

まつだひろし  
 氏 名 松田 広志  
 授 与 学 位 博士 (工学)  
 学位授与年月日 平成21年9月9日  
 学位授与の根拠法規 学位規則第4条第1項  
 研究科, 専攻の名称 東北大学大学院工学研究科 (博士課程) 金属フロンティア工学専攻  
 学位論文題目 Transformation Behaviour and Microstructural  
 Control of TRIP-Assisted Multiphase Steel Sheets  
 (TRIP 複相鋼板の相変態挙動と組織制御)  
 指 導 教 員 東北大学教授 古原 忠  
 論文審査委員 主査 東北大学教授 古原 忠 東北大学教授 粉川 博之  
 東北大学教授 千葉 晶彦

## 論文内容要旨

自動車に対する衝突安全性向上と燃費改善の要求に応えるため、強度確保と車体軽量化の両立を目的とした高強度鋼板の適用が進んでいる。この動向に合わせて、これまで様々な高強度鋼板の開発・商品化が進められてきた。しかし、現在においても更なる高強度化と加工性向上に対する要求は高まるばかりであり、その実現にはより一層の冶金学的理解をともなった研究開発が必要である。本研究は、このような自動車用高強度鋼板の中で、残留オーステナイト（以下、残留 $\gamma$ ）を含有し、その TRIP 効果によって高延性化を実現した TRIP 複相鋼板の相変態挙動と組織制御に関するものである。

本論文は、全 6 章で構成されている。第 1 章は緒論である。第 2 章および第 3 章では、変態挙動と構成組織の関係ならびにその機械的特性に対する影響に関する研究を行った。第 4 章および第 5 章では、最適組織制御に向けた組織生成挙動の予測を可能とするため、理論的考察をもとに変態挙動のモデリングを行った。第 6 章では、第 2 章から第 5 章までの研究結果を総括した。以下、本論文での研究内容を概説する。

第 1 章では、はじめに自動車用高強度鋼板の種類と開発経緯ならびに TRIP 複相鋼板の従来研究と課題について整理した。そして、工業用途としての TRIP 複相鋼板のさらなる発展のためには、優れた加工性と同時に機械的特性の高位安定化が重要であること、さらにその実現には最適組織制御を可能とするための組織生成挙動と得られる特性に対する定量的理解が必要であることを示した。そして、本研究の目的を、「TRIP 複相鋼板の製造工程における変態挙動と生成組織の関係を定量化ならびにその機械的特性に及ぼす影響を明確化すること、さらに最適組織制御に向けた変態挙動のモデル化を進めること」と設定した。

第 2 章では、まず冷延 590MPa 級 TRIP 複相鋼板に対して、連続焼鈍ラインを想定した熱処理条件と機械的特性の関係について実験室で詳細に検討した。さらに、その結果を基に種々の条件で実機試作を行い、特性変動に影響を及ぼす主因子を明確化し、そのメカニズムについて熱処理条件と変態挙動および生成組織の関係から考察を行った。供試鋼は 0.098% C-1.1% Si-1.64% Mn 鋼 (1.4mm<sup>t</sup>) で、連続焼鈍工程を模擬した実験室熱処理により、熱処理条件と機械的特性の基本的な関係を調査した後、実機試作を行った。機械的特性は引張試験(JIS5号)により評価した。生成組織の体積分率、残留 $\gamma$ 中の炭素量は SEM 観察, XRD により測定し、熱力学計算と合わせて変態挙動との関係について検討した。Table 1 に、特徴的な特性が得られた実機試作材のオーステンパ開始

Table 1 Austempering start temperature ( $T_{H1}$ ) and mechanical properties.

	$T_{H1}$ (°C)	YS (MPa)	TS (MPa)	T. El (%)	U. El (%)	TS × T. El (MPa · %)
B1	456	440	632	38.8	23.1	24520
B2	488	421	690	34.2	21.2	23600

温度と機械的特性を示す。強度と延性の関係はオーステンパ開始温度 ( $T_{H1}$ ) より大きく変化し、開始温度 488°C (B2 鋼) の場合、開始温度 456°C の場合 (B1 鋼) と比較して、高強度化とともに延性は大幅に低下していた。Fig. 1 に、引張試験時における歪量に対する  $n$  値の変化を示す。B1 鋼は高歪域まで  $n$  値が徐々に増加する TRIP 効果の特長的挙動を示すのに対し、B2 鋼は低歪域でピークを示した後、緩やかに低下していた。Table 2 に、各鋼の構成組織分率と残留  $\gamma$  中の炭素量を示す。B2 鋼の場合、残留  $\gamma$  量は B1 鋼とほぼ同量であるものの、ベイナイト量は少なく、残留  $\gamma$  中の炭素量が低いことがわかる。これは、Fig. 2 に示すように、B2 鋼はオーステンパ温度範囲が高いため、 $T_0$  線で示される  $\gamma$  相への炭素濃化可能量が低く、ベイナイト変態量が少なくなったためと考えられる。この結果、Fig. 3 に示すように、B2 鋼ではオーステンパ後の未変態  $\gamma$  量は多いものの、その  $M_s$  点は高く、熱的に不安定なため、その後の冷却中に  $\gamma$  相の約 50% がマルテンサイトに変態し、残留  $\gamma$  量は B1 鋼とほぼ同量となる。しかしながら、B2 鋼中の残留  $\gamma$  は含有炭素量が少なく、その安定性は低い。このため、残留  $\gamma$  が変形時に低歪域でマルテンサイト変態し、十分な TRIP 効果が得られなかったものと推察される。以上の結果から、冷延 590MPa 級 TRIP 鋼板の機械的特性を高位安定化するためには、ベイナイト変態を促進することが重要であり、連続焼鈍工程においては特にオーステンパ開始温度を最適制御 (460°C 以下) することが必須であることが明らかとなった。

第 3 章では、鋼板内に存在する残留  $\gamma$  の形態等から生じる安定性の差異が機械的特性に及ぼす影響について検討した。TRIP 鋼板中の残留  $\gamma$  には、粒界三重点などに塊状に存在するもの (以下、塊状  $\gamma$ ) とベイナイトラス間に存在するもの (以下、ラス状  $\gamma$ ) がある。このような形態の違いは、残留  $\gamma$  量やその炭素含有量とともに機械的特性に影響を与えられと考えられる。そこで、本章では塊状  $\gamma$  とラス状  $\gamma$  の歪付与時における変態挙動を詳細に調査し、機械的特性に対する影響の明確化を図った。供試鋼として 0.1%C 鋼をベースに Si, Mn, Al 添加量および焼鈍・オーステンパ条件を変化させ、引張強さ・残留  $\gamma$  量は同等で、塊状  $\gamma$  とラス状  $\gamma$  の比率が異なる鋼 (C, D) を作製し試験に供した。これら供試材に、均一伸び領域で所定の引張歪 ( $\epsilon$ : 0.002~0.18) を付与した後、SEM 観察・X 線回折により形態毎の残留  $\gamma$  の変態挙動を観察・定量化し、機械的特性との関係を調査した。Table 3 に供試材の化学成分、Table 4 にオーステンパ条件と機械的特性値、Table 5 に残留  $\gamma$  量を示す。ラス状  $\gamma$  を多く含有する C 鋼は、塊状  $\gamma$  を多く含有する D 鋼に比べて、優れた延性を示した。また、 $n$  値の変化は、C 鋼では高歪域まで徐々に増加する TRIP 鋼の特長的挙動を示すのに対し、D 鋼では低歪域でピークを示した後、大きく低下していた。Fig. 4 に、歪付与時

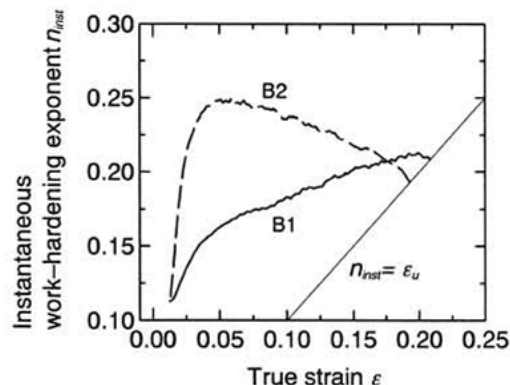


Fig. 1 Change in instantaneous work-hardening exponent during straining.

Table 2 Volume fraction of constituting phases and C content of retained austenite.

	Volume fraction (%)			C content (mass%)	
	Ferrite	Bainite	Martensite	Retained austenite	
B1	77.4	12.4	0.7	9.5	0.96
B2	76.6	4.1	9.1	9.7	0.77

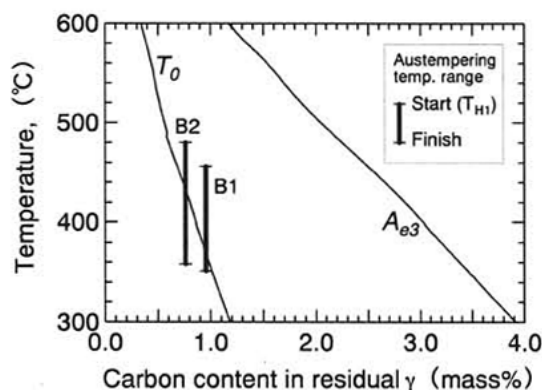


Fig. 2 Calculated  $T_0$ ,  $A_{0.3}$  curves with the relationship between carbon content in residual austenite and austempering temperature.

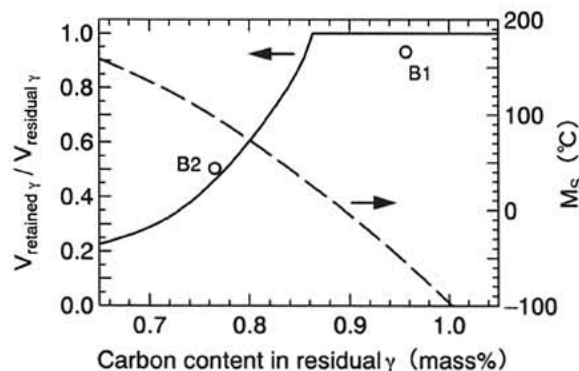


Fig. 3 Calculated  $M_s$  temperature and retained austenite fraction of residual austenite. (O: experimental results of  $V_{\text{retained } \gamma} / V_{\text{residual } \gamma}$ )

の残留 $\gamma$ 量の変化を示す。両鋼ともに塊状 $\gamma$ は低歪域で変態し、高歪域ではほとんど消失していた。特に、塊状 $\gamma$ 量の多いD鋼では、歪量0.05までに全残留 $\gamma$ 量の3/4以上が変態しており、高歪域で局部変形の抑制に必要な加工硬化能を維持できず、延性が低下したものと考えられる。また、歪量の増加・残留 $\gamma$ 量の低下にともなって、含有炭素量の低い残留 $\gamma$ から変態が進んでおり、ラス状 $\gamma$ は塊状 $\gamma$ に比べて含有炭素量が高く、優れた安定性を有していることがわかった。さらに、D鋼のラス状 $\gamma$ は、C鋼の塊状 $\gamma$ に比べて炭素含有量が低いにもかかわらず、高歪域まで残留しており、残留 $\gamma$ の安定性は含有炭素量のみではなく、形状・分布状態の差による拘束条件の違いも影響することが推察された。以上の結果から、TRIP鋼板における加工硬化能の維持と高延性の確保には、塊状 $\gamma$ はほとんど影響せず、炭素の十分に濃化したラス状 $\gamma$ の効果が支配的であることが明らかとなった。

第4章では、不均一な結晶粒分布を有するオーステナイト母相からのフェライトの核生成・成長挙動を予測可能化することを目的として、Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov理論を拡張した母相の結晶粒径が不均一な場合に対するモデルを開発し、母相の結晶粒径分布が析出相の生成・成長挙動に及ぼす影響について検討した。母相が*i*種の結晶粒径からなると仮定した場合、系全体の体積 $V_T$ 、全粒界面積 $O_B$ 、単位体積あたりの結晶粒界面積 $S_V$ は以下のように示される。

$$V_T = \sum_i V_i, \quad O_B = \sum_i O_{Bi}, \quad S_V = \sum_i (V_i \cdot S_{Vi}) = \frac{1}{V_T} \sum_i O_{Bi}$$

ここで、 $V_i$ 、 $O_{Bi}$ 、 $S_{Vi}$ はそれぞれカテゴリー*i*の結晶粒の全体積、全粒界面積、単位体積あたりの結晶粒界面積である。このとき、時間*t*における析出相の体積分率 $\psi$ は以下の式で表すことができる。

$$\psi = \frac{1}{V_T} \sum_i V_i [1 - \exp\{-S_{Vi} \cdot f(I_{Bi}, G_i, t)\}]$$

$$f(I_{Bi}, G_i, t) = 2G_i^2 t \int_0^1 \left[ 1 - \exp\left\{-\frac{p}{3} I_{Bi} G_i^3 t^3 (1 - 3\xi^2 + 2\xi^3)\right\} \right] d\xi$$

Fig.5に、析出相の体積分率変化に対する計算結果を示す。Aは母相が均一粒、B~Fは系全体の母相の平均結晶粒径はAと同一で結晶粒径の異なる2種類のカテゴリーからなる場合に対する計算結果である。母相の平均粒径が同じ場合、析出は母相の結晶粒径が均一な場合に最も早く進行し、カテゴリー間の結晶粒径の差が大きいくほど遅れることがわかる。Fig.6に、本モデルをオーステナイトからのフェライトの析出挙動に適用した結果(TTT図)を示す。TRIP複相鋼板では変態速度が速く、結晶粒径分布の影響は小さいが、高合金鋼の結果では母相粒の不均一性を考慮すること

Table 3 Chemical compositions of steels.

Steel	Chemical compositions (mass%)			
	C	Si	Mn	Al
C	0.1	1.10	1.65	0.04
D	0.1	0.25	1.80	0.25

Table 4 Austempering condition and mechanical properties.

Steel	Austempering condition	YS (MPa)	TS (MPa)	T. EI (%)	U. EI (%)
C	400°C, 300s	405	620	38.4	26.4
D	460°C, 90s	330	633	33.5	20.8

Table 5 Amount of retained austenite (vol%).

Steel	Image analysis			XRD
	$V_{\gamma \text{ block}}$	$V_{\gamma \text{ lath}}$	$V_{\gamma \text{ total}}$	$V_{\gamma \text{ total}}$
C	3.3	5.1	8.4	7.8
D	6.0	3.5	9.5	9.0

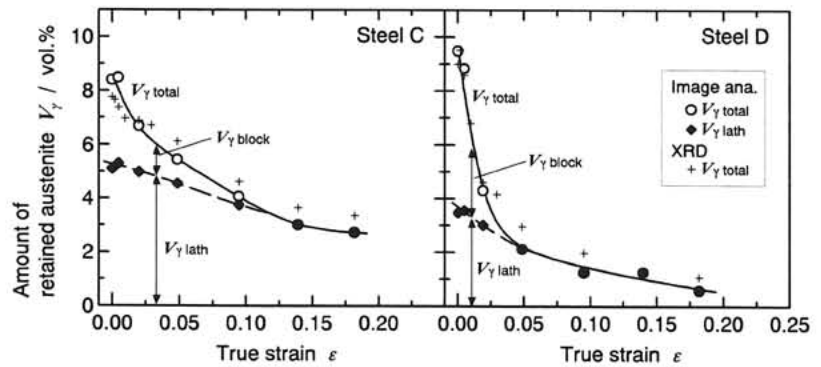


Fig.4 Change in volume fraction of retained austenite during straining.

により、実験結果とより良好な相関が得られている。このことから、高精度な組織形成挙動の予測モデル実現には、母相結晶粒径分布の考慮が有効であることがわかった。

第5章では、ベイナイト変態に関して、オーステナイト粒界からの核生成とその後の成長時におけるベイニティックフェライト上からの連続核生成を考慮したモデルを開発した。これは、従来モデルでは、粒界からの核生成とその後の成長時における連続核生成を同一に扱っており、結晶粒径の影響や連続冷却時における変態挙動の予測が不可能で、その適用可能範囲が極めて限られていたためである。本モデルでは、ベイナイト変態を粒界からの核生成、その後の連続核生成・成長ともに Displacive 変態と仮定した。この場合、オーステナイト粒界単位面積あたりの核生成速度  $I_g$  と、ベイニティックフェライトプレート上での核生成時間間隔  $\Delta t_s$  は次のように表される。

$$I_g = K_1 \frac{kT}{h} \exp \left\{ -\frac{K_2}{kT} \left( 1 + \frac{\Delta G_m}{K_3} \right) \right\} \quad \Delta t_s = K_4 \frac{h}{kT} \exp \left\{ \frac{K_5}{kT} \left( 1 + \frac{\Delta G_m}{K_3} \right) \right\}$$

ここで、 $k$ はボルツマン定数、 $T$ は温度、 $h$ はプランク定数、 $\Delta G_m$ はパラ平衡核生成時の最大自由エネルギーである。また、 $K_1$ 、 $K_4$ は核生成の頻度に係わる定数、 $K_2$ 、 $K_3$ 、 $K_5$ は核形状および核生成に必要な最小エネルギーに係わる定数である。本モデルでは、上式をJMAK理論の拡張形であるCahnの式に応用し、化学成分と初期オーステナイト粒径を初期条件として、恒温および連続冷却時の変態量を計算可能とした。Fig. 7に、TRIP複相鋼板の恒温オーステンパ時の変態量の計算結果を示す。オーステンパ温度の上昇とともにベイナイト変態量が低下しており、第2章で示したオーステンパ温度とベイナイト変態挙動の関係に対するモデル化が可能となった。

以上、本研究での変態挙動と生成組織の関係およびその機械的特性への影響の定量化、ならびに変態挙動のモデル化により、TRIP複相鋼板の最適組織制御による高加工性化と特性の高位安定化が可能となり、さらに今後の新材料の開発に向けた有益な知見が得られた。

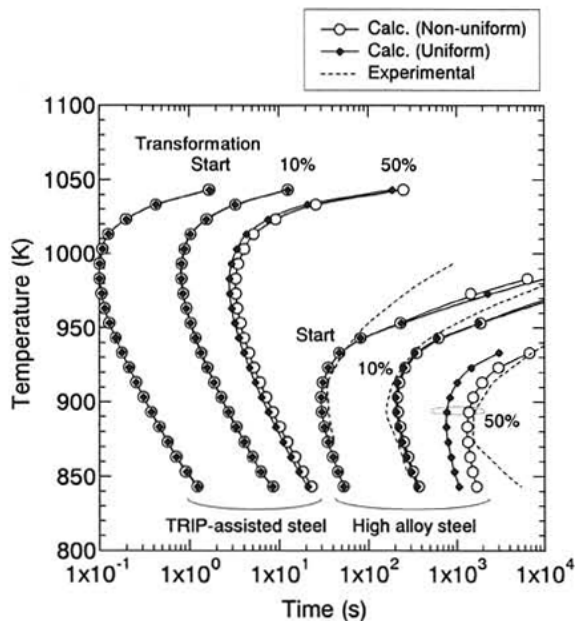


Fig. 6 Calculated TTT diagrams.

Pattern	Mean linear intercept ( $\mu$ )		Volume fraction of category	
	Cat. 1	Cat. 2	Cat. 1	Cat. 2
A	50	50	0.500	0.500
B	45	150	0.878	0.122
C	35	150	0.651	0.349
D	25	150	0.444	0.556
F	15	150	0.255	0.745
F	5	150	0.082	0.918

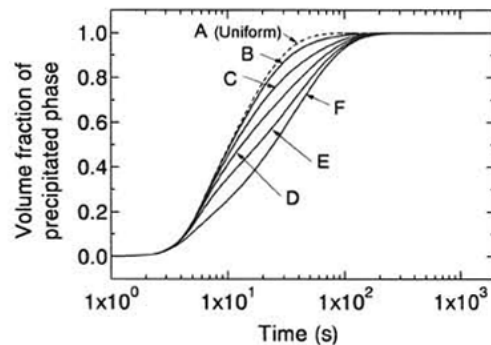


Fig. 5 Calculated evolution of precipitates.

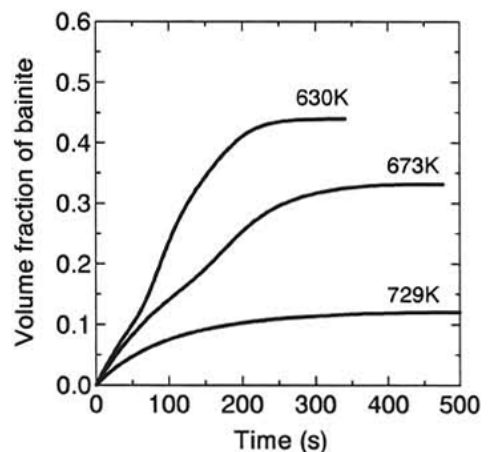


Fig. 7 Calculated evolution of bainite during isothermal transformation of TRIP-assisted multiphase steel.



# 論文審査結果の要旨

自動車に対する衝突安全性向上と燃費改善の要求に応えるため、強度確保と車体軽量化の両立を目的とした高強度鋼板の適用が進んでいる。この動向に合わせて、これまで様々な高強度鋼板の開発・商品化が進められてきた。しかし、現在においても更なる高強度化と加工性向上に対する要求は高まるばかりであり、その実現にはより一層の冶金学的理解をともなった研究開発が必要である。本研究は、このような自動車用高強度鋼板の中で、残留オーステナイト（以下、残留 $\gamma$ ）を含有し、その変態誘起塑性（TRIP）効果によって高延性化を実現した TRIP 複相鋼板の相変態挙動と組織制御に関するもので、TRIP 複相鋼板の製造工程における変態挙動と生成組織の関係を定量化ならびにその機械的特性に及ぼす影響を明確化すること、さらに最適組織制御に向けた変態挙動のモデル化を行うことを目的としている。

本論文は、全 6 章で構成されている。

第 1 章は緒論であり、本論文の背景と目的を述べている。

第 2 章では、冷延 590MPa 級 TRIP 複相鋼板に対して、連続焼鈍ラインを想定した熱処理条件と機械的特性の関係について実験室で詳細に検討した。さらに、その結果を基に種々の条件で実験試作を行い、特性変動に影響を及ぼす主因子を明確化し、そのメカニズムについて熱処理条件と変態挙動および生成組織の関係から考察を行っている。

第 3 章では、鋼板内に存在する残留 $\gamma$ の形態等から生じる安定性の差異が機械的特性に及ぼす影響について検討し、TRIP 鋼板における加工硬化能の維持と高延性の確保には、塊状 $\gamma$ はほとんど影響せず、炭素の十分に濃化したラス状 $\gamma$ の効果が支配的であることが明らかとなった。

第 4 章では、不均一な結晶粒分布を有するオーステナイト母相からのフェライトの核生成・成長挙動を予測可能化することを目的として、Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov 理論を拡張した母相の結晶粒径が不均一な場合に対するモデルを開発し、母相の結晶粒径分布が析出相の生成・成長挙動に及ぼす影響について検討し、高精度な組織形成挙動の予測モデルを実現している。

第 5 章では、ベイナイト変態に関して、オーステナイト粒界からの核生成とその後の成長時におけるベイニティックフェライト上からの連続核生成を考慮したモデルを開発し、オーステンパ温度とベイナイト変態挙動の関係に対するモデルを構築している。

第 6 章は本研究の結論である。

以上の通り、本研究での変態挙動と生成組織の関係およびその機械的特性への影響の定量化、ならびに変態挙動のモデル化により、TRIP 複相鋼板の最適組織制御による高加工性化と特性の高位安定化を可能にしており、今後の高強度薄鋼板の研究開発における学術面での寄与が少なくない。

よって、本論文は博士(工学)の学位論文として合格と認める。