

ミクロ組織予測から機械特性の予測までの一貫材質予測

Model for the Prediction of Microstructures and Mechanical Properties of Cold-rolled High Strength Steels

東 昌 史* 高 橋 学 藤 田 展 弘
Masafumi AZUMA Manabu TAKAHASHI Nobuhiro FUJITA

抄 録

高強度鋼板は、熱処理中に様々な相変態を制御する必要があるため、材質設計に長時間を要する。そこで、熱処理中の組織形成挙動から、熱処理後の引張特性まで予測可能な一貫材質予測モデルを構築した。モデルを構成するフェライト、ベイナイト、マルテンサイト変態モデル並びに応力-歪曲線の予測モデルは、冶金学および強度学に基づいて構築された。

Abstract

Microstructure development of advanced high strength steels is quiet complicated and, thereby, it takes much time to develop advanced high strength steels. This paper presents a complete model which can simulate microstructure development of high strength steels during a heat treatment and the mechanical properties after the treatment. The model consisting of ferrite, bainite, martensite and predicting stress-strain curve of the steels is successively built based on metallurgical phenomena.

1. 緒 言

地球環境保護の観点から、自動車の燃費向上とCO₂排出削減に対する要望がますます高まってきている。一方では、搭乗者保護の観点から、自動車の車体強化は必要不可欠である。鋼板を薄肉化しながら、車体の高強度化を図るための手法として、高強度鋼板の適用が考えられる。しかしながら、鋼板の高強度化は、延性(均一伸び)の低下を引き起こすため、高強度化と同時に成形性を向上させる必要があった。新日本製鐵では、これら要望に答える鋼板として、鋼板組織をフェライト及びマルテンサイトとしたDP (Dual Phase) 鋼や、フェライト、ベイナイト及び残留オーステナイト(γ R)としたTRIP鋼を世界に先駆けて実用化してきた^{1,4)}。DP鋼板は、軟質なフェライトで延性を確保するとともに、硬質なマルテンサイトを分散させることで高強度化を図った鋼板であり、TRIP鋼板は、鋼板中に分散させた残留オーステナイトを加工誘起変態させることで、優れた均一伸びを得ている^{3,4)}。

しかしながら、これらの鋼板を製造するためには、複数の相変態を同時に制御する必要があるとともに、成分及び

熱処理が鋼板組織に及ぼす影響も多岐にわたる。その結果、材料開発のための実験も膨大な量となり、大きなコストと長時間を要する。この結果、従来の実験を用いた手法に代わって、計算予測を行うことで、鋼板の組織や材質を予測する試みが為されている。しかしながら、高強度鋼板の特性予測のためには、複数の相変態の競合反応を取り扱う必要があり、極めて複雑である。加えて、セメントイト析出を伴うベイナイト組織のシミュレーションが可能なモデルや、複相組織鋼板の応力-歪曲線が予測可能なモデルは存在しなかった。そこで、新日本製鐵では、Arcelor社(現 ArcelorMittal社)と共同で熱処理中のミクロ組織変化から、応力-歪曲線まで一貫して予測可能な材質予測モデルの構築に着手した。

本報告では、熱処理中のミクロ組織形成挙動から、応力-歪曲線まで一貫して予測可能なモデルについて報告する。

2. 製造工程での組織変化と加工時の応力-歪曲線の予測

DP鋼やTRIP鋼は、代表的な鋼板の製造設備である熱間

* 鉄鋼研究所 薄板材料研究部 主任研究員 千葉県富津市新富20-1 〒293-8511

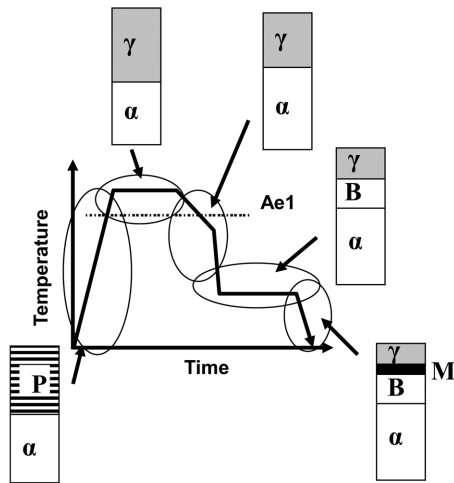


図1 連続焼鈍中の相変態挙動

α: フェライト, P: パーライト, B: ベイナイト, M: マルテンサイト, γ: オーステナイト

Schematic illustration of phase transformation behavior during continuous annealing processing line

α: Ferrite, P: Pearlite, B: bainite, M: martensite, γ: austenite

圧延, 連続焼鈍設備あるいは連続溶融亜鉛めっき設備を用いて製造される。このことから, 狙いとする特性は同じであっても, その製造のためには, 異なる熱処理を受けることになる。例えば, 熱間圧延にて巻き取られたコイルは, 室温までの冷却に数日を要する場合がある。一方で, 連続焼鈍設備での鋼板製造は, 数十分程度と極めて短時間である。このように異なる製造設備で, 同等の材質を有する鋼板を製造する必要があることから, 熱処理条件に合せた成分の最適化が必要となる。一方で, 鋼板成分と製造条件の組み合わせは多岐に渡ることから, 成分や材質を最適化するには膨大な量の実験を行わねばならず, 長時間を要するという課題を有していた。そこで, DP鋼やTRIP鋼の材質予測が可能なマイクロ組織から材質まで一貫で予測可能な材質予測モデルの開発に着手した。

一例として, 熱間及び冷間圧延後の熱処理中のマイクロ組織変化の概要を示す。マイクロ組織予測モデルは, 図1に示すような熱処理中の①熱間圧延組織からの逆変態, ②冷却過程でのフェライト変態, ③ベイナイト変態, ④マルテンサイト変態, といった複数の相変態を取り扱うことができる。加えて, 材質予測モデルでは, 計算予測により求めた組織情報(体積率, 粒径など)から, 応力-歪曲線を予測することを試みた。

2.1 熱延板組織からの逆変態

冷間圧延での圧延荷重を低下させるため, 高強度冷延鋼板, あるいは, 高強度合金化溶融亜鉛めっき鋼板の素材となる熱延鋼板の組織は, フェライト(α)及びパーライトから成る組織とする場合が多い。この鋼板を冷間圧延後にフェライト及びオーステナイト(γ)よりなる二相域に加熱すると, 図2に示すように, 熱延板に含まれるセメン

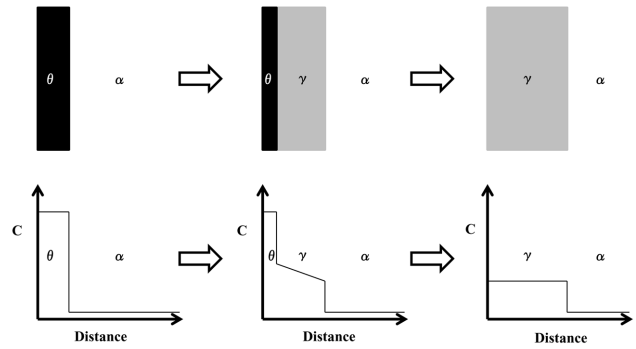


図2 セメンタイトからオーステナイトへの逆変態
Reverse transformation from cementite to austenite during intercritical annealing

タイト(θ)がオーステナイトへと変態する逆変態が起こる⁵⁻⁷⁾。逆変態挙動は, Johnson-Mehl-Avramiの式で記述できることから, 下記式で与えることができる。

$$f^\gamma = f_{eq} (1 - \exp(-bt^n)) \quad (1)$$

$$df^\gamma = f_{eq}^\gamma (bnt^{n-1}) \exp(-bt^n) dt \quad (2)$$

ここで, f^γ : γ体積率, f_{eq}^γ : 各温度でのパラ平衡γ体積率, b : フィッティングパラメーター, t : 変態時間, n : Avrami係数である。また, 逆変態の開始に相当する Ac_1 変態点は, Andrewの式により算出した⁸⁾。

$$Ac_1 [^\circ C] = 723 - 10.7Mn + 29.1Si + 16.9Cr \quad (3)$$

2.2 冷却中のフェライト変態

二相域焼鈍後のマイクロ組織は, フェライト及びオーステナイト組織となる。一般的に, 二相域焼鈍後には, 多量のフェライトが存在していることから, 冷却過程では, これらフェライトが成長することによりフェライト変態が進行するものと仮定した。また, 成長中のフェライト/オーステナイト界面では, 局所平衡が成り立つと仮定し, NP/PLEモードでの成長を取り扱った。一方では, 異相界面に偏析した元素は, 界面が移動する際に引きずられることから, 余分なエネルギー消費が生じることが指摘されている⁹⁾。本研究においては, Krielaart, Zwaag, Hillert等の手法に従って, フェライト/オーステナイト界面の移動速度(v)を下記式で定義した^{10,11)}。

$$v = M\Delta\mu_{Fe} \quad (4)$$

ここで, $\Delta\mu_{Fe}$: フェライト/オーステナイト間での化学ポテンシャル差, M : フェライト/オーステナイト界面の易動度であり, 界面の易動度は, 温度の関数として与えられる⁹⁾。

2.3 セメンタイト析出を伴ったベイナイト変態

Bs(ベイナイト変態開始温度)以下の温度域に冷却すると, ベイナイト変態が開始する。ベイナイト組織は, 変態温度に依ってベイナイトラス間にセメンタイトを含む上部ベイナイト組織, あるいは, ラス内にセメンタイトを含む下部ベイナイト組織となることが知られている(図3)¹²⁾。

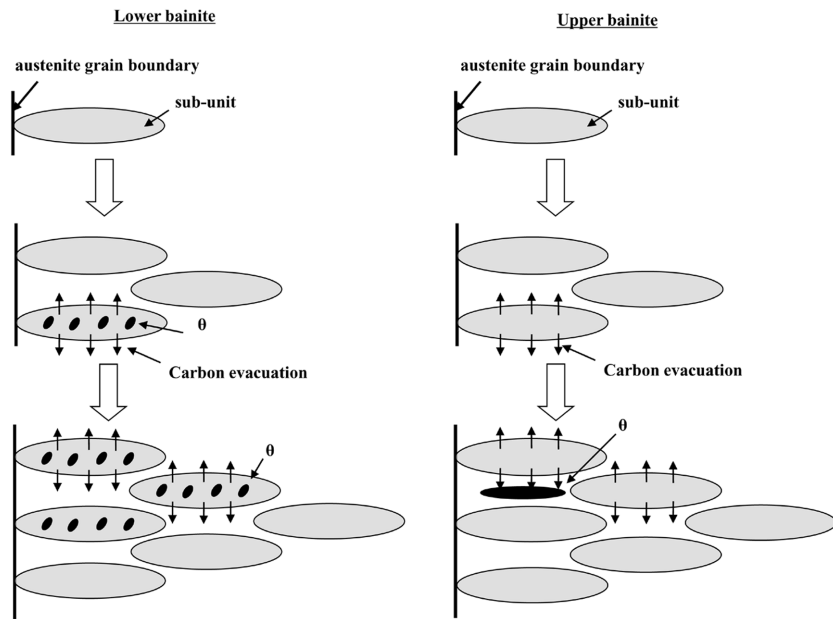


図3 上部/下部ベイナイト組織の形成挙動
Schematic illustration of upper bainite and lower bainite transformation

上部ベイナイト組織において、セメンタイトが析出する前には、ラス間にはオーステナイトが存在しており、セメンタイトが析出することで、オーステナイトはラス状のベイナイトとセメンタイトへと分解する。Bhadeshia等によると、ベイナイトラスはサブユニットと呼ばれる微小な粒から構成されており、マルテンサイトと類似のせん断型機構で形成するものとされている。

本報告でも、Bhadeshia等の方法に従って、せん断型機構でのサブユニット生成を取り扱った¹³⁾。加えて、ラスマルテンサイトやサブユニットは、連鎖的誘発機構 (auto-catalytic mechanism) にて生成することが知られている¹⁴⁾。従って、ベイナイト組織を形成するサブユニットの生成は、連鎖的誘発機構にて生成するものと仮定し、その核生成サイト数をベイニティックフェライトの体積率の関数として取り扱った。一方、サブユニットのサイズは、母相であるオーステナイトの硬さや変態の駆動力に依存することが知られている¹⁵⁾。本研究でも、サブユニットサイズをオーステナイトの硬さや変態駆動力の関数として取り扱い、連鎖的にサブユニットが生成することで、ベイナイト体積率が増加するものとした。せん断型機構にて形成したベイニティックフェライトは、過飽和なCを含有する。しかしながら、ベイニティックフェライト中では不安定であることから、周囲のオーステナイト中へと拡散する、あるいは、ベイニティックフェライト中にセメンタイトとして析出する。オーステナイト中へのC拡散は、オーステナイト中のC拡散が遅いことから、母相中C拡散に律速されるものとし、両組織間でのMassバランスを考慮した。一方、上部ベイナイトや下部ベイナイト組織中のセメンタイトは、置換型元素の拡散を伴わないpara平衡下にて析出することが報告されていることから、para平衡下でのセメ

ンタイト析出を取り扱った¹⁶⁾。各種相変態の計算に用いる熱力学パラメーターは、Thermo calcにて計算した。

他方、セメンタイト析出の駆動力が十分に高い場合、Cがオーステナイトへと拡散する前に、ラス内にセメンタイトが析出する。特に、Cの拡散が遅く、セメンタイト析出のための駆動力の高くなる低温ではラス内にセメンタイトが析出し、ラス内にセメンタイトが存在する下部ベイナイト組織になるものと考えた。本研究では、①せん断型機構でのベイニティックフェライトの形成、②ベイニティックフェライト中の過飽和Cのオーステナイトへの拡散、③オーステナイト内でのセメンタイト析出、④ベイニティックフェライト内でのセメンタイト析出、の競合反応を取り扱った。

2.4 マルテンサイト変態

鋼板中にオーステナイトを含む鋼板を、そのオーステナイトのマルテンサイト変態開始温度 (M_s 点) 以下に冷却すると、マルテンサイト変態が起こる。一般的に、athermalなマルテンサイトの変態体積率は、 M_s 点からの過冷度の関数として与えられることが経験的に知られている¹⁷⁾。そこで、下記式を用いて、冷却中あるいは、冷却後のマルテンサイト体積率 (f^M) を見積もった。

$$f^M = f^{\gamma} (1 - 0.011 \exp (M_s - T)) \quad (5)$$

ここで、 f^{γ} : γ 体積率、 T : 冷却停止温度、である。

2.5 応力-歪曲線の予測

DP鋼やTRIP鋼などの高強度鋼板は、異なる特性を有する複数の組織から成るとともに、組織間で歪や応力が分配することから、その特性予測は複雑である。この結果、個々の組織の応力-歪曲線が予測可能なモデルはあるもの

の、高強度鋼板のような複雑な組織を有する鋼の応力-歪曲線を予測可能なモデルは少ない。そこで、複相組織鋼板の特性予測可能なモデルの構築を行った。

残留オーステナイトを有する高強度鋼板の特性を予測するには、i) 各組織の応力-歪曲線、ii) 各組織の応力/歪分配、iii) 変形中のマルテンサイト変態、を考慮する必要がある。特に、TRIP鋼板のように残留オーステナイトの変形誘起塑性を利用し、均一伸びを高めた鋼板の特性予測にあたっては、加工中のマルテンサイト変態の考慮は不可欠である。各組織の応力-歪曲線に関しては、種々の組成や異なる温度で熱処理を行った単相組織の応力-歪曲線を実験にて測定し、各種強化機構が応力-歪曲線に及ぼす影響を調査することで、粒径、析出物、固溶強化が各組織の応力-歪関係に及ぼす影響を求め、定式化を行った。

次に、各組織の応力-歪曲線から、複相組織鋼板の応力-歪曲線を求める必要がある。一般的に、軟質なフェライトに比較し、硬質なマルテンサイトやベイナイトは変形し難い。その結果、主相をフェライトとし、硬質組織を複合させた場合、主相と硬質組織間で応力や歪の分配が起こる¹⁸⁻²³⁾。この結果、等応力仮定、あるいは、等歪仮定といった単純な複合則では、複相組織鋼板の応力-歪曲線を再現することが出来ない。これら課題を解決し、複相組織鋼板の応力、歪分配を予測可能な手法として、有限要素法(FEM: Finite Element Method)²⁴⁾、Secant法^{25, 26)}やIso-work法^{27, 28)}が提案されている。

FEM解析は、連続体力学に則って各組織間での応力-歪関係から、連続体としての材料の応力-歪関係を求める方法である。しかしFEM解析は、組織内の局所的な歪分布を求めることが可能なものの、計算コストに係るという問題がある。この結果、成分や熱処理条件が鋼板特性に及ぼす影響を簡便に予測することには適さない。Secant法では、各歪にて硬質組織を仮想的な弾性体として取り扱い主相と硬質組織間の応力分配を求める手法である。しかしながら、二相鋼のような単純な硬質組織/軟質組織間の応力分配を求めることは可能なものの、複数の組織が混在し、残留オーステナイトの塑性誘起変態を考慮せざるを得ない場合にはその取扱いは複雑である。

一方、Iso-work法は、各組織のなす仕事量が等しいと仮定し、各組織間の歪分配を求める手法であり、組織間の歪分配を比較的簡便に取り扱うことができる。本研究では、各組織の応力-歪分配をもとめる方法として、Iso-work法を用いた。

加えて、残留オーステナイト(γR)を含む鋼板を塑性加工すると、残留オーステナイトは、マルテンサイトへと変態し、加工硬化の増加や均一伸びの向上を引き起こす^{3, 4)}。特に、残留オーステナイトを均一延びの向上に利用しているTRIP鋼板の特性予測において、TRIP効果(Transformation Induced Plasticity)のモデル化は必須である。塑性誘起変態による高強度化は、変態したマルテンサイトの体積率に依存することが知られている。

そこで、変形中の応力、歪誘起変態を取り扱った。連続冷却中に、マルテンサイトは、鋼中に存在する核生成サイト上に、 M_s 以下で生成する。図4に示すように、応力負荷時には、同サイト上へのマルテンサイト変態に必要な駆動力の一部を応力が担うことで、マルテンサイト変態が引き起こされることから応力誘起マルテンサイト変態を取り扱った。加えて、塑性加工によって加えられた歪もマルテンサイト変態を促進する。歪誘起によるマルテンサイト変態は、Olson and ChoenやRaghavanによってモデル化されている^{29, 30)}。本研究でも、同様のモデルを用いて加工中のマルテンサイト変態をモデル化した。

次に、Iso-Work法による応力-歪関係の計算過程を模式的に示す(図5)。ここでは、簡単のためフェライト、マルテンサイト及び残留オーステナイトよりなる組織での計算例を示す。Iso-Work法より、各組織の応力と歪には下記の関係が成り立つと仮定した。

$$\sigma^{TRIP_1} = f^\alpha \times \sigma^\alpha + f^M \times \sigma^M + f^{\gamma R} \times \sigma^{\gamma R_1} \quad (6)$$

$$\epsilon^{TRIP_1} = f^\alpha \times \epsilon^\alpha + f^M \times \epsilon^M + f^{\gamma R} \times \epsilon^{\gamma R_1} \quad (7)$$

$$\int_{\epsilon_i}^{\epsilon_{i+1}} \sigma^\alpha d\epsilon^\alpha = \int_{\epsilon_i}^{\epsilon_{i+1}} \sigma^M d\epsilon^M = \int_{\epsilon_i}^{\epsilon_{i+1}} \sigma^{\gamma R} d\epsilon^{\gamma R} \quad (8)$$

ここで、 σ_j^i 及び ϵ_j^i ($i = \alpha$: ferrite, M : martensite, γR : retained austenite)は、鋼板に真歪 ϵ^{TRIP_j} ($\epsilon^{TRIP_2} > \epsilon^{TRIP_1}$)を加えた場合の各組織の真応力と真歪であり、 f^i は、各組織の体積分率である。

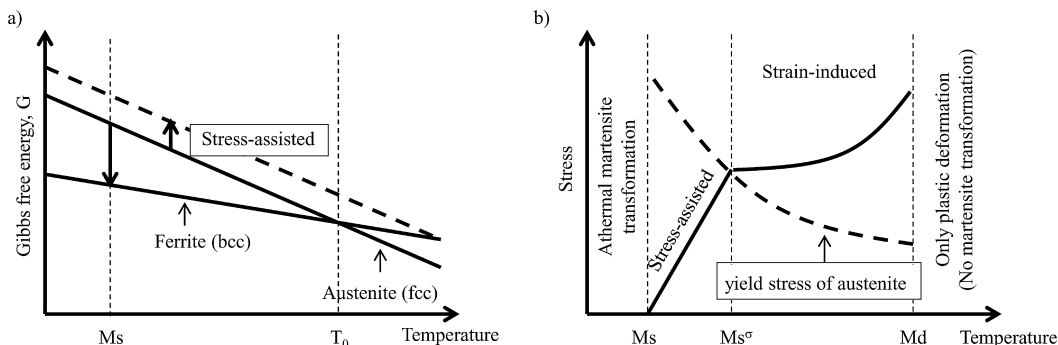


図4 マルテンサイト変態に及ぼす応力と歪の影響
Relationship between stress-assisted and strain-induced martensite

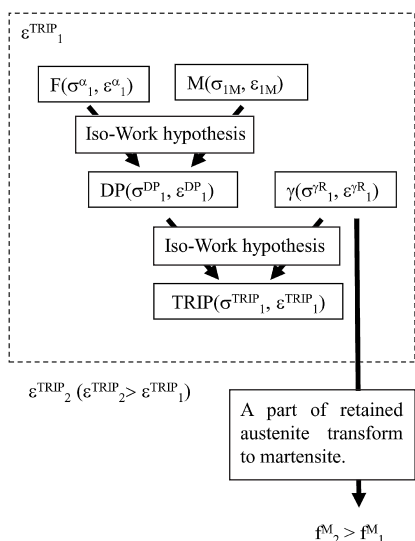


図5 Iso-Work法によるTRIP鋼の応力-歪関係の計算例
Schematic illustration of flow chart to calculate mechanical properties of TRIP steel

3. ミクロ組織から機械特性の一貫材質予測

3.1 実験方法

作製したマイクロ組織から応力-歪関係まで導出可能なモデルの検証を行うため、以下のような実験を行った。Fe-0.1mass%C-1.2mass%Si-1.2mass%Mnより成る鋼を真空溶解、熱間圧延、冷間圧延を行い、薄鋼板を作製した。得られた鋼板を、800°C×120s保持し、二相域焼鈍を行った後、図6に示す条件で450°Cで0, 100, 300s保持を行い、種々の異なる組織を有する鋼板を作製した。熱処理後の組織観

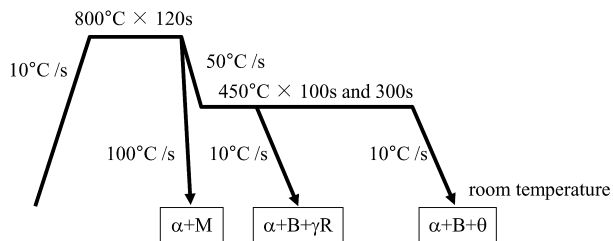


図6 熱処理条件
Heat cycles

察は光学顕微鏡を用い、残留オーステナイトの体積率と残留オーステナイト中のC量の測定はX線回折法を用いて行った。引張特性はInstron型引張試験機にてクロスヘッドスピード10mm/minにて測定し、計算結果と比較した。

3.2 計算結果との比較

実験により得られた鋼板のマイクロ組織を図7に示す。図に示すように、いずれの組織もフェライトを主相とし、硬質組織としてマルテンサイト、ベイナイト、あるいは、残留オーステナイトを含む組織であった。各組織の体積率並びに粒径を測定したところ、表1に示すように、保持を行わなかったもの(0s)は、フェライトおよびマルテンサイトよりなる組織であり、所謂DP鋼に相当する。450°Cで100s保持を行ったものは、保持中にベイナイト変態が起るため、オーステナイト中へCが濃化し、鋼板組織中に残留オーステナイトが得られた。しかしながら、300sの保持は、セメント析出が原因で残留オーステナイトの分解が引き起こされたことから、鋼板組織は、フェライトお

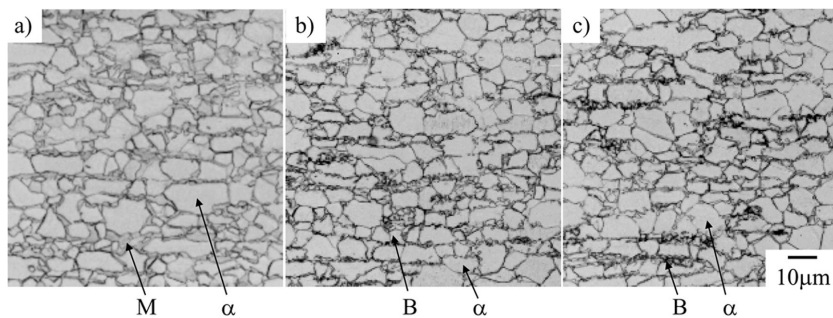


図7 熱処理後のマイクロ組織
a) 0s保持, b) 100s保持, c) 300s保持
Microstructure after heat treatment

a) 0s, b) 100s and c) 300s. A steel without isothermal holding consists of ferrite and martensite. A steel annealed at 450°C for 100s contains ferrite, bainite and retained austenite and retained austenite is composed to bainite and cementite in a steel annealed for 300s

表1 実験と計算により求められたマイクロ組織
Experimental and calculated microstructure

	Measured volume fraction (%)				Measured dα (μm)	Calculated volume fraction (%)				Calculated dα (μm)
	f ^α	f ^B	f ^R	f ^M		f ^α	f ^B	f ^R	f ^M	
0s	75.6	0	0.9	23.5	5.9	78.1	1.0	1.8	19.1	5.2
100s	82.3	12.3	4.3	1.1	6.1	83.8	8.4	5.6	2.2	5.8
300s	82.3	17.7	0	0	6.1	83.8	15.4	0.8	0	5.8

よびセメンタイトを含むベイナイトよりなる組織となった。透過型電子顕微鏡 (TEM) で詳細な観察を行ったところ、ベイニティックフェライトのラス間にセメンタイトが含まれる上部ベイナイト組織であり、本研究では、セメンタイトは、ベイナイト組織中に含まれることから、その体積率は、ベイナイト組織の体積率に合算した。これら一連の熱処理により作製した鋼は、それぞれDP鋼、TRIP鋼並びにフェライトおよびベイナイトよりなる鋼に相当するものと考えられる。

一方、上記により作製した熱処理中のマイクロ組織予測可能なモデルを用いて、同化学組成並びに熱処理条件が鋼板組織に与える影響を計算予測した。表1及び図8に示すように、いずれの条件においても、各組織の体積率、粒径並びに残留オーステナイトの安定性を示す指標の一つである

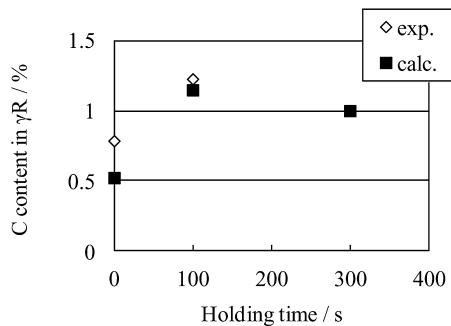


図8 熱処理後の残留オーステナイト中のC濃度
Carbon (C) contents in retained austenite after heat treatment

残留オーステナイト中のC濃度は、実験結果と良い一致を示した。このことから、構築したマイクロ組織予測モデルは、代表的な高強度鋼板であるDP鋼板やTRIP鋼板といった複相組織鋼板の組織予測に活用することができる。

次に、計算によって得られた組織情報をもとに、各鋼板の真応力-真歪曲線、並びに、引張特性を計算予測した。図9に、計算予測によって得られた各鋼板の応力-歪曲線と各歪での加工硬化率を示す。図で示すように、保持を行わなかったもの (0s) は、低歪での加工硬化率が高くDP鋼の特徴を良く再現している。残留オーステナイトを含む100s保持材は、低歪域での加工硬化率は小さいものの、高歪域にて加工誘起塑性が原因で加工硬化率が大きく均一伸びに優れるというTRIP鋼の特徴が再現されている。一方、保持時間が長く残留オーステナイトが分解した300s保持材では、加工硬化率が小さく流動応力も小さい。

得られた各鋼板の真応力-真歪関係を用いて、各鋼板の引張最大応力及び均一伸びを算出した。一般的に、引張試験におけるネッキングの開始は、塑性不安定 (plastic instability) と密接な関係があることが知られている。即ち、真応力-真歪曲線において、下記条件式を満たす真応力並びに真歪が、それぞれネッキング開始時の真応力、並びに、真歪と定義できる。

$$d\sigma / d\varepsilon = \sigma \quad (9)$$

これら値を公称応力、公称歪へと変換することで、引張最大応力 (TS) 及び均一伸び (UEI) を算出した。図10に

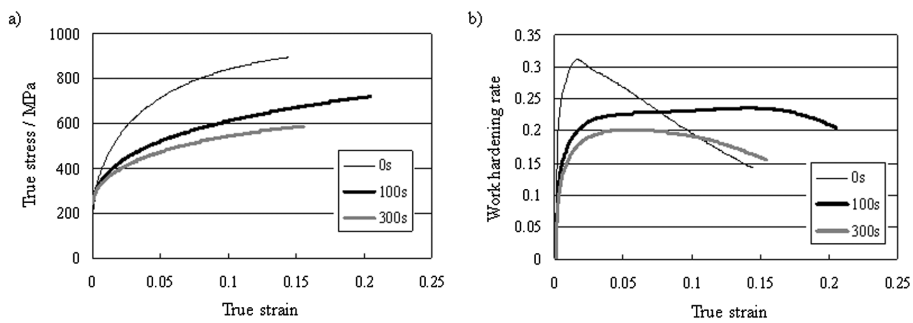


図9 機械特性に及ぼす熱処理の影響
a) 真応力-真歪曲線, b) 加工硬化率
Effect of heat treatment on mechanical properties
a) True stress-true strain curves, b) Work hardening rate

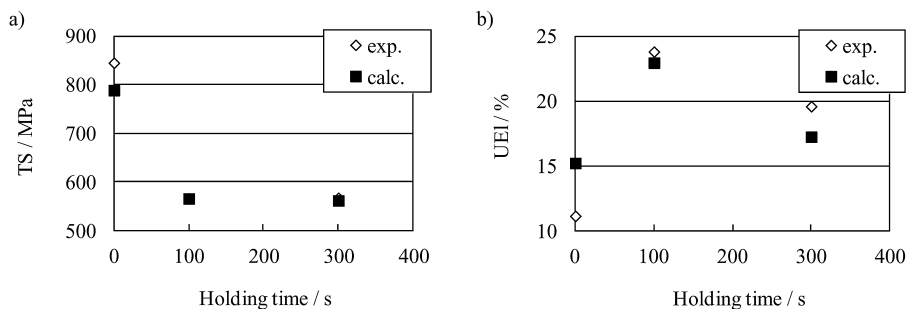


図10 熱処理後の引張特性
a) 引張最大応力, b) 均一伸び
Tensile properties after heat treatment
a) Ultimate Tensile Strength (TS), b) Uniform Elongation (UEI)

示すように、保持を行わなかったもの(0s)は引張最大強度(TS)が高く、均一伸びが小さい。残留オーステナイトを含む100s保持材は、均一伸びが高いTRIP鋼の特徴がよく再現されている。一方、長時間保持を行い鋼板組織がフェライトおよびベイナイト組織となった300s保持材は、引張最大強度も均一伸びも小さかった。いずれの場合も、計算結果と実験結果は良い一致を示した。このことから、本モデルは、DP鋼やTRIP鋼といった複相組織鋼板の特性予測に活用でき有用である。

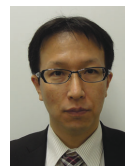
しかしながら、本モデルでは、全伸びといった鋼板が破断する際の歪を計算予測することが出来ないという課題を有する。今後は、材質予測モデルの更なる汎用性拡大を図り、局部伸びといった薄鋼板に求められる諸特性の予測につなげていく。

4. 結 言

DP鋼やTRIP鋼といった複相組織鋼板のミクロ組織から、応力-歪曲線まで予測可能とする一貫予測モデルを構築することが出来た。得られた一貫の材質予測モデルを用いて、現在製造中の鋼板の安定製造や新商品開発に貢献して行きたい。特に、様々に変化する社会環境に対応すべく、より高性能な新商品の迅速な開発が求められている。顧客からのさらなる要求に応えるためにも、計算技術を駆使して、迅速な商品開発と特性の極限追求を成し遂げた。

参考文献

- 1) 秋末 治, 羽田隆司: 新日鉄技報. (354), 1(1994)
- 2) 野中俊樹, 後藤貢一, 谷口裕一, 山崎一正: 新日鉄技報. (378), 12(2003)
- 3) Matsumura, O., Sakuma, Y., Takechi, H.: Scripta Metallurgica. 21, 1301(1987)
- 4) 佐久間康治, 木村徳俊, 伊丹 淳, 樋渡俊二, 河野 治, 坂田国臣: 新日鉄技報. (354), 17(1994)
- 5) Roberts, G. A., Mehl, R. F.: Trans. ASM. 31, 613(1943)
- 6) Judd, R. R., Paxton, H. W.: Trans. Metall. Soc. AIME. 242, 206 (1968)
- 7) Atkinson, C., Akbay, T., Reed, R. C.: Acta Metall. Mater. 43, 213 (1995)
- 8) Andrews, K. W.: J. Iron and Steel Inst. 203, 721(1965)
- 9) Van der Ven, A., Delaey, L.: Prog. Mater. Sci. 40, 181(1996)
- 10) Krielaart, G.P., S. van der Zwaag: Mat. Sci. & Eng. A237, 216 (1997)
- 11) Hillert, M.: Metall. Trans. 6A, 5(1975)
- 12) Bhadeshia, H. K. D. H.: Bainite in steels. The Institute of Materials, 1992
- 13) Ali, A., Bhadeshia, H. K. D. H.: Mater. Sci. and Tech. 6, 781 (1990)
- 14) Rees, G. I., Bhadeshia, H. K. D. H.: Mater. Sci. and Tech. 8, 985 (1992)
- 15) Singh, S. B., Bhadeshia, H. K. D. H.: Mater. Sci. and Eng. A245, 72(1998)
- 16) Azuma, M., Fujita, N., Takahashi, M., Iung, T.: ISIJ International. 45, 221(2005)
- 17) Magee, C.L.: The Nucleation of Martensite, Ch. 3. ASM, New York, 1968
- 18) Morooka, S., Tomota, Y., Kamiyama, T.: ISIJ international. 48, 525(2008)
- 19) Asoo, K., Tomota, Y., Harjo, S., Okitsu, Y.: ISIJ International. 51, 145(2011)
- 20) Su, Y. L., Gurland, J.: Materials Science and Engineering. 95, 151(1987)
- 21) Osokov, Y., Wilkinson, D. S., Jain, M., Simpson, T.: Int. J. Mater. Res. 98, 664(2007)
- 22) Kang, J., Ososkov, Y., Embury, J. D., Wilkinson, D. S.: Scripta Mater. 56, 999(2007)
- 23) Azuma, M., Hansen, N., Winther, G., Stequico, G., Huang, X.: Mater. Sci. Tech. In press.
- 24) Sun, X., Choi, K.S., Soulami, A., Liu, W.N., Khaleel, M.A.: Mater. Sci. Eng. A 526, 140(2009)
- 25) Weng, G.J.: J. Mech. Phys. Solid. 38, 419(1990)
- 26) Koyama, T.: Tetsu-to-Hagané. 97, 212(2011)
- 27) Bouaziz, O., Buessler, P.: Revue de Metallurgie. 1, 71(2002)
- 28) Olson, G. B., Choen, M.: Metall. Trans. 6A, 791(1975)
- 29) Olson, G. B., Choen, M.: Metall. Trans. 7, 1897(1976)
- 30) Raghavan, V., Entwisle, A. R.: J. Iron Steel Inst. 93, 110(1965)



東 昌史 Masafumi AZUMA
鉄鋼研究所 薄板材料研究部 主任研究員
千葉県富津市新富 20-1 〒 293-8511



高橋 学 Manabu TAKAHASHI
鉄鋼研究所 薄板材料研究部長
フェロー Ph.D.



藤田展弘 Nobuhiro FUJITA
鉄鋼研究所 薄板材料研究部 主幹研究員