高速熱間圧延による結晶粒微細化

加 藤 健 三*

1. はじめに

金属、とくに鋼の熱間圧延においては連続鍛造との直結化、熱間加工工程の連続化および高速化などの新技術が進歩しつつあるが、とくに材質的な意味では低合金高張力鋼生産のための制御圧延技術が大きな発展を示し、加工および再結晶挙動を通じてのオーステナイト組織の微細化技術が進歩した。鉄鋼基礎共同研究会(日本金属学会、日本鉄鋼協会、学術振興会)でも1977年より高温変形部会が発足し、鋼の熱間加工の金属学に関する共同研究が5年間行われ、大きな研究成果を上げている⁽¹⁾。

高温変形の研究についての我が国の歴史を考えてみると、1948年頃から開始された作井らの熱間加工の基礎的研究⁽²⁾ではないかと思う。小生は当時、財団法人理化学研究所(旧理研)に入ったばかりで、作井先生の報告を毎週、聞くことができた。先生が東京工大と理研を兼任されていたためである。鋼の高温変形を調べるために、針金を直接通電で加熱し、引張り変形によって加工度をあたえ、直ちに水冷を行うという方法であって、大学卒業後はじめて、高温変形においてもむり変形が一度生じて後、直ちに再結晶が追いかけるという現象があることを知った。その後、別の塑性加工の研究に従事したため、この問題から離れたが、今でも明瞭な記憶となっている。

以下、われわれの研究室で最近行っている高速熱間圧延機による高温変形の研究について概説したい。

2. 鉄鋼基礎共同研究会報告

高温変形部会(田村今男部会長)⁽¹⁾は1982年に報告書を提出している。この報告書ではとくに熱間加工中に生ずる動的再結晶に注目し、動的再結晶が(1)金属組織の微細化、(2)強硬化、(3)変形抵抗の変化、(4)粒界わ

れ防止による変形能向上、などの重要事項と深い関係を有することを明らかにしており、Zener-Hollomonのパラメータ $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ が重要な因子であることを示した。

動的再結晶の出現は、加工温度 T 、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ 、および加工度 ϵ によって支配される。一般に加工温度が高く、またひずみ速度が小さくなるほど、すなわち、 Z が小さくなるほど、より小さな加工度で動的再結晶がおこる⁽³⁾⁽⁴⁾。逆に、高 Z 変形では動的再結晶をおこすには極めて大きな加工度を要する。従来の研究は一般にひずみ速度 $\dot{\epsilon} \approx 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 以下の条件下で行われたものが多く、高速変形時(高 Z 変形)の動的再結晶挙動については実験が困難なため詳細な研究は少ない。実際の熱間圧延のように高温でひずみ速度が大きい場合には、動的再結晶が生ずるためには高圧下率を必要とすることになり、通常の熱間圧延条件では動的再結晶は生じにくいと考えられている⁽⁵⁾⁻⁽⁷⁾。

動的再結晶粒径は、定常変形では加工度に依存せず、その代りに Z パラメータによる加工温度とひずみ速度に依存すると考えられ、 Z と動的再結晶粒径の関係を求めると図1のようになる。

図1 動的再結晶粒径 $\bar{D}$ と Zener-Hollomon パラメータとの関係(田村ら)⁽⁸⁾。

* 大阪大学教授；工学部金属材料工学科
Grain Refinement by High Speed Hot Rolling ; Kenzo Kato (Faculty of Eng. Osaka Univ. Suita)
Keywords : grain refinement, dynamic recrystallization, high speed hot rolling, plastic deformation, Zener-Hollomon parameter
1984年5月26日受理

異なる温度やひずみ速度による結果を Z で整理すると 1 つの材料についてはほぼ一直線上に乗る⁽⁸⁾。そして Z が大きい方が粒径は小さくなる。しかし、通常の熱間加工条件からいえば高 Z 変形では動的再結晶は生じにくいということになり、高速熱間圧延ではどのような結果を生ずるかが興味ある問題である。

3. 高速熱間圧延機による研究

一般に高温変形の研究は金属材料を加熱後、引張り、圧縮、または振り変形によって高温加工を加え、直ちに急冷して、材料の変形挙動や金属組織の変化を検討する方式が主流を占めて来た。われわれの研究室ではそれら基礎的実験法をさらに一步、現場圧延機に近づけた高速熱間試験圧延機を使用し、加工後、直ちに試料を冷却する急冷装置を圧延機出口側に設置して研究を進めた⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。図 2 に高速熱間試験圧延機を示す。ロール直径 530 mm の 2 段可変速圧延機で、ロール周速は最高 47 m/s である。上下ロールは独立駆動で、回転計により上下ロールの周速を一致させてから圧延を行う。図 3 は実験装置の全体を示す概略図である。ロール入口側には安定化処理炉 (No.1) と圧延温度設定炉 (No.2) の 2 台の管状電気炉を圧延ラインに直線的に設置した。いずれも ± 3 K の均熱帯長さが 560 mm で真空ないし不活性ガス雰囲気で使用できる。本研究では (Ar+10% H_2) ガスを用いた。ロール入口直前には試験板のガイドと加速のためのピンチローラを設けた。出口側には高速で放出される圧延試験板を無ひずみで受け止め、同時に急冷するための内径 130 mm、長さ 3 m の特殊な水冷式の冷却チューブを設けた。冷却水は水道水でポンプにより循環される。冷却

チューブの中には高速の試験板が水中を突進する際に曲がりを生じないように鋼板製のテーパ付のガイドが挿入されている。冷却チューブのロール出口側の端面には厚さ 0.2 mm の塩化ビニールシートが張っており、チューブの後端は厚さ 5 mm のゴムパッキン、厚さ 50 mm の木栓、厚さ 10 mm の鋼製蓋から成るストップを取付けてある。なお、冷却チューブとロールの間にはガイドを設け、試験板が飛出することを防止している。ロールから高速で放出された試験板はガイドにより冷却チューブにみちびかれ、塩化ビニールシートの窓を破って冷却チューブ内に突入し、テーパ付きガイドで減速されてストップで止められ冷却される。

(1) 圧延急冷組織とその再結晶組織⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾

試料として 18Cr-8Ni オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304) の厚さ 2 mm、幅 20 mm、長さ 760 mm の短冊状試験板を用いた。圧延温度 $T_R=1173\sim 1373$ K (900 $\sim 1100^\circ\text{C}$)、圧下率 $r=20\sim 40\%$ 、みずみ速度 $\dot{\epsilon}=550\text{ s}^{-1}$ の実験を行った結果、一般に圧延急冷後の硬さ分布は板厚中心より表面に近いほど高く、また平均値は低温、高圧下率ほど高いことがわかった。これは、上述の圧延条件では圧延中の材料が熱間であっても全体として加工硬化過程にあり、しかし圧延の変形特性によって板厚中心部よりも表面部の方が付加的せん断変形が大きいためである。図 4 (a) は $T_R=1273$ K (1000 $^\circ\text{C}$)、 $r=20\%$ の場合であって、圧延急冷後の硬さ分布は板の表面の方が高くなっており、上述の現象をよく示している。なお、静的に急冷板を焼なますと板厚中心および表面とも大体同一の硬さを示している。

しかし、 $T_R=1173$ K (900 $^\circ\text{C}$) で $r=40\%$ 以上、1273 K (1000 $^\circ\text{C}$) で 30% 以上、1373 K (1100 $^\circ\text{C}$) で 20% 以上について検討した結果、板厚方向の硬さ分布は表面に近い所に明らかに異常が現われ、そこでは硬さが著しく低下していることが見出された。図 4 (b) は $T_R=1273$ K、 $r=30\%$ の場合、図 4 (c) は $T_R=1273$ K、 $r=40\%$ の場合であるが、いずれも圧延急冷後の硬さ分布においてその異常が生じており、とくに圧下率 40

図 2 高速熱間試験圧延機。

図 3 実験装置の概略図。

図4 熱延急冷後および1273 K, 1223 K, 1173 K (1000°C, 950°C, 900°C) 焼なまし後の板厚内硬さ分布 (18Cr-8Ni ステンレス鋼)。圧延条件：温度 1273 K, ひずみ速度 550 s^{-1} , y ：板厚中心からの距離

図5 18Cr-8Ni ステンレス鋼の微細粒層 (1373 K, 50%圧下)。

%の場合はその傾向が著しい。この硬さ分布の異常に対して急冷試験板に異常組織が現われており、その部分は加工組織とは全く別の極めて微細な再結晶粒の集合体を形成している。図5はその一例であるが、この微細組織の層は表面には露出せず、表面はきわめて薄いが内部と同様の加工組織となっており、異常組織は表面より少し内部に入った点に現われる。

図4 (a), (b), (c)には圧延急冷後の硬さ分布および1273 K, 1223 K, 1173 K (1000°C, 950°C, 900°C)の3温度で等温焼なましを行って断面全体を静的再結晶させた後の硬さ分布とを同時に示してある。図4(a)は圧下率20%で加工度が低いいため異常組織が生じない場合であるが、静的再結晶によって硬さは低下し、板厚方向にはほとんど一定の値を示すようになる。しかし、図4(b)の圧下率30%の場合および図4(c)の圧下率40%の場合には、異常組織以外の部分は図4(a)の20%の場合とはほぼ同じレベルまで低下しているが、微細粒の異常組織の層では静的再結晶後の硬さの低下は著しく少なく、図4

(c)の40%の場合はほとんど軟化していない。

以上の結果から、表面から少し内部に入った位置に極めて安定な微細組織層が現われることがわかった。この組織は高温高压下率ほど現われやすく、しかも付加的せん断変形によって相当ひずみが大であり、加工熱とロール・材料間の摩擦による発熱によって最も高温になると思われる表面近傍に限って生ずる特色がある。この組織は加工硬化組織から生ずる静的再結晶組織とは異なり、きわめて微細な等軸粒の集合体であり、等温焼なましによって単に粒成長を生ずるが熱に対して安定であることから動的再結晶組織と考えることができる。すなわち、高速熱間圧延で動的再結晶が生ずることを見出したわけである。

(2) 静的再結晶挙動⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾

圧延後の中心層の静的再結晶挙動を解明するために、1273 K で圧延急冷した試験板を1173 K, 1223 K, 1273 Kの各温度で種々の時間、等温焼なまし実験を行い、再結晶分率の時間に対する変化を調べ、再結晶速度の指標として、50%再結晶に要する時間 t_{50} をとり、焼なまし温度 T_A の逆数 $1/T_A$ に対してアレニウス・プロットを行い、これら直線の傾斜から再結晶の活性化エネルギーを求めた。活性化エネルギーはひずみやひずみ速度が大きい程、小さくなる傾向がある。これは、ひずみ、ひずみ速度が大きくなると、結晶内部の蓄積エネルギーが増加するためと考えられる。直線の勾配を平均して求めた活性化エネルギーの値をSUS 304 鋼の再結晶の活性化エネルギーとしたが、その値は圧延温度1273 K, $\epsilon=0.25\sim 0.6$, $\dot{\epsilon}=550 \text{ s}^{-1}$ の条件で、 $Q_{\text{REC}}=477\pm 38 \text{ kJ/mol}$ となった。この値は圧延実験によって小指と清水⁽¹¹⁾が求めた351 kJ/mol, Towle と Gladman⁽¹²⁾が求めた360 kJ/mol よりも高く、Campbell ら⁽¹³⁾が圧縮試験によって求めた460 kJ/mol, Barraclough と Sellars⁽¹⁴⁾がねじり試験で求めた $427\pm 50 \text{ kJ/mol}$ に近い値となっている。

本研究と従来の研究方法の差は変形温度と焼なまし温度とを区別したことである。こうすることにより再結晶

挙動に及ぼす変形温度の影響を分離して取扱うことができる。Barracclough と Sellars⁽¹⁴⁾は再結晶の活性化エネルギーは同じ変形抵抗を示す変形条件で加工した試料を使って求めるべきであるとの立場から、変形温度を変えると同時にひずみ速度も変えて変形抵抗がほぼ同じ状態で加工した試料を用いて、 $427 \pm 50 \text{ kJ/mol}$ ($102 \pm 12 \text{ kcal/mol}$) という値を得ている。これらの実験では変形温度と焼なまし温度を等しくしているが、本研究とよく似た考え方をとっている。本研究において変形温度と焼なまし温度を区別して求めた $477 \pm 38 \text{ kJ/mol}$ ($114 \pm 9 \text{ kcal/mol}$) という値は、変形温度と焼なまし温度を同一にして求めた従来の値よりも真の値に近いものと思われる。

50% 再結晶時間 t_{50} (s) に及ぼす圧延条件の影響については、Sellars と Whiteman⁽¹⁵⁾の式を修正した Towle と Gladman⁽¹²⁾の式がよくあてはまる。また、再結晶粒径 d_{REC} (μm) については、ひずみ速度が大きい程小さくなるが、本研究においても Towle-Gladman⁽¹²⁾の式が適用できることがわかった。それぞれ次式のようになる。

$$t_{50} = AZ^{-0.375} \varepsilon^{-2} d_0^2 \exp(Q_{\text{REC}}/RT_A)$$

$$d_{\text{REC}} = 2.24 \varepsilon^{-0.5} d_0 Z^{-0.06}$$

(3) 板厚内のひずみ分布⁽¹⁰⁾⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾

一般に金属板の圧延においては、図 6 に示すように圧延前の垂直断面は圧縮変形によって板厚を減少させるとともに、付加的なせん断変形によって湾曲を生ずる。われわれはこれらの板厚内部のひずみ分布が動的再結晶に深い関係を有するものと考え、ひずみ分布の測定を行った。予め垂直に切断した 2 個の試験板を板幅中央に一部、突き合わせ垂直面を残して溶接を行い、圧延試験後にその突き合わせ面の湾曲状態を測定し、以下のようにして相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ を求めた。

図 6 に示すように最初高さ H_0 、長さ L_0 の要素を考えると、圧延において摩擦により引き込まれ、せん断をうけて θ_0 だけ倒れた後、均一な圧縮が生じて高さは H_1 となる。この時せん断角は θ_0 から θ_1 に変化する。実際の圧延ではせん断と圧縮は同時に生ずるが、簡単に考えて分離して扱うこととする。

図 6 熱間圧延中の材料内部の変形。

体積一定条件から $L_0 H_0 = L_1 H_1$

均一伸び条件から $H_0 \tan \theta_0 / L_0 = H_1 \tan \theta_1 / L_1$

両式から $\tan \theta_0 = (L_0 / L_1) (H_1 / H_0) \tan \theta_1 = (H_1 / H_0)^2 \tan \theta_1 = (1-r)^2 \tan \theta_1$

せん断ひずみ $\gamma = \tan \theta_0 = (1-r)^2 \tan \theta_1$

圧下ひずみ $\varepsilon = \ln(H_0 / H_1) = \ln(1/(1-r))$

したがって湾曲状態から θ_1 を実測することによりせん断ひずみ γ が求められ、相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ はせん断ひずみと圧下ひずみの総和として次式になる。

$$\bar{\varepsilon} = \sqrt{(2/3) [2\varepsilon^2 + 2(\gamma/2)^2]}$$

$$= (2/\sqrt{3}) \varepsilon \sqrt{1 + (1/4) (\gamma/\varepsilon)^2} = (2/\sqrt{3}) \phi \varepsilon$$

ここで、 $\phi = \sqrt{1 + (1/4) (\gamma/\varepsilon)^2}$

図 7 は板厚内の相当ひずみ分布を測定した一例であり、圧延表面に近い点で $\bar{\varepsilon}$ が急に増加していることが示されており、この部分に動的再結晶による微細粒組織が生じている。すなわち、板厚中央部の相当ひずみの 3~4 倍の大きさのきわめて大きな相当ひずみによって動的再結晶が発生したものと考えられる。従来、通常の熱間圧延条件では動的再結晶が生じないものとされて来たのは、このような大きいひずみを与えることができなかったためである。事実、われわれの研究室でも圧延速度の小さな通常の圧延条件で実験した場合は動的再結晶は生じないことが明かとなった。

ここで、何故、高速熱間圧延の場合に動的再結晶が生ずるのかについて考えてみる。一般に Z 因子が小さな値の方が動的再結晶が生じやすいとされており、この意味からいえばひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ が小さい方が有利であり、大加工度で低速度の押し出しなどでは動的再結晶が生じやすいといわれる。しかし、極めて高速の場合には本研究のように動的再結晶が見出される。これは、高速であるために圧延板の温度が低下しないためであると考えられ、Zener-Hollomon 因子の式の中の温度 T が有効に働いているためであろう。事実、同一温度、同一圧下であっ

図 7 相当ひずみ $\bar{\varepsilon}$ の板厚内における分布。

でも低速実験では動的再結晶は生じなかった。これは低速圧延では圧延板がロールによって冷却されるためと考えられる。

つぎに、これら板厚内のひずみと Zener-Hollomon 因子の関係を求めるために、図 8 に示すように、動的再結晶による微細結晶粒の生じている再結晶バンドの平均せん断角 θ を実測し、相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を求めた。一方、Z 因子は、活性化エネルギー Q の値として、435 kJ/mol を用い、温度 T としては圧延温度に加工熱の計算値を加えた値を用いた。

図 9 はそれら相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ と Z 因子の関係を求めた結果である。動的再結晶による微細結晶粒組織は Z の値が小さい程、また、相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ が大きい程発生している。さらに興味があるのは圧延温度に依存して粒径が

図 8 板厚内のせん断変形による湾曲状態から平均せん断角 θ を測定する方法。

図 9 動的再結晶現象と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ および Z 因子の関係 (18Cr-8Ni ステンレス鋼)。(添字は微細再結晶粒粒径 $\langle \mu\text{m} \rangle$)

変化しており、圧延温度 1173 K では相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ を大きくしないと再結晶粒を生じないが、その粒径は極めて小さいものになっており、2 μm 程度の超微細粒を生じている。圧延温度 1373 K では相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ が小さくても再結晶しやすいが粒径はやや大きくなる。また、同一の圧延温度では、高ひずみ、低 Z ほど再結晶粒径が小さくなっているのがわかる。

つぎに、再結晶粒径 $\bar{d}$ (μm) と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ および Z 因子 (s^{-1}) との関係を自由回帰によって求めると次式が得られた。

$$\bar{d} = 10^{5.02} \bar{\epsilon}^{-0.461} Z^{-0.218}$$

圧下率より求めた $\bar{\epsilon}$ と Z を代入して計算した値と実測した $\bar{d}$ とを比較したのが図 10 である。この回帰式では相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の係数が Z 因子の係数より大きい。したがって、われわれの研究では $\bar{d}$ はひずみに対する依存度が大きく、オーステナイト系ステンレス鋼の動的再結晶の粒径が Z 因子によく依存するという研究結果⁽⁸⁾とはや

図 10 動的再結晶粒径と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ および Z 因子の関係 (18Cr-8Ni ステンレス鋼)。

図 11 動的再結晶粒径と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ の関係 (18Cr-8Ni ステンレス鋼)。

図 12 動的再結晶粒径と Z 因子の関係(18Cr-8Ni ステンレス鋼)。

表 1 熱延後急冷までの保持時間と動的再結晶粒径の関係の一例(18Cr-8Ni ステンレス鋼)。

圧延温度 (K)	圧下率 (%)	保持時間 (ms)	粒 径 (μm)
1273	40	15	3.03
		60	3.10
		250	3.46
		空冷	4.19
1373	40	15	4.78
		60	5.88
		250	6.37
		空冷	7.82

や異なっているように思われる。そこで、さらに $\bar{d}$ を $\bar{\epsilon}$ と Z について単回帰し、回帰式との相関を検討した結果が図 11 および図 12 である。これらの結果によれば、粒径 $\bar{d}$ は Z 因子に大きく依存し、相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ にはあまり依存しないことが示されている。

なお、熱間圧延後に急冷却されるまでの保持時間 t (ms) を変化させた場合の再結晶粒 $\bar{d}$ (μm) の成長はフェライト系の SUS 430 よりもオーステナイト系の SUS 304 の方がゆるやかである。両者の関係の例を表 1 に示した。各温度で次式が成立している。

$$1273 \text{ K} \quad \bar{d} = 10^{-8.68} \bar{\epsilon}^{24.9}$$

$$1373 \text{ K} \quad \bar{d} = 10^{-11.9} \bar{\epsilon}^{21.4}$$

(4) SUS 430 (17Cr) ステンレス鋼の場合⁽¹⁶⁾⁽¹⁸⁾

SUS 430 について SUS 304 と同様の実験を行い、動的再結晶発生条件を最大相当ひずみ $\bar{\epsilon}_{\text{MAX}}$ と Zener-Hollomon パラメータで整理したのが図 13 である。全体として Z 因子が小さくなるほど、 $\bar{\epsilon}_{\text{MAX}}$ が小さくても動的再結晶が生じやすくなる傾向があるのは SUS 304 と同様である。また、同一圧延温度では最大相当ひずみ $\bar{\epsilon}_{\text{MAX}}$ が大きくなるほど、 Z 因子が小さくなっているのは加工

図 13 動的再結晶現象と最大相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ および Z 因子の関係(17Cr ステンレス鋼)。

図 14 動的再結晶粒径 $\bar{d}$ と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ および Z 因子の関係(17Cr ステンレス鋼)。

熱による温度上昇が大きくなるためであると考えられる。図 13 には、圧延潤滑および無潤滑の両方の場合を示してある。

一般に無潤滑の方が相当ひずみが大きくなって動的再結晶が生じやすいが、潤滑のある場合でも変形量を大きくして相当ひずみを増加させてやれば動的再結晶が生じており、大圧下で実験する場合には焼付きが生じやすいので潤滑を利用すれば有効であることがわかる。

再結晶粒径 $\bar{d}$ (μm) と相当ひずみ $\bar{\epsilon}$ および Zener-Hollomon パラメータ (s^{-1}) の関係は図 14 に示す如くで、回帰式は次式のようにになった。

図 15 17Cr ステンレス鋼の微細粒層 (1373 K, 40% 圧下).

$$\bar{d} = 10^{5.4} \cdot \bar{\epsilon}_{\text{MAX}}^{-0.16} \cdot Z^{-0.37}$$

上式よりわかるように、 $\bar{d}$ は $\bar{\epsilon}_{\text{MAX}}$ よりも Z 因子に依存していることから静的再結晶でなくて動的再結晶であることがわかる。図 15 は 17Cr ステンレス鋼の微細粒層の一例であるが、18Cr-8Ni 鋼に比して、結晶粒の成長が速い。

(5) 微細結晶粒組織層を増大させるための試み

以上の実験的検討においては板厚の全断面に動的再結晶による微細結晶粒組織を生じさせることは困難であった。そこで、大圧下圧延を行えば微細粒層を厚くすることができるであろうという想定のもとに実験を行うこととした。この際、問題となることは圧延中に板表面に焼付きを生ずることである。そこで潤滑圧延を実施することとした。圧延に潤滑を使用すると、せん断ひずみが急に低下する。しかし圧下率を上げると動的再結晶が生ずる。また、同一圧下率では潤滑した方が圧延荷重が低下

図 16 17Cr ステンレス鋼の微細粒層 (1373 K, 62% 圧下).

することが確認された。そこで潤滑を使用すれば大圧下圧延を行うことが可能であるという見地から、約 60% の大圧下を加えることに成功した。その結果得られた断面組織を図 16 に示す。動的再結晶による微細粒層は板厚の約 50% を占めている。なお、われわれの圧延機においては剛性がやや低いために、以上の程度までしか実験できなかったが、さらに剛性の大きい圧延機を用いれば微細粒層の厚さを一段と増大させることが可能であると考えている。

結晶粒微細化の問題は材料の強度の向上、また、応力腐食に対する抵抗性の向上、さらに、微細粒層および加工層の集合組織の差異など重要な問題を含んでおり、将来に向けてさらに研究を推進する必要性が大きいものと考えている。

4. お わ り に

金属材料、とくに鉄鋼の高温変形における動的再結晶の問題については、最近、多くの学問的興味を持たれ、基礎的研究方法による検討、また、現場の実用塑性加工機械、とくに熱間圧延機、熱間押出機などによる実用的研究が進んでいる。われわれの研究室でも最高速度 46.7 m/s (2800 m/min) を出し得る高速熱間圧延機および圧延板急冷装置を用いて、18Cr-8Ni および 17Cr ステンレス鋼について実験的研究を行い、高温変形機構の解明に努力しており、最近、従来の圧延条件では発生しにくいとされて来た熱間圧延中の動的再結晶による微細結晶粒組織を確認することができた。今後とも高温変形における動的再結晶の研究はますます進展するものと考えられ、また結晶粒の微細化は材料の強度および応力腐食とも関係して新材質開発の 1 つの重要な方向を示しており、われわれの研究室の研究結果が関係者のご参考になれば幸いに存ずる次第である。

文 献

- (1) 鋼の熱間加工の金属学, 田村今男編, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, (1982)。
- (2) 作井誠太, 佐々木悦男, 佐藤公子: 日本金属学会誌, **19**(1955), 659, 663。
- (3) H.J. McQueen and J.J. Jonas: *Plastic Deformation of Materials*, Ed. by R. Arsenauet, Academic Press, (1975), p. 393。
- (4) 酒井 拓: 日本金属学会会報, **17**(1978), 195。
- (5) C. Ouchi, T. Sanpei, T. Okita and I. Kozasu: *The Hot Deformation of Austenite*, Ed. by J.B. Ballance, AIME, (1977), p. 316。
- (6) H. Sekine and T. Maruyama: *Proc. of 3rd Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys*, Cambridge, England, Vol. 1, (1973), p. 85。
- (7) 田中智夫: 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会シンポジウム, 鉄鋼の高温変形挙動, (1979), p. 37。
- (8) 田村今男, 牧 正志, 赤阪耕一: 鋼の熱間加工の金属学, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会報告, (1982), p. 123。

- (9) 加藤健三, 斉藤好弘, 左海哲夫: 鋼の熱間加工の金属学, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会報告, (1982), p.130.
- (10) K. Kato, Y. Saito and T. Sakai: *Proc. of 4th Czechoslovak-Japanese Metallurgical Symposium*, Federal Ministry of Technology and Investments, Prague, (1983), p.16.
- (11) I. Kozasu and T. Shimizu: *Trans. ISIJ*, **11** (1971), 359.
- (12) D. J. Towle and T. Gladman: *Met. Sci.*, **13** (1979), 246.
- (13) G. T. Campbell, Jr. E. P. Abrahamson and N. J. Grant: *Met. Trans.*, **5** (1974), 1875.
- (14) D. R. Barraclough and C. M. Sellars: *Met. Sci.*, **13** (1979), 257.
- (15) C. M. Sellars and J. A. Whiteman: *Met. Sci.*, **13** (1979), 187.
- (16) Y. Saito, H. Nanatsue, T. Katagami, T. Sakai and K. Kato: *Trans. ISIJ*, **22** (1982), B-248.
- (17) Y. Saito, T. Sakai, K. Takeda and K. Kato: *Trans. ISIJ*, **24** (1984), B-132.
- (18) 斉藤好弘, 左海哲夫, 中田裕省, 加藤健三: 鉄と鋼, **69** (1983), S-1067.

寄 贈 図 書 一 覧 (1983 年 11 月～1984 年 11 月)

外 国 雑 誌

<月 刊>

Acta Metallurgica
Archiv für das Eisenhüttenwesen
ASTM Standardization News
Berichte der Bunsen Gesellschaft für
Physikalische Chemie
物 理
物理学報
中国科学
大韓金属学会誌
Journal of the Franklin Institute
鋼 鉄
Metallurgical Transactions
Metals Technology
Mining Engineering
Praktische Metallographie
Zeitschrift für Metallkunde

<隔月刊>

Ironmaking & Steelmaking
Metallic Materials (Kovové Materiály)
Revista de Metalurgia
Защита Металлов
металлы
металлофизика
Физика Металлов и Металловедение
Электронная Обработка Материалов

<その他>

地質学報
Diffusion and Defect Data
Journal of Chinese Society of
Corrosion and Protection
金属学报
稀有金属
礦業技術
礦 冶
Powder Metallurgy International
RUDARSKO-METALURSKI ZBORNIK
Technische Mitteilungen KRUPP
The Journal of Physical Chemistry
Thyssen Technische Berichte

Umform Technik

Wissenschaftliche Zeitschrift der Technische
Hochschule Karl-Marx-Stadt
有色金属

国 内 雑 誌

<月刊>

アルミニウム
ベアリング
分析化学
電気学会雑誌
岩石鉱物鉱床学会誌
非破壊検査
鑄 物
ジャクトニュース
自動車技術
化学と工業
科学と工業
軽金属
機械振興

金 属
金属表面技術
高圧ガス
日本機械学会誌
日本鉱業会誌
産業機械
塑性と加工
ステンレス
鉄鋼技術総覧
鉄と鋼
特殊鋼
材 料
Trans. ISIJ

<隔月刊>

日本海水学会誌

日仏工業技術

<その他>

化学抄報
金属物理セミナー
工業教育
溶接学会誌・溶接学会論文
集

錫とその用途
Trans. JFS
Transactions of the
J. W. S.

単 行 本

Alloy Phase Diagrams (Materials Research Society
Symposia Proceedings Vol.19)

L. H. Bennett, T. B. Massalski, B. C. Giessen 編 1983 年
North-Holland Publishing Co. New-York 発行

Amorphous Magnetism and Metallic Magnetic
Materials Digest (Selected Topics in Solid State
Physics Vol. XVII)

E. P. Wohlfarth 編 A. R. Ferchmin and S. Kobe 著 1983 年
North-Holland Pub. Co. Amsterdam

Coatings for High Temperature Applications

E. Lang 編 1983 年 Elsevier Applied Science
Publishers, London 発行

Corrosion Resistant Materials for Coal Conversion
Systems

D. B. Meadowcroft, M. I. Manning 編 1983 年
Elsevier Applied Science Publishers, London 発行

(1023 頁へつづく)