

TOMASZ KURZYNOWSKI



**METODA PROJEKTOWANIA
I IMPLEMENTACJI TECHNOLOGII
SELEKTYWNEJ LASEROWEJ
MIKROMETALURGII PROSZKÓW**



OFICyna WYDAWNICZA POLITECHNIKI WROCŁAWSKIEJ

Tomasz Kurzynowski

**METODA PROJEKTOWANIA
I IMPLEMENTACJI TECHNOLOGII
SELEKTYWNEJ LASEROWEJ
MIKROMETALURGII PROSZKÓW**



Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej
Wrocław 2019

Recenzenci

Andrzej AMBROZIAK
Andrzej NOWOTNIK

Opracowanie redakcyjne

Hanna BASARA

Korekta

Mariola SKROBAŃSKA

Projekt okładki

Janusz M. SZAFRAN

Zdjęcie na okładce

Andrzej PAWLAK

Wszelkie prawa zastrzeżone. Niniejsza książka, zarówno w całości, jak i we fragmentach, nie może być reprodukowana w sposób elektroniczny, fotograficzny i inny bez zgody wydawcy i właściciela praw autorskich.

© Copyright by Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2019

OFICYNA WYDAWNICZA POLITECHNIKI WROCŁAWSKIEJ

Wybrzeże Wyspiańskiego 27, 50-370 Wrocław

<http://www.oficyna.pwr.edu.pl>;

e-mail: oficwyd@pwr.edu.pl

zamawianie.ksiazek@pwr.edu.pl

ISBN 978-83-7493-066-6

Druk i oprawa: beta-druk, www.betadruk.pl

SPIS TREŚCI

Wykaz skrótów i oznaczeń	5
1. Wprowadzenie	7
2. Technologie przyrostowe	11
2.1. Podział technologii przyrostowego wytwarzania z materiałów metalicznych	16
2.2. Zastosowanie technologii przyrostowego wytwarzania z proszków metali	19
2.3. Proszki metaliczne stosowane w technologiach przyrostowych	22
3. Cel i zakres pracy	27
4. Technologia selektywnej laserowej mikrometalurgii proszków	31
4.1. Charakterystyka procesu SLM	32
4.2. Oddziaływanie wiązki lasera z proszkiem metalicznym	33
4.3. Parametry procesu SLM	35
4.4. Wady i zalety technologii SLM	37
5. Plan czynnikowy wytwarzania elementu w technologii SLM	39
6. Czynniki materiałowe	49
6.1. Kształt cząstek proszku	49
6.2. Rozkład frakcji i analiza granulometryczna	50
6.3. Skład chemiczny	54
6.4. Zdolność absorpcyjna	57
6.5. Recykling	61
6.6. Mieszanki proszków	63
7. Czynniki technologiczne	71
7.1. Technologiczność cząstek proszku	71
7.2. Źródło promieniowania laserowego	72
7.3. Gaz osłonowy	78
8. Parametry procesowe	91
9. Czynniki konstrukcyjne	97
9.1. Możliwości i ograniczenia technologiczne	98
9.2. Struktury wspierające	99
9.3. Modele testowe	101
9.4. Zalecenia do projektowania w technologii SLM	113
10. Czynniki określające jakość procesu i wytworzonego elementu	123
10.1. Przetopienie materiału – porowatość	123
10.2. Naprężenia własne (szczątkowe)	125
10.3. Jakość powierzchni	129

10.4. Dokładność wymiarowo-kształtowa	134
10.5. Mikrostruktura w stanie wytworzenia	136
10.6. Obróbka cieplna	144
10.7. Właściwości mechaniczne	148
11. Techniczna mapa procesu SLM	157
11.1. Przygotowanie modelu	157
11.2. Przygotowanie technologii	160
11.3. Proces wytwarzania	161
11.4. Identyfikacja zagrożeń powstających podczas procesu	163
12. Możliwości aplikacyjne technologii SLM	167
13. Wnioski	171
14. Podsumowanie	175
Bibliografia	177
Method of design and implementation of selective laser melting of metal powders. Summary	187

WYKAZ SKRÓTÓW I OZNACZEŃ

- A – zdolność absorpcyjna
- AM – *Additive Manufacturing* (ang.), wytwarzanie przyrostowe
- BPP – współczynnik jakości wiązki lasera
- CAD – *Computer Aided Design* (ang.), projektowanie wspomagane komputerowo
- CAE – *Computer Aided Engineering* (ang.), komputerowe wspomaganie prac inżynierskich
- CAM – *Computer Aided Manufacturing* (ang.), wytwarzanie wspomagane komputerowo
- CM – *Confocal Microscopy* (ang.), mikroskopia konfokalna
- CT – *Computer Tomography* (ang.), tomografia komputerowa
- DED – *Direct Energy Deposition* (ang.), napawanie skoncentrowanym źródłem energii
- DMLS – *Direct Metal Laser Sintering* (ang.), bezpośrednie spajanie proszków metalicznych
- EBM – *Electron Beam Melting* (ang.), stapianie wiązką elektronów
- ε_{ZR} – wydłużenie
- E – moduł Younga
- E_A – powierzchniowa gęstość energii
- E_L – liniowa gęstość energii
- E_V – objętościowa gęstość energii
- In718 – nadstop niklu
- 316L – stal austenityczna, nierdzewna, chromowo-niklowa
- L_{dist} – odległość między liniami skanowania
- L_T – grubość nakładanej warstwy proszku
- LM – *Light Microscopy* (ang.), mikroskopia świetlna
- H13 – stal narzędziowa do pracy na gorąco
- HV – twardość Vickersa
- M^2 – Parametr charakteryzujący jakość wiązki laserowej
- MIM – *Metal Injection Moulding* (ang.) – formowanie wtryskowe metali
- PBF – *Powder Bed Fusion* (ang.), technologia przyrostowa bazująca na proszku
- P_{dist} – odległość między punktami skanowania
- R – zdolność refleksyjna
- $R_{p0,2}$ – umowna granica plastyczności
- R_m – wytrzymałość na rozciąganie
- RE – *Reverse Engineering* (ang.), inżynieria odwrotna
- RM – *Rapid Manufacturing* (ang.), szybkie wytwarzanie
- RP – *Rapid Prototyping* (ang.), szybkie prototypowanie
- RT – *Rapid Tooling* (ang.), szybkie wytwarzanie narzędzi
- SEM – *Scanning Electron Microscopy* (ang.), skaningowa mikroskopia elektronowa
- SLM – *Selective Laser Melting* (ang.), selektywa mikrometalurgia proszków
- SLS – *Selective Laser Sintering* (ang.), selektywne spiekanie laserowe
- STL – *Stereolithography Language* (ang.), format zapisu danych
- T – transmisja

- t_{expo} – czas naświetlania punktu
Ti6Al7Nb – dwufazowy stop tytanu
TiAl6V4 – dwufazowy stop tytanu
 V_s – prędkość skanowania

1. WPROWADZENIE

Proces selektywnej laserowej mikrometalurgii (ang. *Selective Laser Melting* – SLM) należy do grupy technologii szybkiego prototypowania (ang. *Rapid Prototyping* – RP). Technologie te pozwalają wytwarzać fizyczne elementy warstwa po warstwie bezpośrednio z modelu CAD 3D. Definicja technologii RP odnosi się głównie do możliwości szybkiego wytworzenia demonstratora części służącego do badań i testów umożliwiających dokonanie niezbędnych zmian w projekcie. W kontekście rozwoju produktu termin szybkie prototypowanie jest powszechnie używany do opisu technologii, które umożliwiają wykonanie fizycznych prototypów bezpośrednio z danych cyfrowych [9, 14, 18]. Okazało się, że termin ten nie opisuje efektywnie najnowszych możliwości zastosowania technologii RP w praktyce. Poprawa jakości procesów RP oznacza, że istnieje znacznie bliższy ich związek z produktem końcowym. Wiele części użytkowych/końcowych jest obecnie produkowanych bezpośrednio z wykorzystaniem technologii RP, dlatego nie możemy nazywać ich tylko demonstratorami lub prototypami [59, 60, 109].

Termin *Rapid Prototyping* nie obejmował podstawowej zasady działania tych technologii, które również umożliwiają wytwarzanie części z zastosowaniem procesów przyrostowych (warstwowych) [47]. Dlatego Komitet Techniczny w ramach ASTM International przyjął nową terminologię [52]. Przyjęte standardy ASTM używają terminu wytwarzanie przyrostowe (ang. *Additive Manufacturing*, AM) polegające na łączeniu materiałów w celu wytworzenia części warstwa po warstwie w przeciwieństwie do obróbki ubytkowej i formatywnych metod wytwarzania (według ISO/ASTM52900 – 15). Obecnie obowiązuje 20 norm ASTM dotyczących technologii przyrostowych w zakresie terminologii, projektowania, materiałów, procesu oraz badań (tabela 1).

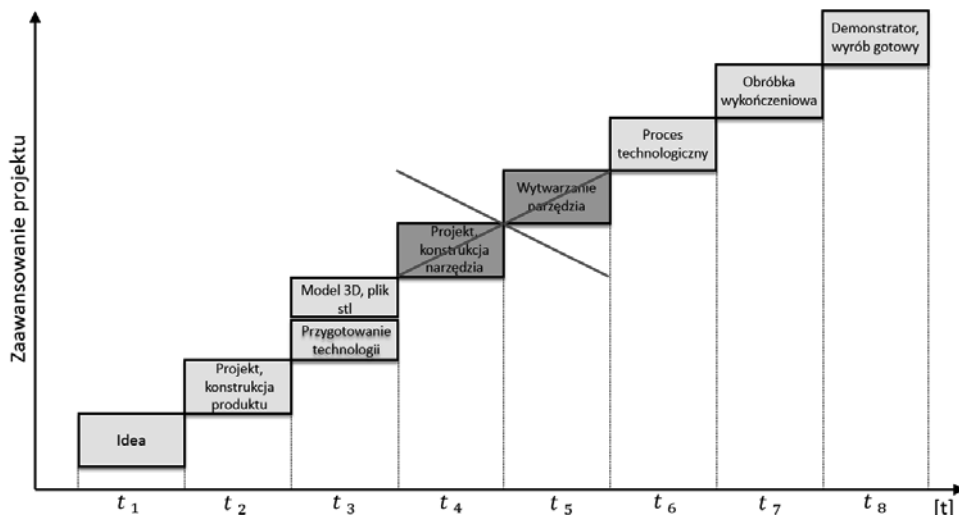
Tabela 1. Lista obowiązujących norm dla technologii przyrostowych

Lp.	Tytuł	Numer
Projektowanie		
1	<i>Standard Specification for Additive Manufacturing File Format (AMF) Version 1.2</i>	ISO/ASTM52915 – 16
2	<i>Additive Manufacturing – Design – Requirements, Guidelines And Recommendations</i>	ISO/ASTM52910 – 18

Lp.	Tytuł	Numer
Material i proces		
3	<i>Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium with Powder Bed Fusion</i>	ASTM F2924 – 14
4	<i>Standard Specification for Additive Manufacturing Titanium-6 Aluminum-4 Vanadium ELI (Extra Low Interstitial) with Powder Bed Fusion</i>	ASTM F3001 – 14
5	<i>Standard Guide for Characterizing Properties of Metal Powders Used for Additive Manufacturing Processes</i>	ASTM F3049 – 14
6	<i>Standard Specification for Additive Manufacturing Nickel Alloy (UNS N07718) with Powder Bed Fusion</i>	ASTM F3055 – 14a
7	<i>Standard Specification for Additive Manufacturing Nickel Alloy (UNS N06625) with Powder Bed Fusion</i>	ASTM F3056 – 14e1
8	<i>Standard Specification for Powder Bed Fusion of Plastic Materials</i>	ASTM F3091/F3091M – 14
9	<i>Standard Specification for Additive Manufacturing Stainless Steel Alloy (UNS S31603) with Powder Bed Fusion</i>	ASTM F3184 – 16
10	<i>Standard Guide for Directed Energy Deposition of Metals</i>	ASTM F3187 – 16
11	<i>Standard for Additive Manufacturing – Finished Part Properties – Standard Specification for Cobalt-28 Chromium-6 Molybdenum via Powder Bed Fusion</i>	ASTM F3213 – 17
12	<i>Standard for Additive Manufacturing – Post Processing Methods – Standard Specification for Thermal Post-Processing Metal Parts Made via Powder Bed Fusion</i>	ASTM F3301 – 18a
13	<i>Standard for Additive Manufacturing – Finished Part Properties – Standard Specification for Titanium Alloys via Powder Bed Fusion</i>	ASTM F3302 – 18
14	<i>Standard for Additive Manufacturing – Process Characteristics and Performance: Practice for Metal Powder Bed Fusion Process to Meet Critical Applications</i>	ASTM F3303 – 18
15	<i>Standard for Additive Manufacturing – Finished Part Properties – Specification for AlSi10Mg with Powder Bed Fusion – Laser Beam</i>	ASTM F3318 – 18
16	<i>Standard Guide for Additive Manufacturing – General Principles – Requirements for Purchased AM Parts</i>	ISO/ASTM52901 – 16
Terminologia		
17	<i>Standard Terminology for Additive Manufacturing – General Principles – Terminology</i>	ISO/ASTM52900 – 15
Testy i badania		
18	<i>Standard Practice for Reporting Data for Test Specimens Prepared by Additive Manufacturing</i>	ASTM F2971 – 13
19	<i>Standard Guide for Evaluating Mechanical Properties of Metal Materials Made via Additive Manufacturing Processes</i>	ASTM F3122 – 14
20	<i>Standard Terminology for Additive Manufacturing-Coordinate Systems and Test Methodologies</i>	ISO/ASTM52921 – 13

Podstawową zaletą technologii AM jest możliwość wytwarzania części bezpośrednio na podstawie modelu 3D wygenerowanego z użyciem trójwymiarowego systemu

komputerowego wspomagania projektowania (3D CAD) bez potrzeby przygotowania wieloetapowego procesu projektowania i wykonania narzędzi (rys. 1) [87].



Rys. 1. Etapy procesu wytwarzania w technologiach AM [87]

Technologia AM znacznie upraszcza proces wytwarzania złożonych obiektów bezpośrednio z danych CAD. Klasyczne procesy produkcyjne wymagają starannej i szczegółowej analizy geometrii części, aby określić kolejność wykonywania różnych operacji, narzędzia i poszczególne cykle, jakie muszą być użyte, oraz jakie dodatkowe przyrządy pomocnicze mogą być potrzebne do wykonania części [25, 44, 49]. Należy zauważyć, że wytwarzanie przyrostowe nie przyspiesza procesu produkcyjnego (rys. 1). Metoda ta eliminuje niektóre etapy całego procesu, m.in. potrzebę przygotowywania i wykonania narzędzi, przez co skraca się czas potrzebny na wyprodukowanie części. Istotną zaletą technologii przyrostowych jest niemal całkowity brak ograniczeń geometrycznych produkowanej części [118].

Obecne trendy na rynku technologii produkcyjnych, a także rosnące wymagania, zwłaszcza ze strony branży lotniczej i medycznej, stawiają nowe wyzwania przed konstruktorami i producentami wymuszające modyfikacje właściwości materiałów i elementów konstrukcyjnych [70, 152]. Jedną z możliwości wpływania na te właściwości jest zastosowanie technologii przyrostowych do produkcji modeli prototypowych, produkcji wstępnej i serii produkcyjnych, wyrobów gotowych, które w znacznym stopniu zmieniają właściwości użytkowe, konstrukcyjne, montażowe, mechaniczne czy też nakłady finansowe.

Istotnymi czynnikami determinującymi technologię jako rozwojową i użyteczną w przyszłości są koszty ich wdrożenia i użytkowania, elastyczność i pozytywny wpływ

na środowisko naturalne oraz finalne cechy obrabianych kształtów i powierzchni wytwarzanych części [38, 39, 50, 154].

Szybko rozwijające się technologie przyrostowe są uznawane za technologie przyszłości. Wielu liderów branży lotniczej, motoryzacyjnej czy medycznej wdraża je w swoich standardach produkcyjnych. Technologie te mogą być również wykorzystywane do opracowywania nowych materiałów dzięki możliwości wytwarzania elementów z mieszanek różnych proszków wsadowych [82].

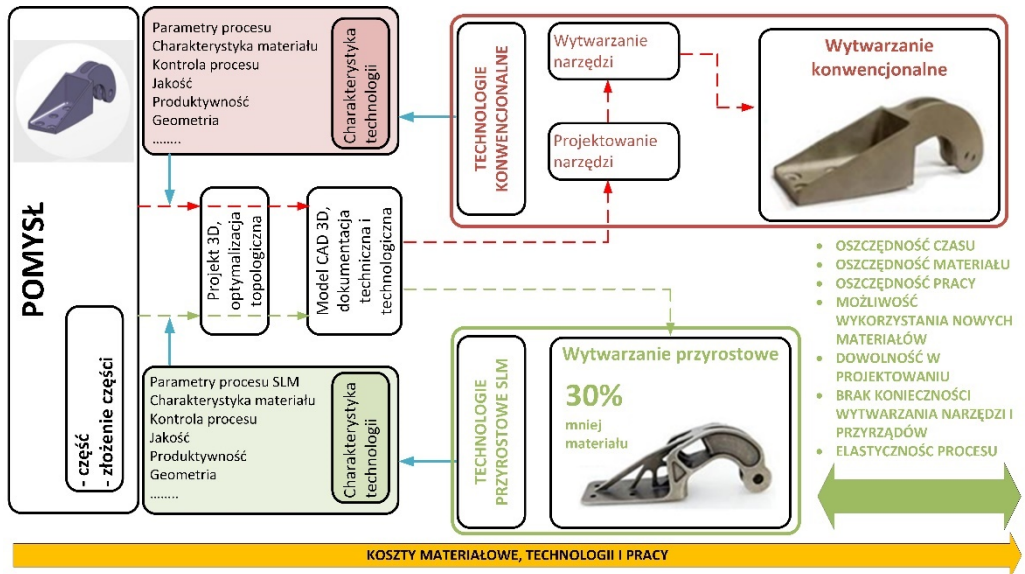
2. TECHNOLOGIE PRZYROSTOWE

Technologie przyrostowe oferują możliwość wytwarzania indywidualnie projektowanych, skomplikowanych wyrobów o specjalnym przeznaczeniu [16, 22, 38, 132]. Według raportów m.in. Gartner, Inc., Deloitte, MIT, Goldman Sachs technologie przyrostowe znajdują się na liście 15 najważniejszych światowych trendów technologicznych [86]. Technologie przyrostowe stosuje się głównie do przetwarzania metali i ich stopów oraz tworzyw sztucznych, ale także ceramiki i kompozytów [76, 174], co obecnie znajduje się obecnie w fazie zaawansowanych prac rozwojowych. Mogą mieć (a niejednokrotnie są już do tego gotowe) ogromny wpływ na zmniejszenie kosztów wytworzenia elementów oraz kosztów materiałowych i spowodować wyeliminowanie niektórych czynności produkcyjnych, montażowych i logistycznych [57]. Ściśle jest to związane z korzyściami wynikającymi z zastosowania technologii przyrostowych, do których należą:

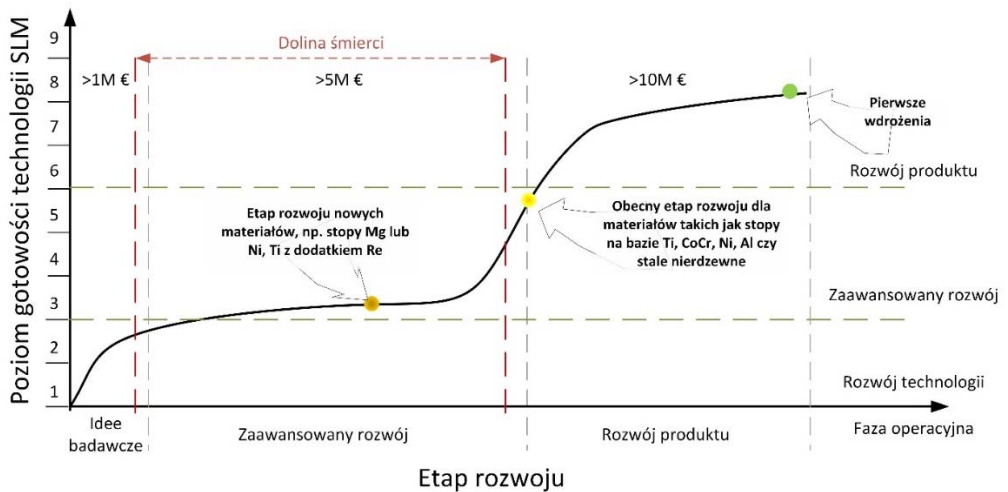
- możliwość wytworzenia skomplikowanych kształtów, przestrzennych konstrukcji wewnętrznych itp. o masie nawet o połowę mniejszej od masy elementów wytwarzanych metodami tradycyjnymi,
- możliwość wytworzenia jednej części zastępującej funkcjonalnie zbiór kilku, a nawet kilkunastu komponentów wykonanych metodami klasycznymi [138, 139],
- oszczędność materiałów wsadowych; objętość materiału (np. stopu tytanu, stopu niklu itp.) jest niewiele większa od objętości wytwarzanej części. Technologie przyrostowe nie generują odpadów materiału w przeciwieństwie do technologii tradycyjnych (ubytkowych), gdzie straty mogą sięgać nawet 90% materiału obrabianego.

Znacznie większe możliwości kształtowania przestrzennego części uzyskane dzięki zastosowaniu technologii AM w porównaniu z metodami ubytkowymi umożliwia zwiększenie wydajności wytwarzania prototypów (RP), produktów końcowych (RM) lub zwiększenie efektywności konwencjonalnych metod wytwarzania (odlewanie, formowanie wtryskowe itp.) przez szybkie wytwarzanie narzędzi do tych procesów (RT) w technologiach przyrostowych (rys. 2) [30, 103, 147].

Pod względem rozwoju i wdrażania nowych materiałów i technologii liderami są przemysł lotniczy i kosmiczny, a w dalszej kolejności medycyna oraz przemysł samochodowy [30, 103, 115, 125, 147]. Warunki, w jakich są eksploatowane elementy stanowiące integralną część złożonych urządzeń lub konstrukcji tych gałęzi przemysłu, determinują wymagania stawiane materiałom stosowanym do ich produkcji, takie jak właściwości, technologia wytworzenia i koszt cyklu życia.



Rys. 2. Zestawienie wytwarzania konwencjonalnego oraz przyrostowego (technologia SLM, materiał Ti6Al4V)

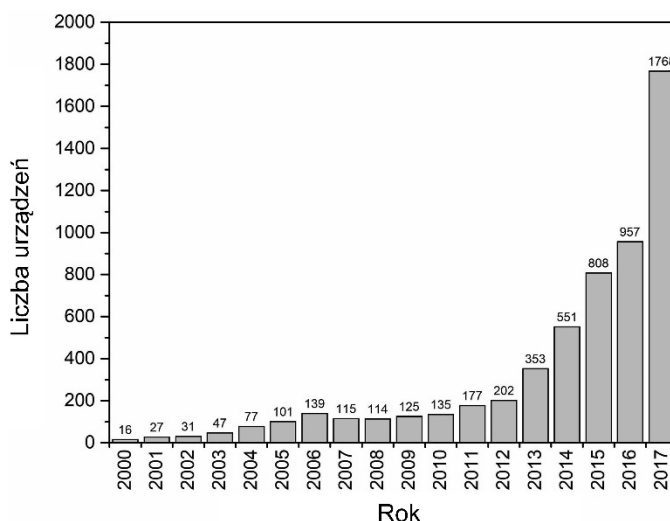


Rys. 3. Poziom gotowości technologii SLM

Zapotrzebowanie na technologie przyrostowe, a także na nowe materiały, ciągle wzrasta. Rozmaitość dostępnych materiałów inżynierskich oraz możliwość łączenia ich w szerokim zakresie umożliwia wytwarzanie w jednym cyklu produkcyjnym skomplikowanych konstrukcji przestrzennych o zdefiniowanych właściwościach użytkowych.

Wykonane w ten sposób elementy mogą być z powodzeniem stosowane praktycznie w każdej gałęzi przemysłu [131, 144, 163, 169]. Wiele jednak zależy od determinacji i zaangażowania w badania prowadzone nad technologiami przyrostowymi. Reprezentantem tych technologii jest selektywna mikrometalurgia laserowa (SLM), rozpowszechniona w działach badawczo-rozwojowych (B + R) przedsiębiorstw i ośrodków naukowych. Jak każda nowoczesna technologia musi przebyć etap tzw. doliny śmierci poprzez realizację prac B + R, po przekroczeniu którego dopiero można mówić o zdolnościach aplikacyjnych i wdrożeniowych. Technologia SLM w dziedzinie najbardziej popularnych materiałów (stopy Ti, stopy Ni, stal) ma już za sobą ten etap i widać pierwsze komercyjne wdrożenia i zastosowania produkcyjne (rys. 3).

Technologie przyrostowe należą do najbardziej dynamicznie rozwijającej się grupy procesów stosowanych w przemyśle. Światowe potęgi z branży lotniczej AIRBUS, GE, THALES, Lockheed Martin, Siemens posiadają laboratoria wyposażone w urządzenia AM, grupa EADS opracowuje swoje własne materiały proszkowe do technologii AM, między innymi Scalmalloy, a grupa Rolls-Royce planuje rozbudowę swoich laboratoriów i wyposażenie ich w ponad 100 urządzeń do wytwarzania przyrostowego części i komponentów z proszków metali.



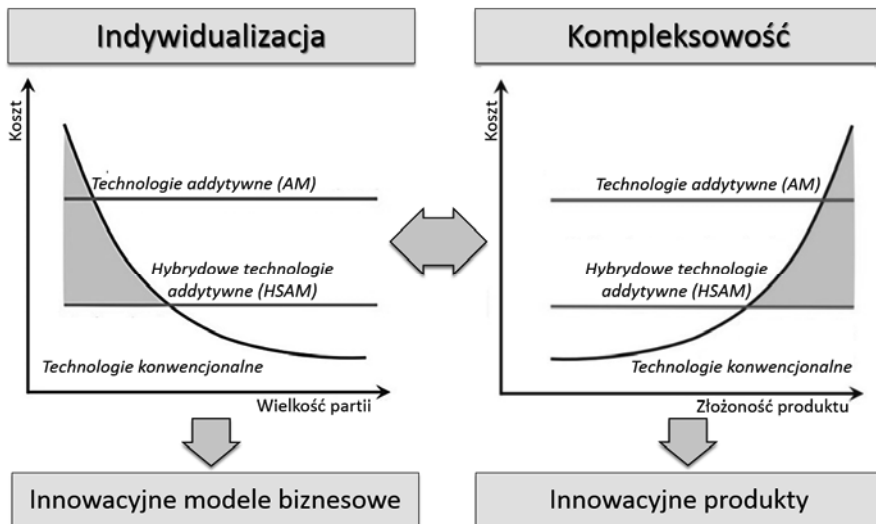
Rys. 4. Sprzedaż urządzeń do wytwarzania części z zastosowaniem technologii przyrostowych w latach 2000–2017 [167]

Rozwój technologii przyrostowych wynika z tendencji do indywidualizowania produkcji oraz dostosowywania jej do zmiennych potrzeb klienta. Duże zainteresowanie technologiami przyrostowymi przekłada się na wzrost sprzedaży urządzeń AM w ostatnich latach (rys. 4). Według raportu Wohlersa [167] w 2016 roku sprzedano 983 urządzeń do wytwarzania detali z materiałów metalicznych, natomiast w 2017 roku już o 80%

więcej, tj. 1768 urzędzeń. Dane te dowodzą, że technologia SLM ma ogromny potencjał zarówno rozwojowy, jak i wdrożeniowy.

Według Gartner Inc. znaczna część przedsiębiorstw z każdej branży w najbliższych kilku latach zainwestuje w technologie przyrostowe [12]. Przewiduje się, że do 2021 roku:

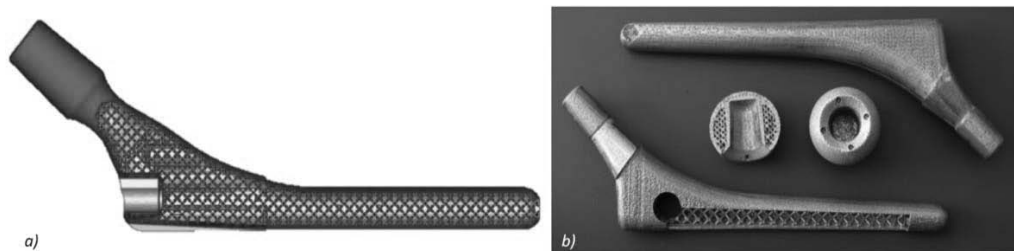
- W 75% nowych samolotów komercyjnych i wojskowych znajdą zastosowanie części silników, elementów konstrukcyjnych i innych wytwarzane w technologii przyrostowej.
- 25% chirurgów będzie przeprowadzać symulacje zabiegów operacyjnych na wytwarzanych przyrostowo modelach pacjenta przed operacją.
- 20% spośród 100 największych na świecie firm produkujących dobra konsumpcyjne wykorzysta wytwarzanie przyrostowe do opracowywania niestandardowych produktów.
- 20% przedsiębiorstw zainwestuje w wewnętrzne startupy, aby opracować nowe produkty i usługi oparte na technologiach przyrostowych.
- 40% przedsiębiorstw produkcyjnych utworzy centra doskonałości technologii przyrostowych (COE).



Rys. 5. Innowacyjne modele biznesowe i produkty dostępne dzięki technologiom przyrostowym [21]

Zmiany w podejściu do produkcji wymagają znacznego uelastyczenia procesów produkcyjnych. Zaletą tej technologii jest możliwość szybkiego dostosowywania parku maszynowego do coraz to nowych produktów i ich modyfikacji w połączeniu z automatyzacją wytwarzania i kontroli jakości wyrobów (rys. 5).

Minimalne straty materiałowe umożliwiają zastosowanie tych metod do produkcji części z użyciem materiałów wsadowych z najdroższych metali i ich stopów. Zaletą tej technologii jest możliwość stosowania materiałów trudnych do przetworzenia. Należą do nich stopy oparte na niklu, tytanie, magnezie, kobaltie, wolfranie i molibdenie [35, 80, 123]. Dzięki kształtowaniu struktury geometrycznej przez warstwowe nanoszenie i spajanie materiału bez usuwania jego nadmiaru technologia SLM umożliwia znaczne ograniczenie strat materiałowych podczas procesów wytwarzania, a także sterowanie właściwościami mechanicznymi wyrobu. Przykładem takiego rozwiązania może być endoproteza w klasycznym kształcie, jednak o funkcjonalnej wewnętrznej ażurowej konstrukcji (rys. 6) [28].



Rys. 6. Przykład konstrukcji endoprotezy z wypełnieniem ażurowym: a) model geometryczny, b) wytworzone elementy w technologii AM (w tym wypadku technologia SLM) ze stopu Ti6Al7Nb [28]

W porównaniu z tradycyjną konstrukcją endoproteza wytworzona w technologii SLM charakteryzuje się znacznie mniejszą powierzchnią czynną przekroju poprzecznego, co redukuje sztywność całej konstrukcji i zmiany sztywności wzdłuż jej osi głównej, przez co zmniejsza się ryzyko zamierania tkanki kostnej otaczającej implant. Użytkowano także redukcję masy konstrukcji i ograniczono straty materiałowe.

Podczas wdrażania nowych technologii w przemyśle lotniczym bardzo istotne jest uzyskanie współczynnika Buy-to-Fly bliskiego jedności, co wskazuje na przewagę technologii przyrostowych zużywających znacznie mniej materiału niż klasyczne technologie wytwórcze [53, 56, 74, 184]. Technologia SLM umożliwia również ponowne wykorzystanie wsadu materiałowego, który nie został zużyty w procesie technologicznym, podczas kolejnego procesu wytwórczego [155, 135].

Technologia SLM jako reprezentant technologii addytywnych:

- daje możliwość wytwarzania części w krótszym czasie w porównaniu do tradycyjnych metod wytwarzania,
- opiera się na materiale wsadowym w postaci proszku,
- często nie wymaga obróbki wykończeniowej,
- ogranicza niepotrzebne koszty (produkcja na zamówienie, brak konieczności magazynowania),

- ogranicza do minimum błędy i opóźnienia (proces jest jednoetapowy, nie wymaga przygotowania narzędzi ani wielu etapów obróbki międzyoperacyjnej),

- daje swobodę w projektowaniu, nie jest ograniczony tzw. technologicznością¹,
- może zrewolucjonizować przemysł m.in. lotniczy, medyczny i energetyczny.

Łatwość dostosowania technologii przyrostowej do określonych zadań produkcyjnych powoduje jej znaczną przewagę nad standardowym dostosowaniem maszyn i urządzeń do wciąż zmieniających się produktów, co umożliwi redukcję kosztów i czasu ich wytwarzania. W najbliższej przyszłości badania obejmujące zakres wytwarzania w technologii przyrostowej będą ukierunkowane na rozwój [17, 43, 55, 63, 68, 128]:

- procesu jednoetapowego produkcji części bez konieczności stosowania działań międzyoperacyjnych, np. wytwarzanie złożonych części bez konieczności przeprowadzania operacji montażowych,

- procesu wytwarzania elementów konstrukcyjnych z uwzględnieniem optymalizacji ich kształtu, umożliwiającej zmniejszenie wagi, a także poprawę ich właściwości fizycznych i mechanicznych, np. wytwarzane części o geometrii opracowanej na podstawie symulacji w systemach CAE,

- procesu wytwarzania wielu części lub kilku nieidentycznych elementów w jednym procesie bez konieczności użycia specjalnych narzędzi lub form, np. podobne części z indywidualnie zaprojektowanymi cechami,

- nowych materiałów, kompozytów i elementów przeznaczonych do pracy w trudnych warunkach eksploatacyjnych, np. materiały z osnową metaliczną,

- produkcji małoseryjnej bez nadwyżki wytwarzanych produktów,

- produkcji podzespołów w jednym procesie lub kilku części połączonych ze sobą w jedną całość (produkcja złożeń),

- bezpośredniej produkcji elementów funkcjonalnych z proszków metali z kompleksową strukturą wewnętrzną, np. kanały chłodzące do zwiększenia wydajności chłodzenia form wtryskowych, co przedłuża ich żywotność,

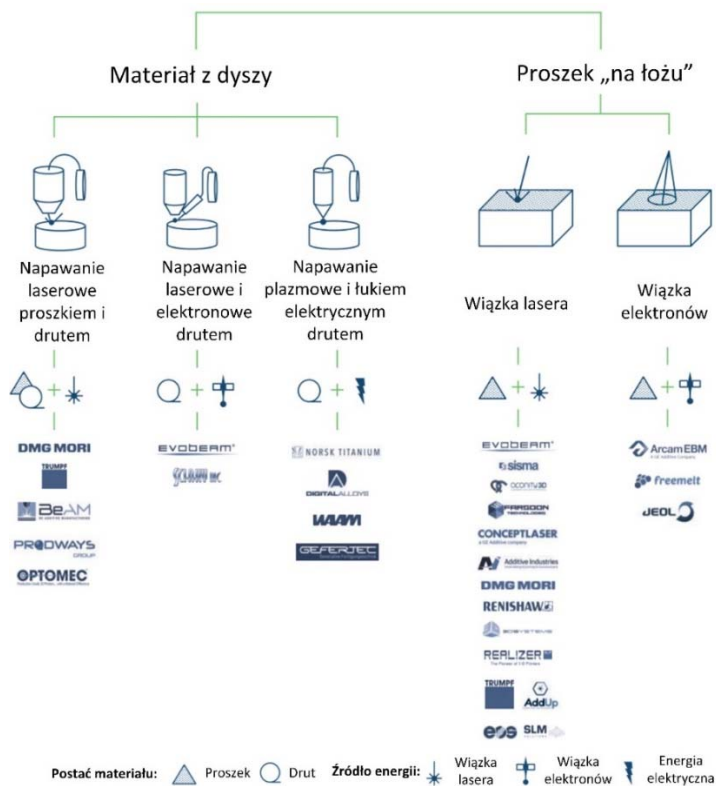
- projektowania i optymalizacji kosztów dla procesów AM (RP/RT/RM).

2.1. Podział technologii przyrostowego wytwarzania z materiałów metalicznych

Poza technologiami umożliwiającymi wytwarzanie obiektów prototypowych oraz funkcjonalnych przedmiotów z tworzyw sztucznych do grupy technologii przyrostowych należą metody umożliwiające produkcję gotowych, wolnych od wad obiektów

¹Przez technologiczność należy rozumieć możliwość wytworzenia detalu z wykorzystaniem konwencjonalnych metod (toczenie, frezowanie, odlewanie itp.).

metalicznych [57]. Podstawowy podział technologii przyrostowych przetwarzających materiały metaliczne jest dokonywany ze względu na sposób podawania materiału oraz źródło energii służące to topienia materiału (rys. 7).

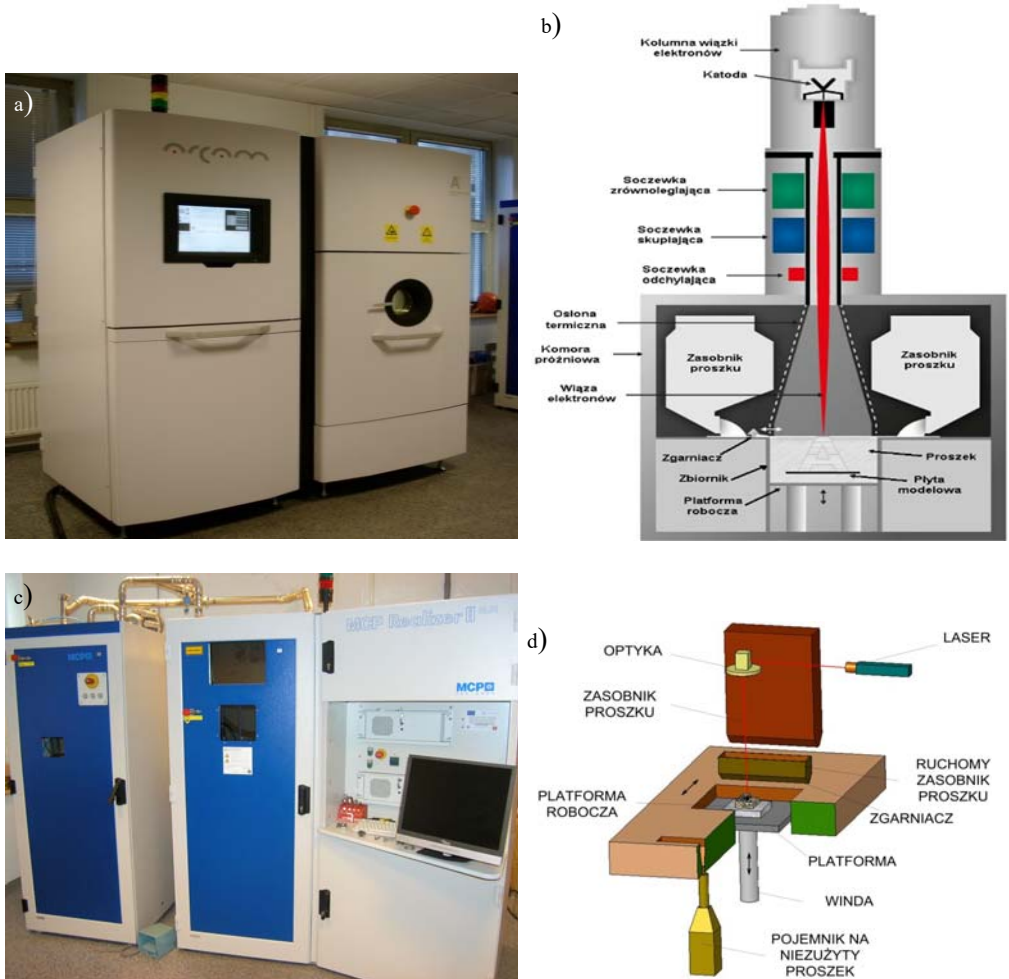


Rys. 7. Podział technologii przyrostowych ze względu na sposób dostarczania materiału i wytwarzania obiektów. Opracowanie na podstawie [185]



Rys. 8. Technologia napawania skoncentrowanym źródłem energii (DED): a) oparta na kinematyce robota, b) obrabiarki CNC, c) schemat działania technologii DED

Do pierwszej grupy technologii przyrostowych należą procesy, w których energia i materiał o określonej objętości jest dostarczany bezpośrednio do miejsca, gdzie następuje jego przetopienie (ang. *Direct Energy Deposition*, DED). Podziału tego procesu można dokonywać ze względu na typ źródła energii (wiązka lasera, wiązka elektronów lub łuk elektryczny) lub ze względu na formę materiału wsadowego (proszek metaliczny lub drut) (rys. 8).



Rys. 9. Technologie oparte na łożu proszku (PBF) na przykładzie: a), b) stapienia wiązką elektronów (EBM) oraz c), d) stapienia wiązką lasera (SLM) [48]

Do drugiej grupy technologii przyrostowych przetwarzających materiały metaliczne należą procesy oparte na łożu proszku (ang. *Powder Bed Fusion*, PBF), gdzie

materiał wsadowy ma postać proszku. Procesy w tej grupie klasyfikuje się ze względu na rodzaj energii (wiązka lasera lub elektronów) (rys. 9). W niniejszej monografii omówiono technologie przyrostowe oparte na proszkach metalicznych z grupy PBF z użyciem wiązki lasera. Przedstawicielem tej grupy technologii w niniejszej pracy jest SLM.

Podczas wytwarzania elementu w technologii PBF sterowane komputerowo źródło energii prowadzone po powierzchni naniesionej warstwy proszku powoduje topienie materiału w zarysie przekroju modelu CAD, który jest wytwarzany. Po wytworzeniu warstwy platforma robocza obniża się o grubość powstałej warstwy i kolejna warstwa proszku może zostać naniesiona. Cykl powtarza się aż do ostatniego przekroju modelu.

Zaletą technologii PBF jest możliwość kontroli przebiegu procesu w określonych warunkach wewnątrz zamkniętej komory. W technologii bezpośredniego podawania materiału DED punkt przetapiania materiału jest ochroniany przez gaz osłonowy podawany z dyszy. Zużycie gazu jest tu znacznie większe i może dojść do utlenienia materiału wskutek jego podgrzania i opuszczenia strefy zabezpieczanej przez strumień gazu osłonowego. Brak zamkniętej komory roboczej w technologii DED stwarza trudności w recyklingu materiału (nie dotyczy to technologii, w której stosuje się drut).

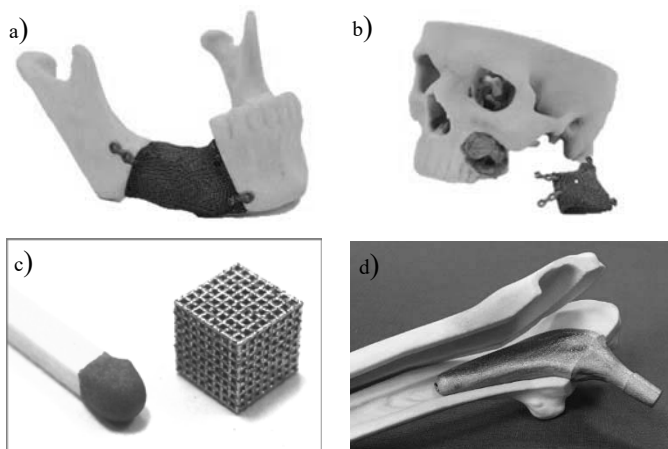
Zaletą technologii DED są niższe nakłady związane z uruchomieniem procesu, wynikające z objętości materiału niezbędnego do wytworzenia obiektu. W technologiach PBF konieczne jest zapewnienie dostatecznej ilości materiału nie tylko odpowiadającej objętości wytwarzanego przedmiotu, ale niezbędnej do wypełnienia całej przestrzeni roboczej urządzenia do wysokości równej jego wysokości. Wynika to z natury procesu, w którym nakłada się równomierne warstwy na całym obszarze platformy roboczej. W technologii DED objętość potrzebnego materiału wsadowego jest porównywalna z objętością wytwarzanego elementu.

2.2. Zastosowanie technologii przyrostowego wytwarzania z proszków metali

Ze względu na uniwersalny charakter, indywidualizację i oszczędności materiałowe eliminujące odpady poprocesowe w przypadku części wytwarzanych z użyciem obróbki skrawaniem (wióry), istotne w obiektach zoptymalizowanych masowo i wytrzymałościowo, technologie AM oparte na proszkach metali są szczególnie perspektywiczną metodą wytwórczą w branży medycznej, lotniczej oraz narzędziowej. Połączenie obniżonej emisji zanieczyszczeń do środowiska (również tych związanych z produkcją) oraz niewielkiej serii produkcyjnej (od jednej do kilkuset sztuk) mimo wysokiej ceny technologii (kosztu wejścia) i zastosowania materiału proszkowego stanowi obiecującą alternatywę dla czaso- i kapitałochłonnych procesów obróbki metodami konwencjonalnymi.

2.2.1. Przemysł medyczny

Dziedziną przemysłu o dużym zaangażowaniu kapitału, w którym wykorzystuje się nowe możliwości innowacyjnych technologii, jest medycyna. Technologie przyrostowe zaczynają w niej dominować ze względu na możliwość szybkiego i tańszego niż w przypadku tradycyjnych technik produkcyjnych wytworzenia indywidualnego implantu dopasowanego do konkretnego pacjenta (rys. 10). Technologia przyrostowa (w tym wypadku SLM) umożliwia uzyskanie implantów dobrze tolerowanych przez organizm ze stopów m.in. tytanu o wytrzymałości zbliżonej do wytrzymałości tkanki kostnej, którą ten implant zastępuje [41, 162, 181]. Szczególne możliwości stwarza wytwarzanie przestrzennych struktur (biokompatybilnych rusztowań, tzw. skafoldów), umożliwiających integrację tkanki kostnej z implantem ze stopu metalu wskutek przerostu komórek na wskroś przez porowatą konstrukcję skafoldu. Dzięki tej technologii znaczenie skraca się czas zarówno przygotowania do zabiegu, jak i przejmowania przez implant funkcji uszkodzonej struktury tkanki kostnej pacjenta.

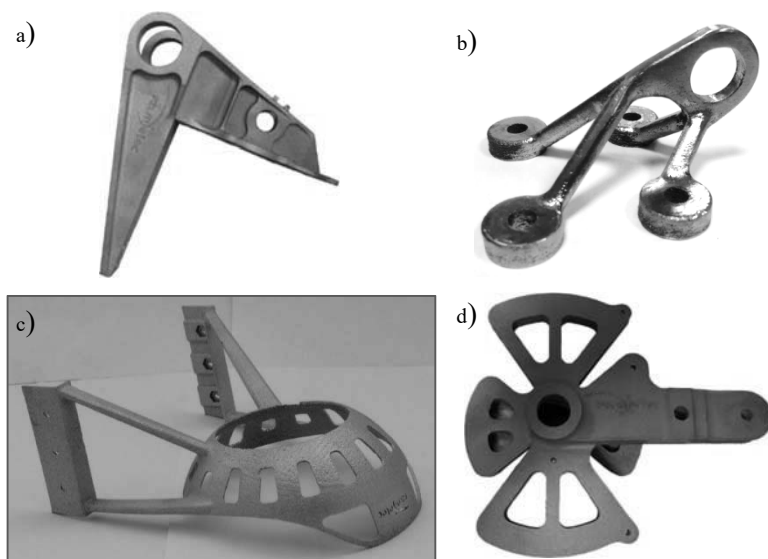


Rys. 10. Elementy wyprodukowane w technologii SLM przeznaczone do zastosowania biomedycznego: a) personalizowany implant żuchwy z wypełnieniem ażurowym [153], b) personalizowany implant twarzoczaszki z wypełnieniem ażurowym dla pacjentów ze schorzeniami onkologicznymi [153], c) 3D struktura ażurowa (stop tytanu Ti6Al7Nb) [124], d) personalizowana endoproteza stawu biodrowego [31]

2.2.2. Przemysł lotniczy

Rozwój konstrukcji lotniczych wynika ze zmieniających się przepisów lotniczych zwiększających bezpieczeństwo oraz z dążenia do obniżania kosztów eksploatacji,

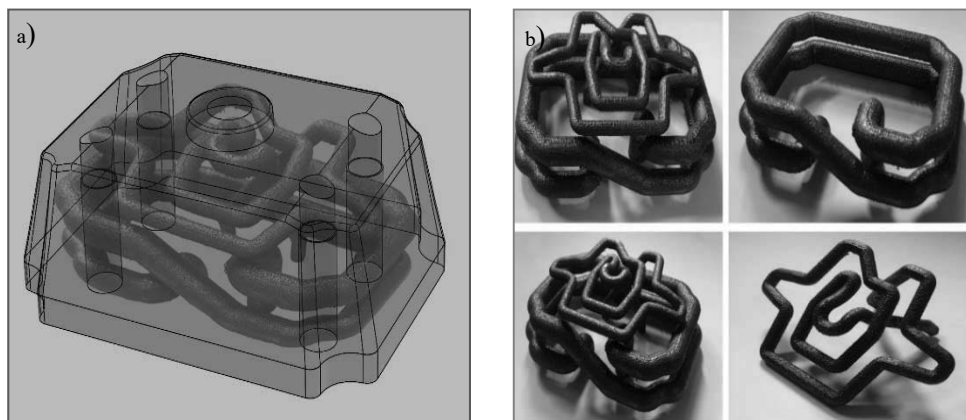
głównie przez zmniejszanie masy samolotu. Mniejsza masa części ma bezpośredni wpływ na wiele innych czynników związanych nie tylko z kosztami produkcji (mniejsze zużycie materiału wsadowego), ale również z kosztami eksploatacji statków powietrznych (mniejsze zużycie paliwa). Dodatkową korzyścią związaną z unikatowymi możliwościami technologii AM jest możliwość wytwarzania dowolnych kształtów zewnętrznych i wewnętrznych (rys. 11), a objętość materiału wejściowego przed realizacją procesu AM niewiele różni się od objętości produktu [85]. Dzięki takim możliwościom technologicznym i odpowiednim kwalifikacjom konstruktorów i technologów można opracować nowe, niestandardowe części, zespoły narzędzi lub przyrządy nieosiągalne do tej pory w przemyśle lotniczym. Szybkie i kompleksowe metody przyrostowe przyczyniają się do obniżenia kosztów produkcji, zwłaszcza w lotnictwie, gdzie dominuje produkcja małoseryjna [52, 87, 118]. Ta efektywność „od pomysłu do produktu” to również znaczne skrócenie czasu wdrożenia nowych części lub całych produktów do produkcji. Istotnym czynnikiem są tu kompetencje kadry inżynierskiej, której wieloletnie doświadczenie w stosowaniu klasycznych metod produkcji często staje się balastem przy próbie wykorzystania innowacyjnych technologii mechanicznych. Wiedza i doświadczenie nowoczesnego inżyniera stanowi o potencjale rozwojowym firmy, dla której pracuje, ale również ma wpływ na rozpowszechnienie tych technologii w środowisku przemysłowym.



Rys. 11. Elementy wytworzone w technologii AM dla przemysłu lotniczego:
 a) wspornik podwozia samolotu M28 bryza (EBM), b) zoptymalizowana geometria
 wspornika zawiasu drzwi samolotu M28 bryza (SLM),
 c) uchwyt na gaśnicę do samolotu M28 bryza (SLM),
 d) dźwigar do samolotu M28 bryza [26]

2.2.3. Przemysł narzędziowy

Technologia SLM znalazła również zastosowanie w przemyśle wytwórczym do produkcji narzędzi pozwalających zoptymalizować istniejące procesy. Przykładem takim jest proces wtrysku, którego cykl można skrócić i tym samym zwiększyć produktywność przez wydajniejsze chłodzenie wypraski [6, 58, 108]. Rozwiązaniem wykorzystującym technologię SLM jest wykonanie kanałów konformalnych formy wtryskowej, swobodnie zaprojektowanych w obszarze gniazda formy, kształtującej wytwarzany obiekt (rys. 12). Zastosowanie odpowiednio zaprojektowanych kanałów konformalnych umożliwiających optymalne chłodzenie, niemożliwych do uzyskania w procesie wiercenia lub drążenia, pozwala skrócić czas cyklu wtrysku nawet o 30%.



Rys. 12. Kanał konformalny chłodzący wypraski:
a) zaprojektowany, b) wytworzony w technologii SLM [186]

2.3. Proszki metaliczne stosowane w technologiach przyrostowych

Producenci urządzeń używanych w selektywnej laserowej mikrometalurgii proszków (SLM) opracowują wciąż nowe urządzenia. W zależności od producenta oraz oferowanego systemu (wyposażenie w systemy gaśnicze, odpowiednie zabezpieczenia atmosfery osłonowej, typ lasera itp.), możliwe jest przetwarzanie różnych materiałów. Do najpopularniejszych materiałów oferowanych przez wszystkich producentów urządzeń SLM należą stopy tytanu, stale nierdzewne, stale narzędziowe, stopy kobaltu z chromem, stopy AlSi czy nadstopy na bazie niklu (typu Inconel). Niektórzy dostawcy oferują również stopy miedzi, wolframu, magnezu i tantal.

Niektóre konsorcja składające się z producentów systemów SLM i odbiorców ich aplikacji opracowują własne materiały, łącząc materiały trudne do przetworzenia w technologii SLM z odpowiednimi dodatkami. Efektem tych prac jest np. opracowany przez konsorcjum EADS Scalmalloy[®]. Jest to specjalny stop aluminium z dodatkiem skandu, który pozwala uzyskać materiał o małej gęstości i właściwościach porównywalnych ze stopami aluminium z grupy 7XXX [151, 99, 51, 148, 36].

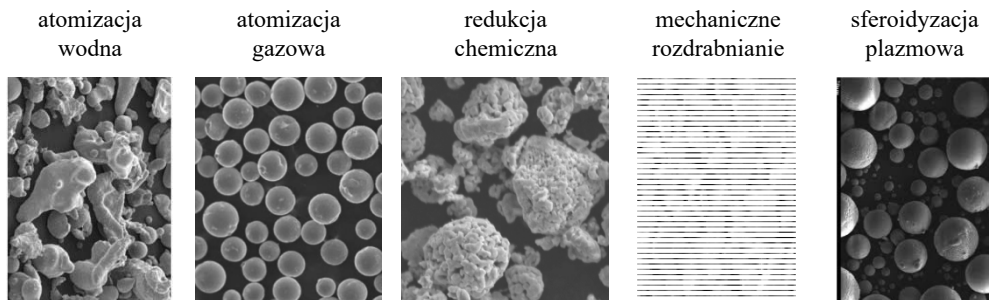
Politechnika Wrocławska (CAMT) w konsorcjum z Politechniką Warszawską i we współpracy z KGHM opracowała nowe rodzaje komercyjnych materiałów (m.in. stopu tytanu z niklem z dodatkiem renu). Uzyskano lepsze właściwości użytkowe w podwyższonej temperaturze, co jest szczególnie istotne w przypadku np. superstopów na bazie niklu używanych do produkcji silników lotniczych (NiReX, TiReX) [27, 73, 84, 101, 33].

Tabela 2. Najczęściej stosowane materiały w aplikacjach przemysłowych i medycznych przetwarzane w badaniach autora w laboratorium CAMT na Politechnice Wrocławskiej

Stop	Stal 316L	Inconel 718	Co-Cr-Mo	CP Ti Grade 2	Ti6Al4V	Al 7075	AlSi12	Mg AZ91
Pierwiastek bazowy	Fe	Ni	Co	Ti	Ti	Al	Al	Mg
Gęstość materiału litego, g/cm ³	7,9	8,3	8,4	4,5	4,4	3,1	2,8	1,7
Zdolność absorpcyjna, %	36 (Fe)	26 (Ni)	29 (Cr)	30 (Ti6Al7Nb)	30	24	24	8-20
Temperatura topnienia, °C	1380	1336	1410-1450	1665	1660	480	579	470
Przewodność cieplna, W/(m·K)	15	11	13	23	6,7	130	140	73
Pojemność cieplna, J/(g·K)	0,49	0,44	0,45	0,52	0,56	0,91	0,96	0,99
Liniiowy współczynnik rozszerzalności cieplnej, μm/(m·K)	16	13	12	8,7	9,4	23	20	26

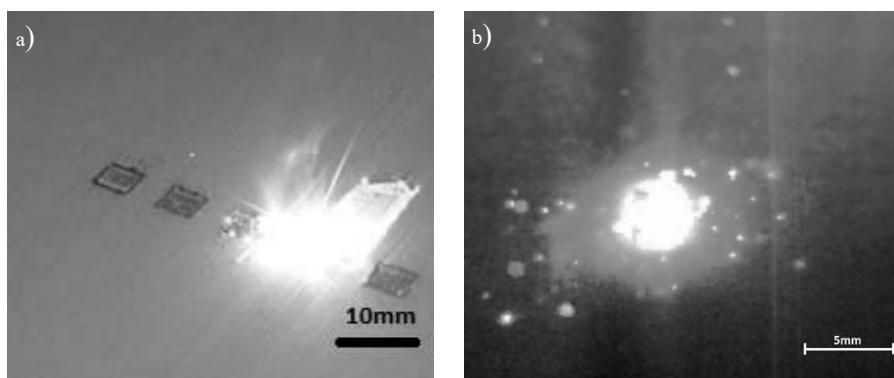
Niektórzy producenci oferują precyzyjne systemy do pracy ze stopami metali szlachetnych, specjalnie przygotowane w celu minimalizowania strat cennego materiału. Wśród oferowanych technologii można znaleźć takie, które przetwarzają złoto, srebro, brąz i platynę. Wiele ośrodków badawczych, również i tych związanych z dostawcami systemów, pracuje nad rozszerzaniem asortymentu materiałów dostępnych w sprzedaży wraz z urządzeniami. Niewielki wybór dostępnych materiałów stanowi główne ograniczenie tej technologii. W tabeli 2 przedstawiono materiały najczęściej stosowane w technologii SLM, badane w laboratorium CAMT Politechniki Wrocławskiej.

Należy zwrócić szczególną uwagę na postać cząstek materiału proszkowego, które mają być użyte w technologii SLM. Cząstki powinny być kuliste lub globularne. Ich kształt zależy od sposobu wytwarzania proszku (rys. 13). Proszek najlepszy pod względem kształtu cząstek uzyskuje się w procesie atomizacji gazowej. Do innych metod wytwarzania proszków należą atomizacja wodna, wytwarzanie mechaniczne oraz redukcja chemiczna. W wyniku tych procesów uzyskujemy jednak cząstki o kształcie nieregularnym, które mogą być użyte np. do formowania wtryskowego metali (MIM). Ich kształt można poprawić, stosując dodatkowy proces sferoidyzacji, np. plazmowej.



Rys. 13. Kształt cząstek proszku w zależności od metody wytwarzania.
Opracowano na podstawie [151]

Frakcja proszku powinna zostać dobrana do planowanej grubości warstwy. Do standardowej grubości warstwy 50 μm cząstki proszku powinny mieć średnicę w zakresie 20–63 μm . Średnica największych cząstek powinna być zbliżona do grubości warstwy. Cząsteczki większe o około 10% są dopuszczalne, ponieważ w luźnym proszku mogą zostać wciśnięte w głąb materiału nieprzetopionego na poprzednich warstwach w wyniku ciśnienia wywieranego przez deponowany proszek w nowej warstwie. Zbyt małe cząstki (poniżej 20 μm), mimo że pozwalają uzyskać większą gęstość nasypową, zmniejszają sypkosć proszku, gdyż pochłaniają wilgoć i mają tendencję do tworzenia konglomeratów, które pogarszają jakość nanoszonych warstw. Dodatkowo najmniejsze cząstki (poniżej 1 μm) stają się lotne i zanieczyszczają tor optyczny lasera. Proszek, który pozostał nieprzetopiony w jednym cyklu, może zostać ponownie użyty w następnych cyklach produkcyjnych [135, 155]. Wprawdzie właściwości materiału w miarę użycia w kolejnych procesach zmieniają się, ale w warunkach zachowania reżimu technologicznego nadaje się on do ponownego wykorzystania.



Rys. 14. Zanieczyszczenia powstające podczas procesu SLM: a) widok procesu SLM, b) widok procesu SLM z wykorzystaniem kamery szybkoobrotowej – wokół topionego materiału widoczne odpryski zanieczyszczające proszek

Powszechnie stosowaną praktyką jest przesiewanie proszku między poszczególnymi procesami. Pozwala to odseparować odpady poprocesowe, które stanowią nadtopione, połączone cząsteczki proszku lub odpryski z przetapianego jeziora metalu, których rozmiar przekracza dopuszczalne wartości (rys. 14).



Rys. 15. Anaerobowa komora rękawicowa GP Campus-T2
w laboratorium CAMT

Cząstki proszków metali i ich stopów charakteryzują się rozwiniętą powierzchnią właściwą, co sprzyja ich utlenianiu, pochłanianiu wilgoci i może mieć negatywny wpływ na właściwości przetopionego materiału. Zaleca się ograniczenie ekspozycji materiału proszkowego na powietrze do niezbędnego minimum i przechowywanie, transportowanie oraz przesypywanie proszku w warunkach atmosfery ochronnej. Służy do tego komora rękawicowa (tu GP Campus-T2) (rys. 15), w której utrzymuje się atmosferę ochronną argonu pod zadaniem nadciśnieniem. Komora jest kontrolowana przez układ elektroniczny, katalizator miedziowy i sита molekularne, co umożliwia uzyskanie czystej atmosfery i usunięcie z niej tlenu oraz wilgoci do poziomu poniżej 1 ppm.

3. CEL I ZAKRES PRACY

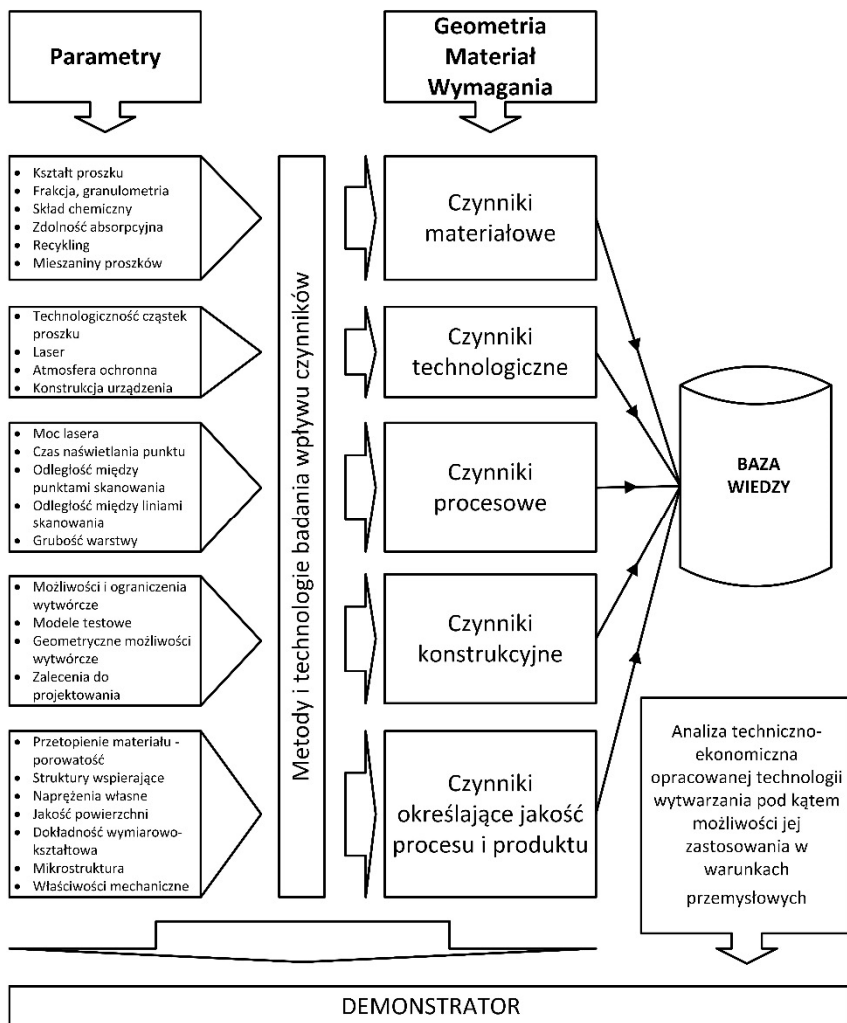
Postęp w rozwoju technologii przyrostowych przetwarzających proszki metaliczne pozwala na wytwarzanie części z różnych materiałów, w tym m.in. z nadstopów niklu, stopów tytanu, aluminium i magnezu oraz stali. Zwiększa to zapotrzebowanie na implementację technologii przyrostowych w przemyśle lotniczym, medycznym, samochodowym, energetycznym i militarnym. Zastosowanie technologii SLM do wytwarzania elementów z proszków różnych materiałów znacznie rozszerza możliwości nadawania produktom funkcjonalności przez złożony kształt i optymalny dobór komponentów materiałowych, co ma bezpośredni wpływ na mikrostrukturę charakteryzującą się zmiennym i gradientowym składem fazowym.

Nowa technologia daje szansę przetwarzania materiałów trudnych technologicznie oraz otrzymywania funkcjonalnych produktów z materiałów najnowszej generacji o modyfikowanych właściwościach, dostosowanych do wymagań eksploatacyjnych wytwarzanych części. Cechą charakterystyczną tej technologii jest zależność właściwości mechanicznych gotowego wyrobu od opracowanych parametrów procesu laserowego topienia (tzw. okna procesowego) oraz od podatności materiału wsadowego na określony rodzaj przetwarzania. Wymaga to kompleksowych badań wpływu czynników determinujących efektywność procesu SLM, takich jak właściwości proszków, parametry procesu, strategia wytwarzania, dokładność odwzorowania geometrii zaprojektowanej części na właściwości wyrobu.

Otrzymanie gotowej części w wyniku zastosowania technologii SLM wraz z doborem odpowiednich materiałów dostosowanych do konkretnych zastosowań i warunków pracy zależy od struktury procesu wytwórczego. Ważna jest również znajomość charakterystyk materiałów wsadowych oraz ich podatność technologiczna. Można założyć, że selektywne topienie proszków metali pozwala kształtować mikrostrukturę wytwarzanych elementów przez kontrolowanie parametrów procesu. To samo założenie dotyczy mieszanin materiałów (np. materiałów hybrydowych), których łączenie w procesie SLM umożliwi uzyskanie elementu gotowego charakteryzującego się nowymi, niespotykanymi dotychczas właściwościami fizycznymi lub mechanicznymi.

Dużym wyzwaniem technologii SLM jest opracowanie metody wytwarzania funkcjonalnych struktur przestrzennych (ażurowych, prętowych lub typu *sandwich*) oraz elementów o kształcie optymalizowanym pod względem redukcji ich masy z zachowa-

niem właściwości wytrzymałościowych. Można się spodziewać zwiększenia asortymentu materiałów o założonych właściwościach wytrzymałościowych, fizycznych, technologicznych i aplikacyjnych o kompozyty lub materiały gradientowe.



Rys. 16. Metodyka czynnikowa projektowania i implementacji technologii SLM

W dostępnej literaturze oraz obowiązujących normach autor nie znalazł opisu kompleksowej metody projektowania procesu SLM z różnych materiałów, która uwzględniałaby wszystkie istotne czynniki, począwszy od charakterystyk materiału wejściowego poprzez projekt samego procesu, skończywszy na właściwościach użytkowych

gotowego demonstratora. Brak takiego opracowania skłonił autora do przedstawienia własnej propozycji metody projektowania procesu SLM.

Głównym celem naukowym monografii było opracowanie czynnikowej metody projektowania i implementacji technologii laserowej mikrometalurgii proszków (SLM) do wytwarzania części z nowych lub już stosowanych materiałów, uwzględniającej dobór parametrów technologicznych, konstrukcyjnych i materiałowych, od których zależy jakość gotowego wyrobu. Schemat proponowanej metody przedstawiono na rys. 1.

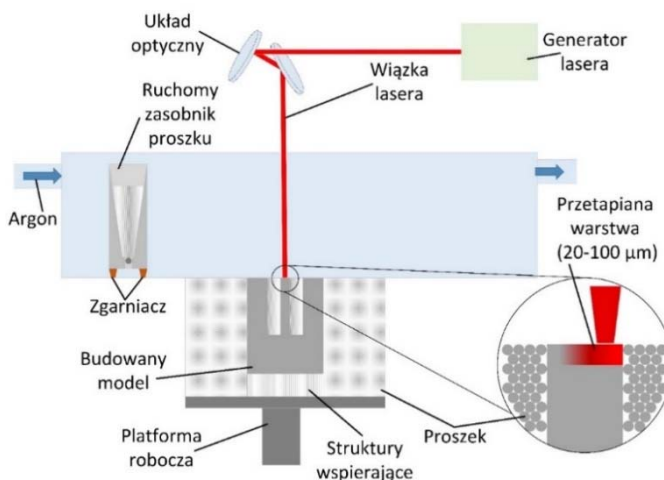
Zastosowanie technologii SLM umożliwia dużą elastyczność wytwarzania skomplikowanych geometrycznie części i struktur przestrzennych 3D (powłoki, struktury płytowo-prętowe, objętościowe i mieszane) z różnych materiałów, także trudno obrabialnych. Ponadto sam dobór parametrów procesu, takich jak moc wiązki lasera, prędkość skanowania, trajektoria wiązki oraz sposób budowania wyrobu rozszerza zakres tych możliwości. Dzięki takim specyficznym możliwościom technologii SLM można oczekiwać, że właściwości nowych struktur funkcjonalnych będą coraz bardziej odpowiadać właściwościom wynikającym z przewidywanych obciążeń krytycznych.

Zakres prac przedstawionych w monografii obejmował:

- Analizę dostępnych norm dotyczących technologii addytywnych, w szczególności opartych na proszkach metali.
- Materiałową i technologiczną analizę materiałów proszkowych stosowanych w technologii SLM.
- Analizę i ocenę wpływu zmiennych parametrów procesu laserowego topienia na mikrostrukturę i właściwości wytwarzanych elementów.
- Dobór parametrów stałych zapewniających stabilność i powtarzalność procesu SLM oraz opracowanie zestawu parametrów zmiennych, zapewniających całkowite stopienie proszku i osiągnięcie bliskiej 100% gęstości względnej materiału.
- Opracowanie strategii skanowania warstw proszku oraz orientacji wytwarzanego obiektu względem platformy roboczej, umożliwiających sterowanie stopniem anizotropii jego właściwości wskutek kierunkowego krzepnięcia.
- Przeprowadzenie wariantowej analizy i oceny możliwości otrzymywania projektowanych właściwości dla materiałów o zmiennym składzie chemicznym, przy różnych przyjętych kryteriach, tj. minimalnej porowatości, maksymalnego stopnia rozpuszczenia materiału dodatkowego w ciekłym metalu podstawowym lub jego stopie oraz zadanej struktury funkcjonalnej wytwarzanego obiektu. Dokonanie oceny możliwości i barier zastosowania technologii SLM do wytwarzania nowych materiałów i produktów o zaprojektowanych właściwościach. Dokonanie oceny zakresu możliwości zastosowania SLM do wytwarzania nowych części funkcjonalnych o zoptymalizowanej geometrii oraz zredukowanej masie przy zachowaniu wymaganych właściwościach wytrzymałościowych.

4. TECHNOLOGIA SELEKTYWNEJ LASEROWEJ MIKROMETALURGII PROSZKÓW

Technologia selektywnej laserowej mikrometalurgii proszków (SLM) należy do technologii przyrostowych (PBF) umożliwiających uzyskiwanie obiektów opartych bezpośrednio na ich modelach CAD. Materiał wsadowy ma postać proszku. Dzięki zastosowaniu wiązki lasera jako źródła energii (od 50 W do 1 kW) możliwe jest uzyskanie obiektów o niemal 100% gęstości materiału (zazwyczaj powyżej 99,9%). Schemat przedstawiający zasadę wytwarzania obiektów w procesie SLM pokazano na rys. 17.



Rys. 17. Schemat budowy urządzenia SLM [81]

Technologia SLM wywodzi się z technologii SLS (ang. *Selective Laser Sintering*), którą stosuje się do przetwarzania termoplastycznych proszków polimerowych. W połowie lat 90. XX wieku w wielu ośrodkach badawczych prowadzono prace nad przystosowaniem tej technologii do produkcji części ze stopów metali. Pierwszy patent na metodę SLM uzyskało konsorcjum na czele z instytutem Fraunhofera ILT we współpracy z firmami: EOS, Fockele & Schwarze oraz instytutem Fraunhofer IPT. Producenci urządzeń działających w tej technologii używają różnych nazw wynikających z praw do ich stosowania: SLM – *Selective Laser Melting* (SLM Solutions, ReaLizer (DMG Mori), Renishaw, Trumpf), DMLS – *Direct Metal Laser Sintering* (EOS),

LC – Laser Cusing (Concept Laser/GE) czy DMP – *Direct Metal Printing* (3D Systems). Kolejni producenci urządzeń pojawiający się na rynku często wprowadzają własne nazwy ze względu na ograniczenia licencyjne, jednak nowe rozwiązania dotyczą wciąż tej samej technologii przyrostowej umożliwiającej przetapianie warstwowo proszków metalicznych wiązką lasera [81, 142].

4.1. Charakterystyka procesu SLM

Proces SLM polega na selektywnym, miejscowym przetapianiu proszku metalicznego z indywidualnie dobranymi parametrami procesu za pomocą skoncentrowanej wiązki promieniowania lasera, warstwa po warstwie aż do otrzymania całego budowanego elementu. Warstwy elementu są otrzymywane przez równomierne rozłożenie cienkiej warstwy proszku i następnie selektywne przetopienie przez laser. Proszek metalu jest podawany na platformę roboczą z ruchomego pojemnika ze zgarniaczem, który jest zasilany z głównego zbiornika proszku. Cząstki proszku używanego do selektywnej mikrometalurgii laserowej muszą mieć kształt sferyczny lub zbliżony do sferycznego (sferoidalny), co jest ściśle związane z jego sypkością, ponieważ jest podawany na platformę roboczą grawitacyjnie z ruchomego podajnika (por. p. 2.3). Po przetopieniu pierwszej warstwy budowanego modelu platforma robocza obniża się o wartość odpowiadającą grubości warstwy i zostaje naniesiona kolejna warstwa proszku. Laser skanuje kolejną warstwę elementu i platforma ponownie się obniża o kolejną grubość warstwy. Modele są budowane w atmosferze gazu obojętnego (argonu), co zapobiega utlenianiu wytwarzanych modeli oraz umożliwia osiągnięcie porowatości poniżej 0,1%. Prędkość budowania obiektu wynosi około 5–20 cm³/h w zależności od parametrów procesu oraz konstrukcji urządzenia. Prędkość tę można przyspieszyć, zwiększając liczbę źródeł wiązek laserowych w jednej komorze roboczej (np. 2 lub 4). Główną zaletą metody jest możliwość zastosowania różnorodnych materiałów, takich jak stal nierdzewna oraz narzędziowa (1.2709, 1.2344 (H13), M333, 1.4404 (316L), 1.4410, 1.4542 (17-4PH)), tytan oraz jego stopy, takie jak TiAl6Nb7 oraz TiAl6V4, stop chromu z kobaltem CoCr ASTM F75, stopy na bazie niklu (In718, In625), aluminium AlSi12 oraz AlSi10Mg, brąz, cynk, a nawet stopy magnezu.

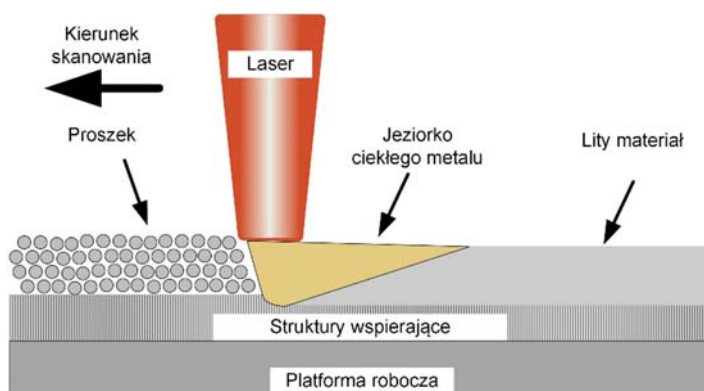
Elementy wytwarzane za pomocą technologii SLM nie wymagają dalszej obróbki związanej z samym wytwarzaniem części, jak na przykład wypełniania (infiltrowania) innymi materiałami, są lite, mają strukturę homogeniczną bez porów lub z niewielką ich ilością. Gotowe części mogą być jednak poddane dalszej konwencjonalnej obróbce, takiej jak obróbka cieplna, skrawaniem, obróbka erozyjna czy polerowanie w celu osiągnięcia pożądanych parametrów wytrzymałościowych i wymiarowych.

4.2. Oddziaływanie wiązki lasera z proszkiem metalicznym

Podczas procesu SLM zachodzi wiele zjawisk fizycznych wpływających na przebieg przetapiania i jego końcowy rezultat, takich jak [173]:

- absorpcja energii laserowej i jej przenikanie do materiału i podłoża,
- zjawisko refleksyjności materiału,
- wymiana ciepła przez przewodzenie, promieniowanie i konwekcję,
- przemiany fazowe w materiale,
- reakcje chemiczne,
- procesy zachodzące w ciekłym jeziorze materiału,
- przekazywanie ciepła między fazą ciekłą i stałą, krystalizacja,
- płynięcie ciekłego metalu spowodowane gradientem naprężeń.

Proces laserowej mikrometalurgii jest procesem aktywowanym cieplnie. Aby uzyskać przetopienie materiału, nagrzewa się go w krótkim czasie za pomocą skupionej wiązki laserowej dużej mocy [174], po czym następuje jego szybkie wychłodzenie wskutek przewodzenia ciepła w materiale wcześniej przetopionym i zakrzepniętym oraz w materiale proszkowym (rys. 18). Prowadzi to do powstania wysokiego gradientu temperaturowego między przetapianym materiałem, a jego otoczeniem, co wywołuje naprężenia cieplne.

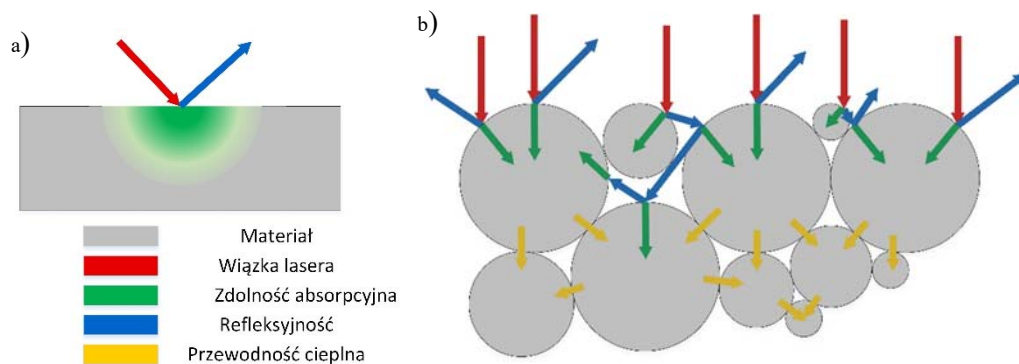


Rys. 18. Przebieg przetapiania proszku za pomocą wiązki lasera [81]

Bezpośrednio po procesie SLM materiał może ulec odkształceniu podczas usuwania konstrukcji podporowych relaksujących naprężenia. Surowy materiał po procesie SLM charakteryzuje się dużą wytrzymałością na rozciąganie, ale bardzo małym wydłużeniem, nieprzekraczającym 1%. Rozwiązaniem umożliwiającym eliminację negatywnych skutków naprężeń i uzyskanie właściwości mechanicznych podobnych do właściwości produktów wytworzonych z zastosowaniem konwencjonalnych procesów jest

jego odprężająca obróbka cieplna lub zastosowanie procesu prasowania izostatycznego na gorąco, tzw. procesu HIP (ang. *Hot Isostatic Pressing*).

W związku z charakterem źródła energii, jakim jest wiązka światła laserowego, kluczowe znaczenie w przetapianiu materiałów ma ich zdolność absorpcyjna, determinująca skuteczność procesu podgrzewania materiału. Zdolność refleksyjna metali jest duża, w przypadku wypolerowanych powierzchni może sięgać 100% (rys. 19).

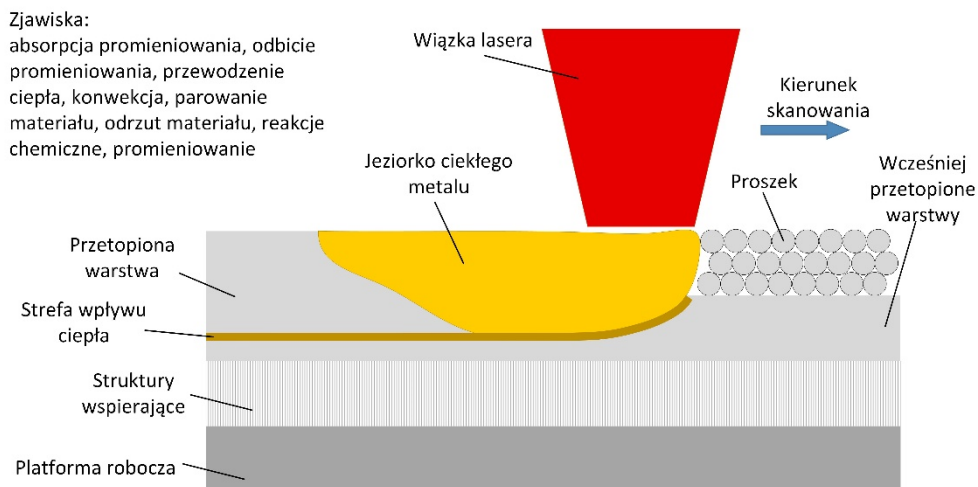


Rys. 19. Schemat pochłaniania energii przez materiał: a) lity, b) proszkowy

Przewodzenie ciepła podczas procesu SLM zależy od fizykochemicznych właściwości proszku, długości fali promieniowania laserowego oraz czasu naświetlania punktu. W literaturze można znaleźć różne mechanizmy opisujące wymiany ciepła w procesach SLM (rys. 20):

- absorpcja energii przez medium o dużej przewodności cieplnej, w tym wypadku cząsteczki metalu,
- dyfuzja energii do miejsc o małej przewodności cieplnej po ustabilizowaniu się temperatury cząsteczki metalu,
- przewodzenie ciepła przez kontakt fizyczny między cząsteczkami proszku metalu,
- przewodzenie ciepła przez powietrze lub gaz ochronny w komorze,
- promieniowanie ciepła między powierzchniami cząsteczek proszku metalu,
- promieniowanie ciepła między sąsiadującymi cząsteczkami atmosfery komory roboczej urządzenia,
- przewodzenie ciepła przez adhezję fazy ciekłej do fazy stałej,
- przewodzenie ciepła i konwekcja wewnątrz ciekłego jeziora metalu.

Zdolność absorpcyjna materiałów proszkowych o frakcji mniejszej niż plamka skupionej wiązki laserowej jest większa ze względu na zwiokrotnione odbicie promieniowania laserowego od kolejnych cząstek proszku, co zmniejsza straty z odbicia wiązki laserowej. Ze względu na bariery wynikające z odbicia wiązki promieniowania światłem laserowym zastosowanie materiałów w technologii SLM nie jest nieograniczone.



Rys. 20. Schemat przedstawiający zjawiska zachodzące podczas procesu SLM [173]

Do opisu procesu SLM niezbędna jest wiedza z dziedzin takich jak: optyka, inżynieria materiałowa, termodynamika, mechanika materiałów i inne. Proces można podzielić na cztery główne fazy [173]:

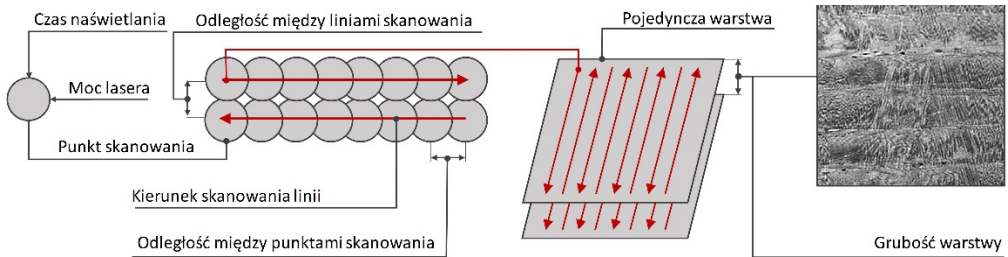
- Faza nagrzewania, w czasie której proszek musi zaabsorbować dużą ilość energii, aby osiągnąć temperaturę topnienia materiału.
- Faza przetapiania, w czasie której proszek gwałtownie tworzy ciekłe jezioro.
- Faza krzepnięcia, która następuje, gdy strumień ciepła zaczyna się zmniejszać i trwa do momentu zakrzepnięcia całej fazy ciekłej. Gdy szybkość krzepnięcia jest zbyt duża, gazy powstające w tym procesie nie zdążą ulotnić się, co może spowodować porowatość materiału.
- Faza chłodzenia, która trwa do momentu osiągnięcia przez budowany element temperatury otoczenia.

4.3. Parametry procesu SLM

Parametry procesu SLM mają wpływ na porowatość wytwarzanej części, mikrostrukturę, naprężenia i czas wytwarzania. Wpływają na bilans cieplny (strategia skanowania, moc lasera), prędkość wytwarzania (odległość między punktami skanowania, odległość między skanowanymi liniami/ściegami, czas skanowania jednego punktu) [81]. Wykonane prace miały na celu zbadanie wpływu wybranych parametrów na gęstość (stopień przetopienia proszku) wytwarzanych części.

Do głównych parametrów, od których zależy proces przetapiania materiału (rys. 21) należą [13, 78]:

- moc lasera, P_{laser} , W,
- czas naświetlania punktu, t_{expo} , μs ,
- odległość między punktami skanowania, P_{dist} , μm ,
- odległość między liniami skanowania L_{dist} , μm ,
- grubość warstwy L_T , μm .



Rys. 21. Graficzne przedstawienie parametrów procesu SLM

Czas naświetlania lasera w punkcie oraz odległości między punktami są często zastępowane parametrem prędkości skanowania V_S , $\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$ (jako wartość wynikowa):

$$V_S = \frac{P_{\text{dist}}}{t_{\text{expo}}} \quad (1)$$

Parametrami pozwalającymi ocenić ilość energii dostarczaną do przetapianego materiału są: liniowa, powierzchniowa oraz objętościowa gęstość energii [81, 122]:

- liniowa gęstość energii E_L , $\text{J} \cdot \text{mm}^{-1}$

$$E_L = \frac{P_{\text{laser}}}{V_S} \quad (2)$$

- powierzchniowa gęstość energii E_A , $\text{J} \cdot \text{mm}^{-2}$

$$E_A = \frac{P_{\text{laser}}}{V_S L_{\text{dist}}} \quad (3)$$

- objętościowa gęstość energii E_V , $\text{J} \cdot \text{mm}^{-3}$

$$E_V = \frac{P_{\text{laser}}}{V_S L_{\text{dist}} L_T} \quad (4)$$

Duży gradient temperatury oraz duża szybkość chłodzenia powodują powstanie stekstrowanych mikrostruktur stopów metali, które w większości charakteryzują: kolumnowe ziarna zbudowane z ukierunkowanych pakietów dendrytokomórek, bardzo drobne ziarna, mikrosegregacja dendrytyczno-komórkowa i występowanie faz nierównowagowych, umocnienie wydzieleniowe wskutek przesylenia [29]. Jednocześnie warunki krzepnięcia ciekłego metalu, a także niewłaściwie dobrane parametry procesu wywołują niepożądane zjawiska, wpływając na powstanie naprężeń własnych [134] i defektów w postaci porów oraz pęknięć różnego rodzaju [77, 81]. Dobór zmiennych parametrów ma więc decydujący wpływ na jakość wytworzonych części [123].

4.4. Wady i zalety technologii SLM

Technologia SLM jest najczęściej stosowaną spośród metod przyrostowych z grupy wykorzystujących materiał w postaci proszku do wytwarzania części, m.in. dla przemysłu lotniczego. Pod względem organizacji produkcji i kosztów wytwarzanie części w technologiach przyrostowych i szczególnie w technologii SLM ma dwie główne zalety [126]:

- Małoseryjna produkcja nie powoduje wzrostu kosztów wytwarzania w przeciwieństwie do technologii opartych na procesie odlewania.
- Złożoność kształtu wyrobu również nie skutkuje wzrostem kosztów wytwarzania, w przeciwieństwie do konwencjonalnych (ubytkowych) technologii.

Do głównych wad części wytwarzanych omawianymi technologiami należy możliwość brak przetopienia między warstwami oraz porowatość [46].

W tabeli 3 zestawiono wady oraz zalety metod przyrostowych z użyciem proszku na łożu reprezentowanych przez technologię SLM oraz technologie, gdzie materiał proszkowy jest podawany z dyszy bezpośrednio w miejsce wytwarzania kolejnej warstwy elementu.

Tabela 3. Wady i zalety technologii przyrostowych

Proszek na łożu (technologie laserowe i elektronowe)	
Zalety	<ul style="list-style-type: none"> • Skrócenie łańcucha wytwarzania (materiał jest wytwarzany w tym samym momencie co wytwarzany obiekt). • Duża dokładność (skupienie wiązki lasera od $\varnothing 10 \mu\text{m}$) w porównaniu do technologii napawania (proszek z dyszy). • Gwarancja zapewnienia atmosfery ochronnej podczas procesu (szczelna komora). • Brak strat nieprzetopionego materiału, który pozostaje w komorze i może być wykorzystany ponownie po uprzednim przesianiu. • Małoseryjna produkcja nie powoduje zwiększenia kosztów wytworzenia związanych z dodatkowym osprzętem i narzędziami (formy odlewnicze, uchwyty maszynowe itp.).

Tabela 3. Wady i zalety technologii przyrostowych

Proszek na łożu (technologie laserowe i elektronowe)	
Zalety	<ul style="list-style-type: none"> • Złożoność kształtu wyrobu nie zwiększa ani kosztów, ani czasu wytworzenia. • Swoboda kształtowania geometrii nieograniczona dostępnością narzędzi, a jedynie podparciem swobodnie opadających powierzchni i zapewnienia światła przelotowych kanałów. • Oszczędność materiału (materiał z niewielkim naddatkiem, mniejszym niż 10%, na poprawę jakości powierzchni). • Możliwość wykonania kilku elementów w jednym procesie.
Wady	<ul style="list-style-type: none"> • Gabaryty ograniczone do przestrzeni komory roboczej (zazwyczaj 250×250×250 mm). • Konieczność zapewnienia dużego wsadu materiału (dla modelu wysokości 10 cm – 60 kg proszku stali). • Wysoki koszt jednostkowy wytwarzanej części. • Utrudnione nabudowywanie na istniejącym modelu (wymagana płaska powierzchnia ustawiona prostopadle do działania wiązki lasera). • Niewielki asortyment materiałów, z których można wytwarzać obiekty.
Proszek z dyszy (technologie laserowe)	
Zalety	<ul style="list-style-type: none"> • Możliwość 5-osiowego dodawania materiału. • Możliwość wytwarzania dużych obiektów (przeźrenia robocza ograniczona zasięgiem ramienia robota lub łoża obrabiarki). • Możliwość dodawania materiału do istniejącej części o nieregularnych kształtach. • Brak wymogu zapewnienia dużego wsadu materiału (ilość proszku determinowana przez objętość wytwarzanego modelu, nie przez objętość komory roboczej).
Wady	<ul style="list-style-type: none"> • Mała dokładność (rozproszenie podawanego materiału na około $\varnothing 0,5$ mm, co uniemożliwia lepsze skupienie wiązki lasera oraz ogranicza dynamikę podawania materiału). • Straty materiału (nie cały proszek podawany z dyszy może być odzyskany przez brak szczelnej komory roboczej). • Brak możliwości wytwarzania podpór. Konieczność upraszczania geometrii wyrobu. • Ochrona gazem osłonowym jedynie miejsca natryskiwania materiału, co np. znacznie utrudnia przetwarzanie stopów tytanu.

5. PLAN CZYNNIKOWY WYTWARZANIA ELEMENTU W TECHNOLOGII SLM

W celu wytworzenia funkcjonalnego demonstratora w technologii SLM (o właściwościach użytkowych spełniających założone wymagania) z materiału nowo opracowywanego lub modyfikowanego przez stapianie z różnymi dodatkami opracowano plan czynnikowy. W badaniach wykorzystano handlowe proszki stopów tytanu (Ti6Al4V oraz Ti6Al7Nb), stali (316L oraz H13) oraz superstopu niklu (Inconel 718). Wykonano również próby ulepszania właściwości tych materiałów dodatkiem renu w postaci proszku wprowadzanego bezpośrednio podczas topienia. W trakcie projektowania eksperymentu uwzględniono pięć czynników: materiałowe, technologiczne, parametrowe, konstrukcyjne oraz jakościowe.

Główny cel pracy został osiągnięty przez realizację następujących zadań:

- Kompleksową analizę problemu, w tym określenie ograniczeń technologicznych związanych z użytym materiałem oraz wymiarami i kształtem wytwarzanych detali. Dobór materiałów, dobranie geometrii detali demonstratorów, opracowanie danych startowych do kolejnych zadań (parametry zmienne procesu, geometria próbek testowych, rodzaje badań weryfikacyjnych).

- Analizę materiałów proszkowych przeznaczonych do przetwarzania w technologii SLM, które determinują już na początku procesu możliwości technologiczne, a także właściwości wytwarzanego demonstratora.

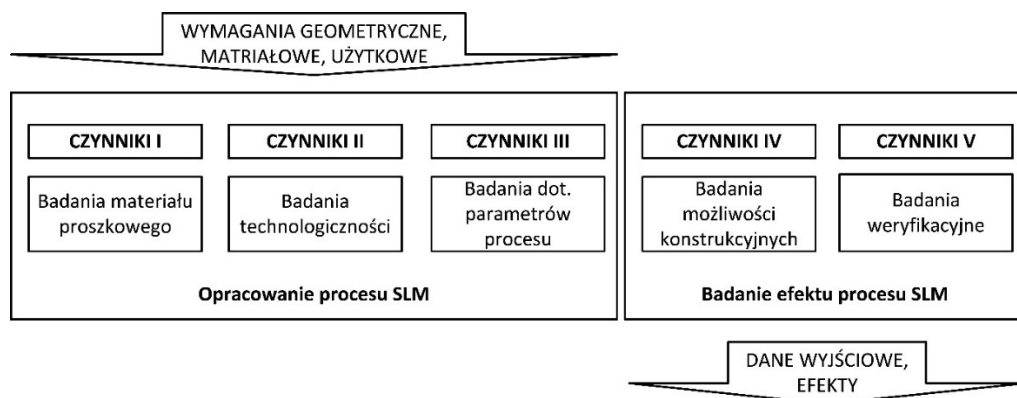
- Opracowanie parametrów procesu dla wytypowanych materiałów, próbek testowych i demonstratorów w odniesieniu do założonych kryteriów technologicznych (mikrostruktura, porowatość, dokładność odwzorowania geometrii itp.).

- Badania właściwości mechanicznych, materiałowych i użytkowych materiałów przetwarzanych opracowywaną technologią wytwarzania, pozwalające na porównanie z właściwościami obiektów wytwarzanych w sposób konwencjonalny i określenie celowości ich stosowania w przypadku detali demonstracyjnych.

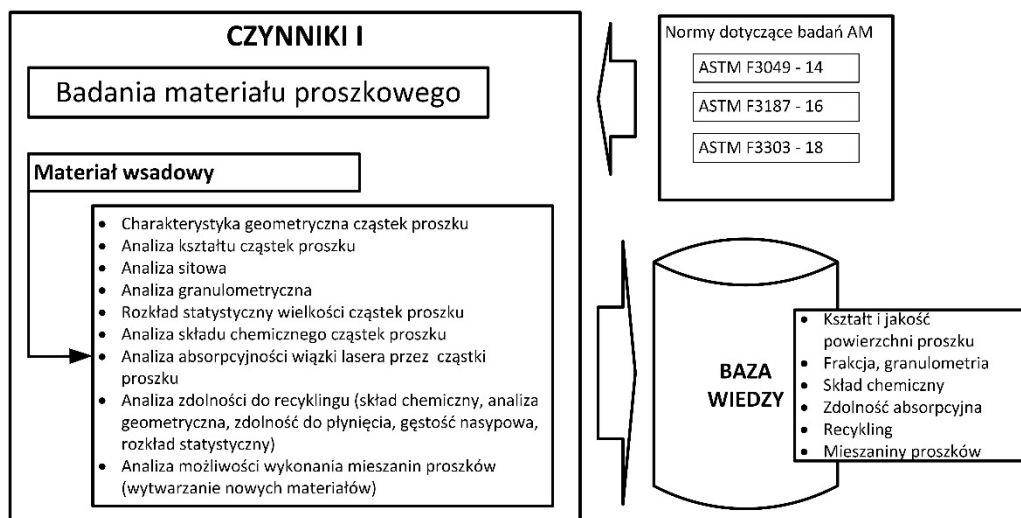
- Zaprojektowanie procesu technologicznego w odniesieniu do geometrii detali demonstratorów z określeniem limitów i ograniczeń technologii oraz wytycznych dla projektantów.

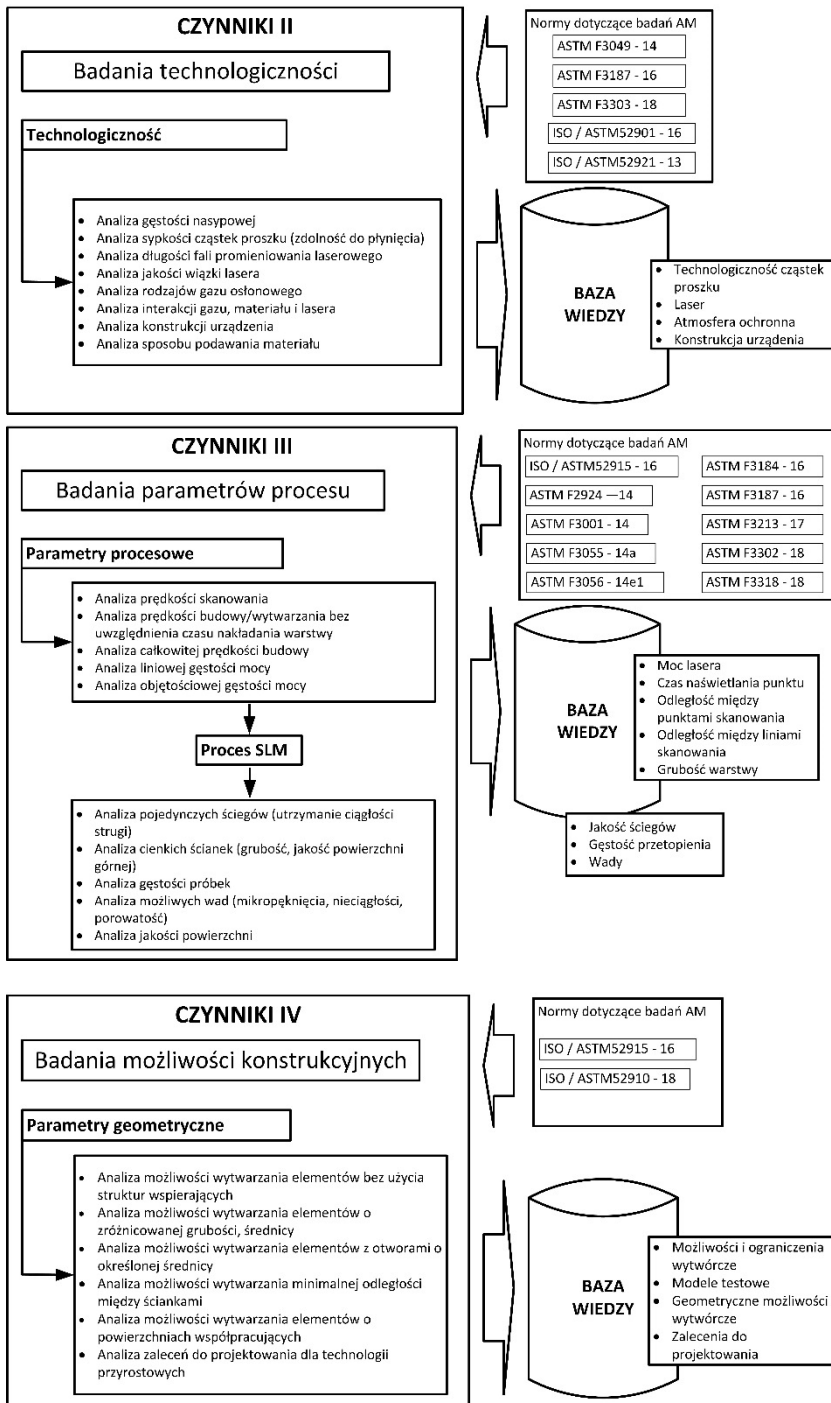
- Wytworzenie oraz badania funkcjonalne demonstratorów, analiza techniczno-ekonomiczna opracowanej technologii pod kątem możliwości jej zastosowania w warunkach przemysłowych.

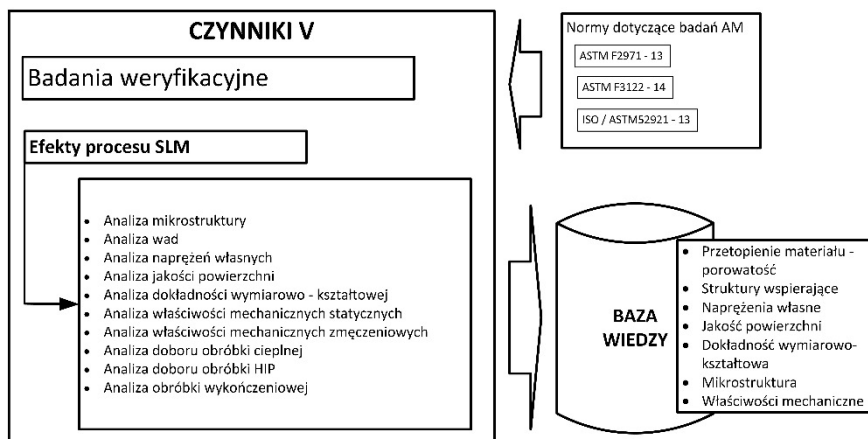
Metodyczne postępowanie jest ważne ze względu na prawidłowe opracowanie parametrów i warunków procesu SLM. Metodyka oparta na podejściu czynnikiemowym pozwala opracować kompleksową i stabilną technologię wytwarzania przyrostowego, począwszy od czynników materiałowych, kończąc na czynnikach jakościowych opisujących efekt procesu oraz materiału przetworzonego metodą SLM. Metodyka czynnikiemowa umożliwia uwzględnienie wszystkich parametrów wpływających na pełną optymalizację procesu selektywnej mikrometalurgii laserowej pod kątem otrzymania jednolitej struktury pozbawionej wad. Jednocześnie zachowuje uniwersalny charakter, ponieważ daje możliwość zastosowania jej do wszystkich materiałów, które można przetwarzać w technologiach przyrostowych, a także do poszukiwań nowych materiałów o niebadanych dotychczas właściwościach (rys. 22).



Rys. 22. Metodyka czynnikiemowa badania materiałowych elementów wytworzonych technologią SLM





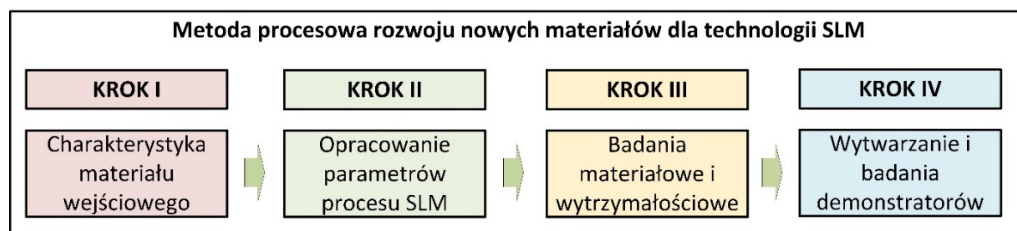


Rys. 23. Szczegółowa mapa czynników procesu technologii SLM

Podjęcie czynnikowe w przeciwieństwie do procesowego, które jest wykorzystywane do optymalizacji procesu SLM dla konkretnego proszku metalicznego (np. dla In718), uwzględnia wszystkie możliwe parametry materiałowe procesu, technologii, części, obróbki poprocesowej oraz właściwości użytkowe. Plan badawczy jest opracowywany w kontekście tzw. funkcji pchającej, nie ssącej (ang. *Push vs. Pull*), która ogranicza liczbę badań do minimum, aby uzyskać konkretny cel dla danego materiału. Metodyka czynnikowa (pchająca) uwzględnia wszystkie możliwe czynniki, dzięki czemu kompleksowo powstaje pełna baza wiedzy o danym procesie i materiale (rys. 23).

Plan eksperymentu

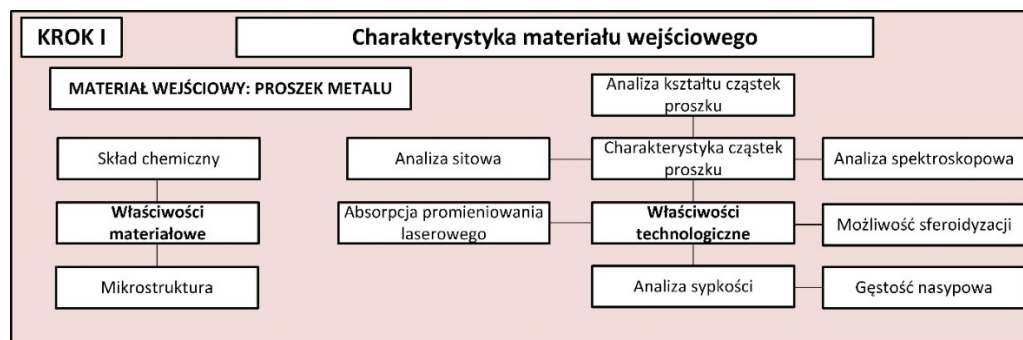
Zdefiniowano 5 głównych czynników, które w pełni charakteryzują proces SLM. Na ich podstawie projektuje się czteroetapową metodę procesową (rys. 24).



Rys. 24. Metoda badań materiałowych elementów wytworzonych technologią SLM

Pierwszy etap przewiduje badania, które umożliwiają charakterystykę materiałową i technologiczną proszku (rys. 25). Weryfikuje się przydatność materiału wsadowego

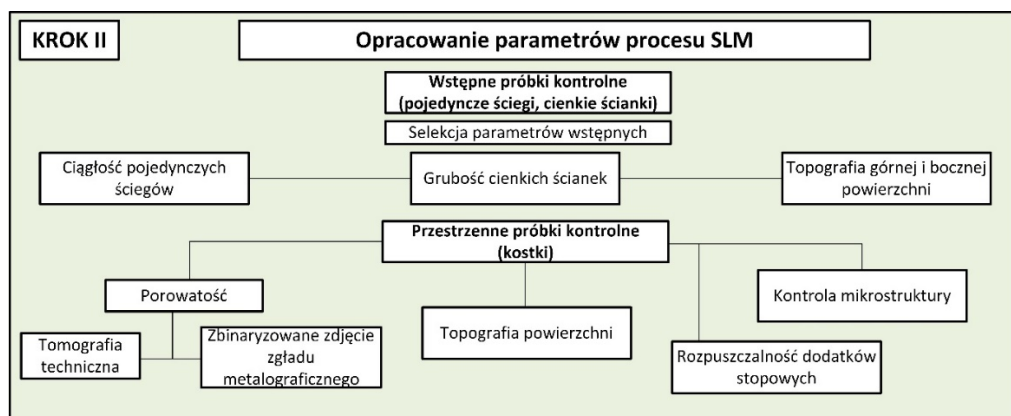
do użycia w technologii SLM. Głównym kryterium użyteczności proszku jest kształt pojedynczych cząstek oraz ich rozmiar. Mają one wpływ na prawidłowe nałożenie oraz grubość warstwy. Nakładanie warstwy proszku za pomocą urządzenia Realizer SLM250 użytego w badaniach odbywa się wskutek liniowego ruchu silikonowego zgarniacza. Dzięki temu możliwe jest nałożenie warstwy proszku, w którego frakcji znajdują się cząstki o średnicy większej niż grubość warstwy (np. warstwa 50 μm , średnice w przedziale 20–63 μm).



Rys. 25. Etap I optymalizacji procesu SLM: charakterystyka materiału wsadowego w postaci proszku

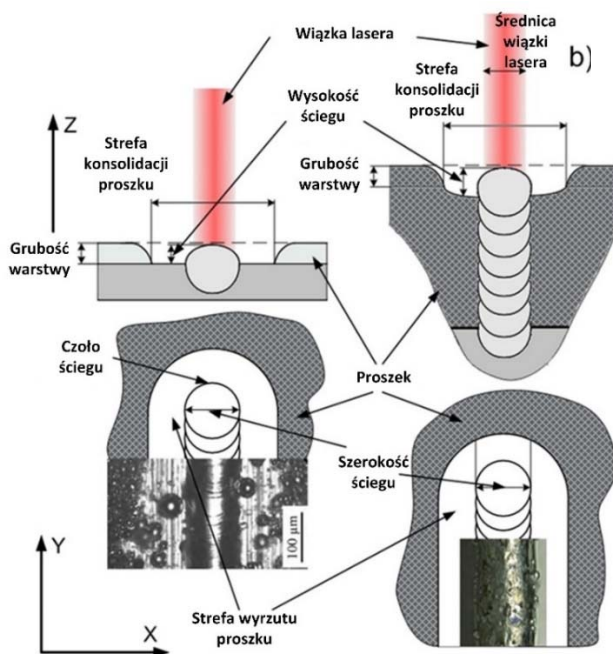
W pierwszym etapie badań weryfikuje się takie parametry proszku, jak:

- kształt cząstek,
- rozkład frakcji (analiza granulometryczna),
- gęstość nasypową,
- skład chemiczny,
- zdolność absorpcyjną głównego pierwiastka stopowego lub samego stopu.



Rys. 26. Etap II optymalizacji procesu SLM: opracowanie parametrów technologii wytwarzania części metodą SLM

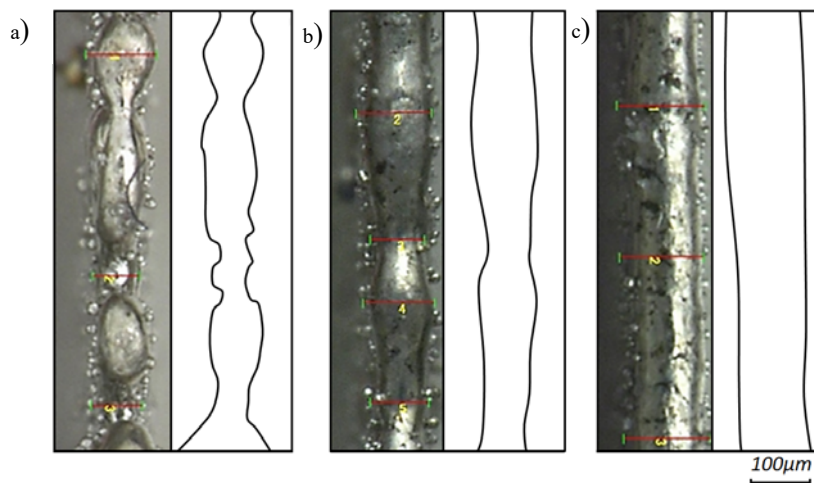
Analizy wykonane w etapie I ułatwiają dobór zakresu parametrów procesu w etapie II (rys. 26), w którym określa się warunki niezbędne do wytworzenia cienkich ścianek lub ściegów. W etapie tym ogranicza się liczbę badanych parametrów na korzyść większej liczby eksperymentów.



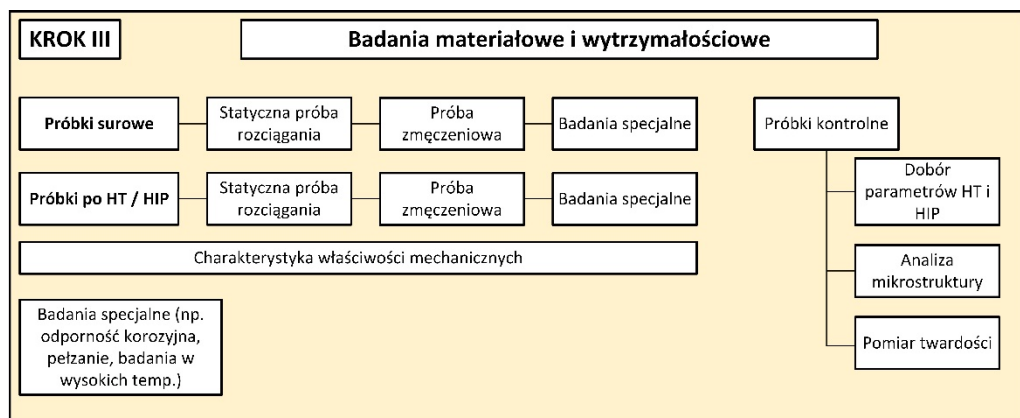
Rys. 27. Schemat procesu SLM pojedynczych ścieżek skanowania (po lewej) i cienkich ścianek (po prawej)

W trakcie budowy ścianek bierze się pod uwagę trzy parametry zmienne: odległość między punktami, czas naświetlania punktu oraz moc lasera. Zmiana grubości warstwy jest możliwa, ale dla określonej frakcji cząstek proszku najczęściej wybiera się stałą wartość $50\ \mu\text{m}$. Za próbki prawidłowe uznaje się te, których szerokość jest zawarta w przedziale $180\text{--}260\ \mu\text{m}$ (średnica plamki lasera w urządzeniu SLM 250 wynosi ok. $200\ \mu\text{m}$). Próbkę powinny charakteryzować się małym odchyleniem szerokości ścianki od wartości średniej, mieć ciągłą budowę oraz jak najmniejszą ilość spieczonego proszku przytwierdzonego do ścianki (rys. 27, 28).

Podczas opracowywania parametrów dla próbek litych wykorzystuje się zestaw najlepszych parametrów uzyskanych podczas wytwarzania cienkich ścianek. Oprócz wymienionych parametrów technologicznych uwzględnia się także parametr odległości między skanami. Głównym kryterium wyboru optymalnych parametrów jest uzyskanie gęstości rzeczywistej materiału powyżej $99,8\%$ dla możliwie największej prędkości wytwarzania [20, 166, 178].



Rys. 28. Przykłady cienkich ścianek ze stopu Inconel 718: a) ścianka bez ciągłości budowy, b) ścianka o nieregularnym kształcie, c) ścianka prawidłowa



Rys. 29. Etap III optymalizacji procesu SLM: schemat badań mechanicznych i weryfikacyjnych materiałów przetworzonych metodą SLM

Kolejnym etapem badań nad opracowaniem nowych materiałów dla technologii SLM są badania mechaniczne i materiałowe (rys. 29). W tym etapie wyznacza się charakterystyki wytrzymałościowe materiału, prowadzi obserwację mikrostruktury przetworzonych materiałów, dokonuje analizy możliwości występowania wad wewnętrznych w elementach oraz zmiany składu chemicznego materiału przez odparowanie części pierwiastków spowodowane działaniem wiązki laserowej. Materiały wytworzone w technologii SLM poddaje się również obróbce cieplnej lub prasowaniu izostycznym na gorąco (HIP), aby m.in. zredukować naprężenia własne powstałe podczas

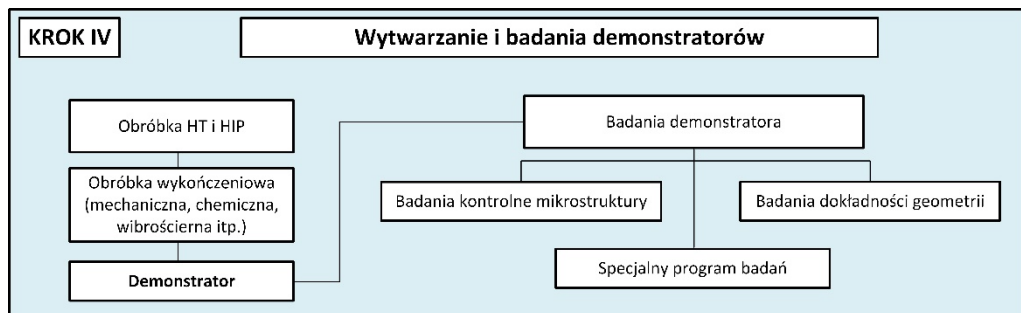
procesu SLM, uzyskać homogenizację mikrostruktury, usunąć albo przynajmniej zredukować wady wewnętrzne oraz wzmocnić materiał (utwardzanie wydzieleniowe, hartowanie itp.). Badania kontrolne wykonuje się na próbkach-świadkach w różnych płaszczyznach w celu określenia anizotropii mikrostruktury spowodowanej kierunkowym odprowadzaniem ciepła w procesie SLM.

Badania można podzielić na 3 stadia:

- 1) charakterystyka materiału bezpośrednio po procesie SLM,
- 2) dobór parametrów obróbki poprocesowej,
- 3) charakterystyka materiału po obróbce cieplnej.

W ramach zadań opisanych w punkcie 1 oraz 3 bada się właściwości mechaniczne materiału w próbach znormalizowanych, takich jak np. próba rozciągania, zginania, ściskania oraz próby zmęczeniowe. Gdy materiał ma być poddany działaniu gazów korozyjnych, wysokiej temperatury lub czynników erozyjnych, badania uzupełnia się na przykład rozciąganiem w podwyższonej temperaturze, próbą pełzania, ścierania i badaniami odporności na korozję. Zadania opisane w punkcie 2 obejmują głównie badania materiałowe polegające na identyfikacji mikrostruktury w różnych stanach przetworzenia, identyfikacji faz, pomiary twardości itp. Celem badań jest jak najdokładniejsza charakterystyka zmian w materiale po procesie SLM, a w późniejszym etapie opracowanie strategii obróbki poprocesowej umożliwiającej uzyskanie materiału o optymalnych właściwościach.

Etap IV ma na celu weryfikację poprawności doboru technologii oraz możliwości jej wykorzystania w wytwarzaniu modeli przestrzennych o rozwiniętej geometrii.



Rys. 30. Etap IV optymalizacji procesu SLM: schemat wytwarzania i weryfikacji elementów otrzymanych z nowych materiałów w technologii SLM

Wybrany model 3D lub grupa modeli są wytwarzane w opracowanym procesie, po czym sprawdza się mikrostrukturę materiału (m.in. w miejscach krytycznych), a następnie metodami niszczącymi (zgłady metalograficzne) lub nieniszczącymi (tomografia komputerowa) ocenia się modele pod względem wad budowy. Następnie wykonywana jest kontrola geometrii, w której dla skomplikowanych elementów można użyć tomografii komputerowej lub skanowania 3D. W tym etapie uwzględnia się również obróbkę

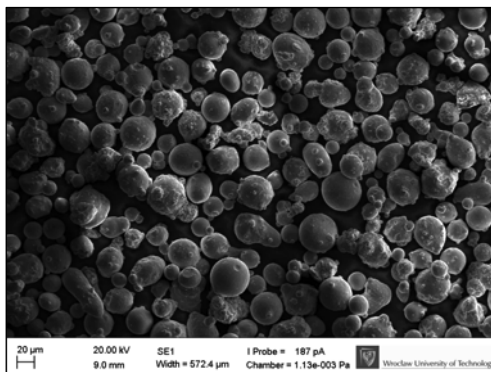
wykończeniową (np. piaskowanie, obróbkę skrawaniem, obróbkę elektrochemiczną), której zadaniem jest redukcja chropowatości powierzchni oraz zwiększenie dokładności wymiarowo-kształtowej. Plan może również przewidywać wykonanie specjalnego programu badań dla modelu weryfikacyjnego (demonstratora), np. testy funkcjonalne, aplikacyjne i inne.

6. CZYNNIKI MATERIAŁOWE

Analizę czynników materiałowych wykonuje się, aby scharakteryzować materiał wsady do procesu SLM. Należy zbadać właściwości optyczne proszku (zdolność absorpcyjną), granulometryczne (kształt cząstek proszku, udział poszczególnej frakcji, rozmiar) oraz właściwości fizyczne, chemiczne, reologiczne i metalurgiczne.

6.1. Kształt cząstek proszku

Na wstępie materiał proszkowy jest poddawany badaniom w celu określenia morfologii cząstek. Dąży się aby proszek użyty w technologii SLM miał kształt co najmniej globularny, czyli zbliżony do kulistego (rys. 31).



Rys. 31. Proszek Inconel 718 użyty w procesie SLM (SEM)

Wiąże się to z jego sypkością oraz gęstością nasypową, które mają szczególne znaczenie podczas nakładania warstw oraz podawana materiału z ruchomego zbiornika. Cząstki proszku o kształcie kulistym nie sprawiają problemów podczas tych operacji. Cząstki o zróżnicowanym kształcie mogą natomiast zablokować się w podajniku, co uniemożliwi nałożenie kolejnej warstwy materiału (rys. 32). Kolejną wadą cząstek proszku o niejednorodnym kształcie jest problem z uzyskaniem jednakowego stopnia zagęszczenia oraz grubości warstwy.

Sypkość proszku zależy od wielu parametrów: gęstości objętościowej materiału, gęstości pozornej, tarcia, wilgotności, sił van der Waalsa, właściwości magnetycznych,

kształtu oraz rozkładu wielkości cząstek proszku. W praktyce sypkość zależy od właściwości fizycznych cząstek materiału, które wpływają na przepływ oraz narzędzi użytych do transportowania, przechowywania lub dozowania proszku.



Rys. 32. Ruchomy zasobnik proszku wraz z zgarniaczem: a) nakładanie proszku o cząstkach kulistych, b) nakładanie proszku zawierającego cząstki o różnorodnym kształcie [87]

Odpowiedni rozmiar oraz kształt cząstek proszku ma ogromny wpływ na proces przetapiania, m.in. porowatość. Wraz ze zmniejszaniem się wielkości cząstek proszku, zwiększa się jego zdolność do przetopienia. Lokalny rozkład wielkości cząstek proszku w mikroobszarach wpływa natomiast na jego stopień zagęszczenia. Mniejsze cząstki wypełniają bowiem puste przestrzenie między cząstkami większymi. Globalny rozkład wielkości cząsteczek (różnice między proszkiem znajdującym się w różnych rejonach komory roboczej) wpływa niekorzystnie na proces przetapiania, ponieważ może powodować różnice w szybkości chłodzenia obiektu i nierównomierny skurcz materiału [173]. Opis technologiczności proszku znajduje się w rozdziale 7.1.

6.2. Rozkład frakcji i analiza granulometryczna

Ilość energii potrzebna do stopienia warstwy proszku jest proporcjonalna do wielkości jego cząstek. Mniejsze cząstki topią się znacznie szybciej niż te o większej średnicy. Wielkość oraz rozkład średnic cząstek wpływa na lepkość, szybkość przepływu i odkładanie się proszku. Maksymalna średnica cząstek proszku nie może być większa niż grubość warstwy, gdyż wiąże się to z jego nierównomiernym nakładaniem. Nieodpowiedni rozkład rozmiarów cząstek proszku może powodować nierównomierne nakładanie się poszczególnych warstw. Stopień zagęszczenia w różnych obszarach warstwy może się wówczas znacznie różnić, co spowoduje zwiększenie porowatości wyrobu. Zaleca się, aby sypki materiał proszkowy używany w procesie składał się z cząstek o różnych średnicach. Mniejsze cząstki wypełniają puste przestrzenie między większymi i stopień zagęszczenia proszku się zwiększa. Niestety cząstki o średnicy nieprzekraczającej 10 μm podczas stapiania mogą zostać wyrzucone z ciekłego jeziora ze względu na małą masę. Są niebezpieczne dla operatorów, ponieważ mogą przenikać przez skórę oraz docierać do płuc, np. podczas przesiewania proszku.

Proszki niezależnie od metody ich wytwarzania są polidispersyjne [173]. Do scharakteryzowania cząstek nie wystarczy jedynie wyznaczenie ich uśrednionego rozmiaru, lecz ważne jest wyznaczenie rozkładu wielkości cząstek. Wielkość cząstek proszku wyznacza się np. za pomocą analizy sitowej. Frakcjonowanie najłatwiej jest wykonać, przesiewając proszek przez zestaw sit o określonym prześwicie oczek [173]. Istnieją również inne metody określania rozmiarów cząstek proszku, np. metoda sedymentacyjna, laserowe metody dyfrakcyjne lub oparte na przepływie prądu.

Analiza sitowa według Polskiej Normy PN-EN 24497, ISO 4497 polega na przesiewaniu 100 g proszku przez zestaw sit, które umożliwi określenie masy i udziału poszczególnych frakcji. W wykonanej analizie użyto sit o średnicach oczek: 106, 90, 75, 63, 40 oraz 20 μm . Proszki, które zostały użyte w tej analizie, zestawiono w tabeli 4.

Tabela 4. Zestawienie proszków metalicznych poddanych analizie sitowej

Lp.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Proszek	Ti6Al4V	Ti	316L	H13	IN718	AlSi12	Al	Cu	CoCr212	W	Ag	Re

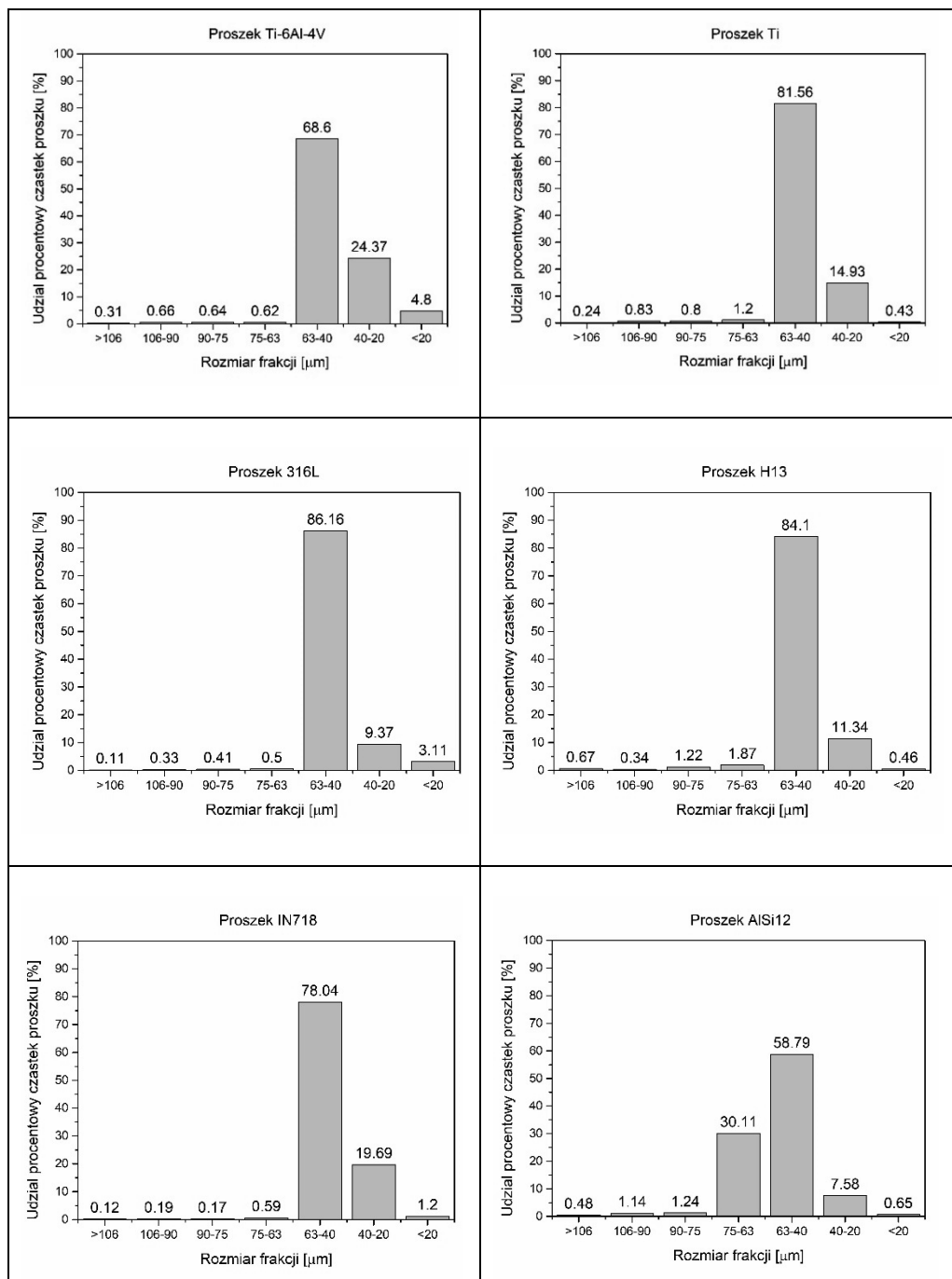
Oznaczenie wielkości poszczególnych cząstek proszków używanych w procesach SLM wykonano na przesiewaczu wibracyjnym „Analysette 3” firmy FRITSCH (rys. 33).

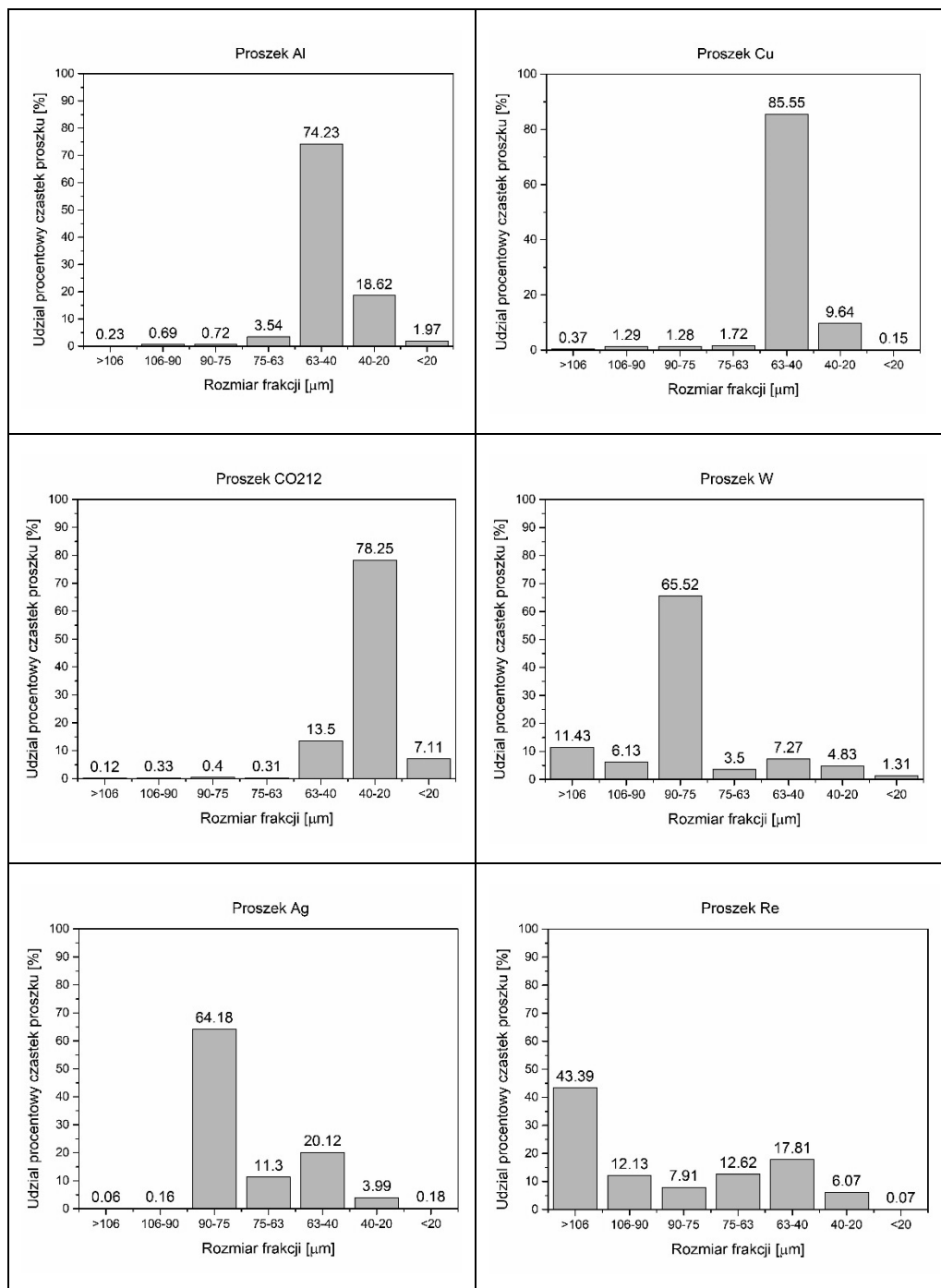


Rys. 33. Przesiewacz wibracyjny

Każdy spośród wymienionych materiałów poddano 3 próbom. Masa proszku pobrana do analizy wynosiła 500 g. Dane opisujące rozkład wielkości cząstek (tabela 2) przedstawiono w postaci histogramów udziałów procentowych każdej z frakcji. Z przedstawionych histogramów wynika, że średnice cząstek badanych proszków stosowanych w technologii SLM odpowiadają grubości nakładanych warstw (maksymalnie 100 μm , najczęściej 75 i 50 μm).

Tabela 5. Rozkład wielkości cząstek poszczególnych proszków na podstawie analizy sitowej





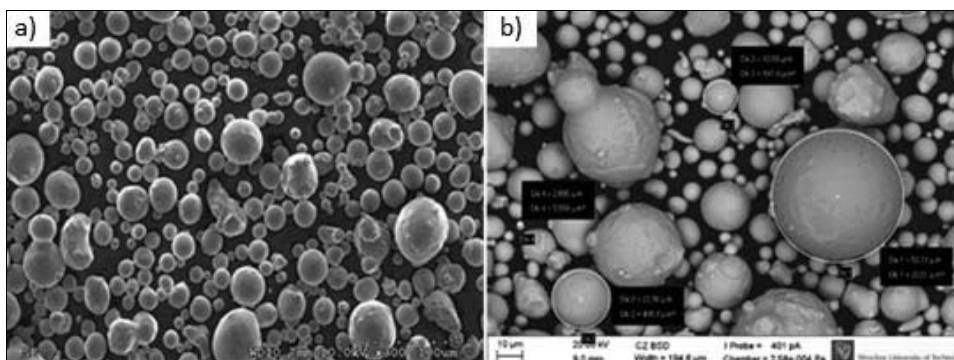
6.3. Skład chemiczny

Badania składu chemicznego proszku wykonuje się, aby stwierdzić zgodność składu materiału z deklarowanym przez producenta oraz zgodność z obowiązującymi normami. Badanie to nie jest wyłącznie potwierdzeniem składu chemicznego materiałów, ale też jednym z etapów kontroli jakości procesu. Proces SLM jest procesem dyskretnym, wysokotemperaturowym, selektywnym z dużym gradientem temperatury. Podczas stapiania następują zmiany w składzie chemicznym poszczególnych komponentów stopu (np. skutek odparowania). Jest to szczególnie widoczne w przypadku ponownego wykorzystywania nieprzetopionego materiału. Skład chemiczny tego samego materiału po kilku procesach może różnić się od siebie. Zmianę obserwuje się również w rozkładzie średnic użytego materiału. Proszek wielokrotnie używany składa się z cząstek zbliżonych rozmiarami do siebie, bez drobnych cząstek wypełniających przestrzenie między większymi (por. rozdz. 6.5). Poniżej przedstawiono przykładowe wyniki analiz materiałów z grupy stali, stopu niklu oraz stopu tytanu w stanie dostawy. Skład chemiczny analizowano metodą spektroskopii emisyjnej oraz ekstrakcji niskotemperaturowej, kształt cząstek za pomocą mikroskopii elektronowej. Przedstawiono także wyniki badania rozkładu rozmiaru cząstek proszku metodą dyfrakcji laserowej.

Wyniki analizy składu chemicznego proszku stali 316L użytego w procesie (tabela 6) okazały się zgodne ze składem wymaganym według specyfikacji UNS S31603.

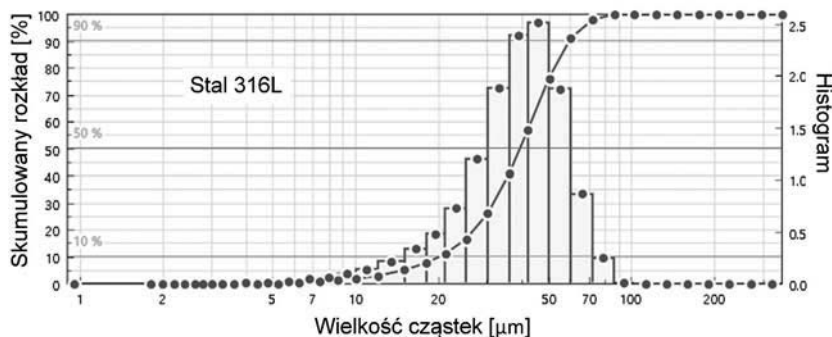
Tabela 6. Skład chemiczny proszku stali 316L użytego w procesie SLM [% wag.]

Pierwiastek	Ni	Cr	Mo	C	Si	Mn	P	S	Fe
Proszek	10,61	17,09	2,38	0,013	0,59	1,17	0,011	0,011	reszta
Stal 316L (UNS S31603)	10–14	16–18	2–3	<0,03	<0,75	<2	<0,045	<0,03	reszta



Rys. 34. Cząstki proszku stali 316L użytego w procesie SLM (SEM)

Analiza kształtu cząstek proszku wykonana za pomocą mikroskopu elektronowego wykazała, że mają kształt kulisty bądź globularny (rys. 34). Wyniki analizy rozkładu wielkości cząstek proszku za pomocą dyfrakcji laserowej przedstawiono na rys. 35.



Rys. 35. Rozkład frakcji cząstek proszku stali 316L użytych w procesie SLM

Na tej podstawie wyznaczono 3 główne przedziały rozkładu wielkości cząstek:

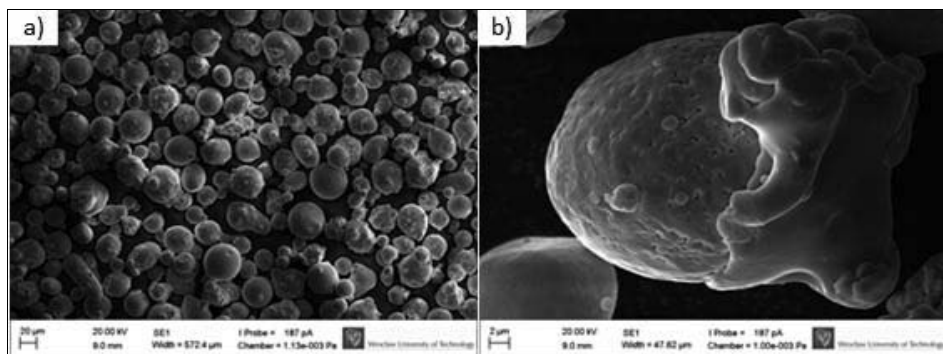
$$X_{10,3} = 20,01 \mu\text{m}, \quad X_{50,3} = 39,33 \mu\text{m}, \quad X_{90,3} = 59,23 \mu\text{m}$$

Oznacza to, że 90,3% cząstek proszku ma średnicę mniejszą niż 59,23 μm . Maksymalny rozmiar cząstek obserwowany dla tego materiału wynosi $X_{99,3} = 79,07$.

Analiza składu chemicznego proszku Inconel 718 użytego w procesie SLM wykazała jego zgodność z normą UNS N07718 (tabela 7).

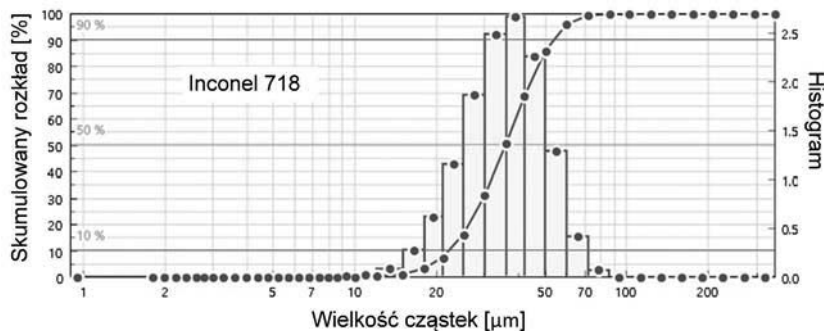
Tabela 7. Skład chemiczny stopu Inconel 718 użytego w procesie SLM [% wag.]

Pierwiastek	Ni	Cr	Nb	Mo	Ti	Al	Co	Fe
Proszek	50	18,37	5,43	3,27	0,91	0,04	0,03	20,74
Inconel 718	50–	17–	4,75–	2,80–	0,65–	0,20–	<1,00	reszta
(UNS N07718)	55	21	5,50	3,30	1,15	0,80		



Rys. 36. Cząstki proszku Inconel 718 użytego w procesie SLM

Z badań mikroskopowych cząstek proszku wynika, że charakteryzują się one kształtem kulistym bądź globularnym (rys. 36). Wyniki analizy rozkładu wielkości cząstek proszku za pomocą dyfrakcji laserowej przedstawiono na rys. 37.



Rys. 37. Rozkład frakcji cząstek proszku stopu Inconel 718 użytych w procesie SLM

3 główne przedziały rozkładu wielkości cząstek proszku są następujące:

$$X_{10,3} = 22,12 \mu\text{m}, \quad X_{50,3} = 35,74 \mu\text{m}, \quad X_{90,3} = 54,02 \mu\text{m}$$

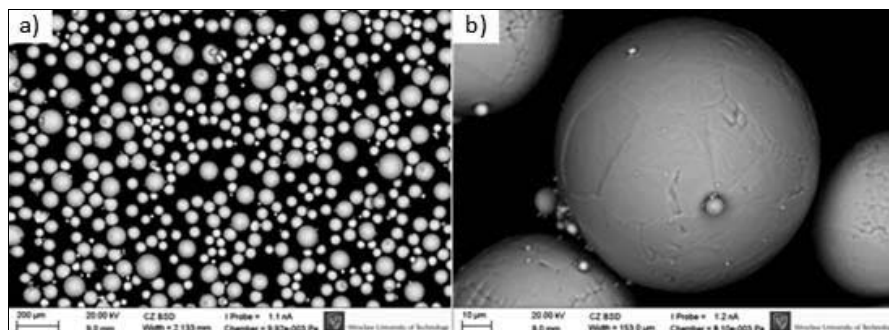
co oznacza, że średnica 90,3% cząstek proszku jest mniejsza niż 54,02 μm . Maksymalny rozmiar cząstek tego materiału wynosi $X_{99,3} = 70,44 \mu\text{m}$.

Badanie składu chemicznego wykonano również dla stopu tytanu Ti6Al4V z uwzględnieniem normy UNS R50400 (tabela 8).

Tabela 8. Skład chemiczny proszku Ti6Al4V użytego w procesie SLM [% wag.]

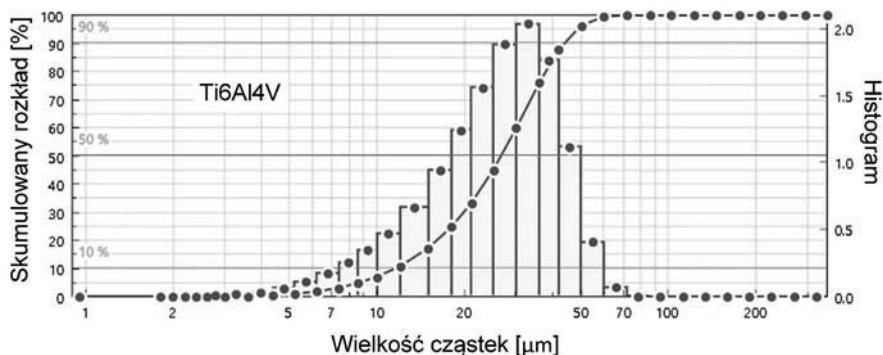
Pierwiastek	Ti	Al	V	C	Fe	O	N	H
Proszek	Bal.	6,40	4,00	0,01	0,20	0,13	0,01	0,002
Ti6Al4V (UNS R56400)	Bal.	5.50–6,75	3,50–4,50	0,10 ^a	0,40 ^a	0,20 ^a	0,05 ^a	0,0150 ^a

^aWartość maksymalna.



Rys. 38. Cząstki proszku Ti6Al4V użytego w procesie SLM (SEM)

Badanie morfologii metodą mikroskopii elektronowej wykazało, że cząstki proszku cechują się niemal idealnie kulistym kształtem (rys. 38). Wyniki analizy sitowej podano w tabeli 8, wyniki analizy rozkładu wielkości cząstek proszku metodą dyfrakcji laserowej na rys. 39.



Rys. 39. Rozkład frakcji cząstek proszku Ti6Al4V użytego w procesie SLM

Wyznaczono 3 główne przedziały rozkładu wielkości cząstek proszku:

$$X_{10,3} = 11,58 \mu\text{m}, \quad X_{50,3} = 26,72 \mu\text{m}, \quad X_{90,3} = 44,15 \mu\text{m}$$

Oznacza to, że 90,3% cząstek proszku jest mniejsza niż 44,15 μm. Maksymalny rozmiar cząstek obserwowany dla tego materiału wynosi $X_{99,3} = 58,69 \mu\text{m}$.

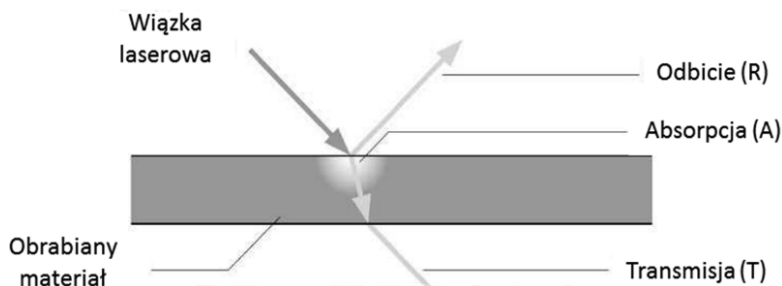
Wszystkie badane proszki charakteryzują się składem chemicznym zgodnym z normami. Na podstawie analizy metodą dyfrakcji laserowej można stwierdzić, że proszki te można stosować w technologii SLM, w której graniczną wartością wielkości cząstki proszku jest grubość nakładanej warstwy – 75 μm. W proszku stali 316L występują wprawdzie cząstki, których średnica nieznacznie przekracza wartość maksymalną, ale nie wyklucza to jego zastosowania. Zgarniacz nakładający proszek jest wykonany z materiału elastycznego, poddającego się wystającym ponad warstwę cząstkom lub nierównościom utworzonej wcześniej warstwy.

6.4. Zdolność absorpcyjna

Zdolność absorpcji promieniowania laserowego determinuje wykorzystanie danego materiału w technologii SLM [19, 160], gdyż od niej zależy możliwość przetopienia proszku. Oprócz zdolności absorpcyjnej bardzo ważnym parametrem jest moc wiązki lasera, zwłaszcza dla materiałów o niskiej temperaturze topnienia oraz niskim poziomie absorpcji promieniowania na powierzchni, na której mogą pojawiać się

tlenki utrudniające przetopienie (np. glin i jego stopy). Do głównych czynników determinujących absorpcję promieniowania laserowego należą: rodzaj zastosowanego materiału, jego skład chemiczny oraz kształt i wielkość cząstek proszku.

Podstawowym jednak parametrem jest stopień absorpcji promieniowania przez materiał. Od niego zależy konstrukcja urządzenia SLM (dobór odpowiedniego źródła promieniowania laserowego) oraz dobór parametrów procesowych (odpowiednia moc lasera oraz prędkość skanowania). Podczas obróbki laserowej padające promieniowanie nie jest całkowicie absorbowane przez próbkę. Na powierzchni wykonanej z litego materiału część promieniowania odbija się od niej, część zostaje zaabsorbowana, a część transmitowana przez materiał (rys. 40).



Rys. 40. Oddziaływanie światła laserowego z litym materiałem [71]

Zgodnie z zasadą zachowania energii suma refleksyjności R , zdolności absorpcyjnej A i transmisji T musi być równa jedności:

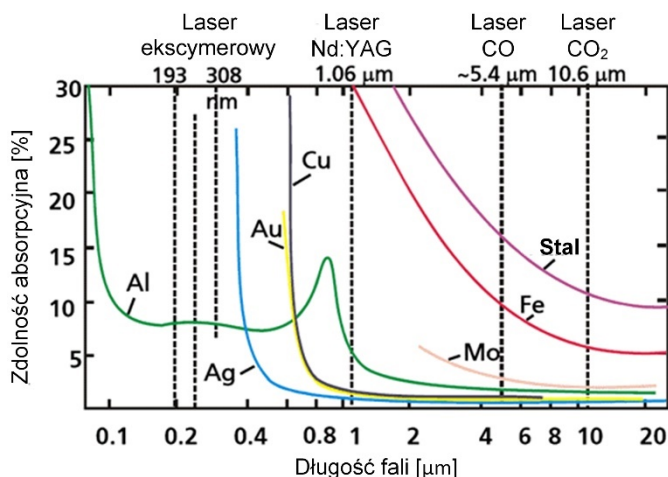
$$R + A + T = 1 \quad (5)$$

Zabsorbowana energia (A) przyczynia się do podgrzewania materiału i dlatego bezpośrednio wpływa na proces przetapiania. Głębokość penetracji promieniowania zależy od długości fali. Im krótsza fala, tym głębokość penetracji jest mniejsza. W większości przewodzących materiałów metalicznych głębokość penetracji znajduje się w zakresie 10–1000 nm [71]. Ze względu na grubość obrabianego materiału transmisja może zatem zostać pominięta. Wówczas z równania (5) pozostaje tylko zależność:

$$A = 1 - R \quad (6)$$

Poszczególne materiały metaliczne różnią się zdolnością absorpcyjną (rys. 41). Ze wzrostem długości fali następuje ciągłe zmniejszanie zdolności absorpcyjnej, przerywane występowaniem lokalnych maksimum. Z tego powodu absorpcja promieniowania pochodzącego z lasera CO₂ emitującego promieniowanie 10,6 μm będzie mniejsza niż absorpcja promieniowania lasera Nd:YAG o długości fali 1,06 μm. Zdolność absorpcyjna promieniowania o długości fali 1,06 μm dla stali wynosi na przykład około 35% i jest w przybliżeniu 7 razy większa niż promieniowania o długości fali 10,6 μm [71]. Należałoby zatem oczekiwać, że wyjątkowo skuteczne będzie użycie promieniowania

UV, jednak w tym zakresie brakuje generatorów laserowych umożliwiających przetopienie materiałów. Istnieją wprawdzie lasery ekscymerowe, ale emitują one promieniowanie tylko w trybie impulsowym. Inny jest też mechanizm oddziaływania tych laserów z materiałem. Występuje tu fotoablacja, czyli bezpośrednie przejście ze stanu stałego w gazowy z pominięciem fazy ciekłej. W przypadku selektywnej mikrometalurgii proszków wymagane jest przetapianie materiału proszkowego, lasery ekscymerowe nie są zatem przydatne w tej technologii [92].

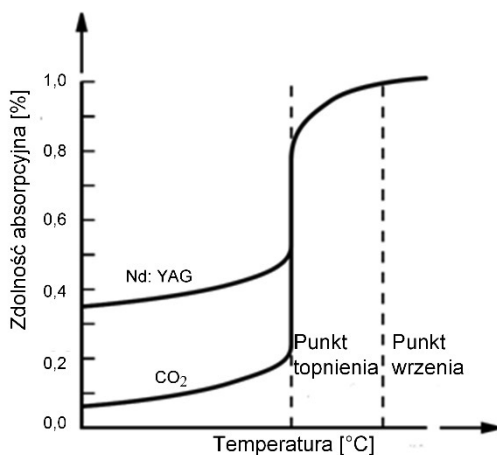


Rys. 41. Zdolność absorpcyjna metali w zależności od długości fali światła laserowego [71]

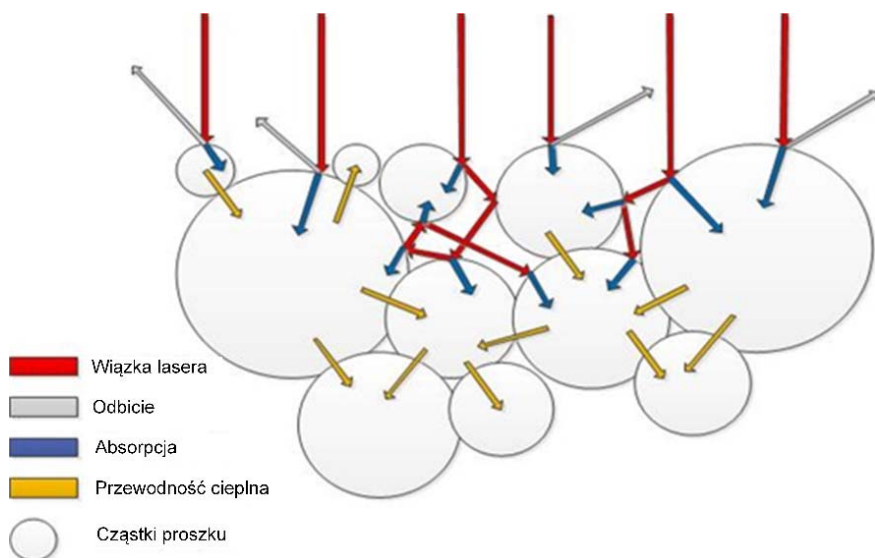
Do materiałów o małej zdolności absorpcyjnej nawet promieniowania UV należy glin. Ma on jednak maksimum absorpcji około 850 nm. W tym zakresie długości fali emitują lasery diodowe o mocy do 10 kW. Zdolność absorpcyjna stali jest stosunkowo duża i materiał ten łatwo obrabiać za pomocą technologii laserowych. Zależność zdolności absorpcyjnej od długości fali powinna być tylko wskazówką do wyboru lasera, gdyż zdolność absorpcyjna materiału zależy od wielu innych czynników, takich jak np. temperatura materiału.

Wraz ze wzrostem temperatury wzrasta zdolność absorpcyjna materiału, jednak zależy ona od długości fali promieniowania laserowego (rys. 42). Po stopieniu materiału zdolność absorpcyjna zwiększa się skokowo i przestaje zależeć od długości fali lasera. Wzrost temperatury materiału powoduje dalszy dynamiczny wzrost zdolności absorpcyjnej. Dla przykładu, zdolność absorpcyjna promieniowania lasera CO₂ dla powierzchni stali w stanie wypolerowanym wynosi tylko 4% w temperaturze pokojowej, wzrasta do wartości ponad 30% w temperaturze topnienia stali i osiąga wartość około 90% w temperaturze parowania [71]. Materiał, który ma małą zdolność absorpcyjną w niskiej temperaturze może silnie absorbować promieniowanie w temperaturze wyższej. Z zależności tej wynika, że zdolność absorpcyjna ma bardzo duże znaczenie w procesach,

w których nie następuje stopienie materiału, takich jak na przykład hartowanie. W procesach, w których następuje stopienie materiału, zależność zdolności absorpcyjnej od temperatury ma znaczenie tylko w początkowej fazie procesu, zanim materiał się stopi.



Rys. 42. Zależność zdolności absorpcyjnej od temperatury materiału dla lasera Nd:YAG i CO₂ [71]

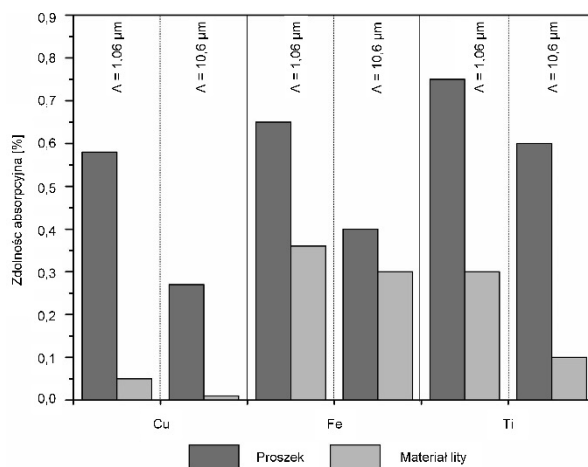


Rys. 43. Oddziaływanie wiązki laserowej z materiałem proszkowym

W technologii SLM postać materiału również ma wpływ na zdolność absorpcyjną promieniowania laserowego. Tylko część padającego promieniowania jest pochłaniana przez cząstki na powierzchni materiału. Jednak pojedyncze cząstki proszku odbijają

promieniowanie laserowe i jego część przenika przez wolne przestrzenie między cząsteczkami (rys. 43). Wielokrotne odbicie promieniowania między cząstkami znacznie zwiększa zdolność absorpcyjną materiału w postaci proszku, która pod jego wierzchnią warstwą jest zbliżona do zdolności absorpcyjnej ciała doskonale czarnego [13, 71, 176].

Na przykład zdolność absorpcji promieniowania lasera Nd:YAG oraz CO₂ przez proszek miedzi jest dziesięciokrotnie większa niż zdolność absorpcyjna litego metalu (rys. 44). Dla proszku żelaza jest ona dwukrotnie większa, natomiast sproszkowany tytan charakteryzuje się 2,5 raza większą zdolnością absorpcyjną promieniowania lasera Nd:YAG niż lity metal. Duża zdolność absorpcyjna wiąże się z obecnością porów w łożu proszkowym, jak również z jego mniejszą przewodnością cieplną. Ma to wpływ na zmniejszenie gęstości mocy lasera potrzebnej do przetopienia luźnych cząstek proszku.



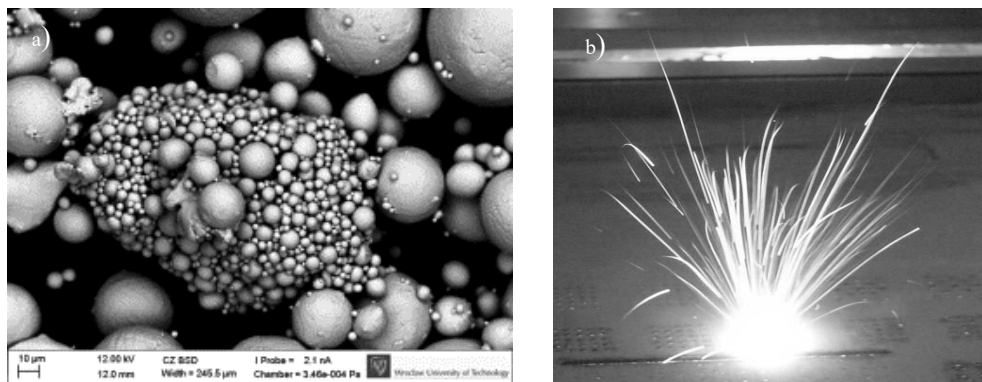
Rys. 44. Zdolność absorpcyjna materiału proszkowego i litego

Na podstawie znajomości zdolności absorpcyjnej proszku określa się zakres parametrów wiązki laserowej stosowanej do jego przetapiania bez ryzyka odparowania materiału, co pozwala uzyskać materiał jednorodny w powtarzalnych warunkach. Jednak porowata struktura warstwy proszku bardzo się zmienia w czasie przetapiania. Zmiana kształtu i rozmiaru cząstek proszku oraz zmiana ich rozkładu powodują zmiany w absorpcji.

6.5. Recykling

Niewykorzystany proszek można użyć ponownie w kolejnym procesie, jeśli zachowa się odpowiedni rygor technologiczny, na który składa się kontrola frakcji i składu

granulometrycznego proszku oraz kontrola jego składu chemicznego. Kontrolowanie frakcji i składu granulometrycznego jest kluczową czynnością po każdym procesie SLM. Z reguły stosuje się przesiewania na sicie, tak aby odseparować cząstki o średnicach większych niż wymagana. Cząstki charakteryzujące się dużymi rozmiarami często powstają wskutek łączenia mniejszych cząstek w odpryski podczas działania wiązki lasera na jeziorko ciekłego metalu. W proszku mogą też tworzyć się aglomeraty wskutek spiekania cząstek (rys. 45). Przesiewanie pozwala rozbić aglomeraty oraz odseparować zbyt duże cząstki proszku.



Rys. 45. Widok proszku poprocesowego:
a) aglomeraty proszku, b) odpryski powstałe po procesie SLM

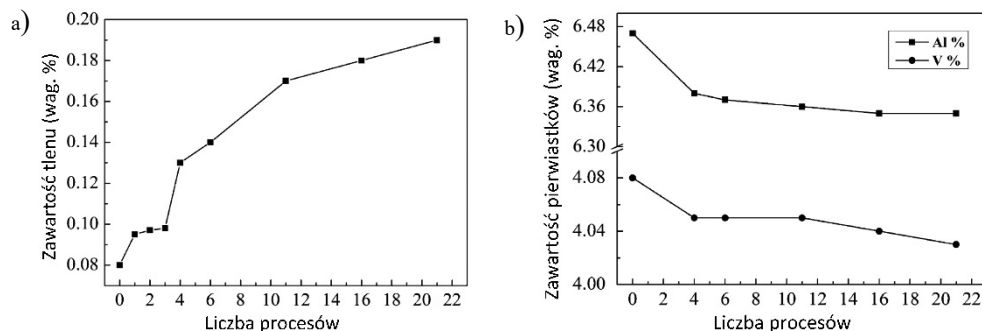
Po każdym procesie należy kontrolować skład chemiczny proszku i zgodność składu z normą, ponieważ w wyniku szybkiego nagrzewania i topienia może dochodzić do parowania niskotopliwych składników, jak np. glinu w stopie Ti6Al4V. Dlatego materiał w stanie dostawy powinien charakteryzować się zawartością glinu w górnej granicy normy (tabela 9).

Tabela 9. Skład chemiczny stopu Ti6Al4V [155]

Pierwiastek	Ti	Al	V	C	Fe	O	N	H
Ti6Al4V (UNS R56400)	Bal.	5,50–6,75	3,50–4,50	0,10 ^a	0,40 ^a	0,20 ^a (0,13 ELI)	0,05 ^a	0,0150 ^a
Badany proszek Ti6Al4V	Bal.	6,40	4,00	0,01	0,20	0,13	0,01	0,002
Proszek Ti6Al4V ELI	Bal.	6,47	4,08	0,005	0,24	0,08	0,008	0,003

^aWartość maksymalna.

Wraz ze wzrostem liczby cykli procesu SLM wzrasta również zawartość tlenu w materiale. Związane jest to z czynnościami wykonywanymi po procesie (przesiewanie, wygrzewanie, sezonowanie materiału w atmosferze ochronnej itp.) oraz z pułpkowaniem tlenu w wewnętrznych porach materiału. Dlatego proszek do technologii AM powinien nie tylko spełniać normy pod względem składu chemicznego, ale skład ten powinien być utrzymywany w górnych lub dolnych (dla elementów z maksymalnymi wartościami) granicach dopuszczalnej zawartości poszczególnych składników stopowych.



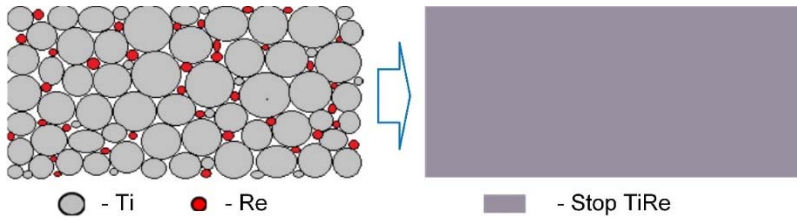
Rys. 46. Zależność zawartości tlenu (a) oraz glinu i wanadu (b) od liczby procesów [155]

W wypadku wielokrotnego wykorzystania tego samego proszku w kolejnych procesach zmienia się jego skład chemiczny (rys. 46) [155]. Dla materiału proszkowego Ti6Al4V ELI w stanie dostawy zawartość tlenu się zwiększyła od 0,08% do 0,019% po 21 procesach. Udział glinu zmniejszył się od 6,47% do 6,35%, natomiast udział wanadu od 4,08% do 4,03%.

6.6. Mieszanki proszków

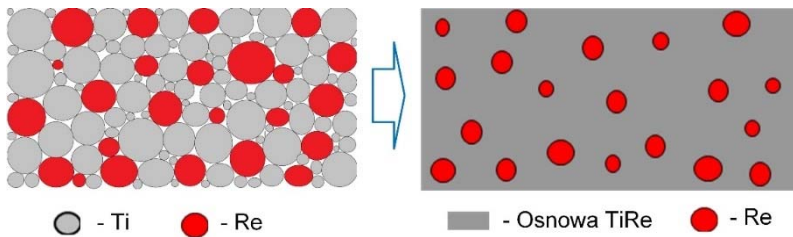
Technologia SLM umożliwia również prowadzenie procesów z zastosowaniem nowych materiałów powstałych przez mieszanie dwu lub więcej składników [3, 4, 84, 101]. Wytworzona w procesie SLM mieszanka proszków po przetopieniu daje nowy materiał lub kompozyt. W zależności od użytych materiałów oraz otrzymanych rezultatów możemy rozróżnić 3 podstawowe mieszanki:

1. Mieszanka dwóch proszków metalicznych w celu otrzymania jednorodnego stopu. Przykładem może być mieszanka proszków tytanu i renu o wielkości cząstek poniżej 20 μm . Przetwarzanie takiej mieszanki doprowadziło do niemal całkowitego rozpuszczenia cząstek renu w tytanie.



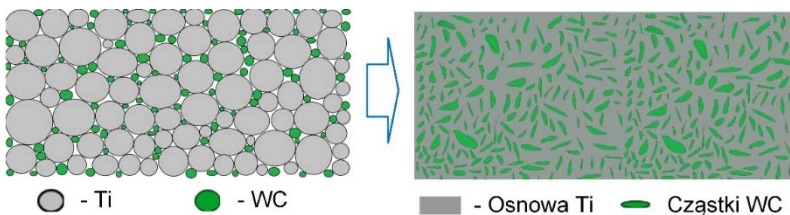
Rys. 47. Jednorodny stop otrzymany z mieszaniny dwóch proszków metalicznych

2. Przetwarzanie mieszaniny proszków metalicznych w celu otrzymania struktury typu kompozytowego. Przykładem może być mieszanina proszków tytanu i renu o wielkości cząstek renu powyżej $20\ \mu\text{m}$. Stapianie takiej mieszaniny doprowadziło do powstania struktury typu kompozytowego z cząstkami renu równomiernie rozmieszczonymi w osnowie tytanowej.



Rys. 48. Struktura typu kompozytowego z mieszaniny dwóch proszków metalicznych

3. Mieszanina proszku metalu i ceramiki. Przykładem może być przetwarzanie mieszaniny proszków tytanu i węgla wolframu o wielkości cząstek poniżej $3\ \mu\text{m}$. Po przetworzeniu takiej mieszaniny nastąpiło całkowite rozpuszczenie cząstek WC w ciekłym tytanie, a następnie ponowne wykrystalizowanie *in-situ* cząstek WC w postaci dysków wielkości poniżej $1\ \mu\text{m}$.

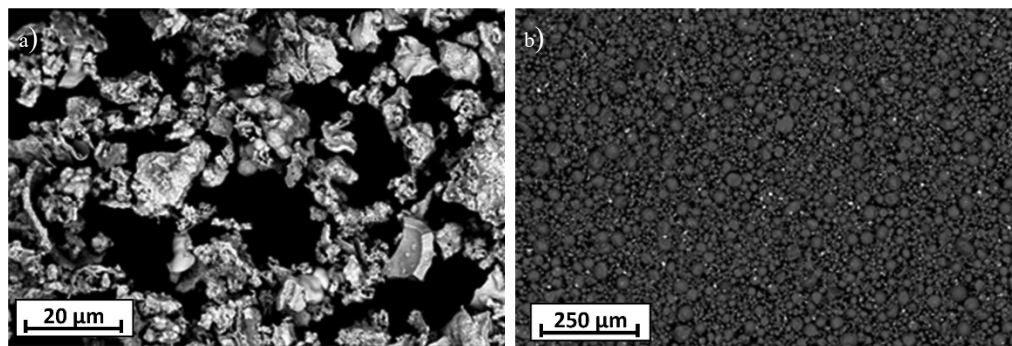


Rys. 49. Mieszanina proszku metalu i ceramiki

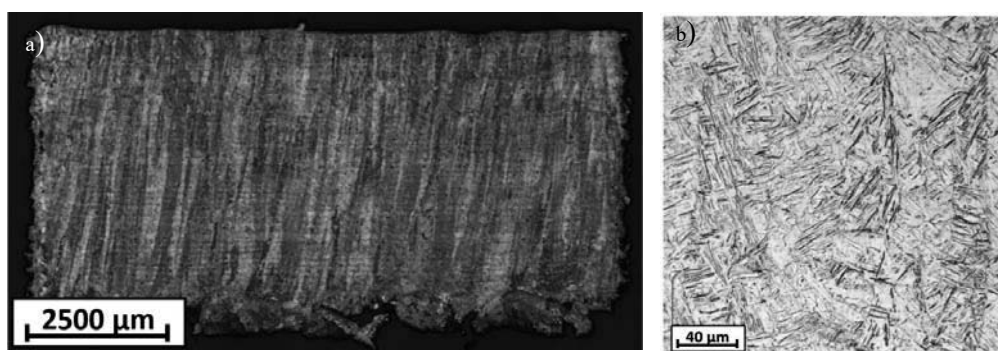
Właściwe przygotowanie mieszaniny proszków często okazuje się procesem złożonym, a ze względu na różne techniki jej przygotowania rezultaty trudne do przewidzenia. Przykładem może być przygotowanie mieszaniny proszków tytanu i renu. Poniżej

przedstawiono 3 metody przygotowania tej mieszanki, tzn. mieszanie proszku renu o wielkości cząstek $<20\ \mu\text{m}$ oraz dwa warianty mechanicznego mielenia.

Na rysunku 50 przedstawiono zdjęcie SEM mieszanki proszków tytanu i renu (2% wag. Re), w której wielkość cząstek nie przekracza $20\ \mu\text{m}$. Wymieszanie składników jest sposobem najprostszym i najszybszym, jednak nie daje możliwości kontrolowania jakości mieszanki, w której może wystąpić segregacja cząstek Re. Mieszanie można przeprowadzić na różne sposoby: w pojemniku z obrotowym mieszadłem, za pomocą wibracji lub w pojemniku obracającym się mimośrodowo.



Rys. 50. Nieregularny kształt cząstek proszku renu o wielkości $<20\ \mu\text{m}$ (a), mieszanka proszków CP-Ti G2 i Re z cząstkami $>20\ \mu\text{m}$ o zawartości 2% wag. Re z jasnymi cząstkami Re (SEM)

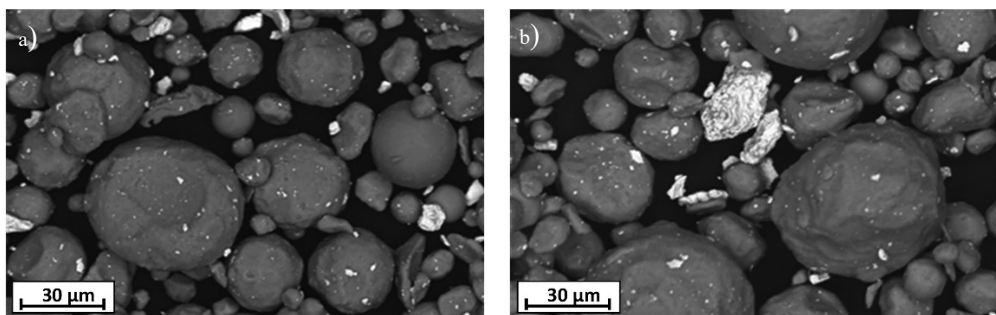


Rys. 51. Makrostruktura (a) i mikrostruktura (b) próbek ze stopów Ti-2% Re ($<20\ \mu\text{m}$). Próbkę wytworzono przez pojedyncze i podwójne skanowanie warstwy w przekroju XZ z prędkością $115\ \text{mm/s}$. Powierzchnie XZ (CM)

Na rysunku 51 przedstawiono mikrostrukturę stopu Ti-Re dla przekroju XZ (prostopadłego do kierunku wytwarzania), wykonanego z mieszanki proszków przedstawionych na rys. 50b. Widoczne są wyraźne ślady po przejściu wiązki lasera oraz ślady kolejno nakładanych warstw. Mikrostrukturę stanowią kolumnowe ziarna pierwotnej fazy

β zorientowane zgodnie z kierunkiem odprowadzania ciepła, powstałe w wyniku częściowego przetopienia oraz nagrzewania już zakrzepniętego materiału. Jest to mikrostruktura martenzytyczna, typowa dla dwufazowych stopów tytanu przetwarzanych technologią SLM.

Proces mechanicznego mielenia mieszanki proszków w wariantcie I prowadzono w jednokomorowym młynie kulowym firmy Fritsch. Prędkość obrotową dobrano na podstawie danych literaturowych, tak aby rozdrabnianie cząstek renu nie zmieniało w znacznym stopniu kulistego kształtu cząstek proszku tytanu. W badaniach użyto misy pojemności 500 cm³, oraz 25 kul mielących o średnicy 25 mm. Zarówno misa, jak i kule mielące wykonano z trudno ścieralnego dwutlenku cyrkonu (ZrO₂). Podczas jednokrotnego mielenia użyto około 200 cm³ mieszanki proszków Ti i Re. Sporządzono mieszanki proszków z zawartością renu 2, 4 i 6% wag. Na rysunku 52 przedstawiono obrazy SEM mieszanki proszków Ti–2% wag. Re po 15-godzinnym mieleniu z prędkością 200 obr./min. Stwierdzono, że zwiększanie czasu mielenia nie powoduje dalszego rozdrobnienia cząstek proszku renu. Poszczególne cząstki tytanu mimo niewielkiego odkształcenia powierzchni zachowały dużą sypkość, uzyskano też zadowalające rozdrobnienie renu; największa znaleziona cząstka miała średnicę około 15 μ m. Rozdrobnione cząstki renu w znacznym stopniu powbijały się w cząstki tytanu.



Rys. 52. Mieszanka proszków Ti–2% wag. Re po 15-godzinnym mieleniu z prędkością 200 obr/min (SEM)

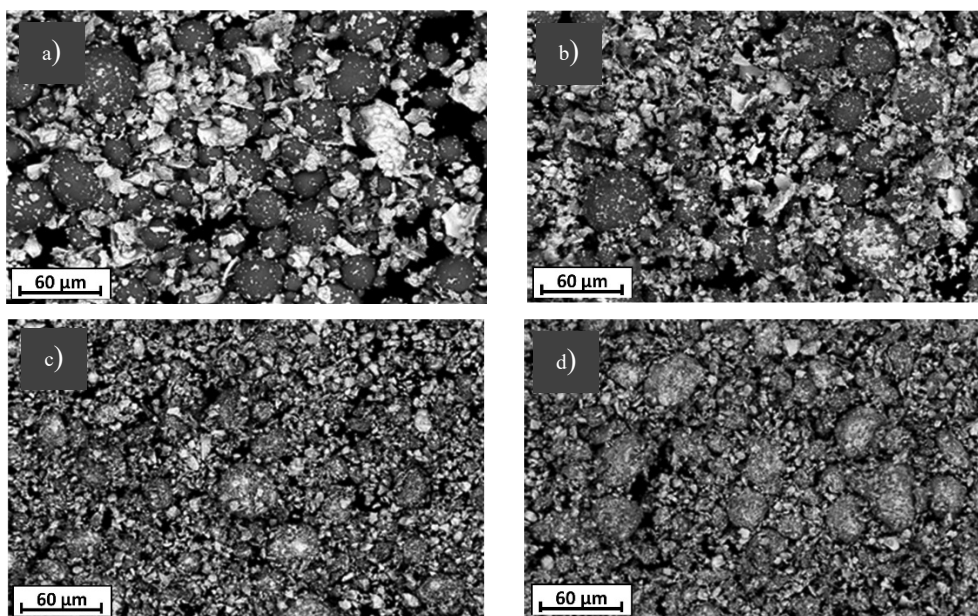
Aby określić wpływ parametrów mielenia na zawartość C, H, N i O w proszku CP-Ti G2 bez dodatku Re, wykonano analizę składu chemicznego proszku przed i po mieleniu. Wyniki przedstawiono w tabeli 10.

Tabela 10. Zawartość tlenu, azotu, wodoru i węgla w proszku tytanu przed i po mieleniu

Proszek	O [% wag.]	N [% wag.]	H [ppm]	C [% wag.]
CP-Ti G2 przed mieleniem	0,16	0,055	19	0,019
CP-Ti G2 po mieleniu	0,32	0,35	31	0,02

Zawartość tlenu przekracza maksymalną dopuszczalną wartość dla tytanu gatunku 2 i jest typowa dla tytanu gatunku 4. Zawartość azotu przekracza dopuszczalną wartość dla wszystkich gatunków CP-Ti G2, czyli mieszanki proszków Ti i Re sporządzone według wariantu I charakteryzowały się zwiększoną zawartością tlenu i azotu.

Mielenie mieszanki proszków Ti z Re powoduje duże rozdrobnienie cząstek renu bez znacznego odkształcenia cząstek tytanu oraz bez zanieczyszczenia materiałem z misy i kul mielących. Przyczynia się jednak do zwiększenia zawartości tlenu i azotu. W kolejnym etapie (wariant II) zmieniono skład mieszanki proszków, zachowując parametry mielenia (15 h, 200 obr./min). Zwiększono zawartość renu w mieszance do 50% wag., a po mieleniu uzupełniono ją proszkiem tytanu do zawartości 2% wag. Re. Próbkę mielonej mieszanki pobierano do badania po 1, 3, 15 i 35 h mielenia. Do oceny skutków mielenia zastosowano skaningową mikroskopię elektronową (rys. 53).



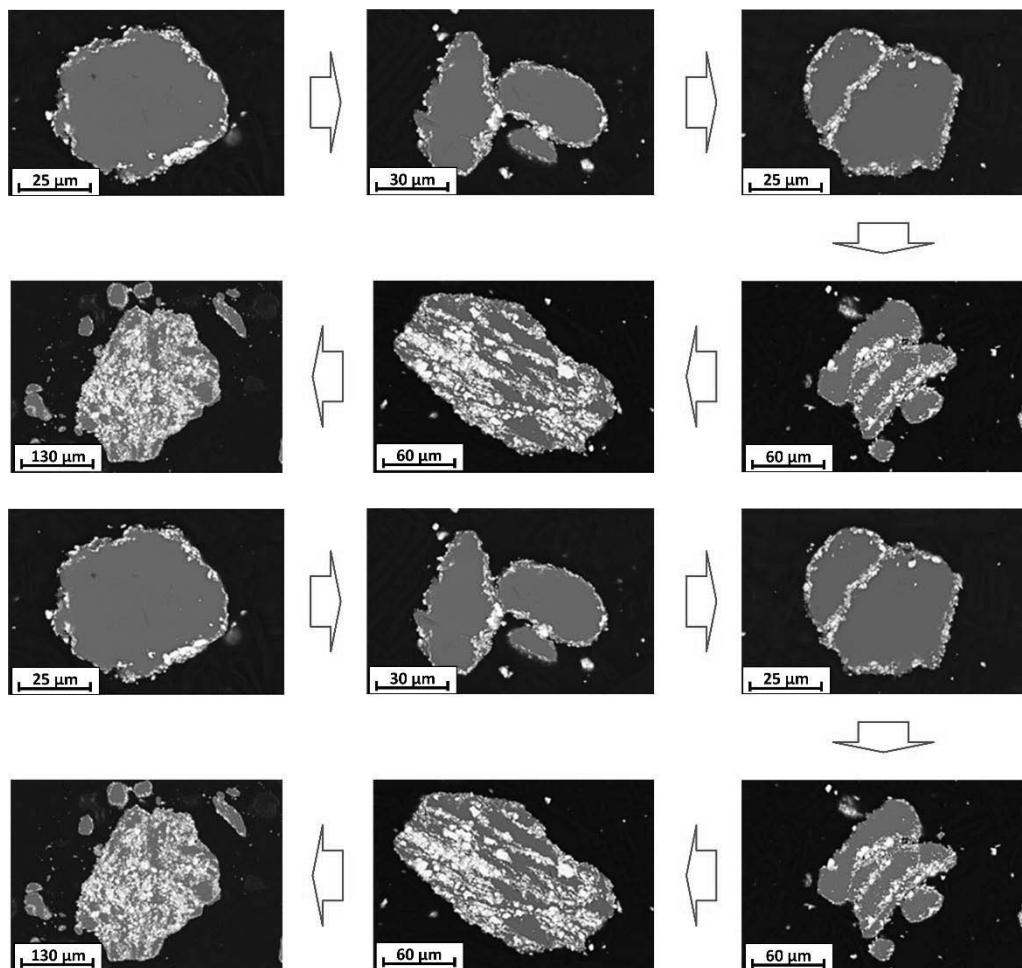
Rys. 53. Mieszanka proszków Ti–Re w o składzie 50/50% wag. po mieleniu z prędkością 200 obr./min po: a) 1 h, b) 3 h, c) 15 h, d) 35 h mielenia (SEM)

Tabela 11. Zawartość tlenu, azotu, wodoru i węgla w proszku tytanu po mieleniu w dwu wariantach oraz w stanie dostawy

Proszek	O [% wag.]	N [% wag.]	H [ppm]	C [% wag.]
CP-Ti G2 stanie dostawy	0,16	0,055	19	0,019
Mielony (I wariant)	0,3	0,36	53	0,016
Mielony (II wariant)	0,15	0,029	45	0,016

Skład chemiczny obu mieszanek przedstawiono w tabeli 11. Mielenie w wariantcie II nie spowodowało wzrostu zawartości azotu i tlenu, która jest porównywalna z ich zawartością w proszku w stanie dostawy. Jedynie zawartość wodoru zwiększyła się od 19 do 45 ppm.

W celu określenia stopnia rozdrobnienia oraz połączenia mielonych proszków wykonane zostały ich zglądy metalograficzne, na podstawie których określono kolejne etapy procesu łączenia cząstek proszków. Wyniki przedstawiono na rys. 54.



Rys. 54. Kolejne etapy rozdrabniania cząstek renu i wbijania w cząstki Ti podczas mielenia mieszanek proszków (SEM)

W pierwszym etapie nastąpiło znaczne rozdrobnienie cząstek renu, które zaczęły się wbijać w plastyczne cząstki tytanu. Mimo że czysty ren jest plastyczny ($\varepsilon_{cr} = 24\%$), w postaci proszku o silnie rozwiniętej powierzchni właściwej i dużym współczynniku umocnienia wykazuje tendencję do pękania. Rozkruszone cząstki renu charakteryzujące się trzykrotnie większą twardością wbijają się w bardziej plastyczne cząstki tytanu (420 HV 0,05 i 145 HV). W następnych etapach cząstki tytanu łączą się i powstaje proszek kompozytowy o osnowie tytanowej z rozmieszczonymi na powierzchni bardzo rozdrobnionymi cząstkami renu. Taki sposób mechanicznego wytwarzania mieszanin proszków daje pewność uzyskania wysokiej powtarzalności oraz ogranicza do minimum prawdopodobieństwo segregacji materiałów w objętości proszku podczas procesu SLM.

7. CZYNNIKI TECHNOLOGICZNE

Proces laserowej mikrometalurgii proszków jest procesem złożonym, na jego przebieg wpływa wiele czynników, które decydują o wykorzystaniu danego materiału oraz możliwości wytworzenia gotowego wyrobu. Wśród czynników technologicznych należy wymienić:

- technologiczność cząstek proszku,
- źródło promieniowania (laser),
- rodzaj zastosowanego gazu osłonowego.

Czynniki te raz dobrane nie powinny być zmieniane podczas całego cyklu technologicznego.

7.1. Technologiczność cząstek proszku

Technologiczność cząstek proszku ma ogromny wpływ na redukcję niepożądanego porowatości w budowanych modelach. W miarę zmniejszania się rozmiarów cząstek proszku zwiększa się jego zdolność do przetopienia. Lokalny rozkład wielkości cząstek wpływa z kolei na jego stopień zagęszczenia proszku. Różnice w rozmiarach cząstek w różnych rejonach komory roboczej (globalny rozkład wielkości cząstek) mogą powodować różnice w szybkości chłodzenia obiektu i nierównomierny skurcz materiału. Regularny, kulisty kształt cząstek korzystnie wpływa na płynięcie proszku [15, 96] (por. rozdz. 6.1). Im więcej cząstek charakteryzuje się nieregularnym kształtem, tym trudniej jest uzyskać równomierny przetop. W odniesieniu do proszków stosowanych w technologii SLM rozważa się dwie gęstości materiału: gęstość nasypową oraz gęstość nasypową z usadem.

Gęstość nasypowa jest masą proszku luźno wsypanego do pojemnika w jednostce objętości. Zależy ona od gęstości danego stopu metalu, kształtu cząsteczek i rozkładu ich wielkości, chropowatości pojedynczych cząsteczek proszku, stopnia ich utlenienia oraz porowatości. Cząstki kuliste mają większą gęstość nasypową (do 50% gęstości stopu) niż cząstki o nieregularnym kształcie. Im mniejsza chropowatość proszku, tym łatwiej cząsteczki przemieszczają się względem siebie i tym większa gęstość nasypowa.

Gęstość nasypową z usadem wyznacza się w znormalizowanych próbach po mechanicznym zagęszczeniu proszku (np. wibracyjnie, uderzeniowo). Jej wartość zależy również od kształtu, chropowatości, porowatości, wielkości i rozkładu wielkości cząsteczek

proszku metalu. Wymieniowe czynniki podobnie jak wielkość sił van der Waalsa, właściwości magnetyczne oraz wilgotność proszku metalu wpływają na zdolność proszku do przemieszczania się w układach urządzenia SLM. Gęstość nasypowa z usadem zależy więc od właściwości przetwarzanego proszku. Zdolność proszku do płynięcia należy określać indywidualnie dla każdego rodzaju urządzenia, gdyż nie we wszystkich wykazuje on dostateczną sypkość [173].

Właściwości technologiczne określa się na podstawie norm lub w specjalnie zaprojektowanych procesach symulujących proces SLM. Do takich standardowych właściwości proszku można zaliczyć:

- Sypkość, której miarą jest czas przesypywania się 50 g proszku przez znormalizowany lejek Halla (PN-82/H-04935, ISO 4497).

- Gęstość nasypową jako stosunek masy luźno nasypanego proszku do objętości naczynia, w którym się znajduje (PN-EN-23923-1, PN-EN-23923-2, ISO 3923-1, ISO 3923-2).

- Gęstość nasypową z usadem jako stosunek masy proszku do najmniejszej objętości, jaką on zajmuje po wstrząsaniu naczynka, w którym się znajduje. Jest to właściwość mająca wpływ na gęstość materiałów zagęszczanych wibracyjnie (PN-EN ISO 3953).

Właściwości proszku mogą coraz bardziej różnić się od właściwości w stanie początkowym w miarę przebiegu procesu, a także po kolejnych jego powtórzeniach [135]. Zmiany te mogą wpływać na zachowanie wsadu i jakość produktów. Przede wszystkim podstawowe właściwości wsadu wejściowego, w tym właściwości granulometryczne i morfologiczne, jak również np. skład chemiczny muszą być ściśle kontrolowane ze względu na ich wpływ na przepływ proszku i zachowanie podczas przechowywania. Ważne jest zrozumienie, w jakim stopniu kształtowanie części z danego materiału zależy od zmian w rozkładzie granulometrycznym i zmierzenie się z różnymi problemami, jak również jakością proszków w celu dalszego rozszerzenia przemysłowego zastosowania techniki SLM.

7.2. Źródło promieniowania laserowego

Lasery są obecnie jedynym dostępnym źródłem energii umożliwiającym generację promieniowania o gęstości mocy w zakresie 10^9 – 10^{11} [W/cm²], a nawet większej w przypadku laserów impulsowych [71]. Dostępność tak dużej gęstości mocy oraz możliwość dokładnego sterowania i pozycjonowania wiązki laserowej umożliwia bardzo szybkie nagrzewanie materiałów z prędkością dochodzącą do 10^6 °C/s, ich topienie, a nawet odparowywanie.

Aplikacje laserowe w przemyśle opierają się na oddziaływaniu promieniowania laserowego z obrabianym materiałem. Energia przenoszona przez wiązkę laserową jest

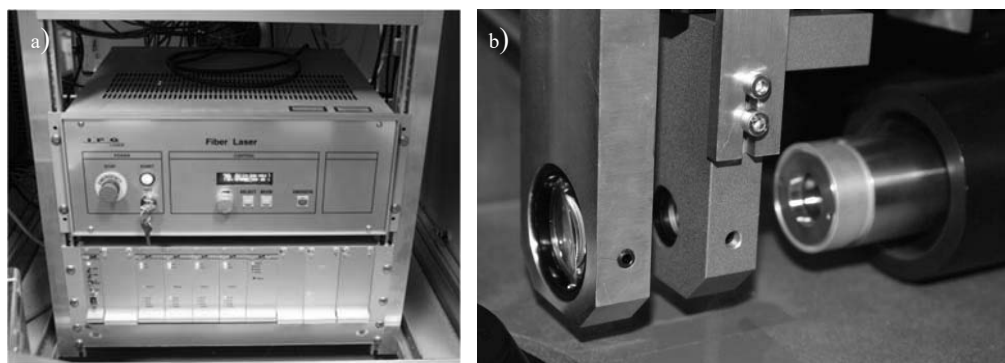
zamieniana na ciepło, a same mechanizmy zamiany tej energii odgrywają decydującą rolę w każdym procesie laserowym [42, 127].

Laserowa mikrometalurgia proszków metali jest procesem charakteryzującym się zmiennością warunków, w jakich przebiega proces, i jego skutków, spowodowaną występowaniem plazmy podczas przetapiania, długookresową niestabilnością samego lasera, niejednorodną wielkością cząstek proszków, zanieczyszczeniami proszku, niejednorodnością podłoża (tzw. supportu) oraz dużą dynamiką zjawisk cieplnych [107]. Przejawia się to w postaci niejednorodnej chropowatości powierzchni lub w powstawaniu porowatości przetwarzanych materiałów. Dynamika procesu utrudnia rejestrowanie zmian warunków procesu bez wykorzystania specjalizowanych rozwiązań. Sam proces można opisać za pomocą około stu parametrów [87, 32].

7.2.1. Układ optyczny systemu SLM

Urządzenie SLM 250 firmy Realizer jest wyposażone w optyczny przedobiektywowy układ skanujący [104]. W układach tego typu występują zniekształcenie optyczne, tj. dystorsja skanowania, astygmatyzm wiązki, aberracja sferyczna oraz chromatyczna, koma oraz znacząca dyfrakcja [32].

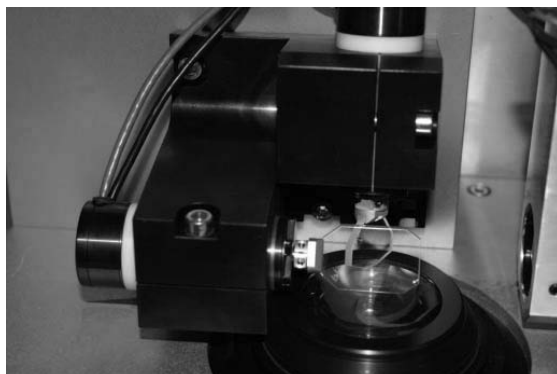
Jako źródła promieniowania w systemie SLM używano światłowodowego lasera neodymowego Nd:YAG generującego promieniowanie o mocy 100 W, długości fali 1064 nm, połówkowej szerokości spektralnej 3 nm oraz jakości wiązki $M^2 = 1,1$ [187].



Rys. 55. Laser światłowodowy systemu SLM (a) oraz kolimator z układem optycznym kształtującym wiązkę lasera (b)

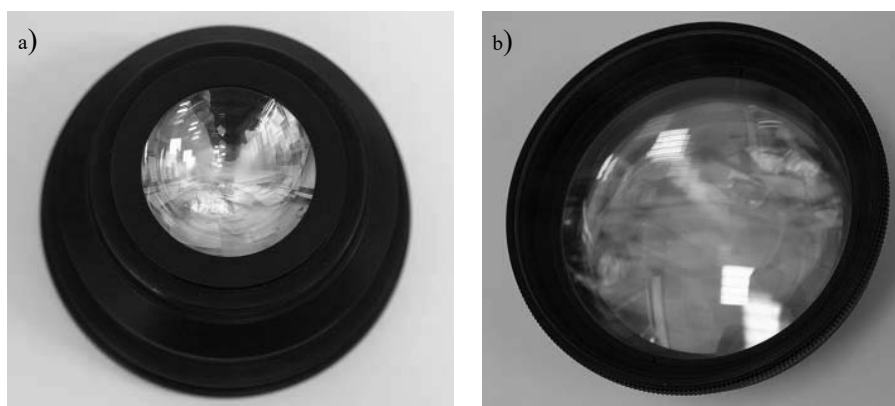
Wiązka z generatora laserowego propaguje się w światłowodzie jednomodowym i jest kierowana na soczewkę oddaloną od czoła światłowodu o wartość jej ogniskowej. Wiązka równoległa jest kierowana do układu formującego (rys. 55), którego zadaniem

jest ukształtowanie wiązki o odpowiednio małej średnicy przed skierowaniem jej na lustro głowicy skanującej [32].



Rys. 56. Układ optyczny głowicy skanującej

Zmiana kąta nachylenia lusterek głowicy skanującej odbywa się za pomocą galwonapędów opartych na siłach Lorentza (rys. 56). Skanowanie powierzchni obrabianego materiału odbywa się z bardzo dużą prędkością i wysoką rozdzielczością. Same lustro wykonano z materiału szklanego z cienkowarstwowymi pokryciami refleksyjnymi zmniejszającymi straty wiązki z powodu odbicia.



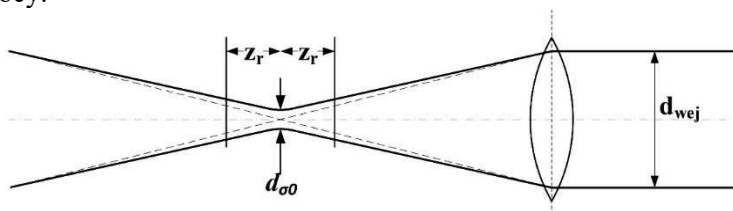
Rys. 57. Soczewka F-theta układu optycznego SLM: a) widok z góry (wejście wiązki laserowej), b) widok z dołu (wyjście wiązki laserowej do komory procesowej)

Ostatnim elementem optycznym układu jest soczewka F-theta skupiająca wiązkę laserową na płaszczyźnie roboczej systemu niezależnie od jej kąta padania (rys. 57). Soczewka zaprojektowana dla długości fali 1064 nm (transmisyjność 96%) ma ogniskową

$f = 298 \text{ mm} \pm 1,5\%$, aperturę numeryczną 20 mm, optyczny kąt skanowania $23,8^\circ$ (zakres pola roboczego $250 \times 250 \text{ mm}$) [188].

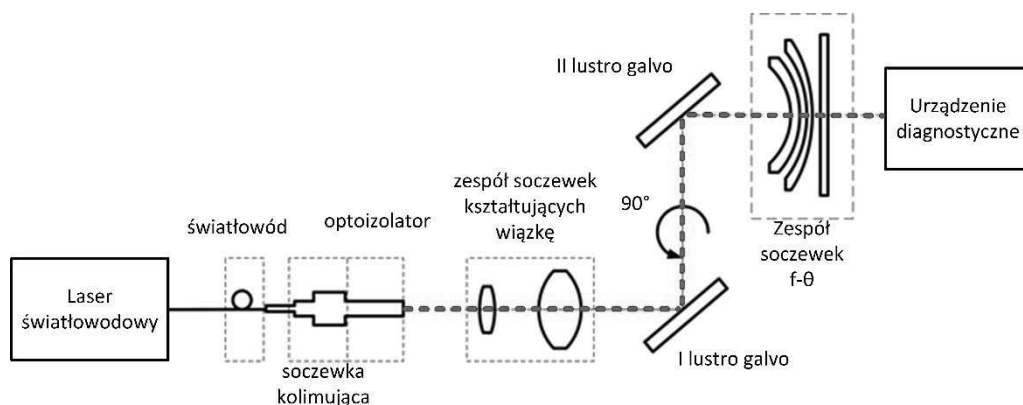
7.2.2. Diagnostyka wiązki laserowej 3D

Jakość i stabilność wiązki badano za pomocą urządzenia diagnostycznego Micro-SpotMonitor firmy Primes. Celem badań było wyznaczenie kaustyki wiązki (rys. 58), na podstawie której można obliczyć m.in. następujące parametry optyczne: długość Rayleigha Z_r , średnicę plamki w ognisku $d_{\sigma 0}$, średnicę wiązki wejściowej d_{weij} oraz profil rozkładu mocy.



Rys. 58. Uogólniony schemat wiązki laserowej [104, 145]

Pomiary kaustyki wiązki o mocy od 60 do 100 W (co 10 W) wykonano na wyjściu układu optycznego obejmującego również komponenty głowicy skanującej (rys. 59). Wyniki podano w tabeli 12.



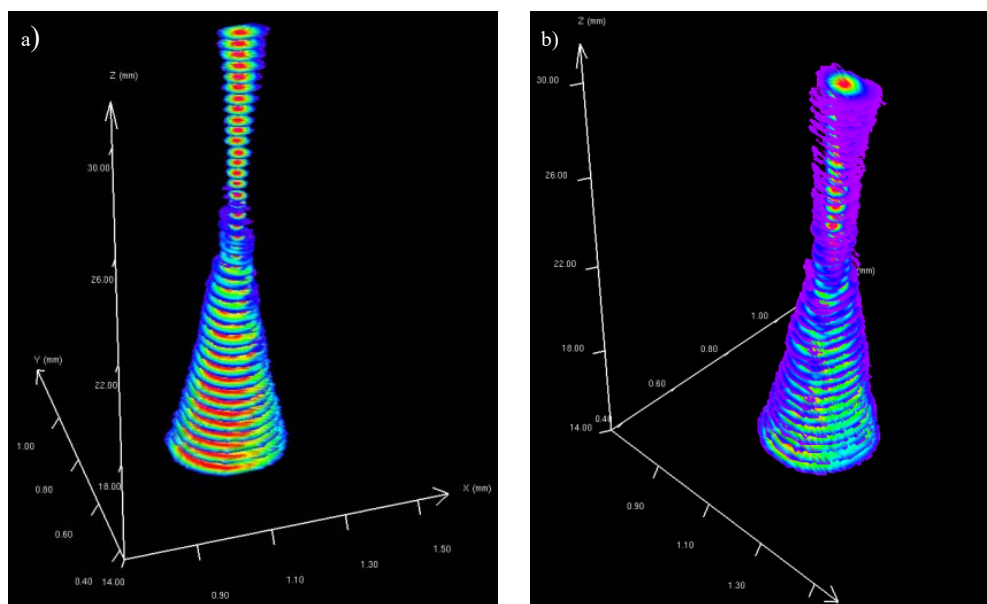
Rys. 59. Zaprojektowany układ pomiarowy do diagnostyki wiązki laserowej

Z danych przedstawionych w tabeli 12 wynika, że system charakteryzuje się wartościami średnicy plamki w ognisku odpowiednimi do przetapiania proszku. Przyjmuje się, że średnica plamki dla mocy lasera 100 W powinna wynosić około $200 \mu\text{m}$. Niestety

uzyskane wartości wskazywały również na nieodpowiednią jakość wiązki, prawdopodobnie z powodu zabrudzenia elementów toru optycznego systemu, co ilustrują obrazy powierzchni kaustycznej wiązki dla dwóch skrajnych wartości mocy lasera (rys. 60).

Tabela 12. Parametry wiązki laserowej

P [W]	Z [mm]	d_{00} [μm]	z_r [mm]	BPP [mm·mrad]	M^2
60	21,2	95,2	2,37	0,96	2,82
70	22,0	113,0	3,00	1,08	3,18
80	23,1	131,0	3,53	1,22	3,60
90	24,1	145,0	4,03	1,31	3,86
100	25,2	166,0	4,66	1,48	4,38

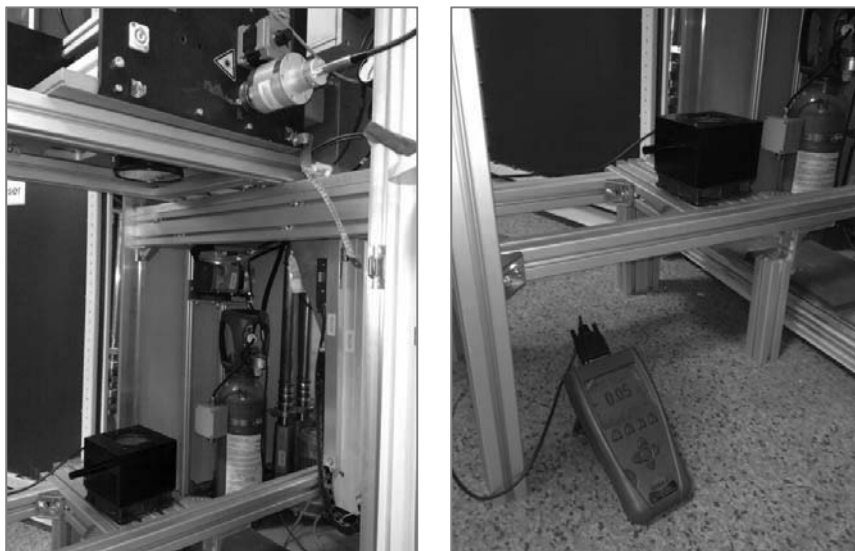


Rys. 60. Zarejestrowane kaustyki wiązki promieniowania systemu SLM: a) dla 60 W, b) dla 100 W

Aby sprawdzić stan elementów optycznych lasera, wykonano pomiary rzeczywistej mocy wiązki laserowej w odniesieniu do mocy zadanej.

7.2.3. Badania wartości mocy wiązki laserowej układu optycznego SLM

Do pomiarów mocy wiązki laserowej użyto miernika Ophir FL500A wyposażonego w detektor termiczny o średnicy apertury 50 mm i zakresie spektralnym urządzenia 0.19–20 μm obejmującym analizowaną długość fali (rys. 61).



Rys. 61. Aparatura do pomiaru strat mocy w SLM za pomocą miernika Ophir FL500A

Moc wiązki mierzono bezpośrednio za układem kolimacyjnym oraz w płaszczyźnie pracy systemu (na platformie roboczej). Rejestrowano również zadaną moc lasera na generatorze. Wyniki przedstawiono w tabeli 13.

Tabela 13. Wyniki pomiarów mocy promieniowania w poszczególnych miejscach układu optycznego SLM

Moc zadana, W	60	80	100
Moc bezpośrednio za układem kolimacyjnym, W	50,5	67,3	84,1
Moc w płaszczyźnie pracy SLM, W	44,9	60,1	75,4

Na podstawie danych przedstawionych w tabeli 13 wyznaczono straty optyczne, jakimi charakteryzują się elementy toru za układem kolimacyjnym (tabela 14), takie jak układ kształtujący średnicę wiązki oraz lustro i soczewka F-theta głowicy skanującej.

Tabela 14. Straty optyczne generowane przez poszczególne układy toru optycznego

Moc zadana, W	60	80	100
Straty optyczne przed układem kolimacyjnym, %	15,90	15,88	15,83
Straty optyczne za układem kolimacyjnym, %	10,34	10,7	11,09
Straty optyczne całego układu SLM, %	24,60	24,88	25,17

Uznano, że przyczyną strat sięgających 25% może być charakterystyczne dla SLM zanieczyszczenie elementów optycznych produktami ubocznymi procesu. Czyszczenie

powierzchni wszystkich elementów optycznych toru wiązki i ponowne justowanie układu spowodowało zmniejszenie strat mocy do około 10% (tabela 15). Również sama jakość wiązki, wyrażona poprzez parametr M^2 , uległa poprawie. Dla mocy wiązki laserowej równej 100 W uzyskano $M^2 = 1,6$. Świadczy to o konieczności przestrzegania rygoru technologicznego w przygotowaniu procesu SLM. W praktyce produkcyjnej zaleca się okresowe pomiary mocy wiązki laserowej.

Tabela 15. Straty optyczne po wykonaniu kompleksowego czyszczenia powierzchni wszystkich komponentów i ponownym justowaniu układu

Moc zadana, W	60	80	100
Straty optyczne przed układem kolimacyjnym, %	4,47	4,53	5,02
Straty optyczne za układem kolimacyjnym, %	4,74	4,98	5,12
Straty optyczne całego układu SLM, %	9,00	9,28	9,88

7.3. Gaz osłonowy

Jednym ze zjawisk towarzyszących procesom mikrometalurgii proszków jest niepożądane utlenianie się powierzchni wytwarzanych modeli, któremu sprzyja wysoka temperatura podczas topienia proszków metalicznych oraz obecność tlenu w komorze roboczej [62, 117, 146]. Tlen może pochodzić zarówno z atmosfery, jak i z przetwarzanego proszku. Tlenki wytworzone na powierzchni metalu negatywnie wpływają na właściwości mechaniczne otrzymanego materiału (zmniejszają np. jego wytrzymałość zmęczeniuową i plastyczność). Obecność tlenków powoduje również zmniejszenie napięcia powierzchniowego materiału metalicznego w stanie stałym, co wiąże się z pogorszeniem zwilżalności przez roztopiony metal. Tworzenie się warstwy tlenków na powierzchni przetopionej warstwy będzie powodować konieczność przenoszenia energii przez zanieczyszczenia powstające w trakcie przetapiania kolejnej warstwy, a także przez warstwę tlenków między warstwami materiału. Szczególnie podatny na utlenianie jest glin oraz jego stopy, a także najpopularniejsze w technologiach przyrostowych stopy tytanu.

Aby zapobiec utlenianiu, w komorze jest utrzymywana atmosfera ochronna, najczęściej z argonu, rzadziej z helu lub azotu. Maksymalna dopuszczalna zawartość tlenu wynosi 0,2%, a ciśnienie gazu ochronnego w komorze 8–10 mbar. Zaletą argonu jest stosunkowo niska cena oraz to, że jest cięższy od powietrza (gęstość argonu $1,66 \text{ kg/m}^3$, powietrza $1,2 \text{ kg/m}^3$). Wprowadzony u dołu komory, wypycha powietrze z przestrzeni roboczej ku górze komory. Podczas tworzenia modelu włącza się dodatkowo przedmuchiwanie komory i w ten sposób usuwa małe lotne cząstki zakłócające pracę wiązki lasera [105]. Nierównomierny rozkład cząstek gazu roboczego w komorze procesowej może przyczynić się do stworzenia niejednorodnych warunków procesu i zwiększenia chropowatości wyrobu [137].

Między ciekłym metalem a otaczającą go fazą gazową mogą zachodzić reakcje (poprzedzone absorpcją gazu), do których należą:

- rozpuszczanie azotu, tlenu i wodoru oraz tworzenie tlenków na jego powierzchni,
- parowanie metali,
- zubożenie w pierwiastki stopowe wskutek ich parowania (np. aluminium i wanadu w stopach tytanu).

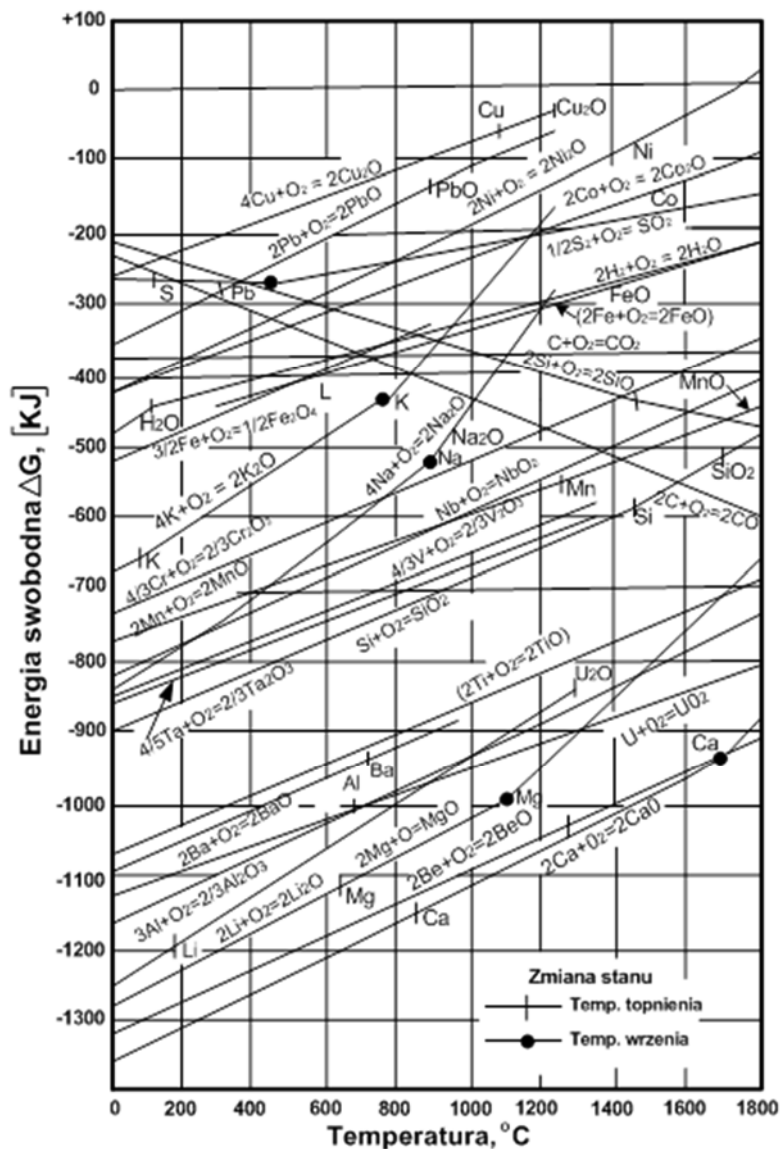
Gazy rozpuszczone w ciekłym metalu mogą pozostać w roztworze stałym, stabilizując fazy i/lub powodując ich utwardzenie, lub uwalniać się z cieczy podczas krzepnięcia, powodując porowatość. Mogą też tworzyć kruche związki chemiczne. Rozpuszczanie gazów w topionym metalu ma zatem wpływ na mikrostrukturę wyrobów wytwarzanych warstwowo. W tabeli 16 przedstawiono skutki oddziaływania azotu, tlenu i wodoru na właściwości niektórych metali [102].

Tabela 16. Skutki absorpcji gazów i rozpuszczania w ciekłym metalu [75, 102]

Topiony metal	Gaz		
	Azot	Tlen	Wodór
Stal	zwiększa wytrzymałość kosztem plastyczności	zmniejsza plastyczność, ale zwiększa ją w obecności ferrytu iglastego	powoduje kruchość, pękanie
Stal nierdzewna austenityczna oraz typu Duplex	sprzyja powstawaniu pęknięć w czasie krystalizacji, utwardza i stabilizuje austenit		
Glin		tworzy błonki tlenkowe, które mogą pozostać w materiale	sprzyja porowatości, redukuje plastyczność i wytrzymałość
Tytan	zwiększa wytrzymałość kosztem plastyczności	zwiększa wytrzymałość, zmniejsza plastyczność, stabilizuje fazę α	powoduje kruchość, pękanie

Spśród wymienionych gazów najbardziej szkodliwy jest tlen ze względu na niepożądane reakcje chemiczne. Laserowe topienie nie byłoby w ogóle możliwe, gdyby nie udało się zapobiegać lub przynajmniej ograniczać utlenianie ciekłego metalu. Czystość gazowej atmosfery wewnątrz komory procesowej jest ważna, zwłaszcza podczas wytwarzania materiałów wrażliwych na zmiany składu chemicznego.

Tlen jest obecny w powietrzu znajdującym się w komorze w stanie wolnym oraz w postaci pary wodnej lub tlenków tworzących się na powierzchni cząstek proszku. Cząsteczki tlenu mogą się znaleźć również wewnątrz proszku, pochodząc z porowatości wewnętrznej, powstałej podczas procesu wytwarzania proszku.



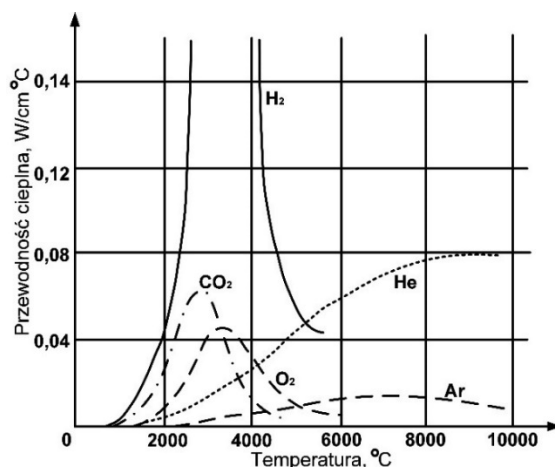
Rys. 62. Diagram Ellinghama. Zmiana energii swobodnej ($\Delta G^\circ = RT \ln p_0$) tworzenia tlenków metali (odniesiona do 1 mola O_2) w funkcji temperatury [156]

Reakcje zachodzące między gazem a metalem zależą od powinowactwa metalu do tlenu. Położenie i przebieg krzywych zmiany energii swobodnej reakcji tworzenia tlen-

ków różnych pierwiastków w funkcji temperatury pozwalają określić temperaturę równowagi między metalem a jego tlenkiem. Im niższa pozycja metalu na wykresie Ellinghama (rys. 62), tym bardziej stabilny jest jego tlenek. Większość metali (Fe, Ti, Ni, Cu, Al, Co) oraz ich stopów wykazuje wzrastającą wraz temperaturą reaktywność oraz prawie zawsze gwałtowną reaktywność po stopieniu. Niezbędne jest zapobieganie reakcjom między stopionym metalem a otoczeniem.

Tabela 17. Właściwości gazów osłonowych obojętnych i aktywnych [75, 7]

Gaz	Masa molowa [g/mol]	Gęstość względem powietrza (1 atm, 0 °C)	Gęstość [g/dm ³]	Potencjał jonizacyjny [eV]	Energia dysocjacji [eV]
Ar	39,95	1,38	1,784	15,7	–
He	4,00	0,1368	1,178	24,5	–
CO ₂	44,01	1,53	1,978	14,4	4,3
H ₂	2,016	0,0695	0,090	13,5	4,5
N ₂	28,01	0,967	1,25	14,5	9,8
O ₂	32,00	1,105	1,43	13,5	5,1



Rys. 63. Przewodność cieplna składników gazów ochronnych [156]

Stopione metale reagują prawie z każdym gazem z wyjątkiem gazów szlachetnych i azotu. Dlatego w procesach laserowego topienia proszków najczęściej stosowanymi gazami są argon, azot i hel. Ich właściwości, ważne ze względu na przebiegu procesów, zestawiono w tabeli 17 z właściwościami gazów aktywnych chemicznie, które w przypadku niektórych procesów laserowych technologii są składnikiem atmosfery ochronnej. Argon należy do gazów o dużej gęstości i niskim potencjale jonizacyjnym. Charakteryzuje się ponadto najmniejszą przewodnością cieplną w całym zakresie temperatury

(rys. 63). Hel natomiast jest lżejszy od argonu, ma wyższy potencjał jonizacyjny oraz większą przewodność, wyraźnie rosnącą w miarę wzrostu temperatury.

Właściwości te odgrywają istotną rolę podczas oddziaływania między wiązką laserową a materiałą. Jest to złożone zjawisko, od którego zależy proces wytwarzania w aspekcie zastosowania specyficznego materiału, produktywności i kosztów. Jednym z produktów oddziaływania wiązki lasera z topionym proszkiem i atmosferą jest chmura plazmy generowana wskutek jonizacji gazu otaczającego strefę topienia i jonizację par topionego metalu. Chmura plazmy powoduje absorpcję energii, rozogniskowanie wiązki i zmniejsza głębokość penetracji. Powstawanie plazmy zależy od właściwości cieplnych materiałów, które przedstawiono w tabeli 18 dla wybranych stopów metali w postaci proszku.

Tabela 18. Właściwości termiczne wybranych stopów metali w postaci proszków [102]

Materiał	Dyfuzyjność cieplna α [m ² /s]×10 ⁻⁵	Pojemność cieplna C_s [W/(m·K)]×10 ⁶	Przewodność cieplna k [J/(m·s·K)]	Temperatura topnienia [K]
Glin	8,5	2,7	229,0	933
Stal niestopowa	0,91	4,5	41,0	1800
Stal austenityczna	0,53	4,7	24,9	1773
Inconel 600	0,47	3,9	18,3	1673
Stop tytanu	0,90	3,0	27,0	1923
Miedź	9,6	4,0	384,0	1336

Zarówno reaktywność topionego metalu z gazami atmosfery, jak i tworzenie chmury plazmy mogą być kontrolowane przez zastosowanie gazów osłonowych. Środowisko w komorze roboczej powinno charakteryzować się odpowiednim dla danego procesu:

- składem atmosfery ochronnej; gaz powinien być inertywny w wysokiej temperaturze względem topionego metalu o określonym składzie chemicznym,
- potencjałem jonizacyjnym; gazy o wysokim potencjale jonizacyjnym tworzą mniej plazmy,
- przepływem; energia kinetyczna strumienia gazu powinna być wystarczająco duża, aby odchylić chmurę ze ścieżki wiązki i zapewnić osłonę podawanego proszku,
- dystrybucją; obszar wokół topionego materiału musi być osłonięty od atmosfery otoczenia lub komora procesowa wypełniona gazem o dużej czystości.

Oprócz argonu gazem najczęściej stosowanym w procesach mikrometalurgii proszków jest azot. Ze względu na jego reaktywność w wysokiej temperaturze i udział w przemianach fazowych stopów na bazie tytanu i żelaza można go stosować tylko w sposób świadomy dla niektórych materiałów albo w bezpiecznym zakresie temperatury lub jako dodatek stopowy. Oznacza to konieczność starannego opracowania strategii zastosowania środowiska ochronnego zarówno dla ciekłego metalu jak i wiązki laserowej w ramach każdej technologii ze względu na efektywność wytwarzania i koszty.

Hel jest chętnie wybieranym gazem ochronnym dla laserów dużej mocy z powodu większej głębokości penetracji. Ponieważ energia jonizacji helu jest większa od energii jonizacji argonu czy azotu, istnieje mniejsze prawdopodobieństwo, że hel ulegnie jonizacji i stanie się częścią plazmy. Jednak hel jest lżejszy od powietrza i stąd mniej efektywny w zapewnieniu osłony w całej komorze procesowej. Jest również droższy od argonu i azotu.

Porównanie skutków zastosowania argonu, helu oraz azotu jako gazu ochronnego jest niezwykle istotne ze względu na fakt, że azot jest gazem aktywnym chemicznie i w wysokiej temperaturze może łączyć się z niektórymi metalami, hel natomiast oraz argon różnią się znacznie gęstością, co ma znaczenie, jeśli użyje się tych gazów do ochrony proszków. Biorąc pod uwagę fakt, że właściwości fizyczne gazów i topionych materiałów mają wpływ na oddziaływania między wiązką laserową, atmosferą i ciekłym metalem, uznano za celowe zbadanie wpływu rodzaju gazu na mikrostrukturę materiałów przetwarzanych technologią SLM. Do badań użyto stopu Ti6Al7Nb (według ISO 5832-11), którego wybrane właściwości fizyczne przedstawiono w tabeli 19. Stop ten należy do stopów dwufazowych, zbudowanych z heksagonalnej fazy α i regularnej przestrzennie centrowanej fazy β . Właściwości mechaniczne stopu zależą od morfologii i udziału objętościowego obu faz, który jest z kolei determinowany rodzajem procesu wytwarzania. Wykonano badania kontrolne makro- i mikrostruktury próbek wytworzonych technologią SLM w warunkach atmosfery ochronnej azotu, argonu i helu. Dla porównania wytworzono również próbki w atmosferze bogatej w tlen. Próbki otrzymano w urządzeniu SLM Realizer II 250 wyposażonym w zestaw czujników zapewniających uzyskanie odpowiednich warunków przetapiania oraz kontrolę procesu i ochronę operatora przed niebezpiecznymi zdarzeniami.

Tabela 19. Wybrane właściwości fizyczne stopu Ti6Al7Nb [8]

Material	Gęstość [g·cm ⁻³]	Przewodność cieplna [W/(m·K)]	Temperatura topnienia [°C]	Temperatura wrzenia [°C]
Ti6Al7Nb	4,3–4,59	21,9 (w temp. 25°C)	1660	3287

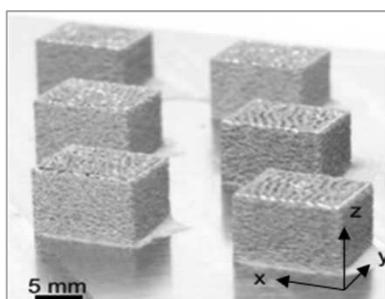
Podstawowym parametrem warunkującym uruchomienie procesu SLM jest jakość atmosfery ochronnej, którą determinuje stężenie tlenu nieprzekraczające 0,2% oraz ciśnienie argonu włączanego do komory roboczej, nie mniejsze niż 8 mbar. Każde przekroczenie wartości granicznej powoduje przerwanie pracy urządzenia. Zastosowanie atmosfery azotu nie wymagało żadnych dodatkowych działań. Zastosowanie helu wymagało wprowadzenia dodatkowych czujników poziomu tlenu w pobliżu miejsca topienia proszku. Do przeprowadzenia procesu SLM bez atmosfery ochronnej konieczna była dezaktywacja czujników.

Stop Ti6Al7Nb zastosowano w postaci proszku o kulistym kształcie cząstek. Próbki kontrolne wykonano za pomocą lasera Nd:YAG o maksymalnej mocy 100 W przez na-

kładanie kolejnych warstw w kierunku osi z . Linie skanowania w dwóch kolejnych warstwach były równoległe naprzemian do osi x i do osi y . Parametry procesu podano w tabeli 20. Próbkki miały kształt prostopadłościanów o wymiarach $12,5 \times 10,0 \times 6,5$ mm (rys. 64).

Tabela 20. Parametry technologiczne procesu budowania próbek kontrolnych

Moc lasera	200 W
Grubość warstwy	50 μm
Odległość między punktami skanowania	20 μm
Czas naświetlania pojedynczego punktu	60 μs
Odległość między liniami skanowania	210 μm



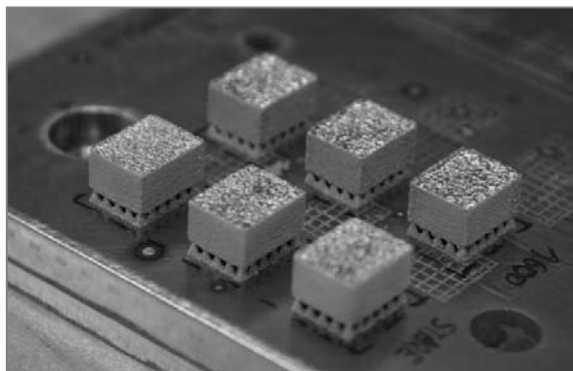
Rys. 64. Próbkki kontrolne ze stopu Ti6Al7Nb wytworzone technologią SLM w atmosferze helu przed odcięciem od platformy roboczej

Po usunięciu próbek z platformy roboczej na ich powierzchni XY wykonano zgłady do badań mikroskopowych. Mikrostrukturę ujawniano przez trawienie odczynnikami Krolla (wodny roztwór HF i HNO_3 według ASTM E407-07). Obserwacje mikrostruktury wykonano za pomocą mikroskopu konfokalnego OLYMPUS LEXT OLS4000 oraz skaningowego mikroskopu elektronowego Zeiss EVO MA25.

7.3.1. Atmosfera ochronna argonu

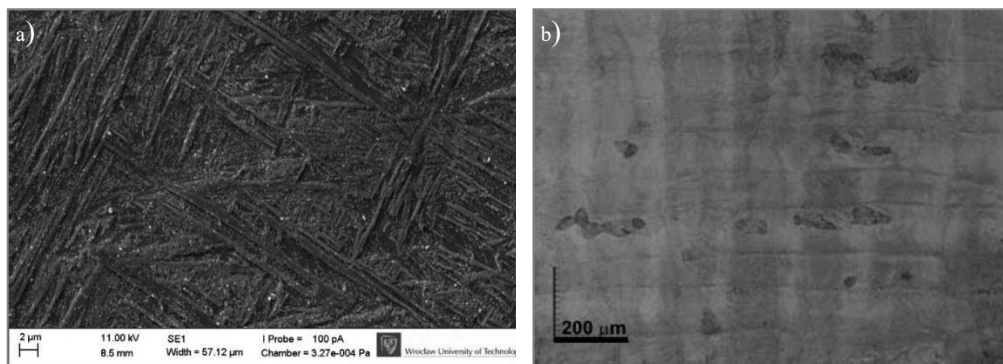
W procesie selektywnego topienia stopu Ti6Al7Nb krzepnięcie pojedynczych ściągów stopionego metalu następuje przez wzrost komórkowy lub komórkowo-dendrytyczny kolumnowych ziaren fazy β , która w wyniku szybkiego odprowadzania ciepła ulega przemianie martenzytycznej. Płytki martenzytu powstają w obrębie ziaren byłej fazy β . Skutkiem kolejnych przejść wiązki jest nadtapianie zakrzepniętego stopu i w efekcie epitaksjalny

wzrost kryształów słupkowych przez kolejne warstwy [34, 141]. Próbki wytworzone w atmosferze argonu charakteryzowały się jasną, metaliczną powierzchnią bez wyraźnych śladów barw charakterystycznych dla występowania warstw tlenkowych (rys. 65).



Rys. 65. Próbki kontrolne ze stopu Ti6Al7Nb wytworzone technologią SLM w atmosferze argonu na platformie roboczej

Obserwacje mikroskopowe również nie wykazały różnic w mikrostrukturze stopu w obszarach przypowierzchniowych w porównaniu z mikrostrukturą w rdzeniu próbek (rys. 66).

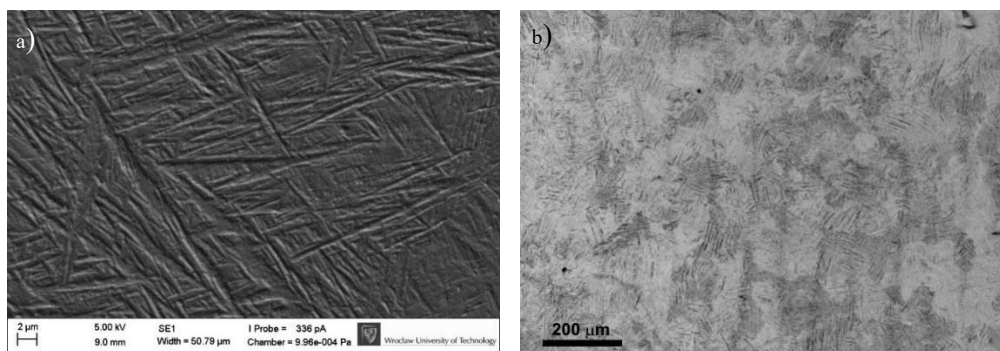


Rys. 66. Stop Ti wytworzony w procesie SLM w atmosferze ochronnej argonu: a) mikrostruktura stopu Ti6Al7Nb (SEM), b) widok pojedynczych ściągów (CM)

7.3.2. Atmosfera ochronna helu

Próbki wytworzone w atmosferze ochronnej helu charakteryzowały się bardziej błyszczącą powierzchnią w porównaniu z próbkami wytworzonymi w atmosferze

ochronnej argonu. Nie stwierdzono różnic w mikrostrukturze stopu w porównaniu do stopu uzyskanego w środowisku argonu (rys. 66). Różnice te mogą być przypadkowe (jasna faza może być artefaktem) albo rodzaj atmosfery może mieć wpływ na stopień utlenienia (grubość warstwy pasywnej) powierzchni cząstek proszku, a tym samym na skutki jego topienia. Wymaga to jednak dodatkowych badań. Porowatość próbek wytworzonych w atmosferze obu gazów ochronnych nie przekroczyła 1%.



Rys. 67. Stop Ti wytworzony w procesie SLM w atmosferze ochronnej helu:
a) mikrostruktura stopu Ti6Al7Nb (SEM), b) widok pojedynczych ściągów (CM)

7.3.3. Atmosfera ochronna azotu

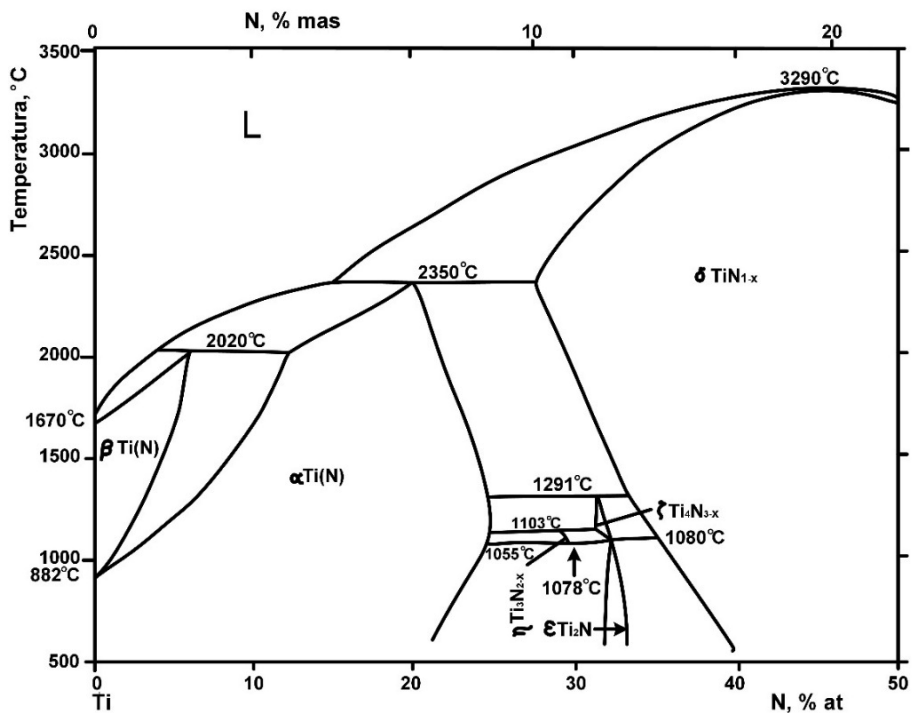
Powierzchnia próbek wytworzonych w atmosferze azotu była pokryta złocistym nalotem (rys. 68), charakterystycznym dla azotków tytanu, co potwierdza reaktywność azotu z ciekłym stopem na bazie tytanu.



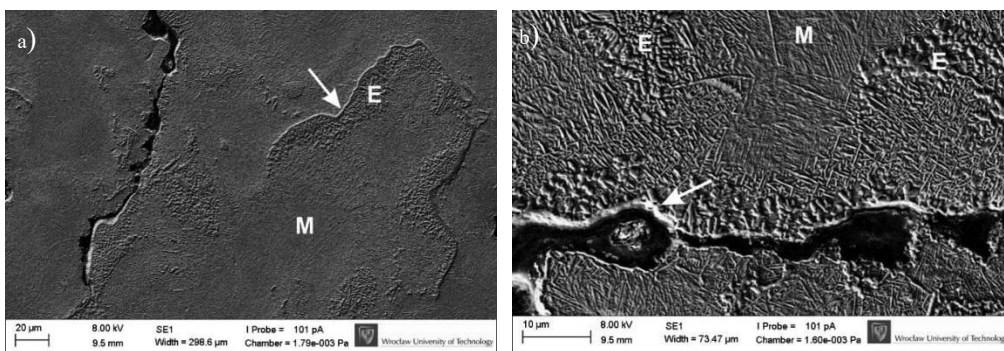
Rys. 68. Próbkki kontrolne ze stopu Ti6Al7Nb na platformie roboczej
wytworzone technologią SLM w atmosferze ochronnej azotu

Zgodnie z wykresem równowagi fazowej układu Ti–N (rys. 69) azot rozpuszczony w ciekłym stopie po jego zakrzepnięciu może pozostać w roztworze stałym podsta-

wowym α oraz w zależności od stężenia tworzyć azotki TiN , Ti_2N wchodzące w skład roztworów wtórnych, $\delta\text{-TiN}$, $\epsilon\text{-Ti}_2\text{N}$. Podczas topienia małej objętości materiału, który szybko krzepnie, nie można ocenić, jaka ilość azotu może zostać lokalnie rozpuszczona.



Rys. 69. Wykres fazowy Ti-N [116]

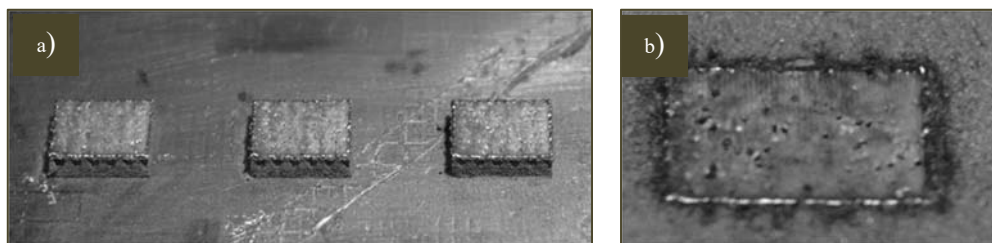


Rys. 70. Stop Ti wytworzony w procesie SLM w atmosferze ochronnej azotu; a) niejednorodna mikrostruktura stopu Ti6Al7Nb , b) powiększony fragment pęknięcia krystalizacyjnego: M – martenzyt azotowy, E – mieszanina płytek faz $\alpha + \beta$, strzałki wskazują ciążłą warstewkę δ - lub $\alpha\text{-TiN}$. Zgład na przekroju XY (SEM)

W badaniach mikroskopowych stwierdzono, że wskutek absorpcji azotu przez ciekły stop porowatość próbek wzrosła do 8%, w większości przez powstanie pęknięć krystalizacyjnych (rys. 70). Mikrostrukturę stopu stanowią obszary nasyconego azotem martenzytu, mieszaniny płytek faz $\alpha + \beta$ (azot stabilizuje fazę α , rozszerzając zakres jej występowania) oraz ciągłej warstewki prawdopodobnie stabilnej fazy δ -TiN lub fazy α (rys. 70b).

7.3.4. Brak atmosfery ochronnej – atmosfera powietrza

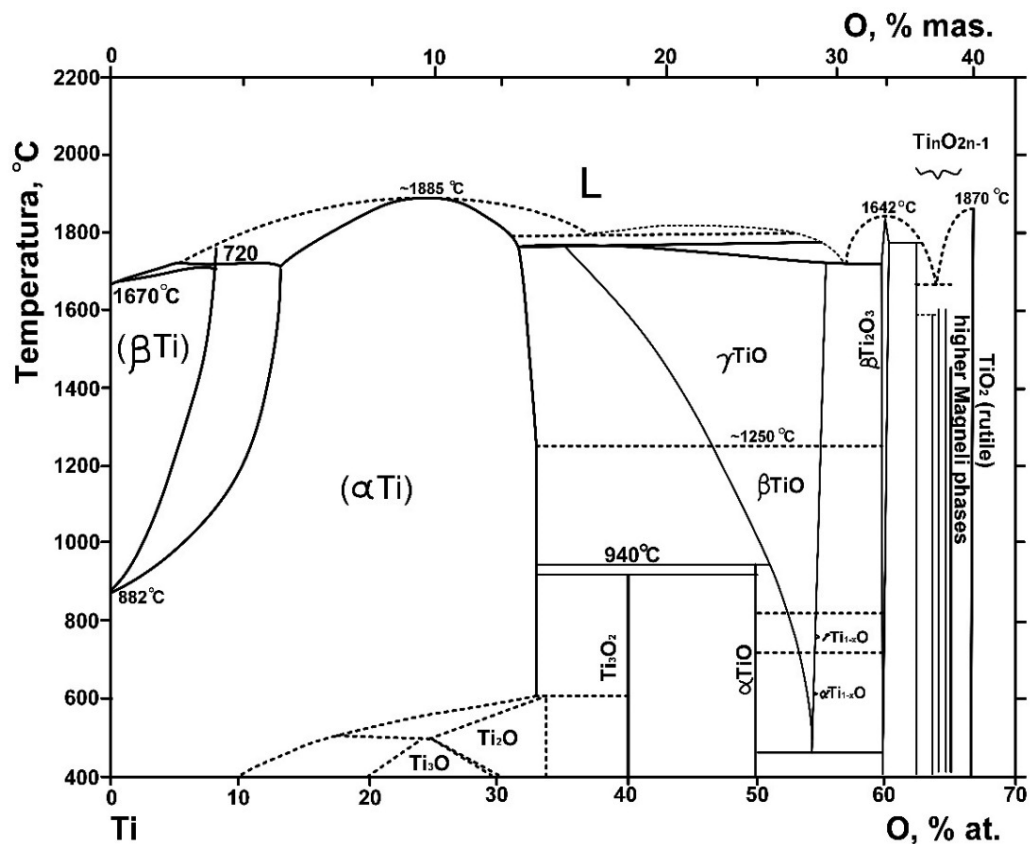
Umieszczenie tytanu u dołu wykresu Ellinghama (rys. 62) oznacza jego dużą reaktywność z tlenem (większą niż z azotem) i stabilność tworzonych tlenków. Próba otrzymania próbek bez atmosfery ochronnej nie powiodła się. Proces przerwano ze względów bezpieczeństwa po naniesieniu zaledwie kilku warstw materiału (rys. 71a). Otrzymany stop charakteryzował się dużą porowatością, co było widoczne już nieuzbrojonym okiem (rys. 71b).



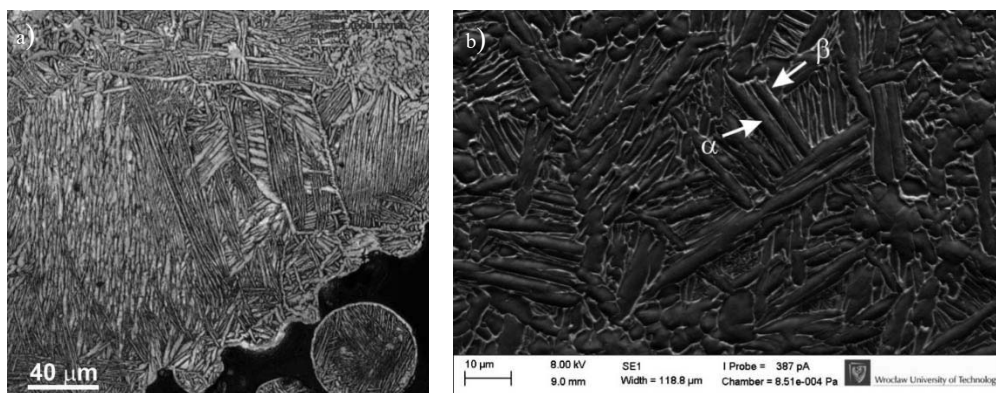
Rys. 71. Niedokończone (z powodu konieczności przzerwania procesu) próbki kontrolne ze stopu Ti6Al7Nb wytworzone w atmosferze powietrza na platformie roboczej (a) oraz próbka z widoczną porowatością materiału (b)

Zgodnie z wykresem równowagi fazowej (rys. 72) tlen podobnie jak azot rozpuszcza się w stanie stałym w tytanie do 14% wag. tlenu, poszerzając zakres występowania roztworu stałego α . Tworzy z tytanem kilka rodzajów tlenków (TiO_2 , TiO , Ti_2O_3), ale nie powstają roztwory stałe wtórne.

W stopie tytanu wytworzonym w komorze bez atmosfery ochronnej duży wpływ na mikrostrukturę ma obecność tlenu (rys. 73). Widoczne są ułożone na przemian grube płytki fazy α z cieńszymi płytkami fazy β (rys. 73b). Ułożenie płytek jest charakterystyczne dla struktury Widmanstättena. Na granicach ziaren byłej fazy β oraz na cząstkach nieprzetopionego proszku występuje cienka warstwa jasnej fazy (rys. 73a), którą w zależności od stężenia tlenu może tworzyć faza α lub tlenki tytanu i glinu. Ponieważ tlen podobnie jak azot tworzy z tytanem roztwory międzywęzłowe, ich obecność w stopie może mieć wpływ na zwiększenie wytrzymałości, któremu towarzyszy znaczne zmniejszenie plastyczności.



Rys. 72. Wykres równowagi fazowej Ti-O [113]



Rys. 73. Stop Ti wytworzony w procesie SLM w atmosferze ochronnej powietrza:
 a) mikrostruktura Widmanstättena stopu Ti6Al7Nb, CM, b) powiększony obraz mikrostruktury – mieszanina płytek faz α i β . Zgląd na przekroju XY, trawiony (SEM)

7.3.5. Podsumowanie

Analiza skutków zastosowania w procesie SLM atmosfery ochronnej helu i argonu wykazała ich skuteczne działanie podczas selektywnego laserowego topienia proszków metalicznych. Argon jest bardziej przydatny niż hel ze względu na jego gęstość większą od powietrza, co ułatwia wypchnięcie powietrza z obszaru topienia, a także niską cenę.

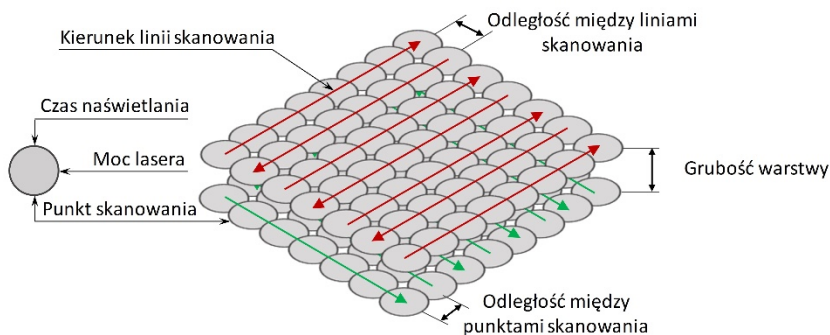
Gazy reaktywne, takie jak azot, rozpuszczają się w ciekłym metalu i w rezultacie wpływają w stopniu zależnym od rodzaju metalu na przemiany fazowe podczas krzepnięcia i mikrostrukturę, a tym samym na właściwości wytworzonego materiału.

Podobnie oddziałuje tlen, ale ze względu na jego silniejsze powinowactwo chemiczne do metali, obecność tlenu w komorze roboczej może doprowadzić do powstania płomienia, zwłaszcza w przypadku takich metali jak tytan, magnez i glin. Stąd konieczne jest prowadzenie systematycznej kontroli zawartości tlenu w komorze podczas procesu topienia.

8. PARAMETRY PROCESOWE

Parametry zmienne należą do najważniejszych czynników w procesie SLM. W zależności od materiału należy odpowiednio dobrać ich zestaw w taki sposób, aby zachować ciągłość przetopionej ciekłej strugi metalu oraz otrzymać element o minimalnej porowatości. Dobór parametrów ma decydujący wpływ na jakość końcowego produktu i wydajność procesu SLM. Do podstawowych pięciu zmiennych parametrów procesu SLM należą (rys. 74) [13, 78]:

- moc lasera P_{laser} , W,
- czas naświetlania punktu t_{expo} , μs ,
- odległość między punktami skanowania P_{dist} , μm ,
- odległość między liniami skanowania L_{dist} , μm ,
- grubość warstwy L_T , μm .



Rys. 74. Schemat przedstawiający parametry zmienne procesu SLM

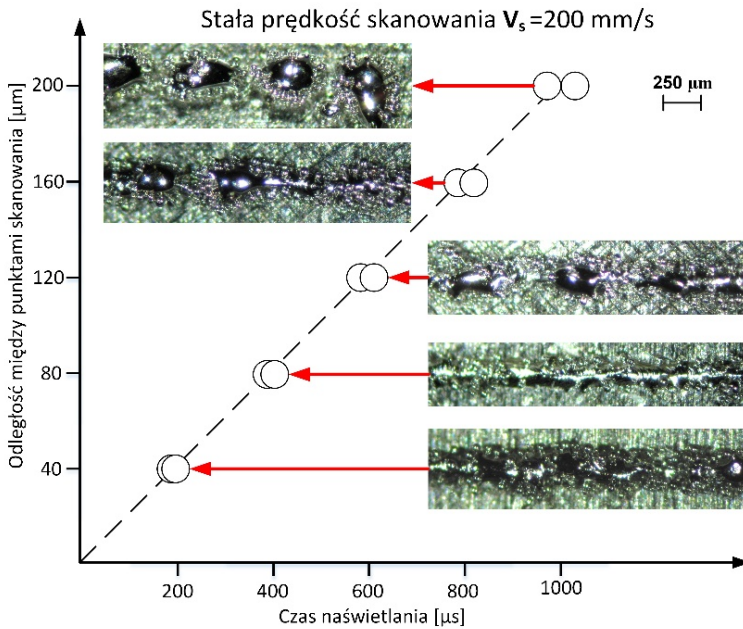
Dla danego materiału można dobrać przynajmniej kilka zestawów parametrów zapewniających otrzymanie części o pełnej gęstości przetopienia. Jednak zastosowanie różnych zestawów może powodować różnice w m.in. wydajności procesu lub gradientu temperatury podczas przetapiania, co ma bezpośredni wpływ na mikrostrukturę, a tym samym na właściwości wytrzymałościowe produktu.

Na podstawie pięciu wymienionych parametrów procesowych można wyróżnić kolejne ważne parametry, takie jak:

- prędkość skanowania V_S , mm/s,
- prędkość wytwarzania bez uwzględnienia czasu nakładania warstwy V_P , mm^3/min ,

- całkowitą prędkość wytwarzania (produktywność) V_{CP} , mm^3/min ,
- liniową gęstość energii E_L , J/mm ,
- powierzchniową gęstość energii E_A , J/mm^2 ,
- objętościową gęstość energii E_V , J/mm^3 .

W technologii SLM liniowa prędkość skanowania jest powiązana z czasem ekspozycji wiązki lasera (czasem naświetlania) i odległością między punktami skanowania, czego efektem jest określone oddziaływanie lasera na powierzchnię proszku i wytworzenie pojedynczej linii skanowania (rys. 75).



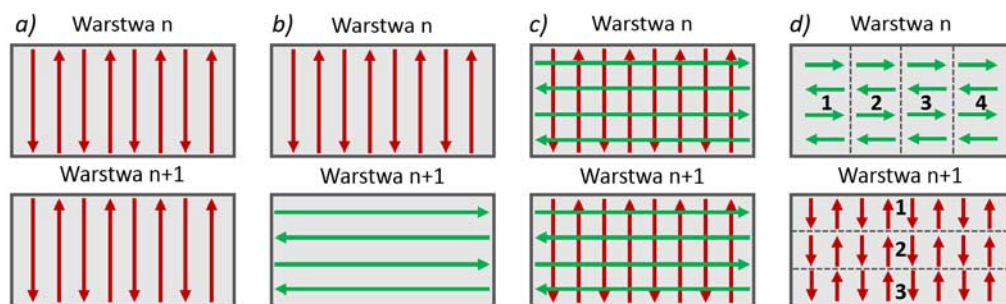
Rys. 75. Przykład zestawu parametrów umożliwiających uzyskanie w procesie SLM stałej prędkości skanowania i ich wpływ na jakość wytworzonego produktu [77]

Prędkość skanowania za pomocą lasera nie jest parametrem sterowanym bezpośrednio, ale wynika ze stosunku odległości między punktami skanowania do czasu naświetlania pojedynczego punktu. Z tego powodu mogą wystąpić nieścisłości w definicji parametrów procesu, który przebiega w sposób dyskretny. Wiązka lasera oddziałuje na powierzchnię proszku przez zadany czas, nie poruszając się. Czas ten nazywamy czasem naświetlania t_{expo} . Następnie wiązka przesuwa się o zadaną odległość P_{dist} , naświetlanie powtarza się i stopniowo tworzy się linia skanowania. Parametry P_{dist} i t_{expo} można dobrać w taki sposób, aby liniowa prędkość skanowania była stała, natomiast efekty przetapiania proszku były inne (rys. 75), nawet dla stałej mocy lasera oraz takiej samej grubości warstwy. Tak utworzona pojedyncza linia skanowania stanowi początek prze-

tapiania warstwy proszku. Dodając kolejne linie w określonej odległości, otrzymuje się przetopioną pojedynczą warstwę.

Kombinacja parametrów procesowych oraz czas nakładania warstwy proszku decydują o całkowitej prędkości wytwarzania, V_{CP} . Często czas potrzebny na nałożenie warstwy jest znacznie dłuższy niż samo przetapianie warstwy elementów. Dlatego ma on decydujący wpływ na końcową wartość całkowitej prędkości budowania. Z tego względu istotna jest liczba warstw potrzebnych do wytworzenia modelu, o czym decyduje grubość warstwy, pozycja wytwarzanego modelu względem kierunku budowania oraz jego rozmiary. W celu redukcji wpływu czasu nakładania warstwy na prędkość wytwarzania dąży się do maksymalnego wypełnienia przestrzeni roboczej urządzenia. Układa się wytwarzane elementy w przestrzeni XYZ, aby wartość w osi Z była najmniejsza w porównaniu z wartościami w osi X i Y. W wypadku wytwarzania kilku elementów układa się je obok siebie, maksymalnie wykorzystując przestrzeń platformy. Czas nakładania warstwy jest stały bez względu na liczbę wytwarzanych modeli.

Kolejnym parametrem definiującym proces SLM jest gęstość energii, która zależy od wszystkich parametrów [72]. Podobnie jak liniowa prędkość skanowania niejednoznacznie definiuje ona proces z powodu możliwości otrzymania zestawu parametrów dających stałą gęstości mocy, lecz materiał różniący się porowatością.



Rys. 76. Strategie skanowania: a) w tym samym kierunku, b) naprzemienna, c) naprzemienna dwukrotna, d) odcinkowa/szachownica

Dodatkowym parametrem procesu uzupełniającym 5 podstawowych parametrów zmiennych technologii SLM jest tzw. strategia skanowania [90]. Jest ona dobierana w połączeniu z pozostałymi parametrami procesowymi z uwzględnieniem rozmiarów i kształtu wytwarzanego obiektu. Możliwe jest wyróżnienie czterech podstawowych strategii skanowania (rys. 76):

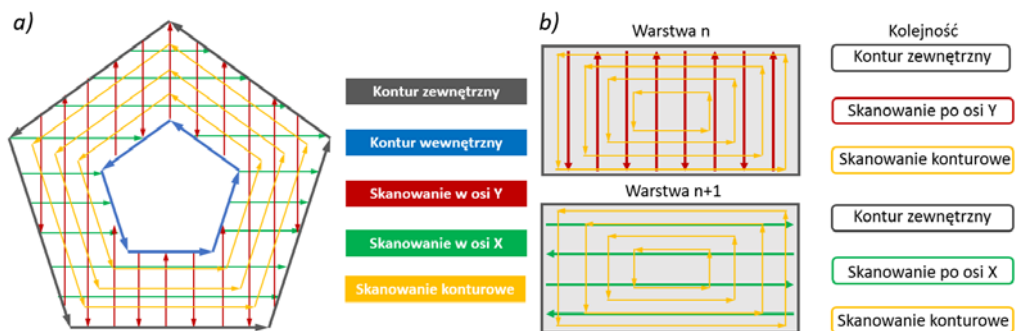
- Skanowanie w tym samym kierunku (strategia standardowa). Jest najrzadziej stosowana z powodu dużego prawdopodobieństwa wystąpienia niedostatecznego połączenia kolejnych ścieżek wiązki lasera w kierunku budowania.
- Skanowanie naprzemiennie. Strategia najczęściej stosowana.

- Skanowanie naprzemienne dwukrotne (XY), które jest rzadko stosowane z powodu dwukrotnie dłuższego czasu przetapiania warstwy.

- Odcinkowa/szachownica. Strategia dzieląca dużą powierzchnię przetapiania proszku na mniejsze obszary, na paski lub pola szachownicy.

Najczęściej stosowane i dające najlepsze rezultaty są strategia naprzemienna, naprzemienna dwukrotna oraz odcinkowa/szachownica. Do budowania przedmiotów o mniejszych gabarytach stosuje się strategię naprzemienną. Naprzemienne skanowanie pasm stosuje się do przetapiania modeli o stosunkowo dużej powierzchni przekroju w celu zredukowania naprężeń własnych. Stosowanie naprzemiennej strategii skanowania pozwala budować kolejne warstwy na zakładkę. Zachowuje się integralność całego modelu oraz zmniejsza prawdopodobieństwo wystąpienia porowatości. Najczęściej wybierane jest skanowanie w tym samym kierunku, podczas którego może dochodzić do niecałkowitego przetopienia materiału i powstawania wad związanych z nieprzetopieniem cząstek proszku między liniami skanowania.

Strategia naprzemienna dwukrotna jest złożeniem strategii naprzemiennej na jednej warstwie, co umożliwi niemal całkowitą eliminację ryzyka powstania porowatości. Strategia ta jest głównie stosowana do materiałów trudnotopliwych w celu polepszenia przetopienia warstwy przez dwukrotne jej skanowanie. Ostatnia z opisywanych strategii jest stosowana do zredukowania wpływu naprężeń własnych na wytwarzany obiekt, jak również zapewnienia odpowiedniej stabilizacji cieplnej procesu. Problemy takie występują głównie podczas wytwarzania części o dużych rozmiarach, gdzie powierzchnia przetapianej warstwy może ulegać odkształceniom z powodu naprężeń własnych. Do mniejszych objętości i powierzchni skanowania można z powodzeniem stosować strategię naprzemienną lub naprzemienną dwukrotną. Ze względu na niewielki przekrój obiektów wpływ naprężeń własnych jest mniejszy. Należy jednak pamiętać, że dla każdej z opisanych strategii możliwe jest wielokrotne jej stosowanie przy przetapianiu warstwy [13, 176].



Rys. 77. Schemat funkcji opisujących ruch wiązki lasera (a), strategia skanowania konturowego naprzemiennego wraz z kolejnością wykonywanych funkcji (b)

Strategię skanowania definiuje się za pomocą funkcji. W jej skład wchodzi 5 podstawowych zmiennych. Dwie z nich opisują kontur wewnętrzny i zewnętrzny próbki, a kolejne trzy obrazują zdyskretyzowany ruch wiązki lasera w formie linii skanowania (rys. 77). W ten sposób są tworzone opisane strategie podstawowe. Można również wykonywać skanowanie zgodnie z innymi schematami (rys. 77b).

Wybrana strategia skanowania ma również wpływ na mikrostrukturę otrzymywanych elementów. Na rysunku 78 przedstawiono przykładową mikrostrukturę próbki wykonanej ze stopu Inconel 718. Ziarna są ułożone w kierunku prostopadłym do kolejno przetapianych warstw. Przyjmują one orientację zgodną z kierunkiem, w jakim ciepło jest najszybciej odprowadzane, czyli prostopadłą do powierzchni granicy między przetopioną warstwą a gazem osłonowym. Niewielkie odchylenie od kierunku prostopadłego jest związane ze strategią skanowania oraz wynika z parametrów procesu. Ziarna kolumnowe są pochylone zgodnie z kierunkiem skanowania.



Rys. 78. Przykład kierunkowego krzepnięcia stopu Inconel 718 (CM)

Optymalizacja parametrów procesowych odbywa się w następujących etapach:

1. Wytwarzanie próbek linowych, czyli ściągów, na podstawie których dobiera się parametry zapewniające ciągłość strugi przetopionego proszku metalu.

2. Wytwarzanie próbek płaskich, czyli cienkich ścianek. Na tej podstawie spośród parametrów pierwszego etapu wybiera się parametry procesu, w którym wytworzono ściankę pełnej wysokości, bez wad (rozwarstwienia, duża chropowatość ($Ra > 50$), nieciągłość lub wady kropelkowania).

3. Wytwarzanie próbek prostopadłościennych, tj. sześciątów, na podstawie których dobiera się parametry zapewniające największą wartość przetopienia ($>99\%$). W optymalizacji parametrów dąży się do osiągnięcia pełnej gęstości przetopienia materiału.

Sposób doboru optymalnych parametrów z uwzględnieniem ich wpływu na porowatość wytworzonych elementów został opisany przez autora monografii w wielu pracach [79, 82, 87, 88, 90]. Opracowane zestawy parametrów procesu SLM zapewniające

otrzymanie materiału o rzeczywistej gęstości przekraczającej 99,8% w możliwie najkrótszym czasie zestawiono w tabeli 21. Wykonano próbki oraz demonstratory z 3 grup materiałów (stal, stop niklu, stop tytanu) wykorzystane w dalszej części pracy.

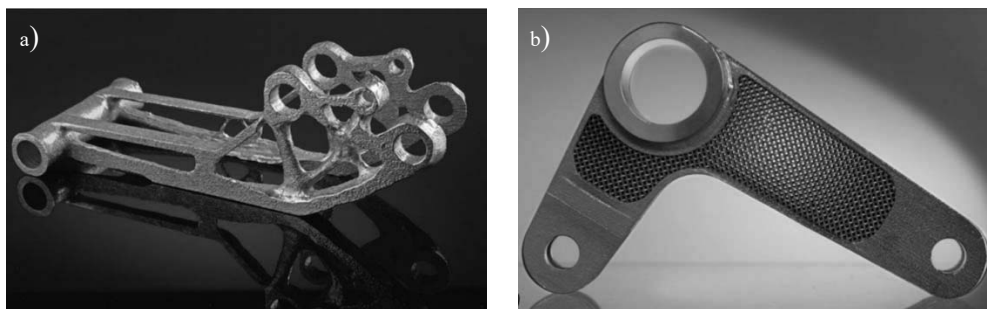
Tabela 21. Optymalne parametry wytwarzania zapewniające gęstość rzeczywistą materiału przekraczającą 99,9% w możliwie najkrótszym czasie

Parametr	Materiał			
	Stal 316L	Stal H13	Inconel 718	Ti6Al4V Ti6Al7Nb
Moc lasera P_{laser} , W	200	200	100	200
Grubość warstwy L_T , μm	50			
Odległość między punktami skanowania, P_{dist} , μm	80	80	60	20
Odległość między liniami skanowania L_{dists} , μm	100	180	160	210
Czas naświetlania punktu, t_{expo} , μs	360	800	700	60
Prędkość skanowania V_s , mm/s	222,22	100,00	85,71	333,33
Liniiowa gęstość energii E_L , J/mm	0,90	2,00	1,17	0,60
Powierzchniowa gęstość energii E_A , J/mm ²	9,00	11,11	7,29	2,86
Objęściowa gęstość energii E_V , J/mm ³	180,00	222,22	145,83	57,14

9. CZYNNIKI KONSTRUKCYJNE

Wytwarzanie przyrostowe stwarza ogromne możliwości produkcji funkcjonalnie zintegrowanych części o lekkiej konstrukcji [157]. Optymalizacja geometryczna lekkich struktur konstrukcyjnych może występować w dowolnej konfiguracji trzech składników, takich jak:

- Optymalizacja mikroskopowa – zmiana mikrostruktury materiału w zależności od potrzeb, np. planowany, kolumnowy wzrost ziaren w kierunkach zgodnych z obciążeniem danego elementu lub odpowiednio kontrolowana porowatość.
- Optymalizacja mezoskopowa – zastąpienie masywnych objętościowo obszarów elementów funkcjonalnymi strukturami ażurowymi typu plaster miodu, pianką metaliczną lub konstrukcją kratową.
- Optymalizacja makroskopowa – zmiana geometrii części w danym obszarze konstrukcyjnym o zdeterminowanych warunkach oraz zadanym zakresie obciążeń metodą elementów skończonych MES.



Rys. 79. Przykłady optymalizacji konstrukcji: a) geometria dźwigni siedzenia fotela samolotowego wykonana ze stopu glinu (7075) za pomocą technologii SLM po optymalizacji topologicznej, b) przykład funkcjonalnego elementu z ażurowymi strukturami funkcjonalnymi wykonany ze stali 316L (1.4404) [21]

Przykłady optymalizacji konstrukcji za pomocą technologii SLM przedstawiono na rys. 79. Dźwignia siedzenia samolotowego wykonanego ze stopu glinu 7075 po optymalizacji geometrii umożliwia redukcję jego masy o 15%. Dzięki zastosowaniu wypełniającej struktury ażurowej masę elementu wykonanego ze stali zredukowano o 50%, zachowując jego właściwości mechaniczne.

Aby w pełni wykorzystać technologię SLM, należy znać jej ograniczenia i możliwości, takie jak grubość ścianki, jaką można uzyskać, szerokość szczeliny, którą można

wytworzyć między dwoma elementami, kąt nachylenia nawisu geometrycznego, który nie wymaga podparcia strukturami wspierającymi, minimalną i maksymalną średnicę otworu możliwą do wytworzenia i inne.

9.1. Możliwości i ograniczenia technologiczne

Podstawowe ograniczeniami w technologii SLM wynikają z konstrukcji używanego urządzenia, np. przestrzeń robocza, rodzaj zainstalowanego źródła laserowego i układu skanującego oraz układ nakładający warstwę proszku. Do badań w niniejszej pracy wykorzystano urządzenia MCP Realizer II 250 (dalej SLM 250) oraz Realizer SLM 50 (dalej SLM 50), których dane techniczne przedstawiono w tabeli 22.

Tabela 22. Dane techniczne urządzeń pracujących w technologii SLM użytych do badań (na podstawie opracowań autora)

Urządzenie	Obszar roboczy [mm]	Dokładność [mm]	Grubość warstwy [μm]	Średnica plamki lasera [μm]	Materiał	Wielkość cząstek proszku [μm]	Moc lasera [W]
SLM 250	x – 248 y – 248 z – 220	0,05–0,2	20–100	120 ^a –200	stal tytan chrom–kobalt	10–100	400
SLM 50	\varnothing – 70 z – 40	0,02–0,1	20–50	100	inconel glin magnez	10–50	100

^aDotyczy obszaru roboczego 100×100 mm oraz dodatkowego zestawu optycznego.

Opcjonalnie w urządzeniu SLM 250 jest możliwy wybór jednej z dwóch rozmiarów średnic wiązki laserowej (100 albo 200 μm). Zastosowanie mniejszej średnicy wiązki wiąże się ze znaczną poprawą dokładności procesu, ale czas topienia warstwy proszku wydłuża się dwukrotnie. Jest to korzystne, gdy wymaga się dużej dokładności wykonania oraz gdy obiekty charakteryzują się małymi wymiarami.

Grubość zastosowanej warstwy zależy od średnicy cząstek proszku oraz oczekiwanej jakości powierzchni bocznych. Im mniejsza jest grubość warstwy, tym efekt powstałych schodków (przy budowie nierównoległej do osi Z) jest mniejszy, a powierzchnie boczne są mniej chropowate. Chropowatość powierzchni bocznych (parametr Ra) przedmiotu wykonanego w technologii selektywnej laserowej mikrometalurgii waha się w zakresie 5–50 μm [161]. Najlepszą jakość wykazują powierzchnie wykonane prostopadle do kierunku budowy, najgorszą natomiast budowane na strukturach wspierających lub pod małym kątem do platformy roboczej. Dlatego często wyrób jest poddawany dodatkowej obróbce wykończeniowej poprawiającej jakość powierzchni.

Wielkość przestrzeni roboczej determinuje objętość potrzebnego materiału wsadowego. Zależy ona również od wysokości modelu. Dla modeli niższych wymagana objętość proszku będzie mniejsza niż dla wyższych.

Prędkość budowy w urządzeniu Realizer II szacuje się na 5–20 cm³/h i zależy od takich parametrów, jak:

- grubość warstwy,
- odległość między punktami skanowania,
- odległość między liniami skanowania,
- średnica skupienia wiązki lasera,
- czas naświetlania,
- zastosowana strategia skanowania,
- powierzchnia przekroju przedmiotu.

Czas wykonania przedmiotu można skrócić, jeżeli ustawi się model najkrótszym wymiarem równoległe do kierunku budowy (oś Z), jednak wtedy wyrób może się cechować odmiennymi właściwościami mechanicznymi (anizotropią właściwości mechanicznych wynikającą z warstwowego procesu wytwarzania).

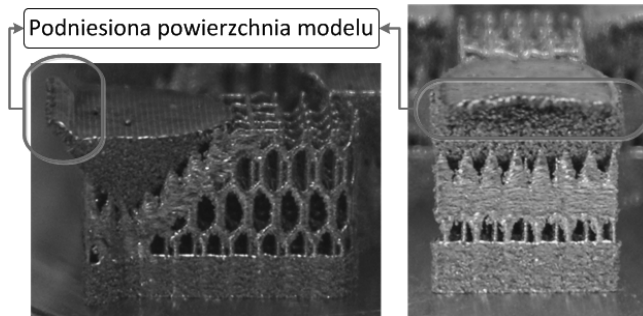
Zastosowanie technologii SLM umożliwia wykonywanie modeli, jakich nie wytworzy się technikami klasycznymi. Daje konstruktorom swobodę w projektowaniu modeli o skomplikowanych kształtach. W połączeniu z optymalizacją geometryczną możliwe jest znaczne zredukowanie masy oraz objętości przedmiotu, co w przemyśle lotniczym, kosmicznym lub medycznym jest cechą bardzo pożądaną. Istnieje możliwość konsolidacji części (wytworzenia złożeń jako jednej części), co może przyczynić się do redukcji czasu oraz kosztów związanych z czynnościami montażowymi. Technologia ta nie wymaga dodatkowych narzędzi, co eliminuje etapy produkcyjne polegające na projektowaniu oraz wytworzeniu specjalistycznych narzędzi (por. rozdz. 1).

Czynnikami determinującymi możliwości geometryczne, w tym dokładność wymiarową oraz tolerancję, są parametry procesu, rodzaj lasera, jego moc, średnica skupienia wiązki, a także bardzo istotne zastosowanie struktur wspierających. Wykonane badania pozwoliły określić możliwości technologii SLM dla kluczowych geometrii. Wyniki tych badań przedstawiono w niniejszym rozdziale.

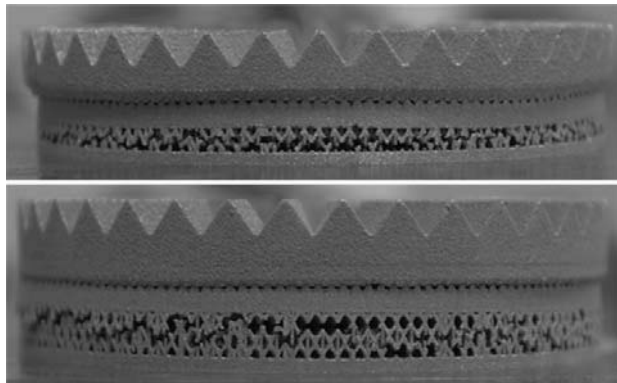
9.2. Struktury wspierające

Dobór rodzaju i kształt struktur wspierających (tzw. suportów) jest jednym z najważniejszych czynników determinujących poprawną budowę modelu [49]. Podczas projektowania procesu SLM należy wziąć pod uwagę ograniczenia technologii, które polegają m.in. na konieczności zastosowania struktur podtrzymujących obiekt na platformie roboczej. Kształt i rodzaj zastosowanego suportu jest ściśle związany z wielko-

ścią oraz geometrią modelu, który ma zostać wytworzony. Struktury wspierające stanowią łącznik między modelem a platformą roboczą, na której model jest budowany. Mają zapobiegać jego odkształceniom wskutek dużych naprężeń własnych (szczątkowych) powstających podczas wytwarzania (ze względu na szybkie nagrzewanie i chłodzenie często wiązką laserową) oraz podtrzymywać nachylone na zewnątrz ściany modelu (nawisy geometryczne) [24, 64]. W razie braku suportu wytwarzana część może odkształcić się. Możliwa jest również deformacja pojedynczej warstwy, która będzie narastać wraz ze wzrostem modelu.



Rys. 80. Błąd budowy zatrzymujący proces SLM



Rys. 81. Odkształcenie modelu podczas budowy powodujące pęknięcia struktur wspierających

Najczęściej występującą wadą podczas procesu SLM jest podniesienie brzegów skanowanej warstwy. Spowodowane jest to niewłaściwym podparciem modelu, przez co skurcz materiału oraz naprężenia własne nie są niwelowane (rys. 80). Naprężenia i skurcz materiału mogą spowodować przerwanie procesu przez oderwanie modelu od podpór i mechaniczne zablokowanie układu nakładającego proszek, choć w niektórych przypadkach możliwe jest jego dokończenie (rys. 81). Częstsze jest jednak przerwanie

procesu przez zablokowanie zgarniacza nakładającego kolejną warstwę. Naprężenia są również niepożądane ze względu na dokładność odwzorowania modelu CAD w rzeczywistości, ponieważ mogą powodować odkształcenie podczas budowy lub w trakcie usuwania struktur. Zjawiska te zależą nie tylko od odpowiedniego doboru struktur wspierających, ale również od zastosowanych parametrów procesowych.

Geometria modelu determinuje wybór jego położenia w przestrzeni roboczej urządzenia podczas budowy oraz liczbę i kształt poszczególnych warstw. Orientacja modelu wpływa na czas jego budowy oraz poziom naprężeń własnych pojawiających się podczas procesu. W technologii SLM struktury wspierające mają zatem trzy podstawowe funkcje do spełnienia:

- zapobieganie odkształceniom modelu podczas jego wytwarzania,
- zapobieganie zniszczeniom i/lub przemieszczeniom w wyniku działania systemu do nakładania kolejnych warstw,
- zapewnianie stałych warunków cieplnych w strefie przetapianej, m.in. przez odprowadzanie ciepła do płyty modelowej oraz zapobieganie odkształceniom powstałym w wyniku procesów aktywowanych ciepłnie.

Stosowanie przestrzennych struktur powłokowo-prętowych umożliwia minimalizowanie ich przekroju, co powoduje zmniejszenie zużycia materiałów oraz energii na ich wytworzenie. Minimalizacja ilości struktur podpierających zmniejsza czas potrzebny do usunięcia części z płyty modelowej oraz przyczynia się do zmniejszenia kosztów procesu.

9.3. Modele testowe

Aby zweryfikować możliwości technologii SLM, zaprojektowano modele testowe, które następnie wytworzono na urządzeniach SLM 50 i SLM 250 (tabela 23).

Tabela 23. Warunki wytwarzania elementów testowych na urządzeniach SLM 50 i SLM 250

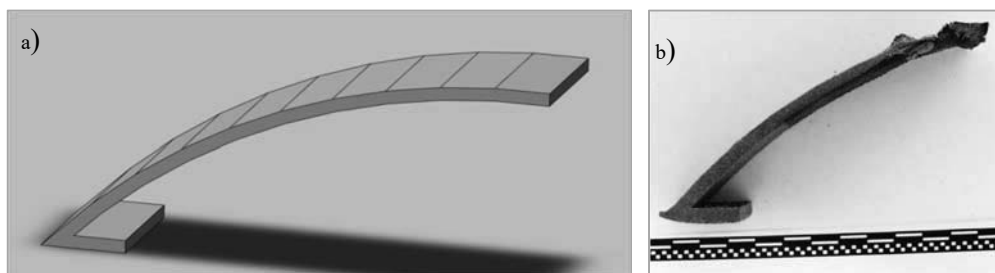
Urządzenie	Materiał	Moc lasera [W]	Strategia skanowania X/Y	Czas naświetlania punktu [μ s]	Odstęp między punktami [μ m]	Odstęp między liniami [μ m]	Grubość warstwy [μ m]
SLM 50	Ti6Al7Nb	25	dwukrotnie	100	20	70	50
SLM 250	316L	200	naprzemiennie	360	80	100	50

Każdy z wytwarzanych elementów przed badaniami oczyszczano z luźnych nieprzytwierdzonych cząstek proszku za pomocą sprężonego powietrza oraz kąpeli w myjce ultradźwiękowej przez 1 godzinę. Po oczyszczeniu próbek dokonano pomiarów z użyciem mikroskopu świetlnego Keyence VHX-600. Mikroskop ten umożliwia wykonywanie zdjęć z powiększeniami od 20× do 200× oraz wykonywanie pomiarów geometrycznych. Każdy

pomiar powtórzone co najmniej pięciokrotnie, wyniki uśredniono, a uzyskane wartości przedstawiono w tabelach.

9.3.1. Wytwarzanie elementów bez struktur wspierających

Badanie możliwości wytwarzania elementów bez użycia struktur wspierających miało na celu sprawdzenie, pod jakim maksymalnym kątem pochylenia można wybudować nawis geometryczny bez konieczności zastosowania podpór. Wykonano model takiego nawisu, każdy odcinek miał długość 8 mm i był pochyłony pod innym kątem. Począwszy od 45° (uznaje się, że nawis pod tym kątem w każdej technologii AM może być wytworzony bez struktur wspierających), kąt ten zwiększano o 5° w każdym odcinku aż do 90° (rys. 82a). Określenie maksymalnego dopuszczalnego kąta pochylenia polegało na zmierzeniu wysokości, na jakiej wybudowana ścianka jest lita, bez odkształceń oraz zachowana jest jej geometria.



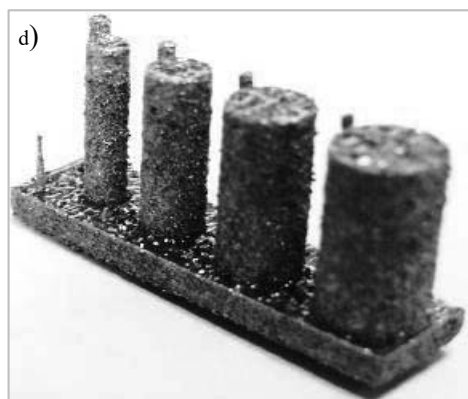
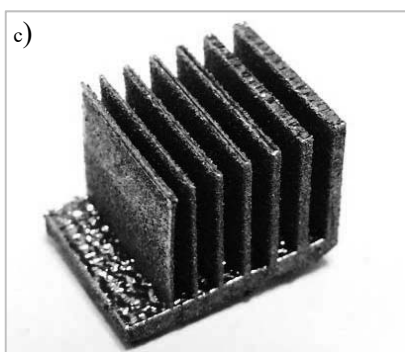
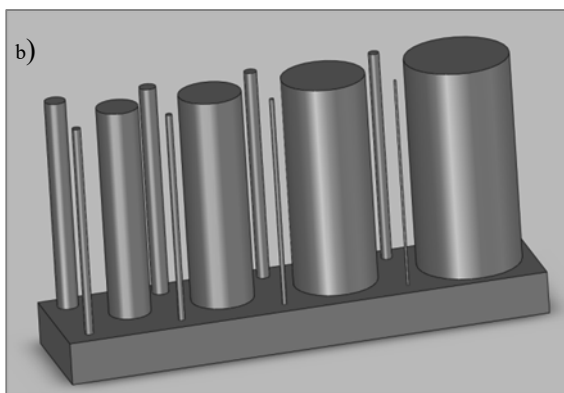
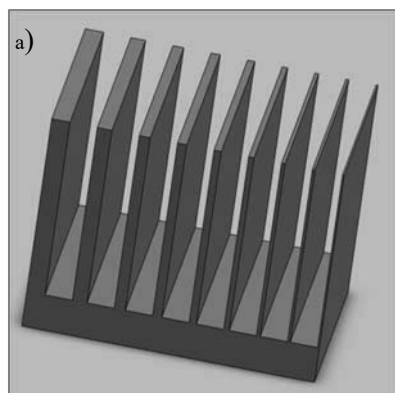
Rys. 82. Model testowy do sprawdzenia możliwości wytwarzania elementów bez użycia struktur wspierających (a), element testowy (b)

Ustalono, iż maksymalny kąt pochylenia ścianek bez potrzeby używania struktur wspierających wynosi 20° względem platformy modelowej dla SLM 50 (rys. 82b). W przypadku SLM 250 wynosi on 25° . W razie przekroczenia tego kąta następuje odkształcanie przetapianego obszaru związane ze wzrostem przetapianego przekroju, skurczu materiału oraz naprężeń cieplnych. Należy pamiętać, że w zależności od użytego urządzenia, przyjętych parametrów wytwarzania oraz przetwarzanego materiału wyniki podobnych badań mogą się różnić.

9.3.2. Wytwarzanie elementów różnej grubości i o różnej średnicy

Kolejne badanie miało na celu określenie możliwości wytworzenia elementów określonej grubości (cienkich ścianek, rys. 83a) bądź średnicy (wałców, rys. 83b). Wymiary modeli były następujące: szerokość ścianki 12 mm, wysokość 10 mm, grubość 0,1, 0,15,

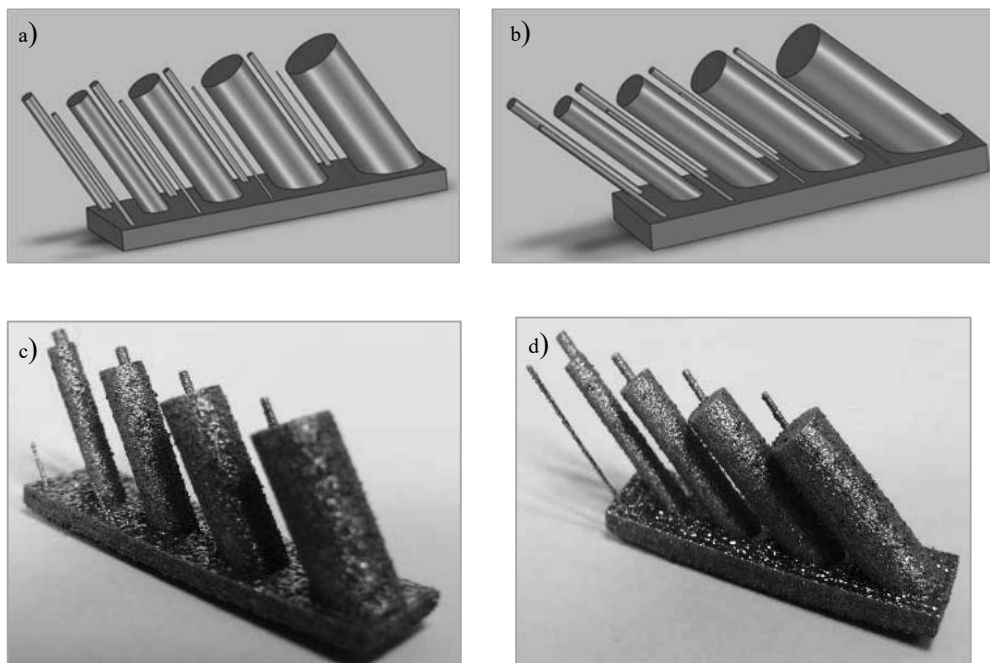
0,2, 0,3, 0,4, 0,5, 0,6, 0,8, 1 mm, wysokość walca 10 mm, średnice od 5 mm do 1 mm ze skokiem co 1 mm oraz 0,8, 0,6, 0,5, 0,4, 0,3, 0,2, 0,1 mm. Przy założeniu, że średnica wiązki lasera na powierzchni proszku wynosi 200 μm dla urządzenia SLM 250, a dla urządzenia SLM 50 wynosi 100 μm , to minimalna grubość ścianki oraz średnica walca nie będzie mniejsza niż średnica plamki wiązki lasera. Modele testowe mają ścianki i walce charakteryzujące się wymiarem większym lub równym średnicy plamki wiązki laserowej.



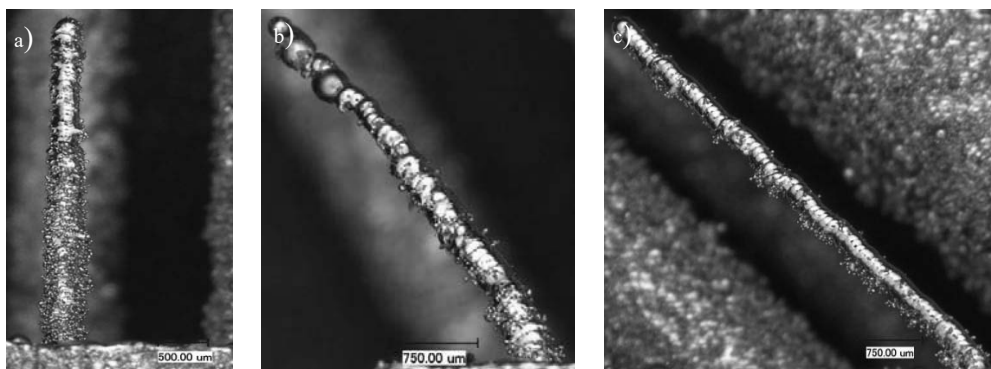
Rys. 83. Model testowy do sprawdzenia możliwości budowania: a) ścianek o określonej grubości, b) walców o określonej średnicy, c) wykonany model do sprawdzenia możliwości budowania ścianek określonej grubości, d) wykonany model walców o określonej średnicy

Przekrój poprzeczny elementów nachylonych pod kątem równoległych do powierzchni warstwy proszku jest większy niż elementów prostopadłych do powierzchni. Na rysunku 84 przedstawiono modele walców o średnicach takich samych jak modelu na rys. 83b, ale pochylone pod kątem 45° oraz 60° względem osi prostopadłej do powierzchni płyty

modelowej (rys. 84a, b). Takie ustawienie ma na celu sprawdzenie, czy pochylenie modelu może mieć wpływ na zdolność wytworzenia elementu o średnicy mniejszej niż średnica wiązki lasera. Wyniki zamieszczono w tabeli 24.



Rys. 84. Ustawione modele walców o różnej średnicy: a) pod kątem 45°, b) 60°, wykonane modele walców pod kątem c) 45°, d) 60°



Rys. 85. Częściowo wybudowany walec: a) o średnicy 400 μm , b) o średnicy 400 μm pod kątem 45°, c) prawidłowo wybudowany walec o średnicy 400 μm pod kątem 60° (LM)

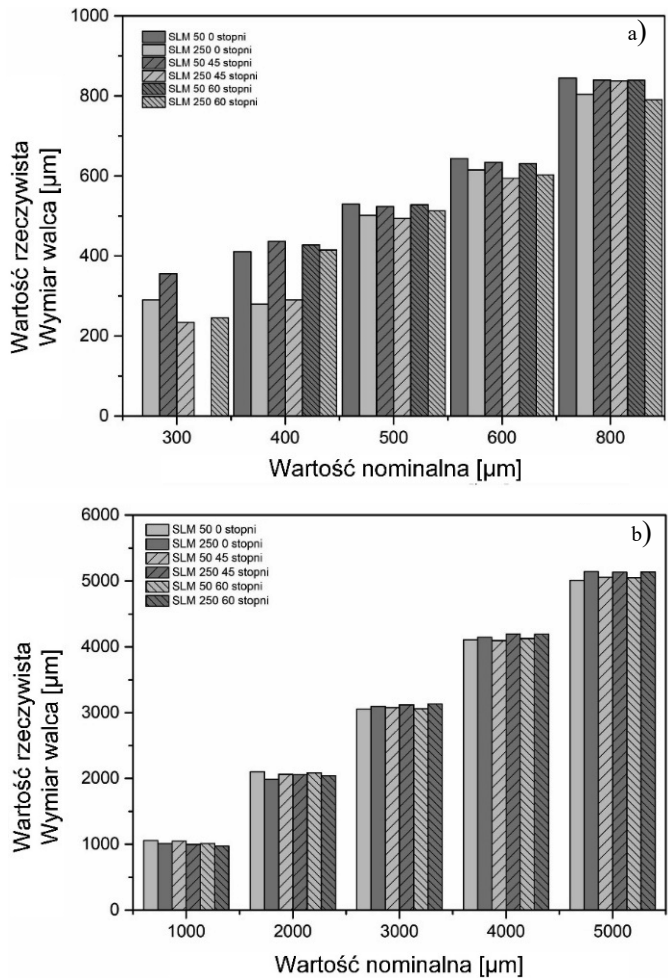
Na urządzeniu SLM 250 walców o średnicach 100, 200, 300 oraz 400 μm nie udało się wytworzyć bądź zostały wytworzone tylko częściowo (wymiar w nawiasach w tabeli 24), co wiąże się ze zbyt dużą średnicą plamki lasera, niepełnym połączeniem się przetopionej warstwy z poprzednią, a także tworzeniem dużych kropli przetopionego materiału. Istnieje duże prawdopodobieństwo usunięcia przez zgarniacz takiej warstwy lub kropli podczas nakładania kolejnej warstwy i wystąpienia nieciągłości w walcu (rys. 85a, b). Najmniejsza średnica w pełni wybudowanego walca wynosiła 400 μm dla pochylecia 60° (rys. 85c). Przekrój pochylonego walca ma większą powierzchnię niż walca wytworzonego prostopadle do platformy roboczej, co zapewnia stabilniejszy proces budowy.

Tabela 24. Rzeczywiste średnice walców modeli testowych wytworzonych technologią SLM 50 i SLM 250 [μm]

Nominalny	0°		45°		60°	
	SLM 50	SLM 250	SLM 50	SLM 250	SLM 50	SLM 250
100	×	×	×	×	×	×
200	×	×	×	×	×	×
300	×	(290)	356	(234)	×	(245)
400	411	(280)	437	(290)	428	415
500	530	502	524	494	528	513
600	644	615	634	594	631	603
800	845	804	840	838	839	791
1000	1059	1010	1048	998	1012	974
2000	2098	1989	2060	2058	2085	2043
3000	3056	3096	3077	3121	3060	3132
4000	4105	4144	4095	4192	4125	4189
5000	5012	5146	5058	5135	5048	5139

Na rysunku 86 zestawiono również średnice wytworzonych walców w odniesieniu do wymiaru nominalnego. Na wykresach nie przedstawiono danych dla średnicy 100 μm i 200 μm , gdyż walce nie zostały wybudowane.

Kolejnym modelem, który został poddany analizie był model ze ściankami określonej grubości (rys. 83c). W tabeli 25 przedstawiono wyniki pomiarów. Wraz ze wzrostem grubości ścianki zmniejsza się różnica między wymiarem nominalnym a rzeczywistym. Dla SLM 250 można zauważyć, iż wszystkie ścianki mają grubość większą od założonej o około 0,14 mm. W przypadku SLM 50 nie wystąpiła taka prawidłowość; różnice między rzeczywistą a nominalną grubością ścianki wynoszą od 0,11 (ścianka 0,6 mm) do 0,26 mm (ścianka 0,3 mm). Mogą się one wiązać z brakiem pełnego przetopienia cząstek proszku na krawędziach konturu (ang. *spattering*), czyli przywieraniem cząstek proszku do ścianki modelu, zastosowaniem różnych materiałów oraz różnych parametrów technologicznych.



Rys. 86. Zestawienie wyników pomiarów średnic rzeczywistych walców wytworzonych z zastosowaniem urządzeń SLM 50 i SLM 250:
a) dla zakresu 300–800 μm ; b) dla zakresu 1000–5000 μm

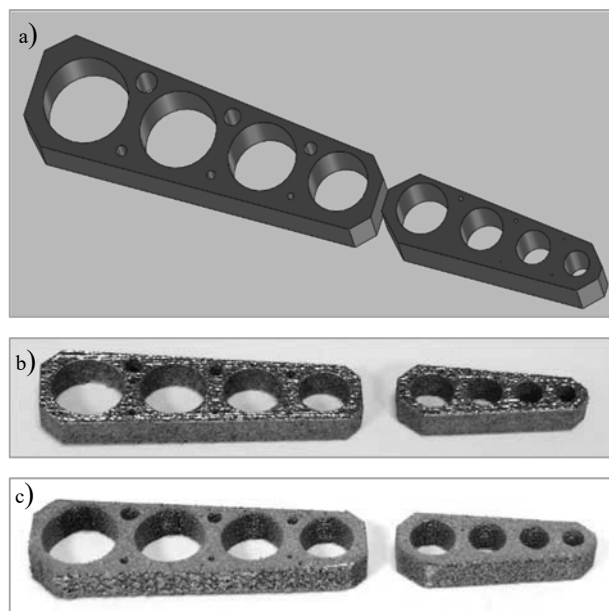
Tabela 25. Grubość ścianek modeli z użyciem urządzeń SLM 50 i SLM 250

SLM 250	nominalna, mm	0,05	0,1	0,15	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,8	1,0
	rzeczywista, mm	×	×	×	0,33	0,42	0,54	0,64	0,73	0,94	1,14
	różnica, %	–	–	–	65,0	40,0	35,0	28,0	21,7	17,5	14,0
SLM 50	nominalna, mm	0,05	0,1	0,15	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,8	1,0
	rzeczywista, mm	×	×	0,34	0,32	0,56	0,6	0,64	0,71	0,96	1,17
	różnica, %	–	–	126,7	60,0	86,7	50,0	28,0	18,3	20,0	17,0

Znak × oznacza, że ścianki nie wybudowano.

9.3.3. Wytwarzanie elementów z otworami o określonej średnicy

Kolejnymi elementami konstrukcyjnymi, których możliwość wytwarzania sprawdzano, były detale z otworami o określonej średnicy. Średnice otworów w modelu testowym miały wartości w zakresie: 10–0,1 mm, głębokość 5 mm. Proces prowadzono w sposób umożliwiający uzyskanie modeli z osią otworów równoległą do płaszczyzny roboczej oraz z otworami o osiach prostopadłych do kierunku wytwarzania. Testowe modele pokazano na rys. 87.



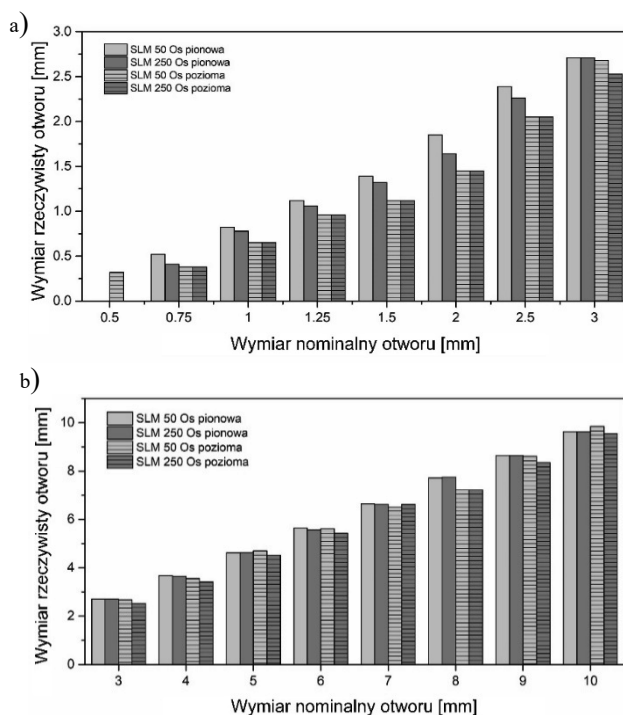
Rys. 87. Model do badania możliwości wytwarzania elementów o różnych średnicach otworów (a), wybudowany model z otworami w kierunku osi otworu prostopadłym do płyty modelowej (b), wybudowany model z otworami w kierunku osi otworu równoległym do płyty modelowej (c)

Wyniki pomiarów otworów przedstawiono w tabeli 26. Niezależnie od położenia modelu na platformie roboczej wszystkie otwory miały średnicę mniejszą niż zakładana. Jest to zbliżone z wynikami pomiarów cienkich ścianek oraz walców, których wymiary były większe od zaprojektowanych. Średnica najmniejszego z otrzymanych otworów wynosiła 0,32 mm (wartość zakładana 0,5 mm) na urządzeniu SLM 50 z osią otworu równoległą do platformy roboczej. Urządzenie SLM 50 umożliwia lepsze odwzorowanie modeli z otworami prostopadłymi do platformy w zakresie 0,5–2,5 mm. Różnice między wartościami zadanymi i zmierzonymi dla większych średnic (3–10 mm) na

urządzeniu SLM 250 nie przekraczają 0,04 mm. Na rysunku 88 przedstawiono zestawienie wyników pomiarów otworów uzyskanych w obu orientacjach.

Tabela 26. Rzeczywiste wymiary otworów w modelach wytworzonych za pomocą urządzeń SLM 50 i SLM 250 [mm]

Wymiar nominalny	Ułożenie				Wymiar nominalny	Ułożenie			
	Oś pionowa		Oś pozioma			Oś pionowa		Oś pozioma	
	SLM 50	SLM 250	SLM 50	SLM 250		SLM 50	SLM 250	SLM 50	SLM 250
0,10	×	×	×	×	2,50	2,39	2,26	2,05	2,05
0,20	×	×	×	×	3,00	2,71	2,71	2,68	2,53
0,30	×	×	×	×	4,00	3,68	3,65	3,56	3,42
0,40	×	×	×	×	5,00	4,62	4,63	4,70	4,52
0,50	×	×	0,32	×	6,00	5,65	5,57	5,61	5,43
0,75	0,52	0,41	0,38	0,38	7,00	6,65	6,63	6,52	6,62
1,00	0,82	0,78	0,65	0,65	8,00	7,71	7,75	7,22	7,22
1,25	1,12	1,06	0,96	0,96	9,00	8,65	8,65	8,61	8,35
1,50	1,39	1,32	1,12	1,12	10,00	9,62	9,62	9,84	9,54
2,00	1,85	1,64	1,45	1,45					

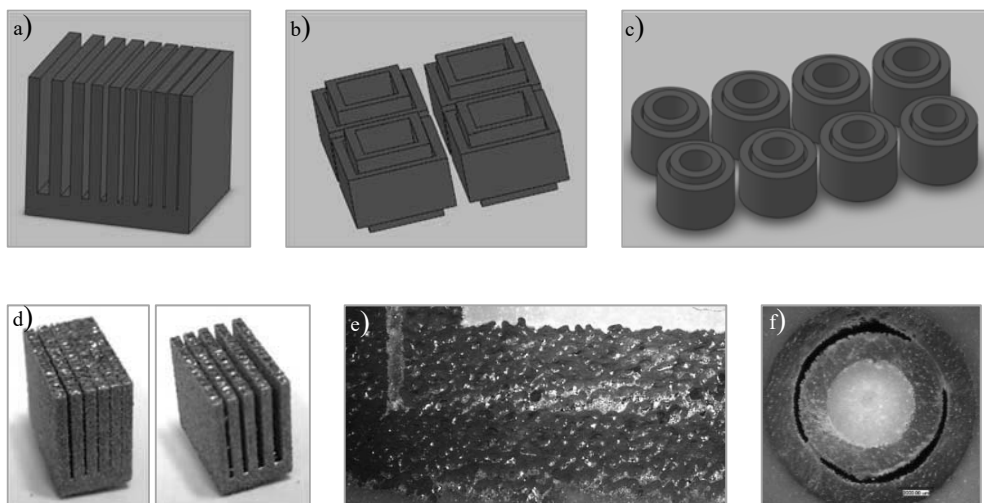


Rys. 88. Wyniki pomiarów średnic otworów modeli wytworzonych z zastosowaniem technologii SLM 50 i SLM 250: a) zakres 0,5–2,5 mm, b) zakres 3–10 mm

W modelu z otworami w osi poziomej minimalna średnica otworu wynosiła 0,38 mm dla zaprojektowanej wartości 0,75 mm zarówno dla urządzenia SLM 50, jak i SLM 250. Różnice między zmierzonymi a zaprojektowanymi średnicami dla modelu z otworami w osi pionowej wynosiły od 0,11 mm dla średnicy 1,5 mm (SLM 50) do 0,43 mm dla średnicy 6 mm (SLM 250). Dla modeli z otworami w osi poziomej różnice te wynosiły: 0,16 mm dla 10 mm (SLM 50) oraz 0,78 mm dla średnicy 8 mm (SLM 50 i SLM 250).

9.3.4. Wytwarzanie szczelin oraz elementów współpracujących

Podczas wytwarzania elementów w technologii SLM do ich powierzchni przywierają nieprzetopione cząstki proszku. Ilość przyklejonych cząstek oraz ich wielkość zależy od parametrów procesu, a także od morfologii zastosowanego materiału. Luźne cząstki proszku można usunąć z zewnętrznych powierzchni elementów w sposób mechaniczny, chemiczny lub elektrochemiczny. Gdy element zawiera powierzchnie, które znajdują się blisko siebie i wymagane jest ich rozdzielenie, może nastąpić wypełnienie szczeliny między powierzchniami cząstkami proszku, które nie uległy całkowitemu przetopieniu.



Rys. 89. Modele elementów ze ściankami rozmieszczonymi w określonej odległości; szczegóły w tekście

Aby sprawdzić, jaką minimalną odległość między dwiema powierzchniami można uzyskać, użyto trzech rodzajów modeli testowych. Pierwszy model (rys. 89a) wytworzono w celu sprawdzenia, jakie minimalne odległości między ściankami mogą być uży-

skane. Wysokość modelu wynosiła 10 mm, szerokość 12 mm, odległości między ściankami od 0,1 do 1 mm (tabele 27, 28). Drugi model (rys. 89b) służył do sprawdzenia możliwości budowania elementów współpracujących, ruchomych, mogących przesuwać się względem siebie (jedna oś swobody). Miał on 15 mm szerokości, 15 mm długości, wysokość elementu wewnętrznego wynosiła 12 mm, zewnętrznego 8 mm, grubość ścianek 1,5 mm, odległości między ściankami elementów od 0,5 do 0,2 mm. Ostatni z modeli (rys. 89c) służył do sprawdzenia możliwości wytwarzania elementów współpracujących, mogących się przesuwać oraz obracać względem siebie (dwie osie swobody). Wymiary modelu były następujące: średnica zewnętrzna 12 mm, grubość ścianek 1,5 mm, wysokość pierścienia zewnętrznego 8 mm, wewnętrznego 12 mm, odległość między powierzchniami walców 0,5–0,15 mm. Modele pokazane na rys. 89b, c ustawiono w trzech położeniach osi modelu względem platformy modelowej urządzenia SLM: pod kątem 0, 45 i 90°.

Otrzymane modele mają większą grubość niż zakładana i odległości między nimi są mniejsze od założonych (około 0,14 mm w technologii SLM 250, 0,30–0,35 mm w technologii SLM 50, rys. 89d). W przypadku odległości między ściankami równej 0,4 mm przyklejone cząstki ograniczyły jej rzeczywistą szerokość o 75%, w szczelinach o mniejszych wymiarach ilość przyklejonych cząstek była na tyle duża, że doprowadziła do częściowego połączenia się ścianek (tabele 27 i 28).

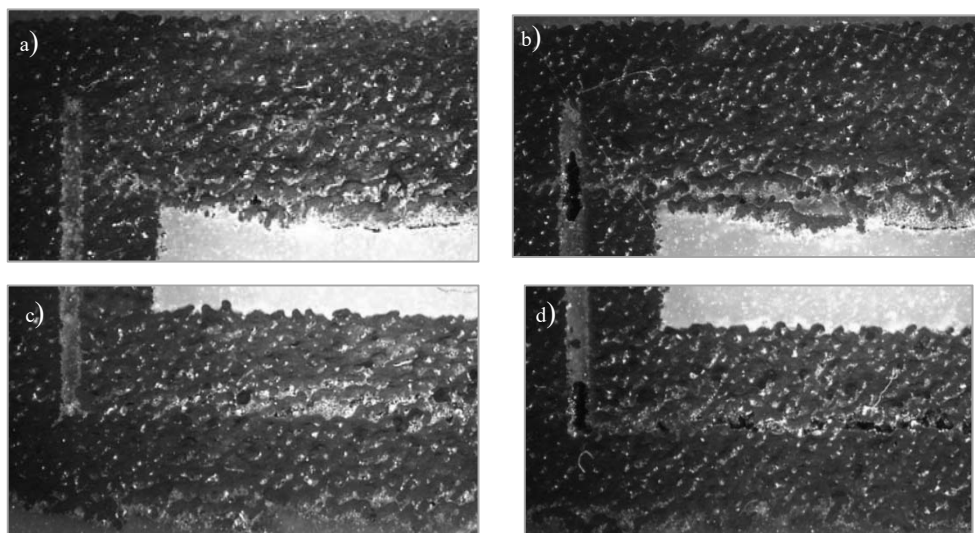
Tabela 27. Zmierzone odległości między ściankami w elemencie wytworzonym technologią SLM 250

Odległość nominalna, mm	0,1	0,15	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,8	1,0
Odległość rzeczywista, mm	×	×	×	×	0,1	0,35	0,45	0,65	0,85
Różnica, %	–	–	–	–	75,0	30,0	25,0	18,8	15,0

Tabela 28. Zmierzone odległości między ściankami w elemencie wytworzonym technologią SLM 50

Odległość nominalna, mm	0,1	0,15	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,8	1,0
Odległość rzeczywista, mm	×	×	×	×	0,10	0,20	0,30	0,45	0,75
Różnica, %	–	–	–	–	75,0	60,0	50,0	43,8	25,0

Następnie badaniom poddano elementy wytworzone w technologii SLM z powierzchniami współpracującymi ze sobą. Pierwszą grupą były elementy z otworami o przekroju kwadratowym, za pomocą których sprawdzono możliwość wzajemnego przesuwania się w jednym kierunku. Ruch elementów, w których odległość ścianek od siebie wynosiła mniej niż 0,3 mm (SLM 50) i 0,4 mm (SLM 250), nie był możliwy ze względu na obecność przyklejonego proszku. W modelach z osią równoległą do płyty modelowej dla szczelin 0,2–0,5 mm oraz w modelach z osią pod kątem 45° dla szczelin 0,2 mm i 0,3 mm górna i dolna ścianka oraz ścianki dolne łączyły się ze sobą. Na rysunkach 90a, c widoczna jest szczelina oddzielająca ścianki modelu (pionowa) oraz jej brak, u góry i dołu zdjęć (pozioma).



Rys. 90. Scalenie się górnej, dolnej, zewnętrznej i wewnętrznej ścianki modelu:
a, c) szczelina 0,3 mm, b, d) szczelina 0,5 mm. Powiększenie 20× (LM)

Tabela 29. Zestawienie możliwości ruchu względem siebie modeli wybudowanych z zastosowaniem technologii SLM 250

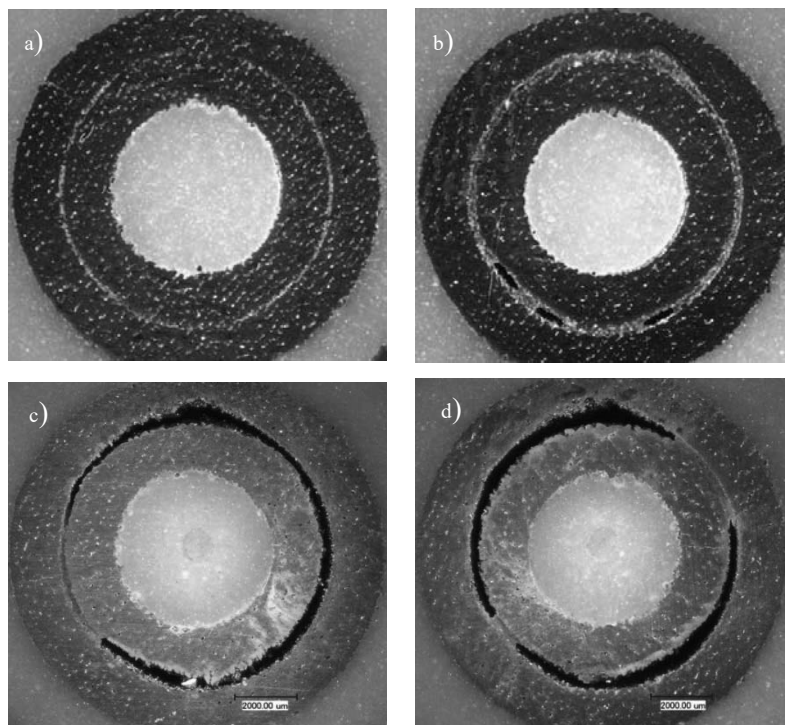
Odległość [mm]	Ustawienie modelu na płycie modelowej		
	Oś prostopadła	Oś równoległa	Oś pod kątem 45°
0,2	×	×	×
0,3	×	×	×
0,4	✓	×	×
0,5	✓	×	✓

Tabela 30. Zestawienie możliwości ruchu względem siebie modeli wybudowanych z zastosowaniem technologii SLM 50

Odległość [mm]	Ustawienie modelu na płycie modelowej		
	Oś prostopadła	Oś równoległa	Oś pod kątem 45°
0,2	×	×	×
0,3	✓	×	×
0,4	✓	×	✓
0,5	✓	×	✓

Łączenie się powierzchni dolnych i górnych modeli jest skutkiem braku podparcia poziomej ścianki podczas procesu wytwarzania, co powoduje częściowe zapadanie się przetopionej warstwy. W tabeli 29 i 30 zebrano wyniki badania możliwości przemieszczania się elementów względem siebie dla poszczególnych odległości ścianek oraz ustawienia osi elementu względem płyty modelowej.

Najmniej korzystnym ustawieniem okazało się ustawienie z osią modelu równoległą do płyty modelowej. W takim modelu dochodziło do zniekształceń powierzchni cylindrycznych. Następowało łączenie się ścianek odległych o 0,1–0,2 mm (rys. 91).



Rys. 91. Zniekształcenie powierzchni cylindrycznych elementów wytworzonych z osią równoległą do płyty modelowej; wymiar szczeliny: a) 0,1 mm, b) 0,25mm, c) 0,45mm, d) 0,5 mm na stronę. Powiększenie 20× (LM)

Tabela 31. Analiza możliwości współpracy elementów współosiowych w kształcie rur wybudowanych z zastosowaniem technologii SLM 250

Odległość [mm]	Ustawienie modelu na płycie modelowej					
	Oś prostopadła		Oś równoległa		Oś pod kątem 45°	
	przesuw	obrót	przesuw	obrót	przesuw	obrót
0,15	×	×	×	×	×	×
0,20	×	×	×	×	×	×
0,25	×	×	×	×	×	×
0,30	✓	✓	×	×	×	
0,35	✓	✓	×	×	✓	✓
0,40	✓	✓	×	×	✓	✓
0,45	✓	✓	✓	×	✓	✓
0,50	✓	✓	✓	✓	✓	✓

Tabela 32. Analiza możliwości współpracy elementów współosiowych w kształcie rur wybudowanych z zastosowaniem technologii SLM 50

Odległość [mm]	Ustawienie modelu na płycie modelowej					
	Oś prostopadła		Oś równoległa		Oś pod kątem 45°	
	przesuw	obrót	przesuw	obrót	przesuw	obrót
0,15	×	×	×	×	×	×
0,20	×	×	×	×	×	×
0,25	✓	✓	×	×	×	×
0,30	✓	✓	×	×	×	×
0,35	✓	✓	×	×	✓	✓
0,40	✓	✓	×	×	✓	✓
0,45	✓	✓	✓	×	✓	✓
0,50	✓	✓	✓	✓	✓	✓

W przypadku ścianek odległych o 0,25–0,4 mm odkształcenia oraz przytwierdzone proszek uniemożliwiały jakikolwiek ruch elementów. Obrót był możliwy, choć utrudniony, dopiero gdy odległość ścianek wynosiła 0,5 mm, przesuw natomiast, gdy wynosiła ona 0,45 mm bądź 0,5 mm zarówno dla urządzenia SLM 50, jak i SLM 250. Zniekształcenia wewnętrznej powierzchni zewnętrznego pierścienia oraz zewnętrznej powierzchni wewnętrznego pierścienia są widoczne na rys. 91d. Wyniki zestawiono w tabelach 31 i 32.

9.4. Zalecenia do projektowania w technologii SLM

Na podstawie wyników serii badań można wysunąć następujące wnioski:

- Podczas konstruowania mechanizmów cząstki proszku przytwierdzają się do powierzchni ścianek bocznych elementów. W projekcie należy uwzględnić odpowiedni luz związany ze zmianą wymiarów elementu spowodowaną procesem SLM w porównaniu z modelem CAD3D.

- Kąt ustawienia modelu względem płyty modelowej odgrywa dużą rolę podczas tworzenia elementów współpracujących. Nie zaleca się budowania elementów pod kątem 90° względem płyty modelowej, ponieważ następuje zapadanie, przywieranie oraz utrata kształtu ścianek zewnętrznych oraz wewnętrznych.

- Maksymalny kąt pochylenia ścianki w technologii SLM 50 może wynosić 70°, w SLM 250 – 65° względem osi pionowej. Jednak w obu przypadkach ustawienie pod kątem większym niż 45° powinno być oceniane indywidualnie przez operatora w zależności od zastosowanego materiału, parametrów procesu i geometrii modelu. Wyniki badań przedstawiono w tabeli 33.

Dzięki wykonanym eksperymentom przedstawiono w tabeli 34 zalecenia do projektowania elementów przeznaczonych do wytwarzania w procesach przyrostowych, szczególnie w selektywnej laserowej mikrometalurgii proszków.

Tabela 33. Minimalne wartości uzyskane dla modeli wytworzonych w technologii SLM

Parametr	SLM 50				SLM 250							
Maksymalny kąt pochylenia ścianki względem osi pionowej, °	70				65							
Minimalna grubość ścianki [mm]	nominalna		rzeczywista		nominalna		rzeczywista					
	0,15		0,34		0,2		0,33					
Minimalna średnica otworu [mm]	oś pionowa		oś pozioma		oś pionowa		oś pozioma					
	0,75	0,52	0,5	0,32	0,75	0,41	0,75	0,38				
Minimalna odległość między dwiema ściankami, mm	nominalna		rzeczywista		nominalna		rzeczywista					
	0,4		0,1		0,4		0,1					
Minimalna średnica pręcika [μm]	0	45	60		0	45	60					
	400	411	300	356	400	428	500	502	500	494	400	415
Minimalna odległość dla elementów współpracujących [mm]												
	0		45	90	0		45	90				
	0,3		0,4	–	0,4		0,5	–				
	0		45	90	0		45	90				
obrotowych i przesuwnych	0,25		0,35	0,5	0,3		0,35	0,5				

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

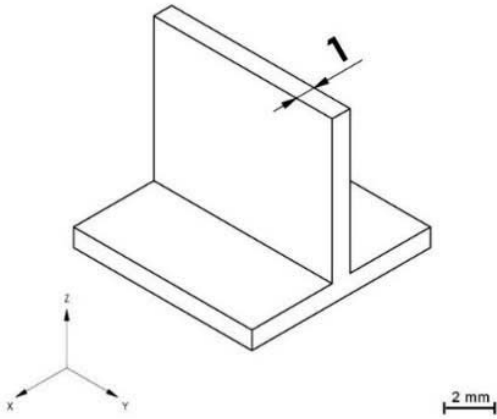
	<p>Minimalna grubość ścianki bez podpory 1,0 mm</p> <p>Minimalna grubość niepodpartej ścianki odnosi się do ścianki obiektu 3D bez powierzchni styku z inną częścią modelu 3D więcej niż jedną płaszczyzną. Cienka ścianka jest podatna na odkształcenia, szczególnie podczas nakładania warstw proszku. Im wyższa ścianka, tym większe ryzyko odkształcenia lub uszkodzenia w czasie procesu SLM.</p>
---	--

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

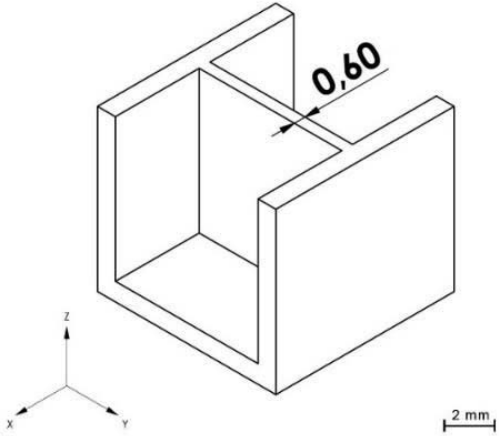
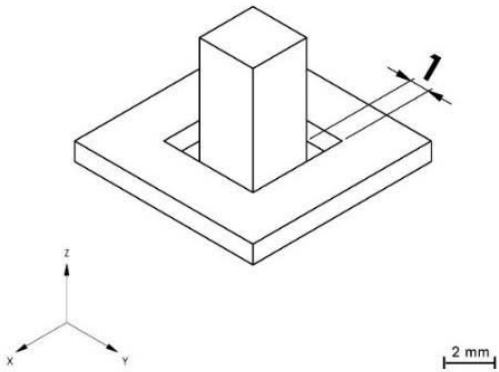
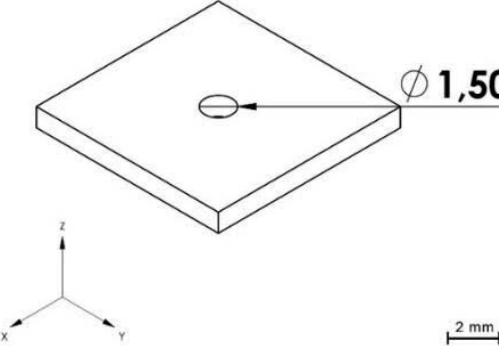
	<p>Minimalna grubość ścianki z podporą 0,6 mm</p> <p>Minimalna grubość ścianki z podporą odnosi się do ścianki obiektu 3D stykającej się z inną częścią modelu 3D więcej niż jedną płaszczyzną. Podobnie jak dla ścianek niepodpartych, również w tym wypadku, im większa powierzchnia ścianki w porównaniu z jej grubością, tym większe ryzyko uszkodzenia ściany obiektu podczas procesu SLM.</p>
	<p>Minimalny luz części ruchomych 1 mm</p> <p>Technologia SLM umożliwia budowanie elementów współpracujących ze sobą już w trakcie procesu. Luz części ruchomych względem siebie zdefiniowany jako przestrzeń między ścianami dwóch brył w bezpośredniej współpracy powinien wynosić co najmniej 1 mm. Wartość ta pozwala na bezproblemowe usunięcie luźnego proszku z przestrzeni między elementami.</p>
	<p>Minimalna średnica otworu 1,5 mm</p> <p>Podczas projektowania otworów należy zwrócić uwagę m.in. na możliwość ich zasklepienia luźnym proszkiem oraz dokładność wykonania małych średnic. Zaleca się usuwanie małych otworów z modeli 3D oraz ich wykonanie na modelu podczas obróbki wykończeniowej. Możliwe jest natomiast trasowanie miejsc na otwory wiązką lasera podczas procesu.</p>

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

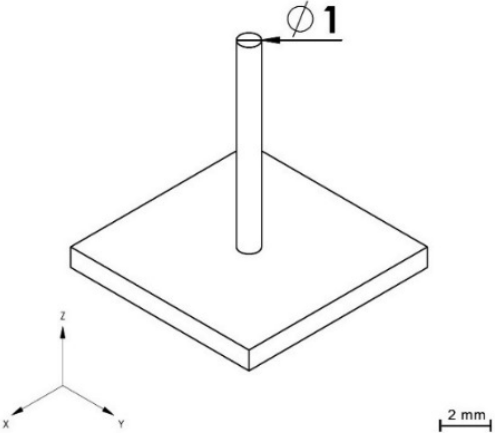
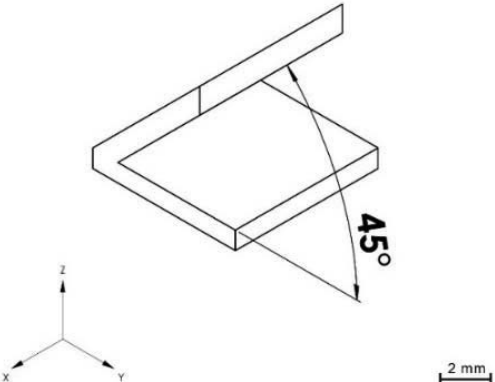
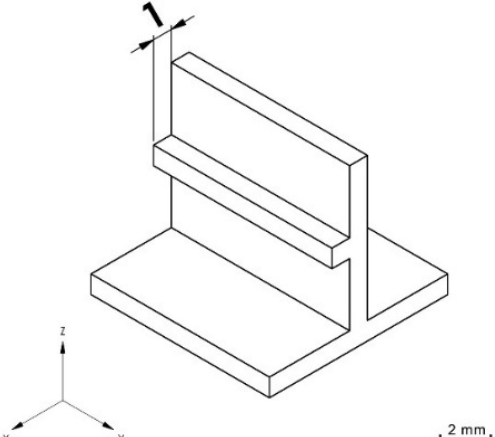
	<p>Minimalna średnica walca/detalu 1 mm</p> <p>Minimalna średnica walca/detalu odnosi się do elementów smukłych, czyli takich, których wysokość jest znacznie większa od przekroju poprzecznego. Im większa smukłość elementu, tym wyższe prawdopodobieństwo uszkodzenia go podczas nakładania nowej warstwy proszku. W mniejszym stopniu minimalna średnica walca odnosi się natomiast do dokładności sterowania parametrami wiązki lasera.</p>
	<p>Maksymalny kąt bez podparcia 45°</p> <p>Kąt pochylenia ściany, pod jakim można wybudować obiekt bez użycia struktur wspierających oraz widocznych odkształceń, to 45°. Kąt maksymalny zależy zarówno od rodzaju materiału proszkowego, jak i od położenia oraz wielkości pochyłonej ściany, dlatego nie ma konieczności sztywnego stosowania się do tego zalecenia.</p>
	<p>Maksymalna długość wysuniętego detalu bez podparcia 1 mm</p> <p>Technologia SLM umożliwia budowanie pewnych elementów równoległych do platformy roboczej bez korzystania ze struktur wspierających. Aby zachować odpowiednią geometrię, zaleca się nie przekraczać wymiaru 1 mm dla takich detali, natomiast można uzyskać większą wartość maksymalnego wysuniętego detalu z niektórych materiałów przez eksperymentalne dostosowanie parametrów procesu SLM.</p>

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

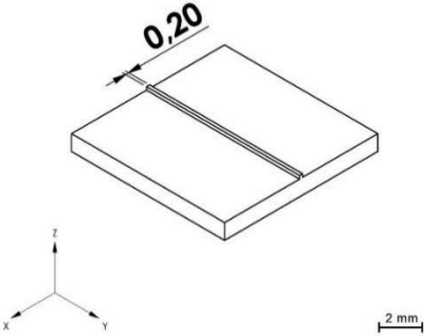
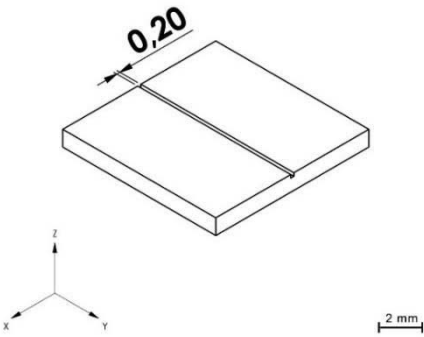
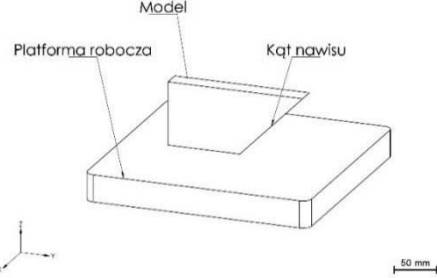
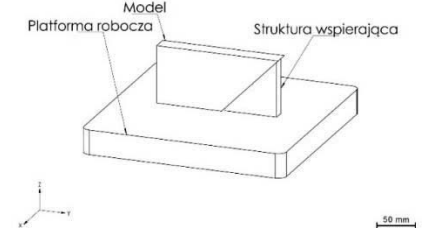
	<p>Minimalny detal wypukły 0,2 mm</p> <p>Aby umożliwić widoczność i dokładne wykonanie pod względem geometrii wypukłych detali, należy użyć wiązki laserowej w granicach 0,1–0,2 mm. Z niektórych materiałów, szczególnie tych o dużej przewodności cieplnej (np. miedź, glin), wypukły detal będzie jednak miał większe wymiary.</p>
	<p>Minimalny wymiar wgłębienia 0,1 mm</p> <p>Wgłębienia charakteryzują się większą niezależnością w stosunku do średnicy skupienia wiązki laserowej. Minimalna szerokość takiego detalu związana jest natomiast z możliwością usunięcia nieprzetopionych cząstek proszku ze szczeliny o małej szerokości.</p>
	<p>Powierzchnia ścian pochylonych względem platformy roboczej</p> <p>Każda ściana modelu pochylona pod kątem do platformy roboczej urządzenia SLM będzie się charakteryzować większą chropowatością niż ściany równoległe oraz prostopadłe. Przede wszystkim jest to skutek tzw. efektu schodkowania polegającego na tym, że każda kolejna warstwa jest przesunięta względem poprzedniej o pewną wartość związaną z kątem pochylecia. Na powierzchni pochylonej pod kątem ostrym (0–90°) na ścianie mogą pojawiać się odkształcenia związane z topieniem się materiału w luźnym proszku. Dla każdego materiału istnieje pewna minimalna wartość kąta (zazwyczaj 45°), od której należy stosować struktury wspierające.</p>
	

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

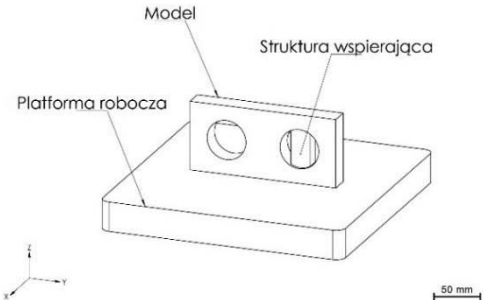
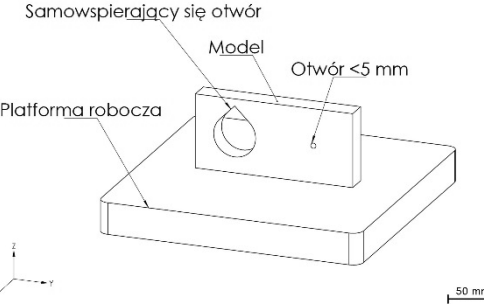
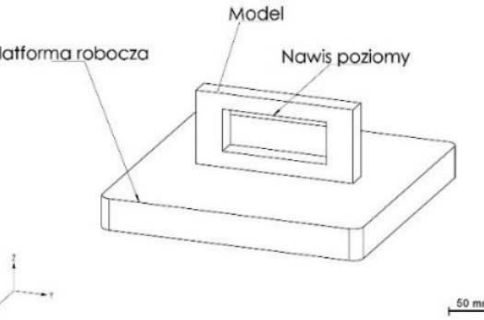
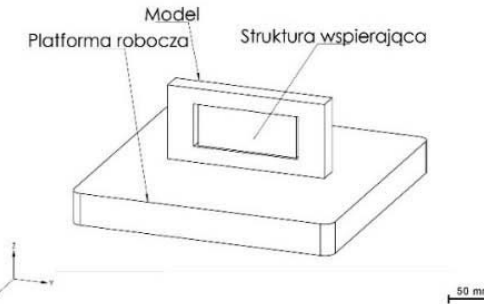
	<p>Otwory w ścianach pionowych</p> <p>Podczas projektowania oraz tworzenia otworów w ścianach pionowych należy pamiętać o konieczności podparcia górnej części otworu. Struktura wspierająca może zostać umieszczona wewnątrz otworu, a powierzchnie, które mają być podparte, należy określać zgodnie z zasadą maksymalnego kąta bez struktur wspierających. Dla otworów o małych średnicach (poniżej kilku milimetrów) podparcie otworu nie jest konieczne lub odkształcenie po wytworzeniu będzie pomijalne. Można również projektować otwory samowspierające się, np. w kształcie łzy, dzięki czemu maksymalny dopuszczalny kąt bez podpór nie będzie przekroczony na całej powierzchni otworu.</p>
	
	<p>Nawisy i wycięcia w ścianach pionowych (I)</p> <p>Do wycięć i nawisów w ścianach pionowych należy projektować struktury wspierające, które zapobiegą zapadaniu się górnych powierzchni wycięcia. Jeżeli ważny jest wymiar wycięcia, należy zastosować struktury wspierające wewnątrz wycięcia oparte na górnej i dolnej ścianie, co zapewni największą sztywność w czasie procesu SLM oraz uzyskanie projektowanego kształtu i wymiarów po procesie SLM.</p>
	

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

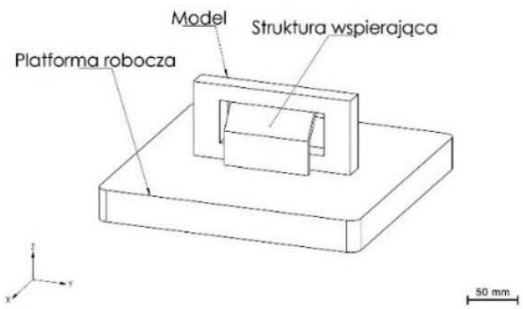
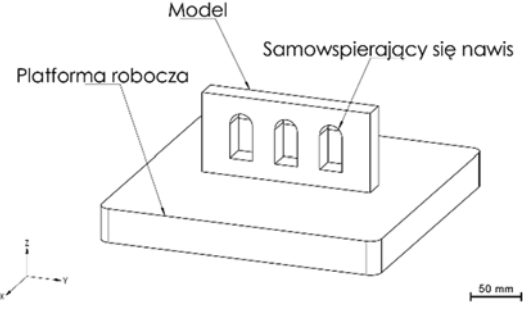
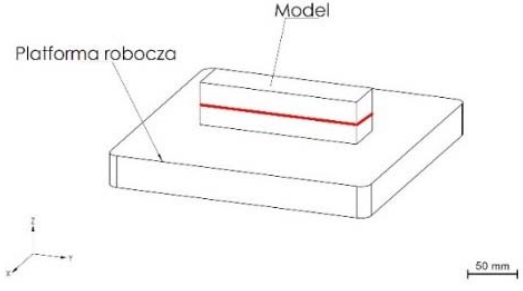
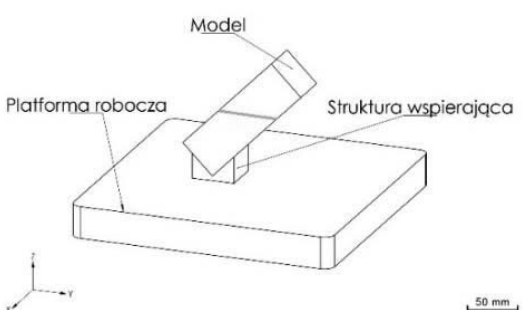
 <p>Model Struktura wspierająca Platforma robocza</p> <p>50 mm</p>	<p>Nawisy i wycięcia w ścianach pionowych (II)</p> <p>Inne rozwiązanie polega na wysunięciu struktur wspierających poza obrys dolnej krawędzi wycięcia. Uzyskuje się dwukrotnie mniejszą powierzchnię styku struktur wspierających, co znacznie skraca proces ich usuwania oraz wpływa pozytywnie na dokładność wykonania dolnej krawędzi wycięcia. Gdy wycięcie służy np. zmniejszeniu masy elementu, a nie odgrywa roli konstrukcyjnej, można zastosować samowspierające się struktury, projektując wycięcie, jak pokazano na rysunku.</p>
 <p>Model Samowspierający się nawis Platforma robocza</p> <p>50 mm</p>	<p>Elementy o dużym polu przekroju</p> <p>Przekroje o różnym kształcie i różnej wielkości charakteryzują się różnym rozkładem temperatury w czasie wytwarzania. Wraz ze zwiększaniem pola przekroju zwiększa się prawdopodobieństwo termicznego odkształcania elementów. Zaleca się, aby elementy o dużym polu przekroju w miarę możliwości orientować względem platformy roboczej zgodnie z zasadą minimalizacji pola przekroju z zachowaniem maksymalnej produktywności procesu. Przykładem może być obrócenie prostopadłościanu o kąt 45° względem platformy roboczej, co pozwala z jednej strony zminimalizować pojedynczy skanowany przekrój, a z drugiej uniknąć konieczności stosowania wielu struktur wspierających.</p>
 <p>Model Platforma robocza</p> <p>50 mm</p>	
 <p>Model Struktura wspierająca Platforma robocza</p> <p>50 mm</p>	

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

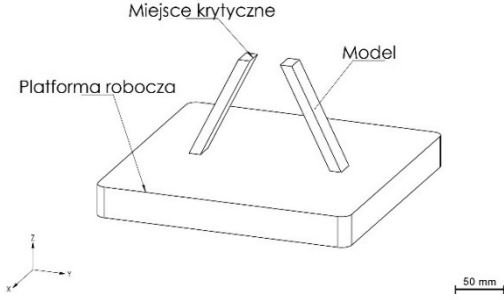
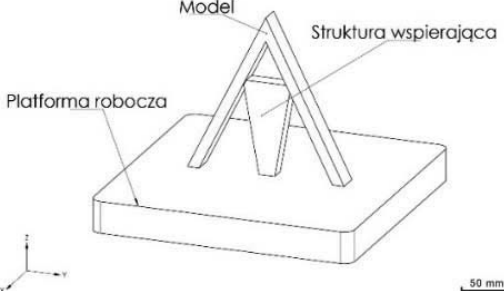
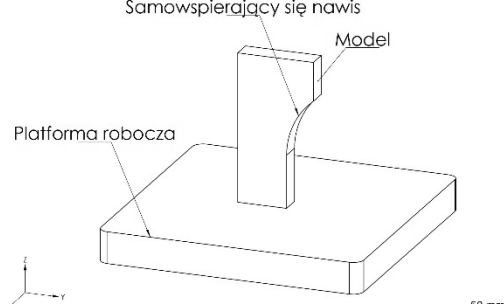
	<p>Elementy smukłe</p> <p>Do wytwarzania części smukłych (stosunek wysokości do średnicy przekroju dużo większy od jedności) zaleca się stosowanie dodatkowych struktur wspierających. Można je zaprojektować jako usuwalne lub jako samowspierającą się konstrukcyjną część elementu. Pierwszy sposób umożliwia wykonywanie elementów o małej masie, drugi natomiast sposób umożliwia ograniczenie operacji wykańczających kosztem zwiększania masy elementu.</p>
	<p>Nawisy</p> <p>Konstrukcję samowspierających się elementów można również zaimplementować do nawisów. W przedstawionym przykładzie zaprojektowany nawis schodkowy został zmieniony w nawis łukowy. Ograniczono w ten sposób konieczność obróbki wykańczającej elementów. Element wykonany w ten sposób będzie się również charakteryzował brakiem karbu konstrukcyjnego.</p>
	

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

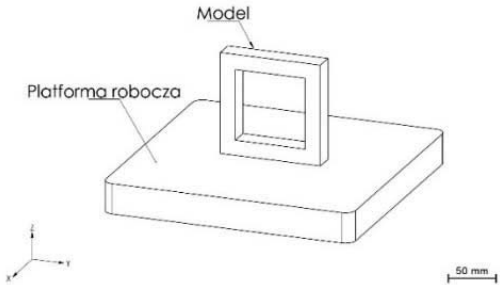
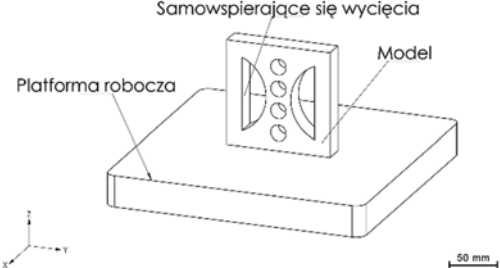
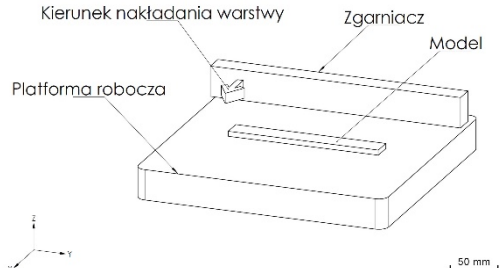
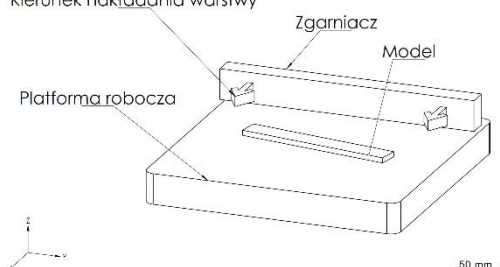
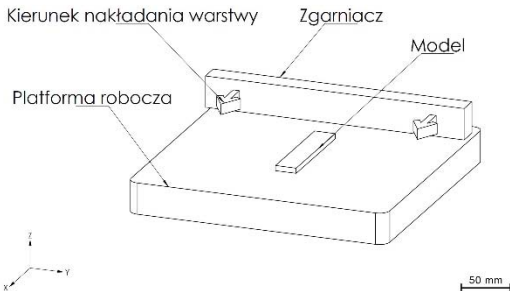
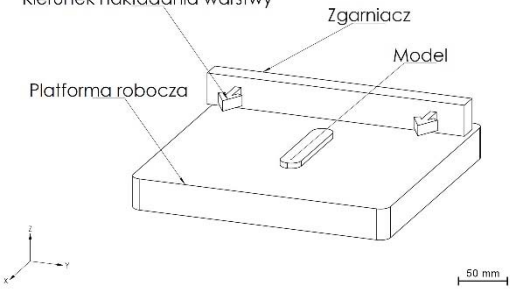
	<p>Redukcja masy elementów</p> <p>Do redukcji masy elementów w technologii SLM można zastosować bardziej zaawansowane metody niż projektowanie prostych wycięć oraz kieszeni. W przypadku technologii SLM zaleca się stosować redukcję masy elementów poprzez optymalizację topologiczną, czyli metodę kształtowania konstrukcji o pożądanej sztywności przez optymalne rozmieszczenie materiału. Dzięki połączeniu optymalizacji technologicznej oraz projektowania struktur samowspierających, obróbka wykańczająca może być bardzo uproszczona, pomimo wytwarzania modelu o skomplikowanej geometrii.</p>
	
<p>ŹLE</p> 	<p>Pozycja wytwarzanych elementów względem zgarniacza nakładającego proszek</p> <p>Wskutek odkształceń cieplnych oraz sił tarcia między elementem, proszkiem i zgarniaczem wytwarzane części mogą zostać poruszone, odkształcone bądź oderwane od platformy. Ułożenie elementów względem zgarniacza będzie miało zatem wpływ na prawdopodobieństwa takiego zdarzenia. Nie zaleca się umieszczania elementów dłuższą krawędzią przekroju równoległą do zgarniacza. Można obrócić element względem jednego z wierzchołków przekroju.</p>
<p>DOBRE</p> 	

Tabela 34. Zalecenia do projektowania CAD w technologii SLM

<p>DOBRZE</p> <p>Kierunek nakładania warstwy</p> <p>Zgarniacz</p> <p>Model</p> <p>Platforma robocza</p> 	<p>Taka operacja spowoduje równomierny rozkład sił tarcia. Całkowitą siłę tarcia zmniejszy obrócenie elementu krótszą krawędzią względem zgarniacza. W przypadku idealnym krawędź przekroju elementu wytwarzanego powinna być zaokrąglona, co spowoduje stopniowy wzrost siły tarcia. Stosowanie się do przedstawionych wskazówek pozwoli otrzymać elementy dokładnie odpowiadające projektowi pod względem geometrycznym oraz zwiększyć żywotność elementów zgarniacza wchodzących w bezpośredni kontakt z proszkiem.</p>
<p>DOBRZE</p> <p>Kierunek nakładania warstwy</p> <p>Zgarniacz</p> <p>Model</p> <p>Platforma robocza</p> 	

10. CZYNNIKI OKREŚLAJĄCE JAKOŚĆ PROCESU I WYTWORZONEGO ELEMENTU

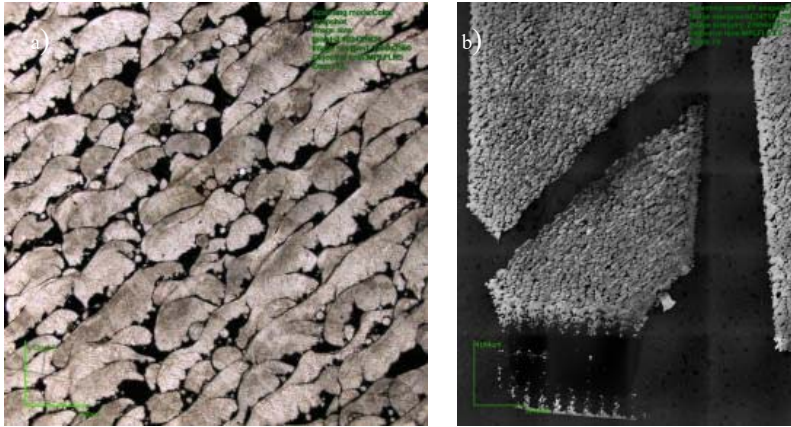
W procesie SLM, złożonym zarówno pod względem materiałowym, jak i technologicznym, efekt końcowy, jakim jest część wytworzona w procesie przyrostowym (próbka do badań, demonstrator, gotowa część), powinien być scharakteryzowany za pomocą mierzalnych wielkości, które w jednoznaczny sposób określą przydatność i możliwość zastosowania tej technologii w wybranych gałęziach przemysłu. Do najważniejszych czynników określających jakość wytworzonego produktu należą:

- przetopienie materiału – wynikowa porowatość (gęstość),
- wielkość naprężeń szczątkowych (naprężenia własne),
- jakość powierzchni (chropowatość),
- zgodność z projektem pod względem wymiarów i kształtu,
- właściwości mechaniczne.

Od nich zależą właściwości użytkowe wytworzonej części, charakteryzowane głównie przez właściwości mechaniczne.

10.1. Przetopienie materiału – porowatość

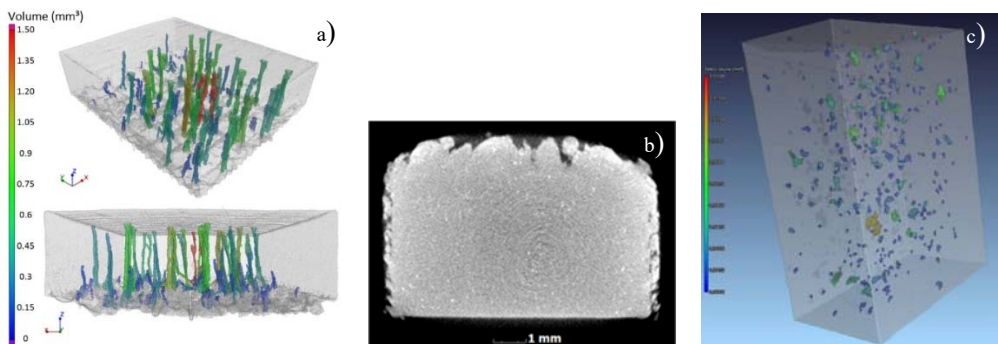
Porowatość próbek wytwarzanych technologią przyrostową może występować w całej objętości lub części próbki. Kształt porów zależy od parametrów procesu i sposobu skanowania, może występować porowatość otwarta lub zamknięta. Porowatość w objętości elementu ma bardzo duży wpływ na właściwości mechaniczne produktu. Przyjmuje się, że optymalna porowatość powinna być mniejsza niż 1%, a zatem gęstość rzeczywista otrzymanej części jest większa niż 99%. Nieodpowiednio dobrane parametry procesu mogą powodować dużą porowatość, która znacznie zmniejsza wytrzymałość produktu. Na rysunku 92 przedstawiono mikrostrukturę elementu wykonanego w warunkach źle dobranych parametrów procesu. Porowatość wynosi 30%, a pory są ułożone w sposób, który jednoznacznie determinuje miejsce, ale również powierzchnię mogącego wystąpić pęknięcia, wynikające także z orientacji próbki podczas wytwarzania.



Rys. 92. Struktura materiału wykonanego w technologii SLM, w warunkach, gdy: a) źle dobrano parametry procesu, b) widoczna pasmowość porów wskazująca na powierzchnię pęknięcia (CM)

Można wyróżnić 3 rodzaje porowatości [87]:

- otwarta przelotowa, występująca jako zbiór połączonych ze sobą wolnych przestrzeni w całym modelu (rys. 93a),
- otwarta nieprzelotowa, występująca głównie na powierzchni modelu (jako chropowatość powierzchni lub jako zaprojektowane struktury przestrzenne w postaci zamkniętych kanałów) (rys. 93b),
- zamknięta, występująca wewnątrz modelu, pory niewidoczne z zewnątrz, porowatość można ocenić za pomocą np. tomografii komputerowej (rys. 93c) lub badań niszczących.



Rys. 93. Rodzaje porowatości: a) otwarta przelotowa, b) otwarta nieprzelotowa, c) zamknięta (CT)

Porowatość wyznacza się różnymi metodami, do których należą:

- Pomiar bezpośredni oparty na metrologicznej tomografii komputerowej (CT). Dokładność tej metody zależy od mocy lampy użytej w tomografii, od gęstości badanego

przedmiotu oraz od jego rozmiarów (pomiar odbywa się w całej objętości wyrobu) [183]. Rozdzielczość pomiarów jest tym większa, im mniejsza gęstość materiału i wielkość elementu. W sprzyjających warunkach możliwa jest identyfikacja nieciągłości materiałowych do kilku mikrometrów.

- Pomiar pośredni 1 oparty na ocenie porowatości na podstawie zglądów metalograficznych. Wykonuje się serię zglądów w różnych płaszczyznach i uśrednia otrzymane wyniki. Dodanie powierzchni pomiarowych zwiększa dokładność wyników. Właściwości struktury otrzymanej w procesie SLM zależą od kierunku oraz sposobu skanowania poszczególnych warstw, niezbędna jest zatem ocena rozkładu i liczby porów w różnych płaszczyznach. Rozdzielczość tej metody jest większa niż tomografii komputerowej, gdyż pozwala wykryć pory wielkości rzędu kilkudziesięciu nanometrów.

- Pomiar pośredni 2. Powszechnie stosowaną metodą wyznaczania porowatości w spiekach jest metoda Archimedesesa, jednak w wyniku pomiaru wyznaczamy wyłącznie gęstość próbki. Nie dostajemy informacji o rozkładzie porów w próbce, ich wielkości, możliwych wystąpieniach nieciągłości materiału w postaci mikropęknięć lub nieprzetopionych ziarnach.

Niekiedy porowatość elementów jest cechą pożądaną. Technologia SLM umożliwia wykonywanie elementów o tzw. porowatości projektowanej. W tym celu należy:

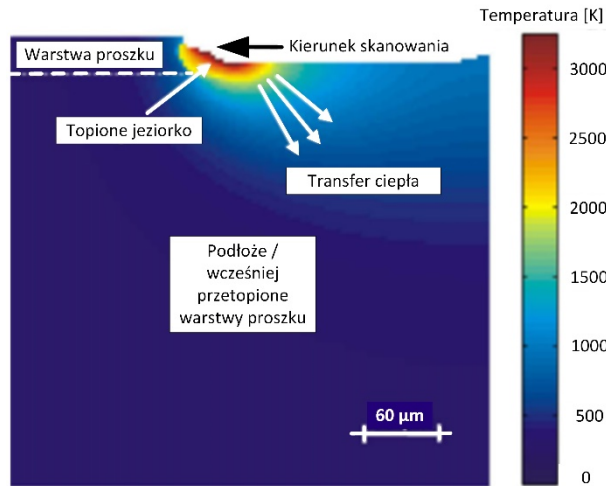
- Dobrać parametry procesu, tak aby materiał był przetopiony w całości lub w miejscach wybranych przez operatora.
- Odpowiednio przygotować system technologiczny, dostosowując go do wybranego procesu.
- Opracować projekt wytwarzanego modelu z odpowiednio nachylonymi nawisami oraz grubością ścianek, tak aby nastąpiło pełne przetopienie, lub aby otrzymać wyrób w postaci przestrzennej struktury ażurowej.

10.2. Naprężenia własne (szczątkowe)

Jedną z charakterystycznych cech technologii SLM jest powstawanie dużych gradientów temperatury, odkształceń cieplnych i naprężeń własnych podczas szybkiego krzepnięcia cienkich warstw stopionego materiału metalicznego [95, 98, 110, 143]. Rozkład naprężeń własnych jest przestrzennie nierównomierny i zmienia się w miarę przyrastania warstw. Naprężenia własne mogą powodować odkształcenia wytwarzanych części, utratę tolerancji wymiarowych, powstawanie pęknięć oraz zmniejszać wytrzymałość, a zwłaszcza powodować naprężenia zmęczeniowe [121, 168]. Głównymi czynnikami fizycznymi odpowiedzialnymi za powstawanie naprężeń własnych są:

- Duży gradient temperatury spowodowany lokalnym nagrzewaniem i chłodzeniem przez przemieszczanie się źródła energii (rys. 94).

- Rozszerzalność cieplna i skurcz materiału wskutek cyklicznego nagrzewania i chłodzenia oraz nierównomierny rozkład odkształceń plastycznych, zachowanie równowagi naprężenie–odkształcenie, zwłaszcza podczas ciągłego topienia.
- Przemiany fazowe, np. martenzytyczna, w takich materiałach, jak stal H13 oraz stopy tytanu Ti6Al4V i Ti6Al7Nb.



Rys. 94. Profil rozkładu temperatury w płaszczyźnie XZ podczas nakładania warstwy proszku Ti6Al4V, moc lasera 42 W, prędkość skanowania 200 mm/s, odległość między punktami skanowania lasera 75 μm, grubość warstwy 30 μm) [158]

Duży gradient temperatury występuje między jeziorkiem topionego materiału metalicznego a podłożem uprzednio stopionego materiału proszkowego (rys. 94). Materiał płyty podłoża, na którym wytwarzany jest element, osiąga temperaturę ok. 200 °C. Nakładany proszek nie jest podgrzewany, a więc jest dobrym wymiennikiem ciepła. Warstwy wcześniej zakrzepnięte są również podgrzewane i nadtapiane (rys. 94). Ponieważ są to miejsca położone w pewnej odległości od wiązki lasera, temperatura nie przekroczy tam temperatury topienia materiału.

Największe naprężenia własne powstają na granicy materiał budowany/platforma. Zależą one m.in. od wprowadzonych rozwiązań konstrukcyjnych struktur wspierających. Wielkość naprężeń zmienia się z warstwy na warstwę i zależy od parametrów procesu: mocy lasera, szybkości skanowania, sposobu skanowania oraz grubości warstwy [130, 170].

Do podstawowych sposobów redukcji naprężeń własnych należą:

- podwójne skanowanie laserem każdej warstwy,
- skanowanie krótkimi wektorami małych pól (strategia typu szachownica),
- podgrzewanie platformy roboczej,
- stosowanie struktur wspierających,

- wyżarzanie odprężające wytworzonych elementów wraz z platformą lub po odcięciu wytworzonej części od platformy.

Pomiary naprężeń własnych wymagają stosowania specjalnie przygotowanych próbek. Istnieje wiele metod eksperymentalnych pomiarów naprężeń własnych, ale należy pamiętać, że zmierzone wielkości w bardzo dużym stopniu zależą od zastosowanej metody [11, 112, 164]. W zasadzie nie mierzy się bowiem naprężeń, lecz jedynie skutki ich działania, takie jak odkształcenie, zmiany parametrów sieci krystalograficznej, zmiany właściwości fizycznych badanego materiału i na tej podstawie określa wartość naprężeń [2]. Nie bez znaczenia są założenia, które upraszczają w metodach obliczeniowych wielkość obszaru pomiarowego, znajomość powiązań pomiędzy czynnikami a naprężeniami a także wiedza o stałych materiałowych. W praktyce często wykorzystuje się nieniszczące pomiary makronaprężeń (naprężenia własne I rodzaju). Ważne miejsce w tej grupie zajmuje rentgenografia z użyciem różnorodnej aparatury pomiarowej, np. dyfraktometrów rentgenowskich i specjalnych goniometrów.

Najczęściej stosowany jest pomiar $\sin^2\varphi$ polegający na wyznaczeniu zmian odległości międzypłaszczyznowych w sieci krystalograficznej materiału pod wpływem sił wewnętrznych, które występują w badanej konstrukcji. Na tej podstawie oblicza się wartość naprężeń własnych. Metoda ta umożliwia pomiar i rodzaj (ściskające, rozciągające) naprężeń głównych. W tabeli 35 zamieszczono dla przykładu wyniki pomiarów naprężeń w kierunku osi Z w warstwie przypowierzchniowej próbki Ti6Al7Nb o wymiarach 12,5×10,0×6,3 mm po odcięciu próbki od struktury wspierającej.

Tabela 35. Naprężenia własne [MPa] w kierunku osi Z w stopie Ti6Al7Nb w stanie surowym w geometrii Bragg–Brentano (BB) oraz GID^a

Rodzaj pomiaru XRD (głębokość wnikania)	Stan powierzchni XY					
	Szlifowana		Surowa po jednokrotnym skanowaniu		Surowa po dwukrotnym skanowaniu	
	Prędkość skanowania wiązką lasera [mm/s]					
	77 mm/s	154 mm/s	77 mm/s	154 mm/s	77 mm/s	154 mm/s
GID $\alpha = 2^\circ$ (1.2 μm)	-246	-438	707	177	861	212
GID $\alpha = 5^\circ$ (2.8 μm)	-525	-61	846	214	997	314
GID $\alpha = 9^\circ$ (4.8 μm)	459	126	1230	562	460	289
GID $\alpha = 15^\circ$ (7.2 μm)	552	332	1088	-37	-24	280
BB (>10 μm)	269	121	826	-112	-77	231

^aGID – dyfraktometria rentgenowska pod małymi kątami (ang. *grazing incidence diffractometry*).

Parametry wytwarzania: $P = 100$ W, czas naświetlania pojedynczego punktu 520 μs , grubość warstwy 50 μm , naprzemienna strategia skanowania.

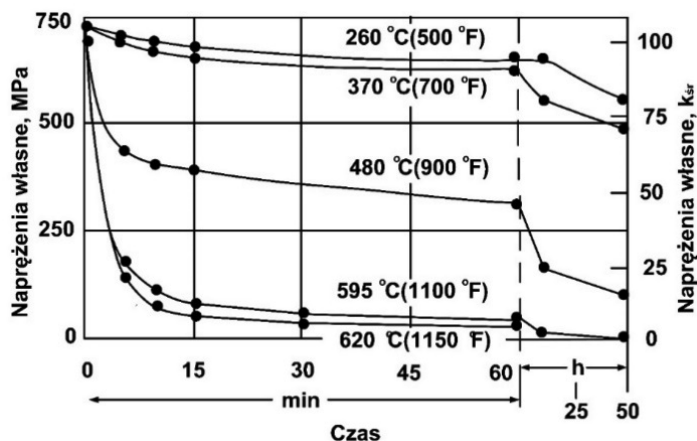
Skutkiem warstwowego wytwarzania stopu Ti6Al7Nb są duże resztkowe naprężenia rozciągające w strefach powierzchniowych w kierunku narastania warstw. Naprężenia zmieniają znak na ujemny na głębokości poniżej 7 μm . Powtórne przetopienie ma

wpływ zarówno na poziom naprężeń, jak i na ich rozkład zależny od prędkości skanowania. Obróbka powierzchniowa (szlifowanie) wprowadza naprężenia ściskające na głębokość około 3 μm . Naprężenia są tym większe im mniejsza prędkość skanowania i lokalnie przewyższają granicę plastyczności tego stopu.

Spośród metod niszczących najczęściej stosowana jest metoda Waismana i Phillipsa. Polega ona na pomiarze ugięcia próbki w zależności od grubości warstw materiału zdejmowanych przez trawienie elektrochemiczne lub chemiczne [23]. Wartości naprężeń własnych oblicza się według wzorów podanych przez Waismana i Phillipsa.

Po obróbce cieplnej wykonuje się badanie kształtu przedmiotu oraz pęknięć hartowniczych. Urządzeń do kontroli kształtu używa się, aby sprawdzić, czy odkształcenia elementu wywołane naprężeniami własnymi nie przekroczyły dopuszczalnych odchyłek wymiarowych przewidzianych przez technologa i określonych na rysunku wykonawczym. W produkcji małoseryjnej pomiary można wykonać za pomocą czujnika z użyciem płyty traserskiej lub pryzmy. W produkcji wielkoseryjnej pomiar odchyłek kształtu automatyzuje się.

Praktycznie każdy materiał dostępny komercyjnie ma opracowaną odpowiednią technologię obróbki cieplnej umożliwiającą redukcję naprężeń. Podczas obróbki stopów tytanu można stosować na przykład wyżarzanie odprężające o odpowiednio dobranych parametrach (redukcja naprężeń I rodzaju bądź I i II rodzaju).



Rys. 95. Naprężenia własne w stopie Ti6Al4V w zależności od temperatury i czasu [106]

Na rysunku 95 pokazano, że skuteczność wyżarzania odprężającego w temperaturze poniżej 400 °C jest znikoma, a widoczne efekty zaczynają się pojawiać dopiero po kilkudziesięciu godzinach wyżarzania. Jednak zastosowanie temperatury sięgającej 600 °C w bardzo widoczny sposób pozwala zredukować powstałe naprężenia, i to już po

15 minutach. W doborze parametrów wyżarzania poszczególnych stopów należy uwzględnić możliwość zmian mikrostruktury spowodowanych rekrytalizacją, odpuszczaniem, rozrostem ziaren, które mają wpływ na właściwości wytwarzanej części. Proces ma na celu redukcję naprężeń własnych w strukturze, a więc trzeba wziąć również pod uwagę sposób, w jaki próbki będą chłodzone. Zbyt szybkie chłodzenie może spowodować ponowne pojawienie się naprężeń. Szczególnie jest to istotne w zakresie temperatury od 480 do 315 °C. Preferowane jest chłodzenie z piecem lub na powietrzu. Nie należy stosować chłodzenia w wodzie lub oleju. Aby zapobiec odkształceniu elementu przed jego odprężeniem, wyżarzanie należy wykonać przed usunięciem struktur wspierających oraz odcięciem elementów od platformy roboczej.

Ze względu na charakter procesu SLM znaczne naprężenia własne są zawsze obecne w wytwarzanych elementach. Można je zmniejszać przez dobór parametrów procesu wytwarzania (np. grubość warstwy, moc lasera, czy kierunek nakładania kolejnych warstw) lub poprzez działania dodatkowe, jak wyżarzanie, ponowne skanowanie czy podgrzewanie materiału podłoża. Parametry te, dobrane w odpowiedni sposób, wpłyną korzystnie na właściwości elementu, ograniczając zmiany wymiarowe, powstawanie pęknięć oraz anizotropię struktury.

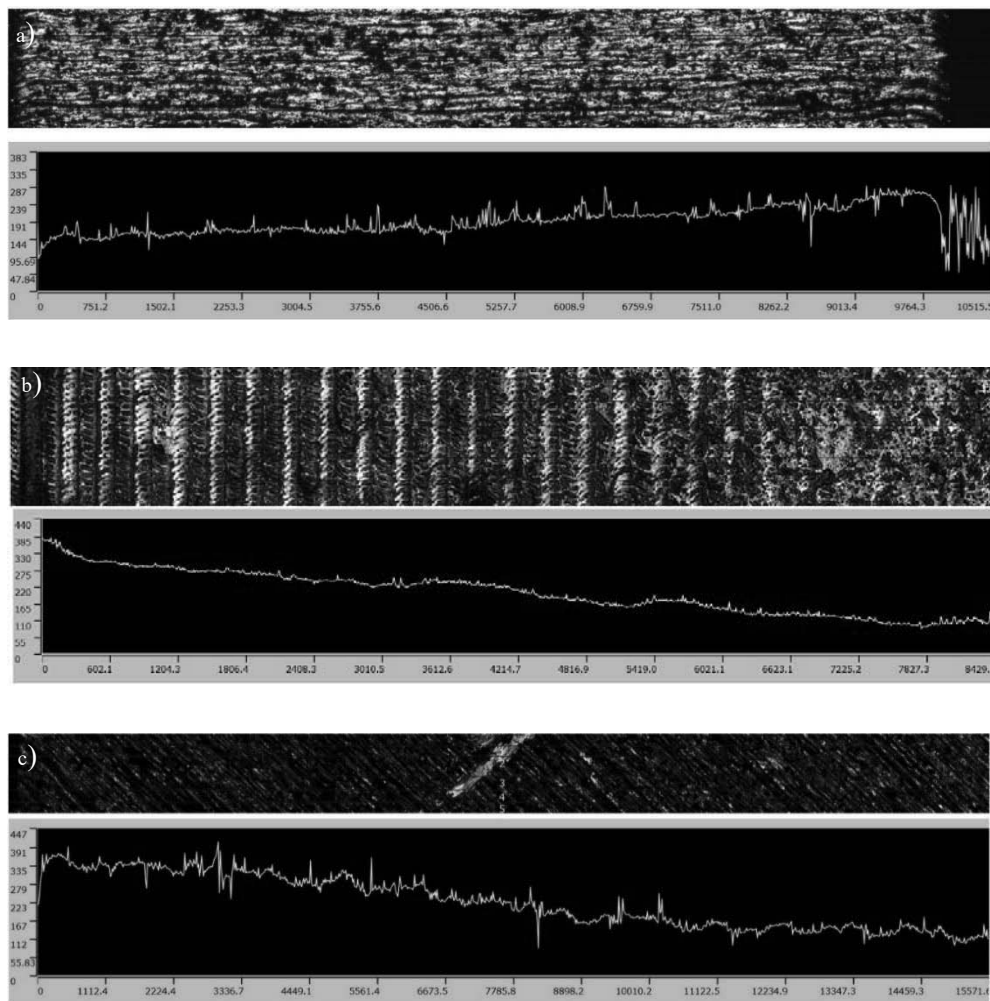
10.3. Jakość powierzchni

Powierzchnia obiektów wytworzonych w technologii SLM cechuje się stosunkowo dużą chropowatością (5–50 μm w zależności od użytego materiału), co wynika z zastosowania proszku jako materiału wsadowego. Podczas przetapiania częściowo stopione cząstki proszku gromadzą się na krawędzi jeziorka metalu wskutek działania napięcia powierzchniowego. Aby poprawić jakość powierzchni wytworzonych obiektów, stosuje się tradycyjne metody, takie jak obróbka strumieniowo-ścierna, skrawanie, szlifowanie lub polerowanie.

Badaniom poddano 3 rodzaje próbek wykonanych z 3 reprezentatywnych grup materiałów: stali (H13), tytanu (Ti6Al4V) i stopu niklu (Inconel 718). Mierzono chropowatość powierzchni pionowych (zgodnie z kierunkiem przyrostu warstw), poziomych (prostopadłych do kierunku wiązki lasera) oraz swobodnych (zorientowanych pod kątem 45°). Badania były wykonane na mikroskopie konfokalnym Olympus LEXT400.

Niezależnie od rodzaju materiału najlepszą jakość powierzchni otrzymano w płaszczynie przetapiania modelu. Związane jest to z tym, że laser ostatnią warstwę przetapia dwukrotnie, niwelując wszelkie przytwierdzone cząstki proszku oraz nierówności. Natomiast powierzchnie boczne dolne oraz pochylone charakteryzują się znaczną ilością przytwierdzonych, nieprzetopionych cząstek proszku, co obniża jakość powierzchni i zazwyczaj podnosi wartość współczynnika chropowatości (nie zawsze, ponieważ ściegi przejść lasera widoczne na górnej powierzchni również wpływają na chropowatość, co

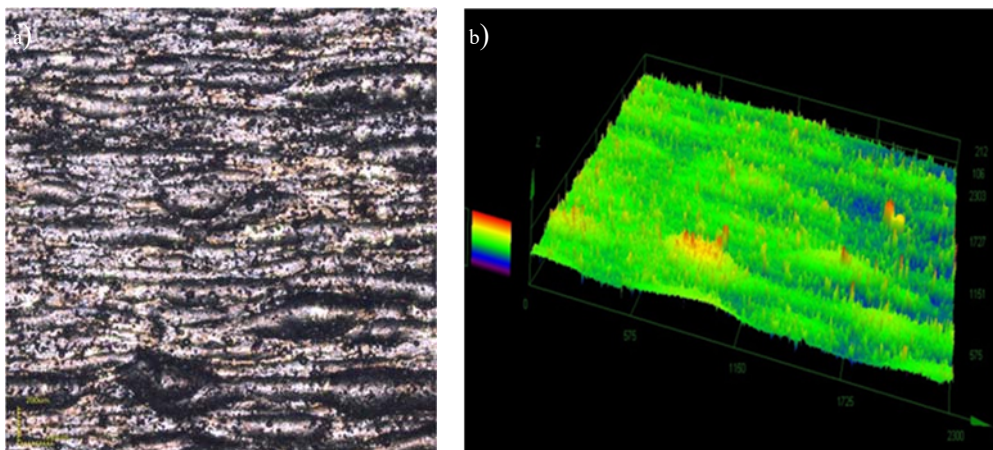
obserwowano w przypadku Inconel 718). Ze względu na obecność struktur wspierających oraz pojawiające się nawisy najgorszą jakością powierzchni charakteryzuje się podpierana dolna warstwa modelu.



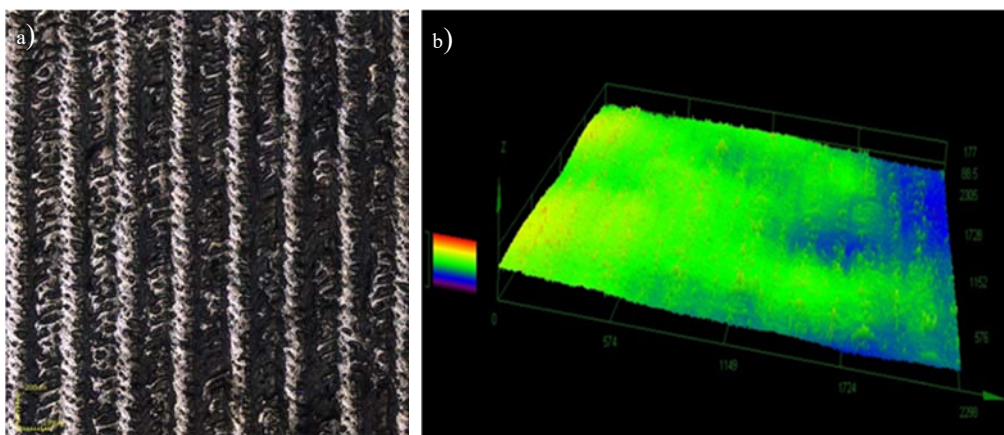
Rys. 96. Widok odcinka pomiarowego oraz profilu stali H13:
a) powierzchnia pionowa, b) powierzchnia pozioma, c) powierzchnia swobodna (CM)

Tabela 36. Wyniki pomiarów chropowatości próbek ze stali H13

Powierzchnia	R_a	R_z	R_p	R_q
Pionowa XZ	$10,71 \pm 1,26$	$203,9 \pm 9,60$	$113,92 \pm 20,59$	$15,74 \pm 1,48$
Pozioma XY	$11,04 \pm 0,40$	$156,13 \pm 40,62$	$93,00 \pm 2,51$	$16,07 \pm 0,61$
Swobodna	$15,03 \pm 1,94$	$333,53 \pm 26,00$	$101,40 \pm 26,37$	$22,59 \pm 2,87$



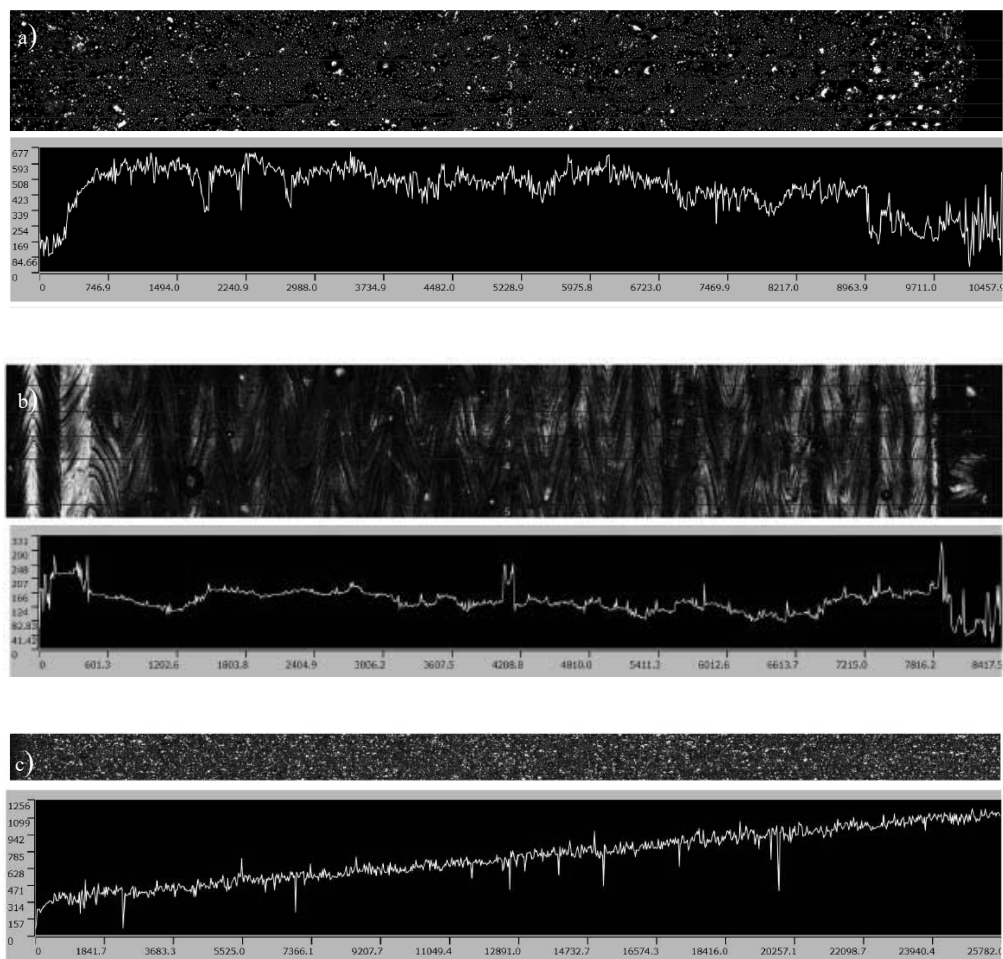
Rys. 97. Topografia powierzchni bocznej XZ: a) zdjęcie powierzchni, widoczne cząstki proszku przytwierdzone do ściany zwiększające chropowatość powierzchni, b) widoczna różnica wysokości powstałych nierówności, $Ra = 10,71 \pm 1,26$ (CM)



Rys. 98. Topografia górnej powierzchni XY wytworzonego modelu: a) zdjęcie powierzchni, widoczne kolejne linie skanowania lasera, powierzchnia pozbawiona przytwierdzonych cząstek proszku, b) widoczna różnica wysokości powstałych nierówności, $Ra = 11,04 \pm 0,40$ (CM)

Kolejnym materiałem poddanym pomiarom chropowatości był nadstop na bazie niklu Inconel 718.

Już podczas projektowania należy uwzględnić kierunek wytwarzania modelu oraz sprawdzić, czy istnieje konieczność stosowania struktur wspierających. Powierzchnie, na których zostały one zastosowane, wymagają późniejszej obróbki w celu zmniejszenia chropowatości do założonej wielkości [172, 150].



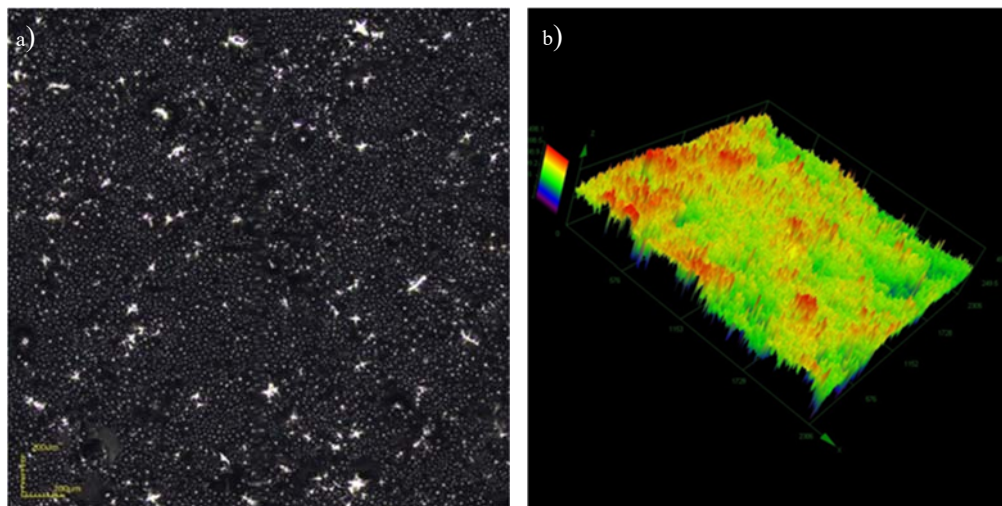
Rys. 102. Widok odcinka pomiarowego oraz profilu dla stopu Ti6Al4V:
 a) powierzchnia pionowa, b) powierzchnia pozioma, c) powierzchnia swobodna (CM)

Tabela 38. Wyniki pomiarów chropowatości próbek ze stopu tytanu Ti6Al4V

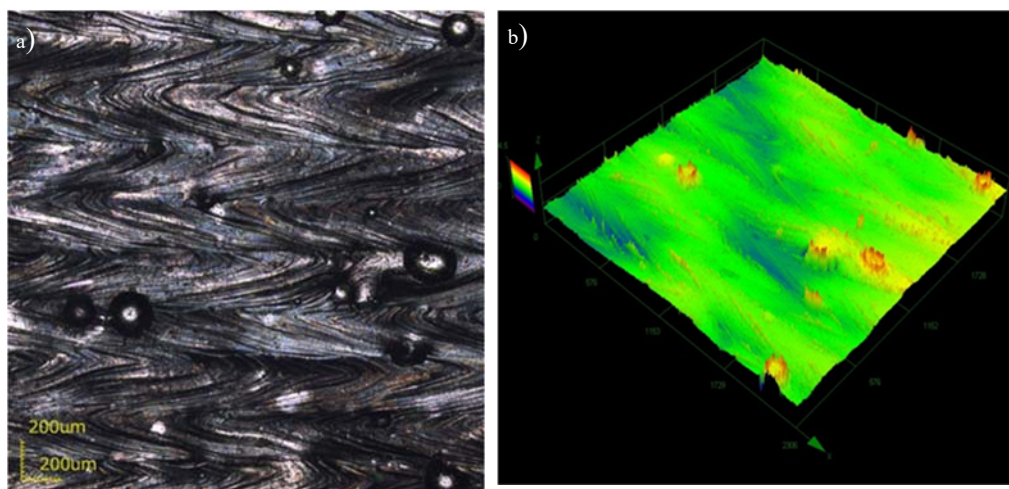
Powierzchnia	R_a	R_z	R_p	R_q
Pionowa XZ	$58,59 \pm 5,87$	$569,87 \pm 43,94$	$179,12 \pm 13,70$	$80,59 \pm 5,90$
Pozioma XY	$24,11 \pm 2,47$	$272,4 \pm 24,25$	$158,33 \pm 17,06$	$31,46 \pm 2,26$
Swobodna	$35,20 \pm 1,88$	$700,64 \pm 67,07$	$261,77 \pm 50,53$	$53,63 \pm 4,36$

Bardzo istotne jest znalezienie równowagi między wszystkimi czynnikami wpływającymi na rodzaj zastosowanej struktury wspierającej, tak aby produkt finalny speł-

niał stawiane mu wymagania. Rodzaj struktury wspierającej jest dobierany w zależności od geometrii modelu; do określonej geometrii można dostosować różne warianty struktury wspierającej, a trafny jej wybór zależy od wiedzy i doświadczenia konstruktora.



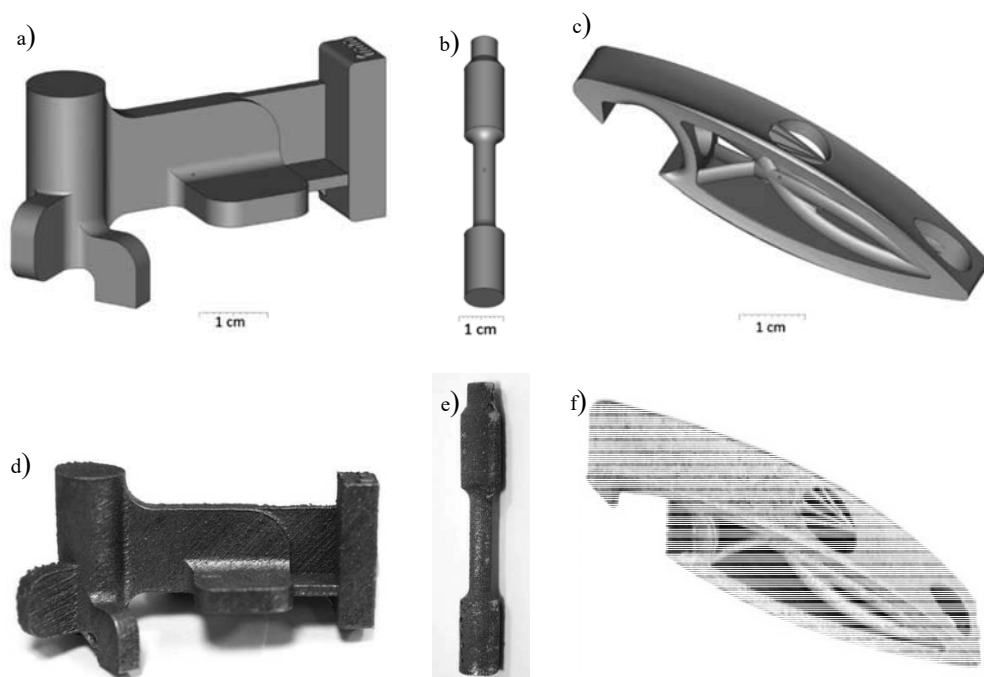
Rys. 103. Topografia powierzchni bocznej XZ: a) zdjęcie powierzchni, widoczne cząstki proszku przytwierdzone do ściany zwiększające chropowatość, b) widoczna różnica wysokości powstałych nierówności, $Ra = 58,59 \pm 5,87$ (CM)



Rys. 104. Topografia górnej powierzchni XY wytworzonego modelu: a) zdjęcie powierzchni, widoczne kolejne linie skanowania lasera, powierzchnia pozbawiona przytwierdzonych cząstek proszku, b) widoczna różnica wysokości powstałych nierówności, $Ra = 24,11 \pm 2,47$ (CM)

10.4. Dokładność wymiarowo-kształtowa

Dokładność pod względem wymiaru i kształtu produktów jest bardzo istotna w technologiach SLM [133, 162]. Ponieważ technologia SLM daje możliwość otrzymania skomplikowanych struktur, niejednokrotnie niemożliwych do wytworzenia z zastosowaniem technologii klasycznych, istotne jest, jak dokładnie można odwzorować zaprojektowany model CAD. Dąży się do tego, by jak najmniejsza liczba powierzchni musiała być poddana obróbce ubytkowej (por. rozdz. 9.4). Aby w pełni zweryfikować, z jaką dokładnością otrzymuje się modele, wytworzono z trzech materiałów obiekty różniące się geometrią, a ich kształt został zbadany za pomocą metrologicznej tomografii komputerowej (CT).



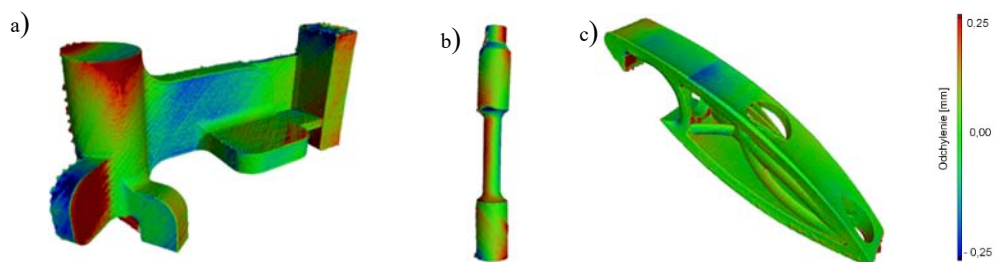
Rys. 105. Modele CAD i modele obiektów wytworzonych w technologii SLM:
a) z proszku H13, b) z proszku In718, c) z proszku Ti6Al4V

Kontrolę geometrii przeprowadzono dla modeli wytworzonych z proszków H13, IN718 i Ti6Al4V (rys. 105). Celem badania było określenie, z jaką dokładnością wytworzono modele w stanie surowym (tzn. bezpośrednio po procesie SLM, bez jakiegokolwiek obróbki). Parametry pomiarów z zastosowaniem techniki CT przedstawiono w tabeli 39.

Tabela 39. Parametry pomiaru metodą CT

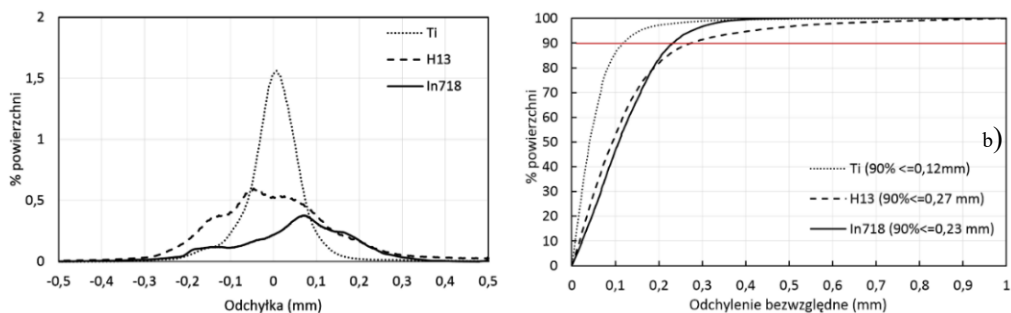
Pomiar	Próbka	Napięcie [kV]	Natężenie [μ A]	Liczba projekcji	Wielkość woksela (μ m)	Filtr Cu (mm)
1	H13	220	200	900	75	1,5
2	In718					2
3	Ti					1

Zarówno modele referencyjne (rys. 105), jak i modele uzyskane w wyniku pomiaru CT zorientowano w tym samym układzie współrzędnych, a następnie dopasowano do siebie metodą najmniejszych kwadratów. Wynik porównania powierzchni w postaci mapy kolorów przedstawiono na rys. 106. Największe różnice zarejestrowano dla modelu wytwarzanego z proszku H13, ale dla znacznej części powierzchni odchyłki mieściły się w granicach od $-0,3$ do $0,3$ mm (rys. 107a).



Rys. 106. Mapa kolorów uzyskana w wyniku porównania geometrii modeli wytworzonych w technologii SLM, a) próbka H13, b) próbka In718, c) próbka Ti6Al4V

Mniejsze odchyłki zarejestrowano dla modelu wykonanego z proszku In718, których większość mieściła się w granicach od $-0,2$ do $0,3$ mm. Najmniejsze odchyłki zarejestrowano dla modelu utworzonego z proszku tytanu. W tym wypadku większość odchyłek porównywanych powierzchni mieściła się w granicach od $-0,2$ do $0,15$ mm.

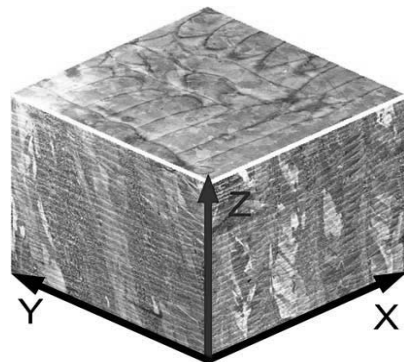


Rys. 107. Porównanie skumulowanych odchyłek bezwzględnych

Na rysunku 107 przedstawiono porównanie skumulowanych odchyłek bezwzględnych dla analizowanych modeli, które pozwoliło określić, w jakich granicach mieści się 90% porównywanych powierzchni. Dla modelu wytworzonego z tytanu 90% odchyłek mieści się w granicach do 0,12 mm, dla modelu z proszku H13 do 0,27 mm, a dla modelu z Inconelu – do 0,23 mm. Wartości te mieszczą się w dopuszczalnym zakresie sformułowanym w rozdz. 9.4. W razie konieczności wykonywania wykończeniowej obróbki ubytkowej powierzchni (np. po szlifowaniu), należy przyjąć naddatek 0,5 mm (rys. 107b).

10.5. Mikrostruktura w stanie wytworzenia

Mikrostruktura elementów wytworzonych technologią SLM ma złożoną budowę o cechach zależnych od rodzaju materiału i warunków wytworzenia. Wykazano, że na mikrostrukturę zakrzepniętego materiału decydujący wpływ mają: gradient temperatury, szybkość krzepnięcia i przechłodzenie. Ponieważ podczas procesu SLM bardzo małe objętości proszku są topione wiązką o wysokiej gęstości energii, a ciepło odprowadzane w określonym kierunku, prędkość chłodzenia ciekłego metalu podczas krzepnięcia wynosi 10^5 – 10^8 °/s. Strumień ciepła odprowadzanego w kierunku prostopadłym do zakrzepniętej już dolnej warstwy jest odchylany przez przemieszczającą się wiązkę lasera. Skutkiem takich warunków krzepnięcia jest uzyskanie drobnoziarnistej mikrostruktury, zbudowanej w większości ze stopów niklu i tytanu oraz stali z kolumnowych ziaren rozciągających się od kilku do kilkudziesięciu warstw (rys. 108). Ziarna kolumnowe są zbudowane z subziaren oddzielonych granicami małego kąta ($<15^\circ$). Subziarna natomiast stanowią pakiety (kolonie) komórko-dendrytów zdeorientowane względem siebie o kąt $<5^\circ$.



Rys. 108. Mikrostruktura stopu Inconel 718 w stanie surowym w trzech płaszczyznach zglądu. Widoczna warstwowa budowa materiału na przekrojach YZ i XZ oraz linie skanowania na przekroju XY

W warunkach tak dużego przechłodzenia stopy wytworzone technologią SLM powinny być w stanie przesyconym lub po przemianie martenzytycznej. Jednak szybkemu

krzepnięciu towarzyszy zwykle mikrosegregacja niektórych pierwiastków stopowych, wskutek czego na granicach ziaren, subziaren i obszarów komórkowo-dendrytycznych krystalizują nierównowagowe fazy. Skutkiem kierunkowego komórkowo-dendrytycznego wzrostu ziaren jest tekstura mikrostruktury (geometryczna i krystalograficzna), a w konsekwencji – anizotropia właściwości mechanicznych wytworzonego elementu [54, 69, 93, 158, 165, 171]. Wszystkie wymienione cechy mikrostruktury są determinowane parametrami laserowego topienia, ale także sposobem skanowania i orientacją budowanego elementu względem platformy roboczej. Cechy te mają wpływ na właściwości mechaniczne gotowego elementu i na ogół wymagają modyfikacji przez obróbkę cieplną albo przynajmniej wyżarzanie odprężające. Dobór parametrów obróbki cieplnej wymaga znajomości mikrostruktury w stanie surowym. Dlatego konieczna jest kontrola mikrostruktury wytworzonych elementów w stanie surowym lub co najwyżej po odprężeniu przed odcięciem z platformy podczas optymalizacji (projektowania) parametrów procesu.

Obserwacje mikrostruktury prowadzi się na zglądach wykonanych na płaszczyznach XY oraz XZ/YZ , aby możliwe było powiązanie jej cech geometrycznych z kierunkiem (oś Z) i sposobem budowania próbek/elementów. Pokazano to na rys. 108, na którym na płaszczyznach XZ i YZ widać warstwową budowę materiału, ziarna kolumnowe i ich orientację względem kierunku budowania Z oraz układ pojedynczych ściegów na płaszczyźnie XY wynikający z przyjętego sposobu skanowania.

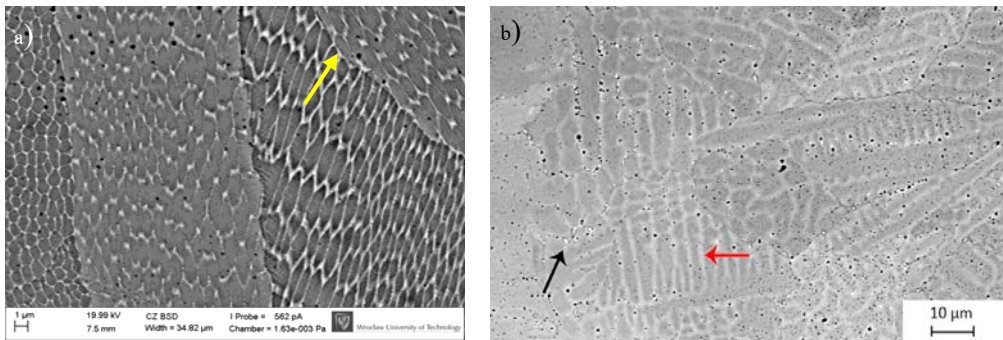
10.5.1. Stal 316L

Mikrostrukturę stali austenicznej 316L po procesie SLM charakteryzują kolumnowe ziarna austenitu (rys. 109), w obrębie których bloki komórek tworzą subziarna (rys. 112).



Rys. 109. Mikrostruktura stali 316L w stanie surowym (100 W/200 mm/s) na przekroju XZ : linia wtopienia pojedynczych ściegów (strzałka czerwona), por (strzałka czarna), wada budowania (strzałka niebieska) (CM)

Szybkie krzepnięcie sprzyja mikrosegregacji międzykomórkowej chromu i molibdenu w stali, wskutek czego na granicach komórek, ziaren kolumnowych oraz w strefach oddzielających poszczególne ściegi (na liniach frontu krzepnięcia) krystalizuje ferryt w ilości zależnej od parametrów procesu [89, 97, 175]. Obecność ferrytu w mikrostrukturze w stanie surowym ma negatywny wpływ na poprocesowe wyżarzanie odprężające, ponieważ przyspiesza utworzenie fazy σ (rys. 112) powodującej kruchość materiału. Krystalizacji ferrytu zapobiega duży gradient temperatury, który zależy przede wszystkim od mocy lasera i szybkości skanowania.



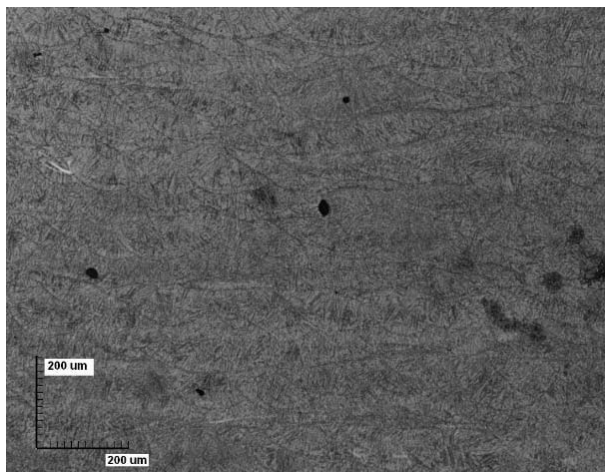
Rys. 110. Mikrostruktura stali 316L (100 W/200 mm/s) na przekroju XZ:

- a) w stanie surowym, pakiety komórek w obrębie subziaren, ferryt δ (żółta strzałka),
- b) po wyżarzeniu odprężającym 800 °C, 5 h, ślady zachowanej mikrosegregacji Cr, Mo i Si (czerwona strzałka), wydzielenia fazy σ (czarna strzałka) (SEM)

Ocena mikrostruktury stali 316 w stanie surowym powinna zatem obejmować: kontrolę wymiarów geometrycznych pojedynczych ściegów na płaszczyznach XY i XZ, identyfikację defektów typu nieciągłości, kontrolę kształtu i wymiarów ziaren (tekstury geometrycznej), subziaren i komórek, skutki mikrosegregacji w postaci faz nierów-nowagowych, głównie ferrytu δ . Ma to ogromne znaczenie zarówno pod względem optymalizacji parametrów procesu SLM, jak i zaprojektowania poprocesowej obróbki cieplnej.

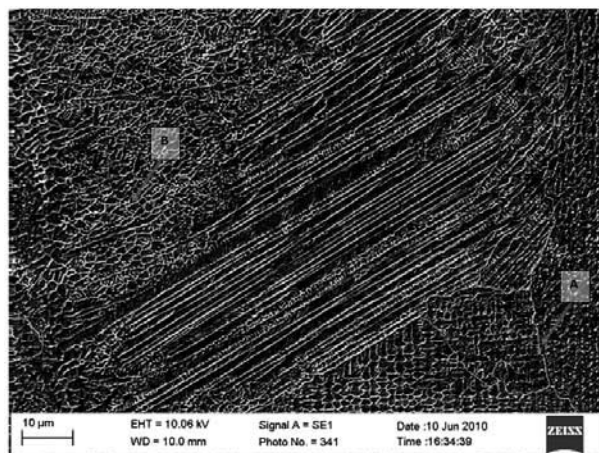
10.5.2. Stal H13

Stal H13 jest stalą narzędziową średniowęglową o dużej hartowności, którą zapewnia obecność dwóch głównych pierwiastków stopowych: chromu i molibdenu. Dlatego elementy w stanie wytworzenia charakteryzują się mikrostrukturą martenzytyczną z pewnym udziałem austenitu szczątkowego zależnym od parametrów procesu. Na rysunku 111 pokazano przykład takiej mikrostruktury na płaszczyźnie XY z widocznymi liniami wtopienia pojedynczych ściegów.

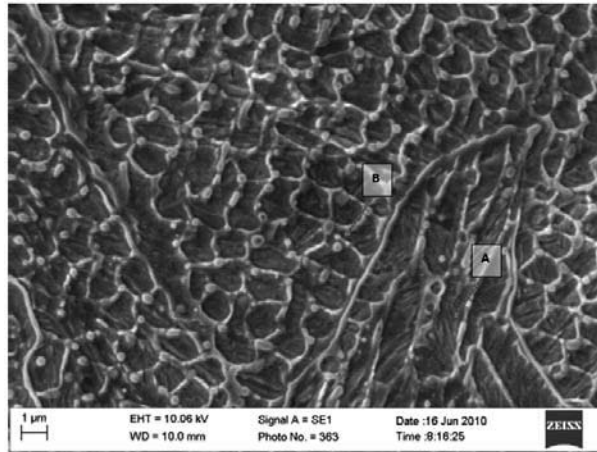


Rys. 111. Mikrostruktura stali H13 w stanie surowym po procesie SLM; przekrój *XY* (LM)

Obecność austenitu szczątkowego jest skutkiem mikrosegregacji chromu i molibdenu oraz dodatkowo węgla, charakterystycznej dla krystalizacji komórkowej austenitu (rys. 112). Ponieważ Cr i Mo obniżają temperaturę początkową przemiany martenzytycznej, więc austenitu szczątkowego można spodziewać się w strefach międzykomórkowych o zwiększonej zawartości tych pierwiastków. Obecność austenitu szczątkowego ma negatywny wpływ na efekty niezbędnej poprocesowej obróbki cieplnej stali, tzw. odpuszczania stali.



Rys. 112. Mikrostruktura stali H13 w stanie surowym po procesie SLM; przekrój *XY*. Widoczne pakiety komórek w obszarze byłego austenitu (B) w obrębie subziaren (A) (SEM)



Rys. 113. Mikrostruktura stali H13 w stanie surowym po procesie SLM; przekrój XY . Widoczne płytki martenzytu (A) oraz wydzielenia węglików Cr i Mo w ściankach komórek byłego austenitu (B) (SEM)

Ocena mikrostruktury stali H13 w stanie surowym obejmowała zatem: kontrolę wymiarów pojedynczych ścięgów na płaszczyznach XY i XZ , identyfikację defektów typu nieciągłości, także w postaci mikropęknięć, kontrolę kształtu i rozmiarów ziaren (tekstury), subziaren i komórek, skutki mikrosegregacji w postaci faz nierównowagowych, głównie węglików i austenitu szczątkowego. Ma to znaczenie zarówno pod względem zapewnienia odpowiednich parametrów procesu SLM, jak i uzyskania zadowalającej twardości stopu po odpuszczaniu wysokim.

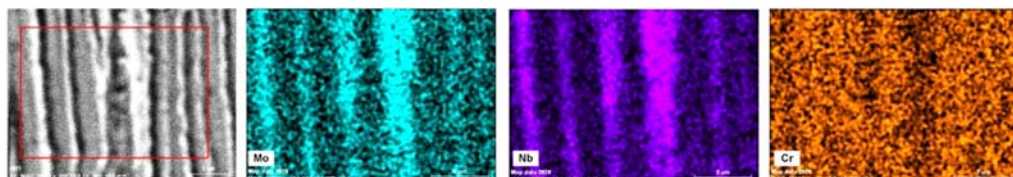
10.5.3. Inconel 718

Inconel 718 jest stopem niklu z chromem i żelazem, tworzącym roztwór stały (austenit). Dodatki stopowe niobu, molibdenu, tytanu i glinu odpowiadają za tworzenie faz umacniających austenit γ' ($\text{Ni}_3(\text{AlTiNb})$) i γ'' ($\text{Ni}_3(\text{NbAlTi})$), powstających podczas starzenia przesyconego austenitu [5, 29, 40]. Mikrostrukturę stopu w stanie wytworzenia charakteryzują ziarna wzrastające kolumnowo (rys. 108) z wewnętrzną strukturą pakietów komórek dendrytycznych tworzących subziarna (rys. 114).

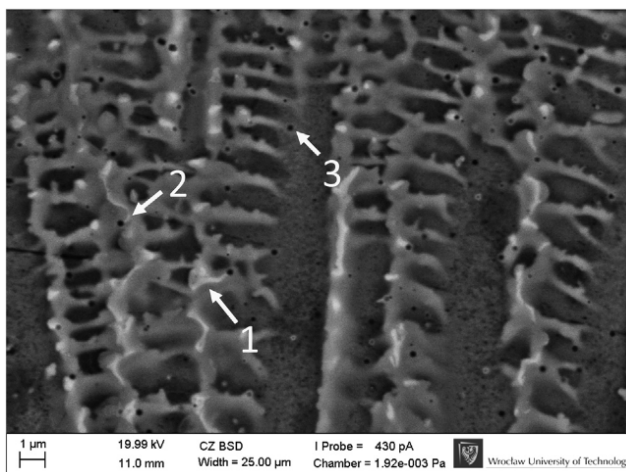
Wskutek szybkiego chłodzenia i mikrosegregacji, głównie niobu i molibdenu (rys. 115), w przestrzeniach międzykomórkowych krystalizują fazy Lavesa ($\text{FeNiCr})_2$ (NbTi) poprzez przemianę eutektyczną, często w towarzystwie stabilnych węglików i azotków: $\text{Nb}(\text{Ti})\text{C}$, TiC and TiN [120]. Zjawisko to (rys. 116) jest niekorzystne, ponieważ konieczne przed starzeniem jest rozpuszczenie faz Lavesa, co wymaga ogrzania do wysokiej temperatury. W przeciwnym wypadku nierozpuszczone fazy Lavesa pozostają na granicach ziaren (rys. 117), znosząc skutki umocnienia przez starzenie.



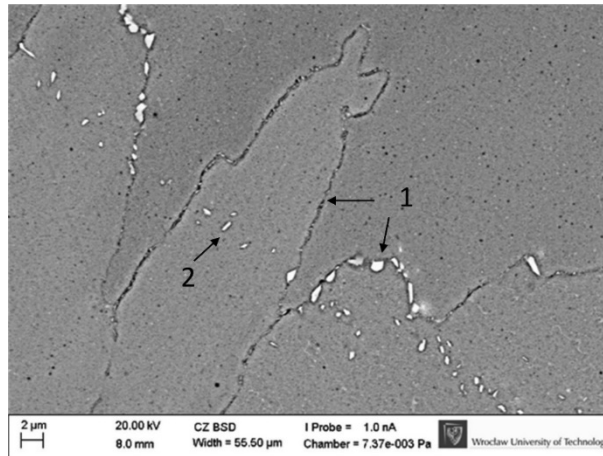
Rys. 114. Mikrostruktura stopu IN 718 po procesie SLM w stanie surowym. Ziarna kolumnowe, wewnątrz nich subziarna utworzone przez pakiety równoległych dendrytokomórek. Przekrój XZ. Trawienie gliceregia (CM)



Rys. 115. Rozmieszczenie pierwiastków stopowych w stopie IN718 w wyniku przetwarzania w technologii SLM. Analiza EDS (SEM)



Rys. 116. Mikrostruktura stopu IN718 w stanie surowym po procesie SLM na przekroju XZ: 1, 2 – fazy Lavesa, 3 – węgliki typu MC (SEM)



Rys. 117. Mikrostruktura stopu IN718 po poprocesowym przesycaniu w temperaturze 980 °C. Kryształki fazy Lavesa na granicach ziaren (strzałka 1) i wzdłuż linii frontu krystalizacji (strzałka 2). Płaszczyzna XZ (SEM)

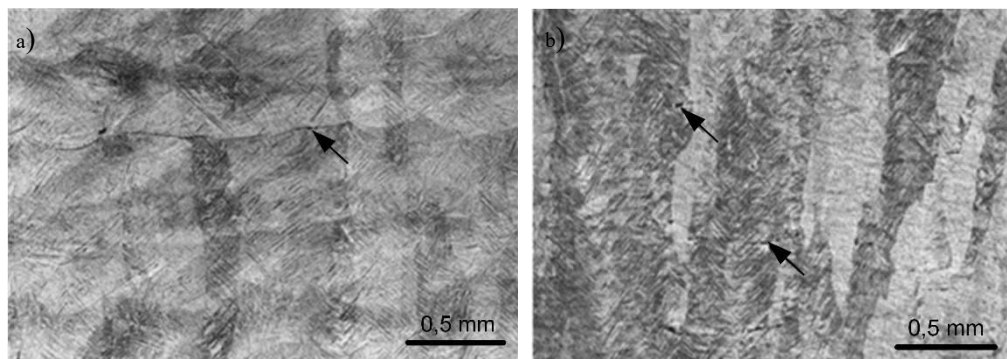
Ocena mikrostruktury stopu IN718 w stanie surowym powinna obejmować: kontrolę wymiarów geometrycznych pojedynczych ściągów na płaszczyznach XY i XZ , identyfikację defektów typu nieciągłości, także w postaci mikropęknięć, kontrolę kształtu i wymiarów ziaren (tekstury geometrycznej), subziaren i komórek, skutki mikrosegregacji w postaci faz nierównowagowych, głównie fazy Lavesa i stabilnych węglików. Ma to znaczenie zarówno pod względem optymalizacji procesu SLM, jak i opracowania parametrów poprocesowej homogenizacji stopu, przesycenia i starzenia.

10.5.4. Stopy tytanu Ti6Al4V i Ti6Al7Nb

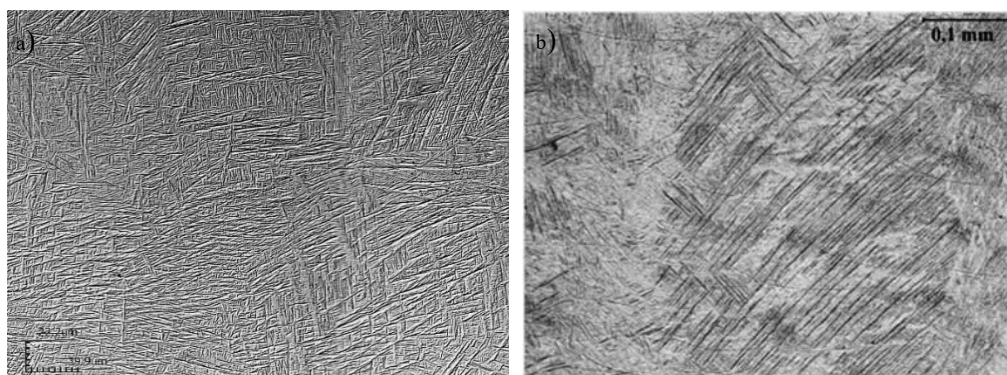
Dwufazowe stopy tytanu Ti6Al4V i Ti6Al7Nb typu $\alpha + \beta$ ze względu na podobny skład chemiczny, różniący się tylko obecnością wanadu bądź niobu, w podobny sposób podlegają obróbce w technologii SLM, jak również ich mikrostruktura podobnie zależy od parametrów procesu [34, 153, 180]. W stanie surowym po selektywnym topieniu charakteryzują się podobną mikrostrukturą złożoną z długich kryształów kolumnowych byłej fazy β , równomiernie wypełnionych płytkami martenzytu (rys. 120).

W przeciwieństwie do stali 316L i H13 oraz stopu IN718 ziarna kolumnowe pierwotnej fazy β rosną epitaksjalnie przez kolejne warstwy bez wyraźnych śladów mikrosegregacji (rys. 118, 119). Zbliżoną mikrostrukturę drobnopłytkowego martenzytu powstającego w warunkach dużego przechłodzenia pokazano dla obydwu stopów na rys. 119. Odnosnie do właściwości tych stopów w stanie surowym niekorzystne jest

wydzielenie się fazy α na granicach ziaren pierwotnej fazy β , jak również pozostanie części fazy β w stanie nieprzemienionym.



Rys. 118. Mikrostruktura stopów: a) Ti6Al4V, b) Ti6Al7Nb w stanie surowym na przekroju XZ. Widoczne ziarna kolumnowe pierwotnej fazy β . Strzałki wskazują płaskie defekty budowy (CM)



Rys. 119. Mikrostruktura drobnopłytkowego martenzytu α' w stopach: a) Ti6Al4V, b) Ti6Al7Nb w stanie surowym na przekroju XZ (CM)

Ocena mikrostruktury dwufazowych stopów tytanu Ti6Al4V i Ti6Al7Nb w stanie surowym obejmowała: kontrolę wymiarów pojedynczych ściegów na płaszczyznach XY i XZ , identyfikację defektów typu nieciągłości także w postaci mikropęknięć, kontrolę kształtu i wymiarów ziaren (tekstury geometrycznej) oraz ocenę struktury martenzytycznej pod względem obecności niepożądanego fazy α na granicach ziaren kolumnowych pierwotnej fazy β , oraz pozostałości fazy β między płytkami martenzytu. Ma to znaczenie zarówno ze względu na optymalizację procesu SLM, jak i opracowania parametrów poprocesowej obróbki cieplnej zmierzającej do poprawy właściwości plastycznych tych stopów.

10.6. Obróbka cieplna

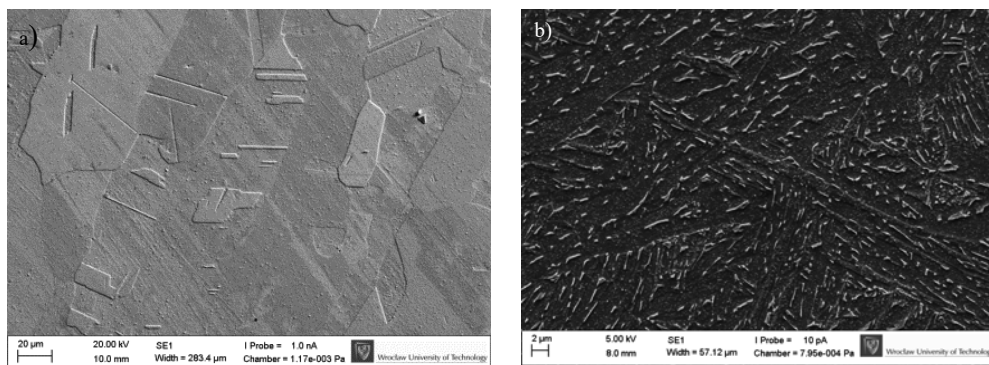
Szybkie krzepnięcie stopu jest krytycznym stadium warstwowego wytwarzania części metalicznych. Co więcej, po zakrzepnięciu warstwy i dalszym obniżaniu temperatury, jak również w trakcie powtórnego nagrzewaniu podczas topienia kolejnej warstwy w stopach metali mogą zachodzić przemiany fazowe. Typ przemian zależy od rodzaju stopu i zmian temperatury. Podczas powtórnego nagrzewania warstwy stali 316L oraz stopu IN718 w przestrzeniach międzykomórkowych (międzydendrytycznych) mogą wydzielać się fazy o składzie chemicznym wynikającym ze zwiększonej koncentracji segregujących pierwiastków stopowych. W próbkach stali H13 i stopów tytanu, w których podczas krzepnięcia zachodzi przemiana martenzytyczna, mogą rozpocząć się przemiany odpuszczania martenzytu. Mikrostruktury stopów metali w stanie surowym po procesie SLM są często niejednorodne pod względem składu chemicznego, mikro- i substruktury oraz rozkładu naprężeń własnych I, II i III rodzaju. Z tego powodu niezbędne jest stosowanie poprocesowej obróbki cieplnej części wytwarzanych technologią SLM, przynajmniej w celu zmniejszenia naprężeń własnych. Przyjęto, że w warunkach wymagających całkowitego wyeliminowania defektów materiału, takich jak pory, (podobnie jak w metalurgii proszków) konieczne jest izostatyczne prasowanie wytworzonych elementów na gorąco (HIP).

Proszki przetwarzane w technologii SLM wytwarzane są ze stopów o składzie chemicznym objętym normami i w obróbce cieplnej nadającej im właściwości warunkujące stosowanie ich zgodnie z przeznaczeniem. Dla stali 316L zalecane jest przesycanie, stali H13 – hartowanie i odpuszczanie, stopu IN718 – przesycanie i starzenie, stopów Ti6Al7Nb i Ti6Al6V – hartowanie (przesycanie) połączone z odpuszczaniem (starzeniem). Oznacza to, że części wytwarzane technologią SLM muszą być w większości poddane zalecanej przez normy obróbce cieplnej. Specyficzne właściwości tak wytworzonych części w stanie surowym, takie jak: tekstura geometryczna i krystalograficzna, wyraźny efekt umocnienia granicami ziaren i strukturą dyslokacyjną (kosztem plastyczności) mogą być wykorzystane w specyficznych warunkach obciążeń mechanicznych i temperaturowych.

Nierównowagowa, niejednorodna mikrostruktura części wytworzonych technologią SLM w stanie surowym narzuca konieczność indywidualnego dopasowania do niej parametrów obróbki cieplnej, również parametrów wyżarzania odpężającego oraz parametrów HIP. Zależność cech mikrostruktury (stopnia i skutków mikrosegregacji pierwiastków stopowych) od parametrów procesu SLM wymaga odpowiedniego doboru warunków obróbki cieplnej w celu uzyskania wypośredkowanego zespołu właściwości wytrzymałościowych, plastycznych, korozyjnych i wysokotemperaturowych.

W doborze parametrów wyżarzania odpężającego należy uwzględnić to, że im wyższa temperatura i dłuższy czas wyżarzania, tym mniejsze są naprężenia własne, ale większe zmiany w mikrostrukturze, nie zawsze pożądane. Na rysunku 120b pokazano

przykłady zmian w mikrostrukturze stopów wytworzonych metodą SLM wskutek wyżarzania odprężającego w zalecanym zakresie temperatury. Zastosowane wyżarzanie spowodowało zmiany w strukturze stali 316L na etapie zdrowienia, z zachowaniem mikrosegregacji i wydzieleniem kruchej fazy σ . W stopie IN718 zaobserwowano rozpuszczenie faz Lavesa, koalescencję subziaren i rozdrobnienie ziaren kolumnowych przez utworzenie bliźniaków wzrostu (rys. 120a), w stopie Ti6Al7Nb zaawansowany proces zdrowienia objawiający się zmniejszeniem gęstości dyslokacji w płytkach byłego martenzytu, wydzieleniem fazy β i lokalnie – utworzeniem zrekrystalizowanych ziaren fazy α (rys. 120b). Zmianom mikrostruktury towarzyszyło zmniejszenie twardości: stali 316L i stopu Ti6Al7Nb o 50 HV, stopu IN718 – o 100 HV .



Rys. 120. Mikrostruktura stopów wytworzonych metodą SLM po wyżarzaniu odprężającym:

- a) stop IN718, 1100 °C, 5 h; ziarna fazy γ podzielone bliźniakami wzrostu,
 b) Ti6Al7Nb, 850 °C, 2 h; płytki fazy α z wydzieleniami fazy β (jasne) [65] (SEM)

Z wykonanych badań wynika, że aby uzyskać zadowalające efekty obróbki cieplnej typu przesycanie (hartowanie) i następnie starzenie (odpuszczanie), konieczne jest prowadzenie przesycania (hartowania) w temperaturze wyższej niż zalecana w normach, co umożliwi homogenizację stopu bez rozrostu ziaren. Im wyższa temperatura i czas nagrzewania tym większy stopień ujednorodnienia stopu i większa efektywność starzenia (odpuszczania), ale większa skłonność do niekontrolowanego rozrostu ziaren.

Tabela 40. Przyjęte w badaniach warianty parametrów obróbki cieplnej stali 316L oraz H13

Material	Odprężanie ^a	Przesycanie (hartowanie)	Starzenie (odpuszczanie)
316L [89]	800 °C, 5 h, powietrze	–	–
316L [189]	–	1095 °C, 2 h, powietrze	–
H13 [26]	650 °C, 2 h, powietrze	–	–
H13 [26]	–	1050 °C, min 15 min/powietrze	2×250 °C, 2 h/powietrze

^aWyżarzanie próbek wraz z platformą roboczą.

Różne warianty zestawów parametrów obróbki cieplnej, której poddano wybrane stopy wytworzone w technologii SLM, przedstawiono w tabelach 40–42.

Wyjściowa drobnoziarnista mikrostruktura martenzytyczna stali H13 o wysokiej twardości w stanie surowym (por. rozdział 10.7) nie pozwala ograniczyć obróbki cieplnej do odprężania. Główną przyczyną jest zbyt mała plastyczność stopu spowodowana rozpadem austenitu szczątkowego w strefach międzykomórkowych (rys. 113) podczas odprężania. Aby uzyskać większą wytrzymałość i twardość z zadowalającą plastycznością, zaleca się stosowanie konwencjonalnego procesu hartowania i odpuszczania wysokotemperaturowego. Dzięki obecności węglików możliwe staje się zwiększenie temperatury hartowania do 1050 °C bez ryzyka rozrostu ziaren austenitu. Standardowo austenitację prowadzi się w zakresie temperatury od 980 do 1032 °C.

Zastosowanie wyżarzania odprężającego stali 316L w 800 °C przez 5 h dało efekt zdrowienia z zachowaniem mikrosegregacji Cr i Mo i drobnych wydzieleni fazy σ (rys. 110) [4]. Choć taka mikrostruktura zapewnia bardzo dobre połączenie właściwości wytrzymałościowych z plastycznymi, to jednak w określonym środowisku korozyjnych może być przyczyną korozji wżerowej.

Tabela 41. Parametry obróbki cieplnej stopu IN718 przyjęte w badaniach w odniesieniu do wariantów zalecanych przez normy

Wersja	Odprężanie	HIP	Przesykanie	Starzenie
AMS 5596	–	–	980 °C, 1 h, próżnia, powietrze lub argon	718 °C, 8 h, z piecem do 621 °C, razem 10 h, powietrze lub argon
SLM, ASTM F3055 [190]	^a 1065 °C, 1–2 h, próżnia, lub argon	1185 °C, 4 h, 100 MPa z piecem	980 °C, 1 h, próżnia, powietrze lub argon	718 °C, 8 h, z piecem do 621 °C, razem 10 h, powietrze lub argon
SLM [29]	–	–	1100 °C, 1 h, próżnia, powietrze lub argon	718 °C, 8 h, z piecem do 621 °C, razem 10 h, powietrze lub argon

^aWyżarzanie próbek wraz z platformą roboczą.

Inconel 718 w po obróbce plastycznej jest zwykle poddawany jednemu z dwóch wariantów przesycania i starzenia (tabela 41). Norma ASTM F3055-14a zaleca wykonanie odprężania wraz z platformą roboczą oraz zabiegu HIP przed zasadniczą obróbką cieplną. Zalecana jest dużo wyższa temperatura zabiegów niż w obróbce konwencjonalnej ze względu na konieczność usunięcia mikrosegregacji pierwiastków stopowych (rys. 115) i rozpuszczenia faz Lavesa (rys. 116, 117). Ma to znaczenie pod względem

efektywności starzenia stopu, tj. im bardziej jednorodna jest struktura jednofazowa stopu, tym większy udział objętościowy faz umacniających γ' i γ'' oraz bardziej równomiernie ich rozmieszczenie po starzeniu. Skutkiem takich zabiegów jest korzystne połączenie właściwości wytrzymałościowych i plastycznych łącznie z odpornością na kruche pękanie.

Uzasadnienie zaproponowanego sposobu obróbki cieplnej o parametrach podanych w tabeli 41 można znaleźć w [29]. Ujednorodnienie i odprężenie stopu bezpośrednio podczas przesycaenia stało się możliwe dzięki zastosowaniu przez autora temperatury wyżarzania wyższej niż zalecana w normach. Należy jednak zwrócić uwagę, że stosowanie metody ogranicza się do elementów o małym przekroju, których odprężanie przed odcięciem od platformy nie jest konieczne. Proces starzenia wszystkich trzech zaprezentowanych stopów jest natomiast taki sam. Elementy po opisanej obróbce cieplnej będą się charakteryzować dużą wytrzymałością mechaniczną z zachowaniem plastyczności ok. 20% [29, 190]. Dwufazowe stopy Ti6Al4V oraz Ti6Al7Nb zbliżone pod względem składu chemicznego są poddawane podobnym metodom obróbki cieplnej (tabela 42).

Tabela 42. Parametry obróbki cieplnej stopów Ti6Al4V oraz Ti6Al7Nb przyjęte w badaniach

Wersja	Odprężanie ^a wyżarzanie	HIP	Hartowanie przesycaenie	Odpuszczanie starzenie
Ti6Al4V [191]	650 °C, 4h z piecem argon	850 °C, 4 h, 120 MPa z piecem, argon	–	–
Ti6Al4V [191]	800 °C, 2 h argon	–	–	–
Ti6Al7Nb [65]	950 °C, 2 h z piecem	–	1055 °C, 30 min woda	550 °C, 8 h z piecem
Ti6Al7Nb [65]	950 °C, 2 h argon	–	–	–

^aWyżarzanie próbek wraz z platformą roboczą.

Zaleca się dwuetapową obróbkę cieplną stopu Ti6Al4V złożoną z wyżarzania odprężającego w temperaturze 650 °C (bez oddzielania elementów od platformy) i procesu HIP w temperaturze 850 °C i pod ciśnieniem 120 MPa z chłodzeniem z piecem (tabela 42) [191]. Dzięki obróbce dwuetapowej w temperaturze niższej od temperatury przemiany $\alpha \rightarrow \beta$ oraz małej prędkości chłodzenia uzyskuje się znaczną poprawę plastyczności z zachowaniem zadowalającej wytrzymałości. Jeśli pominię się HIP, zaleca się natomiast podwyższenie temperatury odprężania do 800 °C.

Dla stopu Ti6Al7Nb bez wyżarzania należy zastosować wyższą temperaturę odprężania – 950 °C. Po takiej obróbce stop charakteryzuje się płytkową strukturą fazy α z międzypłytkowymi wydzieleniami fazy β . Po przekroczeniu temperatury 850 °C rozpoczyna się wydzielenie fazy β (rys. 120b). Aby poprawić wytrzymałość kosztem plastyczności, po odprężaniu z platformą można przeprowadzić hartowanie z odpuszczaniem.

10.7. Właściwości mechaniczne

Wykonano badania właściwości mechanicznych stali, stopu niklu i stopu tytanu w warunkach technologicznych, które zostały opisanych w rozdziale 8.

10.7.1. Twardość materiałów w stanie wytworzenia i po procesowej obróbce cieplnej

Jak pokazano w poprzednim rozdziale, z powodu warunków przetwarzania w technologii SLM stopy metali w stanie surowym mają nierównowagową, drobnoziarnistą mikrostrukturę o zróżnicowanym składzie chemicznym i udziale składników fazowych. Twardość materiału zależy od mikrostruktury, tzn. od wielkości ziaren, względnego udziału objętościowego faz, których powstawanie zależy od parametrów wytwarzania budowanego elementu. Jego twardość w powiązaniu z cechami mikrostruktury pozwala również przewidywać zachowanie materiału podczas pracy w warunkach obciążenia. Dlatego pomiary twardości lub mikrotwardości są ważnym elementem kontroli wpływu parametrów procesu SLM. W tym celu porównuje się również twardość materiałów wytwarzanych przyrostowo z twardością tych samych gatunków materiałów do przeróbki plastycznej.

Do pomiarów twardości stali 316L pod obciążeniem 2,94 N (HV 0,3) w stanie wytworzenia oraz po obróbce cieplnej użyto próbek prostopadłościennych o wymiarach 10×8×5 mm zgodnie z normą PN-EN ISO 6507. Pomiary wykonano na trzech powierzchniach (*XY*, *YZ*, *XZ*). Wyniki zestawiono w tabeli 43.

Tabela 43. Wyniki pomiarów twardości stali 316L przetworzonej w technologii SLM w stanie wytworzenia oraz po wyżarzaniu odprężającym

Metoda wytwarzania	Stan	Twardość [HV 1]
SLM	surowy (płaszczyzna <i>XY</i>)	255±5
	surowy (płaszczyzna <i>YZ</i>)	219±7
	surowy (płaszczyzna <i>XZ</i>)	217±8
	po odprężaniu, 200 W, OC (800 °C, 5 h z piecem)	215±6
Konwencjonalna, obróbka plastyczna na gorąco [182]	po wyżarzaniu	215–225

Różnice w twardości między poszczególnymi stanami wytwarzania nie są duże, nie przekraczają 40 HV. Zaobserwowano zmniejszenie twardości po wyżarzaniu odprężającym wskutek koalescencji komórek i zaniku znacznego udziału powierzchni granic

małego kąta. Brak dużych różnic w twardości próbek wytwarzanych w różnych warunkach świadczy o dużej powtarzalności procesu wytwórczego SLM.

Pomiary twardości stali H13 pod obciążeniem 9,81 N (HV 1) w stanie wytworzenia oraz po obróbce cieplnej wykonano z użyciem próbek prostopadłościennych o wymiarach 10×8×5 mm zgodnie z normą PN-EN ISO 6507. Wyniki zestawiono w tabeli 44.

Tabela 44. Wyniki pomiarów twardości stali H13 przetworzonej w technologii SLM w stanie wytworzenia oraz po obróbce termicznej

Metoda wytwarzania	Stan	Twardość [HV 1]
SLM	wytworzenia (płaszczyzna XY)	600±25
	wytworzenia (płaszczyzna YZ)	579±22
	wytworzenia (płaszczyzna XZ)	583±31
	po odpuszczaniu (650 °C, 2 h w powietrzu)	450±20
	po odpuszczaniu (870 °C, 24 h w powietrzu)	230±20
	po hartowaniu (1050 °C, 15 min w powietrzu)	572±22
	po hartowaniu i odpuszczaniu (1050 °C, 650 °C, 15 min, 2 h w powietrzu)	330±18
	po hartowaniu i odpuszczaniu (1050 °C, 2×250 °C, 15 min, 2 h w powietrzu)	536±15
Konwencjonalna, obróbka plastyczna na gorąco [129]	po zahartowaniu (1030 °C)	580–620
	po odpuszczaniu (540–650 °C)	530–380

Stal H13 w stanie wytworzenia charakteryzuje się twardością zbliżoną do maksymalnej twardości stali po przeróbce plastycznej uzyskanej po zahartowaniu mimo mniejszej zawartości węgla w martenzycie wskutek segregacji i związania części węgla w węglkach (rys. 113). Świadczy to o związku między twardością a rozdrobnieniem płytek martenzytu bez udziału austenitu szczątkowego. Ponowna austenitacja i hartowanie nie daje już takiego efektu. Odpuszczanie stali po procesie SLM w zakresie temperatury 540–650 °C zgodnym z normą i warunkami pracy stali wytworzonych metodami konwencjonalnymi daje efekty porównywalne z oczekiwanymi, nawet w razie bezpośredniego odpuszczania po procesie SLM.

Do pomiarów twardości stopu IN718 pod obciążeniem 9,81 N (HV 1) w stanie wytworzenia oraz po obróbce cieplnej użyto próbek prostopadłościennych o wymiarach 10×8×5 mm zgodnie z normą PN-EN ISO 6507. Wynik pomiarów twardości zestawiono w tabeli 45.

Średnia twardość mierzona na płaszczyźnie prostopadłej do kierunku wytwarzania (XY) jest mniejsza o około 7% od twardości mierzonej na pozostałych powierzchniach. Różnice w twardości w poszczególnych płaszczyznach mogą wynikać ze znacznej anizotropii mikrostruktury oraz mikrosegregacji składu chemicznego. Średnie wyniki twardości dla próbek w stanie surowym były większe o około 30% od twardości Inconelu 718 po przeróbce plastycznej w stanie przesylenia.

Tabela 45. Wyniki pomiarów twardości stopu IN718 przetworzonego w technologii SLM

Metoda wytwarzania	Stan	Twardość [HV 1]
SLM	wytworzenia (płaszczyzna XY)	297±5
	wytworzenia (płaszczyzna YZ)	319±10
	wytworzenia (płaszczyzna XZ)	322±10
	po przesycaaniu 1100 °C + starzenie (OC dla SLM)	463±10
Konwencjonalna (obróbka plastyczna na gorąco) [37]	po przesycaaniu 980 °C	220–240
	po przesycaaniu 980 °C + starzenie	350–460
	po przesycaaniu 1065 °C	170–190
	po przesycaaniu 1065 °C + starzenie	350–460

Zwiększona twardość stopu po procesie SLM jest skutkiem dużego rozdrobnienia mikrostruktury (komórkowo-dendrytycznej budowy ziaren). Obróbka cieplna Inconelu 718 (przesykanie + starzenie) po SLM doprowadziła do uzyskania twardości do 463±10 HV 1, maksymalnej dla stopu starzonego po przeróbce plastycznej na gorąco.

Pomiary twardości Ti6Al7Nb pod obciążeniem 98,1 N w stanie surowym oraz po obróbce cieplnej przeprowadzono z użyciem próbek prostopadłościennych o wymiarach 10×8×5 mm zgodnie z normą PN-EN ISO 6507. Wyniki przedstawiono w tabeli 46.

Tabela 46. Wyniki pomiarów twardości stopów Ti6Al7Nb oraz Ti6Al4V przetworzonych w technologii SLM

Stop	Metoda wytwarzania	Stan	Twardość [HV 10]
Ti6Al7Nb	SLM	wytworzenia (płaszczyzna XY)	405±9
		wytworzenia (płaszczyzna YZ)	384±15
		wytworzenia (płaszczyzna XZ)	370±11
		po wyżarzaniu (600 °C, 2 h z piecem)	403±9
		po wyżarzaniu (850 °C, 2 h z piecem)	361±8
		po wyżarzaniu (950 °C, 0,5 h z piecem)	368±8
	po hartowaniu i odpuszczaniu (1055 °C, 0,5 h, 550 °C, 8 h z piecem)	403±9	
	konwencjonalne odlewanie [45]	wytworzenia	340±10
Ti6Al4V	SLM	wytworzenia (płaszczyzna XY)	410±7
		wytworzenia (płaszczyzna YZ)	399±12
		wytworzenia (płaszczyzna XZ)	386±9
		konwencjonalne odlewanie [100]	wytworzenia

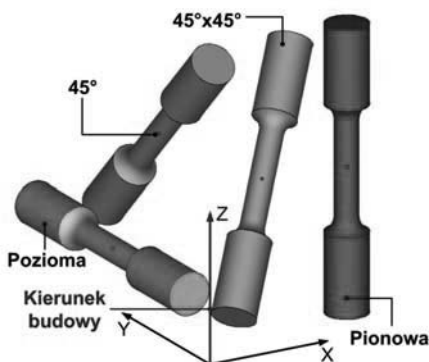
Z powodu rozdrobnienia mikrostruktury martenzytycznej stop Ti6Al7Nb w stanie wytworzenia charakteryzował się stosunkowo dużą twardością (405±9). Po dwugodzin-

nym wyżarzaniu w temperaturze 600 °C twardość Ti6Al7Nb nie zmieniała się znacząco. Wyżarzanie w 850 °C doprowadziło do zmniejszenia twardości do 361,1 HV 10, lecz wciąż była większa od twardości odlewanego stopu Ti6Al7Nb. Próbki po zahartowaniu od temperatury początkowej 1055 °C (obszar występowania fazy β) charakteryzowały się twardością 440 HV 10. Po zahartowaniu i odpuszczeniu twardość stopu wynosiła 403 HV 10, była zbliżona do twardości stopu przetworzonego w technologii SLM i wyżarzzonego w temperaturze 600 °C.

Twardość stopu Ti6Al4V w stanie wytworzenia w SLM jest nieznacznie mniejsza od twardości stopu w stanie zahartowanym z obszaru fazy β . Twardość stopu w stanie wytworzenia i odpuszczonego w temperaturze 600 °C jest zbliżona do twardości stopu zahartowanego i odpuszczonego w temperaturze 550 °C. Odpuszczanie stopu w zakresie temperatury 850–950 °C połączone z chłodzeniem z piecem powoduje zmniejszenie twardości o ok. 11%. Istotnego zwiększenia odporności stopu na kruche pękanie można spodziewać się w stanie po wyżarzaniu w zakresie temperatury 850–950 °C.

10.7.2. Statyczna próba rozciągania

Właściwości wytrzymałościowe metali przetwarzanych w technologii SLM są podobne do właściwości metali przetwarzanych z zastosowaniem technologii konwencjonalnych [38]. Charakterystyczna jest anizotropia mikrostruktury i właściwości, które zależą od sposobu skanowania i kierunku narastania warstw. Najmniejszą wytrzymałość miały próbki w kierunku osi Z, dodatkowo zmniejszaną płaskimi defektami budowy niekorzystnie zorientowanymi względem kierunku rozciągania. Dlatego próbki przeznaczone do próby rozciągania (zarówno płaskie, jak i okrągłe) wytwarza się kontrolnie w kilku wariantach orientacji ich długich osi względem kierunku wytwarzania.

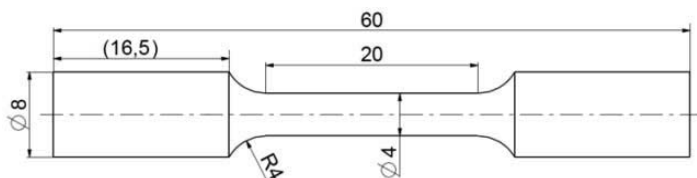


Rys. 121. Różne kierunki budowania próbek do badań wytrzymałościowych.

Na rysunku 121 przedstawiono stosowane zwykle warianty orientacji długich osi próbek względem płaszczyzny XY platformy roboczej:

- oś próbki pozioma względem płaszczyzny XY i równoległa do osi Y ,
- oś próbki pionowa (normalna) względem płaszczyzny XY ,
- oś próbki pod kątem 45° względem płaszczyzny XY oraz równoległa do osi Y ,
- oś próbki pod kątem 45° względem płaszczyzny XY oraz pod kątem 45° względem osi Y .

Badania wytrzymałościowe w statycznej próbie rozciągania wykonano zgodnie z normą PN-EN 10002-1. Próbki po wytworzeniu w technologii SLM zgodnie z normą ASTM-E8-04 (rys. 122) z nadatkiem 1 mm poddaje się obróbce skrawaniem – toczeniu.



Rys. 122. Przykład geometrii próbki wytwarzanej w technologii SLM zgodnie z normą ASTM-E8-04

Podczas oceny właściwości wytrzymałościowych elementów wytworzonych w technologii selektywnej laserowej mikrometalurgii konieczne jest uwzględnienie parametrów procesu wytwarzania, które determinują morfologię, skład fazowy, mikrostrukturę oraz powstawanie wad.

Właściwości stali 316L

Właściwości stali 316L wyznaczone na próbkach o różnej orientacji względem kierunku budowania przedstawiono w tabeli 47.

Tabela 47. Właściwości mechaniczne stali 316L przetworzonej w technologii SLM w porównaniu z właściwościami stali lanej oraz walcowanej na gorąco

Metoda wytwarzania	Stan	Orientacja	E [GPa]	$RP_{0,2}$ [MPa]	RM [MPa]	ϵ_{ZR} [%]
SLM	wytworzenia	pozioma	169±23	454±45	756±52	29±6
		pionowa	220±18	463±38	687±55	25±8
		45°	190±32	440±54	662±60	28±5
		45°, 45°	186±28	409±42	674±62	26±9
Odlewanie [38]	n.d.	n.d.	200	365	596	69
Walcowanie na gorąco [38]	wytworzenia	zgodna z kierunkiem walcowania	185–205	200–270	520–680	40–45

Stal 316L wytworzona w technologii SLM charakteryzuje niski poziom tekstury, na co wskazują małe różnice we właściwościach wytrzymałościowych próbek wytwarzanych przy różnych położeniach na platformie. Jest to uzasadnione zastosowanymi parametrami procesu, względnie niską mocą lasera i prędkością skanowania. W porównaniu z właściwościami stali walcowanej na gorąco osiągają około dwukrotnie wyższą granicę plastyczności przy znacznie mniejszym podwyższeniu granicy wytrzymałości na rozciąganie oraz około 1,4 krotnym zmniejszeniu wydłużenia. Jest to skutkiem umocnienia spowodowanego przede wszystkim rozdrobnieniem ziaren (rys. 109), międzykomórkową mikrosegregacją Cr i Mo oraz obecnością ferrytu δ w obszarach międzykomórkowych (rys. 110).

Właściwości stali H13

Właściwości stali H13 wyznaczone na próbkach o orientacji 45° względem kierunku budowania i w różnych stanach obróbki cieplnej przedstawiono w tabeli 48.

Tabela 48. Właściwości mechaniczne stopu H13 wytworzonego w technologii SLM w porównaniu z właściwościami stopu przerobionego plastycznie na gorąco.

Materiał	Metoda wytwarzania	Stan	Orientacja	$RP_{0,2}$ [MPa]	RM [MPa]	ϵ_{ZR} [%]
H13	SLM	Stan wytworzenia	45°	1080	1250	1
		Odpuszczanie (650°C , 2 h/powietrze)	45°	1075	1300	3
		Odpuszczanie (870°C , 24 h/powietrze)	45°	300	600	20
		Hartowanie (1050°C , 15 min/powietrze)	45°	1130	1710	3
		Hartowanie i odpuszczanie (1050°C , 650°C , 15 min/2 h/powietrze)	45°	705	975	15
		Hartowanie i odpuszczanie (1050°C , $2 \times 250^\circ\text{C}$, 15 min/2 h/powietrze)	45°	1320	1600	7
	Konwencjonalna (obróbka plastyczna na gorąco) [91]	Stan zahartowany i odpuszczony (1010°C , olej/ 605°C)	zgodna z kierunkiem walcowania	1290	1495	15

Wyniki próby rozciągania wykazały negatywny wpływ segregacji międzykomórkowej (rys. 112, 113) węgla (przede wszystkim pierwiastków węglotwórczych dyfundujących wolniej od węgla) na właściwości mechaniczne, którą trudno usunąć w krótkim czasie zastosowanego procesu austenizacji. Mikrosegregacja determinuje sposób rozmieszczenia wydzielających się węglików podczas odpuszczania, zwłaszcza wzdłuż

granic ziaren szerokokątowych i wąskokątowych i tym samym zmniejszenie wytrzymałości stali wytworzonej w technologii SLM. Oznacza to konieczność prowadzenia dalszych prób zmierzających do poprawy korelacji parametrów procesu SLM z cechami mikrostruktury w stanie wytworzenia i odpowiednio dobranej obróbki cieplnej. Właściwości mechaniczne próbek stopu IN718 o różnym położeniu względem kierunku budowania przedstawiono w tabeli 49.

Tabela 49. Właściwości mechaniczne stopu IN718 wytworzonego w technologii SLM w porównaniu z właściwościami stopu przerobionego plastycznie na gorąco

Metoda wytwarzania	Stan	Orientacja	E [GPa]	$R_{P0,2}$ [MPa]	R_M [MPa]	ϵ_{ZR} [%]
SLM	wytworzenia	pozioma	193±24	643±71	991±69	13±6
		pionowa	162±18	572±49	904±24	19±4
		45°	200±25	590±16	954±10	20±1
		45×45°	208±48	723±61	1117±50	16±4
Konwencjonalna (obróbka plastyczna na gorąco) [37]		zgodna z kierunkiem z walcowania	200–211	448–727	896–1014	40–46
Konwencjonalna (odlewany) [177]		n.d.	200	651	909	10,3

Należałoby oczekiwać, że kierunkowy wzrost ziaren kolumnowych o uprzywilejowanej orientacji powinien spowodować zależność wartości modułu Younga od kąta między osiami próbek a kierunkiem krzepnięcia. Tymczasem maksymalny stosunek modułów wynosi 1,28, a granicy plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie – około 1,25. Świadczy to o małym stopniu uporządkowania tekstury wskutek krystalizacji w procesie SLM z powodu dużego kąta dezorientacji między kierunkami wzrostu dendrytokomórek pojedynczych ziaren kolumnowych (rys. 108, 114) w wyniku przemieszczania się wiązki lasera. Ponieważ próbki wytworzono w warunkach relatywnie małej mocy i prędkości skanowania oraz naprzemiennym skanowaniu między poszczególnymi warstwami, nasuwa się wniosek, że można wpływać na zwiększenie nie zawsze pożądanej tekstury odpowiednio dobranymi parametrami procesu. Wyniki w tabeli 49 dowodzą, że surowy stop IN718 wytworzony w technologii SLM uzyskuje właściwości wytrzymałościowe porównywalne z właściwościami materiału po walcowaniu lub odlewaniu. Ciągłość stopu natomiast mieści się w normach, ale jest dwukrotnie mniejsza niż stopu po walcowaniu i dwukrotnie większa niż stopu odlewane. Poprawę zależności między właściwościami wytrzymałościowymi a wydłużeniem można uzyskać poprzez odpowiednio zaprojektowaną poprocesową obróbkę cieplną obejmującą przesykanie i starzenie [83].

Właściwości próbek stopów Ti6Al7Nb i Ti6Al4V o różnej orientacji względem kierunku budowania przedstawiono w tabeli 50. Dwufazowe stopy tytanu wytwarzane me-

todą SLM krzepną z dominującym składnikiem mikrostruktury – martenzytem. Przemiana martenzytyczna zachodząca w czasie krzepnięcia z dużą prędkością chłodzenia ma dodatkowy (oprócz strategii budowania) wpływ na pogorszenie tekstury pierwotnej fazy β (rys. 118). Duży stopień przesylenia fazy α' (martenzytu) i jej znaczne rozdrobnienie są przyczyną znacznej wytrzymałości tych stopów (tabela 50) w stanie wytworzenia, przewyższającej właściwości stopów otrzymywanych metodami konwencjonalnymi. Stopy wykazują bardzo niską ciągliwość, co wymaga stosowania obróbki cieplnej. Obróbka cieplna jest wskazana również ze względu na konieczności ujednoczenia mikrostruktury wytwarzanych elementów oraz zmniejszenia naprężeń własnych powstających podczas procesu SLM.

Tabela 50. Właściwości mechaniczne stopów Ti6Al7Nb i Ti6Al4V wytworzonych w technologii SLM w porównaniu z właściwościami w stanie po odlewaniu i obróbce plastycznej

Materiał	Metoda wytwarzania	Stan	Orientacja	E [GPa]	$R_{F0,2}$ [MPa]	R_M [MPa]	ϵ_{ZR} [%]
Ti6Al7Nb	SLM	surowy	pozioma	87±4	1370±61	1490±40	3,4±1,0
			pionowa	121±15	–	776±40	–
		po obróbce cieplnej 250 °C, 2 h	pozioma	90±5	1351±45	1471±50	2,5±0,7
		po obróbce cieplnej 500 °C, 2 h	45°	109±6	1100±8	1169±18	5,5±0,4
	konwencjonalna (odlewany) [114]	Surowy	n.d.	114	880–950	900–1050	8,1–15
	konwencjonalna (obróbka plastyczna na gorąco) [10]	n.d.	zgodna z kierunkiem walcowania	110	900–1000	1000–1100	10–15
Ti6Al4V	SLM	surowy	45°	94±5	1125±48	1250±23	6±1,0
	konwencjonalna (odlewany) [38]	surowy	n.d.	110	896	1000	8
	konwencjonalna (obróbka plastyczna na gorąco) [114]	n.d.	zgodna z kierunkiem walcowania	110–114	729	954	10

Jak widać, zabieg wyżarzania stopu Ti6Al7Nb po procesie SLM w temperaturze 500 °C przez 2 h poprawia parametry plastyczne stopów z zachowaniem relatywnie dużej wytrzymałości, zwłaszcza w porównaniu ze stopem po odlewaniu.

11. TECHNICZNA MAPA PROCESU SLM

Proces wytwarzania części, elementów, podzespołów czy materiałów z zastosowaniem technologii SLM obejmuje szereg czynności, których prawidłowa realizacja zapewnia bezpieczeństwo operatora oraz prawidłowość przebiegu procesu w celu uzyskania wymaganych właściwości i geometrii. W każdym ze stadiów procesu mogą wystąpić zaburzenia, które mogą prowadzić do niepowodzenia procesu. Ograniczyć ich występowanie można przez metodyczną i określoną procedurami pracę. Zastosowanie opracowanych procedur przyspiesza proces przygotowania i wytwarzania części oraz pozwala utrzymać technologię SLM na odpowiednim poziomie jakościowym.

Proces SLM jest technologią złożoną, którą można podzielić na trzy kolejno realizowane bloki:

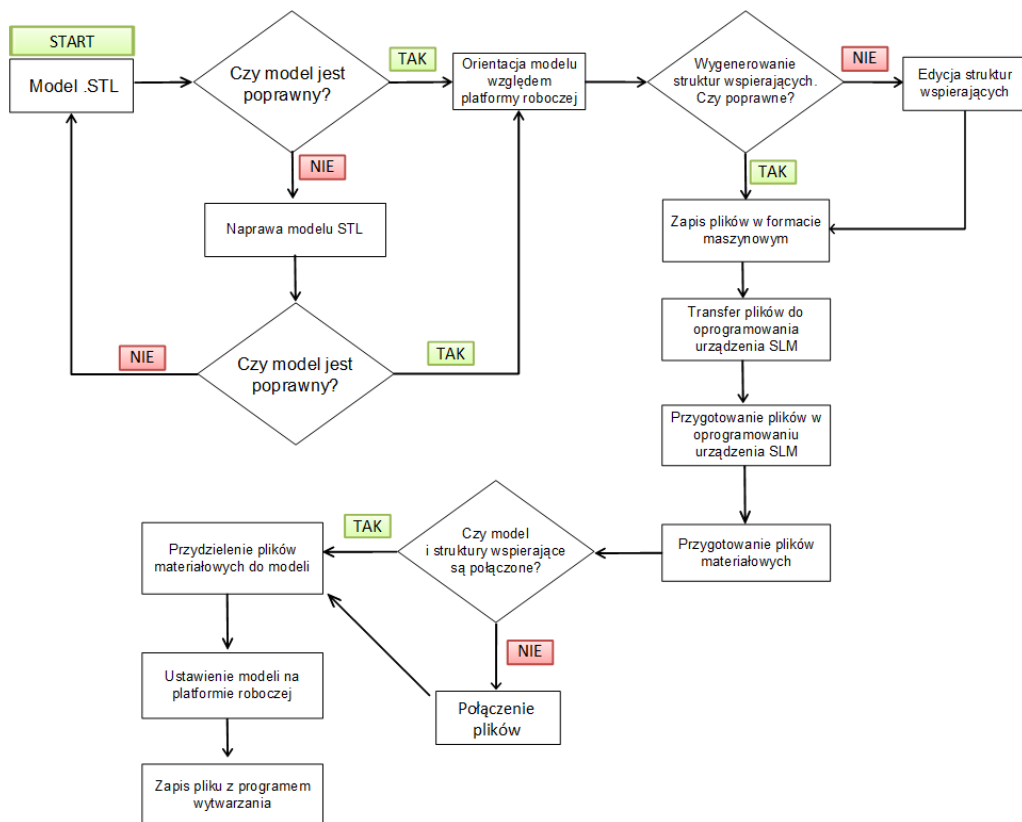
1. Przygotowanie plików wejściowych CAD do procesu SLM.
2. Przygotowanie urządzenia SLM do pracy.
3. Proces wytwarzania SLM.

Etapy 1 oraz 2 mogą być prowadzone równocześnie.

Etap 1 dotyczy prac niezbędnych do wykonania w celu opracowania elementów do wytwarzania z wykorzystaniem technologii SLM. Najczęściej korzysta się z modeli 3D w formacie STL (ang. *Stereolithography*). Jest to podstawowy format plików wykorzystywanych w technologiach addytywnych. Etap 2 dotyczy czynności związanych z fizycznym przygotowaniem urządzenia do startu procesu SLM. Etap 3 obejmuje czynności związane ze startem, przebiegiem oraz zakończeniem procesu wytwarzania. Techniczna mapa procesu SLM jest pomocna operatorom i może służyć jako przewodnik w pracy z technologią SLM.

11.1. Przygotowanie modelu

Etap ten obejmuje wszystkie czynności związane z obsługą i przygotowaniem programowym do procesu SLM (rys. 123). Rozpoczyna się od opracowania modelu 3D w formacie STL. Następnie model jest sprawdzany pod względem błędów geometrii, które mogą się pojawić w każdym etapie przetwarzania modelu. Kształt i wymiary modelu, który ma być wykonany, można wygenerować z danych z tomografii komputerowej (CT) lub też wskutek konwersji pliku CAD, skąd wynikać mogą błędy zapisu pliku końcowego.



Rys. 123. Etap pierwszy przygotowania procesu SLM

Za plik poprawnie zapisany, możliwy do dalszego wykorzystania, przyjmuje się plik pozbawiony błędów zapisu. Dla formatu STL najczęstsze błędy zapisu to:

- niezamknięte powierzchnie,
- trójkąty przecinające się,
- trójkąty nakładające,
- odwrócone powierzchnie trójkątów.

Należy zwrócić uwagę, czy w elemencie przeznaczonym do wytworzenia w technologii SLM uwzględnia się naddatki technologiczne na obróbkę wykończeniową. W zależności od wykorzystanego materiału zaleca się również skalowanie plików, często niejednakowe w osiach x , y oraz z .

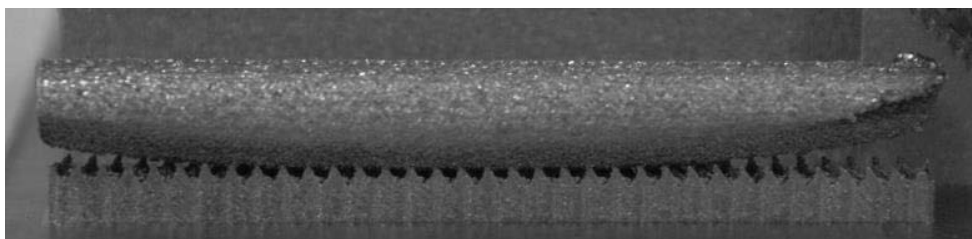
Większość błędów z siatek STL można usunąć za pomocą funkcji automatycznych w oprogramowaniu do edycji modeli powierzchniowych. Zdarzają się jednak błędy, które należy usuwać samodzielnie, posługując się funkcjami programowymi, wpływając na geometrię modelu. Polega to na usuwaniu obszarów z błędami i zastępowanie ich dodawanymi powierzchniami trójkątnymi. Metoda ta ma jedną istotną wadę – czynnik

ludzki. Operator może popełnić błąd podczas naprawiania modelu geometrycznego części. W większości przypadków naprawa obszarów z błędem mieści się w rozdzielczości urządzenia. Dzięki temu na wytworzonej części niewidoczne są działania operatora.

W momencie, gdy model jest wolny od błędów zapisu, następuje etap jego orientacji w układzie współrzędnych urządzenia oraz generowane są struktury wspierające. Dobór struktur wspierających jest ważny ze względu na:

- oddzielenie modelu od platformy roboczej,
- podtrzymanie przed zapadnięciem pochylonych ścian oraz nawisów modelu,
- zapobieganie odkształcaniu modelu podczas wytwarzania przez naprężenia własne powstałe podczas krystalizacji warstw wytwarzanych w procesie SLM,
- poprawę transportu ciepła z modelu do platformy roboczej, umożliwiającą szybsze krzepnięcie metalu w czasie wytwarzania.

Ustawienie modelu powinno uwzględniać przestrzeń roboczą urządzenia oraz wpływ ułożenia modelu podczas budowy na jego anizotropowe właściwości. Struktury wspierające powinny zostać dobrane przede wszystkim pod kątem przeciwdziałania odkształceniom modelu na skutek skurczu materiału i naprężeń własnych. Nieodpowiedni dobór struktur wspierających wpłynie na deformację modelu (rys. 124), a w skrajnym przypadku zablokowanie ruchomego podajnika proszku. Dlatego istotny jest również rodzaj dobranej podpory i jej parametry wytwarzania. Można przyjąć, że wraz ze wzrostem pola podtrzymywanej powierzchni, struktura wspierająca powinna przeciwdziałać coraz większym siłom mogącym powodować deformację dużych przekrojów powierzchni.

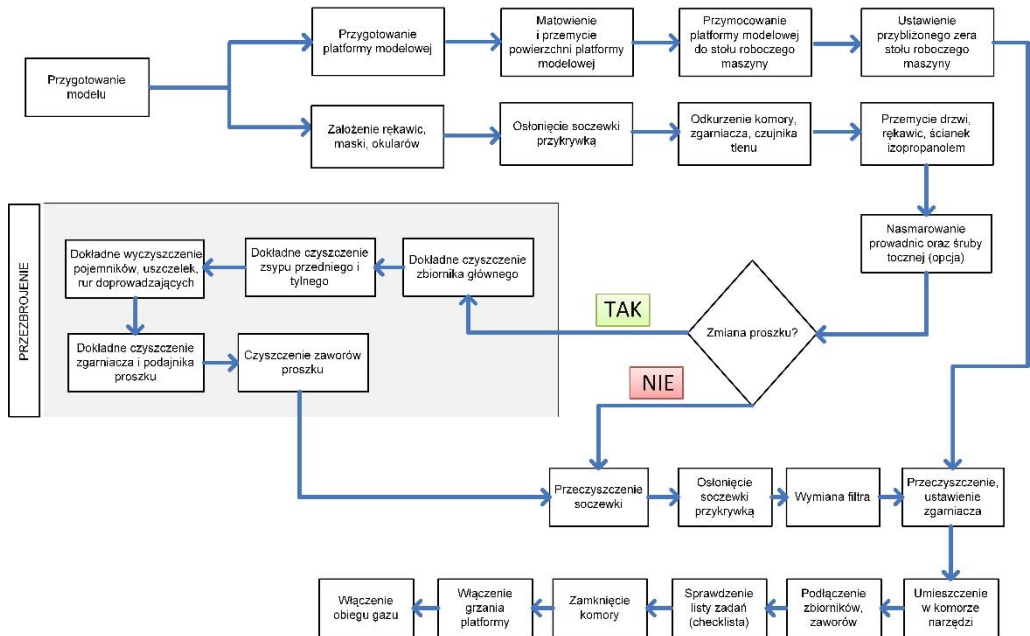


Rys. 124. Deformacja modelu, nieprawidłowo dobrane struktury wspierające

Po ustawieniu modelu oraz przygotowaniu struktur wspierających generowane są pliki w języku maszynowym, które zawierają podzieloną na warstwy geometrię modelu i pliki zawierające dane konstrukcyjne struktur wspierających. Należy również przygotować plik z danymi zawierającymi parametry procesu SLM, tzw. plik materiałowy. W kolejnym kroku łączy się informacje o geometrii modelu, strukturach wspierających oraz parametrach procesu (plik materiałowy). Po połączeniu plik z modelami jest zapisywany w formacie maszynowym, zawierającym wszystkie potrzebne informacje w procesie SLM – jest to plik programu wytwarzania.

11.2. Przygotowanie technologii

Przygotowanie urządzenia do pracy rozpoczyna się od dokładnego wyczyszczenia komory roboczej. W trakcie procesu SLM na ściankach komory roboczej oraz innych jej elementach (np. osłonie soczewki) osadza się nalot w postaci zanieczyszczeń, które powstają w czasie procesu wytwarzania z topionego materiału proszkowego oraz najmniejsze cząstki proszku stanowiące pozostałości z poprzedniego procesu, które mogą być oderwane przez przepływający gaz osłonowy.



Rys. 125. Etap drugi przygotowania procesu SLM

Podczas długiego używania urządzenia SLM dochodzi do osadzania poprocesowych pozostałości na elementach konstrukcyjnych urządzenia. Zanieczyszczenia te należy usunąć. Jest to ważne w przypadku przebrojenia maszyny na inny materiał, ponieważ mogą one np. wpłynąć na skład chemiczny wytwarzanych części z innego materiału. Kiedy komora robocza jest już dokładnie wyczyszczona, wymienia się filtr powietrza. Następnie czyszczona jest osłona soczewki.

Po czyszczeniu jest przygotowywana i montowana platforma robocza, system nakładający proszek oraz podłączany zbiornik na proszek niewykorzystany. Po wykona-

niu wszystkich czynności w otwartej komorze roboczej, następuje jej szczelne zamknięcie. Etap kończy podgrzanie platformy modelowej do zadanej temperatury oraz wypełnieniem jej gazem osłonowym.

11.3. Proces wytwarzania

Proces wytwarzania SLM należy do kolejnego, trzeciego etapu. Etap ten rozpoczyna się, gdy zawartość tlenu w komorze roboczej będzie mniejsza niż 0,2%. Urządzenie przełącza się w tryb utrzymania ciśnienia (wyłączenie opcji przedmuchu i włączenie pompowania gazu). W trybie tym pracuje urządzenie podczas przetwarzania materiału.

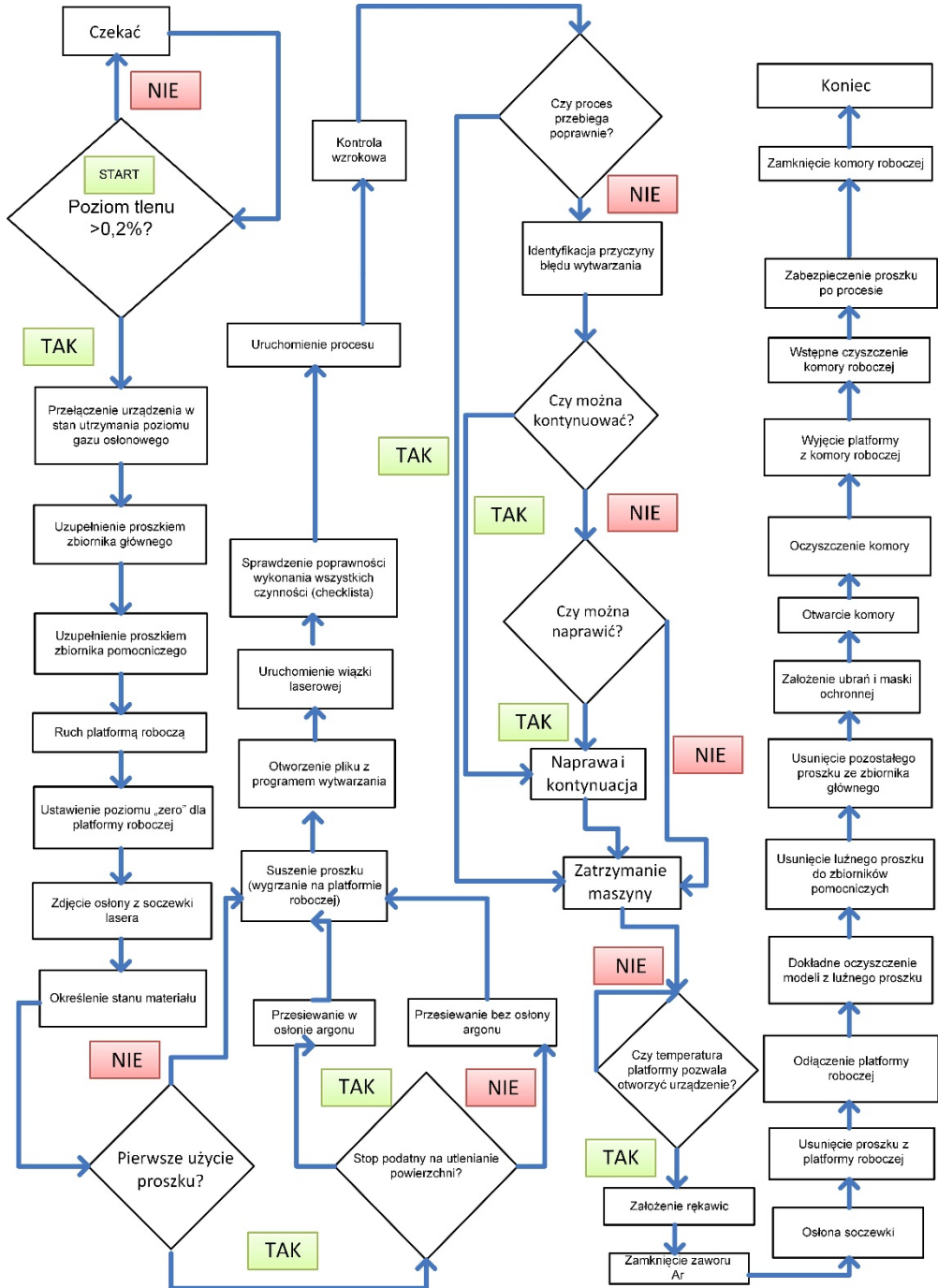
Następuje wsypanie do urządzenia przesianego proszku metalicznego. Proszek używany po raz pierwszy powinien zostać uprzednio wygrzany w celu usunięcia wilgoci. Wilgotny proszek blokuje elementy podające, co może skutkować wadami w nakładanej warstwie. Ze względu na brak możliwości zatrzymania procesu w przypadku wad nałożenia warstwy, proces przebiegnie nieprawidłowo.

Przed przystąpieniem do przetapiania konieczne jest precyzyjne ustawienie platformy roboczej względem układu skanowania (w osi Z). Po ustawieniu odpowiedniej wysokości nakładana jest pierwsza warstwa proszku. O poprawnym nałożeniu warstwy decyduje operator, chyba że urządzenie SLM jest wyposażone w tzw. monitor warstw. Urządzenie jest przygotowane do uruchomienia układu laserowego, po którym rozpoczyna się wytwarzanie.

W trakcie procesu sprawdza się stężenie tlenu, kontroluje się nakładanie warstw oraz, jeśli urządzenie jest wyposażone system pomiarowy, moc wiązki oraz ciekłe jeziorko metalu.

Proces może zostać zatrzymany np. w wyniku wystąpienia błędów, które nie zostały stwierdzone w etapach zrealizowanych poprzednio lub zdarzenia losowego. W takim wypadku sprawdza się możliwość kontynuacji procesu (ciągłość ostatnio wytworzonej warstwy, ilość materiału w zbiorniku, poziom tlenu w komorze) łącznie z wyłączeniem niektórych wytwarzanych części z procesu.

Po zakończeniu procesu należy zamknąć dopływ gazu do komory oraz wyłączyć podgrzewanie platformy. Następnie wymagane jest standardowe przygotowanie się do czynności wyjęcia platformy modelowej z urządzenia. Należy założyć rękawice ochronne i jak najwięcej czynności związanych z oczyszczeniem modelu z proszku przeprowadzić bez otwierania drzwi komory roboczej. Przed otwarciem komory zakłada się kombinezon ochronny oraz maskę ochronną na twarz i kolejno wykonuje standardowe czynności zgodnie z procedurę opisaną na rys. 126.



Rys. 126. Etap trzeci. Wytwarzanie SLM

11.4. Identyfikacja zagrożeń powstających podczas procesu

Proces wytwarzania SLM opisany blokowo umożliwia identyfikację zagrożeń powodujących zatrzymanie procesu lub pogorszenie jakości wytwarzanych elementów. Na podstawie opracowanych schematów dokonano identyfikacji następujących zagrożeń dla procesu SLM:

- Nieprawidłowo nałożona warstwa proszku. Po przejeździe podajnika proszku część platformy nie jest pokryta proszkiem – możliwe przyczyny:
 - nieprawidłowy montaż platformy (nieprawidłowo ustalono poziom zero),
 - brak proszku – awaria mechaniczna układu podajnika proszku,
 - nierównomierne podawanie proszku – uszkodzenie rolki podajnika,
 - zbrylanie proszku – za duża wilgotność,
 - zacięcie proszku w podajniku – podajnika nie oczyszczono po poprzednim procesie lub użyto proszku o nieprawidłowych parametrach technologicznych,
 - zatrzymanie podajnika proszku w trakcie jego przejazdu.
- Aberracja układu optycznego, nieskalibrowana wiązka lasera – błąd operatora.
- Za duża moc wiązki, anormalne topienie materiału – błąd operatora.
- Za mała moc wiązki, częściowe topienie materiału – błąd operatora.
- Znaczna niejednorodność proszku – błąd operatora, pominięcie operacji przesiewania proszku.
- Oddzielenie modelu od struktury wspierającej model – możliwe przyczyny:
 - nieprawidłowo dobrana geometria struktur wspierających,
 - błąd w połączeniu plików struktury wspierającej i modelu na granicy pierwszej warstwy i struktury lub granicy struktury i platformy,
 - zniekształcenie części budowanego modelu wskutek odkształceń cieplnych,
 - za duże naprężenia własne – odkształcenie modelu wskutek gradientu temperatury podczas procesu.
- Komora robocza zanieczyszczona proszkiem – najmniejsze cząstki proszku, oddziałując z wiązką laserową tworzą dym procesowy, który zanieczyszcza soczewkę oraz absorbuje energię wiązki laserowej, zmniejszając gęstość energii dostarczanej do przetapianego materiału.
- Zanieczyszczony układ optyczny – zabrudzenie rozgrzewa układ optyczny. Zmiany temperatury powodują powstanie naprężeń w szkle ochronnym oraz zmieniają właściwości transmisyjne soczewki, co może np. doprowadzić do pęknięcia szkła ochronnego soczewki.

Wszystkie pozycje z listy zostały sklasyfikowane oraz poddane krytycznej analizie ich wpływu na przebieg procesu SLM.

Interpretacja potencjalnych zagrożeń procesu SLM umożliwiła wykonanie analizy przyczyn i skutków wad (ang. *Failure Mode and Effects Analysis*, FMEA), która polega na analitycznym ustalaniu związków przyczynowo-skutkowych powstawania wad produktu oraz uwzględnieniu w analizie czynnika istotności (ryzyka). Jej celem jest konsekwentne i systematyczne identyfikowanie potencjalnych wad produktu (procesu), a następnie ich eliminowanie lub minimalizowanie ryzyka z nimi związanego. Na podstawie mapy procesu opracowano analizę FMEA w celu określenia wszelkich zagrożeń, a także ich wpływu na proces SLM na każdym jego etapie.

Tabela 51. Zestawienie zagrożeń podczas procesu SLM

Problem	<i>D</i>	<i>C</i>	<i>W</i>	<i>LPR = DCW</i>
Nieprawidłowo nałożona warstwa proszku	3	5	7	105
Zacięcie podajnika proszku	10	4	1	40
Rozogniskowanie wiązki	2	2	10	40
Za duża moc wiązki lasera	2	3	8	40
Za mała moc wiązki lasera	4	3	5	60
Niejednorodność proszku	2	5	5	50
Oderwanie modelu od wspornika	7	2	10	120
Za duże naprężenia własne	5	1	8	40
Komora robocza zanieczyszczona chmurą proszku	4	1	5	20
Zanieczyszczony układ optyczny	4	2	2	16

D – dotkliwość, (mała – 1, duża – 10), *C* – częstość (mała – 1, duża – 10), *W* – wykrywalność (duża – 1, mała – 10), *LPR* – liczba priorytetowa ryzyka.

Krytycznej analizie poddano wszystkie istotne elementy całego procesu SLM. Dokonano oceny etapów od przygotowania modelu CAD 3D do wytworzenia gotowego elementu za pomocą trzech współczynników: *D* – dotkliwość, *C* – częstość oraz *W* – wykrywalność. Dotkliwość informuje o tym, w jakim stopniu (w skali od 1 do 10) potencjalna wada jest krytyczna dla procesu, częstość (skala od 1 do 10) to informacja o tym, jak często dana wada występuje, natomiast przez wykrywalność (skala od 1 do 10) określa się stopień, w jakim wada może zostać wykryta w momencie, który rzutuje na wynik procesu. Iloczyn *D*, *C* i *W* to *LPR* – Liczba priorytetowa ryzyka, która wskazuje na najbardziej narażone na wady etapy procesu.

Z przedstawionych analiz zarówno w tabeli 51, jak i analizy FMEA (tabela 52) wynika, że największym zagrożeniem jest nieodpowiedni dobór konstrukcji struktur wspierających, co może doprowadzić do niewłaściwego transferu ciepła, braku przeciwdziałania naprężeniom wewnętrznym, niewłaściwej pozycji elementu na platformie (oderwanie się modelu). Wszystkie te czynniki mogą spowodować zatrzymanie procesu wskutek zablokowania się elementu podającego proszek (zgarniacza).

Tabela 52. Analiza przyczyn i skutków wad (FMEA) procesu SLM

Funkcja (wymagania)	Potencjalna wada	Skutki wady	D	Potencjalna przyczyna wady	C	W	LPR
Naprawa siatki modelu STL	nieprawidłowo wygenerowana siatka trójkątów	błędy podczas konwersji modelu 3D na model warstwowy	2	błąd operatora, błąd systemu	1	9	18
Dobór struktur wspierających	nieprawidłowo dobrana struktura wspierająca	niewłaściwy kształt wytworzonego modelu	9	błąd operatora	2	2	36
Dobór parametrów procesu	nieprawidłowe parametry procesu	wady wewnętrzne wytworzonego obiektu	10	źle dobrane parametry technologiczne	1	2	20
Czyszczenie komory	niedostateczne wyczyszczenie urządzenia podczas przezbrojenia	zanieczyszczenie proszku wsadowego	10	błąd operatora	1	2	20
Wymiana filtra	brak wymiany filtra powietrza	możliwość zapłonu materiałów łatwopalnych (tytan i jego stopy)	3	błąd operatora	1	1	3
Zabezpieczenie niewykorzystanego proszku	brak podłączenia lub otwarcia zaworów w zbiornikach na niewykorzystany proszek	zatrzymanie zgarniacza i przerwanie procesu	8	błąd operatora	1	1	8
Suszenie proszku	za duża wilgotność proszku	zwiększona zdolność do konglomeracji proszku	7	błąd operatora	3	2	42
Zdjęcie osłony soczewki przed uruchomieniem procesu	brak usunięcia osłony soczewki bezpośrednio przed wystartowaniem procesu	przerwanie procesu, przetopienie osłony soczewki, uszkodzenie soczewki	8	błąd operatora	1	2	16
Przygotowanie proszku do procesu	za mała objętość przygotowanego proszku	przerwanie procesu z powodu niewystarczającej ilości proszku	9	błąd operatora	1	1	9

Tabela 52. Analiza przyczyn i skutków wad (FMEA) procesu SLM

Funkcja (wymagania)	Potencjalna wada	Skutki wady	D	Potencjalna przyczyna wady	C	W	LPR
Pozycja elementu podającego proszek	nieprawidłowa pozycja zgarniacza	zatrzymanie procesu brak możliwości kontynuacji	9	zacięcie zgarniacza; zablokowanie przez odkształcone próbki wystające ponad poziom proszku	1	9	81
Odczyt poziomu tlenu w komorze procesowej	za duże stężenie tlenu w komorze roboczej	zatrzymanie procesu możliwa kontynuacja po naprawie	9	obniżenie temperatury procesu, wady wewnętrzne objektów wynikające ze wznowienia procesu	1	2	18
Ciśnienie gazu osłonowego	za niskie ciśnienie w komorze	zatrzymanie procesu z możliwością kontynuacji	9	brak gazu roboczego	1	2	18

12. MOŻLIWOŚCI APLIKACYJNE TECHNOLOGII SLM

Selektywna laserowa mikrometalurgia (SLM) jest technologią, w której z proszków metalicznych wytwarza się skomplikowane geometrycznie części w sposób elastyczniejszy i bardziej wydajny niż technologie konwencjonalne. Technologia ta w celu optymalnego wykorzystania jej możliwości wymaga specjalnego podejścia zarówno do właściwości finalnych przetwarzanego metalu, jak i do procesu projektowania elementów. Zidentyfikowanie czynników procesu, które mają największy wpływ na jakość i właściwości zarówno mechaniczne, jak i fizyczne przetwarzanego materiału, jest kluczowe dla świadomego zastosowania tej technologii w przemyśle.

Technologie przyrostowe, coraz powszechniej wdrażane w najbardziej zaawansowanych gałęziach przemysłu, często przyczyniają się do zmiany modeli biznesowych firm. Realizacja procesów produkcyjnych z wykorzystaniem technologii przyrostowych ma wpływ na strategiczne decyzje podejmowane w przedsiębiorstwach w obszarze produkcji elementów, podzespołów, oferowanych na szeroko pojętym rynku jako produkty specjalistyczne/specjalne („szyte na miarę”). Technologia AM prawdopodobnie nie będzie tak wydajna jak technologie konwencjonalne, ale dzięki niej w ramach jednej operacji technologicznej można wytwarzać części skomplikowane, a nawet niemożliwe do wykonania w technologiach konwencjonalnych.

Gałęzie przemysłu związane z produkcją urządzeń medycznych, lotnictwem i produkcją towarów konsumpcyjnych dokonują znacznych postępów we wdrażaniu zaawansowanych praktyk produkcyjnych z wykorzystaniem technologii AM. Powszechnie stosowane w przemyśle lotniczym technologie wytwórcze charakteryzują się bardzo dużą ilością odpadów materiałowych, sięgającą nawet 97%. Wynika to ze skomplikowanej geometrii wytwarzanych części, co w połączeniu z wysoką ceną materiałów podnosi koszty wytwórcze. Ponad 35% ceny silnika odrzutowego stanowią na przykład koszty związane z wykonaniem łopatek turbin nadstopów niklu. Zastosowanie technologii przyrostowych może ograniczyć współczynnik buy-to-fly nawet do 5% odpadu. Wykorzystanie technologii SLM zwiększa również możliwość wytwarzania wyrobów o różnorodnej geometrii z większą swobodą konstrukcyjną niż klasyczne metody wytwórcze. Większa swoboda w kształtowaniu geometrii pozwala zmniejszyć masę elementów bez pogorszenia właściwości wytrzymałościowych, co w przemyśle lotniczym

lub kosmicznym jest ważne. Istnieje duża grupa materiałów o specjalnych właściwościach, które zostały opracowane z myślą o technologiach przyrostowych. Przykładem są stopy glinu (np. Scalmalloy[®]), niklu (np. Inconel 718) czy stopy tytanu przeznaczone do pracy w wysokiej temperaturze (np. Timetal 1100). Opracowane przez grupę Airbus stopy Scalmalloy[®] z dodatkiem skandiu i magnezu, przeznaczone do użycia w technologiach przyrostowych, należą do najnowocześniejszych stopów glinu. Charakteryzują się one najlepszymi spośród wszystkich stopów glinu właściwościami wytrzymałościowymi, dużą wytrzymałością zmęczeniową, dobrą odpornością korozyjną. Używa się ich do produkcji części niewymagających dodatkowych powłok ochronnych. Stopy Scalmalloy[®] opracowano w sposób podobny do przedstawionego przez autora z trudno przetwarzalnych w technologiach laserowych proszków stopów aluminium, do których dodano dodatki stopowe polepszające właściwości wytrzymałościowe oraz technologiczność materiału w procesach przyrostowych [61, 119, 136, 192].

Duży potencjał aplikacyjny oraz konieczność nieustannego rozwoju technologii przyrostowych doceniła BWM Group, która już od 25 lat bada i stosuje w praktyce części wytwarzane metodami przyrostowymi [140, 193]. Dużym zainteresowaniem pod względem aplikacji technologii przyrostowych w przemyśle lotniczym i energetycznym cieszą się stopy niklu. Liczne źródła literaturowe pokazują duży potencjał technologii przyrostowych, który umożliwi przemysłowe wykorzystanie części z tych stopów. Analiza rynku pozwala określić kierunki rozwoju i wprowadzania technologii SLM proszków stopów metali do produkcji przemysłowej. Przykładem jest firma Siemens, która wdraża te technologie i materiały w aplikacjach energetycznych [140], a także General Electric i Airbus Defense & Space, przedstawiając przykładowe aplikacje przemysłowe, w których są wykorzystywane części ze stopów niklu (np. IN625 lub IN 718) wytwarzane technologiami przyrostowymi [140].

Wyniki badań autora monografii również potwierdzają duże możliwości aplikacyjne technologii SLM [12]. Firma doradcza KPMG we współpracy z autorem na zlecenie Politechniki Wrocławskiej opracowała raport *Analizy potrzeb i potencjału innowacyjnego, potencjału rynkowego i studium komercjalizacji*. Wskazuje, że w Polsce największy potencjał aplikacyjny ma przemysł lotniczy, energetyczny oraz wydobywczy. Istnieje duże zapotrzebowanie firm z wymienionych gałęzi przemysłu na rezultaty prac badawczych nad technologiami AM. Polski przemysł lotniczy (ze szczególnym uwzględnieniem Doliny Lotniczej) charakteryzuje się dynamicznym wzrostem, przekraczającym roczny obrót wynoszący około 2 mld USD (za eksport). Szczególnie interesującymi podmiotami ze względu na nawiązaną współpracę z potentatami światowymi, takimi jak Airbus i Boeing, wydają się następujące jednostki: Avio Polska, Hamilton Sundstrand, Pratt & Whitney Kalisz, Pratt & Whitney Rzeszów, PZL Mielec (Lockheed Martin Helicopter Company), czy UTC Aerospace Systems. Wiele z tych firm wskazuje na korzyści, jakie przynosi wdrożenie procesów przyrostowych do systemów produkcyjnych. Na świecie istnieją już funkcjonujące parki maszynowe wytwarzające z powodzeniem elementy samolotów w technologiach przyrostowych, np. silnik LEAP, który

jest pierwszym seryjnie produkowanym silnikiem zawierającym certyfikowane elementy metalowe oparte na technologii przyrostowej. Silnik ten ze względu na oszczędność materiału wynikającą z optymalizacji topologicznej pozwala na oszczędność paliwa sięgającą nawet 15% [66, 67].

Z uwagi na specyfikę technologii SLM jej zastosowanie zawsze wiąże się z produkcją części dostosowanych do eksploatacji w zdefiniowanych warunkach cieplnych, mechanicznych i korozyjnych. Zazwyczaj wymagane jest wykonanie kompleksowych testów takich części lub, jak np. w branży lotniczej, przejście przez proces certyfikacyjny potwierdzający właściwości podzespołu zgodne z wymaganiami użytkownika.

Testy gotowych wyrobów odbywają się we współpracy z partnerami przemysłowymi. Jest to kluczowe dla pomyślnego wdrożenia technologii SLM z uwagi na konieczność wykonania prób w warunkach eksploatacyjnych. Walidacja produktów w warunkach przemysłowych to kolejny krok umożliwiający pozytywną ocenę możliwości produkcyjnych technologii przyrostowych. Przedstawione w monografii prace dotyczą badań aplikacyjnych wykonanych przez autora we współpracy z przedstawicielami przemysłu lotniczego (m.in. PZL Mielec – Lockheed Martin Helicopter Company, Pratt & Whitney Kalisz, Pratt & Whitney Rzeszów) na wytworzonych elementach oraz demonstratorach, które są walidowane w warunkach zbliżonych do rzeczywistych.

13. WNIOSKI

Głównym celem naukowym autora monografii było opracowanie czynnikowej metody projektowania i implementacji laserowej technologii mikrometalurgii proszków (SLM) do wytwarzania części z nowych lub już stosowanych materiałów uwzględniające dobór parametrów technologicznych, konstrukcyjnych i materiałowych. Autor zaproponował pięcioetapową metodę badawczą czynnikowego wytwarzania produktów technologią SLM. Uzyskane wyniki badań pozwoliły zrealizować zakładany cel w postaci następujących głównych osiągnięć:

- Opracowanie na podstawie czynnikowej analizy wyników badań metody projektowania procesu SLM do zastosowania w praktyce przemysłowej. Metoda obejmuje analizę problemu, zaplanowanie kolejnych etapów wytwarzania oraz określenie czynników ryzyka związanych ze stosowaną technologią.

- Kompromisowa optymalizacja parametrów procesu wytwarzania części w technologiach przyrostowych (SLM), umożliwiająca uzyskanie zakładanych cech materiałowych (m.in. elementy pozbawione porów, pęknięć, rozwarstwień) oraz właściwości mechanicznych i eksploatacyjnych (dla detali trudno obrabialnych mechanicznie).

Analiza wyników badań pozwoliła autorowi sformułować następujące wnioski poznawcze:

- Dzięki możliwościom technologii SLM można opracować nowe, autorskie, niestandardowe i niemożliwe do wytworzenia technologiami konwencjonalnymi rozwiązania konstrukcyjne projektowanych części, zespołów, narzędzi lub przyrządów. Główne założenie technologii przyrostowych, oparte na idei „od pomysłu do produktu”, znacznie skraca czas opracowywania nowej technologii części lub całych elementów. Istotnym czynnikiem są kompetencje kadry inżynierskiej, której wieloletnie doświadczenie w stosowaniu klasycznych metod produkcji może okazać się balastem podczas próby wykorzystania innowacyjnych technologii. Wiedza i doświadczenie współczesnego inżyniera powinny budować potencjał rozwoju firmy, również przez wdrażanie rozwiązań nowatorskich, zwłaszcza w obszarze technologii, umożliwiający rozwój kadry oraz rozwój technologiczny zwiększający potencjał firm. Niemały wpływ na rozpowszechnianie tej technologii ma polski sektor badawczo-rozwojowy, który przez realizację projektów wraz z partnerami przemysłowymi poprawia swoją międzynarodową pozycję.

- Technologia SLM stwarza możliwości produkcyjne polegające na znacznym obniżeniu kosztów wytwarzania przez zmniejszenie materiałochłonności, konieczności

wykonywania kosztownych narzędzi, zwiększenie stopnia ponownego wykorzystania materiałów wsadowych, zmniejszenie emisji zanieczyszczeń, skrócenie czasu wytwarzania oraz zmniejszenie ilości odpadów. Przedstawione wyniki prac stanowią odpowiedź na zapotrzebowanie przemysłu na wprowadzenie innowacji w zakresie procesów i wyrobów stymulujących wzrost konkurencyjności na rynku krajowym, ale przede wszystkim europejskim. Krytyczne dla przemysłu jest wdrażanie technologii, które mają pozytywny wpływ na środowisko.

Sformułowano również wnioski mające charakter użyteczny:

- Elementy wytwarzane technologią SLM charakteryzuje mikrostruktura o ziarnach kolumnowych, której powstawanie zależy od warunków krzepnięcia. Najbardziej przydatne są mikrostruktury o wydłużonych ziarnach powstające w warunkach kierunkowej krystalizacji. Wytwarza się z nich elementy przystosowane do pracy w wysokiej temperaturze w warunkach obciążeń osiowych (np. łopatki turbin i sprężarek).

- Właściwości wytrzymałościowe materiałów metalicznych wytwarzanych w technologii SLM są porównywalne z właściwościami materiałów wytwarzanych w technologiach konwencjonalnych. Bardzo szybkie chłodzenie wpływa na znaczne rozdrobnienie ziaren, a tym samym na zwiększenie granicy plastyczności materiału kosztem wydłużenia. Charakterystyczna jest anizotropia mikrostruktury i właściwości zależne od sposobu skanowania i kierunku przyrostu warstw. Najgorszą wytrzymałością charakteryzują się materiały poddawane rozciąganiu w kierunku osi Z, dodatkowo osłabianą płaskimi defektami budowy niekorzystnie zorientowanymi względem kierunku rozciągania.

- Porowatość jest fundamentalną właściwością determinującą przenoszenie obciążeń przez elementy wytwarzane technologią SLM.

- Możliwe jest wytworzenie materiału o strukturze typu kompozytowego bezpośrednio z mieszaniny proszków o cząstkach kulistych, np. tytanu i renu o porowatości poniżej 1%. Głównym problemem w wytworzeniu tej struktury jest ustalenie optymalnego czasu naświetlania (liniowej gęstości mocy): wydłużenie czasu naświetlania powoduje zmniejszenie porowatości, jego skrócenie – zmniejszenie rozpuszczalności renu w osnowie, a tym samym wzrost jej jednorodności.

- Atmosfera ochronna ma duży wpływ na przebieg procesu i jakość wytworzonej mikrostruktury.

- Argon jest bardziej przydatny niż hel ze względu na gęstość większą od gęstości powietrza, co ułatwia usunięcie powietrza ze strefy topienia.

- Stosowanie gazów reaktywnych, takich jak azot, powoduje ich absorpcję i rozpuszczenie w ciekłym metalu, co ma negatywny wpływ na mikrostrukturę i właściwości wytworzonego materiału.

Tlen podobnie jak azot rozpuszcza się w ciekłym metalu, ale ze względu na duże powinowactwo chemiczne tlenu do metali, jego obecność w komorze roboczej może doprowadzić do samozapłonu, czyniąc proces niestabilnym i niebezpiecznym.

- Zapewnienie stabilnych warunków procesu zależy m.in. od parametrów energetycznych wiązki oraz możliwości kontrolowania i sterowania nią. Opracowano system wspomagający operatora maszyny podczas analizy stanu procesu.

- Identyfikacja najważniejszych parametrów mających wpływ na całkowite przetopienie proszku, koniecznych do kontrolowania płynięcia topionego metalu, powoduje poprawę jakości wytwarzanych części. Zoptymalizowano podstawowe parametry procesu SLM z uwzględnieniem zasadności stosowania i właściwości struktur wspierających model warstwowy, których zadaniem jest przeciwdziałanie naprężeniom własnym powstającym podczas procesu.

- W procesie SLM proszków istnieje szereg zagrożeń, które skutkują przerwaniem lub zakłóceniem procesu. Zidentyfikowano ich główne przyczyny i opracowano wytyczne do realizacji procesu pozwalającego uzyskać odpowiednią jakość elementu. Do najważniejszych przyczyn należą:

- obecność naprężeń własnych,
- porowatość,
- brak prawidłowego przetopu,
- obecność proszku poprocesowego,
- utlenienie wybudowanych elementów,
- niezgodność geometryczna,
- nieodpowiedni materiał podłoża.

- Technologia SLM daje możliwość ponownego wykorzystania nieprzetworzonego materiału. Niemal 100% proszku niewykorzystanego w procesie można użyć ponownie w kolejnym procesie z zachowaniem rygoru technologicznego uwzględniającego kontrolę frakcji i granulometrii proszku oraz kontrolę składu chemicznego.

- Niezależnie od rodzaju materiału najlepszą jakościowo powierzchnię otrzymuje się w płaszczyźnie przetapiania modelu.

14. PODSUMOWANIE

Prace, których wyniki przedstawiono w monografii, dotyczą problematyki badawczej podejmowanej przez ośrodki naukowe na całym świecie. W związku z krótkim okresem rozwoju i bardzo dużą liczbą czynników wpływających na jakość wyrobu technologia SLM nie jest jeszcze w pełni poznanym procesem wytwórczym. Zadaniem autora było poszerzenie wiedzy o procesie wytwarzania techniką przyrostową przez analizę zastosowanego materiału, parametrów procesu, geometrii i gabarytów obiektu, aż do uzyskania wyrobu gotowego w postaci demonstratora technologii. Uzyskane wyniki pozwalają poszerzyć wiedzę o selektywnej mikrometalurgii proszków, dając wymierny efekt w postaci opracowanej metodyki, procedur i rozwiązań technicznych. Wyniki zrealizowanych badań posłużą do rozwoju warsztatu badawczego młodych naukowców oraz umożliwią doskonalenie zdolności pracy w zespole badawczym, integrującym nie tylko środowisko akademickie, ale również partnerów przemysłowych.

Przedstawiona w monografii czynnikiowa metoda projektowania i implementacji laserowej technologii mikrometalurgii proszków (SLM) zastosowana do wytwarzania części z nowych lub już używanych materiałów, uwzględniająca kompromisowy dobór parametrów technologicznych, konstrukcyjnych i materiałowych oddziałujących na jakość gotowego wyrobu, obejmująca materiał, technologię, proces, konstrukcję i jakość produktu (w tym właściwości mechaniczne), porządkuje działania związane z badaniem rozwoju materiałów i technologii przyrostowych, szczególnie SLM ze względu na jakość otrzymywanych rezultatów, jakim są demonstratory produktowe. Bez zastosowania czynnikiowej metody wyników badań nie można rzetelnie odnieść do już istniejących opracowań, czy też porównać z wynikami badań produktów otrzymywanych metodami konwencjonalnymi. Według autora zaproponowana metoda jest pierwszą, która traktuje zagadnienie całościowo. Bierze pod uwagę wszystkie etapy kompletnego procesu wytwarzania przyrostowego, poczynając od idei, przez model 3D i jego optymalizację topologiczną i projekt, przez wybór materiału i jego charakterystykę, optymalizację parametrów procesu i środowiska w jakim jest prowadzony, po szczegółową analizę efektu końcowego (badania właściwości mechanicznych, dokładności wymiarowej, eksploatacyjne i specjalne), na badaniach możliwości recyklingu kończąc. Świadczy to o kompleksowym podejściu do produktu w odniesieniu do całego cyklu jego życia.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Adam G.A.O., Zimmer D., *Design for additive manufacturing. Element transitions and aggregated structures*, CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, t. 7, nr 1, s. 20–28, 2014.
- [2] Ahmad B., Veen S.O. van der, Fitzpatrick M.E., Guo H., *Residual stress evaluation in selective laser melting additively manufactured titanium (Ti6Al4V) and inconel 718 using the contour method and numerical simulation*, Additive Manufacturing, t. 22, s. 571–582, 2018.
- [3] AlMangour B., Baek M.S., Grzesiak D., Lee K.A., *Strengthening of stainless steel by titanium carbide addition and grain refinement during selective laser melting*, Materials Science and Engineering A, t. 712, s. 812–818, 2018.
- [4] AlMangour B., Grzesiak D., Yang J.M., *In situ formation of TiC-particle-reinforced stainless steel matrix nanocomposites during ball milling. Feedstock powder preparation for selective laser melting at various energy densities*, Powder Technology, t. 326, s. 467–478, 2018.
- [5] Amato K.N., Gaytan S.M., Murr L.E., Martinez E., Shindo P.W., Hernandez J., Collins S., Medina F., *Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting*, Acta Materialia, t. 60, nr 5, s. 2229–2239, 2012.
- [6] Armillotta A., Baraggi R., Fasoli S., *SLM tooling for die casting with conformal cooling channels*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, t. 71, nr 1–4, s. 573–583, 2014.
- [7] ASM Handbook, *Welding, Brazing, and Soldering, Volume 6*, ASM International, 1993.
- [8] ASM Handbook Committee, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM International, 1990.
- [9] Bak D., *Rapid prototyping or rapid production? 3D printing processes move industry towards the latter*, Assembly Automation, t. 23, nr 4, s. 340–345, 2003.
- [10] Barbosa P.F., Button S.T., *Microstructure and mechanical behaviour of the isothermally forged Ti-6Al-7Nb alloy*, Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Journal of Materials: Design and Applications, t. 214, Part L, s. 23–32, 2000.
- [11] Bartlett J.L., Croom B.P., Burdick J., Henkel D., Li X., *Revealing mechanisms of residual stress development in additive manufacturing via digital image correlation*, Additive Manufacturing, t. 22, s. 1–12, 2018.
- [12] Basiliere P., *Gartner Predicts 2018: 3D printing changes business models*, Gartner Blog Network, s. 2–5, 2017.
- [13] Beal V.E., Erasenthiran P., Hopkinson N., Dickens P., Ahrens C.H., *Scanning strategies and spacing effect on laser fusion of H13 tool steel powder using high power Nd:YAG pulsed laser*, International Journal of Production Research, t. 46, nr 1, s. 217–232, 2008.
- [14] Bernhard M., *Additive manufacturing technologies. Rapid prototyping to direct digital manufacturing*, Assembly Automation, t. 32, nr 2, 2013.
- [15] Bidare P., Bitharas I., Ward R.M., Attallah M.M., Moore A.J., *Fluid and particle dynamics in laser powder bed fusion*, Acta Materialia, t. 142, s. 107–120, 2018.
- [16] Boehm T., Carnasciali M.-I., Douglas M.-E., Fernández M.-E.W.C., *Rapid prototyping industry analysis*, George W. Woodruff School of Mechanical Engineering, 2004, <https://docplayer.net/8269783-Rapid-prototyping-industry-analysis.html>

- [17] Bogers M., Hadar R., Bilberg A., *Additive manufacturing for consumer-centric business models. Implications for supply chains in consumer goods manufacturing*, Technological Forecasting and Social Change, t. 102, s. 225–239, 2016.
- [18] Bogue R., *3D printing. The dawn of a new era in manufacturing?*, Assembly Automation, t. 33, nr 4, 2013.
- [19] Boley C.D., Khairallah S.A., Rubenchik A.M., *Calculation of laser absorption by metal powders in additive manufacturing*, Applied Optics, t. 54, nr 9, s. 2477–2482, 2015.
- [20] Boniek M., *Technologie laserowe w inżynierii*, 2nd Workshop on Foresight of Surface Properties Formation Leading Technologies of Engineering Materials and Biomaterials, 2009.
- [21] Brecher C., *Advances in Production Technology*, Springer, Cham 2015.
- [22] Brett L., *Additive manufacturing. Examples and research outlook*, [w:] *Frontiers of Engineering: Reports on Leading-Edge Engineering from the 2011 Symposium*, The BRIDGE, National Academy of Engineering, 2012, s. 13–19.
- [23] Bylica A., Adamiak S., Bochnowski W., Dziedzic A., *Naprężenia własne w hartowanych laserowo stalach Sk5Mc, Sw7M*, 45, Archiwum Odlewnictwa, t. 3, nr 8, s. 33–44, 2003.
- [24] Calignano F., *Design optimization of supports for overhanging structures in aluminum and titanium alloys by selective laser melting*, Materials and Design, t. 64, s. 203–213, 2014.
- [25] Campbell I., Bourell D., Gibson I., *Additive manufacturing. Rapid prototyping comes of age*, Rapid Prototyping Journal, t. 18, nr 4, s. 255–258, 2012.
- [26] Chlebus E., Kurzynowski T., Reiner J., Dybała B., Boratyński T., Szymczyk P., Ziółkowski G. et al., *Additive manufacturing processes and hybrid operations research for innovative aircraft technology development – AMpHOra, raport z projektu INNOLOT/1/6/NCBR/2013*, Wydział Mechaniczny, Politechnika Wrocławska, Wrocław 2018.
- [27] Chlebus E., Kuźnicka B., Dziedzic R., Kurzynowski T., *Titanium alloyed with rhenium by selective laser melting*, Materials Science and Engineering A, t. 620, s. 155–163, 2014.
- [28] Chlebus E., Będziński R., Filipiak J., Dybała B., Kurzac J., *Sposób wytwarzania implantu kostnego*, Patent 220186, 2015.
- [29] Chlebus E., Gruber K., Kuźnicka B., Kurzac J., Kurzynowski T., *Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 718 processed by selective laser melting*, Materials Science and Engineering A, t. 639, s. 647–655, 2015.
- [30] Chlebus E., *Techniki komputerowe Cax w inżynierii produkcji*, WNT, Warszawa 2000.
- [31] Chlebus E., Będziński R., Lewandowska M., Kurzynowski T., Dybała B., Ściagała K., Świączkowski W. et al., *Nowe materiały i technologie w inżynierii biomedycznej, w tym dla wytwarzania implantów zindywidualizowanych – raport z projektu R13 016 02*, Instytut Technologii Maszyn i Automatykacji, Politechnika Wrocławska, Wrocław 2009.
- [32] Chlebus E., Kurzynowski T., Kuźnicka B., Dybała B., Frankiewicz M., Boratyński T., Reiner J. et al., *LasTech – technologie laserowego wytwarzania przestrzennych i powłokowych struktur funkcjonalnych – raport z projektu POIG.01.03.01-02-160/09*, Instytut Technologii Maszyn i Automatykacji, Politechnika Wrocławska, Wrocław 2011.
- [33] Chlebus E., Kurzynowski T., Kuźnicka B., Kurzac J., Gruber K., Stopyra W., Szymczyk P. et al., *Opracowanie i zastosowanie laserowej technologii mikrometalurgii proszków do wytwarzania materiałów o specjalnych właściwościach modyfikowanych renem – raport z projektu PBS1 /A5/12/2012*, Katedra Technologii Laserowych, Automatykacji i Organizacji Produkcji, Politechnika Wrocławska, Wrocław 2016.
- [34] Chlebus E., Kuźnicka B., Kurzynowski T., Dybała B., *Microstructure and mechanical behaviour of Ti6Al7Nb alloy produced by selective laser melting*, Materials Characterization, t. 62, nr 5, s. 488–495, 2011.
- [35] Clark D., Bache M.R., Whittaker M.T., *Shaped metal deposition of a nickel alloy for aero engine applications*, Journal of Materials Processing Technology, t. 203, nr 1–3, s. 439–448, 2008.

- [36] Cooke A., Slotwinski J., *Properties of Metal powders for additive manufacturing. A Review of the state of the art of metal powder property testing*, National Institute of Standards and Technology, s. 28, 2012.
- [37] Davis J.R., *ASM Specialty Handbook. Nickel, cobalt, and their alloys*, ASM International, 2001.
- [38] DebRoy T., Wei H.L., Zuback J.S., Mukherjee T., Elmer J.W., Milewski J.O., Beese A.M., Wilson-Heid A., De A., Zhang W., *Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties*, Progress in Materials Science, t. 92, s. 112–224, 2018.
- [39] Dehoff R., Duty C., Peter W., Chen W., Blue C., Tallman C., *Case Study: Additive Manufacturing of Aerospace Brackets*, Advanced Materials and Processes, t. 171, nr 3, s. 19–22, 2013.
- [40] Deng D., Peng R.L., Brodin H., Moverare J., *Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 produced by selective laser melting: Sample orientation dependence and effects of post heat treatments*, Materials Science and Engineering: A, t. 713, s. 294–306, 2018.
- [41] Domanski J., Skalski K., Grygoruk R., Mróz A., *Rapid prototyping in the intervertebral implant design process*, Rapid Prototyping Journal, t. 21, nr 6, s. 735–746, 2015.
- [42] Everton S.K., Hirsch M., Stravroulakis P., Leach R.K., Clare A.T., *Review of in-situ process monitoring and in-situ metrology for metal additive manufacturing*, Materials and Design, t. 95, s. 431–445, 2016.
- [43] Eyers D.R., Potter A.T., *Industrial additive manufacturing. A manufacturing systems perspective*, Computers in Industry, t. 92–93, s. 208–218, 2017.
- [44] Faludi J., Bayley C., Bhogal S., Iribarne M., *Comparing environmental impacts of additive manufacturing vs traditional machining via life-cycle assessment*, Rapid Prototyping Journal, t. 21, nr 1, s. 14–33, 2015.
- [45] Fellah M., Labaiz M., Assala O., Dekhil L., Iost A., *Tribological behavior of biomaterials for total hip prosthesis*, Trends in Biomaterials and Artificial Organs, t. 29, nr 1, s. 22–30, 2015.
- [46] Fera M., Fruggiero F., Lambiase A., Macchiaroli R., *State of the art of additive manufacturing. Review for tolerances, mechanical resistance and production costs*, Cogent Engineering, s. 1–16, 2016.
- [47] Frazier W.E., *Metal Additive Manufacturing. A Review*, Journal of Materials Engineering and Performance, t. 23, nr 6, s. 1917–1928, 2014.
- [48] Galati M., Iuliano L., *A literature review of powder-based electron beam melting focusing on numerical simulations*, Additive Manufacturing, t. 19, s. 1–20, 2018.
- [49] Gan M.X., Wong C.H., *Practical support structures for selective laser melting*, Journal of Materials Processing Technology, t. 238, s. 474–484, 2016.
- [50] Gebhardt A., *Understanding additive manufacturing*, Hanser Publications, 2011.
- [51] Geisert S., Fischer J., Klosch-trageser M., Stolpe M., *Powder production processes. Optimizing parameters for the generation of fine metal powders for additive manufacturing*, Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference, Berlin, s. 3–7, 2018.
- [52] Gibson I., Rosen D., Stucker B., *Additive manufacturing technologies*, wyd. 2, Springer, New York 2015.
- [53] Grandine T.A., *CAD in the aerospace industry*, Boeing Research and Technology, 2009, http://erga.di.uoa.gr/sagaschool/talks/SAGA_Crete_Grandine.pdf
- [54] Günther J., Krewerth D., Lippmann T., Leuders S., Tröster T., Weidner A., Biermann H., Niendorf T., *Fatigue life of additively manufactured Ti6Al4V in the very high cycle fatigue regime*, International Journal of Fatigue, t. 94, s. 236–245, 2017.
- [55] Gusarov A.V., Grigoriev S.N., Volosova M.A., Melnik Y.A., Laskin A., Kotoban D.V., Okunkova A.A., *On productivity of laser additive manufacturing*, Journal of Materials Processing Technology, t. 261, s. 213–232, 2018.
- [56] Harris I.D., Leader T., Welding A., *Laser AM and additive manufacturing consortium*, 2011, <https://ewi.org/wp-content/uploads/2013/06/LAM-2011-AMC.pdf>

- [57] Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C., *Additive manufacturing of metals*, Acta Materialia, t. 117, s. 371–392, 2016.
- [58] Hölker R., Jäger A., Ben Khalifa N., Tekkaya A.E., *Controlling heat balance in hot aluminum extrusion by additive manufactured extrusion dies with conformal cooling channels*, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, t. 14, nr 8, s. 1487–1493, 2013.
- [59] Huang S.H., Liu P., Mokasdar A., Hou L., *Additive manufacturing and its societal impact: a literature review*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, t. 67, nr 5–8, s. 1191–1203, 2013.
- [60] Huang Y., Leu M.C., Mazumder J., Donmez A., *Additive manufacturing. Current state, future potential, gaps and needs, and recommendations*, Journal of Manufacturing Science and Engineering, t. 137, nr 1, s. 10, 2014.
- [61] James A., *Advanced Manufacturing for Large Industrial Gas Turbines*, UTSR Workshop, Atlanta 2015.
- [62] Jia Q., Gu D., *Selective laser melting additive manufactured Inconel 718 superalloy parts. High-temperature oxidation property and its mechanisms*, Optics and Laser Technology, t. 62, s. 161–171, 2014.
- [63] Jiang R., Kleer R., T.Piller F., *Predicting the future of additive manufacturing. A Delphi study on economic and societal implications of 3D printing for 2030*, Technological Forecasting and Social Change, t. 117, s. 84–97, 2017.
- [64] Kajima Y., Takaichi A., Nakamoto T., Kimura T., Kittikundecha N., Tsutsumi Y., Nomura N. et al., *Effect of adding support structures for overhanging part on fatigue strength in selective laser melting*, Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials, t. 78, s. 1–9, 2018.
- [65] Karoluk M., *Dobór parametrów obróbki cieplnej dwufazowych stopów tytanu wytworzonych metodą selektywnego przetapiania proszków (SLM)*, praca dyplomowa, Politechnika Wrocławska, Wrocław 2015.
- [66] Kellner T., *The FAA cleared the first 3D printed part to fly in a commercial jet engine from GE*, GE News, 2015.
- [67] Kellner T., *Engine with 3D-printed parts powers 3 next-gen jets*, GE Reports, 2016.
- [68] Khajavi S.H., Partanen J., Holmström J., *Additive manufacturing in the spare parts supply chain*, Computers in Industry, t. 65, nr 1, s. 50–63, 2014.
- [69] Kiel-Jamrozik M., Jamrozik W., Witkowska I., *The heat treatment influence on the structure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy manufactured by SLM technology*, Advances in Intelligent Systems and Computing, t. 623, s. 319–327, 2018.
- [70] Klahn C., Leutenecker B., Meboldt M., *Design for Additive Manufacturing – Supporting the Substitution of Components in Series Products*, Procedia CIRP, t. 21, s. 138–143, 2014.
- [71] Klimpel A., *Technologie laserowe w spawalnictwie*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2011.
- [72] Kluczyński J., Śniezek L., Grzelak K., Mierzyński J., *The influence of exposure energy density on porosity and microhardness of the SLM additive manufactured elements*, Materials, t. 11, nr 11, s. 1–10, 2018.
- [73] Kobiela K., Smolina I., Dziedzic R., Szymczyk P., Kurzynowski T., Chlebus E., *The process development of laser surface modification of commercially pure titanium (Grade 2) with rhenium*, [w:] S.R. Romaniuk, K. Kopczyński, K.J. Jabczyński, Z. Mierczyk, Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering, 2016, t. 10159.
- [74] Kobryn P.A., Ontko N.R., Perkins L.P., Tiley J.S., *Additive manufacturing of aerospace alloys for aircraft structures*, The Materials and Manufacturing Directorate of the Air Force Research Laboratory, nr 2006, s. 1–14.
- [75] Kou S., *Welding Metallurgy*, 2nd Ed., Wiley, Nowy Jork 2002.
- [76] Kruth J.-P., Wang X., Laoui T., Froyen L., *Lasers and materials in selective laser sintering*, Assembly Automation, t. 23, nr 4, s. 357–371, 2003.

- [77] Kurzac J., *Metodyka badań właściwości materiałów wytwarzanych technologią selektywnej laserowej metalurgii proszków*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2016.
- [78] Kurzynowski T., Chlebus E., *Optymalizacja procesu selektywnej mikrometalurgii laserowej*, Górnictwo Odkrywkowe, t. 4, s. 151–156, 2010.
- [79] Kurzynowski T., Baranowicz M., Chlebus E., *Selective laser melting (SLM) optimisation using design of experiment (DoE)*, [w:] Proceedings of the Euro International Powder Metallurgy Congress and Exhibition, Euro PM 2009, t. 3, Kopenhaga 2009.
- [80] Kurzynowski T., Chlebus E., Gruber K., *Materials development using additive manufacturing technologies*, Journal of Regenerative Medicine, t. 6, nr 2, s. 31, 2017.
- [81] Kurzynowski T., Chlebus E., Kuźnicka B., Reiner J., *Parameters in Selective Laser Melting for Processing Metallic Powders*, [w:] Proceedings of SPIE – The International Society for Optical Engineering, E. Beyer, T. Morris, San Francisco, s. 8233914-1–823914-6 2012.
- [82] Kurzynowski T., Gruber K., Chlebus E., *The use of Selective Laser Melting as a method of new materials development*, Lecture Notes in Mechanical Engineering, t. 1, nr 1, s. 892, 2019.
- [83] Kurzynowski T., Kurzac J., Gruber K., Kuźnicka B., Chlebus E., *Microstructure and mechanical properties of Inconel 718 for the manufacture of aircraft parts by selective laser melting*, [w:] Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference, DDMC2016, Berlin 2016, s. 1–6.
- [84] Kurzynowski T., Smolina I., Kobiela K., Kuźnicka B., Chlebus E., *Wear and corrosion behaviour of Inconel 718 laser surface alloyed with rhenium*, Materials and Design, t. 132, s. 349–359, 2017.
- [85] Kurzynowski T., Stopyra W., Pawlak A., *Advanced materials and technologies in aviation industry*, International Journal of Advancements in Technology, t. 9, s. 65, 2018.
- [86] Kurzynowski T., *Analysis of potential products / services and preparation of business models for the project Wrocław Centre of Excellence*, Wrocław 2016.
- [87] Kurzynowski T., *Wpływ parametrów technologicznych właściwości proszkowych materiałów na właściwości mechaniczne elementów wykonywanych metodą selektywnej laserowej mikrometalurgii proszków metali*, Instytut Technologii Maszyn i Automatyzacji, Politechnika Wrocławska, Wrocław 2011.
- [88] Kurzynowski T., Chlebus E., Dybała B., *Manufacturing customized products using selective laser melting technology*, Anyagvizsgálók Lapja, nr 4, s. 133–141, 2010.
- [89] Kurzynowski T., Gruber K., Stopyra W., Kuźnicka B., Chlebus E., *Correlation between process parameters, microstructure and properties of 316L stainless steel processed by selective laser melting*, Materials Science and Engineering A, t. 718, s. 64–73, 2018.
- [90] Kurzynowski T., Stopyra W., Gruber K., Ziółkowski G., Kuźnicka B., Chlebus E., *Effect of scanning and support strategies on relative density of SLM-ed H13 Steel in relation to specimen size*, Materials, t. 12, nr 2, s. 1–18, 2019.
- [91] Lawrence J., *Advances in laser materials processing*, 2nd Edition, Woodhead Publishing, Cambridge 2017.
- [92] Lee H., Huat C., Lim J., Low M.J., Tham N., Murukeshan V.M., Kim Y., *Lasers in additive manufacturing. A review*, International Journal of Precision Engineering and Manufacturing – Green Technology, t. 4, nr 3, s. 307–322, 2017.
- [93] Leuders S., Thöne M., Riemer A., Niendorf T., Tröster T., Richard H.A., Maier H.J., *On the mechanical behaviour of titanium alloy TiAl6V4 manufactured by selective laser melting. Fatigue resistance and crack growth performance*, International Journal of Fatigue, t. 48, s. 300–307, 2013.
- [94] Leutenecker-Twelsiek B., Klahn C., Meboldt M., *Considering part orientation in design for additive manufacturing*, Procedia CIRP, t. 50, s. 408–413, 2016.
- [95] Li C., Liu Z.Y., Fang X.Y., Guo Y.B., *Residual stress in metal additive manufacturing*, Procedia CIRP, t. 71, s. 348–353, 2018.

- [96] Li R., Shi Y., Wang Z., Wang L., Liu J., Jiang W., *Densification behavior of gas and water atomized 316L stainless steel powder during selective laser melting*, Applied Surface Science, t. 256, nr 13, s. 4350–4356, 2010.
- [97] Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A., *Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel*, Journal of Materials Processing Technology, t. 249, s. 255–263, 2017.
- [98] Luo C., Qiu J., Yan Y., Yang J., Uher C., Tang X., *Finite element analysis of temperature and stress fields during the selective laser melting process of thermoelectric SnTe*, Journal of Materials Processing Technology, t. 261, s. 74–85, 2018.
- [99] Lutter-Günther M., Schwer F., Seidel C., Reinhart G., *Effects on properties of metal powders for laser beam melting along the powder process chain*, [w:] Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference DDMC, Berlin 2016, s. 59–66.
- [100] Maj Ł., Morgiel J., Mars K., Grzegorek J., Faryna M., Godlewska E., *Microstructure and hardness of Ti6Al4V/NiAl/Ti6Al4V joints obtained through resistive heating*, Journal of Materials Processing Technology, t. 255, s. 689–695, 2018.
- [101] Majchrowicz K., Pakieła Z., Moszczyńska D., Kurzynowski T., Chlebus E., *Hot corrosion of Ti–Re alloys fabricated by selective laser melting*, Oxidation of Metals, t. 90, s. 83–96, 2018.
- [102] Majumdar J.D., *Laser processing of materials*, Sadhana – Academy Proceedings in Engineering Sciences, t. 28, s. 495–562, 2014.
- [103] Mariusz Frankiewicz, *Ocena czynników projektowych i technologicznych w zintegrowanym rozwoju produktu*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2009.
- [104] Marshall G.F., *Handbook of optical and laser scanning*, Marcel Dekker, Inc., Nowy Jork 2004.
- [105] Masmoudi A., Bolot R., Coddet C., *Journal of materials processing technology investigation of the laser–powder–atmosphere interaction zone during the selective laser melting process*, Journal of Materials Processing Technology, t. 225, s. 122–132, 2015.
- [106] Matthew J., Donachie J., *Titanium. A technical guide*, 2nd Edition, ASM International, Ohio, 2000.
- [107] Matthews M.J., Guss G., Khairallah S.A., Rubenchik A.M., Depond P.J., King W.E., *Denudation of metal powder layers in laser powder bed fusion processes*, Acta Materialia, t. 114, s. 33–42, 2016.
- [108] Mazur M., Leary M., McMillan M., Elambasseril J., Brandt M., *SLM additive manufacture of H13 tool steel with conformal cooling and structural lattices*, Rapid Prototyping Journal, t. 22, nr 3, s. 504–518, 2016.
- [109] Mellor S., Hao L., Zhang D., *Additive manufacturing. A framework for implementation*, International Journal of Production Economics, t. 149, s. 194–201, 2014.
- [110] Mercelis P., Kruth J., *Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting*, Rapid Prototyping Journal, t. 12, nr 5, s. 254–265, 2006.
- [111] Moroni G.P., Syam W., Petrò S., *Towards early estimation of part accuracy in additive manufacturing*, Procedia CIRP, t. 21, s. 300–305, 2014.
- [112] Mukherjee T., Zhang W., DebRoy T., *An improved prediction of residual stresses and distortion in additive manufacturing*, Computational Materials Science, t. 126, s. 360–372, 2017.
- [113] Murray J.L., Wriedt H.A., *The O–Ti (Oxygen–Titanium) System*, Bulletin of Alloy Phase Diagrams, t. 8, s. 148–165, 1987.
- [114] Niinomi M., *Mechanical properties of biomedical titanium alloys*, Materials Science and Engineering A, t. 243, nr 1–2, s. 231–236, 1998.
- [115] Noor A.K., Venneri S.L., Paul D.B., Hopkins M.A., *Structures technology for future aerospace systems*, Computers and Structures, t. 74, nr 5, s. 507–519, 2000.
- [116] Okamoto H., *Phase diagram update N–Ti (nitrogen–titanium)*, Journal of Phase Equilibria, t. 14, nr 4, s. 536–538, 1993.

- [117] Osakada K., Shiomi M., *Flexible manufacturing of metallic products by selective laser melting of powder*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, t. 46, nr 11, s. 1188–1193, 2006.
- [118] Over C., Meiners W., Wissenbach K., Lindemann M., Hammann G., *Selective laser melting. A new approach for the direct manufacturing of metal parts and tools*, 3rd Conference Laser Assisted Net Shape Engineering, s. 391–398, Nuremberg 2001.
- [119] Palm F., Leuschner R., Schubert T., Kieback B., *Scalmalloy®. A unique high strength AlMgSc type material concept processed by innovative technologies for aerospace applications*, Proceedings of the PM2010 World Congress, Florence 2010, s. 273–280.
- [120] Parimi L.L., Ravi G., Clark D., Attallah M.M., *Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718*, Materials Characterization, t. 89, s. 102–111, 2014.
- [121] Parry L.A., Ashcroft I.A., Wildman R.D., *Geometrical effects on residual stress in selective laser melting*, Additive Manufacturing, t. 25, s. 166–175, 2019.
- [122] Pawlak A., Chlebus E., *Process parameter optimization of laser micrometallurgy of AZ31 alloy*, Interdisciplinary Journal of Engineering Sciences, t. 3, nr 1, s. 10–15, 2015.
- [123] Pawlak A., Rosienkiewicz M., Chlebus E., *Design of experiments approach in AZ31 powder selective laser melting process optimization*, Archives of Civil and Mechanical Engineering, t. 17, nr 1, s. 9–18, 2016.
- [124] Pawlak A., Szymczyk P., Ziolkowski G., Chlebus E., Dybala B., *Fabrication of microscaffolds from Ti-6Al-7Nb alloy by SLM*, Rapid Prototyping Journal, t. 21, nr 4, s. 393–401, 2015.
- [125] Petrovic V., Vicente J., Gonzalez H., Ferrando O.J., Gordillo D., Ramón J., Puchades B. et al., *Additive layered manufacturing: sectors of industrial application shown through case studies*, International Journal of Production Research, t. 49, nr 4, s. 1061–1079, 2011.
- [126] Poprawe R., Hinke C., Meiners W., Schrage J., Bremen S., Risse J., Merkt S., *Disruptive innovation through 3D printing*, [w:] K. Richter, J., Walther (red.), *Supply chain integration challenges in commercial aerospace*, Springer, Cham 2017, s. 73–87.
- [127] Purtonen T., Kalliosaari A., Salminen A., *Monitoring and adaptive control of laser processes*, Physics Procedia, t. 56, s. 1218–1231, 2014.
- [128] Qiang L., Kucukkoc I., Zhang D., *Production planning in additive manufacturing and 3D printing*, Computers and Operations Research, t. 83, s. 157–172, 2017.
- [129] Roberts G., Krauss G., Kennedy R., *Tool steels*, 5th Edition, ASM International, Ohio, 1998.
- [130] Robinson J., Ashton I., Fox P., Jones E., Sutcliffe C., *Determination of the effect of scan strategy on residual stress in laser powder bed fusion additive manufacturing*, Additive Manufacturing, t. 23, s. 13–24, 2018.
- [131] Rombouts, M., Canales, M., Vanhulsel, A., Persoons R., *The production of polymer composite coatings by laser cladding*, M. Geiger (red.), Proceedings of the LANE, Erlangen 2007, s. 815–823.
- [132] Rosen D., Ponder R., *Orchestrating the path to RP&M's future*, A report on the Fourth Year of the Rapid Prototyping and Manufacturing Institute, Rapid Prototyping and Manufacturing Institute, Atlanta 2000, s. 87.
- [133] Salmi M., Paloheimo K.-S., Tuomi J., Wolff J., Mäkitie A., *Accuracy of medical models made by additive manufacturing (rapid manufacturing)*, Journal of Cranio-Maxillofacial Surgery, t. 41, nr 7, s. 603–609, 2013.
- [134] Sames W.J., List F.A., Pannala S., Dehoff R.R., Babu S.S., *The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing* czasopismo, Materials Reviewa, t. 61, nr 5, s. 315–316, 2016.
- [135] Sartin B., Pond T., Griffith B., Everhart W., Elder L., Wenski E., Proceedings of the 28th Annual 315 International Solid Freeform Fabrication Symposium an Additive Manufacturing Conference, Austin, Texas, s. 351–364, 2017.

- [136] Schmidtke K., Palm F., Hawkins A., Emmelmann C., *Process and mechanical properties. Applicability of a scandium modified Al-alloy for laser additive manufacturing*, Physics Procedia, t. 12, s. 369–374, 2011.
- [137] Schniedenharn M., Schleifenbaum J.H., *On the Correlation of the Shielding Gas Flow in L-PBF Machines with Part Density*, Proc. Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conference, Berlin, March 14–15, 2018, s. 289.
- [138] Schubert E., Klassen M., Zerner I., Walz C., Sepold G., *Light-weight structures produced by laser beam joining for future applications in automobile and aerospace industry*, Journal of Materials Processing Technology, 115, t. 115, s. 2–8, 2001.
- [139] Scott J., Gupta N., Weber C., Newsome S., Wholers T., Caffrey T., *Additive Manufacturing: Status and Opportunities*, IDA Science and Technology Policy Institute, s. 1–35, 2012.
- [140] Sears J., *Additive Manufacturing 10*, GE Global Research, Niskayuna, New York, s. 43, 2014.
- [141] Sercombe T., Jones N., Day R., Kop A., *Heat treatment of Ti-6Al-7Nb components produced by selective laser melting*, Rapid Prototyping Journal, t. 14, nr 5, s. 300–304, 2008.
- [142] Shellabear M., Nyrrhilä O., *DMLS. Development history and state of the art*, LANE 2004 Conference, Erlangen 2004, s. 12.
- [143] Shiomi M., Yamashita T., Osakada K., Abe F., *Residual stress within metallic model made by selective laser melting process*, CIRP Annals Manufacturing Technology, t. 53, nr 1, s. 1959–198, 2004.
- [144] Shivpuri R., Cheng X., Agarwal K., Babu S., *Evaluation of 3D printing for dies in low volume forging of 7075 aluminum helicopter parts*, Rapid Prototyping Journal, t. 11, nr 5, s. 272–277, 2005.
- [145] Sidorowicz M., Reiner J., Baraniecki T., *Pomiary i diagnostyka wiązki laserowej jako narzędzia wytwarzania*, Pomiary Automatyka Kontrola, t. 58, nr 1, s. 105–108, 2012.
- [146] Simonelli M., Tuck C., Aboulkhair N.T., Maskery I., Ashcroft I., Wildman R.D., Hague R., *A study on the laser spatter and the oxidation reactions during selective laser melting of 316L stainless steel, Al-Si10-Mg, and Ti-6Al-4V*, Metallurgical and Materials Transactions A, Physical Metallurgy and Materials Science, t. 46, nr 9, s. 3842–3851, 2015.
- [147] Śliwa R.E., Budzik G., Bernaczek J., *Application of Rapid Prototyping – SLA, FDM – to manufacture model of aircraft wheel hub*, Journal of KONES, t. 17, nr 3, s. 423–429, 2015.
- [148] Slotwinski J.A., Garboczi E.J., *Metrology needs for metal additive manufacturing powders*, Journal of the Minerals Metals and Materials Society, t. 67, nr 3, s. 538–543, 2015.
- [149] Smith P.G., *The business of rapid prototyping*, Rapid Prototyping Journal, t. 5, nr 4, s. 179–186, 1999.
- [150] Śnieżek L., Grzelak K., Torzewski J., Kluczyński J., *Study of the mechanical properties components made by SLM additive technology*, [w:] 11th International Conference Intelligent Technologies in Logistics and Mechatronics Systems, Panevezys 2016, s. 211.
- [151] Söderhjelm H., *Low cost powders for additive manufacturing*, 2nd International Symposium on Additive Manufacturing, Drezno 2017, s. 92.
- [152] Sossou G., Demoly F., Montavon G., Gomes S., *An additive manufacturing oriented design approach to mechanical assemblies*, Journal of Computational Design and Engineering, t. 5, nr 1, s. 3, 2018.
- [153] Szymczyk P., Ziolkowski G., Junka A., Chlebus E., *Application of Ti6Al7Nb alloy for the manufacture of biomechanical functional structures (BFS) for custom-made bone implants*, Materials, t. 11, nr 6, s. 1–16, 2018.
- [154] Rockstroh T., Abbot D., Hix J.M., *Additive manufacturing at GE aviation, industrial laser solutions for manufacturing*, Penn Well, s. 4–6, 2013.
- [155] Tang H.P., Qian M., Liu N., Zhang X.Z., Yang G.Y., Wang J., *Effect of powder reuse times on additive manufacturing of Ti-6Al-4V by selective electron beam melting*, Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, t. 67, nr 3, s. 555–563, 2015.

- [156] Tasak E., *Metalurgia spawania*, Andrzej Choczewski, Kraków 2008.
- [157] Teufelhart S., Reinhart G., *Optimization of strut diameters in lattice structures*, Fraunhofer Institute for Machine Tools and Forming Technologies (IWU), Austin 2012, s. 719–733.
- [158] Thijs L., Verhaeghe F., Craeghs T., Humbeeck J. Van, Kruth J., *A study of the microstructural evolution during selective laser melting of Ti–6Al–4V*, Acta Materialia, t. 58, nr 9, s. 3303–3312, 2010.
- [159] Thompson M.K., Moroni G., Vaneker T., Fadel G., Campbell R.I., Gibson I., Bernard A. et al., *Design for Additive Manufacturing: Trends, opportunities, considerations, and constraints*, CIRP Annals, t. 65, nr 2, s. 737–760, 2016.
- [160] Tolochko N.K., Khlopkov Y.V., Mozzharov S.E., Ignatiev M.B., Laoui T., Titov V.I., *Absorptance of powder materials suitable for laser sintering*, Rapid Prototyping Journal, t. 6, s. 155–161, 2000.
- [161] Turner B.N., Gold S.A., *A review of melt extrusion additive manufacturing processes: II. Materials, dimensional accuracy, and surface roughness*, Rapid Prototyping Journal, t. 21, nr 3, s. 250–261, 2015.
- [162] Vandenbroucke B., Kruth J., *Selective laser melting of biocompatible metals for rapid manufacturing of medical parts*, Rapid Prototyping Journal, t. 13, nr 4, s. 196–203, 2007.
- [163] Vashishtha V.K., Makade R., Ashta T., Mehla N., *Advancement of Rapid Prototyping in aerospace. A review*, International Journal of Engineering Science and Technology, t. 3, s. 2486–2493, 2011.
- [164] Vastola G., Zhang G., Pei Q.X., Zhang Y.-W., *Controlling of residual stress in additive manufacturing of Ti6Al4V by finite element modeling*, Additive Manufacturing B, t. 12, s. 231–239, 2016.
- [165] Vrancken B., Thijs L., Kruth J.P., Van Humbeeck J., *Heat treatment of Ti6Al4V produced by Selective Laser Melting. Microstructure and mechanical properties*, Journal of Alloys and Compounds, t. 541, s. 177–185, 2012.
- [166] Wang Z., Guan K., Gao M., Li X., Chen X., Zeng X., *The microstructure and mechanical properties of deposited In718 by selective laser melting*, Journal of Alloys and Compounds, t. 513, s. 518–523, 2012.
- [167] Whollers T., *3D Printing and additive manufacturing state of the industry annual worldwide progress report*, Whollers Association, 2017.
- [168] Williams R.J., Davies C.M., Hooper P.A., *A pragmatic part scale model for residual stress and distortion prediction in powder bed fusion*, Additive Manufacturing, t. 22, s. 416–425, 2018.
- [169] Wong K.V., Hernandez A., *A review of additive manufacturing*, International Scholarly Research Network ISRN, t. 2012, s. 10, 2012.
- [170] Wu A.S., Brown D.W., Kumar M., Gallegos G.F., King W.E., *An Experimental Investigation into Additive Manufacturing-Induced Residual Stresses in 316L Stainless Steel*, Metallurgical and Materials Transactions A, t. 45, nr 13, s. 6260–6270, 2014.
- [171] Wysocki B., Maj P., Krawczyńska A., Roźniatowski K., Zdunek J., Kurzydłowski K.J., Świążkowski W., *Microstructure and mechanical properties investigation of CP titanium processed by selective laser melting (SLM)*, Journal of Materials Processing Technology, t. 241, s. 13–23, 2017.
- [172] Yadroitsev I., Smurov I., *Surface morphology in selective laser melting of metal powders*, Physics Procedia A, t. 12, s. 264–270, 2011.
- [173] Yadroitsev I., *Selective laser melting. Direct manufacturing of 3D-objects by selective laser melting of metal powders*, Lambert Academic Publishing, Saarbrücken 2017.
- [174] Yap C.Y., Chua C.K., Dong Z.L., Liu Z.H., Zhang D.Q., Loh L.E., Sing S.L., *Review of selective laser melting. Materials and applications*, Applied Physics Reviews, t. 2, nr 4, s. 1–21, 2015.
- [175] Yasa E., Kruth J.P., *Microstructural investigation of selective laser melting 316L stainless steel parts exposed to laser re-melting*, Procedia Engineering, t. 19, s. 389–395, 2011.
- [176] Zaeh M.F., Branner G., *Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting*, Production Engineering Research and Development, t. 3, s. 35–45, 2010.

- [177] Zhang D., Feng Z., Wang C., Wang W., Liu Z., Niu W., *Comparison of microstructures and mechanical properties of Inconel 718 alloy processed by selective laser melting and casting*, Materials Science and Engineering A, t. 724, nr 100, s. 357–367, 2018.
- [178] Zhang K., Wang S., Liu W., Long R., *Applied surface science effects of substrate preheating on the thin-wall part built by laser metal deposition shaping*, Applied Surface Science, t. 317, s. 839–855, 2014.
- [179] Zhang Y., Bernard A., Gupta R.K., Harik R., *Evaluating the design for additive manufacturing. A process planning perspective*, Procedia CIRP, t. 21, s. 144–150, 2014.
- [180] Zhao Z.Y., Li L., Bai P.K., Jin Y., Wu L.Y., Li J., Guan R.G., Qu H.Q., *The heat treatment influence on the microstructure and hardness of TC4 titanium alloy manufactured via selective laser melting*, Materials, t. 11, nr 8, 2018.
- [181] Zieliński A., Sobieszczyk S., Serbiński W., Seramak T., Ossowska A., *Materials design for the titanium scaffold based implant*, Solid State Phenomena, t. 183, s. 225–232, 2012.
- [182] Ziętala M., Durejko T., Polański M., Kuncce I., Płociński T., Zieliński W., Łazińska M. et al., *The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping*, Materials Science and Engineering A, t. 677, s. 1–10, 2016.
- [183] Ziółkowski G., Szymczyk P., Pawlak A., Kurzynowski T., Dybała B., Chlebus E., *Porosity detection by computed tomography*, Pomiary Automatyka Robotyka, t. 21, nr 3, s. 27–34, 2017.
- [184] *State of Design – the Canadian Report 2010*, Government of Canada Publications, 2010.
- [185] „Technology overview metal Additive Manufacturing”, [Online] <https://am-power.de/en/insights/metal-additive-manufacturing/>. [Dostęp: 14.11.2018].
- [186] *Technologie szybkiego wytwarzania (Rapid Manufacturing-RM) w produkcji krótkich serii wyrobów indywidualizowanych*, raport z projektu nr N R07 0015 06/2009, Instytut Technologii Maszyn i Automatyzacji, Politechnika Wroclawska, Ser. SPR nr 28, 621 s., Wrocław 2013.
- [187] *IPG Laser GmbH, YLR-LP Series Datasheet*, [Online] http://www.ipgphotonics.com/Collateral/Documents/English-US/YLR_LP_Series.pdf. [Dostęp: 10.09.2018].
- [188] SILL Optics. S4LFT0300/126 DATA SHEET *f*-theta Lens for 1064 nm, [Online] <http://www.silloptics.de/datenblaetter/s4lft/S4LFT0300-126.pdf>. [Dostęp: 10.09.2018].
- [189] SLM Solutions GmbH – karta materiałowa: Stainless Steel 316L/1.4404/A276.
- [190] *ASTM F3055 – 14a, Standard Specification for Additive Manufacturing Nickel Alloy (UNS N07718) with Powder Bed Fusion*, F3055-14a, s. 1–8, 2014.
- [191] SLM Solutions GmbH – karta materiałowa: Ti-Alloy TiAl6V4 ELI (grade 23)/3.7165/B348/F136.
- [192] Airbus Group, [Online] <http://www.technology-licensing.com/etl/int/en/What-we-offer/Technologies-for-licensing/Metallics-and-related-manufacturing-technologies/Scalmalloy-RP.html> [Dostęp: 24.07.2018].
- [193] 25 years of 3D printing at the BMW Group, BMW Group, November 2015, 18.

METHOD OF DESIGN AND IMPLEMENTATION OF SELECTIVE LASER MELTING OF METAL POWDERS SUMMARY

The objective of research described in this work was to deepen our understanding of SLM processes through analysis of influence of input material, technological process parameters, geometry and dimensions of built objects, so that technology demonstrator products can be obtained. As a result, a methodology, procedures and technical solutions have been developed.

The factor method presented of design and implementation of SLM for manufacturing parts from known or new materials, involving compromise ranking of technological, design and material parameters, strongly influencing final part quality, organises activities related to research on material and technology development, especially SLM, from the point of view of product quality (demonstrators). As pointed out in the initial chapters, and in particular while defining research objectives, the factor method is a prerequisite for reliable comparison of results of experiments with previously reported research on AM or on conventional technologies. The method presented is the first to cover the matter end to end, taking into account all stages of the AM process, starting from the idea, through a 3D model and its topological optimization, technological design, material selection and characterization, optimization of process parameters and its environment, to detailed analysis of the final outcome (investigation of mechanical properties, dimensional accuracy, working conditions and special properties) and even recycling feasibility. This confirms the completeness of such approach to product development for its full lifecycle.

W monografii autor przedstawił wyniki swoich badań dotyczących technologii selektywnej laserowej mikrometalurgii proszków (ang. *Selective Laser Melting*, SLM) należącej do grupy technologii wytwarzania przyrostowego (ang. *Additive Manufacturing*, AM). Głównym celem badań było opracowanie czynnikowej metodyki projektowania i implementacji laserowej technologii mikrometalurgii proszków do wytwarzania części z nowych lub już stosowanych materiałów uwzględniającej kompromisowy dobór parametrów technologicznych, konstrukcyjnych i materiałowych. Metodyka obejmująca dobór materiału, technologię, proces, konstrukcję i jakość produktu, a także jego właściwości mechaniczne porządkuje działania związane zarówno z badaniem nowych materiałów, jak i technologii przyrostowych, szczególnie SLM ze względu na jakość otrzymywanych wyrobów, jakimi są demonstratory produktowe.



Wydawnictwa Politechniki Wrocławskiej są do nabycia w księgarni
ul. C.K. Norwida 9, 50-374 Wrocław, tel. 71 328 08 95
Prowadzimy sprzedaż wysyłkową: zamawianie.ksiazek@pwr.edu.pl

ISBN 978-83-7493-066-6