

実機鍛造プレスによる超微細粒組織厚鋼板の試作

井上 忠信*・落合 朋之*²・殷 福星*・長井 寿*

Test Production of Ultrafine-grained Steel Plate Using Large-scale Forging Press

Tadanobu INOUE, Tomoyuki OCHIAI, Fuxing YIN and Kotobu NAGAI

Synopsis : A novel straining process characterized by multidirectional deformation was proposed to fabricate large scale, ultrafine-grained (UFG) steel for a thick plate. To impose a large strain into the whole area of material, free forging technology was applied. The principles of grain refinement in basic experiments using small-scale samples were directly applied to test production of large-scale samples. Three-dimensional finite element simulation (FE simulation) was utilized in developing the new process from the viewpoints of the prediction of press load, microstructure, and plate shape. The proposed UFG process was tried using a practical manufacturing press having maximum press load of 3500 ton. The microstructure and hardness of the plate were made as predicted. As a result, it is possible to fabricate UFG steel plates with 25 mm or more thickness by free forging at warm working temperatures.

Key words : forging; finite element simulation; ultrafine-grained structure; plastic strain; thick plate.

1. 緒言

希少合金元素の枯渇や資源循環型社会の醸成を背景に、合金設計に基づく材料開発から、プロセス設計に基づく材料開発への転換が期待されている¹⁻³⁾。プロセス設計によって所定の材質を得るためには、①プロセス因子(温度、ひずみ速度、ひずみ、冷却速度など)と微視組織の関係、および②微視組織と特性の定量的解明が不可欠である。ホールペッチ則は、経験式だが、結晶粒径 d と降伏強さ YS の定量的関係($YS = \sigma + kd^{-1/2}$)を明確にしており、プロセス因子と結晶粒径の関係が求まれば、プロセス設計に基づく材料開発の実現に大いに資する。例えば、SM490相当成分の結晶粒微細化研究⁴⁻⁶⁾では、相当ひずみ ϵ_{eq} 、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ 、加工温度 T とフェライト(α)粒径 d_α 、硬さ Hv の定量的関係が実験的に、以下のように示されている。

$$d_\alpha = 10^{2.1} Z^{-0.16}, \quad Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT), \quad \epsilon_{eq} > \epsilon_{eq(crit)} \dots \dots \dots (1)$$

$$Hv = -151 + 28.9 \log Z \dots \dots \dots (2)$$

ここで、粒径および硬さは、範囲 $10^9 \leq Z \leq 10^{16}$ で良い直線性を表わす。すなわち、 α 粒径は、温度、ひずみ速度に依存した Z 因子によって決定され、高 Z ほど粒径は微細となり、硬度は上昇する。

これらの実験室成果に基づき、蓄積ひずみを精度良く解析できれば、超微細 α 粒組織を定量的に予測できることもわかっている⁷⁾。但し、超微細 α 粒が100%となるために

必要な臨界ひずみがあり、しかも高 Z ほど臨界ひずみは大きい^{4,5,8)}。

さて、素材供給には形状制御が不可欠である。塑性加工学が形状制御に多くの成果を上げてきたが、材質制御予測に特段の関心は払われていない。したがって、材質と形状を同時に予測制御する(形質制御^{9,10)})ためには、これらを統合した新しい手法を確立することが必要である。

そこで本論文では、Fig. 1のコンセプトに従い、超微細 α 粒組織を有する25 mm厚以上の鋼板創成を例題に設定し、実機の自由鍛造プレスを用いた形質制御の可能性を検討した。まず、後述する多方向非同時加工の考えに基づき、(1)組織制御に直結するひずみ蓄積、(2)形状、さらに(3)設備負荷をすべて同時に予測制御する加工プロセス方案を数値解析(仮想実験)によって検討した。次に、実機3000 ton自由鍛造プレスを用いて、方案どおりの工程で厚鋼板を試作し、組織等を観察して、予測値との比較、検討を行い、方案の妥当性を検証した。

2. 実験方法

2.1 数値解析による仮想実験

陽解法による三次元有限要素法によって、 x - y 平面を対称とする1/2モデルで仮想実験を行った。 x 方向、 y 方向、 z 方向には、それぞれ被加工材の長手方向、最初の圧下方向、次工程の圧下方向をとった。また、最終工程の長手方向をFD、圧下方向をCD、それらと垂直な方向をTDと定

平成19年7月3日受付 平成19年8月10日受理 (Received on July 3, 2007; Accepted on Aug. 10, 2007)

* 物質・材料研究機構材料ラボ (Innovative Materials Engineering Lab., National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

* 2 日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd.)

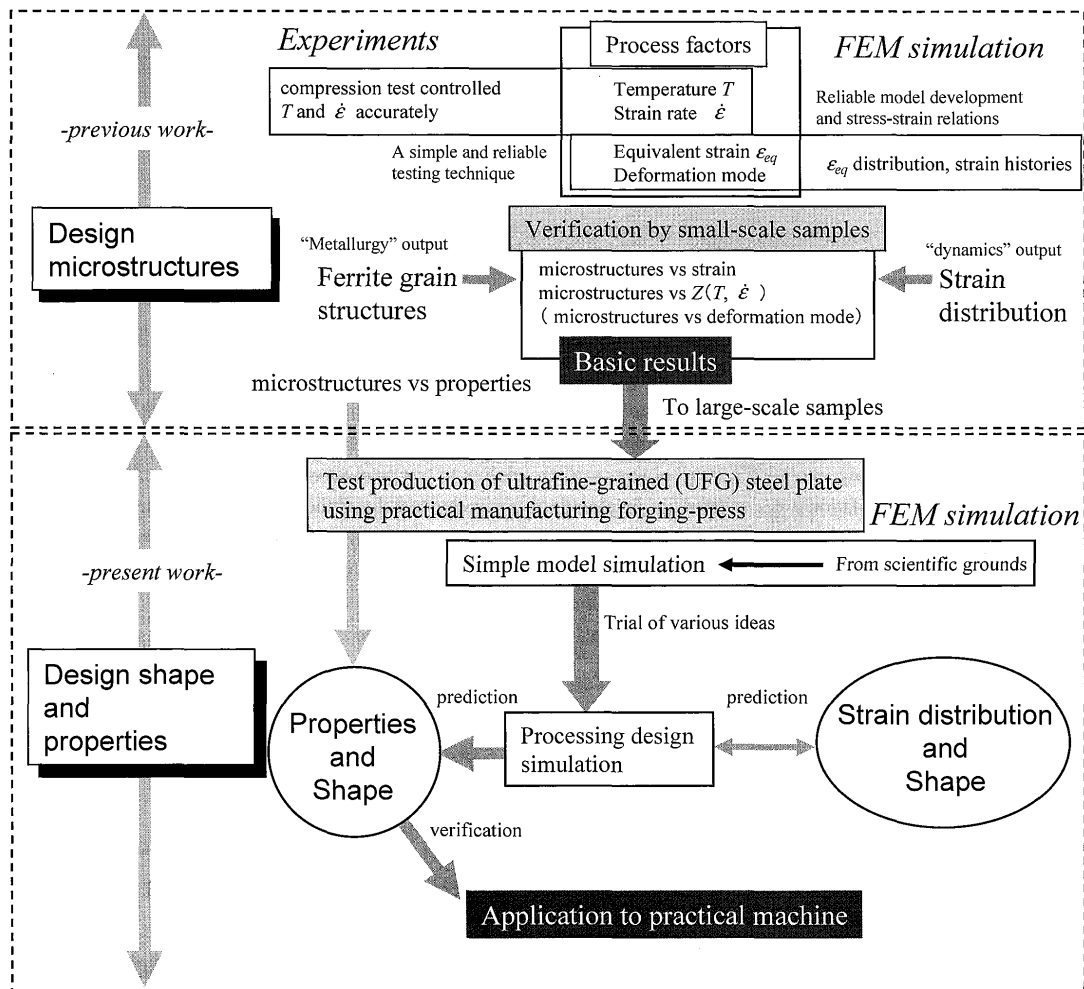


Fig. 1. Concept of present work.

義した。各要素は8節点ソリッド要素を用いた。金敷は剛体と仮定し、形状には実機寸法を用いた。要素数、節点数は、それぞれ9960、12348である。供試材の片端はつかみ部を含めて固定し、鍛造荷重20 tonを超えた分をx方向にフローさせた(片自由端)。供試材の応力-ひずみ曲線は、温度、ひずみ速度依存性を含めて円柱圧縮試験で得た。金敷による圧下速度は、実測値から算出した。摩擦条件には摩擦係数0.3のクーロン条件を用い、加工温度は773K一定とした。他の温度条件として、823Kと873Kの解析も行ったが、ひずみの分布と量に相違はなかった。なお、実機試作ではマニピレータによって供試材を移動するが、仮想実験では金敷を移動させる。

2.2 実機による試作

SS400相当 (0.15C-0.21Si-0.59Mn-0.016P-0.014S (mass%)) の成分で、厚210×幅165mmの連続铸造ビレットをまず用意した。出発組織を整えるために、ビレットを熱間域で6tonエアードロップハンマーにて厚150×幅100mmまで減面(鍛造比2.3)した。その後1123Kで2時間保持後空冷し、これを供試材とした。供試材の寸法は厚150×幅100×長1200mm、重量約140kgである。

試作鍛造は、(株)日本製鋼所室蘭製作所所有の3000 ton二柱式プッシュダウン型油圧式自由鍛造プレスで行った¹¹⁾。まず、893Kで2時間加熱後、マニピレータで金敷上にセットし、接触温度計で供試材の表面温度を計測した。なお、初期断面形状を対象にした放冷試験で、熱電対を長手方向中央の材料側面から50mm埋め込んだ場所(材料中心)で計測した温度は、表面を接触温度計で計測した温度よりも約40K高かった。この関係は、放冷開始から表面温度が833~723Kの間、維持されていた。金敷の形状は、幅 $w=360$ mm、公称曲率 $R=50$ mmである。加工発熱抑制の観点から、金敷の圧下速度は最小速度12mm/sに設定した。なお、最大プレス荷重は3500ton、マニピレータの最大反力は20tonである。各工程の圧下パススケジュールは、仮想実験の考案通りに行った。工程毎に断面形状の計測、長手方向の前方、中央、後方の3箇所の表面温度計測を行った。全工程終了後空冷した。

鍛造後、供試材のTD、FD断面を1.5%ナイトール腐食し、デジタルカメラ撮影と顕微鏡観察を行い、さらに荷重4.9Nのビッカース硬さ試験を行った。また、粒径と結晶方位を調べるため、走査電子顕微鏡FE-SEMに搭載した

TSL製方位解析装置OIMを用いてEBSDによる結晶方位測定も行った。

3. 結果および考察

3.1 加工プロセス方案の検討

1) 臨界ひずみの設定

これまでの多パス加工を用いた報告^{6-8,12,13})では、超微細粒組織を得るためには少なくとも2.5以上の相当ひずみ ϵ_{eq} が蓄積されている。そこで本研究では、臨界ひずみ $\epsilon_{eq(cri)}$ を2.5と設定した。板厚板幅板長の全域で臨界ひずみ以上を導入する。

2) 自由鍛造による多方向非同時加工

設備能力の制約から必然的に軽圧下加工となり、多パス化する。確かに、大森らは多パスの温間圧延で、18mm厚超微細 α 粒鋼板の試作に成功した¹²⁾。だが、板厚中央に大ひずみを導入するには、圧延には限界があり、鍛造の方がより有効である。

Fig. 2は、Ni-30%Fe合金の小型試験片を鍛造(75%圧下)した際の、有限要素解析から予測された相当ひずみ ϵ_{eq} の分布と実際の変形組織とを比較したものである¹⁴⁾。試験片中央からアンビルエッジにかけて、大きなひずみ導入されているのがわかる(エッジ効果)。単一パスで試験片内部まで大きなひずみ導入されることは確かであるが、ひずみは均一に導入されない。しかし、パス毎に加工方向を変える多パス加工を前提にすれば、加工硬化を利用し、蓄積するひずみの均一化が図れる可能性に気づく(“多方向非同時加工”と呼ぶ)。

多方向非同時加工によって、効率的に大ひずみを広範囲に導入できることが小型試験片では既に確かめられている¹⁵⁾。また、加工方向の変化は、各結晶粒内で多くの異なるすべり系を活動させ、超微細粒形成を促進することも期待できる¹⁶⁾。同じ相当ひずみ下で、1方向圧下と多方向圧下による組織形成を系統的に比較、検討した研究は見当たらないが、ECAPやHPTプロセスにおけるひずみ経路の影響^{17,18)}、連続的に主方向が変化するせん断変形の利用^{14,19)}、さらに2方向圧下の適用^{12,13)}など、多方向加工が超微細粒の生成を促進することが報告されている。

さて、板材創成を考えると、金敷で圧下し、長手方向に素材を送り、圧下→送りを繰り返す展伸鍛造²⁰⁾が有効である。しかも、長手方向以外の方向からパス毎に方向を変えて圧下する²¹⁾と効率的に大ひずみを導入できる。しかし、大ひずみ導入が容易な棒状加工とは違って、板状加工におけるパス設計は単純ではない。

3) 試行工程の仮想実験と実機試行

小型試験片の組織・硬さでは、既に数値解析で予測された相当ひずみとの良い相関性が確かめられている^{7,22)}。しかし、大型素材では全く未体験である。加熱・冷却時お

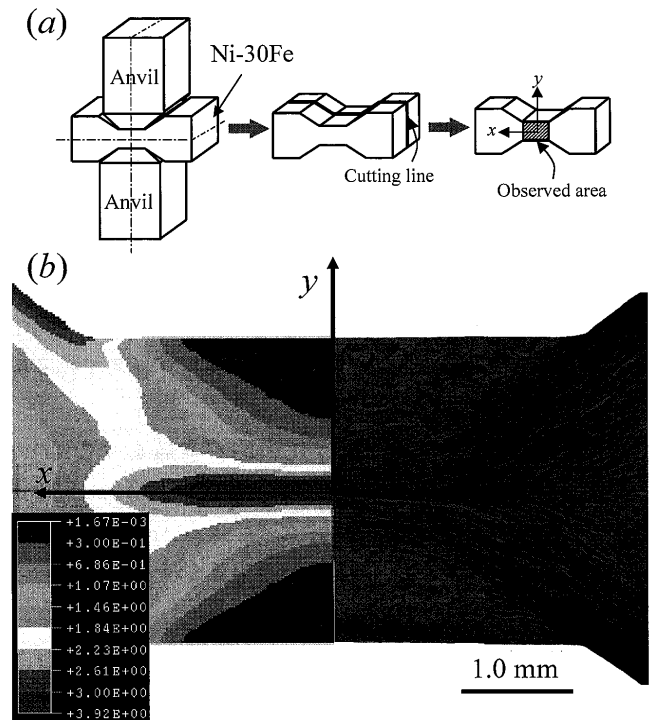


Fig. 2. (a) Schematic drawing of anvil compression test and (b) optical micrograph (the right hand) and contour of equivalent strain (the left hand) after 75% compression at 1023K and strain rate of 1/s.

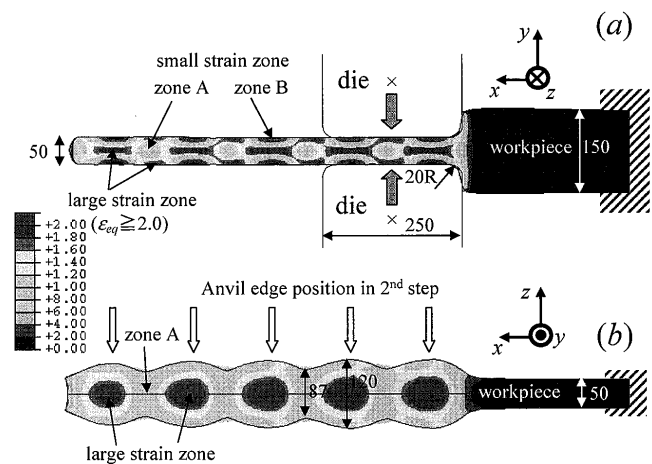


Fig. 3. Contours of equivalent strain ϵ_{eq} after 67% compression at 773K on (a) x - y plane and (b) x - z plane.

び鍛造中の温度変動などによる影響、実機設備で精緻な要求加工条件を再現できるかなどを確かめるために、まず単純な試行工程を考え、その仮想実験と実機試行を行った。

Fig. 3は、一端を完全に固定した厚150×幅50mmの供試材を y 方向に67%圧下し、金敷を100mm移動させ、再び圧下し、これを5回繰り返した各断面における相当ひずみ ϵ_{eq} の仮想実験結果である。なお、最初の圧下パススケジュールを第1工程、次に圧下方向を90°変化させたものを第2工程、以後順次、第3、第4工程と呼ぶ。

Fig. 3から、第1工程後には二つの小ひずみ領域 (zone A

および zone B) が残ることが分かる。第2工程では金敷エッジの位置を第1工程で生じたz方向の山谷の山頂付近に合わせ (Fig. 3(b)の矢印部分), zone Aに優先的にひずみを導入することを考える。zone Aは第1工程での送り量を減らすことで小さくできるが, その一方, 板幅方向へのメタルフローが小さくなるため, 第2工程での圧下率 (z方向) が稼げない。さらに, 圧下パス数も増加する。また, zone Bは金敷と供試材の接触長さに依存するため, 同様の問題がある。すなわち, 第1, 第2工程を結合して考え, より効率的にかつより均一にひずみを分布させる工程を総合的に設計する必要がある。

よって, 第1, 2工程では, 比較的パス数を少なくし, 幅端部の山谷形状を残すが, 最終工程となる第3工程で送り量を小さくし, 金敷のエッジ効果による大ひずみ導入を利用する工程を検討した。送り量を小さくすれば, プレス荷重の低減と板幅均一化にも有利である。

以上から, 厚25 mm以上×幅200 mm以上の鋼板を造ることを目的に, Fig. 4に示した仮想実験スケジュールを考案した。

Fig. 5は, 仮想実験における各工程後のy-z (FD)断面上における相当ひずみ ϵ_{eq} の分布と金敷への最大反力 R_f を示す。ここでは, 板幅が最も張出される山部の断面を示している。なお, 各工程の圧下方向と垂直な方向の長さは予測値として括弧で表示している (例えば, Fig. 5(b)の第1工程後の(160)など)。第1工程 (圧下率50%, 送り量150 mm)において, 材料中心には $\epsilon_{eq}=1.3$ のひずみが導入され, 山部, 谷部での板幅はそれぞれ160 mm, 130 mmであった。また, 山部の頂点の長手方向距離は220 mmであり, この距離が第2工程における送り量となる。第2工程 (圧下率38%, 送り量220 mm)において, 山部における材料中心の蓄積ひずみは1.3となる (Fig. 5(c)参照)。第1工程からのひずみ増加量 $\Delta\epsilon_{eq}$ がゼロのように見えるが, これはFig. 5(c)で示された第2工程のFD断面箇所が, 第1工程の谷部 (例えば, Fig. 3に示したzone Aのような領域)に相当するためである。第1工程における谷部の材料中心の蓄積ひずみは $\epsilon_{eq}=0.7$ であったため, 第2工程によるひずみ増加量は $\Delta\epsilon_{eq}=0.6$ である。同様に, 第1工程におけるlarge strain zoneの山部に相当する物質点での第2工程におけるひずみ増加量は $\Delta\epsilon_{eq}=0.4$ であった。第1, 2工程を通して, 比較的均一なひずみを広範囲に導入できているが, 第2工程の圧下率を大きくすることで, より大きなひずみを広範囲に導入できる。本工程では, 第2工程での圧下率が小さかったことで第2工程後の山部, 谷部の幅はそれぞれ102 mm, 100 mmでほとんど同じであった。第3工程 (圧下率75%, 送り量50 mm)では, 金敷エッジからの大ひずみ導入を積極的に利用するため, 送り量を小さくする必要があるが, 圧下率が大きいために結果的に金敷への反力 R_f が3500 tonを超える結果となった (Fig. 5(d)参照)。そこで, 最大荷

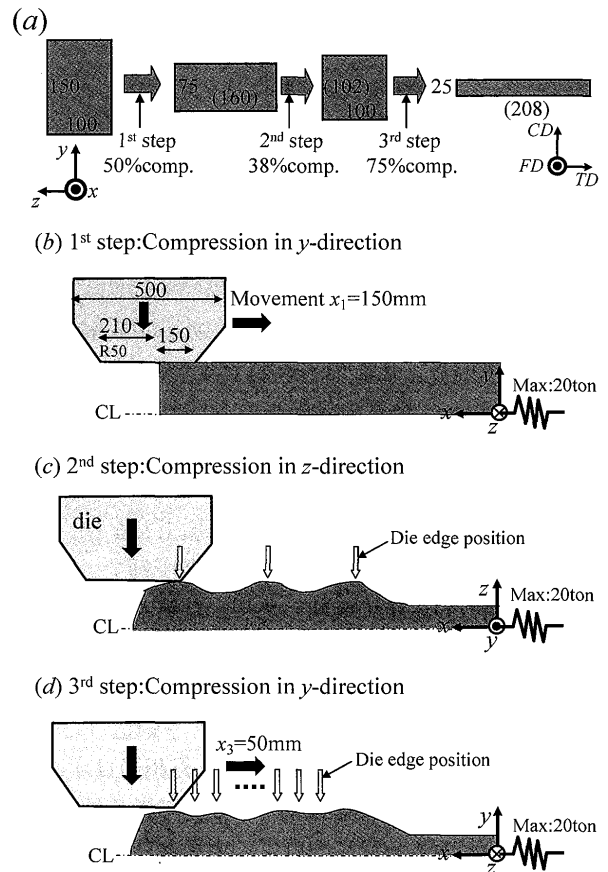


Fig. 4. Outline of the forging process. (a) Changes of cross-sectional shape in each step and (b-d) position relations between dies and workpiece.

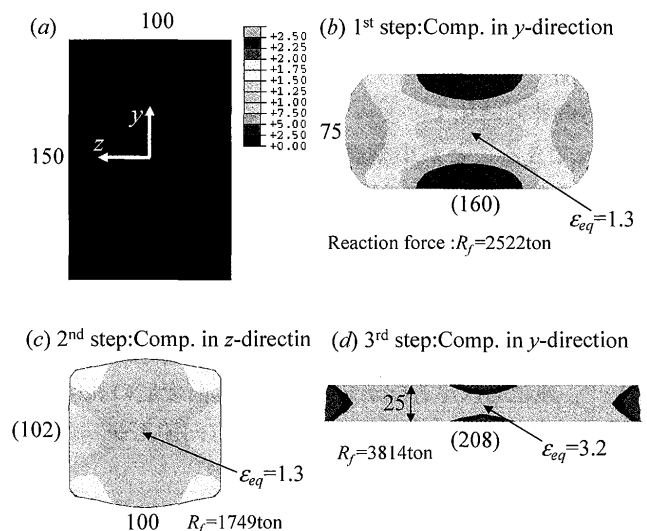


Fig. 5. Cross-sectional shape and distributions of equivalent strain ϵ_{eq} during the forging process predicted from FE analysis. Here, reaction force R_f denotes maximum press force predicted.

重を超えない圧下率で数値解析を再度試みた。Fig. 6はその一例で, 第3工程での板厚を34 mmにした場合のFD断面上における累積ひずみ ϵ_{eq} の分布を示す。板厚を34 mmにすると, 反力の問題はないが, 臨界ひずみ2.5以上のひずみは全域に導入されない。この方案に基づき, 実機試行

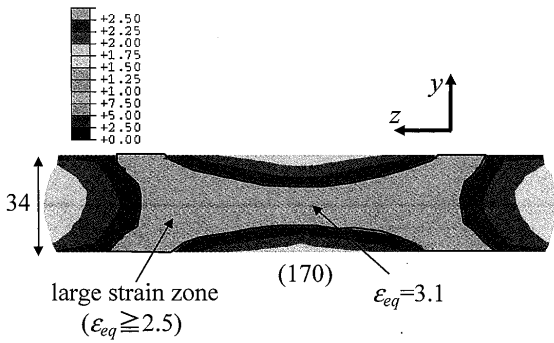


Fig. 6. Cross-sectional shape and distributions of equivalent strain ϵ_{eq} after 3rd step predicted from FE analysis.

を行った。

実機試行で得られた鋼板は、板厚34 mm×長1700 mmで幅は145~175 mmだった。板幅範囲は、山谷が残ったことを意味し、山谷の頂きを中心にした山山間距離 (= 谷谷間距離) の長さは約136 mmだった。なお、無加工部の α 粒径は約60 μm 、硬さは $Hv=114$ だった。

Fig. 7(a)は、腐食後の板幅中央における x - y (TD)断面写真である。白色と黒色のコントラストが見える。表層が黒色領域だったA-A部分の y - z (FD)断面写真を Fig. 7(b)に、さらに様々な位置 (9個) での光顕組織を Fig. 7(c~k)に示す。Fig. 7(b)の黒色領域にある c, d (Fig. 7(c, d)) では、 α 粒が z 方向(TD)に扁平した加工組織である。一方、白色領域の $e\sim k$ (Fig. 7(e~k)) では、 y 方向(CD)に扁平している。

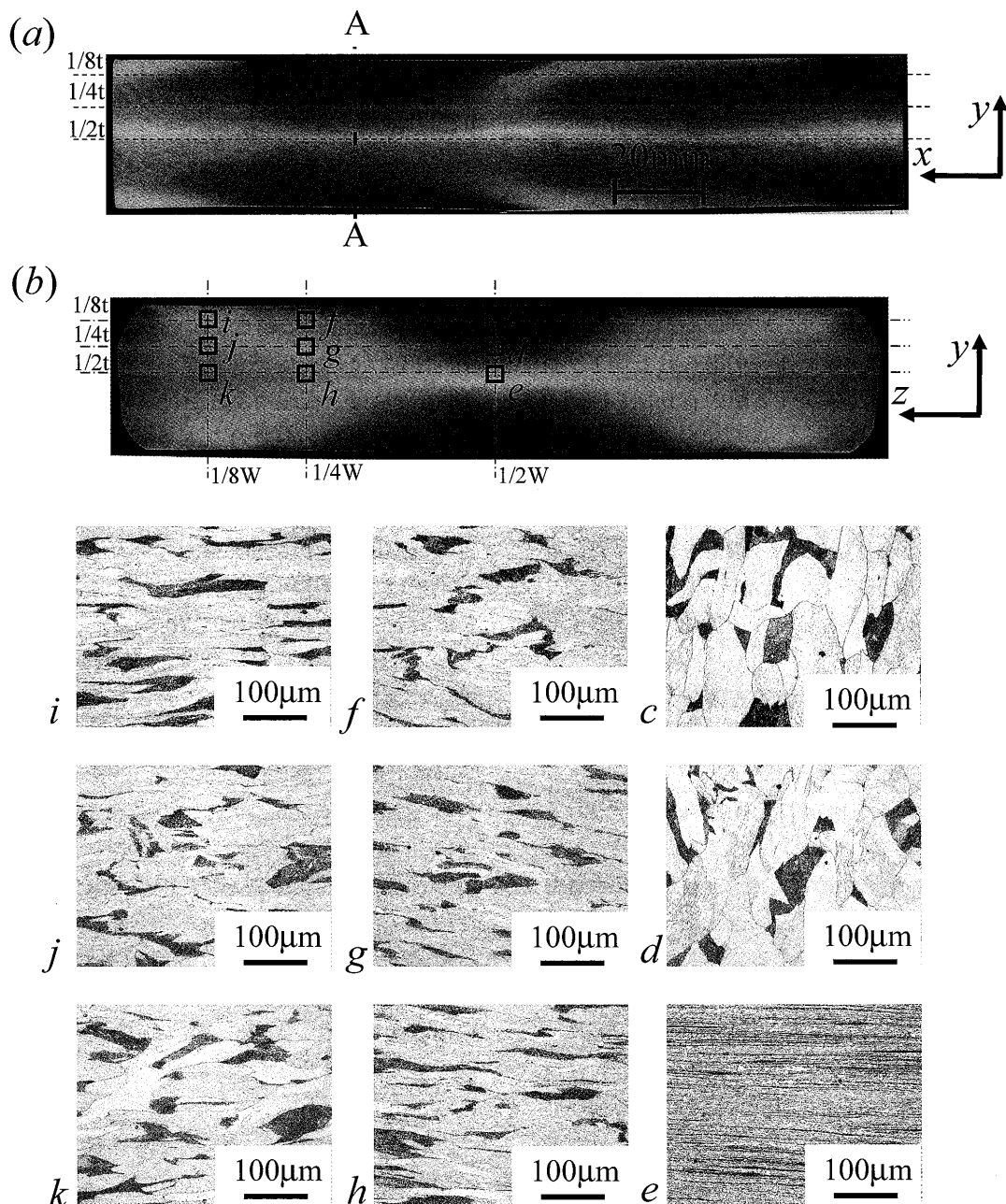


Fig. 7. (a) Macrostructure on x - y plane after the forging process. (b) Macrostructure on y - z plane of A-A section of (a), and (c-k) optical microstructures at nine sites.

特に、一番大きなひずみが導入される中心部での扁平度が高い。すなわち、 c, d では第2工程に比べ、第3工程の影響が小さいことがわかる。Fig. 7(a)の黒色領域でも、 α 粒内に不均一変形が導入されているが、 α 組織はほとんど y 方向に扁平していなかった。すなわち、Fig. 7(a), (b)の黒色領域は、累積ひずみが小さい領域である。

他方、Fig. 6とFig. 7(b)から、2.5以上の大ひずみの領域と濃く腐食された白色領域が良く一致しているがわかる。すなわち、大型素材でもひずみ（計算）-組織（実験）の間の良い相関が保たれることが確認された。

懸念点としては、Fig. 7(c, d)のように、第3工程での圧下効果が小さい領域が散見され、送り量が設計値どおりに制御できない可能性が考えられる。体積一定仮定から、試行第3工程での送り量を計算してみる。送り量を x_3 とした場合、第3工程で金敷に挟まれた領域の体積は板厚 t_2 ×幅 w_2 × x_3 となる。このとき、 t_2 は第2工程後の山谷の平均値(101 mm)を用いる。幅 w_2 は第2工程後の厚さである100 mmとする。圧下後の体積は厚 34 ×幅 w_3 ×長 L_3 となる。幅 w_3 は、上記と同様に山部幅(175 mm)と谷部幅(145 mm)の平均値160 mmとした。また、長さ L_3 は空冷後に測定された山山間距離136 mmとした。ここから算出される送り量 x_3 約73 mmは、設計値より大きい。送り量を減じると問題は改善される可能性がある。

大型素材を対象に、仮想実験によって得られた加工プロセス方案を実機大型プレスで検証する際の有効性と問題点が明らかになった。すなわち、

- 1) 大型素材でも予測ひずみに対応した組織を形成できる。
- 2) しかし、3工程では相当ひずみ2.5以上を材料全域に導入できていない。
- 3) 組織均一化のために、最終工程の送り量を減ずる必要がある。

3・2 超微細粒組織厚鋼板創成の仮想実験と実機試作

前節までの結果を基にして、最終鍛造プロセス方案を以下のように構築した。

- 1) 2.5以上の相当ひずみを確実に全面導入するために、工程を一つ増やす。
- 2) 小ひずみ領域を無くすために、第3, 4工程での送り量を50 mm以下にする。
- 3) 第1, 2工程の圧下率を大きくする。
- 4) 最終工程でのプレス荷重制限のため、最終板厚を30 mmに増やす。

新しいプロセス方案における断面形状変化をFig. 8に示す。ここで示された圧下と垂直な方向の長さは、実機試作での各工程終了時の山部における測定値である。工程と共に断面積が減少し、長手方向にフローしている。実機試作における加工温度、送り量と圧下数、および1パス当りの平均ひずみ速度をTable 1に示す。なお、平均ひずみ速度

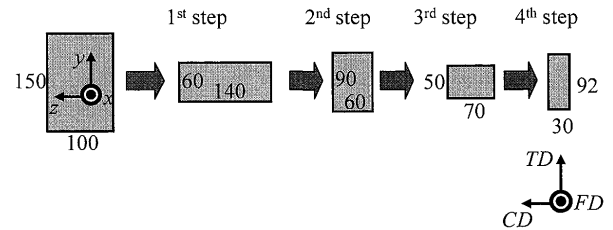


Fig. 8. Outline of the forging process.

Table 1. Experimental data of the forging process shown in Fig. 8.

	before	1st step	after/ before	2nd step	after/ before	3rd step	after/ before	4th step	after
Reduction (%)		60		57		44		54	
Movement of workpiece in x-direction (mm)		100		165				61	
Number of passes/step		7		7		17		20	
Average strain rate/pass (1/s)		0.12		0.11		0.12		0.14	
Measured temperature on surface of workpiece (K)	846		835		821		773		700

は単純圧縮条件（相当ひずみ=圧下方向の真ひずみ）を仮定し、圧下率から算出された真ひずみを1パス当りに要した時間で除したものである。最終鋼板寸法は、板厚31 mm×長1730 mmで幅は73~92 mmであり、長手方向の山山間距離は約80 mmだった。

Fig. 9(a)は、板幅中央におけるTD断面写真である。Fig. 7(a)のような強い腐食コントラストはないが、完全な同色にはなっておらず、組織の不均一が若干残っていることを示唆させる。しかし、金敷エッジが当たったと思われる位置の間隔は明らかに狭くなっており、送り量を減じた効果が出ている。体積一定仮定で算出した最終工程での送り量 x_3 は61 mmであり、試行に比べ明らかに小さくなった。

Fig. 9(a)のA-A部分におけるFD断面写真をFig. 9(b)に、また代表的な場所における光顕組織をFig. 9(c)~(g)に示す。表層の板幅中央下側に少し腐食が薄い黒色領域がある以外は、ほぼ白色となっている。また、腐食が薄い表層部(Fig. 9(g))でも、Fig. 7(c, d)のような粗大な α 粒は見られない。すなわち、ほぼ全域に大きなひずみが導入されたと期待されるが、超微細 α 粒組織の形成は光顕では判定できない。

そこで、EBSD法により組織解析した。Fig. 10は、Fig. 9(b)に示した断面上におけるCD方向の結晶方位マップと逆極点図を示す。なお、方位差 15° 以上を太線で、 15° 未満を細線で示している。また、同時に平均結晶粒径 d_α を表示した。

板厚中心(Fig. 10(a, d))では、 α 粒コロニーがTD方向に伸張し、層状に発達している。また、逆極点図から $\langle 110 \rangle // FD$ の集積が強い α ファイバーが発達している。これは板厚中心では最終圧下での影響を強く受けていること

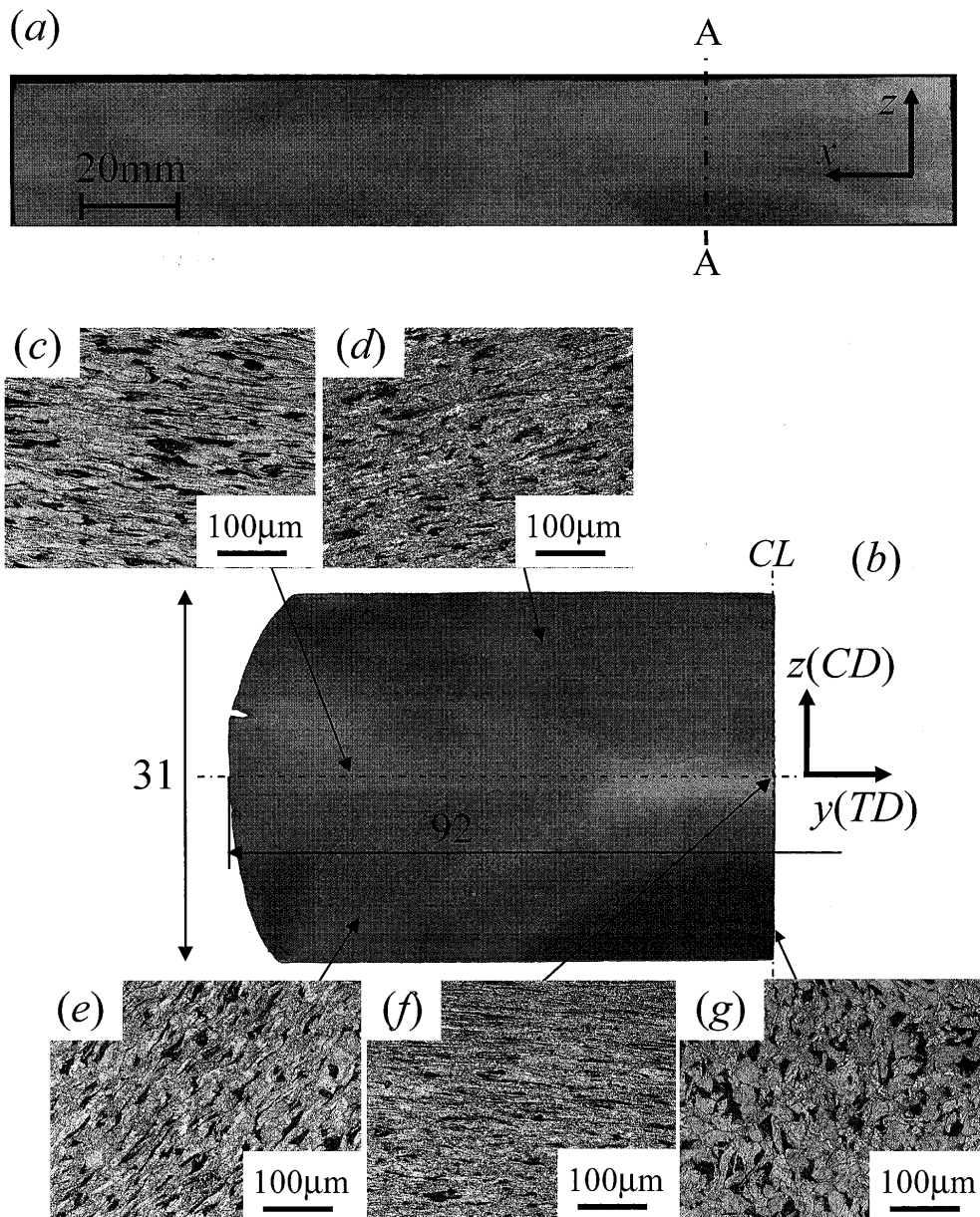


Fig. 9. (a) Macrostructure on x - z (TD) plane after the forging process. (b) Macrostructure on y - z (FD) plane of A-A section of (a), and (c-g) optical microstructures at some sites.

を示す。

一方、表層近傍 (Fig.10(b, c)) では、かなりランダムな等軸粒であり、特段の方位集積が見られない。また、Fig.10(e), (f)では、板厚中心と同様に、 $\{100\} // CD$, $\{111\} // CD$ の発達が見られるが、 α ファイバーの発達は見られていない。すなわち、表層近傍での組織形成はひずみ履歴に依存している。

なお、平均 α 粒径は約 $1.4 \mu\text{m}$ である。しかし、板幅中央 $1/2 w$ の表層近傍 (Fig.10(c)) の粒径はこれより少し大きい ($2.0 \mu\text{m}$)。

Fig.11は、山部、谷部断面の鋼板表面から板厚方向に測定されたビッカース硬さの分布を示す。表層近傍で極大値を持つ分布を示すが、山部断面に相当するA-A部分の板幅中央 $1/2 w$ では裏面 ($h=31 \text{ mm}$) に近づいても硬さ上昇は

見えない (Fig.11(a))。これは、Fig. 9(b)の黒色領域に対応しており、圧下が上下対象にならなかったことが原因と考えられる。上下対象の圧下であれば、表層近傍で極大値を持つ硬さ分布となるはずである。

以上から、硬さは表層に近づくにつれ増加するが、幅方向における相違はなく、ほぼ断面全域において均一となっていると判定される。

Fig. 6と Fig. 7(b)で示したように、大型素材でもひずみ-組織の間の良い相関が保たれた。すなわち、導入したひずみは蓄積し、パス間での急激な粒成長 (静的不連続再結晶) や加工中の動的な不連続再結晶²³⁾が発生しなかったと考えられる。そこで、これらを前提に、本工程におけるZ因子を推論してみた。

Table 1から、材料表面温度 T は、第1工程846K、第2工

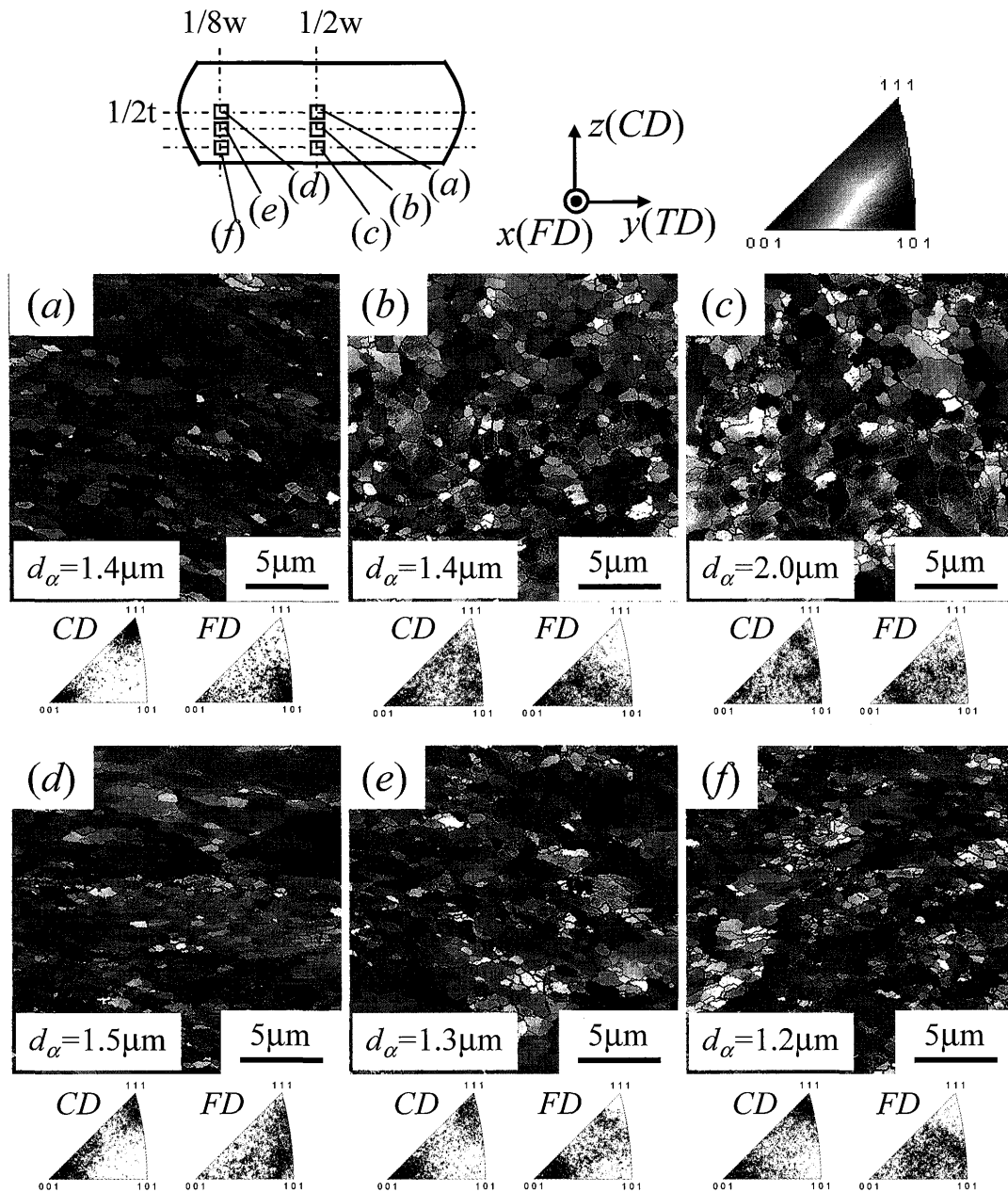


Fig. 10. Orientation imaging maps along compressive direction, CD, and inverse pole figures in CD and FD with EBSD analysis. Grain boundaries with misorientation $\theta \geq 15^\circ$ are indicated by black bold lines and sub grain boundaries with $5^\circ \leq \theta < 15^\circ$ are black thin lines. Here, d_α denotes average grain size.

程835K, 第3工程821K, 第4工程773Kとして考える。各工程で費やした時間を考慮した全工程での平均温度を算出すると、表面温度は807Kとなる。表面よりも約40K高い材料中心の温度は847Kと考える。全工程時間は1068sである。計算による蓄積ひずみは、表面で3.2, 中心で4.5の分布を持つため、平均した相当ひずみ速度は表面0.003/s, 中心0.004/sである。以上の結果、Z因子は表面で 8.3×10^{13} , 中心で 1.8×10^{13} となる。ここで、 Q は α -Feの自己拡散の活性化エネルギー254 kJ/molを用いた。このZ因子の値を、微小サンプルでの単パス圧縮試験で得られた硬さ H_v , 粒径 d_α とZ因子の関係式(1), (2)に代入すると、表面 $H_v=251$, $d_\alpha=0.75 \mu\text{m}$, 中心 $H_v=232$, $d_\alpha=0.95 \mu\text{m}$ とな

る。この予測硬さは、Fig.11の硬さ分布と比較し、中心ではほぼ一致しているが、表面では多少低い傾向にある。原因としては、実際の加工温度は、金敷きとの接触によって表面の測定温度よりも低かったことが推察できる。また、 α 粒径はFig.10で示したEBSD解析結果(中心は(a), (d), 表面は(f))よりも多少小さいだけである。すなわち、蓄積ひずみを全工程時間で除した平均ひずみ速度と全工程の平均温度から算出した見かけのZ因子も組織・特性予測にかなり有益な情報を与えることができる。

本研究では、まず数値解析で鍛造パススケジュールを考案し、既存の実機製造設備である大型プレス機でそれを実行した。本機や周辺装置(金敷、マニピレータなど)は、

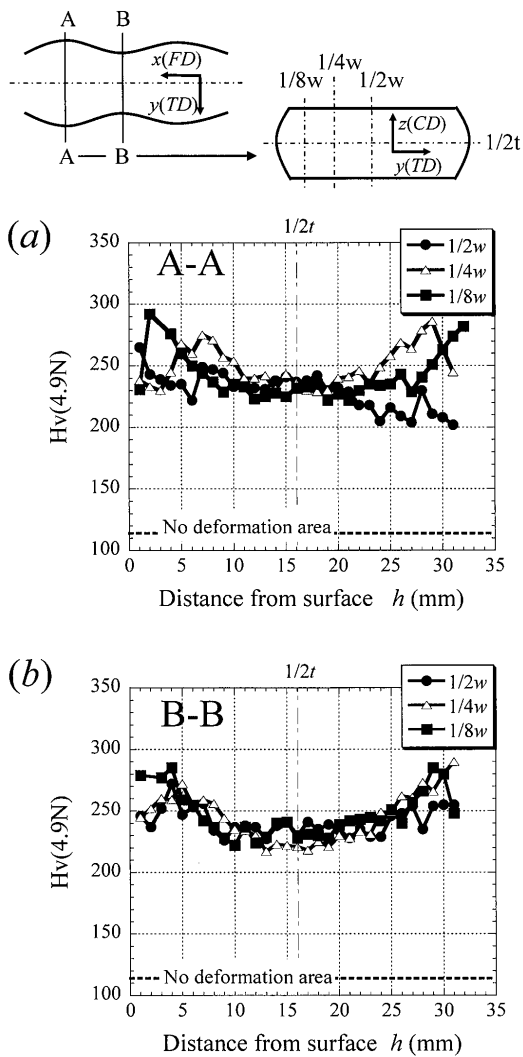


Fig. 11. Variations of Vickers hardness through plate thickness on (a) A-A section and (b) B-B section.

必ずしも超微細粒組織創製のために設計されてないにもかかわらず、圧下量や送り量を厳密に制御することで、超微細粒組織厚鋼板を方案通りに創成可能なことを実証できた。

また、小型試験片による基礎研究で得られた、微細組織と主要なプロセスパラメータの定量的関係を利用し、数値解析で蓄積ひずみを精度良く算出することにより、超微細粒組織を有する大型部材へ基礎研究成果を直接展開できることを示した意義は大きい。

さらに、塑性加工が“外形を作る”と同等に“内質を創る”重要な役割を果たせることを形質同時制御の観点から検証できた。最近、せん断ひずみなどの加工モードの違いによって、微細化が促進され、かつ集合組織が異なることが報告されている^{14,19,24}。すなわち、形質同時制御の手法では、特定の集合組織を意図的に造り込むこともできるようになるはずである。また、必要な部位にのみ必要な組織・特性を付与する技術²⁵も形質制御の適用対象である。塑性加工を用いた組織制御によって、部位毎に特性の創り

分けが可能となれば、全く新しい性能を持った部品も見えてくる²⁶。

4. 結言

本研究では、数値解析による仮想実験で蓄積ひずみを精度良く算出することにより、超微細粒組織を有する大型部材へ基礎研究成果を直接展開することを考え、実機生産設備である3000 ton自由鍛造プレスを用いて、超微細粒組織を有する厚鋼板を試作した。その結果、以下のような成果が得られた。

(1) 自由鍛造で多方向非同時加工を行うと、導入されるひずみの分布や材料の形状をパス毎に設計することで、全域に微細粒形成に必要な大ひずみを導入できる。

(2) 大型素材でも数値解析で精度良くひずみを求めれば、小型素材から予測された蓄積ひずみに対応した組織、硬さが得られる。

(3) 加工温度773~846 Kの温度範囲において、既存の大型プレスによる多方向非同時加工により、公称平均粒径約1.4 μm、厚さ31×幅92×長さ1730 mmの微細α粒組織鋼板が得られた。

(4) 自由鍛造プロセスにおいて、材料の形状と蓄積ひずみを同時に設計制御して、超微細粒組織を有する厚鋼板が創成可能である。

本研究では、実機試作を行うにあたり、(株)日本製鋼所室蘭製作所副所長村井悦夫氏、工藤秀尚氏、原清次氏、同社鍛鋼部の皆様および同社研究所長田中泰彦氏には、多大なるご協力とご助言を承りました。また、連続鋳造ピレットについては、王子製鉄所(株)浜谷謙一氏、坂本晃次氏に多大なるご協力を頂いた。硬さ試験や組織観察では、本木悦子氏、櫻井敦子氏に、図面作成、データ管理に関しては坂巻育子氏の助力に負うところが大きい。ここに謝意を表す。また、本研究は1997~2005年度に行われた超鉄鋼プロジェクト(STX-21)、2000~2004年度に行われたミレニアム関連プロジェクト「リサイクル鉄の超鉄鋼化」で得られた成果の一つである。

文 献

- 1) T.Inoue and K.Nagai: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **52** (2003), 1107.
- 2) 材料戦略シンポジウム「希少資源・元素戦略研究の緊要性と可能性」, 日本鉄鋼協会, 東京, (2007).
- 3) エコマテリアル学, 未踏科学技術協会教科書作成委員会編, 日科技連, 東京, (2002), 54.
- 4) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, K.Yamada and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 857.
- 5) S.V.S.N.Murty, S.Torizuka and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **45** (2005), 1651.
- 6) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 781.
- 7) T.Inoue, F.Yin, Y.Kimura and K.Nagai: *J. Jpn. Inst. Met.*, **69** (2005), 943.
- 8) 長井 寿, 大森章夫, 鳥塚史郎, 井上忠信: 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (2002), 109.

- 9) T.Inoue: Proc. of 9th Ultra-Steel Workshop, National Institute for Materials Science, Tsukuba, (2005), 35.
- 10) T.Inoue, F.Yin and K.Nagai: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **46** (2005), 1169.
- 11) Y.Igarashi : 鑄鋼と鍛鋼, (1991), 12.
- 12) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 765.
- 13) M.Kikkawa, S.Torizuka, T.Inoue and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 376.
- 14) J.-Y.Cho, T.Inoue and K.Nagai: *Mater. Trans.*, **45** (2003), 263.
- 15) T.Inoue, S.Torizuka, and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 793.
- 16) K.Tsuzaki: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1013.
- 17) Z.Horita: *CAMP-ISIJ*, **20** (2007), 414.
- 18) Y.Todaka, M.Umemoto, C.Wang and K.Tsuchiya: Proc. of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), ed. by L.Qing and S.Kang, Electronic, and Photonic Materials Division, (2007), 87.
- 19) T.Inoue, S.Torizuka and K.Nagai: *Mater. Sci. Technol.*, **18** (2002), 1007.
- 20) 塑性加工便覧, 日本塑性加工学会編, コロナ社, 東京, (2006), 255.
- 21) T.Inoue, S.Torizuka and K.Nagai: *Mater. Sci. Technol.*, **17** (2001), 1329.
- 22) T.Inoue, F.Yin and Y.Kimura: *Mater. Sci. Eng. A*, **A466** (2007), 114.
- 23) T.Sakai: *CAMP-ISIJ*, **19** (2006), 414.
- 24) T.Inoue, F.Yin and Y.Kimura: *Mater. Trans.*, **48** (2007), 2028.
- 25) NEDO鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発, 先端的制御鍛造技術の開発, (2007).
- 26) Y.Kimura, T.Inoue, F.Yin and K.Tsuzaki: *Scr. Mater.*, **57** (2007), 465.