

コイルばね用中炭素ばね鋼のオースドロローイング法の開発

綾田 倫彦*・井上 和雄*²・辻 伸泰*³・宇都宮 裕*³・齋藤 好弘*³

Development of Aus-drawing Process in Medium Carbon Spring Steel for Coil Springs

Michihiko AYADA, Kazuo INOUE, Nobuhiro TSUJI, Hiroshi UTSUNOMIYA and Yoshihiro SAITO

Synopsis : In order to improve the fatigue strength and the sag resistance in medium carbon spring steels, a novel thermomechanical processing, "aus-drawing", was developed. Aus-drawing is an aus-forming using wire drawing. The aus-drawing process was applied to two kinds of medium-carbon spring steels containing Si, SWOSC-V, and SAE9254 (JIS SUP12). Three kinds of typical microstructures appeared in the aus-drawn wires depending on the drawing conditions: fully martensite structure, surface bainite structure, and fully bainite structure. It was clarified that mainly the acceleration of bainitic transformation kinetics by increase in plastic strain and additionally the heat generation during drawing cause the appearance of bainite. The preferential formation of bainite near the surface could be explained by the relatively large equivalent strain near the surface due to redundant shear strain during drawing. The aus-drawn wires with fully martensite structure showed superior fatigue strength and sag resistance to those of the conventional oil-tempered wires after tempering and shot peening. On the contrary, the aus-drawn wires with bainite showed inferior properties to that of the conventional wires. Therefore, it is quite important to decrease the redundant shear strain near surface to inhibit the bainitic transformation, in order to succeed the aus-drawing process.

Key words: medium carbon spring steels; Si containing steels; aus-drawing; aus-forming; transformation; martensite; bainite; retained austenite; fatigue strength; sag resistance; residual stress; shear strain.

1. 緒言

自動車の燃費向上を目的として、その構成部材である懸架用ばねや弁ばねも軽量化の要求が強い。このために素材材質面からは合金成分の改善¹⁾や介在物の低減・清浄化²⁾、形状面からは異形断面ばね³⁾やテーパコイルばね^{4,5)}、さらに表面改質の面からは浸炭・窒化⁶⁾やショットピーニング⁷⁾などさまざまな高強度・高靱性化対策が検討されている。

ところで、材質向上のための手段にはいわゆる加工熱処理(TMCP)⁸⁾の適用も考えられる。既に板ばねに対してはモデルファイドオースフォーミングプロセスが実用化されており⁹⁾、我々もSUP10を基本鋼種として用いた実験より、このプロセスを適用した場合のV添加による再結晶抑制・結晶粒微細化と、それに基づく高耐久化の効果を報告した¹⁰⁾。しかし、このプロセスでは加工を高温で行うため、期待されるようなオーステナイトの大きな加工硬化と、それを引継ぐことによるマルテンサイトの強度の上昇が認められなかった¹⁰⁾。

過去、ばね鋼へのオースフォーミングの適用例は数例^{11,12)}報告されており、強度・靱性バランスが改善されることを報告している。しかしながら、これらはベイナイト

域加工であり、加工・焼入れ後の引張強さは必ずしも高くない。現在、ばねの引張強さは2000 MPaを越えるものが要求されていることから、Ayadaら¹³⁾は、マルテンサイトの強化を目的とし、オースフォーミングをコイルばね線の引抜き加工に適用したオースドロローイング法を開発した。この方法は、ばね線材を急速加熱によりオーステナイト化後、準安定オーステナイト域に急冷し、引抜き加工を施してオーステナイトを加工硬化状態にし、その後直ちに急冷することによりマルテンサイトを強靱化するものである。

ただし、加工によるパーライト変態やベイナイト変態の促進が懸念される¹⁴⁾ことから、十分な焼入れを確保できるプロセス条件を知ることが肝要である。そこで、本研究ではオースドロローイングにより得られるばね線材の組織と機械的性質に及ぼす加工条件の影響を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1に、供試材の化学成分を示す。オースドロローイング実験用に直径4 mmの弁ばね用Si-Cr鋼オイルテンパー線

平成10年11月12日受付 平成11年2月11日受理 (Received on Nov. 12, 1998; Accepted on Feb. 11, 1999)

* 日本発条(株) 精密ばね生産本部 (Precision Spring & Components Div., NHK Spring Co., Ltd., 4056 Aza-Sakuradai Nakatsu Aikawamachi Aikoh-gun Kanagawa-ken 243-0303)

* 2 日本発条(株) 研究開発本部 (R & D Div., NHK Spring Co., Ltd.)

* 3 大阪大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Osaka University)

Table. 1. Chemical compositions of the specimens (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr
SWOSC-V	0.56	1.42	0.67	0.014	0.006	0.01	0.67
SAE9254(SUP12)	0.54	1.49	0.71	0.013	0.009	0.01	0.70

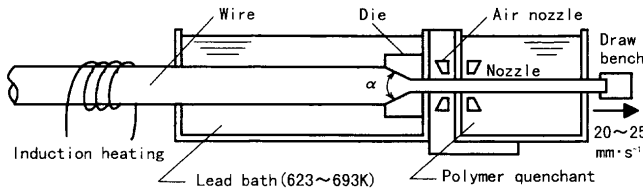


Fig. 1. Schematic illustration showing the aus-drawing apparatus.

(SWOSC-V)を用いた。加工熱処理シミュレーション実験用に SWOSC-V とほぼ同じ成分を持つ SAE9254 (JIS SUP12 と等価) の直径 14 mm の熱延材を用いた。

2.2 オースドロージング実験

オースドロージング実験装置の概略を Fig. 1 に示す。線材は引抜きされながら 1200K まで高周波加熱によりオーステナイト化される。この条件は、炭化物を固溶し結晶粒の粗大化を生じない条件として選定した¹⁵⁾。続いて、鉛浴により TTT 曲線におけるベイ付近の過冷オーステナイト温度 (623~693K) まで急冷され、鉛浴出口に浸漬したダイスにより引抜き加工される。その後、直ちに水溶性焼入れ剤¹⁶⁾を用いて焼入れされる。ここで、ダイス角 (α) は 5°, 10°, 15°, 30°, 45° (0.086, 0.175, 0.262, 0.524, 0.785 rad), 減面率は 2.5%, 10%, 19%, 引抜き速度は 20 mm·min⁻¹ (一部 25 mm·min⁻¹) とした。

組織観察は、縦断面と横断面上で、光学顕微鏡と電界放射型走査電子顕微鏡 (FE-SEM, 日立製作所製 S-4100) を用いて行った。硬さ分布は微小ビッカース硬さ計 (明石製作所製 MVK-V) により、線材の横断面内で測定した。微小 X 線残留応力測定装置 (理学電機製 PSCP/RSF) により、Cr-K α 線, 印加電圧 40 kV, 電流 30 mA, 照射径 1 mm, 照射時間 60 s の条件下で線の表面残留応力を測定し、直径方向に 0.2 mm ずつ溶去しながらその半径方向の分布を求めた。さらに、X 線回折装置 (理学電機製 RINT2000) を用い、Co-K α 線, 印加電圧 40 kV, 電流 200 mA の条件下で、残留応力測定と同様の測定を行って、半径方向の残留オーステナイト量分布を求めた。残留オーステナイト量の算出は円山¹⁶⁾の方法によった。

なお、通常の線ばね材は焼入れ→焼戻し→ショットピーニング→ひずみ取り焼鈍を経て使用されるため、組織観察、残留応力および残留オーステナイト量の測定は各々、焼入れ直後、673K×1.8ks の焼戻し後、およびショットピーニング (アークハイト 0.25 mmA, カバレッジ 90% 以上) +443K×1.8ks のひずみ取り焼鈍後の試料について行った。

2.3 引抜き材の直径方向のひずみ分布の測定

引抜き材のひずみ分布の測定は、4 mm 直径の試験片の直径を通るように 1 mm 直径の SWOSC-V 線を埋込み、オースドロージングを行った後、線の中心を通る長手方向の垂直断面に沿って切断し、埋込み線の湾曲形状を元に直径方向のひずみ分布を求めた。ここで、変形中の圧下ひずみ増分とせん断ひずみ増分の比は一定であり (比例負荷)、軸対称変形と仮定すると、相当ひずみ (ϵ_{eq}), せん断ひずみ (γ_{rz}) は各々、以下の式で表わされる。

$$\epsilon_{eq} = \sqrt{4\epsilon_r^2 + \frac{1}{3}\gamma_{rz}^2} = 2\phi \ln(r_1/r_0) = 2\phi\epsilon_r = \phi\epsilon_z \dots\dots\dots (1)$$

$$\gamma_{rz} = 2\sqrt{3(\phi^2 - 1)}\epsilon_r \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 ϵ_r, ϵ_z は各々半径方向ひずみ、長手方向ひずみを表わし、さらに ϕ は付加的せん断係数であり、

$$\phi = \sqrt{1 + \frac{3}{4} \left\{ \frac{\tan\theta_1}{(r_0/r_1)^3 - 1} \right\}^2} \dots\dots\dots (3)$$

で表わされる。また、 r_0, r_1 は各々引抜き前後の線の半径、 θ_1 は引抜き前に線の長手方向に直角な要素の任意の位置における見かけのせん断角である。先に求めた丸線の中心の湾曲形状から θ_1 を求め、上式を用いて $\epsilon_{eq}, \gamma_{rz}$ の直径方向の分布を求めた。

2.4 ねじり試験, ばね耐久試験およびへたり試験

機械的性質の調査のため、オースドロージング後に 673K×1.8ks の焼戻しを行った線材と従来の Si-Cr 鋼オイルテンパー線を用いてねじり試験を行った。ねじり試験は標点間距離を線径の 100 倍とし、回転速度を毎分 2 回転とした。ひずみゲージを貼付し、ねじり降伏点 ($\tau_{0.3}$), 最大ねじり応力 (τ_B), 横弾性係数 (G) を求め、および、捻回値 (破断までのねじり回数) を求めた。また、同じ試料を用いて線径 3.8 mm, 平均コイル径 24.7 mm, ばね定数 33.9 N/mm, 有効巻数 4 の弁ばねを作製し、ショットピーニングを施して 423K×1.8ks のひずみ取り焼鈍後、ばね耐久試験およびへたり試験を行った。ここで、ばね耐久試験にはカム式疲労試験機を用い、カム回転速度 1500 cpm, 平均応力 τ_m は 637 MPa 一定とし、応力振幅 τ_a を 530 MPa から 600 MPa の間で変化させた。へたり試験は締付け応力が 1176 MPa 一定、締付け温度は室温 (293K) と 353K の 2 条件、締付け時間は 72 h 一定で行い、次式より残留せん断ひずみ ($\Delta\gamma$) を求めて耐へたり性を評価した。

$$\Delta\gamma = \Delta\tau/G = 8\Delta PD/(\pi d^3 G) \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 G は横弾性係数、 ΔP はへたり試験前後の荷重低下量、 D は平均コイル直径、 d はばね線径である。

2.5 加工熱処理シミュレーション試験

変態速度に及ぼす加工の影響を明らかにするために、熱

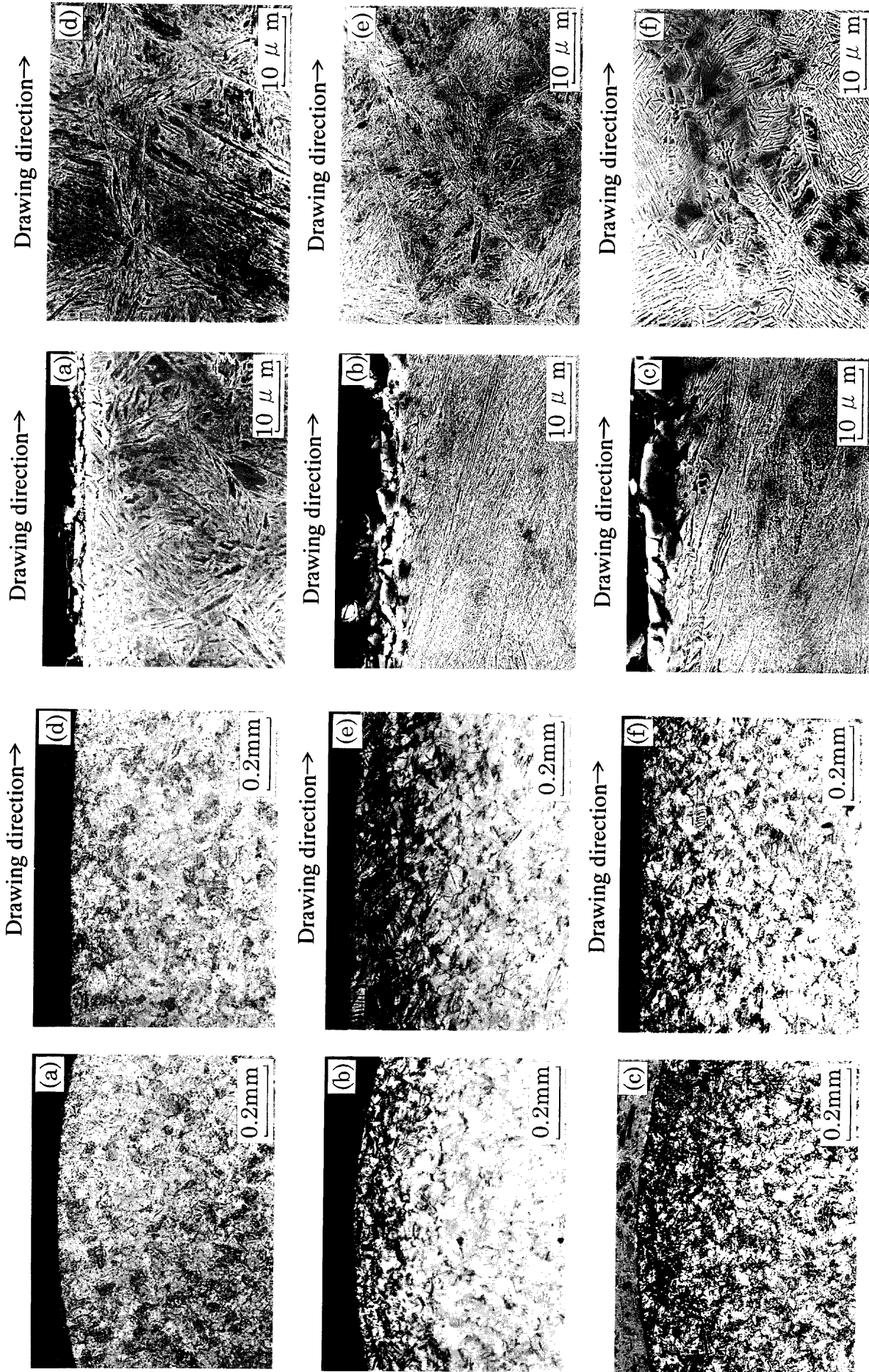


Fig. 2. Optical micrographs showing the typical three types of microstructures of the SWOSC-V wire aus-drawn at 673 K. On the transverse planes (a, b, c) and longitudinal planes (d, e, f).
 (a, d): Fully martensite structure. $r = 10\%$, $\alpha = 15$ deg.
 (b, e): Surface bainite structure. $r = 10\%$, $\alpha = 30$ deg.
 (c, f): Fully bainite structure. $r = 19\%$ and $\alpha = 45$ deg.

Fig. 3. FE-SEM micrographs showing the typical three types of microstructures of the SWOSC-V wire aus-drawn at 673 K. Near the surface (a, b, c) and near the center (d, e, f) on the longitudinal plane.
 (a, d): Fully martensite structure. $r = 10\%$, $\alpha = 15$ deg.
 (b, e): Surface bainite structure. $r = 10\%$, $\alpha = 30$ deg.
 (c, f): Fully bainite structure. $r = 19\%$, $\alpha = 45$ deg.

間加工再現試験装置（富士電波工機製 Thermec-mastor-Z）を用いて、圧縮試験によるオースドロローイングのシミュレーションを行った。14mm直径の熱延材から直径8mm、高さ12mmの円柱圧縮試験片を切出し、試験に供した。試験片は誘導加熱により1173Kまで 10K s^{-1} で急速加熱され、その温度で60s保持された。このオーステナイト化後、試験片は623Kから973Kの範囲の過冷オーステナイト温度へ 50K s^{-1} の冷却速度でHeガスにより急冷され、直ちに圧縮加工された。ここで圧縮率は0%、20%、40%、ひずみ速度はオースドロローイングと同じ 2s^{-1} 一定とした。加工後、試験片はその温度に最長120sまで等温保持され、その間に直径の膨張量をレーザー変位計にて検出することにより変態開始時間を求めた。圧縮試験においては、潤滑剤としてガラス潤滑剤と雲母薄片を併用した。その結果、ほぼ均一圧縮が達成された。

3. 実験結果

3.1 オースドロローイング材の組織

Fig. 2はオースドロローイング直後の焼入れままの線材の代表的な光学顕微鏡組織である。(a, b, c)は横断面上の、(d, e, f)は縦断面上の組織であり、顕微鏡組織においてはベイナイトは黒っぽく現出された。オースドロローイング材は加工条件に依存してFig. 2に示すように3通りの異なる組織構成を示した。すなわち、(a), (d)は全域がマルテンサイト（以降、これを全域マルテンサイト材と呼ぶ。）、(b), (e)は表面がベイナイトで中心がマルテンサイト（表面ベイナイト材）さらに、(c), (f)は全域がほぼベイナイト（全域ベイナイト材）となっている。焼入れ時の冷却は表面から起こるため、表面がベイナイト、中心がマルテンサイトとなるのは一見、奇異に思われるが、この理由については後に考察する。

Fig. 3はFig. 2と同じサンプルの縦断面上のSEM組織である。ここで、(a, b, c)は表面、(d, e, f)は中心の組織である。(a), (d)は全域マルテンサイト材であり、表面と中心を比べると、表面近傍におけるマルテンサイトのポケット・ブロックサイズが小さくなっている。(b), (e)は表面ベイナイト材であり、表面にはオーステナイトのせん断変形の影響を引継いで引抜き方向に対して傾斜して一方向に並んだベイナイトが認められる。(c), (f)は全域ベイナイト材であり、表面はやはり一方向に並んだベイナイトとなっている。中心のベイナイトは一方向に並ぶ傾向は持っていない。また、表層のベイナイトラスタの方が微細である。なお、全域マルテンサイト材では表面近傍のせん断変形の影響が不明瞭である(Fig. 3(a))が、これは後で述べるように、全域マルテンサイトをj得るための加工条件では大きなせん断ひずみが導入されないためと考えられる。

Fig. 4は上記の各組織の出現状況をダイス角と引抜き応

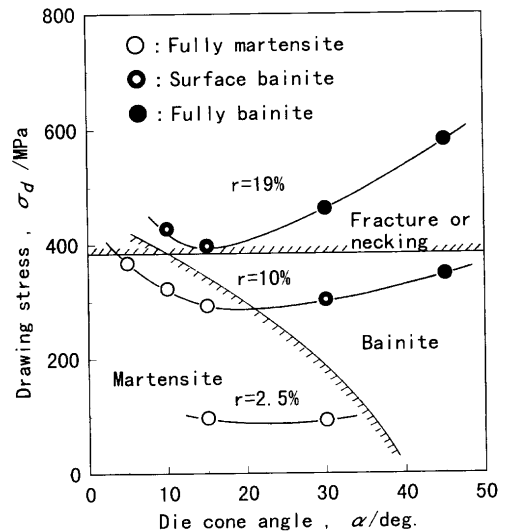


Fig. 4. Relation between the die cone angle and the drawing stress during aus-drawing at 673K at a drawing speed of $20\text{ mm}\cdot\text{s}^{-1}$. The microstructures of the aus-drawn wires are also represented by the symbols.

力により整理したものである。引抜き応力は減面率が大きくなると増加するが、減面率一定の場合、通常の引抜きと同じく、あるダイス角で最小値をとる。ここで、全域マルテンサイトが得られる領域は低減面率、低ダイス角側にあり引抜き応力も小さな領域である。同一減面率でもダイス角が大きくなると、あるいは同一ダイス角でも減面率が大きくなるとベイナイトが出現するようになる。ベイナイトは表層部に優先的に現れ、次第に全域に拡大する。このように加工条件によってベイナイトの出現状況が異なる理由に関しては後に考察する。

3.2 オースドロローイング材の硬さ、残留オーステナイト量および残留応力分布

Fig. 5に全域マルテンサイト材、表面ベイナイト材、全域ベイナイト材の(a)引抜き・焼入れ直後、(b)623K×1.8ksの焼戻し後、(c)ショットピーニング+443K×1.8ksのひずみ取り焼鈍後の横断面内の直径方向硬さ分布を示す。比較として無加工材の硬さ分布も併せて示す。引抜き・焼入れ直後(a)においては全域マルテンサイト材と無加工材はほぼ均一な硬さ分布となっているのに対して、表面ベイナイト材では表面部の硬さが低下している。全域ベイナイト材では表面部の硬さが低い値を示す理由としては、ベイナイトそのものの硬さが小さいことに加えて、後述のように残留オーステナイト量が増していることも寄与していると考えられる。焼戻し後(b)は、全域マルテンサイト材、表面ベイナイト材の中心部硬さが無加工材よりも大きくなる。これは、加工によりマルテンサイトの焼戻し軟化抵抗が大きくなったためと考えられる。ショットピーニング+ひずみ取り焼鈍後(c)は、いずれの材料においても焼戻し後(b)に比べて表面硬さが上昇する。これはショットピーニングによる加工

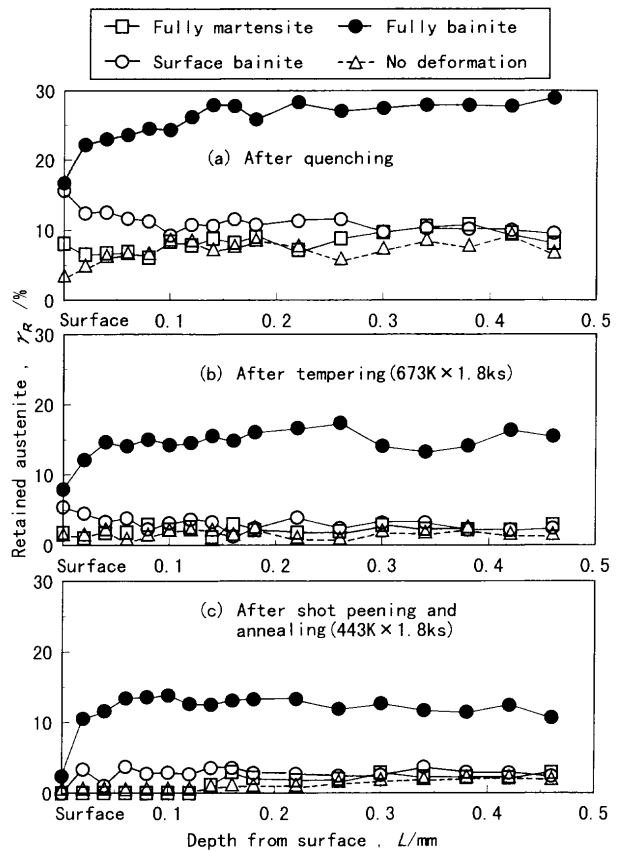
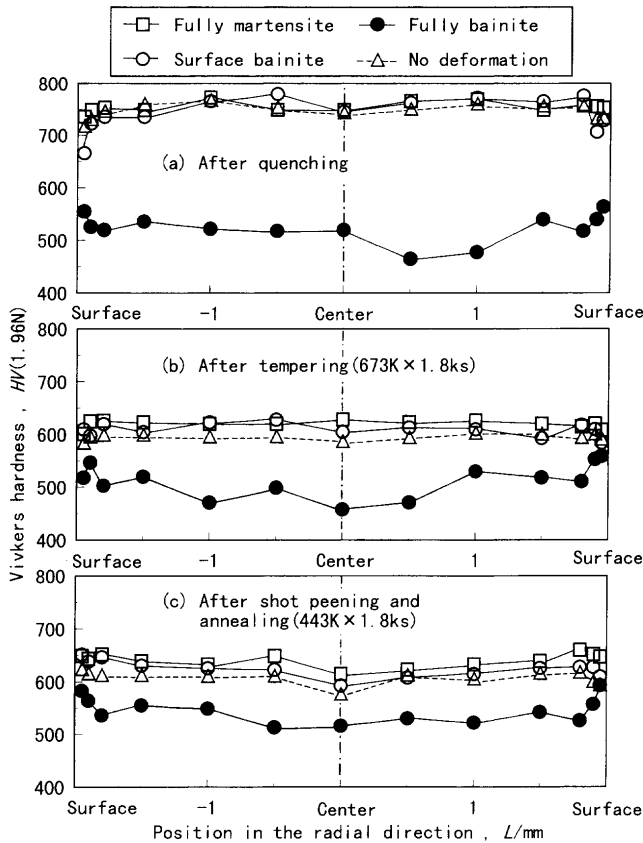


Fig. 5. Vickers hardness of the aus-drawn-specimens in the radial direction on the lateral plane. The deformation conditions of fully martensite, surface bainite, and fully bainite specimens were same as shown in Fig. 2. (a) After quenching. (b) After tempering (673K × 1.8 ks). (c) After shot peening and annealing (443K × 1.8 ks).

Fig. 6. Amount of the retained austenite in the aus-drawn specimens in the radial direction on the lateral plane. The deformation conditions of fully martensite, surface bainite, and fully bainite specimens were same as shown in Fig. 2. (a) After quenching. (b) After tempering (673K × 1.8 ks). (c) After shot peening and annealing (443K × 1.8 ks).

硬化と残留オーステナイトの分解・マルテンサイト化によるものと考えられる。

Fig. 6に、(a)引抜き・焼入れ後、(b) 673K × 1.8 ks焼戻し後、(c)ショットピーニング + 443K × 1.8 ksのひずみ取り焼鈍後の横断面内の直径方向残留オーステナイト量分布を示す。残留オーステナイト量は組織によって大きく異なり、全域ベイナイト材の場合には、引抜き・焼入れ後に最大30%近くも多量の残留オーステナイトが存在する。焼入れ後の残留オーステナイト量は全域ベイナイト材 > 表面ベイナイト材 > 全域マルテンサイト材 ≒ 無加工材の順に低下するが、全域マルテンサイト材でも表面近傍は無加工材よりも多くなり、8%程度生成している。表層はせん断ひずみを受ける場所であることから、全域マルテンサイト材の残留オーステナイト量が無加工材よりも大きくなる理由は、津崎ら^{18,19)}も指摘しているように加工によるオーステナイトの安定化によるものであろう。また、ベイナイトの生成とともに残留オーステナイト量が大きく増加するのは、本鋼がSiを1.4%含む鋼であるため¹⁹⁾であろう。焼戻し(b)により、残留オーステナイトは分解して少なくなる傾向が見られ、全域マルテンサイト材と無加工材では2%

程度に低下する。しかしながら、表面ベイナイト材の表層では3~5%、全域ベイナイト材では7~15%ものオーステナイトが残留する。ショットピーニング + ひずみ取り焼鈍後(c)は、全域マルテンサイト材や無加工材の表面では残留オーステナイトは分解して0%となるが、内部には2%程度残留する。全域ベイナイト材の場合、表面では2%程度まで分解するものの内部には12%も残留している。こうした残留オーステナイト量はFig. 5に示した硬さとも良く対応している。

Fig. 7に、(a)引抜き・焼入れ後、(b) 673K × 1.8 ks焼戻し後、(c)ショットピーニング + 443K × 1.8 ksのひずみ取り焼鈍後の残留応力分布を示す。引抜き・焼入れ後(a)では、全ての材料の表面が引張応力となっているが、この中でも表面ベイナイト材や全域ベイナイト材は1000 MPa近くの大きな引張残留応力を示す。全域マルテンサイト材でも表面では750 MPaもの大きな引張残留応力を示しているが、無加工材でも300 MPa程度の引張残留応力が認められる。これは、表面がベイナイト、中心がマルテンサイトの不均質組織となること以外に、冷却が表面から内部にかけて進行することによる寄与も考えられる。焼戻し(b)により、

表面の引張残留応力は減少するものの、依然として300~400MPaの引張残留応力が認められる。中でも全域ベイナイト材は他のものに比べて大きな引張残留応力を示している。ショットピーニング+ひずみ取り焼鈍(c)により表層は圧縮残留応力に反転する。最大圧縮残留応力は全域マルテンサイト材と無加工材がほぼ同じ値を示し、最も大きい。これに対して表面ベイナイト材や全域ベイナイト材では最大圧縮残留応力が小さく、残留応力がゼロとなる点の位置が深くなっている。これは、全域マルテンサイト材や無加工材では表層の残留オーステナイトが分解してマルテンサイト化しているのに対して、表面ベイナイト材や全域ベイナイト材ではショットピーニング後もオーステナイトが十分分解せずに残留していること(Fig. 6)、およびベイナイト

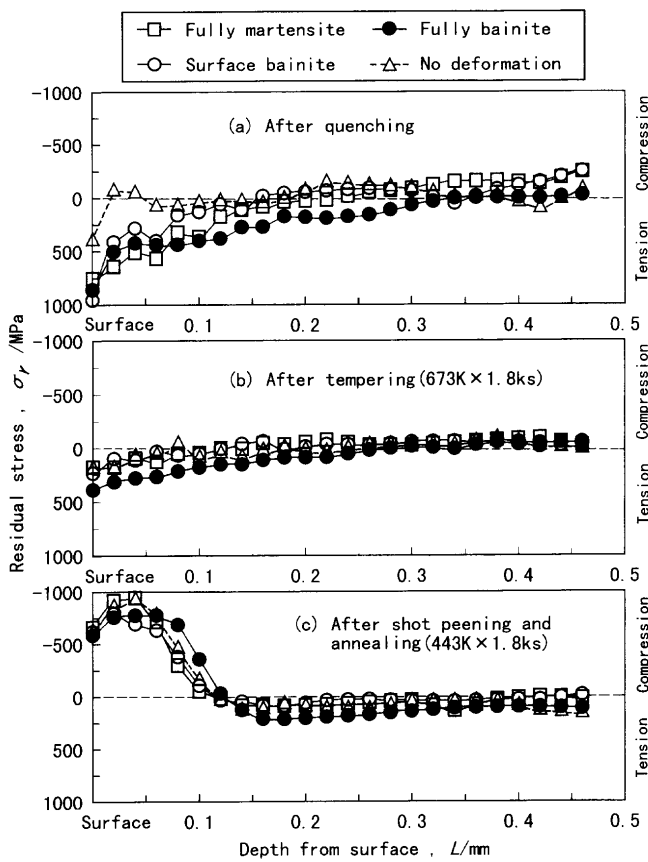


Fig. 7. Residual stresses in the aus-drawn specimens in the radial direction on the lateral plane. The deformation conditions of fully martensite, surface bainite, and fully bainite were same as shown in Fig. 2. (a) After quenching, (b) After tempering (673K x 1.8 ks), (c) After shot peening and annealing (443K x 1.8 ks).

Table 2. Mechanical properties of the aus-drawn wires after tempering for 1.8 ks at 673 K. Obtained by torsional tests. The deformation conditions of fully martensite, surface bainite, and fully bainite specimens were same as shown in Fig. 2.

Material	Yield shear stress $\tau_{0.3}$ (MPa)	Maximum shear stress τ_B (MPa)	$\tau_{0.3} / \tau_B$	Number of twist (cycles, 100d)	Shear modulus G (GPa)
Fully martensite	1,198	1,245	0.962	4.4	78.6
Surface bainite	1,088	1,133	0.960	4.4	77.3
Fully bainite	1,032	1,153	0.895	6.3	75.2
Oil-tempered wire	1,040	1,131	0.920	7.5	78.1

の硬さそのものが低いこと(Fig. 5)が影響していると考えられる。

3.3 オースドロローイングされた線材の機械的性質

Table 2はねじり試験により得られた機械的性質を示す。全域マルテンサイト材の特徴は最大ねじり応力、ねじり降伏点が高く、降伏比(ねじり降伏応力/最大ねじり応力)も高い点である。ただし、捻回値が低く延性には乏しい。表面ベイナイト材や全域ベイナイト材は降伏比、横弾性係数が低下し、捻回値が向上する傾向が見られる。

Fig. 8に、弁ばねの疲労試験結果を示す。オイルテンパー線の疲労強度は破線で示した限度線となるのに対して、オースドロロー材(全域マルテンサイト)は高耐久性を示し実線のような限度線となる。これは表面硬さが大きい(Fig. 5)こと、表層の圧縮残留応力が大きい(Fig. 7)ことなどによるものと考えられる。一方、表面ベイナイト材や全域ベイナイト材の疲労強度は従来のオイルテンパー線よりも劣る。

Fig. 9に、へたり試験の結果を示す。全域マルテンサイト材はオイルテンパー線よりも残留せん断ひずみが小さく耐へたりに性に優れているが、表面ベイナイト材や全域ベイナイト材はオイルテンパー線よりへたり易い。この傾向は室温でも353Kでも同様であるが、当然ながらへたりは353Kの方が大きくなる。

なお、残留オーステナイトを含むベイナイトは一般的には変態誘起塑性により優れた機械的性質を示すとされている^{20,21)}。また、Si-Cr鋼オイルテンパー線に関しては鎗田²²⁾が報告しているように、オーステナイトを残留させたままでは耐久性に悪影響を及ぼすが、ばね成形やショットピーニング加工で加工誘起マルテンサイト変態を起こさせると優れた耐久性を示すとされている。本報では、全域マルテンサイト材では耐久性、耐へたりに性に優れていたが、表面ベイナイト材や全域ベイナイト材では耐久性、耐へたりに性に低下した(Figs. 8, 9)。これは、Fig. 6に示したように、ショットピーニング+ひずみ取り焼鈍後も、多量のオーステナイトが残留しているためと考えられる。

4. 考察

本研究の結果より、オースドロローイングによって全域マルテンサイト組織となった線材は、従来のオイルテンパー

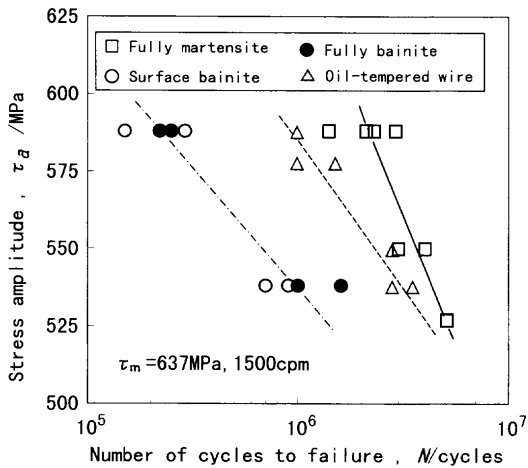


Fig. 8. Results of the fatigue tests of the aus-drawn wires and the conventional oil-tempered wires.

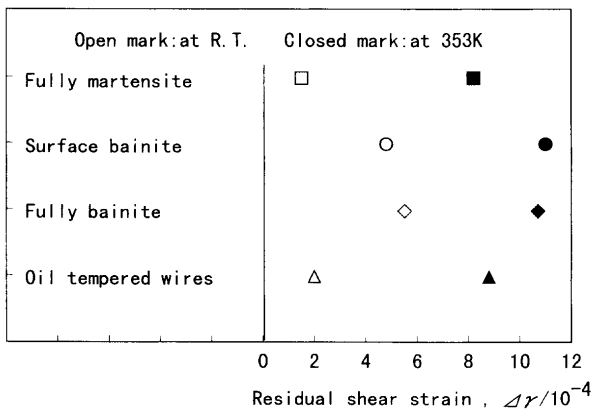


Fig. 9. Results of the fastening test of the aus-drawn wires and the conventional oil-tempered wires. Open marks show the results at room temperature and closed marks show the results at 353K.

線に比べてねじり降伏応力が高く、ばねの耐久性・耐へたり性にも優れることが判明した。一方、高減面率や高ダイス角になるとベイナイトを生成しやすくなり、同時にオーステナイトの安定化を生じてばね耐久性・耐へたり性が低下することも判明した。したがって、ベイナイト生成を抑制し、全域マルテンサイト組織とすることが本プロセスにおける最も重要な課題である。本節では、ベイナイト生成が加工条件の影響を強く受ける理由、また表層部にベイナイトが現れ易い理由について考察する。

ベイナイトの生成原因としてまず、引抜きによる加工熱の発生²³⁾が考えられる。すなわち、TTT図におけるベイナイト変態開始線が右下がりであるため、加工熱により実際の材料温度が上昇すればベイナイト変態開始線を越えることが考えられる。そこで、673K、25mm・s⁻¹のオースドローイングにおけるダイス出口温度を実測した結果をFig.10に示す。高減面率、高ダイス角になるほど加工熱が大きくなり、減面率19%、ダイス角45°の条件下で最大108Kもの加工熱が発生している。したがって、高減面率、高ダイ

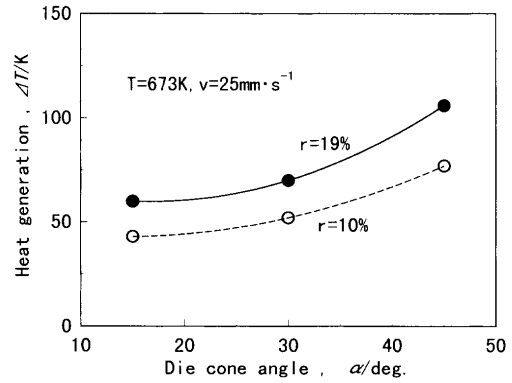


Fig. 10. Heat generation in aus-drawing process.

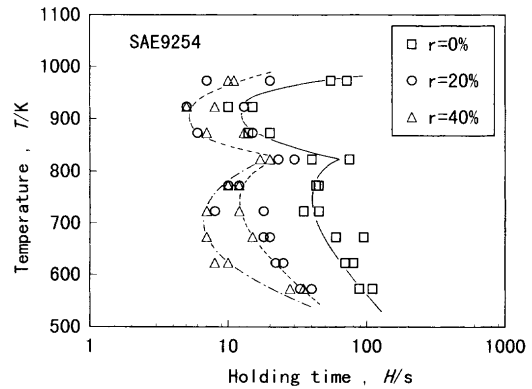


Fig. 11. Effect of the deformation on the TTT diagram of SAE9254 (SUP12).

ス角になると加工熱の影響は無視できない。ただし、減面率10%、ダイス角30°の場合、加工熱が52Kと小さいにもかかわらず表面にベイナイトが生成していた(Fig. 4)ことから、加工熱のみがベイナイトの生成の原因とはいえない。

そこで、次に加工による変態促進の影響を検討した。Fig.11は加工熱処理シミュレーション実験において得られた、変態開始点を示すTTT図である。本鋼種はパーライト変態のC曲線とベイナイト変態のC曲線が明瞭に別れた2重C曲線を示した。図より明らかなように、ベイナイト変態、パーライト変態共に加工によって変態開始までの潜伏時間が大きく短縮される。加工度が20%から40%と大きくなると、パーライト変態の促進効果は停滞するが、ベイナイト変態の開始はさらに促進される。次に、オースドローイング材の横断面内直径方向の相当ひずみ分布の測定結果をFig.12に示す。この図より、減面率やダイス角が大きいほど表面近傍の相当ひずみの増加が著しくなることが判る。このように表面近傍の相当ひずみが大きくなるのは、表層には付加的せん断ひずみが重畳するためである。Fig. 4において同一減面率でもダイス角が大きくなるほど表面からベイナイトが生成し中心まで移行するようになること、同一ダイス角でも減面率が大きくなるほど中心までベイナイトが生成するようになることを示したが、これらは

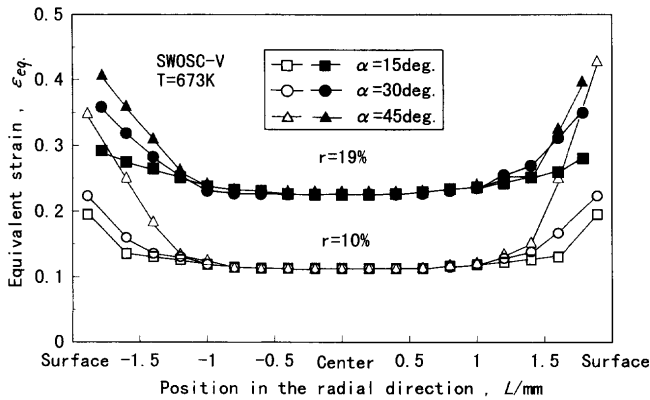


Fig. 12. Distributions of the equivalent strain in the radial direction in the aus-drawn specimens.

Fig.12に示した相当ひずみの増加とFig.11に示したひずみの増加に伴うベイナイト変態の促進とを考慮合わせることにより説明できる。すなわち、オースドロー材におけるベイナイト生成には加工熱による材料温度の上昇と相当ひずみの増加による変態促進の双方が影響していると考えられるが、相当ひずみの増加によるベイナイト変態促進効果の寄与がむしろ支配的である。

5. 結言

ばねの材質改善を目的として、引抜き加工によりオースフォーミングを行うオースドローイングプロセスを開発し、中炭素ばね鋼(SWOSC-V, SEA9254)に適用した。得られた主な結果は以下の通りである。

(1) 加工条件に依存して、オースドロー線材は全域マルテンサイト、表面ベイナイト、全域ベイナイトの3種の異なる組織構成を示した。ベイナイトはまず線材の表面に現れ、ダイス角が大きくなるほど、または減面率が大きくなるほど全域に現れやすくなった。こうしたベイナイトの出現には、引抜き加工時の加工熱による材料温度の上昇と加工によるベイナイト変態の促進の両方が寄与しているが、むしろ後者の寄与が支配的であることが明らかとなった。

(2) 全域マルテンサイトとなったオースドロー線材は焼戻し軟化抵抗の増大によって焼戻し後およびショットピーニング+ひずみ取り焼鈍後には従来材(オイルテンパー線)よりも大きな硬さを示し、表面層に大きな圧縮残留応力が認められた。また、ねじり降伏点が高く、降伏比も高

いという特徴を有していた。その結果、全域マルテンサイト組織となったオースドロー線材は、従来材よりも優れた疲労強度と耐へたり性を示した。

(3) 表層あるいは全域がベイナイトとなったオースドロー線材は従来材よりも劣る疲労強度と耐へたり性を示した。これは、ベイナイトの強度がそのもの低いこと、およびベイナイト変態に伴って多量の残留オーステナイトが生成し、それがショットピーニング+ひずみ取り焼鈍後も残留することによるものであった。

したがって、本プロセスの実用化には表層の付加的せん断ひずみを抑制することなどにより、ベイナイトの生成を防ぐことが肝要である。さらに、変形抵抗の増大によるダイス寿命の低下やダイスとの焼付きによる局所的なベイナイト生成が問題となるため、ダイス材質の改善や適正潤滑剤の検討などが必要となる。

参考文献

- 1) M.Abe, T.Taniguti, T.Kuriki, K.Saitoh and N.Takamura: *SAE Tech. Pap. Ser.*, #890220, (1989).
- 2) Y.Murakami, K.Kawakami and M.Saito: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **35** (1990), 1.
- 3) Research Committee on Noncircular Wire Helical Springs: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **38** (1993), 53.
- 4) M.Saito, Y.Kasai, M.Mizuno, Y.Ito and H.Koyama: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **29** (1984), 63.
- 5) Y.Kawaguti, K.Katsube, M.Murahashi and Y.Yamada: *Wire J. Int.*, **24**, (1991), 53.
- 6) Y.Hagiwara, Y.Ito, T.Ozone, K.Yamada, H.Hayashi and M.Onoda: *Wire J. Int.*, **35** (1990), 13.
- 7) H.Toshino, K.Shigeno and N.Takagi: *Wire J. Int.*, **32** (1987), 31.
- 8) T.Maki, I.Tamura: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **25** (1984), 772.
- 9) M.Ohmori, T.Tanaka, T.Saito and D.Tanaka: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **30** (1990), 99.
- 10) M.Ayada, M.Yuga, N.Tsuji, Y.Saito and A.Yoneguti: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 1022.
- 11) B.M.Armstrong: *J. Iron Steel Inst.*, **202** (1964), 655.
- 12) S.Murakami: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **23** (1983), 330.
- 13) M.Ayada, T.Shimizu and T.Higashino: Proc. of 3rd Int. Conf. on Technology of Plasticity, The Japan Society for Technology of Plasticity (JSTP), Kyoto, (1990), 533.
- 14) I.Tamura: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **20** (1981), 987.
- 15) T.Narumi: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **25** (1985), 16.
- 16) K.Kawasaki, N.Takaoka, T.Yamazaki and R.Ozaki: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **20** (1980), 281.
- 17) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 18) K.Tsuzaki, T.Ueda, K.Fujiwara and T.Maki: Proc. of 1st Japan Int. SAMPE Symp. and Exhib., Soc. for Advancement of Mater. and Process Eng., Chiba, (1989), 799.
- 19) K.Tsuzaki and T.Maki: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **32** (1992), 70.
- 20) K.Shinoda and T.Yamada: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **20** (1980), 326.
- 21) H.Yarita: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **43** (1998), 1.
- 22) I.P.Kemp: *Wire Ind.*, **1** (1987), 41.