

# 非調質鋼の熱・温間鍛造における材質予測

名古屋大学大学院 工学研究科  
教授 石川孝司

(平成8年度研究開発助成AF-96016)

キーワード: 熱間鍛造, 非調質鋼, FEMシミュレーション,  
結晶粒径

## 1. 緒言

熱間塑性加工は単なる成形加工技術だけでなく再結晶, 回復及び相変態を利用して組織を改善し, 機械的性質を向上させる材質制御技術としての側面を持っている. 現在, この材質制御技術は制御圧延という形で実用化されている. しかしながら, 鍛造加工では材料内部のひずみ, ひずみ速度, 温度等の分布が極めて複雑な上, 多段加工を伴うため, 材質の予測, 制御は困難で, 未だ実用化に至っていない. またそれらに関する研究も少ない. 特に, 非調質鋼は加工後に熱処理を行わないのが特徴であり, 鍛造後の組織がそのまま製品となるため, 材質予測は重要である.

本研究では, フェライト・パーライト型非調質鋼の熱間鍛造後の結晶粒径などの微細組織を予測する手法について検討し, それをもとに機械的性質を求める. ひずみ, 加工温度, 保持時間がオーステナイト( $\gamma$ )およびフェライト( $\alpha$ )結晶粒径に与える影響を実験的に調べ, 初期粒径, ひずみ, 加工温度により最終的に得られるフェライト粒径を予測するモデルを作成した. また, このモデルを剛塑性有限要素(FEM)解析に組み込んで実際の多段熱間鍛造におけるフェライト組織を予測し, 実測値と比較した.

## 2. 実験方法

用いた材料は, フェライト・パーライト型V非調質鋼であり, その化学組成をTable 1. に示す.

Table 1 Chemical composition of specimen (Wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Pb	Fe
0.39	0.18	1.24	0.20	0.24	0.07	0.03	0.04	0.07	0.08	bal.

この丸棒材から機械加工によって直径10mm, 高さ15mmの円柱状試験片を作製し, 以下の実験に供した. アイダエンジニアリング(株)製の100 t機械プレスを用い, 高周波誘導加熱装置により大気中で試験片を加熱し, 制御された様々の温度, 圧縮率及び冷却速度で高温掘込み実験を行った. 用いた試験装置の略図をFig. 1に示す.

実験1 (高温保持時間の影響調査): 加熱装置で1100℃まで440℃/minの速度で加熱し, 1~15分間保持した. その後, 急冷して高温 $\gamma$ 組織を凍結した(Fig.2 [A]).

実験2 (加工温度, ひずみの影響調査): 加熱装置で1150℃まで440℃/minの速度で加熱し, 3分間保持した. その後1000℃, 900℃, 800℃まで空冷し, 機械プレスで10~50%の変形を与えた. 加工後 $\alpha$ 組織の観察試料は100℃/minの速度で500℃まで冷却し, その後自然放冷した. また $\gamma$ 組織の観察試料はその加工温度から急冷して高温組織を凍結した(Fig.2 [B]).

実験3: 図2.4(b)に試験片の熱履歴を示す. 加熱装置で所定の加熱温度まで440℃/minの速度で加熱し, そのままの温度で3分間保持した. その後機械プレスで鍛造し, 一定の冷却速度で500℃まで冷却した後, 自然放冷した. 冷却速度を500℃までしか制御しなかったのは, 500℃以下の温度では組織及び機械的特性に影響がないと判断したからである. 加熱温度は800℃, 900℃, 加熱速度は800℃, 900℃, 1000℃, 1100℃の4種類, 鍛造は圧縮率0%, 50%, 60%の3種類, 冷却速度は100℃/min, 40℃/min, 15℃/minの3種類とした(Fig.3).

組織観察は試験片の軸方向に対して平行な面で行った.  $\alpha$ 組織の腐食にはナイトル液にピクリン酸を少量加えたものを用いた.  $\gamma$ 組織は試験片を580℃で12hr焼き戻した後, ピクリン酸飽和水溶液に塩化第2鉄, 界面活性剤を加えたものを用いて粒界を現出させた. なお結晶粒径は $\alpha$ ,  $\gamma$ ともに切断法により決定した.

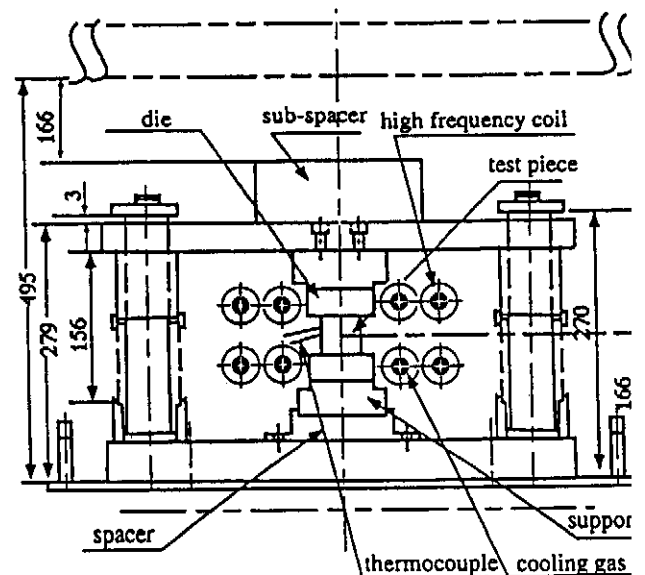


Fig.1 Sub-press for hot upsetting

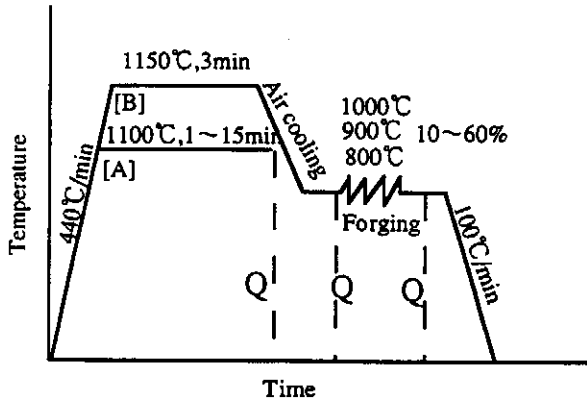


Fig.2 Heating and forging condition

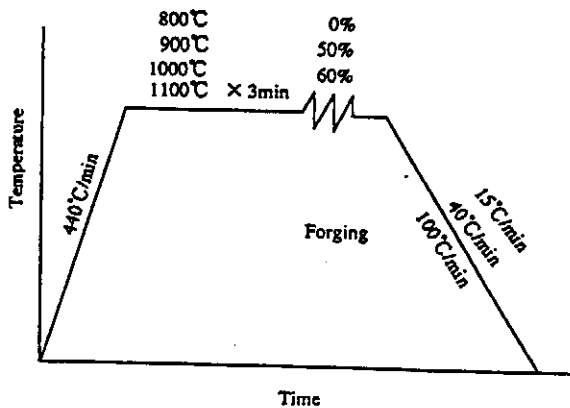


Fig.3 Heating and forging conditions No.3

### 3. 解析方法

温度連成剛塑性有限要素解析汎用コードDEFORM2による数値解析を用いて、増分解析方法により組織、機械的性質を求める。

FEM解析によって加工開始から終了にいたるまでの各時刻における温度、応力及びひずみを求め、これらの時間に応じて引き起こされる結晶粒径の変化に結びつける。この方法によって温度、応力及びひずみが組織変化に及ぼす影響を明らかにすることができる。

#### 3.1 据込みの変形・温度分布解析

据込みの変形・温度分布解析も、温度連成剛塑性有限要素法ソフトDEFORMによる数値解析を用いた。材料の物性値を入力し、温度、ひずみ、応力分布を求めた。物性値はTable.2の数値を用いた。なお、変形抵抗は、データベースより炭素量が同じ炭素鋼のものを用いた。

#### 3.2 $\alpha$ 結晶粒径の予測

$\alpha$ 粒径予測実験式を、剛塑性有限要素解析コードに組み込み粒径分布を予測した。これは熱間鍛造シミュレーションにより求まるひずみ、温度データを実験式に代入することにより $\alpha$ 粒径の分布を求めるものである。これを用いれば、変形と同時に様々な温度、多段鍛造によって作られた製品の $\alpha$ 結晶粒径分布を求めることができる。

実際の熱間鍛造プロセスでは、加工中に生じる温度変化を考慮する必要があるため、次の増分形モデルを適用することにする。

$$\begin{cases} \Delta D_r^\epsilon = D_r^{\epsilon(n)} - D_r^{\epsilon(n-1)} & (1) \\ D_r^{d(n)} = D_r^{d(n-1)} + \Delta D_r^\epsilon & (2) \end{cases}$$

ここで、 $\Delta D_r^\epsilon$  はステップnにおける $\gamma$ 粒径予測式によって得られる粒径の変化量であり、

$D_r^{d(n)}$  はステップnにおける(1)式によって得られる粒径である。

$$\text{温度 } T \text{ は } T = \left[ T^{(n)} + T^{(n-1)} \right] / 2 \text{ である}$$

で近似を行った。このモデルにより任意のひずみ、温度の変動に対応した粒径変化について、計算量の増大なしに解を得ることができる。

鍛造において1パスに加わるひずみがわかればその再結晶粒径は $\gamma$ 粒径予測式より求まり、次のパスまでに成長する粒径は粒成長の予測式で求まる。その粒径を次のパスにおける初期粒径とすれば同様な方法で次々に結晶粒径の変化を求めていくことができる。

Table.2 Physical parameters used in the analysis

	Microalloyed Steel
Thermal Conductivity (N/sec/°C)	44.38
Coefficient of Thermal Expansion	$11.1 \times 10^{-6}$
Heat Capacity (N/mm <sup>2</sup> /°C)	3.648
Emissivity	0.3
Lubricant Heat Transfer coefficient (N/sec/mm/°C)	5.8
Young's Modulus (MPa)	216800
Poisson's Ratio	0.3
Friction Coefficient	0.2

### 4. 実験結果及び考察

#### 4.1 $\gamma$ 結晶粒径

各温度における $\gamma$ 組織を調べるために、実験[A]を行った。即ち1000°C、800°Cに加熱し、3分間保持した後の加工直前の顕微鏡組織と変形を加えた時の顕微鏡組織を調べた。

各温度における加工直前の $\gamma$ 組織を調べた結果、 $\gamma$ 結晶粒径は加工前の温度にほとんど依存せず25 $\mu$ mほどであった。加工後の相当ひずみ分布を剛塑性有限要素法解析により求め、この相当ひずみの異なる各点における $\gamma$ 結晶粒径を計測した。Fig.4に $\gamma$ 粒径の測定結果を示す。 $\gamma$ 結晶粒径モデルは岡田らのモデルを用いた。

$$\begin{cases} D_r = D_{r0} = 25 \mu\text{m} & \bar{\epsilon} \leq 0.08 \\ D_r = D_{r0} \exp\left(\beta(\bar{\epsilon} - 0.08)^{0.5}\right) & \bar{\epsilon} > 0.08 \end{cases} \quad (3)$$

$$\beta = 2.22007 - \frac{1.698 \times T}{1000} \quad (5)$$

ここで、 $D_{r0}$  は初期粒径( $\mu\text{m}$ )、 $\beta$  は加工温度  $T$  に依存する定数である。

この式を用いて計算された曲線を中心に実線で示す。ひずみが0.08以下の場合、粒径は変化しないと仮定した。これはひずみが臨界ひずみより小さい場合、動的再結晶による微細化は起こらないと考えられるからである。 $\gamma$  粒径は相当ひずみが大きくなり、加熱温度が低いほど小さくなる傾向があった。ひずみを加えると結晶粒径が小さくなるのは、動的再結晶によって $\gamma$  粒径が細くなるからであり、加工温度の影響は加工温度が高いほど $\gamma$  粒径が成長するためである。

#### 4.2 粒成長

熱間加工における $\gamma$  組織の組織制御を行うためには、 $\gamma$  粒成長についての定式化が必要である。また、実際の多段熱間鍛造では、加工する時に温度と時間により粒成長を伴うことがあるので、粒成長に関する計測と定式化が重要である。加工前に1100℃における保持時間による粒成長を測定した。

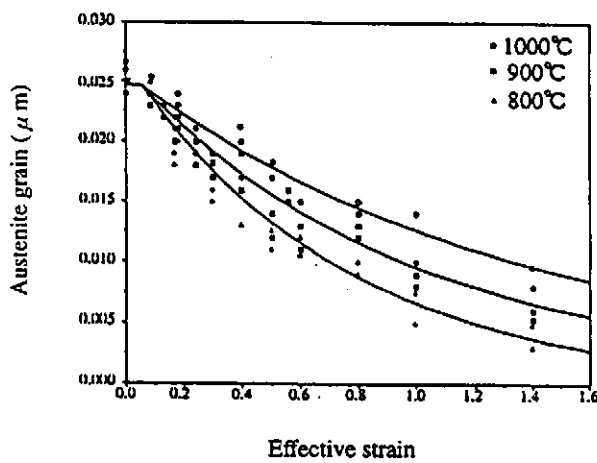


Fig.4 Relation between austenite grain size and effective strain

1100℃に対して1分、3分、5分、10分間保持したあと、それぞれの顕微鏡組織を調べた。1分、3分間温度保持した場合の粒径の変化はわずかであったが、10分になると粒径がかなり大きくなる傾向があった。

Fig.5に高温での保持時間と $\gamma$  粒径の関係を示す。これにより保持時間と $\gamma$  粒径の間には線形関係が成り立つことがわかる。これよりあるパスから次のパスまでの粒成長は以下の式で表される。

$$D_r = 24.28 + 0.0789t \quad (6)$$

ここで、 $D_r$  は $\gamma$  粒径( $\mu\text{m}$ )、 $t$  は保持時間(sec)である。

これにより鍛造において1パスに加わるひずみがわかればその再結晶粒径は式(4)より求まり、次のパスまでに成長する粒径は式(6)で求まる。その粒径を次のパスにおける初期粒径とすれば、同様な方法で次々に結晶粒径の変化を求めていくことができる。

#### 4.3 $\gamma$ 結晶粒径と $\alpha$ 結晶粒径の関係

同じひずみに対して $\gamma$  粒径と $\alpha$  粒径との関係を調べた。

Fig.6は $\gamma$  粒径と $\alpha$  粒径の関係を両対数で示したものである。 $\alpha$  粒径の対数値は $\gamma$  粒径値の対数値とほぼ線形な関係にあり、温度にあまり依存しないことがわかる。これより $\gamma$  粒径と $\alpha$  粒径の関係は以下の式で表される。

$$D_\alpha = (2.0038 \times D_r)^{1.4167} \quad (7)$$

ここで、 $D_r$  は $\gamma$  粒径( $\mu\text{m}$ )、 $D_\alpha$  は $\alpha$  粒径( $\mu\text{m}$ )である。

この結果を(4)に代入することにより以下の式を得る。

$$D_\alpha = \left[ 2.0038 \times D_{r0} \exp\left(\beta(\bar{\epsilon} - 0.08)^{0.5}\right) \right]^{1.4167} \quad (8)$$

$$\beta = 2.22007 - \frac{1.698 \times 1000}{T}$$

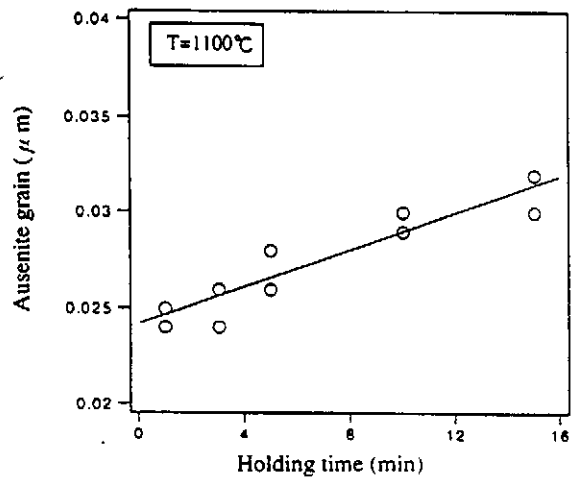


Fig.5 Relation between  $\gamma$  grain size and holding time

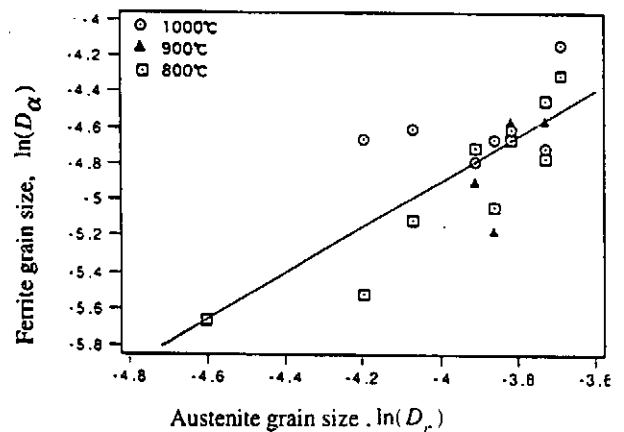


Fig.6 Relation between austenite and ferrite grain size

### 5. 粒径分布の予測

一例として、Fig.7のような4工程のフランジコンパニオンの多段プレスにおける鍛造過程をシミュレートした。ビレットの加熱温度は1100℃、プレススピードは20spmである。初期金型温度は300℃とした。ビレットから4工程の鍛造過程と工程間の空冷過程を計算した。計算手順はFig.8に示す。剛塑性有限要素解析コードによって解析された温度分布とひずみ分布をFig.9に示す。Fig.10(a)に4工程後の予測された $\alpha$ 粒径を、(b)に実験の結果得られた $\alpha$ 粒径を示す。計算により得られた粒径は実験結果とほぼ一致しており、本モデルが粒径予測に十分有効であることが確認できた。

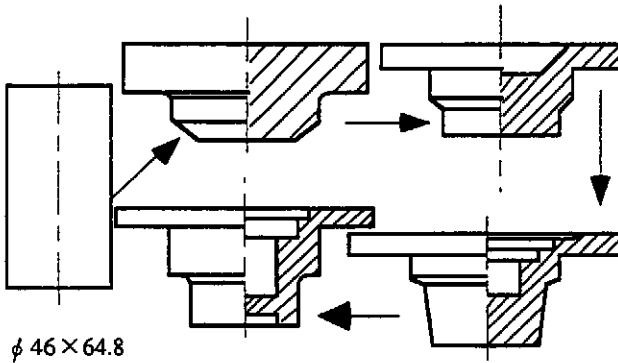


Fig.7 Process of multistage forging

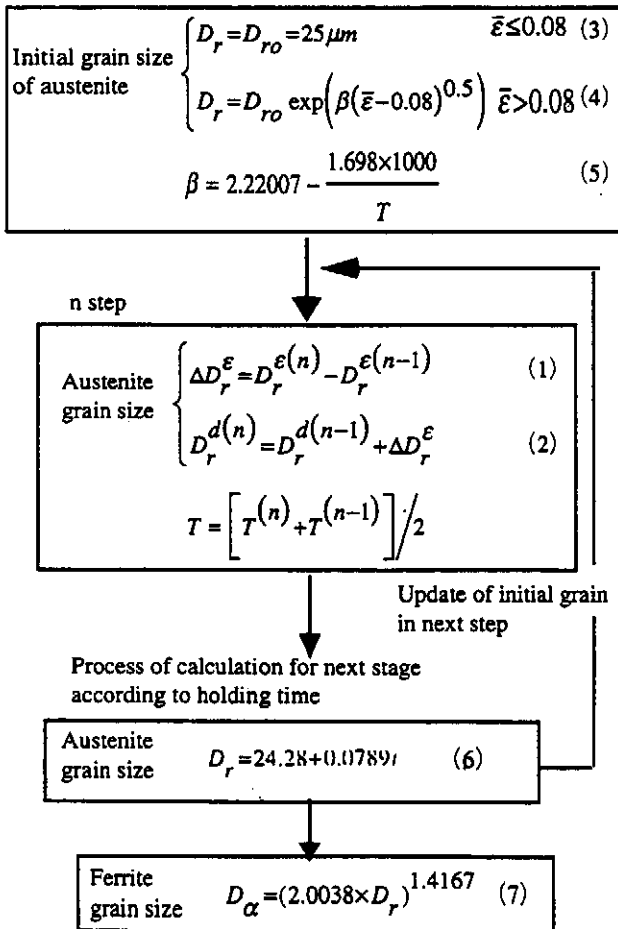
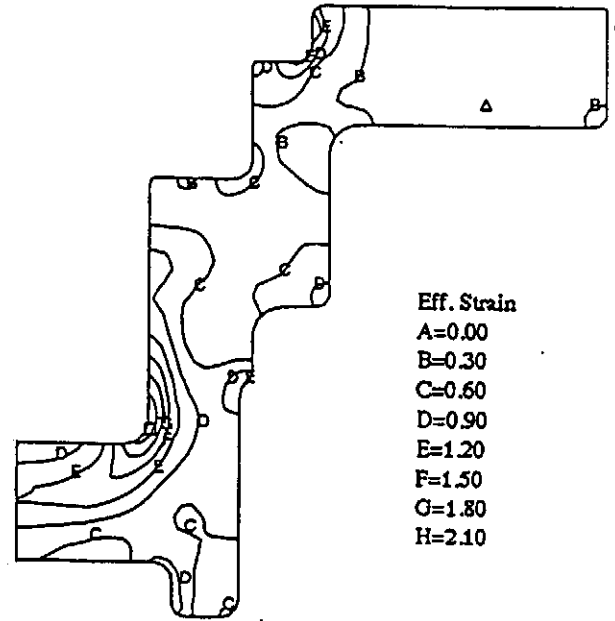
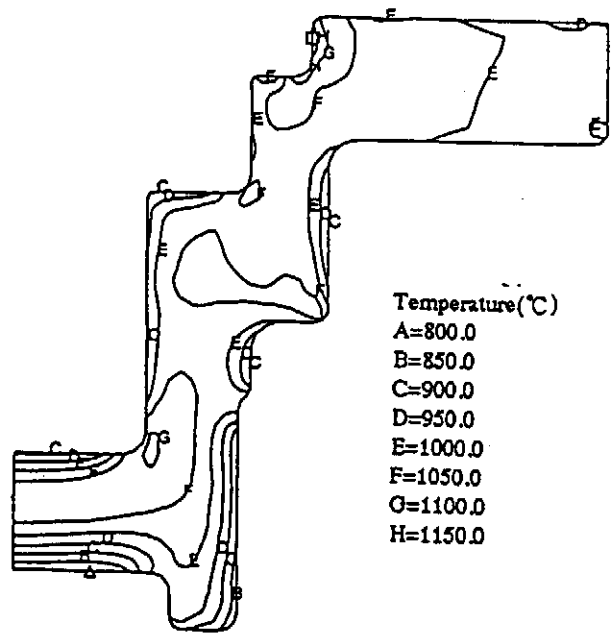


Fig.8 Flow chart for calculation



(a) Distribution of effective strain

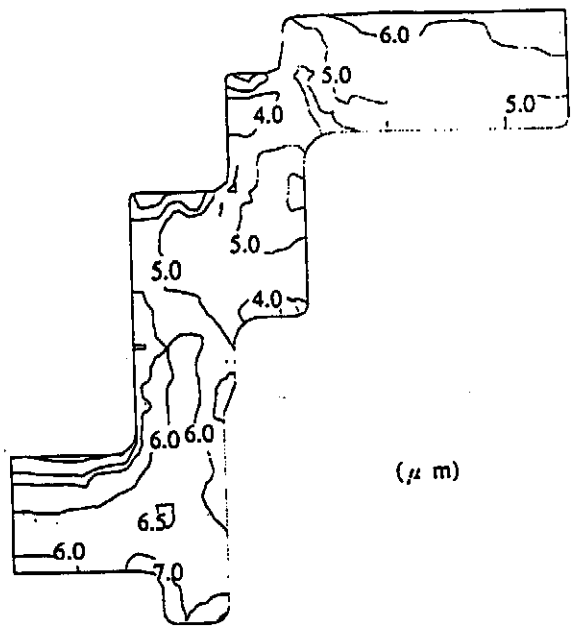


(b) Distribution of temperature

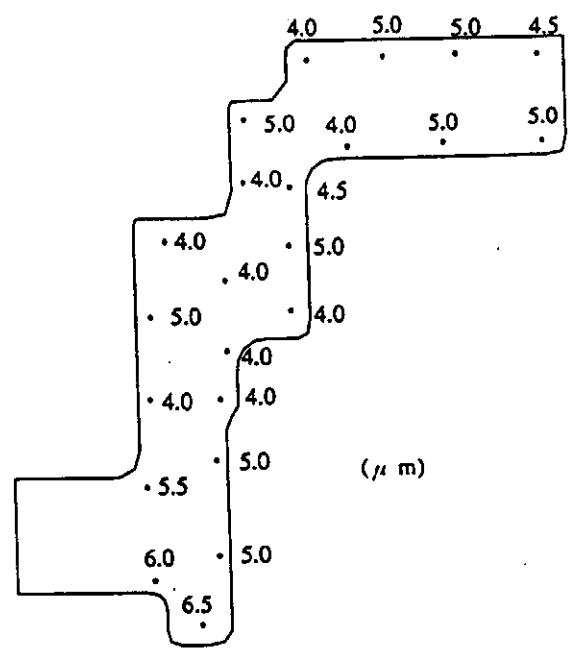
Fig.9 Calculated results:

### 6. ビッカース硬さの予測

コンピューターにより鍛造材の機械的性質を予測するため、機械的性質と組織、さらには加工条件との関係を示す数式モデルが必要である。ビッカース硬さの測定結果をもとに線形近似を行った。剛塑性有限要素法ソフトにより求まるひずみ、温度、冷却速度データをこの式に代入して、ビッカース硬さの分布を求めた。



(a) Calculated result



(b) Experimental result

Fig.10 Distribution of  $\alpha$  grain size

の中炭素鋼のビッカース硬さを測定した。この結果をFig11 (a) (b)に示す。測定位置は加工後の相当ひずみ分布を剛塑性有限要素法解析により求め、この相当ひずみの異なる各点におけるビッカース硬さを計測した。

中炭素鋼、非調質鋼のビッカース硬さの測定値をMinitabを用いて、線形近似を行った。結果を以下に示す。

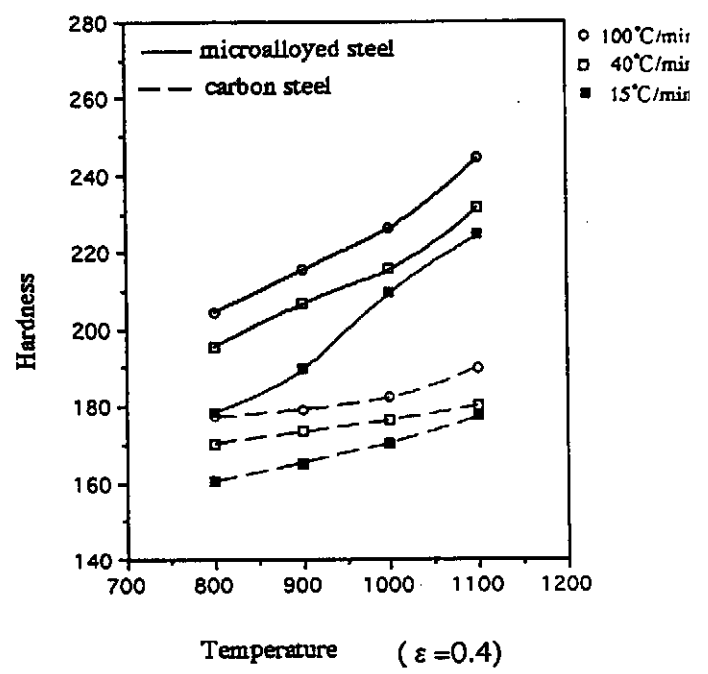
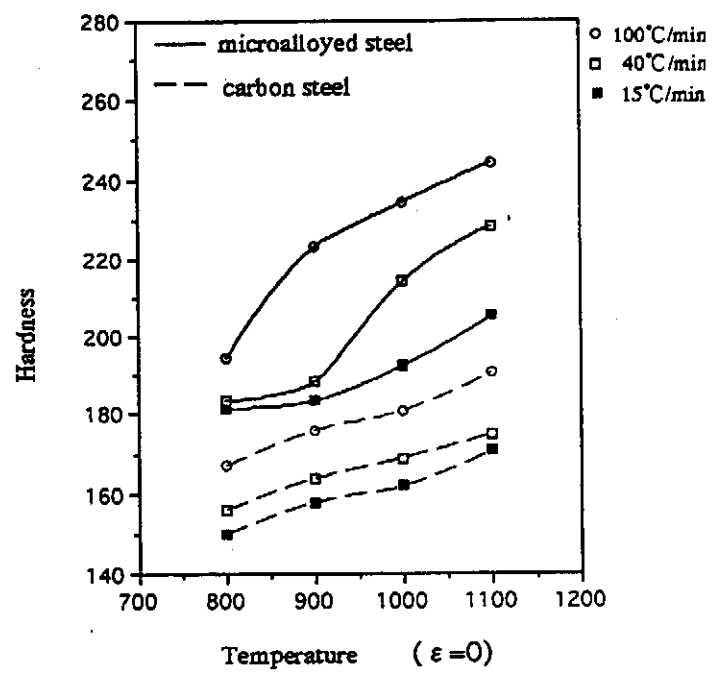


Fig.11 Hardness of microalloyed and carbon steels

6.1 ビッカース硬さの測定

実験3で加工した後の試料を用いて、非調質鋼と比較材

s=2.584 R-sq=98.7%

中炭素鋼

$$H_v = 87.3 + 0.106 \epsilon + 0.105T + 0.264u \quad (10)$$

s=8.231 R-sq=83.0%

ここで、 $H_v$ はビッカース硬さであり、 $\epsilon$ は真ひずみ、 $T$ は加熱温度、 $u$ は冷却速度、 $s$ は標準偏差、 $R-sq$ は(近似値の2乗の和)/(測定値の2乗の和)である。非調質鋼の方が硬さが貴く、 $V$ の効果が出ていることがわかる。いずれも近似の精度はよく、非調質鋼に関してはかなりの精度で近似できたと言える。ビッカース硬さは図や近似式に示すように、加熱温度、冷却速度が高くなるほど硬くなった。この傾向はフェライト率とは反対である。このことはフェライトとパーライトとは、パーライトの方が硬いことから予測できる。ひずみの影響については、中炭素鋼と非調質鋼と反対の測定結果が出ており、はっきりとは分からなかった。

### 6.2 ビッカース硬さの解析結果

Fig.7のような4工程のフランジコンパニオンの多段プレスにおける鍛造過程をシミュレートした。空冷速度は300°C/minとし、熱間鍛造剛塑性有限要素法ソフトDEFORMにより求まるひずみ、温度データをビッカース硬さの線形近似式(9)に代入することによりビッカース硬さ分布を求めた。Fig.12(a)に4工程後の計算されたビッカース硬さの分布を、Fig.12(b)に実験の結果得られたビッカース硬さの分布を示す。計算により得られた粒径は実験結果とほぼ一致しており、本線形近似式がビッカース硬さの分布の予測に十分有効であることが確認できた。

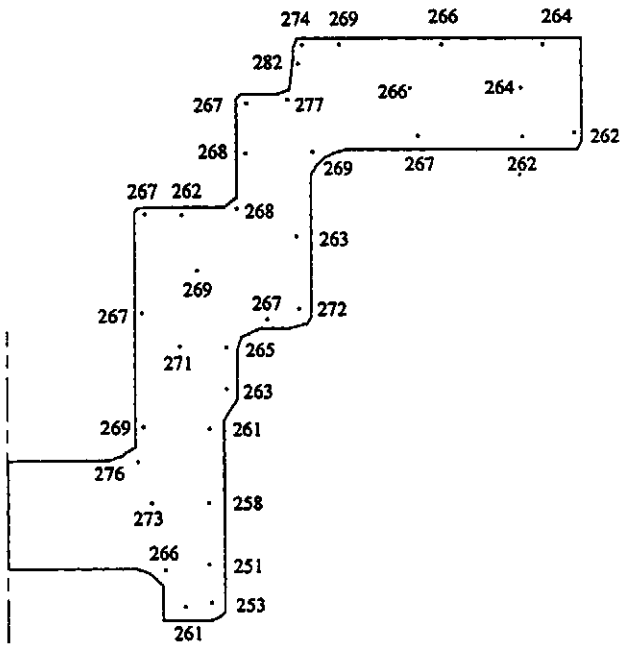
### 7. 結論

非調質鋼の熱間鍛造におけるひずみ、温度が $\gamma$ 及び $\alpha$ 結晶粒径におよぼす影響を実験により調査し、それをモデル化して有限要素解析により多段鍛造における $\alpha$ 結晶粒径および硬さのその変化を予測した。解析結果は実測定値とほぼ一致し、本手法の有効性を確認した。

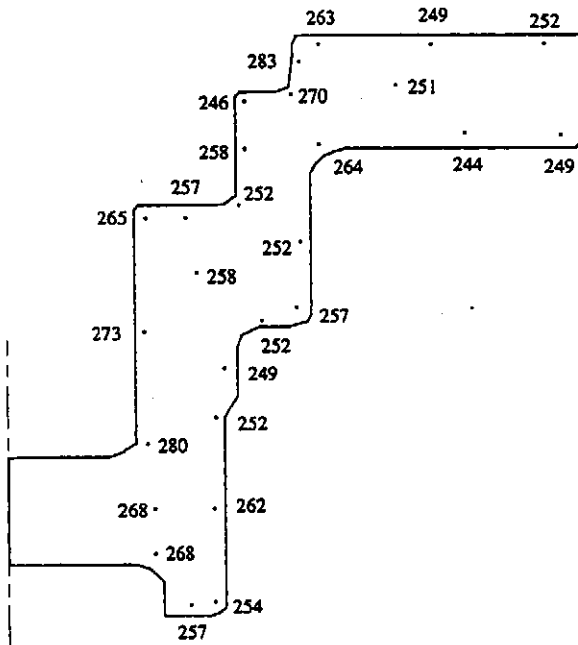
最後に、供試料及び鍛造サンプル等提供いただいた大同特殊鋼(株)に感謝致します。

### 参考文献

- 1) 矢田浩・瀬沼武秀・末広正芳・佐藤一昭：材質の制御と予測、(1988)、172.
- 2) 岡田達夫・南口整雅紀・吉田総仁：平7 塑加春講論 (1995)、197.
- 3) 柳本潤：平7 塑加春講論 (1995)、325.
- 4) 吉野雅彦・白樫高洋：塑性と加工、33-382、(1992)、1285.



(a)



(b)

Fig.12 Comparison of the distribution of hardness between (a) simulation and (b) experiment

非調質鋼

$$H_v = 99.2 + 2.79 \epsilon + 0.122T + 0.237u \quad (9)$$