

低炭素 Nb 鋼におけるオーステナイト域熱間加工時の NbC 析出モデルの開発

赤松 聡*・松村 義一*²・瀬沼 武秀*³
矢田 浩*³・石川 信二*⁴

Modelling of NbC Precipitation Kinetics in Hot Deformed Austenite on Nb Bearing Low Carbon Steels

Satoshi AKAMATSU, Yoshikazu MATSUMURA, Takehide SENUMA,
Hiroshi YADA and Shinji ISHIKAWA

Synopsis:

In order to predict microstructure and mechanical properties in hot rolled HSLA steels, a precipitation model of NbC in austenite was developed. The effects of Nb content, prior austenite grain size and condition of deformation on the precipitation kinetics were quantitatively determined by extraction replica.

The modelling was basically constructed with the classical nucleation and growth theory, and the precipitation fraction was estimated from the supersaturation of Nb in solution. As effects of deformation on precipitation, a strain energy term was added to the driving force of nucleation. The increase in nucleation sites and the enhancement of diffusibility of Nb were expressed as functions of the dislocation density.

The experimental results concerning the acceleration of precipitation due to strain and the interaction between recrystallization and precipitation were quantitatively explained by the present model.

Key words: modelling; precipitation; kinetics; nucleation; growth; hot deformation; Nb bearing steel; high strength low alloy steel.

1. 緒 言

最近、熱間圧延工程の組織変化を定量的に把握し最終的な材料の組織、機械的性質の予測・制御に役立つ材質予測制御技術の開発が盛んに行われている^{1)~3)}。ここでは工程中の組織変化を物理冶金学的に正確に把握し、普遍性のあるモデルを構築することが重要である。

著者らはこれまで Si-Mn 系炭素鋼を対象に熱間加工時のオーステナイト（以下 γ ）組織の予測モデル⁴⁾や変態予測モデル⁵⁾とこれに基づく強度予測モデル⁶⁾などを開発し、連続熱延工程での加工履歴や冷却過程などの成分・圧延・冷却条件により材質を予測する一貫モデルを開発してきた⁷⁾。

一方 Nb, Ti, V などを微量添加したマイクロアロイ鋼は熱延・冷却工程により強度を初めとする広範囲の材

質を作り分けられ、材質予測制御技術をより有効に活用できることが予想される。しかしこれらの微量添加元素はその固溶・析出挙動を通じて工程中の再結晶や変態挙動などの組織変化に影響を及ぼしており、その効果の定量的把握には析出挙動の予測が必要である。

熱間加工時の析出挙動の研究は今までに多く行われている^{8)~16)}が、低ひずみ速度¹¹⁾¹³⁾¹⁶⁾での実験が多く、実際の熱延工程への適用が疑問視される。またその多くが応力-ひずみ曲線による間接的手法を用いており、粒子径変化などの研究は少ない。一方、析出挙動モデル化の試みも最近核生成・成長理論に基づいて紹介されている¹⁷⁾が、加工による析出の促進現象を表現したものはまだない。これは一つには加工時に γ 組織の再結晶挙動と析出挙動が競合し、複雑化するためである。

本報ではこれらに留意してマイクロアロイ鋼の中でも

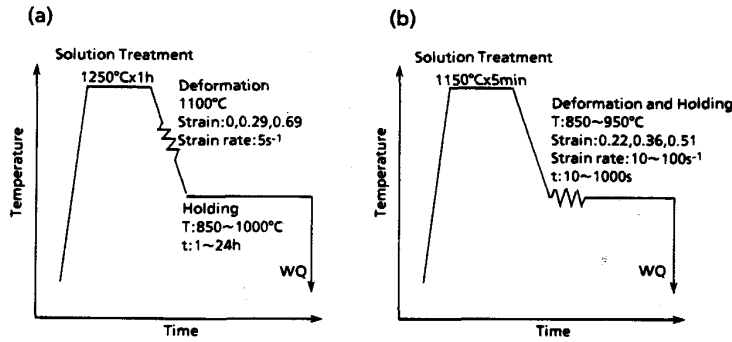
昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 8 月 24 日受付 (Received Aug. 24, 1988)

* 新日本製鉄(株)薄板研究センター (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahatahigashi-ku Kitakyushu 805)

*² 新日本製鉄(株)名古屋技術研究部 (Nagoya R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)薄板研究センター 工博 (Sheet & Coil Research Lab., Nippon Steel Corp.)

*⁴ 新日本製鉄(株)八幡技術研究部 (Yawata R & D Lab., Nippon Steel Corp.)



(a) Holding without deformation
(b) Holding with deformation
Fig. 1. Schematic diagram of experimental procedures.

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb
A	0.11	0.26	1.08	0.002	0.0009	0.018	0.0019	0.045
B1	0.05	0.01	0.30	<0.002	0.0005	0.029	0.0016	0.015
B2	0.05	0.01	0.29	<0.002	0.0005	0.029	0.0017	0.027
B3	0.05	0.01	0.30	<0.002	0.0007	0.031	0.0019	0.041

最も重要な Nb 添加鋼について γ 域の無加工等温保持及び1パス加工等温保持実験を行い, NbC の析出挙動に対する Nb 量・初期 γ 粒径・加工条件などの影響を明確にすると共に, これらの挙動を説明し得る NbC の析出モデルの構築を行った。

2. 実験方法

実験に用いた鋼の成分を Table 1 に示す。Base 成分のうち試料 A は通常熱延高張力鋼の成分であり, B1~3 は電顕観察の際のレプリカ膜の作成を容易にするため C, Si, Mn 量を下げている。ただし Si, Mn 量の変化が NbC の固溶度に及ぼす影響はあまりない¹⁸⁾。

各試料はこれらの成分系を 300 kg インゴットに真空溶製し, 1100°C までの粗圧延により 12~40 mm 厚にした後, Fig. 1 に示す実験に供した。Fig. 1 (a) は無加工時及び初期粒径の変化に対する析出実験であり, 40 × 80 × 200 mm の試片を 1250°C × 1 h の溶体化後, 固溶限温度以上の 1100°C で一部 25, 50% の 1 パス圧延を行い γ 粒を完全再結晶させて析出処理前の初期 γ 粒径を変化させた。Fig. 1 (b) は加工時の析出実験であり, 10 × 15 × 180 mm の試片を熱間加工シミュレーター¹⁹⁾にて溶体化処理後析出温度域で 1 パス加工を行い, その温度で等温保持した。ひずみ速度は 10 s⁻¹ を標準として一部 30, 100 s⁻¹ と変化させた。

試片は析出処理後水冷し, 中心部及び加工材ではひずみの均一な断面より 2% ナイタルで 2 s のエッチング, カーボン蒸着を経て抽出レプリカ用試料とした後, 直接電顕観察から NbC の粒子径と粒子数を測定した。ただし NbC 析出量の換算にはエッチングによる溶解厚

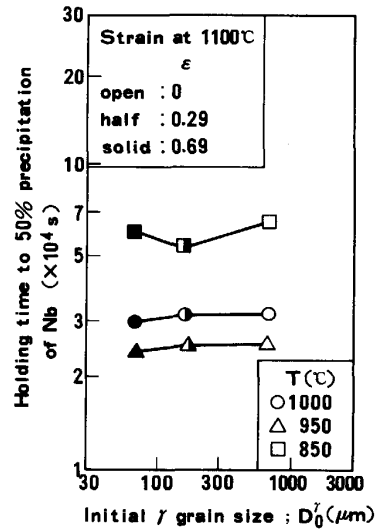


Fig. 2. Effect of the austenite grain size on the precipitation of Nb in undeformed condition.

みを理論的に推定する方法²⁰⁾は用いず, 各試料について 900°C × 30 min 加熱後炉冷処理を行い, これらより測定された析出量を添加 Nb 量が 100% 析出したものとして規格化する比較法を用いた。初期 γ 粒の測定はドデシルベンゼンスルホン酸ナトリウム飽和水溶液での 40°C × 5 min のエッチングにより旧 γ 粒界を現出させ電顕観察から求めた。

3. 実験結果

3.1 NbC 析出に及ぼす初期 γ 粒径の影響

Fig. 2 に試料 A の無加工時の 50% 析出時間に対する初期 γ 粒径の影響を示す。ここで析出率 (%) は添加 Nb 量から (1) 式で示す各温度での NbC の溶解度積²¹⁾により求まる平衡固溶量を差し引き, この値を 100% として整理したものである。

$\log [(wt\% C)(wt\% Nb)] = -6770/T + 2.26 \dots (1)$
ただし (wt% C), (wt% Nb) は各温度で γ 相に固溶する量, T はその絶対温度である。Fig. 2 に見るように析出挙動に対する γ 粒径の影響は無加工時にはあまりな

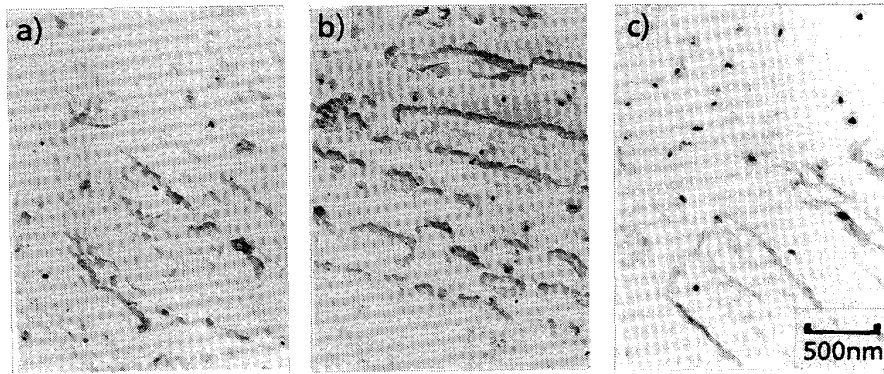


Photo. 1. Extraction replicas showing NbC precipitates in undeformed austenite at 900°C. Holding time : a) 1 h b) 5 h c) 24 h

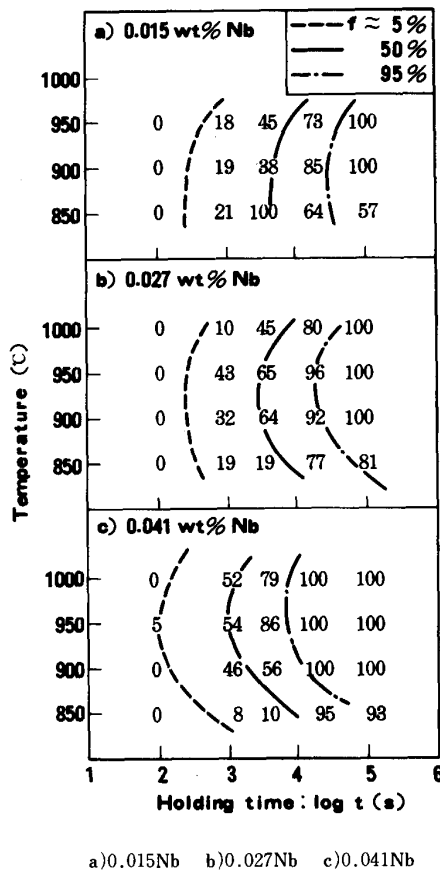


Fig. 3. Time-Temperature-Precipitation diagram of NbC in undeformed austenite. The numbers in the figure mean the fraction precipitated, f .

い。この結果は NbC の析出が粒界核生成ではなく、むしろ粒内核生成が主体であることを示唆している。

3.2 無加工時の析出挙動

Photo. 1 に 900°C での電顕組織の経時変化の一例を示す。保持が長いものほど NbC は成長し、数も増えている。さらに各時間で析出粒子径はほぼ均一である。Fig. 3 に TTP 図 (Time-Temperature-Precipitation Diagram) の形で無加工時の各温度・各時間での析出率を示す。図中の数字は NbC の析出率の実測値、曲線は

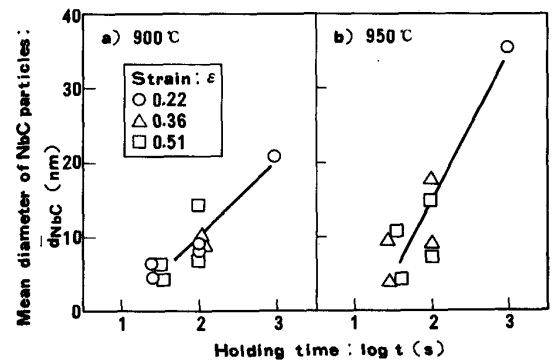


Fig. 4. Effect of the strain on the particle size in the B2 steel. Deformation and holding temperature is a) 900°C and b) 950°C, respectively.

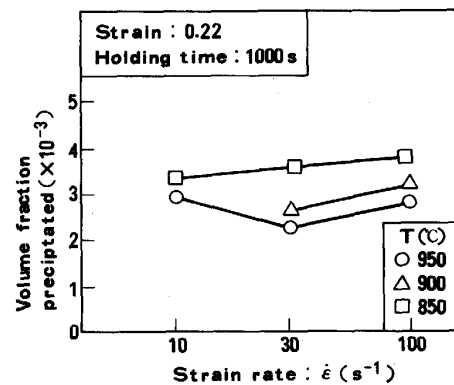


Fig. 5. Effect of the strain rate on the precipitation in the B2 steel.

およその析出開始、50%析出、析出終了線である。若干のばらつきはあるが NbC の析出はある温度にノーズを持つ C 曲線を呈し、Nb 量の増加と共に短時間、高温側に移行している。

3.3 加工の影響

次に加工の影響を示す。試料の加工前の初期 γ 粒径はおよそ 100 μm であつた。Photo. 2 に試料 B2 における各温度での 1000 s 保持後の析出状態を比較する。無加工時と同様温度低下に伴う NbC の粒子径の減少及び

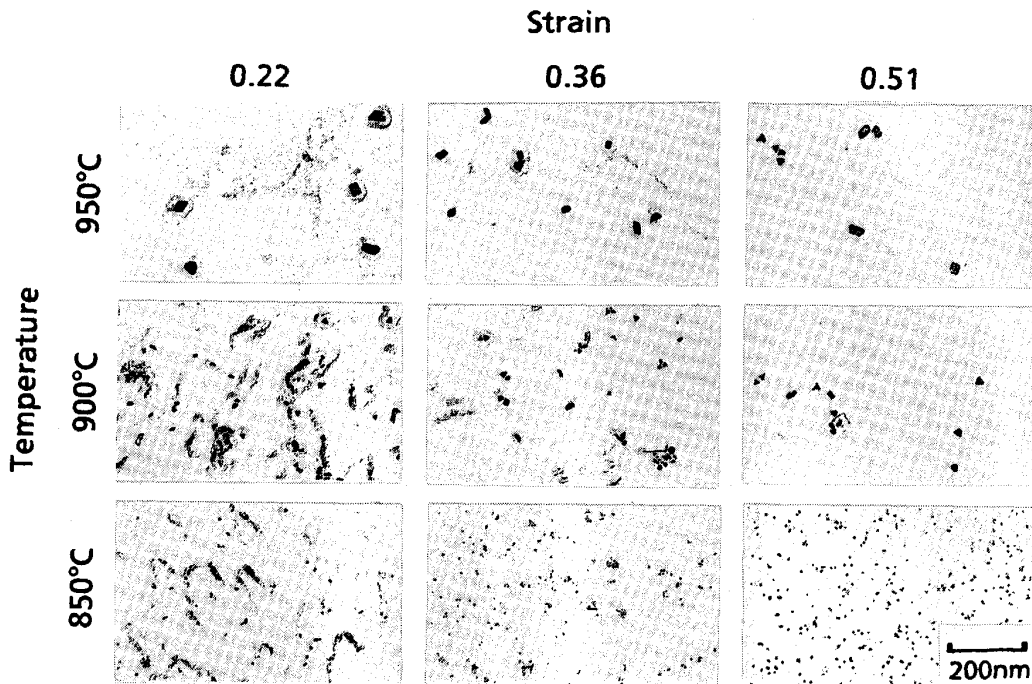


Photo. 2. Extraction replicas showing precipitates in deformed austenite held at the deformation temperature for 1 000 s.

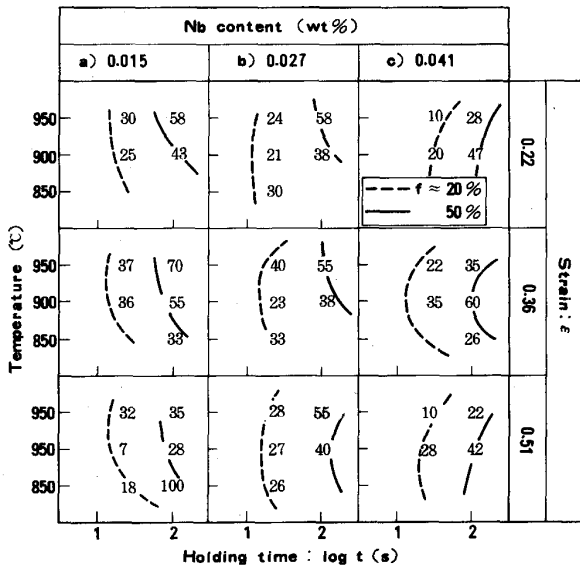


Fig. 6. Effect of the deformation on the precipitation kinetics in T-T-P diagrams.

粒子数の増加が見られる。一方、ひずみ量により低温側での粒子数が増加しているが、粒子径の差異はほとんどない。粒子の成長がひずみ量にはほとんど依存しないことは Fig. 4 に整理した同試料の 900°C と 950°C での粒子径の経時変化からも認められる。Fig. 5 にはひずみ 0.22, 保持時間 1 000 s 時のひずみ速度による影響を示す。ひずみ速度の上昇に伴う析出量の増加はほとんど認

められない。

加工温度とひずみ量による TTP 図の変化を Fig. 6 にまとめる。図中の数字は Fig. 3 と同様析出率の実測値、曲線はおよその 20% と 50% 析出線である。析出線は無加工時と同様に C 曲線を呈しているが、著しく短時間側にシフトしている。ただしひずみ量の差異は顕著ではなく、高温側では逆に軽加工のものほど析出が促進されている。また全体的に無加工材より析出ノーズが下がっている。

4. 析出挙動の定式化

4.1 モデル化のための仮定

Fig. 7 に本実験の組織的・冶金的变化の概略を示す。ここでは加工の効果を材料中の平均転位密度量 ρ の変化で評価し、粒内核生成とこの転位密度が密接な関係を持つと仮定して NbC 析出モデルの構築を試みる。ただし ρ は加工後の回復・再結晶などの復旧過程により変化するため、(2)式の形で平均転位密度量を評価する。

$$\rho = (1 - X_{st}) \cdot \rho_t + X_{st} \cdot \rho_0 \dots \dots \dots (2)$$

ここで X_{st} は加工後の γ 相の静的再結晶率、 ρ_t は未再結晶粒内での転位密度、 ρ_0 は焼鈍時つまり無加工状態の転位密度量 ($\approx 10^{12} \text{ m}^{-2}$) である。 ρ_b , X_{st} の経時変化は 2 段加工時の変形抵抗や γ 組織観察から定式化され⁴⁾, Nb 鋼でも Nb 量や加工条件の影響が整理されて

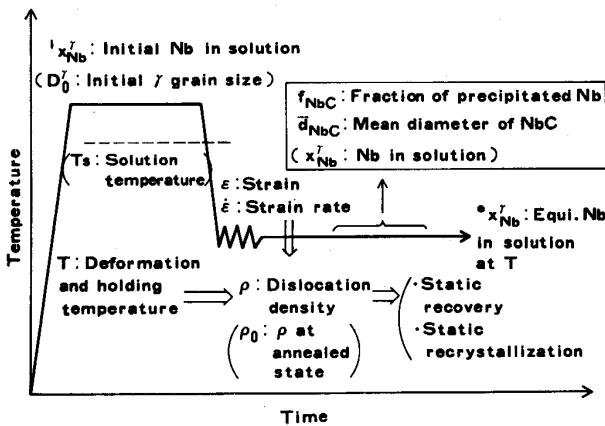


Fig. 7. The factors considered at each stage of the experimental procedure.

いる²²⁾。

一方、本実験成分では析出に伴う γ 相中の Nb 量の変化に比べて C 量の変化は極めて小さく、その Kinetics も Nb 原子の拡散が律速過程になることが予想される。そこで析出物形成元素である Nb と C のうち特に Nb 量に注目し、析出率 f は固溶 Nb 量のみから (3) 式のように評価した。

$$f = (i x_{Nb}^{\gamma} - x_{Nb}^{\gamma}) / (i x_{Nb}^{\gamma} - e x_{Nb}^{\gamma}) \dots\dots\dots (3)$$

ここで $i x_{Nb}^{\gamma}$ は溶体化時の固溶 Nb 量、 $e x_{Nb}^{\gamma}$ は (1) 式から計算される析出温度 T での平衡固溶 Nb 量、 x_{Nb}^{γ} は任意の時間での固溶 Nb 量 (原子分率) である。

ところで一般に析出率の経時変化には (4) 式に示す Johnson-Mehl-Avrami 型の式が用いられてきた。

$$f = 1 - \exp(-kt^n) \dots\dots\dots (4)$$

ここで k , n は定数である。しかし (4) 式の導出には核生成速度や成長速度に大きな仮定や制限があり²³⁾、その上加工の影響を考慮すると、 ρ の経時変化を通じて定数であるはずの k , n が時間依存性を持ち、式の物理的意味が不明確になる。そこで本モデルでは x_{Nb}^{γ} を後述の各過程で計算し、(3) 式から直接析出率を見積つた。

モデル化は x_{Nb}^{γ} の経時変化を考慮して析出の素過程である核生成・成長について行つたが、モデルの単純化のために析出粒子は球状とし、NbC は化学量論組成であるとした。また通常の熱延工程では Nb が常に過飽和状態であるため、オストワルド成長²⁴⁾ は取り扱っていない。

4.2 核生成

粒内核生成と加工促進析出現象をモデルに取り込むため転位上不均一核生成を考慮して古典的核生成理論に適用した。転位上核生成のエネルギー的考察は CAHN²⁵⁾ や梅本ら²⁶⁾ が検討しているがここでは転位密度の大きさ

に応じたひずみエネルギーを考え、半径 r (m) の核 1 個当たりの生成エネルギー変化 ΔG (J/個) を (5) 式で表した。

$$\Delta G = - (4/3) \pi r^3 \{ \Delta G_M + K_{tan} (\mu b^2 [\rho - \rho_0] V^{\gamma}) \} / V^{NbC} + 4 \pi r^2 \sigma \dots\dots\dots (5)$$

ここで ΔG_M は NbC 1 mol (2 グラム原子) 生成時の系の化学エネルギー変化 (J/mol)、 σ は γ /NbC 間の界面エネルギー (J/m²)、 μ は剛性率 (9 × 10⁷ N/m²)、 b は γ 相の転位のバーグスベクトルの大きさ (2.6 × 10⁻¹⁰ m)、 ρ は (2) 式で求められる材料中の平均転位密度 (m⁻²)、 V^{NbC} 及び V^{γ} はそれぞれ NbC、 γ 相の mol 容積 ($V^{NbC} = 1.3 \times 10^{-5}$, $V^{\gamma} = 7.3 \times 10^{-6}$ m³/mol) である。また K_{tan} はひずみエネルギーの寄与の度合いを表すパラメーターであり、不均一核生成サイトでの転位の集積度を表している。ただし実際は右辺の体積項は ΔG_M の寄与が極めて大きく K_{tan} の値はほとんど ΔG に変化を与えない。一方、界面エネルギー σ の値も厳密な取扱いでは界面の整合性により変化するため²³⁾、本モデルではこれもパラメーターと考えた。

(5) 式中の ΔG_M は熱力学的考察により (6) 式のように表される²⁷⁾。ただし前述のとおり析出に伴う γ 相中の C 量の変化は極めて小さいため省略している。

$$\Delta G_M = RT \cdot \ln(x_{Nb}^{\gamma} / e x_{Nb}^{\gamma}) \dots\dots\dots (6)$$

ここで R はガス定数である。臨界核 r^* (m) とその活性化エネルギー ΔG^* (J/個) は ΔG の極大値から求める。

核生成速度 \dot{N} は古典論によると (7) 式で表される。

$$\dot{N} = K_{site} \cdot \rho \cdot D \cdot x_{Nb}^{\gamma} \cdot \exp(-\Delta G^* / kT) \dots\dots\dots (7)$$

ここで D は γ 相中の Nb の拡散係数 (m²/s)、 k はボルツマン定数である。また ($K_{site} \cdot \rho$) は転位密度が核生成サイトに比例するという仮定の項であり、 K_{site} はその比例定数である。さて本来 (7) 式は Zeldvitch 因子や潜伏時間²⁸⁾ の項を含むが、これらは多くの未定係数からなり物理的意味の不明なものも多いため、今回は以下の単純な仮定を導入し (7) 式に時間依存性を与えた。

保持時間 t (s) での濃度 x_{Nb}^{γ} から計算される r^* の臨界核の形成にはこの時間までに γ 中に固溶している Nb が核生成サイトに集まる必要があり、この Nb 原子を含む γ 中の半径 h_t (m) の球状のゾーンは (8) 式のように示される。

$$h_t = r^* \cdot [(V^{\gamma} / V^{NbC}) \cdot (e x_{Nb}^{NbC} / x_{Nb}^{\gamma})]^{1/3} \dots\dots\dots (8)$$

ただし $e x_{Nb}^{NbC}$ は NbC 中の Nb が位置すべき格子位置での Nb の原子分率であり 1 である。一方、時間 t までに γ 中で Nb が動き得る拡散距離 h_d (m) は (9) 式で近

似される。

$$h_d = [2 \cdot D \cdot t]^{1/2} \dots\dots\dots (9)$$

さて $h_d < h_t$ の場合、(7)式で見積られるだけの析出物は十分な拡散時間がないために得られない。そして実際この条件は析出の初期段階や r^* が極めて大きくなる後期段階で生じる。そこでこのような影響を(7)'式の形で取り込み核生成速度を評価した。

$$\dot{N} = K_{site} \cdot \rho \cdot D \cdot x_{Nb}^\gamma \cdot \exp(-\Delta G^* / kT) \cdot (h_d / h_t)^* \dots\dots\dots (7)'$$

ただし上式の K_{site} は (h_d / h_t) の項の比例定数も含む。

4.3 成長

成長速度は Nb 原子の γ 中の拡散律速と考え、NbC/ γ 界面近傍の濃度変化より推定する²⁹⁾。平均濃度 x_{Nb} の γ 相中に半径 R の粒子が成長する際、平衡状態が局部的に成立している界面での Nb 原子の界面前方からの流束 $J_{r=R}$ は Fick の第一法則から(10)式で表される。

$$J_{r=R} = -D \cdot (\partial x_{Nb}^\gamma / \partial r)_{r=R} \dots\dots\dots (10)$$

このとき析出物の成長に寄与した Nb 量分だけこの粒子の体積が増加するがその釣合いの式は(11)式で示される。

$$d(4/3 \cdot \pi R^3) dt \cdot (x_{Nb}^{NbC} - x_{Nb}^\gamma) = 4 \pi R^2 \cdot J_{r=R} \dots\dots\dots (11)$$

一方界面での濃度勾配は ZENER の仮定³⁰⁾より(12)式のようになる。

$$(\partial x_{Nb} / \partial r)_{r=R} = (x_{Nb}^\gamma - x_{Nb}^{NbC}) / R \dots\dots\dots (12)$$

以上前節の臨界核 r^* を初期粒子径として(10)~(12)式より粒子の成長を計算する。

4.4 析出中に変化する因子

本モデルでは析出温度域での等温保持時間 t を十分小さな微小時間に分割し、各時間での x_{Nb}^γ を用いて4.2, 4.3 節の核生成及び成長を計算し、この間の減少量から析出率の変化を算出する。 x_{Nb}^γ の経時変化は(13)式で表される。

$$dx_{Nb}^\gamma / dt = -x_{Nb}^{NbC} (V^\gamma / V^{NbC}) \sum \{N_i \cdot d(4/3 \cdot \pi R_{i,t}^3) / dt\} \dots\dots\dots (13)$$

ここで N_i は時間 i のとき微小時間中に核生成速度 \dot{N}_i で生成した核数 (個/ m^3)、また $R_{i,t}$ は時間 i で生成した析出物の時間 t ($t \geq i$) での粒子半径である ($R_{i,t}$ は r_i^* を意味する)。

一方、転位上不均一核生成ではパイプ拡散のような短回路拡散により拡散速度が変化する可能性がある。その転位量との関係などはまだ確立されていないが、体拡散係数が過剰空孔のような点欠陥の増加により大きくなることは知られている³¹⁾。そこで今回はこの考え方を線

欠陥である転位に適用し、(14)式のような近似式にて見かけの拡散係数の変化を表した。

$$D = D_0 \cdot (\rho / \rho_0)^m \dots\dots\dots (14)$$

ただし、 D_0 は γ 中の Nb の体拡散係数、また指数 m は定数である。

最後に各式中のパラメーター、 $K_{tan.}$ 、 σ 、 K_{site} 、 m の値は実験から得られた析出率や析出粒子径の経時変化から合わせ込み、以下の結果を用いた。

$$K_{tan.} = 20 \quad \sigma = 0.103 \text{ J/m}^2 \quad K_{site} = 10^{22} \quad m = 0.2$$

5. モデルと実験結果の比較

モデルによるシミュレーション計算を成分、温度、加工度に対して行い、計算 TTP 図を作成して実験結果と比較する。Fig. 8 に無加工での Nb 量による析出挙動の変化を図中の数字で表した実験値と共に示す。5%、50%、95% の各曲線が計算析出量であり、実験値の傾向をよく表していることがわかる。Fig. 9 は 0.027 Nb 鋼のモデルで計算される固溶 Nb 量と平均析出物粒子径の変化を表したものである。900°C 以下では析出粒子径は 1% 析出時で約 5 nm、終了時でも十数 nm までしか成長せず温度にあまり寄らないのに対し、950°C 以上の高温側では温度が高いほど初期粒子径もその成長も増大していく。これは高温ほど粒子数が減少することに他ならず、実験結果の傾向をよく表現していると言うことができる。

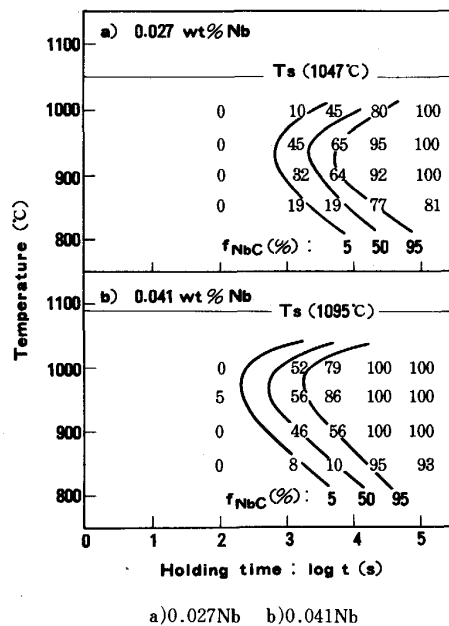


Fig. 8. Calculation results of precipitation kinetics of NbC in undeformed austenite compared with experimental results. The numbers in the figure mean the experimentally determined fraction precipitated, f .

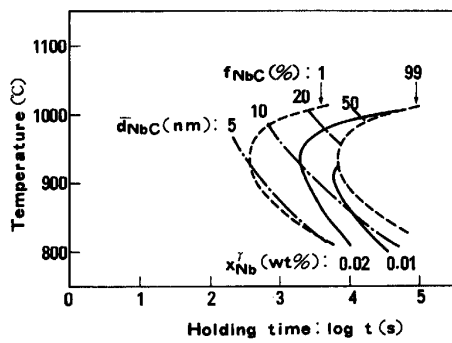


Fig. 9. Evolution of mean diameter of NbC particles, \bar{d}_{NbC} , and Nb in solution, x_{Nb} on T-T-P diagram calculated for undeformed 0.05C-0.027Nb steel.

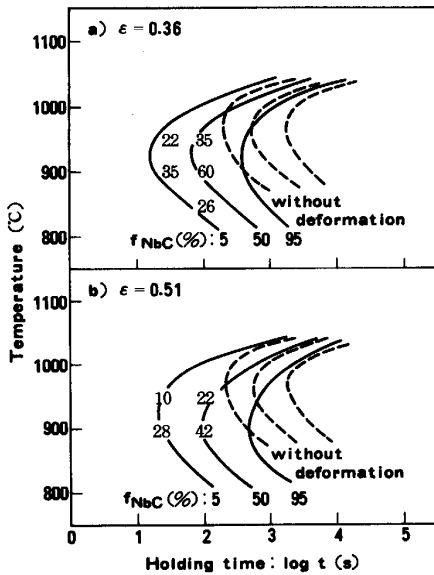


Fig. 10. Calculation results of precipitation kinetics of NbC in deformed austenite compared with experimental results. Conditions used for the calculation; 0.05C-0.041Nb steel, strain rate: 10 s^{-1} , initial grain size: $100 \mu\text{m}$, strain: a) 0.36, b) 0.51.

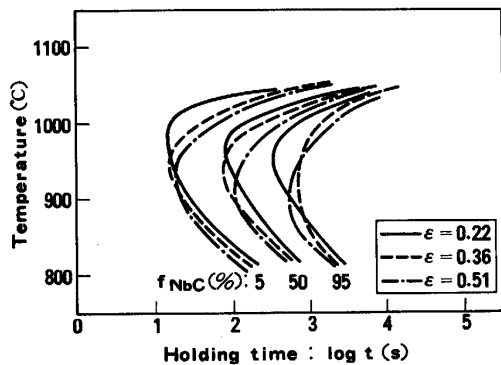


Fig. 11. Effect of strain on precipitation kinetics calculated. Conditions used for the calculation are same as Fig. 10.

次に加工による影響を Fig. 10 に示す。図中点線で表した無加工析出と比較すると加工により析出ノーズは短時間低温側に移行している。一方、ひずみ量の差はそれほど大きな変化は及ぼさず、むしろひずみ量の大きな方が初期の析出が遅れるといった現象も本モデルは正確に予測している。Fig. 11 はこれらひずみ量の影響を比較したものである。900°C 以上の高温ではひずみ量が大いときの方が小さいときより析出が遅れる場合があり、これは高温加工により再結晶が初期に完了するため、加工の効果が見掛け上弱まってしまうことが原因である。

6. 考 察

γ 域加工促進析出現象を実験及びモデル化する際に留意すべき点は析出挙動が再結晶の影響を常に受けていることである。このため例えば初期 γ 粒径などの粒内析出とは直接無関係の実験条件が加工時の γ の復旧過程を通じて析出挙動に影響を与え、極めて現象を複雑にする。そこで本モデルでは加工条件やその後の γ 組織の再結晶挙動を平均転位密度の変化で一義的に表現し、析出挙動に対する加工の効果を簡略化することで間接的に γ 相の組織変化の影響を取り込み、これらの挙動を表した。一方、この転位密度による加工度の表現は実際の多パス圧延における残留歪みを扱う際に極めて有効であり⁴⁾、本結果を多段加工へ展開する際にも有利と言える。

また Fig. 10, 11 で示した高温域での析出挙動の変化は、再結晶が析出前に完了することによって転位密度が無加工状態になることに起因する。つまり加工による析出ノーズの低温側への移行は高温ほど加工の影響が小さくなるために他ならない。このような現象は今までも小林ら⁹⁾ や JONAS ら¹¹⁾³²⁾ が指摘しており、HANSEN ら¹²⁾ も再結晶との競合による高温域での析出の遅滞効果を模式的に説明している。これらの定性的にのみ論ぜられていた現象を本モデルは加工条件や成分の効果を考慮して定量的かつ、ほぼ理論的に表現することができた。

本モデルで計算される Nb の固溶量や析出量及び粒子径の予測は、今後再結晶挙動を Solute Drag 効果³³⁾ や Pinning 効果³⁴⁾ といった理論的な抑制機構に基づいて考察する上で必要不可欠である。一方、藤岡ら³⁵⁾ は最近 Nb 添加による変態の抑制が変態直前の固溶 Nb 量で定式化されることを示した。このため実際のプロセスにおいて冷却までの間の析出 Nb 量の把握が変態後の組織を予測する上で重要となり、本モデルは Nb 鋼における加工-冷却を通じた一連の組織予測にも不可欠である³⁶⁾。また本モデルは熱力学に基づいた普遍的なアプローチによるため NbC 以外の析出にも基本的には利用

可能と思われる。

7. 結 論

Nb 鋼の γ 域での無加工及び 1 パス加工時の NbC の析出挙動を電顕により直接観察し、次の知見を得た。

- 1) 無加工時には γ 粒の初期粒径の影響は小さい。
- 2) 析出ノーズは Nb 量の増加と共に短時間・高温側に移行する。
- 3) 加工により析出曲線は著しく短時間側にシフトするが、加工量の差はそれほど析出時間に大きな差を与えず高温側ではむしろその影響が小さくなる。

次に実験結果に基づき析出挙動のモデル化を古典的核生成・成長理論を基本に構築した。この際、析出率は γ 中の Nb の過飽和度から直接評価した。析出は転位上核生成とし、転位密度を核生成時のひずみエネルギー、析出サイト量および成長時の Nb 原子の拡散速度に関与させることで加工の影響を取り込んだ。このモデルにより従来報告され、また本実験でも確認された加工による析出の促進や再結晶との競合現象などが定量的に説明された。

文 献

- 1) Proc. Int. Conf. on Physical Metallurgy of Thermomechanical Processing of Steels & Other Metals, ed. by I. TAMURA, Japan (1988)
- 2) 材質の制御と予測 (日本鉄鋼協会編) (1988)
- 3) 熱間加工のシミュレーションとオーステナイトの変態 (日本鉄鋼協会編) (1985)
- 4) 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 二村 忠: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2112
- 5) 末広正芳, 瀬沼武秀, 矢田 浩, 松村義一, 有吉敏彦: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1026
- 6) M. SUEHIRO, K. SATO, Y. TUKANO, H. YADA, T. SENUMA and Y. MATUMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), p. 439
- 7) M. SUEHIRO, K. SATO, H. YADA, T. SENUMA, H. SHIGEFUJI and Y. YAMASITA: 文献 1), p. 791
- 8) A. le BON, J. ROFES-VERNIS and C. ROSSARD: Met. Sci., 9 (1975), p. 36
- 9) 小林 洋, 自在丸二郎: 日本金属学会誌, 40 (1976), p. 828
- 10) H. WATANABE, Y. E. SMITH and R. D. PEHLKE: Hot Deformation of Austenite, ed. by J. B. BALLANCE, AIME, New York (1977), p. 140
- 11) I. WEISS and J. J. JONAS: Metall. Trans. A, 10 (1979), p. 831
- 12) S. S. HANSEN, J. B. VANDER SANDE and M. COHEN: Metall. Trans. A, 11 (1980), p. 387
- 13) M. J. LUTON, R. DORVEL and R. A. PETKOVIC: 同上, p. 411
- 14) 松村義一: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1037
- 15) M. G. AKBEN, I. WEISS and J. J. JONAS: Acta Metall., 29 (1981), p. 111
- 16) 前原泰裕, 邦武立郎, 藤野允克: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 362, p. 2182
- 17) Y. SAITO, M. TANAKA, T. SEKINE and H. NISIZAKI: Proc. Int. Conf. on HSLA Steel, Wollongong (1985), p. 28
- 18) 西澤泰二: 文献 1), p. 39
- 19) 矢田 浩: 文献 2), p. 65
- 20) R. COADAS, J. MASOUNAVE, G. GUERIN and J.-P. BAILON: Met. Sci., 11 (1977), p. 509
- 21) K. J. IRVINE, T. GRADMAN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., 205 (1967), p. 161
- 22) 赤松 聡, 瀬沼武秀, 矢田 浩, 高橋 学: 材料とプロセス, 1 (1988), p. 1849
- 23) 例えば, 平野賢一: 合金の時効過程とその解釈 (日本金属学会編) (1968), p. 1
- 24) 例えば, 佐久間健人: 日本金属学会会報, 20 (1981), p. 247
- 25) J. W. CAHN: Acta Metall., 5 (1957), p. 169
- 26) 梅本 実: 文献 2), p. 116
- 27) 西澤泰二: 状態図の基礎から応用まで (日本金属学会編) (1987), p. 19
- 28) W. F. LANGE, M. ENOMOTO and H. I. AARONSON: Metall. Trans. A, 19 (1988), p. 427
- 29) 小山一夫, 加藤 弘, 南雲道彦: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 832
- 30) C. A. WERT and C. ZENER: J. Appl. Phys., 21 (1950), p. 5
- 31) 例えば, 木村 宏: 文献 25), p. 63
- 32) J. J. JONAS and I. WEISS: Met. Sci., 13 (1979), p. 238
- 33) J. W. CAHN: Acta Met., 10 (1962), p. 789
- 34) E. NES, N. RYUM and O. HUNDERI: Acta Metall., 33 (1985), p. 11
- 35) 藤岡政昭, 船戸和夫, 吉江厚彦, 森川博文: 鉄と鋼, 73 (1987), S 1228
- 36) A. YOSHIE, M. FUJIOKA, H. MORIKAWA and Y. ONOE: 文献 1), p. 799