



Nikon Research R e p o r t

Vol.7 2025

刊行の趣旨

株式会社ニコンが行った研究開発活動の成果を、広く紹介することが刊行の趣旨である。ニコンのコア技術である「光利用技術」と「精密技術」をベースにした研究開発成果として、新製品に盛り込まれた技術と、学会等の機関から評価を頂いた技術を中心に紹介している。

巻 頭 言



取締役 兼 専務執行役員 CTO

大村 泰弘

自然環境や社会情勢の変化により、私たちを取り巻く環境は日々変化し、様々な課題に直面しています。サステナブルな社会の実現に向けて、ニコンは事業を通して貢献できる様、お客様の欲しいモノやコトの本質を理解し、解決策と一緒に考え、お客様と共にイノベーションを創出していきたいと思っています。

「人と機械が共創する社会の中心企業」を2030年のありたい姿として進めてきた現中期経営計画も最終年度となり、次期中計を考える年でもあります。ありたい姿を実現し社会やお客様の期待に応えるために、どういう価値提供ができるかを考え、その源泉となる技術を育てていきたいと思っています。

エグゼクティブ・フェロー
先進技術開発本部長

土肥 正明



ニコングループの研究・開発成果として、今年も本レポートを皆様にお届けします。ニコンのコア技術である光利用技術と精密技術を中心に、各事業に関連する先端技術をご紹介します。デジタルマニュファクチャリング事業では2030年に向けて重点的に強化している金属付加加工技術、ヘルスケア事業では少子化問題の解決を目指す生殖補助医療を支える顕微鏡技術、映像事業ではニコンの光学性能を継承しつつ動画性能を高めたパワーズームレンズ技術や、望遠レンズと広角レンズを一体化して遠方と周辺の両方を確認できる革新的な車載カメラシステム技術などです。そのほか、宇宙衛星を利用した空間光通信に用いられる光学系技術や、産業用ロボットなどの産業機械に幅広く利用されるエンコーダ技術などもご紹介します。

ニコングループの技術開発の一端ではありますが、我々の取り組みを皆様にご覧いただくとともに、ニコングループの技術が社会や環境に役立つ契機になれば幸いです。

Nikon Research Report Vol.7

目次／CONTENTS

技術解説/Technical Reports

- 1** Lasermeister LM300A+SB100で実現する自動補修ソリューションの紹介
安葉浩一
Introduction to Automated Repair Solution Enabled by Lasermeister LM300A + SB100
Koichi YASUBA
- 6** 生殖補助医療技術における ICSI/IMSI と紡錘体観察
三宅範夫
ICSI/IMSI and Spindle Observation in Assisted Reproductive Technology
Norio MIYAKE
- 13** NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ の開発
長岡弘仁, 栗林知憲, 高橋伸明
Development of the 'NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ'
Koji NAGAOKA, Tomonori KURIBAYASHI and Nobuaki TAKAHASHI
- 20** ADAS/AD に向けた革新的な車載カメラシステム「Tele & Wide 同一光軸カメラ」の開発
金岡浩史, 倉茂孝道, 高梨祐介, 目黒明彦, 築山大亮, 和湯瑞葵
Innovative In-vehicle Camera System for ADAS/AD: Single-Lens System Integrating Telephoto and Wide-Angle Functions
Hiroshi KANAOKA, Takamichi KURASHIGE, Yusuke TAKANASHI, Akihiko MEGURO,
Daisuke TSUKIYAMA and Mizuki WAYU
- 26** 衛星通信用空間光通信機器の光学設計
作田博伸, 村上宏輔, 島 直究
Optical Design of Free Space Optical Communication Devices for Satellite Communications
Hironobu SAKUTA, Kousuke MURAKAMI and Naoki SHIMA
- 32** 多回転バッテリーレスアブソリュートエンコーダ「MAR-M700MFA」の開発
後藤雅彦, 阿部 桂, 千代晋平, 山本拓巳, 常盤圭佑
Development of a Multi-Turn Battery-Free Absolute Encoder「MAR-M700MFA」
Masahiko GOTO, Kei ABE, Shimpei SENDAI, Takumi YAMAMOTO and Keisuke TOKIWA

研究開発論文/Research and Development Reports

38

指向性エネルギー堆積法による Ni625合金の造形プロセスウィンドウ

恵久春佑寿夫, 中林拓碩, 藤原朋春, Behrang Poorganji

Processing Windows of Ni625 Alloy Fabricated using Direct Energy Deposition

Yusufu EKUBARU, Takuya NAKABAYASHI, Tomoharu FUJIWARA and Behrang POORGANJI

50

均質および不均質な細胞における幾何学的手法による力推定の適用可能性の数値評価

宮坂 翔, 和泉啓太, 奥田 覚, 三木裕一郎

Numerical Assessment of the Applicability of Geometry-based Force Inference on Homogeneous and Heterogeneous Cells

Shou MIYASAKA, Keita IZUMI, Satoru OKUDA and Yuichiro MIKI

60

新規光学素子への応用に向けた La_2O_3 - TiO_2 系超高屈折率ガラスの研究開発

吉本幸平, 高須脩平, 上田 基, 井上博之, 増野敦信

La_2O_3 - TiO_2 -based Ultra-high Refractive Index Glasses for Application as New Optical Elements

Kohei YOSHIMOTO, Shuhei TAKASU, Motoi UEDA, Hiroyuki INOUE and Atsunobu MASUNO



技術解説

Technical
Reports

Lasermeister LM300A+SB100で実現する自動補修ソリューションの紹介

安葉浩一

Introduction to Automated Repair Solution Enabled by Lasermeister LM300A + SB100

Koichi YASUBA

ニコンは2019年に金属3D プリンター Lasermeister 100A を発売し、2024年には LM300A と SB100を発売し、これら装置を用いた自動補修ソリューションを提案した。LM300Aは大出力レーザーと造形空間の拡大により、タービンプレードなどの大型部品補修に対応する。SB100は内蔵3D スキャナーによる高精度な形状計測や補修部位の自動抽出、さらにLM300A 用の加工パス自動生成を行う。両機をセットで使用することで、計測から積層造形まで一連の自動補修プロセスを高精度かつ安定して繰り返し実行できる点が大きな強みである。タービンプレード補修では現品の歪みといった予測困難な課題にも対応し、 ± 0.25 mm 以内の高精度補修を実現した。設計モデルがなくとも現物計測データのみで補修形状を生成でき、幅広い実務ニーズに応える。今後は金型など薄肉補修にも展開し、顧客ニーズに応じた自動補修ソリューションの拡充を目指す。

Nikon launched the metal three-dimensional (3D) printer Lasermeister 100A in 2019 and introduced LM300A and SB100 in 2024, based on which an automated repair solution was proposed. LM300A is equipped with a high-power laser and features a large build volume, thus enabling the repair of large components such as turbine blades. SB100 features a built-in 3D scanner for the precise measurement and automatic extraction of damaged areas, as well as for the automatic generation of tool paths for use with LM300A. This solution is advantageous as it uses both devices simultaneously, thus enabling a highly accurate and stable automated repair process from measurement to additive manufacturing. In repairing turbine blades, the system used can accommodate unpredictable issues such as the deformation of actual components and affords a repair accuracy of ± 0.25 mm. Moreover, in cases where the original design model is unavailable, the system can generate repair shapes solely from measurement data, thus satisfying a wide range of practical requirements. In the future, Nikon plans to expand this solution to thin-walled components such as molds, thereby enhancing automated repair solutions in response to diverse customer requirements.

Key words 金属積層造形, 3D 計測, 欠損部位特定, タービンプレード補修, 金型補修
additive manufacturing, 3D measurement, defect-area identification, turbine-blade repair, mold repair

1 はじめに

2019年にニコンの新規事業として光加工機 Lasermeister 100A (Fig. 1) を発売した。本文書内では以後 LM100A と記載する。

LM100A は、ニコンの得意分野の一つであるレーザー制御技術を応用して開発した金属の積層造形装置で、いわゆる3D プリンターである。5軸機構を導入したLM101A、高度な溶融制御機能を搭載したLM102Aも発売されている。Fig. 2はLM102Aにおける造形空間の確認風景である。

LM100A シリーズは、金属粉末とレーザーを用いた Directed Energy Deposition (DED) 方式を採用している。本文書内では、この「金属粉末とレーザーを用いた DED



Fig. 1 Lasermeister 100A

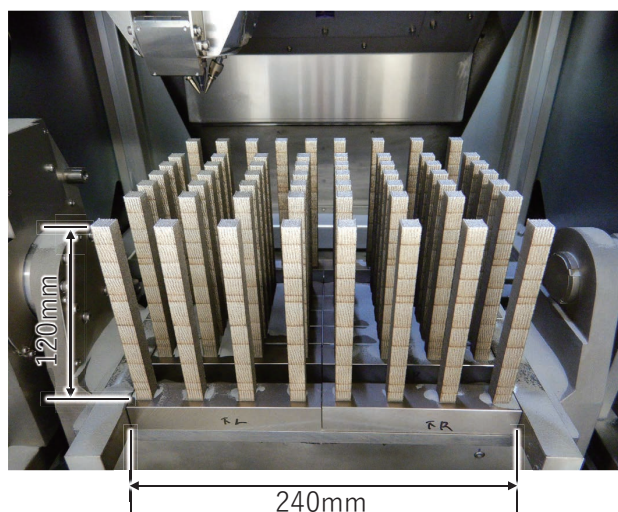


Fig. 2 Lasermeister 102A による造形風景

方式」の事を単に DED と記載する。

DED と対比される方式として Laser Powder Bed Fusion (L-PBF) が挙げられる。L-PBF は Nikon SLM Solutions の装置で採用している方式である。DED も L-PBF も金属粉末に対してレーザーを照射し、金属を溶融させることで造形を行う方式である点は同一であるが、金属粉末の供給の方法に大きな違いがある。DED は、造形対象に対してレーザーを照射し、造形対象を溶融させた領域に金属粉末を集中供給することで造形を行う。一方、L-PBF は、金属粉末を均一に敷き詰めた粉末床と呼ぶ平面に対して、レーザーを照射しその金属粉末を溶融することで造形を行う。この金属粉末供給原理の違いから、各々得意とする造形手法も異なってくる。

DED が L-PBF に対して持つ有意点の一つが、既存部品への付加造形が行いやすい事である。L-PBF は上記金属粉末供給の原理上、装置自身で供給した金属粉末によって、その時点までに生成した造形物を覆い隠してしまう。既存部品への付加造形を考えた場合、既存部品を全て隠してし

まうことになるため、レーザー照射位置を決めにくいのである。一方、DED では、レーザー照射対象となる造形物が常に見えているため、付加造形したい位置への位置合わせが行いやすいのである。

この利点を活かしつつ顧客のニーズを汲み取る形で「補修」をターゲットとして新規開発した装置が、2024年に発売した Lasermeister LM300A と Lasermeister SB100 (Fig. 3) である。本文書内ではそれぞれ LM300A, SB100 と記載する。

2 LM300A+SB100の特長

LM300A は LM100A シリーズの流れを汲む。LM100A と比較して、最大レーザーパワーを 200 W から 300 W とすることで溶融能力に余裕を持たせ、造形空間を高さ方向に 200 mm から 400 mm と 2 倍に大きくすることで既存部品を格納しやすくした装置である。高さ方向の拡張サイズは、小型のガスタービンブレードを補修造形の具体モデルに据えた事に由来する。

SB100の基本的な役割は、補修のオートメーションを行う事である。ハードウェアとして内部に保持しているメイン機能は、非接触の3D 計測機、いわゆる3D スキャナーである。この計測器を用いて、補修対象の形状計測、補修位置の特定、補修部位の形状の生成を行う。更に、LM300A と連携し LM300A で実行可能な加工パスを生成する機能をもつ。

LM300A と SB100に適切なセットアップを行う事で、同形状の補修対象であれば、何度でも同じ条件で補修を繰り返すことを可能としている。

3 補修造形のコンセプト

補修のプロセスを Fig. 4 のように定義した。



Fig. 3
Lasermeister LM300A (右)
Lasermeister SB100 (左)

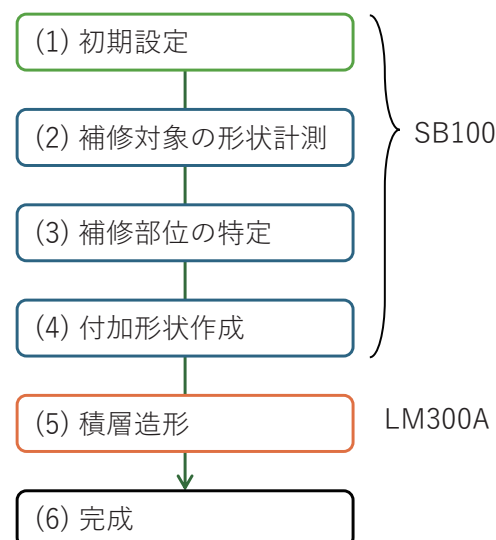


Fig. 4 補修プロセス手順

(1) 初期設定

補修に関する各種情報を設定する。例えば、計測条件、レーザーパワーや粉体供給量、補修のゴールとなる完成形のモデルである。同一の完成形状かつ破損・摩耗状況が同タイプである限り、本設定を変更する必要は無いとした。

(2) 補修対象の形状計測

内臓の3D スキャナーにて補修対象の形状を計測する。

(3) 補修部位の特定

上記 (1) で設定した完成形モデルと3D スキャナーによる3D 計測結果との差をとる。この差分が欠損部位であり補修部位そのものである。

(4) 付加形状作成

補修部位の形状をそのまま付加造形すればよい。上記 (3) で特定した補修部位から、LM300A を動かすための加工パス情報（レーザー照射位置やパワーを制御するための制御指令一式）を作成する。

(5) 積層造形

LM300A は上記加工パスに基づいて積層造形を行う。

LM100A で培った積層造形の機能を基本とし、「補修」を容易にするためのオートメーション機能を SB100 として追加提供する事にした。このようなコンセプトをとることによって、造形機側の実証済み既存機能をほぼそのままフル活用しつつ、補修部位を高精度に検出する計測機能と、その補修戦略の実行制御機能の開発に注力することを可能にした。

なお、上記のようなコンセプトで2つの装置を使う場合に問題になるのが位置の管理である。本システムは、計測・造形対象を所定のテーブルに固定し、そのテーブルごと装置間の搬送を行う。つまり2台の装置をつなぐ役割をテーブルが担っており、装置2つとテーブルとの3者間で位置再現性が重要である。この搬送によって計測対象（＝付加造形対象）の位置が動いてしまう事は絶対に避けなくてはならないし、このテーブル自体の設置時における位置再現性も高精度に確保する必要がある。

ここでテーブルと各装置に対する位置再現性を確保するために、キネマティックマウント構造（Fig. 5）を採用し

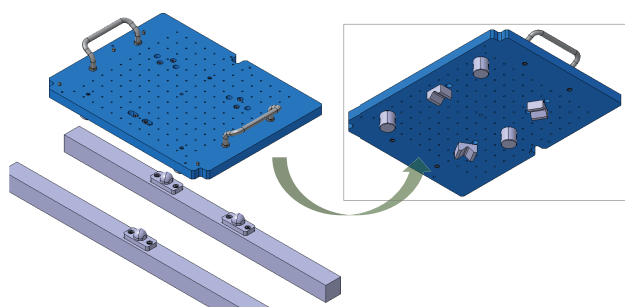


Fig. 5 キネマティックマウント構造

た。キネマティックマウントは、テーブルの設置作業を非常に気楽かつ容易に行う事を可能とし、誤差 0.01 mm 以下で位置再現性を確保している。

このようにすることでテーブルを基準に、LM300A と SB100 の間での位置管理を可能としている。例えば、テーブル上に LM300A と SB100 のどちらからでも認識可能な固定点を位置基準と定めれば、テーブル上の全ての位置は LM300A と SB100 の間で一意な対応がとれるのである。

4 タービンブレード補修

LM300A を開発するにあたって最初の補修ターゲットをタービンブレードとした。実際に補修ビジネスが成り立っている事実に目を付け、補修ビジネスを行っている企業と協業し、既存のビジネスにおける人力部分を LM300A+SB100 で置き換える事を具体例として、実用的な目標を定めたのである。

タービンブレード補修で大きい割合を占めている翼頂（ブレード頂端の事）の摩耗による欠損を具体例とし、最大ブレード長は 400 mm 以下、付加造形位置のずれ許容量は ± 0.25 mm 以内とした。

なお、補修の具体的なターゲットは Fig. 6 に示す形状である

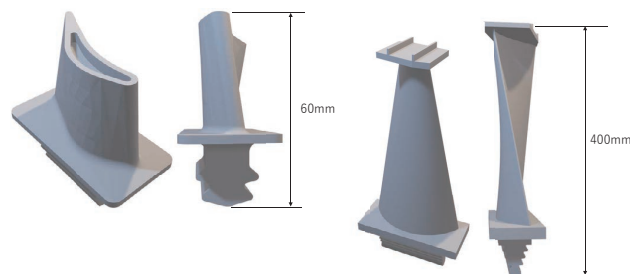


Fig. 6 補修目標とした2種のタービンブレード形状

実施してみるといくつかの課題が出てきたが、特に補修対象自体の歪みが一番の課題となった。タービンブレードの設計モデルに対して、現品はミリメートルのオーダーで大きく歪んでいたのである。設計モデルと現品計測結果の差分を単純に求めても、期待する付加形状が得られない事が判明した（Fig. 7）。

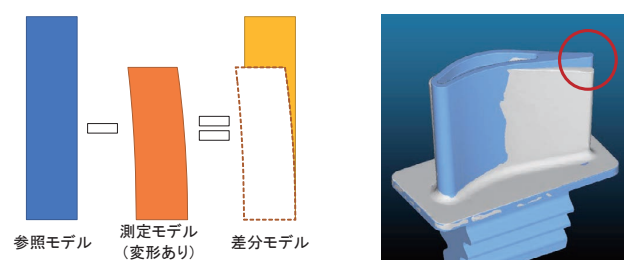


Fig. 7 タービンブレード実物が持つ歪み

最終的に2つの方法を実装した。

1つ目は、設計モデルを測定結果にできる限りフィッティングさせてから、差分を取る方法 (Fig. 8) である。この方法は、十分に汎用的ではあるが、設計モデルを現品に合わせて変形させるため、付加形状も予想外に歪んでしまう不確実性への懸念があった。

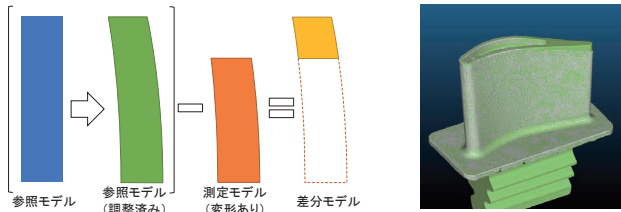


Fig. 8 計測結果に設計モデルをフィッティング

2つ目は、設計モデルを使用せず、測定結果を天面方向に伸長させ、この増分を付加形状とする方法 (Fig. 9) である。

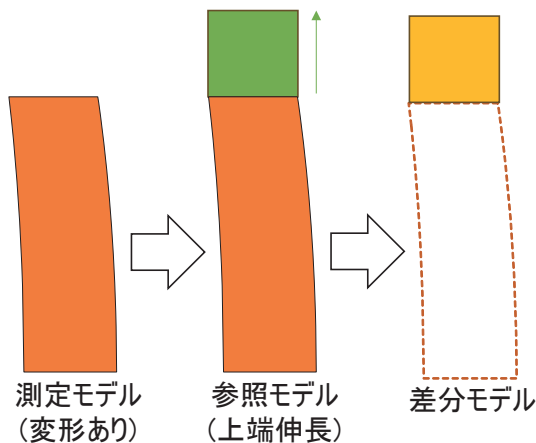


Fig. 9 単純伸長

本方法はスムージング処理等も入れず、単純に規定方向に伸ばすだけであるため、側面形状の非連続性が造形結果に与える影響が懸念された。幸運なことに、造形後に後工程として仕上げを行う事が想定されており、その後加工で十分リカバリーできる程度であると判断できた。こういった経緯から、むしろ翼頂補修に向いていることが判明したため、本手法も採用することにした。また、補修ビジネスはタービンプレードメーカーとは別の企業が実施している事が多く、設計モデル自体が入手しにくいという実情もあった。そのため比較対象に設計モデルを必要としない事も好評を得た。

これらの成果が下記 Fig. 10, Fig. 11 である。

補修造形後に形状計測した結果が Fig. 12 である。これは補修目標に対する補修結果の差分を示している。位置ずれの許容量は ± 0.250 mm を目標と前記したが、この結果を見ると概ね 0~0.5 mm となっていることが見て取れる。これも協業の中で判明したことであるが、補修時にマイナス



Fig. 10 タービンプレード翼頂 (チップ) 補修

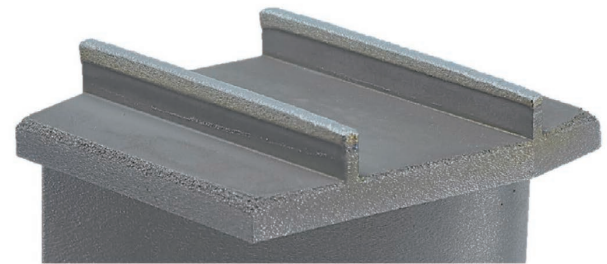


Fig. 11 タービンプレード翼頂 (レール) 補修

(目標より小さい事) はあってはならない事象なのである。後加工で形状を整える都合上、プラス (つまり目標より大きい) である事が必須条件となった。このことを考慮し、付加加工モデルを全周囲に 0.25 mm 程度大きくするような工夫を施している。これにより位置ずれの ± 0.25 mm を考慮したとしても、補修結果から補修目標形状を差し引いた結果に、マイナスが出ないようにしたのである。

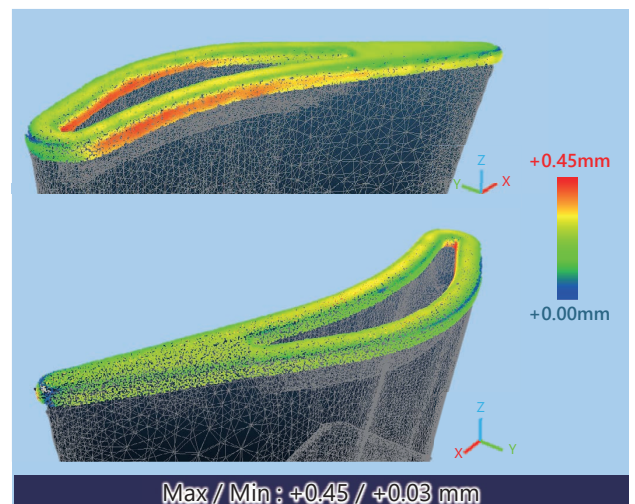


Fig. 12 タービンプレード翼頂 (チップ) 補修計測

5 まとめ

タービンプレードの補修は手順が明確で欠損部位も目視で判別しやすい事もあり、ニコンが提案する補修ソリューションの最初の一步として最適であった。このように具体

的なアプリケーションで実証しながら LM300A+SB100の価値を訴求しつづけている。タービンプレード補修でわかりやすい事例を提示できた事もあり、ありがたいことに他の補修ニーズも見つかってきている。タービンプレードは数 mm の積層量があったが、数 100 μ m レベルの薄い積層

が求められるような金型の補修もその 1 つである。

今後も、具体的な要望に対してニコンの保有技術を駆使してタイムリーに回答を出す形で、Lasermeister による補修アプリケーションを充実していく予定である。

生殖補助医療技術における ICSI/IMSI と紡錘体観察[†]

三宅 範夫

ICSI/IMSI and Spindle Observation in Assisted Reproductive Technology

Norio MIYAKE

生殖補助医療技術（ART: Assisted Reproductive Technology）の役割と、それを支える顕微鏡技術について紹介する。不妊症のカップルにとって ART は重要な選択肢であり、日本では2022年 4 月の不妊治療保険適用の開始以降、ART による新生児の割合が増加している。

ART は、卵子や精子、受精胚を扱い妊娠を支援する医療技術であり、顕微鏡を使用する体外受精（IVF）や卵細胞質内精子注入法（顕微授精、ICSI）、卵細胞質内形態選別精子注入法（IMSI）などを含んでいる。ニコンは ART の各ステップに対応する正立顕微鏡、実体顕微鏡、倒立顕微鏡を提供しており、ART プロセスを支援している。例えば、正立顕微鏡は精子の運動性や形態の観察に適しており、実体顕微鏡は卵子や胚の立体的な観察を可能にする。一方、倒立顕微鏡は ICSI/IMSI の際に精子や卵子の詳細な観察を行い、Nikon Advanced Modulation Contrast (NAMC) や微分干渉観察によりコントラストを向上させる。また、紡錘体観察では円偏光を利用し、卵子内の紡錘体の配置を把握することで受精率を高めている。

これらの光学技術は、ART プロセスの効率化と精度向上に貢献しており、医療現場での負担軽減と治療成果の向上につながっている。ニコンはこれらの技術開発を通じて、社会的課題を解決するため取り組んでいる。

This article introduces the role of assisted reproductive technology (ART) and the microscopic techniques supporting it. ART is an important option for couples facing infertility. In Japan, since the implementation of insurance coverage for infertility treatments in April 2022, the proportion of newborns conceived through ART has been increasing. ART encompasses medical techniques that assist pregnancy by handling eggs, sperm, and embryos, including in-vitro fertilization (IVF), intracytoplasmic sperm injection (ICSI), and intracytoplasmic morphologically selected sperm injection (IMSI), which rely on microscopes for precision.

Nikon provides specialized microscopes, including upright, stereo, and inverted microscopes, tailored for each step of the ART process. Upright microscopes are ideal for analyzing sperm motility and morphology, whereas stereo microscopes enable three-dimensional observation of eggs and embryos. Inverted microscopes facilitate detailed observation during ICSI and IMSI procedures and use technologies such as Nikon advanced modulation contrast and differential interference contrast to enhance image clarity. Furthermore, spindle observation using circular polarization helps to identify spindle positioning within the eggs, which improves the success rates of fertilization.

These optical technologies increase the efficiency and accuracy of ART processes, reduce the burden on medical professionals, and improve the treatment outcomes. Nikon contributes to addressing the societal challenges through these innovations.

Key words 生殖補助医療技術、体外受精、顕微授精、IMSI、紡錘体観察
assisted reproductive technology, in-vitro fertilization, intracytoplasmic sperm injection, intracytoplasmic morphologically selected sperm injection, spindle observation

1 はじめに

少子化は、日本にとどまらず各国が抱える深刻な課題となっている。出生率の低下が進むことにより、労働人口の減少、社会保障制度の破綻、経済成長の停滞など、社会的、経

済的な影響をもたらす。少子化の原因としてはさまざまな要因が挙げられ、子育て費用や教育費などの経済的な負担、女性の社会進出によるライフスタイルの変化、環境や健康問題に起因する不妊症の増加などである。特に子どもを望むにもかかわらず自然妊娠が難しい不妊症のカップルにとって、

[†] 本稿でご紹介している製品は、世界各国で販売されていますが、ここでは日本の法規制に基づいた技術的な説明を行っています。なお、地域によっては製品の発売状況、主な用途が異なる場合があります。

生殖補助医療技術（ART）は重要な選択肢となる。日本では、過去40年間で合計特殊出生率が減少し続けている [1]。一方で、生殖補助医療による新生児の割合は増加している。さらに2022年4月から不妊治療が保険適用され、人工授精などの一般不妊治療、体外受精・顕微授精などの生殖補助医療の件数が今後も増加することが見込まれる。

ニコンは生殖補助医療の歴史の中で常にアカデミアや医療機関と連携を図りながら医療現場に根ざした画期的な製品開発を進めてきた。最近では、生殖補助医療を支える胚培養士への負荷軽減を目指し顕微授精に特化した顕微鏡を提供している [2]。本稿では、生殖補助医療技術の概要とそれを支える顕微鏡技術を紹介する。

2 生殖補助医療技術（ART）

ARTとは、不妊症の治療や妊娠を支援するための医療技術を指し、妊娠を成立させるために人の卵子と精子、およびそれを受精させた胚を取り扱うことを含めた全ての治療あるいは方法の総称である。不妊の原因が男性側、女性側、あるいは双方にある場合でも、適切な技術を用いることで妊娠を目指す。排卵障害、卵管閉塞、子宮内膜症、精子の質の低下、免疫性不妊など幅広い原因に対応できる。顕微鏡が主要な役割を果たす体外受精（IVF）、卵細胞質内精子注入法（顕微授精、ICSI）や卵細胞質内形態選別精子注入法（IMSI）を用いれば、精子の運動性や数量が少ない場合でも妊娠の可能性を高めることができる。

ARTの主要なステップを Fig. 1 に示している。患者から採取した精子の選択から始まり、次に卵子の選択、受精、胚の育成など様々な診断や補助を経て、患者の体内に戻し、着床させるまでがARTの一連のサイクルである。

卵子の大きさは約 0.1 mm、精子は約 0.05 mm である。一般的に髪の毛一本の太さが約 0.05 mm から 0.1 mm なので、それと同程度と考えれば大きさをイメージしやすい。このARTの主要なステップでは、非常に小さな卵子や精子を扱うため、観察をサポートするツールとして顕微鏡が様々なワークフローで使用されている。

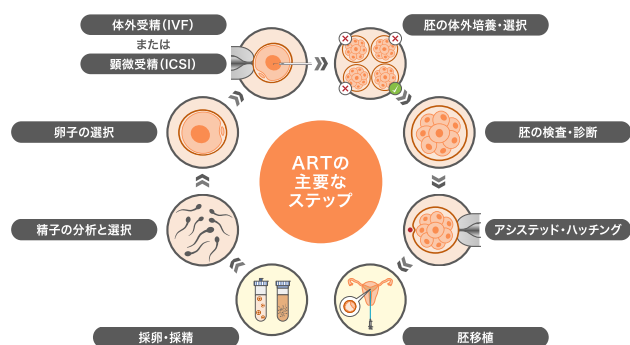


Fig. 1 ART サイクル

3 ART サイクルで利用される顕微鏡

採精、採卵から、受精、そして最終的な着床に向けた胚の選択にいたるまで、顕微鏡による観察はARTにおいて極めて重要な役割を担っている。ニコンでは、ARTの主要プロセスで利用される正立顕微鏡、実体顕微鏡、倒立顕微鏡の全てに利用可能な製品ラインナップを用意している。ここでは使用される顕微鏡の特徴とともに、付随する各ステップについて説明する。

3.1. 正立顕微鏡

ARTサイクルの“精子の分析と選択”において、精子が適切に機能しているか否かの判定のため、正立顕微鏡による位相差観察 [3] が用いられる (Fig. 2)。

位相差観察は、無色透明な観察対象に明暗のコントラストをつけて観察する手法のことである。薄い試料への検出感度が高く、精子の観察に適している。一方、厚みのある細胞に対しては、その輪郭にハロと呼ばれる現象が生じ、見えにくくなるため卵子の観察には向いてない。

精子の評価項目として、運動性、運動精子と不動精子の数量、精子濃度、形態などあり、比較的到低倍率で識別できる。異常が認められると、体外受精の成功率低下と関連するとされている。



Fig. 2 正立顕微鏡 ECLIPSE Si (左) と ECLIPSE Ci-L plus (右)

3.2. 実体顕微鏡

両眼に対応する左右独立したズーム光学系をもち、物体を左右の異なる方向から見ることにより、左右の眼で捉える像に違い（視差）が生じる。この視差を脳が処理し、物体の奥行きや立体感を認識できる。標本を加工することなく立体的に観察できるので、精密な作業に適している。このため“卵子の選択”、“胚の体外培養・選択”では実体顕微鏡が利用される (Fig. 3)。採卵後、卵子は検査され、受精に適したものが選択される。成熟した卵子は正常な胚として発育する可能性が高い。形態学的な特徴として、卵子のサイズ、極体の形態、透明帯の厚さなどが重要である。

胚の品質は一般に、定められた時点における分割数、サイズや形の規則性、多核化、液胞の存在などによって評価される。Figure 4 に正常胚と異常胚の例を示す。



Fig. 3 実体顕微鏡 SMZ1270 (左) と SMZ800N (右)

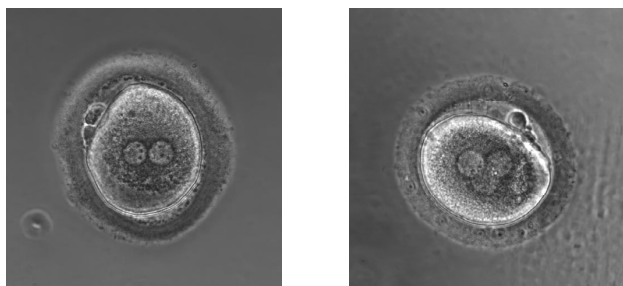


Fig. 4 多核化の例. 前核が2つの正常胚 (左), 前核が3つの異常胚 (右).

Image courtesy of Ronny Janssens, Centre for Reproductive Medicine, Brussels Free University, Belgium

3.3. 倒立顕微鏡

ART サイクルにおける受精には、“体外受精 (IVF)” と “顕微授精 (ICSI)” がある。ディッシュ容器の観察に適した倒立顕微鏡を用いて ICSI, IMSI と紡錘体観察が行われる (Fig. 5)。



Fig. 5 倒立顕微鏡 ECLIPSE Ti2-I (左) と ECLIPSE Ti2-U (右)

ICSI は、マニピュレーターとインジェクターを用いて精子を卵子の細胞質内に注入し、受精させる方法である。精子をインジェクターの先端に移動させ、ピント面で卵子への注入作業を行う。卵子の膜を穿破すると少量の細胞質が吸引されるので、精子とともに卵子へ再注入する (Fig. 6)。この際に20倍または40倍の専用対物レンズを使用して変調コントラスト [3], [4] により観察する。ニコンの場合は Nikon Advanced Modulation Contrast (NAMC) [5] により観察する。NAMC は、無色透明な細胞に陰影をつけること

により、立体感のある明暗のコントラスト像を得られる。後述する微分干渉観察に似た像質だが、プラスチックディッシュでも観察できるという利点がある。

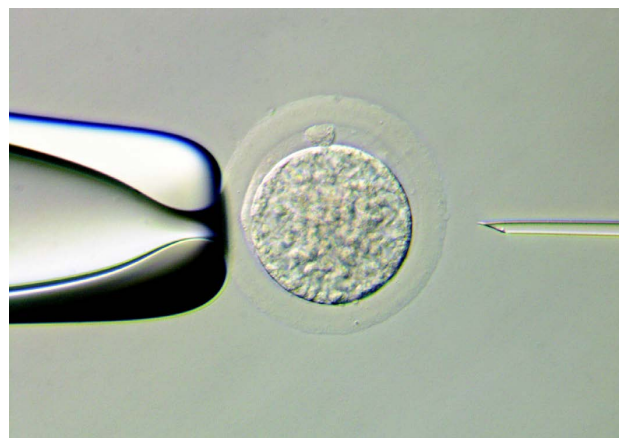


Fig. 6 ICSI におけるインジェクション

IMSI の目的は、ICSI で成功する可能性が最も高い精子を選択することである。原理的には微分干渉観察 [3], [6] と同じであり、無色透明な細胞を立体感のある像として観察する。偏光を利用しているため、プラスチックディッシュでは偏光が乱れるので観察できない。このためガラスボトムディッシュに入った精子を、高倍率で観察し、精子の核、空胞など小器官の微細な欠陥を検出・選別できる (Fig. 7)。60倍または100倍の対物レンズを使用する。

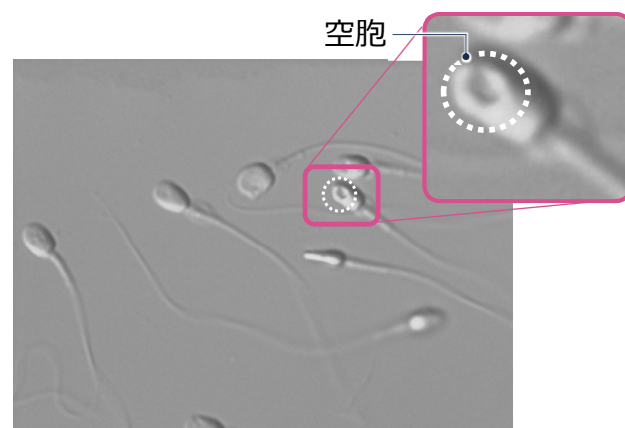


Fig. 7 IMSI 100x 対物レンズ使用時
画像ご協力：藤田医科大学

紡錘体には、細胞分裂時に染色体を正常に配置させる役割がある。よって、卵子における紡錘体の位置、形状を把握して ICSI を行ううえで紡錘体観察は重要である。紡錘体は、微小管からなる複雑な構造なため光学的な異方性を持ち、その方位に応じて屈折率が異なる複屈折がある。これは位相差観察、変調コントラスト観察、微分干渉観察ではとらえることが不可能であり、偏光観察 [6] を用いなければ見ることができない。さらに、常に存在しているわけではなく、通常、卵子の第一極体の近くに紡錘体は出現する (Fig. 8 (左))。ICSI では、紡錘体を傷つけないように、第

一極体が12時または6時の方位になるように配置し、3時の方向からインジェクションする。しかし、第一極体から離れたところに紡錘体が現れることもあり、このため紡錘体をどこにあるかを確認することが大事になってくる (Fig. 8 (右))。

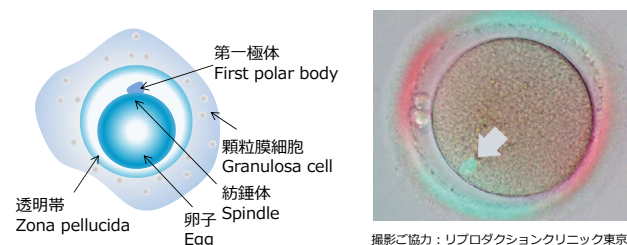


Fig. 8 紡錘体、卵子の模式図 (左)、紡錘体観察作例 (右)

Figure 9 にクリーンベンチ内でセットアップされた倒立顕微鏡の構成例を示す。顕微鏡の他にもマニピュレーター、インジェクター、温調のためのサーモプレート、胚の透明帯を薄く削るレーザーハッチング装置など様々な機器と連携している。Table 1 は、倒立顕微鏡における操作時の対物レボの対物レンズ倍率と作業をまとめた一例である。Table 1 にまとめたように多くの顕微鏡操作を行わなければならないが、卵子はインキュベーターから出るとストレスを受けるため、短時間で作業する必要がある。



Fig. 9 倒立顕微鏡のセットアップ例

Table 1 倒立顕微鏡の操作時の対物レボの対物レンズ倍率と作業例

対物レンズ倍率	作業例
4x	インジェクター、マニピュレーターのセッティング
10x	卵子の確認・選別
20x	ICSI, 紡錘体観察
40x	ICSI, 紡錘体観察
60x または 100x	IMSI
レーザー	胚のハッチング

4 ICSI/IMSI と紡錘体観察の光学原理

Figure 10 に示しているように手法に応じて、必要な光学素子を様々に切り替えていることがわかる。これは、コントラストよく卵子や精子を観察するために利用している光の性質が異なるからである。ここでは各手法の裏にある光学的な原理について説明する。

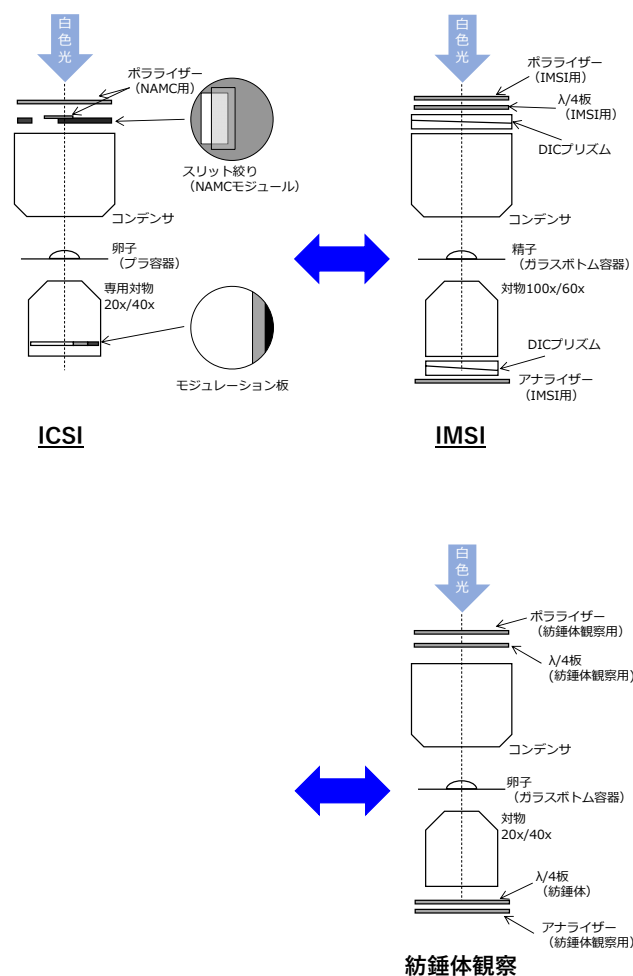


Fig. 10 各手法で必要となる光学素子の模式図

4.1. ICSI

光学的には、斜入射照明の一種である変調コントラストである (ニコンでは NAMC)。回転可能な偏光板、偏光板の付いたスリット絞り (NAMC モジュール) と内部にモジュレーション板を搭載した専用対物 (NAMC 対物) が必要な光学素子である。スリット絞りはコンデンサの前側焦点位置、モジュレーション板は専用対物の後側焦点位置 (対物瞳) に配置されている (Fig. 11 (左))。

NAMC モジュールのスリット外側の端面は、NAMC 対物のモジュレーション板の領域 a, b の境界に合うように調整する。光線が、NAMC モジュールを経て、卵子に斜めに入射後に屈折し、NAMC 対物の中のモジュレーション板における異なる透過率の領域 a, b, c を通過することにより、透過光に陰影 A, B, C が生じる (Fig. 11 (右))。ここで、モ

ジュレーション板の透過率は領域aが0%，領域cが100%，領域bはその中間である。この陰影により卵子にコントラストがついて立体感のある画像となる。NAMCモジュールを回転することで、卵子の陰影の方位を変えることができるが、モジュレーション板の方位も合わせなければならない。

コンデンサレンズの上部にある偏光板を回転させることにより、透過する光線の光量調整ができ、NAMCモジュールのスリット幅を変更できる。こうすることで卵子へ斜入射する光線の画角が変わるため、コントラストを変化させることができる。

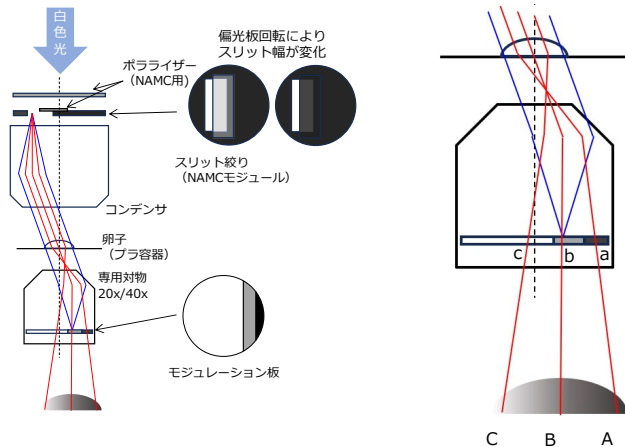


Fig. 11 NAMCの光学素子と光路（左）、コントラストのつく理由（右）

4.2. IMSI

光学としては微分干渉観察である。光路のコンデンサ側に、ポライザー、 $\lambda/4$ 板、DICプリズム、対物側にDICプリズム、アナライザーの順に配置する。

調整手順として、まずポライザー、アナライザーのみ光路に入れ、それぞれの透過軸が直交したクロスニコルの状態にする。その後、コンデンサレンズと対物レンズに対応したDICプリズムを光路に入れる（Fig. 12（左））。DICプリズムは、コンデンサの前側焦点位置、対物レンズの後側焦点位置（対物瞳）に設置される。ニコンではポライザーと $\lambda/4$ 板は一体となっており、ポライザーの透過軸と $\lambda/4$ 板の進相軸の方位はクロスニコル時に一致している。ポライザーを回転すると、後述する理由によりコントラスト調整できる。

直線偏光が、コンデンサ側のDICプリズムに入射すると、偏光方向が直交し、かつ光軸に垂直に横ずれした2本の直線偏光になる（Fig. 12（左））。2本の光線の横ずれをシヤ量と呼び、対物レンズの分解能より小さくなるよう設計されている。Figure 12（右上）は、精子を透過後の2本に分離した光線の波面である。コンデンサ側に $\lambda/4$ 板があるため2本の光線にリタデーション Δ_0 がついている。Figure 12（右下）は、対物側のDICプリズムを経て再び2本の光線

が統合された波面を示している。精子の表面形状に応じたリタデーション Δ_1 、 Δ_2 が生じていることがわかる。シヤ量と精子表面の傾きから精子の各部位のリタデーション Δ_1 、 Δ_2 が決定され、それぞれのリタデーションに相当する色の变化である干渉色に変換される。これにより精子に陰影が付きコントラストを得られる。バックグラウンドは $\lambda/4$ 板のリタデーション Δ_0 の干渉色と同じ灰色である。ポライザーを回転させることにより、リタデーション Δ_0 を微調できるため、コントラストを変化させられる。

DICプリズムへの光線入射時に、偏光を維持しなければならないため、プラスチック容器では観察できない。また、シヤ量が生じる方向にしかコントラストを検出できない。

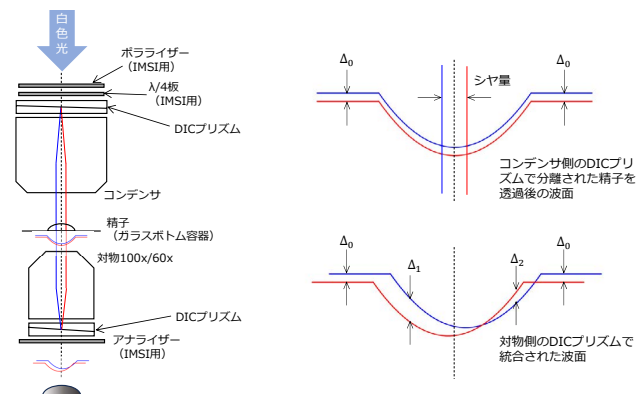


Fig. 12 DICの光学素子と光路（左）、コントラストのつく理由（右）

4.3. 紡錘体観察

光学としては偏光観察であり、ニコンでは円偏光を採用している。光学的な異方性のある紡錘体に対して、色味をつけて可視化している。

偏光板、 $\lambda/4$ 板が一体となった光学素子をコンデンサ側、対物側に配置する。偏光板の透過軸、 $\lambda/4$ 板の進相軸の成す角は45度になっており、卵子に対して円偏光を入射する。卵子を透過後に、対物側の $\lambda/4$ 板、偏光板によって、円偏光を直線偏光に戻している。このとき、偏光板の透過軸と直線偏光は直交している（Fig. 13（左））。

直線偏光でも紡錘体を見ることはできるが、円偏光による照明には、紡錘体をカラー化（赤や青）できるメリットがある。赤や青に色づく理由は、 $\lambda/4$ 板が白色光の全ての波長域において完全に成り立っていないためである。一般的に、 $\lambda/4$ 板は基準波長（ここでは緑色）においてリタデーションが波長の1/4となるが、基準波長からずれた赤、青の波長においては、リタデーションが波長の1/4からずれている。このため、赤、青の波長においては、コンデンサ側の $\lambda/4$ 板を透過後に楕円偏光となり、さらに対物側の $\lambda/4$ 板を経ても完全な直線偏光にならない。よって、最後の偏光板に対して楕円偏光で入射することになり、この際に赤、青の光が残存する（Fig. 13（右））。また、コンデンサ側の光学素子の回転により、楕円偏光の長軸、短軸が入れ替わ

るため、対物側の偏光板を透過する赤、青の光線の強度も変化し、色味を変えることができる。

円偏光の利用により紡錘体を赤または青色として観察できるため、XY 平面において卵子を回転させても探しやすい。これが直線偏光であれば卵子の回転に応じて、紡錘体が白、黒あるいは見えなくなるため、探すのに時間がかかり、さらには見落とす恐れがある。

偏光板、 $\lambda/4$ 板の光学素子の間では偏光を維持しなければならないので、プラスチック容器の場合は観察できない。

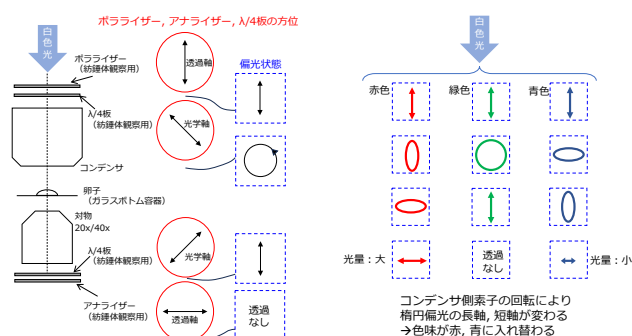


Fig. 13 紡錘体観察の光学素子と光路 (左), 赤・青の色味がつく理由 (右)

ここまで説明してきた各手法の像の特徴、分解能、コントラスト、容器について Table 2 にまとめる。

Table 2 ICSI/IMSI と紡錘体観察の光学的な特徴

	ICSI	IMSI	紡錘体観察
顕鏡法	変調コントラスト (NAMC)	微分干渉	偏光
像の特徴	陰影がつき立体感がある。陰影の方位を変更できる。	陰影がつき立体感がある。	複屈折を可視化する。
分解能	高い (スリット絞りのため微分干渉より低い)	高い	高い
コントラスト	高い	高い	高い (複屈折)
コントラスト調整	可 (偏光板の回転)	可 (偏光板の回転)	不可
適したサンプル	精子、卵子、胚	精子	卵子
容器	ガラス/プラスチック	ガラス (プラスチック不可)	ガラス (プラスチック不可)

5 まとめ

少子化が進む日本では、生殖補助医療技術 (ART) が重要な役割を果たしている。ART は、卵子と精子を扱い妊娠を支援する医療技術であり、体外受精 (IVF) や顕微授精 (ICSI) などさまざまなプロセスを含んでいる。ART サイクルの中で必須となる正立顕微鏡、実体顕微鏡、倒立顕微鏡と関連する光学技術を紹介した。特に、倒立顕微鏡での精密な操作を必要とする ICSI/IMSI では、変調コントラスト (NAMC) や微分干渉観察などの光学技術を活用している。また、紡錘体観察では円偏光を利用して卵子の中における紡錘体の配置を把握し、インジェクション時に避けることにより受精率の向上につながっている。今後も医療分野における技術革新を進め、社会問題である少子化の解決に寄与するための新たなソリューションを提供し続けたい。

引用文献

- [1] 厚生労働省, “令和 4 年 (2022) 人口動態統計 (確定数) の概況,” 2022. [オンライン]. Available: <https://www.mhlw.go.jp/toukei/saikin/hw/jinkou/geppo/nengai22/dl/kekka.pdf>
- [2] 株式会社ニコン, “ECLIPSE Ti2-I 製品ページ,” [オンライン]. Available: https://www.microscope.healthcare.nikon.com/ja_JP/products/inverted-microscopes/eclipse-ti2-i
- [3] S. Bradbury and P. Evennett, *Contrast Techniques in Light Microscopy*, Oxford: Oxford University Press, 1996.
- [4] R. Hoffman and L. Gross, “Modulation Contrast Microscope,” *Applied Optics*, vol. 14, no. 5, pp. 1169–1176, 1975.
- [5] 松為久美子, “顕微授精用変調コントラスト顕微鏡および変調コントラスト顕微鏡,” 日本特許番号: 5338677.
- [6] P. C. Robinson and S. Bradbury, *Qualitative Polarized Light Microscopy*, Oxford: Oxford University Press, 1992.

三宅範夫 Norio MIYAKE
光学本部 第一設計部
1st Designing Department
Optical Engineering



三宅範夫
Norio MIYAKE

NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZの開発

長岡弘仁，栗林知憲，高橋伸明

Development of the 'NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ'

Koji NAGAOKA, Tomonori KURIBAYASHI and Nobuaki TAKAHASHI

2025年4月、「NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ」を発売した。ニコンの光学性能を継承しつつ動画パフォーマンスに特化したレンズであり、様々な映像制作のワンマン・オペレーション撮影においてビデオグラファーの快適な操作性を追求している。この提供価値のために詰め込んだ最新の要素技術を、ここに説明する。

The NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ was launched in April 2025. This lens inherits the optical performance of Nikon and is also specialized for video performance. It offers comfortable operability for videographers in one-man shootings for various video productions. In this paper, the latest elemental technologies packed into this lens are explained to elucidate its value.

Key words ニコン Z マウント、交換レンズ、パワーズーム、動画撮影
Nikon Z mount, interchangeable lens, power zoom, video shooting

1 はじめに

2025年4月、ニコン Z マウントシステム対応の標準ズームレンズ「NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ」を発売した (Fig. 1)。



Fig. 1 NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ

2 動画撮影用標準パワーズームレンズ開発の背景

ニコンは、動画撮影に配慮した交換レンズをこれまで提供してきたが、本格的な動画用レンズとして広く使われているか？と言われると、答えはNoである。その現状認識の下、動画撮影における困っている事とユーザーニーズとを調査し、本機種の商品コンセプトを「業務用動画機として、イベント記録・取材・配信系の撮影にも安心して使用することができるパワーズームレンズ」とした。

その上で、まずは従来の NIKKOR Z レンズは前記コンセ

プトにどこまで応えていたのか？不足点はどこか？を明確にし、さらに動画領域の後発としてニコンは何を提供するのか？できるのか？を検討した。

その結果、「ワンマン・オペレーション撮影（ワンオペ撮影）において滑らかなズーム操作をレンズに任せられることが出来、他の撮影操作に集中できるパワーズーム」、「既存レンズではフォローしきれていないイベント記録・取材・配信系に最適な撮影システムの構築」、「8Kが主流となる時代を見越した光学設計」を念頭に開発を推進し実現した。

3 ビデオグラファーをサポートする操作性と機能

3.1. 「使いやすい」焦点距離域と操作系

ワンオペ撮影の現場に選定される機材は、撮影スタッフが少ないがゆえに、映像制作効率が重視されている。また、一発撮りのドキュメンタリー撮影やウェディング撮影などにおいてもミスなく、遠い場所からでも撮影できる必要がある。様々なイベント記録に対応するためには、広角～望遠側まで極端に高い変倍比を実現すればよいが、テレビ放送用レンズのように非常に巨大な光学系となり使いやすさ

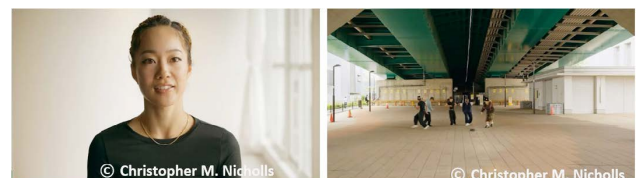


Fig. 2 使いやすい焦点距離域 28-135 mm

からかけ離れてしまう。そのため想定される具体的な使用例（映したい被写体の大きさ、撮影距離）を調査し、実用的なサイズと両立可能な 28 mm-135 mm の焦点距離に決定した（Fig. 2）。

3.2. イーズイン&イーズアウトも可能なパワーズーム

ズームレバーは、ズーミングの初動時や停止時において徐々に速度を変えていく「イーズ操作」が可能である（Fig. 3）。これにより自然な見え方でズームへの移行、終了が可能となっている。ズームレバーに適度な付勢力を持たせ、操作ストロークと速度との関係を細やかに設定することで、このイーズ操作機能を実現している。

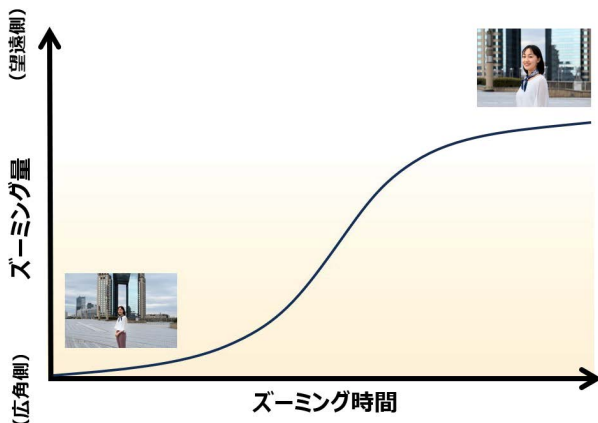


Fig. 3 イーズイン&イーズアウト

3.3. 重心移動を抑制するインターナルズーム機構

一般的な標準ズームでは小型化の観点から一番先頭のレンズ群を繰り出す全長変化タイプとなる事が多い。全長変化タイプでは一番先頭の群がレンズ径も大きいこともあり、広角～望遠間のズーミング時の重心移動が大きくなる。重心移動が大きいと三脚固定時やジンバル使用時に重心バランスが崩れ、映像に不用意な動きが加わり見苦しいものになる。本機種は前群を固定したインターナルズーム機構の採用によりズーミング時の重心移動を約 2 mm に抑制した。

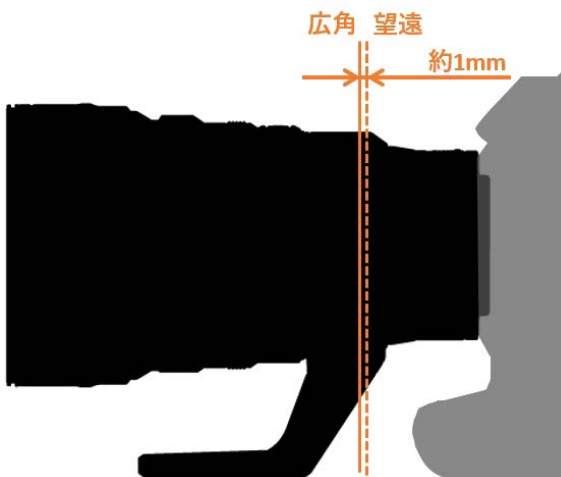


Fig. 4 小さい重心移動

なお、Z9との装着においては、重心移動は約 1 mm と小さくなる（Fig. 4）。またジンバル使用時でも、重心移動によりバランスを崩す心配がなく、快適にズーム操作ができる（Fig. 5）。



Fig. 5 ジンバルを使用した撮影

4 動画撮影用アクセサリとリモート撮影システム

4.1. マットボックスとフォローフォーカスへの対応

鏡筒先端径はφ104 mm であり、複数のマットボックスとの径嵌合に配慮している。また、より正確に細かなマニュアルフォーカス操作ができるフォローフォーカスの使用も想定し、操作環にはギアモジュール0.8に対応するギア形状を配置した。ドキュメンタリー撮影など、被写体の動きに合わせてシビアにフォーカスを合わせたいシーンでの高い利便性を期待している。

4.2. フィルター操作窓付き角形レンズフード

静止画撮影用のフードにおいては花形状が多い中、本製品の付属フードは動画業界でなじみのある角形状とした（Fig. 6）。また、フィルター操作窓を配置することで、フードを装着したまま円偏光フィルターや可変 ND フィルターの操作を可能とし、フード着脱の手間を省略可能にした。上下どちらの向きでもフードを装着できる仕様としており、機材システムに合わせて操作窓の向きを選択できる。



Fig. 6 フィルター操作窓付き角形レンズフード

4.3. 遠隔ズーム操作に対応

パワーズームを搭載したことにより PC やスマートフォン等からの遠隔ズーム操作も可能である。デバイスに応じたアプリケーションが準備されており、PC では NX Tether、スマートフォンやタブレットでは SnapBridge や NX Field を使用できる。遠隔で操作することにより、手動での操作とは違い不意に機材を動かして構図をズラしてしまう心配がないので、構図を一定に保ちたいインタビュー撮影などで便利である。複数台のカメラを使用したセットアップでもワンオペ撮影が可能である。

5 高精細8K 解像度を実現する光学性能

5.1. 動画視聴環境を考えた光学性能の狙い

近年8K 記録が可能なカメラボディが増えてきており、8K 編集のインフラも整いつつある。また8K で記録し、ポストプロダクションでクロップ編集し、デジタル補完無しに4K でアウトプットするといった用途もあるため、将来の8K 記録主流の時代を見据えた光学性能を考える必要があった。本機種は従来の NIKKOR Z レンズが狙う光学性能を踏襲した上で、8K モニターの視聴環境と人間の視覚特性から必要な解像本数を改めて定義し、イベント記録・取材系における主要な撮影シーンから狙いの光学性能を決めた。また動画ではユーザーの意図しない不自然かつ不意な“動き”が映像に入ってはいけないため、ズーム間で収差の急激な変化を抑制する必要があった。具体的には画面全体のコントラストを決める球面収差、画面周辺部の解像度を決めるコマ収差や像面湾曲、そしてアウトフォーカス部の色にじみや高輝度部分のパープルフリッジといった色収差である。このような収差を抑制およびズーム間での変動量を小さくすることで、ズーム全域で高品質な描写性能を達成した。

5.2. 高品質な動画撮影を可能にする光学性能

本機種のズームタイプは凸先行タイプを採用している。凸先行タイプは先頭の群で光を収斂させるため後ろの群の径が小さくなり、小型化に寄与できる。本機種は外部電源に頼らずズーム群を駆動できることにこだわり、ズーム群の軽量化に有利な凸先行タイプを採用した。

凸先行標準ズームレンズは大まかに群構成を分けると凸凹凸の3群構成をしており、2つ目の凹群が主変倍群を担い、3つめの凸群がマスターレンズの役割をしている。

なお、一般的な標準ズームでは最初の凸群がズーミングで伸びるものが多いが、これは1群凸と2群凹の間隔を大きく変化させる事でズーミングでの画角変化を行いつつ、3群凸マスターレンズ群への光の入射角度をなるべく変化がないよう揃えることで焦点距離間での収差変化を抑制しやすいからである。本機種も大まかには凸凹凸の3つの群に分けられるが、先に述べた標準ズームと異なるのは全長

固定タイプという点である。全長固定タイプは全長変化タイプと異なり、①製品全長が伸びる、②前玉径が大型化する、というタイプ起因のサイズ拡大要因が存在する。まず1点目は全長変化タイプの望遠側、つまり一番光学全長が長い状態が全長固定タイプの製品全長になるためである。2点目は、1点目により必然的に広角側の光学全長が長くなることから、周辺光量を確保するため前玉径が大きくなる。

また、先頭の凸群をズーミングで動かさないため後ろの凹群の負担が大きくなり、パワー（光の屈折力）が強くなる。凹群のパワーは変倍に必要な移動量と対応しているため、パワーが強すぎると移動量は少なくなるが群の必要となる駆動精度が厳しくなり、ズーム間での収差の変化量も大きくなる。一方、パワーが弱すぎると移動量が増え光学全長が伸び製品サイズが大きくなってしまう。高い駆動精度と収差抑制の両立のためには適切なパワーを設定する必要がある。そこで3群マスターレンズを分離し一部に変倍群の役割を担わせることで、凹群の負担軽減をしている。また、Extra-low Dispersion (ED) レンズと非球面レンズを適切に配置、さらに大口径マウントであるZマウントの恩恵により、大径レンズをマウント開口部付近に配置できるため画面周辺部までのコントラスト向上に寄与している。以上より、群の適切なパワー配置と特殊光学部材で光学全長・収差変動・駆動精度のバランスを行っている。また、ただ設計だけで所望の光学性能を出すだけではなく、量産工程では全数検査・調整を行い設計狙いの光学性能を達成している。

6 快適なパワーズームを支える要素技術開発

6.1. カップリング機構の採用

駆動中の振動や騒音についても本機種では工夫を凝らしている。発売済の NIKKOR Z レンズにおいて、オートフォーカス機構はすでに静音構造で設計されているが、本製品のズーム機構においては、レンズ群の速度はさらに速く、かつ長いストロークを駆動させなければならず、従来製品よりも高いレベルの静音化の対策が求められた。そこで、振動源となりやすいアクチュエーターに対し、その近傍でレンズ群送りネジとの連結部にカップリング（軸継手）を採用することで、アクチュエーターと送りネジの軸のわずかなズレさえも吸収することで、静音化を実現している。

6.2. 高効率なレンズ駆動システム

ズーム群はフォーカス群よりも重いことが多く、この機種も例外ではなかった。アクチュエーターの駆動力を上げることで動作は可能であるが、静音化とトレードオフとなるため、駆動力は従来並みとしながらも重いレンズを駆動することが必要となった。そこで、従来の駆動効率を一から見直すことになりレンズ駆動時の摩擦を低減することに

着目した。その観点から複数の設計解を立案し、比較検討を繰り返した結果、最終的に多数の摺動部にベアリングを配置する構成に至った。従来の滑り摩擦主体の構成に比べ、転がり摩擦主体の構成としている分、これまでの交換レンズの中でも、極めて高い駆動効率を実現させている。

6.3. 制御チューニング

機構での工夫もさることながら、アクチュエーターの制御方法にも配慮している。駆動開始時や停止時の加減速は、駆動レスポンスとのバランスを配慮しながら滑らかな駆動に仕上げている。

6.4. 放熱設計

本機種に使用している複数のアクチュエーターは発熱源にもなりやすいため、放熱構造についても配慮している。

基本的な設計思想としては、発熱源の電力低減、発熱源周辺の熱伝導経路の確保、発熱源の配置分散に配慮している。レンズ群を駆動させる電力については設計初期段階から最適化していたが、机上計算では高い温度上昇が見込まれた。そのため、複数のアクチュエーターを分散配置する設計レイアウトとし、さらにはグラフィットシートを活用することで、組立性と製品サイズにも配慮しながらアクチュエーターと内部の金属部品を接続し、効率の良い放熱経路を確保した。最終的には放熱シミュレーションを実施し、長時間にわたる連続ズームのような過酷な条件下においても特定の部位に熱が集中することなく効果的な放熱が実現できている (Fig. 7)。

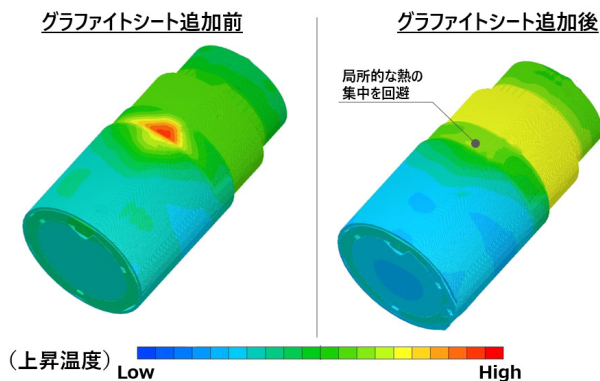


Fig. 7 放熱シミュレーション

7 軽量化と光学スペックによる高い機動力

7.1. スペックの試行錯誤

ユーザーが使いやすい機動力あるレンズを意識した場合、質量の制約がでてくる。例えば、本機種のスペック以上に変倍比を拡大しようとする Fig. 8 の半透明部分のように最大径・製品全長が拡大し、手持ちでの使い勝手が損なわれる。本機種では、前述の通りニーズの多い焦点距離を調査し、質量とのバランスが良い焦点距離を繰り返し検討し

た結果、28-135 mm, F4のスペックを採用するに至った。

また、最短撮影距離においても広角側で0.34 m (撮影倍率0.15倍)、望遠で0.57 m (撮影倍率0.25倍)と被写体に寄って撮影でき、本製品1本で概ねのシーンは撮影可能でありレンズ交換の手間がないため、軽量化との相乗効果により機動力の高いレンズに仕上がっている。



Fig. 8 スペックの試行錯誤

7.2. NIKKOR Z レンズ史上最多の非球面レンズ

本機種は外部電力に頼らずにズーム群を駆動させるため、移動する群の軽量化が必須であった。28 mm ~ 135 mm という広い画角域をカバーするため、光学設計のセオリーとしてはレンズを増やし、光を徐々に曲げて収差をなるべく発生させないようにしていくが、本機種の場合では特にズーム群が重くなりすぎて駆動できなくなるという課題があった。そこで通常の非球面レンズ4枚、EDレンズに非球面加工を施したED非球面レンズ1枚の計5枚の非球面レンズを用い、球面レンズであれば相当数の枚数になる所を少数の非球面レンズに担わせることで収差補正と群の軽量化の両立を図った (Fig. 9)。本機種の非球面レンズの使用枚数は2025年4月現在でNIKKOR Z レンズ史上最多であ

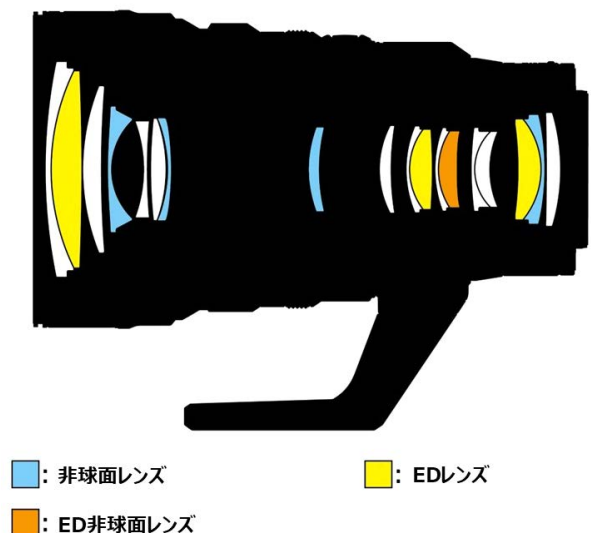


Fig. 9 レンズ構成図

る。非球面レンズの面精度はサブミクロンからナノオーダーレベルの加工技術と安定生産が必要である。収差と生産性を両立する形状を設計側で検討してはいるものの、実現のためには技術・製造側の知見が必要不可欠である。設計段階から部門間の綿密な連携により高精度な非球面レンズを5枚採用し、軽量化達成に大きく貢献した。

7.3. 信頼性を確保しながらの軽量化

強度や耐久性といった信頼性を確保したまま、金属部品の薄肉化検討や部品削減による軽量化を徹底的に実施した。

近年、社内の強度シミュレーション技術も向上しており、効率的な部品強度の確保と構造設計ができており、軽量化に大きく寄与している。結果、三脚座を有しながら1,210gという質量に仕上がった。

8 望遠域をさらに伸長するハイレゾズーム

8.1. ハイレゾズーム

2022年10月にZ9のファームウェアC:Ver.3.00においてハイレゾズーム機能が追加された。単焦点レンズでも、画質の劣化なく2倍までズーミングが行える。Z9でのリリース以降、本機能は複数製品に展開されており、速度変更やパワーズームとの連携等、機能として着実な進化を続けており本製品でもその機能を存分に体験することができる。

8.2. パワー／ハイレゾズーム連携に対応

パワーズームは電子制御であるため、撮影時において、1つの部材の操作のみでパワーズームおよびハイレゾズームが可能である。連携した場合の焦点距離は2倍（270mm相当、Z9/Z8使用における4K動画撮影時）となる。なお、撮像範囲にDX（APS-C）サイズを選択すると、さらに1.5倍（フルサイズ換算405mm相当）まで拡大が可能となる（撮像サイズがDXの時は、FHD画質に限定される）。

8.3. エクステンド式とシンクロ式

パワー／ハイレゾズーム連携は、二つの方式から選択可能である。エクステンド式は、光学ズームの焦点域を超えた領域でハイレゾズームを行う方式であり、シンクロ式は光学ズームとハイレゾズームを同時に行う方式である（Fig. 10）。エクステンド式は、パースや被写界深度において、光学ズーム域では焦点距離に応じた自然な変化となり、ハイレゾズーム域では望遠側の状態をそのまま維持できる点が特徴である。シンクロ式は途中でズーミング動作が途切れることがなく、滑らかなズーミングが可能であり、広い焦点距離範囲を積極的にズームさせながら動画撮影する場合等に有効と考えている。それぞれの使用用途に応じて使い分けることができる。

なお、本機能はカメラのボディとレンズを両方開発して

いるからこそ実現できた機能である。



Fig. 10 ハイレゾズーム連携

9 優れた逆光耐性

9.1. メソアモルファスコートと適切なレンズ形状

本機種は強い光源のあるシーンでも安心してコントラストの高いクリアな映像が撮れるように光学・メカの両方の創意工夫により優れた逆光耐性を実現している。まず光学観点では、適切なレンズ形状・配置・コーティングで逆光耐性をコントロールしている。レンズ1枚1枚は収差補正の役割を果たす代わりにゴースト発生面にもなるため、目立つゴーストを結像面で集光させないようなレンズ形状にしつつ、狙いの光学性能を満たせるように光線追跡シミュレーションを幾度も実施し最適なレンズ形状を見出している。また、レンズに極めて反射率の低いコーティングを施しゴーストの要因となる光線の強度そのものを弱める事も手段の1つである。本機種ではNIKKORレンズ史上最高の反射防止性能のコーティングであるメソアモルファスコートを採用している。メソアモルファスコートは、微小なアモルファス構造を有する粒子が連結した構造体が下地コートに堆積することでメソ孔と呼ばれる粒子隙間が膜全体に形成される（Fig. 11）。この多数のメソ孔に空気が含まれることで低屈折率・低散乱の膜構造を実現している [1]。

本機種はメソアモルファスコートとスーパーインテグレートドコーティングの特性を把握したうえで、レンズを適切な形状で配置し、適切な箇所に最適なコートを採用することで高い光学性能と優れた逆光耐性を両立させている。

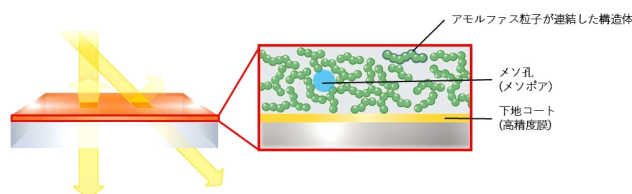


Fig. 11 メソアモルファスコートの構造

9.2. 構造部品での対応

本機種では、ズーム駆動用のアクチュエーターを配置するスペースの影響で複雑な内部部品形状となっており、部品加工都合も配慮しながらの内部反射低減対応は非常に苦労した。光線追跡シミュレーションを幾度も行い、反射防

止形状や低反射表面処理を効果的に配置することで、高いレベルの逆光耐性を実現できている。

10 視覚に頼らない操作性

10.1. 各操作リングのローレット形状と径差

鏡筒先端からフォーカスリング、ズームリング、コントロールリングと使用頻度が高いと想定される順で配置している (Fig. 12)。フォーカスリングは程よい指掛かり形状を設けることでグリップ感を強化している。ズームリングは、特殊ローレット形状とし、フォーカスリングとの径差を設けている。これらにより、使用頻度の高い2つのリングを指先の感触から、自然に使い分けて操作できるようにした。コントロールリングはNIKKOR Zレンズの共通アヤメローレットを採用し、他リングとの感触差が出るように形状を設定している。

10.2. ズームレバーの配置と形状工夫

ズームレバーは、ウエストレベルからショルダーレベルまで使いやすく、縦位置撮影と横位置撮影の両方を想定し、鏡筒側面に配置した (Fig. 12)。レバーの形状は、突起部は高めでひっかかりが良く、突起近傍には滑り止めを兼ねたアヤメローレットを配置することで、繊細なイーズ操作をサポートしている。



Fig. 12 視覚に頼らない操作性

11 まとめ

NIKKOR Z 28-135mm f/4 PZ は、業務用動画機として高精度な解像度、撮影システム、操作性、機動力を兼ね備えたレンズと自負している。お使いの方には、安心して撮影に集中して頂き、クライアントワークにおいてワンオペビデオグラファーの可能性を広げて頂ければと願っている。

今後も、お客様の期待を超えるような製品を開発することで、ニコン Z マウントシステムのさらなる進化と、映像文化の発展に貢献したいと考えている。

引用文献

- [1] R. Suzuki, "Fabrication of a porous SiO₂ thin film with an ultralow refractive index for anti-reflective coatings," *Journal of Sol-Gel Science and Technology*, vol. 106, no. 3, pp. 860-868, 2023.

長岡弘仁 Koji NAGAOKA
光学本部 第二開発部
2nd Development Department
Optical Engineering

高橋伸明 Nobuaki TAKAHASHI
光学本部 第二開発部
2nd Development Department
Optical Engineering

栗林知憲 Tomonori KURIBAYASHI
光学本部 第三設計部
3rd Designing Department
Optical Engineering



長岡弘仁
Koji NAGAOKA



栗林知憲
Tomonori KURIBAYASHI



高橋伸明
Nobuaki TAKAHASHI

ADAS/AD に向けた革新的な車載カメラシステム「Tele & Wide 同一光軸カメラ」の開発

金岡浩史, 倉茂孝道, 高梨祐介, 目黒明彦, 築山大亮, 和湯瑞葵

Innovative In-vehicle Camera System for ADAS/AD: Single-Lens System Integrating Telephoto and Wide-Angle Functions

Hiroshi KANAOKA, Takamichi KURASHIGE, Yusuke TAKANASHI, Akihiko MEGURO, Daisuke TSUKIYAMA and Mizuki WAYU

自動車業界における先進運転支援システムや自動運転技術は日々進化している。また、ドライバーが標識や歩行者等を視認できないことで発生する重大事故を防止するため、視認性を向上させる手段へのニーズが高まっている。

ニコンと三菱ふそうトラック・バス株式会社は、未来のトラックやバスに新たな価値を創出することを目指し、2020年から共創活動を行ってきた。その成果として、望遠レンズと広角レンズを一体化し、遠方と周辺を確認することが可能となる革新的なカメラシステムを確立した。

この革新的なカメラは望遠レンズと広角レンズの一体化を実現し、遠方と周辺を同時に撮影することが可能である。遠方と周辺の光軸が同一のために視差が生じないことから車両周辺の情報を画像認識する際に、遠方で認識した標識や他車をトラッキングしても、対象を見失ったり二重に認識したりする問題を減らすことができる。また、効果的に車両に配置することによりカメラ台数を抑えながら全周囲360°を途切れなく見ることができ、従来の課題であったシステムコストや故障率などの低減が期待できる。

In the automotive industry, advanced driver-assistance systems (ADAS) and autonomous driving technology (AD) are evolving every day. Moreover, a growing demand exists for methods that enhance visibility to prevent serious driver-accidents related to unnoticed signs/pedestrians. Nikon and Mitsubishi Fuso have developed an innovative in-vehicle camera system to create new safety value for future trucks and buses.

The initiative resulted in the development of an innovative camera featuring a single-lens system integrating telephoto and wide-angle functions to facilitate both long-distance and peripheral visibility.

The optical axes of the far-away and periphery shots are the same, which prevents parallax. Therefore, the camera system reduces the risk of losing track of an object or detecting a double image when used as an in-vehicle camera with AI image recognition to collect road information with tracking signs or other vehicles in the distance.

Using this system requires fewer cameras to be installed in the vehicle owing to its effective positioning and integrated telephoto and wide-angle lens system. This innovation facilitates uninterrupted 360-degree coverage and addresses common challenges such as high system costs and failure rates.

Key words 車載カメラ, 先進運転支援システム, 自動運転, 望遠, 広角, 同一光軸
in-vehicle camera, advanced driver-assistance systems, autonomous driving, telephoto, wide-angle, coaxial

1 はじめに

自動車業界における先進運転支援システムや自動運転技術は日々進化している。また、ドライバーが標識や歩行者等を視認できないことで発生する重大事故を防止するため、視認性を向上させる手段へのニーズが高まっている。

ニコンと三菱ふそうトラック・バス株式会社は、未来のトラックやバスに新たな価値を創出することを目指し、2020年から共創活動を行ってきた。その成果として、望遠レンズと広角レンズを一体化し、遠方と周辺を確認することが可能となる革新的なカメラを活用したシステムを確立した (Fig. 1)。



Fig. 1 望遠レンズと広角レンズを一体化した Tele & Wide 同一光軸カメラ

この革新的なカメラは望遠レンズと広角レンズの一体化を実現し、遠方と周辺を同時に撮影することが可能である。遠方と周辺の光軸が同一のために視差が生じないことから車両周辺の情報を画像認識する際に、遠方で認識した標識や他車をトラッキングしても、対象を見失ったり二重に認識したりする問題を減らすことができる (Fig. 2)。また、効果的に車両に配置することによりカメラ台数を抑えながら全周囲360°を途切れなく見ることができ、従来の課題であったシステムコストや故障率などの低減が期待できる。

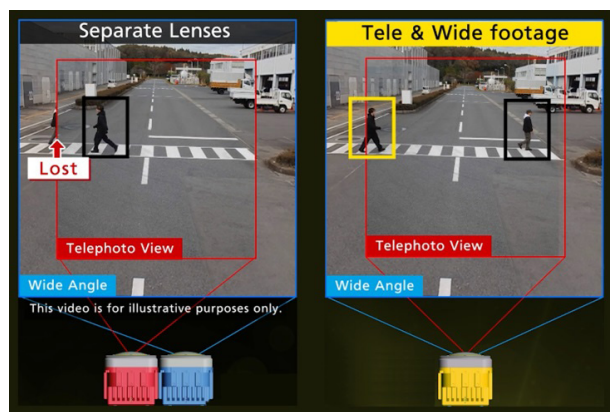


Fig. 2 望遠と広角を分けた場合 (左図) と同一光軸の場合 (右図) の比較
(同一光軸は視差の影響が無い)

2 Tele & Wide 同一光軸カメラ

広角レンズは画角190°、望遠レンズは画角20°の仕様としている。それぞれのレンズの光線は、物体側から入射して共通のレンズ群を通過した後、ビームスプリッターにより光路が分岐する構成となっている。ビームスプリッターの反射光と透過光は、その後のレンズ群を通過した後に撮像面で結像する (Fig. 3)。この構成により広角と望遠に対して視差のない画像を取得できる仕組みとなっている。また、筐体の小型化やレンズの製造性等を考慮し、反射側を広角

レンズ、透過側を望遠レンズとした。



Fig. 3 Tele & Wide 同一光軸カメラの構成

車載用途としての使用を考慮し、以降の6つのポイントに配慮しながら光学設計を進めた。

1) 魚眼レンズの射影特性

前述の通り、本カメラの広角レンズは190°の画角を持つ魚眼レンズである。魚眼レンズは設計によって射影特性を変えることが可能であり、画面中心部を拡大して周辺部を圧縮する特性や、その逆の特性を持たせることもできる。本カメラは望遠レンズで画面中心部を拡大できる構成であるため、広角レンズでは中心部よりも周辺部が高解像であることが望ましい。そのような考えの元、広角レンズは画面周辺部の解像度が向上するような射影特性を考慮した。

2) 解像性能

画面全域で物体検知を行えるように、中心部だけではなく、周辺部まで高解像となるような光学設計を行っている。特に広角レンズと望遠レンズ両方の性能を満たす必要があるため、ビームスプリッター前の共通レンズ群は、広角と望遠のバランスを考慮した最適なレンズのパワーを持つように設計検討を行った。また、メンテナンス性を考慮して前面のレンズを交換できるように、レンズの取り付け誤差による解像劣化の影響を抑えた設計を実施している。

3) 最適なセンサー配置

本カメラは車外への設置を想定しており、レンズ前面にゴミや汚れ、水滴等が付着しやすい。至近側の物体にピントが合うようにセンサーを配置すると、付着物が目立ってしまうが、逆に遠方側でピントが合うようにセンサーを配置すると、至近側での物体検知の精度が低下してしまう。

このような事象を踏まえて、ユースケースに沿った最適な位置となるようにセンサーを配置している。

4) 温度変化に対するロバスト性

外部環境が高温または低温環境にあるとき、ピントブレが発生し、画質劣化が生じることがある。本カメラは光学部品、メカ部品の温度に対する変形量を考慮しながら部品の材質や形状を検討し、高温、低温の外部環境に対して画質劣化の影響を抑えるようなロバスト設計を行っている。

5) ゴースト・フレア

物体検知を行う上で有害となるゴースト・フレアの発生も極力抑えるように配慮した。特に魚眼レンズは画角が広く、様々な光源からの強い光が入射してしまうため、光線追跡によるシミュレーションを実施しながら、光学部品やメカ部品の最適な形状の検討、配置設計を行っている。

6) 望遠レンズのカスタマイズ対応

広角側は周辺物体を検知するために180°以上の画角が必要となるが、望遠側はユースケースに伴い、様々な画角が求められる。その対応として、本カメラでは広角側の構成をそのままに、望遠側のビームスプリッターよりセンサー側のレンズを丸ごと交換することで、カスタマイズが可能な構成としている。これにより低コストで望遠側の画角を変更できるようになっており、実際に複数タイプの望遠レンズで開発と評価を実施している。

以上の6つのポイントを踏まえて、車載カメラに適した光学設計を実現している。

車両にカメラを搭載して撮影した際にどのような写りとなるか、画像を見ないことには想像し難い。実際にカメラを搭載した場合の実写シミュレーションを設計初期の段階から行うことで、ユースケースに見合った最適なカメラ仕様を検討している。また、実写シミュレーションにより試作を行うことなく、様々な検証を進めることも可能となる (Fig. 4)。

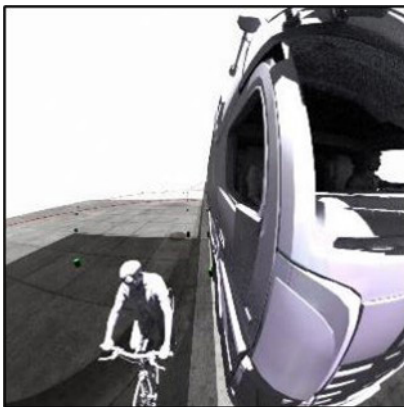


Fig. 4 実写シミュレーションによる画像

実際に開発したカメラを使用し、遠方 150 m 先に設置した STOP 標識を被写体として、広角レンズおよび望遠レンズで撮影を行い、画像の比較検証を実施した。広角レンズ

で撮影した画像の標識部分をデジタルズームで拡大すると、STOP の文字が不鮮明で読み取れない状態であったが、望遠レンズの撮影画像では STOP の文字が鮮明であり、はっきりと認識できることが確認できた (Fig. 5)。

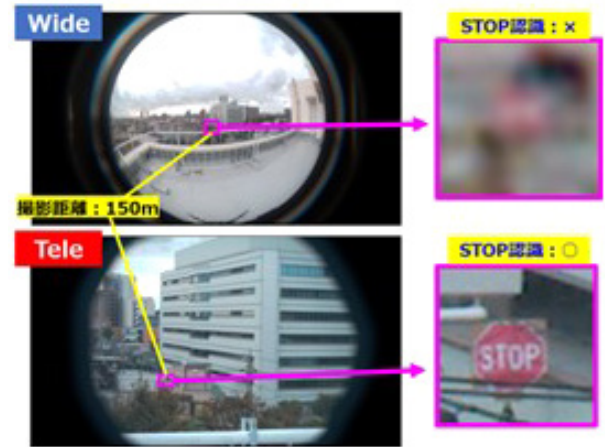


Fig. 5 Tele & Wide 同一光軸カメラの実写画像

3 Tele & Wide 画像の合成処理

広角レンズと望遠レンズを一体化したカメラのための画像処理技術を開発した。この技術は、広角画像の広い視野と望遠画像の遠方の詳細な情報を組み合わせることで、運転者に対して視認性の高い映像を提供することを目的としている。広角画像の歪み補正、望遠画像の合成、運転者が FOV (視野角)、Roll (水平回転)、Pitch (上下方向)、Yaw (左右方向) の値を調整できるデジタルミラー表示を実現した (Fig. 6, Fig. 7)。

広角レンズは広い視野角を持つ一方で、画像に特有の歪みが生じる。この歪みを正確に補正するために、Scaramuzza のモデル [1]–[3] を用いて魚眼を含む広角レンズの特性を数学的にモデル化した。このモデルは、広角レンズの投影や画像内の歪みを多項式として表現している。このモデルでチェッカーボードを撮影して得られた特徴点を基にパラメーターを計算 (キャリブレーション) する。得られたパラメーターを用いて広角画像の歪み補正を行うことで直線性が回復した広角画像により、運転者が視覚的に自然な情報を把握できるようになった。

広角画像だけでは遠方の詳細な情報を確認することが難しいため、望遠画像を広角画像に対して合成処理を行った。基本的には、広角レンズと望遠レンズが同一光軸上に配置され、視差が発生しないため両画像の位置合わせは容易である。しかし、製造時における誤差の影響を吸収するために個体ごとに最適な射影変換を用いて正確な位置合わせを行う必要がある。これにより安定して広角画像の広い視野と望遠画像の詳細情報を統合することが可能となった。

デジタルミラー表示では、運転者の設定に応じて FOV, Roll, Pitch, Yaw のパラメーターから射影変換行列を算出

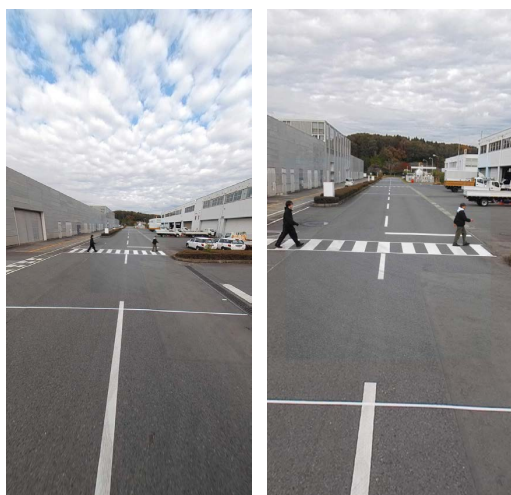


Fig. 6 デジタルミラーの操作例
(左図は FOV が90°, 右図は FOV が40° のとき)

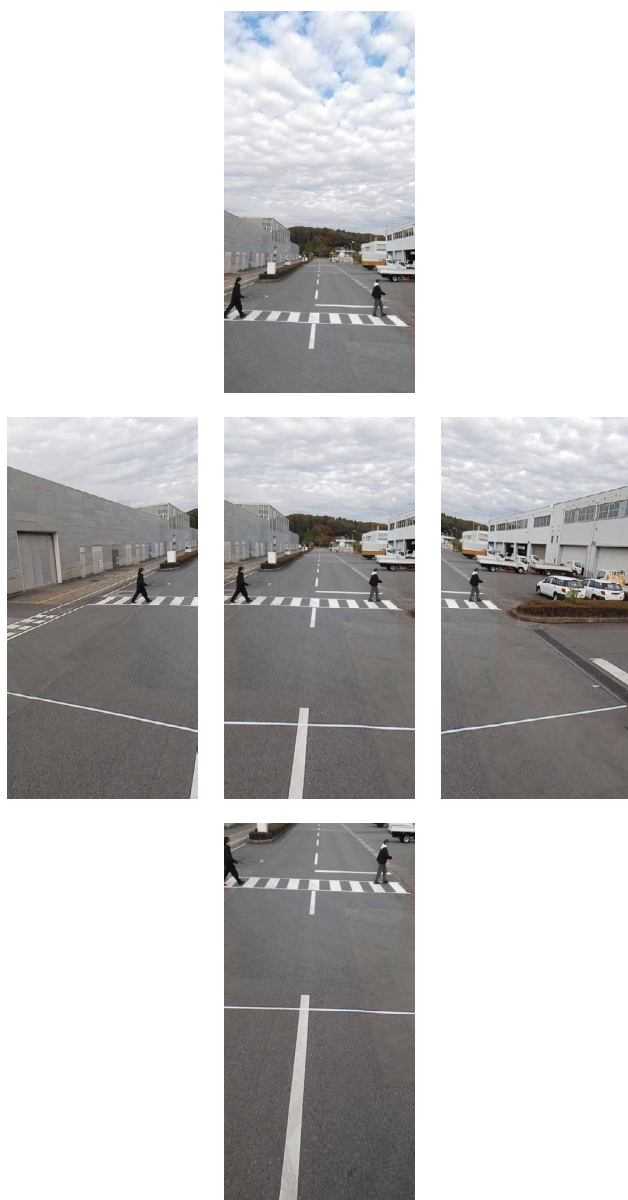


Fig. 7 デジタルミラーの Pitch 及び Yaw の操作例
(図中央は Pitch 及び Yaw は0°, 上下左右はそれぞれの方向に Pitch または Yaw を25° 変化させた場合)

することで、歪み補正済みの広角画像と望遠画像の合成画像をリアルタイムで任意の視点に変換できる。FOV を広く設定した場合は広角画像の広い視野が、狭く設定した場合は望遠画像の詳細な情報が表示され、状況に応じた最適な情報を取得できる。

広角画像と望遠画像の合成においては前述の位置合わせの他に、両画像の露光タイミングが一致していること、および明るさと色味が一致していることが求められる。両画像でこれらが大きく異なると、正確に位置合わせしたにも関わらず広角画像と望遠画像の境界に不自然な段差が現れてしまう。この問題を解決するために本カメラシステムでは、広角側、望遠側のイメージセンサーと画像処理を協調動作させる仕組みを導入した。まず2つのセンサー間で Vsync (Vertical Synchronous) 信号を同期し、露光タイミングを一致させ時間的なずれを解消する。次にそれぞれのセンサーの露光データから輝度情報、色情報を算出し、画像処理を協調させた後、再び2つのセンサーを制御することで広角画像と望遠画像の明るさと色味を合わせる。Fig. 8 は協調動作 ON/OFF での広角画像と望遠画像の合成結果である(破線より内側が望遠画像)。本カメラシステムに導入したイメージセンサーと画像処理の協調動作が時間ずれ、および境界段差の解消に有効であることが確認できた。

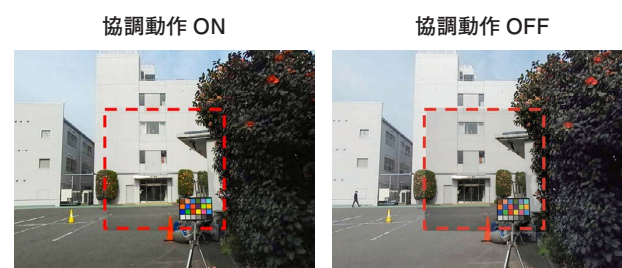


Fig. 8 広角画像と望遠画像の合成
(協調動作 ON/OFF, 破線より内側が望遠画像)

4 近赤外対応

昼夜で撮影を行えるように、可視光と近赤外光のみを透過するフィルター(マルチバンドパスフィルター)を使用している。一般的に可視光と近赤外光では焦点の位置が異なるため、可視光にピントが合うようにセンサーを配置すると、近赤外光ではピントがずれる。結果、日中撮影では画質が良好だとしても、夜間撮影では画質が悪くなってしまう。この影響を抑えるべく、軸上色収差の補正により焦点位置の変化を小さくした光学設計を行い、昼夜撮影での画質差を抑えるようにしている。

車載カメラでの近赤外撮影の利点は、夜間において車両や構造物の影になるような光が届かない場所でも、追加の可視照明なしに明るい画像が取得でき、車両周辺の画像認識率を高め、安全性を向上できることにある。また、可視照明は人間にとっては眩しく見え、歩行者や周辺車両の運

転手などに照明の不快感や視認性への悪影響を与えることがあるが、近赤外照明は他者の視界に悪影響を与えず、相手方の安全性も向上することができる。加えて、本カメラシステムではマルチバンドパスフィルターを使用して近赤外撮影を実現しているため、明所・暗所に応じて可視光・近赤外光用の光学フィルター切り替えが不要で、フィルター駆動機構、フィルター退避スペースが不要となるため、カメラの小型化、低コスト化に寄与できる。Fig. 9は暗黒環境で、近赤外照明を使用した時の本カメラシステムと従来カメラの撮影結果を示している。

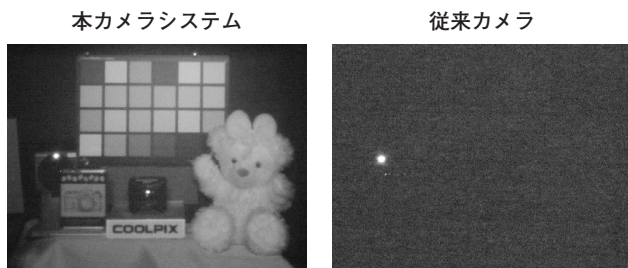


Fig. 9 暗所での画像比較（環境照度：約 0.05 lux）
（近赤外照明 使用時）

一方、本カメラシステムは従来カメラ（可視光用）よりも近赤外成分を多く含む光を撮像するため、従来の画像処理のままでは人間にとっては見栄えが悪く視認性が低下する。本カメラシステムの用途のひとつとして車載用のデジタルミラーが想定されており、人間が違和感なく視認できる画像が求められる。この課題に対応するため、マルチバンドパスフィルターの最適化、および画像処理の最適化を行い、Fig. 10に示すような従来カメラと遜色のない画像の見栄えを実現した。

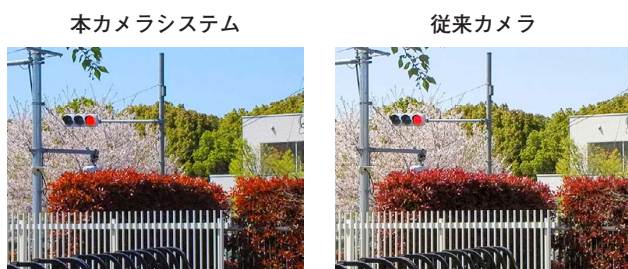


Fig. 10 日中の画像比較

5 その他

本機のボディは堅牢かつ軽量なアルミ合金を採用し、耐候性に優れた表面処理と各部の防塵、防水処理を施した密閉設計となっている。

形状は様々な設置形態を試行できるように上下左右にマウント用の座面を設け、堅牢性を重視した設計となっているが、広角側が視野角190°の超広視野角であることから、カメラ自身が視野内に映り込んでしまうことを避けるため、ボディの小型化が必達課題であった。

ここで、一般的なカメラ開発のプロセスでは開発期間の長いレンズユニットの設計が先行し、それに合わせてボディを設計するケースが多いが、その場合はボディ形状に制約が生じやすい。特に本機は2つの撮像センサーが直交する特殊な形状のレンズユニットと、それぞれのセンサーのインターフェース基板を内包する必要があるため、より効率的なボディ設計が要求された。

そこで本機はレンズユニットとボディを同時に設計し、設計情報を相互にフィードバックすることで互いの形状を最適化したほか、小型化の要求が高い民生用カメラ開発で培った高密度設計のノウハウを要所で活用することで、超広視野角を阻害しないボディ設計を実現した（Fig. 11）。

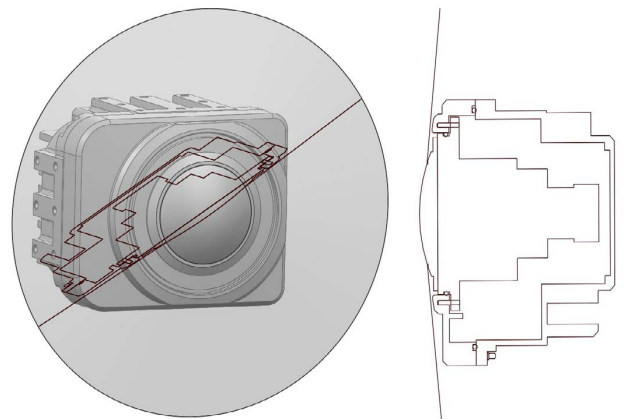


Fig. 11 Tele & Wide 同一光軸カメラのボディ設計

また前述の通り、傷や汚れによる視認性低下を考慮したピント位置調整を行ってはいるものの、程度によって前面レンズの修理が必要になる。修理方法として、カメラそのものの新品への交換や分解修理により対象部品のみ交換する場合が多いが、その場合コストアップや修理のためのリードタイム、工数が増大する。

そこで本機では、前面レンズのみをユニット化し、ボディを分解しなくてもユーザ自身が交換できるようにすることで修理にかかるコストダウン・リードタイム短縮を計った（Fig. 12）。交換ユニット自体も防水性を確保しており、交換後の描画性能も損なわない設計となっている。

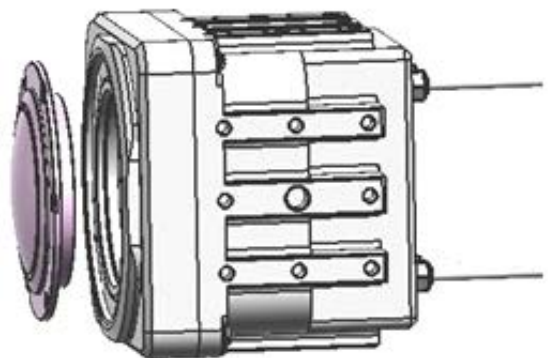


Fig. 12 前面レンズ交換イメージ

6 まとめ

ニコンの技術でこれからの自動車業界における先進運転支援システムや自動運転に貢献していくことで、交通事故の減少や安全性の向上、交通渋滞の解消による時間と燃料の節約と CO₂ 排出量の削減、そして物流業界における配送効率の向上やドライバー不足の解消など、多岐にわたる社会貢献をしていきたい。

最後に、本製品の企画と開発に尽力頂いた多くの方にこの場を借りて深く感謝する。

引用文献

- [1] D. Scaramuzza, A. Martinelli, and R. Siegwart, "A Flexible Technique for Accurate Omnidirectional Camera Calibration and Structure from Motion," *IEEE International Conference on Computer Vision Systems (ICVS 2006)*, pp. 45-45, 2006.
- [2] D. Scaramuzza, A. Martinelli, and R. Siegwart, "A Toolbox for Easily Calibrating Omnidirectional Cameras", *IEEE/RSJ International Conference on Intelligent Robots and Systems (IROS 2006)*, pp. 5695-5701, 2006.
- [3] D. Scaramuzza, "Omnidirectional Vision: from Calibration to Robot Motion Estimation," *PhD thesis, ETH Zurich, Thesis no. 17635*, 2008.

金岡浩史 Hiroshi KANAOKA
映像ソリューション推進室
Imaging Solution Development Department

倉茂孝道 Takamichi KURASHIGE
光学本部 開発戦略部
Strategic Technology Development Department
Optical Engineering

高梨祐介 Yusuke TAKANASHI
株式会社ニコンシステム
Nikon systems Inc.

目黒明彦 Akihiko MEGURO
映像ソリューション推進室
Imaging Solution Development Department

築山大亮 Daisuke TSUKIYAMA
映像ソリューション推進室
Imaging Solution Development Department

和湯瑞葵 Mizuki WAYU
光学本部 シナジー推進部
Technical Synergy Promotion Department
Optical Engineering



金岡浩史
Hiroshi KANAOKA



倉茂孝道
Takamichi KURASHIGE



高梨祐介
Yusuke TAKANASHI



目黒明彦
Akihiko MEGURO



築山大亮
Daisuke TSUKIYAMA



和湯瑞葵
Mizuki WAYU

衛星通信用空間光通信機器の光学設計

作田博伸, 村上宏輔, 島 直究

Optical Design of Free Space Optical Communication Devices for Satellite Communications

Hironobu SAKUTA, Kousuke MURAKAMI and Naoki SHIMA

カスタムプロダクツ事業部では、宇宙を利用した空間光通信の光学系開発に携わっている。

フライト品は、開発後打上げて運用に至るまで長い期間を要する。2025年1月に、先進レーダ衛星「だいち4号」(ALOS-4)の大容量画像が静止軌道の光データ中継衛星を経由してダウンリンクに成功している。これら2つの衛星には、弊社で設計製作した光アンテナ（望遠鏡）が搭載されている。

一方、量子暗号通信の地上局について光通信機器の開発にも協力させていただいている。光通信では送信局・受信局で追尾が必要になるが、今回、衛星-地上局間通信における地上局の精追尾光学系を設計製造した。

本報告は、空間光通信の概要と開発した光学系の設計について解説する。

The Customized Products Business Unit is involved in the development of optical systems for space-based optical communications.

Flight products require a long time to be launched and operated after their development. In January 2025, large-volume images from the advanced radar satellite "Daichi-4" (ALOS-4) were successfully downlinked via an optical-data relay satellite in geostationary orbit. These two satellites are equipped with optical antennas (telescopes) designed and manufactured by our company.

Additionally, we are developing optical-communication equipment for the ground stations of quantum cryptography communications through a collaborative effort. Optical communications require tracking at the transmitting and receiving stations. Thus, we have designed and manufactured an optical system for precise acquisition and tracking at the ground station for satellite-to-ground station communications.

This report provides an overview of free-space optical communications and the design of the optical system developed.

Key words 空間光通信, 光アンテナ, 3枚鏡, 精追尾, ファイバー結合
free-space optical communication, optical antenna, three mirrors, fine tracking, fiber coupling

1 はじめに

近年、光を用いた宇宙通信の実用に向け、様々なプロジェクトが計画・実行されている。宇宙通信では、①大容量のデータをリアルタイムで通信すること、②情報伝達をセキュアに行うことが大きな課題といわれている。

課題①に対しての一例は、光衛星間通信システム LUCAS で、すでに運用が始まっている。地球低軌道 (LEO) から大容量データを直接地上へダウンリンク (DL) する場合、地上局から衛星が見える時間が短いため交信時間が短くなる。一度 LEO から静止軌道 (GEO) の中継衛星を経由してデータを送ると通信時間を長くでき、中継衛星から地上局は常時交信できるため、通信のリアルタイム性向上が可能になる。LEO-GEO 間は $1.5\ \mu\text{m}$ 帯のレーザー光を用いた通信が行われ、GEO-地上間は電波で通信されている。

LEO 衛星コンステレーションについても国家プロジェク

トで光通信研究が進められている。地球観測コンステレーションのデータを LEO-LEO 間の光通信コンステレーション間で常時繋ぎ、地上局へ迅速に DL するネットワークの構築が進められている。地上局への DL は、光の透過の問題で悪天候での交信がかなわない問題があり、複数の地上局 (サイトダイバシティ) の中から好天のサイトを選択して通信する方法や、天候のよい場所へ移動する可搬型地上局 (以下、可搬局) を利用して DL するなどの研究が行われている。

課題②に対しては、衛星を利用して量子暗号を用いた鍵配送を行う研究が、総務省主導で情報通信研究機構 (NICT) を中心に進められている。この研究では通信路の確保に可搬局を利用している。

このように宇宙光通信の実用に向けて、さまざまな取り組みがなされており、このようなシステムの実現のため光通信機器に対する需要も増加傾向にある状況であろう。

カスタムプロダクツ事業部では、お客様からいただく特注の仕様に基づいた設計、製造を行ってきた。宇宙、天文関係の製品に長年携わっており、人工衛星に搭載する光学系や天体観測用の光学機器を開発してきた。こういった経験をもとに、最近では光通信に関わる光学製品を官公庁や企業様向けに提供させていただいている。

本稿では、弊社の取り組んできた光通信機器の光学設計と実際について述べる。

2 光通信機器の構成と光学系仕様

光通信は、電波通信と同じように送信局から光信号を相手側光通信局（以下、相手局）へ向けて空間的に伝搬させ、相手局である受信局で光信号を受け取る。Fig. 1 に送信局～受信局間の回線を概念図で示した。用いられる光源はレーザーで、通信が成り立つためには、発信したレーザーが受信局の検出部で検知できなければならない。そのため、送信から受信までの回線が成り立つように送信レーザー光が受信に至るまでのパワーの利得・損失を計算し、検出部の受信感度に対して余裕があるように各パラメーターを設計する回線設計が行われる。送信されるレーザーは、送信機内のアンテナで拡大して受信局に指向する。ビームはアンテナ開口が大きいほど拡がり小さくゲイン（利得）が得られる。伝搬距離が長いほど回折損失が大きくなり、指向方向の誤差によっても強度プロファイルにより損失を生じる。受信アンテナも開口が大きいほど取り込める光が多いため利得が上がる。使用するセンサー、レーザーパワー、アンテナ利得など各要素のパラメーターは実現性を考慮してシステムとして最適に設計が行われる [1]。

Fig. 2 に光通信機器の光学部構成要素概念図の例を示す。受信系は、送受信光の開口面である光アンテナを支持し、目標とする相手局を指向する粗捕捉追尾機構及び粗捕捉追尾センサー CPS による粗捕捉追尾制御と、精捕捉追尾センサー FPS 及び精捕捉追尾ミラー FPM による精捕捉追尾制御により、FPS の視野中心と軸の一致する受信器 RX へ受

信レーザー光を伝送する。粗捕捉追尾と精捕捉追尾におけるセンサーで観測される視野の関係を Fig. 3 に示す。

一方、送信系は、送信器 TX より発するレーザー光が自局から相手局に到達するまでに相手局が相対的に動くため、それを補正する光行差補正ミラー PAM を介して送信する (Fig. 4)。図は衛星-衛星間の例を示したが、衛星-地上間でも同様である。

光通信機器の光学系は通信光を減衰させず、相手局に効率的にレーザー光を伝送する必要がある。Fig. 1 に示したアンテナの利得は、次式のように波長 λ と開口の面積 A と

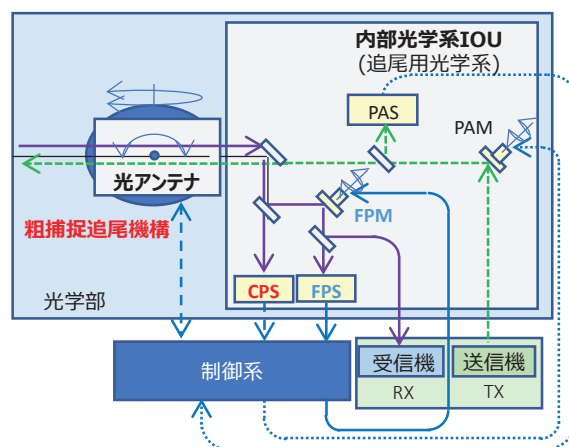


Fig. 2 光通信機器の光学部構成要素概念図

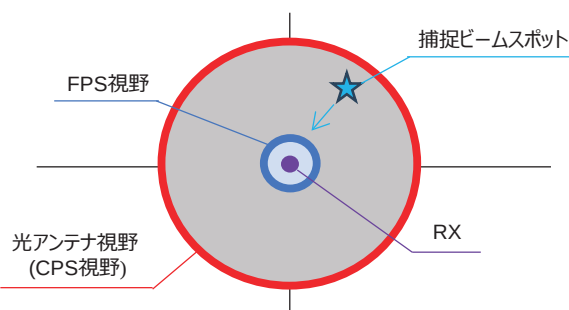


Fig. 3 センサー視野とビームスポットの制御概念図

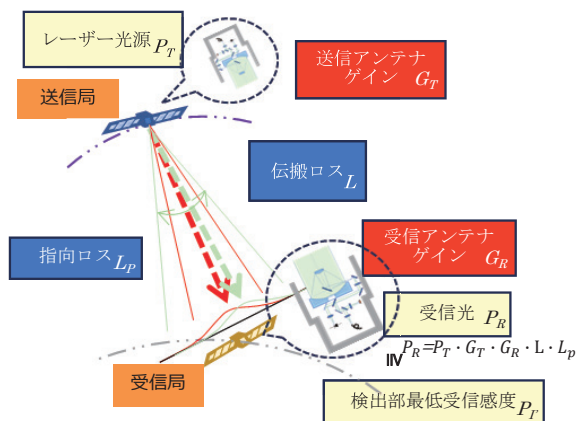


Fig. 1 送信局～受信局間の回線を示す概念図

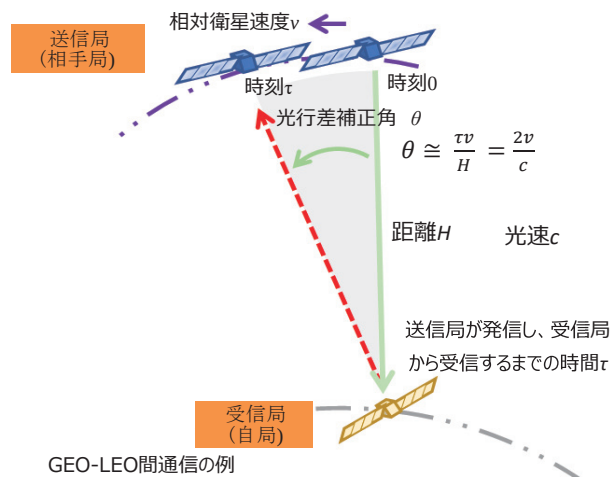


Fig. 4 光行差補正

効率 η で決まる。

$$G = \frac{4\pi}{\lambda^2} A \cdot \eta$$

効率 η に関わる内容が利得を減衰させ、遮蔽率、透過率、偏光損失、波面収差など光学系の仕様となる。また、送信光／受信光のノイズ特性（迷光）も η に関わる重要な項目となっている。

光アンテナと内部光学系 IOU は担当が異なることもあり、各々の仕様は再配分され、それに基づいて各光学系の設計が行われる。

3 光衛星間通信システム LUCAS の光アンテナ

ここでは、LUCAS の光衛星間通信機器を構成する光アンテナ光学系について述べる。

光データ中継衛星と地球観測衛星に搭載の光衛星間通信機器の光アンテナは、共通のアーキテクチャーで、開口径をそれぞれのシステム配分に従ってサイジングしている。光衛星間通信システム開発を担当した NEC に対し、ニコンでは光アンテナの光学設計・光学部品製造・光学系組立を担当させていただいた。本項では、ニコンの担当内容について紹介する。

3.1. 光学系の設計

光アンテナ光学系の主な諸元を Table 1 に示す。これらの項目は、システム配分値を受け、ニコンでの光学系検討に基づいて確定させた。光アンテナは、20x の角倍率を有するアフォーカル望遠鏡系である。受信時は光アンテナの開口に光が入射し、光束を縮小して後段の IOU に光を導く。

送信時は、IOU からの送信光の光束を光アンテナで拡大して射出する。受信光と送信光は波長が異なり、光アンテナの共通光路をとる。Fig. 5 に、GEO 用光アンテナの光路図を示す。図示のように、3 枚の軸外し鏡と後段の IOU へ導く平面の折返し鏡で構成され、小型に設計されている。3 枚鏡は凹凸凹の構成で、各々の形状は放物面・双曲面・楕円面である。この構成によって像面湾曲を抑え、波面精度を小さくし広角化に対応している。光学系は、中心

遮蔽がなく鏡面には高反射膜を使用することにより透過率も高く損失が極めて少ないこと、IOU から発する送信光束の戻り光が問題にならないことが利点である。一方、歪曲収差を補正できる構成ではなく、視野内で歪曲に伴う倍率分布を持つ欠点もある。そのため、到来光を視野中心に合わせるには、追尾機構の角度調整を非線形制御してポインティングする必要がある。

受信時は、送信光が 2 項に示した損失要因により Fig. 6 のように微弱に減衰した P_R のパワーで IOU に入射する。一方、送信時はパワーの強いレーザーパワー P_T を送信し、本光学系の場合は散乱光パワー P_N が IOU 内の受信系光路に混入する。このノイズ光は、各ミラー部品の設計・加工で対応することができた。また、視野外から太陽光など強い迷光源も存在する。光学設計上存在する隙間をメカ構造、視野絞りや迷光カバーを設置して、IOU に混入することを防いでいる。Fig. 7 に製作した鏡を示す。衛星搭載用ハー

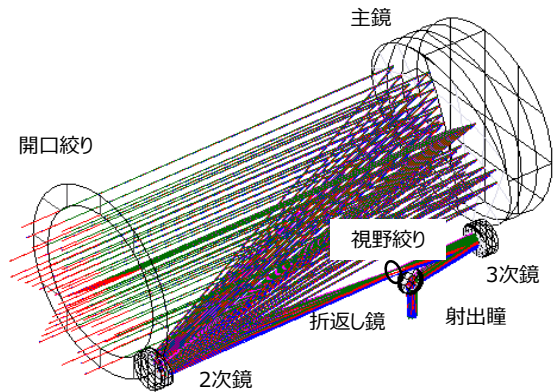


Fig. 5 光アンテナ部光路図

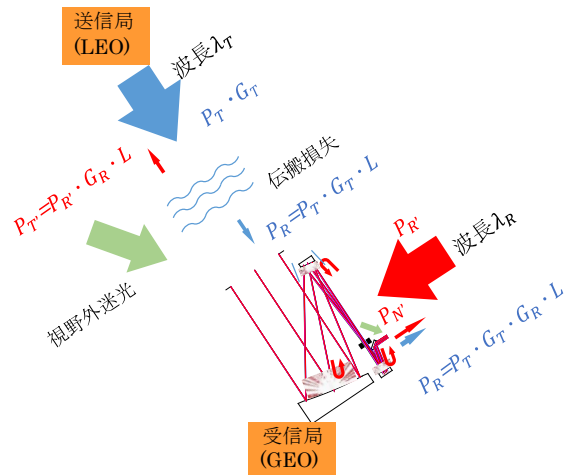


Fig. 6 受信光と散乱光ノイズ

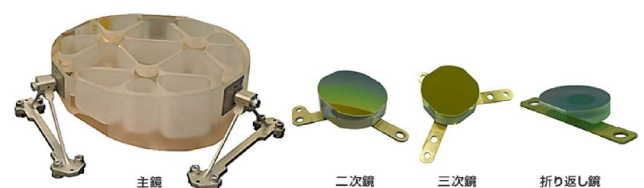


Fig. 7 製作した光アンテナの反射鏡

Table 1 光アンテナ部主要諸元

	GEO	LEO
開口径	φ150	φ100
角倍率	20x	20x
波面精度	$\lambda/30$	$\lambda/30$
視野角	± 0.1 deg	± 0.2 deg
偏波保存性	2 %	2 %
透過損失	0.3 dB	0.3 dB
バックリフレクション	65 dB	65 dB

ドウェアの構成要素は重量低減が求められ、光アンテナの主鏡はほかの部品に比べて口径が大きいので、裏面をくり抜いて軽量化を行っている。

鏡面は、研削・研磨により非球面に加工した。軌道上での光アンテナの波面精度は、波長 $\lambda=1530\text{ nm}$ で $\lambda/30$ と規定される。鏡面の精度も厳しくなるため、干渉計を用いたCGH等によるスル計測に基づいた研磨加工により所望の精度を達成した。

3.2. コート

光学系の透過損失や偏波依存性は、光学部品の反射膜の性能に依存する。透過損失の観点で各部品は高い反射率と偏波依存の少ない膜が必要であった。これらを両立する設計を行うために、入射角の小さい非球面鏡を金属+誘電体膜、入射角の大きい折り返し鏡は誘電体膜とした。製造実現性の高い設計とした。テストピースによる反射率の測定結果をFig. 8に示す。

Fig. 5 光路図のように、視野絞り～3次鏡の光束と折り返し鏡のクリアランスが狭く、折り返し鏡の形状は、Fig. 7に示すように円板の側面を平面取りし、裏面をテーパ状に落とした形状としている。折り返し鏡の製作時は、反射膜は多層膜で膜応力による面変化が大きく、平面鏡でありながら面精度を達成する難しさがあった。そのため、膜応力による変形を見越してミラーの形状補正を行い、透過波面精度を改善している。

LUCASでは比較的パワーの強いレーザーが利用されるため、反射膜にレーザー耐性が備わっていることが必要である。レーザーの最大入射レベルの条件は5Wで、光束の小さいLEO用光アンテナの最大パワー密度 0.3 W/mm^2 での耐性が求められた。部品の製作前に、テストピースを用いて照射試験を実施した。照射前後の外観と反射率を測定し、いずれの評価項目とも有意な変化はなく問題ないことを確認して、製品に搭載している。

3.3. 組立

主鏡は側面3か所にスーパーインバーのパッドを配しフレクシャで保持する構造である。2次鏡・3次鏡・折り返し鏡は、裏面中心部をホルダーに接着接合してミラーに歪みができるだけ入らないように保持し、これらのユニットをNECから支給された支持構造に取り付け光アンテナ全

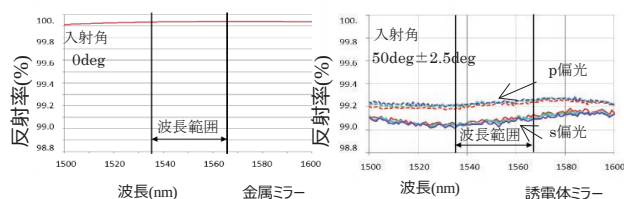


Fig. 8 ミラー反射率

体を組み上げた。光アンテナの波面精度測定を行うため、射出瞳の方向に干渉計を配置し、光アンテナの開口絞り側に平面反射鏡を置いて波面精度の測定系を構成し、主に主鏡と2次鏡間の偏心や間隔誤差を数 μm レベルで調整して必要な波面精度を達成した。

組立後は、振動試験などを行ってフライトや運用での性能を維持できるかを確認し、GEO用・LEO用それぞれの光アンテナをNECへ納めさせていただいた。

4 衛星量子暗号通信用地上局の光学設計

宇宙を利用したセキュリティの確保手段として、衛星量子暗号通信の開発が進められている。Fig. 9に示すように衛星から地上局に向けて信号光として量子鍵を配送するが、信号自体は非常に微弱な光である。捕捉追尾には衛星から信号光よりも強いビーコン光が送信され、ビーコン光を捕捉追尾しながら信号を受信する。この開発に、ニコンも設計・製造で協力した。

光学系の構成は前述のとおり光アンテナとIOUである。光アンテナは中心遮蔽のあるカセグレン望遠鏡、IOUが精追尾光学系で、精追尾光学系は受信機能のみでダウンリンクのみの実験が計画された。したがって、レーザー送信は行わない。

4.1. 可搬局光アンテナとの光学インターフェース

Table 2に可搬局光アンテナの仕様と光学インターフェースを示す。口径355mmのカセグレン望遠鏡で集光し、クーデ式の光路引き回しの後、精追尾光学系に導かれる。

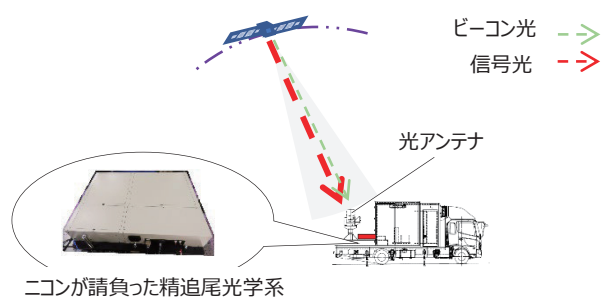


Fig. 9 衛星／可搬型地上局間光通信 概念図

Table 2 可搬局光アンテナと精追尾光学系の光学インターフェース

項目	仕様
望遠鏡形式	カセグレン型、クーデ式
有効口径	$\phi 355\text{ mm}$
倍率	17.75x
視野角	$\phi 1\text{ mrad}$
射出瞳径	$\phi 20\text{ mm}$
望遠鏡射出瞳位置	光学定盤端面～1774 mm

クーデパスの射出瞳位置を光学的インターフェースとし、物理的に精追尾光学系が載せられる光学定盤の端面を機械インターフェースとした。

4.2. 精捕捉追尾光学系の機能構成

精捕捉追尾光学系の機能構成について Fig. 10 を参照しながら説明する。

光アンテナから入射するビームは、ビームスプリッタ B/S で粗追尾用の光路と精追尾用の光路に分岐する。Fig. 3 の CPS 視野を観察する役割が精追尾カメラに相当する。

精追尾の光路には FPM が配置され、FPM は擾乱によりビーコン光が傾いて入射するシーイングを止める役割を担う。

ビーコン光と信号光が $1.5\ \mu\text{m}$ 帯の異なる波長であるため、分岐するためのダイクロイックミラー DCM が FPM の後方に配置される。

ビーコン光は、B/S でマルチモードファイバー MMF と FPS に分岐する。MMF はビーコン光を受信し信号検出の同期に使われる。

信号光とビーコン光は同軸で送信される。FPS はシーイング検出するセンサーで、4分割センサー QD を用いた。QD にビーコン光を分岐し、ビームスポットを QD 上に形成させる。ビームスポットの QD 出力より重心演算を行い、それをもとに FPM にフィードバックし、傾きが制御される。

Fig. 11 に示すように、FPM で外乱除去され FPS の中心にビームスポットを止めると、ビーコン光と同軸の信号光はシングルモードファイバー SMF 端面に安定して集光されるため、高効率にファイバー結合することができる。

設計は、FPM, FPS, SMF, MMF といったデバイスの選定を行わなければならない。デバイスは基本的に市販品から選ばれる。精追尾光学系のシステム仕様からデバイスとして適切なものが選ばれ、光学系の要素の仕様を決定していくことになる。

光学配置上の FPM の設計条件としては、光アンテナの射出瞳を FPM にリレーし結像する。FPM は高速で傾きを制御する必要があるため小型・軽量であることが望ましいためである。また、市販品の FPM はチップチルトの駆動範囲が仕様上決まっているため、その範囲を逸脱できない。一方、リレー系の設計条件として、装置全体を小型にするためリレー系は全長を短縮することが求められ、前述した光路分岐の B/S やフィルタなど光学素子の配置ができなかった。

Fig. 12 に精追尾システムの光学系モデルを示す。構成 1 の最も基本的な構成では、光アンテナ射出瞳から f_1 レンズまでの距離が長くなると f_2 レンズから FPM を置く瞳の像位置は近づいてしまう。この問題を解消するために、構成 2 のように焦点位置に凹レンズのフィールドレンズを配置し

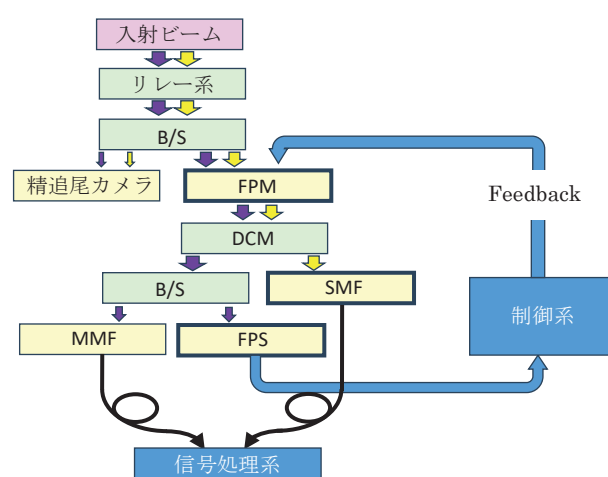


Fig. 10 精捕捉追尾光学系の機能構成

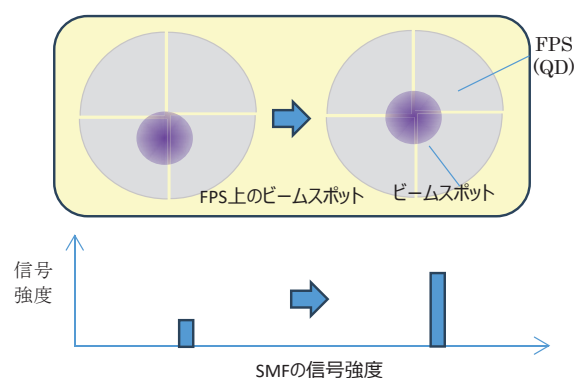


Fig. 11 Feedback 系のビームスポット制御と信号強度の効果概念図

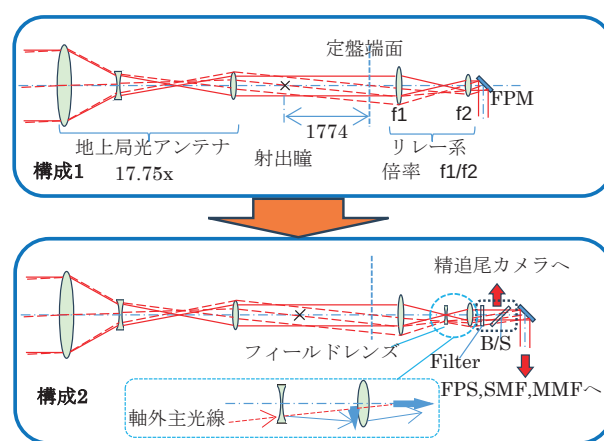


Fig. 12 精追尾システムの光学系モデル

て軸外光線の向きを変え、 f_2 レンズへの入射光線高を高くすると f_2 レンズで屈折する光線が光軸と交わる位置 (瞳) は後方に離れていく。原理的にはこのコンセプトによりリレー系の小型化を目指した。その結果、B/S やフィルタを配置するスペースを確保しつつ FPM を瞳の位置に置く配置が成り立ち、最低限のレンズ構成で低損失と収差低減もできた。レンズ系の保持構造を含めた構成図を Fig. 13 に示す。

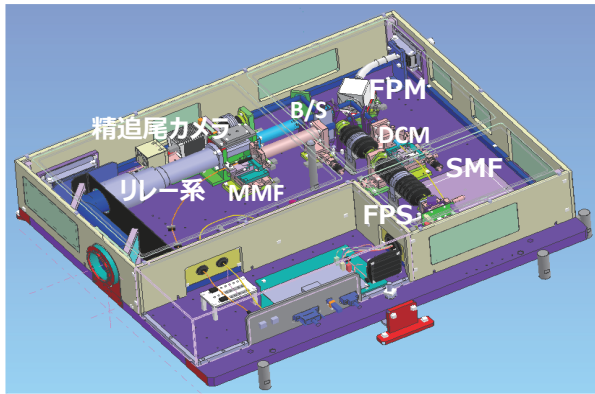


Fig. 13 精追尾光学系構成図

5 まとめ

最近弊社が携わった宇宙光通信に関わる製品として、LUCASの光衛星間通信機器用の光アンテナ、量子暗号通信の精追尾光学系の設計・製作内容などについて紹介した。

LUCASは、GEO-LEO間での光による通信が運用され、弊社の製作した光学系も貢献できた。

量子暗号通信システムの社会実装を目指して、ISS-地上局間で光による鍵伝送の実証が行われた。弊社の製作した可搬型地上局の精追尾光学系も実証に貢献することができた。

LUCASの光衛星間通信機器用光アンテナの開発はJAXA及びNECのご指導の下で進めた。また、可搬型地上局の精追尾光学系の開発はNICT、スカパーJSATと行わせていただいた。関係者のご協力に感謝する。

引用文献

- [1] J. Liang, A. U. Chaudhry, E. Erdogan, and H. Yanikomeroglu, "Link budget analysis for free-space optical satellite networks," arXiv:2204.13177, 2022.

作田博伸 Hironobu SAKUTA
カスタムプロダクツ事業部 開発部
Development Department
Customized Products Business Unit

村上宏輔 Kousuke MURAKAMI
光学本部第一設計部
1st Designing Department
Optical Engineering

島 直究 Naoki SHIMA
光学本部第一設計部
1st Designing Department
Optical Engineering



作田博伸
Hironobu SAKUTA



村上宏輔
Kousuke MURAKAMI



島 直究
Naoki SHIMA

多回転バッテリーレスアブソリュートエンコーダ「MAR-M700MFA」の開発

後藤雅彦，阿部 桂，千代晋平，山本拓巳，常盤圭佑

Development of a Multi-Turn Battery-Free Absolute Encoder 「MAR-M700MFA」

Masahiko GOTO, Kei ABE, Shimpei SENDAI, Takumi YAMAMOTO and Keisuke TOKIWA

アブソリュートエンコーダは、自動車製造ラインの産業用ロボットや工作機械など、産業機械に幅広く利用され、ロボットアーム等の回転変位を絶対値で検出することができるセンサである。2023年11月にリリースした多回転アブソリュートエンコーダ「MAR-M700MFA」は、世界で初めて全固体電池を搭載し、保証温度の向上及びメンテナンスフリー化を実現した。新たに予知保全機能や角度精度自己補正機能を搭載し、産業用ロボット等の利用環境拡大、稼働安定性向上、モーション制御の高精度化に貢献する。本稿では、「MAR-M700MFA」が持つ技術的特徴について解説する。

An absolute encoder is a type of sensor device commonly used in industrial robots in automobile manufacturing lines, machine tools, and various other applications. It detects absolute values for robot-arm rotational displacement and similar measurements. MAR-M700MFA, a multi-turn absolute encoder released in November 2023, offers an increased guaranteed operational temperature range compared to the previous multi-turn external battery-free absolute encoder of the company. This is because of the utilization of all-solid-state battery which renders this model maintenance-free. Furthermore, this model is equipped with new features including predictive maintenance and angular precision self-correction, which enable an expanded range of possible usage environments for industrial robots, improved operational consistency, and greater precision in motion control. This article explains the technical features of “MAR-M700MFA”.

Key words アブソリュートエンコーダ，バッテリーレス，メンテナンスフリー，予知保全，角度精度自己補正，全固体電池
absolute encoder, battery-free, maintenance-free, predictive maintenance, angular precision self-correction, all-solid-state battery

1 はじめに

アブソリュートエンコーダは、自動車製造ラインの産業用ロボットや工作機械など、さまざまな産業機械に幅広く利用されており、ロボットアームなどの回転変位を絶対値で検出することができるセンサである。近年では、ニーズの多様化や高機能化が進んでおり、「MAR-M700MFA」

(Fig. 1) は世界で初めて全固体電池を搭載し、保証温度の向上とメンテナンスフリー化を実現した。さらに、新たに予知保全機能や角度精度自己補正機能を搭載し、産業用ロボットなどの利用環境の拡大、稼働安定性向上、モーション制御の高精度化に貢献する [1]。本稿では「MAR-M700MFA」が持つ技術的特徴について解説する。

2 構成

エンコーダの検出方式には、光学式、磁気式、電磁誘導式などの種類が一般的であり、高精度、高分解能が必要とされるアブソリュートエンコーダの検出には光学式が採用されることが多い。光学式エンコーダの原理 (Fig. 2) を簡単に説明する。光学式エンコーダは位置変位 (軸の回転) が生じると、回転ディスクを透過した光に明暗の変化が発生する。この光の変化を受光素子で捉え、光電変換、増幅を行い、その後、内挿処理 (細分化読取処理) を経て、位置データとして上位機器に出力する [2]。

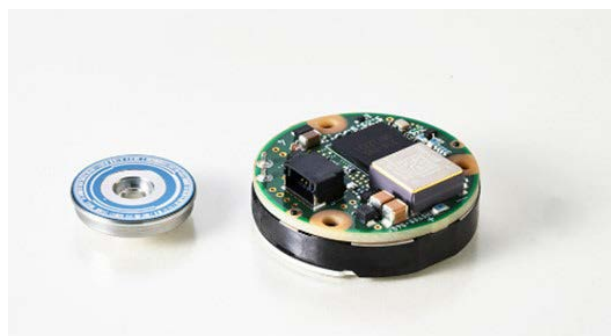


Fig. 1 多回転アブソリュートエンコーダ「MAR-M700MFA」

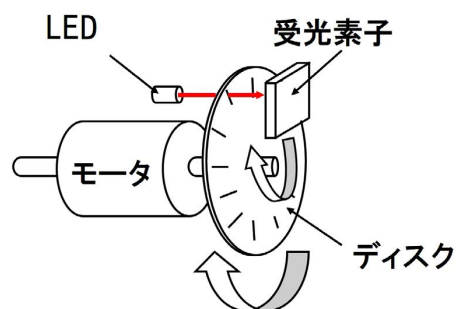


Fig. 2 エンコーダの原理

近年では、ロボットの小型化や設計の自由度の観点から、アブソリュートエンコーダの小型化、薄型化が求められている。従来の透過光学系と反射光学系の比較を Fig. 3 に示す。

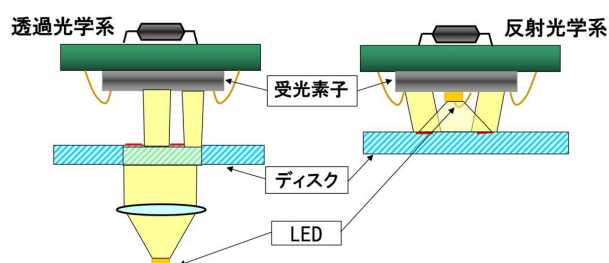


Fig. 3 透過光学系と反射光学系の比較

反射光学系では、光源である LED と受光素子が同一面に配置されている。従来の透過光学系では、LED と受光素子までの距離が必要であったが、反射光学系では、投光、受光の光路長が短く、コンパクト化が可能となった。反射光学系の採用により製品高さは約1/2に抑えられ、低背化が実現されている [2], [3]。また、従来のディスクは一般的にガラス製であったが、反射型では金属製ディスクを採用することで信頼性の向上が図られている。近年では、反射光学系のアブソリュートエンコーダが主流となっており、当社では10年以上前から反射光学系を採用している。これにより十分な実績を有するとともに、豊富な製品ラインナップを取り揃えている。

今回紹介する本製品は、その反射光学系を踏襲し、更に機能追加し進化させたものである。従来の構成では1系統の光学系で位置検出を行っていたが、本製品では光学系を2系統の構成 (Fig. 4) とした。

この光学系2系統による位置検出をそれぞれ行うことで、位置データを2系統兼ね備えることができる。これにより、予知保全機能及び角度精度自己補正機能を追加することが可能となった。

予知保全機能は故障の兆候を事前に察知し、産業用ロボットの部品交換やメンテナンス時期を事前に通信規格 (A-format[®]) を用いて上位機器に知らせることができる。その結果、故障による装置や生産ラインの突然停止リスクを抑えることが可能である。また、角度精度自己補正機能

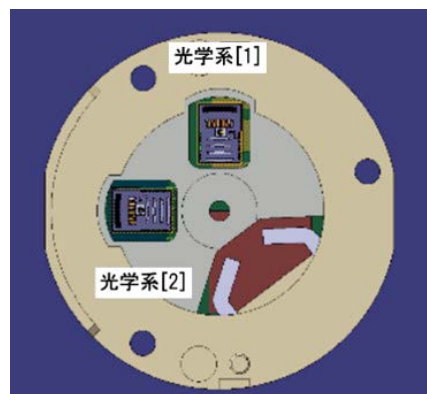


Fig. 4 光学系2系統の配置

は基準エンコーダを使用することなく精度補正が可能となり、稼働安定性やモーション精度の高度化に寄与している。

さらに、アブソリュートエンコーダにおいては、角度絶対位置検出に加え、何回転したかを計数する多回転検出機能が必須である。この多回転検出機能は主電源 OFF 時も動作させる必要があるが、従来製品では受信側である上位機器に外部バッテリーを準備し、主電源 OFF 時は外部バッテリーの電源で動作していた。そのため、メンテナンス時に外部バッテリーの交換作業が必要不可欠であった。また、アブソリュートエンコーダは AC サーボモータに組み合わせられることから、高温環境下で使用されることが多く、エンコーダの高温対応は必須であった。

これらの課題を解決するために、本製品では高温環境下でも安全性能の高い全固体電池を搭載し、使用温度範囲を 105℃ まで拡大した。また、多回転検出は位置が変位したときのみ全固体電池から多回転検出部へ電源が供給するよう、スイッチング素子を併用することで、出荷時において10年以上のバックアップが可能となり、使用環境温度にもよるが、10年使用し続けた後でも10年以上のバックアップを実現し、高寿命化を実現した。主な仕様一覧を Table 1 に示す [4]。

Table 1 仕様一覧

外径	Φ35 mm
高さ	12.48 mm (TYP)
一回転分解能	最大 27 bit
多回転分解能	16 bit
応答回転速度	8,000 min ⁻¹
主電源電圧	5 V ± 10%
消費電流	120 mA (TYP)
動作温度範囲	-20 ~ +105℃
通信仕様	A-format [®]

製品の高さは 12.48 mm としており、従来製品と同等の高さを実現している。また、従来製品との互換性を意識した設計としたため、モータ側は設計変更を伴うことなく取

り付け可能となっている。

次に各機能の詳細について説明する。

3 予知保全機能

従来のエンコーダでは、異常発生時にエラーを出力する機能のみを備えており、エラー発生と同時に装置の突然停止を余儀なくされていた。生産ラインの突然停止は、製品の品質低下や生産計画の遅延を引き起こすだけでなく、装置の再立ち上げにも時間を要するため、工場全体の生産性に大きな影響を及ぼす。

これに対し本製品では、信号品質の低下を事前に検知して上位機器へ通知する予知保全機能を追加した。LEDの劣化などによる信号品質の低下を検知すると、A-format[®]を介して上位機器に予知保全アラームを出力する。この予知保全機能により、装置停止前に計画的なメンテナンスが可能となり、生産ラインの突然停止リスクを大幅に低減することができる。計画的なメンテナンスにより、生産計画に合わせた最適なタイミングでの部品交換が可能となり、ダウンタイムを最小限に抑えることができる。また、事前に交換部品の手配や作業人員の確保ができるため、メンテナンス作業の効率化も実現できる。予知保全アラームは、装置の稼働に影響を与えることなく出力されるため、生産性を維持しながらこれらの準備を進めることが可能となる。

また、さらなる信頼性向上のため、偶発故障への対応も実現している。製品には、製造時のわずかなばらつきや潜在的な欠陥により、低い確率ながら使用期間中に予期せぬ故障が発生することがある。このような偶発故障は、出荷前の検査で検出することが困難であり、エージング等の対策を施しても完全な防止は難しく、多大なコストと時間を要する。このような偶発故障に対しても、予知保全機能により早期に検知することが可能である。ただし、偶発故障の場合、予知保全アラーム発生から故障に至るまでの期間が通常の劣化よりも短くなる傾向がある。そのため本製品では、独立して位置検出と信号品質の監視を行う2系統の光学系による切替機能で対応している。偶発故障により一方の光学系で予知保全アラームが発生した場合、まだ劣化の影響が少なく信頼性を維持しているもう一方の光学系に自動的に切り替わる (Fig. 5)。これにより、偶発的な故障

の予兆を事前に検知して通知することができ、かつ信頼性の高い状態でメンテナンスまでの運用を継続することが可能となる。このように予知保全機能と2系統の光学系を組み合わせることで、装置の安定稼働を実現している。

4 A-format[®]

A-format[®]は、当社が開発したエンコーダ用の独自通信フォーマットである。位置データやエンコーダ内に搭載している温度センサの温度データなど、エンコーダの基本情報を上位機器へ出力することができる。

本製品の開発にあたり、以下の3つの機能を追加した。

- ・予知保全アラーム、各光学系のステータス情報の出力
- ・エンコーダ内部で演算した速度情報の出力
- ・ユーザー用不揮発メモリ領域の拡張

(予知保全アラーム、各光学系のステータス情報の出力)

前述した予知保全アラームと、独立した2つの光学系それぞれのステータス情報は、データフレームの構成は変更せず、従来未使用であった領域を活用することで実現している。これにより、基本仕様との整合性を保ちながら、システムへの影響を最小限に抑えて機能を追加することができた。

(エンコーダ内部で演算した速度情報の出力)

エンコーダ内部で演算した速度情報の出力については、従来は上位機器で通信周期ごとの位置データから速度を算出する必要があったが、本製品ではエンコーダ内部で速度演算を行うことで、より短い間隔での計測が可能となり、より正確な速度情報を得ることができる。この位置データと高精度な速度データを組み合わせることで、より滑らかな動作制御の実現に貢献できる。

(ユーザー用不揮発メモリ領域の拡張)

ユーザー用不揮発メモリ領域の拡張については、従来から装置のシリアル番号、運転パラメータ、モータ側パラメータなどの情報を保存することができたが、容量を拡張したことで、各種補正データやメンテナンス履歴など、より多くの情報を保持することが可能となった。

このように通信フォーマットを拡張しながらも従来の仕様との整合性を保つことで、予知保全機能の実現、制御性能の向上、保存領域の拡充といった新機能の追加と、既存システムとの親和性を両立している。

5 角度精度自己補正機能

エンコーダに存在する誤差の1つに、1回転ごとの系統誤差 (繰り返し発生する誤差) が存在する。それらは代表的には以下の要因によって生じる。

- ・製造によるディスクパターンの誤差
- ・エンコーダディスク取り付け時の偏心

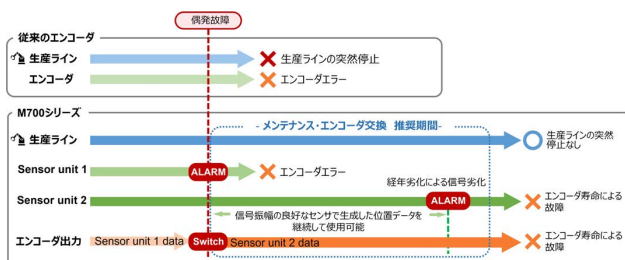


Fig. 5 切替機能のイメージ

・モータシャフトの振れ、偏角

これらによる誤差は、エンコーダを用いたモータ制御において、モータ単体における回転速度ムラや、それに起因したロボットシステム全体での異音、振動の発生など、様々な問題を生じる原因となり、課題の1つであった。

エンコーダメーカーにおける誤差に対する取り組みには、組み立て時の偏心取りと呼ばれる回転中心とパターン中心を合わせる調整を中心とした根本的誤差の除去を行う取り組みや、 μm オーダでの部品精度化が一般的だが、他にもエンコーダ内での電氣的な補正が存在している。

ここで、電氣的な補正の方式としては、いくつかの手法が公知となっており、代表を以下に記載する [5]。

- ・高精度な基準エンコーダとの比較測定による補正
- ・等分割平均法を用いた基準器との比較測定による補正
- ・製品自身に等分割平均法を組み込んだ自己での補正

他にも多種多様な補正方式が存在するが、従来、電氣的補正には以下の課題が存在していた。

- ・高額な基準器への投資
- ・補正作業による作業時間の増加
- ・自己誤差検出、自己補正機構による製品の大型化

本製品では、これらの課題を解決する新しい補正機能を有している。2系統の光学系を用いた独自の処理により、従来の方式で存在していた課題の解消を図った。

本製品において、補正処理は製品組み込み時の自動信号調整 (Auto Tuning) と同時に実行される。従来は分単位の時間を要する補正作業を、15秒以下にまで短縮した。試作機での実験結果を Fig. 6 に示す。

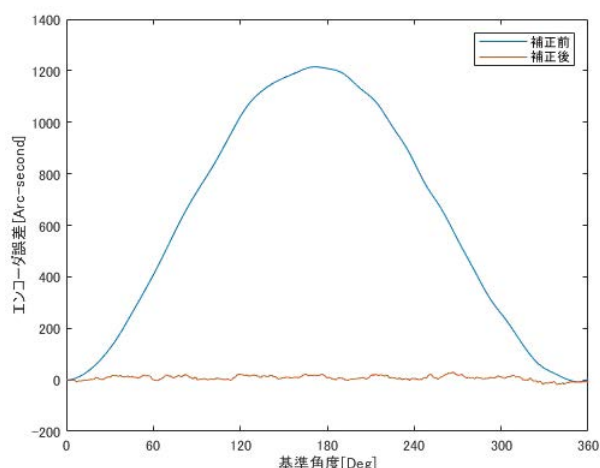


Fig. 6 精度測定結果 補正前後の比較

大径エンコーダと比較して誤差が大きくなってしまふことが知られている比較的小径のエンコーダでありながら、本製品の自己補正後精度は 20 bit 換算表示では全幅39カウント ($\approx 0.0136^\circ$) を達成し、作業性と精度を高次元で両立した。本製品は以前から精度を必要としていたユーザーはもとより、これまで精度を求めていなかったユーザーに対して、角度精度自己補正機能による精度向上が新たなメ

リットを与える製品になることが期待される。

6 全固体電池を使用した多回転検出

本製品は従来製品で確立した独自の多回転検出方式を採用している。エンコーダ基板上に搭載している内蔵電池をリチウム一次電池から全固体電池に変更し、全固体電池は二次電池であることから充電回路を専用設計することで実使用環境において十分なバックアップ保持時間 (エンコーダの主電源が投入されていない状態で基板に実装された電池により多回転位置情報を保持できる時間) を確保している。全固体電池への充電はエンコーダへの主電源が ON された場合に内部で自動的に制御されるため実使用環境においてユーザーが充放電を意識する必要がなくユーザーから見た場合にバッテリーレスエンコーダとして扱える構成になっている。

また、従来製品で確立した独自の多回転検出方式を採用しているため多回転検出の信頼性、従来製品との取り付け互換性、同等の製品高さを継承している。バッテリーレスエンコーダとして従来の技術では基板上に発電素子を実装し発電素子出力信号を電力及び位置検出に使用する方式か、ギア式による方式が主流となっており製品高さが高くなってしまう。当社のバッテリーレスエンコーダは独自の検出方式、磁気回路を構成することでエンコーダディスクの取り付け方法も含めた薄型、簡易取り付け可能な機構を踏襲することが可能となっている。

本製品の多回転検出方式の特徴は、発電素子出力を電力及び位置検出としては使用せずに、多回転位置検出及びその保持を行うためのスイッチングのみに使用する構成である (Fig. 7)。

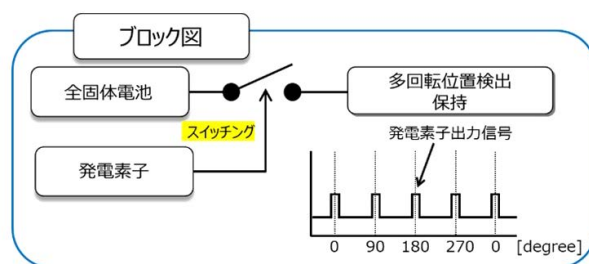


Fig. 7 多回転検出方式 ブロック図

エンコーダに主電源が供給されていない状態でモータシャフトが回転すると磁気回路で発電素子出力信号が発生する。それにより Fig. 7 のスイッチングが OFF から ON に切り替わり全固体電池から電源が供給され多回転位置検出及びその保持動作が行われ処理が完了するとまたスイッチングは ON から OFF に切り替わる。スイッチングが ON になっている状態での多回転位置検出は光学系の検出回路を瞬間的に動作させエンコーダディスクパターンを読み取る構成を採用している。この検出方式は発電素子を動作させ

回路をスイッチングする磁気系と実際にエンコーダディスクの位置を検出する光学系の異なる二つの検出方式を組み合わせた構成である。それによりエンコーダの実使用環境においてモータシャフトが停止している状態でエンコーダが外乱磁場を受け発電素子信号が想定外に発生してしまった場合でも、多回転位置検出には影響しないといった耐外乱磁場に対する性能として有利に働く。

7 まとめ

「MAR-M700MFA」は、産業用ロボットや工作機械に広く用いられるアブソリュートエンコーダであり、精度位置検出技術や耐環境性の強化など、最新技術を搭載した製品である。

本製品は従来技術を継承しつつ、新機能を追加することで、性能と信頼性を従来製品比で大幅に向上させている。これにより、産業機械の多様なニーズに対応するとともに、小型化やモジュール化に対応した設計自由度の向上や、高温環境下でも安定して稼働する特性を実現している。導入によって、生産効率の向上（例：製造ラインの稼働時間短縮）やメンテナンスコストの削減（例：部品交換頻度の低減）が期待される製品であり、次世代の産業機械の発展（例：自動化やスマートファクトリーの実現）にも寄与する

ものと考ええる。

今後は、これらの機能を備えた製品ラインアップの拡充を図り、より幅広い用途や多様なニーズに対応する製品開発を進めていく。

引用文献

- [1] 株式会社ニコン, 2023, “世界初 全固体電池を搭載した多回転バッテリーレスアブソリュートエンコーダ「MAR-M700MFA」を発売,” [オンライン]. Available: https://www.jp.nikon.com/company/news/2023/1120_01.html
- [2] 後藤雅彦, “AC サーボモータ用アブソリュートエンコーダの最新開発動向,” 第36回モータ技術シンポジウム合本, 2016.
- [3] 森田徹, “アブソリュート・エンコーダーセンサの紹介と今後の動向について—,” 精密工学会誌, vol. 9, no. 82, pp. 797-802, 2016.
- [4] 株式会社ニコン, “世界初 全固体電池搭載 多回転バッテリーレスアブソリュートエンコーダ,” [オンライン]. Available: https://digital-sol.nikon.com/assets/pdf/absolute-encoder_mar-m700mfa.pdf
- [5] 益田正, “超高精度角度計測技術,” 計測と制御, vol. 47, no. 9, pp. 720-725, 2008.

後藤雅彦 Masahiko GOTO

インダストリアルソリューションズ事業部

開発・技術統括部 第三開発・技術部

3rd Development & Engineering Department

Development & Engineering Sector

Industrial Solutions Business Unit

山本拓巳 Takumi YAMAMOTO

インダストリアルソリューションズ事業部

開発・技術統括部 第三開発・技術部

3rd Development & Engineering Department

Development & Engineering Sector

Industrial Solutions Business Unit

阿部 桂 Kei ABE

インダストリアルソリューションズ事業部

開発・技術統括部 第三開発・技術部

3rd Development & Engineering Department

Development & Engineering Sector

Industrial Solutions Business Unit

常盤圭佑 Keisuke TOKIWA

インダストリアルソリューションズ事業部

開発・技術統括部 第三開発・技術部

3rd Development & Engineering Department

Development & Engineering Sector

Industrial Solutions Business Unit

千代晋平 Shimpei SENDAI

インダストリアルソリューションズ事業部

開発・技術統括部 第三開発・技術部

3rd Development & Engineering Department

Development & Engineering Sector

Industrial Solutions Business Unit



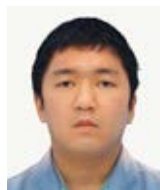
後藤雅彦
Masahiko GOTO



阿部 桂
Kei ABE



千代晋平
Shimpei SENDAI



山本拓巳
Takumi YAMAMOTO



常盤圭佑
Keisuke TOKIWA



研究開発論文

Research and
Development
Reports

指向性エネルギー堆積法による Ni625合金の造形プロセスウィンドウ

恵久春佑寿夫, 中林拓頌, 藤原朋春, Behrang Poorganji

Processing Windows of Ni625 Alloy Fabricated using Direct Energy Deposition[†]

Yusufu EKUBARU, Takuya NAKABAYASHI, Tomoharu FUJIWARA and Behrang POORGANJI

本研究では、ニコン製 Lasermeister レーザー粉末指向性エネルギー堆積（LP-DED）装置を用いた Ni625合金の造形プロセスウィンドウを確立した。プロセスマップは、微細構造と機械的特性の間の相関関係を調べることによって確立された、レーザー出力、スキャン速度、および有効エネルギー密度の関係を示す。全てのサンプルは等軸および柱状デンドライト粒からなる二峰性の微細構造を示し、デンドライトアーム間隔は走査速度の増加に伴い減少した。各サンプルの引張特性はわずかな変動を示し、その値は過去の報告値と同等であった。引張強度および降伏強度は、それぞれ 1008 ± 2 から 941 ± 9 MPa、 682 ± 11 から 640 ± 7 MPa の範囲であった。本研究は、様々なパラメータセットにわたる Ni625合金の優れた造形性を実証し、各材料および装置に対して単一の理想的なプロセス条件は存在せず、代わりに同様の結果を得るために複数の「レシピ」を使用できることを示している。

Herein, a process window is developed for Ni625 alloy fabricated using a Nikon Lasermeister laser powder direct energy deposition (LP-DED) unit.

The process map illustrates the relationship between the laser power, scan speed, and effective energy density, established by examining the correlation between the microstructure and mechanical properties. All samples exhibit a bimodal microstructure comprising equiaxed and columnar dendrite grains, and the dendrite arm spacing decreases with increasing scan speed. The tensile behavior of each sample demonstrates minimal variation, and the values are comparable to those reported previously. The ultimate tensile and yield strengths range from 1008 ± 2 to 941 ± 9 and 682 ± 11 to 640 ± 7 MPa, respectively. This study highlights the remarkable manufacturability of Ni625 alloy for additive manufacturing across diverse parameter sets, demonstrating that a single ideal process set does not exist for each material and machine. Instead, multiple “recipes” may be employed to achieve similar outcomes.

Key words 積層造形, レーザー粉末指向性エネルギー堆積法, インコネル625, シミュレーション, 微細構造
additive manufacturing, laser powder direct energy deposition, Inconel 625, simulation, microstructure

1 Introduction

Metal additive manufacturing (AM) is an excellent technology for part fabrication, offering distinct advantages over conventional manufacturing methods. With significant cost and lead-time reductions and the capability to develop complex geometrical features [1]–[3], metal AM has rapidly garnered interest from key industries such as aerospace, automotive, military, and biomedical sectors [3]–[5]. Metal

AM entails various techniques, including material jetting, sheet lamination, laser powder bed fusion, binder jetting, and direct energy deposition.

Laser powder direct energy deposition (LP-DED) presents unique advantages over other AM processes, including alloy design, repair capabilities, surface modifications, and the synthesis of large-scale components with adequate dimensional accuracy [6]. These capabilities have been increasingly demonstrated and recognized in various fields, particu-

[†] This paper uses the following copyrighted work with modifications (*).

Yusufu EKUBARU, Takuya NAKABAYASHI, Tomoharu FUJIWARA, and Behrang POORGANJI, “Processing Windows of Ni625 Alloy Fabricated Using Direct Energy Deposition” Adv. Eng. Mater. 2024, 2400962. (<https://doi.org/10.1002/adem.202400962>)

© 2024 EKUBARU *et al.* This is an open-access article under the terms of the Creative Commons Attribution License, which permits use, distribution and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

* Main content of the modifications

The title, abstract, and author are translated into Japanese, and both English and Japanese are printed.

larly in the aerospace industry [4]. The in-situ alloying of elemental powders offers an effective alternative to the use of pre-alloyed powders, which are cost- and time-intensive to produce using traditional atomization methods. By mixing pure elemental powders of Ni, Cr, Mo, Nb, and Fe, Wang *et al.* [7] demonstrated the high-quality fabrication of Ni625 alloy components using LP-DED and in situ alloying. Wilson *et al.* [8], [9] repaired defective voids in turbine blades, illustrating the effectiveness of LP-DED in repair. These studies highlight the adaptability of DED to a wide range of defective parts, as well as its capabilities in repair and maintenance. Balla *et al.* [10] applied a tantalum coating onto titanium using LP-DED, a notable achievement considering the extremely high melting point ($>3000^{\circ}\text{C}$) of Ta, which poses challenges for traditional melt-cast methods. Ta-coated Ti exhibits favorable interactions with bone cells, indicating promising biocompatibility. Gradl *et al.* [1], [2], [11] utilized LP-DED to manufacture a large-scale rocket nozzle for aerospace applications. The growing recognition of LP-DED is reflected in the significant increase in the number of patents and scientific publications dedicated to this technology, highlighting its importance in academia and industry [5], [12].

Furthermore, the anticipation of an expanding market for AM has spurred intense competition among AM machine manufacturers, resulting in the development of various AM systems [4]. In this context, Nikon Advanced Manufacturing Business Unit in Japan developed an LP-DED system named Lasermeister. Extensive empirical testing has been conducted on this machine with common AM materials, including Fe-, Ni-, and Ti-based alloys. Herein, we present our latest research findings, particularly focusing on the Ni625 alloy, also referred to as Alloy 625 or Inconel 625.

The Ni625 alloy has been utilized in various industries, including petrochemical, aerospace, chemical, marine, and nuclear sectors, due to its excellent strength and high corrosion and fatigue resistance [12], [13]. Moreover, its remarkable weldability has attracted considerable attention in AM, where it has been successfully produced using various process parameters in LP-DED, including laser power (P) (220–1500 W) and scan speed (V) (8.3–33.3 mm/s), with the corresponding effective energy density (E_D) ranging from 14 to 66 J/mm² [7], [13]–[20].

The solidification microstructure of AM-produced Ni625 alloy is complex, featuring fine dendrites, micro-segregated elements, and various solidification phases [21]. The nickel-based superalloy, primarily strengthened by the solid hardening effects of refractory elements including niobium and molybdenum within a nickel-chromium matrix exhibits a

face-centered cubic (FCC) structure [14]. These alloys are sensitive to the precipitation of strengthening intermetallic phases, including stable ordered FCC ($L1_2$) γ' -Ni₃Al; metastable body-centered tetragonal γ'' -Ni₃Nb; stable orthorhombic d-Ni₃Nb; carbides (MC, M₆C); and intergranular brittle Laves phases ((Nb, Mo)(NiCrFe)₂) in the interdendritic region [1], [12]–[14]. The formation of these phases, particularly the Laves phases, consumes significant amounts of Nb and Mo, thereby reducing their content in the matrix, which diminishes solid solution and precipitation strengthening effects [19]. Further, the Laves phase induces crack nucleation and propagation, significantly deteriorating creep rupture properties and ductility [19]. Consequently, manufacturing components with reduced elemental segregation and fewer Laves phases has become critical.

The mechanical properties of materials are primarily influenced by factors such as porosity, grain size, the behavior of precipitates, and dendrite spacing [25]. Generally, the mechanical properties can be improved by reducing their size, which essentially means creating a finer microstructure. Reducing porosity can enhance the material's strength and durability as fewer pores mean less space for cracks to initiate. Smaller grain sizes often lead to increased hardness and strength due to the Hall-Petch relationship. Controlling the behavior of precipitates, such as reducing their size, can increase the material's strength as smaller precipitates more effectively hinder dislocation movement [25], [26]. Lastly, smaller dendrite spacing can contribute to a more homogeneous microstructure, reducing segregation and enhancing various mechanical properties [25], [26]. One fundamental approach to achieving a finer microstructure is to increase the cooling rate, and it can be accomplished by using a smaller P , a higher V , or a combination of both [27].

Based on this background, this study aimed to a) develop the process windows for Ni625 alloy using the Lasermeister system and b) establish a process window that expresses the relationship between P , V , and E_D based on a series of simulations and experiments focusing on microstructural properties and mechanical performance.

This research demonstrated for the first time that using lower P values and smaller hatch spacings can significantly enhance the strength of Ni625 alloys by promoting substantial microstructure miniaturization. Additionally, DED process “recipes” for Ni625 in the lower P region were developed. These results are expected to significantly contribute to the DED fabrication of components such as precise, large, thin-walled structures that are vulnerable to thermal deformation, as well as the automation of gas turbine blade

repairs, among other applications.

Table 1 Chemical composition (wt%) of Ni625 alloy

Powder	Ni	Cr	Mo	Nb + Ta	Fe	Al	Ti	C	Mn
Inconel625	Bal.	20–23	8–10	3.15–4.15	≤ 5	≤ 0.4	≤ 0.4	≤ 0.03	≤ 0.01

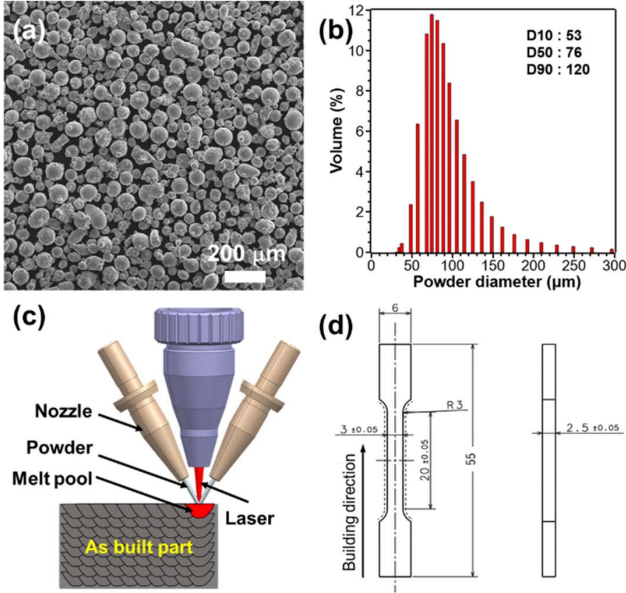


Fig. 1 (a) Morphology and (b) powder size distribution of the Ni625 alloy powders used in LP-DED (c) Schematic of LP-DED and (d) dimensions of the tensile test sample

2 Experimental Section

2.1. Ni625 Alloy Fabrication

Ni625 alloy powders were procured from Carpenter Additive Inc.; and their compositions and morphologies are summarized in Table 1 and Fig. 1, respectively. An LP-DED unit (Lasermeister 100A) with a 915 nm 200 W laser diode module and a beam diameter (d) of 0.5 mm was utilized to fabricate the Ni625 alloy samples (Fig. 1 (c)). Two samples, namely, a 10 mm × 10 mm × 10 mm cube and a 10 mm × 10 mm × 55 mm rectangle, were fabricated along the x-, y-, and z-axes on a SUS304 substrate via the XY scanning strategy. Cubic samples were used for microstructural analysis, whereas rectangular samples were employed for tensile property testing (Fig. 1 (d)) [7], [20]. The parameter values used for the experiment are listed in Table 3, where the laser hatch spacing was maintained at 0.2 mm.

2.2. Microstructure Characterization and Mechanical Properties

Samples were cut from the substrate via electrical discharge machining to analyze their microstructures and mechanical properties. The YZ cross sections were first

mechanically polished using emery paper up to a 4000 grade and subsequently chemically polished with colloidal silica to achieve mirror-polished sections for microstructural examination.

Optical microscopy (VHX8000, KEYENCE, Osaka, Japan) and scanning electron microscopy (SEM; SU1500, Hitachi High-Tech Corporation, Tokyo, Japan) were conducted to examine the microstructures. The bulk samples fabricated by the LP-DED Lasermeister were characterized via X-ray diffraction (XRD; RINT2500, Rigaku Corporation, Tokyo, Japan) with Cu-K α radiation at room temperature (RT). Crystallographic texture and elemental segregation were investigated using electron backscattered diffraction (EBSD) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDS), respectively, with a scanning electron microscope (JSM-7900F, JEOL Ltd., Tokyo, Japan). A tensile test (TGI-50KN, MinebeaMitsumi Inc., Nagano, Japan) was conducted at RT, where the loading axis was parallel to the build direction (BD). The test was conducted thrice for each sample, and the results were averaged.

2.3. Simulations

The formation mechanism of the microstructure induced by LP-DED was explored through simulations focusing on thermal behavior and solidification characteristics. The thermal behavior calculations provided insights into the temperature distribution and the shape and size of the melt pool (MP). Conversely, analyzing the solidification characteristics aided in understanding the development of grains, which could manifest as either equiaxed dendrites (ED) or columnar dendrites (CD).

These simulations were performed using the commercial software FLOW-3D v12.0 for a region measuring 10 mm × 7 mm × 3 mm in the X, Y, and Z directions. The region was discretized into a structural Eulerian mesh with a size of 0.025 mm.

2.3.1. Heat Source Model

$$q_{in} = \left(\frac{P_0}{\pi r_b^2} \right) \exp \left\{ - \left(\frac{r}{r_b} \right)^2 \right\} - h_c (T - T_0) \quad (1)$$

where P_0 is the laser power (100/120/160 W), r is the distance from the beam center, r_b is the effective laser radius (0.1 mm), h_c is the heat transfer coefficient (9.5 W/m² K) [28], T is the temperature, and T_0 is the ambient temperature (298 K).

2.3.2. Powder Model

We employed the Lagrangian particle tracking method to model the powder particles. Particles entering the melt pool

transformed into liquid cells upon surpassing the melting point. The amount of powder injected was calculated from the predetermined powder utilization efficiency. The powder was injected at a constant velocity from the vertical direction of the melt pool to ensure the melting of all particles.

2.3.3. MP Flow Governing Equations

The governing equations, which include mass, momentum, and energy conservation, are expressed in (2), (3), and (4), respectively.

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \nabla \cdot \rho \mathbf{v} = R_{SOR} \quad (2)$$

$$\frac{\partial \mathbf{v}}{\partial t} + (\mathbf{v} \cdot \nabla) \mathbf{v} = -\frac{1}{\rho} \nabla p + \frac{\mu}{\rho} \nabla^2 \mathbf{v} + \mathbf{g} - \frac{R_{SOR}}{\rho} (\mathbf{v} - \mathbf{v}_p) \quad (3)$$

$$\frac{\partial (\rho I)}{\partial t} + \nabla \cdot (\rho I \mathbf{v}) = -p \nabla \cdot \mathbf{v} + k \nabla^2 T + I_{SOR} \quad (4)$$

$$I = C_v T + (1 - f_s) L \quad (5)$$

where ρ is density, t is time, $\mathbf{v}$ is flow velocity, R_{SOR} is the amount of mass source due to powder particles, p is pressure, m is viscosity, $\mathbf{v}_p$ is particle velocity, C_v is specific heat, f_s is the solidus rate, I_{SOR} is the discharge of energy, and L is latent heat. The thermophysical parameters were calculated using the thermodynamic database of JmatPro (Sente Software) considering their temperature dependencies (Table 2).

2.3.4. Solidification Parameter

The temperature gradient G and solidification velocity R represent spatial temperature variations and are expressed as:

$$\varepsilon = \left| \frac{T_s - T_L}{t_s - t_L} \right| \quad (6)$$

$$G = \nabla T \quad (7)$$

$$R = \frac{\varepsilon}{|G|} \quad (8)$$

where e is the cooling rate, T_s is the solidus line temperature (1398 K), T_L is the liquidus line temperature (1613 K), t_s is the time below the solidus line temperature, t_L is the time below the liquidus line temperature, and ∇ is the differential operator.

3 Results

3.1. Simulated Data

The aspect ratio (D/W), indicating the depth (D) to width (W) ratio of the MP, was assessed in both the experimental and simulated scenarios to verify the simulation model. Figure 2 displays the results of the single-track experiments and simulations at V values of 5 and 10 mm/s, with constant P and powder feeding rate (Q) values of 120 W and 3 g/min, respectively. The experimental dimensions of the MP were measured from the optical images, whereas the simulated sizes of the MP were determined by identifying a black solidus line on the temperature contour map. The aspect ratios decreased with increasing V , and the experimental aspect ratios were slightly higher than the simulated ones, with differences of $< 10\%$. It is considered that one possible reason for this difference is the thermal boundary conditions of the

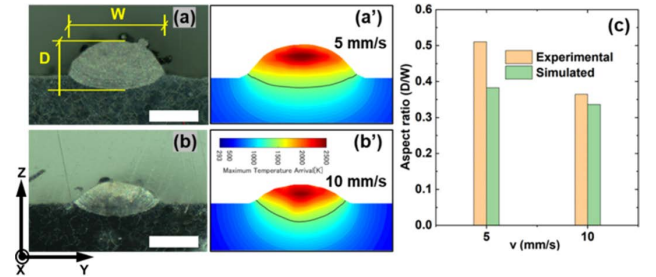


Fig. 2 Comparison of the experimental and simulated MP: (a) and (b) experimental optical images, (a') and (b') simulated temperature contours, and (c) aspect ratio
Scale bars: 200 μ m

Table 2 Thermophysical properties of Ni625 calculated using JmatPro

Temperature intervals	Thermal conductivity	Specific heat	Density	Viscosity	Surface tension	Latent heat of fusion
T (K)	k (W/(m K))	C_v (J/(kg K))	ρ (kg/m ³)	m (kg/(m s))	σ (N/m)	L (kJ/kg)
298	10.8	406	8474	-	-	210
600	15.9	456	8373	-	-	
900	20.9	504	8253	-	-	
1200	25.8	559	8117	-	-	
1500	30.1	713	7931	1.39×10^{-2}	1.84	
1800	31.4	737	7499	0.62×10^{-2}	1.74	
2100	35.8	745	7235	0.38×10^{-2}	1.62	
2400	40.2	748	6952	0.26×10^{-2}	1.52	

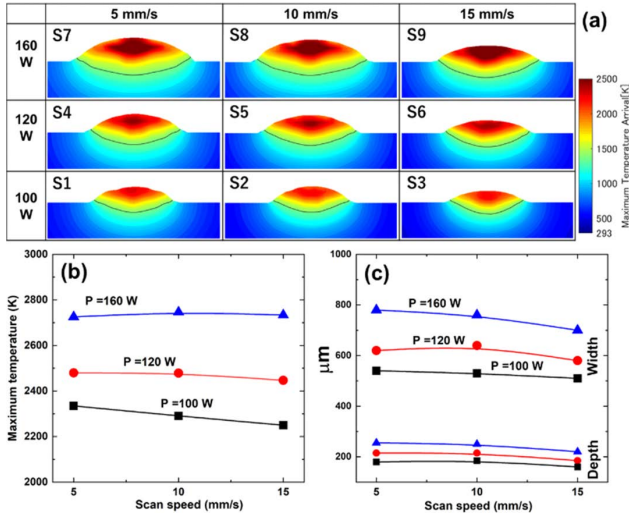


Fig. 3 Simulated MP of (a) temperature contour plot, (b) maximum temperature, and (c) dimensions at varying process parameters

substrate in the simulation. Hence, this model was employed for additional simulations to generate a process map for the Ni625 alloy.

Various conditions were simulated to assess fabrication feasibility using these process parameters. Figure 3 illustrates the simulated temperature contour plots and the maximum temperature of the MPs under nine different conditions, accompanied by their respective sizes. As shown in Figs. 3(b) and 3(c), with an increase in P from 100 to 160 W (while V is constant at 5 mm/s), the maximum temperature increases from 2335 to 2725 K, and the width of the MPs increases from 540 to 780 mm; by contrast, increasing V when P is constant causes both the maximum temperature and the width and depth of the MPs to remain almost constant. The highest temperatures and dimensions of the MPs indicated a significant dependence on P but less dependence on V . Consequently, MPs were formed under all conditions, and the maximum temperature exceeded the melting point of the Ni625 alloy at 1623 K [29], which allowed us to proceed with the experiments.

3.2. Microstructural Analysis

The fabricated state, porosity, and cracks of the samples produced under the nine simulated conditions were investigated via cross-sectional image analysis using an optical microscope. All samples, except S7, were successfully manufactured, as shown in Fig. 4(a); however, S7 could not be completed because the powder adhered to the nozzle owing to the highest energy density input. The optical density shown in Fig. 4(b) was measured from optical images of the polished surfaces of the samples. Five images were taken

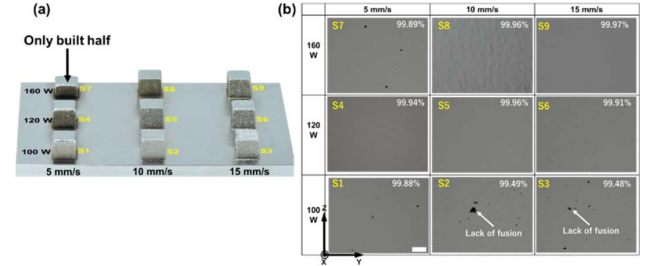


Fig. 4 (a) Appearance of the LP-DED fabricated samples and (b) optical density

from different locations on the polished surface of each sample at 200X magnification. The optical density of these images was then measured using ImageJ software, and the average was calculated. As shown in Fig. 4(b), most samples, excluding S2 and S3, exhibited a dense structure without any visible cracks; this resulted in a satisfactory industrial density of over 99.5% [3], [30], [31]. However, samples S2 and S3 showed noticeably lower density values with irregularly shaped pores caused by the lack of fusion owing to the lower energy density input. It can be generally observed that densification increases with increasing P and decreases with increasing V . This behavior is more significant in samples S1 to S3 at 100 W, while it is less pronounced in samples S4 to S9 at 120 W and 160 W. This suggests that at lower P settings, the impact of V on densification is more pronounced, whereas at higher P settings, the effect of V becomes less significant. Consequently, optimizing P and V parameters is crucial for achieving desired densification levels in different samples.

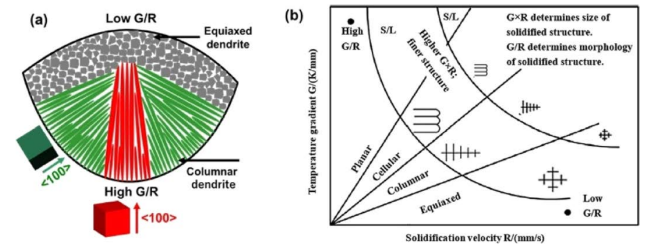


Fig. 5 (a) Schematic of the MP microstructure and (b) columnar-equiaxed transition criteria, adapted from [27] with permission [27], [32], [33]

The microstructure of AM materials can be explained by the MP microstructure using Hunt's columnar-equiaxed transition criteria [27], [32], [33]. As shown in Fig. 5(a), MPs typically exhibit a bimodal microstructure comprising two types of grains: ED at the top with no preferential crystallographic orientation and CD at the bottom that show a preference for growing from the bottom part to the center along the direction of the thermal gradient [21], [33]–[35]. This is attributed to the higher G/R ratio at the bottom part of the MP and the lower G/R ratio at the top, as illustrated in Fig. 5(b), where

G/R is the grain morphology factor determining either ED or CD, and $G \times R$ is the cooling rate that determines the size of the grain. Typically, the extremely high G and $G \times R$ values in the AM process foster directional solidification, and enhance the textures of the microstructures of alloys [36], [37].

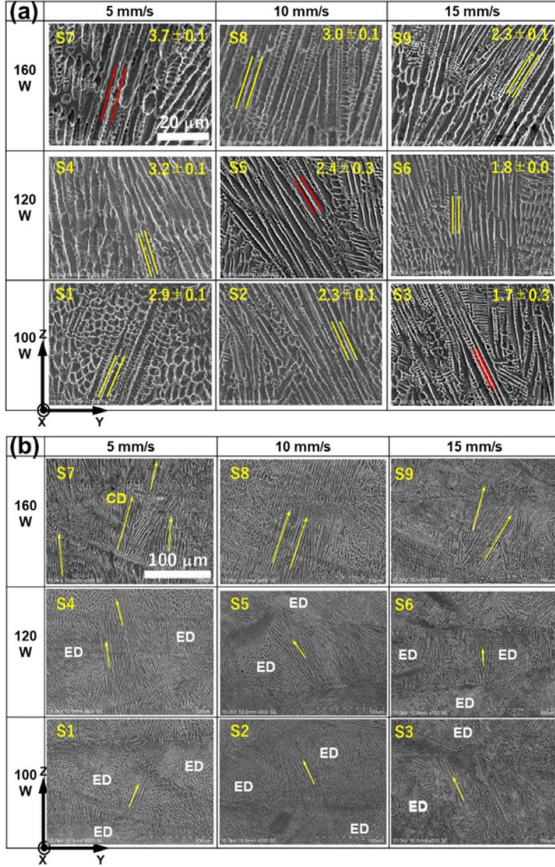


Fig. 6 SEM images of the YZ plane of the samples with (a) higher magnitudes containing PDAS and (b) lower magnitudes containing CD and ED regions

The dendrite microstructural features, including the PDAS size and shape of the grains of the samples, were characterized by observing the SEM images of the aqua regia-etched YZ cross-section. PDAS is one of the factors in influencing mechanical properties and it was known that smaller PDAS increases various mechanical properties [25], [26]. As shown in Fig. 6(a), among the samples, S7 yielded the highest PDAS with a value of 3.7 ± 0.1 mm, while S3 yielded the lowest PDAS with a value of 1.7 ± 0.3 mm; consequently, the PDAS increased as the P increased and V decreased. In contrast, as shown in Fig. 6(b), all samples exhibited a bimodal grain microstructure consisting of CD and ED regions. Samples S7 to S9, fabricated with the highest P of 160 W, exhibited a predominance of CD, while samples S1 to S3, fabricated with the lowest P of 100 W, displayed an almost exclusive ED presence, and resulted in a trend that shifted from an ED-dominant to CD-dominant microstruc-

ture with increasing P and decreasing V, respectively; namely, high P values increased the dendrite structure, which is consistent with other research [14].

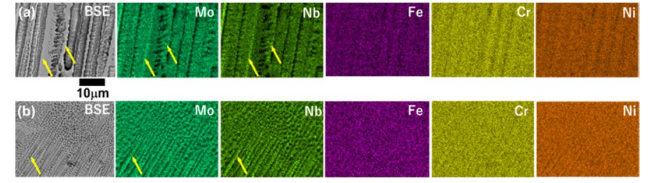


Fig. 7 EDS maps of samples of (a) S7 and (b) S3

The elemental microsegregation of the samples was analyzed using EDS mapping. Figs. 7(a) and 7(b) illustrate the distributions of the main elements (Ni, Cr, Fe, Nb, and Mo) in samples S7 (with the highest energy density) and S3, respectively. The Mo and Nb contents in the interdendritic regions were higher than those in the dendritic regions, as indicated by the yellow arrow. Both samples exhibited significant Mo and Nb segregation with no clear differences in their segregation behaviors. Based on the obtained results and previous reports, it can be concluded that the observed phase corresponds to the Laves phase [7], [16], [19]

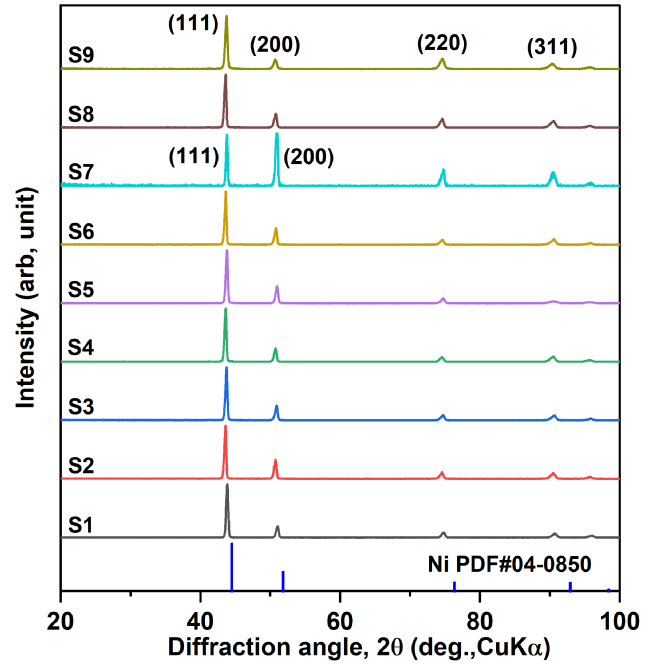


Fig. 8 XRD patterns of the LP-DED fabricated samples

XRD analysis was conducted on the polished YZ cross-section of the samples to confirm the phase states. As shown in Fig. 8, all the samples exhibited peaks corresponding to the reference Ni (PDF #04-0850) in the XRD analysis. Interestingly, in sample S7, the relative intensities of the (111) and (200) peaks were similar, even though (111) has the highest-intensity peak, indicating that (100) tends to be oriented in the BD (z-direction), which is in agreement with

other studies [3], [7], [38], [39]. However, all samples exhibited a minor peak shift to a lower diffraction angle compared with Ni (PDF #04-0850), implying the presence of residual stress in the samples [3], [38].

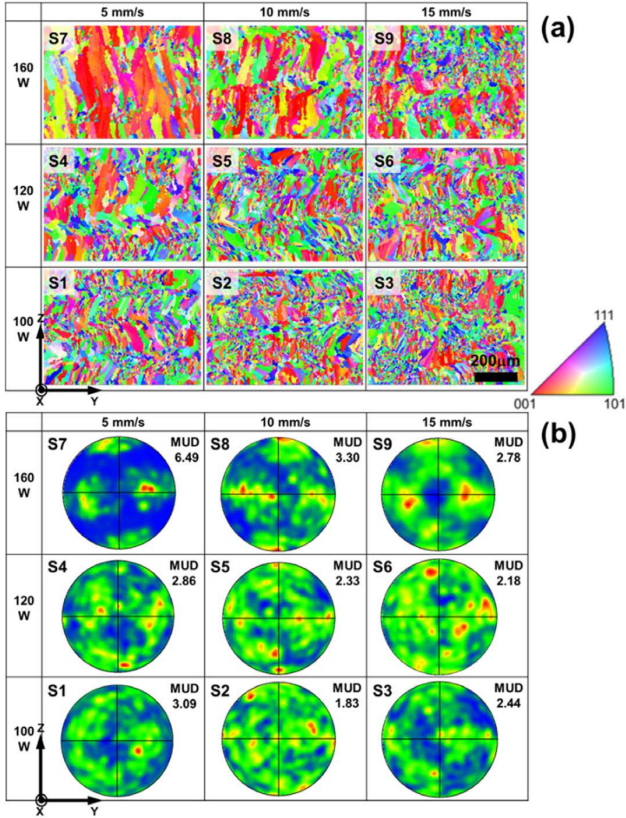


Fig. 9 EBSD (a) inverse pole figure maps and (b) the corresponding {001} pole figures with multiples of uniform distribution (MUD) values of the YZ plane

One of the key features of AM that influences the mechanical properties is the crystallographic texture [36], which was investigated using EBSD. As shown in Fig. 9 (a), by increasing P and decreasing V , directional grain growth occurs along the z -direction with a {100} crystallographic orientation, which is an easy growth direction for the FCC crystal structure [3], [36], which was observed in the samples. The values of the texture strength measure, MUD, increased as P increased and V decreased; however, apart from sample S7, no distinguishable crystallographic textures were observed for the samples, and S7 exhibited the highest texture with most grains aligned in the {100} crystallographic orientation; this finding is consistent with the XRD results shown in Fig. 8.

3.3. Tensile Properties

A tensile test was performed at RT, and the results showed trends corresponding to the features of the microstructure. As shown in the optical images in Fig. 4, the porosity

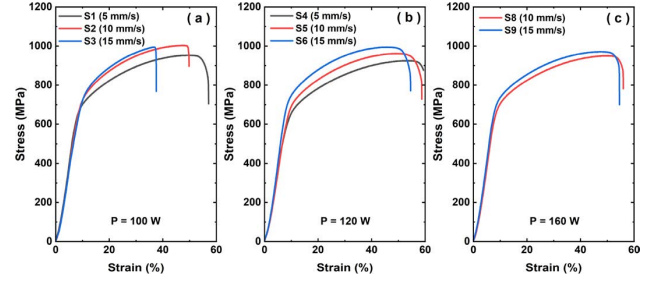


Fig. 10 Tensile stress-strain curves of the samples

increased with V in the sample fabricated at the lowest P of 100 W, whereas the elongation (EI) of these samples decreased, as shown in Fig. 10(a). However, with an increase in V , the minor decreases in the PDAS and grain size shown in Figs. 6 and 9 led to a minor monotonic increase in the ultimate tensile strength (UTS) for the samples produced at $P = 120$ W and 160 W. Consequently, the tensile properties exhibited negligible variations because fewer changes were observed in the microstructure.

3.4. Process Window

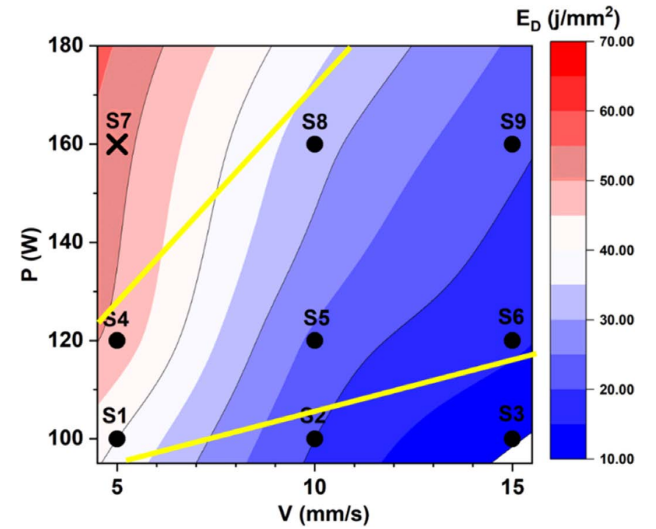


Fig. 11 P - V process map with E_D contour

A process map illustrating the relationship between P , V , E_D and the feasibility of sample fabrication was established based on the experimental data obtained in this study. Figure 11 illustrates that the pink region represents high E_D , while the blue region represents low E_D . Additionally, samples S2 and S3, located in the low E_D area, exhibited higher porosity owing to insufficient fusion. Conversely, sample S7, situated in the high E_D area, was not fully produced because of powder adhesion in the nozzle. Consequently, the approximate optimal region is indicated by a yellow line.

4 Discussion

4.1. Pore Formation and Mechanical Property Impact

Pores are one of the major defects that significantly affect the mechanical properties of parts; which can primarily occur owing to both high- or low-energy input, as well as the insufficient overlap of laser tracks [40].

High-energy input during the melting process can result in the formation of an unstable MP at extremely high temperatures and severe Marangoni convection, which in turn leads to the generation of spherical pores either by trapping the protective gas (Ar) or metallic vapor [3], [40]. As shown in Fig. 4(b), samples S7 and S1 fabricated with a higher energy density showed spherical pores with a maximum diameter of 40 μm . These pores were primarily formed owing to the trapping of Ar gas and were unlikely attributed to metallic vapor because of the high melting points of all the main elements of the Ni625 alloy. It is known that spherical pores with diameters < 130 μm have negligible detrimental effects on the mechanical properties of the material [3]. Moreover, as illustrated in Fig. 10(a), sample S1 displayed satisfactory tensile properties, despite the presence of spherical pores.

Low-energy input cannot completely melt the metallic powder in the previously deposited layer, thus leading to irregularly shaped lack of fusion pores, as shown in Fig. 4(b). Samples S2 and S3 produced with lower energy input contained irregularly shaped pores with sizes over 100 μm ; these samples exhibited lower elongation tensile properties, as shown in Fig. 10(a).

Insufficient overlap among laser tracks can also cause a lack of fusion pores, which may be attributed to a large hatch distance and/or layer thickness [40]. However, in this study, the primary cause of the lack of fusion pores was identified as low-energy input, predominantly due to low P.

4.2. Effects of P and V on Grain Size and Morphology

P and V are the primary process parameters used to adjust the energy density to tailor the microstructure, and they significantly affect the MP solidification process parameters G and R [27], [32], [33]. Therefore, a comprehensive understanding of G and R is crucial for predicting or explaining the microstructural features observed in experimental samples, and simulations are an effective tool for their calculation [27], [41], [42].

As shown in the solidification map in Fig. 5(b), $G \times R$ is the cooling rate that determines the size of the grain, whereas (G/R) is the morphology factor that determines the

shapes of the grains. In this study, a maximum cooling rate of 3.5×10^4 K/s was achieved for sample S3, which is close to the intrinsic cooling rate of LP-DED, which ranges from 10^3 to 10^4 K/s [21].

At increasing P and decreasing V values, the PDAS increased while the grain shapes shifted from being predominantly ED-dominant to CD-dominant, as shown in Fig. 6(b). It is believed that these behaviors can be attributed to the changes in $G \times R$ and G/R, as illustrated in Fig. 12.

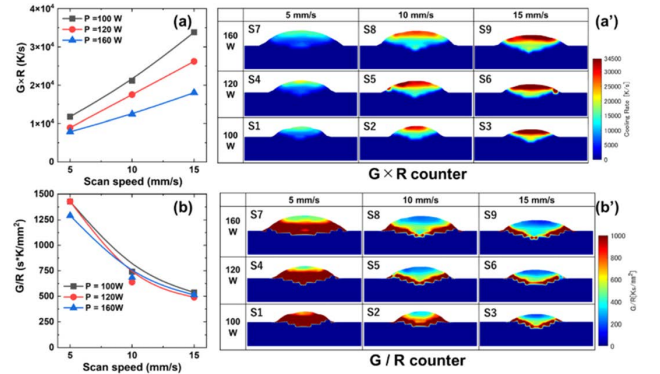


Fig. 12 Simulated (a) average $G \times R$ and (a') $G \times R$ contours, and (b) average G/R and (b') G/R contours

As shown in Fig. 12(a), the impact of P on $G \times R$ is minor at low V values but becomes significant at high V. Therefore, the $G \times R$ values of the samples are almost the same at $V = 5$ mm/s, and the PDASs of these samples do not change significantly, as shown in Fig. 6(a). Conversely, $G \times R$ increased as a function of V as also proven by other researchers [27], [41], [42], and the highest and lowest $G \times R$ values were obtained for S3 and S7, respectively; accordingly, S3 and S7 respectively exhibited the lowest and highest PDAS values equal to 1.7 ± 0.3 mm and 3.7 ± 0.1 mm, as shown in Fig. 6(a).

As shown in Fig. 12(b), G/R is less affected by P but is significantly affected by V; additionally, G/R decreases as V increases, thus suggesting that CD increases with decreasing V. Correspondingly, the directional grain growth along the z-direction with the {100} crystallographic orientation is most significant in the samples with the lowest V of 5 mm/s, as shown in Fig. 9.

As shown in Figs. 12(a') and 12(b'), higher G/R and lower $G \times R$ values are observed at the bottom of the MP; in contrast, lower G/R and higher $G \times R$ were obtained at the top of the MP [27], [41], [42] and these behaviors are most significant at low V, thus indicating that the morphology of the microstructure is prone to CD. Correspondingly, the texture strength measure MUDs were higher in fabricated samples with the lowest V, as shown in Fig. 9.

4.3. Verification of Tensile Properties

Although there were no dramatic differences in the tensile behavior of each sample in this study, the results were still comparable to the tensile results from other existing studies. As illustrated in Fig. 13 and as listed in Table 3, the UTS and yield strengths (YS) of samples exhibited minor changes, with UTS changing from 1008 ± 2 to 941 ± 9 MPa and YS changing from 682 ± 11 to 640 ± 7 MPa. However, in the samples fabricated with the lowest P of 100 W, the elongation noticeably decreased as V increased owing to the higher porosity caused by the lack of fusion, as shown in Fig. 4. Conversely, according to the reference data in Table 3, it is known that the Ni625 alloy can be fabricated using a broad range of process parameters (for example, P may change from 220 to 1500 W and V from 8.3 to 33.3 mm/s) yielding higher tensile properties than casting.

In addition, based on the literature data listed in Table 3, the UTS decreases at increasing P. A higher P not only increases the evaporation [21] of Al, Cr, Fe, and Co in the Ni625 alloy by increasing the MP temperature, but also accelerates precipitation growth owing to a lower cooling rate, thus leading to a degradation of mechanical properties. Therefore, using P values as small as possible is advantageous for the microstructure and mechanical properties of the material and machine maintenance. In this study, tensile properties similar to those reported in other research studies [7],[13],[14],[18] were obtained by using a lower P combination with a small hatch space, as shown in Fig. 13. A small hatch space increases remelting, which reduces the lack of fusion [43] and increases the ED grains [3].

This study is believed to be the first report on the optimization of the strength and ductility of Ni625 alloys using a relatively low P value, thus demonstrating that high-performance Ni625 alloys can also be fabricated with lower P.

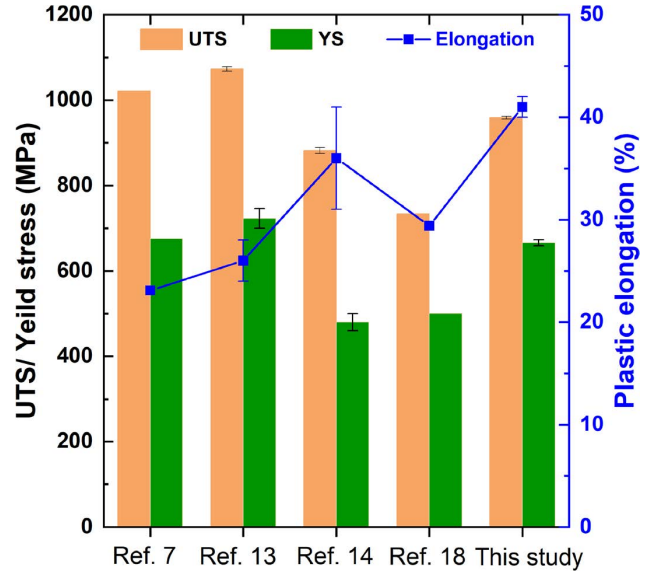


Fig. 13 Comparison of tensile properties in this study with those obtained in other research studies

5 Conclusion

Extensive empirical testing on the Lasermeister was performed with common AM materials, including Fe-, Ni-, and Ti-based alloys. Herein, to develop process maps for the Ni625 alloy specific to this machine, the processability, microstructure, and mechanical properties of the alloy were experimentally and numerically investigated under various

Table 3 Comparison of process parameters and tensile properties in this study with those obtained in references

Label	P (W)	V (mm/s)	Q (g/min)	d (mm)	$E_d = P/(Vd)$ (J/mm ²)	UTS (MPa)	YS (MPa)	El (%)
S1	100	5.0	2.0	0.5	40.0	951 ± 7	655 ± 15	42 ± 2
S2	100	10.0	4.0	0.5	20.0	1008 ± 2	682 ± 11	36 ± 1
S3	100	15.0	4.0	0.5	13.3	1005 ± 7	674 ± 13	28 ± 4
S4	120	5.0	2.0	0.5	48.0	941 ± 9	640 ± 7	42 ± 2
S5	120	10.0	4.0	0.5	24.0	959 ± 3	666 ± 7	41 ± 1
S6	120	15.0	4.0	0.5	16.0	989 ± 4	669 ± 12	37 ± 1
S7	160	5.0	2.0	0.5	64.0	-	-	-
S8	160	10.0	4.0	0.5	32.0	944 ± 4	670 ± 10	42 ± 1
S9	160	15.0	4.0	0.5	21.3	960 ± 6	672 ± 9	40 ± 1
[7]	220	8.3	2.3	0.4	66.0	1020.9	675.8	23.1
[14]	330	33.3	7.0	0.4	14.1	1073 ± 5	723 ± 23	26 ± 2
[15]	500	12.5	2.5	1.2	33.3	882 ± 7	480 ± 20	36 ± 5
[19]	1500	15.0	7.5	5	20.0	733.7	500.4	29.4
[29]	Casting	485.0	275.0	25.0				

fabrication parameters. Key findings include:

1. A simulation model was established to predict the MP thermal history, including the dimensions and G and R rates.
2. The dimensions and highest temperatures of the MP were considerably affected by P but less affected by V, leading to high P values and increased size and maximum temperature of the MP.
3. Fully dense Ni625 alloy parts (> 99.5%) were fabricated under conditions where P was > 100 W and V was in the range of 5–15 mm/s.
4. As P increased and V decreased, a corresponding increase in the dendritic structure and texture was observed. Notably, the sample synthesized with the highest P value of 160 W and lowest V value of 5 mm/s exhibited the most pronounced dendritic structure and texture.
5. A positive correlation was observed between the microstructure and tensile properties with lower elongations for finer microstructures. In particular, sample S3, which had the finest microstructure and highest porosity, exhibited the lowest elongation.
6. P ranged from 100 to 160 W, V varied between 5 and 15 mm/s, and a corresponding process map for E_D was established.
7. The samples showed tensile strength values comparable to those in other research studies, with UTS and YS ranging from 1008 ± 2 to 941 ± 9 MPa and from 682 ± 11 to 640 ± 7 MPa, respectively.

This study demonstrated that a combination of lower P values and smaller hatch spacings can effectively strengthen Ni625 alloys. It was also found that there several parameters can be set to achieve similar outcomes. Indeed, these findings pave the way for the formulation of various “recipes” in the future tailored to the shape and complexity of different parts, thus opening new avenues for part development.

Acknowledgment. The experimental assistance and invaluable discussions with Takashi Sugizaki (Nikon Corp. Advanced Technology Research & Development Materials & Advanced Research Laboratory) and Daizo Saito (Hikari Glass Co.,Ltd.) are highly appreciated.

References

- [1] P. R. Gradl, T. Teasley, C. Protz, C. Katsarelis, and P. Chen, “Process Development and Hot-fire Testing of Additively Manufactured NASA HR-1 for Liquid Rocket Engine Applications,” in *Proc. 2021 AIAA Propuls. Energy Forum*, Aug. 2021.
- [2] P. R. Gradl, C. Protz, and T. Wammen, “Additive manufacturing development and hot-fire testing of liquid rocket channel wall nozzles using blown powder directed energy deposition inconel 625 and jbk-75 alloys,” in *Proc. 2019 AIAA Propuls. Energy Forum Expo.*, Aug. 2019.
- [3] Y. Ekubaru *et al.*, “Excellent strength-ductility balance of Sc-Zr-modified Al-Mg alloy by tuning bimodal microstructure via hatch spacing in laser powder bed fusion,” *Mater. Des.*, vol. 221, 110976, 2022.
- [4] D. Svetlizky *et al.*, “Directed energy deposition (DED) additive manufacturing: Physical characteristics, defects, challenges and applications,” *Mater. Today*, vol. 49, pp. 271–295, 2021.
- [5] D. Svetlizky *et al.*, “Laser-based directed energy deposition (DED-LB) of advanced materials,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 840, 142967, 2022.
- [6] A. Bandyopadhyay, K. D. Traxel, M. Lang, M. Juhasz, N. Eliaz, and S. Bose, “Alloy design via additive manufacturing: Advantages, challenges, applications and perspectives,” *Mater. Today*, vol. 52, pp. 207–224, 2022.
- [7] J. Wang, Y. Wang, Y. Su, and J. Shi, “Evaluation of in-situ alloyed Inconel 625 from elemental powders by laser directed energy deposition,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 830, 142296, 2022.
- [8] T. Ünal-Saewe, L. Gahn, J. Kittel, A. Gasser, and J. H. Schleifenbaum, “Process development for tip repair of complex shaped turbine blades with IN718,” *Procedia Manuf.*, vol. 47, pp. 1050–1057, 2020.
- [9] J. M. Wilson, C. Piya, Y. C. Shin, F. Zhao, and K. Ramani, “Remanufacturing of turbine blades by laser direct deposition with its energy and environmental impact analysis,” *J. Clean. Prod.*, vol. 80, pp. 170–178, 2014.
- [10] V. K. Balla, S. Banerjee, S. Bose, and A. Bandyopadhyay, “Direct laser processing of a tantalum coating on titanium for bone replacement structures,” *Acta Biomater.*, vol. 6, no. 6, pp. 2329–2334, 2010.
- [11] P. R. Gradl and C. S. Protz, “Technology advancements for channel wall nozzle manufacturing in liquid rocket engines,” *Acta Astronaut.*, vol. 174, pp. 148–158, 2020.
- [12] S. P. Kumar, S. Elangovan, R. Mohanraj, and J. R. Ramakrishna, “A review on properties of Inconel 625 and Inconel 718 fabricated using direct energy deposition,” *Mater. Today Proc.*, vol. 46, pp. 7892–7906, 2021.
- [13] A. Poudel, P. R. Gradl, S. Shao, and N. Shamsaei, “Tensile deformation behavior of laser powder direct energy deposited Inconel 625: Cryogenic to elevated temperatures,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 889, 145826, 2024.
- [14] J. Nguejio, F. Szmytka, S. Hallais, A. Tanguy, S. Nardone, and M. G. Martinez, “Comparison of microstructure features and mechanical properties for additive manufactured and wrought nickel alloys 625,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol.

- 764, 138214, 2019.
- [15] M. Rombouts, G. Maes, M. Mertens, and W. Hendrix, "Laser metal deposition of Inconel 625: Microstructure and mechanical properties," *J. Laser Appl.*, vol. 24, no. 5, 052007, 2012.
- [16] Y. L. Hu, Y. L. Li, S. Y. Zhang, X. Lin, Z. H. Wang, and W. D. Huang, "Effect of solution temperature on static recrystallization and ductility of Inconel 625 superalloy fabricated by directed energy deposition," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 772, 138711, 2020.
- [17] G. Marchese *et al.*, "Characterization and Comparison of Inconel 625 Processed by Selective Laser Melting and Laser Metal Deposition," *Adv. Eng. Mater.*, vol. 19, no. 3, 1600635, 2017.
- [18] Y. L. Hu, X. Lin, X. B. Yu, J. J. Xu, M. Lei, and W. D. Huang, "Effect of Ti addition on cracking and microhardness of Inconel 625 during the laser solid forming processing," *J. Alloys Compd.*, vol. 711, pp. 267–277, 2017.
- [19] Y. L. Hu *et al.*, "Effect of solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by laser solid forming," *J. Alloys Compd.*, vol. 767, pp. 330–344, 2018.
- [20] R. Savinov, Y. Wang, and J. Shi, "Evaluation of microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance for Ti-doped inconel 625 alloy produced by laser directed energy deposition," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 884, 145542, 2023.
- [21] N. K. Adomako, N. Haghdadi, and S. Primig, "Electron and laser-based additive manufacturing of Ni-based superalloys: A review of heterogeneities in microstructure and mechanical properties," *Mater. Des.*, vol. 223, 111245, 2022.
- [22] G. P. Dinda, A. K. Dasgupta, and J. Mazumder, "Laser aided direct metal deposition of Inconel 625 superalloy: Microstructural evolution and thermal stability," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 509, no. 1–2, pp. 98–104, 2009.
- [23] Z. Tian *et al.*, "A review on laser powder bed fusion of inconel 625 nickel-based alloy," *Appl. Sci.*, vol. 10, no. 1, 81, 2020.
- [24] D. K. Gorai and T. K. Kundu, "Density Functional Theory Study of Structural and Electronic Properties of γ' -Ni₃Al and γ -Ni₃Nb," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 338, no. 1, 012041, 2018.
- [25] J. M. V. Quaresma, A. Carlos, and A. Garcia, "Correlation between unsteady-state solidification conditions, dendrite spacings, and mechanical properties of Al-Cu alloys," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 31, no. 12, pp. 3167–3178, 2000.
- [26] K. S. Cruz, E. S. Meza, F. A. P. Fernandes, J. M. V. Quaresma, L. C. Casteletti, and A. Garcia, "Dendritic arm spacing affecting mechanical properties and wear behavior of Al-Sn and Al-Si alloys directionally solidified under unsteady-state conditions," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 41, no. 4, pp. 972–984, 2010.
- [27] J. Shao, G. Yu, X. He, S. Li, R. Chen, and Y. Zhao, "Grain size evolution under different cooling rate in laser additive manufacturing of superalloy," *Opt. Laser Technol.*, vol. 119, 105662, 2019.
- [28] Y. Chen, Y. Yan, and B. Li, "Thermal Analyses of Power Electronics Integrated with Vapour Chamber Cooling," *Automot. Innov.*, vol. 3, no. 4, pp. 328–335, 2020.
- [29] B. K. A. Kumar, M. G. Ananthaprasad, and K. Gopalakrishna, "Action of Cryogenic chill on Mechanical properties of Nickel alloy Metal Matrix Composites," *IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng.*, vol. 149, no. 1, 012116, 2016.
- [30] O. Gokcekaya *et al.*, "Effect of scan length on densification and crystallographic texture formation of pure chromium fabricated by laser powder bed fusion," *Crystals*, vol. 11, no. 1, pp. 1–14, 2021.
- [31] Y. Ekubaru, O. Gokcekaya, and T. Nakano, "Effects of Scanning Strategy on the Microstructure and Mechanical Properties of Sc-Zr-Modified Al-Mg Alloy Manufactured by Laser Powder Bed Fusion," *Crystals*, vol. 12, no. 10, 1348, 2022.
- [32] T. DebRoy *et al.*, "Additive manufacturing of metallic components-Process, structure and properties," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 92, pp. 112–224, 2018.
- [33] W. Zhao *et al.*, "The columnar to equiaxed transition of CoCrNi medium-entropy alloy fabricated by laser directed energy deposition," *Mater. Des.*, vol. 237, 112538, 2024.
- [34] Z. Zhou, L. Huang, Y. Shang, Y. Li, L. Jiang, and Q. Lei, "Causes analysis on cracks in nickel-based single crystal superalloy fabricated by laser powder deposition additive manufacturing," *Mater. Des.*, vol. 160, pp. 1238–1249, 2018.
- [35] Z. Tong *et al.*, "Laser additive manufacturing of FeCrCoMnNi high-entropy alloy: Effect of heat treatment on microstructure, residual stress and mechanical property," *J. Alloys Compd.*, vol. 785, pp. 1144–1159, 2019.
- [36] O. Gokcekaya, T. Ishimoto, S. Hibino, J. Yasutomi, T. Narushima, and T. Nakano, "Unique crystallographic texture formation in Inconel 718 by laser powder bed fusion and its effect on mechanical anisotropy," *Acta Mater.*, vol. 212, 116876, 2021.
- [37] S. H. Sun, K. Hagihara, T. Ishimoto, R. Suganuma, Y. F. Xue, and T. Nakano, "Comparison of microstructure, crystallographic texture, and mechanical properties in Ti-15Mo-5Zr-3Al alloys fabricated via electron and laser beam powder bed fusion technologies," *Addit. Manuf.*, vol. 47, 102329, 2021.
- [38] Y. L. Hu *et al.*, "Plastic deformation behavior and dynamic recrystallization of Inconel 625 superalloy fabricated by directed energy deposition," *Mater. Des.*, vol. 186, 108359,

- 2020.
- [39] R. J. Vikram, A. Singh, and S. Suwas, "Effect of heat treatment on the modification of microstructure of selective laser melted (SLM) IN718 and its consequences on mechanical behavior," *J. Mater. Res.*, vol. 35, no. 15, pp. 1949–1962, 2020.
 - [40] J. N. Zhu, E. Borisov, X. Liang, E. Farber, M. J. M. Hermans, and V. A. Popovich, "Predictive analytical modelling and experimental validation of processing maps in additive manufacturing of nitinol alloys," *Addit. Manuf.*, vol. 38, 101802, 2021.
 - [41] M. S. Pham, B. Dovgvy, P. A. Hooper, C. M. Gourlay, and A. Piglione, "The role of side-branching in microstructure development in laser powder-bed fusion," *Nat. Commun.*, vol. 11, no. 1, 749, 2020.
 - [42] Z. Gan, G. Yu, X. He, and S. Li, "Numerical simulation of thermal behavior and multicomponent mass transfer in direct laser deposition of Co-base alloy on steel," *Int. J. Heat Mass Transf.*, vol. 104, pp. 28–38, 2017.
 - [43] L. E. dos Santos Paes, M. Pereira, F. A. Xavier, W. L. Weingaertner, and L. O. Vilarinho, "Lack of fusion mitigation in directed energy deposition with laser (DED-L) additive manufacturing through laser remelting," *J. Manuf. Process.*, vol. 73, pp. 67–77, 2022.

恵久春佑寿夫 Yusufu EKUBARU
 アドバンストマニュファクチャリング事業部 第二開発部
 2nd Development Department
 Advanced Manufacturing Business Unit

中林拓頌 Takuya NAKABAYASHI
 先進技術開発本部 数理技術研究所
 Mathematical Sciences Research Laboratory
 Advanced Technology Research & Development

藤原朋春 Tomoharu FUJIWARA
 アドバンストマニュファクチャリング事業部 第二開発部
 2nd Development Department
 Advanced Manufacturing Business Unit

Behrang POORGANJI
 Morf3D Inc.

均質および不均質な細胞における幾何学的手法による力推定の適用可能性の数値評価

宮坂 翔, 和泉啓太, 奥田 覚, 三木裕一朗

Numerical Assessment of the Applicability of Geometry-based Force Inference on Homogeneous and Heterogeneous Cells[†]

Shou MIYASAKA, Keita IZUMI, Satoru OKUDA and Yuichiro MIKI

細胞に作用する力は、細胞の形態、増殖、分子発現解析など、さまざまな重要な生物学的特性に影響を及ぼすことが知られている。その力を測定することは、従来の細胞評価手法に代わる可能性を秘めており、医学的細胞診断や細胞培養研究において重要な役割を果たすことが期待されている。特に医学的細胞評価においては、非侵襲的で特殊な装置を必要としない力推定手法が注目を集めている。その中でも石原らが提案した、細胞の幾何学的形状のみに基づいて密集した細胞に作用する力を推定する手法は有望な方法として注目されている。しかしながら、その手法の適用範囲は現時点で十分には解明されていない。そこで本研究では、シミュレーションモデルである2次元バーテックスモデルを用いて、均質および不均質な細胞系に対するこの推定手法の適用可能性を数値的に評価した。数値シミュレーションから得られた真値と推定手法による推定値を比較した結果、均質な細胞系において推定精度と細胞の真円度との間に有意な相関が認められた。さらに、不均質な細胞系においても、この手法が十分に適用可能であることを確認した。本研究の結果は、力推定手法を医学的細胞評価に適用する際に有用な知見を提供するものであり、今後の細胞診断や細胞培養研究の発展に寄与するものと考えている。

The measurement of cellular forces, which reflect crucial biological attributes, has the potential to replace conventional cell assessment methods, such as morphology, proliferation, and molecular expression analysis, in medical cell diagnosis and cell culture studies. In medical cell evaluations, force inference techniques have gained prominence due to their non-invasiveness and lack of requirement for specialized equipment. Among those techniques, the method proposed by Ishihara *et al.*, which estimates forces in densely packed cells based only on cell geometry, is a promising method. However, its applicability range of this method has not been fully established. In this study, we employed a two-dimensional vertex model to numerically assess the applicability of this method on homogeneous and heterogeneous cells. Our comparisons between the true values from numerical simulations and the estimated values from the inference method revealed a significant correlation between estimation accuracy and cell roundness in systems of homogeneous cell. Moreover, the method demonstrated efficient force estimations in heterogeneous-cell systems. These findings may be useful when the force inference method is employed to evaluate medical cells.

Key words 力推定, 細胞評価, バーテックスモデル, 医療応用, 細胞組織力学
force estimation, cell assessment, vertex model, medical application, tissue mechanics

1 Introduction

In medical cell diagnosis and cell culture studies, intracellular forces, which reflect biological properties, have the

potential to replace conventional cell assessment methods, such as morphology, proliferation, and molecular expression analysis. For instance, the mechanical properties of cells can be used to identify senescent cells, which are characterized

[†] This paper uses the following copyrighted work with modifications (*).

Miyasaka S, Izumi K, Okuda S, Miki Y (2024) Numerical assessment of the applicability of geometry-based force inference on homogeneous and heterogeneous cells. PLoS ONE 19(4): e0299016. <https://doi.org/10.1371/journal.pone.0299016>

Copyright: © 2024 Miyasaka *et al.* This is an open access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution License, which permits unrestricted use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original author and source are credited.

* Main content of the modifications

The title, abstract, and author are translated into Japanese, and both English and Japanese are printed.

by a stable cell cycle arrest induced in response to stress [1]. This chronic inflammatory state fosters a pro-tumorigenic microenvironment, promoting cancer initiation, migration, and metastasis. The *in vivo* detection of senescence necessitates the examination of fixed or deep-frozen tissues, as in the immunohistochemical analysis of frozen samples [2]. However, there is considerable clinical demand for real-time bioimaging techniques. Senescent cells exhibit enhanced mechanical maturity at adhesion points, leading to the transmission of greater traction forces to the substrate. Consequently, the detection of senescent cells can be achieved by observing alterations to their cell morphology [3] or quantifying the mechanical forces they generate. There are numerous other instances where the state of a cell and the mechanical stress exerted on it are closely related [4], [5].

Many approaches have been proposed for investigating the mechanical properties of cells. These approaches can be divided into two types: one involves applying force directly to cells and measuring the amount of cell deformation as an equivalent of the force on a cell [5], [6], while the other involves non-invasive measuring physical or chemical indices that are indirectly related to cellular forces [7], [8]. Despite the efficacy of these methods, their invasiveness, expense associated with the preparation of specialized platforms, and limited throughput pose substantial challenges for practical applications, such as cell assessment [9].

In order to address these challenges, numerical inference methods have attracted attention. Such methods estimate tension at cell-cell boundaries and intracellular pressure under the assumption of force equilibrium among cells [9] – [12]. Specifically, the approach proposed by Ishihara *et al.* [9] uses Bayesian statistics to deal with the indeterminacy inherent in the estimation process [9], [10], [13], [14]. This non-invasive technique does not require specialized equipment and can be readily integrated with a conventional microscope. However, its applicability to actual cell evaluation has limitations. The validation of this method has focused on a limited set of parameters for homogeneous cells using *Drosophila* wing cells as a model. Thus, to expand its application to cells utilized in medical cell evaluation, such as human cells, it is essential to widen the scope of validation.

In this study, we investigate the applicability of the force inference method proposed by Ishihara *et al.* [9]. To achieve this, we apply the method to the cell morphologies derived from numerical simulations using a two-dimensional (2D) vertex model and assess the dependence of estimation accuracy on cell behavior by comparing simulated and estimated forces. Furthermore, by analyzing the correlation between

estimation accuracy and cell morphology, we identify the conditions under which the inference method has high accuracy. Based on these results, we discuss the applicability of the inference method for homogeneous and heterogeneous cells.

2 Methods

To assess the applicability of the force inference method proposed by Ishihara *et al.* [9], we conducted numerical simulations utilizing a 2D vertex model and then applied the inference method to the cell morphologies derived from the model. In this approach and model, cells are presumed to be densely packed and are represented as simplified polygonal shapes with straight edges. An overview of the force inference method and a description of the 2D vertex model are given in the following sections.

2.1. Force Inference

The force inference method estimates the tension at cell-cell boundaries and intracellular pressure by solving the force balance equation at each vertex (Fig. 1(a)). The position vector of the i -th vertex is denoted by $\mathbf{r}_i$. If there are n_i vertices connected to the i -th vertex through edges, the forces acting on the i -th vertex in the x and y directions are given by

$$\begin{aligned} f_i^x &= \sum_{j=1}^{n_i} \frac{x_j - x_i}{|\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i|} T_j + \sum_{j=1}^{n_i} \frac{y_{(j \bmod n_i)+1} - y_j}{2} P_j, \\ f_i^y &= \sum_{j=1}^{n_i} \frac{y_j - y_i}{|\mathbf{r}_j - \mathbf{r}_i|} T_j + \sum_{j=1}^{n_i} \frac{x_{(j \bmod n_i)+1} - x_j}{2} P_j, \end{aligned} \quad (1)$$

where i identifies the vertex, T_j is the tension on the j -th edge, and P_j is the pressure of the j -th cell adjacent to both the j -th and $(j + 1)$ -th edges. Considering Eq. (1) for all vertices in the system, the vector $\mathbf{F} = (f_1^x, f_1^y, f_2^x, f_2^y, \dots)$ containing all xy elements of the forces can be written as

$$\mathbf{F} = \mathbf{A}\mathbf{S}, \quad (2)$$

where $\mathbf{S} = (T_1, T_2, \dots, P_1, P_2, \dots)$ is the matrix that summarizes the edge tension and cell pressure to be estimated and $\mathbf{A}$ is the matrix that summarizes the coefficients that reflect cell morphologies. Since the cell deformation process is quasi-static under the low Reynolds number assumption, the tensions and pressures are balanced at each vertex. Thus, the force balance equation can be formulated as

$$\mathbf{A}\mathbf{S} = \mathbf{0}. \quad (3)$$

A Bayesian estimation technique is used to solve Eq. (3). Specifically, the prior function is assumed to be a Gaussian

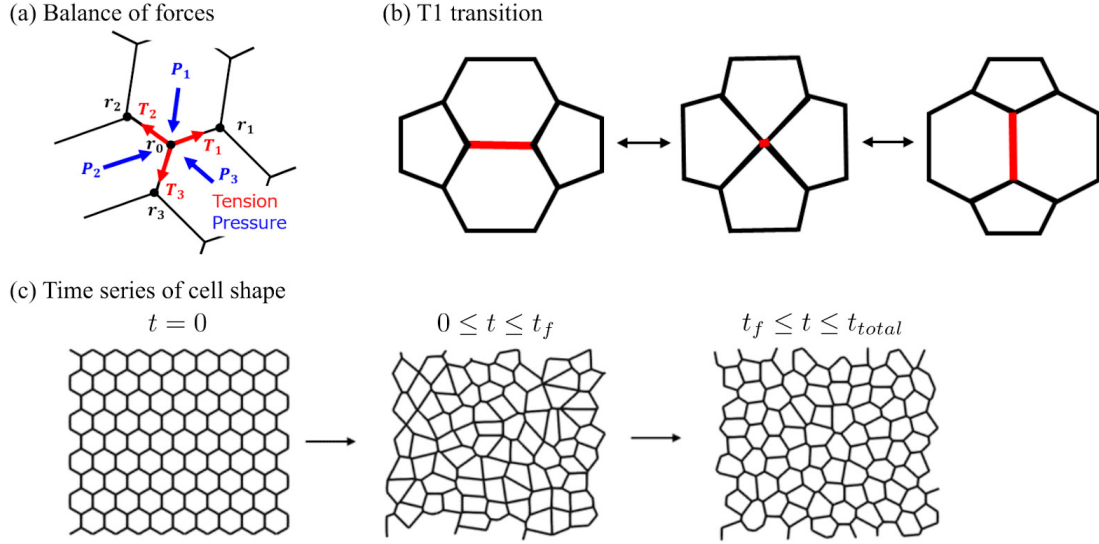


Fig. 1 Numerical simulation using a 2D vertex model

(a) Diagram of forces around vertex in 2D vertex model: Blue arrows represent intracellular pressure toward the vertex and red arrows represent tension at cell-cell boundaries. (b) Illustration of T1 transition implemented in 2D vertex model: The left and right cells approach each other. When the length of the edge shown in red becomes shorter than a certain threshold, the cells acquire a common edge and top and bottom cells separate. (c) Flow of 2D vertex model: In the period $0 \leq t \leq t_f$ the system is relaxed by adding a fluctuation term to the line tension. In the period $t_f \leq t \leq t_{total}$, the system is transformed to a steady state to minimize energy by removing the fluctuation term.

distributed around some positive tension value. The hyper-parameter, which represents the ratio of the variance of the prior function to that of the likelihood, is calculated by maximizing the marginal likelihood. The estimation of $\mathbf{S}$ is then accomplished by maximizing the posterior distribution. Further details regarding this inference method are described in previous studies [9], [10].

2.2. Acquisition of Stress Field using 2D Vertex Model

To evaluate the accuracy of the force inference method, numerical simulations were conducted using a 2D vertex model [15]. The simulations were performed on a system that contained 100 cells confined within a box measuring 10 units in the x and y directions. Periodic boundary conditions were applied to all boundaries. The motion of each cell was expressed through vertex movements under quasi-static conditions and rearrangements between cells were expressed through the T1 transition (Fig. 1(b)) by reconnecting edge connections based on vertex movements [16]. The reconnection was performed when the edge length became shorter than the threshold, $l_{T1} = 0.05$, a value chosen to be small enough to affect the calculation of cell morphology. In the vertex model, the cell morphologies were determined by minimizing the potential energy of the system. The cellular network was sufficiently relaxed before the calculation to avoid local minima. In this section, the validation of the force inference method using the simulation

results and details of the simulation procedure are discussed first, and the applied parameter settings are presented later.

In the static state, the mechanical force balance of cell configurations can be represented by a potential energy function [17]. The potential energy is defined as

$$U = \sum_i^{\text{cell}} \frac{K}{2} (s_i - s_{eq})^2 + \sum_i^{\text{cell}} \frac{\Gamma_i}{2} p_i^2 + \sum_j^{\text{edge}} \Lambda_j l_j, \quad (4)$$

where s_i is the area of the i -th cell, p_i is the perimeter of the i -th cell, l_j is the length of the j -th edge, the first term represents the area elasticity, the second term represents the perimeter elasticity, and the third term represents the line tension. The area elastic modulus K , the preferred area s_{eq} , and the perimeter elasticity Γ_i are parameters that determine the mechanical behavior of the system. The perimeter elasticity Γ_i is randomly assigned to each cell according to a Gaussian distribution with mean μ_Γ and standard deviation σ_Γ . The line tension Λ_j is affected by the actin-myosin contractile force at cell-cell boundaries. The pressure of the i -th cell and the tension at the j -th edge in the static state are calculated as

$$\begin{aligned} P_i &= -\frac{\partial U}{\partial s} = -K(s_i - s_{eq}) \\ T_j &= -\frac{\partial U}{\partial l} = \Gamma_i p_i + \Gamma_{i+1} p_{i+1} + \Lambda_j, \end{aligned} \quad (5)$$

where p_i and p_{i+1} are the perimeters of the i -th and $(i+1)$ -th cells, including the j -th edge, respectively.

To compare the estimated values with the true values, the true and estimated tension values were scaled by their respective scaling factors in accordance with a previous study [9]. For example, for the estimated values, the scaling factor, denoted by c , was determined as $c = 1/\overline{T_{\text{est}}}$, where $\overline{T_{\text{est}}}$ is the mean value of the estimated tension. The scaling factors were chosen such that the average tension values were equal to 1. The true and estimated pressures were scaled using the same factor c to ensure that the average pressure values were 0; that is, $\tilde{P}_{\text{est}} = cP_{\text{est}} + \Delta p$, where $\Delta p = -c\overline{P_{\text{est}}}$ and $\overline{P_{\text{est}}}$ is the mean value of the estimated pressure. Using the scaled true and estimated values, we calculated the estimation accuracy in terms of the root-mean-squared error (RMSE) σ_{est} as

$$\sigma_{\text{est}} \equiv \sqrt{\frac{\sum_i^{n_{\text{cell}}} (\tilde{P}_{\text{est } i} - \tilde{P}_{\text{true } i})^2 + \sum_j^{n_{\text{edge}}} (\tilde{T}_{\text{est } j} - \tilde{T}_{\text{true } j})^2}{n_{\text{cell}} + n_{\text{edge}}}}, \quad (6)$$

where $\tilde{P}_{\text{est } i}$ and $\tilde{P}_{\text{true } i}$ are the scaled estimated and true pressures, respectively, for the i -th cell, n_{cell} is the number of cells, $\tilde{T}_{\text{est } j}$ and $\tilde{T}_{\text{true } j}$ are the scaled estimated and true tensions, respectively, for the j -th edge, and n_{edge} is the number of edges.

The cell morphology and force in the static state were obtained by calculating vertex movements:

$$\eta \frac{d\mathbf{r}_i}{dt} = -\nabla U, \quad (7)$$

where η is the friction coefficient. The numerical integration of Eq. (7) was conducted using the first-order Euler method with time step Δt . Topological reconnection of edges was carried out when the edge length was less than the threshold value, l_{T1} .

To obtain a system state with potential energy near the global minimum, simulations using the annealing method were performed. Two distinct processes were carried out in sequence. First, a fluctuation process was calculated, in which the fluctuation of the line tension Λ_j in Eq. (8) was incorporated during the period $0 \leq t \leq t_f$. Second, a relaxation process was calculated, in which the fluctuation was gradually reduced during the period $t_f < t \leq t_{\text{total}}$ (Fig. 1(c)). The line tension Λ_j is written as

$$\Lambda_j = \begin{cases} \Lambda_j^c + \omega_j & \text{if } 0 \leq t \leq t_f \\ \Lambda_j^c + \omega_j \exp(-t) & \text{if } t_f < t \leq t_{\text{total}} \end{cases}, \quad (8)$$

where the constant Λ_j^c represents the actin-myosin contractile force. Its value varied across cell-cell boundaries according to a Gaussian distribution, $\Lambda_j^c \sim N(\mu_A, \sigma_A^2)$, where μ_A and σ_A denote the mean and standard deviation, respectively. The variable ω_j is colored noise with time correlation. Its time evolution is given by

Table 1 List of constants and variables used in 2D vertex model

Parameter	Description	Set value	Unit
dt	Time step	0.01	η / K
t_{total}	Total simulation time	2000	η / K
t_{in}	Time interval for intercalation	50	η / K
s_{eq}	Ideal area	1.0	1
l_0	Length of one side of initial cell	0.62	$\sqrt{s_{eq}}$
p_{eq}	Ideal perimeter	3.7	$\sqrt{s_{eq}}$
l_{T1}	Limit length for T1 transition	0.05	$\sqrt{s_{eq}}$
C_{T1}	Correlation factor of length after T1 transition	1.5	—
η	Friction coefficient of vertex	1.0	1
K	Area elastic modulus	1.0	1
Γ	Perimeter elasticity	Control	Ks_{eq}
μ_Γ	Mean of perimeter elasticity	Control	Ks_{eq}
σ_Γ	Standard deviation of perimeter elasticity	Control	Ks_{eq}
Λ	Line tension	Control	$K(s_{eq})^{3/2}$
μ_A	Mean of constant tension term Λ^c	Control	$K(s_{eq})^{3/2}$
σ_A	Standard deviation of constant tension term Λ^c	0.05	$K(s_{eq})^{3/2}$
t_f	Term used to set thermal fluctuation	1000	η / K
τ_f	Relaxation time of tension fluctuation term ω	20.0	η / K
σ_f	Coefficient in fluctuation term	10.0	$K(s_{eq})^{3/2}$

Table 2 Typical ranges of parameters with “Control” as set value in Table 1

Parameter	Range
Γ	0.05–0.20
μ_r	0.05–0.20
μ_A	–1.4–0.5
σ_A	0.01–0.04

$$\frac{d\omega_j(t)}{dt} = -\frac{1}{\tau_j} \omega_j(t) + \xi_j. \quad (9)$$

where ξ_j is white noise according to a Gaussian distribution, $\xi_j \sim N(0, \sigma_f^2 / \tau_f^2)$, where σ_f and τ_f denote the amplitude and correlation time of ω_j , respectively [18], [19].

Table 1 presents the physical and numerical parameters utilized in the simulations using the 2D vertex model. The unit length was set to $\sqrt{s_{eq}}$, the unit energy was set to Ks_{eq}^2 , and the unit time was set to η/K . The parameters Γ , μ_r , σ_r , and μ_A are control parameters that reflect a heterogeneous cellular system; their respective ranges are shown in Table 2.

3 Results

To comprehensively investigate the applicability of the force inference method, we conducted two distinct analyses. First, we assessed the accuracy of the estimated cell behavior in a system with homogeneous cells. Numerical simulations using the 2D vertex model were performed to obtain cell morphologies, as well as the tension at cell-cell boundaries and cell pressure, within a wide range of parameter values. The force inference method was then applied to the simulated cell morphologies to estimate the tension and cell pressure. In addition, estimation accuracy was calculated for each parameter set by comparing the forces obtained from the simulations and estimations. Second, we examined the applicability of the inference method to a system with heterogeneous cells.

3.1. Dependence of Estimation Accuracy on Cell Behaviors

First, the inference method was applied to the cell morphologies obtained from numerical simulations of homogeneous cells. Figure 2(a) shows the parameter dependence of estimation accuracy in terms of the RMSE defined in Eq. (6), where a smaller value indicates higher accuracy. The heatmap in the figure shows that the accuracy increases with increasing perimeter elasticity and line tension. The RMSE as a function of λ and Γ is plotted in Fig. 2(b1, b2), respectively; the RMSE increases nonlinearly with decreasing

either λ or Γ . We define the condition with an RMSE of 0.2 or less as the high-accuracy condition, corresponding to the parameter region above the solid line in Fig. 2(a). The threshold of RMSE is defined as the result of two-segmented linear regression applied to the plots in Fig. 2(b1, b2) as follows. The points within each of those plots are divided into two groups based on a specific value of λ or Γ . For each group, a regression line is obtained using the least squares method, and the grouping is performed to minimize the sum of the residuals of these regression lines. The RMSE value of the intersection point of these two regression lines is extracted for the plot. This process is carried out for all the plots in Fig. 2(b1, b2), and the largest RMSE value is defined as the threshold.

3.2. Correlation between Estimation Accuracy and Characteristics of Cell Morphology

We examined the relationship between cell morphology and estimation accuracy by analyzing the dependence of cell morphology on the line tension λ and perimeter elasticity Γ . Following a previous study [17], we divided the parameter space into three regions based on the ground state of the energy function (Eq. (4)), as shown by the dashed line in Fig. 2(a). We then compared cell morphology and estimation accuracy (Fig. 2(d1-d4)) as well as the true and estimated force values under four typical conditions, namely $(\lambda, \Gamma) = (-0.8, 0.11)$ (Fig. 2(c1)), $(\lambda, \Gamma) = (-0.3, 0.11)$ (Fig. 2(c2)), $(\lambda, \Gamma) = (-0.3, 0.16)$ (Fig. 2(c3)), and $(\lambda, \Gamma) = (0.1, 0.04)$ (Fig. 2(c4)). For the first condition, where the estimation accuracy is low, the cell shapes tend to be elongated and have multiple configurations that can form at the energy minimum. In contrast, for the other conditions, where the estimation accuracy is relatively high, the cell shapes tend to be relatively round.

For a more quantitative understanding of the relationship, we computed several characteristic cell morphologies for each parameter set (Fig. 3(a1-a3)) and compared them with the estimation accuracy (Fig. 3(b1-b3)). The dependence of circularity ($4\pi s/p^2$) on the line tension λ and perimeter elasticity Γ is shown in Fig. 3(a1). The circularity increases with increasing either λ or Γ . By comparing this heatmap and Fig. 2(a), we obtained the circularity dependence of estimation accuracy (Fig. 3(b1)). For the scatter plot, the regression line is obtained using the least squares method, and the circularity value of the intersection between this regression line and the line of the RMSE threshold is defined as the circularity threshold: 0.82. Moreover, the results for the perimeter are shown in Fig. 3(a2, b2). As a

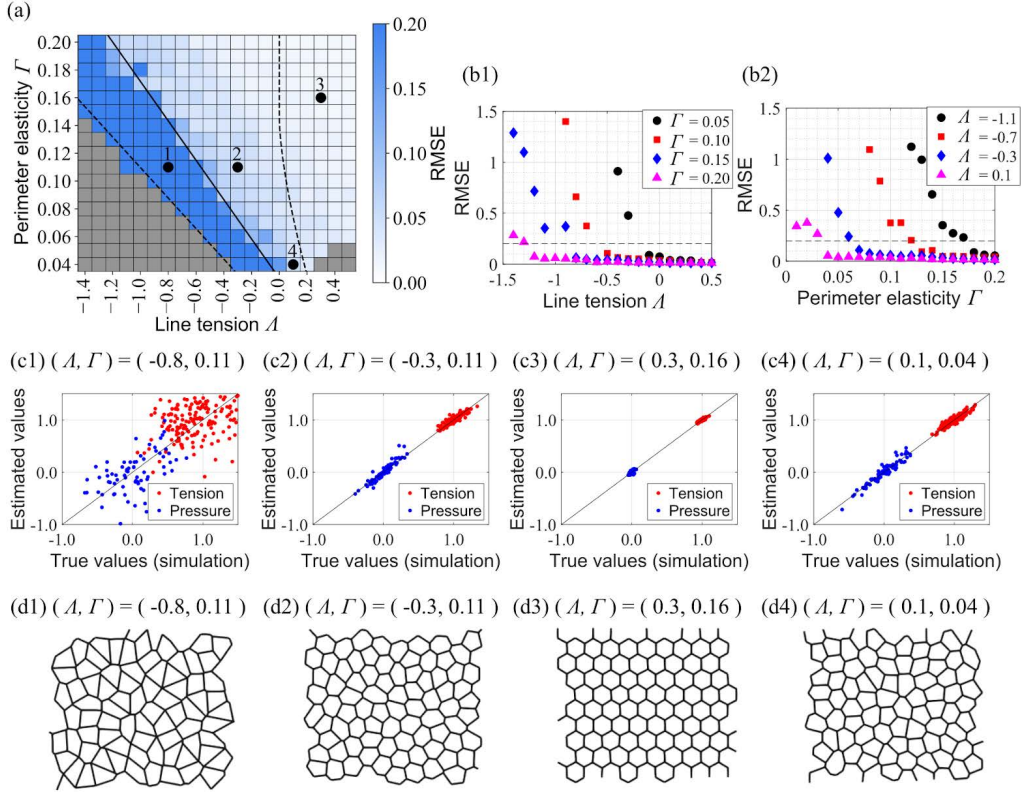


Fig. 2 Parameter dependence of estimation accuracy in systems with homogeneous cells

(a) Heatmap of RMSE in 2D parameter space of parameter elasticity and line tension (A, Γ): Gray cells indicate parameter sets for which the simulation stopped due to a large distortion of cell morphology. (b1, b2) Dependence of estimation accuracy on A and Γ : Dashed line shows the threshold of high-accuracy estimation. (c1-c4) Scatter plots of estimated values and true values at four representative points (1–4) indicated in (a), namely $(A, \Gamma) = (-0.8, 0.11)$, $(A, \Gamma) = (-0.3, 0.11)$, $(A, \Gamma) = (0.3, 0.16)$, and $(A, \Gamma) = (0.1, 0.04)$. The parameter set $(A, \Gamma) = (0.1, 0.04)$ was used by Ishihara *et al.* [9] for verifying their technique: All edge tensions (red) and cell pressures (blue) are plotted. (d1-d4) Cell morphology for four conditions simulated using 2D vertex model

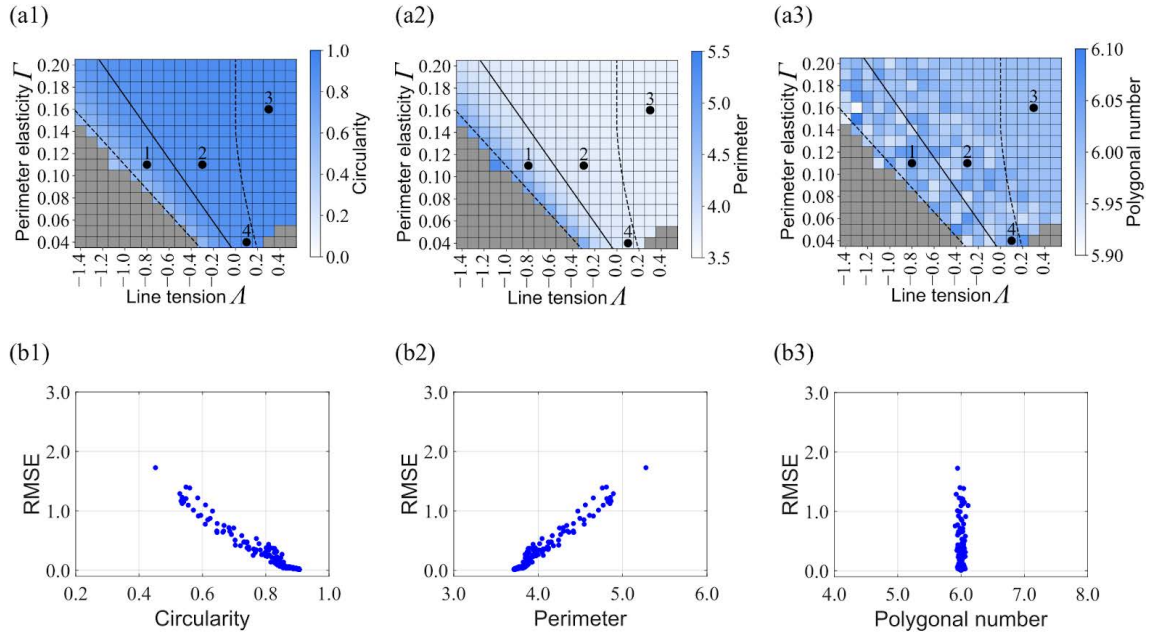


Fig. 3 Parameter dependence of cell shape characteristics and correlation with estimation accuracy

(a1-a3) Heatmap of cell shape characteristics (circularity, perimeter, and polygonal number) in 2D parameter space of parameter elasticity and line tension (A, Γ): Solid line is the threshold (RMSE = 0.2) and dashed lines divide the parameter region defined in a previous study [17]. Points 1–4 correspond to representative points in Fig. 2(a). (b1-b3) Scatter plots of RMSE versus cell shape characteristics obtained by comparing (a1-a3) and Fig. 2(a)

result, the correlation between the perimeter and accuracy is opposite to that of the correlation between circularity and accuracy. This is because a larger circularity generally results in a smaller perimeter, based on the definition of circularity ($4\pi s/p^2$). Furthermore, the results for the polygonal number are plotted in Fig. 3(a3, b3), where no correlation with accuracy is observed.

3.3. Estimation Accuracy for Heterogeneous Cells

To investigate the applicability of the force inference method to systems with heterogeneous cells, we conducted numerical simulations for various values of perimeter elasticity of individual cells and then applied the inference method

to the resulting cell morphologies. The cell morphologies are shown in Fig. 4(a1-a4), where the color contours indicate the perimeter elasticity Γ of each cell. It is observed that cells with a lower perimeter elasticity tend to have a larger area. Scatter plots of the estimated and simulated force values are shown in Fig. 4(b1-b4). As σ_r increases, the dispersion of tension and pressure also increases; however, the estimated values are close to the true values even for large values of σ_r . Figure 5(a) shows the RMSE for each analysis. As shown in this plot, the RMSE increases with increasing perimeter elasticity σ_r . Nonetheless, the RMSE values for all four analyses remain below the threshold (RMSE < 0.2), indicating the possibility of estimating forces with high accuracy, at

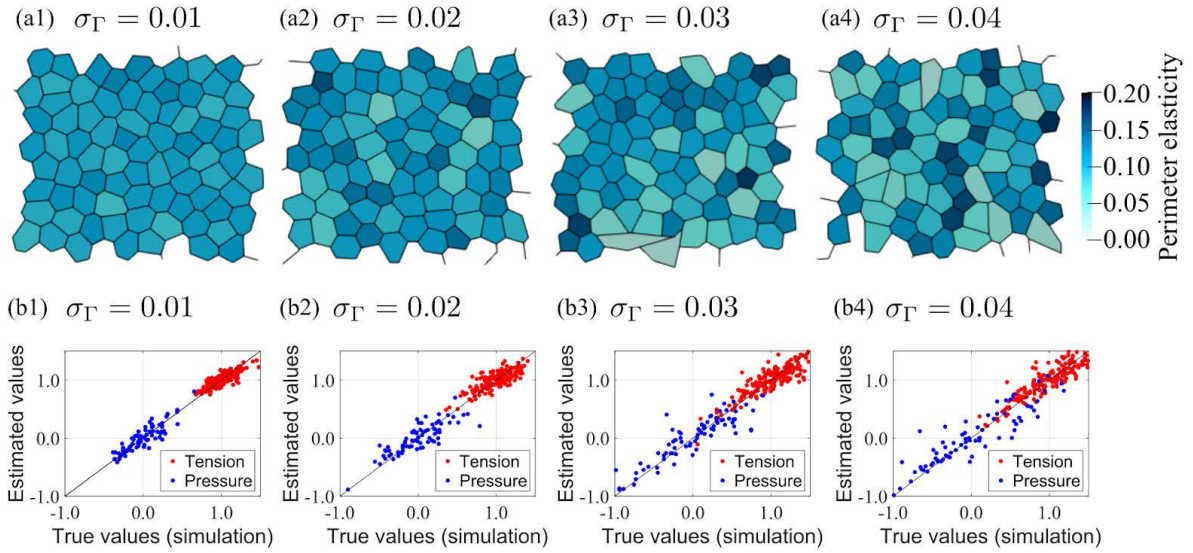


Fig. 4 Cell morphology and estimation accuracy in systems with heterogeneous cells

(a1-a4) Cell morphology calculated using 2D vertex model with perimeter elasticity having Gaussian distribution (expressed by color contour): The results were obtained under the conditions where the standard deviation of the perimeter elasticity is set as $\sigma_r = 0.01, 0.02, 0.03$, and 0.04 . (b1-b4) Scatter plots of true and estimated values for each cell morphology

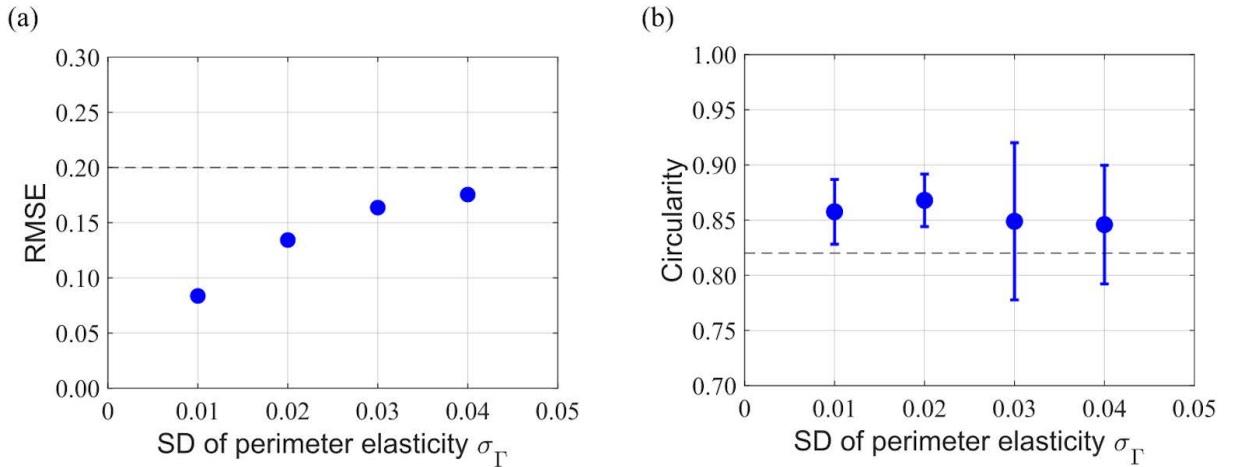


Fig. 5 Dependence of estimation accuracy and circularity on cell heterogeneity

(a) Dependence of estimation accuracy on the standard deviation of perimeter elasticity σ_r for system with heterogeneous cells: Dashed line is the RMSE threshold (0.2). (b) Circularity for each analysis condition: Points represent the mean circularity value and error bars represent its standard deviation. Dashed line is the circularity threshold (0.82). SD: standard deviation.

least within the heterogeneous range of $\sigma_r < 0.4$. The distribution of circularity for each analysis is shown in Fig. 5(b). The average circularity slightly decreases and its variance increases with increasing perimeter elasticity σ_r . All circularity values are either higher than or comparable to the circularity threshold (dashed line in the figure).

4 Discussion

In this study, we employed a two-dimensional vertex model to numerically assess the applicability of the force inference method proposed by Ishihara *et al.* [9] to systems with homogeneous and heterogeneous cells. The parameter map in Fig. 2(a) provides a visual aid for understanding the applicability of this method. To utilize this map, the perimeter elasticity and line tension of the observed cells must be obtained. These parameters can be derived by comparing simulated cell morphologies with actual cell shapes, as demonstrated in previous research on *Drosophila* cells [16], [17]. Our results are consistent with these earlier findings; the parameters for *Drosophila* cells fall within the high-precision range found in our study. Moreover, cell morphology can serve as an index of applicability. We found that when cell circularity exceeds 0.82, high-accuracy estimation is achieved. This suggests that researchers can assess applicability based on cell circularity, which can be calculated using standard microscopy software such as NIS-Elements (Nikon, Tokyo, Japan).

Our findings also indicate that this inference method is applicable to heterogeneous cell systems with a relative standard deviation of perimeter elasticity below 40%. This is due to the RMSE values falling below the established threshold ($\text{RMSE} < 0.2$). Circularity is also a useful index of applicability to heterogeneous cell systems, as demonstrated in Fig. 5(b) (circularity values above a threshold of 0.82). Under actual biological conditions, the mechanical and biochemical properties of cells may vary for a given cell type due to factors such as individual characteristics, the cell cycle, and apoptosis. In our study, we assumed that each cell has a distinct actin cytoskeleton and that perimeter elasticity has a Gaussian distribution. Our results show that the inference method is effective for systems that resemble actual biological conditions. By modifying other factors (*e.g.*, ideal cell area and initial edge length), we can further explore its applicability to heterogeneous systems.

The force inference method has the potential to replace conventional cell evaluation techniques. In medical cell diagnosis and cell culture studies, for example, the mechanical

properties of cells could be used to identify senescent cells, which can be distinguished based on altered cell morphology [3]. Given that the estimation method is accurate even for systems with heterogeneous cells, it may be possible to calculate the force exerted on individual cells and distinguish senescent cells from healthy ones based on variations in applied force. If the forces between the two cell types significantly differ, the force distribution may become bimodal. As the prior distribution of Bayesian estimation is linked to force distribution, a potential avenue for future research is to update the prior distribution to further expand the applicability of the inference method. In this study, numerical simulations were used to validate and demonstrate the applicability of the inference method in heterogeneous cells systems, as described above. In order to establish its applicability to actual cells, it is necessary to quantitatively measure the forces acting between heterogeneous cells, and experimental verification is needed in the future.

5 Conclusion

Our study demonstrated the potential application of the force inference method proposed by Ishihara *et al.* [9] to heterogeneous cells systems using a 2D vertex model. Numerical simulations showed the effectiveness of this method in estimating forces for systems with either homogeneous or heterogeneous cells. We also showed the assessment of its applicability using cell circularity. Although we did not apply the method to actual medical diagnosis, our analyses suggest its potential use. Force inference methods have the potential to advance cell evaluation techniques in biomedicine.

Acknowledgments. We thank Dr. Shuji Ishihara for providing the data used to validate our estimation software.

References

- [1] H. L. Ou, R. Hoffmann, C. González-López, G. J. Doherty, J. E. Korkola, and D. Muñoz-Espín, "Cellular senescence in cancer: from mechanisms to detection," *Mol Oncol.* vol. 15, no. 10, pp. 2634–2671, 2021.
- [2] A. Giatromanolaki, M. Kouroupi, K. Balaska, and M. I. Koukourakis, "Immunohistochemical detection of senescence markers in human sarcomas," *Pathol Res Pract.* vol. 216, no. 2, 2020.
- [3] C. Nafsika, M. Silvia, G. Costanza, Z. Xinyu, Z. Tomaso, and E. Vasileios, "Mechanical fingerprint of senescence in endothelial cells," *Nano Letters*, vol. 21, no. 12, p. 49114920,

- 2021.
- [4] E. B. Suki and B. Suki, "Tuning mitochondrial structure and function to criticality by fluctuation-driven mechanotransduction," *Scientific Reports*, vol. 407, no. 10, 2020.
- [5] J. S. de Sousa, R. S. Freire, F. D. Sousa, M. Radmacher, A. F. B. Silva, M. V. Ramos *et al.*, "Double power-law viscoelastic relaxation of living cells encodes motility trends," *Scientific Reports*, vol. 4749, no. 10, 2020.
- [6] W. Polacheck and C. Chen, "Measuring cell-generated forces: a guide to the available tools," *Nat Methods*, vol. 13, pp. 415–423, 2016.
- [7] R. Fernandez-Gonzalez, S. M. Simoes, J. C. Roper, S. Eaton, and J. A. Zallen, "Myosin II dynamics are regulated by tension in intercalating cells," *Dev Cell*, vol. 17, no. 5, pp. 736–743, 2009.
- [8] R. Krenger, J. T. Burri, T. Lehnert, B. J. Nelson, and M. A. M. Gijs, "Force microscopy of the *Caenorhabditis elegans* embryonic eggshell," *Microsyst Nanoeng*, vol. 29, no. 6, 2020.
- [9] S. Ishihara and K. Sugimura, "Bayesian inference of force dynamics during morphogenesis," *Journal of Theoretical Biology*, vol. 313, pp. 201–211, 2012.
- [10] S. Ishihara, K. Sugimura, S. J. Cox, I. Bonnet, Y. Bellaïche, and F. Graner, "Comparative study of non-invasive force and stress inference methods in tissue," *European Physical Journal E*, pp. 36–45, 2013.
- [11] K. K. Chiou, L. Hufnagel, and B. I. Shraiman, "Mechanical stress inference for two dimensional cell arrays," *PLOS Computational Biology*, vol. 8, no. 5, 2012.
- [12] G. W. Brodland, V. Conte, P. G. Cranston, J. Veldhuis, S. Narasimhan, M. S. Hutson, *et al.*, "Video force microscopy reveals the mechanics of ventral furrow invagination in *Drosophila*," *Proc. Natl. Acad. Sci. U.S.A.*, vol. 107, pp. 22111–22116, 20120.
- [13] K. Sugimura, Y. Bellaïche, F. Graner, P. Marcq, and S. Ishihara, "Robustness of force and stress inference in an epithelial tissue," *Annu. Int. Conf. IEEE Eng. Med. Biol. Soc.*, pp. 2712–2715, 2013.
- [14] K. Sugimura and S. Ishihara, "The mechanical anisotropy in a tissue promotes ordering in hexagonal cell packing," *Development*, vol. 140, no. 19, pp. 4091–4101, 2013.
- [15] S. Alt, P. Ganguly, and G. Salbreux, "Vertex models: from cell mechanics to tissue morphogenesis," *Philos Trans R Soc Lond B Biol Sci*, vol. 372, no. 1720, 2017.
- [16] R. Farhadifar, J. C. Röper, B. Aigouy, S. Eaton, and F. Jülicher, "The influence of cell mechanics, cell-cell interactions, and proliferation on epithelial packing," *Current Biology*, vol. 17, no. 24, pp. 2095–2104, 2007.
- [17] A. Adan, Y. Kiraz, and Y. Baran, "Cell proliferation and cytotoxicity assays," *Current Pharmaceutical Biotechnology*, vol. 17, pp. 1213–1221, 2016.
- [18] J. Kursawe, R. E. Baker, and A. G. Fletcher, "Impact of implementation choices on quantitative predictions of cell-based computational models," *Journal of Computational Physics*, vol. 345, pp. 752–767, 2017.
- [19] S. Okuda, E. Kuranaga, and K. Sato, "Apical Junctional Fluctuations Lead to Cell Flow while Maintaining Epithelial Integrity," *Biophysical Journal*, vol. 116, no. 6, pp. 1159–1170, 2019.

宮坂 翔 Shou MIYASAKA

先進技術開発本部 数理技術研究所
Mathematical Sciences Research Laboratory
Advanced Technology Research & Development

和泉啓太 Keita IZUMI

先進技術開発本部 数理技術研究所
Mathematical Sciences Research Laboratory
Advanced Technology Research & Development

奥田 覚 Satoru OKUDA

金沢大学
Kanazawa University

三木裕一郎 Yuichiro MIKI

先進技術開発本部 数理技術研究所
Mathematical Sciences Research Laboratory
Advanced Technology Research & Development



宮坂 翔
Shou MIYASAKA



和泉啓太
Keita IZUMI



三木裕一郎
Yuichiro MIKI

新規光学素子への応用に向けた $\text{La}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ 系 超高屈折率ガラスの研究開発

吉本幸平, 高須脩平, 上田 基, 井上博之, 増野敦信

$\text{La}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ -based Ultra-high Refractive Index Glasses for Application as New Optical Elements

Kohei YOSHIMOTO, Shuhei TAKASU, Motoi UEDA, Hiroyuki INOUE and Atsunobu MASUNO

高屈折率ガラスは光学機器の小型化や収差性能等の向上に不可欠であるが、通常の光学ガラスでは着色や結晶化などの問題により屈折率が2.0以下に制限されている。 $\text{La}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ (LT) ガラスは無容器法による合成が可能であり、2.3を超える屈折率と可視域において良好な光透過性を示す有望な材料である。しかし、ガラスサイズの制約（数 mm 以下）が応用における大きな課題であった。本研究では、多成分系 LT ガラスを開発し、従来の二成分系 LT ガラスに比べて大幅なサイズ拡大（直径 25 mm）を実現した。これにより、精密な屈折率計測とモールドプレス成形によるレンズ試作が可能となった。さらに、高エネルギー X 線回折および第一原理分子動力学計算による構造解析の結果、カチオン-酸素多面体の高配位構造や稜・面共有が確認され、これらの構造的特徴が高イオン充填構造に寄与していることが示唆された。また、電子状態解析から、カチオン-酸素間におけるイオン結合性と酸素の電子分極率との間に相関関係が確認された。上記結果は、LT 系ガラスの光学素材としての応用に向けたマイルストーンであるとともに、本ガラス系の物性発現機構の理解にも繋がる知見であると考えられる。

High-refractive-index glasses are essential for downsizing optical systems and improving their performance. $\text{La}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ (LT) glasses are promising candidates owing to their remarkably high refractive indices (> 2.3) and good optical transmittance in the visible range. However, practical application of LT glasses is limited by their low glass-forming ability and small size of obtainable samples. This paper reports the development of new multicomponent LT-based glasses with enhanced glass stability, enabling the fabrication of significantly larger samples (up to 25 mm in diameter) compared to binary LT glass. Precise refractive index measurements showed values between 2.16 and 2.31. Despite their high refractive indices, these glasses maintained good transmittance in the visible region. Prototype lenses were successfully fabricated using a glass molding press, demonstrating their potential for practical applications. High-energy X-ray diffraction experiment and *ab initio* molecular dynamics simulations revealed a unique glass structure characterized by high cation-oxygen coordination numbers and a prevalence of edge- and face-sharing polyhedral connections, contributing to the high packing density. Electronic structure analysis indicated that the predominantly ionic nature of the cation-oxygen bonds increased electron polarizability of oxygen atoms. These findings provide a fundamental understanding of the ultra-high refractive index exhibited by LT-based glasses.

Key words ガラス, 高屈折率, 構造解析, 第一原理計算, 無容器法
glass, high refractive index, structural analysis, *ab initio* calculation, containerless processing

1 Introduction

Optical glasses are essential components in various optical applications, including digital imaging cameras, objective lenses of microscopes, endoscopes, and binoculars. High-refractive-index glass is particularly advantageous for miniaturizing optical systems owing to them requiring less curvature of the lens for achieving the same focal power compared to that made of low-refractive-index glass [1]. High-refractive-index lenses also contribute to high perfor-

mance of optical systems such as reduced aberrations, high numerical aperture, and adequate working distances [2]. Recently, augmented reality and mixed reality glasses have emerged as next-generation smart devices, requiring high-refractive-index substrates for waveguides to achieve sufficient fields of view [3]. Consequently, the demand for high-refractive-index optical glass is increasing. However, developing practical optical glasses with refractive indices exceeding 2.0 is challenging owing to limitations in glass stability against crystallization and coloration [4].

The La_2O_3 - TiO_2 (LT) system is a promising candidate to address these issues. Binary LT glasses can be synthesized using containerless processing without requiring typical network formers such as SiO_2 , B_2O_3 , P_2O_5 , and GeO_2 [5]–[8]. LT glasses exhibit significantly high refractive indices (> 2.3) and relatively high optical transmittance in the visible range despite the high refractive index [6]. The glass-forming region of the binary LT system is reportedly narrow, ranging from 66.7 to 76.2 mol% TiO_2 , and the resulting glass size is typically limited to 2–3 mm in diameter [7]. To develop LT-based glasses for practical applications as optical materials, enlarging glass sizes and precisely measuring the optical properties are necessary. This study aimed to develop new LT-based multicomponent glasses that enable larger glass sizes and precise determination of optical properties. Furthermore, the mechanisms underlying the unique optical properties of LT-based glasses were investigated by analyzing the glass structures and electronic states through diffraction experiment and molecular dynamics simulations.

2 Methods

2.1. Glass Synthesis

Six multicomponent LT-based glasses were prepared. High-purity La_2O_3 , Y_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 , Ta_2O_5 , Al_2O_3 , and SiO_2 were mixed in stoichiometric ratios. The oxide components of each composition and sample name, abbreviated according to their composition, are presented in Table 1. For each composition, the mixed powder was pressed into a cylindrical pellet at 20 MPa and air-sintered at 1200°C for 12 h. The sintered pellet was placed on the gas nozzle of a self-built aerodynamic levitation system and levitated using airflow. The levitated sample was heated using 100 W CO_2 lasers. Post-melting, the lasers were turned off, and the melt was allowed to cool naturally to room temperature to form a glass.

2.2. Measurements of Thermal and Optical Properties

The glass transition temperature (T_g) and crystallization onset temperature (T_x) were determined by differential thermal analysis in air at a heating rate of 10°C/min using a Thermo Plus EVO2 TG8121 thermal analyzer (Rigaku Co. Ltd., Tokyo, Japan). All glass samples were annealed at approximately their T_g to remove internal strain. Density was measured using an AccuPyc II 1340 gas pycnometer (Micromeritics Instrument Co., Norcross, USA) with an accuracy of $\pm 0.01 \text{ g/cm}^3$. Refractive index was measured using one of three methods, depending on the sample size:

the prism coupling, V-block, or minimum deviation methods. Details of the measurement procedure by the prism coupling method are described in our previous work [9]. Measurements by the V-block method were performed using a Kalnew KPR-3000 precision refractometer (Shimadzu Corp., Kyoto, Japan) with an accuracy of $\pm 1 \times 10^{-5}$. The measurements by minimum deviation method were performed using an HR SpectroMaster UV-VIS-IR high-precision spectrophotometer (Trioptics GmbH, Hamburg, Germany) with an accuracy of $\pm 1 \times 10^{-6}$. Optical transmittance spectra were acquired at 300–700 nm using a UH4150 UV-Vis-NIR spectrophotometer (Hitachi High-Tech Corp., Tokyo, Japan).

2.3. Diffraction Experiment

High-energy X-ray diffraction (HEXRD) experiment was conducted at the BL04B2 beamline of the SPring-8 synchrotron radiation facility [10] for LTZ using 113 keV X-rays. The total correlation function ($T^X(r)$) was then obtained by the Fourier transformation of the structure factors from 0.3 to 22 $\text{\AA}^{-1}$.

2.4. Molecular Dynamics Simulations

Structural models of six LT-based glasses were constructed using *ab initio* molecular dynamics (AIMD) simulations based on density functional theory. Simulations were performed using hybrid Gaussian and plane wave method implemented in the QUICKSTEP module of the CP2K code [11]. Details of the AIMD simulations are shown in Nikon Research Report Vol. 3. The classical molecular dynamics (CMD) simulations with the LAMMPS code were used to create the initial configuration for AIMD simulations [12]. Each simulation model contained approximately 550 atoms. Multiwfn software package was used for post-processing and electronic structures, including calculations of electron populations, bond orders, and localized functions were analyzed [13], [14].

Table 1 Oxide components contained in LT-based multicomponent glasses

Oxide components	
LT	La_2O_3 , TiO_2
L TZ	La_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2
L TS	La_2O_3 , TiO_2 , SiO_2
L TZS	La_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 , SiO_2
L TZTS	La_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 , Ta_2O_5 , SiO_2
L Y TZAS	La_2O_3 , Y_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2 , Al_2O_3 , SiO_2

3 Results and Discussion

3.1. Thermal Properties

Table 2 presents the results of thermal analysis and density measurements. The temperature gap between T_x and T_g , denoted as $\Delta T (= T_x - T_g)$, is used as a measure of glass stability against crystallization [15]. The results indicate that both ZrO_2 and SiO_2 enhance the thermal stability of the glass, with LTZS (containing both ZrO_2 and SiO_2) exhibiting the highest ΔT among the fabricated samples. Therefore, we attempted to increase the size of the LT-based multicomponent glasses using a larger-diameter gas nozzle. Consequently, larger glass samples were successfully fabricated: approximately 10 mm in diameter for LTZ, 15 mm for LTS and LTZTS, and 25 mm for LTZS and LYTZAS. However, for the binary LT, glasses with diameter larger than 3 mm could not be obtained owing to crystallization. Figure 1 shows the photograph of LT and LTZS.

3.2. Optical Properties

Larger sample sizes enabled precise refractive-index measurements, which were previously challenging with the typical 2–3 mm diameter glasses obtained by containerless processing. The refractive indices of LT were measured using the prism coupling method; LTS and LTZTS were

measured using the V-block method; and LTZ, LTZS, and LYTZAS were measured using the minimum deviation method. Figure 2 presents the refractive index (n_d) and the Abbe number (v_d) of the LT-based glasses, comparing them with those of commercial optical glasses. The Abbe number was calculated from the refractive indices at the F (486.133 nm), d (587.562 nm), and C (656.273 nm) lines as follows:

$$v_d = \frac{n_d - 1}{n_F - n_C} \quad (1)$$

In Fig. 2, the LT-based glasses exhibit significantly higher refractive indices and relatively larger dispersion compared

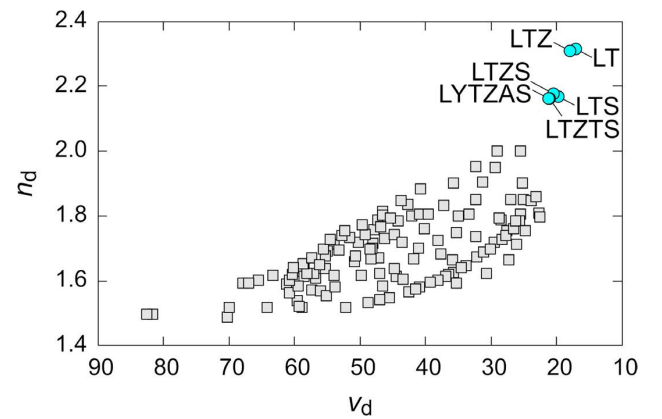


Fig. 2 Comparison of LT-based glasses (cyan circles) and commercial optical glasses (gray squares) in n_d vs. v_d plot

Table 2 Thermal properties and densities of LT-based glasses

	T_g (°C)	T_x (°C)	ΔT (°C)	ρ (g/cm ³)
LT	800	862	62	4.91
LTZ	810	922	112	5.06
LTS	781	916	135	4.57
LTZS	794	973	179	4.88
LTZTS	793	966	173	5.11
LYTZAS	811	920	109	4.89



Fig. 1 Photograph of LT (left, 2.8 mm in diameter) and LTZS (right, 23 mm in diameter): LTZS is polished into disk (3 mm thickness) for the optical property measurement.

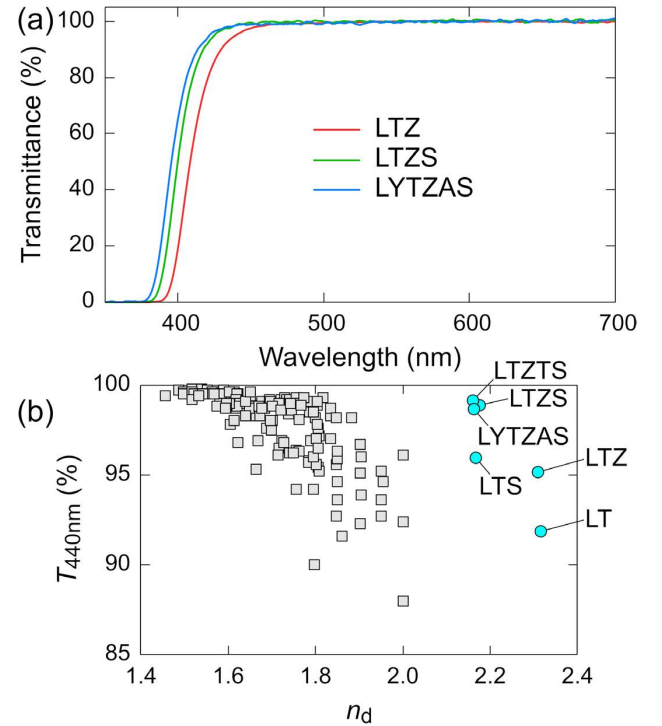


Fig. 3 (a) Internal transmittance spectra of LTZ, LTZS, and LYTZAS (10 mm thickness)
(b) Comparison of T_{440nm} and n_d for LT-based glasses (cyan circles) and commercial optical glasses (gray squares)

to the commercial optical glasses. LT and LTZ show particularly high refractive indices around 2.3, while the other SiO_2 -containing compositions have refractive indices around 2.17.

The internal transmittance spectra of the LT-based glasses (10 mm thickness) are shown in Fig. 3(a). High transmittance is observed in the visible range, with a sharp absorption edge near 400 nm. Figure 3(b) shows the relationship between the internal transmittance at 440 nm ($T_{440\text{nm}}$, 10 mm thickness) and the refractive index (n_d) for both the LT-based glasses and commercial optical glasses. For both glass families, $T_{440\text{nm}}$ tends to decrease with increasing n_d . However, the LT-based glasses maintain relatively high transmittance despite having significantly higher refractive indices than the commercial optical glasses.

3.3. Glass Molding Press

In this study, we developed multicomponent LT-based glasses with improved thermal stability, achieving glass sizes significantly larger than the typical 2–3 mm diameter obtained by containerless processing. These results motivated us to fabricate prototype lenses using a glass molding press in which glass preforms are reheated and molded into their final shape. The preform of LT-based glasses was placed between the molds and heated to a molding temperature above T_g of the sample. Once the molding temperature was reached, the upper mold was pressed onto the glass preform, giving it the shape of the mold. The molded sample was then released from the mold and polished to obtain the prototype lens. Using this method, a 25 mm diameter concave meniscus lens (Fig. 4(a)) and a 27 mm diameter biconvex lens (Fig. 4(b)) were fabricated from 20 mm diameter LYTZAS preforms. Furthermore, a 41 mm diameter, 1 mm thick wafer-shaped sample (Fig. 4(c)) was fabricated from a 22 mm diameter LTZS preform. No cracks or crystallization were observed in the molded samples. These results are expected to significantly expand the application potential of ultra-high refractive index glasses produced by containerless processing.

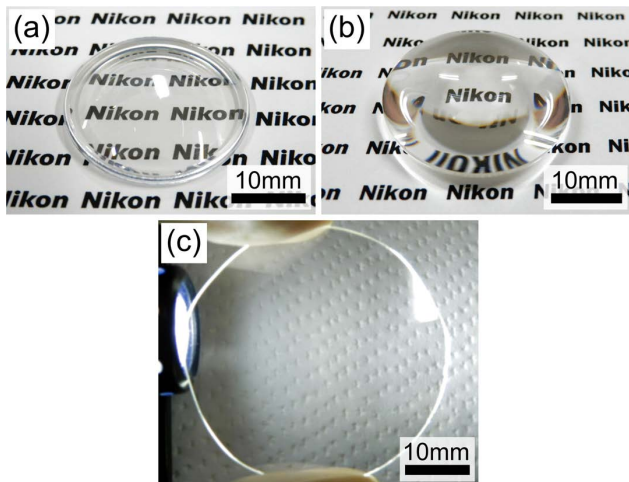


Fig. 4 Photographs of the prototype lenses of LT-based glasses fabricated using the glass molding test: (a) concave meniscus lens (LYTZAS, 25 mm in diameter), (b) biconvex lens (LYTZAS, 27 mm in diameter), and (c) wafer (LTZS, 41 mm in diameter).

vex lens (Fig. 4(b)) were fabricated from 20 mm diameter LYTZAS preforms. Furthermore, a 41 mm diameter, 1 mm thick wafer-shaped sample (Fig. 4(c)) was fabricated from a 22 mm diameter LTZS preform. No cracks or crystallization were observed in the molded samples. These results are expected to significantly expand the application potential of ultra-high refractive index glasses produced by containerless processing.

3.4. Glass Structures

The X-ray weighted total correlation functions ($T^X(r)$ s) for LTZ obtained from HEXRD experiments and AIMD are shown in Fig. 5(a). The AIMD-derived $T^X(r)$ agrees well with the experimental result, reproducing both the short-range order (~ 1 – 5 Å) and medium-range order (~ 5 – 10 Å) accurately. However, the mismatch at approximately 4 Å suggest that the M–M distance was reproduced slightly shorter in AIMD. The R_x factor, an agreement index [16] between the experimental and calculated $T^X(r)$ s (calculated over the range of 1–10 Å), was 2.8%. Figure 5(b) shows the struc-

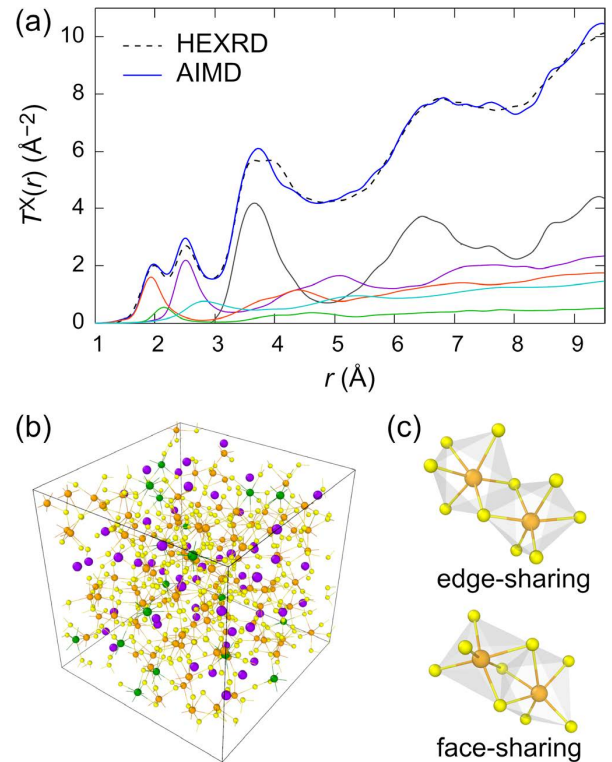


Fig. 5 (a) X-ray weighted total correlation functions, $T^X(r)$ s, of LTZ obtained from HEXRD and AIMD simulations. Partial correlation functions for Ti–O (orange), La–O (violet), Zr–O (green), O–O (cyan), and M–M (gray) obtained from AIMD are also shown. (b) Snapshot of the LTZ structure obtained by AIMD simulation (c) Snapshot of edge- and face-sharing TiO_6 – TiO_6 polyhedral linkages from the AIMD-derived structure. Atom colors: Ti (orange), Zr (green), La (violet), and O (yellow)

Table 3 Average M–O coordination numbers in LT-based glasses derived from AIMD

	N_{La-O}	N_{Y-O}	N_{Ti-O}	N_{Zr-O}	N_{Ta-O}	N_{Al-O}	N_{Si-O}
LT	8.97	–	5.67	–	–	–	–
LTZ	8.91	–	5.69	6.89	–	–	–
LTS	8.48	–	5.47	–	–	–	4.00
LTZS	8.83	–	5.68	7.06	–	–	4.08
LTZTS	8.74	–	5.58	6.94	6.11	–	4.15
LYTZAS	8.83	7.36	5.70	6.76	–	4.80	4.26

tural model of the LTZ obtained from AIMD simulation. The model suggests average M–O (M denotes the metal cation) bond lengths of 1.90 Å (Ti–O), 2.13 Å (Zr–O), and 2.49 Å (La–O) and average M–O coordination numbers of 5.69 (Ti–O), 6.89 (Zr–O), and 8.91 (La–O). A distinctive structural feature of LTZ is the large fraction of edge- and face-sharing connections between MO_n polyhedra (Fig. 5(c)). The connectivity between TiO_n polyhedra in LTZ was 69.8% corner-sharing, 28.9% edge-sharing, and 1.2% face-sharing, while the connectivity between LaO_n polyhedra was 35.7% corner-sharing, 48.7% edge-sharing, and 15.7% face-sharing. These structural features of high coordination numbers and prevalence of edge- and face-sharing polyhedral connectivity in LTZ do not follow the well-known Zachariasen's rules for glass formation [17].

Regarding the structural features of the LT-based glasses, Table 3 lists the average M–O coordination numbers derived from the AIMD simulations. Si, a typical network-former cation, exhibits 4-fold coordination with oxygen atoms. By contrast, transition metal cations (Ti, Zr, and Ta) show higher oxygen coordination numbers (approximately 6–7), and rare-earth cations (La and Y) have even higher coordination numbers (approximately 8–9 and 7, respectively). Figure 6 shows the average M–O coordination number (N_{M-O}) and the percentage of edge- and face-sharing MO_n – MO_n polyhedral linkages calculated from the AIMD models. The LT-based glasses in this study exhibit a positive correlation between the total fraction of edge- and face-sharing linkages and N_{M-O} . This suggests that the high proportion of edge- and face-sharing polyhedral connections in these glasses can be attributed to the high oxygen coordination numbers of the constituent rare-earth and transition metal oxides. Edge- and face-sharing polyhedral linkages reduce the inter-cation distances compared to corner-sharing, resulting in significantly high oxygen packing density in LT-based glasses [6], and consequently, contributing to the high refractive index.

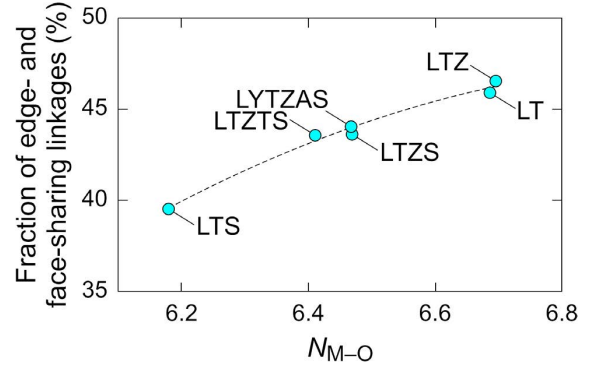


Fig. 6 Correlation between average coordination number (N_{M-O}) and the fraction of edge- and face-sharing polyhedral linkages in LT-based glasses (derived from AIMD simulations). The dotted line is guide to the eye.

3.5. Electronic Structures

According to Mulliken population analysis [18], the net charge of atom A (ΔQ_A) is calculated by subtracting the gross atomic population (Q_A) from the nuclear charge (Z_A):

$$\Delta Q_A = Z_A - Q_A \quad (2)$$

Q_A is the sum of the net atomic population (Q_{AA}) and half of the total overlap population ($(1/2)\Sigma Q_{AB}$), where B represents an atom bonded to atom A:

$$Q_A = Q_{AA} + \frac{1}{2} \sum Q_{AB} \quad (3)$$

Q_{AA} and Q_{AB} are given by:

$$Q_{AA} = \sum_{\mu \in A} \sum_{v \in A} \sum_i n_i c_{\mu i} c_{v i} \int \chi_{\mu}(\mathbf{r}) \chi_v(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \quad (4)$$

$$Q_{AB} = 2 \sum_{\mu \in A} \sum_{v \in B} \sum_i n_i c_{\mu i} c_{v i} \int \chi_{\mu}(\mathbf{r}) \chi_v(\mathbf{r}) d\mathbf{r} \quad (5)$$

where $\chi_{\mu}(\mathbf{r})$ and $\chi_v(\mathbf{r})$ are the atomic orbitals; $c_{\mu i}$ and $c_{v i}$ are the contribution of $\chi_{\mu}(\mathbf{r})$ and $\chi_v(\mathbf{r})$ in the molecular orbital $\phi_i(\mathbf{r})$; and n_i is the number of electrons in $\phi_i(\mathbf{r})$. Figure 7 presents the results of population analysis based on above method for oxygen atoms in the LT-based glasses. The average electronic polarizability of oxygen atoms (α_o) was calculated using the procedure described in [6]. While the gross atomic population of oxygen (Q_o) shows minimal variation, the net atomic population (Q_{oo}) and the total overlap population (ΣQ_{OM}) exhibit significant changes with oxygen polarizability. The decrease in ΣQ_{OM} with increasing α_o suggests a decrease in covalent nature of O–M bonds. Furthermore, the increase in Q_{oo} implies an increase in the number of non-bonding electrons on oxygen atoms, which likely contributes to the increased oxygen polarizability. Table 4 lists the average bond orders of M–O pairs in each glass, calculated using the aforementioned Mulliken scheme

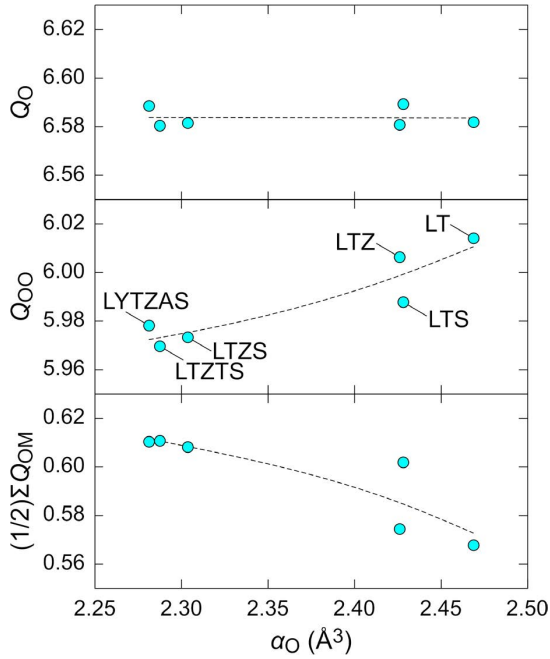


Fig. 7 Results of population analysis and electronic polarizability of oxygen atoms in LT-based glasses
Dotted lines are guides to the eye.

Table 4 Average bond orders of M–O pairs in LT-based glasses

	La–O	Y–O	Ti–O	Zr–O	Ta–O	Al–O	Si–O
LT	0.132	–	0.441	–	–	–	–
LTZ	0.132	–	0.435	0.393	–	–	–
LTS	0.145	–	0.445	–	–	–	0.873
LTZS	0.135	–	0.432	0.381	–	–	0.853
LTZTS	0.136	–	0.440	0.388	0.524	–	0.840
LYTZAS	0.135	0.241	0.431	0.395	–	0.409	0.821

(equivalent to Q_{MO} in Eq. (5)). Si–O bonds exhibit high values of bond order (> 0.8), indicating strong covalent character. By contrast, the transition metal and rare-earth cations, which are the primary components of the LT-based glasses, exhibit much lower values of bond order, indicating predominantly ionic bonds with oxygen atoms. These highly ionic characters increase the net atomic population of oxygen atoms (Q_{OO}), resulting in high electron polarizability of oxygen atoms.

Finally, the chemical bonding nature was visualized using the electron localization function (ELF) [19], as shown in Fig. 8. ELF is an indicator of electron localization in space [20]. In Fig. 8, the ELF localizes between Si and O atoms, indicating shared electron pairs and strong covalency of Si–O bonds. Meanwhile, the spherical distribution of ELF around oxygen atoms in Ti–O bonds suggests a more ionic bonding character.

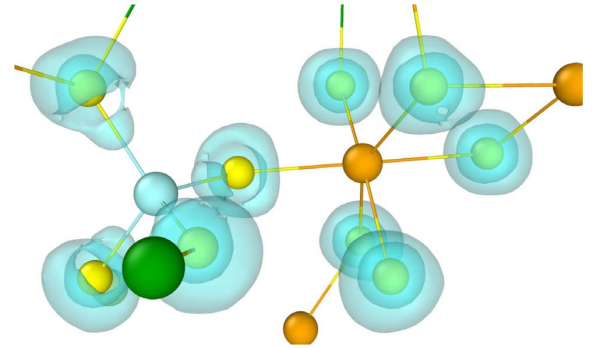


Fig. 8 ELF isosurface at level of 0.82 for $\text{SiO}_4\text{-TiO}_6$ fragment extracted from AIMD model of LTZS
Colors of atoms: Ti(orange), Zr (green), Si (cyan), and O (yellow)

4 Conclusion

This study successfully developed new multicomponent $\text{La}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$ (LT)-based glasses exhibiting enhanced thermal stability and significantly larger sizes compared to binary LT glasses. The incorporation of ZrO_2 and SiO_2 improved glass stability, enabling the fabrication of samples suitable for precise optical measurements and prototype lens production via glass molding press. These LT-based glasses exhibited exceptionally high refractive indices ($n_d = 2.16\text{--}2.31$) and good transmittance in the visible range, making them suitable candidates for a variety of optical applications. Structural analysis revealed a unique glass structure characterized by high coordination numbers and abundant edge- and face-sharing polyhedral linkages, possibly contributing to increased packing density. Notably, containerless processing allowed for achieving the glassy structure despite the presence of large fraction of edge- and face-sharing linkages. Furthermore, the predominantly ionic character of the cation–oxygen bonds resulted in increased oxygen polarizability, further enhancing the refractive index. This study demonstrated the potential of multicomponent LT-based glasses for practical applications requiring high-refractive-index materials. The findings indicate scope for future advancements in the miniaturization and performance enhancement of optical devices.

Acknowledgment. High-energy X-ray diffraction experiment was performed at beamline BL04B2 of SPring-8 under the approval of the Japan Synchrotron Radiation Research Institute (Proposal No. 2021A1297). This research utilized computational resources of the Oakforest-PACS supercomputer system provided by the Information Technology Center at the University of Tokyo. The authors thank all the members

at Advanced Technology Research & Development and Production Technology in Nikon Corp. for their support to this work.

References

- [1] G. S. Jha, G. Seshadri, A. Mohan, and R. K. Khandal, "Sulfur containing optical plastics and its ophthalmic lenses applications," *e-Polym.*, vol. 8, no. 035, pp. 1-27, 2008.
- [2] K. Watanabe and A. Nonaka, "Objective lens, optical system, and microscope," U.S. Patent 11782253B2, Oct. 10, 2023.
- [3] A. Kalinina and A. Putilin, "Wide-field-of-view augmented reality eyeglasses using curved wedge waveguide," in *Proceedings of SPIE*, vol. 11350, France, 2020, pp. 27-34.
- [4] W. H. Dumbaugh, "Heavy metal oxide glasses containing Bi_2O_3 ," *Phys. Chem. Glasses*, vol. 27, no. 3, pp. 119-123, 1986.
- [5] Y. Arai, K. Itoh, S. Kohara, and J. Yu, "Refractive index calculation using the structural properties of $\text{La}_4\text{Ti}_9\text{O}_{24}$ glass," *J. Appl. Phys.*, vol. 103, 094905, 2008.
- [6] H. Inoue, Y. Watanabe, A. Masuno, M. Kaneko, and J. Yu, "Effect of substituting Al_2O_3 and ZrO_2 on thermal and optical properties of high refractive index La_2O_3 - TiO_2 glass system prepared by containerless processing," *Opt. Mater.*, vol. 33, no. 12, pp. 1853-1857, 2011.
- [7] M. Kaneko, J. Yu, A. Masuno, H. Inoue, M. S. V. Kumar, O. Odawara, and S. Yoda, "Glass formation in $\text{LaO}_{3/2}$ - TiO_2 binary system by containerless processing," *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 95, no. 1, pp. 79-81, 2011.
- [8] A. Masuno, Y. Watanabe, H. Inoue, Y. Arai, J. Yu, and M. Kaneko, "Glass-forming region and high refractive index of TiO_2 -based glasses prepared by containerless processing," *Phys. Status Solidi C*, vol. 9, no. 12, pp. 2424-2427, 2012.
- [9] K. Yoshimoto, A. Masuno, M. Ueda, H. Inoue, H. Yamamoto, and T. Kawashima, "Low phonon energies and wideband optical windows of La_2O_3 - Ga_2O_3 glasses prepared using an aerodynamic levitation technique," *Sci. Rep.*, vol. 7, 45600, 2017.
- [10] S. Kohara, M. Itou, K. Suzuya, Y. Inamura, Y. Sakurai, Y. Ohishi, and M. Takata, "Structural studies of disordered materials using high-energy X-ray diffraction from ambient to extreme conditions," *J. Phys.: Condens. Matter*, vol. 19, 506101, 2007.
- [11] J. VandeVondele, M. Krack, F. Mohamed, M. Parrinello, T. Chassaing, and J. Hutter, "Quickstep: Fast and accurate density functional calculations using a mixed Gaussian and plane waves approach," *Comput. Phys. Commun.*, vol. 167, no. 2, pp. 103-128, 2005.
- [12] S. Plimpton, "Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics," *J. Comput. Phys.*, vol. 117, no. 1, pp. 1-19, 1995.
- [13] T. Lu and F. Chen, "Multiwfn: A multifunctional wavefunction analyzer," *J. Comput. Chem.*, vol. 33, no. 5, pp. 580-592, 2012.
- [14] T. Lu, "A comprehensive electron wavefunction analysis toolbox for chemists, Multiwfn," *J. Chem. Phys.*, vol. 161, 082503, 2024.
- [15] A. Dietzel, "Glasstruktur und Glaseigenschaften," *Glastech. Ber.*, vol. 22, pp. 41-50, 1948.
- [16] A. C. Wright, "Neutron scattering from vitreous silica. V. The structure of vitreous silica: What have we learned from 60 years of diffraction studies?," *J. Non-Cryst. Solids*, vol. 179, pp. 84-115, 1994.
- [17] W. H. Zachariasen, "The atomic arrangement in glass," *J. Am. Chem. Soc.*, vol. 54, no. 10, pp. 3841-3851, 1932.
- [18] R. S. Mulliken, "Electronic population analysis on LCAO-MO molecular wave functions. I.," *J. Chem. Phys.*, vol. 23, no. 10, pp. 1833-1840, 1955.
- [19] T. Lu and F.-W. Chen, "Meaning and functional form of the electron localization function," *Acta Phys.-Chim. Sin.*, vol. 27, no. 12, pp. 2786-2792, 2011.
- [20] A. Savin, R. Nesper, S. Wengert, and T. F. Fässler, "ELF: The electron localization function," *Angew. Chem. Int. Ed. Engl.*, vol. 36, no. 17, pp. 1808-1832, 1997.

吉本幸平 Kohei YOSHIMOTO

生産本部 技術統括部 光学素材部

Optical Material Department

Technology Sector

Production Technology

高須脩平 Shuhei TAKASU

先進技術開発本部 材料・要素技術研究所

Materials & Advanced Research Laboratory

Advanced Technology Research & Development

上田 基 Motoi UEDA

先進技術開発本部

Advanced Technology Research & Development

井上博之 Hiroyuki INOUE

東京大学

The University of Tokyo

増野敦信 Atsunobu MASUNO

京都大学

Kyoto University

Nikon Research Report Vol. 7

発行年月 2025年10月

禁無断転載

NIKON CORPORATION