

超微細粒組織を有するフェライト鋼のナノ析出による高強度化

加工プロセス工学研究部門¹、金属組織制御学金属組織部門²

千葉 晶彦¹、李 云平¹、古原 忠²

概要

低炭素鋼および中炭素鋼の processing map を高精度に構築し、フェライト鋼の結晶粒微細化する熱間鍛造の最適加工条件の定量化を試みた。熱間鍛造はオーステナイト領域で実施することを考慮し全温度領域でオーステナイトが安定に存在する SUS303 鋼の熱間鍛造の最適化を行った。構築した Processing map より、等軸で微細な組織を得る条件は高温・低ひずみ速度側(1173~1323 K, 0.01~0.1 s⁻¹)であることが推測された。また、パワー分散効率と再結晶率、および Zener-Hollomon parameter (Z 因子)とパワー分散効率の間には相関関係があり、Z 因子が低い条件ではパワー分散効率が高く、再結晶率は高いと考えることができ、これは組織観察の結果ともよく一致する。以上より、Power dissipation map により動的再結晶による組織変化を予測することは可能である。

1. 前書き

自動車の軽量化による燃費向上は Co2 削減効果に大きく貢献する。そのために、自動車用鋼板の薄肉化に関する材料技術の開発がキーテクノロジーとなる。

フェライト鋼は自動車用鋼板として多用され、当該材料の薄肉化を可能にするためにマルテンサイト/ベイナイトの高強度薄鋼板への応用が考えられており、様々な高強度化に関する研究が行われている。その中でも、ナノ析出の利用による自動車用鋼の高強度（ハイテン）化が有望視されている。一方、結晶粒微細化による強度化の手法も高強度化と靱性改善に効果的であることから、フェライト鋼の結晶粒微細化に関する材料技術の開発が求められている。

熱間加工における微細組織変化への影響を定量的に評価し、割れや塑性不安定性などが生じない最適加工条件を予測することは重要である。熱間加工は、オーステナイト領域で行うことから、オーステナイトステンレス鋼 SUS303 の熱間加工熱特性を調査する。熱間加工性の評価は Prasad ら [1-3] により提唱されている Processing map を作成し、これによりオーステナイト領域での熱間加工条件の微細組織形成への影響を評価し、割れや塑性不安定の生じない加工条件を予測する。

また、高精度な Processing map を作成するために、Li ら [4] の提案する新しい摩擦・温度補正法を取り入れた。よって新たな補正法を用いて作成された Processing map が実際に熱間加工後の組織を予測できるものかどうか、その信頼性を明らかにすることを第 2 の目的とした。

2. 本論

2-1. 実験方法

2-1.1 試料

試料として用いた SUS303 丸棒材(直径 8 mm, 長さ 2500 mm)は協栄精工株式会社から購入した。組成を Table 1 に示す(以後, as-received 材と呼ぶ)。この丸棒材より円柱状の圧縮試験片(直径 8 mm, 高さ 12 mm)を放電加工機により切り出した。

また、炭素量の異なる各鋼の円柱状(φ8mm × H12mm)試験片を用意した。

本研究では、0.04 mass%C を基本組成とする低炭素鋼に Ti を添加した合金を用いて実験

を行った。熱間圧延材に対して、1523 K で 600 s のオーステナイト化処理後、973 K で種々の時間等温変態処理を施し、その後直ちに焼き入れた。

Table 1 Chemical compositions of SUS303 and SUS303Cu steels used in this study.

	[mass%]									
	Fe	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
SUS303	Bal.	0.15	1	2	0.2	0.15	8-10	17-19	0.6以下	-
SUS303Cu	Bal.	0.15	1	2	0.2	0.15	8-10	17-19	0.6以下	0.7-1.3

2-1.2 熱間圧縮試験

高温での単軸圧縮試験を熱間加工シミュレーター (THERMECMASTOR-Z; FZT-103A, 富士電波工機製) を用いて行った。本装置は、変形温度やひずみ速度、ひずみ量などの加工条件を厳密に制御することが可能であることから熱間加工性の評価を中心とする同様の研究に用いられている。また、冷却ガスや冷却水を用いて圧縮試験後直ちに試験片を急冷することで、高温変形による微細組織変化を詳細に観察することが可能である。圧縮試験中のアンビルによる試験片温度の低下を防ぐため、断熱材として雲母薄片を用いた。熱間圧縮試験の加工プロセスを Fig. 1 に示す。試験片は 1.0×10^0 Pa 以下の真空中で高周波誘導加熱により昇温速度: 20 K s^{-1} で 1523 K まで加熱し、300 s の均熱処理を行った後に変形温度まで冷却し圧縮した。試験後は He ガスにより冷却速度 50 K s^{-1} で室温まで急冷した。なお、1523 K にて 300 s 保持した後にそのまま加工せずに室温までガス冷却した試験片も作製した (以後、熱処理のみで圧縮を行っていないものを無加工材と呼ぶ)。得られた荷重-変位データより真応力-真ひずみ曲線 (σ - ϵ 曲線) は均一変形を仮定して計算した。

2-1.3 摩擦補正、温度補正
 および Processing map の作成
 σ - ϵ 曲線の解析は材料の変形機構を知る上で重要である。しかし、熱間圧縮試験では試験片とアンビルの間の摩擦の影響により応力が上昇し、材料の固有特性と大きな差が生じてしまう。また、高ひずみ速度の変形では加工発熱により応力が下降するため、高精度な変形データを得るためには変形応力の補正を行う必要がある。

初めに摩擦による応力上昇の補正方法について述べる。従来から摩擦係数の決定法や摩擦補正式が提案されているが、これらは試験片内部の応力の変化がない理想的なモデル (試料厚さが極めて薄い、板材のような試料) を仮定し、試料表面における coulomb 摩擦を使用していた [5, 6]。しかし、実際の試料は高径比が 1 以上であるため、高さ方向の応力分布が生じ、高いひずみにおいては応力分布が不均一になる。このような問題から、円柱状試料の圧縮試験では従来の摩擦係数の決定方法は誤差を含むと考えられる。よって、本研究では

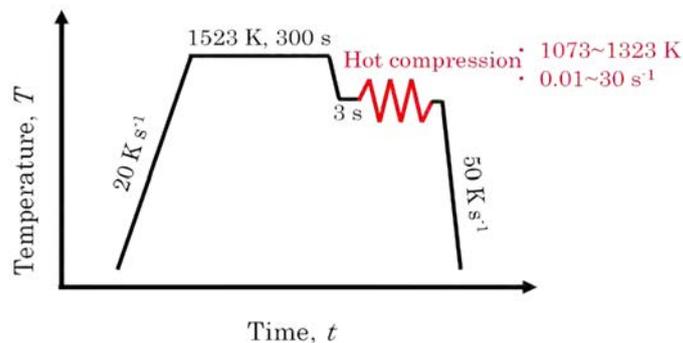


Fig. 1 Schematic schedule for the hot compression tests.

Li らがこれまでの研究を基に導きだした、以下に示す摩擦係数決定式(2-1)を用いて補正を行った。なお、この決定法は従来の摩擦係数を求める式より精度が高いとされている[7]。

$$(a' + a''\varepsilon + a'''\varepsilon^2 - P) + (b' + b''\varepsilon + b'''\varepsilon^2)m_s + (c' + c''\varepsilon + c'''\varepsilon^2)m_s^2 = 0 \quad (2-1)$$

ここで $P = R_m H / R_t H_0$ である。 R_m , R_t はそれぞれ圧縮後の試料の最大半径、初期試料半径であり、 H および H_0 は圧縮後の試料高さ、初期試料高さである。また、 m_s は試料とアンビル間のせん断摩擦係数を示しており、この値は完全すべりから拘束条件のとき、0 から 1 の値をとる。さらに、 ε は真ひずみであり、その他の値は定数である。 m_s は上述の式(2-1)を用いた Fig. 2-3 により直接読み取ることができる。また、応力の補正は式(2-2)を用いて行うことができる。

$$\sigma = \frac{\sigma_z}{1 + (A + B\varepsilon + C\varepsilon^2 + D\varepsilon^3)m_s} \quad (2-2)$$

このとき使用するものは、式(2-1)から求めた m_s 、圧縮試験により得られた σ - ε 曲線の流動応力(σ_z)および真ひずみ(ε)である。

続いて、加工発熱による応力下降の補正方法について述べる。加工発熱による温度上昇 ΔT は熱間圧縮試験における σ - ε 曲線から、次式(2-3)を用いて見積もることが可能である[8]。

$$\Delta T = \frac{\eta_e}{\rho c} \int_0^\varepsilon \sigma d\varepsilon \quad (2-3)$$

ここで ρ は試験片の密度、 C は熱容量、 η_e は熱効率を示している。この熱効率はひずみ速度に依存すると考えられており、実際、Mataya らの研究[9]から、ひずみ速度が 0.01 s^{-1} と 1.0 s^{-1} では値が異なることが報告されている。彼らの研究から以下の式(2-4)を導くことができ、

$$\eta_e = 0.316\varepsilon + 0.95 \quad (2-4)$$

ひずみ速度が 0.01 s^{-1} より小さい場合には圧縮による加工発熱は無視できると考えられるため、 $\eta_e = 0$ とすることができ、ひずみ速度が 1.0 s^{-1} を超える場合の熱効率は、最大で 0.96 になると考えられている。ひずみ量、ひずみ速度が同じ条件下では応力の補正値は次式(2-5)により求めることができる。

$$\ln(\sigma) = E + \frac{Q}{RT'} \quad (2-5)$$

$$T' = \Delta T + T \quad (2-6)$$

ここで、 $E = \ln(A \cdot \dot{\varepsilon}^m)$ であり R は気体定数、 T' は温度上昇を考慮した温度、 Q は高温変形の活性化エネルギー、 m はひずみ速度感受性指数、 A は定数である。従って補正前のデータを用いて各ひずみにおける A , Q および m の決定を行えば、式(2-6)により算出される温度上昇分を考慮した変形抵抗値を求めることができる[10, 11]。

上記補正方法を用いて補正した変形応力値から、Processing map を作成するためにひずみ速度感受性指数 m を算出し、任意の変形温度においてひずみ速度に対してプロットする必要がある。このとき多項式近似を用いてフィッティングし、ひずみ速度($\dot{\varepsilon}$)の関数として m を求める[1]。

$$m = f(\ln \dot{\varepsilon}) \quad (2-7)$$

これにより得られた m から各種パラメータを用いて Processing map を作成する。

2-1.4 組織観察

動的再結晶発現の有無と熱間加工による組織変化を電子プローブマイクロアナライシ

ス (Electron Probe Microanalysis, EPMA)、電界放射型走査型電子顕微鏡 (Field Emission Scanning Electron Microscope, FESEM)、電子線後方散乱回折法 (Electron Backscatter Diffraction, EBSD) および透過型電子顕微鏡 (Transmission Electron Microscopy, TEM) を用いて調査した。組織観察は熱間圧縮材・無加工材の底面の中心を通り、圧縮軸に平行な断面で行った。

組織観察および XRD 測定用試験片は放電加工機を用いて板状に切り出し、SiC 研磨紙を用いて 3000 番まで乾式研磨し、1 μm の Al_2O_3 懸濁液および 0.04 μm のコロイダルシリカを用いて鏡面に仕上げた。

組織観察は、試料端部より試料半径の四分の一程度内側で行った。これは有限要素法 (Finite Element Method, FEM) シミュレーションを用いて求めた相当ひずみと圧縮率から求まる真ひずみの値が一致する箇所である [7]。

2-1.4.1 EBSD 測定

EBSD 法とは、結晶方位解析の方法として広く使われているもので、FESEM 内で 70° に傾斜した試料表面に電子線を入射し、電子線後方散乱回折により発生する Kikuchi パターンを高感度 CCD カメラで取り込み、そのパターンの指数付けを行うことで測定点の結晶方位を決定する。その際、各測定点の結晶方位データは位置情報 (二次元座標) とともに記録されるので、結晶方位が空間的情報として視覚的に表現される。

EBSD 測定は Philip 社製の FESEM: XL30S-FEG に取り付けられた TSL 社製の OIM (orientation imaging microscopy) を使用して行った。測定条件は、加速電圧: 20 kV, Working Distance: 15 mm, Spot size: 4, 試料ステージ傾斜角度: 70° とした。

2-1.4.2 TEM 観察

TEM 観察用試料は、圧縮試験片の圧縮軸と平行な面を観察面として直径 3 mm の円板を放電加工機により切り出した。円板試料の片面は SiC 研磨紙を用いて厚さ 50 μm まで乾式研磨した後、Fischone 製の Dimple grinder: model 200 により、中心部が厚さ 25 μm 程度になるようにクレーター状に研磨した。最終仕上げとして、Gatan 製の Ion polishing system: model 691 により、微小な孔ができるまでイオンミリングを施した。

TEM 観察は、JEOL 製: JEM-2000EX を用いて、加速電圧 200 kV にて行った。

2-1.4.3 EPMA 測定

EPMA 測定用試験片を無加工材より放電加工機を用いて切り出した。EPMA 測定は JEOL 社製の Hyper probe: JXA-8530F を用いて行い、加速電圧: 15 kV で測定した。

2-1.5 構成相の同定

構成相の同定を X 線回折法 (X-ray diffraction, XRD) により行った。X 線回折装置は Philips 社製の X' Pert MPD を用いて行った。特性 X 線として Cu-K α 線を使用し、管電圧を 40 kV, 管電流を 40 mA の条件で測定した。測定回折角度はオーステナイト相の主要回折ピークが存在する $30^\circ \leq 2\theta \leq 110^\circ$ とした。

2-1.6 Vickers 硬さ試験

熱間圧縮試験後の試験片の機械的特性の評価として Vickers 硬さ試験 (MVK-H1, AKASHI) を行った。試料は EBSD 測定に用いたものと同じものを用いた。

硬さ試験は試料中心部 10 点で行い、平均硬さおよび標準偏差を算出した。荷重は 9.8 N

で、荷重印加時間は 10 s とした。

3. 結果

3.1 SUS303 および SUS303Cu の初期組織および構成相

SUS303 (Fig. 2a, c, e) の無加工材組織 (初期組織) の EBSD 解析で得られた Image Quality (IQ) maps (Fig. 2 a, b), Inverse Pole Figure (IPF) maps (Fig. 2 c, d)、結晶方位分布の変化を逆極点図に表したもの (Fig. 2 e) を示す。IQ maps 中の黒い点は MnS である。SUS303 は結晶方位がランダムに分布した等軸結晶粒を呈しており、丸棒作製時の鍛伸方向に MnS が線状に伸びて分散していることがわかる。なお、オーステナイト粒径はいずれの組成においても 35 μm 程度であった。

3.2 高温変形挙動

SUS303 および SUS303Cu の熱間圧縮試験で得られた σ - ϵ 曲線を Fig. 3 に示す。SUS303 を実線、SUS303Cu を点線で示した。両合金共に、高温または低ひずみ速度条件では、加工硬化後に単一の応力ピークを示し、そのピークを越えるとひずみの増加と共に変形応力が徐々に低下 (加工軟化) している。これは 1.3 で述べたように、動的再結晶の発現を示唆する変形曲線である。一方、低温または高ひずみ速度条件では、加工硬化後に加工軟化せずに定常変形をしている。これは加工硬化と加工軟化が釣り合った状態であり動的回復型の変形曲線に分類される。二つの合金を比べると、 σ - ϵ 曲線の形状はほぼ同じであるが、SUS303Cu の方が全体的に変形応力は低くなっている。

Fig. 4 に両合金の各圧縮条件におけるピーク応力とその時の真ひずみ (以後ピークひずみと呼ぶ) との関係を示した。両合金とも、ある応力値 (約 200 MPa) まではピーク応力が大きくなるほどピークひずみも大きくなるが、200 MPa を越えるとピーク応力にかかわらずピークひずみが一定 (athermal) となっている。これは本研究における変形条件に、変形機構が温間加工型 (高応力側) から熱間加工型 (低応力側) へ変化する遷移領域が含まれているためと考えられ [12]、200 MPa 付近が温間加工と熱間加工を分ける臨界の応力値であるといえる。

3.3 摩擦補正および温度補正

式 (2-1) から算出された SUS303 および SUS303Cu におけるそれぞれのパラメータを求め整理した。各加工条件で得られた σ - ϵ 曲線に対し、摩擦補正および温度補正を行った σ - ϵ 曲線をもとめた。

この条件では摩擦係数は0.35であった。この結果より、 σ - ϵ 曲線に対する摩擦の影響は少ないが、加工発熱の σ - ϵ 曲線に与える影響は大きいことがわかる。一般に、圧縮試験において低温であるほど、また低ひずみ速度であるほど摩擦による影響は大きくなる。そのため、本研究で用いた加工条件よりも、低温・低ひずみ速度で変形を加える実験を行った場合には、摩擦補正の効果がさらに大きくなると考えられる。

3.4 Processing map

SUS303 および SUS303Cu について、Processing map 作成に用いた真ひずみ0.6における各条件の変形応力の補正值をもとめた。式(1-6)および式(1-7)からパワー分散効率および塑性不安定性パラメータを求めて作成した Processing map を Fig. 5, 6 に示す。両合金共に Processing map の形状はよく似ているが、これは σ - ϵ 曲線の形状や変形応力値が近いためである。Power dissipation map では、ひずみ速度 30 s^{-1} を除きひずみ速度が低いほど、また変形温度が高いほどパワー分散効率の値は大きくなる傾向があり、高温・低ひずみ速度側 ($1173 \sim 1323 \text{ K}$, $0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$) にピークがある。一方、Instability map では高温・低ひずみ速度側 ($1173 \sim 1323 \text{ K}$, $0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$) および高ひずみ速度側が塑性安定 (Stable) 領域であることがわかる。ここで、SUS304における Processing map (変形温度 $873 \sim 1523 \text{ K}$, ひずみ速度 $0.001 \sim 100 \text{ s}^{-1}$, 真ひずみ 0.5) と、Fig. 5 および Fig. 6 と比較すると、Power dissipation map では、高温・低ひずみ速度側にパワー分散効率のピークがありピーク値も近く、低温または高ひずみ速度となるほどパワー分散効率の値が減少しているという傾向も一致している。また、Instability map では両合金共、高温・低ひずみ速度側に Stable 領域があり、似た傾向であることがわかる。このことから、従来研究されていた SUS304 の Processing map と本研究で用いた SUS303 および SUS303Cu の Processing map の間には大きな違いはないといえる。

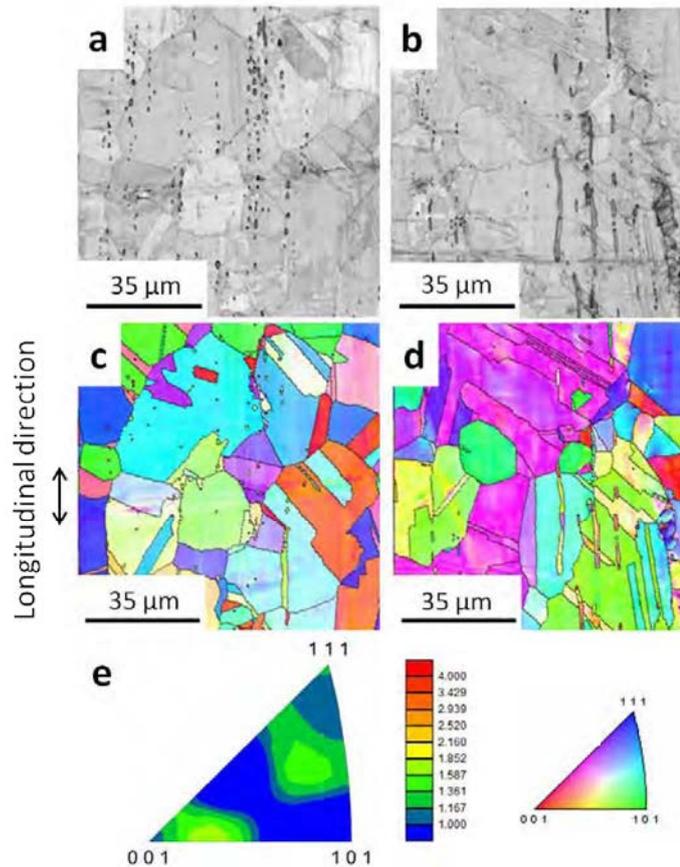


Fig. 2 (a, b) Image quality (IQ) maps and (c, d, e) inverse pole figure (IPF) maps and inverse pole figure of specimens annealed at 1523 K for 300 s followed by gas quenching: (a, c, e) SUS303 and (b, d) SUS303Cu steels, respectively.

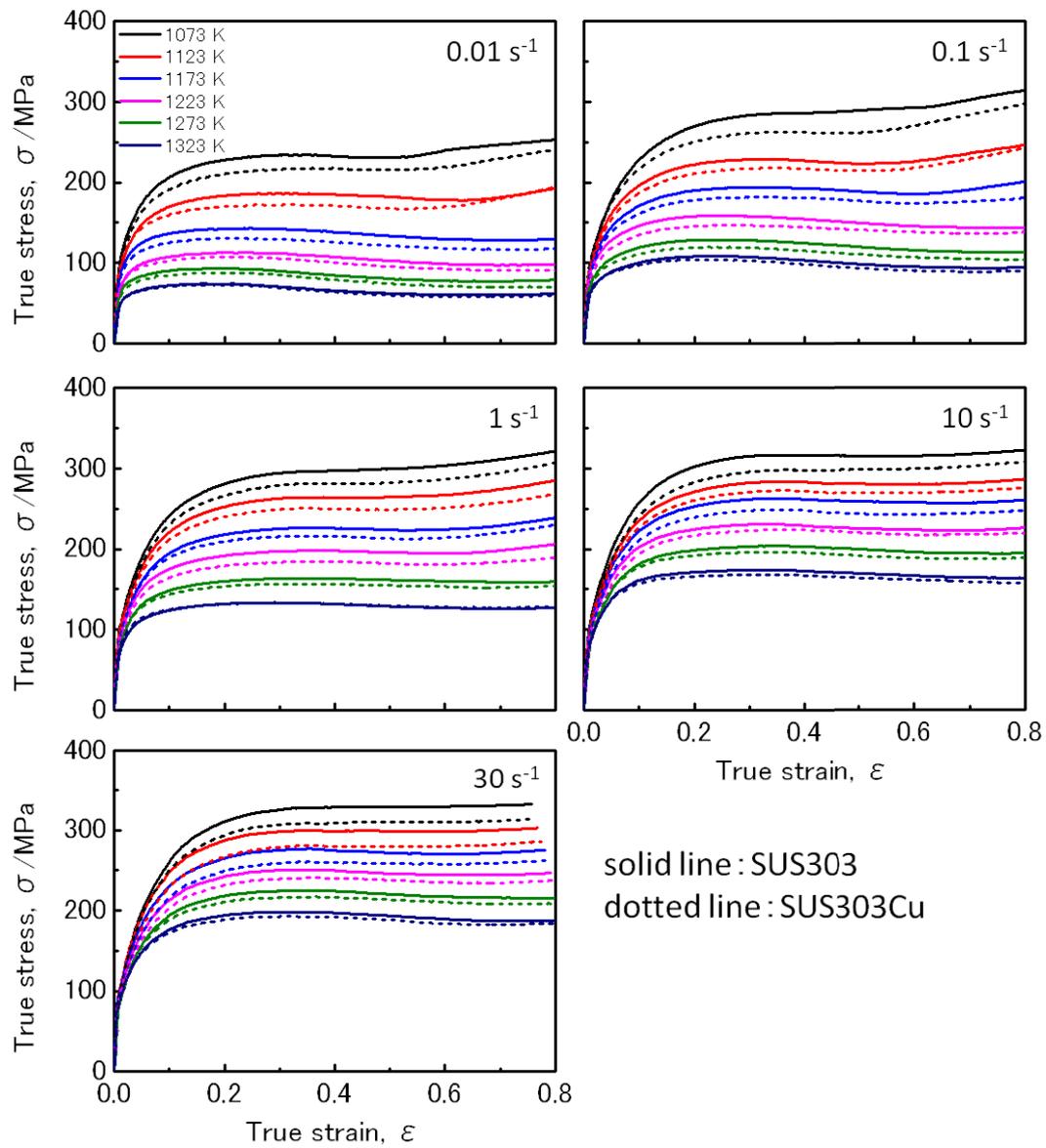


Fig. 3 True stress-true strain curves of SUS303 and SUS303Cu steels obtained from hot compression tests.

3.5 熱間加工に伴う組織変化

Fig. 7 および Fig. 8 はそれぞれ SUS303 および SUS303Cu の各変形温度、各ひずみ速度において真ひずみ 0.92 まで熱間圧縮試験を行った試料の EBSD 解析結果である。熱間加工組織もまた、SUS303 と SUS303Cu とではよく似た傾向であることがわかる。まず、低温側(1073~1173 K)では、ひずみ速度にかかわらず圧縮により潰れた扁平粒が多く存在し、その粒界に微細な結晶粒を形成している。この扁平粒は未再結晶粒であり、ひずみの多く蓄積した未再結晶粒の粒界近傍が核生成サイトとして働き再結晶粒が形成したものと考えられる。このように、 σ - ε 曲線の形状は動的回復型の変形曲線を示しているにもかかわらず、動的再結晶が発現するという現象は、フェライト鋼[14] や SUS304[15] によっても報告されている。一方、高温側(1223~1323 K)では、未再結晶粒の割合は少なくなり、微細な等軸組織を有しているが、低ひずみ速度側と高ひずみ速度側とは組織が異なっている。まず低ひずみ速度側(0.01~1 s⁻¹)では組織は大きさの異なる混粒であり、個々の粒の形状が不規則で粒界は凹凸を呈している。また、粒内には局所方位差を表すグラデーションが観察された。例として、変形温度 1273 K、ひずみ速度 0.01 s⁻¹ で圧縮した試料の、EBSD 解析結果および TEM 観察結果を Fig. 9 a-c に示す。IPF map (Fig. 9 a) および Grain Boundary (GB) map (Fig. 9 b) より、各結晶粒は結晶方位が異なり、高角粒界に囲まれていることがわかる。なお、GB map 中では、粒界方位差が 2° < θ < 15° の低角粒界 (Low Angle Grain Boundary, LAGB) を赤線、15° < θ < 180° の高角粒界 (High Angle Grain Boundary, HAGB) を黒線で示している。また、TEM 像 (Fig. 9 c) より新粒はサブグレインを含む転位下部組織を有していることがわかる。これらの結果より、ここで得られた微細組織は不連続動的再結晶 (DDRX) 組織であるといえる[16]。一方、高ひずみ速度側(10~30 s⁻¹)では組織は均一で、粒の形状は直線的であり焼鈍双晶を多く含んでおり、低ひずみ速度側とは異なる組織が観察された。

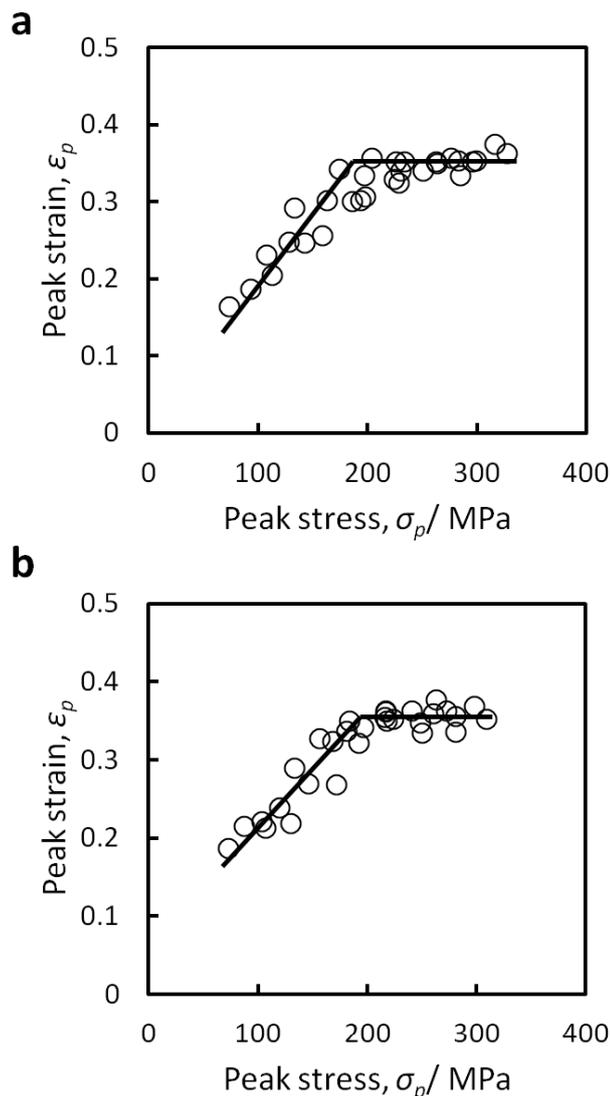


Fig. 4 Relationship between the peak strain and the peak stress for (a) SUS303 and (b) SUS303Cu steels deformed at various temperatures and strain rates.

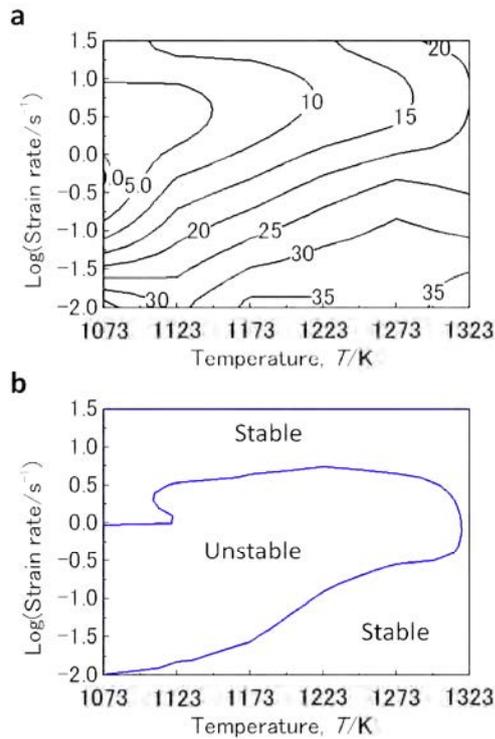


Fig. 5 Processing map of SUS303 steel at a true strain of 0.6: (a) Power dissipation map and (b) instability map.

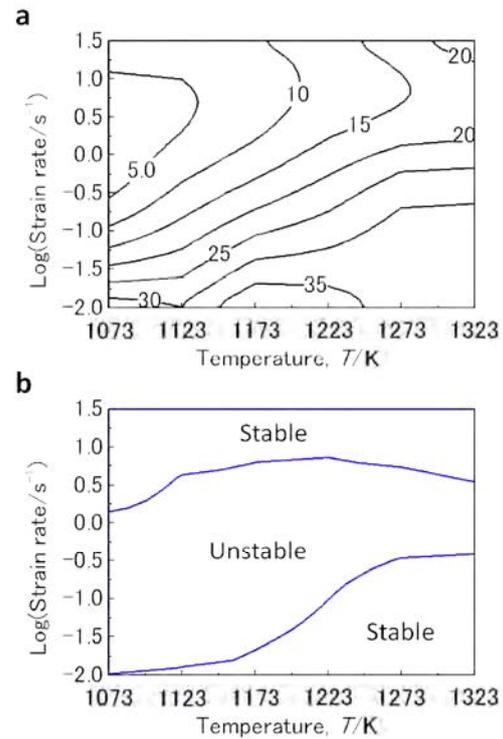


Fig.6 Processing map of SUS303Cu steel at a true strain of 0.6: (a) Power dissipation map and (b) instability map.

SUS303 および SUS303Cu について、各温度におけるひずみ速度と結晶粒径の関係を求めた。両合金とも変形温度が高いほど結晶粒径は大きくなる傾向がある。一方、ひずみ速度に対してはひずみ速度が $0.01 \sim 1 \text{ s}^{-1}$ の範囲ではひずみ速度の増加と共に結晶粒は微細化しているが、ひずみ速度が 10 s^{-1} を超えると結晶粒は粗大化している。本研究の結果は、高ひずみ速度ほど結晶粒が微細化するという過去の研究とは異なる結果となったが、この傾向は Co-Cr-Mo 合金においても同様に指摘されている [17, 18]。山下ら [18] は、高ひずみ速度の変形では材料内の加工発熱が顕著になり、それにより粒成長が起きると結論付けているが、加工発熱だけが原因ではないとも記述している。

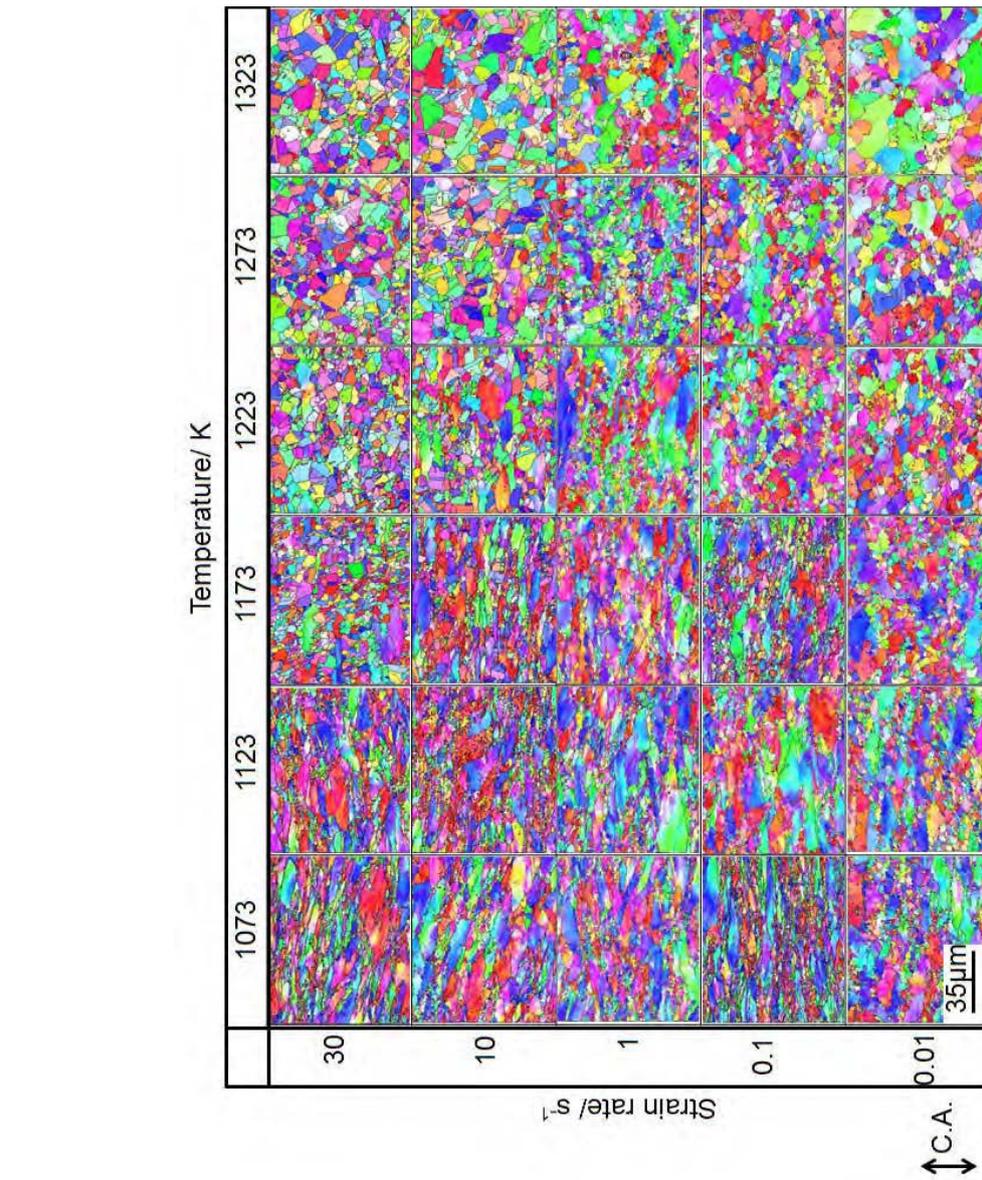


Fig. 7 Variation of microstructures of SUS303 steel hot deformed to a true strain of 0.92 at various deformation conditions.

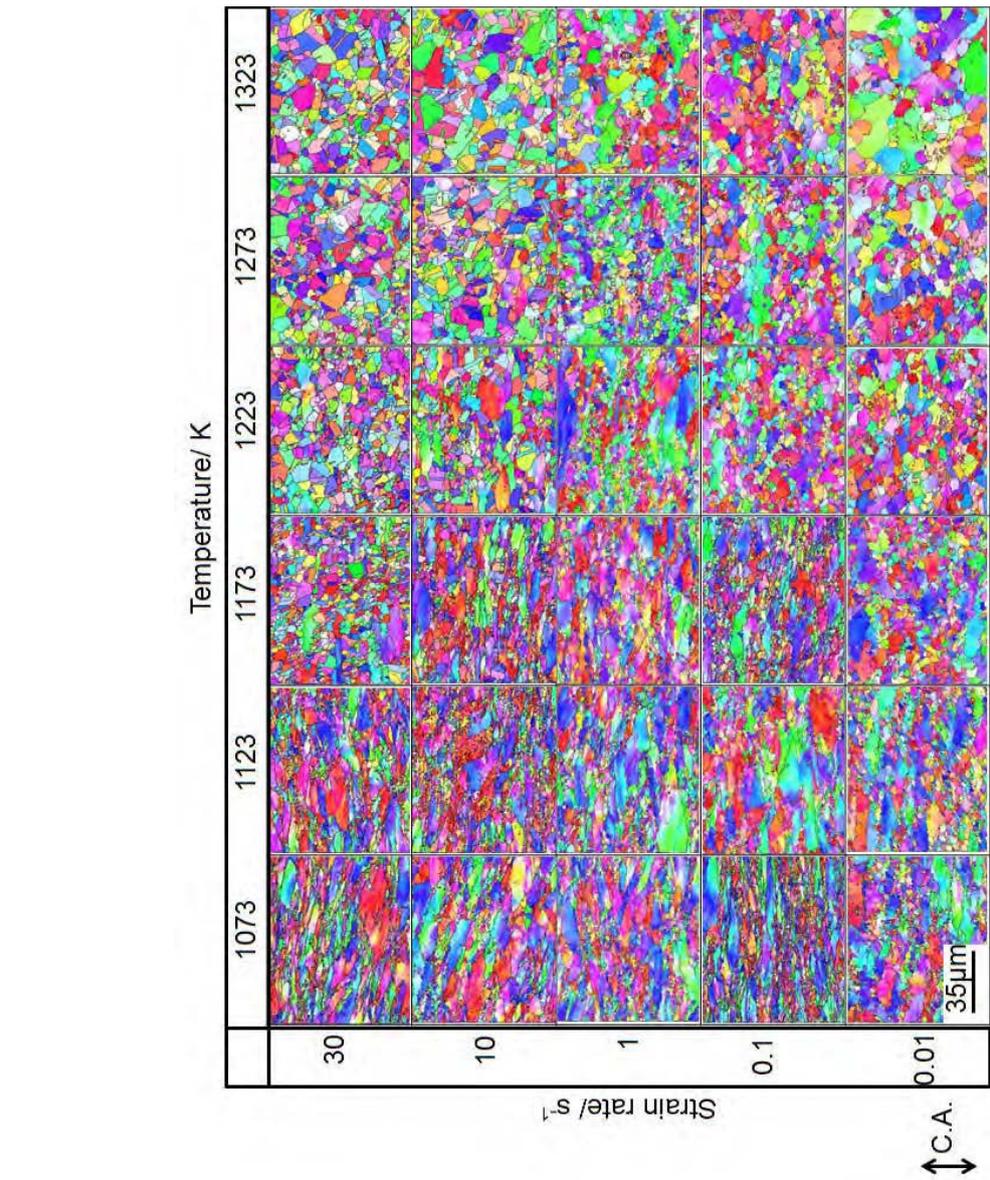


Fig. 8 Variation of microstructures of SUS303 steel hot deformed to a true strain of 0.92 at various deformation conditions.

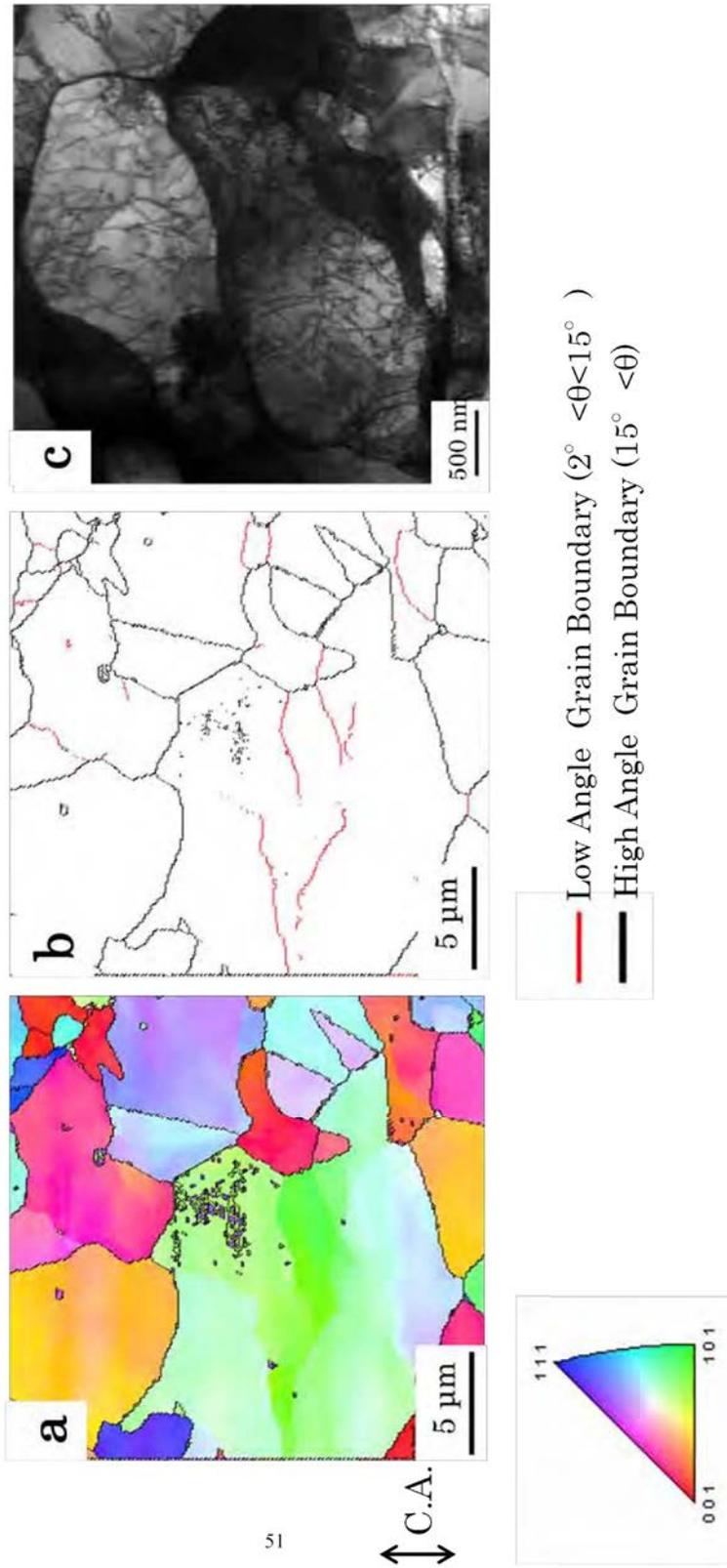


Fig. 9 Microstructures of SUS303 deformed to a true strain of 0.92 at 1273 K and 0.01 s^{-1} : (a) IPF map, (b) GB map and (c) TEM-BF image.

5 結論

SUS303 および SUS303Cu の熱間圧縮試験を行い、高温変形挙動の解析および組織観察により、動的再結晶の発現および組織変化に及ぼす影響について調査した。また、Processing map と熱間加工組織の関係を調べ、その信頼性を検討した。本研究で得られた知見を以下に示す。

- (1) SUS303 および SUS303Cu の加工前の組織は、線状の MnS 析出物を有する粒径 35 μm 程度のオーステナイト組織であった。
- (2) 熱間圧縮試験により得られた真応力-真ひずみ曲線は、両合金共に、高温または低ひずみ速度条件では動的再結晶型の変形曲線を示し、低温または高ひずみ速度条件で動的回復型の変形曲線を示した。またピーク応力とピークひずみの関係から、本研究で用いた変形温度は、変形機構が温間加工型から熱間加工型へ変化する遷移領域を含んでいた。
- (3) Li らにより提案された新しい摩擦補正法および温度補正法を適用し、Processing map を作成したところ、等軸で微細な組織を得る条件は高温・低ひずみ速度側 (1173~1323 K, 0.01~0.1 s^{-1}) であることが推測された。また、パワー分散効率と再結晶率、および Zener-Hollomon parameter (Z 因子) とパワー分散効率の間には相関関係があり、Z 因子が低い条件ではパワー分散効率が高く、再結晶率は高いと考えることができ、これは組織観察の結果ともよく一致していた。そのため、Power dissipation map により動的再結晶による組織変化を予測することは可能であるといえる。しかし、高温・高ひずみ速度条件では、パワー分散効率が低い値を示すにもかかわらず再結晶率が高く、この条件では従来とは異なった組織形成機構が働いているものと考えられる。
- (4) 熱間圧縮試験後の断面組織観察を Z 因子により整理した。その結果、低ひずみ速度条件では動的再結晶粒径の Z 因子依存性は確認できたが、高ひずみ速度条件ではその傾向から外れる結果となった。

引用文献

- [1] Y. Prasad and T. Sechacharyulu: Int. Mater. Review 43 (1998) 243-258
- [2] Y. Prasad: Metall. Trans 15A (1984) 1883-1892
- [3] Ziegler, H.: "Progress in solid mechanics", (ed. I. N. Sneddon and R. Hill), 4 (1965) 91-193
- [4] Y. Li, E. Onodera, H. Matsumoto and A. Chiba: 塑性と加工 51 (2010) 221-226
- [5] G. E. Dieter: Mechanical Metall 3rd ed McGraw Hill Book Co (1986) 539
- [6] G.W. Rowe: An introduction of the principles of the metal working (1965) 243
- [7] Y. Li, E. Onodera, H. Matsumoto, Y. Koizumi, S. Yu and A. Chiba: ISIJ Int 51 (2011) 782-788
- [8] A.K. Koul and J.P. Immarigeon: Acta Metall (1987) 1791-1805
- [9] M. Mataya and V. Sackschewsky: Metall. Mater. Trans A25 (1994) 2727-2752
- [10] Y. Li, H. Matsumoto and A. Chiba: Metall. Trans A40 (2009) 982-990
- [11] Y. Li, E. Onodera, H. Matsumoto and A. Chiba: Metall. Trans A40 (2009) 1203-1209
- [12] A. Belyakov, H. Miura and T. Sakai: Mater. Sci. Eng A255 (1998) 139-147
- [13] S. Venugopal, S.L. Mannan and Y. Prasad: Mater. Sci. Eng A177 (1994) 143-149
- [14] 八木宏幸, 辻伸泰, 齋藤好弘: 鉄と鋼 86 (2000) 349-356
- [15] A. Taylor and P. Hodgson: Mater. Sci. Eng A528 (2011) 3310-3320

- [16] 牧正志, 田村今男: 鉄と鋼 (1984) 2073-2080
[17] 山中謙太: 修士学位論文, 東北大学大学院 (2009)
[18] 山下悠衣: 修士学位論文, 東北大学大学院 (2011)
[19] 舟久保熙康: 結晶の高温塑性
[20] C. M. Sellars, W. J. McG. Tegart: Mem. Sci. Rev. Met 63 (1966) 731-745
[21] M. Jafari, A. Najafizadeh: Mater. Sci. Eng A501 (2009) 16-25
[22] 牧正志, 赤坂耕一, 奥野耕次, 田村今男: 鉄と鋼 12 (1980) 1659-1668

Strengthening ferrite steel by nano-scaled precipitation with ultra-fine grained structure

¹Deformation processing, ²Microstructure Design of Structural Metallic Materials

A. Chiba¹, Y.Li¹, T. Furuhashi²

Abstract :

Processing map of SUS303 steel at a strain of 0.6, which is constructed from the stress-strain curves obtained in the hot compression tests. Compared with EBSD observation results and processing map, at high power dissipation efficiency region, Zener-Hollomon parameter, Z , was low and the fraction of recrystallization was high in contrast to the high temperature - high strain rate conditions where the high fraction of recrystallization corresponds to relatively low power dissipation efficiency. Nevertheless, it is indicated that processing map is reliable in predicting microstructural changes during hot deformation. The equiaxed fine-grained structures were obtained by hot compression to a true strain of 0.92 at high temperature, at both low strain rate and high strain rate deformations; however their microstructures were observed to be different from each other. At low strain rate, the grain refinement mechanism was conventional discontinuous dynamic recrystallization (DDRX) and dynamic recovery and it is similar to that of SUS304 austenitic stainless steel. In contrast, at high strain rate, the mechanism was static recrystallization after hot deformation. It is result from the accumulation of dislocation substructures by dynamic recovery and adiabatic heating due to high strain rate deformation. Strength of SUS303 steel was improved compared to as-received specimen after hot forging under the condition predicted by using processing map (true strain of 1.2 at 1323 K and strain rate of 3 s^{-1}).