

卒業論文

衝撃荷重を受けるアルミニウム合金の 材料構成則の取得と構造解析

平成 30 年 2 月 5 日 提出

指導教員 酒井 信介 教授

160207 清水 泰之

衝撃荷重を受けるアルミニウム合金の材料構成則の取得と構造解析

清水 泰之 指導教員: 酒井 信介 教授

Keywords: Finite Element Analysis, Impact Destruction, Strain Rate Dependency, Temperature Dependency, Aluminum Alloy

1. 緒言

ロケットには、打ち上げ時に緊急事態が発生した場合、燃料タンクにき裂を入れ、そのき裂を起点とした変形によりタンクを破断、断片化することでロケットを破壊する、緊急時指令破壊というシステムが備わっている。そこで、燃料タンクの破壊挙動に関しての予測技術の高精度化が求められている。そこで課題となるのが、タンクに使用されるアルミニウム合金の、運用条件における材料構成則(材料の変形に関する数式モデル)の整備である。燃料タンクは極低温環境下で高速変形を起こすことになるが、一般に金属では温度低下・ひずみ速度上昇により強度が上がる事が知られている。常温におけるアルミニウム合金の材料構成則を用いることで、予想とは異なる変形・破壊挙動を起こしてしまうリスクを避けるため、本研究では、アルミニウム合金 A2219 の極低温・高ひずみ速度での引張破壊試験を実施し、そのデータから燃料タンクのき裂進展解析に用いることのできる材料構成則を開発することを目的とする。

2. 研究手法

本研究では、まず極低温・高ひずみ速度で引張破壊試験を行うことのできる Split-Hopkinson Pressure Bar (SHPB) Method を用いてデータを取得する。その後、そのデータを用いて、ひずみ速度依存性を考慮に入れた材料構成則である Cowper-Symonds モデル(1-1)を参考にし、モデルに含まれる材料定数を、実験データを用いた最適化により取得する。

次に、その構成則を用いてき裂進展の簡易モデルを作成し、極低温におけるひずみ速度の影響を検討する。

$$\sigma = \sigma_s \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\gamma} \right)^m \right] \quad (1-1)$$

σ : 動的流動応力 σ_s : 静的流動応力

$\dot{\epsilon}$: ひずみ速度 m, γ : 材料固有定数

2. SHPB Method による構成則の取得

本研究では材料の引張試験を①温度条件を常温(20℃)、エタノール+ドライアイス環境(-76℃)、液体窒素環境(-196℃)の3条件、②ひずみ速度条件を準静的試験(ひずみ速度 $10^{-2} \sim 10^0/s$)、SHPB 法試験(同 $10^2 \sim 10^3/s$)の2条件で行い、それぞれの応力-ひずみ曲線を取得した。20℃と-196℃における応力-ひずみ曲線を Fig.1 に示す。常温では流動応力に優位な差が見られなかったが、液体窒素環境では流動応力が15%、極低温条件においては流動応力が20%増加する。また、同じひずみ速度で比較した場合、低温になるにつれて流動応力が増加するが、これは格子の熱振動のエネルギーが失われ、塑性変形の原因である転位の移動にかかるエネルギーの供給を外力により多く担保することが原因と考えられる。また、この結果から、実際の燃料タンク運用条件に近い極低温における Cowper-Symonds 構成則を作成した。パラメータ同定の結果と試験5回分から算出された95%信頼区間を Table 1 に示す。

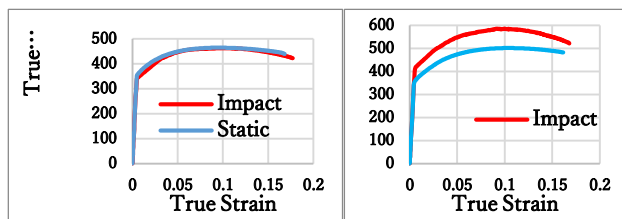


Figure 1 True Stress- True Strain Curve at 20°C[Left], -196°C[Right]

	平均	分散	標準誤差	95%上側	95%下側
γ	2332.575	328.2923	189.5396	2704.073	1961.078
m	1.512166	0.202771	0.11707	1.741623	1.282709

Table 1: Cowper Symonds Model's parameter for A2219

4. き裂進展モデルの作成

構成則が実際のき裂進展に与える影響を確認するため、中央にクラックのある板の端から一様引張力を加えたモデルを作成し、ひずみ速度による加工硬化を表現したモデルとそうでないモデルを比較した。Figure 2 に引張応力印加後のき裂先端の引張方向応力の時刻歴を、Figure 3 に印加後 0.2ms 後のき裂進展の様子を比較を示す。ひずみ速度上昇と温度低下による強度上昇を考慮すると、加工硬化によりき裂先端部で受ける最大応力は約 10 倍大きくなり、き裂進展の速度は非常に遅くなることが確認できる。

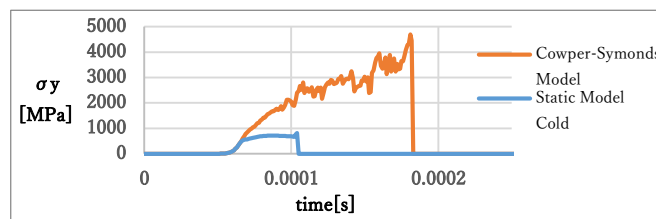


Figure 2 Tensile Stress at crack tip

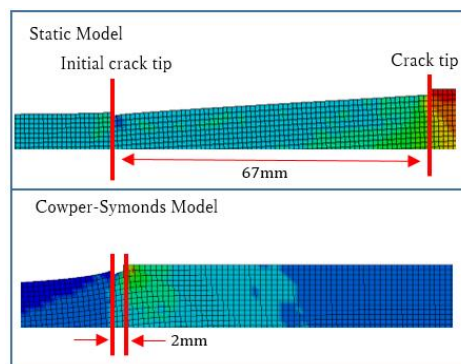


Figure 3 Comparing crack length

5. 結言

本研究で対象としたアルミニウム合金 A2219 には温度低下による強度増加と、極低温環境でのひずみ速度依存性が顕著に現れることを確認し、その影響を考慮した材料構成則を作成した。構成則を導入したき裂進展解析により、極低温下でのき裂進展が常温とは大きく異なる挙動を示すことを明らかにした。本研究が燃料タンクの破断、断片化の挙動予測の精度上昇に繋がったといえる。しかし、き裂進展は SHPB 法試験で行ったひずみ速度よりも高いひずみ速度分布を発生させる現象であり、温度依存性とひずみ速度依存性は相互に影響することもある。より高いひずみ速度での変形試験を行い、転位論を基に温度を含めた更に高精度な構成則を作成することが今後の課題となる。

目次

第1章	序論	7
1.1	研究背景	7
1.2	研究目的及び手法	8
1.2.1	研究目的	8
1.2.2	研究手法	9
1.3	本論文の構成	9
第2章	アルミニウム合金の変形と破壊	10
2.1	アルミニウム合金の変形	10
2.1.1	熱活性化理論による流動応力の変化	10
2.1.2	ひずみ速度による硬化と低温度域におけるひずみ速度依存性	12
2.1.3	ひずみ速度依存性, 温度依存性を考慮した材料構成則	13
2.2	アルミニウム合金の破壊	14
第3章	Split-Hopkinson Pressure bar method による材料データの取得と考察	16
3.1	衝撃材料力学における試験方法の概要	16
3.2	Split-Hopkinson Pressure bar method 概要	16
3.3	応力波伝播理論による SHPB 法原理の説明	17
3.4	実験条件	19
3.4.1	ひずみ速度条件	19
3.4.2	温度条件	20
3.5	実験結果	21
3.5.1	温度による応力-ひずみ曲線の比較	21
3.5.2	ひずみ速度による加工硬化の検討	22
3.5.3	破断伸び比較	24
3.5.4	破断面観察	25
3.6	実験結果の考察	28
第4章	Cowper-Symonds モデルを用いた材料構成則の決定	29
4.1	ひずみ速度による加工硬化を考慮した材料構成則	29
4.2	パラメータ算出	29
4.3	SHPB 法試験解析モデルと試験の結果比較	32
4.3.1	軸力応答の比較	33
4.3.2	ひずみ速度の検討	37
4.3.3	最大断面力の予測精度	39
4.3.4	考察	40
第5章	き裂進展現象での Cowper-Symonds 材料構成則を用いた構造解析	42

5.1	き裂進展解析モデルと解析条件	42
5.2	解析結果.....	43
5.2.1	き裂先端部での応力値の比較.....	43
5.2.2	き裂進展速度の比較	45
5.3	考察	49
第 6 章	結言	50
6.1	総括	50
6.2	今後の課題	50
第 7 章	謝辞	51
第 8 章	引用文献.....	52

図目次

図 1-1	ロケット燃料タンクのアイソグリッド構造.....	8
図 2-1	転位の運動に対する長範囲の障害(a)と短範囲の障害(b).....	12
図 2-2	熱振動が寄与する際の抵抗力－距離図.....	12
図 2-3	第二相粒子が介在するき裂進展の概要図.....	15
図 3-1	SHPB 引張試験機概要図.....	17
図 3-2	試験片図面.....	17
図 3-3	試験片周辺の詳細図.....	18
図 3-4	常温でのひずみ速度－ひずみ線図とそれに対応する真応力－真ひずみ線図.....	20
図 3-5	極低温でのひずみ速度－ひずみ線図とそれに対応する真応力－真ひずみ線図.....	20
図 3-6	ひずみ速度 0.125/s での試験における温度別の真応力－真ひずみ線図.....	21
図 3-7	ひずみ速度 0.0125/s での試験における温度別の真応力－真ひずみ線図.....	21
図 3-8	ひずみ速度 0.00125/s での試験における温度別の真応力－真ひずみ線図.....	22
図 3-9	SHPB 法試験における温度別の真応力－真ひずみ線図.....	22
図 3-10	20℃における準静的引張試験と SHPB 衝撃引張試験から取得した真応力－真ひずみ線図.....	23
図 3-11	-76℃における準静的試験を SHPB 衝撃引張試験から取得した真応力－真ひずみ線図.....	23
図 3-12	-190℃(液体窒素環境下)における準静的引張試験と SHPB 衝撃引張試験から取得した.....	24
図 3-13	各温度での永久ひずみ 0.1 における応力値のひずみ速度依存性.....	24
図 3-14	常温における破断伸びとひずみ速度の関係.....	25
図 3-15	極低温における破断伸びとひずみ速度の関係.....	25
図 3-16	極低温での SHPB 法試験で破壊した試験片の破断面.....	26
図 3-17	-75℃環境下での SHPB 法試験で破壊した試験片の破断面.....	26
図 3-18	常温での SHPB 法試験で破壊した試験片の破断面.....	27
図 3-19	-196℃での準静的引張試験で破壊した試験片の破断面.....	27
図 3-20	-76℃での準静的引張試験で破壊した試験片の破断面.....	28
図 3-21	常温での準静的試験で破壊した試験片の破断面.....	28
図 4-1	Cowper-Symonds 構成則から算出された真応力－真ひずみ線図と実験値の比較.....	32
図 4-2	解析モデル.....	33
図 4-3	常温での断面力の解析値と実験値の比較.....	34

図 4-4	極低温での断面力の解析値と実験値の比較.....	35
図 4-5	実験における入力棒と出力棒のひずみゲージ位置での応力の時刻歴.....	36
図 4-6	解析における入力棒と出力棒のひずみゲージ位置での応力の時刻歴.....	36
図 4-7	試験片中心部でのひずみ速度の時刻歴(試験片破断時刻まで)	37
図 4-8	正方向ひずみ速度の時刻歴応答	38
図 4-9	引張方向ひずみ速度コンター図	38
図 4-10	試験片内応力場.....	39
図 4-11	試験片内ひずみ場	39
図 4-12	各解析における試験片にかかる最大断面力	40
図 5-1	解析モデル	42
図 5-2	き裂先端部での応力値の比較.....	44
図 5-3	き裂垂直方向の応力の時刻歴応答	44
図 5-4	第一主応力コンター図.....	45
図 5-5	応力印加後の経過時刻とその時刻でのき裂進展距離	45
図 5-6	き裂進展挙動(ひずみ速度依存性の考慮なし).....	46
図 5-7	き裂進展挙動(ひずみ速度硬化考慮モデル)	48
図 5-8	初期き裂先端部におけるひずみ速度の時刻歴	49

表目次

表 1-1	A2219 の化学成分.....	9
表 4-1	Cowper-Symonds 材料構成則における材料固有パラメータと各統計的数値.....	29
表 4-2	解析条件.....	33
表 5-1	解析条件.....	43
表 5-2	応力拡大係数の解析解と解析からの算出値の比較.....	45

第1章 序論

1.1 研究背景

昨今、宇宙産業の発展は目覚ましいものがある。日本においても、宇宙産業は今後さらに大きく発展する分野となるだろう。その中で、国産有人宇宙ロケットの開発は日本で未だ成し遂げられていない課題である。また、日本のみならず世界中で、有人・無人を問わず、安全性が高く、かつ低コストで飛行できる宇宙ロケットの開発が強く求められている。

ロケットの安全性能には、故障のしにくさのみならず、故障した際の安全な対応策や、飛行域周辺の安全の確保が求められる。故障時の安全対策として、現在のロケットには、「緊急時指令破壊システム」というものが搭載されている。これは、ロケットが制御不能に陥った際、地上からの自壊命令により空中でロケットを破壊し、即座に機能を停止させるシステムである。指令破壊で行われる操作は以下の通りである。①ロケット本体の液化燃料タンクに貼り付けてある線形成形炸薬(LSC)という火工品を作動させる。②燃料タンク外壁を金属ジェットが超高速に切断する。③内部圧力と担持していた内力を開放する。④切断部を起点とした変形に伴って開口部より大気中に燃料を放出する。この操作により、最終的にはタンクは破断、断片化し、爆発を伴いロケットは破壊される。この操作により断片化されたロケットは地上に落ちることになるため、その落下範囲を予測した上で、その範囲内に人がいることが無いように飛行経路を設計する必要がある。現在の宇宙ロケットの軌道は、その落下範囲を過剰に広く見積もることで安全性を担保しているが、これにより封鎖する空域、海域は非常に広大になり、ロケットの打ち上げ能力や運用コストへの影響が多大に出てしまっている。また、有人宇宙ロケットの場合、我が国の非常に貴重な人材である宇宙飛行士の安全を担保するために、非常時に乗員をロケットから退避させる緊急離脱システム Launch Abort System (LAS)の開発が進められている。退避するための機体とその搭乗員へ、指令破壊システムにより破壊されたロケットの破片がどのように影響するか、という予測が、LASに求められる安全基準要求とそのため設計に直接影響することになる。以上のように、指令破壊に伴う爆発と、破片の飛散予測の精度向上は、今後の宇宙ロケット開発において非常に強く求められている[1][2][3][4][5]。

ロケットタンクは、燃料の貯蔵のみでなく、ロケットの荷重を支える構造部材としての役割も果たしている。この方式をインテグラルタンク方式と呼び、ロケットの総重量を軽くできるメリットがある。しかし、その結果燃料タンクには内圧のみでなく、様々な荷重が作用することになる。さらに、通常の構造体よりも高度な軽量化が求められるため、想定される設計限界荷重と実際の運用荷重との間に安全余裕をとることが出来ず、安全率はおよそ 1.25 程度で設計されている[6]。また、圧力容器に用いられるアルミニウム合金の厚みは単純計算で 3~4mm であるため、非常に薄く、指令破壊システムによる材料の破壊は、アルミニウム合金薄板の高速き裂進展現象となることが予想される。また、実際の燃料タンクでは、

図 1-1 のように 3mm の板に対して 17mm のリブを有するアイソグリッド構造と呼ばれる構造を取っており 52[4]，更に複雑な破壊現象が起これと予想される．この燃料タンク破片飛散の予測を行うためには，破壊時のロケット燃料タンクの断片サイズや，そのサイズ分布を高精度に予測することが必要である[5]．

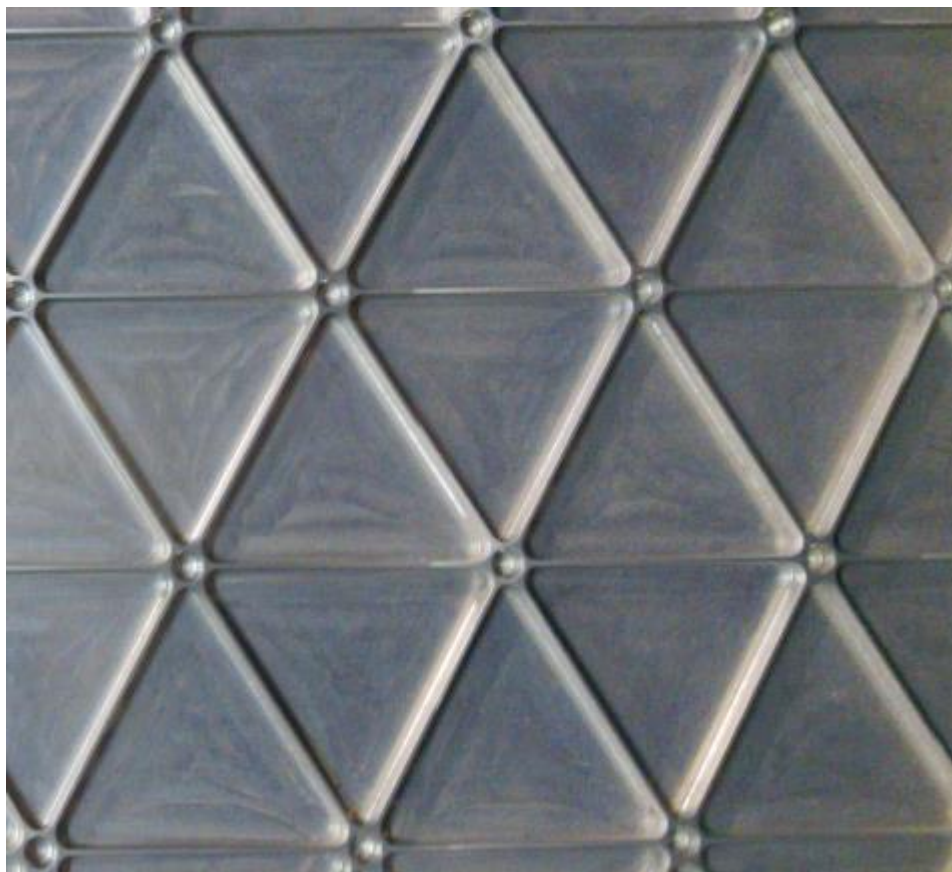


図 1-1 ロケット燃料タンクのアイソグリッド構造

1.2 研究目的及び手法

1.2.1 研究目的

上述のような指令破壊システムにおいて，液体酸素や液体水素を格納するタンクは極低温状態にあり，き裂進展は高速な変形速度で行われる現象である．しかしながら，ロケットタンクに用いられるアルミニウム合金 A2219 に関して，そのような極低温，かつ衝撃破壊が産業的に扱われることはほとんど無く，十分な材料データも揃っていない状況にある．また，一般的に，ひずみ速度の上昇に応じて，材料は硬化する性質(ひずみ速度硬化)を持ち，その性質自体が温度による影響を多分に受ける．そのため，アルミニウム合金の極低温での衝撃破壊に関する実験から材料データを取得し，そのひずみ速度，温度依存性

に関してまとめる必要がある。また、そのデータを計算機による数値解析に用いるためには、それらの温度依存性、ひずみ速度依存性を含めて、データを数式としてモデル化する必要がある。また、最終的にはそのモデルが一般的に用いることができるものであるかどうかを検証する必要がある。

1.2.2 研究手法

本研究では、はじめに材料の高速引張試験である Split-Hopkinson Pressure bar method を極低温環境で行うことで、ロケット燃料タンクの運用条件、破壊条件に近い環境での材料データの取得を行う。次に、取得したデータを用いて、本研究で対象とする条件に用いることのできる材料物性モデル(材料構成則)の作成を行う。最後に、実際のき裂進展を模擬した破壊解析によって、破壊挙動における構成則の影響を検証する。以上をもって、ロケット燃料タンクに用いられるアルミニウム合金の温度、ひずみ速度依存性を含めた変形、破壊挙動をモデル化し、緊急時指令破壊におけるロケット燃料タンクの破壊・破片飛散の予測技術につながるデータ整理を行う。本研究で用いた材料はアルミニウム合金 A2219-T852 である。A2219 番台のアルミニウム合金は強度、耐熱性、溶接性に優れ、航空宇宙用材料として用いられることが多い。表 1-1 にその化学成分を示す。

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	V	Zr	Ti
~0.2	~0.3	5.8~6.8	0.2~0.4	~0.02	~0.1	0.05~0.15	0.10~0.25	0.02~0.10

表 1-1 A2219 の化学成分

1.3 本論文の構成

第 1 章では、研究の背景、及び目的について述べた。

第 2 章では、本研究で扱うアルミニウム合金の基本的な機械的特性と、その変形、破壊機構に関して整理する。

第 3 章では、Split Hopkinson Pressure bar method を用いたアルミニウム合金の応力—ひずみ曲線の取得について述べ、その温度、ひずみ速度依存性について考察する。

第 4 章では、材料構成則の数式モデル化を行い、解析による合わせ込みを行う。

第 5 章では、第 4 章で作成した数式モデルを実際のき裂進展解析に用いて、その有用性を検証する。

第 6 章では、本論文の結論と今後の展望を述べる。

第2章 アルミニウム合金の変形と破壊

2.1 アルミニウム合金の変形

アルミニウム合金は一般的に延性材料である。延性材料とは、力が作用した際、破壊に至るまでに大きな塑性変形を伴う破壊をする材料のことである。それに対して脆性材料は、材料にき裂が生じた後、すぐに破断に至る材料のことを言う。その変形挙動は弾性領域と塑性領域に分類される。一般的に、材料は外力を加えられることで弾性変形するが、外力が大きくなり一定の値を超えると、その外力を取り去っても材料は変形したままの状態になる。これを塑性変形と呼ぶ。金属などの結晶性材料では、塑性変形は転位と呼ばれる原子配列の乱れた部分の移動によって起こる。この転位の活性化エネルギーは転位の位置によって周期的に変動し、これをパイエルス・ポテンシャル(Peierls potential)と呼ぶ。すなわち、このパイエルス・ポテンシャルを転位の持つエネルギーが超えた時、転位が移動し、塑性変形を起こす。このパイエルス・ポテンシャルの周期性により、転位の運動には格子抵抗(摩擦抵抗)が働く。この抵抗をパイエルス=ナバーロ応力(Peierls-Nabarro stress)と呼ぶ。

転位の運動を考える際、材料の結晶構造は不可欠である。アルミニウム合金の結晶構造は面心立方格子(FCC)を基本としており、体心立方格子(BCC)を基本とする鉄鋼材料とは転位の移動形態が異なる。BCC 結晶は交差滑り(Cross slip, 転位が運動中に 1つのすべり面からそれと交差する別のすべり面に移る現象)が容易であり、二重交差滑りとフランク・リード源(転位が生み出される機構)の組み合わせによる転位の増殖の活性化が期待される一方で、FCC 結晶では交差滑りが困難である場合が多く、相対的にパイエルス・ポテンシャルが小さくなる。また、BCC 構造は結晶の対称性があり、転位の移動方向が多数存在し、結晶粒間で転位の受け渡しが比較的容易なため、材料全体のマクロな変形と各結晶粒のひずみが一致する傾向にある。

2.1.1 熱活性化理論による流動応力の変化

転位の運動を妨げる障害の種類には、抵抗力が長範囲に及ぶものと、原子間距離程度の短範囲にのみ影響を及ぼすものがある。転位がこれらの障害を乗り越えて移動するためにはエネルギーが必要となるが、そのエネルギーには外力のなす仕事の他に、結晶格子の熱振動のエネルギーも用いられる。図 2-1 に転位の移動に対する障害とその範囲に関する図を示す。ここで、熱振動のエネルギーが障害のある位置にたまたま集中し、それを転位が吸収することで障害を超える事を考える。

転位の移動に必要なエネルギーを U_0 とすると、外力が働かない場合、熱運動のエネルギーがある領域に U_0 だけ集中する確率は、ボルツマンの式により、

$$P_0 = \exp\left(-\frac{U_0}{kT}\right) \quad (2-1)$$

U_0 : 転位に必要なエネルギー K :ボルツマン定数 T :温度

となる。しかし、この場合は、転位が障害を転位のすべり運動方向に乗り越える確率と、その逆方向に乗り越える確率が等しくなるため、転位の正味の移動は生じないことになる。

そこで、転位の単位長さあたり

$$f_E = \tau b \quad (2-2)$$

τ : 転位を起こすための外力 b : バーガースベクトルの大きさ

の外力が作用し、転位が x 方向に移動するとする。この場合、転位が移動する際の転位長さを l 、その障害の山の幅を d とすると、転位がすべり運動する際に熱振動により供給されるエネルギー(活性化エネルギー)は、転位に必要なエネルギーから外力による仕事を差し引いて、 x 方向では $U_0 - \tau b l d$ 、 $-x$ 方向では $U_0 + \tau b l d$ となる。ここで、 $b l d$ は活性化体積と呼ばれる。つまり、正味として、 x 方向に

$$\exp\left(-\frac{U_0 - \tau b l d}{kT}\right) - \exp\left(-\frac{U_0 + \tau b l d}{kT}\right) = 2 \exp\left(-\frac{U_0}{kT}\right) \sinh\left(\frac{\tau b l d}{kT}\right) \quad (2-3)$$

となる確率で障害の乗り越えが進行することになる。ここで、活性化エネルギー U_0 が kT の値より十分大きい場合、この確率は非常に小さいものとなる。すなわち、図 2-1 の左のような長範囲の障害に関しては U_0 が大きく、その障害を乗り越えて転位が移動することはほぼ無い。しかし、図 2-1 における右側のような、短範囲での障害に関しては、原子の熱振動の助けを借りることで、図 2-2 のように障害が低くなり、障害を超えて転位が移動することができる。転位の移動の際に熱振動から供給されるエネルギー U^* を活性化エネルギー(activation energy)と呼ぶ。このような現象を転位の熱活性化過程と呼び、それによる転位の運動は転位の熱活性化運動と呼ばれる。また、この時転位の熱活性化過程に有効に作用する応力 τ を熱活性化応力(thermal stress)、 d を活性化距離(activation distance)と呼ぶ。なお、実際の転位のある場所には他の転位などによる長範囲の障害と短範囲の障害が混在しており、実際の抵抗力—距離図は図 2-1(a)と(b)を加算したものとなる。内部応力やアルミニウム合金においても熱活性化運動は認められ、低温領域では引張強さ、耐力、伸びはいずれも増大する傾向にあり、本研究で用いられアルミニウム合金 A2219 に関してもその傾向は現れるものと考えられる[7][8][9][10][11][12]。

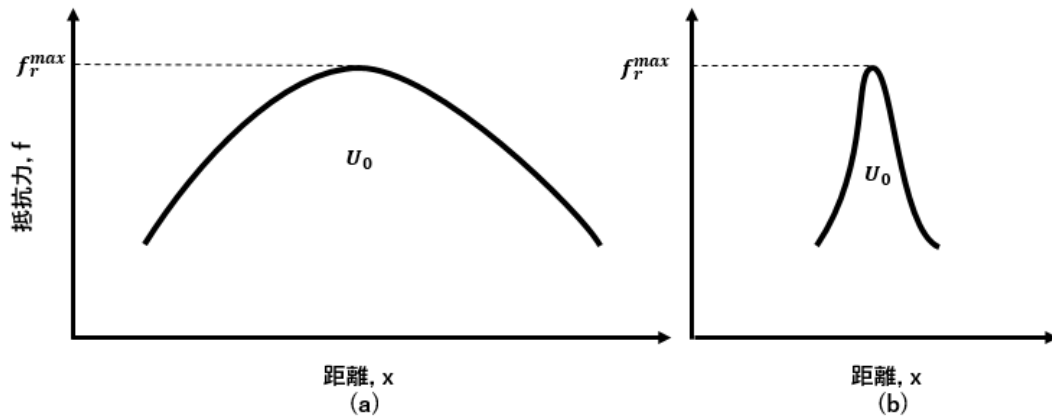


図 2-1 転位の運動に対する長範囲の障害(a)と短範囲の障害(b)

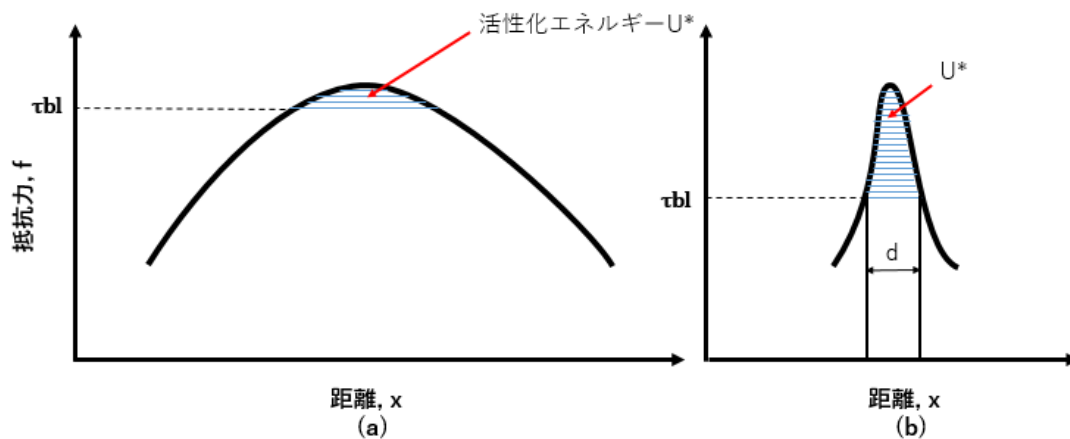


図 2-2 熱振動が寄与する際の抵抗力—距離図

2.1.2 ひずみ速度による硬化と低温度域におけるひずみ速度依存性

材料が高速で変形する場合、その挙動は準静的な変形をする場合とは異なるものとなる。鋼材においては、ひずみ速度の上昇によって材料強度(流動応力, 引張強さ)が上昇し、それに伴い靱性が低下する、という、温度低下と同様の効果が現れる。

2.1.1 節でも述べた転位を妨げる障害のうち、短範囲の障害が支配的である場合、活性化エネルギー G は、温度を一定とすればひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ の減少関数である。また、活性化エネルギー G は転位が障害を越えるために必要な応力 τ に関しても減少関数となる。つまり、ひずみ速度が増加すれば活性化エネルギーは減少し、その結果 τ は増加することになる。

また、一般的に低温度域ではひずみ速度の増加による流動応力の増加は顕著になる。転位の移動には熱活性化過程による場合と非熱的に起こる場合がある。熱活性化過程により転位の移動が起こる場合、変形応力の増加と温度、ひずみ速度の関係は

$$\dot{\gamma} = nb^2 \left(\frac{l_0}{l} \right)^2 v_D \exp \left(-\frac{U_0 - \tau b l d}{kT} \right) \quad (2-4)$$

l_0 : 点障害の平均間隔 v_D : デバイ振動数 n : 運動転位数

となる。このため、ひずみ速度が $\dot{\gamma}_1$ から $\dot{\gamma}_2$ へ増加させた時、変形応力の増加は

$$\Delta \tau = \frac{kT}{V} \ln \frac{\dot{\gamma}_2}{\dot{\gamma}_1} \quad (2-5)$$

$V = bld$: 活性化体積

となり、ひずみ速度の増加の影響は $\Delta \tau$ の増加の影響は非常に小さくなる。

一方、転位の運動が極低温状態での変形などで非熱的に行われる時、材料内のフォノンや伝導電子の散乱による摩擦力を受けることが転位の移動障害の主な要因となり、それらの動摩擦力と外力の滑り方向の成分の力の釣り合いの関係は以下で示される。

$$Bv = b\tau$$

B : フォノンと伝導電子による摩擦係数の和 v : 転位速度

(2-6)

これより、ひずみ速度と応力の関係は

$$\dot{\gamma} = \frac{nb^2\tau}{B} \quad (2-7)$$

となり、これを用いると、

$$\Delta \tau = \frac{B}{nb^2} \frac{\dot{\gamma}_2}{\dot{\gamma}_1} \quad (2-8)$$

これより、ひずみ速度と応力の増加が線形性を持つことになり、ひずみ速度の影響が非常に大きくなる[13].

2.1.3 ひずみ速度依存性、温度依存性を考慮した材料構成則

以上のことから、材料の塑性変形の機構には、ひずみ速度と温度による影響が含まれる。そして、これらの依存性を定量的にモデル化し、応力をひずみ、温度、ひずみ速度の関数として表したものが提唱されてきた。

G.R.Cowper と P.S.Symonds は片持ち梁の衝撃曲げ試験において、ひずみ速度の上昇により加工硬化が起こることを示し、静的試験での応力-ひずみ曲線に対し、ひずみ速度と材料定数を含むスケールファクターを乗ずることでその増加を表現した[14].

また、G.R.Johnson と W.H.Cook は常温準静的な環境だけでなく、広範囲の温度、ひずみ速度に対して金属材料一般に用いる事ができる材料モデル（構成則）を考案した。この中で彼らは高速度引張試験法として torsion test と Hopkinson Bar Test を様々なひずみ速度（quasi-static to about 400 /s）と温度に亘って実施した。このときのひずみ速度、温度を考慮した真ひずみと真応力の関係から von Mises 流動応力を式(2-9)で与え、Cylinder impact test での良好な一致を認めた[15].

さらに、F. J. Zerilli と R. W. Armstrong は転位のメカニズムを考察することで Johnson-Cook モデルを改良し、温度、ひずみ速度に加えて体心立方格子や面心立方格子といった結晶構造の依存性も考慮した構成則(2-10)(2-11)を作成し、同様に Taylor impact test での良好な一致を認めた[16].

$$\sigma = [A + B\varepsilon^n][1 + C \ln \dot{\varepsilon}][1 - \dot{T}^m] \quad (2-9)$$

A,B,C,n,m: パラメータ $\dot{\varepsilon}$: ひずみ速度 $\dot{T}$: 相対温度比

$$\sigma = C_1 + C_2(\varepsilon^p)^{0.5} \exp\{-C_3 + C_4 \ln(\dot{\varepsilon})\} \quad (\text{For FCC}) \quad (2-10)$$

C_1, C_2, C_3, C_4 : パラメータ $\dot{\varepsilon}$: ひずみ速度 T: 温度

$$\sigma = C_1 + C_2 \exp\{-C_3 + C_4 \ln(\dot{\varepsilon})\} T + C_5 \varepsilon^n \quad (\text{For BCC}) \quad (2-11)$$

C_1, C_2, C_3, C_4, C_5 : パラメータ $\dot{\varepsilon}$: ひずみ速度 T: 温度

2.2 アルミニウム合金の破壊

脆性材料では、一度へき開面にクラックの核が発生した後は、その先端の原子間結合力破壊のための仕事は試験片内の弾性エネルギーから供給され、き裂の進展は非常に速い速度で進行する場合が多い。一方延性材料では、クラックの核が発生した後も、クラックの進行のための塑性変形に大きなエネルギーを必要とするため、き裂進展のためには外力を更に増してやる必要がある。延性材料には大きく分けて3つの破壊様式(①塑性鈍化②へき開③延性引き裂き)があり、その破壊強度は個々の結晶内欠陥の強度の平均値となるため、その破壊強度の変動は比較的小さい。反対に脆性材料では、最も弱い欠陥部分から一気に破壊が生じるため、最も弱い欠陥の強度により破壊強度が決定される。そのため、破壊強度の変動は延性材料に比べ大きい。アルミニウム合金の破壊挙動は、延性的挙動を示すものから、脆性的に破壊されるものもある。また、高温では延性が保たれるが、低温で脆性的挙動に遷移する材料もあり、これを「延性－脆性遷移」と呼ぶ。この減少は一般的に BCC、六方最密充填構造(HCP)の物質に多く見られ、アルミニウムのような FCC の物質には起こりにくいといわれる[17][18][19][21].

アルミニウム合金のミクロな破壊機構に着目すると、一般的には図 2-3 のように材料内の第二相粒子が介在する部分で弾性係数の違いによる境界部の剥がれが生じ、そこにできた空孔が成長、合体することでき裂が進展していくという空孔合体型の破壊を示す。この時、高い破壊靱性を持つ材料は析出物径が数 nm 程度と小さく、破壊に対し第二相粒子の影響

が小さいために、延性を保つと考えられる。鋼と比較した場合、破壊に至る瞬間までは延性
き裂の成長が見られず、応力が印加された材料全体に渡って微小空孔が存在している
[5][20][18].

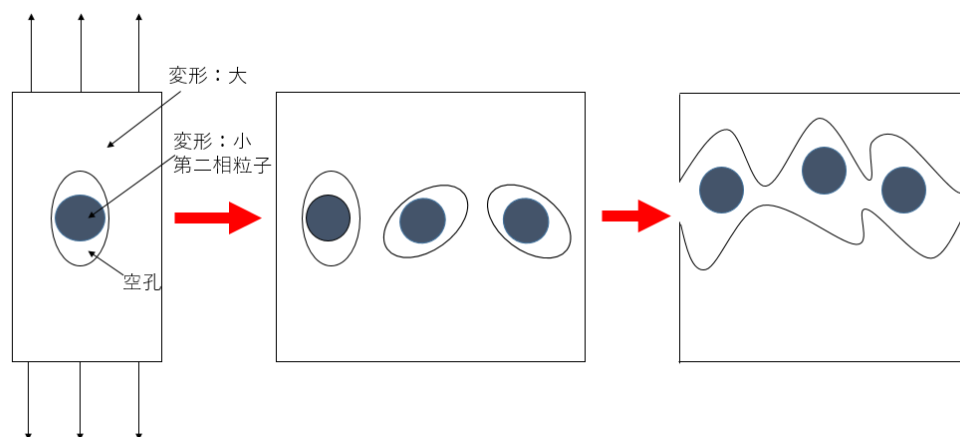


図 2-3 第二相粒子が介在するき裂進展の概要図

第3章 Split-Hopkinson Pressure bar method による材料データの取得と考察

3.1 衝撃材料力学における試験方法の概要

材料力学における大半の問題は、静的な荷重により材料を変形させる静力学的な問題であるが、実際には本研究で扱うような衝撃力や高速変形を扱う問題も存在する。そういった場合の現象を扱う際には、一般の材料力学とは異なる試験、理論を扱う必要がある。

衝撃負荷を受ける材料の挙動は、静的な荷重を受ける材料と比較して以下の部分が異なる。

- ① 応力が応力波として伝播するため、応力場が時間的に変化し、その分布は静的問題とは異なる。
- ② ひずみ速度の上昇により、材料の強度や破壊靱性が変化するため、材料自体が静的な問題での材料特性と異なる特性を示す。
- ③ 材料の変形速度が速いため、静的な問題で仮定できる力の釣り合いとは異なり、材料自体にかかる慣性力の影響を考えた運動方程式を考える必要がある。

これらの違いを考えた上で、応力波の伝播を捉えて材料物性値を取得する Split-Hopkinson Pressure bar method (SHPB 法)や Taylor Impact test といった方法が提案されている。本研究では、幅広い温度で高ひずみ速度の引張試験を行うことのできる(SHPB 法)を用いて実験を行った。

3.2 Split-Hopkinson Pressure bar method 概要

SHPB 法は、最も信頼性の高い衝撃試験法として、機械材料(アルミニウム合金、チタン合金等)の引張、圧縮、曲げ変形等の特性を評価するために広く使用されている実験手法である。本研究では、防衛大学校 小笠原・山田研究室が所蔵する SHPB 法試験機を用いた。図 3-1 に SHPB 法における衝撃試験装置の概要、図 3-2 に使用する試験片を示す。装置は入力棒、出力棒と高圧空気源を用いたストライカから成り、入力棒、出力棒の端部に試験片をネジ締結で取り付ける。出力棒が固定された状態で、ストライカを圧縮空気により射出し、入力棒のフランジ部分に当てることで入力棒に引張応力波を生成する。入力棒と出力棒にはひずみゲージが取り付けられており、これらのひずみ値を計測することで、試験片内の平均公称ひずみ、平均公称ひずみ速度、応力の値を求めることができる。

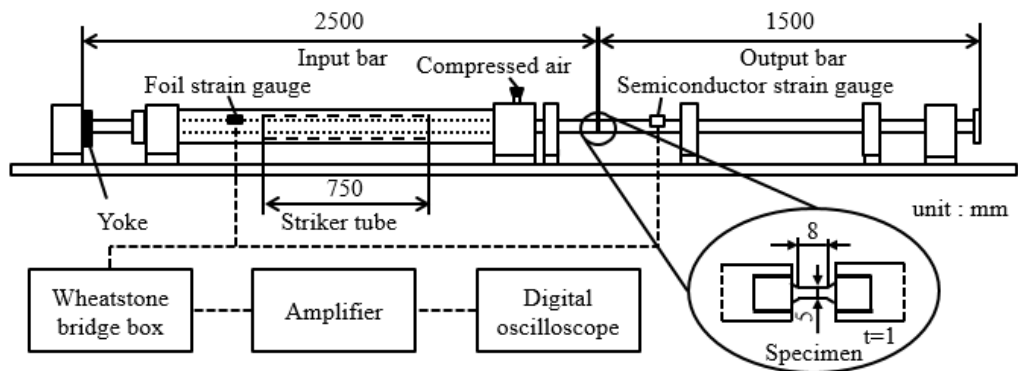


図 3-1 SHPB 引張試験機概要図

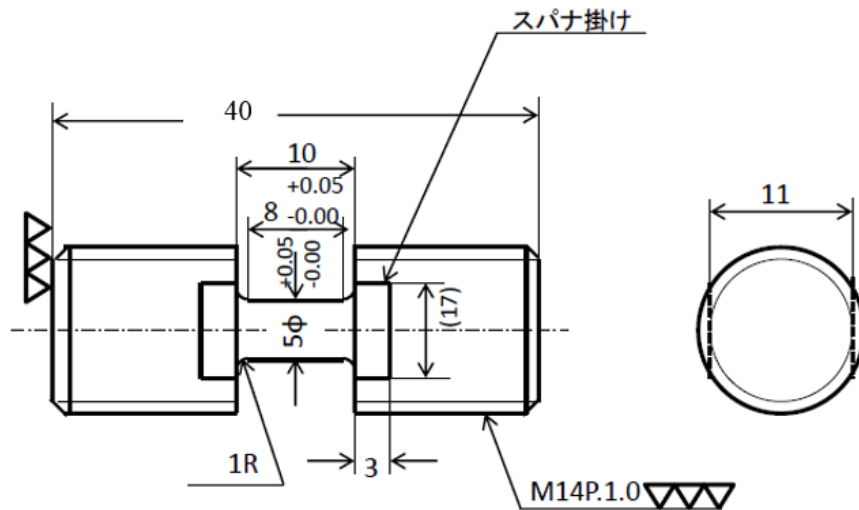


図 3-2 試験片図面

3.3 応力波伝播理論による SHPB 法原理の説明

時刻 $t=0$ において、ストライカが入力棒に衝突すると、入力棒には引張応力波が伝播する。応力棒の局所変位の一次元波動方程式は

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c^2 \frac{\partial^2 u}{\partial x^2} \quad (3-1)$$

と表され、その一般解は

$$u(x, t) = f(x - ct) + g(x + ct) \quad (3-2)$$

となる。

次に、試験片周辺に着目する。図 3-3 に、試験片周りの応力波伝播と変位、ひずみの関係

を示す。応力波には大きく分けて3つある。

- ストライカにより生成され、入力棒から試験片へと入射する入射波
- 試験片へと入射されず、試験片端部で入力棒へとはね返る反射波
- 試験片を透過し、出力棒へと伝播する透過波

以降、これらに関わる値の表記には、それぞれ i(Incident), r(Reflection), t(Transmit) の下付き文字を使用する。

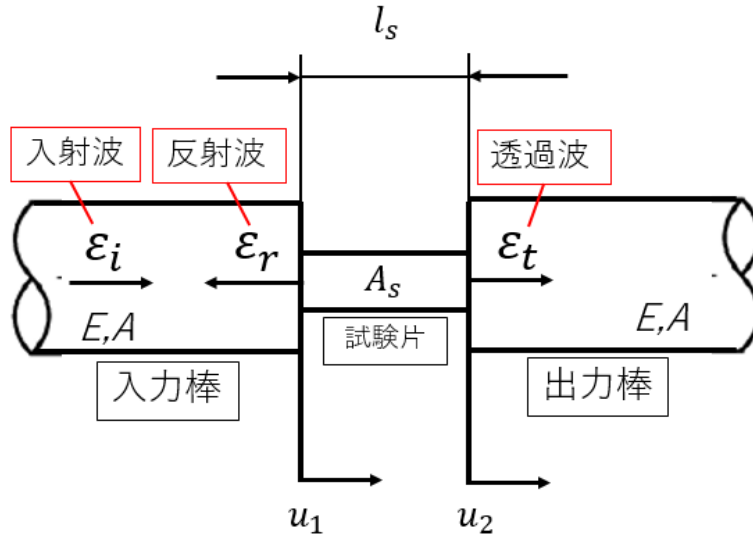


図 3-3 試験片周辺の詳細図

入力棒から試験片に入射する応力波 w_i と、試験片端部ではね返り、入力棒へ反射する応力波 w_r が存在することに着目すると、入力棒のひずみ ε 、試験片両端での変位 u_1, u_2 は

$$\varepsilon_{\text{inputbar}}(x, t) = \frac{\partial u}{\partial x} = \varepsilon_i + \varepsilon_r \quad (3-3)$$

$$\varepsilon_{\text{inputbar}}(x, t) = \frac{\partial u}{\partial x} = \varepsilon_i + \varepsilon_r \quad (3-4)$$

$$u_1(t) = c_0 \int_0^t [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t)] dt \quad (3-5)$$

$$u_2(t) = c_0 \int_0^t \varepsilon_t(t) dt \quad (3-6)$$

となる。よって、試験片の平均公称ひずみ ε 、平均公称ひずみ速度 $\dot{\varepsilon}$ は

$$\varepsilon(t) = \frac{u_1(t) - u_2(t)}{l_s} = \frac{c_0}{l_s} \int_0^t [\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t) - \varepsilon_t(t)] dt \quad (3-7)$$

また、試験片の両端での軸荷重 P_1, P_2 は

$$P_1(t) = AE[\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t)] \quad (3-8)$$

$$P_2(t) = AE\varepsilon_t(t) \quad (3-9)$$

よって、試験片内の平均公称応力は

$$\sigma(t) = \frac{P_1(t) + P_2(t)}{2A_s} = \frac{AE}{2A_s} [\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) + \varepsilon_t(t)] \quad (3-10)$$

となり、これで応力、ひずみ、ひずみ速度を求められたことになる。

しかし、反射波は面積の小さな試験片から面積の大きな入力棒に反射するため、応力波の三次元分散効果(Pochhammer-Chree 効果)を著しく受ける[23]。よって、反射波は単軸応力波とみなせず、ひずみゲージの値から応力を算出する際には、入射波、透過波の値のみを使用することが望ましい。

そこで、試験片内での応力、ひずみ状態が一様であるという仮定を置くと、試験片両端での荷重が釣り合うと考えられ、

$$P_1(t) = P_2(t) \Leftrightarrow \varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t) = \varepsilon_t(t) \quad (3-11)$$

となる。この式を用いて公称応力を書き直せば、

$$\sigma(t) = \frac{P_1(t) + P_2(t)}{2A_s} = \frac{AE}{2A_s} [2\varepsilon_t(t) - \varepsilon_i(t)] \quad (3-12)$$

という式から試験片の平均公称応力を計算することができる[22][23] [24][25]。

3.4 実験条件

3.4.1 ひずみ速度条件

本研究で用いた SHPB 法試験機で取得した、ひずみーひずみ速度関係を図 3-4 に示す。常温、極低温いずれの値にしても、その値は降伏後におよそ 6.0×10^2 程度の高ひずみ速度となっている。

それに加えて、ひずみ速度の影響を捉えるため、準静的試験を実施した。準静的試験はひずみ速度を 0.125[1/s], 0.0125[1/s], 0.00125[1/s] の 3 つに分けて実施した。

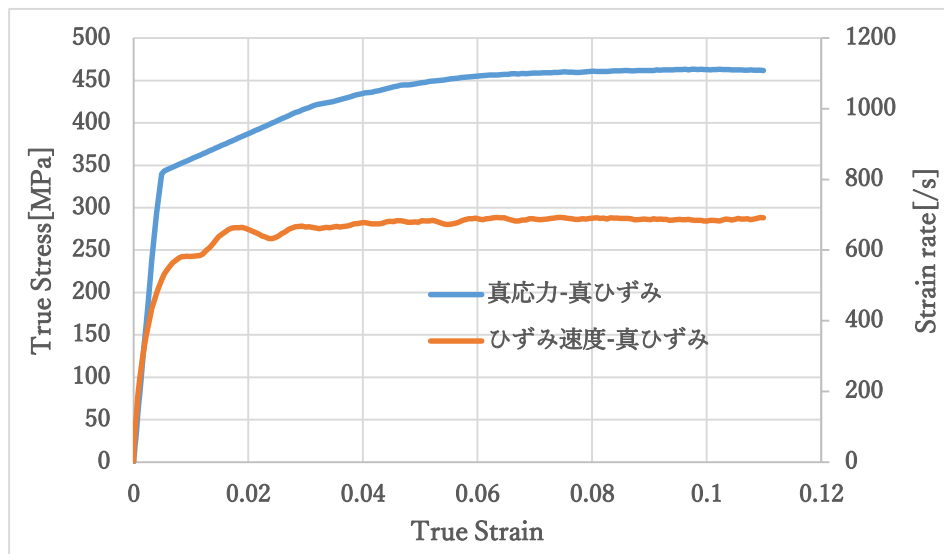


図 3-4 常温でのひずみ速度—ひずみ線図とそれに対応する真応力—真ひずみ線図

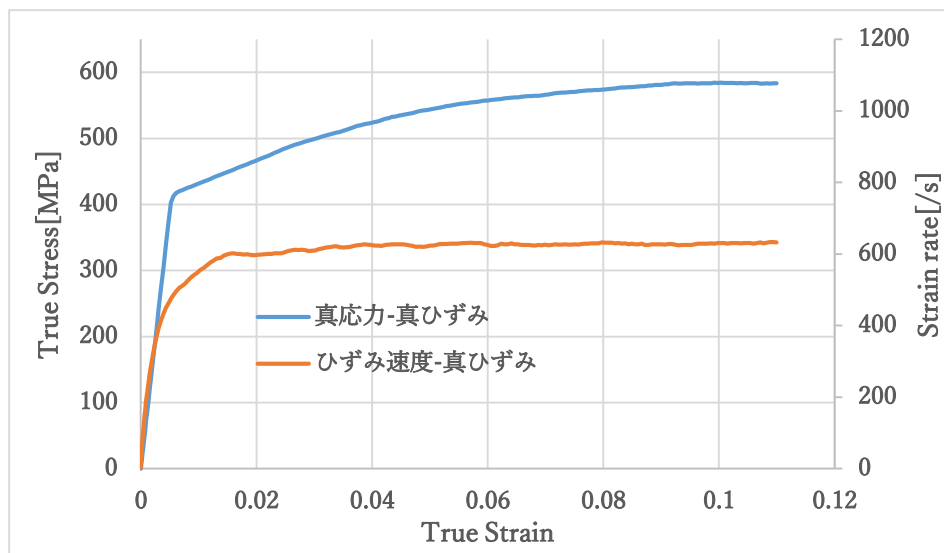


図 3-5 極低温でのひずみ速度—ひずみ線図とそれに対応する真応力—真ひずみ線図

3.4.2 温度条件

本研究では、ロケット燃料タンクの運用条件(液体酸素もしくは液体水素貯蔵環境)を考え、液体窒素環境下(試験片温度-190℃)での試験を行った。また、常温での試験、エタノールとドライアイスを用いた試験(試験片温度-75℃)も行い、破壊靱性やひずみ速度依存性の温度による影響を見られるようにした。SHPB 試験は各温度で 5 回ずつ、準静的引張試験は各ひずみ速度、各温度で 3 回ずつ行った。(エタノール試験のみ、SHPB 試験は 2 回、準静的試験は各ひずみ速度 1 回ずつ実施した。)

3.5 実験結果

3.5.1 温度による応力-ひずみ曲線の比較

図 3-6,図 3-7,図 3-8,図 3-9 に各ひずみ速度の引張試験における温度別の応力ひずみ曲線を示す。どのひずみ速度においても、温度の低下に伴い材料強度が増加することがわかる。これは熱活性化理論から説明ができる。すなわち、温度が低下することで転位の移動に格子の熱振動によるエネルギーの助けを受けることができなくなり、塑性変形のために吸収される外力からのエネルギーが増加するため、材料強度が増加する。

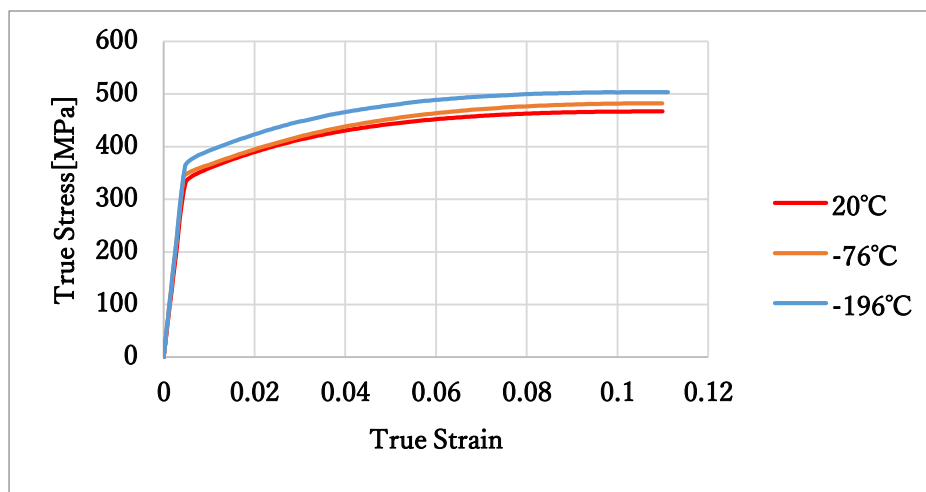


図 3-6 ひずみ速度 0.125/s での試験における温度別の真応力-真ひずみ線図

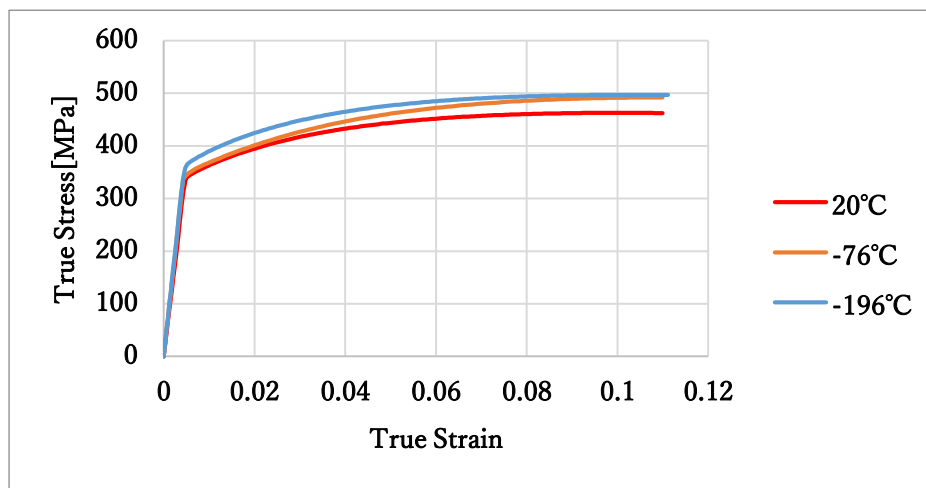


図 3-7 ひずみ速度 0.0125/s での試験における温度別の真応力-真ひずみ線図

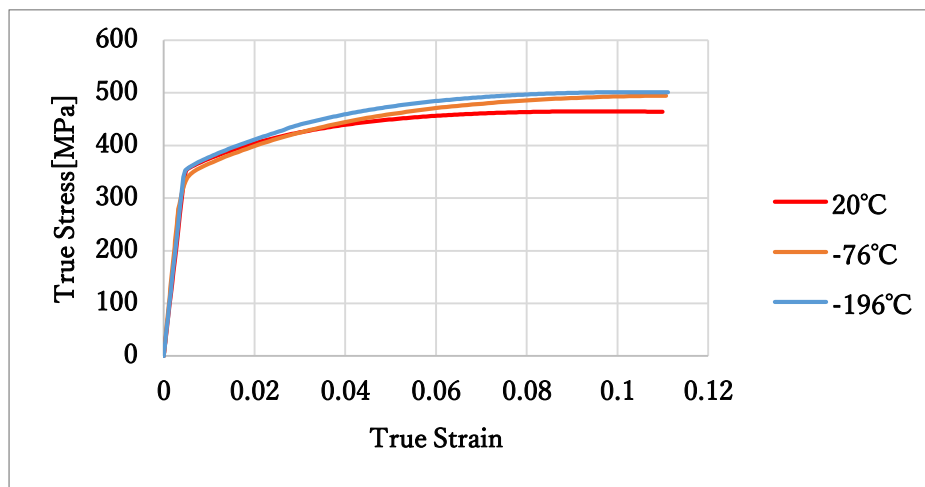


図 3-8 ひずみ速度 0.00125/s での試験における温度別の真応力－真ひずみ線図

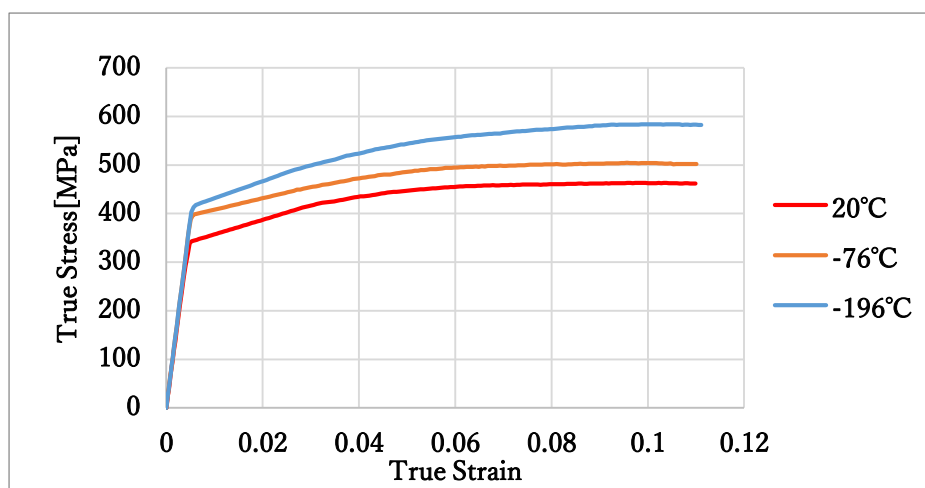


図 3-9 SHPB 法試験における温度別の真応力－真ひずみ線図

3.5.2 ひずみ速度による加工硬化の検討

図 3-10, 図 3-11, 図 3-12 に準静的引張試験と SHPB 衝撃引張試験から取得されたデータの平均値の比較を温度ごとに示した。また、図 3-13 には、ほぼ最大荷重となる永久ひずみ 0.1 における流動応力のひずみ速度との関係を、温度別に示した。

常温においては準静的試験と衝撃試験での流動応力はほとんど変わらず、変形がひずみ速度の影響をほとんど受けないのに対して、エタノール環境(-76°C)では、高ひずみ速度の影響により降伏応力が 15%ほど上昇している。また、極低温環境でも流動応力が 20%程度上昇することが観察された。

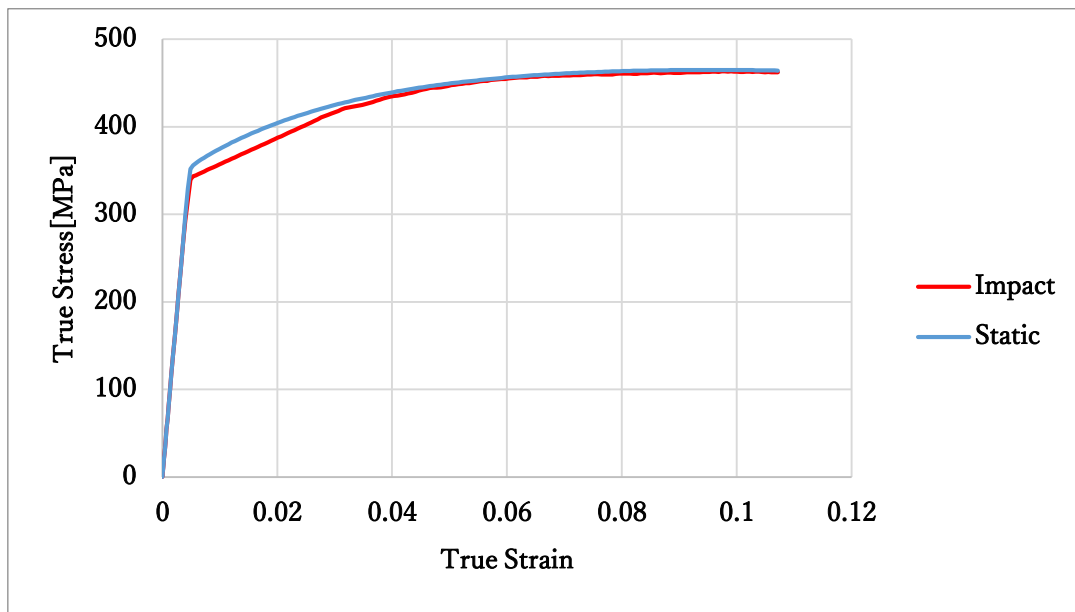


図 3-10 20°Cにおける準静的引張試験と SHPB 衝撃引張試験から取得した真応力-真ひずみ線図

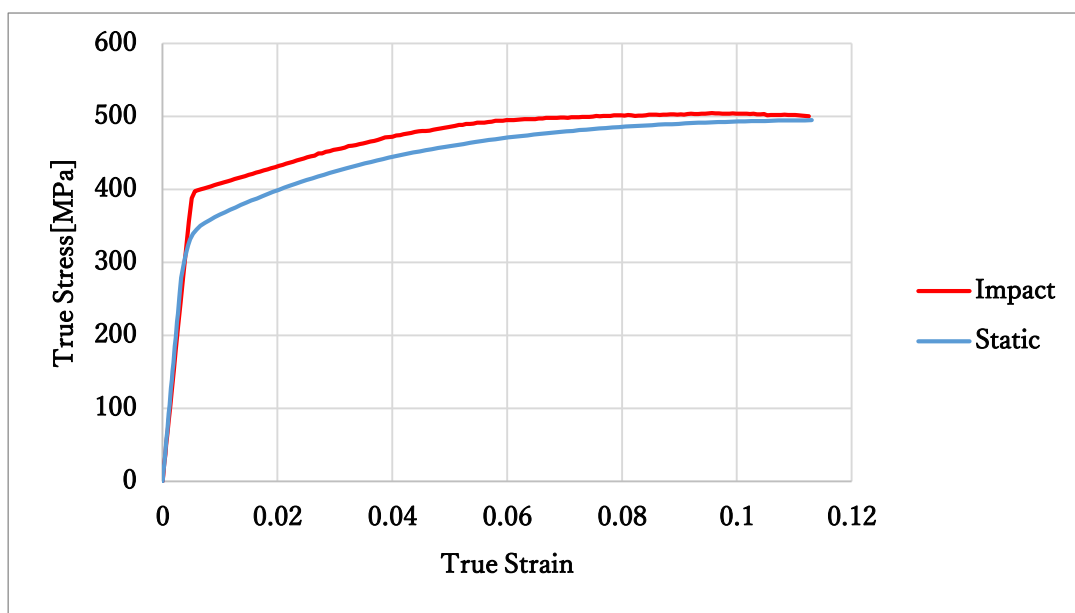


図 3-11 -76°Cにおける準静的試験を SHPB 衝撃引張試験から取得した真応力-真ひずみ線図

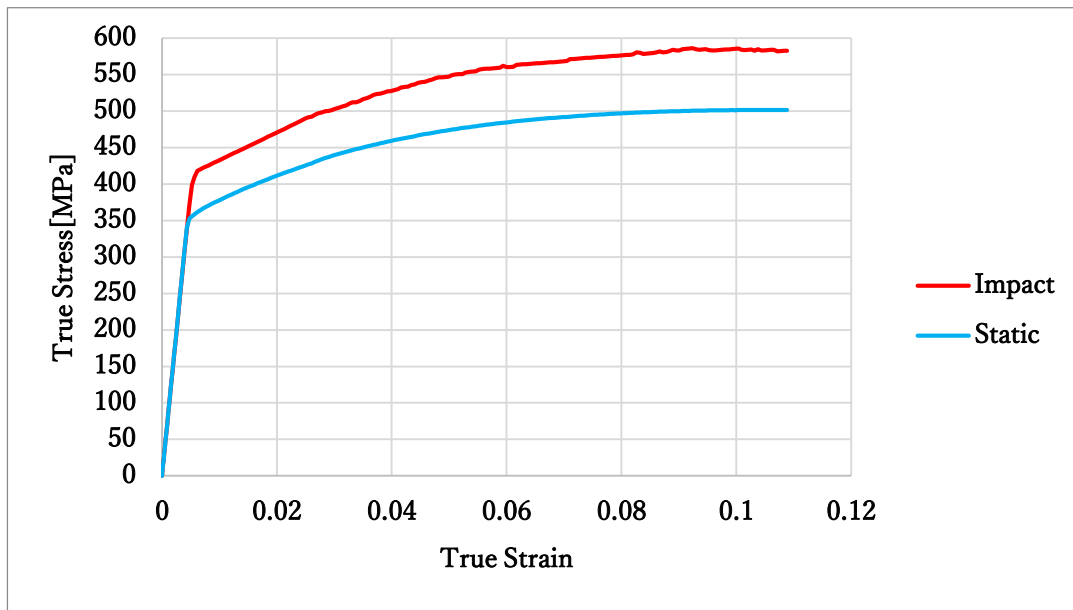


図 3-12 -190°C(液体窒素環境下)における準静的引張試験と SHPB 衝撃引張試験から取得した真応力-真ひずみ線図

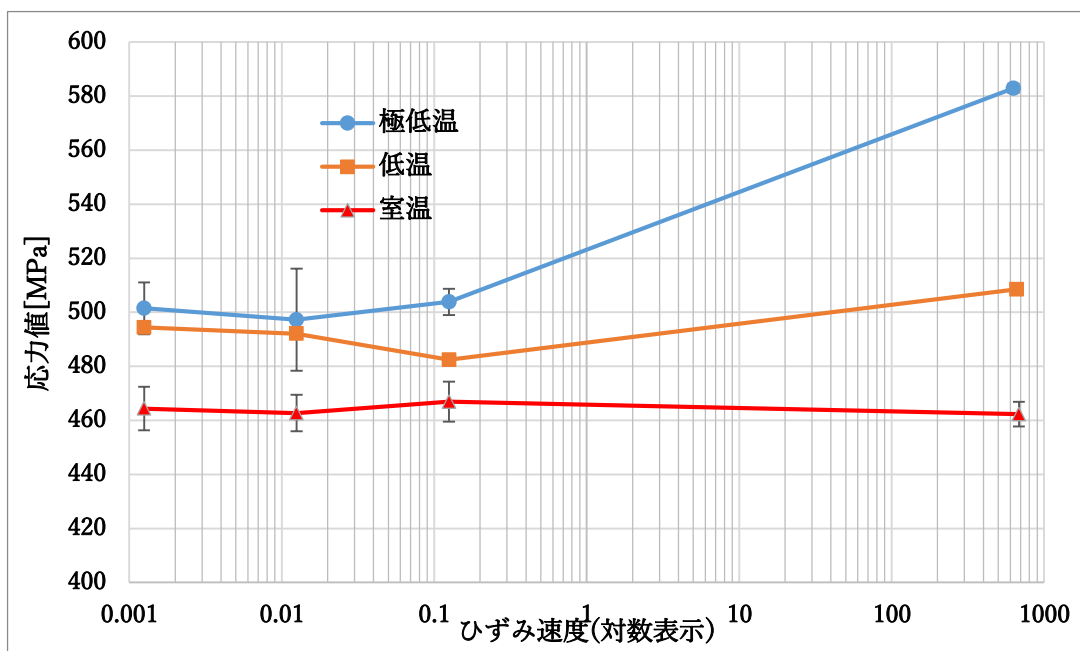


図 3-13 各温度での永久ひずみ 0.1 における応力値のひずみ速度依存性

3.5.3 破断伸び比較

図 3-14 に破断伸びとひずみ速度の関係を温度別に整理した。この結果だけ見ると、ひず

み速度、温度は破断伸びに影響を及ぼさないように見えるが、材料の破断伸びに関しては試験片ごとのばらつきの幅が大きく、今回行った実験数からは有意な結果を見出すことができなかったと考えられる。

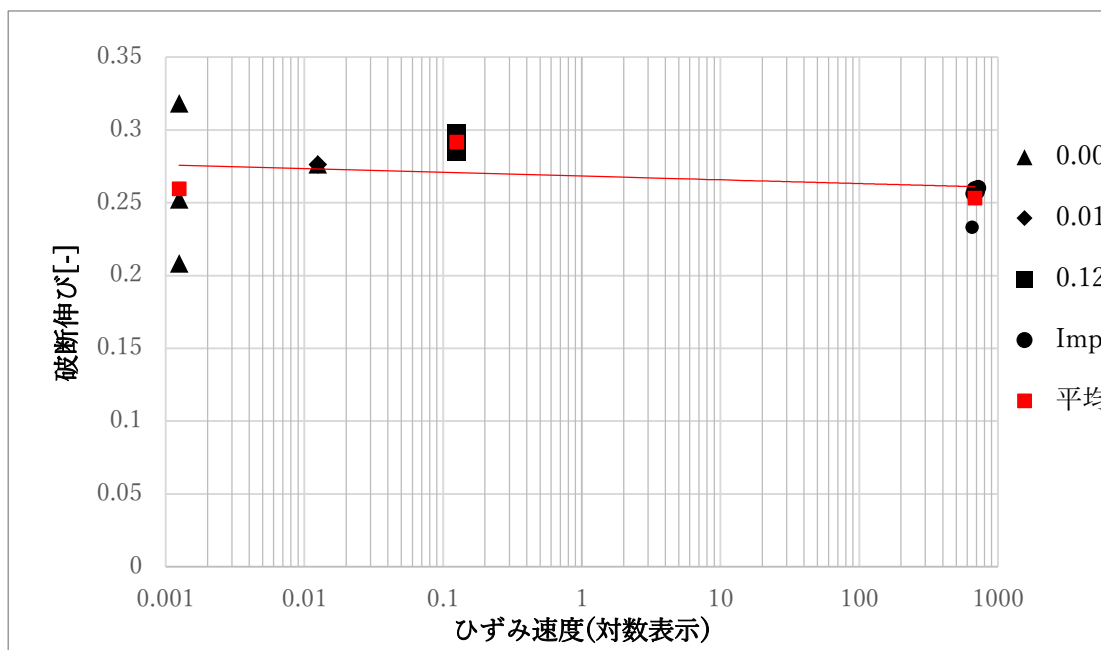


図 3-14 常温における破断伸びとひずみ速度の関係

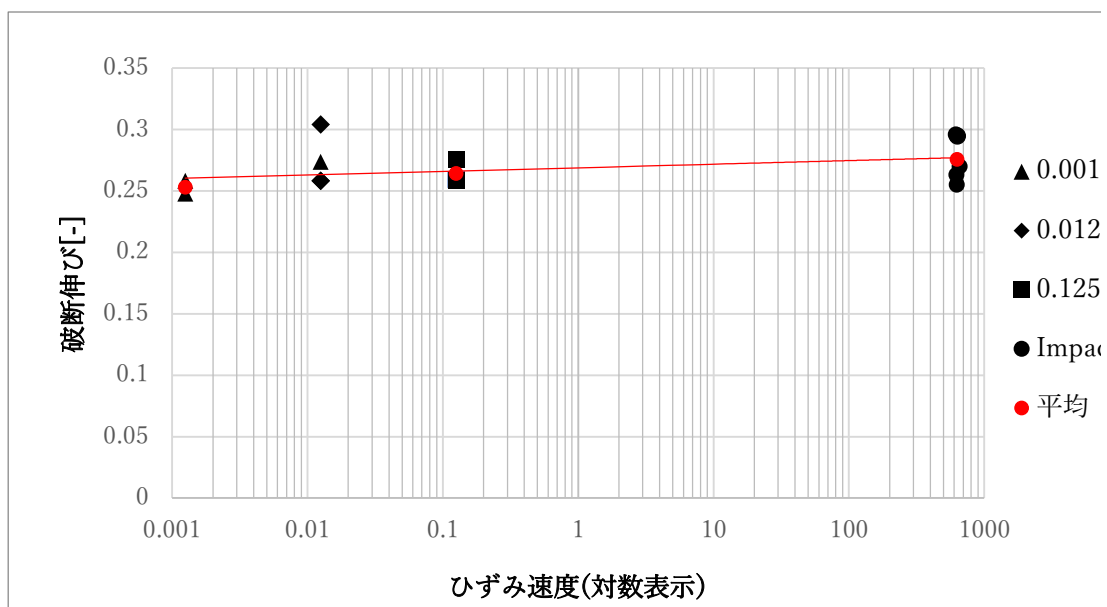


図 3-15 極低温における破断伸びとひずみ速度の関係

3.5.4 破断面観察

SHPB 法試験により破壊された試験片と、準静的引張試験により破壊された試験片の破

断面を観察し，比較を行った．図 3-16 から図 3-21 にそれぞれの破断面の様子を示す．温度，ひずみ速度に関わらず，Cup-and-Cone 型の破面性状を呈しており，中心部分の平坦破壊と外側部分のシェアリップ破壊が見られる．こういった破壊形態を取る理由は，試験片中心部と表面部の塑性域の違いに起因し，中央部では周囲の弾性域により変形が拘束されるため，静水圧応力が高くなり塑性域が小さくなるのに対し，表面部では変形が拘束されず，静水圧応力が小さくなり塑性域が大きくなる[26]．こういった破断面は延性材料に見られることから，アルミニウム合金 A2219-T852 は極低温において十分に延性を保っていることがわかった．

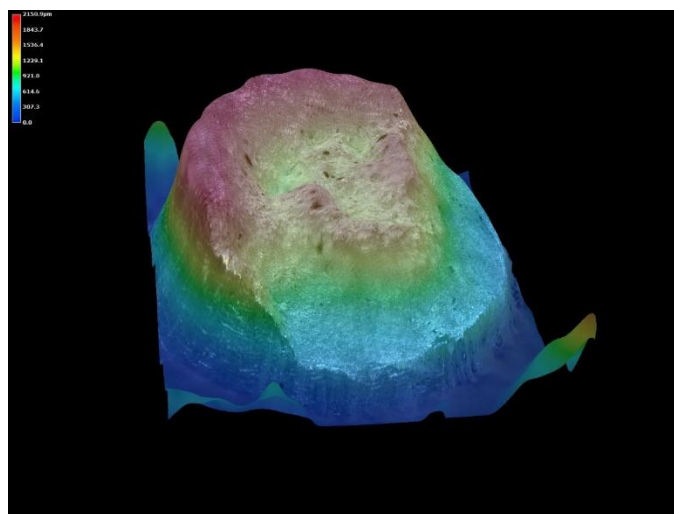


図 3-16 極低温での SHPB 法試験で破壊した試験片の破断面

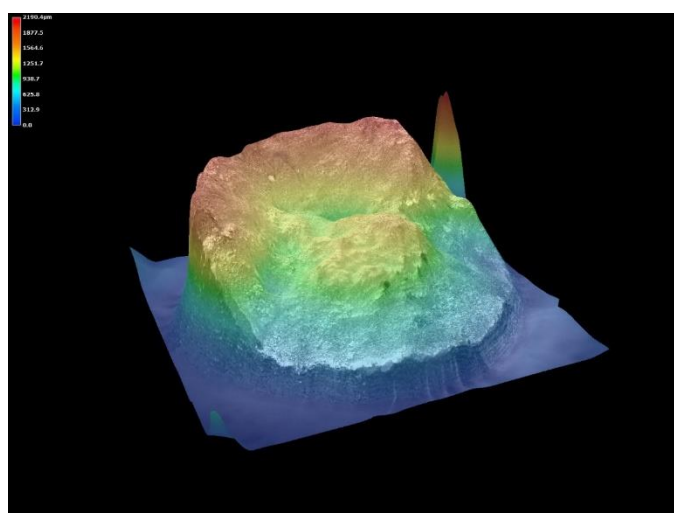


図 3-17 -75℃環境下での SHPB 法試験で破壊した試験片の破断面

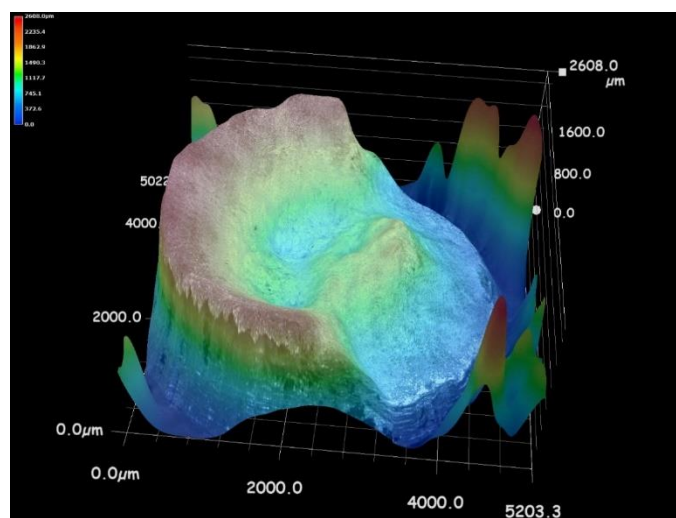


図 3-18 常温での SHPB 法試験で破壊した試験片の破断面

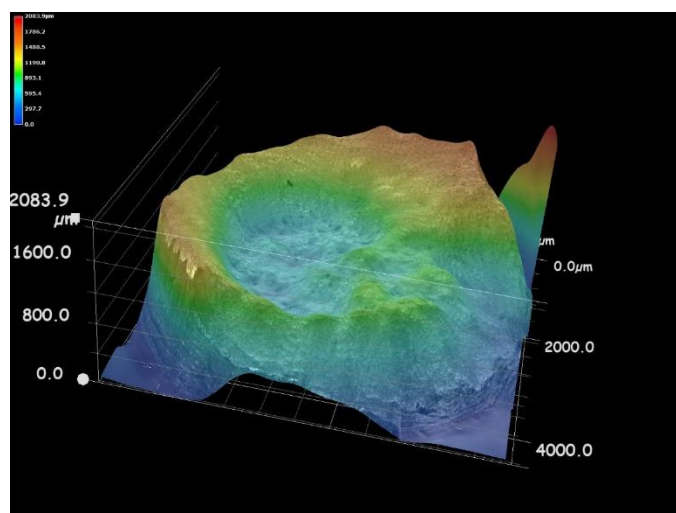


図 3-19 -196°Cでの準静的引張試験で破壊した試験片の破断面

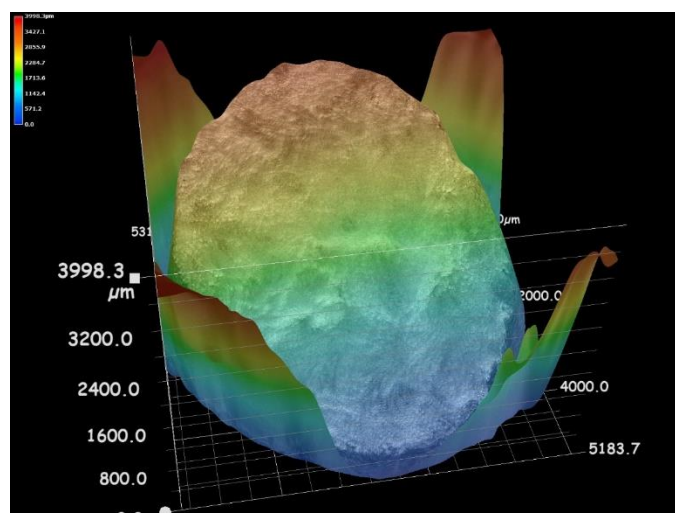


図 3-20 -76°Cでの準静的引張試験で破壊した試験片の破断面

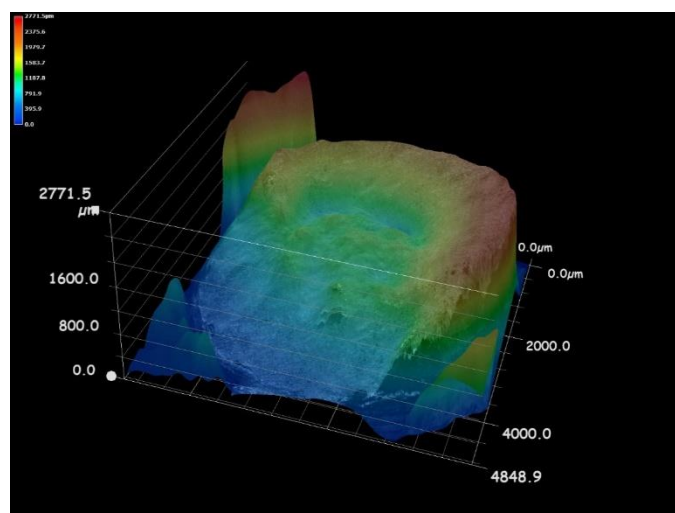


図 3-21 常温での準静的試験で破壊した試験片の破断面

3.6 実験結果の考察

極低温における流動応力の増加は、熱活性化理論から説明できる。すなわち、塑性変形において熱振動の助けを借りることができなくなるため、同じ転位の移動に必要なエネルギーをすべて外力から得ることになり、その結果流動応力は増加することになる。

また、低温度になるに連れてひずみ速度依存性が顕著になることも分かった。これに関しては、温度が下がるに連れて、2.1.2 で説明した、非熱的な転位の移動が支配的な塑性変形変形機構となることが原因であると説明できる。

第4章 Cowper-Symonds モデルを用いた材料構成則の決定

4.1 ひずみ速度による加工硬化を考慮した材料構成則

第3章の実験結果から、常温ではひずみ速度に対する感受性が小さく、ほぼ同じ値になる。また、本研究で対象としているのは極低温域におけるアルミニウム合金の振る舞いであるため、本研究では極低温条件において用いることのできる材料構成則を作成することが主目的である。そこで、本研究では温度・ひずみ速度いずれもの影響を考えた構成則である Johnson-Cook Model や Zerilli-Armstrong Model ではなく、温度を変数に含まない Cowper-Symonds モデル(4-1)を極低温環境下において用いる事のできる構成則として作成することで、極低温でのひずみ速度依存性を考慮した材料モデルを作成する。静的引張試験の流動応力に対し、Cowper-Symonds モデルは、ひずみ速度の累乗に関するスケールファクターをかけた値がそのひずみ速度での流動応力であるとするモデルである。

$$\sigma = \sigma_s \left[1 + \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\gamma} \right)^m \right] \quad (4-1)$$

σ : ひずみ速度依存性を考慮した流動応力 σ_s : 静的試験における流動応力

$\dot{\epsilon}$: ひずみ速度 m, γ : 材料固有定数

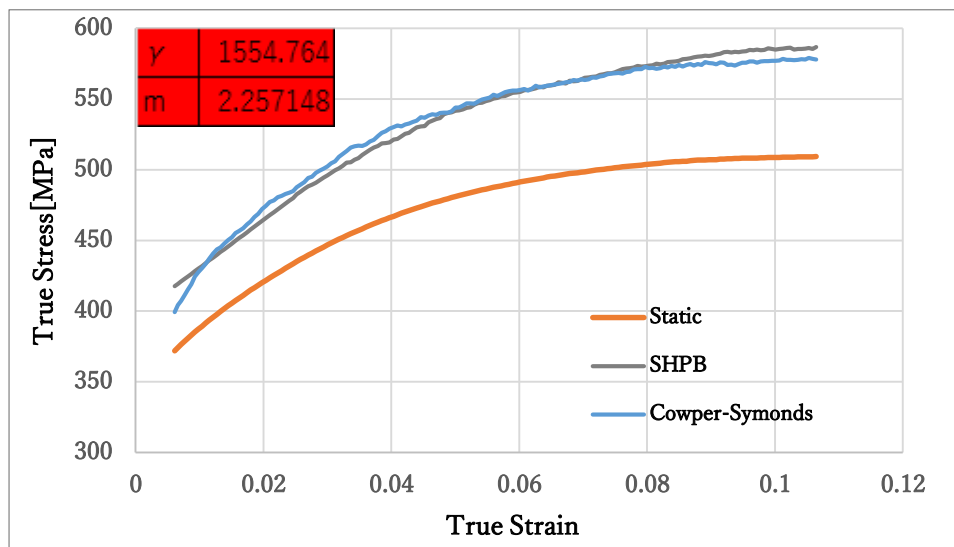
4.2 パラメータ算出

Cowper-Symonds モデルにおける材料固有のパラメータである γ, m の導出のために、第3章で取得した実験値を利用した。

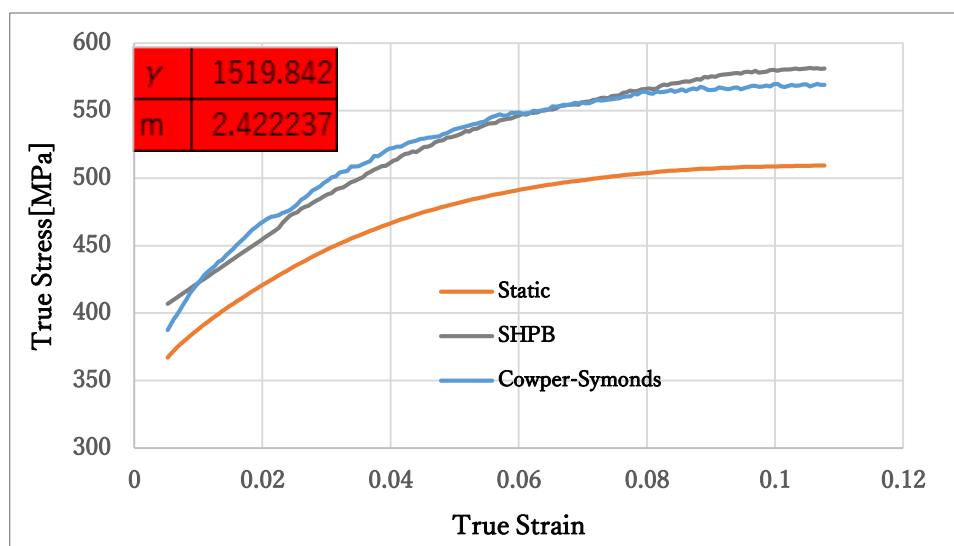
ひずみ速度 0.00125 での準静的引張試験の平均値データに対し、SHPB 法試験から取得したひずみ速度を用いて作成したスケールファクターをかけ、SHPB 法試験のデータと合わせこんで最適なパラメータの同定を試みた。パラメータ同定にはエクセルソルバーを用い、非線形一般化簡約勾配法にて最適化計算を行った。SHPB 法試験は極低温で5回行ったため、5回分のデータに対してそれぞれパラメータを同定し、その平均値と95%信頼区間、99%信頼区間を導出した。計算の結果を表4-1に示す。また、Cowper-Symonds 構成則により算出された真応力-真ひずみ線図と実験値との比較(実験5回分と平均値)を、図4-1(a)~(f)に示す。

	平均値	標準誤差	95%上側	95%下側	99%上側	99%下側
γ	2014.466	208.1238	2422.389	1606.544	2634.675	1394.258
m	1.843177	0.19583	2.227004	1.45935	2.426751	1.259603

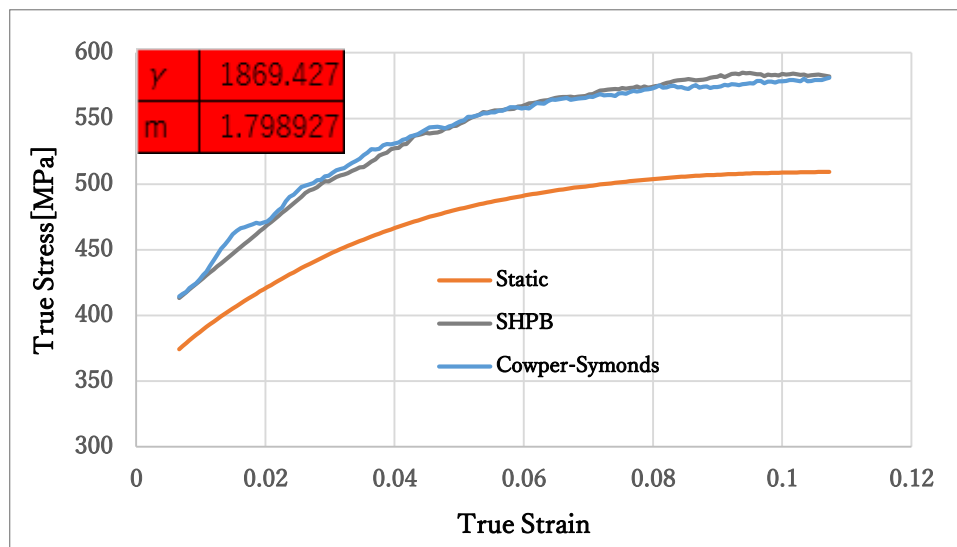
表 4-1 Cowper-Symonds 材料構成則における材料固有パラメータと各統計的数値



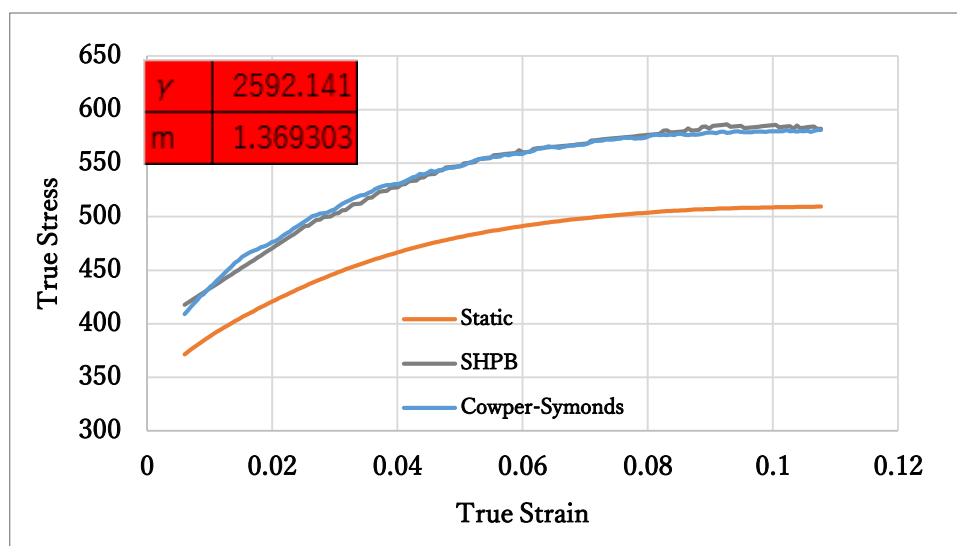
(a)SHPB 試験 1 回目



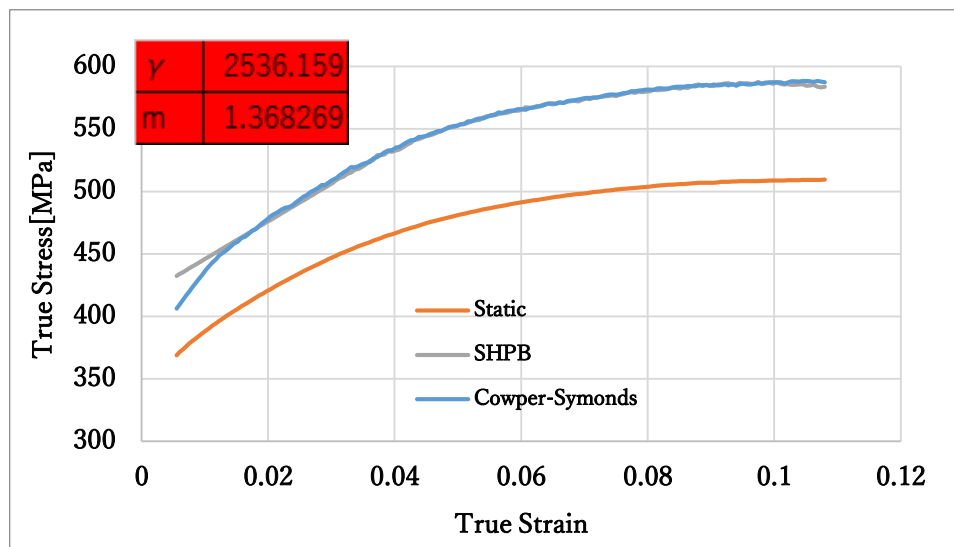
(b)SHPB 試験 2 回目



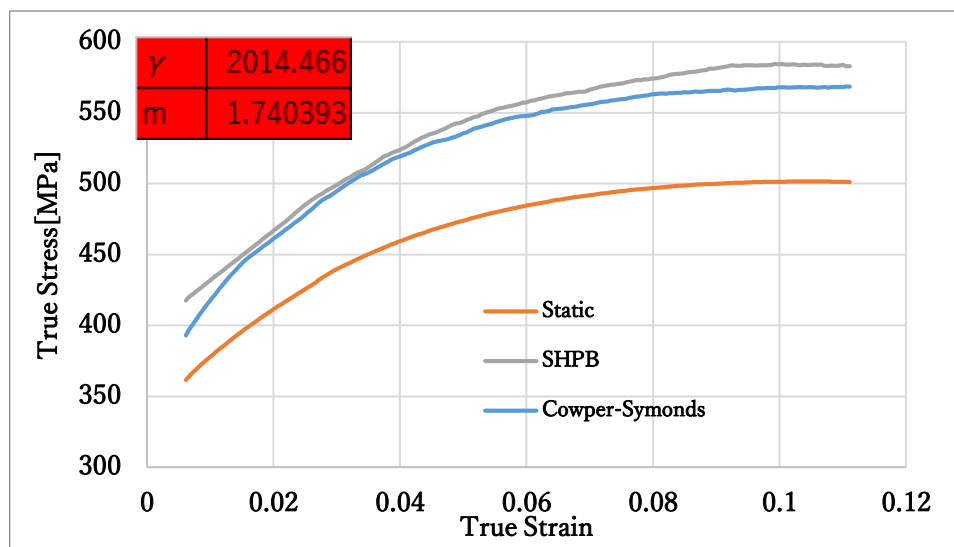
(c)SHPB 試験 3 回目



(d)SHPB 試験 4 回目



(e)SHPB 試験 5 回目



(f)5 回分平均値(平均を取ったパラメータを使用)

図 4-1 Cowper-Symonds 構成則から算出された真応力-真ひずみ線図と実験値の比較

4.3 SHPB 法試験解析モデルと試験の結果比較

4.2 において, SHPB 法試験のデータより算出された Cowper-Symonds モデルのパラメータの妥当性検証のため, SHPB 試験機の軸対称 1/4 モデルを作成した[27]. 図 5-1 に解析モデル, 表 5-1 に解析条件を示した. 短時間に大きな変形が起こる衝撃問題であるため, 構造解析には陽解法による解析を行った. それに対して, 熱伝達のスピードは変形速度に比べ 10^{-2} 倍程度の速度で進むため, 時間ステップ幅を増やすことのできる陰解法を用

いた。SHPB 法試験の入力棒側のひずみゲージの値から取ってきたひずみ値を応力に変換した値を衝撃入力とし、試験機の入力棒、出力棒に取り付けられているひずみゲージの位置と同じ位置(P_i,P_o)の断面力を出力した。それをひずみの値に変換して実験値と比較し、解析条件の妥当性を検証した。また、試験片中心での断面力を出力することで、試験片にかかる応力の時刻歴応答を確認した。

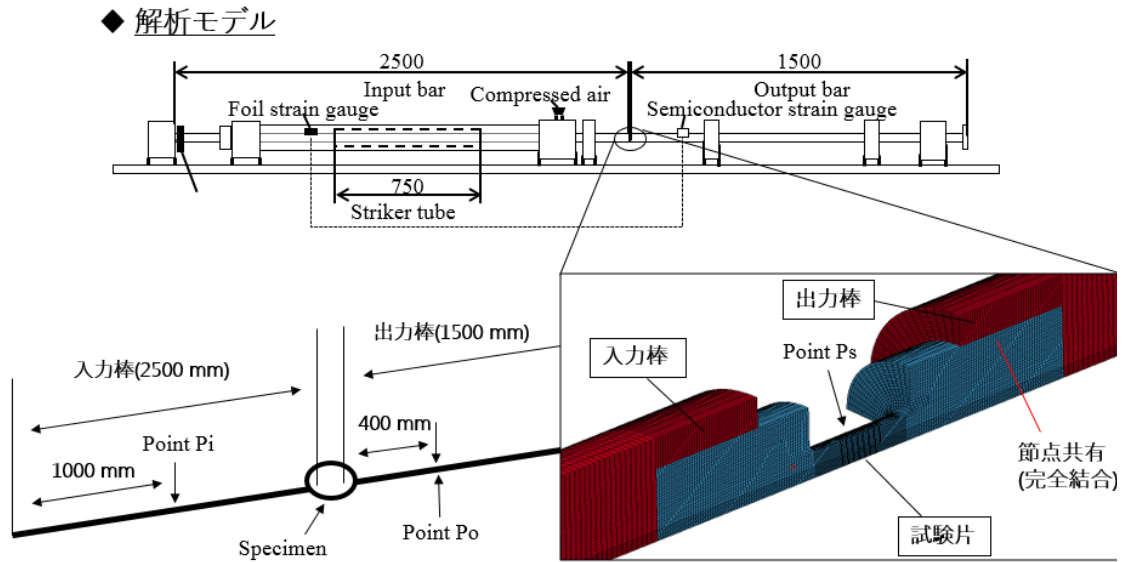


図 4-2 解析モデル

ソルバー		LS-DYNA v.9.0.1 SMP 倍精度版 (Livermore Software Technology Corp.)
手法		有限要素法(FEM) 非定常熱伝導解析-非定常構造解析の強連成
構造解析	手法	非定常解析，陽解法
	材料構成則	(試験片)多直線近似等方弾塑性体 極低温実験のみ，ひずみ速度効果定義 (試験片以外)線形弾性材料
熱伝導解析	手法	非定常解析，陰解法
要素		六面体一次要素(一点積分) 要素数：352048 節点数：390963

表 4-2 解析条件

4.3.1 軸力応答の比較

入、出力棒の応答を比較することで、材料構成則の妥当性が確認できる。解析における入力衝撃を、実験値の入力棒側が示す応力波の波形と同じになるように印加すると、(3-12)式より、ある時刻での出力側の応力波と試験片にかかる応力値は線形の関係性を持つことになるため、出力側の応力波形を比較することで材料構成則の妥当性が確認できる。

まず、常温での実験で取得した真応力－真ひずみ線図を材料物性として直接入力し、解析が実験条件を正しく模擬していることの確認を行った。図 4-3 に入力棒、出力棒を伝わる断面力の時刻歴応答と、解析における同位置の断面力から計算したひずみ値の時刻歴応答を比較したグラフを示した。入、出力棒の断面力を見ると、常温における試験と解析の値はおおよそ一致しており、数値解析は試験の現象をおおよそ再現していることが確認できた。解析側の出力側の断面力が 0.0008[s] 近傍で落ち込んでいるが、これは主ひずみ基準による要素削除法を用いた破断のタイミングが実験値に比べて早く、引張応力波が全て伝わりきらなかった事が要因であると考えられ、解析条件の問題では無いと考えられる。よって、この解析モデルでひずみ速度を考慮した材料構成則を考えることにする。

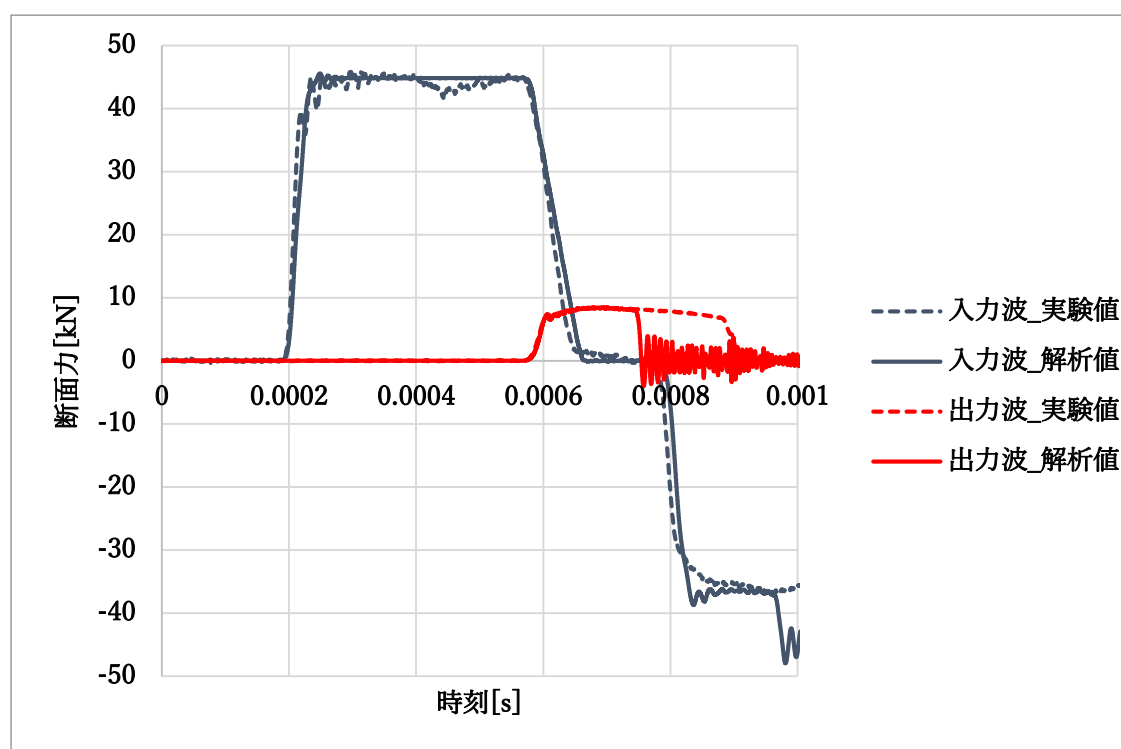


図 4-3 常温での断面力の解析値と実験値の比較

一方、図 4-4 に、表 4-1 で計算したパラメータを用いた Cowper-Symonds 構成則を材料特性として入力した解析の断面力の時刻歴応答と、極低温での SHPB 法試験の実験値の比較を示す。実験値に比べて解析結果の断面力が大きく、ひずみ速度による加工硬化の影響が実際よりも強く出ていると考えられる。

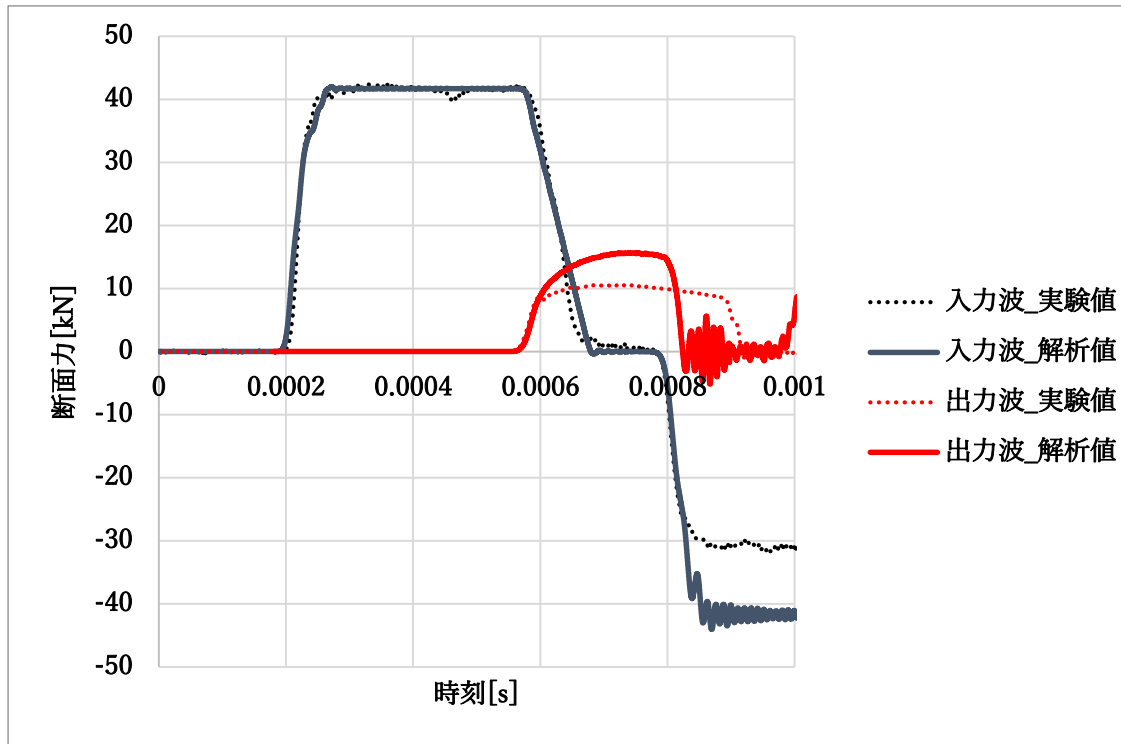


図 4-4 極低温での断面力の解析値と実験値の比較

実験における出力波の比較を図 4-5 に、解析における出力波の比較を図 4-6 に示す。実験値において、出力棒の断面力を比較すると、常温に比べて極低温条件では 20%程の増加が見られる。一方で、解析において、常温に比べて極低温条件では断面力が 50%程度増加しており、ひずみ速度依存性が実験値よりも顕著に現れている。

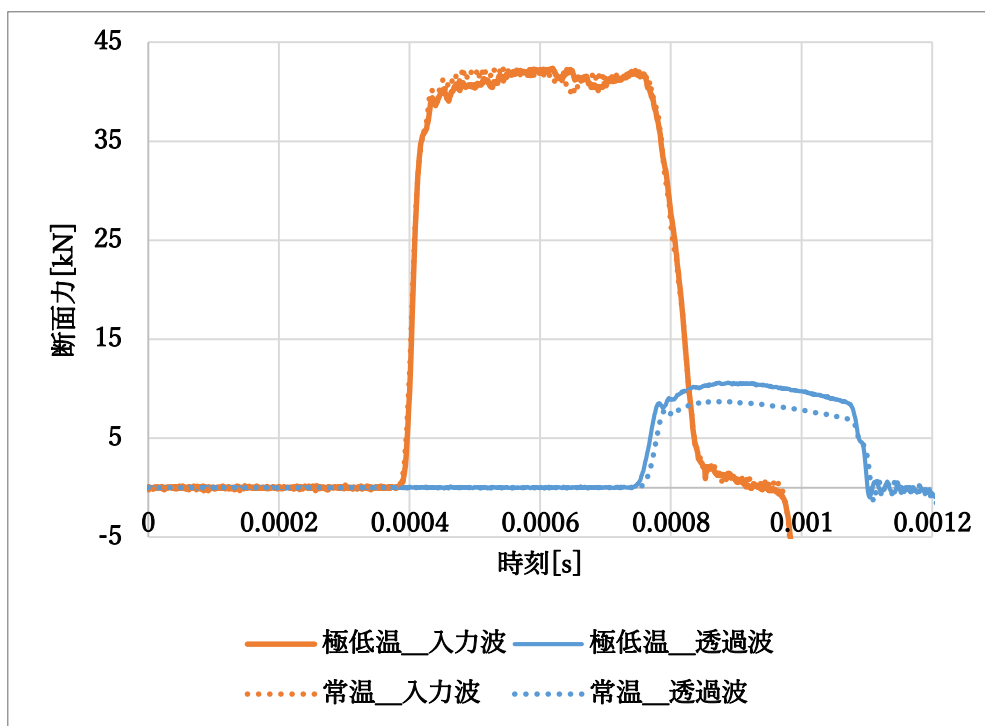


図 4-5 実験における入力棒と出力棒のひずみゲージ位置での応力の時刻歴

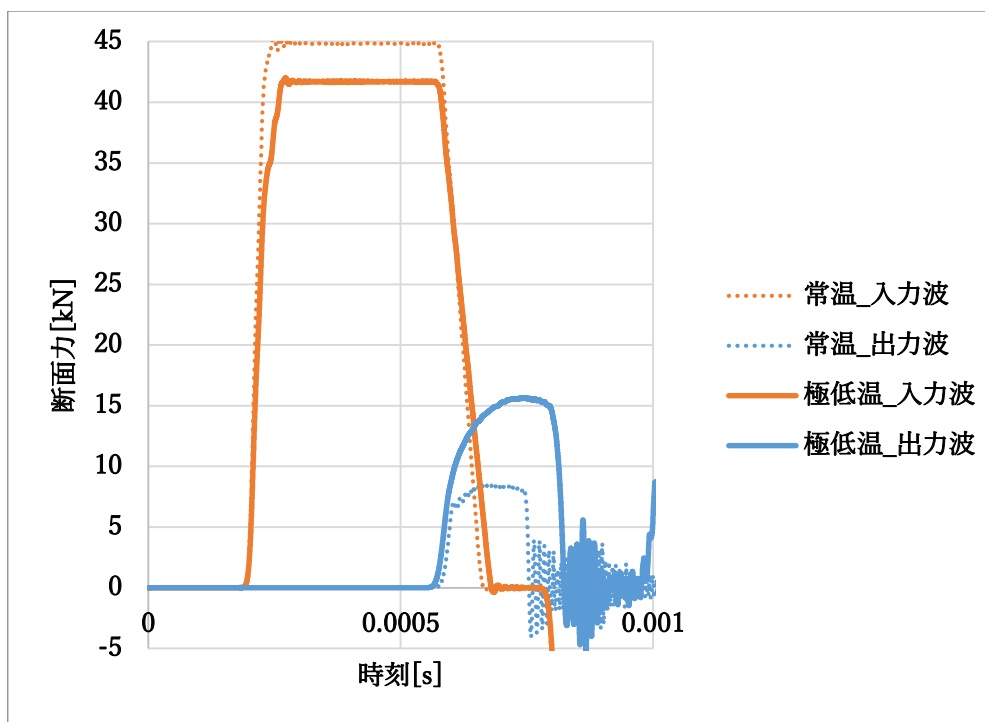


図 4-6 解析における入力棒と出力棒のひずみゲージ位置での応力の時刻歴

4.3.2 ひずみ速度の検討

ひずみ速度依存性を考慮したモデルにおける，試験片の中心位置(図 4-2 の位置 Ps)での試験片中心部のひずみ速度の時刻歴を図 4-7 に示す．このように，試験片内のある特定の位置を見た時，時刻によってひずみ速度が引張方向と圧縮方向を行き来していることが分かる．しかし，全体のひずみ速度を平均するとその値は 300~400[/s]となり，実験結果(3.4.1)とよく一致する．また，試験片中心部と表面部の引張方向のひずみ速度時刻歴の比較を図 4-8 に示す．中心部では周辺の拘束によりひずみがほとんど引張方向成分のみであるのに対し，表面部では絞りの影響で引張方向以外の変形が入ってくるため，中心部でのひずみ速度のほうが大きくなることが分かる．また，引張方向のひずみ速度のコンター図(図 4-9)からも，ひずみ速度の不均一性を観察することができる．局所的なひずみ速度は $10^3 \sim 10^4$ [/s]程度の値を示すところもあり，試験から得られる公称ひずみ速度よりも大きい値を取ることが確認された．このひずみ速度の不均一性が，解析と実験で試験片の流動応力が異なる原因である可能性があると言える．同様に SHPB 法試験では試験片内のひずみ場と公称応力場は均一であると仮定しているが，実際のひずみや応力値は均一ではないことも，解析から確認された(図 4-10，図 4-11)．

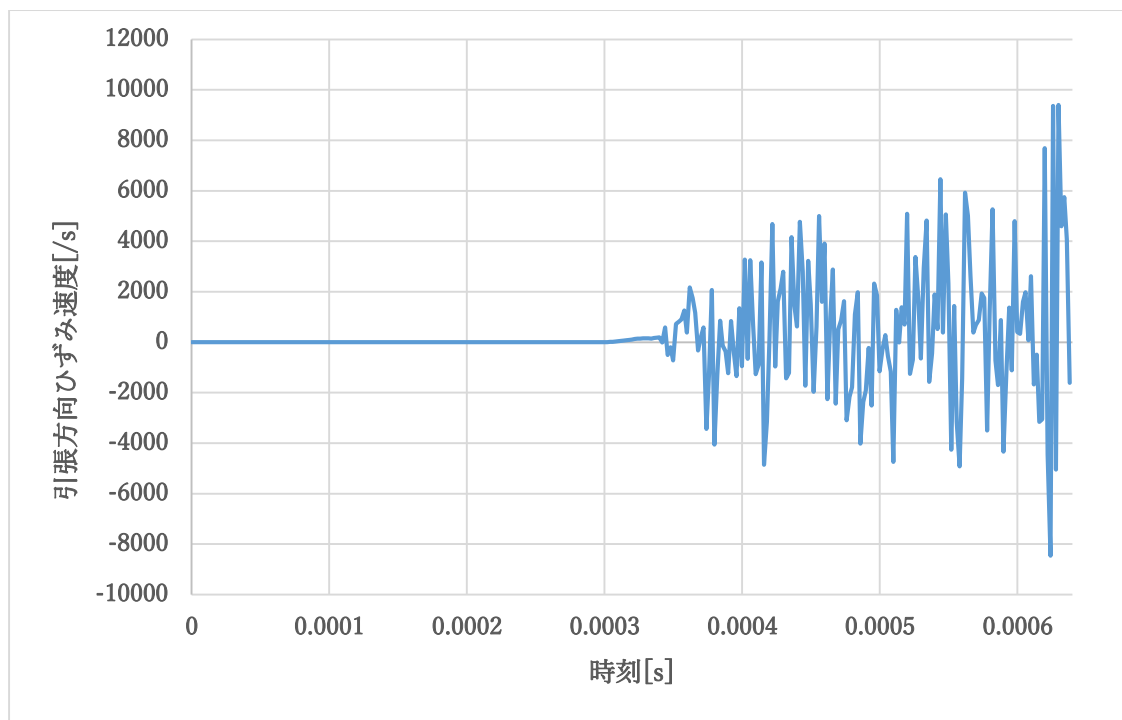


図 4-7 試験片中心部でのひずみ速度の時刻歴(試験片破断時刻まで)

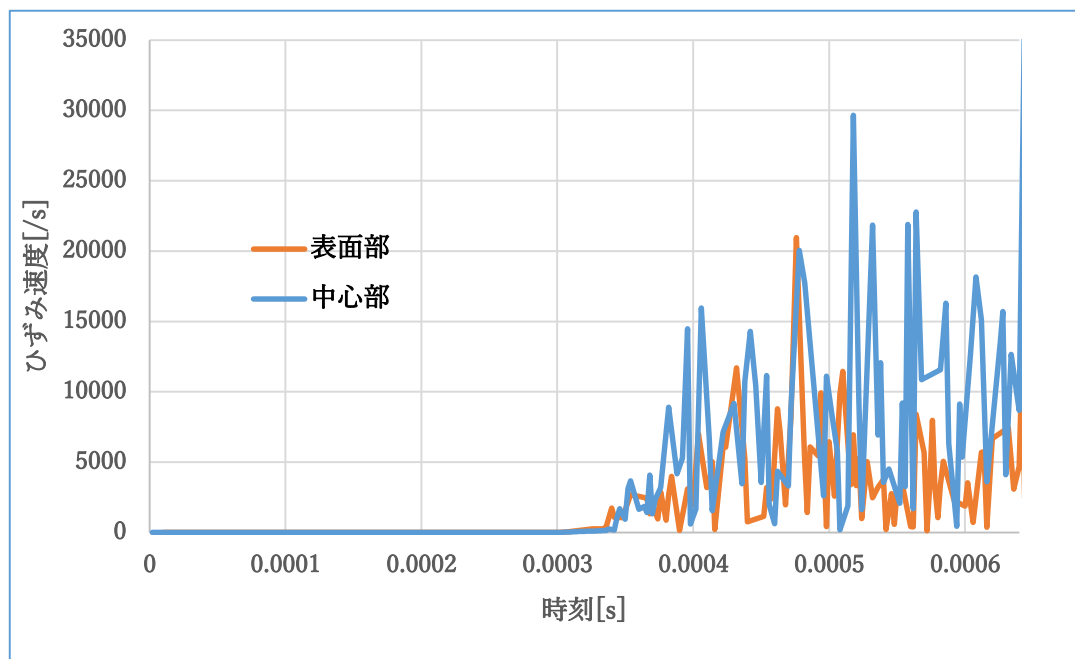


図 4-8 正方向ひずみ速度の時刻歴応答

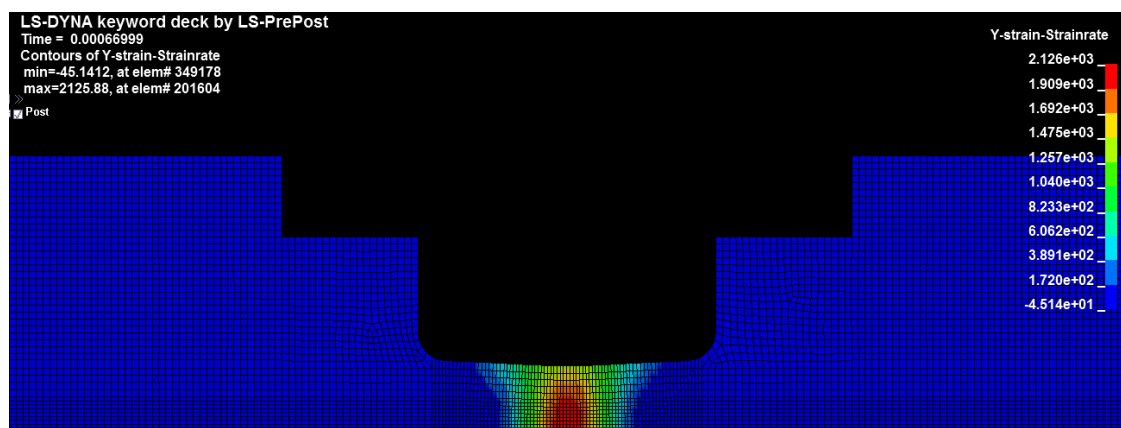


図 4-9 引張方向ひずみ速度コンター図

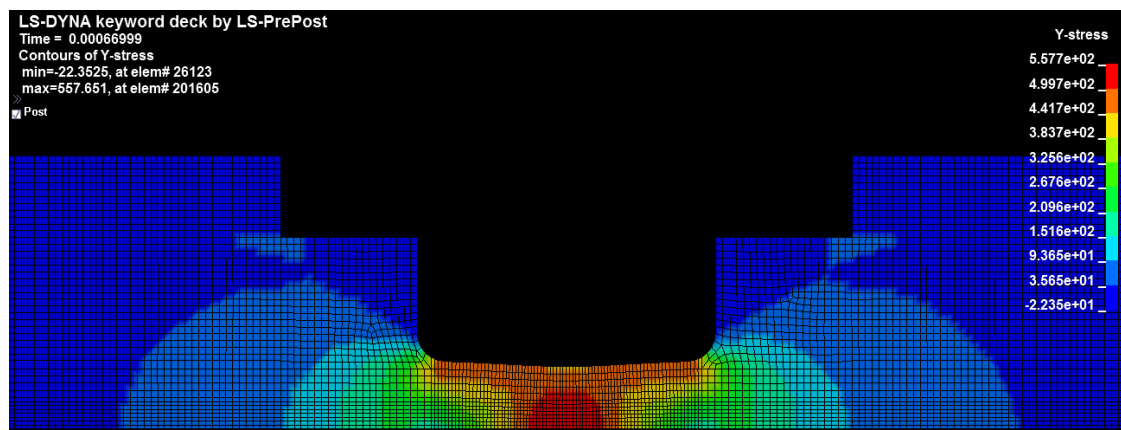


図 4-10 試験片内応力場

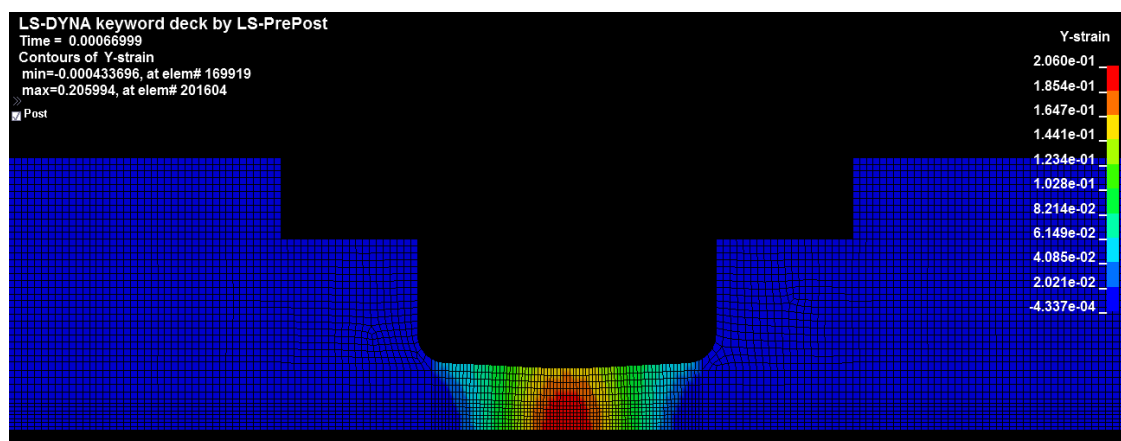


図 4-11 試験片内ひずみ場

4.3.3 最大断面力の予測精度

図 4-12 に、常温と極低温条件の解析における、それぞれの試験片における断面力の比較を示した。最大断面力は、解析結果の試験片中心部(図 4-2 の位置 Ps)における断面力を 4 倍して 360° 全体モデルとして換算したものである。常温に比べて極低温では約 2 倍程度の断面力が伝わっており、構成則導入によってひずみ速度硬化の影響を多分に受けたため、破断までにかかる力が大きくなっていると考えられる。

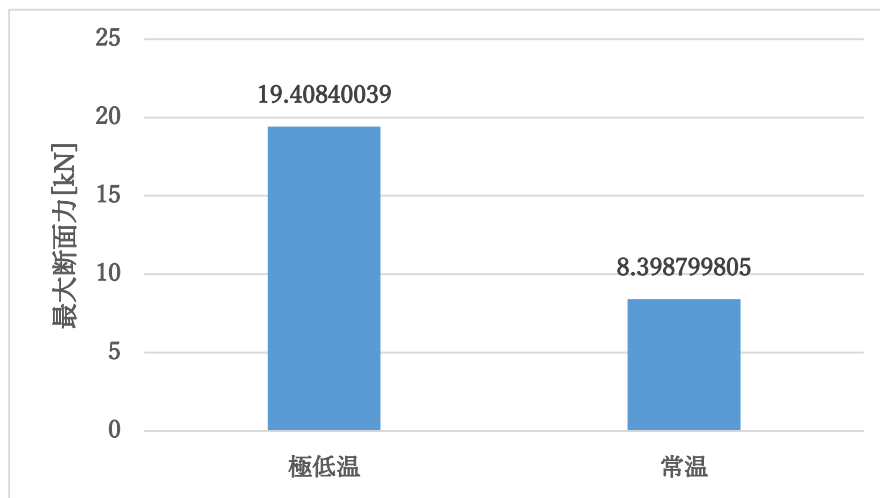


図 4-12 各解析における試験片にかかる最大断面力

4.3.4 考察

式(3-12)より、出力波の大きさは試験片の流動応力と正の対応関係にある。極低温での出力波の大きさが実験値よりも高くなっていることから、実際の試験よりも加工硬化の影響が強く出てしまっていることになる。その原因として、解析上ではひずみ速度の値が実験値から取得したデータより大きくなっていることが挙げられ、ひずみ速度の上昇に対して加工硬化が過剰に出てしまうことが挙げられる。

また、常温、極低温の解析いずれにおいても、出力棒側の応力値の降下が実験値よりも早く起こっている。これは実験よりも早く材料破断が起こったため、出力棒側に応力が伝わる時間が短くなった事が原因と考えられる。本解析の破断判定は破断伸びとして主ひずみ値を設定し、その主ひずみ値に到達した要素を削除して破断を模擬する要素削除法を用いている。その破断伸びに 3.5.3 で述べた形で取得した値を使用した。破断伸びに関しては試験片形状等にも大きく依存する値であり、多くの解析において破断伸びは実験の結果をよく再現するよう、解析側の数値を合わせ込むことにより決定される事が多い。破断伸びの合わせ込みにより、破断挙動をより良い精度で再現することは本解析の課題となる。

また、実際の試験では試験片の取り付けにネジ締結を用いているが、解析条件では入、出力棒と試験片を節点共有で固定しており（図 4-2）、これが試験片と応力棒間の応力波の伝達に影響を与えるものと考えられ、応力波形の立ち上がりの傾きに影響する可能性が高い。試験片締結部のネジ締結の剛性を解析的に同定し、弾性体ビーム要素などで試験片を入、出力棒を接続し、模擬することで、より精度の高い解析を行う事ができると考えられる。

さらに、伝熱計算を行うにあたり、ひずみエネルギーから熱エネルギーへの変換効率を調べる必要がある。本研究では理想的に変換効率を 1.0 としたが、実際には熱エネルギーへ変換される際にエネルギーロスが起こるため、温度上昇は解析結果より抑えられると考えら

れる．変換係数の求め方として，例えば丸棒引張試験中のき裂先端近傍の温度計測から求める方法が提案されている[28]．

第5章 き裂進展現象での Cowper-Symonds 材料構成則を用いた構造解析

第3章で考察した通り、本研究の対象とするロケット燃料タンク運用条件での高速き裂進展では、材料が常温で想定した変形、破壊挙動を示す可能性があることが分かった。ここでは、第4章で同定した極低温 Cowper-Symonds 構成則を用いて、き裂進展の簡易モデルの構造解析を行い、常温での使用を想定した場合や、極低温でひずみ速度による加工硬化を想定しない場合と比較し、極低温でのひずみ速度依存性を考慮したモデルで設計することの必要性を確認した。

5.1 き裂進展解析モデルと解析条件

図 5-1 に、解析モデルと解析条件を示す。解析モデルは[5]を参考にし、中央にクラックのある帯板に、垂直方向の一様引張力を与えた 1/4 モデルにより、クラックからき裂が進展する速度とその時の変形量を算出した。解析モデルの材料には①常温の引張試験から取得した応力－ひずみ曲線 ②極低温の引張試験から取得した応力－ひずみ曲線 ③極低温のひずみ速度依存性を考慮した Cowper-Symonds モデルの 3 パターンを入力した。表 5-1 に解析条件を示す。

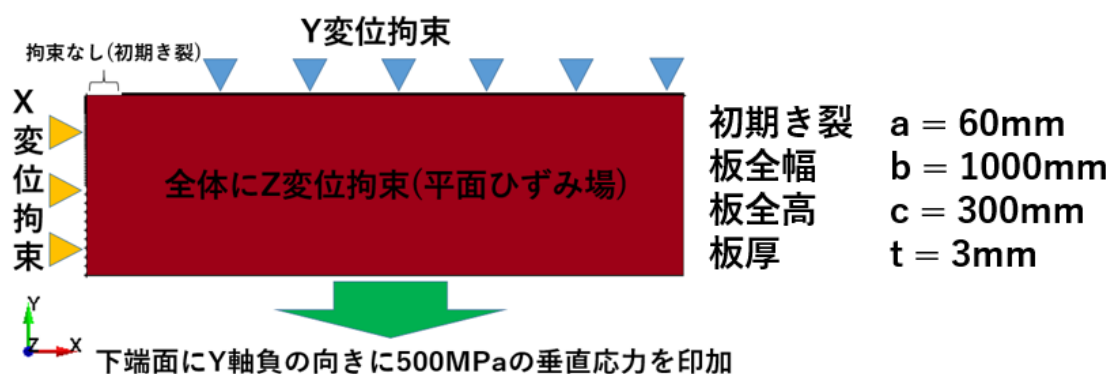


図 5-1 解析モデル

ソルバー	LS-DYNA v.9.0.1 SMP 倍精度版 (Livermore Software Technology Corp.)
手法	有限要素法(FEM) 陽解法
解析要素	六面体一次要素(一点積分) 要素数：462000 接点数：546554
破壊条件	主ひずみを基準とする要素削除法

	基準主ひずみ値=0.25
タイムステップ	2.3 ⁻⁸ ~7.0 ⁻⁸ sec(構造解析) 1.0 ⁻⁵ ~2.0 ⁻⁵ (熱伝達解析)

表 5-1 解析条件

5.2 解析結果

5.2.1 き裂先端部での応力値の比較

図 5-2 に、き裂先端部からの距離 r と、その位置での引張負荷方向の応力 σ_y の関係を示す。また、図 5-3 に、き裂先端部にかかる引張方向の応力値の時刻歴応答を示す。

また、表 5-2 に解析別の応力拡大係数 K_1 と解析解としての K_1 の比較を示す。本解析におけるき裂進展方向を x 軸とすると、 x 軸方向に $r(\ll a)$ 位置において、 σ_y と K_1 は

$$\sigma_y(x) = \frac{\sqrt{\sigma_0 a}}{\sqrt{2r}} \quad (5-1)$$

$$K_1 = \sigma_0 \sqrt{\pi a} \quad (5-2)$$

と定義される。

極低温でひずみ速度による加工硬化を考慮したモデルでは、き裂進展部の高ひずみ速度の影響により、その効果を考えないモデルに比べ、応力値と応力拡大係数が約 10 倍程度の値となっている。また、ひずみ速度依存性を考慮した場合とそうでない場合とで、応力場の勾配変化も異なる様相を示した。

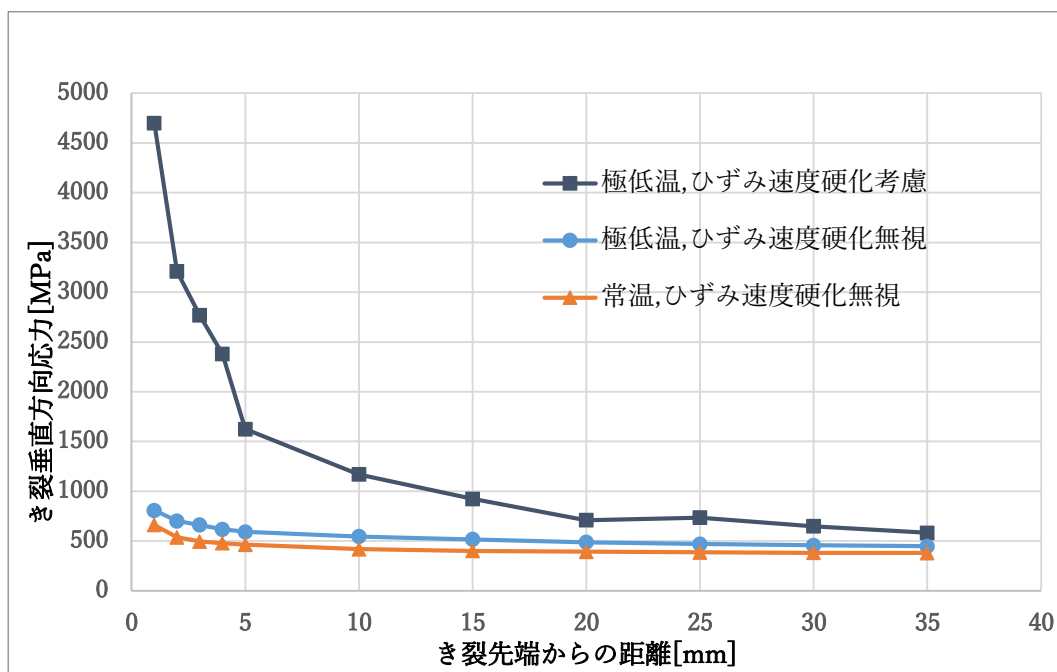


図 5-2 き裂先端部での応力値の比較

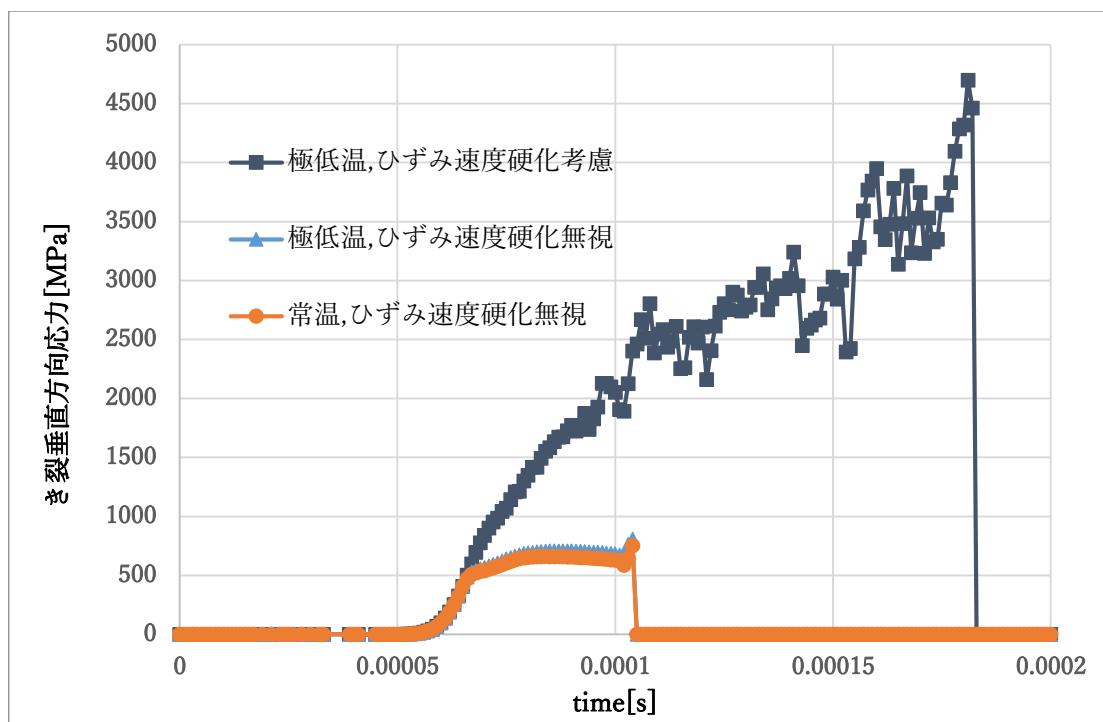


図 5-3 き裂垂直方向の応力の時刻歴応答

	解析解	常温, ひずみ速度 硬化考慮なし	極低温, ひずみ速 度硬化考慮なし	極低温, ひずみ速 度硬化考慮あり
--	-----	---------------------	----------------------	----------------------

応力拡大係数 K1	6879.354	1558.616	1869.238	11210.37
--------------	----------	----------	----------	----------

表 5-2 応力拡大係数の解析解と解析からの算出値の比較

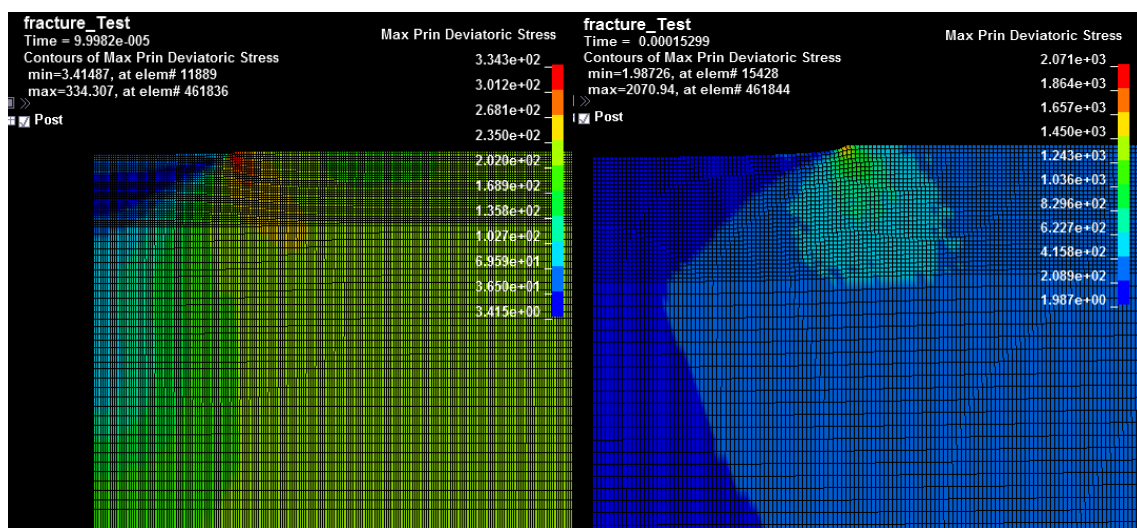


図 5-4 第一主応力コンター図

5.2.2 き裂進展速度の比較

図 5-5 にき裂先端部の進展速度の比較を示す。また、図 5-6、図 5-7 に各時刻におけるき裂の進展を示す。前節で述べたひずみ速度による加工硬化の影響により、ひずみの進展も非常に遅くなることがわかる。

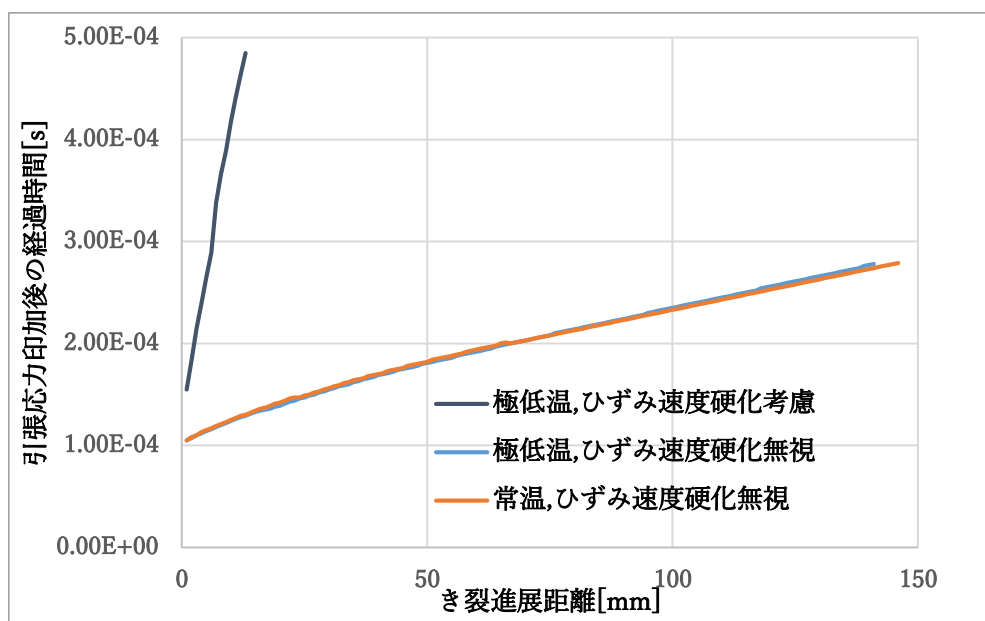


図 5-5 応力印加後の経過時刻とその時刻でのき裂進展距離

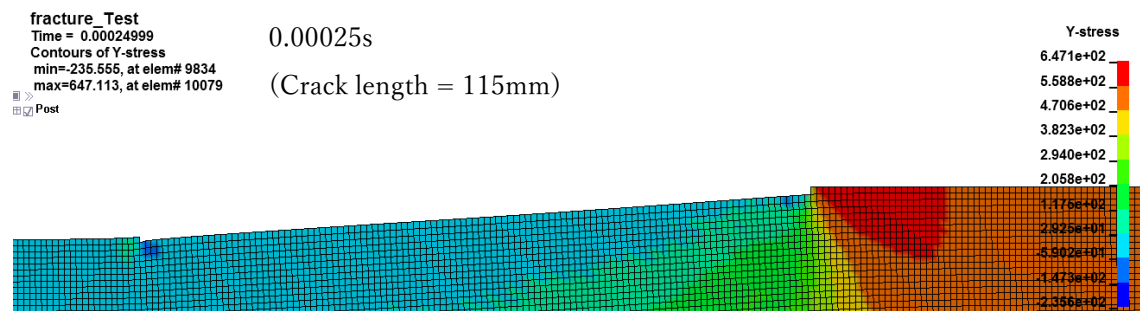
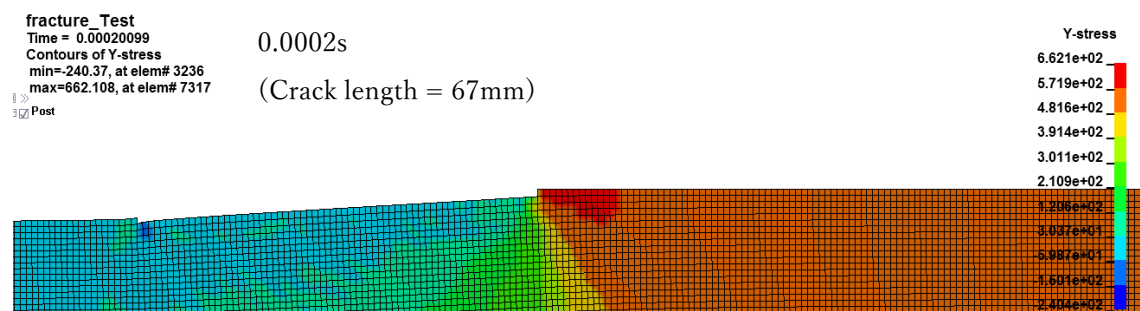
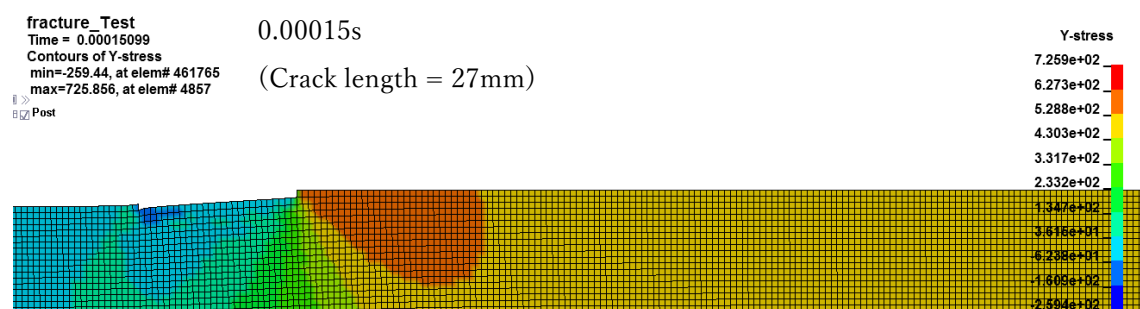
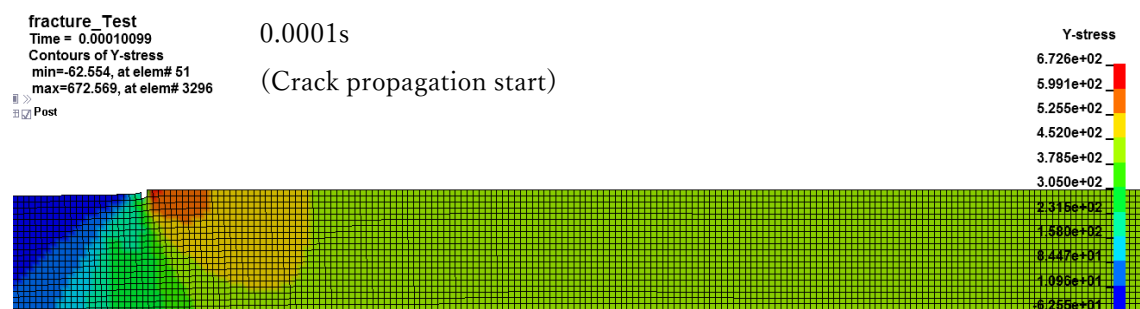
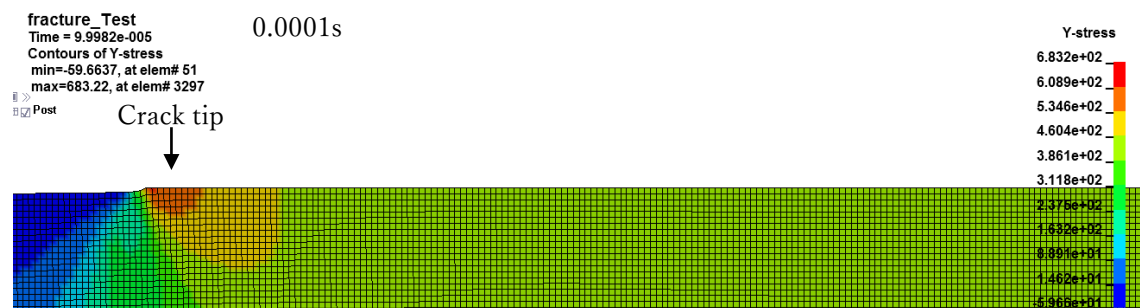
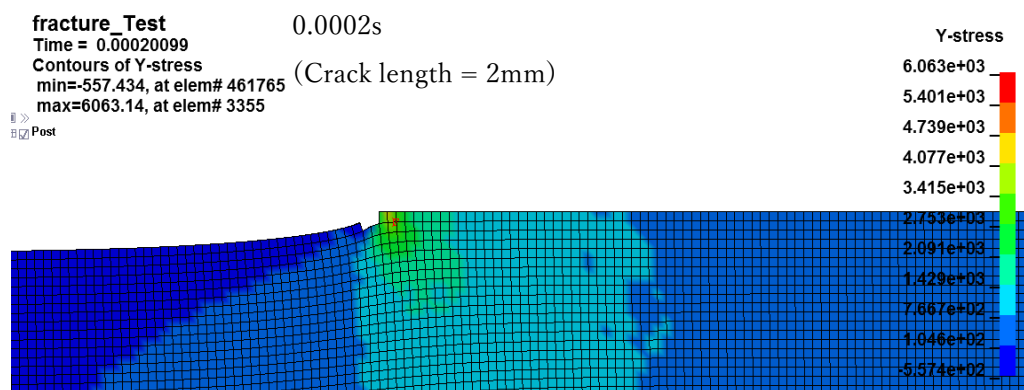
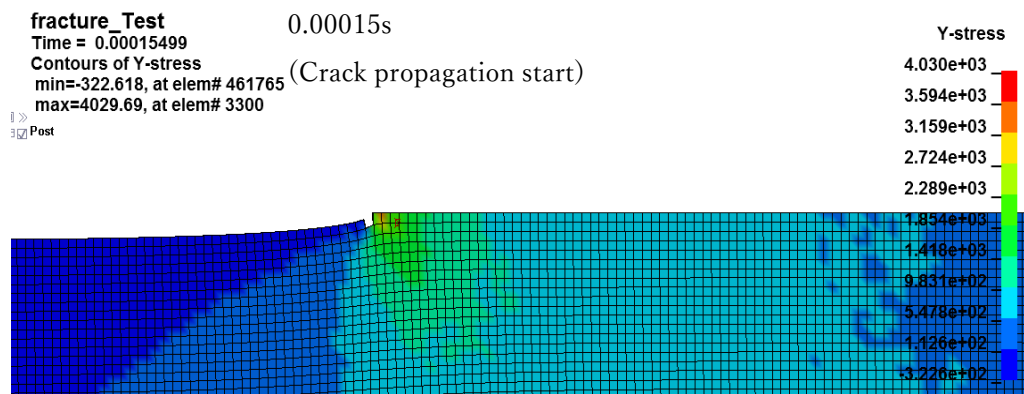
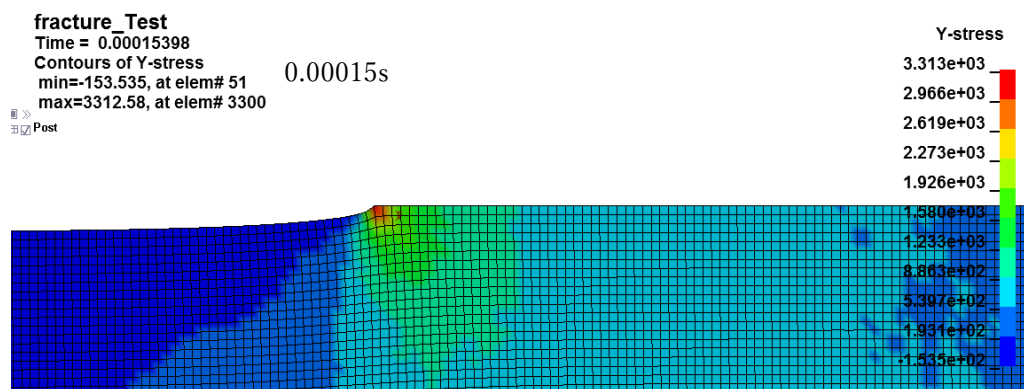
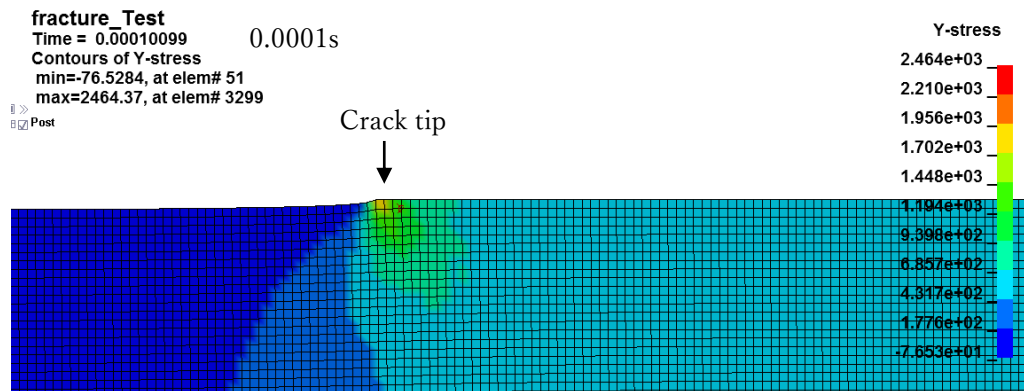


図 5-6 き裂進展挙動(ひずみ速度依存性の考慮なし)



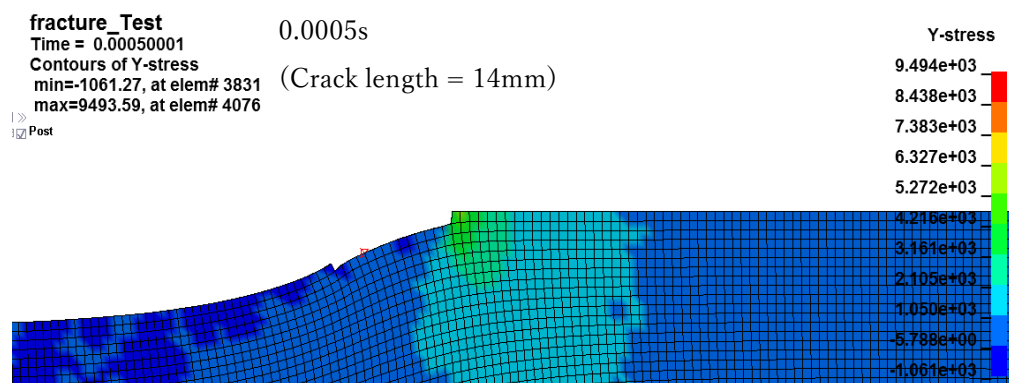
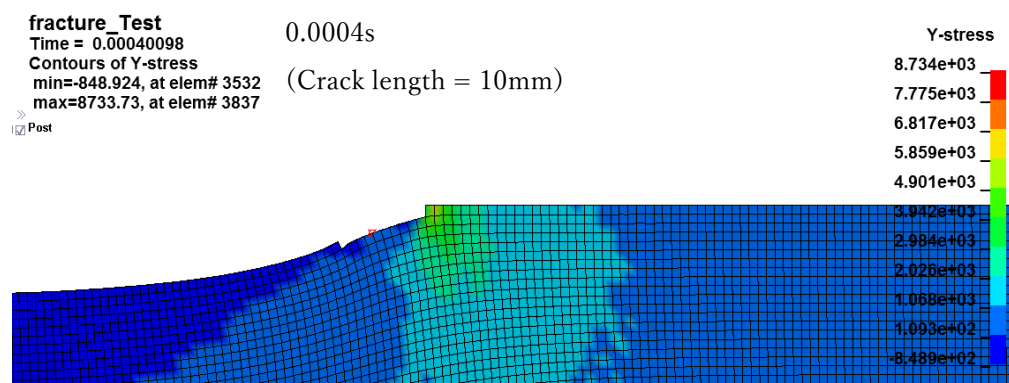
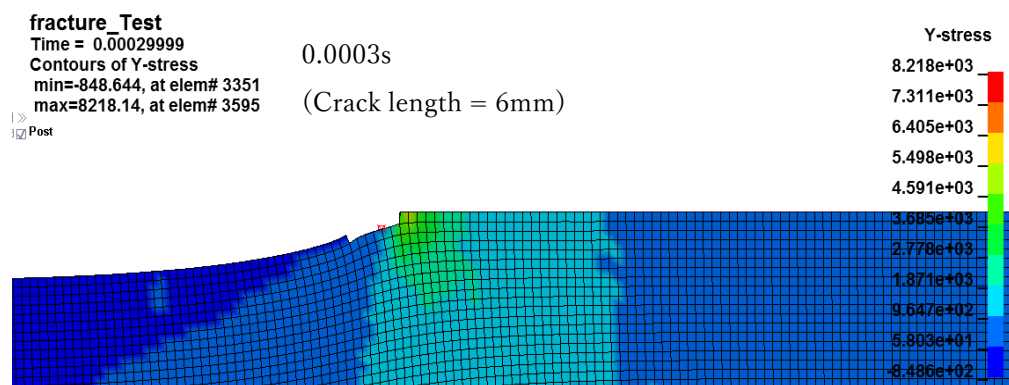
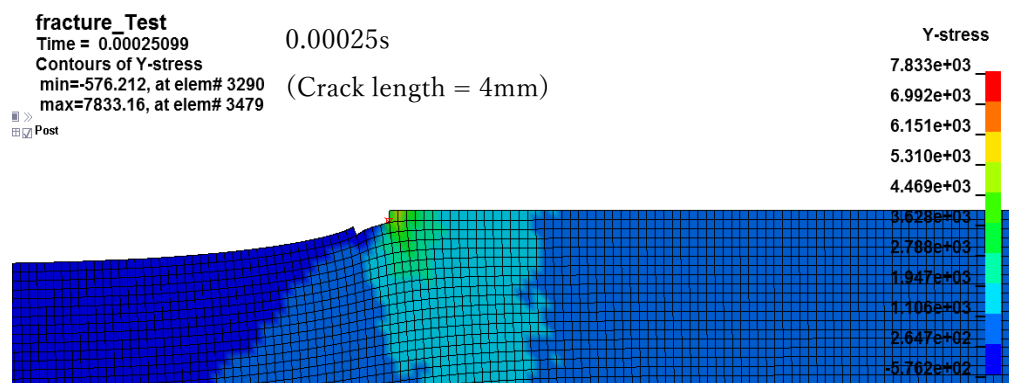


図 5-7 き裂進展挙動(ひずみ速度硬化考慮モデル)

5.3 考察

図 5-8 に、本解析における初期き裂先端位置の破壊時までのひずみ速度の値を示す。

ひずみ速度は、き裂先端部へ応力到達が到達した後線形的に上昇していき、最大で 10^4 オーダーの値を示している。これは実験で取得したひずみ速度 ($10^2 \sim 10^3$ 程度) の値よりも大きい値となっているため、応力値と応力拡大係数の定量的な評価に関しては慎重になる必要がある。しかし、本解析の結果により、これらの値の上昇を定性的に観察することができた。すなわち、実際のロケット運用条件では、ひずみ速度と温度を考慮し、常温よりも強い外力を負荷する必要があると考えられる。

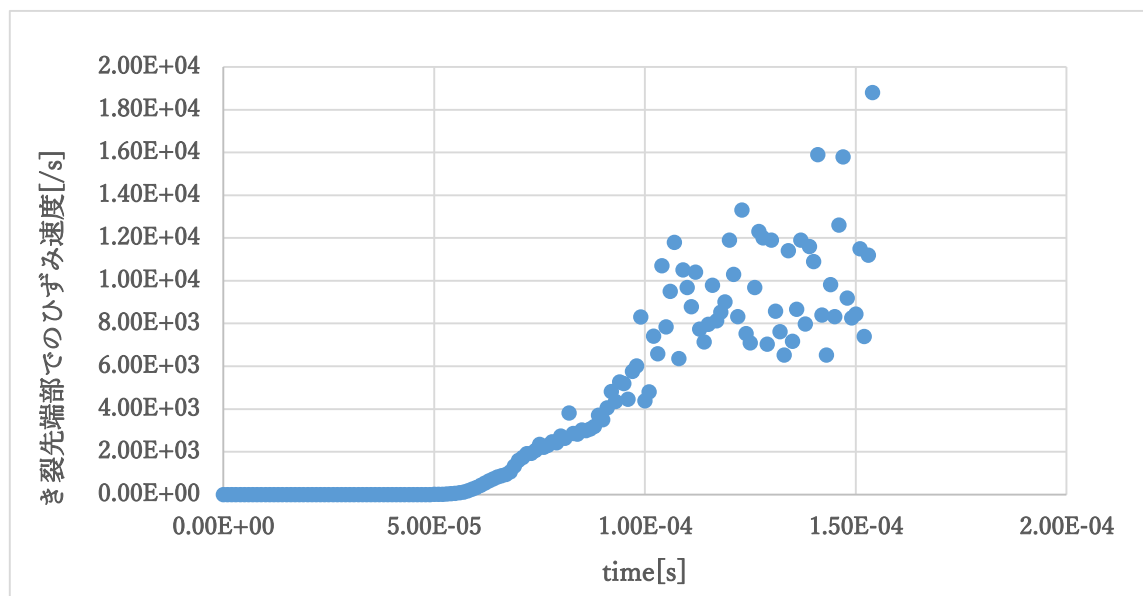


図 5-8 初期き裂先端部におけるひずみ速度の時刻歴

第6章 結言

6.1 総括

本研究では、ロケット燃料タンクのき裂進展現象の解析のために、アルミニウム合金 A2219-T852 の材料構成則を取得し、ロケット運用条件に近い条件である極低温条件では、ひずみ速度増大による加工硬化現象が見られることを確認した。その後、それらの影響を定量的にモデル化するため、Cowper-Symonds モデルのパラメータを最適化計算により同定し、その妥当性を SHPB 法フルモデルの解析と実験の比較から検証した。また、その構成則を用いて、実際の燃料タンクき裂進展を模した解析を行い、ひずみ速度による加工硬化の影響が顕著に現れることを確認した。

6.2 今後の課題

本研究の今後の主な課題として、4 点があげられる。

1. SHPB 法解析モデルを作成し、実際の試験と同じ条件の数値解析を行ったが、実験よりもひずみ速度上昇による加工硬化の影響が強く出た。その理由として、構成則取得のための実験の温度条件、ひずみ速度条件の数が足りなかったことが挙げられる。特にひずみ速度に関しては、準静的試験(ひずみ速度 $10^{-2} \sim 10^{-1}/s$)と衝撃試験(ひずみ速度 $10^2 \sim 10^3/s$)のみで流動応力を比較してしまったことで、ひずみ速度を正確に表現した構成則を作成できなかった可能性がある。動的試験($10^0 \sim 10^1/s$)や、さらに高速なひずみ速度を実現できる圧縮試験法である Taylor Impact test 等で試験を行い、構成則のパラメータ決定の精度を上げていく必要がある[22]。
2. 1 に伴い、材料構成則のモデル自体の検討も必要である。第 2 章で述べたように、材料の変形の温度依存性とひずみ速度依存性は熱活性化過程の有無を通じて相互に作用しあうため、温度依存性とひずみ速度依存性が同時に記述できる(2-9)式や(2-10)式を用いて整理することで、解析精度が高まる可能性がある。温度条件も細かく設定して試験を行うことが理想的である。
3. き裂進展を模擬したモデルを解析し、その効果を検証したが、実際に同じ形状のき裂進展を模した試験を行えば、そのき裂進展速度や破壊形状を解析と比較することで、構成則がより妥当なものであると確認でき、実際の燃料タンクにおけるき裂進展の解析精度を裏付けることができると考えられる。
4. 実際のロケット燃料タンクの破壊では曲げ・座屈・き裂進展が起こると予想され、そのうち座屈とき裂が不安定問題として長年研究されてきた不安定分岐現象である[26][29]。そのため、き裂進展のみでなく、座屈に関してひずみ速度依存性を考慮したモデルを作成し、そのひずみ速度の影響を検証する必要がある。

第7章 謝辞

本研究を進めるにあたり、多くの方々のご教授とご協力を賜りました。ここに感謝申し上げます。

指導教員であった酒井信介教授とは何度も打ち合わせを重ねさせていただき、そのたびに研究の方針や、データの整理の仕方、本研究のまとめ方等に関して助言を賜りました。お忙しい中、学外での実験に関しても積極的に勧めていただき、それによって研究のためのデータを取得することができました。

泉聡志教授には、研究会や普段の研究時において、試験方法や解析手法に関して数々のアドバイスを賜りました。また、休息時や懇親会などでもフランクに話しかけていただき、面白く、為になるお話を伺うことができました。

国立研究開発法人宇宙航空研究開発機構 研究開発部門 第三研究ユニット(JEDI)の藤本圭一郎様には研究のもととなる題材を与えていただき、研究に行き詰まった時には状況を整理して一つずつ確認する作業を行うことの大切さを教えていただきました。また、研究以外にも進路等の相談にも乗っていただき、多くの貴重なアドバイスと気づきを与えていただきました。

防衛大学校 システム工学群 機械工学科 強度設計講座 小笠原・山田研究室の山田浩之准教授には、SHPB 法試験を行う上で多大なご迷惑をおかけいたしました。何度も山田先生の研究室に足を運ばせていただきましたが、その度に親身に実験を手伝っていただき、相談に乗っていただきました。研究以外のフランクな話もたくさんしていただき、防衛大学校に行くのが毎回楽しみでした。

研究室の先輩方や同期にも、大変お世話になりました。時に研究やソフトの使い方等に関するアドバイスを頂き、時に他愛もない話をさせて頂いた事で、この一年間の研究生生活が楽しく、メリハリのあるものとなりました。特に博士 1 年の中井佑先輩には解析や実験手法など、多方面からアドバイスを頂き、研究のサポートをしていただきました。この他にも先生方や友人など、数多くの方々に支えられ、有意義な大学生活を送る事ができました。

また、大学卒業まで私を経済的、精神的に支え、自由に生活させてくれた両親と、いつも努力を惜しまず、私に刺激を与えてくれる妹に感謝の意を表し、謝辞を終えさせていただきます。

第8章 引用文献

- [1] 栗山和樹, “修士論文「有人ロケットの緊急脱出カプセル着水時における人体安全性評価」”, 2014.
- [2] 植田章裕, “卒業論文「ロケット緊急離脱システムにおける人体加速度応答解析」”, 2014.
- [3] 植田章裕, “修士論文「有限要素法を用いた有人ロケット緊急離脱時における人体傷害評価及びメカニズム解明」“, 2016.
- [4] 今泉俊介, “卒業論文「人体ダミーのマルチボディ解析に基づく有人ロケット緊急離脱時の傷害評価」”, 2015.
- [5] 中井佑, “修士論文「衝撃力を受けるアルミ合金平板の動的有限要素法解析」”, 2017
- [6] 富田 信之, “ロケット工学基礎講義” コロナ社 2001/11
- [7] university of cambridge <https://www.doitpoms.ac.uk/tlplib/BD6/results.php>
university of cambridge>DoITPoMS>TLP Library>The Ductile-Brittle Transition(1/Feb/2017)
- [8] Grossmann, Günter, Zardini, Christian “The ELFNET Book on Failure Mechanisms, Testing Methods, and Quality Issues” Springer-Verlag London, 2011
- [9] Mechanical Metallurgy, G.E.Dieter, McGraw Hill, 1987
- [10] Materials Science And Engineering, An Introduction: by William D. Callister, Jr., John Wiley & Sons, Inc.
- [11] 社団法人 日本アルミニウム協会 編, アルミニウムハンドブック (第6版) 日本アルミニウム協会, 2001
- [12] H. Conrad, “Thermally activated deformation of metals”, Journal of metals, 1964
- [13] 鈴木 平, 転位のダイナミックスと塑性, 裳華房, 1985
- [14] G. R. Cowper and P. S. Symonds, “Strain-hardening and strain-rate effects in the impact loading of cantilever beams”
- [15] G. R. Johnson and W. H. Cook, “A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures,” *7th International Symposium on Ballistics*, pp. 541–547, 1983.
- [16] F. J. Zerilli and R. W. Armstrong, “Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations” Journal of Applied Physics 61, 1987
- [17] 材料強度の原子論, 日本金属学会, 1985
- [18] T. Yamada, Y. Yamashita, and S. Kanna, “A study on evaluation of ductile crack initiation using strain hardening exponent for steels,” 21st Eur. Conf. Fract. ECF21, Catania, Italy Eng., no. 18, 2016.
- [19] T. Kobayashi, “Strength and fracture of aluminum alloys,” Mater. Sci. Eng. A, vol. 286, no. 2, pp. 333–341, 2000.

- [20]先端材料シリーズ”, 破壊と材料 日本材料科学会編 1989.
- [21]横堀 武夫, “材料強度学”, 技報堂出版, 1955
- [22]横山 隆, “衝撃工学の基礎と応用” 共立出版, 2014
- [23]L. D. Bertholf and C. H. Karnes, “Two-dimensional analysis of the split hopkinson pressure bar system”, J. Mech. Phys. Solids, 23-1, 1-19, 1975
- [24]“Metallic materials – Tensile testing at high strain rates – Part 1: Elastic-bar-type systems” ISO 26203-1, p.23-29, 2010
- [25]山田 浩之, “スプリット・ホプキンソン誘法の原理と関連動向”, 平成29年度 第2回衝撃荷重を受ける構造物の構造健全性評価基準に関する研究フェーズ2委員会, 2017
- [26]“先端材料シリーズ”, 破壊と材料 日本材料科学会編 1989.
- [27]雨川 洋章, 山崎 祥弘, 山田 浩之, 上 剛司, 伊海田 皓史, 紙田 徹, 西元 美希”ロケットフェアリング分離機構向けチタン合金製ノッチボルトにおける衝撃試験の温度依存性“, 日本機械学会 M&M2017 材料力学カンファレンス 講演論文集, No.17, p.242-246, 2017
- [28]豊貞 雅宏, 後藤 浩二, 相良 憲伺”高速負荷時におけるき裂先端近傍の局部温度上昇について” 日本造船学会論文集, No.170, p.651-663, 1991
- [29]チモシェンコ, “撓屈理論” コロナ社 1954 年