

ネットシェイプ+ネットプロパティ融合鍛造加工技術に関する研究

名古屋大学大学院工学研究科

教授 石川 孝司

(平成11年度研究開発助成 AF-1999006)

キーワード：熱間鍛造、材質予測、非調質鋼、FEMシミュレーション、結晶粒径

1. 緒言

鉄鋼材料の性質、特に力学的性質は組織状態によって大きく変化する¹⁾。それゆえ、用途に応じて望みの性質を得るには、結晶粒径やオーステナイト(γ)からの変態、即ち材質予測及びそれによる組織制御技術の開発が重要である。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、鍛造後そのまま製品として使われる。硬さ及び組織などの品質特性は鍛造工程の条件、即ち加工温度、加熱時間、冷却方法などによって左右されるため、材質予測は重要である。これまでにこの分野において多くの研究がなされており^{2,3)}、この組織制御技術は制御圧延という形で進歩してきた^{4,5)}。しかしながら、鍛造加工に関する研究は少ない。これは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、非定常で多段加工を伴うため、材質の予測、制御は困難だからである。今後、鍛造だけで必要な所に必要な特性を付与した高性能、複合機能部品の製造技術は重要と考えられる。そのためには高精度材質予測手法の確立が望まれる。

論文⁶⁾では、フェライト・パーライト型非調質鋼の熱間鍛造後のフェライト(α)結晶粒径を予測する手法について検討した。本報ではオーステナイト(γ)粒径、ひずみ、加工温度、冷却速度がフェライト(α)とパーライトの相変態及び硬さに与える影響を実験的に調べ、各因子の変態組織に及ぼす影響を明らかにした上で、これにより最終的に得られるフェライト率と硬さ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解析(DEFORM-2D)に組み込み、実際の多段熱間鍛造におけるフェライト率と硬さの分布を計算し、本手法の妥当性を検証した⁷⁾。

2. 実験条件

2.1 供試鋼

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Table1に示した。

2.2 実験条件

試験片は直径10mm、高さ15mmの円柱状に機械加工し、以下の二つの実験を行った。試験装置は文献⁸⁾と同じである。

Table1 Chemical composition of specimen (wt.%)

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

実験1: まず加熱装置で1100℃まで7.3℃/sの速度で加熱し、60～900s保持した。その後急冷して高温 γ 組織を凍結した。

実験2: 加熱装置で1150℃まで7.3℃/sの速度で加熱し、180s保持した。その後、空冷で加工温度まで降温した。加工温度を1100℃、1000℃、900℃、800℃に変化させて、機械プレスで10～60%の圧縮変形を与えた。プレススピードは20spmである。加工後 α 組織の観察試料は0.25℃/s、0.7℃/s、1.7℃/s、8.3℃/sの冷却速度にて500℃まで冷却し、その後自然放冷した。また γ 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。

実験方法の詳細については、前報⁹⁾に述べたので、ここでは省略する。

3. 実験結果

3.1 変態組織に及ぼす γ 組織の影響

Fig.1にオーステナイト(γ)粒径の測定結果を示す。 γ 粒径は相当ひずみが大きく、加工温度が低いほど小さくなる傾向があった。ひずみが増加するにつれて、平均 γ 粒径は小さくなることは動的再結晶の生成過程により説明できる⁷⁾。動的再結晶はひずみがある値以上で起こり、これ以上ではひずみが増すと動的再結晶占積率が増加、ひずみが一定値で占積率は100%となる。そして、平均 γ 粒径も一定値に収斂する。加工温度が高いほど γ 粒径が大きくなるのは加工温度が高いほど γ 粒径が成長するためである。

α 粒径とパーライトサイズに及ぼす γ 粒径の影響をFig.2に示す。いずれも γ 粒径が小さくなるに従って細かくなる。パーライト組織は α 組織が生成した後の未変態 γ 組織から変態生成するため、 γ 粒径と密接な関係があると考えられる。Fig.3に各種冷却速度にて冷却後、 α 体積率 V_f と γ 粒径 D_γ との関係について整理した。 γ 粒径が微細になると、 α 体積率は増加する。これは γ 相からの α 相への変態は主に γ 粒界面核生成で、微細な γ 粒から α への状態では、単位体積当たりの γ 粒界面積と γ 粒界単位面積当たりの α 核生成速度が増加するからである。 γ 粒径は約0.03mm以上では、 γ 粒径が増加しても α 体積率がほとんど変化しない。あまり大きい γ 粒径は変態組織に影響が小さいことがわかった。冷却速度の増加と共に α 体積率は減少する傾向が認められた。この結果から、以下の式を得た。

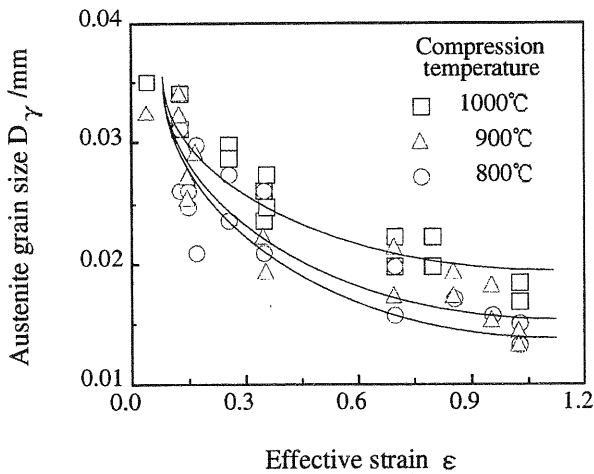


Fig.1 Relation between austenite grain size and effective strain

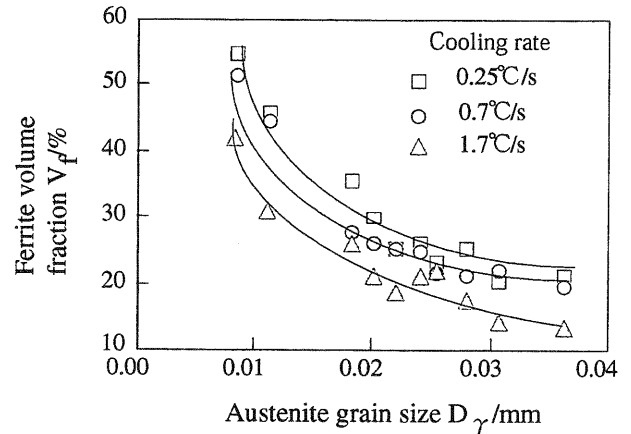


Fig.3 Influences of γ grain size on ferrite volume fraction

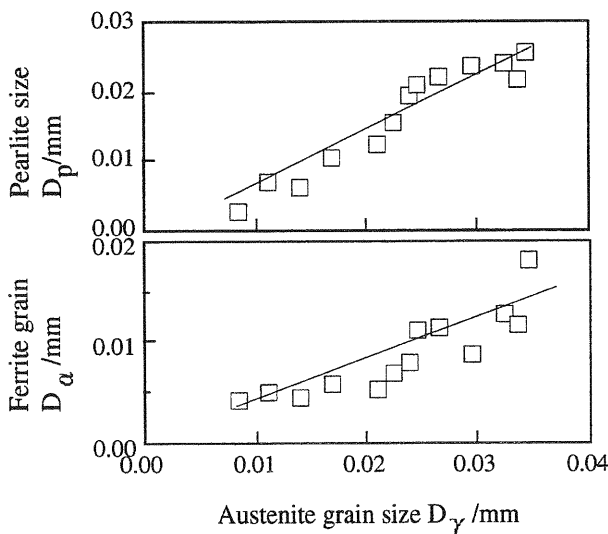


Fig.2 Influences of austenite grain size on pearlite size and ferrite grain size cooled at 1.7°C/s after 60% hot compression

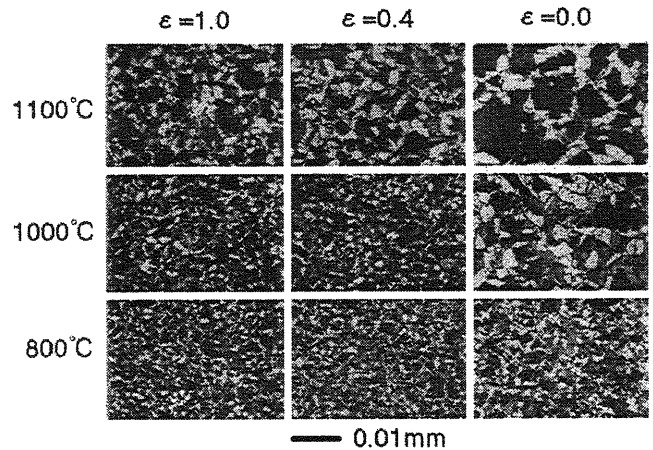


Fig.4 Influences of compression temperatures and strain on microstructures cooled at 0.25°C/s

$$V_f = 13.6 + 0.50/D_\gamma - 5.50u \quad (1)$$

ここで、 D_γ は γ 粒径(mm)であり⁹⁾、 u は冷却速度(°C/s)である。

3.2 変態組織と加工条件の関係

非調質鋼の変態組織に及ぼす加工条件の影響を調べるために、各温度にて鍛造加工後、0.25°C/sで冷却し組織観察を行った。Fig.4に観察例、Fig.5にパーライトサイズ及び α 体積率に及ぼすひずみの影響を示す。加工温度の低下またひずみ(特に $\epsilon < 1.5$)の増加に従って α 粒径とパーライトサイズが小さくなり、 α 体積率も増加する。これは低い温度及び大きいひずみにて加工すれば γ 粒が微細化し、それにより α 組織変態の核生成サイトの増加をもたらしたためと考えられる。一方、 α 変態の核生成サイトの増加は α/γ 界面の面積を増加させパーライト変態を促進する。そのほか、同じ冷却速度で冷却すれば、加工温度が高いほど加工後の粒成長が大きい。

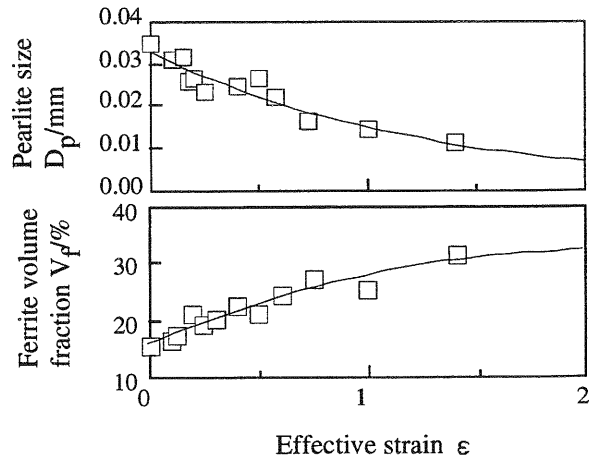


Fig.5 Influences of strain on microstructure parameters cooled at 0.25°C/s after compression at 1100°C

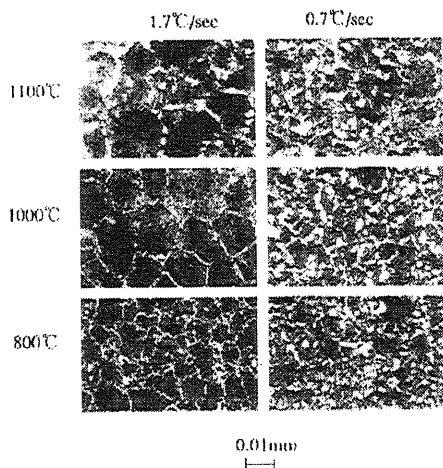


Fig.6 Influences of temperature and cooling rate on microstructures at $\epsilon = 0.4$

Fig.6 に各温度にて加工後、2種類の冷却速度で冷却して得られた α +パーライト組織の光学顕微鏡組織を示す。また、加工温度と冷却速度に対する α 体積率の変化を整理して Fig.7 に示す。 α 体積率は冷却速度が小さくなるにつれて増加し、加工温度の低下に従い増加している。特に1000°C以下で α 体積率の増加が著しい。

Fig.8 に α 粒径と α 体積率の関係を示す。冷却速度が速くなるにつれて α 粒径が小さくなり、 α 体積率が減少するが、加工温度の低下に従い α 粒径が小さくなり、 α 体積率が増加する。これは冷却速度を大きくすると、 γ から α への変態開始温度が低下し、 α 核生成が容易になること及び成長の抑制されることのためである。加工温度が高くなると、大きい γ 粒から生成した α 粒も大きくかつ数も少ない。この図から分かるように適当な冷却速度と加工温度を選んで加工すればより多い α 体積率、微細な α +パーライト組織が得られる。

3.3 α +パーライト組織の硬さと加工条件の関係

Fig.9 に非調質鋼を各種温度にて鍛造加工後、各種冷却速度で冷却した試料の硬さを調査した。 α 体積率の増加につれて硬さが高くなる。 Fig.9 と Fig.7 を比べて分かるように、硬さの加工温度、冷却速度の変化に対する変化傾向は α 体積率の変化傾向とは反対である。加工温度の増加に従い硬さが増加する。特に900°C以上にて加工された試料の硬さの増加がもっと著しい。これはVによる析出強化が顕著に現れている。しかし、900°C以下にて加工された試料は硬さの増加が少なく、Vの析出強化量の低下が認められる。冷却速度の増加に従い硬さが増加する。これは冷却速度が増加すると、 α 体積率が少なくなるためである。

Fig.10 に各種加工温度、ひずみにて加工後、各種冷却速度で冷却した試料の硬さと α 体積率との関係を示した。 α 体積率の増加に従い硬さの低下が見られる。 Fig.11 にパーライトサイズと硬さの関係を示すが、両者に関係はあまり見られず硬さは α 体積率で決定されると思われる。従って、以下の式で硬さを予測できる。

$$H_V = 281 - 103V_f \quad (2)$$

ここで、 V_f は α 体積率であり、(1)式で計算できる。

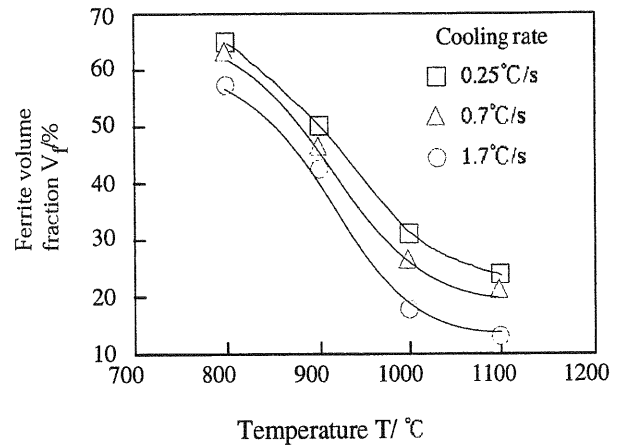


Fig.7 Influences of temperature and cooling rate on V_f

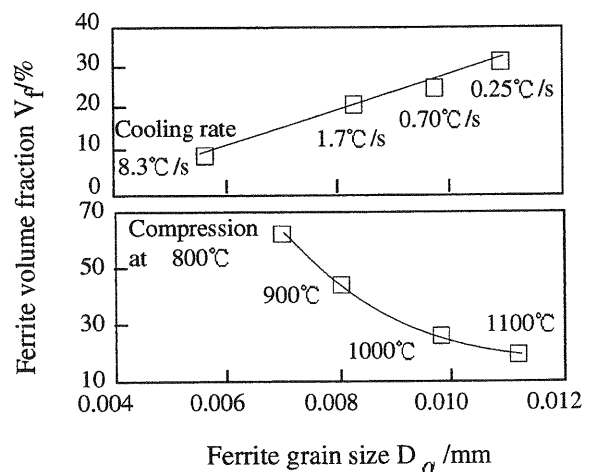


Fig.8 Influences of ferrite grain on ferrite volume fraction at $\epsilon = 1.0$

4. フェライト体積率と硬さの予測

この章では、前章までで得た知見を基に、温度連成剛塑性有限要素解析汎用コード DEFORM-2D による数値解析を用いて、非調質鋼の熱間鍛造による α 体積率と硬さを予測した。

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。

まず、フェライト体積率の予測式(1)、硬さの予測式(2)を剛塑性有限要素ソフトに組み込み、熱間鍛造シミュレーションによりひずみ、温度分布を求める。次にそのデータを用いて γ 粒径を求め、 γ 粒径は以下の(3)及び(4)式で計算する⁹⁾。

$$D_\gamma = D_{\gamma_0} = 0.035 \quad (mm) \quad \bar{\epsilon} \leq 0.08 \quad (3)$$

$$D_\gamma = D_{\gamma_0} \exp(\beta(\bar{\epsilon} - 0.08)^{0.5}) \quad \bar{\epsilon} \geq 0.08 \quad (4)$$

$$\beta = -2.2 + \frac{1.7 \times T}{1000} \quad (5)$$

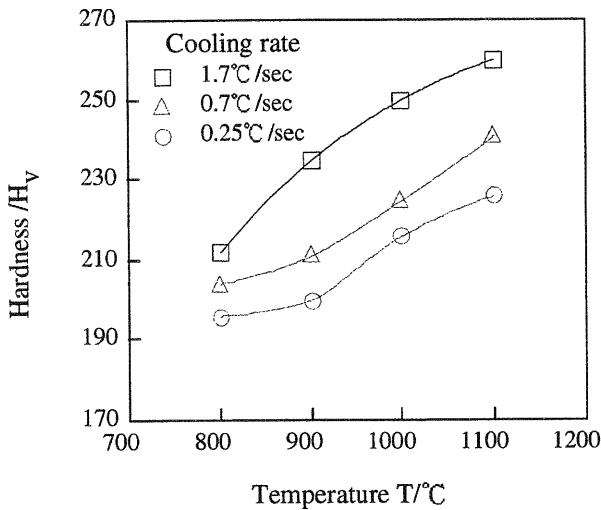


Fig.9 Relation between hardness and forging temperature

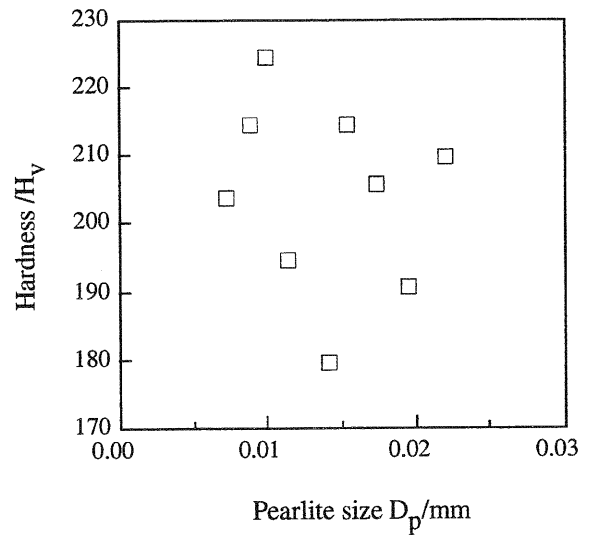


Fig.11 Relation between hardness and pearlite size

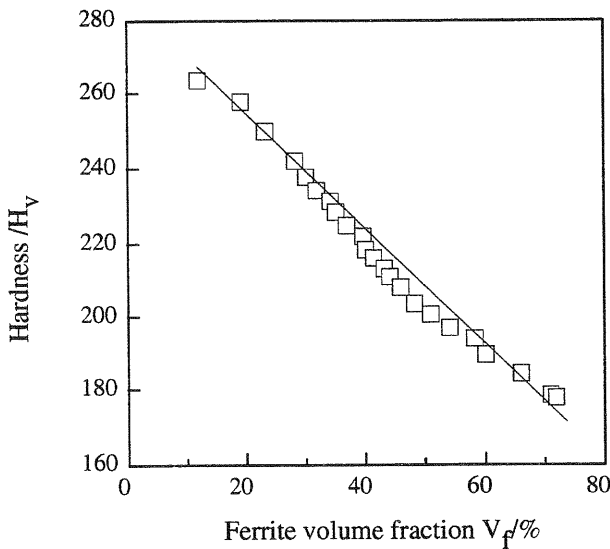


Fig.10 Relation between ferrite volume fraction and hardness

ここで、 $D_{\gamma 0}$ は初期粒径(mm)、 β は加工温度 T (°C) に依存する定数である。

γ 粒径の成長は(6)式で求める。

$$D_{\gamma} = 0.031 + 0.00001t \quad (6)$$

ここで、 D_{γ} は γ 粒径 (mm)、 t は保持時間(s)である。

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。

$$\Delta D_{\gamma}^{\epsilon} = D_{\gamma}^{\epsilon(n)} - D_{\gamma}^{\epsilon(n-1)} \quad (7)$$

$$D_{\gamma}^{d(n)} = D_{\gamma}^{d(n-1)} + \Delta D_{\gamma}^{\epsilon} \quad (8)$$

ここで、 $\Delta D_{\gamma}^{\epsilon}$ はステップ n における γ 粒径予測式(4)によって得られる粒径変化である。 $D_{\gamma}^{d(n-1)}$ はステップ $n-1$ において得られる粒径である。

一例として、Fig.12のような4工程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。ピレットの加熱温度は1100°C、プレススピード20spm、

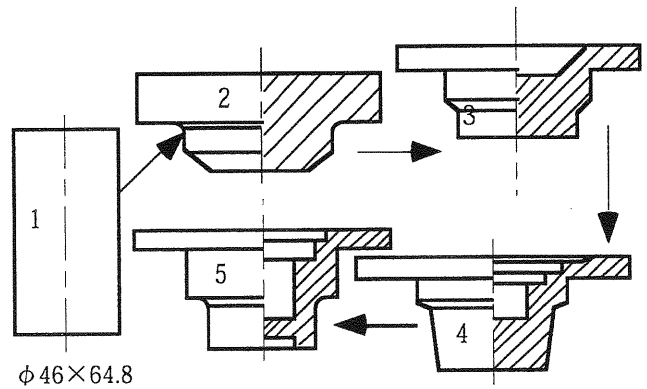


Fig.12 Process of multistage forging

初期金型温度は300°Cである。ピレットから4工程の鍛造過程と空冷過程を計算した。

Fig.13 (a) に4工程後の予測硬さを、実験から得られた硬さをFig.(b) に示す。ピッカース硬さの計算値は実験値とほぼ一致し、実験値において、硬さの値が高くなっているところは、計算値でも高くなる傾向が見られた。

以上より本予測システムの妥当性が確認できたので、冷却速度を局部的に変更することで、硬さがどのように変化するかを本予測システムにより計算した。鍛造の最終工程後に冷却鍛造品をFig.14 (a)のような冷却ブロック(20°C)上に載せて冷却させた。Fig.(b)は硬さに関する解析結果である。Fig.13と比較すると硬さ分布に変化がみられ、冷却の効果が現れていることがわかる。冷却方法だけでなく、各工程でのひずみの与え方などを工夫することにより、希望する材質を希望する部位に作り込む技術が本手法を用いることで可能になるものと考えられる。今後その方向に研究を進める予定である。

5. 結論

V非調質鋼の熱間鍛造における γ 粒径、ひずみ、温度、冷却速度が変態組織に及ぼす影響を実験により調査し、以下の結果を得た。

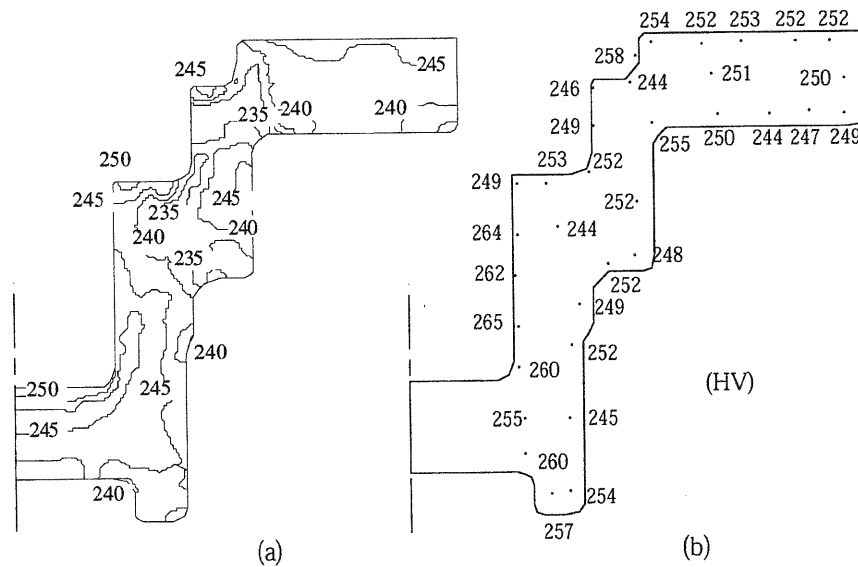


Fig.13 Comparison of the distribution of hardness between (a) simulation and (b) experiment

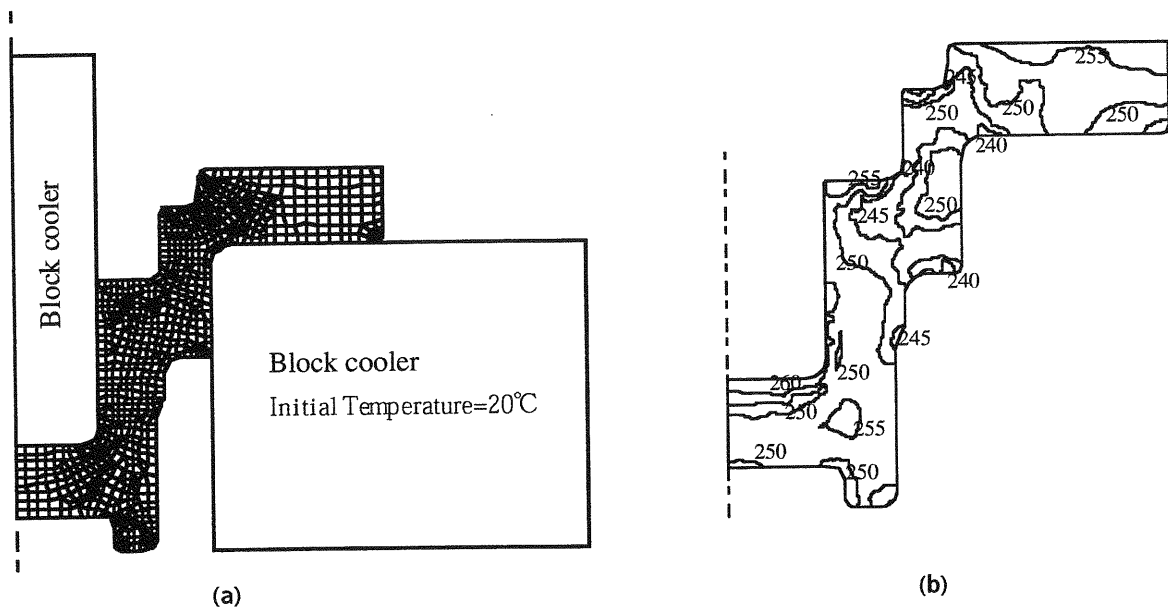


Fig.14 Influence of the partial change of cooling rate on hardness distribution (a)cooling dies attached after forging of final stroke, (b) simulated results

参考文献

- (1) γ 粒径が小さくなるにつれて α 体積率が増加し、 α 粒径が細くなる。
 - (2) 加工温度が高くなるほど α 体積率が減少し、 α 粒径とパーライトサイズが大きくなる。
 - (3) 冷却速度が速いと、 α 体積率が少なく、 α 粒径が細くなる。
 - (4) α 体積率が増加すれば、硬さが低下にする。パーライトサイズは硬さにほとんど影響しない。
 - (5) 以上の結果をモデル化して、有限要素解析により多段鍛造における α 体積率と硬さを予測した結果は、実測値とほぼ一致した。したがって、本手法は積極的に材質制御をする場合の条件設定に、バーチャルラボとして利用できる。
- 1) 荒木透: 日本金属学会会報, **16**-9 (1977), 610-614.
 - 2) 矢田浩・瀬沼武秀: 日本金属学会会報, **29**-6 (1990), 430-439.
 - 3) 野村一衛・加藤智也: 鉄と鋼, **82**-11(1996), 61-66.
 - 4) 矢田浩・瀬沼武秀・末広正芳・佐藤一昭: 材質の制御と予測, (1988), 172-186.
 - 5) 脇田淳一・高橋学・土師純治・河野治・江坂一彬: 鉄と鋼, **82**-7(1996), 67-72.
 - 6) 王哲・李廷全・河野亮・湯川伸樹・石川孝司: 塑性と加工, 40-460(1999),490-494.
 - 7) Z. Wang,T.Ishikawa,N.Yukawa,A.Kono: Annals of the CIRP, 48-1(1999), 187-190.
 - 8) 田村今男・牧正志: 鋼の熱間加工の金属学(1982), 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, 94-100.

終わりに、供試材及び鍛造サンプルを提供いただいた大同特殊鋼(株)に感謝致します。