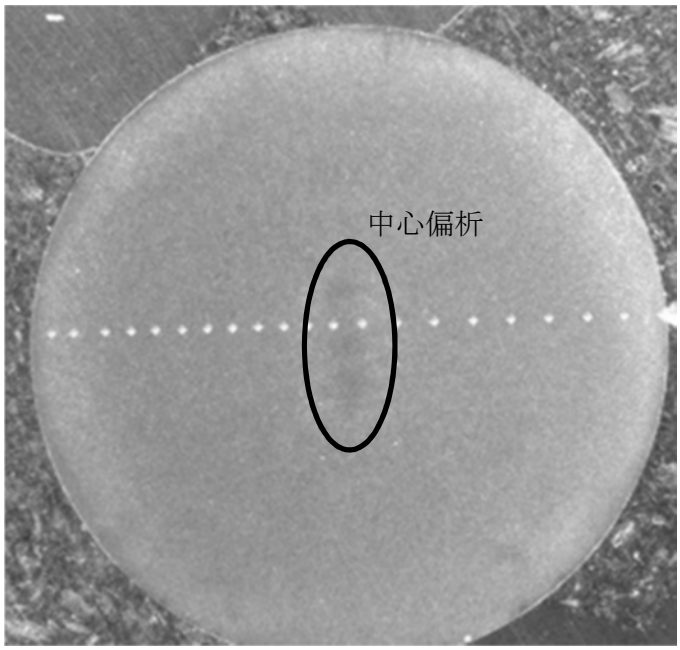


写真 4-5　中心偏析

4.4.3　複合効果

以上の結果から、極低温伸線と形状比を大きくした変形均一化伸線を組み合わせることで、デラミネーションが発生する限界加工度を大きくし、線を高強度化することができることが明らかになった。その結果、機械的特性は**表** 4-8 に示す通りとなり、序論で言及した強化比率についても加工強化の比率が原料強化による比率を上回った。このことは、寸法効果には形状比と熱影響の 2 因子があり、どちらも伸線加工においては無視することはできず、両者の条件を連立して満足させる必要があることを意味する。すなわち、形状比を大きくした場合、伸線加工時の発熱が大きくなり、その熱によりひずみ時効が発生し延性の低下につながる。一方、熱影響を考慮した場合、等温パススケジュールにより、ひずみ時効の第 2 段階以下の温度になるようにパススケジュールを設定する必要があるが、そうした場合、加工強化による平均変更抵抗の増加により、加工が大きくなるに伴い 1 パスあたりの断面減少率が小さくなる。これにより、変形の不均一化を助長し、延性の低下につながる。したがって、伸線加工で高強度化を図る場合には、極低温伸線により加工中の温度を低く抑制しながら 1 パスあたりの断面減少率を大きくし、変形の均一化を図ることが重要であり、極低温伸線と変形均一化伸線のどちらも高炭素鋼線の高強度化を加工で実現させるためには欠かすことができないと考えられる。

表 4-8　**機械的特性**

実験条件	引張強度 MPa	限界加工度 (真ひずみ)	強化比率	
			伸線加工	原料成分
常温・ダイス半角 6°　・ΔT≦160K	2,471	2.60	47%	53%
極低温・ダイス半角 4°　・ΔT≦250K	2,826	2.98	**54%**	**46%**
差	355 (14%)	0.38 (14.5%)		

4.5　結言

本章では、伸線加工時のひずみ時効と不均一変形に着目し、極低温伸線によりひずみ時効を抑制すると同時に、ダイスの形状と断面減少率による変形の均一化を図り、延性低下抑制効果を調査した。その結果、以下の知見を得た。

1)　極低温伸線は低加工度域での延性を低下させる傾向が見られたが、高加工度域ではその影響は見られなかった。

2)　極低温伸線と形状比を大きくした変形均一化伸線を組み合わせることで、デラミネーションが発生する限界加工度が向上し、線を高強度化することができる。

3)　変形均一化伸線で形状比を大きくするには、断面減少率を大きくするよりも、ダイス半角を小さくする方が有効である。

4)　実操業においてこの伸線方法を実施するには、十分な冷却時間を稼ぐ方策が必要となる。

参考文献

4-1)　日本塑性加工学会編：引抜き加工，pp.20-21，コロナ社(1997) ．

4-2)　Asakawa, M., Sasaki, W., Shishido, S. : ”Effect of die approach geometry and bearing length on residual stress after bar drawing.” *Wire Journal. International*, Vol.35, No.10, 2002, pp 68-72.

4-3)　笹原凡平・志賀千晃・新井和夫・山崎尚・佐々木寿毅：川崎製鉄技報，2-4(1970), 432-449.

第 5 章　Ni めっき後の伸線加工条件が耐食性におよぼす影響

5.1　緒言

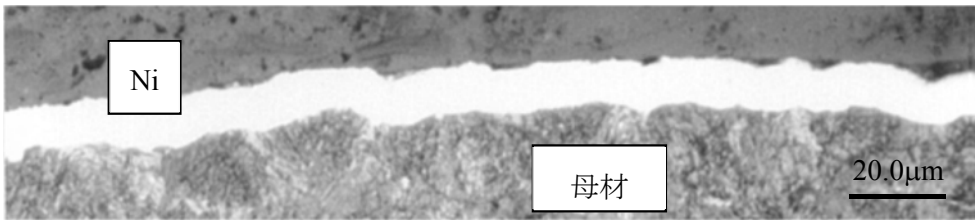
高炭素鋼線は使用環境により腐食による強度低下が懸念される。現在、腐食環境下で使用される場合には、亜鉛めっき、Ni めっき、クロメート処理など様々な手法で表面処理を行い耐食性の向上が図られている。近年、Ni めっき鋼線はステンレス鋼線の代替として家電製品や自動車関連部品に用いられている。また、ステンレス鋼線の代替ということで表面光沢、および耐食性が要求される。特に、自動車関連部品に用いられる場合、用途によっては高耐食性が要求される。中野の研究 [5-1)]により、Ni めっき後の伸線加工が耐食性の向上に有効であり、特にめっき厚さが薄い場合には、Ni めっき後の断面減少率を小さくすることにより耐食性が向上することが明らかになった。この原因はめっき時のピンホールの閉塞および、めっき後の伸線加工の影響で Ni めっき-母材界面に凹凸が生じ、局部的にめっき厚さが小さくなる部分が発生するためとしている。しかしながら、伸線条件の変更のみでは耐食性を大幅に改善することは困難であり、めっき厚さや加工方法などの製造条件により、耐食性を向上する手法を探索する必要があると結論づけている。

本章では、中野の研究におけるめっき厚さ(2～10μm)よりさらにめっき厚さを大きくした場合に、伸線条件が耐食性におよぼす影響について調査を行った。

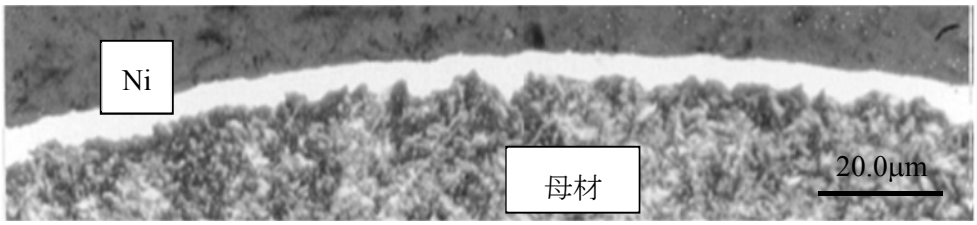
Ni めっきは、めっき工程でピンホールを生じるため、めっきままでは耐食性は期待できない。ピンホール発生の原因としては、めっき浴の組成・pH、めっき時の電流密度、陰極表面 (被めっき物の表面) などさまざまな要因が考えられる [5-2)]。また、ピンホールの発生個数の評価については有孔性・有孔度などが調査されている [5-2),5-3)]。

一方、Ni めっき後に伸線加工を行った場合、ピンホールが閉塞されれば耐食性の向上が期待できる。しかしながら、加工度の増加に伴い平均的なめっき厚さの減少による耐食性低下だけでなく Ni めっきー母材界面に凹凸が生じ、局部的にめっき厚さの小さい部分が生じ耐食性は低下する。その一例として**写真 5-1**[5-1)]に、めっき厚さ 10μm 程度のめっきを行った後、断面減少率 75%の伸線加工を行った Ni めっきー母材界面の状態を示す。めっき後 a)では、母材に凹凸は確認されるものの、めっきもその凹凸に沿うような形で付着しているため、めっき厚としては、ほぼ均一であると考えられる、一方伸線後 b)では、母材の凹凸はめっき後と比較して大きくなるが、めっき最表面は、伸線時にダイスに拘束されるため凹凸がなくなっていることがわかる。その結果、母材の凸部と凹部のめっき厚に差が生じていることがわかる。母材の凹凸は**写真 5-2**[5-1)]に示す通り、パーライト組織を形成するパーライトコロニーもしくはパーライトノジュール [5-4)]単位での力学的特性の異方性

によるものと考えられる。めっきを施していない鋼線を伸線加工する場合、線の表面変形はダイスで拘束されるため凹凸は発生しない。Ni めっき鋼線は、鋼線と Ni の複合材料と見なすことができ、Ni は鋼線に比べて変形抵抗がかなり小さいため、伸線によって塑性不安定現象の一種である界面の波立ちが生じる(**写真 5-2**)。その場合の凹凸の形態は、鋼線のパーライトのコロニーもしくはノジュールに対応している。これは硬相である鋼線の力学的特性がこうした単位で異方性を有しているためと考えられる。そこで本研究では、伸線加工条件およびめっき厚が耐食性におよぼす影響を調査し、Ni めっき鋼線の耐食性向上を図るための手法について考察した。



(a) 伸線前



(b) 伸線後　(断面減少率：75%)

写真 5-1　伸線加工による Ni-母材界面の変化 [5-1)]

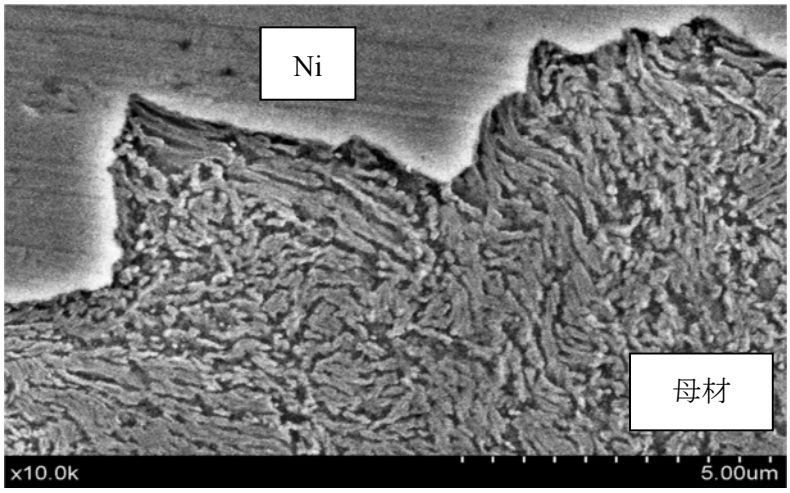


写真 5-2　伸線後の Ni-母材界面の凹凸 [5-1)]

5.2　実験条件

5.2.1　供試材

供試材には JIS G 3506 に規定されている硬鋼線材 SWRH82A、線径 5.0mm を使用した。化学成分を**表** 5-1 に示す。

表 5-1　**供試材の化学成分**

C	Si	Mn	P	S
0.82	0.21	0.51	0.006	0.006

5.2.2　実験条件

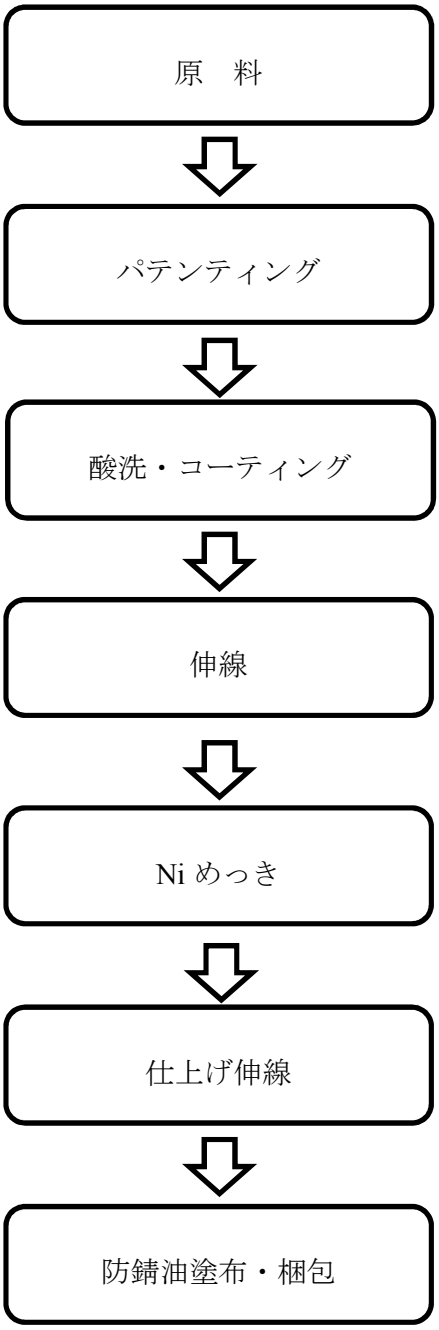
この供試材を鉛浴パテンティング処理し、微細パーライト組織を得た。その後供試材の表層酸化皮膜(スケール)を除去し、リン酸亜鉛被膜処理を施した後にめっき後の伸線の断面減少率が 0～10%となるように伸線加工を施し、電気 Ni めっきを実施した。

また、電気 Ni めっきは最終伸線後のめっき厚さが 15～30μm となるようにめっき厚さを調整した。例えば、最終めっき厚さ 15μm でめっき後伸線の断面減少率 10%の供試材を作製する場合には、めっき前の伸線で 1.78mm に仕上げ 16.6μm のめっきを施す。めっき後伸線で 1.60mm に仕上げると加工度は約 10%程度となり、めっき厚も 15μm 程度となる。なお、めっきが厚くなった場合、めっき後の伸線での剥離の可能性が高くなるため、断面減少率を 0～10%とした。

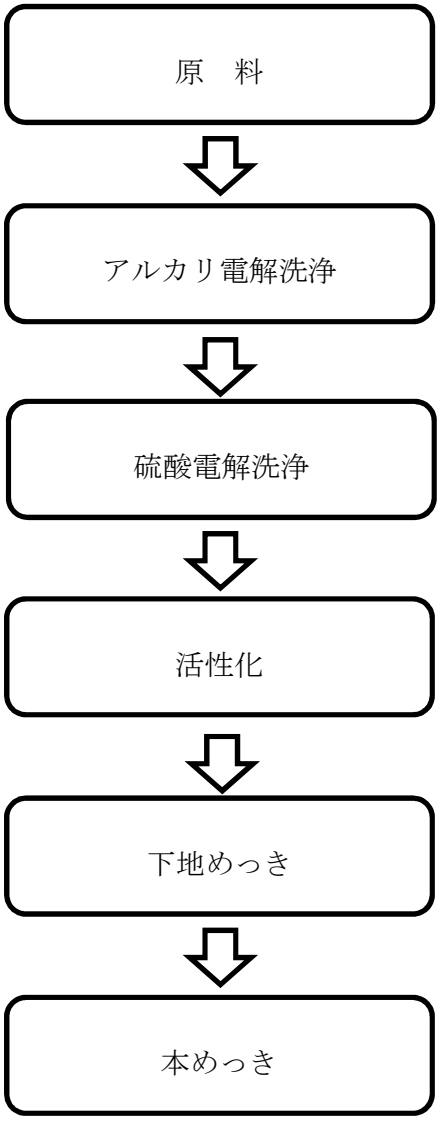
実験条件とフローチャート(製造工程･めっき工程)をそれぞれ表 5-2 および**図** 5-1 に示す。また、電気めっき工程詳細について**図** 5-2 に示す。

表 5-2　**実験条件**

最終 Ni めっき厚さ /μm	15	20	30
めっき後断面減少率 /%	0	10	
ダイス半角 / °	6		
潤滑剤	カルシウム系潤滑剤		



a)　製造工程



b)　めっき工程

図 5-1　工程フローチャート

5.2.3　サンプル製作

5.2.1 節で示した供試材を用いて、仕上げ線径が 1.6mm でめっき後断面減少率および平均めっき厚さの異なるサンプルを製作した。めっき条件を**表** 5-3 に示し、このサンプル諸元および製造方法を**表** 5-4 に示す。なお、めっき工程でのめっき厚さは、仕上げ平均めっき厚さと断面減少率から、式(5-1)により算出した。

$$T_0 = T_1 \frac{D_0}{D_1} \tag{5-1}$$

ここに、T_0：めっき時のめっき厚さ(mm)、T_1：仕上げ平均めっき厚さ(mm)、D_0：めっき時の線径(mm)、D_1：仕上げ線径(mm)とする。

表 5-3　**めっき条件**

前処理			下地めっき	本めっき
アルカリ電解洗浄	硫酸電解洗浄	活性化		
10%NaOH 水溶液 陽極：120A/dm^2、10s 陰極：120A/dm^2、3s 6 サイクル+陰極	20%H_2SO_4 水溶液 陽極：140A/dm^2、10s 陰極：140A/dm^2、3s 5 サイクル+陰極	12%HCl 浸漬：60s	塩化ニッケル浴 7.5A/dm^2、20s	スルファミン酸ニッケル浴 15A/dm^2

表 5-4　サンプル諸元および製造方法

<table>
<tr><th colspan="3" rowspan="2">サンプル諸元</th><th colspan="4">製造方法</th></tr>
<tr><th>パテンティング</th><th>めっき前伸線</th><th>Ni めっき</th><th>めっき後伸線</th></tr>
<tr><th>めっき後断面減少率
%</th><th>パス回数
回</th><th>平均めっき厚さ
μm</th><th>線径
mm</th><th>パス
スケジュール</th><th>めっき厚さ
μm</th><th>パス
スケジュール</th></tr>
<tr><td rowspan="3">0</td><td rowspan="6">1</td><td>15</td><td rowspan="6">5.0</td><td rowspan="3">5.0→1.6</td><td>15</td><td rowspan="3">—</td></tr>
<tr><td>20</td><td>20</td></tr>
<tr><td>30</td><td>30</td></tr>
<tr><td rowspan="3">10</td><td>15</td><td rowspan="3">5.0→1.7</td><td>15.9</td><td rowspan="3">1.7→1.6</td></tr>
<tr><td>20</td><td>21.1</td></tr>
<tr><td>30</td><td>31.6</td></tr>
</table>

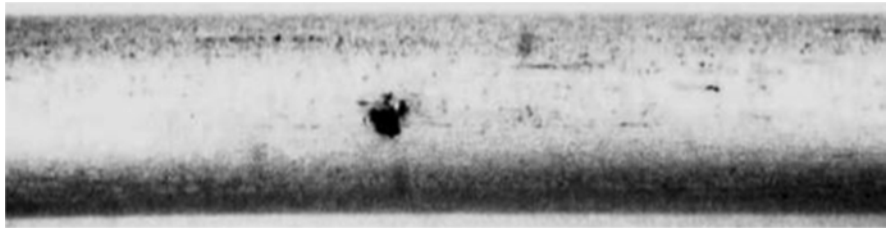
5.2.3　評価方法

耐食性の評価方法は、JIS Z 2371 に規定されている塩水噴霧試験を実施し、試験後の発錆面積率を算出し評価を行った。発錆面積率の算出方法は以下の通りである。

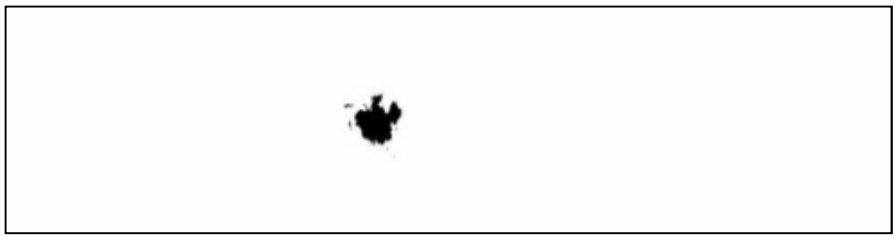
図 5-2 に示す通り、経過時間における表面観察(a)を行った。その画像を二値化処理(b)し、発錆部の面積 S_r を算出した。その発錆部面積 S_r と線の全表面積 S_0 を用いて発錆面積率 A を式(5-2)で算出した。

$$A = \frac{S_r}{S_0} \times 100 \tag{5-2}$$

また、めっきのピンホールを確認する試験として JIS H 8617「ニッケル及びニッケル－クロムめっき」の付属書 3 にフェロキシル試験がある。この試験方法はフェロシアン化カリウム、フェリシアン化カリウムおよび塩化ナトリウムの混合溶液を浸み込ませたろ紙を試験片に貼り付け 5 分後に剥がしたろ紙上に現れた鉄錯イオンの青色はん点の個数を調べる試験である。



a)　表面観察



b)　二値化処理

図 5-2　発錆面積率算出方法

5.3　実験結果

5.3.1　Ni-母材界面

各条件の横断面の周上 4 か所を光学顕微鏡で観察し、観察視野内の最大、最小のめっき厚さを測定した。横断面を**写真** 5-3 に、めっき厚さの最大値、最小値、平均値を**表** 5-5 に示す。また、狙いのめっき厚さと実測のめっき厚さの関係を**図** 5-3 に示す。

図 5-3 に示すとおり、狙いのめっき厚さと実測値には多少誤差が見られたが、ほぼ狙い通りのめっき厚さを得ることができた。また、Ni-母材界面の凹凸については加工度が 10% 程度と小さいため Ni-母材界面の凹凸が大きく、めっき厚さが極端に薄くなっている個所は見当たらなかったが、僅かながら Ni-母材界面に凹凸が確認された。その値は、めっき厚さによる差は見られず 1～2μm 程度であった。めっき直後は、最表層の凹凸が大きいものの、めっき層の厚さは一様であり、伸線後は逆に最表層の凹凸は小さくめっき層の厚さにはバラつきが見られる。

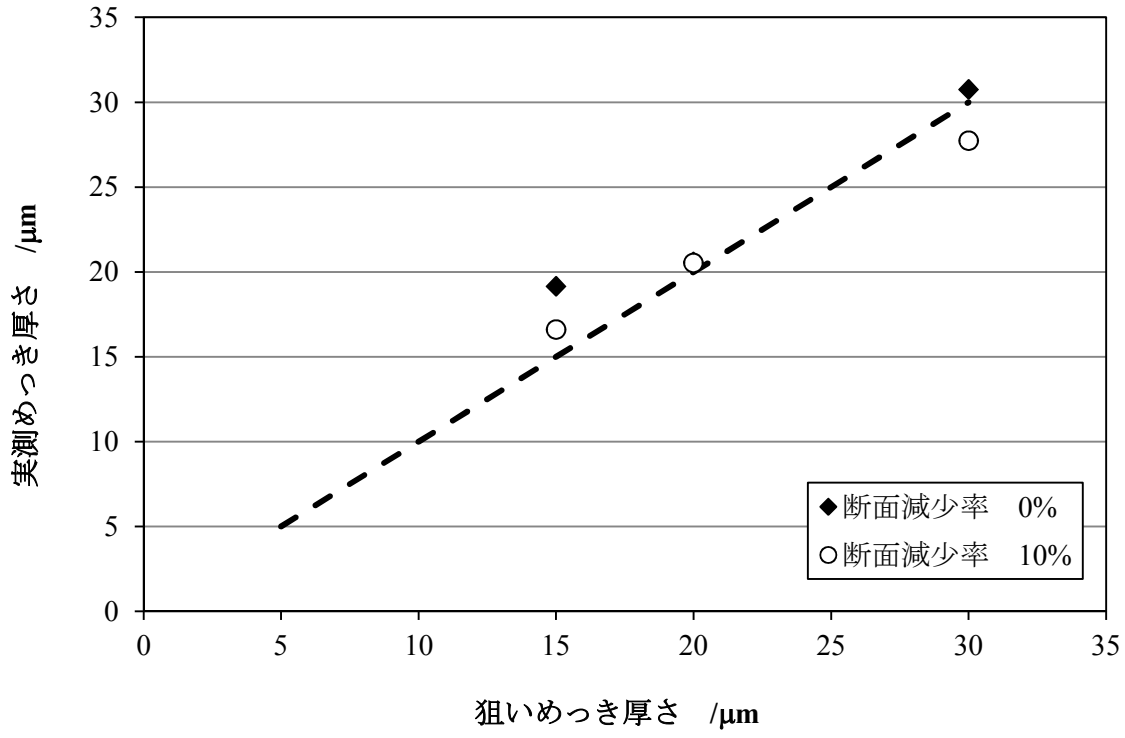
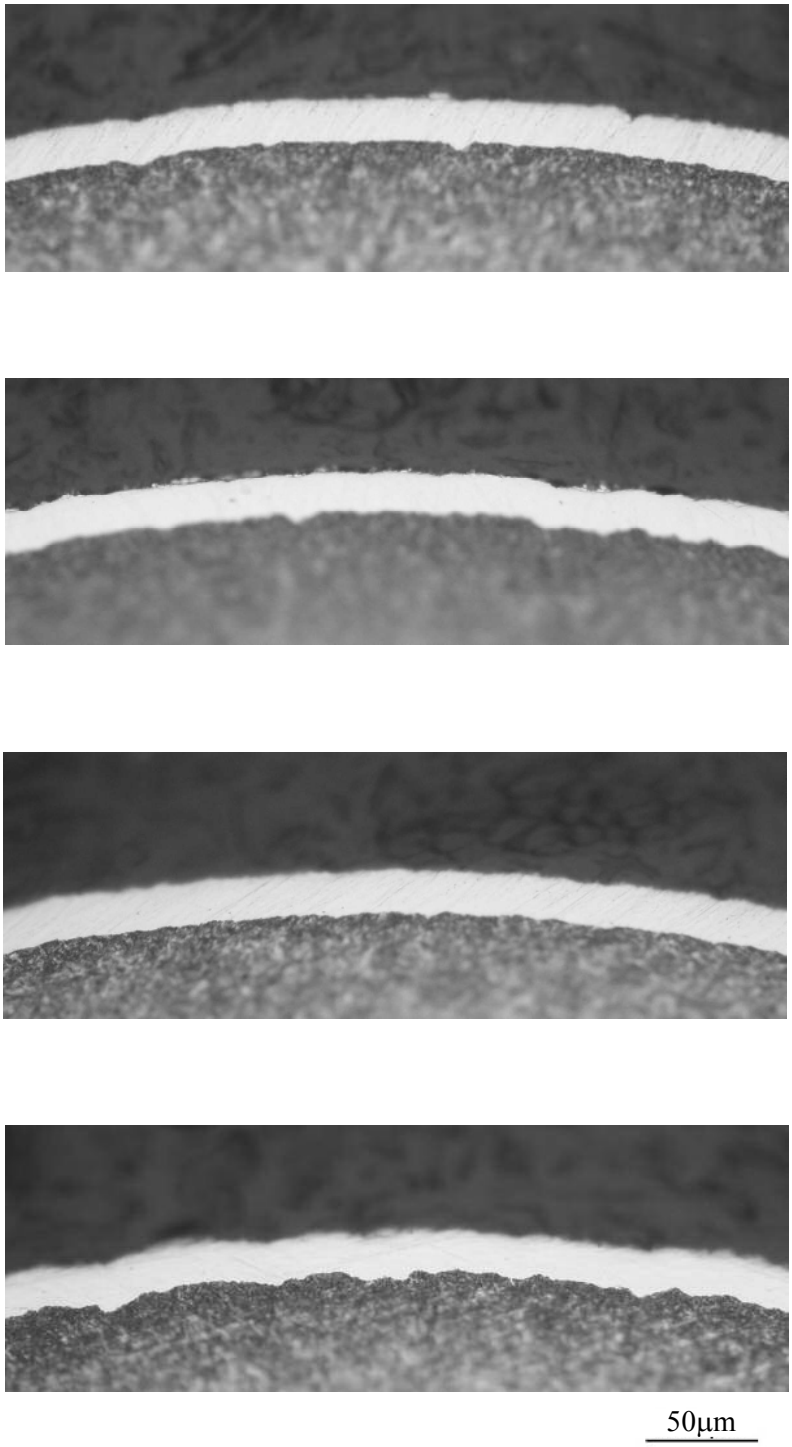


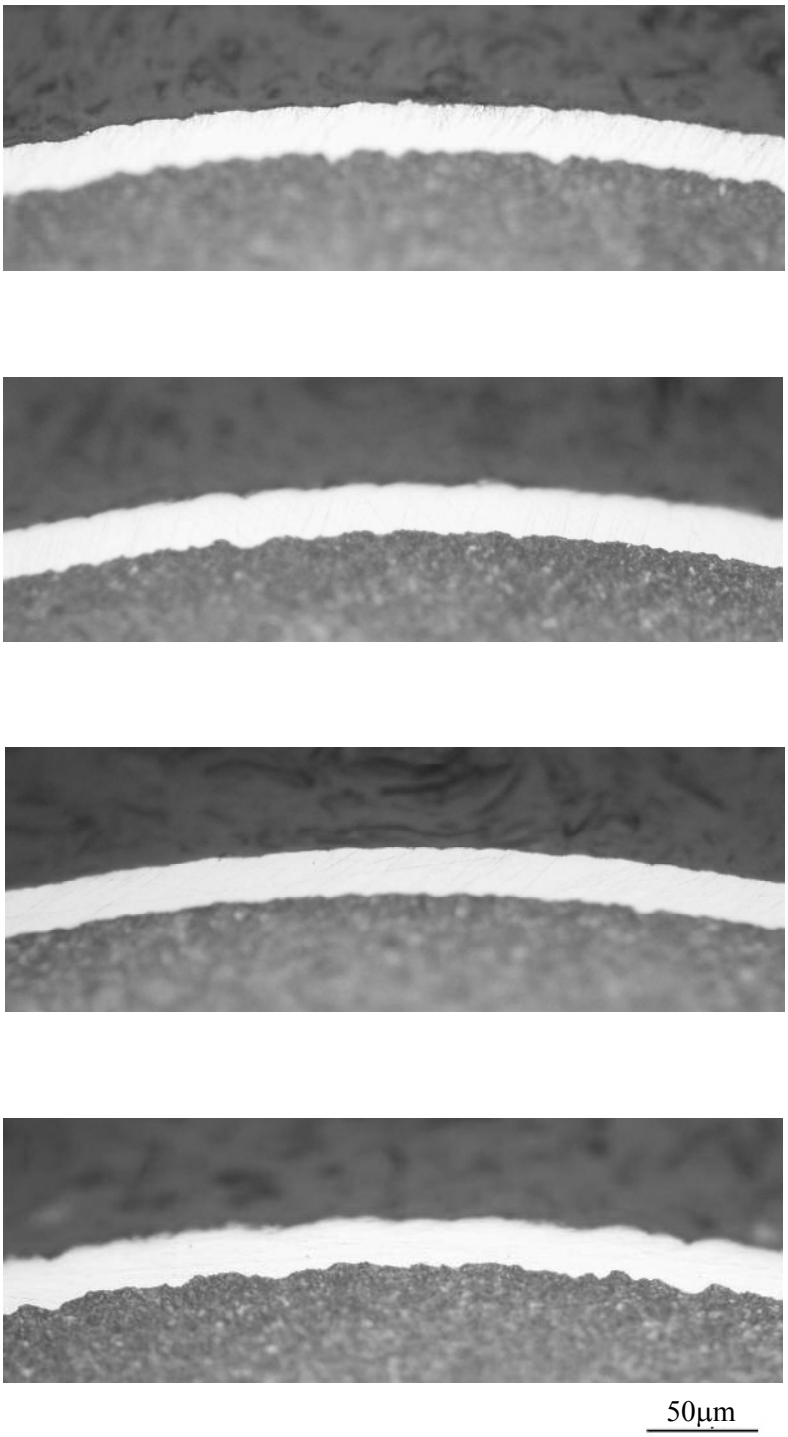
図 5-3　狙いめっき厚さと実測めっき厚さの関係

表 5-5　めっき厚さ

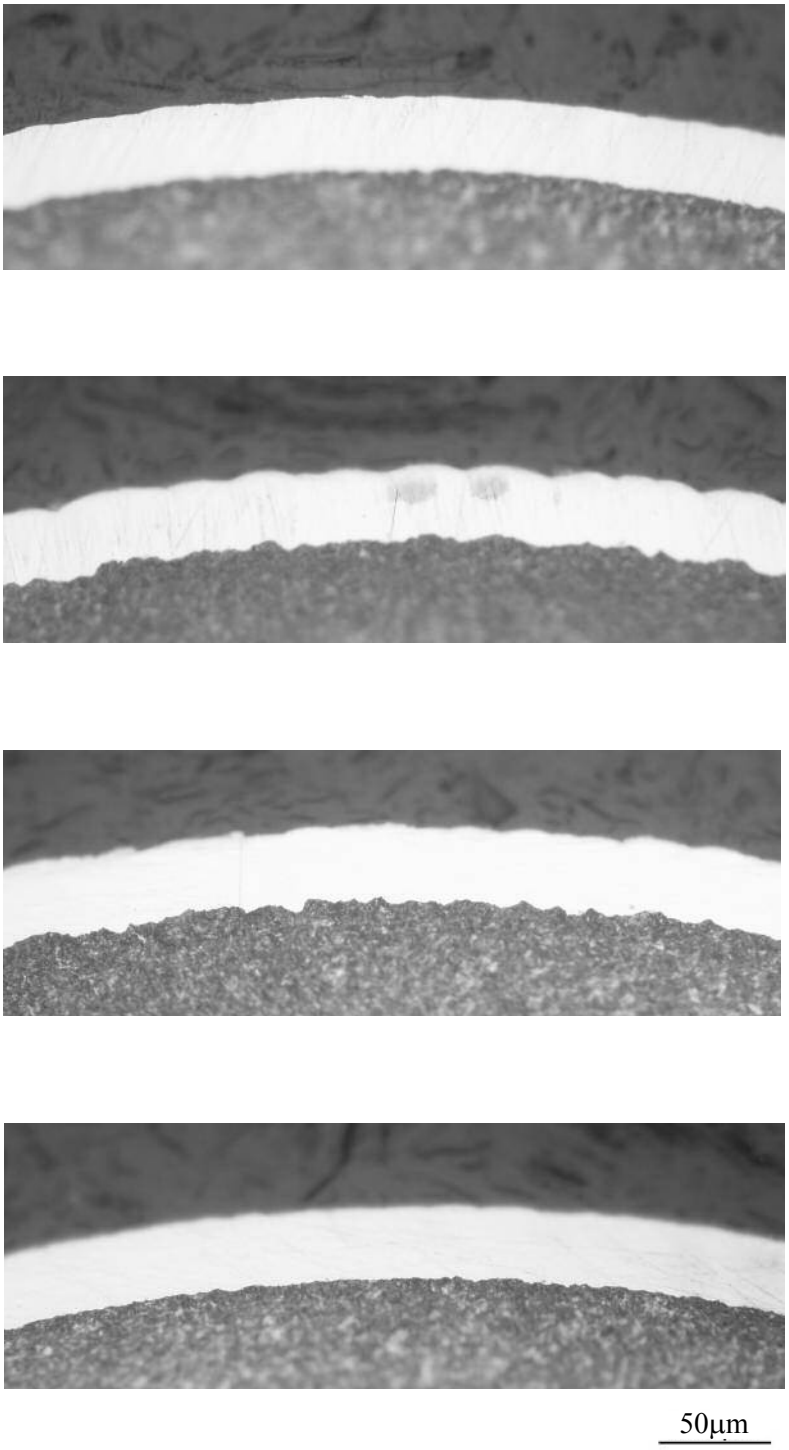
めっき後 加工度 %	狙い めっき厚さ μm	N	伸線後めっき厚さ　μm		
			最大	最小	平均
0	15	1	19.52	17.94	19.15
		2	20.08	18.52	
		3	19.66	18.56	
		4	21.11	17.80	
	20	1	21.76	18.90	20.59
		2	21.25	19.58	
		3	20.86	20.38	
		4	22.38	19.60	
	30	1	20.58	28.48	30.75
		2	32.90	29.52	
		3	32.39	30.51	
		4	32.32	29.31	
10	15	1	17.81	15.14	16.60
		2	16.85	14.85	
		3	20.19	15.56	
		4	16.80	15.61	
	20	1	23.04	19.66	20.53
		2	19.81	18.84	
		3	23.99	17.36	
		4	21.61	19.93	
	30	1	28.55	26.84	27.74
		2	30.00	25.58	
		3	28.78	26.69	
		4	28.53	26.95	



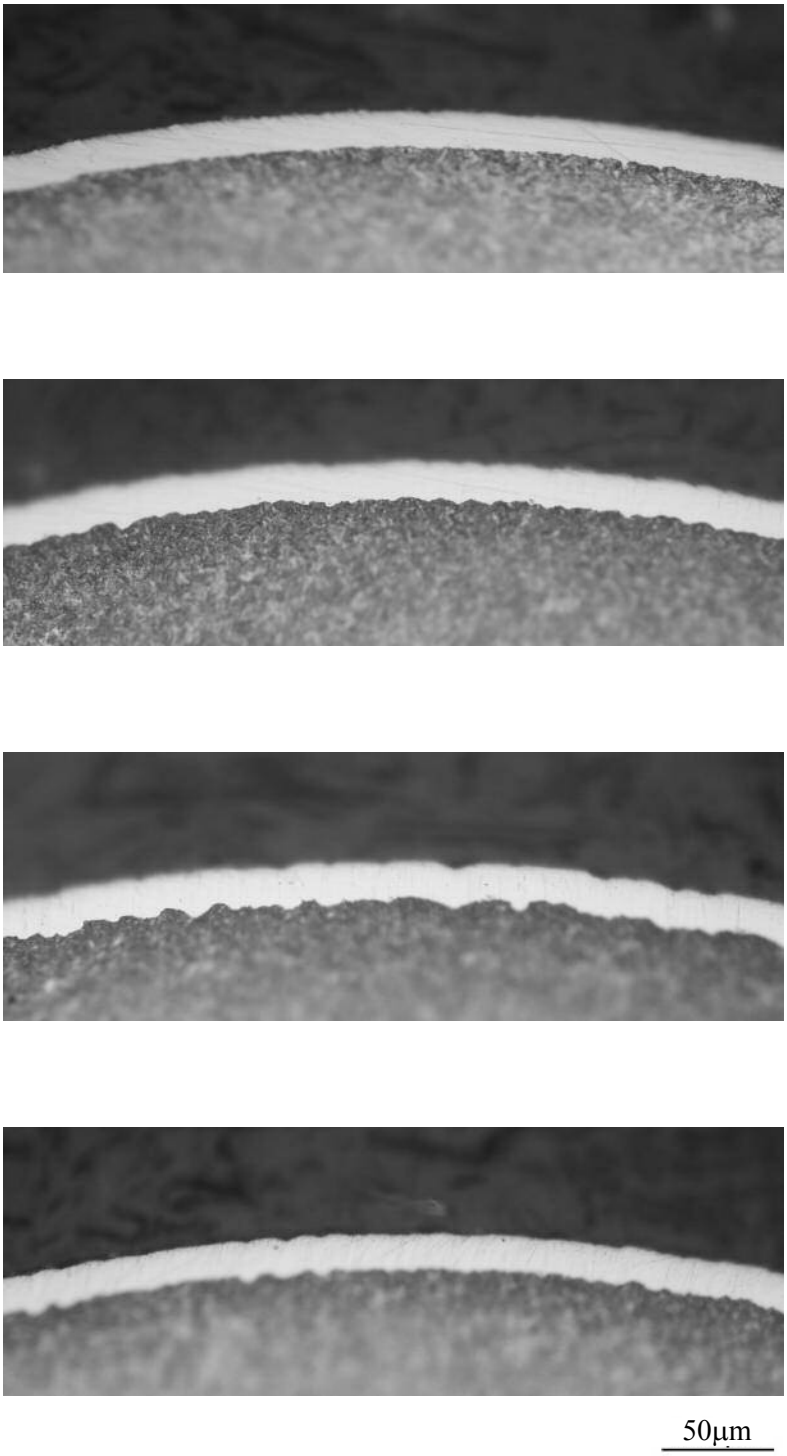
a)　断面減少率 0%、めっき厚さ 15μm



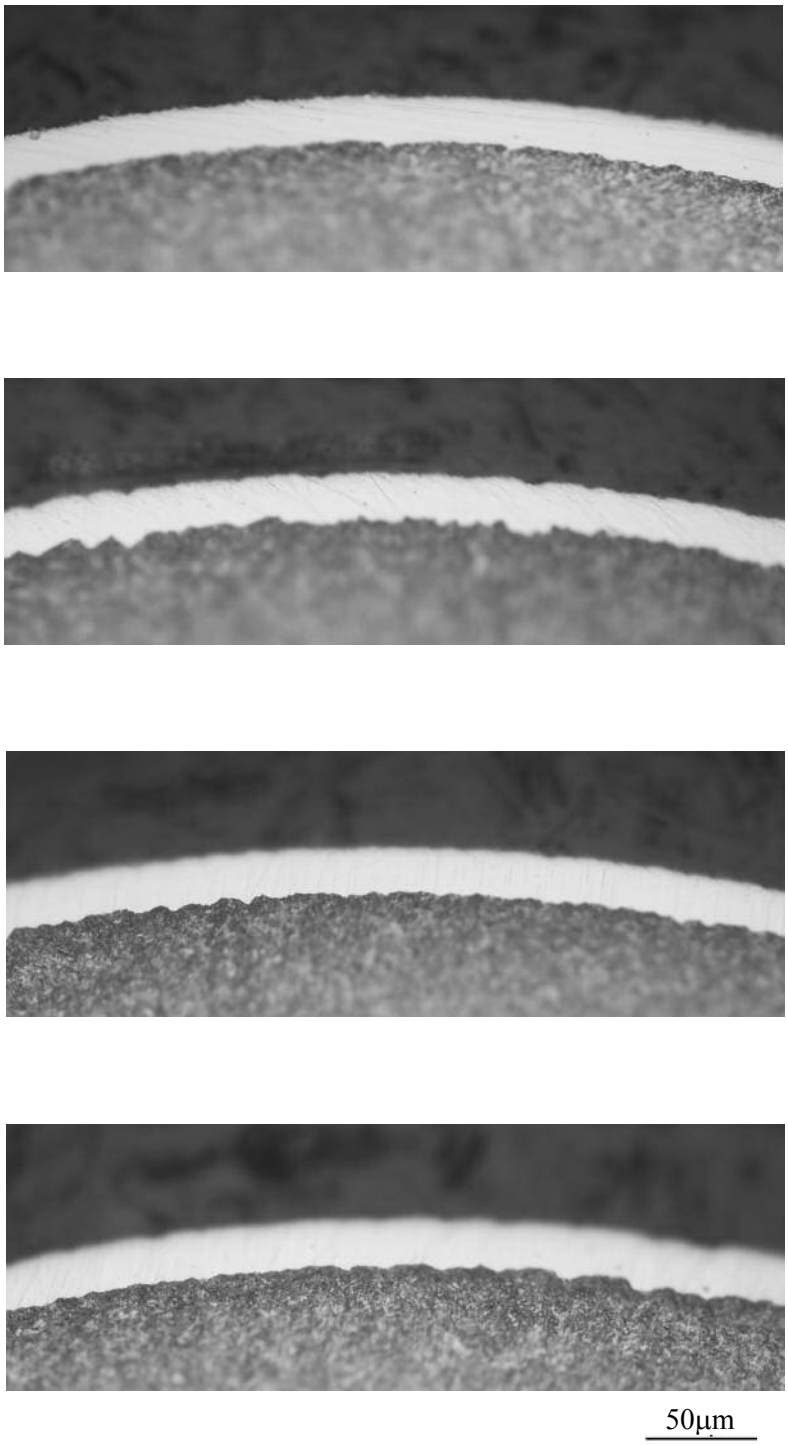
b)　断面減少率 0%、めっき厚さ 20μm



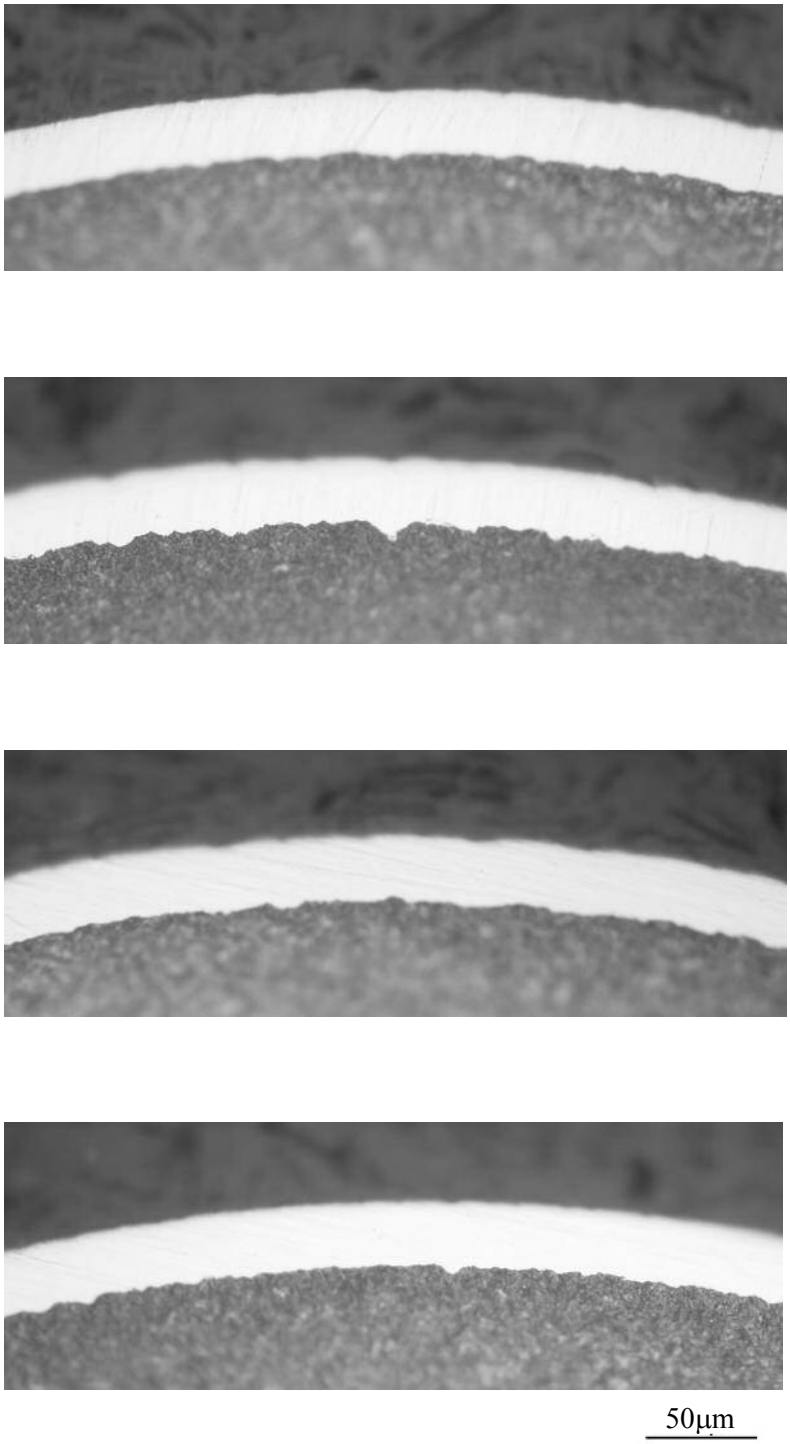
c)　断面減少率 0%、めっき厚さ 30μm



d)　断面減少率 10%、めっき厚さ 15μm



e)　断面減少率 10%、めっき厚さ 20μm



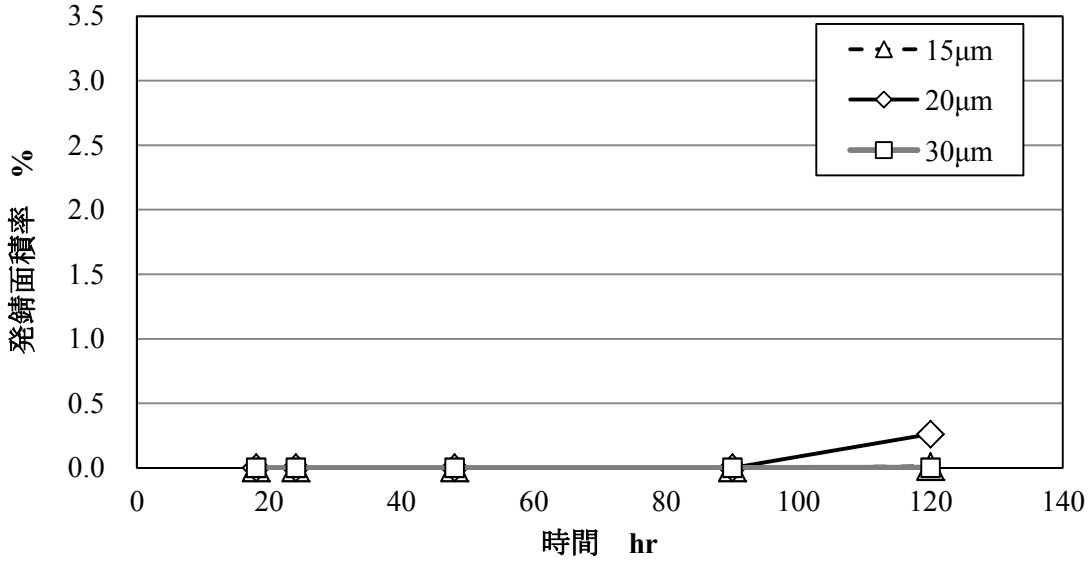
f)　断面減少率 10%、めっき厚さ 30μm

写真 5-3　横断面

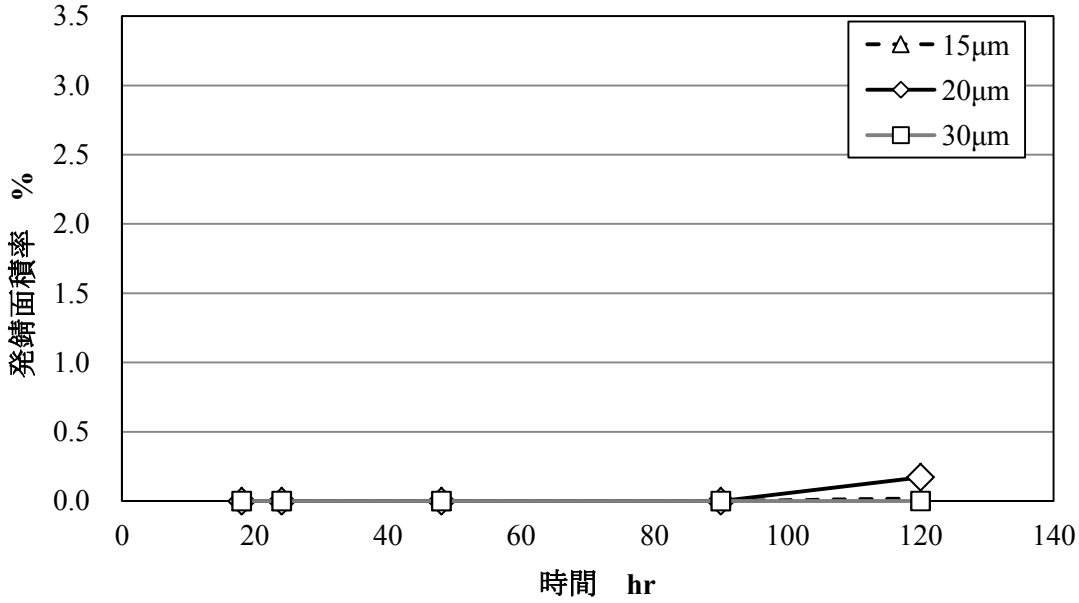
5.3.2　塩水噴霧試験

各条件(n=4)の塩水噴霧試験 120 時間経過後の発錆状況を**写真** 5-4 に示す。また、発錆面積率と試験時間の関係を**図** 5-4 に示す。

塩水噴霧試験の結果、めっき後の断面減少率 10%でめっき厚さ 30μm において n=4 すべてで 120 時間経過後でも発錆は確認されなかった。

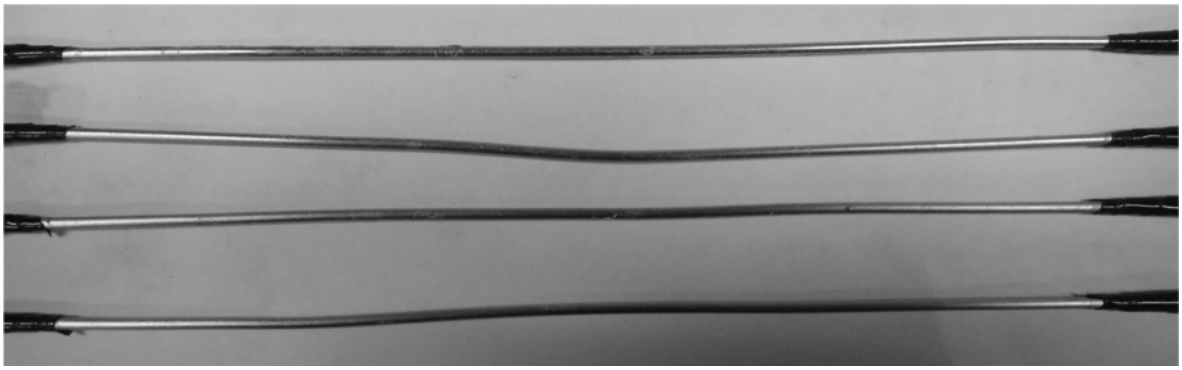


a)　断面減少率 0%

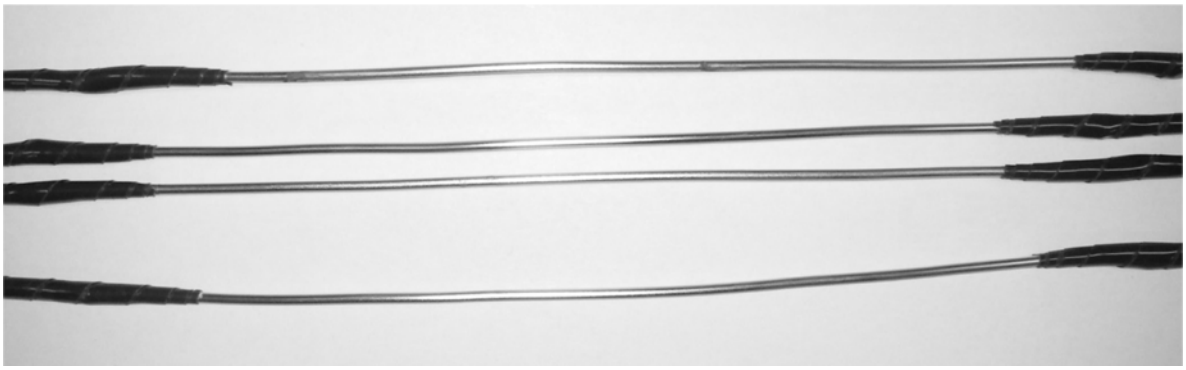


b)　断面減少率 10%

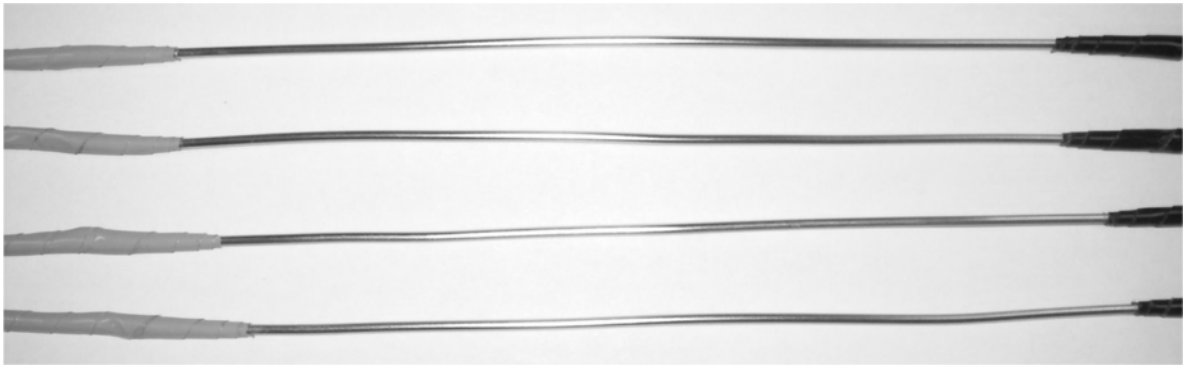
図 5-4　発錆面積と塩水噴霧試験時間の関係



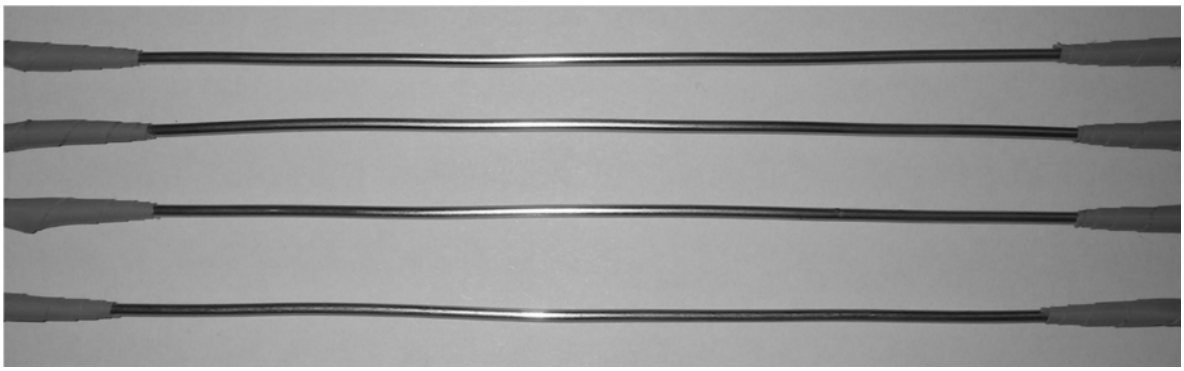
a)　断面減少率 0%、めっき厚さ 15μm



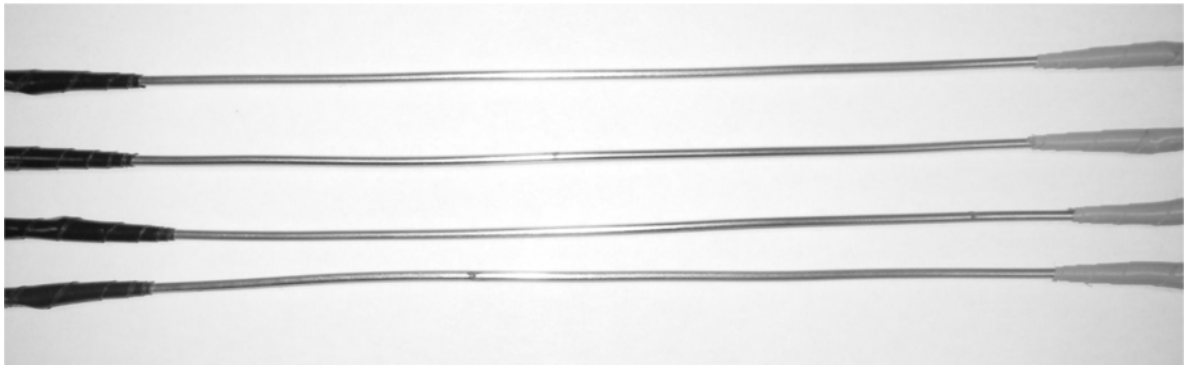
b)　断面減少率 0%、めっき厚さ 20μm



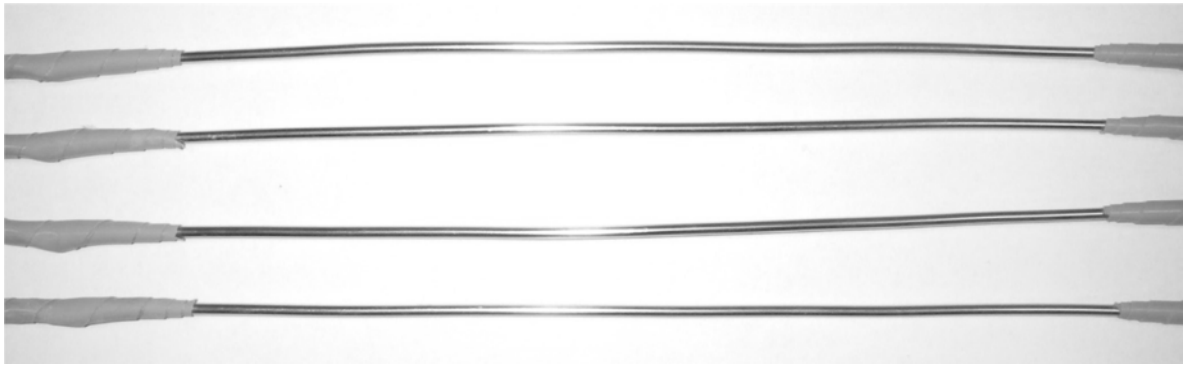
b)　断面減少率 0%、めっき厚さ 30μm



d)　断面減少率 10%、めっき厚さ 15μm



e)　断面減少率 10%、めっき厚さ 20μm



f)　断面減少率 10%、めっき厚さ 30μm

写真 5-4　塩水噴霧試験 120 時間経過後の発錆状況

5.3.2　フェロキシル試験

フェロキシル試験で 1cm^2 当たりのピンホール数を測定した結果を**図** 5-5 に示す。また、個数を測定する方法では 10μm 以下の測定が困難であったため、中野の報告では、青色はん点が発生する時間の長さを計測している。この計測結果について**図** 5-6 に示す。

図 5-5 より、ピンホールの個数についてはめっき厚さが 15μm を超えたあたりで大幅に減少している。また、青色はん点が発生する時間についても同様の傾向が見られる。

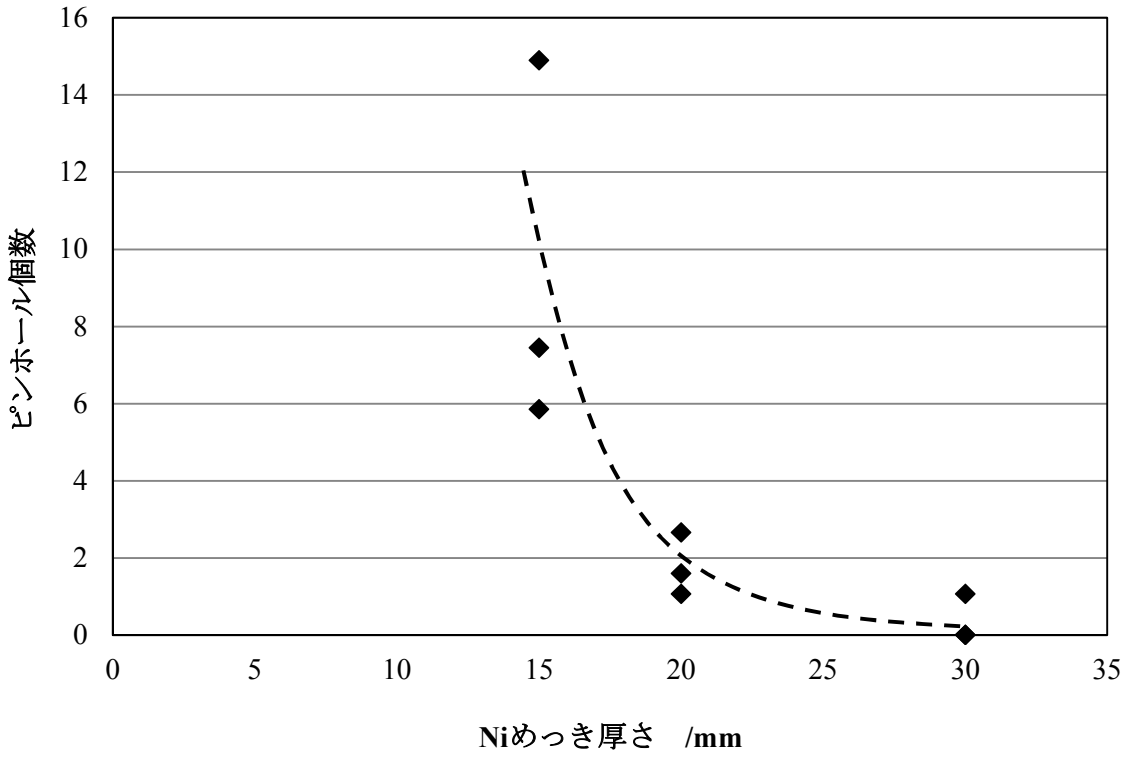


図 5-5　Ni **めっき厚さとピンホール個数の関係**

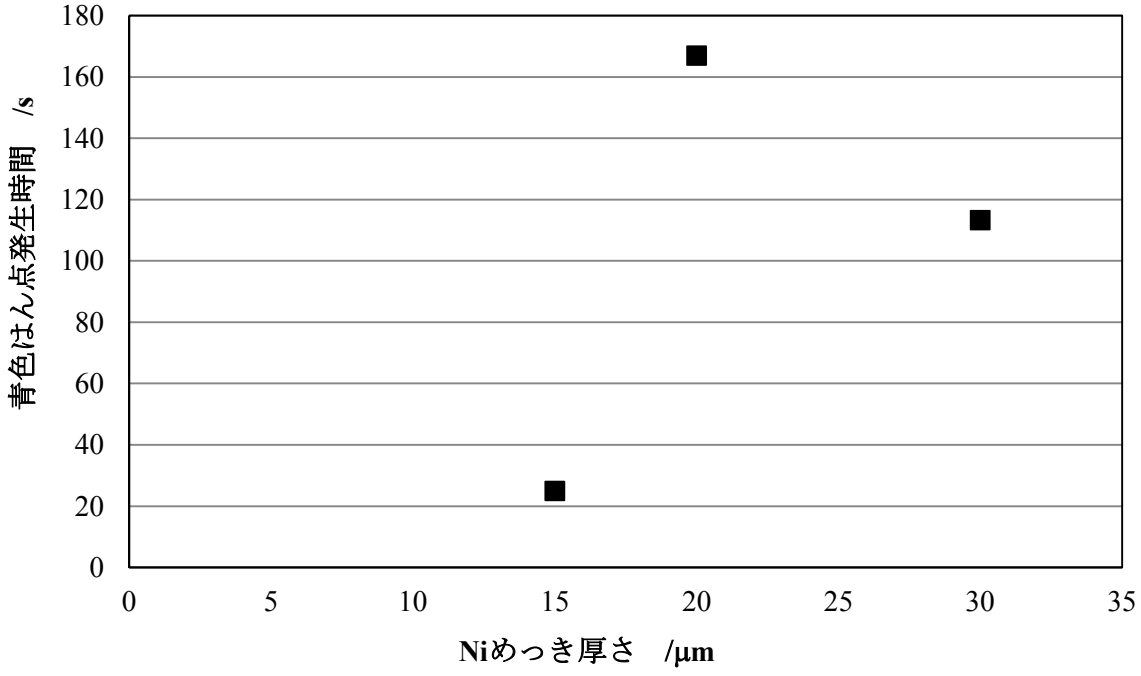


図 5-6　Ni めっき厚さと青色はん点発生時間の関係

5.4　考察

中野の報告にある結果と本実験の結果を合わせた塩水噴霧試験 120 時間経過後のめっき厚さと発錆面積率の関係およびめっき後の断面減少率と発錆面積率の関係をそれぞれ**図** 5-8、**図** 5-9 に示す。また、フェロキシル試験でのめっき厚さと青色はん点発生時間の関係についても中野の結果を加えたものを**図** 5-10 に示す。**図** 5-8 および**図** 5-9 より、めっき厚さが 15μm 以上の場合、発錆面積率は著しく減少し耐食性が向上した。また、中野の報告では、断面減少率 10%程度の伸線加工は耐食性の向上に効果があるとしている。しかしながら、それ以上の断面減少率の強加工は、かえって耐食性を劣化させるとしている。以下にめっき厚さと発錆面積率および断面減少率と発錆面積率について考察し、最後に伸線加工条件およびめっき厚さが耐食性におよぼす影響について考察を行うこととする。

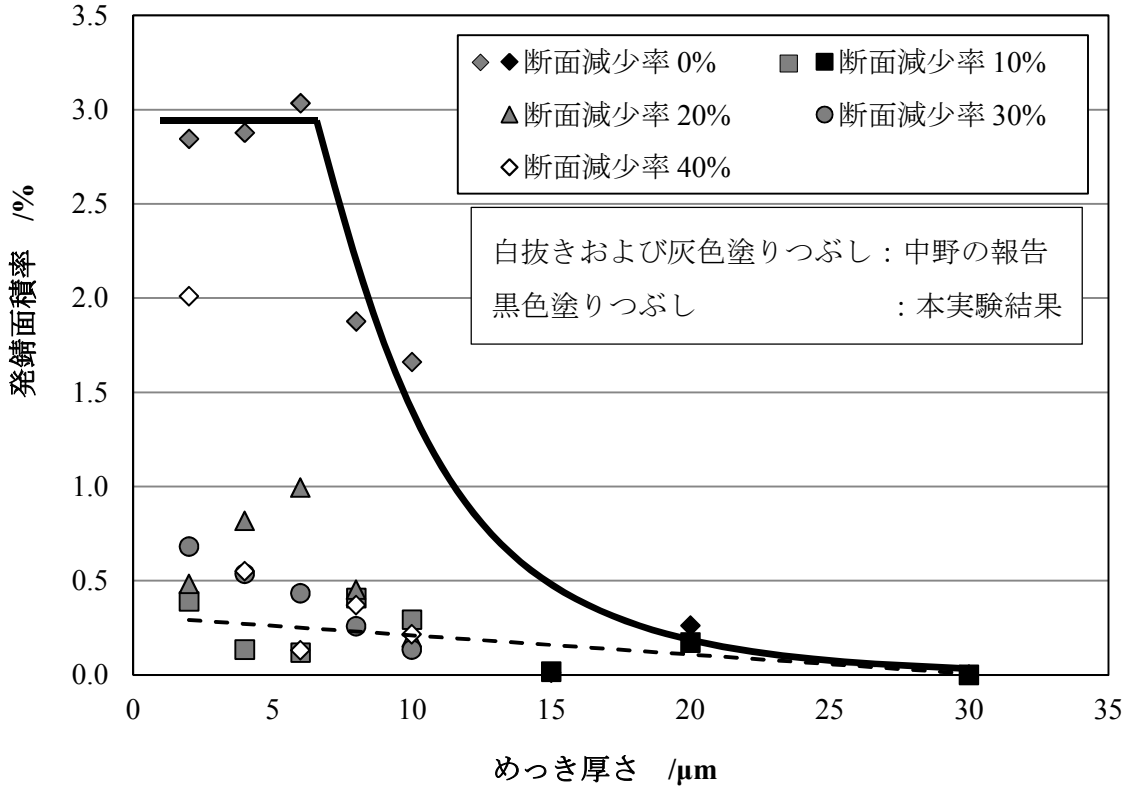


図 5-8　塩水噴霧試験 120 時間経過後のめっき厚さと発錆面積率の関係

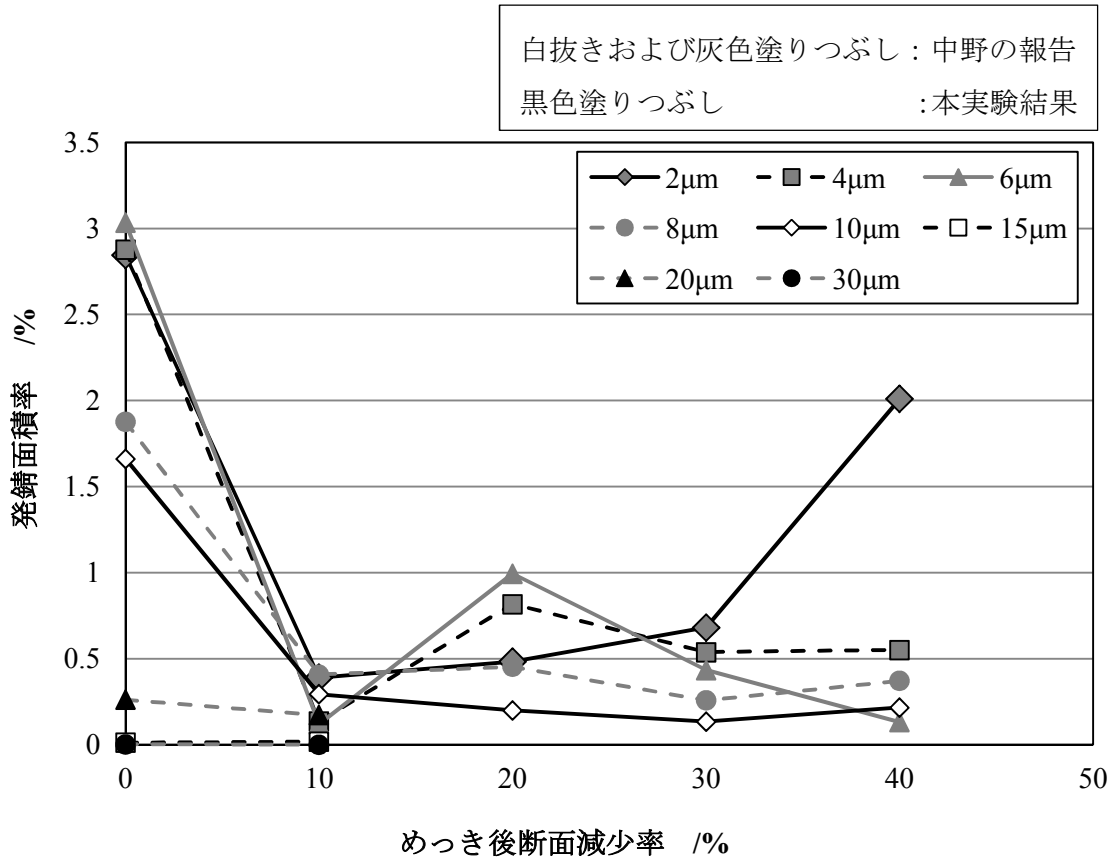


図 5-9　塩水噴霧試験 120 時間経過後のめっき後断面減少率と発錆面積率の関係

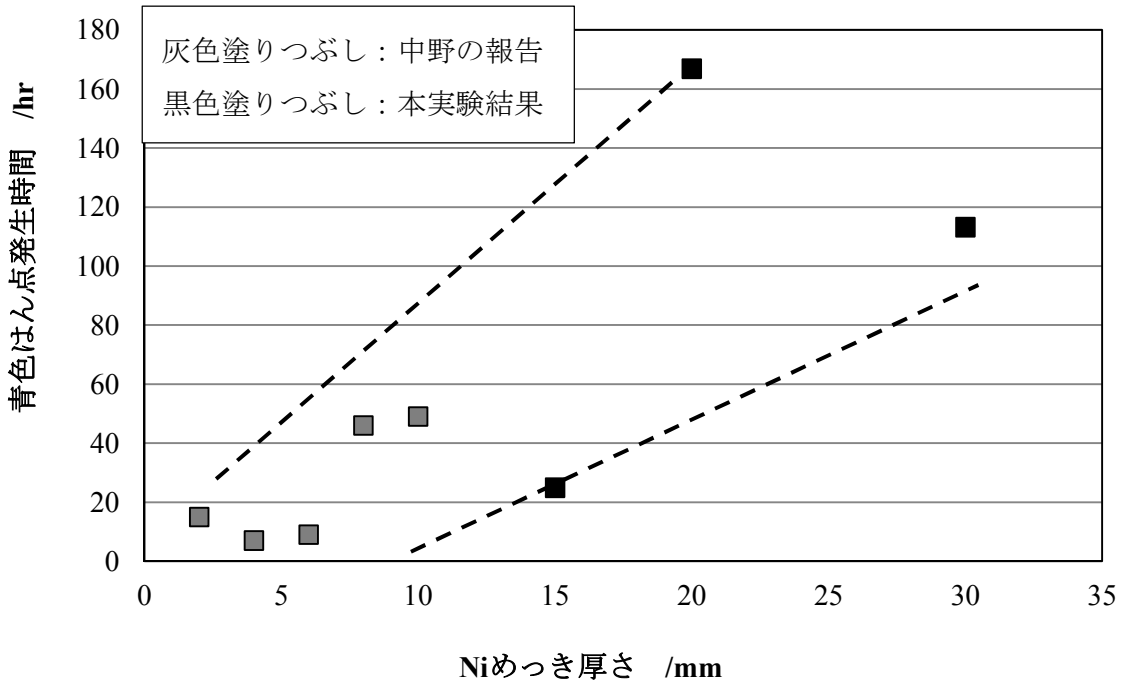


図 5-10　Ni めっき厚さと青色はん点発生時間の関係

5.4.1　めっき厚さと発錆面積率

図 5-8 より、めっき後伸線断面減少率 0%において、めっき厚さが 10μm を超えたところで発錆面積率が著しく減少する、つまり耐食性が急激に向上する。これは、めっき厚さを大きくしたことでピンホールの数が大幅に減少したものと考えられる。すなわち、めっき厚さを 15μm 以上とすることでピンホールの影響を低減させ耐食性の向上が図れるものと考えられる。5.3.2 のフェロキシル試験結果(**図** 5-6)においても、めっき厚さが 15μm を超えたあたりでピンホールの個数が大幅に減少している。また、青点発生時間(**図** 5-10)についても同様の傾向が見られる。これらのことから、断面減少率 0%における発錆面積率のめっき厚さによる変化についてはピンホールが大きく関与しているものと考えられる。

5.4.2　断面減少率と発錆面積率

図 5-9 より、めっき後そのままでは、めっき厚さ 10μm 程度までは発錆面積率が大きい、つまり耐食性が悪い。これは、めっき時に発生したピンホールの影響によるものと考えられる。めっき後断面減少率 10%程度の伸線加工を施すことで、発錆面積率は大きく低下する。これは、10%の伸線加工を施すことでピンホールが閉塞したものと考えられる。さらに断面減少率を大きくすると、再び発錆面積率が上昇する。特に、めっき厚さ 2μm においてその傾向は大きくなる。これは、伸線加工により Ni－母材界面の凹凸が大きくなり、局部的にめっき厚さが小さくなる部分が生じているものと推察される。

5.4.2　伸線加工条件とめっき厚さと耐食性

伸線加工条件については、断面減少率を 10%より大きくすると、Ni－母材界面の凹凸が大きくなり、その結果として局部的なめっき厚さの減少を助長する。また、伸線加工を行わなければ、めっき時のピンホールが影響し、耐食性は向上しない。一方、めっき厚さについては、めっき厚さが 10μm 以下の領域では、ピンホールの影響が大きく耐食性の向上は望めない。従って、めっき厚さを 15μm 以上が耐食性に対して効果的なめっき厚さであると考えられる。これらのことから、めっき後に断面減少率 10%の伸線加工を施し、伸線後のめっき厚さを 15μm 以上とすることで耐食性に優れた Ni めっき鋼線が得られる。

5.5　結言

本実験では、Ni めっき鋼線の Ni－母材界面の凹凸およびめっき時のピンホールに着目し、めっき後の伸線断面減少率とめっき厚さが耐食性におよぼす影響を調査し、Ni めっき鋼線の耐食性向上を図るための手法について探索を行った。

その結果、以下の知見を得た。

1)　めっき時のピンホールによる耐食性の劣化を低減させるためには 15μm 以上のめっき厚さが必要である。

2)　Ni めっき鋼線の耐食性を向上させるには、めっき後に伸線加工を施さない場合には 15μm 以上のめっき厚さが必要であるが、めっき後に 10%の伸線加工を施す場合には、めっき厚さを 2μm としても同等の耐食性が得られる。

3)　めっき厚さを 30μm とし、めっき後に断面減少率 10%の伸線加工を行うことで塩水噴霧試験 120 時間後でも発錆しない Ni めっき鋼線が得られる。

参考文献

5-1)　中野元裕：大阪大学学位論文(2011) .

5-2)　市川清.：実務表面技術，17-6(1970)，36-43.

5-3)　斉藤いほえ・吉田裕道・上野武司・水元和成：表面技術，46-9(1995)，840-845.

5-4)　高橋稔彦・南雲道彦・浅野巌之：金属誌，42-8(1978)，708-715.

第 6 章　総括

6.1　本研究のまとめ

地球環境問題に対する関心から、構造部材や部品の軽量化・省エネルギー化への要求が高まっている。高炭素鋼線においても例外ではなく、細径化による軽量化を図るために高強度化が要求される。そこで、本研究では、高炭素鋼線における伸線加工による高強度化手法の検討を行った。その結果をまとめると次のようになる。

第 1 章では本研究の背景と目的について述べた。

第 2 章では均一変形伸線に有効と考えられる断面減少率の増加および低角度ダイスでの伸線について有限要素解析を用いてシミュレーションを行い、均一変形伸線への影響を調査した。その結果、均一変形伸線を行うためには断面減少率を大きくするより、ダイス角度を小さくして形状比を大きくする方がより有効であることが確認された。

第 3 章では伸線加工でのダイスと線材の摩擦発熱が、加工後の靭性におよぼす影響が大きいため、高炭素鋼線の極低温・均一変形伸線を行うための潤滑剤の影響について調査を行った。その結果、高炭素鋼線の極低温・均一変形伸線においては粉末潤滑剤が有効であり、その摩擦係数は通常伸線で一般的なμ=0.05 より小さくなり、摩擦発熱が低減すると考えられる。

第 4 章では高炭素鋼線を極低温・均一変形伸線し、引張強さおよび延性・靭性の変化を調査した。その結果、極低温伸線と均一変形伸線は単独の伸線手法では、それぞれ、ひずみ時効と不均一変形のどちらか一方を抑制することしかできず、高強度化を行うことは困難であるが、この 2 つの手法を組み合わせることで、ひずみ時効を抑制しながら均一変形を行うことが可能となり、高炭素鋼線を加工により高強度化するために有効な手段であることが確認された。

第 5 章では高炭素鋼線に Ni めっきを施した場合の Ni－母材界面の凹凸およびめっき時のピンホールに着目し、めっき後の伸線断面減少率とめっき厚さが耐食性におよぼす影響を調査し、Ni めっき鋼線の耐食性向上を図るための手法について探索を行った。その結果、めっき厚さを 30μm とし、めっき後に断面減少率 10%の伸線加工を行うことで耐食性の向上が図れることを明らかにした。

6.2　今後の課題

6.2.1　極低温伸線によるひずみ時効の抑制

本研究の結果、ひずみ時効を抑制するためには、伸線前線材を十分に冷却し伸線加工時の発熱がひずみ時効の第 2 段階以下の温度で加工を行うことが有効であることが確認された。本研究では、十分な冷却を得るために単釜伸線機で伸線速度 15m/min という低速で実験を行ったが、実操業においては生産性の観点から、連続伸線機を用いて、より高速で作業を行う必要がある。その場合、ダイスを通過してから次のダイスに入るまでの時間の中で線材を十分に冷却する技術等の工夫が必要と考えられる。例えば、ダイスを通過して釜に巻きつけるわけであるが、その釜への巻き数を増加させるなどが有効な手段であると考えられる。また、極低温伸線を行った場合、線材の変形抵抗が大きくなるためダイス面圧が増加する。ダイス面圧が大きくなった場合、ダイス寿命が低下することが考えられる。これについては、逆張力等でダイス面圧が低減できるためそれらの手法と組み合わせることが必要であると考えられる。

6.2.2　形状比を大きくした加工による均一変形伸線

形状比を大きくした加工を行う場合、ダイス面圧が大きくなる。5.2.1 でも述べたようにダイス寿命の低下につながることが懸念されるが、これについては前述の通り、逆張力等で抑制できるものと考えられる。また、形状比を大きくした加工を行う場合には、変形抵抗により発熱の増加が考えられるため、極低温伸線と併用する必要があると考えられる。

6.2.3　高炭素鋼線の高強度化

本研究では、伸線手法のみで高強度化の検討を行ったが、他にも加工限界を向上させる手法として様々な研究がなされている。例えば、伸線後のキリングローラーのかけ方で、強度を低下させず延性・靭性のみを向上させる手法、あるいは多重スキンパスによる延性・靭性向上手法などがある。これらの手法と本研究の手法を組み合わせることで更なる高強度化を図れる可能性があると考えられる。

論文目録

本研究に関する公表論文

・堀忠邦，中野元裕，佐々木淳志，宇都宮裕：“極低温変形均一化伸線による高炭素鋼線の高強度化の検討”，塑性と加工，55-644，(2014)，pp.863-867.

・T.Hori，M.Nakano，A.Sasaki，H.Utsunomiya，:“Effect of Cryogenic Uniform-Deformation on Strengthening of High-Carbon Steel Wire”，AISTech 2014 Proceedings，(2014)，pp.3107-3113.

・堀忠邦，中野元裕，高尾大，宇都宮裕：“Ni めっき鋼線のめっき後伸線加工が耐食性におよぼす影響”，塑性と加工，56-651，(2015)，pp.317-321.

・堀忠邦，佐々木淳志，宇都宮裕：“高炭素鋼線の極低温・均一変形伸線のための潤滑剤の検討”，塑性と加工，掲載予定.

本研究に関する学会発表

・堀忠邦，中野元裕，高尾大，林優輔，宇都宮裕：“Ni めっき鋼線のめっき後伸線加工が耐食性におよぼす影響”，材料とプロセス，25，(2012)，PP.365.

・堀忠邦，中野元裕，佐々木淳志，宇都宮裕：“高炭素鋼線における伸線加工による高強度化手法の開発”，平成 25 年度塑性加工春季講演会　講演論文集，(2013) ，PP.412.

・T.Hori，M.Nakano，A.Sasaki，H.Utsunomiya，:“Effect of Cryogenic Uniform-Deformation on Strengthening of High-Carbon Steel Wire”，AISTech 2014 Iron & Steel Technology，6th May ，Indianapolis，Indiana，U.S.A.

謝　　辞

本研究の遂行ならびに本論文の取りまとめに当たり、多大なるご指導と助言を頂いた大阪大学大学院工学研究科教授　宇都宮裕博士に謹んで感謝の意を表します。

本論文の取りまとめにあたり、お忙しい中、副査として本論文をご査読いただき、多くの経験をもとに有意義なご助言を多数くださいました、大阪大学大学院工学研究科教授竹内榮一博士、同教授　安田弘行博士ならびに同准教授松本良博士に心より感謝の意を表します。

本研究の取り組み、ならびに大阪大学への入学に際してご尽力いただきました神鋼鋼線工業株式会社技術開発本部開発部材料開発室長　中野元裕博士に心より感謝とお礼を申し上げます。また、本研究の実験にあたり、同尼崎事業所製造部鋼線製造室　佐々木淳志氏(元、同開発本部開発部材料開発室員)に絶大なるご協力を頂きましたことに謹んでお礼申し上げます。