

ばね鋼 SUP7 におけるオースフォームドベイナイト

辻 伸泰*・綾田 倫彦*²・高島 大知*³・齋藤 好弘*

Ausformed Bainite in SUP7 Spring Steel

Nobuhiro TSUJI, Michihiko AYADA, Taichi TAKASHIMA and Yoshihiro SAITO

Synopsis : In order to clarify the applicability of ausformed bainite in spring wire, effect of ausforming on the microstructure and the hardness of isothermally held JIS-SUP7 spring steel was investigated. The acceleration of isothermal transformation by ausforming was qualitatively confirmed. Ausforming made the pearlite colony size small, but the hardness of proeutectoid ferrite+pearlite structure only slightly increased by deformation. The bainitic ferrite size, especially its thickness, was decreased by ausforming. The bainitic packet which is an unit of bainitic ferrites with the same direction was refined by 20% deformation, while after 30% to 35% deformation the bainitic ferrite within an identical prior-austenite grain tended to align to a same direction so that the packet rather coarsened. Independent of deformation, large amount of austenite up to 35% retained after quenching to room temperature in the specimens tempered at upper bainite region. In the specimens tempered at lower bainite region, the amount of retained austenite largely increased by ausforming. In spite of the increase in retained austenite, ausforming by 30% to 35% strengthened the material tempered at bainite regions. Especially, the ausformed lower bainite showed large hardness of HV650 which is superior to a conventional quenched and tempered material with tempered martensite structure. These results indicate that the ausformed lower bainite could be applied to practical use.

Key words : medium carbon spring steel; ausforming; austempering; bainite; microstructure; mechanical property; retained austenite.

1. 緒言

資源・エネルギーの有効利用と地球温暖化抑制といった課題を背景に、自動車をはじめとする輸送機械の軽量化が求められ、その構成部品であるばね材においても、十分な疲労強度などの特性を維持した上での軽量化が模索されている。我々は軽量化をもたらすひとつの方策として加工熱処理による材料の強硬化に注目し、板ばね材あるいは線ばね材に適用可能な新たな加工熱処理法の開発と、それによる機械的性質の改善に関する研究を行ってきた¹⁻⁵⁾。線ばね材のオースドロイング³⁻⁵⁾は、そうした一連の研究の中で開発された加工熱処理プロセスのひとつである。Fig. 1に示すように、オースドロイングでは、鋼(線材)を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た後直ちに焼入れ、マルテンサイトの強硬化を計る。これはいわゆるオースフォーム^{6,7)}を引抜き加工により行うものである。我々は、オースドロイングにより線ばねの特に表層が硬化して疲労強度が向上することなどを見出したが、一方でFig. 1にも模式的に示すように、加工によりベイナイト(あるいはフェライト・パーライト)への等温変態が促進され、条件によっては一部がベイナイト組織となって疲労強度が低下すること、ベイナイト変態を抑制し全

面マルテンサイト組織を得ることのできるプロセス条件範囲は必ずしも広くないことも明らかとなった³⁻⁵⁾。

ところで、ベイナイトは焼戻しマルテンサイトと非常に似通った組織を有することが知られている。もしもベイナイトが機械的性質においても焼戻しマルテンサイトと同等であるならば、加工による変態促進を逆手に取り、加工後も等温保持を行って組織を積極的にベイナイトにすることにより、焼戻し後のオースフォームマルテンサイト材と同じ程度まで強硬化された材料が省工程で得られる可能性

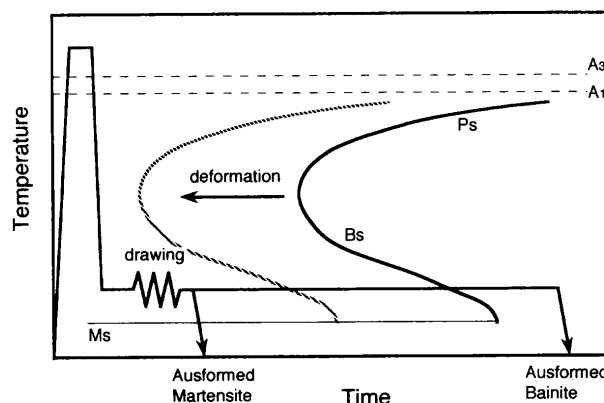


Fig. 1. Schematic illustration showing the principle of the aus-drawing process to obtain ausformed martensite or ausformed bainite.

平成10年12月7日受付 平成11年1月29日受理 (Received on Dec. 7, 1998; Accepted on Jan. 29, 1999)

* 大阪大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Osaka University, 2-1 Yamadaoka Suita 565-0871)

*² 日本発条(株)精密ばね生産本部 (Precision Spring & Components Div., NHK Spring Co., Ltd.)

*³ 大阪大学工学部学生 (現: NTN(株)金剛製作所) (Student, Faculty of Engineering, Osaka University, now Kongou Works, NTN, Co.)

がある。オースフォームドベイナイトの利用である。最近、非調質化の推進などにより一部の鋼種ではベイナイトの利用が図られている⁸⁾が、従来ベイナイトは実用上好ましくない組織と考えられることが多く、ベイナイト変態に及ぼすオースフォーミングの影響に関する研究は非常に限られ⁹⁻¹⁴⁾、実用化された例もない¹⁵⁾。本研究では、ばね鋼SUP7を過冷オーステナイト域加工後等温保持した場合の変態挙動、組織、および機械的性質を調べ、オースフォームドベイナイト利用の可能性を明らかにすることを目的とした。

2. 実験方法

実用ばね鋼の加工熱処理シミュレーターによる過冷オーステナイト域圧縮・等温保持実験を行った。用いた鋼はJIS-SUP7であり、その化学組成をTable 1に示す。SUP7はCを0.6%含む中炭素鋼であり、またSiを約2%含むことも特徴である。この鋼の熱延板より直径6.5mm、高さ10mmの円柱状圧縮試験片を切り出し、熱間加工再現試験装置(富士電波工機・Thermecmastor-Z)による加工・等温保持実験に供した。試片を1273K(1000°C)で60sオーステナイト化後、973K(700°C)~573K(300°C)の範囲の所定の温度までHeガスにより50K s⁻¹で急冷し、ひずみ速度1s⁻¹で最大圧下率40%の一軸圧縮を行った。過冷オーステナイト域加工(圧縮)後、試験片はそのまま加工時と同じ温度で種々の時間等温保持され、最終的にHeガスにより室温まで冷却された。圧縮時には、台座との接触による温度の低下と摩擦を緩和するために、台座と試験片の間に雲母の薄片を敷き、試験片の底面にはガラス潤滑剤を塗布した。その結果、バレルリングの小さい十分均一な圧縮が達成された。また、オーステナイト化後圧縮・等温保持を行わずに室温まで急冷した試験片も作製した。

加工熱処理を施された試料に対して、走査電子顕微鏡(SEM)および透過電子顕微鏡(TEM)による組織観察を行った。SEM観察面は圧縮軸を含む縦断面とし、機械研磨により鏡面に仕上げた後、3%ナイタールにより組織を現出した。観察部は試験片中央部とした。SEM観察面に平行に直径3mmのディスクを切り出し、過塩素酸50ml+酢酸950ml溶液を用いたtwin-jet電解研磨によりTEM観察用薄膜を作製した。TEM観察には日立H-800を用い、加速電圧は200kVとした。また、各試料の残留オーステナイト量を、X線回折法により測定した。40kV、200mAの条件でCo-K α 線を用いてX線回折を行い、得られたチャートから200 α 、200 γ 、211 α 、220 γ 回折の積分強度を用いて残留オーステナイト量を算出した¹⁶⁾。加工熱処理試験片のビッカース硬さ試験を行った。SEM観察部近傍において、荷重500gfで7点の硬さを測定し、最大値と最小値を除いた5点の硬さの平均値を取って、その試片の平均硬さとした。

Table 1. Chemical composition of the SUP7 studied (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Fe
0.60	2.03	0.86	0.020	0.015	0.13	0.16	bal.

3. 実験結果

3.1 圧縮・等温保持材の組織

無加工・等温保持材の組織を保持温度50Kごとに観察した結果、973~823Kの温度範囲ではパーライトが、773~673Kでは上部ベイナイトが、623~573Kでは下部ベイナイトが観察された。Tsuzakiら¹⁷⁾は、2%Si-1%Mn-0.59%C鋼の等温変態生成物の組織を詳細に調べ、973~823Kでパーライト、848~673Kで上部ベイナイト、673~623Kで下部ベイナイト(重なる温度では混合組織)を観察しているが、今回の結果は彼らの報告とほぼ一致するものである。

典型的な各変態生成物のSEMおよびTEM組織をFig. 2に示す。Fig. 2(a,b)には、オーステナイト粒界に塊状に析出した初析フェライトと、パーライトが観察される。パーライトのラメラ間隔は、保持温度が低くなるほど小さくなった。723Kでは、ラス状の上部ベイナイトが観察される(Fig. 2(c))。ベイニティックフェライトは、内部に転位下部組織を持つ(Fig. 2(d))。炭化物はあまり観察されず、間隔を置いて生成したベイニティックフェライト(Fig. 2(c)において黒く現出される部分)の間には残留オーステナイトまたはマルテンサイトが見られる。長時間保持材には炭化物が観察された。ベイナイトラスは、保持温度の低下とともに主にその厚みが小さくなった。573K保持材のSEM写真(Fig. 2(e))には、針状の下部ベイナイトが観察される。TEM写真においてベイナイトラスは薄い板状に伸長し、内部に多数の転位を含む(Fig. 2(f))。

Fig. 3に、典型的なフェライト・パーライト、上部ベイナイト、下部ベイナイトが生成した873K、723K、573Kにおける過冷オーステナイトの応力ひずみ曲線を示す。873Kの場合、真ひずみ0.3以上で加工硬化と動的回復が釣り合った定常応力状態が認められる。723K、573Kにおいてはオーステナイトはひずみの増加とともに大きく加工硬化する。オースフォーミングの第一の目的はオーステナイトの加工硬化を変態生成物(通常マルテンサイト、本研究の場合にはベイナイト)に引き継がせることにあり^{6,7)}、その意味で上部・下部ベイナイト域の大きな加工硬化は目的にかなっていない。ただし、今回の試験では加工温度を保持温度と同じとしたために、Fig. 3の様に温度によって加工硬化の程度が異なる点には注意する必要がある。

Fig. 4に、種々の温度で加工後直ちに急冷した試験片のSEM組織を示す。無加工・急冷材は、Fig. 4(a)に示すように全面マルテンサイト組織を示す。873Kの場合、加工後急冷しているにもかかわらず、20%加工によって旧オース

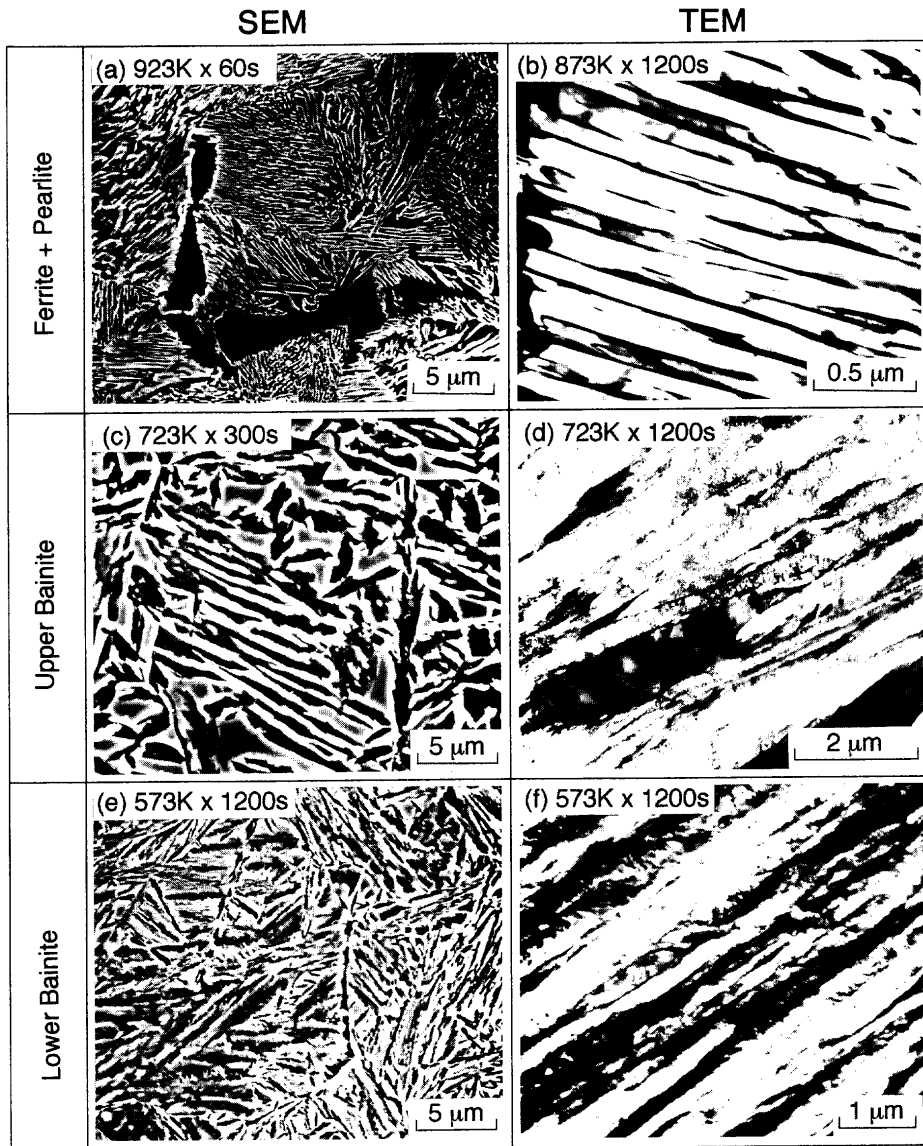


Fig. 2. SEM (a,c,e) and TEM (b,d,f) micrographs of the non-deformed SUP7 austempered at various temperatures. Ferrite+Pearlite: (a) austempered at 923K for 60 s, (b) at 873K for 1200 s. Upper Bainite at 723K: (c) austempered for 300 s, (d) for 1200 s. Lower Bainite at 573K: (e) austempered for 1200 s, (f) for 1200 s.

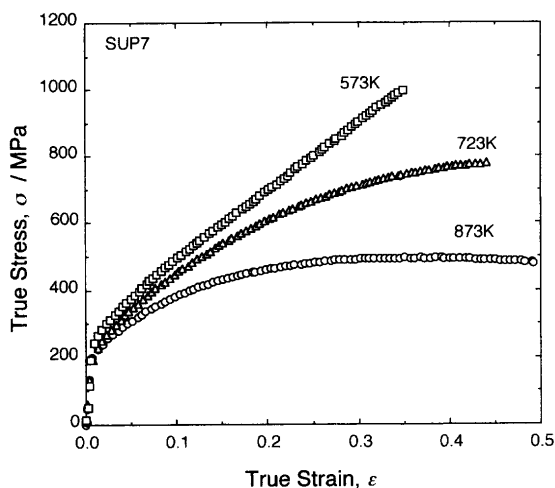


Fig. 3. Stress-strain curves of supercooled austenite at 873K, 723K or 573K.

テナイト粒界近傍から初析フェライトおよびパーライトが生成している(Fig. 4(b))。723K (上部ベイナイト域) の場合、やはり加工により変態開始が促進され、旧オーステナイト粒界に加え、粒内からも上部ベイナイトが生成している(Fig. 4(c))。573K (下部ベイナイト域) はTTT曲線のベイに相当し本来相変態が遅いため、20%加工・急冷材中のベイナイトは極少量であったが、30%加工・急冷材(Fig. 4(d))においてはかなりの部分が相変態を起こしている。30%加工材の場合、同一旧オーステナイト粒内においてベイナイトが同じ方向に揃って生成していることが特徴である。急冷材の変態率は、いずれの温度の場合にも加工度が大きいほど大きくなった。この様に、変態生成物の種類にかかわらず、加工によって等温変態の開始が促進されることが定性的に明らかになった。Fig. 1に模式的に示したように、こうした加工による変態の促進は、マルテンサイト

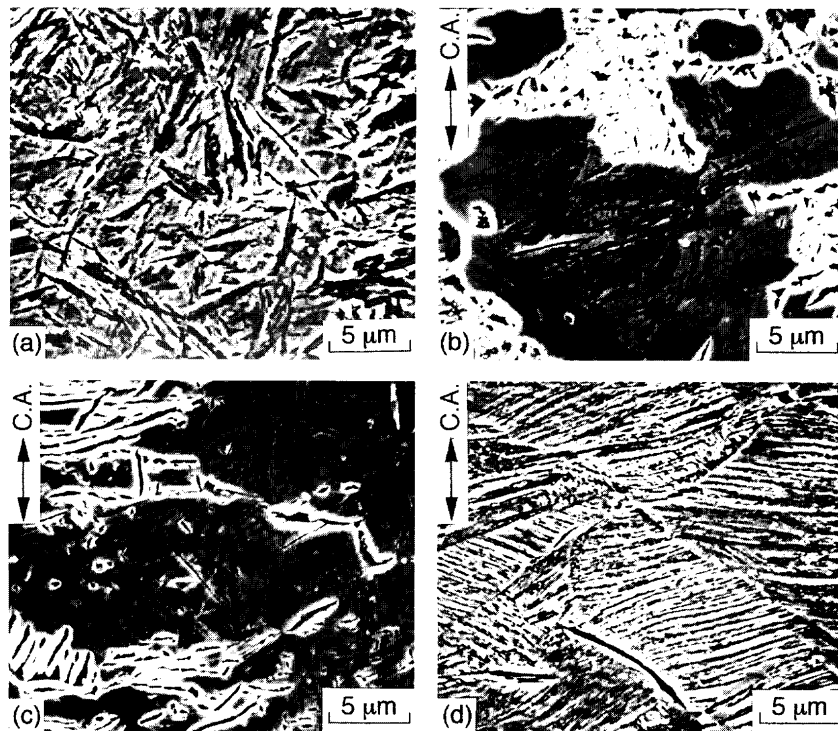


Fig. 4. SEM microstructures of the specimens quenched immediately after deformation. 'C.A.' in the figures indicates the direction of compression axis.

(a) No deformation + quenched. (b) Deformed by 20% at 873K + quenched.
(c) Deformed by 20% at 723K + quenched. (d) Deformed by 30% at 573K + quenched.

への焼入れを必要とする本来のオースフォーミングプロセスにとっては好ましくない³⁻⁵⁾が、オースフォームドベイナイトを対象とする場合にはむしろプロセス時間の短縮につながる可能性がある⁶⁾。

Fig. 5に、種々の加工度まで圧縮後、各温度で300s保持して変態をほぼ完了させた試験片のSEM組織を示す。パーライト(873K)の場合(Fig. 5(a,b,c))、加工を施すことによりパーライトコロニーが微細化する。これは、加工によりオーステナイト結晶粒が扁平化して粒界面積率が増加し、核生成サイトが増したためと考えられる。パーライトラメラ間隔そのものには、顕著な差異は認められない。また、以下に述べるベイナイトの場合のように加工によってパーライトラメラの方向が揃うということもない。上部ベイナイト(723K; Fig. 5(d,e,f))は、加工によってラスの幅、長さとも微細化する。20%加工材は種々の方向をもつ微細なベイナイト組織を示すが、35%加工材は圧縮軸に対して大きな角度をなす一方にラスが揃う傾向が顕著である。マルテンサイトの場合に倣って同じ方向を向いたラスの集団をバケット⁶⁾と呼ぶことにすると、20%加工によりバケットが微細化する一方で、加工度が35%に増大するとむしろバケットは粗大化するということになり、興味深い結果である。この理由については、現在のところ明らかではないが、加工度の増加に伴いオーステナイトの転位下部組織が

等軸セル組織から方向性を持った伸長セル組織へと発達することと対応しているのではないかと考えられる。藤原ら^{13,14)}は、低炭素鋼の連続冷却により得られるベイナイト組織に及ぼすオーステナイト加工の影響を詳細に調べ、軽加工(30%圧縮)では伸長したベイニティックフェライトが得られるのに対して、強加工(50%)でベイナイトが微細化すると結果を得ている。これは一見本研究の結果と矛盾するように思われるが、彼らは加工を1173~973Kの比較的高温で行っているため加工度の影響を割り引いて考える必要があり、本研究の結果と必ずしも相反するものではないと考えられる。下部ベイナイト(573K; Fig. 5(g,h,i))も上部ベイナイトと同様の傾向を示す。無加工材はまだ大部分が未変態であるが、20%以上の加工によってほぼ全面が変態組織となる。20%加工材のベイナイトは種々の方向を向いているが、30%加工材においてはある方向に揃ったものが目立つようになる。

3.2 残留オーステナイト量

本研究で用いたSUP7はSiを約2%含むが、Si鋼をベイナイト域でオーステンパーした場合に多量のオーステナイトが残留することは従来よく知られた現象である^{8,9,12,18-20)}。そこで本研究で用いた加工熱処理材についても、残留オーステナイト量を測定した。その結果をFig. 6に示す。なお、本鋼はオーステナイト化後水焼入れした状

⁶⁾ただし、オースフォーミングによる変態完了の遅滞¹²⁾に留意する必要がある。

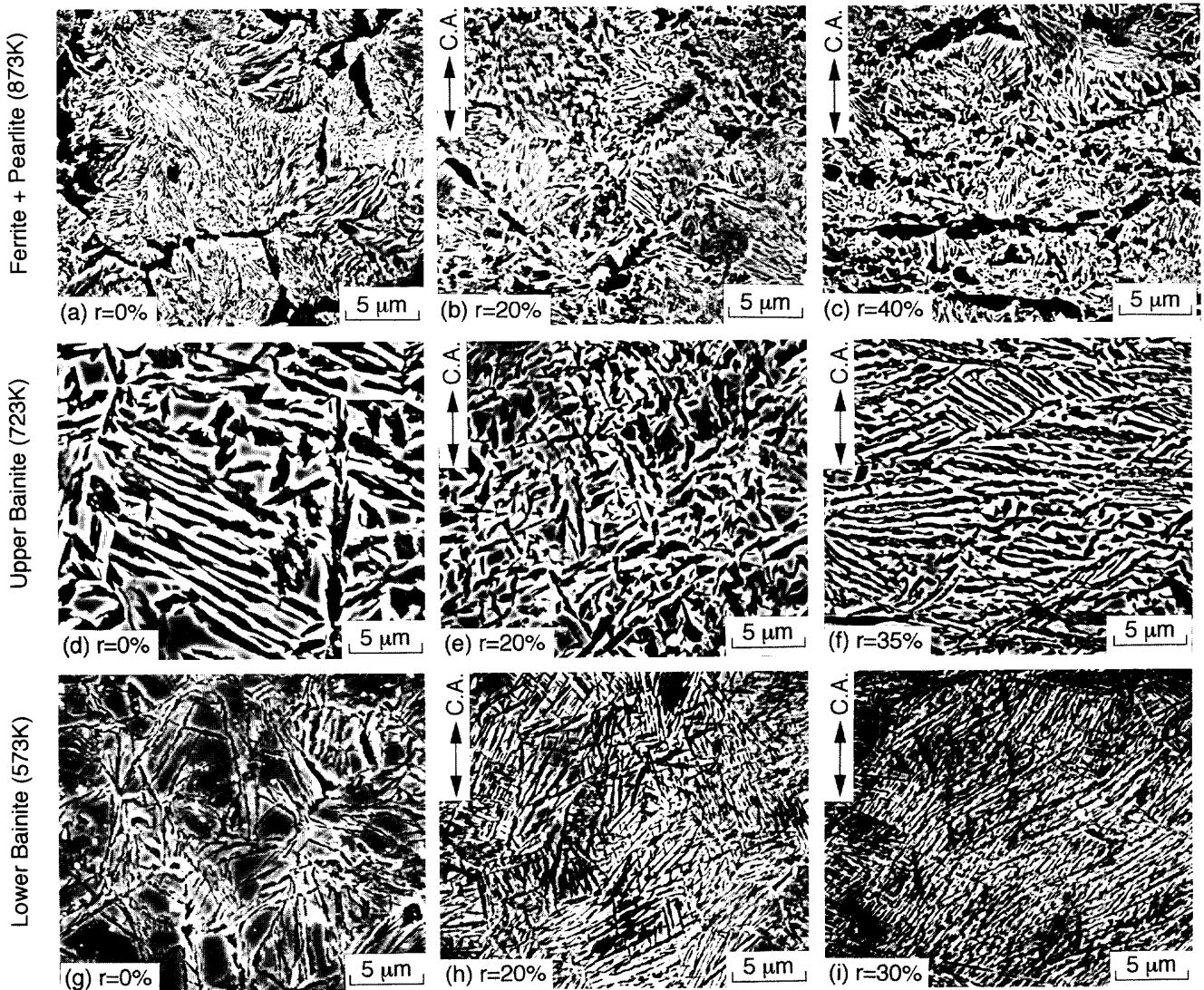


Fig. 5. SEM microstructures showing the effect of ausforming on the microstructures of the specimens ausformed by various reductions (r) and tempered for 300 s at 873K (a,b,c), 723K (d,e,f), or 573K (g,h,i).

態で約9%の残留オーステナイトを有する。

フェライト・パーライト域(873K)の場合、加工の有無にかかわらず、パーライト変態完了とともに残留オーステナイト量はゼロとなる。上部ベイナイト域(723K)無加工材の場合、変態初期に一旦残留オーステナイト量が約37%まで大きく増加し、その後保持時間が増加してベイナイト変態が進行するとともに残留オーステナイト量は減少する。こうした傾向は Tsuzaki ら¹²⁾が 0.6%C-2%Si-1%Mn 鋼において示した結果と同様である。加工によってベイナイト変態が促進され(Fig. 4)冷却直前の未変態オーステナイト量は減少するにもかかわらず、急冷材(0s保持)中の残留オーステナイト量は加工度の増加とともに大きく増加する。これは後でも述べるように、高Si鋼ではベイナイト変態初期に未変態オーステナイト中の炭素濃度が大きくなり、オーステナイトが化学的に安定化される¹⁸⁻²⁰⁾ためである。加工材の残留オーステナイト量の変化は無加工材と同様の傾向を示すが、最大残留オーステナイト量は加工によって

やや減少し、一方で長時間保持材(例えば1.2ks保持)における残留オーステナイト量は加工度とともに増加する。下部ベイナイト(573K)の場合、無加工材の残留オーステナイト量は保持時間にあまり依存せず、約10%である。残留オーステナイト量は加工によって大きく変化し、保持時間の増加とともに最大30%まで増加して一旦ピークを示した後減少する。やはり Tsuzaki ら¹²⁾が、0.6%C-2%Si-1%Mn 鋼をオースフォームング後下部ベイナイト域で等温保持した場合、無加工材では0%であった残留オーステナイトが加工により今回と同様に増加することを報告している。上部ベイナイトの場合と同様に、長時間保持材の残留オーステナイト量は加工度の増加とともに増大する。

3.3 オースフォーム材の硬さ

無加工試験片を各温度で長時間保持し、変態をほぼ完了させた場合の硬さと保持温度の関係を Fig. 7 に示す。パーライトの場合、硬さの上昇はラメラ間隔の減少によるものと考えられる。上部ベイナイトも保持温度が低下してベイ

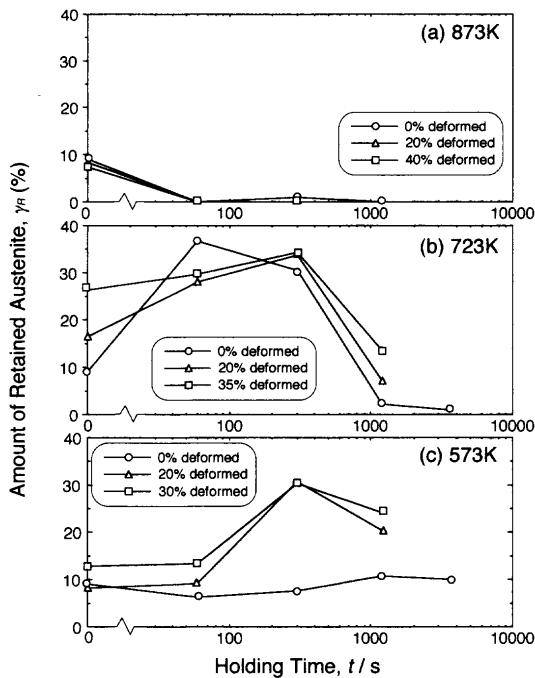


Fig. 6. Amount of retained austenite in the specimens austempered and tempered at 873K (a), 723K (b) or 573K (c).

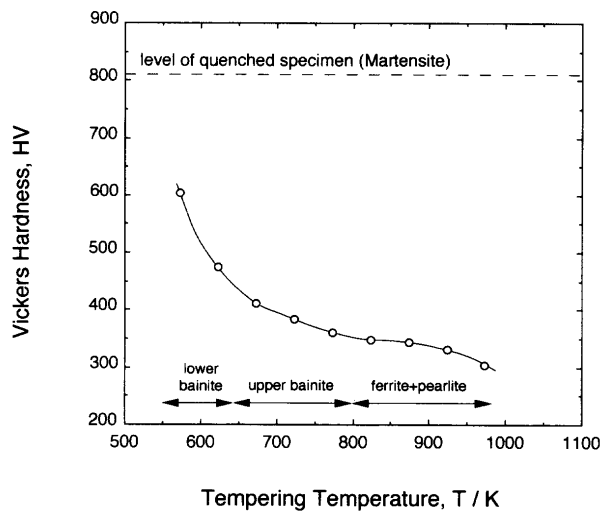


Fig. 7. Vickers hardness of the specimens austempered at various temperatures without deformation.

ナイトが微細になるとともに強度が上昇するが、増加の程度は緩やかで、673Kで最大HV400に達するに過ぎない。すなわち、上部ベイナイト組織は非常に軟質な組織である。一方下部ベイナイトの硬さはフェライト・パーライト組織や上部ベイナイト組織に比べて非常に大きく、573K保持材においてHV600に達する。

各組織の硬さと加工度の関係をまとめたものがFig. 8である。パーライトの硬さは加工により若干増加するが、加工度の影響は小さい。パーライトの硬さが加工により若干増加するのは、加工によりパーライトコロニーが微細となったことによるもの（結晶粒微細化強化）と考えられる。

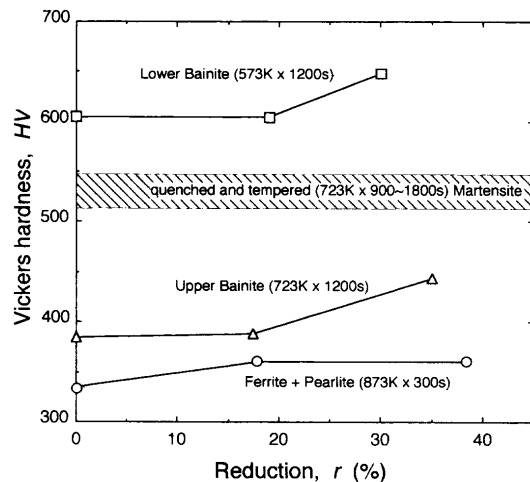


Fig. 8. Effect of compression reduction on Vickers hardness of the specimen with ferrite-pearlite structure austempered at 873K, upper bainite structure at 723K, and lower bainite structure at 573K. The hatched band shows the level of conventional quenched and tempered specimen of SUP7 with tempered martensite structure.

一方ベイナイト組織の硬さは30~35%の加工度を加えることによって大きく増加し、特に573K保持の下部ベイナイトの場合、30%加工によってHV650に達する。図中には通常の焼入れ・焼戻し材（油焼入れ+723K, 900~1800s焼戻し；焼戻しマルテンサイト組織）の硬さレベルを斜線部で示しているが、下部ベイナイトの硬さはそれを上回っていることが分かる。こうした結果は、当初の目的に沿ってオースフォームドベイナイトを実用に供しようとする場合、十分な強度を保証するためには下部ベイナイト域でのオースフォーミング・等温保持が好ましいことを示している。

4. 考察

本研究により、ばね鋼SUP7のパーライトから下部ベイナイトに至る広い温度範囲での等温変態生成物の組織、残留オーステナイト量、硬さに及ぼすオースフォーミングの影響が明らかとなった。

フェライト・パーライト域の場合、加工によってオーステナイト粒が扁平化し、粒界面積率が増加することによってフェライト・パーライトの核生成サイトが増加し、それによって変態速度が増加するとともに、パーライトコロニーが微細となった。またパーライトコロニーの微細化に伴って加工材の硬さは無加工材よりも若干増加したが、その程度は小さかった。これは、フェライト・パーライト変態は拡散型相変態であり、変態界面の移動とともにオーステナイト中の転位は消滅し、オーステナイトの加工硬化の変態生成物への受け継ぎという、オースフォーミングの最大効果が現れないためである。

一方、ベイナイト変態の場合、その変態機構には依然と

して不明な点が多く議論が続いている^{8,21-23)}ものの、有力な変態機構のひとつとして鉄原子はマルテンサイト変態と同じくせん断的に構造変化を起こすという説がある^{24,25)}。もしそうした考えが正しければ、オースフォームドマルテンサイトと同様に、オースフォームドベイナイトにおいてもオーステナイトの加工硬化を受継ぐことによるベイナイト組織の強化を期待することができる。本研究の結果によれば、20%加工材におけるベイナイトには強化の効果は認められないが、30~35%の加工を施すことによって上部ベイナイト・下部ベイナイトともビッカース硬さ50程度の強化が認められた。こうしたオースフォーミングによるベイナイト材の強化は注目すべき結果である。

オースフォーミングによるベイナイト材の強化の原因としては、(i)オーステナイトに導入された転位の受け継ぎによる転位強化、(ii)ベイナイト組織の微細化による結晶粒微細化強化、(iii)炭化物等の加工誘起微細析出による析出強化、(iv)残留オーステナイトの硬さ試験中の加工誘起マルテンサイト変態による強化、といったものが考えられる。ただし、(ii)の微細化強化については、パケットサイズの微細化という点では30~35%加工よりも20%程度の加工の方が効果的であった(Fig. 5)にもかかわらず、20%加工材の強度はあまり上昇していなかった(Figs. 7, 8)こと、下部ベイナイトの場合には個々のベイナイトラスの加工による微細化の程度は小さかった(Fig. 5)ことから、これらの寄与は小さいであろう。ただしFig. 5において、加工によって個々のベイナイトの間隔が小さくなる傾向は認められ、これによる寄与の可能性は否定できない。本研究で用いたSi鋼はベイナイト域保持によって多量の残留オーステナイトを生じるため、強化の機構を絞り込むことは難しい。しかしずれにせよ、ベイナイトに対してもオースフォーミングが強化手段として有効であることが確認された。ベイナイト材の強度に及ぼすオースフォーミングの影響に関する研究は非常に少ないが、Kalishら⁹⁾がH11鋼において、EdwardsとKennon¹¹⁾が0.85%C-1.39%Mn-0.59%Cr-0.53%W鋼において、やはりベイナイト材のオースフォーミングによる強化を示している。多量の残留オーステナイトを生じるSi鋼の場合には、今回のSUP7鋼とほぼ同じ組成を持つ0.6%C-2%Si-1%Mn鋼のベイナイト変態に及ぼすオースフォーミングの影響をTsuzakiら¹²⁾が調べているが、彼らは機械的性質を示していない。

上記のように、多量のオーステナイトの残存が、ベイナイト域で保持された本鋼における特徴である。Si鋼をオーステンパーした場合にこの様に多量のオーステナイトが残存する理由は、Siによって炭化物の析出が抑制され、ベイナイト変態初期に未変態オーステナイト中の炭素濃度が極めて大きくなってオーステナイトが化学的に安定化されるためである¹⁸⁻²⁰⁾。また本研究の結果、上部ベイナイト域で1.2ks保持した試料中および下部ベイナイト域で300sまた

は1.2ks保持した試料中の残留オーステナイト量が、加工によって大きく増加する(Fig. 6)ことが示された。これには、Tsuzakiら¹²⁾も述べているように、オーステナイトの加工安定化²⁰⁾が寄与しているであろう。

多量の残留オーステナイトは、強化機構の判定に対しては混乱要因であるが、実用的には興味深い。なぜならば、鋳鉄のADI (Austempered Ductile Iron)²⁶⁾がそうであるように、残留オーステナイトが機械的性質を改善する可能性があるからである。実際、篠田と山田²⁷⁾は、Siを約1.5%含むばね鋼であるSUP6鋼のオーステンパー処理によって得られるベイナイト+残留オーステナイト組織が優れた強度・延性バランスを示すことを明らかにしている。また、鎗田²⁸⁾は残留オーステナイト量を種々変化させたSWOSC-VHばね線(基地組織はマルテンサイト)の疲労試験を行い、残留オーステナイト量の増加によりショットピーニング後の疲労強度が増すことを報告している。本報では圧縮試験により加工熱処理をシミュレートしたため、硬さ試験以外の材料試験を行えなかったが、残留オーステナイトを含むオースフォームドベイナイト線材の機械的性質について続報²⁹⁾で詳細に述べる予定である。Fig. 6に示したように、残留オーステナイト量は加工度、保持温度、保持時間によって様々変化することから、オースフォームドベイナイトプロセスにおいてはこれらを制御することによって最適な残留オーステナイト量を得ることも可能であると考えられる。

5. 結論

加工熱処理シミュレーターを用いた過冷オーステナイト域加工・等温保持実験により、ばね鋼SUP7の等温変態生成物の組織と機械的性質に及ぼすオースフォーミングの影響を調べた。主な結果は以下の通りである。

(1) 過冷オーステナイト域加工により、フェライト・パーライト、上部ベイナイト、下部ベイナイトへの等温変態が促進される。

(2) 加工によりパーライトコロニーは微細化する。上部ベイナイト、下部ベイナイトは、加工によりラス(またはプレート)の厚さそのものが微細となる。ベイナイトの場合、20%程度の加工によって同じ方向を向いたラスの集団であるパケットが微細化されるが、30~35%程度の加工によってベイナイトの方向が圧縮軸に対して大きな角度をなす一方向に揃うようになり、パケットはむしろ粗大化する。20%加工材における微細化は、材料の韌性にとって好ましいと考えられる。

(3) 加工によって300~1200s保持材の残留オーステナイト量が大きく増加する。特に下部ベイナイト域保持材の場合には、残留オーステナイト量が無加工材における約10%から25~30%に増加する。

(4) パケットの粗大化、残留オーステナイト量の増加にもかかわらず、ベイナイト材の硬さは30~35%の加工によって大きく増加する。特に30%加工後573Kで保持した下部ベイナイト材の硬さはHV650と、通常の焼入れ・焼戻し材のレベル(HV510~545)を大きく越えた。こうした結果は、強加工時の組織配向による粗大化が問題とならなければ、下部ベイナイトを対象とした場合にはオースフォームドベイナイトの利用が十分に実現可能であることを示している。

本研究の実施にあたって(財)川鉄21世紀財団の1996年度技術研究助成を受けたことをここに記し、謝意を表わします。

文 献

- 1) M.Ayada, M.Yuga, N.Tsuji, Y.Saito and A.Yoneguchi: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 1022.
- 2) M.Yuga, M.Ayada, N.Tsuji and Y.Saito: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 575.
- 3) M.Ayada, T.Higashino and M.Shimizu: Proc. of 3rd Int. Conf. on Technology of Plasticity (3rd ICTP), JSTP, Kyoto, (1990), 533.
- 4) M.Ayada, Y.Saito and N.Tsuji: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 383.
- 5) M.Ayada, K.Inoue, N.Tsuji, H.Utsunomiya and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **85** (1999), 404.
- 6) T.Maki and I.Tamura: *Netsu Syori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **26** (1986), 353.
- 7) T.Maki: *Netsu Syori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **37** (1997), 5.
- 8) T.Maki: *Imono*, **65** (1993), 420.
- 9) D.Kalish, S.A.Kulin and M.Cohen: *J. Met.*, **17** (1965), 157.
- 10) R.Freiwillig, J.Kudrman and P.Chbraska: *Metall. Trans. A*, **7A** (1976), 1091.
- 11) R.H.Edwards and N.F.Kennon: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 1801.
- 12) 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), 699.
- 13) K.Fujiwara and S.Okaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 771.
- 14) K.Fujiwara, S.Okaguchi and H.Ohtani: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 1006.
- 15) H.K.D.H.Bhadeshia: Bainite in Steels, The Institute of Materials, London, (1992), 375.
- 16) H.Maruyama: *Netsu Syori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **17** (1977), 198.
- 17) K.Tsuzaki, C.Nakao and T.Maki: *Mater. Trans., JIM*, **32** (1991), 658.
- 18) K.Tsuzaki and T.Maki: *Netsu Syori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **32** (1992), 70.
- 19) T.Maki: *Sanyo Tech. Rep.*, **2** (1995), 2.
- 20) K.Tsuzaki and T.Maki: *Netsu Syori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **32** (1992), 10.
- 21) R.F.Hehemann, K.R.Kinsman and H.I.Aaronson: *Metall. Trans.*, **3** (1972), 1077.
- 22) M.Enomoto and H.Tsubakino: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **28** (1989), 732.
- 23) Y.Ohmori: *Bull. Jpn. Inst. Met.*, **29** (1990), 540.
- 24) K.Tsuzaki, K.Fujiwara and T.Maki: *Mater. Trans., JIM*, **32** (1991), 667.
- 25) Y.Ohmori and T.Maki: *Mater. Trans., JIM*, **32** (1991), 631.
- 26) H.K.D.H.Bhadeshia: Bainite in Steels, The Institute of Materials, London, (1992), 387.
- 27) K.Shinoda and T.Yamada: *Netsu Syori (J. Jpn. Soc. Heat Treat.)*, **20** (1980), 326.
- 28) H.Yarita: *Trans. Jpn. Soc. Spring Res.*, **43** (1998), 1.
- 29) M.Ayada, K.Inoue, N.Tsuji and Y.Saito: submitted to *Tetsu-to-Hagané*.