



TRIP鋼の構成式と数値シミュレーションによる変形挙動および機械的特性評価

岩本, 剛

(Degree)

博士 (工学)

(Date of Degree)

2000-09-22

(Date of Publication)

2008-11-18

(Resource Type)

doctoral thesis

(Report Number)

乙2446

(URL)

<https://hdl.handle.net/20.500.14094/D2002446>

※ 当コンテンツは神戸大学の学術成果です。無断複製・不正使用等を禁じます。著作権法で認められている範囲内で、適切にご利用ください。



神戸大学博士論文

**TRIP 鋼の構成式と数値シミュレーションによる
変形挙動及び機械的特性評価**

平成 12 年 8 月

岩 本 剛

目次

第 1 章 緒 論	1
1.1 研究の背景	1
1.1.1 ひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動の実験的研究	3
1.1.2 ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生メカニズムと変態誘起塑性の現象論	8
1.1.3 ひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動の理論的研究	13
1.2 本研究の目的と論文の構成	17
第 2 章 単軸引張および圧縮を受ける TRIP 鋼のひずみ誘起マルテンサイト変態の実験的研究	21
2.1 緒言	21
2.2 SUS304 を用いたひずみ誘起マルテンサイト変態ならびにその変形挙動についての過去の実験結果	22
2.3 引張, 圧縮試験方法およびマルテンサイト相体積分率測定法	27
2.4 実験結果と考察	31
2.4.1 巨視的流動応力, マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係	31
2.4.2 微視領域におけるマルテンサイト相の顕微鏡観察結果と考察	34
2.5 結言	37
第 3 章 TRIP 鋼の構成式	41
3.1 緒言	41
3.2 TRIP 鋼の構成式の定式化	42
3.2.1 ひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデル	42
3.2.2 TRIP 鋼の多軸構成式	46
3.2.3 2 相材の単軸応力 - ひずみ関係式	49
3.3 結言	52

第 4 章 TRIP 鋼の構成式の一般化	53
4.1 緒言	53
4.2 変形様式依存性構成式	54
4.2.1 変形様式依存性変態カイネティクスモデル	54
4.2.2 TRIP 鋼の多軸構成式	56
4.3 オーステナイト相結晶粒径依存性構成式	57
4.3.1 オーステナイト相結晶粒径依存性を表現可能なひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデル	57
4.3.2 Hall – Petch の関係を導入した単軸応力 – ひずみ関係式	58
4.4 結言	59
第 5 章 有限要素シミュレーションモデル	61
5.1 緒言	61
5.2 支配方程式と境界値問題の定式化	61
5.2.1 接線係数法	61
5.2.2 熱伝導方程式	64
5.2.3 熱弾粘塑性境界値問題	65
5.3 境界値問題の弱形式表示と有限要素法定式化	67
5.3.1 境界値問題の弱形式表示	67
5.3.2 有限要素剛性方程式	68
5.3.3 有限要素熱伝導方程式	70
5.3.4 組織・速度場・温度場・連成解析	72
5.4 数値シミュレーションモデル	72
5.5 結言	74
第 6 章 数値シミュレーションによる TRIP 鋼の機械的性質改善	75
6.1 緒言	75
6.2 流動応力とひずみ関係の評価	76
6.3 ひずみ誘起マルテンサイト変態による機械的性質改善	82
6.3.1 解析条件	82
6.3.2 ひずみ誘起マルテンサイト変態の温度, ひずみ速度依存性	82
6.3.3 機械的性質の温度, ひずみ速度依存性	90
6.3.4 ひずみ速度の変化に伴う TRIP 鋼の機械的性質の変化及びひずみ誘起マルテンサイト変態との関連の検討	97
6.3.5 ひずみ速度の増加する場合の延性改善法の検討	102
6.4 オーステナイト相結晶粒径制御による機械的性質改善	104
6.4.1 応力, マルテンサイト相体積分率 – ひずみ曲線に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響	104
6.4.2 TRIP 鋼の機械的性質に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響	108

6.5	結言	111
第 7 章 数値シミュレーションによる TRIP 鋼の繰返し変形挙動の予知		
		113
7.1	緒言	113
7.2	繰返し変形解析に用いる解析条件	114
7.3	繰返し変形挙動の数値シミュレーション結果と実験結果との比較	115
7.3.1	環境温度及びひずみ幅の影響	116
7.3.2	応力幅 - 累積塑性ひずみ関係式	122
7.4	繰返し変形挙動と機械的性質の予知	126
7.4.1	種々の環境温度における繰返し変形挙動の予知	126
7.4.2	種々の予ひずみに対する繰返し変形挙動の予知	130
7.5	結言	135
第 8 章 微視領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動の数値シミュレーション		
		139
8.1	緒言	139
8.2	微視領域における TRIP 鋼の多軸構成式	140
8.2.1	Bain ひずみ速度	140
8.2.2	各相における熱弾粘塑性構成式と非局所性構成式	142
8.3	微視領域におけるひずみ誘起変態カイネティクス	143
8.4	数値シミュレーションモデルと解析方法	145
8.5	微視領域モデルによるマルテンサイト変態現象の予知	147
8.6	結言	151
第 9 章 結論		
		157
付録		
		161
A1	マルテンサイト変態における兄弟晶	161
参考文献		
		163
謝辞		
		171

第 1 章

緒 論

1.1 研究の背景

Ni, Mn, C, N, Cu, Co 等のオーステナイト安定化元素の含有量を調整することによって、準安定なオーステナイト (γ) 組織をもち、積層欠陥エネルギーが低い鉄鋼系材料を創製できる⁽¹⁾。このような材料に、無応力下において冷却によるマルテンサイト変態が発生する上限温度 M_s 点から、化学成分によって決まる温度 M_d 点までの温度域において、塑性変形を加えると通常の冷却変態とは異なる機構によってマルテンサイト変態が発生し、塑性ひずみの増加に伴ってマルテンサイト相体積分率が増加する。この変態現象をひずみ誘起マルテンサイト変態と呼び、SUS304 のようなオーステナイト系ステンレス鋼においてよく認められる。また、一般に材料内部にマルテンサイト変態が発生すると、マルテンサイト (α') 相の増加に応じて非常に高い加工硬化特性を示し、硬さや強度が増大するが、逆に延性やじん性が低下する。しかしながら、特定条件下において、ひずみ誘起マルテンサイト変態を伴った材料は粘り強さを損なうことなく強度が著しく上昇すると同時に延性、じん性の向上も期待できる。ひずみ誘起マルテンサイト変態現象に伴う高延性および高じん性化現象を変態誘起塑性または TRIP (Transformation-Induced Plasticity) と呼び、TRIP 現象が発生する鋼を TRIP 鋼と呼ぶ⁽¹⁾。TRIP 鋼の一種であるオーステナイト系ステンレス鋼は、高い耐食性のため、工業上重要な材料として広く用いられている^{(2),(3)}。

オーステナイト系ステンレス鋼は低炭素鋼に多量の Cr 及び Ni を合金することにより得られる耐食鋼で、 A_3 変態点が低く、固溶化熱処理状態でオーステナイト単相組織として存在する。また、オーステナイト系ステンレス鋼は耐食性を向上させるために低炭素鋼となっており⁽²⁾、強度が劣り重要な構造用材料としての使用が制限されるものと考えられる。C はオーステナイト安定化元素のため、C 量の増加によりひずみ誘起マルテンサイト変態の発生、すなわち TRIP の発生が抑制される。さらに、ひずみ誘起変態は温度に強く

依存した現象で、環境温度の変化、あるいは変形時の材料内での温度変化などにより変態量が大きく影響を受けるため、TRIP 鋼の変形挙動も温度に非常に敏感になり、任意の温度条件下で一定の TRIP 効果を期待することはできない⁽¹⁾。そこで、耐食性を劣化させることなく、強度等の機械的性質が改善されることが強く望まれている⁽³⁾。このオーステナイト系ステンレス鋼に比してさらに優れた特性を持つ TRIP 鋼の開発および実用化に向けて、1970 年代からこれまで、合金元素の影響の検討も含めた、合金元素の添加による新しい TRIP 鋼の創成が試みられた。また、Ausform 加工に代表される加工と熱処理を組み合わせた方法、すなわち加工熱処理法⁽⁴⁾を用いることにより、機械的性質の改善を試みる研究が盛んに行われてきた⁽¹⁾。加工熱処理法の一つである Ausform 加工はオーステナイト化した鋼を等温変態線図の入江の温度付近まで急冷し、温度を保持して加工した後焼入れしてマルテンサイト変態を発生させ、またその後焼戻しを行なう処理である⁽⁴⁾。しかしながら、合金元素を多く含むコストが高くなり、Ausform 加工を併用することによって、生産工程が複雑となるため、TRIP 鋼は大きく発展しなかった⁽⁵⁾。

近年、低合金高強度鋼が持つ低延性という欠点を TRIP 現象により補った高強度 3 相複合鋼板 (以下、TRIP 型高強度鋼板と略) が開発され、実用化に向けて塑性加工性や塑性加工過程での TRIP 効果に及ぼす影響などが検討され始めている^{(6)~(8)}。これは低合金鋼中に多量のオーステナイト相を残留させ、残留オーステナイト相中に発生するひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 現象を利用して、高延性を得ようとするものである^{(6)~(8)}。現在、TRIP 型高強度鋼板の引張特性に及ぼす加工温度およびひずみ速度の影響の検討⁽⁶⁾、TRIP 型高強度鋼板のプレス成形性の向上を目的とし、プレス成形性に及ぼす残留オーステナイト相の安定度の影響の検討⁽⁷⁾、円筒深絞り成形性に及ぼすひずみ誘起マルテンサイト変態の影響と成型時の応力状態との関係の検討⁽⁸⁾といった TRIP 型高強度鋼板の基礎段階の研究が盛んである。また、TRIP 現象を利用した新材料として、マルテンサイト系ステンレス鋼が持つ低延性の欠点を克服した (オーステナイト) + (マルテンサイト) 混相の微細結晶二相ステンレス鋼が開発され、構造用部材としての用途拡大も考えられている⁽³⁾。一方、核融合炉で利用される超伝導マグネットの容器用材料として、極低温においてひずみ誘起マルテンサイト変態により優れた延性とじん性を有するオーステナイト系ステンレス鋼が広く使用されており、この容器の極低温における破壊じん性向上に関する研究も積極的に行われている⁽⁹⁾。さらに、渡辺⁽¹⁰⁾は TRIP 現象の温度依存性を利用して材料に温度勾配を与える '温間深絞り加工法' をステンレス鋼板に適用し、絞り加工の成形性向上

を図った事例について解説している。

しかしながら、TRIP 鋼及び TRIP 型高強度鋼板を対象とした研究のほとんどが金属学的な観点からのものであり、変形挙動等の力学性質を連続体力学に立脚した観点から議論した研究は少ない。TRIP が近年注目を浴びている中で、TRIP を応用した新材料開発を積極的に推進するため、TRIP 現象に対する未解明部分を連続体力学の枠組みの下で明らかにし、より複雑な挙動を示す TRIP 型高強度鋼板等の新材料の実用化のために応用する必要があるものと考えられる。また、SUS304 等の既存の TRIP 鋼の機械的性質を改善する新しい方法の模索、開発段階にある新材料の変形挙動の予知は、試行錯誤的に行われていた材料開発に対して有効であると考えられる。

本論文では、TRIP 鋼の変形挙動を表現可能である構成式を構築し、それを有限要素法に導入して数値シミュレーションを行うことにより、TRIP 鋼の変形挙動および機械的性質を予知する。さらに、数値シミュレーションにより TRIP 鋼の機械的性質を改善する方法の確立の可能性について検討することを目的とする。本節では、まずこれまで行われてきたひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動についての実験的研究を概観する。これらの実験結果より、金属学的な観点から明らかにされているひずみ誘起マルテンサイト変態の発生メカニズム、変態誘起塑性の現象論について要約して説明する。次いで、ひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動についての理論的研究を述べる。

1.1.1 ひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動の実験的研究

TRIP という名称は Zachay ら⁽¹¹⁾によって命名された。Zackay ら⁽¹¹⁾は延性、じん性に富んだ鋼の開発を目的に、オーステナイト系ステンレス鋼に発生する TRIP 現象に着目し、Ausform 加工と組み合わせることによって高強度、高延性を兼ね備えた鋼の開発に成功しており、有効性を示している。

それから遡り、組織が準安定であるオーステナイト系ステンレス鋼が持つ機械的性質の特異現象についての研究が、今日の TRIP 現象研究の端緒を開いている。例えば、Post と Eberly⁽¹²⁾は、種々の化学成分を持つオーステナイト系ステンレス鋼に、様々な圧下量の冷間圧延を施した後、透磁率の計測及び引張試験を行っている。その結果、引張強さの増加に対して、透磁率が急激に増加する合金の存在を明らかにし、Ni 当量を用いることにより、

このような現象を示す鋼中のオーステナイト組織は不安定状態にあることを示した。また、McAdam ら⁽¹³⁾ は、18 Cr - 8 Ni 合金の平滑試験片および切り欠き試験片を対象に、液体窒素ならびに室温において引張試験を行い、塑性ひずみの増加および試験温度の低下に伴って強度が増加することを示した。

これ以降、様々な研究者によって、オーステナイト系ステンレス鋼を対象に、発生するひずみ誘起マルテンサイト変態とその特異な機械的性質を関係づけた研究が盛んとなった。系統的な実験研究として知られる Angel⁽¹⁴⁾ の研究では、85 から 373 [K] の温度域において引張試験を行い、得られた試験片の電子顕微鏡観察によって微視組織の変化が検討されている。この結果から、試験温度の低下および変形量の増加に伴って、マルテンサイト相は多く生成することを報告し、先の Post と Eberly⁽¹²⁾ および McAdam⁽¹³⁾ らの示した実験結果がマルテンサイト相によるものであることを示している。この現象は同時期に実験を行った Cina⁽¹⁵⁾ 等の多くの研究者達によっても確認されている。さらに、0.3 の引張真ひずみを与えた際、マルテンサイト相体積分率が 50 % を示す試験温度を M_{d30} 点と定義し、実験結果から次式に示すような M_{d30} 点と化学成分の関係をj得ている。

$$M_{d30}[^{\circ}\text{C}] = 413 - 462(\text{C} + \text{N}) - 9.2\text{Si} - 8.1\text{Mn} - 13.7\text{Cr} - 9.5\text{Ni} - 18.5\text{Mo} \quad (1.1)$$

ここで、上式中に含まれる各元素記号は、対応する元素の重量百分率を表す。式 (1.1) で計算される M_{d30} 点はオーステナイト相の安定度を表す重要な指標として広く用いられてきた。Angel が検討したひずみ誘起マルテンサイト変態の化学成分依存性に対して、Cina⁽¹⁵⁾ は、Ni, Cr が M_s , M_d 点を下げる役割を持ち、オーステナイト相を安定化させ、ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生は抑制されることを示した。また、化学組成によって決定される積層欠陥エネルギーは、 M_s 点と M_d 点の差に対応し、積層欠陥エネルギーが低いとその差が大きくなり、ひずみ誘起マルテンサイト変態が容易に発生するようになることを明らかにしている⁽¹⁵⁾。TRIP 現象の温度、化学組成の影響を検討した研究として、深瀬ら⁽¹⁶⁾ 及び田村ら⁽¹⁷⁾ は、ひずみ誘起マルテンサイト変態が強い温度依存性を示す温度域と同じ常温付近の非常に限られた温度範囲において TRIP 現象が発生し、変態量が多い低温ほど TRIP 現象は現れないことを示している。TRIP 現象に及ぼす合金組成の影響については、C 量が多いほどマルテンサイト相の硬化によるくびれ発生が抑制されるため、TRIP による伸びの増加が大きく、積層欠陥エネルギーが低い合金組成の材料は積層欠陥エネルギーが高い合金組成の材料より TRIP 現象が顕著に認められることを明らかにしている^{(16),(17)}。加えて、Lecroisey と Pineau⁽¹⁸⁾ は、TRIP 鋼の機械的性質が温度および化学組成

に敏感であり、 M_s 点から M_d 点までの温度域において伸びは最大値を示し、C の添加あるいは Cr の代用として Ni を添加することによって、温度の変化に対する伸びの最大値の大きさおよび高い伸びを示す温度域が拡大することを明らかにしている。

Zackay ら⁽¹¹⁾ の用いた強靱化手法である、Ausform 加工について検討した研究も存在する^{(19),(20)}。友田ら⁽¹⁹⁾は Ausform 加工における前加工過程が TRIP 鋼の機械的性質に及ぼす影響を検討するため、 M_d 点以上の温度で前加工のみを施した TRIP 鋼の機械的性質を検討している。その結果、前加工を施した TRIP 鋼は前加工を施さない鋼に比して、より硬いマルテンサイト相の生成のため強度は改善されるが、オーステナイト相の延性が減少するため、TRIP 鋼の延性は低下することを示している。一方、焼入れによる残留オーステナイト相がひずみ誘起マルテンサイト変態によってマルテンサイト相に変態し、TRIP 現象を発生させるため、焼入れ過程の TRIP 鋼に及ぼす影響を検討する場合、残留オーステナイト相に着目して検討することが多い。牧ら⁽²⁰⁾は、前加工を施さず焼入れ処理のみを施した TRIP 鋼において、残留オーステナイト相体積分率と TRIP 現象による伸びの増加量との関係を定量的に明らかにしている。この結果、残留オーステナイト相の増加とともに強度は減少し、延性は増加すること、TRIP 現象による伸びの増加量は残留オーステナイト相体積分率と比例関係にあることが示されている。

一方で、Cina⁽¹⁵⁾ は、Fe - Mn 合金に生成する ϵ 相と同様な、新しい h.c.p. 構造を持つ ϵ' 相の生成を確認し、 ϵ' 相がオーステナイト相からマルテンサイト相に変態する際の間変態相であると報告し、ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生メカニズムを結晶学的に検討している。これを受けて、Lagneborg⁽²¹⁾ は、室温にて引張試験を行い、その組織を電子顕微鏡および光学顕微鏡を用いて観察し、さらに電子線および X 線回折法を用いて、マルテンサイト相の結晶学的特性を検討している。その結果、 $\{111\}_\gamma$ の晶癖面を持ち、 ϵ' 相に接した細い針状マルテンサイト相が観察され、その晶癖面方向は $\langle 100 \rangle_\gamma$ であること、 ϵ' 相同士の間交差点は、マルテンサイト相の優先的な核生成場となること、またオーステナイト相粒子の $\langle 100 \rangle_\gamma$ 方向が引張方向とほぼ同方向の場合、積層欠陥の生成が不十分であるため、マルテンサイト相の生成が抑制されることを報告している。 ϵ' 相がひずみ誘起マルテンサイト変態の発生に大きく関係していることは、Venables⁽²²⁾ 及び Mangonon と Thomas^{(23),(24)} によっても確認されており、Mangonon と Thomas^{(23),(24)} はマルテンサイト相と母相であるオーステナイト相の配向関係が、変形初期段階において Nishiyama の関係⁽²⁵⁾ をとり、変形の進行に伴って Kurdjumov - Sachs の関係⁽²⁵⁾ に遷移することを明ら

かにしている。加えて、変形双晶および ϵ' 相の生成は温度ならびに化学組成に依存する積層欠陥エネルギーならびに $\gamma \rightarrow \epsilon'$ 変態に伴う収縮と強く関連があることも示されている(18)。

オーステナイト系ステンレス鋼の機械的性質とひずみ誘起マルテンサイト変態に及ぼす温度、化学成分の影響以外に、ひずみ速度依存性特性を検討する研究も行われた^{(26)~(31)}。Powell ら⁽²⁶⁾及び Guntner と Reed⁽²⁷⁾ は、引張試験結果からひずみ速度の増加に伴ってマルテンサイトの生成量は少なくなることを示した。これは、マルテンサイト変態に伴う硬化による不可逆仕事の増大が、発熱量を増加させることに起因するとしている。一方、Neff ら⁽²⁸⁾は、ひずみ速度の増加に従って延性が低下すること、ひずみ誘起マルテンサイト変態が発生しないステンレス鋼が示す延性のひずみ速度依存性と比較することにより、ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生の有無に関わらずひずみ速度の増加に伴って延性が低下することを示している。次いで、Hecker ら^{(29),(30)}は 10^{-3} および 10^3 [s^{-1}] のひずみ速度を与え、単軸および 2 軸引張試験を行い、低ひずみ域において、ひずみ速度の増加に伴って、マルテンサイト相体積分率は増加するが、変形量が大きくなると、断熱変形による変態駆動力の減少から、その関係は逆転することを示している。また、得られた組織観察結果から、 ϵ' 相、積層欠陥、変形双晶の集合であるせん断帯が交差する領域にマルテンサイト相は核生成することを示し、せん断帯の交差点を計数することにより、変形初期段階におけるひずみ速度の増加にともなう、マルテンサイト相体積分率の増加はせん断帯の交差数の増加に起因すると結論づけている。Huang ら⁽³¹⁾は、ひずみ速度感度指数である m 値に注目し、304 鋼を対象にひずみ速度感受性指数 m 値を測定した結果と Angel⁽¹⁴⁾ および Hecker ら⁽²⁹⁾の実験結果から、 m 値はマルテンサイト相の生成速度に比例し、ひずみの増加に対して最大値を示すことを報告している。

ひずみ誘起マルテンサイト変態と TRIP 鋼の変形挙動の変形様式依存性を検討した研究も存在する^{(26),(32)~(34)}。Powell ら⁽²⁶⁾は、種々の環境温度下において、圧縮、引張、ねじり試験を行い、引張、ねじり、圧縮変形の順に、マルテンサイト相の生成量が減少することを明らかにしている⁽²⁶⁾。これに対し、奥谷ら⁽³²⁾は、SUS304 を対象に単軸、等 2 軸引張および圧縮試験を行い、引張変形の場合のマルテンサイト相体積分率は圧縮の場合に比して小さいことを明らかにし、Powell ら⁽²⁶⁾とは異なった結果を得ている。さらに、辻ら⁽³³⁾および田中ら⁽³⁴⁾は、SUS304 薄肉円筒試験片を用いて、極低温下における塑性変形挙動の評価を行い、単純負荷における圧縮試験の場合の流動応力は、引張およびねじりの場合に

比して大きくなることを示している。

ひずみ誘起マルテンサイト変態のオーステナイト相結晶粒径依存性を明らかにした研究として、野原ら⁽³⁵⁾は、引張試験結果から、オーステナイト相結晶粒径および化学成分の変化によるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動の変化について検討している。その結果、オーステナイト相結晶粒径の増加に伴い、マルテンサイト相体積分率は増加することを示し、これはオーステナイト相結晶粒径の増加に伴う、オーステナイト相の安定度の減少に起因するものとして、Angel⁽¹⁴⁾が提案した M_{d30} 点を、Nb および Cu の影響も加味して次式のように修正している。

$$M_{d30}[^{\circ}\text{C}] = 551 - 462(\text{C} + \text{N}) - 9.2\text{Si} - 8.1\text{Mn} - 13.7\text{Cr} - 29.0(\text{Ni} + \text{Cu}) \\ - 18.5\text{Mo} - 68.0\text{Nb} - 1.42\{2.68 - 6.64 \log(d)\} \quad (1.2)$$

ここで、 d はオーステナイト相結晶粒径を表し、単位は [μm] である。このひずみ誘起マルテンサイト変態のオーステナイト相結晶粒径依存性は、様々な研究者によって確認されている^{(36), (37)}。しかしながら、ひずみ誘起マルテンサイト変態のオーステナイト結晶粒径依存性は合金によって異った報告がなされており、結論が得られていない⁽¹⁾。これに対して、Ulván と Koursaris⁽³⁸⁾は SUS304 及び 316 を用いて実験を行い、バルク成形性及び引張特性に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響を検討しており、耐力、最大引張応力は結晶粒径が大きくなると共に減少し、 n 値、均一伸びは結晶粒径が大きくなると共に増加することを明らかにしている。次いで、牧ら⁽³⁹⁾は、Fe - Ni 系合金の TRIP 鋼を用いてオーステナイト相結晶粒径を様々に変化させた実験を行い、オーステナイト相結晶粒径が小さい場合、TRIP 現象が発生する温度域が低温側に移行するとともに、その温度域が広くなり、更に伸びの最高値も大きくなると報告している。これは、TRIP 現象に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響は小さく、オーステナイト相結晶粒径が小さくなることによって、オーステナイト相そのものの伸びが増加するためであると推察している。加えて、ひずみ誘起マルテンサイト変態によりマルテンサイト相が生成したオーステナイト系ステンレス鋼に、逆変態処理を施すと逆変態に伴って生成したオーステナイト相は超微細結晶粒となり、この超微細結晶粒をもった鋼は、さらに優れた機械的性質を示すことが明らかとなっている^{(40), (41)}。

オーステナイト系ステンレス鋼を対象に、極低温下における繰返し負荷による変形挙動を検討した研究がある^{(42), (43)}。白沢ら⁽⁴²⁾および横塚と池上⁽⁴³⁾は、極低温における SUS304 薄肉円筒の繰返し変形試験を行い、極低温における繰返し変形の特徴を検討している。そ

の結果、変形中負荷方向が変化しない場合、繰返し数の増加に伴って、室温の場合に比して顕著な応力振幅の増加が認められること、変形中に負荷方向を変化させた場合、変化しない場合に比して、硬化量が異なることを示している。また、予ひずみの影響に関して、極低温において繰返し方向と垂直方向に予ひずみを与えた場合、室温の場合に比して、繰返し負荷による硬化量が多いことを明らかにしている。

以上の実験的研究から得られたひずみ誘起マルテンサイト変態の発生メカニズムと変態誘起塑性の現象論について以下で概説する。

1.1.2 ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生メカニズムと変態誘起塑性の現象論

さて、ひずみ誘起マルテンサイト変態の主な発生要因として、変態駆動力に及ぼす応力と核生成場の形成を促進するすべりの2つの機構を挙げることができる⁽⁴⁴⁾。まず、応力によって誘起されるマルテンサイト相の発生機構は、 M_s 点以上の温度においても通常の冷却変態の場合と異ならないと考えられる。マルテンサイト変態の駆動力に対する応力の役割を説明するため、図 1.1 にオーステナイト相 (図中 γ) とマルテンサイト相 (図中 α') の化学自由エネルギー F と温度との関係を示す⁽⁴⁴⁾。ここで、 F^γ および $F^{\alpha'}$ は、それぞれオーステナイトおよびマルテンサイト相の自由エネルギーを表す。通常の冷却マルテンサイト変態は、温度が両相の自由エネルギーが等しい温度 T_0 よりさらに過冷されて M_s 点に到達し、自由エネルギーの差が特定の値 $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ に達したときに開始する。 M_s 点以上の温度において、応力が作用すると図示の ΔF^{chem} に、この応力による機械的仕事 ΔF^{mech} が加算され、その合計が $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ に到達するためマルテンサイト変態が発生する。また、ある程度以上高温になると、応力を加えてもマルテンサイト相は発生しなくなり、この限界温度が M_d 点である。すなわち、自由エネルギーの差 ΔF^{chem} が大きくなる低温においては、小さい機械的仕事量でマルテンサイト相が多く生成され、逆に M_d 点付近の温度では ΔF^{chem} が小さいため、大きい機械的仕事量を与えても生成量が小さくなることがわかる。Patel と Cohen⁽⁴⁵⁾ によれば、マルテンサイト変態を誘起するために必要な機械的仕事量 U は、次式に示すような晶癖面に平行な方向と晶癖面に垂直な方向に生じるひずみエネルギーの和で表される。

$$U = \sigma \varepsilon_0 + \tau \gamma_0 \quad (1.3)$$

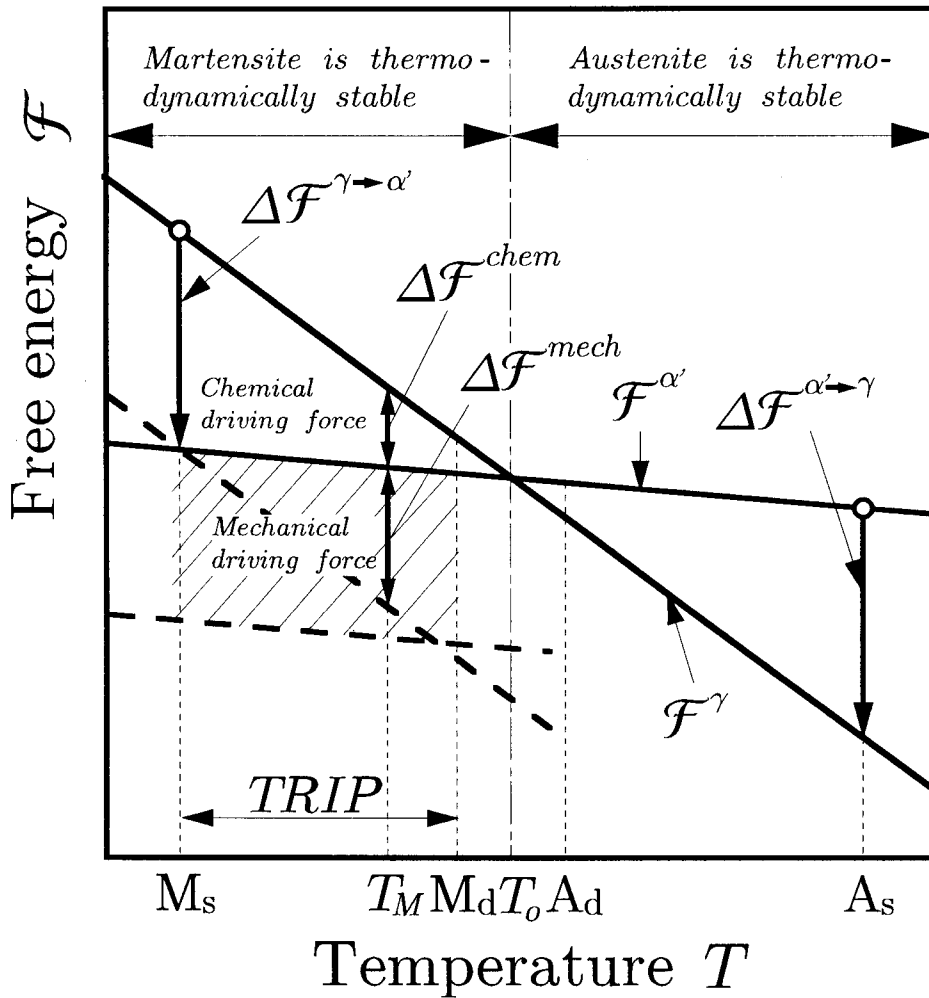


図 1.1 オーステナイトおよびマルテンサイト相の自由エネルギーと温度の関係⁽⁴⁴⁾

ここで、 σ 、 τ は晶癖面上における垂直応力および変態せん断方向に作用するせん断応力、 ε_0 、 γ_0 は変態発生に伴う体積膨張ひずみおよび工学せん断ひずみを表す⁽⁴⁵⁾。 σ および τ は、いずれもマルテンサイト変態に伴うひずみの発生を促進する役割をもつ。 図 1.2 に示すように試験片に σ_1 の単軸引張応力を負荷した場合を考える。 その場合、 σ および τ は次式のようなになる⁽⁴⁵⁾。

$$\sigma = \pm \frac{1}{2} \sigma_1 (1 + \cos 2\theta) \tag{1.4}$$

$$\tau = \frac{1}{2} \sigma_1 \sin 2\theta \cos \alpha \tag{1.5}$$

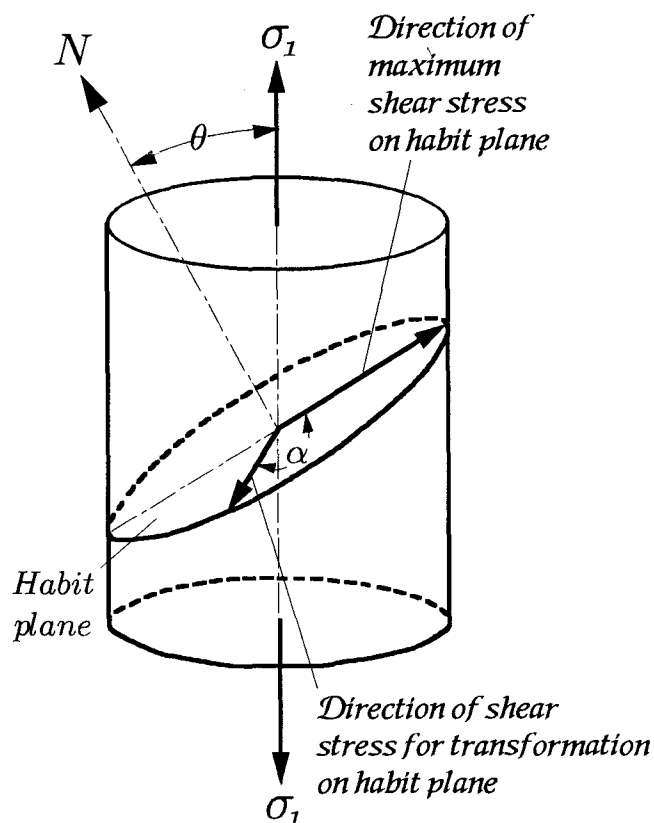


図 1.2 応力と変態せん断変形との関係図⁽⁴⁵⁾

これを式 (1.3) に代入すると、単軸応力が作用した場合、マルテンサイト変態における機械的仕事は次式で表すことができる⁽⁴⁵⁾。

$$U = \frac{1}{2} \sigma_1 \{ \gamma_0 \sin 2\theta \cos \alpha \pm \varepsilon_0 (1 + \cos 2\theta) \} \quad (1.6)$$

M_s 点と M_d 点の間では加工温度が高いほど、マルテンサイト変態の核生成にはより大きな機械的仕事量を必要とするため、大きな応力が必要となる⁽⁴⁴⁾。また、これらの基本的メカニズムや現象論、物性については西山の著書⁽²⁵⁾に詳しい。

一方、前述のマルテンサイト変態に及ぼす応力の影響を考慮すると、TRIP 鋼に発生するマルテンサイト変態は応力によって誘起されるものと考えられる。この応力が主要因となる変態機構に従うと、冷却変態、形状記憶合金等に発生する応力誘起マルテンサイト変態、降伏点以下の応力で発生する応力援助マルテンサイト変態⁽⁴⁶⁾ならびにひずみ誘起マルテンサイト変態は同様の機構により発生するものと考えられる。しかしながら、ひずみ誘起マルテンサイト変態の”ひずみ誘起”と呼ばれる所以は、すべりすなわち塑性変形に起因するところにある。前述の通り、ひずみ誘起マルテンサイト変態の微視的発生機構に関

しては、 ϵ' マルテンサイト相が重要な役割を担っている^{(15),(21)~(24)}。図 1.3 にひずみ誘起マルテンサイト変態の発生過程の模式図を示す。積層欠陥エネルギーが低い合金において、塑性変形に伴う Shockley の部分転位の運動により fcc 構造をもった母相のオーステナイト相から hcp 構造の積層欠陥が容易に生成する⁽²²⁾。生成した積層欠陥は、格子定数の変化を伴って ϵ' 相に変態する。 ϵ' 相が発生すると ϵ' 相同士、 ϵ' 相と活動すべり面との交差点、または ϵ' 相と変形双晶との交差点にマルテンサイト相が生じやすくなる⁽²²⁾。すなわち、この核生成場を与える主要因はひずみならびに変形によるものであり、一度核生成場が形成されると、その核生成場において前述の応力による仕事によってマルテンサイト相が生成する⁽²²⁾。

図 1.4 は 2 種類のオーステナイト系ステンレス鋼 SUS301 と SUS304M の恒温引張試験の結果、得られる伸びと試験温度の関係を示したものである⁽⁴⁷⁾。TRIP 現象を示す伸びの最大値は、一般に M_d 点と M_s 点の間にあり、マルテンサイト相体積分率が大きくなる M_s 点以下およびマルテンサイト相体積分率が小さい M_d 点以上では伸びは抑制される。すなわち、常温域よりやや高い温度域で、TRIP 現象が顕著に認められ、SUS301 の伸びは最大で 85 %、また SUS304M では 70 % に達するが、一般に著しい伸びを示す温度範囲は小

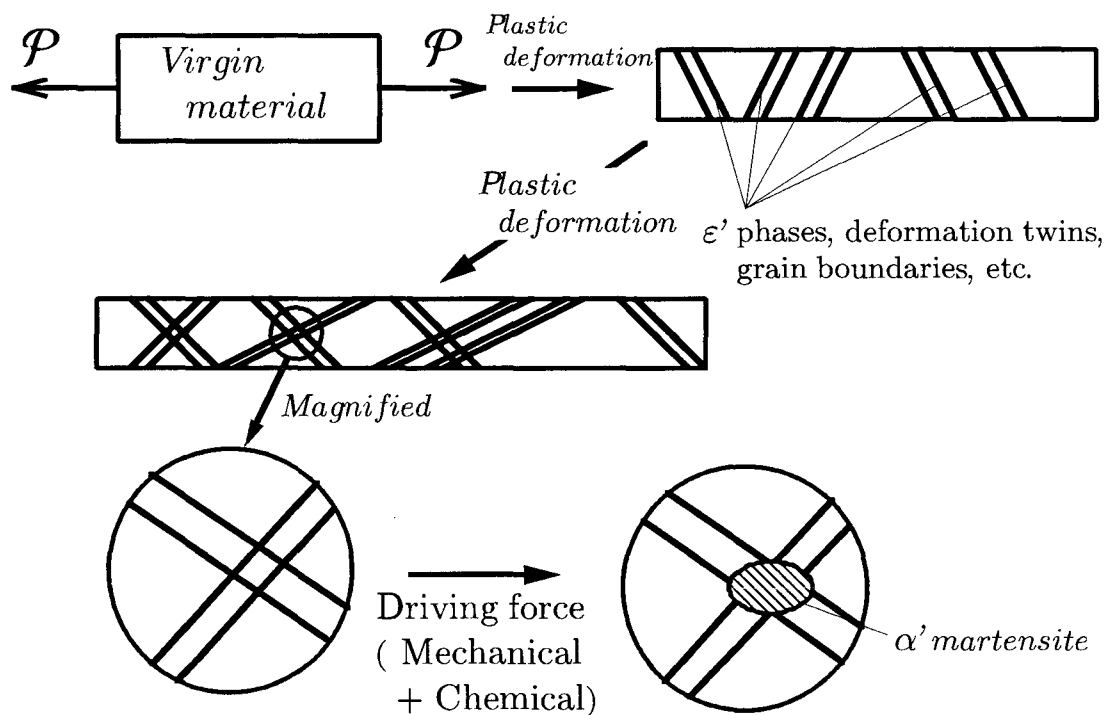


図 1.3 ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生機構の模式図

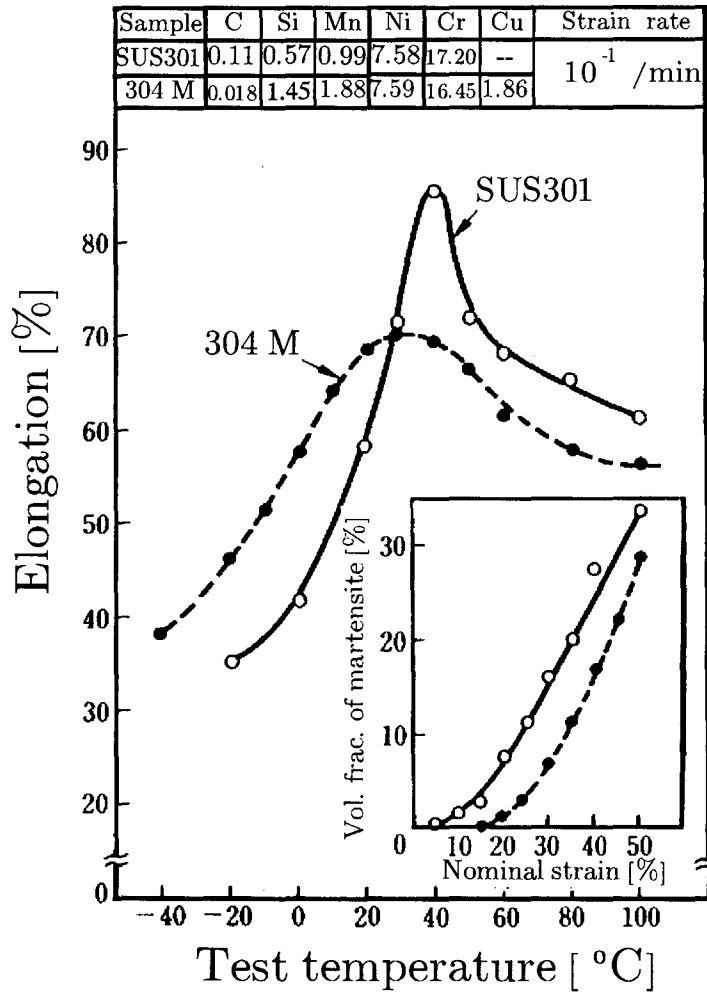


図 1.4 ステンレス鋼の伸び - 環境温度関係⁽⁴⁷⁾

さい。

このような TRIP 現象の発生過程は高温域で現れる変態超塑性現象と近いと説明されており⁽¹⁷⁾，ひずみが著しく増大する現象とマルテンサイト変態との因果関係は，現象論的な観点から次のように説明できる．すなわち，比較的緩やかなマルテンサイト変態によって流動応力に継続的な硬化過程が存在し，組織変化を伴いながら最高荷重点に達するまでのひずみが大きくなる^{(16),(17)}．TRIP 鋼において生成されたマルテンサイト相による硬化は，ひずみの増加に伴って加工硬化率をより増加させると同時に母相にマルテンサイト相が散在し，これらが蓄積する過程で微視構造に対して補強効果を持ち，くびれ発生を抑制するために大きな均一伸びの形成を促す^{(16),(17)}．また，くびれ発生後破断までの伸びに対して，くびれ内部に生じた微小き裂先端等の応力集中部において，生成したマルテンサイトが補

強効果を持ち、き裂の成長や進展を抑制することが破断伸びの増大につながるものと考えられる⁽¹⁷⁾。これら 2 つが常温域での変態誘起（超）塑性現象の発生メカニズムである⁽¹⁷⁾。

1.1.3 ひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動の理論的研究

これまでに、TRIP 鋼の変形挙動を評価するため、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動に対して様々な数理モデルが提案されている。図 1.5 に TRIP 鋼の (a) 応力 - ひずみ関係、(b) マルテンサイト相体積分率 - ひずみ関係、(c) 発生する変態ひずみの模式的な説明図を示す。図 (a) 中の、 σ_α 、 σ_γ はマルテンサイト相およびオーステナイト相単相の応力 - ひずみ曲線を示す。図 (b) に表すように、TRIP 鋼においてマルテンサイト相体積分率は、ひずみの増加とともに増加した後、一定値に飽和する S 字型の曲線を示す。この飽和値は試験温度によって異なり、前述のように温度の低下に伴ってマルテンサイト相体積分率は増加する。図 (a) に示すように、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動に呼応して、TRIP 鋼の応力 - ひずみ曲線は、オーステナイト相およびマルテンサイト相単相材の応力 - ひずみ曲線の間位置し、マルテンサイト相体積分率の増加に伴って TRIP 鋼の応力は増加する。また、変態の発生にともない、マルテンサイト相とオーステナイト相の結晶構造の違いに起因する変態ひずみを生じる。そのため、図 (c) に示すように、任意のひずみにおいて除荷した場合、発生する残留ひずみすなわち塑性ひずみは、変態ひずみを含んだひずみ誘起マルテンサイト変態に伴って発生するひずみ成分 ϵ^{pMT} 、ならびにオーステナイト相およびマルテンサイト相がそれぞれ混在する 2 相複合体の純粋な変形によるひずみ成分 ϵ^{pDEF} に分解することができる。以上のことから、TRIP 鋼の変形挙動を表現するため、以下の 3 つの項目を考慮することが必要となる。

1. ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動のモデル化
2. 変態ひずみの影響を含んだ多軸構成式
3. オーステナイト相およびマルテンサイト相の 2 相混合体としての単軸応力 - ひずみ関係

第 1 番目の項目であるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動のモデル化に対して、Angel⁽¹⁴⁾ は実験計測とともに、冷却によるマルテンサイト変態の予測に用いられている変態カイネ

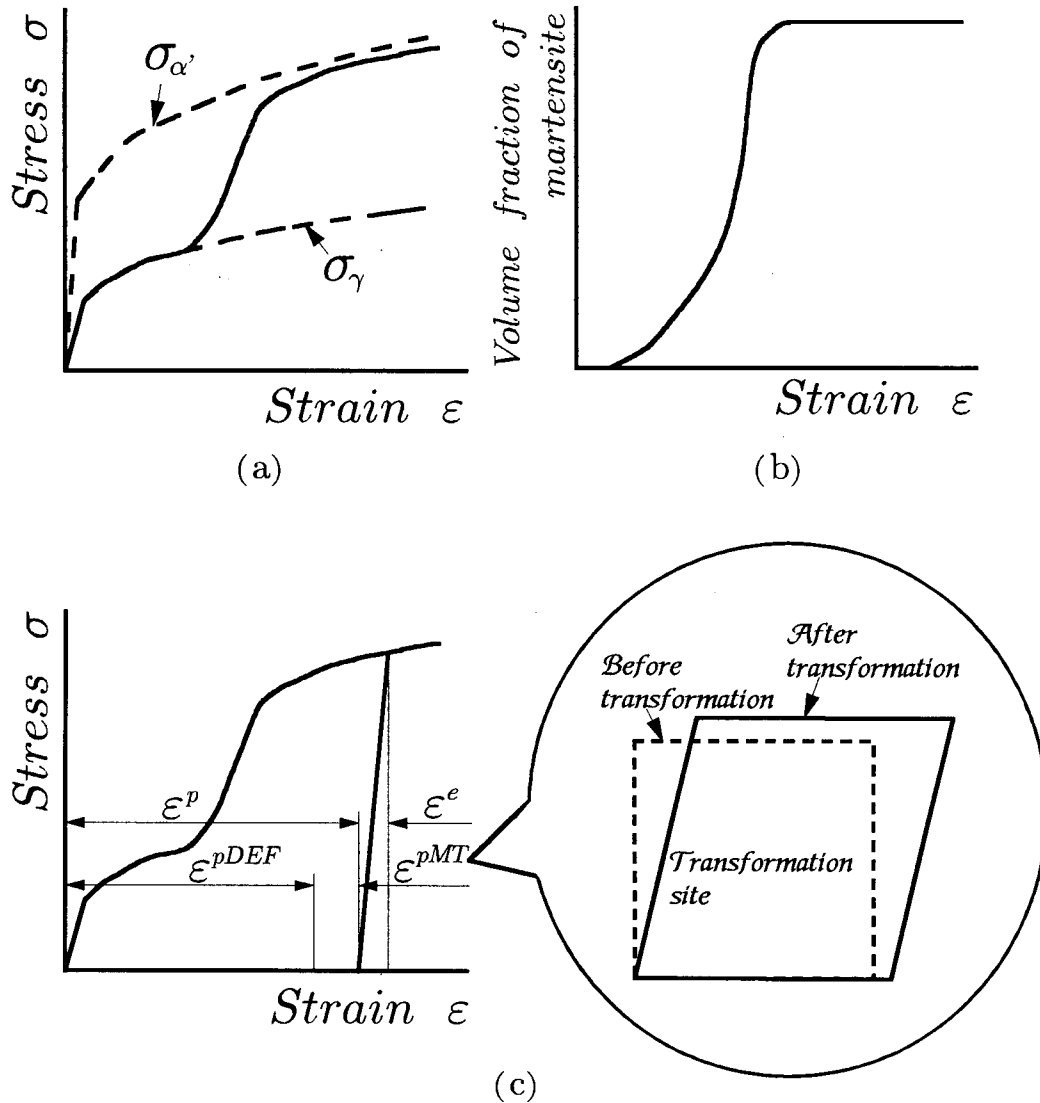


図 1.5 TRIP 鋼における (a) 応力 - ひずみ関係, (b) マルテンサイト相体積分率 - ひずみ関係 (c) 変態ひずみの説明図

ティクスモデルを, ひずみに依存する形式に修正した以下の式を提案している.

$$\frac{f^{\alpha'}}{1 - f^{\alpha'}} = k \exp(\varepsilon^n) \quad (1.7)$$

ここで, $f^{\alpha'}$ はマルテンサイト相体積分率, ε はひずみである. また, 実験結果を両対数グラフにプロットして n および k を同定した結果, n は温度および化学組成に無依存の定数で 3 となり, k は化学組成および温度に依存する定数であることを示している. さらに, Guimarães ら⁽⁴⁸⁾は Angel⁽¹⁴⁾ の変態カインेटクスモデルを修正し, 各パラメータに物理

的意味を持たせた以下の式を提案している.

$$\frac{R + f^{\alpha'}}{1 - f^{\alpha'}} = R \exp[Z(R + 1)\varepsilon^p] \quad (1.8)$$

ここで, R は初期核生成サイトの密度に関するパラメータ, Z はマルテンサイトの体積とマルテンサイト相の核生成エネルギーに関するパラメータ, ε^p は塑性ひずみを表す. 一方, 上記のアプローチとは別に, Olson と Cohen⁽⁴⁹⁾ はせん断帯を ε' 相, 変形双晶, 結晶粒界, 活動すべり面の密な集合体ととらえ, ひずみ誘起マルテンサイト変態の重要な発生メカニズムとされる ε' の交差機構⁽²²⁾に着眼し, せん断帯およびそれらの交差の概念を用いて熱力学的なアプローチによりひずみ誘起マルテンサイト変態の温度依存性を首尾よく表現できる次式に示すような物理的モデルを提案している (以下 OC モデル).

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta[1 - \exp(-\alpha\varepsilon^p)]^n\} \quad (1.9)$$

ここで, α はせん断帯の発生を規定するパラメータ, β は変態確率を表すパラメータ, n は定量形態学に基づく幾何学定数である. また, 式 (1.9) は Angel⁽¹⁴⁾ が得た $f^{\alpha'} - \varepsilon^p$ の実験結果をよく再現することを示している. 前述の Hecker ら⁽²⁹⁾は, OC モデル⁽⁴⁹⁾を修正し, 式 (1.9) 中の塑性ひずみ ε^p に Mises の相当塑性ひずみを用いることにより, 式 (1.9) を多軸変形状態に一般化した. さらに, 等 2 軸引張試験結果と比較し, 提案した式の妥当性を明らかにしている.

第 1 番目と 3 番目の項目, すなわち, 単軸変形を対象に, マルテンサイト相体積分率および応力 - ひずみ関係を表現するモデルを提案する研究も行われている. Ludwigson と Berger⁽⁵⁰⁾ は, 種々のステンレス鋼について実験を行い, TRIP 鋼の引張真応力がオーステナイトおよびマルテンサイトに作用する引張応力の和であるという仮定の下に, 以下のような単軸 - 応力ひずみ関係を提案し, Angel の提案した式 (1.7) とともに, 各パラメータの化学組成依存性について検討している

$$\sigma = K[\log(1 + \varepsilon_n)]^n(1 - f^{\alpha'}) + C f^{\alpha'Q} \quad (1.10)$$

ここで, σ は引張真応力, ε_n は公称ひずみ, K , n , C 及び Q は化学組成に依存する定数である. 式 (1.10) の右辺第 1 項はオーステナイト, 右辺第 2 項はマルテンサイト相の応力を表している.

Narutani ら⁽⁵¹⁾は, ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生に伴う, オーステナイト相およびマルテンサイト相の 2 相混合体としての流動応力を, オーステナイト相およびマルテ

ンサイト相の流動応力を塑性ひずみ ε^p の関数 $\sigma_\gamma(\varepsilon^p)$, $\sigma_{\alpha'}(\varepsilon^p)$ として表し、次式を提案している.

$$\sigma = \left\{ (1 - f^{\alpha'}) \sigma_\gamma(\varepsilon^p - \alpha f^{\alpha'}) + f^{\alpha'} \sigma_{\alpha'}(\varepsilon^p - \alpha f^{\alpha'}) \right\} \left[1 - \beta \frac{df^{\alpha'}}{d\varepsilon^p} \right] \quad (1.11)$$

ここで α は、変態ひずみ係数を表し、変態ひずみ $\varepsilon_T = \alpha f^{\alpha'}$ となる。また、 β は定数である。先に提案した式 (1.9) と併せて、上式は実験結果を首尾良く表現できることを示している。

一方、オーステナイト系ステンレス鋼を対象に、変態と変形の連成、あるいは熱と変形の連成解析を行った研究も存在する。Cortes ら⁽⁵²⁾は、Angel の提案した式 (1.7) に特徴ひずみの考えを導入した現象論的変態カインेटクスモデルを提案し、オーステナイト相とマルテンサイト相のひずみエネルギーの平衡を考えることにより、各相の流動応力の算出等を行なっている。Kumar と Singhal⁽⁵³⁾ は、TRIP 鋼の変形挙動のひずみ速度依存性が熱発生に起因するものと考え、SUS304 を対象に、熱、変形解析を連成させた熱剛粘塑性有限要素法により、組織予測を行う方法を示している。この方法によれば、熱剛粘塑性有限要素解析から温度あるいは速度場を求め、その結果を OC モデルに導入しマルテンサイト相体積分率を求めており、予測した組織は Hecker ら⁽²⁹⁾の実験結果と対応することを示している。品川ら⁽⁵⁴⁾は、SUS304 を対象に熱、Ludwigson と Berger の提案した式 (1.10) を用いた組織、変形挙動解析を連成させた剛粘塑性有限要素法を用いて深絞り加工過程をシミュレートし、ダイス、しわ押えおよびパンチ速度の影響を検討している。これらに対して、Stringfellow ら⁽⁵⁵⁾は、第 1, 2 および 3 番目の項目を考慮し、OC モデルに応力による力学的な駆動力の影響を加えた変態モデルとマルテンサイト相による強化機構を考慮した構成モデルを組合せ、変形および変態は温度が一定の下で進行するものとし、変形挙動解析などからひずみ誘起マルテンサイト変態に及ぼす応力状態の影響が検討されている。

さらに、TRIP 鋼も含めたマルテンサイト変態を伴った材料に対して、マルテンサイト相を楕円体介在物と仮定した micromechanics モデルが提案されている⁽⁵⁶⁾。この流れを汲み、Diani ら⁽⁵⁷⁾は、微視領域における変位速度を、Dirac の Delta 関数を用いた積分方程式で表し、この体積平均から TRIP 鋼の巨視構成式を導出している。さらに、Cherkaoui ら⁽⁵⁸⁾は、兄弟晶を結晶塑性論におけるすべり系と同様な系であると考え、その analogy から TRIP 鋼単結晶材を対象に、各兄弟晶における塑性ひずみ並びに変態に伴って発生するひずみを表し、Helmholz の自由エネルギーおよび塑性変形並びにマルテンサイト変態の発生にともなう散逸エネルギーを定式化することによって、熱力学的に TRIP 鋼の巨視的構

成式を導出している。

1.2 本研究の目的と論文の構成

1.1 節で示したように、加工熱処理法に代表される加工環境の制御によって TRIP 現象を制御することで機械的性質の改善を図ろうとすることが多い。しかしながら、TRIP 現象の複雑さから実験のみにより機械的性質のさらなる改善法を模索することが非常に困難であることも事実である。そこで TRIP 現象の利点、または TRIP 鋼の有用性を積極的に利用するために、有限要素法⁽⁵⁹⁾に代表されるような数値シミュレーションが有効な手段となると考えられ、TRIP 鋼の変形挙動を高精度に表現可能とする数理モデルの構築が不可欠となる。また、マルテンサイト相を体積分率で表す変態カインेटィクスモデルでは、微視的な領域を対象としたひずみ誘起マルテンサイト変態挙動を把握することは困難であるため、微視領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動を評価可能であるモデルが不可欠となる。このように、ひずみ誘起マルテンサイト変態と TRIP 鋼の変形挙動について総合的に検討を加え、TRIP 鋼の変形挙動及び機械的性質を予知し、数値シミュレーションにより TRIP 鋼の機械的性質を改善する方法を模索することを本論文の目的とする。

本論文では、まずひずみ誘起マルテンサイト変態ならびに TRIP 鋼の変形挙動を実験的に検討する。この実験結果を踏まえ、ひずみ速度依存性体に適用可能な TRIP 鋼の構成モデルを定式化し、実験結果に基づいて変形様式依存性を考慮した形式およびオーステナイト相結晶粒径依存性を考慮した形式に一般化する。次に提案した構成式および境界値問題の弱形式表示から、有限要素方程式を導出し、数値シミュレーション法について述べる。構築した変位速度場と温度場の有限要素微分方程式を連成させて解析することにより、単軸単調負荷ならびに繰返し負荷における TRIP 鋼の変形挙動と機械的性質を評価する。さらに、構築した構成式をもとに微視的な領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態現象を表現できる 1 つの解析モデルを提案し、そのモデルに基づき有限要素解析を行う。その構成は以下に示す通りである。

第 2 章では、TRIP 鋼の一種である SUS304 を対象とした単軸引張及び圧縮試験結果について述べる。これまで、引張、圧縮あるいはねじり試験結果の報告が多く、それぞれの変形様式による変形挙動の差を明らかにした研究は少なく、研究者によって結果が異なっている^{(15)~(32)}。まず、種々の環境温度における単軸引張、圧縮試験法及びマルテンサイト相体積分率の測定法について概説し、引張及び圧縮を受ける TRIP 鋼の試験片サイズの巨

視応力 - ひずみ関係並びにマルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係について検討する。さらに、顕微鏡観察を行い、微視領域におけるマルテンサイト相を観察し、その形態、配向性等について検討する。

第 3 章では、ひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデル、変態ひずみを考慮したひずみ速度依存性体多軸構成式及びオーステナイト相、マルテンサイト相の 2 相材の単軸応力 - ひずみ関係の定式化について述べる。ひずみ誘起マルテンサイト変態のひずみ速度依存性を考慮するため、Hecker ら⁽²⁹⁾の実験結果に基づいて、Olson と Cohen のモデル⁽⁴⁹⁾及び Stringfellow らのモデル⁽⁵⁵⁾を一般化したひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデルを提案する。また、変態ひずみ速度を形状変化と体積膨張成分の和と捉え、Mises の降伏関数を用いた熱弾粘塑性ひずみ速度との和から TRIP 鋼の多軸構成式を定式化する。さらに、Eshelby の等価介在物理論⁽⁶⁰⁾に基づき、オーステナイト相及びマルテンサイト相が混在する 2 相混合体の単軸応力 - ひずみ関係を求める方法について述べる。

第 4 章では、まず、第 3 章で提案した構成モデルを、第 2 章に述べた実験結果に基づき一般化する。すなわち、引張及び圧縮負荷時の変形および変態挙動の差を表現するため、積層欠陥エネルギーの応力状態依存性を表現した変態カイネティクスモデルを構築し、偏差応力の第 3 不変量を導入した降伏関数による、熱弾粘塑性型多軸構成式を導出する。また、前述のひずみ誘起マルテンサイト変態挙動のオーステナイト相の結晶粒径依存性^{(35)~(37)}を考慮するために、ひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデルにオーステナイト相結晶粒径依存性を導入し、加えてオーステナイト相の単軸応力 - ひずみ関係に、Hall - Petch の式を導入した構成式を提案する。

第 5 章では、前述の構成式を導入した有限要素法による数値シミュレーション法について述べる。まず、有限要素解析を安定的に行うため、Pierce らが提案した接線係数法⁽⁶¹⁾により第 2, 3 章において提案した構成式を再構築した。ひずみ誘起マルテンサイト変態は非常に温度依存性の強い現象であることにより、TRIP 鋼の変形挙動を解析するには熱解析を同時に行なうことが不可欠である。このため、オーステナイト相、マルテンサイト相の 2 相材を対象に、エネルギーの平衡を規定する熱力学の第一法則に相変態による潜熱の発生を考慮した熱伝導方程式を導出する。次に、熱弾粘塑性体を対象とした大変形問題に対する支配方程式と境界値問題を定式化し、変分法を用いて境界値問題を弱形式表示する。次いで、境界値問題を弱形式表示した速度形仮想仕事の原理式を、有限要素により離散化し、有限要素剛性方程式を定式化する。また、熱伝導方程式も同様に弱形式表示して、有

限要素により離散化し，有限要素熱伝導方程式を定式化する．さらに，Crossed Triangles 要素によって後続のシミュレーションにおいて用いる数値モデルを構築する．

第 6 章では，構築した構成式の妥当性を検討するために，第 2 章で示した実験結果と数値シミュレーション結果を比較する．次に，種々の環境温度下における TRIP 鋼の変形挙動を評価し，その温度，ひずみ速度依存性を検討する．その後，ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生に伴う，高強度，高延性化のメカニズムを単軸引張におけるくびれの発生条件である Considere の条件⁽⁶²⁾を用いて検討する．ひずみ誘起マルテンサイト変態が発生しないと仮定したオーステナイト相単相材についても解析を行い，TRIP 鋼の解析結果と比較，検討する．また，第 4 章で構築したオーステナイト相結晶粒径依存性構成式に基づいてオーステナイト相結晶粒径の変化に対するひずみ誘起マルテンサイト変態挙動及び TRIP 鋼の変形挙動を解析し，オーステナイト相結晶粒径制御による TRIP 鋼の機械的性質改善の可能性について述べる．

第 7 章では，第 5 章で述べた有限要素方程式を用いて，数値シミュレーションによる TRIP 鋼の繰返し変形挙動の予知について述べる．まず，TRIP 鋼の繰返し変形挙動をシミュレートし，これまで報告されてきた実験結果^{(42),(43)}と比較し，数値シミュレーションの妥当性を明らかにする．また，液体窒素温度及び室温を含めた種々の環境温度下における TRIP 鋼の繰返し変形挙動を数値シミュレーションによって予知する．さらに，予ひずみ量を変化させた場合の SUS304 の繰返し変形挙動について数値シミュレーションを行い，予ひずみ量が TRIP 鋼の繰返し変形挙動に及ぼす影響を検討する．

第 8 章では，第 3 章で述べた構成式をもとに微視的な領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態現象を表現できる 1 つのモデルを提案し，そのモデルに基づいた解析結果について述べる．まず，第 3 章で提案した変態カインेटクスモデルに従って，マルテンサイト相を核生成および成長させる解析モデルを提案する．さらに，マルテンサイト変態に伴って発生するひずみ速度 (Bain ひずみ速度) を考慮した TRIP 鋼の微視領域における構成式を導出し，それらを有限要素法に導入することによって TRIP 鋼の平面ひずみ引張試験の数値シミュレーションを行う．その結果から，微視領域における変態挙動について検討する．

最後に，第 9 章において本研究の総括を述べる．

第 2 章

単軸引張および圧縮を受ける TRIP 鋼のひずみ誘起マルテンサイト変態の実験的研究

2.1 緒言

種々の化学成分を持つ TRIP 鋼を用いた実験により、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動および TRIP 鋼の変形挙動と機械的性質の評価・予知について検討が加えられ^{(11)~(31)}、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動ならびに TRIP 鋼の変形挙動に影響を及ぼす種々の因子が明らかにされている。その中で合金組成、温度^{(12)~(18)}、ひずみ速度^{(26)~(31)}の影響は、現象論的に明らかにされていると同時に発生メカニズムについての詳細な検討も行われている。しかしながら、合金組成、温度、ひずみ速度の場合に比して、変形様式、オーステナイト相結晶粒径、結晶方位等の影響因子に関する研究は少ない^{(1),(44),(47)}。従って、様々な変形様式が同時に発生する塑性加工過程などの複雑な変形を精度良く評価するために、ひずみ誘起マルテンサイト変態ならびに TRIP 鋼の変形挙動の変形様式依存性の詳細な検討は不可欠である。

これまでになされた、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動の変形様式依存性で、Cina⁽¹⁵⁾は、SUS304 を用いて常温下において単軸引張及び圧縮試験を行い、引張変形を与えた場合のマルテンサイト相体積分率は圧縮変形を加えた場合に比して大きくなることを明らかにした。Cina の研究に端を発し、Powell ら⁽²⁶⁾も 301 鋼に対して単軸引張、圧縮試験だけでなくねじり試験を行い、引張、ねじり、圧縮変形の順にマルテンサイト相体積分率は、小さくなることを明らかにし、Cina の実験結果と対応することを示している。奥谷ら⁽³²⁾は、室温にて単軸及び圧縮試験を行い、引張変形下におけるマルテンサイト相体積分率は、変形中終始圧縮変形下におけるそれに比して小さくなることを示した。これらに対して、辻ら⁽³³⁾および田中ら⁽³⁴⁾は、液体窒素温度下において SUS304 薄肉円筒試験片を用い、引張、

圧縮、ねじり負荷試験を行い、圧縮負荷における流動応力は、引張およびねじりの場合に比して大きくなり、引張及びねじり負荷における流動応力はほぼ同じ値を示すことを明らかにしている。しかしながら、奥谷らの結果は、同種の SUS304 を用いた Cina⁽¹⁵⁾ の実験結果ならびに SUS301 を用いた Powell ら⁽²⁶⁾ の実験結果とは異なる。また、上記の実験結果は、常温下あるいは液体窒素温度下という限定された温度下で行われており、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動と TRIP 鋼の変形挙動を同時に検討した研究は見当たらない。従って、変形様式依存性を詳細に検討するため、種々の環境温度において単軸引張試験及び単軸圧縮試験を行う必要があるものと考えられる。

本章では、まず TRIP 鋼の一種であり構造用材料として広く用いられている SUS304 に発生するひずみ誘起マルテンサイト変態ならびにその変形挙動の概略を把握するために、過去の実験結果^{(14),(28),(29),(31),(32),(34),(64)} によって明らかにされている、ひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動の温度、ひずみ速度、変形様式依存性の特徴について述べる。続いて、SUS304 を対象に、種々の試験温度における等温単軸引張及び圧縮試験法ならびにマルテンサイト相体積分率測定法を示す。次いで、実験により得られた流動応力 - 塑性ひずみ曲線及び X 線回折法から得られた巨視的なマルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ曲線を示し、変形様式と巨視的なひずみ誘起マルテンサイト変態の関係を検討する。一方、局所的なレベルにおけるひずみ誘起マルテンサイト変態について検討するため、SEM 写真を用いて局所的なマルテンサイト相面積分率を求める。また、SEM 写真から得られた局所におけるマルテンサイト相の粒子の状態を検討するため、SEM 写真に対して Fourier 変換画像処理解析法⁽⁶⁷⁾ を適用し、マルテンサイト相粒子の周期性及び配向性を検討する。それらの結果より、局所的なマルテンサイト相粒子の状態の変形様式依存性も併せて明らかにする。

2.2 SUS304 を用いたひずみ誘起マルテンサイト変態ならびにその変形挙動についての過去の実験結果

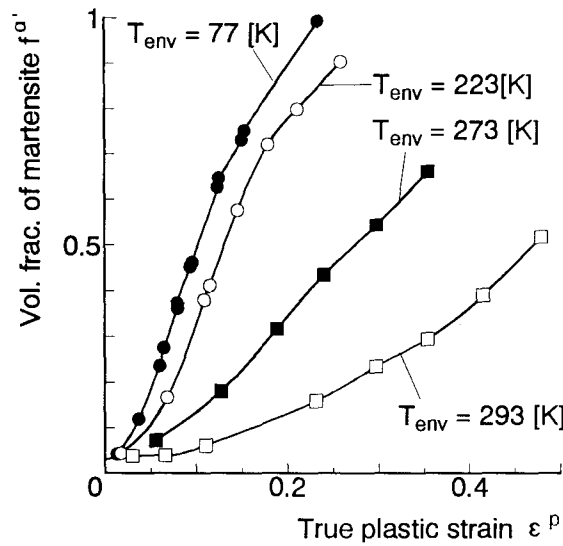
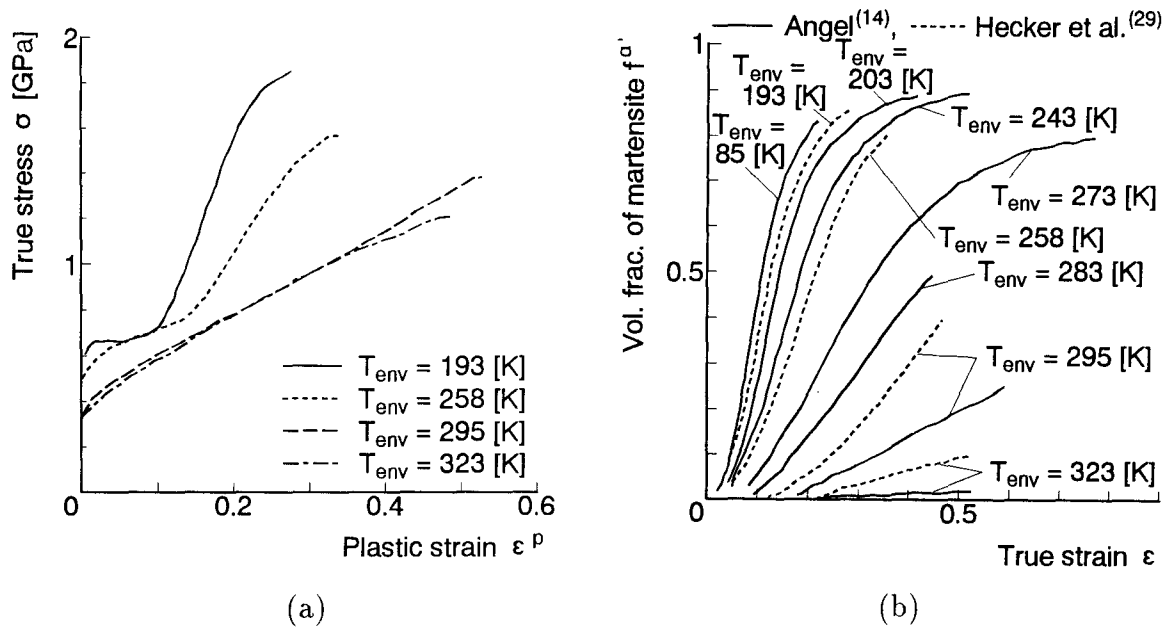
本節では、過去の研究によって明らかにされた SUS304 を用いた実験結果を示し、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動と TRIP 鋼の変形挙動の温度、ひずみ速度および変形様式依存性の特徴について個別に述べる。

まず、SUS304 のひずみ誘起マルテンサイト変態挙動およびその変形挙動の温度依存性

の特徴について述べるために、図 2.1 に環境温度 T_{env} を変化させた場合の SUS304 を対象とした引張試験から得られた、(a) 真応力 σ - 塑性ひずみ ε^p 関係⁽²⁹⁾、(b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 真ひずみ ε 関係^{(14),(29)}、(c) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 塑性ひずみ ε^p 関係⁽⁶⁴⁾を示す。図 (b)、(c) より、 $f^{\alpha'}$ は変形の進行に伴って増加し、一定値に飽和する S 字型の曲線を描く傾向にあることがわかる。 T_{env} の上昇に伴い、 $f^{\alpha'}$ の値、ならびにその飽和値は減少し、常温付近の温度域において、 T_{env} の変化にともなって $f^{\alpha'}$ は著しく変化している。図 (a) に示すように、 T_{env} が低い場合、変形の進行により $f^{\alpha'}$ が急激に増加するため、 σ の著しい増大が見られる。 σ は $f^{\alpha'}$ に呼応して、 T_{env} の上昇にともなって減少し、常温付近の温度域において、 T_{env} の変化に対して著しく変化している。低温域では σ が降伏点を越えた直後、応力 - ひずみ曲線の傾きが減少している。その後、硬質のマルテンサイト相が生成し、その体積分率が変形の進行に対して増加することにより、再び応力 - ひずみ曲線の傾きが大きくなり、大きな流動応力を示すようになる。

SUS304 のひずみ誘起マルテンサイト変態挙動およびその変形挙動のひずみ速度依存性特性を示す。図 2.2 (a) は公称ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_n$ を変化させた場合の環境温度 $T_{env} = 295$ [K] における引張試験から得られたマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 塑性ひずみ ε^p 関係⁽²⁹⁾を示している。図 (b) は環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] における引張試験から得られた伸び - $\dot{\varepsilon}_n$ 関係⁽²⁸⁾を、(c) は T_{env} を変化させた場合のひずみ速度感度指数 m - 真ひずみ ε 関係⁽³¹⁾をそれぞれ示している。図 (a) から、 $\varepsilon^p = 0.25$ 付近までの変形初期段階において、高速変形時の $f^{\alpha'}$ は低速変形時の $f^{\alpha'}$ に比して大きい。変形の進行にともなって、低速変形時の $f^{\alpha'}$ は高速変形時のそれに比して大きくなり、変形初期段階の場合と逆の関係を示している。図 (b) から SUS304 の均一および破断伸びは、ひずみ速度の大きさに関わらず、 T_{env} の低下に伴い減少し、伸び - $\dot{\varepsilon}_n$ 関係は最小値を持つ下に凸の曲線となることがわかる。一方、 T_{env} が低くなると $\dot{\varepsilon}_n$ の変化に対する伸びの変化は小さくなるので、低温域において伸びのひずみ速度依存性は小さい。さらに、図 (c) から低温域において変形の進行に伴い m 値は増加し、最大値を示した後減少することがわかる。一方、常温付近の温度域において、変形の進行に対して m は滑らかに減少する。

次に、SUS304 のひずみ誘起マルテンサイト変態挙動およびその変形挙動の変形様式依存性について説明する。図 2.3 (a) は室温における引張試験ならびに圧縮試験から得られたマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 真ひずみ ε 関係⁽³²⁾、(b) は SUS304 薄肉円筒試験片を用いて環境温度 $T_{env} = 77$ [K] における多軸負荷試験により得た相当応力 $\bar{\sigma}$ - 相当塑性ひ



(c)

図 2.1 SUS304 の引張試験から得られた (a) 真応力 - 塑性ひずみ関係⁽²⁹⁾, (b) マルテンサイト相体積分率 - 真ひずみ関係^{(14),(29)}, (c) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係⁽⁶⁴⁾

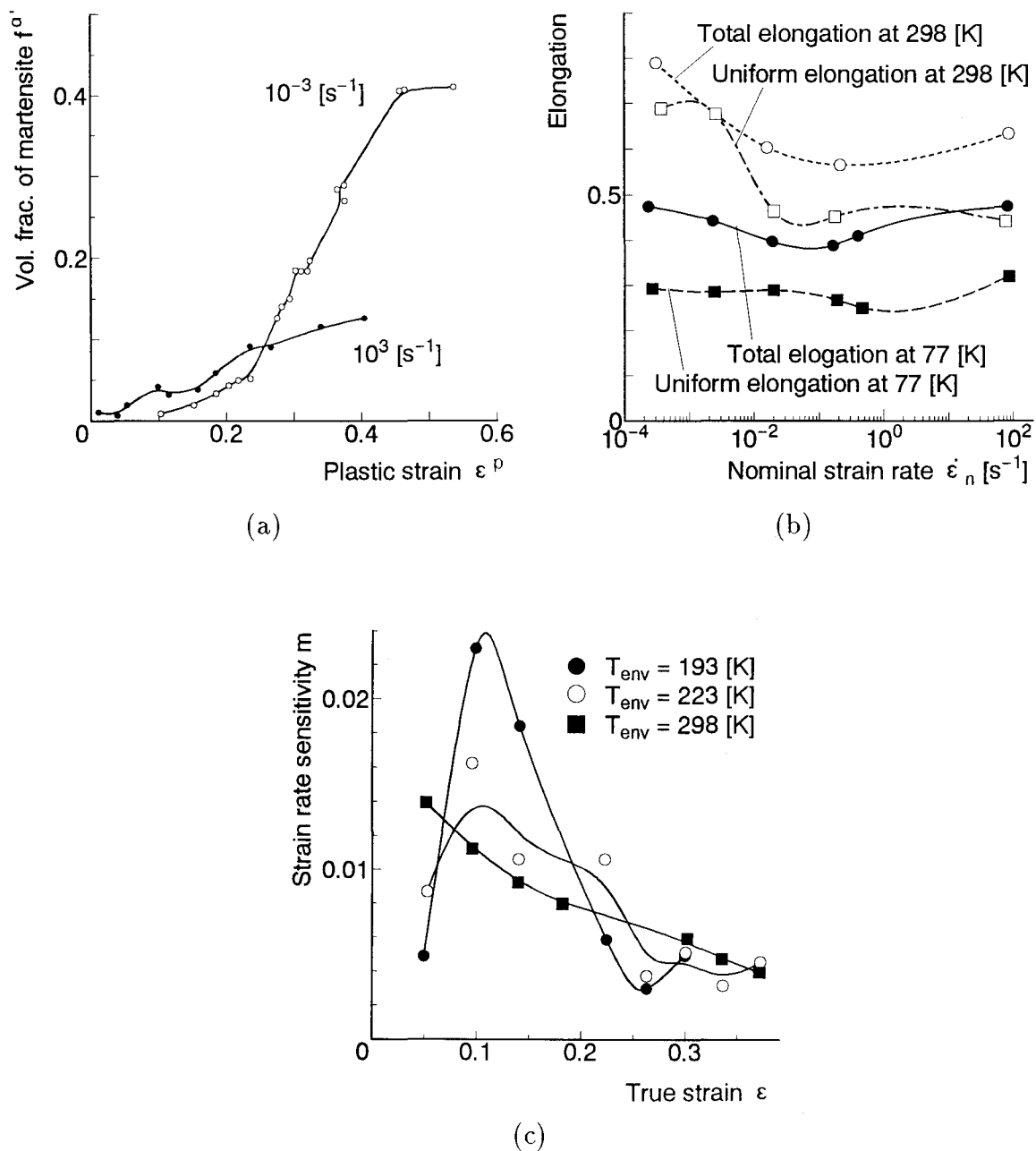


図 2.2 SUS304 を用いた引張試験から得られた (a) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係⁽²⁹⁾, (b) 伸び - ひずみ速度関係⁽²⁸⁾, (c) ひずみ速度感度指数 - 真ひずみ関係⁽³¹⁾

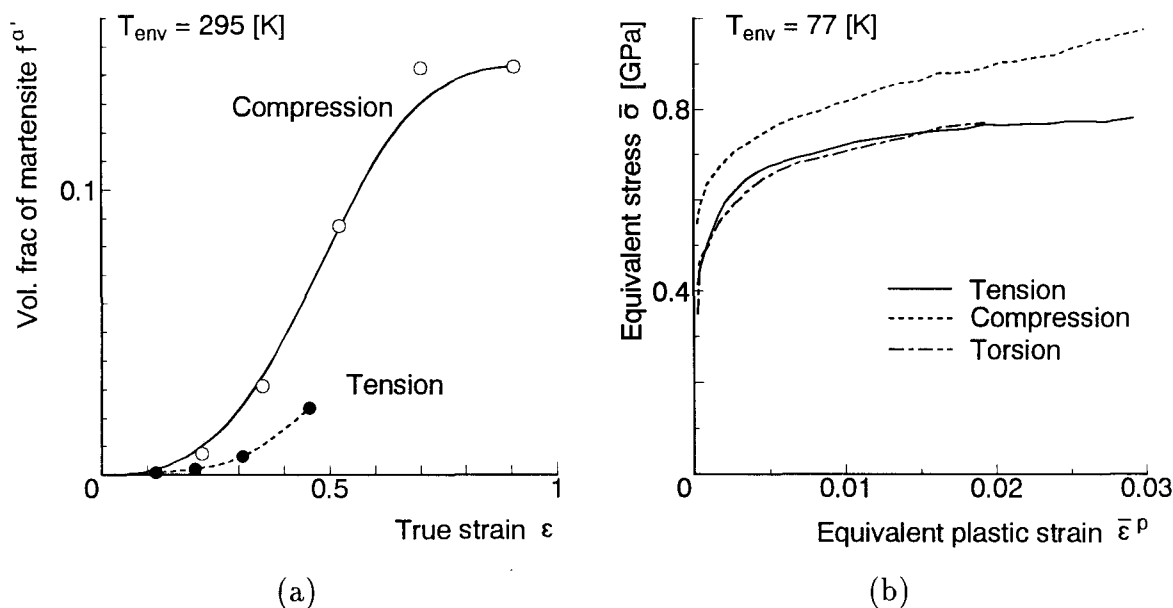


図 2.3 SUS304 を用いて得られた (a) 室温におけるマルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係⁽³²⁾, (b) $T_{env} = 77$ [K] における相当応力 - 相当塑性ひずみ関係⁽³⁴⁾

ひずみ $\bar{\epsilon}^p$ 関係⁽³⁴⁾を示す。図 (a) より、常温という限られた温度ではあるが、SUS304 の圧縮変形下における $f^{\alpha'}$ は、引張変形の場合の $f^{\alpha'}$ に比して変形中終始大きくなるのがわかる。また、図 (b) から圧縮試験の場合の $\bar{\sigma}$ は他の場合に比して大きく、ねじりおよび引張の場合の $\bar{\sigma}$ はほぼ同じ値を示すことがわかる。

ひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動の温度、ひずみ速度、変形様式依存性の特徴を概観したが、それぞれの発生メカニズムは以下のように説明されている。温度依存性については、積層欠陥エネルギーならびにマルテンサイト変態に必要な駆動力の温度依存性に起因し^{(22),(44)}、ひずみ誘起マルテンサイト変態の温度依存性ならびにオーステナイト相、マルテンサイト相単相材の変形挙動の温度依存性が相まって TRIP 鋼の変形挙動の温度依存性が現れる。ひずみ誘起マルテンサイト変態のひずみ速度依存性については、変形初期の場合、高速変形時に発生するせん断帯の生成量が低速変形時に比して大きくなること、さらに変形が進行した場合、高速変形に伴う不可逆仕事の増加が起因する^{(29),(30)}。TRIP 鋼の延性のひずみ速度依存性については、ひずみ速度の増加に伴って断熱変形状態となり、不可逆仕事が増加する熱発生が主要因である⁽²⁸⁾。TRIP 鋼のひずみ速度感度指数 m のひずみ速度依存性については、変形の進行に伴って m 値と $df^{\alpha'} / d\epsilon$ が同様な変化を示すことから、 m 値が $f^{\alpha'}$ に依存することに起因する⁽³¹⁾。しかしながら、変

形様式依存性については，各研究間で結果が異なるなど，詳細な検討が行われていないため，現象とその発生メカニズムが解明されていない。

2.3 引張，圧縮試験方法およびマルテンサイト相体積分率測定法

本節では，種々の環境温度における単軸引張試験及び単軸圧縮試験法とマルテンサイト相体積分率の測定法について述べる。

供試材として市販の SUS304 の丸棒を用いた。表 2.1 にその化学成分を示す。Eichelman

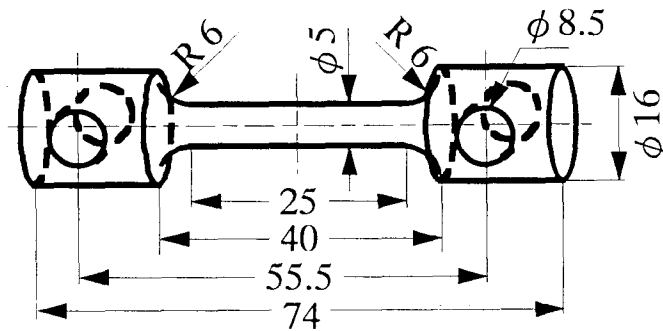
表 2.1 供試材である市販 SUS304 鋼の化学成分表

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
wt %	0.06	0.5	1.0	0.033	0.022	8.11	18.19

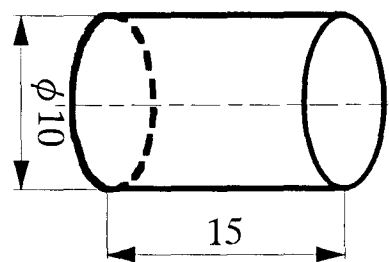
ら⁽⁶³⁾は SUS304 に発生する冷却マルテンサイト変態に及ぼす化学成分の影響を検討している。その中で，化学成分の関数として次式のような M_s 点の計算式を提案している。

$$M_s[^\circ\text{F}] = 75(14.6 - \text{Cr}) + 110(8.9 - \text{Ni}) + 3000\{0.068 - (\text{C} + \text{N})\} \\ + 60(1.33 - \text{Mn}) + 50(0.47 - \text{Si}) \quad (2.1)$$

ここで，上式における元素記号はその元素の重量百分率を表す。表 2.1 に示す化学成分を持つ SUS304 について，上式により M_s 点を，式 (1.1) を用いて M_{d30} を算出すると， $M_s = -140.0 [^\circ\text{F}] = -95.6 [^\circ\text{C}]$ ， $M_{d30} = 46.3 [^\circ\text{C}]$ となる。これより，供試材を $-95.6 [^\circ\text{C}]$ 以下に冷却するとマルテンサイト変態が生じることになる。しかしながら，Fiedler ら⁽⁶⁵⁾によれば，表 2.1 に示した値と同様な化学成分を持つ SUS304 の冷却マルテンサイト変態について検討した結果，この種の鋼では 77 [K] に冷却した場合においても生成するマルテンサイト相の体積分率は 3 % 以下となることを示している。この結果を踏まえ，本実験では冷却変態によるマルテンサイト相の生成量は少ないものとし，純粹にひずみ誘起マルテンサイト変態のみが発生していると考える。この材料を引張試験，圧縮試験の場合とも図 2.4 に示す形状に切削加工後，1373 [K] で 30 [min] 固溶化熱処理を施し，均一なオーステナイト相単相組織をもつ試験片を得た。圧縮試験片は，固溶化熱処理後工具接触面を 2000 番の耐水ペーパーで鏡面仕上げをした。



(a) 引張試験片



(b) 圧縮試験片

図 2.4 実験で用いた試験片形状

液体窒素, エタノール + ドライアイス, マシン油を用いて液体雰囲気を作成し, 77, 213, 273, 298, 353 [K] の 5 種の環境温度を設定した. 試験片を取付後無負荷状態で 30 分間所定の温度で保持することにより試験片内部の温度を均一にし, 試験中終始攪拌することによってこれらの液体の温度をほぼ一定に保持した.

さらに, 容量 250 [kN] のインストロン型試験機, 試験装置, 上記液体雰囲気を実現する保温容器及び加熱装置, 温度測定機器等を用いて, 実験を行った. 図 2.5 は, (a) 引張試験及び (b) 圧縮試験の場合の試験装置の外観図である. なお, これらはそれぞれ渋谷ら⁽⁶⁶⁾ および Cortes ら⁽⁵²⁾ が用いた装置を参考に作成した. 引張試験においては, 図 2.5 (a) の装置を試験機に固定し, そこに試験片を装着した後保温容器中におき, プルロッドを介して引張荷重を加えた. 一方, 圧縮試験では図 2.5 (b) のように, 試験片を保温容器中におき, ダイセット, 鏡面仕上げを施した工具を介して試験機により圧縮荷重を加えた. 試験中にダイセットを通じて逃げる熱損失を少なくするために, ダイセットとロードセル及び工具の間にグラスウール製の断熱材を挿入した. 工具は, 材質が SUS630, 寸法が直径 60 [mm], 高さ 22 [mm] の円柱形状のものを使用し, 試験片に極力一様な圧縮変形をするように, 黒鉛或いはワセリンを塗布したテフロンシートを試験片と工具の間に挿入し, 固体潤

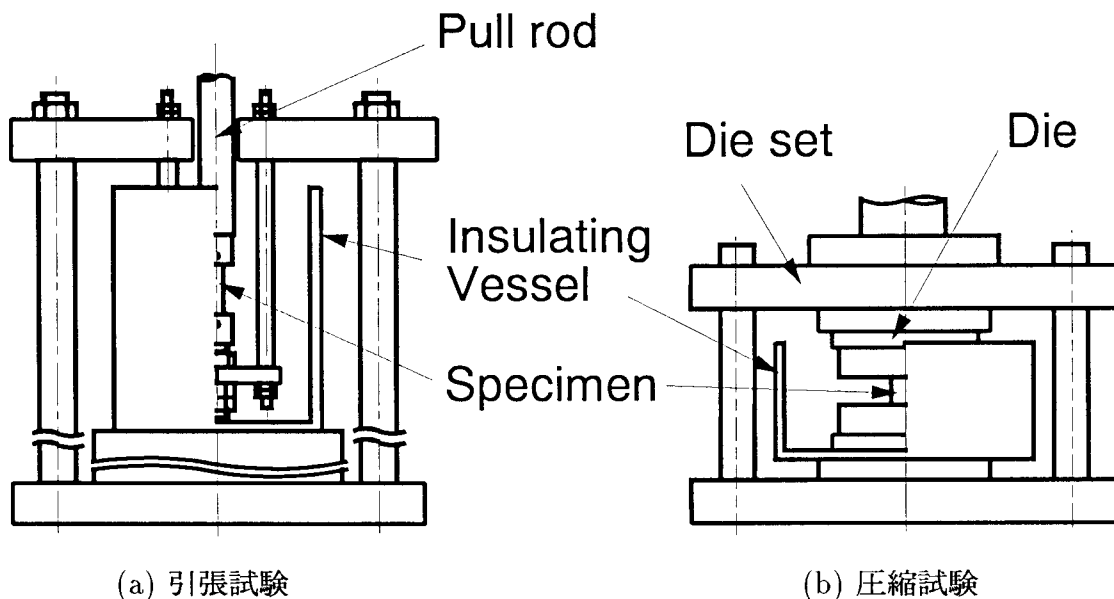
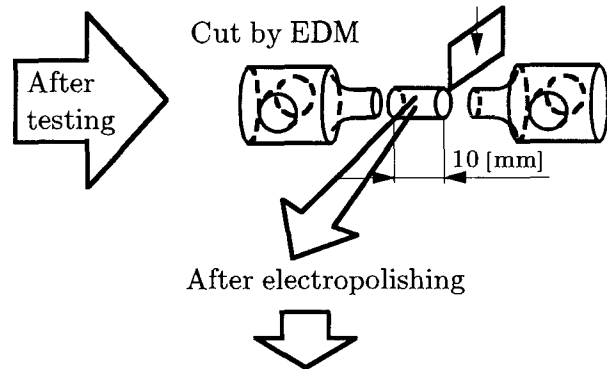


図 2.5 試験装置治具の外観図

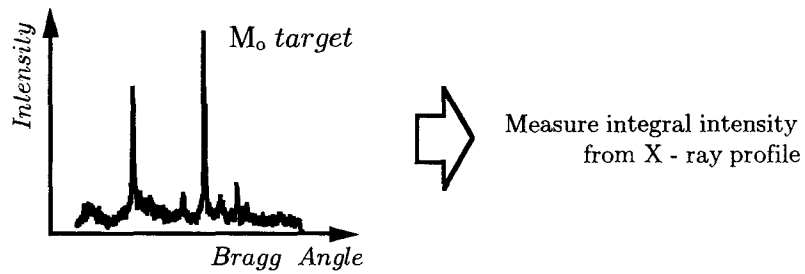
滑を行った。クロスヘッド変位速度を引張と圧縮の場合についてそれぞれ 0.75 [mm/min] 及び 0.45 [mm/min] に設定し試験を行った。この時の公称ひずみ速度は 5×10^{-4} [s⁻¹] である。なお、引張試験については最高荷重点付近、圧縮試験については公称ひずみが 0.6 付近に到達した時点で実験を終了した。

図 2.6 にマルテンサイト相体積分率の測定方法の概略図を示す。まず、試験後の引張試験片から加工変質相の少ない放電加工機により平行部の中央部分 10 [mm] を切り出した。次に、放電加工により生じた加工変質層を除去するため、25 % 磷酸電解液及び SUS304 陰極を用いた電解研磨により、100 [V] – 5 [A] の条件において、切り出した試料と圧縮試験片の両端を約 1 [mm] 研磨した。これらの試料全体における巨視的なマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ を、比較的波長の短い MoK α 及び X 線ディフラクトメーターによる X 線回折法を用いて測定した。集合組織の影響による特定回折強度のばらつきにより生じる定量誤差を最小にするため、多重 X 線ピーク法⁽⁶⁸⁾による直接比較法を用いた。Dickson⁽⁶⁸⁾ によれば、オーステナイトおよびマルテンサイト相体積分率 f^{γ} 、 $f^{\alpha'}$ の比はそれぞれ次式のように表すことができる。

$$\frac{f^{\gamma}}{f^{\alpha'}} = \frac{\frac{1}{n_{\gamma}} \sum_{i=1}^{n_{\gamma}} \frac{I_{\gamma i}}{R_{\gamma i}}}{\frac{1}{n_{\alpha'}} \sum_{j=1}^{n_{\alpha'}} \frac{I_{\alpha' j}}{R_{\alpha' j}}} \quad (2.2)$$



- Measurement of macroscopic volume fraction of martensite
X ray diffraction method



- Measurement of microscopic volume fraction of martensite
Image processing method

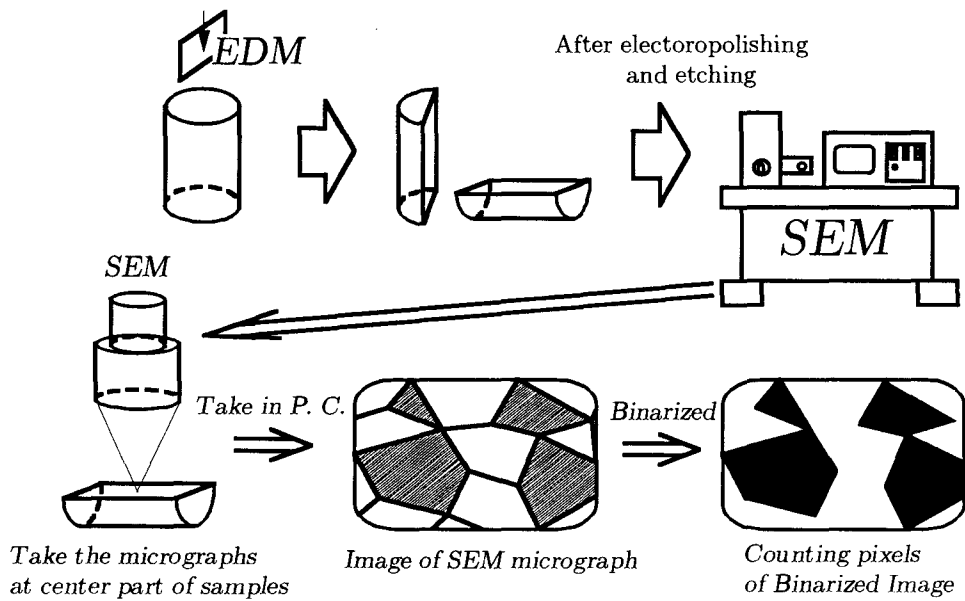


図 2.6 マルテンサイト相体積分率の測定法の概略

ここで、 I_{γ_i} , $I_{\alpha'_i}$ はそれぞれ X 線回折 profile から得られたオーステナイト及びマルテンサイト相の対応する面における回折積分強度, R_{γ_i} , $R_{\alpha'_i}$ は理論解析から得られたオーステナイト相およびマルテンサイト相の対応する面における理論強度, n_{γ} , $n_{\alpha'}$ はそれぞれオーステナイト及びマルテンサイト相の積分強度を測定する面の数を表す. なお, 回折面をオーステナイト相の場合, (200), (220), (311), (222), マルテンサイト相の場合, (200), (211), (220) に設定した. 式 (2.2) および $f^{\gamma} + f^{\alpha'} = 1$ から f^{γ} および $f^{\alpha'}$ を求めることができる. 一方, 試験片内の局所におけるマルテンサイト相の量を求めるため, マルテンサイト相面積分率 $s^{\alpha'}$ を, SEM 観察から得られた顕微鏡写真の画像処理による方法を用いて測定した. まず, X 線回折法により巨視的マルテンサイト相体積分率を求めた後の試料を, 負荷方向にそって放電加工によって切り出した. さらに, 電解研磨を用いて放電加工過程で生じた加工変質層を除去した. その後, マルテンサイト相を可視化するため, 負荷方向断面の写真撮影面にバフ研磨とピクリン酸, 塩酸の混合液を使用した腐食処理を施し, 負荷方向断面の中心部を対象に SEM を用いて, 撮影倍率 1500 にて顕微鏡写真撮影を行った. 撮影した SEM 写真をスキャナーにより Personal Computer (PC) に取り込み, 写真の現像等による色むらを補正した後, 2 値化して輝度 0 の画素を計数する. 次に, これを画像全体の画素数で除することによって $s^{\alpha'}$ が求められる. さらに, 局所におけるマルテンサイト粒子の周期性, 配向性を検討するため, Fourier 変換画像処理解析法⁽⁶⁷⁾を用いた. この方法は取り込んだ SEM 写真画像を Fourier 変換し, 得られた Power Spectrum Pattern を極座標解析するものであり, この方法によりマルテンサイト粒子の配向分布関数および周波数分布関数を求めることができる⁽⁶⁷⁾.

2.4 実験結果と考察

2.4.1 巨視的流動応力, マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係

図 2.7 (a), (b) に環境温度 $T_{env} = 77, 213, 273, 298, 353$ [K] の下での引張及び圧縮試験により, 得られた流動応力 σ ならびに X 線回折法から得られた巨視的マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ と塑性ひずみ ϵ^p の関係を示す. なお, 図中に示す実線と破線はいずれも, 実験値に B-spline 関数を適用した補間により求めた. 引張変形の場合, 実験は最高荷重点付近で終了しており, 実験を終了した試験片の観察から, 試験片は一樣な変形をしていることが確認された. これは, 最高荷重点までは一樣変形をすることを考慮⁽⁶²⁾の条件⁽⁶²⁾

を満足していることを表している。よって、引張試験の場合、図示の試験終了時の ε^p の大きさに均一伸びの大きさを判断できる。図 (a) より、 $T_{env} = 273, 298$ [K] 付近の均一伸びが大きいことがわかり、この温度域において強度及び延性が高くなる、すなわち TRIP 現象が発生していることがわかる。この図より、図 2.1 に示したものと同様な、曲線を示していることがわかる。すなわち、図 (b) から、 ε^p の増加に伴う $f^{\alpha'}$ の増加、一定値に飽和する S 字型の曲線、 T_{env} の上昇に伴う $f^{\alpha'}$ の減少、常温付近の T_{env} の変化に伴う $f^{\alpha'}$ は著しい変化が観察される。また、図 (a) から、 T_{env} の低下に伴う流動応力の増加、低温域における応力 - ひずみ曲線に変曲点が見られる。さらに、降伏応力は、引張変形の場合と圧縮変形の場合でほぼ同じ値を示しており、初期等方性を示していると考えられ、Ishikawa ら⁽⁶⁹⁾ が SUS304 薄肉円管試験片を用いて行った実験結果と対応している。しかしながら、 ε^p の増大に伴って σ に差が見られる。 T_{env} が低い場合、圧縮変形に対する σ が引張変形の場合に比して高くなっているが、ひずみが大きくなるとその関係が逆転している。 $T_{env} = 353$ [K] の場合、引張に比して圧縮の場合の σ は全ひずみ領域において低くなっている。

このような現象が発生する原因として、図 (b) に見られるように、 $f^{\alpha'}$ の増加が両変形で著しく異なること、すなわち変態現象の変形様式依存性が挙げられる。しかしながら、変態現象の変形様式依存性だけで説明できない現象が見られる。図 (b) の $T_{env} = 353$ K の結果をみると、引張の場合、マルテンサイト相の発生は零であるのに対して、圧縮の場合

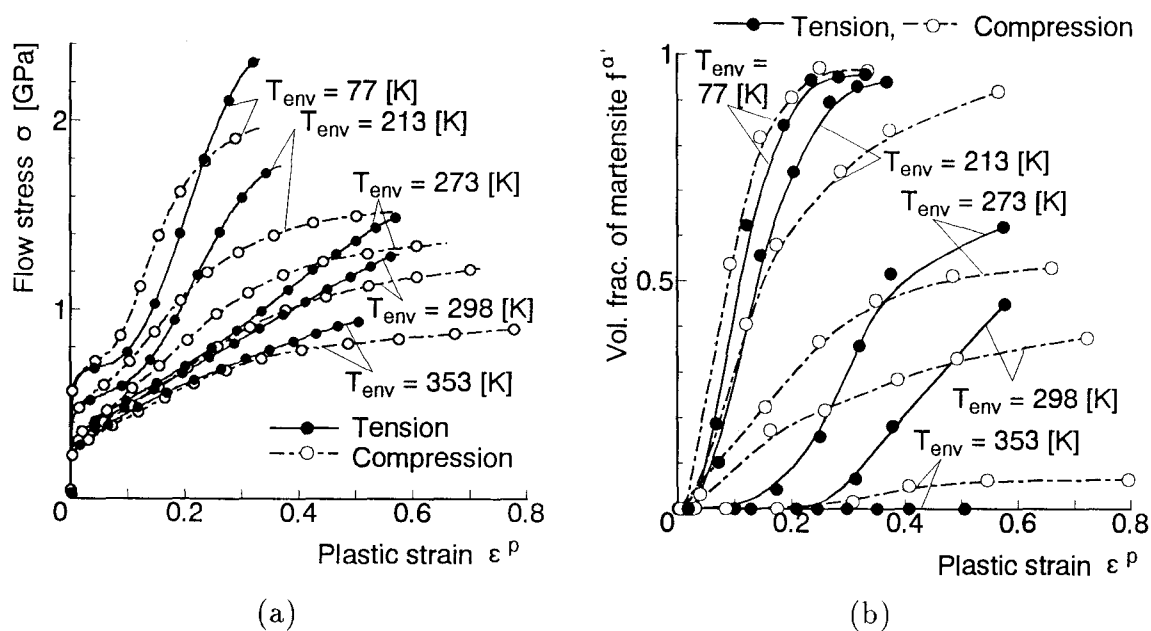


図 2.7 (a) 流動応力 - 塑性ひずみ, (b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係

はおおよそ 0.05 の $f^{\alpha'}$ の値を示しているが、図 (a) の対応する圧縮の場合の σ は引張の場合よりも低い。 $T_{env} = 77$ [K] の場合、 ε^p が 0.3 付近で、引張及び圧縮いずれの場合も $f^{\alpha'}$ はほぼ飽和しているにも関わらず、図 (a) の対応する σ に大きな差が見られる。これより、オーステナイト相ならびにマルテンサイト相のそれぞれ単相状態での応力 - ひずみ関係も両変形で異なること、すなわち単相の流動応力 σ の変形様式ならびに応力状態依存性が存在するものと考えられる。

図 2.1 に示した過去の実験結果^{(14),(29),(64)}と図 2.7 に示した本実験結果を比較検討する。これらの図から両者には定量的な一致が見られる。例えば、図 2.1 (a) に示すように、 $T_{env} = 193$ [K] において ε^p が約 0.25 の場合、 σ の最大値は約 1.8 [GPa] を示し、本実験結果図 2.7 (a) に示すように、 $T_{env} = 213$ [K] において ε^p が約 0.32 の場合、 σ の最大値は約 1.8 [GPa] と同様な値を示している。さらに図 2.1 (b) および図 2.7 (b) に着目すると、極低温域における $f^{\alpha'}$ の飽和値は本実験結果の方が $f^{\alpha'}$ が、Angel⁽¹⁴⁾ 及び Hecker ら⁽²⁹⁾の結果に比して大きくなっていることがわかる。それに対して、図 2.1 (c) に示すように、 $T_{env} = 77$ [K] における $f^{\alpha'}$ は本実験結果と同様な値を示している。 $f^{\alpha'}$ の測定に、本実験と瀧本らは X 線回折法を、Angel と Hecker らは磁氣的測定法を採用しており、Angel, Hecker らおよび瀧本らは、それぞれ 10^{-3} , 2.0×10^{-4} [s^{-1}] のひずみ速度にて実験を行っている。すなわち、このような差は用いた測定方法及び $\dot{\varepsilon}_n$ の違いに起因するものと考えられる。

図 2.8 に、引張試験結果から得られた (a) 均一および破断伸び - 環境温度関係、(b) 引張強度 - 環境温度関係を示す。なお、深瀬ら⁽¹⁶⁾および Huang ら⁽³¹⁾の結果もあわせて示す。深瀬らおよび Huang らは破断伸びを評価しているが、本実験結果は均一伸びを評価していることを記しておく。図 (a) より、供試材である SUS304 においても、図 1.4 に示したものと同様に、常温付近の温度域において均一伸びは最大値を示し、その値は約 80 % である。本実験結果の破断伸びはさらに大きくなることが予想され、TRIP 現象により延性が高くなっていることがわかる。一方、引張強度はマルテンサイト相が最も多く生成する $T_{env} = 77$ [K] において最大値を示し、 T_{env} の上昇とともに減少する。特に、常温付近の温度域において引張強度が急激に減少している。これらの図より本実験の引張強度 - 環境温度関係は他の実験結果とよく一致している。また、環境温度の変化に対する伸びの変化の傾向も他の実験結果と一致する。しかしながら、全温度域にわたって伸びの大きさに一致は見られず、伸びの最大値を示す温度が他の場合に比して若干低温側にある。これらの差の原因として、ひずみ速度の大きさが考えられる。すなわち、深瀬ら⁽¹⁶⁾ならびに Huang

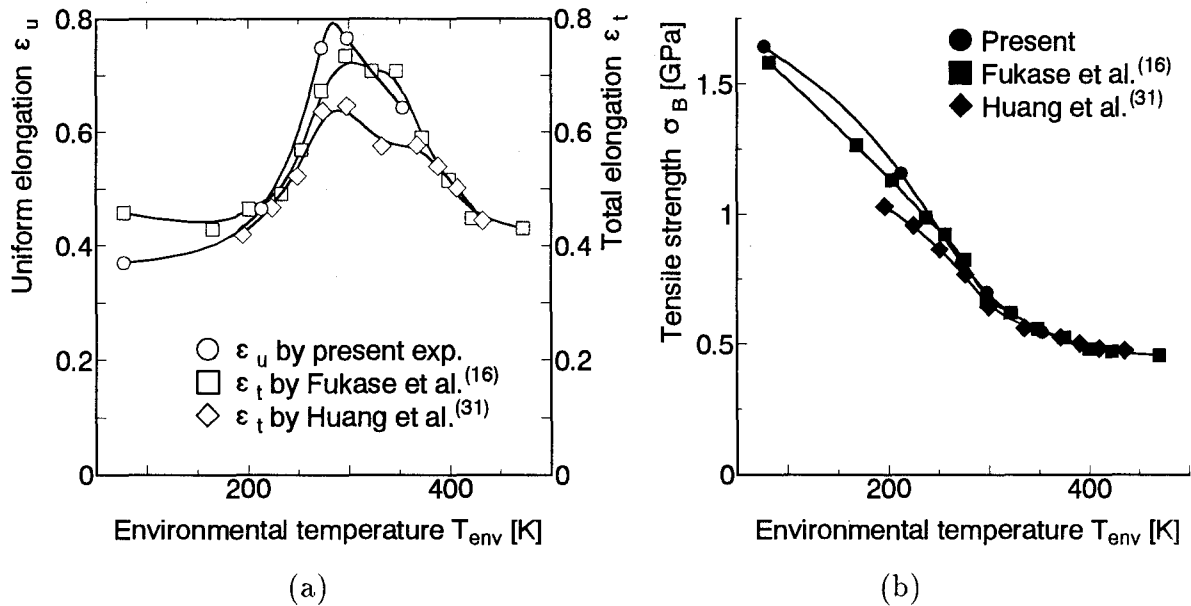


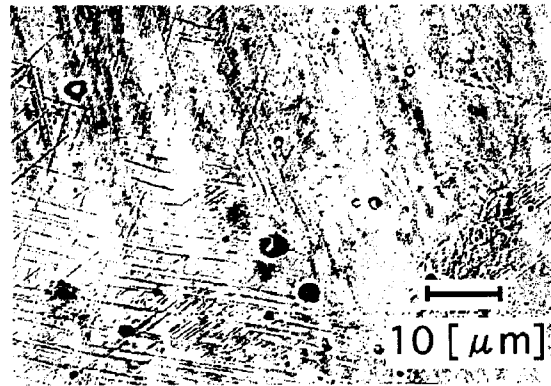
図 2.8 引張試験結果から得られた (a) 均一伸び – 環境温度関係, (b) 引張強度 – 環境温度関係

ら⁽³¹⁾の用いた $\dot{\epsilon}_n$ は $1.5 \times 10^{-2} [s^{-1}]$ であり, 本実験で用いた $\dot{\epsilon}_n$ の 30 倍である.

2.4.2 微視領域におけるマルテンサイト相の顕微鏡観察結果と考察

図 2.9 に, 環境温度 273 [K] のもとで (a) 引張試験, (b) 圧縮試験を行った試験片の, 平均塑性ひずみが 0.248 の場合の SEM 組織写真の 2 値化画像を示す. これらの画像は試験片断面の中心部を撮影したものであり, 写真の上下方向が負荷方向となる. この図において白色, 黒色領域はそれぞれオーステナイト, マルテンサイト相を示している. この図に示すように, マルテンサイト相である領域が圧縮変形の場合に比して, 引張変形の場合は小さく, 変形様式ならびに応力状態依存性が局所的にも現れていることは明らかである. 引張試験結果から針状のマルテンサイト相組織が観察できる. 一方, 図 (b) から圧縮試験において, 大きな粒ならびに帯状のマルテンサイト相が観察でき, オーステナイト相との粒界も観察できる. また, 巨視量と局所量を比較するため, 図 2.9 から求めた $s^{\alpha'}$, X 線回折法から求めた $f^{\alpha'}$ 及び両者の差を表 2.2 に示す. この表から巨視量と定義した X 線回折法から求められた $f^{\alpha'}$ と局所量と定義した画像処理法から求めた $s^{\alpha'}$ の差は引張に比して圧縮の方が大きい. 巨視量を平均値とするとその差はゆらぎ量と考えられ, 引張の場合に比して圧縮の場合がゆらぎが大きいという結果を得る.

本実験で得た顕微鏡写真結果を検討するため, 図 2.10 に Lagneborg⁽²¹⁾ が得た (a) 室温



(a) 引張試験の場合

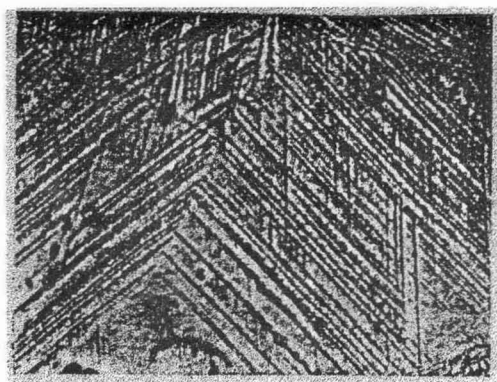


(b) 圧縮試験片の場合

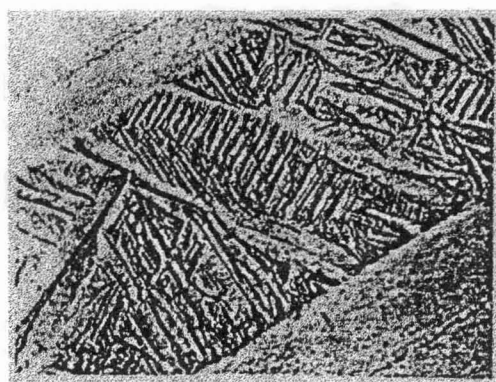
図 2.9 環境温度 273 [K], 塑性ひずみ 0.248 における SEM 顕微鏡写真の 2 値化画像において 0.075 のひずみを与えた場合, (b) 77 [K] に焼入れした場合の SUS304 の光学顕微鏡組織写真を示す. なお, 顕微鏡写真の撮影倍率はいずれも 1600 である. 図 (a) より, 図 2.9 に示した本実験結果と同様な針状マルテンサイト組織が観察される. Fiedler ら⁽⁶⁵⁾ もこのような針状マルテンサイト組織を観察しており, 引張試験に関しては針状マルテンサイト組織が形成されるものと考えられる. しかしながら, 圧縮試験の場合のマルテンサイト組織は針状とはなっておらず, 図 (b) に示す焼入れによって生成した帯状マルテンサ

表 2.2 X 線回折法から計測した $f^{\alpha'}$, SEM 写真から計測した $s^{\alpha'}$ およびそれらの差 $s^{\alpha'} - f^{\alpha'}$

	$f^{\alpha'}$	$s^{\alpha'}$	$s^{\alpha'} - f^{\alpha'}$
Tension	0.159	0.166	0.007
Compression	0.367	0.293	-0.074



(a) 0.075 のひずみを与えた場合



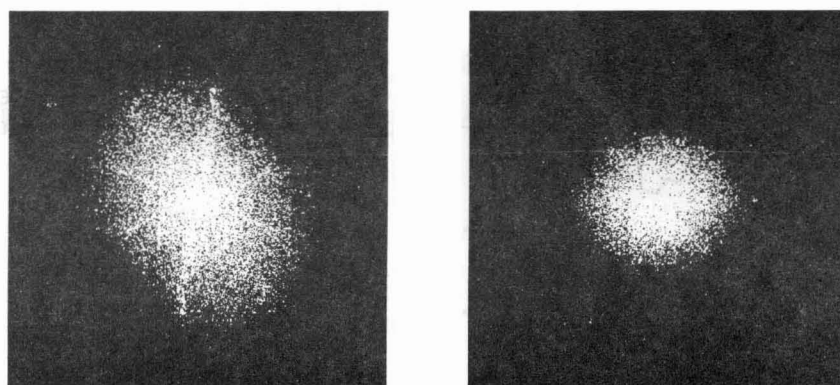
(b) 77 [K] に焼入れした場合

図 2.10 Lagneborg⁽²¹⁾ による光学顕微鏡写真 (いずれも 1600 ×)

イト相に近い形状となっている。

図 2.11 は (a) 引張変形, (b) 圧縮変形の場合について Fourier 変換画像処理解析法⁽⁶⁷⁾により得られた SEM 写真の Power Spectrum Pattern (以下 PSP) の 2 値化画像を示す。一般に粒子に配向性がある場合, PSP における点の集合は楕円を形成し, この楕円の短軸方向が粒子の主配向方向となる⁽⁶⁷⁾。この図から, 引張変形と圧縮変形の場合では明らかに局所的なマルテンサイト粒子の配向性が異なっていることがわかる。引張変形の場合, PSP は楕円を形成し, 主配向方向は縦軸から時計回りに 45 [deg] となっており, 配向性が見られるが, 圧縮変形の場合, 楕円ではなく円に近い PSP を示しており, 配向性がほとんど見られないことがわかる。

図 2.12 に 2 値化する前の PSP を極座標解析し得られた (a) 配向分布関数, (b) 周波数分布関数を示す。なお, 図中の θ は, PSP の中心を通る縦軸から時計回りに正の値をとる。ここで, 縦軸は, PSP のパワー分布を PSP の全領域で積分した値に対する相対値を表し



(a) 引張試験片

(b) 圧縮試験片

図 2.11 2 値化した Power spectrum patterns

ている。これらの分布関数は最大値を示し、最大値を示す配向角、周波数は多数の粒子が示す主配向角、主周波数となる。さらに、周波数分布関数の裾野の幅は周波数のばらつきの度合いを示している。すなわち、その裾野の幅が小さいほど主周波数を示す粒子が多いことを示す。図 (a) から、引張試験結果は明確な最大値を示し、圧縮試験結果からは明確な最大値が見られない。引張試験結果の主配向角は図 2.11 (a) から視覚的に捉えた結果と対応した主配向角とほぼ一致していることがわかる。一方、図 (b) から圧縮試験結果、引張試験結果で同様な形状の周波数分布関数を示しているが、最大値の高さ及び裾野の幅が異なっている。主周波数は引張の場合が圧縮の場合に比して高くなっていることがわかる。マルテンサイト相の粒子径は周波数の逆数に比例している⁽⁶⁷⁾ ことから、引張試験時のマルテンサイト粒子径は圧縮の場合の粒子径に比して小さいことがわかり、図 2.9 の直接観察から得られた結果と対応している。さらに、圧縮試験結果は引張試験結果に比して周波数のばらつきが大きい。すなわち、引張試験時のマルテンサイト相粒子径は、圧縮試験時の粒子径に比して均一であると考えられる。

以上から、マルテンサイト相の状態は巨視的レベルのみならず、局所的レベルにおいても変形様式に依存している。

2.5 結言

本章では、TRIP 鋼の一種であり構造用材料として広く用いられている SUS304 を対象に、種々の試験温度において等温単軸引張及び圧縮試験を行い、流動応力 - 塑性ひずみ曲線、X 線回折法から得られた巨視的なマルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ曲線を計測

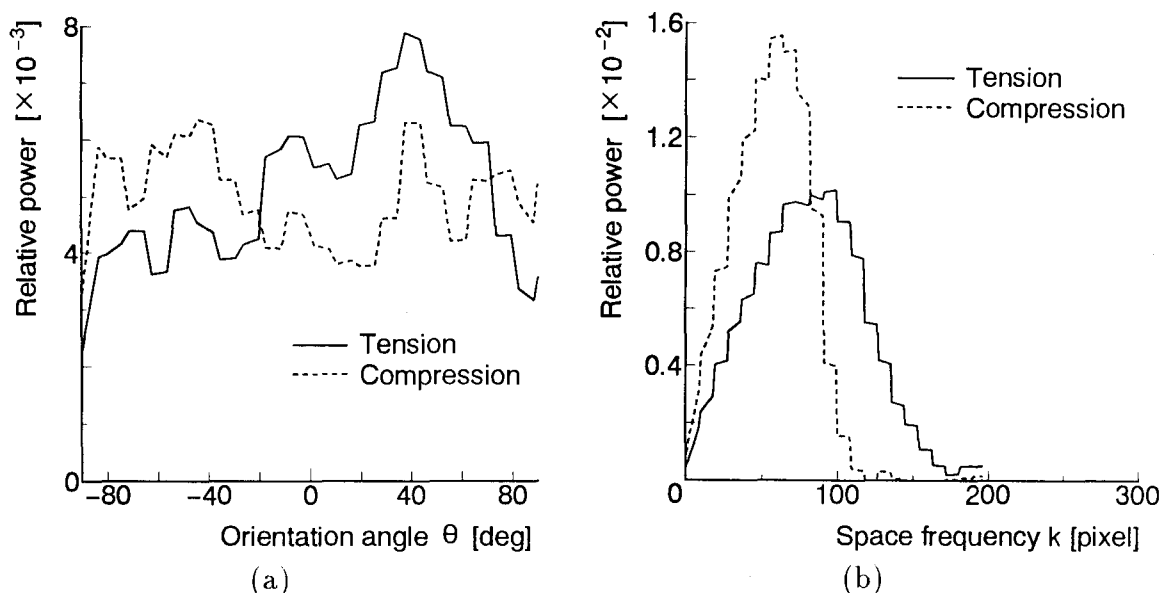


図 2.12 PSP から計測した (a) 配向分布関数, (b) 周波数分布関数

した。得られた結果から、巨視的なひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動の変形様式依存性を検討した。また、実験後の試験片の SEM 写真撮影を行い、SEM 写真により局所におけるマルテンサイト相粒子の状態の変形様式依存性を検討した。以下に得られた結果を示す。

まず、実験から得られた流動応力 - 塑性ひずみ曲線、マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ曲線は過去の実験によって得られた結果に対応することを示した。引張試験と圧縮試験結果を比較することにより、低温下の試験では、変形初期において引張に比して圧縮の方が高い値を示していたマルテンサイト相体積分率は変形の進行とともにその関係が逆転すること、同様な傾向が流動応力 - 塑性ひずみ関係にも認められることを明らかにした。また、極低温において、マルテンサイト相体積分率が塑性ひずみに対して飽和している場合及び高温下で変態が発生していない場合の応力 - ひずみ曲線からオーステナイト、マルテンサイト相単相の流動応力 - ひずみ曲線も変形様式依存性が存在することを確認した。

さらに、SEM 観察の結果、引張変形の場合におけるマルテンサイト相の生成量は、圧縮変形の場合に比して少なく、変形様式依存性が局所にも現れることを明らかにした。引張試験においては、針状のマルテンサイト相組織が、圧縮試験においては、大きな粒ならびに帯状のマルテンサイト相組織が、それぞれ生成することを示した。Fourier 変換画像処理解析法の結果、引張変形の場合、PSP は楕円を形成し、配向性の存在を確認したが、圧

縮変形の場合、楕円ではなく円に近い PSP を示しており、配向性が認められないことを示した。これら一連の SEM 写真を用いた検討結果から、試験片内の局所においてマルテンサイト相の状態は、変形様式に依存していることが明らかとなった。

第 3 章

TRIP 鋼の構成式

3.1 緒言

第 2 章において示したように、TRIP 鋼は高い加工硬化特性、高延性、高強度を示し、構造用材料として優れた性質を持つ一方で、その特性を示す温度、ひずみ速度等の加工環境は極めて限定される。このような TRIP 鋼の優れた機械的性質の積極的な利用ならびに優れた機械的性質を得ることのできる加工環境の拡大のために、TRIP 現象の発生メカニズムを解明することは重要である。しかしながら、ひずみ誘起マルテンサイト変態や、オーステナイト相およびマルテンサイト相単相の変形ならびに変態に伴う形状変化、体積膨張ひずみの発生が相まって、TRIP 現象の発生メカニズムは複雑なものとなる。これまで行われてきた TRIP 鋼を対象とした実験的研究においては、その発生メカニズムが十分説明されておらず、変形挙動の複雑さから実験のみにより機械的性質のさらなる改善法を模索することが非常に困難であることも事実である。

一方近年、有限要素法⁽⁵⁹⁾に代表される数値シミュレーション法が確立され、ABAQUS、NASTRAN、MARC 等の汎用有限要素解析コードも、材料の変形挙動予測を目的として一般に広く利用されてきている。そのため、上記汎用コードを用いることにより、一定のレベルまでの変形挙動が容易に予測可能となり、技術の進歩に貢献してきている。さらに精度良く変形挙動予測を行うためには、高精度な構成モデルを構築する必要がある。従って、TRIP 鋼を対象にした変形挙動解析も、上記汎用コードを用いて容易に、しかも高精度に変形挙動予測を可能とするためには、TRIP 鋼の変形挙動を高精度に表現可能な構成式を構築することが必要となる。また、数値シミュレーションを行うことで、TRIP 鋼の変形挙動および機械的性質の予知、その優れた機械的性質の発生メカニズムの解明と機械的性質の改善策の検討が可能となる。

これまで、連続体力学に立脚した観点から TRIP 鋼の変形挙動を表現可能である構成モ

デルを議論した研究は、応力誘起マルテンサイト変態を伴う形状記憶合金の研究⁽⁵⁶⁾に比して少ない。Cortes ら⁽⁵²⁾は、Angel の提案した式 (1.7) に温度に依存した特徴ひずみの考えを導入することによって、ひずみ誘起マルテンサイト変態の温度依存性を表現した現象論的変態カインेटクスモデルを提案している。また、オーステナイト相、マルテンサイト相単相と TRIP 鋼のひずみエネルギーの平衡を考え、オーステナイト相中に乱数を用いてマルテンサイト相を混入させた有限要素モデルによる解析結果に基づき各相の流動応力と 2 相複合体である TRIP 鋼の流動応力の関係を求めている。Stringfellow ら⁽⁵⁵⁾は、OC モデルに応力による力学的な駆動力の影響を加えたひずみ誘起マルテンサイト変態カインेटクスモデルとマルテンサイト相による強化機構を考慮した構成モデルを組合せ、変形および変態は温度が一定の下で進行するものとし、変形挙動解析によりひずみ誘起マルテンサイト変態に及ぼす応力状態の影響を検討している (以下 S モデル)。しかしながら、Hecker ら⁽²⁹⁾の実験事実からひずみ誘起マルテンサイト変態のひずみ速度依存性が考慮されておらず、複雑な変形状態となる塑性加工過程等の高精度な予測が望めないと考えられる。

本章では、ひずみ誘起マルテンサイト変態のひずみ速度依存性を考慮するため、Hecker ら⁽²⁹⁾の実験結果に基づいて、OC モデル⁽⁴⁹⁾及び S モデル⁽⁵⁵⁾を一般化したひずみ誘起マルテンサイト変態カインेटクスモデルを提案する。同時に、変態ひずみ速度を形状変化と体積膨張成分の和と捉え、Mises の降伏関数を用いた熱弾粘塑性ひずみ速度との和から TRIP 鋼の多軸構成式を定式化する。さらに、Eshelby の等価介在物理論⁽⁶⁰⁾に基づき、オーステナイト相及びマルテンサイト相が混在する 2 相混合体の単軸応力 - ひずみ関係を求める方法について述べる。

3.2 TRIP 鋼の構成式の定式化

3.2.1 ひずみ誘起マルテンサイト変態カインेटクスモデル

ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生メカニズムは数多くの材料学的研究^{(21)~(24)}により明らかにされており、面心立方構造のオーステナイト組織内に積層欠陥により発生した稠密六方構造のせん断帯が互いに交差し、その交差点に駆動力が与えられることにより、マルテンサイト変態が発生することが明らかにされている。本節では、このメカニズムに基づいて定式化された OC モデル、これを Mises の相当塑性ひずみを用いて多軸に一般化した Hecker ら⁽²⁹⁾のモデルならびに駆動力の応力状態依存性を考慮した S モデルをひずみ速

度及び変形時の温度変化を考慮できる形式に発展させる。

まず、OC モデル⁽⁴⁹⁾に従ってせん断帯の体積分率の変化率 \dot{f}^{sb} を基オーステナイト相の相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{(\gamma)}^{pslip}$ の関数として以下のように表す。

$$\dot{f}^{sb} = (1 - f^{sb})\alpha\dot{\epsilon}_{(\gamma)}^{pslip} \quad (3.1)$$

ここで、 α はせん断帯の増加を規定するパラメーターである。Hecker ら⁽²⁹⁾は、ひずみ速度が大きくなると変形がせん断帯のモードに支配されるようになり、せん断帯の交差数が増加することを明らかにしている。そこで式 (3.1) における α を以下のようにひずみ速度の関数で定義する。

$$\alpha = \alpha_0 \left[\frac{\dot{\epsilon}_{(\gamma)}^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M \quad (3.2)$$

ここで、 M はひずみ速度感度、 $\dot{\epsilon}_y$ は基準ひずみ速度である。

また α_0 は積層欠陥エネルギーに依存する⁽⁴⁹⁾ことから絶対温度 T の関数で表す。

$$\alpha_0 = \alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 \quad (3.3)$$

ここで、 α_1 、 α_2 、 α_3 は定数である。

単位オーステナイト体積当りのせん断帯数 N_v^{sb} は、せん断帯の平均体積を \bar{v}^{sb} で一定と仮定すると、以下の様に表わされる。

$$N_v^{sb} = \frac{f^{sb}}{\bar{v}^{sb}} \quad (3.4)$$

このせん断帯数から立体幾何学により、単位オーステナイト体積当りのせん断帯交差数 N_v^I を以下に示すべき乗則で表現する。

$$N_v^I = K(N_v^{sb})^n \quad (3.5)$$

ここで、 K 、 n は幾何学定数でせん断帯がランダムに配向しているとする、 $K = \pi^2 d^2 / 16$ (d : オーステナイト相結晶粒径)、 $n = 2$ になる。しかし、実際のせん断帯は変形の初期には平行に位置し、変形が進行し 2 次すべり系が働くと急激に交差数が増加すると考えられるので、 n は 2 以上の値をとる。

式 (3.4) を式 (3.5) に代入することで、せん断帯体積分率によりせん断帯交差数を表わす。

$$N_v^I = \frac{K}{(\bar{v}^{sb})^n} (f^{sb})^n \quad (3.6)$$

Olson と Cohen⁽⁴⁹⁾ はせん断帯の交差した領域がマルテンサイト核の形成領域となる確率を p とし、等温変形を仮定すると単位オーステナイト体積当りのマルテンサイト核数の時間変化率 $\dot{N}_v^{\alpha'}$ と \dot{N}_v^I との関係は次式で与えている。

$$\dot{N}_v^{\alpha'} = p \dot{N}_v^I \quad (3.7)$$

しかしながら、ひずみ誘起マルテンサイト変態は温度に敏感であるために、非等温過程において式 (3.7) を用いると誤差が生じることになる。そこで、S モデル⁽⁵⁵⁾に従い、式 (3.7) の時間導関数を求め、ひずみ誘起マルテンサイト変態の不可逆性を考慮すると単位オーステナイト体積当りのマルテンサイト核数の時間変化率 $\dot{N}_v^{\alpha'}$ は次式のようなになる。

$$\dot{N}_v^{\alpha'} = p \dot{N}_v^I + \dot{p} N_v^I H(\dot{p}) \quad (3.8)$$

ここで、 $H(\dot{p})$ はひずみ誘起マルテンサイト変態の不可逆性を表す Heaviside の Step 関数であり、次式のようなになる。

$$\left. \begin{aligned} H(\dot{p}) &= 1, & \dot{p} > 0 \\ H(\dot{p}) &= 0, & \dot{p} < 0 \end{aligned} \right\} \quad (3.9)$$

図 1.1 に示すように、 M_s 点において冷却変態の発生する自由エネルギー差 $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ が、マルテンサイト変態を発生させるために必要な最小化学駆動力になる。ひずみ誘起マルテンサイト変態は各相の自由エネルギー差で与えられる化学的駆動力 ΔF^{chem} と変形により与えられる付加的な力学的駆動力 ΔF^{mech} の和が変態に必要な駆動力 $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ に達すると発生する。また、交差領域での全駆動力 g を、S モデル⁽⁵⁵⁾を単純化し温度と応力状態の関数として次式で定義する。

$$g = \Delta F^{chem} + \Delta F^{mech} = -T + g_1 \Sigma \quad (3.10)$$

ここで、 g_1 は定数である。 $\Sigma (= \sigma_{ii}/3 \bar{\sigma})$ は S モデルに従いマルテンサイト変態が体積膨張を伴うことを考慮し、応力の 3 軸性の測度として Mises 型の相当応力と平均応力の比で定義する。

$$\Sigma = \frac{\sigma_M}{\bar{\sigma}} \quad (3.11)$$

$$\sigma_M = \frac{1}{3} \sigma_{ii}, \quad \bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma'_{ij} \sigma'_{ij}}$$

変態に必要な駆動力 $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ が自然界特有のゆらぎを持つと考え、図 3.1 (a) に示すように交差領域での変態に対するポテンシャルをガウス分布で仮定する。

$$n_v(g) = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma_g} \exp \left\{ -\frac{(g - g_0)^2}{2\sigma_g^2} \right\} \quad (3.12)$$

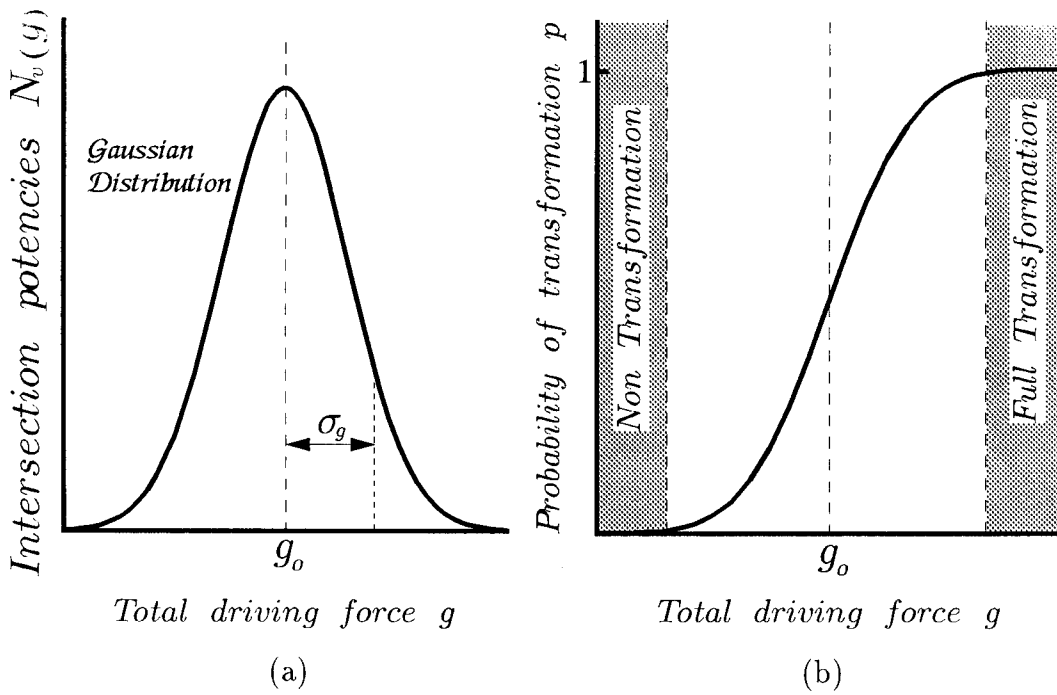


図 3.1 マルテンサイト変態発生時の (a) 交差ポテンシャル $N_v(g)$, (b) 変態確率 p

ここで、図 3.1 (a) に表すように、 σ_g は $N_v(g)$ の標準偏差、 g_0 はその平均値を表す。これより、せん断帯交差領域が変態領域となる確率 p は図 3.1 (b) に示すように全駆動力 g に関してガウス累積分布関数になる。

$$p = \int_{-\infty}^g n_v(g') dg' \quad (3.13)$$

また、式 (3.8) 中の \dot{p} は以下のように求めることができる。

$$\dot{p} = \frac{dp}{dg} \frac{dg}{dt} = n_v(g)(-\dot{T} + g_1 \dot{\Sigma}) \quad (3.14)$$

式 (3.14) 中の $\dot{\Sigma}$ は式 (3.11) を用いると以下のようになる。

$$\dot{\Sigma} = \Sigma \left(\frac{\dot{\sigma}_M}{\sigma_M} - \frac{\dot{\sigma}}{\sigma} \right) \quad (3.15)$$

さらに、式 (3.8) 中の $H(\dot{p})$ は式 (3.14) を用いると $H(\dot{p}) = H(\dot{g})$ に書き換えることができる。

次に、マルテンサイト核の平均体積を $\bar{v}^{\alpha'}$ で一定と仮定すると、マルテンサイト相の体積分率 $f^{\alpha'}$ の時間変化率は次式で表わされる。

$$\dot{f}^{\alpha'} = (1 - f^{\alpha'}) \bar{v}^{\alpha'} \dot{N}_v^{\alpha'} \quad (3.16)$$

式 (3.16) に式 (3.8), (3.6) を代入することでマルテンサイト相体積分率の時間変化率を基オーステナイト相当すべりひずみ速度及び駆動力の時間変化率の関数で表わす.

$$\begin{aligned} \dot{f}^{\alpha'} &= (1 - f^{\alpha'}) (A \dot{\bar{\epsilon}}_{(\gamma)}^{pslip} + B \dot{g}) & (3.17) \\ \left. \begin{aligned} A &= \alpha \beta n (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \\ B &= \eta n_v (g) (f^{sb})^n H(\dot{g}) \\ \beta &= \eta p, \quad \eta = \frac{K \bar{v}^{\alpha'}}{(\bar{v}^{sb})^n} \end{aligned} \right\} \end{aligned}$$

式 (3.17) に変形解析で求められた応力及びひずみ速度, 熱解析で求められた試料内温度を代入することで, 任意の瞬間のマルテンサイト相の体積分率の増加が求められる. なお, 単純負荷 ($\Sigma = \text{一定}$) ならびに等温過程の場合, 式 (3.17) 中の \dot{g} は 0 となる. また, 塑性変形を加えてない場合 ($\dot{\bar{\epsilon}}_{(\gamma)}^{pslip} = 0$) を考え, B を定数として積分を実行すると次式を得る.

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp(-BT + Bg_1 \Sigma) \quad (3.18)$$

一方, 王と井上⁽⁷⁰⁾ならびに Tanaka⁽⁷¹⁾ は, 冷却および応力誘起マルテンサイト変態に対し, 単軸引張の仮定の下で次式を提案している.

$$f^{\alpha'} = C \left[1 - \exp \left\{ bc (M_s - T) + \left(\frac{b\sigma}{k} \right) \right\} \right] \quad (3.19)$$

ここで, σ は作用する単軸引張応力, C, b, c, k は定数である. 上式中のパラメータ $C = 1, b = B g_1, M_s = 0, c = 1 / g_1, k = 3\bar{\sigma} = 3\sigma$ を代入し, 上式を特殊化すると式 (3.18) に一致する. すなわち, 式 (3.17) は, ひずみ誘起マルテンサイト変態のみならず, 冷却ならびに応力誘起マルテンサイト変態をも表現可能であるモデルとなっている. ただし, 式 (3.18) 中の B は f^{sb} の関数となっているため, $\dot{\bar{\epsilon}}_{(\gamma)}^{pslip}$ に依存することを付記しておく.

3.2.2 TRIP 鋼の多軸構成式

一般にマルテンサイト変態は偏差, 静水圧の両成分を持つ付加的な非弾性ひずみを伴う. また, TRIP 鋼における塑性流れは各相のすべり変形により非圧縮性の条件下で発生する. しかしながら, マルテンサイト相の生成による体積膨張を伴うため, 全体塑性挙動は非圧縮性にならない. そこで本節では, S モデルを参考に, 変態による体積変化を表現でき, ひずみ速度依存性体としての解析が行える粘塑性構成式を導出する.

図 3.2 に変態ひずみモデルを模式図で示す. この図に示すように, マルテンサイト変態

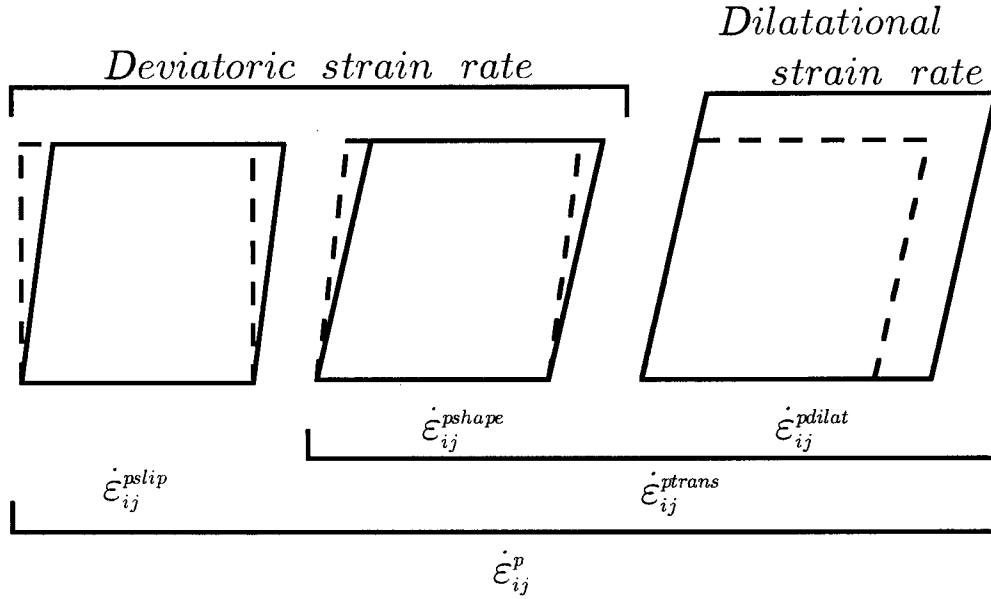


図 3.2 変態ひずみモデル

を伴う材料は、オーステナイト相およびマルテンサイト相の変形とマルテンサイト変態による変形に分解される。さらに、マルテンサイト変態は、晶癖面を基準に形状変化と呼ばれるせん断変形を、また格子定数の変化に伴う体積膨張を生じる。このことを考慮し、塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ をすべり変形、変態ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans}$ に分解する。さらに変態ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans}$ は形状変化を表わす偏差項 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ と正の体積変化を表わす膨張項 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ に分けられる。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{ptrans} = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} \quad (3.20)$$

すべり変形を表す $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ は、変態が発生しない場合のひずみ速度に対応する。

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} &= p_{ij} \dot{\epsilon}^{pslip} \\ p_{ij} &= \frac{3}{2\bar{\sigma}} \sigma'_{ij} \end{aligned} \quad (3.21)$$

形状変化ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ は通常の塑性変形と同様加えられた偏差応力の方向と同軸であると仮定し、次式で定義する。

$$\begin{aligned} \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} &= \sqrt{\frac{3}{2}} R f^{\alpha'} n_{ij} \\ n_{ij} &= \sqrt{\frac{2}{3}} p_{ij} \end{aligned} \quad (3.22)$$

ここで、 R は形状変形の大きさを決定するパラメーターで応力レベルに依存した形式で、 $\sigma_{y(\gamma)}$ をオーステナイト相の初期降伏応力とすると次式のように定義される。

$$R = R_0 + R_1 \left[\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_{y(\gamma)}} \right] \quad (3.23)$$

さらに、膨張ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ は変態により生じる体積変化を Δv とすると次式のように熱ひずみと同形の次式で表される。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} = \frac{1}{3} \Delta v f^{\alpha'} \delta_{ij} \quad (3.24)$$

なお、 Δv は、合金組成に依存し、通常オーステナイト鋼において 2 ~ 5 % の値をとる。

このモデルでは TRIP 鋼をオーステナイト相とマルテンサイト相の 2 相複合体とみなし、各相それぞれに加工硬化挙動を示すと考える。そこで 2 相複合体におけるすべり変形による相当塑性ひずみ速度を各相の体積分率に関連させて以下のように各相のすべり変形による相当塑性ひずみ速度に分割する。

$$\dot{\epsilon}^{pslip} = f^{\alpha'} \dot{\epsilon}_{\alpha'}^{pslip} + f^{\gamma} \dot{\epsilon}_{\gamma}^{pslip} = f^{\alpha'} \dot{\epsilon}_{\alpha'}^{pslip} + (1 - f^{\alpha'}) \dot{\epsilon}_{\gamma}^{pslip} \quad (3.25)$$

Gotoh⁽⁷²⁾ に従い、Mises の相当応力 $\bar{\sigma}$ を用い、相当塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^p$ として $\bar{\sigma} \dot{\epsilon}^p$ が塑性仕事率を表すように次式で定義する。

$$\dot{\epsilon}^p = \frac{\sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p}{\bar{\sigma}} \quad (3.26)$$

式 (3.20) ~ (3.26) より、相当塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^p$ 及び塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ は次のように表わされる。

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{\epsilon}^{pslip} + R \dot{f}^{\alpha'} + \Sigma \Delta v \dot{f}^{\alpha'} \quad (3.27)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = p_{ij} \dot{\epsilon}^p + q_{ij} \Delta v \dot{f}^{\alpha'} \quad (3.28)$$

$$q_{ij} = -\frac{3\sigma'_{ij}}{2\bar{\sigma}} \Sigma + \frac{\delta_{ij}}{3}$$

ここで、式 (3.11) で表される Σ は応力の 3 軸性の測度である。式 (3.27) の第 3 項はマルテンサイト相の生成による体積膨張を表している。なお、式 (3.28) で表わされる塑性ひずみ速度は、無変態時 ($\dot{f}^{\alpha'} = 0$) には Mises の降伏関数と流れ法則から導出された非圧縮性体に対する粘塑性ひずみ速度に一致する。

熱弾性ひずみ ε_{ij}^e , 応力 σ_{kl} , 絶対温度 T を関係づける一般化された Hooke の法則の速度形は次式で表わされる.

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^e = B_{ijkl}^e \dot{\sigma}_{kl} + \alpha_T \delta_{ij} \dot{T} \quad (3.29)$$

ここで, α_T は熱膨張係数, T_0 は基準温度, また B_{ijkl}^e は弾性コンプライアンステンソルである. なお, オーステナイト相とマルテンサイト相の α_T 及び B_{ijkl}^e は両者とも等しく, 温度に依存しないと仮定している. 全ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{ij}$ を熱弾性ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{ij}^e$ と塑性ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ の和として, 逆関係を求めると最終的に応力速度は次式のように求められる.

$$\begin{aligned} \dot{\sigma}_{ij} &= D_{ijkl}^e \dot{\varepsilon}_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \dot{\varepsilon}^p - Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'} \quad (3.30) \\ \left. \begin{aligned} D_{ijkl}^e &= 2G \left\{ \frac{1}{2} (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) + \frac{\nu}{1-2\nu} \delta_{ij} \delta_{kl} \right\} \\ B_{ij}^e &= \frac{E}{\frac{1}{3} - 2\nu} \alpha \delta_{ij} \\ P_{ij} &= \frac{3}{\bar{\sigma}} G \sigma'_{ij} \\ Q_{ij} &= -\frac{3}{\bar{\sigma}} G \sigma'_{ij} \Sigma + \frac{1}{3} \delta_{ij} \frac{E}{1-2\nu} \end{aligned} \right\} \quad (3.31) \end{aligned}$$

ここで, G は横弾性係数, ν はポアソン比である.

3.2.3 2 相材の単軸応力 - ひずみ関係式

本節では, Stringfellow ら⁽⁵⁵⁾に従い, TRIP 鋼をオーステナイト相とマルテンサイト相の 2 相複合体とみなし, 2 相複合体における流れ応力を各相の流れ応力から算出する過程について述べる.

各相のひずみ速度依存性挙動を次式の m 乗則により表現する.

$$\bar{\sigma}_{(I)} = \bar{\sigma}_{0(I)} \left[\frac{\dot{\varepsilon}_{(I)}^{pslip}}{\dot{\varepsilon}_{y(I)}} \right]^{m(I)} \quad (3.32)$$

ここで, $I = \gamma, \alpha'$ 相を示し, $\dot{\varepsilon}_{y(I)}$ は基準ひずみ速度, $m(I)$ はひずみ速度感度を表し, 各相で等しいと仮定する. $\bar{\sigma}_{0(I)}$ は基準応力で基準ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{y(I)}$ で変形をした場合の流動応力を表し, 相当すべりひずみ $\bar{\varepsilon}_{(I)}^{pslip}$ 及び絶対温度 T の関数として加工硬化及び熱軟化を表わす.

$$\bar{\sigma}_{0(I)} = \bar{\sigma}_{0(I)} \left\{ \bar{\varepsilon}_{(I)}^{pslip}, T \right\} \quad (3.33)$$

オーステナイト相に関しては M_d 点以上の温度における実験結果から, 単相状態を得ることが困難なマルテンサイト相に関してはエネルギー平衡を考えることにより求められた式

(52)を参考にして、式 (3.33) を次のように定義する.

$$\begin{aligned}\bar{\sigma}_{0(I)} &= \sigma_{y(I)} + C_{1(I)} \left\{ 1 - \exp(-C_{2(I)} \bar{\epsilon}_{(I)}^{pslip}) \right\}^{C_{3(I)}} \\ \sigma_{y(I)} &= C_{4(I)} \exp(-C_{5(I)} T)\end{aligned}\quad (3.34)$$

ひずみ誘起マルテンサイト変態においては、マルテンサイト相は変形と共に増分的に生成されていくため、増分変形によって新たに変態した領域は基になったオーステナイト相の結晶構造の継承や周囲のオーステナイト相の拘束による格子不変変形などにより、生成時から既に高転位密度であると考えられる。したがって、式 (3.33) のマルテンサイト相における基準応力 $\bar{\sigma}_{0(\alpha')}$ を評価する相当すべりひずみ $\bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip}$ は、以下のように求めると誤差が生じる.

$$\int d\bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip} \quad (3.35)$$

そこで次式に示すように、増分マルテンサイト相の相当すべりひずみを基になったオーステナイト相の値で評価し、それ以前に形成されたマルテンサイト相の平均値に加えることで、マルテンサイト相全体としての相当すべりひずみ $\bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip}$ を表現する.

$$\bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip} = \frac{\Delta f^{\alpha'}}{f^{\alpha'}} \bar{\epsilon}_{(\gamma)}^{pslip} + \frac{f^{\alpha'} - \Delta f^{\alpha'}}{f^{\alpha'}} \left[\bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip} + \Delta \bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip} \right] \quad (3.36)$$

ここで、 $\bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip}$ 、 $\Delta f^{\alpha'}$ および $\Delta \bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip}$ はそれぞれ、前状態でのマルテンサイト相の相当すべりひずみ、 $f^{\alpha'}$ および $\bar{\epsilon}_{(\alpha')}^{pslip}$ の時間増分を表す.

一方、2相複合体におけるひずみ速度依存性挙動も各相と同様に m 乗則により表現できるとする.

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_0 \left(\frac{\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}}{\dot{\bar{\epsilon}}_y} \right)^m \quad (3.37)$$

ここで、基準ひずみ速度 $\dot{\bar{\epsilon}}_y$ 及びひずみ速度感度指数 m は各相における値に等しいと仮定する.

式 (3.37) の2相複合体の基準応力 $\bar{\sigma}_0$ はひずみ誘起マルテンサイト変態による強度変化を表現するため、全体構造をオーステナイト相とマルテンサイト相の2相複合体とみなすことにより、各相の流れ応力及び体積分率から以下のように決定される.

一般的な粘塑性体に対する構成式は粘性係数を μ とすると次式で表すことができる.

$$\dot{\bar{\epsilon}}_{ij}^{pslip} = \frac{1}{2\mu} \sigma'_{ij} \quad (3.38)$$

各相でのすべり変形に対してこの関係が成立し、すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ が流れ法則に従うと仮定して、相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{pslip}$ を相当応力 $\bar{\sigma}$ によって次のように表す。

$$\dot{\epsilon}_{(I)}^{pslip} = \frac{1}{3\mu_{(I)}} \bar{\sigma}_{(I)} \quad (3.39)$$

ここで、 $I = \gamma, \alpha'$ 相を表す。全体構造におけるすべり変形に対しても同様に式 (3.38) の関係が成立すると仮定する。

$$\dot{\epsilon}^{pslip} = \frac{1}{3\mu} \bar{\sigma} \quad (3.40)$$

S モデルに従い、Eshelby⁽⁶⁰⁾ が無限母材中に球状含有物が存在するような場合に定式化した弾性複合体に対する局所-全体ひずみ速度関係式を粘塑性体に対して適用すると、2相複合体における相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{pslip}$ と各相の相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{(I)}^{pslip}$ の関係は次式で示される。

$$\dot{\epsilon}^{pslip} = \left[\frac{3}{5} + \frac{2}{5} \varphi_{(I)} \right] \dot{\epsilon}_{(I)}^{pslip} \quad (3.41)$$

ここで、 $\varphi_{(I)} (= \mu_{(I)} / \mu)$ は粘性係数比で式 (3.39), (3.40) より次式で表わされる。

$$\varphi_{(I)} = \frac{\bar{\sigma}_{(I)}}{\bar{\sigma}} \left[\frac{\dot{\epsilon}_{(I)}^{pslip}}{\dot{\epsilon}^{pslip}} \right]^{-1} \quad (3.42)$$

これに式 (3.32) で求められる流れ応力を代入すると、次式のようなになる。

$$\varphi_{(I)} = \frac{\bar{\sigma}_{0(I)}}{\bar{\sigma}_0} \left[\frac{\dot{\epsilon}_{(I)}^{pslip}}{\dot{\epsilon}^{pslip}} \right]^{m-1} \quad (3.43)$$

式 (3.43) を式 (3.41) に代入し、相コンプライアンス $\chi_{(I)} = (\dot{\epsilon}_{(I)}^{pslip} / \dot{\epsilon}^{pslip})$ を定義すると次式を得る。

$$\frac{3}{5} \chi_{(I)} + \frac{2\bar{\sigma}_{0(I)}}{5\bar{\sigma}_0} \chi_{(I)}^m - 1 = 0 \quad (3.44)$$

同様に相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{pslip}$ の各相への分割を示す式 (3.25) を相コンプライアンス $\chi_{(I)}$ を用いて表現すると、次式を得る。

$$f^{\alpha'} \chi_{(\alpha')} + (1 - f^{\alpha'}) \chi_{(\gamma)} - 1 = 0 \quad (3.45)$$

式 (3.44), (3.45) より、3 未知数 $\chi_{(I)}, \bar{\sigma}_0$ に対して 3 元非線形連立方程式が与えられる。この連立方程式を Newton - Raphson 法を用いて解析し、全体構造における基準応力 $\bar{\sigma}_0$ を求め、式 (3.37) に代入すると全体構造における相当すべりひずみ速度 $\dot{\epsilon}^{pslip}$ が次式のように求められる。

$$\dot{\epsilon}^{pslip} = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}_0} \right)^{\frac{1}{m}} \dot{\epsilon}_y \quad (3.46)$$

3.3 結言

本章では、まず、ひずみ誘起マルテンサイト変態のひずみ速度依存性を考慮するために、 ϵ' 相、変形双晶、結晶粒界等の集合体と仮定したせん断帯の発生が、温度、ひずみ速度に依存するという Hecker⁽²⁹⁾ らの実験事実から、OC モデル⁽⁴⁹⁾および S モデル⁽⁵⁵⁾を参考に、せん断帯の発生を規定するパラメータを温度、ひずみ速度の関数として表現した。また、S モデルに従い、力学的駆動力と化学駆動力の和をせん断帯の交差領域に作用する全駆動力とし、前者には Mises の相当応力と静水圧応力の比で定義する応力の 3 軸性を表すパラメータ、後者には絶対温度の関数によって表現した。さらに、この全駆動力に対して Gauss の累積分布関数による変態確率を導入し、S モデルを非等温過程が表現可能であるように一般化したひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデルを提案した。

次に、S モデル⁽⁵⁵⁾を参考に、全塑性ひずみ速度を TRIP 鋼の純粋な変形による成分とマルテンサイト変態に伴って発生する変態ひずみ速度の和で表した。この TRIP 鋼の変形による塑性ひずみ速度は Mises の降伏関数を用いた流れ法則を用いて定式化した。また、変態ひずみ速度は、偏差応力と同軸である形状変化成分と熱ひずみ速度と同形式である体積膨張成分に分解した。このような全塑性ひずみ速度を、熱弾性体の構成式に導入することにより、変態ひずみを考慮したひずみ速度依存性 TRIP 鋼の多軸構成式を構築した。

さらに、S モデル⁽⁵⁵⁾に従い、TRIP 鋼をオーステナイト相およびマルテンサイト相が混在する 2 相複合体と捉え、オーステナイト相、マルテンサイト相および TRIP 鋼の相当応力のひずみ速度依存性を、 m 乗則により表現し、2 相複合体である TRIP 鋼の単軸応力 - ひずみ関係を求めた。

第 4 章

TRIP 鋼の構成式の一般化

4.1 緒言

第 3 章において提案したひずみ誘起マルテンサイト変態カインेटィクスモデルは、OC モデル⁽⁴⁹⁾を基礎としており、変態の温度、ひずみ速度依存性、駆動力の応力状態依存性を表現可能なように一般化したものである。一方、第 2 章において述べたように、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動ならびに、マルテンサイト及びオーステナイト相単相の流動応力 - ひずみ関係の変形様式依存性が存在し、かつオーステナイト相結晶粒径の増大に伴い、マルテンサイト相体積分率は上昇する^{(35)~(37)}。

このような実験事実を再現するために本章では、第 3 章で定式化した TRIP 鋼の構成モデルに、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動、オーステナイト及びマルテンサイト相単相の流動応力 - ひずみ関係の変形様式依存性ならびに、変態のオーステナイト相結晶粒径依存性を表現可能なように一般化する。

まず、第 2 章に述べた実験結果から、OC モデル中の積層欠陥の発生を規定するパラメータならびに変態確率に依存するパラメータを求め、積層欠陥エネルギーが応力状態に依存することを明らかにする。この結果に基づき、引張及び圧縮負荷時の変態挙動の差を表現するため、積層欠陥エネルギーの応力状態依存性を表現した変態カインेटィクスモデルを構築する。さらに、引張および圧縮負荷時の変形挙動の差を表現するため、偏差応力の第 3 不変量を導入した降伏関数を用いて、2 相複合体としての TRIP 鋼のすべりによる塑性ひずみ速度を定式化する。定式化したすべりによる塑性ひずみ速度とマルテンサイト変態によって発生するひずみ速度の和から熱弾粘塑性型多軸構成式を導出する。次いで、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動のオーステナイト相の結晶粒径依存性^{(35)~(37)}を考慮するために、OC モデルにおいて陰に考慮されていたオーステナイト相結晶粒径依存性を陽に表現することによって、オーステナイト相結晶粒径依存ひずみ誘起マルテンサイト変態カイン

ティクスモデルを定式化する。加えてオーステナイト相の単軸応力 - ひずみ関係に、Hall - Petch の式を導入することによってオーステナイト相の結晶粒径の変形応答に及ぼす影響を考慮できる形式の単軸応力 - ひずみ関係式を提案する。

4.2 変形様式依存性構成式

4.2.1 変形様式依存性変態カイネティクスモデル

まず、温度、ひずみ速度及び応力状態が一定の場合、第 3 章で提案したひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクス式 (3.17) は積分可能となり、マルテンサイト相体積分率は次式のように表すことができる。

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp\{\beta[1 - \exp(-\alpha\bar{\varepsilon}_{(\gamma)}^{pslip})]^n\} \quad (4.1)$$

この式は単軸引張変形の場合、式 (1.9) に示した OC モデルと対応している。Olson と Cohen⁽⁴⁹⁾ によれば、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動は、式 (1.9) 中のパラメータ α と β に支配される。そこで、 α および β の変形様式依存性を検討することは、その発生メカニズムを解明するためには重要となる。そこで、 $f^{\alpha'}$ の変形様式依存性の発生メカニズムを明らかにするため、式 (1.9) で求められる $f^{\alpha'}$ を図 2.7 (b) に示した実験結果に一致させるよう、最小 2 乗法を用いて式 (1.9) 中の α および β を決定した。図 4.1 (a), (b) に $\alpha - T_{env}$ 及び $\beta - T_{env}$ 関係を示す。この図から、 α 及び β 、すなわちせん断帯の発生及び変態確率ともに変形様式に依存することがわかる。また、引張の場合の α は、圧縮の場合のそれに比して小さく、引張の場合の β は逆に圧縮に比して大きくなっている。すなわち、引張の場合に比して、圧縮の場合においてせん断帯は多く生成し、せん断帯の交差点がマルテンサイト核に変態する確率は小さくなる。マルテンサイト変態は体積膨張を伴って発生するため、応力の静水圧成分が負となる圧縮応力は、マルテンサイト変態の発生を抑制する方向に作用する。すなわち、図 4.1 (b) に示した結果は、この圧縮応力の影響は駆動力の応力状態依存性を考慮すると説明できる。この圧縮応力の駆動力に及ぼす影響は、駆動力を表す式 (3.10) の右辺第 2 項において応力の 3 軸性を表すパラメータにより既に表現している。一方、 α に関する結果は、これまでの実験的あるいは理論的研究において未解明である。これに関して、FCC 構造のコバルト粉末を用いて測定した積層欠陥エネルギーは圧力に依存するという実験結果⁽⁷⁴⁾、及び ε' 相の生成は収縮を伴う⁽¹⁸⁾ことから以下のようなことが考えられる。第 3 章で提案したモデルの原形である OC モデルは、マルテ

ンサイト相の発生をせん断帯の発生と関連させたモデルである。せん断帯の発生は、積層欠陥の発生と密接に関係している⁽⁴⁹⁾。積層欠陥の発生メカニズム⁽⁷⁴⁾を考えると、原子間距離を小さくする方向に作用する内力は、完全転位に比して部分転位の形成を促進し、積層欠陥の形成を容易にするものと考えられる。さらに、せん断帯を形成する ϵ' 相の生成が収縮を伴うため、 ϵ' 相を発生させる機械的仕事が増大し、引張変形に比して圧縮変形の場合、 ϵ' 相が多く生成するものと考えられる。すなわち、せん断帯の形成が応力状態に依存することを示唆している。さらに、第3章で提案した式 (3.17) 中の β は、式 (3.13) 中の駆動力 g を通して変形様式依存性を表現しているのに対して、式 (3.2) に示すようにパラメータ α は変形様式に依存していない。従って、ひずみ誘起マルテンサイト変態の変形様式依存性を記述するのに十分ではない。そこで、 α に関する実験結果をもとに第3章で提

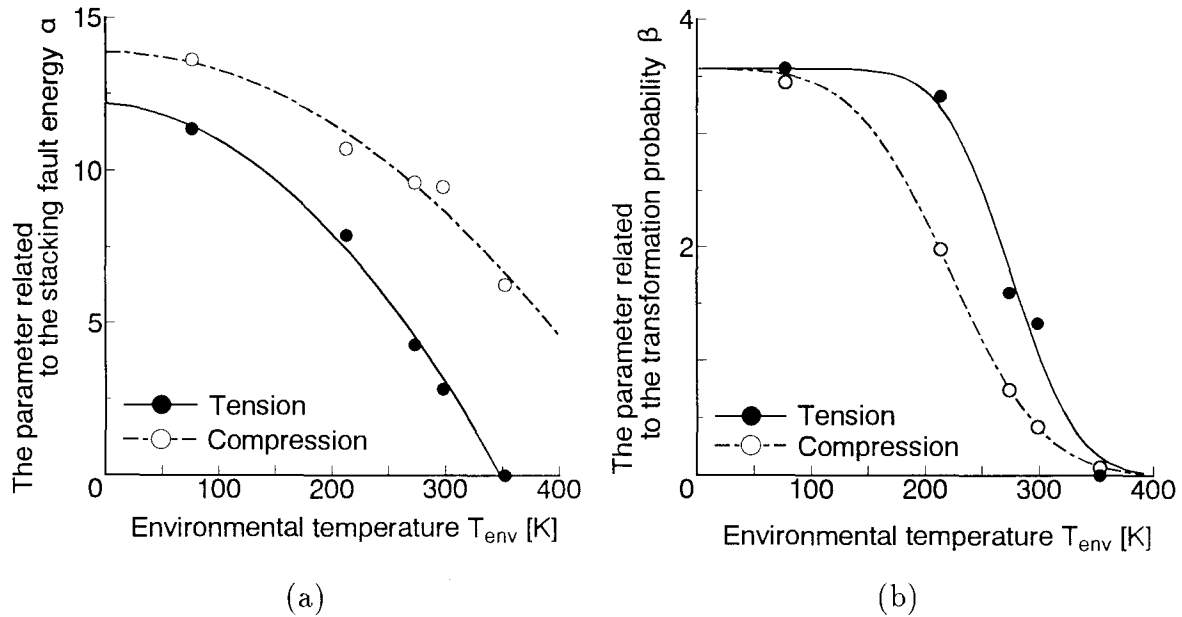


図 4.1 式 (1.9) 中のパラメータ (a) α および (b) β の環境温度 T_{env} 依存性

案した式 (3.17) を一般化する。前述した α の応力状態依存性のメカニズムに基づき、式 (3.2) の α に応力状態依存性を導入するために次式を提案する。

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma) \left[\frac{\dot{\epsilon}_{(\gamma)}^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M \quad (4.2)$$

ここで α_4 は新しく導入されたパラメータである。第3章において提案した変態カイネティクスモデル (3.17) 中の α に対して、式 (4.2) を用いることにより、ひずみ誘起マルテンサイト変態の変形様式依存性を表現することが可能となる。

4.2.2 TRIP 鋼の多軸構成式

第 2 章で示した実験結果は、オーステナイト相及びマルテンサイト相単相状態の流動応力 - 塑性ひずみ関係に変形様式依存性が認められた。しかしながら、第 3 章で提案した多軸構成式は単相の流動応力 - 塑性ひずみ関係の変形様式依存性を記述できる形式ではない。そのため、流動応力 - 塑性ひずみ曲線の変形様式依存性を記述できる形式の構成モデルを用いることにより第 3 章で提案した多軸構成式を一般化する。

第 3 章で示したように、塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ をすべり変形、変態に伴う形状変化及び体積膨張を表わす成分 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$, $\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$, $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ に分解し次式で定義する。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pshape} + \dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat} \quad (4.3)$$

すべり変形を表す $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ は、変態が発生しない場合のひずみ速度に対応し、第 2 章において示したオーステナイト相、マルテンサイト相単相の変形挙動の変形様式依存性を表現可能なよう、 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip}$ を定式化する必要がある。そのため、まず偏差応力の第 2, 3 不変量 J_2 , J_3 の関数である降伏関数 f を級数展開し次式のように書き表す。

$$f = f(J_2, J_3) = a_0 + a_1 J_2 + a_3 J_3 + a_4 J_2^2 + a_5 J_3^2 + \dots \quad (4.4)$$

ここで、 $a_0, a_1, a_2, a_3, \dots$ は定数である。上式の各項を適切に選択することによって、各相単相の変形挙動の変形様式依存性を表現することが可能となる。ここでは次の形式の降伏関数を用いる。

$$f = J_2 - \kappa \frac{J_3}{J_2^{1/2}} - \frac{1}{3} \bar{\sigma}^2 = 0 \quad (4.5)$$

$$\bar{\sigma} = \sqrt{3 \left(J_2 - \kappa \frac{J_3}{J_2^{1/2}} \right)}$$

上式で、 $\bar{\sigma}$ は相当応力、 κ は内部組織の発達の変形様式依存性の程度を表すパラメータである。上式は、Miller と McDowell⁽⁷³⁾ が用いた降伏関数を単純化した形式、ならびに Prager⁽⁷⁵⁾ によって提案された降伏関数と一致する。また、内部組織の発達は塑性ひずみに起因するため、 κ も塑性ひずみに依存するものと考えることができる。そこで、 κ は次に示す発展方程式により変化するものとする⁽⁷³⁾。

$$\dot{\kappa} = C_k (1 - \kappa) \dot{\epsilon}^{pslip} \quad (4.6)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}^{pslip}$ はすべりによる相当塑性ひずみ速度、 C_k は定数である。降伏関数 (4.5) 及び法線則を用いてすべりによる塑性ひずみ速度が求められる。また、 $\dot{\epsilon}_{ij}^{pshape}$ 及び $\dot{\epsilon}_{ij}^{pdilat}$ は先に示した関係式 (3.22) および (3.24) によってそれぞれ評価する。この降伏関数及び法線則を用いるとすべりによる塑性ひずみ速度は次式のようなになる。

$$\dot{\epsilon}_{ij}^{pslip} = p_{ij} \dot{\epsilon}^{pslip}, \quad p_{ij} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \quad (4.7)$$

$$\frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = \left(1 + \kappa \frac{J_3}{2J_2^{3/2}} \right) \sigma'_{ij} - \frac{\kappa}{J_2^{1/2}} t_{ij} \quad (4.8)$$

$$t_{ij} = \sigma'_{im} \sigma'_{mj} - \frac{2}{3} J_2 \delta_{ij} \quad (4.9)$$

以下、先に第 3 章において示した構成式の導出手順を用いることにより、相当塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}^p$ 及び塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ は次式のように表される。

$$\dot{\epsilon}^p = \dot{\epsilon}^{pslip} + (R + \Sigma \Delta v) \dot{f}^{\alpha'} \quad (4.10)$$

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = p_{ij} \dot{\epsilon}^p + q_{ij} \Sigma \Delta v \dot{f}^{\alpha'} \quad (4.11)$$

$$p_{ij} = \frac{3}{2\bar{\sigma}} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}}, \quad q_{ij} = -p_{ij} \Sigma + \frac{\delta_{ij}}{3} \quad (4.12)$$

全ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}$ を一般化 Hooke 則式 (3.29) で表される熱弾性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^e$ と塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p$ の和として表し、その逆関係を求めると応力速度に関する構成式は以下のようになる。

$$\dot{\sigma}_{ij} = D_{ijkl}^e \dot{\epsilon}_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \dot{\epsilon}^p - Q_{ij} \Sigma \Delta v \dot{f}^{\alpha'} \quad (4.13)$$

$$\left. \begin{aligned} B_{ij}^e &= \frac{E}{1-2\nu} \alpha_T \delta_{ij}, & P_{ij} &= \frac{3E}{2\bar{\sigma}(1+\nu)} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}}, \\ Q_{ij} &= -P_{ij} \Sigma + \frac{1}{3} \delta_{ij} \frac{E}{1-2\nu} \end{aligned} \right\} \quad (4.14)$$

4.3 オーステナイト相結晶粒径依存性構成式

4.3.1 オーステナイト相結晶粒径依存性を表現可能なひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデル

第 3 章で述べたように、発生したせん断帯の数 N_v^{sb} とせん断帯の交差数 N_v^I は、定量形態学を用いると式 (3.5) で関係づけられることを示している。ここで、定数 K に注目すると $K = \pi^2 d^2 / 16$ となり、 d はオーステナイト相結晶粒径を表すことから、 d を陽に表現

し、次式のように書き改めることができる。

$$N_v^I = K' d^2 (N_v^{sb})^n \quad (4.15)$$

ここで、 n 、 $K' = \pi^2 / 16$ は定量形態学で用いられる定数である。さらに、ひずみ誘起マルテンサイト変態のオーステナイト相結晶粒径依存性を表現するため、オーステナイト相の基準結晶粒径 d_0 を導入し、式 (4.15) を書き改めると次式のようなになる。

$$N_v^I = K_0 \left(\frac{d}{d_0} \right)^2 (N_v^{sb})^n \quad (4.16)$$

式 (4.16) およびせん断帯の交差の変形様式依存性を表現した式 (4.2) を用いて、以下第 3 章で述べた導出手順に従うと、オーステナイト相結晶粒径を陽に表現した変態カイネティクスモデルは次式のようなになる。

$$\dot{f}^{\alpha'} = (1 - f^{\alpha'}) \left\{ A \dot{\bar{\epsilon}}_{(\gamma)}^{pslip} + B \dot{g} \right\} \quad (4.17)$$

$$A = n \alpha \beta (f^{sb})^{n-1} (f^{sb})^n$$

$$B = \eta n_v(g) (f^{sb})^n H(\dot{g})$$

$$\alpha = (\alpha_1 T^2 + \alpha_2 T + \alpha_3 - \alpha_4 \Sigma) \left[\frac{\dot{\bar{\epsilon}}_{(\gamma)}^{pslip}}{\dot{\epsilon}_y} \right]^M$$

$$\beta = \frac{\eta}{\sqrt{2\pi}\sigma_g} \left(\frac{d}{d_0} \right)^2 \int_{-\infty}^g \exp \left\{ -\frac{(g' - g_0)^2}{2\sigma_g^2} \right\} dg'$$

$$\eta = \frac{K_0 \bar{v}^{\alpha'}}{(\bar{v}^{sb})^n}$$

(4.18)

4.3.2 Hall – Petch の関係を導入した単軸応力 – ひずみ関係式

オーステナイト相のみが結晶粒径に依存すると仮定して、式 (3.34) 中の降伏応力 $\sigma_{y(\gamma)}$ に Hall – Petch 則を導入し、オーステナイト相の基準結晶粒径を用いると、式 (3.34) に示したオーステナイト相の基準応力 – すべりによる相当塑性ひずみ関係式は次式のように書き換えることができる。

$$\bar{\sigma}_{0(I)} = \sigma_{y(I)} + C_{1(I)} \left\{ 1 - \exp(-C_{2(I)} \bar{\epsilon}_{(I)}^{pslip}) \right\}^{C_{3(I)}} \quad (4.19)$$

$$\sigma_{y(\gamma)} = \sigma_{y(\gamma)t}(T) + \sigma_{y(\gamma)d}(d)$$

$$= C_{4(\gamma)} \exp(-C_{5(\gamma)} T) + k_y \left(\frac{d}{d_0} \right)^{-1/2}$$

$$\sigma_{y(\alpha')} = C_{4(\alpha')} \exp(-C_{5(\alpha')} T)$$

ここで、 k_y は定数であり、Ulvan ら⁽³⁸⁾の耐力に関する実験結果から SUS304 の場合 64.15 [MPa] となる。さらに、第 3 章の導出手順に従って、マルテンサイト相を含んだオーステナイト相の 2 相混合体としての相当応力を得る。

4.4 結言

本章では、第 3 章で定式化した TRIP 鋼の構成モデルについて変形様式ならびに応力状態依存性を、さらに、オーステナイト相結晶粒径依存性を表現可能なように一般化した。まず、第 2 章に述べた実験結果から、OC モデル中の積層欠陥の発生を規定するパラメータならびに変態確率に依存するパラメータを求め、積層欠陥エネルギーが応力状態に依存することを明らかにした。この結果から、引張及び圧縮負荷時の変態挙動の差を表現するため、積層欠陥エネルギーの応力状態依存性を表現した変態カインेटィクスモデルを構築した。さらに、オーステナイト相およびマルテンサイト相単相における引張および圧縮負荷時の変形挙動の差を表現するため、偏差応力の第 3 不変量を導入した降伏関数を用いて、2 相混合体としての TRIP 鋼のすべりによる塑性ひずみ速度を定式化した。定式化したすべりによる塑性ひずみ速度とマルテンサイト変態によって発生するひずみ速度の和から熱弾粘塑性型多軸構成式を導出した。また、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動のオーステナイト相の結晶粒径依存性を考慮するために、OC モデルにおけるオーステナイト相結晶粒径依存性を陽に表現することによって、オーステナイト相結晶粒径依存ひずみ誘起マルテンサイト変態カインेटィクスモデルを定式化した。加えてオーステナイト相の単軸応力 - ひずみ関係に、Hall - Petch の式を導入した単軸応力 - ひずみ関係式を提案した。

第 5 章

有限要素シミュレーションモデル

5.1 緒言

第 3, 4 章において TRIP 鋼の変形挙動を詳細に表現可能な構成式を構築した。第 2 章に示したように、ひずみ誘起マルテンサイト変態は非常に温度依存性の強い現象であるため、TRIP 鋼の変形挙動を解析するには、組織、熱、変形の連成現象を、高精度に評価する数値シミュレーション法の確立が必要である。

そこで本章では、前述の構成式を導入した有限要素法による数値シミュレーション法について述べる。まず、有限要素解析を安定的に行うために、Pierce らによって提案された接線係数法⁽⁶¹⁾をマルテンサイト変態問題を解析するために第 2, 3 章において提案した構成式に適用する。熱伝導解析を変形解析と連成させて行なうため、オーステナイト相、マルテンサイト相の 2 相材を対象とし、エネルギー平衡方程式にマルテンサイト変態による潜熱の発生を考慮した熱伝導方程式を導出する。組織、速度場と温度場が連成する場合について、連続体の変形ならびに熱伝導問題を支配する方程式と変数を整理し、必要な境界条件を示すことにより、熱弾粘塑性体を対象とした大変形問題に対する支配方程式と境界値問題を定式化する。また、変分原理に基づいて境界値問題を弱形式表示することにより、得られた速度形仮想仕事の原理式及びエネルギー平衡方程式を、有限要素を用いて離散化し、変位速度と温度に関する有限要素方程式を定式化する。さらに、後続のシミュレーションに用いる数値モデルについて述べる。

5.2 支配方程式と境界値問題の定式化

5.2.1 接線係数法

式 (3.30), (4.13) の構成式を用いて有限要素解析を安定的に行うためには非常に小さい

時間ステップが必要となる．そこで，式 (3.30)，(4.13) を接線係数法⁽⁶¹⁾を用いて書き換えた構成式により変形解析を行う．

時刻 t と $t + \Delta t$ 間の相当塑性ひずみ速度 $\dot{\bar{\epsilon}}^p$ を Δt 間の線形補間を用いて次式のように近似する．

$$\begin{aligned}\dot{\bar{\epsilon}}^p &= (1 - \theta)\dot{\bar{\epsilon}}_t^p + \theta\dot{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}^p \\ &= \left\{ (1 - \theta)\dot{\bar{\epsilon}}_t^{pslip} + \theta\dot{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}^{pslip} \right\} \\ &\quad + \left\{ (1 - \theta)\dot{\bar{\epsilon}}_t^{ptrans} + \theta\dot{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}^{ptrans} \right\}\end{aligned}\quad (5.1)$$

ここで簡単のため $\dot{\bar{\epsilon}}_t^{ptrans} \cong \dot{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}^{ptrans}$ とすると

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \left\{ (1 - \theta)\dot{\bar{\epsilon}}_t^{pslip} + \theta\dot{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}^{pslip} \right\} + \dot{\bar{\epsilon}}_t^{ptrans} \quad (5.2)$$

式 (3.37) より相当すべりひずみ速度 $\dot{\bar{\epsilon}}_t^{pslip}$ は次式で示される．

$$\dot{\bar{\epsilon}}^{pslip} = \left(\frac{\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}_0} \right)^{\frac{1}{m}} \dot{\epsilon}_y \quad (5.3)$$

時刻 $t + \Delta t$ における相当すべりひずみ速度 $\dot{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}^{pslip}$ を次式のように Taylor 展開する．

$$\dot{\bar{\epsilon}}_{t+\Delta t}^{pslip} = \dot{\bar{\epsilon}}_t^{pslip} + \frac{\partial \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}}{\partial \bar{\sigma}} \Delta \bar{\sigma} + \frac{\partial \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}}{\partial \bar{\sigma}_0} \Delta \bar{\sigma}_0 \quad (5.4)$$

式 (5.4) を式 (5.2) に代入すると

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \dot{\bar{\epsilon}}_t^p + \theta \Delta t \left(\frac{\partial \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}}{\partial \bar{\sigma}} \dot{\bar{\sigma}} + \frac{\partial \dot{\bar{\epsilon}}^{pslip}}{\partial \bar{\sigma}_0} \dot{\bar{\sigma}}_0 \right) \quad (5.5)$$

相当応力速度 $\dot{\bar{\sigma}}$ は式 (3.21) より次式で与えられ，

$$\begin{aligned}\dot{\bar{\sigma}} &= p_{ij} \dot{\sigma}_{ij} \\ &= p_{ij} \left(D_{ijlk}^e \dot{\epsilon}_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \dot{\bar{\epsilon}}^p - Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'} \right) \\ &= P_{kl} \dot{\epsilon}_{kl} - p_{ij} B_{ij}^e \dot{T} - p_{ij} P_{ij} \dot{\bar{\epsilon}}^p - p_{ij} Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'}\end{aligned}\quad (5.6)$$

式 (5.6) を式 (5.5) に代入し $\dot{\bar{\epsilon}}^p$ について解くと次式を得る．

$$\dot{\bar{\epsilon}}^p = \Theta_1 + \Theta_2 P_{kl} \dot{\epsilon}_{kl} \quad (5.7)$$

ここで

$$\left\{ \begin{array}{l} \Theta_1 = \frac{1}{1 + \xi_2} \left\{ \dot{\tilde{\epsilon}}_t^p - \frac{\xi_2}{\xi_1} (p_{ij} B_{ij}^e \dot{T} + p_{ij} Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'}) + \xi_3 \dot{\bar{\sigma}}_{0t} \right\} \\ \Theta_2 = \frac{\xi_2}{(1 + \xi_2) \xi_1} \\ \xi_1 = p_{ij} P_{ij} \\ \xi_2 = \theta \Delta t \frac{\partial \dot{\tilde{\epsilon}}^{pslip}}{\partial \bar{\sigma}} \xi_1 \\ \xi_3 = \theta \Delta t \frac{\partial \dot{\tilde{\epsilon}}^{pslip}}{\partial \bar{\sigma}_0} \end{array} \right. \quad (5.8)$$

また、変形様式依存性を考慮した場合、式 (4.5), (4.7), (4.13) を用いると、 $\dot{\bar{\sigma}}$ は次式で与えられる。

$$\begin{aligned} \dot{\bar{\sigma}} &= p_{ij} \dot{\sigma}_{ij} - \frac{3}{2\bar{\sigma}} \dot{\kappa} \frac{J_3}{J_2^{1/2}} \\ &= p_{ij} (D_{ijkl}^e \dot{\epsilon}_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \dot{\tilde{\epsilon}}^p - Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'}) - \frac{3}{2\bar{\sigma}} \dot{\kappa} \frac{J_3}{J_2^{1/2}} \\ &= P_{kl} \dot{\epsilon}_{kl} - p_{ij} B_{ij}^e \dot{T} - p_{ij} P_{ij} \dot{\tilde{\epsilon}}^p - p_{ij} Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'} - \frac{3}{2\bar{\sigma}} \dot{\kappa} \frac{J_3}{J_2^{1/2}} \end{aligned} \quad (5.9)$$

先程と同様、式 (5.9) を式 (5.5) に代入し $\dot{\tilde{\epsilon}}^p$ について解けば、式 (5.7) と同形の式を得る。ただし、式 (5.8) 中の Θ_1 は次式で表される。

$$\Theta_1 = \frac{1}{1 + \xi_2} \left\{ \dot{\tilde{\epsilon}}_t^p - \frac{\xi_2}{\xi_1} \left(p_{ij} B_{ij}^e \dot{T} + p_{ij} Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'} + \frac{3}{2\bar{\sigma}} \dot{\kappa} \frac{J_3}{J_2^{1/2}} \right) + \xi_3 \dot{\bar{\sigma}}_{0t} \right\} \quad (5.10)$$

なお、式 (5.8) 中の時刻 t における基準応力速度 $\dot{\bar{\sigma}}_{0t}$ は Houbolt 法を用いて近似的に次式で求められる。

$$\dot{\bar{\sigma}}_{0t} = \frac{1}{6\Delta t} (11\bar{\sigma}_{0t} - 18\bar{\sigma}_{0t-\Delta t} + 9\bar{\sigma}_{0t-2\Delta t} - 2\bar{\sigma}_{0t-3\Delta t}) \quad (5.11)$$

式 (5.7) を式 (3.30) に代入することにより、接線係数法で評価した構成式を得る。

$$\dot{\sigma}_{ij} = D_{ijkl}^v \dot{\epsilon}_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \Theta_1 - Q_{ij} \Delta v f^{\alpha'} \quad (5.12)$$

$$D_{ijkl}^v = D_{ijkl}^e - \Theta_2 P_{ij} P_{kl} \quad (5.13)$$

なお、以上の構成式の導出において、応力速度について特別な注意を払わなかった。ここでは、式 (5.12) を大変形問題の解析に用いるため、Cauchy の応力速度テンソル $\dot{\sigma}_{ij}$ 、ひ

ずみ速度テンソル $\dot{\varepsilon}_{ij}$ をそれぞれ Kirchhoff の応力の Jaumann 速度 $\overset{\nabla}{S}_{ij} = \overset{\nabla}{\sigma}_{ij} + \sigma_{ij} v_{k,k}$ と変形速度テンソル d_{ij} で置き換える.

$$\overset{\nabla}{S}_{ij} = D_{ijkl}^v d_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \Theta_1 - (Q_{ij} - \sigma_{ij}) \Delta v f^{\alpha'} \quad (5.14)$$

また, Kirchhoff の応力速度 \dot{S}_{ij} とその Jaumann 速度 $\overset{\nabla}{S}_{ij}$ との間には次のような関係がある.

$$\dot{S}_{ij} = \overset{\nabla}{S}_{ij} - F'_{ijkl} d_{kl} \quad (5.15)$$

$$F'_{ijkl} = \frac{1}{2} (\sigma_{lj} \delta_{ki} + \sigma_{kj} \delta_{li} + \sigma_{li} \delta_{kj} + \sigma_{ki} \delta_{lj}) \quad (5.16)$$

式 (5.15) を式 (5.14) に代入すると次式が得られる.

$$\dot{S}_{ij} = (D_{ijkl}^v - F'_{ijkl}) d_{kl} - B_{ij}^e \dot{T} - P_{ij} \Theta_1 - (Q_{ij} - \sigma_{ij}) \Delta v f^{\alpha'} \quad (5.17)$$

5.2.2 熱伝導方程式

ひずみ誘起マルテンサイト変態は非常に温度依存性の強い現象で, 塑性仕事の熱としての物体内部への散逸による材料内の温度上昇により大きく特性が変化する. また一般的に相変態はエンタルピー変化により熱の発生, 吸収を伴う. したがって TRIP 鋼の変形を解析するには熱解析を同時に行なうことが不可欠である. そこで本節では, オーステナイト相, マルテンサイト相の 2 相材を対象とし, エネルギー平衡を規定する熱力学の第一法則にマルテンサイト変態による潜熱の発生を考慮した熱伝導方程式を定式化し, ひずみ誘起マルテンサイト変態の熱解析に適用する.

運動エネルギーの項を省略した熱力学の第一法則を, 次式に局所形で示す.

$$\rho \dot{\mathcal{E}} - \sigma_{ij} \dot{\varepsilon}_{ij} + \frac{\partial q_i}{\partial x_i} = 0 \quad (5.18)$$

内部エネルギー密度 \mathcal{E} は次式で表わされる.

$$\mathcal{E} = \mathcal{F} + Ts \quad (5.19)$$

ここで, \mathcal{F} はヘルムホルツの自由エネルギー密度, s はエントロピー密度.

式 (5.19) を式 (5.18) に代入し, エンタルピー密度 \mathcal{H} 及び比熱 C は

$$\mathcal{H} = \mathcal{F} + Ts - \frac{\sigma_{ij} \varepsilon_{ij}^e}{\rho} \quad (5.20)$$

$$C = T \left(\frac{\partial s}{\partial T} \right) \quad (5.21)$$

となることを考慮すると次式のエネルギー平衡方程式が得られる.

$$\begin{aligned}\rho C\dot{T} &= \sigma_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}^p - \frac{\partial q_i}{\partial x_i} - \rho \frac{\partial \mathcal{H}}{\partial f^{\alpha'}} \dot{f}^{\alpha'} \\ &= \sigma_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}^p - \frac{\partial q_i}{\partial x_i} - \rho l_{\alpha'} \dot{f}^{\alpha'}\end{aligned}\quad (5.22)$$

ここで, $l_{\alpha'}$ はマルテンサイト変態に伴って発生する潜熱で, 変態発生時のエントロピー変化 $\Delta s^{\gamma \rightarrow \alpha'}$ から求められる.

熱流束ベクトル q_i に対して, 等方体に対する Fourier の熱伝導法則

$$q_i = -\kappa_{ij}^t \frac{\partial T}{\partial x_j} \quad (5.23)$$

を用いる. ここで, κ_{ij}^t は熱伝導率テンソルであり, 等方性体の場合 $\kappa_{ij}^t = \kappa^t \delta_{ij}$ とおくことができる. ここでは, 等方性を仮定した, 次式

$$q_i = -\kappa^t \frac{\partial T}{\partial x_i} \quad (5.24)$$

を用い, 式 (5.22) に代入すると次式の熱伝導方程式が得られる.

$$\rho C\dot{T} = \sigma_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}^p + \kappa^t \nabla^2 T - \rho l_{\alpha'} \dot{f}^{\alpha'} \quad (5.25)$$

上式は井上ら^{(76),(77),(78)}が鋼の冷却マルテンサイト変態の数値シミュレーションにおいて定式化したモデルをオーステナイト, マルテンサイト相の 2 相材に特殊化した形式と一致する. なお, 本解析においては各相の密度 ρ , 比熱 C , 熱伝導率 κ^t を等しいと仮定している. 上式右辺第 1 項から, 塑性仕事率 $\sigma_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}^p$ が全て熱に変換されるものと解釈される. しかしながら, 実際に塑性仕事率の約 5 ~ 15 % は転位の運動の活性化に消費されることから, 上式を書き換えた次式を用いる.

$$\rho C\dot{T} = \zeta \sigma_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}^p + \kappa^t \nabla^2 T - \rho l_{\alpha'} \dot{f}^{\alpha'} \quad (5.26)$$

ここで, ζ は塑性仕事率の熱への変換率を表し, 通常, 0.85 ~ 0.95 がとられる⁽⁵⁹⁾.

5.2.3 熱弾粘塑性境界値問題

図 5.1 に示すように, 現変形状態の物体の体積を V , 表面積を S とし, 物体力 ρG_i , 物体力の時間変化率 $\rho \dot{G}_i$, S の一部 S_t 上で表面力 F_i , 表面力の時間変化率 \dot{F}_i , 表面 S_v 上で変位速度 V_i , 表面 S_T 上で温度 Θ , 残りの表面 S_q 上で単位表面積当たり流入する熱流

速 Q が与えられた状態を考える. なお, ここでは更新 Lagrange 法を用いて基礎式を表す. この物体は平衡状態にあるので, 以下の式を導出できる.

$$\int_{S_i} \dot{F}_i dS + \int_V \rho \dot{G}_i dV = 0 \quad (5.27)$$

また, \dot{F}_i は Lagrange の応力速度 $\dot{\pi}_{ij}$ を用いて以下のように表現することができる.

$$\dot{F}_i = n_j \dot{\pi}_{ji} \quad (5.28)$$

ここで, n_j は図 5.1 に表す物体の外向き単位法線ベクトルを表す. また, Lagrange の応力速度 $\dot{\pi}_{ji}$, Kirchhoff の応力速度 \dot{S}_{ji} 並びに Cauchy の応力速度 $\dot{\sigma}_{ij}$ の間には以下の関係がある.

$$\dot{\pi}_{ji} = \dot{S}_{ji} + \sigma_{mj} v_{i,m} = \dot{\sigma}_{ji} + \sigma_{ji} v_{m,m} - \sigma_{mi} v_{j,m} \quad (5.29)$$

式 (5.27) の右辺第 1 項目に, 式 (5.28) を考慮し, Gauss の発散定理を適用して被積分項の連続性を仮定すると, 次式の平衡方程式を得る.

$$\dot{\pi}_{ji,j} + \rho \dot{G}_i = 0 \quad (5.30)$$

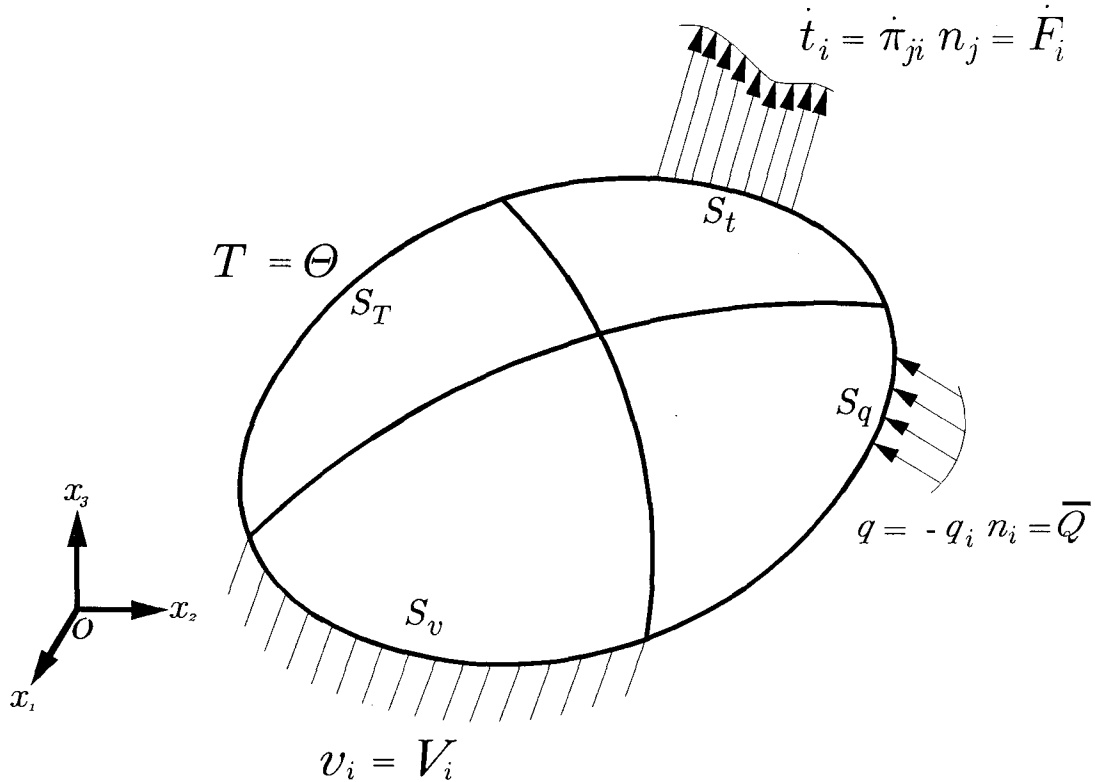


図 5.1 力学的, 熱力学的拘束を受ける熱弾粘塑性体

また、変形速度テンソルと変位速度ベクトルの関係は以下のように表される。

$$d_{ij} = \frac{1}{2}(v_{i,j} + v_{j,i}) \quad (5.31)$$

従って、図 5.1 に示した物体において表面の一部 S_t 上で変位速度が拘束をされた物体が、表面力および物体力の変化を受けた場合、応力速度 $\dot{\pi}_{ji}$ 、変位速度 v_i が満足すべき基礎式は、平衡方程式 (5.30)、変形速度 – 変位速度関係式 (5.31)、熱伝導方程式 (5.26)、構成式 (5.17)、変態カインティクスモデル (3.17) 並びに次式に示す境界条件式である。

$$\dot{t}_i = \dot{F}_i = n_j \dot{\pi}_{ji} \quad \text{on } S_t \quad (5.32)$$

$$v_i = V_i \quad \text{on } S_v \quad (5.33)$$

$$T = \Theta \quad \text{on } S_T \quad (5.34)$$

$$q = \bar{Q} \quad \text{on } S_q \quad (5.35)$$

一方、熱流束境界において流入する熱流 \bar{Q} は接触している物体の温度を $T_{i\infty}$ 、熱伝達率を H_i とすると以下の式で与えられる。

$$\bar{Q} = H_i(T_{i\infty} - T) \quad (5.36)$$

5.3 境界値問題の弱形式表示と有限要素法定式化

5.3.1 境界値問題の弱形式表示

前節で述べたように応力速度 $\dot{\pi}_{ij}$ の満足すべき基礎式は平衡方程式 (5.30)、境界条件は式 (5.32) である。これら 2 つの式に、変位速度境界条件式 (5.33) と変形速度 – 変位速度関係式 (5.31) を満足する可容変位速度の変分 δv_i を乗じて、物体の体積 V および表面積 S_t について積分すると次式が得られる。

$$\int_V (\dot{\pi}_{ji,j} + \rho \dot{G}_i) \delta v_i dV + \int_{S_t} (\dot{F}_i - \dot{t}_i) \delta v_i dS = 0 \quad (5.37)$$

上式の左辺第 1 項に Gauss の発散定理を適用し、応力速度の変換式 (5.29) を代入すると次式を得る。

$$\int_V (\dot{S}_{ji} + \sigma_{mj} v_{i,m}) \delta v_{i,j} dV = \int_{S_t} \dot{F}_i \delta v_i + \int_V \rho \dot{G}_i \delta v_i dV \quad (5.38)$$

これは可容変位速度の変分 δv_i によって内力がなす仕事と外力がなす仕事が等しいことを示し、仮想仕事の原理を表している。

一方、式 (5.26) の熱伝導方程式及び式 (5.36) の熱流束境界条件を重み付き残差法を用いて弱形式表示する。\$S_T\$ 上で 0 となる可容温度 \$\delta T\$ を、式 (5.26) と式 (5.36) に乗じ、体積積分および面積積分を行うと次式を得る。

$$\begin{aligned} & \int_V (\rho C \dot{T} - \zeta \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p - \kappa^t \nabla^2 T + \rho l_{\alpha'} \dot{f}^{\alpha'}) \delta T dV \\ & + \int_{S_q} \left(\kappa^t \frac{\partial T}{\partial x_i} n_i - \bar{Q} \right) \delta T dS = 0 \end{aligned} \quad (5.39)$$

さらに、上式の第 2 項に Gauss の発散定理を適用すると次式を得る。

$$\begin{aligned} & \int_V \rho C \dot{T} \delta T dV + \int_V \kappa^t \frac{\partial T}{\partial x_i} \frac{\partial \delta T}{\partial x_i} dV \\ & = \int_V \zeta \sigma_{ij} \dot{\epsilon}_{ij}^p \delta T dV + \int_{S_q} \bar{Q} \delta T dV - \int_V \rho l_{\alpha'} \dot{f}^{\alpha'} \delta T dV \end{aligned} \quad (5.40)$$

5.3.2 有限要素剛性方程式

式 (5.17) を、仮想仕事の原理式 (5.38) に代入すると、次式を得る。

$$\begin{aligned} & \int_V \left\{ (D_{ijkl}^v - F'_{ijkl}) d_{kl} \delta d_{ij} + \sigma_{mj} v_{i,m} \delta v_{i,j} \right\} dV \\ & + \int_V \dot{T} B_{ij}^e \delta d_{ij} dV + \int_V \Theta_1 P_{ij} \delta d_{ij} dV + \int_V \Delta v \dot{f}^{\alpha'} (Q_{ij} - \sigma_{ij}) dV \\ & = \int_{S_t} \dot{t}_i \delta v_i dS + \int_V \rho \dot{G}_i \delta v_i dV \end{aligned} \quad (5.41)$$

上式をマトリクス形で表示するため、座標 \$x_i\$ の代わりに \$(x, y, z)\$ 座標系を導入し、次の記号を用いる。

$$\left. \begin{aligned} \boldsymbol{\sigma} &= (\sigma_{xx} \ \sigma_{yy} \ \sigma_{zz} \ \sigma_{xy} \ \sigma_{yz} \ \sigma_{zx})^T \\ \mathbf{d} &= (d_{xx} \ d_{yy} \ d_{zz} \ 2d_{xy} \ 2d_{yz} \ 2d_{zx})^T \\ \mathbf{t} &= (t_x \ t_y \ t_z)^T \\ \mathbf{v} &= (v_x \ v_y \ v_z)^T \\ \mathbf{q}' &= (v_{x,x} \ v_{y,y} \ v_{z,z} \ v_{x,y} \ v_{x,z} \ v_{y,x} \ v_{y,z} \ v_{z,x} \ v_{z,y})^T \end{aligned} \right\} \quad (5.42)$$

上式を考慮し、式 (5.41) をマトリクス表示すると次式を得る。

$$\begin{aligned} & \int_V \left\{ \delta \mathbf{d}^T (\mathbf{D}^v - \mathbf{F}') + \delta \mathbf{q}'^T \mathbf{Q}' \mathbf{q}' \right\} dV = \int_V \delta \mathbf{d}^T \mathbf{B}^e \dot{T} dV + \int_V \delta \mathbf{d}^T \Theta_1 \mathbf{P} dV \\ & + \int_V \delta \mathbf{d}^T \Delta v \dot{f}^{\alpha'} (\mathbf{Q} - \boldsymbol{\sigma}) dV + \int_{S_t} \delta \mathbf{v}^T \dot{\mathbf{F}} dS + \int_V \delta \mathbf{v}^T \dot{\mathbf{G}} dV \end{aligned} \quad (5.43)$$

ここで、\$\mathbf{D}^v\$、\$\mathbf{F}'\$、\$\mathbf{Q}'\$、\$\mathbf{P}\$、\$\mathbf{Q}\$、\$\mathbf{B}^e\$ は、それぞれ \$D_{ijkl}^v\$、\$F'_{ijkl}\$、\$\sigma_{mj}\$、\$P_{ij}\$、\$Q_{ij}\$、\$B_{ij}^e\$ に対応するマトリクスであり、次式のように表される。

$$\mathbf{D}^v = \mathbf{D}^e - \mathbf{D}' \quad (5.44)$$

$$\mathbf{D}^e = \frac{2G}{1-2\nu} \begin{bmatrix} 1-\nu & \nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ & 1-\nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ & & 1-\nu & 0 & 0 & 0 \\ & & & \frac{1}{2}(1-\nu) & 0 & 0 \\ & & & 0 & \frac{1}{2}(1-\nu) & 0 \\ \text{Sym.} & & & 0 & 0 & \frac{1}{2}(1-\nu) \end{bmatrix} \quad (5.45)$$

$$\mathbf{D}' = \Theta_2 \frac{9G^2}{\bar{\sigma}^2} \begin{bmatrix} \sigma'_{xx}\sigma'_{xx} & \sigma'_{xx}\sigma'_{yy} & \sigma'_{xx}\sigma'_{zz} & \sigma'_{xx}\sigma'_{xy} & \sigma'_{xx}\sigma'_{yz} & \sigma'_{xx}\sigma'_{zx} \\ & \sigma'_{yy}\sigma'_{yy} & \sigma'_{yy}\sigma'_{zz} & \sigma'_{yy}\sigma'_{xy} & \sigma'_{yy}\sigma'_{yz} & \sigma'_{yy}\sigma'_{zx} \\ & & \sigma'_{zz}\sigma'_{zz} & \sigma'_{zz}\sigma'_{xy} & \sigma'_{zz}\sigma'_{yz} & \sigma'_{zz}\sigma'_{zx} \\ & & & \sigma'_{xy}\sigma'_{xy} & \sigma'_{xy}\sigma'_{yz} & \sigma'_{xy}\sigma'_{zx} \\ & & & & \sigma'_{yz}\sigma'_{yz} & \sigma'_{yz}\sigma'_{zx} \\ \text{Sym.} & & & & & \sigma'_{zx}\sigma'_{zx} \end{bmatrix} \quad (5.46)$$

$$\mathbf{F}' = \begin{bmatrix} 2\sigma_{xx} & 0 & 0 & \sigma_{xy} & 0 & \sigma_{xz} \\ & 2\sigma_{yy} & 0 & \sigma_{xy} & \sigma_{zy} & 0 \\ & & 2\sigma_{zz} & 0 & \sigma_{zy} & \sigma_{zx} \\ & & & \frac{1}{2}(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) & \frac{1}{2}\sigma_{zx} & \frac{1}{2}\sigma_{zy} \\ \text{Sym.} & & & & \frac{1}{2}(\sigma_{zz} + \sigma_{yy}) & \frac{1}{2}\sigma_{xy} \\ & & & & & \frac{1}{2}(\sigma_{xx} + \sigma_{zz}) \end{bmatrix} \quad (5.47)$$

$$\mathbf{Q}' = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & 0 & 0 & \sigma_{xy} & \sigma_{xz} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & \sigma_{yy} & 0 & 0 & 0 & \sigma_{xy} & \sigma_{yz} & 0 & 0 \\ & & \sigma_{zz} & 0 & 0 & 0 & 0 & \sigma_{zx} & \sigma_{zy} \\ & & & \sigma_{yy} & \sigma_{yz} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & & & \sigma_{zz} & 0 & 0 & 0 & 0 \\ & & & & & \sigma_{xx} & \sigma_{xz} & 0 & 0 \\ & & & & & & \sigma_{zz} & 0 & 0 \\ \text{Sym.} & & & & & & & \sigma_{xx} & \sigma_{yy} \\ & & & & & & & & \sigma_{yy} \end{bmatrix} \quad (5.48)$$

$$\mathbf{P} = \frac{3G}{\bar{\sigma}} (\sigma'_{xx} \sigma'_{yy} \sigma'_{zz} \sigma'_{xy} \sigma'_{yz} \sigma'_{zx})^T \quad (5.49)$$

$$\mathbf{Q} = -\mathbf{P}\Sigma + \frac{E}{3(1-2\nu)} (1 \ 1 \ 1 \ 0 \ 0 \ 0)^T \quad (5.50)$$

$$\mathbf{B}^e = \frac{E}{1-2\nu} \alpha_T (1 \ 1 \ 1 \ 0 \ 0 \ 0)^T \quad (5.51)$$

任意の要素内の変位速度 \mathbf{v} を要素の節点における変位速度 \mathbf{d}^e と形状関数 Φ の線形結合によって表示する。

$$\mathbf{v} = \Phi \mathbf{d}^e, \quad \mathbf{d}^e = (\mathbf{v}_1^{eT} \ \mathbf{v}_2^{eT} \ \dots \ \mathbf{v}_{N_e}^{eT}) \quad (5.52)$$

$$\Phi = (\Phi_1 \ \Phi_2 \ \dots \ \Phi_{N_e}), \quad \Phi_n = \begin{bmatrix} \phi_n & 0 & 0 \\ 0 & \phi_n & 0 \\ 0 & 0 & \phi_n \end{bmatrix} \quad (5.53)$$

また、要素内の変形速度 \mathbf{d} 及び変位速度勾配 \mathbf{q} を要素の節点における変位速度 $\dot{\mathbf{d}}^e$ で表示する.

$$\mathbf{d} = \mathbf{B}\dot{\mathbf{d}}^e, \quad \mathbf{q}' = \mathbf{E}\dot{\mathbf{d}}^e \quad (5.54)$$

式 (5.52), (5.54) を式 (5.43) に代入することにより, 1つの要素に対する仮想仕事の原理式が得られる.

$$\begin{aligned} & \delta \dot{\mathbf{d}}^{eT} \left[\int_V \{ \mathbf{B}^T (\mathbf{D}^v - \mathbf{F}') \mathbf{B} + \mathbf{E}^T \mathbf{Q}' \mathbf{E} \} dV \dot{\mathbf{d}}^e - \int_V \dot{T} \mathbf{B}^T \mathbf{B}^e dV \right. \\ & \left. - \int_V \Theta_1 \mathbf{B}^T \mathbf{P} dV - \int_V \Delta v \dot{f}'^{\alpha'} \mathbf{B}^T (\mathbf{Q} - \boldsymbol{\sigma}) dV - \int_{S_t} \boldsymbol{\Phi}^T \dot{\mathbf{F}} dS - \int_V \boldsymbol{\Phi}^T \dot{\mathbf{G}} dV \right] \\ & = 0 \end{aligned} \quad (5.55)$$

式 (5.55) が任意の $\dot{\mathbf{d}}^e$ に対して成立することより, 次式に示す要素剛性方程式が得られる.

$$\mathbf{K}\dot{\mathbf{d}}^e = \dot{\mathbf{f}}_1 + \dot{\mathbf{f}}_2 + \dot{\mathbf{f}}_3 + \dot{\mathbf{f}}_t + \dot{\mathbf{f}}_g \quad (5.56)$$

ここで

$$\begin{aligned} \mathbf{K} &= \int_V \{ \mathbf{B}^T (\mathbf{D}^v - \mathbf{F}') \mathbf{B} + \mathbf{E}^T \mathbf{Q}' \mathbf{E} \} dV \\ \dot{\mathbf{f}}_1 &= \int_V \dot{T} \mathbf{B}^T \mathbf{B}^e dV \\ \dot{\mathbf{f}}_2 &= \int_V \Theta_1 \mathbf{B}^T \mathbf{P} dV \\ \dot{\mathbf{f}}_3 &= \int_V \Delta v \dot{f}'^{\alpha'} \mathbf{B}^T (\mathbf{Q} - \boldsymbol{\sigma}) dV \\ \dot{\mathbf{f}}_t &= \int_{S_t} \boldsymbol{\Phi}^T \dot{\mathbf{F}} dS \\ \dot{\mathbf{f}}_g &= \int_V \boldsymbol{\Phi}^T \dot{\mathbf{G}} dS \end{aligned} \quad (5.57)$$

すべての要素について式 (5.56) に対応した剛性方程式を求め, 重ね合わせることによって全体構造方程式を得ることができる.

5.3.3 有限要素熱伝導方程式

任意の要素内の温度 T 及び温度変化率 \dot{T} を要素の節点における温度 \mathbf{t} 及び温度変化率 $\dot{\mathbf{t}}$ と形状関数 $\bar{\boldsymbol{\Phi}}$ の線形結合によって表示する.

$$T = \bar{\boldsymbol{\Phi}} \mathbf{t}, \quad \dot{T} = \bar{\boldsymbol{\Phi}} \dot{\mathbf{t}} \quad (5.58)$$

$$\mathbf{t} = (T_1 \ T_2 \ \cdots \ T_{N_e})^T, \quad \bar{\boldsymbol{\Phi}} = (\bar{\phi}_1 \ \bar{\phi}_2 \ \cdots \ \bar{\phi}_{N_e})^T \quad (5.59)$$

また、要素内の温度勾配 \mathbf{g} を要素の節点における温度 \mathbf{t} で表示する。

$$\mathbf{g} = \bar{\mathbf{B}} \mathbf{t} \quad (5.60)$$

$$\left. \begin{aligned} \mathbf{g} &= (T_{,x} \ T_{,y} \ T_{,z})^T, \quad \bar{\mathbf{B}} = (\bar{\mathbf{B}}_1 \ \bar{\mathbf{B}}_2 \ \cdots \ \bar{\mathbf{B}}_{N_e})^T \\ \bar{\mathbf{B}}_N &= (\bar{\phi}_{N,x} \ \bar{\phi}_{N,y} \ \bar{\phi}_{N,z})^T \end{aligned} \right\} \quad (5.61)$$

ここで、 T_N は N 番目の節点の温度、 $(\)_{,x} = \partial(\) / \partial x$, $(\)_{,y} = \partial(\) / \partial y$, $(\)_{,z} = \partial(\) / \partial z$ を表す。式 (5.58), (5.60) を式 (5.40) に代入し、有限要素表示することにより、1つの要素に対する弱形式表示の熱伝導方程式が得られる。

$$\begin{aligned} \delta \mathbf{t}^T \left[\int_V \rho C \bar{\Phi}^T \bar{\Phi} \mathbf{B}^T dV \mathbf{t} + \int_V \kappa^t \bar{\mathbf{B}}^T \bar{\mathbf{B}} dV \mathbf{t} \right. \\ \left. - \int_V \bar{\Phi}^T \zeta \bar{\sigma} \dot{\epsilon}^p dV - \int_{S_q} \bar{\Phi}^T \bar{Q} dS + \int_V \bar{\Phi}^T \rho l_{\alpha'} f^{\alpha'} dV \right] = 0 \end{aligned} \quad (5.62)$$

式 (5.62) が任意の $\delta \mathbf{t}$ に対して成立することより、次式に示す要素熱伝導方程式が得られる。

$$\bar{\mathbf{K}}_1 \mathbf{t} + \bar{\mathbf{K}}_2 \mathbf{t} = \bar{\mathbf{R}} + \bar{\mathbf{Q}} - \bar{\mathbf{L}} \quad (5.63)$$

ここで

$$\begin{aligned} \bar{\mathbf{K}}_1 &= \int_V \rho C \bar{\Phi}^T \bar{\Phi} dV \\ \bar{\mathbf{K}}_2 &= \int_V \kappa^t \bar{\mathbf{B}}^T \bar{\mathbf{B}} dV \\ \bar{\mathbf{R}} &= \int_V \bar{\Phi}^T \zeta \bar{\sigma} \dot{\epsilon}^p dV \\ \bar{\mathbf{Q}} &= \int_{S_q} \bar{\Phi}^T \bar{Q} dS = \int_{S_q} \bar{\Phi}^T H_i (T_{i\infty} - T) dS \\ \bar{\mathbf{L}} &= \int_V \bar{\Phi}^T \rho l_{\alpha'} f^{\alpha'} dV \end{aligned} \quad (5.64)$$

式 (5.63) は Houbolt 法を用いた差分近似により解析する。時刻 $t, t + \Delta t$ における節点温度を $\mathbf{t}_t, \mathbf{t}_{t+\Delta t}$ とすると、時刻 $t + \Delta t$ における節点温度の変化率 $\dot{\mathbf{t}}_{t+\Delta t}$ は次式で表示される。

$$\dot{\mathbf{t}}_{t+\Delta t} = \frac{1}{6\Delta t} \{11\mathbf{t}_{t+\Delta t} - 18\mathbf{t}_t + 9\mathbf{t}_{t-\Delta t} - 2\mathbf{t}_{t-2\Delta t}\} \quad (5.65)$$

式 (5.65) を式 (5.63) に代入することにより、時刻 $t + \Delta t$ における要素熱伝導方程式が得られる。

$$\begin{aligned} \left(\frac{11}{6\Delta t} \bar{\mathbf{K}}_1 + \bar{\mathbf{K}}_2 \right) \mathbf{t}_{t+\Delta t} \\ = \bar{\mathbf{R}} + \bar{\mathbf{Q}} - \bar{\mathbf{L}} + \frac{1}{6\Delta t} \bar{\mathbf{K}}_1 (18\mathbf{t}_t - 9\mathbf{t}_{t-\Delta t} + 2\mathbf{t}_{t-2\Delta t}) \end{aligned} \quad (5.66)$$

すべての要素について式 (5.66) に対応した熱伝導方程式を求め、重ね合わせることによって全体熱伝導方程式を得ることができる。

5.3.4 組織・速度場・温度場・連成解析

ひずみ速度依存性体の変形解析を行う場合、塑性変形が開始する領域においては時間増分 Δt を小さく、また、塑性変形が大きくなった領域では Δt を大きくとることができる。また、変形解析で用いられる Δt に従い、変形解析によって得られた速度場から組織を求めることができる。しかしながら、熱伝導解析では Δt は一定で解析されなければならない。そこで、基準となる時間増分を Δt_{st} とすると、ある時刻 t から時刻 $t + \Delta t_{st}$ になるまで変形および組織解析を行う。この時の Δt は Δt_{st} に等しいか、それより小さい。時刻 $t + \Delta t_{st}$ になった時点で、その時の塑性仕事率 $\sigma \dot{\epsilon}^p$ 、変態潜熱の時間変化率 $\rho l_{\alpha'} \dot{f}^{\alpha'}$ を熱に変換し、それを熱発生量として熱伝導解析を行い、 $t + \Delta t_{st}$ 後の温度場を求める。求められた温度場を用いて、次の Δt_{st} 後まで変形および組織解析を行い、次のステップの塑性仕事率および変態潜熱の変化率を求める。塑性仕事率ならびに変態潜熱の変化率から熱の発生量を計算し、それとともに熱伝導解析を行って新しい温度場を求める。この過程を繰り返し、所定の変形が完了するまで行う。

5.4 数値シミュレーションモデル

第 6 章ではオーステナイト系ステンレス鋼において最も代表的な SUS304 を対象とし、円柱試験片を用いた単軸引張および圧縮試験のシミュレーションを行なう。その際に用いる解析モデルを図 5.2 に示す。変形の対称性を考慮して 1 / 2 領域を解析対象とし、4 つの 3 角形要素からなる Crossed Triangles 軸対称要素を用いて 8×31 分割することによってモデル化する。引張変形の場合、要素の大きさを引張軸方向と表面から中心方向に指数関数的に増加するように分割する。また、端面はせん断自由とし、くびれを発生させるため中央部に図中に示すような初期不整を与える。圧縮変形の場合、一定の大きさの要素で分割する。なお、図に示すように、 r, z 軸方向に沿う面上の節点のそれぞれ z, r 方向変位速度を拘束し、端面の z 方向に公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = \dot{u} / L_0$ に対応する変位速度 \dot{u} を与えた。

第 7 章では SUS304 を対象とし、平面ひずみブロックの軸方向及びせん断方向繰返し試験のシミュレーションを行なう。その際に用いる解析モデルを図 5.3 に示す。比較対象とす

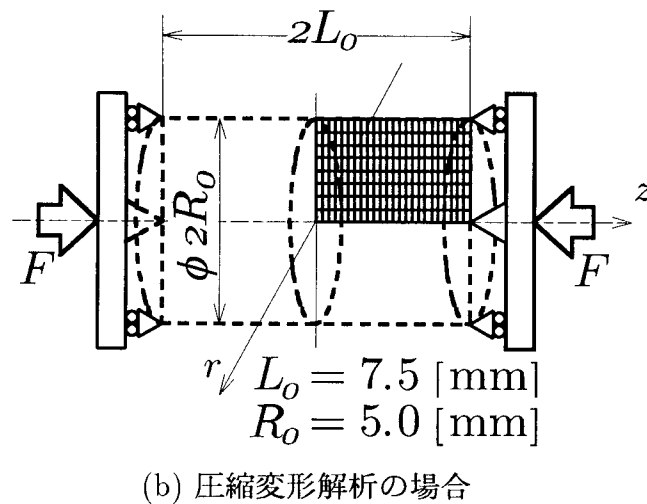
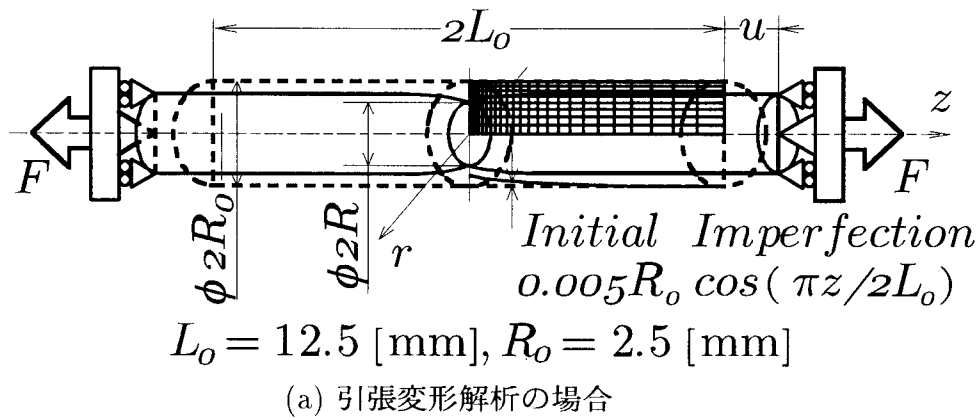


図 5.2 第 6 章で用いる解析モデル

る実験^{(33)~(43)}では、試験片は均一変形しているので、図に示すような解析領域を、Crossed Triangles 平面ひずみ要素を用いて 1×1 分割する。なお図 (a) に示すように、軸方向変形の場合、左下の節点の x_1, x_2 方向、左上の節点の x_1 方向、右上の節点の x_2 方向変位速度を拘束し、上端面の x_2 方向に公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = \dot{v} / L_0$ に対応する変位速度 \dot{v} を与えた。また、図 (b) に示すように、せん断変形の場合、下端面の節点の x_1, x_2 方向、上端面の節点の x_2 方向変位速度を拘束し、上端面の x_1 方向にせん断ひずみ速度 $\dot{\gamma} = \dot{u} / L_0$ に対応する変位速度 \dot{u} を与えた。

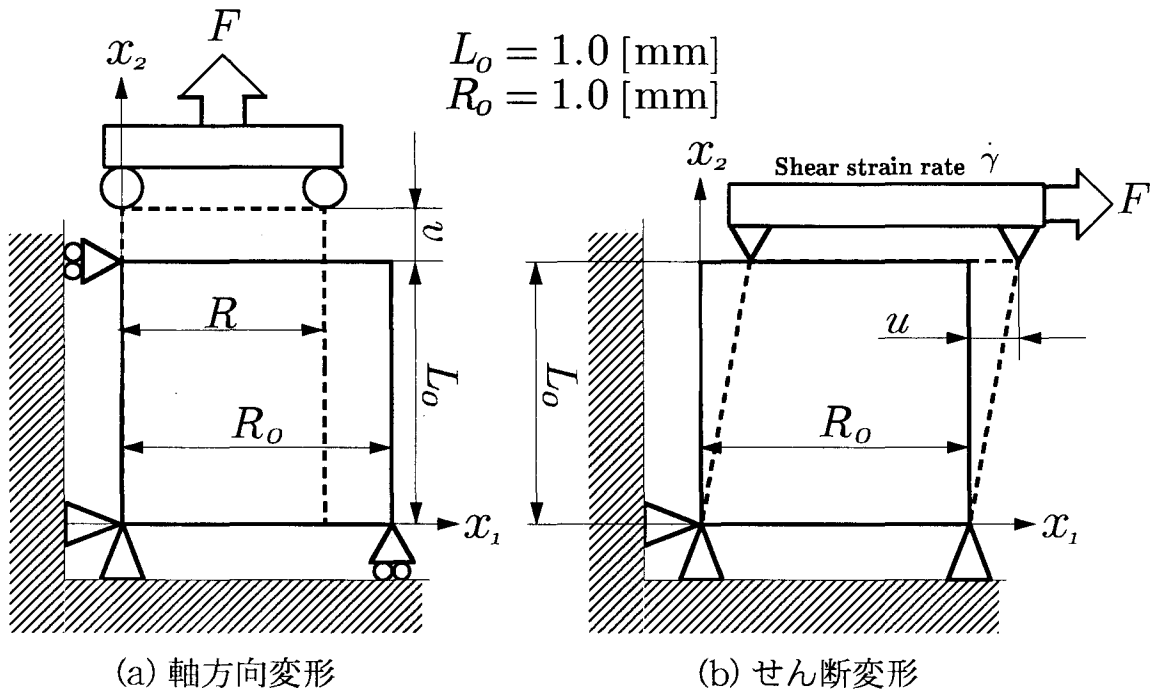


図 5.3 第 7 章で用いる解析モデル

5.5 結言

本章では、まず、有限要素解析を安定的に行うために、第 2, 3 章において提案した構成式を接線係数法⁽⁶¹⁾を用いて再構築した。ひずみ誘起マルテンサイト変態は非常に温度依存性の強い現象であることにより、TRIP 鋼の変形挙動を解析するには熱解析を同時に行なうことが不可欠である。このため、オーステナイト相、マルテンサイト相の 2 相材を対象に、エネルギーの平衡を規定する熱力学の第一法則にマルテンサイト変態による潜熱の発生を考慮した熱伝導方程式を導出した。次に、熱弾粘塑性体を対象とした大変形問題に対する支配方程式と境界値問題を定式化し、変分法を用いて境界値問題を弱形式表示した。次いで、境界値問題を弱形式表示した速度形仮想仕事の原理式を、有限要素を用いて離散化し、有限要素剛性方程式を定式化した。また、熱伝導方程式も同様に弱形式表示して、有限要素により離散化し、有限要素熱伝導方程式を定式化した。さらに、Crossed Triangles 要素によって後続のシミュレーションにおいて用いる数値モデルを構築した。

第 6 章

数値シミュレーションによる TRIP 鋼の機械的性質改善

6.1 緒言

TRIP 鋼の持つ優れた強度および延性は、母相であるオーステナイト相の強度および延性がひずみ誘起マルテンサイト変態により改善されるものと解釈できる。すなわち、環境温度、加工速度等の影響因子を変化させ、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動を制御することによって、TRIP 鋼の機械的性質が改善可能である。

TRIP 鋼の機械的性質改善法に対して、影響因子の検討も含めて実験的研究が行われており、以下のような推察がなされている。深瀬ら⁽¹⁶⁾は、強度および延性の改善法として、変態開始以前のオーステナイト相の変形量を大きくすることならびに、くびれの成長を抑制するようマルテンサイト相を生成させることを挙げている。また、田村ら⁽¹⁷⁾は、深瀬ら⁽¹⁶⁾の機械的性質改善法に加えて、変形中終始、マルテンサイト相が連続して生成することが延性が大きくなる条件であると報告している。牧ら⁽³⁹⁾は、Fe - Ni 系合金を用いた引張試験結果から、TRIP 現象に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響は小さく、オーステナイト相結晶粒径が小さくなることによって、オーステナイト相そのものの伸びが増加するためであると推察している。しかしながら、TRIP 現象は複雑であるため、実験のみにより機械的性質のさらなる改善法を模索することが非常に困難である。また、ひずみ誘起マルテンサイト変態のオーステナイト相結晶粒径依存性^{(35)~(37)}が存在し、TRIP 鋼の変形挙動に影響を及ぼすにも関わらず、その延性に及ぼす影響は小さいという結果等は必ずしも一般に受け入れられているものではない。そこで TRIP 現象の利点、または TRIP 鋼の有用性を積極的に利用するためには、前章までで構築した有限要素法を用いた数値シミュレーションにより、様々な温度域あるいはひずみ速度域における TRIP 鋼の変形挙動を評価することは有効な手段であると考えられる。

本章では、まず、構築した構成式の妥当性を検討するために、第 2 章で示した実験結果と数値シミュレーション結果を比較する。次に、種々の環境温度下における TRIP 鋼の変形挙動を評価し、その温度、ひずみ速度依存性を検討する。その後、ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生に伴う、高強度、高延性化のメカニズムを単軸引張におけるくびれの発生条件である Considere の条件⁽⁶²⁾を用いて検討する。ひずみ誘起マルテンサイト変態が発生しないと仮定したオーステナイト相単相材についても解析を行い、TRIP 鋼の解析結果と比較、検討する。また、第 4 章で構築したオーステナイト相結晶粒径依存性構成式に基づいてオーステナイト相結晶粒径の変化に対するひずみ誘起マルテンサイト変態挙動及び TRIP 鋼の変形挙動を解析し、オーステナイト相結晶粒径制御による TRIP 鋼の機械的性質改善の可能性について述べる。

6.2 流動応力とひずみ関係の評価

第 3 章において提案した変態カイネティクスモデル (3.17)、構成式 (3.30) ならびに単軸応力-ひずみ関係式 (3.32) ~ (3.46) を用いて、単軸引張あるいは圧縮を受ける SUS304 の変形挙動をそれぞれ評価した。実験と同様、環境温度 $T_{env} = 77, 213, 273, 298, 353$ [K]、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] に設定し、図 5.2 に示した解析モデルに単軸引張あるいは圧縮変形を与え、解析を行った。なお、以下の解析結果において示す、公称応力 σ_n 、公称ひずみ ϵ_n 、真応力 σ 、真ひずみ ϵ 、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n$ は、図 5.2 に示した端面荷重 F 、試験片の初期長さ L_0 、断面の初期半径 R_0 および変形後の半径 R 、端面変位 u およびその速度 \dot{u} を用いて次式によって定義する。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_n &= \frac{F}{\pi R_0^2}, & \sigma &= \frac{F}{\pi R^2}, \\ \epsilon_n &= \frac{u}{L_0}, & \dot{\epsilon}_n &= \frac{\dot{u}}{L_0}, & \epsilon &= \log(1 + \epsilon_n), \end{aligned} \right\} \quad (6.1)$$

第 2 章で述べたように、実験では熱伝達率の高い液体雰囲気中において、しかも試験中終始液体を攪拌しているため、試験片周囲は強制熱伝達、冷却媒体が液体窒素の場合、沸騰熱伝達状態となっている。したがって、その熱伝達率は大きくなり、試験片は等温変形過程にあると考えられるため、第 5 章で述べた熱伝導解析を行う必要がない。なお、構成モデル中のパラメータは、表 6.1 に示す値を用いた。表 6.1 中の縦弾性係数 E 、横弾性係数 G 、熱膨張率 α_T は、文献 (79) に掲載されている値を、 R_0 、 R_1 および Δv は Stringfellow ら⁽⁵⁵⁾が用いた値を、 m は Tomita ら⁽⁸⁰⁾ が用いた値を採用し、式 (3.3) 中のひずみ速度感

表 6.1 単軸引張試験結果によって同定した第 3 章で提案した構成式 (3.17), (3.30), (3.32) ~ (3.46) 中の材料定数及びパラメーター

E	Elastic modulus	193.0 [GPa]
G	Shear modulus	86.1 [GPa]
ν	Poisson's ratio	0.121
m	Strain rate sensitivity	0.01
Δv	Transformation volume change	0.02
R_0, R_1	Constants in Eq. (3.23)	0.02, 0.02
$\dot{\epsilon}_y$	Reference strain rate	5.0×10^{-4} [s ⁻¹]
M	Strain rate sensitivity	0.013
α_T	Thermal expansion	17.3×10^{-6} [K ⁻¹]
$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$	Constants in Eq. (3.3)	$-1.57 \times 10^{-4}, 3.02 \times 10^{-2}$
σ_g	Standard deviation	8.47
g_0	Mean value	49.7
g_1	Constants in Eq. (3.10)	- 216.72
n	Constants in Eq. (3.6)	28.4
η	Geometrical coefficient	4.29
$C_{i(a)}, i = 1 \sim 3$	Constants in Eq. (3.34)	7.66
$C_{i(a)}, i = 4, 5$		4328.3, 0.143, 0.67
$C_{i(m)}, i = 1 \sim 3$		682.6, 0.0033
$C_{i(m)}, i = 4, 5$		1199.9, 16.8, 9.44
		1365.3, 0.0033

表 6.2 図 6.1 ~ 6.4 で用いる記号

Environmental Temperature T_{env}	Symbol	Deformation mode	Symbol	Deformation mode
77 [K]	●	Tension	○	Compression
213 [K]	■		□	
273 [K]	◆		◇	
298 [K]	▲		△	
353 [K]	▼		▽	

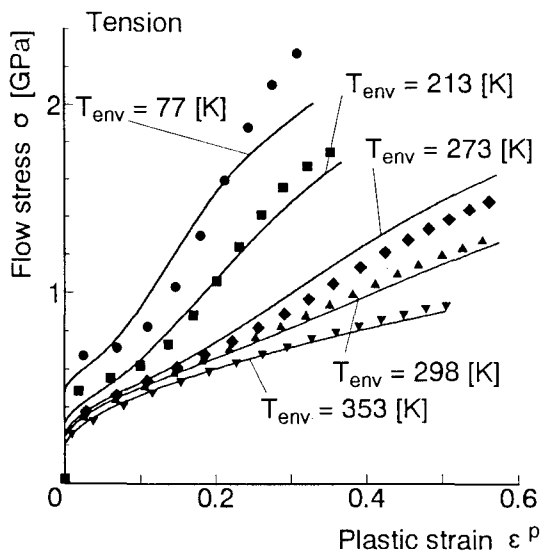
度指数 M は Hecker ら⁽²⁹⁾の実験結果から, Poisson 比 ν は, $\nu = E / 2G - 1$ により求めた. また, その他のパラメータの値は, 引張と圧縮の場合について, 個別に非線形最小 2 乗法^{(81),(82)}を用いて決定した. 同定したパラメータを引張の場合, 表 6.1 に, 圧縮の場合, 表 6.3 にそれぞれ示す. 表 6.1 と 6.3 に示す同定結果から, パラメータは引張と圧縮で異なる値となることがわかる. 図 6.1 に引張試験, 図 6.2 に圧縮試験の数値シミュレーションの結果を示す.

表 6.3 単軸圧縮試験結果によって同定した第 3 章で提案した構成式 (3.17), (3.30), (3.32) ~ (3.46) 中の材料定数及びパラメーター

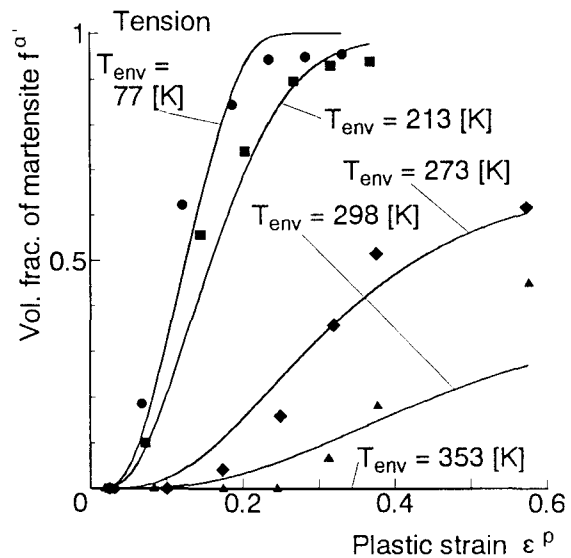
$\alpha_1, \alpha_2, \alpha_3$	Constants in Eq. (3.3)	$-7.97 \times 10^{-5}, 9.69 \times 10^{-3}$
		18.5
σ_g	Standard deviation	70.3
g_0	Mean value	-231.2
g_1	Constants in Eq. (3.10)	28.9
n	Constants in Eq. (3.6)	4.5
η	Geometrical coefficient	3.3
$C_{i(a)}, i = 1 \sim 3$	Constants in Eq. (3.34)	1172.4, 0.63, 0.51
$C_{i(a)}, i = 4, 5$		761.3, 0.0042
$C_{i(m)}, i = 1 \sim 3$		885.5, 18.1, 6.95
$C_{i(m)}, i = 4, 5$		1334.5, 0.0025

の結果, 得られた (a) 流動応力 σ - 塑性ひずみ ϵ^p 関係, (b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 塑性ひずみ ϵ^p の関係を示す. 図中の記号は表 6.2 の記号に対応した実験結果である. 同定したパラメータを用いて解析した結果を図 6.2 に示す. 図 6.1 から, 提案した構成式は, 飽和値を示す S 字形のマルテンサイト体積分率 - 塑性ひずみ関係, ひずみ誘起マルテンサイト変態の温度依存性, ならびに変態現象の温度依存性に対応した流動応力 - 塑性ひずみ関係等の基本的な特徴を首尾よく再現できており, 定量的にもよい一致がみられる. 図 6.2 から, 引張の場合と同様, 提案した構成式は定量的にも実験結果を首尾良く再現可能であることがわかる.

続いて, 第 4 章において提案した変態カインेटクスモデル, 式 (3.17), (4.2), 降伏関数式 (4.5) と発展方程式 (4.6), 構成式 (4.13), ならびに単軸応力 - ひずみ関係式 (3.32) ~ (3.46) を用いて, 単軸引張及び圧縮を受ける SUS304 の変形挙動を評価した. なお, 解析結果は引張の場合と同様, 環境温度 $T_{env} = 77, 213, 273, 298, 353$ [K], $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-1}$ [s⁻¹] により, 図 5.2 の有限要素モデルを用いて解析した. 図 6.3 に第 3 章で提案した構成

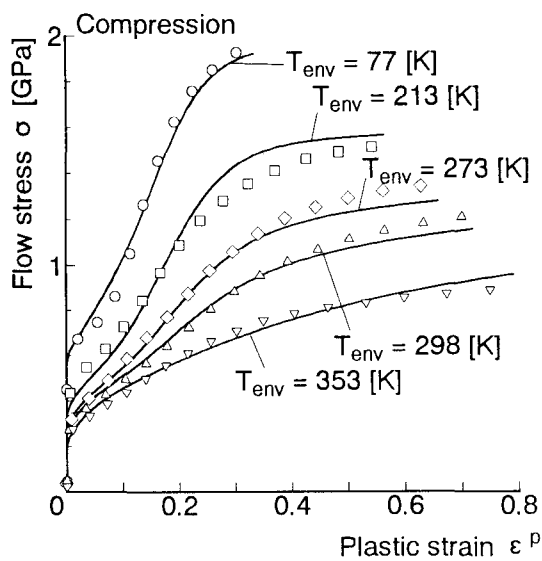


(a) 流動応力 - 塑性ひずみ関係

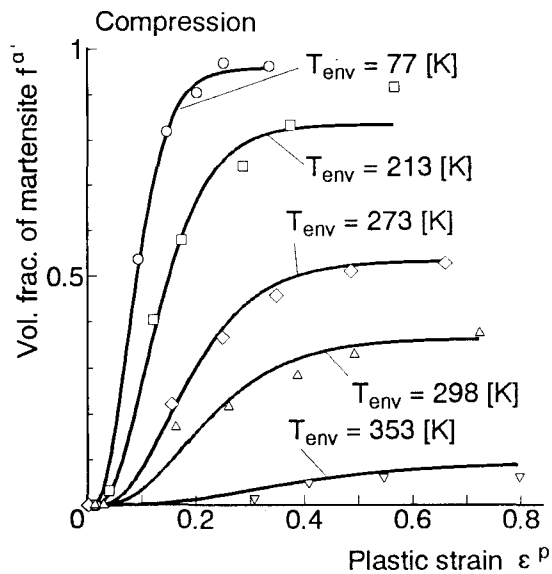


(b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係

図 6.1 第 3 章において構築した構成式 (3.17), (3.30), (3.32) ~ (3.46) を用いた単軸引張試験のシミュレーション結果と第 2 章の実験結果との比較



(a) 流動応力 - 塑性ひずみ関係



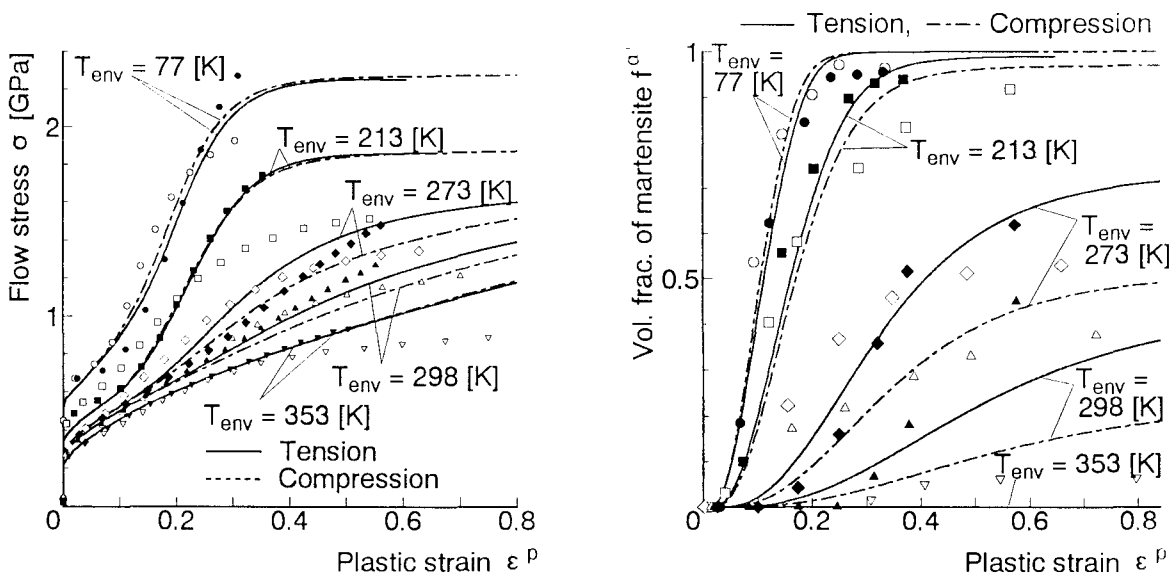
(b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係

図 6.2 第 3 章において構築した構成式 (3.17), (3.30), (3.32) ~ (3.46) を用いた単軸圧縮試験のシミュレーション結果と第 2 章の実験結果との比較

表 6.4 引張及び圧縮試験結果により同定した第 4 章で提案した変形様式依存性構成式 (3.17), (4.2), (4.5), (4.6), (4.13), (3.32) ~ (3.46) 中の材料定数及びパラメーター

$\alpha_1, \alpha_2,$ α_3, α_4	Constants in Eq. (4.2)	$-3.11 \times 10^{-4}, 1.01 \times 10^{-1}$ 2.21, 6.48
σ_g	Standard deviation	177.8
g_0	Mean value	150.9
g_1	Constants in Eq. (3.10)	70.3
n	Constants in Eq. (3.6)	3.78
η	Geometrical coefficient	12.8
C_κ	Constant in Eq. (4.6)	0.49
$C_{i(a)}, i = 1 \sim 3$	Constants in Eq. (3.34)	2088.6, 0.309, 0.59
$C_{i(a)}, i = 4, 5$		715.4, 0.0037
$C_{i(a)}, i = 1 \sim 3$		1030.5, 18.5, 9.5
$C_{i(m)}, i = 4, 5$		1376.5, 0.0032

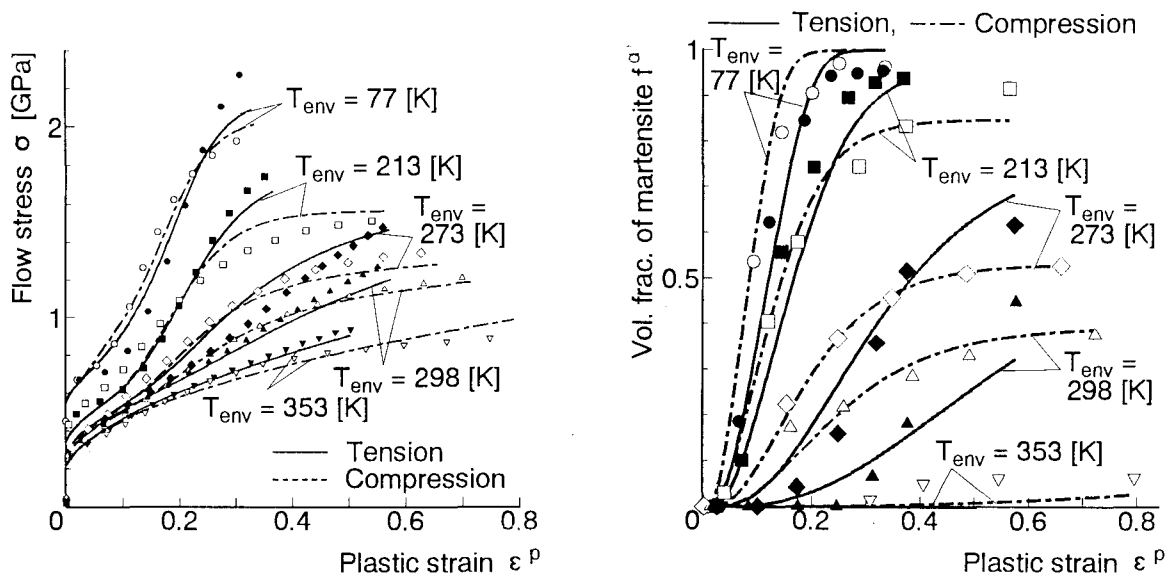
モデルを用いて得られた流動応力 σ - 塑性ひずみ ε^p , (b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 塑性ひずみ ε^p 関係を示す。また、図 6.4 に第 4 章で提案した変形様式依存構成モデルを用いて得られた流動応力 σ - 塑性ひずみ ε^p , (b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 塑性ひずみ ε^p 関係を示す。図中の記号は表 6.2 に示す記号実験結果と対応している。なお、第 3 章で提案した構成式中のパラメータは表 6.1 に示す値を用いた。第 3 章で提案した構成モデルに比して、変形様式依存構成モデルによる結果は実験結果をよく再現している。第 3 章で提案した構成モデルの場合、表 6.1, 6.3 に表したように、多くのパラメータを引張あるいは圧縮の変形様式に合わせて個別に特定する必要があるが、変形様式依存構成モデルではその必要がないので、複雑な不均一変形を伴う塑性加工過程のシミュレーション等に対して適応性は良いと考える。図 6.4 (a) に示すように、引張と圧縮における $\sigma - \varepsilon^p$ 関係の差、大きい変形域において引張並びに圧縮変形に対する σ の大きさの逆転現象等の基本的な特徴は首尾よく再現できている。



(a) 流動応力 - 塑性ひずみ関係

(b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係

図 6.3 第 3 章で提案した構成モデルを用いた場合の引張および圧縮試験結果の数値シミュレーション結果と実験結果との比較



(a) 流動応力 - 塑性ひずみ関係

(b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係

図 6.4 変形様式依存性構成式を用いた場合の引張および圧縮試験結果の数値シミュレーション結果と実験結果との比較

6.3 ひずみ誘起マルテンサイト変態による機械的性質改善

本節では第 5 章にて構築した有限要素モデルを用い、第 3 章で提案した構成モデルによって TRIP 鋼の変形挙動の解析を行い、環境温度及びひずみ速度の変化がひずみ誘起マルテンサイト変態現象及び TRIP 鋼の機械的性質に及ぼす影響について検討を加える。

6.3.1 解析条件

図 5.2 (a) に示した円柱試験片を対象に単軸引張試験のシミュレーションを行った。なお比較のため、ひずみ誘起マルテンサイト変態が発生しないと仮定したオーステナイト単相の試験片についても解析を行った。環境温度 T_{env} は、実験で用いた液体窒素 (77 [K]) からひずみ誘起マルテンサイト変態の発生しない M_d 点以上 (353 [K]) までの温度を、ひずみ誘起マルテンサイト変態の温度依存性が強いと予想される常温付近の温度が細くなるよう 8 温度設定し、試験片の初期温度は環境温度に等しいとした。変形速度は低ひずみ速度として $\dot{\epsilon}_n$ が 5×10^{-4} [s^{-1}] の準静的試験、高ひずみ速度として 5×10^2 [s^{-1}] の動的試験をシミュレートした。

熱伝達は側面において空気の自然対流により行なわれると考え、第 5 章で述べた温度場との連成解析を行う。また、端面では断熱状態とする。本解析の場合、単軸引張試験のみを対象にしているため、第 3 章において提案したモデルを用い、組織、および速度場解析においては表 6.1 に示した材料定数およびパラメータを、熱伝導解析に必要な材料定数は表 6.5 に示す値を用いる。

6.3.2 ひずみ誘起マルテンサイト変態の温度、ひずみ速度依存性

図 6.5 は、低ひずみ速度の場合の結果で、(a) 公称応力 σ_n - 公称ひずみ ϵ_n 及び (b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 公称ひずみ ϵ_n 関係を環境温度 T_{env} をパラメーターとして示している。なおくびれ発生により荷重が最高時の 80 % に低下するまで解析を行った。全要素の体積平均として求めたマルテンサイト体積分率は、2 次すべり系が働きせん断帯交差数が急激に増加し始めると考えられる数 % 伸びのあたりから徐々に増加し始め、やがて飽和値に近づく S 字形の曲線を描いている。また、環境温度が低下するほどひずみ誘起マルテンサイト変態の発生頻度は高くなり、飽和値も高くなっている。77 [K] の液体窒素温度では約 100 % のマルテンサイト含有率を示している。変態現象の温度依存性に対応す

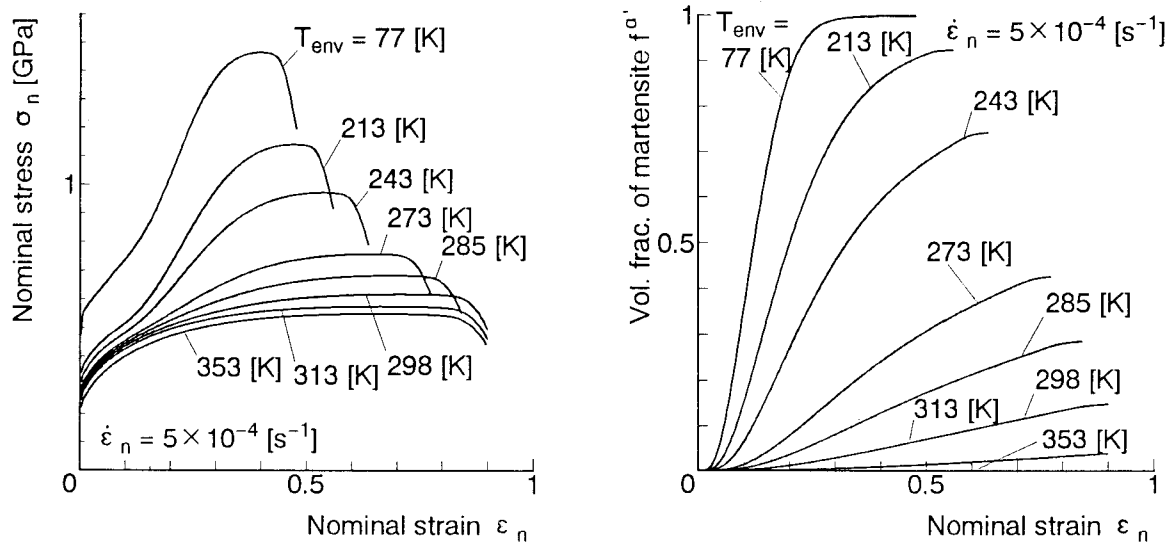
表 6.5 熱伝導解析に用いた物性値

ρ	Density	0.78×10^4 [kg/m ³]
C	Specific heat	0.46×10^3 [J/(kg · K)]
κ^t	Thermal conductivity	16.3 [W/(m · K)]
H_{air}	Heat transfer coefficient with air	25.0 [W/(m ² ·K)]
l_m	Latent heat	-1.50×10^4 [J/kg]

るように、 $\sigma_n - \varepsilon_n$ 関係も環境温度により大きく変化しており、特に低温領域では TRIP 鋼の特徴の一つであるマルテンサイト相による強化機構が顕著に現われている。

図 6.6 は、高ひずみ速度の場合の結果で、(a) 公称応力 σ_n - 公称ひずみ ε_n 及び (b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 公称ひずみ ε_n 関係を環境温度 T_{env} をパラメーターとして示している。低速変形時には常温付近の温度域では $f^{\alpha'}$ の完全な飽和は認められないが、高速変形時には伸びが大きくなると全ての T_{env} で変態が発生しなくなり、 $f^{\alpha'}$ は飽和している。飽和レベルも低くなり、313 [K] の温度では低速変形時には発生していた変態が高速変形時には起こらなくなっている。一方、 $\sigma_n - \varepsilon_n$ 線図は低速変形時に比べて全体的に低ひずみ側へ移行しているが、低温領域での荷重の上昇は同様に見受けられる。

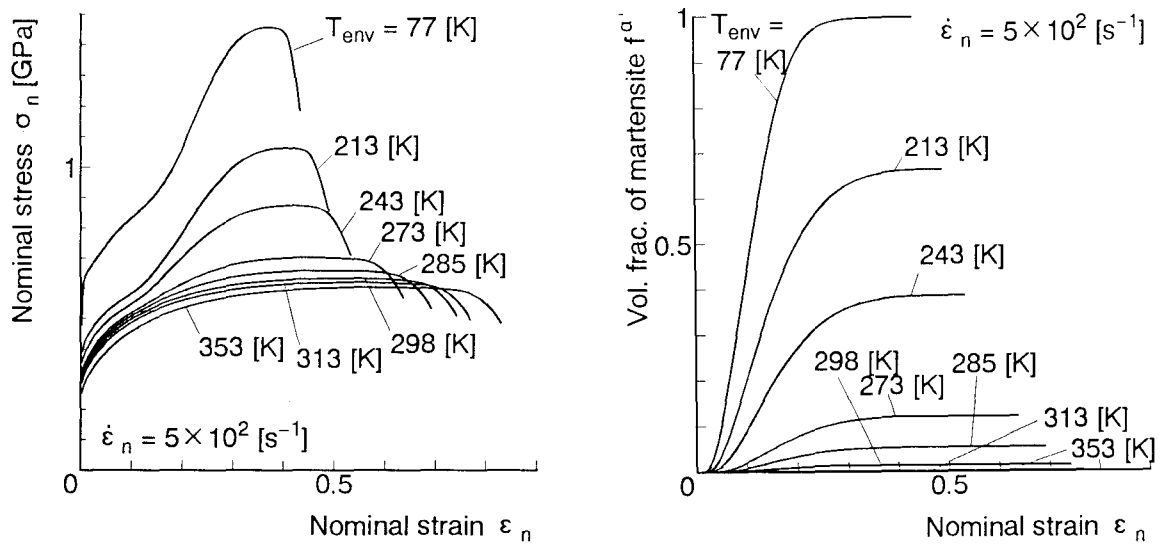
図 6.7 に公称ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$, 5×10^2 [s⁻¹] の場合の真ひずみ $\varepsilon = 0.1$ 及



(a) 公称応力 - 公称ひずみ関係

(b) マルテンサイト相体積分率 - 公称ひずみ関係

図 6.5 低ひずみ速度における変形及び変態挙動



(a) 公称応力 - 公称ひずみ関係

(b) マルテンサイト相体積分率 - 公称ひずみ関係

図 6.6 高ひずみ速度における変形及び変態挙動

び 0.3 におけるマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ と環境温度 T_{env} との関係を示す。環境温度が高くなるに従い $f^{\alpha'}$ は減少する傾向を示し、SUS304 鋼では常温付近に対応する M_d 点 (320 [K] 前後) より数 10 [K] 低い温度域で温度依存性が非常に強くなり、 $f^{\alpha'}$ は急速に減少している。図中○印は式 (1.2) に示した M_{d30} 点で、材料に 0.3 の引張真ひずみを与えたときにマルテンサイト相の体積分率が 0.5 になる温度を示す。第 2 章の実験において用いた SUS304 鋼では、表 2.1 に示した各化学成分の重量百分率を式 (1.2) に代入すると、 M_{d30} 点は約 255 [K] になり、シミュレーション結果はこの値にほぼ一致している。一方、ひずみ速度による影響をみると、変形初期の $\epsilon = 0.1$ の時には高ひずみ速度における $f^{\alpha'}$ が低ひずみ速度の場合に比して多くなっている。これはひずみ速度が高くなるほどせん断帯モードの変形様式が優勢になり、マルテンサイト核になるせん断帯の交差領域が増加をするためである。しかしながら、変形が進行した $\epsilon = 0.3$ の時には、低ひずみ速度における $f^{\alpha'}$ が増加している。これは、ひずみ速度が高くなると、塑性仕事により発生した熱を熱伝達により放出することができず、試料内の温度が上昇して各相の自由エネルギー差が小さくなり変態現象が抑制されるためと考えられる。したがって、高ひずみ速度の場合において、環境温度と実際の試料内の温度に相違がみられ、図 6.7 のような環境温度に対する評価では図中に示すように変形速度が高くなると M_{d30} 点は低温側に移行する。

このような塑性仕事による熱発生の影響を詳しく検討するため、環境温度を $T_{env} = 77, 213, 285, 298$ [K] と、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n$ を $5 \times 10^{-4}, 5 \times 10^2$ [s⁻¹] と変化させた場合の試料内の平均温度上昇 - 公称ひずみ関係を図 6.8 に示す。ひずみ速度によらず初期温度が低いほど温度上昇が大きくなっている。これは、変態による潜熱の影響に加えて、マルテンサイト相の強化機構による流れ応力の増加により塑性仕事が増大したためと考えられる。低ひずみ速度の場合、熱伝達により変形の後半には温度が低下しているが、変形の進行に対して試料内平均で 20 [K] 前後の温度上昇がみられる。一方、高ひずみ速度の場合、最終的に試料内平均で 120 [K] 前後の温度上昇を示しているため、変形の進行にともなって、試料内に M_d 点以上の温度の変態が発生しない領域が現われると考えられる。

そこで、図 6.9 (a) に、環境温度 $T_{env} = 77$ [K] 下で高ひずみ速度を与えた場合、(b) に、環境温度 $T_{env} = 213$ [K] の下で高ひずみ速度を与えた場合における試料内温度分布を示す。なお、図 (a) の場合、公称ひずみ $\epsilon_n = 0.15, 0.3$ 、解析終了状態を、図 (b) の場合、公称ひずみ $\epsilon_n = 0.3, 0.45$ 、解析終了状態について示している。なお、図中の斜線部は図 6.8 から求めた M_d 点 (320 [K]) 以上の温度で変態が発生していない領域を示す。高ひずみ速度の場合には熱伝達が殆どないため、全ての面で断熱状態になる。従って、この図 (a), (b) に見られるように、一様変形である $\epsilon_n = 0.3$ の場合、初期不整の影響で若干温度分布がみられるが試料内でほぼ一定の温度になっている。しかしながら、くびれが発生している $\epsilon_n = 0.45$ 付近において、くびれ部に変形が集中し、塑性仕事による熱発生が大きくなるため、急速に温度が上昇し、 $T_{env} = 77$ [K] においても無変態領域が現われている。解析終了状態では温度勾配はより大きくなり、くびれ部中央では 300 [K] 以上の温度上昇がみられる。しかしながら、変形がくびれ部により集中するため、 M_d 点以上の温度領域は試料全体には広がっていない。

なお、図 1.1 に示したように、変態の発生は実際には試料内温度ではなく、せん断帯交差領域における駆動力により決定される。そこで、変形の進行に伴う変態領域の変化を応力状態による影響を含めた、せん断帯交差領域における全駆動力 g により考察する。ここで平均無次元化駆動力 \tilde{g} を次式で定義する。

$$\tilde{g} = \frac{g - g_0}{\sigma_g} \quad (6.2)$$

図 6.10 (a) は、環境温度 T_{env} を 77, 213, 285, 353 [K] とした場合の変形の進行に伴う平均無次元化駆動力 \tilde{g} の変化を示している。なお、図中 (b) 及び (c) は、図 3.1 の交差ポテンシャル及び変態確率と \tilde{g} の関係を示している。各環境温度共、低ひずみ速度の場合には

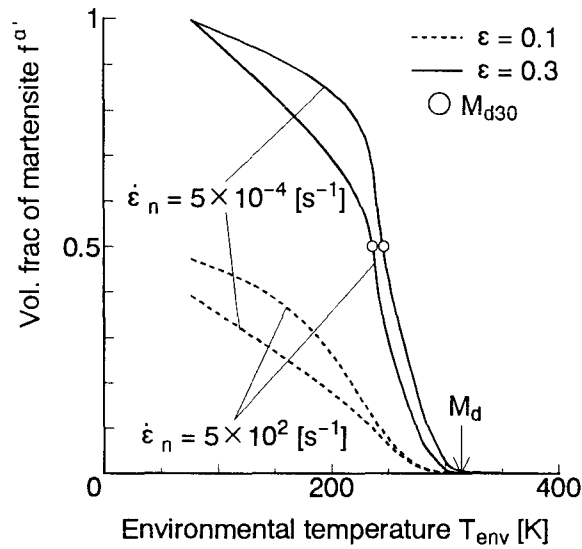


図 6.7 公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$, 5×10^2 [s⁻¹] の場合の真ひずみ $\epsilon = 0.1$, 0.3 におけるマルテンサイト相体積分率 - 環境温度関係

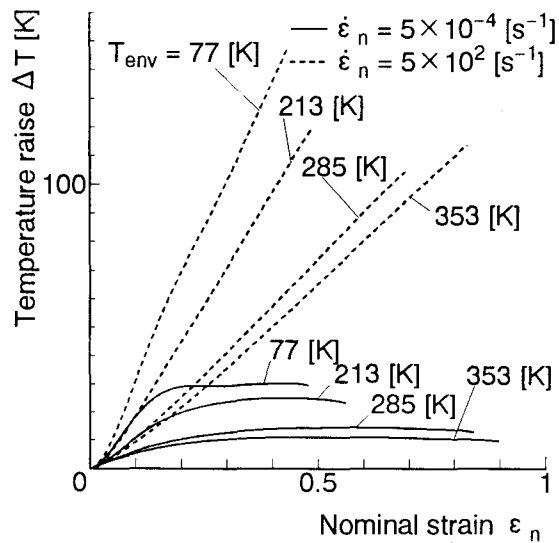


図 6.8 ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$, 5×10^2 [s⁻¹] において環境温度 $T_{env} = 77$, 213 , 285 , 353 [K] 下で引張変形を与えた場合の温度上昇 - 公称ひずみ関係

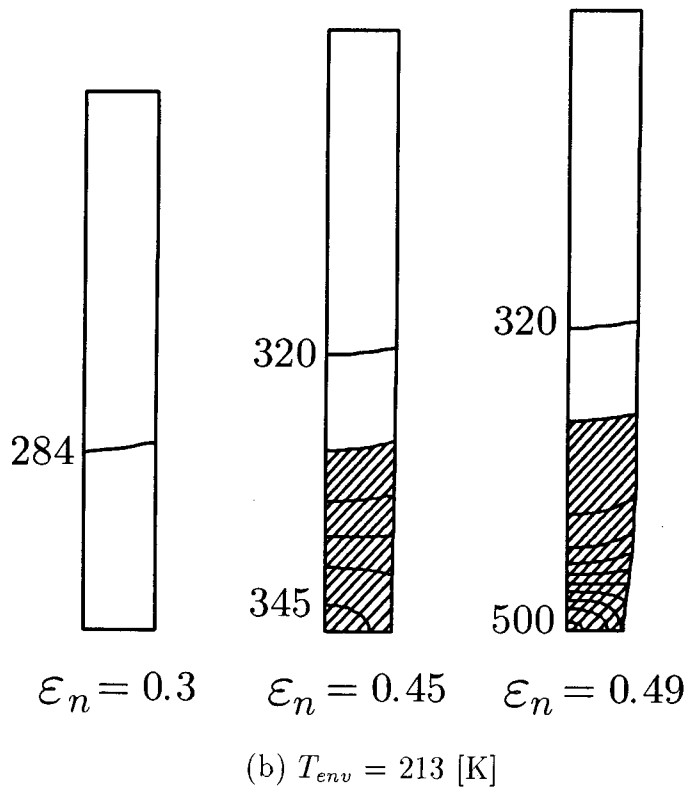
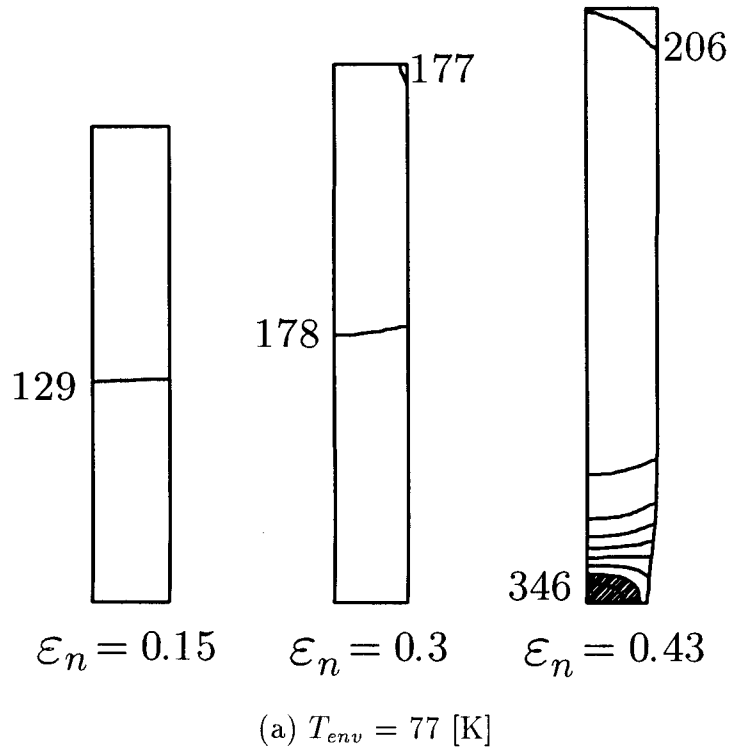


図 6.9 高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^2$ [s⁻¹]) における試料内温度分布

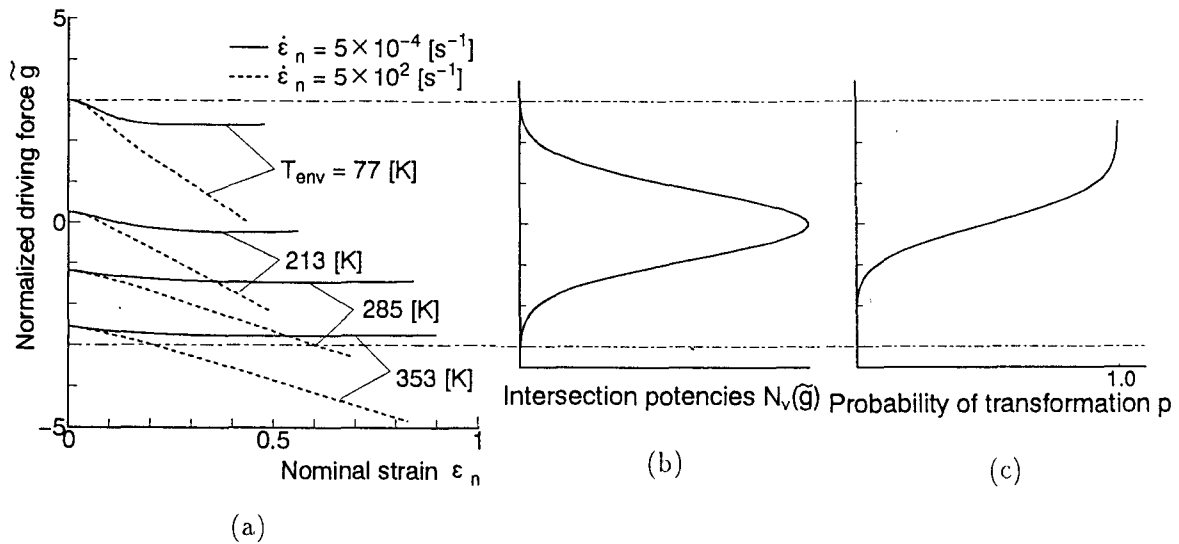


図 6.10 環境温度 $T_{env} = 77, 213, 285, 353$ [K] とした場合の (a) 無次元化駆動力 – 公称ひずみ関係, (b) 交差ポテンシャル – 無次元化駆動力関係, (c) 変態確率 – 無次元化駆動力関係

駆動力の変化は少なく, $T_{env} = 77$ [K] ではほぼ全てのせん断帯交差領域でマルテンサイト変態が発生している。また, M_d 点以上の $T_{env} = 353$ [K] では駆動力は無変態領域付近に存在し, せん断帯が交差をしても変態がほとんど発生していないことが分かる。一方, 高ひずみ速度の場合は, すべての環境温度で変形の進行に伴い急激な駆動力の減少が見られ, $T_{env} = 285$ [K] では変形の途中で平均駆動力が無変態領域付近に入り, 変態が抑制されている。マルテンサイト変態が発生する温度域において, 自由エネルギーの温度に対する変化率を表すエントロピーはマルテンサイト相の方が大きいため, 本解析の温度範囲では温度上昇に対し各相の自由エネルギー差 ΔF^{chem} は小さくなる。また, 単軸引張の場合, くびれが発生するまでは一様変形であるため, 応力状態が変態に及ぼす影響は一定で, 変態の駆動力は温度にのみ依存しているとみなすことができる。したがって, 高ひずみ速度の場合にはくびれが発生するまで, 温度上昇に比例し駆動力が減少していると考えられる。一方, くびれが発生すると多軸の応力状態が生じ, 変態の発生に複雑な影響を及ぼすものと考えられる。

そこで, 図 6.11 に, 図 6.9 と同条件の下における試料内無次元化駆動力分布を示す。なお, 図中の斜線部は変態駆動力により評価した無変態領域を示す。くびれ変形が発生した $\epsilon_n = 0.45$ 及び解析終了状態における無次元化駆動力は図 6.9 の試料内温度分布とは異なった分布形状を示し, 特に $T_{env} = 213$ [K] では温度による評価では外表面に向かうほど広

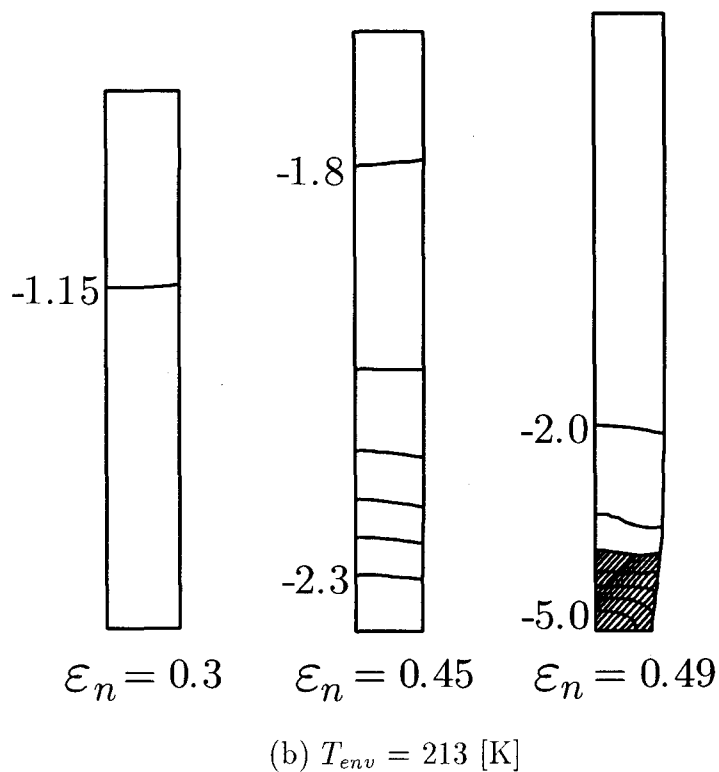
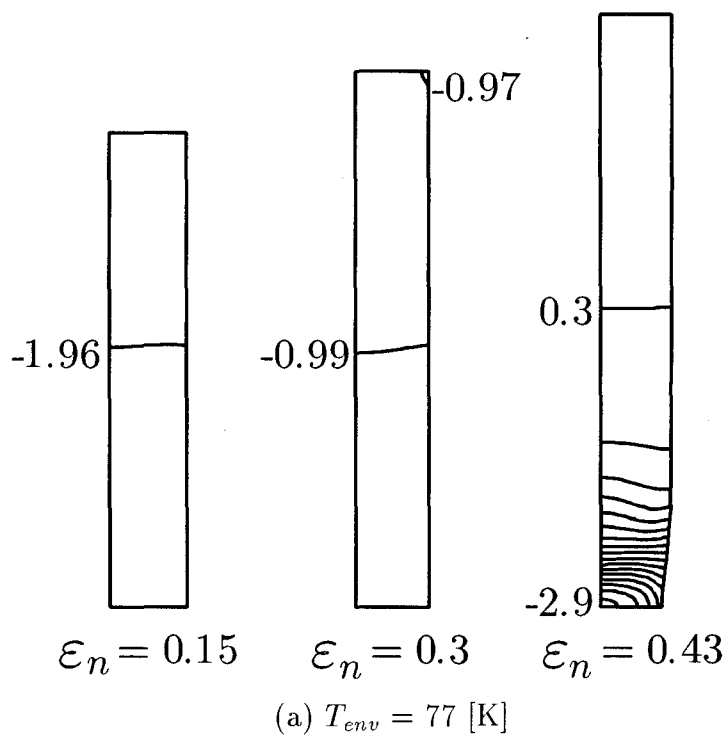


図 6.11 高ひずみ速度 ($\dot{\varepsilon}_n = 5 \times 10^2$ [s⁻¹]) における試料内無次元化駆動力分布

がっていた無変態領域が、駆動力による評価では逆に中心部に向かって広がっていることが分かる。この相違が多軸応力状態による影響と考えられ、これを詳細に考察するため、図 6.12 に図 6.11 と同条件における応力の 3 軸性の測度 Σ の分布を示す。一様変形状態にある $\varepsilon_n = 0.15$ および 0.3 では初期不整による影響を除けば試料内で一定の応力場になっているが、くびれ変形が発生すると変形の集中により応力状態は一様でなくなっている。くびれ中央部及び外表面付近では強い引張応力場が発生しており、マルテンサイト変態が正の体積膨張を伴うことから、この領域では変態が促進されていると考えられる。一方、図中斜線で示した試料中心部では断面収縮が軸方向の伸張より大きくなるため、単軸引張の拘束を与えているにも関わらず圧縮の応力場が発生しており、この領域では変態を抑制する作用が働いていると考えられる。このような多軸応力場による影響の結果、駆動力で評価した厳密な無変態領域は、温度分布に比べて試料中心部に向かってより広がる形式で分布する。

6.3.3 機械的性質の温度、ひずみ速度依存性

次に TRIP 鋼の機械材料としての特性を検討する。なお、ここではひずみ誘起マルテンサイト変態が発生しない、仮想的なオーステナイト単相材に対する解析結果を TRIP 鋼との比較に用いている。

図 6.13 に、ひずみ速度を変化させた場合のオーステナイト単相材ならびに TRIP 鋼の引張強さ - 環境温度関係を示す。図中、TRIP 鋼の初期降伏応力 - 環境温度関係も併せて示す。この図から、変態が発生しないオーステナイト単相材における引張強さ - 環境温度関係は、初期降伏応力 - 環境温度関係と同様な傾向にあることがわかる。しかしながら、ひずみ誘起マルテンサイト変態を伴う TRIP 鋼の引張強さは、図 6.7 に示したひずみ誘起マルテンサイト変態の温度依存性と同様に常温付近で急激な減少が認められ、全体としては S 字形を描いている。TRIP 鋼内に温度勾配を与えることにより、大きな強度差が生じる性質を利用し、絞り加工における成型性の改善が実用化されている⁽¹⁰⁾。一方、高ひずみ速度の場合の引張強さも同様の傾向を示しているが、温度依存性の強い領域において低ひずみ速度の場合に比して低い値をとっている。したがって、この温度域においては同じ環境温度であれば加工速度を高くすることで逆に変形抵抗を減少させることができると考えられる。一般に構造的粘性に起因するひずみ速度依存性体では、温度領域に依らずひずみ速度が大きくなると同変形時の荷重は高くなり、引張強度は増加する。しかしながら、

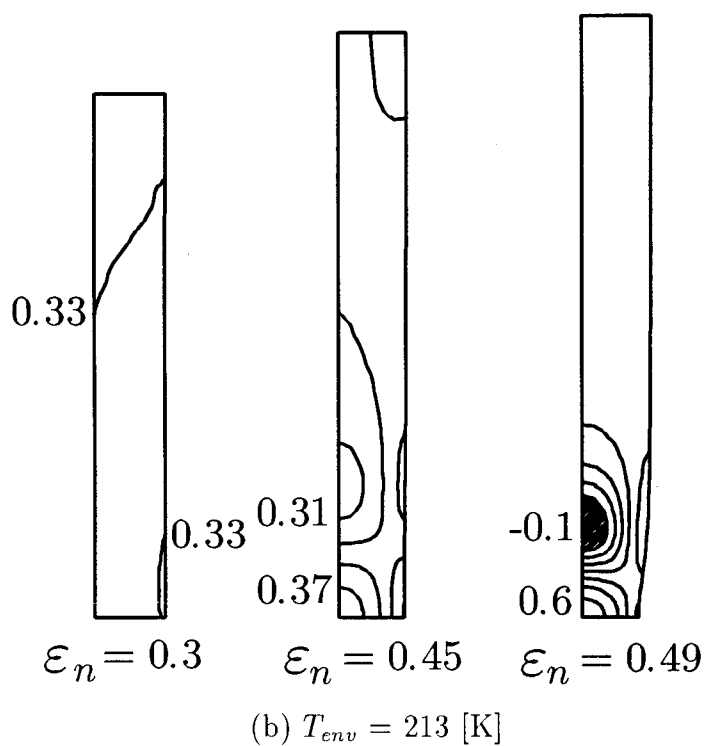
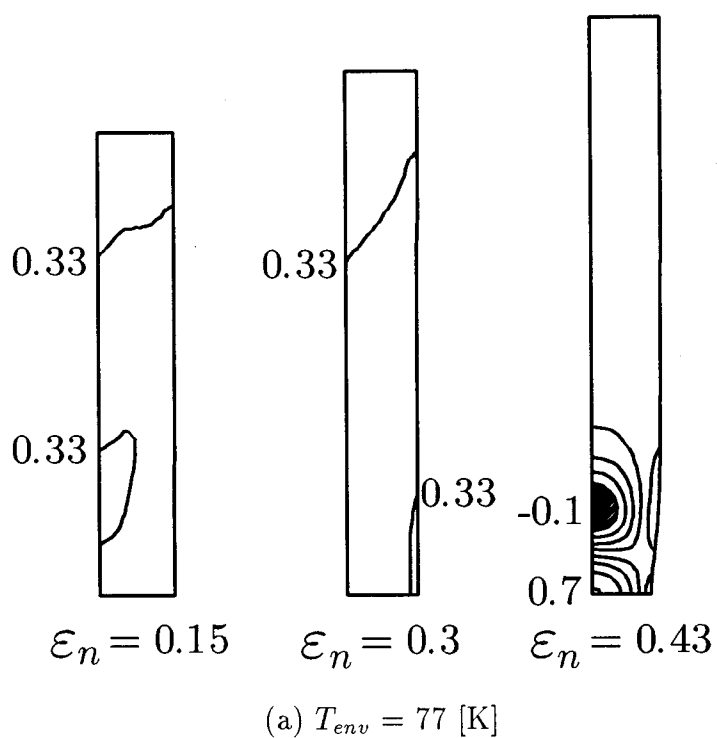


図 6.12 高ひずみ速度 ($\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^2$ [s⁻¹]) における試料内応力の 3 軸性分布

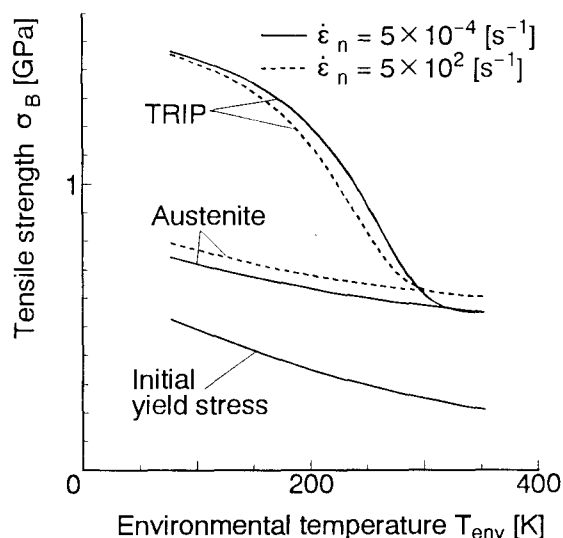


図 6.13 ひずみ速度を変化させた場合のオーステナイト相単相材ならびに TRIP 鋼の引張強さ - 環境温度関係

TRIP 鋼では、変態現象の温度依存性の存在から、引張強度に対するひずみ速度の影響を単純に評価することはできないものと考えられる。

特に、TRIP 鋼の特徴の一つである低温域で顕著に認められる強度の改善は、基オーステナイト相より硬いマルテンサイト相の生成による強化機構が要因になっている。従って、マルテンサイト相の含有率をできるだけ多くすることによって、高い強化効果が得られると考えられる。しかしながら、前節での解析結果から分かるように、ひずみ誘起マルテンサイト変態によるマルテンサイト相の含有率には環境温度に固有の限界値が存在している。したがって、より強度の高い材料を得るためにはマルテンサイト相の含有率を増加させるのではなく、Ausform 加工などにより生成時から高転位密度のマルテンサイト相を得る方法が必要となる。本研究で提案したモデルでは、S モデルと同様に式 (3.36) によりマルテンサイト相の基オーステナイト相の転位構造の継承が考慮されているため、Ausform 加工のシミュレーションも可能である。図 6.5 (a) から分かるように、一部を除いて TRIP 現象による強度改善は同時に延性の低下を伴っている。したがって、両者をバランスさせ必要とされる機械的性質を前加工により達成しようとする場合など、予測が容易でないと思われる加工条件の設定に対し、提案したモデルによる数値シミュレーションは有効な手段になると考えられる。

次に TRIP 鋼のもう一つの特徴である、延性の増加について検討する。図 6.14 にひずみ速度を変化させた場合のオーステナイト相および TRIP 鋼の (a) 最高荷重点及び (b) に

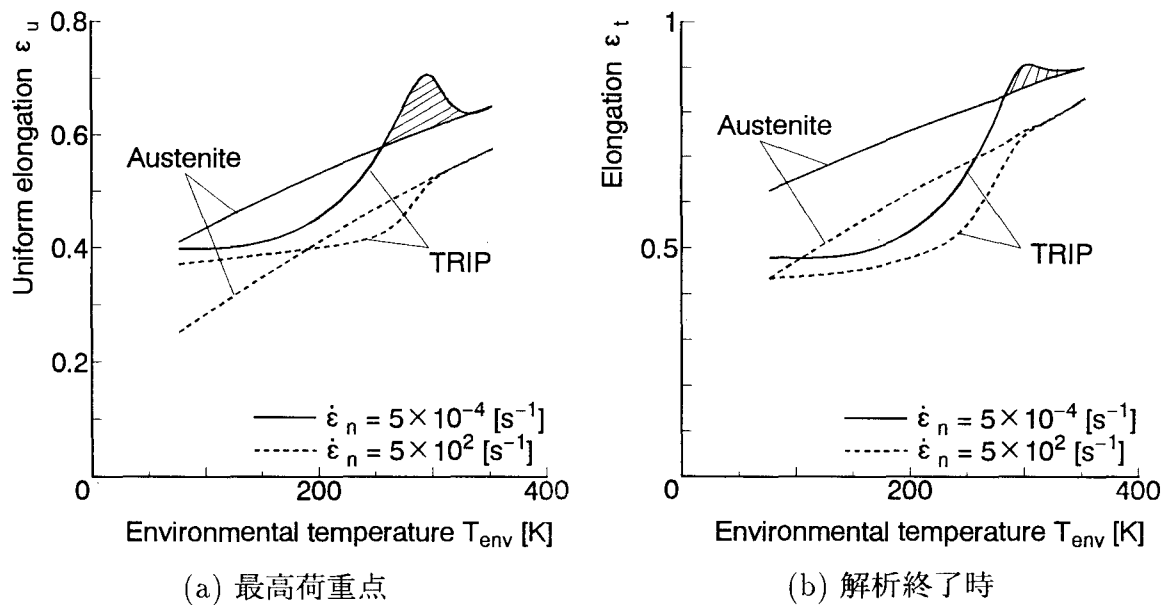


図 6.14 ひずみ速度を変化させた場合のオーステナイト相および TRIP 鋼の伸び - 環境温度関係

解析終了時における伸び - 環境温度関係を示す。ここで、最高荷重点あるいは解析終了時の伸びは、荷重が最大値に達した時点あるいは解析終了時の ϵ_n を示す。一般に、単軸応力 - ひずみ関係が n 乗硬化則で表わされる材料では、荷重の停留条件から塑性不安定は ϵ が n 値に等しい時に発生する。したがって、 n 値に対する温度あるいはひずみの影響が小さい材料では、温度によらずほぼ同様の伸びを受けた時にくびれが発生すると考えられる。すなわち、最高荷重点における伸びは、くびれ発生時の伸びすなわち均一伸びを表す。本解析で用いた SUS304 鋼のオーステナイト単相材料の単軸応力 - ひずみ関係式 (3.34) は上記のような一定硬化率の形式になっていないため、無変態のオーステナイト単相でのくびれ発生時の伸びは温度が上昇するにつれてほぼ単調に増加をしている。一方、ひずみ誘起マルテンサイト変態を伴う TRIP 鋼においては各ひずみ速度共、伸びの温度依存性は非常に強くなっている。特に低速変形時には斜線で示した部分で無変態材料より伸びが大きくなっており、加工条件をこの付近の温度に設定することにより TRIP 鋼の有用性の一つである延性が改善されることが確認できる。逆に高速変形時には TRIP 鋼の伸びが無変態材料より大きくなることは無く、加工速度の増加は延性改善の観点からは望ましくないことが分かる。

次に、数値シミュレーションによる解析結果を基に、TRIP 鋼に特有の延性改善のメカニズムを現象論的に検討する。非常に大きな伸びを示す材料としてポリマー材があげられ

る。ポリマー材では、くびれが発生した部分が強化されることによりくびれが試料内を伝播していき、結果として均一な変形が大きな伸びまで続くとしており、この‘不安定発生部の強化機構’が高延性の要因になっている。TRIP 鋼における延性改善もポリマーと同様の機構によりもたらされると考えることができる。つまり、変形が集中し塑性ひずみが増大しているくびれ部ではせん断帯の交差数が増加するため、ひずみ誘起マルテンサイト変態が盛んに発生して強化され、くびれが伝播していくものと考えられる。

図 6.15(a) に延性改善が最も大きかった $T_{env} = 298$ [K] での低速変形における、変形の進行に伴う断面収縮率 ψ の変化を示す。ポリマー材と同様にくびれの伝播が起こっているとすると、断面収縮率の変化は図 6.15 (b) の模式図のように一旦くびれが発生した後、断面収縮が発生せずひずみのみが増加する伝播部が存在するはずである。しかしながら、図 6.15 (a) に示すように TRIP 鋼における断面収縮率の変化は、無変態材料における曲線をそのまま高ひずみ側に移行したような形になっている。また、図 6.14 における斜線部分の面積がくびれ発生時より荷重低下時の方が小さくなっていることから、不安定発生後に特別な機構が働いていないことが分かる。実際にはシミュレーションの結果においても不安定発生後にくびれ部でのマルテンサイト変態の増加が見られるが、くびれを伝播させる

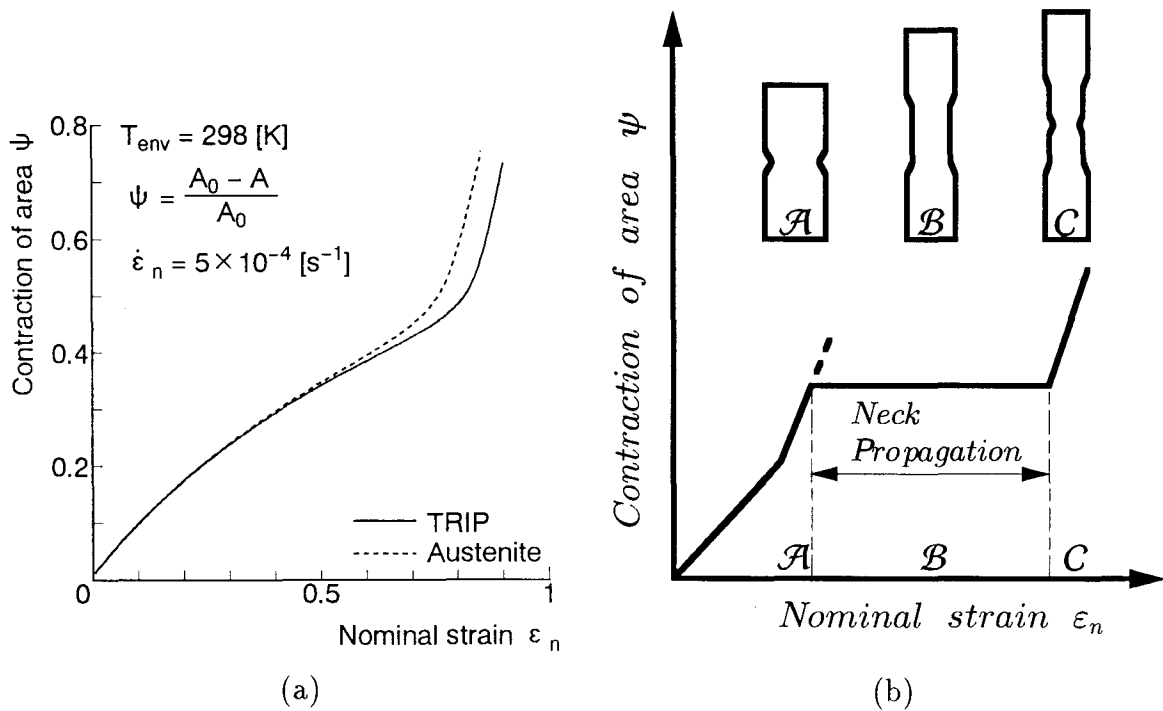


図 6.15 (a) $T_{env} = 298$ [K] における低速変形時の場合の TRIP 鋼及び無変態材料の (b) 模式的に表したポリマー材料の断面収縮率 - 公称ひずみ関係

程の強度上昇を示す含有率になっていないことがポリマー材のように、'不安定発生部の強化機構'が働かない原因と考えられる。以上のことから、TRIP 鋼における延性改善は図 6.14 で示されるように、くびれ変形の発生自体が遅れることによりもたらされると考えられる。

図 6.16 に塑性不安定の発生条件を規定する真応力 σ - 真ひずみ ε 、加工硬化率 - 真ひずみ ε の関係を示す。図中○印は両曲線の交点で塑性不安定の発生点を示す。無変態材料においては $T_{env} = 353$ [K] での結果が示すように、加工硬化率は緩やかに減少し、上昇してきた真応力線図と交差する。しかし、TRIP 鋼においてはマルテンサイト相の発生による強化機構により、塑性硬化速度は変曲点をもち、一旦真応力線図から離れるように増加し、やがて変態の飽和に伴い急速に減少して真応力線図と交差する。真応力 - 真ひずみ関係が図 6.5 (b) のマルテンサイト相体積分率 - 公称ひずみ関係と同様な傾向を示すことから、加工硬化率はマルテンサイト体積分率の S 字形飽和曲線の勾配と同じ傾向を示すと考えられる。したがって、変態速度の早い低温領域ほど加工硬化率の増加割合は大きく、加工硬化率は非常に高い値を示している。しかし、マルテンサイト相の飽和が早く、加工硬化率の最高値からの減少割合も大きいため、マルテンサイト相の強化機構により σ が高い値になっていることと相まって、塑性不安定は早く発生している。したがって、 $T_{env} = 298$

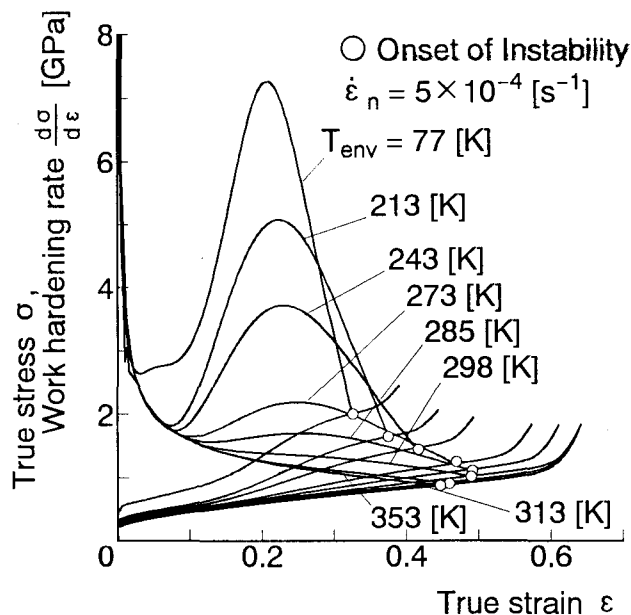


図 6.16 環境温度を変化させた場合の低ひずみ速度における真応力 - 真ひずみ関係、加工硬化率 - 真ひずみ関係

[K] の場合のように変態の飽和を起こさず、加工硬化率が高い値で維持され、両曲線が最適な関係を保って最も高ひずみ域で交差するような場合に、延性が最も大きく改善されている。

図 6.17 に高ひずみ速度の場合における真応力 σ - 真ひずみ ϵ 、加工硬化率 - 真ひずみ ϵ の関係を示す。ひずみ速度の増加によるせん断帯交差領域の増加にしたがい、変形の初期には低速変形時より変態速度は早いため、加工硬化率の最高値も低速変形時より高くなっている。しかし、断熱変形による変態の抑制により、加工硬化率は急速に減少し低速変形時には延性の増加が見られていた温度領域でも早く真応力線図と交差し、延性の改善はみられない。

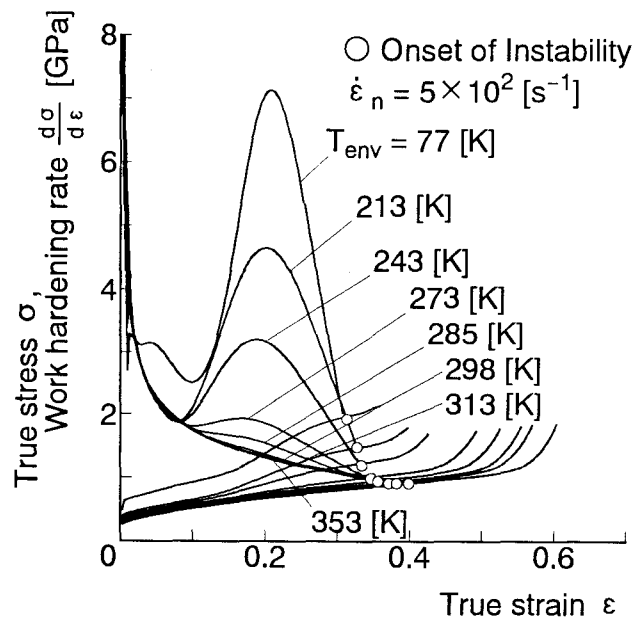


図 6.17 環境温度を変化させた場合の高ひずみ速度における真応力 - 真ひずみ関係、加工硬化率 - 真ひずみ関係

以上のことから TRIP 鋼の特徴の一つである延性の改善はひずみ誘起マルテンサイト変態による'不安定発生条件の遅延'によりもたらされることが分かった。また、上記考察から、適当な温度制御等により、変態速度を高ひずみ域まで、マルテンサイト相体積分率が飽和を起こさないよう保つことができれば、一層大きい TRIP 伸びが得られると推察される。

6.3.4 ひずみ速度の変化に伴う TRIP 鋼の機械的性質の変化及びひずみ誘起マルテンサイト変態との関連の検討

本節では、環境温度 $T_{env} = 243, 273, 298$ [K] の下で、ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n$ を $5 \times 10^{-4} \sim 5 \times 10^2$ [s^{-1}] の範囲で 10 [s^{-1}] 間隔に設定しシミュレーションを行った。

図 6.18 に環境温度 $T_{env} = 243, 273, 298$ [K] におけるオーステナイト相単相材および TRIP 鋼の引張強さ σ_B - 公称ひずみ $\dot{\epsilon}_n$ 関係を示す。この図より、 $T_{env} = 298$ [K] の場合、 $\dot{\epsilon}_n$ の変化に対する σ_B の変化が非常に小さく、それらを除いて全体的に σ_B は $\dot{\epsilon}_n$ に対して下に凸の曲線を示している。また、 $T_{env} = 243, 273$ [K] では、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s^{-1}] において強度が急激に減少し、それよりも高い $\dot{\epsilon}_n$ では、 $\dot{\epsilon}_n$ の増加に対して強度は若干増加している。この図から、無変態材料の場合も同様に、ひずみ速度の増加にともなって、 σ_B が増加する下に凸の曲線を描き、いずれの T_{env} において TRIP 鋼の σ_B に比して小さいことがわかる。

図 6.19 に環境温度 T_{env} が変化した場合の (a) 最高荷重点および、(b) 解析終了時におけるオーステナイト相単相材および TRIP 鋼の伸び - 公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n$ 関係を示す。この図 (a) から、各 T_{env} において、TRIP 鋼の均一伸びは $\dot{\epsilon}_n$ の増加に対して減少傾向にあり、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s^{-1}] で急激に減少することがわかる。ここまでは、図 6.18 に示した σ_B - $\dot{\epsilon}_n$ 関係と同じ傾向にある。しかしながら、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-2}$ [s^{-1}] 以上の範囲では $\dot{\epsilon}_n$ の増加に対して、TRIP 鋼の均一伸びは変化しないことがわかる。また、図 (b) から $T_{env} = 298$ [K] における TRIP 鋼の解析終了時の伸びは、 $\dot{\epsilon}_n$ の増加に対して緩やかに減少し、 1 [s^{-1}] 以上の $\dot{\epsilon}_n$ でほぼ一定となることがわかる。 $T_{env} = 243, 273$ [K] において、大部分の領域において、TRIP 鋼の解析終了時の伸びは、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s^{-1}] において一旦増加しているが、 $\dot{\epsilon}_n$ の増加に対して減少する傾向が認められる。加えて、 $\dot{\epsilon}_n = 1$ [s^{-1}] 以上の $\dot{\epsilon}_n$ ではほぼ一定値を示している。無変態材料と比較すると、TRIP 鋼の均一伸びが無変態材料の伸びに比して高くなる $\dot{\epsilon}_n$ は、 $T_{env} = 273, 298$ [K] における 5×10^{-4} [s^{-1}] の場合、解析終了時における伸びは、 $T_{env} = 298$ [K] における 5×10^{-4} [s^{-1}] の場合のみである。すなわち、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s^{-1}] の時のみであり、ひずみ速度を 10 倍程度でも高くすることは伸びを得ることに対して好ましくない。しかも、伸びがひずみ誘起マルテンサイト変態によって改善される環境温度範囲ならびにひずみ速度範囲は非常に狭いことがわかる。

TRIP 鋼の変形挙動を支配するのはマルテンサイト相であることから、図 6.20 に環境温度 T_{env} を変化させた場合における (a) 最高荷重点および、(b) 解析終了時のオーステナイ

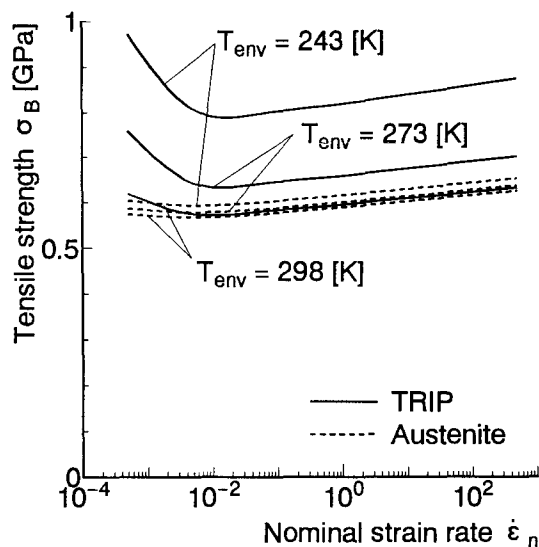
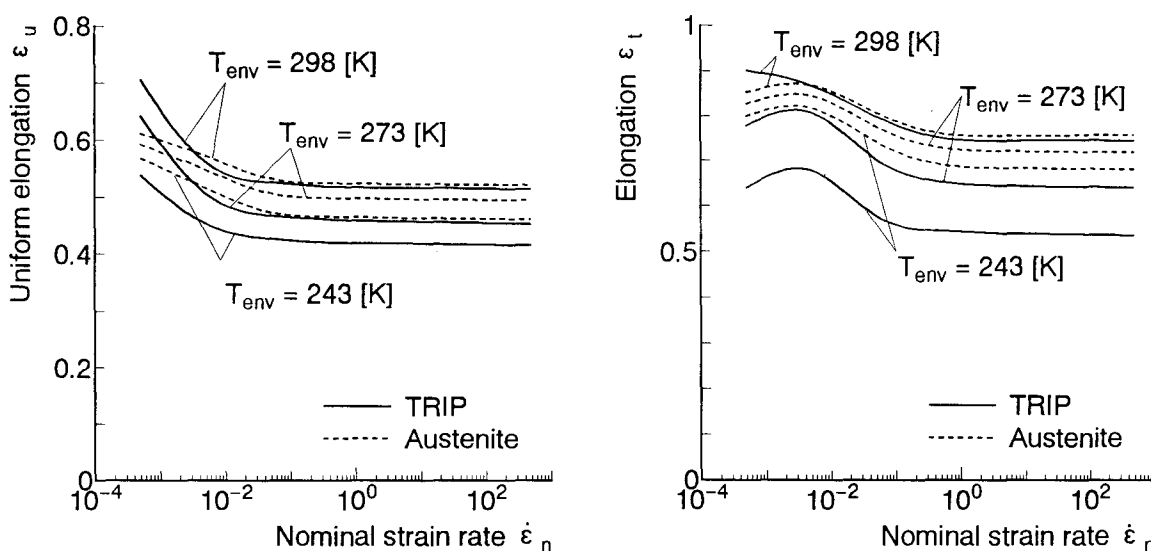


図 6.18 環境温度 $T_{env} = 243, 273, 298$ [K] におけるオーステナイト相および TRIP 鋼の引張強さ - 公称ひずみ関係



(a) 最高荷重点

(b) 解析終了時

図 6.19 環境温度 T_{env} が変化した場合のオーステナイト相単相材および TRIP 鋼の伸び - 公称ひずみ速度関係

ト相単相材および TRIP 鋼の試料内体積平均のマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 公称ひずみ関係 $\dot{\epsilon}_n$ 関係を示す。この図からひずみ速度の増加に伴い変態量が減少し、 $5 \times 10^{-3} [\text{s}^{-1}]$ のひずみ速度で急激に $f^{\alpha'}$ が減少していることが確認できる。これは図 6.18 とほぼ同様な傾向であり、 $f^{\alpha'}$ とともに強度が変化することがわかる。一方、伸びについても同様であり、 $\dot{\epsilon}_n$ の増加に対する $f^{\alpha'}$ の減少が起因し、伸びは $\dot{\epsilon}_n$ の増加に対して減少傾向にある。図 6.19 (a) と (b) から最高荷重点と解析終了時における伸びのひずみ速度依存性特性に異なる傾向があることがわかる。しかしながら、図 6.20 の (a) と (b) を比較するとほとんど変化が見られないため、この現象はマルテンサイト相体積分率に依存しているものではないことがわかる。

このような、ひずみ速度の増加による $f^{\alpha'}$ の変化はひずみ速度が増加することによって発生する熱が試料内温度を上昇させ、駆動力を低下させているものと考えられる。そこで図 6.21 に、環境温度を変化させた場合の最高荷重点における (a) 温度上昇 - 公称ひずみ $\dot{\epsilon}_n$ 関係 (b) 式 (6.2) で定義した無次元化駆動力 - 公称ひずみ $\dot{\epsilon}_n$ 関係を示す。これより、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3} [\text{s}^{-1}]$ の場合、最高荷重点においての温度上昇は約 80 [K] 前後となり、この温度上昇による駆動力の低下が $f^{\alpha'}$ 減少の要因であると考えられる。このように、無次元化駆動力は減少傾向にあり、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3} [\text{s}^{-1}]$ で減少率が大きく、それより高い駆動力になるとほぼ一定になる。そのために、マルテンサイト相体積分率が減少していると考えられる。以上の検討の結果、 $\dot{\epsilon}_n$ を $5 \times 10^{-4} [\text{s}^{-1}]$ から 10 倍増加させると発生する熱が大きいために駆動力を低下させ、 $f^{\alpha'}$ が減少することがわかる。これから、ひずみ速度の増加が機械的性質を低下させる原因は、内部熱発生による駆動力の低下による $f^{\alpha'}$ の減少と判断される。

生産性、加工コスト面で加工速度を高くすることは利点があると考えられるので、ひずみ速度を高くすることで伸び、強度ともに高い材料が得られれば、工業上この種の鋼の有用性が生かせるものと考えられる。この考え方から、ひずみ速度が増加しても、マルテンサイト相が生成すると、強度は無変態材料に比して低下することはないため、ひずみ速度の増加によって高延性の TRIP 鋼を得る方法を検討する必要がある。そこで、高ひずみ速度域において高延性が期待できるような手法について検討する。まず、図 6.19 より最も大きい伸びを示した $T_{env} = 298 [\text{K}]$ に注目すると、ひずみ速度を 10 倍増加させると $f^{\alpha'}$ が急激に減少している。これは前述のようにひずみ速度を増加させたことが要因となり、マルテンサイト相体積分率が大きな伸びを得るために必要とされるレベルより少なくなった

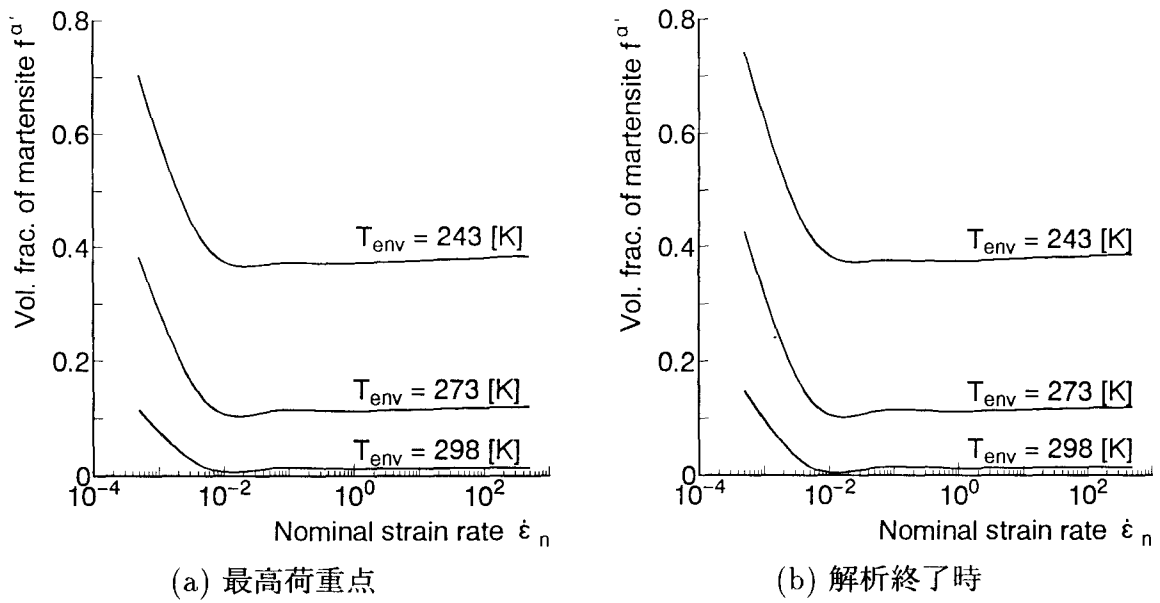


図 6.20 環境温度 T_{env} を変化させた場合におけるオーステナイト相単相材および TRIP 鋼の試料内体積平均のマルテンサイト相体積分率 - 公称ひずみ関係関係

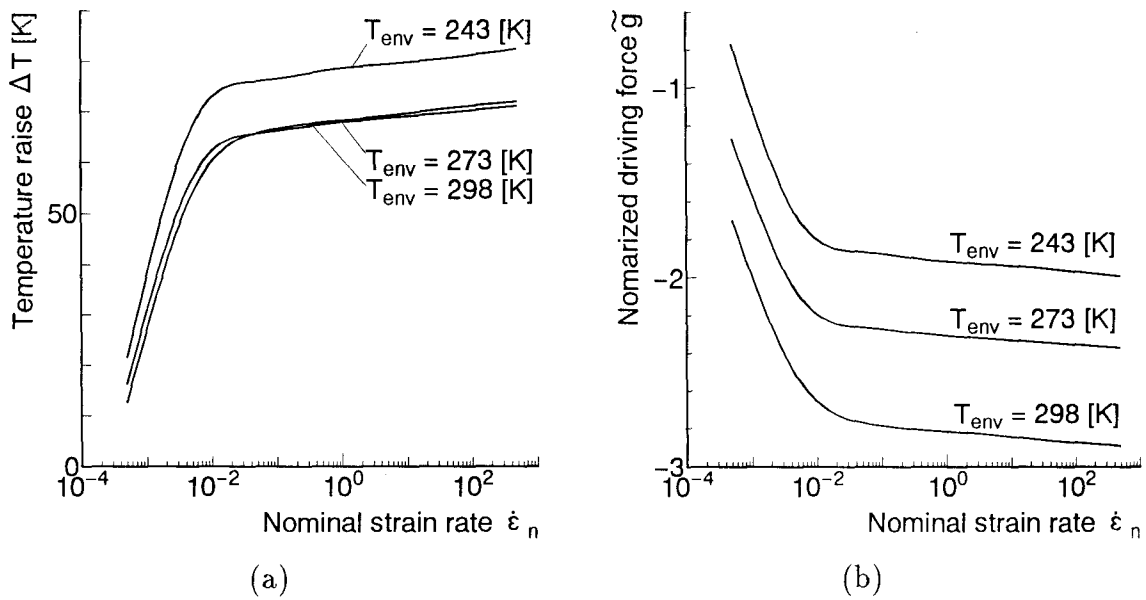


図 6.21 環境温度を変化させた場合の最高荷重点における (a) 温度上昇 - 公称ひずみ速度関係, (b) 無次元化駆動力 - 公称ひずみ速度関係

ためであると考えられる。図 6.20 に示すように、 $T_{env} = 273$ [K]、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] の場合の最高荷重点におけるマルテンサイト相体積分率は、 $T_{env} = 298$ [K]、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] の場合とほぼ同じ値となっている。したがって、 $T_{env} = 273$ [K]、 5×10^{-3} [s⁻¹] も延性の改善が期待できる。しかしながら、シミュレーションの結果、延性は高くなっていない。そこで、図 6.22 (a) に、環境温度 $T_{env} = 273$ [K]、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] の場合と $T_{env} = 298$ [K]、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] の場合におけるマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 公称ひずみ速度 ϵ 関係を示す。また、図 (a) と同様な条件下における真応力 σ - 真ひずみ ϵ 、加工硬化率 - 真ひずみ ϵ 関係を図 (b) に示す。図 (a) から、両条件下の場合ともに解析終了時において、ほぼ同じ $f^{\alpha'}$ を示しているが、 $T_{env} = 273$ [K]、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] の場合は、低ひずみ域から急激にマルテンサイト相体積分率が増加し、早期に一定値に飽和を示すことがわかる。このような、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動に呼応して、図 6.22 (b) に示すように、変形の進行に伴って加工硬化率が急激に上昇し、マルテンサイト相体積分率が飽和値に近付いた後、それ以上硬化しないため加工硬化率が急激に減少し、早期にくびれ発生点に達している。一方、 $T_{env} = 298$ [K]、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] の場合、図 6.22 (a) に示すように、変形の進行に対して、マルテンサイト相体積分率は飽和を示すことなく、徐々に増加している。このため、図 6.22 (b) に見られるように、加工硬化率の減少

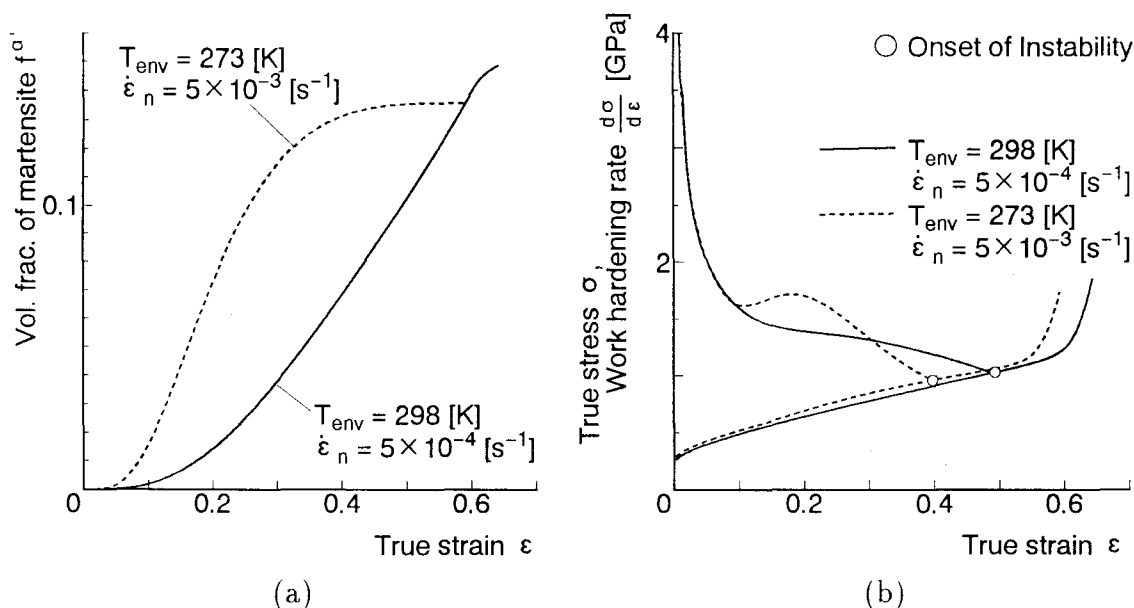


図 6.22 環境温度 $T_{env} = 273$ [K]、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] の場合と $T_{env} = 298$ [K]、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] の場合における (a) マルテンサイト相体積分率 - 真ひずみ関係、(b) 真応力、加工硬化率 - 真ひずみ関係

が緩やかとなり、高い値を保つため、くびれ発生点を早期に満足しない。このように、マルテンサイト相体積分率があるレベルにあれば延性が改善されるのではなく、変形中終始変態し続けることが延性を高めるために重要であると考えられる。これは、加工硬化率が低下し始めると、マルテンサイト相の生成によって加工硬化率が上昇するという過程の繰り返しによって、くびれの発生条件を遅延させるためであると考えられる。

また、図 6.23 は、(a) 環境温度 $T_{env} = 298$ [K]、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹]、(b) 環境温度 $T_{env} = 273$ [K]、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] の場合のマルテンサイト相体積分率分布を示す。なお、 ϵ_n が 0.6 ~ 解析終了状態まで ϵ_n が 0.15 間隔に示している。図 (a) において均一変形時にはほぼ一定のマルテンサイト相体積分率となっているが、 $\epsilon_n = 0.75$ に達するとマルテンサイト相体積分率が分布している。これから、TRIP 鋼においてマルテンサイト相の生成による弱い部分の硬化のためくびれ発生が遅延されている様子が伺える。一方、この図 (b) から、変形中マルテンサイト相体積分率の値は変化しないことがわかる。すなわち、ひずみ速度を増加させることによって延性が低下する原因は、マルテンサイト相が一度に多く生成し、低ひずみ域で一定値に飽和するため硬化が生じないためであり、前述の考察結果がこの分布図をからも伺える。

6.3.5 ひずみ速度の増加する場合の延性改善法の検討

前節の結果をもとに、ひずみ速度が増加する場合において変形中終始変態を発生させる方法について検討する。ひずみ速度の影響は初期のせん断帯交差数の増加と塑性仕事の熱による温度上昇である。マルテンサイト相体積分率が変形の進行に対して飽和値を示すのは前者であるため、高いひずみ速度に対して発生する熱の効果を奪うことによって延性改善が実現できると考えられる。すなわち、変形中終始変態し続けるよう、周囲の熱伝達率を増加させることによって延性改善が期待される。そこで図 6.24 に、公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n$ を変化させた場合の、環境温度 $T_{env} = 273$ [K] における (a) 引張強さ σ_B - 熱伝達率比関係、(b) 最高荷重点到達時の伸び - 熱伝達率比関係を示す。ここで、熱伝達率比は空気の熱伝達率に対する比を示す。図 (a) から無変態材料において σ_B は熱伝達率比の増加に関わらずほぼ一定となることがわかる。それに対して、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] において σ_B は熱伝達率比の増加とともに増加している。また、図 (b) から熱伝達率比の増加にともなって、 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] における均一伸びが改善することがわかる。

熱伝達率を増加させることによる、マルテンサイト相体積分率の変化を検討するため、図

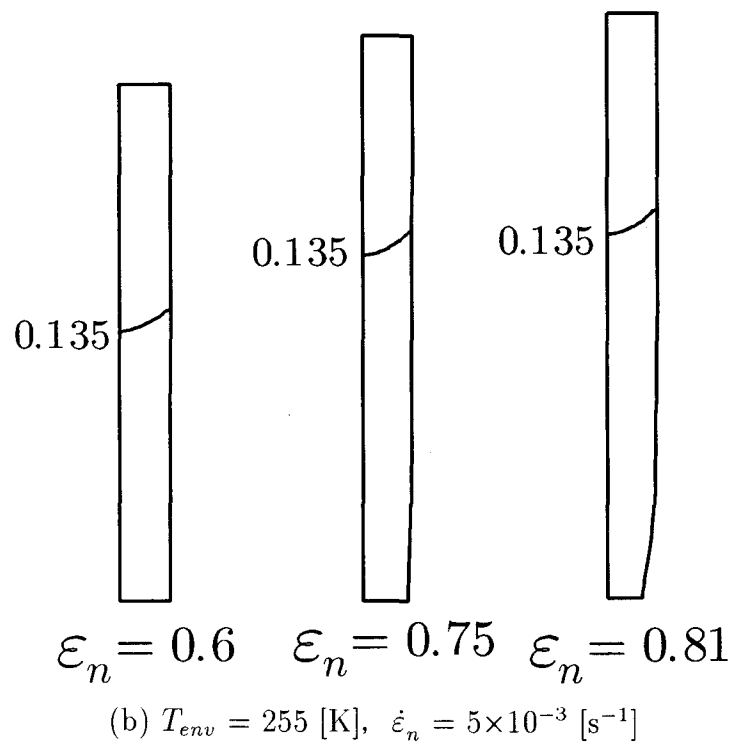
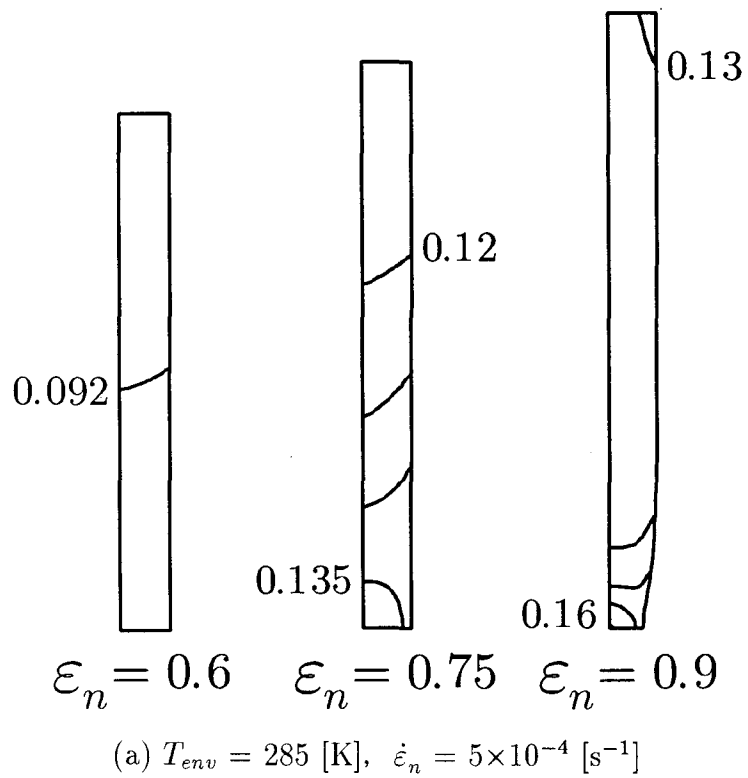


図 6.23 マルテンサイト相体積分率分布図

6.25 に熱伝達率を変化させた場合の環境温度 $T_{env} = 273$ [K], 公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s⁻¹] における (a) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 真ひずみ ϵ 関係, (b) 加工硬化率 - 真ひずみ ϵ 関係を示す. 図 (a) に示すように, 空気の 5 倍の熱伝達率を与えた場合, 変形中連続して変態する. それ以上, 熱伝達率を増加させると $f^{\alpha'}$ が増加する. それに呼応して, 図 (b) に示すように加工硬化率が上昇する. しかしながら, $f^{\alpha'}$ がある値より大きくなると延性が低下することから, 変形中連続して変態を発生させるだけではなく, $f^{\alpha'}$ の値自体も延性を改善させる値が存在することがわかる. つまり, 熱伝達率をひずみ速度に応じて適切な値に設定することにより延性を改善させることができる.

このように, ひずみ速度の増加に伴う熱を奪うことによって延性が高くなるひずみ速度の範囲を拡大することが可能となった.

6.4 オーステナイト相結晶粒径制御による機械的性質改善

本節では, 第 4 章で提案したオーステナイト相結晶粒径依存構成モデルを有限要素法に導入し, 図 5.2 (a) に示した解析モデルの端面に $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] を与え, 等温引張試験をシミュレートした. 環境温度 T_{env} は, 第 2 章で述べた実験と同様の 77, 213, 273, 298, 353 [K] を, オーステナイト結晶粒径 d は Ulvan と Kouseris⁽³⁸⁾ の実験と同様の 22, 59, 106, 142 [μm] を採用した. その結果について述べる.

6.4.1 応力, マルテンサイト相体積分率 - ひずみ曲線に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響

図 6.26 に, オーステナイト相結晶粒径 d が変化した場合の環境温度 $T_{env} = 77$ [K] における (a) 真応力 σ を式 (4.19) で表した $\sigma_{y(\gamma)_t}$ で除した無次元化真応力 - ϵ^p , (b) $f^{\alpha'}$ - ϵ^p 関係を表す. 図 (b) より d が大きくなるとともに, $f^{\alpha'}$ は増加していることがわかる. 一方, 図 (a) から, d が大きくなるとともに, Hall - Petch 則に従って変形初期の無次元化真応力は減少することがわかる. しかしながら, 変形の進行にともなって一旦マルテンサイト相が生成し始めると, d が大きくなることに伴う $f^{\alpha'}$ の増加によって, d の大きい場合の無次元化真応力は, d が小さい場合に比して高くなっている. また, 環境温度 $T_{env} = 77$ [K] のような極低温において, d が 22 から 59 [μm] に変化する場合, 他の d の場合に比して $f^{\alpha'}$ は急激に増加しており, $f^{\alpha'}$ の変化に呼応して無次元化真応力も同様な現象を示している.

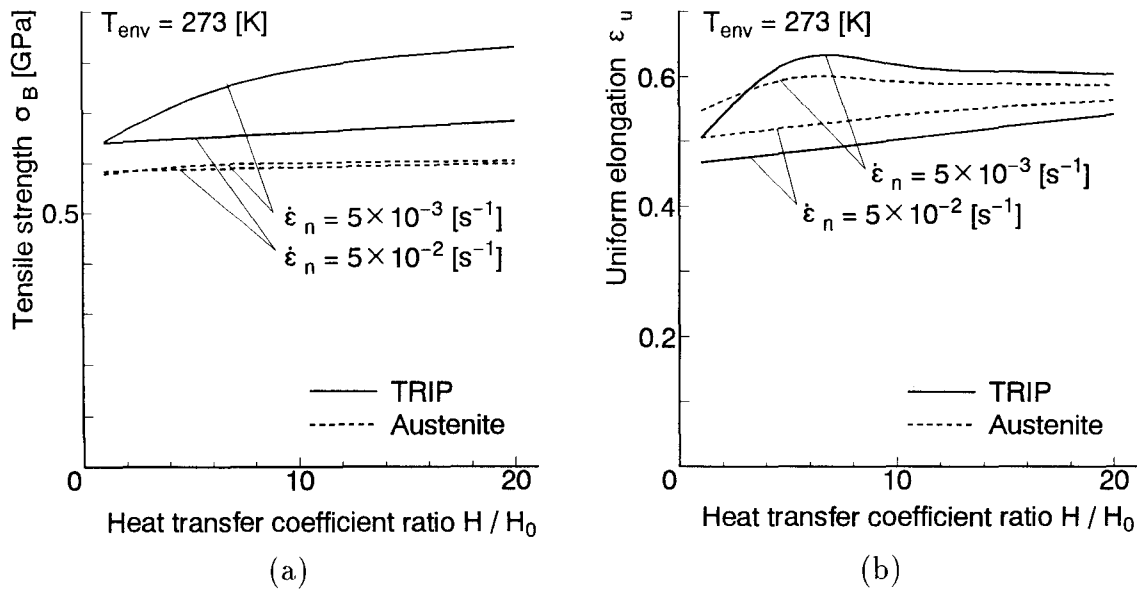


図 6.24 公称ひずみ速度を変化させた場合の環境温度 $T_{env} = 298$ [K] における (a) 引張強度 - 熱伝達率関係, (b) 最高荷重点到達時の伸び - 熱伝達率関係

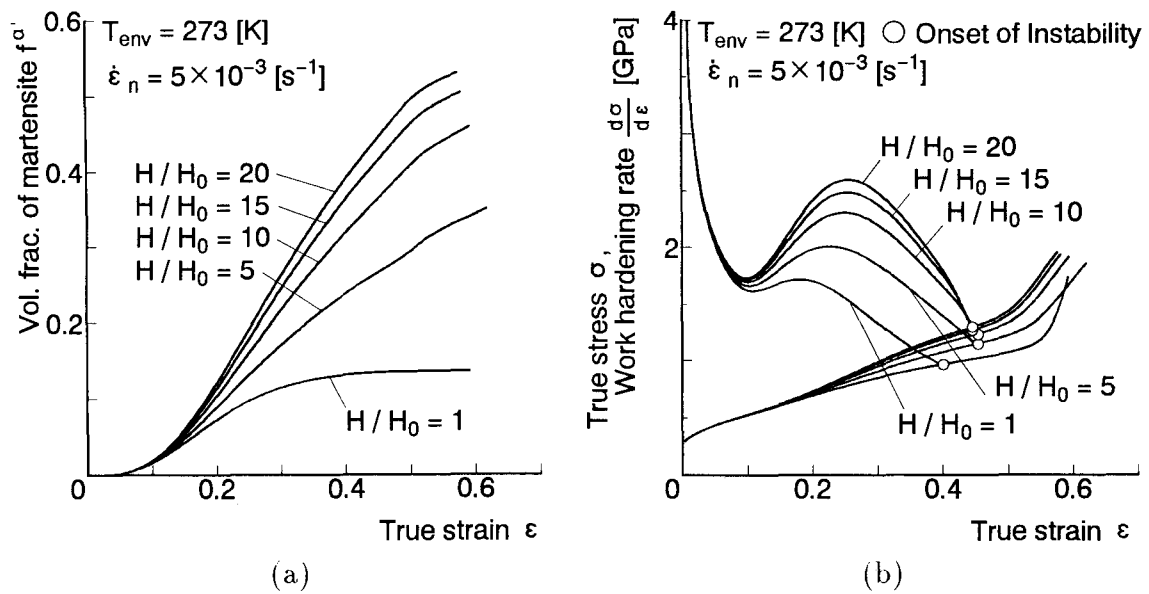


図 6.25 熱伝達率が変化した場合の環境温度 $T_{env} = 273$ [K], 公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-3}$ [s $^{-1}$] における (a) マルテンサイト相体積分率 - 真ひずみ関係, (b) 真応力, 加工硬化率 - 真ひずみ関係

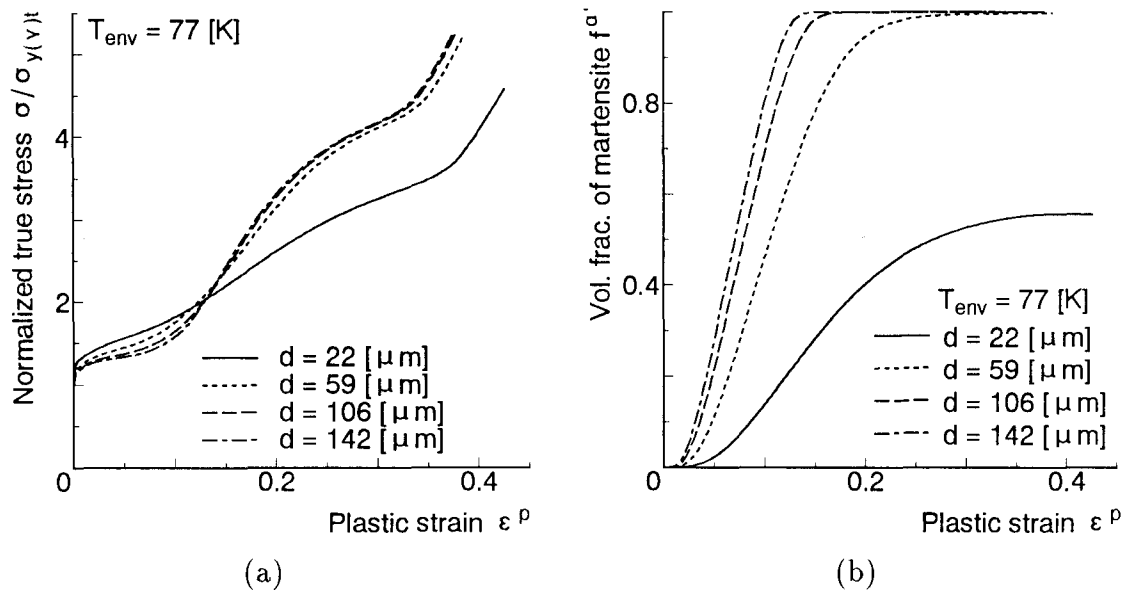


図 6.26 環境温度 $T_{env} = 77$ [K] における (a) 無次元化真応力 - 塑性ひずみ, (b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係のオーステナイト相結晶粒径依存性

図 6.27 にオーステナイト相結晶粒径 d が変化した場合の $T_{env} = 298$ [K] における (a) 無次元化真応力 - 塑性ひずみ ϵ^p , (b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 塑性ひずみ ϵ^p 関係を示す。これらの図から図 6.26 において現れていたものと同様なオーステナイト相結晶粒径依存性が観察できる。 d が 106 から 142 [μm] に大きくなる場合、 d の増大に対する $f^{\alpha'}$ の増加割合が小さくなっている。 $f^{\alpha'}$ の変化に呼応して図 (a) に示す無次元化真応力も同様な傾向を示している。

図 6.28 は環境温度 T_{env} を変化させた場合の (a) 実験⁽³⁵⁾, (b) シミュレーションにより得られた公称ひずみ $\epsilon = 0.3$ におけるマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - オーステナイト相結晶粒径 d の関係を表している。図 (a) の実験結果から d が大きくなるとともに $f^{\alpha'}$ は増加しており、図 6.26, 6.27 で示した解析結果と同様な傾向がみられる。さらに、図 (b) 及び図 (a) を比較すると、全温度域において解析結果の $f^{\alpha'}$ - d 関係は、実験結果と定性的に一致していることがわかる。また、図 (b) から T_{env} が 213 [K] から 298 [K] に上昇した場合、 d を 22 [μm] から 142 [μm] に大きくすることによって $f^{\alpha'}$ はほぼ同じ値を示すことがわかる。これは、図 (a) に示す実験結果と良く対応している。すなわち、 d を大きくすることにより、 T_{env} の上昇に伴うマルテンサイト相の生成量の急激な減少を抑制し、 T_{env} の上昇前と同程度の強度を有することが可能となることを示している。さらに、 d が大きくなるとともに、 $f^{\alpha'}$ は非常に小さい値から大きく増加することから、変態が発生しない

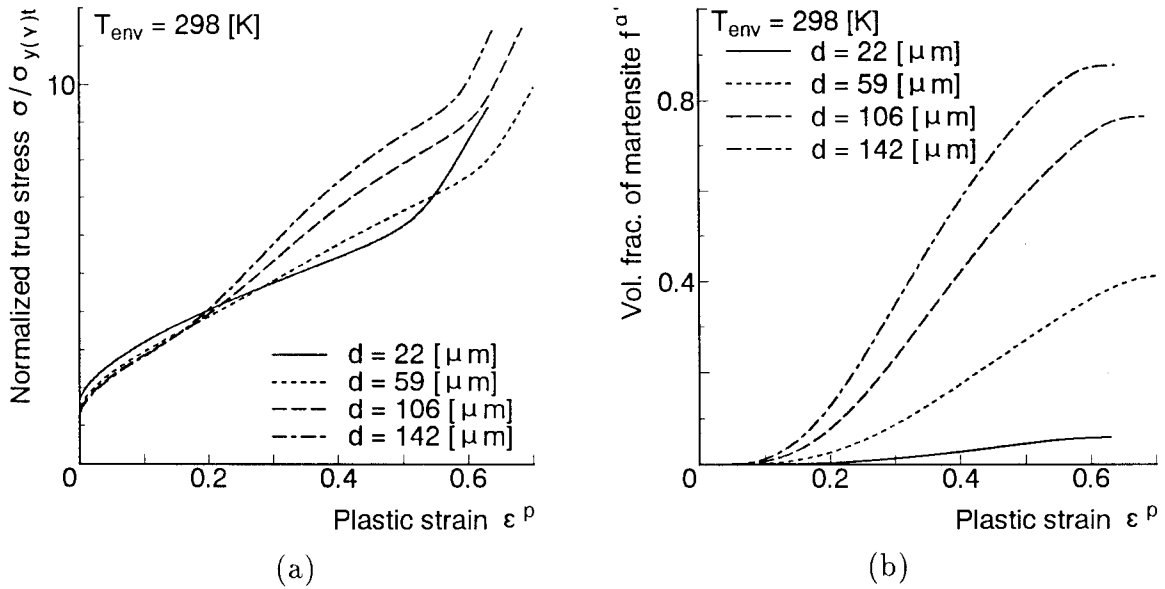


図 6.27 環境温度 $T_{env} = 298$ [K] における (a) 無次元化真応力 - 塑性ひずみ関係, (b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係のオーステナイト相結晶粒径依存性

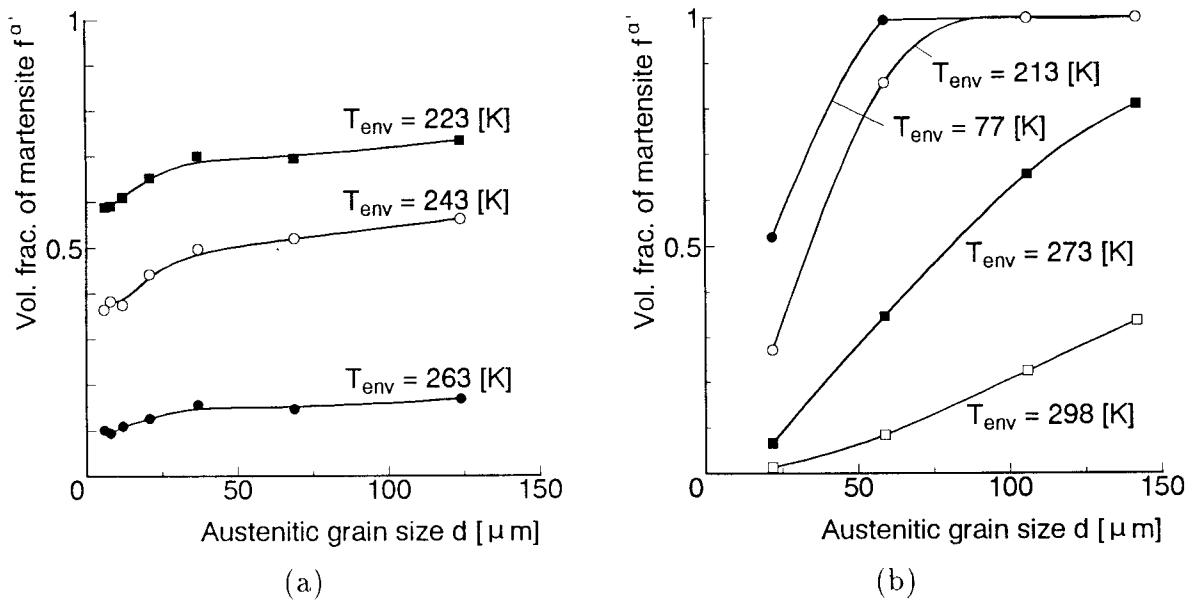


図 6.28 環境温度 T_{env} を変化させた場合の (a) 実験⁽³⁵⁾, (b) シミュレーションにより得られた公称ひずみ $\epsilon = 0.3$ におけるマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - オーステナイト相結晶粒径 d 関係

環境温度域においても d が大きくなることによって、変態が発生するものと考えられる。

6.4.2 TRIP 鋼の機械的性質に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響

次に TRIP 鋼の機械的性質に及ぼすオーステナイト相結晶粒径の影響を検討するため、図 6.29 にオーステナイト相結晶粒径 d を変化させた場合の (a) 引張強さ σ_B - 環境温度 T_{env} , (b) 均一伸び ε_u - 環境温度 T_{env} 関係を示す。オーステナイト相単相材の ε_u は T_{env} の上昇とともに緩やかに増加する。一方、TRIP 鋼の ε_u は $T_{env} = 213 \sim 298$ [K] において急激に大きくなり、ピークを示す。この図から d が大きくなる場合、TRIP 鋼の ε_u がピークを示す環境温度域は狭くなり、 ε_u の最大値は $d = 22$ [μm] の場合を除くと減少することがわかる。この傾向は牧ら⁽³⁹⁾の実験結果と定性的に一致している。図 (a) より、オーステナイト相単相材の σ_B は T_{env} の上昇とともに緩やかに減少することがわかる。一方、TRIP 鋼の σ_B は常温付近の温度域において急激に減少している。また、ひずみ誘起マルテンサイト変態が発生する環境温度域において、 σ_B は d が大きくなると共に増加しているが、それ以外の環境温度域では Hall - Petch 則に従って減少している。さらに、 $T_{env} = 77$ [K] においては、 $d = 59, 106, 142$ [μm] の場合の TRIP 鋼の σ_B は等しい。これは図 6.26 (b) からわかるように $f^{\alpha'}$ が d の変化に関わらず 1.0 という値に飽和することによる。

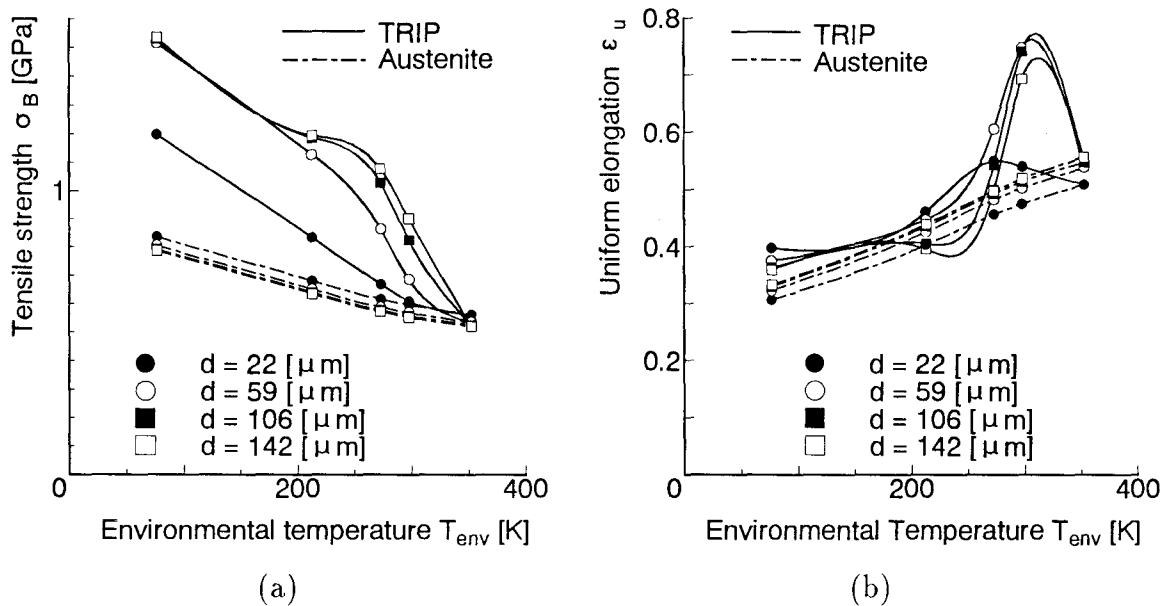


図 6.29 オーステナイト相結晶粒径 d を変化させた場合の (a) 引張強さ σ_B - 環境温度 T_{env} , (b) 均一伸び ε_u - 環境温度 T_{env} 関係

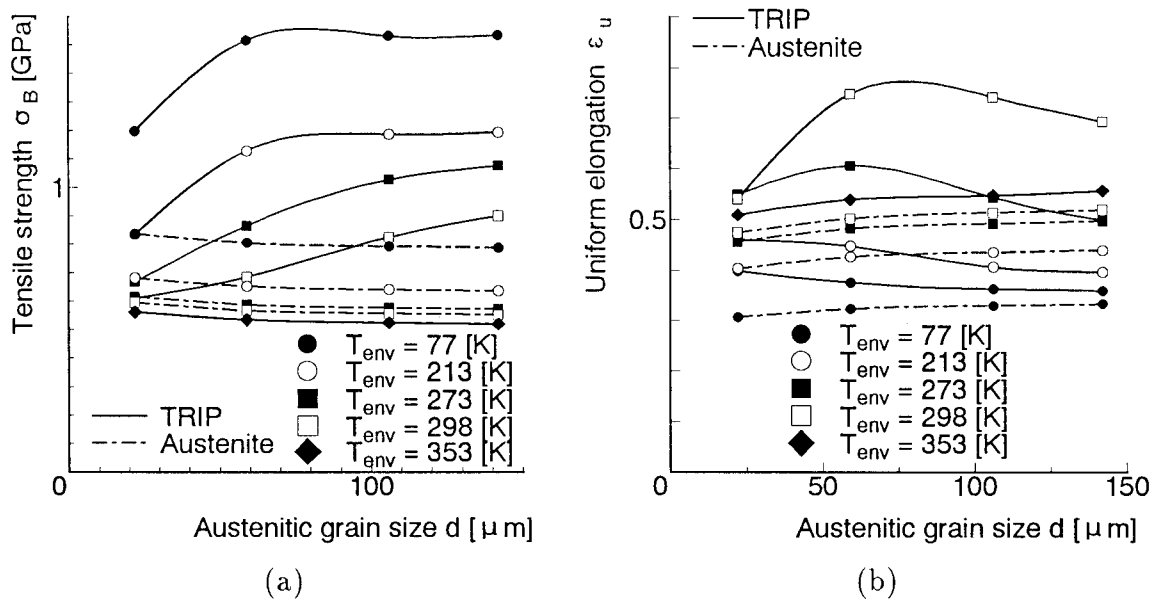


図 6.30 環境温度 T_{env} が変化した場合の (a) 引張強さ σ_B - オーステナイト相結晶粒径 d , (b) 均一伸び ϵ_u - オーステナイト相結晶粒径 d 関係

オーステナイト相結晶粒径依存性の検討をより容易にするため、図 6.30 に環境温度 T_{env} が変化した場合の (a) 引張強さ σ_B - オーステナイト相結晶粒径 d , (b) 均一伸び ϵ_u - オーステナイト相結晶粒径 d 関係を示す。この図から、 d が大きい場合、オーステナイト相単相材の ϵ_u は各 T_{env} とともに緩やかに増加することがわかる。一方、TRIP 鋼の ϵ_u は d が大きい場合、 $T_{env} = 77, 213$ [K] においては緩やかに減少し、 $T_{env} = 273, 298$ [K] においては一旦増加した後、減少している。特に、 $T_{env} = 273, 298$ [K] において d を変化させることにより ϵ_u を増加させることが可能となる。この領域では Ulvan と Kouseris⁽³⁸⁾ の結果と定性的に一致している。また、 d が小さくなることによってオーステナイト相単相材の延性は減少するにもかかわらず、TRIP 鋼の延性は増加し、牧ら⁽³⁹⁾ の報告と異なっている。つまり、オーステナイト相結晶粒径の変化に伴う TRIP 鋼の延性の増加は単にオーステナイト相の延性の増加によるものではないことを示している。この結果より、オーステナイト相結晶粒径は TRIP 現象に大きく影響を及ぼし、 $f^{\alpha'}$ のオーステナイト相結晶粒径依存による $\sigma - \epsilon^p$ 曲線の変化と Hall-Petch 則に従うオーステナイト相単相材の $\sigma - \epsilon^p$ 曲線の変化が相まって TRIP 鋼の ϵ_u に変化が現れるものと考えられる。図 (a) から、TRIP 鋼およびオーステナイト相単相材の σ_B は d が大きくなるにつれそれぞれ増加、減少する。さらに、オーステナイト相の細粒化による強化に比して、オーステナイト相の粗粒化に伴

うマルテンサイト相の生成の促進による強化の影響が大きいことがわかる。図 (a), (b) の $T_{env} = 298$ [K] の場合に注目すると, $d = 59$ [μm] から $d = 106$ [μm] にオーステナイト相を粗粒化することによって ε_u を減少させることなく, σ_B を増加させることが可能となることがわかる。このことから, d の制御により TRIP 鋼の機械的性質は改善可能であると考えられる。

ここで, TRIP 鋼の延性に及ぼす d の影響について検討するため, 図 6.31 にオーステナイト相結晶粒径 d を変化させた場合の, 最も伸びが大きくなる $T_{env} = 298$ [K] における加工硬化率 $d\sigma/d\varepsilon$, 真応力 σ - 真ひずみ ε 関係を示す。図中白丸は Considere の条件, すなわちくびれ発生点を表す。この図及び図 6.27 (b) から $d = 142$ [μm] の場合, 変形初期において他の d の場合に比して $f^{\alpha'}$ がひずみに対して急激に増加するため, $d\sigma/d\varepsilon$ は急激に増加することがわかる。その後, $f^{\alpha'}$ の増加が抑制されるため, $d\sigma/d\varepsilon$ は急激に減少し, Considere の条件を満足し, 早期にくびれが発生する。また $d = 22$ [μm] の場合, 図 6.27 (b) に示すようにマルテンサイト相の生成が比較的少なく, 他の d の場合に比して硬化が小さいため, ひずみに対する $d\sigma/d\varepsilon$ の増加割合も小さくなり, より小さいひずみ域において Considere の条件を満足する。一方, 前述のように延性が大きく, 強度が高い $d = 106$ [μm] の場合, $d\sigma/d\varepsilon$ が変形中高い値を保ち, より高ひずみ域において塑性不安定が発生するため, 延性が増加するものと考えられる。これは, 図 6.27 (b) に示すように $f^{\alpha'}$ が $d\sigma/d\varepsilon$ を変形中高い値に保つように増加するためである。

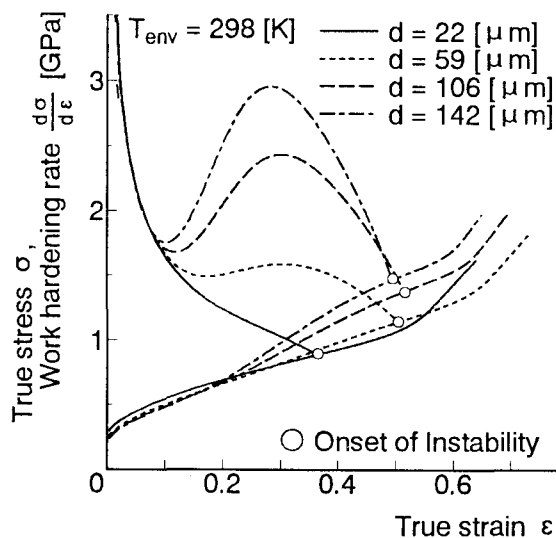


図 6.31 オーステナイト相結晶粒径 d を変化させた場合の, $T_{env} = 298$ [K] における加工硬化率 $d\sigma/d\varepsilon$, 真応力 σ - 真ひずみ ε 関係

このように d の変化によって $d\sigma/d\varepsilon$ が変形中高い値を保ち、塑性不安定の発生を遅延させるとともに、 $f^{\alpha'}$ の増加による高強度化が可能となる。

6.5 結言

本章では、第 3, 4 章で提案したひずみ誘起マルテンサイト変態カインेटィクスモデル、変態ひずみ及びマルテンサイト相による強化機構を考慮した構成式及び変態潜熱を考慮した熱伝導方程式を組合せ、有限要素法に導入し連成解析を行なうことにより、温度、ひずみ速度ならびにオーステナイト相結晶粒径が TRIP 鋼の変形挙動に及ぼす影響を検討した。以下に得られた結果を示す。

ひずみ誘起マルテンサイト変態は環境温度に強く影響を受け、ひずみ速度によらず環境温度が上昇すると $f^{\alpha'}$ は減少し、常温域において特に強い温度依存性を示す。ひずみ速度が高くなるとせん断帯の交差数が増加するため変態速度も高くなる。しかし、変形が進み断熱変形により温度上昇が大きくなると、駆動力が減少し、変態の発生を抑制している。

TRIP 鋼では硬いマルテンサイト相の形成により、無変態のオーステナイト単相材に比べ非常に高い引張強さを示すが、ひずみ誘起マルテンサイト変態の温度依存性に従い、強度の改善も環境温度に強く依存することを確認した。ひずみ速度が高くなると、低温域ではより高い引張強さを示すが、温度依存性の強い領域では逆の傾向を示した。TRIP 鋼の伸びも環境温度に強く影響を受け、特に常温域における均一伸びは変態が発生しないオーステナイト単相材に比して大きくなる。しかしながら、ひずみ速度が高くなると、断熱変形による温度上昇により延性の増加は認められない。

ひずみ誘起マルテンサイト変態による延性の改善を数値シミュレーションによる結果を基に、現象論的に考察したところ、TRIP 鋼における大きな伸びは、ポリマー材に見られるようにくびれ部が強化されることによる、くびれ伝播挙動によるものではなく、硬化速度の高い値に維持することによるくびれの発生条件の遅延が要因であることがわかった。

ひずみ速度の増加に伴って発生する熱のため、マルテンサイト相体積分率は急激に減少し、TRIP 鋼の引張強さと伸びも急激に減少する。したがって、このような状況下で、大きな延性を保持するためには、マルテンサイト相体積分率を延性改善に必要な値に到達させること及び変形中終始変態を続行させ、加工硬化率の低下を抑制することの 2 つが重要であることを明らかにした。この結果を踏まえて、周囲の熱伝達率を高めることにより、ひずみ速度の増加によるマルテンサイト相体積分率の飽和を避け、引張強度及び延性を改善

することが可能であることを示した。

オーステナイト相結晶粒径が大きくなるとともに、オーステナイト相の降伏応力は Hall - Petch の関係に従って減少し、マルテンサイト相体積分率の増加による硬化が上回り TRIP 鋼として応力が増加する。一方、オーステナイト相結晶粒径が小さくなるとともに、環境温度 - 均一伸び関係は TRIP を示す環境温度範囲が小さくなり、均一伸びの最高値も増加する。上記結果は実験結果と定性的に一致しており、提案した構成式は実験結果を定性的に表現することができる。

これまでの数値シミュレーション結果から、TRIP 鋼の伸びの増加は、牧ら⁽²⁰⁾の推察のようにオーステナイト相結晶粒径の減少に伴う、オーステナイト相単相の延性の増加だけによるものではなく、マルテンサイト相体積分率のオーステナイト相結晶粒径依存による硬化及び Hall - Petch 則に従うオーステナイト相単相材の硬化が相まって TRIP 鋼の延性が定まることがわかる。このことから、TRIP 鋼の機械的性質をオーステナイト相結晶粒径により制御できることを確認した。

第 7 章

数値シミュレーションによる TRIP 鋼の繰返し変形挙動の予知

7.1 緒言

近年の超伝導技術、MHD 発電および宇宙開発に代表されるよう、構造材料が低温や極低温下において利用される機会が増えてきている⁽⁴²⁾。このような特殊環境下では高い信頼性が要求されるため、その構造材料の低温下における変形特性ならびに機械的性質を評価することは重要である。構造用材料の一種であり、広く用いられているオーステナイト系ステンレス鋼は、その耐食性の高さから、極低温環境および特殊雰囲気下において使用されている。その例として、TRIP 鋼の一種である SUS316 は原子炉の超伝導マグネットの容器用材料として用いられており、極低温下における機械的性質の改善が要求されている⁽⁹⁾。強力な繰返し磁場が生じる超伝導マグネット容器において、強磁性体であるマルテンサイト相が生成するオーステナイト系ステンレス鋼は繰返し変形を受けることが予想される。

これに対して、実験的手法により TRIP 鋼の機械的性質を詳細に把握する研究が行われている。白沢ら⁽⁴²⁾は、SUS304 を対象として繰返し変形下における変形挙動が負荷方向に依存することを報告している。さらに、新津ら⁽⁸³⁾が提案した室温、高温域における累積塑性ひずみに対する応力幅の大きさを近似する式⁽⁴²⁾を拡張し、77 [K] の液体窒素温度の場合に適用できることを確認している。横塚と池上⁽⁴³⁾は、SUS304 に予ひずみを与え、予ひずみ方向ならびに予ひずみを与える試験温度が応力幅 - 累積塑性ひずみ関係に及ぼす影響を検討している。その結果、応力幅 - 累積塑性ひずみ関係に予ひずみを与えた場合の環境温度が及ぼす影響は小さく、予ひずみ方向が及ぼす影響は大きいことを報告している。しかしながら、SUS304 の変形挙動はひずみ誘起マルテンサイト変態に強く依存するが、上記の実験的研究では、その影響について報告されていない。

本章では、第 3 ならびに 4 章において提案した変形様式依存構成モデルを用いて、SUS304

を対象とした極低温及び室温下における等温繰返し変形シミュレーションを行い、繰返し変形下における TRIP 鋼の変形挙動に対するひずみ誘起マルテンサイト変態の影響について検討する。まず、数値シミュレーション結果を、既存の実験に用いられた応力幅 - 累積塑性ひずみ関係式⁽⁴²⁾と比較検討することにより、数値シミュレーションの妥当性を検討する。また、液体窒素温度及び室温を含めた種々の環境温度下における TRIP 鋼の繰返し変形挙動を数値シミュレーションによって予知する。さらに、予ひずみ量を変化させた場合の SUS304 の繰返し変形挙動について数値シミュレーションを行い、予ひずみ量が TRIP 鋼の繰返し変形挙動に及ぼす影響を検討する。

7.2 繰返し変形解析に用いる解析条件

図 7.1 に、繰返し変形過程における応力 - ひずみ関係の模式図を示す。繰返し変形過程における応力 - ひずみ曲線の特徴を検討するため、応力幅 $\Delta\sigma$ と累積塑性ひずみ S^p ^{(42),(43)}を用いる。図に示すように、各繰返し変形過程における最大応力 σ_{max}^+ と最小応力 σ_{max}^- の絶対値の和から $\Delta\sigma$ を算出する。一方、各繰返し変形過程において設定したひずみ幅 $\Delta\epsilon$ に対し、 i 回目 ($i = 1 \sim N_{max}$) の繰返し変形過程における塑性ひずみ幅 ΔS_i^p を算出する。 N_{max} は全繰返し数である。 i 回までの ΔS_i^p を総和し、 S^p を求める。なお、せん断変

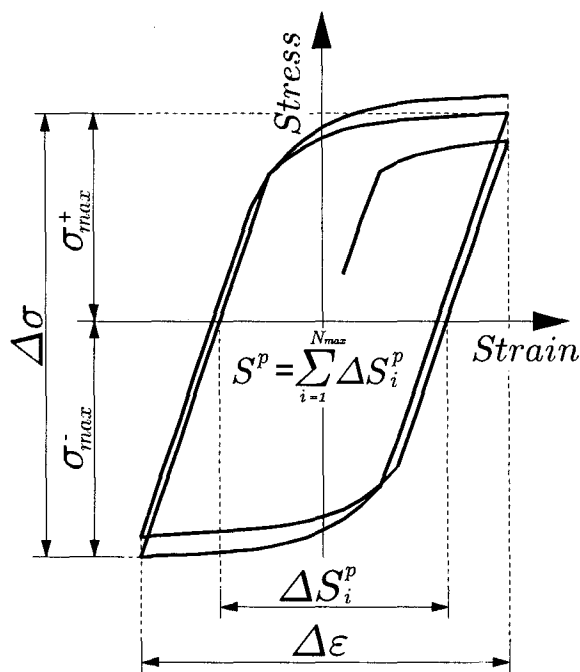


図 7.1 繰返し変形過程における応力 - ひずみ関係の模式図

形の場合、塑性せん断ひずみ幅ならびにせん断応力幅の値に $1/\sqrt{3}$ および $\sqrt{3}$ を乗ずることによって、 ΔS_i^p , $\Delta\sigma$ をそれぞれ求める。

図 5.3 に示した平面ひずみブロックを対象に、等温条件の下で軸方向並びにせん断方向繰返し変形挙動をシミュレートした。以下の解析結果において用いる、公称応力 σ_n 、公称ひずみ ε_n 、真応力 σ 、真ひずみ ε 、公称ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_n$ 、せん断応力 τ 、せん断ひずみ γ 、せん断ひずみ速度 $\dot{\gamma}$ は、図 5.3 に示した端面荷重 F 、ブロックの初期長さ L_0 、ブロックの変形初期における幅 R_0 および変形後の幅 R 、端面変位 u , v およびその速度 \dot{u} , \dot{v} を用いて次式によって定義する。

$$\left. \begin{aligned} \sigma_n &= \frac{F}{R_0}, & \sigma &= \frac{F}{R}, \\ \varepsilon_n &= \frac{v}{L_0}, & \dot{\varepsilon}_n &= \frac{\dot{v}}{L_0}, & \varepsilon &= \log(1 + \varepsilon_n), \\ \tau &= \frac{F}{R_0}, & \gamma &= \frac{u}{L_0}, & \dot{\gamma} &= \frac{\dot{u}}{L_0} \end{aligned} \right\} \quad (7.1)$$

なお、 τ および γ に $\sqrt{3}$, $1/\sqrt{3}$ を乗ずることにより、それぞれ軸方向真応力、真ひずみに換算する。環境温度 T_{env} は、77 [K] からひずみ誘起マルテンサイト変態の発生しない M_d 点以上 (353 [K]) までの 5 温度に設定した。軸方向変形の場合、公称ひずみ速度の絶対値 $|\dot{\varepsilon}_n| = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹], せん断変形の場合、軸方向変形の場合と同じひずみ速度になるようせん断ひずみ速度の絶対値 $|\dot{\gamma}| = 8.7 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] となるような変形速度をそれぞれ与えた。また、ひずみ幅 $\Delta\varepsilon$ を 0.02, 0.03, 0.04 に、予ひずみ量 ε_{pre} を 0.0, 0.02, 0.04, 0.08 に設定し、繰返し変形挙動を予知した。この時、予ひずみは $T_{env} = 77, 298$ [K] において与えた後、完全除荷した。なお、表 6.4 に示した材料定数およびパラメータを用いた。さらに、比較のためひずみ誘起マルテンサイト変態が発生しないと仮定したオーステナイト単相の試験片についても解析を行った。

7.3 繰返し変形挙動の数値シミュレーション結果と実験結果との比較

本節では、第 4 章で提案した変形様式依存構成式を用いて繰返し変形下における TRIP 鋼平面ひずみブロックの変形挙動の有限要素シミュレーションを行い、得られた結果について考察を行う。

7.3.1 環境温度及びひずみ幅の影響

図 7.2 に、引張、圧縮、せん断変形を与えた場合の (a) 真応力の絶対値 $|\sigma|$ - 塑性ひずみの絶対値 $|\epsilon^p|$ 関係、(b) にマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - $|\epsilon^p|$ 関係を示す。この図から、数値シミュレーションで得られた $|\sigma|$ は、圧縮、引張、せん断の順に、 $f^{\alpha'}$ は、圧縮、せん断、引張の順に小さくなっていることがわかる。第 4 章で構築した変形様式依存性モデルを用いることによって、 $|\sigma|$ ならびに $f^{\alpha'}$ が引張、圧縮、せん断変形間で異なる値を示しており、図 2.3 に示した実験結果を定性的に表現可能であることがわかる。しかしながら、図 2.3 (a) に示したせん断、引張ならびに圧縮変形の場合の降伏応力に一致が見られない。これは、用いた数値モデルが平面ひずみ状態を仮定していることに起因するものと考えられる。

図 7.3 ~ 図 7.5 に、環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] でひずみ幅 $\Delta\epsilon = 0.02, 0.03, 0.04$ とした場合の軸方向ならびにせん断方向繰返し変形に対する応力 - ひずみ曲線を示す。図 7.3 から、各繰返し変形方向ならびに環境温度において繰返し数の増加に伴って、応力が増加するとともにヒステリシスループの幅が小さくなり、応力 - ひずみ曲線は縦軸方向に細くなるような形を示すことがわかる。繰返し数の増加に伴って、応力ならびにヒステリシスループの幅は飽和を示している。これは、TRIP 鋼が繰返し変形に伴って硬化すること

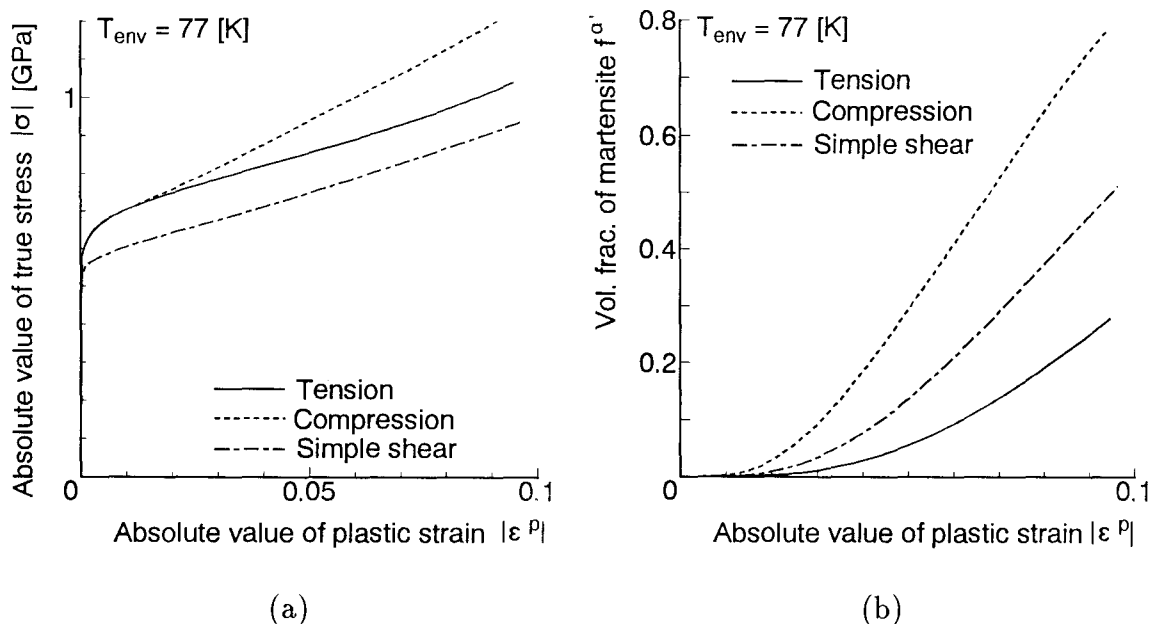
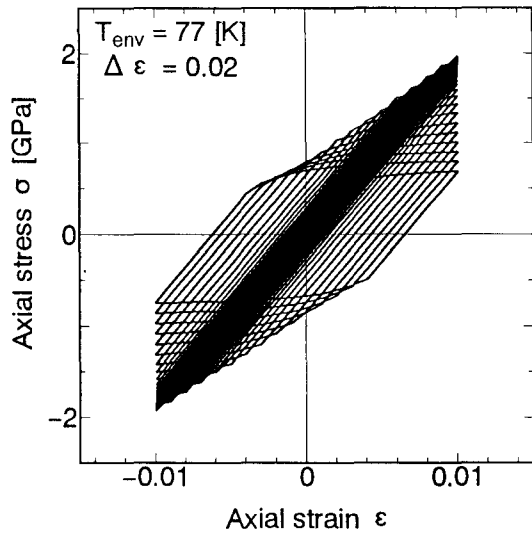
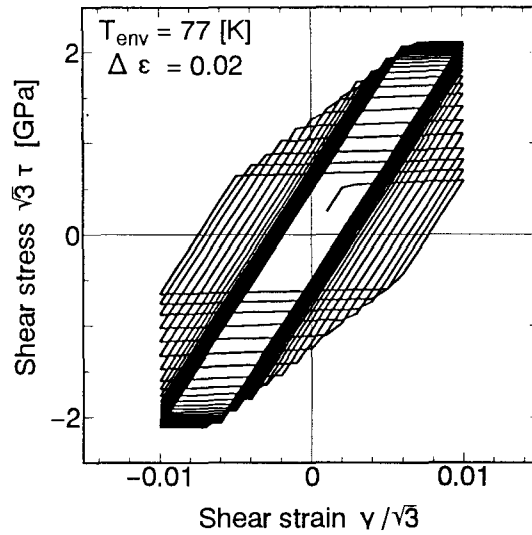


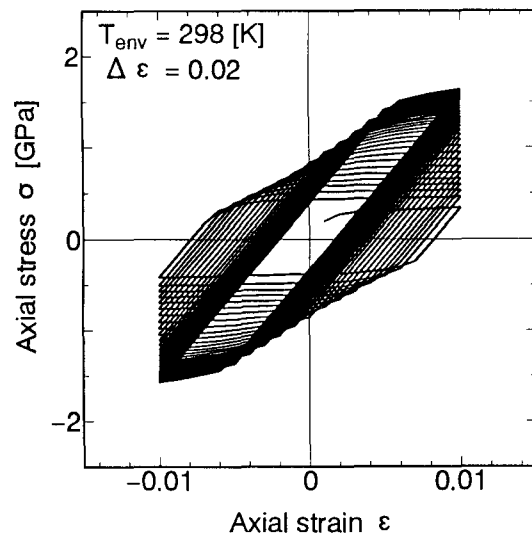
図 7.2 単純負荷による (a) 真応力の絶対値 $|\sigma|$ - 塑性ひずみの絶対値 $|\epsilon^p|$, (b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - $|\epsilon^p|$ 関係



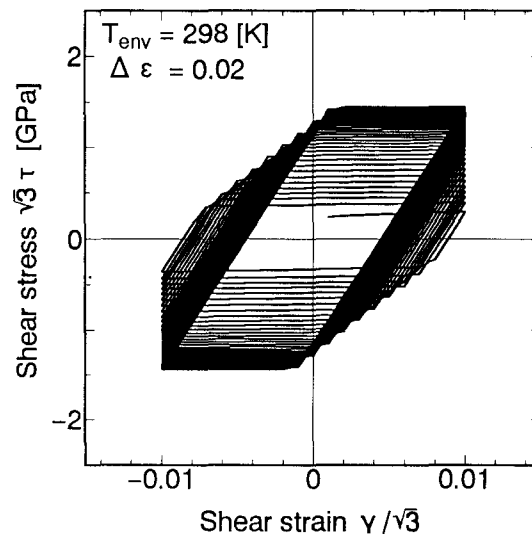
(a) 軸方向変形 $T_{env} = 77$ [K]



(b) 軸方向変形 $T_{env} = 298$ [K]



(c) せん断方向変形 $T_{env} = 77$ [K]



(d) せん断方向変形 $T_{env} = 298$ [K]

図 7.3 ひずみ幅 $\Delta \epsilon = 0.02$ における応力 - ひずみ関係

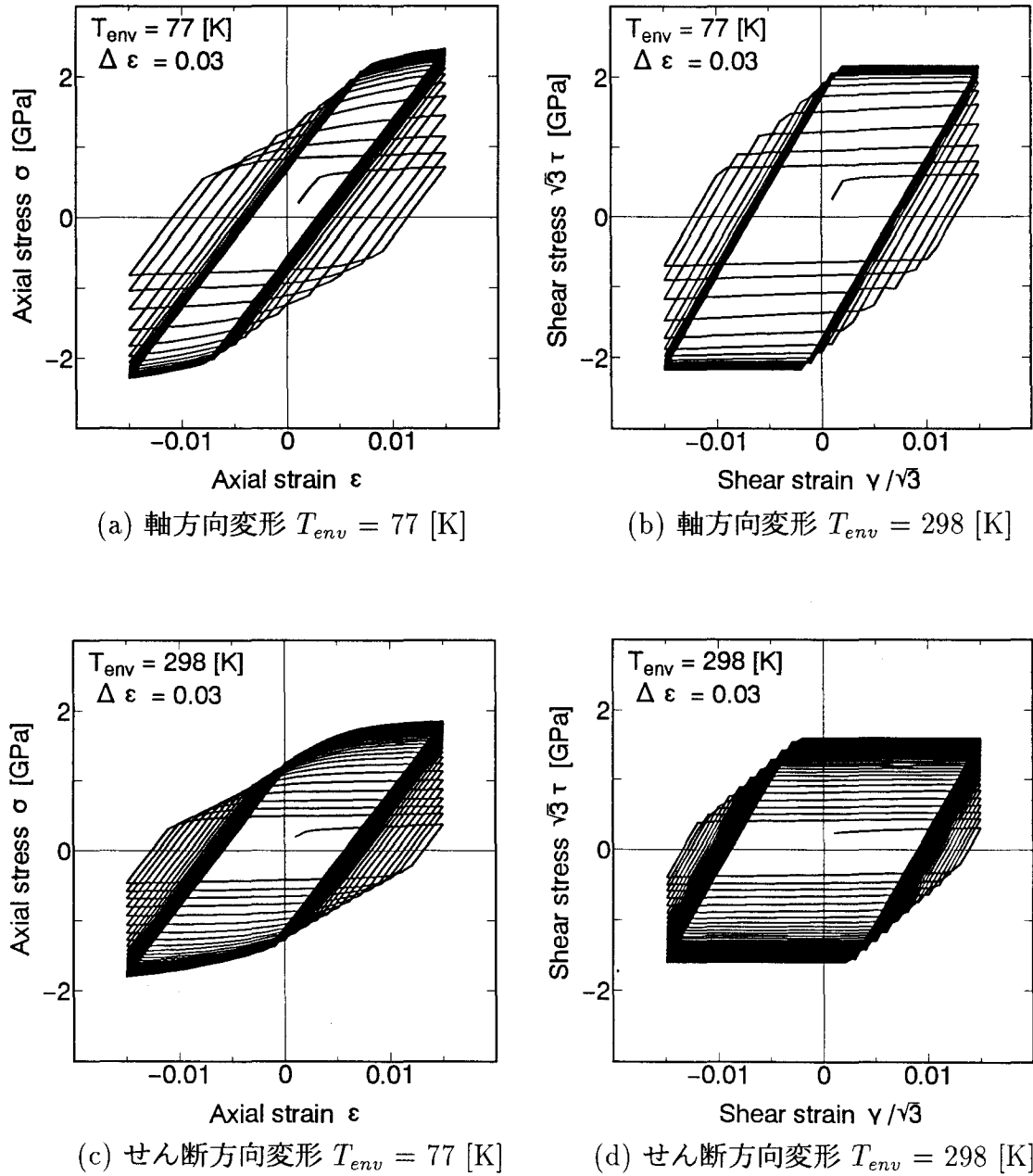
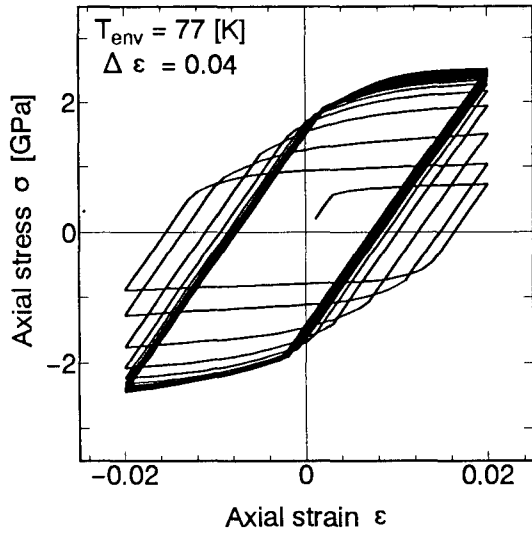
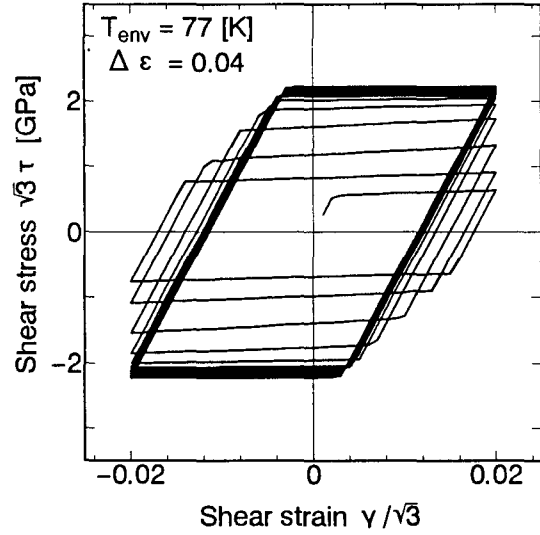


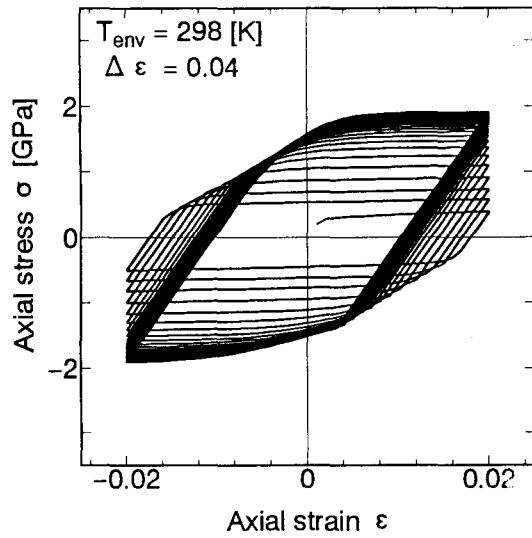
図 7.4 ひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.03$ における応力 - ひずみ関係



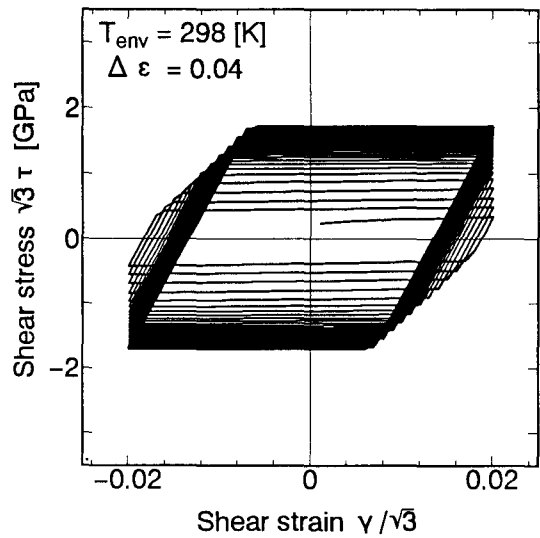
(a) 軸方向変形 $T_{env} = 77$ [K]



(b) 軸方向変形 $T_{env} = 298$ [K]



(c) せん断方向変形 $T_{env} = 77$ [K]



(d) せん断方向変形 $T_{env} = 298$ [K]

図 7.5 ひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.04$ における応力 - ひずみ関係

による。さらに、 $T_{env} = 77$ [K] において、繰返し数の増加に伴う硬化が著しく、 ΔS_i^p がほぼ 0 となっており、極低温において硬質のマルテンサイト相が多量に生成するためであると考えられる。 $T_{env} = 77$ [K] の場合に対し、298 [K] において繰返しによる硬化は 77 [K] の場合に比して小さくなっている。せん断変形の場合、 $T_{env} = 77$ [K] における応力ならびにその飽和値は軸方向変形の場合に比して高く、 ΔS_i^p ならびにその飽和値も大きい。しかしながら、 $T_{env} = 298$ [K] における ΔS_i^p ならびにその飽和値は、軸方向変形の場合に比して大きい、応力ならびにその飽和値は、軸方向変形の場合に比して小さい値を示している。一方、 $T_{env} = 298$ [K] において、繰返し数が小さい場合の各サイクルの最大軸方向応力は、引張側に比して圧縮側で若干高くなっている。しかしながら、その飽和値は圧縮側に比して常に引張側で若干高くなっていることがわかる。これに対し、 $T_{env} = 77$ [K] において、各サイクルにおける最大応力値は引張側、圧縮側ではほぼ同じ値となっている。これは図 6.4 に示したように、極低温域において、変形初期段階において引張方向よりも圧縮方向で加工硬化が著しいが、ひずみが大きくなるとその関係は逆転するという TRIP 鋼特有の変形特性に起因するものである。しかしながら、せん断繰返し変形においては、応力ならびに繰返し数の増加に対する応力の飽和値の正負間の差が認められない。図 7.4, 7.5 から、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合と同様な現象が観察されるが、せん断変形の場合に比して、軸方向変形の場合の応力ならびにその飽和値はひずみ幅ならびに環境温度に関わらず大きくなることがわかる。 $T_{env} = 77$ [K] において $\Delta\varepsilon$ を増加させると、軸方向ならびにせん断方向変形に関わらず、応力が飽和値に達する繰返し数が小さくなっている。

図 7.6 に、環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] においてひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02, 0.03, 0.04$ とした場合の (a) 軸方向変形、(b) せん断方向変形に対する応力幅 $\Delta\sigma -$ 繰返し数 N 関係を示す。 $T_{env} = 77$ [K] において繰返し数の増加にともなって $\Delta\sigma$ は急激に増加し、いずれの $\Delta\varepsilon$ においても 15 ~ 20 サイクルでほぼ飽和する S 字形状を示している。これに対し、 $\Delta\varepsilon = 0.03, 0.04$ の場合、繰返し数の増加に伴って $T_{env} = 298$ [K] における $\Delta\sigma$ は増加し、77 [K] の場合に比して大きいサイクル数で飽和値に達している。しかしながら、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合、40 サイクル繰返し後においても $\Delta\sigma$ は徐々に増加しており、この段階では飽和に達していない。一方、せん断方向繰返し変形の場合、 $\Delta\sigma$ は $T_{env} = 77$ [K] において軸方向変形の場合と同様な繰返し数で飽和値に達している。しかしながら、 $T_{env} = 298$ [K] において、 $\Delta\varepsilon$ に関わらず 40 サイクル繰返し後においても $\Delta\sigma$ は徐々に増加しており、この段階では飽和に達していない。軸方向変形の場合に比して、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の条件を除いたせ

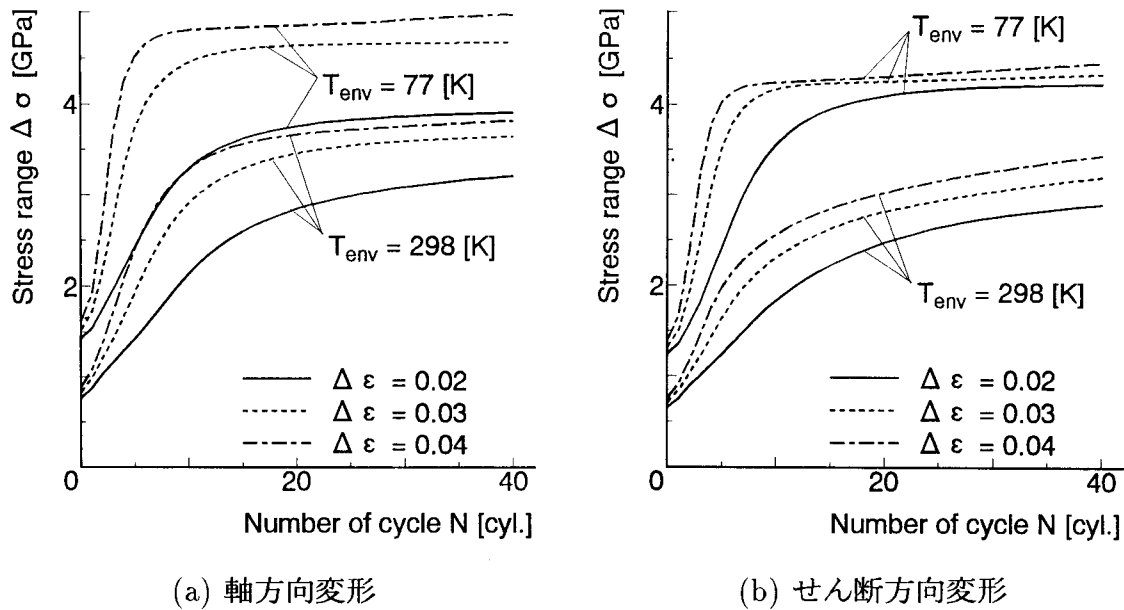


図 7.6 $T_{env} = 77, 298$ [K] におけるひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02, 0.03, 0.04$ の場合の応力幅 - 繰返し数関係

せん断方向変形の場合の $\Delta\sigma$ は小さい。また、 $T_{env} = 77$ [K] では $\Delta\sigma$ が、繰返し数の増加に対して急激に増加した後徐々に飽和を示すが、 $\Delta\varepsilon$ の大きいものほど、より少ない N で飽和し、SUS304 鋼を対象とした繰返し負荷試験から得られた実験結果⁽⁴²⁾と同様の傾向を示している。

図 7.7 に、環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] においてひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02, 0.03, 0.04$ の場合の (a) 軸方向、(b) せん断方向繰返し変形に対するマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 繰返し数 N 関係を示す。 $T_{env} = 77$ [K] において、 $\Delta\varepsilon = 0.03, 0.04$ の場合約 $N = 5$ で、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合約 $N = 15$ で、各繰返し変形方向の $f^{\alpha'}$ は約 100 % に飽和しており、 $f^{\alpha'}$ が飽和する N は $\Delta\sigma$ が飽和する N とほぼ一致している。すなわち、 $f^{\alpha'}$ が $\Delta\varepsilon$ の大きいものほどより少ない N で飽和し、それに伴って $\Delta\sigma$ も飽和する。 $T_{env} = 298$ [K] において、 $\Delta\varepsilon = 0.03, 0.04$ の条件の下で軸方向繰返し変形を与えた場合、繰返し数が 35 ~ 40 に達すると $f^{\alpha'}$ は約 100 % に飽和している。しかしながら、 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合、繰返し数が 40 に達すると $f^{\alpha'}$ は約 80 % を示すが、飽和を示していない。せん断変形の場合、繰返し数の増加に伴って $f^{\alpha'}$ は徐々に増加し、 $\Delta\varepsilon$ に関わらず、繰返し数が 40 に達した時点での $f^{\alpha'}$ は約 60 % を示している。各繰返し変形方向ならびに環境温度において $\Delta\varepsilon$ の増加に伴って $f^{\alpha'}$ は増加する。これは、図 7.6 に示した応力幅 - 繰返し数関係と同様の傾向であ

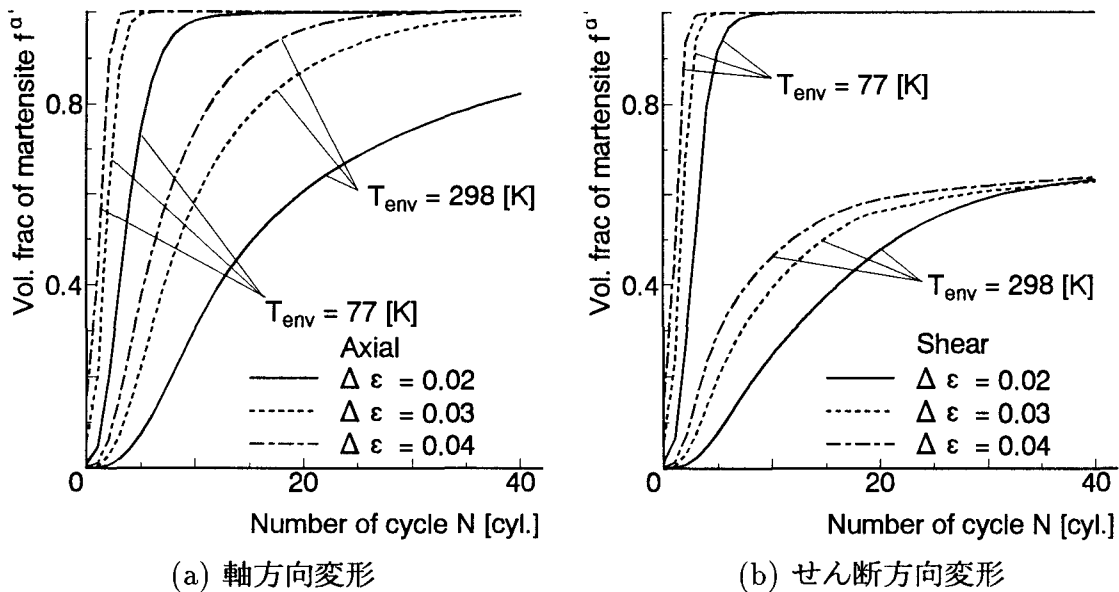


図 7.7 $T_{env} = 77, 298$ [K] におけるひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02, 0.03, 0.04$ の場合のマルテンサイト相体積分率 - 繰返し数関係

り、 $f^{\alpha'}$ の増加に伴い応力幅も増加していることが分かる。一方、 $T_{env} = 77, 298$ [K] の場合、ひずみ幅の増加に伴って硬質のマルテンサイト相の生成により TRIP 鋼が硬化するため、各サイクルにおける応力幅及びその飽和値は大きくなる。以上のことから、TRIP 鋼の特徴的な繰返し変形挙動は、試料中に生成するマルテンサイト相の変態挙動ならびに変形挙動に支配されるものと考えられる。

7.3.2 応力幅 - 累積塑性ひずみ関係式

一定温度下において繰返し試験を行った場合の応力幅 $\Delta\sigma$ - 累積塑性ひずみ S^p 関係を評価するため、次のような簡便式が提案されている⁽⁴²⁾。

$$\Delta\sigma = (\sigma_S - \sigma_0)\{1 - \exp[-a(S^p)^i]\} + \sigma_0 \quad (7.2)$$

ここで σ_0 は 0 サイクルにおける応力幅、 σ_S は飽和応力幅である。上式は $i = 1$ の場合、室温及び高温域における繰返し変形の場合の近似式として用いられ、その温度領域では実験値と計算値がよく一致することが報告されている。また、 $T_{env} = 77$ [K] の液体窒素温度では、応力幅の増加傾向が S 字形状を示すことから、 $i = 2$ となる。

式 (7.2) を用いて、環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] における応力幅 - 累積塑性ひずみ関係を最小 2 乗法により近似した結果を図 7.8 ~ 図 7.10 に示す。また、表 7.1 に、この近似

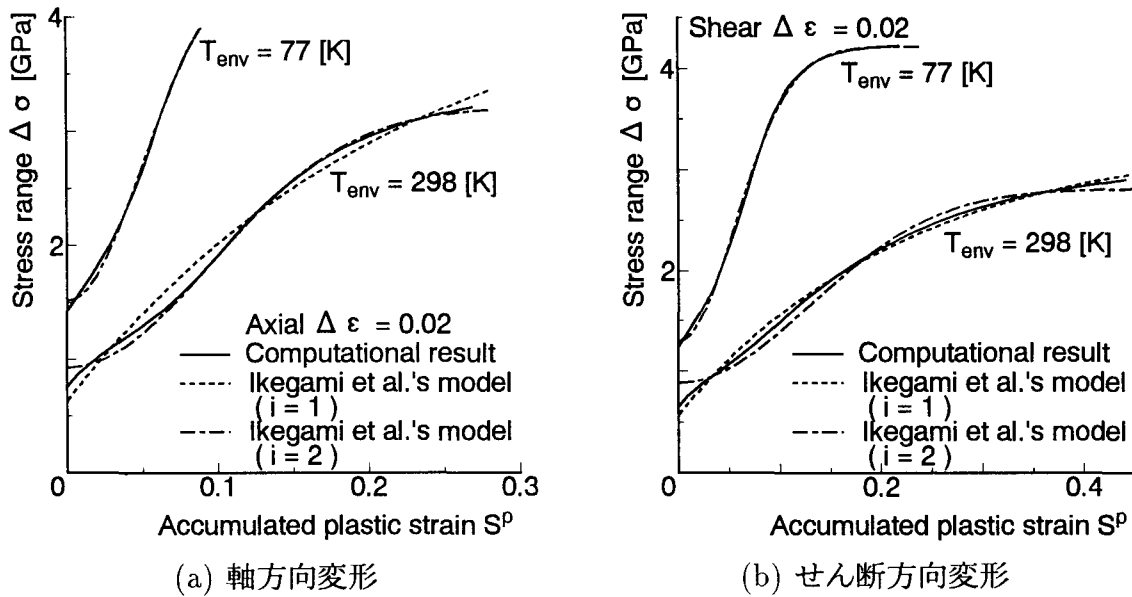


図 7.8 $T_{env} = 77, 298$ [K] におけるひずみ幅 $\Delta \epsilon = 0.02$ の場合の応力幅 - 累積塑性ひずみ関係

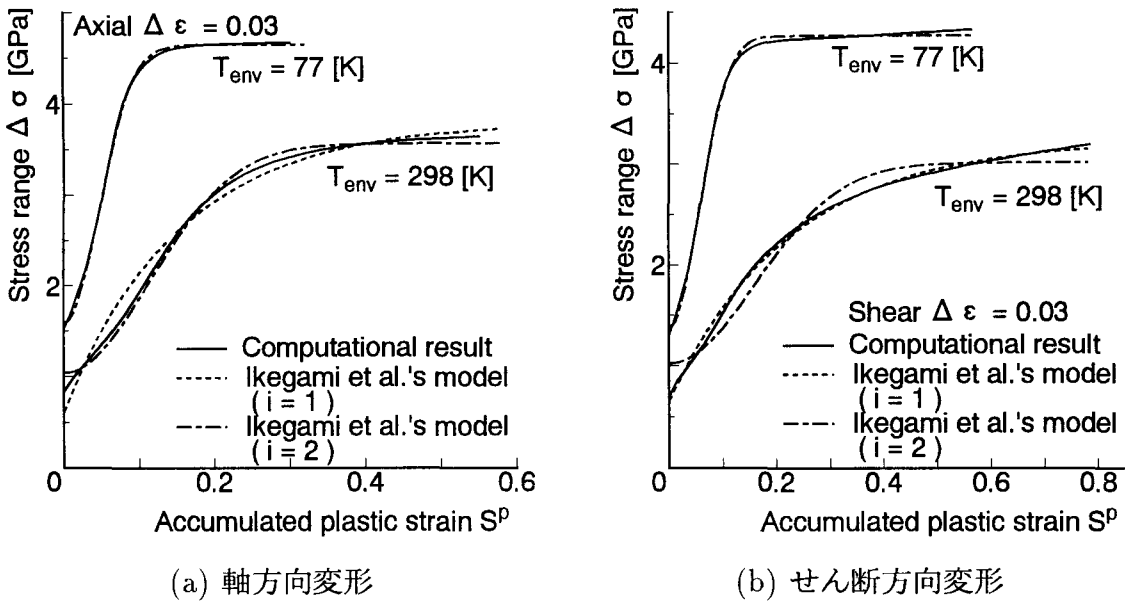


図 7.9 $T_{env} = 77, 298$ [K] におけるひずみ幅 $\Delta \epsilon = 0.03$ の場合の応力幅 - 累積塑性ひずみ関係

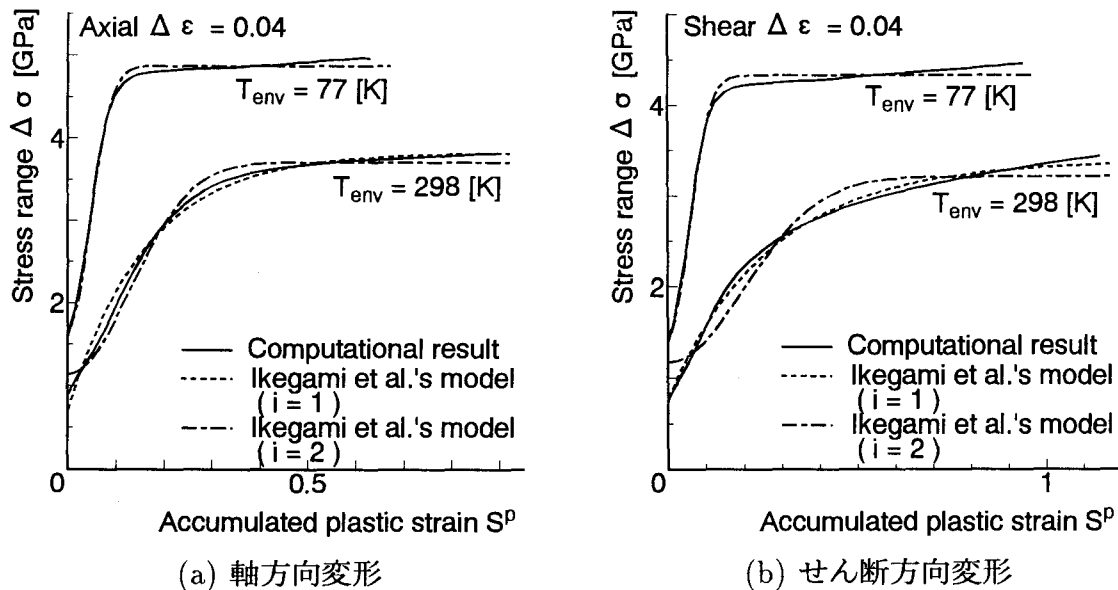


図 7.10 $T_{env} = 77, 298$ [K] におけるひずみ幅 $\Delta\epsilon = 0.04$ の場合の応力幅 - 累積塑性ひずみ関係

計算に用いた 0 サイクルにおける応力幅 σ_0 , 飽和応力幅 σ_S 及び材料定数 a を示す. すべてのひずみ幅において, 式 (7.2) に $T_{env} = 77$ [K] の場合 $i = 2$, $T_{env} = 298$ [K] の場合 $i = 1$ をそれぞれ用いることによって, シミュレーション結果は式 (7.2) と良い一致を示している. これより, 本解析で得られた $\Delta\sigma - S^p$ 関係が実験結果⁽⁴²⁾と同様の傾向を示すことが確認できる. しかしながら, 図に示すように, $T_{env} = 298$ [K] において, $\Delta\epsilon = 0.02$ の条件の下で軸方向繰返し変形を与えた場合の数値シミュレーション結果は, 室温であるにも関わらず, 式 (7.2) に $i = 1$ に比して, $i = 2$ を用いた方が, より良い一致を示している.

上記現象を考察するために, 図 7.11 に, $T_{env} = 77, 298$ [K] において変態が発生しないと仮定したオーステナイト相単相材料の応力幅 $\Delta\sigma -$ 累積塑性ひずみ S^p 関係を, 式 (7.2) を用いて最小 2 乗法により近似した結果を示す. また, この近似計算に用いた σ_0 , σ_S 及び a を表 7.2 に示す. この図から, 環境温度ならびに繰返し変形方向に関わらず数値シミュレーション結果と $i = 1$ を用いた式 (7.2) は極めて良い一致を示すことがわかる. すなわち, 極低温においても, $i = 1$ を用いた式 (7.2) により, $\Delta\sigma - S^p$ 関係が精度良く表現可能であり, 単に極低温における繰返し変形挙動が起因するものではなく, ひずみ誘起マルテンサイト変態に依存するため式 (7.2) 中の $i = 2$ となる. 従って, 前述の $T_{env} = 298$ [K] において, $\Delta\epsilon = 0.02$ の条件の下で軸方向繰返し変形を与えた場合の数値シミュレーショ

表 7.1 式 (7.2) 中のパラメータ σ_0 , σ_S , a の同定結果

Deformation	T_{env} [K]	i	$\Delta\varepsilon$	σ_0 [GPa]	σ_S [GPa]	a
Axial	77	2	0.02	1.5185	4.5186	200.04
			0.03	1.5936	4.6456	242.51
			0.04	1.7029	4.8744	246.69
Axial	298	1	0.02	0.63791	4.4222	4.5260
			0.03	0.61430	3.8037	6.5148
			0.04	0.71251	3.8287	6.1298
Axial	298	2	0.02	0.93013	3.2125	56.356
			0.03	1.0382	3.5717	39.297
			0.04	1.1413	3.7111	30.467
Shear	77	2	0.02	1.3021	4.2158	163.81
			0.03	1.3914	4.2682	165.91
			0.04	1.4815	4.3287	167.94
Shear	298	1	0.02	0.57435	3.3297	4.4495
			0.03	0.65935	3.2371	4.4265
			0.04	0.78512	3.3879	3.6351
Shear	298	2	0.02	0.88522	2.8120	30.718
			0.03	1.0249	3.0187	19.628
			0.04	1.1710	3.2116	12.530

ン結果は、図 7.7 に示したようにマルテンサイト相が多く生成するため、 $i = 2$ を用いた式 (7.2) により精度よく再現することができるものと考えられる。

7.4 繰返し変形挙動と機械的性質の予知

7.4.1 種々の環境温度における繰返し変形挙動の予知

図 7.12 に、環境温度 $T_{env} = 273$ [K] においてひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ とした場合の (a) 軸方向、(b) せん断方向繰返し変形に対する応力 - ひずみ関係を示す。図 7.3 ~ 7.5 の場合と同様、繰返し数の増加に伴う応力の増加、ヒステリシスループの幅、 ΔS_i^p の減少、 $\Delta\sigma$ ならびに ΔS_i^p の飽和現象が確認できる。図 7.3 ~ 7.5 に示した他の T_{env} と比較すると、 $\Delta\sigma$ は $T_{env} = 77$ [K] の場合に比して小さく、 $T_{env} = 298$ [K] の場合に比して大きくなっている。 ΔS_i^p は、 T_{env} の変化に対する $\Delta\sigma$ の変化とは逆の関係を示している。せん断変形の場合、軸方向変形の場合に比して、 ΔS_i^p ならびにその飽和値は大きく、 $\Delta\sigma$ ならびにその

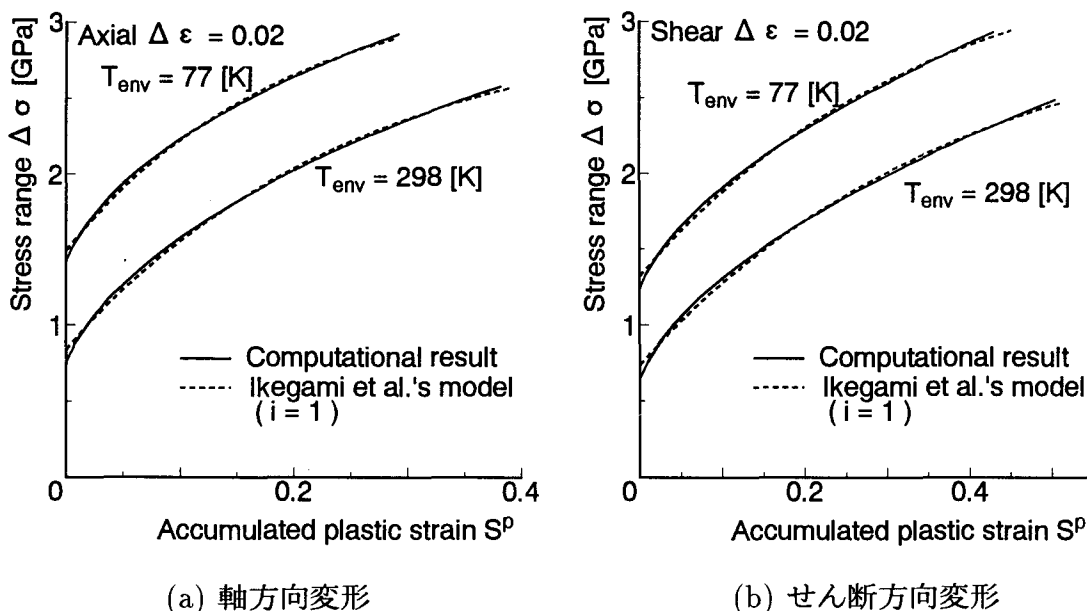


図 7.11 $T_{env} = 298$ [K] におけるひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合のオーステナイト相単相材の応力幅 - 累積塑性ひずみ関係

表 7.2 オーステナイト相単相材の場合の, 式 (7.2) 中のパラメータ σ_0 , σ_S , a の同定結果 ($i = 1$, $\Delta\varepsilon = 0.02$)

Deformation	T_{env} [K]	σ_0 [GPa]	σ_S [GPa]	a
Axial	77	1.4982	3.2856	5.2087
Axial	298	0.84345	3.0497	3.9012
Shear	77	1.3236	3.5257	2.9255
Shear	298	0.74303	3.0968	2.5661

飽和値は小さくなっている。

図 7.13 に, 種々の環境温度 T_{env} においてひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ とした場合の (a) 軸方向変形, (b) せん断方向繰返し変形の応力幅 $\Delta\sigma$ - 繰返し数 N 関係を示す。図 7.6 に示した $\Delta\sigma - N$ 関係の基本的な特徴は, $T_{env} = 213, 273, 353$ [K] においても同様に認められる。 T_{env} の上昇に伴って, $\Delta\sigma$ が減少している。これは, $f^{\alpha'}$ に起因するものと考えられるため, 図 7.14 に, 図 7.13 の場合と同条件下における $f^{\alpha'} - N$ 関係を示す。 $\Delta\sigma$ の場合と同様, 図 7.7 に示した $\Delta\sigma - N$ 関係の基本的な特徴は, $T_{env} = 213, 273, 353$ [K] においても同様に認められる。 T_{env} の上昇に伴って, $f^{\alpha'}$ が減少しており, 図 7.13 に示した $\Delta\sigma - N$ 関係の温度依存性は $f^{\alpha'} - N$ 関係の温度依存性に起因するものであると考えられる。

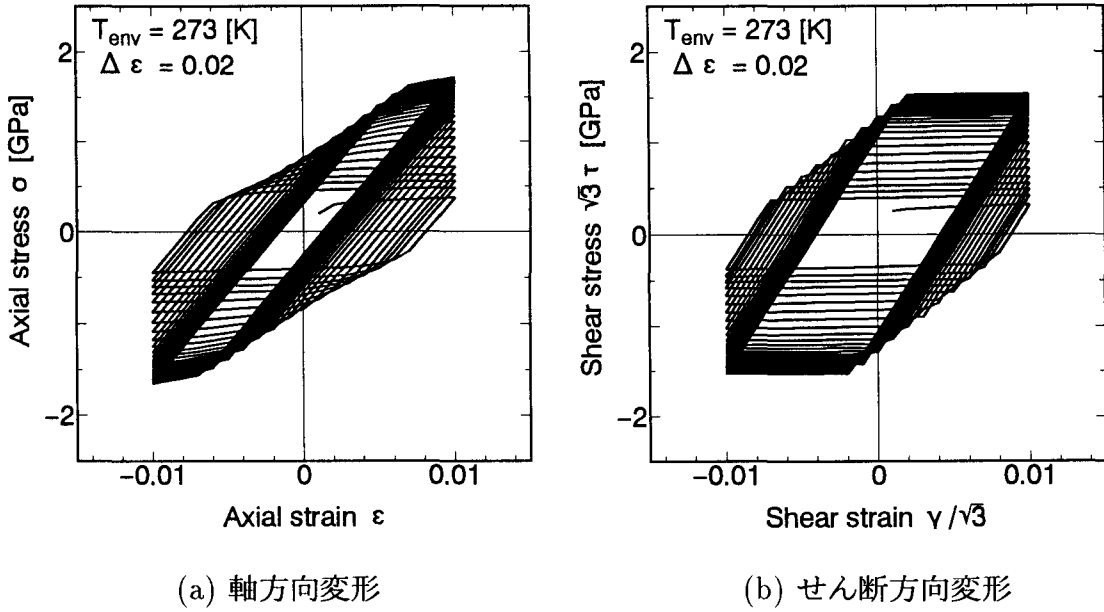


図 7.12 $T_{env} = 273$ [K] における応力 - ひずみ関係 ($\Delta\epsilon = 0.02$)

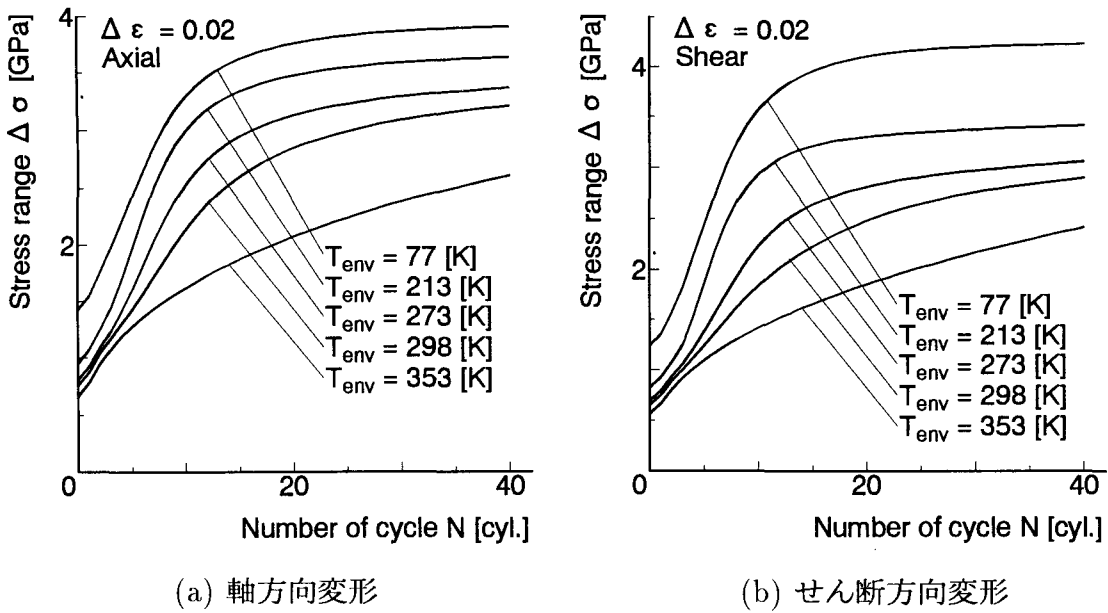


図 7.13 種々の環境温度におけるひずみ幅 $\Delta\epsilon = 0.02$ の場合の応力幅 - 繰返し数関係

図 7.15 に、各環境温度 T_{env} において軸方向繰返し変形を $\Delta\varepsilon = 0.02$ の条件の下に加えた場合の、(a) 応力幅 $\Delta\sigma$ - 累積塑性ひずみ S^p 関係、(b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 累積塑性ひずみ S^p 関係を示す。また、図 7.16 に、図 7.15 の場合と同条件下において、せん断方向繰返し変形を加えた場合の、(a) 応力幅 $\Delta\sigma$ - 累積塑性ひずみ S^p 関係、(b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 累積塑性ひずみ S^p 関係を示す。これらの図 (b) から、 $f^{\alpha'}$ は、 S^p が 0.01 ~ 0.05 の範囲から徐々に増加し始め、 S^p の増加に伴って、 $T_{env} = 77$ [K] において軸方向繰返し変形を与えた場合を除き、やがて飽和値に近づく S 字形の曲線を描いていることがわかる。また、環境温度の低下に伴う、ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生頻度は高くなり、飽和値も高くなっている。 $T_{env} = 77$ 及び 213 [K] の低温域において約 100 % のマルテンサイト含有率を示している。軸方向変形の場合、 $T_{env} = 298$ [K] より低い T_{env} において、多量のマルテンサイト相を生成しており、 T_{env} が 353 [K] に上昇すると、 $f^{\alpha'}$ は急激に減少している。一方、せん断変形の場合、軸方向変形の場合に比して $f^{\alpha'}$ および S^p の変化に対する $f^{\alpha'}$ の変化は小さくなり、 $T_{env} = 353$ [K] において $f^{\alpha'}$ が生成していない。以上の繰返し変形下における変態現象の温度依存性に対応するように、図 (a) から、 T_{env} の上昇に伴って $\Delta\sigma$ は減少し、 $\Delta\sigma$ - S^p 関係は T_{env} により大きく変化していることがわかる。特に低温領域ではマルテンサイト相による強化機構が顕著に現われ、高い繰返し硬化特性が認められる。

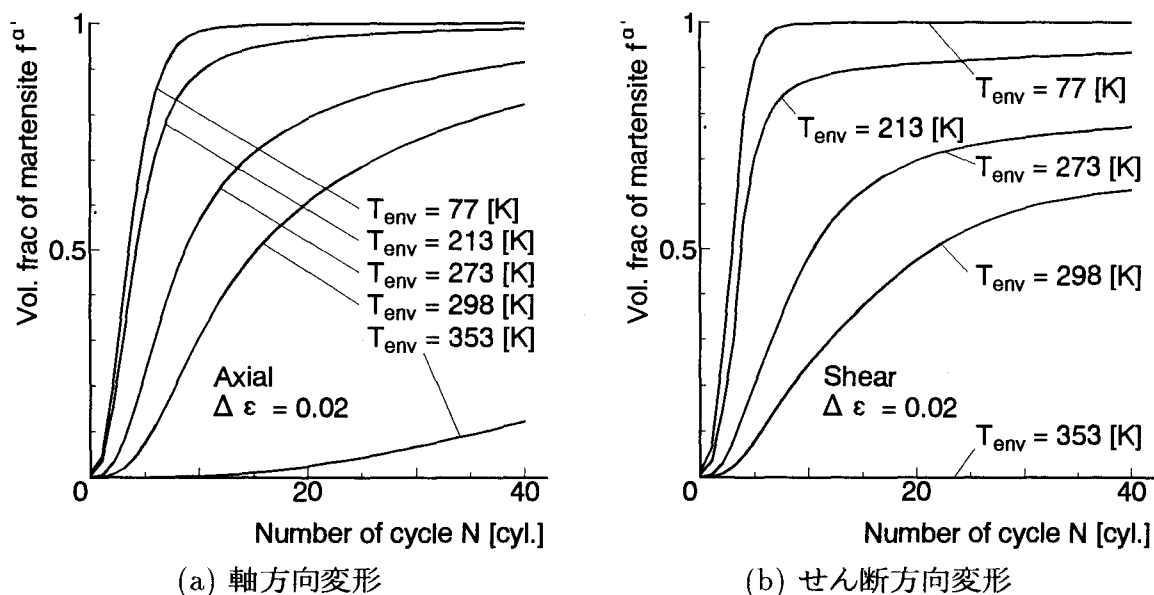


図 7.14 種々の環境温度におけるひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ の場合のマルテンサイト相体積分率 - 繰返し数関係

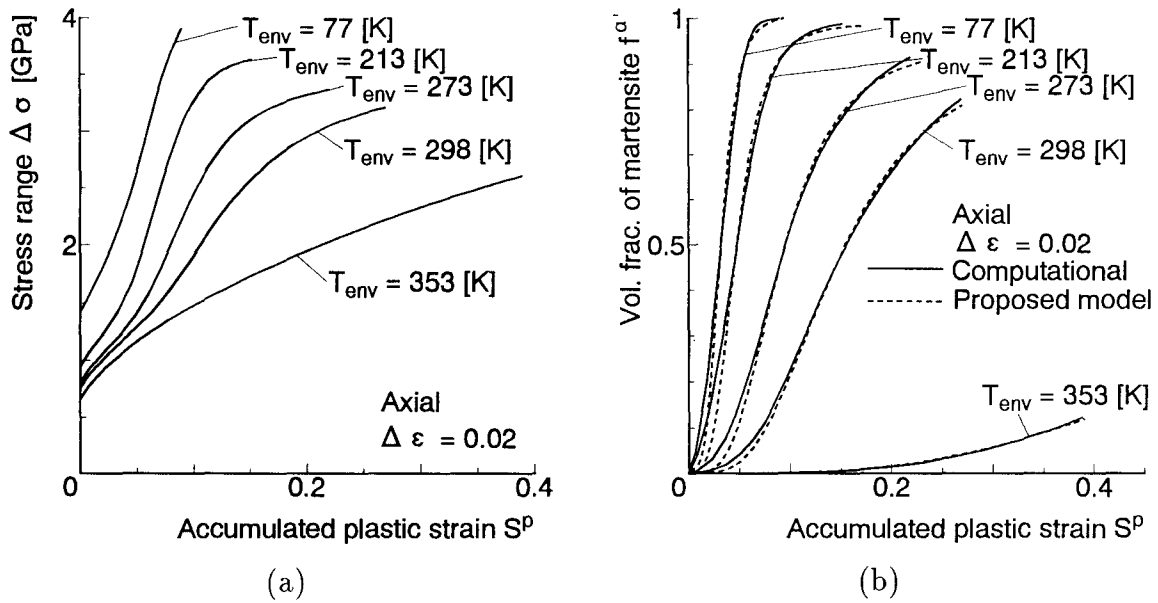


図 7.15 各種環境温度におけるひずみ幅 $\Delta \epsilon = 0.02$ に設定し、軸方向繰返し変形を加えた場合の (a) 応力幅 - 累積塑性ひずみ関係、(b) マルテンサイト相体積分率 - 累積塑性ひずみ関係

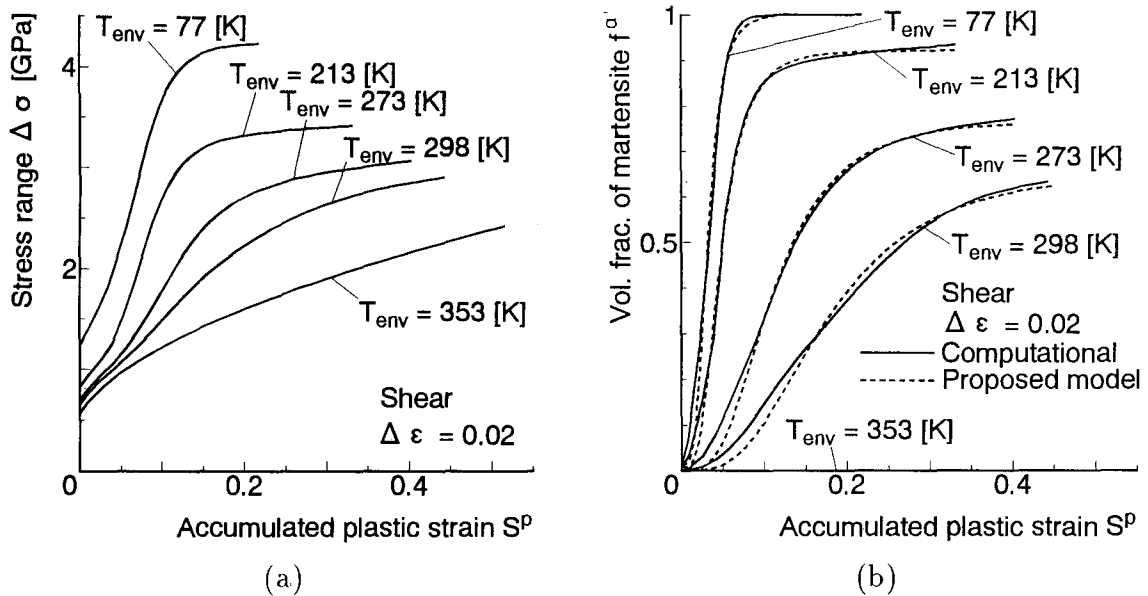


図 7.16 各種環境温度におけるひずみ幅 $\Delta \epsilon = 0.02$ に設定し、せん断方向繰返し変形を加えた場合の (a) 応力幅 - 累積塑性ひずみ関係、(b) マルテンサイト相体積分率 - 累積塑性ひずみ関係

上記現象は、図 6.5 において示した単軸引張変形の場合の応力 - ひずみ関係と酷似している。この事を利用して、繰返し変形におけるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動を簡便に予知するために、Olson と Cohen⁽⁴⁹⁾ によって構築された式 (1.9) を繰返し変形に適用可能なよう、 ε^p を S^p に置き換えることによって修正した次式を提案する。

$$f^{\alpha'} = 1 - \exp\{-\beta_c[1 - \exp(-\alpha_c S^p)]^{n_c}\} + f_0^{\alpha'} \quad (7.3)$$

ここで、 $f_0^{\alpha'}$ は繰返し数 $N = 0$ における $f^{\alpha'}$ を示し、 α_c 、 β_c 、 n_c は定数である。図 7.15 および 7.16 (b) の計算結果に一致させるため、Olson と Cohen⁽⁴⁹⁾ に従って $n_c = 4.5$ とし、他の定数は最小 2 乗法を用いて決定した。その結果を、図 7.15 および 7.16 (b) に併せて示している。これらの図から式 (7.3) は計算結果を首尾良く表現可能であることがわかる。また、図 7.17 に、最小 2 乗法によって同定した式 (7.3) 中のパラメータ (a) α_c 、(b) β_c の T_{env} に対する変化を示す。この結果、 α_c および β_c は T_{env} の上昇に対して減少し、それぞれ T_{env} に対する Gauss の累積度数関数、2 次関数を用いて表現可能であることがわかる。せん断変形の場合の α_c は、軸方向変形の場合に比して、低温域において大きくなるが、常温域では逆に小さくなっている。さらに、せん断変形の場合の β_c は全温度域において軸方向の場合に比して小さい。

7.4.2 種々の予ひずみに対する繰返し変形挙動の予知

図 7.18 に、環境温度 $T_{env} = 77$ [K] において予ひずみ $\varepsilon_{pre} = 0.02$ を加えた後、同じ T_{env} においてひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ で (a) 軸方向、(b) せん断方向繰返し変形を与えた場合の応力 - ひずみ関係を示す。なお、予ひずみは、各繰返し変形方向とも正の予ひずみを与えた。すなわち、軸方向変形の場合、引張方向に予ひずみを与えることになる。図 7.3 ~ 7.5 に示した $\varepsilon_{pre} = 0.0$ の場合と同様、予ひずみを加えた後の繰返し変形過程における応力 - ひずみ関係は軸方向ならびにせん断方向とも、繰返し数の増加に伴う ΔS_i^p の減少、 $\Delta\sigma$ の増加および ΔS_i^p ならびに $\Delta\sigma$ の飽和が認められる。また、軸方向とせん断方向繰返し変形挙動を比較すると、せん断方向繰返し変形の場合の応力幅が高くなっている。以上の結果は、予ひずみを与えた場合の実験結果⁽⁴³⁾と定性的に一致している。

図 7.19 に、環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] において予ひずみ $\varepsilon_{pre} = 0.0, 0.02, 0.04, 0.08$ を与えた後、同じ T_{env} においてひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ で (a) 軸方向、(b) せん断変形方向繰返し変形を加えた場合のマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 繰返し数 N 関係を示す。図 (a)

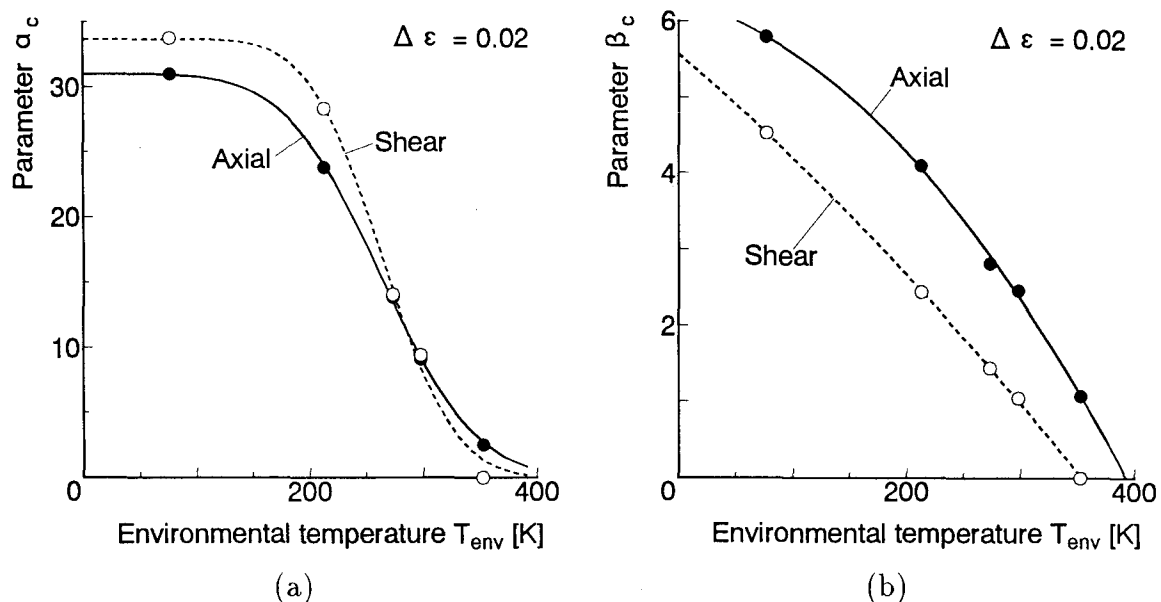


図 7.17 最小 2 乗法を用いて同定した式 (7.3) 中の (a) α_c - 環境温度, (b) β_c - 環境温度関係

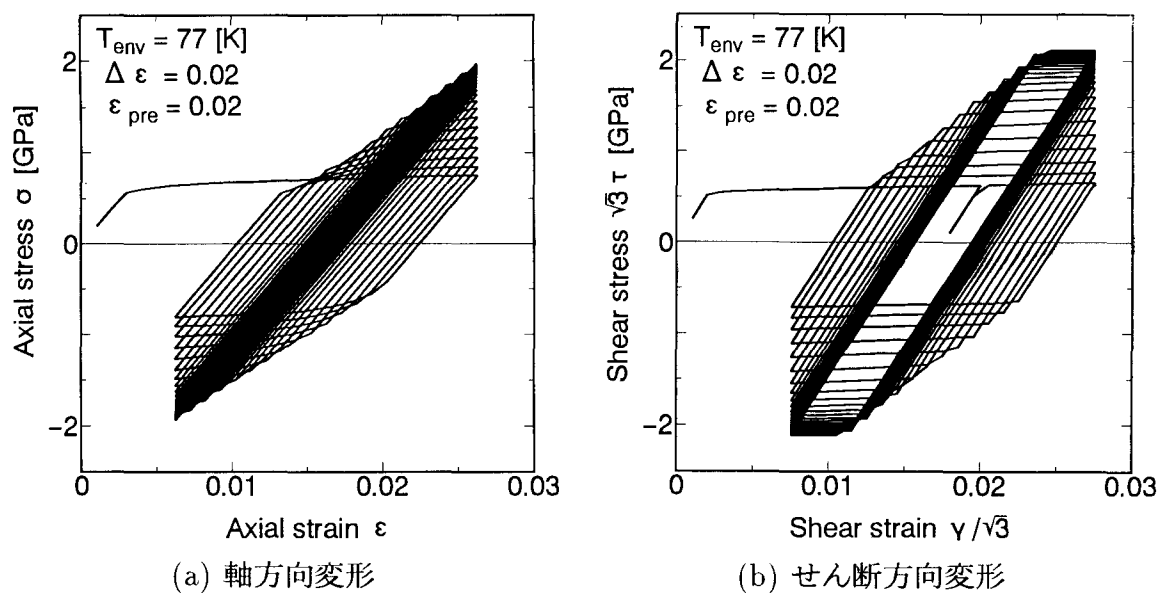


図 7.18 予ひずみ $\epsilon_{pre} = 0.02$ を与えた場合のひずみ幅 $\Delta\epsilon = 0.02$ における応力 - ひずみ関係

から、軸方向繰返し変形の場合、 $T_{env} = 77$ [K] において、 ε_{pre} の増加に伴って、 $N = 0$ の場合の $f^{\alpha'}$ は増加し、 $\varepsilon_{pre} = 0.08$ では、約 30% に達することがわかる。その後、 ε_{pre} の大きさに関らず、繰返し数の増加に伴って $f^{\alpha'}$ は増加し、 $N = 15$ の時点では、飽和値である約 100% に達する。 $T_{env} = 298$ [K] において、 N が小さい場合、 $f^{\alpha'}$ は ε_{pre} の変化に対して変化を示していないが、 N が大きくなると、 ε_{pre} の増加に伴って $f^{\alpha'}$ は減少している。しかしながら、その減少量は小さいため、 $T_{env} = 298$ [K] において ε_{pre} が $f^{\alpha'}$ に及ぼす影響は小さいものと考えられる。一方、図 (b) から、せん断方向繰返し変形の場合、 $T_{env} = 77$ [K] において、軸方向変形の場合と同様な $f^{\alpha'} - N$ 関係を示すことがわかる。 $T_{env} = 298$ [K] において、軸方向変形の場合と逆の現象が認められる。すなわち、 N が小さい範囲では、 ε_{pre} の増加に伴って $f^{\alpha'}$ は増加しているが、 N が大きくなると ε_{pre} の影響は小さくなり、 ε_{pre} の大きさに関らず、同じ値に飽和している。等温過程をシミュレートしているため、変態駆動力を表す式 (3.10) 中の T が一定となることから、この現象は軸方向変形とせん断方向変形における Σ の違いに起因するものと考えられる。

図 7.20 に、 $T_{env} = 77, 298$ [K] において予ひずみ $\varepsilon_{pre} = 0.0, 0.02, 0.04, 0.08$ を与えた後、同じ T_{env} においてひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ で (a) 軸方向、(b) せん断変形方向繰返し変形を加えた場合の応力幅 $\Delta\sigma -$ 繰返し数 N 関係を示す。この図から、繰返し変形方向、

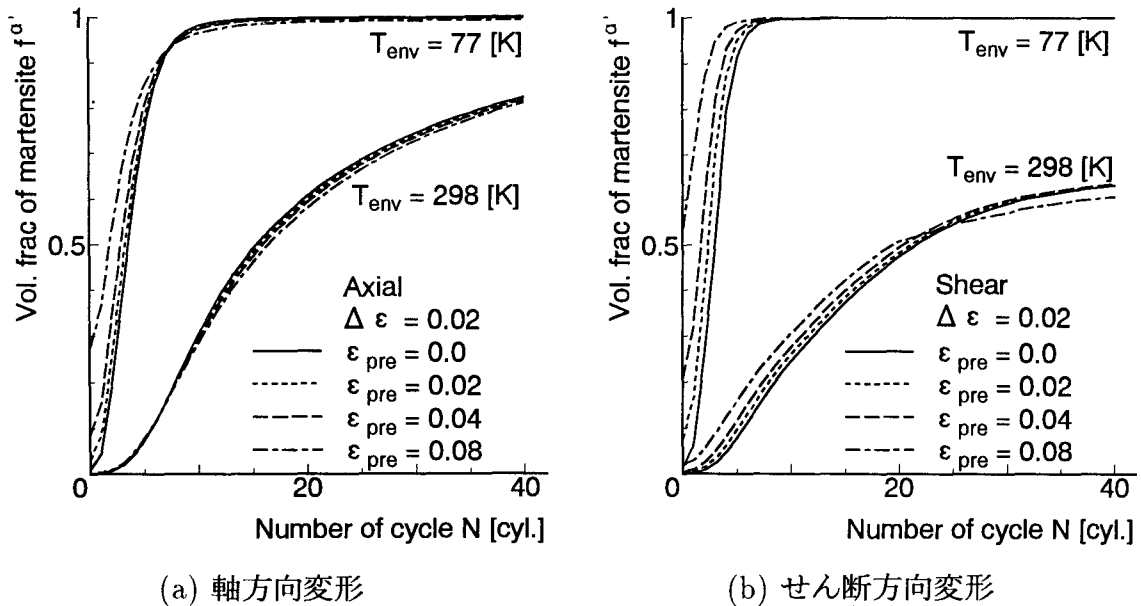


図 7.19 $T_{env} = 77, 298$ [K] において種々の予ひずみ ε_{pre} を与えた場合のマルテンサイト相体積分率 - 繰返し数関係 ($\Delta\varepsilon = 0.02$)

T_{env} に関わらず、各 ϵ_{pre} における $\Delta\sigma - N$ 関係は、図 7.6 に示した特徴と同様な特徴を示していることがわかる。また、 ϵ_{pre} の増加に伴って、 N が小さい場合の $\Delta\sigma$ は増加するが、 N が大きくなるとともに、 ϵ_{pre} の影響は小さくなっている。 $\Delta\sigma$ に及ぼす ϵ_{pre} の影響は、図 7.19 に示した ϵ_{pre} に対する $f^{\alpha'}$ の変化と同様なものとなっている。

図 7.21 に、環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] において、種々の予ひずみを与えた後、同じ T_{env} においてひずみ幅 $\Delta\epsilon = 0.02$ で (a) 軸方向、(b) せん断方向繰返し変形を与えた場合の応力幅 $\Delta\sigma -$ 累積塑性ひずみ S^p 関係を示す。この図から、 T_{env} および繰返し変形方向に関わらず ϵ_{pre} の増加に伴って、 $\Delta\sigma$ は増加することがわかる。また、 $T_{env} = 77$ [K] において軸方向繰返し変形を与えた場合を除いて、 S^p が増加するとともに、 $\Delta\sigma$ は一定値に飽和し、 ϵ_{pre} の影響は小さくなる。軸方向繰返し変形の場合は、 S^p がより大きくなる範囲で、飽和現象が生じるようになり、 ϵ_{pre} の影響が小さくなる現象も認められるようになるものと考えられる。

図 7.22 に、環境温度 $T_{env} = 77, 298$ [K] において、種々の予ひずみを与えた後、ひずみ幅 $\Delta\epsilon = 0.02$ で (a) 軸方向、(b) せん断方向繰返し変形を与えた場合のマルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 累積塑性ひずみ S^p 関係を示す。前述したように、 $\Delta\sigma - S^p$ 関係は、 $f^{\alpha'}$ - S^p 関係に依存するため、この図に示すように、図 7.21 と同様な ϵ_{pre} 依存性を示してい

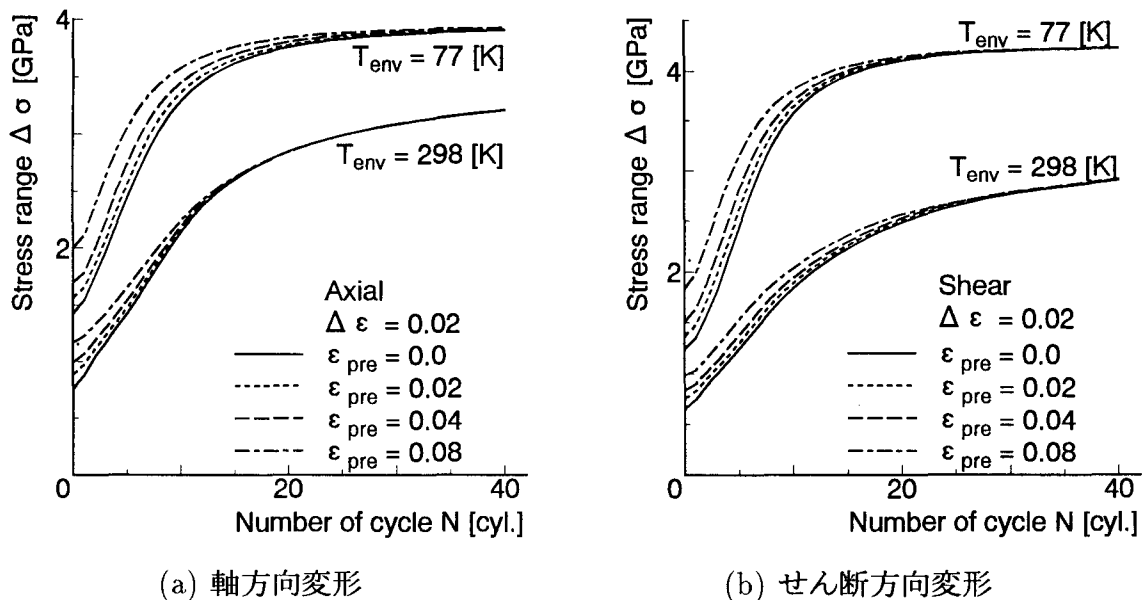


図 7.20 $T_{env} = 77, 298$ [K] において種々の予ひずみ ϵ_{pre} を与えた場合の応力幅 - 繰返し数関係 ($\Delta\epsilon = 0.02$)

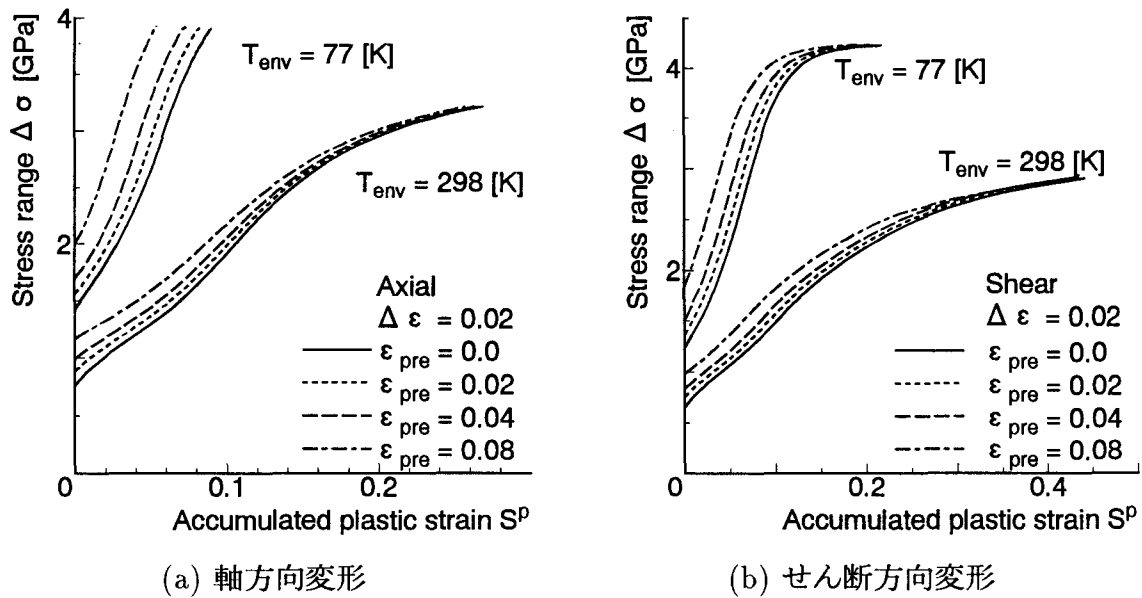


図 7.21 $T_{env} = 77, 298$ [K] において種々の予ひずみ ϵ_{pre} を与えた場合の応力幅 - 累積塑性ひずみ関係 ($\Delta \epsilon = 0.02$)

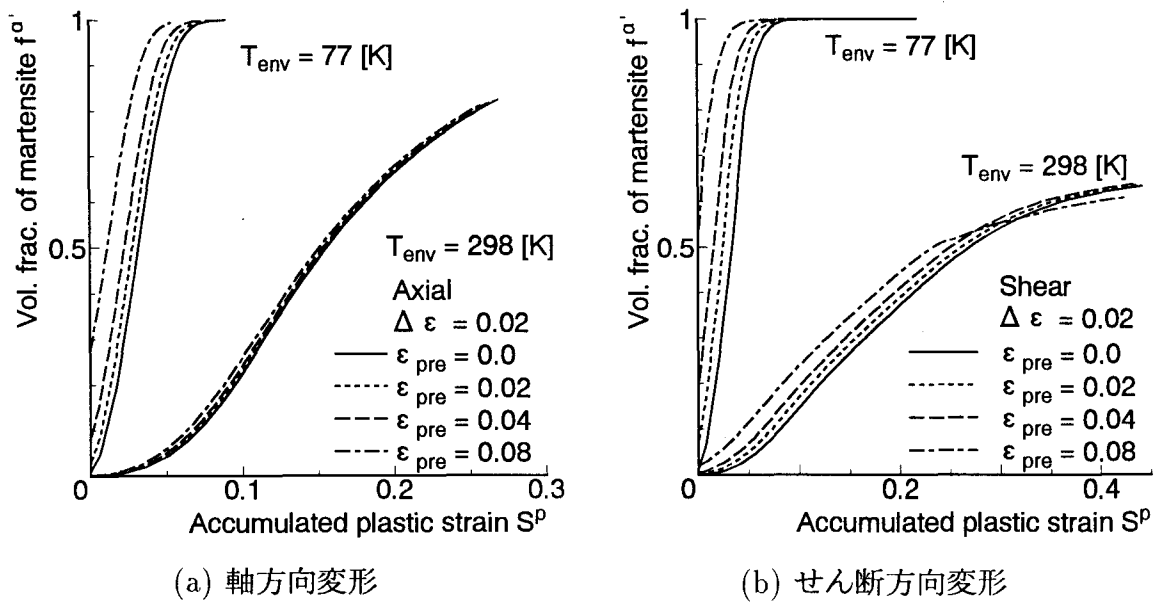


図 7.22 $T_{env} = 77, 298$ [K] において種々の予ひずみ ϵ_{pre} を与えた場合のマルテンサイト相体積分率 - 累積塑性ひずみ関係 ($\Delta \epsilon = 0.02$)

る。すなわち、予ひずみを与えた場合も同様に、TRIP 鋼の繰返し変形挙動はひずみ誘起マルテンサイト変態挙動に依存する。

図 7.23 にひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ 、予ひずみ $\varepsilon_{pre} = 0.02$ の下で繰返し変形を与えた場合、予ひずみを与える環境温度をパラメータに応力幅 $\Delta\sigma$ - 累積塑性ひずみ S^p 関係を示す。この図に示すように、繰返し変形方向および T_{env} に関わらず、予ひずみを与える T_{env} が $\Delta\sigma - S^p$ 関係に及ぼす影響は小さいことがわかる。このことは、実験結果⁽⁴³⁾と一致する結果である。

7.5 結言

本章では、第 4 章で構築した構成モデルを用いて繰返し変形試験における SUS304 鋼の変形挙動を数値シミュレートし、その繰返し変形挙動に及ぼす環境温度およびひずみ幅の影響を検討した。次いで、白沢ら⁽⁴²⁾および横塚と池上⁽⁴³⁾らの実験結果と比較することによって数値シミュレーションの妥当性を検討した。さらに、各種環境温度および予ひずみにおける繰返し変形挙動を予知し、各種環境温度および予ひずみが繰返し変形挙動に及ぼす影響を検討した。以下に主要な結果を示す。

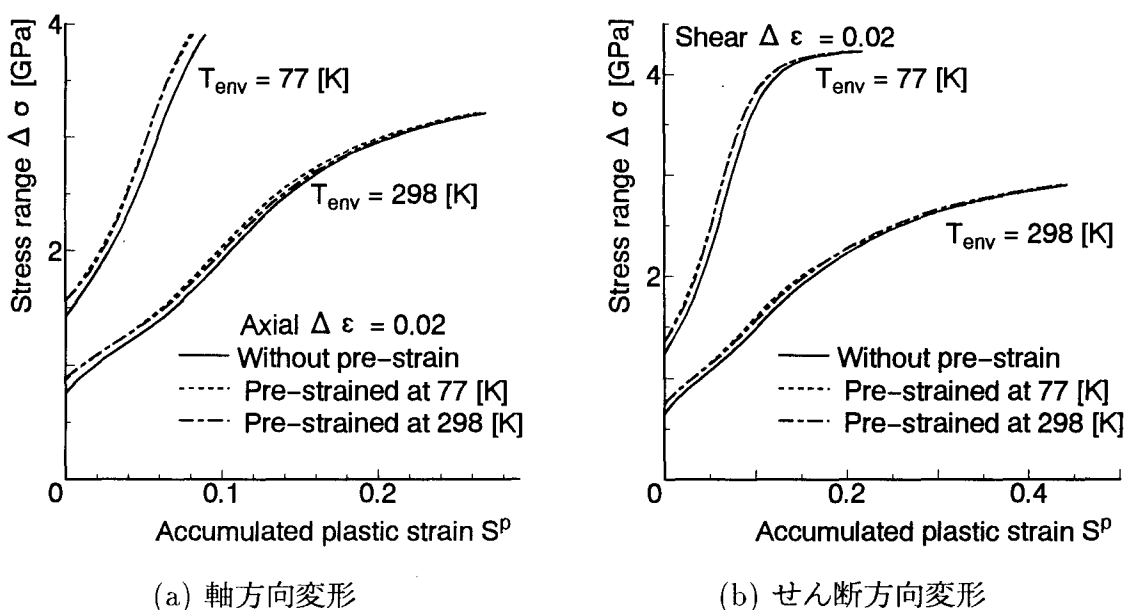


図 7.23 ひずみ幅 $\Delta\varepsilon = 0.02$ 、予ひずみ $\varepsilon_{pre} = 0.02$ の下で繰返し変形を与えた場合の、応力幅 - 累積塑性ひずみ関係に及ぼす予ひずみを与える環境温度の影響

いずれの繰返し変形方向ならびに環境温度においても、繰返し数の増加に伴って応力が増加するとともに、応力 - ひずみ関係におけるヒステリシスループの幅が小さくなり、応力 - ひずみ曲線は縦軸方向に細くなるような形を示す。また、繰返し数の増加に伴って、TRIP 鋼が繰返し硬化を示すため、応力ならびにヒステリシスループの幅は飽和を示す。環境温度の上昇に伴って、繰返しによる硬化量は小さくなる。一方、繰返し数が小さい場合の各繰返し数毎の最大軸方向応力は、引張側に比して圧縮側で高くなっている。しかしながら、その飽和値は圧縮側に比して常に引張側で高くなる。せん断繰返し変形の場合、応力ならびに繰返し数の増加に対する応力の飽和値の正負間の差が認められない。ひずみ幅の増加に伴って、繰返し数の増加に対する $\Delta\sigma$ は増加し、飽和を示す繰返し数は減少する。以上の現象は、SUS304 を対象とした繰返し負荷試験から得られた実験結果⁽⁴²⁾と同じ傾向を示している。また、ひずみ幅の増加に伴って、マルテンサイト相体積分率は増加し、繰返し数の増加に対して飽和を示す。このことから、TRIP 鋼の特徴的な繰返し変形挙動は、試料中に生成するマルテンサイト相の変態挙動ならびに変形挙動に支配されるものと考えられる。

本解析で得られた環境温度 77, 298 [K] における累積塑性ひずみに対する応力幅は、繰返し負荷試験により適用性が確認された応力幅 - 累積塑性ひずみ関係式と極めてよい一致を示し、本構成モデルから得られた結果が実験によって得られた傾向を再現できることを示した。また、既存の極低温の構造用材料の繰返し変形挙動を表現可能である式⁽⁴²⁾は、単に極低温において表現可能であるという条件ではなく、極低温において頻発するひずみ誘起マルテンサイト変態を伴う材料に対して、適用可能であることをシミュレーションにより示した。

環境温度の上昇に伴って、繰返し変形過程中におけるマルテンサイト相体積分率が減少することに起因して応力幅は減少する。繰返し変形過程中においても、マルテンサイト相体積分率の温度依存性が、応力幅の温度依存性を支配しているを明らかにした。この現象が単軸引張変形の場合の応力 - ひずみ関係の温度依存性と酷似していることから、Olson と Cohen が提案した式⁽⁴⁹⁾を修正し、繰返し変形における変態過程が予知可能である簡便式を構築し、その妥当性を示した。

繰返し数が少ない場合、予ひずみが応力幅に及ぼす影響は大きい。繰返し数の増加とともに、その影響は小さくなる。また、累積塑性ひずみが増加するとともに、応力幅は一定値に飽和し、予ひずみ量の影響は小さくなる。一方、予ひずみ量の変化に対する応力幅

は、予ひずみ量の変化に対するマルテンサイト相体積分率の変化と同様な変化を示している。これは、予ひずみを与えた場合も、TRIP 鋼の繰返し変形挙動はひずみ誘起マルテンサイト変態挙動に依存することによる。さらに、繰返し変形方向および環境温度に関わらず、予ひずみを与える環境温度が応力幅 - 累積塑性ひずみ関係に及ぼす影響は小さいことがわかる。予ひずみを与えた場合においても同様、数値シミュレーション結果は横塚と池上⁽⁴³⁾が示した実験結果と定性的に一致している。

第 8 章

微視領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動の数値シミュレーション

8.1 緒言

第 6, 7 章で示した解析結果により, 第 3, 4 章で提案した構成モデルは, TRIP 鋼の巨視的なひずみ誘起マルテンサイト変態現象を再現できることを示した. また, 解析結果から, TRIP 鋼の優れた特性は, ひずみ誘起マルテンサイト変態の発生によりもたらされることを明らかにした. 本質的に, ひずみ誘起マルテンサイト変態は微視領域において発生するものであり, 微視領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態の発生状態は, 複雑であることが予想される. この複雑なひずみ誘起マルテンサイト変態の発生状態が, TRIP 鋼の巨視的な特性に影響を及ぼす可能性があると考えられる.

しかしながら, 提案したモデルも含めて, これまでの TRIP 現象を表現する構成モデルはマルテンサイト相が巨視的平均量である体積分率により表現されており, 微視的な発生状態を予測・検討することは可能ではない. また, 巨視的な領域ではオーステナイト母相中に含まれる体積分率で表現できるマルテンサイト相も, マルテンサイト核と同程度の大きさの微視的な領域では, マルテンサイト相はオーステナイト相と明確に分離して存在しており, マルテンサイト相をオーステナイト母相中に含まれる体積分率で表すことはできない. 従って, マルテンサイト相を体積分率で表す変態カインेटクスモデルでは微視的な領域を対象としたひずみ誘起変態現象を把握することは困難である.

これまで, 微視領域におけるマルテンサイト変態をモデル化し, マルテンサイト変態の発生状態を検討した研究がなされている^{(84),(85)}. Khachaturyan⁽⁸⁴⁾ は, 著書の中で冷却によるマルテンサイト変態を対象に材料の組織変化シミュレーション結果を示している. 用いたモデルでは, 正方形領域に格子を設定し, 格子点をマルテンサイト相の初期核生成場

としている。格子点に設定した各初期核生成場において、変態発生時の自由エネルギー変化を算出すると同時に、Boltzman 因子に比例する変態確率を計算し、得られた確率分布と自由エネルギー変化から Monte Carlo 法により変態発生判定を行っている。Ganghoffer と Simonsson⁽⁸⁵⁾ は、単軸応力を負荷した 2 次元平面応力正方形オーステナイト粒子内のマルテンサイト変態過程を、周期境界条件を用いた微小変形弾塑性有限要素法によりシミュレートしている。このモデルでは、4 つの方向に板状マルテンサイト相が母相粒子内部に瞬間に生成、成長するとし、内部応力状態の異方性を基準にマルテンサイト相の成長方向を決定している。得られた数値シミュレーション結果から、外部負荷応力の大きさ、最初に成長したマルテンサイト板の大きさがマルテンサイト変態に及ぼす影響を検討し、実験結果と比較することによって、シミュレーション結果の妥当性を検討している。

本章では、前述の構成モデルに基づいて、微視的な領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態現象を表現できる 1 つのモデルを構築する。まず、OC モデルに従ってせん断帯交差領域の体積分率とオーステナイト相の相当塑性ひずみの関係を求め、その関係に従って変形の進行とともにオーステナイト相がせん断帯の交差が支配的な領域となる領域を逐次決定する。次に、式 (3.10) で表したせん断帯交差領域における駆動力に対応した変態確率に基づいて、交差領域のマルテンサイト変態を制御する。マルテンサイト変態の発生を判定した後、マルテンサイト変態した領域に、マルテンサイト変態に伴って発生する Bain ひずみ速度を与える。また、試料内各点の近傍領域の応力状態がその点の変形挙動に及ぼす影響を考慮するために、構成式を非局所形に一般化し、材料中の微視的な構造の相互作用を間接的に表現する。以上の変態カインेटィクスを、引張変形を受ける SUS304 平面ひずみ正方形オーステナイト粒子に適用し、ひずみ誘起マルテンサイト変態過程の数値シミュレーションを行う。なお、微視領域の解析結果が巨視的レベルの変態挙動を反映可能なよう、端面変位ならびに側面変位に対して対称境界条件⁽⁸⁶⁾を用いる。

8.2 微視領域における TRIP 鋼の多軸構成式

8.2.1 Bain ひずみ速度

第 3 章で述べたように、マルテンサイト変態の発生に伴い、マルテンサイト相内に結晶構造の違いによって形状変化および体積膨張ひずみが生じる。このひずみは金属学的に Bain ひずみと呼ばれる⁽⁸⁷⁾。今、Diani ら⁽⁵⁷⁾に従って、物体内の点 \mathbf{x} における単結晶微視領域

内の Bain ひずみ $\varepsilon_{ij}^{B_I}(\mathbf{x}, t)$ は、マルテンサイト相内で一様と考えると次のようになる。

$$\varepsilon_{ij}^{B_I}(\mathbf{x}, t) = \sum_{I=1}^N \varepsilon_{ij}^{B_I} \theta^I(\mathbf{x}, t) \quad (8.1)$$

ここで、 I は変態が発生する面と方向の組み合わせを表す兄弟晶に付した番号、 N は兄弟晶の総数を表し、マルテンサイト相とオーステナイト相の配向関係が Nishiyama の関係に従うと $N = 12$ 、Kurdjumov - Sachs の関係に従うと $N = 24$ となる⁽²⁵⁾。

$\varepsilon_{ij}^{B_I}$ は金属学的な観点からマトリクス形式で表示すると、以下のようになる。

$$\varepsilon_{ij}^{B_I} = \begin{pmatrix} \varepsilon_0 & \frac{\gamma_0}{2} & 0 \\ \frac{\gamma_0}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (8.2)$$

ここで、 ε_0 、 γ_0 は式 (1.3) で示した晶癖面に沿う垂直およびせん断ひずみであり、それぞれ体積膨張ならびに形状変化を表す。 $\theta^I(\mathbf{x})$ は、 v^I を I 番目の兄弟晶を持つマルテンサイト相が占める領域であるとする次式で表すことができる。

$$\theta^I(\mathbf{x}, t) = \begin{cases} 0 & \text{if } \mathbf{x} \notin v^I \\ 1 & \text{if } \mathbf{x} \in v^I \end{cases} \quad (8.3)$$

上式の物質時間導関数を取り、 $\varepsilon_{ij}^{B_I}$ が一定であることから、Bain ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{ij}^{B_I}(\mathbf{x})$ を求めると次式のようになる。

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{B_I}(\mathbf{x}, t) = \sum_{I=1}^N \varepsilon_{ij}^{B_I} \dot{\theta}^I(\mathbf{x}, t) \quad (8.4)$$

簡単のために、 $\dot{\theta}^I(\mathbf{x}, t)$ が I に依存しないと仮定し、関数 $\dot{\theta}(t)$ と $\theta'(\mathbf{x})$ により変数分離できるものとするれば、式 (8.4) を次式のように書き換えることができる。

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^{B_I}(\mathbf{x}, t) = \sum_{I=1}^N \varepsilon_{ij}^{B_I} \dot{\theta}(t) \theta'(\mathbf{x}) \quad (8.5)$$

ここで、 v' を複数の兄弟晶が存在するマルテンサイト相の体積とすると、 $\theta'(\mathbf{x})$ を式 (8.3) と同形式の次式で表す。

$$\theta'(\mathbf{x}) = \begin{cases} 0 & \text{if } \mathbf{x} \notin v' \\ 1 & \text{if } \mathbf{x} \in v' \end{cases} \quad (8.6)$$

また、異なった結晶方位を持つ多結晶体マルテンサイト相が生成すると仮定すれば、 $\varepsilon_{ij}^{B_I}$ の総和は、式 (3.22)、(3.24) を用い、近似的に次式で評価できる^{(55),(88)}。

$$\sum_{I=1}^N \varepsilon_{ij}^{B_I} \simeq \sqrt{\frac{3}{2}} R n_{ij} + \frac{1}{3} \Delta v \delta_{ij} \quad (8.7)$$

$$n_{ij} = \sqrt{\frac{2}{3}} p_{ij}$$

ここで、 R は式 (3.23) で定義した形状変化の大きさを表すパラメータ、 Δv はマルテンサイト変態に伴う体積膨張の大きさを表す。

8.2.2 各相における熱弾粘塑性構成式と非局所性構成式

式 (3.20) に示したように、各相の全ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}(\mathbf{x})$ は、熱弾性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^e(\mathbf{x})$ 、塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^p(\mathbf{x})$ 及び Bain ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{ij}^B$ に分解することができることから、 $\dot{\epsilon}_{ij}(\mathbf{x})$ を次式で表す。

$$\dot{\epsilon}_{ij}(\mathbf{x}) = \dot{\epsilon}_{ij}^e(\mathbf{x}) + \dot{\epsilon}_{ij}^p(\mathbf{x}) + \dot{\epsilon}_{ij}^B(\mathbf{x}) \quad (8.8)$$

ここで、 $\mathbf{x} \in v'$ を満足すれば、上式はマルテンサイト相におけるひずみ速度を表し、満足しなければオーステナイト相におけるひずみ速度となる。第 3 章で述べたように、上式に Hooke の法則式 (3.29) を考慮し、応力速度を求めると次式を得る。

$$\dot{\sigma}_{ij}(\mathbf{x}) = D_{ijkl}^e(\mathbf{x}) \{ \dot{\epsilon}_{ij}(\mathbf{x}) - \dot{\epsilon}_{ij}^B(\mathbf{x}) \} - P_{ij}(\mathbf{x}) \dot{\epsilon}^p(\mathbf{x}) - B_{ij}^e(\mathbf{x}) \dot{T}(\mathbf{x}) \quad (8.9)$$

ここで、

$$D_{ijkl}^e(\mathbf{x}) = G(\mathbf{x})(\delta_{il}\delta_{jk} + \delta_{ik}\delta_{jl}) + \frac{2G(\mathbf{x})\nu(\mathbf{x})}{1-2\nu(\mathbf{x})}\delta_{ij}\delta_{kl},$$

$$P_{ij}(\mathbf{x}) = \frac{3}{\bar{\sigma}(\mathbf{x})}G(\mathbf{x})\frac{\partial f(\mathbf{x})}{\partial \sigma_{ij}(\mathbf{x})}, \quad B_{ij}^e(\mathbf{x}) = \frac{2G(\mathbf{x})[1+\nu(\mathbf{x})]}{1-2\nu(\mathbf{x})}\alpha_T(\mathbf{x})\delta_{ij}$$

第 2 章で述べたマルテンサイト相およびオーステナイト相単相の変形挙動が変形様式に依存しているという実験事実から、上式中の $f(\mathbf{x})$ に式 (4.5) で表した降伏関数を用いる。なお、単軸応力 - ひずみ、ひずみ速度関係式は、第 3 章で述べた式 (3.32)、(3.34) を用いる。導出した構成式 (8.9) に対して、第 5 章で述べたように数値解析が安定的に行われるよう、接線係数法⁽⁶¹⁾を適用する。また、大変形問題を扱えるよう応力、応力速度ならびにひずみ速度の変換を行った後、速度形仮想仕事の原理式 (5.38) に導入することによって有限要素方程式を得る。

さらに、ここでは材料の微視的な構造の相互作用を表現するため、試料内各点近傍領域の応力状態がその点の変形挙動に影響するよう、構成式を次のように非局所形に一般化する。

$$\bar{\sigma}_{0(\gamma)} = \frac{\int_V W(d)\bar{\sigma}_{0(\gamma)}dV}{\int_V W(d)dV} \quad (8.10)$$

$W(d)$ は重み関数で, 感知半径 d に関する Gauss 分布関数として次のように規定する.

$$W(d) = \exp \left\{ -\frac{1}{2} \left(\frac{d - d_0}{\sigma_w} \right)^2 \right\} \quad (8.11)$$

ここで, σ_w は $W(d)$ の標準偏差, d_0 は $W(d)$ の平均値である. 本解析では $d_0 = 0.0$, $\sigma_w^2 = 0.1$ とした. その場合の $W(d)$ を図 8.1 に示す.

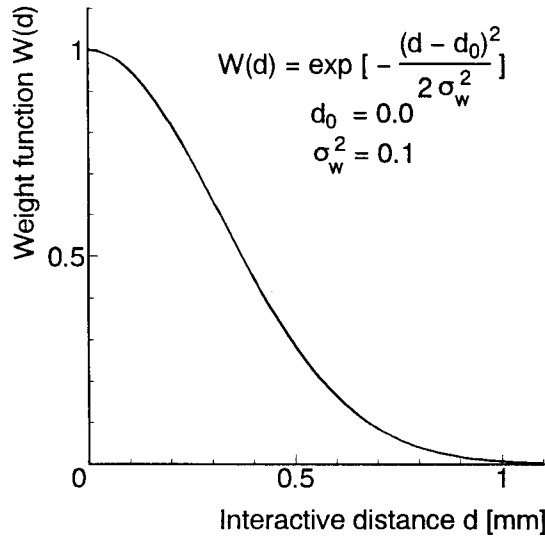


図 8.1 感知半径 d に対する重み関数 $W(d)$ の変化

8.3 微視領域におけるひずみ誘起変態カインेटィクス

本節では, ひずみ誘起マルテンサイト変態を変態判定過程と変態ひずみ発生過程に分類し, それぞれのカインेटィクスに付いて述べる.

まず, 各変形段階において以下のような変態判定を行う. 第 3 章で定式化した変態カインेटィクスモデルに従って, 式 (3.1) ~ (3.6) から次式のようにせん断帯の交差数の時間変化率 \dot{N}_v^I をオーステナイト相の相当塑性ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_{(\gamma)}^p$ の関数で表す.

$$\dot{N}_v^I = \frac{K}{(\bar{v}^{sb})^n} (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \alpha \dot{\epsilon}_{(\gamma)}^p \quad (8.12)$$

ここで, 式 (3.4) と同様に, せん断帯の交差領域が一定体積 \bar{v}^I を持っていたと仮定すると, せん断帯の交差領域の体積分率の時間変化率 \dot{f}^I は次式のように $\dot{\epsilon}_{(\gamma)}^p$ の関数で表される.

$$\dot{f}^I = \bar{v}^I \dot{N}_v^I = \eta' (f^{sb})^{n-1} (1 - f^{sb}) \alpha \dot{\epsilon}_{(\gamma)}^p \quad (8.13)$$

$$\eta' = \frac{K\bar{v}^I}{(\bar{v}^{sb})^n}$$

ここで、 α は式 (3.2) で定義されるせん断帯の増加を規定するパラメータを表す。上式を時間積分することによって f^I を求めることができる。また、上式は試料全体としての f^I と $\dot{\epsilon}_{(r)}^p$ の関係であるが、微視的には変形の進行に対し、式 (8.13) の時間積分を取った f^I が最大となる試料内部のある領域において、せん断帯の交差が支配的であるものと解釈できる。せん断帯の交差が支配的となった領域は、その領域における駆動力 g に対応した変態確率 p に従ってマルテンサイト相に変態する。変態確率 p は、第 3 章で述べたように熱力学的なゆらぎを考え、交差領域での変態に対するポテンシャル $N_v(g)$ を図 3.1 (a) で示したような Gauss 分布で仮定すると、全駆動力 g に関して式 (3.12) 及び図 3.1 (b) に表される Gauss 累積度数関数になる。式 (3.13) から交差領域の変態確率 p を求め、その値の 100 倍が発生させた 1 から 100 までの自然乱数よりも大きければ変態が発生したものと判定する。この判定過程は、交差領域がマルテンサイト相に変態するまで繰り返す。変態確率 p を用いた変態判定過程を通じて、マルテンサイト変態が発生した領域は次の変態ひずみ過程に移行する。

変態ひずみ過程では、端面の変形を停止させるため、試料端面に与えた変位速度を非拘束とし、上端面及び側面に対称境界条件⁽⁸⁶⁾を適用した上で、式 (8.4) により表される Bain ひずみ速度を与える。また、マルテンサイト変態は瞬時に発生する⁽²⁵⁾が、ここで考える変態ひずみ過程は時間に対して連続であるとし、式 (8.5) 中の $\theta(t)$ を次式のように仮定した。

$$\theta(t) = 1 - \exp\{-b[1 - \exp(-a[t - t_{tr}])]^r\} \quad (8.14)$$

ここで、 a , b , r は定数、 t_{tr} は変態開始時間を表す。図 8.2 は用いた a , b , r の値並びに式 (8.14) により評価した $\theta(t)$ - 変態開始からの経過時間 $t - t_{tr}$ との関係を示す。この変態ひずみ過程中、新たにマルテンサイト変態が発生したと判定された要素が存在すれば、変態ひずみ過程を続行させる。変態完了後、マルテンサイト相を含んだ状態で端面変位速度拘束を再び与え変形解析を行い、上記と同じ操作を繰り返してマルテンサイト変態を進行させる。

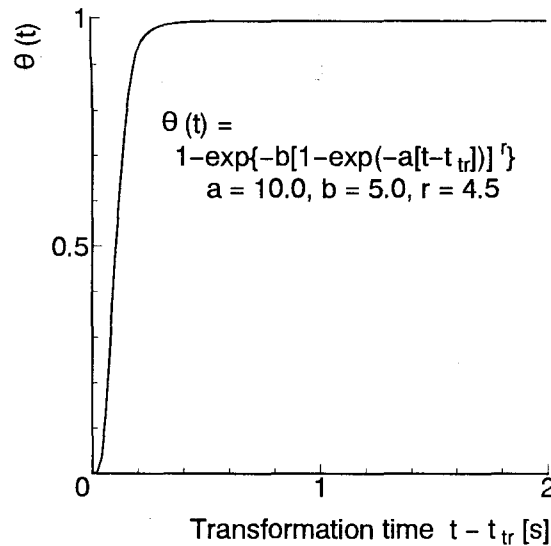
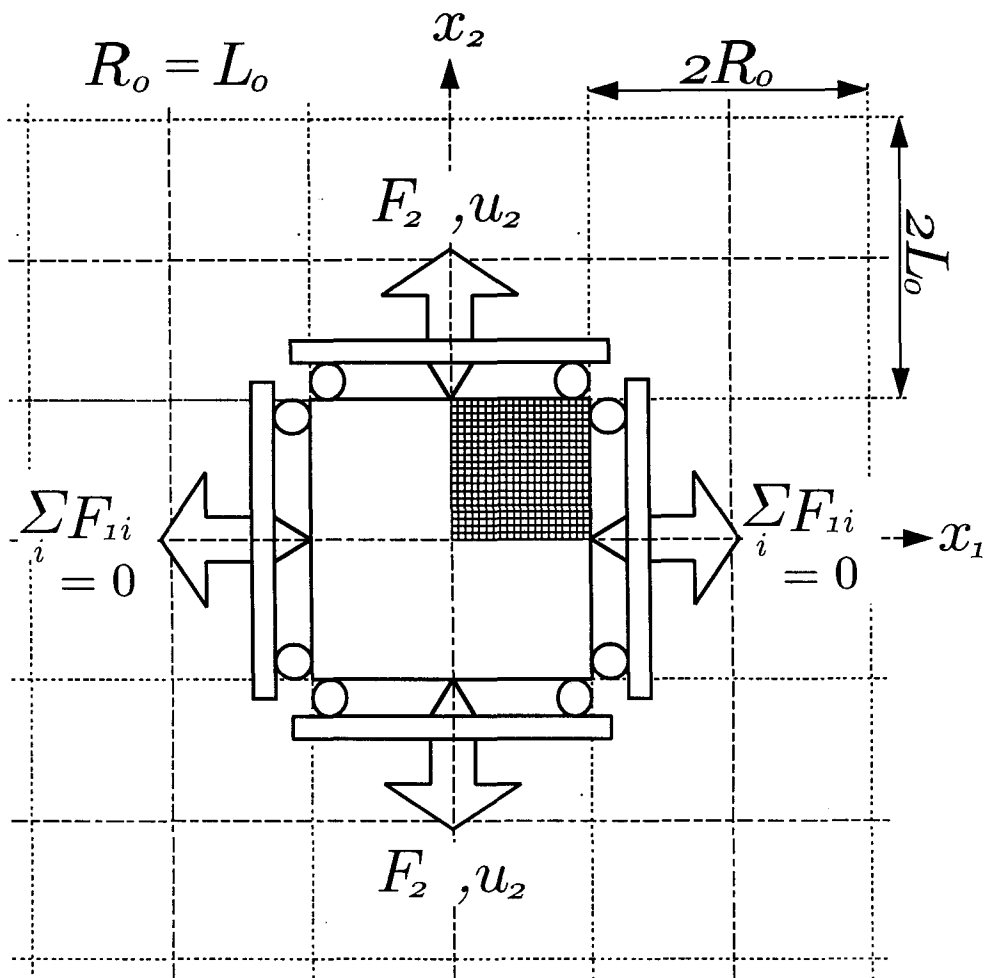


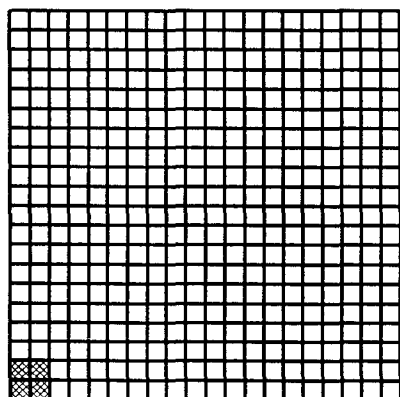
図 8.2 本解析に用いた $\theta(t)$ - 変態開始からの時間 $t - t_{tr}$ 関係

8.4 数値シミュレーションモデルと解析方法

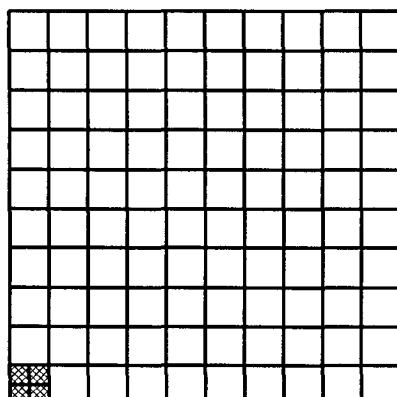
SUS304 を対象とし，一辺 $R_0 = L_0 = 2.0, 8.0$ [mm] の正方形平面ひずみ単位セルに対して解析を行った．図 8.3 (a) に本解析で用いた解析モデル，図 (b) に変形解析に用いる要素分割，(c) にマルテンサイト変態制御に用いる要素分割を示す．図 (a) に示すように，SUS304 正方形平面ひずみブロックが規則正しく並んでいるという仮定の下，単位セルを取り出して解析対象としている．変形の対称性を考慮して全体の 1/4 領域を解析対象とし，4 つの 3 角形要素からなる Crossed Triangles 要素を用い，4 角形単位で 400 分割した．本解析ではマルテンサイト変態が周囲に及ぼす影響を詳細に検討するため，4 要素をマルテンサイト変態の 1 単位とし，各マルテンサイト相における物理量は，対応する 4 要素すべての物理量の平均で表す．上端面はせん断自由とし，与える端面変位速度は，公称ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_n = 5 \times 10^{-4}$ [s⁻¹] から決定した．環境温度は，せん断帯の交差領域がマルテンサイト相に変態する確率が最も高くなる液体窒素温度 77 [K] を採用し，材料内の温度は変形中終始一定であるとした．また，対称境界条件⁽⁸⁶⁾に従って，側面は変形に伴って直線を維持したまま x_2 軸に対して平行に移動するように拘束を与え，側面の x_1 軸方向の節点力の総和が 0 となるよう解析を行った．加えて，変態ひずみ過程においては，上端面に対称境界条件を与えた．なお，表 6.4 に示した材料定数およびパラメータを用い，変形によって最初にせん断帯の交差領域になる要素は試料中央部の 1 要素とした．以下の考察で述べる真



(a) 単位セル解析モデル



(b) 変形解析の場合



(c) 相変態解析の場合

図 8.3 微視領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動解析に用いる解析モデル

応力等は式 (7.1) により算出した。

8.5 微視領域モデルによるマルテンサイト変態現象の予知

図 8.4 に、試料の一片 $L_0 = 2.0, 8.0$ [mm] および Bain ひずみを考慮しない場合について、式 (7.1) により算出した (a) 真応力 σ - 真ひずみ ε 関係、(b) マルテンサイト相体積分率 $f^{\alpha'}$ - 真ひずみ ε 関係を示す。図 (a) から、Bain ひずみを考慮した場合、変形の進行に伴って σ がほぼ一定になる領域が現れ、その後、 $\varepsilon = 0.08$ 付近において σ は大きく増加することがわかる。この傾向は、図 2.7 (a)、6.5 (a) で表した応力 - ひずみ関係と同様である。 $L_0 = 8.0$ [mm] の場合、 σ が急激に増加する $\varepsilon = 0.08$ 以上のひずみ域において、 $L_0 = 2.0$ [mm] の場合に比して σ が若干減少しているが、 L_0 が σ に及ぼす影響は小さい。また、Bain ひずみを考慮しない場合、 ε の増加に対する σ の平坦領域が認められず、変形の進行に伴って σ は徐々に増加し、 $\varepsilon = 0.09$ 付近において Bain ひずみを考慮した場合の σ と同様な値を示す。一方、図 (b) から、Bain ひずみを考慮した場合、 $\varepsilon = 0.02$ から 0.08 までの間にひずみ誘起マルテンサイト変態が急激に発生し、マルテンサイト相体積分率はやがて飽和値に近づく S 字型の曲線となっている。これは真応力の場合と同様に、図 2.7 (b)、6.5 (b) で表したマルテンサイト相体積分率 - ひずみ関係と同じ傾向を示している。 $L_0 = 8.0$ [mm] の場合、 $L_0 = 2.0$ [mm] の場合と $f^{\alpha'}$ - ε 関係に差が認められず、 σ の場合と同様、 L_0 が $f^{\alpha'}$ に及ぼす影響は小さい。Bain ひずみを考慮しない場合の $f^{\alpha'}$ は、 $\varepsilon = 0.05$ 以上のひずみ域において、Bain ひずみを考慮した場合に比して大きくなっている。しかしながら、 $f^{\alpha'}$ の飽和値は Bain ひずみを考慮した場合とほぼ同様な値を示している。

図 8.5 に、 $L_0 = 2.0$ [mm] の場合の公称ひずみ $\varepsilon_n = 0.025 \sim 0.095$ における試料内部のマルテンサイト相分布図を示す。図中、黒の領域がマルテンサイト相、白の領域がオーステナイト相を表す。図より、 $\varepsilon_n = 0.025$ 付近で試料中央部に形成されたマルテンサイト相の影響によって、試料右上角部、左下角部においてもマルテンサイト相が形成され、マルテンサイト変態が最大せん断応力方向に連鎖的に進展することがわかる。変形の進行に伴い、試料内各所で生成したマルテンサイト相領域は互いに連結し、マルテンサイト変態した要素の周囲の領域が、Bain ひずみの影響によりマルテンサイト相領域を形成している。特に試料右上角部、左下角部においてマルテンサイト相の領域が大きくなった後、 $\varepsilon_n = 0.85$ において全ての領域がマルテンサイト相に変態している。一方、図 8.6 に、 $L_0 = 8.0$ [mm] の場合の公称ひずみ $\varepsilon_n = 0.025$ から 0.095 における試料内部のマルテンサイト

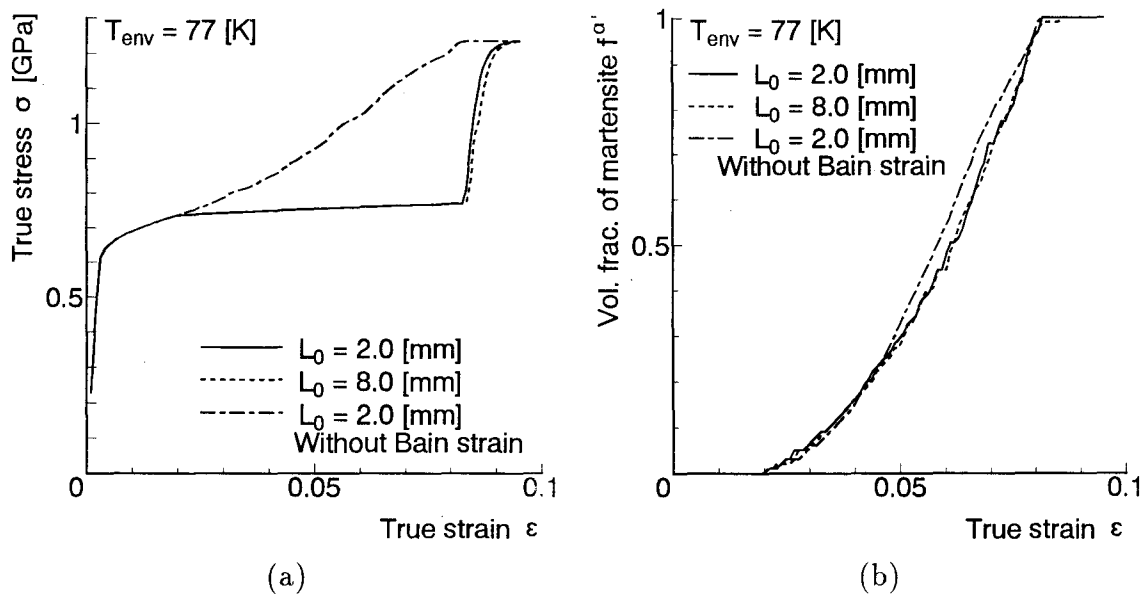


図 8.4 微視領域モデルを用いた場合の (a) 真応力 - 塑性ひずみ関係, (b) マルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ関係

相分布図を示す. 本解析モデルでは, 試料内各点の変形挙動に対して, 式 (8.10) で示した材料の微視的な構造の相互作用を表現しているため, L_0 の増加に伴ってマルテンサイト相分布図に差異が生じる. しかしながら, 変形の進行に伴って, 試料右上, 左下角部にマルテンサイト相領域が広がり, やがて試料内全ての領域がマルテンサイト相に変態するという傾向は概ね一致している. 以上のことから, 提案した構成モデルによって小板状のマルテンサイト相領域が生成する観察結果^{(21)~(24)} ほぼ同様の傾向を表現できるものと考えられる. また, オーステナイト相結晶粒径の変化に伴って, ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動は変化を示し, 実験結果^{(35)~(37)} および第 6 章で述べた計算結果と一致する. しかしながら, オーステナイト相結晶粒径依存性は, マルテンサイト相体積分率 - ひずみ関係に大きく現れない.

図 8.7 に $L_0 = 2.0$ [mm] の場合の, 図 8.8 に $L_0 = 8.0$ [mm] の場合の公称ひずみ $\epsilon_n = 0.025$ から 0.095 における試料内部の相当塑性ひずみ分布図を示す. 図から, 変形の進行にともなって, 試料の対角線方向に相当塑性ひずみの高い領域が現れ, 右斜め方向に相当塑性ひずみの高い領域が拡大する様子が伺える. その後, 左斜め方向対角線に沿う領域の相当塑性ひずみが高くなり, その領域が拡大している. 変形初期段階における相当塑性ひずみが高い領域は, 図 8.5 及び 8.6 に示すマルテンサイト相変態領域とよく一致しており,

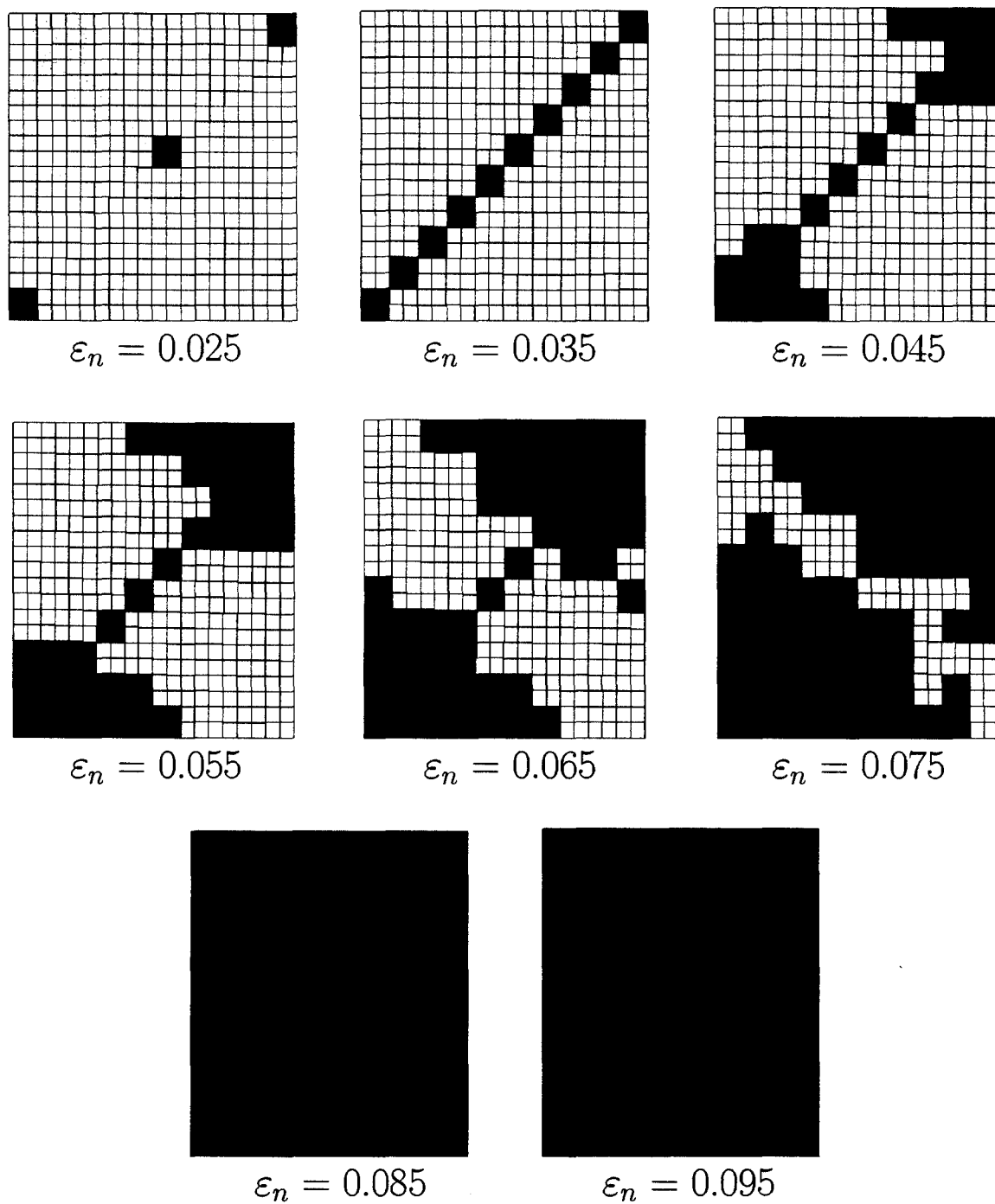


図 8.5 $L_0 = 2.0$ [mm] の正方形微視領域モデルを用いた場合のマルテンサイト相分布

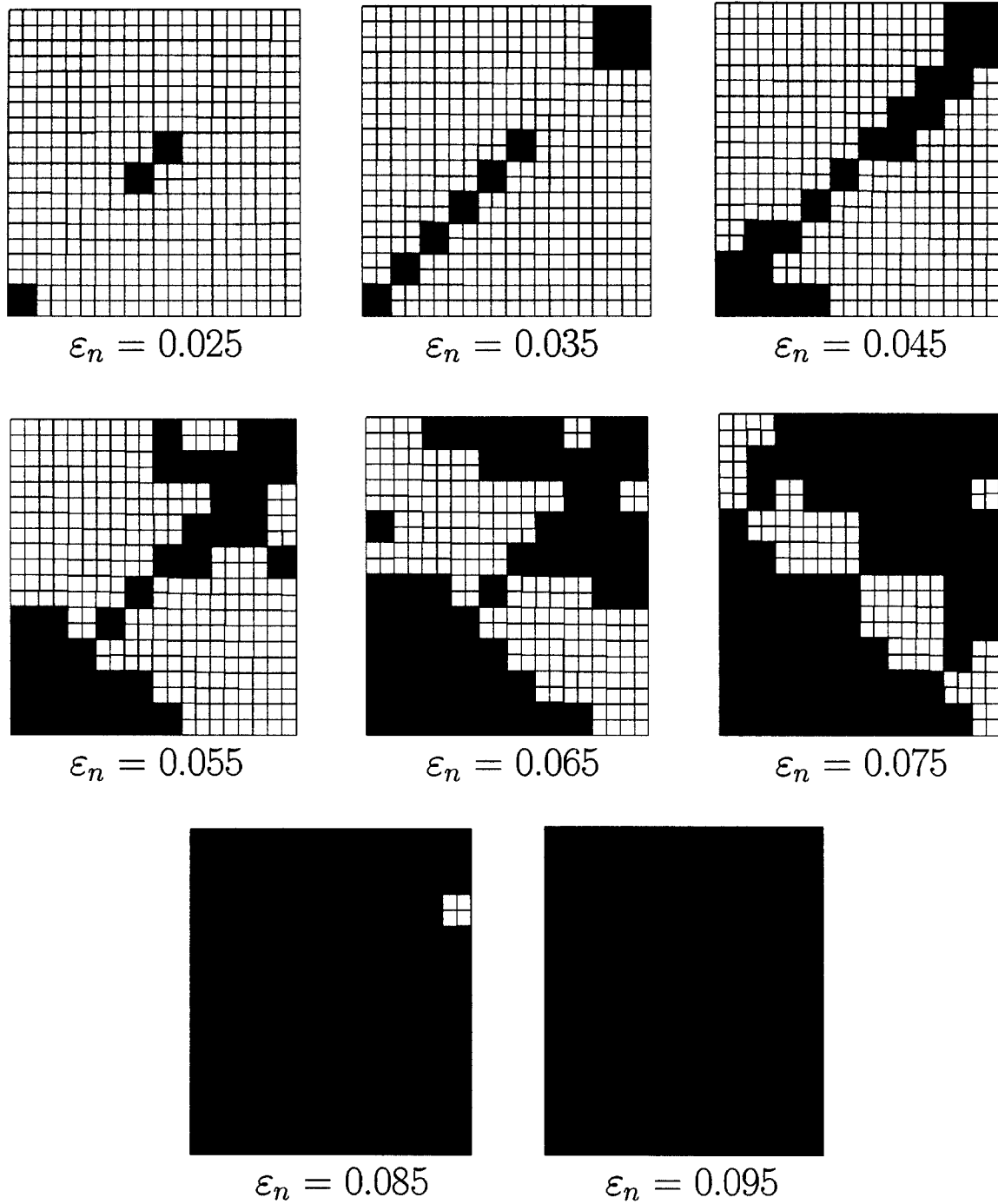


図 8.6 $L_0 = 8.0$ [mm] の正方形微視領域モデルを用いた場合のマルテンサイト相分布

変形集中によりマルテンサイト変態が発生することを示している。また、マルテンサイト変態した要素の周囲には、Bain ひずみの発生に伴ってひずみが高くなる領域が存在し、この領域に含まれる要素は次段階でマルテンサイト変態しているものと考えられる。このことから、マルテンサイト変態に伴う Bain ひずみの影響により周囲のオーステナイト相である要素がひずみを受け、マルテンサイト変態が連鎖的に進展していくことが分かる。 L_0 に関わらず、上記の特徴が概ね観察されるが、詳細な分布形状は L_0 に依存している。

図 8.9 に $L_0 = 2.0$ [mm] の場合の、図 8.10 に $L_0 = 8.0$ [mm] の場合の公称ひずみ $\varepsilon_n = 0.025$ から 0.095 における試料内部の無次元化相当応力分布を示す。ここで、無次元化相当応力は、相当応力をオーステナイト相の初期降伏応力で除したものである。図から、相当応力分布は不均一な分布形状となることがわかる。図 8.5 及び 8.6 に示すマルテンサイト相分布図と比較すると、マルテンサイト相の内部において相当応力の高い領域が現れており、変形進行とともに生成する硬質なマルテンサイト相に応力が集中することを示している。それに対して、新しく生成したマルテンサイト相において相当応力の値が小さくなり、除荷が生じている。これは、変態の発生に伴う Bain ひずみの影響と考えられる。また、 $\varepsilon_n = 0.085$ において試料全体がマルテンサイト相に変態しているが、応力分布は不均一となり、さらに変形が進行すると、相当応力は均一分布を示している。相当塑性ひずみ分布の場合と同様、 L_0 に関わらず、上記の特徴が概ね観察されるが、詳細な分布形状は L_0 に依存している。

8.6 結言

本章では、前述の構成モデルに基づいて、微視的な領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態現象をせん断帯の交差領域の体積分率、マルテンサイト変態確率を用いて制御する構成モデルを構築した。さらに、試料内各点の近傍領域の応力状態がその点の変形挙動に影響を及ぼすように構成式を非局所形に一般化することにより、TRIP 鋼中の微視的な構造の相互作用を表現し、有限要素法を用いて、微視領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態挙動解析を行い、以下の結果を得た。

Bain ひずみを考慮した場合、変形の進行に伴って真応力は、ほぼ一定値を示した後、大きく増加し、真ひずみの増加に対して、ひずみ誘起マルテンサイト変態が急激に発生し、マルテンサイト相体積分率はやがて飽和値に近づく S 字型の曲線となることを示した。この結果は、第 2, 6 章で表した応力 - ひずみならびにマルテンサイト相体積分率 - ひずみ関

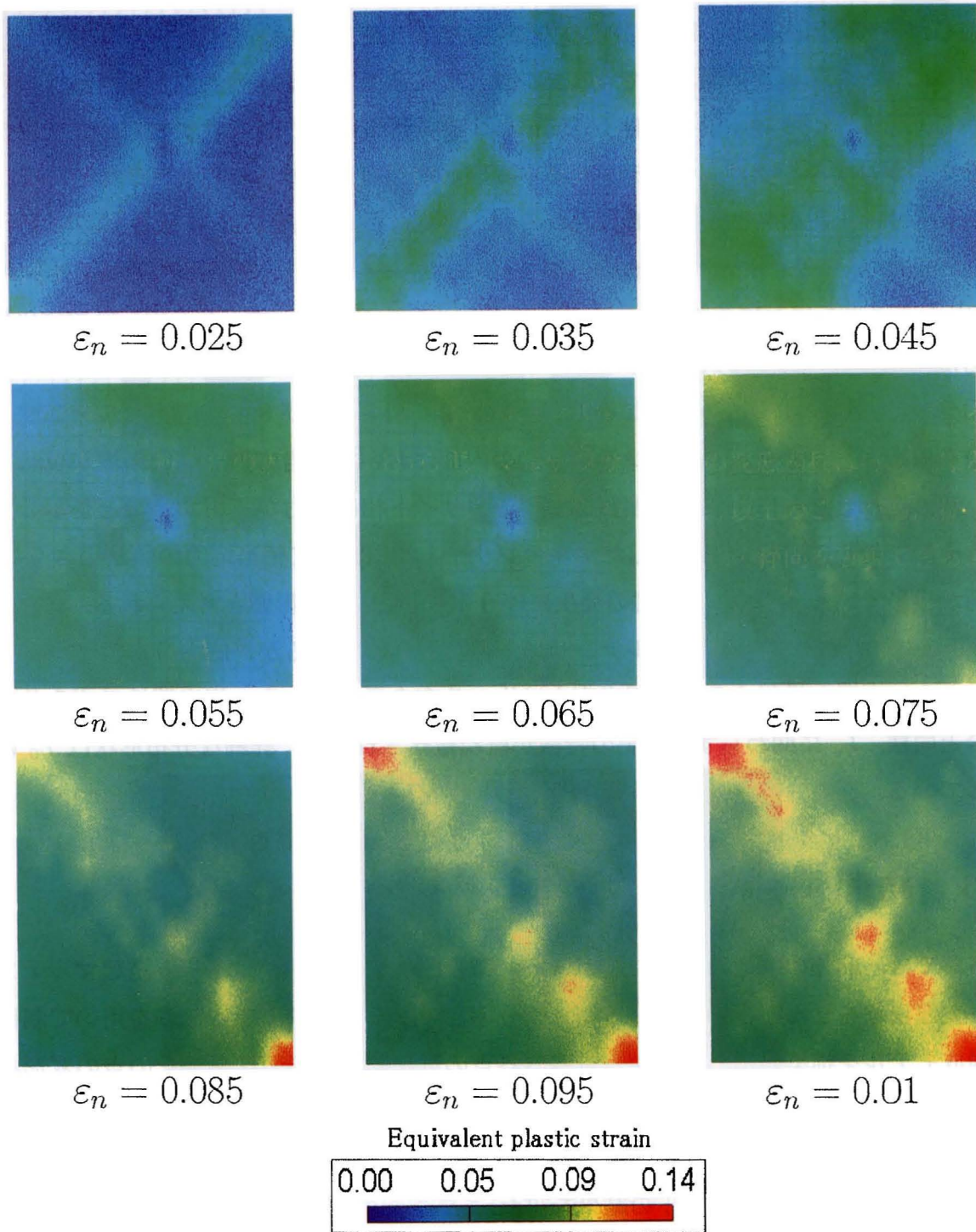
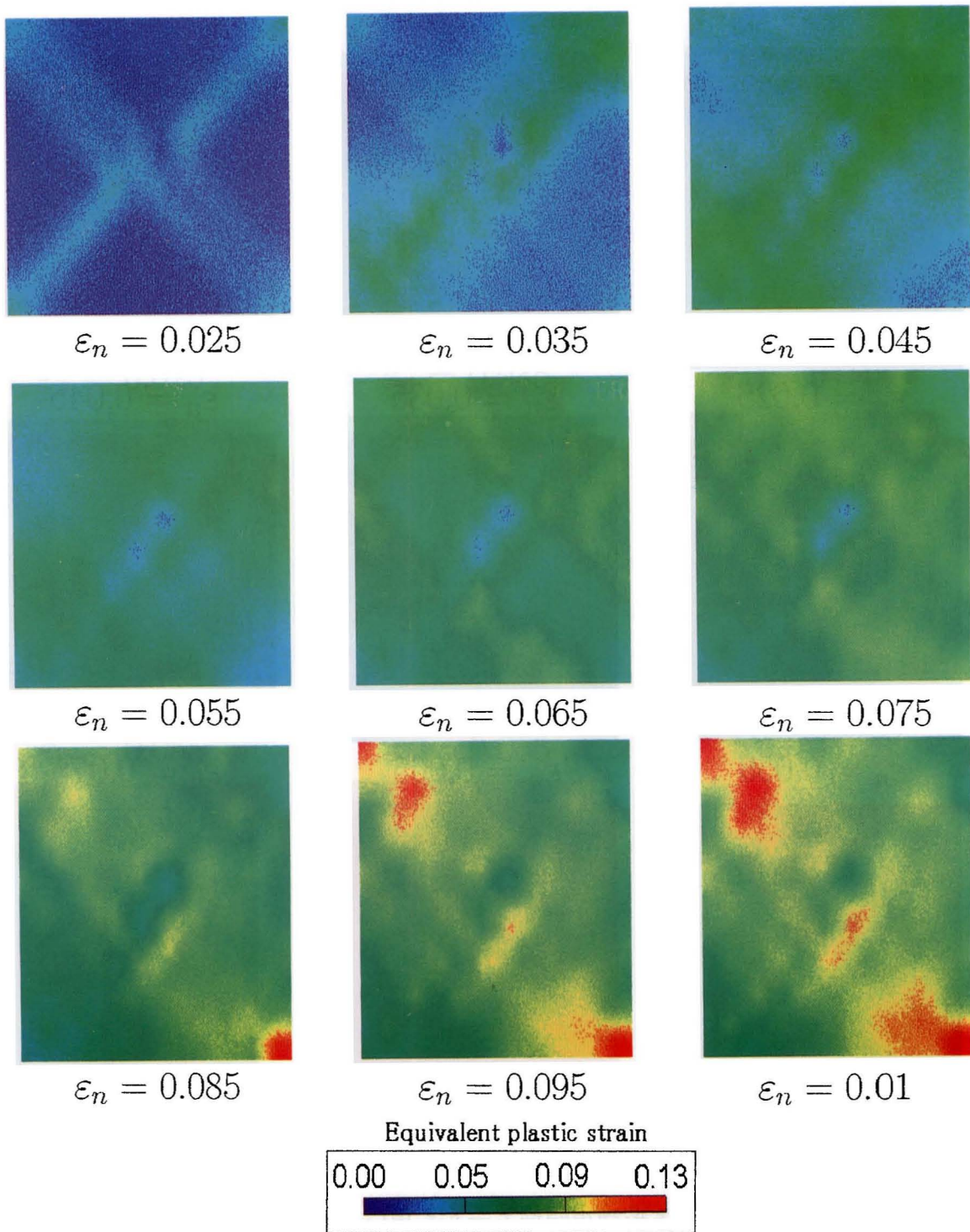


図 8.7 $L_0 = 2.0$ [mm] の正方形微視領域モデルを用いた場合の相当塑性ひずみ分布

図 8.8 $L_0 = 8.0$ [mm] の正方形微視領域モデルを用いた場合の相当塑性ひずみ分布

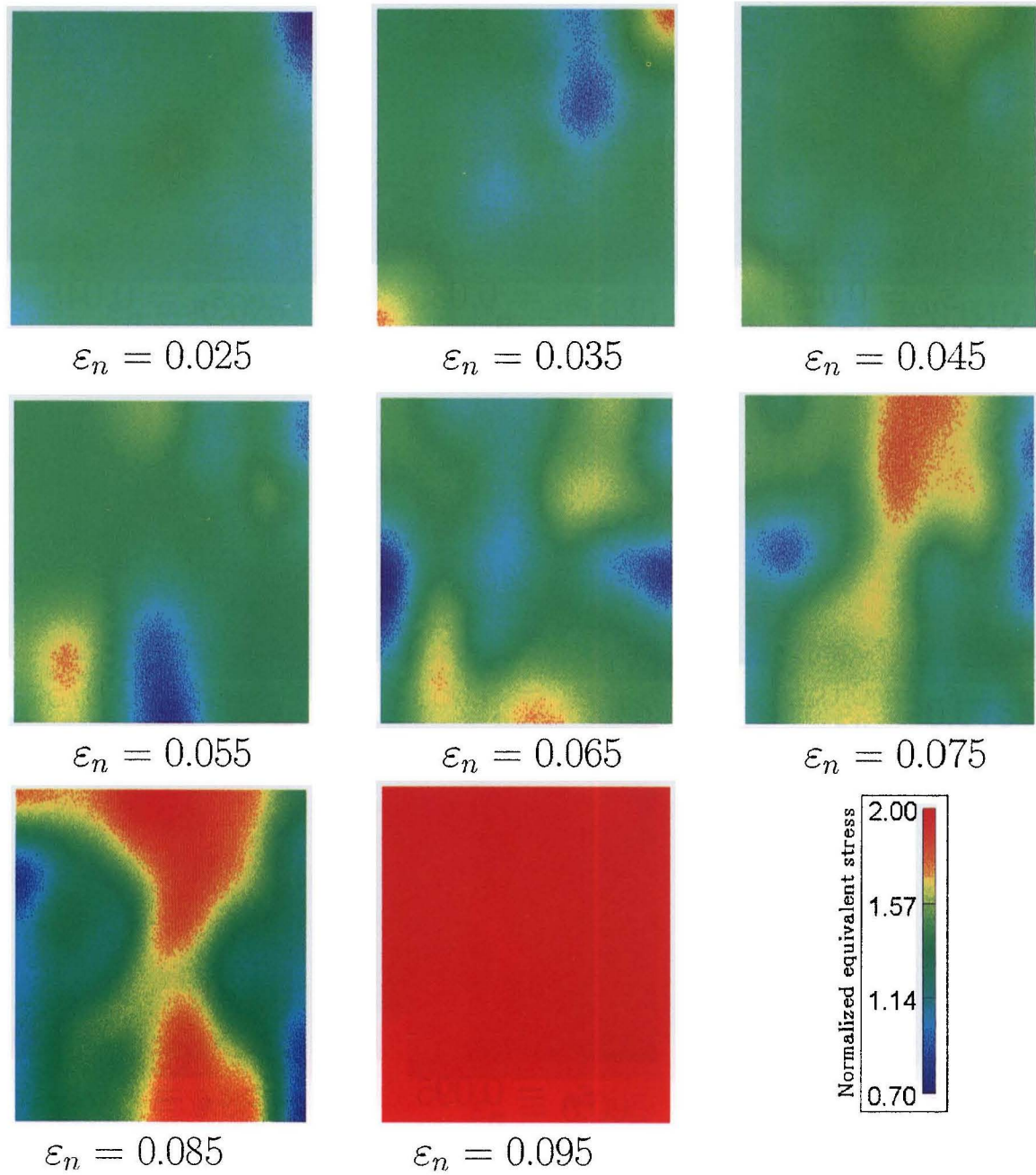


図 8.9 $L_0 = 2.0$ [mm] の正方形微視領域モデルを用いた場合の無次元化相当応力分布

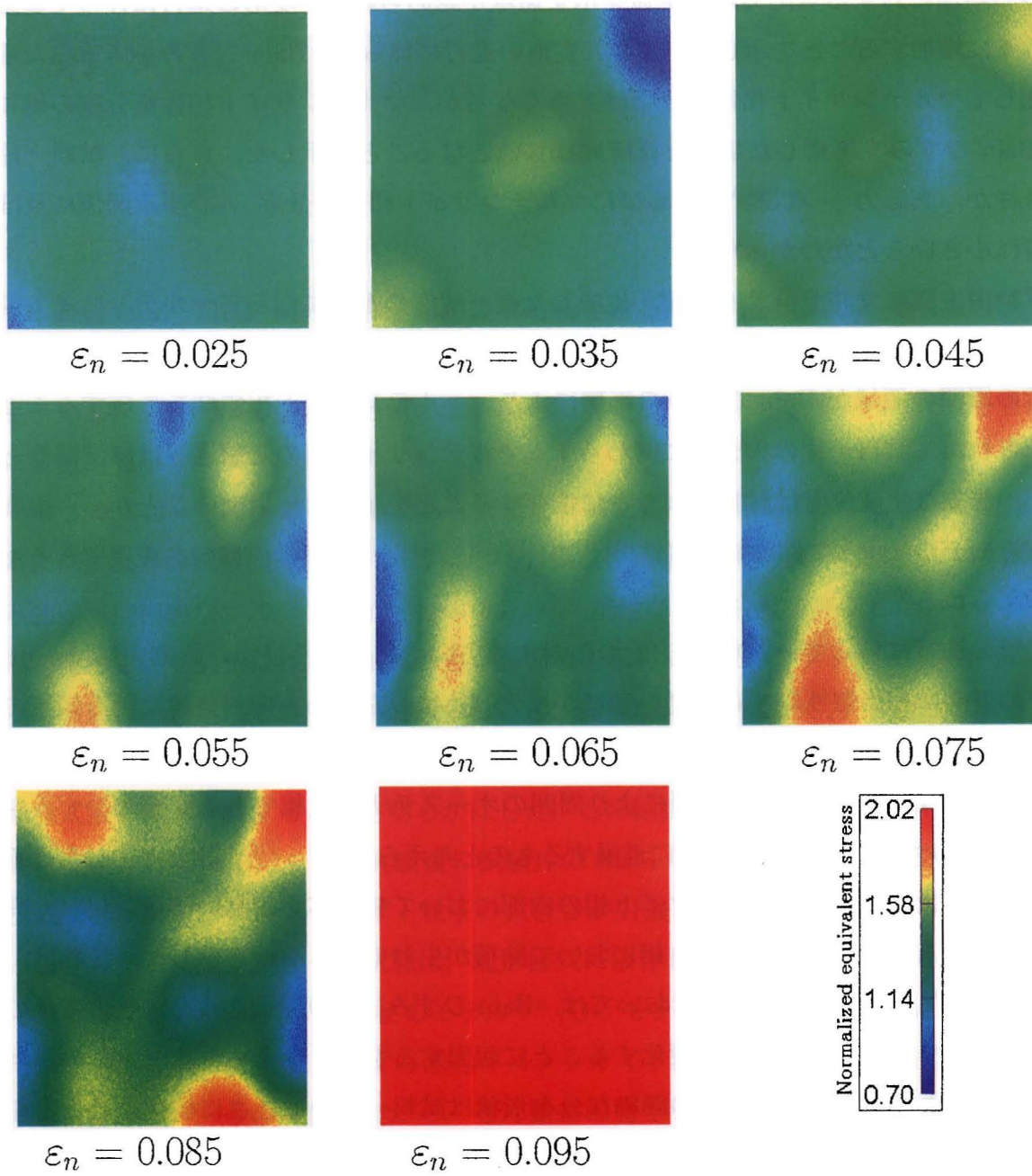


図 8.10 $L_0 = 8.0$ [mm] の正方形微視領域モデルを用いた場合の無次元化相当応力分布

係と同様であることを明らかにした。これに対して、Bain ひずみを考慮しない場合、真ひずみの増加に対する真応力が一定値を示す領域が認められず、変形の進行に伴って真応力は徐々に増加することを示した。また、変形の進行に伴って、Bain ひずみを考慮した場合に比してマルテンサイト相体積分率は大きくなるが、マルテンサイト相体積分率の飽和値は Bain ひずみを考慮した場合とほぼ同様な値となることを示した。さらに、試料一片の大きさが、真応力 - 真ひずみならびにマルテンサイト相体積分率 - ひずみ関係に及ぼす影響は小さいことがわかった。

試料中央部にマルテンサイト相が生成した後、変形の進行に伴ってマルテンサイト変態が最大せん断応力方向に連鎖的に進展することを示した。また、マルテンサイト変態した要素の周囲の領域が Bain ひずみの影響により、マルテンサイト相領域を形成することが確認された。試料一片の大きさに関わらず、マルテンサイト相の変態過程はほぼ同様となるが、詳細な生成位置は試料の大きさに依存することを示した。以上のことから、提案した解析モデルによって顕微鏡観察結果^{(21)~(24),(35)~(37)}とほぼ同様の傾向を表現できるものと考えられる。

変形の進行に伴って、試料内の 2 つの対角線方向に相当塑性ひずみの高い領域が現れ、右斜め方向に相当塑性ひずみの高い領域が拡大した後、左斜め方向対角線に沿う領域の相当塑性ひずみが高くなり、その領域が拡大することを示した。このことから、マルテンサイト変態に伴う Bain ひずみの影響により周囲のオーステナイト相である要素がひずみを受け、マルテンサイト変態が連鎖的に進展するものと考えられる。一方、相当応力分布は不均一な分布形状となり、マルテンサイト相の内部において相当応力の高い領域が現れ、同時に新しく生成したマルテンサイト相において除荷が生じていることを示した。これは、新しく変態したマルテンサイト相においては、Bain ひずみにより除荷が生じ、後の変形の進行に対してマルテンサイト相が硬化することに起因するものと考えられる。上記の相当塑性ひずみおよび相当応力分布図の詳細な分布形状は試料一片の大きさに依存することを明らかにした。

第 9 章

結論

本研究では、TRIP 鋼の変形挙動が表現可能である構成式を構築し、それを有限要素法に導入して数値シミュレーションを行うことにより、TRIP 鋼の変形挙動及び機械的性質を予知し、TRIP 鋼の機械的性質の改善法を検討した。本研究で得られた結果を各章ごとにまとめて示す。

第 2 章では、TRIP 鋼の一種であり構造用材料として広範に用いられている SUS304 を対象に、種々の試験温度において等温単軸引張及び圧縮試験を行い、流動応力 - 塑性ひずみ曲線、巨視的なマルテンサイト相体積分率 - 塑性ひずみ曲線を評価した。その結果、変形初期において引張に比して圧縮の方が高い値を示していたマルテンサイト相体積分率は、変形の進行とともにその関係が逆転すること、同様な傾向が流動応力 - 塑性ひずみ関係にも認められること、オーステナイト、マルテンサイト相単相の流動応力 - ひずみ曲線も変形様式依存性が存在することを明らかにした。この結果は、第 3, 4 章における構成式の構築に反映されている。一方、実験後の試験片の SEM 写真撮影を行い、SEM 観察の結果、生成量、配向性、マルテンサイト粒子の大きさが引張と圧縮で異なることから、局所におけるマルテンサイト相粒子の状態は、変形様式に依存しているという、新しい知見を得た。

第 3 章では、Olson と Cohen のモデル⁽⁴⁹⁾ (OC モデル) 及び Stringfellow らのモデル⁽⁵⁵⁾ (S モデル) を基準として、ひずみ誘起マルテンサイト変態のひずみ速度依存性を考慮するため、Hecker⁽²⁹⁾ らの実験事実から、せん断帯の発生を規定するパラメータを温度、ひずみ速度の関数として表現したひずみ誘起マルテンサイト変態カインेटクスモデルを提案した。次に、塑性ひずみ速度を、Mises の降伏関数を用いた流れ法則に従う変形によるひずみ速度成分、マルテンサイト変態に伴って発生する偏差応力と同軸の形状変化ひずみ速度成分と熱ひずみ速度と同形式で表される体積膨張ひずみ速度成分の和で表し、熱弾性体の構成式に導入することにより、変態ひずみを考慮したひずみ速度依存性 TRIP 鋼の多軸構成式を構築した。さらに、オーステナイト相、マルテンサイト相および TRIP 鋼の相当

応力のひずみ速度依存性を、 m 乗則により表現し、Eshelby⁽⁶⁰⁾の等価介在物理論を援用して 2 相複合体である TRIP 鋼の単軸応力 - ひずみ関係を定式化した。

第 4 章では、引張および圧縮変形時のひずみ誘起マルテンサイト変態挙動の差を表現するため、積層欠陥エネルギーが応力状態に依存することを明らかにし、積層欠陥エネルギーの応力状態依存性を表現した変態カイネティクスモデルを構築した。また、オーステナイト相およびマルテンサイト相単相における引張および圧縮変形時の変形挙動の差を表現するため、偏差応力の第 3 不変量を導入した降伏関数を用いて、TRIP 鋼の変形様式依存性多軸構成式を導出した。さらに、ひずみ誘起マルテンサイト変態挙動のオーステナイト相の結晶粒径依存性を考慮するために、OC モデルにおけるオーステナイト相結晶粒径依存性を陽に表現することによるひずみ誘起マルテンサイト変態カイネティクスモデル、Hall - Petch の関係に基づくオーステナイト相の単軸応力 - ひずみ関係を定式化した。

第 5 章では、有限要素解析を安定的に行うために、第 2, 3 章において提案した構成式を接線係数法⁽⁶¹⁾を用いて再構築し、エネルギー平衡方程式から、マルテンサイト変態による潜熱の発生を考慮し、2 相材を対象とした熱伝導方程式を導出した。また、大変形問題に対する支配方程式と境界値問題を定式化し、これらを弱形式表示した。得られた弱形式表示を有限要素により離散化し、有限要素剛性方程式及び有限要素熱伝導方程式を定式化した。さらに、Crossed Triangles 要素によって後続のシミュレーションにおいて用いる数値モデルを構築した。以上により、TRIP 鋼の変形挙動の数値シミュレーション法を確立した。

第 6 章では、第 5 章で構築した有限要素法を用いて、単軸引張変形下における TRIP 鋼の変形挙動の数値シミュレーションを行い、温度、ひずみ速度ならびにオーステナイト相結晶粒径が TRIP 鋼の変形挙動に及ぼす影響を検討した。その結果、マルテンサイト相の形成により非常に高い引張強さを示し、引張強さは環境温度に強く依存することを確認した。同様に、TRIP 鋼の延性も環境温度に強く影響を受け、常温域における伸びは、オーステナイト相単相材に比して改善されることを明らかにした。同時に、TRIP 鋼の延性の増加は、加工硬化率を高い値に維持することによる、くびれの発生条件の遅延が主要因であることを明らかにした。さらに、大きな延性を保持するためには、マルテンサイト相体積分率を延性改善に必要な値に到達させること、変形中終始変態を続行させ、加工硬化率の低下を抑制することの 2 つが重要であることを併せて示した。一方、オーステナイト相結晶粒径がひずみ誘起マルテンサイト変態および TRIP 鋼の変形挙動に及ぼす影響につい

ても、シミュレーション結果は既存の実験結果を再現可能であることを確認した。これらの知見をもとに、温度、ひずみ速度ならびにオーステナイト相結晶粒径を制御することにより、TRIP 鋼の機械的性質を所定の値にする途が開ける。

第 7 章では、SUS304 鋼の繰返し変形挙動を数値シミュレーションにより検討した。その結果、ひずみ幅の増加に伴うマルテンサイト相体積分率の増加、繰返し数の増加に伴うマルテンサイト相体積分率の飽和、環境温度の上昇に伴うマルテンサイト相体積分率の減少と、それに起因する応力幅の減少が認められ、予ひずみの影響等についても実験結果⁽⁴²⁾、⁽⁴³⁾を再現可能であることを確認した。これより、第 3, 4 章で提案した構成式は、TRIP 鋼の繰返し変形挙動の評価に対しても有効であると考えられる。また、既存の繰返し変形挙動評価に対して構築された簡便式⁽⁴²⁾が、極低温において評価可能ではなく、ひずみ誘起マルテンサイト変態を伴う材料に対して適用可能であることを明らかにした。さらに、マルテンサイト相体積分率 - 累積塑性ひずみ関係及び単純変形の場合のマルテンサイト相体積分率 - ひずみ曲線の Analogy から、繰返し変形における変態過程が予知可能である簡便式を構築し、その妥当性を示した。

第 8 章では、第 3, 4 章で構築した構成式に基づいて、せん断帯の交差領域の体積分率、マルテンサイト変態確率を用いて、微視的領域におけるひずみ誘起マルテンサイト変態モデルを構築した。まず、オーステナイト相の応答を支配する構成式を非局所形に一般化することにより、変態ならびに変形の特徴寸法依存性を表現可能とした。本解析モデルを用いたシミュレーション結果から、第 2, 6 章で表した実験およびシミュレーション結果と同様な応力 - ひずみ関係、マルテンサイト相体積分率 - ひずみ関係を再現できることを確認した。また、マルテンサイト変態した要素の周囲の領域には Bain ひずみの影響によりひずみが生じ、マルテンサイト変態が連鎖的に進展し、試料中央部で生成したマルテンサイト相領域は最大せん断応力方向に連鎖的に拡大し、小板状のマルテンサイト相領域が形成されること、非局所形構成式を用いた結果、結晶粒径に依存して異なったマルテンサイト相分布が得られることを明らかにした。

以上、本論文では、連続体力学の枠組みのもとで TRIP 鋼の構成式を定式化し、ひずみ誘起マルテンサイト変態、TRIP 鋼の変形場及び温度場の連成問題の数値シミュレーション法を構築した。次いで、ひずみ誘起マルテンサイト変態と TRIP 鋼の変形挙動を数値シミュレーションと実験の両面から総合的に検討し、提案した数値シミュレーション法が、TRIP 鋼の機械的性質の評価・予知に対して有効であることを示した。今後、塑性加工過

程や熱処理を伴う複雑な Ausform 過程等における材料の延性, 靱性, 強度などの機械的特性の評価とその制御, 微視領域におけるマルテンサイト変態の制御による所定の機械的特性の創生に対して, 本論文で構築した手法の適用が期待される.

付録

A1 マルテンサイト変態における兄弟晶

マルテンサイト相は、母相であるオーステナイト相との間で特定の結晶方位関係に従って生成する。以下に 2 種類の著名な結晶方位関係を示す⁽²⁵⁾。

Kurdjumov - Sachs は 1.4 % C の炭素鋼を焼き入れして生じたマルテンサイト相と残留したオーステナイト相について X 線極点図法により以下の関係を決定した。

$$(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}, [\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'} \quad (\text{A1.1})$$

これを以下 K - S 関係と称す。

また、西山は Fe - Ni 合金のオーステナイト相単結晶を液体窒素に冷却して生じたマルテンサイト相の回折斑点の位置を測定して以下の関係を求めている。

$$(111)_\gamma // (011)_{\alpha'}, [\bar{1}\bar{1}2]_\gamma // [0\bar{1}1]_{\alpha'} \quad (\text{A1.2})$$

これを以下 N 関係と称す。

N 関係において、 $(111)_\gamma$ は正八面体であるから、平行関係の面として (111) , $(\bar{1}11)$, $(1\bar{1}1)$, $(11\bar{1})$ の 4 種類があり、方向として一つの面について 3 つの方向がある。例えば図 A1.1 (a) に示すように (111) 面において $[\bar{2}11]$, $[11\bar{2}]$, $[1\bar{2}1]$ の方向が存在する。従って、全体として 1 つのオーステナイト相結晶から生成するマルテンサイト相の方位関係は $4 \times 3 = 12$ となり、この 12 種類の結晶を変態兄弟晶という。一方 K - S 関係の場合、面の平行関係は N 関係の場合と同じく 4 種類存在する。しかしながら、方向は 1 つの面に関して 6 種類あるため、変態兄弟晶は $4 \times 6 = 24$ となる。例えば図 (b) に示すように (111) 面において $[10\bar{1}]$, $[\bar{1}01]$, $[0\bar{1}1]$, $[01\bar{1}]$, $[1\bar{1}0]$, $[\bar{1}10]$ の 6 つの方向が存在する。

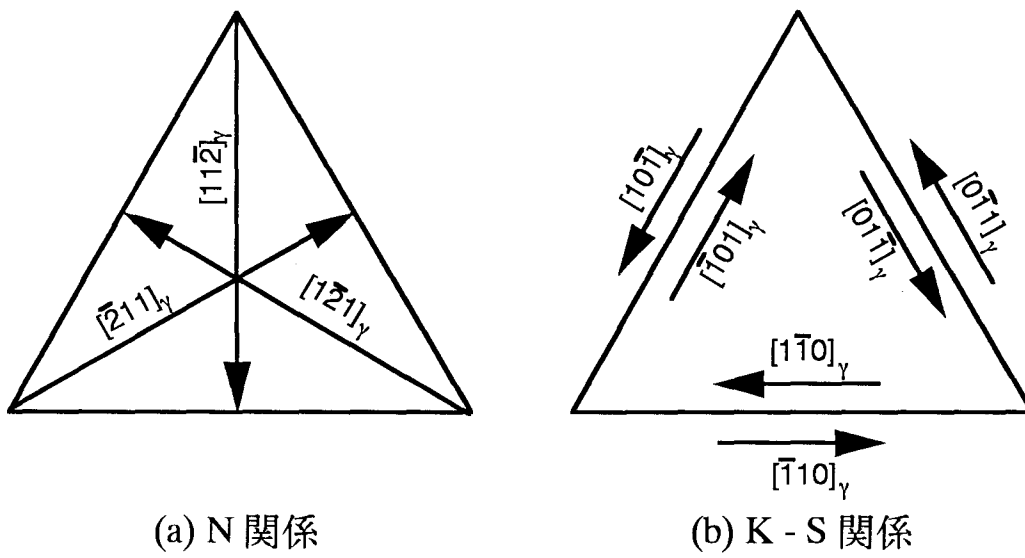


図 A1.1 $(111)_\gamma$ 上のマルテンサイト相の生成方向⁽²⁵⁾

参考文献

- (1) 田村 今男, TRIP 鋼について. 鉄と鋼, **56** - 3 (1970), 429 - 445.
- (2) 青山 春男, 最近のステンレス板材. 塑性と加工, **33** - 375 (1992), 357 - 364.
- (3) 村田 康, 大橋 誠一, 植松 美博, 高強度ステンレス鋼の最近の進歩. 鉄と鋼, **78** - 3 (1992), 346 - 353.
- (4) 田村 今男, 鉄鋼材料強度学, (1969), 日刊工業新聞社.
- (5) 牧 正志, 最近における鋼の強靱化. 日本金属学会会報, **27** - 8 (1988), 623 - 630.
- (6) K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. Hashimoto, Ductility and strain-induced transformation in a high-strength transformation plasticity-aided dual-phase steel. Metall. Trans., **23A** (1992), 3085 - 3091.
- (7) 松村 理, 佐久間 康治, 石井 良男, 趙 金福, 高強度薄鋼板のプレス成形特性におよぼす残留オーステナイトの影響. 鉄と鋼, **77** - 8 (1991), 1312 - 1319.
- (8) 樋渡 俊二, 高橋 学, 片山 知久, 臼田 松男, 深絞り成形性に及ぼす加工誘起変態の効果 - TRIP 型高強度鋼板の成形機構 -. 塑性と加工, **35** - 404 (1994), 1109 - 1114.
- (9) 鈴木 隆之, 平野 一美, オーステナイト系ステンレス鋼の強磁場・極低温における疲労き裂進展特性と変態誘起き裂閉口. 日本機械学会材料力学部門講演会講演論文集, 95 - 2 B (1995), 225 - 226.
- (10) 渡部 豊臣, ステンレス鋼板の温間深絞り加工法. 塑性と加工, **33** - 375 (1992), 396 - 403.

- (11) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch, The enhancement of ductility in high - strength steels. *Trans. ASM.*, **60** (1967), 252 - 259.
- (12) C. B. Post and W. S. Eberly, Stability of austenite in stainless steels. *Trans. A. S. M.*, **39** (1947), 868 - 890.
- (13) D. J. McAdam, Jr., G. W. Geil and F. J. Cromwell, Influence of low temperatures on the mechanical properties of 18 - 8 chromium - nickel steel. *Trans. A. S. M.*, **41** (1949), 609 - 646.
- (14) T. Angel, Formation of martensite in austenitic stainless steels. *J. Iron & Steel Inst.*, **177** - 1 (1954), 165 - 174.
- (15) B. Cina, Effect of cold work on the $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in some Fe - Ni - Cr alloys. *J. Iron & Steel Inst.*, **177** (1954), 406 - 422.
- (16) 深瀬 幸重, 江波戸 和男, 大久保 延弘, 村尾 誠一, 準安定 Cr - Ni オーステナイトステンレス鋼の常温付近における機械的性質の特異性. *日本金属学会誌*, **32** - 1 (1968), 38 - 44.
- (17) 田村 今男, 牧 正志, 波戸 浩, 油井 孝輔, Fe - Ni 系合金および Fe - Cr - Ni 合金におけるマルテンサイト変態誘起塑性について. *日本金属学会誌*, **33** - 12 (1969), 1383 - 1389.
- (18) F. Lacroisey and A. Pineau, Martensitic transformations induced by plastic deformation in the Fe - Ni - Cr - C system. *Metall. Trans.*, **3** (1972), 387 - 396.
- (19) 友田 陽, 吉野 仁, 和田 昌美, 田名部 菊次郎, 黒木 剛司郎, 田村 今男, Fe - Ni - C 合金の TRIP 現象に及ぼす前加工の影響. *材料*, **25-275** (1976), 717 - 723.
- (20) 牧 正志, 小野寺 秀博, 田村 今男, Fe - Ni - C 合金における残留オーステナイトによる TRIP 現象. *材料*, **24** - 257 (1975), 150 - 155.
- (21) R. Lagneborg, The martensite transformation in 18 % Cr - 8 % Ni steels. *Acta Metall.*, **12** - 7 (1964), 823 - 843.

- (22) J. A. Venables, The martensitic transformation in Stainless steel. *Phil. Mag.*, **7** (1964), 35 - 44.
- (23) P. L. Mangonon, Jr. and G. Thomas, The martensitic phases in 304 stainless steel. *Metall. Trans.*, **1** (1970) 1577 - 1586.
- (24) P. L. Mangonon, Jr. and G. Thomas, Structure and properties of thermal - mechanically treated 304 stainless steel. *Metall. Trans.*, **1** (1970), 1587 - 1594.
- (25) 西山 善次, マルテンサイト変態基本編, (1971), 丸善.
- (26) G. W. Powell, E. R. Marshall and W. A. Backofen, Strain hardening of austenitic stainless steel. *Trans. A. S. M.*, **50** (1958), 478 - 497.
- (27) C. J. Guntner and R. P. Reed, The effect of experimental variables including the martensitic transformation on the low - temperature mechanical properties of austenitic stainless steels. *Trans. A. S. M.*, **55** (1962), 399 - 419.
- (28) D. V. Neff, T. E. Mitchell and A. R. Troiano, The influence of temperature, transformation, and strain rate on the ductility properties of austenitic stainless steel. *Trans. A. S. M.*, **62** (1969), 858 - 868.
- (29) S. S. Hecker, M. G. Stout, K. P. Staudhammer and J. L. Smith, Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel (Part I. Magnetic measurements and mechanical behavior). *Metall. Trans.*, **13A** (1982), 619 - 626.
- (30) L. E. Murr, K. P. Staudhammer and S. S. Hecker, Effects of strain state and strain rate on deformation-induced transformation in 304 stainless steel (Part II. Microstructural study). *Metall. Trans.*, **13A** (1982), 627 - 635.
- (31) G. L. Huang, D. K. Matlock and G. Krauss, Martensite formation, strain rate sensitivity, and deformation behavior of type 304 stainless steel sheet. *Metall. Trans.*, **20A** (1989), 1239 - 1246.

- (32) 奥谷 友宏, 湯川 伸樹, 石川 孝司, 神馬 敬, 各種応力状態における SUS304 の加工誘起変態. 平成 7 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (1995), 331 - 332.
- (33) 辻 大作, 新津 靖, 池上 皓三, 低温下における SUS304 鋼の塑性変形挙動. 日本機械学会論文集, **53** - 491A (1986), 1426 - 1431.
- (34) 田中 直敬, 白沢 洋, 新津 靖, 池上 皓三, 液体窒素温度における SUS304 鋼の塑性変形挙動. 日本機械学会論文集, **57** - 543A (1991), 2775 - 2781.
- (35) 野原 清彦, 小野 寛, 大橋 延夫, 準安定オーステナイトステンレス鋼における加工誘起マルテンサイト変態の組成および結晶粒度依存性. 鉄と鋼, **63** - 5 (1977), 772 - 782.
- (36) 藤倉 正国, 加藤 哲男, 18 Cr - 8 Ni ステンレス鋼のマルテンサイト変態, 塑性挙動におよぼす Ni および結晶粒寸法の影響. 鉄と鋼, **64** - 8 (1978), 1179 - 1188.
- (37) S. K. Varma, J. Kalyanam, L. E. Murr and V. Srinivas, Effect of grain size on deformation - induced martensite formation in 304 and 316 stainless steels during room temperature tensile testing. J. Mater. Sci. Let., **13** (1994), 107 - 111.
- (38) E. Ulvan and A. Koursaris, The effect of grain size on the bulk formability tensile properties of austenitic stainless steel types 304 and 316. Metall. Trans., **19A** (1988), 2287 - 2298.
- (39) 牧 正志, 友田 陽, 田村 今男, 準安定 Fe - Ni - C オーステナイトの変態誘起塑性におよぼす結晶粒径の影響. 日本金属学会誌, **38** - 9 (1974), 871 - 876.
- (40) 富村 宏紀, 永守 浩樹, 高木 節雄, 徳永 洋一, 超微細粒組織を有する準安定オーステナイト系ステンレス鋼の引張変形挙動. 日本金属学会誌, **55** - 4 (1991), 376 - 382.
- (41) 富村 宏紀, 上田 清心, 高木 節雄, 徳永 洋一, 準安定オーステナイト系ステンレス鋼における加工誘起マルテンサイトの拡散型逆変態に及ぼす影響. 鉄と鋼, **78** - 1 (1992), 141 - 148.
- (42) 白沢 洋, 池上 皓三, 新津 靖, 低温における SUS304 鋼の繰り返し塑性変形挙動. 日本機械学会論文集, **59** - 566A (1993), 2427 - 2434.

- (43) 横塚 智人, 池上 皓三, 液体窒素温度と室温で予ひずみを与えた後の液体窒素温度と室温での繰り返し変形挙動. 材料, **48** - 1 (1999), 38 - 43.
- (44) 野原 清彦, 小野 寛, 大橋 延夫, ステンレス鋼における加工誘起変態. 塑性と加工, **18** - 202 (1977), 938 - 945.
- (45) J. R. Patel and M. Cohen, Criterion for the action of applied stress in the martensitic formation. Acta. Metall., **1** - 5 (1953), 531.
- (46) G. B. Olson and M. Cohen, Stress - assisted isothermal martensitic transformation : application to TRIP steels. Metall. Trans, **13A** (1982), 1907 - 1913.
- (47) 星野 和夫, TRIP を応用したステンレス鋼の成形性. 塑性と加工, **16** - 177 (1975), 993 - 1000.
- (48) J. A. C. Guimarães, J. C. Gomes and M. A. Meyers, The effects of shock loading and grain refining on the kinetics of deformation induced martensite in Fe - 31 % Ni - 0.1 % C. Trans. J. I. M., **18** (1977), 803.
- (49) G. B. Olson and M. Cohen, Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. Metall. Trans., **6A** - 4 (1975), 791 - 795.
- (50) D. C. Ludwigson and J. A. Berger, Plastic behavior of metastable austenitic stainless steels. J. Iron & Steel Inst., **207** (1969), 63 - 69.
- (51) T. Narutani, G. B. Olson and M. Cohen, Constitutive flow relations for austenitic steels during strain-induced martensitic transformation. J. Phys. Colloq. C4, **43** - 2 (1982), 429 - 434
- (52) J. A. R. Cortes, T. Tsuta, Y. Mitani, and K. Osakada, Flow stress and phase transformation analyses in the austenitic stainless steel under cold working. JSME. Int. J. Ser. A, **35** - 2 (1992), 201 - 209.
- (53) A. Kumar and L. K. Singhal, Effect of temperature and strain distribution on martensitic transformation during uniaxial testing of AISI-304 stainless steel. Metall. Trans., **19A** (1988), 1021 - 1026.

- (54) 品川 一成, 武岡 努, 森 謙一郎, 小坂田 宏造, 加工誘起変態を考慮した SUS304 ステンレス鋼板の温間深絞り加工の有限要素シミュレーション. *塑性と加工*, **34** - 390 (1993), 795 - 799.
- (55) R. G. Stringfellow, D. M. Parks and G. B. Olson, A constitutive model for transformation plasticity accompanying strain-induced martensitic transformations in metastable austenitic steels. *Acta. Metall.*, **40** - 7 (1992), 1703 - 1716.
- (56) F. D. Fischer, Q - P. Sun and K. Tanaka, Transformation - induced plasticity (TRIP). *Trans. A. S. M. E., Appl. Mech. Rev.*, **49** - 6 (1996), 317 - 364.
- (57) J. M. Diani, H. Saber and M. Berveiller, Micromechanical modelling of the transformation induced plasticity (TRIP) phenomenon in steels. *Int. J. Engng. Sci.*, **33** - 13 (1995), 1921 - 1934.
- (58) M. Cherkaoui, M. Berveiller and H. Saber, Micromechanical modeling of martensitic transformation induced plasticity (TRIP) in austenitic single crystals. *Int. J. Plast.*, **14** - 7 (1998), 597 - 626.
- (59) 富田 佳宏, 数値弾塑性力学, (1990), 養賢堂.
- (60) J. D. Eshelby, The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems. *Proc. R. Soc. Lond.*, **A241** (1957), 376 - 396.
- (61) D. Pierce, C. F. Shih and A. Needleman, A tangent modulus method for rate dependent solids. *Comp. Struct.*, **18** - 5 (1984), 875 - 887.
- (62) 富田 佳宏, 弾塑性力学の基礎と応用, (1995), 森北出版.
- (63) G. H. Eichelman, Jr. and F. C. Hull, The effect of composition on the temperature of spontaneous transformation of austenite to martensite in 18 - 8 - type stainless steel. *Trans. A. S. M.*, **45** (1953), 77 - 104.
- (64) 瀧本 昭夫, 井上 隆英, 庄田 俊二, 阪元 通弘, SUS304 ステンレス鋼の加工誘起変態強化の定量. *日本機械学会論文集*, **52** - 483 (1986), 2545 - 2551.

- (65) H. C. Fiedler, B. L. Averbach and M. Cohen, The effect of deformation on the austenitic stainless steels. *Trans. A. S. M.*, **47** (1955), 267 – 290.
- (66) 渋谷 陽二, 谷山 彰紀, 冨田 佳宏, 安達 泰治, 微小硬度を用いた局所的ひずみ誘起マルテンサイト変態特性の測定. *材料*, **46** - 8 (1997), 893 – 899.
- (67) 藤田 稔, 梶田 熙, 前川 知之, 佐伯 浩, フーリエ変換画像処理によるパーティクルの配向解析. *材料*, **44** - 498 (1995), 267 – 272.
- (68) M. J. Dickson, The significance of texture parameters in phase analysis by X-ray diffraction. *J. Appl. Cryst.*, **2** (1969), 176 – 180.
- (69) H. Ishikawa, K. Sasaki and T. Nakagawa, Constitutive equation for cyclic plasticity considering memorization ob back stress. *JSME Int. J. Ser. A*, **37** - 4 (1994), 347 – 354.
- (70) 王 志剛, 井上 達雄, 相変態の応力依存性を考慮した鋼の焼入れにおける温度, 組織および応力の解析. *材料*, **38** - 360 (1983), 991 – 996.
- (71) K. Tanaka, A phenomenological description on thermomechanical behavior of shape memory alloys, *Trans. ASME, J. Pres. Ves. Tech.*, **112** (1990), 158 – 163.
- (72) M. Gotoh, A theory of plastic anisotropy based on a yield function of fourth order (plane stress state) – I. *Int. J. Mech. Sci.*, **19** (1977), 505 – 512.
- (73) M. P. Miller and D. L. McDowell, Modeling large strain multiaxial effects in FCC polycrystals. *Int. J. Plast.*, **12** - 7 (1996), 875 – 902.
- (74) A. Bonefačić and A. Kirin, Evaluation of stacking fault energies in function of pressure in cobalt powder. *Fizika*, **19** - 1 (1987), 41 – 49.
- (75) W. Prager, Strain hardening under combined stress. *J. Appl. Phys.*, **16** (1945), 837 – 861.
- (76) 日本機械学会編, 相変態と材料挙動の数値シミュレーション. (1991), コロナ社.
- (77) 井上 達雄, 田中 喜久昭, 長岐 滋, 固体力学と相変態の解析. (1995), 大河出版.

- (78) 岸野 孝信, 長岐 滋, 井上 達雄, 鋼の焼入れにおける相変態, 熱伝導および弾塑性応力. 材料, **28** - 312 (1979), 861 - 867.
- (79) ステンレス協会編, ステンレス鋼便覧第 3 版, (1995), 日刊工業新聞社.
- (80) Y. Tomita, A. Shindo and T. Sasayama, Plane strain tension of thermo - elasto - viscoplastic blocks. *Int. J. Mech. Sci.*, **32** - 7 (1990), 613 - 622.
- (81) Y. Tomita, T. Adachi and P. S. Sik, Computational simulation of three - dimensional neck propagation in polymeric specimens under tension and hybrid identification of constitutive equation. *Int. J. Mech. Sci.*, **39** - 8 (1997), 913 - 923.
- (82) 岩本 剛, 河岸 善信, 蔦 紀夫, 森田 慎一, TRIP 鋼の構成式の同定と機械的性質改善のための応用. 日本機械学会論文集, **66** - 642 (2000), 269 - 277.
- (83) 新津 靖, 池上 皓三, SUS304 鋼の繰返し塑性変形挙動に及ぼす温度変化の影響. 日本機械学会論文集, **52** - 478A (1986), 1621 - 1627.
- (84) A. G. Khachaturyan, *Theory of structural transformations in solids*, (1983), John Wiley & Sons.
- (85) J. F. Ganghoffer and K. Simonsson, A micromechanical model of the martensitic transformation. *Mech. Mater.*, **27** (1998), 125 - 144.
- (86) 阿部 武治, 濱川 寛史, 小山 巨樹, 長岐 滋, 不均質材料の弾塑性変形のシミュレーション (境界条件の影響). 日本計算工学講演会論文集, **5** (2000), 723 - 724.
- (87) C. M. Wayman, *Introduction to the crystallography of martensitic transformations*, (1964), Macmillan.
- (88) Q. P. Sun, K. C. Hwang and S. W. Yu, A micromechanics constitutive model of transformation plasticity with shear and dilatation effect. *J. Mech. Phys. Solids*, **39** - 4 (1991), 507 - 524.

謝辞

本論文は、神戸大学工学部にて師である 富田 佳宏 教授の門下生として研究を開始し、神戸大学大学院修士課程修了後、広島大学工学部 蔦 紀夫 教授の暖かいご配慮により広島大学工学部赴任後も続けて遂行した研究成果をまとめたものであります。

神戸大学工学部在学中ならびに広島大学赴任後も本研究を遂行するにあたり、終始懇切丁寧なるご指導とご鞭撻、時には暖かいご配慮とお心遣いを賜りました神戸大学大学院 富田 佳宏 教授に心から厚く感謝の意を表します。本論文の作成に際して、ご多忙中にも関わらずご校閲ならびに貴重なご指導を賜りました神戸大学大学院 森田 喜保 教授ならびに多田 幸生 教授に深く感謝致します。

広島大学工学部において本研究を遂行するにあたり、常に懇切なるご指導と暖かいご配慮を賜りました、良き上司でもあります広島大学工学部 蔦 紀夫 教授に心より感謝の意を表します。また、研究遂行上、多くの有益なご助言、ご指導を賜り、その上貴重な資料を賜りました、Institute of mechanics, Montanuniversität Leoben F. D. Fischer 教授、東京都立科学技術大学工学部 田中 喜久昭 教授に深く感謝の意を表します。

相変態問題を扱う上で、多くの有益なご助言、ご指導を賜りました京都大学大学院 井上 達雄 教授、三重大学工学部 徳田 正孝 教授、東京農工大学工学部 長岐 滋 教授、大阪大学大学院 澁谷 陽二 教授、(株)住友金属工業主任研究員 岡村 一男 氏、神戸大学大学院 安達 泰治 助教授に深く謝意を表します。

なお、本研究の一部は、天田金属機械加工技術振興財団の補助を得て、遂行されましたことをここに記して謝意を表します。また、本研究で行われました実験は、広島県立西部工業技術センター保有の装置を用いました。装置を使用するにあたり、ご指導とご配慮を賜りました同応用加工技術部研究員 藤井 敏男 氏、府山 伸行 氏に感謝の意を表します。

これまで、ご縁の御座いました皆様方のお陰をもって本論文をまとめることができました。心より厚く御礼申し上げます。本当に有り難う御座いました。

最後に、神戸大学工学部固体力学研究室の門を叩いた当初に亡くなった父 正典、特にその後一人で家計、家事等を支え、研究活動にも理解を示し、日々励ましてくれた母 哲子に本論文を捧げます。また、母 哲子 を支えてくれました姉夫妻 野村 良哉、佳代 に感謝致します。