

冷間鍛造部品の浸炭におけるオーステナイト結晶粒粗大化機構

藤松 威史*・中崎 盛彦*²・福本 信次*³・山本 厚之*³

Mechanism of Austenite Grain Coarsening during Carburizing of Cold-forged Steel Parts

Takeshi FUJIMATSU, Morihiko NAKASAKI, Shinji FUKUMOTO and Atsushi YAMAMOTO

Synopsis : It is known that austenite grain coarsening during carburizing is likely to occur in cold-forged steel parts. For efficient use of this production process, it is important to clarify the mechanism of grain coarsening. In this study, mechanism of austenite grain coarsening of the simulated cold-forged and carburized low-alloy steel was investigated by microstructural observation, measurement of crystal orientation by using EBSP (Electron backscatter diffraction pattern) and CAE analysis. Austenite grain coarsening occurred at highly shear-strained region of the cold-upset specimen. In the highly shear-strained region, recrystallized ferrite grains with relatively-randomized crystal orientation are formed during heating up to carburizing temperature. Because these recrystallized ferrite grains transform to fine austenite grains, the accelerated austenite grain coarsening occurs at the highly shear-strained region. It could be suggested that reduction of shear strain during cold forging prevent austenite grain coarsening.

Key words : carburizing steel; cold forging; shear strain; austenite grain coarsening; recrystallization.

1. 緒言

冷間鍛造は、ニヤネットシェイプの部品形状が得られるため、材料歩留向上や後工程の切削代低減が期待できる。また環境面でも、熱間鍛造に比べてCO₂排出量が抑制される利点がある。主に肌焼鋼が使用される自動車駆動系部品において、冷間鍛造と浸炭を組合せた部品製造プロセスが増えている。なかでも冷間鍛造部品の所定の形状に加工したのちに、焼なましや焼ならしを施すこと無く直接的に浸炭が為されるプロセスは、プロセス簡略化に有利であり、また、冷間鍛造を介した結晶粒微細化により部品特性向上も期待できる。しかし、冷間鍛造部品の浸炭すると浸炭加熱中にオーステナイト結晶粒が粗大化しやすいことが知られる¹⁻⁵⁾。これに関する研究の多くは、結晶粒界をピンニングする効果があるAINやNb炭窒化物、またはTi炭化物等を増やして浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化を抑制することに重点が置かれている^{1,4,6,7)}。一方で、同プロセスにおけるオーステナイト結晶粒粗大化のメカニズム自体は十分に解明されているとはいえない。そのため、冷間鍛造部品の浸炭プロセスは有効に利用されていないのが実状である。

従来、冷間加工と再加熱時のオーステナイト粒粗大化の

関係について以下の知見が得られている。木下ら⁸⁾は球状化焼なまし処理したCr-Mo鋼に50%までの冷間圧延を加えてオーステナイト結晶粒粗大化温度を調査し、冷間加工の増大にともなう結晶粒粗大化温度の低下原因は、加工率の増加にともなうオーステナイト化後の結晶粒径の微細化にあると考察した。また、同鋼において結晶粒界をピンニングする役割を担うAINの平均の大きさは冷間加工率に影響を受けないことを示した。塩飽ら²⁾やOhshiroら³⁾は、軟化焼なましされたCr系肌焼鋼に0~50%の冷間圧延を加えた場合、冷間加工率10%と50%の場合に結晶粒が粗大化しやすいことを報告している。10%加工では、加工後に浸炭温度へ昇温する過程でフェライト粒の一部が再結晶して大きくなり、オーステナイト化後の結晶粒径差を生じることがオーステナイト結晶粒の異常成長をもたらし、50%加工では再結晶フェライト粒が無加工材の場合のフェライト粒に比べて細かくなり、オーステナイト結晶粒径を微細化するため、結晶粒粗大化を生じやすくすると述べている。上記の知見は、冷間加工後に浸炭温度へ昇温する過程で起こるフェライト再結晶が、オーステナイト結晶粒粗大化挙動を左右することを示唆している。これらにより概ね冷間加工率とオーステナイト結晶粒粗大化の関係は解明されている。一方、上記の実験はいずれも塑性ひずみ付与の方法

平成20年7月7日受付 平成20年9月30日受理 (Received on July 7, 2008; Accepted on Sep. 30, 2008)

* 山陽特殊製鋼(株) 研究・開発センター軸受・構造用鋼グループ (Bearing & Engineering Steel Group, Research & Development Center, Sanyo Special Steel Co., Ltd., 3007 Nakashima Shikama-ku Himeji 672-8677)

*² 山陽特殊製鋼(株) 研究・開発センタープロセス開発グループ (Process Development Group, Research & Development Center, Sanyo Special Steel Co., Ltd.)

*³ 兵庫県立大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, University of Hyogo)

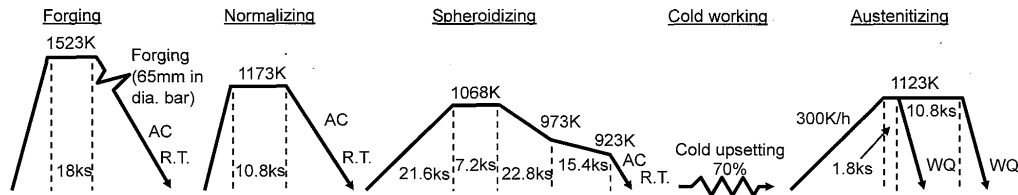


Fig. 1. Schematic diagram of thermal and mechanical process.

Table 1. Chemical composition of the steel used (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	N
0.22	0.22	0.84	0.015	0.012	0.10	1.53	0.023	0.0185

が圧延主体である。この方法では試験片内のひずみのばらつきは比較的小さく、実際の冷間鍛造部品のひずみ分布とは異なると思われる。

そこで本研究では、上述した再結晶フェライトを介したオーステナイト結晶粒粗大化挙動の変化という見方は踏襲しつつ、塑性ひずみの与え方としては実際の冷間鍛造部品に準じて複雑なひずみ分布を付与する据え込み加工を選択した。そして、冷間加工材のオーステナイト結晶粒粗大化状況の実観察と、ひずみ分布のCAE解析や電子後方散乱パターン(EBSP)測定による結晶方位解析を行い、冷間鍛造部品の浸炭におけるオーステナイト結晶粒粗大化機構を新たな観点から考察した。

2. 実験方法

2.1 オーステナイト結晶粒粗大化状況の観察

Table 1に本実験に使用したCr系肌焼鋼の化学組成を示す。また、Fig. 1に試験片の加熱・加工条件を示す。供試材を真空高周波誘導加熱炉で溶製し、100kgの鋼塊を得た。その後、この鋼塊を1523Kで18ks加熱し、鍛伸加工を行い直径65mmの棒鋼とした。次に、マイクロ組織の均質化を目的として直径65mmの棒鋼を1173Kで10.8ks加熱してから空冷する焼ならしを実施した。この焼ならしにより、結晶粒界ピンニングに寄与するAINはほぼ析出した状態となる。また、肌焼鋼を冷間加工する場合、材料を軟化させて加工を容易にする目的で球状化焼なまし処理が行われることが多い。そこで、本実験でも焼ならし後の直径65mmの棒鋼を1068Kに加熱して徐冷するFig. 1の球状化焼なましを実施した。球状化焼なまし後のマイクロ組織は、Fig. 2に示すとおりフェライトと微細炭化物よりなる混合組織であった。球状化焼なまし後、直径65mmの棒鋼の中周部付近から切削加工により直径14mmで長さ21mmの円柱型冷間据え込み用試験片、および細径側が直径12mm、太径側が16mmのテーパ形状で長さ21mmの円柱型冷間据え込み用試験片（以下、テーパ試験片と略）の2種類を作製した。この試験片形状の違いにより、冷間据え込み加工後

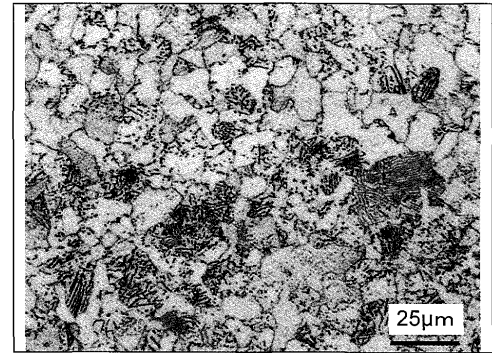


Fig. 2. Optical microstructure of the spheroidized annealed specimen etched with 5% nitric acid.

の試験片中のひずみ分布を変化させた。試験片の長さ方向は母材の鍛伸方向と一致させた。冷間据え込み試験方法は日本塑性加工学会冷間鍛造分科会基準⁹⁾に従った。試験片は、万能試験機を用いて初期高さの30%の高さまで据え込むことで70%の冷間据え込みを行なった。なお、冷間据え込み用の定盤には同心円溝付きのものを用いているので、試験片と定盤が固着する条件下で加工が行なわれる。70%冷間据え込み後には、テーパ試験片も円柱型試験片と同様に上下対称な形状になった。70%冷間据え込み加工した試験片を4分割したものを用い、Fig. 1に示すように300K/hで昇温して1123Kで10.8ks、または1.8ks保持後に水冷する熱処理を実施した。前者の熱処理は、オーステナイト結晶粒粗大化状況の観察のためである。冷間据え込み後にこの熱処理を行なうことで、冷間鍛造部品に焼なましや焼ならしを施さずに直接的に浸炭する工程を模擬した。また、後者の熱処理は、同温度での平均的なオーステナイト粒径の大きさを観察するため、短時間の加熱を行なったものである。1123Kまでの昇温速度は、浸炭の加熱を模擬している。熱処理後、試験片の断面を鏡面研磨し、さらに飽和ピクリン酸溶液で腐食して旧オーステナイト粒界を現出させて、実体顕微鏡または光学顕微鏡により観察した。1123Kで1.8ks加熱した試料については、JIS G 0551の切断法により結晶粒度番号を求め、平均旧オーステナイト粒径を算出した。

2.2 ひずみ分布のCAE解析

高さ比で70%の冷間据え込み加工を加えた試験片内のひずみ分布を予測するため、汎用FEM解析コードDEFORMTMを用いて剛塑性CAE解析を実施した。三次元

解析モデルは、試験片の対称性を考慮して円柱型試験片は16分の1モデル、テーパ試験片は8分の1モデルとした。なお、本報の実験における冷間据え込みは、試験片と定盤が固着される条件下で行っている。そこで、CAE解析でも同様に固着状態での解析を行うため、せん断摩擦係数 m を1とした。被加工材の物性値に関し、流動応力 $\sigma = k\epsilon^n$ (ϵ は真ひずみ)の関係式における k 値を880 MPa、および加工硬化指数 n 値を0.1として計算した。また、定盤は剛体と仮定して取り扱った。

3. 実験結果およびCAE解析結果

3.1 オーステナイト結晶粒粗大化状況の観察結果

70%冷間据え込み後に熱処理を行った円柱型試験片、およびテーパ試験片断面におけるオーステナイト結晶粒粗大化状況をFig. 3に示す。円柱型試験片には、試験片断面の中周部付近にマクロ的に視認可能で、規則的なパターンを持った結晶粒粗大化領域 (Fig. 3では暗く腐食された部分) が試験片上下に対称に現れた。一方、テーパ試験片の場合は試験片上下で対称な結晶粒粗大化のパターンは観察されず、加工前の試験片で細径であった側 (Fig. 3の写真では上側) の中周部付近に顕著な結晶粒粗大化が見られた。両試験片について、試験片中周部における粗大化した旧オーステナイト粒の光学顕微鏡写真をFig. 4に例示す

る。このように、試験片自体には70%の冷間加工を加えたのであるが、冷間据え込み前の試験片形状、および試験片の部位の違いによって結晶粒粗大化状況に変化が見られた。ここで、円柱型試験片とテーパ試験片は同じ母材から作製したので、両試験片において結晶粒界ピンニング効果をもたらすAINの量は同等と考えられる。さらに、冷間加工はAINのサイズに大きな影響を及ぼさないことが既に報告されている⁸⁾。その確認のため、Fig. 3において両試験片ともに結晶粒粗大化が見られた中周部と結晶粒粗大化が見られない中心部について、70%冷間据え込み後の時点におけるAINの大きさを観察した。Fig. 5に示した抽出レプリカ法による透過型電子顕微鏡(TEM)写真において、それぞれの試験片の中周部と中心部のAINのサイズにやはり差は見られず、かつ試験片形状が違ってもAINのサイズは同等であった。なお、Fig. 5における平均粒径30 nm弱程度のAINは、従来報告されているデータ¹⁰⁾との比較から、本実験においては1173Kでの焼ならし時に析出したものと判断される。このように、両試験片でAINの量に差が無いとみられることや、冷間据え込み後のAINのサイズが冷間据え込み前の試験片形状、および試験片の部位の違いによって大きく変化しないとみられることから、上述した結晶粒粗大化状況の変化は、試験片内のひずみ分布の違いによるものと考えられる。

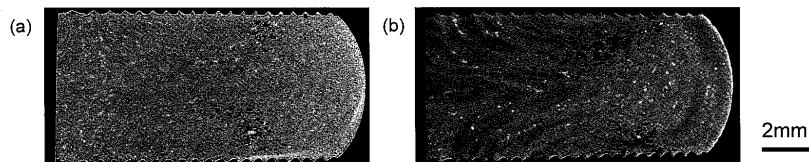


Fig. 3. Macroscopic coarsened austenite grains, appeared by darkly etched region, of 70% cold-upset specimens heat treated at 1123K for 10.8 ks followed by quenching. (a) Cylindrical specimen, (b) tapered cylindrical specimen.

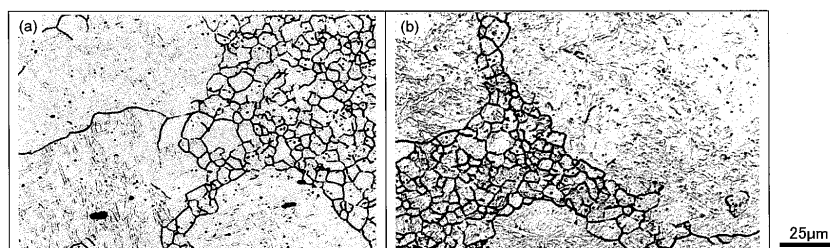


Fig. 4. Optical microstructures of coarsened prior austenite grains of 70% cold-upset specimens heat treated at 1123K for 10.8 ks followed by quenching. (a) Cylindrical specimen, (b) tapered cylindrical specimen.

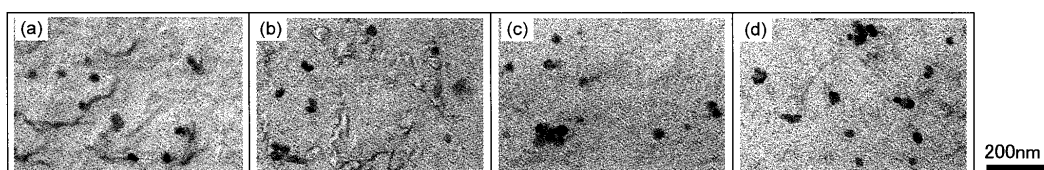


Fig. 5. Transmission electron micrographs of AlN precipitates of 70% cold-upset specimens. (a) Middle section and (b) center of the cylindrical specimen. (c) Middle section and (d) center of the tapered cylindrical specimen.

3・2 ひずみ分布のCAE解析結果

試験片の相当ひずみ分布のCAE解析結果を Fig. 6 に示す。CAE解析による試験片外周部の輪郭は、Fig. 3に示した冷間据え込み後の試験片の外径形状と良く一致し、実際の加工を再現できている。Fig. 6に示す通り、相当ひずみは試験片中心部付近でもっとも高く、外周側ほど低い。また、円柱型試験片とテーパ試験片の相当ひずみの分布ならびに最大値は概ね同様であった。CAE解析結果と実際の冷間加工との対応をみるため、70%冷間据え込みしたテーパ試験片の断面硬さを測定した。測定にはマイクロビッカース硬度計を用い、荷重は200gとした。試験片の径方向では、Fig. 7(a)に示すように試験片外周から中心に向かって硬さが上昇する傾向がみられた。試験片中周部の厚さ方向では、Fig. 7(b)に示すように試験片内部の硬さが高かった。いずれも冷間据え込み後の硬さと相当ひずみの大小は良く対応しており、CAE解析結果は実際の冷間据え込みを模擬できていると考えられる。ただし、相当ひずみ量の大小とマクロ的に観察されたオーステナイト結晶粒粗大化領域は一致しないことが明らかとなった。

冷間据え込み加工では、材料と加工する工具の摩擦の影響によりせん断ひずみが導入される。そこで、試験片断面のせん断ひずみの分布を求めた。Fig. 8にCAE解析結果を示す。なお、ここで言うせん断ひずみとは、試験片の圧縮軸方向Zと径方向rにおけるr-Z断面のせん断ひずみ γ_{rz} のことである。これ以降の文章中の表現はせん断ひずみとして統一した。円柱型試験片ではFig. 8(a)のように試験片中周部付近に上下対称な形でせん断ひずみが高い部分が生じた。せん断ひずみの最大値は1.15であった。一方、テーパ試験片では、Fig. 8(b)のように元の試験片で細径側となる試験片上部の中周付近と、試験片下面付近の一部にせん断ひずみが高い部位（最大値は1.44）が現れた。このせん断ひずみが高い領域とFig. 3で結晶粒粗大化が生じた箇所は、両試験片とも極めて良い一致が見られた。また、相当ひずみが極めて高いにもかかわらず、両試験片で結晶粒粗大化が見られなかった試験片中心部のせん断ひずみは実質的にゼロであった。

以上のように、CAE解析結果が実際の試験片の変形を精度良く再現していると判断できるので、冷間据え込みした試験片を加熱する際のオーステナイト結晶粒の粗大化は、相当ひずみが最大となる箇所ではなく、相当ひずみは最大ではないもののせん断ひずみが高い箇所周辺から発生するとみることができる。

3・3 平均旧オーステナイト粒徑

Fig. 9に70%冷間据え込み後、1123Kで1.8ksの短時間加熱を行ったテーパ試験片の旧オーステナイト粒の光学顕微鏡写真を示す。観察部位は1123Kで10.8ks熱処理した際、オーステナイト結晶粒粗大化が顕著であった試験片中周部、および結晶粒粗大化は見られないものの冷間据え込み

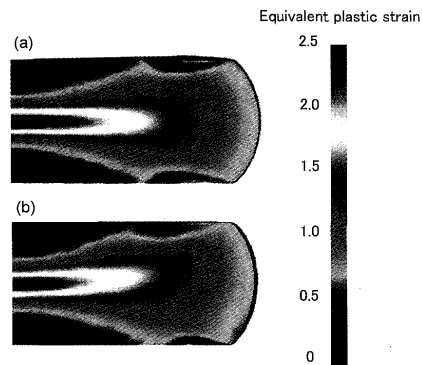


Fig. 6. Distribution of equivalent plastic strain after 70% cold upsetting. (a) Cylindrical specimen, (b) tapered cylindrical specimen.

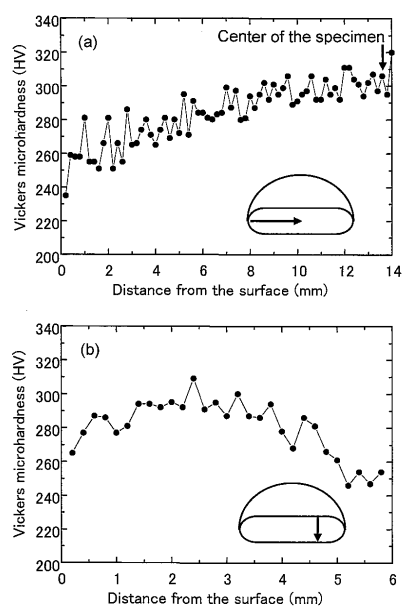


Fig. 7. Vickers microhardness distribution of 70% cold-upset tapered cylindrical specimen. (a) Radial of the specimen, (b) through-thickness direction at middle section of the specimen.

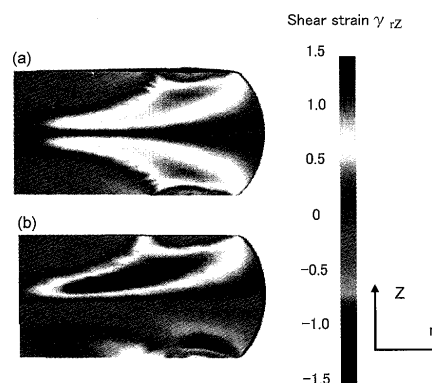


Fig. 8. Distribution of shear strain γ_{rz} after 70% cold upsetting. (a) Cylindrical specimen, (b) tapered cylindrical specimen.

時に極めて高い相当ひずみが付与された試験片中心部とした。図中には併せて平均旧オーステナイト粒徑を示した。Fig. 9より平均旧オーステナイト粒徑は中心部に比べ、中

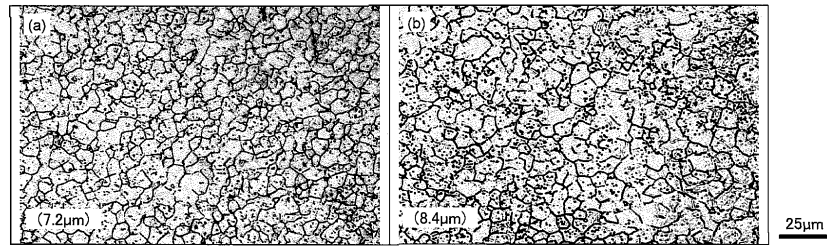


Fig. 9. Prior austenite grain of 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 1123K for 1.8 ks and quenched in water. Average austenite grain diameter is shown in parenthesis. (a) Middle section of the specimen, (b) center of the specimen.

周部の方が微細であることが分かった。加熱中のオーステナイト粒成長の駆動力となる粒界エネルギーは、結晶粒が微細なほど高い¹¹⁾。したがって、オーステナイト結晶粒が微細に形成された試験片中周部において結晶粒が粗大化しやすかったとみられる。

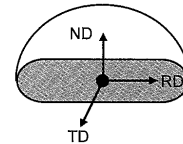


Fig. 10. Definition of specimen directions; ND: normal direction, RD: rolling direction, TD: transverse direction and direction of EBSD observation.

4. 考察

4.1 冷間鍛造部品の浸炭におけるオーステナイト結晶粒粗大化機構

従来研究では、冷間加工率が高くなると再加熱時のオーステナイト結晶粒粗大化が起こり易いと言われている。それに加えて本実験結果から、実際の冷間鍛造を想定した据え込み加工後に浸炭を模した再加熱をすると、冷間加工時にせん断ひずみが高い領域でオーステナイト結晶粒粗大化が起こることを見出した。以下に、せん断ひずみがオーステナイト結晶粒粗大化を促進したメカニズムについて考察する。浸炭時のオーステナイト粒径が、冷間加工後に浸炭温度へ昇温する過程で起こるフェライトの再結晶に強く影響を受ける^{2,3)}との従来知見にならない、再結晶フェライト粒のマイクロ観察を行った。観察位置はせん断ひずみが最大となる試験片中周部、および相当ひずみが最大となる試験片中心部とした。観察にはテーパ試験片を70%冷間据え込みしたものを用いた。まず、4分割した同試験片の一片をフェライトの再結晶が十分に起こる1003Kまで300K/hで昇温して600s加熱保持後、水冷した。この試験片について、50 μm×50 μmの領域の光学顕微鏡観察、および走査型電子顕微鏡(SEM)に付属のEBSP測定装置を用いた測定と解析を行った。EBSP測定装置、および測定ソフトと解析ソフトはいずれもTSL社製のものを用いた。一連の作業は、試験片断面を鏡面研磨し5%ナイトール溶液で腐食したのちの光学顕微鏡写真撮影、次いで腐食を除去する程度のコロイダルシリカ溶液を用いた鏡面研磨仕上げ、その後光学顕微鏡観察と同一視野のEBSP測定の順で行った。再結晶フェライト粒の観察、およびEBSP測定の向きは、Fig.10のTD (Transverse direction)方向とした。これはFig. 3の観察方向と同じである。TD以外の試料方位はFig.10に示したように、圧縮により材料が流動する径方向

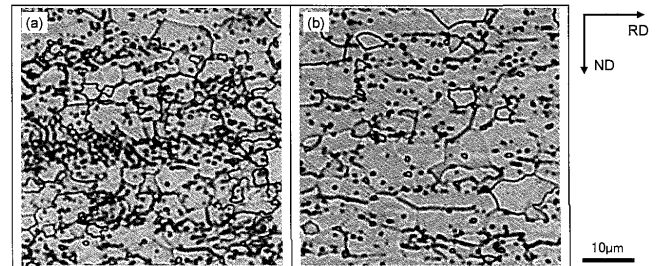


Fig. 11. Optical microstructures of cold recrystallized ferrite of 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 1003K for 600 s and cooled in water. (a) middle section of the specimen, (b) center of the specimen.

をRD (Rolling direction)と決め、試験片の圧縮軸方向をND (Normal direction)とした。Fig.11、およびFig.12に1003Kで再結晶させたフェライト粒の光学顕微鏡写真、および光学顕微鏡写真と同一視野のEBSP観察像をそれぞれ示す。Fig.12で方位差15°以上の粒界は黒い線、15°以下は青い線で示した。Fig.11から再結晶フェライト粒は中心部に比べて中周部が微細なことが伺えるが、Fig.12より中周部の再結晶フェライト粒の微細化が明瞭に確認できた。なお、Fig.12で特に再結晶が微細で、方位差15°以下の粒界を多く含む部分は、Fig.11で炭化物が多く存在する部分に対応しており、第2相粒子である炭化物が再結晶粒径に影響を及ぼした¹²⁾とみられる。

以上の結果、冷間鍛造部品を想定した冷間据え込み加工によって高いせん断ひずみが導入される試験片中周部では、その後の浸炭温度への昇温過程で微細な再結晶フェライト粒が形成されることが分かった。この再結晶フェライト粒の大きさを反映して、Fig. 9に示したように試験片中周部でオーステナイト化後の結晶粒径が微細化し、その結果、オーステナイト結晶粒の粗大化が起こりやすかったと

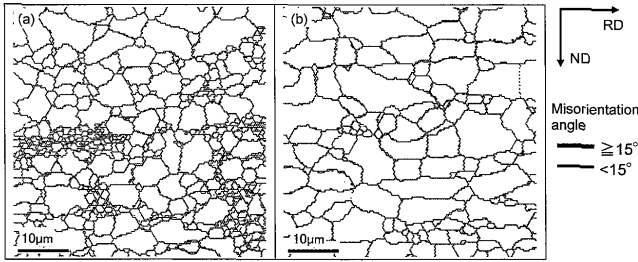


Fig. 12. Observation results by EBSD analysis of recrystallized ferrite of 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 1003K for 600 s and cooled in water. (a) Middle section of the specimen, (b) center of the specimen.

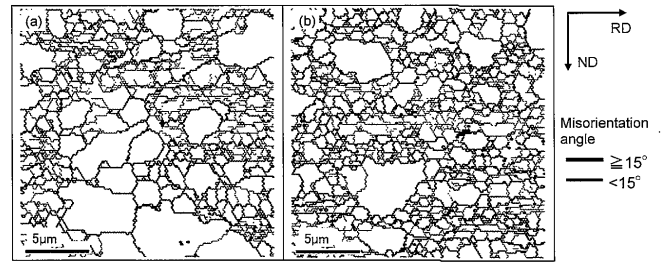


Fig. 13. Observation results by EBSD analysis of 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 873K for 300 s and cooled in water. (a) Middle section of the specimen, (b) center of the specimen.

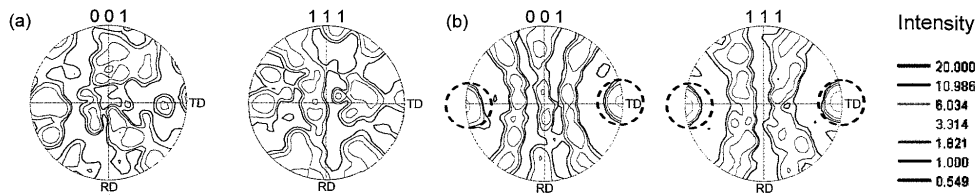


Fig. 14. {001} and {111} pole plots of 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 873K for 300 s and cooled in water. (a) Middle section of the specimen, (b) center of the specimen.

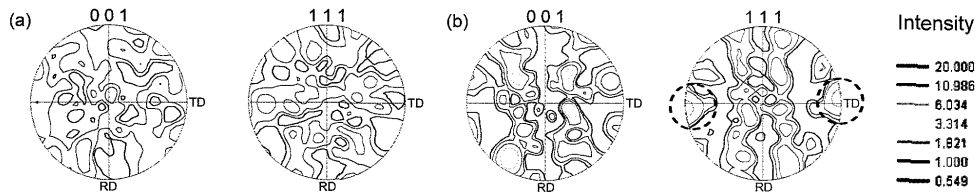


Fig. 15. {001} and {111} pole plots of 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 1003K for 600 s and cooled in water. (a) Middle section of the specimen, (b) center of the specimen.

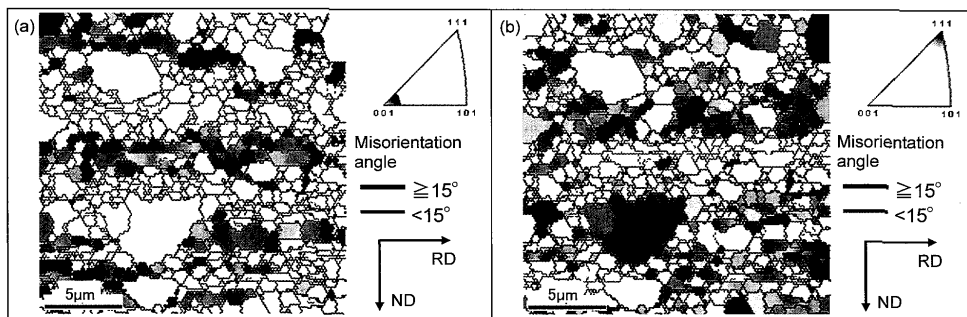


Fig. 16. TD-IPF maps of center of the 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 873K for 300 s and cooled in water. (a) {001} IPF map, (b) {111} IPF map.

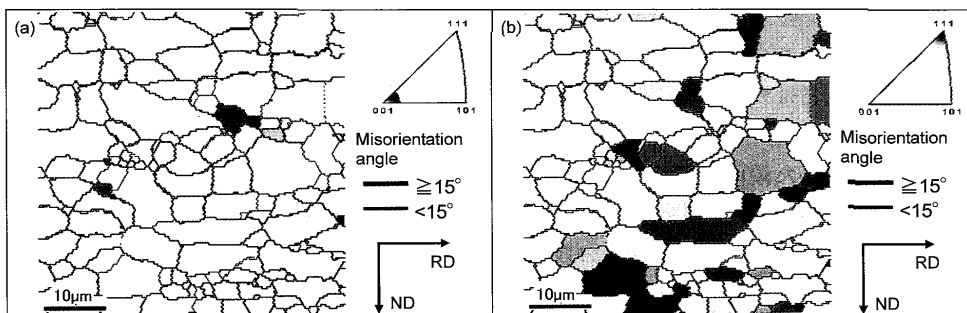


Fig. 17. TD-IPF maps of center of the 70% cold-upset tapered cylindrical specimen heat treated at 1003K for 600 s and cooled in water. (a) {001} IPF map, (b) {111} IPF map.

みられる。

4・2 せん断ひずみが高い領域での再結晶フェライトの微細化機構

せん断ひずみが高い領域で再結晶フェライトが微細化するメカニズムについて以下に考察した。本実験におけるフェライトの再結晶は、冷間加工後の加熱により起こる静的再結晶である。静的再結晶を起こすには、臨界値以上のひずみを与える変形が必要であり¹³⁾、変形に伴い鋼中に蓄積された転位によるエネルギーが再結晶の駆動力になる¹⁴⁾。また、加工度が大きい場合には、核生成・成長型の再結晶が起こるといわれている¹³⁾。本報では、せん断ひずみが再結晶フェライト粒の微細化をもたらした因子として、再結晶粒の核生成・成長に着目して検証した。

再結晶フェライト粒の生成状況を観察するため、70%冷間加工したテーパー試験片を用い、既に観察した1003Kより低温の873Kで熱処理を行った。熱処理時の昇温速度は前述の1003K熱処理と同様の300K/hとし、873Kで300s熱処理後に水冷し、既に述べたEBSP測定方法にならって20 μm ×20 μm の領域を観察した。Fig.13にEBSP観察像を示すように試験片の中周部、中心部ともに直径1ないし2 μm 程度の微細な結晶粒と、Fig.12に見られるものと同程度の比較的大きな再結晶粒を観察した。総じて、中心部に比べて中周部の再結晶粒が小さいという傾向は認められず、再結晶初期の段階では両者に顕著な違いはないとみられる。

次に、再結晶フェライト粒の成長に注目した。Fig.13(a)、Fig.12(a)を見ると、873K、または1003Kで熱処理した場合の中周部の再結晶フェライト粒はいずれも等軸粒に近い形状であり、大きさは1003K熱処理材の方が大きい。1003K熱処理材が昇温中に873K熱処理材とほぼ同様の再結晶過程を経由することを考えると、再結晶粒は昇温中に成長したとみなせる。同様に中心部でも、Fig.13(b)とFig.12(b)を比較すると1003K熱処理材の方が再結晶粒径は大きい。そのみならず、1003K熱処理材では、材料が流動するRD方向に再結晶粒がやや伸長している。これは中心部の再結晶粒が選択的な方位に成長しやすい¹⁵⁾ことを示唆する。そこで、中周部と中心部の再結晶フェライト粒の結晶方位を確認した。873K、1003K熱処理材の{001}、{111}面についての極点図(Pole plot)をFig.14、およびFig.15にそれぞれ示す。中周部では873K熱処理材(Fig.14(a))、1003K熱処理材(Fig.15(a))ともに明瞭な再結晶粒方位の偏りは無く、再結晶粒は比較的ランダムな方位を向いていることが分かった。一方、中心部では873K熱処理材(Fig.14(b))において{001}極点図、{111}極点図ともに点線で囲んだ位置の面強度が高く、再結晶粒方位に偏りが見られた。この情報を873K熱処理材のTD方向から見たIPFマップ上に表示したものがFig.16である。図中で色付の部分はそれぞれ{001}面、{111}面の面方位から方位差10°以内の再結晶フェラ

イト粒である。この図よりRD方向に{001}面と{111}面方位に近い角度を有する再結晶粒が繊維状に並んだ集合組織を形成していることが分かった。これらの集合組織は、bcc構造を持つFeや低炭素鋼を圧縮変形させた場合に形成される{111}+{100}2重繊維組織¹⁶⁾に一致する。また、Fig.16(b)において比較的大きな再結晶粒の一部が、{111}面方位に近い向きを有することを見出した。Fig.15(b)に示したように、より高温の1003K熱処理では集合組織は弱まり、再結晶粒方位のランダム化が進むが、点線で囲んだ位置に依然として{111}面に近い方位を持つ再結晶粒が認められた。これを1003K熱処理材のTD方向から見たIPFマップ上に表示すると、Fig.17に示すように{111}面方位に近い粒が数多く観察された。このことは、元の集合組織の面方位に近い再結晶粒が成長しやすかったことを示すとみられる。

以上をまとめると、試験片中心部は極めて高い相当ひずみ加わるものの再結晶集合組織が形成される過程で再結晶フェライト粒はかえって大きく成長しやすいといえる。一方、せん断ひずみの高い領域は、再結晶粒が比較的ランダムな方位を有する特徴がある。その結果、再結晶粒の成長が抑制され、等軸状で微細な再結晶フェライト粒が形成されたとみられる。冷間鍛造部品の浸炭する工程を模擬した本報の実験から、冷間加工後、浸炭温度へ昇温する過程における再結晶フェライト粒の成長のし難さが、それに続くオーステナイト化後の結晶粒の微細化をもたらし、オーステナイト結晶粒粗大化を促進するというメカニズムが明らかとなった。これまでに、低炭素Si-Mn鋼で加工オーステナイトを経由したフェライト粒微細化にせん断付与圧延が有効との報告例¹⁷⁻²⁰⁾がある。この微細化の機構は、せん断付与によりフェライトの析出サイトである加工オーステナイトの粒界面積が増加するためと推定されている¹⁹⁾。一方、本報におけるフェライト粒微細化は、再結晶の成長過程に強く影響を受けたものとみられ、上記事例とは微細化のメカニズムが異なるとみている。また、せん断変形を与えることができるクロスロール圧延によって低炭素鋼をフェライトとオーステナイトの2相域で加工すると、集合組織形成が緩和されるとの報告例がある²¹⁾。熱間圧延と本報の冷間据え込みでは加工方法も加工温度も異なるが、せん断ひずみが集合組織を緩和するとの共通点がみられる。本報で実施した冷間据え込み加工において、材料は軸方向に圧縮され、径方向に伸ばされるのみならず、せん断ひずみ加わる領域ではせん断により塑性変形の向きが変化する。この作用がより多くのすべり系の活動を促して²²⁾冷間据え込み加工による集合組織の形成を阻害し、再加熱中の再結晶フェライトの結晶方位のランダム化をもたらすのではないかと推定している。

4・3 浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化抑制にむけて

これまでに冷間加工材の浸炭時のオーステナイト結晶粒

粗大化抑制に効果がある対策として、冷間加工後の焼なましにより蓄積されたひずみエネルギーを低減する⁵⁾、あるいは冷間加工後にサイクルアニリングして浸炭前マイクロ組織を粗くする²³⁾等の事後対策が提案されている。また、結晶粒界ピンニング効果のある窒化物や炭窒化物を増やすことも有効である^{1,4,6,7)}。一方、本報の結果はそれら対策以外にも、冷間鍛造時のせん断ひずみの集中を軽減することで、その後の浸炭におけるオーステナイト結晶粒粗大化を抑制できる可能性が示された。本報の実験は、せん断ひずみが集中しやすい固着条件下での冷間加工であった。したがって、実際の部品製造においては金型潤滑、さらには予備成形形状を含めた冷間加工方法の適正化によって、せん断ひずみを軽減することが可能とみられる。その検討と効果の検証にあたっては、本報で用いたようなCAE解析とせん断ひずみが高い領域の結晶粒粗大化状況の実観察を併用する手法が有力な手段となる。せん断ひずみの軽減が、浸炭温度への昇温過程での再結晶フェライト粒を大きく生成させることを介して、オーステナイト化後の結晶粒径を大きくさせ、浸炭時の結晶粒粗大化を抑制することが期待できる。さらに本報で見出した再結晶フェライト粒径の制御による浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化抑制という観点から、再結晶フェライト粒径を制御し得る他の手段も結晶粒粗大化抑制に効果があると予想される。その手段は、例えば、冷間加工前マイクロ組織の適正化、鋼中の第2相粒子である炭化物やナノメートルサイズの微細析出物の制御である。これらの手段の有効性についての検証は今後の課題としたい。

5. 結言

本報では、冷間鍛造部品を浸炭する工程を模擬した実験を行い、オーステナイト結晶粒粗大化過程の実観察とCAE解析やEBSP観察からの考察に基づき、冷間加工材のオーステナイト結晶粒粗大化に関する以下の知見を得た。

(1) オーステナイト結晶粒粗大化は、冷間加工時に高いせん断ひずみがかかる領域で発生した。

(2) せん断ひずみが高い領域では、浸炭温度への昇温中に比較的ランダムな方位の再結晶粒が生成するため、再

結晶粒が大きく成長し難く、微細な再結晶フェライト粒が形成される。これを通じてオーステナイト化後の結晶粒が微細化するため、せん断ひずみが高い領域でオーステナイト結晶粒の粗大化が発生しやすい。

(3) せん断ひずみの入り方は、金型潤滑や予備成形形状を含めた冷間加工方法による制御が可能とみられ、この点に着眼した冷間鍛造時のせん断ひずみ軽減による浸炭時のオーステナイト結晶粒粗大化抑制の可能性が示された。

文 献

- 1) H.Ohtani and S.Tanoue: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), S617.
- 2) K.Shiwaku, J.Koarai, H.Sawada and K.Kaneko: *R&D Kobe Steel Eng. Rep.*, **35** (1985), 49.
- 3) T.Ohshiro, S.Okushima, T.Ikeda, K.Kaneko and H.Sawada: *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, (1987), 315.
- 4) Y.Kurebayashi and S.Nakamura: *SAE Technical Paper Series*, (1995), No. 950209.
- 5) K.C.Evanson, G.Krauss and D.K.Matlock: *Grain Growth in Polycrystalline Materials III*, ed. by H.Weiland, B.L.Adams and A.D.Rollett, TMS, Warrendale, PA, (1998), 599.
- 6) T.Sanno, T.Tsumura and F.Nakasato: *Sumitomo Met.*, **41** (1989), 463.
- 7) M.Iguchi, T.Nagaoka and K.Kobayashi: *Sanyo Tech. Rep.*, **6** (1999), 41.
- 8) S.Kinoshita, T.Ueda and A.Suzuki: *Tetsu-to-Hagané*, **59** (1973), 1124.
- 9) 冷間鍛造分科会材料研究班: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **22** (1981), 139.
- 10) T.Gladman and F.B.Pickering: *J. Iron Steel Inst.*, **205** (1967), 653.
- 11) S.Takaki: *Netsu Shori*, **34** (1994), 260.
- 12) 牧 正志: 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (2002), 1.
- 13) T.Maki and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 2073.
- 14) F.J.Humphreys and M.Hatherly: 再結晶と金属組織の制御ナノ・ミクロレベルの基礎から実用技術まで, (小菅張弓訳), 静岡新聞社, (2003).
- 15) J.G.Byrne: 回復および再結晶, (小原嗣朗訳), 丸善株式会社, (1968), 118.
- 16) K.Sekine: *J. Jpn. Inst. Light Met.*, **52** (2002), 500.
- 17) T.Inoue, S.Torizuka and K. Nagai: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1046.
- 18) 井上忠信, 鳥塚史郎, 長井 寿: 日本機械学会計算力学講演会講演論文集, **14** (2001), 15.
- 19) T.Inoue, S.Torizuka and K.Nagai: *Mater. Sci. Technol.*, **18** (2002), 1007.
- 20) 井上忠信, 殷 福生, 鳥塚史郎, 長井 寿: 塑性加工連合講演会講演論文集, **54** (2003), 193.
- 21) T.Hanamura, T.Yamashita, O.Umezawa, S.Torizuka and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 1051.
- 22) S.Kajino and M.Asakawa: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **49** (2008), 409.
- 23) T.Tominaga, T.Chiba and T.Sato: *Sanyo Tech. Rep.*, **2** (1995), 28.