

Spis treści

Wykaz skrótów i oznaczeń.....	5
1. Wstęp	7
1.1. Rys historyczny rozwoju metod addytywnych.....	7
1.2. Charakterystyka metod addytywnych.....	10
1.2.1. Metoda SLS.....	11
1.2.2. Metoda SLM	12
1.2.3. Metoda EBM.....	14
1.2.4. Metoda LMD.....	16
1.3. Przykłady zastosowań technologii addytywnych	17
2. Właściwości stopu tytanu	21
2.1. Klasyfikacja stopów tytanu.....	21
2.2. Metody wytwarzania sproszkowanego tytanu	24
2.3. Właściwości mechaniczne stopu Ti6Al4V	25
2.4. Zastosowanie stopu Ti6Al4V	27
3. Właściwości stopu Ti6Al4V wykonanego technologią addytywną.....	29
3.1. Kierunek druku	29
3.2. Parametry procesu	35
3.3. Naprężenia własne	41
3.4. Struktura geometryczna powierzchni.....	44
3.5. Mikrostruktura materiału	51
3.6. Obróbka cieplna	55
4. Teza badawcza, cel i zakres rozprawy	80
4.1. Teza badawcza	81
4.2. Cele pracy.....	82
4.3. Zakres pracy	82
5. Badania doświadczalne	84
5.1. Program badań własnych	84
5.2. Materiał i próbki do badań.....	85
5.2.1. Materiał Ti6Al4V – próbki wykonane z pręta ciągniętego	85
5.2.2. Materiał Ti6Al4V – próbki wykonane technologią addytywną	85
5.2.3. Obiekt badań	87
5.3. Pomiar cech geometrycznych	88
5.3.1. Ocena kształtu próbki badawczej	88
5.3.2. Pomiar średnicy części badawczej	90
5.3.3. Pomiar chropowatości	93
5.4. Badania wytrzymałościowe w warunkach obciążeń statycznych	95

5.4.1. Wyniki badań w warunkach obciążeń statycznych z wykorzystaniem ekstensometru.....	96
5.4.2. Wyniki badań w warunkach obciążeń statycznych z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu (DIC)	97
5.5. Badania wytrzymałościowe w warunkach obciążeń zmiennych stałoamplitudowych.....	103
5.5.1. Stanowisko badawcze	103
5.5.2. Badania w warunkach obciążeń stałoamplitudowych R=-1	104
5.5.3. Badania w warunkach obciążeń programowanych Lo-Hi-Lo	107
5.6. Badania twardości materiału.....	121
5.6.1. Metoda pomiaru twardości.....	121
5.6.2. Próbki do badań.....	121
5.6.3. Stanowisko badawcze	123
5.6.4. Wyniki badań	123
5.7. Badania struktury materiału.....	126
5.7.1. Badania makrostruktury	126
5.7.2. Badania mikrostruktury	127
6. Analiza wyników badań	136
6.1. Analiza właściwości stopu Ti6Al4V uzyskanych w warunkach obciążeń rozciągających	136
6.2. Analiza właściwości zmęczeniowych stopu Ti6Al4V	140
6.3. Analiza twardości materiału Ti6Al4V	160
6.4. Analiza makro- i mikrostruktury	166
7. Podsumowanie i wnioski	169
7.1. Wnioski z badań	169
7.2. Wnioski do dalszych badań	178
Bibliografia	180

WYKAZ SKRÓTÓW I OZNACZEŃ

As-built	- stan powykonawczy
CASE	- obróbka wykończeniowa - (ang. super finishing process)
DIC	- cyfrowa korelacja obrazu - (ang. digital image correlation)
DMLS	- bezpośrednie laserowe spiekanie metali - (ang. direct metal laser sintering)
EBM	- topienie wiązką elektronów - (ang. electron beam melting)
FOD	- odległość przesunięcia ogniskowej - (ang. focal offset distance)
HIP	- prasowanie izostatyczne na gorąco - (ang. hot isostatic pressing)
HiPAC	- poliamid wzmocniony włóknem węglowym - (ang. carbon-reinforced polyamide)
HRC	- twardość w skali Rockwella
HV	- twardość w skali Vickersa
IHT	- samoistna obróbka cieplna - (ang. intrinsic heat treatment)
LMD	- napawanie laserowe - (ang. laser metal deposition)
LP	- laserowa obróbka powierzchni - (ang. laser peened)
RF-PA	- atomizacja za pomocą fal radiowych w plazmie - (ang. radio frequency plasma atomization)
RF-PS	- sferodyzacja za pomocą fal radiowych w plazmie - (ang. radio frequency plasma spheroidization)
SEM	- skaningowy mikroskop elektronowy - (ang. scanning electron microscope)
SLA	- stereolitografia - (ang. stereolithography)
SLM	- selektywne topienie laserowe - (ang. selective laser melting)
SLS	- selektywne spiekanie laserowe - (ang. selective laser sintering)
SP	- śrutowanie - (ang. shot peening)

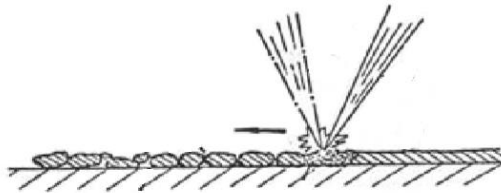
A	- wydłużenie przy zerwaniu, %
b	- wykładnik wytrzymałości zmęczeniowej
c	- współczynnik odkształcenia plastycznego
E	- moduł Younga, MPa
E_d	- energia wiązki lasera, J/mm ³
f	- częstotliwość obciążeń zmiennych, Hz
F	- siła rozciągająca, N
g	- grubość naniesionej warstwy materiału, mm
h	- odległość między przejściami lasera, mm
I	- natężenie prądu, A
k'	- współczynnik cyklicznego umocnienia
n'	- wykładnik cyklicznego umocnienia
N	- liczba cykli do zniszczenia zmęczeniowego
$2N_f$	- liczba nawrotów obciążenia do pęknięcia zmęczeniowego
p	- moc wiązki laserowej, W
R	- współczynnik asymetrii cyklu
R_e	- granica plastyczności, MPa
R_m	- wytrzymałość na rozciąganie, MPa
$R_{p0,2}$	- umowna granica plastyczności, MPa
v	- prędkość skanowania, mm/s
ΔV	- różnica potencjałów, V
Z	- przewężenie przy zerwaniu, %
ε	- odkształcenie wzdłużne, %
ε_f'	- współczynnik zmęczeniowego odkształcenia plastycznego, mm/mm
ε_{apl}	- amplituda odkształcenia plastycznego, mm/mm
ε_{ac}	- amplituda odkształcenia całkowitego, mm/mm
σ	- naprężenia normalne, MPa
σ_a	- amplituda naprężeń w cyklu, MPa
σ_f'	- współczynnik wytrzymałości zmęczeniowej, MPa
σ_m	- naprężenia średnie w cyklu, MPa

1. WSTĘP

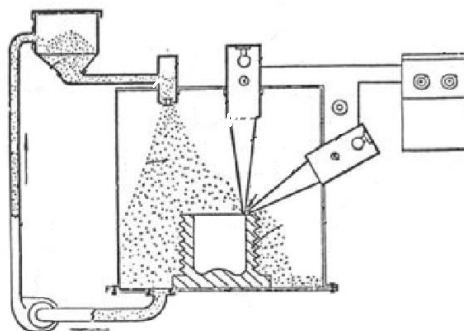
1.1. RYS HISTORYCZNY ROZWOJU METOD ADDYTYWNYCH

Historia wykonywania elementów metalowych powstałych z użyciem technologii przyrostowych rozpoczęła się w latach 70. XX wieku. Francuski wynalazca Pierre Ciraud w 1971 roku złożył wniosek patentowy dotyczący sposobu wytwarzania elementów o skomplikowanej geometrii. Wynalazek ten polegał na warstwowym nakładaniu i spiekaniu sproszkowanego materiału, który swoją ideą przypomina dzisiejsze urządzenia do addytywnego wytwarzania części metalowych (Rys. 1.1). Osiągnięcie to nigdy nie zostało skomercjalizowane.

a)



b)

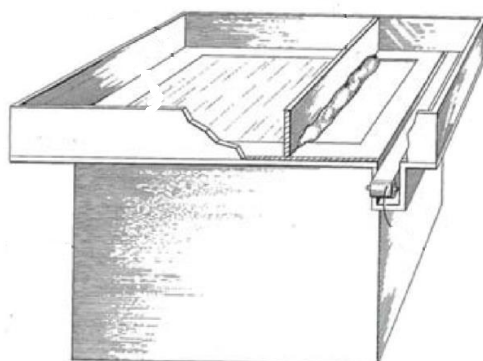


Rys. 1.1. Wynalazek Cirauda [1]: a) sposób nakładania jednej warstwy, b) schemat urządzenia w trakcie wytwarzania elementu

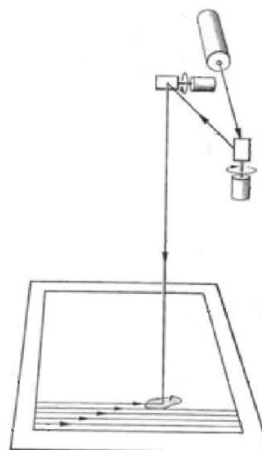
Sześć lat później, w roku 1977 Ross Housholder złożył w urzędzie patentowym wniosek na maszynę, której celem działania było zapewnienie nowego i unikalnego procesu wytwarzania trójwymiarowych elementów (Rys. 1.2). Wynalazek opierał się o wykorzystanie topliwych cząstek materiału, które poprzez użycie laserowej wiązki zespalały się ze sobą warstwowo. Zasada działania w wynalazku Housholdera przypomina dzisiejsze, komercyjne systemy selektywnego topienia laserowego. Wynalazek ten nie został skomercjalizowany. Późniejsi założyciele firmy DTM Corporation dopiero

w latach 80-tych wykupili licencję na patent Housholdera i korzystali z niego przy tworzeniu własnych zgłoszeń patentowych oraz urządzeń.

a)



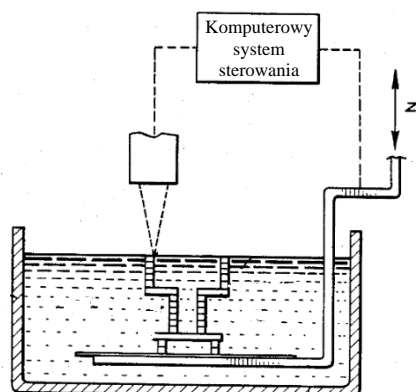
b)



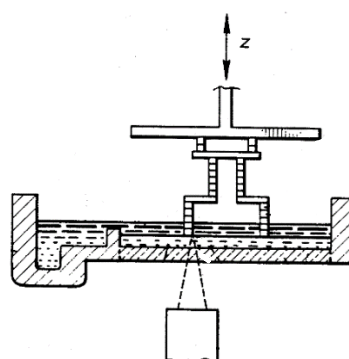
Rys. 1.2. Wynalazek Housholdera [2]: a) aparatura do nanoszenia warstw materiału, b) aparatura do stapiania naniesionej warstwy

W 1984 roku Chuck Hull, założyciel firmy 3D Systems, złożył wniosek patentowy na wynalazek, który opisywał szczegółową zasadę działania oraz budowę urządzenia mającego na celu wytwarzanie trójwymiarowego elementu w sposób warstwowy (Rys. 1.3). W patencie Hulla [3] nie zawarto jednak żadnych wzmianek o proszku metalu, z którego mogłyby zostać wytworzone takie elementy. Hull zamiast proszku w swoim wynalazku zastosował płynną żywicę.

a)

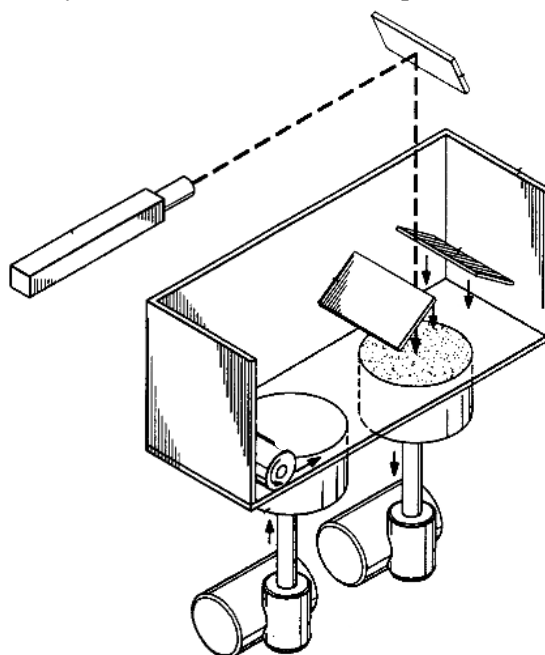


b)



Rys. 1.3. Wynalazek Hulla – aparatura do produkcji obiektów trójwymiarowych [3]: a) pierwszy sposób wykonania, b) drugi sposób wykonania

Metodę wynalezioną przez Hulla, polegającą na warstwowym utwardzaniu żywicy poprzez wiązkę lasera o małej mocy nazwano stereolitografią (SLA). Mimo tego jego osiągnięcie stanowiło podstawę i inspirację dla kolejnych wynalazców, którzy zaczęli interesować się możliwością wykonania w sposób warstwowy metalowych komponentów. Firma 3D Systems poprzez kolejne zgłoszenia patentowe starała się rozszerzyć pojęcie stereolitografii, które nie ograniczało się wyłącznie do żywic i innych płynnych materiałów. W 1997 roku 3D Systems zdefiniował podział stereolitografii. Jeden z jej rodzajów obejmował wytwarzanie części z materiałów płynnych. Natomiast drugi rodzaj wykorzystywał selektywne zestalanie się warstw sproszkowanego materiału [4].



Rys. 1.4. Wynalazek Deckarda, Beamana, Darraha [5]

Carl Deckard jako student Uniwersytetu w Teksasie w 1986 roku opracował metodę wytwarzania części trójwymiarowych z wykorzystaniem sproszkowanego materiału. Swój wynalazek przedstawił jako komputerowo wspomagane urządzenie laserowe, które stapia selektywnie wiele warstw proszku w celu wytworzenia pożądanej części w sposób warstwa po warstwie (Rys. 1.4). Natomiast metodę tę opatentował jako selektywne spiekanie laserowe – SLS (*Selective Laser Sintering*).

Deckard wraz z Joe Beamanem i Paulem Forderhasem założyli firmę DTM, w której rozwijali technologię selektywnego topienia laserowego. W 1994 roku niemiecka firma EOS wprowadziła na rynek konkurencyjny system spiekania laserowego, który opatentowała pod własną nazwą DMLS (*Direct Metal Laser Sintering*).

1.2. CHARAKTERYSTYKA METOD ADDYTYWNYCH

Główną zaletą technologii addytywnych jest możliwość wykonania złożonych elementów konstrukcyjnych, których produkcja przy użyciu konwencjonalnych metod (np. obróbka skrawaniem, odlewanie) jest utrudniona lub niemożliwa do zrealizowania. Jednym z ważniejszych aspektów technologii addytywnych jest zdolność do wytwarzania materiału o mikrostrukturze złożonej z szerokiego zakresu faz krystalograficznych [6].

Stosowanie technologii addytywnych pozwala znacznie skrócić czas tworzenia gotowych produktów i z tego powodu staje się coraz bardziej konkurencyjny w stosunku do konwencjonalnych procesów metalurgicznych, takich jak odlewanie, czy kucie. Standardowe techniki wytwarzania wymagają operacji usunięcia materiału pomocniczego, aby otrzymać gotowy produkt. Oznacza to, że do wykonania elementu konstrukcyjnego potrzebna jest duża ilość materiału, często znacznie większa niż ilość, z której sam element jest wykonany. Technologia addytywna produkuje znacznie mniej odpadów, a tym samym przekłada się to na oszczędności ekonomiczne [7]. W rzeczywistości produkcja przyrostowa nie wymaga użycia narzędzi do uzyskania gotowych komponentów, a zatem nie mają na nią wpływu koszty związane z: wymianą narzędzi ze względu na zużycie, usuwanie smarów z narzędzi skrawających itp. Z tego względu wytwarzanie przyrostowe jest wygodne przy wykonywaniu komponentów z materiałów o wysokiej twardości. Przekłada się to na brak zużycia narzędzi, ograniczone jest wytwarzanie odpadów, a także brak jest procesów wtórnych, dzięki czemu czas produkcji zostaje skrócony, a tym samym maleją koszty [8, 9].

Technologie addytywne oferują zalety w zakresie dostosowywania produktu i tworzenia obiektów charakteryzujących się dowolnością kształtu. W każdej technologii addytywnej proces wytwarzania komponentu poprzedza stworzenie komputerowego modelu trójwymiarowego, co pozwala na szybkie dokonywanie zmian i lepsze dopasowanie elementu bez konieczności wykonania detalu [10]. Jest to niezwykle przydatne w dziedzinie protetyki stomatologicznej oraz medycyny. Taki sposób modelowania i wytwarzania elementów pozwala na zmniejszenie ich masy, dzięki czemu metody addytywne coraz częściej wykorzystywane są w przemyśle lotniczym (tj. wytwarzanie wybranych elementów konstrukcyjnych silników), przemyśle narzędziowym (tj. wytwarzanie wkładek formujących w formach do przetwórstwa tworzyw polimerowych) czy sportach motorowych (tj. wytwarzanie wybranych elementów pojazdu) [11].

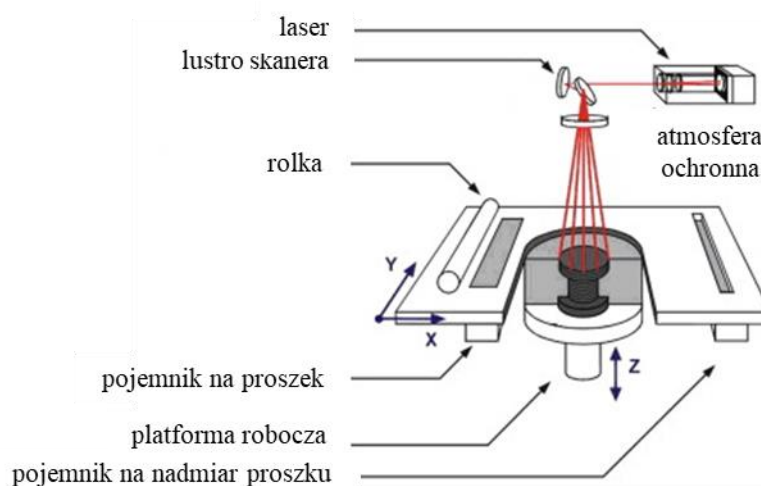
Oprócz szeregu zalet technologie addytywne posiadają liczne wady, które dotyczą długiego czasu druku komponentu, wysokich kosztów proszków metali oraz zakupu drukarek wraz z niezbędnym oprzyrządowaniem. Drukarki 3D oferują określone wymiary komory roboczej, pozwalającej na wytwarzanie komponentów o ograniczonych wymiarach. Kolejnym z mankamentów elementów wytworzonych w procesach addytywnych jest jakość ich

powierzchni. Elementy takie cechują się wysoką wartością parametru chropowatości [12]. Usunięcie konstrukcji podporowych jest również problematyczne, ponieważ może prowadzić do uszkodzenia elementu lub w inny sposób pozostawić ślady na powierzchni, które mogą stanowić miejsce propagacji pęknięcia w przypadku poddania elementu cyklicznym obciążeniom [13].

Na przestrzeni lat powstawało i rozwijało się wiele technologii addytywnych wykorzystujących w procesie druku różne rodzaje materiałów – od tworzyw polimerowych aż po metale. W niniejszej pracy skoncentrowano się na metodach służących do wytwarzania komponentów metalowych.

1.2.1. Metoda SLS

Metoda selektywnego spiekania laserowego – SLS (Selective Laser Sintering) polega na warstwowym rozprowadzaniu proszku metalu. Na rysunku 1.5 przedstawiono w sposób schematyczny budowę urządzenia oraz zasadę działania tej technologii. Model CAD zostaje wczytany do oprogramowania drukarki mającego na celu jego podzielenie na warstwy i utworzenie odpowiedniego programu sterującego pracą urządzenia. Następnie dyspenser podający proszek dozuje jego odpowiednią objętość dla jednej warstwy. Proszek metaliczny zostaje rozprowadzony poprzez zgarniacz na platformę budowy elementu. Grubość jednej warstwy proszku wynosi od 0,020 do 0,100 mm [14]. W punktach o ściśle określonych współrzędnych następuje jego spiekanie za pomocą wiązki lasera, tworząc warstwę zestalonego materiału. Czas oddziaływania wiązki lasera na cząstkę proszku zależy od gęstości jego mocy i prędkości skanowania, która zwykle wynosi od 500 mm/s do 25000 mm/s [8].

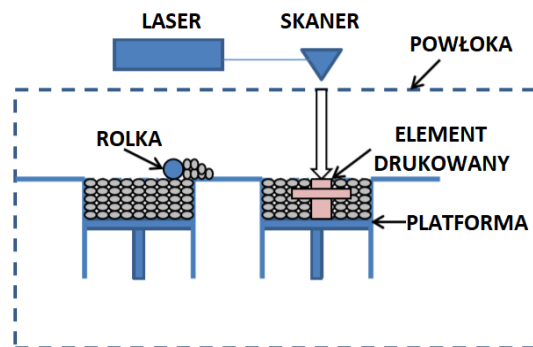


Rys. 1.5. Schematyczne przedstawienie metody SLS [15]

Po zakończeniu spiekania jednej warstwy platforma służąca do budowy przedmiotu ulega obniżeniu. Na poprzednią, zespojoną już warstwę naniesiona zostaje kolejna, której ziarna zostają połączone zarówno ze sobą jak i z poprzednią warstwą. Proces nakładania i spiekania ze sobą warstw trwa aż do momentu uzyskania gotowego elementu. W przypadku większości materiałów komora robocza jest wypełniona gazem ochronnym (najczęściej argonem) w celu ochrony przedmiotu drukowanego przed utlenianiem [16]. Aby wytworzyć element o bardziej złożonej geometrii program sterujący pracą drukarki generuje w modelu dodatkowe elementy z tego samego materiału zwane rusztowaniami, których zadaniem jest podtrzymywanie kolejnych nakładanych warstw. Elementy pomocnicze po wydruku zostają usunięte. Ze względu na jakość otrzymanej powierzchni operacje wykończeniowe tj. śrutowanie, piaskowanie, obróbka skrawaniem, szlifowanie, polerowanie, czy obróbka elektroerozyjna są istotną częścią procesu produkcyjnego [17].

1.2.2. Metoda SLM

Metoda selektywnego topienia laserowego SLM (Selective Laser Melting) powstała w 1995 roku w Fraunhofer Institute for Laser Technology (ILT) w Aachen w Niemczech, rozwijając powstałe w 1986 roku osiągnięcie Carla Deckarda i Joe Beamana. Technologia ta opiera się na topieniu warstw proszku metalicznego za pomocą wiązki lasera. Tę samą ideę wykorzystuje technologia LMD (Laser Metal Deposition) z tym, że metoda SLM różni się sposobem podawania materiału. W procesie SLM proszek metaliczny rozprowadzany jest na ruchomej platformie, na której promień lasera podgrzewa cząstki metalu w określonych miejscach powodując ich spienienie (Rys. 1.6).



Rys. 1.6. Schematyczne przedstawienie zasady działania metody SLM [18]

Następnie ruchoma platforma ulega obniżeniu, kolejna warstwa proszku nakładana jest na powierzchnię. Ponownie przeprowadzony zostaje proces topienia proszku. Czynności te powtarzane są aż do wytworzenia całego elementu. Nieskondensowany proszek zostaje zebrany w specjalnym pojemniku pozwalając na jego ponowne użycie. W trakcie wytwarzania elementu

konstrukcyjnego platforma budowy detalu podgrzewana jest do około 200°C, a proces ten przeprowadzony zostaje w osłonie gazu, który najczęściej stanowi argon (rzadziej azot). Atmosfera ochronna wprowadzana jest w celu maksymalnego ograniczenia powstawania tlenków i w konsekwencji wzrostu kruchości wytworzonego elementu. Kolejnym etapem w procesie wytwarzania detalu metodą addytywną jest usunięcie konstrukcji podporowych. Po nim następuje obróbka cieplna elementu.

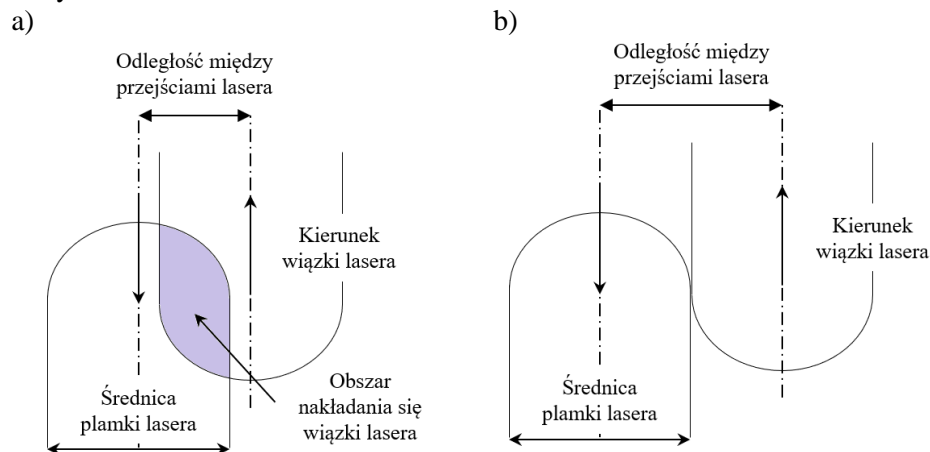
Głównymi parametrami sterującymi procesem SLM są te związane z energią lasera (wynoszącą zwykle poniżej 100 J/mm³), która wyrażana jest następującym równaniem:

$$E_d = \frac{p}{v \cdot h \cdot g} \quad (1.1)$$

gdzie:

- p – moc wiązki laserowej, W,
- v – prędkość skanowania, mm/s,
- h – odległość między przejściami lasera, mm,
- g – grubość naniesionej warstwy, mm.

Odnosząc się do parametrów energii lasera mogą one przyjmować następujące wartości: średnica plamki lasera 50 ÷ 180 μm, grubość warstwy 20 ÷ 0,1 mm, prędkość skanowania do 15000 mm/s, moc wiązki lasera 20 ÷ 1000 W [19]. Minimalna grubość warstwy związana jest z minimalnym wymiarem o jaki może obniżyć się platforma budowy elementu. Wpływ na siebie mają wielkość plamki lasera oraz odległość przejść w jego ścieżce, co zilustrowano na rysunku 1.7.



Rys. 1.7. Schematyczne przedstawienie zmiany odległości między przejściami lasera: a) nakładanie się wiązki lasera, b) stykanie się wiązki lasera [19]

Prędkość podawania materiału dla jednej warstwy wynosi między 40 ÷ 160 g/h [8]. Wartość parametru chropowatość powierzchni Ra dla elementu wytworzonego technologią SLM bez dodatkowej obróbki powierzchniowej wynosi 4 ÷ 10 μm [20].

Różnica między procesem SLM, a SLS polega na wykorzystywaniu procesu spiekania w pierwszej z nich, natomiast druga metoda opiera się na topieniu. Procesy spiekania nie topią proszku w pełni, ale ogrzewają go do momentu, w którym jego cząstki mogą się złączyć ze sobą na poziomie molekularnym. Podczas topienia laserowego można uzyskać w pełni stopiony proszek – w jednorodną część [21]. Zgodnie z ustawieniami i typem lasera można uzyskać następujące mechanizmy wiązania: spiekanie w fazie stałej, wiązanie chemiczne, spiekanie w fazie ciekłej, częściowe topienie i pełne topienie [22].

1.2.3. Metoda EBM

Między metodą topienia wiązką elektronów EBM (*Electron Beam Melting*), a SLM zachodzi różnica, która polega na wykorzystaniu przez pierwszą z nich wiązki elektronów w celu stopienia proszku metalu. Komercjalizację technologii EBM rozpoczęto w 2002 r., natomiast jej wynalazienie datuje się na 1997 r. przez szwedzką firmę Arcam. Proces druku w tej metodzie rozpoczyna się od naniesienia warstwy proszku na ruchomej platformie za pomocą zgarniacza. Następnie wiązka elektronowa z połową prędkości światła zostaje emitowana i skupiana przez soczewkę. Pozwala to na wytworzenie plamki o założonej wielkości. Poprzez soczewkę odchylającą wiązkę możliwe jest precyzyjne stopienie proszku metalu w określonym miejscu. Proces ten działa w oparciu o wykorzystanie efektu termicznego. Poddaje się włókno wolframowe lub pojedynczy kryształ różnicy potencjałów i pozwala na przepłynięcie określonej intensywności prądu, tj. przez szereg soczewek, co powoduje że wiązka elektronów uderza w proszek z dużą prędkością. Wytworzona energia kinetyczna zamieniona zostaje na energię cieplną, poprzez którą wytworzona zostaje temperatura powyżej punktu topienia proszku metalu. Prowadzi to do stopienia warstwy proszku. Celem uniknięcia strat energii przez poruszające się elektrony oraz ograniczenia powstawania tlenków i interakcji między wiązką, a cząsteczkami obecnymi w atmosferze proces EBM przeprowadzony zostaje w komorze próżniowej o wartościach ciśnienia poniżej 0,01 Pa [23]. Hel jest doprowadzany do komory podczas fazy topienia. Zwiększa to przewodnictwo cieplne sproszkowanego materiału oraz eliminuje ładowanie elektryczne. Następnie po ostygnięciu i zespoleniu stopionej warstwy opuszczeniu ulega platforma budowy detalu, umożliwiając naniesienie drugiej warstwy proszku. Następna warstwa jest kolejno topiona i pozostawiana do ostygnięcia przed nałożeniem kolejnej warstwy. Proces ten jest powtarzany do ukończenia elementu. Na rysunku 1.8

w sposób schematyczny przedstawiono budowę drukarki EBM oraz sposób działania całego procesu.

Energia lasera jest głównym parametrem sterującym procesem EBM i wynosi zazwyczaj $150 \div 900 \text{ J/mm}^3$. W dostępnej literaturze opisywana jest następującym równaniem:

$$E_d = \frac{\Delta V \cdot I}{v \cdot h \cdot g} \quad (1.2)$$

gdzie:

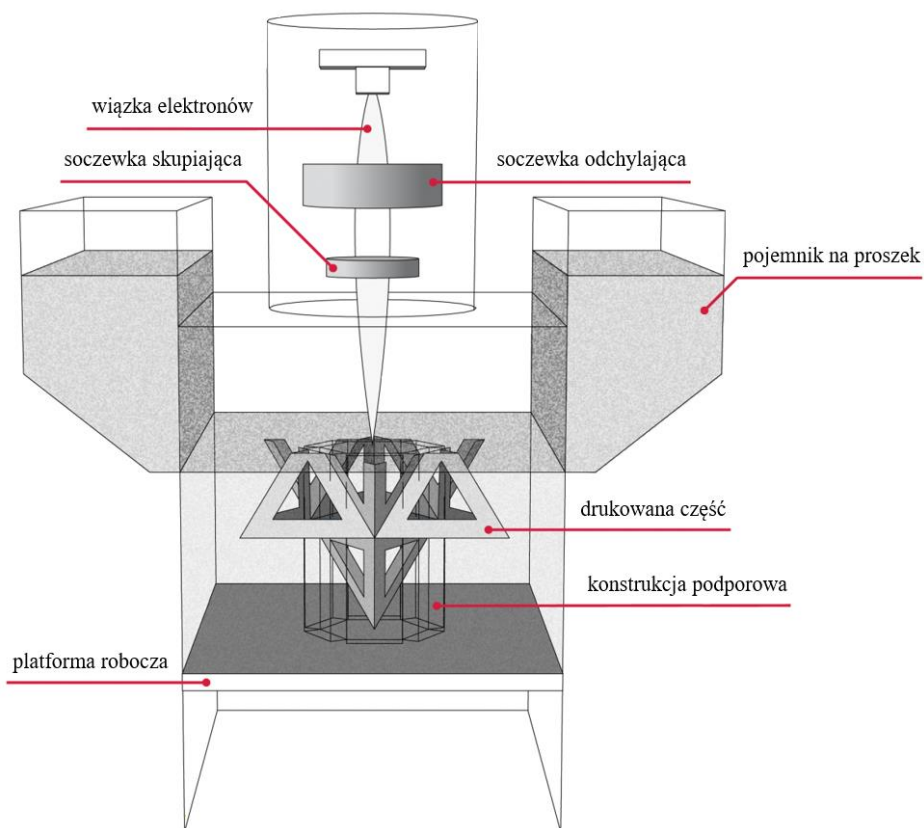
ΔV – jest różnicą potencjałów, na występowanie których narażone jest włókno wolframowe, V,

I – natężenie prądu przechodzącego przez włókno, A,

v – prędkość skanowania, mm/s,

h – odległość między przejściami lasera, mm,

g – grubość naniesionej warstwy, mm.



Rys. 1.8. Sposób działania procesu EBM [24]

Poszczególne parametry równania zazwyczaj osiągają: natężenie prądu przechodzące przez włókno wolframowe dla wiązki nieostrej $0,025 \div 0,03$ A oraz podczas skanowania wiązką skupioną $0,004 \div 0,008$ A, różnica potencjałów ok. 60000 V, grubość naniesionej warstwy $0,05 \div 0,2$ mm, średnica wiązki lasera wynosi $0,14 \div 0,25$ mm. Prędkość skanowania dla wiązki elektronów podczas procesu topienia wynosi 100 mm/s. Natomiast w czasie podgrzewania 10000 mm/s [11].

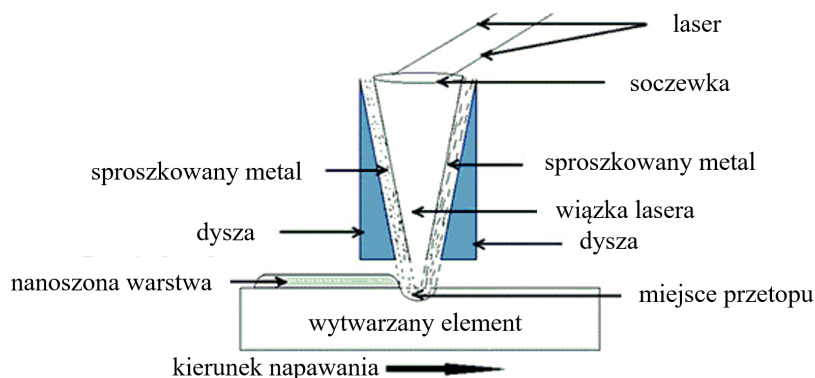
Ze względu na wyższe temperatury występujące w trakcie procesu EBM prędkości chłodzenia są niższe niż w przypadku SLM i wynoszą około $10^3 \div 10^4$ K/s. Powoduje to występowanie struktury gruboziarnistej, a także niższych naprężeń własnych. Wpływa to także na lepsze właściwości zmęczeniowe w porównaniu do SLM, gdyż elementów w procesie EBM nie trzeba poddawać dodatkowym obróbkom cieplnym. Występowanie większych ziaren prowadzi jednocześnie do zmniejszenia właściwości mechanicznych oraz twardości materiału w odniesieniu do SLM [25]. Po procesie wytwarzania, konieczna jest powierzchniowa obróbka mechaniczna (np. piaskowanie) w celu usunięcia pochodzącego z podgrzewania w wysokiej temperaturze połowicznie spiekane proszku przyczepiającego się do element podczas druku. Pozostałości proszku są następnie odzyskiwane i wykorzystywane powtórnie do wytwarzania nowych elementów. W procesie EBM parametr Ra chropowatości powierzchni w stanie po wydruku dochodzi do 40 μm . Po całym procesie może nastąpić polerowanie w celu osiągnięcia pożądanej jakości powierzchni [26].

1.2.4. Metoda LMD

Technologia LMD (Laser Metal Deposition) jest metodą napawania laserowego, którą od pozostałych metod addytywnych odróżnia możliwość naprawy uszkodzonego fragmentu gotowych komponentów. W metodzie tej materiał dostarczany jest w postaci proszku lub drutu, który jest topiony przez wiązkę lasera i nakładany przy użyciu 3-osiowej, ruchomej dyszy (Rys. 1.9). Zespawane ze sobą struktury i ścięgi można nakładać na gotowe już elementy lub produkować od podstaw nowe części. Elementy wytwarzane są specjalnej w komorze w atmosferze argonu lub helu. Celem wytwarzania części w atmosferze ochronnej jest ograniczenie powstawania tlenków, a co z tym związane obniżenia kruchości elementu [23]. Promień lasera podgrzewa lokalnie przedmiot obrabiany, co przekłada się na powstanie jeziora ciekłego metalu. Z dyszy układu bezpośrednio do jeziora podawany jest sproszkowany materiał. Zostaje on stopiony i łączy się z materiałem podstawowym. Materiał nakładany jest warstwowo, a grubość jednej warstwy może wynosić od 0,2 \div 1,0 mm.

Na parametry mające wpływ na proces LMD są te składające się na energię lasera przedstawione w równaniu 1.1 na stronie 13. Energia lasera zwykle wynosi $90 \div 220$ J/mm³, prędkość skanowania $150 \div 1500$ mm/s, grubość

warstwy $0,04 \div 1,00$ mm oraz średnica plamki lasera $300 \div 3000$ μm . Prędkość podawania materiału wynosi 500 g/h. W metodzie LMD uzyskuje się elementy konstrukcyjne o wartości parametru chropowatości R_a około $7 \div 20$ μm . Prędkość chłodzenia wynosi poniżej 10^3 K/s. Platforma budowy można wstępnie podgrzać do temperatury 200°C [28].



Rys. 1.9. Sposób działania procesu LMD [27]

1.3. PRZYKŁADY ZASTOSOWAŃ TECHNOLOGII ADDYTYWNYCH

Technologie przyrostowe stosowane są często w medycynie do wytwarzania różnego rodzaju implantów. Elementy zastępujące fragmenty ludzkiego ciała w większości przypadków charakteryzują się bardzo złożoną geometrią oraz strukturą. Dzięki dużej zależności między technologią addytywną, a komputerowym modelowaniem 3D łatwiej i dokładniej można dopasować implant do ciała pacjenta. Jednymi z najczęściej stosowanych materiałów w medycynie są tworzywa biodegradowalne tj. polilaktyd, polikaprolakton i kompozyt polikaprolakton-hydroksyapatyt [29]. Implanty z takich materiałów są wszczepiane jako zamiennik tkanek miękkich bądź chrząstek na krótki okres, po którym rozpuszczają się w ciele pacjenta.

W przypadku implantów kości, które muszą wytrzymać większe obciążenia i pełnić swoją funkcję do końca życia pacjenta, wykonuje się je z materiałów metalicznych. Przemysł medyczny przy produkcji implantów, które zastępują ubytki szkieletowe wymaga od materiału wysokiej wytrzymałości, plastyczności oraz twardości. Implant powinien przejmować obciążenia i odciążać w ten sposób uszkodzoną kość, dlatego koniecznym jest, aby materiał z którego zostanie wykonany wykazywał większą sztywność i wyższy moduł Younga od kości. Równie ważnym aspektem jest możliwość wytworzenia porowatej struktury implantu, która stanowi rusztowanie i pozwala na odbudowę naturalnej tkanki. Najpopularniejszym materiałem w tym zakresie

jest stop tytanu Ti6Al4V, który swoje zastosowanie zyskał dzięki biokompatybilności z tkanką ludzką, a także niskiej masie i odporności na korozję [31]. Przykłady implantów (implant biodra, implant czaszki) wytworzonych technologią addytywną ze stopu Ti6Al4V przedstawiono na rysunku 1.10.

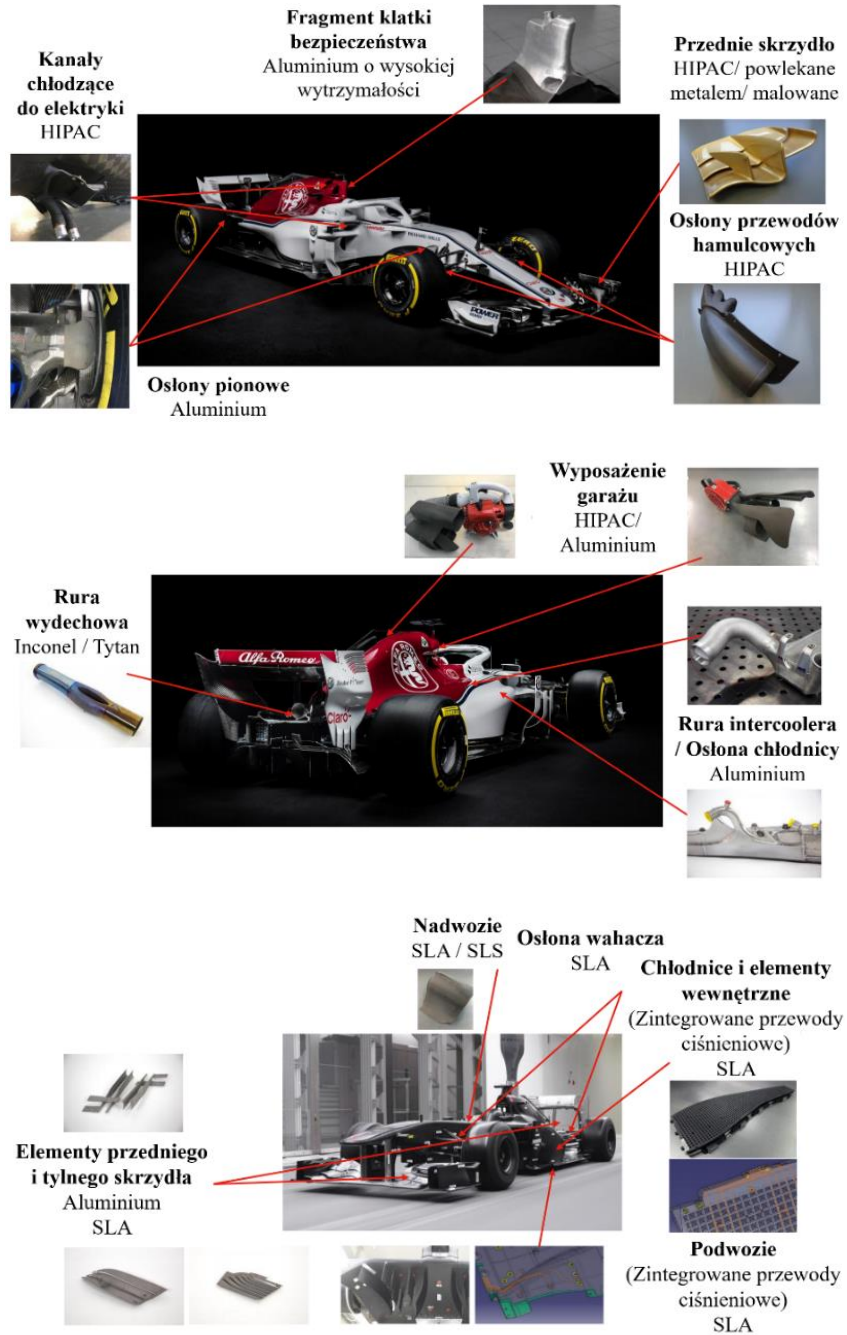


Rys. 1.10. Przykłady implantów kości wykonanych ze stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonych technologią addytywną [30]

Poza zastosowaniami medycznymi technologie addytywne powszechnie wykorzystuje się także w sportach motorowych oraz motoryzacji. Wielu producentów samochodów wykonuje przy użyciu technik przyrostowych prototypowe części montażowe, np. uchwyty blokujące pokrywę silnika. Głównym celem stosowania technologii addytywnych w motoryzacji i sportach motorowych jest produkcja pojazdów lekkich, gdyż jedynie te technologie pozwalają na wytworzenie elementu o dowolnej strukturze zachowując maksimum wytrzymałości przy minimalnej masie. Przykładami stosowanych elementów drukowanych są m.in. rury wydechowe, elementy skrzyni biegów wykonane ze stopu tytanu Ti6Al4V. Na rysunku 1.11 przedstawiono przykłady zastosowania w Formule 1 komponentów z różnych materiałów wytworzonych technologiami addytywnymi. Przewody chłodzące do instalacji elektrycznych, elementy aerodynamiczne przedniego spoilera drukowane są z poliamidu wzmocnionego włóknem węglowym (HiPAC). Kanały chłodnicy międzystopniowej, osłony boczne wykonywane są ze stopu aluminium. Dominującymi technologiami druku w obszarze sportów motorowych są: SLA (wśród materiałów płynnych) oraz SLS (do wytwarzania komponentów metalowych).

W przemyśle lotniczym technologię addytywną ceni się za możliwość wykonywania elementów o niskiej masie. Coraz częściej w lotnictwie elementy z tytanu wytwarza się metodami przyrostowymi. Materiał ten stosuje się do wykonania usztywnienia kadłuba, podwozia czy turbin. Stop Ti6Al4V jest często wybieranym materiałem ze względu na: niższą masę w porównaniu do stali konstrukcyjnych, odporność na temperatury występujące w trakcie lotu, odporność na korozję, a także możliwość łączenia tytanu z materiałami kompozytowymi. W pracy [32] wskazano, że technologie addytywne zapewnią

sektorowi lotniczemu skrócenie czasu oczekiwania na produkt od 30 do 70 %, oszczędności w kosztach produkcji części od 30 do 35 %.



Rys. 1.11. Przykłady zastosowania technologii addytywnych w Formule 1 [33]

Uważa się, że wytwarzane w sposób addytywny elementy mają duży potencjał w zastosowaniach lotniczych. Wydajność komponentów samolotowych można poprawić dzięki nowym, innowacyjnym rozwiązaniom projektowym, które są teraz możliwe dzięki technologiom addytywnym. Lekka konstrukcja jest dobrym przykładem polepszenia wydajności, która byłaby atrakcyjna dla przemysłu lotniczego. Niższa masa samolotu mogłaby przyczynić się do zwiększenia zasięgu lotu, zwiększenia ładowności i zmniejszenia zużycia paliwa [32]. Dzięki mnogości zalet i silnemu rozwojowi technologii addytywnych, a także szerokiemu spektrum zastosowań komponentów wytworzonych tymi metodami, są one powszechnie badane przez naukowców na całym świecie.

Autorzy publikacji starają się jak najdokładniej poznać i opisać proces tworzenia elementów metalowych z wykorzystaniem technologii addytywnych, a także zbadać właściwości mechaniczne oraz zmęczeniowe materiałów stosowanych w tych procesach. Jednym z najczęściej stosowanych materiałów do druku 3D z metalu jest stop tytanu Ti6Al4V, który został scharakteryzowany w kolejnym rozdziale.

2. WŁAŚCIWOŚCI STOPU TYTANU

2.1. KLASYFIKACJA STOPÓW TYTANU

Tytan jest pierwiastkiem chemicznym należącym do IVB grupy metali przejściowych (tworzą pierwiastki grup pobocznych układu okresowego) o liczbie atomowej równej 22, masie atomowej 47,9 u oraz gęstości 4,5 g/cm³. Temperatura topnienia tytanu wynosi 1675°C. Pierwiastek ten jest czwartym co do ilości metalem tworzącym skorupę ziemską, występujący głównie jako rutil – TiO₂ (Rys. 2.1a) i ilmenit – FeTiO₃ (Rys. 2.1b).

a)



b)



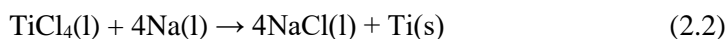
Rys. 2.1. Minerale tytanu: a) ilmenit, b) rutil [34,35]

Produkcja komercyjnego tytanu obejmuje chlorowanie rutilu (TiO₂) w obecności węgla. Najważniejszą reakcją chemiczną tego procesu jest:



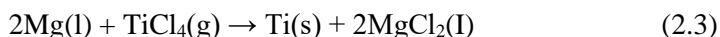
W reakcji tej powstaje tetrachlorek tytanu TiCl₄, który zostaje oczyszczony poprzez destylację i obróbkę chemiczną, a następnie redukuje się go do gąbki tytanowej, stosując magnez (proces Krolla) albo sód (proces Huntera).

Proces Huntera stanowił pierwszą metodę umożliwiającą uzyskanie niemal w 100% czystego tytanu. W procesie tym tetrachlorek tytanu redukowany jest za pomocą sodu w celu otrzymania czystego tytanu. Poniżej zapisano reakcję chemiczną tego procesu:

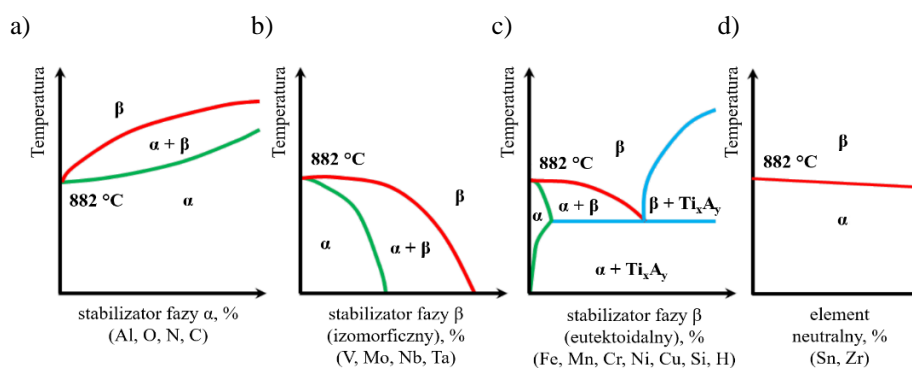


Powyższa reakcja należy do niebezpiecznych dlatego, że zachodzi reakcja wybuchowa oraz wykorzystywany jest sód. Niewydajność procesu i jego niebezpieczny charakter powodują to, że nie jest odpowiedni do wytwarzania tytanu w dużych ilościach. Do produkcji metalicznego tytanu powszechnie stosuje się technologię opartą na procesie Krolla, który praktycznie zastąpił proces Huntera. W metodzie tej tytan otrzymuje się z rud zawierających

dwutlenek tytanu lub z żużlu bogatego w tytan wytwarzany podczas metalurgicznej obróbki rudy ilmenitu. W procesie Krolla tetrachlorek tytanu jest redukowany za pomocą stopionego magnezu w gazie obojętnym z wytworzeniem czystego metalicznego tytanu i metalicznej gąbki tytanowej. Podstawowa reakcja tego procesu to:



Powyższa reakcja zachodzi w zbiorniku reakcyjnym, który jest wykonany ze stali nierdzewnej lub stali węglowej. Reaktor jest najpierw zasilany magnezem bez tlenków, a następnie dostarczany jest argon. Po stopieniu magnezu poprzez zewnętrzne ogrzewanie tetrachlorek tytanu jest ostrożnie wprowadzany do reaktora. Zakres temperatur wynosi od 850 do 950°C. Kolejnym etapem jest oczyszczanie tytanu podczas procesu jodkowego. Oczyszczony tytan topi się w piecu plazmowym, izolowanym elektronowo, łukowym lub indukcyjnym.



Rys. 2.2. Wpływ pierwiastków stopowych na wykresy fazowe stopów tytanu: a) stabilizatory fazy α , b) stabilizatory fazy β (izomorficzne), c) stabilizatory fazy β (eutektoidalne), d) elementy neutralne [36]

Tytan występuje w dwóch podstawowych odmianach alotropowych w niskiej temperaturze fazy α , która ma gęsto upakowaną heksagonalną strukturę krystaliczną oraz w wysokiej temperaturze fazy β posiadającą strukturę kubiczną. Wśród stopów tytanu można wyróżnić 4 grupy (Rys. 2.2) [37]:

- stopy α (do których zalicza się Ti5Al2.5Sn),
- stopy prawie α (np. Ti8Al1Mo1V , $\text{Ti11Sn5Zr2.3Al1Mo1Si}$),
- stopy β (np. Ti13V11Cr3Al , Ti8Mo8V3Al2Fe , Ti8V6Cr4Mo4Zr3Al),
- stopy $\alpha+\beta$ (np. Ti8Mn , Ti3Al2.5V , Ti6Al4V , Ti6Al6V2Sn).

Odporne na korozję stopy są na ogół jednofazowymi stopami α z rozcieńczonymi dodatkami stałego roztworu wzmacniającego i pierwiastków stabilizujących α , takich jak: tlen, pallad, ruten i aluminium. Najważniejszym pierwiastkiem stabilizującym fazę α jest aluminium, którego

masa atomowa wynosi 26,981539 u, co stanowi połowę ciężaru właściwego tytanu. Z tego względu stopy α charakteryzują się niższą masą niż stopy β , gdyż fazę β stabilizują cięższe pierwiastki tj. molibden, czy wanad. Stopy α nie nadają się do obróbki cieplnej i procesów starzenia. Natomiast poddawane są jedynie obróbce odprężającej w celu zmniejszenia naprężeń wywołanych procesami mechanicznymi. Stopy α charakteryzują się dobrą spawalnością oraz odpornością na wysokie temperatury, dobrą odpornością na karby, umiarkowaną ciągliwością, a jednocześnie oferują doskonałe właściwości w niskich temperaturach. Stopy o najwyższej zawartości pierwiastków stopowych charakteryzują się odpornością na pełzanie w wysokich temperaturach oraz utlenianie. Stopy te są stosowane w przemyśle chemicznym, energetycznym, papierniczym i przetwórstwie spożywczym do produkcji wysoce odpornych na korozję rur, wymienników ciepła, obudów zaworów i pojemników. Jednofazowe stopy α zapewniają doskonałą odporność na korozję, dobrą spawalność oraz łatwą produkcję, ale przy stosunkowo niskiej wytrzymałości [38,39].

Stopy prawie α charakteryzują się niewielkim (1 ÷ 2 %) dodatkiem stabilizatorów fazy β mających na celu poprawę wytrzymałości mechanicznej i skrawalności. Posiadają wyższą wytrzymałość mechaniczną stopów $\alpha+\beta$, oraz odpornością na pełzanie zwykłych stopów α . Stopy prawie α nadają się do procesów starzenia oraz hartowania oraz charakteryzują się odpornością na wysoką temperaturę. Stopy prawie α mają największe zastosowanie w silnikach lotniczych [40,41].

Stopy β charakteryzują się dodatkiem dużej liczby pierwiastków stabilizujących fazę β (10 ÷ 15 %). W odróżnieniu od stopów α , stopy β są podatne na utwardzanie poprzez odpowiednią obróbkę starzenia termicznego, co w wysokich temperaturach prowadzi do wytrącania się bardzo drobnych cząstek fazy α . Możliwe jest również wytrącanie się niepożądanego związku $TiCr_2$ powodującego kruchość. Stopy β poprzez dużą gęstość oraz niską ciągliwość są wykorzystywane do specjalistycznych zastosowań, w których najważniejszymi cechami są ognioodporność oraz odporność na korozję.

Stopy $\alpha+\beta$ zawierają jeden lub więcej stabilizatorów α i β . Zachowują one więcej stabilizatorów β po końcowej obróbce cieplnej niż stopy bliskie α i można je wzmocnić przez obróbkę roztworem oraz starzenie. Najczęściej są one stosowane w stanie wyżarzonym. Obróbka i starzenie roztworu może zwiększyć wytrzymałość tych stopów nawet o 80 %. Stopy $\alpha+\beta$ są najczęściej wykorzystywane w przemyśle i stanowią około 70 % całkowitego użycia tytanu. Stopy $\alpha+\beta$ różnią się od siebie znacznie składem, a tym samym ogólnymi cechami. Stopy o małej ilości stabilizatora β (np. Ti6Al4V) mają słabą hartowność i muszą być szybko hartowane w celu późniejszego wzmocnienia. Stopy te mają w porównaniu do stopów α wyższą wytrzymałość mechaniczną, można je obrabiać cieplnie, ale mają mniejszą odkształcalność i odporność na pełzanie. Stopy $\alpha+\beta$ cechuje dobra spawalność. Stopy tytanu do zastosowań w przemyśle lotniczym zawierają elementy stabilizujące α i β

w celu osiągnięcia wymaganych właściwości mechanicznych, takich jak wytrzymałość na rozciąganie, pełzanie, zmęczenie, odporność na propagację pęknięć zmęczeniowych, odporność na pękanie i utlenianie. Powyższe właściwości mechaniczne są określane głównie przez dwa czynniki: skład chemiczny stopu i jego mikrostrukturę.

2.2. METODY WYTWARZANIA SPROSZKOWANEGO TYTANU

W produkcji elementów konstrukcyjnych z użyciem technologii addytywnych stosuje się materiały w postaci sproszkowanego materiału. Proszki metali wytwarza się metodami mechanicznymi, fizykochemicznymi lub chemicznymi. Jednymi z podstawowych metod otrzymywania sproszkowanego tytanu są: rozpylanie parą wodną i gazem, mielenie, mieszanie mechaniczne, elektroliza oraz redukcja tlenków.

Proces rozpylania jest prawdopodobnie najbardziej popularną metodą wytwarzania proszków metali i może być stosowany dla każdego materiału, który można stopić. Polega on na przerywaniu ciągłego strumienia ciekłego metalu w celu utworzenia kropelek. Kropelki te zmieniają swój stan skupienia na stały, tworząc proszek o średnicy $10 \div 1000 \mu\text{m}$. Przez rozpylanie produkuje się $10 \div 105$ ton sproszkowanych metali rocznie. Proces rozpylania obejmuje szeroką gamę technologii stosowanych zarówno na poziomie przemysłowym, jak i eksperymentalnym, ale najważniejsze z nich to rozpylanie w gazie lub wodzie (które same stanowią 95 % systemów rozpylania na świecie) oraz rozpylanie plazmowe.

Najpowszechniejszą metodą rozpylania jest rozpylanie parą wodną stosowane do każdego rodzaju materiału, który można łatwo stopić i który nie reaguje z wodą. W przypadku materiałów o temperaturach topnienia poniżej 500°C zaobserwowano, że mają one skłonności do tworzenia nieregularnych kształtów ziaren proszku ze względu na proces zbyt szybkiego chłodzenia. Nie jest to zjawiskiem pożądanym. Rozpylanie w wodzie jest jedną z najtańszych metod, ze względu na niski koszt substancji (wody) wykorzystywanych do tego procesu oraz niewielką ilość energii wykorzystywanej do ich sprężenia. Proces rozpylania w wodzie posiada także wady – obecność zanieczyszczeń (zwłaszcza tlenków) oraz nieregularny kształt ziaren proszku.

Innym przykładem procesu wytwarzania sproszkowanego tytanu jest rozpylanie gazowe, w którym ciągłość przepływu ciekłego metalu zostaje przerwana przez gaz, taki jak powietrze, azot, argon lub hel. W procesie tym preferuje się stosowanie gazów obojętnych zamiast powietrza, aby uniknąć zjawiska utleniania i zanieczyszczenia metalami. Procesy rozpylania w gazie i wodzie są bardzo podobne, ponieważ urządzenia do ich przeprowadzania posiadają bardzo zbliżoną budowę. W obu przypadkach rozpylanie odbywa się poprzez przeniesienie energii kinetycznej ze środowiska rozpylającego na metal. W procesie rozpylania gazowego stopiony metal wlewa się od góry bezpośrednio do komory rozpylającej. Tam jest on rozpylany pod wysokim

ciśnieniem przez strumienie gazu. Ze względu na niższą pojemność cieplną gazu w porównaniu z wodą, krople metalu mają dłuższy czas krzepnięcia, co skutkuje bardziej kulistymi cząstkami proszku niż te otrzymane przy rozpylaniu w wodzie. Idealne proszki powinny być gładkie i kuliste, ale w praktyce, zwłaszcza przy produkcji bardzo drobnych proszków, występują bardzo małe cząsteczki przyczepione do powierzchni większych. Uważa się, że jest to spowodowane cyrkulacją gazu w komorze rozpylającej, co powoduje unoszenie drobniejszych cząstek, które zderzają się z większymi, wciąż częściowo stopionymi. Obecne procesy rozpylania gazów są optymalizowane w taki sposób, aby ograniczyć zjawiska utleniania podczas produkcji proszków, tak aby ilość tlenu w nich przeważnie nie przekraczała wartości już występujących w ciekłym metalu przed rozpyleniem. Jednak, zwłaszcza w przypadku argonu, proszki mogą zawierać niewielkie ilości gazu rozpylającego wewnątrz pojedynczych cząstek, co powoduje powstawanie mikroporowatości [42].

Rozpylanie plazmowe jest stosunkowo nowym procesem, który został opracowany do produkcji proszków metali i stopów o wysokiej temperaturze topnienia, takich jak tytan, cyrkon lub tantal. Rozpylanie plazmowe pozwala na wytwarzanie drobnych cząstek o bardzo kulistym kształcie i niskiej zawartości tlenu. Rozpylany materiał można wprowadzić w postaci drutu lub pręta, jeśli stosuje się proces RF-PA (Radio Frequency Plasma Atomisation), lub można go wprowadzić w postaci proszków, jeśli stosuje się proces RF-PS (Radio Frequency Plasma Spheroidisation). Oba procesy są bardzo podobne. W RF-PA materiał jest podawany współosiowo do indukcyjnego palnika plazmowego, gdzie koniec materiału jest stapiany. Gorąca plazma rozpyła drut, gdy tylko dotrze on do dyszy zainstalowanej na końcu wylotu palnika. Z kolei RF-PS wykorzystuje ciepło plazmy do doprowadzenia materiału do temperatury topnienia, dzięki czemu napięcie powierzchniowe fazy ciekłej umożliwia każdej cząstce przybranie idealnie kulistego kształtu. RF-PS pozwala na uzyskanie najwyższej wydajności spośród wszystkich procesów produkcji proszku (powyżej 90 %). Główną część tego układu stanowi palnik, zdolny do osiągnięcia temperatur powyżej 10000°C. W procesie RF-PS brak jest elektrod i części podlegających erozji, co zapobiega wystąpieniu problemów związanych z zanieczyszczeniem proszku. Technologia ta pozwala na ciągłą produkcję i umożliwia pracę z szerokim zakresem gazów i przy różnych ciśnieniach roboczych, tworząc w ten sposób atmosferę obojętną, redukującą lub utleniającą w zależności od potrzeb. Wielkość cząstek uzyskanych w tym procesie waha się maksymalnie do 200 μm i można stosować bardzo różne materiały, takie jak stopy stali nierdzewnej, stopy tytanu, stopy aluminium i stopy niklu.

2.3. WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE STOPU Ti6Al4V

Stop Ti6Al4V należy do stopów $\alpha+\beta$. Dwufazowa struktura tego materiału jest wynikiem występowania w stopie odpowiedniej ilości dodatków stopowych, które stabilizują fazę β .

Materiał Ti6Al4V poddaje się następującym metodom obróbki cieplnej: wyżarzaniu odprężającemu, wyżarzaniu rekrytalizującemu, wyżarzaniu izotermicznemu oraz procesom przesycań i starzenia. Wyżarzanie odprężające przeprowadza się w zakresie temperatur 350 ÷ 600°C w celu usunięcia naprężeń wewnętrznych, które wywołała obróbka mechaniczna, plastyczna lub spawanie. Wyżarzanie rekrytalizujące pozwala na uzyskanie zamierzonej ziarnistości oraz usunięciu umocnienia odkształceniowego. Obróbkę tę realizuje się w temperaturach 650 ÷ 750°C. W procesie tym istotne jest, aby jego temperatura nie przekroczyła temperatury przemiany fazowej ze stanu $\alpha+\beta$ do fazy β . W okolicach fazy β następuje rozrost ziaren. Stabilną strukturę stopu można uzyskać dzięki zastosowaniu wyżarzania izotermicznego, które przeprowadza się w temperaturach 850 ÷ 950°C. Po ogrzaniu materiał zostaje chłodzony na powietrzu do uzyskania temperatury w granicach 500 ÷ 600°C. Następnie stop utrzymuje się w takiej temperaturze od 30 minut do 2 godzin. Po tym etapie następuje powolne wychładzanie materiału. Kolejnym z możliwych procesów obróbki cieplnej jest utwardzanie wydzielinowe w skład, którego wchodzi procesy przesycań i starzenia. Przesycaenie polega na nagrzewaniu stopu do temperatury bliskiej temperaturze przemiany fazowej ze stanu $\alpha+\beta$ do stanu β , po którym następuje szybkie jego chłodzenie. Otrzymuje się wtedy przesycony roztwór stały, który charakteryzuje się tworzeniem faz metastabilnych. Po przesycańiu następuje proces starzenia, gdzie rozpadowi podlegają metastabilne fazy, w których wyróżnić można cząstki fazy α oraz fazy β . Procesy przesycań i starzenia mają na celu umocnienie oraz poprawę właściwości mechanicznych stopu tytanu [43].

Tab. 2.1. Skład chemiczny stopu tytanu Ti6Al4V [44]

Główne pierwiastki stopowe i ich zawartość w stopie Ti6Al4V, %							
Al	V	Fe	O	N	C	H	Ti
5,5÷6,75	3,5÷4,5	≤ 0,3	≤ 0,2	≤ 0,05	≤ 0,08	≤ 0,01	Reszta

Tab. 2.2. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V [45]

Właściwości mechaniczne			
R _m	R _{p0.2}	E	A
MPa	MPa	GPa	%
1160±30	1050±50	105±5	5,5±2

Najpopularniejszym i najpowszechniej stosowanym stopem tytanu jest Ti6Al4V (Grade 5). Nazwa ta oznacza, że poza tytanem w skład stopu wchodzi 6 % aluminium oraz 4 % wanadu. Materiał ten stanowi około 50 % całkowitego wykorzystania tytanu na świecie. Swoje szerokie zastosowanie zawdzięcza wysokim właściwościom wytrzymałościowym oraz niewielkiej gęstości. Charakteryzuje się on znacznie wyższą wytrzymałością oraz właściwościami termicznymi w porównaniu do czystego tytanu. Dzięki wysokiej temperaturze topnienia Ti6Al4V nadaje się doskonale do obróbki plastycznej w porównaniu

do innych odmian. Stop ten charakteryzuje się dobrą odpornością na korozję w temperaturze otoczenia, a także wielu rodzajach atmosfery przemysłowej. Dla materiału tego konieczne jest dobieranie niestandardowych procesów odlewania i topienia z uwagi na fakt, iż w podwyższonych temperaturach Ti6Al4V wchodzi z łatwością w reakcje z innymi materiałami. W tabeli 2.1 przedstawiono skład chemiczny Ti6Al4V według normy [44]. Natomiast w tabeli 2.2 zamieszczono właściwości mechaniczne stopu zawarte w normie [45].

Stop Ti6Al4V charakteryzuje się połączeniem niskiej gęstości oraz doskonałych właściwości mechanicznych z odpornością na korozję oraz utlenianie. Stop ten może osiągać wytrzymałość do 1200 MPa przy module sprężystości, który w zależności od metody obróbki i struktury stopu może wahać się od 80 do 145 GPa. W szczególności odporność na korozję i utlenianie sprawiają, że Ti6Al4V nadaje się do zastosowań w środowiskach nieprzyjaznych metalom, takich jak woda morska lub wysokie temperatury [46].

2.4. ZASTOSOWANIE STOPU Ti6Al4V

Stop Ti6Al4V znajduje zastosowanie w przemyśle lotniczym (Rys. 2.3), kosmicznym, morskim oraz medycznym, w których stanowi jeden z podstawowych stopów materiałów do wytwarzania implantów.



Rys. 2.3. Części silnika odrzutowego wykonane technologią addytywną [48]

Sektor lotniczy jest jednym z głównych obszarów, w których stop Ti6Al4V jest szeroko stosowany, zarówno na elementy konstrukcji, jak i elementy silników samolotów, satelitów itp. W 2006 roku przemysł lotniczy wykorzystał 44% światowej produkcji tytanu, w której Ti6Al4V był najczęściej stosowanym stopem. Ze względu na wysoką odporność na korozję, materiał ten znajduje zastosowanie w przemyśle chemicznym oraz petrochemicznym m.in. na pompy oraz zbiorniki magazynowe. W sektorze morskim stop tytanu wykorzystuje się do produkcji statków, łodzi podwodnych, czy platform wiertniczych. W przemyśle energetycznym Ti6Al4V wykorzystuje się do produkcji płytowych wymienników ciepła, w rurach, czy łopatach turbin. W medycynie materiał ten stosuje się do wykonywania implantów, protez stomatologicznych

oraz narzędzi chirurgicznych. Dzięki swoim właściwościom stopu Ti6Al4V jest stosowany w sportach motorowych do wytwarzania zawieszek pojazdów oraz różnego rodzaju zaworów. Przemysł motoryzacyjny dzięki zastosowaniu tego typu rozwiązań w motosporcie ma możliwość testowania i przeprowadzania badań elementów, które mogą zostać wdrożone do samochodów drogowych [47].

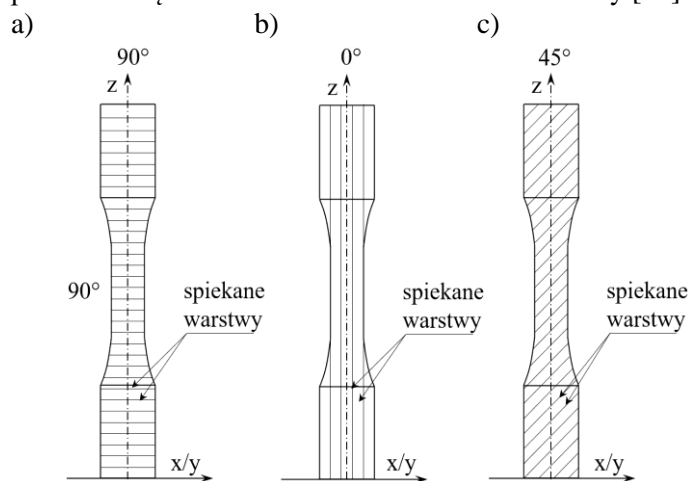
Stop Ti6Al4V wytworzony metodami addytywnymi jest materiałem najczęściej badanym, co można przypisać jego szerokiemu zastosowaniu i wynikającymi z tego potrzebami dokładnego poznania tego materiału i jego zachowania w warunkach obciążeń statycznych oraz zmęczeniowych [49].

3. WŁAŚCIWOŚCI MATERIAŁU Ti6Al4V WYKONANEGO TECHNOLOGIĄ ADDYTYWNA

Na wytrzymałość elementów konstrukcyjnych wykonanych technologią addytywną wpływa szereg czynników. Począwszy od jakości sproszkowanego materiału, wyboru odpowiedniej technologii wytwarzania oraz jej parametrów, a także kierunkowości druku, po chropowatość otrzymanej powierzchni oraz porowatość struktury [6]. W poniższych podrozdziałach opisano wybrane czynniki mające silny związek z wytrzymałością oraz trwałością zmęczeniową elementów.

3.1. KIERUNEK DRUKU

Orientacja druku jest jednym z najczęściej opisywanych parametrów wpływających na wytrzymałość wytwarzanego komponentu. Zazwyczaj badanymi elementami (próbkami) są te zorientowane pod kątem 0° , 45° i 90° względem osi Z (oś Z jest równoległa do najdłuższej krawędzi próbki), zgodnie z którą wykonywane są części. Kierunek druku wpływa istotnie na wytrzymałość, ponieważ z nim związany jest proces spiekania poszczególnych warstw, co przekłada się także na kierunkowość mikrostruktury [50].



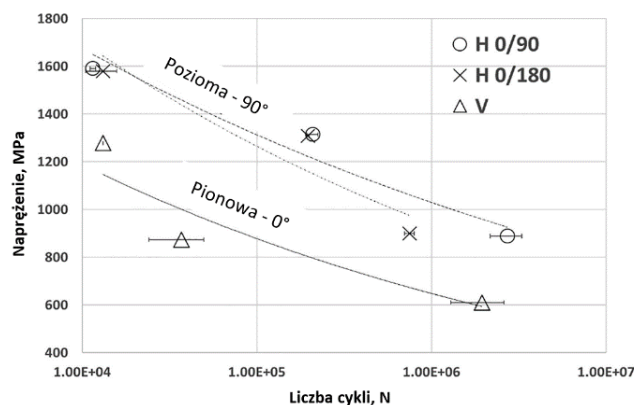
Rys. 3.1. Schematyczne przedstawienie ułożenia spiekanych warstw względem osi próbki: a) 90° , b) 0° , c) 45°

Na rysunku 3.1 przedstawiono w sposób schematyczny wytwarzanie elementów o różnej orientacji względem kierunku druku. Nanoszenie kolejnych warstw materiału w procesie addytywnym w zależności od orientacji druku powoduje, że warstwy te ułożone są pod różnym kątem do osi wykonywanego

przedmiotu. W trakcie trwania statycznej próby rozciągania, linie siły ułożone są w sposób równoległy do osi próbki. Oznacza to, że w przypadku próbek wykonanych pod kątem 90° linie sił są prostopadłe do powierzchni przylegania kolejnych warstw, co powoduje najniższą wytrzymałość elementu [51].

W przypadku elementów wykonywanych pod kątem 0° równoległe ułożenie mikrostruktury może utrudniać propagację pęknięcia, co wiąże się z potrzebą przyłożenia większej siły do inicjacji pęknięcia. Przekłada się to na wyższą wytrzymałość próbek zorientowanych pod innym kątem niż 90° , ponieważ pęknięcia powstają wzdłuż granicy ziaren [52]. W pracy [53] autorzy podają, że wraz ze zmniejszaniem się kąta od 90° (1004 MPa) do 45° (kierunek druku) wytrzymałość na rozciąganie próbek ze stopu Ti6Al4V rośnie, osiągając maksimum przy 45° (1134 MPa). Następnie zmniejszając kąt z 45° do 0° wytrzymałość zmniejsza się uzyskując 1050 MPa przy kącie 0° . Badania prowadzono dla różnych kierunków druku technologią DMLS dla próbek bezpośrednio po procesie wytwarzania, obróbce termicznej w niskich oraz wysokich temperaturach, a także prasowaniu izostatycznym na gorąco (*Hot isostatic pressing - HIP*). Najwyższe różnice w wytrzymałości między zmieniającą się orientacją druku otrzymano dla próbek nie poddanych jakiegokolwiek obróbce cieplnej. Nieco niższe różnice wykazywały próbki poddane obróbce termicznej w niskich temperaturach. Nie zaobserwowano natomiast różnicy w wytrzymałości między próbkami o różnych orientacjach po obróbce termicznej w wysokich temperaturach, a także prasowaniu izostatycznym na gorąco. Autorzy w publikacji [54] wskazują również na zależność wytrzymałości materiału Ti6Al4V od orientacji druku próbek. Porównali oni dwa kierunki druku, w których próbka była zorientowana pod kątem 90° (pionowo) oraz 0° (poziomo) względem osi Z. Z przedstawionych przez badaczy danych wynika, że próbki wytwarzane pod kątem 90° uzyskiwały niższą wytrzymałość (1263 MPa) od próbek wykonanych pod kątem 0° (1336 ÷ 1370 MPa). Podobną zależność uzyskali autorzy w pracy [55], elementy tytanowe wykonane pod kątem 0° (poziomo) cechowały się wyższymi właściwościami mechanicznymi, w porównaniu do tych wytworzonych pod kątem 90° (pionowo). Umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$ wynosiła 730 MPa (o 80 MPa więcej niż w przypadku próbki wykonanej pod kątem 90°). Wytrzymałość na rozciąganie R_m osiągała 825 MPa (o 100 MPa więcej od próbki 90°). Moduł Younga E był równy 100 GPa (o 5 GPa więcej od próbki 90°). Natomiast próbki wykonane pod kątem 90° (pionowo) charakteryzowały się wydłużeniem równym 8,6 %, które było wyższe od wydłużenia uzyskanego dla próbki wykonanej pod kątem 0° o 0,9 %. Autorzy pracy [56] także podają wyniki badań dla dwóch kierunków druku. Próbki wykonane pod kątem 90° charakteryzowały się następującymi parametrami: umowną granicą plastyczności $R_{p0,2} = 869 \pm 11$ MPa, wytrzymałością na rozciąganie $R_m = 955 \pm 7$ MPa oraz wydłużeniem $A = 9,8 \pm 2,3$ %. Badane elementy, które wykonano pod kątem 0° uzyskały wyższe wartości parametrów: $R_{p0,2} = 891 \pm 14$ MPa, $R_m = 987 \pm 8$ MPa, $A = 15,7 \pm 1,9$ %. Publikacja [57]

opisuje wpływ kierunku druku na wytrzymałość oraz trwałość zmęczeniową wytworzonego materiału. Przebadano pionową (90°) oraz poziomą orientację druku (0°), a wyniki wytrzymałości R_m osiągały odpowiednio 1550 ± 60 MPa (90°) oraz 1620 ± 20 MPa (0°). Wartości umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ dla próbek wykonanych pod kątem 90° wynosiły 1283 ± 77 MPa, a dla próbek wytworzonych pod kątem 0° były równe 1297 ± 37 MPa. Oprócz badań właściwości mechanicznych autorzy przedstawili także wykresy trwałości zmęczeniowej dla próbek zorientowanych pod kątem 0° oraz 90° . Z przeprowadzonych testów wynika, że próbki wykonane pod kątem 0° (poziomo) charakteryzują się wyższą wytrzymałością zmęczeniową od tych wykonanych pod kątem 90° (pionowo), co zilustrowano na rysunku 3.2. Dla liczby cykli 10^6 próbki wykonane pod kątem 90° ulegały zniszczeniu przy obciążeniach wyższych o $45 \div 47\%$ niż próbki wykonane pod kątem 0° .



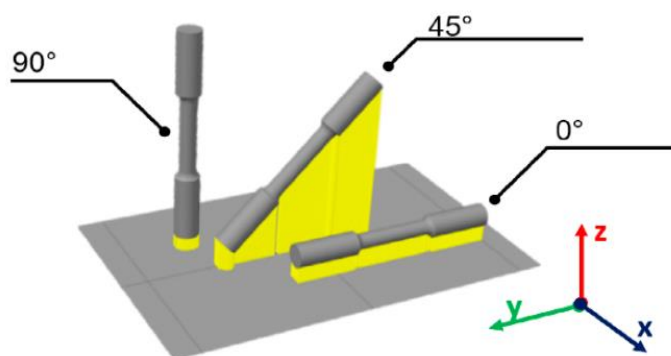
Rys. 3.2. Wykres trwałości zmęczeniowej stopu tytanu Ti6Al4V dla dwóch orientacji druku [57]

W publikacji [58] zamieszczono wyniki badań właściwości statycznych próbek zorientowanych pod kątem 0° , 45° oraz 90° z materiału Ti6Al4V wykonanego metodą EBM. Autorzy otrzymali następujące wyniki:

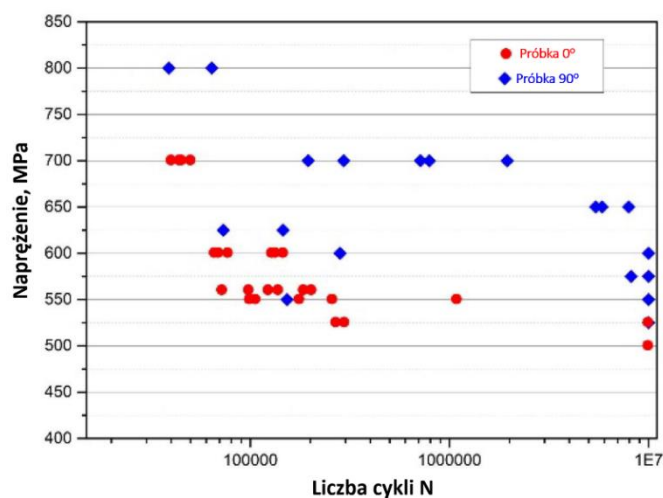
- o dla próbek zorientowanych pod kątem 0° : $R_m = 915,0 \pm 9,3$ MPa, $R_{p0,2} = 852,6 \pm 10$ MPa, $E = 98,8 \pm 2,3$ GPa,
- o dla próbek zorientowanych pod kątem 45° : $R_m = 918,0 \pm 16,5$ MPa, $R_{p0,2} = 859,1 \pm 17,1$ MPa, $E = 107,9 \pm 0,4$ GPa,
- o dla próbek zorientowanych pod kątem 90° : $R_m = 919,1 \pm 8,5$ MPa, $R_{p0,2} = 857,3 \pm 8,6$ MPa, $E = 104,8 \pm 1,5$ GPa.

W przypadku otrzymanych wartości można zauważyć, że próbki wykonane pod kątem 90° wykazywały najwyższą wytrzymałość na rozciąganie. Natomiast najwyższe wartości umownej granicy plastyczności i modułu Younga otrzymano dla próbek zorientowanych pod kątem 45° . Najniższe wartości uzyskano dla kierunku 0° , co odbiega od danych przedstawianych w większości

dostępnych źródeł literaturowych. Autorzy sugerują, że takie zachowanie się badanych elementów może być związane z defektami powstałymi na powierzchni w wyniku obróbki mającej na celu usunięcie konstrukcji podporowych, które przylegają do całej powierzchni dla próbek wykonanych pod kątem 0° oraz 45° (Rys. 3.3). We wszystkich trzech kierunkach otrzymane wartości są do siebie zbliżone, co przekłada się na niewielką anizotropię wytworzonego materiału.



Rys. 3.3. Schematyczne przedstawienie orientacji wytwarzanych elementów względem kierunku druku [58]



Rys. 3.4. Wyniki badań zmęczeniowych stopu Ti6Al4V wytworzonego w dwóch kierunkach [59]

Podobną zależność przedstawiono w publikacji [59], w której zamieszczono badania próbek ze stopu Ti6Al4V wykonanych technologią SLM dla dwóch kierunków druku próbek: pod kątem 90° (pionowego) oraz 0° (poziomego). Próbkę zorientowaną pod kątem 90° charakteryzowały się

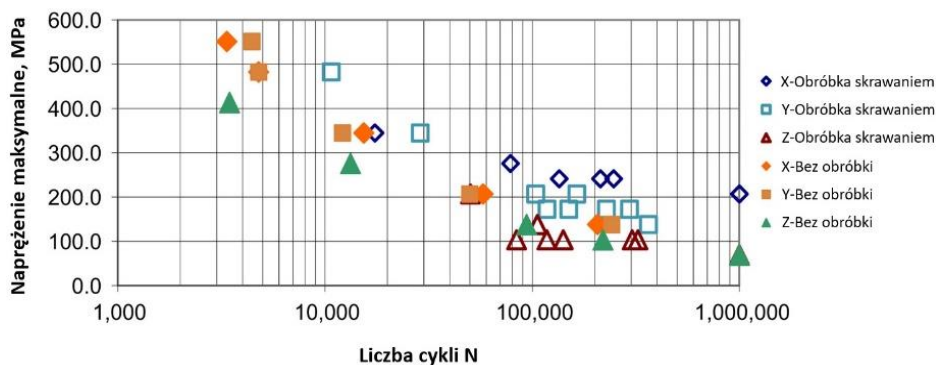
nieznacznie wyższą wytrzymałością na rozciąganie (1035 MPa) od tych wytworzonych pod kątem 0° (1032 MPa). Natomiast próbki wykonane pod kątem 0° cechowały się wyższą granicą plastyczności (953 MPa) oraz większą wartością wydłużenia (17,7 %) w porównaniu do próbek wytworzonych pod kątem 90° ($R_{p0,2} = 929,5$ MPa, $A = 15,6$ %). Podobnie zachowywały się próbki użyte do badań zmęczeniowych. Te wykonane pod kątem 90° wykazywały wyższą trwałość zmęczeniową od próbek wytwarzanych pod kątem 0° . Zostało to przedstawione na rysunku 3.4. Według autorów odmienne zachowanie się materiału od danych w źródłach literaturowych wynikało z zastosowanej obróbki cieplnej oraz występowaniem defektów w próbce wykonanej pod kątem 0° . Uznano, że struktura krystalograficzna i występowanie podłużnych ziaren odgrywały dominującą rolę w anizotropowym zachowaniu materiału w różnych kierunkach.

Na podstawie doświadczalnych wyników badań autorzy publikacji [60] potwierdzają, że na trwałość zmęczeniową wpływa kierunek, w którym próbki są wytwarzane. Próbki poziome wykonane pod kątem 0° mają wyższą średnią granicę zmęczenia (121,18 MPa) w porównaniu z wartością otrzymaną dla próbek pionowych wykonanych pod kątem 90° (91,1 MPa). Otrzymane wyniki badań autorzy opisali równaniem Basquina. Krzywe trwałości zmęczeniowej dla obu kierunków druku posiadają ten sam kąt nachylenia, co pozwala stwierdzić, że czynniki wpływające na to zachowanie zależą od przyłożonego obciążenia oraz od liczby cykli.

W artykule [61] zbadano wpływ orientacji druku na wytrzymałość stopu Ti6Al4V wytworzonego technologią SLM. Wyniki statycznej próby rozciągania wykazały, że próbka zorientowana pod kątem 90° charakteryzowała się niższą wytrzymałością, granicą plastyczności oraz odkształceniem od tej wykonanej poziomo (0°). W próbce pionowej (90°) zaobserwowano kruche pęknięcia wzdłuż płaszczyzn prostopadłych do kierunku budowy. Pęknięcie tego typu wskazuje na możliwe uszkodzenie międzywarstwowe z powodu braku silnego wiązania między kolejno nakładanymi warstwami. Autorzy wskazują, że może być to spowodowane niewystarczającą ekspozycją warstw na działanie lasera lub dużą prędkością skanowania, która nie była w stanie stopić głębszych warstw. Obecność częściowo stopionych i niestopionych cząstek proszku również mogła spowodować pęknięcia na granicy warstw. Wady znacząco wpływają na uzyskane wyniki badań. Optymalizacja parametrów procesu może poprawić ogólną jakość próbek wykonywanych technologią addytywną i zapewnić bardziej jednolite właściwości w różnych kierunkach druku.

W pracy [62] potwierdzono znaczący wpływ orientacji druku na trwałość zmęczeniową elementów ze stopu tytanu Ti6Al4V wykonanych procesami addytywnych. Na wykresie (Rys. 3.5) przedstawiono szersze wyniki badań pokazujące trwałość zmęczeniową dla elementów zorientowanych w trzech kierunkach, wykonanych bez obróbki powierzchniowej oraz dla próbek poddanych obróbce skrawaniem. Elementy do badań wykonano pod kątem 0°

oraz 90°. Wytworzono dwa rodzaje próbek pod kątem 0°. Pierwsze z nich ułożone były równoległe do osi X, natomiast drugie równoległe do osi Y. Próbkę z ostatniej grupy zorientowaną była wzdłuż osi X oraz osi Y.



Rys. 3.5. Wyniki badań zmęczeniowych dla różnej orientacji druku [62]

Próbki wykonane pod kątem 90° charakteryzowały się wytrzymałością zmęczeniową na poziomie 170 MPa przy 200 tys. cykli. Natomiast elementy wykonane pod kątem 0° dla tej samej liczby cykli osiągały wytrzymałość równą 240 MPa. Na wykresie można zauważyć, że próbki wykonane pod kątem 90° bezpośrednio po procesie druku charakteryzują się najniższymi właściwościami cyklicznymi ze wszystkich badanych próbek. Zauważa się również, że próbki wykonane pod kątem 90° poddane obróbce skrawaniem wykazują niższą wytrzymałość od próbek wykonanych pod kątem 0°. Stwierdzono, że wpływ orientacji wytwarzanego elementu na wytrzymałość zmęczeniową jest znaczący. Chociaż nie jest on bezpośrednią przyczyną zaistniałej anizotropii materiału, która wynika z innych równocześnie występujących czynników tj. porowatość, mikrostruktura lub chropowatość.

Wpływ orientacji druku na właściwości mechaniczne oraz zmęczeniowe można zauważyć także analizując wyniki badań innych materiałów wykonanych metodami addytywnymi m.in. AlSi10Mg [12,26,63,64], 316L [65,66,67,68], 718 Inconel [69,70,71], 17-4PH [72,73], 18Ni-330 [74,75]. We wskazanych pracach najwyższą wytrzymałością charakteryzowały się te elementy, które zorientowane były pod kątem 45°, nieco niższe wartości otrzymywano dla próbek wykonanych poziomo (0°). Natomiast najniższym kierunkiem druku okazała się orientacja pionowa (90°).

Przedstawione w powyższym podrozdziale wyniki badań wskazują na silną zależność wytrzymałości elementów wykonywanych technologią addytywną od kąta ich ustawienia względem kierunku druku. W większości dostępnych źródeł literaturowych najniższe wartości właściwości mechanicznych i zmęczeniowych wykazywały elementy wykonane zgodnie z kierunkiem druku (określane jako 90°), natomiast najwyższe wartości osiągały te wykonane pod kątem 45°. Orientacja druku wpływa na sposób ułożenia topionych bądź

spiekanych warstw, przekładając się na otrzymaną mikrostrukturę i kierunek wzrostu ziaren, co związane jest z otrzymywanymi parametrami wytrzymałościowymi. Jednak kierunek druku nie jest jedynym parametrem wpływającym na wytrzymałość i trwałość zmęczeniową. Optymalizując inne parametry procesu lub stosując obróbkę powierzchniową elementów oraz obróbkę cieplną materiału można zredukować wpływ obniżania właściwości mechanicznych na skutek anizotropii materiału.

3.2. PARAMETRY PROCESU

Moc lasera lub wiązki elektronów, wielkość plamki, czy prędkość skanowania mają bardzo duże znaczenie w procesie wytwarzania komponentu o wysokiej wytrzymałości. Optymalna kombinacja parametrów procesu pozwala na uzyskanie odpowiedniej gęstości mocy lasera, co przekłada się na możliwość wytworzenia komponentu o wysokiej wytrzymałości. Poniżej przedstawiono zależność gęstości mocy lasera od innych parametrów:

$$E_d = \frac{p}{v \cdot h \cdot g} \quad (3.1)$$

gdzie:

- p – moc wiązki laserowej, W,
- v – prędkość skanowania, mm/s,
- h – odległość między przejściami lasera, mm,
- g – grubość naniesionej warstwy, mm,

Wysoka gęstość mocy lasera wpływa na poprawę gęstości komponentów oraz eliminację wad powstałych w skutek wytwarzania elementów metodą addytywną m.in. porowatość. Ważna jest optymalizacja gęstości energii lasera z uwagi na fakt, że przy zbyt wysokich mocach lasera dochodzi do parowania materiału, który poprzez wysokie szybkości chłodzenia charakterystyczne dla metod addytywnych, może występować w postaci gazu i gromadzić się w roztopionej warstwie materiału tworząc porowatą strukturę. Z drugiej strony wysoka gęstość energii zwiększa odkształcenia przy zerwaniu, a także gęstość, nadaje zarówno większą twardość oraz sztywność, zarazem zmniejszając chropowatość powierzchni oraz porowatość. Natomiast zbyt niska gęstość energii może pogarszać topienie warstwy naniesionego proszku metalu, powodując powstawanie defektów w postaci punktów nieprzetopionego materiału tworząc nieciągłości i porowatość [25,76,77,78]. Zjawisko to wynika przede wszystkim z niższego dopływu ciepła spowodowanego zmniejszoną mocą wiązki i dużą prędkością skanowania. Gęstość energii lasera jest oprócz mikrostruktury jednym z ważniejszych czynników, gdyż znacząco wpływa na właściwości wytrzymałościowe wytwarzanego elementu [79].

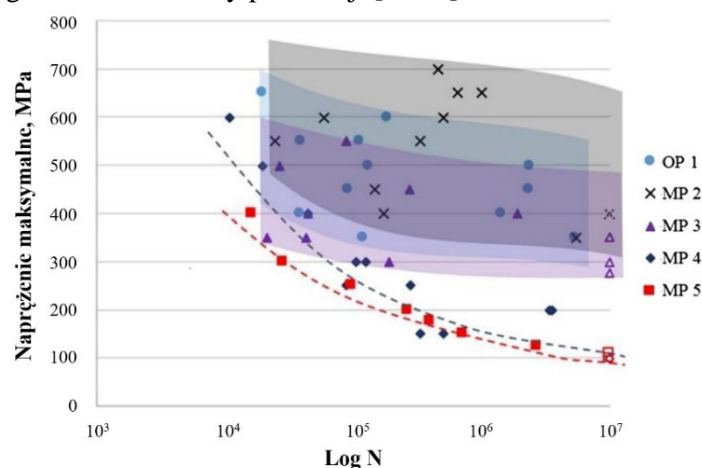
W pracy [80] przedstawiono wyniki badań właściwości mechanicznych próbek badawczych wykonanych ze stopu Ti6Al4V metodą EBM. Autorzy wskazali na zależność otrzymanych wartości parametrów wytrzymałości (granicy plastyczności, modułu Younga oraz wydłużenia) od zastosowanych gęstości mocy lasera. Zastosowanie większej gęstości energii lasera skutkowało otrzymaniem elementów o wyższych właściwościach mechanicznych, które przedstawiono w tabeli 3.1.

Tab. 3.1. Właściwości mechaniczne stopu Ti6Al4V w zależności od gęstości mocy lasera [80]

E_d J/mm ³	R_m MPa	$R_{p0,2}$ MPa	E GPa	A %
26,5	752±19	725±10	116±8	26±1
16,0	228±10	-	74±3	8±1

Autorzy publikacji [81] przedstawiają wyniki badań dla próbek o strukturze kratownicy wytworzonych ze stopu Ti6Al4V metodą DMLS. Przy następujących parametrach procesu: prędkość lasera 1250 mm/s, moc lasera 170 W, grubość naniesionej warstwy 30 μ m, gęstość energii 1,36 J/mm³, otrzymano następujące właściwości mechaniczne: wytrzymałość $R_m = 1035$ MPa, moduł Younga $E = 100$ GPa oraz wydłużenie $A = 9$ %.

Autorzy w pracach [82,83] określili, że gęstość energii lasera powinna zawierać się w przedziale $81 \div 202$ J/mm³, aby wytworzyć element o niemal pełnej gęstości (powyżej 99,9 %). Wielu autorów jest zgodnych i podaje optymalną gęstość energii lasera jako 120 J/mm³ [82,84,85,86], która pozwala na uzyskanie stuprocentowej gęstości elementu wytwarzanego. Jednak możliwe jest także uzyskanie pełnej gęstości przy zastosowaniu niższej gęstości energii lasera, czego dowiedli autorzy publikacji [76,87].



Rys. 3.6. Wyniki badań zmęczeniowych dla różnych wartości gęstości energii lasera [76]

Przedstawione przez autorów [76] wyniki badań właściwości mechanicznych oraz zmęczeniowych zamieszczono odpowiednio w tabeli 3.2 oraz na rysunku 3.6. Jak zauważono pomiary gęstości metodą Archimedes'a nie są wystarczające do oceny jakości wykonanych próbek, gdyż przy zbyt niskiej gęstości energii lasera elementy mogą zawierać znaczną ilość nieroztopionego proszku wewnątrz ubytków, co wpływa na gęstość, ale nie na wytrzymałość. Autorzy stwierdzili, że mała porowatość lub puste przestrzenie powstałe w wyniku zastosowania większej gęstości energii lasera niż optymalna są nieszkodliwe, jeśli występują w ilości do 1 % objętości. Jednak właściwości mechaniczne, zmęczeniowe oraz twardość są niższe, gdy defekty te występują na poziomie 5 % objętości. Wady występujące na skutek zbyt wysokiej gęstości energii lasera nie wpływają znacząco na pogorszenie się właściwości mechanicznych oraz zmęczeniowych wytwarzanych części. Natomiast defekty spowodowane niewystarczającą gęstością energii lasera powodują uzyskiwanie niższej wytrzymałości oraz trwałości zmęczeniowej. Przedstawione dane pokazują, że wytrzymałość oraz trwałość zmęczeniowa są zależne od gęstości energii lasera, jednak nie jest ona jedynym istotnym czynnikiem.

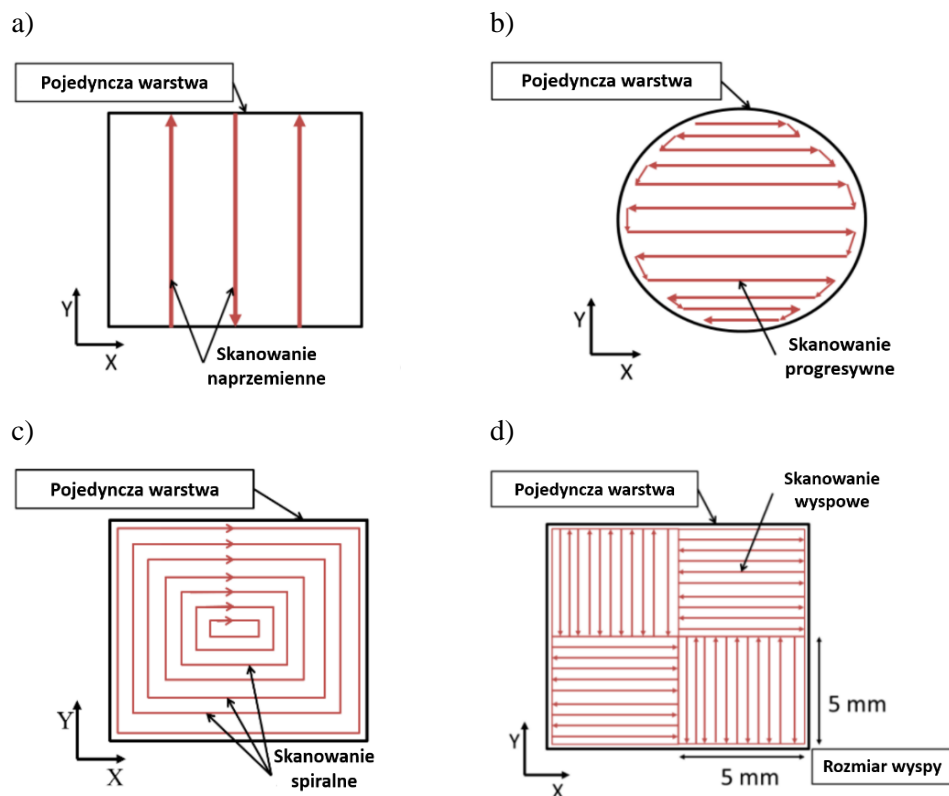
Tab. 3.2. Właściwości mechaniczne stopu Ti6Al4V w zależności od gęstości mocy lasera [76]

Numer próbki	Moc lasera	Grubość warstwy	Odległość między przejściami lasera	Prędkość skanowania	Gęstość energii lasera	R _m	R _{p0,2}	A	E
	W	mm	mm	mm/s	J/mm ³	MPa	MPa	%	GPa
OP1	120	0,03	0,1	960	42	1237	1098	8,8	109
MP2	120	0,03	0,1	540	74	1257	1150	8,0	111
MP3	120	0,03	0,1	400	100	1148	1066	5,4	109
MP4	120	0,03	0,1	1260	32	1112	932	6,6	95
MP5	120	0,03	0,1	1500	27	978	813	3,7	84

Wpływ na wytrzymałość elementu ma także średnica wiązki lasera oraz metoda skanowania związana ze ścieżką poruszania się lasera w trakcie procesu wytwarzania. Zastosowanie optymalnej ścieżki pozwala na uzyskanie wysokiej gęstości elementu niwelując występowanie porowatości. Na proces skanowania wpływa wiele zmiennych: kierunek skanowania wiązki w jednej warstwie (w jednym kierunku lub w dwóch kierunkach), odstęp między przejściami lasera, kolejność stapiania proszku. Występuje wiele ścieżek skanowania m.in. ścieżka skanowania naprzemiennego (Rys. 3.7a), ścieżka skanowania progresywnego (Rys. 3.7b), spiralna ścieżka skanowania (Rys. 3.7c) oraz wyspowa ścieżka skanowania (Rys. 3.7d) [88].

Ścieżka naprzemiennego skanowania, zilustrowana na rysunku 3.7a, polega na zmianie zwrotu wektora po każdym przejściu lasera. Laser skanuje jeden odcinek od punktu początkowego do punktu końcowego, a następnie

rozpoczyna skanowanie kolejnego, którego punkt początkowy jest nieznacznie przesunięty względem punktu końcowego wcześniej skanowanego odcinka.



Rys. 3.7. Schematyczne przedstawienie ścieżek skanowania: a) ścieżka skanowania naprzemiennego, b) ścieżka skanowania progresywnego, c) spiralna ścieżka skanowania, d) wyspowa ścieżka skanowania [88]

Ścieżka skanowania progresywnego (Rys. 3.7b) jest podobna do strategii skanowania naprzemiennego, z wyjątkiem tego, że ścieżka skanowania jest ciągła, a wiązka lasera przepływa z jednego skanowanego odcinka do drugiego w sposób płynny. Spiralną ścieżkę skanowania (Rys. 3.7c) opracowano w celu zminimalizowania odkształceń w stopionej warstwie, spowodowanych gradientami termicznymi oraz redukcji naprężeń własnych. Wyspowa metoda skanowania powoduje zmniejszenie naprężeń własnych poprzez podzielenie obszaru skanowania na mniejsze sekcje zwane „wypami”. Wyspy są skanowane w losowej kolejności, a ścieżki skanowania są krótsze, co oznacza, że nie występuje miejscowe nagrzewanie dużych odcinków. Powoduje to występowanie niższych gradientów termicznych, a co z tym związane naprężeń własnych [88,89]. Ponadto różne strategie skanowania mogą być zastosowane dla kolejnych nakładanych warstw materiału.

Głównym powodem, dla którego stosuje się zmianę kierunku skanowania dla pojedynczej warstwy, jak i pomiędzy kolejnymi nanoszonymi warstwami, jest ograniczenie anizotropii mikrostruktury, która spowodowana jest gradientami temperatury. Powstają one między wcześniej spieczoną warstwą, a proszkiem stopionym w wyniku działania lasera. Kierunkowość mikrostruktury zorientowana jest właśnie wzdłuż gradientów temperatury. W szczególności najważniejsza jest pierwsza warstwa i jej kierunek, ponieważ już stopione warstwy charakteryzują się wyższą przewodnością cieplną od sproszkowanego metalu, który jeszcze się nie stopił lub stygnie. Z uwagi na to szybciej rozpraszają ciepło, a zatem temperatury pozostają niższe, a co za tym idzie, występują wyższe gradienty. Zmiana kierunku skanowania odpowiada innemu kierunkowi gradientów temperatury, co jest jednoznaczne z kierunkiem mikrostruktury i jednocześnie przekłada się na właściwości mechaniczne. Zmiany w kierunkach skanowania, które uwzględniają ponowne przetopienie wcześniejszej warstwy, pozwalają na uzyskanie elementu o wyższej twardości, a także modyfikację mikrostruktury i plastyczności [69,90].

W pracy [91] przedstawiono wyniki badań właściwości mechanicznych stopu Ti6Al4V wytworzonego metoda DMLS przy zmiennej mocy lasera oraz kąta skanowania w kolejnych warstwach. Przeprowadzono badania dla dwóch gęstości mocy lasera. Z wyników zamieszczonych w tabeli 3.3 wynika, że wyższa gęstość mocy lasera prowadzi do uzyskania lepszych właściwości mechanicznych. Ponadto zmienny parametr w trakcie badań stanowił także kąt skanowania kolejnych nakładanych warstw w trakcie budowy próbki, co zostało zilustrowane na rysunku 3.8. Przedstawiono na nim dwie strategie skanowania o kącie 67° oraz 90°. Kąt skanowania odpowiada za zmianę ułożenia przejść lasera w porównaniu do wcześniejszej warstwy.

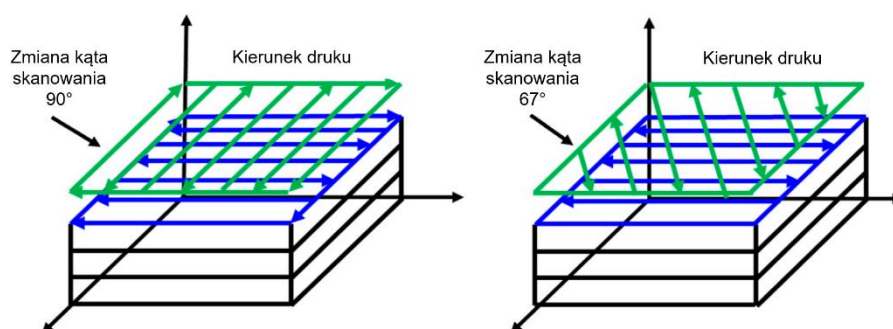
Tab. 3.3. Właściwości mechaniczne stopu Ti6Al4V w zależności od gęstości mocy lasera [91]

Moc lasera	Grubość warstwy	Odległość między przejściami lasera	Prędkość skanowania	Gęstość energii lasera	Kąt skanowania	R _m	R _{p0,2}	A
W	mm	mm	mm/s	J/mm ³	°	MPa	MPa	%
280	0,03	0,14	1200	55,6	90	1237	1161	7,6
280	0,03	0,14	1200	55,6	67	1186	1121	8,1
340	0,06	0,12	1250	37,8	90	1183	1151	9,7
340	0,06	0,12	1250	37,8	67	1145	1102	12,5

Autorzy publikacji [92] opisali wpływ zastosowania różnych kątów skanowania na właściwości mechaniczne, twardość oraz mikrostrukturę stali 316L wytworzonej metodą DMLS. Z wyników badań wynika, że próbki w których kolejne warstwy są skanowane pod kątem 0° charakteryzują się uzyskaniem najwyższej wytrzymałości na rozciąganie oraz ciągliwości, a także najniższej twardości materiału.

Wzrost kąta skanowania warstwy powoduje zmniejszenie wytrzymałości oraz granicy plastyczności w porównaniu do 0° kąta skanowania. Natomiast jego wzrost powoduje zwiększenie się twardości materiału. Przedstawione badania wykazały, że struktura materiału, morfologia ziaren i tekstura elementów drukowanych zależą od zastosowanego kąta skanowania poszczególnych warstw (Rys. 3.8). Autorzy pracy wskazali, że zastosowanie kąta skanowania równego 45° oraz 67° hamuje rozrost ziaren, jednocześnie zwiększając złożoność struktury.

Autorzy w publikacji [93] zbadali zależność własności wytrzymałościowych od innego parametru procesu, jakim jest prędkość skanowania, a co z tym związane gęstości energii lasera (Rys. 3.9). W pracy przedstawiono wyniki badań właściwości statycznych oraz mikrostruktury stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą SLM. Parametry druku dla przebadanych próbek wynosiły odpowiednio: moc lasera $P = 225$ W, odległość między przejściami lasera $h = 0,05$ mm, grubość naniesionej warstwy $0,05$ mm, prędkość skanowania $v = 600 \div 1200$ mm/s.

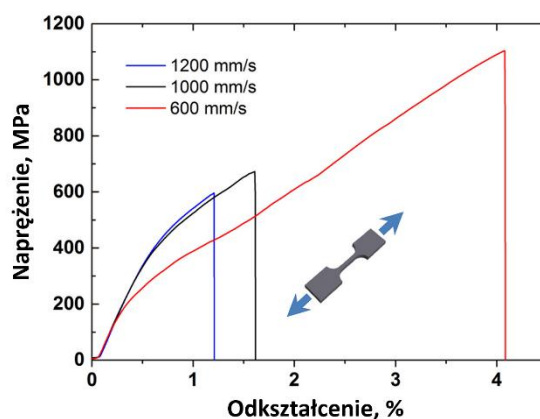


Rys. 3.8. Przykładowe strategie skanowania lasera [6]

Autorzy stwierdzili, że wysoką gęstość (ok. 99 %) części ze stopu Ti6Al4V wytworzonego w procesach addytywnych można uzyskać przy dużej mocy lasera i niskiej szybkości skanowania. W badaniu dla różnych prędkości skanowania otrzymano charakterystyczne dla procesu topienia laserowego struktury krystaliczne Ti6Al4V. W naniesionych warstwach zaobserwowano wzrost podłużnych ziaren i płytek martenzytu. Wzrost szybkości skanowania powodował stopniowe zmniejszanie się szerokości ziaren β , a faza α' zmieniała się w stosunkowo drobny iglasty kształt. Autorzy stwierdzili, że stosunkowo niska wartość wydłużenia materiału była spowodowana występowaniem defektów wewnętrznych i nierównowagowej fazy martenzytycznej α' .

Podsumowując, przy braku optymalnej gęstości energii lasera obserwuje się dwa typy defektów. Nadmierna gęstość energii powoduje pojawianie się okrągłych porowatości o średnicy powyżej $50 \mu\text{m}$ w postaci uwięzionego gazu. Jest to spowodowane różnicami temperatury występującymi w procesie

wytwarzania części metodami addytywnymi. Natomiast niewystarczająca gęstość energii lasera powoduje powstawanie wąskich oraz wydłużonych (powyżej 100 μm) pustych przestrzeni, zorientowanych głównie prostopadle do kierunku druku. Defekty te są wynikiem niecałkowitego stopienia proszku metalu. Elementy wytworzone z zastosowaniem pośrednich gęstości energii charakteryzują się mniejszym występowaniem porowatości oraz defektów spowodowanych niestopieniem materiału. Optymalna gęstość energii lasera określana jest jako nieznacznie mniejsza od tej, przy której występuje minimalny objętościowy udział porowatości wywołany uwieczonym gazem. Można w ten sposób uniknąć płaskich, niestopionych przestrzeni przypominających pęknięcia, które mogą negatywnie wpływać na właściwości mechaniczne, a zwłaszcza zmęczeniowe wytwarzanych komponentów [82].

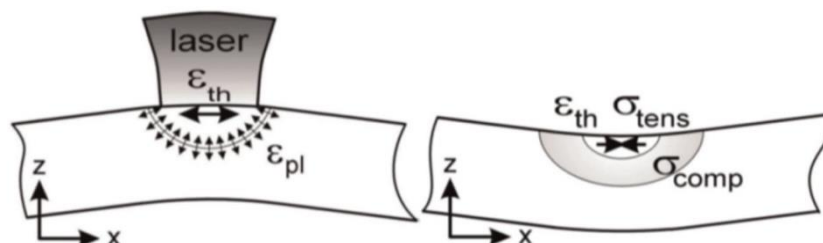


Rys. 3.9. Wytrzymałość stopu Ti6Al4V w zależności od zastosowanej mocy lasera [93]

3.3. NAPRĘŻENIA WŁASNE

Elementy konstrukcyjne wytwarzane technologią spiekania lub topienia laserowego mogą charakteryzować się pewnymi wadami w strukturze ze względu na tendencję do tworzenia niezrównoważonego profilu naprężeń między warstwami w wytwarzanej objętości. Występujące naprężenia określane są jako naprężenia własne i mogą powodować inicjację pęknięć, rozwarstwianie oraz zmniejszać wytrzymałość zmęczeniową części. Naprężenia te pojawiają się w elemencie w skutek procesu wytwarzania przyrostowego. Znane są dwa mechanizmy, które przyczyniają się do występowania naprężeń własnych (naprężenia spowodowane gradientem temperatury oraz naprężenia pochodzące od przemiany fazowej spowodowanej procesem krzepnięcia). Pierwszy z nich zależy od gradientów temperatury spowodowanych szybkim nagrzewaniem ostatniej naniesionej warstwy względem warstw leżących pod nią, w efekcie zmniejszonego przewodnictwa cieplnego proszku. W pierwszej fazie wytwarzania elementu warstwa powierzchniowa ulega rozszerzeniu pod

wpływem ciepła pochodzącego od wiązki lasera. Jednak zimniejsze warstwy, które znajdują się pod spodem zapobiegają rozszerzaniu warstwy wierzchniej, wywołując w spiekanej/topionej warstwie naprężenia ściskające. W tym przypadku następuje zginanie elementu w kierunku przeciwnym, ponieważ rozszerzanie się warstwy powierzchniowej jest większe niż warstwy leżącej poniżej (Rys. 3.10). Natomiast wraz z nagrzewaniem się materiału na skutek działania lasera jego właściwości mechaniczne pogorszają się, a co z tym związane w przypadku, gdy naprężenie ściskające będzie większe niż granica plastyczności, można zaobserwować trwałe odkształcenie. Po zakończeniu spiekania warstwa powierzchniowa ulega ochłodzeniu, w wyniku którego się kurczy. Przed jej nadmiernym skurczem częściowo zapobiegają warstwy znajdujące się pod nią, co powoduje wystąpienie w warstwie naprężeń ściskających i rozciągających [79].



Rys. 3.10. Mechanizm powstawania naprężeń własnych w elementach wykonywanych metodami addytywnymi [79]

Wspomniany skurcz powoduje wygięcie całego elementu od strony lasera (Rys. 3.10). Przemiana fazowa zachodząca w trakcie procesu krzepnięcia przy użyciu wysokich mocy lasera wpływa na występowanie naprężeń własnych, występujących głównie w kierunku poziomym. Powyżej krytycznej gęstości energii lasera faza β o strukturze krystalicznej regularnej przestrzennie centrowanej przekształca się w martenzytyczną fazę α' o strukturze heksagonalnej. Faza martenzytyczna zawiera dużą gęstość dyslokacji. Ta przemiana prowadzi do wzrostu naprężeń własnych i zmniejszenia ciągliwości materiału [94]. Po oddzieleniu wykonanego elementu od podłoża następuje również zmniejszenie naprężeń własnych oraz skurcz objętościowy komponentu. Naprężenia własne rosną wraz ze wzrostem liczby osadzonych warstw [95]. Wraz ze wzrostem powierzchni poddawanej działaniu lasera obserwuje się wzrost naprężeń, dlatego strategia skanowania „wysp” (ze względu na ich mały rozmiar) jest powszechnie stosowana w produkcji przyrostowej. Podobnie, podgrzewanie platformy jest przydatne do zmniejszenia gradientów temperatury, a co z tym związane redukcji naprężeń własnych [26]. Zarówno te naprężenia, jak i wady mogą mieć niekorzystny wpływ na trwałość zmęczeniową. Pękanie zmęczeniowe, występuje z powodu uszkodzeń spowodowanych cyklicznymi naprężeniami i może wpływać na

integralność strukturalną metalowego elementu konstrukcyjnego. Naprężenia własne można usunąć stosując obróbkę cieplną jaką jest wyżarzanie odprężające. W pracy [96] potwierdzono, że redukcja naprężeń własnych oraz porowatości struktury prowadzi do zwiększenia wytrzymałości elementów wytworzonych technologią addytywną.

Autorzy w publikacji [97] przedstawili wpływ mocy lasera, prędkości skanowania oraz odległości między przejściami lasera na wartość naprężeń własnych. Wyniki ich badań zestawiono w tabeli 3.4. Zauważono, że naprężenia własne powstają pod wpływem zmieniających się temperatur związanych z procesem produkcyjnym elementów wytworzonych metodami addytywnymi. Cykle termiczne powodują występowanie cykli naprężeń własnych. Ze względu na charakter powstawania naprężeń własnych, zwiększanie mocy lasera, prędkości skanowania lub odstępów między kolejnymi przejściami lasera, powoduje, że naprężenia te nie rosną ani nie maleją jednostajnie. Analizując wartości przedstawione w tabeli 3.4 można zauważyć istotny wpływ prędkości skanowania na wartości naprężeń własnych. W nieco mniejszym stopniu moc lasera oddziałuje na wartości naprężeń, której oddziaływanie z jest większe niż odległości między przejściami lasera.

Tab. 3.4. Wartości naprężeń własnych występujących w zależności od innych czynników [97]

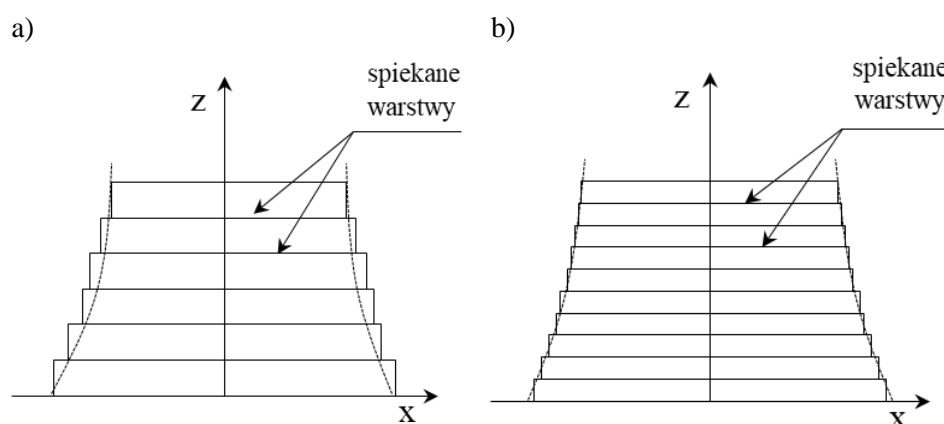
Lp.	Moc lasera	Prędkość skanowania	Odległość między przejściami lasera	Wartość naprężeń własnych
	W	mm/s	mm	MPa
1	360	800	0,08	322,1±112,2
2	360	1000	0,10	501,4±47,4
3	360	1200	0,12	408,2±10,4
4	300	800	0,10	446,9±4,4
5	300	1000	0,12	494,5±50,0
6	300	1200	0,08	655,7±49,2
7	240	800	0,12	374,1±64,0
8	240	1000	0,08	584,4±108,9
9	240	1200	0,10	655,8±52,5

Podsumowując, gradienty temperatury występujące podczas procesu druku części metalowych wywołują powstawanie naprężeń własnych. Właściwy dobór parametrów druku może skutecznie zmniejszyć wartości niekorzystnych naprężeń, a tym samym zmniejszyć ryzyko przedwczesnego uszkodzenia konstrukcji. Naprężenia własne występujące w częściach wytwarzanych metodami addytywnymi przyczyniają się do niższej odporności na odkształcenia, zmniejszonej wytrzymałości statycznej i dynamicznej oraz niskiej wytrzymałości zmęczeniowej [98,99]. Z tego względu na redukcję

naprężeń własnych oprócz odpowiedniego doboru parametrów procesu korzystnie wpływa obróbka cieplna.

3.4. STRUKTURA GEOMETRYCZNA POWIERZCHNI

Struktura geometryczna powierzchni należy także do czynników mających wpływ na wytrzymałość części wytwarzanych metodami addytywnymi, gdyż wysoka wartość parametru chropowatości może powodować powstawanie pęknięć oraz ich propagację. Struktura geometryczna powierzchni elementów uzyskanych metodami przyrostowymi zależy głównie od grubości naniesionej warstwy, parametrów procesu druku, a także wielkości ziaren proszku. Proces wytwarzania addytywnego warstwa po warstwie powoduje powstawanie „schodków”, co przekłada się na wysoką wartość parametru chropowatości uzyskanych części. Na rysunku 3.11 w sposób schematyczny przedstawiono zmianę chropowatości powierzchni w zależności od grubości naniesionej warstwy materiału. Zmniejszenie grubości spiekanej/topionej warstwy wpływa na zmniejszenie wartości parametru chropowatości powierzchni wytwarzanego elementu.

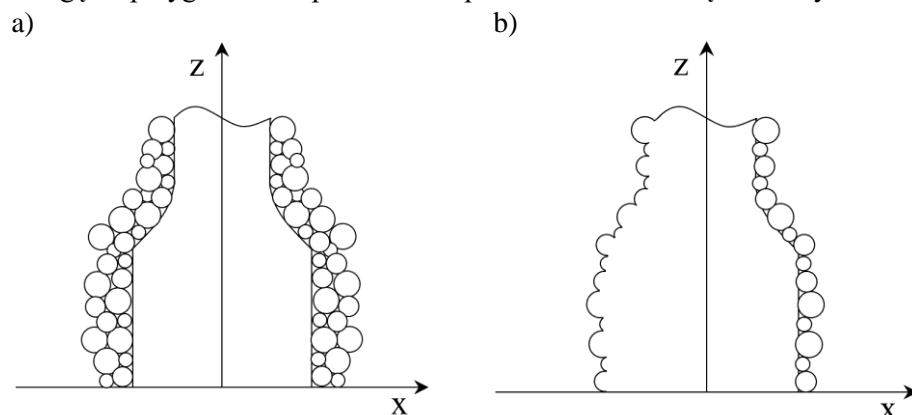


Rys. 3.11. Schemat zmiany chropowatości w zależności od grubości nakładanej warstwy [105]

Oprócz zmiany grubości naniesionej warstwy strukturę geometryczną powierzchni można zmniejszyć również poprzez zmniejszenie średnicy zastosowanego proszku, a także zwiększając gęstość energii lasera. Wpływ na wartość parametru chropowatości powierzchni może mieć niestopiony proszek, który przylega do spiekane go elementu [100]. Pod wpływem ciepła może on przyklejać się do powierzchni drukowanego elementu, co zostało zilustrowane na rysunku 3.12.

Struktura geometryczna powierzchni wpływa na właściwości zmęczeniowe materiału [101]. Z wyjątkiem szczególnych przypadków, w których występują defekty wewnętrzne, wszystkie pęknięcia zmęczeniowe rozpoczynają się na

powierzchni. Głównymi czynnikami wpływającymi na powierzchnię próbki są: struktura geometryczna powierzchni, czynniki powodujące wzrost naprężeń na powierzchni, zmiany właściwości powierzchni metalowej oraz zmiany naprężeń własnych występujących na powierzchni. Trwałość zmęczeniowa wzrasta wraz ze spadkiem chropowatości powierzchni. Dlatego należy zwrócić szczególną uwagę na przygotowanie powierzchni próbek do badań zmęczeniowych.



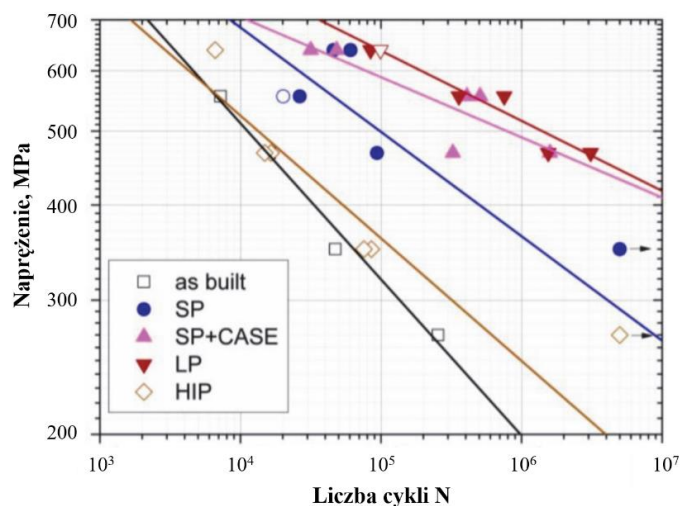
Rys. 3.12. Schematyczne przedstawienie procesu adhezji proszku do powierzchni elementu drukowanego [105]

Tab. 3.5. Wartości parametrów chropowatości dla różnych obróbek powierzchniowych [101]

Lp.	Oznaczenie próbki	Ra	Rt
		μm	μm
1	As-built	11,7 \pm 1,0	97,5 \pm 11,8
2	SP	4,6 \pm 2,4	38,6 \pm 18,6
3	SP+CASE	2,7 \pm 0,3	19,7 \pm 3,4
4	LP	10,2 \pm 1,9	89,2 \pm 15,3
5	HIP	9,8 \pm 1,1	77,9 \pm 12,3

W pracy [101] przedstawiono wpływ obróbek powierzchniowych stopu Ti6Al4V na jego wytrzymałość zmęczeniową. Próbki badawcze wytworzono technologią selektywnego topienia laserowego o następujących parametrach procesu: wielkość proszku 15 ÷ 45 μm ; grubość naniesionej warstwy 0,06 mm; moc lasera 200 W; prędkość skanowania 860 mm/s. Wszystkie próbki poddano piaskowaniu i wyżarzaniu przez 2 godziny w temperaturze 730°C. Pierwszą grupę próbek stanowiły te, które nie zostały poddane żadnej obróbce powierzchniowej. Drugą grupę stanowiły próbki poddane śrutowaniu kulkami stalowymi o średnicy 0,6 mm oraz twardości 55 ÷ 62 HRC. Trzecią grupę próbek poddano wcześniej wspomnianemu kulkowaniu oraz obróbce CASE opatentowanej przez Curtisa Wrighta. Czwartą grupę poddano laserowej obróbce powierzchni o parametrach: długość fali: 1064 nm; długość impulsu: 10 ns; średnica plamki: 2,6 mm. Piątą grupę próbek nie poddano obróbce

powierzchniowej, z kolei zastosowano obróbkę cieplną HIP w temperaturze 920°C oraz pod ciśnieniem 100 MPa. Wyniki badań chropowatości powierzchni zamieszczono w tabeli 3.5. Natomiast na rysunku 3.13 zamieszczono wykresy trwałości zmęczeniowej w zależności od zastosowanej obróbki.



Rys. 3.13. Wyniki badań zmęczeniowych dla poszczególnych obróbek powierzchniowych [101]

Zastosowanie obróbek powierzchniowych ma na celu modyfikację struktury geometrycznej powierzchni, usunięcie naprężeń własnych i zmniejszenie porowatości (jedynie obróbka HIP). Według autorów obróbka cieplna HIP ma niewielki wpływ na trwałość zmęczeniową, gdyż pęknięcia są inicjowane na powierzchni elementu, a chropowatość powierzchni po obróbce HIP w porównaniu do próbek powykonawczych jest niewiele niższa. Próbkę śrutowaną charakteryzują się dziesięciokrotnym zwiększeniem trwałości zmęczeniowej i gładszą powierzchnią, co poprawia wytrzymałość zmęczeniową. Laserowa obróbka powierzchni nie zmieniła znacząco chropowatości w porównaniu do próbek powykonawczych. Mimo wysokiej wartości parametru chropowatości próbki te osiągały najlepsze własności wytrzymałościowe, gdyż zastosowana obróbka wpłynęła znacząco na minimalizację naprężeń własnych.

W pracy [62] zbadano wpływ stanu powierzchni oraz orientacji druku elementów wytworzonych technologią SLM ze stopu Ti6Al4V na trwałość zmęczeniową. W tabeli 3.6 zestawiono wartości wybranych parametrów chropowatości dla próbek bezpośrednio po procesie wydruku w trzech kierunkach oraz dla próbki poddanej obróbce skrawaniem. Najwyższą wartość parametru chropowatości powierzchni uzyskano dla próbki powykonawczej wykonanej pod kątem 90° (zgodnie z osią Z). Znaczące obniżenie chropowatości powierzchni zapewniła zastosowana obróbka mechaniczna –

skrawanie. Wyniki badań zmęzeniowych przedstawiono na rysunku 3.5 dla trzech orientacji druku w dwóch stanach: powykonawczym oraz po obróbce skrawaniem.

W pracy [62] autorzy stwierdzili, że obróbka mechaniczna powierzchni nie wpłynęła znacząco na polepszenie trwałości zmęczeniowej Ti6Al4V w porównaniu do próbek powykonawczych. W przypadku próbek badanych w stanie powykonawczym, które nie były obrabiane, oczekiwano, że chropowatość powierzchni będzie powodować przedwczesną inicjację pęknięć zmęczeniowych. Nie zauważono znaczącej poprawy trwałości zmęczeniowej, jak opisywane jest to w literaturze. Autorzy stwierdzili, że obróbka mechaniczna spowodowała usunięcie zewnętrznej warstwy materiału, a co się z tym wiąże wydobył na zewnątrz wad podpowierzchniowych. Wady te mogły stać się punktem inicjacji pęknięć zmęczeniowych.

Tab. 3.6. Wartości wybranych parametrów chropowatości w zależności od rodzaju obróbki [62]

Lp.	Oznaczenie próbki	Parametr chropowatości				
		Ra	Rq	Rz	Rmax	Rt
		µm	µm	µm	µm	µm
1	Próbka powykonawcza X	32,0	39,5	162,6	194,1	198,1
2	Próbka powykonawcza Y	30,3	37,7	155,1	187,7	197,7
3	Próbka powykonawcza Z	38,5	47,4	179,9	220,3	235,5
4	Obróbka skrawaniem	0,89	1,2	8,1	10,5	10,9

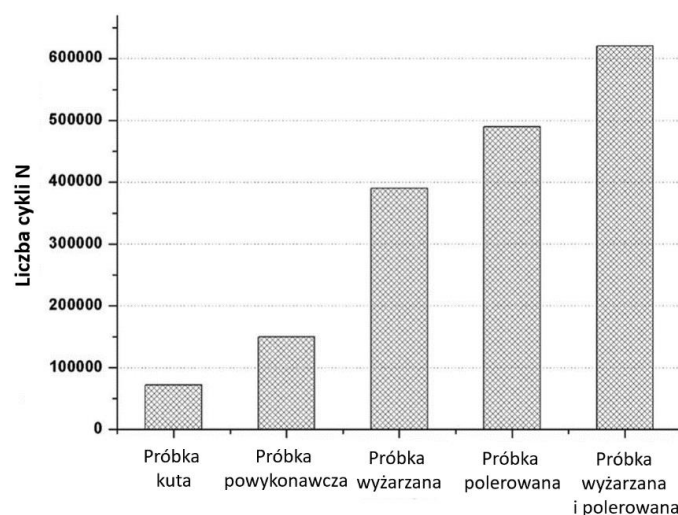
Autorzy pracy [102] badali wpływ zastosowanej obróbki powierzchniowej oraz obróbki cieplnej na trwałość zmęczeniową próbek ze stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą spiekania laserowego DMLS. Próbki drukowane charakteryzowały się następującymi parametrami procesu wytwarzania: moc lasera 170 W, prędkość skanowania 1250 mm/s, odległość między przejściami lasera 1,00 mm, grubość warstwy 0,03 mm. W tabeli 3.7 zestawiono wyniki chropowatości próbek użytych przez badaczy. Autorzy zbadali próbki drukowane w stanie powykonawczym, próbki drukowane polerowane, próbki drukowane poddane obróbce cieplnej (w temperaturze 800°C przez 2 godziny), próbki drukowane poddane obróbce cieplnej i polerowaniu oraz próbki z materiału kutego.

Wartość parametru Ra wypolerowanych próbek wynosiła 0,4 µm, natomiast próbek powykonawczych 13 µm. Odnosząc te wyniki do wykresu zamieszczonego na rysunku 3.14, które pokazują liczbę cykli zmęczeniowych dla poszczególnych próbek, można zauważyć, że wraz ze wzrostem wartości

parametru chropowatości maleje trwałość zmęczeniowa Ti6Al4V. Autorzy zauważyli, że obróbka powierzchniowa, która ma na celu usunięcie wad wynikających z procesu druku, naprężeń własnych oraz zwiększenie twardości wpływa znacząco na poprawę wytrzymałości zmęczeniowej.

Tab. 3.7. Wartości parametru chropowatości powierzchni w zależności od obróbki materiału [102]

Lp.	Rodzaj próbki	Chropowatość Ra
		μm
1	próbka kuta	3,2
2	próbka w stanie powykonawczym	13,0
3	próbka polerowna	0,4
4	próbka obrobiona cieplnie	13,0
5	próbka obrobiona cieplnie i polerowana	0,4



Rys. 3.14. Wyniki badań zmęczeniowych Ti6Al4V dla różnych obróbek [102]

W tabeli 3.8 zestawiono wartości wybranych parametrów chropowatości powierzchni dla próbek wykonanych ze stopu Ti6Al4V ELI (do zastosowań biomedycznych) w procesie spiekania laserowego w zależności od zastosowanej obróbki powierzchniowej bądź cieplnej [96]. Wszystkie próbki przed dalszymi obróbkami poddano odprężaniu w temperaturze 670°C przez 5 godzin w celu eliminacji naprężeń własnych. Jedną z często stosowanych obróbek powierzchniowych jest kulkowanie, które w przypadku próbek wykonanych metodą addytywną zastosowano w celu wprowadzenia naprężeń własnych ściskających i zmniejszeniu tym samym porowatości na warstwach wierzchnich bez zwiększania wartości parametru chropowatości. Prasownie

izostaticzne na gorąco – HIP prowadzone jest w celu zwiększenia gęstości próbki (usunięciu porowatości) oraz przekształcenia uzyskanej po spiekaniu mało plastycznej mikrostruktury martenzytycznej α' w mikrostrukturę lamelarną $\alpha+\beta$. Autorzy obróbkę cieplną HIP przeprowadzili w 920°C, pod ciśnieniem 100 MPa przez 2 godziny. Część próbek poddano obróbce trójstopniowej polegającej na połączeniu procesów obróbki powierzchniowej z obróbką cieplną. Pierwszy etap stanowiło kulkowanie, drugi prasowanie izostaticzne na gorąco (HIP), natomiast trzecim etapem była obróbka elektrolityczna.

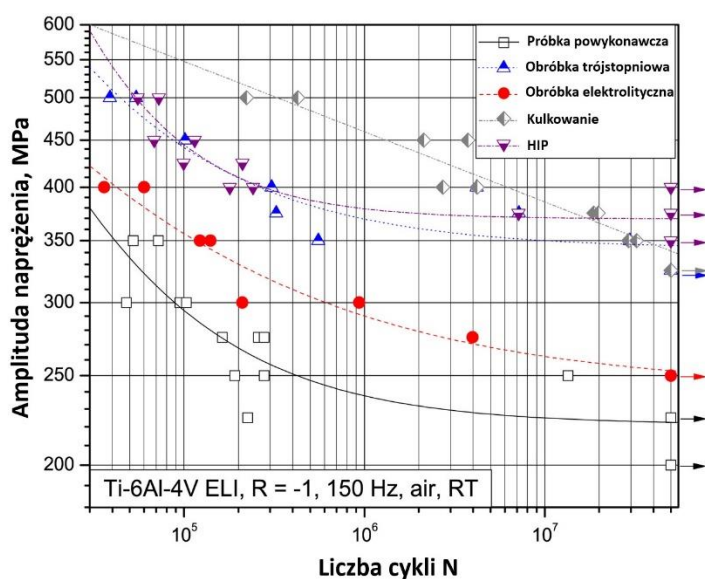
Autorzy pracy [96] potwierdzają, że najwyższą chropowatość wykazują próbki w stanie powykonawczym. Jednakże w porównaniu do chropowatości powierzchni próbek powykonawczych uzyskanych przez innych autorów [62,101,102] jest ona stosunkowo niska, co świadczy o zastosowaniu drobnego rozmiaru proszku metalu. Znaczące zmniejszenie chropowatości uzyskuje się poprzez obróbkę elektrolityczną.

Tab. 3.8. Wartości chropowatości powierzchni w zależności od obróbki materiału [96]

Lp.	Oznaczenie próbki	Parametr chropowatości		
		Ra	Rz	Rmax
		μm	μm	μm
1	próbka powykonawcza	6,38	38,40	43,85
2	obróbka trójstopniowa	4,96	28,10	35,20
3	obróbka elektrolitycznej	0,54	2,68	4,41
4	HIP	5,07	28,10	35,50
5	kulkowanie	3,36	16,48	20,05

Próbki polerowane elektrolitycznie wykazują poprawę właściwości zmęczeniowych w porównaniu do próbek w stanie powykonawczym (Rys. 3.15). Pokazuje to wpływ zmian struktury geometrycznej powierzchni na wzrost trwałości zmęczeniowej. Jednak najkorzystniejszą obróbką z punktu wysokiej trwałości zmęczeniowej jest kulkowanie. Wprowadzenie naprężeń własnych ściskających powierzchnię ma korzystniejszy efekt niż zmniejszenie chropowatości powierzchni. Naprężenia własne ściskające utrudniają inicjację i propagację pęknięć w warstwach powierzchniowych. Eliminacja wysokiej wartości chropowatości powierzchni przez obróbkę elektrolityczną powoduje nieznaczne polepszenie trwałości zmęczeniowej. Jest to związane z tym, że podpowierzchniowe wady (tj. porowatość) po zastosowaniu tej obróbki pozostają odsłonięte na wypolerowanej powierzchni, przez co stanowią miejsca inicjacji pęknięć zmęczeniowych.

W przypadku trwałości wysokocyklowej pęknięcia zmęczeniowe mają tendencję do inicjacji w pobliżu defektów podpowierzchniowych. Dlatego też największy wzrost wytrzymałości zmęczeniowej obserwuje się dla obróbki cieplnej HIP, która jest w stanie zmniejszyć porowatość na całym przekroju badanego elementu. Natomiast kulkowanie zmniejsza porowatość tylko w warstwach powierzchniowych, co skutkuje mniejszym wzrostem wytrzymałości wysokocyklowej. Wprowadzenie naprężeń własnych ściskających i zmniejszenie porowatości to najskuteczniejsze sposoby poprawy wytrzymałości zmęczeniowej części wytworzonych metodami addytywnymi.



Rys. 3.15. Wykresy trwałości zmęczeniowej Ti6Al4V dla różnych obróbek [96]

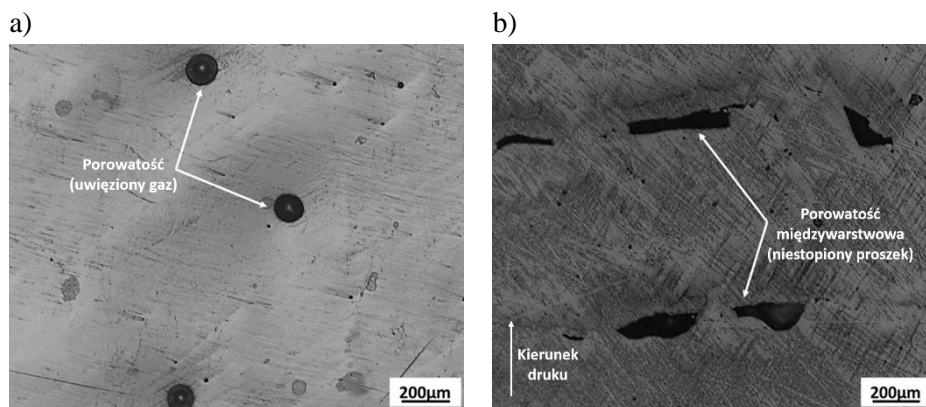
Podsumowując, w literaturze powszechnie uznaje się, że chropowatość powierzchni elementów poddanych obciążeniom cyklicznym wpływa na trwałość zmęczeniową. Chropowatość powierzchni części bezpośrednio po procesie druku można zmniejszyć poprzez dobór mniejszej grubości nanoszonej warstwy oraz mniejszej średnicy ziaren proszku. Jednak znaczącą poprawę chropowatości przynosi obróbka powierzchniowa, która korzystnie wpływa na właściwości zmęczeniowe materiałów metalowych wytworzonych technologią addytywną. Musi ona zostać przeprowadzona w taki sposób, aby wewnętrzne porowatości i inne defekty po obróbce nie zostały ujawnione na powierzchni, gdyż stanowią wtedy miejsca inicjacji pęknięć zmęczeniowych. Najwyższą trwałość zmęczeniową elementów wykonanych metodami addytywnymi można uzyskać łącząc obróbkę powierzchniową z innymi, mającymi na celu usunięcie naprężeń własnych materiału, usunięcie porowatości, a także modyfikację mikrostruktury.

3.5. MIKROSTRUKTURA MATERIAŁU

Własności proszku, takie jak wielkość, kształt oraz jego skład, wpływają na właściwości statyczne i zmęczeniowe elementów otrzymanych w procesie wytwarzania przyrostowego. Skład chemiczny materiału może wpływać na większość jego właściwości chemiczno-fizycznych, np. na wartość odkształceń przy zerwaniu lub wytrzymałość, na plastyczność czy też twardość. Rozmiar proszku wpływa na procesy spiekania i topienia, które zachodzą w trakcie wytwarzania elementu metodą addytywną. Zakładając, że wszystkie ziarna proszku są byłyby tej samej wielkości powodowałyby to powstawanie pustych przestrzeni. Występowanie mniejszych ziaren proszku powoduje większą gęstość elementu, a tym samym zmniejszanie porowatości [11].

Obecność ziaren o różnych rozmiarach ma na celu zagęszczanie struktury, ponieważ mniejsze cząstki mogą być układać się między szczelinami większych ziaren. Elementy wykonywane technologią addytywną charakteryzują się występowaniem wad w postaci porowatości jak i cząstek niestopionego materiału. Ich występowanie negatywnie wpływa na właściwości mechaniczne elementu ze względu na ilość, kształt, wielkość, a także położenie porów.

Porowatość przekłada się na zwiększenie współczynnika koncentracji naprężeń, a tym samym zmniejszanie wytrzymałości zmęczeniowej elementów. Położenie porowatości jest bardziej istotne niż ich wielkość [72,103]. Znaczący jest kształt porów, ponieważ występowanie ich mniejszej ilości o nieregularnym kształcie zmniejsza trwałość zmęczeniową elementów konstrukcyjnych, bardziej niż występowanie większej ilości porów o kształcie kulistym, co wiąże się z większą koncentracją naprężeń (Rys. 3.16).



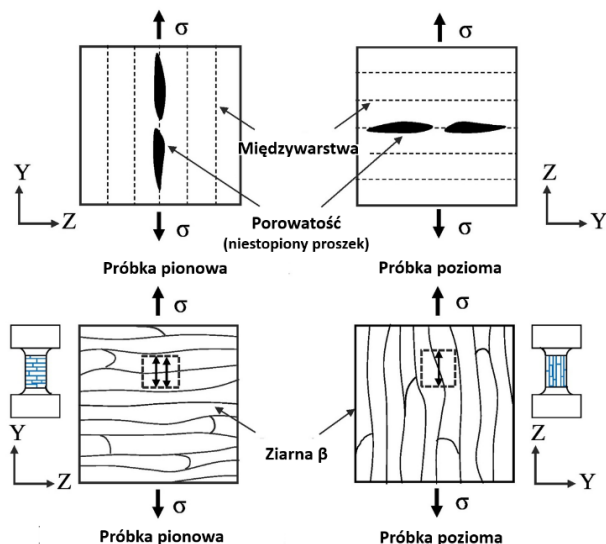
Rys. 3.16. Przykładowe zdjęcia struktury materiału Ti6Al4V utworzonego poprzez proces addytywny wraz z występującymi wadami: a) próbka wykonana pod kątem 0°, b) próbka wykonana pod kątem 90° [104]

Na właściwości mechaniczne wpływa także mikrostruktura związana z występowaniem określonej fazy i wielkości ziarna. Podobnie, czynnikami

wpływającymi na trwałość zmęczeniową są nie tylko: wielkość porów, ich ilość czy objętość, ale także mikrostruktura oraz naprężenia własne. Główne cechy mikrostrukturalne, takie jak porowatość, wielkość ziaren, istniejąca faza, mają znaczący wpływ na właściwości mechaniczne.

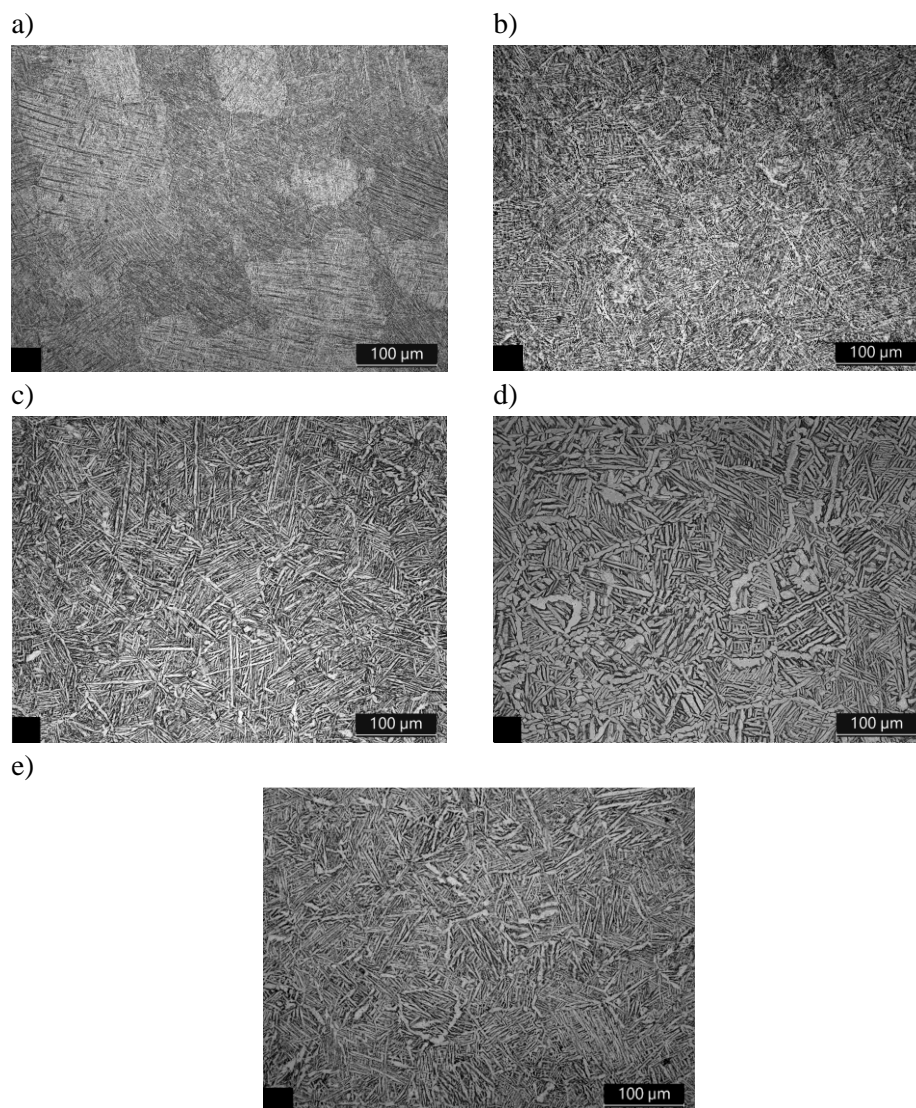
Orientacja ziaren zależy mocno od zjawiska wymiany ciepła w trakcie trwania procesu druku. Ważny jest także układ porowatości. Kiedy tworzą się one równoległe do kierunku nakładania warstw i jednocześnie prostopadle do kierunku obciążenia, może dojść do koncentracji naprężeń wpływających na trwałość zmęczeniową (Rys. 3.17). Wpływa to na występowanie wyższej trwałości zmęczeniowej próbek zorientowanych pod kątem 0° niż w przypadku elementów wykonanych pod kątem 90° [103]. Nie można całkowicie wyeliminować zjawiska porowatości z uwagi na sposób wytwarzania elementów metodą addytywną z uwagi na trudności w uzyskaniu 100% gęstości, z uwagi na to, że proszek metalu nie jest ściskany przed stopieniem.

Innym powodem powstawania porowatości jest doprowadzany do komory roboczej gaz, który może zostać uwięziony między warstwami w trakcie trwania ich spiekania i topienia. W celu zmniejszenia występującej porowatości stosuje się optymalizację parametrów procesu, jak również zastosowanie obróbki cieplnej, w szczególności często opisywanej w literaturze obróbki HIP. Występujące jednocześnie w tym procesie ciśnienie oraz temperatury mają na celu zmniejszenie porowatości i stopienie proszku, który mógł pozostać niestopiony. Obróbka cieplna (np. wyżarzanie, przesycaanie, starzenie) modyfikuje mikrostrukturę i pozwala na uzyskanie zbliżonej do tradycyjnych procesów wytwarzania trwałości zmęczeniowej. W celu zwiększenia trwałości zmęczeniowej elementów stosuje się obróbkę mechaniczną (np. toczenie) z uwagi na możliwość usunięcia wszystkich wady powierzchniowych.



Rys. 3.17. Orientacja ziaren β oraz porowatości w zależności od kierunku druku [105]

Usuwanie materiału poprzez toczenie może przynieść efekt odwrotny do zamierzonego, ponieważ usunięcie porowatości w warstwie wierzchniej, powoduje, że defekty wewnętrzne po toczeniu pojawiają się na powierzchni. Wady wewnętrzne stają się wtedy wadami powierzchniowymi, doprowadzając w ten sposób do sytuacji pierwotnej [62, 96, 101, 102].



Rys. 3.18. Przykładowe zdjęcia struktur materiału Ti6Al4V wytworzonego poprzez proces addytywny: a) w stanie powykonawczym (struktura martenzytyczna α' , b) wyżarzanie w temperaturze 900°C przez 2 godziny, c) wyżarzanie w temperaturze 920°C przez 2 godziny, d) wyżarzanie w temperaturze 950°C przez 2 godziny, e) obróbka HIP w temperaturze 920°C pod ciśnieniem 100 MPa przez 2 godziny [105]

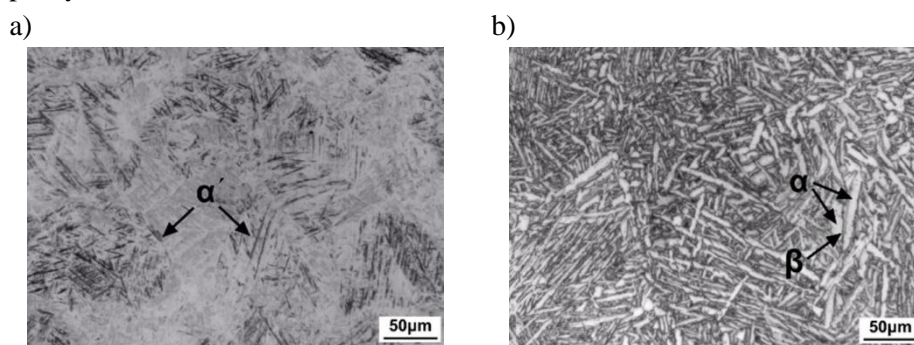
W zależności od przeznaczenia części wytworzonej ze stopu tytanu próbuje się uzyskać odpowiednie właściwości mechaniczne oraz mikrostrukturę (Rys. 3.18). Do zastosowań lotniczych zazwyczaj stosuje się materiał o mikrostrukturze martenzytycznej i wysokiej wytrzymałości. Natomiast w protetyce, implanty wykonuje się z materiału o strukturze równowagowej i wysokiej trwałości zmęczeniowej. Uzyskanie odpowiedniej mikrostruktury, a za razem pożądaných właściwości mechanicznych oraz zmęczeniowych, w dwufazowych stopach $\alpha+\beta$ zależy od wielkości ziaren β , grubości i długości płytek α oraz ich ilości. Otrzymanie odpowiedniego stosunku ziaren β oraz płytek α związane jest z szybkością chłodzenia w czasie krzepnięcia materiału. Szybkość chłodzenia jest ściśle powiązana z parametrami procesu wytwarzania, przez co nie można jej obniżyć. Powoduje to uzyskiwanie struktury martenzytycznej dla stopu Ti6Al4V w procesach wytwarzania addytywnego (Rys. 3.18a).

Martenzytyczna struktura α' materiału wytworzonego technikami przyrostowymi charakteryzuje się występowaniem ziaren β rosnących epitaksjalnie poprzez kolejne spiekane/topione warstwy. Struktura ta zawiera blisko rozmieszczone powierzchnie międzyfazowe oddzielające sąsiednie płytki z dużą gęstością dyslokacji. Powoduje to mniejsze ruchy dyslokacyjne w trakcie odkształcania materiału w porównaniu do struktury α . Struktura α' stopu tytanu Ti6Al4V wpływa na większą wytrzymałość oraz twardość w porównaniu do tego samego stopu, w postaci odlewu. Struktura martenzytyczna jest niepożądana ze względu na niską wartość odkształcenia, wykazywanie anizotropowych właściwości oraz uszkodzenia międzykryształiczne. Stąd poprzez obróbkę cieplną przekształca się mikrostrukturę α' w mikrostrukturę $\alpha+\beta$, w celu zapobiegnięcia anizotropii oraz niskiej trwałości zmęczeniowej [105].

Struktura materiału wytwarzanego w procesie addytywnym ma ogromny wpływ zarówno na wytrzymałość statyczną jak i zmęczeniową wykonywanego elementu. Na ostateczny charakter struktury wpływa wielkość zastosowanego proszku. Przy różnej wielkości ziaren proszku możliwym jest takie ułożenie cząstek, które pozostawiają jak najmniejszą ilość pustych przestrzeni. Istotne przy otrzymaniu pożądanej struktury są parametry procesu, które wpływają na powstawanie defektów. Przy niedostatecznej mocy lasera możliwym jest powstanie porowatości w postaci niestopionych cząstek proszku metalu. Z kolei zbyt duża moc lasera prowadzi do uwięzienia gazu ochronnego (doprowadzanego do komory roboczej) między spiekanyimi warstwami. Wady powstałe w wyniku procesu wytwarzania można zredukować stosując odpowiednią obróbkę cieplną, która pozwoli na otrzymanie zakładanych w zależności od przeznaczenia właściwości statycznych oraz zmęczeniowych. Obróbka cieplna pozwala także na modyfikację otrzymanej mikrostruktury i przemianę fazową, co zostało szerzej opisane w kolejnym podrozdziale.

3.6. OBRÓBKA CIEPLNA

W celu osiągnięcia wymaganych właściwości mechanicznych i zmęczeniowych elementy wytwarzane metodami addytywnymi poddaje się obróbce cieplnej. Najczęściej wykorzystywanym do tego procesem jest prasowanie izostatyczne na gorąco (HIP) lub wyżarzanie. Oba procesy przekształcają martenzytyczną strukturę α' w strukturę $\alpha+\beta$. Powoduje to obniżenie wartości granicy plastyczności oraz wytrzymałości materiału, przy jednoczesnym wzroście jego ciągliwości oraz trwałości zmęczeniowej. Najważniejszymi parametrami obróbki cieplnej są maksymalna temperatura, czas trwania procesu, a także szybkość chłodzenia. Ostatni z nich wpływa na rozmiar płytek martenzytu. W przypadku chłodzenia w piecu lub wodzie ich rozmiar jest większy niż podczas chłodzenia w temperaturze otoczenia. Czas trwania obróbki cieplnej wpływa na mikrostrukturę wyłącznie w wysokich temperaturach. Połączenie tych parametrów zapewnia przemianę mikrostruktury α' i poprawę właściwości mechanicznych (Rys. 3.19). Wiele doniesień literaturowych wskazuje na to, że optymalne właściwości mechaniczne Ti6Al4V uzyskuje się poprzez proces obróbki cieplnej obejmujący wyżarzanie lub HIP w temperaturach $800 \div 900^\circ\text{C}$ przez 2 godziny, a następnie chłodzenie w piecu. Taka obróbka ma na celu poprawę plastyczności materiału.



Rys. 3.19. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V wytworzonego DMLS: a) w stanie powykonawczym (struktura martenzytyczna α'), b) po obróbce HIP (struktura $\alpha+\beta$) [107]

W pracy [107] zbadano właściwości mechaniczne stopu Ti6Al4V w warunkach obciążeń ściskających. Próbki badawcze wytworzono metodą DMLS o następujących parametrach wydruku: moc lasera 240 W, odległość między przejściami lasera 0,05 mm, prędkość wiązki lasera 240 mm/s, średnica plamki lasera 1,00 mm i grubości warstwy 0,03 mm. Ścieżkę przebiegu lasera stanowił zygzakowaty tor o kącie obrotu 67° między kolejnymi nakładanymi warstwami. Badania wytrzymałości przeprowadzono na dwóch rodzajach próbek. Pierwsze z nich stanowiły elementy w stanie bezpośrednim po procesie

druku. Natomiast na drugą serię składały się próbki poddane obróbce cieplnej jaką jest prasowanie izostatyczne na gorąco (HIP).

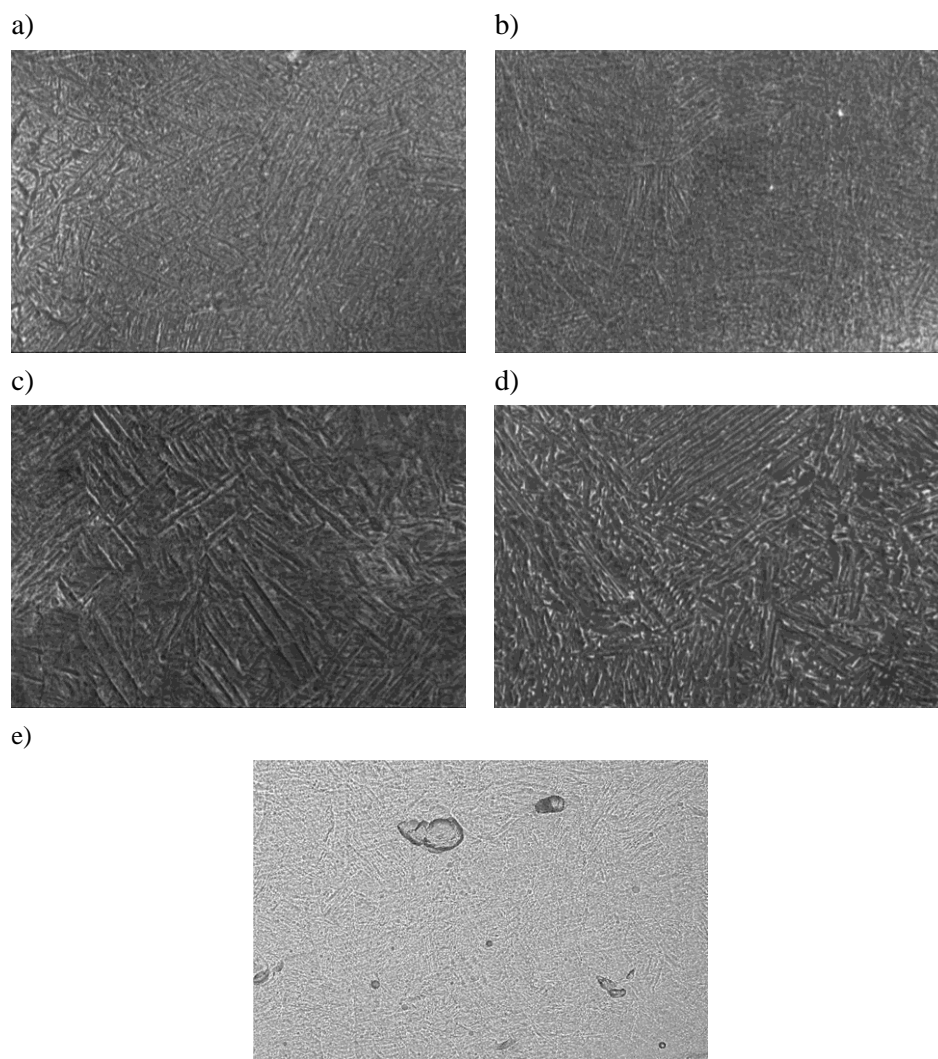
Obróbkę tę prowadzono w temperaturze 900°C oraz ciśnieniu 120 MPa przez 2 godziny. Autorzy dowiedli, że zastosowana obróbka cieplna poprawiła właściwości wytrzymałościowe badanych obiektów uzyskując wytrzymałość $R_c = 940,8$ MPa (HIP), $R_c = 560,2$ MPa (as-built) oraz odkształcenie 0,41 % (HIP), 0,29 % (as-built). Przyczyną poprawy przedstawionych właściwości może być zmniejszona porowatość, która dla próbki niepoddanej obróbce wynosiła 5,9 %, z kolei dla próbki po obróbce cieplnej 0,5 %. Ponadto zastosowanie obróbki HIP polepszyło mikrostrukturę z kruchego igłowego martenzytu α' do bardziej plastycznej, lamelarniej struktury $\alpha+\beta$ (Rys. 3.19).

Publikacja [108] przedstawia wpływ obróbki termicznej na właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego technologią addytywną – SLM. Proces wydruku przedstawiony przez autorów charakteryzował się następującymi parametrami: moc lasera 200 W, prędkość skanowania 800 mm/s, odległość między przejściami lasera 0,08 mm, grubość warstwy 0,03 mm. Otrzymane w wyniku wytwarzania addytywnego próbki poddano obróbce cieplnej w czterech konfiguracjach. Procesy obróbki cieplnej prowadzono przez 2 godziny dla: temperatury 800°C oraz chłodzenia w piecu, temperatury 800°C oraz chłodzenia w temperaturze otoczenia, temperatury 900°C oraz chłodzenia z piecem, temperatury 900°C oraz chłodzenia w temperaturze otoczenia.

Badacze przedstawiają następujące wartości wytrzymałości przy odkształceniu równym 40%: dla temperatury 800°C i chłodzenia w piecu – $R_c = 245,7$ MPa, $E = 1,86$ GPa, dla temperatury 800°C i chłodzeniu w temperaturze otoczenia – $R_c = 231,8$ MPa, $E = 1,42$ GPa, dla temperatury 900°C i chłodzeniu w piecu – $R_c = 207,0$ MPa, $E = 1,70$ GPa, dla temperatury 900°C i chłodzeniu w temperaturze otoczenia – $R_c = 253,2$ MPa, $E = 1,71$ GPa, dla próbki niepoddanej obróbce cieplnej – $R_c = 196,7$ MPa, $E = 1,52$ GPa. Autorzy podają, że obróbka termiczna części wykonanych metodą addytywną zwiększa ich wytrzymałość oraz charakter pęknięcia z kruchego na ciągliwy. Wpływa na to zmiana mikrostruktury z martenzytycznej α' na dwufazową $\alpha+\beta$ (Rys. 3.20).

Autorzy pracy [109] zbadali wpływ różnych obróbek cieplnych na zmianę właściwości mechanicznych stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą LMD. Proces wykonywania próbek charakteryzował się mocą lasera równą 260 W, średnica płamki 4 mm, prędkość skanowania 12 mm/s. Przygotowano cztery serie próbek, z których: (1) stanowiły próbki bezpośrednio po procesie druku, (2) były poddane starzeniu w temperaturze 650°C przez 2 godziny, a następnie chłodzone w temperaturze otoczenia, (3) były poddane wyżarzaniu w temperaturze 720°C przez 2 godziny i chłodzone w temperaturze otoczenia, (4) były poddane przesycaniu w temperaturze 920°C przez 2 godziny i chłodzone w temperaturze otoczenia, a następnie starzone w temperaturze 540°C przez 4 godziny i chłodzone w temperaturze otoczenia. Próbka poddana procesowi przesycania i starzenia charakteryzowała się najwyższą wytrzymałością ($R_m = 969$ MPa), natomiast w samym procesie starzenia

osiągała wytrzymałość ($R_m = 910$ MPa). Proces wyżarzania ($R_m = 891$ MPa) zmniejszył wytrzymałość Ti6Al4V w porównaniu do materiału nieobrobionego cieplnie ($R_m = 960$ MPa).



Rys. 3.20. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą addytywną: a) obróbka cieplna w temperaturze 800°C i chłodzenie w temperaturze otoczenia, b) obróbka cieplna w temperaturze 800°C i chłodzenie w piecu, c) obróbka cieplna w temperaturze 900°C i chłodzenie w temperaturze otoczenia, d) obróbka cieplna w temperaturze 900°C i chłodzenie w piecu, e) w stanie powykonawczym [108]

Proces obróbki cieplnej w niewielkim zakresie wpłynął na plastyczność elementów złącznych. Obróbka cieplna miała wpływ na wielkość i rozkład faz

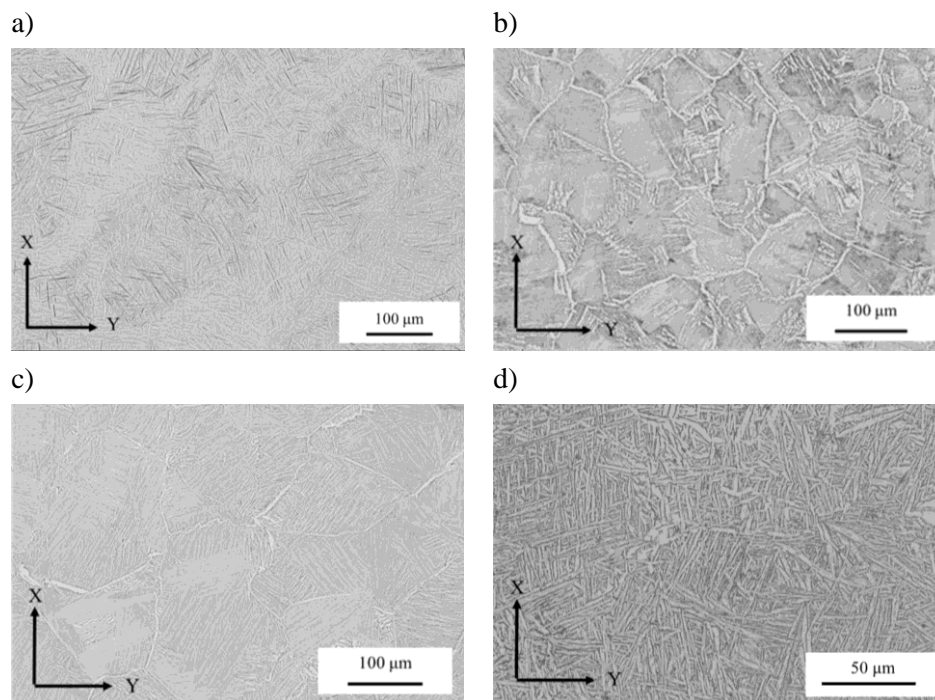
α i β . Wzrost ilości płytek oraz ziaren β były głównymi czynnikami powodującymi spadek wytrzymałości na rozciąganie.

Autorzy publikacji [110] określili wpływ obróbki cieplnej na przemianę fazową oraz właściwości mechaniczne stopu Ti6Al4V wykonanego metodą DMLS. Próbkki badawcze wykonano w następujących warunkach druku: moc lasera wynosiła 280 W, prędkość skanowania wiązki laserowej 1200 mm/s (co pozwoliło na osiągnięcie gęstości próbek na poziomie 99,9 %), wielkość plamki 1,00 mm, grubość warstwy 0,05 mm oraz odległość między przejściami lasera 0,05 mm. Do wykonania próbek zastosowano strategię skanowania naprzemiennego o kącie obrotu 67° między kolejnymi spiekaniem warstwami. Próbkki do badań poddano następującym obróbkom cieplnym: (1) w temperaturze 800°C przez 2 godziny, (2) w 900°C temperaturze przez 2 godziny, (3) w temperaturze 920°C przez 2 godziny, (4) w 950°C temperaturze przez 2 godziny, (5) w temperaturze 1080°C przez 2 godziny, (6) HIP w temperaturze 900°C i ciśnieniu 120MPa przez 2 godziny. Wszystkie próbkki po obróbkach termicznych zostały chłodzone w temperaturze otoczenia. Autorzy uzyskali następujące wyniki badań dla próbek niepoddanych obróbce cieplnej: $R_m = 1241$ MPa, $R_{p0,2} = 1065$ MPa, $E = 120,1$ GPa, $A = 6$ %, $HV_{0,2} = 385$, poddanych obróbce cieplnej: w temperaturze 800°C : $R_m = 1223$ MPa, $R_{p0,2} = 996$ MPa, $E = 117,5$ GPa, $A = 7$ %, $HV_{0,2} = 367$ w temperaturze 900°C : $R_m = 945$ MPa, $R_{p0,2} = 869$ MPa, $E = 116,2$ GPa, $A = 18$ %, $HV_{0,2} = 344$, w temperaturze 920°C : $R_m = 933$ MPa, $R_{p0,2} = 850$ MPa, $E = 115,8$ GPa, $A = 15$ %, $HV_{0,2} = 368$, w temperaturze 950°C : $R_m = 919$ MPa, $R_{p0,2} = 837$ MPa, $E = 116,7$ GPa, $A = 12$ %, $HV_{0,2} = 370$, w temperaturze 1080°C : $R_m = 979$ MPa, $R_{p0,2} = 840$ MPa, $E = 117,1$ GPa, $A = 4$ %, $HV_{0,2} = 421$, HIP: $R_m = 941$ MPa, $R_{p0,2} = 839$ MPa, $E = 115,3$ GPa, $A = 19\%$, $HV_{0,2} = 339$.

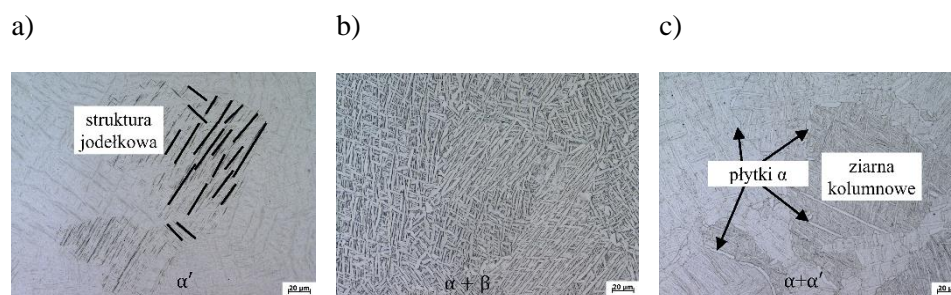
Materiał powykonawczy wykazuje najwyższą granicę plastyczności i wytrzymałość, ale obecność metastabilnego martenzytu α' ogranicza jego plastyczność. Wysoką wartość ciągliwości uzyskuje się stosując w obróbce cieplnej temperatury powyżej przemiany α oraz poniżej β , ze względu na zmniejszoną gęstość dyslokacji i jednorodną strukturę lamelarną $\alpha + \beta$. Próbkki powykonawcze mają stosunkowo wysoką twardość, jednak zastosowanie obróbek termicznych poniżej 920°C prowadzi do jej obniżenia, z powodu gruboziarnistej mikrostruktury. Najwyższa twardość uzyskana dla obróbki cieplnej powyżej temperatury fazowej β 1080°C jest wynikiem tworzenia się struktury Widmanstättena po schłodzeniu (Rys. 3.21).

Praca [111] określa wpływ procesów wyżarzania, przesycaenia i starzenia na wytrzymałość stopu Ti6Al4V wykonanego metodą addytywną. Próbkki badawcze zostały wykonane technologią DMLS dla następujących parametrów druku: moc lasera 280 W, prędkość lasera 1200 mm/s, odległość między przejściami lasera 0,14 mm, grubość warstwy 0,03 mm, wielkość plamki lasera 1,00 mm. Autorzy w swojej pracy zastosowali obróbkę cieplną jaką jest wyżarzanie dla czterech różnych temperatur (600°C , 800°C , 850°C , 900°C) przez 4 godziny oraz przesycaenie i starzenie (odpowiednio w temperaturze

950°C przez 2 godziny, następnie zastosowano chłodzenie wodą oraz w temperaturze 540°C przez 4 godziny). Po każdej z obróbek cieplnych próbki chłodzono w temperaturze otoczenia.



Rys. 3.21. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V wytworzonego DMLS: a) w stanie powykonawczym (struktura martenzytyczna α'), b) obróbka cieplna w temperaturze 920°C (powyżej temperatury przemiany α), c) obróbka cieplna w temperaturze 1080°C (powyżej temperatury przemiany β), d) po obróbce HIP (struktura $\alpha+\beta$) [110]



Rys. 3.22. Przykładowa mikrostruktura stopu Ti6Al4V wytworzonego DMLS: a) w stanie powykonawczym (struktura martenzytyczna α'), b) wyżarzanie 900°C (struktura $\alpha+\beta$), c) przesycanie w 950°C oraz starzenie w 540°C (struktura $\alpha+\alpha'$) [111]

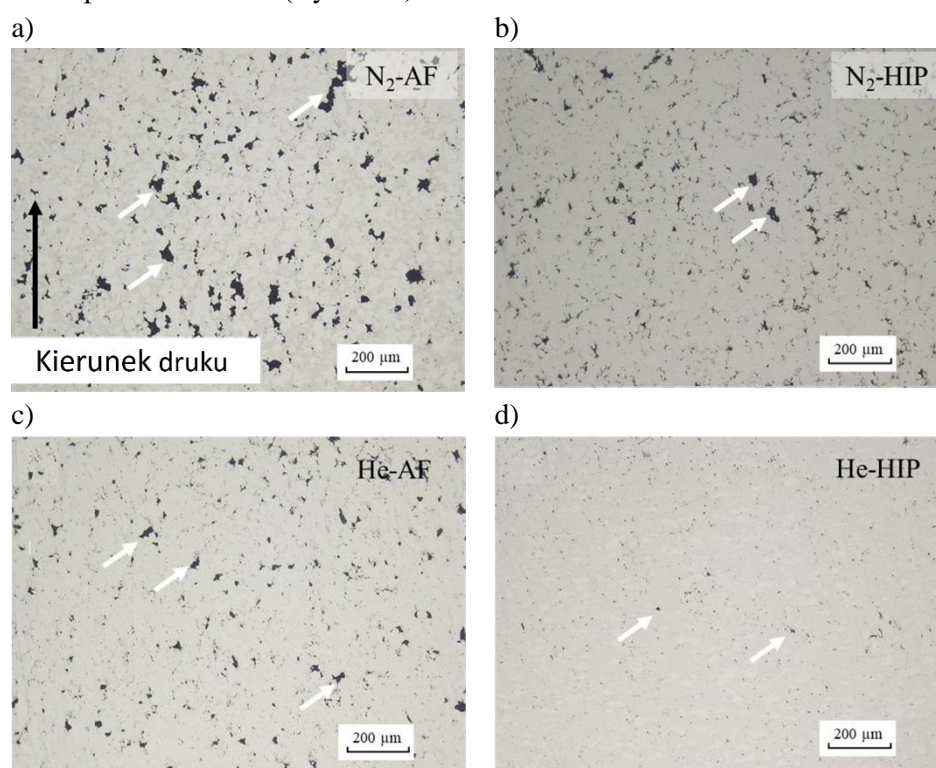
Próbki w stanie powykonawczym osiągały następujące właściwości: $R_m = 1228$ MPa, $R_{p0,2} = 1156$ MPa, $E = 130$ GPa, $A = 8,5$ %. Natomiast próbki wyżarzane charakteryzowały się właściwościami: dla temperatury 600°C : $R_m = 1220$ MPa, $R_{p0,2} = 1168$ MPa, $A = 8,6$ %, dla temperatury 800°C : $R_m = 1033$ MPa, $R_{p0,2} = 986$ MPa, $E = 118$ GPa, $A = 12,2$ %, dla temperatury 850°C : $R_m = 1034$ MPa, $R_{p0,2} = 973$ MPa, $E = 115$ GPa, $A = 12,4$ %, dla temperatury 900°C : $R_m = 988$ MPa, $R_{p0,2} = 895$ MPa, $E = 107$ GPa, $A = 11,4$ %. Natomiast dla próbek poddanych przesycaniu oraz starzeniu uzyskano: $R_m = 1124$ MPa, $R_{p0,2} = 1032$ MPa, $E = 108$ GPa, $A = 8,3$ %. Na rysunku 3.22 przedstawiono przykładowe struktury Ti6Al4V w zależności od zastosowanej obróbki cieplnej. Struktura powykonawcza charakteryzuje się występowaniem typowego dla procesu addytywnego martenzytu α' . W wyniku zastosowanych obróbek cieplnych w temperaturach powyżej temperatury przemiany α oraz poniżej β obserwuje się przemianę struktury martenzytycznej α' w strukturę dwufazową $\alpha+\beta$. W przypadku obróbki cieplnej w 950°C poniżej temperatury przemiany fazowej β , następowała zmiana struktury z jednofazowej α' w strukturę $\alpha+\beta$. Jednak zastosowanie chłodzenia w wodzie po tej obróbce zmodyfikowało ziarna β , które przekształciły się w α' . Pokazało to, że w celu uzyskania pożądanej mikrostruktury oprócz zastosowanej temperatury ważna jest także szybkość chłodzenia, gdyż może ona wpłynąć na końcową przemianę fazową. W tabeli 3.9 zamieszczono objętościowy udział poszczególnych faz mikrostruktury w odniesieniu do zastosowanej obróbki cieplnej.

Tab. 3.9. Objętościowy udział każdej z faz w zależności od zastosowanej obróbki cieplnej [111]

Lp.	Rodzaj obróbki	Temperatura	Czas	Chłodzenie	Udział fazy		
					α'	α	β
1	bez obróbki	-	-	-	100%	0%	0%
2	wyżarzanie	600°C	4h	w temp. otoczenia	100%	0%	0%
3	wyżarzanie	800°C	4h	w temp. otoczenia	0%	64,8%	35,2%
4	wyżarzanie	850°C	4h	w temp. otoczenia	0%	66,1%	33,9%
5	wyżarzanie	900°C	4h	w temp. otoczenia	0%	68,4%	31,6%
6	przesycanie + starzenie	950°C	2h	chłodzenie wodą	74,2%	25,8%	0%
		540°C	4h	w temp. otoczenia			

W pracy [112] autorzy określali wpływ prasowania izostatycznego na gorąco na właściwości mechaniczne oraz twardość powłoki ze stopu Ti6Al4V

natryskiwanej na zimno. Jako gazy natryskowe zastosowano hel oraz azot. Próbki wytworzone metodą addytywną poddano obróbce termicznej HIP prowadzonej w temperaturze 920°C oraz ciśnieniu 120 MPa przez 2 godziny. Wyniki badań pokazały, że próbki Ti6Al4V wytwarzane w osłonie helu oraz azotu, po obróbce cieplnej charakteryzowały się mniejszym stopniem porowatość w porównaniu do elementów powykonawczych. W przypadku próbek w osłonie azotu różnica wyniosła 0,95 %, a dla helu 1,28 %. Wyniki badań twardości okazały się być wyższe dla próbek w stanie powykonawczym, co może być spowodowane wzrostem ziarn fazy β i zanikiem twardej martenzytycznej fazy α' podczas obróbki wysokotemperaturowej w temperaturze 920°C (Rys. 3.23).

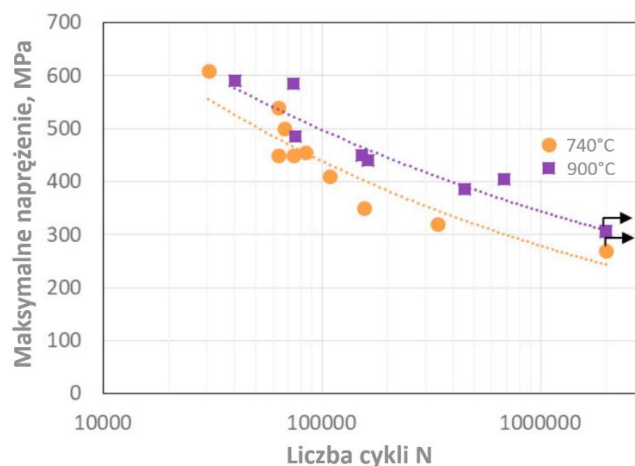


Rys. 3.23. Przykładowa mikrostruktura stopu Ti6Al4V: a) w stanie powykonawczym (osłona N₂), b) HIP (osłona N₂), c) w stanie powykonawczym (osłona He), d) HIP (osłona He) [112]

Pod wpływem wysokiej temperatury oraz wysokiego ciśnienia obniża się gęstość dyslokacji, co skutkuje spadkiem twardości. Autorzy uzyskali następujące wyniki wytrzymałości oraz odkształcenia: dla próbki powykonawczej w osłonie N₂ – R_m = 95 MPa, A = 0,28 %, dla próbki HIP w osłonie N₂ – R_m = 630 MPa, A = 1,42 %, dla próbki powykonawczej w osłonie He – R_m = 365 MPa, A = 0,46 %, dla próbki HIP w osłonie He – R_m =

960 MPa, $A = 1,77\%$. Dzięki obróbce termicznej zmniejszyła się porowatość struktury, co przyczyniło się do uniknięcia koncentracji naprężeń i propagacji pęknięć podczas próby rozciągania oraz przyczyniło się do poprawy właściwości mechanicznych.

Autorzy pracy [113] scharakteryzowali wpływ obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne Ti6Al4V wytworzonego metoda DMLS o następujących parametrach druku: moc lasera 400 W, grubość warstwy 0,06 mm, do wykonania elementu zastosowano spiralną ścieżkę skanowania, w której najpierw stopiona została wewnętrzna część warstwy, a na końcu zewnętrzna. Zastosowano kąt obrotu kolejnych nakładanych na siebie warstw równy 30° . W badaniach autorzy zastosowali dwa rodzaje obróbki cieplnej: pierwsza z nich odbywała się w temperaturze 740°C przez 2 godziny, druga natomiast była prowadzona przy temperaturze 900°C . Po wyżarzeniu próbki były schładzane w sposób kontrolowany w piecu do poziomu 540°C , a następnie chłodzone z dużą szybkością do temperatury pokojowej. Obróbki te zostały zastosowane w celu redukcji naprężeń własnych powstałych w wyniku wytwarzania addytywnego. Uzyskano następujące właściwości mechaniczne dla obróbki w temperaturze: 720°C - $R_m = 1176\text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 1104\text{ MPa}$, $A = 13\%$, twardość 392 HV10, 900°C - $R_m = 1078\text{ MPa}$, $R_{p0,2} = 990\text{ MPa}$, $A = 18\%$, twardość 347 HV10. Próbkę poddane obróbce cieplnej w temperaturze 740°C wykazują mikrostrukturę charakteryzującą się drobnymi igłami fazy α'/α w osnowie β , natomiast w próbkach poddanych obróbce cieplnej w temperaturze 900°C występowały fazy $\alpha+\beta$ ułożone w strukturę Widmanstättena. Wyższa temperatura odprężania powoduje powstanie jednorodnej struktury.

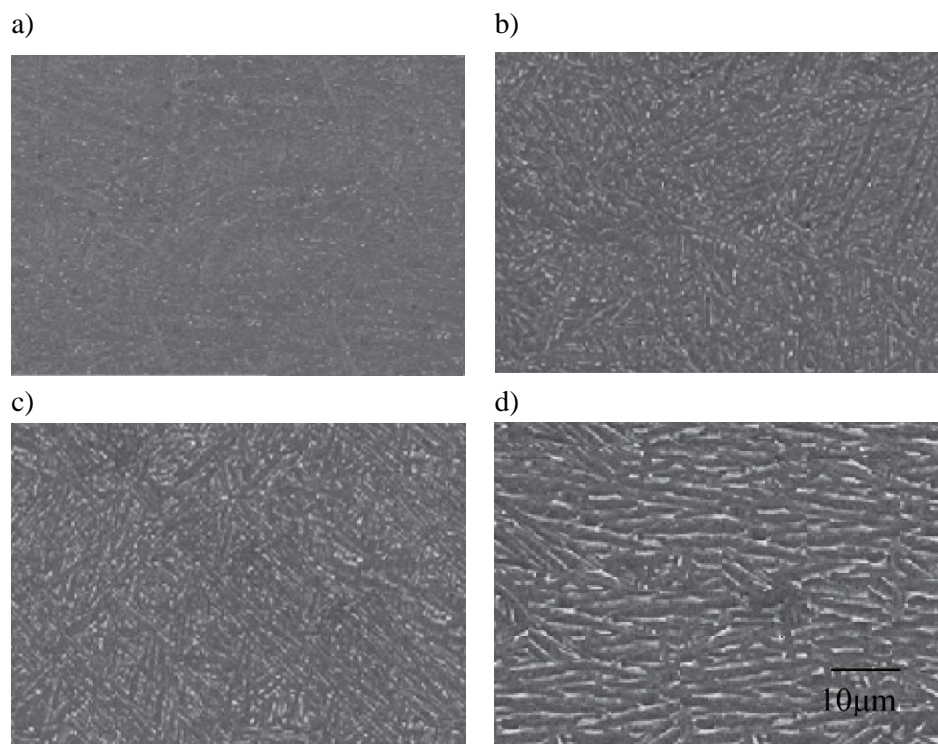


Rys. 3.24. Wykres trwałości zmęczeniowej dla wybranych temperatur obróbki cieplnej [113]

Autorzy w pracy [113] przedstawili wyniki badań trwałości zmęczeniowej (Rys. 3.24), które pokazują że obróbka cieplna w temperaturze 900°C spowodowała wyższą wytrzymałość zmęczeniową niż ta przeprowadzona w temperaturze 740°C. Badania wykazały, że drobna struktura martenzytyczna wpływa na wyższą wytrzymałość w warunkach obciążeń statycznych, ale powoduje niższą wytrzymałość zmęczeniową i odporność na pękanie w porównaniu do struktury lamelarniej lub dwufazowej. Autorzy zauważają, że wyższa trwałość zmęczeniowa próbek poddanych obróbce cieplnej w temperaturze 900°C może być związana z wyższą wartością ich ciągliwości ($A = 18\%$).

Publikacja [114] przedstawia wpływ wyżarzania odprężającego i odpuszczania na właściwości mechaniczne w warunkach obciążeń ścisających stopu Ti6Al4V wytworzonego technologią SLM. Autorzy porównują wyniki badań trzech rodzajów próbek. Pierwszą grupę stanowią próbki powykonawcze, drugą próbki poddane wyżarzaniu odprężającemu w temperaturze 600°C, a następnie odpuszczaniu w temperaturze 800°C przez 4 godziny. Ostatnią grupą próbek są te poddane wyżarzaniu odprężającemu w temperaturze 600°C, a następnie odpuszczane w temperaturze 1050°C przez 2 godziny. Stwierdzono, że obróbka cieplna w istotny sposób zmienia mikrostrukturę stopu Ti6Al4V. Jednak znacząca zmiana właściwości mechanicznych dotyczyła zastosowania obróbki cieplnej powyżej temperatury β . Zauważono, że twardość materiału spadała wraz ze wzrostem temperatury obróbki termicznej. Występowanie w wyniku obróbki cieplnej struktury dwufazowej $\alpha+\beta$ stanowi skuteczną barierę dla propagacji pęknięć. Autorzy zauważyli, że gęstość struktury nie polepszała się pod wpływem obróbki cieplnej. Aby rozwiązać ten problem, należy rozważyć inne metody obróbki końcowej, takie jak prasowanie izostatyczne na gorąco (HIP).

W pracy [115] określono wpływ obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne próbek Ti6Al4V wytworzonych DMLS. W procesie DMLS wytworzyła się mikrostruktura w postaci drobnoziarnistego martenzytu α' , który decyduje o wysokiej wytrzymałości i niskiej ciągliwości; Tego rodzaju struktura ze względu na ferromagnetyczne właściwości martenzytu nie powinna być wykorzystywana jako biomateriał. Wymaga ona zmiany mikrostruktury na dwufazową $\alpha+\beta$. Badania wykazały, że najkorzystniejsze połączenie właściwości mechanicznych i struktury bez fazy α' można uzyskać poprzez wyżarzanie materiału w zakresie temperatur 850 ÷ 950°C przez 2 godzin, a następnie chłodzenie w piecu. Po obróbce cieplnej próbki wykazały właściwości wytrzymałościowe podobne do tych dla kutego i wyżarzanego stopu Ti6Al4V. Obróbka cieplna wpłynęła na obniżenie wytrzymałości na rozciąganie R_m i granicy plastyczności R_e przy jednoczesnym wzroście wydłużenia A i modułu Younga E , dodatkowo obróbka cieplna w temperaturze 850°C spowodowała ujednoczenie mikrostruktury i wyeliminowanie anizotropii wynikającej z różnych kierunków rozciągania oraz drukowania próbek (Rys. 3.25).

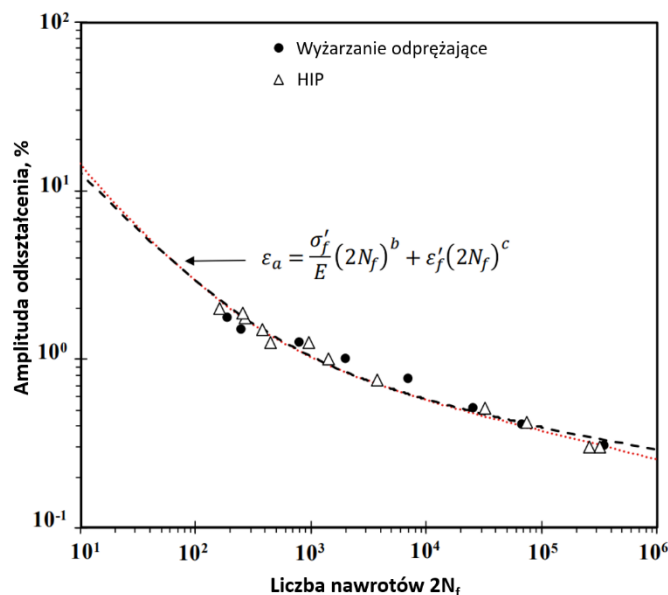


Rys. 3.25. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V poddanego obróbkom cieplnym w temperaturze: a) 650°C, b) 750°C, c) 850°C, d) 950°C [115]

W artykule [116] autorzy przedstawili wyniki badań właściwości mechanicznych stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą SLM. Porównano wyniki dla próbek powykonawczych oraz poddanych obróbce cieplnej HIP przeprowadzonej w temperaturze 920°C przez dwie godziny i pod ciśnieniem 120 MPa. Obróbka termiczna wpływa na właściwości mechaniczne stopu Ti6Al4V poprzez zmianę mikrostruktury oraz porowatości. Bardzo drobna struktura martenzytyczna w stanie powykonawczym oraz wysokie naprężenia wewnętrzne wynikające z procesu SLM powodują wysoką wytrzymałość oraz niską odkształcalność. Obróbka cieplna prowadzi do zagęszczenia mikrostruktury (przemiana martenzytu w fazę lamelarną α i pojawienie się międzywarstwowej fazy β) i redukcji naprężeń wewnętrznych, co zmniejsza wytrzymałość materiału, ale poprawia plastyczność. Ponadto występowanie ciśnienia podczas procesu HIP sprzyja zmniejszeniu porowatości, poprawiając przy tym plastyczność.

Autorzy publikacji [117] przedstawili wyniki badań trwałości zmęczeniowej próbek ze stopu Ti6Al4V technologią selektywnego topienia laserowego SLM. Proces wytwarzania charakteryzował się następującymi parametrami druku: moc lasera 500 W, gęstość energii 57 J/mm³ oraz grubością

warstwy 0,03 mm. Do badań wykorzystano dwie partie próbek stosując różne obróbki cieplne oraz polerowanie powierzchni, w celu zmniejszenia naprężeń szczątkowych i porowatości wewnętrznej. Obróbka odprężająca polegała na powolnym i kontrolowanym nagrzewaniu do 670°C, a następnie utrzymywaniu temperatury $670 \pm 15^\circ\text{C}$ przez 5 godzin pod ciśnieniem atmosferycznym oraz w osłonie argonu. Obróbkę zakończono schładzając próbki do temperatury pokojowej. Drugą obróbkę stanowiło prasowanie izostatyczne na gorąco HIP, polegające na powolnym i kontrolowanym ogrzewaniu do 920°C, a następnie utrzymywaniu przez 2 godziny w tej temperaturze pod ciśnieniem 100 MPa, a na koniec poddawana kontrolowanemu chłodzeniu do osiągnięcia temperatury poniżej 150°C. Na przygotowanych próbkach przeprowadzono testy zmęczeniowe w warunkach sterowania odkształceniem, których wyniki przedstawiono na rysunku 3.26. Z kolei parametry przedstawione na rysunku 3.26 równania zamieszczono w tabeli 3.10. Uzyskane wyniki badań wykazały, że próbki poddane odprężaniu ulegają cyklicznemu osłabieniu materiału, które zwiększa się wraz z przyłożonym odkształceniem. Podczas gdy próbki po obróbce HIP wykazują stabilne zachowanie cykliczne w stosunku do krzywej monotonicznej. Autorzy stwierdzili, że trwałość zmęczeniowa dla danego odkształcenia zależy od jego wartości, niezależnie od zastosowanej po wytworzeniu obróbki cieplnej. W tabeli 3.10 przedstawiono właściwości mechaniczne oraz zmęczeniowe stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą addytywną SLM.

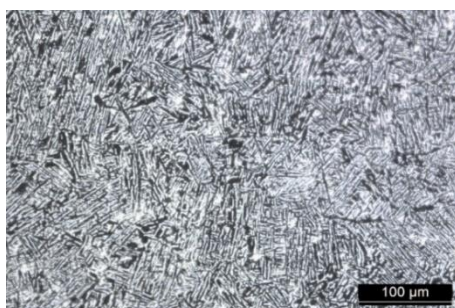


Rys. 3.26. Wykresy trwałości zmęczeniowej w ujęciu odkształceniowym materiału Ti6Al4V w zależności od zastosowanej obróbki cieplnej [117]

Tab. 3.10. Właściwości Ti6Al4V wytworzonego metodą SLM poddanego obróbkom cieplnym [117]

Rodzaj próbki	R _m	Twardość	k'	σ _f '	ε _f '	n'	b	c
	MPa	HV1	MPa	MPa	%	-	-	-
Odpężanie	1144	405	1314	3055,6	89,4	0,0432	-0,163	-0,853
HIP	995	350	1176	2115,1	67,2	0,0364	-0,129	-0,764

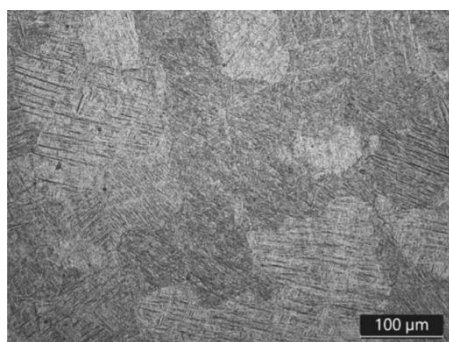
W przypadku obu obróbek cieplnych mikrostruktura wykazuje drobną iglastą morfologię, głównie pierwotną fazę α lub α' niejednorodnie rozproszoną. Faza β jest rozproszona w fazie α . Przykładowe zdjęcie mikrostruktury po obróbce HIP zostało przedstawione na rysunku 3.27.



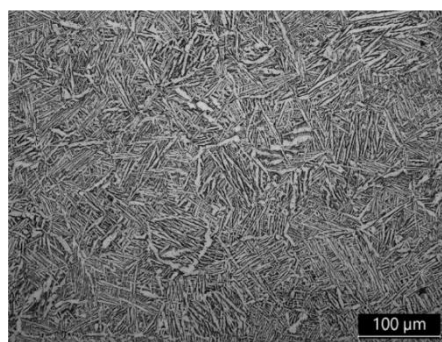
Rys. 3.27. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V SLM po obróbce HIP [117]

Autorzy pracy [118] określili wpływ obróbki cieplnej na trwałość zmęczeniową elementów wytworzonych ze stopu Ti6Al4V metodą SLM. Próbki powykonawcze poddano obróbce cieplnej w temperaturze 670°C przez 5 godzin, która miała na celu usunięcie naprężeń wewnętrznych wynikających z procesu wytwarzania.

a)



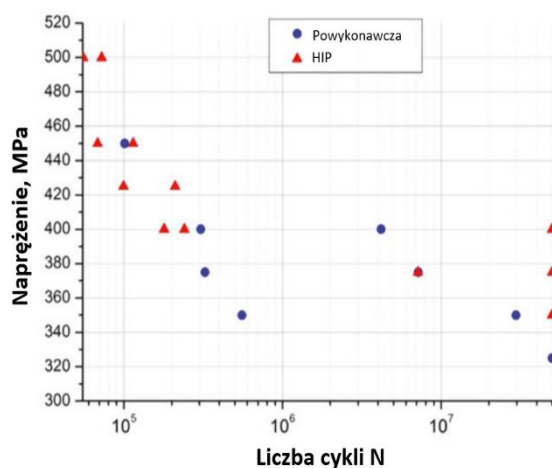
b)



Rys. 3.28. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V: a) martenzytyczna α' – stan powykonawczy, b) dwufazowa $\alpha+\beta$ – po obróbce HIP [118]

Następnie określono mikrostrukturę stopu, która była strukturą martenzytyczną α' . Część próbek poddano prasowaniu izostatycznemu na gorąco (HIP) przez 2 godziny w temperaturze 920°C pod ciśnieniem 100 MPa. Obróbka ta pozwoliła na eliminację porowatości obecnych w strukturze materiału i uzyskanie niemal pełnej gęstości próbek. Ponadto dzięki zastosowanej obróbce cieplnej udało się zmodyfikować strukturę z martenzytycznej α' na dwufazową $\alpha+\beta$ (Rys. 3.28).

Różnica między strukturami próbek nie wpłynęła na wynik twardości, jednak w istotny sposób oddziaływała na wytrzymałość. Mikrostruktura martenzytyczna stopu Ti6Al4V pozwala na uzyskanie wyższej wytrzymałości oraz granicy plastyczności, natomiast dwufazowa struktura $\alpha+\beta$ powoduje zwiększenie wydłużenia oraz charakteryzuje się umacnianiem materiału. To umocnienie prowadzi do zwiększenia trwałości zmęczeniowej próbek poddanych obróbce HIP. Porównanie trwałości zmęczeniowej próbek Ti6Al4V przedstawiono na rysunku 3.29. Z zamieszczonych danych wynika, że obróbka cieplna HIP zwiększa znacząco trwałość zmęczeniową stopu Ti6Al4V w porównaniu do stanu powykonawczego.



Rys. 3.29. Wyniki badań zmęczeniowych stopu Ti6Al4V w stanie powykonawczym oraz po zastosowanej obróbce cieplnej HIP [118]

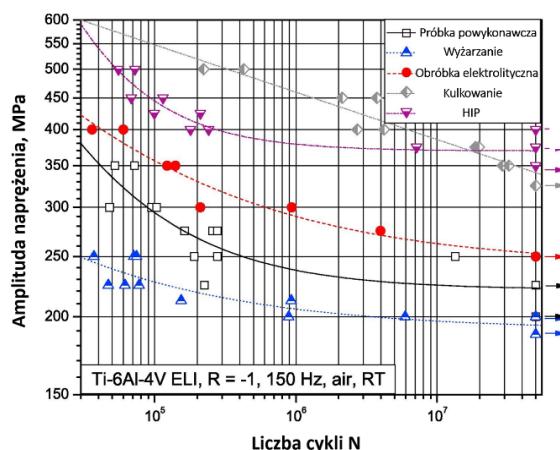
Na podstawie wyników badań zamieszczonych w pracy [102] autorzy stwierdzili, że niestopiony proszek, porowatość i inne defekty struktury materiału wytworzonego metodą addytywną stanowią główną przyczynę inicjacji pęknięć zmęczeniowych. Wyniki trwałości zmęczeniowej (Rys. 3.14) pokazują, że przy odpowiedniej obróbce końcowej mającej na celu zminimalizowanie wartości parametru chropowatości powierzchni, zmniejszenie naprężeń własnych, a także poprawę twardości powierzchni, możliwe jest wytwarzanie elementów o wyższej trwałości zmęczeniowej niż elementy powykonawcze. Dodatkowo zastosowanie obróbki cieplnej, jak

prasowanie izostatyczne na gorąco, w celu dalszego zmniejszenia porowatości mogą również stanowić opcję zwiększenia wytrzymałości zmęczeniowej. Próbki powykonawcze pękały w wyniku niedostatecznie wysokiej jakości powierzchni i obecności naprężeń własnych wytworzonego elementu. W próbkach poddanych obróbce cieplnej, sposób uszkodzenia określono jako uszkodzenie wynikające z wysokiej twardości powierzchni.

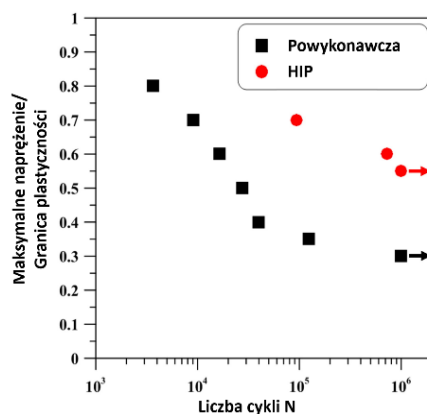
W pracy [105] zbadano właściwości zmęczeniowe próbek ze stopu Ti6Al4V ELI wykonanych technologią SLM. W procesie wytwarzania zastosowano drobny proszek o średnicy poniżej 9 μm w celu zmniejszenia parametru chropowatości powierzchni. Struktura otrzymana w wyniku procesu wytwarzania charakteryzowała się obecnością fazy martenzytycznej α' , której występowanie jest związane z szybkością chłodzenia w procesie druku (Rys. 3.18). W celu wyeliminowania naprężeń wewnętrznych i zwiększenia ciągliwości materiału, wszystkie próbki poddano odprężaniu w 670°C przez 5 godzin w ochronnej atmosferze argonu. Część próbek poddano obróbce HIP w celu zmniejszenia porowatości materiału. Podczas tej obróbki stosuje się wysoką temperaturę i wysokie ciśnienie w celu wywołania płynięcia plastycznego, a w konsekwencji prawie całkowitego zagęszczenia elementu. Autorzy przeprowadzili wstępnie wyżarzanie próbek w różnych temperaturach (900°C, 920°C, 950°C) w celu uzyskania pożądanej struktury i wybrania odpowiedniej temperatury dla procesu HIP. Należy zachować szczególną ostrożność przy doborze odpowiedniej temperatury HIP, aby zoptymalizować powstałą mikrostrukturę. Temperatura 900°C powoduje zmianę mikrostruktury z metastabilnej α' , w której na granicach ziaren zaczynają się tworzyć płytki α (Rys. 3.18b). W temperaturze 920°C mikrostruktura składa się z płytek α rozmieszczonych w osnowie β (Rys. 3.18c). Wzrost temperatury do 950°C powoduje zwiększenie się rozmiaru ziaren (Rys. 3.18d). Uzyskanie dwufazowej, ciągliwej struktury wiąże się z przeprowadzeniem obróbki cieplnej w temperaturze 920°C, z tego względu autorzy właśnie tę temperaturę wykorzystali do procesu HIP. Obróbka prasowania izostatycznego na gorąco została przeprowadzona pod ciśnieniem 100 MPa przez 2 godziny w ochronnej atmosferze argonu. Mikrostruktura materiału Ti6Al4V po tym procesie przypomina mikrostrukturę po wyżarzaniu w temperaturze 920°C, czyli dwufazową strukturę $\alpha+\beta$ (Rys. 3.18e). W stanie powykonawczym największa porowatość (około 0,35 %) i największe wady występują w najbardziej zewnętrznej warstwie o grubości 0,4 mm i stanowią miejsce inicjacji pęknięć. Obróbka HIP skutecznie zmniejsza porowatość całej próbki (poniżej 0,05 %), co ma swoje odzwierciedlenie w wynikach badań zmęczeniowych (Rys. 3.30).

Stan powykonawczy wykazuje wysoką wytrzymałość na rozciąganie połączoną z wystarczającą plastycznością, jednak jego trwałość zmęczeniowa jest niższa od trwałości materiału poddanego obróbce HIP. Materiał w stanie powykonawczym ulega znacznemu cyklicznemu osłabieniu. Na takie zachowanie wpływa struktura materiału, która po procesie druku składa się głównie z fazy α' . Autorzy sugerują zastosowanie obróbki cieplnej HIP oraz

obróbki powierzchniowej w celu uzyskania najwyższej trwałości zmęczeniowej. Obróbka cieplna poprzez zmianę struktury i eliminację wad wewnętrznych (np. porowatości) powoduje zwiększenie wytrzymałości zmęczeniowej, a obróbka powierzchniowa pozwala na zmniejszenie chropowatości oraz usunięcie podpowierzchniowych wad mogących przedwcześnie doprowadzić do inicjacji pęknięcia zmęczeniowego.



Rys. 3.30. Wykres trwałości zmęczeniowej stopu Ti6Al4V [105]

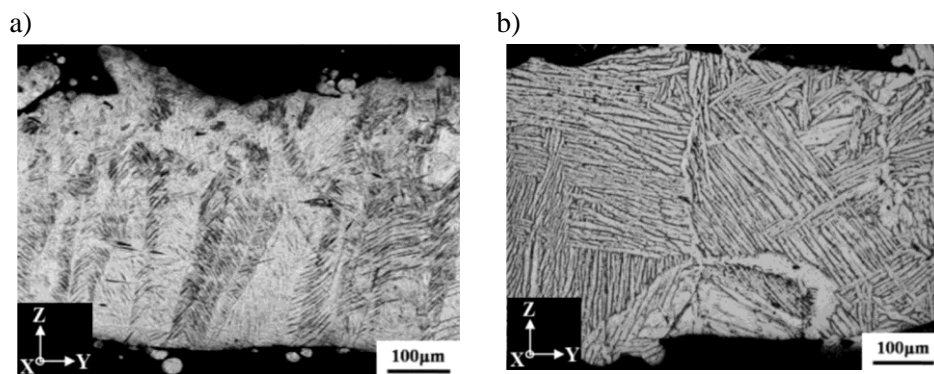


Rys. 3.31. Wyniki badań trwałości zmęczeniowej próbek ze stopu Ti6Al4V wytworzonego w procesie SLM w stanie powykonawczym oraz po obróbce cieplnej HIP [119]

Autorzy publikacji [119] przedstawili wyniki badań próbek ze stopu Ti6Al4V wytworzonych w procesie SLM (Rys. 3.31). Proces ten charakteryzował się następującymi parametrami: moc lasera 225 W, prędkość skanowania 658 mm/s, odległość między przejściami lasera 0,12 mm, grubość warstwy 0,05 mm. Strategia skanowania polegała na obracaniu kierunku

skanowania o 75° w każdej kolejnej warstwie. Część próbek poddano obróbce cieplnej HIP w temperaturze 1000°C oraz ciśnieniu 150 MPa przez 1 godzinę, a następnie ochłodzono w piecu. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V w stanie powykonawczym charakteryzowała się iglastą fazą α' , która przekształciła się z wcześniejszych kolumnowych ziaren β powstałych podczas krzepnięcia ciecicy. Ponadto szybkość chłodzenia po procesie SLM dochodzi do 1000°C/s , co prowadzi do przekształcania się fazy β bezpośrednio w martenzytyczną fazę α' . Z kolei iglasty martenzyt α' przyjmuje postać struktury kolumnowej (Rys. 3.32a). Po obróbce cieplnej HIP mikrostruktura stopu jest równoosiowa. Podczas ogrzewania i utrzymywania temperatury w procesie HIP, martenzytyczna faza α' stopniowo przechodzi z powrotem do fazy β , a poprzednie słupkowe ziarna β zostają przekształcone w równoosiowe ziarna β . Po ochłodzeniu w piecu końcowa struktura charakteryzowała się występowaniem fazy $\alpha+\beta$ (Rys. 3.32b).

Autorzy wskazują, że anizotropię mikrostrukturalną można skutecznie wyeliminować stosując obróbkę cieplną jaką jest prasowanie izostatyczne na gorąco HIP w temperaturze 1000°C . Wyniki badań twardości próbek w stanie powykonawczym oraz po procesie obróbki cieplnej wyniosły odpowiednio 403 HV i 324 HV. Proces obróbki cieplnej może zmniejszyć mikrotwardość z powodu zmian mikrostrukturalnych. Ponadto chropowatość powierzchni była ważnym czynnikiem wpływającym na właściwości zmęczeniowe, gdyż nierówności na powierzchni materiału mogą służyć jako koncentratory naprężeń. W związku z tym, poprawę trwałości zmęczeniowej i wytrzymałości po obróbce cieplnej HIP można było głównie przypisać przemianie mikrostrukturalnej z kruchego martenzytu α' w dwufazową, bardziej ciągliwą strukturę $\alpha+\beta$.



Rys. 3.32. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V wytworzona w procesie SLM: a) martenzytyczna α' w stanie powykonawczym, b) dwufazowa $\alpha+\beta$ po przeprowadzonej obróbce cieplnej HIP [119]

W tabeli 3.11 zestawiono wyniki badań autorów publikacji [109,110,111,113]. Przedstawiono zależności między zastosowaną obróbką

cieplną (temperatura, czas, sposób chłodzenia), a otrzymanymi właściwościami mechanicznymi (wytrzymałość na rozciąganie, granica plastyczności, moduł Younga, wydłużenie) oraz twardością.

Podsumowując, mikrostruktura materiału wytwarzanego metodami addytywnymi zależy od parametrów procesu druku tj. grubości nanoszonej warstwy, ścieżki skanowania, odstępów między przejściami lasera, jego mocy oraz prędkości skanowania. Mikrostruktura stopu Ti6Al4V w stanie powykonawczym w większości przypadków jest martenzytyczną, igiełkową fazą α' . Występowanie tego rodzaju mikrostruktury jest powszechnie przypisywane parametrom wytwarzania, skutkującym szybkością chłodzenia wyższą niż 410 K/s, co sprzyja wzrostowi martenzytu α' . Obecność różnej wielkości martenzytu α' zależy od cykli termicznych wywołanych ponownym nagraniem stopionych/spieczonych warstw. Struktura martenzytyczna jest stosunkowo krucha.

Zwiększoną ciągliwość stopu Ti6Al4V można osiągnąć poprzez uzyskanie lamelarniej struktury dwufazowej $\alpha+\beta$. Zmiany struktury z powykonawczej α' na dwufazową $\alpha+\beta$ można dokonać stosując obróbkę cieplną lub sterując niektórymi parametrami procesu wytwarzania m.in. zmianą odległości przesunięcia ogniskowej (FOD) oraz gęstością energii lasera, co prowadzi do samoistnej obróbki cieplnej (IHT).

Mikrostrukturę $\alpha+\beta$ można uzyskać poprzez cykliczne, ponowne nagrzewanie stopionych/spieczonych warstw połączone z kontrolowaniem temperatury platformy roboczej drukarki. Wstępne ogrzewanie proszku w różnych temperaturach na platformie roboczej powoduje spowolnienie szybkości chłodzenia, sprzyjając rozkładowi fazy α' na fazę α i wzrost fazy β między płytkami α .

Wyższe wartości granicy plastyczności w strukturze powykonawczej stopu Ti6Al4V można przypisać występowaniu mniejszego rozmiaru kolonii α , który spowalnia rozwój odkształcenia plastycznego poprzez zwiększenie ruchu dyslokacji. Wtrącenia występujące w mikrostrukturze, które mogą powstawać w procesie wytwarzania wpływają na właściwości mechaniczne. Właściwości zmęczeniowe stopu Ti6Al4V zależą od struktury wytworzonego materiału. W większości analizowanych prac zauważono, że wyższą trwałością zmęczeniową w porównaniu do struktury martenzytycznej α' uzyskiwał materiał posiadający dwufazową strukturę $\alpha+\beta$. Na wyższą trwałość zmęczeniową przekłada się także większa gęstość materiału (niewielka porowatość). Materiał powykonawczy charakteryzuje się cyklicznym osłabieniem. Zmianę struktury z jednofazowej α' w dwufazową $\alpha+\beta$ realizuje się w wyniku procesów wyżarzania. Połączenie transformacji mikrostruktury z redukcją porowatości uzyskuje się stosując obróbkę cieplną pod ciśnieniem – HIP. Przedstawione wyniki badań wykazują poprawę właściwości zmęczeniowych po zastosowaniu obróbki HIP. W tabeli 3.12. zestawiono wyniki badań stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego technologią addytywną opisane w powyższym rozdziale.

Tab. 3.11. Zestawienie przykładowych właściwości mechanicznych Ti6Al4V

Autor	Rodzaj obróbki cieplnej	Temp./ ciśnienie	Czas	Sposób chłodzenia	R _m	R _{p0,2}	A	E	Twardość
		°C/MPa	h		MPa	MPa	%	GPa	
[109]	bez obróbki	-	-	-	960	900	-	-	-
	starzenie	650	2	w temp. otoczenia	908	865	-	-	-
	wyżarzanie	720	2	w temp. otoczenia	892	850	-	-	-
	przesycanie + starzenie	920	2	w temp. otoczenia	965	912	-	-	-
540		4	w temp. otoczenia						
[110]	bez obróbki	-	-	-	1241	1065	6	120,1	385 HV0,2
	wyżarzanie	800	2	w temp. otoczenia	1223	966	7	117,5	367 HV0,2
	wyżarzanie	900	2	w temp. otoczenia	945	869	18	116,2	344 HV0,2
	wyżarzanie	920	2	w temp. otoczenia	933	850	15	115,8	368 HV0,2
	wyżarzanie	950	2	w temp. otoczenia	919	837	12	116,7	370 HV0,2
	wyżarzanie	1080	2	w temp. otoczenia	979	840	4	117,1	421 HV0,2
	HIP	900/120	2	w temp. otoczenia	941	839	19	115,3	339 HV0,2
[111]	bez obróbki	-	-	-	1228	1156	8,5	130	-
	wyżarzanie	600	4	w temp. otoczenia	1220	1168	8,6	135	-
	wyżarzanie	800	4	w temp. otoczenia	1033	986	12,2	118	-
	wyżarzanie	850	4	w temp. otoczenia	1034	973	12,4	115	-
	wyżarzanie	900	4	w temp. otoczenia	988	895	22,4	107	-
	przesycanie + starzenie	950	2	chłodzenie wodą	1124	1032	8,3	108	-
		540	4	w temp. otoczenia					-
[113]	wyżarzanie	740	2	chłodzenie w piecu do temp. 540°C, następnie chłodzenie w temperaturze otoczenia	1176	1104	13	-	392 HV10
	wyżarzanie	900	2		1078	990	18	-	347 HV10

Tab. 3.12. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi

Autor	Technologia	Kierunek druku	Obróbka cieplna	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A %	E GPa	Twardość	R	N Cykle	σ MPa	
[12]		0°	Wyżarzanie odprężające	1130 ±11	1096 ±11	1,2	114,9 ±2	-	-	-	-	
			Wyżarzanie odprężające	1034 ±10	972±10	5,5	108,8 ±2	-	-	-	-	
			HIP	931±9	862±9	24±2	111,7 ±2	-	-1	10 ⁷	410	
			Bez obróbki	-	-	-	-	-	-1	10 ⁵	50	
[121]		30°	Wyżarzanie	1096 ±7,4	1017 ±6,7	12±0,5	-	-	0,1	10 ⁷	200	
			HIP	949 ±2,7	837 ±0,7	13±1,4	-	-	0,1	10 ⁷	175	
[122]	DMLS	-	-	1195	952	7,4	-	-	-	-	-	
[91]		90°	-	1237 ±30	1161 ±30	7,6±1	-	-	-	-	-	
			Bez obróbki	1269	1195	5	-	-	-	-	-	
[122]		90°	Bez obróbki	1219	1130	4,9	-	-	-	-	-	
			Wyżarzanie odprężające	-	-	-	-	-	0,1	10 ⁷	550	
[94]		90°	Bez obróbki	1262	1084	6,1	-	37HRC	-	-	1,5·10 ⁵	-
			Wyżarzanie	1126	1070	5,1	-	40HRC	-	-	3,9·10 ⁵	-

Tab. 3.12. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi c.d.

Autor	Technologia	Kierunek druku	Obróbka cieplna	R _m MPa	R _{p0.2} MPa	A %	E GPa	Twardość	R	N Cykle	σ MPa		
[18]		0°	HIP	997	887	11,4	-	-	-	-	-		
			HIP	1010	946	13,9	-	-	-	-	-		
[122]		0°	Wyżarzanie odprężające	1255 ± 21	968 ± 14	5,4 ± 0,5	-	-	-	-	-		
			Wyżarzanie odprężające	1195 ± 9	952 ± 1	7,4 ± 1,2	-	-	-	-	-		
[54]		90°	Bez obróbki	1269	1201	4,9	-	463 HV0,1	-	-	-		
			Bez obróbki	1370	1275	6,5	-	365 HV0,1	-	-	-		
[60]		0°	Bez obróbki	-	-	-	-	-	0	10 ⁶	121		
			Bez obróbki	-	-	-	-	-	0	10 ⁶	91		
[91]		-	Bez obróbki	1237 ± 30	1161 ± 30	7,6 ± 1	-	-	-	-	-	-	
			Bez obróbki	1091 ± 6	1029 ± 8	7,8 ± 0,8	-	-	-	-	-	-	-
			Bez obróbki	1186 ± 42	1121 ± 42	8,1 ± 0,6	-	-	-	-	-	-	-
			Bez obróbki	1202 ± 11	1121 ± 9	10,1 ± 0,3	-	-	-	-	-	-	-
			Bez obróbki	1222 ± 11	1151 ± 11	9,8 ± 1,1	-	-	-	-	-	-	-
			Bez obróbki	1111 ± 11	1029 ± 11	7,8 ± 1,1	-	-	-	-	-	-	-

Tab. 3.12. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi c.d.

Autor	Technologia	Kierunek druku	Obróbka cieplna	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A %	E GPa	Twardość	R	N Cykle	σ MPa
[91]		-	Bez obróbki	1183 ± 22	1115 ± 18	8,7 ± 0,3	-	-	-	-	-
				1145 ± 14	1102 ± 16	12,5 ± 1,4	-	-	-	-	
				1137 ± 23	1063 ± 17	12,8 ± 0,9	-	-	-	-	
[110]	DMLS	90°	Bez obróbki	1241	1065	6	120,1	385 HV0,2	-1	10 ⁷	290
		90°	Wyżarzanie	1223	996	7	117,5	367 HV0,2	-	-	-
		90°	Wyżarzanie	945	869	18	116,2	344 HV0,2	-1	10 ⁷	340
		90°	Wyżarzanie	933	850	15	115,8	365 HV0,2	-	-	-
		90°	Wyżarzanie	919	837	12	116,7	370 HV0,2	-	-	-
		90°	Wyżarzanie	979	840	4	117,1	421 HV0,2	-	-	-
		90°	HIP	941	839	19	115,3	339 HV0,2	-1	10 ⁷	375
[113]		90°	Wyżarzanie niska temp.	1176	1104	13	-	392 HV10	0	2·10 ⁶	270
		90°	Wyżarzanie wysoka	1078	990	18	-	347 HV10	0	2·10 ⁶	300
		0°	Wyżarzanie niska temp.	-	-	-	-	-	0	2·10 ⁶	300

Tab. 3.12. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi c.d.

Autor	Technologia	Kierunek druku	Obróbka cieplna	R _m MPa	R _{p0.2} MPa	A %	E GPa	Twardość	R	N Cykle	σ MPa	
												[118]
[96, 105]		-	HIP	962	850	22,5	108,7	-	-	5·10 ⁷	380	
			Bez obróbki	1090	1015	10	113	-	-1	10 ⁸	220	
[62]		-	Wyżarzanie	950	880	11	110	-	-1	10 ⁸	200	
			HIP	960	850	14	110	-	-1	10 ⁸	400	
[124]	SLM	0°	Bez obróbki	1035	910	3,3	-	-	-	2·10 ⁵	150	
			Bez obróbki	1361±5,5	1226±7,2	3,1±1	-	-	-	-	-	-
[59]		0°	HIP	1036±2,4	937±9,9	14,4±0,5	-	-	-	10 ⁷	645	
			Bez obróbki	1032	953	17,7	-	-	0,1	10 ⁷	546	
[61]		90°	Bez obróbki	1035	929,5	15,6	-	-	0,1	10 ⁷	530	
			Wyżarzanie	1024	1002	1,1	97	-	-	-	-	-
[61]		0°	Wyżarzanie	1018	982	1,3	97	-	-	-	-	-
			Wyżarzanie	873	868	1	95	-	-	-	-	-

Tab. 3.12. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi c.d.

Autor	Technologia	Kierunek druku	Obróbka cieplna	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A %	E GPa	Twardość	R	N Cykle	σ MPa	
[53]	SLM	45°	Bez obróbki	1134	1049	3,5	-	-	-	-	-	
		90°	Bez obróbki	1004	864	8,1	-	-	-	41 217	-	
		0°	Bez obróbki	-	-	-	-	-	-	163920	-	
		0°	Wyżarzanie niska temp.	-	-	10,1	-	-	-	194122	-	
		90°	Wyżarzanie niska temp.	1026	986	6,9	-	-	-	-	-	
		60°	Wyżarzanie niska temp.	976	896	-	-	-	-	-	47552	-
		0°	Bez obróbki	1035 ± 29	910 ± 9,9	3,3 ± 0,8	-	-	-0,2	-	2·10 ⁵	240
		0°	Bez obróbki	-	-	-	-	-	-0,2	-	2·10 ⁵	170
		90°	Bez obróbki	-	-	-	-	-	-0,2	-	2·10 ⁵	100
[62]	SLM	-	Bez obróbki	1051	986	10,9	112,4	360 HV0,1	-1	2,3·10 ³	600	
		-	Wyżarzanie niska temp.	1115	1051	11,3	117,4	351 HV0,1	-	-	-	
		-	Wyżarzanie wysoka temp.	988	908	9,5	118,8	324 HV0,1	-	-	-	
[103]	SLM	-	HIP	973	885	19,0	115,4	321 HV0,1	-1	1,5·10 ⁵	600	

Tab. 3.12. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi c.d.

Autor	Technologia	Kierunek druku	Obróbka cieplna	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A %	E GPa	Twardość	R	N Cykle	σ MPa
[76]	SLM	90°	HIP	-	-	-	-	-	0,1	10 ⁶	53
		-	Bez obróbki	1237 ± 13	1098 ± 15	8,8 ± 0,6	109 ± 2,1	35 HRC	0,1	10 ⁷	350
		-	Bez obróbki	1257 ± 74	1150 ± 91	8,0 ± 2,0	111 ± 1,4	37 HRC	0,1	10 ⁷	400
		-	Bez obróbki	1148 ± 80	1066 ± 91	5,4 ± 3,8	109 ± 3,7	34 HRC	0,1	10 ⁷	300
		-	Bez obróbki	1112 ± 13	932 ± 16	6,6 ± 1,4	95 ± 3,0	32 HRC	0,1	10 ⁷	175
		-	Bez obróbki	978 ± 32	813 ± 23	3,7 ± 0,6	84 ± 3,0	27 HRC	0,1	10 ⁷	100
		-	Bez obróbki	1012 ± 3	962 ± 4	8,8 ± 1,6	121 ± 3,0	34 HRC	0,1	10 ⁷	450
		-	Bez obróbki	1011 ± 4	947 ± 11	9,0 ± 1,1	120 ± 9,0	34 HRC	0,1	10 ⁷	600
		-	Bez obróbki	423 ± 88	-	0,4 ± 0,1	92 ± 20	14 HRC	0,1	10 ⁷	50
		[80]	EBM	90°	Bez obróbki	765 ± 11	725 ± 10	31 ± 1	108 ± 1	-	-
90°	Bez obróbki			752 ± 19	737 ± 3	26 ± 1	116 ± 8	-	-	-	-
90°	Bez obróbki			229 ± 10	-	8 ± 1	74 ± 3	-	-	-	-

Tab. 3.12. Właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi c.d.

Autor	Technologia	Kierunek druku	Obróbka cieplna	R _m MPa	R _{p0,2} MPa	A %	E GPa	Twardość	R	N Cykle	σ MPa
[125]		-	Bez obróbki	1002 ± 159	902 ± 147	6,5 ± 0,9	113,3 ± 2	380 HV	-	-	-
				796 ± 13	785 ± 15	5,9 ± 0,4	109,4 ± 7	530 HV	-	-	-
[55]		0°	Bez obróbki	825	730	7,7	100	330 ± 10 HV	-	-	-
		90°	Bez obróbki	725	650	8,6	95	330 ± 10 HV	-	-	-
[56]	EBM	90°	Bez obróbki	955 ± 7	869 ± 11	9,8 ± 2,3	-	-	-	-	-
		0°	Bez obróbki	987 ± 8	891 ± 14	15,7 ± 1,9	-	-	-	-	-
[58]		0°	Bez obróbki	915 ± 9,3	853 ± 10	-	98,8 ± 2,3	-	-	-	-
		45°	Bez obróbki	918 ± 16,5	859 ± 17	-	107,9 ± 0,4	-	-	-	-
[104]	LENS	90°	Bez obróbki	919 ± 8,5	857 ± 8,6	-	104,8 ± 1,5	-	0,1	10 ⁷	150
		0°	Bez obróbki	1540 ± 20	1245 ± 20	-	-	-	-1	7,5·10 ⁵	770
[104]		0°	Bez obróbki	1620 ± 20	1297 ± 37	-	-	-	-1	2,7·10 ⁶	810
		90°	Bez obróbki	1550 ± 60	1283 ± 77	-	-	-	-1	3,7·10 ⁴	745

4. TEZA BADAWCZA, CEL I ZAKRES ROZPRAWY

Coraz popularniejsze wykorzystywanie technologii przyrostowych do wykonywania elementów konstrukcyjnych sprawia, że problematyka badawcza dotycząca określenia właściwości statycznych oraz zmęczeniowych Ti6Al4V jest aktualna. Zakłada się, że technologia addytywna bazująca na proszkach metali będzie coraz powszechniej stosowana w przemyśle. Obecne ograniczenia wynikają z: kosztów zakupu maszyn, ceny proszku oraz rynku zbytu na elementy wytwarzane metodą druku 3D. Dane literaturowe dotyczące wytwarzania elementów metodami addytywnymi ze stopu tytanu Ti6Al4V odnoszą się do wybranych czynników związanych z procesem wytwarzania części i ich wpływem na właściwości mechaniczne (statyczne i zmęczeniowe) materiału.

Z przeprowadzonej analizy literatury wynika, że autorzy publikacji naukowych skupiają się na parametrach procesu wytwarzania metodą addytywną i ich wpływie na wytrzymałość mechaniczną w warunkach obciążeń statycznych, a także obciążeniach zmiennych zmęczeniową elementów konstrukcyjnych. Na podstawie analizy literaturowej opracowano tabelę 3.12, w której zebrano najważniejsze informacje na temat stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą addytywną. Informacje dotyczą: procesu druku 3D, jego kierunku, zastosowanej obróbki cieplnej, wyników badań w warunkach obciążeń statycznych oraz zmiennych, a także twardości materiału. Dokonując szczegółowych porównań wyników badań uzyskanych przez różnych autorów stwierdzono, że:

- kierunek druku (kąt pod jakim elementy zostają drukowane) w dużej mierze wpływa na uzyskane właściwości mechaniczne w warunkach obciążeń statycznych oraz zmęczeniowych – ma to związek z ułożeniem stapianych bądź spiekanych warstw, co przekłada się na otrzymaną mikrostrukturę oraz kierunek wzrostu ziaren,
- parametry procesu druku tj. gęstość mocy lasera oraz ścieżka skanowania w głównej mierze wpływają na wytrzymałość statyczną, a także zmęczeniową wytwarzanych technologią addytywną elementów – przy niewystarczającej mocy lasera powstają wąskie oraz wydłużone przestrzenie, które wynikają z nieprzetopienia proszku metalu; defektem wynikającym ze zbyt dużej gęstości mocy lasera są okrągłe porowatości, występujące w postaci uwięzionego gazu,
- gradienty temperatury występujące w procesach addytywnych wpływają na występowanie naprężeń własnych drukowanych elementów i są przyczyną niższej odporności na odkształcenia, niższej wytrzymałości statycznej oraz dynamicznej, a także niskiej wytrzymałości zmęczeniowej,
- elementy metalowe powstające w procesie wytwarzania addytywnego charakteryzują się wysokimi wartościami parametrami chropowatości

powierzchni, co znacząco wpływa na ich trwałość zmęczeniową – wyeliminowanie dodatkowej obróbki powierzchniowej oraz zmniejszenia chropowatości powierzchni elementów drukowanych można dokonać poprzez dobranie mniejszej grubości nanoszonej warstwy proszku oraz zmniejszenie średnicy jego ziaren,

- w większości przypadków mikrostruktura stopu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi jest jednofazową strukturą α' – zwiększenie ciągliwości materiału jest związane z uzyskaniem dwufazowej struktury $\alpha+\beta$ poprzez obróbkę cieplną, albo sterowanie parametrami procesu druku,
- najwyższą trwałość zmęczeniową elementów wykonanych metodą addytywną można uzyskać stosując jednocześnie obróbkę powierzchniową z obróbką cieplną, mającą na celu usunięcie porowatości oraz modyfikację mikrostruktury materiału.

Wykonywanie elementów metalowych technologiami addytywnymi powstało stosunkowo niedawno, dlatego liczba publikacji dostarczających informacji na ich temat gwałtownie wzrasta. W literaturze występuje ograniczona liczba wyników badań dotycząca metody addytywnej DMLS w zakresie wytrzymałości i trwałości zmęczeniowej.

Przedstawione w odnalezionych źródłach wyniki badań zmęczeniowych odnoszą się do trwałości wysokocyklowej realizowanej w warunkach sterowania naprężeniem. Nie odnaleziono prac bazujących na innym ujęciu np. odkształceniowym lub energetycznym. Wszystkie analizowane wyniki badań innych autorów odnoszą się do globalnych właściwości materiału Ti6Al4V. Nie odnaleziono prac, które rozpatrywałyby właściwości lokalne elementów powstałych technologią addytywną, a co z tym związane określenia, czy struktura materiału powstałego taką metodą jest jednorodna, tak jak materiału powstającego w standardowym procesie wytopu. Wyniki uzyskiwane przez autorów są bardzo rozbieżne, gdyż na końcowe właściwości materiału wpływa wiele zmiennych.

Mimo wielu publikacji nadal trudno jest przewidzieć zachowanie się materiału wytworzonego metodą druku 3D i należy poszerzać badania mające na celu jak najdokładniejsze poznanie materiałów wykonanych tą technologią. Świadczy to o potrzebie prowadzenia badań, które stały się przedmiotem niniejszej rozprawy.

4.1. TEZA BADAWCZA

Elementy konstrukcyjne maszyn w warunkach eksploatacyjnych poddane są obciążeniom o charakterze losowym w zakresie zmienności wartości, a także kierunku działania. Może to istotnie wpływać na ich wytrzymałość statyczną i zmęczeniową wówczas, gdy występuje anizotropia właściwości materiału. Jedną z wad technologii addytywnej jest możliwość uzyskania różnych

właściwości mechanicznych materiału dla głównych kierunków obciążenia, co jest związane z orientacją druku elementów.

Wykonanie elementów konstrukcyjnych ze stopu tytanu Ti6Al4V metodą addytywną (kierunek druku zgodny z osią Z) pozwala na uzyskanie takich samych lub wyższych (w ujęciu statystycznym), w porównaniu do elementów wykonanych metodą tradycyjną, właściwości mechanicznych w warunkach obciążeń statycznych i zmiennych.

Za element konstrukcyjny wykonany metodą tradycyjną uznaje się elementy wykonane z materiału hutniczego i obrabiany standardową techniką np. toczenie, szlifowanie itp.

Przyjmowanym założeniem dla większości elementów wykonywanych metodą addytywną jest pozostawienie struktury geometrycznej powierzchni w stanie uzyskanym w wyniku realizacji procesu. Wynika to z braku możliwości technologicznych obróbki złożonej geometrii elementu lub kosztocłonności operacji obróbkowych. Na tej podstawie elementy wykorzystane w badaniach na potrzeby niniejszej rozprawy doktorskiej nie zostały poddane dodatkowym zabiegom technologicznym. Skład chemiczny proszku użytego do wykonania elementów stosowanych w badaniach był taki sam jak skład chemiczny pręta ciągnionego, wykonanego metodą hutniczą.

4.2. CELE PRACY

Podstawowymi celami pracy są:

- analiza porównawcza wyników badań w warunkach obciążeń statycznych próbek wytworzonych z pręta ciągnionego oraz wytworzonych metodą addytywną tj. R_m , $R_{p0,2}$, E , A , Z ,
- analiza porównawcza wyników badań w warunkach obciążeń zmiennych w zakresie niskocyklowego zmęczenia,
- analiza wyników twardości powierzchniowej materiału wytworzonego metodą tradycyjną i metodą addytywną.

4.3. ZAKRES PRACY

Dysertacja doktorska podzielona została na 7 rozdziałów. Początkowy fragment pracy (rozdziały: 1–3) zawiera wyniki analizy literatury dotyczące właściwości materiału wytworzonego technologią addytywną. Rozdział pierwszy obejmuje historię metod addytywnych. W rozdziale drugim scharakteryzowano materiał przyjęty do badań, natomiast trzeci rozdział zawiera obszerną analizę stanu wiedzy, która pozwoliła na sformułowanie tezy oraz zbudowanie planu badawczego.

Druga część pracy obejmuje program badań oraz przedstawienie uzyskanych wyników wraz z ich analizą.

W części eksperymentalnej pracy realizowano testy na obiektach badań wykonanych ze stopu tytanu Ti6Al4V. Obiekty do badań przygotowano metodą

tradycyjną (próbki toczone z pręta ciągnionego) i metodą addytywną DMLS.

Wykonane badania dotyczyły:

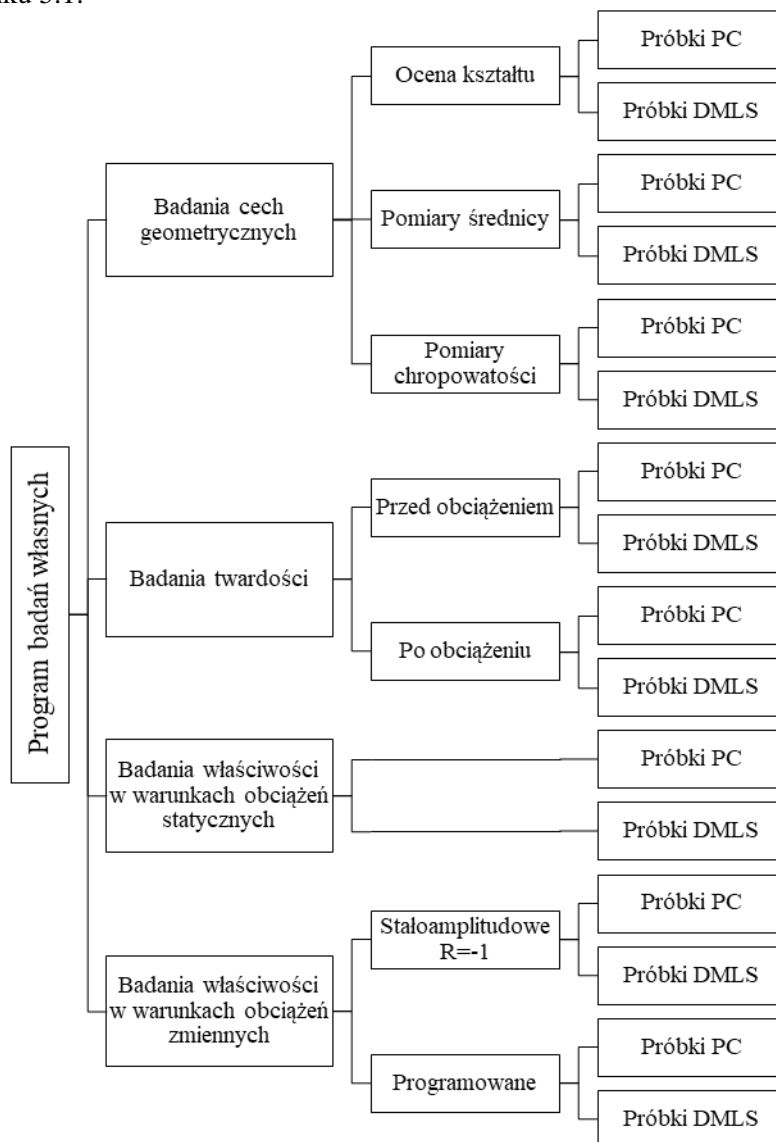
- a) wyznaczenie właściwości materiału w warunkach obciążeń zmiennych dla niskocyklowego zakresu zmęczenia
- b) wyznaczenia właściwości materiału w warunkach obciążeń statycznych,
- c) wyznaczenia twardości powierzchniowej obiektów,
- d) oceny cech geometrycznych stosowanych obiektów.

Ostatni rozdział rozprawy zawiera wnioski końcowe oraz możliwe dalsze kierunki badań.

5. BADANIA DOŚWIADCZALNE

5.1. PROGRAM BADAŃ WŁASNYCH

Program badań własnych przedstawiono w sposób schematyczny na rysunku 5.1.



Rys. 5.1. Program badań własnych stopu tytanu Ti6Al4V : próbka DMLS – próbka wykonana metodą addytywną, próbka PC – próbka wykonana z pręta ciągniętego

Przeprowadzone badania miały na celu określenie właściwości mechanicznych stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodą addytywną DMLS (Próbka DMLS) oraz z pręta ciągnionego (Próbka PC), a także właściwości zmęczeniowych tego materiału. Ponadto badania obejmowały określenie cech geometrycznych próbek badawczych, chropowatości powierzchni oraz twardości materiału. Wykonano także badania strukturalne stopu Ti6Al4V: makro- i mikroskopowe.

5.2. MATERIAŁ I PRÓBKİ DO BADAŃ

5.2.1. Materiał Ti6Al4V – próbki wykonane z pręta ciągnionego

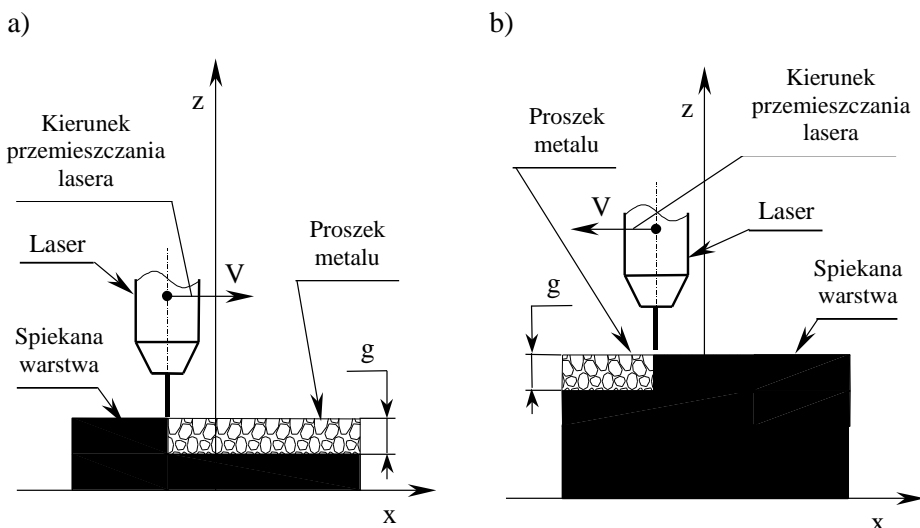
Pierwszą grupę próbek do badań wykonano z prętów ciągnionych o średnicy 12 mm z materiału Ti6Al4V. W tabeli 5.1 zamieszczono właściwości mechaniczne materiału według normy PN-EN 4267 [127].

Tab. 5.1. Właściwości mechaniczne Ti6Al4V wytworzonego według normy PN-EN 4267 [127]

Właściwości mechaniczne materiału Ti6Al4V			
R _m	R _{p0.2}	A	Z
MPa	MPa	%	%
927	1013	19,5	52

5.2.2. Materiał Ti6Al4V – próbki wykonane technologią addytywną

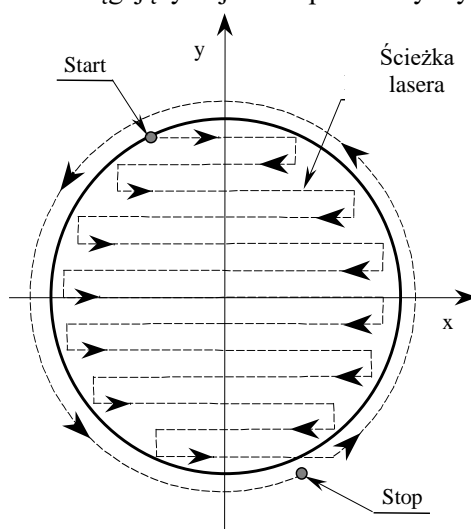
Drugą grupę próbek wykonano ze stopu tytanu Ti6Al4V przy użyciu technologii addytywnej opartej o selektywne spiekanie laserowe jaką jest DMLS. Schematyczny sposób procesu druku przedstawiono na rysunku 5.2.



Rys. 5.2. Schemat sposobu wytwarzania próbki metodą DMLS [51]

Na rysunku 5.3 pokazano ścieżkę progresywną poruszania się wiązki lasera, która spiekała proszek w danej warstwie. Każda kolejna warstwa elementu powstawała w ten sam sposób. Do wykonania próbek wybrano progresywną ścieżkę skanowania z uwagi na to, że jest ona zalecana przez producentów urządzeń do druku trójwymiarowego oraz uzyskuje się poprzez jej zastosowanie optymalne właściwości wytrzymałościowe. Po wykonaniu próbek metodą addytywną poddano obróbce cieplnej polegającej na wyżarzaniu.

Próbki DMLS wydrukowano na urządzeniu M280 firmy EOS. Wymiary platformy roboczej drukarki wynosiły 250x250x325 mm. Proces druku charakteryzował się następującymi parametrami: moc lasera 200 W, minimalna grubość warstwy 0,03 mm, prędkość skanowania do 7000 mm/s. Kierunek druku próbki był zgodny z osią Z, który na podstawie analizy literaturowej można określić jako ten osiąający najniższe parametry wytrzymałościowe.



Rys. 5.3. Schemat poruszania się wiązki lasera przy spiekaniu jednej warstwy próbki [51]

W badaniach zastosowano proszek tytanu o parametrach:

- wielkość ziarna: 53 – 105 μm ,
- kształt ziarna: sferyczny,
- rozkład wielkości ziarna: D50 (72 μm),
- kąt tarcia wewnętrznego: $\leq 40^\circ$,
- sferyczność ziarna: $\Phi \geq 0,95$,
- gęstość nasypowa: 2,56 g/cm³.

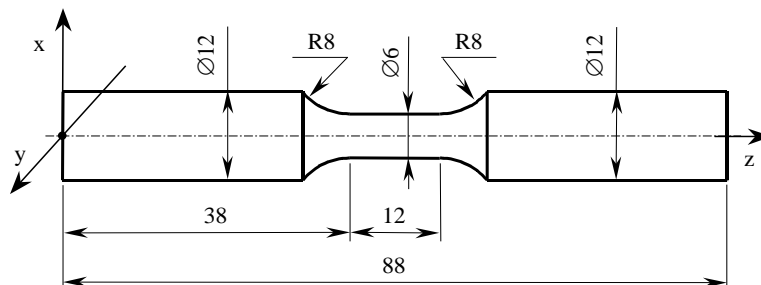
Właściwości proszku do druku podane w karcie katalogowej producenta zamieszczono w tabeli 5.2.

Tab. 5.2. Właściwości mechaniczne proszku Ti6Al4V według procenta firmy EOS [128]

Właściwości mechaniczne materiału Ti6Al4V			
R _m	R _{p0.2}	A	E
MPa	MPa	%	MPa
1150	1030	11	110000

5.2.3. Obiekt badań

Obiekt badań w warunkach obciążeń statycznych oraz zmiennych stanowiły próbki wykonane według normy PN-74/H-04327 pt. „*Badanie metali na zmęczenie. Próba osiowego rozciągania-ściskania przy stałym cyklu obciążeń zewnętrznych*” [126]. Wymiary geometryczne próbek zostały przedstawione na rysunku 5.4. Do badań przyjęto próbkę o przekroju okrągłym ze względu na występowanie w niej równomiernego rozkładu obciążeń podczas próby rozciągania. Jednym z czynników wpływających na równomierny rozkład obciążenia jest powtarzalny sposób montażu w uchwytach maszyny wytrzymałościowej, który zapewnia pokrycie się osi symetrii próbki z osią symetrii uchwytów maszyny. Równomierne obciążenie przekroju pozwala przyjąć założenie, że zmiany strukturalne w materiale w płaszczyźnie x-z i w płaszczyźnie y-z będą takie same. Pozwoli to na realizację badań strukturalnych tylko dla jednej z wymienionych płaszczyzn.



Rys. 5.4. Cechy geometryczne próbki do badań w warunkach obciążeń statycznych i zmiennych według normy [126]



Rys. 5.5. Postać fizyczna próbki do badań w warunkach obciążeń statycznych i zmiennych wykonanych z pręta ciągnionego

Próbki badawcze wykonano z materiału Ti6Al4V dwiema metodami: poprzez toczenia pręta ciągnionego o średnicy 12 mm (Próbka PC) oraz przy użyciu technologii addytywnej – Direct Metal Laser Sintering (Próbka DMLS). Następnie zastosowano obróbkę cieplną w celu uzyskania stabilnej struktury materiału, która polegała na wyżarzaniu próbek w temperaturze 840°C przez 1 godzinę, a następnie chłodzeniu do temperatury otoczenia.

Postać fizyczną próbki do badań statycznych i zmęczeniowych wykonanej z pręta ciągnionego przedstawiono na rysunku 5.5, natomiast technologią addytywną DMLS przedstawiono na rysunku 5.6.

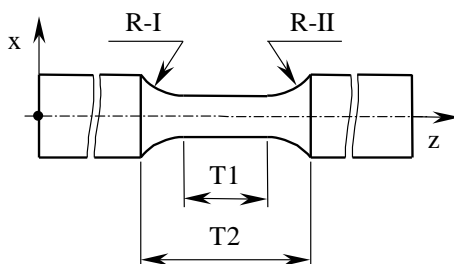


Rys. 5.6. Postać fizyczna próbki do badań w warunkach obciążeń statycznych i zmiennych wykonanych technologią DMLS

5.3. POMIAR CECH GEOMETRYCZNYCH

5.3.1. Ocena kształtu próbki badawczej

Przed przystąpieniem do realizacji badań w warunkach obciążeń statycznych oraz zmiennych przygotowane próbki z pręta ciągnionego oraz wytworzone metodą DMLS poddano pomiarowi dokładności wykonania. Próbki badawcze poddano ocenie w zakresie wymaganego kształtu zgodnego z normą PN-84/H-04334 pt. „*Badania niskocyklowego zmęczenia metali*” [129]. Ocenie poddano 20 próbek (10 próbek DMLS oraz 10 próbek PC). Pomiary dotyczyły określenia wybranych wymiarów geometrycznych tj. wartości promieni odsadzeń R-I i R-II oraz długości części roboczej T1, a także odległości części chwytowych próbki T2 (Rys. 5.7).



Rys. 5.7. Schematyczne określenie wybranych cech geometrycznych [130]

Pomiaru wybranych cech geometrycznych próbek dokonano na urządzeniu Mitutoyo Formtracer SV-C3200. Stanowisko to przedstawiono na rysunku 5.8. Uzyskane wyniki badań przedstawiono w ujęciu statystycznym za pomocą

parametrów: wartości średniej, odchylenia standardowego, wartości minimalnej i wartości maksymalnej (Tab. 5.3).

Istotnymi wymiarami próbek walcowych są wartości promieni odsadzeń, które decydują o wartości współczynnika spiętrzenia naprężeń wpływającego na postać uszkodzenia obiektów badań. Brak powtarzalności cech geometrycznych może wpłynąć na wartość wyznaczanych parametrów mechanicznych materiału Ti6Al4V. Próbki mierzono zawsze w ten sam sposób, który był zgodny z kierunkiem ich wytwarzania.



Rys. 5.8. Stanowisko do pomiarów geometrycznych Mitutoyo Formtracer SV-C3200

Tab. 5.3. Wyniki pomiarów wybranych cech geometrycznych próbek Ti6Al4V wytworzonych z pręta ciągniętego (próbka PC) oraz metodą DMLS (próbka DMLS)

	Wybrane parametry geometryczne próbek							
	Geometria próbek PC				Geometria próbek DMLS			
	R-I	R-II	T1	T2	R-I	R-II	T1	T2
	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm	mm
Wartość średnia	8,016	8,090	12,834	24,996	8,077	7,941	12,677	24,339
Odchylenie standardowe	0,071	0,316	0,354	0,058	0,183	0,176	0,131	0,103
Wartość minimalna	7,835	7,933	11,957	24,935	7,779	7,643	12,424	24,259
Wartość maksymalna	8,069	8,983	13,161	25,099	8,411	8,249	12,915	24,590

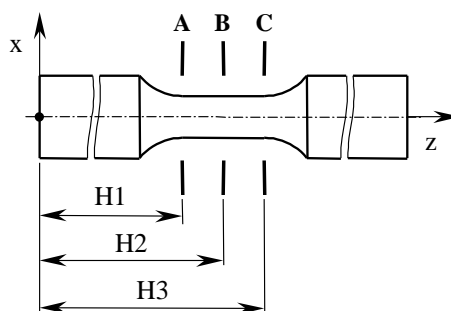
Przeprowadzone pomiary promieni odsadzeń próbek PC wskazują na powtarzalność wymiarową. Różnica wartości średnich promieni R-I i R-II wynosi 0,074 mm, co uznano za wartość. Analizując wartość minimalną promieni R-I i R-II różnica wartości wynosi 0,098 mm, co należy uznać za nieistotną różnicę. Analizując wartość maksymalną promieni R-I i R-II różnica wartości wynosi 0,914 mm, co należy uznać za istotną różnicę. Różnica

wartości promieni R-I (liczona jako różnica wartości maksymalnej i minimalnej) wynosi 0,234 mm, natomiast różnica wartości promienia R-II wynosi 1,05 mm.

Przeprowadzone pomiary promieni osadzeń próbek DMLS wskazują, że charakteryzują się one powtarzalnością wymiarową. Różnica wartości średnich promieni R-I i R-II wynosi 0,136 mm, co należy uznać za nieistotną wartość. Analizując wartość minimalną promieni R-I i R-II różnica wartości wynosi 0,136 mm, co należy uznać za nieistotną różnicę. Analizując wartość maksymalną promieni R-I i R-II różnica wartości wynosi 0,162 mm, co należy uznać za nieistotną różnicę. Różnica wartości promieni R-I (liczona jako różnica wartości maksymalnej i minimalnej) wynosi 0,632 mm, natomiast różnica wartości promienia R-II wynosi 0,606 mm. Próbki DMLS cechują się powtarzalnością cech geometrycznych, co jest istotne w kontekście powtarzalności wyników badań doświadczalnych.

5.3.2. Pomiar średnicy części badawczej

Pomiaru średnicy oraz okrągłości części badawczej próbki dokonano na 10 próbkach DMLS oraz 10 próbkach PC. Dla każdej z próbek przeprowadzono pomiary w trzech przekrojach zgonie z rysunkiem 5.9. W nawiązaniu do rysunku określono trzy odległości od bazy pomiarowej $H_1=40$ mm, $H_2=43$ mm, $H_3=46$ mm.

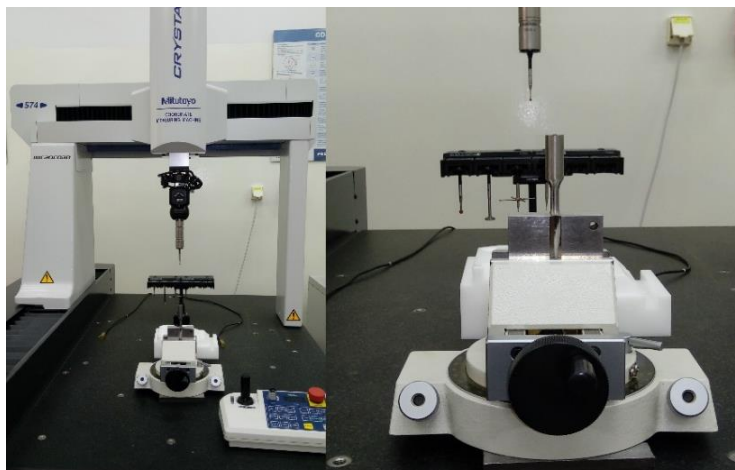


Rys. 5.9. Schematyczne oznaczenie miejsc pomiaru średnic i okrągłości części badawczej próbki[130]

Pomiaru wartości średnic oraz okrągłości dokonano z użyciem urządzenia Mitutoyo CRYSTA-APEX S574 (Rys. 5.10). Tabela 5.4 przedstawia wyniki pomiarów w postaci następujących parametrów statystycznych: wartości średniej, odchylenia standardowego, wartości minimalnej i wartości maksymalnej.

Wyniki pomiaru okrągłości w wybranych przekrojach (A-A, B-B, C-C według Rys. 5.9) dla próbki DMLS oraz próbki PC przedstawiono na rysunku 5.11, na którym elementarne pomiary poszczególnych przekrojów zobrazowano czarnymi punktami stanowiącymi rzeczywisty zarys próbki w danym przekroju. Mieszczą się one na zielonym polu oznaczającym zakres pola tolerancji

okrągłości. Linią niebieską przedstawiono wymiar nominalny przekroju próbki wynoszący 6 mm. Jasno niebieskie punkty przedstawiają odpowiednio maksymalny i minimalny promień.



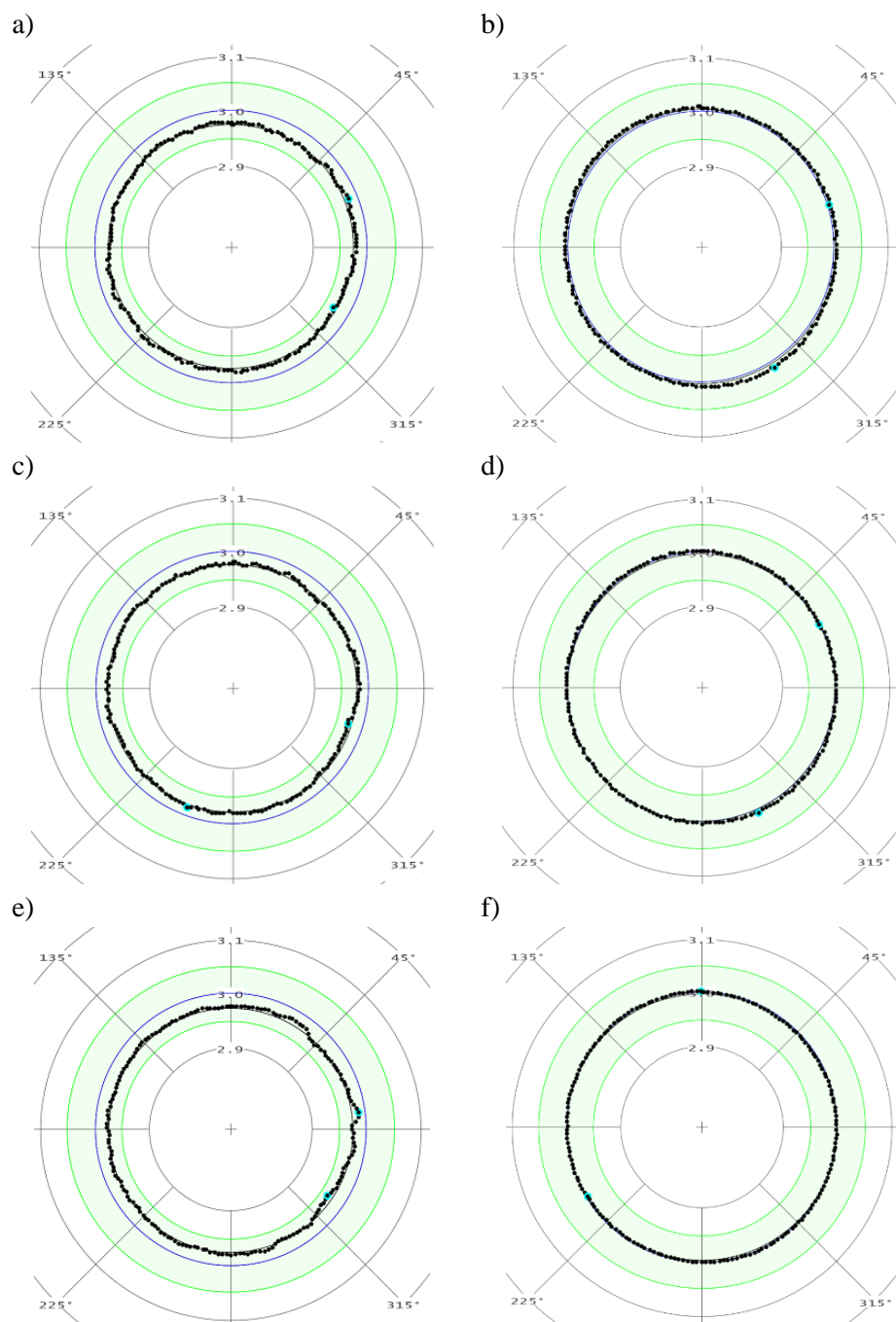
Rys. 5.10. Stanowisko do pomiaru okrągłości Mitutoyo CRYSTA-APEX S574

Tab. 5.4. Wyniki pomiarów okrągłości i średnicy części badawczej próbki

	Parametry geometryczne części pomiarowej próbki			
	Próbka PC		Próbka DMLS	
	średnica mm	okrągłość mm	średnica mm	okrągłość mm
Wartość Średnia	5,994	0,009	5,949	0,019
Odchylenie standardowe	0,007	0,004	0,004	0,004
Wartość minimalna	5,984	0,003	5,942	0,013
Wartość maksymalna	6,012	0,015	5,958	0,027

Przeprowadzone pomiary średnic części pomiarowej wykazały, że próbki DMLS oraz próbki PC mieszczą się w polu założonej tolerancji wymiarowej ($\pm 0,05$ mm) określonej w normie PN-76/H-04325 pt. „Badanie metali na zmęczenie. Pojęcia podstawowe i ogólne wytyczne” [131].

Porównując średnie wartości okrągłości dla próbek PC oraz DMLS można zauważyć, że próbki PC charakteryzują się mniejszą wartością parametru opisującego okrągłość. Także wartość średnia średnicy w przypadku próbki PC jest bliższa wartości założonej średnicy nominalnej. Na tej podstawie można stwierdzić, że dzięki technologii toczenia uzyskano dokładniejsze wymiary próbki w porównaniu do DMLS. Dla próbek DMLS obserwuje się niższą różnicę między wartością minimalną, a maksymalną średnicy wynoszącą 0,016 mm.

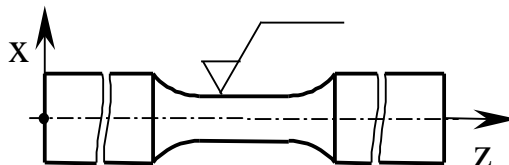


Rys. 5.11. Przykładowe wyniki pomiarów odchyłki okrągłości w przekroju: a) A-A próbki DMLS, b) A-A próbki PC, c) B-B próbki DMLS, d) B-B próbki PC, e) C-C próbki DMLS, f) C-C próbki PC

W przypadku próbek PC różnica ta wynosi 0.028 mm. Analiza rozkładu punktów pomiarowych dla poszczególnych przekrojów próbek DMLS dotyczących pomiaru okrągłości wskazuje na nieregularność kształtu w stosunku do okręgu nominalnego. Potwierdza to rozkład punktów przedstawiony na rysunku 5.11e. W przypadku próbek PC wyniki pomiaru okrągłości wykazały regularność kształtu w badanych przekrojach.

5.3.3. Pomiar chropowatości

W oparciu o normę PN-EN ISO 4287:1999/A1:2010 [132] wyznaczono parametry chropowatości tj. parametr Ra, parametr Rz oraz parametr Rp.



Rys. 5.12. Oznaczenie miejsca pomiaru chropowatości na próbkach [130]

Podczas pomiarów chropowatości powierzchni ocenie podlegała jedna, określona długość odcinka próbki. Badania przeprowadzono na części pomiarowej próbki zgodnie z rysunkiem 5.12. Parametr Ra określa średnią arytmetyczną odchylenia profilu od linii średniej mierzonego wzdłuż odcinka pomiarowego. Parametr Rz to średnia arytmetyczna wartości bezwzględnych wysokości pięciu najwyższych wzniesień profilu i pięciu najniższych wgłębień na odcinku elementarnym. Natomiast parametr Rp jest wysokością najwyższego wzniesienia profilu.

Badania chropowatości powierzchni części pomiarowej próbek przeprowadzono przy użyciu profilografometru stacjonarnego Mahr MarSurf GD 120 (Rys. 5.13).



Rys. 5.13. Stanowisko do pomiaru chropowatości powierzchni Mahr MarSurf GD 120

W tabeli 5.5 przedstawiono wyniki pomiarów chropowatości powierzchni części pomiarowej próbek PC oraz próbek DMLS. Parametry Ra, Rz oraz Rp zapisano przy użyciu parametrów statystycznych tj. wartość średnia, odchylenie standardowe, wartość minimalna i wartość maksymalna.

Tab. 5.5. Wyniki pomiarów okrągłości i średnicy części badawczej próbki

	Parametry chropowatości próbki					
	Próbka PC			Próbka DMLS		
	Ra	Rz	Rp	Ra	Rz	Rp
	μm	μm	μm	μm	μm	μm
Wartość średnia	0,275	1,544	0,805	1,898	11,880	5,585
Odchylenie standardowe	0,089	0,385	0,181	0,182	1,339	0,633
Wartość minimalna	0,161	1,132	0,617	1,607	9,988	4,593
Wartość maksymalna	0,428	2,096	1,120	2,187	13,987	7,132

Otrzymane wyniki badań wskazują, że wartość średnia parametrów chropowatości (tj. parametru Ra, Rz i Rp) jest wyższa dla próbek DMLS od wartości uzyskanych dla próbek PC. Różnice wynikają z tego, że próbka DMLS nie była poddana dodatkowej obróbce mechanicznej po ich wykonaniu. Taką postać próbek przyjęto do badań dlatego, gdyż elementy konstrukcyjne o złożonym kształcie wykonywane metodą DMLS nie są poddawane dodatkowej obróbce mechanicznej. Różnica procentowa średniej wartości parametrów chropowatości próbek DMLS w stosunku do próbek PC wynosi: dla Ra – 690,2 %, dla Rz – 769,4 %, dla Rp – 693,8 %. Analiza wartości maksymalnych wybranych parametrów chropowatości pozwoliła na określenie ich różnic procentowych wynoszących: dla Ra – 511,0 %, dla Rz – 667,3 %, dla Rp – 636,8 %. Analizując wartości minimalne wybranych parametrów określono ich różnice procentowe wynoszące: dla Ra – 998,1 %, dla Rz – 882,3 %, dla Rp – 744,4 %.

Z przeprowadzonej analizy wynika, że parametr Rp najlepiej opisuje zmienność kształtu profilu części pomiarowej próbki. Wynika to z wartości różnic procentowych wskazanego parametru, które zmieniają się w najmniejszym zakresie dla analizy: wartości średniej, minimalnej i maksymalnej. Chropowatość powierzchni wpływa w nieznacznym stopniu na wyniki badań wytrzymałości mechanicznej. Natomiast jej znaczenie rośnie przy badaniach trwałości zmęczeniowej, gdyż w przypadku wzrostu parametru chropowatości łatwiej o inicjację pęknięć elementu.

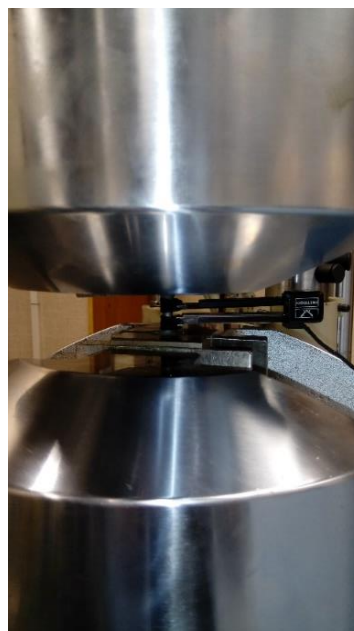
5.4. BADANIA WYTRZYMAŁOŚCIOWE W WARUNKACH OBCIĄŻEN STATYCZNYCH

W celu wyznaczenia właściwości mechanicznych materiału Ti6Al4V przeprowadzono statyczną próbę rozciągania, która stanowi podstawową metodę badań wytrzymałościowych materiałów konstrukcyjnych. Próba ta stała się najbardziej rozpowszechnioną ze względu na łatwość przeprowadzenia, a także możliwość obserwacji i rejestracji rozciągania próbki od początku jej obciążenia aż do zniszczenia, a także możliwość wyznaczenia wielu parametrów charakteryzujących różnorodne własności materiału.

a)



b)

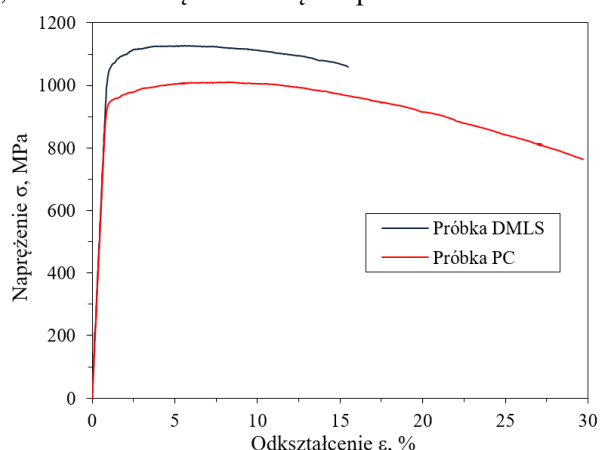


Rys. 5.14. Stanowisko badawcze do wykonywania testów statycznych i zmęczeniowych: a) widok maszyny wytrzymałościowej Instron 8502, b) widok próbki badawczej w uchwytach maszyny z zamontowanym ekstensometrem

W ramach badań przeprowadzono statyczną próbę rozciągania zgodnie z zaleceniami normy PN-EN ISO 6892-1:2016, pt. „*Metale. Próba rozciągania. Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej*” [133] na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 8502 (Rys. 5.14). Parametrem sterującym podczas badań było przemieszczenie tłoka maszyny wynoszące 0,05 mm/s. W czasie badań rejestrowano siłę obciążającą oraz odkształcenie. Próby przeprowadzono z zastosowaniem ekstensometru INSTRON 2620-601 (Rys. 5.14b) o bazie pomiarowej 10 mm i zakresie pomiarowym 1 mm.

5.4.1. Wyniki badań w warunkach obciążeń statycznych z wykorzystaniem ekstensometru

Na podstawie wyników badań wyznaczono wykres w układzie $\sigma = f(\epsilon)$ przedstawiony na rysunku 5.15. Linią czerwoną zaznaczono wykres rozciągania dla próbki PC, natomiast linią niebieską dla próbki DMLS.



Rys. 5.15. Przykładowe zależności $\sigma = f(\epsilon)$ dla próbek DMLS oraz dla próbek PC

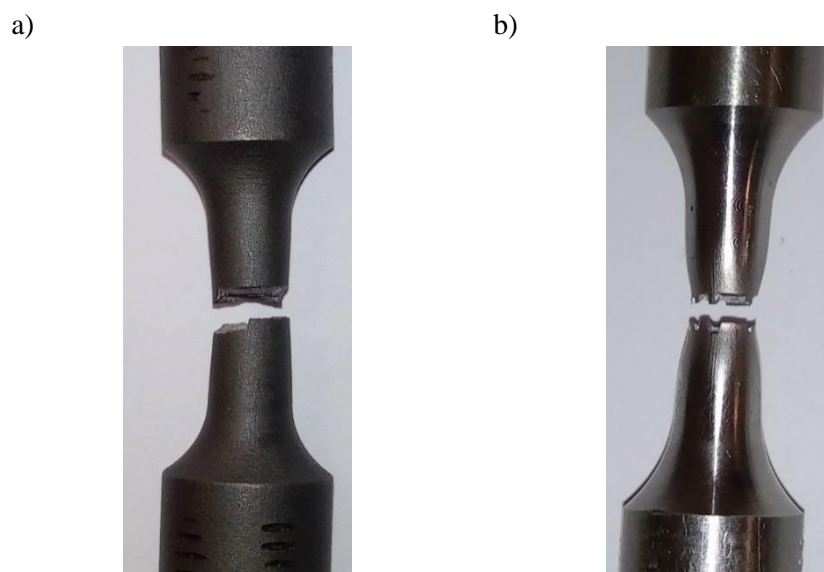
Na podstawie wykresów określono właściwości mechaniczne stopu tytanu Ti6Al4V: wytrzymałość materiału na rozciąganie R_m , umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$, moduł sprężystości podłużnej (moduł Younga) E , wydłużenie A , przewężenie Z . W tabeli 5.6 zestawiono wartość średnią wybranych parametrów wytrzymałościowych.

Tab. 5.6. Wartości średnie parametrów wytrzymałości statycznej w warunkach obciążeń rozciągających

Metoda wytwarzania materiału	Parametry statyczne materiału Ti6Al4V				
	$R_{p0,2}$	R_m	E	A	Z
	MPa	MPa	MPa	%	%
Próbka DMLS	1052	1127	114510	15,5	17,3
Próbka PC	947	1010	113060	29,7	38,1

Przeprowadzone badania w warunkach obciążeń rozciągających wykazują, że próbki DMLS charakteryzują się wyższą wytrzymałością na rozciąganie R_m oraz umowną granicą plastyczności $R_{p0,2}$ w porównaniu do próbek PC. Dla obydwu technologii wykonania próbek uzyskano zbliżone wartości modułu Younga. Natomiast wartości wydłużenia A oraz przewężenia Z dla próbki PC

osiągają prawie dwukrotnie wyższe wartości od tych uzyskanych dla próbek DMLS. Na wyniki wytrzymałości ma wpływ technologia wytwarzania próbek. Powstawanie próbek metodą DMLS można porównać do procesu spawania materiału. Spiekane w procesie DMLS warstwy proszku metalu tworzą swego rodzaju spoinę. Tak samo jak w przypadku spoiny element wytworzony w procesie spiekania cechuje się wyższymi właściwościami wytrzymałościowymi z nieco niższą ciągliwością i wydłużeniem w porównaniu do materiału rodzimego [51].



Rys. 5.16. Postać uszkodzenia próbek w wyniku rozciągania: a) próbek DMLS, b) próbek PC

Na rysunku 5.16 przedstawiono próbki po zerwaniu. Na ich podstawie stwierdzono, że próbka PC w miejscu pęknięcia posiada widoczne przewężenie, natomiast próbka DMLS charakteryzuje się jego brakiem.

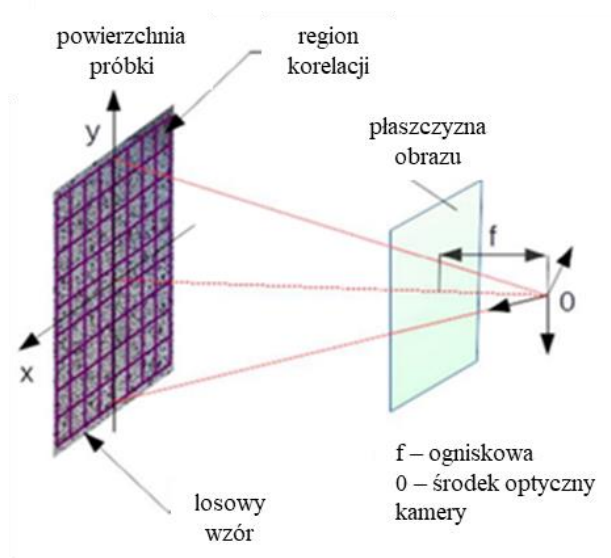
W przypadku próbki drukowanej postać uszkodzenia odpowiada pękaniu przebiegającemu pomiędzy kolejnymi warstwami spiekane materiału powstałymi w trakcie procesu druku. Uszkodzenie próbki toczonyj wykonanej z pręta ciągniętego ma charakter sprężysto-plastyczny.

5.4.2. Wyniki badań w warunkach obciążeń statycznych z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu (DIC)

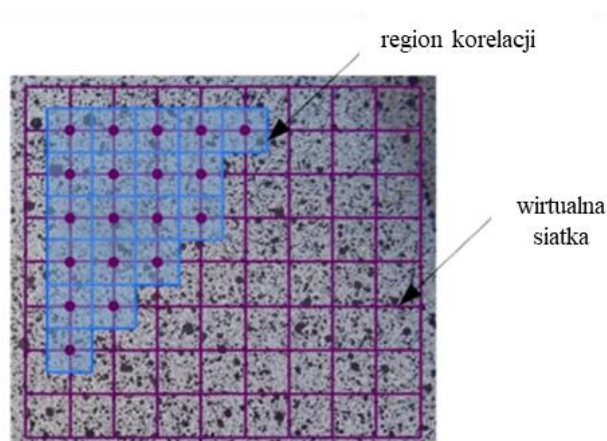
Podczas statycznej próby rozciągania wartość odkształcenia ε mierzona była metodą cyfrowej korelacji obrazu (*DIC – Digital Image Correlation*).

Cyfrowa korelacja obrazu to bezkontaktowa metoda optyczna pozwalająca na dokonanie w płaszczyźnie pomiaru przemieszczeń w płaszczyźnie oraz poza

płaszczyznowych, które mogą posłużyć do wyznaczenia odkształceń elementu konstrukcyjnego wywołanego działaniem obciążeń zewnętrznych (mechanicznych, termicznych) [134]. Metoda DIC wykorzystuje obrazy cyfrowe, w których piksele są najmniejszymi możliwymi do zaobserwowania elementami. Pomiar polega na wykonaniu serii zdjęć przed i po obciążeniu badanego obiektu. Powierzchnię obiektu badanego powinna charakteryzować losowa tekstura (Rys. 5.17). Jeden z obrazów (często pierwszy) jest wybierany jako obraz referencyjny do dalszych analiz [135,137,138].



Rys. 5.17. Zasada działania cyfrowej korelacji obrazu [136]



Rys. 5.18. Losowy wzór próbki z wirtualną siatką i regionami korelacji [136]

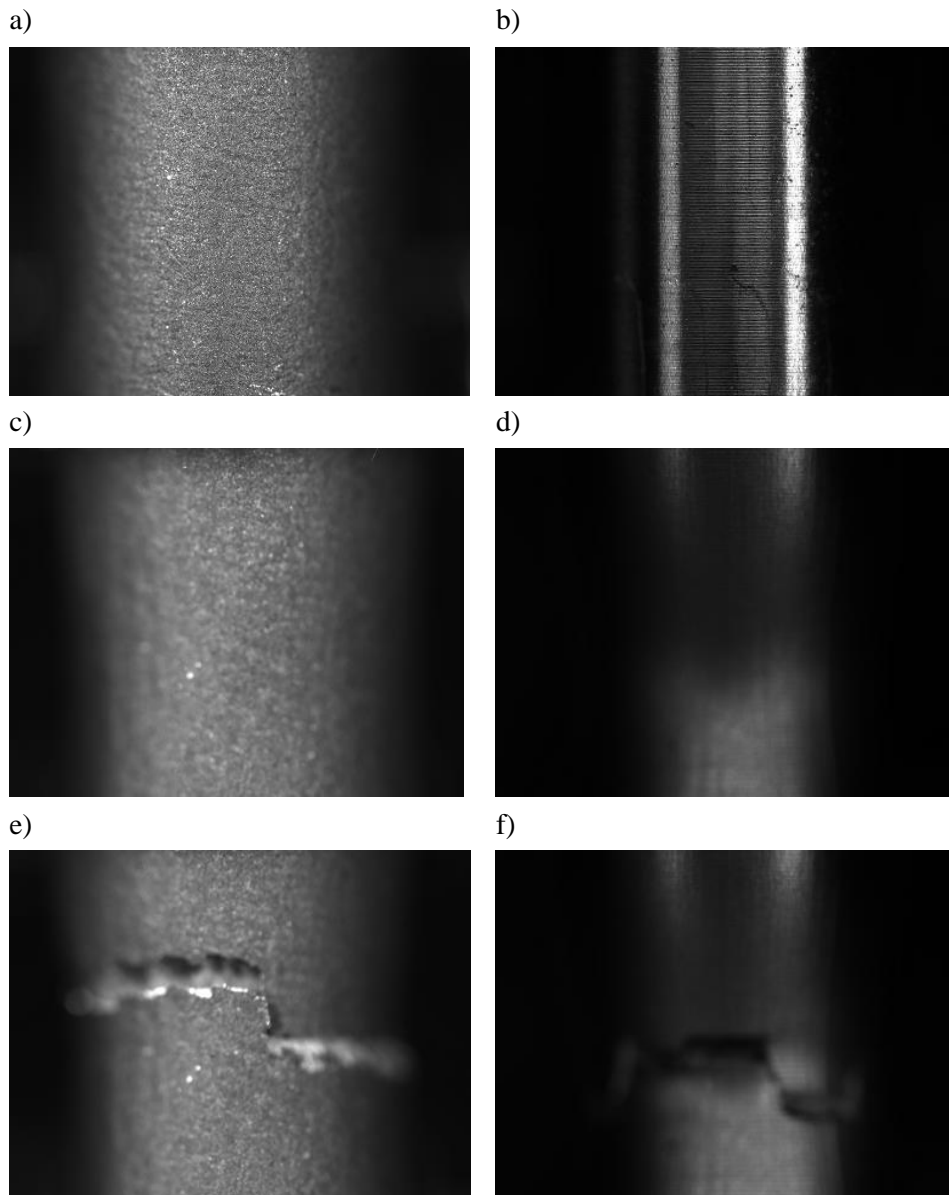
Obraz referencyjny zostaje podzielony na obszary prostokątne (Rys. 5.18), które określa się jako subsety. Algorytm obserwuje pozycję każdego z subsetów z obrazu referencyjnego i porównuje ją z pozycją tego subsetu w innych obrazach serii. Współczynnik korelacji wzajemnej odpowiada za znajdowanie subsetów, które odbywa się poprzez jego obliczanie. Z wykorzystaniem triangulacji wyznacza się poza-płaszczyznowe przemieszczenia (w) subsetów, natomiast w płaszczyźnie (u i v) oblicza się wektory przemieszczeń. Metoda interpolacji pozwala na osiągnięcie dokładności subpikselowej. Dane wyjściowe przedstawiane są w postaci zbioru map przemieszczeń, które są wykorzystane przy obliczeniach map odkształceń w płaszczyźnie (ϵ_{xx} , ϵ_{yy}).

Dzięki metodzie cyfrowej korelacji obrazu dokonywano pomiaru i monitorowania przemieszczeń obserwowanego fragmentu próbki, który znajdował się w polu widzenia kamery BASLER acA4024-8gm ustawionej na statywie na trwałym podłożu. Stanowisko badawcze przedstawiono na rysunku 5.19.



Rys. 5.19. Stanowisko badawcze do badania odkształceń: a) widok zamontowanej próbki badawczej w uchwytach maszyny z zamontowanym ekstensometrem oraz kamerą, b) kamera BASLER acA4024-8gm do pomiaru odkształcenia

W trakcie trwania statycznej próby rozciągania okresowo rejestrowano serię obrazów w określonym czasie, z których jeden, najczęściej pierwszy stanowił obraz referencyjny [139]. Zarejestrowane w trakcie badań zdjęcia poddano analizie przemieszczenia z użyciem oprogramowania Pylon firmy BASLER. Program ten porównywał wszystkie zdjęcia wykonane w trakcie trwania próby do obrazu referencyjnego. Analiza ta polegała na określeniu położenia danego piksela na obrazie referencyjnym i ustaleniu przemieszczenia się tego punktu na kolejnych zdjęciach.



Rys. 5.20. Zdjęcia wykonywane przy użyciu kamery BASLER acA4024-8gm w trakcie statycznej próby rozciągania zrobione: a) próbki DMLS przed rozpoczęciem próby (obraz referencyjny), b) próbki PC przed rozpoczęciem próby (obraz referencyjny), c) próbki DMLS tuż przed zerwaniem, d) próbki PC tuż przed zerwaniem e) próbki DMLS tuż po zerwaniu, f) próbki PC tuż po zerwaniu

Na rysunku 5.20 zamieszczono przykładowe zdjęcia wykonane kamerą BASLER acA4024-8gm w trakcie statycznej próby rozciągania dla dwóch

typów próbek. Rysunki 5.20a, 5.20c oraz 5.20e przedstawia próbkę DMLS, natomiast na rysunkach 5.20b, 5.20d, 5.20f przedstawiono próbkę PC.

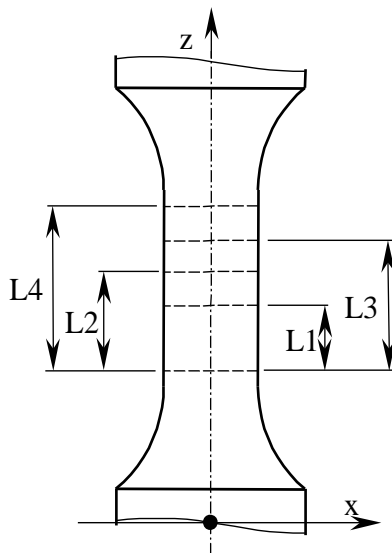
Rysunki 5.20a oraz 5.20b stanowią obrazy referencyjne zarejestrowane jako pierwsze w trakcie trwania statycznej próby rozciągania. Rysunki 5.20c oraz 5.20d są zdjęciami wykonanymi bezpośrednio przed wystąpieniem pęknięcia i zerwania próbki. Natomiast Rysunki 5.20e oraz 5.20f przedstawiają obrazy próbek tuż po zerwaniu w wyniku przeprowadzonego badania.

Na podstawie przeprowadzonego eksperymentu wyznaczono następujące właściwości mechaniczne materiału: wytrzymałość na rozciągane R_e , umowną granicę plastyczności $R_{p0.2}$, moduł Younga E oraz wydłużenie A .

Na rysunku 5.21 w sposób schematyczny przedstawiono obszar na próbce podlegający analizie przemieszczeń. Na obszarze tym zaznaczono cztery bazy pomiarowe, z których trzy służyły do wyznaczenia lokalnych właściwości materiału za pomocą cyfrowej korelacji obrazu oraz jeden zakres pomiarowy dla klasycznego ekstensometru. Bazy pomiarowe dla cyfrowej korelacji obrazu wynoszą: $L1 = 1,36$ mm, $L2 = 2,72$ mm, $L3 = 3,49$ mm, natomiast dla ekstensometru zakres ten wynosił $L4 = 10$ mm.

Wartości wybranych parametrów wytrzymałościowych uzyskanych dla próbek DMLS przedstawiono w tabeli 5.7, natomiast wyniki dla próbek PC zamieszczono w tabeli 5.8.

W tabelach 5.7 oraz 5.8 zestawiono wartości otrzymane na podstawie pomiaru odkształcenia dokonanego za pomocą ekstensometru oraz przy użyciu cyfrowej korelacji obrazu dla różnych baz pomiarowych.



Rys. 5.21. Schematyczne przedstawienie obszarów poddawanych analizie przy pomocy metody cyfrowej korelacji obrazu, dla których bazy pomiarowe wynosiły: $L1 = 1,36$ mm, $L2 = 2,72$ mm, $L3 = 3,49$ mm (DIC), $L4 = 10$ mm (pomiar za pomocą ekstensometru)

Tab. 5.7. Zestawienie wybranych parametrów wytrzymałościowych stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodą DMLS w warunkach obciążeń statycznych rozciągających [130]

Baza pomiarowa		Wartości średnie wybranych parametrów wytrzymałościowych				
		$R_{p0,2}$	R_m	E	A	Z
		MPa	MPa	MPa	%	%
DIC	L1 = 1,36 mm	1089	1140	115300	23,5	19,2
	L2 = 2,72 mm	1091	1140	115020	23,3	19,2
	L3 = 3,49 mm	1096	1140	112950	21,2	19,2
Ekstensometr	L4 = 10 mm	1086	1121	119610	16,9	19,2

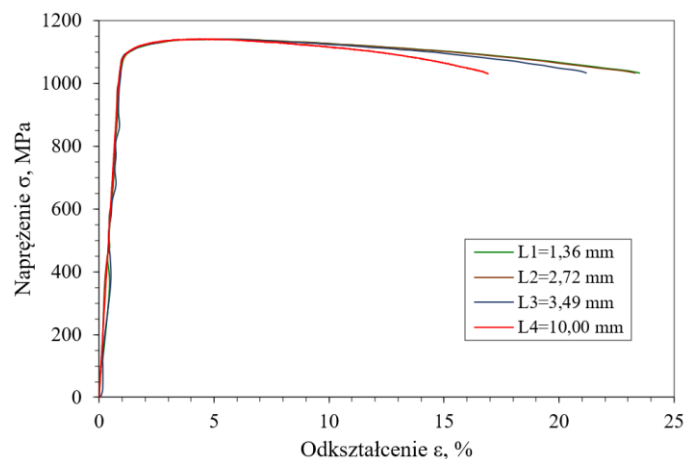
Tab. 5.8. Zestawienie wybranych parametrów wytrzymałościowych stopu tytanu Ti6Al4V w postaci pręta ciągnionego w warunkach obciążeń statycznych rozciągających [130]

Baza pomiarowa		Wartości średnie wybranych parametrów wytrzymałościowych				
		$R_{p0,2}$	R_m	E	A	Z
		MPa	MPa	MPa	%	%
DIC	L1 = 1,36 mm	1006	1044	103880	38,2	47,3
	L2 = 2,72 mm	1008	1044	95316	39,4	47,3
	L3 = 3,49 mm	1008	1044	89234	35,4	47,3
Ekstensometr	L4 = 10 mm	1004	1042	106940	28,3	47,3

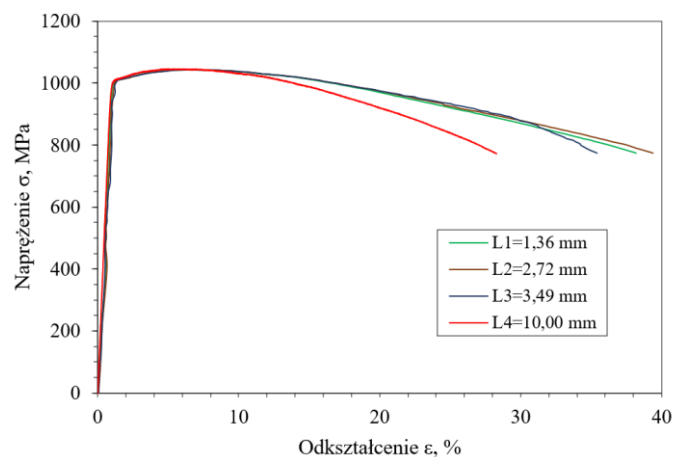
Na rysunku 5.22 przedstawiono wyniki badań w formie wykresów wyznaczone z użyciem ekstensometru oraz cyfrowej korelacji obrazu dla próbek DMLS oraz próbki PC.

Z uzyskanych danych wynika, że właściwości mechaniczne takie jak: umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$, wytrzymałość na rozciąganie R_m , a także wartość wydłużenia A uzyskane dla ekstensometru wykazują niższe wartości w porównaniu do wyników otrzymanych dla metody cyfrowej korelacji obrazu. Statyczna próba rozciągania z użyciem ekstensometru dla próbek DMLS oraz próbek PC wykazały różnicę w wartościach modułu Younga E. Wynikają one z różnych technologii produkcji materiałów. Porównując wyniki modułu Younga dla próbek DMLS, wartości uzyskane dla różnych baz pomiarowych są podobne. Wskazuje to na równomierne odkształcenie warstw elementu wykonanego metodą DMLS. Różnice w wartości granicy plastyczności są niewielkie i mieszczą się w granicach niepewności pomiaru. W przypadku próbek PC zaobserwowano znaczące różnice w wartościach modułu Younga dla różnych zakresów pomiarowych metody DIC. Zakłada się, że uzyskane wyniki są związane z lokalnie zmieniającymi się właściwościami próbki. Zakłada się również, że metoda pomiaru DIC mogła mieć wpływ na wyniki modułu Younga wyznaczonego dla próbek PC. Metoda ta opiera się na analizowaniu obrazów powierzchni próbki. Mała chropowatość powierzchni może wpływać na odczyty wartości przemieszczeń, co przyczynia się do uzyskania określonych wyników [131].

a)



b)



Rys. 5.22. Zależność $\sigma = f(\epsilon)$ dla różnych zakresów pomiarowych: a) próbka DMLS, b) próbka PC

5.5. BADANIA WYTRZYMAŁOŚCIOWE W WARUNKACH OBCIĄŻEN ZMIENNYCH STAŁOAMPLITUDOWYCH

5.5.1. Stanowisko badawcze

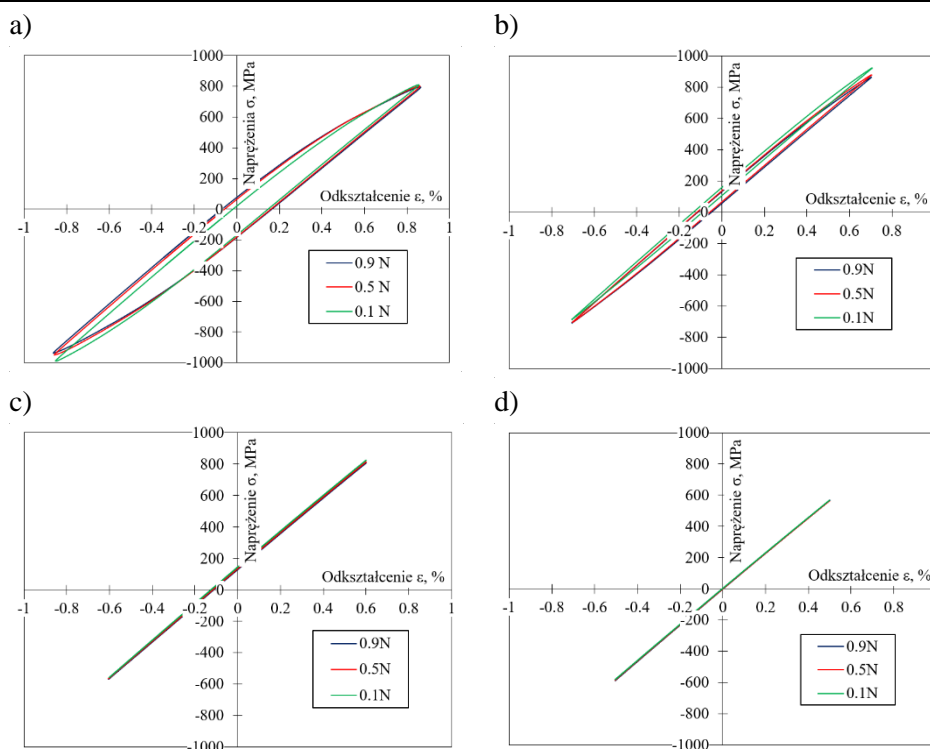
Stanowisko badawcze w trakcie badań trwałości zmęczeniowej stanowiła maszyna wytrzymałościowa Instron 8502. Wartość odkształceń rejestrowana była za pomocą klasycznego ekstensometru Instron 2620-601 o bazie pomiarowej 10 mm i zakresie pomiaru 1 mm. Stanowisko badawcze przestawiono na rysunku 5.14.

5.5.2. Badania w warunkach obciążeń stałoaamplitudowych R=-1

Badania zrealizowano w warunkach obciążeń zmiennych stałoaamplitudowych R=-1. Parametrem sterującym próby była wartość odkształcenia z zakresu $\varepsilon = 0,5 \div 0,8 \%$. W tabeli 5.9 przedstawiono wyniki trwałości zmęczeniowej dla stopu Ti6Al4V wytworzonego metodą addytywną DMLS dla różnych wartości odkształcenia.

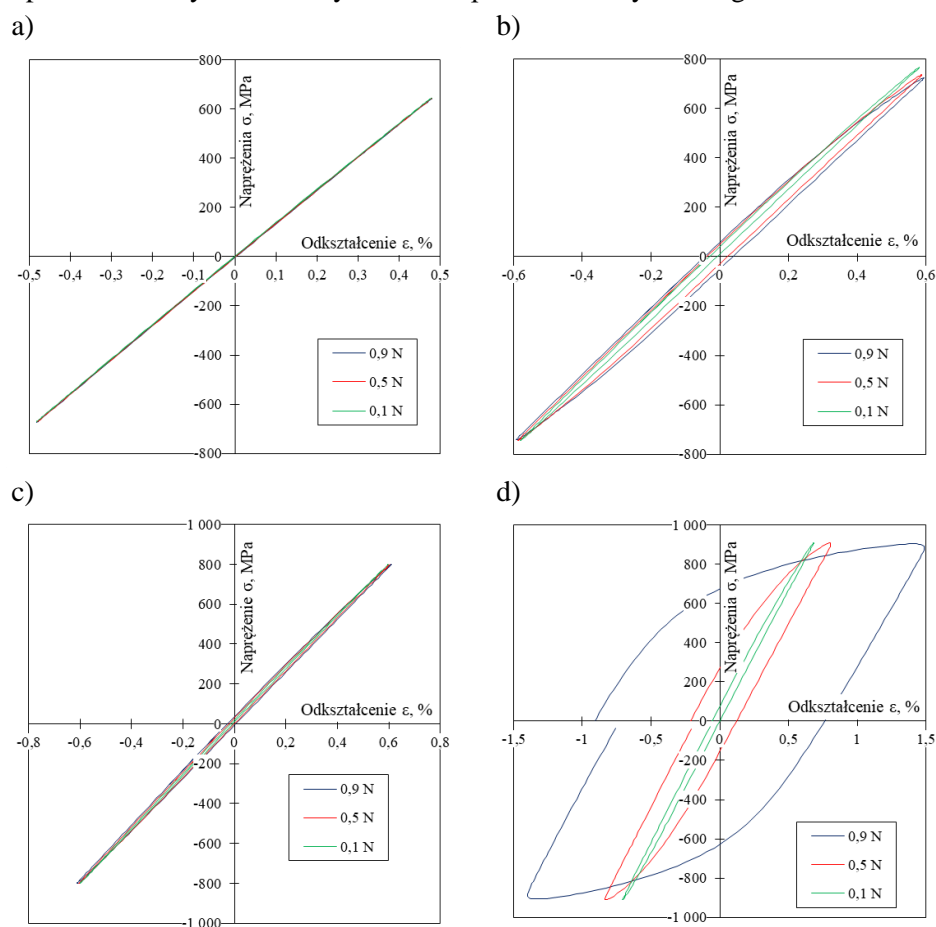
Tab. 5.9. Wyniki badań stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodą DMLS w warunkach obciążeń zmiennych

Rodzaj próbki			Wartość odkształcenia ε_{ac}			
Próbka DMLS	Nazwa parametru	Jednostka	$\varepsilon_{ac} = 0,5\%$	$\varepsilon_{ac} = 0,6\%$	$\varepsilon_{ac} = 0,7\%$	$\varepsilon_{ac} = 0,8\%$
	Liczba cykli N	Cykle	27222	5232	2042	1084
			Wartość amplitudy naprężenia σ_a			
Próbka PC	Nazwa parametru	Jednostka	$\sigma_a = 650$ MPa	$\sigma_a = 700$ MPa	$\sigma_a = 800$ MPa	$\sigma_a = 900$ MPa
	Liczba cykli N	Cykle	7332	7296	4785	115



Rys. 5.23. Wybrane pętle histerezy zarejestrowane dla próbek DMLS dla sterowania odkształceniem na poziomie: a) $\varepsilon_{ac} = 0,8 \%$, b) $\varepsilon_{ac} = 0,7 \%$, c) $\varepsilon_{ac} = 0,6 \%$, d) $\varepsilon_{ac} = 0,5 \%$

Na rysunku 5.23 przedstawiono wybrane pętle histerezy dla 0,1 N, 0,5 N oraz 0,9 N liczby cykli dla czterech wartości odkształcenia. Ponadto wykonano badania w warunkach sterowania naprężeniem dla próbek PC wykonanych z pręta ciągnionego. Amplituda naprężenia wynosiła kolejno: 650 MPa, 700 MPa, 800 MPa oraz 900 MPa. Na rysunku 5.24. zamieszczono wybrane pętle histerezy dla 0,1 N, 0,5 N oraz 0,9 N liczby cykli dla czterech wartości naprężenia. Przedstawione wyniki posłużyły w późniejszym etapie do opracowania wykresów i wyznaczenia parametrów cyklicznego odkształcenia.

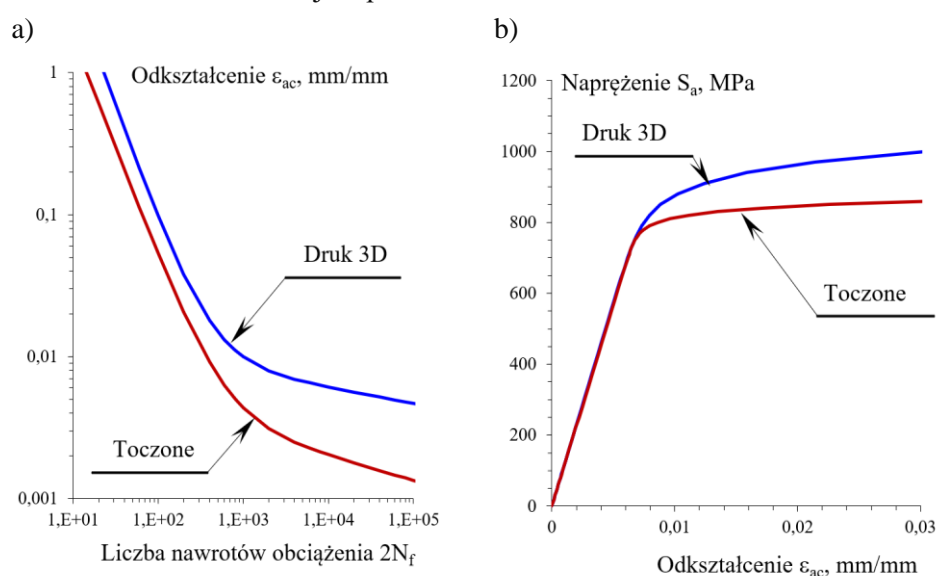


Rys. 5.24. Wybrane pętle histerezy dla próbek PC dla sterowania naprężeniem na poziomie: a) $\sigma_a = 650$ MPa, b) $\sigma_a = 700$ MPa, c) $\sigma_a = 800$ MPa, d) $\sigma_a = 900$ MPa

Na rysunku 5.25a przedstawiono zestawienie wykresów trwałości zmęczeniowej próbki DMLS oraz próbki PC wyznaczonych na podstawie badań w warunkach obciążeń zmiennych przy sterowaniu odkształceniem.

W tabeli 5.10 zamieszczono parametry opisujące wyżej wymienione wykresy tj. współczynnik odkształcenia plastycznego c , wykładnik wytrzymałości zmęczeniowej b , współczynnik zmęczeniowego odkształcenia plastycznego ε_f' , współczynnik wytrzymałości zmęczeniowej σ_f' oraz moduł Younga E .

Na rysunku 5.25b zestawiono natomiast wykresy cyklicznego odkształcenia próbek DMLS oraz PC wyznaczonych na podstawie badań w warunkach obciążeń zmiennych przy sterowaniu odkształceniem. Parametry opisujące przedstawione wykresy zamieszczono w tabeli 5.11. Określono wykładnik cyklicznego umocnienia n' oraz współczynnik cyklicznego umocnienia dla obu rodzajów próbek.



Rys. 5.25. Wykresy dla próbek DMLS oraz PC: a) wykres trwałości zmęczeniowej, b) wykres cyklicznego odkształcenia

Tab. 5.10. Parametry opisujące wykresy trwałości zmęczeniowej materiału Ti6Al4V

Nazwa próbki	Parametr				
	c	b	ε_f'	σ_f'	E
	-	-	%	MPa	MPa
Próbka DMLS	-1,6335	-0,1139	163,6	1980,7	114510
Próbka PC	-1,5487	-0,1742	61,3	1125	113060

Z wykresu zamieszczonego na rysunku 5.25a wynika, że dla takiej samej liczby nawrotów próbka DMLS wykonana metodą druku 3D przyjmuje wyższe wartości odkształcenia w porównaniu do próbki PC. Ma to swoje odzwierciedlenie w parametrach zawartych w tabeli 6.10, gdzie wartość

współczynnika zmęczeniowego odkształcenia plastycznego dla próbki DMLS jest o 100 % wyższa niż dla próbki PC.

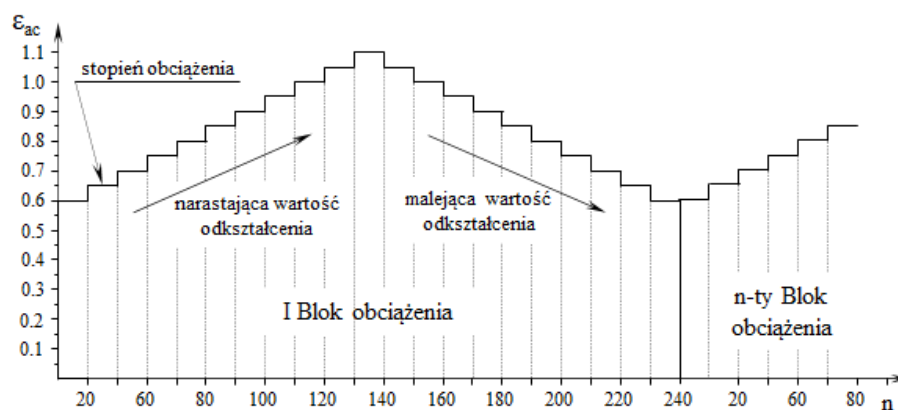
Tab. 5.11. Parametry opisujące wykresy cyklicznego odkształcenia materiału Ti6Al4V

Nazwa próbki	Parametr	
	K'	n'
	MPa	-
Próbka DMLS	1258,1	0,0598
Próbka PC	949,8	0,0265

Z wykresu 5.25b wynika, że materiał Ti6Al4V wytworzony metodą addytywną DMLS posiada wyższe parametrami odkształceniowe. Zauważa się podobną zależność jak w przypadku wyników badań zmęczeniowych w warunkach obciążeń programowanych. Dla tych samych wartości odkształceń próbka DMLS osiąga wyższe wartości amplitudy naprężenia. Wraz ze wzrostem wartości odkształcenia zwiększa się różnica osiąganych wartości amplitudy naprężenia.

5.5.3. Badania w warunkach obciążeń programowanych Lo-Hi-Lo

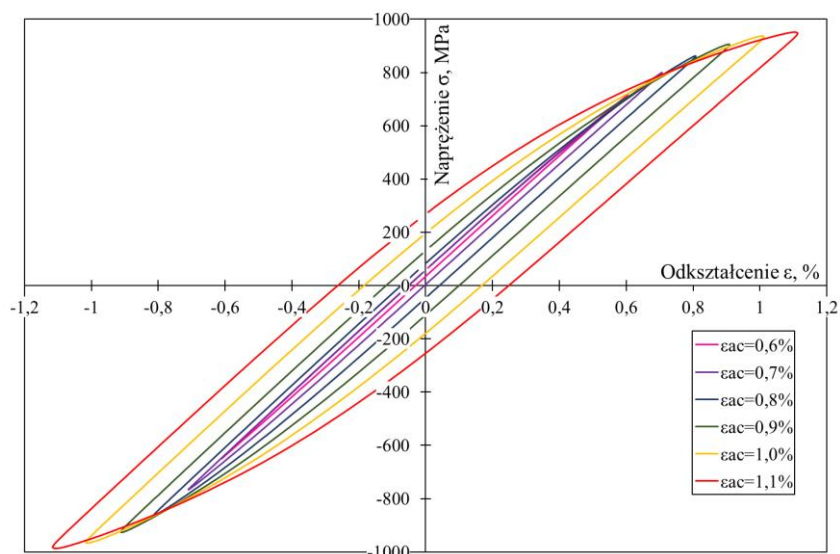
Badania w warunkach obciążeń programowanych realizowane były w oparciu o sterowanie odkształceniem na jedenastu poziomach. Program badań zamieszczono na rysunku 5.26. Składał się on z siedmiu narastających poziomów, gdzie wejściowa wartość odkształcenia wynosiła 0,6 % i zmieniała się o 0,05 % co 20 cykli do osiągnięcia maksimum równego 1,1 %. Następnie wartości odkształcenia malały o 0,05 % co 20 cykli osiągając minimum równe 0,6 %. Cały blok obciążenia był powtarzany aż do momentu pęknięcia próbki.



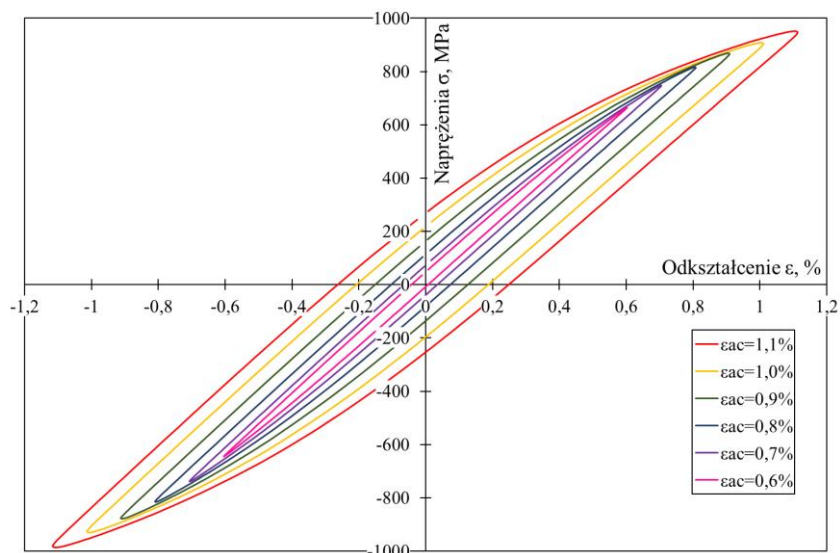
Rys. 5.26. Program badań Lo-Hi-Lo

Na rysunkach 5.27 oraz 5.28 zamieszczono pętle histerezy stopu Ti6Al4V (próbka DMLS oraz próbka PC) dla pierwszego bloku programu badań uwzględniając wybrane poziomy odkształcenia. Na rysunku 5.27a zestawiono pętle naprężeniowo-odkształceniowe dla próbki DMLS dla rosnącej wartości amplitudy odkształcenia, natomiast na rysunku 5.27b dla malejącej wartości odkształcenia.

a)



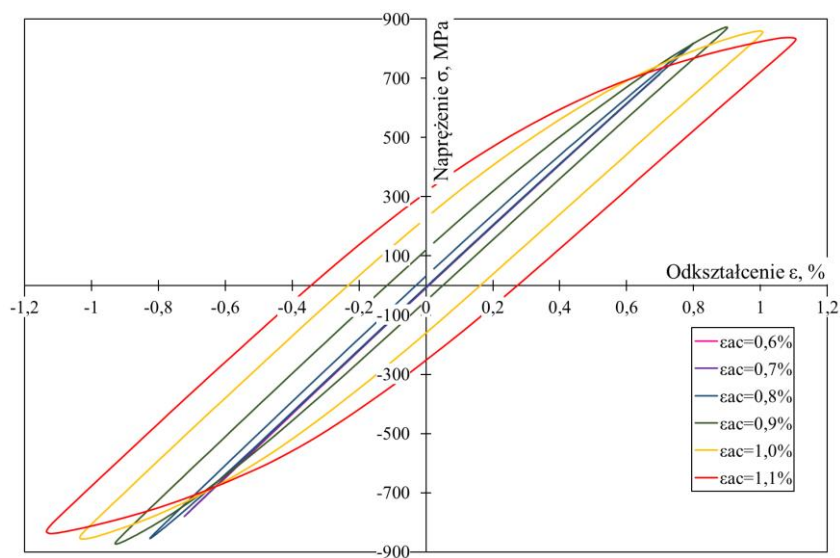
b)



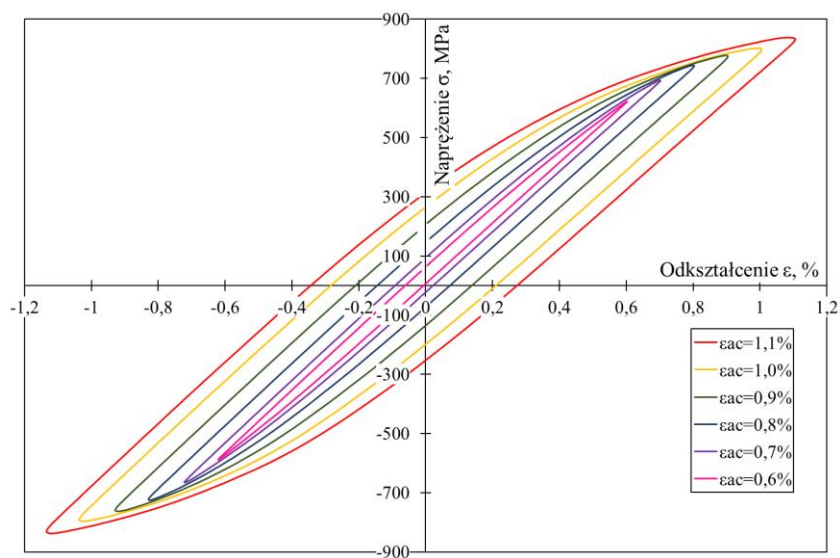
Rys. 5.27. Przykładowe pętle histerezy dla próbki DMLS występujące w jednym bloku programu dla: a) rosnącej wartości odkształcenia, b) malejącej wartości odkształcenia

Na rysunku 5.28a zestawiono pętle odkształceniowo-naprężeniowe dla próbki PC dla rosnącej wartości amplitudy odkształcenia, natomiast na rysunku 5.26b dla malejącej wartości odkształcenia.

a)

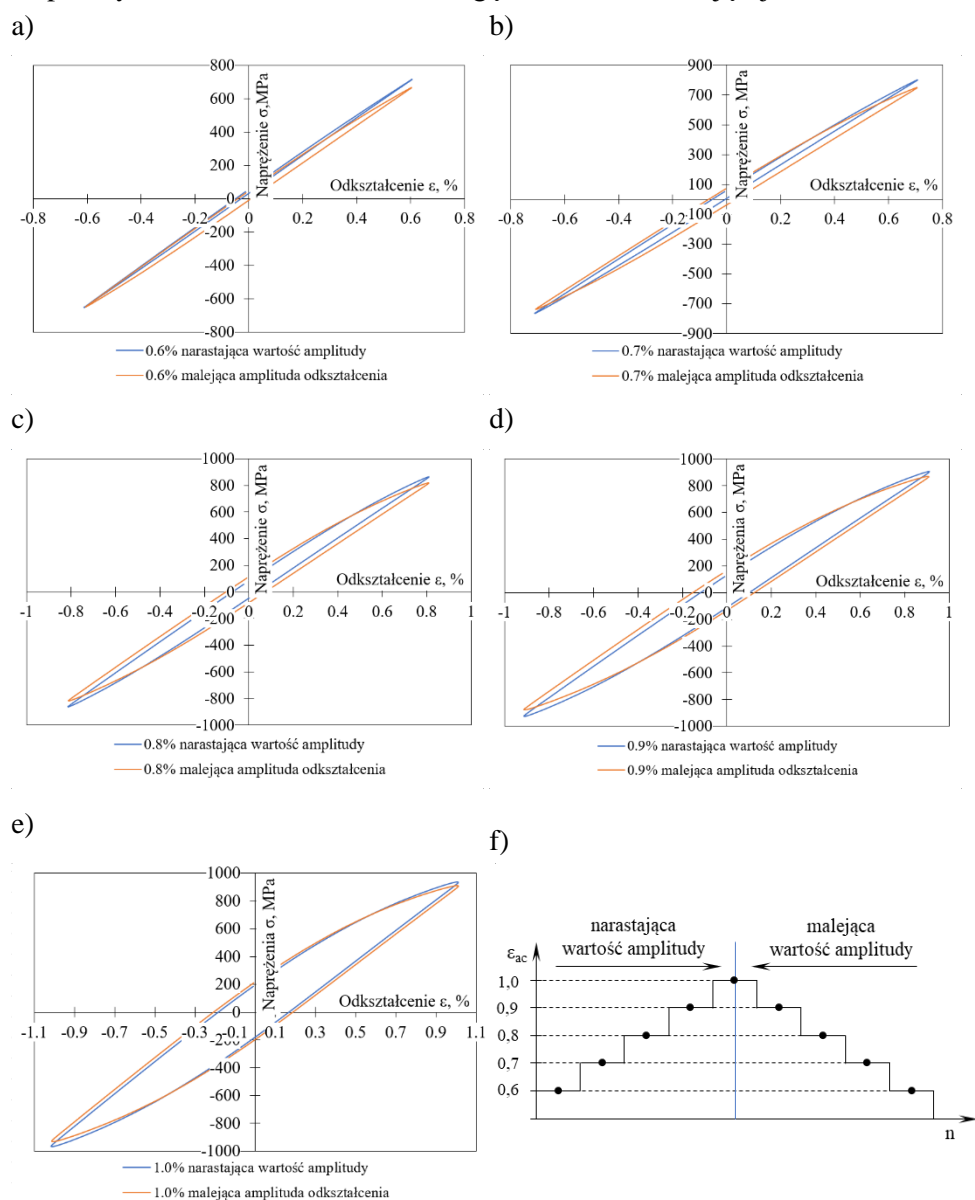


b)



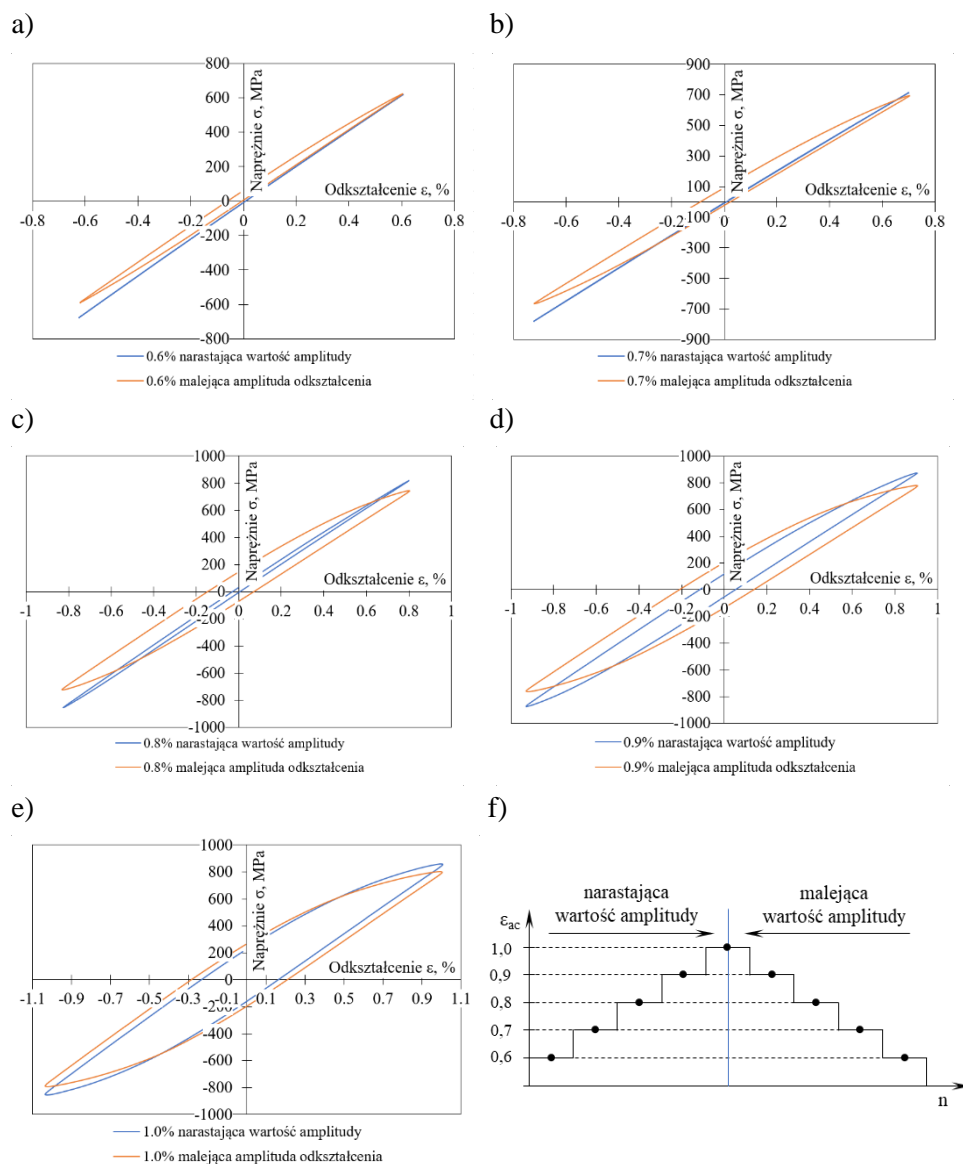
Rys. 5.28. Przykładowe pętle histerezy dla próbki PC występujące w jednym bloku programu dla: a) rosnącej wartości odkształcenia, b) malejącej wartości odkształcenia

Na rysunku 5.29 zestawiono pętle odkształceniowo-naprężeniowe dla próbki DMLS dla pierwszego bloku obciążenia. Zestawione pętle dotyczą tych samych wartości odkształcenia. Pierwszą z nich uzyskano dla rosnącej wartości amplitudy odkształcenia, natomiast drugą dla wartości malejącej.



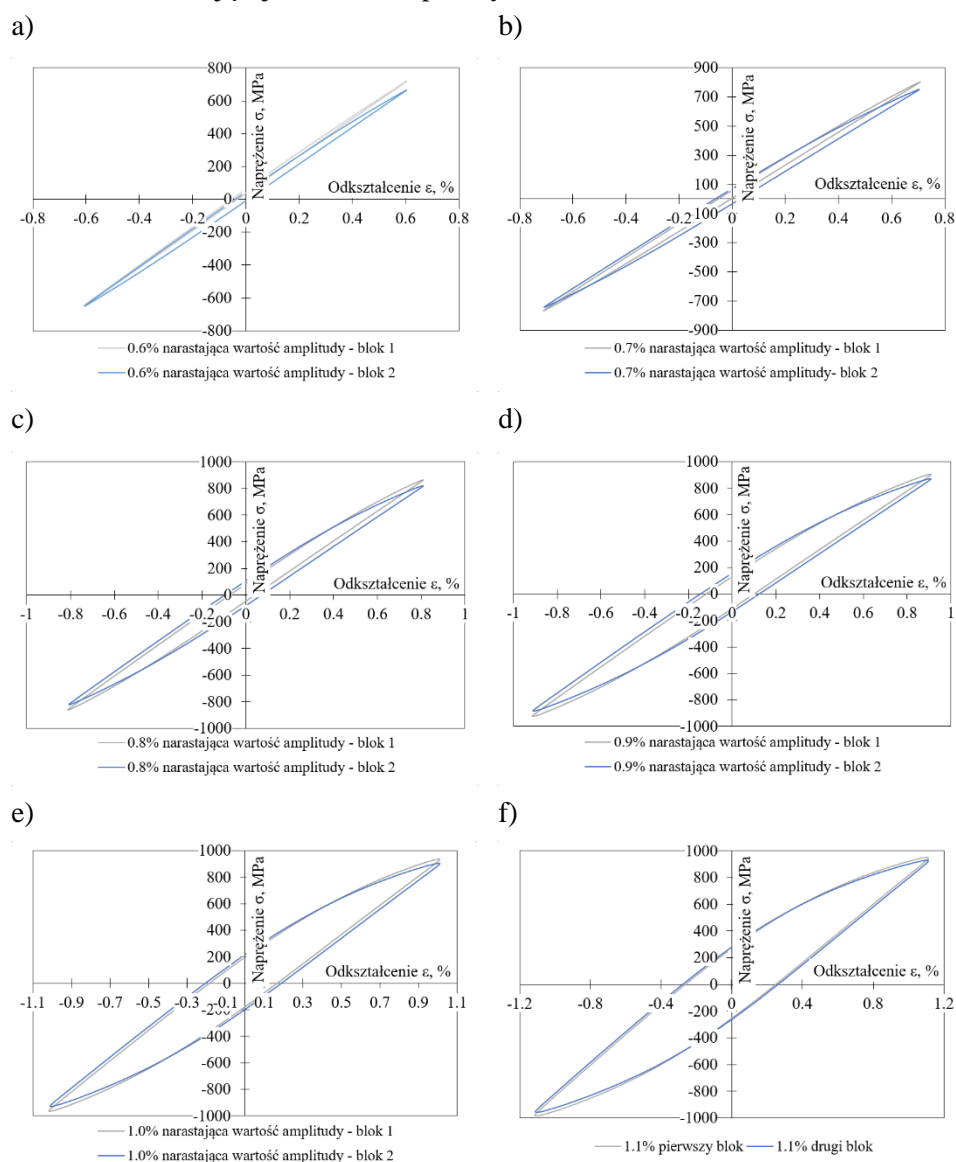
Rys. 5.29. Zestawienie przykładowych pętli histerezy dla pierwszego bloku obciążenia próbki DMLS dla sterowania odkształceniem o wartości: a) $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, c) $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, d) $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, e) $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, f) schemat zestawienia danych

Na rysunku 5.30 zestawiono pętle odkształceniowo-naprężeniowe dla próbki PC dla pierwszego bloku obciążenia programowanego. Zestawione pętle dotyczą tych samych wartości odkształcenia, z których pierwszą uzyskano dla rosnącej wartości amplitudy odkształcenia w bloku, a drugą dla malejącej wartości amplitudy odkształcenia.



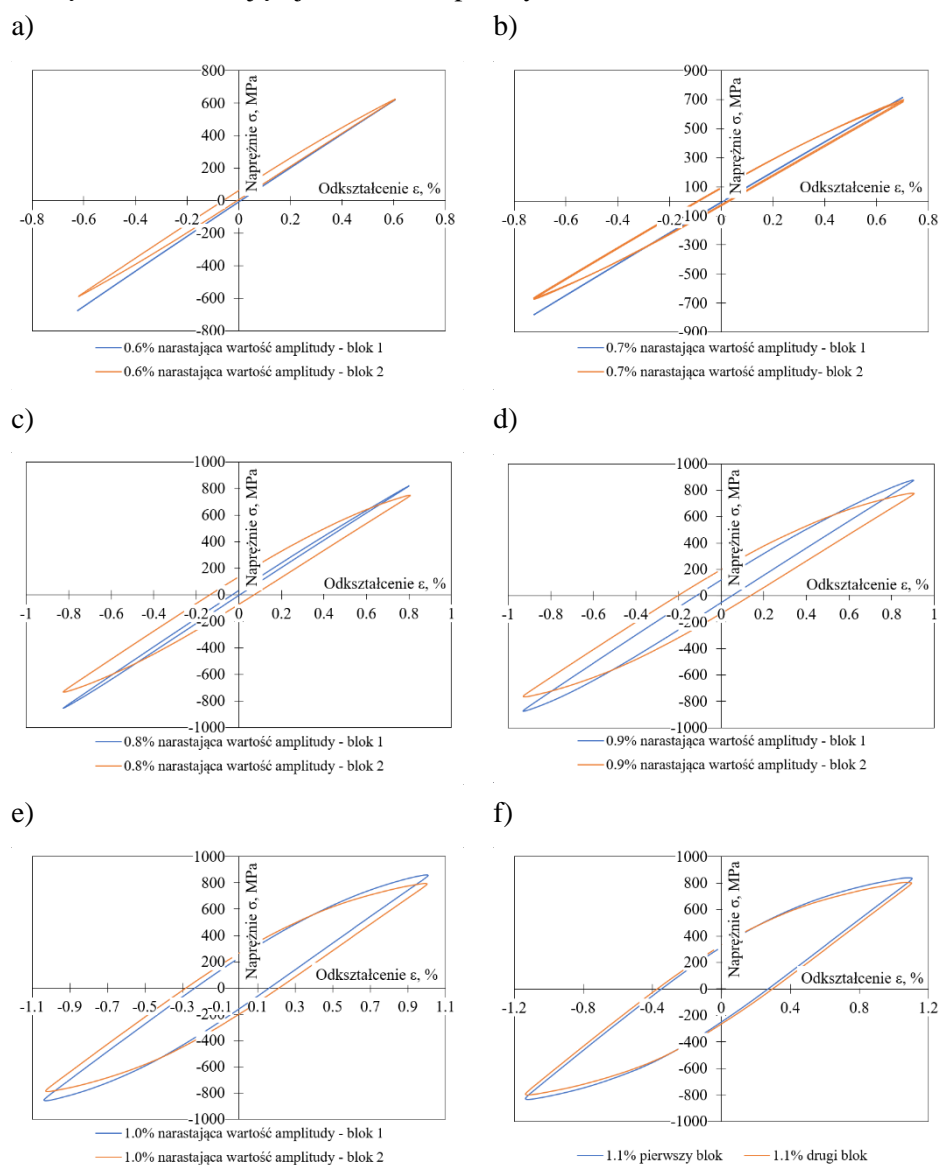
Rys. 5.30. Zestawienie przykładowych pętli histerezy dla pierwszego bloku obciążenia próbki PC dla sterowania odkształceniem o wartości: a) $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, c) $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, d) $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, e) $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, f) schemat zestawienia danych

Na rysunku 5.31 zestawiono pętle naprężeniowo-odkształceniowe dla próbki DMLS dla dwóch pierwszych bloków obciążenia. Zestawione pętle dotyczą porównania pętli o tych samych wartości odkształcenia w dwóch blokach o narastającej wartości amplitudy.



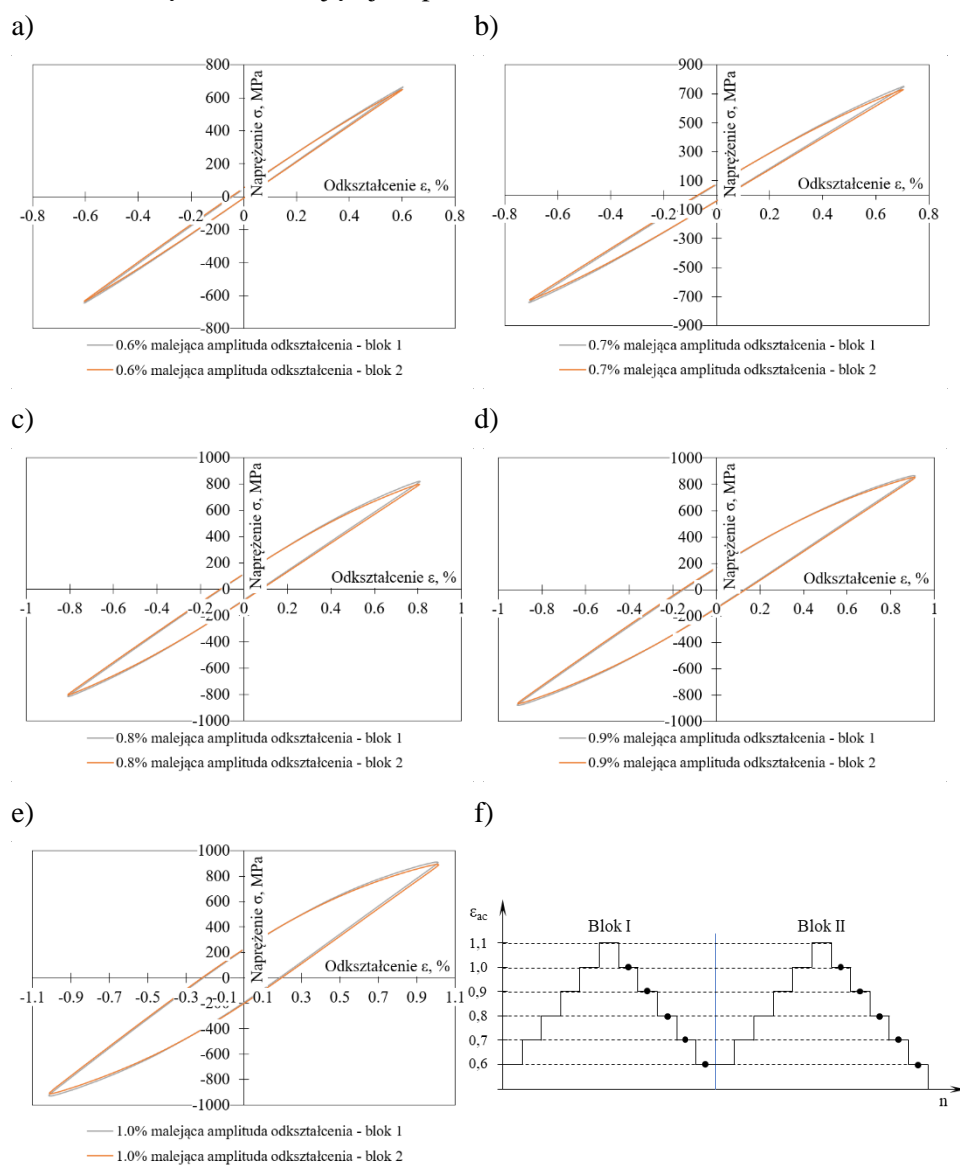
Rys. 5.31. Zestawienie przykładowych pętli histerezy dla dwóch bloków obciążenia o narastającej wartości amplitudy próbki DMLS dla sterowania odkształceniem o wartości: a) $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, c) $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, d) $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, e) $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, f) $\epsilon_{ac} = 1,1\%$

Na rysunku 5.32 zestawiono pętle odkształceniowo-naprężeniowe dla próbki PC dla dwóch pierwszych bloków obciążenia. Zestawione pętle dotyczą porównania pętli o tych samych wartości odkształcenia w dwóch blokach obciążenia o narastającej wartości amplitudy.



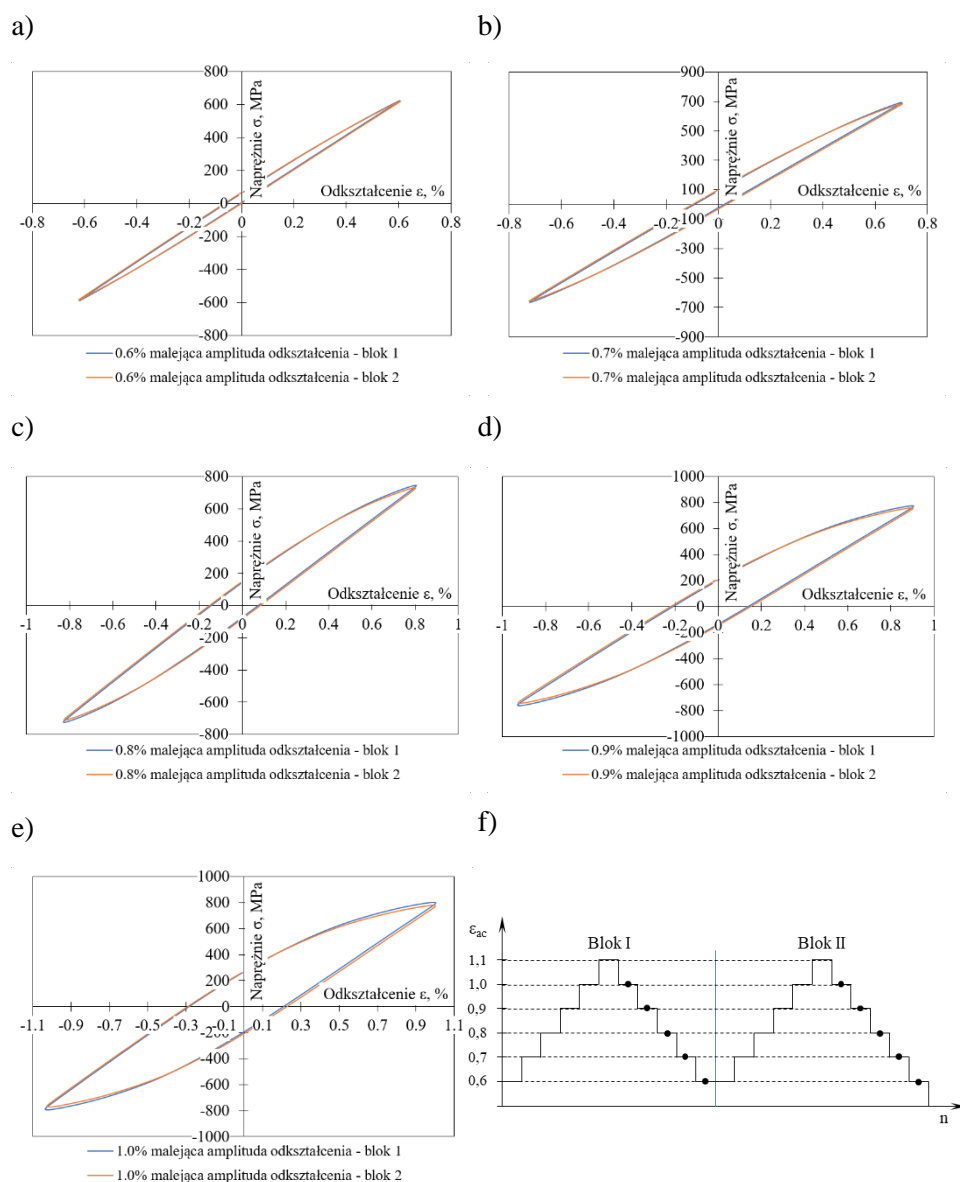
Rys. 5.32. Zestawienie przykładowych pętli histerezy dla dwóch bloków obciążenia o narastającej wartości amplitudy próbki PC dla sterowania odkształceniem o wartości: a) $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, c) $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, d) $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, e) $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, f) $\epsilon_{ac} = 1,1\%$

Na rysunku 5.33 zestawiono pętle odkształceniowo-naprężeniowe dla próbki DMLS dla dwóch pierwszych bloków obciążenia. Zestawione pętle dotyczą porównania pętli o tych samych wartości odkształcenia w dwóch blokach obciążenia o malejącej amplitudzie.



Rys. 5.33. Zestawienie przykładowych pętli histerezy dla dwóch bloków obciążenia o malejącej amplitudzie próbki DMLS dla sterowania odkształceniem o wartości: a) $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, c) $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, d) $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, e) $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, f) schemat zestawienia danych

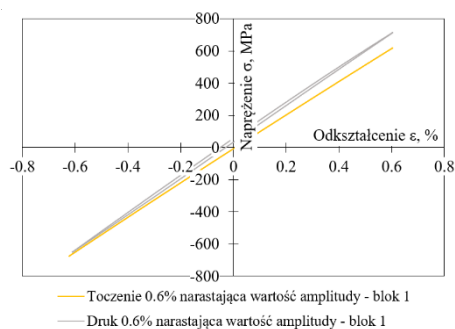
Na rysunku 5.34 zestawiono pętle odkształceniowo-naprzężeniowe dla próbki PC dla dwóch pierwszych bloków obciążenia. Zestawione pętle dotyczą porównania pętli o tych samych wartości odkształcenia dla gałęzi malejącej w dwóch blokach.



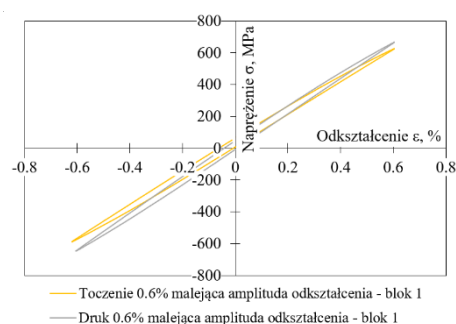
Rys. 5.34. Zestawienie przykładowych pętli histerezy dla dwóch bloków obciążenia o malejącej wartości amplitudy próbki PC dla sterowania odkształceniem o wartości: a) $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, c) $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, d) $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, e) $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, f) schemat zestawienia danych

Na rysunku 5.35 zestawiono pętle odkształceniowo-naprężeniowe dla próbki DMLS oraz próbki PC dla pierwszego bloku obciążenia. Zestawione pętle dotyczą tych samych wartości odkształcenia dla narastającej wartości amplitudy (Rys. 5.35a, b, c, e, g, i) oraz malejącej wartości amplitudy (Rys. 5.35b, d, f, h, j). Na rysunku 5.35k przedstawiono pętlę histerezy dla próbki DMLS oraz PC dla najwyższej wartości odkształcenia stopnia bloku $\epsilon_{ac} = 1,1\%$.

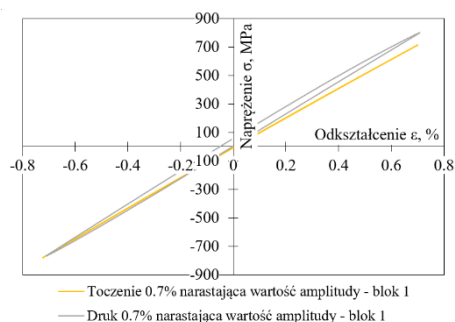
a) $\epsilon_{ac} = 0,6\% \uparrow$



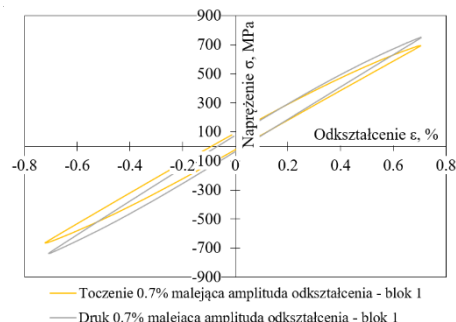
b) $\epsilon_{ac} = 0,6\% \downarrow$



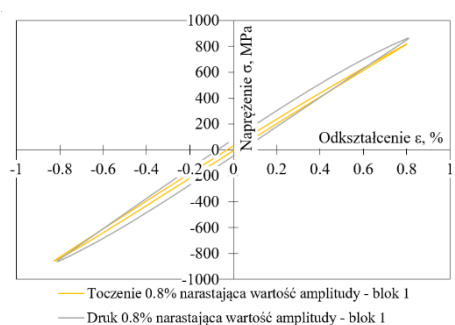
c) $\epsilon_{ac} = 0,7\% \uparrow$



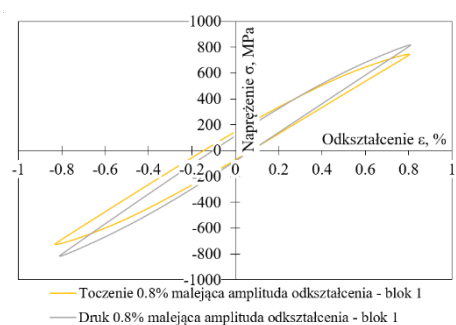
d) $\epsilon_{ac} = 0,7\% \downarrow$



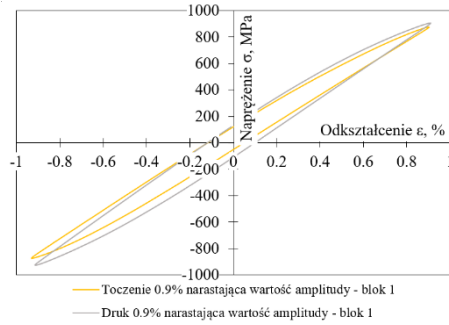
e) $\epsilon_{ac} = 0,8\% \uparrow$



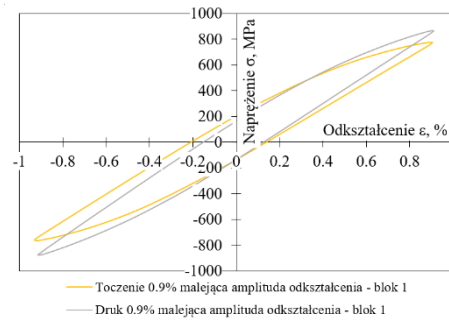
f) $\epsilon_{ac} = 0,8\% \downarrow$



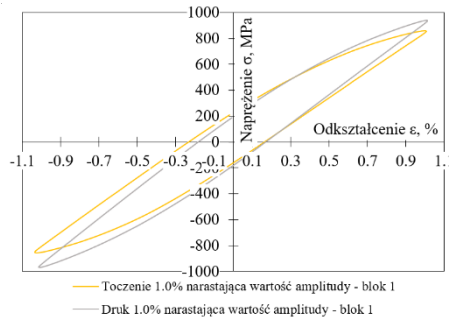
g) $\epsilon_{ac} = 0,9\% \uparrow$



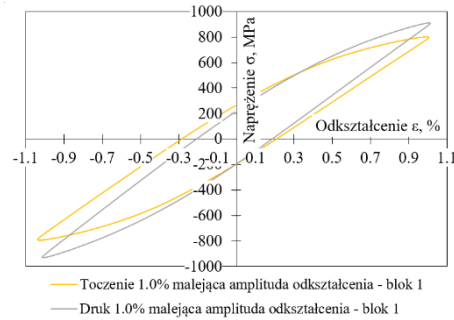
h) $\epsilon_{ac} = 0,9\% \downarrow$



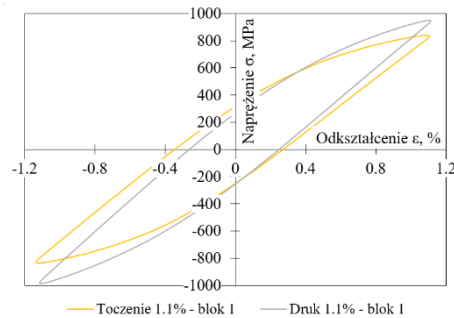
i) $\epsilon_{ac} = 1,0\% \uparrow$



j) $\epsilon_{ac} = 1,0\% \downarrow$



k) $\epsilon_{ac} = 1,1\%$

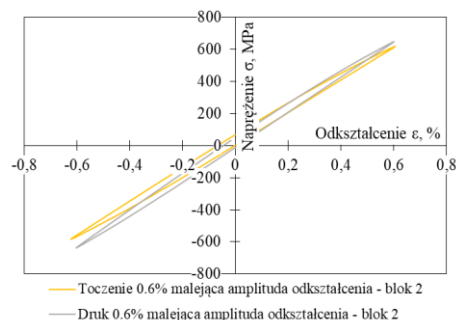
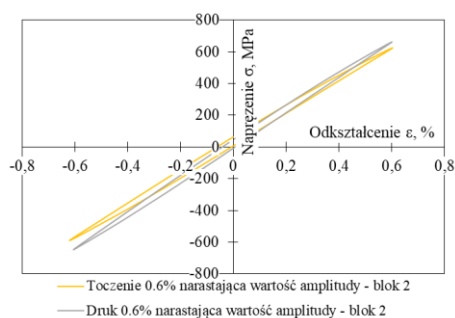


Rys. 5.35. Zestawienie pętli histerezy dla próbki DMLS i próbki PC dla pierwszego bloku obciążeń dla sterowania odkształceniem o wartości: a) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, c) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, d) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, e) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, f) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, g) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, h) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, i) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, j) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, k) wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 1,1\%$,

Na rysunku 5.36 zestawiono pętle odkształceniowo-naprężeniowe dla próbki DMLS oraz próbki PC dla drugiego bloku obciążenia. Zestawione pętle dotyczą tych samych wartości odkształcenia dla narastającej wartości amplitudy (Rys. 5.35a, b, c, e, g, i) oraz malejącej wartości amplitudy (Rys. 5.35b, d, f, h, j). Na rysunku 5.35k przedstawiono pętlę histerezy dla próbki DMLS oraz PC dla najwyższej wartości odkształcenia stopnia bloku $\epsilon_{ac} = 1,1\%$.

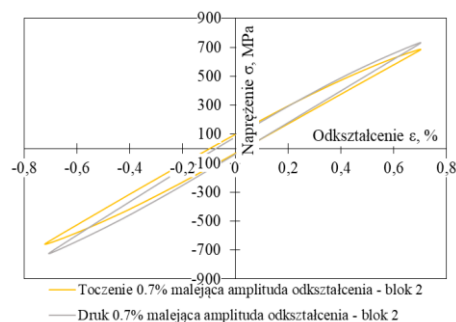
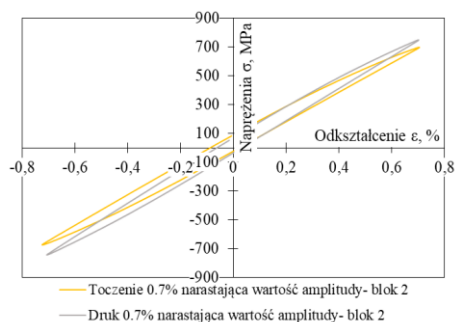
a) $\epsilon_{ac} = 0,6\% \uparrow$

b) $\epsilon_{ac} = 0,6\% \downarrow$



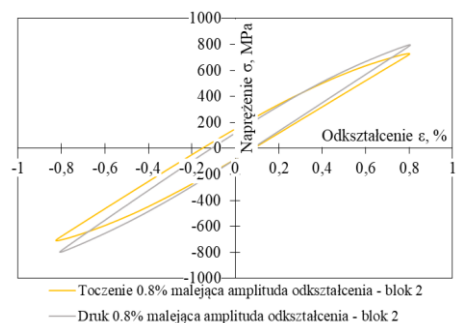
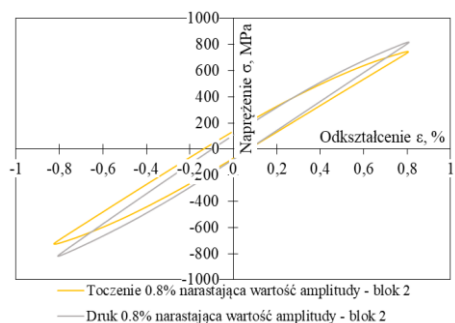
c) $\epsilon_{ac} = 0,7\% \uparrow$

d) $\epsilon_{ac} = 0,7\% \downarrow$

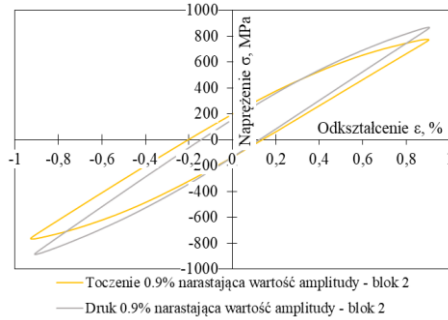


e) $\epsilon_{ac} = 0,8\% \uparrow$

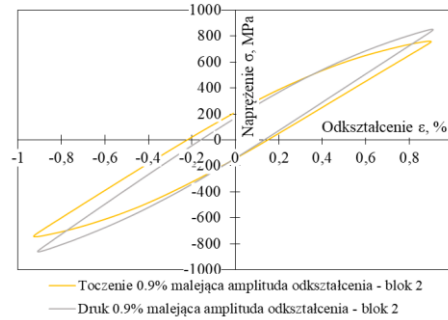
f) $\epsilon_{ac} = 0,8\% \downarrow$



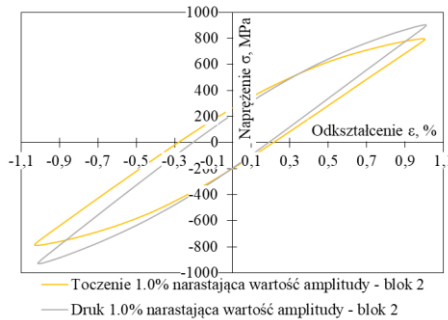
g) $\epsilon_{ac} = 0,9\% \uparrow$



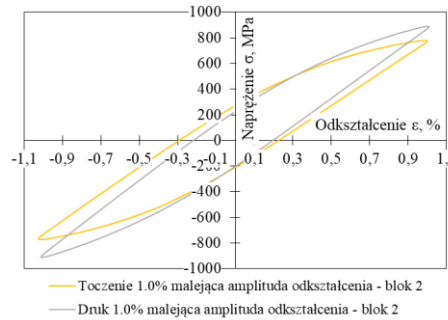
h) $\epsilon_{ac} = 0,9\% \downarrow$



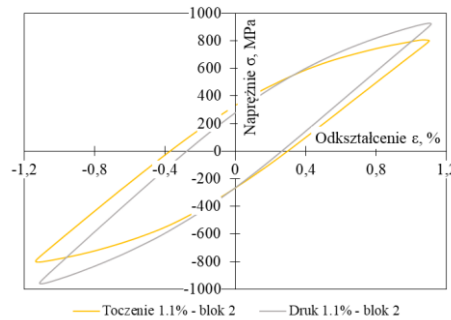
i) $\epsilon_{ac} = 1,0\% \uparrow$



j) $\epsilon_{ac} = 1,0\% \downarrow$



k) $\epsilon_{ac} = 1,1\%$

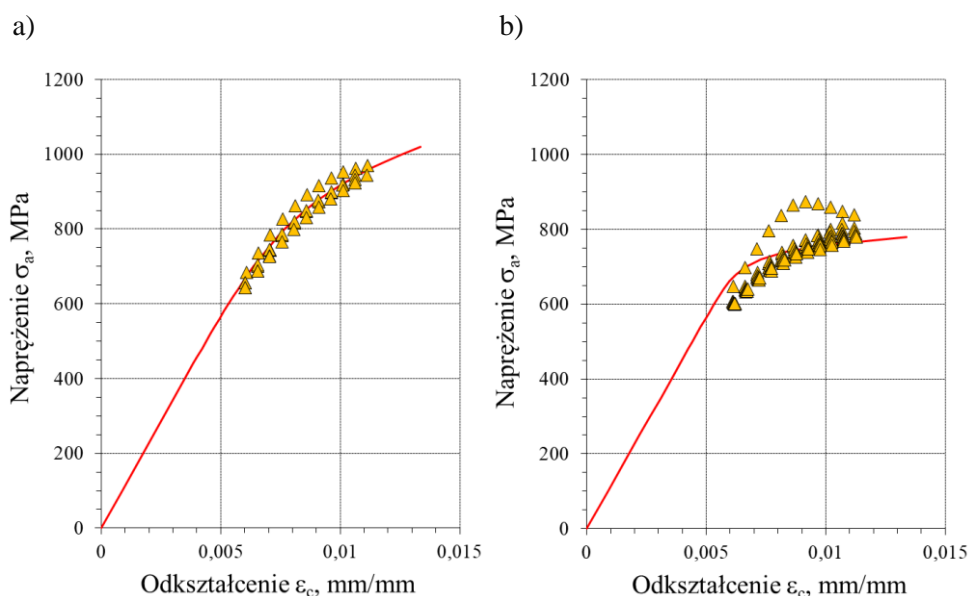


Rys. 5.36. Zestawienie pętli histerezy dla próbki DMLS i próbki PC dla drugiego bloku obciążeń dla sterowania odkształceniem o wartości: a) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, b) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,6\%$, c) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, d) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,7\%$, e) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, f) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,8\%$, g) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, h) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 0,9\%$, i) narastająca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, j) malejąca wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 1,0\%$, k) wartość amplitudy $\epsilon_{ac} = 1,1\%$,

Na rysunku 5.37 zamieszczono wykresy cyklicznego odkształcenia uzyskane na podstawie badań programowanych dla próbki DMLS (Rys. 5.37a) oraz próbki PC (Rys. 5.37b). Parametry opisujące wykresy cyklicznego odkształcenia zestawiono w tabeli 5.12.

Tab. 5.12. Parametry opisujące wykresy cyklicznego odkształcenia materiału Ti6Al4V

Nazwa próbki	Parametr	
	K'	n'
	MPa	-
Próbka DMLS	2082,8	0,1319
Próbka PC	959,9	0,0412



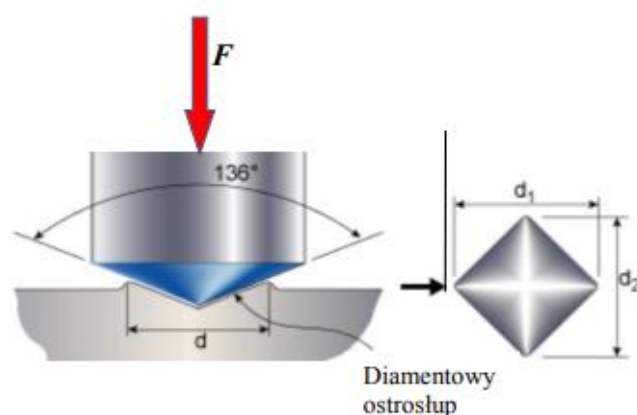
Rys. 5.37. Wykresy cyklicznego odkształcenia: a) dla próbki DMLS, b) dla próbki PC

Na podstawie wykresu można stwierdzić, że materiał Ti6Al4V wytworzony metodą addytywną DMLS cechuje się wyższymi parametrami odkształceniowymi tj. współczynnik cyklicznego umocnienia K' oraz wykładnik cyklicznego umocnienia n' . Można zauważyć, że dla tych samych wartości odkształceń próbka DMLS osiąga wyższe wartości amplitudy naprężenia. Wraz ze wzrostem wartości odkształcenia zwiększa się różnica osiąganych wartości amplitudy naprężenia.

5.6. BADANIA TWARDOŚCI MATERIAŁU

5.6.1. Metoda pomiaru twardości

Próbki DMLS i PC poddano badaniom twardości metodą Vickersa. Metoda pomiaru twardości sposobem Vickersa według normy PN-EN ISO 6507-1:2018-05, pt. „Metale – Pomiar twardości sposobem Vickersa. Część 1: Metoda badania” [140] jest oparta o wciskanie w próbkę diamentowego wgłębnika o kształcie ostrosłupa, którego podstawą jest kwadrat, a kąt wierzchołkowy wynosi 136°, z określoną siłą, a następnie zmierzeniu długości przekątnych d_1 i d_2 powstałego odcisku po zdjęciu obciążenia (Rys. 5.39).



Rys. 5.39. Schemat pomiaru twardości metodą Vickersa

Miarą twardości jest stosunek siły obciążającej F do pola powierzchni odcisku, którego kształt przyjmuje się jako ostrosłup prosty o podstawie kwadratowej, o tym samym kącie wierzchołkowym jaki ma wgłębnik. Zgodnie z normą twardość Vickersa oznacza się przez HV i oblicza ze wzoru:

$$HV = 0,102 \frac{2 \cdot F \cdot \sin \frac{136^\circ}{2}}{d^2} \quad (5.1)$$

gdzie:

F – siła obciążająca, N,

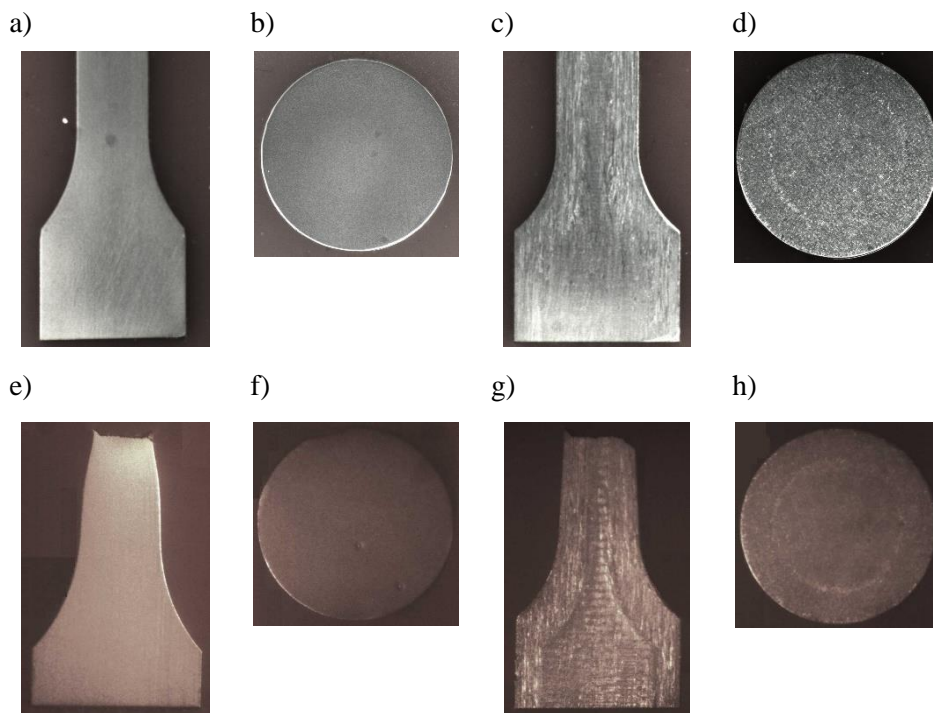
d – średnia arytmetyczna z wartości dwóch przekątnych odcisku d_1 i d_2 .

5.6.2. Próbki do badań

Próbki do badań twardości przygotowano z obiektów niepoddanych obciążeniu oraz próbek uszkodzonych (zerwanych) w wyniku przeprowadzonej próby rozciągania:

- a) próbka PC przed obciążeniem (próbka PC-1):

- próbka wycięta wzdłuż osi „z” obejmująca zakresem fragment części chwytowej i części pomiarowej (Rys. 5.40a),
- próbka wycięta z części chwytowej poprzecznie do osi „z” (Rys. 5.40b),
- b) próbka PC po badaniach statycznych (próbka PC-2):
- próbka wycięta wzdłuż osi „z” obejmująca zakresem fragment części chwytowej i części pomiarowej (Rys. 5.40e),
- próbka wycięta z części chwytowej poprzecznie do osi „z” (Rys. 5.40f),
- c) próbka DMLS przed obciążeniem (próbka DMLS-1):
- próbka wycięta wzdłuż osi „z” obejmująca zakresem fragment części chwytowej i części pomiarowej (Rys. 5.40c),
- próbka wycięta z części chwytowej poprzecznie do osi „z” (Rys. 5.40d),
- d) próbka DMLS po badaniach statycznych (próbka DMLS-2):
- próbka wycięta wzdłuż osi „z” obejmująca zakresem fragment części chwytowej i części pomiarowej (Rys. 5.40g),
- próbka wycięta z części chwytowej poprzecznie do osi „z” (Rys. 5.40h).



Rys. 5.40. Próbkki do badań twardości: a, b) próbka PC-1, c, d) próbka DMLS-1, e, f) próbka PC-2, g, h) próbka DMLS-2; a-d) próbki przed obciążeniem, e-h) próbki po obciążeniu

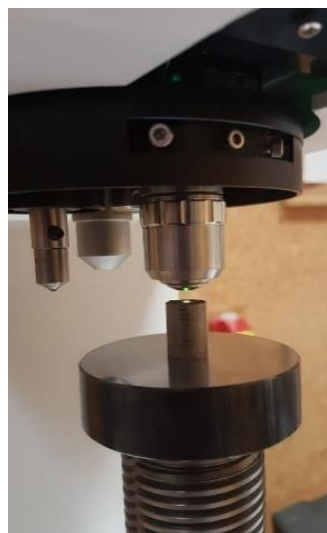
5.6.3. Stanowisko badawcze

Badania twardości metodą Vickersa przeprowadzono z zastosowaniem twardościomierza HV-10 firmy HUATEC (Rys. 5.41).

a)



b)



Rys. 5.41. Twardościomierz HUATEC HV-10: a) widok przyrządu, b) widok próbki podczas badań

Podstawą wykonania badania była norma PN-EN ISO 6507-1:2018-05 pt. „Metale – Pomiar twardości sposobem Vickersa. Część 1: Metoda badania” [140].

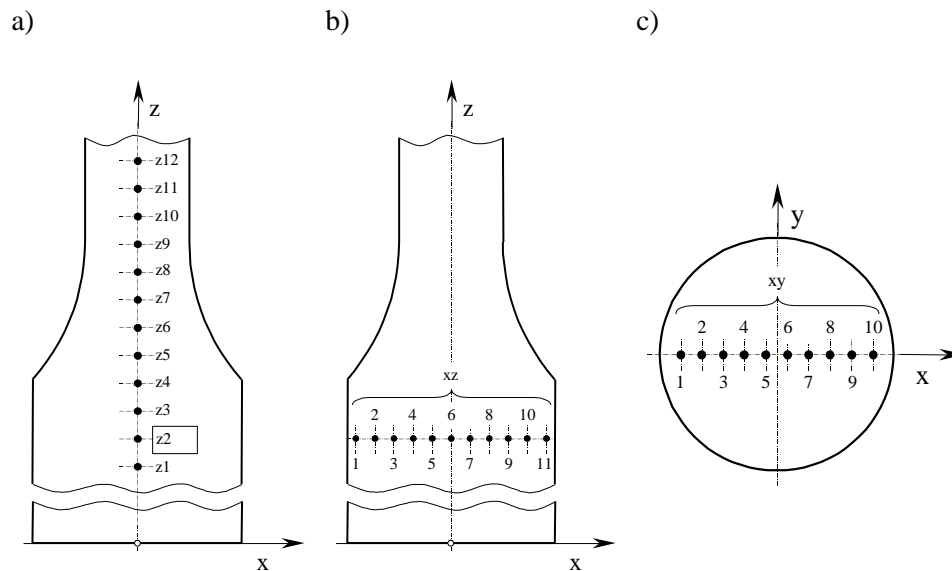
Podczas badań stosowano węgelnik w postaci czworobocznego foremnego ostrosłupa diamentowego o kącie wierzchołkowym 136° . Obciążenie pomiarowe wynosiło $F = 49,03 \text{ N}$, co pozwoliło na wyznaczenie twardości w skali HV5. Czas działania obciążenia pomiarowego wynosił 10 s.

5.6.4. Wyniki badań

Pomiary twardości przeprowadzono na przygotowanych próbkach zgodnie ze schematem przedstawionym na rysunku 5.42.

Uzyskane wyniki badań

- a) próbki PC przed obciążeniem przedstawiono w tabeli 5.13,
- b) próbki PC po wykonanych badaniach w warunkach obciążenia statycznych przedstawiono w tabeli 5.14,
- c) próbki DMLS przed obciążeniem przedstawiono w tabeli 5.15,
- d) próbki DMLS po wykonanych badaniach w warunkach obciążenia statycznych przedstawiono w tabeli 5.16.



Rys. 5.42. Schematyczne przedstawienie punktów pomiaru twardości na przekroju próbki: a) wzdłuż osi z, b) w części chwytowej próbki na płaszczyźnie x-z, c) w części chwytowej na płaszczyźnie x-y

Tab. 5.13. Wyniki pomiaru twardości metodą Vickersa próbek PC przed obciążeniem (oznaczenie: Próbka PC-1)

Lp.	Pomiar twardości metodą Vickersa (HV5)											
	wzdłuż osi z				na płaszczyźnie x-z				na płaszczyźnie x-y			
	Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru		
		I	II	III		I	II	III		I	II	III
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	z1	350,0	342,5	355,5	xz1	360,0	353,5	360,0	xy1	343,5	386,0	340,5
2	z2	345,5	376,0	363,0	xz2	354,0	374,0	345,0	xy2	343,5	361,0	345,0
3	z3	351,0	365,5	362,0	xz3	364,5	357,5	345,5	xy3	341,5	372,5	338,5
4	z4	347,5	345,5	350,0	xz4	345,5	363,0	353,5	xy4	323,5	347,0	331,5
5	z5	354,0	384,5	343,5	xz5	347,5	364,5	357,5	xy5	330,5	374,5	342,5
6	z6	343,5	364,5	351,0	xz6	347,5	369,0	352,0	xy6	325,5	391,0	341,5
7	z7	355,5	391,0	354,0	xz7	354,0	356,5	347,5	xy7	326,5	371,5	343,5
8	z8	349,0	354,0	345,0	xz8	362,0	352,0	350,0	xy8	341,5	367,5	343,5
9	z9	351,0	369,0	351,0	xz9	360,0	381,0	360,0	xy9	339,5	379,5	347,0
10	z10	354,0	400,0	357,5	xz10	357,5	381,0	364,5	xy10	345,0	357,5	350,0
11	z11	345,0	387,0	355,5	xz11	360,0	349,0	350,0				
12	z12	347,5	351,0	360,0								

Tab. 5.14. Wyniki pomiaru twardości metodą Vickersa próbek PC po badaniach statycznych (oznaczenie: Próbką PC-2)

Lp.	Pomiar twardości metodą Vickersa (HV5)											
	wzdłuż osi z				na płaszczyźnie x-z				na płaszczyźnie x-y			
	Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru		
		I	II	III		I	II	III		I	II	III
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	z1	358,5	358,5	358,5	xz1	393,5	351,0	381,0	xy1	360,0	327,5	363,0
2	z2	341,5	363,0	358,5	xz2	370,0	352,0	374,0	xy2	360,0	336,5	354,0
3	z3	352,0	356,5	354,0	xz3	372,5	381,0	370,0	xy3	362,0	341,5	347,0
4	z4	345,5	347,5	345,5	xz4	372,5	371,5	367,0	xy4	363,0	339,5	343,5
5	z5	357,5	353,5	374,5	xz5	369,0	370,0	365,5	xy5	356,5	339,5	362,0
6	z6	362,0	354,0	347,0	xz6	369,0	374,0	377,0	xy6	350,0	342,5	356,5
7	z7	367,5	357,5	351,0	xz7	359,5	374,0	361,0	xy7	350,0	332,5	350,0
8	z8	360,0	371,5	374,0	xz8	371,5	360,0	372,5	xy8	349,0	333,5	350,0
9	z9	381,0	356,5	374,0	xz9	370,0	361,0	362,0	xy9	360,0	337,5	341,5
10	z10	384,5	370,0	394,5	xz10	374,0	353,5	370,0	xy10	362,0	336,5	351,0
11	z11	386,0	372,5	386,0	xz11	372,5	364,5	361,0				
12	z12	370,0	367,0	393,5								

Tab. 5.15. Wyniki pomiaru twardości metodą Vickersa próbek DMLS przed obciążeniem (oznaczenie: Próbką DMLS-1)

Lp.	Pomiar twardości metodą Vickersa (HV5)											
	wzdłuż osi z				na płaszczyźnie x-z				na płaszczyźnie x-y			
	Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru		
		I	II	III		I	II	III		I	II	III
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	z1	400,0	413,0	410,0	xz1	400,5	393,5	399,5	xy1	385,5	364,5	392,5
2	z2	401,0	371,5	375,5	xz2	395,5	386,0	400,0	xy2	361,0	381,0	388,5
3	z3	392,0	389,5	381,5	xz3	392,0	391,0	382,0	xy3	394,5	391,0	381,0
4	z4	409,5	393,5	380,0	xz4	399,5	384,5	388,5	xy4	386,5	384,5	379,5
5	z5	399,0	398,5	388,5	xz5	399,0	393,5	381,5	xy5	402,0	383,5	371,0
6	z6	398,0	402,5	401,0	xz6	399,5	397,0	375,5	xy6	392,5	382,0	384,5
7	z7	396,5	396,0	405,0	xz7	407,5	392,0	399,0	xy7	396,0	379,5	380,0
8	z8	392,0	393,5	375,5	xz8	400,0	386,0	390,5	xy8	391,0	382,0	375,5
9	z9	402,5	383,5	390,0	xz9	401,0	406,5	389,5	xy9	393,5	382,0	385,5
10	z10	390,5	382,0	393,0	xz10	407,0	405,0	389,5	xy10	390,0	388,5	395,0
11	z11	384,0	392,0	384,0	xz11	400,0	392,0	403,5				
12	z12	399,0	387,0	405,0								

Tab. 5.16. Wyniki pomiaru twardości metodą Vickersa próbek DMLS po badaniach statycznych (oznaczenie: Próbką DMLS-2)

Lp.	Pomiar twardości metodą Vickersa (HV5)											
	wzdłuż osi z				na płaszczyźnie x-z				na płaszczyźnie x-y			
	Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru			Nr	Nr pomiaru		
		I	II	III		I	II	III		I	II	III
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	z1	405,0	425,5	429,0	xz1	421,5	409,5	436,0	xy1	401,5	420,5	400,0
2	z2	420,5	436,0	396,0	xz2	453,5	448,5	409,5	xy2	426,0	433,0	415,0
3	z3	423,5	424,5	401,5	xz3	436,0	420,5	420,5	xy3	402,5	438,0	406,5
4	z4	448,5	439,0	429,0	xz4	439,0	447,0	416,0	xy4	391,0	406,5	430,5
5	z5	423,5	432,0	426,0	xz5	419,0	424,5	444,0	xy5	409,5	408,0	410,5
6	z6	398,5	432,0	412,0	xz6	401,5	325,5	447,0	xy6	427,5	436,0	415,0
7	z7	408,0	424,5	421,5	xz7	416,0	444,0	432,0	xy7	401,5	432,0	433,0
8	z8	432,0	448,5	420,5	xz8	420,5	436,0	433,0	xy8	417,5	420,5	405,0
9	z9	438,0	432,0	408,0	xz9	415,0	442,0	424,5	xy9	408,0	410,5	401,5
10	z10	421,5	450,5	439,0	xz10	416,0	421,5	445,5	xy10	427,5	402,5	408,0
11	z11	402,5	433,0	415,0	xz11	421,5	409,5	408,0				
12	z12	412,0	420,5	398,5								

5.7. BADANIA STRUKTURY MATERIAŁU

Celem badań makro- i mikrostruktury stopu tytanu Ti6Al4V była ocena wpływu obciążenia rozciągającego na zmianę ich struktur. Próbki do badań makro- i mikrostruktury materiału (zglądy) pobrano z próbek przed badaniami i po wykonanych badaniach wytrzymałości materiału w warunkach obciążeń statycznych.

5.7.1. Badania makrostruktury

Pobrane zglądy metalograficzne materiału Ti6Al4V poddano inkludowaniu w żywicy epoksydowej DURACYL. Następnie przeprowadzono zabiegi szlifowania i polerowania. Szlifowanie realizowano na szlifierce metalograficznej. Podczas polerowania wstępnego zastosowano zawiesinę o wielkości ziarna 10 μm , a do końcowego 2 μm . Następnie próbki poddano trawieniu odczynnikami Krolla'a o składzie chemicznym : 68 cm^3 H₂O + 16 cm^3 HNO₃ + 16 cm^3 HF.

Do oceny makrostruktury użyto mikroskopu stereoskopowego SMZ-168 firmy: MOTIC wyposażonego w kamerę cyfrową Deltapix (Rys. 5.43a).

Na rysunkach przedstawiono zglądy metalograficzne określających makrostrukturę:

- próbek PC przed obciążeniem (Próbka PC-1) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.44a),
- próbek PC przed obciążeniem (Próbka PC-1) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.45a),

- próbek PC po badaniach statycznych (Próbka PC-2) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.48a),
- próbek PC po badaniach statycznych (Próbka PC-2) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.49a),
- próbek DMLS przed obciążeniem (Próbka DMLS-1) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.46a),
- próbek DMLS przed obciążeniem (Próbka DMLS-1) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.47a),
- próbek DMLS po badaniach statycznych (Próbka DMLS-2) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.50a),
- próbek DMLS po badaniach statycznych (Próbka DMLS-2) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.51a).

a)



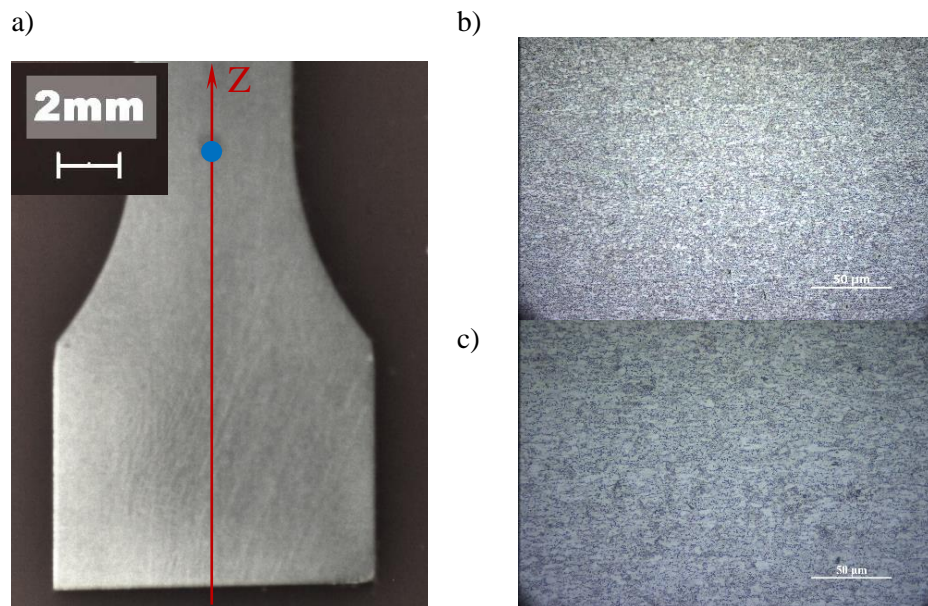
b)



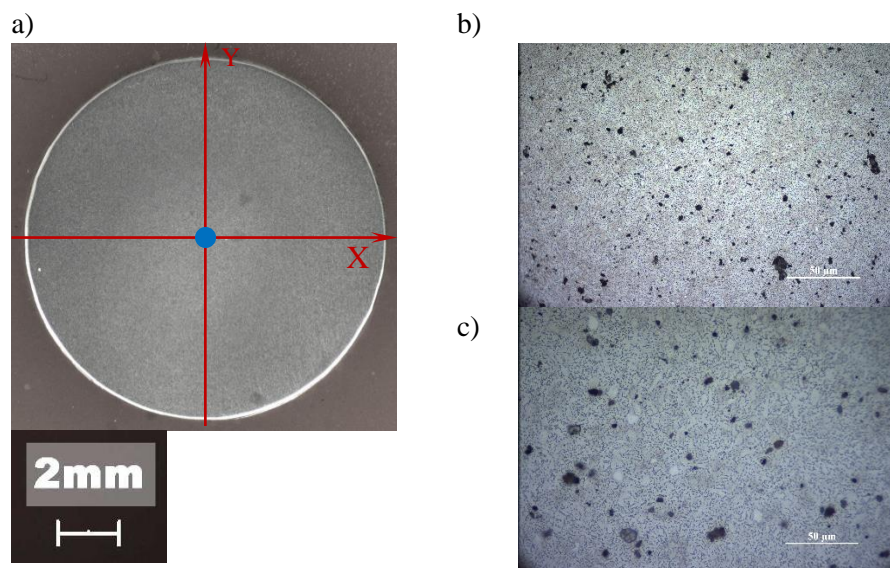
Rys. 5.43. Stanowisko do badań: a) makrostruktury, b) mikrostruktury

5.7.2. Badania mikrostruktury

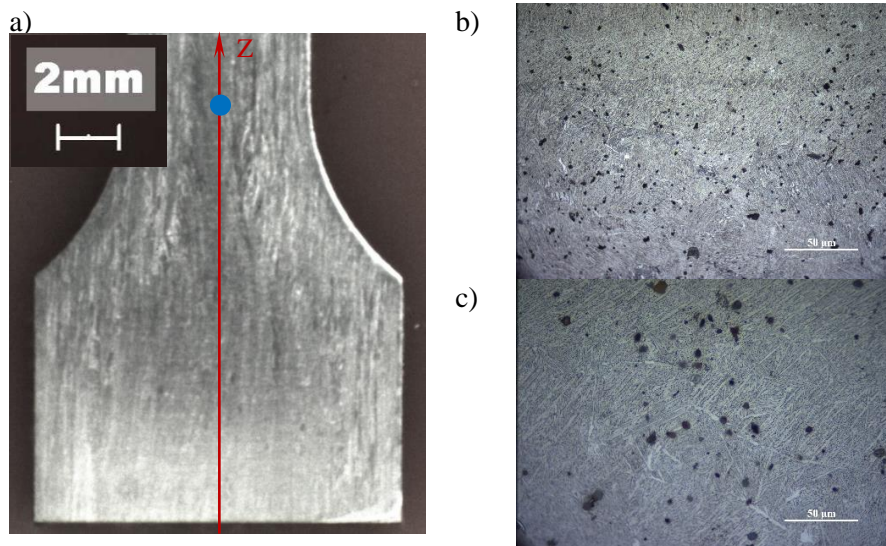
Badania mikroskopowe wykonano na mikroskopie prostym Nikon Eclipse LV150N z kamerą cyfrową ImagingSource (Rys. 5.43b). Badania przeprowadzono na zglądach pobranych z próbek z części chwytowej oraz pomiarowej pobrano, które posłużyły do wykonania zdjęć mikrostruktur badanych materiałów. Zglądy pobrano zarówno z próbek nie poddanych badaniom jak i tych wykorzystanych w statycznej próbie rozciągania oraz badaniach trwałości zmęczeniowej. Na rysunkach 5.44, 5.46, 5.48, 5.51 przedstawiono zdjęcia mikrostruktur na zglądach pobranych wzdłuż osi Z, natomiast na rysunkach 5.45, 5.47, 5.49, 5.50 pobranych z części chwytowej w płaszczyźnie x-y.



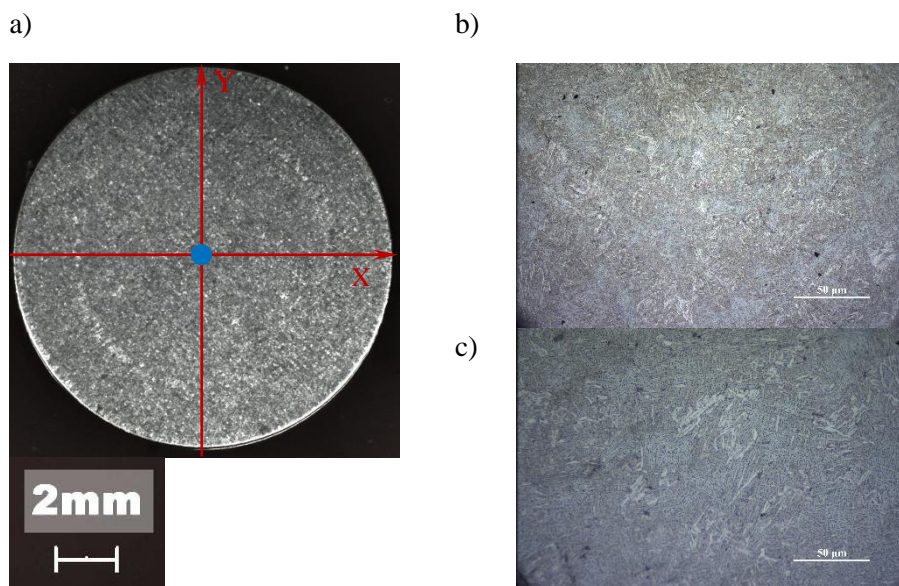
Rys. 5.44. Makro- i mikrostruktura próbki wykonanej z pręta z materiału Ti6Al4V pobrana wzdłuż osi Z w punkcie przed badaniami (Próbka PC-1): a) makrostruktura fragmentu próbki, b) mikrostruktura w powiększeniu x200, c) mikrostruktura w powiększeniu x500



Rys. 5.45. Makro- i mikrostruktura próbki wykonanej z pręta Ti6Al4V pobrana z części chwytowej w punkcie przed badaniami (Próbka PC-1): a) makrostruktura fragmentu próbki, mikrostruktura w powiększeniu b) x200, c) x500



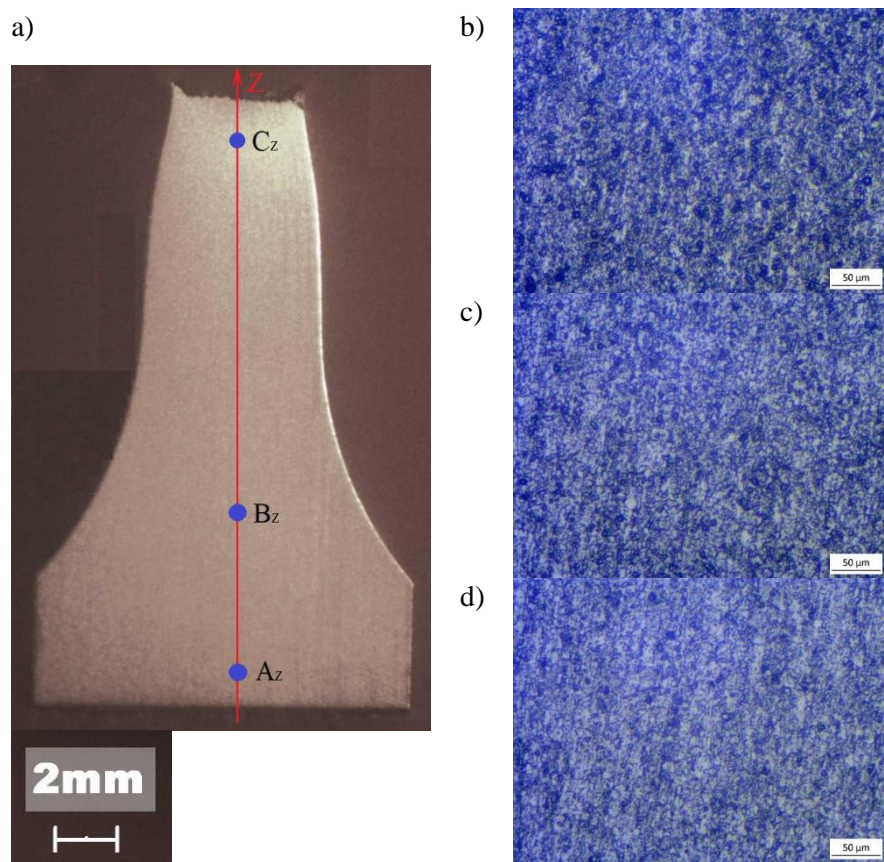
Rys. 5.46. Makro- i mikrostruktura materiału Ti6Al4V powstałego metodą addytywną DMLS pobrana z próbki wzdłuż osi Z w punkcie przed badaniami (Próbka DMLS-1): a) makrostruktura fragmentu próbki, mikrostruktura w powiększeniu x200, c) mikrostruktura w powiększeniu x500



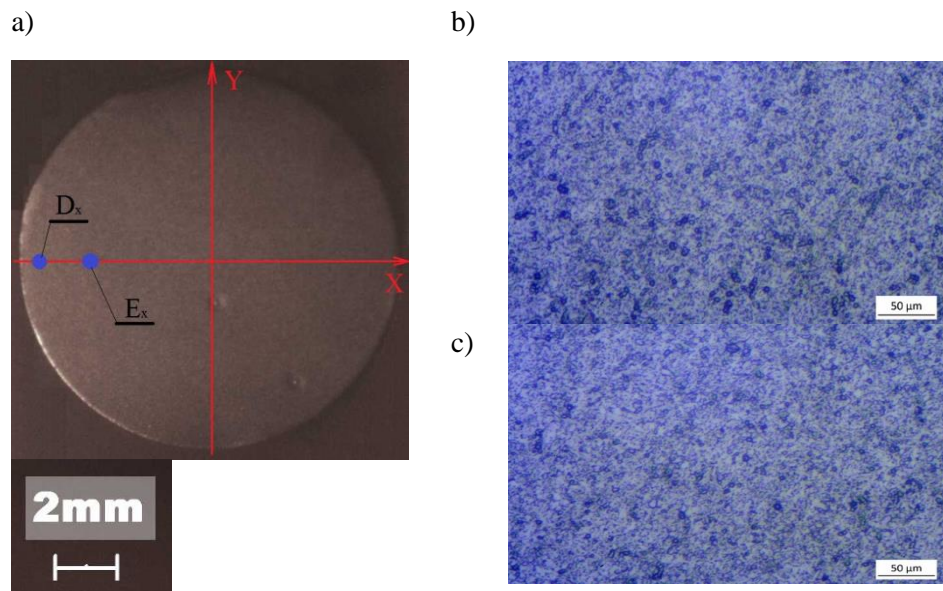
Rys. 5.47. Makro- i mikrostruktura materiału Ti6Al4V powstałego metodą addytywną DMLS pobrana z części chwytowej próbki w punkcie przed badaniami (Próbka DMLS-1): a) makrostruktura fragmentu próbki, b) mikrostruktura w powiększeniu x200, c) mikrostruktura w powiększeniu x500

Na rysunkach przedstawiono mikrostrukturę materiału rodzimego:

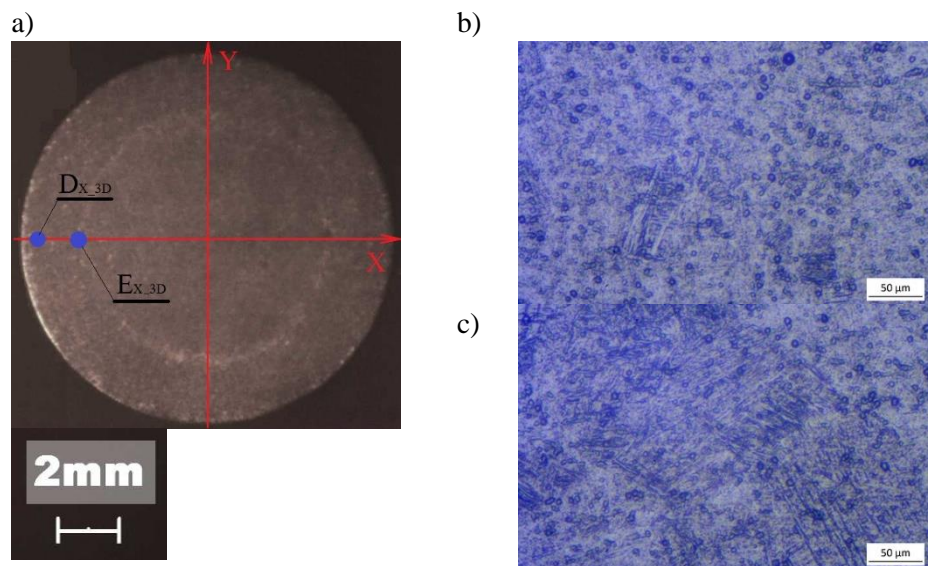
- próbek PC przed obciążeniem (Próbka PC-1) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.44b i c),
- próbek PC przed obciążeniem (Próbka PC-1) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.45b i c),
- próbek DMLS przed obciążeniem (Próbka DMLS-1) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.46b i c),
- próbek DMLS przed obciążeniem (Próbka DMLS-1) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.47b i c).



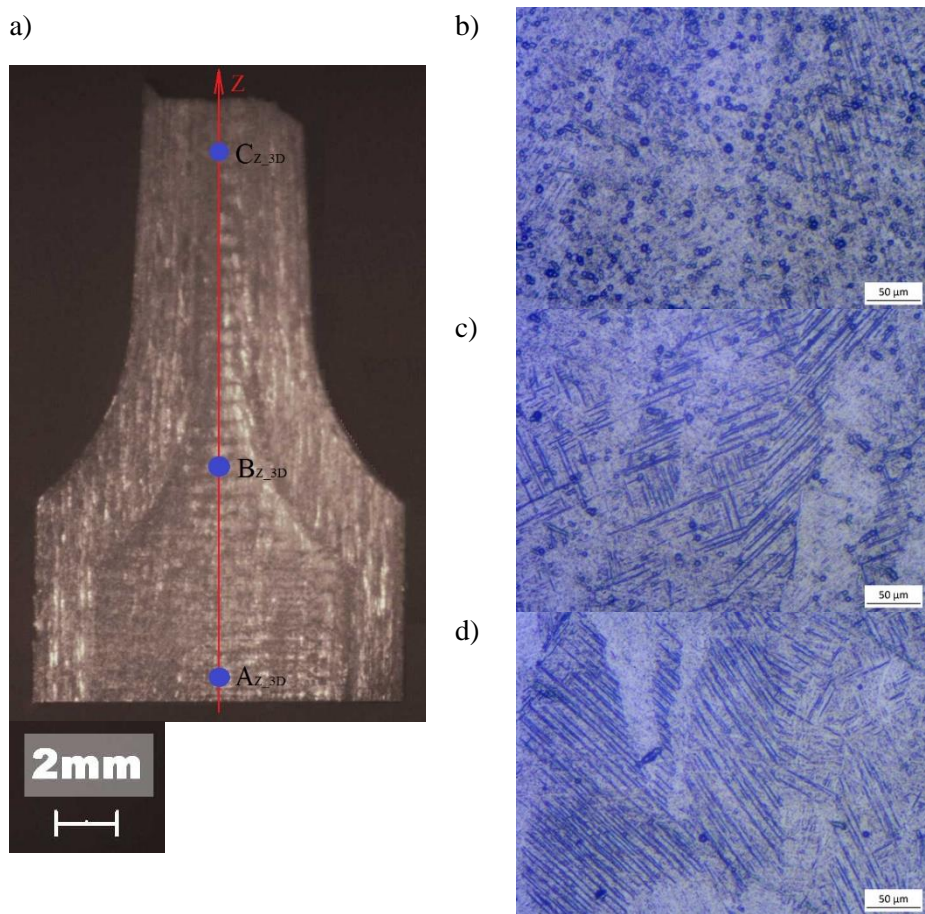
Rys. 5.48. Makro- i mikrostruktura próbki wykonanej z pręta z materiału Ti6Al4V pobrana wzdłuż osi Z po badaniach w warunkach obciążeń statycznych: a) makrostruktura fragmentu próbki, b) mikrostruktura w punkcie C_z , c) mikrostruktura w punkcie B_z , d) mikrostruktura w punkcie A_z



Rys. 5.49. Makro- i mikrostruktura próbki wykonanej z pręta z materiału Ti6Al4V pobrana z części chwytowej po badaniach w warunkach obciążeń statycznych: a) makrostruktura fragmentu próbki, b) mikrostruktura w punkcie D_x , c) mikrostruktura w punkcie E_x



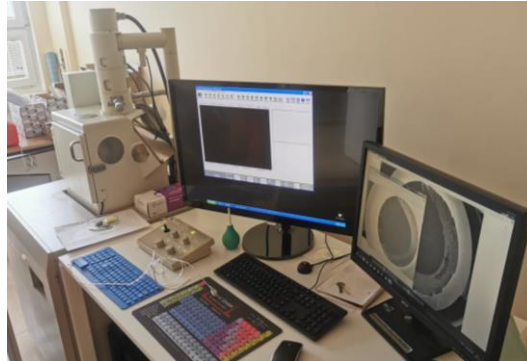
Rys. 5.50. Makro- i mikrostruktura materiału Ti6Al4V powstałego metodą addytywną DMLS pobrana z części chwytowej próbki po badaniach w warunkach obciążeń statycznych (Próbka DMLS-2): a) makrostruktura fragmentu próbki, b) mikrostruktura w punkcie $D_{x,3D}$, c) mikrostruktura w punkcie $E_{x,3D}$



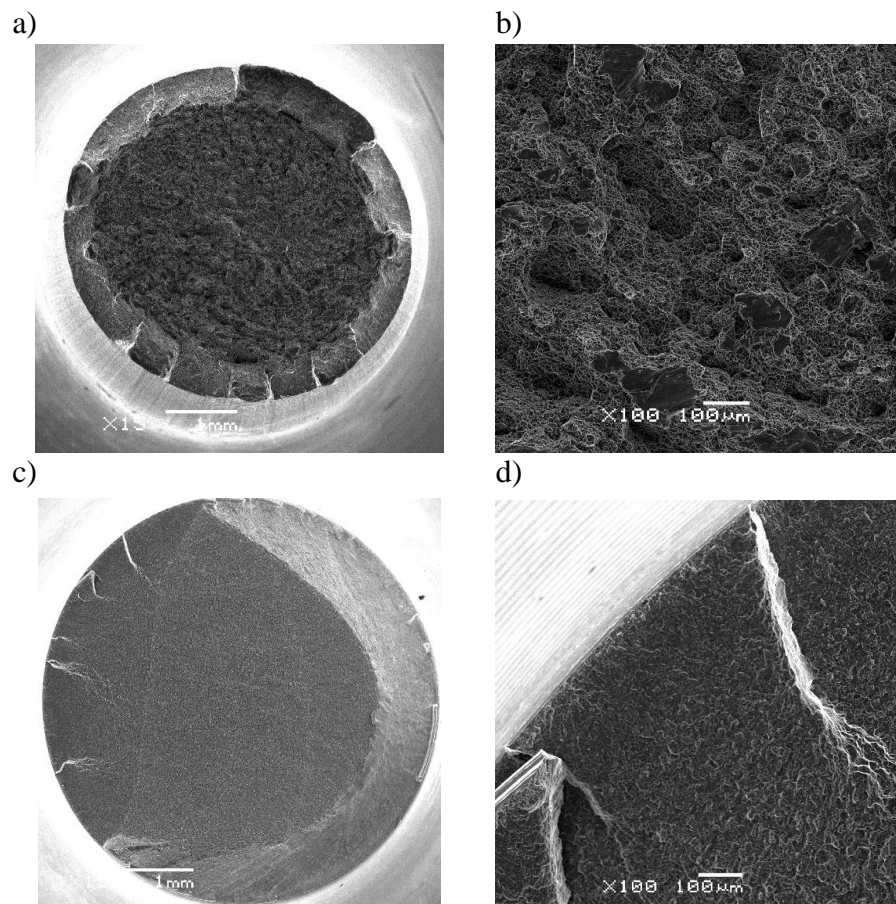
Rys. 5.51. Makro- i mikrostruktura materiału Ti6Al4V powstałego metodą addytywną DMLS pobrana z próbki wzdłuż osi Z po badaniach w warunkach obciążeń statycznych (Próbka DMLS-2): a) makrostruktura fragmentu próbki, b) mikrostruktura w punkcie C_{z_3D} , c) mikrostruktura w punkcie B_{z_3D} , d) mikrostruktura w punkcie A_{z_3D}

Na rysunkach przedstawiono mikrostrukturę materiału Ti6Al4V wykonanych na zglądach pobranych z próbek poddanych uprzednio statycznej próbie rozciągania:

- próbek wykonanych z pręta ciągniętego po badaniach (Próbka PC-2) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.48b, c, d),
- próbek wykonanych z pręta ciągniętego po badaniach (Próbka PC-2) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.49b, c, d),
- próbek wykonanych metodą addytywną DMLS po badaniach (Próbka DMLS-2) wyciętych wzdłuż osi Z (Rys. 5.51b, c, d),
- próbek wykonanych metodą addytywną DMLS po badaniach (Próbka DMLS-2) wyciętych z części chwytowej (Rys. 5.50b, c, d).

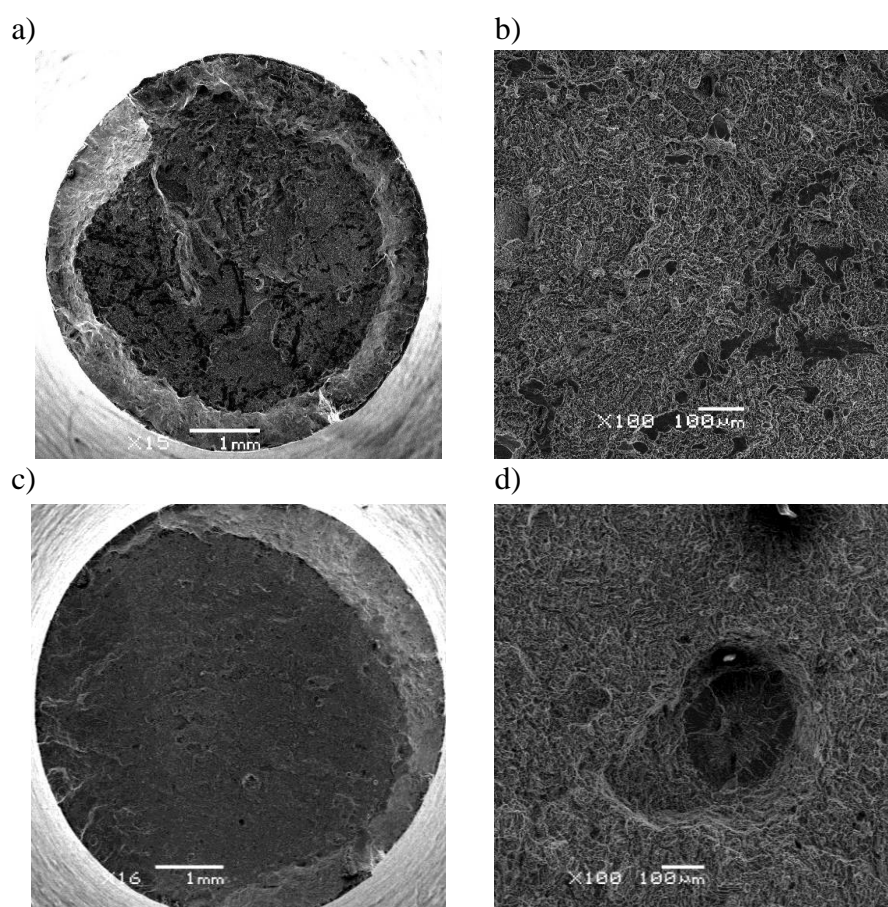


Rys. 5.52. Stanowisko do badania topografii próbek – SEM



Rys. 5.53. Przykładowe przełomy (Próbka PC) powstałe: po statycznej próbie rozciągania: a) powiększenie x15, b) powiększenie x100, przełom powstały po badaniach zmęczeniowych: c) powiększenie x15, d) powiększenie x100

Oprócz badań makro- i mikroskopowych wykonano także zdjęcia z użyciem skaningowego mikroskopu elektronowego (SEM). SEM ze względu na dużą głębię ostrości stosuje się do wykonywania badań fraktograficznych (topografii przełamów). Badania z użyciem SEM pozwalają na obserwację przełamów, dokładniej ich powierzchni, która tworzy się pod wpływem działania naprężeń prowadzących do rozerwania próbki. Z tego względu, że pęknięcia inicjowane są zazwyczaj w najsłabszych strefach próbki, w miejscu przełomu mogą zostać pokazane różne szczegóły dotyczące struktury materiału tj. wady materiałowe (mikropęknięcia, porowatości, pustki) czy wydzielenie obcych faz.



Rys. 5.54. Przykładowe przełomy (Próbka DMLS) powstałe: po statycznej próbie rozciągania: a) powiększenie x15, b) powiększenie x100, przełom powstały po badaniach zmęczeniowych: c) powiększenie x15, d) powiększenie x100

Ocenie strukturalnej poddano przełomy próbek wykonane z pręta ciągnionego (Próbki PC) oraz wytworzone metodą DMLS (Próbki DMLS)

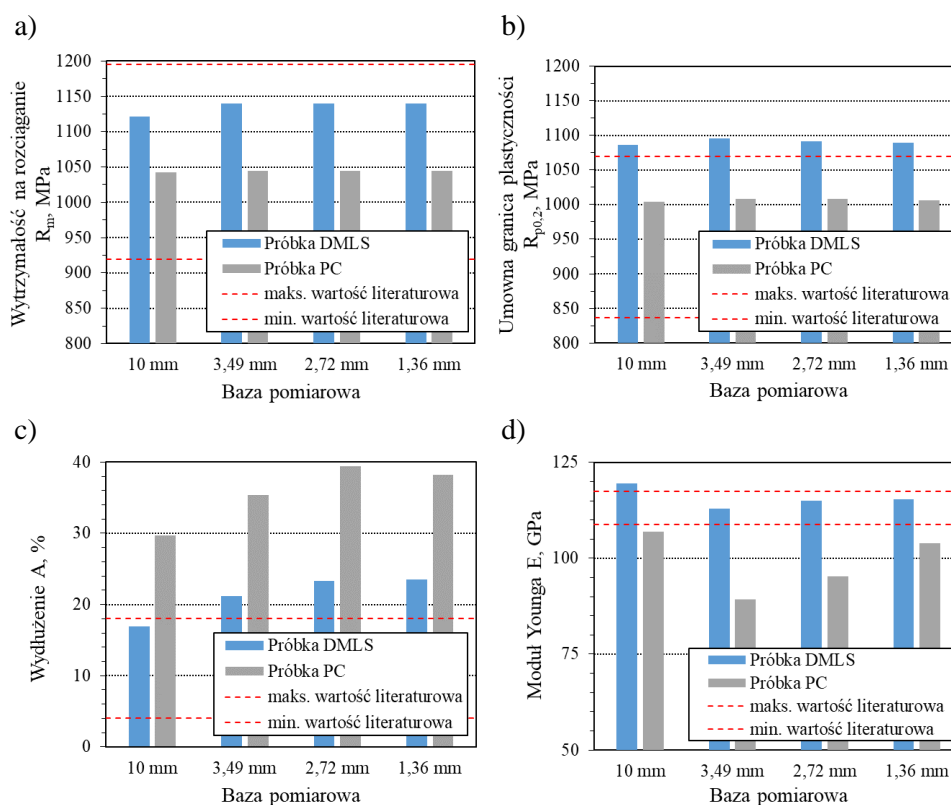
uzyskane po statycznej próbie rozciągania oraz otrzymane w wyniku badań zmęczeniowych Lo-Hi-Lo. Do wykonania zdjęć strukturalnych posłużył mikroskop elektronowy JEOL 6480LV (Rys. 5.52).

Na rysunku 5.53 przedstawiono struktury przełomów dla próbki PC. Rysunek 5.53a i b dotyczy próbki wykorzystanej w trakcie statycznej próby rozciągania. Natomiast na rysunku 5.53c i d przedstawiono przełom próbki otrzymany w wyniku pęknięcia zmęczeniowego. Z kolei rysunek 5.54 przedstawia strukturę przełomów próbki DMLS. Na rysunku 5.54a i b zamieszczono zdjęcia przełomów próbek po badaniach w warunkach obciążeń statycznych. Na rysunku 5.54c i d zestawiono zdjęcia przełomów próbek po badaniach zmęczeniowych.

6. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ

6.1. ANALIZA WŁAŚCIWOŚCI STOPU Ti6Al4V UZYSKANYCH W WARUNKACH OBCIĄŻEŃ ROZCIĄGAJĄCYCH

Przeprowadzone badania próbek wykonanych z pręta ciągnionego (Próbka PC) i próbek wykonanych metodą addytywną DMLS (Próbka DMLS) w warunkach obciążeń statycznych pozwoliły na wyznaczenie parametrów wytrzymałościowych tj. wytrzymałości na rozciąganie R_m , umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$, modułu Younga E oraz wydłużenia A . Na rysunku 6.1 przedstawiono wyniki badań próbek DMLS oraz PC w zależności od bazy pomiarowej ($L1 \div L4$), które odniesiono do wyników podanych w literaturze [53, 61, 94, 110, 113]. Wartości bazy pomiarowej wynosiły odpowiednio dla cyfrowej korelacji obrazu: $L1 = 1,36$ mm, $L2 = 2,72$ mm, $L3 = 3,49$ mm, dla ekstensometru: $L4 = 10$ mm.



Rys. 6.1. Zestawienie zmian wartości parametrów mechanicznych w zależności od przyjętej bazy pomiarowego: a) wytrzymałości na rozciąganie R_m , b) umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$, c) modułu Younga E , d) wydłużenia A

Z przedstawionych danych wynika, że wartości R_m w funkcji zmiennego zakresu pomiarowego przyjmują wyższe wartości dla próbek DMLS w odniesieniu do próbek PC. Wyznaczono względną różnicę δR_m oraz $\delta R_{p0,2}$ w oparciu o zależność:

$$\delta R_0 = \frac{R_{DMLS0} - R_{PC0}}{R_{PC0}} \cdot 100\% \quad (6.1)$$

Wytrzymałość na rozciąganie oraz granica plastyczności próbki DMLS w porównaniu do próbki PC są odpowiednio wyższe dla bazy pomiarowej:

- L1 = 1,36 mm: $\delta R_m = 7,6\%$; $\delta R_{p0,2} = 8,4\%$,
- L2 = 2,72 mm: $\delta R_m = 7,6\%$; $\delta R_{p0,2} = 8,4\%$,
- L3 = 3,49 mm: $\delta R_m = 8,0\%$; $\delta R_{p0,2} = 8,4\%$,
- L4 = 10 mm: $\delta R_m = 7,5\%$; $\delta R_{p0,2} = 7,0\%$.

Dla próbki DMLS stosunek $R_m/R_{p0,2}$ wyniósł odpowiednio dla bazy pomiarowej:

- L1 = 1,36 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,05$,
- L2 = 2,72 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,04$,
- L3 = 3,49 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,04$,
- L4 = 10 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,03$.

Dla próbki PC iloraz $R_m/R_{p0,2}$ wyniósł odpowiednio dla bazy pomiarowej:

- L1 = 1,36 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,04$,
- L2 = 2,72 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,03$,
- L3 = 3,49 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,03$,
- L4 = 10 mm: $R_m/R_{p0,2} \approx 1,04$.

Wyższe wartości wytrzymałości na rozciąganie oraz granicy plastyczności próbek DMLS wynikają ze sposobu ich wytworzenia, a co jest z tym związane, z różnicy mikrostruktur [51]. W przypadku próbek DMLS otrzymano martenzytyczną strukturę α' , która jest bardziej wytrzymała, ale jednocześnie bardziej krucha od dwufazowej struktury $\alpha+\beta$ występującej w próbkach PC.

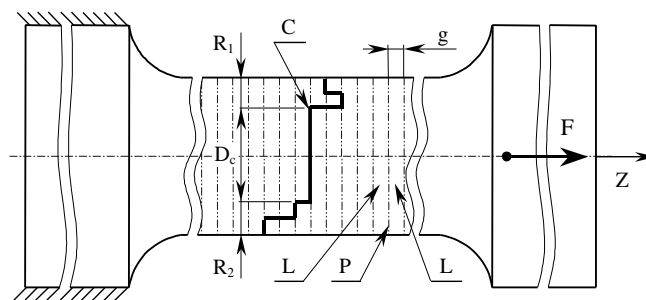
Dla obu rodzajów próbek DMLS oraz PC najwyższe wartości modułu Younga E uzyskano dla bazy pomiarowej L4 = 10 mm (ekstensometr), natomiast najniższe dla bazy pomiarowej L3 = 3,49 mm (DIC). Różnica w wartościach E dla próbki DMLS wyniosła $\Delta E = 6660$ MPa, a dla próbki PC była równa $\Delta E = 17706$ MPa. Na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że różnica wartości parametru E zależy od bazy pomiarowej: dla próbek wykonanych z pręta ciągnionego wynosi około 14 %, dla próbek wykonanych metodą addytywną około 2% [130].

Próbka DMLS wykonywana była pod kątem 90° co wskazuje, że badaniom podlegały połączenia kolejnych warstw elementu. Przyjęcie małej bazy pomiarowej powoduje ograniczenie ilości badanych warstw materiału, a tym samym ilości wad materiałowych występujących w analizowanej objętości. Wady materiałowe mogą wynikać z: braku przetopu proszku, występujących

mikroporowatości, wtrąceń metalicznych itp. Zmiany wartości modułu Younga dla poszczególnych baz pomiarowych w próbce DMLS mogą być związane z lokalnymi zmianami właściwości materiału. Poszczególne bazy pomiarowe obejmują niewielkie fragmenty próbki w obszarze największego odkształcenia i późniejszego pęknięcia. W rezultacie na tym obszarze zachodzą największe lokalne zmiany właściwości materiałów. Analizując uzyskane wartości modułu Younga można zauważyć, że są one wyższe dla próbki DMLS niż te uzyskane dla próbki PC.

Analiza wydłużenia A wykazała, że wyższe wartości uzyskano dla próbek PC, które mieszczą się w zakresie $A = 28,3 \div 39,4 \%$, natomiast dla próbek DMLS $A = 16,9 \div 23,5 \%$. Wydłużenie A próbek DMLS jest niższe o około 48% od wyników dla próbek PC. Wyniki zmian wydłużenia A dla przyjętych baz pomiarowych wykazują, że najniższe wartości uzyskano dla obydwóch typów próbek dla $L_4 = 10 \text{ mm}$. Im mniejsza baza pomiarowa, tym większa wartość odkształcenia. Najmniejsza baza pomiarowa obejmowała fragment próbki, w którym wystąpiło pęknięcie powstałe w wyniku działania sił rozciągających. Wystąpiła koncentracja naprężeń w miejscu pęknięcia i jednocześnie wzrost odkształcenia warstw materiału.

Postać uszkodzenia próbek PC jest charakterystyczna dla materiałów sprężysto-plastycznych wykazujących przewężenie, natomiast próbki DMLS po zakończonej próbie rozciągania nie posiadają widocznego przewężenia. Sposób ich pęknięcia przebiega równoległe do powierzchni warstw próbki i wraz ze zmniejszającym się polem przekroju próbki pęknięcie rozwija się wzdłuż jednej z warstw. Schemat przebiegu uszkodzenia próbki DMLS przedstawiono na rysunku 6.2.



Rys. 6.2. Schematyczne przedstawienie sposobu pęknięcia próbek wykonanych metodą addytywną DMLS: F – siła rozciągająca, g – grubość warstwy materiału wytworzonej metodą addytywną, L – elementarna warstwa materiału, P – umowna powierzchnia styku sąsiadujących warstw, C – hipotetyczny przebieg pęknięcia próbki podanej osiowemu rozciąganiu, D_c – pęknięcie próbki realizowane wzdłuż powierzchni styku sąsiadujących warstw, R_1, R_2 – losowe inicjowanie pęknięcia i jego rozwój wzdłuż powierzchni styku warstw [51]

Porównując wyniki badań z danymi literaturowymi (tabela 3.12 – rozdział 3) [53,61,94,110,113] można stwierdzić, że wartość wytrzymałości materiału na rozciąganie są porównywalne z tymi uzyskanymi przez innych badaczy. Dla próbek wytworzonych pod kątem 90° bezpośrednio po procesie druku DMLS dane literaturowe wskazują, że wytrzymałość materiału na rozciąganie R_m mieści się w przedziale $919 \div 1195$ MPa. Natomiast umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$ uzyskana dla próbki DMLS jest wyższa niż wskazują na to dane literaturowe. Porównując uzyskane wyniki wydłużenia A dla próbki DMLS z danymi literaturowymi można zauważyć, że dla największego zakresu L4 otrzymany wynik mieści się w przedziale $A = 4 \div 18\%$. Natomiast wartości odkształcenia dla mniejszych zakresów L1 \div L3 są wyższe niż maksymalna wartość podawana w literaturze. Tak jak wspomniano wcześniej mniejszy zakres pomiarowy skutkował wyższymi wartościami odkształcenia.

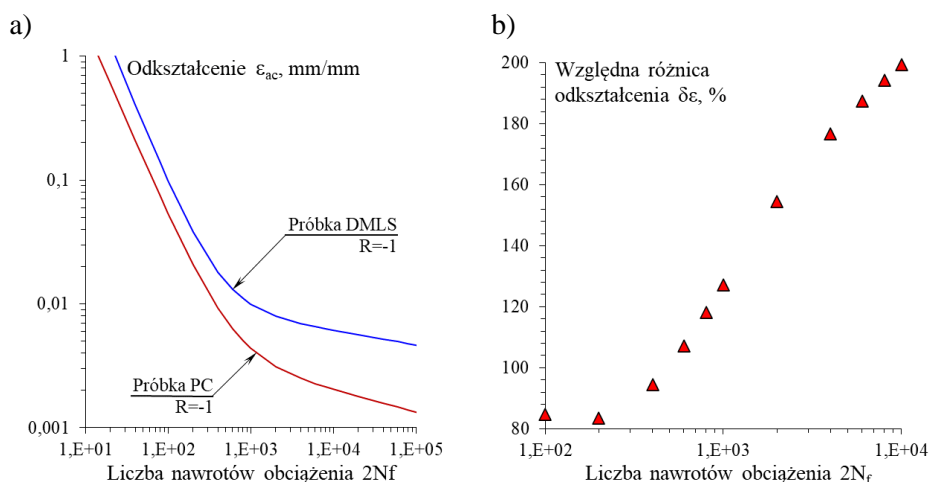
Moduł Younga E uzyskany dla zakresu L4 był wyższy niż ten przedstawiany w literaturze o około $1,7 \div 9,0$ %. Natomiast moduł Younga uzyskany dla baz pomiarowych L1 \div L3 mieści się w przedziale literaturowym. Analizując wyniki badań można stwierdzić, że metoda DIC wykazywała różnice w porównaniu ze standardową metodą z wykorzystaniem ekstensometru stosowanego w badaniach inżynierskich. W przypadku zarówno próbek PC, jak i DMLS, wartość modułu Younga E malała wraz ze wzrostem analizowanej objętości. Przyczyną takich zmian mogło być słabe oświetlenie próbki podczas testów (zbyt ciemne lub prześwietlone zdjęcia), co przekłada się na „gubienie” punktów przez program w trakcie analizy. Różnice między modułem Younga otrzymane dla baz pomiarowych L1, L2 i L3 dla próbki DMLS są mniejsze niż dla próbki PC. Powierzchnia próbki DMLS była bardziej chropowata i matowa, co sprzyjało robieniu zdjęć o wyższej jakości, podczas gdy toczona próbka PC miała błyszczącą powierzchnię, która odbijała światło, powodując prześwietlenie zdjęć. Porównując wyniki uzyskane metodą DIC z wynikami uzyskanymi za pomocą ekstensometru stwierdzono, że różnią się one w zakresie około 5%.

Na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że próbki ze stopu Ti6Al4V wytworzone metodą addytywną (próbki DMLS) i wykonane w procesie toczenia pręta ciągnionego (próbki PC) charakteryzują się różnymi wartościami wybranych parametrów mechanicznych. Technologia wytwarzania wpłynęła w znaczący sposób na mikrostrukturę badanego materiału, co przełożyło się na otrzymane wyniki badań. Do badań wytrzymałościowych wykorzystano próbki DMLS wytworzone pod kątem 90° (zgodnie z osią Z), co w literaturze jest przedstawiane jako najslabszy kierunek druku. Porównanie wyników badań z danymi literaturowymi wykazało różnice w otrzymanych wartościach. Może być to spowodowane czynnikami technologicznymi tj. wielkością ziarna zastosowanego proszku metalu, mocą lasera, energią wiązki laserowej, prędkością chłodzenia itp., które mogą wpłynąć na otrzymane wyniki badań.

6.2. ANALIZA WŁAŚCIWOŚCI ZMĘCZENIOWYCH STOPU Ti6Al4V

Przeprowadzone badania w warunkach obciążeń stałoamplitudowych $R=-1$ oraz programowanych pozwoliły na wyznaczenie wykresów trwałości zmęczeniowej oraz wykresów cyklicznego odkształcenia. Na rysunku 6.3a przedstawiono zestawienie wykresów trwałości zmęczeniowej dla próbek DMLS oraz próbek PC wyznaczonych w warunkach obciążeń o współczynniku $R=-1$. Natomiast na rysunku 6.3b zamieszczono względną różnicę odkształcenia, którą wyznaczono na podstawie zależności:

$$\delta\varepsilon = \frac{\varepsilon_{DMLS} - \varepsilon_{PC}}{\varepsilon_{PC}} \cdot 100\% \quad (6.2)$$

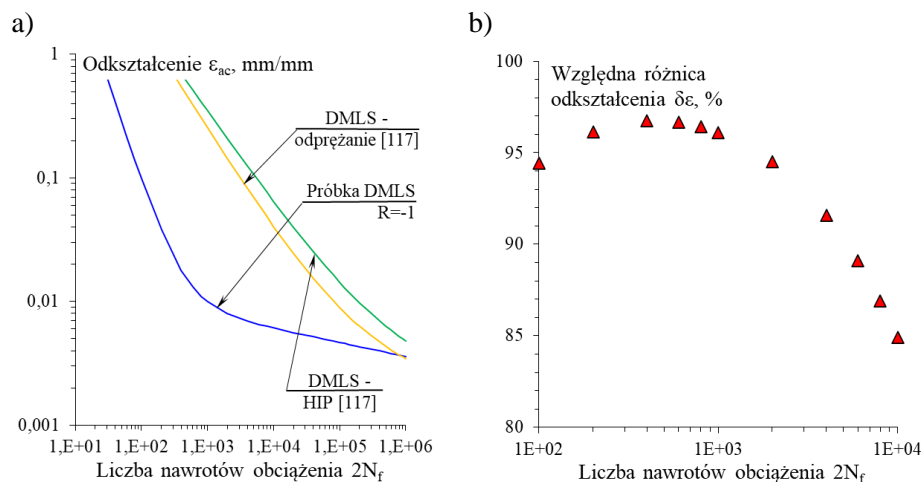


Rys. 6.3. Wyniki badań dla próbki DMLS oraz PC: a) wykres trwałości zmęczeniowej w ujęciu odkształceniowym, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Analizując wykresy trwałości zmęczeniowej przedstawione na rysunku 6.3 można zauważyć, że wykres dla próbki DMLS charakteryzuje się wyższą trwałością zmęczeniową w odniesieniu do wykresu dla próbki PC. Porównując względną różnicę odkształcenia między badanymi wykresami można zauważyć, że zmienia się ona w zakresie $\delta\varepsilon = 83,5 \div 199,5$ %. Względna różnica odkształcenia dla zakresu niskocyklowego zmęczenia dla $2N_f = 10^2$ wynosi $\delta\varepsilon = 84,7$ %, dla $2N_f = 10^3$ wynosi $\delta\varepsilon = 127,2$ %, a dla $2N_f = 10^4$ wynosi $\delta\varepsilon = 199,5$ %.

Na rysunku 6.4 przedstawiono porównanie wyników badań z danymi literaturowymi [117]. Rysunek 6.4b przedstawia względną różnicę odkształcenia, którą wyznaczono na podstawie równania:

$$\delta\varepsilon = \frac{\varepsilon_{LITERATURA} - \varepsilon_{DMLS}}{\varepsilon_{LITERATURA}} \cdot 100\% \quad (6.3)$$



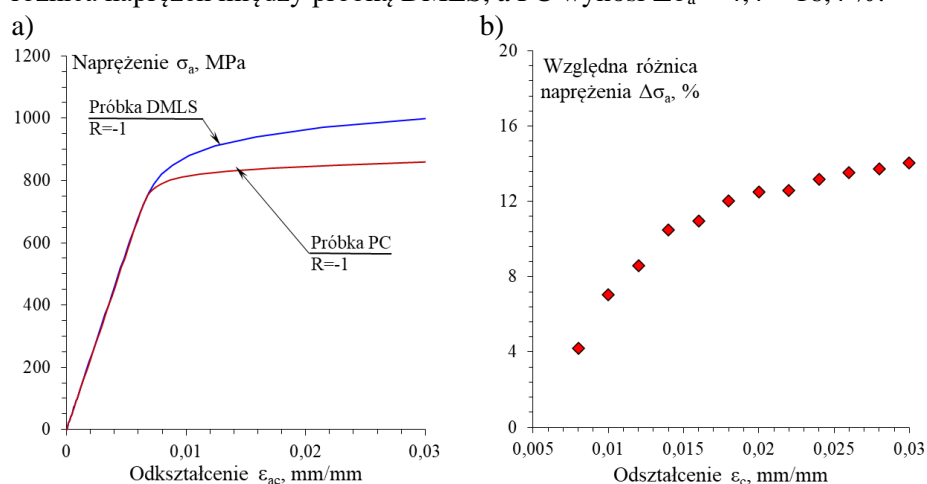
Rys. 6.4. Wyniki badań dla próbki DMLS oraz danych literaturowych: a) wykres trwałości zmęczeniowej w ujęciu odkształceniowym, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Wyniki badań trwałości zmęczeniowej próbki DMLS porównano z literaturowymi wynikami eksperymentalnymi przeprowadzonymi w zbliżonych warunkach. Na podstawie porównania wyników badań można zauważyć, że próbka DMLS charakteryzuje się niższą trwałością zmęczeniową. Analizując względną różnicę między wynikami badań zauważa się, że zmienia się ona w zakresie $\delta\varepsilon = 85 \div 97\%$. Względna różnica odkształcenia dla zakresu niskocyklowego zmęczenia dla $2N_f = 10^2$ wynosi $\delta\varepsilon = 94\%$, dla $2N_f = 10^3$ wynosi $\delta\varepsilon = 96\%$, a dla $2N_f = 10^4$ wynosi $\delta\varepsilon = 85\%$. Różnice między wynikami badań, a danymi literaturowymi mogą wynikać z różnych parametrów procesu druku, a także zastosowanej obróbki cieplnej. Próbka DMLS była poddana wyżarzaniu w temp. 840°C przez 1 godzinę. Natomiast dane literaturowe wskazywały na wykorzystanie próbek poddanych wyżarzaniu odprężającemu w temp. 670°C przez 5 godzin. Inne parametry procesu druku oraz różnice w obróbce cieplnej powodują występowanie różnych mikrostruktur, co może wpłynąć na otrzymane wyniki badań zmęczeniowych.

Przeprowadzona została także analiza wykresów cyklicznego odkształcenia, które pokazano na rysunku 6.5a. Porównano wykresy dla próbek PC oraz DMLS otrzymane na podstawie badań w warunkach stałoamplitudowych o współczynniku asymetrii $R=-1$. Na rysunku 6.5b przedstawiono względną różnicę wartości naprężeń między próbką PC, a próbką DMLS obliczoną na podstawie następującej zależności:

$$\Delta\sigma = \frac{\sigma_{DMLS} - \sigma_{PC}}{\sigma_{PC}} \cdot 100\% \quad (6.4)$$

Z przeprowadzonych badań wynika, że stop Ti6Al4V dla obu rodzajów próbek ulega cyklicznemu osłabieniu. Porównując wykresy cyklicznego odkształcenia można stwierdzić, że dla tej samej wartości odkształcenia próbka DMLS przyjmuje wyższe wartości naprężenia w odniesieniu do próbki PC. Dla odkształcenia $\epsilon_{ac} = 0,01$ mm/mm różnica naprężenia jest równa ~ 70 MPa, $\epsilon_{ac} = 0,02$ mm/mm ~ 130 MPa, $\epsilon_{ac} = 0,03$ mm/mm ~ 150 MPa. Względna różnica naprężeń między próbką DMLS, a PC wynosi $\Delta\sigma_a = 4,4 \div 16,4$ %.



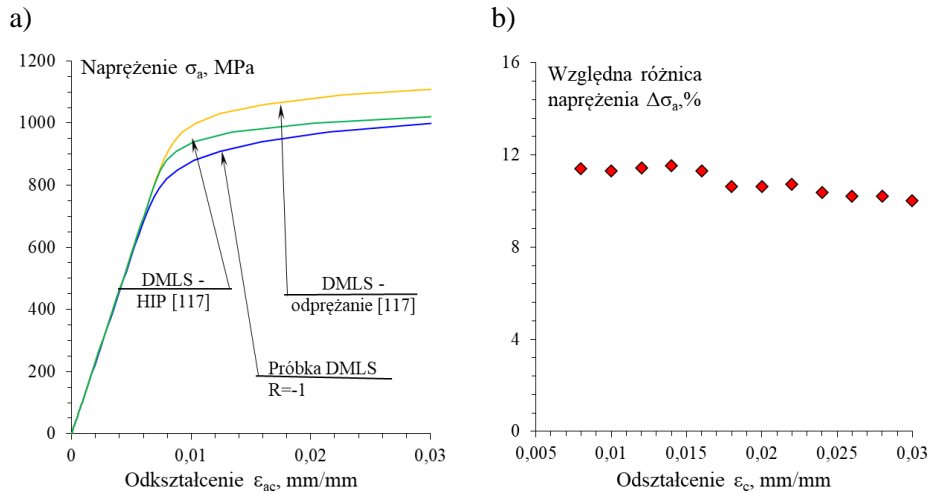
Rys. 6.5. Wyniki badań dla próbki DMLS oraz PC badań w warunkach stałoamplitudowych o współczynniku asymetrii $R=-1$: a) wykres cyklicznego odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy naprężenia

Na rysunku 6.6 przedstawiono porównanie wykresów cyklicznego odkształcenia dla próbek DMLS z danymi literaturowymi [117]. Rysunek 6.6b przedstawia zmianę względnej różnicy naprężenia między badaniami a danymi literaturowymi, którą wyznaczono przy pomocy zależności:

$$\Delta\sigma = \frac{\sigma_{LITERATURA} - \sigma_{DMLS}}{\sigma_{LITERATURA}} \cdot 100\% \quad (6.5)$$

Z porównania wykresów cyklicznego odkształcenia wynika, że próbka DMLS dla określonych wartości odkształcenia osiąga niższe naprężenia w porównaniu do danych literaturowych. Porównanie wykresów DMLS z wynikami literaturowymi dla odprężania pokazuje, że wraz ze wzrostem odkształcenia maleje względna różnica naprężenia. Dla odkształcenia

$\epsilon_{ac} = 0,01$ mm/mm różnica naprężenia jest równa ~ 60 MPa, $\epsilon_{ac} = 0,02$ mm/mm ~ 30 MPa, $\epsilon_{ac} = 0,03$ mm/mm ~ 15 MPa. Względna różnica naprężenia wynosi $\Delta\sigma_a = 10,0 \div 11,5$ % i maleje wraz ze wzrostem odkształcenia.



Rys. 6.6. Wyniki badań dla próbki DMLS oraz danych literaturowych: a) wykres cyklicznego odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy naprężenia

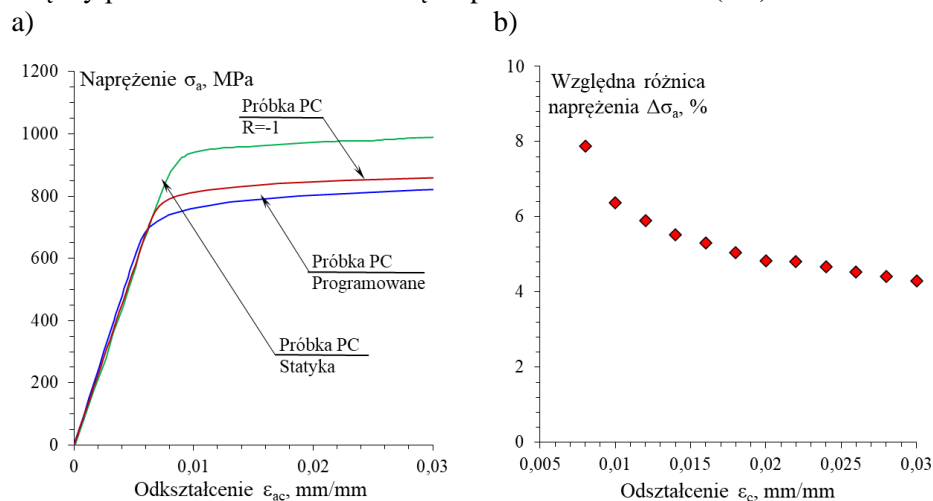
Na rysunku 6.7a zestawiono wykresy próbki PC otrzymane na podstawie badań w warunkach obciążeń stałoaamplitudowych $R=-1$ oraz programowanych. Na rysunku 6.7b przedstawiono różnicę wartości naprężeń między próbkami PC obliczoną z wykorzystaniem zależności:

$$\Delta\sigma = \frac{\sigma_{PROGRAMOWANE} - \sigma_{R=-1}}{\sigma_{PROGRAMOWANE}} \cdot 100\% \quad (6.6)$$

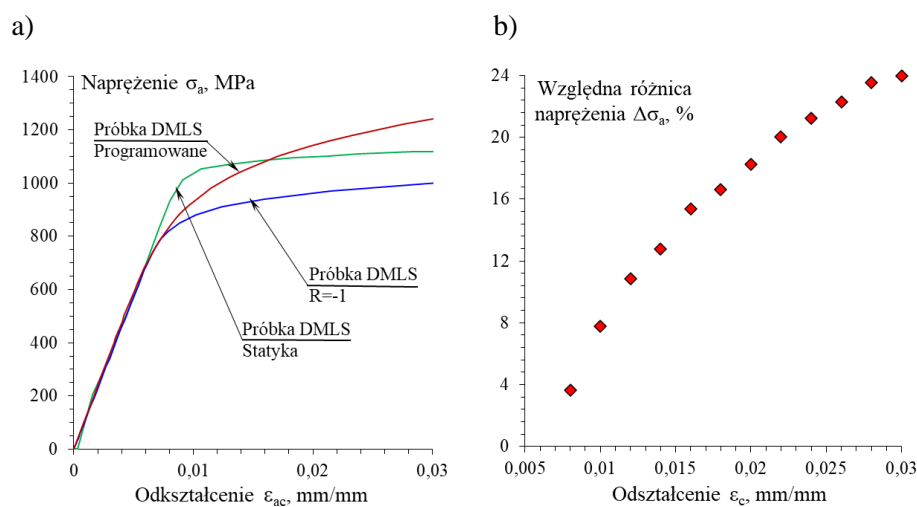
Wykresy cyklicznego odkształcenia wskazują, że próbka PC badana w warunkach obciążeń stałoaamplitudowych charakteryzuje się wyższymi naprężeniami dla tych samych wartości odkształcenia w porównaniu do badań programowanych. Porównanie wyników badań próbki PC dla obciążeń stałoaamplitudowych i próbki PC dla obciążeń programowanych wskazuje, że wzrostowi towarzyszy spadek różnicy naprężenia. Dla odkształcenia $\epsilon_{ac} = 0,01$ mm/mm różnica naprężenia jest równa ~ 50 MPa, dla $\epsilon_{ac} = 0,02$ mm/mm wynosi ~ 40 MPa, natomiast dla $\epsilon_{ac} = 0,03$ mm/mm osiąga wartość ~ 35 MPa. Względna różnica naprężenia wynosi $\Delta\sigma_a = 4,3 \div 7,9$ % i maleje wraz ze wzrostem odkształcenia.

Rysunek 6.8 prezentuje zestawienie wykresów cyklicznego odkształcenia próbek DMLS uzyskanych na podstawie przeprowadzonych badań w warunkach obciążeń stałoaamplitudowych $R=-1$ oraz obciążeń

programowanych. Na rysunku 6.8b przedstawiono różnicę wartości naprężeń między próbkami DMLS obliczoną na podstawie równania (6.6).



Rys. 6.7. Wyniki badań dla próbki PC badań w warunkach stałoaamplitudowych o współczynniku asymetrii $R=-1$ oraz badań programowanych: a) wykres cyklicznego odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy naprężenia

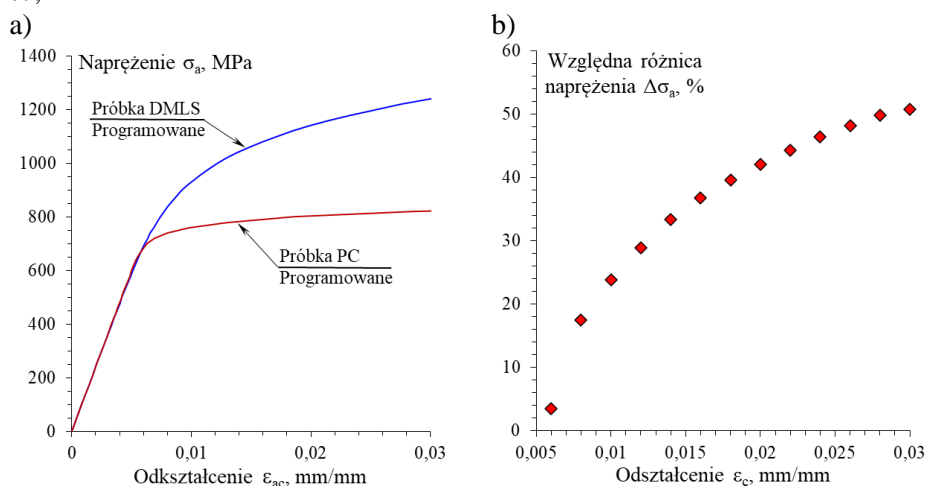


Rys. 6.8. Wyniki badań dla próbki DMLS badań w warunkach stałoaamplitudowych o współczynniku asymetrii $R=-1$ oraz badań programowanych: a) wykres cyklicznego odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy naprężenia

Z przeprowadzonej analizy wynika, że do około 800 MPa obie próbki charakteryzują się zbliżoną wartością odkształcenia. Dla odkształcenia $\epsilon_{ac} = 0,01$ mm/mm różnica naprężenia jest równa ~ 60 MPa, dla $\epsilon_{ac} = 0,02$ mm/mm ~ 190 MPa, dla $\epsilon_{ac} = 0,03$ mm/mm ~ 240 MPa. Względna

różnica naprężenia wynosi $\Delta\sigma_a = 3,6 \div 24,0 \%$. Względna różnica naprężenia wzrasta wraz ze zwiększaniem się wartości odkształcenia.

Rysunek 6.9 przedstawia wyniki badań w warunkach obciążeń programowanych. Na rysunku 6.8b przedstawiono różnicę wartości naprężeń między próbkami DMLS oraz PC obliczoną na podstawie zależności (6.4). W przypadku badań programowanych zauważa się znaczące różnice w wynikach między próbkami DMLS, a próbkami PC. Dla odkształcenia $\varepsilon_{ac} = 0,01$ mm/mm różnica naprężenia wynosi 160 MPa, dla $\varepsilon_{ac} = 0,02$ mm/mm jest równa 320 MPa, natomiast dla $\varepsilon_{ac} = 0,03$ mm/mm sięga 410 MPa. Względna różnica naprężenia wzrasta wraz ze wzrostem odkształcenia. Dla odkształcenia na poziomie $\varepsilon_{ac} = 0,01$ mm/mm jest równa $\Delta\sigma_a = 23,8 \%$, dla $\varepsilon_{ac} = 0,02$ mm/mm wynosi $\Delta\sigma_a = 42,0 \%$, $\varepsilon_{ac} = 0,03$ mm/mm sięga $\Delta\sigma_a = 56,7 \%$,

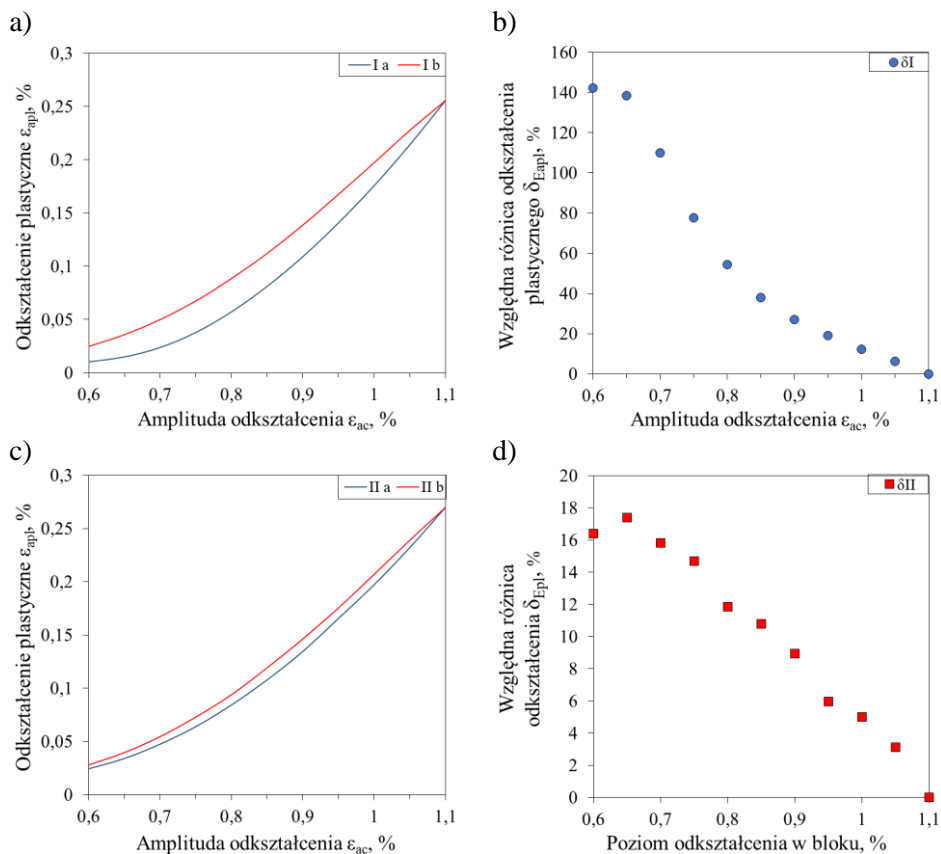


Rys. 6.9. Wyniki badań dla próbki DMLS oraz PC w warunkach programowanych: a) wykres cyklicznego odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy naprężenia

Przeprowadzone badania w warunkach obciążeń programowanych przy sterowaniu odkształceniem pozwoliły także na wyznaczenie amplitudy odkształceń plastycznych ε_{apl} , amplitudy naprężeń σ_a oraz parametru energii W w zależności od zadanej amplitudy odkształcenia. Blok obciążenia składał się z poziomów o narastającej oraz malejącej wartości zadanej odkształcenia. Co zostało przedstawione na rysunku 5.24. W dalszym etapie używane będą symbole np. Ia (oznacza narastające wartości odkształcenia dla pierwszego bloku), Ib (oznacza malejące wartości odkształcenia dla pierwszego bloku). Następujące liczby symbolizować będą kolejne bloki obciążenia.

Na rysunku 6.10a zestawiono wykresy zmian odkształceń plastycznych próbki DMLS w pierwszym bloku obciążenia. Natomiast na rysunku 6.10c zamieszczono zmiany odkształceń plastycznych dla drugiego i zarazem

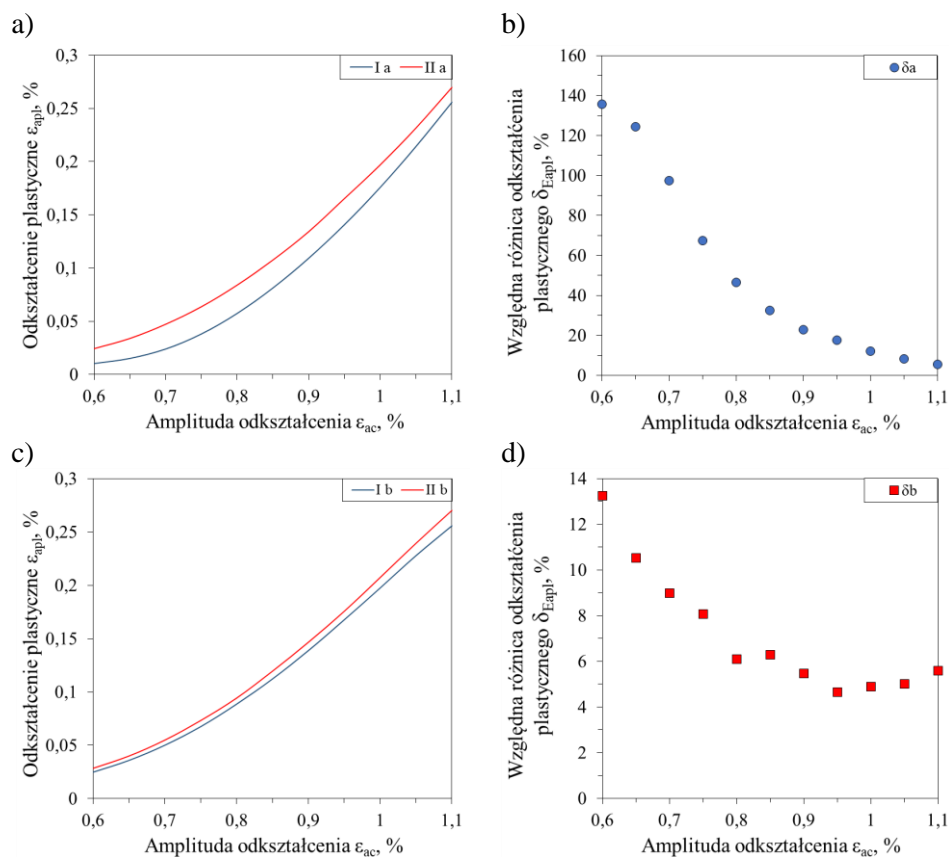
ostatniego bloku obciążenia próbki DMLS. Na rysunkach 6.10b, d pokazano względną różnicę odkształcenia między narastającą, a malejącą wartością obciążenia w bloku.



Rys. 6.10. Wykresy zmian odkształcenia plastycznego dla próbki DMLS: a) w pierwszym bloku obciążenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia c) w drugim bloku obciążenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Z przedstawionych danych wynika, że dla Ib odkształcenia plastyczne są wyższe niż dla Ia. Dla poziomu odkształcenia $\epsilon_{\text{ac}} = 0,6$ % względna różnica odkształcenia między Ia, a Ib wynosi 142,3 % i maleje wraz ze wzrostem poziomu obciążenia. W drugim bloku obciążenia wartości odkształcenia plastycznego dla IIa jest niższa niż dla IIb. Względna różnica odkształcenia dla $\epsilon_{\text{ac}} = 0,6$ % wynosi 16,4 % dla $\epsilon_{\text{ac}} = 0,65$ % wzrasta do 17,4 %. Następnie wzrostowi poziomu odkształcenia w bloku towarzyszy spadek wartości względnej różnicy odkształcenia. W pierwszym bloku obciążenia obserwuje się większe różnice względne odkształcenia między narastającą, a malejącą wartością obciążenia, aniżeli w bloku drugim. Świadczy to o tym, że

największe zmiany w materiale powodowane są przez pierwsze cykle obciążenia. Po przejściu jednego bloku obciążenia materiał zachowywał się bardziej stabilnie. Wraz ze wzrostem liczby cykli zwiększa się wartość odkształcenia plastycznego. Można zauważyć, że w drugim bloku obciążenia maksymalna wartość odkształcenia jest wyższa niż w bloku pierwszym.

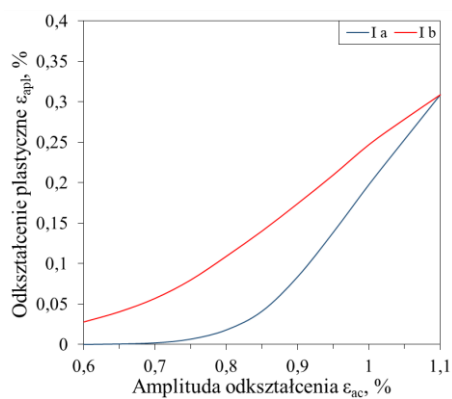


Rys. 6.11. Wykresy zmian odkształceń plastycznych dla próbki DMLS w kolejnych blokach obciążenia dla: a) narastających wartości odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) malejących wartości odkształcenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

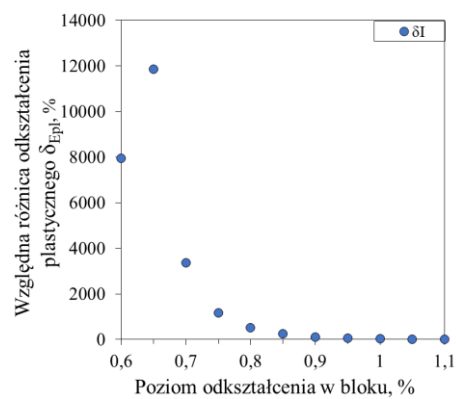
Na rysunku 6.11a zamieszczono wykresy zmian odkształceń plastycznych próbki DMLS w bloku pierwszym oraz drugim dla narastającego poziomu odkształcenia, natomiast na rysunku 6.11c dla malejącej wartości odkształcenia. Analizując przedstawione wykresy zauważa się, że w drugim bloku obciążenia wartość odkształcenia plastycznego jest wyższa niż w bloku pierwszym. Dla bloku pierwszego maksymalna wartość odkształcenia plastycznego wynosiła 0,26 %, natomiast dla drugiego 0,27 %. Wyznaczone względne różnice odkształcenia pozwalają stwierdzić, że większe różnice w odkształceniu

występują między kolejnymi blokami obciążenia dla narastającej wartości odkształcenia. Wraz ze wzrostem poziomu obciążenia różnice w wartościach odkształcenia plastycznego są niższe.

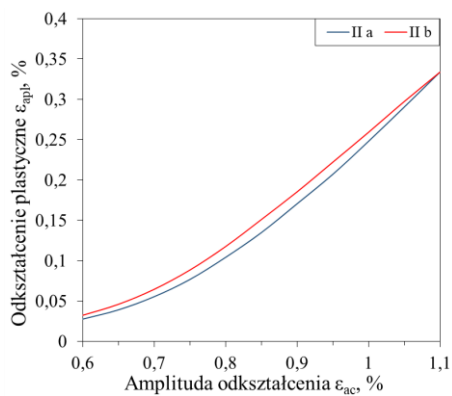
a)



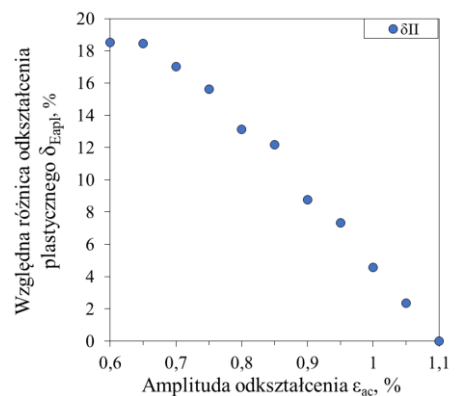
b)



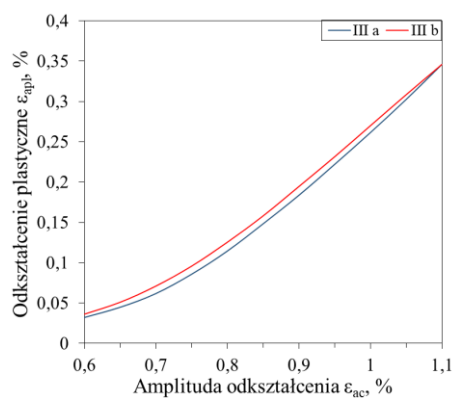
c)



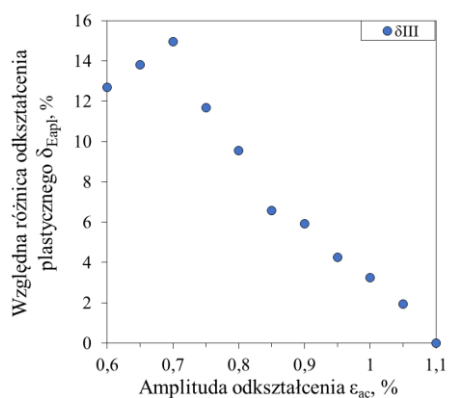
d)

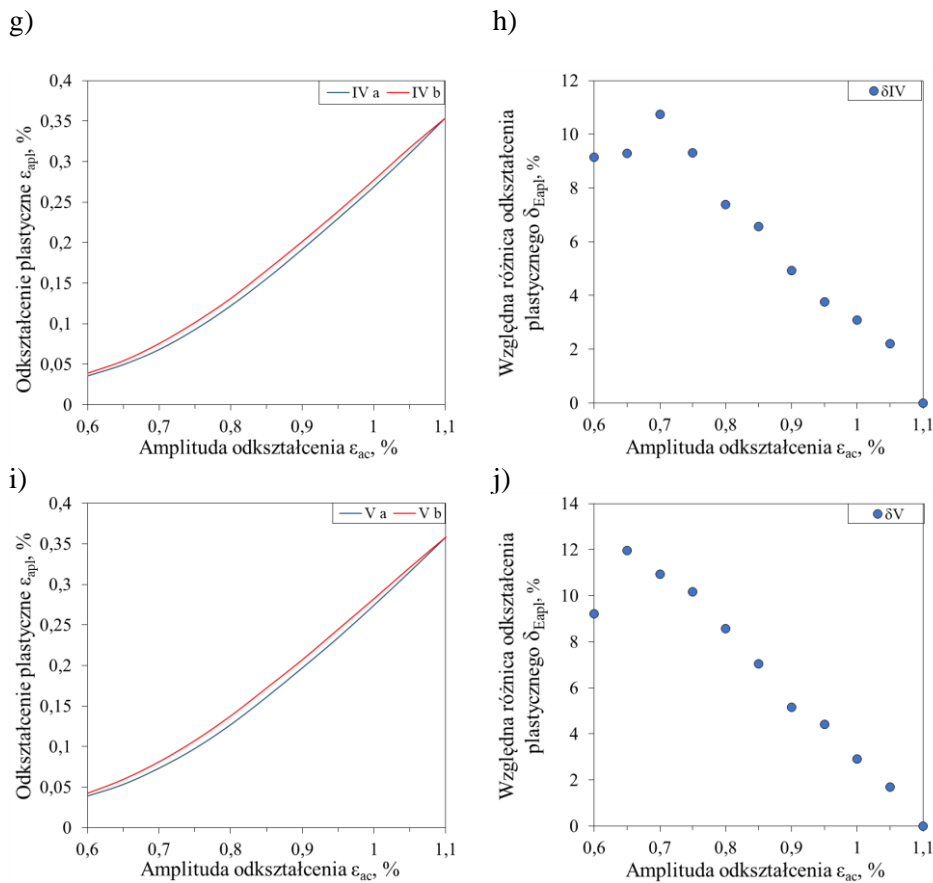


e)



f)



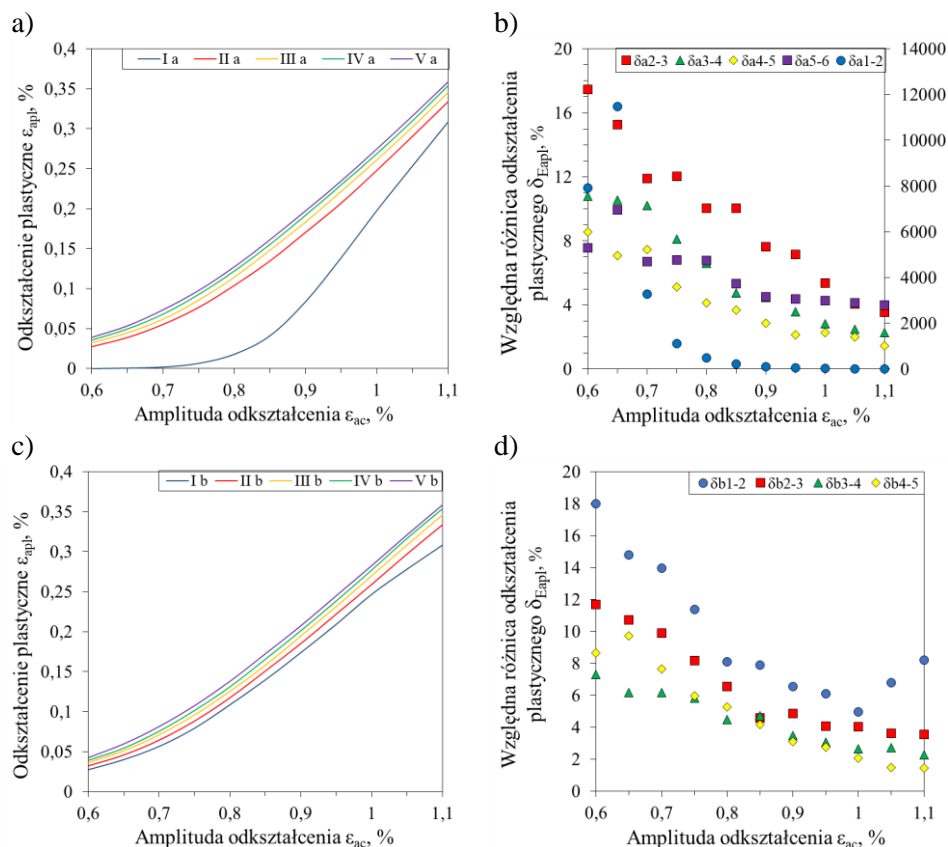


Rys. 6.12. Wykresy zmian odkształcenia plastycznego dla próbki PC w bloku obciążenia: a) w pierwszym, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) w drugim, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia, e) w trzecim, f) zmiana względnej różnicy odkształcenia, g) w czwartym, h) zmiana względnej różnicy odkształcenia, i) w piątym, j) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Na rysunku 6.12 przedstawiono wykresy zmian odkształceń plastycznych próbki PC oraz względną różnicę odkształceń w kolejnych blokach obciążenia. Z przedstawionych danych wynika, że dla malejących wartości odkształcenia w bloku wartość odkształceń plastycznych jest wyższa niż dla narastającej wartości odkształcenia w bloku. W pierwszym bloku obciążenia obserwuje się większe względne różnice odkształcenia między Ia, a Ib niż w kolejnych blokach. Względna różnica odkształcenia przyjmuje wartości z zakresu $\delta\epsilon_{\text{pl}} = 10,0 \div 118521,0$ %.

Pokazuje to, że największe zmiany w materiale powodują pierwsze cykle obciążenia. W drugim oraz kolejnych blokach obciążenia materiał zachowywał się bardziej stabilnie. Wraz ze wzrostem poziomu odkształcenia w bloku

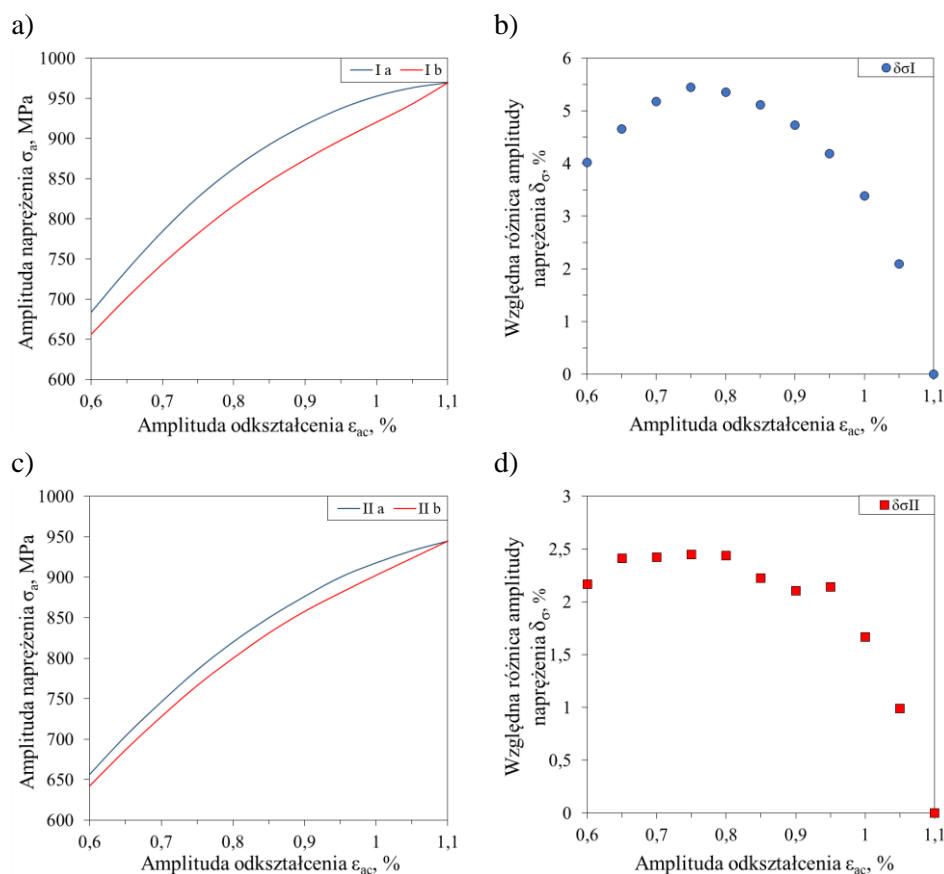
zwiększa się wartość odkształcenia plastycznego. Można zauważyć, że w kolejnych blokach obciążenia maksymalna wartość odkształcenia plastycznego jest wyższa niż w bloku poprzednim.



Rys. 6.13. Wykresy zmian odkształceń plastycznych dla próbki PC w kolejnych blokach obciążenia: a) narastających wartości odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) malejących wartości odkształcenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

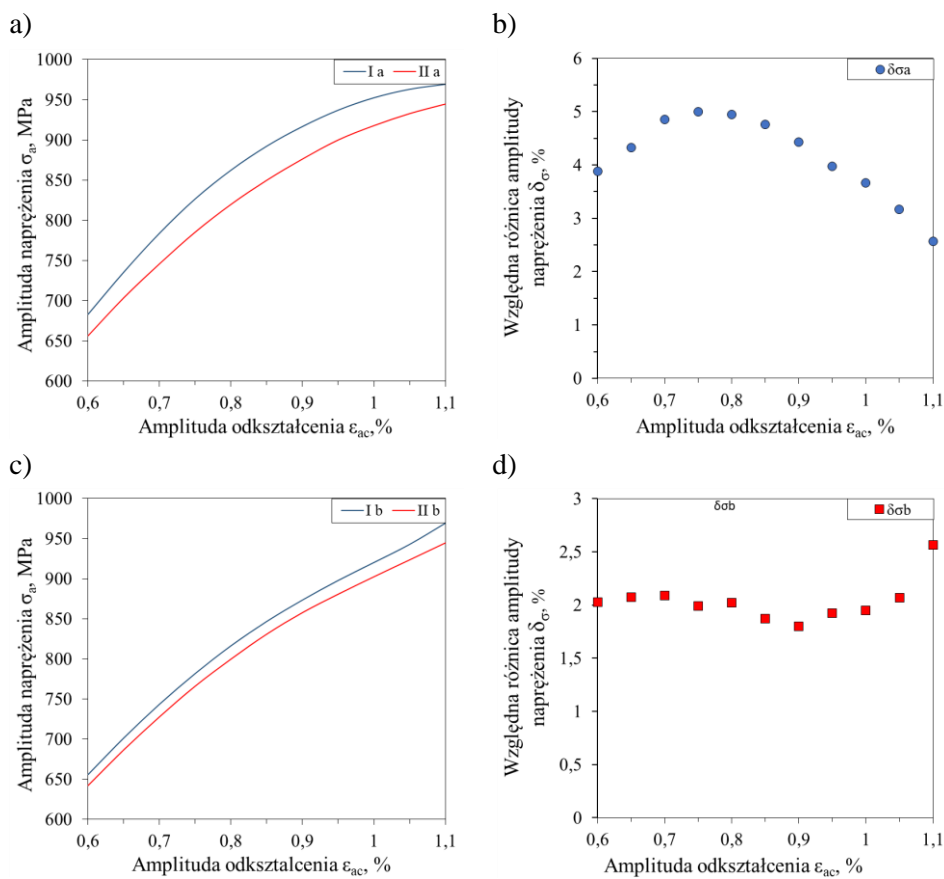
Na rysunku 6.13a zamieszczono wykresy zmian odkształceń plastycznych próbki PC w kolejnych blokach obciążenia narastającej wartości odkształcenia. Natomiast na rysunku 6.13b przedstawiono względną zmianę różnicy odkształcenia. Analizując przedstawione wykresy zauważa się, że w każdym kolejnym bloku obciążenia wartości odkształceń plastycznych są wyższe niż w bloku poprzednim. Dla bloku pierwszego odkształcenie plastyczne $\epsilon_{aplt}=0,31$ %, natomiast dla ostatniego $\epsilon_{aplt}=0,37$ %. Największą względną różnicę odkształcenia zauważa się dla I a i II a, która wynosi $8,2 \div 11483,3$ %. Na tym etapie występują znaczące zmiany w strukturze materiału, powodujące jego istotną zmianę. Dla malejącej wartości odkształcenia bloku można

zauważyć, że względna różnica odkształcenia spada wraz ze wzrostem zadanej amplitudy odkształcenia. Po czym wzrasta przy amplitudzie odkształcenia bloku równej $\varepsilon_{ac} = 1,0 \div 1,1$ %. Względna różnica odkształcenia między czwartym, a piątym blokiem jest wyższa dla niższej amplitudy odkształcenia $\varepsilon_{ac} = 0,6 \div 0,8$, aniżeli pomiędzy blokiem trzecim i czwartym. Można także zauważyć, że większe różnice w odkształceniu występują między kolejnymi blokami obciążenia dla narastającej wartości odkształcenia. Wraz ze wzrostem poziomu obciążenia, różnice w wartościach odkształcenia plastycznego są niższe. Porównując zmiany odkształceń plastycznych między próbkami DMLS, a próbkami PC można zauważyć, że dla próbki DMLS osiągają niższe wartości odkształceń plastycznych w blokach obciążeń w stosunku do próbek PC o około 0,1 %.



Rys. 6.14. Wykresy zmian amplitudy naprężenia dla próbki DMLS: a) w pierwszym bloku obciążenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia c) w drugim bloku obciążenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

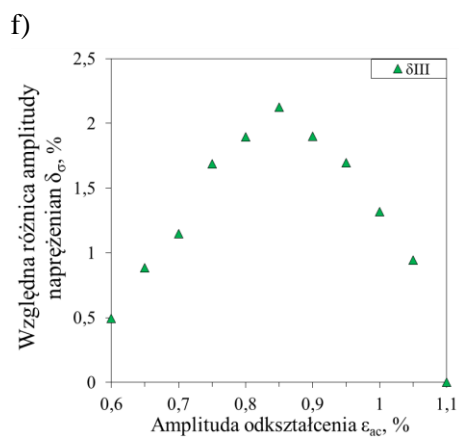
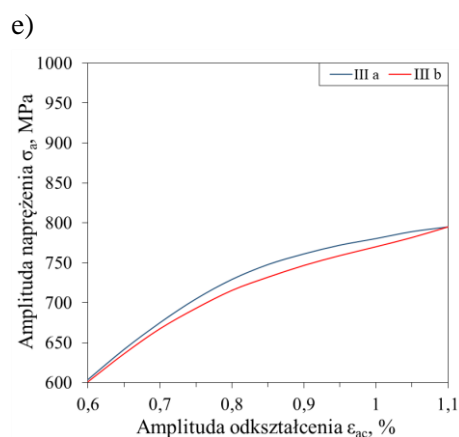
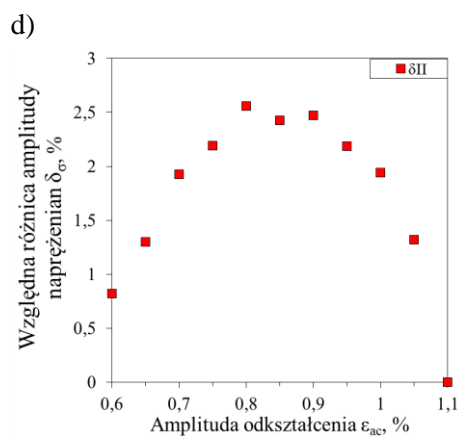
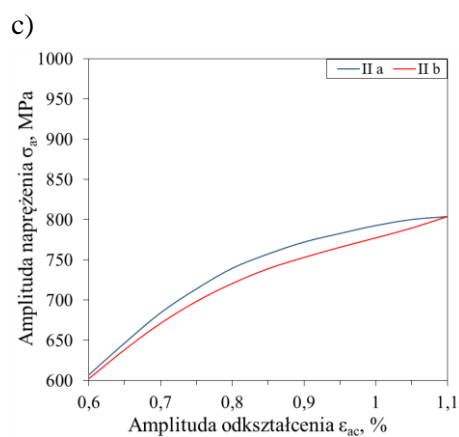
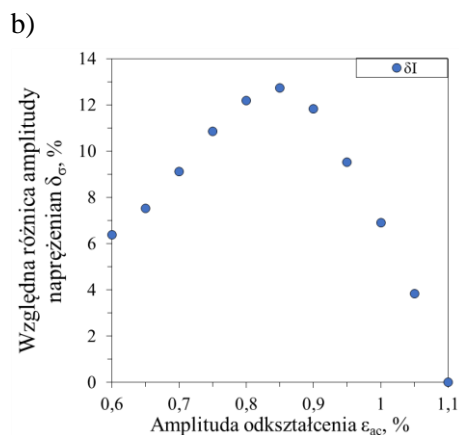
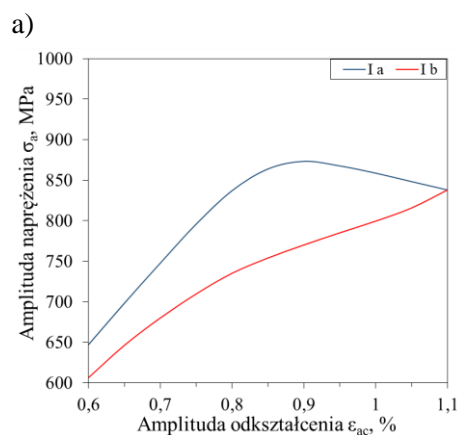
Rysunek 6.14 przedstawia zmiany amplitudy naprężenia w pierwszym oraz drugim bloku obciążenia dla próbki DMLS. Z przedstawionych danych wynika, że dla pierwszego bloku obciążenia Ia osiąga wyższe wartości amplitudy naprężenia w stosunku do Ib. Podobna zależność występuje w drugim bloku obciążenia. Względne różnice amplitudy naprężenia są dwukrotnie wyższe dla pierwszego bloku ($\delta\sigma = 2,1 \div 5,5 \%$) w porównaniu do bloku drugiego ($\delta\sigma = 1,0 \div 2,4 \%$). Zarówno dla pierwszego jak i drugiego bloku obciążenia najwyższą względną różnicę naprężenia odnotowano dla poziomu odkształcenia bloku $\varepsilon = 0,75\%$. Przedstawione wyniki świadczą to o tym, że pierwszy blok obciążenia wywołuje największe zmiany w materiale.

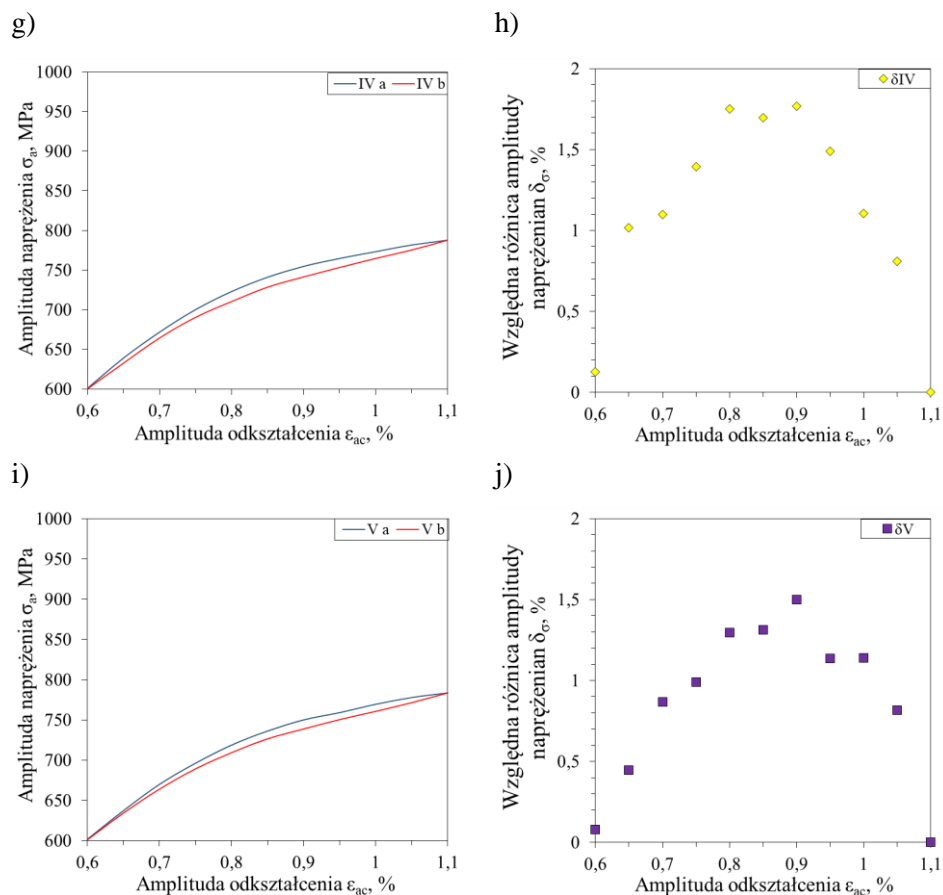


Rys. 6.15. Wykresy zmian amplitudy naprężenia dla próbki DMLS dla: a) narastających wartości odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) malejących wartości odkształcenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Na rysunku 6.15a zamieszczono wykresy zmian amplitudy naprężenia próbki DMLS w bloku pierwszym oraz drugim dla narastającego, natomiast na

rysunku 6.15c dla malejącego poziomu odkształcenia. Rysunki 6.15b, d przedstawiają względną różnicę amplitudy naprężenia w zależności od poziomu odkształcenia w bloku. Porównując przedstawione wyniki zauważa się, że w pierwszym bloku obciążenia wartość amplitudy naprężenia jest wyższa niż w bloku drugim.

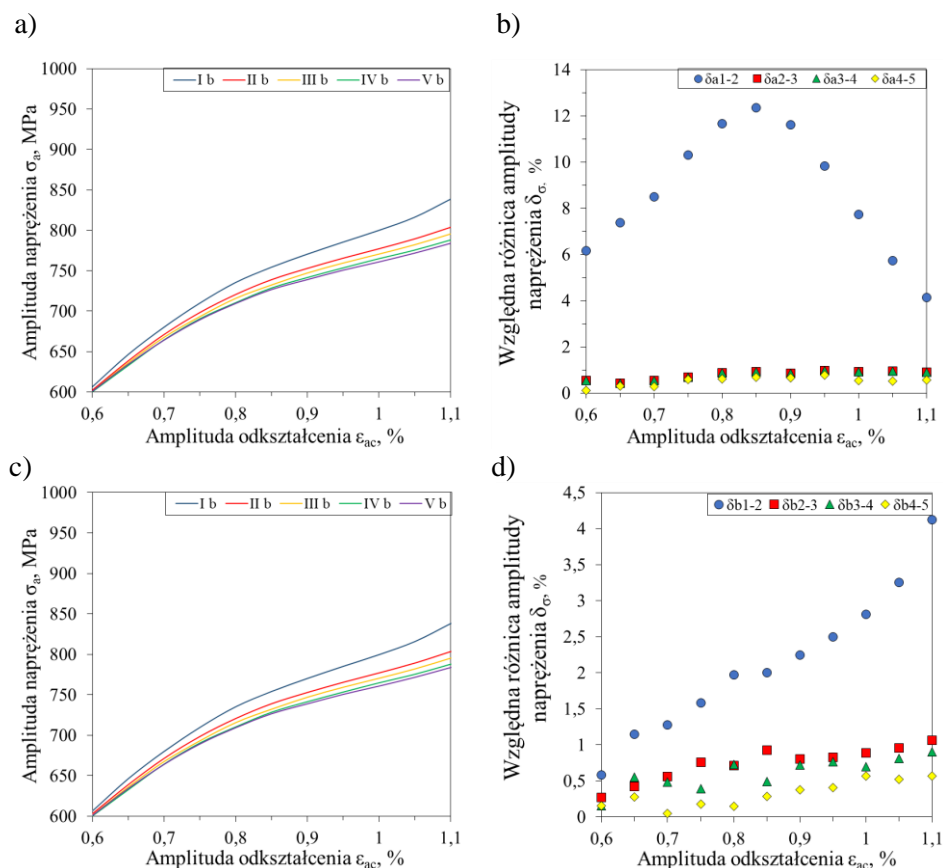




Rys. 6.16. Wykresy zmian amplitudy naprężenia dla próbki PC: a) w pierwszym, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) w drugim, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia, e) w trzecim, f) zmiana względnej różnicy odkształcenia, g) w czwartym, h) zmiana względnej różnicy odkształcenia, i) w piątym, j) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Na rysunku 6.17a zamieszczono wykresy zmian amplitudy naprężenia próbki PC w kolejnych blokach obciążenia dla narastającego poziomu odkształcenia, natomiast na rysunku 6.17c dla malejącej wartości odkształcenia. Rysunki 6.17b, d przedstawiają względną różnicę amplitudy naprężenia w zależności od poziomu odkształcenia w bloku. Z przedstawionych danych wynika, że dla pierwszego bloku obciążenia próbka osiąga najwyższe wartości amplitudy naprężenia w stosunku do kolejnych bloków. Najwyższa wartość amplitudy naprężenia 873,5 MPa występuje dla poziomu odkształcenia równego 0,9 %. Względne różnice amplitudy naprężenia są mniejsze pomiędzy kolejnymi blokami obciążenia.

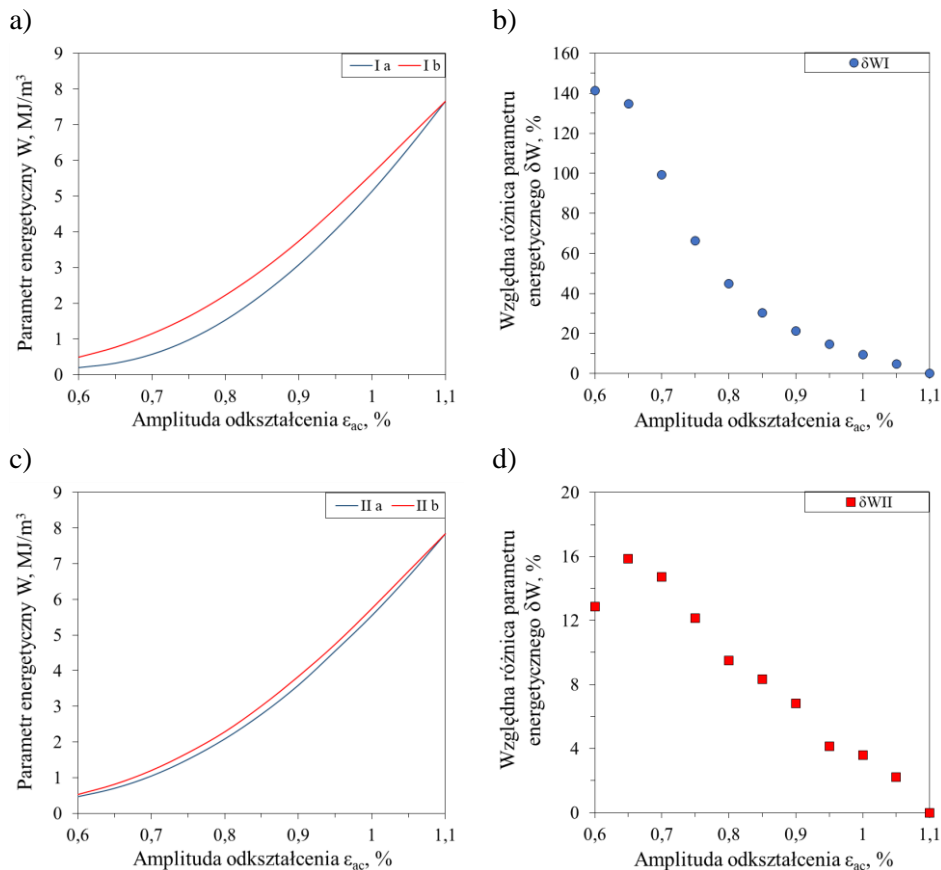
Porównując zmiany amplitudy naprężenia między próbkami DMLS, a próbkami PC można zauważyć, że dla próbki DMLS osiągają wyższe wartości naprężenia w blokach obciążenia w stosunku do próbek PC. Na poziomie odkształcenia bloku równego 1,1 % różnica naprężenia między próbkami w pierwszym bloku wynosi 131,2 MPa, natomiast w ostatnim 161 MPa.



Rys. 6.17. Wykresy zmian amplitudy naprężenia dla próbki PC w kolejnych blokach obciążenia: a) narastających wartości odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) malejących wartości odkształcenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Na rysunku 6.18 przedstawiono wykresy zmian parametru energetycznego pętli histerezy próbki DMLS dla pierwszego i ostatniego bloku obciążenia oraz wykresy przedstawiające względną różnicę tego parametru. Na podstawie przedstawionych wyników można stwierdzić, że dla pierwszego bloku obciążenia względna różnica parametru energii pętli jest wyższa niż w bloku drugim. Względna różnica parametru energii w bloku pierwszym zmienia się

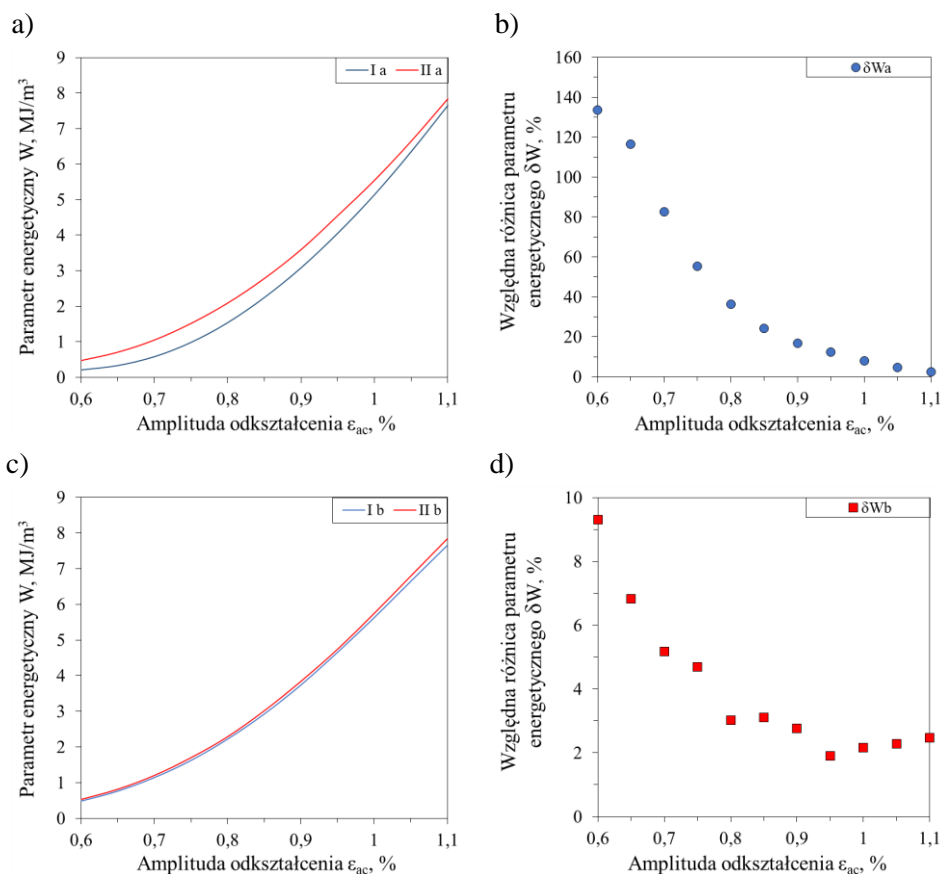
w zakresie $4,6 \div 141,2$ %, natomiast w drugim $2,2 \div 15,9$ %. Różnice te maleją wraz ze wzrostem poziomu odkształcenia w bloku. Dla pierwszego bloku obciążenia wartości parametru energii pętli są niższe w porównaniu do bloku drugiego. Wraz ze wzrostem liczby cykli pole pętli histerezy zwiększa się, co przekłada się na wyższą ilość dyssypowanej energii. Takie zachowanie się materiału świadczy o jego cyklicznym osłabianiu.



Rys. 6.18. Wykresy zmian energii pętli dla próbki DMLS: a) w pierwszym bloku obciążenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia c) w drugim bloku obciążenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Na rysunku 6.19a zestawiono wykresy zmian parametru energii pętli histerezy próbki DMLS dla pierwszego i ostatniego bloku obciążenia dla narastającego poziomu odkształcenia, natomiast na rysunku 6.19c dla malejącego poziomu odkształcenia. Rysunki 6.19b, d przedstawiają względną różnicę parametru energii pętli w zależności od poziomu odkształcenia w bloku. Porównując przedstawione wyniki zauważa się, że w drugim bloku obciążenia wartość parametru energii pętli jest wyższa niż w bloku pierwszym. Względna

różnica parametru energetycznego jest większa w przypadku narastających wartości odkształcenia i wynosi $4,7 \div 133,6$ %. Dla malejących wartości odkształcenia względna różnica parametru energetycznego waha się w przedziale $1,9 \div 9,3$ %. Z przedstawionych wykresów wynika, że dla drugiego bloku obciążenia wartość parametru energii jest wyższa niż dla bloku pierwszego.

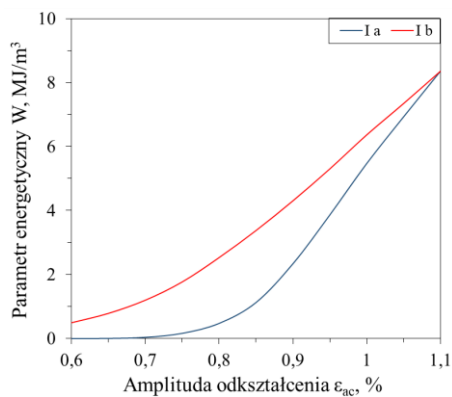


Rys. 6.19. Wykresy zmian parametru energii pętli dla próbki DMLS w pierwszym i drugim bloku obciążenia: a) narastających wartości odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) malejących wartości odkształcenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

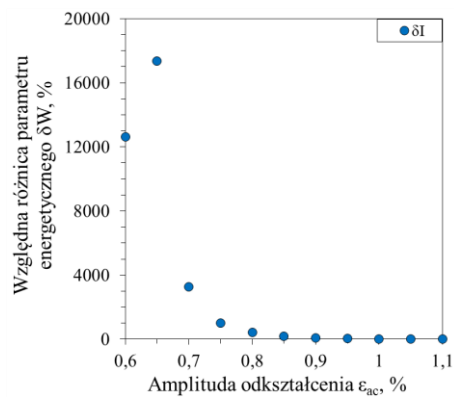
Rysunek 6.20 przedstawia wykresy zmian parametru energii pętli histerezy próbki PC w kolejnych blokach obciążenia oraz wykresy przedstawiające względną różnicę parametru energii pętli. Na podstawie przedstawionych wyników można stwierdzić, że dla pierwszego bloku obciążenia względna różnica parametru energii jest najwyższa i zmienia się w zakresie $8,5 \div 12624,0$ %. Dla bloku drugiego względna różnica energii pętli wynosi $1,2 \div 18,9$ %, dla trzeciego $1,2 \div 15,8$ %, dla czwartego $1,9 \div 16,7$ %, dla

piątego $1,0 \div 13,4$ %. W każdym kolejnym bloku obciążenia występuje wyższa wartość parametru energii. W bloku pierwszym maksymalna wartość energii dyssypowanej wynosi $8,3 \text{ MJ/m}^3$, dla bloku drugiego $8,6 \text{ MJ/m}^3$, dla bloku trzeciego $8,8 \text{ MJ/m}^3$, dla bloku czwartego $8,9 \text{ MJ/m}^3$ oraz piątego $9,0 \text{ MJ/m}^3$.

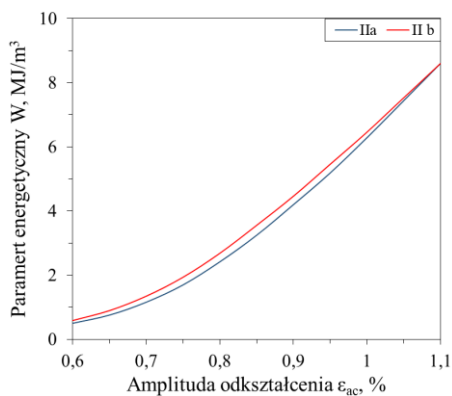
a)



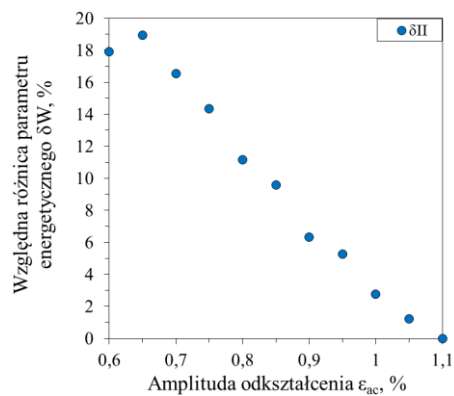
b)



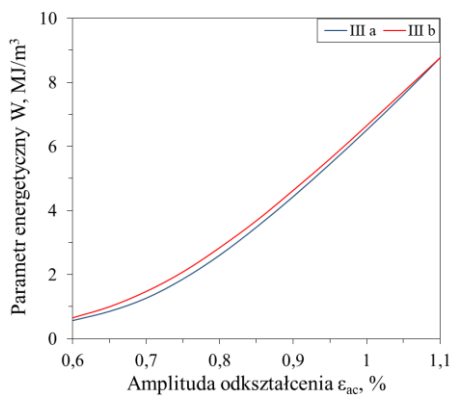
c)



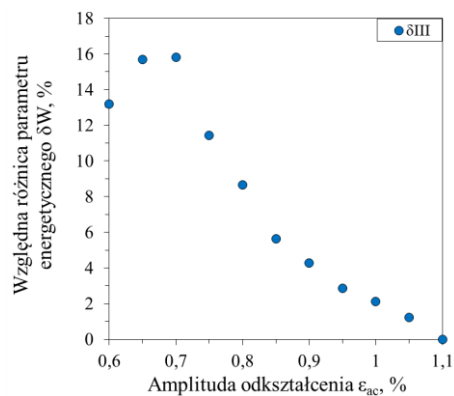
d)

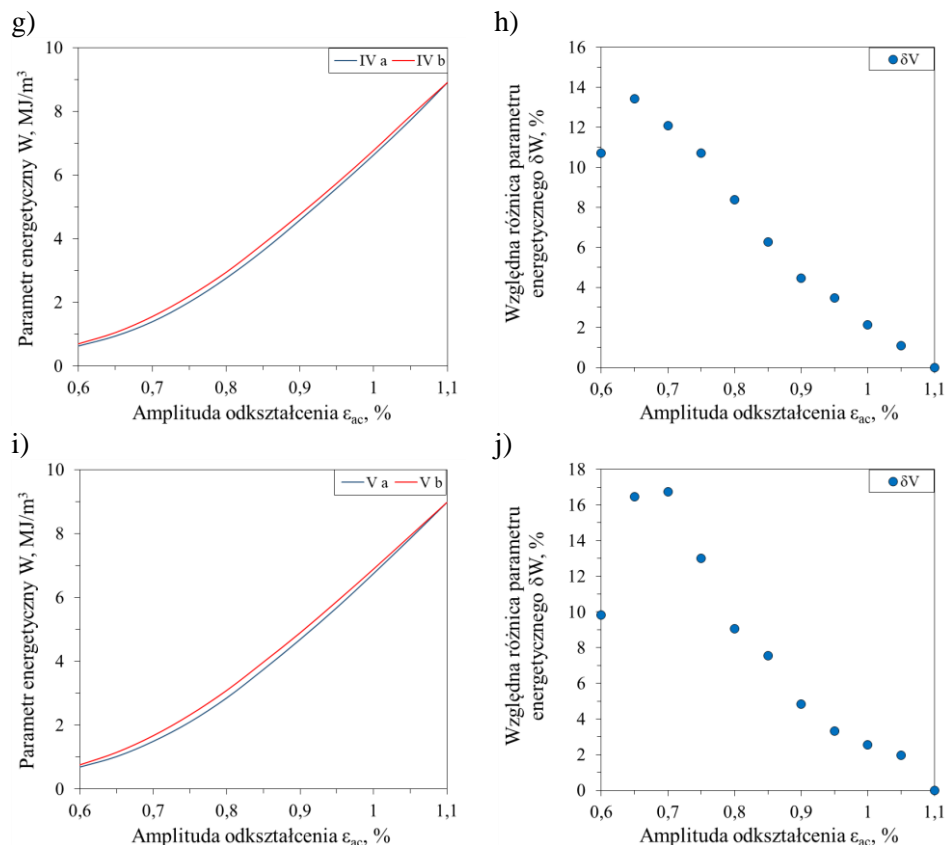


e)



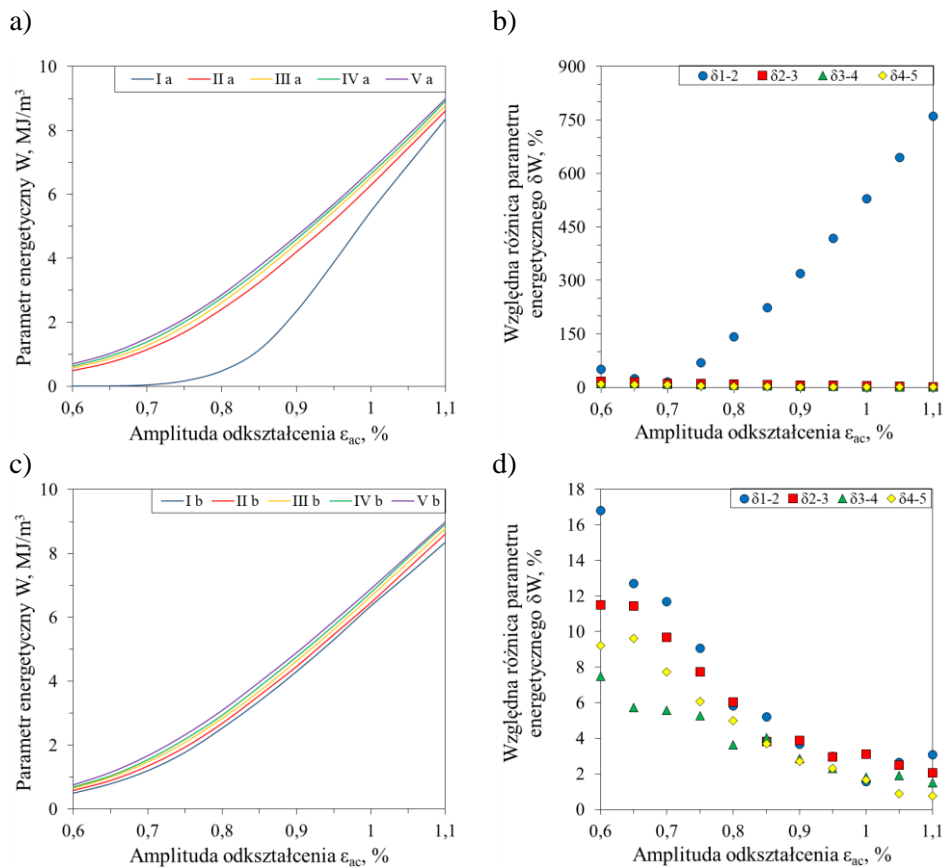
f)





Rys. 6.20. Wykresy zmian energii pętli dla próbki PC: a) w pierwszym, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) w drugim, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia, e) w trzecim, f) zmiana względnej różnicy odkształcenia, g) w czwartym, h) zmiana względnej różnicy odkształcenia, i) w piątym, j) zmiana względnej różnicy odkształcenia

Na rysunku 6.21a zestawiono wykresy zmian parametru energii pętli histerezy próbki PC dla kolejnych bloków obciążenia dla narastającego poziomu odkształcenia, natomiast na rysunku 6.21c dla malejącego poziomu odkształcenia. Rysunki 6.21b, d przedstawiają względną różnicę energii dyssypowanej w zależności od poziomu odkształcenia w bloku. Porównując przedstawione wyniki zauważa się, że względna różnica parametru energii maleje między kolejnymi blokami obciążenia. Względna różnica parametru energii dla pierwszego i drugiego bloku obciążenia jest większa w przypadku narastających wartości odkształcenia i wynosi $15,0 \div 760,0$ %. Dla malejących wartości odkształcenia względna różnica parametru energii waha się w przedziale $1,6 \div 16,8$ %.



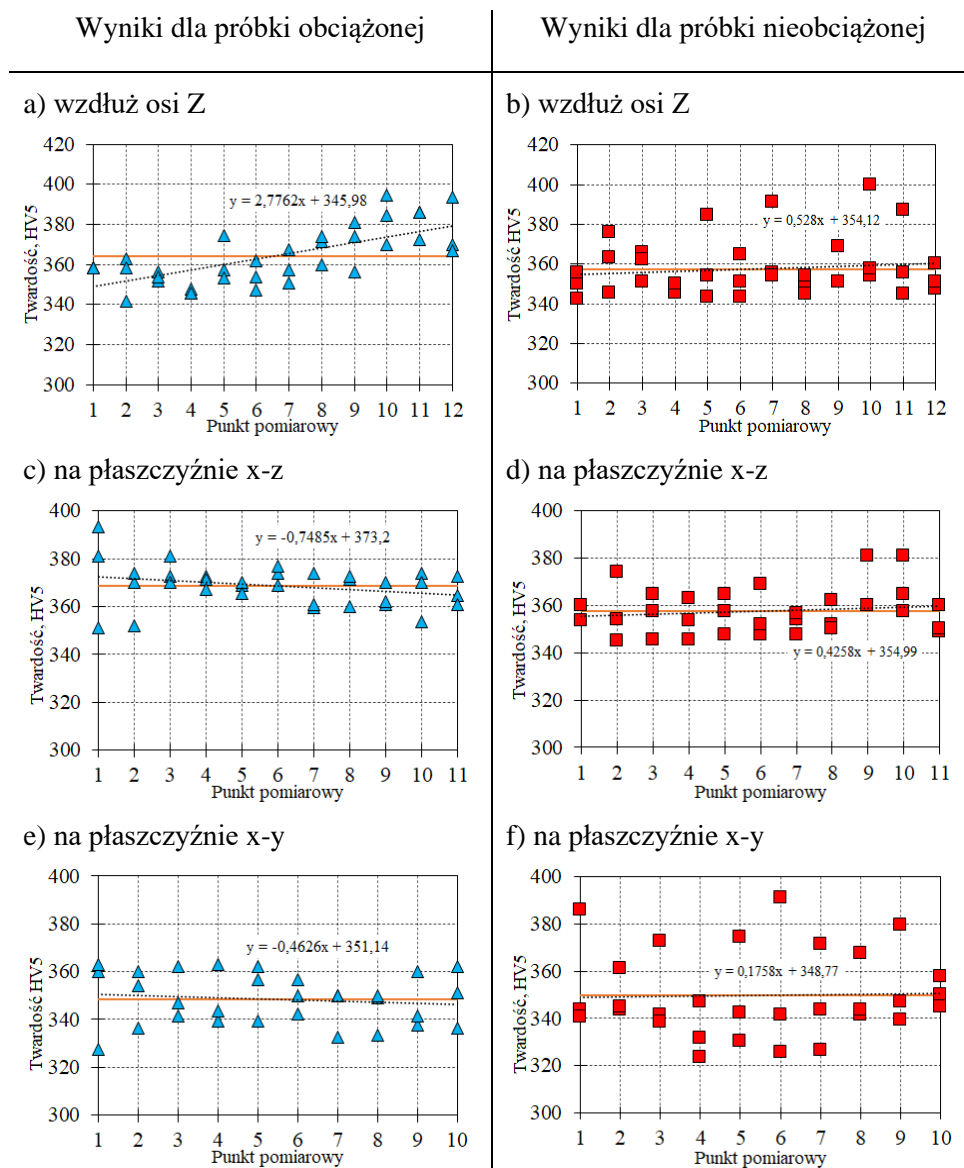
Rys. 6.21. Wykresy zmian energii pętli dla próbki PC w kolejnych blokach obciążenia: a) narastających wartości odkształcenia, b) zmiana względnej różnicy odkształcenia, c) malejących wartości odkształcenia, d) zmiana względnej różnicy odkształcenia

6.3. ANALIZA TWARDOŚCI MATERIAŁU

6.3. Analiza twardości materiału

Na rysunku 6.22 przedstawiono rozkłady twardości materiału w skali HV5 dla próbek PC. Rysunki 6.22a oraz b przedstawiają rozkłady twardości materiału Ti6Al4V wzdłuż osi Z, rysunek 6.22c, d zawierają rozkłady twardości na płaszczyźnie x-z. Z kolei na rysunku 6.22e oraz f zestawiono pomiary twardości na płaszczyźnie x-y. Rysunek 6.23 pokazuje rozkłady twardości materiału w skali HV5 dla próbek DMLS. Rysunki 6.23 a oraz b przedstawiają rozkłady twardości materiału Ti6Al4V wzdłuż osi Z, rysunek 6.23c, d zawierają rozkłady twardości na płaszczyźnie x-z. Na rysunku 6.23e oraz f zestawiono pomiary twardości na płaszczyźnie x-y. Osie rzędnych wykresów opisano jako punkty pomiarowe zgodne z rysunkiem 5.37. Zaznaczono wartość średnią ze

wszystkich pomiarów, a także wyznaczono linię trendu opisaną równaniem zamieszczonym na wykresie.

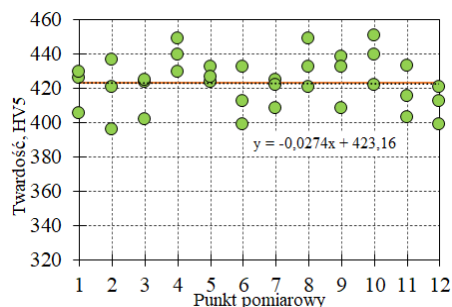


Rys. 6.22. Rozkład twardości materiału dla próbek PC: a,c,e) po statycznej próbie rozciągania, b,d,f) niepoddanych obciążeniu

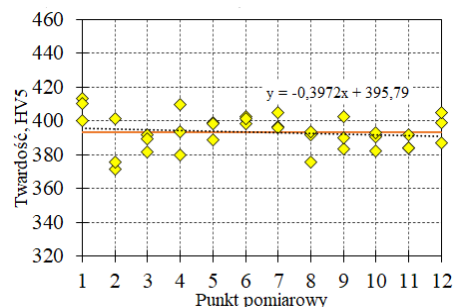
Wyniki dla próbki obciążonej

Wyniki dla próbki nieobciążonej

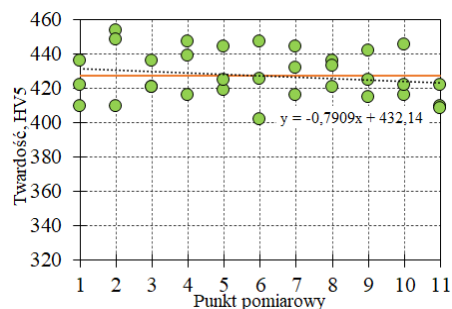
a) wzdłuż osi Z



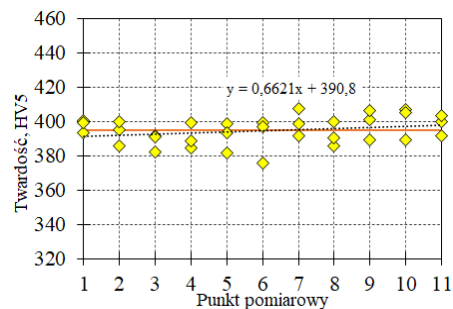
b) wzdłuż osi Z



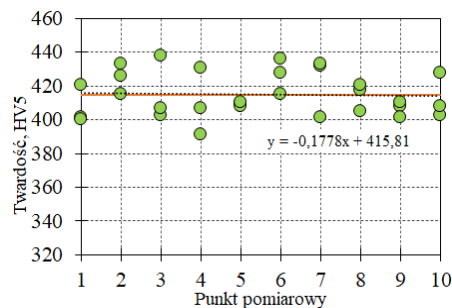
c) na płaszczyźnie x-z



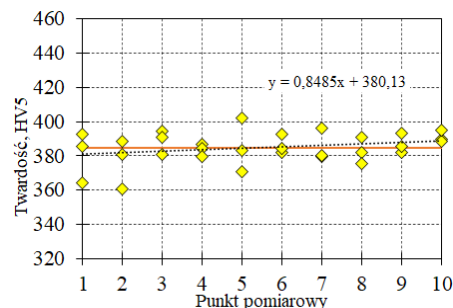
d) na płaszczyźnie x-z



e) na płaszczyźnie x-y



f) na płaszczyźnie x-y



Rys. 6.23. Rozkład twardości materiału dla próbek wykonanych metodą DMLS: a,c,e) po statycznej próbie rozciągania, b,d,f) niepoddanych obciążeniu

W tabeli 6.4 przedstawiono wartości parametrów statystycznych wyznaczonych na podstawie wyników badań uzyskanych dla próbek DMLS oraz PC nieobciążonych oraz poddanych statycznemu rozciąganiu. Parametrami statystycznymi zamieszczonymi w tabeli są: wartość średnia, odchylenie standardowe, kurtoza, skośność, rozstęp oraz współczynnik kierunkowy a i wyraz wolny b równania prostej opisującej wyniki badań. Wymienione

parametry podano dla trzech kierunków badań: wzdłuż osi Z próbki, a także na płaszczyznach x-z oraz x-y.

Porównując wartość średnią dla próbek DMLS-1 oraz DMLS-2 wzdłuż osi Z można zauważyć, że uzyskane wyniki są wyższe o 29,8 HV5 dla próbki DMLS-2. Wartość średnia wyników badań twardości dla próbek DMLS-2 na płaszczyźnie x-z jest wyższa o 32,6 HV5, natomiast na płaszczyźnie x-y o 30,0 HV5 niż dla próbki DMLS-1. Zarówno wzdłuż osi Z jak i na płaszczyznach x-z oraz x-y wartości odchylenia standardowego oraz rozstępu są niższe dla próbki DMLS-1. Wyższe wartości średnie i duży rozrzut wyników dla próbki DMLS-2 mogą świadczyć o zmianach w strukturze materiału (wydłużenie ziaren w kierunku działania siły) powstających na skutek działania siły rozciągającej.

Tab. 6.4. Zestawienie twardości materiału opisanej parametrami statystycznymi dla próbek DMLS oraz PC przed i po statycznej próbie rozciągania

Miejsce wykonania pomiaru	Parametr statystyczny	Próbka nieobciążona		Próbka obciążona	
		DMLS-1	PC-1	DMLS-2	PC-2
wzdłuż osi Z	wartość średnia	393,2	357,6	423,0	364,0
	odchylenie standardowe	10,1	14,2	14,5	13,9
	kurtoza	-0,44	1,90	-0,58	-0,40
	skośność	-0,026	1,549	-0,109	0,572
	rozstęp	41,5	57,5	54,5	53,0
	a	-0,3972	0,528	-0,027	2,7762
	b	395,79	354,12	423,16	345,98
płaszczyzna x-z	wartość średnia	394,8	357,5	427,4	368,7
	odchylenie standardowe	7,9	9,3	14,0	8,7
	kurtoza	-0,32	0,76	-1,07	1,24
	skośność	-0,411	0,924	0,167	0,172
	rozstęp	32,0	36,0	52,0	42,5
	a	0,6621	0,4258	-0,7909	-0,7485
	b	390,80	354,99	432,14	373,20
płaszczyzna x-y	wartość średnia	384,8	349,7	414,8	348,6
	odchylenie standardowe	9,0	17,9	12,8	10,5
	kurtoza	1,08	-0,12	-1,04	-1,10
	skośność	-0,771	0,799	0,308	-0,183
	rozstęp	41,0	67,5	47,0	35,5
	a	0,8485	0,1758	-0,1778	-0,4626
	b	380,13	348,77	415,81	351,14

Wyniki twardości próbki DMLS otrzymane w płaszczyźnie x-y są niższe w stosunku do pomiarów dokonanych wzdłuż osi Z oraz na płaszczyźnie x-z. Może być to związane z niejednorodnością materiału powstałego w procesie spiekania tytanowego proszku i jednocześnie z niejednorodną strukturą otrzymanego materiału. Porównując wyniki badań twardości próbki DMLS-1 z próbką DMLS-2, która poddana została statycznej próbie rozciągania obserwuje się znaczący wzrost twardości materiału. Wynika to ze zmian struktury materiału zachodzących w stopie Ti6Al4V podczas rozciągania. Wyniki pomiarów twardości wzdłuż osi Z nie wykazują różnic w obrębie

wystąpienia pęknięcia próbki. Podobna sytuacja dotyczy pomiarów dokonanych na płaszczyźnie x-z, gdzie nie obserwuje się zmian w twardości materiału.

Porównując wartość średnią twardości i odchylenie standardowe dla próbki PC-1 oraz PC-2 wzdłuż osi Z, na płaszczyźnie x-z oraz x-y można zauważyć, że przyjmują one zbliżone wartości. Wyniki badań próbek PC pokazują, że statyczna próba rozciągania i siły podczas niej działające nie spowodowały znaczących zmian w strukturze materiału. Na podstawie uzyskanych wyników badań można stwierdzić, struktura materiału Ti6Al4V w postaci pręta ciągnionego jest bardziej jednorodna w stosunku do materiału drukowanego. W przypadku próbki PC-2 na płaszczyźnie x-y w części chwytowej próbki wyniki pomiarów twardości nie wykazują zmian w porównaniu do próbki PC-1. Średnia wartość twardości na tej płaszczyźnie jest zbliżona do tej uzyskanej dla próbki PC-1. Porównując natomiast wyniki pomiarów twardości dla środkowych punktów pomiarowych wzdłuż osi Z oraz na płaszczyźnie x-z możemy zauważyć, że wahają się one w granicach 360÷380 MPa. Sytuacja taka ma miejsce z uwagi na przecięcie się linii wzdłuż których dokonano pomiaru.

Analizując wyniki badań twardości próbek DMLS-1 oraz PC-1 zauważa się, że wartość średnia twardości dla próbki DMLS-1 wzdłuż osi Z jest wyższa o 35,6 HV5, na płaszczyźnie x-z o 37,3 HV5, na płaszczyźnie x-y o 35,1 HV5. Próbką PC-1 charakteryzuje się większym rozstępem danych w porównaniu do próbki DMLS-1 wzdłuż osi Z ~ 16, na płaszczyźnie x-z ~ 4 oraz na płaszczyźnie x-y ~ 26,5. Różnice te wynikają z zupełnie różnych procesów wytwarzania, a co z tym związane odmienną strukturę analizowanych próbek. Wyższe wartości średnie twardości dla próbki DMLS-1 pokazują, że rodzaj technologii wytwarzania elementów znacząco wpływa na uzyskane wyniki twardości.

Porównując wartość średnią dla próbek DMLS-2 oraz PC-2 wzdłuż osi Z można zauważyć, że uzyskane wyniki są wyższe o 59,0 HV5 dla próbki DMLS-2. Wartość średnia wyników badań twardości dla próbki DMLS-2 jest wyższa na płaszczyźnie x-z o 58,7 HV5, a na płaszczyźnie x-y o 68 HV5 niż dla próbki PC-2. Niższe odchylenie standardowe i mniejszy rozstęp wyników świadczą o większej jednorodności struktury próbek wykonanych z pręta ciągnionego po przeprowadzonych badaniach wytrzymałościowych. Natomiast w przypadku próbki DMLS-2 próba rozciągania wpłynęła na pogorszenie się struktury i jej niejednorodność.

Względne różnice pomiaru twardości obliczono według poniższej zależności:

$$\Delta HV = \frac{PRÓBKA_{II} - PRÓBKA_I}{PRÓBKA_I} \cdot 100\% \quad (6.7)$$

Poniżej zestawiono względną różnicę wartości średnich HV5 dla różnych zestawień próbek:

- wzdłuż osi Z dla próbki:
 - PC-1 i PC-2 $\Delta HV = 1,81 \%$,
 - DMLS-1 i DMLS-2 $\Delta HV = 7,57 \%$,
 - DMLS-1 i PC-1 $\Delta HV = 9,07 \%$,
 - DMLS-2 i PC-2 $\Delta HV = 13,94 \%$,
- na płaszczyźnie x-z:
 - PC-1 i PC-2 $\Delta HV = 3,12 \%$,
 - DMLS-1 i DMLS-2 $\Delta HV = 8,26 \%$,
 - DMLS-1 i PC-1 $\Delta HV = 9,43 \%$,
 - DMLS-2 i PC-2 $\Delta HV = 13,73 \%$,
- na płaszczyźnie x-y:
 - PC-1 i PC-2 $\Delta HV = 0,32 \%$,
 - DMLS-1 i DMLS-2 $\Delta HV = 7,80 \%$,
 - DMLS-1 i PC-1 $\Delta HV = 9,11 \%$,
 - DMLS-2 i PC-2 $\Delta HV = 15,97 \%$.

Analiza wzdłuż osi Z, na płaszczyźnie x-z oraz x-y pokazała, że najmniejszą względną różnicą wartości charakteryzują się próbki PC. Statyczna próba rozciągania w nieznaczny sposób wpłynęła na zmianę twardości próbek PC. Większą różnicę zmian wartości średniej obserwuje się między próbkami DMLS. Pokazuje to, że siły działające w trakcie próby rozciągania wpływają na zwiększenie się twardości materiału i zmianę jego mikrostruktury. Różnice twardości między próbkami PC a DMLS przed rozciąganiem pokazują, że obie próbki wykazują różne struktury, a proces wytwarzania materiału może wpłynąć na uzyskanie różnych właściwości materiału.

Tab. 6.5. Zestawienie różnic wartości ΔHV

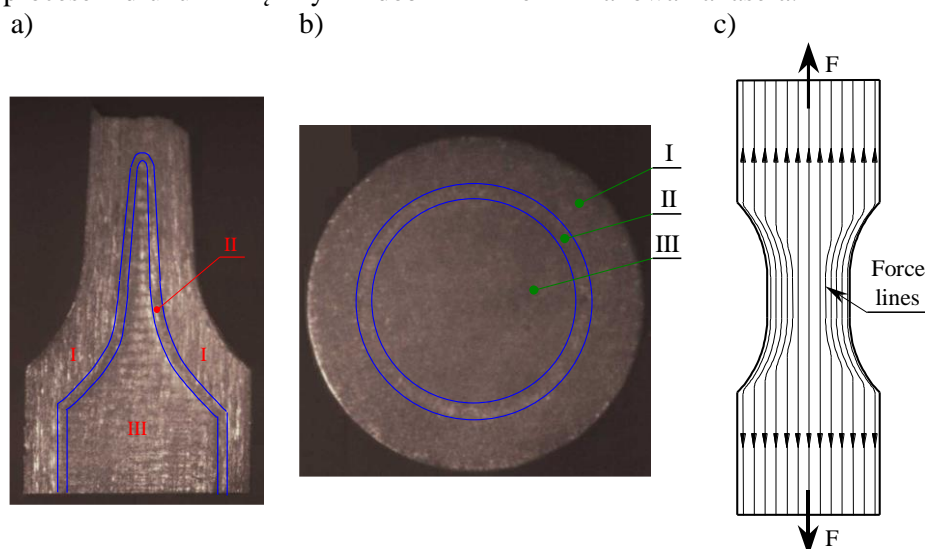
Oznaczenie próbki badawczej	Porównanie wartość średniej		Różnica wartości ΔHV
	na płaszczyźnie x-z	na płaszczyźnie x-y	
PC-1	357,5	349,7	2,23 %
PC-2	368,7	348,6	5,77 %
DMLS-1	394,8	384,8	2,59 %
DMLS-2	427,4	414,8	3,03 %

W tabeli 6.5 zestawiono względne różnice wartości twardości dla różnych rodzajów próbek w oparciu o wyniki uzyskane na płaszczyźnie x-z oraz x-y. Z przedstawionych danych wynika, że największe różnice twardości między płaszczyznami uzyskano dla próbki PC-2. Wpływ na takie zachowanie materiału miało obciążenie występujące podczas statycznej próby rozciągania. Siły występujące podczas badania wpłynęły na wystąpienie odkształceń plastycznych, które wpłynęły na wydłużenie się ziaren w kierunku osi Z. Próbką DMLS-2 wykazała niższą różnicę między wartościami uzyskanymi na

obu płaszczyznach. Mógł mieć na to wpływ fakt, że próbki drukowane charakteryzowały się mniejszą plastycznością i były mniej podatne na zmiany w strukturze całej próbki. Różnice wartości dla próbki PC-1 oraz DMLS-1 były zbliżone do siebie. Porównując wartości uzyskane na płaszczyźnie x-z dla wszystkich próbek są one wyższe niż te uzyskane na płaszczyźnie x-y.

6.4. ANALIZA MAKRO- I MIKROSTRUKTURY

Makrostruktura stopu tytanu Ti6Al4V (Rys. 5.48a i 5.49a) dostarczonego w postaci pręta ciągniętego w stanie wyżarzonym nie wykazuje istotnych zmian po działaniu siły rozciągającej. Makrostruktura próbki DMLS nie poddanej obciążeniu (Próbka DMLS-1) wykazuje zmiany strukturalne w przekroju poprzecznym i podłużnym (Rys. 5.46a i rys. 5.47a) spowodowane procesem druku i związanym z doбором ścieżki skanowania lasera.



Rys. 6.28. Makrostruktura materiału Ti6Al4V powstałego metodą addytywną DMLS pobrana z: a – próbki wzdłuż osi Z, b – części chwytowej próbki, c – rozkład linii sił w próbce podczas działania siły rozciągającej; I – obszar istotnych zmian struktury materiału powstałych na skutek działania siły rozciągającej, II – strefa przejściowa, III – obszar o ograniczonym oddziaływaniu siły rozciągającej [51]

W przypadku próbki DMLS poddanej obciążeniu (Próbka DMLS-2) zdjęcia makroskopowe (Rys. 5.50a i Rys. 5.51a) wykazują zmiany strukturalne w porównaniu do próbki DMLS-1 powstałe na skutek działania obciążenia zewnętrznego. Zauważono obszary na zdjęciach makroskopowych próbki DMLS-1, po przeprowadzonej statycznej próbie rozciągania.p. Ich szczegółowa analiza pozwala wyszczególnić trzy obszary (Rys. 6.28): I – obszar istotnych

zmian struktury materiału powstałych na skutek działania siły rozciągającej, II – strefa przejściowa, III – obszar o ograniczonym oddziaływaniu siły rozciągającej. W obszarze I wystąpiły duże odkształcenia plastyczne na skutek działania siły rozciągającej, a kierunkowość struktury (Rys. 6.28a) jest związana z ułożeniem linii sił (Rys. 6.28c).

Pomiędzy obszarem I i obszarem III występuje strefa przejściowa (obszar II), którą oznaczono na rysunkach 6.28a i 6.28b. Obszar III jest obszarem, w którym wystąpiły odkształcenia plastyczne o znacznie mniejszej wartości niż w obszarze I. Analiza makrostruktury próbek zastosowanych w badaniach wskazuje, że obciążenie rozciągające powoduje istotne zmiany w strukturze obiektów wytworzonych metodą addytywną DMLS. Może wynikać to z technologii addytywnej, parametrów realizacji procesu, ułożenia warstw materiału względem przewidywanego kierunku działania obciążenia.

Zastosowane w badaniach próbki były wytwarzane wzdłuż osi Z tj. powierzchnia przylegania kolejnych warstw materiału była prostopadła do kierunku działania siły obciążającej.

Analizując zdjęcia mikroskopowe próbek niepoddanych statycznej próbie rozciągania można zauważyć różnicę w strukturze materiału Ti6Al4V w próbkach wytworzonych technologią DMLS oraz z pręta ciągnionego. Próbka PC-1 wykazuje charakterystyczną dla Ti6Al4V strukturę dwufazową $\alpha+\beta$. Na zdjęciach mikroskopowych dokładnie widoczne są płytki martenzytu α otoczone dookoła ziarnami β . W próbce DMLS-1 scharakteryzowano strukturę martenzytyczną z widocznymi listwami martenzytu. Taki typ struktury charakterystyczny jest Ti6Al4V wytworzonego w procesach addytywnych ze względu na wysokie temperatury procesu, a także duże prędkości chłodzenia. Analiza zdjęć mikroskopowych próbek poddanych obciążeniom statycznym wykazała istotne zmiany ich struktur. Próbka PC-2 w części chwytowej (gdzie nie występowały istotne odkształcenia wywołane próbą rozciągania) nie wykazywała istotnych zmian mikrostrukturalnych (Rys. 5.49). Były one natomiast widoczne na zdjęciach wykonanych wzdłuż osi Z (Rys. 5.48). Widoczna była wyraźnie struktura dwufazowa $\alpha+\beta$ (martenzyt otoczony ziarnami β). Porównując zdjęcia wzdłuż osi Z w trzech punktach (A_z – w części chwytowej, B_z – na przejściu z części chwytowej do części pomiarowej oraz C_z – w części pomiarowej w pobliżu miejsca pęknięcia). W punkcie A_z widoczne są linie rozciągania struktury. Im bliżej miejsca zerwania próbki tym linie te są bardziej upakowane. W punkcie C_z widoczny jest wyraźny kontrast między zdjęciami, co spowodowane jest widocznie ściśniętą mikrostrukturą świadczącą o występowaniu dużych odkształceń plastycznych w tym obszarze. W przypadku próbki DMLS-2 zmiany w strukturze w części chwytowej są niewielkie i raczej wywołane sposobem wytwarzania próbki, aniżeli odkształceniami spowodowanymi próbą rozciągania (Rys. 5.50). W przypadku zdjęć wykonanych w punktach położonych wzdłuż osi Z widoczne są różnice w mikrostrukturze (Rys. 5.51). Widoczne są charakterystyczne listwy

martenzytu α , które układają się w określonym kierunku. Wraz ze zbliżaniem się do miejsca pęknięcia próbki struktura staje się bardziej upakowana.

Zdjęcia wykonane na mikroskopie elektronowym pokazują różnicę w sposobie pęknięcia próbek PC oraz DMLS podczas statycznej próby rozciągania, a także badań zmęczeniowych. Analiza zdjęć wykazała, że próbki drukowane DMLS charakteryzowały się wadami budowy tj. występowanie porowatości i pustych przestrzeni wynikających z procesu wytwarzania elementu technologią addytywną. Pęknięcia zmęczeniowe powstawały w większości od wad powierzchniowych wynikających z wysokiej chropowatości powierzchni próbek wykonanych technologią DMLS.

7. PODSUMOWANIE I WNIOSKI

7.1. WNIOSKI I SPOSTRZEŻENIA Z PRZEPROWADZONYCH BADAŃ

Osiągnięciem naukowym rozprawy jest wykazanie różnic właściwości mechanicznych elementów ze stopu tytanu Ti6Al4V wykonanych metodą addytywną DMLS (kierunek druku zgodny z osią Z) w porównaniu do właściwości elementów wykonanych z pręta ciągnionego. Badania w warunkach obciążeń statycznych i zmiennych wykazały istotnie różne wyniki, co ma bezpośredni związek z metodą wytwarzania, a tym samym ze strukturą materiału obiektów badań. Wskazane obiekty wykonane metodą addytywną zgodnie z osią Z (pod kątem 90°) charakteryzują się:

- a) wyższą wartością wybranych parametrów dla obciążeń statycznych tj. wytrzymałości na rozciąganie R_m , umownej granicy plastyczności $R_{p0.2}$
- b) zbliżoną wartością modułu sprężystości podłużnej E ,
- c) niższą wartością wydłużenia materiału A przy obciążeniu zrywającym,
- d) wyższą trwałością zmęczeniową w warunkach obciążeń stałoamplitudowych $R=-1$ w zakresie niskocyklowego zmęczenia,
- e) niższą trwałością zmęczeniową w warunkach obciążeń programowanych,
- f) wyższą wartością amplitudy naprężeń σ_a odpowiadającej amplitudzie odkształcenia ε_{ac} powyżej 0,007 mm/mm (odczytywanej z wykresu Ramberga-Osgooda),
- e) wyższą twardością powierzchniową materiału,

w porównaniu do wyników uzyskanych dla próbek wykonanych z pręta ciągnionego.

Należy nadmienić, że kierunek druku zgodny z osią Z pozwala na wytworzenie elementów o najniższych wartościach wytrzymałościowych w stosunku do dwóch pozostałych kierunków druku tj. wytwarzania pod kątem 45° (najkorzystniejsze ustawienie elementu) oraz wytwarzania pod kątem 0°, co potwierdzają informacje zawarte w artykułach [12,26,50-76]. Wszystkie obiekty badań użyte do realizacji pracy oraz opisane w literaturze wykonano z tego samego rodzaju stopu tytanu Ti6Al4V.

Otrzymane wyniki badań pozwoliły na częściowe przyjęcie sformułowanej tezy badawczej o treści: „Wykonanie elementów konstrukcyjnych ze stopu tytanu Ti6Al4V metodą addytywną (kierunek druku zgodny z osią Z) pozwala na uzyskanie takich samych lub wyższych (w ujęciu statystycznym), w porównaniu do elementów wykonanych metodą tradycyjną, właściwości mechanicznych w warunkach obciążeń statycznych i zmiennych”.

Ważnym aspektem ze względu na analizę wyników badań jest to, że struktura materiału obiektów badań wykonanych metodą addytywną jest strukturą martenzytyczną z widocznymi listwami martenzytu, natomiast obiekty

badania wykonane z pręta ciągnionego posiadają strukturę dwufazową $\alpha+\beta$ (płytki martenzytu α otoczone dookoła ziarnami β). Dla stopu tytanu Ti6Al4V wytwarzanego metodami metalurgicznymi najczęściej występującą strukturą jest struktura dwufazowa $\alpha+\beta$, która zapewnia wymaganą wytrzymałość i plastyczność materiału. W przypadku elementów drukowanych ze stopu Ti6Al4V uzyskuje się strukturę martenzytyczną powstającą na skutek wysokiej temperatury procesu druku, a także dużej prędkości chłodzenia materiału. W przypadku obydwu rodzajów obiektów badań przeprowadzono obróbkę cieplną materiału polegającą na wyżarzeniu w temperaturze 840°C przez 1 godzinę, a następnie chłodzeniu do temperatury otoczenia.

Analiza wyników badań doświadczalnych w ramach realizacji rozprawy doktorskiej pt. „Analiza właściwości zmęczeniowych elementów ze stopu Ti6Al4V wytworzonych technologią addytywną” pozwoliła na sformułowanie szeregu uwag i wniosków:

- a) badania doświadczalna w warunkach obciążeń zmiennych:
 - badania w warunkach obciążeń stałoamplitudowych $R=-1$ wykazały wyższą trwałość zmęczeniową (wykres Mansona-Coffina) w zakresie niskocyklowego zmęczenia próbek DMLS w porównaniu do wyników dla próbek PC – wzajemne położenie wykresów trwałości zmęczeniowej może wynikać z warunków przeprowadzenia badań (badania próbek DMLS prowadzono dla sterowania odkształceniem $\epsilon_{ac} = \text{const.}$, badanie próbek PC realizowano dla sterowania naprężeniem $\sigma_a = \text{const.}$), lecz wpływ warunków sterowania uwidacznia się w istotny sposób dla liczby cykli powyżej 10^6 cykli [141],
 - różnice względne $\delta\epsilon$ obliczone dla wykresów Mansona-Coffina dla odkształceń $\epsilon_{ac} = f(2N_f)$ mieszczą się w zakresie od 85% (dla $2N_f = 10^2$) do 200% (dla $2N_f = 10^4$),
 - porównanie wykresów cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda dla obciążeń $R = -1$ i dla obciążeń programowanych (Lo-Hi-Lo) z wykresem statycznego rozciągania dla próbek DMLS wskazuje na cykliczne osłabianie materiału do około $\epsilon = 0,02$; powyżej $\epsilon = 0,02$ wg wykresu Ramberga-Osgooda dla obciążeń Lo-Hi-Lo materiał podlega cyklicznemu umocnieniu; świadczą o tym dane odczytane z wykresów:
dla odkształceń $\epsilon = 0,01$ wartość naprężeń odczytana z wykresu:
 - statycznego rozciągania wynosi $S = \sim 1041$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda ($R=-1$) $S = \sim 873$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda (Lo-Hi-Lo) $S = \sim 940$ MPa,
 dla odkształceń $\epsilon = 0,02$ wartość naprężeń odczytana z wykresu:
 - statycznego rozciągania wynosi $S = \sim 1100$ MPa,

- cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda ($R=-1$)
 $S = \sim 966$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda (Lo-Hi-Lo)
 $S = \sim 1143$ MPa,
- dla odkształceń $\varepsilon = 0,03$ wartość naprężeń odczytana z wykresu:
- statycznego rozciągania wynosi $S = \sim 1118$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda ($R=-1$)
 $S = \sim 999$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda (Lo-Hi-Lo)
 $S = \sim 1239$ MPa,
- porównanie wykresów cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda dla obciążeń $R=-1$ i dla obciążeń programowanych (Lo-Hi-Lo) z wykresem statycznego rozciągania dla próbek PC wskazuje na cykliczne osłabianie materiału;
- dla odkształceń $\varepsilon = 0,01$ wartość naprężeń odczytana z wykresu:
- statycznego rozciągania wynosi $S = \sim 943$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda ($R=-1$)
 $S = \sim 811$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda (Lo-Hi-Lo)
 $S = \sim 759$ MPa,
- dla odkształceń $\varepsilon = 0,02$ wartość naprężeń odczytana z wykresu:
- statycznego rozciągania wynosi $S = \sim 972$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda ($R=-1$)
 $S = \sim 845$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda (Lo-Hi-Lo)
 $S = \sim 805$ MPa,
- dla odkształceń $\varepsilon = 0,03$ wartość naprężeń odczytana z wykresu:
- statycznego rozciągania wynosi $S = \sim 990$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda ($R=-1$)
 $S = \sim 859$ MPa,
 - cyklicznego odkształcenia Ramberga-Osgooda (Lo-Hi-Lo)
 $S = \sim 822$ MPa,
- w każdym z badanych przypadków wyniki badań trwałości zmęczeniowej próbek DMLS w warunkach obciążeń programowanych Lo-Hi-Lo przy sterowaniu odkształceniem ($\varepsilon_{ac\ min} = 0,6\%$ - $\varepsilon_{ac\ max} = 1,1\%$ - $\varepsilon_{ac\ min} = 0,6\%$) wykazały realizację pełnych dwóch bloków obciążenia (liczba cykli w bloku wynosiła $n_o = 420$ cykli), a pęknięcie zmęczeniowe próbki następowało przy narastającej wartości odkształcenia w trzecim bloku w zakresie od $\varepsilon_{ac\ i} = 0,7\%$ do $\varepsilon_{ac\ i} = 1,0\%$,
 - wyniki badań trwałości zmęczeniowej próbek PC w warunkach obciążeń programowanych Lo-Hi-Lo (poziomy obciążen i warunki

- badań zgodne z warunkami dla próbek DMLS) wykazały realizację pełnych pięciu bloków obciążenia, a pęknięcie zmęczeniowe próbki nastąpiło po realizacji minimum 5 bloków obciążenia,
- przyczyną różnic trwałości zmęczeniowej w warunkach obciążeń programowanych mogła być chropowatość powierzchni części pomiarowej próbek badawczych; w przypadku próbek PC średnia arytmetyczna parametru wynosiła $R_a = 0,27 \mu\text{m}$, natomiast dla próbek DMLS średnia arytmetyczna parametru wynosiła $R_a = 1,90 \mu\text{m}$; blisko 7-mio krotna różnica średniej arytmetycznej parametru R_a przełożyła się na spadek trwałości próbek DMLS w stosunku do trwałości próbek PC o około 60 %; zastosowanie w badaniach próbek DMLS o chropowatości powierzchni w stanie po druku wynikało z założenia, że elementy konstrukcyjne o złożonej geometrii wykonywane metodą addytywną w większości przypadków nie są poddawane obróbce mechanicznej,
 - analiza pętli histerezy zarejestrowanych dla próbek DMLS na poszczególnych stopniach bloku obciążenia pozwoliła na obliczenie względnych różnic odkształcenia plastycznego pomiędzy pierwszym a ostatnim pełnym blokiem dla:
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) i malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) dla:
 - dla I bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 142 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 6 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - dla II bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 16 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 3 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) w I i II bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 136 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 6 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
 - malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) w I i II bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 13 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 6 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
 - wyniki wskazują, że na proces stabilizacji właściwości materiału miało wpływ odkształcenie plastyczne zrealizowane w ramach I bloku obciążenia dla narastającej wartości amplitudy odkształceń ε_{ac} (Lo-Hi),
 - analiza pętli histerezy zarejestrowanych dla próbek PC na poszczególnych stopniach bloku obciążenia programowanego pozwoliła na obliczenie względnych różnic odkształcenia plastycznego pomiędzy pierwszym a ostatnim pełnym blokiem dla:
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) i malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) dla:
 - dla I bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 7953 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 10 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,

- dla V bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 9 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 2 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
- narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) w I i V bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 11228 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 16 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
- malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) w I i V bloku obciążenia: od $\delta_{Eapl} = 35 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{Eapl} = 17 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
- wyniki wskazują, że na proces stabilizacji właściwości materiału miało wpływ odkształcenie plastyczne zrealizowane w ramach I bloku obciążenia dla narastającej wartości amplitudy odkształceń ε_{ac} (Lo-Hi),
- analiza pętli histerezy zarejestrowanych dla próbek DMLS na poszczególnych stopniach bloku obciążenia pozwoliła na obliczenie względnych różnic amplitudy naprężenia σ_a pomiędzy pierwszym a ostatnim pełnym blokiem dla:
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) i malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) dla:
 - dla I bloku obciążenia: $\delta_{\sigma} = 4 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$, $\delta_{\sigma} = 5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,75\%$, $\delta_{\sigma} = 2 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - dla II bloku obciążenia: $\delta_{\sigma} = 2 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$, $\delta_{\sigma} = 2,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,75\%$, $\delta_{\sigma} = 1 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) w I i II bloku obciążenia: $\delta_{\sigma} = 4 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$, $\delta_{\sigma} = 5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,75\%$, $\delta_{\sigma} = 2,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
 - malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) w I i II bloku obciążenia: od $\delta_{\sigma} = 2 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{\sigma} = 2,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
- analiza pętli histerezy zarejestrowanych dla próbek PC na poszczególnych stopniach bloku obciążenia pozwoliła na obliczenie względnych różnic amplitudy naprężenia σ_a pomiędzy pierwszym a ostatnim pełnym blokiem dla:
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) i malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) dla:
 - dla I bloku obciążenia: $\delta_{\sigma} = 6 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$, $\delta_{\sigma} = 13 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,85\%$, $\delta_{\sigma} = 4 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - dla V bloku obciążenia: $\delta_{\sigma} = 0,1 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$, $\delta_{\sigma} = 1,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,9\%$, $\delta_{\sigma} = 0,8 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) w I i V bloku obciążenia: $\delta_{\sigma} = 7 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$, $\delta_{\sigma} = 15 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,85\%$, $\delta_{\sigma} = 6,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,

- malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) w I i V bloku obciążenia: od $\delta_{\sigma} = 1 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_{\sigma} = 6,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
- analiza pętli histerezy zarejestrowanych dla próbek DMLS na poszczególnych stopniach bloku obciążenia pozwoliła na obliczenie względnych różnic parametru energii pętli histerezy W pomiędzy pierwszym a ostatnim pełnym blokiem dla:
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) i malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) dla:
 - dla I bloku obciążenia: od $\delta_W = 141 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - dla II bloku obciążenia: od $\delta_W = 13 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 2 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) w I i II bloku obciążenia: od $\delta_W = 134 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 2,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
 - malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) w I i II bloku obciążenia: od $\delta_W = 9 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 2,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
- analiza pętli histerezy zarejestrowanych dla próbek PC na poszczególnych stopniach bloku obciążenia pozwoliła na obliczenie względnych różnic parametru energii pętli histerezy W pomiędzy pierwszym a ostatnim pełnym blokiem dla:
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) i malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) dla:
 - dla I bloku obciążenia: od $\delta_W = 12624 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 8,5 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - dla V bloku obciążenia: od $\delta_W = 11 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 1 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,05\%$,
 - narastającej wartości odkształcenia (Lo-Hi) w I i V bloku obciążenia: od $\delta_W = 17465 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 8 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
 - malejącej wartości odkształcenia (Hi-Lo) w I i V bloku obciążenia: od $\delta_W = 53 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$ do $\delta_W = 8 \%$ dla $\varepsilon_{ac} = 1,1\%$,
- wykresy zmian odkształcenia plastycznego ε_{apl} , amplitudy naprężenia σ_a , a także parametru energii pętli histerezy W w funkcji zmiennej amplitudy odkształcenia ε_{ac} (parametru sterującego) pokazują, że największe zmiany w materiale zachodzą podczas realizacji stopniowo narastającej wartości odkształcenia w ramach I bloku obciążenia,
- próbki DMLS wykazywały odkształcenie plastyczne od najniższych wartości odkształceń $\varepsilon_{ac} = 0,6\%$,

- na podstawie porównania wykresu statycznego rozciągania z wykresem cyklicznego odkształcenia dla próbki DMLS wyznaczonego dla obciążeń zmiennych określono cykliczną granicę plastyczności wynoszącą $R_e' = 775$ MPa, która jest istotnie niższa od wartości $R_{p0,2}$ wyznaczonej dla obciążeń statycznych; wartość R_e' jest wartością naprężeń granicznych, które mogą być stosowane w projektowaniu elementów konstrukcyjnych mających pracować w zakresie odkształceń sprężystych,
- b) badania doświadczalna w warunkach obciążeń statycznych:
 - przeprowadzone wg normy PN EN ISO 6892-1:2016 wykazały, że próbki DMLS wydrukowane zgodnie z osią Z charakteryzują się w porównaniu do wyników dla próbek PC:
 - wyższą umowną granicą plastyczności $R_{p0,2}$ o 11,0%,
 - wyższą wytrzymałością materiału na rozciąganie R_m o około 11,6%,
 - zbliżoną wartością modułu sprężystości podłużnej E pomimo różnicy występującej między strukturami,
 - niższą wartością wydłużenia A o 47,8%,
 - przeprowadzone metodą cyfrowej korelacji obrazu DIC wykazały, że dla różnych baz pomiarowych zmiana wartości modułu sprężystości podłużnej E mieściła się w zakresie od 112950 MPa do 119610 MPa, gdzie różnica wskazanych wartości stanowi 5,5 %; wskazuje to na zbliżone lokalne właściwości materiału wytworzonego metodą addytywną DMLS,
 - stosunek wytrzymałości na rozciąganie R_m do umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ wynosi:
 - dla próbek DMLS w zakresie $1,03 \div 1,05$,
 - dla próbek PC w zakresie $1,03 \div 1,04$,
 co wskazuje na zbliżone właściwości materiału pomimo różnej mikrostruktury,
 - wskazują na możliwość wykorzystania tej technologii w zakresie wykonywania elementów konstrukcyjnych pracujących w warunkach obciążeń statycznych,
 - pękanie próbek DMLS następowało równoległe do płaszczyzn druku i wraz ze zmniejszającym się polem przekroju próbki pęknięcie rozwijało się wzdłuż jednej z warstw; może to wskazywać na uszkodzenie międzywarstwowe z powodu braku silnego wiązania między kolejno nakładanymi warstwami,
- c) badania twardości powierzchniowej HV5 przeprowadzone zgodnie z normą PN EN ISO 6507-1:2018-05:
 - nieobciążonych próbek DMLS i próbek PC wykazały różnice twardości w zależności od miejsca wykonywania pomiaru:
 - dla średnich arytmetycznych populacji:

- wzdłuż osi Z – $H_{DMLS} = 393,2$ HV5, $H_{PC} = 357,6$ HV5, wzrost wartość materiału próbek DMLS o 10,0%,
- na płaszczyźnie x-z – $H_{DMLS} = 394,8$ HV5, $H_{PC} = 357,5$ HV5, wzrost wartość materiału próbek DMLS o 10,4%,
- na płaszczyźnie x-y – $H_{DMLS} = 384,8$ HV5, $H_{PC} = 349,7$ HV5, wzrost wartość materiału próbek DMLS o 10,0%, co wskazuje na występującą zależność w badaniach,
- dla wartości minimalnych i maksymalnych populacji:
 - wzdłuż osi Z:
 - próbka DMLS: $H_{max} = 413,0$ HV5, $H_{min} = 375,5$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 37,5$ HV5,
 - próbka PC: $H_{max} = 400,0$ HV5, $H_{min} = 342,5$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 57,5$ HV5,
 - na płaszczyźnie x-z:
 - próbka DMLS: $H_{max} = 407,5$ HV5, $H_{min} = 375,5$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 32,0$ HV5,
 - próbka PC: $H_{max} = 381,0$ HV5, $H_{min} = 345,0$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 36,0$ HV5,
 - na płaszczyźnie x-y:
 - próbka DMLS: $H_{max} = 402,0$ HV5, $H_{min} = 361,0$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 41,0$ HV5,
 - próbka PC: $H_{max} = 391,0$ HV5, $H_{min} = 323,5$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 67,5$ HV5,
- poddanych obciążeniu prowadzącemu do zerwania próbek DMLS i próbek PC wykazały różnice twardości w zależności od miejsca wykonywania pomiaru:
 - dla średnich arytmetycznych populacji:
 - wzdłuż osi Z – $H_{DMLS} = 423,0$ HV5, $H_{PC} = 364,0$ HV5, wzrost wartość materiału próbek DMLS o 16,0%,
 - na płaszczyźnie x-z – $H_{DMLS} = 427,4$ HV5, $H_{PC} = 368,7$ HV5, wzrost wartość materiału próbek DMLS o 15,9%,
 - na płaszczyźnie x-y – $H_{DMLS} = 414,8$ HV5, $H_{PC} = 348,6$ HV5, wzrost wartość materiału próbek DMLS o 19,0%,
 - dla wartości minimalnych i maksymalnych populacji:
 - wzdłuż osi Z:
 - próbka DMLS: $H_{max} = 450,5$ HV5, $H_{min} = 396,0$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 54,5$ HV5,
 - próbka PC: $H_{max} = 394,5$ HV5, $H_{min} = 341,5$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 53$ HV5,
 - na płaszczyźnie x-z:
 - próbka DMLS: $H_{max} = 453,5$ HV5, $H_{min} = 401,5$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 52,0$ HV5,

- próbka PC: $H_{\max} = 393,5$ HV5, $H_{\min} = 351,0$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 42,5$ HV5,
 - na płaszczyźnie x-y:
 - próbka DMLS: $H_{\max} = 438,0$ HV5, $H_{\min} = 391,0$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 47,0$ HV5,
 - próbka PC: $H_{\max} = 363,0$ HV5, $H_{\min} = 327,5$ HV5, różnica wartości $\Delta H = 35,5$ HV5,
 - wykazały, że w wyniku poddania materiału obciążeniu rozciągającemu nastąpił wzrost twardości materiału (obliczając wg średniej arytmetycznej):
 - wzdłuż osi Z: próbki DMLS – 7,6 %, próbki PC – 1,8 %,
 - na płaszczyźnie x-z: próbki DMLS – 8,3 %, próbki PC – 3,1 %
 - na płaszczyźnie x-y: próbki DMLS – 7,8 %, próbki PC – -0,3 %,
 - wykazały, że poddanie obciążeniu próbek spowodowało widoczny wzrost twardości mierzony wzdłuż osi Z pomiędzy pierwszym a dziesiątym (mieszczącym się w obszarze wysokich odkształceń plastycznych) punktem pomiarowym wynoszący: dla próbek DMLS – 4,1 %, dla próbek PC – 6,4 %,
 - wykazały różnice w twardości materiału mierzonej w płaszczyźnie x-z i płaszczyźnie x-y wynoszące:
 - dla próbek DMLS:
 - nie obciążonych – 2,6 %,
 - po badaniach wytrzymałości statycznej – 3,0 %,
 - dla próbek PC:
 - nie obciążonych – 2,2 %,
 - po badaniach wytrzymałości statycznej – 5,8 %,
 - przeprowadzone badania doświadczalne wykazały, że materiał wytworzony metodą addytywną dla kierunku druku wzdłuż osi Z należy uznać za izotropowy, na co wskazują wyniki badań twardości
- d) badania makro- i mikrostruktury wykazały:
- różnice w mikrostrukturze między materiałem wykonanym w postaci pręta hutniczego, a wytworzonym w procesie addytywnym – pierwszy z nich charakteryzuje się dwufazową strukturą $\alpha+\beta$, natomiast drugi jednofazową strukturą α' , która posiada niską wartość odkształcenia, wykazuje uszkodzenia międzykrystaliczne,
 - obciążenia rozciągające wpływają na zmiany w strukturze obiektów wytworzonych metodą addytywną DMLS powodując wyraźne wyodrębnienie trzech obszarów (I – obszar istotnych zmian struktury materiału powstałych na skutek działania siły

rozciągającej, II – strefa przejściowa, III – obszar o ograniczonym oddziaływaniu siły rozciągającej), z których obszar I charakteryzuje się występowaniem dużych odkształceń plastycznych i uwidocznienia kierunkowości struktury zgodnej z ułożeniem linii sił,

- elementy wykonane technologią addytywną DMLS charakteryzowały się wadami budowy tj. występowaniem porowatości i pustych przestrzeni oraz wad powierzchniowych wynikających z procesu wytwarzania, które w istotny sposób mogą wpłynąć na właściwości zmęczeniowe elementu.

Wynikiem realizacji rozprawy doktorskiej jest opracowanie tabeli 3.11 i 3.12 skupiającej wyniki badań właściwości mechanicznych stopu tytanu Ti6Al4V wytworzonego metodami addytywnymi. Wskazane tabele opracowano na podstawie 33 artykułów naukowych. Zawarte w tabelach dane są syntetycznym ujęciem właściwości materiału w funkcji: metody druku, kierunku druku i rodzaju obróbki cieplnej.

7.2. WNIOSKI DO DALSZYCH BADAŃ

Analiza wyników eksperymentalnych oraz sformułowane na jej podstawie wnioski pozwoliły na wyznaczenie kierunków prowadzenia dalszych badań i poszerzenia wiedzy na temat wytwarzania metalowych elementów konstrukcyjnych technologiami addytywnymi.

Przeprowadzone w ramach niniejszej rozprawy badania zmęczeniowe prowadzono na próbkach DMLS o chropowatości powierzchni w stanie powykonawczym ($R_a = 1,9 \mu\text{m}$). Założono, że elementy konstrukcyjne o skomplikowanej geometrii trudno jest poddać zabiegom obróbki powierzchniowej, przez co prowadzono badania dla próbek o wysokiej wartości chropowatości powierzchni. Dla elementów konstrukcyjnych, które poddawane są obciążeniom eksploatacyjnym o losowym charakterze i w których możliwa jest obróbka powierzchniowa należy kształtować strukturę geometryczną powierzchni w celu minimalizacji występowania wad powierzchniowych prowadzących do powstawania pęknięć zmęczeniowych oraz ich propagacji. Kierunek dalszych badań mogłyby zatem stanowić badania w zakresie niskocyklowego zmęczenia na elementach poddanych kształtowaniu struktury powierzchni. Badania mogłyby być prowadzone na elementach o różnych wartościach parametrów chropowatości mających istotny wpływ na trwałość zmęczeniową. Obróbka powierzchniowa przeprowadzona byłaby z użyciem metod niewywołujących dodatkowych naprężeń na obrabianej powierzchni np. obróbka elektrochemiczna. Pozwoliłoby to na wyznaczenie niskocyklowej trwałości zmęczeniowej w funkcji zmiennej struktury powierzchni.

Wykonane w ramach niniejszej rozprawy testy mogą stanowić podstawę do przeprowadzenia badań na elementach konstrukcyjnych ze stopu Ti6Al4V wytworzonych poprzez spiekanie laserowe. Użyte do badań próbki były

wytwarzane tylko w najsłabszym kierunku druku (zgodnie z osią Z). Badania twardości wskazały na izotropowość materiału. Jednakże pęknięcie elementów następowało równoległe do płaszczyzny druku. Elementy konstrukcyjne w trakcie eksploatacji poddawane są obciążeniom zmiennym o losowym charakterze oraz kierunku oddziaływania. Z tego względu elementy o skomplikowanej geometrii wytworzone technologią addytywną mogą posiadać jednocześnie różny kierunek druku względem zadanego obciążenia. Przeprowadzenie badań zmęczeniowych na tego typu elementach może pomóc przewidzieć ich trwałość.

BIBLIOGRAFIA

- [1] Ciraud, P., *Verfahren und Vorrichtung zur Herstellung beliebiger Gegenstände aus beliebigem schmelzbarem Material*, German patent application DE 2263777, priority filed December 28th, 1971, published July 5th, 1973.
- [2] Housholder, R., *Molding Process*, US patent 4,247,508, filed December 3rd, 1979, published January 27th, 1981.
- [3] Hull, C., *Method and apparatus for production of three-dimensional objects by stereolithography*, US patent 4,575,330, filed Aug. 8th, 1984, publ. March 11th, 1986.
- [4] Shellabear M., Nyrhilä O., 2004. DMLS – Development history and state of the art, *Proceedings of the 4th Laser Assisted Net Shape Engineering LANE 2004*, 1, 393-404.
- [5] Deckard, C., Method and apparatus for producing parts by selective sintering, US patent 4,863,538, filed October 17th, 1986, published September 5th, 1989.
- [6] Agius, D., Kourousis, K.I., Wallbrink, C., 2018. A Review of the As-Built SLM Ti-6Al-4V Mechanical Properties towards Achieving Fatigue Resistant Designs. *Metals*, 8, 75.
- [7] Buchbinder D., Schleifenbaum H., Heidrich S., Meiners W., Bültmann, J., 2011. High power Selective Laser Melting (HP SLM) of aluminum parts, *Physics Procedia*, 12 (1), 271-278.
- [8] Duda T., Raghavan L. V., 2016, 3D Metal Printing Technology, *IFAC-Papers On Line*, 49 (29), 103-110.
- [9] Ford S.L.N., 2014. Additive Manufacturing Technology: Potential Implications for U.S. Manufacturing Competitiveness, *Journal of International Commerce, Economics and Policy*, 6, 40.
- [10] Murr L. E., 2018. A Metallographic Review of 3D Printing/Additive Manufacturing of Metal and Alloy Products and Components, *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 7, 103-132.
- [11] Murr L. E, Martinez E, Amato K. N, Gaytan S. M, Hernandez J, Ramirez D. A, et al., 2012. Fabrication of Metal and Alloy Components by Additive Manufacturing: Examples of 3D Materials Science, *Journal of Materials Research and Technology*, 1 (1), 42-54.
- [12] Mower T. M., Long M. J., 2016. Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials, *Materials Science and Engineering A*, 651, 198-213.
- [13] Günther J., Leuders S., Koppa P., Tröster T., Henkel S., Biermann H., Niendorf T., 2018. On the effect of internal channels and surface roughness on the high-cycle fatigue performance of Ti-6Al-4V processed by SLM, *Materials and Design*, 143, 1-11.
- [14] Khairallah S. A., Anderson A.T., 2014. Mesoscopic simulation model of selective laser melting of stainless steel powder, *Journal of Materials Processing Technology*, 214, 2627-2636.
- [15] Shahzad K., Deckers J., Zhang Z., Kruth J., Vleugels J., 2014. Additive manufacturing of zirconia parts by indirect selective laser sintering, *Journal of the European Ceramic Society*, 34 (1), 81-89.
- [16] Shellabear M., Nyrhilä O., 2004., DMLS – Development history and state of the art, Presented at LANE 2004 conference, Erlangen, Germany.

- [17] Pirozzi C., Franchitti S., Borrelli R., Chiariello A., Di Palma L., 2020. The effect of post-processing on the mechanical behavior of Ti6Al4V manufactured by electron beam powder bed fusion for general aviation primary structural applications, *Aerospace*, 7, 75.
- [18] Frazier W., 2014. Metal additive manufacturing: a review, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 23, 1917-1928.
- [19] Yap C. Y., Chua C. K., Dong Z. L., Liu Z. H., Zhang D. Q., Loh L. E., Sing S. L., 2015, Review of selective laser melting: Materials and applications, *Applied Physics Reviews*, 2 (4), 041101
- [20] Qian M., Xu W., Brandt M., Tang H. P., 2016. Additive manufacturing and postprocessing of Ti-6Al-4V for superior mechanical properties, *MRS Bulletin*, 41 (10), 775-784.
- [21] Kruth J.P., Mercelis P., van Vaerenbergh J., Froyen L., Rombouts M., 2005. Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting. *Rapid Prototyp*, 11, 26-36.
- [22] Weißmann V., Bader R., Hansmann H., Laufer N., 2016. Influence of the structural orientation on the mechanical properties of selective laser melted Ti6Al4V open-porous scaffolds. *Materials & Design*, 95, 188-197.
- [23] Herzog D., Seyda V., Wycisk E., Emmelmann C., 2016. Additive manufacturing of metals, *Acta Materialia*, 117, 371-392.
- [24] Strona internetowa [dostęp: 20.07.2021] <https://www.additively.com/en/learn-about/electron-beam-melting>
- [25] Rafi H., Karthik N., Gong H., Starr T., Stucker B., 2013. Microstructures and mechanical properties of Ti6Al4V parts fabricated by selective laser melting and electron beam melting, *Journal of Materials Engineering and Performance*, 22 (12), 3872-3883.
- [26] Beretta S., Romano S., 2017. A comparison of fatigue strength sensitivity to defects for materials manufactured by AM or traditional processes, *International Journal of Fatigue*, 94, 178-191.
- [27] Mahamood R., Akinlabi E., Shukla M., Pityana S., 2013. Scanning velocity influence on microstructure, microhardness and wear resistance performance of laser deposited Ti6Al4V/TiC composite, *Materials & Design*, 50, 656-666.
- [28] Lanfant B., Bär F., Mohanta A., Leparoux M., 2019. Fabrication of Metal Matrix Composite by Laser Metal Deposition—A New Process Approach by Direct Dry Injection of Nanopowders, *Materials*, 12, 3584.
- [29] Hassanajili S., Karami-Pour A., Oryan A., Talaei-Khozani T., 2019. Preparation and characterization of PLA/PCL/HA composite scaffolds using indirect 3D printing for bone tissue engineering, *Materials Science and Engineering: C Materials for Biological Applications* 104, 109960.
- [30] Strona internetowa [dostęp: 20.07.2021] www.eso.info
- [31] Dallago M., Fontanari V., Torresani E., Leoni M., Pederzoli C., Potrich C., Benedetti M., 2018. Fatigue and biological properties of Ti-6Al-4V ELI cellular structures with variously arranged cubic cells made by selective laser melting, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 78, 381-394.
- [32] Raja V., Zhang S., Garside J., Ryall C., Wimpenny D., 2006. Rapid and cost-effective manufacturing of high-integrity aerospace components, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 27, 759-773.
- [33] Strona internetowa [dostęp: 20.07.2021] www.sauberflteam.com

- [34] Strona internetowa [dostęp: 20.07.2021] <https://pl.dreamstime.com/surowy-ilmenitu-kamie%C5%84-na-bielu-titanium-kruszec-image134143488>
- [35] Strona internetowa [dostęp: 20.07.2021] <https://nationalgemlab.in/rutile/>
- [36] Strona internetowa [dostęp: 20.07.2021] <https://www.tag.it/leghe-di-titanio-introduzione-caratteristiche-applicazioni>
- [37] Dobrzański L., 2004. Metalowe materiały inżynierskie, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne Warszawa.
- [38] Bieler T. R., Trevino R. M., Zeng L., 2005. Alloys: Titanium, Encyclopedia of Condensed Matter Physics, Elsevier, 65-76
- [39] Martin J. W., 2006. Metals and alloys, Materials for Engineering, Woodhead Publishing, 71-132.
- [40] Polmear I., St John J., Nie J., Qian M., 2017. Titanium Alloys, Light Alloys, Butterworth-Heinemann, 369-460.
- [41] Sankaran K., Mishra R., 2017. Titanium Alloys, Metallurgy and Design of Alloys with Hierarchical Microstructures, Elsevier, 177-288.
- [42] Eisen W. B., Ferguson B. L., German R. M., Iacocca R., Lee P. W., Madan D., Moyer K., Sanderow H., Trudel Y., 1998. Powder metal technologies and applications, ASM Handbook, United States.
- [43] Chodorowski J., Ciszewski A., Radomski T., 1983. Materiałoznawstwo lotnicze, Wydawnictwo Politechniki Warszawskiej.
- [44] ISO 5832:2020 Implanty dla chirurgii - Materiały metalowe.
- [45] ISO 6892-1:2020 Metale - Próba rozciągania - Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej.
- [46] Bocchetta P., Chen Y. L., Dias Corpa Tardelli J., Cândido dos Reis A., Almeraya-Calderón F., Leo P., 2021., Passive Layers and Corrosion Resistance of Biomedical Ti-6Al-4V and β -Ti Alloys, *Coatings*, 11, 487.
- [47] Froes F., Friedrich H., Kiese J., Bergoint D., 2004. Titanium in the Family Automobile: The Cost Challenge, *JOM*, 56, 40-44.
- [48] Strona internetowa [dostęp: 20.07.2021] <https://www.assemblymag.com/articles/93176-additive-manufacturing-takes-off-in-aerospace-industry>
- [49] Liu S., Shin Y., 2018. Additive manufacturing of Ti6Al4V alloy: A review, *Materials & Design*, 164, 107552.
- [50] Riemer A., Leuders S., Thöne M., Richard H., Tröster T., Niendorf T., 2014. On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting, *Engineering Fracture Mechanics*, 120, 15-25.
- [51] Karolewska K., Ligaj B., Wirwicki M., Szala G., 2020. Strength analysis of Ti6Al4V titanium alloy produced by the use of additive manufacturing method under static load conditions, *Journal of Materials Research and Technology*, 9, 1365-1379.
- [52] Li P., Guo W., Yuan K., Su Y., Wang J., Lin X., Li Y., 2020. Effects of processing defects on the dynamic tensile mechanical behavior of laser-solid-formed Ti-6Al-4V, *Materials Characterization*, 140, 15-29
- [53] Ren S., Chen Y., Liu T., Qu Xuanhui, 2019. Effect of Build Orientation on Mechanical Properties and Microstructure of Ti-6Al-4V Manufactured by Selective Laser Melting, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 50, 4388-4409.
- [54] Chandramohan P., Bhero S., Obadele B., Olubambi P., Ravisankar B., 2018.

- Effect of built orientation on direct metal laser sintering of Ti-6Al-4V, *Indian Journal of Engineering and Materials Sciences*, 25 (1), 69-77.
- [55] Biffi C., Fiocci J., Ferrario E., Fornaci A., Riccio M., Romeo M., Tuissi A., 2020. Effects of the scanning strategy on the microstructure and mechanical properties of a TiAl6V4 alloy produced by electron beam additive manufacturing, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 107, 4913-4924.
- [56] Liu Z., Wang Z., Gao C., Liu R., Xiao Z., 2020. Microstructure, Anisotropic Mechanical Properties and Very High Cycle Fatigue Behavior of Ti6Al4V Produced by Selective Electron Beam Melting, *Metals and Materials International*, s12540-020-00664-2.
- [57] Bandyopadhyay A., Upadhyayula M., Traxel K., Onuiké B., 2020. Influence of deposition orientation on fatigue response of LENS™ processed Ti6Al4V, *Materials Letters*, 255, 12654.
- [58] Pirozzi C., Franchitti S., Borrelli R., Chiariello A., Di Palma L., 2020. The Effect of Post-Processing on the Mechanical Behavior of Ti6Al4V Manufactured by Electron Beam Powder Bed Fusion for General Aviation Primary Structural Applications, *Aerospace*, 7 (6), 75.
- [59] Chang K., Liang E., Huang W., Zhang X., Chen Y., Dong J., Zhang R., Microstructural feature and mechanical property in different building directions of additive manufactured Ti6Al4V alloy, 2020. *Materials Letters*, 267, 127516.
- [60] Morettini G., Razavi S., Zucca G., 2019. Effects of build orientation on fatigue behavior of Ti-6Al-4V as-built specimens produced by direct metal laser sintering, *Procedia Structural Integrity*, 24, 349-359.
- [61] Hartunian P., Eshraghi M., 2018. Effect of Build Orientation on the Microstructure and Mechanical Properties of Selective Laser-Melted Ti-6Al-4V Alloy, *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2 (4), 69.
- [62] Edwards P., Ramulu M., 2014. Fatigue performance evaluation of selective laser melted Ti-6Al-4V, *Materials Science and Engineering A – Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing*, 598, 327-337.
- [63] Buchbinder D., Schleifenbaum H., Heidrich S., Meiners W. Bültmann, J., 2011. High power Selective Laser Melting (HP SLM) of aluminum parts, *Physics Procedia*, 12 (1), 271-278.
- [64] Kempen K., Thijs L., Van Humbeeck, J., Kruth J., 2012. Mechanical Properties of AlSi10Mg Produced by Selective Laser Melting, *Physics Procedia*, 39, 439–446.
- [65] Wang Z., Palmer T., Beese A., 2016. Effect of processing parameters on microstructure and tensile properties of austenitic stainless steel 304L made by directed energy deposition additive manufacturing, *Acta Materialia*, 110, 226–235.
- [66] Luo C., Zhang Y., 2019, Effect of printing orientation on anisotropic properties in resistance spot welded 316L stainless steels via selective laser melting, *Materials Letters*, 254, 237-241
- [67] Mukherjee M., 2019. Effect of build geometry and orientation on microstructure and properties of additively manufactured 316L stainless steel by laser metal deposition, *Materialia*, 7, 100359.
- [68] Shrestha R., Simsiriwong J., Shamsaei N., 2019. Fatigue behavior of additive manufactured 316L stainless steel parts: Effects of layer orientation and surface

- roughness, *Additive Manufacturing*, 28, 23-38.
- [69] Smith D., Bicknell J., Jorgensen L., Patterson B., Cordes N., Tsukrov I., Knezevic M., 2016. Microstructure and mechanical behavior of direct metal laser sintered Inconel alloy 718, *Materials Characterization*, 113, 1-9.
- [70] Liu S., Li H., Qin C., Zong R., Fang X., 2020. The effect of energy density on texture and mechanical anisotropy in selective laser melted Inconel 718, *Materials & Design*, vol.191, 108642.
- [71] Witkin D., Patel D., Albright T., Bean G., McLouth T., 2020, Influence of surface conditions and specimen orientation on high cycle fatigue properties of Inconel 718 prepared by laser powder bed fusion, *International Journal of Fatigue*, 132, 105392.
- [72] Yadollahi A., Shamsaei N., Thompson S. M., Elwany A., Bian L., 2017. Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel, *International Journal of Fatigue*, 94, 218–235.
- [73] Yadollahi A., Mahmoudi M., Elwany E., Doude H., Bian L., Newman J., 2020. Fatigue-life prediction of additively manufactured material: Effects of heat treatment and build orientation, *Fatigue & fracture of engineering materials & structures*, 43 (4), 831-844.
- [74] Brookes K., 2016. Maraging steel for additive manufacturing, *Metal Powder Report*, 71 (3), 149–152.
- [75] Yao Y., Wang K., Wang X., Li L., Cai W., Kelly S., Esparragoza N., Rosser M., Yan F., 2020. Microstructural heterogeneity and mechanical anisotropy of 18Ni-330 maraging steel fabricated by selective laser melting: The effect of build orientation and height, *Journal of Materials Research*, 35 (15), 2065-2076.
- [76] Gong H., Rafi K., Gu H., Janaki Ram G., Starr T., Stucker B., 2015. Influence of defects on mechanical properties of Ti-6Al-4V components produced by selective laser melting and electron beam melting, *Materials and Design*, 86, 545–554.
- [77] Kempen K., Yasa E., Thijs L., Kruth J., Van Humbeeck J., 2011. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted 18Ni-300 steel, *Physics Procedia*, 12 (1), 255–263.
- [78] Casalino G., Campanelli S., Contuzzi N., Ludovico, A., 2015. Experimental investigation and statistical optimisation of the selective laser melting process of a maraging steel, *Optics and Laser Technology*, 65, 151-158.
- [79] Shipley H., McDonnell D., Culleton M., Coull R., Lupoi R., O'Donnell G., Trimble D., 2018. Optimisation of process parameters to address fundamental challenges during selective laser melting of Ti-6Al-4V: A review, *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 128, 1-20.
- [80] Hsu T., Jhong Y., Tsai M., 2020. Effect of Gradient Energy Density on the Microstructure and Mechanical Properties of Ti6Al4V Fabricated by Selective Electron Beam Additive Manufacture, *Materials*, 13 (7), 1509.
- [81] Crupi V., Kara E., Epasto G., Guglielmino G., Aykul H., 2017. Static behavior of lattice structures produced via direct metal laser sintering technology, *Materials and Design*, 135, 246-256.
- [82] Kasperovich G., Haubrich J., Gussone J., Requena G., 2016. Correlation between porosity and processing parameters in TiAl6V4 produced by selective laser melting, *Materials & Design*, vol. 105, p. 160-170.

- [83] Han J., Yang J., Yu H., Yin J., Gao M., Wang Z., Zeng X., 2017. Microstructure and mechanical property of selective laser melted Ti6Al4V dependence on laser energy density, *Rapid Prototyping Journal*, 23 (2), 217-226.
- [84] Cunningham R., Narra S., Montgomery C., Beuth J., Rollett A., 2017. Synchrotron-Based X-ray Microtomography Characterization of the Effect of Processing Variables on Porosity Formation in Laser Power-Bed Additive Manufacturing of Ti-6Al-4V, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 69, 479-484.
- [85] Attar H., Calin M., Zhang L., Scudino S., Eckert J., 2014. Manufacture by selective laser melting and mechanical behavior of commercially pure titanium, *Materials Science and Engineering:A*, 593, 170-177.
- [86] Attar H., Bönisch M., Calin M., Zhang L., Scudino S., Eckert J., 2014. Selective laser melting of in situ titanium–titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties, *Acta Materialia*, 76, 13-22.
- [87] Pal S., Lojen G., Kokol V., Drstvensek I., 2018. Evolution of metallurgical properties of Ti-6Al-4V alloy fabricated in different energy densities in the Selective Laser Melting technique, *Journal of Manufacturing Processes*, 35, 538-546.
- [88] Hagedorn-Hansen D., Bezuidenhout M., Dimitrov D., Oosthuizen G., 2020. The effect of selective laser melting scan strategies on deviation of hybrid parts, *South African Journal of Industrial Engineering*, 28 (3), 200-212.
- [89] Nickel A., Barnett D., Prinz F., 2001. Thermal stresses and deposition patterns in layered manufacturing, *Materials Science and Engineering: A*, 317, 59-64.
- [90] Kempen K., Thijs L., Vrancken B., Bols S., Van Humbeeck J., Kruth J., 2013. Lowering thermal gradients in Selective Laser melting by pre-heating the baseplate, *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, 24.
- [91] Kumar P., Prakash O., Ramamurty U., 2018. Micro-and meso-structures and their influence on mechanical properties of selectively laser melted Ti-6Al-4V, *Acta Materialia*, 154, 246-260.
- [92] Leicht A., Yu C., Luzin V., Klement U., Hryha E., 2020. Effect of scan rotation on the microstructure development and mechanical properties of 316L parts produced by laser powder bed fusion, *Materials Characterization*, 163, 110309.
- [93] Sun D., Gu D., Lin K., Ma J., Chen W., Huang J., Sun X., Chu M., 2019. Selective laser melting of titanium parts: Influence of laser process parameters on macro- and microstructures and tensile property, *Powder Technology*, 342, 371-379.
- [94] Yakout M., Elbestawi M., Veldhuis S., 2020. A study of the relationship between thermal expansion and residual stresses in selective laser melting of Ti-6Al-4V, *Journal of Manufacturing Processes*, 52, 181-192.
- [95] Mercelis P., Kruth J., 2006. Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyping Journal*, 12 (5), 254–265.
- [96] Benedetti M., Torresani E., Leoni M., Fontanari V., Bandini M., Pederzoli C., Potrich C., 2017. The effect of post-sintering treatments on the fatigue and biological behavior of Ti-6Al-4V ELI parts made by selective laser melting, *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 71, 295-306.
- [97] Xiao Z., Chen C., Zhu H., Hu Z., Nagarajan B., Guo L., Zeng X., 2020. Study of residual stress in selective laser melting of Ti6Al4V, *Materials and Design*,

- 193, 108846.
- [98] Bian P., Shi J., Liu Y., Xie Y., 2020. Influence of laser power and scanning strategy on residual stress distribution in additively manufactured 316L steel, *Optics and Laser Technology*, 132, 106477.
- [99] Acevedo R., Sedlak P., Kolman R., Fredel M., 2020. Residual stress analysis of additive manufacturing of metallic parts using ultrasonic waves: State of the art review, *Journal of Materials Research and Technology*, 9 (4), 9457-9477.
- [100] Triantaphyllou A., Giusca C., Macaulay G., Roerig F., Hoebel M., Leach R., Tomita B., Milne K., 2015. Surface texture measurement for additive manufacturing, *Surface Topography: Metrology and Properties*, 3 (2), 24002.
- [101] Navarro C., Vázquez J., Domínguez J., Perrián A., Herrera García M., et al., 2020. Effect of surface treatment on the fatigue strength of additive manufactured Ti6Al4V alloy, *Frattura ed Integrità Strutturale*, 53, 337-344.
- [102] Zhang P., Zhang D., Peng D., Li Z., Mao Z., 2018. Rolling contact fatigue performance evaluation of Ti-6Al-4V parts processed by selective laser melting, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 96, 3533-3543.
- [103] Kasperovich G., Hausmann J., 2015. Improvement of fatigue resistance and ductility of TiAl6V4 processed by selective laser melting, *Journal of Materials Processing Technology*, 220, 202-214.
- [104] Bandyopadhyay A., Upadhyayula M., Traxel K., Onuiké B., 2019. Influence of deposition orientation on fatigue response of LENSTM processed Ti6Al4V, *Materials Letters*, vol. 225, 126541
- [105] Benedetti M., Fontanari V., Bandini M., Zanini F., Carmignato S., 2018. Low- and high-cycle fatigue resistance of Ti-6Al-4V ELI additively manufactured via selective laser melting: Mean stress and defect sensitivity, *International Journal of Fatigue*, 107, 96-109.
- [106] Nicoletto G., 2018. Directional and notch effects on the fatigue behavior of as-built DMLS Ti6Al4V, *International Journal of Fatigue*, 106, 124-131.
- [107] Yan X., Lupoi R., Wu H., Ma W., Liu M., O'Donnell G., Yin S., 2019. Effect of hot isostatic pressing (HIP) treatment on the compressive properties of Ti6Al4V lattice structure fabricated by selective laser melting, *Materials Letters*, 255, 126537.
- [108] Zhang M., Yang Y., Wang D., Xiao Z., Song C., Weng C., 2018. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V gradient structures manufactured by selective laser melting, *Materials Science & Engineering A*, 736, 288-297.
- [109] Wang W., Wang D., Li C., Yang G., Ren Y., Qin L., 2020. Effect of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V jointing parts processed by laser additive manufacturing, *Materials Science & Engineering*, 788, 139544.
- [110] Yan X., Yin S., Chen C., Huang C., Bolot R., Lupoi R., Kuang M., Ma W., Coddet C., Liao H., Liu M., 2018. Effect of heat treatment on the phase transformation and mechanical properties of Ti6Al4V fabricated by selective laser melting, *Journal of Alloys and Compounds*, 764, 1056-1071.
- [111] Liang Z., Sun Z., Zhang W., Wu S., Chang H., 2019. The effect of heat treatment on microstructure evolution and tensile properties of selective laser melted Ti6Al4V alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, 78, 1041-1048.

- [112] Chena C., Xie Y., Yan X., Yin S., Fukanuma H., Huang R., Zhao R., Wang J., Ren Z., Liu M., Liao H., 2019. Effect of hot isostatic pressing (HIP) on microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V alloy fabricated by cold spray additive manufacturing, *Additive Manufacturing*, 27, 595-605.
- [113] Frkan M., Konecna R., Nicoletto G., Kunz L., 2019. Microstructure and fatigue performance of SLM-fabricated Ti6Al4V alloy after different stress-relief heat treatments, *Transportation Research Procedia*, 40, 24-29.
- [114] Ahmadi S., Jain R., Zadpoor A., Ayas C., Popovich V., 2017. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical behaviour of additive manufactured porous Ti6Al4V, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 293, 012009.
- [115] Mierzejewska Z., 2019. Effect of Laser Energy Density, Internal Porosity and Heat Treatment on Mechanical Behavior of Biomedical Ti6Al4V Alloy Obtained with DMLS Technology, *Materials*, 12 (14), 2331.
- [116] Roudnicka M., Mertova K., Vojtech D., 2019. Influence of hot isostatic pressing on mechanical response of as-built SLM titanium alloy, *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*, 629, 012034.
- [117] Borrego L., De Jesus J., Ferreira J., Costa J., Capela C., 2019. Assessment of the fatigue performance of heat-treated additive manufactured TiAl6V4 specimens, *Procedia Structural Integrity*, 18, 651-656.
- [118] Benedetti M., Cazzolli M., Fontanari V., Leoni M., 2016. Fatigue limit of Ti6Al4V alloy produced by Selective Laser Sintering, 21st European Conference on Fracture in Catania, *Procedia Structural Integrity*, 2, 3158-3167.
- [119] Wu M., Chen J., Lin B., Chiang P., 2017. Improved fatigue endurance ratio of additive manufactured Ti-6Al-4V lattice by hot isostatic pressing, *Materials & Design*, 134, 163-170.
- [120] Greitemeier D., Palm F., Syassen F., Melz T., 2016. Fatigue performance of additive manufactured TiAl6V4 using electron and laser beam melting, *International Journal of Fatigue*, 94 (2), 211-217.
- [121] Konecna R., Kunz L., Baca A., Nicoletto G., 2016. Long fatigue crack growth in Ti6Al4V produced by direct metal laser sintering, 18th International Colloquium on Mechanical Fatigue of Metals in Gijon, *Procedia Engineering*, 160, 69-76.
- [122] Rafi H., Starr T., Stucker B., 2013. A comparison of the tensile, fatigue, and fracture behavior of Ti-6Al-4V and 15-5 PH stainless steel parts made by selective laser melting, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 69, 1299-1309.
- [123] Konecna R., Kunz L., Baca A., Nicoletto G., 2017. Resistance of direct metal laser sintering Ti6Al4V alloy against growth of fatigue cracks, *Engineering Fracture Mechanics*, 185, 82-91.
- [124] Quintana O., Tong W., 2017. Effects of oxygen content on tensile and fatigue performance of Ti-6Al-4V manufactured by Selective Laser Melting, *The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 69, 2693-2697.
- [125] Austin D., Bevan M., East D., Brown A., Ameri A., Hazell P., Chen A., Chan S., Quadir M., Escobedo J., 2017. Microstructural investigation and impact testing of additive manufactured Ti-6Al-4V, Symposium on Characterization of Minerals, Metals, and Materials in San Diego, *Minerals Metals & Materials Series*, 191-199.

- [126] PN-74/H-04327:1974 Badanie metali na zmęczenie - Próba osiowego rozciągania - ściskania przy stałym cyklu obciążeń zewnętrznych.
- [127] PN-EN 4267:2004 Lotnictwo i kosmonautyka -- Pręty okrągłe z tytanu i stopów tytanu.
- [128] Strona internetowa: <https://www.eos.info/en/additive-manufacturing/3d-printing-metal/dmls-metal-materials/titanium-ti64-ticp>
- [129] PN-84/H-04334 Badania niskocyklowego zmęczenia metali.
- [130] Karolewska K., Ligaj B., Boroński D., 2020. Strain Analysis of Ti6Al4V Titanium Alloy Samples Using Digital Image Correlation, *Materials*, 13 (15), 3398.
- [131] PN-76/H-04325:1976 Badanie metali na zmęczenie - Pojęcia podstawowe i ogólne wytyczne przygotowania próbek oraz przeprowadzenia prób.
- [132] PN-EN ISO 4287:1999/A1:2010 Specyfikacje geometrii wyrobów - Struktura geometryczna powierzchni: metoda profilowa - Terminy, definicje i parametry struktury geometrycznej powierzchni.
- [133] PN-EN ISO 6892-1:2020 Metale -- Próba rozciągania -- Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej.
- [134] Bahrami B., Ayatollahi M. R., Torabi A.R., 2019. Application of digital image correlation method for determination of mixed mode stress intensity factors in sharp notches, *Optics and Lasers in Engineering*, 124, 105830.
- [135] Boniotti L., Beretta S., Patriarca L., Rigoni L., Foletti L., 2019. Experimental and numerical investigation on compressive fatigue strength of lattice structures of AlSi7Mg manufactured by SLM, *International Journal of Fatigue*, 128, 10518.
- [136] Turoń B., Ziąja D., Miller B., 2017. Rejestracja i analiza pól przemieszczeń i odkształceń za pomocą systemu cyfrowej korelacji obrazu 3D, *Journal of civil engineering, environment and architecture*, 34, 7-28.
- [137] Zhang J., Zhang Y., Li W., Karnati S., Liou F., Newkirk J.W., 2018. Microstructure and properties of functionally graded materials Ti6Al4V/TiC fabricated by direct laser deposition, *Rapid Prototyping Journal*, 24 (4), 677-687.
- [138] Zhang X., Zhang Y., Wu Y., Ao S., Luo Z., 2019. Effects of melting-mixing ratio on the interfacial microstructure and tensile properties of austenitic–ferritic stainless steel joints, *Journal of Materials Research and Technology*, 8 (3), 2649-2661.
- [139] Marciniak T., Lutowski Z., Bujnowski S., Boronski D., Giesko T., 2012. Application of Digital image Correlation in Fatigue Crack Analysis, *Fatigue Failure and Fracture Mechanics*, Edited by: D. Skibicki, Book Series: Materials Science Forum, 726, 218.
- [140] PN-EN ISO 6507-1:2018 Metale - Pomiar twardości sposobem Vickersa - Część 1: Metoda badania.
- [141] Ligaj B., Szala G., 2013. Hybrydowa metoda obliczeń trwałości zmęczeniowej, Wydawnictwo Naukowe Instytutu Technologii Eksploatacji – Państwowego Instytutu Badawczego w Radomiu.

STRESZCZENIE

Analiza właściwości zmęczeniowych elementów ze stopu Ti6Al4V wytworzonych technologią addytywną

mgr inż. Karolina Karolewska

Słowa kluczowe: Ti6Al4V, badania zmęczeniowe, właściwości mechaniczne, metoda addytywna, DMLS

Osiągnięciem naukowym rozprawy jest wykazanie różnic właściwości mechanicznych elementów ze stopu tytanu Ti6Al4V wykonanych metodą addytywną DMLS (kierunek druku zgodny z osią Z) w porównaniu do właściwości elementów wykonanych z pręta ciągnionego. Badania w warunkach obciążeń statycznych i zmiennych wykazały istotnie różne wyniki, co ma bezpośredni związek z metodą wytwarzania, a tym samym ze strukturą materiału obiektów badań. Wskazane obiekty wykonane metodą addytywną zgodnie z osią Z (pod kątem 90°) charakteryzują się:

- a) wyższą wartością wybranych parametrów dla obciążeń statycznych tj. wytrzymałości na rozciąganie R_m , umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$
- b) zbliżoną wartością modułu sprężystości podłużnej E ,
- c) niższą wartością wydłużenia materiału A przy obciążeniu zrywającym,
- d) wyższą trwałością zmęczeniową w warunkach obciążeń stałoamplitudowych $R=-1$ w zakresie niskocyklowego zmęczenia,
- e) niższą trwałością zmęczeniową w warunkach obciążeń programowanych,
- f) wyższą wartością amplitudy naprężeń σ_a odpowiadającej amplitudzie odkształcenia ε_{ac} powyżej 0,007 mm/mm (odczytywanej z wykresu Ramberga-Osgooda),
- e) wyższą twardością powierzchniową materiału,

w porównaniu do wyników uzyskanych dla próbek wykonanych z pręta ciągnionego.

Kierunek druku zgodny z osią Z pozwala na wytworzenie elementów o najniższych wartościach wytrzymałościowych w stosunku do dwóch pozostałych kierunków druku tj. wytwarzania pod kątem 45° (najkorzystniejsze ustawienie elementu) oraz wytwarzania pod kątem 0°. Wszystkie obiekty badań

użyte do realizacji pracy oraz opisane w literaturze wykonano z tego samego rodzaju stopu tytanu Ti6Al4V.

Ważnym aspektem ze względu na analizę wyników badań jest to, że struktura materiału obiektów badań wykonanych metodą addytywną jest strukturą martenzytyczną z widocznymi listwami martenzytu, natomiast obiekty badań wykonane z pręta ciągnionego posiadają strukturę dwufazową $\alpha+\beta$ (płytki martenzytu α otoczone dookoła ziarnami β). Dla stopu tytanu Ti6Al4V wytwarzanego metodami metalurgicznymi najczęściej występującą strukturą jest struktura dwufazowa $\alpha+\beta$, która zapewnia wymaganą wytrzymałość i plastyczność materiału. W przypadku elementów drukowanych ze stopu Ti6Al4V uzyskuje się strukturę martenzytyczną powstającą na skutek wysokiej temperatury procesu druku, a także dużej prędkości chłodzenia materiału.

W części eksperymentalnej pracy realizowano testy na obiektach badań wykonanych ze stopu tytanu Ti6Al4V. Obiekty do badań przygotowano metodą tradycyjną (próbki toczone z pręta ciągnionego) i metodą addytywną DMLS. W przypadku obydwu rodzajów obiektów badań przeprowadzono obróbkę cieplną materiału polegającą na wyżarzeniu w temperaturze 840°C przez 1 godzinę, a następnie chłodzeniu do temperatury otoczenia. Wykonane badania dotyczyły:

- a) wyznaczenie właściwości materiału w warunkach obciążeń zmiennych dla niskocyklowego zakresu zmęczenia,
- b) wyznaczenia właściwości materiału w warunkach obciążeń statycznych,
- c) wyznaczenia twardości powierzchniowej obiektów,
- d) oceny cech geometrycznych stosowanych obiektów.

W ramach realizacji pracy przeprowadzono:

- statyczną próbę rozciągania zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2016,
- badania w warunkach obciążeń zmiennych stałoamplitudowych R=-1 dla zakresu niskocyklowego zmęczenia,
- badania w warunkach obciążeń programowanych (Lo-Hi-Lo) w oparciu o sterowanie odkształceniem ($\epsilon_{ac\ min} = 0,6\%$ - $\epsilon_{ac\ max} = 1,1\%$ - $\epsilon_{ac\ min} = 0,6\%$),
- badania twardości materiału,
- badania cech geometrycznych obiektów badań.

SUMMARY

Analysis of fatigue properties of Ti6Al4V alloy element produced by additive technology

mgr inż. Karolina Karolewska

Keywords: Ti6Al4V, fatigue tests, mechanical properties, additive method, DMLS

The dissertation scientific achievement is to indicate the mechanical properties differences of the Ti6Al4V titanium alloy elements produced using the additive technology DMLS (printing direction in accordance with the Z axis) compared to the properties of elements made of a drawn bar. The tests under static and variable loads showed significantly different results, which is directly related to the manufacturing method, and thus to the test objects material structure. The indicated specimens produced by the additive method according to the Z axis (at an angle of 90 °) are characterized by:

- a) higher value of selected parameters for static loads, i.e. tensile strength S_u , yield point $S_{y0,2}$,
- b) a similar value of the longitudinal elasticity modulus E,
- c) lower value of material A elongation at breaking load,
- d) higher fatigue life under constant amplitude loads $R=-1$ in the range of low-cycle fatigue,
- e) lower fatigue life under programmed loads,
- f) a higher value of the stress amplitude σ_a corresponding to the strain amplitude ε_{ac} above 0.007 mm/mm (read from the Ramberg-Osgood diagram),
- e) higher surface hardness of the material,

in comparison to the results obtained for specimens made of a drawn bar.

The Z-axis printing direction allows for the production of elements with the lowest strength values in relation to the other two printing directions, i.e. production at an angle of 45° (the most advantageous positioning of the element) and production at an angle of 0 °. All test objects used for the work and described in the literature were made of the same type of titanium Ti6Al4V.

An important aspect in terms of the test results analysis is that the test objects structure produced by the use of the additive method is a martensitic structure with visible acicular martensite, while the test objects made of a drawn bar have a two-phase structure $\alpha+\beta$ (martensite plates surrounded by β grains). For the Ti6Al4V titanium alloy produced by metallurgical methods, the most common structure is the $\alpha+\beta$ two-phase structure, which provides the required strength and plasticity of the material. In the case of the Ti6Al4V alloy printed elements, a martensitic structure is obtained due to the printing process high temperature and the high cooling speed of the material.

In the experimental part of the dissertation, tests were carried out on objects made of Ti6Al4V titanium alloy. The test objects were prepared using the traditional method (samples turned from a drawn bar) and the DMLS additive method. In the case of both types of research objects, the material was heat treated by annealing at the temperature of 840°C for 1 hour, and then cooling it to the ambient temperature. The tests performed concerned:

- a) determination of material properties under variable load conditions for the low-cycle fatigue range,
- b) determination of material properties under static load conditions,
- c) determination of the objects surface hardness,
- d) assessment of the test objects geometrical features.

As part of the dissertation, the following were carried out:

- static tensile test in accordance with PN-EN ISO 6892-1: 2016,
- tests under constant amplitude variable loads $R = -1$ for the low-cycle fatigue range,
- tests under programmed load conditions (Lo-Hi-Lo) based on deformation control ($\epsilon_{ac\ min} = 0.6\% - \epsilon_{ac\ max} = 1.1\% - \epsilon_{ac\ min} = 0.6\%$),
- material hardness tests,
- geometrical features tests of research objects.