

下部ベイナイト域で引抜き・等温保持したばね線の機械的性質

綾田 倫彦*・井上 和雄*²・辻 伸泰*³・斎藤 好弘*³

Mechanical Properties of Spring Wire Drawn and Tempered at Lower Bainite Region

Michihiko AYADA, Kazuo INOUE, Nobuhiro TSUJI and Yoshihiro SAITO

Synopsis : Medium carbon spring steel containing Si (SWOSC-V) was aus-drawn and tempered at 543~573K (lower bainite region) to obtain the wire with ausformed bainite structure. Aus-forming refined bainitic ferrite. Especially near surface, bainitic ferrite tended to align in one direction because of a large amount of redundant shear strain in drawing. The redundant shear strain also resulted in larger hardness near the surface especially in the cases of low drawing velocities and large die-cone angles. At center regions, the aus-formed bainite wires showed smaller hardness than that of a conventional oil quenched and tempered wire with tempered martensite structure possibly due to higher transformation temperature by heat generation during drawing. The aus-formed bainite wires had large amount of retained austenite up to 25%. The retained austenite transformed to martensite during shot-peening or fatigue testing, so that the aus-formed bainite wires showed good mechanical properties and fatigue strength comparable to those of the conventional wires. These results indicate that the present new and simple process (aus-drawing+tempering) could be applicable to practical use for spring wire production.

Key words : medium carbon spring steels; Si containing steel; aus-drawing; thermomechanical processing; aus-formed bainite; transformation; retained austenite; microstructure; mechanical property; fatigue strength; residual stress.

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の軽量化の努力が続けられている¹⁾。ばねの軽量化のためには材料強度、特に疲労強度、耐へたり性の改善が必要となる。このためには合金成分の変更²⁾などの他に、オースフォーミングに代表されるいわゆる加工熱処理(TMCP)の適用の検討も考えられる³⁾。我々は既に板ばねに対してはA₁点以上の高温で塑性加工を行った後に直ちに焼入れを行うモディファイドオースフォーミングプロセスの適用を、また、線ばねに対しては過冷オーステナイト域へ急冷後、引抜き加工を行った後に直ちに焼入れてオースフォームドマルテンサイトを得るオースドロイングプロセスの適用を検討し、共にある適正条件を選べば疲労強度・韌性の向上が達成できるという結果を得た^{4,5)}。しかし一方で、オースドロイングプロセスにおいては加工によりベイナイト変態が促進され、条件によっては材料の一部がベイナイトとなって機械的性質に悪影響を及ぼすことも明らかとなった⁶⁻⁷⁾。

そこで、次に我々はベイナイト組織が焼戻しマルテンサイト組織に近いことに注目し、ベイナイト変態を逆手にとってオースフォームドベイナイトが利用できないかと考

えた^{8,9)}。オースフォーミングによるベイナイトの強化に関しては報告例が数例ある¹⁰⁻¹²⁾ものの、ばね鋼に関する研究はなかった。そこで前報⁹⁾ではばね鋼SUP7を用いた加工熱処理シミュレーション試験を行い、ベイナイト域で加工後、等温保持することによってベイナイトラスが微細化し、硬さが上昇するとともに残留オーステナイト量が著しく増加することを明らかにした。特に、オースフォーミングされた下部ベイナイト組織は、実用に耐え得る十分な強度を持つことも明らかにした。また、残留オーステナイトは、鋼の高強度化を阻害する場合もあるが、ショットピーニングによる加工誘起変態によりマルテンサイト化すれば疲労強度の向上が図れるとの報告もある^{13,14)}。そこで、本研究では、実際のばね線の下部ベイナイト域における引抜き・等温保持さらにはショットピーニングを行い、得られるオースフォームドベイナイト線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に化学成分を示す直径4mmの弁ばね用Si-Cr鋼オイルテンパー線(SWOSC-V)を用い、オースフォームド

平成11年3月9日受付 平成11年4月27日受理 (Received on Mar. 9, 1999; Accepted on Apr. 27, 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 Aikawa-machi 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 specimen (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Fe
SWOSC-V	0.56	1.42	0.67	0.014	0.006	0.01	0.67	bal.

ベイナイト線やオーステンパー線を作製した。比較用にオイルテンパー線（油焼入れ+焼戻し）も用いた。本鋼は前報⁹⁾の加工熱処理シミュレーション実験で用いた SUP7 (0.60%C-2.03%Si-0.86%Mn)と同様にCを0.56%, Siを1.42%含む中炭素Si含有鋼である。

2.2 オースフォームドベイナイトの作製

オースフォームドベイナイト化実験装置の概略を Fig. 1 に示す。本装置は既に報告したオースドロローイング装置⁵⁻⁷⁾に類似の装置であるが、加熱に管状ニクロム炉を用いている点と、オースドロローイングでは加工後急冷するのに対してここではダイス出口に等温保持用の管状ニクロム炉を設けている点異なる。線をまず1223K, 600s保持により均一にオーステナイト化する。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。次に、543~573Kに設定したPb-Bi合金浴中に急冷後、浴中に浸漬したダイスにより引抜きを行い、その後543~573Kに保持した管状ニクロム炉中で300s~3.6ksの等温保持を行った。ここで、ダイス角は10, 15, 20, および30°, 減面率は10%または19%, 引抜き速度は25, 35, 50, および100 mm·s⁻¹とした。なお、以下では、加工温度（Pb-Bi浴の温度）を T , 減面率を r , ダイス角を α , 引抜き速度を v , および等温保持時間を t の記号で表わす。

2.3 組織観察, 硬さ, 残留応力, 残留オーステナイト量測定

組織観察は、線の縦断面上で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、線の横断面内で測定した。線の表面残留応力は微小域 X線残留応力測定装置 (理学電機製 PSPC/RSF) を用いて Cr-K α 線により印加電圧40kV, 電流30mA, 照射径1mm, 照射時間60sの条件下で測定し、直径方向に0.2mmずつ溶去しながら測定を繰返してその半径方向の分布を求めた。さらに、半径方向の残留オーステナイト量の分布はX線回折装置 (理学電機製 RINT2000) を用い、Co-K α 線により印加電圧40kV, 電流200mAの条件下で、残留応力測定と同様の測定を行って求めた。残留オーステナイト量の算出は丸山¹⁵⁾の方法によった。

通常、線ばねは焼入れ、焼戻し後、ショットピーニングおよびひずみ取り焼鈍を施した後に使用されるため、本報においても、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、引抜き・等温保持後およびショットピーニングの上、443K×1.8ksのひずみ取り焼鈍後の試料に対して行った。ショットピーニングは、ショット粒径0.3mm, ビッカース硬さHV680の硬鋼線ラウンドカットワ

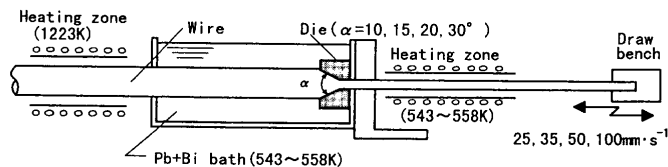


Fig. 1. Schematic illustrations showing the apparatus for manufacturing the aus-formed bainite wire.

イヤーを用いて、アークハイトが0.25mmA, カバレッジが90%以上になるように設定した。

2.4 機械的性質の測定

オースフォームドベイナイト線の機械的性質を明らかにするため、標点間距離を線径の100倍とし、ねじり速度毎分2回転でねじり試験を行った。ねじり降伏点, 最大ねじり応力, 横弾性係数および捻回値を求め、従来のオイルテンパー線と比較した。また、ビッカース硬さHV=580に調質した線に対してショットピーニングを施して443K×1.8ksのひずみ取り焼鈍後、中村式回転曲げ疲労試験を行った。ここで、回転速度は5000cpm, 応力振幅 τ_a は850MPa一定とした。応力は線の大たわみ式の解析から求めて、たわみ一定で疲労試験を行った^{16,17)}。

3. 実験結果

3.1 オースフォームドベイナイト線の組織

Fig. 2は、従来のオイルテンパー線、オーステンパー線およびオースフォームドベイナイト線の代表的なSEM組織で、(a, b, c)は表面部, (d, e, f)は中心部の組織である。オイルテンパー線(a, d)は焼戻しマルテンサイト組織, オーステンパー線(b, e)はベイナイト組織という違いはあるのだが、見た目には、両者は非常に類似している。一方、オースフォームドベイナイト線(c, f)の場合、表面近傍ではせん断変形の影響により旧オーステナイト粒が引抜き方向に対して傾斜しており、各旧オーステナイト粒中には一方向に並んだ微細なベイナイトが認められる。中心部は様々な方向を向いたベイナイトが認められる。

Fig. 3に、543Kにて減面率10%で引抜き後、1.2ks等温保持したオースフォームドベイナイト線の縦断面SEM組織を示す。表面近傍には加工によって引抜き方向に対して傾斜した旧オーステナイト粒と、その内部で一方向に並ぶ傾向をもって生成したベイナイトが認められる。ダイス角が大きいかほど旧オーステナイト粒の傾斜角は大きくなる傾向にある。

中心部のベイナイトは一方向に並ぶ傾向は持っておらず、様々な方向を向いている。中心部に比べて表面近傍のベイナイトは微細である。減面率19%の場合のSEM組織をFig. 4に示す。表面と中心の組織の違い、ダイス角の影響に関しては、加工度10%の場合(Fig. 3)と同様である。

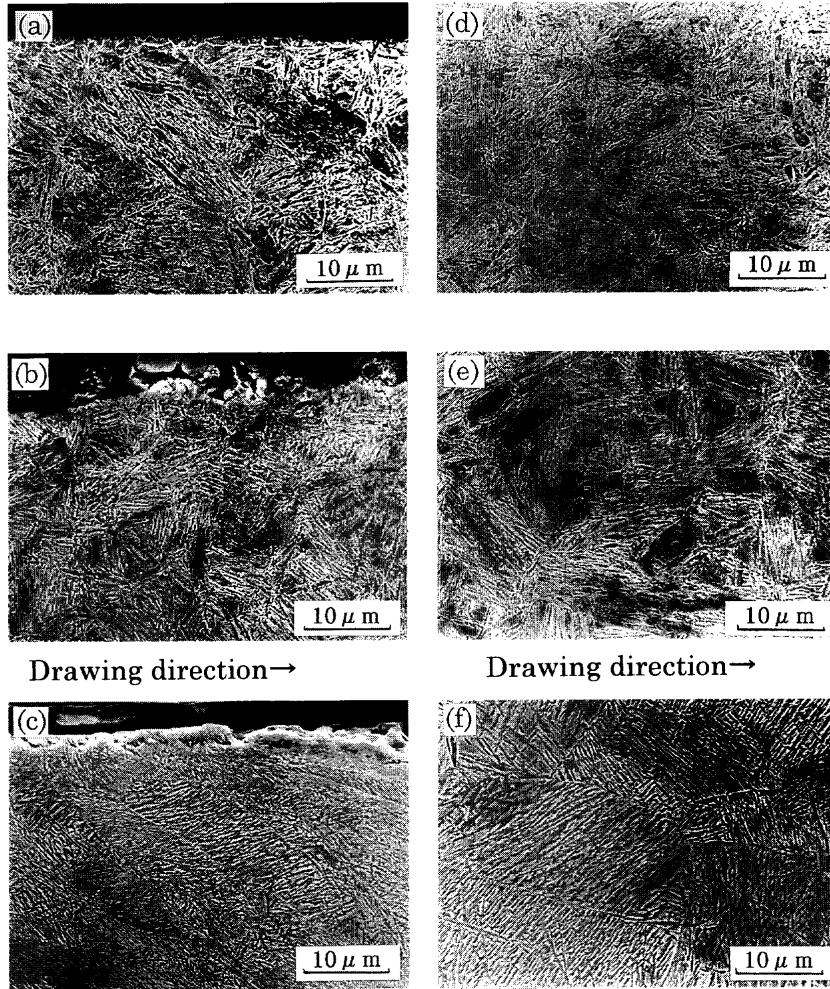


Fig. 2. FE-SEM micrographs showing the representative microstructures of the SWOSC-V wires. Near the surface (a, b, c) and near the center (d, e, f) on the longitudinal sections. (a, d) Oil-quenched and tempered ($723\text{K} \times 180\text{ s}$) martensite. (b, e) Aus-tempered bainite ($558\text{K} \times 1.2\text{ ks}$). (c, f) Aus-formed bainite ($T=558\text{K}$, $r=10\%$, $\alpha=10^\circ$, $v=100\text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$, $t=1.2\text{ ks}$).

一方、Fig. 3, 4の比較より、加工度が大きい方がベイナイトそのものが微細になる傾向が認められる。前報⁹⁾に倣ってベイナイトのパケットを同じ方向を向いたラスの集団と考えると、10%加工材に比べて19%加工材の方が中心部のパケットはむしろ粗大化し、一方向に並ぶ傾向が見られる。この現象は牧ら¹⁸⁾がオースフォームマルテンサイトの特徴として指摘しており、前報⁹⁾の圧縮におけるオースフォームドベイナイトでも見られた現象である。この原因は現在のところ明らかでないが、加工度の増加に伴うオーステナイトの転位下部組織の変化に伴うものではないかと考えられる。なお、引抜き速度や保持時間が変化してもSEM組織にほとんど差異は認められなかった。

3・2 オースフォームドベイナイト線の硬さ

Fig. 5に、オースフォームドベイナイト線の横断面内硬さ分布に及ぼす加工度の影響を示す。オースフォームドベイナイト線は、無加工材($r=0\%$)に比べて中心部硬さが低下している。オースフォームドベイナイト線の特徴は表面近くと中心部で硬さが大きく異なることであり、表面近くの硬さは減面率10%では無加工材より高くなっているも

の、加工度が19%と大きくなると無加工材と同じレベルまで低下している。この理由については、後に考察する。

Fig. 6には硬さ分布に及ぼす加工条件 ((a)ダイス角, (b)引抜き速度, (c)保持時間) の影響を示す。Fig. 6(a)より、ダイス角が大きいほど、表面近傍の硬さが高くなっている。これはダイス角が大きいほど表面の付加的せん断ひずみ、すなわち相当ひずみが大きくなって⁷⁾オーステナイトの加工硬化量が増すためと考えられる。Fig. 6(b)より、引抜き速度が速いほど硬さは低下する傾向が見られる。前報⁹⁾において、ベイナイトの硬さは保持温度が高くなるほど低下することを示したが、今回の場合には引抜き速度が速いほど変形抵抗が大きくなって、より大きな加工熱が発生し、変態温度が高くなったことにより硬さが低下したものと考えられる。Fig. 6(c)より、保持時間が硬さに及ぼす影響はほとんどない。

3・3 オースフォームドベイナイト線の残留オーステナイト

Fig. 7に、種々の処理を施されたオースフォームドベイ

Drawing direction→

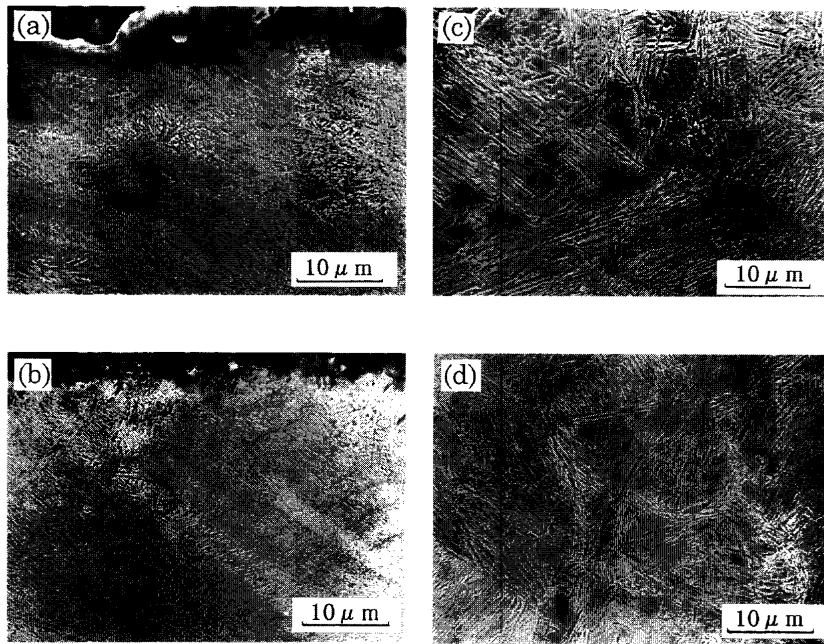


Fig. 3. FE-SEM microstructures of the SWOSC-V wires drawn by 10% at $100 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ and tempered for 1.2 ks at 543K. Near the surface (a, b) and near the center (c, d) on the longitudinal planes. (a, c): $\alpha=15^\circ$. (b, d): $\alpha=30^\circ$.

Drawing direction→

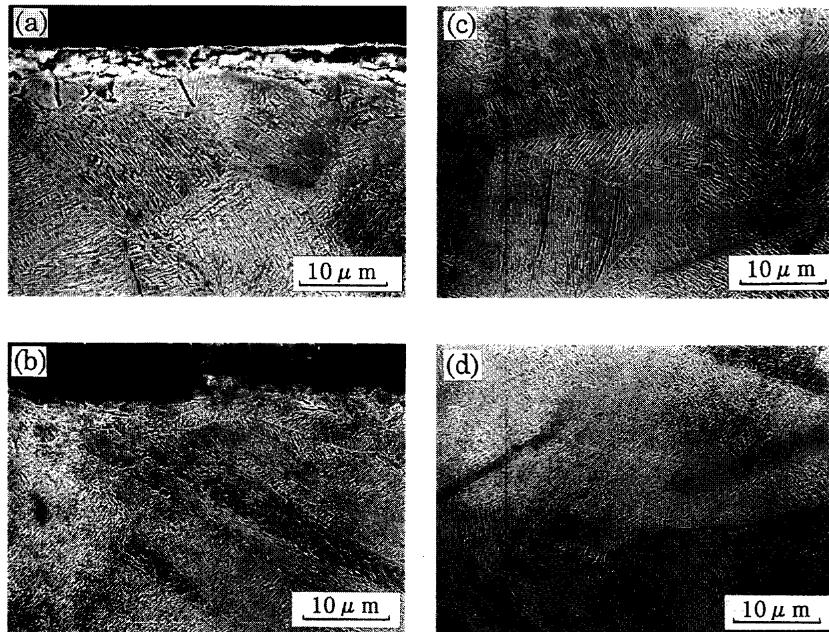


Fig. 4. FE-SEM microstructures of the SWOSC-V wires drawn by 19% at $100 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ and tempered for 1.2 ks at 543K. Near the surface (a, b) and near the center (c, d) on the longitudinal planes. (a, c): $\alpha=15^\circ$. (b, d): $\alpha=30^\circ$.

ナイト線の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、直径方向の分布に関しては、オイルテンパー線では位置によらず約3%程度であるのに対して、その他の場合には、最表面の方が内部に比べて少ない傾向が見られる。しかし、無加工のオーステンパー線でも同様の傾向が見られることから、加工による影響というよりは熱処理そのものの影響と思われる。オイルテンパー線よりも

オーステンパー線における残留オーステナイト量が多くなっているが、これは従来、Si含有鋼のオーステンパー時に生じる現象として良く知られている¹⁸⁾。Si含有鋼の場合、ベイナイト変態時に炭化物の析出が抑制され、未変態オーステナイト中の炭素の濃縮が起こりオーステナイトが安定化されるためとされている¹⁸⁾。残留オーステナイト量は加工によって著しく増加し、減面率19%では最大25%にも

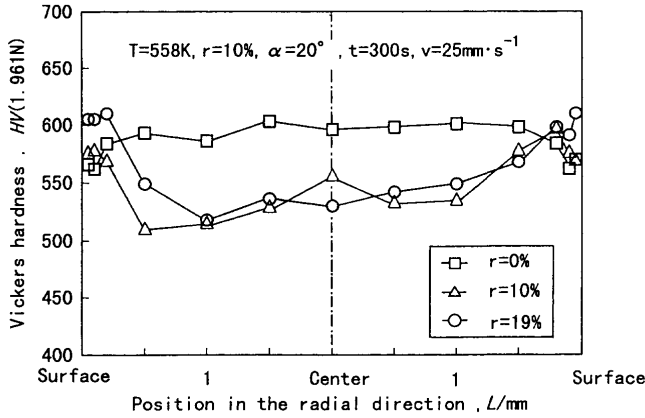


Fig. 5. Effect of the reduction in area on the hardness distribution on transverse sections in the aus-formed bainite wires.

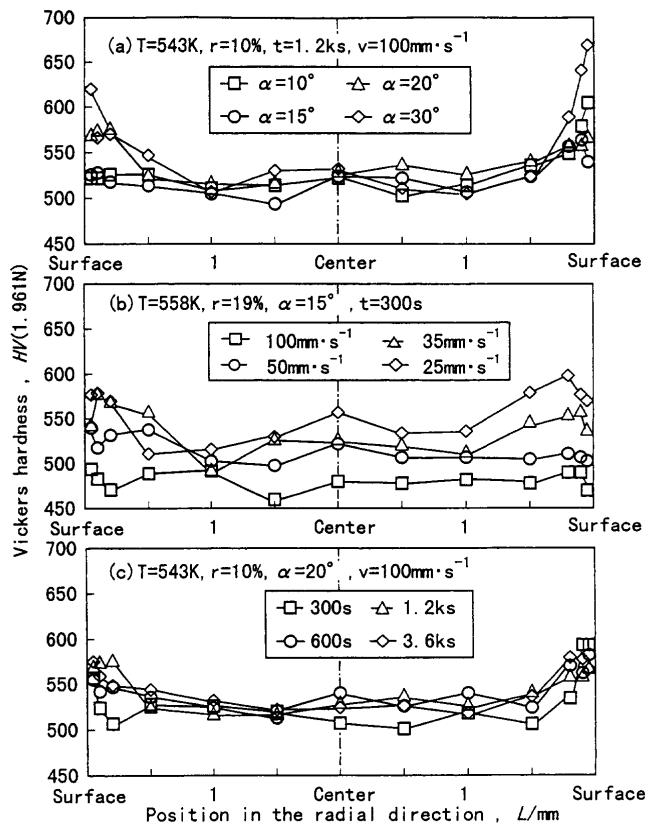


Fig. 6. Effect of the deformation conditions (die cone angle (a), drawing velocity (b), and holding time (c)) on the hardness distribution on transverse section in the aus-formed bainite wires. Before shot peening.

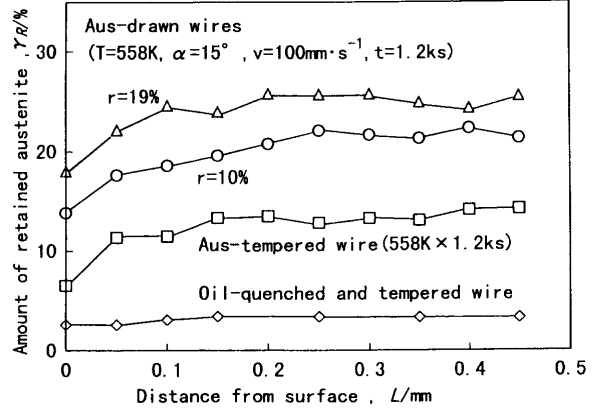


Fig. 7. Amount of retained austenite in the conventional oil-quenched and tempered wire, the aus-tempered wire, and the aus-drawn wires. Before shot peening.

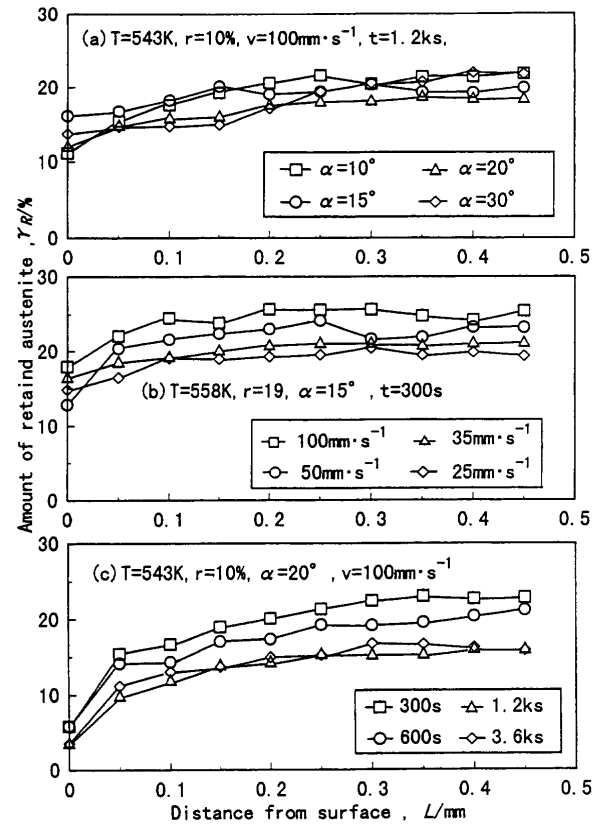


Fig. 8. Effect of the deformation conditions (die cone angle (a), drawing velocity (b), and holding time (c)) on the amount of retained austenite in the aus-drawn wires. Before shot peening.

達する。鋼種が異なるため絶対量に違いはあるものの、こうした加工によるオースフォームドベイナイト線の残留オーステナイト量の増加は、前報⁹⁾の加工熱処理シミュレーション実験で示した結果と同様である。これはTsu-zakiら¹⁹⁾も指摘しているように、オーステナイトの加工安定化によるものと考えられる。

Fig. 8に、オースフォームドベイナイト線の残留オーステナイト量に及ぼすダイス角(a)、引抜き速度(b)、保持時

間(c)の影響を示す。ダイス角の影響は小さい。引抜き速度は速いほど、保持時間は短いほど残留オーステナイト量は増加する傾向が見られる。

3・4 ショットピーニングの効果

Fig. 9に、残留オーステナイト量分布(a)と硬さ分布(b)に及ぼすショットピーニングの影響を示す。ショットピーニングにより、特に表面部の残留オーステナイト量が少なくなるとともに、硬さが著しく高くなる。これは、残留

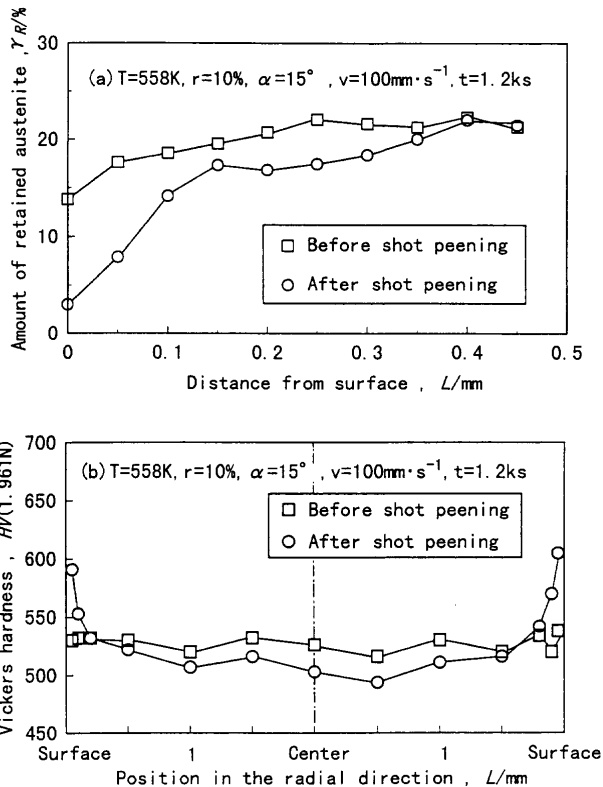


Fig. 9. Effect of the shot peening on the amount of retained austenite (a) and the hardness distribution (b) in the aus-drawn wires.

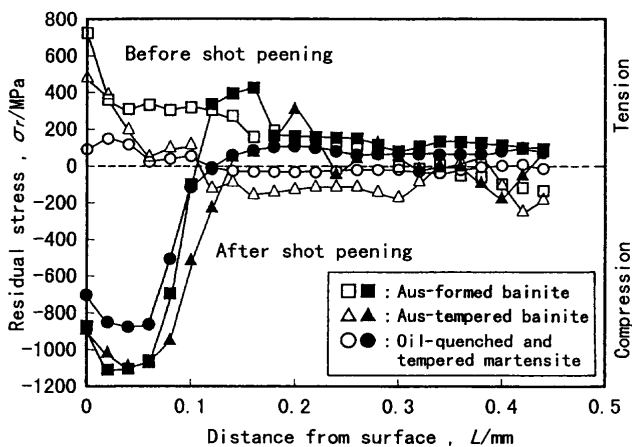


Fig. 10. Residual stress distribution before and after shot peening on the lateral plane in the wires with oil-quenched and tempered (723K×180 s) martensite structure, the aus-tempered (558K×1.2 ks) bainite structure, and the aus-formed ($T=558K, r=10\%, \alpha=20^\circ, t=1.2ks, v=25mm \cdot s^{-1}$) bainite structure.

オーステナイトがショットピーニングにより加工誘起マルテンサイト変態を起こすためである。

Fig.10に、通常のオイルテンパー線、オーステンパー線および代表的なオースフォームドベイナイト線のショットピーニング前後の残留応力分布を示す。ショットピーニング前はいずれの鋼種も表面近傍で引張残留応力を示しているが、特にオースフォームドベイナイト線の引張残留応力が大きいことがわかる。一方、ショットピーニング後に表

Table 2. Mechanical properties of the aus-formed bainite wire and the conventional oil-quenched and tempered wire. Aus-formed bainite was deformed by $r=10\%, \alpha=10^\circ$ and tempered at 543K for 1.2 ks.

		$\tau_{0.3}$ (MPa)	τ_B (MPa)	$\tau_{0.3}/\tau_B$ (MPa)	Twist number to failure, N	G (MPa)
Oil-quenched and tempered wire	Before SP	1,057	1,194	0.881	23.0	80.3
	After SP	1,087	1,161	0.936	7.3	76.9
Aus-formed bainite wire	Before SP	793	1,230	0.645	8.8	78.3
	After SP	1,004	1,273	0.789	5.4	79.0

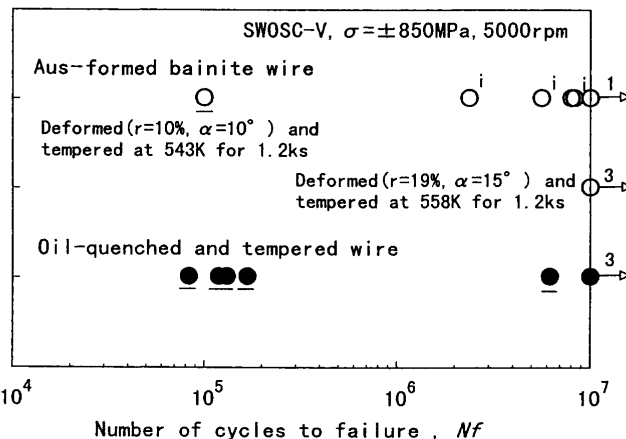


Fig. 11. Fatigue strength of the aus-formed bainite wires and the conventional oil-quenched and tempered wires in the rotating bending fatigue test. (under line→fracture from surface defects, i→fracture from non-metallic inclusions)

面は圧縮残留応力に転ずるが、オースフォームドベイナイト線で最も大きな圧縮残留応力を示す。これはオースフォームドベイナイト線が最も多くの残留オーステナイトを含み(Fig. 7)、それがショットピーニングによってマルテンサイトとなる(Fig. 9)ためと考えられる。

3.5 機械的性質

Table 2に、ねじり試験により得られた代表的なオースフォームドベイナイト線の機械的性質を、通常のオイルテンパー線とともに示す。オースフォームドベイナイト線は、ショットピーニング前には残留オーステナイトの影響によりねじり降伏応力($\tau_{0.3}$)は低いが、ショットピーニングにより残留オーステナイトがマルテンサイト変態することによって、 $\tau_{0.3}$ は大きく上昇する。最大ねじり応力(τ_B)はオースフォームドベイナイト線の方が大きく、これは加工硬化率が大きいことを示している。これも、残留オーステナイトのねじり試験中の加工誘起マルテンサイト変態によるものと考えられる。捻回値(N)は従来のオイルテンパー線より低く、ショットピーニングによりさらに低下する。横弾性係数(G)はオイルテンパー線よりやや低いものの、ショットピーニングにより上昇する。

Fig.11に、中村式疲労試験の結果を示す。従来材であるオイルテンパー線の結果もあわせて示す。図中、添字iで示したものは非金属介在物を起点として破壊したことを、アンダーラインは表面傷を起点として破壊したことを表わす。オースフォームドベイナイト線は、従来のオイルテン

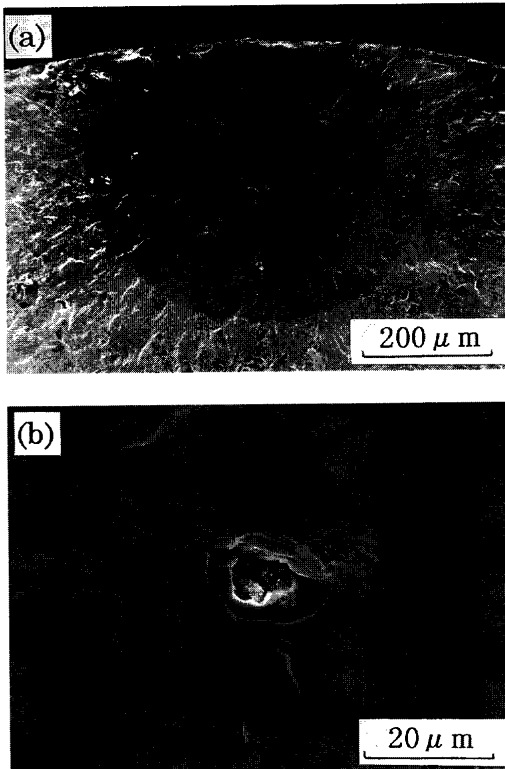


Fig. 12. SEM fractograph of the rotating bending fatigue fracture caused by a non-metallic inclusion in an aus-formed bainite wire. Specimen was drawn at 543K, $r=10\%$, $\alpha=10^\circ$, $v=100 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ and tempered for 1.2 ks. The number of cycles to failure was 522×10^4 . (a) $\times 100$. (b) $\times 1000$.

パー線と同等の疲労強度を有する。ただし、オースフォームドベイナイト線の場合には非金属介在物折損が多い。オースフォームドベイナイト線の典型的な非金属介在物折損の場合の破面を Fig.12 に示す。この原因については後に考察する。

4. 考察

オースフォームドベイナイト組織のばね線への適用の可否を明らかにするために、本報においては中炭素ばね鋼 SWOSC-V の下部ベイナイト域における引抜き加工によるオースフォーミング（オースドロイング⁵⁻⁷⁾）と等温保持を行い、得られた線の組織と機械的性質を調べた。その結果、オースフォーミングによってベイナイトフェライトが微細化すること、ひずみに応じてベイナイトパッケージが微細化したり、ベイナイトが同じ方向に揃ったりすること、オースフォーミングにより残留オーステナイトが大幅に増加することなど、加工熱処理シミュレーション⁹⁾と同様の結果が得られた。しかし一方で、加工熱処理シミュレーションにおいて得られたオースフォームドベイナイト材（40%加工，573K \times 1.2ks保持）の硬さがHV650以上と無加工材より大幅に硬くなっていたのに対して、本研究で得られたオースフォームドベイナイト線の場合には、中心部

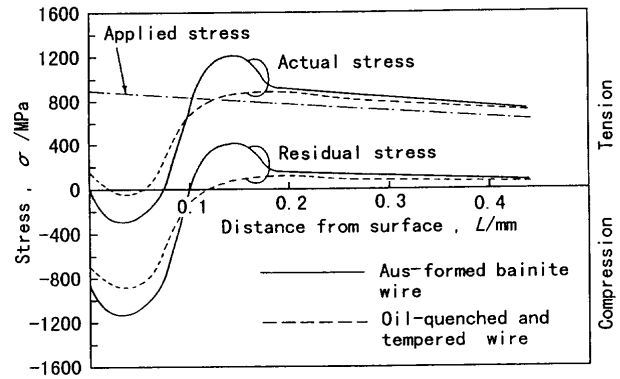


Fig. 13. Actual stress distribution calculated by adding the residual stress distribution to the applied stress distribution. The applied stress on the surface was assumed to be 850 MPa.

においてはHV=500~550と無加工材よりも硬さが低下した(Fig. 6)。この原因として、一つには加工熱の影響²⁰⁾が考えられる。オースドロイングの研究⁷⁾において、引抜き時に70~100Kほど温度上昇が生じることが明らかとなっている。前報⁹⁾において、ベイナイトの硬さは保持温度が高くなるほど小さくなることを示したが、今回の引抜きの場合には、加工熱により実質的な変態温度が高くなり、硬さが低くなったことが考えられる。さらに、変態温度の上昇とともに残留オーステナイト量が増加したことも、硬さ低下を助長していると考えられる。したがって、引抜きでオースフォームドベイナイトを作製する場合には、摩擦を小さくして加工熱の発生を抑制すること、例えばローラーダイスの適用などが有効と思われる。

一方、オースフォームドベイナイト線には非金属介在物折損が多い(Fig.11, 12)という特徴があった。非金属介在物によるばね鋼の折損に関してはこれまで多くの研究が行われ、破壊力学的観点からも疲労寿命に及ぼす影響について検討がなされている^{21,22)}。ここでは、Fig.13に示すように、圧縮残留応力分布と実際に作用する応力分布（中村式回転曲げでは引張応力が作用する）の合力としての実際の作用応力を考える。一般的に、ショットピーニング後の残留応力分布の形態は、Fig.10に示したように、表面から少し内部に入ったところに最大圧縮残留応力値があり、表面の値はやや小さくなる。これは、森らの解析²³⁾により示されたように、ショットピーニング時に最表面は非変形成域となり、少し内部に入ったところに最大の加工域が存在することと対応している。オースフォームドベイナイト線の場合、ショットピーニング後の圧縮残留応力は最表面部、最大部共に従来のオイルテンパー線より大きく、圧縮残留応力が0になる深さ（クロッシングポイント）は浅い。さらに、それ以上内部に入った領域では引張残留応力となるがその値が大きくなっている。このために、疲労試験中の作用応力との合力を考えると、Fig.13に示すように、表面近傍における引張応力は従来のオイルテンパー線よりも小さくな

るものの、表面から少し入ったところに引張応力の極大値が存在し、その絶対値が大きくなると考えられる。すなわち、オースフォームドベイナイト線では表面を起点とする破壊に対しては安全であるが、やや内部に疲労起点となるような原因、例えば疲労破壊を起こす臨界サイズ以上の大きな介在物²²⁾などがあれば危険である。

このような残留応力分布となった理由は、残留オーステナイトがショットピーニングにより容易に加工誘起マルテンサイト変態を起こすためと考えられる。圧縮残留応力と引張残留応力が釣合うことを考えると、今回のショットピーニングの投射エネルギーは、オースフォームドベイナイト線に対しては強すぎたため、表面部の圧縮残留応力が大きくなった分、内部の引張残留応力も大きくなったと考えられる。したがって、オースフォームドベイナイト線に対しては、投射エネルギーを若干下げるなど適正なショットピーニング条件²⁴⁾を選定する必要があるだろう。

いずれにせよ、オースフォームドベイナイト線は従来材と比べて遜色のない機械的性質を示すことが明らかとなった。オースフォームドベイナイト線の特徴の一つは多量の残留オーステナイトであるが、それがショットピーニングにより加工誘起マルテンサイト変態を起こし、疲労強度を向上させることが判明した。すなわち、引抜きによる過冷オーステナイト域加工（オースドロローイング^{6,7)}）とその後の等温保持によりオースフォームドベイナイトを生じさせるプロセスは、工程を省略しつつ優れた耐久性を持つばね線を製造する新たなプロセスとなり得ると考える。

5. 結言

Si含有中炭素ばね鋼SWOSC-Vを用いて下部ベイナイト域で引抜き・等温保持を行い、オースフォームドベイナイト組織を有するばね線を製造した。得られた主な結果は以下の通りである。

(1) 無加工材をオーステンパー処理した場合のベイナイト組織と比べて、オースフォーミングによりベイナイトは微細化する。特にオースフォームドベイナイト線の表面近傍には、引抜き時のせん断ひずみの影響を受けて、方向性を持ったベイナイトが観察される。

(2) オースフォームドベイナイト線の硬さ分布は不均一で、表面近傍の硬さは内部よりも高くなる。表面硬化の程度は加工条件により異なり、引抜き速度が遅く、ダイス角が大きい場合にせん断ひずみの増加によって著しく硬化する。

(3) オースフォームドベイナイト線には最大25%にも達する残留オーステナイトが存在する。残留オーステナイ

ト量は、引抜き速度が速く、引抜き後の保持時間が少ない場合に多くなる。

(4) 引抜き・等温保持後のオースフォームドベイナイト線の材料表層には引張残留応力が存在するが、ショットピーニングにより圧縮に転じる。表層の最大圧縮残留応力は通常のオイルテンパー線より大きい値を示す。これには、残留オーステナイトの加工誘起マルテンサイト変態に起因すると考える。

(5) ショットピーニング後のオースフォームドベイナイト線は、従来のオイルテンパー線と同等以上のねじり強度および疲労強度を有する。すなわち、従来のオイルテンパー線のような焼入れ・焼戻し工程によるばね線の製造方法とは別に、焼戻しを省略した新製造プロセス（オースドロローイング+等温保持）の可能性があることが明らかとなった。

文 献

- 1) O.Nakano: *Spec. Steel*, **44** (1995), 20.
- 2) S.Yasuda, O.Nakano, Y.Izawa, S.Kondo, M.Onoda, H.Yarita, Y.Koyasu and S.Uchida: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **42** (1997), 1.
- 3) M.Ohmori, C.Tanaka, T.Saito and D.Tanaka: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **30** (1990), 99.
- 4) M.Ayada, M.Yuga, N.Tsuji, Y.Saito and A.Yoneguti: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 1022.
- 5) M.Ayada, T.Higashino and M.Shimizu: *Advanced Technology of Plasticity (Proc. of 3rd Int. Conf. on Technol. of Plast. (3rd ICTP))*, Jpn. Soc. Technol. Plast., Kyoto, (1990), 533.
- 6) M.Ayada, Y.Saito and N.Tsuji: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 383.
- 7) M.Ayada, K.Inoue, N.Tsuji, H.Utsunomiya and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 411.
- 8) M.Ayada, D.Takashima, N.Tsuji, H.Utsunomiya and Y.Saito: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1282.
- 9) N.Tsuji, M.Ayada, D.Takashima and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 419.
- 10) S.Murakami: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **23** (1983), 330.
- 11) D.Kalish, S.A.Kulin and M.Cohen: *J. Met.*, **17** (1965), 157.
- 12) R.H.Edwards and N.F.Kennon: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 1801.
- 13) H.Yarita: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **43** (1998), 1.
- 14) Y.Kozima, Y.Miwa, S.Shibata and Y.Arimi: *J. Soc. Automot. Eng. Jpn.*, **42** (1988), 755.
- 15) H.Maruyama: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **17** (1977), 198.
- 16) M.Ayada and N.Takamura: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **37** (1992), 59.
- 17) Standard of Japan Spring Manufacturers Association, No. 17.
- 18) K.Tsuzaki and T.Maki: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **32** (1992), 70.
- 19) K.Tsuzaki, T.Ueda, K.Fujiwara and T.Maki: *Proc. 1st Japan Int. SAMPE Symp. and Exhib., Soc. for Advancement of Mater. and Process Eng.*, Chiba, (1989), 799.
- 20) I.P.Kemp: *Wire Ind.*, **1** (1987), 41.
- 21) K.Kanazawa and T.Abe: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **37** (1992), 15.
- 22) Y.Murakami, M.Kobayashi, T.Makino, T.Toriyama, Y.Kuriyama, S.Takasaki and R.Ebara: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **39** (1994), 7.
- 23) K.Mori, K.Osakada, M.Shiomi and T.Okada: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **59** (1993), 2420.
- 24) Committee for Endurance Properties of Springs: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **37** (1992), 89.