

ナノ析出強化型高張力鋼板の
高温弾塑性挙動のモデル化と
温間成形スプリングバック

(Elasto-Viscoplastic Behavior of Nano-Precipitation
Strengthened Steel Sheet at Elevated Temperatures and
Springback in Warm Bending)

広島大学大学院工学研究科
機械システム工学専攻博士課程後期

齋藤 直子

目次

第1章	緒言	1
1.1	自動車産業における高張力鋼板の使用の流れ	1
1.2	高張力鋼板の成形上の問題	4
1.3	スプリングバックへの対策技術	5
1.4	高張力鋼板のホットスタンプ及び温間成形	7
1.5	ナノ析出強化型高張力鋼板のマイクロ構造と高温特性	9
1.6	本研究の目的と課題	11
第2章	ナノ析出強化型高張力鋼板の弾塑性挙動の実験観察	12
2.1	高温単軸引張試験	12
2.2	ヤング率の温度依存性	17
2.3	応力緩和特性	21
2.4	まとめ	24
第3章	高温V曲げ及びU曲げにおけるスプリングバック実験	25
3.1	実験方法	25
3.2	実験結果及び考察	30
3.3	まとめ	37
第4章	材料の高温弾粘塑性モデル	38
4.1	弾粘塑性モデル	38
4.2	モデルによる単軸引張および応力緩和の数値シミュレーション	40
4.3	まとめ	43
第5章	温間曲げ及びスプリングバックの数値解析	44
5.1	平面ひずみ均等曲げ及びスプリングバックのモデル	44
5.2	曲げ及びスプリングバックの解析	46
5.3	結果及び考察	48
5.4	まとめ	55
第6章	結論	56
	参考文献	58
	謝辞	61

第1章 緒言

1.1 自動車産業における高張力鋼板の使用の流れ

近年、二酸化炭素（CO₂）を代表とする温室効果ガスの増加による地球温暖化などの環境問題の深刻化、およびそれに伴う環境問題への関心の高まりから、自動車には CO₂ 排出量削減のための燃費改善が強く求められている。

燃費改善において、自動車重量の 6 割を占める車両の軽量化は重要度が高い。図1.1 に車両重量と燃費の関係を示す¹⁾。自動車の燃費は、変速機形式や駆動形式に拠らず、車両重量の増加に伴い悪化する。一般に車両重量の 10% の軽量化により燃費は約 5% ~ 8% 改善することができ、車両軽量化は自動車の燃費を改善する有効な手段の一つである。

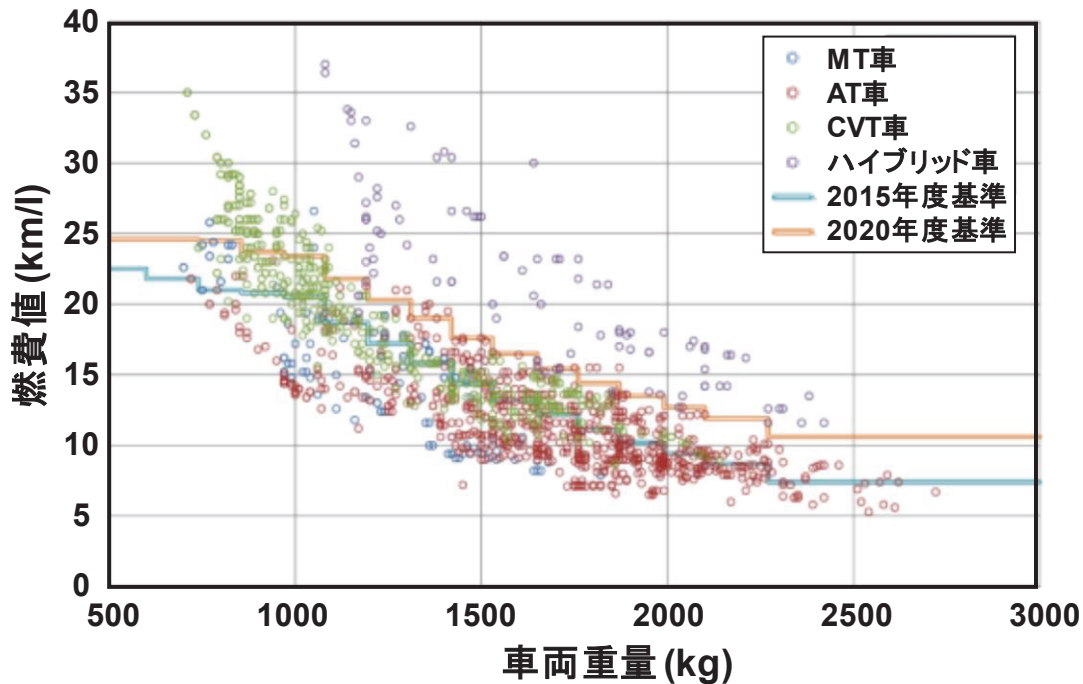


図1.1 ガソリン車における車両重量と燃費の関係¹⁾

車両重量の約 4 割を占める車体の軽量化は、車両の軽量化への貢献度合いが大きい。車体軽量化に向けては、車体構造の強化及び合理化の検討と並行して、材料の高強度化や軽量材料への置換が推進される。材料の高強度化については、材料強度を保ちつつ材料の板厚を低減させることで、車体の大幅な軽量化が可能となる。そして、材料の高強度化のために車体部材に用いられる代表的な材料が、高張力鋼板である。高張力鋼板は引張強さが高い鋼板で、一般に 440 MPa 以上の鋼板を指し、980 MPa 以上は超高張力鋼板と呼ばれる。図1.2 に各種高張力鋼板の引張強度と伸びの関係を示す²⁾。高張力鋼板は、引張強度の向上と共に伸び（靱性）が低下する特性があり、超高張力鋼板の伸びは普通鋼板の 20% 以下である。

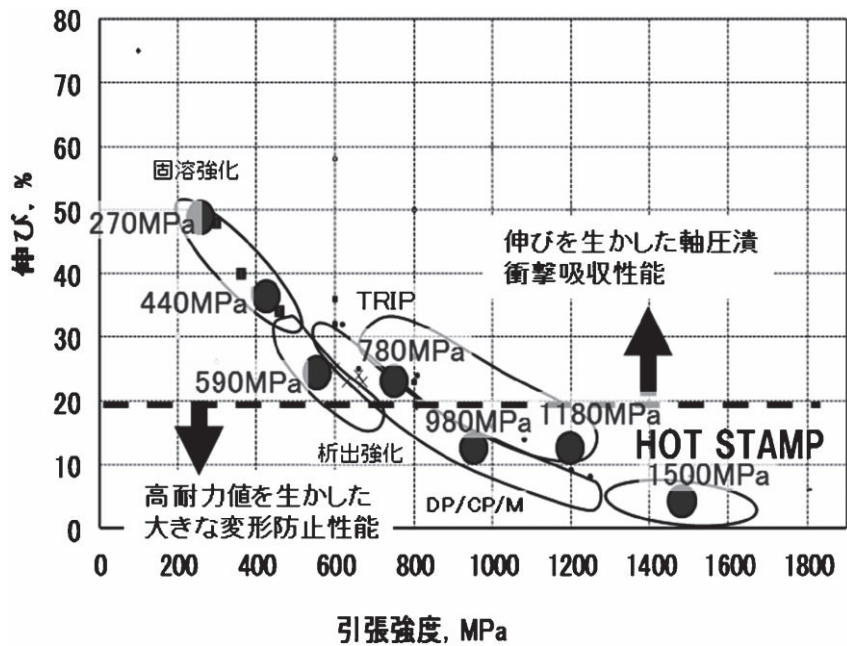


図 1.2 鋼板の引張強度と伸びの関係 ²⁾

図1.3 に鋼板の板厚と同一形状に対する強度変化比の関係を示す ²⁾。590 MPa 級および 1500 MPa 級鋼板の強度比を等価とした場合、590 MPa 級鋼板・板厚 2.4 mm の部材の強度は1500 MPa 級鋼板では板厚 1.6 mm で確保できる。また、図1.4 に 590 MPa 級鋼板を基準とした、高強度化による重量削減効果の一例を示す ²⁾。重量削減効果は材料強度が高くなるほど大きくなり、高張力鋼板の適用により、車体の高強度化及び軽量化が可能であることがわかる。

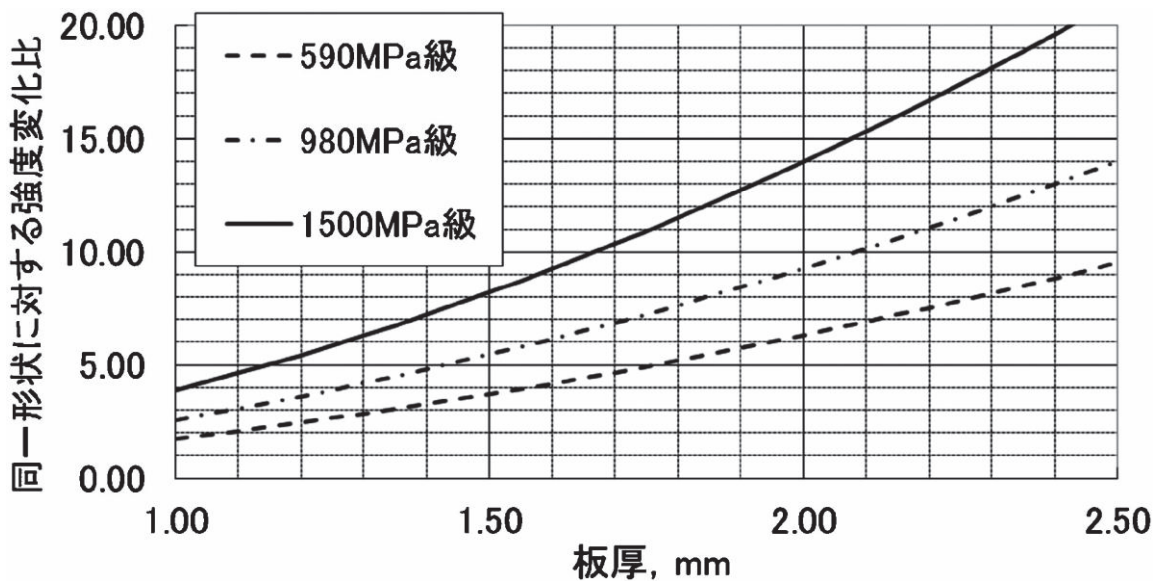


図 1.3 鋼板の板厚と強度比の関係 ²⁾

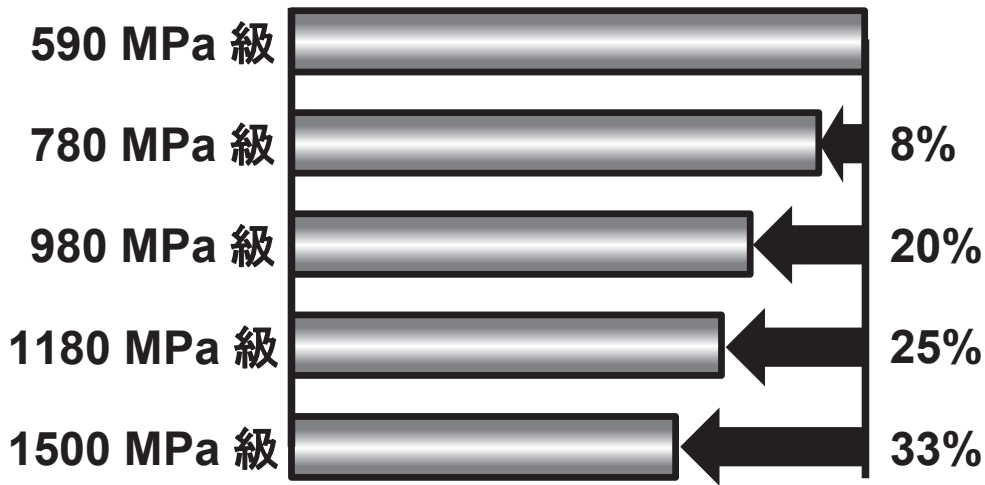


図 1.4 高張力鋼板の適用による車両重量の軽量化効果²⁾

図1.5 に車体部材における高張力鋼板の使用比率の推移を示す³⁾。高張力鋼板は、燃費規制への対応から 1980 年頃から車体部材への適用が進んだ。1990 年代では 440 MPa 級高張力鋼板が一般的となり、計算解析手法の進歩による構造の最適化から使用比率の増加は鈍化した。その後、さらなる軽量化と安全性能向上ニーズから使用比率は増加し、近年は自動車の鉄鋼材料の 5 割以上を高張力鋼板が占める。また、使用比率の増加とともに材料強度も上昇し、2000 年代前半は 590 MPa 級鋼板が一般的となり、2000 年代後半からは一部の骨格部材に 1000 MPa 級以上の超高張力鋼板が使われ始めている。

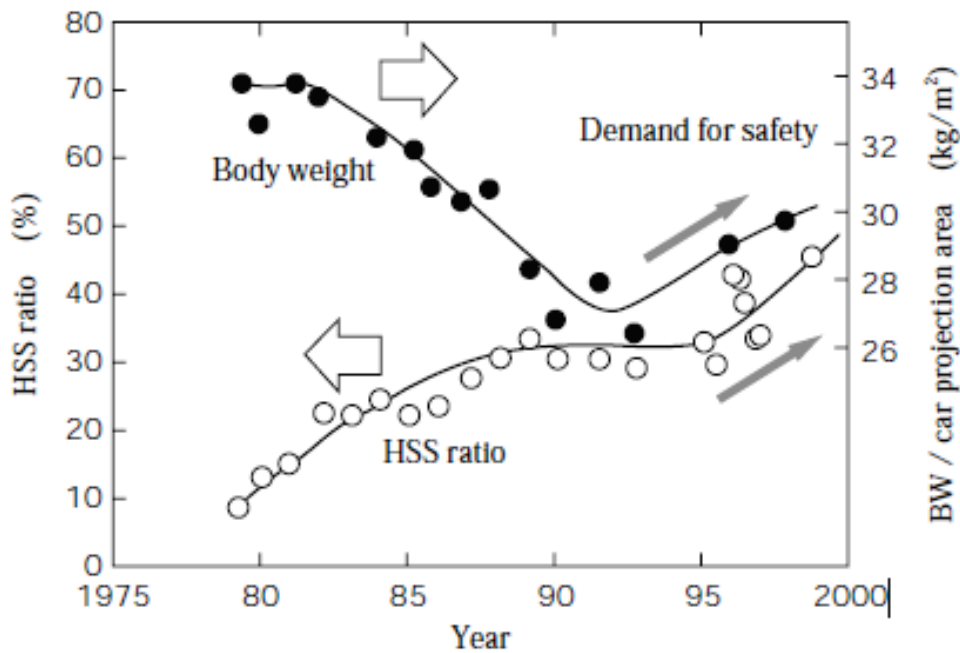


図 1.5 車体重量と高張力鋼板の使用比率推移³⁾

図1.6 に、2012 年に商品化された自動車の車体における、高張力鋼板の適用部位と種類を示す。高張力鋼板は、車両の必要特性と高張力鋼板の材料特性の両方を考慮し、車両部位に応じ材質を使い分けられている。衝突エネルギー吸収のため安定した圧壊特性が求められる車体フロントおよびリア側には 590 MPa 以下（バンパーを除く）、乗員保護のため高い変形耐性が求められる車体中央のキャビン側には、780 MPa 以上の鋼板が適用されている。

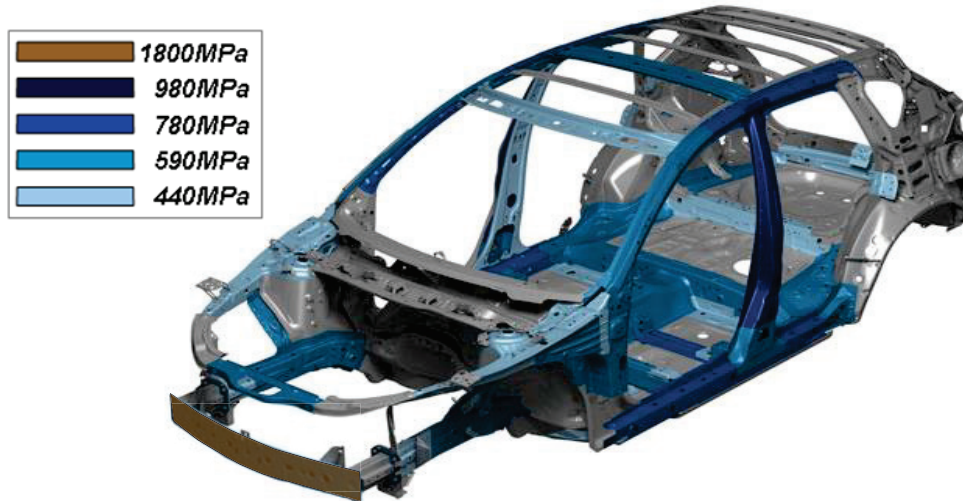


図 1.6 自動車車体の高張力鋼板の部品および鋼板強度

1.2 高張力鋼板の成形上の問題

前述の通り、高張力鋼板は自動車車体の軽量化に有効な材料であるが、その適用においては、プレス成形時の成形荷重の増大、金型寿命の低下、成形不良現象、遅れ破壊などの成形上の問題がある⁴⁾⁶⁾。中でも、成形不良現象は材料強度上昇により極端に増加することから、高張力鋼板の成形上の大きな問題となっている。

自動車車体部品でみられる代表的な成形不良現象は、割れ、しわや面ひずみなどの形状不良、及び角度変化や反りなどのスプリングバックで代表される寸法精度不良である。高張力鋼板の成形では、降伏点や引張強さなど強度の上昇により、しわや面ひずみなどの面形状不良や寸法精度不良が発生し、延性の低下により張出し性や伸びフランジ性は悪化し、破断限界は低下する。

(1) 割れ(破断, ネッキング)

材料の延性とひずみの一様性（加工硬化指数 n 値と強く関連）は張出し成形における破断に対し大きく影響する。延性の低い高張力鋼板は、普通鋼板に比べ張出し成形限界は劣り、割れによる成形限界は小さい。高張力鋼板の割れに対しては、シミュレーションを活用した成形予測による成形形状の最適化や、材料改良による成形性の向上（ n 値、 r 値の改善）が取り組まれており、材料組織の微細化により延性を向上した 1180 MPa 級超高張力鋼板が開発されている。また、超高張力鋼板においては、外部から侵入した水素に起因する遅れ破壊の発生が問題となるが、遅れ破壊特性についても向上が図られている⁷⁾。

(2) 形状不良(しわ, 面ひずみ)



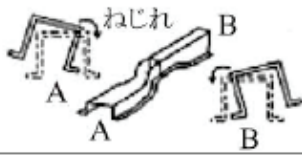
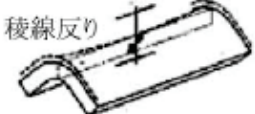
降伏点が高い高張力鋼板では, 圧縮変形部の発生応力が大きくなるためしわが発生しやすい⁸⁾. また, 発生したしわは, 変形抵抗が大きいため成形後期において残存する傾向にあり, 残存しわによる型かじり, 割れ, 面ひずみなどの形状不良が発生する. 面ひずみに対しては, 成形する形状に依存するため形状変更を検討する必要もあるが, 形状不良は, しわ抑え力の制御, 成形ビードによる張力の付与など, 成形条件の調整により抑制できる⁷⁾. また, 成形シミュレーションによる形状不良の解析の精度は向上しており, しわは定量的に予測することが可能となっている⁷⁾.

(3) 寸法精度不良(スプリングバック)

材料強度が高い高張力鋼板では, 曲げモーメントが大きくなるため成形後のスプリングバックによる寸法精度不良が発生しやすい. 表1.1 にスプリングバックの分類を示す⁷⁾. スプリングバックは, 成形品内での残留応力分布の偏りによる曲げまたはねじりのモーメントを駆動力とした変形であり, 成形形状, 成形条件, 板厚, 材料特性などがその影響因子である.

高張力鋼板の成形において, スプリングバックの制御や抑制は重要な課題である. 以下では, その対策技術について述べる.

表 1.1 代表的な寸法精度不良の分類⁷⁾

不良の分類	原因応力	不良の事例
角度変化	①板厚方向応力差	
壁反り	①板厚方向応力差	
ねじれ	①板厚方向応力差 ②面内応力	
稜線反り	①板厚方向応力差	

1.3 スプリングバックへの対策技術

スプリングバックの対策方法として一般的に用いられているのは, スプリングバック量を予測し金型設計に織り込む金型見込みである⁹⁾. スプリングバックは, これまで経験による知見や蓄積されたデータベースに基づく予測式, 初等解法による方法などにより予測されていたが, 近年は成形シミュレーションによるスプリングバック解析技術を用いて高精度に予測されている⁹⁾. スプリングバック予測精度の向上に対しては, 高精度材料モデルが開発されており^{10,11)}, 除荷時のバウシンガー効果を正確に再現できる材料モデル「Yoshida-Uemori

モデル」¹²⁾により、スプリングバック予測精度は大幅に向上した。また、成形中の金型弾性変形を考慮した解析技術¹³⁾や、成形シミュレーションによるスプリングバック予測結果を踏まえたスプリングバック見込み形状の最適化技術が、それぞれ開発及び提案されている¹⁴⁾。

また、金型見込みの他、スプリングバックそのものの抑制も対策方法として用いられており、スプリングバック量が大きく正確な予測が困難な高張力鋼板の成形では金型見込みと併用されている。スプリングバックの駆動源は残留応力分布の偏りによるモーメントであるため、その抑制には残留応力分布を低いレベルに均一化することが有効である。ドロウ成形後の壁反りについては、フォーム成形の活用により、壁反りの駆動源である板材表裏の応力差による曲げモーメントの低減が可能であり、下死点直前での張力の付与により板厚方向の応力分布を均一化するフォームドロウ成形も提案されている¹⁵⁾。

図1.7は縦壁圧縮成形法である¹⁶⁾。縦壁に圧縮を加えて板材表裏の応力差を低減することによりドロウ成形後の壁反りを低減する方法で、その効果は超高張力鋼板においても確認されている。

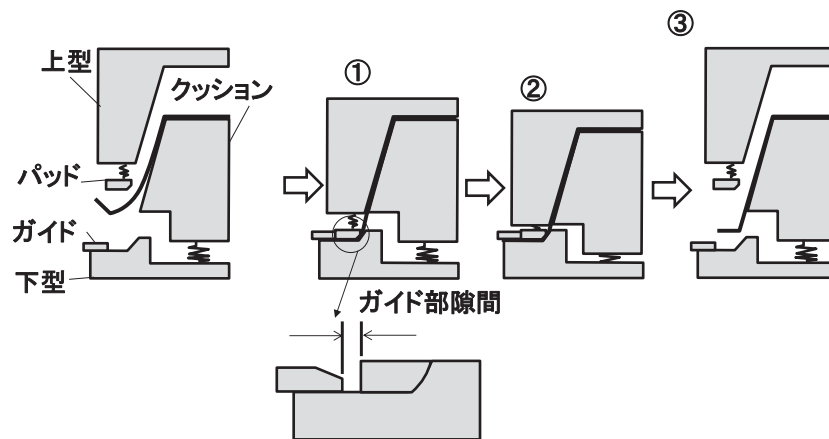


図 1.7 縦壁圧縮成形法¹⁶⁾

図1.8はコイニング加工である¹⁷⁾。ドロウ成形後のリストライク工程において、コイニングビードを設置したダイで加圧し板材表裏の応力差を低減することにより、壁反りを低減する方法である。

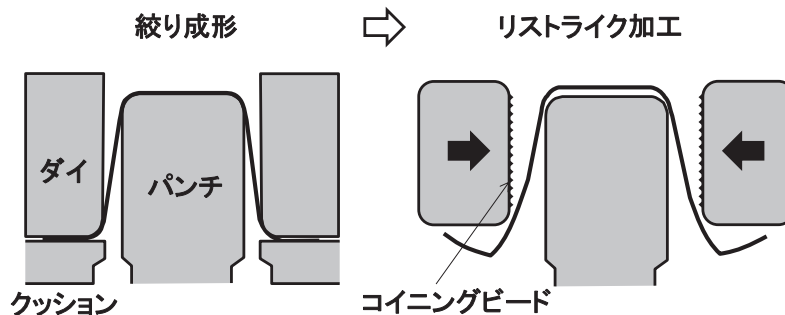


図 1.8 コイニング加工¹⁷⁾

図1.9 はオーバーラン誘発パンチ成形である¹⁸⁾。縦壁下部に逃げを設けたパンチを用いて成形時に板材がダイ肩に巻き付かないオーバーランを発生させ、離型時にパンチ頭部の突起部で縦壁に与える張力を制御することにより、壁反りを低減する方法であり、材料強度によらず壁そりの低減が可能である。また、U 曲げした底板を突き上げることによりスプリングバックを大幅に低減する新しい工法が最近提案されている¹⁹⁾。

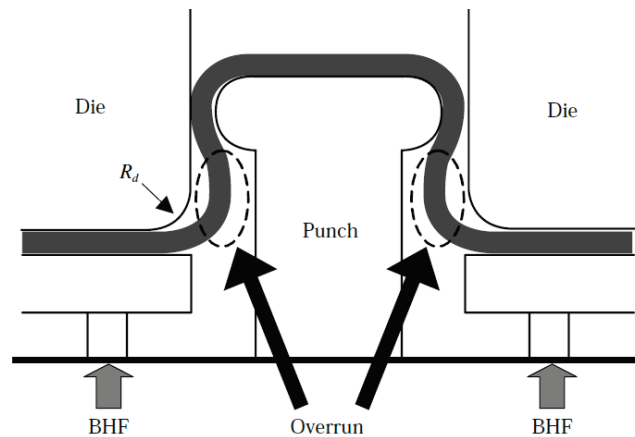


図1.9 オーバーラン誘発パンチ成形¹⁸⁾

1.4 高張力鋼板のホットスタンプ及び温間成形

自動車における高張力鋼板の適用範囲と採用される鋼板の材料強度は、成形技術と高強度材料の開発及び進歩によりそれぞれ拡大と上昇を続けており、近年では引張強さが 1000 MPa を超える超高張力鋼板が自動車車体の骨格部材に採用されている²⁰⁾。その一方で、高張力鋼板の成形上の問題はさらに顕著化し、冷間プレス成形による対応が困難になりつつある。

そこで、高張力鋼板の新たな成形法として、ホットスタンプ（熱間成形）および温間成形が行われている²¹⁻²⁴⁾。これらは、加熱した鋼板を成形する方法であり、成形時の変形抵抗の低減による成形荷重とスプリングバックの低減及び成形性の増加が期待でき、高張力鋼板の成形上の問題の解決法であるとされている。

(1) ホットスタンプ

ホットスタンプは、1173 K (900 °C) 程度のオーステナイト域まで加熱した鋼板を成形する方法である。図1.10 にホットスタンプのプロセスを示す²³⁾。変形抵抗の小さい状態での成形と同時に急冷による焼入れが行われることで、成形性や寸法精度が良好で引張強さが 1500 MPa に達する高強度の成形品を得ることを可能とする熱間成形は、自動車部材の高強度化が進む中で注目されている成形技術の一つである²⁵⁻²⁷⁾。

ホットスタンプによる鋼板の成形性に関しては、これまでに様々な検討結果が報告されている。中田ら²⁸⁾は熱間張出し性について検討し、成形中の金型接触により、ブランク内で温度偏差が生じ、それにとまなう変形抵抗の差が熱間張出し性に大きく影響することを明らかにしている。また、鋼板の熱間摺動特性を調査し、熱間成形時の鋼板の摩擦係数は冷間時と比較して大きく増加するにも関わらず、張出し性にはほとんど影響しないことを示してい

る. Maeno ら²⁹⁾ は熱間絞り性を検討し、成形中のブランクのフランジ面はしわ抑えとの接触により急激に冷却されるため、フランジ流入抵抗が大きくなり、成形速度が低い場合は、室温より成形性が劣化することを報告している。

しかし、ホットスタンプでは、焼入れによる強度確保のための金型での冷却時間（10 s 程度）や、成形品表面に生成された酸化スケールの除去工程が必要となるため、新規設備導入による生産コストの増大や大幅な生産性の低下（冷間成形の 10 分の 1 程度）のほか、成形品の表面品質の低下などが問題となる。

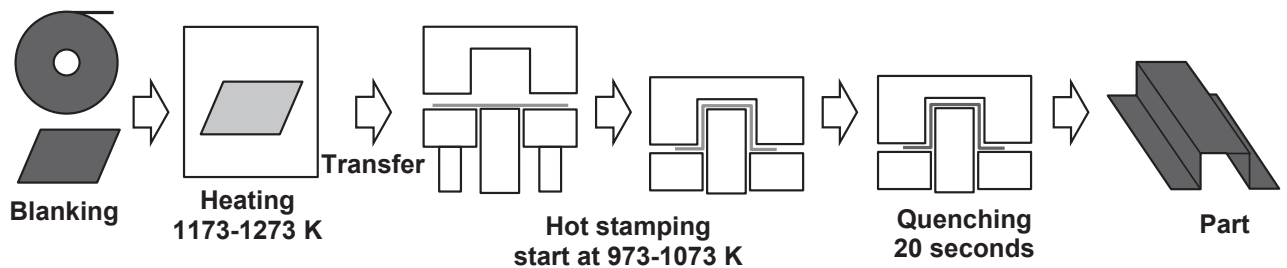


図 1.10 ホットスタンプ工程の概略²³⁾

(2) 温間成形

温間成形は、材料の変形抵抗を加熱により低下させて成形する成形方法であり、相変態のないステンレス鋼板やアルミニウム、マグネシウムなどの軽金属では 373 K から 573 K 程度までに加熱した板材を成形する温間成形が用いられてきた³⁰⁻³⁵⁾。図1.11 に温間成形のプロセスを示す²²⁾。温間成形には、変形抵抗の低下による寸法精度などの成形性の向上が期待できるとともに、成形荷重を低減できる特長がある。また、温間成形では焼入れを行わないため、専用設備を導入する必要もなく生産性の低下もない。以上のことから、温間成形は高張力鋼板の成形上の課題を生産性や成形品品質の低下なく解決することができる成形法であると考えられる。

鋼板の温間成形に関しては、これまでに 573 K 以下の低温域での温間円筒深絞り成形における成形限界の向上について報告されているものの³⁶⁾、ホットスタンプに比べ報告は非常に少ない³⁴⁻³⁸⁾。その中で、Yanagimotoら^{35,38,39)} は、数種の高張力鋼板を高温で成形し、スプリングバックが除荷時のクリープ現象により低減することを示唆しているが、その検証には至っておらず、高張力鋼板の成形に対する温間成形の効果やスプリングバック低減のメカニズムは明らかになっていない。また、近年、冷間成形に多用されているフェライト・マルテン

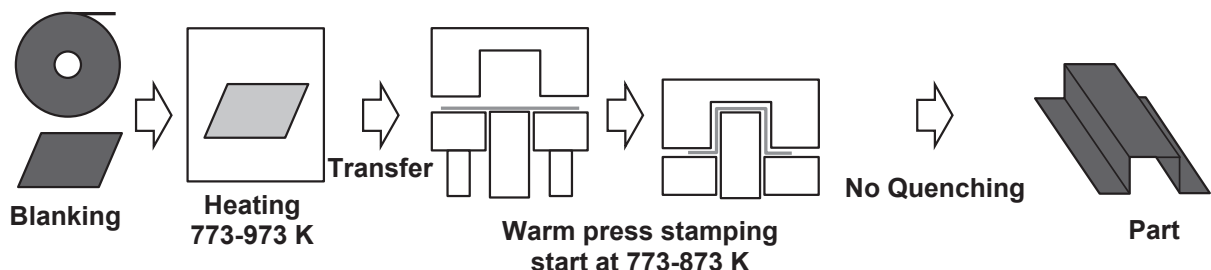


図 1.11 温間成形工程の概略²³⁾

サイト二相から構成されているデュアルフェーズ型 (DP) 高張力鋼板では、673 K から 973 K の温間成形の温度域において、マルテンサイト相の焼き戻しにより成形品強度は著しく低下するため、高張力鋼板の温間成形においては、温間成形後の材料強度の低下が大きな問題となる。

1.5 ナノ析出強化型高張力鋼板のミクロ構造と高温特性

ナノ析出強化型高張力鋼板⁴⁰⁾は、加工性が良好であるフェライト単一組織で構成される、熱的安定性が極めて高い超微細炭化物を分散させたフェライト結晶粒を硬化させることで鋼板を強化した析出強化型高張力鋼板である。鋼板の強度を担う超微細炭化物は加熱に対し安定であるため、ナノ析出強化型高張力鋼板では DP 鋼と異なり加熱後の材料強度の変化は非常に小さい。

図1.12 に JFE スチール株式会社のナノ析出強化型高張力鋼板 NANO ハイテン[®] のミクロ組織 (走査型電子顕微鏡写真) を示す。従来の一般的な鋼板 (組織制御型鋼板) では、フェライト結晶粒間にマルテンサイトなどの硬質相が分散する組織が構成されるが、NANO ハイテン[®] では微細なフェライト結晶粒のみで組織が構成される。図1.13 に NANO ハイテン[®] のフェライト結晶粒内の炭化物の透過型電子顕微鏡写真を示す。NANO ハイテン[®] の写真の左上から右下に列状に並ぶ黒点が NANO ハイテン[®] の炭化物であり、結晶粒内に分散していることが確認できる。炭化物を含まないフェライト組織は 300 MPa 程度の引張強さであるが、NANO ハイテン[®] では、ナノスケールサイズの超微細炭化物により 780 MPa 程に高強度化している。

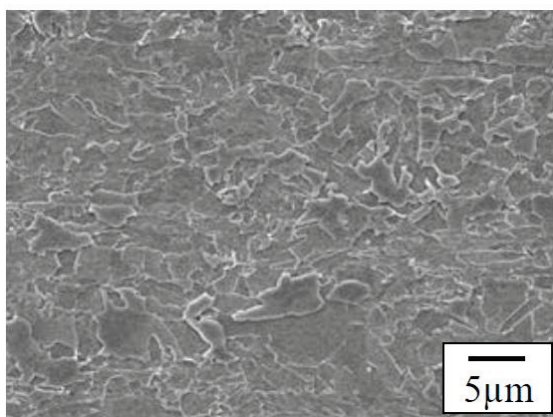


図 1.12 NANO ハイテン[®] の
走査型電子顕微鏡写真

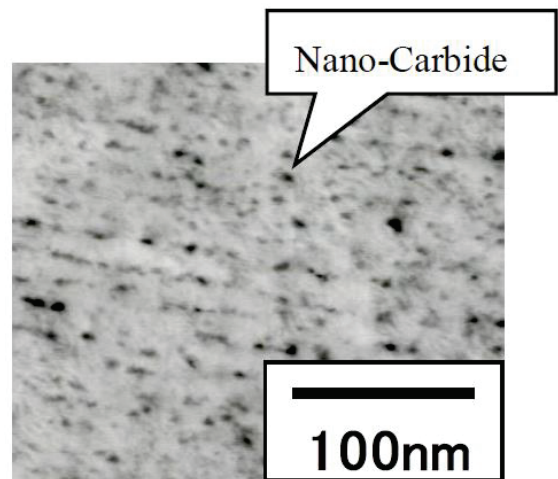


図 1.13 NANO ハイテン[®] における
炭化物の透過電子顕微鏡写真

図1.14 に NANO ハイテン[®] および微細 TiC で強化した鋼板における、923 K での加熱保持時間と硬さの関係を示す。TiC で強化した鋼板の硬さは保持時間の経過とともに著しく低下するが、NANO ハイテン[®] では 923 K での 24 時間の保持でも硬度変化は小さく、NANO ハイテン[®] のナノメートルサイズの炭化物は熱的安定性が極めて高いことがわかる。

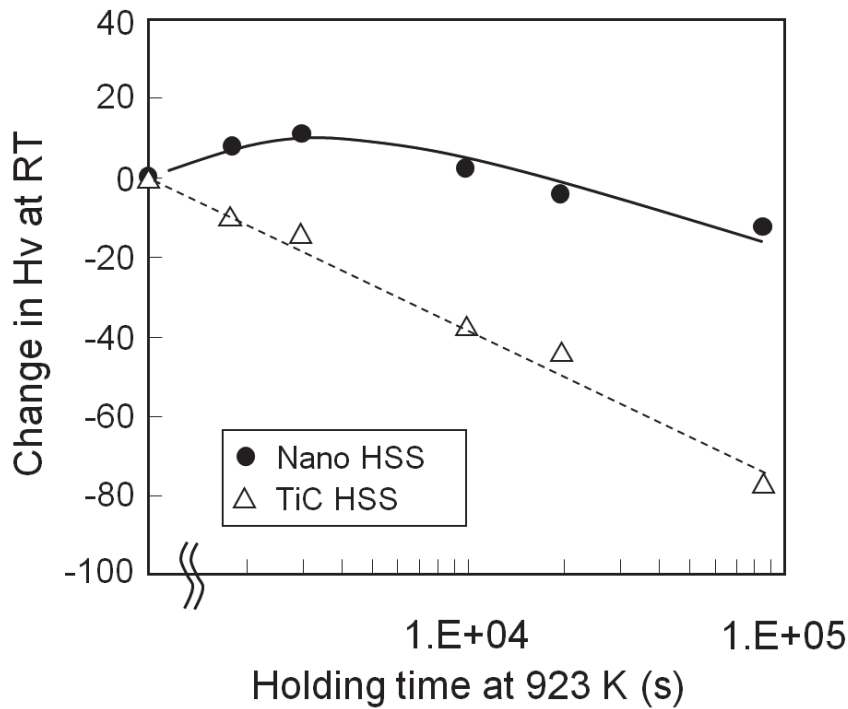


図 1.14 923 K での加熱保持後の NANO ハイテン[®] および TiC 強化鋼板のビッカース硬さ変化

また, 図1.15 にNANO ハイテン[®] とデュアルフェーズ型 (DP) 高張力鋼板 (強度レベル, 板厚はともに980 MPa 級, 1.6 mm) の, 加熱保持中と加熱および室温冷却後の温度と引張強

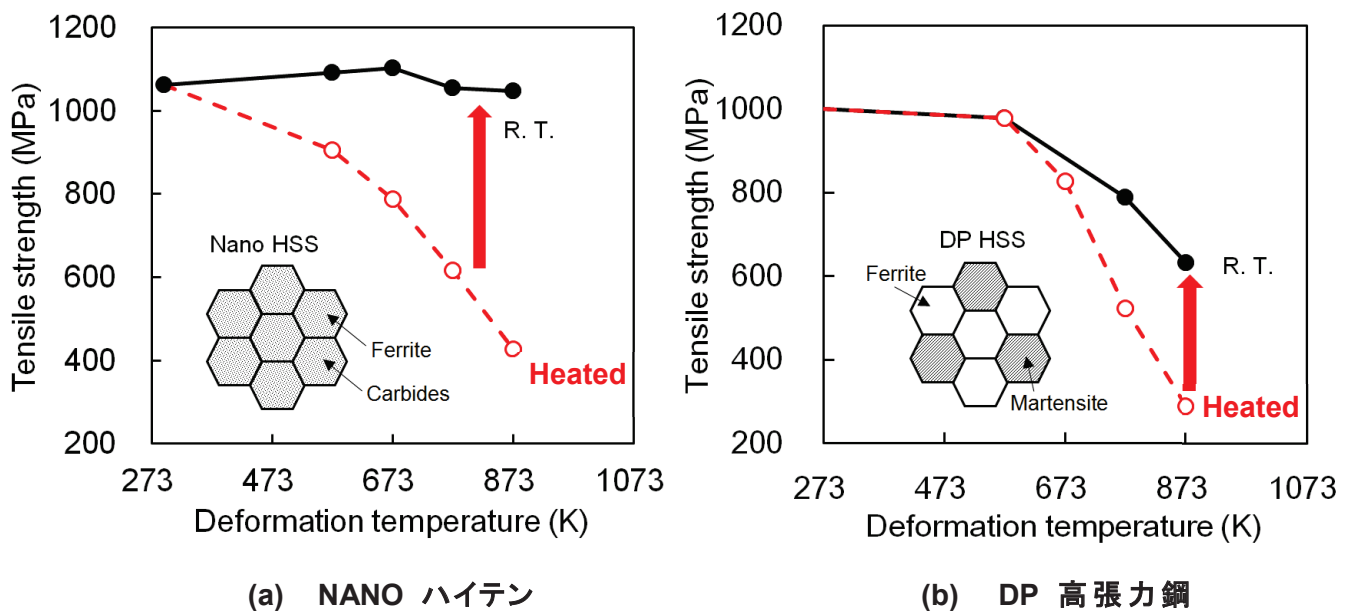


図 1.15 高温での引張強さと加工後常温での引張強さ

度の関係を示す。NANO ハイテン[®] の引張強度は、加熱保持中では高温ほど低く、室温冷却後では温度に依らず加熱前の素材強度と同等である。一方、DP 鋼板の引張強度は、加熱保持中では NANO ハイテン[®] と同様に高温ほど低いが、室温冷却後でも高温ほど低く加熱前の素材以下である。これは、高強度化に貢献するマルテンサイトの焼き戻し軟化のためである。以上のことから、NANO ハイテン[®] は温間成形に適した高強度鋼板であることがわかる。

1.6 本研究の目的と課題

前述の通り、温間成形は新たな高張力鋼板の成形法として期待できるが、そのスプリングバック低減に対する効果やメカニズムは明確でなく、成形後の材料強度の低下の問題もある。

本研究では、熱的に安定な微細炭化物で析出強化され温間成形後において成形前と同等の強度が得られるナノ析出強化型高張力鋼板⁴⁰⁾を対象に、温間成形の高張力鋼板のスプリングバック低減に対する効果を成形実験により検証する⁴¹⁾。また、温度とひずみ速度の依存性を考慮した弾粘塑性モデル⁴²⁾と数値解析を用い、成形実験で明らかにした温間成形のスプリングバック低減に対する効果を定量化するとともにスプリングバックが低減するメカニズムについて具体的に検討する。

本論文の各章の概要を以下に述べる。なお、本論文は 6 章から構成され、第 1 章は緒言であり、本論文の工業的背景と関連する従来研究について展望し、本研究の目的を述べている。

第 2 章 ナノ析出強化型高張力鋼板の高温特性

980 MPa 級ナノ析出強化型高張力鋼板を対象に、室温から 973 K までの温度域で、種々のひずみ速度での単軸引張試験および応力緩和試験を行い、数値解析に必要な高温時の材料特性を取得するとともに弾塑性変形挙動を明らかにする。

第 3 章 高温 V 曲げ及び U 曲げにおけるスプリングバック実験

板材成形で最も単純な形状である V 型、およびフォーム成形である U 型の曲げ成形試験を室温から 923 K で行い、スプリングバックに対する温度と成形速度の影響について検討する。

第 4 章 材料の高温弾粘塑性モデル

温度とひずみ速度依存性を考慮した弾粘塑性モデルを構築し、高温での単軸引張および応力緩和の数値解析を行う。また、それぞれの解析結果を実験結果と比較し、構築したモデルによるナノ析出強化型高張力鋼板の高温弾塑性挙動の再現性について検討する。

第 5 章 温間曲げ及びスプリングバックの数値解析

構築したモデルを用いて高温における板材の曲げおよびスプリングバック過程の数値解析を行い、それぞれの過程における応力緩和およびクリープの影響について検討した。また、検討結果から、温間成形におけるスプリングバックの低減メカニズムと効果的にスプリングバックを低減する方法を推定する。

第 6 章 結論

本研究で得られた成果をまとめている。

第2章 ナノ析出強化型高張力鋼板の弾塑性挙動の実験観察

本研究では、温間成形の高張力鋼板のスプリングバック低減に対する効果を成形実験と数値解析により検証する。まず本章では、ナノ析出強化型高張力鋼板の室温から 973 K までの単軸引張試験を行い、数値解析に必要な高温時の材料特性を取得するとともに弾塑性変形挙動を調査した。

2.1 高温単軸引張試験

供試材は、980 MPa 級 NANO ハイテン[®] (980NANO, 非めっき) で、板厚は 1.6 mm である。この鋼板を、ワイヤーカット放電加工機にて圧延方向が引張方向となるよう 図2.1 に示す試験片形状に切り出し、試験に用いた。

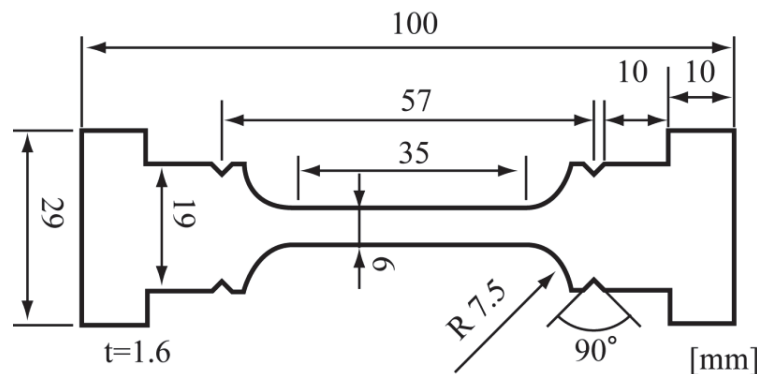


図 2.5 単軸引張試験 試験片形状

試験条件は、試験温度を室温 (R.T.)、573 K、673 K、773 K、873 K および 973 K とし、公称ひずみ速度を 0.001 s^{-1} 、 0.01 s^{-1} および 0.1 s^{-1} とした。試験は、R 型熱電対を平行部 3 箇所に取り付けた試験片を加熱、試験温度に到達後、10 分間温度保持した後に引張り、試験片が破断するまでの間の荷重と変位を測定した。また、全ての試験は、試験片表面の酸化を防止するため、試験片表面に酸化防止剤を塗布しアルゴンガス雰囲気中で行った。図2.2 に本試験に用いた試験機 ((株)島津製作所製 油圧式サーボパルサー (定格荷重 100 kN)) と電気炉 (株式会社亀井製作所製)、図2.3 に試験の概略図を示す。試験片および引張試験治具のつかみ部は炉内に収まるようになっており、試験中は試験片全体を均一に加熱している。試験片の温度測定には R 型熱電対を使用し、試験片平行部の上部、中央部、下部の3箇所に直接スポット溶接した。加熱中および試験中の試験片温度を随時計測し、電気炉を制御した。

また、試験片の変位の測定には、高温下での試験ではひずみゲージの使用が困難であることや室温での試験と比較して延性が向上し 10% を超える大ひずみ域までの測定が必要となるため、図2.4 に示す変位計を用いた。変位計は、先端を鋭角に削ってある石英棒と板バネ、そして切り欠きをつけたアルミ棒で構成されている。切り欠きに固定された石英棒の間隔は試験片の伸びに伴い拡大し、測定用のアルミ棒の間隔は板バネを介し縮小する。試験片の変

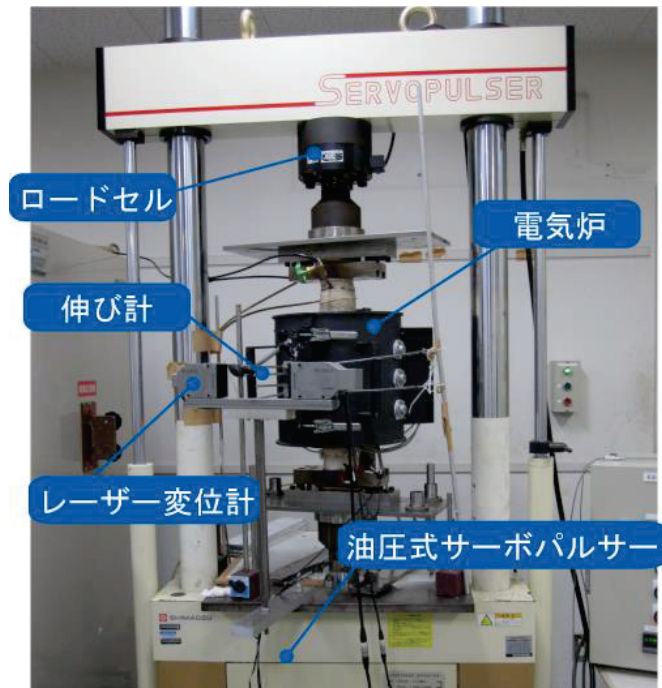


図 2.2 高温単軸引張試験機

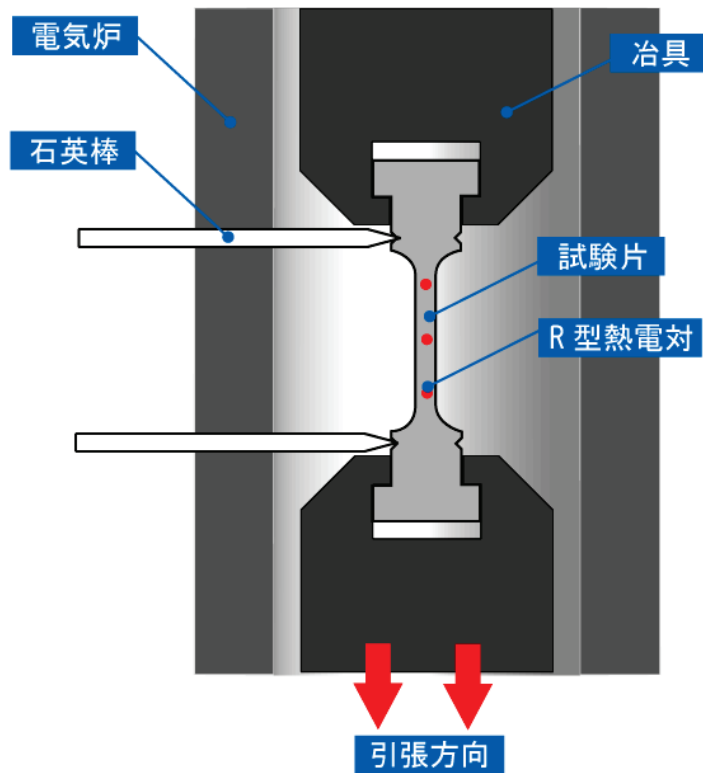


図 2.3 高温単軸引張試験 概略図

位は、レーザー変位計（株式会社キーエンス製）で計測したアルミ棒間距離から、予め行ったキャリブレーションの結果から導出した石英棒間距離とアルミ棒間距離の関係式を用いて算出した。キャリブレーションは、**図2.5** に示す切り欠きをつけたキャリブレーション用治具を試験機の治具に、変位計の石英棒の先端を切り欠きに取り付け、全ての切り欠きに対するアルミ棒間の距離をレーザー変位計により計測し、アルミ棒間距離と切り欠き間距離の相関関係を調査することにより行った。**図2.6** にキャリブレーション結果の一例を示す。また、試験中は試験片平行部が均一変形していると仮定し、石英棒変位を標点間変位としてひずみに換算した。

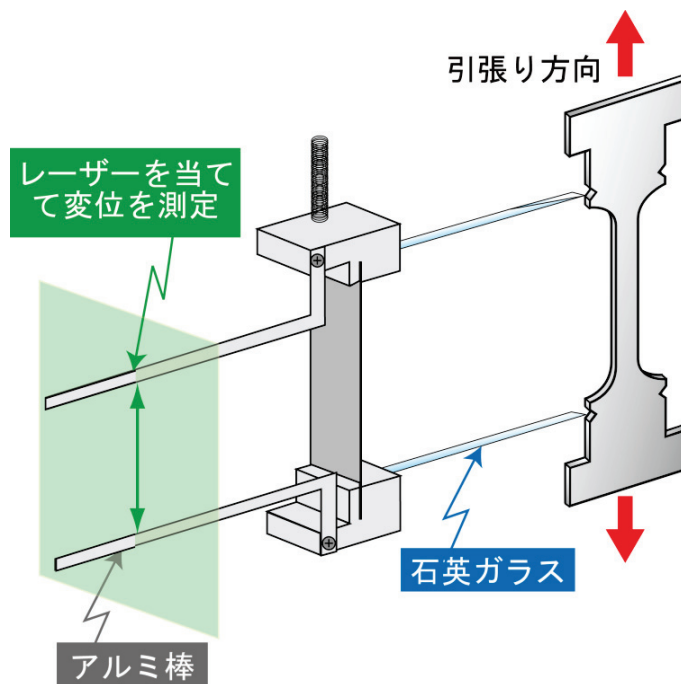


図 2.4 変位計 模式図

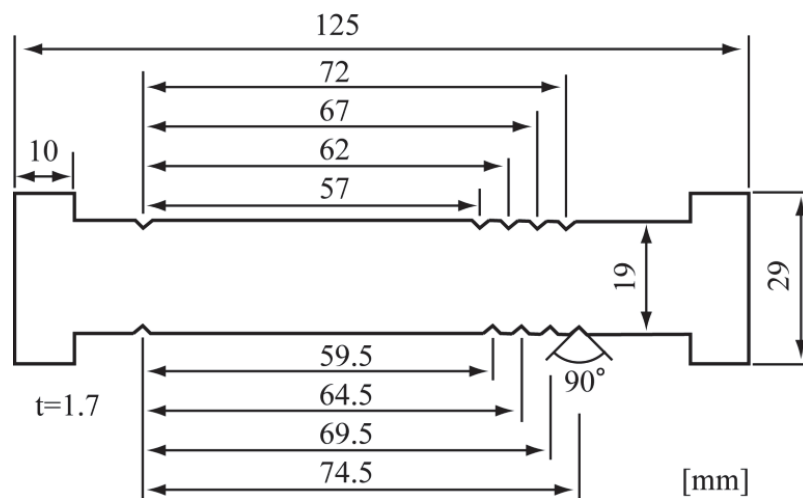


図 2.5 単軸引張試験 キャリブレーション用治具

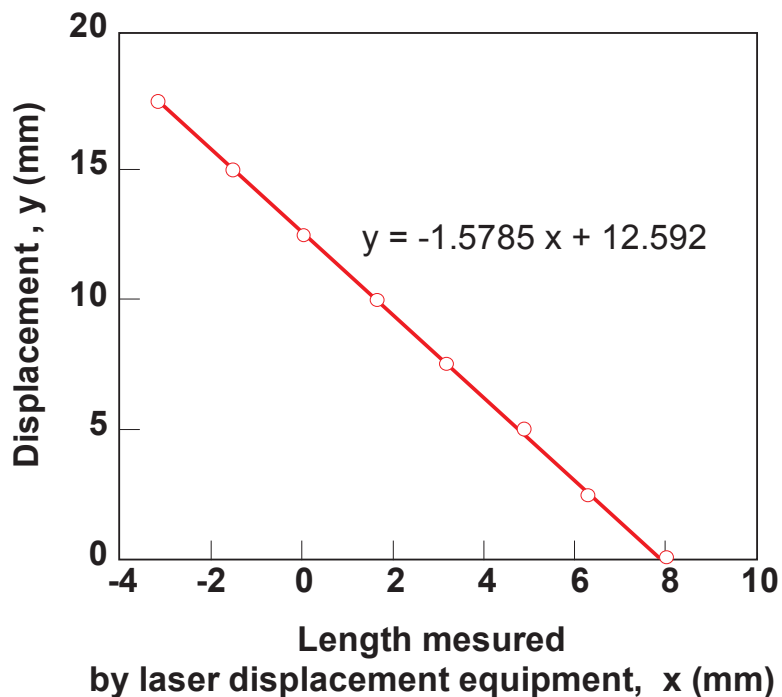


図 2.6 単軸引張試験 キャリブレーション結果

(1) 結果

図2.7～図2.9 に、それぞれひずみ速度が 0.001 s^{-1} , 0.01 s^{-1} , 0.1 s^{-1} における単軸引張試験から得られた真応力-真ひずみ曲線を示す。いずれのひずみ速度においても、試験温度の上昇に伴い応力は低下、延性は増大しており、応力とひずみの温度依存性が確認できる。この

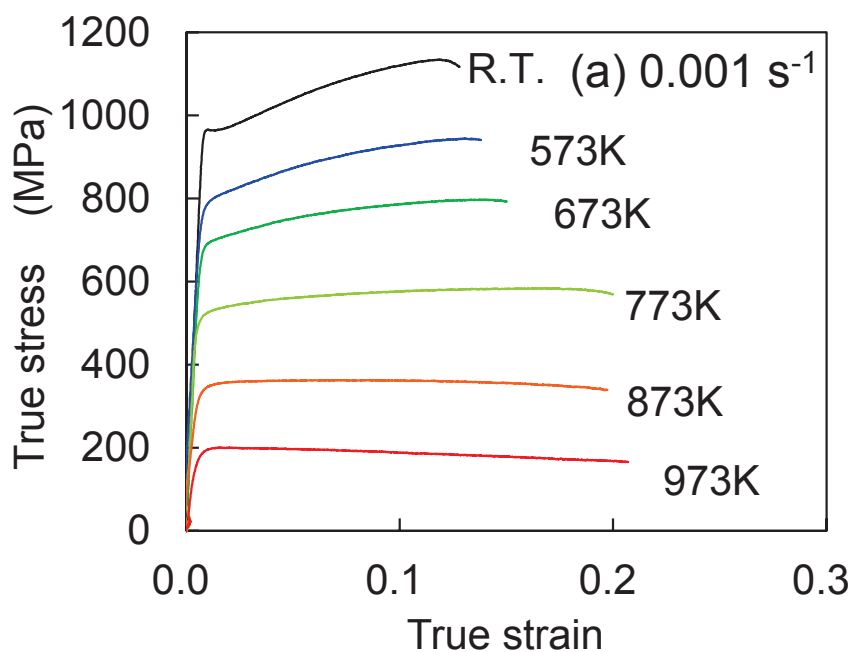


図 2.7 真応力-真ひずみ曲線(ひずみ速度 0.001 s^{-1})

温度依存性は 573 K 以上で大きく、温度の上昇に伴い応力とひずみはより顕著に増大することが確認できる。また、同温度の 3 曲線をそれぞれ比較すると、室温、573 K の低温域においては異なるひずみ速度の間での応力の差はほとんどないが、673 K 以上ではひずみ速度の上昇に伴い応力が上昇しており、応力に対するひずみ速度の影響は、温度上昇に伴い大きくなることを確認できる。これらは、熱的に活性化された材料の可塑性が要因の現象であると考えられる。

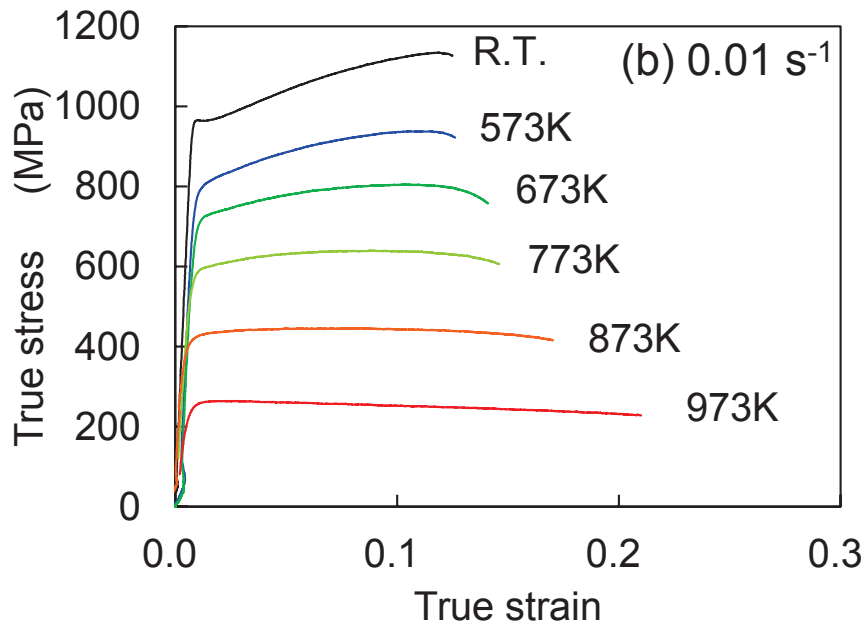


図 2.8 真応力-真ひずみ曲線(ひずみ速度 0.01 s^{-1})

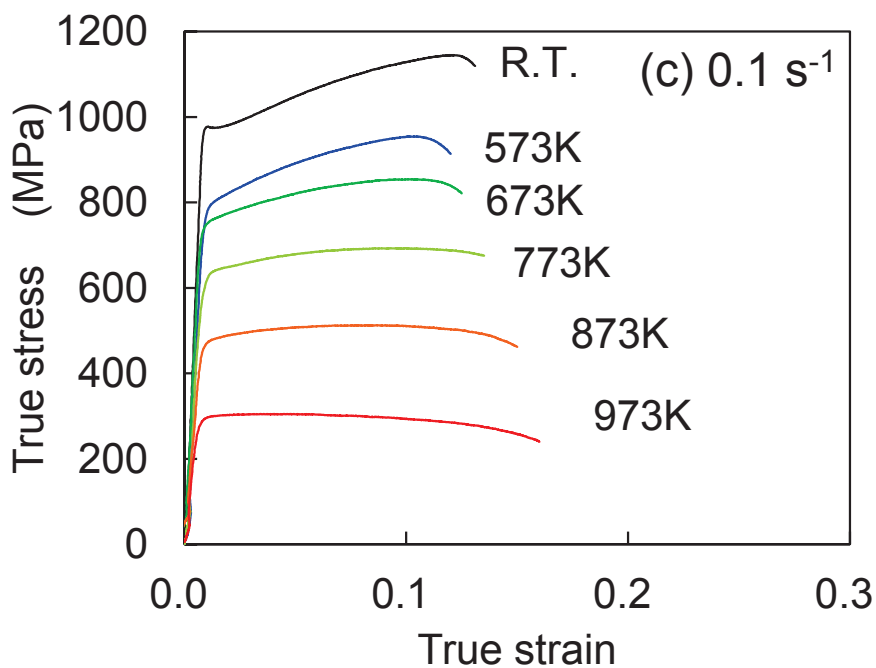


図 2.9 真応力-真ひずみ曲線(ひずみ速度 0.1 s^{-1})

2.2 ヤング率の温度依存性

ヤング率は、繰返し引張除荷試験により測定した。供試材には、単軸引張試験と同じ 980 MPa 級 NANO ハイテン® (980NANO, 非めっき, 板厚 1.6 mm) を用いた。この鋼板を、ワイヤーカット放電加工機にて圧延方向が引張方向となるよう 図2.10 に示す試験片形状に切り出し、試験に用いた。試験片は、試験中の治具の昇温を抑制するため試験片取り付け治具が炉外に出るよう形状を設計した。

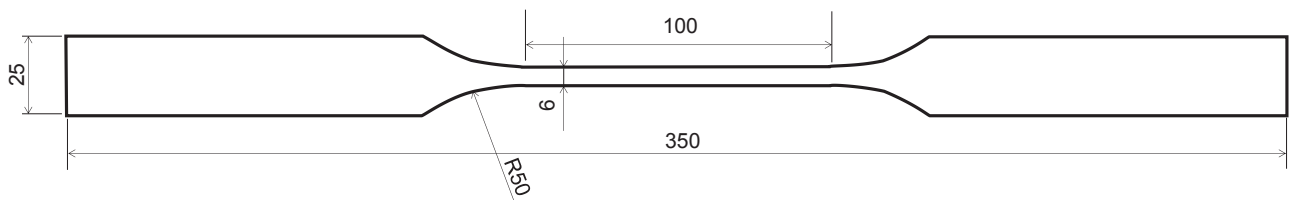


図 2.10 ヤング率測定試験 試験片形状

試験条件は、試験温度を単軸引張試験と同じ R.T., 573 K, 673 K, 773 K, 873 K および 973 K の 6 条件とし、公称ひずみ速度は 0.001 s^{-1} の 1 条件とした。試験は、試験温度まで加熱した試験片に対し引張り-除荷を繰返し (10 回程度) 行い、その間の荷重と変位を測定した。試験には、単軸引張試験に用いた試験機と電気炉を用い、試験機には図2.11 に示す繰返し引張除荷試験用治具を取り付けた。試験治具は、パンチ部 (図2.11(a)) と支持部 (図2.11(b)) から構成されており、これを試験機の上に設置した。

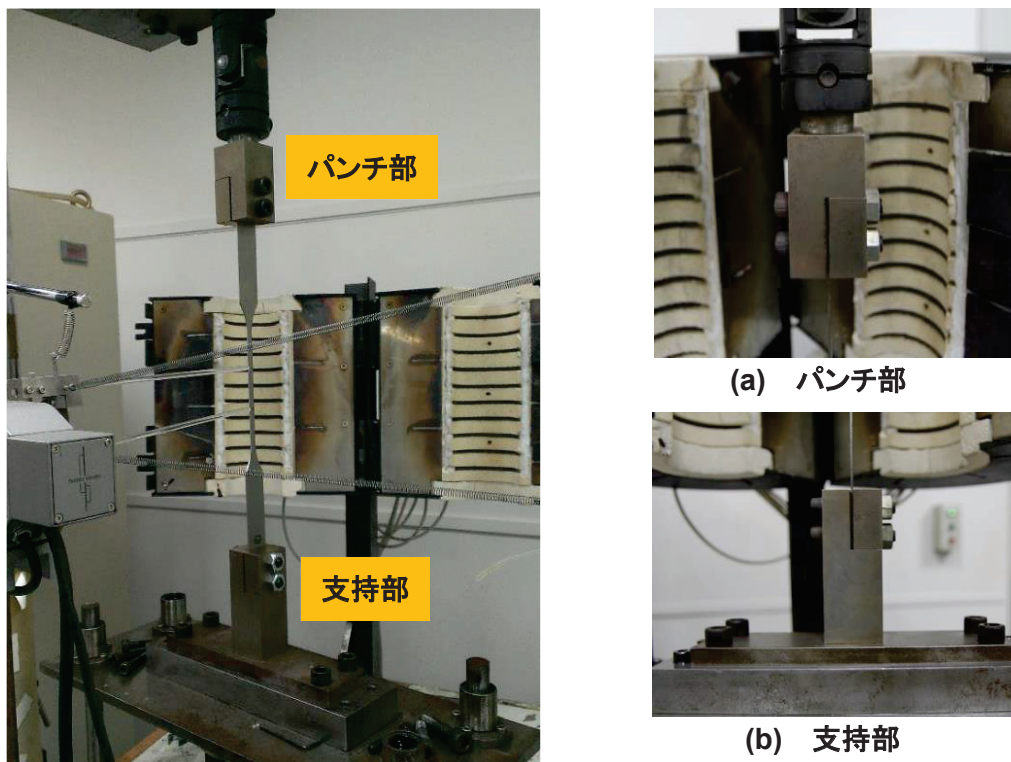


図 2.11 ヤング率測定試験 試験治具

試験片の変位の測定には、前述の単軸引張試験と同様に高温下での試験ではひずみゲージの使用は困難であるため、**図2.12** に示す先端を尖らせた石英棒、板バネ、切り欠きを有するアルミ棒で構成される変位計を用いた。試験片の変位は、前述の単軸引張試験と同様に、レーザー変位計で計測したアルミ棒間距離から、キャリブレーション結果より導出した石英棒間距離とアルミ棒間距離の関係式を用いて算出した。**図2.13** および **図2.14** にそれぞれキャリブレーション用試験片とキャリブレーション結果の一例を示す。また、試験中は試験片平行部が均一変形していると仮定し、石英棒変位を標点間変位としてひずみに換算した。

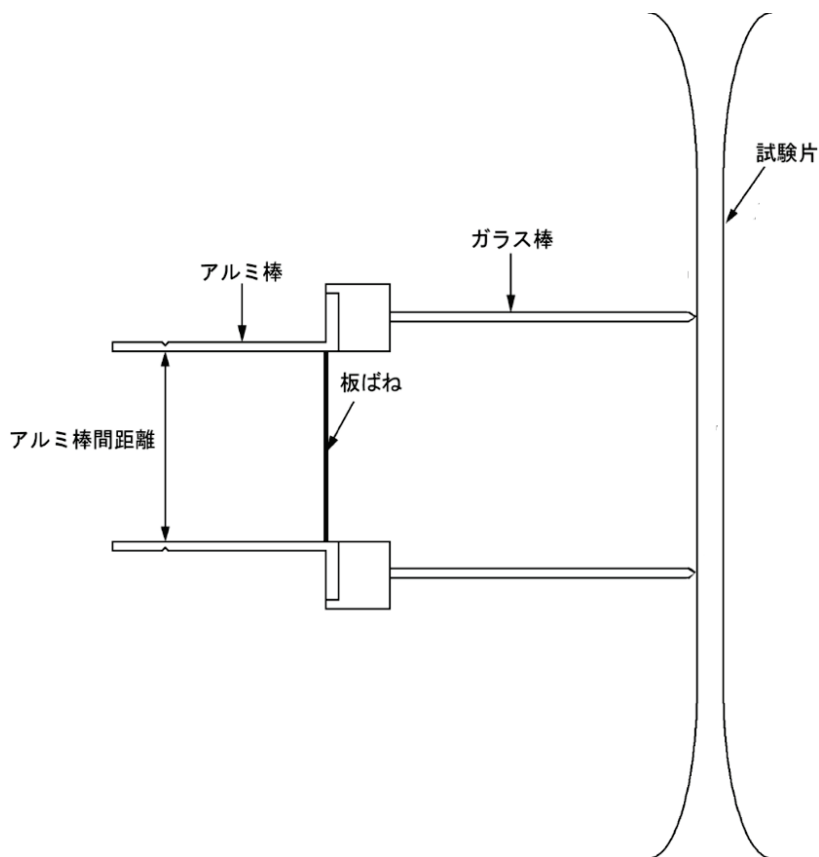


図 2.12 ヤング率測定試験 変位計 模式図

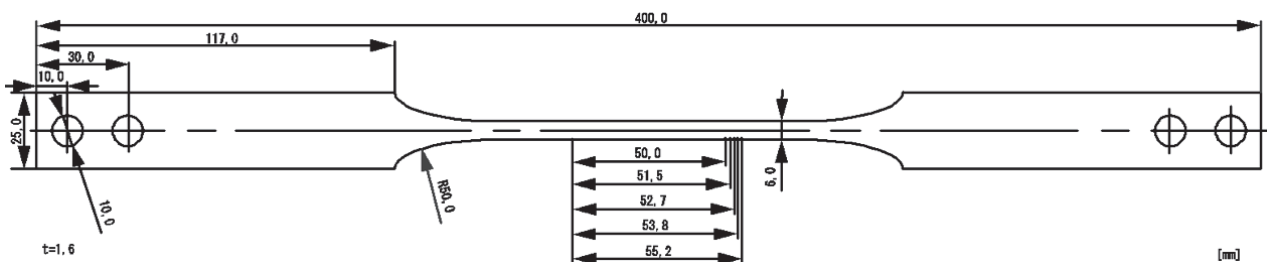


図 2.13 ヤング率測定試験 キャリブレーション用試験片

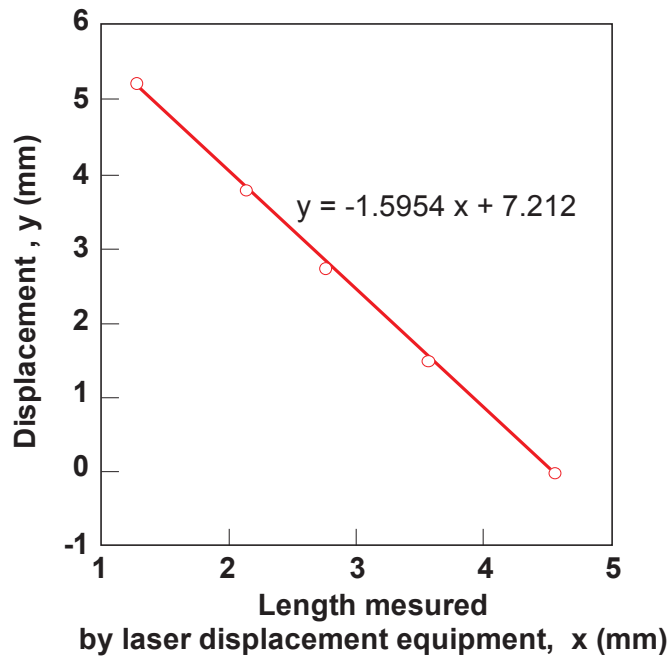


図 2.14 ヤング率測定試験 キャリブレーション結果

図2.15 に試験温度 R.T. および 873 K における繰返し引張除荷試験から得られた真応力－真ひずみ曲線を試験結果の一例として示す．各試験温度のヤング率は，それぞれの真応力－真ひずみ曲線において予塑性ひずみ毎に除荷曲線から傾きを求めることにより算出した．

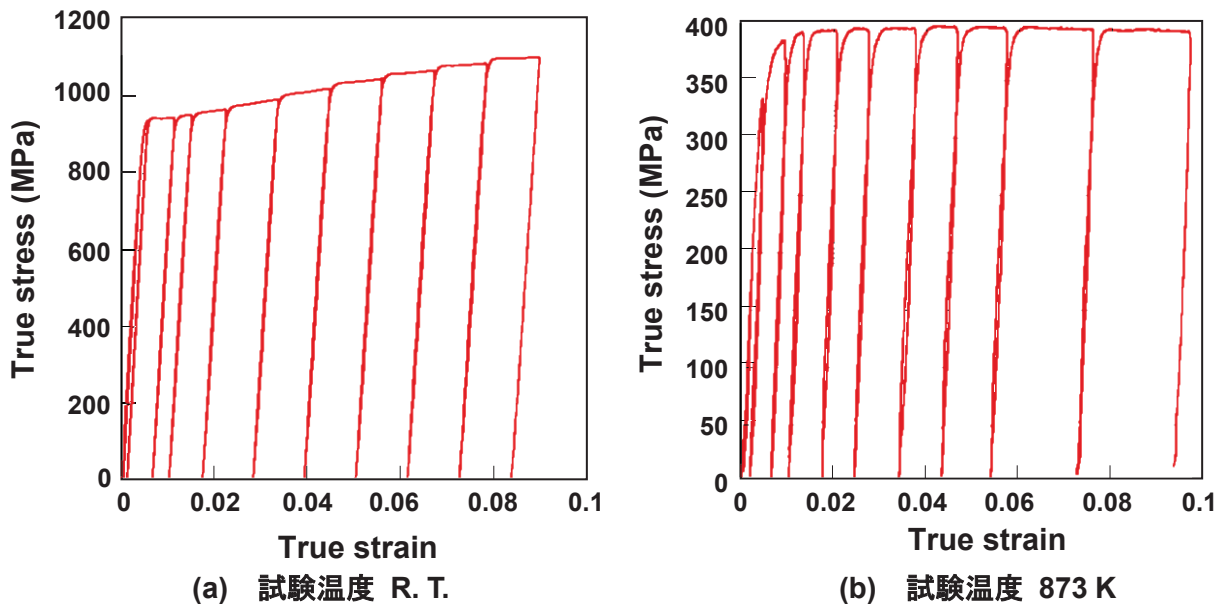


図 2.15 真応力－真ひずみ曲線

ここで，ヤング率は，予塑性ひずみ付与後は再降伏によるバウシinger効果により初期ヤング率よりも小さくなることが知られており，ヤング率 E は，予塑性ひずみを ε 初期ヤング率を E_0 として次式で表される．

$$E = E_0 - (E_0 - E_a)\{1 - e^{-\xi\varepsilon}\} \quad (2-1)$$

ここで、 E_a と ξ はそれぞれ収束ヤング率と材料定数である。図2.16 に図2.15 より取得したヤング率と塑性ひずみの関係を示す。ヤング率は、両試験温度において、塑性ひずみの増加に伴い低下し、塑性ひずみ 2% 程度までには一定値に収束することが確認できる。

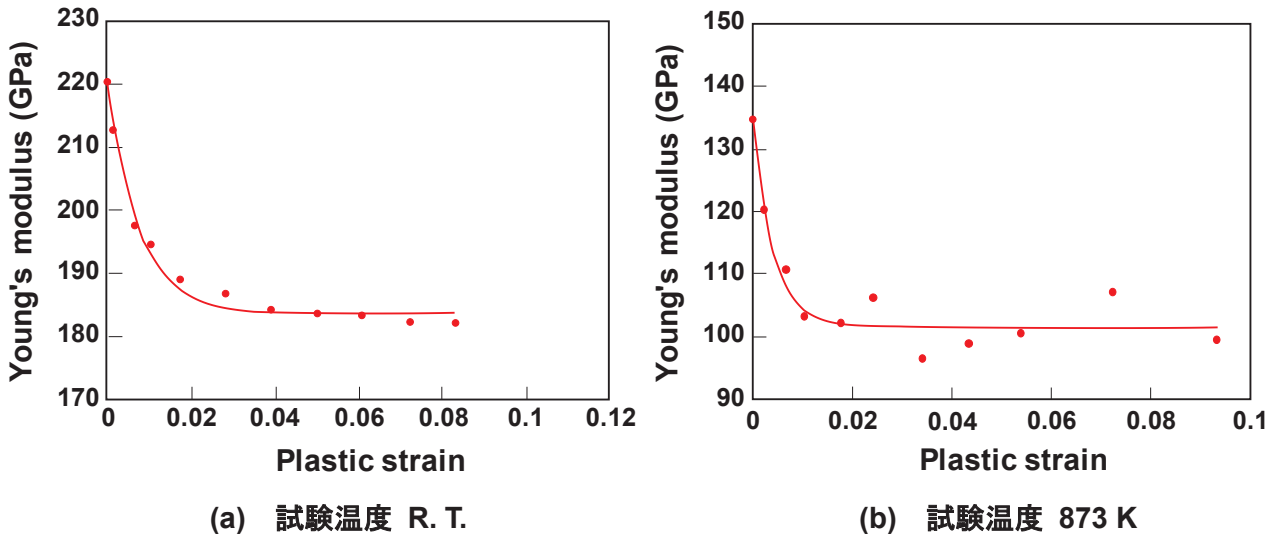


図 2.16 ヤング率と塑性ひずみの関係

表2.1 および図2.17 に各試験温度における初期のヤング率を示す。ヤング率は前述の応力と同様、温度の上昇に伴い低下し、ヤング率は温度に依存することが確認できる。これは、一般によく知られている鉄鋼のヤング率における現象そのものである。

表 2.1 ヤング率の温度依存性

Temperature (K)	Young's modulus (GPa)
293	210
573	198
673	190
773	178
873	134
973	111

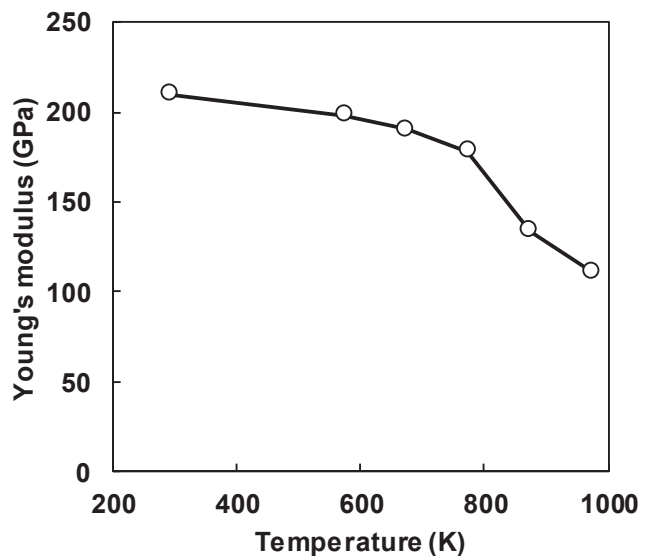


図 2.17 ヤング率と温度の関係

2.3 応力緩和特性

応力緩和特性は、単軸引張試験により測定した。供試材は、これまでの試験と同じ 980 MPa 級 NANO ハイテン[®] (980NANO, 非めっき, 板厚 1.6 mm) を用い, 試験片形状は単軸引張試験と同じ形状 (図2.1) とした。

試験条件は、試験温度を単軸引張試験と同様に R.T., 573 K, 673 K, 773 K, 873 K および 973 K の 6 条件とし, 公称ひずみ速度は 0.1 s^{-1} の 1 条件とした。試験は, 加熱及び 10 分間の等温保持後の種々の試験温度の試験片を, 引張による 5% の予ひずみを与えた後にクロスヘッド変位を 5 分間保持し, その間の荷重と変位を測定した。図2.18 に試験の流れを示す。試験には, 単軸引張試験に用いた試験機と電気炉を用いた。また, 試験片の変位の測定とひずみの算出は単軸引張試験と同じ方法で行った。

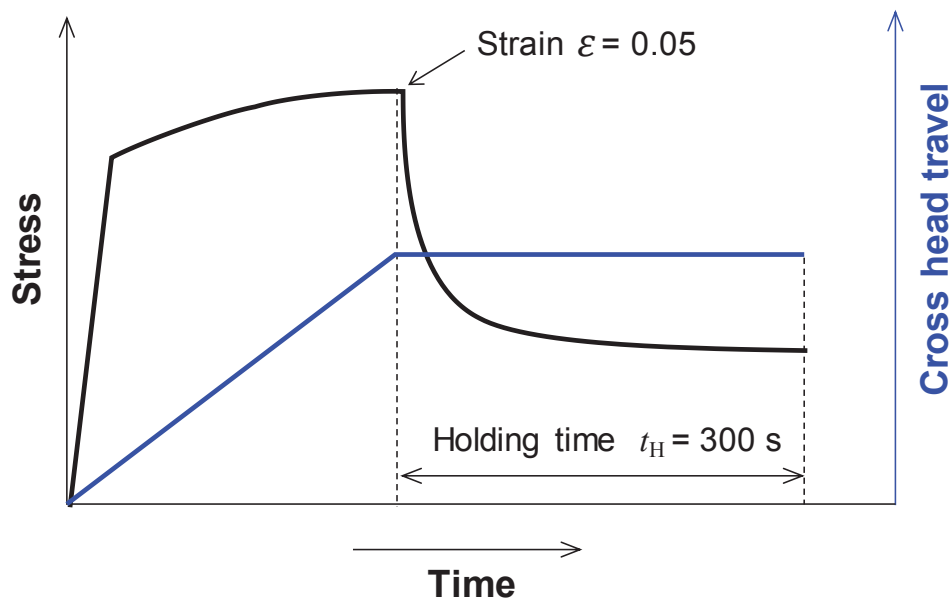
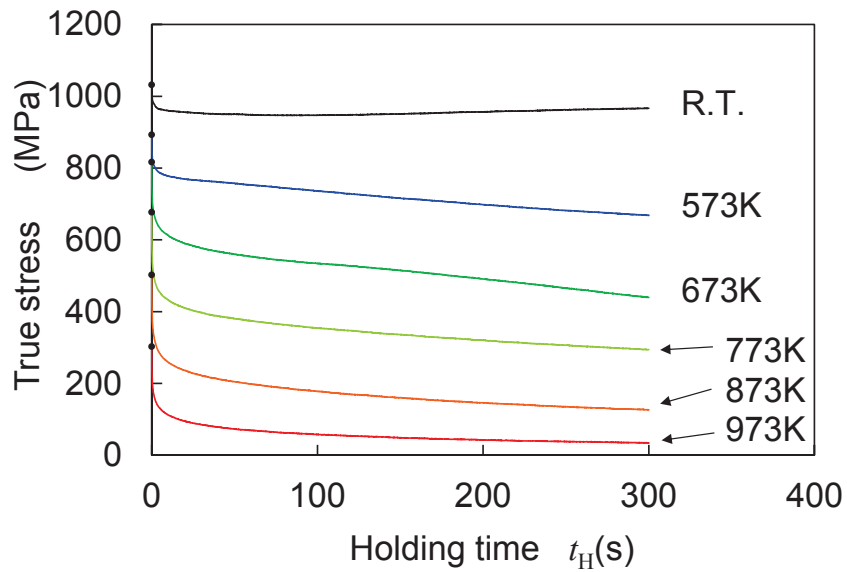


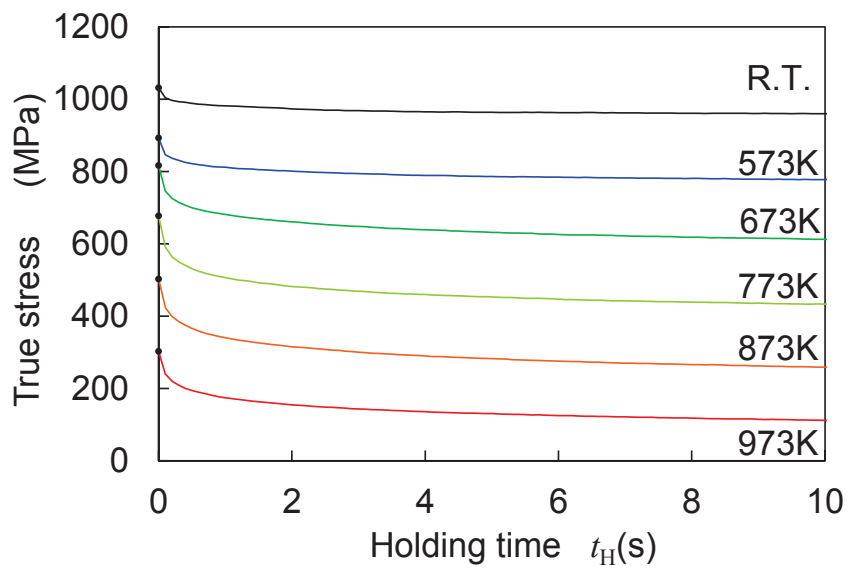
図 2.18 応力緩和特性 試験の流れ

図2.19(a) および (b) にそれぞれ試験開始から終了まで (開始後 300 s 間) と試験開始直後 (開始後 10 s 間) の応力の変化を示す。応力は, 時間の経過とともに低下し, 試験開始直後は急激に, その後は緩やかに低下することが確認できる。

各試験温度の応力緩和特性は, 各時間における応力 σ の試験開始直後の応力 σ_0 に対する比である応力低下率 σ/σ_0 を用いて評価した。図2.20(a) および (b) にそれぞれ試験開始から終了まで (開始後 300 s 間) と試験開始直後 (開始後 10 s 間) の応力低下率を示す。応力低下率も前述の応力と同様に, どの試験温度においても時間の経過とともに低下し, 試験開始直後は急激に, その後は緩やかに低下することが確認できる。また, 同時間での応力低下率は, 高温ほど低下が顕著であることが確認できる。

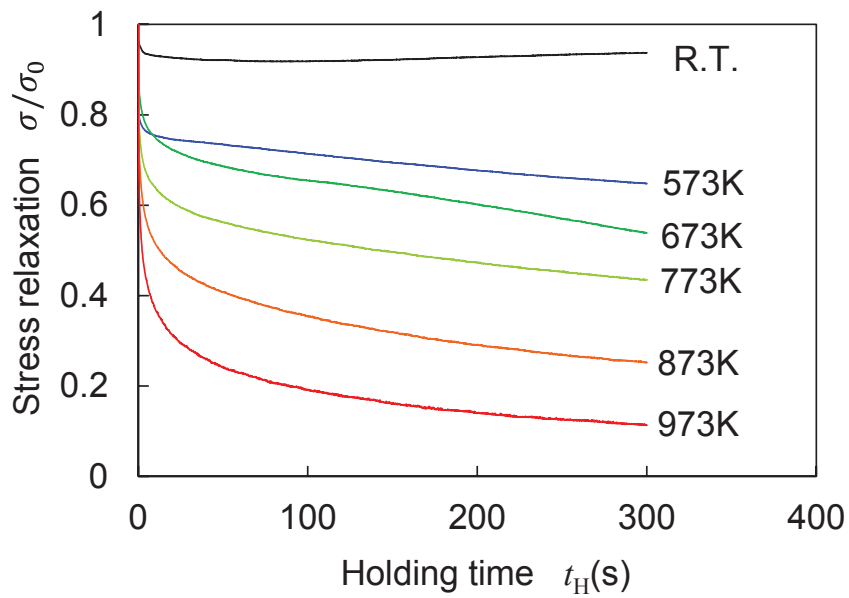


(a) 試験開始から終了まで(開始後 300 s 間)

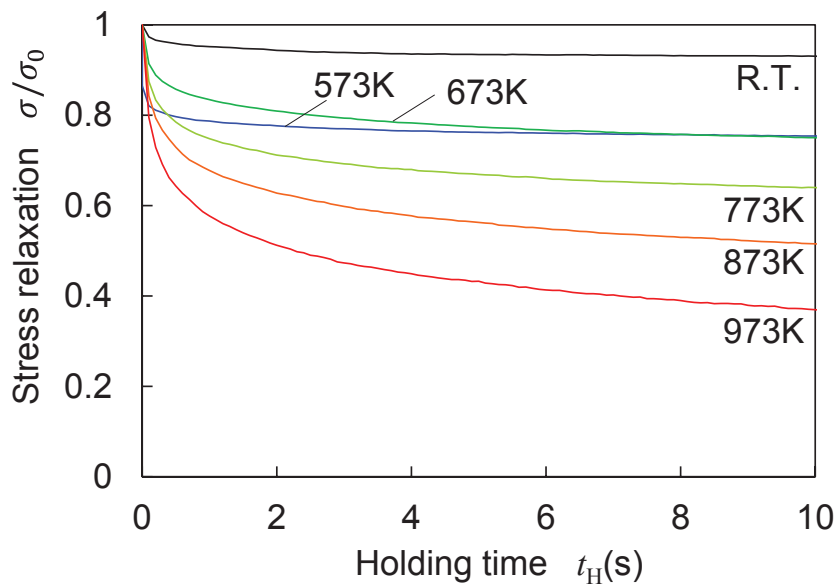


(b) 試験開始直後(開始後 10 s 間)

図 2.19 応力と経過時間の関係



(a) 試験開始から終了まで(開始後 300 s 間)



(b) 試験開始直後(開始後 10 s 間)

図 2.20 応力低下率と経過時間の関係

2.4 まとめ

980 MPa 級 NANO ハイテン[®] の室温から 973 K までの単軸引張試験を行い, 以下の結果を得た.

- (1) 単軸引張における応力-ひずみ応答は温度に強く依存する. 材料の応力 (変形抵抗) は温度の上昇に伴いより顕著に低減する. さらに, 応力はひずみ速度に依存し, その依存性は高温になるほど強くなる. これらは, 熱的に活性化された材料の塑性現象と考えられる.
- (2) ヤング率は応力やひずみと同様に, 温度に依存し, 温度上昇に伴い減少する.
- (3) 一定のひずみを与えたもとで生じる応力緩和は, ひずみを加えた直後に急速に進行した後, 緩やかに進行する. また, 応力緩和は, 応力, ひずみ, およびヤング率と同様に温度に依存し, 一定のひずみを与えたもとでの応力の低下率は温度上昇に伴い増大する.

第3章 高温V曲げ及びU曲げにおけるスプリングバック実験

前章では、単軸引張試験により、980 MPa 級 NANO ハイテン[®] の高温弾塑性挙動を明らかにした。しかし、温間成形におけるスプリングバックの議論には、成形試験による検討が必要である。

本章では、温間成形におけるスプリングバック挙動の基礎的検討のため、板材成形で最も単純な形状であるV型、およびフォーム成形であるU型の曲げ成形試験を室温から 973 Kで行い、スプリングバックに対する温度と成形速度の影響について検討した。

3.1 実験方法

(1) V 曲げ試験

供試材は、前章の材料試験と同じく、980 MPa 級 NANO ハイテン[®] (980NANO, 非めっき) で、板厚は1.6 mm である。試験片形状は図3.1 に示す 20 mm × 50 mm の矩形版で、試験片中央部 1箇所には、加熱中および試験中の試験片温度を計測し電気炉を制御するため、R型熱電対を取り付けた。また、試験片表面には酸化防止のために酸化防止剤を塗布した。

図3.2 に本試験に用いた試験機を示す。本試験には前章の材料試験で使用した油圧式サーボパルサーと電気炉を使用した。試験機下方には、高速試験におけるパンチ下死点到達時の急激な荷重上昇から試験機を保護することを目的に、クッションを設けている。クッションは、ばね定数 770 N/mm のばねが 4本、1072 N/mm のばねが 4本の合計 8本で構成されている。

また、図3.3 に本試験に用いた金型形状を示す。パンチ、ダイ共に斜面の角度は 90° であり、パンチの先端には半径 5 mm の曲率を設けている。ダイの底部には、パンチが下死点到達時に板厚によらず試験片と密着し、パンチ直下で板厚方向の圧縮応力が作用しないよう幅 7 mm、深さ 6 mm の溝が設けている。またダイの肩部には、半径 5 mm の曲率を設けている。

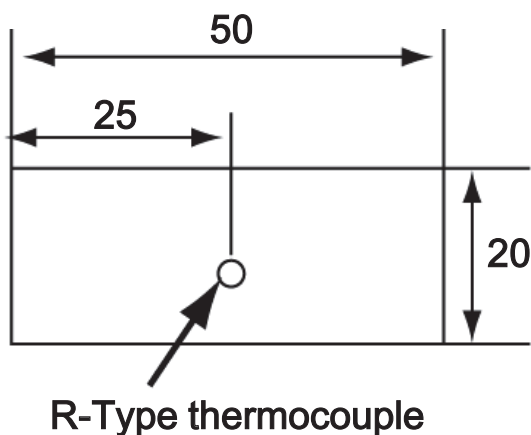


図 3.1 高温曲げ成形試験 試験片形状

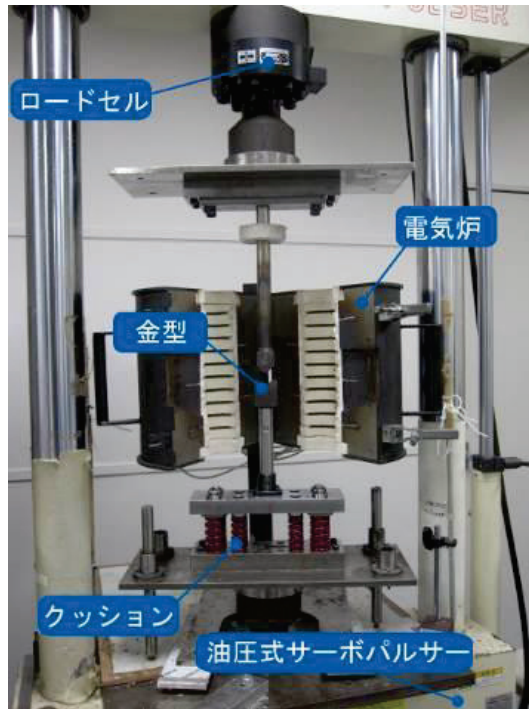


図 3.2 高温曲げ成形試験機

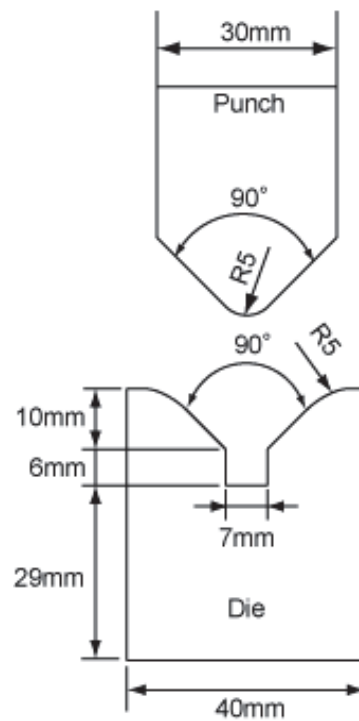


図 3.3 V曲げ成形試験 金型

試験は、加熱及び 10 分間の等温保持後の種々の試験温度の試験片に対し、パンチをクロスヘッドの変位制御により下死点まで下降させて変形を加えた後、クロスヘッドを同速度で上昇させ直ちに除荷し、その間の成形荷重とパンチの変位、および試験後の試験片形状を測定した。なお、パンチの変位の測定値にはクッション部品のばねの変位が含まれるため、本試験におけるパンチの変位量は、パンチの変位の測定値から荷重測定値より算出したばねの変位量を除いた値とした。図3.4 に V 曲げの成形過程を示す。また、全ての試験は、試験片表面の酸化を防止するためアルゴンガス雰囲気中で行った。

試験条件は、試験温度を室温 (R.T.)、573 K、673 K、773 K、873 K および 923 K の 6 条件とし、パンチ速度を 0.02 mm/s (低速) および 10 mm/s (高速) の 2 条件とした。また、試験片-金型間には、二硫化モリブデンにグラファイトを含有した高温用の潤滑材を挿入した。

試験後の試験片形状は、図3.5 に示すように試験片板外の角度 θ_1 と板内の角度 θ_2 をそれぞれマイクロスコープで測定し、 θ_1 と θ_2 の平均値 θ' を各試験温度における試験片角度とした。

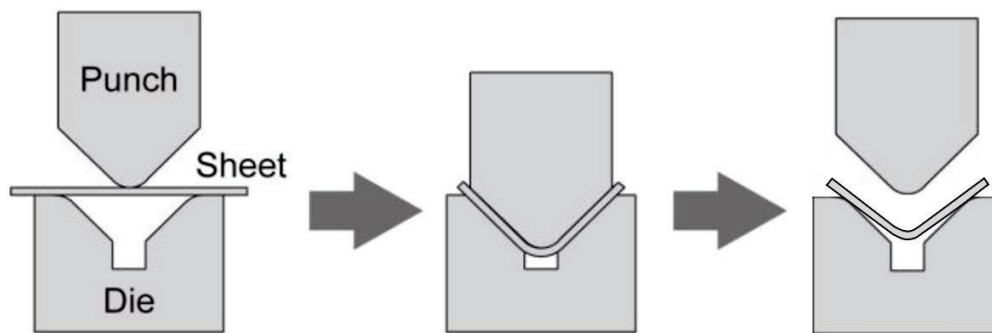


図 3.4 V 曲げ成形過程

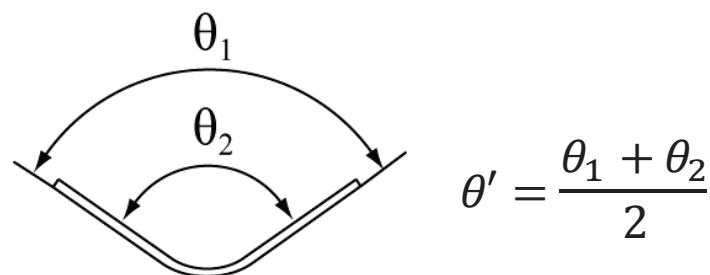


図 3.5 V 曲げ成形試験 試験片角度測定の概要

(2) U 曲げ試験

試験には前述の V 曲げで用いた試験片 (図3.1), 試験機 (図3.2) および電気炉を用いた。試験片中央部 1 箇所には, 加熱中および試験中の試験片温度を計測し電気炉を制御するため, R 型熱電対を取り付けた。また, 試験片表面には酸化防止のために酸化防止剤を塗布した。

図3.6 に本試験に用いた金型の形状を示す。パンチ肩部とダイ肩部には半径 5 mm の曲率が設けてある。また, 変形中にパンチ平坦部に接している試験片の変形を防ぐために当て板 (パッド) を設けており, 試験時には両端にねじが切つてあるシャフトとナットを用いて締め付けることで試験片の固定を行う。また, 当て板の中央部には直径 8 mm の穴が設けてあり, そこに熱電対を通すことで試験中の試験片温度を直接取得した。

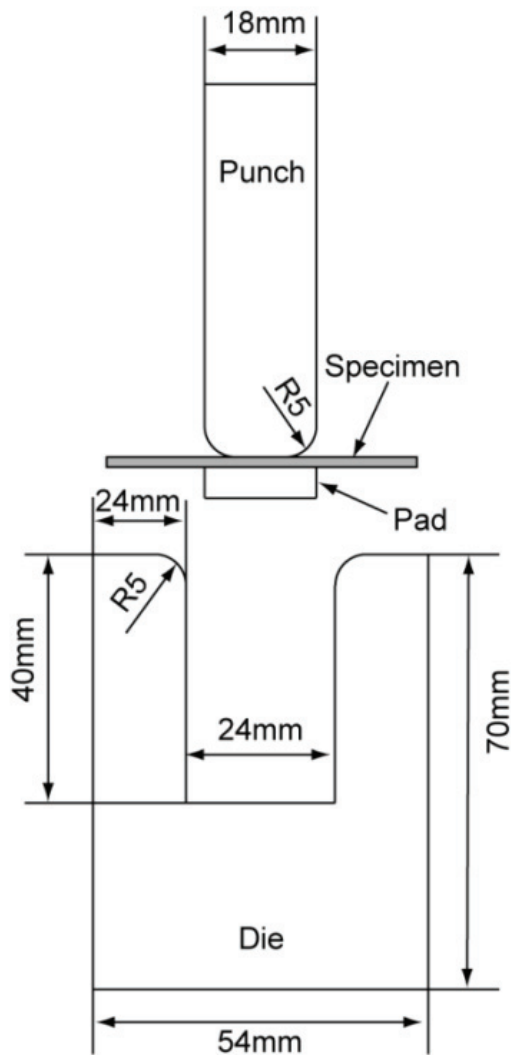


図 3.6 U 曲げ成形試験 金型

試験は、V 曲げと同様に、パッドとパンチで挟持された種々の試験温度の試験片を、パンチを試験片の端が完全に金型内に入るストローク（26 mm）まで下降させて変形させた後、クロスヘッドを一定速度（10 mm/s）で上昇させ直ちに除荷し、荷重とパンチの変位、試験後の試験片形状を測定した。なお、本試験におけるパンチの変位量は、前述の V 曲げと同様に、パンチの変位の測定値から荷重測定値より算出したばねの変位量を除いた値とした。図 3.7 に U 曲げの成形過程を示す。

試験条件は、試験温度を R.T., 573 K, 673 K, 773 K, 873 K および 923 K の 6 条件とし、パンチ速度を 0.02 mm/s（低速）および 10 mm/s（高速）の 2 条件とした。また、試験片-金型間には、二硫化モリブデンにグラファイトを含有した高温用の潤滑材を挿入した。

試験後の試験片形状は、図 3.8 に示すように試験片左右の板内および板外の平坦部と壁部の角度 $\theta_1 \sim \theta_4$ をマイクロSCOPEで測定し、 $\theta_1 \sim \theta_4$ の平均値 θ' を各試験温度における試験片角度とした。

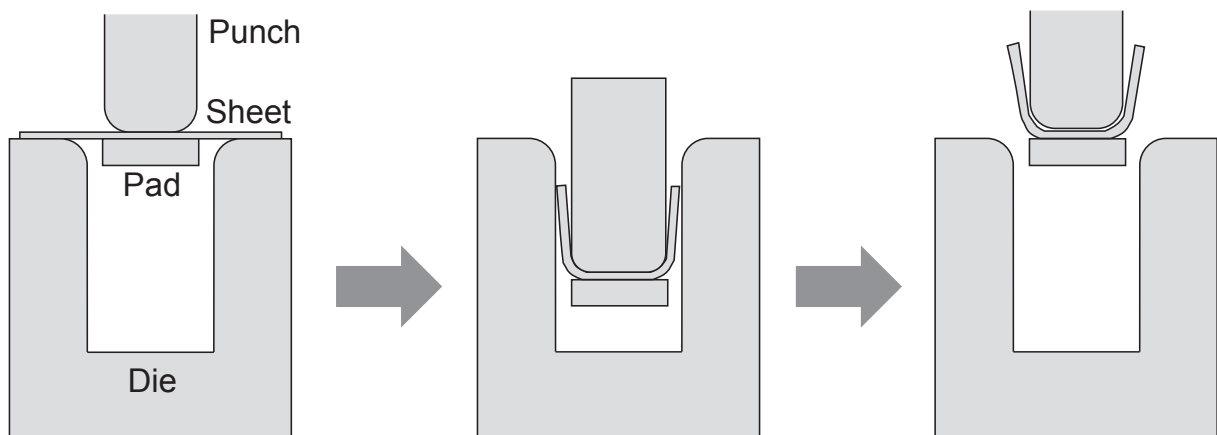


図 3.7 U 曲げ成形過程

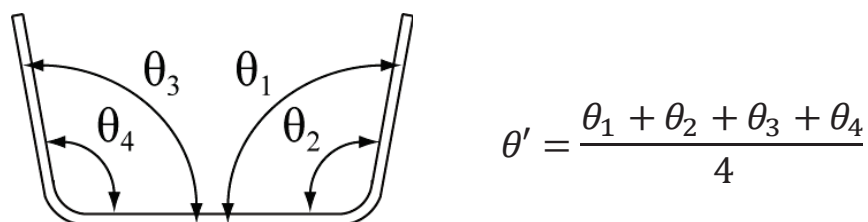


図 3.8 U 曲げ成形試験 試験片角度測定の概要

3.2 実験結果及び考察

図3.9 および図3.10 にそれぞれ V 曲げ試験における低速 (0.02 mm/s) および高速 (10 mm/s), 2 つのパンチ速度での荷重-変位曲線を示す. 成形荷重は, いずれのパンチ速度においても温度の上昇に伴って低下し, 前述の単軸引張試験と同様の温度依存性が確認できる. また, 同温度のパンチ速度の異なる 2 曲線をそれぞれ比較すると, 室温や 573 K の低温域においては, パンチ速度間での成形荷重の差は非常に小さいが, 873 K 以上の高温域においては高速の荷重は低速に比べ大きくパンチ速度間の荷重の差は大きい. 以上のことから, 成形荷重に対するパンチ速度の影響は温度上昇に伴い大きくなることが確認できる.

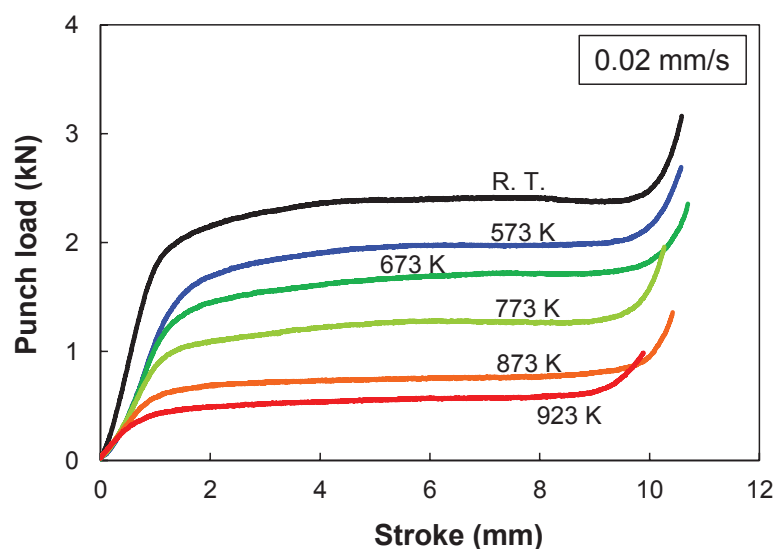


図 3.9 V 曲げにおける荷重-変位曲線(パンチ速度 0.02 mm/s)

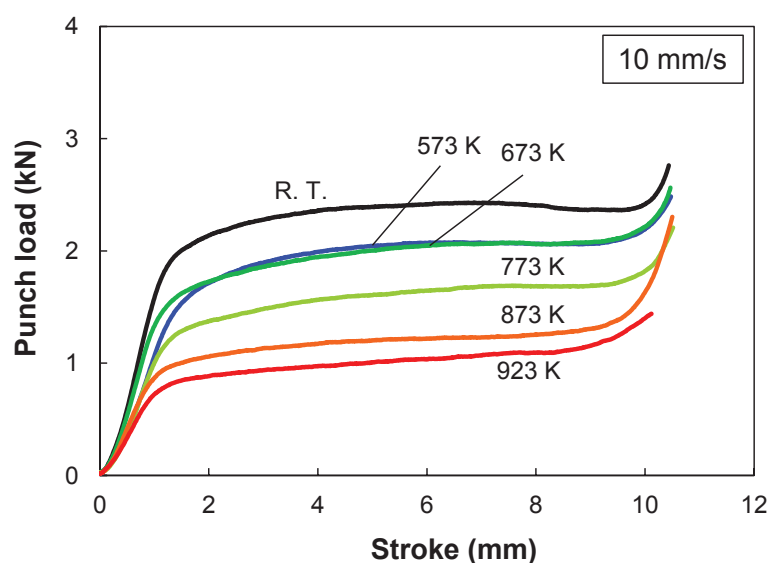


図 3.10 V 曲げにおける荷重-変位曲線(パンチ速度 10 mm/s)

図3.11 に、低速および高速のパンチ速度における V 曲げ試験片のスプリングバック後の曲げ角度 θ' と温度の関係を示す。パンチ速度に依らず曲げ角度 θ' は 673 K 以上で温度上昇に伴い減少するが、高速では、スプリングバック低減に対する温度の影響は低速の場合と比べやや小さいことが確認できる。

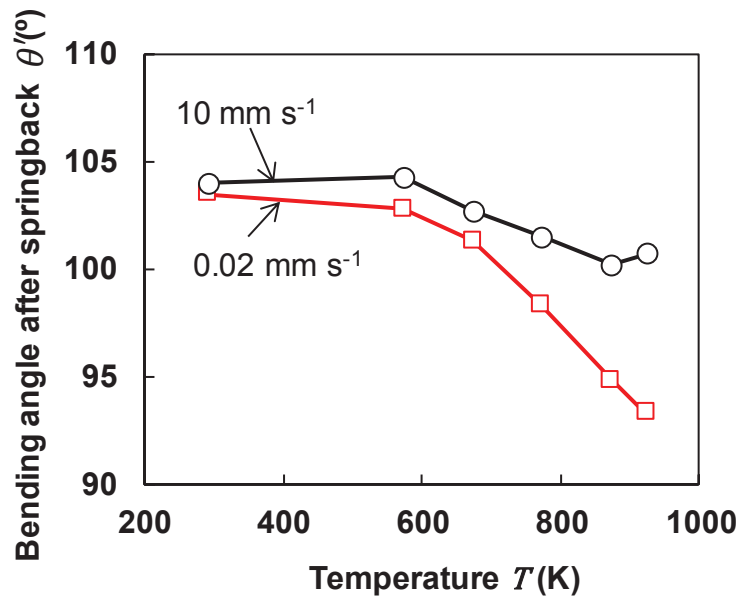


図 3.11 V 曲げにおける温度と試験片角度の関係

また、図3.12 および図3.13 にそれぞれ U 曲げ試験における 2 つのパンチ速度での荷重－変位曲線を示す。成形中の荷重は温度の上昇に伴って低下し、前述の単軸引張試験と同

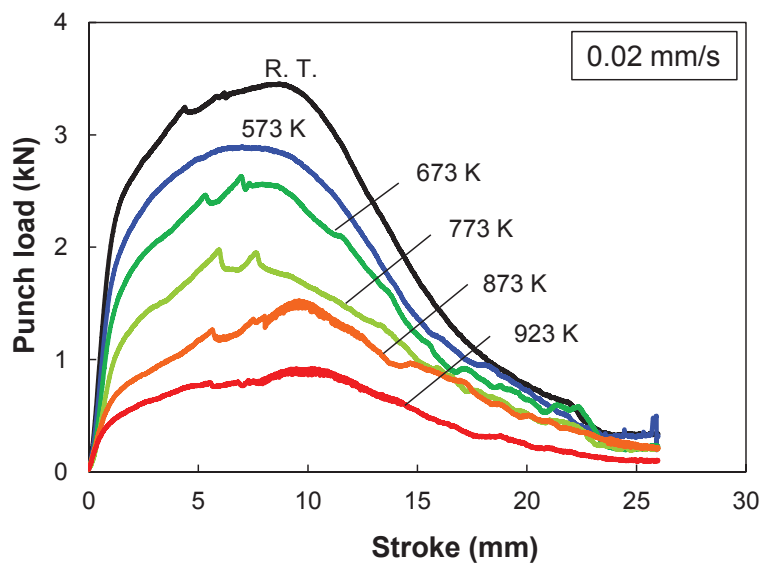


図 3.12 U 曲げにおける荷重－変位曲線(パンチ速度 0.02 mm/s)

様の温度依存性が確認できる。また、同温度のパンチ速度の異なる 2 曲線をそれぞれ比較すると、室温から 573 K ではパンチ速度間での成形荷重の差は非常に小さいが、673 K 以上では高速の荷重は低速に比べ大きくパンチ速度間の荷重の差は大きい。以上のことから、U 曲げにおいても、成形荷重に対するパンチ速度の影響は温度上昇に伴い大きくなることが確認できる。

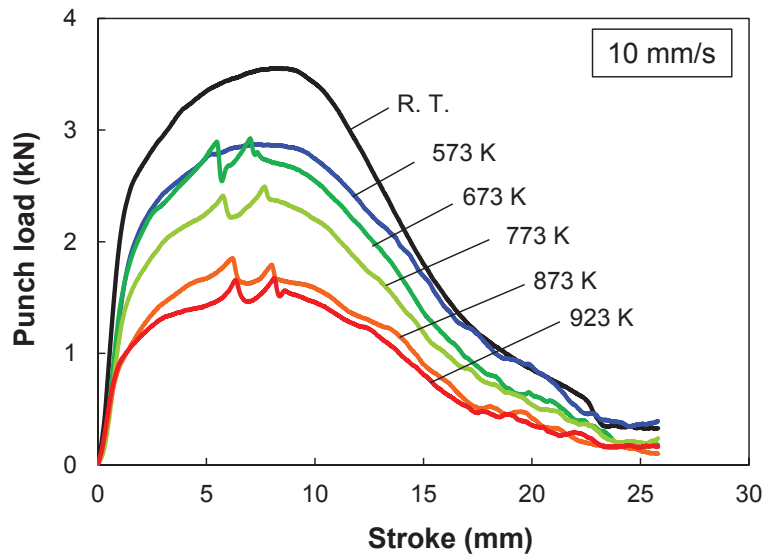


図 3.13 U 曲げにおける荷重—変位曲線(パンチ速度 10 mm/s)

図3.14 に 2 つのパンチ速度における U 曲げ試験片のスプリングバック後の曲げ角度 θ' と温度の関係を示す. V 曲げと同様 U 曲げにおいても、低速かつ高温(873 K および 923 K) の場合では曲げ角度 θ' は大幅に減少することが確認できる。

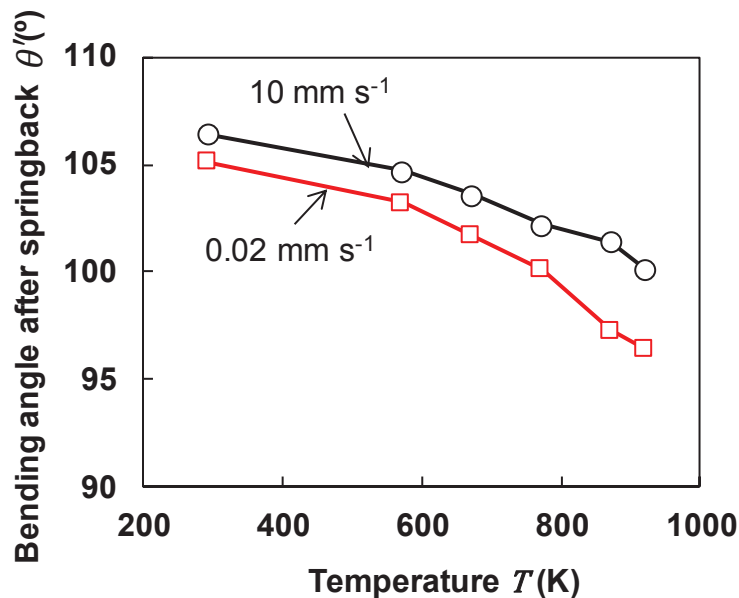


図 3.14 U 曲げにおける温度と試験片角度の関係

これらの温度およびパンチ速度のスプリングバックに対する影響は、材料の温度およびひずみ速度に依存する塑性挙動を用いた説明が可能と考えられるが、まずは材料の曲げ応力とヤング率のみによるスプリングバックの推定や、応力緩和やクリープなどの他の粘弾性効果のスプリングバック挙動に対する影響について、詳細に検討する必要があると考えられる。

ここで、パンチ下死点での曲げ角度を θ_0 (V 曲げ, U 曲げともに $\theta_0 = 90.0^\circ$)、戻り量を $\Delta\theta = \theta' - \theta_0$, とすると、ヤング率 E 、塑性変形抵抗 (流動応力) $\bar{\sigma}$ の板材のスプリングバック量 $\Delta\theta/\theta_0$ は、一般に次式で表される。

$$\frac{\Delta\theta}{\theta_0} = \frac{M}{EI} \propto \frac{\bar{\sigma}}{E} \quad (3-1)$$

ここで、 M, I はそれぞれ板の曲げモーメントと断面二次モーメントである。上記の式から、スプリングバックは応力とともに低下し、ヤング率の低下により増大することがわかる。また、曲げ荷重 P は流動応力 $\bar{\sigma}$ に比例し、式(3-1) は次式のようにになる。

$$\frac{\Delta\theta}{\theta_0} = \frac{M}{EI} \propto \frac{\bar{\sigma}}{E} \propto \frac{P}{E} \quad (3-2)$$

そこで、低速および高速の曲げ試験で得られた P および前章で得られた E から、各温度 T における P/E の値 $(P/E)_T$ を算出した。また、各温度 T におけるスプリングバック量 $\Delta\theta_T$ および $(P/E)_T$ に対する温度の影響を明確にするため、 $\Delta\theta_T$ および $(P/E)_T$ をそれぞれ室温での値 $\Delta\theta_{RT}$ および $(P/E)_{RT}$ で正規化した、 $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ および $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ を用いて各温度の $\Delta\theta_T$ および $(P/E)_T$ を比較した。

図3.15 および図3.16 に V 曲げにおける結果を示す。高速では、 $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ と $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ は良い一致を示す。これより、成形後に迅速に除荷が行われる高速での曲

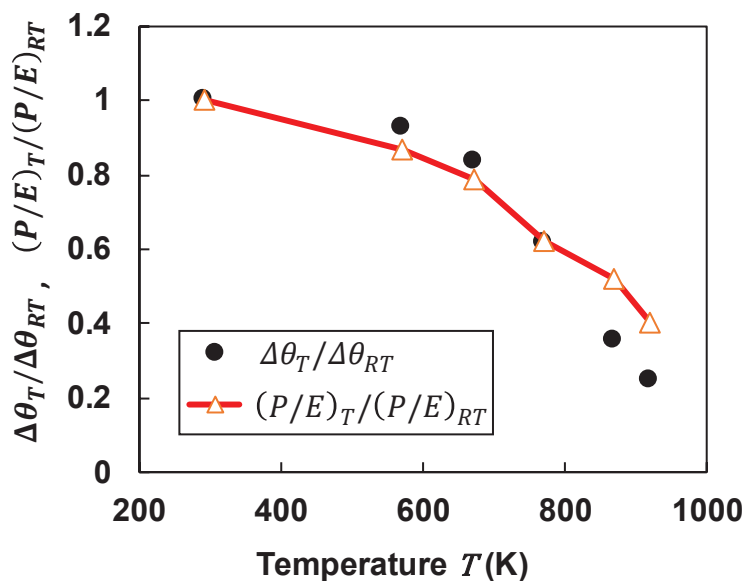


図 3.15 V 曲げにおける $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ と $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ の比較 (パンチ速度 0.02 mm/s)

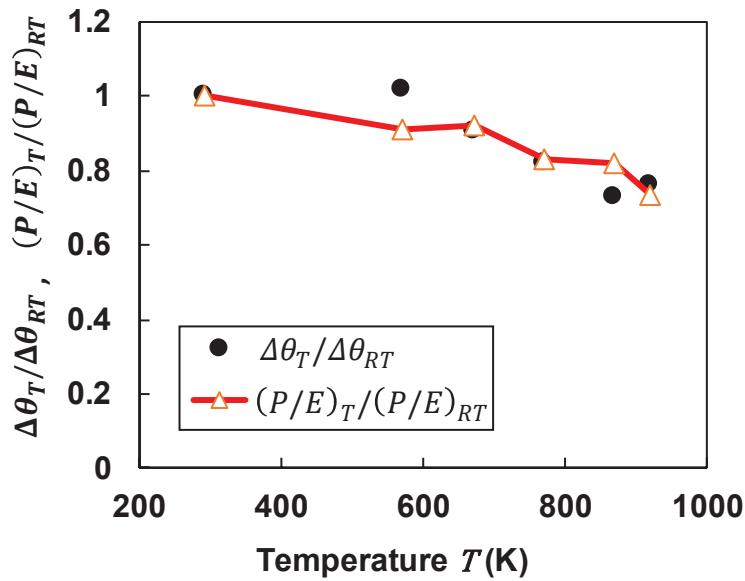


図 3.16 V 曲げにおける $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ と $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ の比較(パンチ速度 10 mm/s)

げ成形のスプリングバックにおいては、温度および速度に依存する曲げ応力とヤング率が支配的であることがわかる。一方、低速では、 $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ は温度上昇に伴い $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ に比べ顕著に減少し、873 K および 923 K の高温域で $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ と $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ との間に明確な差異がある。これより、低速での V 曲げ成形におけるスプリングバックに対しては、除荷中の応力緩和およびクリープなどが影響を及ぼす可能性があると考えられる。

また、U 曲げにおける同様の検討結果を図 3.17 および図 3.18 に示す。低速では、 $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ と $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ は室温から 923 K までにおいて良い一致を示すが、高速では、特に高温域で 2 つの値の間に差異がある。これは、除荷中に生じる応力緩和の影響であ

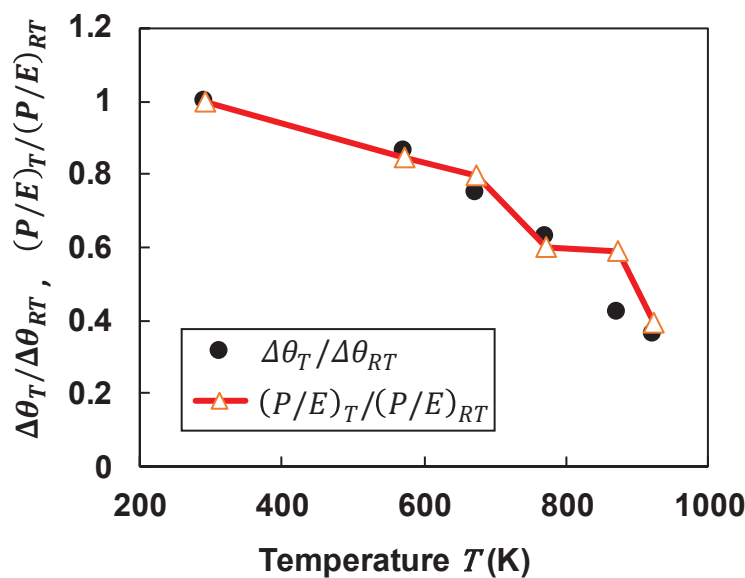


図 3.17 U 曲げにおける $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ と $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ の比較(パンチ速度 0.02 mm/s)

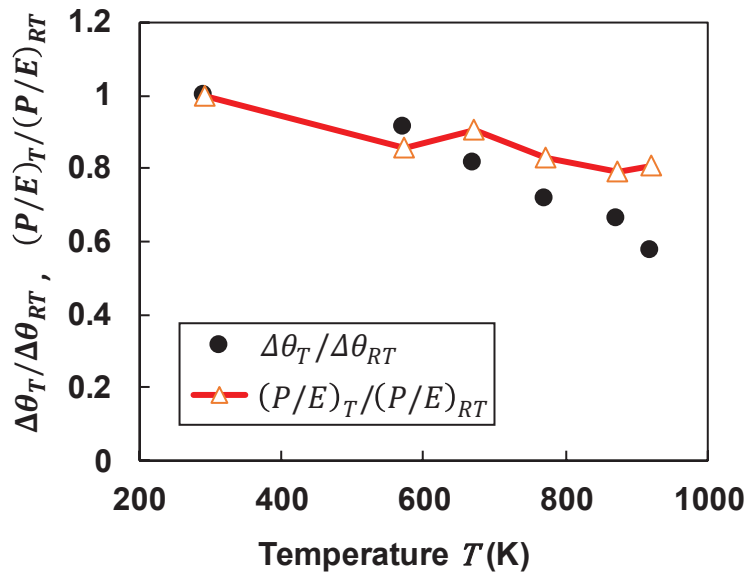


図 3.18 U 曲げにおける $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ と $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ の比較(パンチ速度 10 mm/s)

ると考えられる。U 曲げでは、図3.19 に示す通り、曲げ成形後の試験片はダイの側壁に拘束された状態で除荷されるため、除荷時間が V 曲げに比べ長く（高速成形でも除荷時間は 2.4 s）、応力緩和が顕著に現れると考えられる。なお、曲げおよびスプリングバック過程の数値解析に基づく応力緩和およびクリープの影響については次章で説明する。

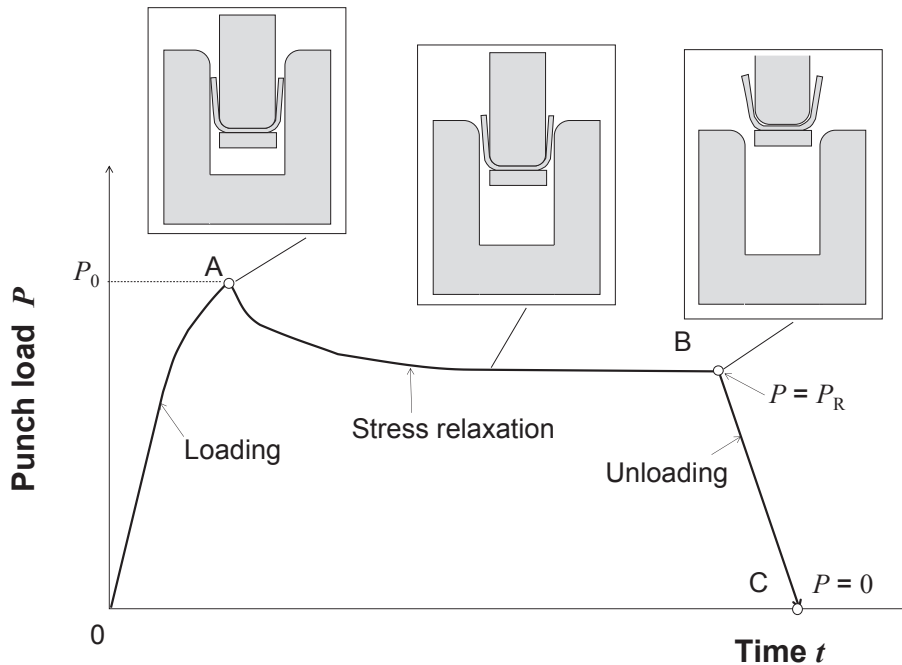


図 3.19 U 曲げ成形試験における成形荷重の変化

前述の通り、スプリングバックは V 曲げと U 曲げの間で異なる傾向を示した。この傾向の違いを生じる要因として応力緩和に着目し、スプリングバックに対するその影響を調査するため、V 曲げ試験（試験温度は 873 K、パンチ速度 V_0 は 10 mm/s）を行った。図3.20 に

試験の流れを示す。成形完了までは前述の V 曲げ試験と同様の流れで行い、成形完了後にパンチ下死点保持を行った後に 10 mm/s で除荷し、その間の荷重と試験機の変位、試験後の試験片の曲げ角度 θ' を測定した。なお、パンチ下死点保持時間 t_H は 0, 5, 10, 20 s の 4 条件とした。

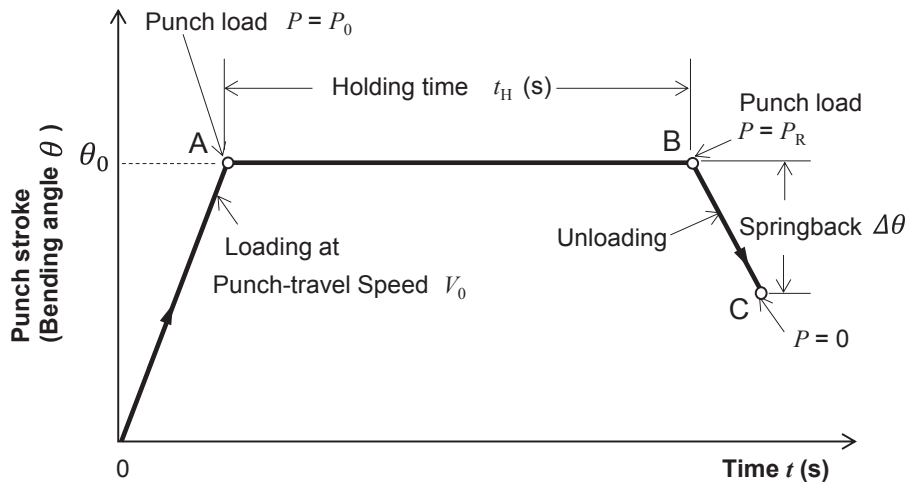


図 3.20 V 曲げ成形試験(パンチ下死点保持あり)の流れ

図3.21 に、 $t_H = 20$ s における荷重－変位曲線を示す。荷重は、パンチ下死点保持中に急激に低下し、5 s 経過以降はなだらかに低下していることが確認できる。この保持開始直後の急激な荷重低下は、パンチ下死点保持の間、試験片が高温かつ一定のひずみ（約 14%）で保持されることにより起こった応力緩和によるものと考えられる。

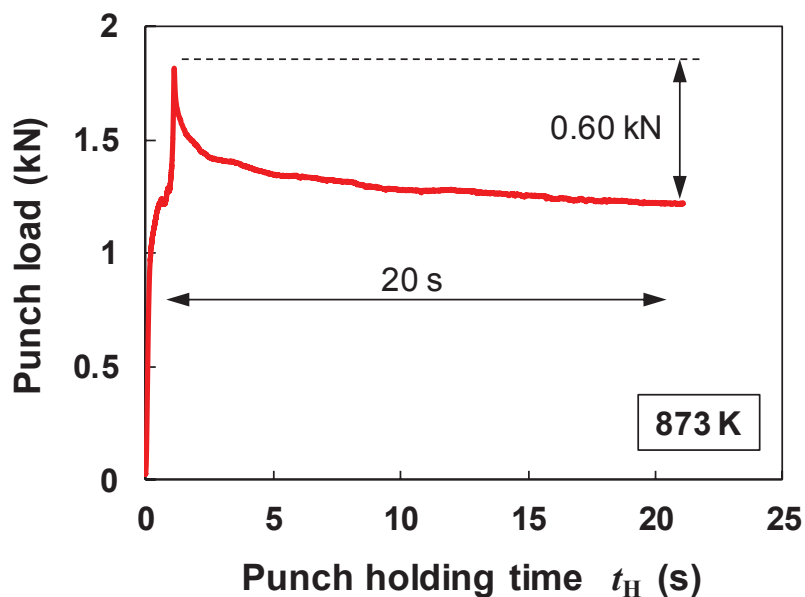


図 3.21 V 曲げ成形試験(873 K, 10 mm/s, 保持時間 20 s)における時間と荷重の関係

また、図3.22 に t_H と θ' の関係を示す。 θ' は $t_H = 0$ s から 5 s の間で 2.6° 減少したが、 $t_H = 5$ s 以降では θ' の変化は観察されなかった。 図3.21 に示した通り、 $t_H = 5$ s 以降では荷重の大きな変化がなかったため、 θ' に差が生じなかったものと考えられる。

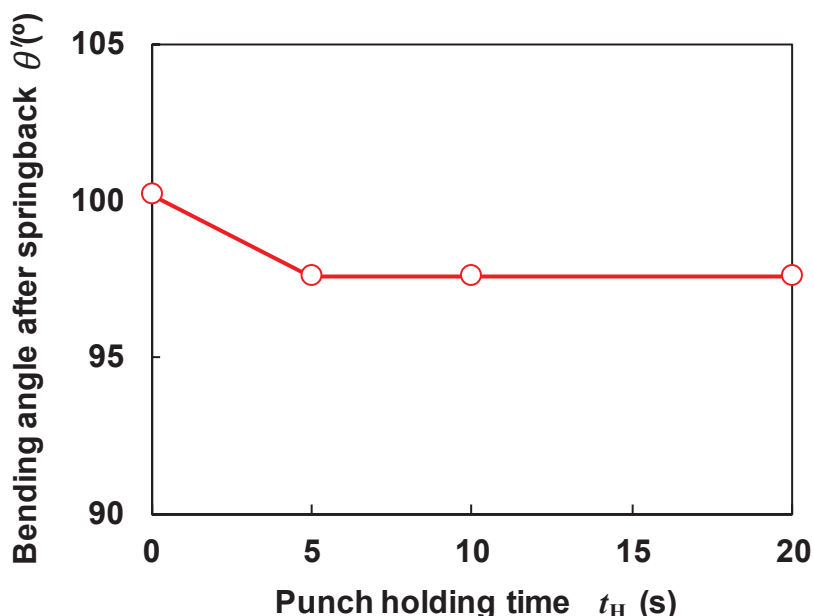


図3.22 V曲げ成形試験(873 K, 10 mm/s, 保持時間20 s)における時間と試験片角度の関係

3.3 まとめ

980 MPa 級 NANO ハイテン[®] の室温から 923 K までの曲げ成形試験を行い、以下の結果を得た。

- (1) 成形荷重は温度に依存し温度の上昇に伴い低下し、前章の応力の結果と同じ傾向を示す。
- (2) 成形後のスプリングバックは、成形荷重と同様に温度に依存し、温度の上昇に伴い低下する。また、成形速度が低速で高温の場合では、スプリングバックは大幅に減少する。
- (3) 高温での成形において、成形荷重は成形後の試験片を金型で保持した状況において低下する。成形荷重の低下は、金型保持開始直後は急激だが以降は緩やかであり、前章の応力緩和の結果と同じ傾向を示す。また、成形後のスプリングバックは、前述の金型での保持により低下するが、低減後は保持時間を延長しても変化しない。金型での保持による成形荷重やスプリングバックの低下の要因は、試験片が高温かつ一定のひずみで保持されることにより生じた応力緩和の結果と考えられる。

第4章 材料の高温弾粘塑性モデル

前章では、980 MPa 級 NANO ハイテン[®] の高温での曲げ試験結果からスプリングバックに及ぼす温度と成形速度の影響について検討し、高温成形後のスプリングバックの低減には応力緩和が影響すると推定した。

以降の章では、温間成形におけるスプリングバック低減に対する応力緩和やクリープなどの粘弾性効果の影響を明らかにするため、高温での曲げおよびスプリングバックの数値解析を行う。そこで、まず本章では、数値解析に用いる温度とひずみ速度依存性を考慮した弾粘塑性モデルを一般的な材料モデルの枠組 (Chaboche⁴³ 参照) に沿い構築する。また、構築したモデルによるナノ析出強化型高張力鋼の板高温弾塑性挙動の再現性について検討する。

4.1 弾粘塑性モデル

ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_{ij}$ は次式のように弾性成分 $\dot{\varepsilon}_{ij}^e$ および塑性成分 $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ に分解できる。

$$\dot{\varepsilon}_{ij} = \dot{\varepsilon}_{ij}^e + \dot{\varepsilon}_{ij}^p \quad (4-1)$$

また、構成式は次式で表される。

$$\dot{\sigma}_{ij} = C_{ijkl} \dot{\varepsilon}_{ij}^e = C_{ijkl} (\dot{\varepsilon}_{kl} - \dot{\varepsilon}_{kl}^p) \quad (4-2)$$

ここで $\dot{\sigma}_{ij}$ は応力速度、 C_{ijkl} は弾性係数である。塑性成分 $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ は次式で表される。

$$\dot{\varepsilon}_{ij}^p = \frac{3\dot{\varepsilon}}{2\bar{\sigma}} s_{ij} \quad (4-3)$$

ここで、

$$\bar{\sigma} = \sqrt{(3/2)s_{ij}s_{ij}}, \quad \dot{\varepsilon} = \sqrt{(2/3)\dot{\varepsilon}_{ij}^p\dot{\varepsilon}_{ij}^p} \quad (4-4)$$

であり、 $\bar{\sigma}$ 、 $\dot{\varepsilon}$ 、および s_{ij} はそれぞれ von Mises 相当応力、相当塑性ひずみ速度、および偏差応力である。相当塑性ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ は粘性応力 σ_{visco} のべき乗則を用い次式で表される。

$$\dot{\bar{\epsilon}} = \left(\frac{\sigma_{visco}}{D} \right)^p \quad (4-5)$$

ここで D は抗応力, p は応力感度指数である. 粘性応力 σ_{visco} は相当応力 $\bar{\sigma}$ から弾性限応力 $\bar{\sigma}_e$ を差引いた超過応力 (overstress) として定義される.

$$\sigma_{visco} = \langle \bar{\sigma} - \bar{\sigma}_e \rangle \quad (4-6)$$

ここで $\langle x \rangle$ はマコーレーの括弧であり, $x \leq 0$ の場合は $\langle x \rangle = 0$, $x > 0$ の場合は $\langle x \rangle = x$ である. これより, 以下の弾粘性構成式 (弾粘性モデル) が得られる.

$$\dot{\epsilon}_{ij}^p = \frac{3}{2\bar{\sigma}} \left\langle \frac{\bar{\sigma} - \bar{\sigma}_e}{D} \right\rangle^p s_{ij} \quad (4-7)$$

弾性限応力 $\bar{\sigma}_e$ は, 温度依存 Swift 硬化則により次式で表される.

$$\begin{aligned} \bar{\sigma}_e &= \eta(T) \bar{\sigma}_{e_RT} \\ \bar{\sigma}_{e_RT} &= k(\epsilon_0 + \bar{\epsilon})^n \end{aligned} \quad (4-8)$$

ここで k , ϵ_0 , および n はそれぞれ室温の弾性限応力を定義する材料パラメータであり, $\eta(T)$ は温度効果パラメータである. NANO ハイテン[®] では, $k = 1225$ MPa, $\epsilon_0 = 0.010$, $n = 0.140$ である. また, 表4.1 に前章の単軸引張試験および応力緩和試験から求めた $\eta(T)$ の値を示す.

表 4.1 材料パラメータ $\eta(T)$ の値

Temperature T (K)	$\eta(T)$
293	1.000
573	0.517
673	0.333
773	0.200
873	0.089
973	0.022

また、抗応力 D および応力感度指数 p は温度に強く依存することに加え、図2.8～図2.10の応力-ひずみ曲線や、図2.12の応力緩和試験の結果から、これらの値はひずみ速度で変化すると考えられることから、 D と p をそれぞれ塑性ひずみ速度の2領域に対し次のように定義する。

$$\begin{aligned} D &= D_1, p = p_1 & (\dot{\varepsilon} \geq \dot{\varepsilon}_*) \\ D &= D_2, p = p_2 & (\dot{\varepsilon} < \dot{\varepsilon}_*) \end{aligned} \tag{4-9}$$

表4.2にNANO ハイテン®において定義された D_1, D_2 , および p_1, p_2 の値を示す。なお、これらは、 $\dot{\varepsilon}_* = 0.001 \text{ s}^{-1}$, $D_1 \dot{\varepsilon}_*^{1/p_1} = D_2 \dot{\varepsilon}_*^{1/p_2}$ として算出した値である。

表 4.2 抗応力 D_1, D_2 と応力感度指数 p_1, p_2

T (K)	D_1 (MPa)	p_1	D_2 (MPa)	p_2
293	245.5	70	280.0	30
573	508.3	60	680.0	17
673	577.4	48	850.6	13
773	561.2	22	818.0	10
873	515.7	12	687.7	8
973	366.3	9	537.7	6

4.2 モデルによる単軸引張および応力緩和の数値シミュレーション

単軸応力状態における構成方程式は、次式で表される。

$$\dot{\sigma} = E(\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_p) \tag{4-10}$$

ここで E はヤング率である。塑性ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_p$ は次式で表される。

$$\dot{\epsilon}_p = \left(\frac{\sigma - \bar{\sigma}_e}{D} \right)^p \quad (4-11)$$

また、ひずみ速度に依存する流動応力 σ は、 $\sigma \geq \bar{\sigma}_e$ の場合は以下の等式で表される。

$$\sigma = \bar{\sigma}_e + D \dot{\epsilon}_p^{1/p} \quad (4-12)$$

応力緩和速度は、式(4-10) , (4-11) において、 $\dot{\epsilon} = 0$ とおいて、次のように計算できる。

$$\dot{\sigma} = -E \dot{\epsilon}_p = -E \left(\frac{\sigma - \bar{\sigma}_e}{D} \right)^p \quad (4-13)$$

図4.1～図4.3 にそれぞれ、ひずみ速度 0.001 s^{-1} , 0.01 s^{-1} , 0.1 s^{-1} において、前述の材料モデルを用いて算出した応力-ひずみ曲線を、単軸引張試験で得られた応力-ひずみ曲線とともに示す。また、図4.4 に材料モデルにより算出した応力緩和を実験結果とともに示す。材料モデルによる数値解析は、単軸引張および応力緩和における応力-ひずみ応答の温度およびひずみ速度依存性を忠実に再現していることが確認できる。

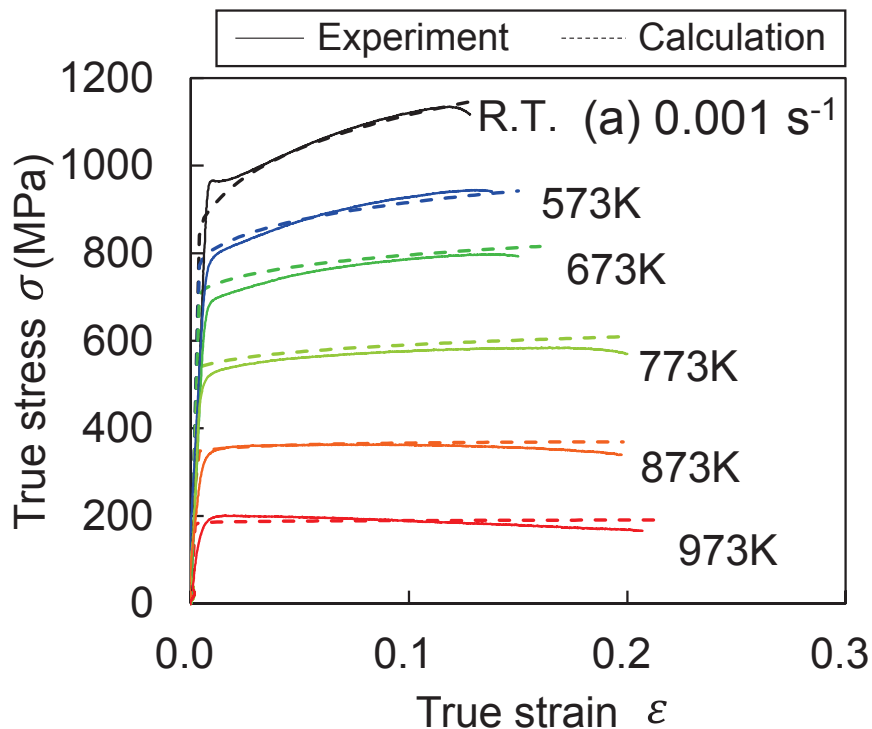


図 4.1 真応力-真ひずみ曲線(ひずみ速度 0.001 s^{-1})

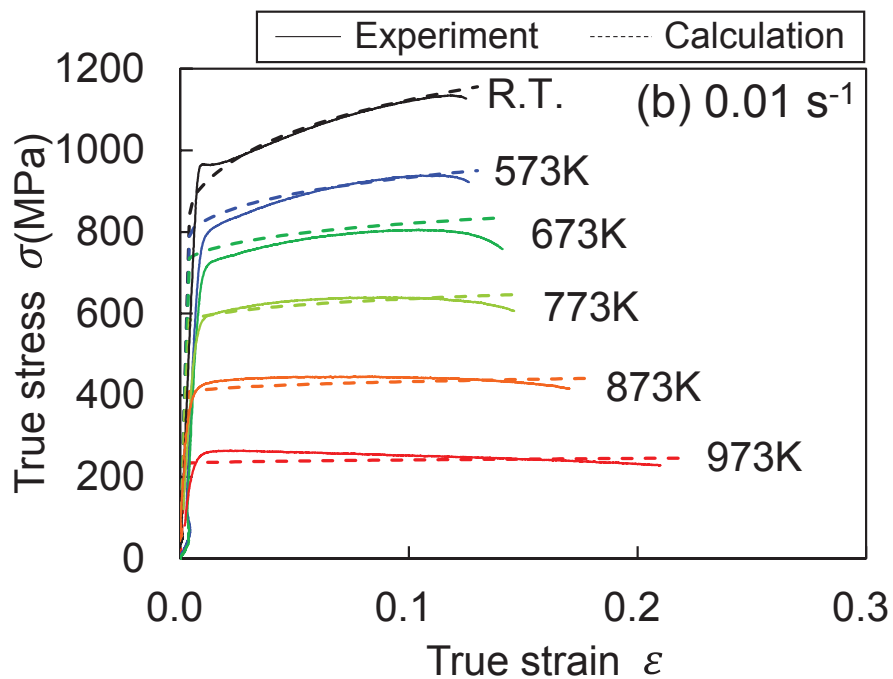


図 4.2 真応力-真ひずみ曲線(ひずみ速度 0.01 s^{-1})

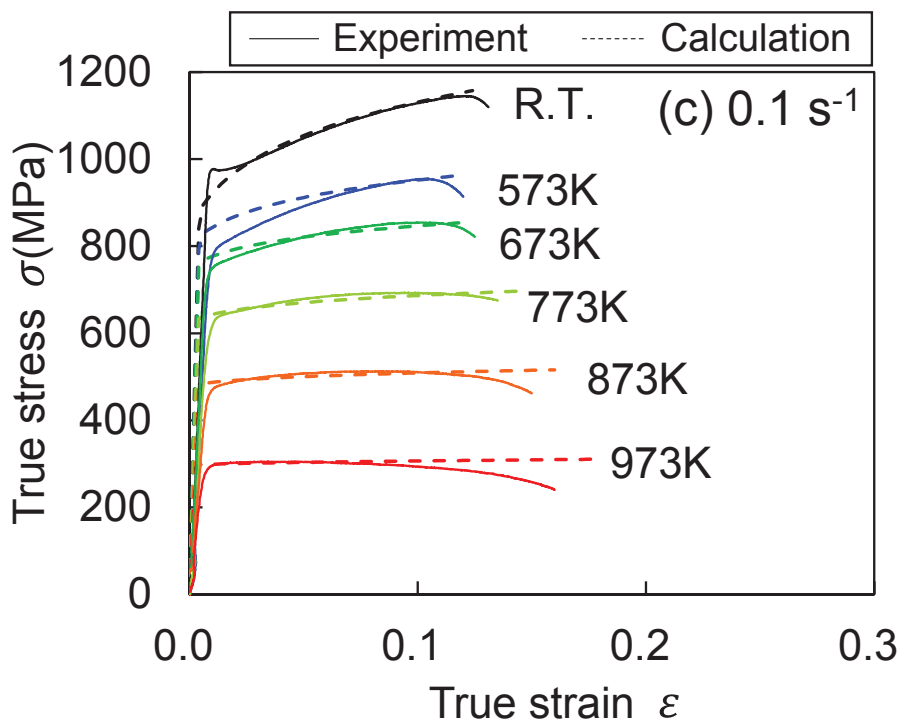


図 4.3 真応力-真ひずみ曲線(ひずみ速度 0.1 s^{-1})

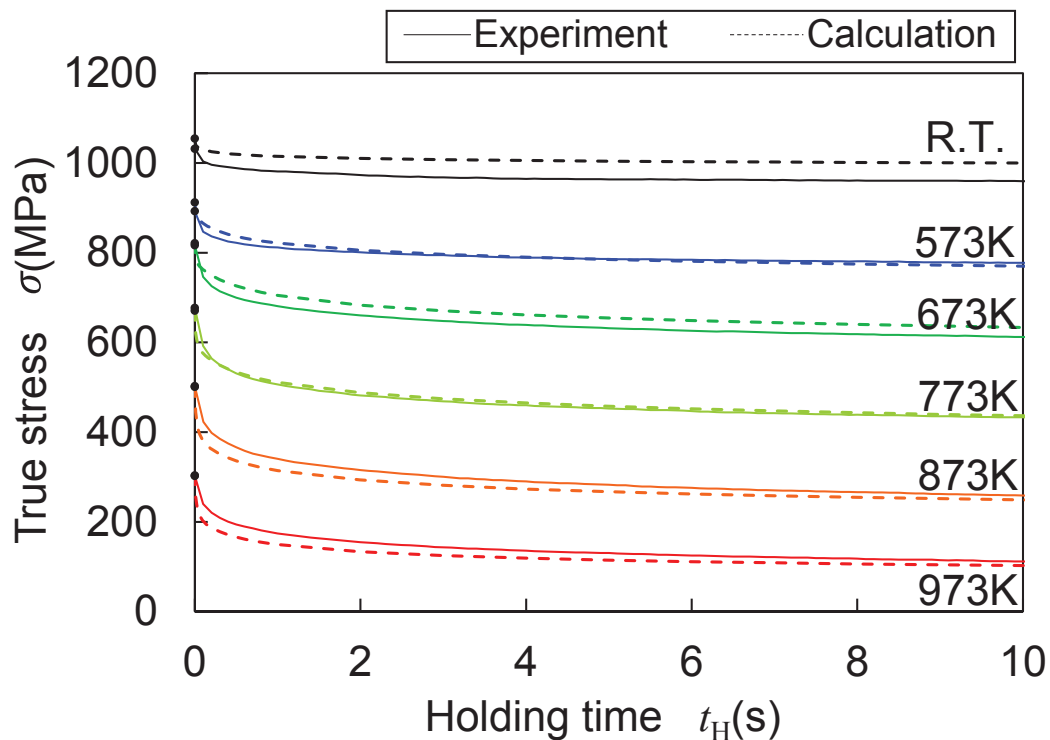


図 4.4 応力と経過時間の関係(保持時間 10 s)

4.3 まとめ

高温での曲げおよびスプリングバックの数値解析に用いる、温度とひずみ速度依存性を考慮した弾粘塑性モデルを構築した。この弾粘塑性モデルは、温度に依存するパラメータ $\eta(T)$ 、および温度とひずみ速度に依存する抗応力 D および応力感度指数 p を含むことで、温度とひずみ速度の依存性を表現できることを特徴とする。

この弾粘塑性モデルを用いた高温での単軸引張および応力緩和の数値解析の結果は、第 2 章で得たそれぞれの実験結果と良い一致を示し、この弾粘塑性モデルにより NANO ハイデン® の板高温弾塑性挙動を再現できることを確認した。

第5章 温間曲げ及びスプリングバックの数値解析

前章では，高温での曲げおよびスプリングバックの数値解析に用いる，温度とひずみ速度依存性を考慮した弾粘塑性モデルを構築し，このモデルにより NANO ハイテン[®] の高温弾塑性挙動を再現できることを確認した。

本章では，前章で構築したモデルを用いて高温における板材の曲げおよびスプリングバックの数値解析を行い，それぞれの過程における応力緩和およびクリープの影響について検討した。また，検討結果から，温間成形におけるスプリングバックの低減メカニズムと効果的にスプリングバックを低減する方法を推定した。

5.1 平面ひずみ均等曲げ及びスプリングバックのモデル

図5.1 に示す平面ひずみ均等曲げのモデルにおいて， x ， y ，および z 座標をそれぞれ板材の長手方向，厚さ方向，および幅方向と定義する。曲げ変形のひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_x$ は，板厚の変化を無視すると Kirchhoff-Love の仮説に基づき次式で表される。

$$\dot{\varepsilon}_x = \dot{\kappa}y = \frac{1}{2}\dot{\bar{\kappa}}\bar{y} \quad (5-1)$$

ここで $\dot{\kappa}$ は曲率であり， $\dot{\bar{\kappa}}$ は板厚 h を用いて

$$\dot{\bar{\kappa}} = h\dot{\kappa} \quad (5-2)$$

と定義される無次元の値である。また， y は板中心面からの距離で， \bar{y} は $\dot{\bar{\kappa}}$ と同様に h を用いて

$$\bar{y} = \frac{2y}{h} \quad (5-3)$$

と定義される無次元の値である。

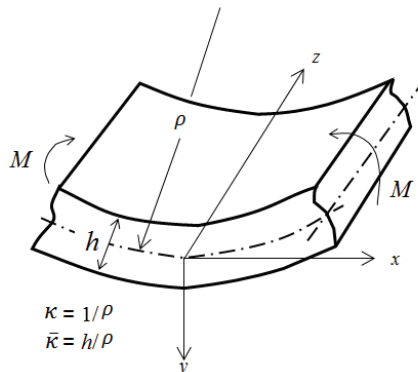


図 5.1 平面ひずみ均等曲げのモデル

平面応力状態（厚さ方向の応力 $\sigma_y = 0$ ）を仮定すると，式(4-7) の粘塑性モデルは次式で表される．

$$\begin{aligned}\dot{\varepsilon}_x^p &= \frac{1}{2} \dot{\varepsilon} \left(\frac{2\sigma_x - \sigma_z}{\bar{\sigma}} \right) \\ \dot{\varepsilon}_y^p &= -\frac{1}{2} \dot{\varepsilon} \left(\frac{\sigma_x + \sigma_z}{\bar{\sigma}} \right) \\ \dot{\varepsilon}_z^p &= \frac{1}{2} \dot{\varepsilon} \left(\frac{-\sigma_x + 2\sigma_y}{\bar{\sigma}} \right) \\ \dot{\varepsilon} &= \left(\frac{\bar{\sigma} - \bar{\sigma}_e}{D} \right)^p\end{aligned}\tag{5-4}$$

ここで相当応力 $\bar{\sigma}$ と相当塑性ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ は次式で表される．

$$\bar{\sigma} = \sqrt{\sigma_x^2 - \sigma_x \sigma_z + \sigma_z^2}\tag{5-5}$$

$$\dot{\varepsilon} = \sqrt{\frac{4}{3} (\dot{\varepsilon}_x^{p2} + \dot{\varepsilon}_x^p \dot{\varepsilon}_y^p + \dot{\varepsilon}_y^{p2})}\tag{5-6}$$

また，平面ひずみ条件（幅方向のひずみ速度 $\dot{\varepsilon}_z = 0$ ）における弾性粘塑性の構成方程式は次式で表される．

$$\begin{aligned}\dot{\sigma}_x &= \frac{E}{1-\nu^2} \{ (\dot{\varepsilon}_x - \dot{\varepsilon}_x^p) - \nu (\dot{\varepsilon}_y - \dot{\varepsilon}_y^p) \} \\ \dot{\sigma}_y &= \frac{E}{1-\nu^2} \{ \nu (\dot{\varepsilon}_x - \dot{\varepsilon}_x^p) - (\dot{\varepsilon}_y - \dot{\varepsilon}_y^p) \}\end{aligned}\tag{5-7}$$

5.2 曲げ及びスプリングバックの解析

応力緩和を考慮した曲げおよびスプリングバック解析は、以下に示す (i)~(iii) の 3 段階で行った。図5.2 および図5.3 に解析の過程を示す。

- (i) 曲げ成形 (図5.2 O→A)
 - ・無次元の曲率 $\bar{\kappa}$ は 0 から $\bar{\kappa}_0$ となる。
 - ・曲げモーメント M は 0 から M_0 となる。
- (ii) 応力緩和 (図5.2 A→B)
 - ・ $\bar{\kappa}$ は保持時間 t_H の間は $\bar{\kappa}_0$ のまま変動はない。
 - ・ M は t_H の間に減少し、保持終了時に M_R となる。
- (iii) 除荷 (図5.2 B→C)
 - ・ $\bar{\kappa}$ は一定速度で低下する ($\bar{\kappa}$ の時間変化率 $\dot{\bar{\kappa}}$ は一定)。
 - ・ M は M_R から 0 となりスプリングバック発生、 $\bar{\kappa}$ は $\bar{\kappa}_0$ から $\bar{\kappa}_0 - \Delta\bar{\kappa}$ となる。

なお、上記解析において、スプリングバックは、曲率との関係

$$\frac{\Delta\theta}{\theta_0} = \frac{\Delta\kappa}{\kappa_0} \quad (5-8)$$

を用いて計測する。

また、曲げモーメント M の時間変化率 \dot{M} は、無次元の曲率 $\bar{\kappa}$ の時間変化率 $\dot{\bar{\kappa}}$ に対し次式のように計算される。

$$\begin{aligned} \dot{M} &= \int_{-\frac{h}{2}}^{\frac{h}{2}} \dot{\sigma}_x y dy = \frac{h^2}{4} \int_{-1}^1 \dot{\sigma}_x \bar{y} d\bar{y} \\ &= \frac{h^2 E}{4(1-\nu^2)} \int_{-1}^1 \left\{ \left(\frac{1}{2} \dot{\bar{\kappa}} \bar{y} - \varepsilon_x^p \right) + \nu \varepsilon_y^p \right\} \bar{y} d\bar{y} \end{aligned} \quad (5-9)$$

また、解析条件は、第 3 章の曲げ実験に対応し、温度 T を 293 K, 573 K, 673 K, 773 K, 873 K および 973 K, $\dot{\bar{\kappa}}$ を 0.001 s^{-1} および 0.1 s^{-1} (曲げ成形時), 0.1 s^{-1} (除荷時), $\bar{\kappa}_0$ を 0.3, t_H は 0 s, 5 s および 10 s とした。

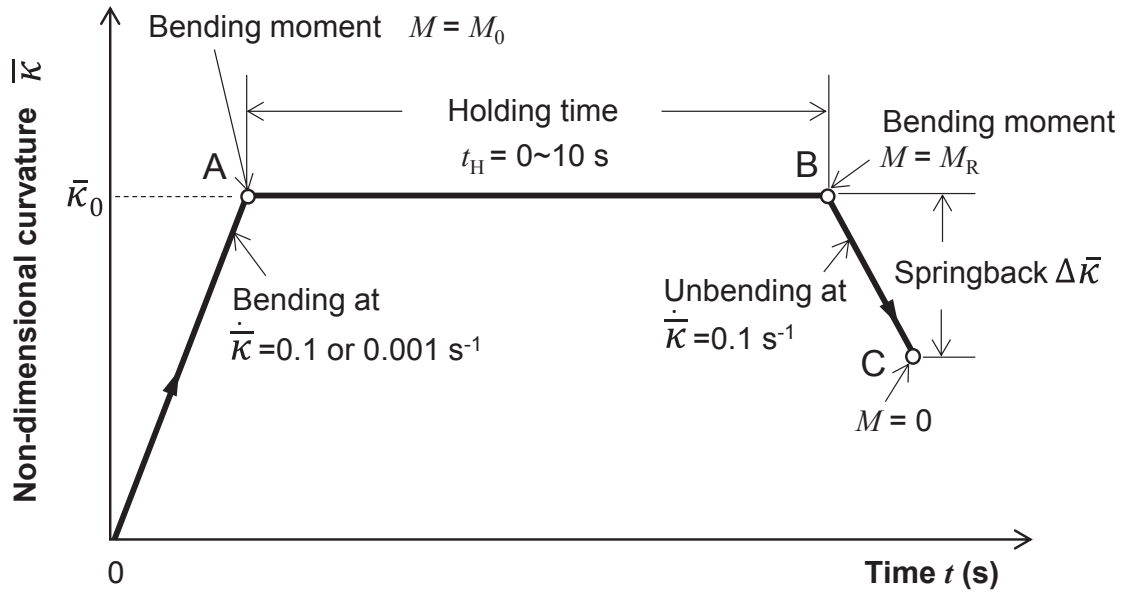


図 5.2 解析過程における $\bar{\kappa}$ の変化

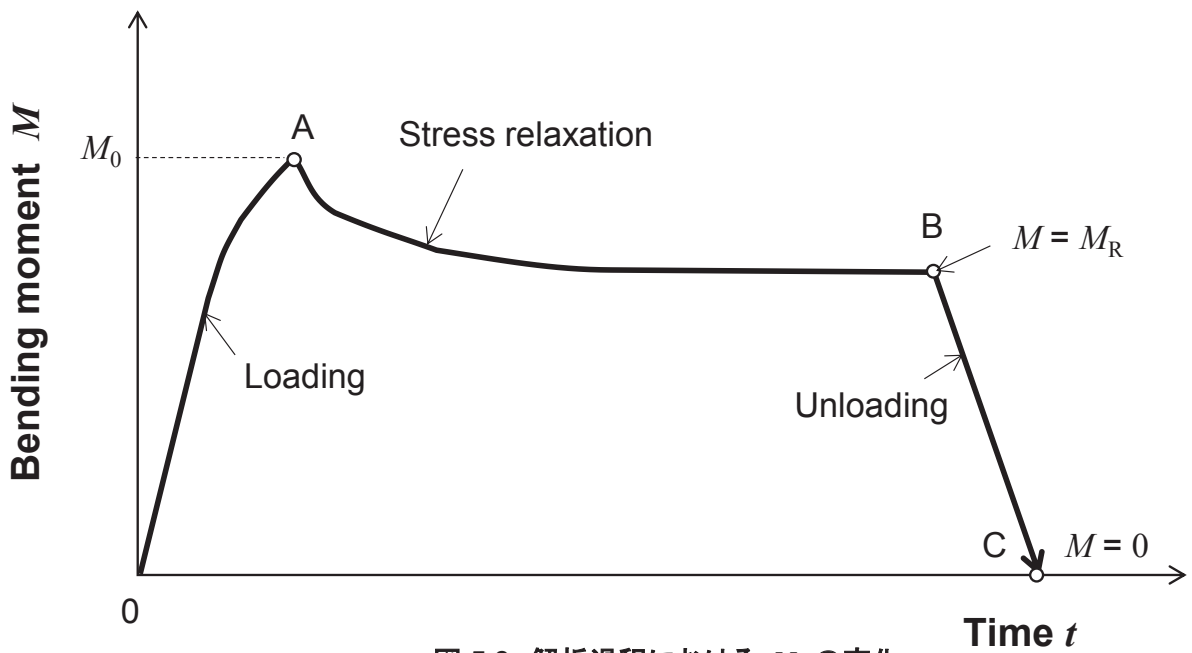


図 5.3 解析過程における M の変化

5.3 結果及び考察

図5.4 および図5.5 に、それぞれ $\dot{\bar{\kappa}} = 0.001 \text{ s}^{-1}$ および 0.1 s^{-1} (曲げ成形時) におけるスプリングバック $\Delta\bar{\kappa}/\bar{\kappa}_0$ と温度 T の関係を示す. スプリングバック $\Delta\bar{\kappa}/\bar{\kappa}_0$ は、曲げ成形時の $\dot{\bar{\kappa}}$ や t_H に依らず T の上昇に伴い低下する. また、 $\dot{\bar{\kappa}} = 0.1$, $T = 973 \text{ K}$ において $t_H = 0 \rightarrow 5 \text{ s}$ で $\Delta\bar{\kappa}/\bar{\kappa}_0 = 0.024 \rightarrow 0.011$ と、高温ではスプリングバックに対する応力緩和の影響が大きい.

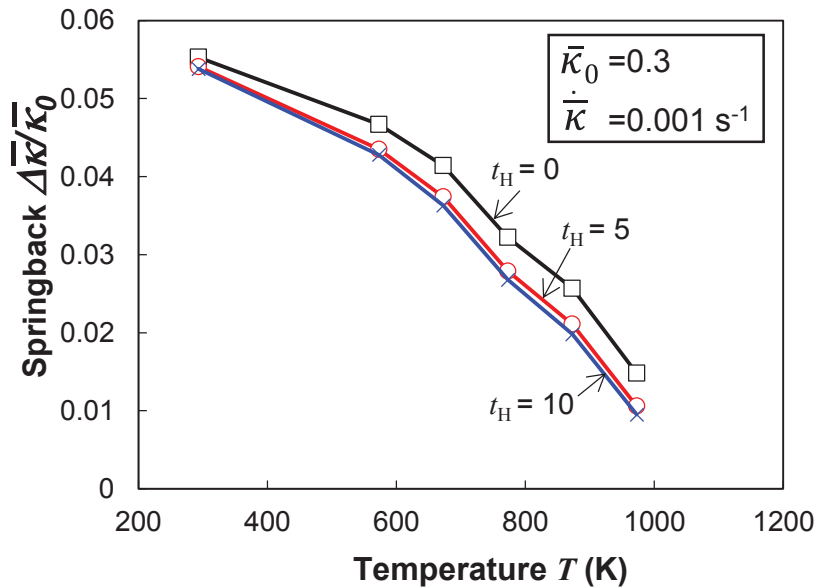


図 5.4 スプリングバックと温度の関係 ($\bar{\kappa}_0 = 0.3$, $\dot{\bar{\kappa}} = 0.001 \text{ s}^{-1}$)

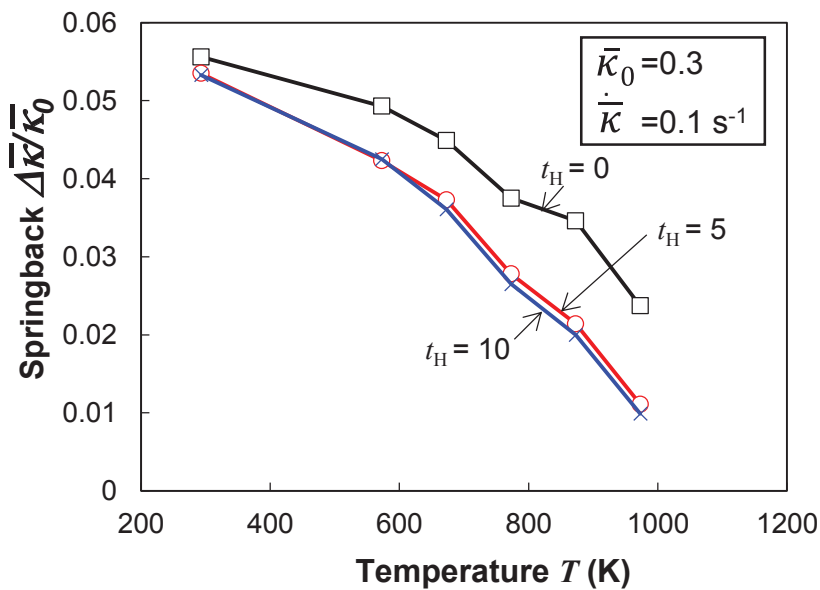


図 5.5 スプリングバックと温度の関係 ($\bar{\kappa}_0 = 0.3$, $\dot{\bar{\kappa}} = 0.1 \text{ s}^{-1}$)

図5.6 および図5.7 に、それぞれ曲げモーメント M およびスプリングバック $\Delta\bar{\kappa}/\bar{\kappa}_0$ と保持時間 t_H の関係を示す。図5.7 から、応力緩和の効果は保持の最初の数秒間でのみ支配的であることがわかる。これは、材料の応力緩和挙動（図2.19）やパンチ保持による曲げ実験の結果（図3.21）と一致する。

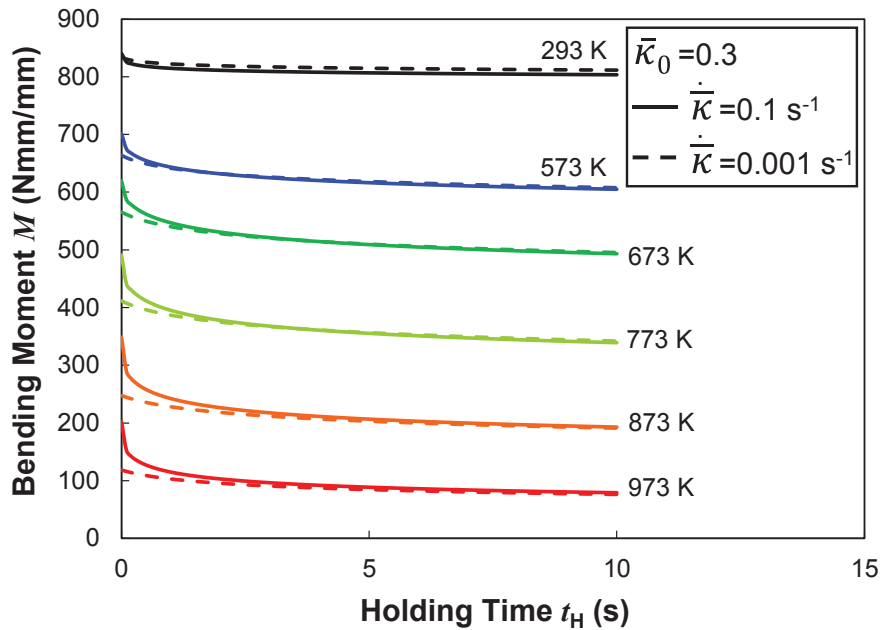


図 5.6 曲げモーメントと保持時間の関係($\bar{\kappa}_0 = 0.3$)

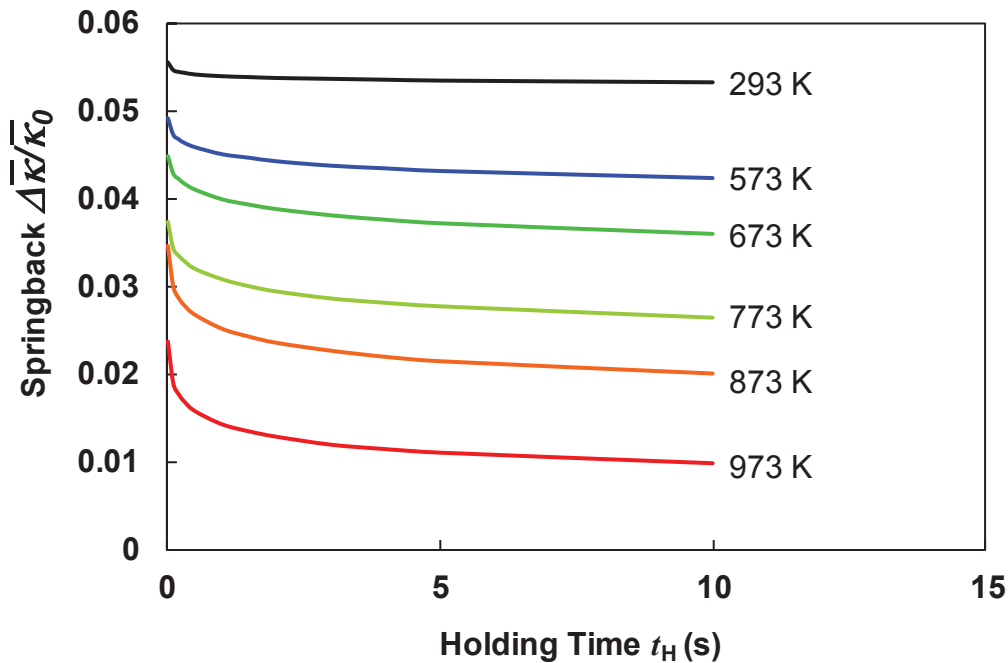


図 5.7 スプリングバックと保持時間の関係($\bar{\kappa}_0 = 0.3$)

また、図5.8 および図5.9 に $\bar{\kappa}_0 = 0.1$ でのスプリングバック $\Delta\bar{\kappa}/\bar{\kappa}_0$ と温度 T の関係を示すが、図5.4 および図5.5 とほぼ同じ傾向を示しており、 $\bar{\kappa}_0$ に依らず応力緩和の効果があることがわかる。第3章の図3.18 に示した通り、高速でのU曲げにおいて、 $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ によって予測されるスプリングバックは、特に高温域で実際のスプリングバック $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ よりも小さかったが、これは $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ による予測では考慮されていなかった応力緩和の効果のためであると考えられる。

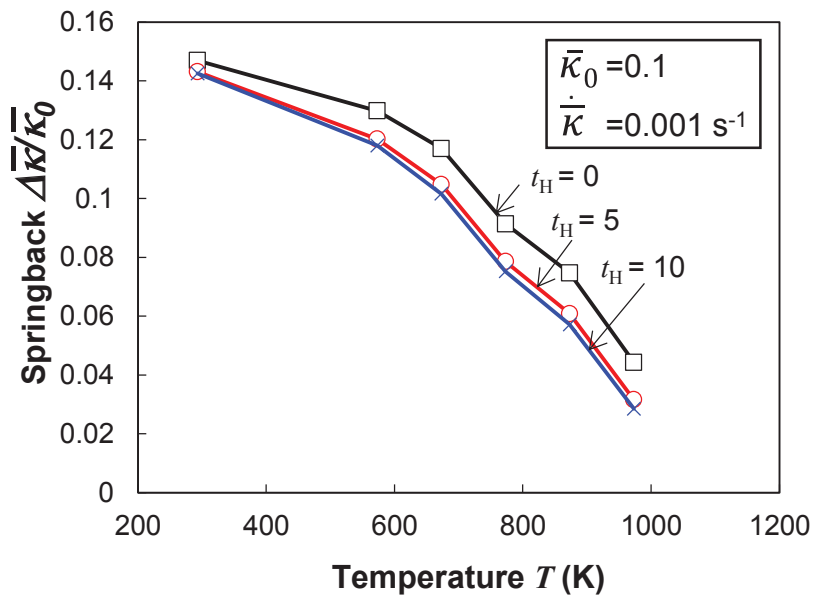


図 5.8 スプリングバックと温度の関係 ($\bar{\kappa}_0 = 0.1, \dot{\bar{\kappa}} = 0.001 \text{ s}^{-1}$)

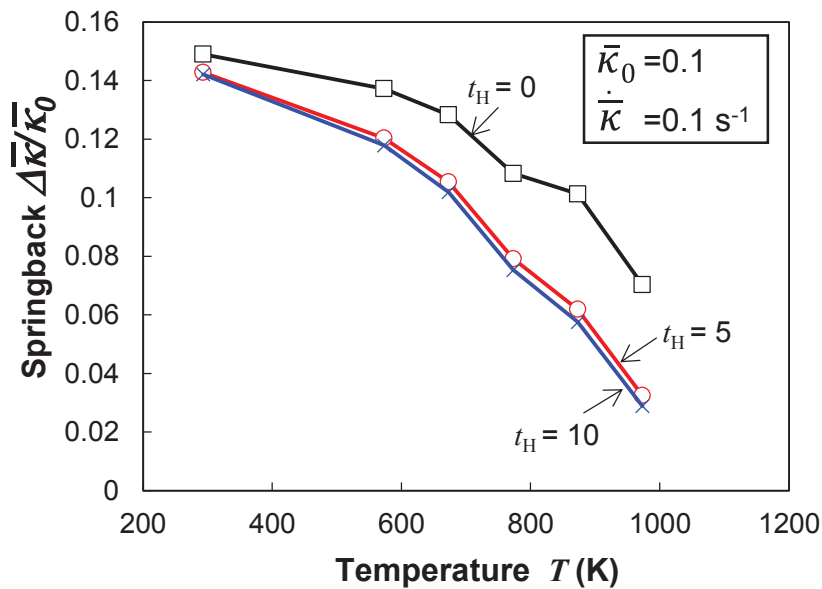


図 5.9 スプリングバックと温度の関係 ($\bar{\kappa}_0 = 0.1, \dot{\bar{\kappa}} = 0.1 \text{ s}^{-1}$)

また、図5.10～図5.12 にそれぞれ $T = 293 \text{ K}$, 773 K , 973 K における, $\bar{\kappa}_0 = 0.3$, $\dot{\bar{\kappa}} = 0.1$ (曲げ成形時), 保持時間 $t_H = 0 \text{ s}$, 5 s , 10 s での板材の応力分布を示す. $T = 773 \text{ K}$ および 973 K では応力は低く, $t_H = 0 \text{ s}$ と $t_H = 5 \text{ s}$ および 10 s の間の差異が大きいことから, 高温において温度および応力緩和の効果が大きいことがわかる.

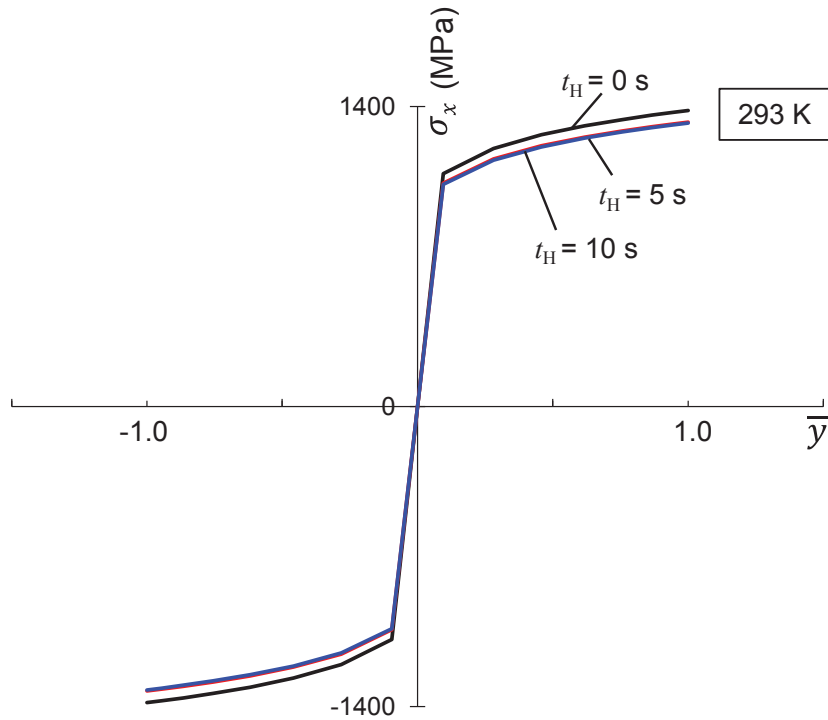


図 5.10 板材の応力分布 ($T = 293 \text{ K}$)

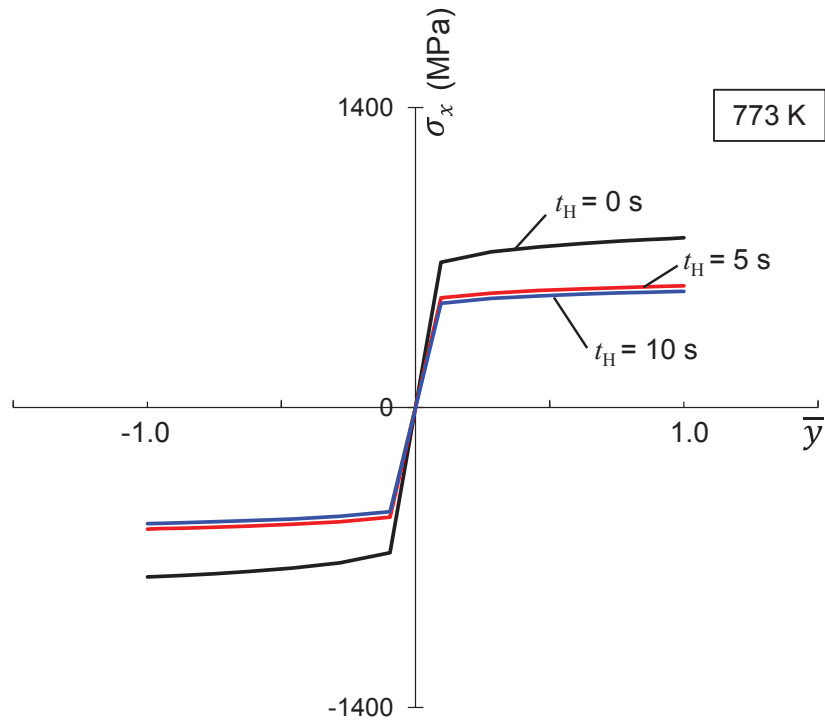


図 5.11 板材の応力分布 ($T = 773 \text{ K}$)

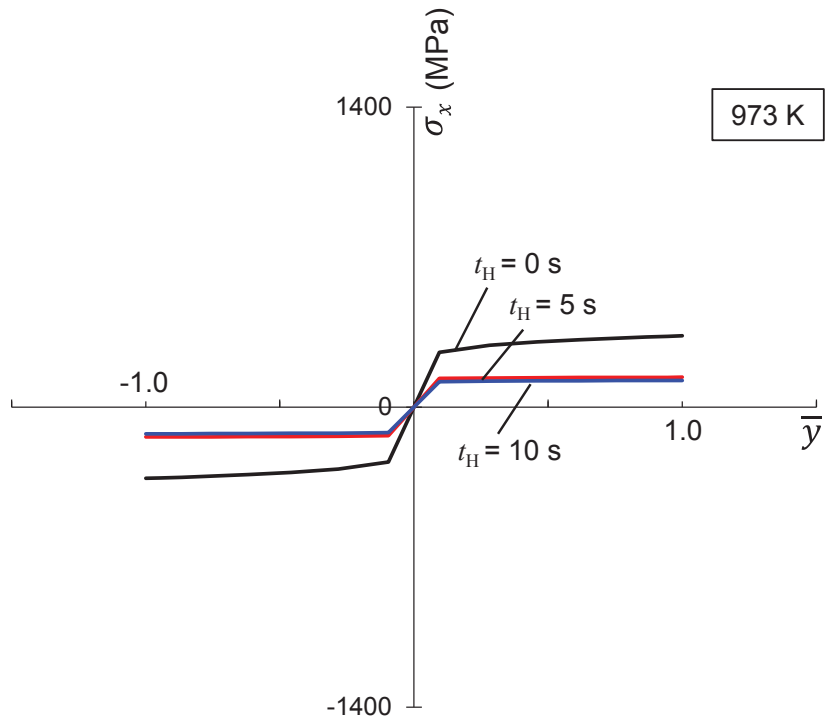


図 5.12 板材の応力分布($T = 973 \text{ K}$)

また，図5.13～図5.15 にそれぞれ $T = 293 \text{ K}$ ， 773 K ， 973 K における， $\bar{\kappa}_0 = 0.3$ ， $\dot{\bar{\kappa}} = 0.1$ (曲げ成形時)，保持時間 $t_H = 0 \text{ s}$ ， 5 s ， 10 s でのスプリングバック後の残留応力分布を示す．前述の応力分布と同様に， $T = 773 \text{ K}$ および 973 K では応力は低く， $t_H = 0 \text{ s}$ と $t_H = 5 \text{ s}$ および 10 s の間の差異が大きいことから，成形及びスプリングバック後の残留応力は温間成形により著しく減少し， 5 s 程度の短時間の下死点保持を加えることによりさらに低減することがわかる．緒言で述べた通り，高張力鋼板のプレス成形において，成形後の残留応力の低減は重要な課題の一つであるが，温間成形はその課題の解決に非常に有効な成形法であると言える．

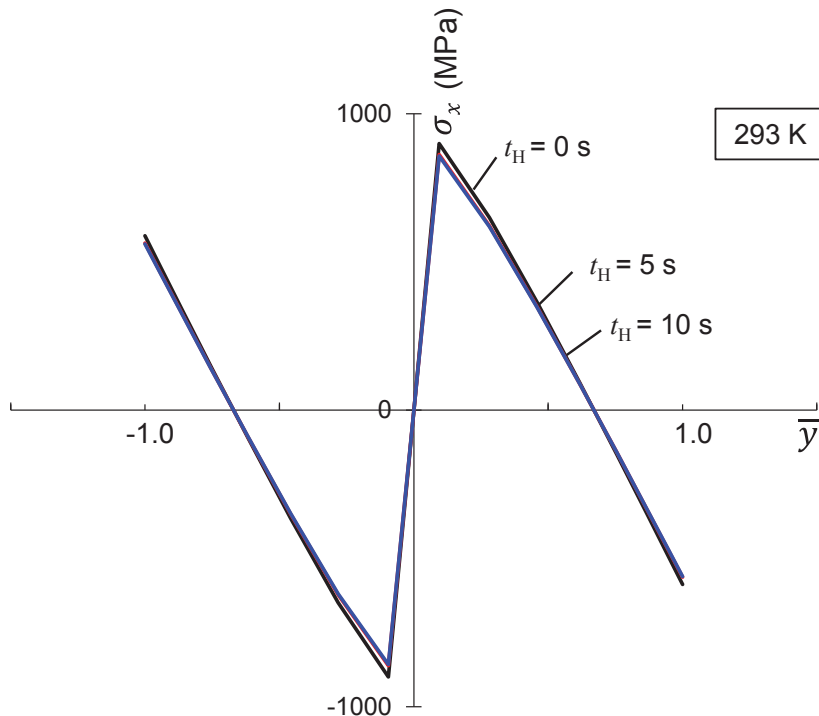


図 5.13 スプリングバック後の板材の残留応力分布($T = 293 \text{ K}$)

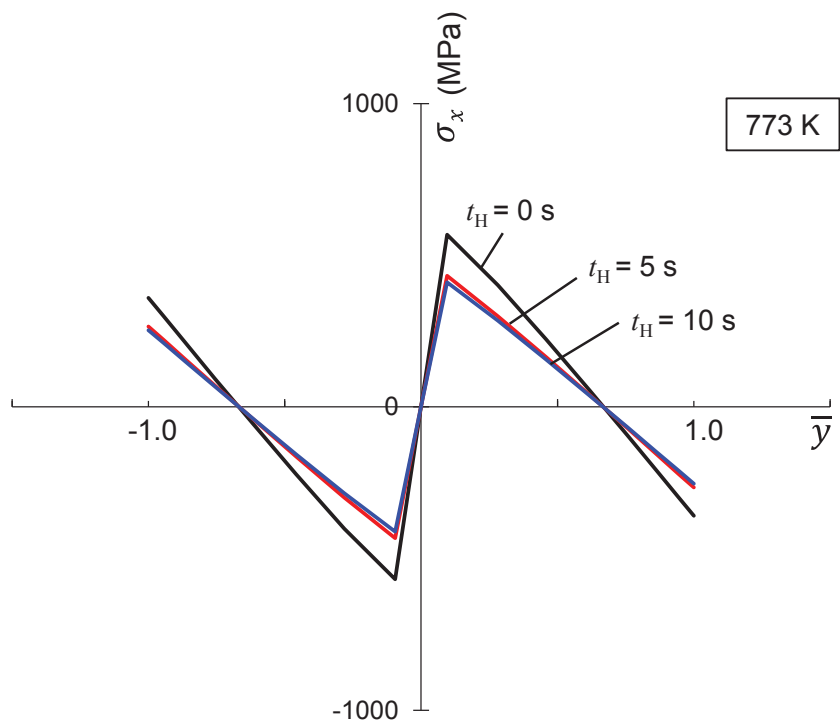


図 5.14 スプリングバック後の板材の残留応力分布 ($T = 773$ K)

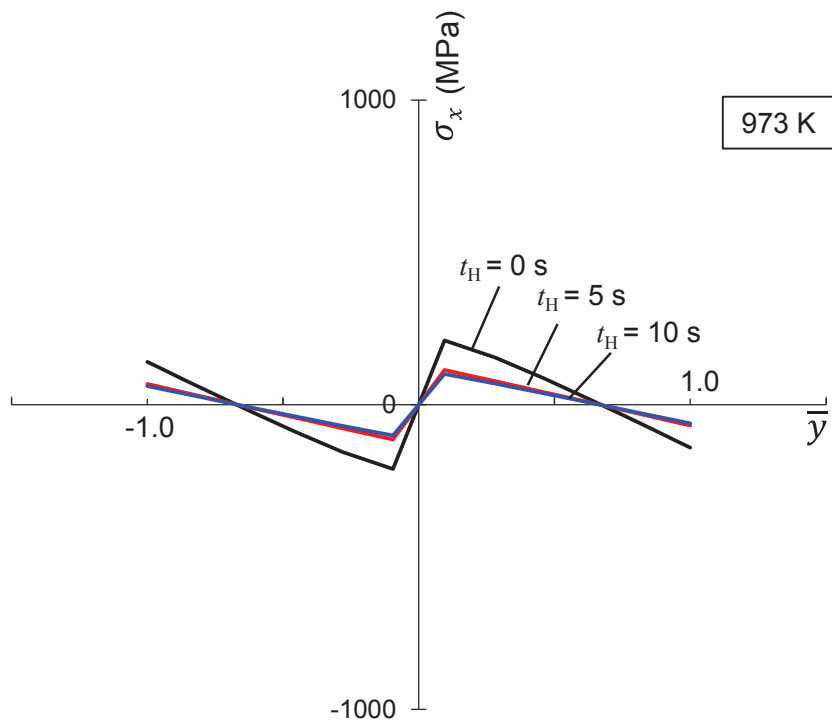


図 5.15 スプリングバック後の板材の残留応力分布 ($T = 973$ K)

第 1 章の緒言で述べたように、Yanagimotoら³⁹⁾は温間成形によるスプリングバックの低減の要因の一つに、注目すべき重要な見解である、除荷時のクリープ効果を提言したが、その検証には至っていない。なお、除荷時のクリープによる曲げ変形の進行は、金型の弾性回復やクッションパッドの影響などにより十分に起こりうる。そこで、除荷時のクリープの影響を調査するため、以下に示す (i)~(ii) の 2 段階で、除荷時におけるクリープを考慮した曲げおよびスプリングバック解析を行った。

(i) 曲げ成形 (図5.2 O→A)

- ・無次元の曲率 $\bar{\kappa}$ は 0 から $\bar{\kappa}_0$ となる。
- ・曲げモーメント M は 0 から M_0 となる。

(ii) 除荷 (図5.2 B→C)

- ・ M は一定速度で低下する (M の時間変化率 \dot{M} は一定)。
- ・ M は M_R から 0 となりスプリングバック発生, $\bar{\kappa}$ は $\bar{\kappa}_0$ から $\bar{\kappa}_0 - \Delta\bar{\kappa}$ となる。

なお、式(5-9)より、 $\bar{\kappa}$ の時間変化率 $\dot{\bar{\kappa}}$ は、 \dot{M} が与えられた場合は次式から算出することができる。

$$\dot{\bar{\kappa}} = \left(\frac{1 - \nu^2}{12h^2E} \right) \dot{M} + 3 \int_{-1}^1 (\varepsilon_x^p - \nu\varepsilon_y^p) \bar{y} d\bar{y} \quad (5-10)$$

また、解析条件は、第 3 章の曲げ実験に対応し、温度 T を 873 K, $\dot{\bar{\kappa}}$ を 0.1 s^{-1} (曲げ成形時), 除荷時間 (除荷に費やす時間) を 0.1 s (除荷速度は高速) および 1 s (除荷速度は低速), $\bar{\kappa}_0$ を 0.3 とした。

図5.16 に、高速および低速除荷における曲げモーメント M と、無次元の曲率 $\bar{\kappa}$ の関係を示す。1 s の低速除荷では、除荷時において、スプリングバックの低減に大きく影響する、クリープによる曲率の変化が確認できる。一方、0.1 s の高速除荷では、除荷過程は弾性的である。以上のことから、温間成形では、低速の除荷 (長い除荷時間) によりスプリングバックを効果的に低減できると考えられる。

第 3 章図3.15 に示した通り、低速での V 曲げにおいて、 $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ によって予測されるスプリングバックは、特に高温域で実際のスプリングバック $\Delta\theta_T/\Delta\theta_{RT}$ よりも小さかったが、これは $(P/E)_T/(P/E)_{RT}$ による予測では考慮されていなかったクリープの効果のためであると考えられる。

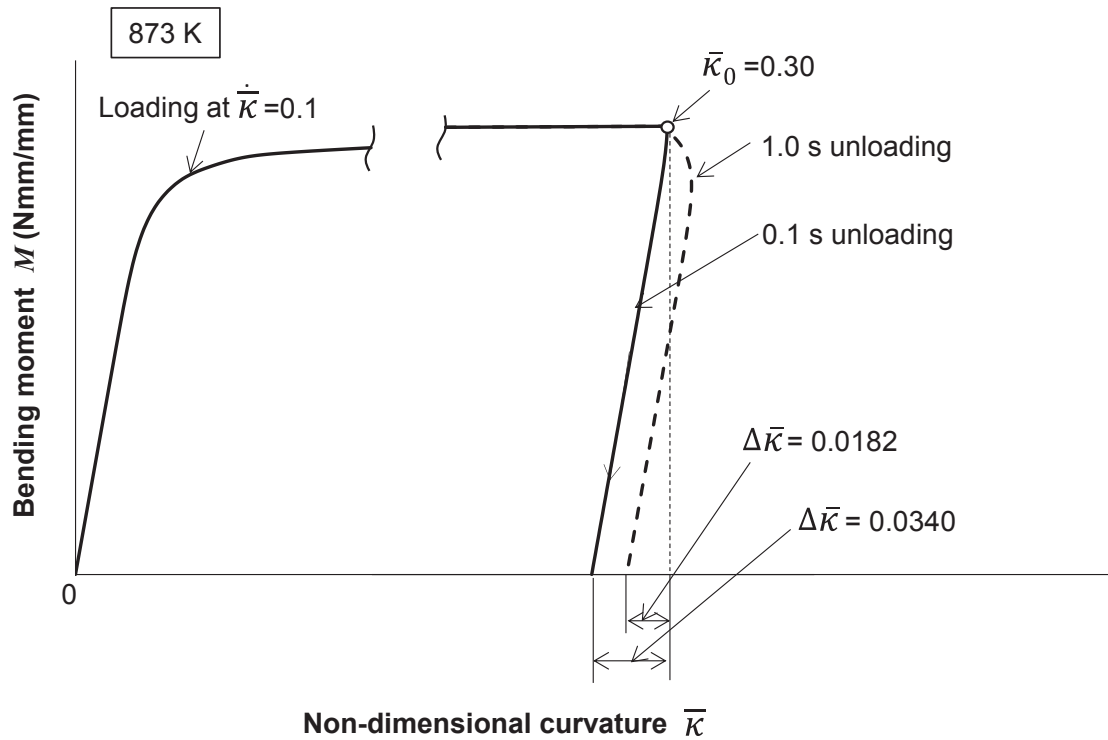


図 5.16 スプリングバックに対する除荷時のクリープの影響

5.4 まとめ

高温における板材の曲げおよびスプリングバックについて、前章で構築した温度とひずみ速度依存性を考慮した弾粘塑性モデルを用いて数値解析を行い、以下の結果を得た。

- (1) スプリングバックは温度の上昇に伴い低下する。これは材料の変形抵抗（応力）が温度とともに低下することに起因する。
- (2) スプリングバックの低減に対する応力緩和の効果は高温において大きく、スプリングバックは高温において板材を金型で保持することにより低下する。また、応力緩和の効果は、保持開始から数秒間でのみ支配的であり、材料の応力緩和挙動や金型保持による曲げ実験の結果と同じ傾向を示す。
- (3) スプリングバックの低減に対するクリープの効果は除荷過程において得られ、スプリングバックは低速での除荷により効果的に低減できる可能性がある。
- (4) 温間成形は、高張力鋼板のプレス成形における重要な課題の一つである、成形後の残留応力の低減に極めて有効である。

第6章 結論

本研究では、高張力鋼板のスプリングバックを低減する成形法として温間成形に着目した。高張力鋼板の高温弾塑性挙動を引張り試験および応力緩和試験により詳細に調べ、そのモデル化を行い、それを用いた温間曲げ成形の解析を行うことにより、温間成形におけるスプリングバック低減のメカニズムを明らかにした。

本論文では、上記の研究内容を 6 章にわたり述べている。各章の要約を以下に述べる。

第 1 章では、高張力鋼板に関する自動車産業および学問的背景を述べた上で、高張力鋼板の成形において重要な課題の一つである、スプリングバックへの対策に関する従来の研究に対して本研究の位置づけを行うとともに本研究の目的について述べた。

第 2 章では、加熱および冷却による材料強度の低下がない 980 MPa 級ナノ析出強化型高張力鋼板を対象に高温での単軸引張試験を行った。その結果、以下の高温弾塑性挙動を明らかにした。

- (1) 単軸引張における応力-ひずみ応答は温度に強く依存する。材料の応力（変形抵抗）は温度の上昇に伴いより顕著に低減する。さらに、応力はひずみ速度に依存し、その依存性は高温になるほど強くなる。これらは、熱的に活性化された材料の塑性現象と考えられる。
- (2) ヤング率は応力やひずみと同様に、温度に依存し、温度上昇に伴い減少する。
- (3) 一定のひずみを与えたもとで生じる応力緩和は、ひずみを加えた直後に急速に進行した後、緩やかに進行する。また、応力緩和は、応力、ひずみ、およびヤング率と同様に温度に依存し、一定のひずみを与えたもとの応力の低下率は温度上昇に伴い増大する。

第 3 章では、980 MPa 級ナノ析出強化型高張力鋼板の高温での V および U 型の曲げ成形試験を行った。その結果、スプリングバックは温度の上昇に伴い低下し、成形速度が低速で高温の場合では、スプリングバックは大幅に減少することがわかった。また、スプリングバックは、高温で成形後の試験片を金型で保持することにより低下し、低減後は保持時間を延長しても変化しないことがわかった。このスプリングバック低下は、試験片が高温かつ一定のひずみで保持されることにより生じた応力緩和の結果である。

第 4 章では、高温における材料の応力-ひずみ応答を記述するために、温度とひずみ速度依存性を考慮した弾粘塑性構成モデルを構築した。この弾粘塑性モデルは、温度に依存するパラメータ、および温度とひずみ速度に依存する抗応力および応力感度指数を含むことで、温度とひずみ速度の依存性を表現できることを特徴としている。構築した弾粘塑性モデルを用いて高温での単軸引張および応力緩和の数値解析を行った。その結果、解析結果は第 2 章の単軸引張試験で得られた結果と良い一致を示し、構築した弾粘塑性モデルにより本鋼板の高温弾塑性挙動を再現できることがわかった。

第 5 章では、**第 4 章**で構築した弾粘塑性モデルを用いて高温における板材の曲げおよびスプリングバックの数値解析を行った。その結果、解析結果は前章までの各種実験結果と同じ傾向を示した。すなわち、材料の変形抵抗が温度とともに小さくなることでスプリングバックが低減し、さらに板材の金型保持（数秒間）中の応力緩和もスプリングバック低減に大きな効果があることがわかった。さらに、低速除荷プロセスではクリープにより曲げが進行し、このこともスプリングバック低減に寄与していることを明らかにした。

また、解析結果から、板材の応力およびスプリングバック後の残留応力は、高温での成形により著しく低下することを確認した。

第 6 章では、本研究で得られた内容を各章ごとに総括した。

以上のように、本研究では、高張力鋼板の成形における重要な課題の一つであるスプリングバック低減に対し、課題の解決に有効な成形法として温間成形に着目し、そのスプリングバック低減に対する効果およびスプリングバック低減のメカニズムについて明らかにした。高張力鋼板の温間成形はこれから発展する技術として期待されている。本研究の成果は、高張力鋼板のさらなる高強度化と適用拡大による、自動車のさらなる軽量化と衝突安全性能向上に対し大きく貢献するものであると考える。

参考文献

1. 国土交通省 HP http://www.mlit.go.jp/jidosha/jidosha_mn10_000002.html
2. 齋藤和也, “自動車用ハイテン材の現状, まてりあ, Vol. 53, No. 12 (2014), pp. 584-588.
3. 小宮幸久, “自動車用鉄鋼材料の現状と動向”, R&D 神戸製鋼技報, Vol. 52, No. 3 (2002), pp. 2-5.
4. 林央, “高張力鋼板の成形技術の展望”, 塑性と加工, Vol. 52, No. 606 (2011), pp. 756-760.
5. 吉田亨, “高張力鋼板の成形不良対策と成形性向上技術”, 塑性と加工, Vol. 52, No. 606 (2011), pp. 777-781.
6. 飯塚栄治, “高強度鋼板の成形不良と対策技術”, 塑性と加工, Vol.58, No.673 (2017), pp. 110-114.
7. 村田忠夫, 濱本紗江, 内海幸博, 山野隆行, 二村裕一, 木村高行, “超高加工性 1180MPa 級冷延鋼板の特性”, R&D 神戸製鋼技報, Vol. 66, No. 2 (2017), pp. 17-20.
8. 薄鋼板成形技術研究会, “プレス成形難易ハンドブック 第3 版”, (2007), 日刊工業新聞社.
9. 吉田亨, “プレス成形シミュレーションにおける精度向上”, 塑性と加工, Vol. 51, No. 598 (2010), pp. 1028-1032.
10. 澄川智史, 石渡亮伸, 平本治郎, 占部俊明, “弾性および塑性異方性とバウシinger 効果を考慮した材料モデルによるスプリングバック予測精度向上”, 塑性と加工, Vol. 55, No. 645 (2014), pp. 949-953.
11. 澄川智史, “材料モデルの高度化によるスプリングバック予測精度向上”, 塑性と加工, Vol. 57, No. 671 (2016), pp. 1132-1133.
12. Yoshida, F., Uemori, T., “A model of large-strain cyclic plasticity describing the Bauschinger effect and workhardening stagnation”, Int. J. Plasticity, Vol. 18 (2002), pp. 661-686.
13. 堤真人, 池田貴, 小池邦昭, “金型たわみ解析—プレス成形シミュレーションによる金型現象の評価—”, 塑性と加工, Vol. 58, No. 681 (2017), pp. 908-912.
14. 笹原孝利, “CAE によるプレス金型のスプリングバック見込み形状の最適化”, 塑性と加工, Vol. 46, No. 534 (2005), pp. 607-611.
15. 吉田亨, 磯貝栄志, 橋本浩二, 片山知久, 栗山幸久, “フォーム成形による高強度鋼板のスプリングバック低減効果”, 塑性と加工, Vol. 46, No. 534 (2005), pp. 656-660.
16. 百鳥誠, 三田太一, 平成 18 年度塑性加工春季講演会講演論文集, (2006), pp. 41-42.
17. 森下忠晃: 第 201 回塑性加工エッセイコンテキスト, (2010), pp. 63-70.
18. 山野隆行, 岩谷二郎, “オーバーラン誘発パンチによる壁反り不良対策技術の検討”, 塑性と加工, Vol. 46, No. 534 (2005), pp. 630-635.
19. L. Komgrit, H. Hamasaki, R. Hino, F. Yoshida, “Elimination of springback of high-strength steel sheet by using additional bending with counter punch”, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 229 (2016), pp.199-206.
20. 坂野律男, 岡田又治, 丸山秀幸, 小田修二, 清水昇, 森林竜也, “1180MPa 級高強度鋼板の車体への適用について”, マツダ技報, Vol. 32 (2015), pp. 65-70.
21. 小嶋啓達, “熱処理を用いた薄鋼板部品の強化技術”, 塑性と加工, Vol. 46, No. 534 (2005), pp. 595-599.

22. Neugebauer R., Altan T., Geiger M., Kleiner M., Sterzing A., CIRP Ann., 55-2 (2006), pp. 793-816.
23. Minote T., Funakawa Y., Saito N., Fukahori M., Hamasaki H., Yoshida F. "Mechanical behavior of 980MPa NANOHITEN™ at elevated temperatures and its effect on springback in warm forming.", Key Engineering Materials, Vols. 611-612 (2014), pp. 11-18
24. 時田裕一, 中垣内達也, 玉井良清, 占部俊明, “高強度鋼板の温間張出し性に関する検討”, 塑性と加工, Vol. 57, No. 660 (2016), pp. 47-52.
25. Karbasian H, Tekkaya A E. "A review on hot stamping.", J Mat Process Technol, Vol. 210(2010), pp. 2103-2118.
26. Merklein M, Wieland M, Lechner M, Bruschi S, Ghiotti A. "Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties A review. ", J Mat Process Technol, Vol. 228 (2016), pp. 11-24.
27. Mori K, Maki S, Tanaka Y. "Warm and hot stamping of ultra high tensile strength steel sheets Using Resistance Heating.", CIRP Annals, Vol. 54(2007), pp. 209-212.
28. 中田匡浩, 鈴木俊哉, 匹田和夫, 植松一夫, 廣瀬洋三, 第 59 回塑性加工連合講演会講演論文集(2008) , pp. 145-146.
29. Maeno, T., Mori, K. & Nagai, T., Manuf. Technol., Vol. 63 (2014), pp. 301-304.
30. Naka T, Torikai G. Hino R, Yoshida F. "The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminum-magnesium alloy sheet.", J Mat Process Technol Vol. 113(2001), pp. 648-653.
31. Toros S, Ozturk F, Kacar I. "Review of warm forming of aluminum-magnesium alloys.", J Mat Process Technol, Vol. 207(2008), pp. 1-12.
32. Naka T, Uemori T. Hino R, Yoshida F. "Effect of strain rate, temperature and sheet thickness on yield locus of AZ31 magnesium alloy sheet.", J Mat Process Technol, Vol. 201 (2008), pp. 395-400.
33. Paolo F. Bariani P F, Bruschi S, Ghiotti A, Michieletto F. "Hot stamping of AA5083 aluminium alloy sheets.", CIRP Annals , Vol. 62(2013), pp. 251-254.
34. Bong H J, Barlat F, Ahn D C, Kim H Y, Lee M G. "Formability of austenitic and ferritic stainless steels at warm forming temperature.", Int J Mech Sci, Vol. 75(2013), pp. 94-109.
35. Yanagimoto J, Oyamada K. "Springback-free isothermal forming of high-strength steel sheets and aluminum alloy sheets under warm and hot forming conditions.", ISIJ International, Vol. 46 (2006), pp. 1324-1328.
36. 大上哲郎, 武智弘, 古野嘉邦, 占部俊明, “薄鋼板の温間成形特性の検討(温間での機械的特性と円筒深絞り成形性-1-)”, 塑性と加工, Vol. 28, No. 314 (1987), pp. 225-231.
37. Mori K, Maki S, Tanaka Y. "Warm and hot stamping of ultra high tensile strength steel sheets Using Resistance Heating.", CIRP Annals, Vol. 54 (2007), pp. 209-212.
38. Yanagimoto J, Oyamada K. Springback of high-strength steel after hot and warm sheet forming. CIRP Annals 2005; 54; pp. 213-216.
39. Yanagimoto J, Oyamada K. "Mechanism of springback-free bending of high-strength steel under warm forming conditions.", CIRP Annals, Vol. 56 (2007), pp. 265-268.
40. 船川義正, 藤田毅, 山田克美, “NANO ハイテン®の金属学的特徴と温間成形の適用”, JFE

技報, No. 30 (2012), pp. 1-5.

41. Lim H, Lee M G, Sung J H, Kim J H, Wagoner R H. "Time-dependent springback of advanced high strength steels.", *Int J Plast*, Vol. 29 (2012), pp. 42-59.
42. Lee M G, Kim S J, Han H N. "Finite element investigations for the role of transformation plasticity on springback in hot press forming process.", *Comp Mater Sci*, Vol. 47(2009), pp. 556-567.
43. Chaboche J L. "A review of some plasticity and viscoplasticity constitutive theories.", *Int J Plast* , Vol. 24 (2008), pp. 1642-1693.

謝辞

本論文をまとめるにあたり，非常に長い間，懇切なる御指導と御鞭撻を賜りました，広島大学大学院工学研究科 吉田 総仁 特任教授に心より感謝を申し上げます。

また，本論文の審査においては，貴重なご助言，ご指導を頂きました，広島大学大学院工学研究科 松木 一弘 教授，山本 元道 准教授，日野隆太郎 准教授に深く御礼を申し上げます。

本研究の遂行においては，広島大学大学院工学研究科 濱崎 洋助教，元広島大学大学院工学研究科大学院生 久野 大輔氏，市川 祐也氏，JFE スチール株式会社 船川 義正部長，榎手徹 課長，マツダ株式会社 技術研究所 深堀 貢 主幹研究員に多大なる御尽力を頂きました。深く感謝を申し上げます。

最後に，在学および本論文の作成において，終始心の支えとなってくれた娘と，公私において支援してくれたマツダ株式会社 技術研究所 久保田 寛 上席研究員に感謝します。