

熱間加工後のオーステナイトの回復と再結晶に伴う 転位密度の減少過程の定式化

吉江 淳彦*・藤田 崇史*・藤岡 政昭*・岡本 健太郎*・森川 博文*²

Formulation of the Decrease in Dislocation Density of Deformed Austenite
Due to Static Recovery and Recrystallization

Atsuhiko YOSHIE, Takashi FUJITA, Masaaki FUJIOKA, Kentaro OKAMOTO and Hirofumi MORIKAWA

Synopsis : Decrease in dislocation density (ρ) in deformed austenite of Si-Mn steel and Nb added steels due to static recovery and recrystallization has been investigated. By comparing the flow stress measured at the second pass of a double compression test and the fraction of recrystallized austenite of the specimen quenched a certain time after deformation, the change in ρ due to static recovery has been separated from the total change of ρ . The change in ρ due to static recovery has been formulated as functions of the concentration of Nb(Nb%), deformation conditions and time after deformation. The recovery process is mainly controlled by the climbing of dislocations in the case of higher deformation and holding temperature(DT) and lower Nb%, while it is mainly controlled by the annihilation of dislocations with opposite Burgers vectors in the case of lower DT and higher Nb%. Recovery is retarded by an increase in austenite grain size, a decrease in DT and an increase in Nb%.

Key words : austenite ; dislocation density ; double compression test ; recovery ; recrystallization ; stress-strain curve ; strain-induced precipitation ; climb ; annihilation ; steel plate ; Nb ; formulation ; high strength steel.

1. 緒言

鉄鋼材料の熱間圧延は一般に多パス圧延で行われるため、圧延工程中にオーステナイト(以下 γ と略記する)の加工硬化、回復、再結晶等の冶金現象が互いに影響しあう。 γ は圧延終了後に種々の組織に変態するが、その変態挙動は変態前の γ の単位体積あたりの結晶粒界面積と転位をはじめとする γ 中の種々の格子欠陥の影響を強く受ける¹⁾²⁾。それ故、 γ 粒径および γ 中の転位密度の変化に及ぼす圧延条件の影響を明らかにすることが重要である。熱間加工後の γ の再結晶挙動についてはこれまでに多くの報告があるが^{3)~8)}、実際の鉄鋼業で行われる熱間圧延工程での γ の回復挙動を定量的に論じた例は少ない⁹⁾¹⁴⁾。本報告では、小型シミュレーターを用いてSi-Mn鋼および微量Nb添加鋼の2段圧縮試験を行い、2パス目の応力を前報¹⁰⁾で示した手法で転位密度に換算することにより、熱間加工後の γ の回復・再結晶に伴う転位密度の変化を定式化することを試みた。また未再結晶部の回復速度に及ぼすNb添加および加工条件の影響についても調査した。

2. 供試鋼および実験条件

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。0.10%C-1.37%Mn(mass%)を基本成分として真空溶解炉で溶製後、3つの鑄型に100kgずつ分湯し、その内の2つに0.01%と0.03%のNbを添加した。この100kg鋼塊より7mm ϕ ×12mm^lの円柱状の試料を採取して、加工フォーマスター(富士電波(株)製)を用いた2段圧縮試験に供した。さらに同じ鋼塊より10mm^l×18mm^w×150mm^lの角材を採取して熱間加工シミュレーター¹¹⁾を用いた加工・保持後の焼入れ試験に供した。

実験条件をFig. 1に示す。前報の分析結果¹⁰⁾から、0.01%および0.03%Nb鋼を1000°C加熱した場合を除けば、Nbは加熱時に全量が固溶しているものと推定される。図中の実線①は2段圧縮試験の条件である。厚鋼板の熱間圧延を想定した条件で試料を加工し、そのまま加工温度で一定時間保

Table 1. Chemical compositions of steels tested.(mass%)

Steel	C	Si	Mn	Al	Nb	N
T0	0.10	0.20	1.37	0.027	0.0	0.0028
T1	0.10	0.20	1.37	0.027	0.010	0.0028
T3	0.10	0.20	1.37	0.027	0.030	0.0028

平成6年5月20日受付 平成6年9月2日受理 (Received on May 20, 1994; Accepted on Sep. 2, 1994)

* 新日本製鉄(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 293)

* 2新日本製鉄(株)先端技術研究所 (Advanced Materials & Technology Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

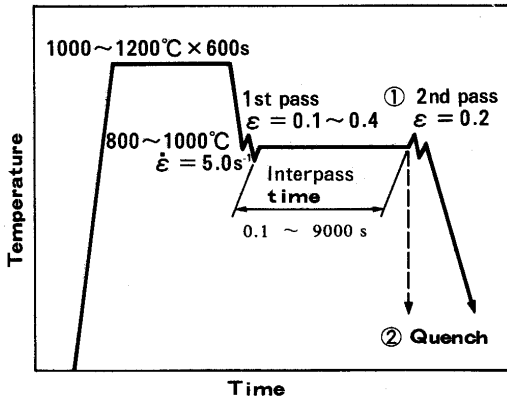


Fig. 1. Schematic illustration of experimental conditions.

持した後に2パス目の加工を加え、測定した荷重-変位関係を基に真応力-真歪み曲線(以下SS曲線と略記する)を求めた。図中の破線②は熱間加工シミュレーターを用いた加工-焼入れ試験の条件である。1パス目の加工条件と加工後の保持条件を加工フォーマスターによる実験と同じ範囲で変化させた試料を焼入れ、鏡面研磨後ピクリン酸で腐食して旧 γ 粒界を現出させ、ポイントカウンティング法による再結晶率の測定と切断法による再結晶粒径の測定を行った。

3. 実験結果

3.1 再結晶率と再結晶粒径

加工後の保持時間と γ の再結晶率との関係の例をFig. 2に示す。従来報告されている傾向⁽⁴⁾⁻⁽⁸⁾と同様に、同一保持時間で比較した場合は真歪み ϵ が小さいほど、且つNbを添加した鋼の方が再結晶率が低い。再結晶率と再結晶部の平均粒径の関係の例をFig. 3に示す。再結晶粒径は ϵ と再結晶率に強く依存するという一般的な傾向は見られるが、加工温度や加工前の固溶Nb量が再結晶粒径に及ぼす影響は小さいことがわかる。

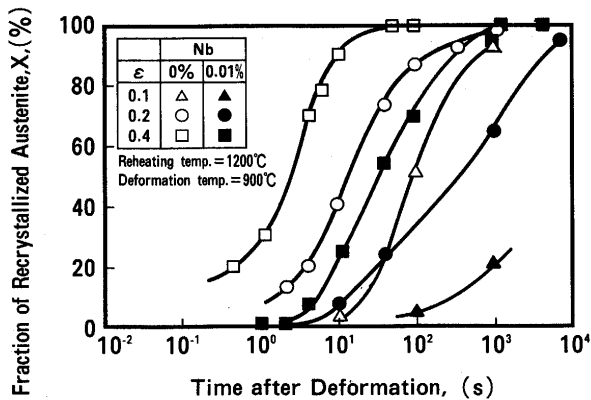


Fig. 2. Relation between holding time after deformation and fraction of recrystallized austenite.

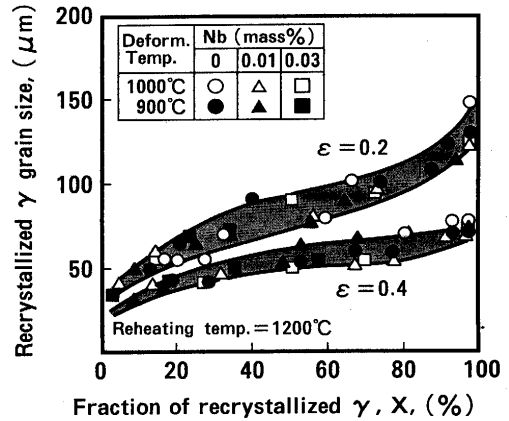


Fig. 3. Relation between fraction of recrystallized austenite and recrystallized austenite grain size.

3.2 2段圧縮試験の2パス目の加工応力

Si-Mn鋼と0.01%Nb鋼を1200°C加熱後900°Cで2段圧縮を行って求めたSS曲線の例をFig. 4 (a), (b)に示す。パス間時間を長くすることにより2パス目の真応力 σ は減少する。Fig. 2より、1パス目の加工で再結晶が完了したと推定される時間はFig. 4の(a)の場合で約50s, (b)の場合で約950sである。これ以上の時間経過後に2パス目の加工を施した場合は、1パス目のSS曲線よりわずかに大きい値まで σ が減少する。Fig. 5には一例として2段圧縮試験のパス間時間と2パス目の $\epsilon = 0.05$ における σ (以下 $\sigma_{\epsilon=0.05}$ と略記する)の

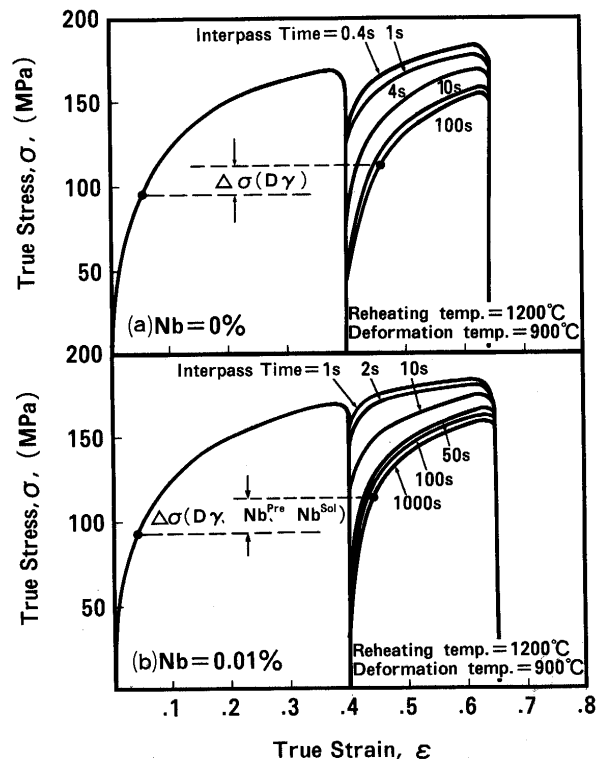


Fig. 4. Stress-strain curves of double compression tests of specimens reheated to 1200°C and deformed at 900°C with true strain of 0.4. (a)Nb=0% (b)Nb=0.01%

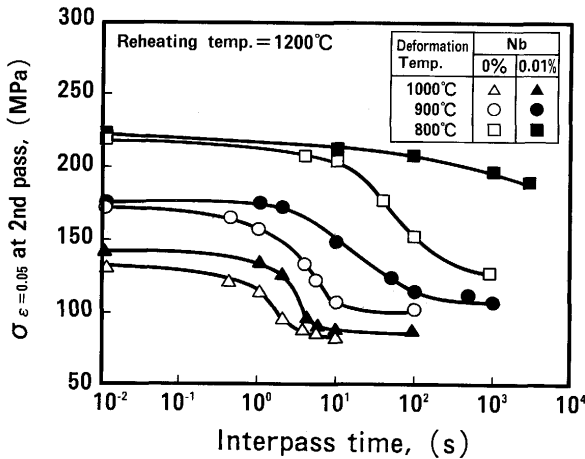


Fig. 5. Relation between interpass time and $\sigma_{\epsilon=0.05}$ at second pass of double compression test.

関係を示す。加工・保持温度が高く且つNb無添加鋼の方が $\sigma_{\epsilon=0.05}$ は速やかに減少する。この $\sigma_{\epsilon=0.05}$ には、再結晶のみならず回復による転位密度の減少の影響も含まれている。

4. 熱間加工後の回復・再結晶に伴う転位密度の減少過程の定式化

4.1 回復・再結晶に伴う転位密度の変化

加工—回復—再結晶に伴う γ 組織と平均転位密度 ρ の変化の模式図を Fig. 6 に示す。図中の ρ_d と ρ_r はそれぞれ加工直後および回復のみで減少する転位密度である。加工後再結晶が開始するまでは回復のみで ρ が減少し、再結晶が開始すると再結晶部の転位密度は初期転位密度まで低下し、未再結晶部の転位密度は引き続き回復により減少すると考えられる。そこで、前報¹⁰⁾で示した ϵ , σ および ρ の関係式を用いて、2 段圧縮試験の 2 パス目の σ を転位密度に換算し、熱間加工後の転位密度の減少過程を定式化した。

2 段圧縮試験の 2 パス目の σ は、再結晶による γ の細粒化および Nb の加工誘起析出による強度上昇分を含んでいるため、それらを考慮して ρ に換算する必要がある。まず析出強化のない Si-Mn 鋼を用いて、 γ の細粒化による σ の上昇量を

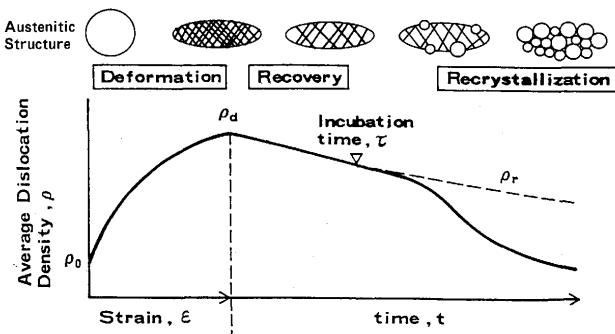


Fig. 6. Schematic illustration of changes in average dislocation density and austenitic structure during deformation, recovery and recrystallization.

測定する。1 パス目の加工による再結晶が完了した後に 2 パス目の加工を加えると、2 パス目の加工応力は Fig. 4 (a) 中の $\Delta\sigma(D\gamma)$ のように上昇する。ただし、 $D\gamma$ は γ 粒径である。再結晶完了後の ρ は初期転位密度まで減少するため、加工前の ρ は 1 パス目と 2 パス目で差がない。よって $\Delta\sigma(D\gamma)$ は、再結晶による γ の細粒化に起因する 2 パス目の加工中の転位密度の増加が強度上昇をもたらした結果と考えられる。これを確認するために、前報¹⁰⁾で示した ϵ と ρ との関係式に、再結晶完了後の γ 粒径の実測値を代入して ρ を求め、さらに σ と ρ の関係式から σ を求めた。この σ の計算値と 2 パス目の σ の実測値とを比較すると、Fig. 7 に示すように比較的良い一致を示したため、 $\Delta\sigma(D\gamma)$ が γ の細粒化によるものであることが確認された。よって Si-Mn 鋼の場合は、再結晶により γ 粒径が変化しても、前報¹⁰⁾の σ と ρ の関係式を用いて σ の実測値から ρ を計算できる。

Nb 添加鋼の場合は、1 パス目の加工応力と再結晶完了後の 2 パス目の加工応力の差が Fig. 4 (b) 中の $\Delta\sigma(D\gamma, Nb^{pre}, Nb^{sol})$ のようになり、 γ の細粒化および Nb の析出による σ の上昇量と固溶 Nb 量の減少に伴う σ の減少量の和で表される。前報の σ の予測式はこれらの項目を含んでいるが、前報で考慮した析出 Nb は加熱時に溶け残った粗大な析出物のみであるため、今回のように加工誘起析出した微細な Nb 析出物による析出強化量は別途見積もる必要がある。そこで、まず赤松ら¹²⁾の手法により加工後の保持時間と Nb の析出量の関係を計算した。この Nb 析出量から固溶 Nb 量を求め、1 パス目の加工応力を加工時の γ 粒径と固溶 Nb 量で補正し、2 パス目の σ との差を整理すると、Fig. 8 に示すように析出量と析出強化量の関係が求まる。

一般に、あるすべり面上に存在する単位体積あたりの Nb 析出物の数 n_p は、そのサイズを一定とすると析出量に比例する。この場合の析出量は析出強化に有効な微細析出物の量である。析出強化の機構が Orowan の機構であれば、析出強化量は析出物間隔 λ に反比例する。析出物が十分微細であれば λ は n_p の 1/2 乗に反比例するため、析出量の 1/2 乗にも反比

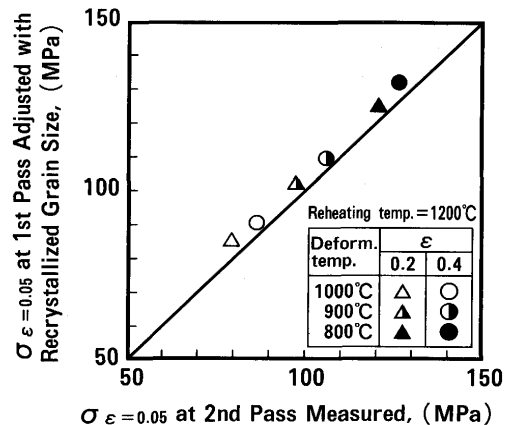


Fig. 7. Relation between $\sigma_{\epsilon=0.05}$ at 1st pass adjusted with recrystallized austenite grain size and $\sigma_{\epsilon=0.05}$ at 2nd pass measured.

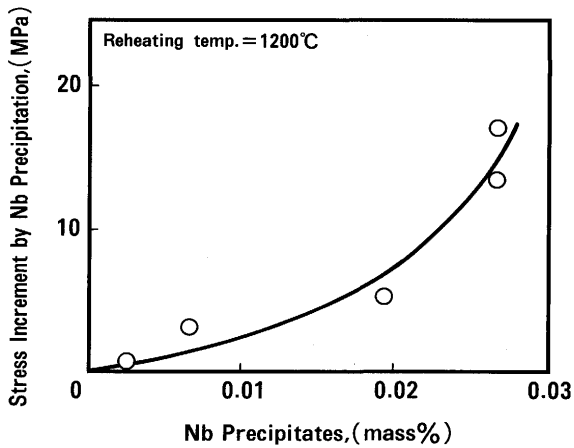


Fig. 8. Relation between the amount of Nb precipitates and stress increment by Nb precipitation.

例する。その結果、析出強化量は析出量の1/2乗に比例すると考えられる。しかしFig. 8では、このような傾向は得られていない。これは、析出物のサイズが析出量に依存し、ある程度析出量が大きくなると析出強化に有効なサイズの析出物の割合が増えるためと予想される。

加工 γ 中のNbの析出量の計算値とFig. 8から、加工後の保持時間とNbによる析出強化量の関係が求まる。そこで、2パス目の σ を ρ に換算する際には、 σ の測定値からこの析出強化量を差し引いた値を、前報の関係式を用いて ρ に換算した。

4.2 回復に伴う転位密度の変化の定式化

以上で述べた手法により求めた ρ の計算値を用いて、加工後の静的回復および静的再結晶の進行に伴う転位密度の減少過程を定式化する。静的回復による ρ の減少は前報と同様に(1)式で表されるものと仮定した¹⁰⁾。

$$d\rho/dt = -d \cdot (\rho - \rho_0)^n \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし、 d は静的回復の速度係数、 ρ_0 は初期転位密度(10^{12} m^{-2})である。 d は γ 粒径、加工・保持温度およびNb添加量の関数であると考えられるが、 d の各因子への依存性は不明である。そこで、回復が熱活性化過程であることを考慮して(2)式を仮定した。

$$d = d_0 \exp(E \cdot \text{Nb}^{\text{sol}} + F \cdot \text{Nb}^{\text{pre}}) \times D_7^{m_d} \exp(-Q_d/RT) \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 R はガス定数($8.31 \text{ J/mol} \cdot \text{K}$)、 T は保持温度(K)、 d_0 、 E 、 F 、 m_d および Q_d は定数である。 d の値は加工後の保持時間中のNbの析出により変化すると予想されるが、Nbの析出挙動は添加Nb量と加工条件で一義的に決まるため、加工前の固溶Nb量(Nb^{sol})と析出Nb量(Nb^{pre})、加熱時に溶け残った粗大な析出物でNbの効果を代表させた。(2)式中のNbの効果を示す関数は前報¹⁰⁾の静的回復の速度係数の関数型に準じた。(1)式の n は回復の機構により $n=1$ (転

位の上昇運動により粒界等の格子欠陥に吸収される場合)または $n=2$ (異符号の転位対の合体消滅)の値をとると考えられる¹³⁾。 n の値を定めない場合、1または2と置いた場合のそれぞれについて(1)式を解くと(3)~(5)式がそれぞれ求まる。

(n の値を定めない場合、ただし $n \neq 1$)

$$\rho_r = [(\rho_d - \rho_0)^{1-n} + (n-1)d \cdot t]^{1/(1-n)} + \rho_0 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ただし、 ρ_r および ρ_d はそれぞれ回復進行中の転位密度、加工直後の転位密度であり、 ρ_d は前報の手法¹⁰⁾で ε から計算した。 t は加工後の経過時間である。

($n=1$ の場合)

$$\rho_r = (\rho_d - \rho_0) \exp(-d_1 \cdot t) + \rho_0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

($n=2$ の場合)

$$\rho_r = [(\rho_d - \rho_0)^{-1} + d_2 \cdot t]^{-1} + \rho_0 \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 d_1 および d_2 はそれぞれ $n=1$ および $n=2$ の場合の回復速度を示す係数である。

γ が完全に未再結晶状態にある場合は、加工後の保持時間の増加に伴う σ の減少は(3)~(5)の式の ρ_r から換算できる。一方、再結晶が進行する場合でも未再結晶部では回復により ρ が減少するため、 σ の減少は再結晶と回復の両者の影響を含む。そこで以下に両者を分離する手法を示す。

再結晶の進行に伴って減少する ρ を(6)式で表わす。

$$\rho = (\rho_0 - \rho_r)X + \rho_r \quad \dots\dots\dots (6)$$

ただし、 X は再結晶率であり、今回は実測値を代入した。(6)式は、再結晶部の転位密度が初期状態まで低下し、未再結晶部の転位密度は回復により低下し続けると考え、両者の体積加重平均をとったものである。 $X \neq 1$ の場合は、(6)式を書き直すことにより(7)式が得られる。

$$\rho_r = (\rho - \rho_0 X) / (1 - X) \quad \dots\dots\dots (7)$$

(7)式中の ρ としては、2段圧縮試験の2パス目の σ の実測値を前述の手法で補正後に換算したものを代入した。このようにして、加工条件毎に加工後の保持時間と ρ_r の関係が求められる。一例をFig. 9に示す。これは加工後の早い時期に再結晶が進行する場合で、再結晶部と未再結晶部の平均転位密度 ρ と回復のみにより減少する未再結晶部分の転位密度 ρ_r を合わせて示した。

種々の加工条件について加工後の保持時間のみを変化させた実験を行い、(7)式より ρ_r を求めた。まず、 n の初期値1.01と(7)式から求めた ρ_r を(3)式に代入して d を求め、同一の加工条件で保持時間のみを変化させた場合の d の平均値を(3)式に代入して ρ_r を計算した。次にこの ρ_r と(7)式から求まる ρ_r の誤差の2乗の和が最小となる n の値を数値計算により求めた。また n を1または2と定めた場合は、(4)、(5)

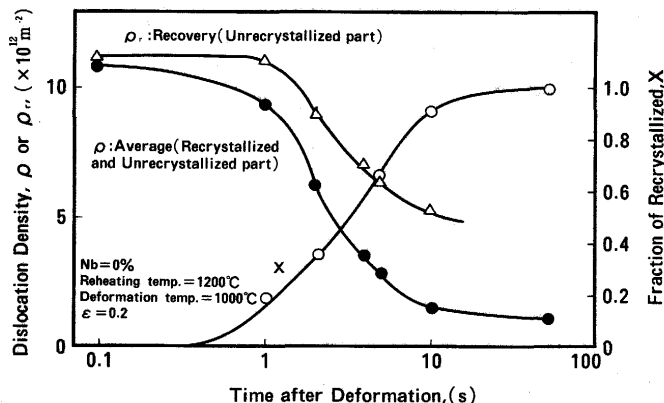


Fig. 9. Decrease in dislocation density of Si-Mn steel reheated to 1200°C and deformed at 1000°C with true strain of 0.2 due to recovery and recrystallization.

式に(7)式から求まる ρ_r を代入することにより、 d_1 、 d_2 それぞれの値を求めた。求まった d_1 、 d_2 の値と(2)式の計算値の誤差が最小となるように(2)式の定数E、F、 d_0 、 m_d 、 Q_d の値を重回帰計算により決定した。以上の手順により任意の加工条件で加工された γ の回復に伴う転位密度の変化を算出できる。

5. 考察

5.1 回復の機構

(3)式を用いて各加工条件毎に ρ_r の誤差を最小とするnの値を求め、加工前の固溶Nb量と加工温度(=加工後の保持温度)で整理するとFig.10のようになる。加熱温度が1200°Cの場合、固溶Nb量が少なく且つ加工温度が高い場合にはnが1に近く、加工後の静的回復による転位密度の減少が転位の上昇運動に支配されることが示唆される。一方、固溶Nb量が多く且つ加工温度が低い場合にはnが2に近く、加工後の静的回復による転位密度の減少が異符号の転位対の合体消滅に支配されることが示唆される。Fig.10中に1200°C加熱の場合の両者の境界を破線で示す。また加熱温度が1000°Cで γ 粒径が微細なものnの値は1に近い。このよう

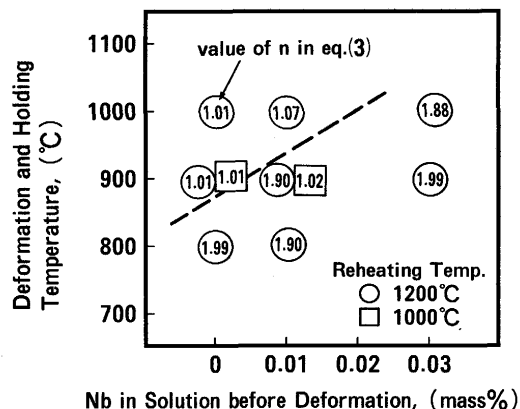


Fig. 10. Effects of Nb and deformation/holding temperature on value of n in eq. (3).

に固溶Nb量、加工・保持温度および γ 粒径により回復の機構が変化する理由としては以下のように考えられる。

静的回復は加工中の動的回復を経た後に生ずるものであるため、静的回復の機構は加工条件の影響を受ける。本実験条件では加工温度と加工後の保持温度が同じであるため、高温で保持されたものほど保持前の加工温度が高い。回復は基本的に γ 鉄原子の自己拡散により進行するため、加工が高温で行われるほど動的回復により転位組織も早く整理されると考えられる。すなわち加工温度が高温であるものほど転位組織がセル等の整理された状態にあり、転位の近傍に異符号の転位が存在する可能性が低い。そのため転位が消滅するためには上昇運動により消滅箇所(sink)へ移動せざるをえない。n=1が示唆された条件は固溶Nb量が少ない鋼を比較的高温で加工・保持した場合(転位の再配列が速やか)や γ 粒径が小さい(消滅するために必要な上昇距離が短い)場合である。このため回復の機構は転位の上昇運動に支配されるものと考えられる。ただしsinkを γ 粒界のみと考えると、転位は最大距離で加工により伸長した γ 粒の短径の半分を移動する必要があるため、通常の格子拡散ではこれだけの距離を移動できない。しかし、実際には γ は加工された状態にあるため、拡散係数が通常の格子拡散係数の値より大きくなること、および粒界以外にも粒内にsinkとなりうる種々の格子欠陥が導入されることから、転位はsinkへ到達できるようになるものと考えられる。一方、加工温度が低温であると、動的回復による転位の整理が進まず、加工終了後でも転位の近傍に異符号の転位が存在する可能性が高い。そのため、より短範囲での異符号の転位対の合体による消滅が支配的になるものと考えられる。

Nb添加鋼の場合も同様の理由により回復の機構が変化するが、Nb原子が転位の運動を抑制するために加工中の動的回復が遅れ、加工中に異符号の転位対が十分に合体消滅せず、残った転位対は加工後に合体消滅するものと考えられる。その結果、回復の機構が移り変わる温度はSi-Mn鋼より高温側になったものと思われる。

Fig.10でn=1に近い場合は(4)式、n=2に近い場合は(5)式を用いた計算値と、実測された σ から換算した ρ の誤差が最小となるように(2)式中の定数の値を求めた。その結果をTable 2に示す。Fの値は極めて小さかったので0とおいた。(2)式から計算した d_1 および d_2 に及ぼす加熱温度(γ 粒径)、加工・保持温度および添加Nb量の影響をFig.11(a)、(b)に示す。Fig.10のnの値と、計算の前提(d_1 はn=1、 d_2 はn=2が前提)が対応するものを●印で示した。加熱温度

Table 2. Constants for equation(6).

	d_1 (n=1)	d_2 (n=2)
d_0 (s ⁻¹)	1.05×10^9	5.23×10^{34}
E (mass% ⁻¹)	-85.6	-198.0
m_d	-0.856	-12.6
Q_d (JK ⁻¹ mol ⁻¹)	181500	227400

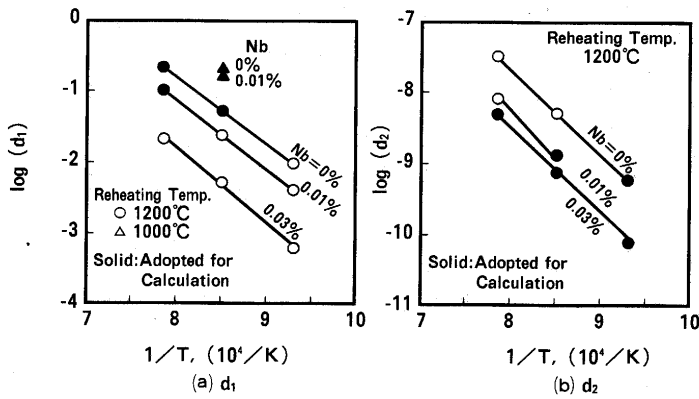


Fig. 11. Effects of Nb and deformation conditions on values of d_1 and d_2 .
 (a) d_1 in eq. (4)
 (b) d_2 in eq. (5)

が高く、 γ 粒径が大きいほど、また加工・保持温度が低く且つ添加Nb量が多いほど d_1 、 d_2 の値とも小さくなり、加工後の静的回復が抑制されることがわかる。

5.2 回復による転位密度の減少

以上の手順で計算した、加工後の回復により減少する転位密度と加工応力から求めた転位密度を比較してFig.12に示す。実線は上述の方法で求めた転位密度、データ点は加工応力から求めた転位密度である。Si-Mn鋼では、加工・保持温度が800°Cの場合のみ(5)式を用い、その他は(4)式を用いて計算した。加工・保持温度が高いほど、回復による転位密度の減少が速い。加工・保持温度が900°Cの場合は、Nb量が多いほど回復による転位密度の減少が遅いが、Nb量0.01%と0.03%の差はわずかである。計算にはNb無添加で加工・保持温度が1000°Cと900°Cの場合は(4)式の d_1 を用い、その他は(5)式の d_2 を用いた。Fig.12の実測値と計算値は比較的良い一致を示し、本手法の有効性が確認された。加工温度900°CはNb添加鋼の制御圧延の温度範囲である。通常の厚板圧延ではパス間時間が8~15s程度であるため、パス間での転位密度の減少量は小さいことが予想される。ただ

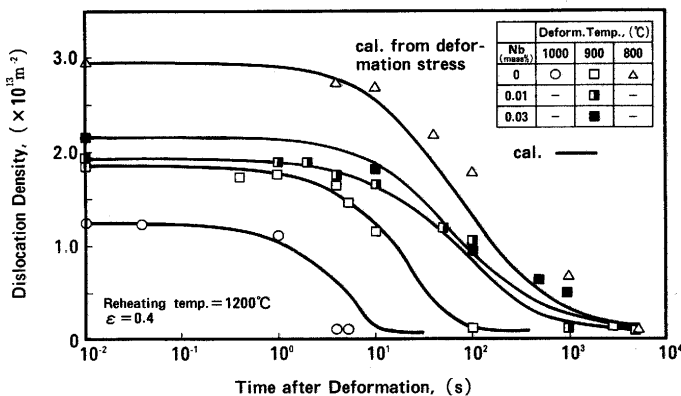


Fig. 12. Effects of deformation temperature and Nb addition on decrease in dislocation density of austenite reheated to 1200°C and deformed with true strain of 0.4 due to recovery.

し制御圧延中に温度調整をする場合はパス間時間が数十秒~数百秒になるため、回復による転位密度の減少の影響は無視できない。

6. 結論

(1) Si-Mn鋼および微量Nb鋼について、2段圧縮試験による2パス目の加工応力の軟化過程と再結晶の進行による γ 組織の変化を対比させることにより、回復・再結晶それぞれに起因する転位密度の減少過程を分離して定式化する手法を示した。本手法により計算された転位密度の変化は加工応力の測定値から換算した転位密度と良い対応を示し、本手法の有効性が確認された。

(2) Nb添加量が少なく且つ加工温度と加工後の保持温度が高い場合には、保持時間中に主として転位の上昇運動により転位密度が減少する。一方、Nb添加量が多く且つ加工温度と加工後の保持温度が低い場合には、主として異符号転位対の合体消滅により転位密度が減少することが示唆された。いずれの機構の場合も、加工 γ の回復は加熱温度が高く(γ 粒径が大きく)、加工・保持温度が低くさらに添加Nb量が多いほど抑制される。

最後に、本報告の内容についてご討論いただいた九州大学工学部 吉永日出男教授はじめ鉄鋼基礎共同研究会「変形特性の予測と制御部会」の委員各位に感謝する。また、Nbの析出挙動計算プログラムをご提供いただいた新日本製鉄(株)赤松聡氏に感謝する。

文 献

- 1) 梅本 実：材質の制御と予測，日本鉄鋼協会熱延プロセス冶金研究委員会報告書，(1988)，p.116
- 2) A.Yoshie, M.Fujioka, Y.Watanabe, K.Nishioka and H.Morikawa：ISIJ Int., **32** (1992)，p.395
- 3) 阿部秀夫：再結晶，(1969)，[共立出版]
- 4) C.M.Sellars：Proc. Int. Conf. on Working and Forming Processes, (1980)，p.3 [Metal Society]
- 5) 斎藤良行：熱間加工のシミュレーションとオーステナイトの変態シンポジウムテキスト，(1985)，p.72 [日本鉄鋼協会]
- 6) W.Roberts, A.Sandberg, T.Siwecki and T.Werlefors：Proc. Int. Conf. Technology and Applications of HSLA Steels, (1983)，p.67 [ASM]
- 7) 瀬沼武秀，矢田 浩，松村義一，二村 忠：鉄と鋼，**70** (1984)，p.2212
- 8) P.Chouquet, A.Le Bon and Ch.Patrix：Proc. 7th Int. Conf. Strength of Metals and Alloys, (1985)，p.1025
- 9) A.Yoshie, H.Morikawa, Y.Onoe and K.Ito：Trans. ISIJ, **27** (1987)，p.425
- 10) 吉江淳彦，藤田崇史，藤岡政昭，岡本健太郎，森川博文：鉄と鋼，**80** (1994)，p.908
- 11) 矢田 浩：熱間加工のシミュレーションとオーステナイトの変態シンポジウムテキスト，(1985)，p.40 [日本鉄鋼協会]
- 12) 赤松 聡，矢田 浩，瀬沼武秀，松村義一，石川信二：鉄と鋼，**75** (1989)，p.933
- 13) R.Sandström：Acta Metall., **25** (1977)，p.897
- 14) T.Abe, T.Honda, S.Ishizaki, H.Wada, N.Shikanai and T.Okita：Mathematical Modelling of Hot Rolling of Steel, ed. by S.Yue, (1990)，p.66 [CIM]