

WOJSKOWA AKADEMIA TECHNICZNA

im. Jarosława Dąbrowskiego

Wydział Inżynierii Mechanicznej

Instytut Robotów i Konstrukcji Maszyn



mgr inż. Janusz Marian KLUCZYŃSKI

**Kształtowanie właściwości wytrzymałościowych elementów ze stali
316L wytworzonych przyrostową techniką SLM**

Rozprawa doktorska

Promotor: prof. dr hab. inż. Lucjan ŚNIEŻEK

Promotor pomocniczy: dr inż. Krzysztof Grzelak

Warszawa 2020

Składam serdeczne podziękowania Promotorowi, Panu prof. dr hab. inż. Lucjanowi Śnieżkowi za okazaną pomoc w czasie realizacji pracy. Dziękuję za dawanie przykładu wytrwałej i sumiennej postawy w dążeniu do celu, a także za mile spędzony czas podczas konsultacji zagadnień związanych z niniejszą pracą.

Promotorowi pomocniczemu, Panu dr inż. Krzysztofowi Grzelakowi składam podziękowania za udzieloną pomoc merytoryczną, a także za ciągłą gotowość do udzielania wsparcia w wielu kwestiach związanych z prowadzeniem badań naukowych.

Składam wyrazy szczególnej wdzięczności wszystkim pracownikom i doktorantom Instytutu Robotów i Konstrukcji Maszyn za udzieloną pomoc w prowadzeniu badań, życzliwość i miłą atmosferę pracy.

Pragnę podziękować mojej Rodzinie za wsparcie i motywowanie mnie w nieustannym dążeniu do obranych celów.

Pracę dedykuję Żonie Magdalenie.

Spis treści

Wprowadzenie	8
1. Zastosowanie technik przyrostowych do wytwarzania struktur metalowych. 11	
1.1. Istota kształtowania przyrostowego metalowych elementów	11
1.2. Analiza literaturowa kształtowania przyrostowego struktur metalowych	13
1.3. Rodzaje proszków metali stosowanych w technice SLM	18
2. Przegląd literatury dotyczącej właściwości użytkowych elementów wytworzonych techniką SLM ze stali 316L	21
2.1. Struktura i naprężenia własne	22
2.2. Właściwości wytrzymałościowe statyczne.....	32
2.3. Właściwości zmęczeniowe	35
3. Podsumowanie i wnioski z analizy stanu problemu	43
4. Cel i zakres pracy	45
5. Program badań.....	47
5.1. Plan badań	47
5.2. Przygotowanie próbek do badań.....	49
5.3. Metody badawcze	54
6. Dobór parametrów wytwarzania elementów modelowych	61
6.1. Realizacja procesu wytwarzania elementów modelowych	61
6.2. Badania mikrostruktury	65
6.3. Badania porowatości.....	67
6.4. Pomiary mikrotwardości	73
7. Badania właściwości mechanicznych i naprężeń własnych.....	80
7.1. Pomiary twardości sklerometrycznej i instrumentalnej	80
7.1.1. Analiza zarejestrowanych odczytów siły tarcia	81
7.1.2. Badania twardości sklerometrycznej.....	83
7.1.3. Badania twardości instrumentalnej	84

7.2. Analiza stanu naprężeń własnych	87
7.3. Badania wytrzymałości statycznej.....	89
7.3.1. Analiza procesu odkształcania powierzchni podczas statycznego rozciągania	93
7.3.2. Analiza powierzchni przełomów po statycznej próbie rozciągania ...	94
8. Badania niskocyklowej wytrzymałości zmęczeniowej.....	96
8.1. Metodyka badań.....	96
8.2. Badania zmęczeniowe	97
8.3. Analiza przebiegu zmęczeniowego pęknięcia	110
9. Wpływ obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne i naprężenia własne	114
9.1. Realizacja obróbki cieplnej.....	114
9.2. Wpływ obróbki cieplnej na strukturę i porowatość elementów wytworzonych przyrostowo	115
9.3. Pomiar twardości sklerometrycznej i instrumentalnej.....	118
9.4. Analiza stanu naprężeń własnych po obróbce cieplnej.....	122
9.5. Wpływ obróbki cieplnej na wytrzymałość statyczną elementów wytworzonych przyrostowo	123
9.5.1. Analiza procesu odkształcania powierzchni podczas statycznego rozciągania elementów po obróbce cieplnej	124
9.5.2. Analiza powierzchni przełomów elementów obrobionych cieplnie po statycznej próbie rozciągania.....	126
10. Wpływ obróbki cieplnej na niskocyklową wytrzymałość zmęczeniową.....	128
10.1. Badania zmęczeniowe elementów po obróbce cieplnej.....	128
10.2. Analiza przebiegu zmęczeniowego pęknięcia	146
11. Podsumowanie i wnioski	150
Bibliografia	154

Wykaz ważniejszych oznaczeń stosowanych w pracy

Symbol	Oznaczenie	Jednostka
A	względne wydłużenie próbki proporcjonalnej przy zerwaniu	%
AM	(Additive Manufacturing) - wytwarzanie przyrostowe	
CAD	(Computer Aided Design) - komputerowe wspomaganie projektowania	
CAM	(Computer Aided Manufacturing) - komputerowe wspomaganie wytwarzania	
C_{IT}	pełzanie obliczone na podstawie obliczeń twardości instrumentalnej	%
DMLS	(Direct Metal Laser Sintering) - bezpośrednie spiekanie laserowe metali	
DMD	(Direct Metal Deposition) - bezpośrednie osadzanie metali	
DPM	(Digital Part Materialization) - materializacja obiektów cyfrowych	
E	moduł sprężystości wzdłużnej	GPa
E_{IT}	moduł sprężystości wzdłużnej obliczony na podstawie obliczeń twardości instrumentalnej	GPa
e_v	(exposure velocity) - prędkość naświetlania	mm/s
EBM	(Electron Beam Melting) - stapianie wiązką elektronów	
EBAM	(Electron Beam Additive Manufacturing) - wytwarzanie przyrostowe przy użyciu wiązki elektronów	
h_d	(<i>hatching distance</i>) - odległość między wektorami naświetlania	mm
HIP	(Hot Pressing Isostatic) - prasowanie izostatyczne	
H_{sp}	twardość sklerometryczna	Pa
H_{it}	twardość instrumentalna	GPa
IFF	(Ion Fusion Formation) - formowanie poprzez stapianie przy użyciu plazmy	
K'	współczynnik wytrzymałości zmęczeniowej	MPa
K_q	krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń	MPa·m ^{0.5}
ΔK_{th}	współczynnik intensywności naprężeń	MPa·m ^{0.5}
LC	(Laser Consolidation) - przyrostowa konsolidacja metali przy użyciu lasera	
LENS	(Laser Engineered Net Shaping) - kształtowanie laserowe	
LMD	(Laser Metal Deposition) - laserowe osadzanie metalu	

LMF	(Laser Metal Forming) - formowanie przy użyciu lasera poprzez stapianie proszków na łożu proszkowym	
L_P	(laser power) moc wiązki lasera	W
LPF	(Laser Powder Forming) - formowanie poprzez bezpośrednie stapianie proszków przy użyciu lasera	
l_t	(<i>layer thickness</i>) - grubość warstwy	mm
N	liczba cykli	
N_f	wyznaczona doświadczalnie liczba cykli zmian obciążenia do zniszczenia próbki	cykle
$2N_f$	liczba nawrotów obciążenia	
n'	wykładnik wykresu cyklicznego odkształcenia	
R	współczynnik asymetrii cyklu zmian naprężenia	
R_a	Średnie arytmetyczne odchylenie profilu od linii średniej chropowatości	μm
R_m	wytrzymałość doraźna na rozciąganie	MPa
R_e	granica plastyczności	MPa
RM	(Rapid Manufacturing) - szybkie wytwarzanie	
RP	(Rapid Prototyping) - szybkie prototypowanie	
RT	(Rapid Tooling) - przyrostowa produkcja jednostkowa	
$R_{0,2}$	umowna granica plastyczności	MPa
SLM	(Selective Laser Melting) – selektywne stapianie laserowe	
STL	plik stereolitograficzny	
TKM	(Titanium Kinetic Fusion) - formowanie poprzez napylenie	
UAM	(Ultrasonic Additive Manufacturing) - wytwarzanie przyrostowe przy użyciu łączenia ultradźwiękowego	
ε	ogólne oznaczenie odkształcenia	%
ε_{ac}	amplituda odkształcenia całkowitego	%
ε_{ap}	amplituda odkształcenia plastycznego	%
ε_{ae}	amplituda odkształcenia sprężystego	%
ε'_f	współczynnik cyklicznego odkształcenia plastycznego	
σ_n	naprężenie nominalne podczas rozciągania	MPa
σ	ogólne oznaczenie naprężenia	MPa
σ_a	amplituda naprężenia	MPa

σ_{\max}	naprężenia maksymalne	MPa
σ_{\min}	naprężenia minimalne	MPa
σ'_f	współczynnik wytrzymałości zmęczeniowej	MPa
ρ	porowatość	%
ρ_E	gęstość energii naświetlania	J/mm ³
$\Delta\varepsilon_{ac}$	zakres odkształcenia całkowitego	%
$\Delta\varepsilon_{pl}$	zakres odkształcenia plastycznego	%
$\Delta\varepsilon_s$	zakres odkształcenia sprężystego	%
$\Delta\sigma$	zakres naprężenia	MPa

Wprowadzenie

Od początku rewolucji przemysłowej, przez kolejne jej etapy metale i ich stopy odgrywały wiodącą rolę jako materiały konstrukcyjne wykorzystywane w budowie maszyn. Niemal wszystkie elementy metalowe, które znajdują zastosowanie w inżynierii mechanicznej produkowane są z wykorzystaniem tzw. „przemysłowych technik wytwarzania”, wśród których najczęściej wykorzystywane są dotychczas: obróbka ubytkowa, obróbka plastyczna i odlewnictwo [1 – 4].

Obserwowany od pierwszej dekady XXI wieku czwarty etap rewolucji przemysłowej, określany najczęściej jako Industry 4.0, utożsamiany jest między innymi z zaawansowanymi technikami wytwórczymi. Dzięki opracowaniu i wdrażaniu nowych technologii możliwe jest wytwarzanie elementów o coraz bardziej złożonej geometrii i o dedykowanych właściwościach użytkowych.

W ostatnich latach, oprócz wymienionych trzech technik wytwarzania, zaczęto coraz częściej wykorzystywać zautomatyzowane techniki przyrostowe (*ang. Additive Manufacturing*), powszechnie nazywane „drukami 3D”. Ten sposób wytwarzania polega na formowaniu modelu poprzez nakładanie i spajanie kolejnych warstw materiału budulcowego. Każda kolejna warstwa zlokalizowana jest na odpowiedniej wysokości, w konkretnym przekroju trójwymiarowego elementu.

Nałożenie i połączenie ze sobą warstw umożliwia wyprodukowanie wyrobu końcowego. Wytwarzanie przy użyciu maszyn przyrostowych przebiega w pełni automatycznie a rola człowieka ogranicza się jedynie do przygotowania i kontrolowania procesu. Geometria tworzonej przyrostowo części bazuje na trójwymiarowym modelu bryłowym wykonanym przy użyciu oprogramowania *CAD*, z tego względu nie ma konieczności tworzenia dokumentacji technicznej w postaci rysunków technicznych i kart technologicznych. Cały proces, od koncepcji do wyrobu, może zatem przeprowadzić jedna, wyspecjalizowana w tym zakresie osoba.

Obszar czynności, które należy wykonać, aby wytworzyć przyrostowo konkretny wyrób dzieli się na osiem zasadniczych etapów [5 – 7]:

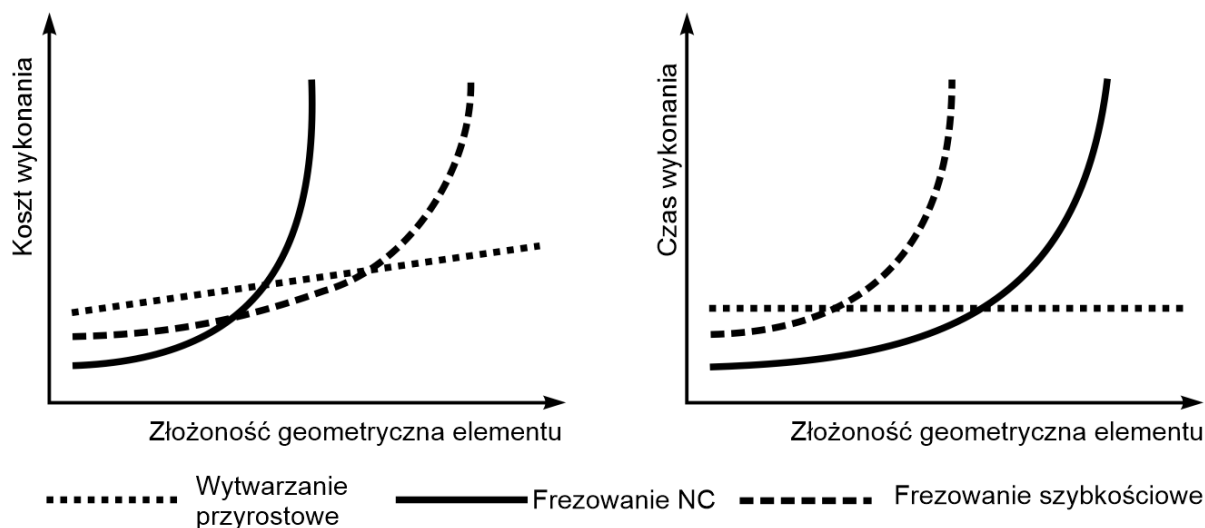
- modelowanie *3D CAD*,
- zapis gotowego modelu jako siatka trójkątów o rozszerzeniu *.stl*,
- użycie odpowiedniego oprogramowania do przekonwertowania modelu bryłowego na warstwy oraz do wygenerowania kodu operacyjnego maszyny,
- importowanie kodu operacyjnego do oprogramowania maszyny przyrostowej,

- zadanie odpowiednich parametrów wytwarzania,
- budowa modelu,
- postprocesing polegający na oczyszczeniu wyrobu z podpór technologicznych,
- aplikacja wyrobu końcowego zgodnie z jego przeznaczeniem.

O implementarności technik przyrostowych świadczy między innymi duża liczba zastosowań części wytwarzanych w ten sposób, w tym:

- pojedynczych części do wizualizacji i prototypowania funkcjonalnego – technika *RP* (Rapid Prototyping),
- pojedynczych narzędzi i części – technika *RT* (Rapid Tooling),
- małoseryjnej produkcji wyrobów końcowych – technika *RM* (Rapid Manufacturing), określana również jako tzw. technika wytwarzania pomostowego (Bridge Manufacturing).

Użyte do opisu wymienionych powyżej technik wytwarzania sformułowanie „*Rapid*” (ang. szybkie) jest często błędnie interpretowane, jako określenie szybkiego procesu wytwarzania trójwymiarowych elementów. W rzeczywistości sformułowanie to dotyczy całego procesu tworzenia danej części – od koncepcji do gotowego wyrobu. Bezpośrednie przejście z trójwymiarowego modelu bryłowego do obiektu fizycznego eliminuje konieczność tworzenia dokumentacji technicznej i znacząco wpływa na skrócenie czasu pomiędzy koncepcją a finalnym wyrobem. Wytwarzanie poprzez nakładanie kolejnych warstw materiału pozwala na uzyskiwanie geometrii, które bardzo trudno uzyskać przy użyciu innego rodzaju procesów wytwarzania. W wielu gałęziach przemysłu kształtowanie przyrostowe jest jedyną techniką pozwalającą uzyskać określony wyrób. Ma to znaczny wpływ na koszt wytworzenia danej części, co zostało to zwizualizowane na rys. 1.



Rys. 1. Koszty wytwarzania za pomocą różnych technik w zależności od geometrii elementu [105]

Innowacyjność technik wytwarzania 3D determinuje powstanie znaczącego obszaru prowadzenia różnego rodzaju badań i testów. Jednocześnie dostęp do informacji dotyczących praktycznych efektów wdrażania tych technik jest ograniczony, a baza tego rodzaju opracowań jest ciągle w fazie tworzenia. Skłania to liczną grupę badaczy do inicjowania szczegółowych prac w zakresie identyfikacji istotnych z praktycznego punktu widzenia właściwości użytkowych, w tym właściwości wytrzymałościowych z uwzględnieniem wpływu różnego rodzaju obróbek dodatkowych na modyfikację właściwości wyrobów.

Przyrostowe techniki wytwarzania umożliwiają uzyskiwanie bardzo złożonych geometrycznie elementów. W związku z tym do obróbki takich elementów należy dobrać techniki, które zapewniają równomierne kształtowanie właściwości danego wyrobu w jego całej objętości, włączając jego powierzchnię i/lub warstwę wierzchnią. Opracowanie niniejsze jest wynikiem realizacji przez Autora, jako członka zespołu naukowego, własnego obszaru badawczego poświęconego ocenie wpływu obróbki cieplnej na właściwości elementów wytworzonych przyrostową techniką *SLM*, ze szczególnym uwzględnieniem otrzymywania elementów o zadowalających właściwościach mechanicznych.

1. Zastosowanie technik przyrostowych do wytwarzania struktur metalowych

Wytwarzanie przyrostowe jest jedną z najnowszych, najszybciej rozwijających się i najbardziej perspektywicznych technologii. Jedną z największych jej zalet decydujących w głównej mierze o skali zainteresowania potencjalnych użytkowników jest możliwość względnie prostego i zautomatyzowanego wytwarzania elementów konstrukcyjnych o skomplikowanych kształtach. Mogą to być np. elementy układu zasilania paliwem o spiralnym kształcie dedykowane dla silników odrzutowych, wysokowydajne formy do wtryskarek, czy protezy bioder i innych elementów ludzkiego ciała wykorzystywanych w medycynie. W zależności od oczekiwanych właściwości funkcjonalnych elementów wytwarzanych przyrostowo stosowane są maszyny wykorzystujące różnorodne metody spajania nanoszonych warstw stosowanych proszków metali.

1.1. Istota kształtowania przyrostowego metalowych elementów

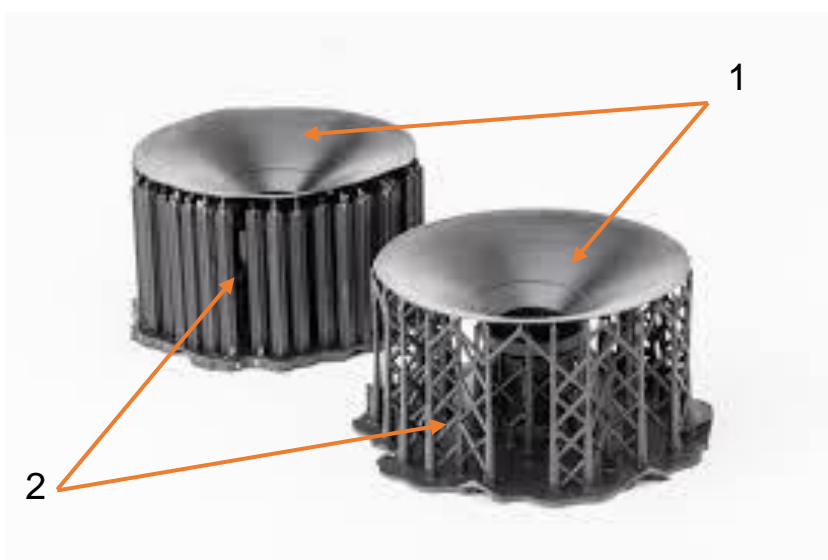
Wytwarzanie przyrostowe, nazywane również wytwarzaniem addytywnym, części metalowych na tzw. „łożu proszkowym” polega na rozłożeniu materiału, najczęściej w formie metalicznego proszku, na platformie roboczej urządzenia przyrostowego, a następnie zastosowaniu medium dostarczającego dużą ilość energii w miejsce, gdzie ma nastąpić złączenie cząstek metalu. Spajanie cząstek metali podczas wytwarzania przyrostowego najczęściej zachodzi wskutek oddziaływania wiązki promieniowania laserowego lub elektronowego. Istnieją również techniki wykorzystujące inne metody łączenia np. za pomocą fal ultradźwiękowych lub z wykorzystaniem energii kinetycznej rozprężonych cząstek metalu. Metody te są obecnie intensywnie rozwijane, ale jak dotychczas rzadko wykorzystywane.

Proces wytwarzania, od koncepcji do gotowego wyrobu, przeprowadzany jest obecnie w znacznej części przy użyciu oprogramowania komputerowego CAD - do opracowania modeli bryłowych i CAM - do dzielenia modeli bryłowych na warstwy i generowania kodu operacyjnego dla maszyn przyrostowych. Dalsza część procesu wytwarzania odbywa się w przestrzeni roboczej maszyny. Ruchy wykonawcze są sterowane przez oprogramowanie maszyny, natomiast stabilność procesu jest monitorowana za pomocą zestawu czujników.

Po pomyślnym zakończeniu kształtowania elementu przeprowadza się obróbkę wykańczającą polegającą na odpowiednim oczyszczeniu jego powierzchni.

Struktura wytworzonych przyrostowo elementów jest zbliżona do struktury odlewów, lecz w wielu przypadkach jest bardziej jednorodna, a ich powierzchnia charakteryzuje się mniejszą chropowatością. Elementy te często poddawane są obróbkom wykańczającym, takim samym jak w przypadku odlewów, w tym m.in. obróbkom: mechanicznej, plastycznej i cieplnej.

Wiele z wykorzystywanych w praktyce technik druku 3D wymaga stosowania struktur podporowych w miejscach, w których występują nawisy, w przypadku, gdy wytwarzany element jest nachylony pod kątem nieprzekraczającym 45° względem platformy roboczej. Budowanie struktur podporowych to nieodłączny etap przygotowywania modelu 3D do druku przestrzennego. Najczęściej przyjmują one kształt słupowy lub kratownicowy (rys. 1.1).



Rys. 1.1. Wybrane przykłady struktur podporowych stosowanych podczas druku 3D; 1 - wytworzony element, 2 - struktura podporowa (słupowa, kratownicowa) [106]

W przypadku konieczności wykorzystania struktur podporowych, bardzo istotnym zagadnieniem jest możliwość wystąpienia zwiększonej porowatości, a także gorszych właściwości mechanicznych elementów w obszarach występowania nawisów. Cloots i inni w swojej pracy [8] wykazali występowanie istotnych różnic w przypadku zastosowania różnych kątów pochylenia wytwarzanych elementów, których negatywny udział w procesie wytwarzania techniką SLM może być skutecznie obniżony.

Drugą, bardzo istotną rolą struktur podporowych jest odprowadzanie ciepła z wytwarzanego elementu w celu uniknięcia powstawania niekorzystnych wydzielen w mikrostrukturze, a także ograniczenia odkształcanie się wytwarzanego elementu wskutek działania dużych naprężeń własnych wywołanych skurczem materiału.

1.2. Analiza literaturowa kształtowania przyrostowego struktur metalowych

W obszarze stale rozwijających się technik wytwarzania przyrostowego, na przestrzeni ostatnich lat największą popularność z punktu widzenia zastosowań w przemyśle zyskują techniki wytwarzania na bazie proszków metali [9 – 11]. Producenci systemów do addytywnego wytwarzania części z metali stosują rozwiązania, które różnią się: sposobami doprowadzania materiału budulcowego do obszaru roboczego, rodzajem źródła energii oraz koniecznymi zabiegami postprocesowymi.

Jedną z technik przyrostowych wykorzystywaną do wytwarzania elementów metalowych na bazie proszków metali stapianych wiązką elektronów jest *EBM* (*Electron Beam Melting*). Proces stapiania w tym przypadku prowadzony jest w wysokiej próżni. W momencie ukończenia pojedynczej warstwy następuje obniżenie platformy z proszkiem, po czym rozpoczyna się etap tworzenia kolejnej warstwy poprzez ponowne rozproszczenie proszku i jego stopienie [12 – 14].

Zaletą tej metody jest możliwość odzyskiwania proszku metalu i jego ponownego wykorzystania w kolejnych procesach technologicznych. Metoda ta jest stosowana zarówno do wyrobu prototypów, jak i gotowych produktów końcowych. Przy użyciu techniki *EBM* wytwarza się również implanty z materiałów wykorzystywanych w medycynie (tzw. biomateriałów). Właściwości wyrobów wytwarzanych przy użyciu metody *EBM* są porównywalne do ich odpowiedników otrzymywanych z wykorzystaniem konwencjonalnych technik wytwarzania.

Kolejną techniką przyrostową wykorzystującą wiązkę elektronów do stapiania metalu jest metoda *EBAM* (*Electron Beam Additive Manufacturing*) [14, 15]. Technika ta polega na bezpośrednim stapianiu metalowego drutu, będącego materiałem budulcowym. Proces wytwarzania wyrobu przebiega w otoczeniu próżni w specjalnej komorze roboczej. Zastosowanie próżni ogranicza liczbę zanieczyszczeń oraz likwiduje konieczność wykorzystania obojętnych gazów podczas procesu. Dodatkowo dzięki zachowanej próżni elektrony przemieszczają się z dużą prędkością wewnątrz komory.

Energia rozpędzonych elektronów po zderzeniu z cząstkami metalu powoduje stopienie materiału. Wiązka elektronów jest wytwarzana przez sterowane komputerowo działo elektronowe, które umożliwiają synchroniczne topienie pręta oraz budowanie elementu przy użyciu przemieszczającego się stolika roboczego.

Odpowiednia konstrukcja działa elektronowego zapewnia obranie precyzyjnego kierunku oraz odchylenia wiązki, dzięki czemu stanowi ono bardzo wydajne źródło energii.

Zaletą metody *EBAM* jest możliwość wytwarzania elementów o dużych rozmiarach, które można aplikować zgodnie z ich przeznaczeniem bezpośrednio po procesie wytwarzania. Metoda ta ma również swoje wady. Jedną z nich jest konieczność obróbki powierzchniowej w przypadku, gdy od wytwarzanych elementów wymaga się małej chropowatości powierzchni. Jest to związane ze znaczącą wartością współczynnika chropowatości powierzchni elementów bezpośrednio po procesie wytwarzania [17].

Jedną z technik laserowego stapiania proszków metali, która wykorzystywana jest do produkcji nowych elementów oraz regeneracji i modyfikacji wyrobów już wytworzonych jest technika *LPF* (*Laser Powder Forming*). Technika ta jest rozpowszechniana pod zastrzeżonymi nazwami. Należą do nich: *LC* (*Laser Consolidation*), *DMD* (*Direct Metal Deposition*), *LMD* (*Laser Metal Deposition*) i *LENS* (*Laser Engineered Net Shaping*). Istotą tej techniki jest topienie powierzchni docelowej laserem o dużej mocy oraz jednoczesne dostarczenie strumienia proszku metalu w określone miejsce naświetlania. Wyroby wytwarzane przy użyciu tej metody cechują się dużą gęstością oraz dobrymi właściwościami mechanicznymi. Technika *LPF* umożliwia produkcję elementów o określonych kształtach poprzez nanoszenie proszku metalu stosując różne nachylenie elementów roboczych w urządzeniach [18 – 20]. Proces ten jest możliwy, ponieważ głowica lasera jest zdolna do przemieszczania się w wielu osiach a ponadto element jest wytwarzany na platformie z funkcją obrotu. Dzięki metodzie *LPF* możliwe jest wytwarzanie elementów o dużych rozmiarach, większych niż w przypadku innych metod proszkowych. Niewątpliwą wadą jest brak możliwości tworzenia złożonych geometrii, o dużej precyzji wytwarzanych elementów.

Technika *IFF* (*Ion Fusion Formation*) została opracowana i opatentowana przez firmę *Honeywell Aerospace*. Istotą tej techniki jest topienie materiału podawanego w postaci drutu lub proszku metalu palnikiem służącym do spawania elektrochemicznego [107].

Proces ten jest możliwy, ponieważ głowica lasera jest zdolna do przemieszczania się w wielu osiach, a element jest wytwarzany na platformie z funkcją obrotu. Dzięki metodzie *IFF* możliwe jest wytwarzanie elementów o dużych rozmiarach, większych niż w przypadku innych metod proszkowych. Niewątpliwą wadą jest brak możliwości tworzenia złożonych geometrii, o dużej precyzji wytwarzanych elementów.

Kolejną z technik jest *UAM (Ultrasonic Additive Manufacturing)*, która ma szeroki obszar zastosowań. Wykorzystuje się ją m. in. do wytwarzania komponentów o wysokiej jakości powierzchni, składających się z warstw różnych materiałów. Są one tak dobrane, aby możliwe było uzyskanie jak najlepszych właściwości. Grubości poszczególnych warstw mogą być różnorodne, ponieważ zależą głównie od zastosowanego materiału i mogą sięgać do 200 μm .

Dzięki tej metodzie możliwe jest dokonanie zmiany materiału podczas realizacji procesu bez uszkodzenia wyrobu oraz konieczności rozpoczynania procesu od początku. Technika ta umożliwia również wytwarzanie tzw. „inteligentnych struktur” poprzez wprowadzenie dodatkowych składników do wnętrza budowanego obiektu.

Proces wytwarzania przyrostowego technikami *TKF (Titanic Kinetic Fusion)* i *SPEED3D*, w odróżnieniu od większości technik wytwarzania przyrostowego bazujących na stapianiu proszków metali, polega na napyłaniu kolejnych warstw proszku na zimno (*cold spray*) [108]. Dwie nazwy technik dla tej metody wynikają z praw patentowych zastrzeżonych przez firmy *Titanic* oraz *SPEED3D*. Metoda ta jest wykorzystywana m.in. w procesie napraw śmigłowców *Blackhawk* realizowanych przez armię Stanów Zjednoczonych. W odróżnieniu od większości technik wytwarzania przyrostowego elementów metalowych podczas procesu *TKF/SPEED3D* nie zachodzi roztapianie proszku metalu przy użyciu wysokoenergetycznych metod spajania. Urządzenia pracujące w technikach *TKF/SPEED3D* rozpylają proszki metali z prędkością 500 – 1000 m/s i ulegają spojeniu dzięki energii kinetycznej pojedynczych ziaren zderzających się z podłożem. Platforma robocza umieszczona jest na uchylnym ramieniu, dzięki czemu nie ma konieczności stosowania struktur podporowych. Kolejną charakterystyczną cechą tych technik jest brak gazów osłonowych oraz próżni. Cały proces zachodzi w warunkach otoczenia i według producentów maszyn tego typu środowisko nie ma żadnego wpływu na właściwości wytwarzanych elementów. Nie napotkano jednak w dostępnej literaturze wyników badań wykonanych w ten sposób elementów.

Kolejna technika *DPM/PROMETAL* (*Digital Part Materialization*) wykorzystywana do produkcji wyrobów metalowych oraz narzędzi, została opracowana w *Massachusetts Institute of Technology (MIT)*. Od roku 1996 jedynym jej licencjobiorcą jest firma *Extrude Hone*, znana również jako *ExOne*. Nazwa handlowa *PROMetal* została wprowadzona przez przedsiębiorstwo po uzyskaniu wyłącznych praw do wykorzystywania tej techniki w procesie produkcyjnym.

W metodzie *DPM* materiałem bazowym jest proszek metalu, podobnie jak w innych metodach addytywnych wcześniej scharakteryzowanych. Istotą tej techniki jest rozproszanie proszku metalu po powierzchni stolika roboczego, a następnie ciekłego lepiszcza na warstwę metaliczną. Gdy wytworzona warstwa ostygnie, platforma robocza obniża się i ponownie nakładany jest proszek oraz lepiszcze. Czynności te są powtarzane aż do momentu uzyskania gotowego trójwymiarowego obiektu [107].

Technika *SLM* (*Selective Laser Melting*), to jedna z najbardziej rozpowszechnionych addytywnych technik wytwarzania wykorzystywana do wykonywania elementów metalowych [5, 23]. Na rynku można napotkać cztery nazwy urządzeń producentów wykorzystujących tę technikę przyrostowego wytwarzania: *SLM* wytwarzane przez firmę *SLM Solutions* i *Realizer*, *DLMS* wytwarzane przez *EOS*, *LaserCUSING* wytwarzane przez *General Electric* oraz *LMF* będące wyrobami firmy *TRUMPF*. W tej technice wytwarzania elementy są budowane poprzez stapianie nakładanych, cienkich warstw proszku metalowego (o grubości 0,010 - 0,080 mm). Nakładanie materiału bazowego odbywa się przy pomocy tzw. recoutera (zasobnika), który równomiernie rozproszcza proszek. Po rozproszczeniu proszku rozpoczyna się proces naświetlania materiału przez wiązkę promieniowania laserowego. Do naświetlania wykorzystywany jest iterbowy laser włóknowy, który pracuje w paśmie podczerwieni. Promień lasera jest kierowany za pomocą światłowodu do kolimatora, odpowiedzialnego za rozpraszanie i wyrównywanie wiązki. Zwierciadła skanera, zainstalowane na bardzo precyzyjnych galwanometrach, kierują wiązkę promieniowania laserowego do soczewki skupiającej, a stamtąd bezpośrednio na powierzchnię proszku. Każde ze zwierciadeł odpowiedzialne jest za pozycjonowanie promienia lasera w jednej z dwóch osi: X i Y. W ten sposób przetapiane są ścieżki konturowe i obszary wypełniające na powierzchni proszku. Budowanie obiektu odbywa się w szczelnej komorze, w osłonie gazu obojętnej [13, 24 – 27].

Do produkcji części i prototypów przy użyciu metody *SLM* wykorzystuje się metale oraz ich stopy występujące w postaci proszku. Dzięki temu możliwe jest wykonywanie gotowych elementów oraz użytecznych prototypów charakteryzujących się szczególnymi właściwościami, umożliwiającymi pracę w warunkach oddziaływania dużych obciążeń zewnętrznych oraz wysokiej temperatury. Podczas wytwarzania metodą *SLM* mogą być wykorzystywane struktury podporowe, służące do podpierania tzw. nawisów (części nachylonych do płaszczyzny platformy roboczej pod kątem mniejszym niż 45°) oraz umocowania części do podłoża.

Wytworzone elementy poddaje się dodatkowo procesom postprocesingu, do których zalicza się m. in. obróbkę cieplną oraz obróbkę mechaniczną powierzchni wraz z usunięciem struktur podporowych [28 – 30].

Jedną z głównych zalet techniki selektywnego stapiania laserem jest możliwość wytwarzania cienkościennych struktur. Charakteryzują się one dużą dokładnością, sprzyjającą doskonaleniu wyrobów poprzez zwiększenie ich funkcjonalności, optymalizacji topologicznej oraz oszczędności wynikającej z mniejszego zużycia materiału. Topienie proszków w technologii *SLM* zachodzi przy użyciu wiązki lasera o dużej mocy w zakresie od 50 do 2000 W.

Zapewnia to dokładne stopienie metalu, jednak wywołuje efekt niekorzystnego rozkładu naprężeń rezydualnych związanych z dużym gradientem temperatury w trakcie procesu. Dodatkowymi zaletami tej techniki jest niski współczynnik chropowatości powierzchni oraz duża dokładność wymiarowa wytwarzanych obiektów.

Techniki przyrostowe są obecnie wykorzystywane głównie w przemyśle: lotniczym, automotive, medycznym, maszynowym oraz w automatyce i robotyce [4, 31 – 33]. Możliwe jest to dzięki wprowadzeniu wielu udoskonaleń konstrukcyjnych w maszynach przyrostowych, co znacznie zwiększyło ich możliwości produkcyjne. Początkowo techniki przyrostowe stosowane były do wytwarzania jedynie prototypów i form wykorzystywane w odlewniach, a także wyrobów o przeznaczeniu medycznym. Obecnie maszyny pracujące w oparciu o technikę *SLM* wykorzystywane są do produkcji skomplikowanych wyrobów finalnych, które są dedykowane dla dużej liczby zastosowań - od protez dentystycznych do łopatek turbin. Wszystkie te produkty mają jedną cechę wspólną - spełniają najwyższe standardy pod względem stabilności, struktury, morfologii powierzchni i w wielu przypadkach biogodności.

1.3. Rodzaje proszków metali stosowanych w technice SLM

Technika addytywnego wytwarzania elementów z proszków metali, w której wykorzystuje się zautomatyzowane procesy do ich spajania, ma swoje początki w 1971 roku, kiedy to Pierre Ciroud zgłosił patent nr *DE 2263777* [103]. Od tego czasu powstało wiele nowoczesnych metod oraz materiałów do przyrostowego wytwarzania elementów metalowych. Charakter techniki *SLM* polegający na nakładaniu warstw daje możliwość oszczędności materiału – nawet do 99%. Dzięki temu na rynku pojawia się wiele proszków metali zapewniających uzyskanie wyrobów o bardzo dobrych właściwościach mechanicznych, termicznych czy elektrochemicznych.

W celu dostosowania danego materiału do wytwarzania techniką *SLM* należy go zatomizować w taki sposób, aby wielkość uzyskanych ziaren zawierała się w przedziale 10 – 63 μm . Obecnie na rynku dostępna jest dość pokaźna liczba zatomizowanych metali i stopów wykorzystywanych w procesie wytwarzania techniką *SLM* (tabela 1.1).

Tabela 1.1. Proszki metali dostępne do wytwarzania w technice SLM [104]

Rodzaj stopu	Stopy Aluminium	Stopy Kobaltu	Stopy Niklu	Stopy Tytanu	Stale Narzędziowe i Nierdzewne
Uogólnione właściwości	- niska masa, - dobre właściwości stopowe, - dobra przewodność elektryczna.	- wysoka twardość, - wysoka wytrzymałość, - wysoka biokompatybilność, - wysoka odporność na korozję.	- wysoka odporność na korozję, - wysoka wytrzymałość, - wysoka odporność na pękanie w temperaturze do 700°C, - bardzo dobra spawalność.	- niska masa, - wysoka wytrzymałość, - wysoka odporność na korozję, - wysoka biokompatybilność.	- wysoka twardość, - wysoka odporność na korozję.
Zastosowanie	- przemysł lotniczy, - motoryzacja.	-dentystyczne, - produkcja implantów.	- przemysł lotniczy, - turbiny gazowe, - silniki rakietowe, - reaktory jądrowe, - uszczelki, -narzędzia.	- produkcja implantów, - przemysł lotniczy, - motoryzacja, - przemysł morski.	- wytwarzanie form wtryskowych. - produkcja implantów, - sprzęt kuchenny, - przemysł morski, - narzędzia.
Dostępne stopy	AlSi12, AlSi10Mg, AlSi7Mg, AlSi9Cu3, AlMg4.5Mn0.4.	CoCr28Mo6, SLM MediDent.	IN625, IN718, IN939, HX (2.4665).	czysty tytan, Ti6Al7Nb, Ti6Al4V.	1.2709, 1.4404 (316L), 1.2344 (H 13), 1.4540, (15-5PH), 1.4542, (17-4PH).

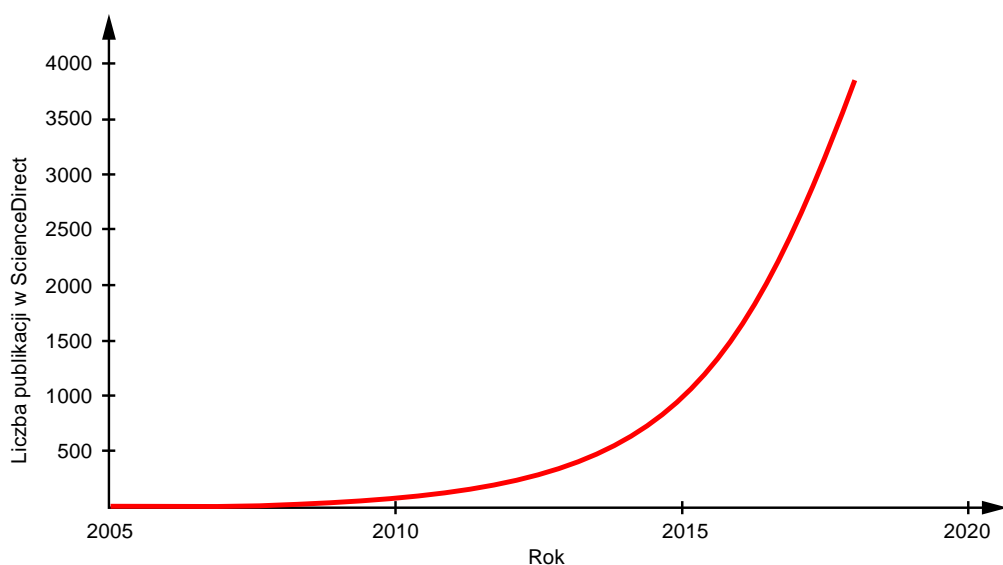
W zależności od gęstości energii promieniowania laserowego można uzyskiwać materiał o zróżnicowanej strukturze. Gęstość energii dla danego materiału jest wyznaczana przez producentów maszyn przyrostowych i to oni udostępniają wszystkie wartości parametrów wytwarzania dla danego proszku. Nie uniemożliwia to jednak prowadzenia badań własnych, ponieważ do systemu SLM firmy SLM Solutions dołączane jest oprogramowanie *Magics*, w którym można modyfikować około stu parametrów wykorzystując załączony moduł *SLM Metal Build Processor*.

Dzięki temu można wpływać na strukturę otrzymywanych wyrobów tak, aby bezpośrednio po wytworzeniu element posiadał pożądane właściwości. Oprócz możliwości zmiany parametrów stapiania proszku metalowego przed wytworzeniem, możliwe jest również zastosowanie obróbek dodatkowych już wytworzonego produktu.

Do najczęściej stosowanych obróbek należą: obróbka mechaniczna powierzchni i obróbka cieplna. Z uwagi na brak jednoznacznej oceny skuteczności tych zabiegów, od kilkudziesięciu lat w wielu ośrodkach naukowych na całym świecie prowadzone są badania mające na celu ocenę wpływu różnego rodzaju zabiegów post-procesowych wytworzonych elementów na ich właściwości użytkowe. Określone trudności w modyfikacji właściwości elementów wytworzonych techniką *SLM* występują w przypadku ich złożonych kształtów. Dotyczy to przede wszystkim obróbki skrawaniem z uwagi na trudności z dostępem narzędzia. Brak jest jednak ugruntowanej wiedzy w zakresie skuteczności stosowania jako obróbki post-procesowej, dodatkowej obróbki cieplnej. Stąd tematyka pojętej pracy, dotycząca zbadania wpływu odpowiednio dobranych zabiegów cieplnych na poprawę właściwości wytworzonego materiału przez zmiany struktury wywołane przemianami fazowymi zachodzącymi w stanie stałym w elementach modelowych wykonanych techniką *SLM* ze stali 316L.

2. Przegląd literatury dotyczącej właściwości użytkowych elementów wytworzonych techniką SLM ze stali 316L

Wytwarzanie przyrostowe struktur metalowych przy użyciu zautomatyzowanych maszyn jest stosunkowo nowym zagadnieniem. Stale powiększająca się liczba metod wytwarzania przyrostowego, jak również duży koszt zakupu i eksploatacji tego typu maszyn powoduje, że dostęp większości przedsiębiorstw (z wyłączeniem tych największych) do tej technologii jest ograniczony. Bardzo duży niedobór wiedzy na temat właściwości elementów wytwarzanych przyrostowo sprzyja stale rosnącej liczbie publikacji naukowych dotyczącej niniejszej tematyki (rys. 2.1) [34].



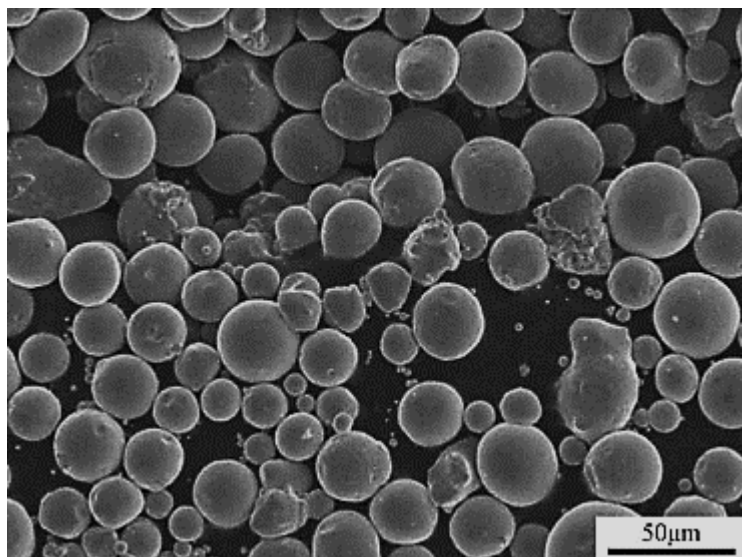
Rys. 2.1. Liczba publikacji w okresie 2005-2018 związanych z wytwarzaniem przyrostowym [34]

Pomimo tak znacznego wzrostu liczby prowadzonych badań naukowych w zakresie wytwarzania przyrostowego na przestrzeni ostatnich pięciu lat, wciąż istnieje wiele aspektów wymagających dalszej realizacji badań naukowych. Dotyczy to przede wszystkim wszelkiego rodzaju opracowań z zakresu wytrzymałości zmęczeniowej. W porównaniu do materiałów wytworzonych konwencjonalnie, obszar badawczy dotyczący elementów wytworzonych addytywnie wciąż jest wypełniony w niewielkim stopniu, co stwarza przestrzeń do przeprowadzania szerokiego zakresu badań zarówno z zakresu wytrzymałości statycznej jak i zmęczeniowej.

W związku z ciągłym rozwojem techniki *SLM*, większość prowadzonych obecnie badań dotyczy głównie oceny wpływu parametrów wytwarzania (mocy lasera, prędkości naświetlania, grubości warstwy, odległości pomiędzy wektorami naświetlania itp.) na podstawowe właściwości użytkowe uzyskanych elementów [35 – 37]. Dość liczna grupa dostępnych publikacji naukowych poświęconych wytwarzaniu przyrostowemu za pomocą techniki *SLM* skupia się na „Case Studies” [4, 31, 32, 38].

2.1. Struktura i naprężenia własne

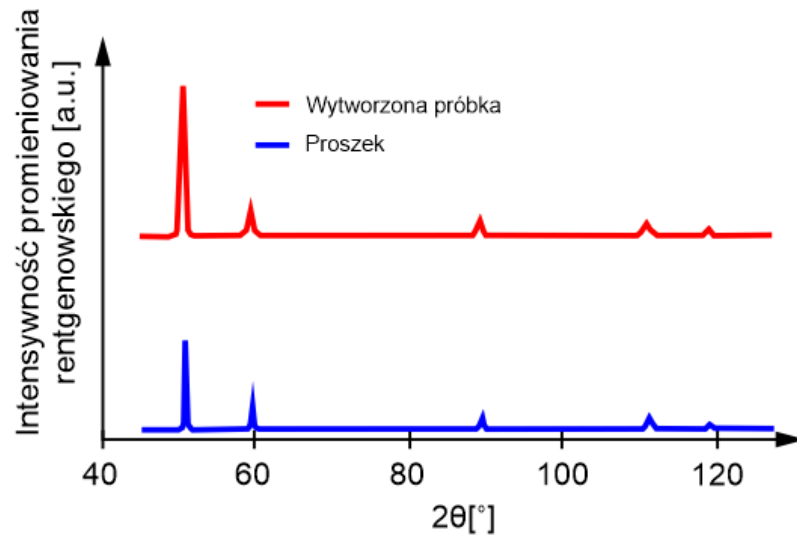
Możliwość wpływania na główne parametry wytwarzania jakimi są: moc lasera, grubość warstwy, prędkość naświetlania, odległość między wektorami naświetlania lasera oraz orientacja elementów modelowych w przestrzeni roboczej, jest przedmiotem zainteresowania wielu badaczy [12, 24, 39 – 41]. Odnotować należy jednocześnie wzrost liczby publikacji poświęconych wpływowi obróbek post - procesowych służących modyfikacji uzyskanych struktur materiałów, a w konsekwencji poprawie właściwości użytkowych wytworzonych elementów. W tych przypadkach autorzy prac najwięcej uwagi poświęcają wpływowi różnego rodzaju obróbki cieplnej na mikrostrukturę, porowatość oraz wartość i rozkład naprężeń własnych [42 – 46]. Materiałem bazowym do procesu wytwarzania przyrostowego w technice *SLM* jest proszek o określonej granulacji, atomizowany gazowo w atmosferze argonu. Uzyskiwany w ten sposób proszek ma granulację 10 – 63 mikrometry, a jego sypkość wynosi średnio 15,5 s/50 g [47]. Do analizy morfologii proszków wykorzystuje się najczęściej mikroskopię elektronową. Przykładowy obraz proszku stali nierdzewnej 316L obserwowany za pomocą elektronowego mikroskopu skaningowego przedstawiono na rys. 2.2.



Rys. 2.2. Morfologia proszku stali nierdzewnej 316L obserwowana z wykorzystaniem skaningowej mikroskopii elektronowej (SEM) [47]

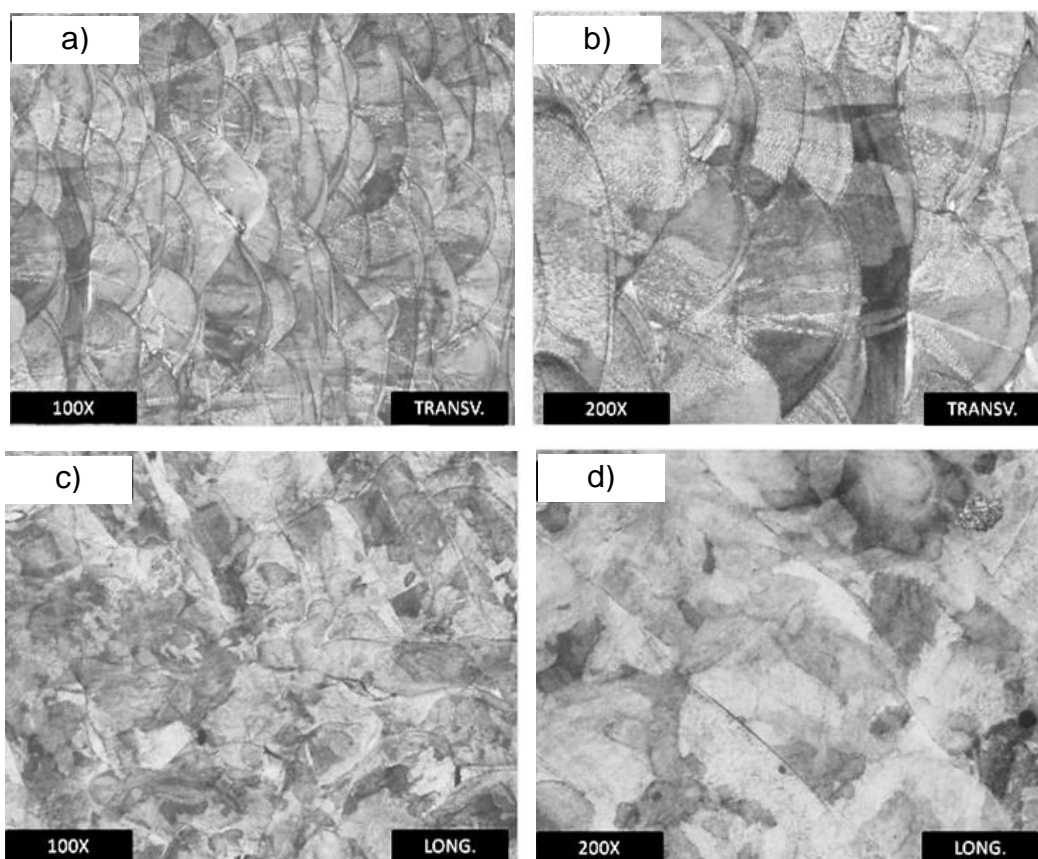
Autorzy pracy [48] stwierdzili, że struktury proszku stali 316L i materiału wytworzonego przyrostowo z tego proszku techniką *SLM* charakteryzują się obecnością fazy austenitycznej o płasko centrowanym układzie krystalograficznym (*FCC*).

Na dyfraktogramie zastosowanego proszku i materiału z niego wytworzonego zauważalne jest poszerzenie pików intensywności promieniowania rentgenowskiego w materiale próbek w odniesieniu do proszku (rys. 2.3). Zdaniem autorów zjawisko to jest związane z obecnością naprężeń własnych powstałych w wytworzonym materiale, wywołujących deformację sieci krystalicznej metalu.



Rys. 2.3. Dyfraktogram RTG proszku stali 316L stosowanego w technice SLM i materiału wytworzonego przyrostowo z tego proszku [48]

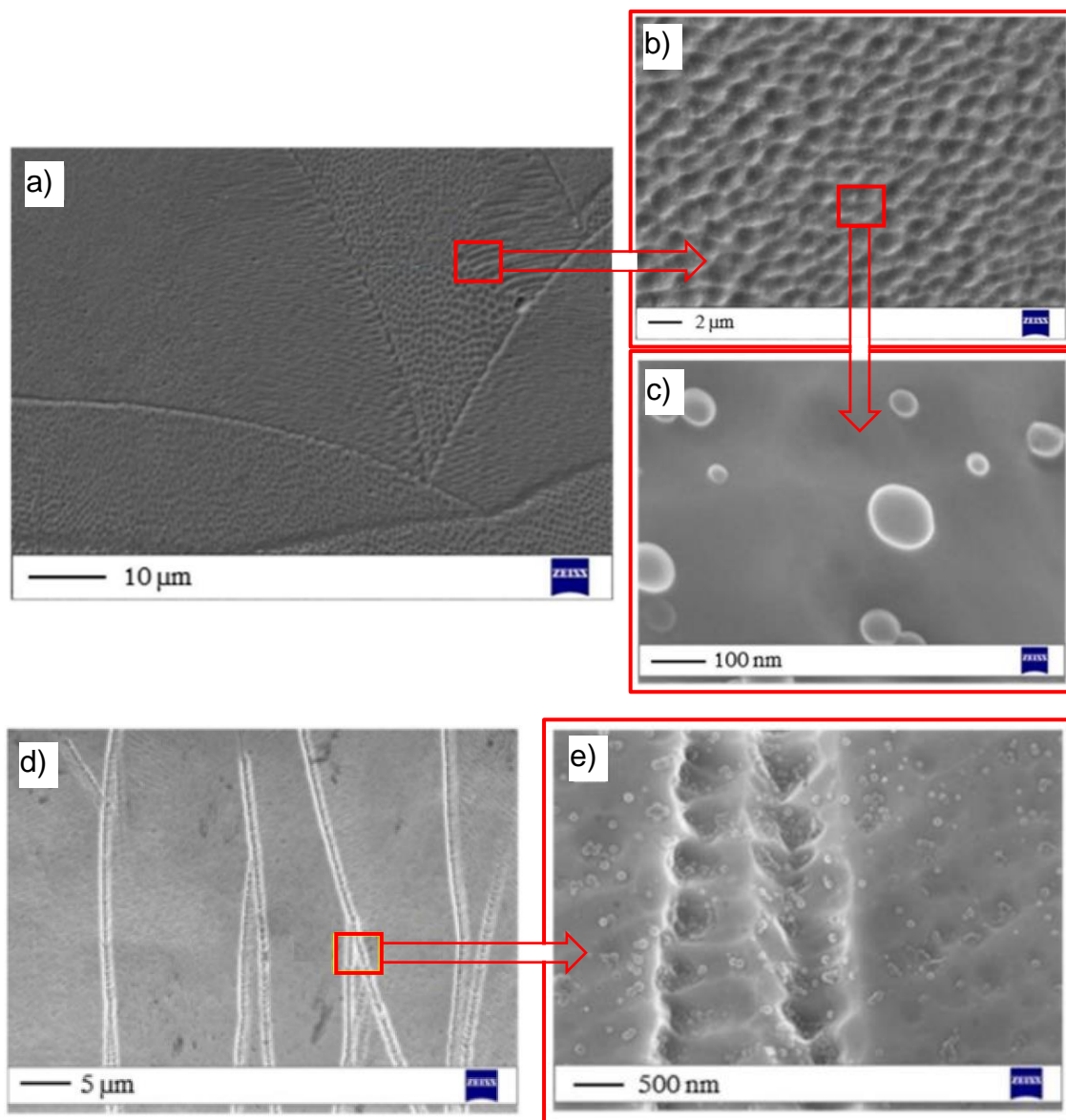
W przypadku elementów ze stali 316L wytworzonych z wykorzystaniem techniki SLM zaobserwowano, że w płaszczyźnie równoległej do kierunku przyrostu materiału występuje austenityczna struktura warstwowa, charakterystyczna dla addytywnych procesów laserowych [49]. Sąsiadujące warstwy wytworzonego przyrostowo materiału nakładają się na siebie w wyniku procesu stygnięcia jezierek przetopu powstających podczas przetapiania przez wiązkę laserową kolejnych warstw proszku (rys. 2.4 a - b) [50]. Warstwowego układu struktury nie obserwowano na zglądach wykonanych prostopadle do kierunku przyrostu materiału (rys. 2.4 c - d).



Rys. 2.4. Mikrostruktura stali 316L wytworzonej techniką SLM w płaszczyznach: równoległej (a - b) i prostopadłej (c-d) do kierunku przyrastania materiału [50]

Obserwacje przeprowadzone przy większym powiększeniu zglądów stali 316L wykonanych równoległe do kierunku przyrostu materiału wskazują na obecność w obrębie jeziorok przetopu charakterystycznej struktury komórkowej (rys. 2.5). Obrazy struktur zbliżonych do przedstawionych na rys. 2.5. obserwowane są w elementach wykonanych ze stali austenitycznych i poddanych obróbce laserowej. Ich charakterystyczna postać wynika z nierównowagowych warunków stapienia i stygnięcia cząstek materiału indukowanych przez duże prędkości nagrzewania i chłodzenia. Zarówno w obrębie komórek, jak i granic jeziorok przetopu widoczny jest gęsty i jednorodny układ sferycznych nanocząstek (rys. 2.5 d - e) o wielkości ≤ 100 nm. Ze względu na ich bardzo mały rozmiar nie określono z wykorzystaniem modułu EDS ich składu chemicznego. Autorzy pracy [51] stwierdzili obecność we wspomnianych nanocząstkach krzemu, chromu i tlenu, co sugeruje obecność krzemianów chromu. W oparciu o wyniki analizy *TEM-EDX* w pracy [52] wykazano również w tego typu nanocząstkach, obecność 14 % wagowo manganu.

Powstawanie tego typu cząstek można przypisać reakcji między Si i Cr obecnymi w proszku, a także śladowymi ilościami tlenu obecnego w komorze roboczej urządzenia pracującego w technice *SLM*. Ich morfologia może wynikać z wysokiej lepkości stopionych krzemianów i tendencji do zestalania się w sferycznym kształcie uwarunkowanym minimalizacją napięcia powierzchniowego [51]. Badania *TEM* przeprowadzone przez tych samych autorów ujawniły amorficzną strukturę nanocząstek, charakteryzującą się brakiem krystaliczności.

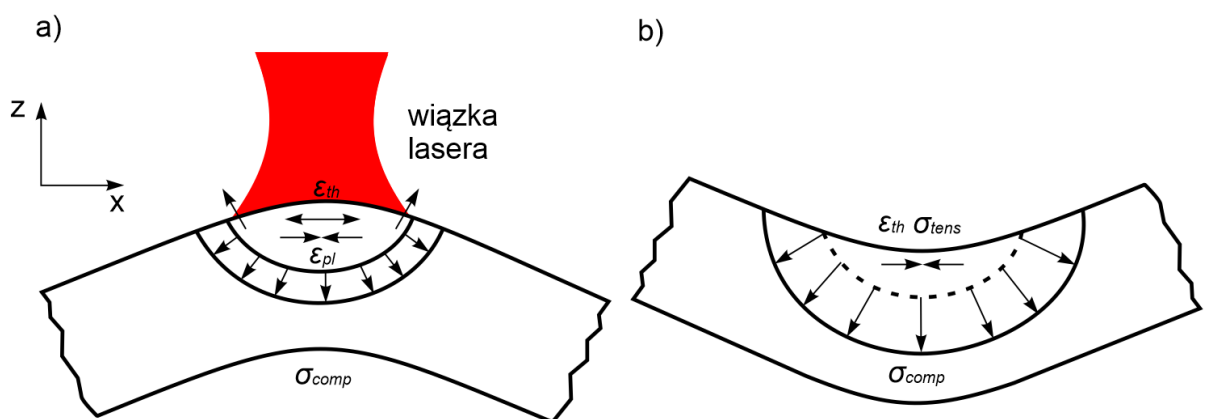


Rys. 2.5. Struktura komórkowa stali 316L wytworzonej techniką *SLM* (a - b) i obrazy sferycznych nanocząsteczek rozmieszczonych w komórkach (c) oraz w granicach jeziorka przetopu (d - e) – opis w tekście

W wyniku lokalnego oddziaływania wiązki promieniowania laserowego w technice *SLM* materiał ulega stopieniu zwiększając swoją objętość.

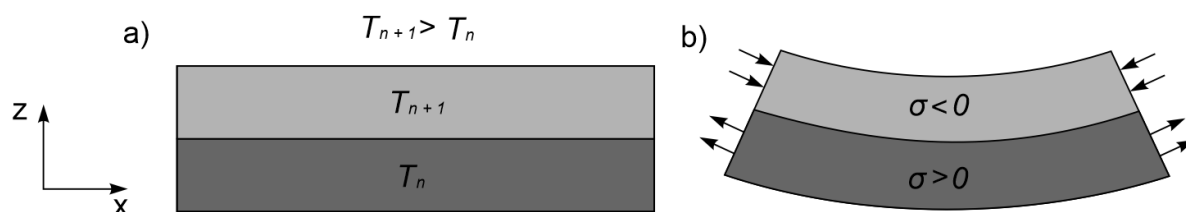
Oddziaływanie stopionego materiału na zestaloną jego objętość indukuje w tym miejscu termiczne naprężenia ściskające [53], zatem naprężenia termiczne w wytwarzanym przyrostowo elemencie powstają wskutek gradientu temperatury lub skurczu indukowanego w sąsiednich strefach stopionego proszku, w otoczeniu zestalonego materiału.

Spadek naprężenia termicznego powoduje również spadek naprężenia szczątkowego. W sytuacji, gdy objętość przetopionego lokalnie materiału nie może się zwiększyć wskutek oddziaływania zestalonej części wytwarzanego elementu, na materiał znajdujący się w stanie stałym zaczynają oddziaływać siły powodujące powstawanie naprężeń szczątkowych. Proces powstawania naprężeń rezydualnych w materiale wytwarzanym metodą *SLM* można scharakteryzować dwoma mechanizmami: mechanizmem gradientu temperaturowego (*TGM*) oraz mechanizmem chłodzenia [53]. Mechanizm *TGM* jest wykorzystywany do opisu powstawania naprężeń w wyniku oddziaływania pojedynczej ścieżki przetopu, podczas gdy mechanizm chłodzenia opisuje powstawanie naprężeń w całości stopionej warstwie proszku. Obydwa mechanizmy opierają się na rozszerzalności materiału podczas ogrzewania lub chłodzenia. Schematycznie ujęcie mechanizmu *TGM* przedstawiono na rys. 2.6 [53]. Obydwa mechanizmy opierają się na rozszerzalności materiału podczas ogrzewania lub chłodzenia. Schematycznie ujęcie mechanizmu *TGM* przedstawiono na rys. 2.6.



Rys. 2.6. Graficzne ujęcie powstawania naprężeń szczątkowych w naświetlanej warstwie w oparciu o mechanizm gradientu temperaturowego (*TGM*): nagrzewanie (a), chłodzenie (b), (ϵ_{pl} - odkształcenie plastyczne, ϵ_{th} - odkształcenie termiczne, σ_{tens} - naprężenie rozciągające, σ_{comp} - naprężenie ściskające) [53]

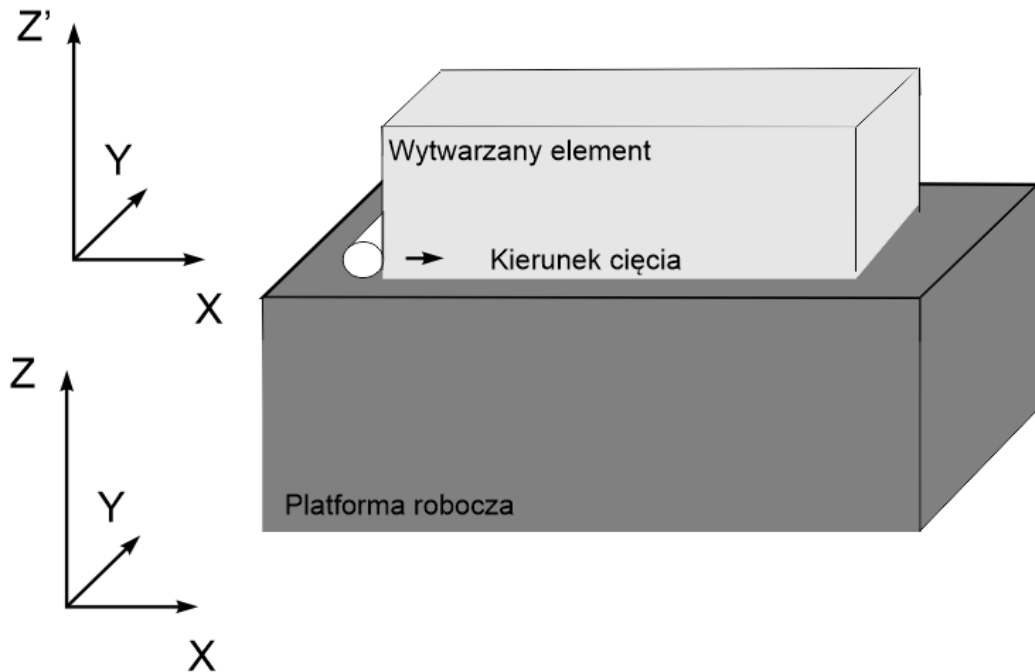
Podczas stygnięcia naświetlonej warstwy proszku, warstwa znajdująca się poniżej kurczy się w większym stopniu. Ze względu na powstałe połączenie metaliczne obu warstw skurcz ten ogranicza oddziaływanie warstwy naświetlonej. W rezultacie w górnej warstwie powstają naprężenia rozciągające, a naprężenia ściskające w warstwach leżących poniżej rys. 2.7.



Rys. 2.7. Układ naprężeń szczątkowych σ w sąsiadujących „n” i „n+1” warstwach podczas nagrzewania (a) i chłodzenia (b) materiału [53]

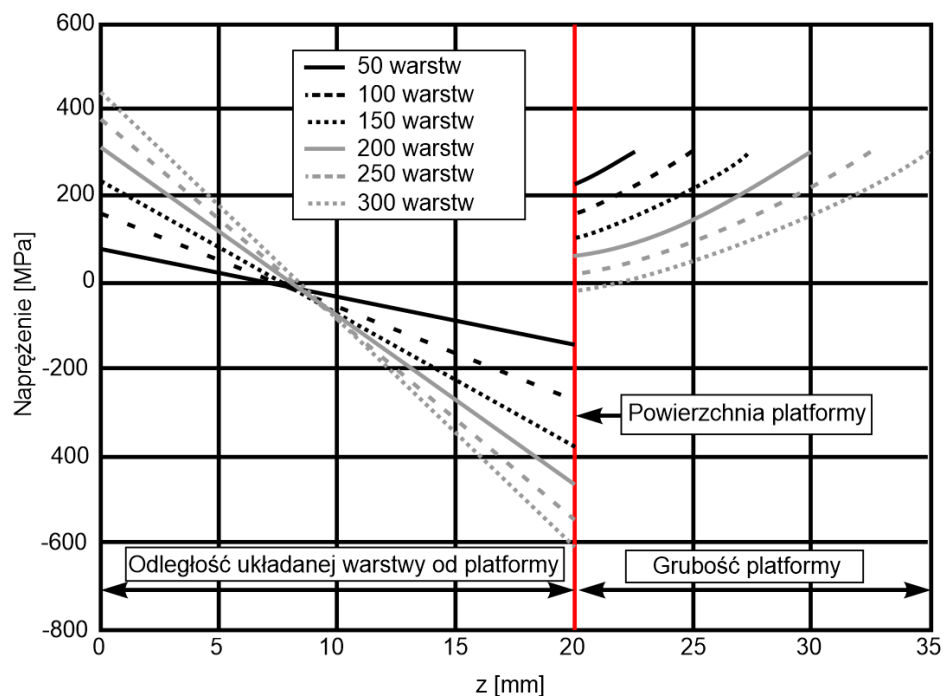
Naprężenia szczątkowe powstające podczas procesu wytwarzania w technice SLM, zależą istotnie od ilości wygenerowanego ciepła, właściwości termomechanicznych materiału oraz układu naświetlania [53]. Czynniki te w zasadniczy sposób wpływają również na dokładność kształtu, chropowatość powierzchni i właściwości użytkowe wytworzonego elementu. Na wartość i rozkład naprężeń szczątkowych w elementach wytworzonych w technice SLM znaczący wpływ wywiera również liczba warstw przetopień proszku. Między innymi ten aspekt przyrostowego wytwarzania był przedmiotem badań autorów pracy [54].

Do pomiarów naprężeń własnych w elementach wytwarzanych przyrostowo zastosowano technikę opartą na pomiarze deformacji części, podczas uwalniania naprężeń „Crack Compliance Method” (CCM). Proces pomiaru polega na umieszczeniu jednego lub większej liczby tensometrów w określonych miejscach na powierzchniach próbki i platformy, a następnie rozcinaniu wytworzonego elementu w szeregu płaszczyzn prostopadłych do osi z' i każdorazowym pomiarze odkształceń. Podczas cięcia zastosowano obróbkę elektroerozyjną. Usytuowanie wytwarzanego elementu i platformy roboczej w zdefiniowanych układach współrzędnych xyz' i xyz , umożliwiające graficzne przedstawienie wyników pomiarów, przedstawiono na rys. 2.8.



Rys. 2.8. Usytuowanie wytwarzanego elementu i platformy względem układów osi współrzędnych xyz' i xyz [54]

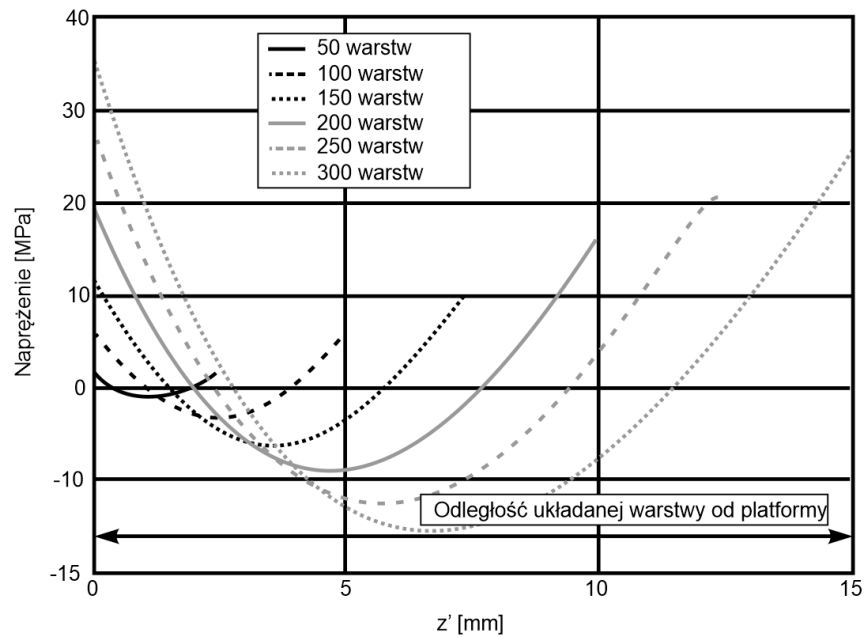
Otrzymane wyniki pomiarów naprężeń własnych zarówno w elementach wytworzonych przyrostowo jak i w platformie roboczej urządzenia przyrostowego przedstawiono na rys. 2.9.



Rys. 2.9. Wpływ liczby warstw przetopień na rozkład naprężeń własnych w próbkach wytworzonych techniką SLM ze stali 316L oraz w platformie roboczej urządzenia [54]

Jedną z głównych cech wszystkich technik przyrostowych jest możliwość otrzymywania wyrobów o bardzo złożonych geometriach. Pomiar naprężeń własnych w wytworzonych w ten sposób, zaawansowanych geometrycznie elementach wymaga odpowiedniej preparatyki z uwagi na możliwość uwalniania części naprężeń rezydualnych, co ma bardzo istotny wpływ na wyniki pomiarów prowadzonych z wykorzystaniem metod zarówno niszczących, jak i nieniszczących. W przypadku wykorzystania metody rentgenograficznej, najmniej szkodliwą, z punktu widzenia zaburzenia rzeczywistego stanu naprężeń szczątkowych, uznawana jest obróbka elektroerozyjna. Wykres przedstawiający rozkład naprężeń własnych w elementach po oddzieleniu od platformy i poddanych obróbce elektroerozyjnej przedstawiono na rys. 2.10. Na uwagę zasługuje fakt, że oddzieleniu elementu od platformy towarzyszy znaczące zmniejszenie maksymalnych wartości naprężeń własnych, sięgających przed oddzieleniem granicy plastyczności, co może skutkować jego deformacją. Rozkład naprężeń szczątkowych w kierunku osi z' , niezależnie od liczby przetopionych warstw, charakteryzuje się obecnością strefy naprężeń rozciągających tuż przy górnej powierzchni elementu i strefą naprężeń ściskających w jego środkowej części przechodzących w naprężenia rozciągające u podstawy.

Wartość zmierzonych naprężeń zależy m.in. od wysokości części oraz sztywności i wysokości platformy roboczej urządzenia przyrostowego. Istotnym aspektem, z punktu widzenia procesu przyrostowego wytwarzania, jest strategia procesu ekspozycji laserowej podczas stapiania warstw proszku. Ma ona duży wpływ na zmierzone wartości naprężeń własnych. Stwierdzono większe wartości naprężeń szczątkowych w kierunku osi x niż w kierunku osi y .



Rys. 2.10. Stan naprężeń własnych w próbkach wytworzonych w technice SLM ze stali 316L, poddanych obróbce elektroerozyjnej [54]

Denlinger i inni w pracy [55] pojęli tematykę związaną z badaniem wpływu czasu przerw między naświetlaniem poszczególnych warstw, umożliwiającym dodatkowe chłodzenie elementu podczas procesu wytwarzania przyrostowego, na naprężenia własne. Autorzy wykazali akumulację deformacji wynikającą z obecności naprężeń własnych zachodzącą ze stałym trendem wraz z przyrostem wyrobu. Stopień deformacji i wartość naprężeń szczytowych zmniejszały się wraz ze wzrostem czasu trwania przestoju, który zmieniano w zakresie od 0 do 40 sekund. Krótszym czasom przestojów towarzyszyła mniejsza akumulacja zniekształceń.

Wpływem modyfikacji parametrów wytwarzania na wartość i rozkład naprężeń własnych zajmowali się autorzy opracowań [56, 57]. Celem prowadzonych badań było ustalenie warunków wytwarzania elementów ze stali 316L, umożliwiającym minimalizację obecności naprężeń własnych rozciągających oraz gradientów naprężeń sprzyjających deformacji wyrobu.

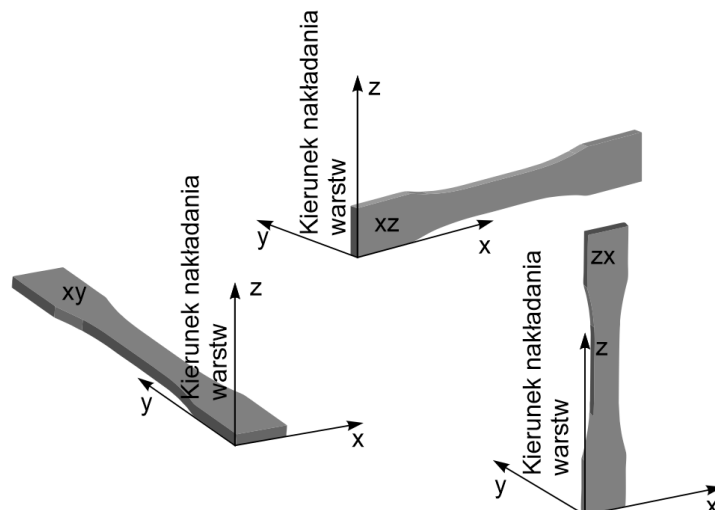
Kalentic i inni [58] elementy wytworzone przyrostowo poddali dodatkowej obróbce powierzchniowej w postaci laserowego shock peeningu (*LSP*). W wyniku wprowadzenia tego zabiegu uzyskano na całej powierzchni elementów rozkład naprężeń własnych ściskających. W badaniach wykorzystano metodę trepanacji otworowej pomiaru naprężeń.

Podczas analizy wartości i głębokości mierzonych naprężeń wykazano jednoznacznie ich zależność od parametrów zastosowanej obróbki LSP, a uzyskane wyniki skłoniły autorów pracy do rekomendacji laserowego shock peeningu jako zalecanej obróbki post-procesowej.

W pracy [59] autorzy zajęli się metodą określania naprężeń własnych z wykorzystaniem pomiarów odkształceń na powierzchni próbek przy użyciu cyfrowej korelacji obrazu. Na podstawie wykonanych pomiarów i obliczeń opracowali model analityczny. Pozwoliło to ustalić pola rozkładu naprężeń szczątkowych na powierzchni elementów wytworzonych techniką *SLM*. Wyniki obliczeń numerycznych wskazały na heterogeniczny rozkład naprężeń oraz związek ich złożonego stanu ze strategią naświetlania i grubością stapianych warstw. Udowodniono, że naprężenia stają się coraz bardziej niejednorodne w miarę nakładania kolejnych warstw. Badaniom dotyczącym relacji między parametrami procesu wytwarzania techniką *SLM* a wartością i rozkładem naprężeń własnych w wytworzonych elementach poświęcono również prace [60, 61]. W celu uzyskania korzystnego stanu naprężeń własnych, autorzy pracy [61] zaproponowali wprowadzenie dodatkowej ekspozycji przetopionych warstw na promieniowanie laserowe, natomiast w pracy [62] przedstawiono opracowany model numeryczny umożliwiający symulację rozkładu naprężeń własnych w elementach wytwarzanych przyrostowo w oparciu o dane dotyczące materiału i parametrów procesu wytwarzania.

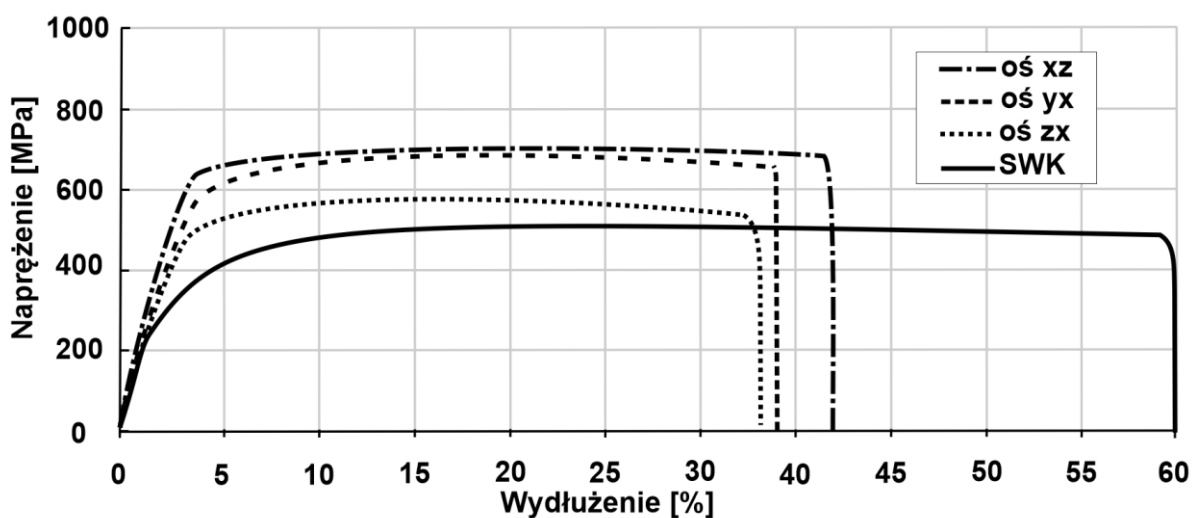
2.2. Właściwości wytrzymałościowe statyczne

W zdecydowanej większości dostępnych prac poświęconych badaniom właściwości wytrzymałościowych elementów wytworzonych techniką *SLM* ze stali 316L publikowane są wyniki uzyskane podczas statycznych prób rozciągania [63 – 67]. Najczęściej autorzy publikacji skupiają swoje zainteresowanie na wpływie wielu zmiennych związanych pośrednio lub bezpośrednio z procesem wytwarzania na podstawowe właściwości wytrzymałościowe elementów różnie zorientowanych w przestrzeni roboczej. Do tej grupy prac zaliczyć należy publikację [68], w której opisano wyniki badań próbek zorientowanych zgodnie z rys. 2.11.



Rys. 2.11. Trzy główne sposoby ułożenia elementów w przestrzeni roboczej urządzeń przyrostowych [68]

Autorzy przywołanej pracy dowiedli, że układ elementów wytwarzanych z wykorzystaniem techniki SLM w przestrzeni roboczej urządzenia ma istotny wpływ na ich właściwości wytrzymałościowe. Szczegółowe wyniki badań opracowane na podstawie wykresów (rys. 2.12) zamieszczono w Tabeli 2.2. Obszar wnioskowania poszerzyły zamieszczone wyniki badań wytrzymałościowych próbek wykonanych ze stali wytworzonej konwencjonalnie.



Rys. 2.12. Krzywe statycznego rozciągania elementów ze stali 316L wytworzonych z wykorzystaniem techniki SLM i ze stali wytworzonej konwencjonalnie (SWK) [68]

Tabela 2.2. Właściwości wytrzymałościowe elementów ze stali 316L wytworzonych z wykorzystaniem techniki SLM i ze stali wytworzonej konwencjonalnie (SWK) [68]

Sposób wytwarzania	R _m [MPa]	R _e [MPa]	Wydłużenie przy zerwaniu [%]
SLM – oś yx	668±3	397±3	37±1,0
SLM – oś xz	695±3	423±3	41±1,9
SLM – oś zx	564±3	387±3	35±0,6
SWK	515	205	60

W zależności od orientacji elementów w przestrzeni roboczej zaobserwowano, że całkowite wydłużenie poszczególnych elementów wynosi od 35 do 41 procent. Wytrzymałość na rozciąganie R_m jest w znaczącym stopniu uzależniona od orientacji elementów w przestrzeni roboczej urządzenia, ponieważ zarejestrowane wartości zmieniają się od 564 MPa dla próbek wytworzonych w ułożeniu zx do 695 MPa dla próbek wytworzonych w ułożeniu xz. Najniższą wartość R_m odnotowuje się w elementach o ułożeniu zx ze względu na obecność połączeń poszczególnych warstw w kierunku poprzecznym do osi rozciągania. Występowanie połączeń poprzecznie do kierunku rozciągania powoduje również obniżenie wartości wydłużenia, a także zwiększenie tendencji do kruchego pęknięcia wytworzonych elementów.

Sufiiarov i inni w swojej pracy [71] podjęli tematykę związaną z wpływem grubości przetopionej warstwy na wytrzymałość statyczną wytworzonych elementów. W przypadku opracowań [72 – 75] przedstawione wyniki badań dotyczą tematyki związanej z orientacją elementów w przestrzeni roboczej, a także parametrów naświetlania laserem. Szereg dostępnych opracowań dotyczy również wpływu obróbki cieplnej, zarówno konwencjonalnej [50, 76], jak i obróbki cieplnej połączonej z oddziaływaniem wysokiego ciśnienia, tzw. izostatycznego prasowania [77]. Song i inni [78] badali właściwości z zakresu wytrzymałości statycznej po procesie obróbki cieplnej w próżni, która pozwoliła na znaczące zwiększenie plastyczności materiału i zbliżeniu właściwości elementów modelowych wytworzonych techniką SLM do właściwości elementów wytworzonych konwencjonalnymi technikami wytwarzania.

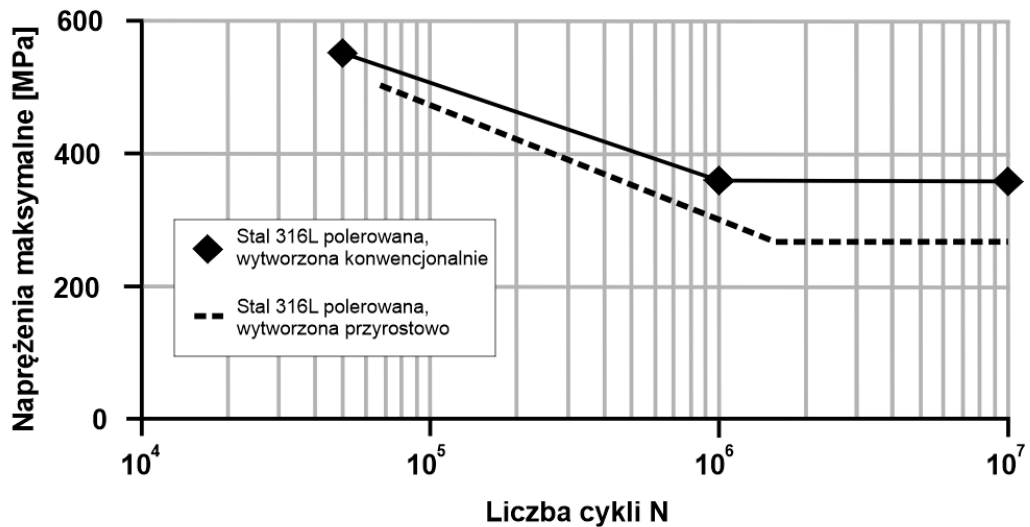
2.3. Właściwości zmęczeniowe

Na podstawie analizy wyników badań prezentowanych w wielu opracowaniach naukowych dotyczących elementów wytworzonych przyrostowo ze stali 316L można stwierdzić, że wartości wielkości opisujących właściwości wytrzymałościowe, w tym właściwości zmęczeniowe, odbiegają w różnym stopniu od właściwości stali wytworzonej konwencjonalnie. Mając świadomość tych różnic wynikających ze specyfiki przyrostowego wytwarzania z wykorzystaniem techniki *SLM*, możliwe jest wykorzystanie otrzymanych elementów w rzeczywistych konstrukcjach. Występowanie mniejszej wytrzymałości zmęczeniowej wytwarzanych przyrostowo elementów ze stali 316L można skompensować, dostosowując geometrię części do tzw. „projektowania do wytwarzania przyrostowego”. Możliwość otrzymywania bardzo złożonych geometrycznie kształtów znacząco zwiększa zakres swobody projektowania i pozwala na uzyskiwanie mniejszych współczynników koncentracji naprężeń w najbardziej newralgicznych miejscach.

Ponieważ techniki przyrostowe wykorzystywane są w coraz bardziej nowatorskich projektach przemysłowych, od wytworzonych elementów oczekuje się bardzo dobrych właściwości zmęczeniowych. Części wykonane przy użyciu selektywnego stapiania laserowego mają charakterystyczną mikrostrukturę, a ponadto mogą zawierać wiele defektów, takich jak porowatość lub obecność niestopionych ziaren. Występowanie porowatości lub nietopionych cząstek w wytworzonych przyrostowo elementach, zwłaszcza na powierzchni tych elementów lub w jej pobliżu, w wyniku zjawiska działania karbu, znacząco obniża wytrzymałość zmęczeniową. Stan mikrostruktury również wpływa na właściwości zmęczeniowe, jednak w mniejszym stopniu niż wymienione wcześniej defekty objętościowe. Orientacja ziaren w stosunku do kierunku wytwarzania poszczególnych elementów, a także ich morfologia mogą wpływać zarówno na wytrzymałość zmęczeniową, jak i przebieg pęknięcia zmęczeniowego.

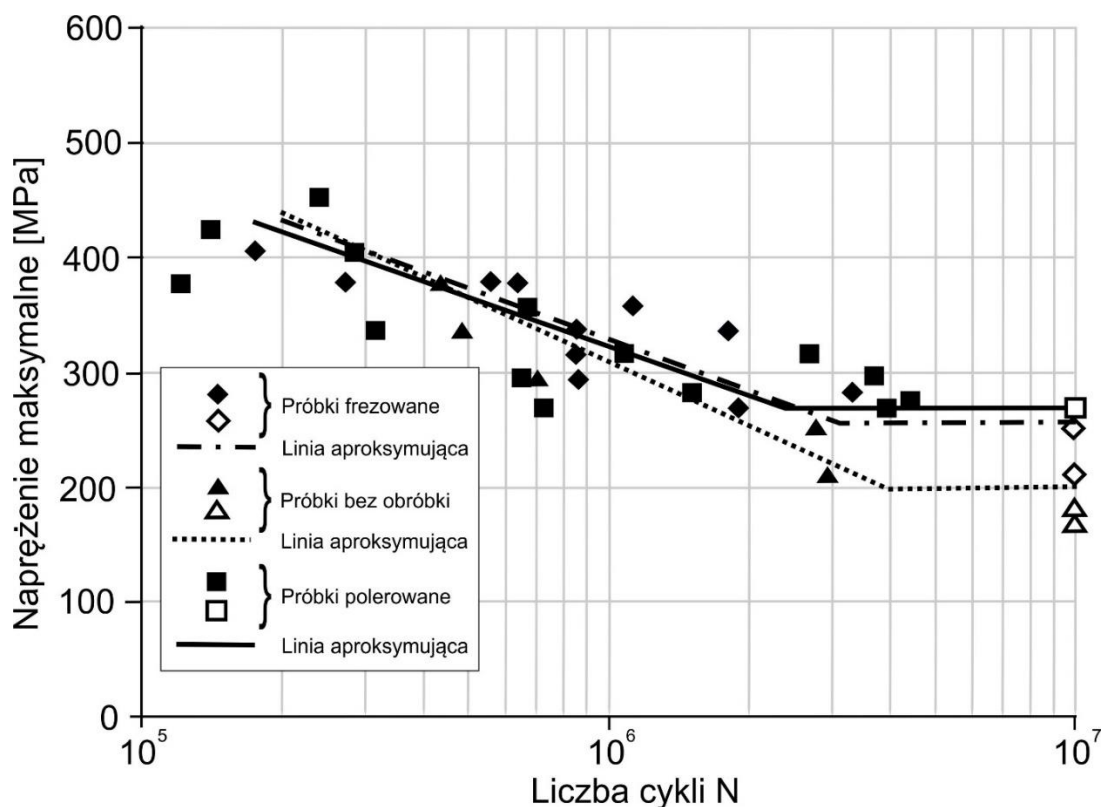
W przypadku elementów wytworzonych przyrostowo ze stali 316L badanych w zakresie wysokocyklowym, obecność imperfekcji struktury w postaci porów ma wpływ na przyspieszoną inicjację pęknięć w ich obrębie i zauważalnie wpływa na trwałość badanych elementów w odniesieniu do materiału wytworzonego konwencjonalnie (rys. 2.13) [85].

Odmienną sytuacją zaobserwowano w zakresie małej liczby cykli do zniszczenia, badanych w warunkach występowania relatywnie dużych naprężeń. Zmęczeniowe zachowanie się tego materiału zależało przede wszystkim od wartości zadawanych wymuszeń, a nie od obecności wad w postaci porów [86, 87].



Rys. 2.13. Wykres zmęczeniowy dla próbek ze stali 316L wytworzonych techniką SLM i metodą konwencjonalną [85]

Interesujące wyniki badań przedstawili autorzy tej samej pracy w formie wykresu zmęczeniowego opracowanego dla elementów wykonanych ze stali 316L techniką SLM, a następnie poddanych obróbce mechanicznej w postaci frezowania i polerowania (rys. 2.14). Zmierzona chropowatość powierzchni (R_a) wynosiła odpowiednio: 10,0, 0,4 i 0,1 μm dla próbek bez obróbki, frezowanych i wypolerowanych. W zakresie ograniczonej wytrzymałości zmęczeniowej, trwałości wszystkich badanych próbek, dla określonych wartości naprężenia, były zbliżone. Przyjmując bazową liczbę $N=10^7$ cykli, największą granicę zmęczenia uzyskano dla próbek polerowanych, a najmniejszą dla próbek niepoddanych obróbce.



Rys. 2.14. Wykres zmęczeniowy stali nierdzewnej 316L wytworzonej metodą SLM poddanej dodatkowej obróbce powierzchni [85]

Autorzy prac [79 – 84] zwrócili uwagę na przeznaczenie stali 316L na konstrukcje o małym poziomie wyężenia sugerując jednocześnie na podstawie wyników badań własnych, że elementy wytworzone z tej stali można zastosować bezpośrednio po druku, bez konieczności stosowania obróbek post-procesowych. Podobną opinię zawarto w pracy [43]. Uwzględniając relatywnie duże wytrzymałość i ciągliwość stali 316L oraz jej małą wrażliwość na obecność porów o rozmiarach mikrometrycznych, co jest charakterystyczne dla elementów wytworzonych w procesie SLM uznano, że nie ma konieczności stosowania dodatkowych obróbek post-procesowych mających na celu modyfikację naprężeń własnych i minimalizację porowatości.

W przypadku badań zmęczeniowych elementów wytworzonych przyrostowo, podobnie jak w przypadku wytrzymałości statycznej, bardzo często podejmowana jest tematyka badań dotyczących wpływu parametrów wytwarzania [79, 88] oraz obróbki cieplnej [89, 91] na wytrzymałość zmęczeniową. Wykazano, że nawet pojedyncze niestopione cząstki proszku przytwierdzone do powierzchni elementów stanowią swoiste karby, w obrębie których występuje znaczące spiętrzenie naprężeń, wpływające na wczesną inicjację pęknięć i zmniejszenia wytrzymałości zmęczeniowej.

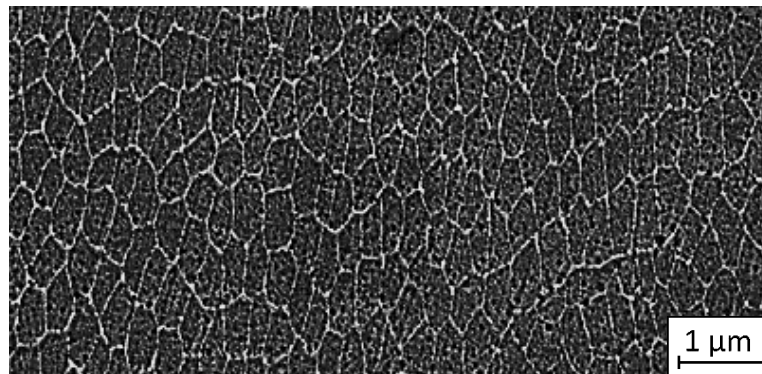
W celu uzyskania istotnej poprawy właściwości zmęczeniowych, elementy wytwarzane przyrostowo ze stali 316L autorzy pracy [90] poddali obróbce cieplnej podczas cyklicznego obciążania (powyżej 360 MPa), co pozwoliło na znaczącą poprawę właściwości zmęczeniowych wytworzonych przyrostowo elementów. Jaskari i inni w pracy [82] dokonali oceny wpływu zarówno parametrów wytwarzania stali 316L techniką *SLM* wpływających na obserwowaną porowatość, jak i dodatkowej obróbki mechanicznej na wytrzymałość zmęczeniową w warunkach zginania. Ustalono związek pomiędzy stosowaną gęstością energii naświetlania i obserwowaną porowatością oraz chropowatością powierzchni i ich wpływ na trwałość zmęczeniową badanych elementów na zginanie. Na podstawie przeprowadzonych obserwacji mikroskopowych stwierdzono kumulowanie się porowatości na głębokości około 100 μm pod powierzchnią wytworzonych przyrostowo elementów. Odnotowano, że zastosowanie elektropolerowania nie miało korzystnego wpływu na wytrzymałość zmęczeniową, ponieważ pęknięcia inicjowały głównie w obrębie porów na powierzchni lub w warstwie podpowierzchniowej badanych elementów.

Liczna grupa prac poświęconych zmęczeniowemu pękaniu elementów ze stali 316L wytworzonych techniką *SLM* dotyczy wpływu: usytuowania elementów w przestrzeni roboczej maszyn przyrostowych i obróbki cieplnej [64,92] oraz parametrów wytwarzania przyrostowego [93, 94] na prędkość propagacji pęknięć zmęczeniowych. Uzyskiwane wyniki badań pozwalają stwierdzić, że wady struktury w postaci wtrąceń mniejszych niż 1 μm , nie wpływają znacząco na wzrost prędkości zmęczeniowego pęknięcia ze względu na znaczną ciągliwość badanego materiału. Nie odnotowano również wpływu na proces zmęczeniowego pęknięcia wydłużonej morfologia ziaren powstającej w wyniku określonego usytuowania wytwarzanych elementów w przestrzeni roboczej urządzenia.

Bardzo istotnej tematyce, z uwagi na identyfikację czynników wpływających na zmęczeniowe pęknięcie elementów wytwarzanych techniką *SLM*, poświęcono pracę [95]. Autorzy przedstawili w opracowaniu wyniki badań wpływu naprężeń własnych, występujących w elementach wytworzonych podczas różnego ich usytuowania w przestrzeni roboczej urządzenia, na obserwowany rozwój pęknięć. Na podstawie otrzymanych wyników badań przeprowadzonych z wykorzystaniem próbek typu CT, zaproponowano określony sposób orientowania elementów modelowych w przestrzeni roboczej, najkorzystniejszy z uwagi na przebieg zmęczeniowego pęknięcia.

Zaproponowano również odpowiednią orientację elementów w przestrzeni roboczej zapewniającą indukowanie gradientów termicznych podczas procesów stapiania proszku, skutkujących drobniejszą mikrostrukturą oraz odpowiednim ukierunkowaniem występujących defektów liniowych.

W pracy [41] przedstawiono wyniki obszernych badań poświęconych identyfikacji szeregu wielkości charakteryzujących właściwości mechaniczne Stali 316L wytwarzanej techniką *SLM*. Zasadniczą część badań stanowiły rozważania dotyczące wpływu kierunku usytuowania wytwarzanych próbek typu CT względem platformy roboczej urządzenia przyrostowego na prędkość ich zmęczeniowego pęknięcia. We wprowadzeniu do badań zmęczeniowych stwierdzono, że znacznie wyższa wartość granicy plastyczności stali 316L wytworzonej przyrostowo w porównaniu ze stałą wytworzoną konwencjonalnie wynika z wyraźnego rozdrobnienia mikrostruktury, będącego efektem dużej szybkości chłodzenia ($\sim 10^3 - 10^8$ K/s) występującej podczas procesu wytwarzania w technice *SLM*. Przykładem jest rozmiar komórek mikrostruktury wynoszący około $1 \mu\text{m}$, przedstawiony na rys. 2.15 podczas gdy rozmiar ziarna w konwencjonalnie wytworzonej stali 316L zwykle wynosi około kilkaset μm .



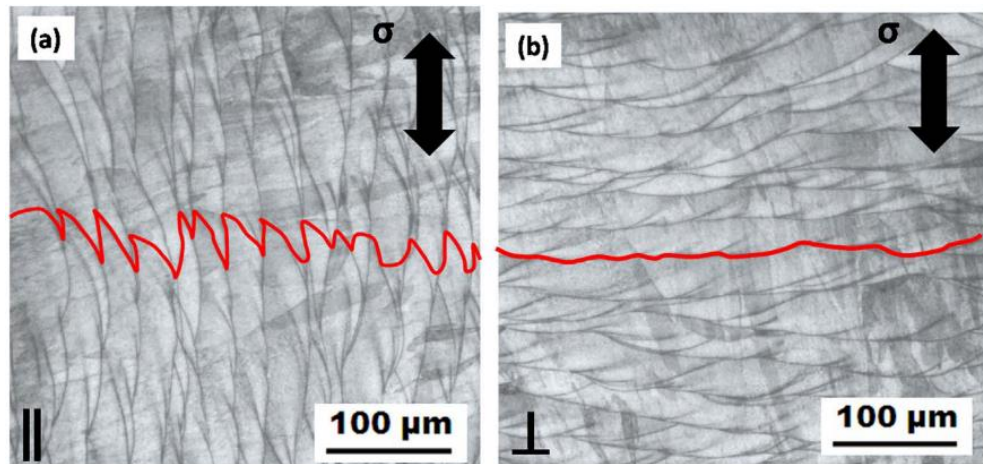
Rys. 2.15. Mikrostruktura stali 316L wytworzonej techniką *SLM* [41]

W przypadku stali 316L wytworzonej przyrostowo jak i konwencjonalnie nie występuje różnica w rozpuszczalności pierwiastków stopowych, ponieważ znajdują się one w roztworze stałym w obydwu stopach. W związku z tym jest mało prawdopodobne, aby zaobserwowane różnice w granicy plastyczności między materiałami wytworzonymi konwencjonalnie i przyrostowo można przypisać umocnieniu roztworów stałych (jak w przypadku stopu Al-Si stosowanego w technice *SLM*).

W stalach 316L wytworzonych konwencjonalnie dochodzi do znacznego umocnienia w wyniku oddziaływania naprężeń wywołanych naprężeniową przemianą austenitu w martenzyt (*SIMT – stress - induced austenite to martensite transformation*).

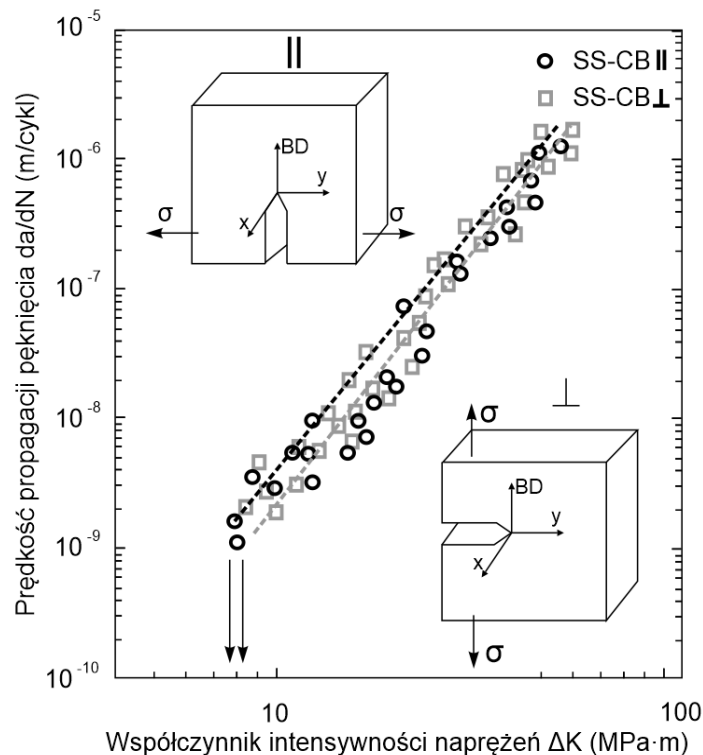
Jest zatem bardzo prawdopodobne, że wyjątkowo drobna mikrostruktura stali 316L wpływa na wzrost granicy plastyczności, a z kolei ten proces zapobiega przemianie *SIMT*. Wysoka wartość granicy plastyczności w połączeniu z możliwym brakiem przemiany *SIMT* jest prawdopodobnie przyczyną zaobserwowanej przez autorów pracy niskiej odporności na pękanie. Na podstawie zaprezentowanych w [41] wyników badań i w oparciu o dane przedstawione w pracy [30] można stwierdzić, że elementy ze stali 316L wytworzone z wykorzystaniem techniki *SLM* charakteryzuje nieco niższa wartość ΔK_{th} w porównaniu z materiałem wytworzonym konwencjonalnie. Wartość ΔK_{th} dla elementów wytworzonych przyrostowo wyniosła od 7,8 do 9,9 MPa·m^{0,5}, a dla elementów wytworzonych konwencjonalnie - $\Delta K_{th} = 10 - 15$ MPa·m^{0,5}.

Na przebieg rozwoju pęknięć w elementach wytworzonych przyrostowo istotny wpływ wywiera wysoka anizotropia właściwości wytrzymałościowych wynikająca z niejednorodnej orientacji ziaren, zróżnicowanej w zależności kierunku nakładania kolejnych warstw materiału. Uwidoczniono to na fotografiach (rys. 2.16), nanosząc linią czerwoną zaobserwowany przebieg pęknięcia zmęczeniowego. W konfiguracji (rys. 2.16a) ziarna ułożone są prostopadle do kierunku rozwoju pęknięcia zmęczeniowego, co wpływa na obniżenie prędkości zmęczeniowego pęknięcia. Odporność na pękanie zmęczeniowe w takiej konfiguracji zależy przede wszystkim od porowatości wytworzonego elementu, a konsolidacja kolejno nałożonych warstw ma w tym przypadku mało istotne znaczenie. Z sytuacją odmienną mamy do czynienia w przypadku konfiguracji (rys. 2.16b), gdzie porowatość i udział defektów w strukturze materiału ma równie ważny wpływ na prędkość pęknięcia zmęczeniowego, co konsolidacja warstw w wytworzonym elemencie.



Rys. 2.16. Mikrostruktura stali 316L wytworzonej techniką SLM z naniesionym przebiegiem rozwoju pęknięć zmęczeniowych w elementach wytworzonych przyrostowo w usytuowaniu równoległym (a) i prostopadłym (b) do powierzchni platformy roboczej urządzenia przyrostowego [41]

Zróznicowany przebieg pęknięcia dla dwóch różnych ułożeń próbki w przestrzeni roboczej znajduje swoje odzwierciedlenie na wykresach prędkości pęknięcia przedstawionych na (rys. 2.17). Wykresy te dotyczą prędkości pęknięcia zmęczeniowego dla elementów wytworzonych w kierunku równoległym (SS – CB - II) i prostopadłym (SS – CB - \perp) do powierzchni platformy roboczej urządzenia przyrostowego przedstawiono.



Rys. 2.17. Wykres prędkości propagacji pęknięcia zmęczeniowego w funkcji współczynnika intensywności naprężeń dla elementów wytworzonych przyrostowo w orientacji równoległej (SS-CB-II) i prostopadłej (SS-CB- \perp) do powierzchni platformy roboczej [41]

Wyniki przeprowadzonych badań umożliwiły opis prędkości pęknięcia za pomocą wzoru Parisa. Wyznaczona wartość wykładnika potęgowego m dla elementów ze stali 316L wytworzonych konwencjonalnie ($m = 2,2 - 2,8$) była mniejsza niż dla elementów wytworzonych przyrostowo ($m = 3,7 - 4,1$) [30]. Wyższa wartość stałej m dla elementów wytworzonych przyrostowo powiązano z wyższą granicą plastyczności tego materiału, co prowadzi do ograniczenia pracy materiału w zakresie odkształceń plastycznych, a tym samym szybszego wzrostu pęknięć zmęczeniowych.

3. Podsumowanie i wnioski z analizy stanu problemu

Przedstawiony w pkt. 1 przegląd metod wytwarzania addytywnego obejmuje najbardziej znane i najszybciej rozwijające się techniki. Kształtowanie przyrostowe na bazie metali pozwala na otrzymywanie złożonej geometrii elementów, ale również na możliwość bezpośredniego wpływania na właściwości wytrzymałościowe wytwarzanych elementów. Jest to możliwe przede wszystkim dzięki wykorzystaniu technik opartych na stapianiu proszków, w których można zmieniać: czas ekspozycji, moc lasera, temperaturę platform roboczych, natężenie przepływu gazów obojętnych, odległość między wektorami ścieżek lasera, prędkość naświetlania i usytuowanie elementów w komorze przyrostowego wytwarzania.

Właściwości wytrzymałościowe elementów wykonanych za pomocą technik przyrostowych są zbliżone, a niekiedy lepsze od elementów wytworzonych konwencjonalnymi metodami. To właśnie metody proszkowe pretendują do tych najbardziej innowacyjnych, zapewniających kontrolę nad wieloma czynnikami procesu. Nie dotyczy to techniki *LPF*, charakteryzującej się natryskiwaniem materiału, co wpływa na znaczną chropowatość wytwarzanych elementów. Ponadto w technice *LPF* nie jest możliwe uzyskanie złożonych geometrii, a dokładność wymiarowa w osi pionowej sięgająca dziesiątek mikrometrów uniemożliwia jej wykorzystanie do wytwarzania precyzyjnych elementów. W niektórych gałęziach przemysłu odpowiednia dokładność wykonania jest jednym z kluczowych warunków dopuszczenia elementu do użytku.

Perspektywicznymi technikami wytwarzania przyrostowego są: *SLM*, *DMLS*, *LaserCUSING*, *LMF*, które różnią się od siebie kilkoma szczegółami. Z naukowego punktu widzenia niezwykle interesującą jest technika *SLM*, ponieważ umożliwia ona wpływanie na parametry procesu i wytwarzanie elementów o różnych właściwościach mechanicznych już podczas tego jednego etapu wytwarzania określonej serii wyrobów.

Przyrostowa technika *SLM* pozwala na uzyskiwanie elementów metalowych o gęstości zbliżonej do 100% i o skomplikowanych kształtach, trudnych lub niemożliwych do uzyskania na ubytkowych maszynach obróbczych.

Niemniej, z uwagi na innowacyjność i złożoność tego zaawansowanego procesu wytwarzania, w licznych ośrodkach naukowych na całym świecie prowadzone są intensywne prace zmierzające do sprawnej jego implementacji, a dostępne publikacje dotyczą w głównej mierze:

- 1) Badań mikrostruktury, pomiarów twardości oraz wytrzymałości statycznej,
- 2) Określenia wpływu parametrów wytwarzania oraz dodatkowych rodzajów obróbek (mechanicznej, cieplnej i cieplno-chemicznej) na właściwości wytrzymałościowe statyczne,
- 3) Podstawowych badań z zakresu wytrzymałości zmęczeniowej i propagacji pęknięć zmęczeniowych.

Zaledwie nieliczne prace poświęcone są wpływowi parametrów wytwarzania, dodatkowej obróbki cieplnej, w tym izostatycznego prasowania na niskocyklowe właściwości zmęczeniowe. Należy w tym miejscu podkreślić, że prezentowane w tych pracach wyniki i wnioskowanie w wielu aspektach nie są jednoznaczne, a niekiedy po niezależnej weryfikacji, wątpliwe. W niewielu też opracowaniach zakres badań uwzględnia ocenę wpływu na właściwości użytkowe nieznacznych, nie przekraczających 10% wartości nominalnej, zmian parametrów wytwarzania.

Kompleksowa ocena efektów wytwarzania techniką *SLM* jest możliwa po uwzględnieniu zabiegów post-procesowych, w tym w szczególności różnego rodzaju obróbki cieplnej. Tak szerokie podejście do tego problemu wciąż jednak nie zostało w literaturze dostatecznie zaprezentowane. Stąd obszar badawczy podjęty w niniejszej rozprawie. Utylitarne wyniki jego realizacji powinny spotkać się przede wszystkim zainteresowaniem inżynierów odpowiedzialnych za dobór materiałów i technik wytwarzania w branżach takich jak: lotnictwo, kosmonautyka, motoryzacja, medycyna i przemysł stomatologiczny, szkolnictwo techniczne oraz wiele innych alternatywnych gałęzi przemysłu, w których innowacyjne rozwiązania odgrywają kluczowe znaczenie.

4. Cel i zakres pracy

Badania prowadzone w licznych ośrodkach badawczych zajmujących się tematyką przyrostowego wytwarzania z wykorzystaniem techniki *SLM* jedynie w niewielkim zakresie dotyczą zagadnień kształtowania wyrobów o żądanej geometrii i właściwościach użytkowych. Zakres opisywanych w literaturze badań właściwości wytrzymałościowych elementów wytworzonych techniką *SLM* jest wciąż ubogi w aspekty związane z poprawianiem i modyfikacją tychże właściwości, zwłaszcza w obszarze wytrzymałości zmęczeniowej.

Kompleksowe przeprowadzenie badań od doboru parametrów wytwarzania i określenia wpływu ich modyfikacji na mikrostrukturę, aż po identyfikację wpływu różnego rodzaju obróbki cieplnej jest bardzo istotne z punktu widzenia implementacji tego rodzaju techniki wytwarzania. Pełna charakterystyka możliwości praktycznego wykorzystania elementów wykonanych przy użyciu innowacyjnej techniki *SLM* wymaga szerokiego zakresu badań dotyczących wpływu zmian parametrów wytwarzania i dodatkowych zabiegów w postaci obróbki cieplnej na właściwości użytkowe tych elementów. Stąd założone cele pracy:

- **Cel naukowy** pracy obejmujący ocenę wpływu zmian parametrów wytwarzania oraz obróbki cieplnej na wybrane właściwości wytrzymałościowe elementów modelowych ze stali 316L wytworzonych z wykorzystaniem techniki *SLM*.

- **Cel użytkowy** dotyczący zbadania możliwości kształtowania właściwości użytkowych elementów wytworzonych z wykorzystaniem techniki *SLM* za pomocą dodatkowych zabiegów cieplnych.

Tak sformułowane cele pracy wymagają realizacji szerokiego zakresu badań obejmujących:

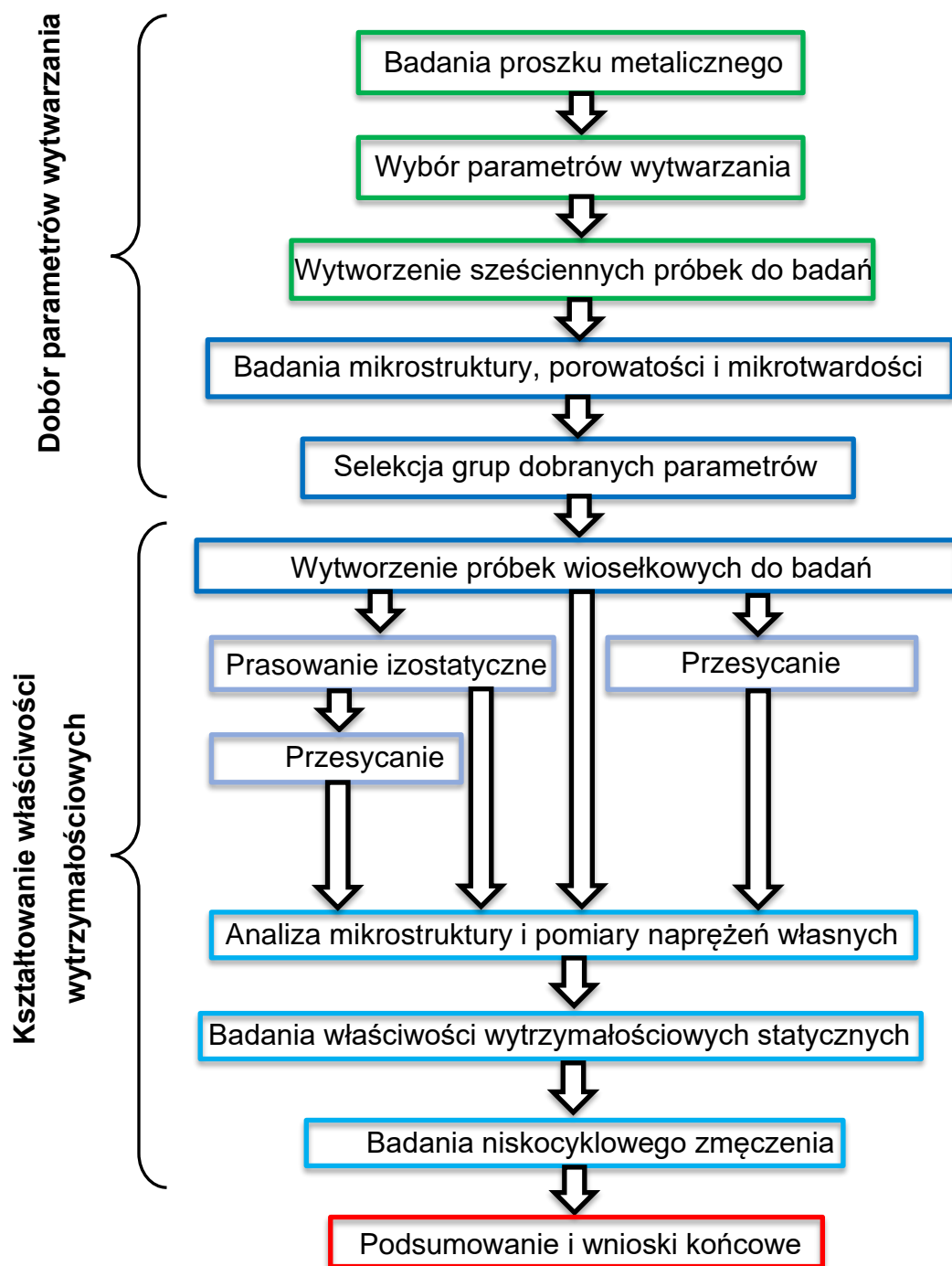
- 1) Analizę literaturową stanu wiedzy dotyczącej wytwarzania techniką *SLM*,
- 2) Dobór parametrów wytwarzania i wykonanie elementów modelowych do badań,
- 3) Badania porowatości, mikrostruktury i mikrotwardości wytworzonych elementów z uwzględnieniem obróbki cieplnej wytworzonego materiału,
- 4) Badania naprężeń własnych,
- 5) Badań wpływu obróbki cieplnej na właściwości wytrzymałościowe statyczne,
- 6) Badań wpływu obróbki cieplnej na niskocyklowe zmęczenie wytworzonych elementów,
- 7) Analizę przebiegu zmęczeniowego pęknięcia,
- 8) Opracowanie wyników badań i sformułowanie wniosków.

5. Program badań

Osiągnięcie założonych celów pracy wymaga opracowania odpowiedniego planu badań umożliwiającego uporządkowaną i konsekwentną realizację przyjętego zakresu pracy. Właściwy dobór i przebieg prowadzonych prac wypełniających założony obszar badawczy warunkuje poprawność interpretacji otrzymywanych wyników wnioskowania.

5.1. Plan badań

Na prawidłowy przebieg procesu stapiania proszku metalowego w technice *SLM* wpływa właściwy dobór szeregu parametrów tego procesu, istotnych również z punktu widzenia zapewnienia wymaganej funkcjonalności wytworzonych elementów. Przegląd literatury oraz doświadczenia własne wskazują, że proces wytwarzania przyrostowego najczęściej wymaga zabiegów dodatkowych, tzw. post-procesowych, które umożliwiają uzyskanie właściwości zbliżonych do materiału wytworzonego metodą konwencjonalną. Ustalenie relacji między kompleksem czynności składających się na proces technologiczny konkretnego wyrobu a jego właściwościami wytrzymałościowymi, w istocie zapewniających realizację założonych celów pracy, wymaga usystematyzowania toku działań. Takie rozumowanie, wzbogacone o osobiste doświadczenia autora pracy, zdobyte podczas pracy w przedsiębiorstwach wykorzystujących w procesie produkcyjnym urządzenia przyrostowe (Spectrum Group Sp. z o.o. i IDAP Technology Sp. z o.o.) poszerzone o konsultacje z zespołem inżynierów jednego z najbardziej liczących się producentów urządzeń do wytwarzania elementów metodą przyrostową *SLM Solutions A.G* legły u podstaw opracowania planu badań przedstawionego na rys. 5.1.



Rys. 5.1. Schemat blokowy planu badań

Plan badań w zakresie doboru parametrów wytwarzania elementów przeznaczonych do badań wytrzymałościowych z uwzględnieniem obróbek post - procesowych, obejmował ocenę mikrostruktury, porowatości i mikrotwardości materiału modelowych próbek sześciennych.

Dalszy etap badań dotyczących struktury, porowatości, mikrotwardości, naprężeń własnych i właściwości wytrzymałościowych z uwzględnieniem wpływu obróbki cieplnej zrealizowano w wykorzystaniu próbek wiosełkowych.

Badania niskocyklowe przed przeprowadzeniem dodatkowej obróbki cieplnej zaplanowano na partii próbek wykonanych z wykorzystaniem wyselekcjonowanych podczas doboru parametrów wytwarzania, pięciu grup parametrów (oznaczonych w tabeli 5.1 jako S_01, S_15, S_17, S_27 i S_30) oraz próbkach referencyjnych wykonanych ze stali 316L, oznaczonych jako P_0. Dalsza część badań niskocyklowych z uwzględnieniem obróbki cieplnej w postaci przesycania (P), prasowania izostaticznego (H) oraz obydwu tych zabiegów cieplnych wykonanych po sobie (HP) zrealizowana zostanie na wyselekcjonowanej partii próbek wykonanych z wykorzystaniem dwóch grup parametrów wytwarzania S_01 i S_17. Zakres badań niskocyklowych zaplanowanych w części pracy dotyczącej kształtowania właściwości wytrzymałościowych elementów ze stali 316L wytworzonych przyrostową techniką SLM został zrealizowany zgodnie tabelą 5.1.

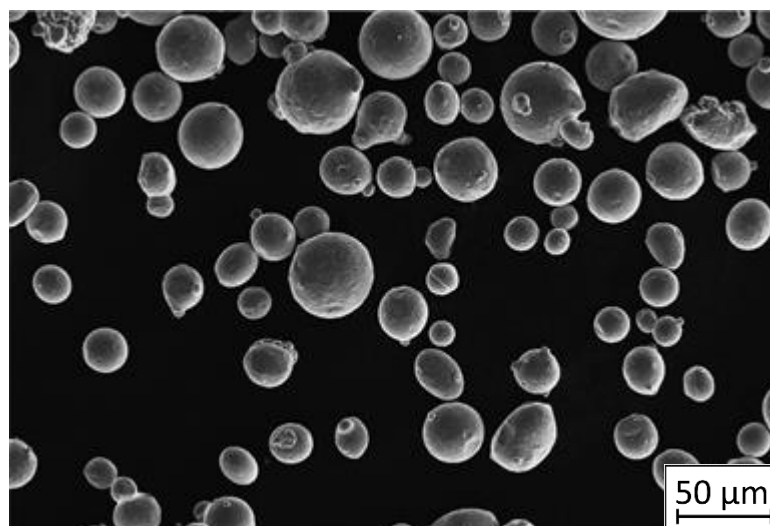
Tabela 5.1. Zakres badań niskocyklowych

Wartość amplitudy odkształcenia całkowitego ϵ_{ac} [%]	Grupa parametrów wytwarzania												
	S_01*	S_15*	S_17*	S_27*	S_30*	S_01H*	S_17H*	S_01P*	S_17P*	S_30P*	S_01HP*	S_17HP*	P_0*
	Liczba zaplanowanych do badań próbek												
0,30	3	2	2	2	3	3	2	2	3	2	2	4	2
0,35	2	2	2	2	2	2	2	2	4	4	2	2	2
0,40	3	2	3	2	2	3	2	3	2	2	3	3	2
0,45	3	2	2	3	2	2	2	3	3	2	2	2	2
0,50	5	3	2	2	2	3	4	3	2	2	4	3	4
Razem	16	11	11	11	11	13	12	13	14	12	13	14	12

Łącznie zaplanowano do badań niskocyklowych 163 próbki.

5.2. Przygotowanie próbek do badań

Proszek użyty do wytwarzania próbek został wyprodukowany poprzez atomizację stali 316L w atmosferze argonu. Analiza proszku z wykorzystaniem elektronowej mikroskopii skaningowej SEM, wykazała, że materiał składa się z ziaren o sferycznym kształcie o wymiarach 15 - 63 μm (rys. 5.2). Gęstość materiału wynosiła $7,92 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3}$, jego sypkość $14,6 \frac{\text{s}}{50 \text{ g}}$, a przewodność cieplna $21,4 \frac{\text{W}}{\text{mK}}$.



Rys. 5.2. Fotografia ziaren proszku stali 316L (SEM)

Skład chemiczny materiału użytego do wytwarzania próbek przedstawiono w tabeli 5.2.

Tabela 5.2. Skład chemiczny proszku stali 316L

C	Mn	Si	P	S	N	Cr	Mo	Ni
wag. [%]								
max. 0,03	max. 2,00	max. 0,75	max. 0,04	max. 0,03	max. 0,10	16,00-18,00	2,00-3,00	10,00-14,00

Czystość i wilgotność proszku metalicznego mają istotny wpływ na efekty procesu stapiania, a w szczególności na właściwości wytrzymałościowe wytworzonych elementów. Właściwości te są weryfikowane przez producentów proszku podczas kontroli jakości i potwierdzane certyfikatem dostarczanym wraz z zakupionym materiałem. Utrzymanie odpowiedniej wilgotności i czystości proszku podczas eksploatacji wymaga każdorazowego jego konfekcjonowania poprzez przesiewanie oraz zamykanie w szczelnym pojemniku z pochłaniaczem wilgoci.

Wytwarzanie przyrostowe próbek za pomocą techniki SLM poprzedzono opracowaniem dokumentacji technicznej w postaci trójwymiarowych modeli z wykorzystaniem oprogramowania wspomagającego projektowanie (CAD). Modele zostały zapisane jako obiekty stereolitograficzne w formacie STL, który jest właściwy dla oprogramowania wspomagającego wytwarzanie (CAM), służącego do przygotowania procesu wydruku.

Szerokie spektrum możliwości zastosowanej w pracy maszyny *SLM 125HL* (rys. 5.3) umożliwia wytwarzanie części o różnorodnych właściwościach uzależnionych od zadawanych parametrów procesu wytwarzania, między innymi: mocy lasera, prędkości i czasu naświetlania, grubości kolejno nakładanych warstw proszku metalicznego oraz ułożenia ścieżek naświetlania.

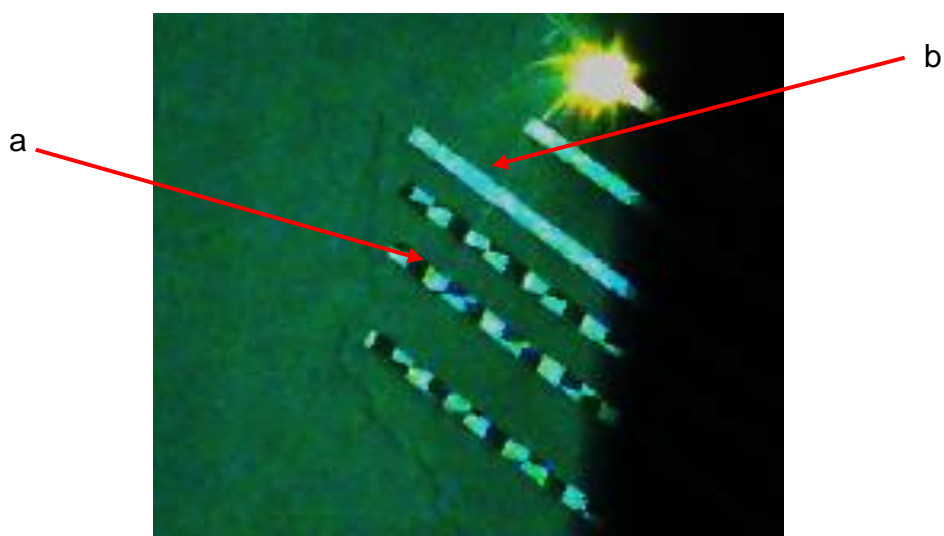


Rys. 5.3. Stanowisko do wytwarzania techniką SLM; a - zbiornik na proszek metaliczny, b - komora robocza, c - panel sterujący, d - stanowisko do przygotowywania procesu wytwarzania z oprogramowaniem *Magics 19*

Proces wytwarzania z wykorzystaniem techniki SLM wymaga na wstępie wygenerowania struktury podporowej umożliwiającej przytwierdzenie elementu do platformy roboczej maszyny oraz jego wsparcia w przypadku nachylenia względem powierzchni platformy pod kątem mniejszym niż 45° . Strukturę podporową na potrzeby badań własnych wykonano przy użyciu profesjonalnego oprogramowania do przygotowywania procesu wytwarzania przyrostowego *Magics 19* wyposażonego w moduł *SLM Metal Build Processor*, który jest odpowiedzialny za dzielenie modeli *STL* na warstwy oraz umożliwia określenie parametrów wytwarzania. Oprócz podpór użyto tzw. kotwic w postaci walców o średnicy 1 mm, pozwalających na mocniejsze przytwierdzenie detali do platformy roboczej.

Zalecane parametry wytwarzania (moc naświetlania, prędkość naświetlania, odległość między ścieżkami przetopu oraz grubość pojedynczej warstwy dla danego materiału produkcyjnego) są określane przez producenta maszyny dla każdego rodzaju proszku metalicznego. Parametry te mogą być jednak zmieniane, co wiąże się ze zmianą właściwości mechanicznych wytworzonych elementów.

Dla stali 316L, podczas stapiania materiału, zaleca się gęstość mocy wiązki lasera równą 58 J/mm^3 , a dla podpór gęstość ta powinna wynosić około 50 J/mm^3 . Podczas modyfikacji wartości energii naświetlania bardzo ważne jest, aby nie ustawiać zakresu pracy lasera w przedziale bliskim jego mocy maksymalnej z uwagi na możliwość szybszego zużycia źródła promieniowania laserowego. W takim przypadku wskazanym jest sterowanie wartością prędkości naświetlania, która może być zmieniana w bardzo szerokim przedziale i nie ma aż tak istotnego wpływu na zużywanie się źródła energii i układu optycznego. Naświetlanie próbek może odbywać się w układzie liniowego lub szachownicowego układu pól wiązki laserowej. Obydwie konfiguracje przedstawiono na rys. 5.4.

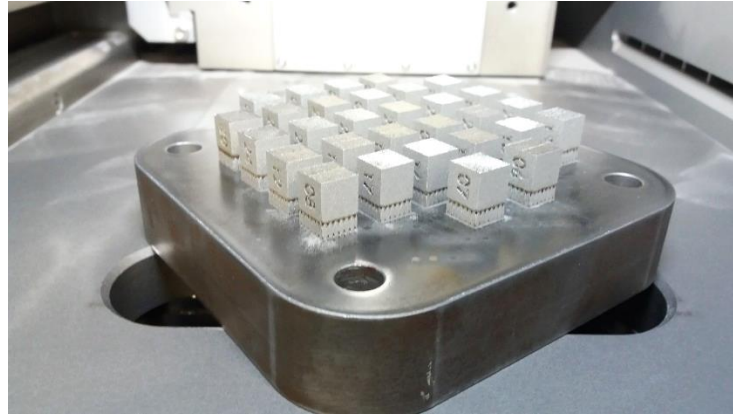


Rys. 5.4. Warstwa proszku naświetlana w konfiguracji „szachownicowej” (a), oraz liniowej (b)

Niezależnie od sposobu naświetlania algorytm oprogramowania zapewnia przebieg naświetlania w taki sposób, aby naprężenia powstałe wskutek skurczu termicznego nie były zorientowane jednokierunkowo. Z tego względu dla każdej warstwy kierunek naświetlania w danym układzie pól wiązki jest inny. Największy wpływ na adhezję między powierzchnią platformy, a powierzchnią podstawy elementu ma pierwsza warstwa. Bardzo istotne jest również zapewnienie odpowiedniej, zlecanej przez producenta, temperatury platformy wynoszącej 373 K .

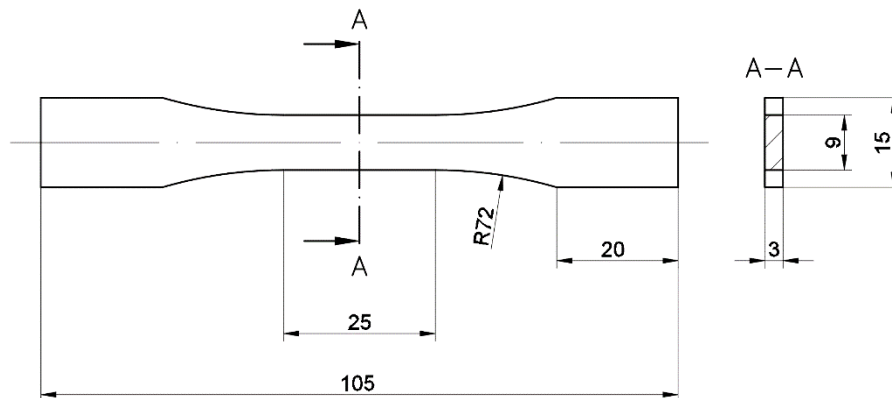
Prędkość przepływu argonu w komorze wpływa na zasięg usuwania osadu powstającego po przetopieniu proszku poza obszar roboczy maszyny. Zbyt duża prędkość przepływu powoduje zwiewanie proszku z rozłożonej warstwy, zbyt niska - pozostawanie osadu w obszarze roboczym.

Staranne przygotowanie procesu i uzasadnione wprowadzenie wyżej opisanych parametrów pozwala na rozpoczęcie procesu wytwarzania. Do badań mających na celu określenie parametrów wytwarzania próbek przeznaczonych do wykorzystania w dalszej części pracy wytworzono próbki sześciennie o wymiarach 10 mm x 10 mm x 10 mm (rys. 5.5).



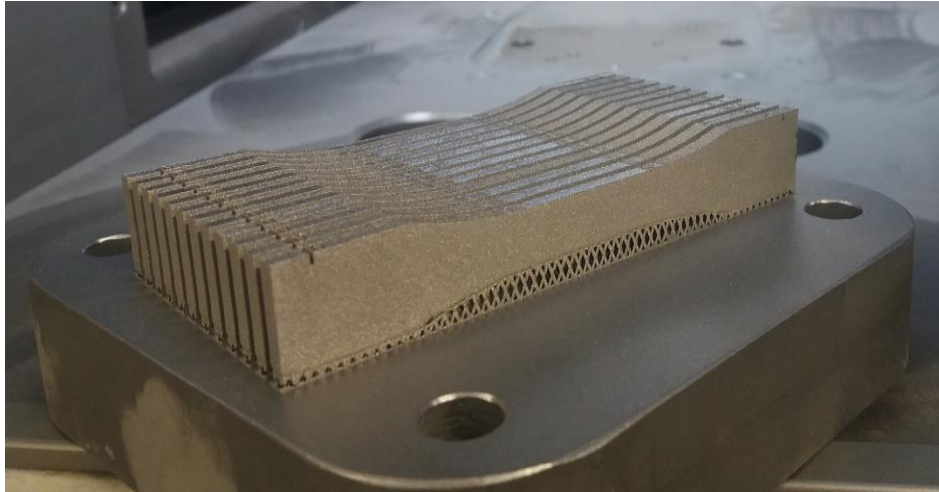
Rys. 5.5. *Próbki sześciennie do badań strukturalnych, porowatości i mikrotwardości*

Kształt próbek wiosełkowych przeznaczonych do oceny wpływu rozpatrywanych obróbek post-procesowych na mikrostrukturę, naprężenia własne i właściwości wytrzymałościowe ustalono w oparciu o zalecenia normy ASTM E466 96, uwzględniając wymiary komory roboczej maszyny SLM (rys. 5.6)



Rys. 5.6. *Wymiary próbek wiosełkowych*

Widok próbek wiosełkowych przytwierdzonych do platformy roboczej po procesie wytwarzania techniką SLM przedstawiono na rys. 5.7.



Rys. 5.7. Próbki wiosłkowe wytworzone techniką SLM

Po zakończeniu procesu wytwarzania techniką SLM oddzielono elementy od platformy roboczej, a następnie usunięto materiał podporowy z podstawy detali. Cienkościenne struktury podpór oraz kotwic ułatwiają ich usunięcie przy użyciu powszechnie dostępnych narzędzi (pilniki, szlifierki, przecinaki itp.).

5.3. Metody badawcze

Badania dotyczące określenia porowatości, a także obserwacje morfologii proszku i przełomów po próbach wytrzymałościowych statycznych oraz zmęczeniowych prowadzono z wykorzystaniem elektronowego mikroskopu skaningowego Jeol JSM-6610 (rys. 5.8).



Rys. 5.8. Mikroskop Jeol JSM-6610 z modułem EDS

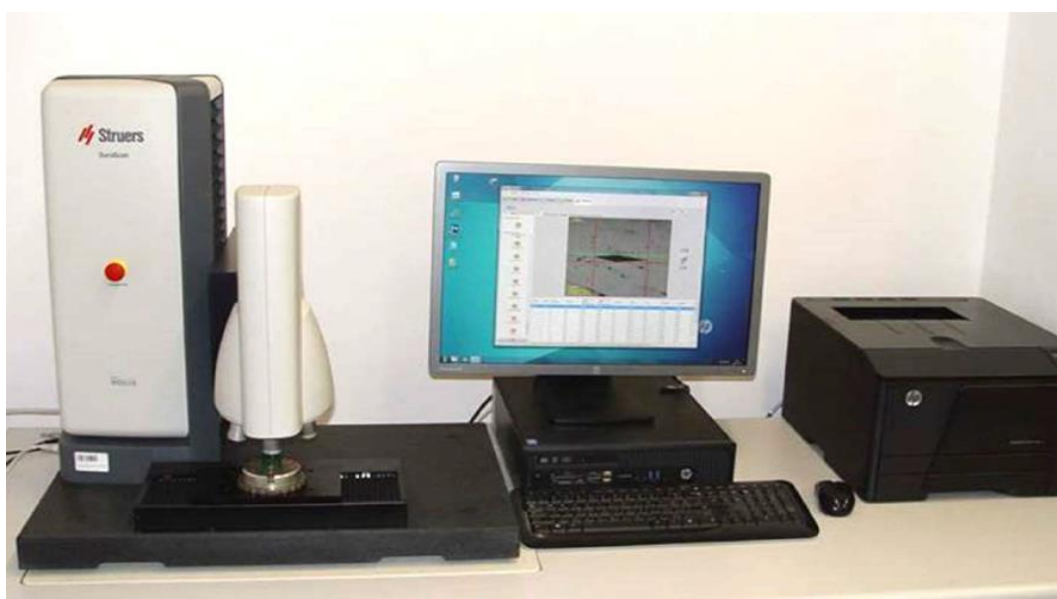
Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono za pomocą mikroskopu konfokalnego Olympus LEXT OLS 4100 (rys. 5.9).

Próbki do analiz mikrostrukturalnych przygotowano poprzez inkludowanie w żywicy, następnie szlifowanie papierem ściernym (gradacja: 80, 320, 600, 1500 i 2000) i polerowanie pastą diamentową 3 μm . Jako środek trawiący zastosowano roztwór *acetic glycergia*, (6 ml HCl, 4 ml HNO₃, 4 ml CH₃COOH i 0,2 ml glicerolu) stosując czterdziestosekundowy czas trawienia.



Rys. 5.9. Mikroskop konfokalny Olympus LEXT OLS 4100

Punktowe pomiary mikrotwardości wykonano wykorzystując mikrotwardościomierz metalograficzny Struers DURA SCAN 70 (rys. 5.10).



Rys. 5.10. Mikrotwardościomierz metalograficzny Struers DURA SCAN 70

Pomiary twardości sklerometrycznej i instrumentalnej zrealizowano przy wykorzystaniu zestawu UNMT (Universal Nano & Micro Tester) we współpracy z Instytutem Pojazdów i Transportu WIM WAT (rys. 5.11).



Rys. 5.11. Tester UNMT w Zakładzie Materiałów Pędnych i Smarów Instytutu Pojazdów i Transportu WIM WAT

Naprężenia własne, w oparciu o metodę pomiaru dyfraktometrycznego $\sin^2\psi$, przeprowadzono we współpracy z Laboratorium Dyfrakcji Rentgenowskiej Instytutu Metalurgii i Inżynierii Materiałowej Polskiej Akademii Nauk w Krakowie za pomocą dyfraktometru rentgenowskiego „Bruker D8 Discover” z kołem Eulera i układem pozycjonowania próbki w trzech osiach (rys. 5.12). Analizę faz przeprowadzono w oprogramowaniu „CrystallImpact Match! 3” z krystalograficzną bazą danych ICDD PDF 4+ 2019.

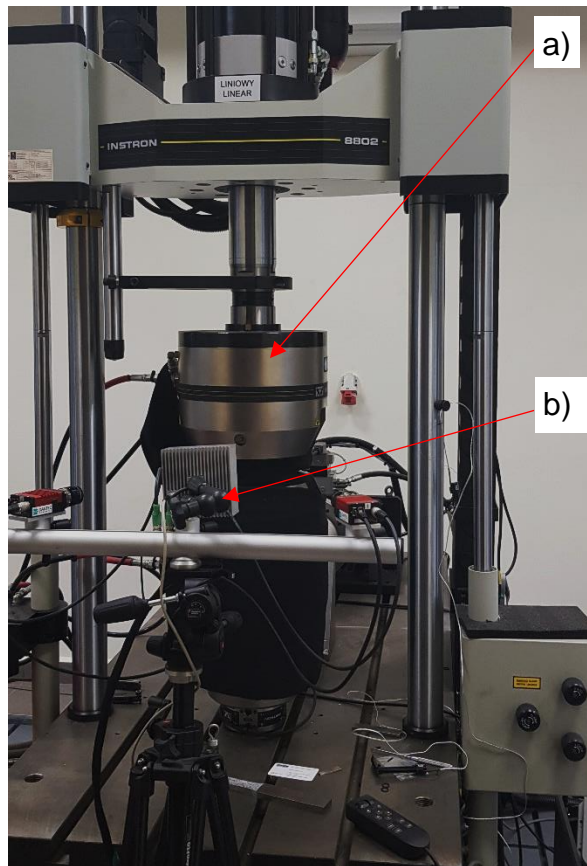


Rys. 5.12. Dyfraktometr rentgenowski „Bruker D8 Discover w Laboratorium dyfrakcji rentgenowskiej Instytutu Metalurgii i Inżynierii Materiałowej Polskiej Akademii Nauk w Krakowie

Próby wytrzymałościowe w zakresie wytrzymałości statycznej i zmęczeniowej przeprowadzone w warunkach osiowego rozciągania z wykorzystaniem pulsatora hydraulicznego Instron 8802MT.

Pomiary odkształcenia podczas rozciągania osiowego wykonano za pomocą ekstensometru Instron 2630-112 z podstawą pomiarową 50 mm.

Analizę procesu deformacji powierzchni próbki podczas monotonicznych prób rozciągania przeprowadzono stosując metodę cyfrowej korelacji obrazu (*DIC*). Obserwacje deformacji przeprowadzono za pomocą systemu Dantec Q-400, a wyniki otrzymane z systemu *DIC* i maszyny wytrzymałościowej opracowano z wykorzystaniem oprogramowania ISTR A 4D. Stanowisko do badań wytrzymałościowych wraz z systemem Dantec Q-400 przedstawiono na rys. 5.13.



Rys. 5.13. Pulsator hydrauliczny do realizacji badań statycznych i zmęczeniowych Instron 8802MT (a) wraz z systemem cyfrowej korelacji obrazu DIC (b)

Proces prasowania izostatycznego na gorąco (*HIP*) wykonano w wysokotemperaturowej prasie izostatycznej wyposażonej w piec grafitowy VHT 822 - GR firmy Nabertherm (rys. 5.14). Obróbkę *HIP* przeprowadzono we współpracy z Zakładem Nanotechnologii Instytutu Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.



Rys. 5.14. Wysokotemperaturowa prasa izostatyczna z piecem Nabertherm VHT 822 - GR w Zakładzie Nanotechnologii Instytutu Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie

Zabieg cieplny przesycania zrealizowano przy użyciu pieca Nabertherm P300 (rys. 5.15).



Rys. 5.15. Stanowisko do obróbki cieplnej wyposażone w piec Nabertherm P300

Prace realizowane na wymienionej aparaturze wykonano w oparciu o dostępne normy i standardy. Wszystkie działania odbywały się w asyście wykwalifikowanej i doświadczonej kadry badawczej i technicznej, co umożliwiło uzyskanie miarodajnych i wiarygodnych wyników badań.

Prace przygotowawcze i post-procesowe w postaci obróbki elementów modelowych realizowano w Warsztacie mechanicznej obróbki metali w Zakładzie Podstaw Konstrukcji Maszyn Instytutu Robotów i Konstrukcji Maszyn WIM WAT, przy użyciu 5-cio osiowego centrum CNC HAAS VF4 do obróbki ubytkowej techniką skrawania oraz 4-ro osiowej maszyny CNC do obróbki elektroerozyjnej EDM AccuteX AL400.

6. Dobór parametrów wytwarzania elementów modelowych

Proces wytwarzania techniką *SLM*, w którym wykorzystuje się proszki metali o niskiej granulacji (10 – 63 μm), może być modyfikowany poprzez zmianę parametrów wytwarzania, które w pośredni i/lub bezpośredni sposób wpływają na jakość przetopu. Możliwość ta stanowi inspirację dla wielu badaczy do inicjacji prac zmierzających do jednoznacznego określenia wpływu parametrów procesu na właściwości wytwarzanych elementów [15, 24 - 32, 34 - 39]. Jak wspomniano wcześniej, prace te najczęściej nie obejmują analiz dalej idących, dotyczących kompleksowego podejścia do świadomego kształtowania właściwości użytkowych, w szczególności właściwości wytrzymałościowych wytwarzanych elementów.

6.1. Realizacja procesu wytwarzania elementów modelowych

Przystępując do realizacji procesu wytwarzania elementów przeznaczonych do badań doświadczalnych uwzględniono wykazany podczas analizy literaturowej wpływ parametrów wytwarzania na mikrotwardość struktury oraz porowatość i mikrotwardość wytwarzanego techniką *SLM* materiału. Na tej podstawie, podczas wytwarzania elementów modelowych jako parametry zmienne przyjęto:

- moc lasera,
- prędkość naświetlania,
- odległość pomiędzy wektorami naświetlania.

Parametry powyższe wykorzystuje się do wyliczania gęstości energii wytwarzania przyrostowego ρ_E (6.1),

$$\rho_E \left[\frac{J}{\text{mm}^3} \right] = \frac{L_P [W]}{e_v \left[\frac{\text{mm}}{s} \right] \cdot h_d [\text{mm}] \cdot l_t [\text{mm}]} \quad (6.1)$$

gdzie:

- L_P - (*laser power*) - moc wiązki lasera [W],
- e_v - (*exposure velocity*) - prędkość naświetlania [mm/s],
- h_d - (*hatching distance*) - odległość między wektorami naświetlania [mm],
- l_t - (*layer thickness*) - grubość warstwy [mm].

Możliwości zmian wymienionych parametrów są uzależnione od zastosowanego układu optycznego i źródła energii urządzenia przyrostowego.

Ich rodzaj i jakość wpływają na możliwości odpowiednio precyzyjnej zmiany rozpatrywanych parametrów wytwarzania i ułatwiają analizę wpływu na efekty przyrostowego wytwarzania innych, na przykład technicznych czynników. Dotyczy to w szczególności:

- odpowiedniej kalibracji zasobnika proszku (tzw. *recoutera*),
- prędkości przepływu gazu osłonowego,
- ewentualnych luzów w przekładni ślimakowej mechanizmu poziomowania platformy roboczej.

Na potrzeby badań własnych wytworzono serię próbek sześciennych stosując różnorodne konfiguracje parametrów wytwarzania, uszeregowane w trzydzieści grup parametrów. Podczas stapiania materiału przyjęto minimalny czas naświetlania pojedynczej warstwy równy 10 sekund w celu ograniczenia zbyt szybkiego naświetlania kolejnej warstwy, co mogłoby spowodować zwiększenie naprężeń własnych powstałych wskutek skurczu materiału. Zestaw rozpatrywanych grup parametrów wytwarzania zamieszczono w Tabeli 6.1. W poszczególnych grupach parametrów zmieniano: moc lasera (L_P), prędkość naświetlania (e_v) i odległość pomiędzy wektorami naświetlania (h_d). Ponadto w kolumnie 6 zamieszczono wyliczoną na podstawie zależności (6.1) gęstość energii wytwarzania ρ_E .

Poszczególne parametry wytwarzania ujęte w Tabeli 6.1 w wierszach 2 - 27 (S_02 - S_27) zmieniano w zakresie +/- 10% względem wartości zalecanych przez producenta, a ujętych w wierszu pierwszym (S_01). Formułując poszczególne grupy parametrów wytwarzania od S_01 do S_27 zastosowano kombinację wartości następujących wielkości:

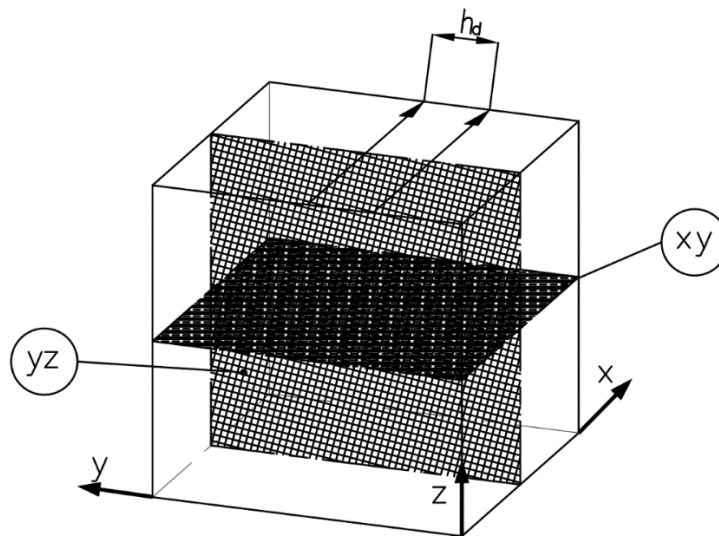
- mocy lasera: $L_P = 180, 190$ i 200 W,
- prędkości naświetlania: $e_v = 810, 900$ i 990 mm/s,
- odległości między wektorami naświetlania h_d : $0,11, 0,12$ i $0,13$ mm

Dodatkowo do wytworzenia próbek ujętych w wierszach 28 - 30 (S_28 - S_30) zastosowano parametry, które znacząco odbiegają od danych producenta, ale zostały zaproponowane w opracowaniu [100].

Tabela 6.1. Zestawienie parametrów wytwarzania zastosowanych podczas stapiania proszku

Nr próbki	Oznaczenie grupy parametrów wytwarzania/próbki	Moc wiązki lasera L_P [W]	Prędkość naświetlania e_v [mm/s]	Odległość między wektorami h_d [mm]	Gęstość energii ρ_E [J/mm ³]
1	2	3	4	5	6
1.	S_01	190	900	0,12	58,64
2.	S_02	190	990	0,12	53,31
3.	S_03	190	810	0,12	65,16
4.	S_04	200	900	0,12	61,73
5.	S_05	200	990	0,12	56,12
6.	S_06	200	810	0,12	68,59
7.	S_07	180	900	0,12	55,56
8.	S_08	180	990	0,12	50,51
9.	S_09	180	810	0,12	61,73
10.	S_10	190	900	0,13	54,13
11.	S_11	190	990	0,13	49,21
12.	S_12	190	810	0,13	60,15
13.	S_13	200	900	0,13	56,98
14.	S_14	200	990	0,13	51,80
15.	S_15	200	810	0,13	63,31
16.	S_16	180	900	0,13	51,28
17.	S_17	180	990	0,13	46,62
18.	S_18	180	810	0,13	56,98
19.	S_19	190	900	0,11	63,97
20.	S_20	190	990	0,11	58,16
21.	S_21	190	810	0,11	71,08
22.	S_22	200	900	0,11	67,34
23.	S_23	200	990	0,11	61,22
24.	S_24	200	810	0,11	74,82
25.	S_25	180	900	0,11	60,61
26.	S_26	180	990	0,11	55,10
27.	S_27	180	810	0,11	67,34
28.	S_28	150	400	0,08	156,25
29.	S_29	150	700	0,06	119,05
30.	S_30	120	300	0,08	166,67

Wytworzone w ten sposób elementy o wymiarach 10 mm x 10 mm x 10 mm przeznaczone do przeprowadzenia badań mikrostrukturalnych, porowatości i mikrotwardości w płaszczyznach: równoległej oraz prostopadłej do powierzchni platformy roboczej. Płaszczyzny te oznaczono na rys 6.1 jako: „xy” - płaszczyzna równoległa do platformy roboczej, która jest jednocześnie płaszczyzną prostopadłą do kierunku przyrastania (osi z) oraz „yz” - płaszczyzna prostopadła do platformy roboczej, która jest jednocześnie płaszczyzną równoległą do kierunku przyrastania (osi z).



Rys. 6.1. Model 3D sześcienniej próbki; xy - płaszczyzna równoległa do powierzchni platformy roboczej, yz - płaszczyzna prostopadła do powierzchni platformy roboczej, z - kierunek przyrastania elementu, h_d (hatching distance) - odległość między wektorami naświetlania

Każdy element modelowy przeznaczony do badań mikrostruktury, porowatości i mikrotwardości materiału został wytworzony podczas jednego, ciągłego procesu stapiania. Plik sterujący urządzeniem opracowano przy użyciu modułu *SLM Metal Build Processor*, wykorzystując oprogramowanie Magics v.19.

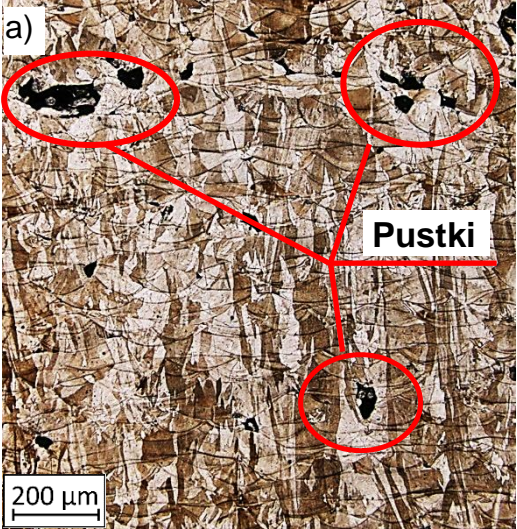
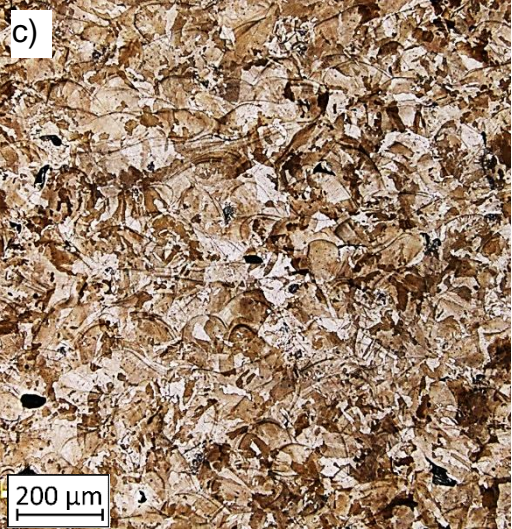
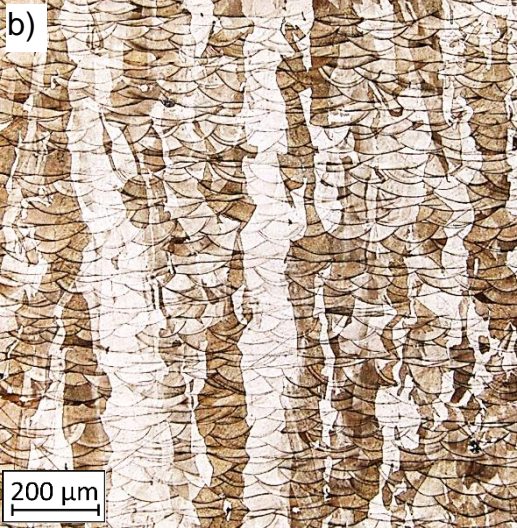
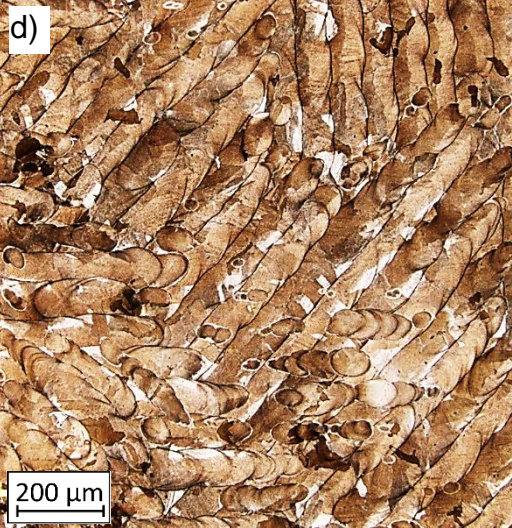
6.2. Badania mikrostruktury

Badania mikrostruktury przeprowadzono na zglądach wykonanych w dwóch charakterystycznych płaszczyznach: równoległej (xy) i prostopadłej (yz) do kierunku przyrastania materiału. Z uwagi na bardzo zbliżony obraz mikrostruktury obserwowanej na zglądach wykonanych dla wszystkich trzydziestu grup parametrów wytwarzania, w notatce ujęto opis wybranych struktur, właściwych dla grup S_17 i S_30. Obrazy mikrostruktur pozostałych próbek zamieszczono w *Atlasie mikrostruktur S_01 – S_30*, stanowiącym załącznik do niniejszej pracy.

Na fotografiach mikrostruktury badanych elementów, w płaszczyźnie równoległej do kierunku przyrostu materiału (tabela 6.2), widoczny jest układ warstwowej struktury austenitycznej złożonej z nakładających się, zastygniętych mikrojezierek przetopu (fotografie a - b). W płaszczyźnie prostopadłej do kierunku przyrostu materiału przetopione jeziorka tworzą mniej lub bardziej uporządkowany układ (fotografie c - d). W próbkach wykonanych z wykorzystaniem grupy parametrów S_17 stwierdzono ponadto obecność pojedynczych pustek, które zaznaczono na fotografii (a).

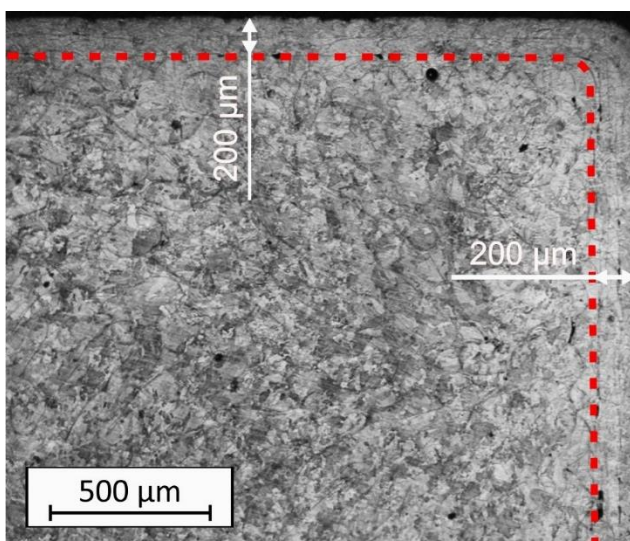
Porównując mikrostrukturę próbek S_01 i S_30, można zauważyć mniejszy rozmiar ziaren w próbce S_30. Zjawisko to wiąże się z trzykrotnie wyższą gęstością energii, która spowodowała większy skurcz materiału spowodowany większym gradientem temperatury pomiędzy jeziorkiem przetopu, a otoczeniem podczas ekspozycji wiązką promieniowania laserowego.

Tabela 6.2. Mikrostruktura wytworzonych próbek z wykorzystaniem grup parametrów S_17 oraz S_30 w dwóch przekrojach: równoległym i prostopadłym do kierunku przyrastania materiału

Oznaczenie próbki	Płaszczyzna równoległa do kierunku przyrastania materiału - yz	Płaszczyzna prostopadła do kierunku przyrastania materiału - xy
	1	2
S_17		
S_30		

Badania mikrostruktury w płaszczyźnie (xy), prostopadłej do kierunku przyrostu materiału, umożliwiły również określenie kształtu warstwy obrysu zewnętrznego próbki o szerokości 200 μm , wykonanej przy innych parametrach naświetlania niż pozostała część materiału (rys. 6.2). W przypadku niniejszej pracy podczas wykonywania obrysów elementów wytwarzanych ze stali 316L zastosowano domyślne parametry dedykowane przez producenta maszyny.

Na granicy zaobserwowanej warstwy obrysu zewnętrznego i materiału wnętrza próbki nie stwierdzono żadnych nieciągłości struktury.

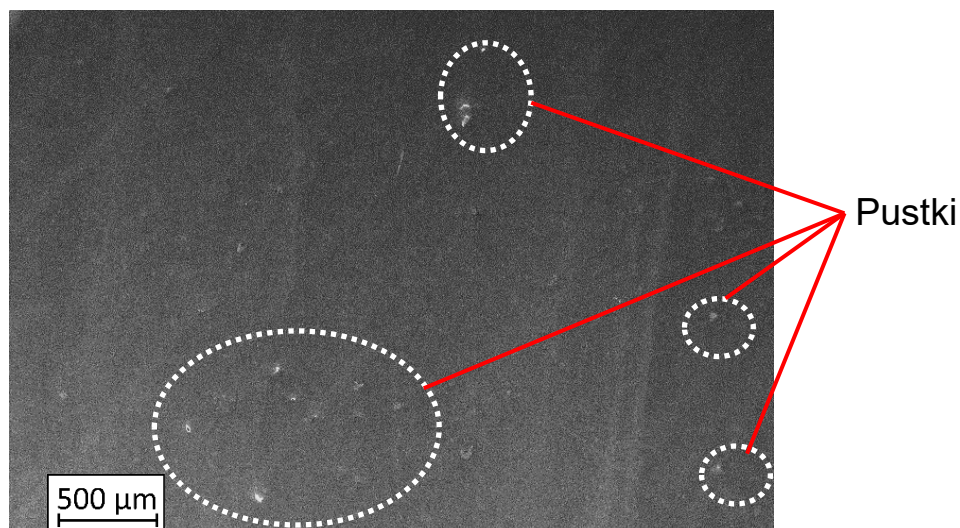


Rys. 6.2. Mikrostruktura próbki wytworzonej przyrostowo z widoczną warstwą obrysu zewnętrznego

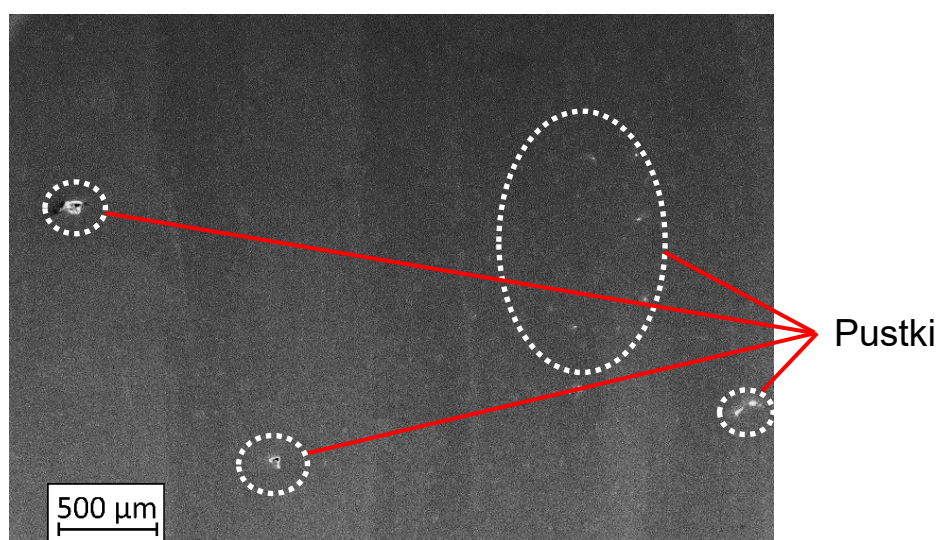
Na podstawie wyników badań mikrostruktury sześciennych próbek wykonanych z wykorzystaniem trzydziestu różnych grup parametrów należy podkreślić, że wprowadzane zmiany parametrów procesu wytwarzania wpływają głównie na liczbę i objętość obserwowanych pustek (porowatość) między kolejnymi warstwami. Problem ten będzie przedmiotem kolejnych badań i zostanie opisanych w dalszej części pracy.

6.3. Badania porowatości

Udział pustek w badanych próbkach oznaczono zarówno w płaszczyźnie równoległej jak i prostopadłej do kierunku przyrastania materiału. Wybrane fotografie zglądów próbek, które posłużyły do badań porowatości przedstawiono na rys. 6.3 i 6.4. Porowatość analizowano na podstawie obrazów obserwowanych przy użyciu mikroskopu skaningowego Jeol JSM- 6610.



Rys. 6.3. Obraz pustek w płaszczyźnie równoległej do kierunku przyrostu materiału



Rys. 6.4. Obraz pustek w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku przyrostu materiału

Powstała podczas procesu wytwarzania przyrostowej porowatość jest spowodowana głównie przez obecność niestopionych ziaren proszku.

Ilościową analizę porowatości ρ przeprowadzono na podstawie wyników obserwacji powierzchni zglądów i sporządzonych na tej podstawie histogramów wykonanych z wykorzystaniem oprogramowania *GIMP 2* i zależności (6.2):

$$\rho[\%] = \frac{N_p}{N_c} \cdot 100\% \quad 6.2$$

gdzie:

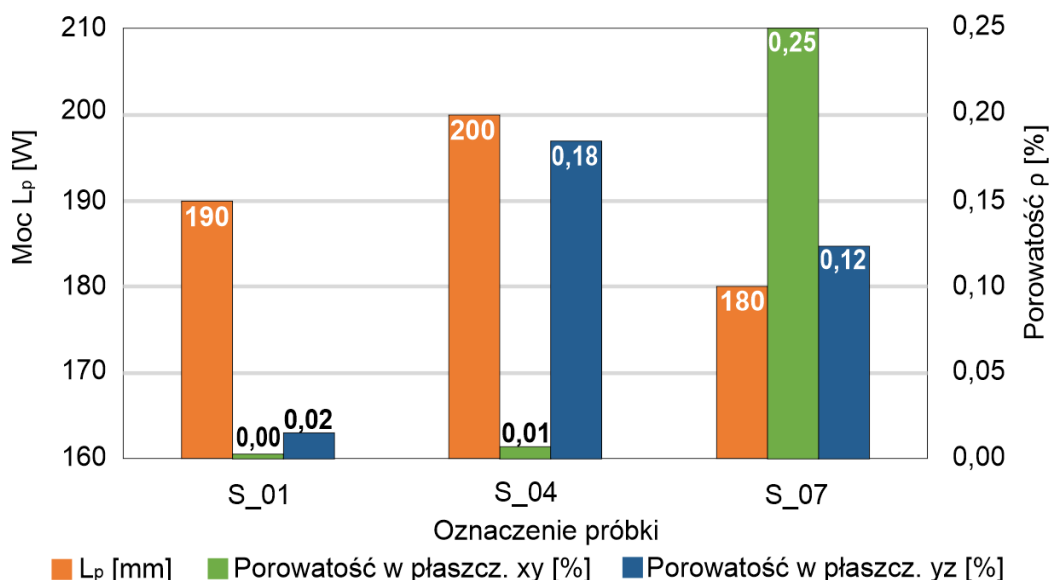
N_p - liczba pikseli w obrysowanych porach,

N_c - liczba pikseli całego obserwowanego obszaru.

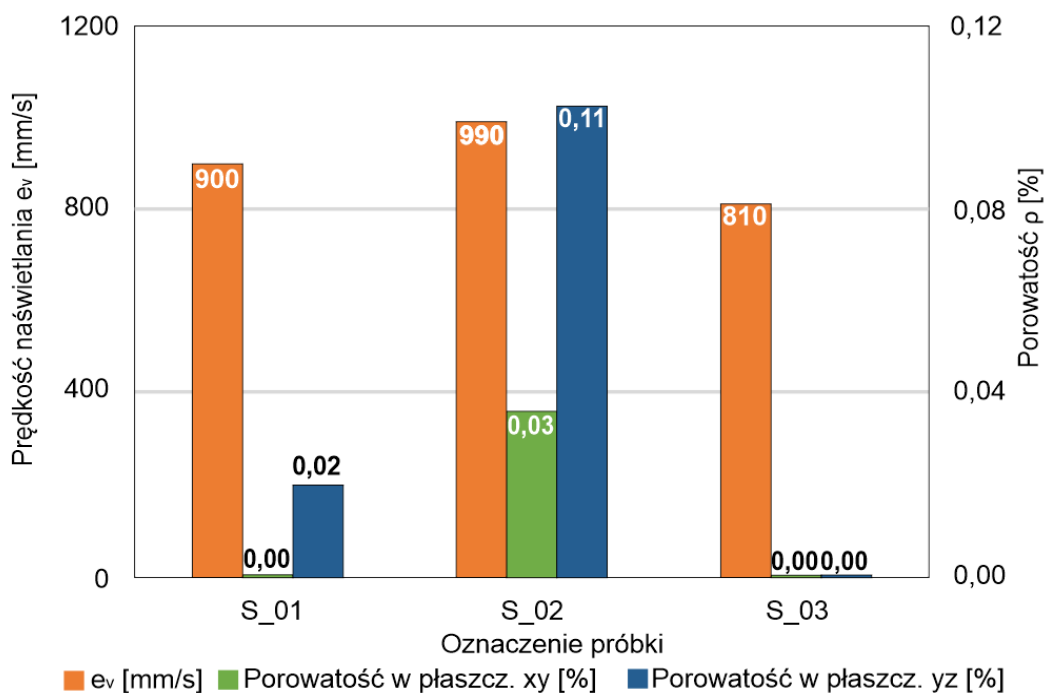
Wybrane wyniki pomiaru porowatości w elementach ze stali 316L wytworzonych techniką *SLM* przedstawiono w postaci wykresów słupkowych w zależności od mocy wiązki promieniowania laserowego L_p dla próbek S_01, S_04 i S_07 (rys. 6.5), odległości między wektorami naświetlania h_d dla próbek S_01, S_02 i S_03 (rys. 6.6) oraz prędkości naświetlania e_v dla próbek S_01, S_10 i S_19 (rys. 6.7).

Na podstawie wykresu przedstawionego na rys. 6.6 należy stwierdzić, że zmiana mocy wiązki ma wpływ na zmianę porowatości materiału. Najmniejszą porowatość materiału uzyskano podczas zastosowania mocy wiązki laserowej 190 W, a więc wartości zalecanej przez producenta urządzenia *SLM*. Zauważalny jest również wpływ dwóch pozostałych parametrów. W wyniku zmian prędkości naświetlania w zakresie +/- 10% porowatość w obydwu rozpatrywanych płaszczyznach zmienia się nieznacznie, bo o 0,02% (rys. 6.8).

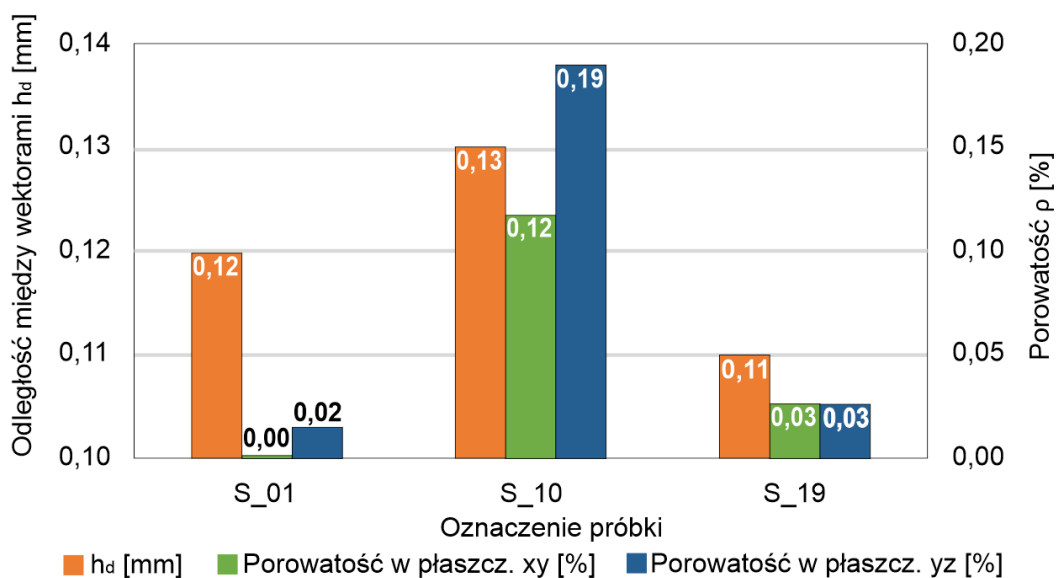
Znacznie większe różnice porowatości można zauważyć podczas zmiany odległości między wektorami naświetlania. Zwiększenie tego parametru o 10% powoduje niemal dwukrotne zwiększenie udziału porów (rys. 6.9). Zjawisko to jest spowodowane zwiększeniem odległości pomiędzy kolejnymi ścieżkami przetopu, co przekłada się to bezpośrednio na zmniejszenie liczby stopionych cząstek proszku metalicznego. Zjawisko to obserwowano zarówno w płaszczyźnie prostopadłej *xy* jak i równoległej *yz* do kierunku przyrastania materiału.



Rys. 6.5. Wpływ mocy wiązki lasera na porowatość w płaszczyznach: prostopadłej (*xy*) oraz równoległej (*yz*) do kierunku przyrastania na porowatość materiału (oznaczenia grup parametrów wytwarzania dla poszczególnych próbek zgodne z oznaczeniami przyjętymi w Tabeli 6.1)



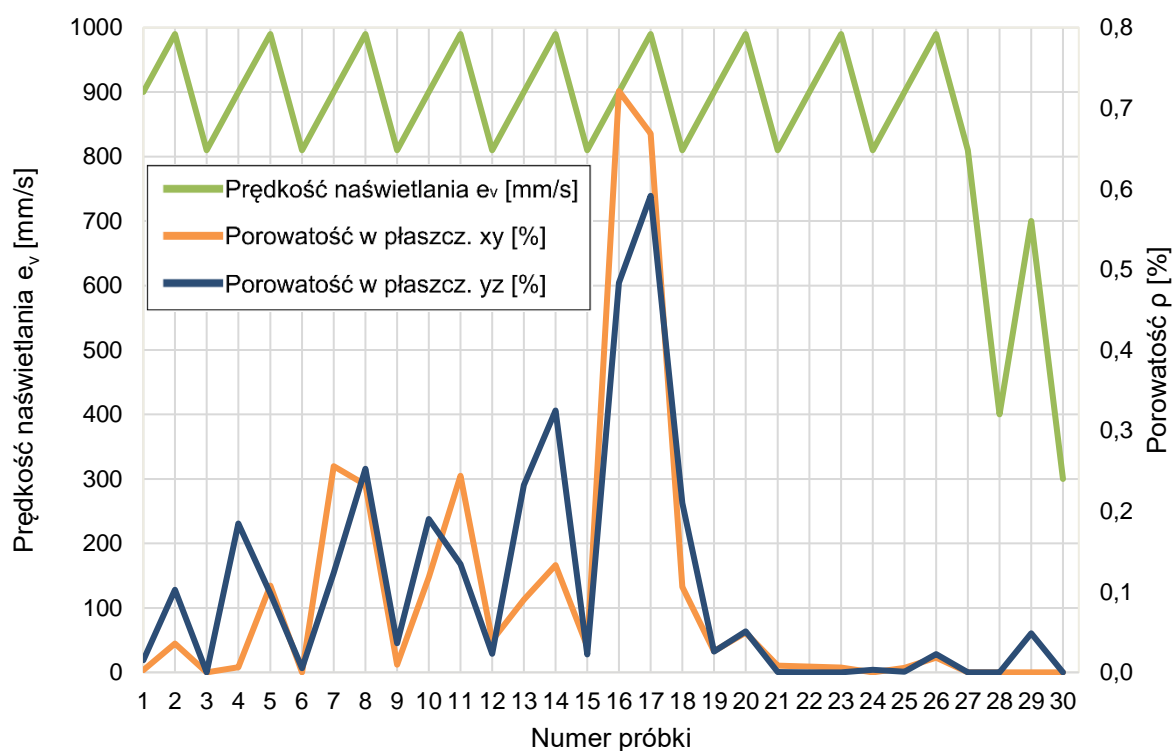
Rys. 6.6. Wpływ prędkości naświetlania na porowatość w płaszczyznach: prostopadłej (xy) oraz równoległej (yz) do kierunku przyrastania na porowatość materiału (oznaczenia grup parametrów wytwarzania dla poszczególnych próbek zgodne z oznaczeniami przyjętymi w Tabeli 6.1)



Rys. 6.7. Wpływ odległości między wektorami naświetlania w płaszczyznach: prostopadłej (xy) oraz równoległej (yz) do kierunku przyrastania na porowatość materiału (oznaczenia grup parametrów wytwarzania dla poszczególnych próbek zgodne z oznaczeniami przyjętymi w Tabeli 6.1)

W celu bardziej dokładnego zobrazowania zmian porowatości w zależności od prędkości naświetlania oraz odległości między wektorami naświetlania sporządzono wykresy (rys. 6.9, 6.10).

Pozwalają one prześledzić wartości porowatości we wszystkich próbkach, a ponadto odnotować największe wzrosty porowatości w próbkach, które wytworzono zwiększając zarówno prędkość naświetlania jak i odległość między jego wektorami (rys. 6.9). Dotyczy to próbek S_16 i S_17 (na rysunkach 6.9, 6.10 i 6.16, z uwagi na ograniczone miejsce, wprowadzono oznaczenia numerów próbek zgodnie z Tabelą 6.1). Materiał próbek S_28 - S_30 wytworzonych przy użyciu parametrów zaproponowanych w pracy [100] nie wykazywał mniejszej porowatości w płaszczyźnie yz. Główną cechą ustawień zaproponowanych w [100] jest znacznie mniejsza odległość między wektorami, jednak zmniejszanie tej odległości negatywnie wpływa na wydajność procesu.

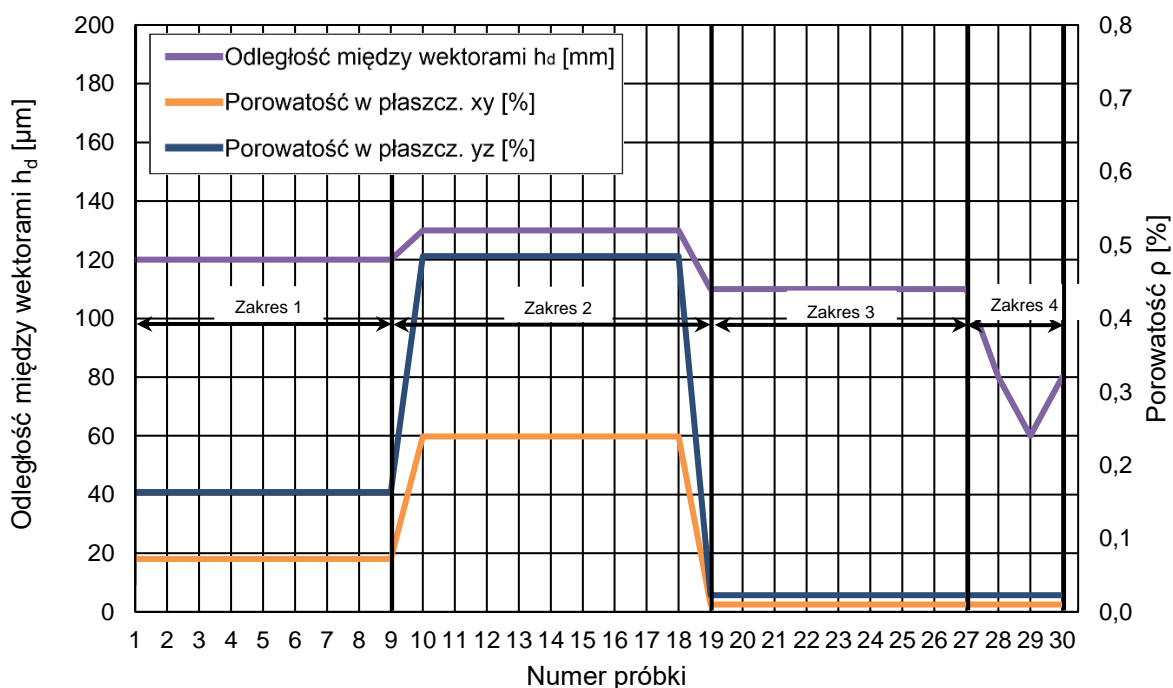


Rys. 6.8. Wartości porowatości w odniesieniu do zmian prędkości naświetlania dla poszczególnych próbek (oznaczenia grup parametrów wytwarzania dla próbek zgodne z oznaczeniami przyjętymi w Tabeli 6.1)

Przebieg zmian porowatości w zależności od zastosowanych odległości pomiędzy wektorami naświetlania został przedstawiony na rys. 6.10. Uzyskane wartości porowatości (zarówno w płaszczyźnie xy jak i płaszczyźnie yz) dla poszczególnych grup parametrów naświetlania zostały uśrednione w czterech zakresach:

- 1) Zakres 1 – uśredniona wartość porowatości w obydwu analizowanych płaszczyznach dla przypadku grup parametrów o stałej wartości odległości między wektorami naświetlania $h_d=0,12$ mm,

- 2) Zakres 2 – uśredniona wartość porowatości w obydwu analizowanych płaszczyznach dla przypadku grup parametrów o stałej wartości odległości między wektorami naświetlania $h_d=0,13$ mm,
- 3) Zakres 3 – uśredniona wartość porowatości w obydwu analizowanych płaszczyznach dla przypadku grup parametrów o stałej wartości odległości między wektorami naświetlania $h_d=0,11$ mm,
- 4) Zakres 4 – uśredniona wartość porowatości w obydwu analizowanych płaszczyznach dla przypadku zastosowania wyselekcjonowanych grup parametrów dobranych na podstawie pracy Di Wang'a i innych [96], o wartości odległości między wektorami naświetlania $h_d \leq 0,10$ mm.



Rys. 6.9. Wartości porowatości uśrednionej w czterech zakresach w odniesieniu do zmian odległości między wektorami naświetlania dla poszczególnych próbek (oznaczenia grup parametrów wytwarzania dla próbek zgodne z oznaczeniami przyjętymi w Tabeli 6.1)

Odległość między wektorami naświetlania ma bezpośredni wpływ na porowatość elementów wytwarzanych techniką SLM. Zwiększenie tego parametru o 10% powoduje niemal dwukrotne zwiększenie udziału porów (rys. 6.9). Zjawisko to jest spowodowane zwiększeniem odległości pomiędzy kolejnymi ścieżkami przetopu. Przekłada się to bezpośrednio na zmniejszenie liczby stopionych cząstek proszku metalicznego. Dzieje się tak zarówno w płaszczyźnie równoległej yz jak i prostopadłej xy do kierunku przyrastania materiału.

Podobną zależność można zaobserwować w przypadku zmiany prędkości naświetlania (rys. 6.8), gdzie przy zwiększaniu prędkości naświetlania rośnie porowatość w obydwu analizowanych płaszczyznach. Parametr ten nie wpływa tak znacząco na zmianę porowatości jak zmiana odległości między wektorami naświetlania, jednak przy 10 – cio procentowych zmianach prędkości naświetlania jest to zauważalne. Zmiany porowatości w odniesieniu do modyfikacji odległości między wektorami i prędkości naświetlania dla wszystkich przebadanych próbek przedstawiono na rys 6.8 i 6.9. Na uwagę zasługują porowatości dla próbki S_16 i S_17, podczas wytwarzania których zwiększono zarówno prędkość naświetlania jak i odległość między wektorami. Próbki wytworzone przy użyciu parametrów proponowanych w nie wykazywały mniejszej porowatości oraz korzystniejszymi wartościami mikrotwardości.

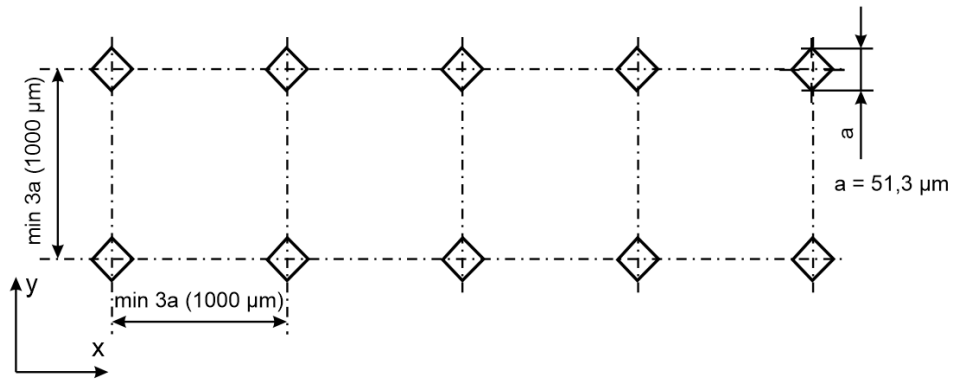
Ustawienia te (określone jako zakres 4 na rys. 6.9) wykazują bardzo zbliżone właściwości wytworzonych elementów z grupy parametrów oznaczonej na rys. 6.9 jako zakres 4.

6.4. Pomiary mikrotwardości

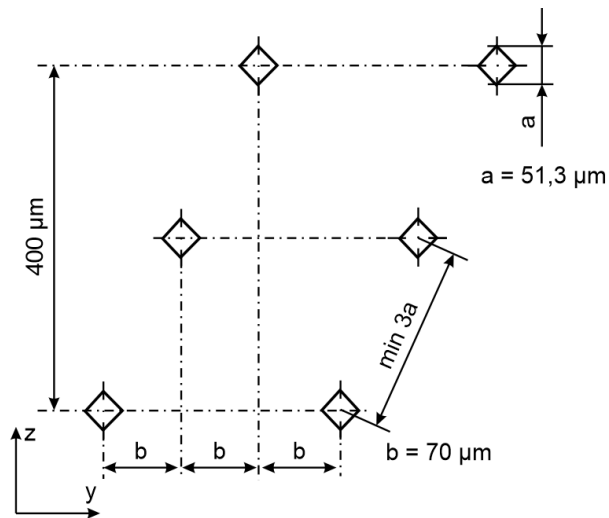
Pomiary mikrotwardości zostały przeprowadzone na tych samych elementach modelowych, dla których określono porowatość. Dla każdej z płaszczyzn xy i yz przyjęto inną konfigurację rozmieszczenia odcisków pomiarowych:

1) W płaszczyźnie prostopadłej do kierunku przyrastania materiału xy określono wpływ liniowego sposobu naświetlania na zmiany mikrotwardości w pięciu równoległych do siebie szeregach (rys. 6.10),

2) W płaszczyźnie równoległej do kierunku przyrastania materiału yz określono wpływ spojenia ze sobą kolejnych warstw na zmiany mikrotwardości w trzech równoległych do siebie szeregach (rys. 6.11).



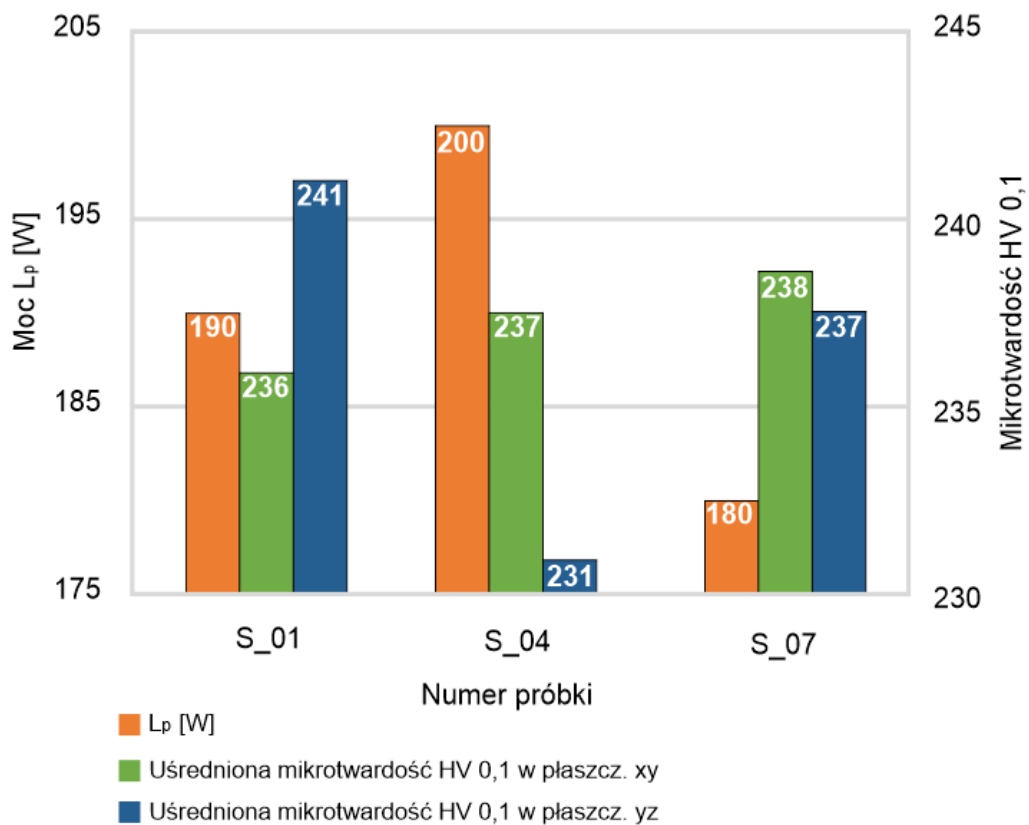
Rys. 6.10. Rozmieszczenie punktów na płaszczyźnie prostopadłej do kierunku przyrastania materiału



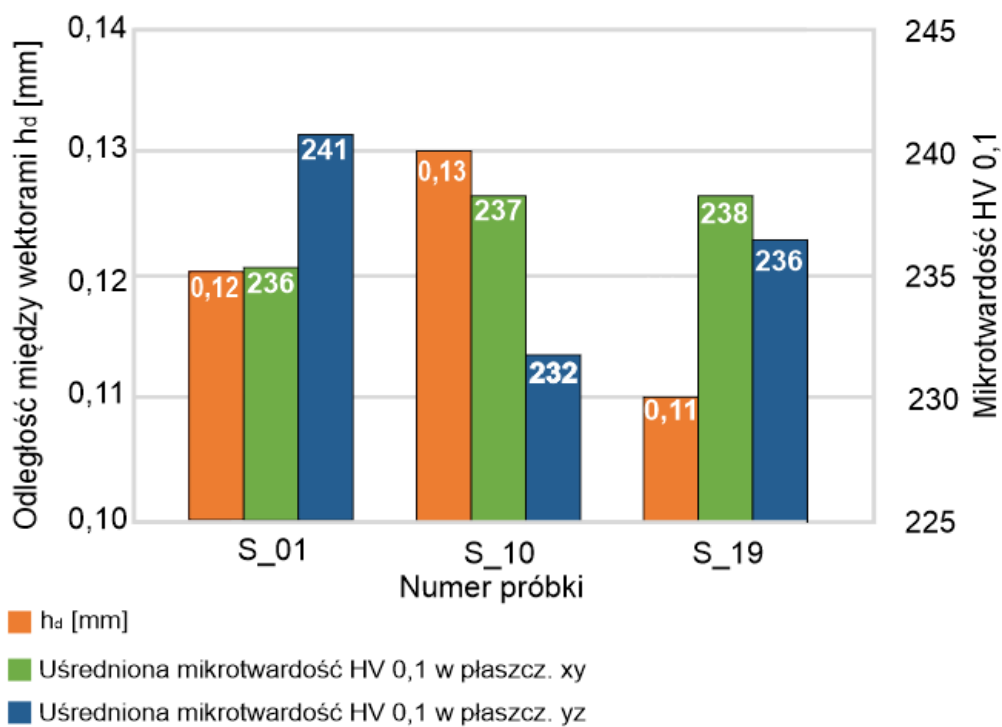
Rys. 6.11. Rozmieszczenie odcisków w płaszczyźnie równoległej do kierunku przyrastania materiału

Analogicznie jak w przypadku badań porowatości, na rys. 6.12 - 6.14 przedstawiono wykresy słupkowe dotyczące wpływu na uśrednioną wartość mikrotwardości:

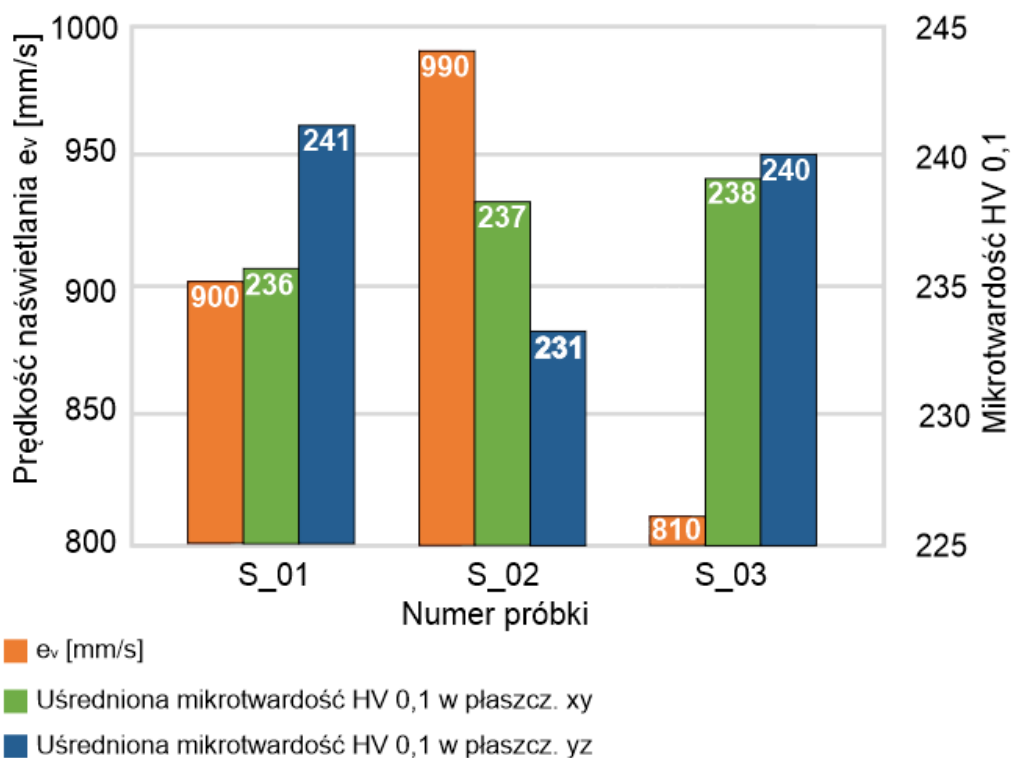
- mocy wiązki promieniowania laserowego dla próbek S_01, S_04 i S_07 (rys. 6.12),
- odległości między wektorami naświetlania dla próbek S_01, S_02 i S_03 (rys. 6.13),
- prędkości naświetlania dla próbek S_01, S_10 i S_19 (rys. 6.14).



Rys. 6.12. Wpływ mocy wiązki lasera na uśrednioną mikrotwardość w płaszczyznach: prostopadłej (xy) i równoległej (yz) do kierunku przyrastania materiału



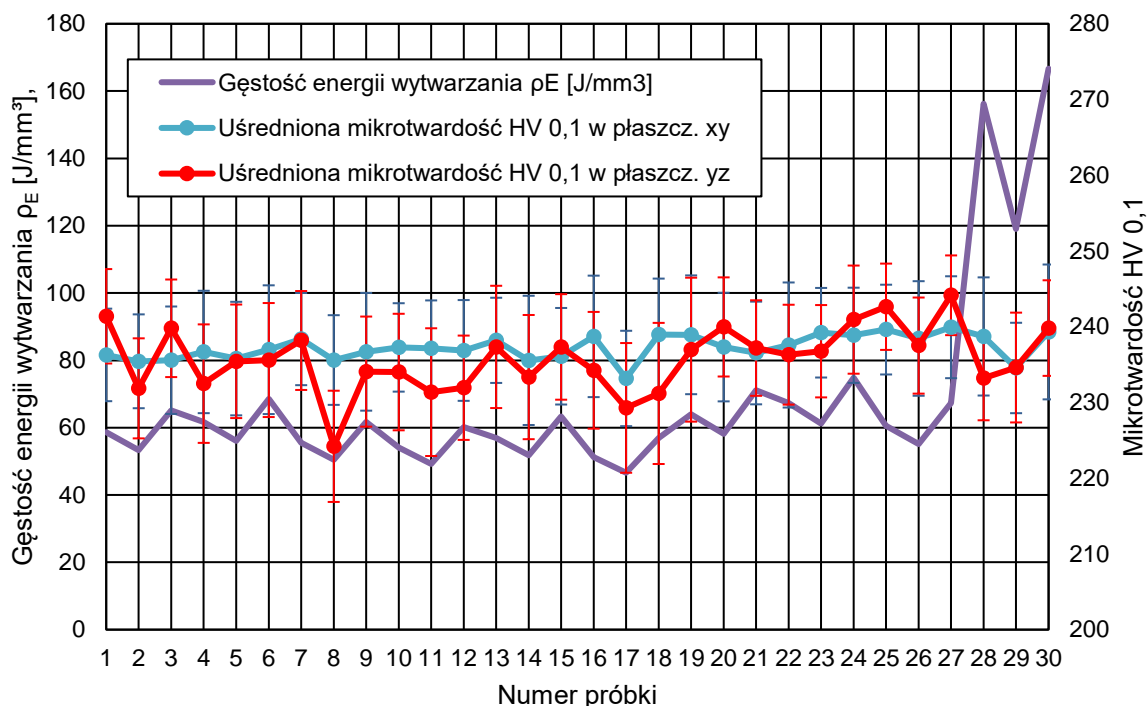
Rys. 6.13. Wpływ odległości między wektorami naświetlania na uśrednioną mikrotwardość w płaszczyznach: prostopadłej (xy) i równoległej (yz) do kierunku przyrastania materiału



Rys. 6.14. Wpływ prędkości naświetlania na uśrednioną mikrotwardość w płaszczyznach: prostopadłej (xy) i równoległej (yz) do kierunku przyrastania materiału

Na podstawie wyników przeprowadzonych pomiarów stwierdzono niewielki wpływ zmian w rozpatrywanym zakresie zarówno mocy wiązki lasera, odległości między wektorami naświetlania, jak i prędkości naświetlania na uśrednioną wartość zmierzonej mikrotwardości. W każdym z rozpatrywanych przypadków najwyższą wartość mikrotwardości w płaszczyźnie yz uzyskano dla wartości parametrów wytwarzania zalecanych przez producenta (S_01). Jednocześnie dla tych samych parametrów, w płaszczyźnie xy uzyskano najniższe wartości mikrotwardości.

W tej sytuacji, z uwagi na ograniczone możliwości jednoznacznego wnioskowania, w dalszej części badań dokonano oceny zależności uśrednionej wartości mikrotwardości od gęstości energii wytwarzania. Wyniki tych badań w postaci wykresu przedstawiono na rys. 6.15. Przebiegi mikrotwardości dotyczą wartości średnich wykonanych pomiarów na poszczególnych próbkach, uzupełnionych o ich odchylenia standardowe. Analiza otrzymanych wyników wskazuje na pewną prawidłowość wiążącą zmiany wartości mikrotwardości w płaszczyźnie yz ze zmianami gęstości energii wytwarzania. Wraz ze zwiększaniem gęstości energii wytwarzania wzrasta również mikrotwardość. Prawidłowość ta nie dotyczy próbek S_28 - S_30, wytworzonych z wykorzystaniem parametrów zaproponowanych w pracy [100].



Rys. 6.15. Uśrednione wartości mikrotwardości w odniesieniu do zmian gęstości energii wytwarzania poszczególnych próbek (oznaczenia grup parametrów wytwarzania próbek zgodne z oznaczeniami przyjętymi w Tabeli 6.1)

Odnosząc odnotowane na rys. 6.15 zmiany mikrotwardości materiału badanych próbek do wykresów zamieszczonych na rys. 6.12 - 6.14 można stwierdzić, że zmiany te mają związek jedynie ze zmianami prędkości naświetlania. Zasadnym jest również stwierdzenie, że wpływ zmian parametrów wytwarzania na mikrotwardość nie jest tak istotny jak w przypadku porowatości. Należy w tym miejscu jednak podkreślić, że wniosek ten dotyczy jedynie rozpatrywanych zakresów zmian parametrów wytwarzania. W oparciu o dotychczasowe wyniki badań mikrostruktury, porowatości i mikrotwardości wyselekcjonowano pięć grup parametrów wytwarzania, zastosowanych do wytworzenia partii próbek dedykowanych do dalszych badań w zakresie kształtowania właściwości wytrzymałościowych elementów ze stali 316L wytworzonych przyrostową techniką SLM.

Są to następujące zestawy parametrów:

- 1) S_01 - grupa parametrów producenta urządzeń SLM, zalecana do wytwarzania elementów ze stali austenitycznej 316L,
- 2) S_15 - grupa parametrów, przy użyciu których odnotowano w próbkach najniższą porowatość pomimo zwiększonej odległości między ścieżkami naświetlania,

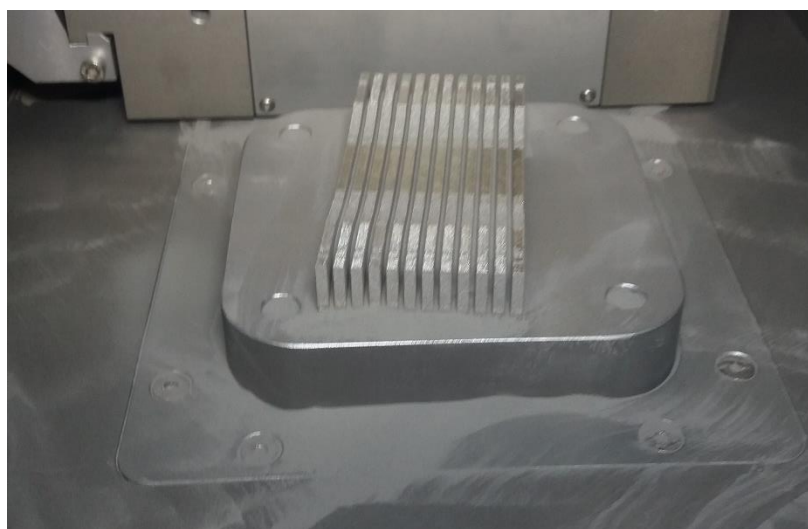
- 3) S_17 - grupa parametrów, przy użyciu których w wytworzonych próbkach odnotowano najwyższe: porowatość i mikrotwardość,
- 4) S_27 - grupa parametrów, przy użyciu których w wytworzonych próbkach odnotowano najwyższą mikrotwardość,
- 5) S_30 - grupa parametrów, przy użyciu których wygenerowano najwyższą wartość gęstości energii naświetlania.

Wartości poszczególnych parametrów wyselekcjonowanych grup parametrów przedstawiono w Tabeli 6.2.

Tabela 6.2. Wartości parametrów wyselekcjonowanych grup parametrów wytwarzania

Oznaczenie próbki	Moc wiązki lasera L_P [W]	Prędkość naświetlania e_v [mm/s]	Odległość między ścieżkami naświetlania h_d [mm]	Gęstość energii naświetlania ρ_E [J/mm ³]
S_01	190	900	0,12	58,64
S_15	200	810	0,13	63,31
S_17	180	990	0,13	46,62
S_27	180	810	0,11	67,34
S_30	120	300	0,08	166,67

Dalsze badania prowadzono z wykorzystaniem próbek wiosełkowych opisanych w p. 5.2. Każdą serię próbek wytworzono w osobnych procesach wydruku w celu zapewnienia tych samych warunków pracy urządzenia dla każdej próbki z danej grupy parametrów. Fotografie serii próbek wytworzonych przy zastosowaniu grupy parametrów S_01 przedstawiono na rys. 6.16.



Rys. 6.16. Wytworzone próbki S_01 na platformie roboczej urządzenia SLM 125HL

Podczas procesu wytwarzania wszystkie próbki były usytuowane w komorze poziomo. Taki sposób orientacji próbek, zgodnie z zaleceniami producenta urządzenia *SLM*, zapewnia ich największą wytrzymałość i wydłużenie podczas badań wytrzymałościowych na rozciąganie. Możliwie największe wydłużenie badanych próbek jest wskazane z uwagi na możliwość dokładnej rejestracji wartości mierzonych podczas badań wytrzymałościowych elementów wytworzonych w warunkach nieznacznie różniących się ($\pm 10\%$ względem wartości nominalnej) parametrów wytwarzania.

7. Badania właściwości mechanicznych i naprężeń własnych

Po wyselekcjonowaniu pięciu grup parametrów wytwarzania, elementy wykonane z ich wykorzystaniem poddano badaniom wybranych właściwości mechanicznych, obejmujących pomiary twardości i badania wytrzymałości statycznej w warunkach osiowego rozciągania. Przeprowadzone badania twardości obejmowały pomiary twardości sklerometrycznej i instrumentalnej. Realizację statycznej próby rozciągania uzupełniono o analizę odkształceń wykonaną z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu *DIC* (*Digital Image Correlation*). Jako niezwykle istotny etap realizacji zakresu pracy należy uznać określenie naprężeń własnych powstałych podczas procesu wytwarzania badanych elementów.

7.1. Pomiary twardości sklerometrycznej i instrumentalnej

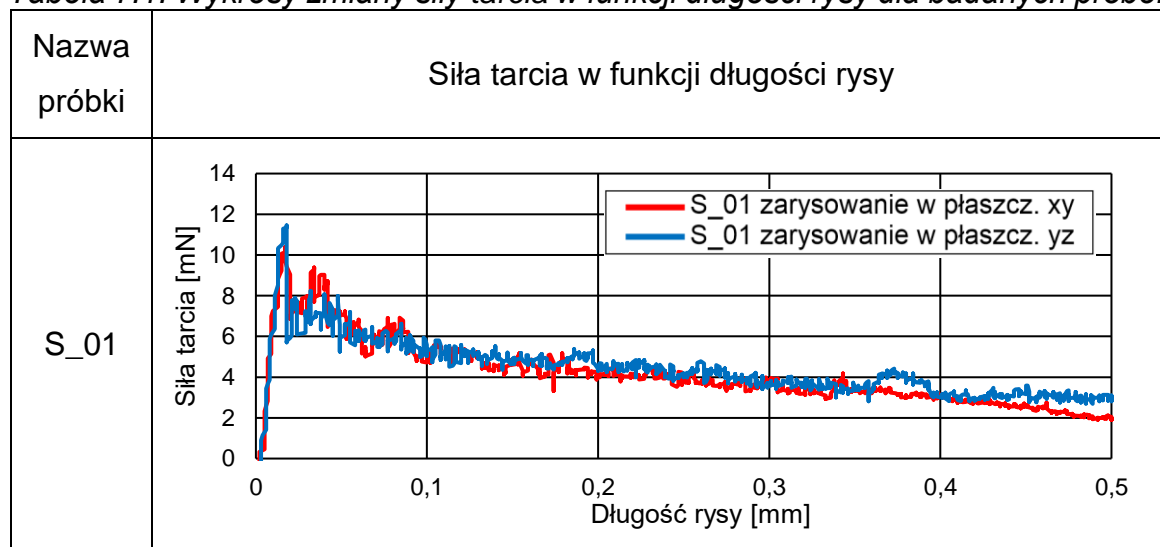
Pomiary twardości sklerometrycznej i instrumentalnej wykonano z wykorzystaniem urządzenia UNMT (*Universal Nano & Micro Tester*) umożliwiającego kompleksową ocenę właściwości mechanicznych cienkich powłok i materiałów stałych. Pomiar związany z określeniem twardości sklerometrycznej H_{Sp} realizowany był poprzez pomiar średniej szerokości rysy wykonanej za pomocą wgłębnika o określonej geometrii. Podczas tworzenia rysy na powierzchni materiału zadawano stałe obciążenie wgłębiania przy zachowaniu stałej prędkości posuwu wgłębnika. Charakterystyka tej metody określania twardości skłoniła autora do pomiaru z jej wykorzystaniem zmian twardości w warstwowej strukturze materiału występującej w płaszczyźnie równoległej do kierunku przyrastania materiału.

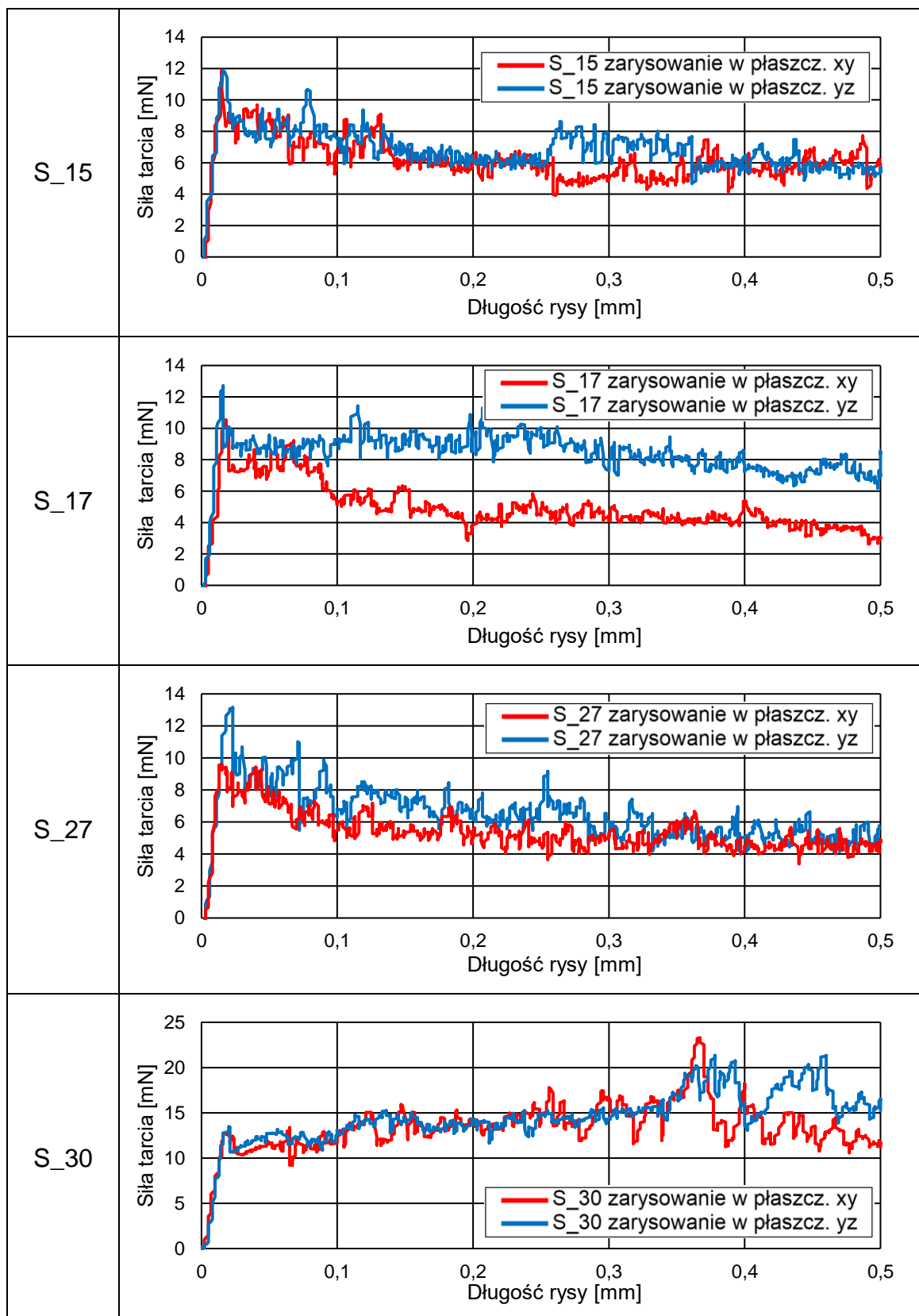
Drugim rodzajem wykorzystanej w pracy metody pomiaru twardości były pomiary związane z określeniem twardości instrumentalnej H_{IT} polegające na ocenie przebiegu wciskania wgłębnika w materiał poprzez pomiar zarówno siły, jak i jego wgłębnego przemieszczenia podczas sprężystego i plastycznego odkształcenia materiału. Bazując na wynikach uzyskanych podczas dotychczasowych badań mikrotwardości, podczas których nie stwierdzono istotnych różnic między wartościami pomiarów w dwóch analizowanych płaszczyznach xy i yz , badaniom twardości instrumentalnej poddano powierzchnię zorientowaną w płaszczyźnie xy . Podczas określania twardości instrumentalnej przeprowadzono dodatkowe obliczenia pozwalające na określenie podczas wciskania wgłębnika modułu sprężystości E_{IT} oraz pełzania C_{IT} .

7.1.1. Analiza zarejestrowanych odczytów siły tarcia

Jednym z parametrów rejestrowanych podczas realizacji pomiarów twardości był przebieg siły działającej w osi wzdłuż tworzonej rysy, która była wykonana na powierzchni próbek, w płaszczyznach xy i yz. Wyniki tych pomiarów były pomocne w identyfikacji różnic między strukturami materiału elementów obserwowanymi na powierzchni przekrojów wykonanych w dwóch wzajemnie prostopadłych płaszczyznach. Uzyskane przebiegi zmian siły tarcia w funkcji długości rysy zestawiono w tabeli 7.1. Na podstawie analizy otrzymanych wyników wykazano różnice pomiędzy przebiegami siły tarcia w płaszczyźnie równoległej do kierunku przyrastania materiału yz a przebiegami siły tarcia w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku przyrastania materiału xy. Różnice te były szczególnie zauważalne w próbkach wytworzonych z wykorzystaniem grupy parametrów o oznaczeniu „S_17”. Zarejestrowane duże różnice wartości siły tarcia na różnych długościach zarysowania są związane z zaburzeniami płaskości powierzchni próbek. W niemal wszystkich próbkach widoczne są większe fluktuacje siły tarcia na powierzchni równoległej do kierunku przyrastania materiału niż na powierzchni do niej prostopadłej. Zjawisko to jest związane z warstwowością struktury. W elementach wytworzonych z wykorzystaniem parametrów z grupy S_30 takiego zjawiska nie odnotowano.

Tabela 7.1. Wykresy zmiany siły tarcia w funkcji długości rysy dla badanych próbek





Stosowanie dużych wartości gęstości energii naświetlania podczas procesu selektywnego stapiania laserowego eliminuje efekt warstwowej struktury przyrostowo wytworzonych elementów.

Zjawisko to jest związane ze znacznie wyższą wartością energii dostarczonej do materiału, co powoduje powiększenie objętości przetopu o wymiarach większych niż grubość pojedynczej warstwy.

7.1.2. Badania twardości sklerometrycznej

Na podstawie zarejestrowanej wartości siły zarysowania i identyfikacji powstałych podczas pomiarów rys, wyliczono z zależności (7.1) wartość twardości sklerometrycznej materiału badanych elementów.

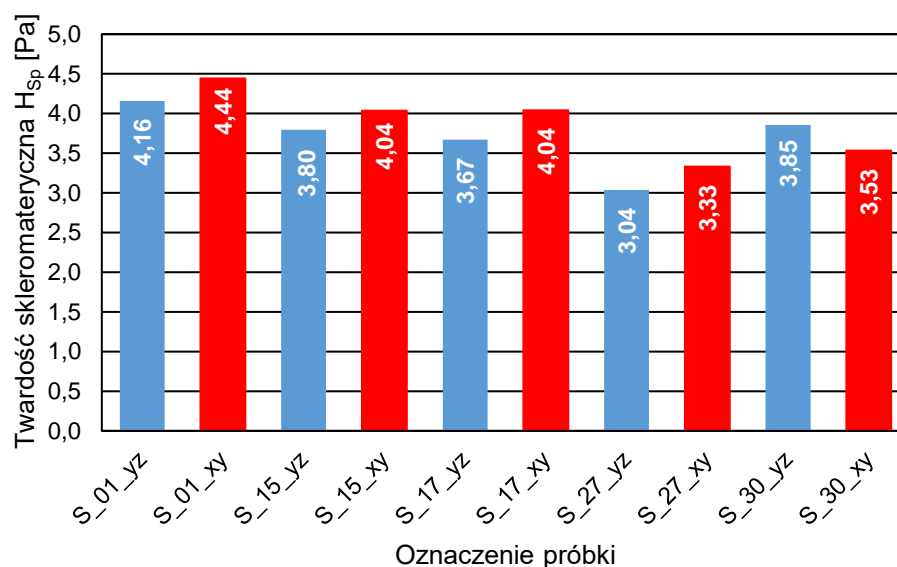
$$HS_p = \frac{8 \cdot F}{\pi \cdot w^2} \quad (7.1)$$

gdzie: H_{Sp} – twardość sklerometryczna,

F – siła wgłębienia,

w – średnia szerokość rysy.

Wyniki obliczeń przeprowadzonych dla dwóch wzajemnie prostopadle zorientowanych płaszczyzn xy i yz przedstawiono w postaci wykresu słupkowego na rys. 7.1.



Rys. 7.1. Twardość sklerometryczna zmierzona w obu płaszczyznach wytworzonych elementów: prostopadłej (xy) i równoległej (yz) do kierunku przyrastania materiału

Obserwowana na wykresach przebiegu siły wgłębienia w funkcji długości rysy na powierzchniach równoległych do kierunku przyrastania materiału związane z warstwowością struktury (Tabela 7.1), znalazło swoje odzwierciedlenie w niższych wartościach twardości sklerometrycznej materiału próbek S_01; S_15; S_17 i S_27 w płaszczyźnie yz w porównaniu z płaszczyzną xy .

Odwrotną sytuację odnotowano w przypadku pomiarów twardości sklerometrycznej w próbce S_30.

Zjawisko to ma najprawdopodobniej związek z opisanym wcześniej wpływem stapiania proszku w warunkach dużej wartości gęstości energii naświetlania.

7.1.3. Badania twardości instrumentalnej

Badania twardości instrumentalnej przeprowadzono na podstawie danych zarejestrowanych podczas wciskania wgłębnika w powierzchnię materiału. Dotyczy to wartości siły i przemieszczenia wgłębnika podczas odkształcenia plastycznego i sprężystego materiału. Twardość instrumentalną określono z zależności (7.2).

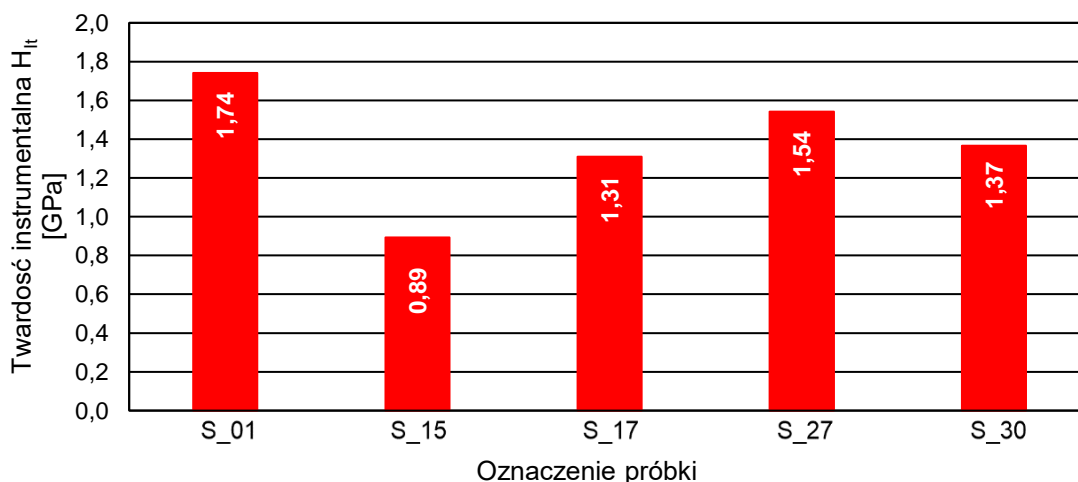
$$H_{IT} = \frac{P_{\max}}{A_p} \quad (7.2)$$

gdzie:

P_{\max} – maksymalna siła obciążająca,

A_p – pole rzutu powierzchni styku między wgłębnikiem, a próbką do badań.

Ponieważ zarejestrowane wcześniej wyniki pomiarów mikrotwardości i twardości sklerometrycznej nie wykazywały istotnych różnic w obu rozpatrywanych płaszczyznach, badania twardości instrumentalnej przeprowadzono jedynie na jednej powierzchni, zorientowanej w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku przyrastania materiału xy. Otrzymane wyniki pomiarów przedstawiono na rys. 7.2.



Rys. 7.2. Twardość instrumentalna powierzchni próbek w płaszczyźnie prostopadłej do kierunku przyrastania materiału (xy)

Uzyskane wyniki pomiarów odbiegają od wyników uzyskanych podczas określania twardości sklerometrycznej, co jest oczywiste z uwagi na różne metody badawcze.

Podczas gdy twardość sklerometryczna jest oparta o wyniki pomiarów siły i wymiarów zarysowania, twardość instrumentalna jest określana na podstawie pomiarów siły i głębokości odcisku wykonanego w materiale.

Metoda pomiaru twardości instrumentalnej umożliwia wyznaczenie modułu sprężystości wciskania wgłębnika E_{IT} , interpretowanego w normie [N5] jako porównywalnego z modułem sprężystości wzdłużnej materiału. Moduł ten obliczono z zależności (7.3).

$$E_{IT} = \frac{1 - \nu_s^2}{\frac{1}{E_r} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i}} \quad (7.3)$$

$$E_r = \frac{S\sqrt{\pi}}{2\sqrt{A_p}}$$

gdzie:

ν_s - liczba Poissona materiału badanej próbki,

ν_i - liczba Poissona materiału wgłębnika (dla diamentu 0,07),

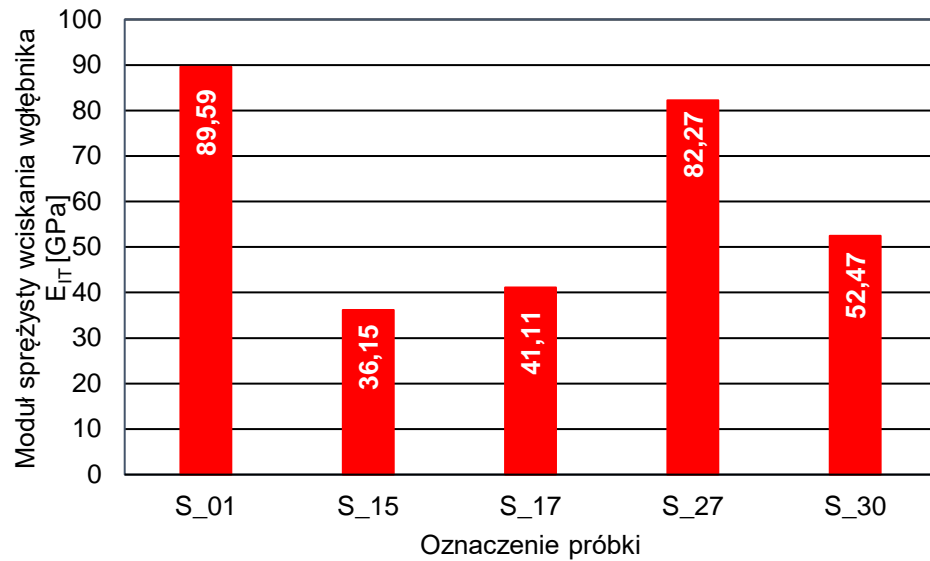
E_r - zredukowany moduł styku podczas wgłębiania,

E_i - moduł sprężystości materiału wgłębnika (dla diamentu 1141 GPa),

A_p - pole rzutu powierzchni styku wgłębnika i materiału,

S – sztywność kontaktowa.

Na podstawie przeprowadzonych obliczeń uzyskano wyniki w znaczącym stopniu różniące się od wartości uzyskanych na podstawie klasycznego pomiaru modułu sprężystości (rys. 7.3). Należy jednak pamiętać, że metoda określania modułu sprężystości wzdłużnej na podstawie statycznej próby rozciągania bazuje na pomiarach całej objętości materiału przy osiowym obciążeniu. Metoda oparta o obliczenia wykonane na podstawie pomiaru twardości instrumentalnej pozwala na uzyskanie informacji dotyczących jedynie cienkiej warstwy materiału o grubości 5 - 10 mikrometrów, w punktach pomiarowych stanowiących niewielką część badanej próbki [101]. Właściwa interpretacja uzyskanych wyników obliczeń modułu sprężystości E_{IT} może nastąpić po wyznaczeniu modułu sprężystości wzdłużnej na podstawie statycznej próby rozciągania, co będzie przedmiotem badań opisanych w następnym rozdziale.



Rys. 7.3. Moduł sprężysty wciskania wgłębnika E_{IT} obliczony na podstawie danych zarejestrowanych podczas pomiarów twardości instrumentalnej

Kolejną wielkością, której wyliczenie umożliwiają wyniki otrzymane podczas pomiarów twardości instrumentalnej, jest pełzanie badanego materiału (rys. 7.4).

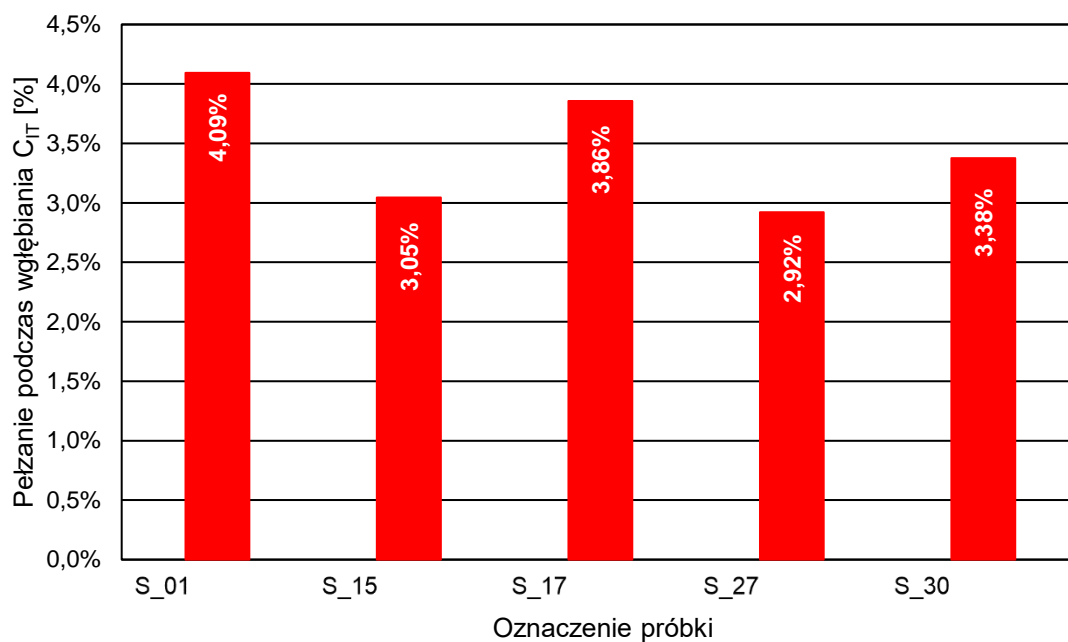
Ponieważ podczas pomiarów zarejestrowana zostaje płynna zmiana przemieszczenia wgłębnika przy stałej wartości siły obciążającej, możliwe jest wyliczenie tzw. względnej głębokości wciskania, stanowiącej miarę pełzania materiału. Pełzanie wówczas można obliczyć z zależności (7.4):

$$C_{IT} = \frac{h_2 - h_1}{h_1} \cdot 100\% \quad (7.4)$$

gdzie:

h_1 – głębokość wciskania wgłębnika w czasie t_1 , gdy siła obciążająca osiągnęła zadaną wartość maksymalną,

h_2 – głębokość wciskania wgłębnika w czasie t_2 , podczas utrzymywania stałej siły obciążającej.



Rys. 7.4. Pełzanie materiału C_{IT} obliczone na podstawie danych zarejestrowanych podczas pomiarów twardości instrumentalnej

Uzyskane wyniki obliczeń modułu sprężystego wciskania wgłębnika E_{IT} i pełzania materiału C_{IT} , z uwagi na lokalny i wybiórczy charakter realizacji pomiarów twardości, należy traktować jedynie jako wartości szacunkowe i porównawcze w ramach realizowanych badań, nie pozwalające na formułowanie wniosków o charakterze uniwersalnym dotyczących efektów kształtowania właściwości stali 316L wytworzonej techniką *SLM*.

7.2. Analiza stanu naprężeń własnych

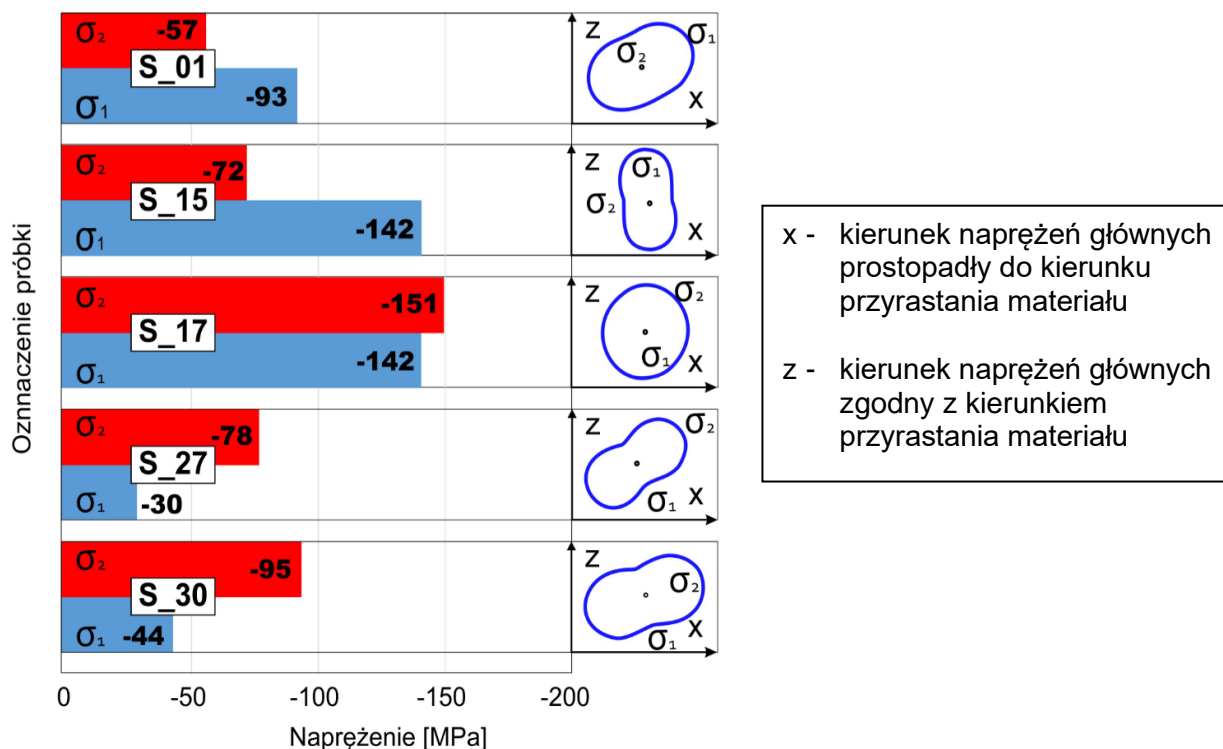
Pomiary stanu naprężeń własnych zrealizowano w Instytucie Metalurgii i Inżynierii Materiałowej Polskiej Akademii Nauk. Do badań wykorzystano dyfraktometr rentgenowski: *Bruker D8 Discover* z kołem Euler'a i stolikiem X-Y-Z pozycjonującym próbkę. Wykorzystano promieniowanie i optykę wiązki serii $CoK\alpha$, z polikapilarną optyką wiązki pierwotnej z kolimatorem *pinhole* $\varnothing 1,0$ mm oraz parafokusacyjną optykę wiązki wtórnej z pozycyjnie czułym półprzewodnikowym detektorem *LynxEye* o rozpiętości $2,6^\circ$ w przestrzeni kąta 2θ , a także optykę wiązki równoległej dla wiązki wtórnej z kolimatorem *Sollera* o równikowej rozbieżności $0,23^\circ$.

Jakościowa analiza fazowa została przeprowadzona w oparciu o program *Crystal Impact Match! 3* z wykorzystaniem bazy danych krystalograficznych ICDD PDF 4+ 2019.

W celu wyznaczenia powierzchniowego układu naprężeń głównych, czyli wartości σ_1 , σ_2 oraz położenia osi η , na których działają te naprężenia, przeprowadzono łącznie około 1100 pomiarów położenia refleksów dyfrakcyjnych Fe 111 i Fe 311 fazy austenitycznej w spreparowanych próbkach.

Pomiary oparte na refleksach 111 wykonano dla sprawdzenia charakteru oscylacji widocznych na wykresach typu $\sin^2\psi$ sporządzonych na podstawie pomiarów refleksów 311. Wykresy $\sin^2\psi$ dla refleksów 111 nie przedstawiały oczekiwanej poprawy liniowości, a zatem zarejestrowane oscylacje nie mają podłoża w teksturze krystalograficznej badanego materiału. Ich źródłem mogą być istotne wartości naprężeń własnych II-go rzędu oraz heterogeniczność próbek obserwowana w skali naświetlanej wiązką rentgenowską objętości materiału, za czym przemawiają również duże różnice intensywności pików dyfrakcyjnych zbieranych przy różnych wartościach kąta ψ . Z punktu widzenia analizy stanu naprężeń tekstura krystalograficzna okazała się możliwym do pominięcia zagadnieniem. Naprężenia własne wyznaczone na podstawie pomiaru pozycji refleksów Fe 111 pokrywają się w obrębie niepewności pomiarowych ze współczynnikiem rozszerzenia $k = 1$ lub (dla niektórych próbek) $k = 2$ z rezultatami uzyskanymi w oparciu o refleks Fe 311. Szczegółowe wyniki badań przedstawiono wykorzystując serię pomiarową opartą o refleks 311, ponieważ wyniki te, z racji kąтового położenia pików Fe 311, odporniejsze są na błędy systematyczne. Wyniki pomiarów wraz z uwzględnionymi kierunkami rozkładu naprężeń przedstawiono na wykresie (Rys. 7.5).

Usytuowanie próbek w dyfraktometrze przekłada się na sporządzone diagramy kołowe wartości naprężeń kierunkowych (z zaznaczonymi kierunkami i wartościami naprężeń głównych) w ten sposób, że kierunek pionowy na wizualizacji jest to kierunek od punktu pomiarowego w stronę bocznej powierzchni wydruku, a kierunek poziomy jest to kierunek przyrastania materiału. Kąt η oznacza położenie kierunku działania naprężenia σ_1 , liczone od osi poziomej zgodnie z ruchem wskazówek zegara. Wszystkie niepewności podano ze współczynnikiem rozszerzenia $k = 1$.

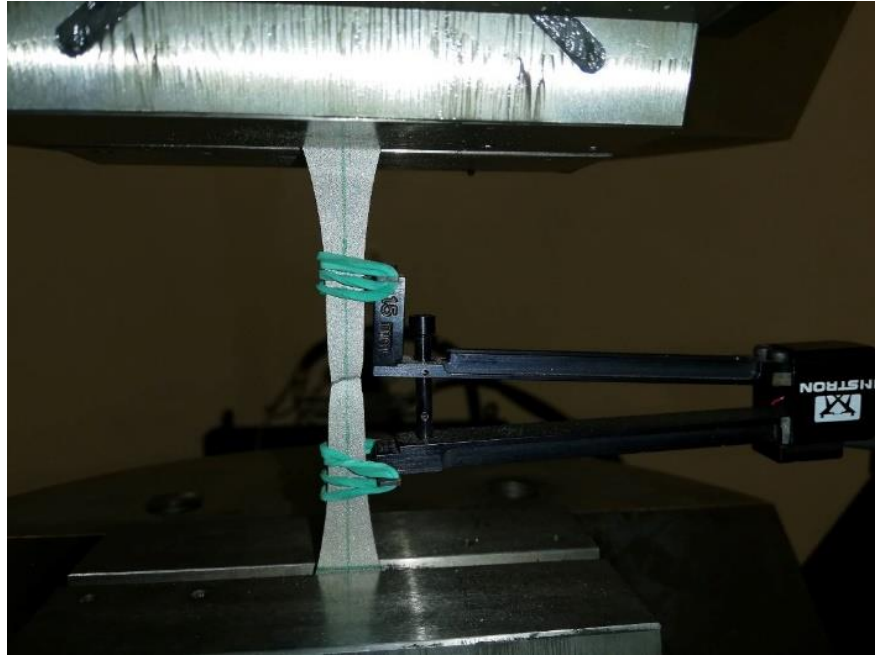


Rys. 7.5. Wykres rozkładu naprężeń własnych w próbkach ze stali 316L wytworzonych techniką SLM

Jak przedstawiono na powyższym wykresie, we wszystkich wytworzonych przyrostowo elementach występują naprężenia ściskające. Ich źródłem jest prawdopodobnie duży gradient temperatury pomiędzy jeziorkiem przetopu, a otoczeniem podczas procesu wytwarzania. Najwyższe wartości naprężeń własnych wynoszące $\sigma_1 = -142$ MPa i $\sigma_2 = -151$ MPa zostały zarejestrowana w próbce S_17, charakteryzującej się największą porowatością. Powstawianie tak wysokich naprężeń własnych wewnątrz materiału można powiązać z wykorzystaną niską gęstością energii, co powodowało uzyskiwanie niskiej temperatury w wytworzonym materiale i szybkie chłodzenie kolejno naświetlanych warstw materiału. Wartości naprężeń własnych w próbce wytworzonej przy użyciu znacznie najwyższej gęstości energii naświetlania (próbka S_30) były niższe i wyniosły $\sigma_1 = -44$ MPa i $\sigma_2 = -95$ MPa.

7.3. Badania wytrzymałości statycznej

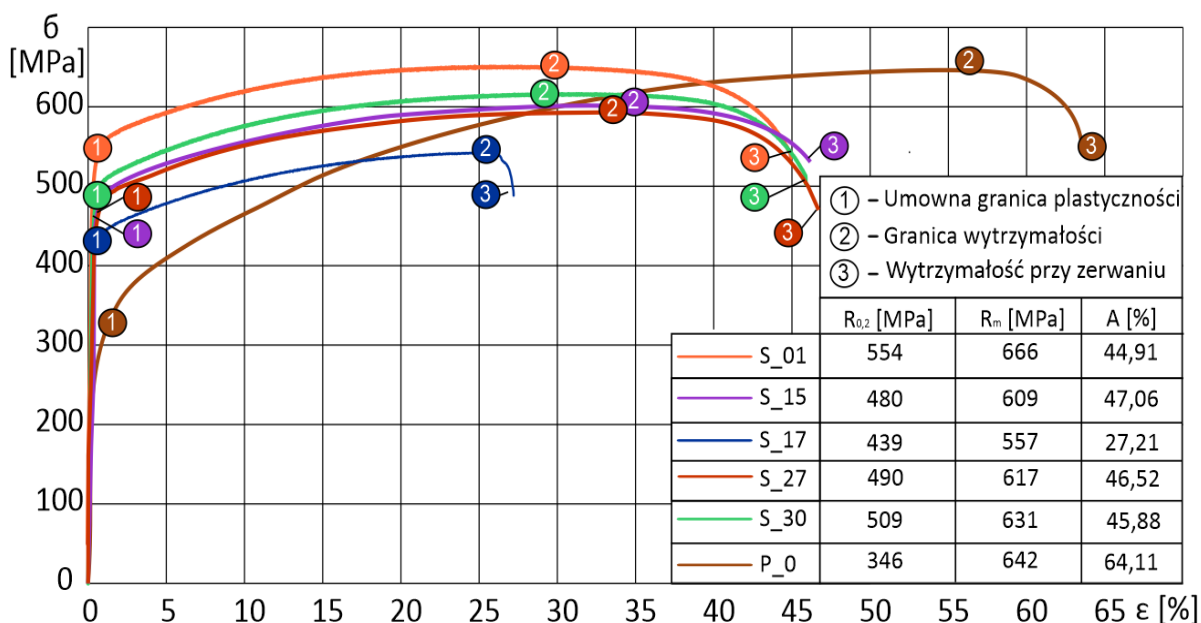
Badania wytrzymałości statycznej elementów modelowych wytworzonych techniką SLM ze stali austenitycznej 316L w warunkach osiowego rozciągania przeprowadzono zgodnie z normą [N2], z wykorzystaniem pulsatora hydraulicznego Instron 8802. Pomiary odkształceń w warunkach osiowego rozciągania przeprowadzono przy użyciu ekstensometru Instron 2630-112 o bazie pomiarowej 15 mm (rys. 7.1).



Rys. 7.6. Element modelowy podczas statycznej próby rozciągania

Badania przeprowadzono na próbkach wykonanych z wykorzystaniem pięciu wyselekcjonowanych w badaniach wstępnych parametrów wytwarzania: S_01; S_15; S_17 i S_27 i S_30. W celach porównawczych, próbie statycznego rozciągania poddano również próbki wykonane ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie (P_0). Elementy modelowe wycięto z blachy walcowanej na zimno w kierunku zgodnym z kierunkiem przyrastania materiału w próbkach wytworzonych przyrostowo.

Opracowane przebiegi wykresów uzyskane w podczas statycznej próby rozciągania przedstawiono na rysunku 7.3.



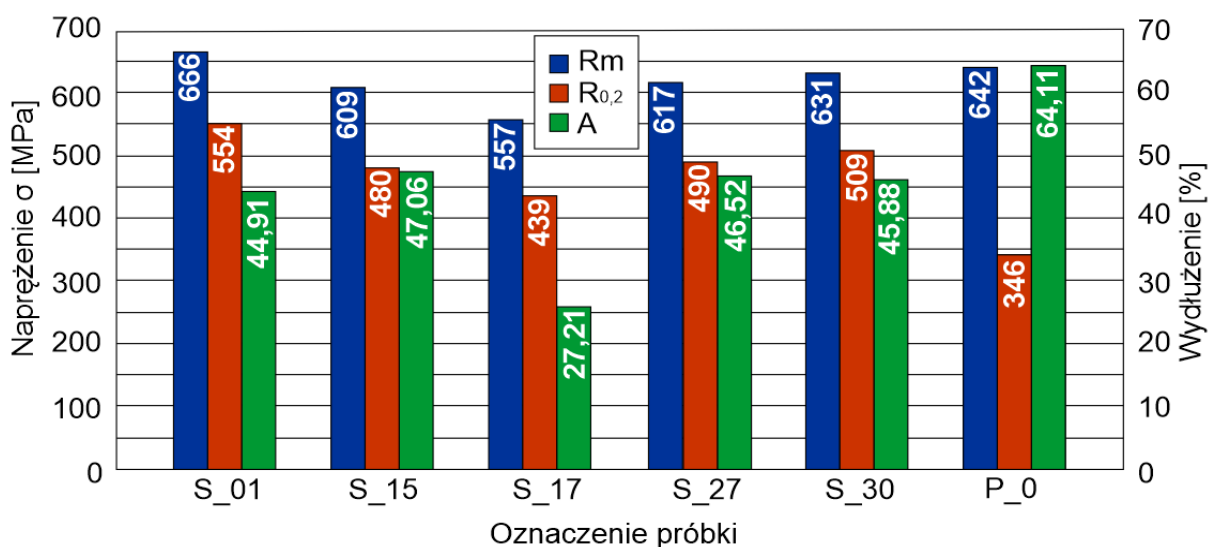
Rys. 7.7. Wykres monotonicznego rozciągania próbek płaskich wytworzonych przyrostowo przy użyciu dobranych grup parametrów oraz próbki ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie (P_0)

Największą wytrzymałość na rozciąganie wykazują elementy wytworzone z wykorzystaniem grupy parametrów S_01 - zalecanej przez producenta. Najniższą wartość wytrzymałości na rozciąganie i zmniejszenie wydłużenia względnego przy zerwaniu próbki A odnotowano podczas badania elementów modelowych wytworzonych przy użyciu grupy parametrów S_17, w których zastosowano zwiększoną o 10% odległość między wektorami naświetlania. Wartości liczbowe właściwości wytrzymałościowych uzyskanych dla wszystkich przebadanych próbek przedstawiono w tabeli 7.2.

Tabela 7.2. Wyniki statycznej próby rozciągania

Nazwa grupy parametrów	R _{0,2} [MPa]	R _m [MPa]	Wydłużenie przy zerwaniu A [%]	Moduł Younga E [GPa]
P_0	346	642	64,11	204,5
S_01	554	666	44,91	169,9
S_15	480	609	47,06	171,3
S_17	439	557	27,21	164,0
S_27	490	617	46,52	173,4
S_30	509	631	45,88	185,2

Zestawienie uzyskanych wartości umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$, wytrzymałości na rozciąganie R_m , oraz wydłużenia przy zerwaniu próbki A w formie graficznej (rys. 7.8) wskazuje na ponad 40%-owe zmniejszenie wydłużenia względnego, 16% - owe zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie oraz 20% - owy spadek umownej granicy plastyczności dla elementów wytworzonych z wykorzystaniem grupy parametrów S_17 w porównaniu z grupą S_01, zalecaną przez producenta systemu SLM. Elementy wytworzone z wykorzystaniem grupy parametrów S_15 charakteryzują się największym wydłużeniem względnym spośród wszystkich przebadanych próbek.



Rys. 7.8. Wartości wytrzymałości na rozciąganie R_m , umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ oraz wydłużenia przy zerwaniu A próbek płaskich wytworzonych przyrostowo przy użyciu dobranych grup parametrów oraz próbki ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie (P_0)

Zauważalny jest również związek między gęstością energii naświetlania i modułem sprężystości wzdłużnej. Wraz ze wzrostem gęstości energii naświetlania zwiększa się wartość modułu. Otrzymanych wartości tej wielkości nie można jednak odnieść do wyników obliczeń modułu sprężystości wciskania wgłębnika wyliczonego na podstawie badań twardości instrumentalnych. Metody „indentacyjne” mogą być wykorzystywane, jak wynika z własnego doświadczenia, jedynie do oceny właściwości warstwy wierzchniej materiału, która w większości przypadków cechuje się innymi właściwościami niż pozostała, dominująca część materiału.

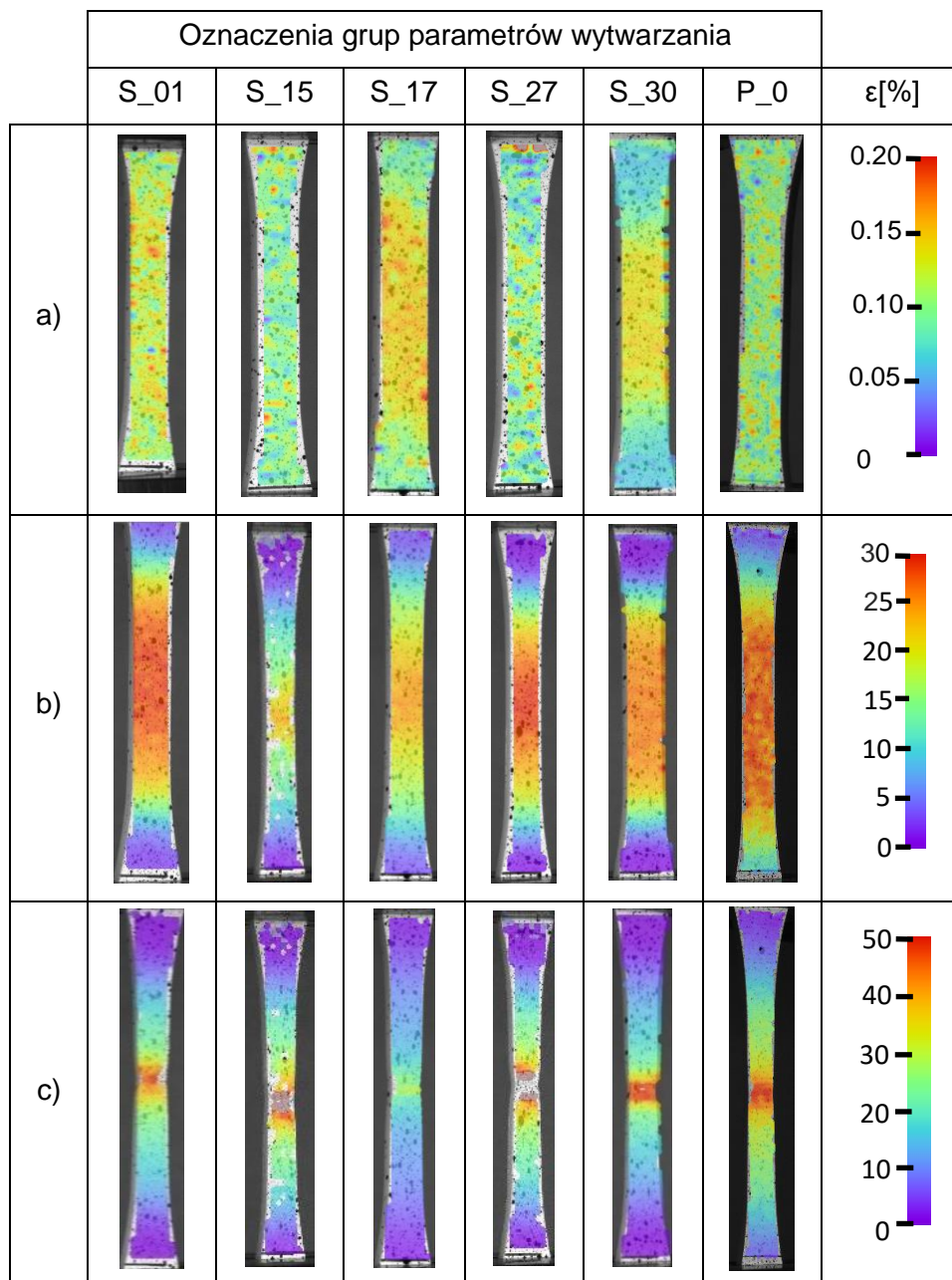
Na obserwowane zmniejszenie wartości R_m wpływ wywiera zwiększenie odległości między wektorami naświetlania.

Związane jest to z mniejszą ilością energii dostarczonej na jednostkę objętości stapianego proszku. Innym czynnikiem wpływającym na zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie, a także spadek wydłużenia względnego w przypadku zwiększenia odległości między wektorami jest znaczący wzrost porowatości, który dla elementów wytworzonych przy użyciu grupy parametrów S_17 został określony w rozdziale 6 pracy.

7.3.1. Analiza procesu odkształcania powierzchni podczas statycznego rozciągania

Weryfikację przebiegu procesu odkształcania powierzchni wytworzonych przyrostowo próbek w próbie monotonicznego rozciągania przeprowadzano za pomocą metody cyfrowej korelacji obrazu DIC (*Digital Image Correlation*). Do analizy odkształceń wykorzystano system *Dantec Q – 400 Series*, natomiast obróbkę uzyskanych danych przeprowadzono w środowisku oprogramowania ISTR 4D. Obrazy ilustrujące rozkłady odkształceń obserwowane na jednej powierzchni badanych próbek przedstawiono na rys. 7.9. Uzyskane wyniki cyfrowej korelacji obrazu dla punktu oznaczonego cyframi 1 i 2 na rys. 7.3 wskazują jednorodny rozkład odkształceń na całej powierzchni dla wszystkich analizowanych próbek. Widoczną różnicę zaobserwowano w wynikach próbek o oznaczeniu S_17, w których po przekroczeniu granicy plastyczności (rys. 7.9 b) odnotowano obszary nierównomiernego odkształcania się materiału. Obecność takiego zjawiska może mieć związek ze stwierdzoną znaczną niejednorodnością struktury materiału tej próbki oraz największą jego porowatością.

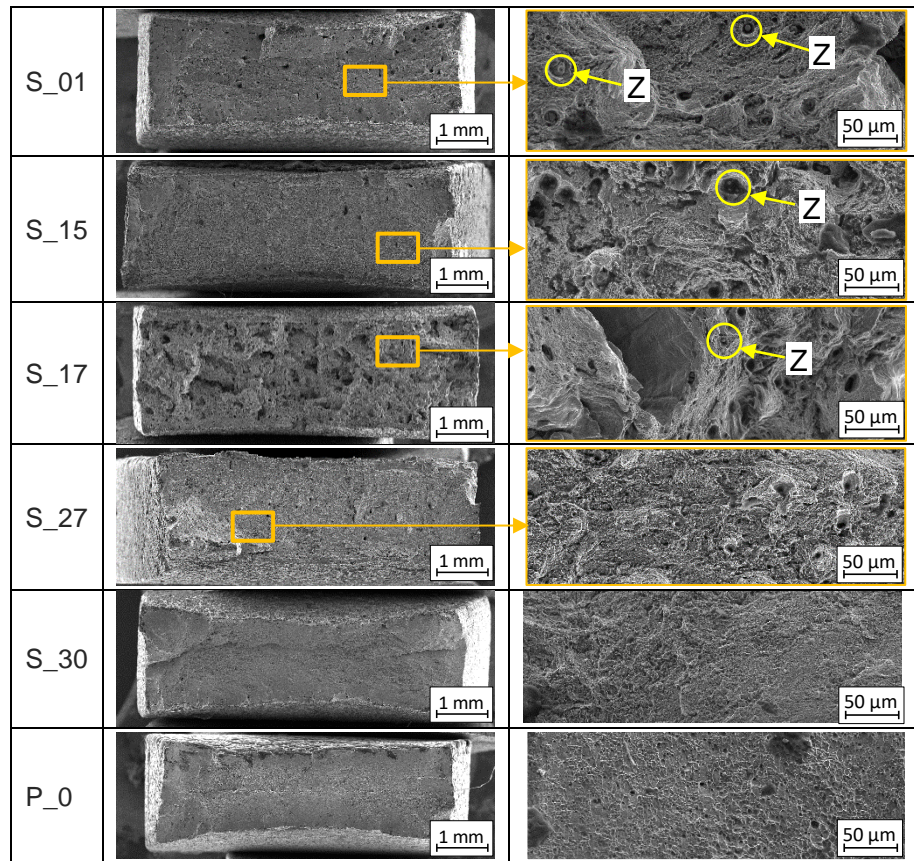
Dla próbek o oznaczeniach P_0, S_01, S_15, S_27 i S_30 (rys. 7.9 c) maksymalne odkształcenia zaobserwowano w miejscach inicjacji pęknięcia. Zlokalizowanie maksymalnych odkształceń w jednym miejscu i jednolity charakter ich wzrastania wskazuje, że wytworzone przyrostowo elementy o wyżej wymienionych oznaczeniach wykazują się spójnością w całym zakresie obciążenia. W obszarach o największych deformacjach ujawniono przewężenia, potwierdzające obserwowaną podczas próby rozciągania plastyczność wytwarzanego materiału. Nie stwierdzono lokalnych ani pasmowych niejednorodności odkształceń, co w szerokim zakresie zmian obciążenia uniemożliwia przewidywanie miejsca dekohezji badanego elementu. W przypadku próbki o oznaczeniu S_17 po przekroczeniu granicy wytrzymałości bezpośredniej zaobserwowano obszary pasmowych niejednorodności odkształceń.



Rys. 7.9. Rozkład odkształceń zarejestrowanych z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu dla każdej próbki odpowiadające: umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ (a), wytrzymałości na rozciąganie R_m (b) oraz chwili tuż przed zerwaniem próbki (c)

7.3.2. Analiza powierzchni przełomów po statycznej próbie rozciągania

Morfologię powierzchni przełomów próbek po przeprowadzonych próbach rozciągania statycznego obserwowano z wykorzystaniem skaningowego mikroskopu elektronowego Jeol JSM-6610, a uzyskane obrazy dla poszczególnych grup parametrów wytwarzania przedstawiono na rys. 7.10.



Rys. 7.10. Powierzchnie przełomów próbek poddanych statycznej próbie rozciągania

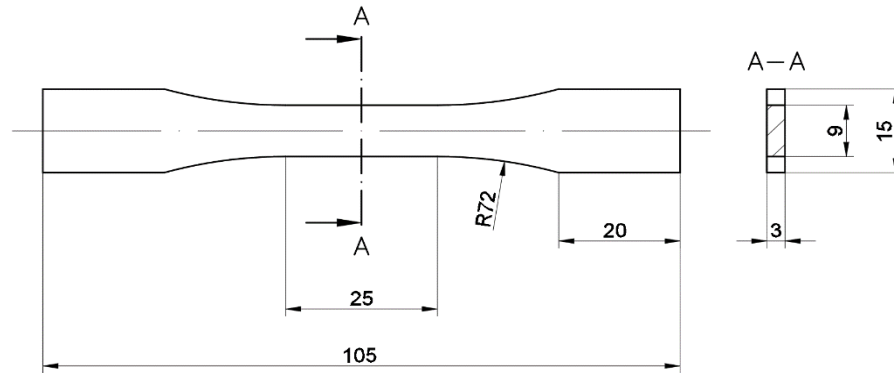
W przypadku powierzchni przełomów próbek wytworzonych przyrostowo z wykorzystaniem różnych grup parametrów zaobserwowano charakter pęknięcia mieszane, w przeważającej części plastycznego z lokalnymi cechami pęknięcia kruchego. Udział wycinków kruchych w największym stopniu dotyczy próbek S_27 i S_30. W próbkach S_01, S_15 i S_17 zaobserwować można dość liczne pustki, których największy udział charakteryzuje przełom próbki S_17. Potwierdza to wyniki przeprowadzonych wcześniej i opisanych w punkcie 6.3 badań porowatości. Na fotografiach widoczne są również imperfekcje strukturalne, charakterystyczne dla materiału wytworzonego techniką SLM, w postaci pojedynczych ziaren niestopionego proszku osadzonych najczęściej w pustkach, oznaczone literą Z. Powierzchnie przełomów próbek ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie (P_0) mają cechy przełomu plastycznego, typowego dla tego rodzaju materiału.

8. Badania niskocyklowej wytrzymałości zmęczeniowej

Określenie zachowania się materiału w warunkach obciążeń zmiennych z zakresu niskocyklowej wytrzymałości zmęczeniowej są szczególnie istotne ze względu na możliwość badania mechanizmów cyklicznego odkształcenia. Mechanizmy te wywołują powstawanie lokalnych defektów, a w konsekwencji prowadzą do inicjacji pęknięcia zmęczeniowego mogącego doprowadzić do zniszczenia elementu konstrukcji. Badania wytrzymałości zmęczeniowej materiału wytworzonego techniką *SLM* jest szczególnie uzasadnione z uwagi na możliwość występowania imperfekcji strukturalnych, najczęściej trudnych do uniknięcia bez zastosowania dodatkowych zabiegów postprocesowych. Częstym przykładem zniszczeń elementów wytworzonych przyrostowo jest występowanie pęknięć w strefie zwiększonej porowatości. Wady tego typu lokalnie obniżają wytrzymałość zmęczeniową elementów. W szczególności problem ten dotyczy elementów cienkościennych, które są bardziej narażone na powstawanie porowatości ze względu na szybsze odprowadzenie ciepła ze strefy przetopu. Aktualny stan wiedzy dotyczącej niskocyklowego zmęczenia materiałów wytworzonych przyrostowo jest niezwykle skromny. W dostępnej literaturze właściwie nie napotkano prac poświęconych, w szerszym zakresie, badaniom elementów wytworzonych przyrostowo w warunkach obciążeń zmiennych, w szczególności w zakresie małej liczby cykli zmian obciążenia. Badania tego typu mogą jednak stanowić niezwykle cenne źródło wiedzy dotyczącej możliwości praktycznego zastosowania elementów wytworzonych przyrostowo, których znaczenie w szeroko pojętym przemyśle stale wzrasta.

8.1. Metodyka badań

Zakres badań zmęczeniowych stali 316L po wytworzeniu techniką *SLM* obejmował przeprowadzenie testów na pięciu seriach próbek wytworzonych z wykorzystaniem wyselekcjonowanych podczas wcześniejszych badań, pięciu grup parametrów wytwarzania: S_01, S_15, S_17 i S_30. Wymiary geometryczne próbek wykonanych zgodnie z zaleceniami norm [N2 - N4] przedstawiono na rys. 8.1.



Rys. 8.1. Wymiary próbek do badań niskocyklowych

Podstawowe właściwości zmęczeniowe badanych próbek określono na podstawie parametrów charakterystycznych pętli uzyskanych przy ($\frac{N}{N_f} = 0,5$), przy czym N , to bieżąca liczba cykli, a N_f - liczba cykli do zniszczenia próbki. Jako kryterium zniszczenia próbki przyjęto wystąpienie pęknięcia materiału. Podczas badań niskocyklowych wartość amplitudy odkształcenia całkowitego ϵ_{ac} zmieniano sinusoidalnie przy współczynniku asymetrii cyklu odkształcenia $R = 0,1$. Próby zmęczeniowe realizowano z częstotliwością zmian obciążenia $f = 0,8\text{Hz}$. Wartości odkształcenia całkowitego określono na podstawie sporządzonego wcześniej wykresu statycznego rozciągania. Badania przeprowadzono na pięciu poziomach odkształcenia całkowitego: $\epsilon_{ac} = 0,30\%$; $0,35\%$, $0,40\%$; $0,45\%$ oraz $0,50\%$, które rejestrowano za pomocą ekstensometru dynamicznego *Instron 2620-603* o bazie pomiarowej 25 mm.

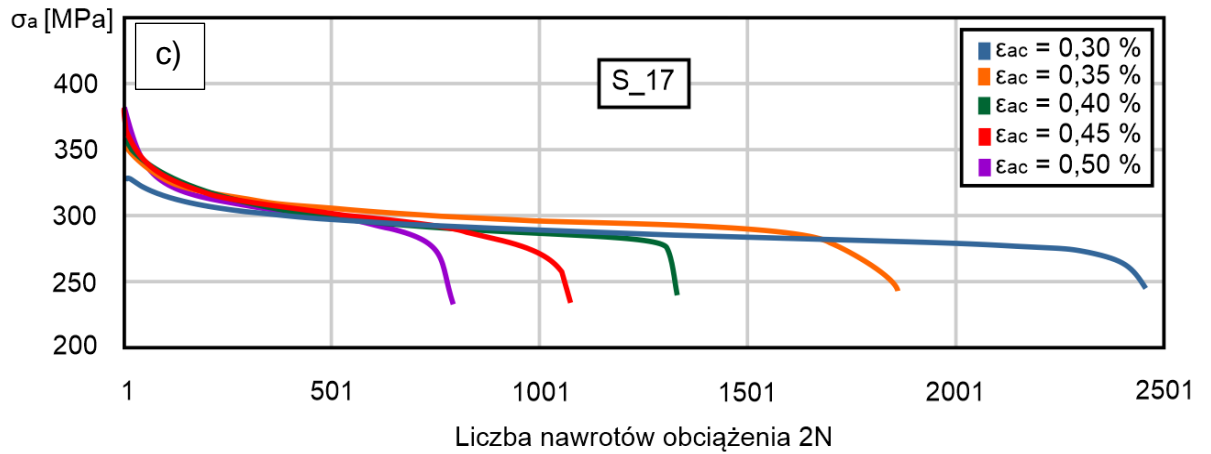
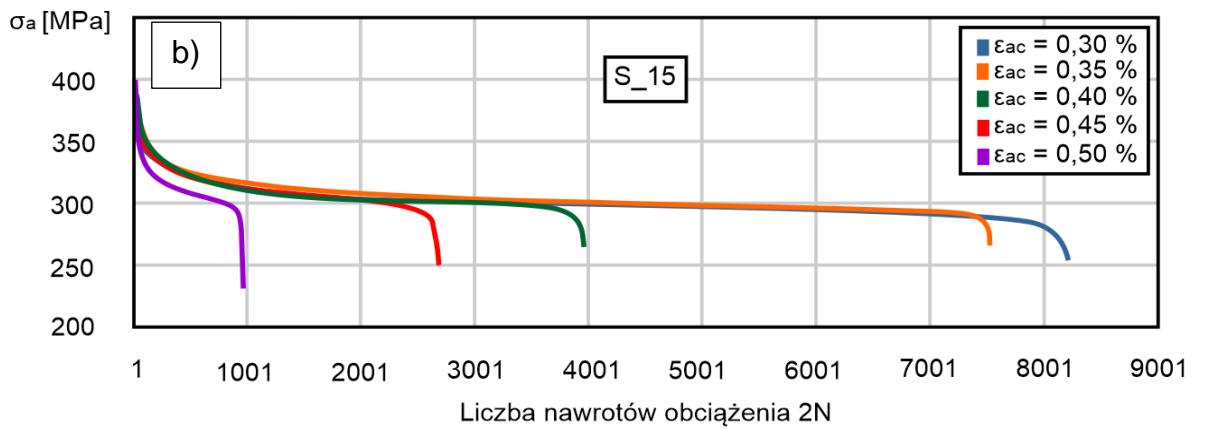
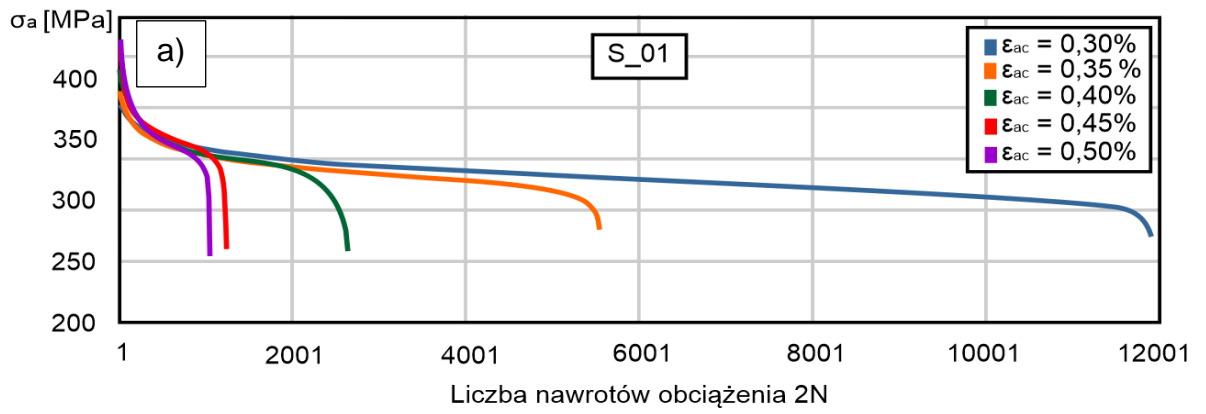
8.2. Badania zmęczeniowe

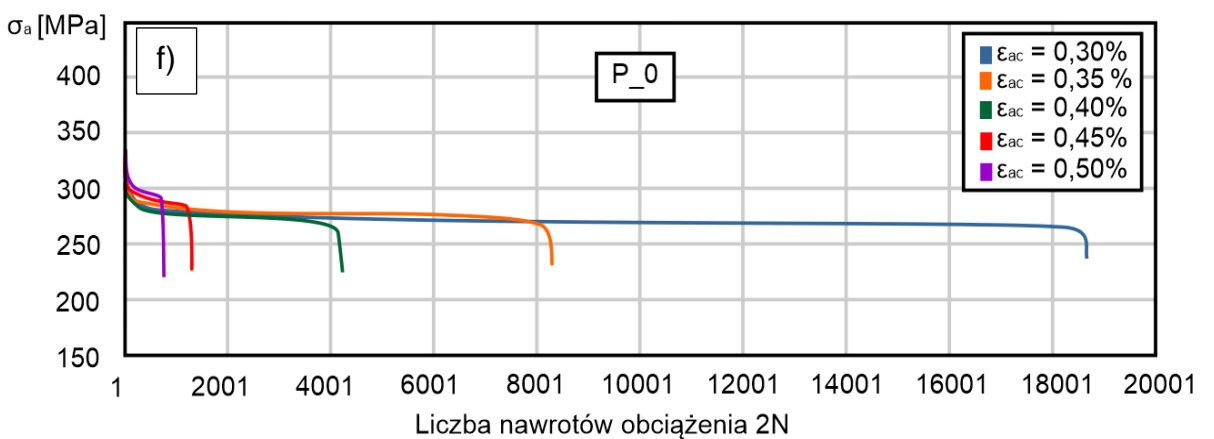
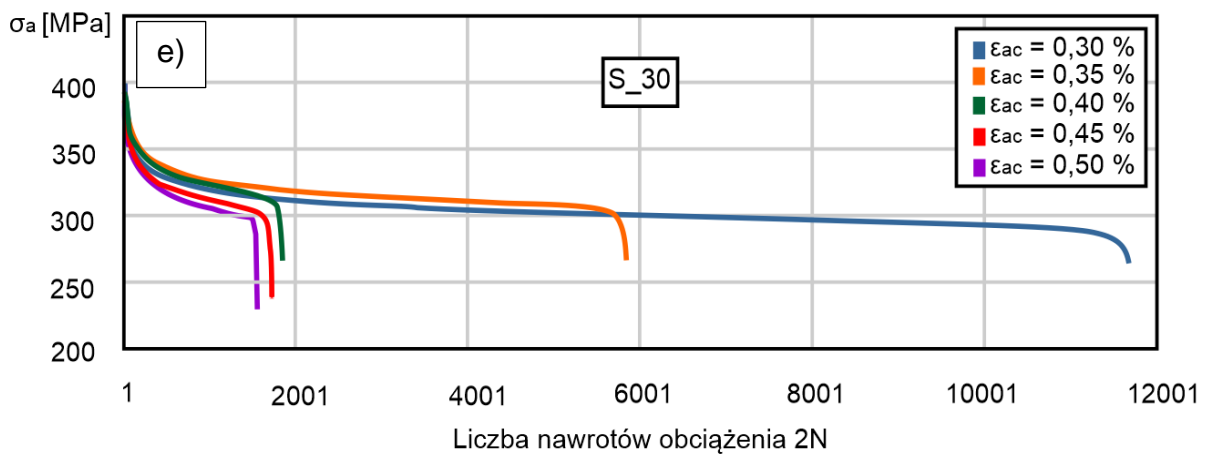
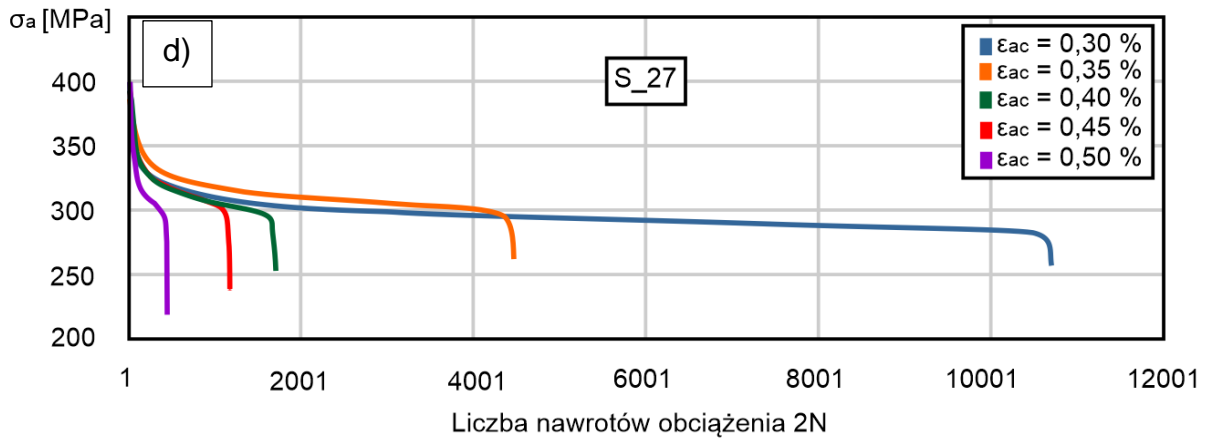
Zgodnie z przyjętym zakresem badań niskocyklowych, próbom zmęczeniowym poddano łącznie 60 próbek wytworzonych techniką *SLM*, a także 12 próbek wytworzonych konwencjonalnie (Tabela 8.1). Podczas badań niektórych próbek zaobserwowano nienormalne przebiegi rejestrowanych pętli histerezy wywołane wyboczeniem próbek. Takich przypadków nie uwzględniono podczas opracowywania wyników badań. Liczbę próbek wykorzystanych w opisie niskocyklowego zmęczenia, charakteryzujących się powtarzalnością uzyskanych wyników, zamieszczono w Tabeli 8.1 w nawiasach.

Tabela 8.1. Zakres badań niskocyklowych próbek wytworzonych techniką SLM

Wartość amplitudy odkształcenia całkowitego ε_{ac} [%]	Grupa parametrów wytwarzania					
	S_01	S_15	S_17	S_27	S_30	P_0
	Liczba przebadanych próbek (powtarzalność uzyskanych wyników)					
0,30	3 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)	3 (2)	2 (2)
0,35	2 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)
0,40	3 (2)	2 (2)	3 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)
0,45	3 (2)	2 (2)	2 (2)	3 (2)	2 (2)	2 (2)
0,50	5 (3)	3 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)	4 (2)
Razem	16	11	11	11	11	12

W pierwszym etapie badań zmęczeniowych dokonano oceny zmian wartości zmiennej zależnej (amplituda naprężenia σ_a) w funkcji liczby nawrotów obciążenia. Wyniki pomiarów dotyczących próbek wytworzonych techniką SLM (S_01, S_15, S_17, S_27 i S_30) oraz próbki referencyjnej P_0 wykonanej ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie, uzyskanych dla przyjętych poziomów odkształcenia całkowitego ε_{ac} , przedstawiono w formie wykresów na rys. 8.2.





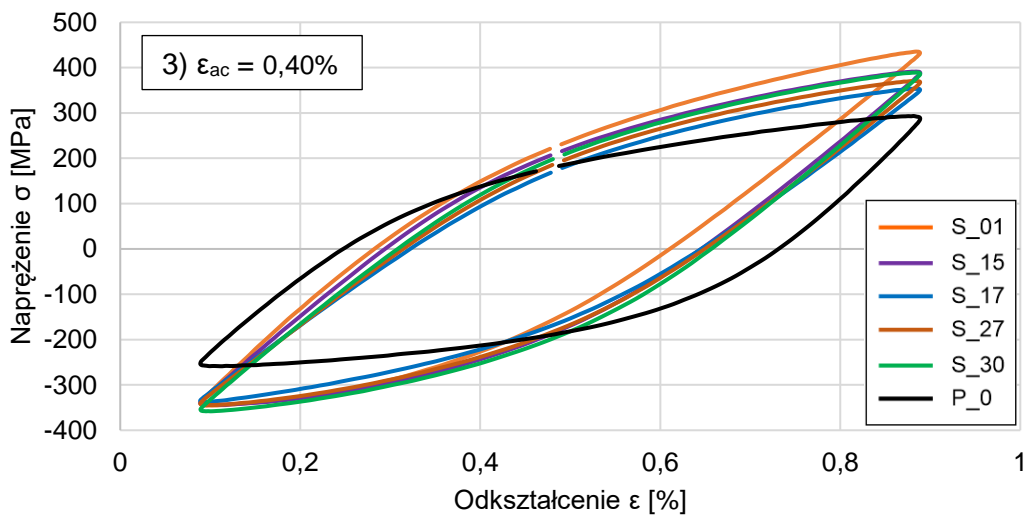
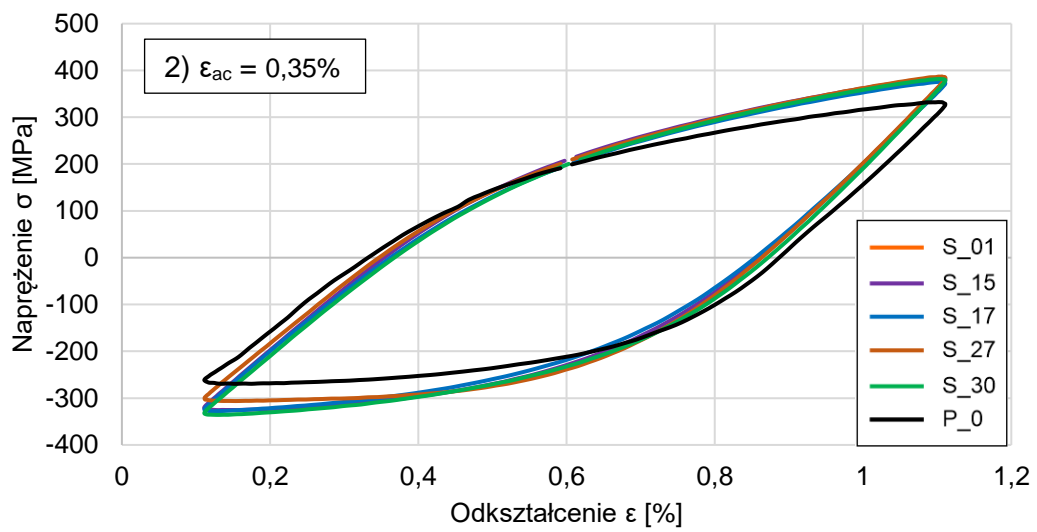
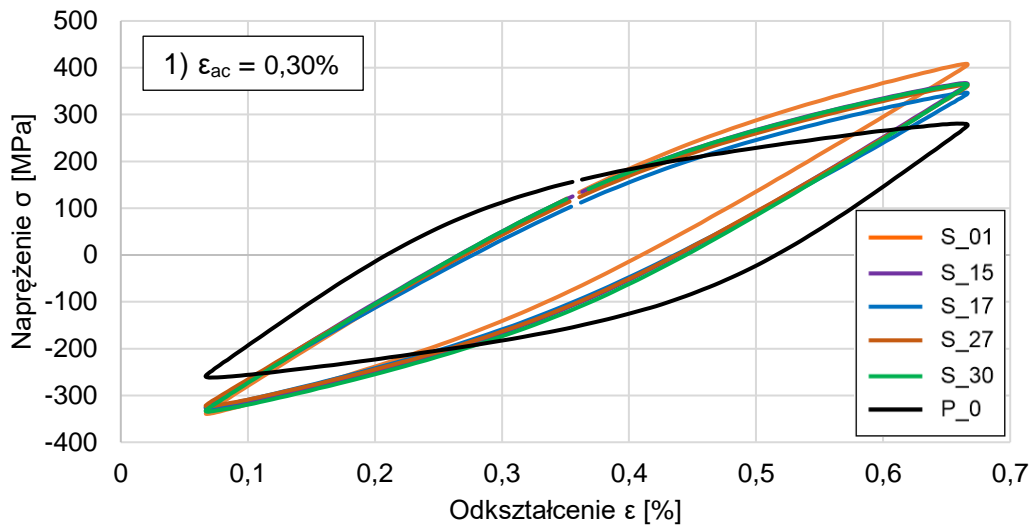
Rys. 8.2. Zmiana amplitudy naprężenia σ_a w funkcji liczby cykli N w stali 316L wytworzonej techniką SLM (a - e) i konwencjonalnie (f)

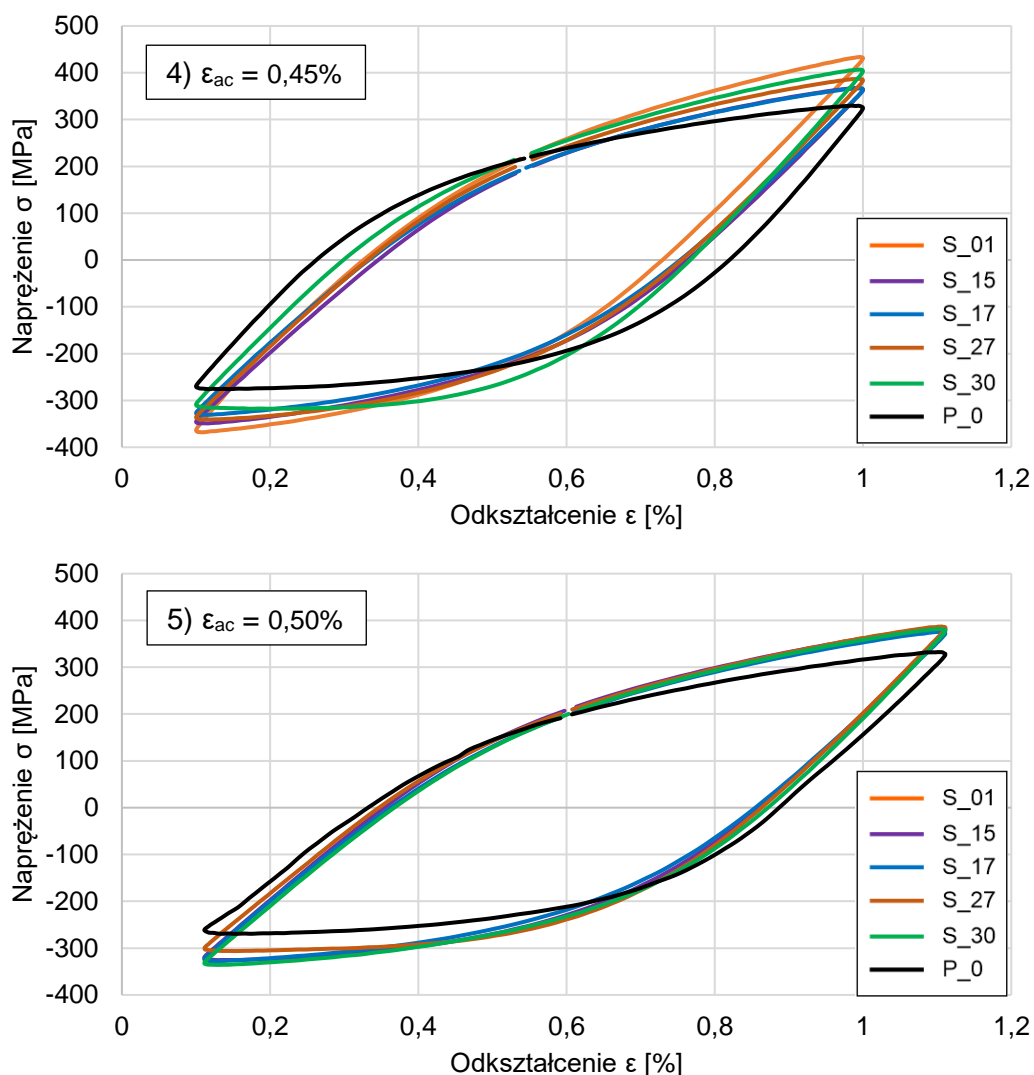
Na powyższych wykresach dotyczących próbek wytworzonych przyrostowo można zaobserwować wyraźne zmiany amplitudy naprężenia w całym przedziale liczby cykli zmian obciążenia N dla przyjętych amplitud odkształcenia całkowitego ϵ_{ac} (Rys. 8.2 a - e). Widoczne zmiany świadczą o skłonności materiału próbek do cyklicznego osłabiania.

W próbce wykonanej ze stali wytworzonej konwencjonalnie etap cyklicznego osłabiania ma charakter przejściowy i wynosi, w zależności od wartości ε_{ac} , od 8% (przy małych wartościach ε_{ac}) do 90% przy $\varepsilon_{ac} = 0,50\%$ (Rys. 8.2 f). Dalszy przebieg krzywych świadczy o cyklicznej stabilizacji materiału. Podczas badań przy najmniejszej wartości $\varepsilon_{ac} = 0,30\%$, największą trwałość spośród próbek wytworzonych przyrostowo osiągnęły próbki S_01 i S_30 (ok. 6000 cykli), a najmniejszą próbka S_17 (ok. 1200 cykli). Stanowi to w przypadku dwóch pierwszych próbek 65%, a w przypadku trzeciej próbki - 15% trwałości próbki P_0.

Do opracowania wyników badań parametrów pętli histerezy (ε_{ac} , ε_{ap} , i σ_a) wprowadzono trwałość odpowiadającą $0,5N_f$ (gdzie N_f stanowi liczbę cykli do zniszczenia próbki).

Takie podejście do określenia okresu stabilności (w przypadku materiałów cyklicznie niestabilnych) można znaleźć dość często w literaturze. Kształt pętli histerezy (dla tego okresu żywotności) dla poziomów odkształcenia realizowanych podczas badań przedstawiono na rys. 8.3 (a–e). Przebiegi pętli histerezy wskazują zwiększoną wytrzymałość elementów wytworzonych z wykorzystaniem grupy parametrów o oznaczeniu S_01 w zakresie amplitud odkształcenia całkowitego wynoszącym 0,30% - 0,45%. W przypadku badań niemal wszystkich serii próbek zaobserwowano bardzo podobne przebiegi ustabilizowanych pętli histerezy podczas badań realizowanych przy amplitudzie odkształcenia całkowitego $\varepsilon_{ac} = 0,50\%$. Zaobserwowano istotne różnice pomiędzy charakterystycznymi cechami ustabilizowanych pętli histerezy elementów wytworzonych przyrostowo i elementów modelowych wytworzonych konwencjonalnie. Oprócz mniejszych wartości naprężeń odpowiadających zadanemu odkształceniu całkowitemu w próbkach ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie, pewne różnice dotyczą również pól powierzchni otrzymanych pętli histerezy. Zależność ta bezpośrednio przekłada się na ilość energii potrzebnej do odkształcenia danego elementu modelowego. Wspomniane różnice są mniej widoczne dla większych wartości amplitudy odkształcenia całkowitego: $\varepsilon_{ac} = 0,45\%$ oraz 0,50%. Pola powierzchni otrzymanych pętli histerezy dla wszystkich próbek wytworzonych przyrostowo i ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie są w tym przypadku niemal takie same.

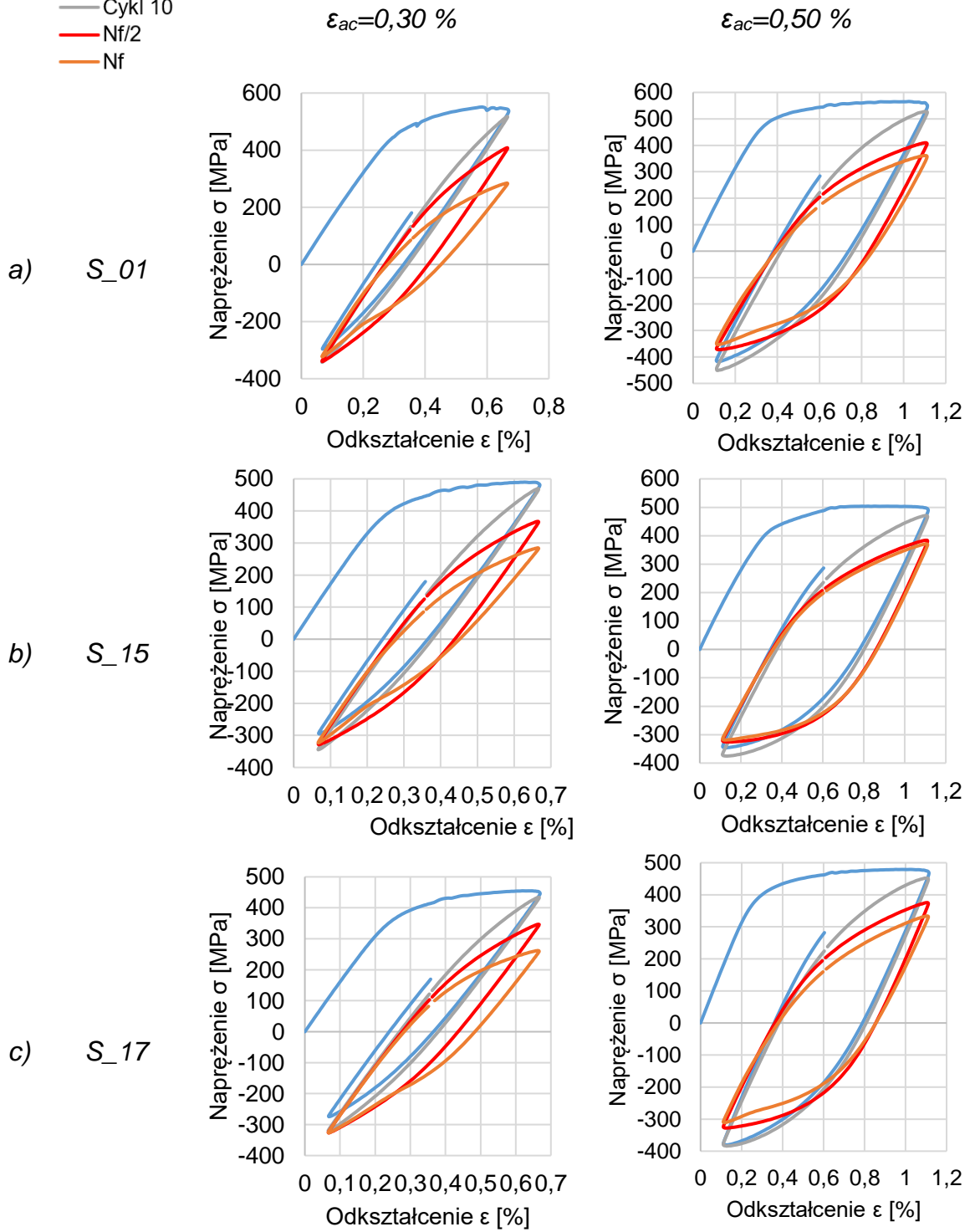


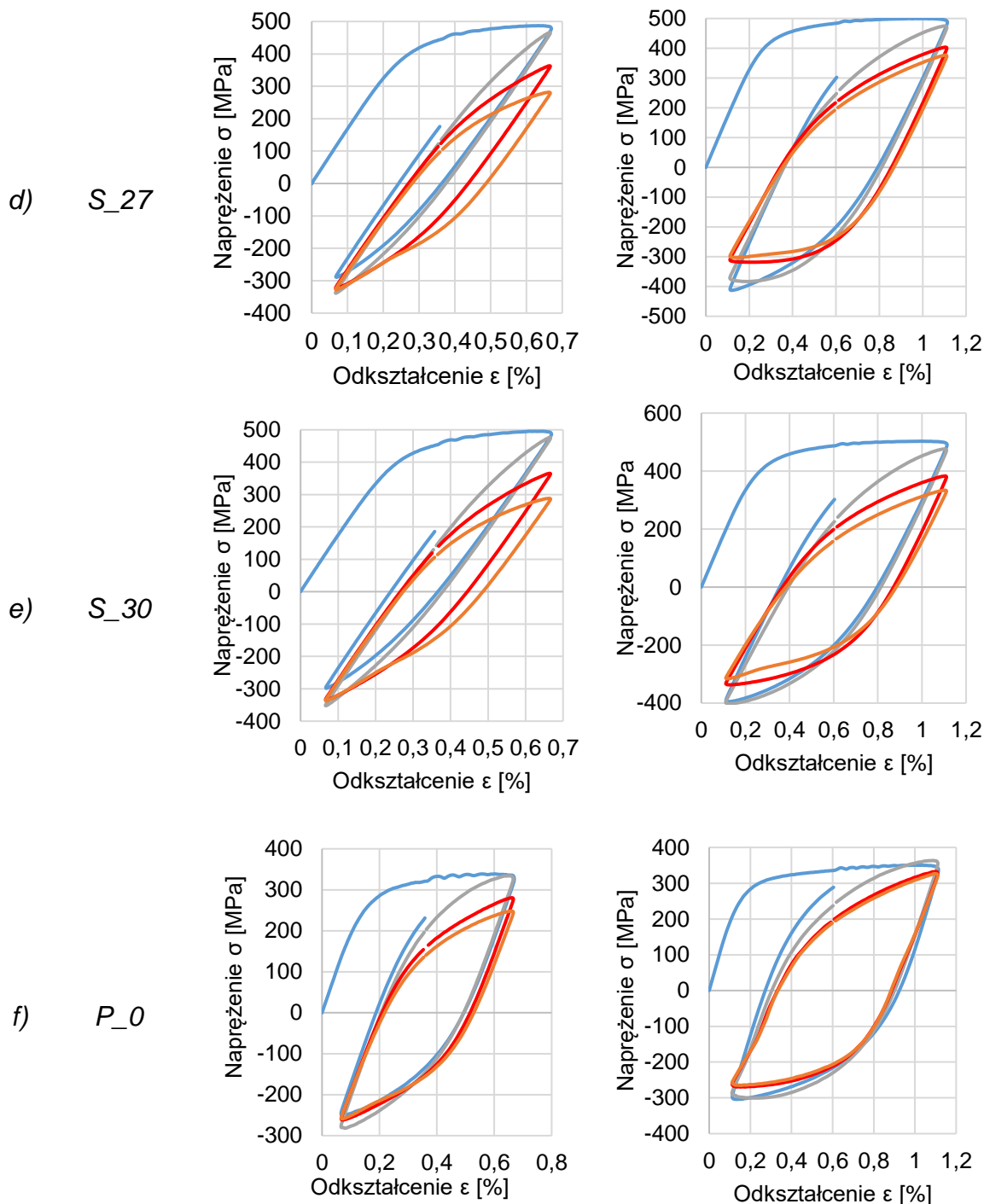


Rys. 8.3. Ustabilizowane pętle histerezy dla określonych wartości amplitud odkształcenia całkowitego (1 – 5) uzyskane podczas badań elementów ze stali 316L wytworzonej techniką SLM i konwencjonalnie

Kształty zarejestrowanych pętli histerezy, reprezentatywnych dla wartości amplitud odkształcenia całkowitego 0,30% i 0,50%, przedstawiono na rys. 8.4. Układ wierzchołków pętli opracowanych dla wszystkich próbek potwierdza zaobserwowaną na wykresach (rys. 8.3) skłonność materiału do cyklicznego osłabienia. Dla próbek wytworzonych przyrostowo i badanych przy $\epsilon_{ac} = 0,45\%$ zjawisko to ma miejsce w całym przedziale trwałości próbek, a po zwiększeniu ϵ_{ac} do wartości 0,50%, w drugiej części badań, powyżej $N_i/2$, zjawisko osłabienia przebiega znacznie mniej intensywnie (rys. 8.4 wiersze „a - e”). W przypadku próbki referencyjnej P_0 badanej przy $\epsilon_{ac} = 0,50\%$, powyżej $N_i/2$ obserwuje się układ pętli, charakterystyczny dla materiału cyklicznie stabilnego (rys. 8.4 wiersz „f”).

- Cykl 1
- Cykl 10
- Nf/2
- Nf





Rys. 8.4. Pętli histerezy uzyskane podczas badań próbek ze stali 316L wytworzonych przyrostowo (a - e) i konwencjonalnie (f) przy amplitudzie odkształcenia całkowitego $\epsilon_{ac} = 0,30\%$ i $0,50\%$

Analiza ustabilizowanych pętli histerezy pozwoliła ustalić wartości amplitud naprężeń i odkształceń plastycznych. Uzyskane wyniki opracowania $\epsilon_{ap} - \sigma_a$ w układzie podwójnie logarytmicznym aproksymowano linią prostą opisaną zależnością:

$$\log \sigma_a = \log K' + n' \log \varepsilon_{ap} \quad (8.1)$$

gdzie:

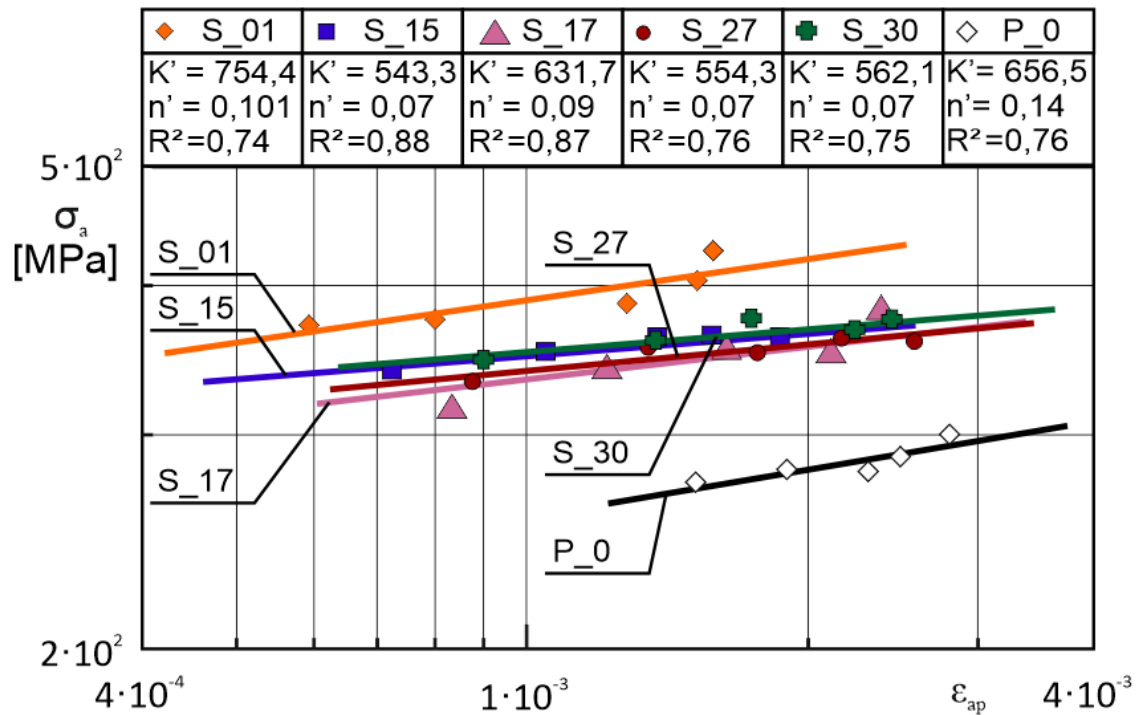
σ_a - amplituda naprężenia,

ε_{ap} - amplituda odkształcenia plastycznego,

K' - współczynnik wytrzymałości cyklicznej,

n' - wykładnik cyklicznego umocnienia.

Na podstawie zależności (8.1) wyznaczono współczynnik wytrzymałości cyklicznej K' i wykładnik cyklicznego umocnienia n' . Wyniki obliczeń i badań w formie graficznej przedstawiono w skali podwójnie logarytmicznej na rys. 8.5.



Rys. 8.5. Wykresy cyklicznego odkształcenia w układzie $\log \sigma_a = f(\log \varepsilon_{ap})$ dla próbek ze stali 316L wytworzonych przyrostowo (S_01, S_15, S_17, S_27, S_30) i konwencjonalnie (P_0)

Zapis zależności (8.1) dla poszczególnych serii badanych próbek ma następującą postać:

$$\log \sigma_{a S_{01}} = \log 754,4 + 0,101 \log(\varepsilon_{ap})$$

$$\log \sigma_{a S_{15}} = \log 543,3 + 0,07 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log \sigma_{a S_{17}} = \log 631,7 + 0,09 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log \sigma_{a S_{27}} = \log 554,3 + 0,07 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log \sigma_{a S_{30}} = \log 562,1 + 0,07 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log \sigma_{a P_0} = \log 656,5 + 0,14 \log(\varepsilon_{ap});$$

Na podstawie zarejestrowanych i opracowanych danych, dalszą analizę zmęczeniową oparto o zależność Morrowa (8.2):

$$\varepsilon_{ac} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (8.2)$$

gdzie: ε_{ac} - amplituda odkształcenia całkowitego,

ε_{ae} - amplituda odkształcenia sprężystego,

ε_{ap} - amplituda odkształcenia plastycznego,

E – moduł sprężystości wzdłużnej,

σ'_f - współczynnik wytrzymałości zmęczeniowej,

ε'_f - współczynnik cyklicznego odkształcenia plastycznego,

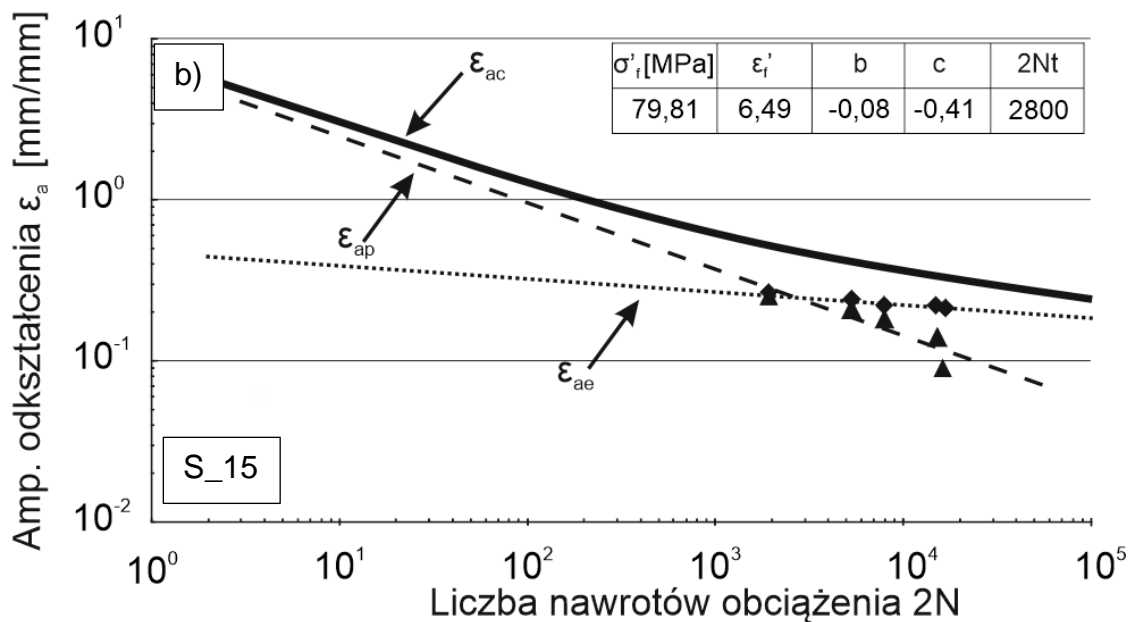
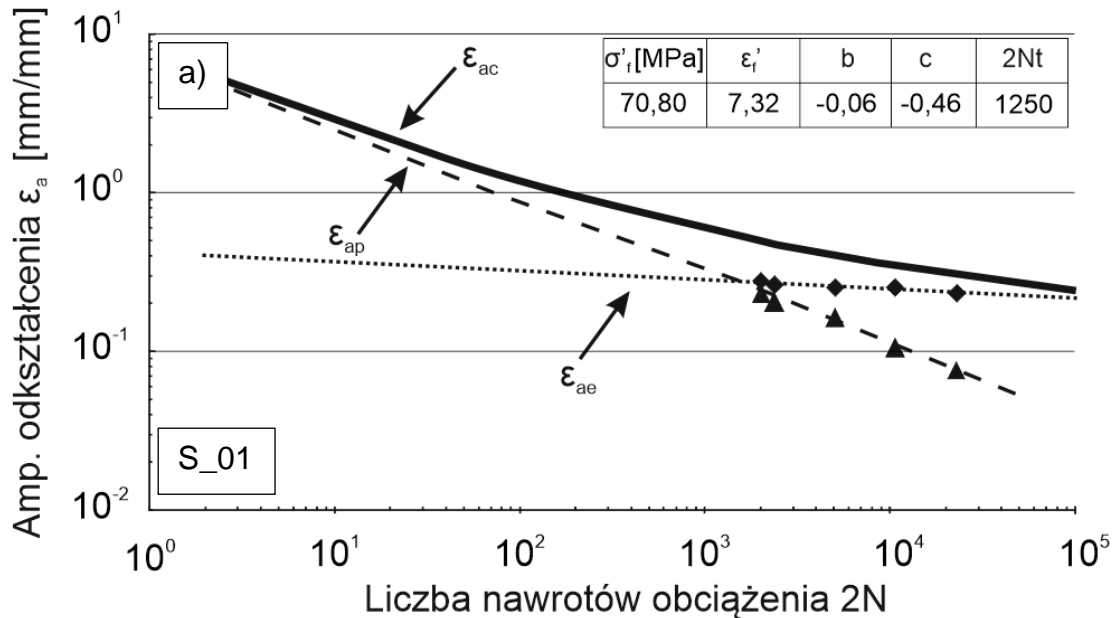
b - wykładnik wytrzymałości zmęczeniowej,

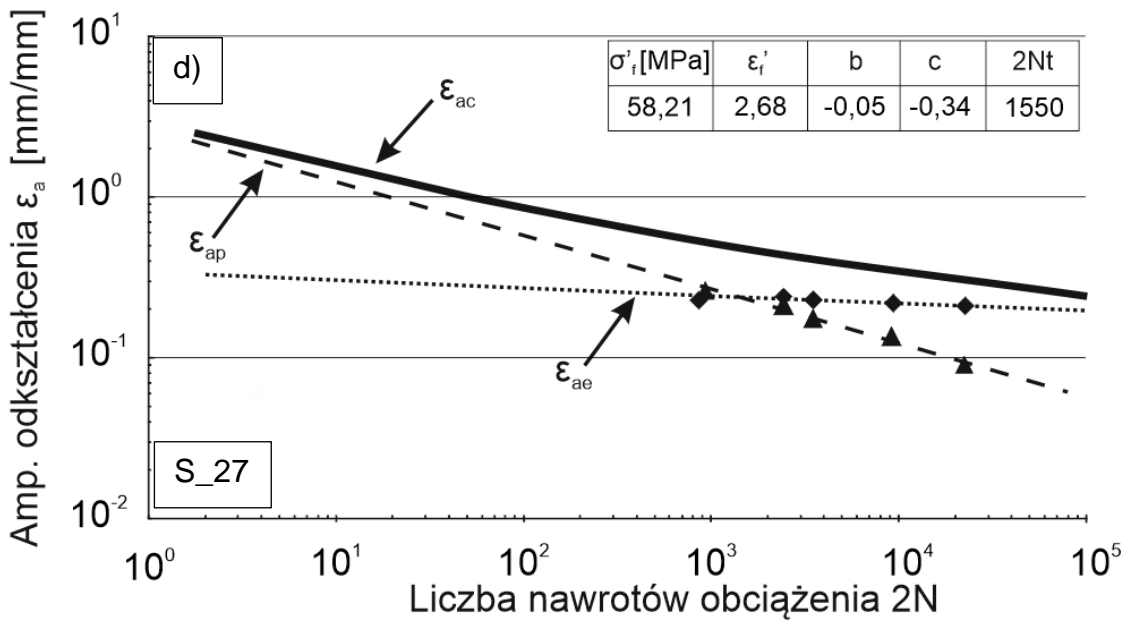
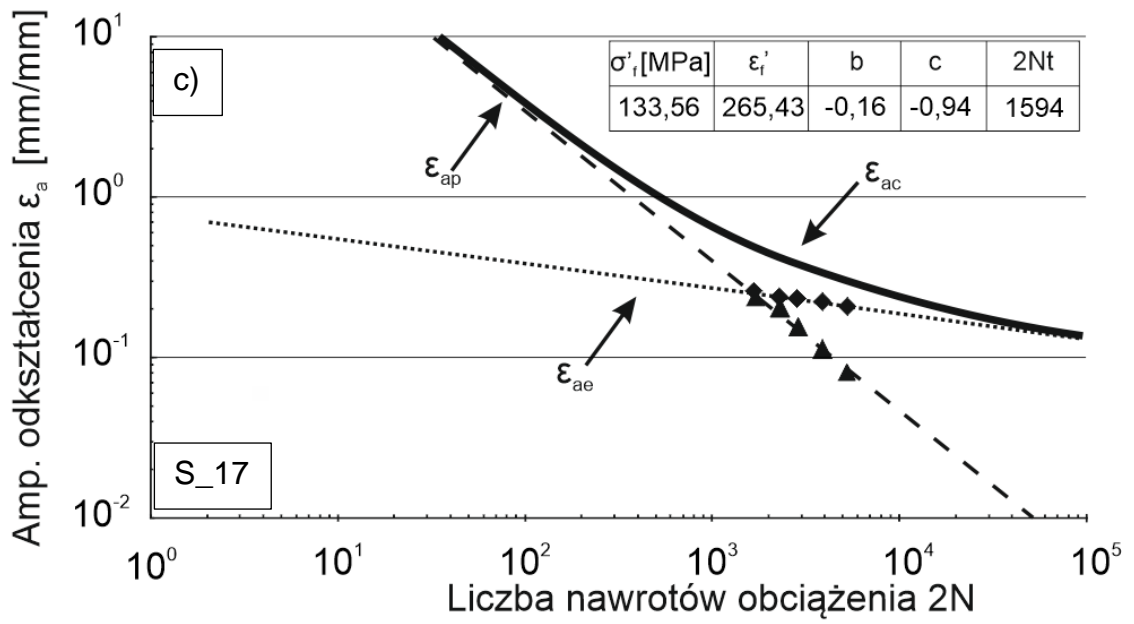
c - wykładnik cyklicznego odkształcenia plastycznego.

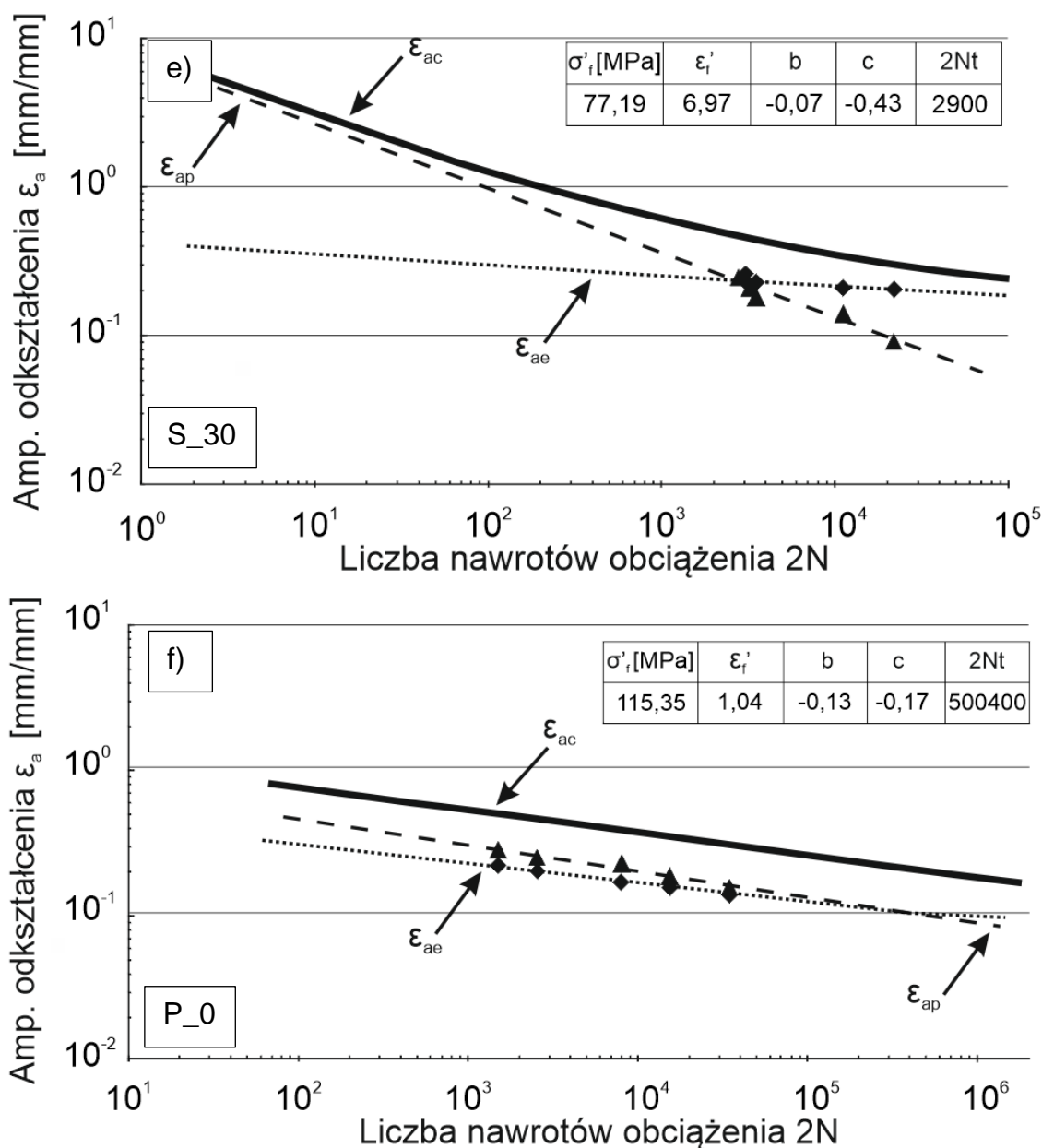
Na tej podstawie sporządzono wykresy trwałości zmęczeniowej w ujęciu odkształceniowym dla materiału wytworzonego przyrostowo (S_01, S_15, S_17, S_27 i S_30) i materiału wytworzonego konwencjonalnie (P_0) - rys. 8.6.

Uzyskane przebiegi odkształceń elementów wytworzonych przyrostowo wykazują na dominujący udział składowej plastycznej w procesie niszczenia próbek powyżej $\varepsilon_{ac} = 0,45\%$, co odpowiada przedziałowi do 1200 - 3000 nawrotów obciążenia N . Wśród rozpatrywanych grup parametrów wytwarzania najwyższe wartości współczynników wytrzymałości zmęczeniowej σ'_f oraz cyklicznego odkształcenia plastycznego ε'_f otrzymano dla grupy parametrów S_17.

W tym przypadku kąt pochylenia linii odpowiadającej amplitudzie składowej plastycznej ϵ_{ap} względem linii odpowiadającej amplitudzie składowej sprężystej ϵ_{ae} jest największy, a tym samym największy jest przewidywany udział składowej plastycznej w zadawanej wartości amplitudy odkształcenia całkowitego (rys. 8.6 c). Najmniejszy udział ϵ_{ap} zaobserwowano w przypadku próbki S_27 (rys. 8.6 d).







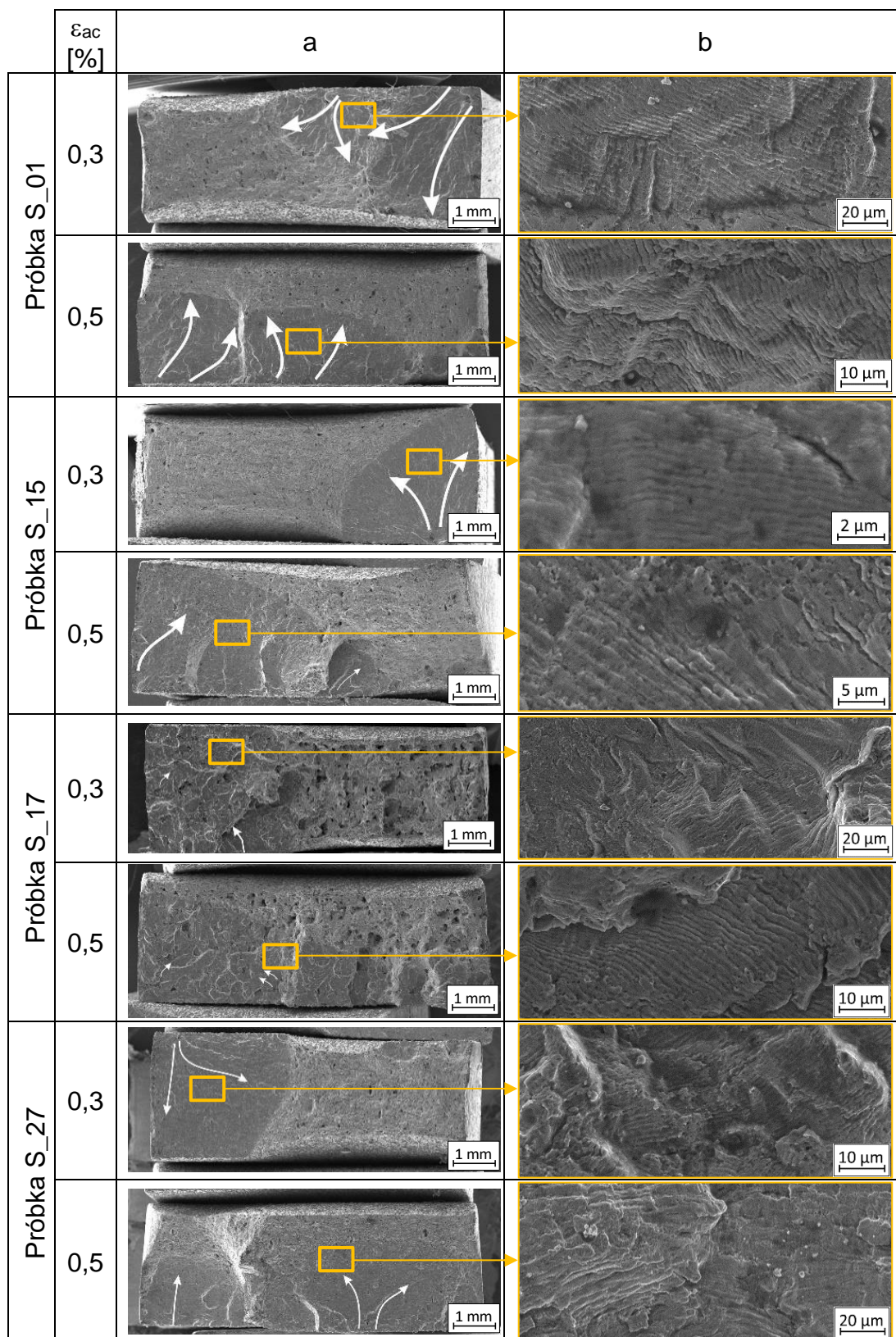
Rys. 8.6. Trwałość zmęczeniowa w ujęciu odkształceniowym dla próbek ze stali 316L wytworzonej przyrostowo (a - e) i konwencjonalnie (f)

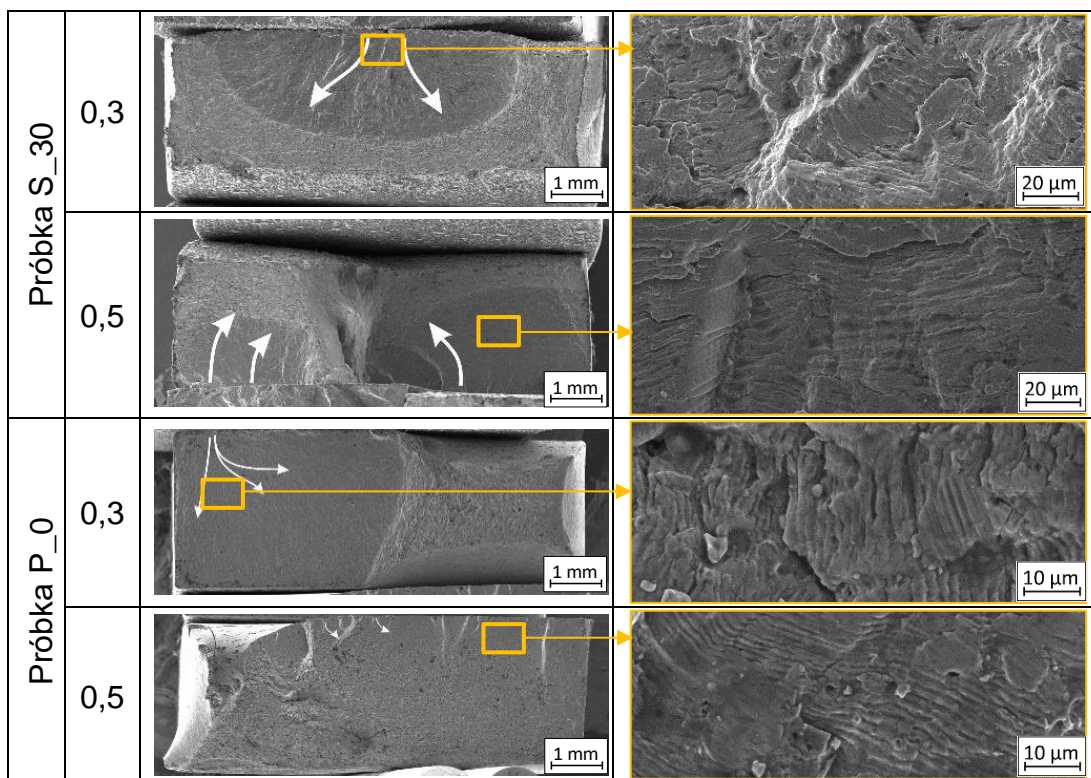
Podczas badań próbki referencyjnej P_0 udział składowej plastycznej w całkowitym jej odkształceniu był o wiele mniej istotny (rys. 8.6 f).

8.3. Analiza przebiegu zmęczeniowego pęknięcia

Charakterystyczne cechy zmęczeniowego pęknięcia elementów wytworzonych przyrostowo określono na podstawie analizy mikrobudowy powierzchni przelomów próbek badanych przy wszystkich założonych wartościach amplitudy odkształcenia całkowitego. Obserwacje powierzchni przelomów prowadzono za pomocą skaningowego mikroskopu elektronowego Jeol JSM - 6610.

Szczegóły mikrobudowy powierzchni przełomów wytworzonych elementów modelowych wraz dodatkowymi obrazami powierzchni przełomu próbki wykonanej ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie przedstawiono na rys. 8.7. Jako przykładowe przedstawiono obrazy próbek badanych przy $\epsilon_{ac} = 0,30\%$ oraz $\epsilon_{ac} = 0,50\%$.





Rys. 8.7. Mikrobudowa powierzchni przełomów zmęczeniowych próbek poddanych badaniom z zakresu niskocyklowej trwałości zmęczeniowej z zaznaczonymi liniami propagacji pękania zmęczeniowego

Fotografie zamieszczone w kolumnie „a” obejmują całą powierzchnię przełomów. Białymi strzałkami zaznaczono na nich kierunek propagacji pęknięć z pierwotnych źródeł pękania. Wybrane fragmenty przełomów w powiększeniu zamieszczono w kolumnie „b”. Wszystkie przełomy elementów wytworzonych przyrostowo z wykorzystaniem grup parametrów: S_01, S_15, S_17, S_27 i S_30 oraz elementu P_0 wykonanego ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie wykazują cechy przełomów plastycznych charakteryzujących się układami prążków zmęczeniowych. Podkreślenia wymaga jednak fakt mniej złożonej morfologii powierzchni przełomu próbki P_0. Obserwowana podczas badań metalograficznych warstwowość mikrostruktury próbek wytworzonych przyrostowo wpłynęła na występowanie uskoków i wielopłaszczyznowość ich pękania. Nieco mniej złożoną morfologią, w odniesieniu do pozostałych próbek wytworzonych przyrostowo, charakteryzuje się powierzchnia przełomu próbki S_30. Jest to skutek ujednorodnienia mikrostruktury materiału wytworzonego w warunkach zastosowania znacznie większej gęstości energii naświetlania w porównaniu do innych grup parametrów. Podczas obserwacji powierzchni przełomów zmęczeniowych próbki wytworzonej z wykorzystaniem grupy parametrów S_17 ujawniono liczną grupę pustek i nadtopionych ziaren.

Ich obecność tworzy dużą niejednorodność strukturalną, powodującą lokalne spiętrzenia naprężeń. Sprzyja to także inicjacji mikropęknięć biegnących po granicach niestopionych ziaren i osnowy stanowiących potencjalne źródło pęknięć wtórnych. Dodatkowo, w przypadku próbek S_17, zaobserwowano lokalne, wyraźnie uwidocznione źródła pęknięcia wewnątrz objętości materiału, czego nie stwierdzono w pozostałych elementach modelowych.

9. Wpływ obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne i naprężenia własne

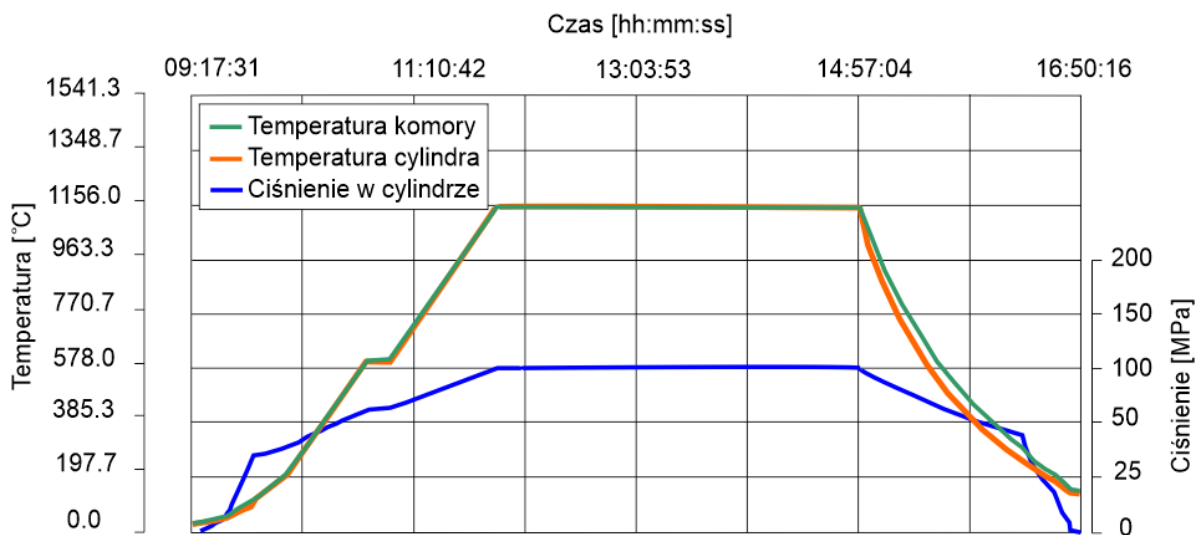
Osiągnięcie założonych celów pracy wymaga uwzględnienia wpływu obróbki postprocesowej w postaci wybranych zabiegów cieplnych na możliwości kształtowania właściwości użytkowych wytworzonych elementów. Jako dodatkowe rodzaje obróbki cieplnej wybrano izostatyczne prasowanie, przesycanie oraz wykonane jedno po drugim: izostatyczne prasowanie i przesycanie. Doboru grup parametrów wytwarzania do badań w tym zakresie dokonano na podstawie oceny wyników dotychczasowych badań strukturalnych, porowatości, naprężeń własnych i właściwości wytrzymałościowych zarówno statycznych, jak i niskocyklowych. Stanowiły one podstawę do przeprowadzenia kolejnej selekcji rozpatrywanych grup parametrów wytwarzania i wytypowania do dalszych rozważań tych grup, których wybór z uwagi oczekiwane efekty jest zasadny. Jako przedmiot dalszych badań wybrano dwie serie próbek: S_01 i S_17. Wykorzystując grupę parametrów wytwarzania S_01 uzyskano najlepszą jakość struktury i największe wartości $R_{0,2}$ oraz R_m . Zastosowanie grupy parametrów S_17 zaowocowało największą porowatością materiału i najniższymi wartościami $R_{0,2}$ oraz R_m . Uwzględniając fakt, że producent urządzenia SLM rekomenduje do wytwarzania elementów ze stali 316L grupę parametrów S_01 postanowiono rozpatrzyć problem zasadności zastosowania w tym przypadku wybranych zabiegów cieplnych. W odniesieniu do parametrów S_17 postawiono pytanie o skuteczność zastosowania tych zabiegów. W części rozważań weryfikacji poddano również wpływ dodatkowego zabiegu w postaci przesycania materiału próbki S_30, pomijając izostatyczne prasowanie z uwagi na niestwierdzenie porowatości materiału tej próbki. Jako referencyjną potraktowano próbkę P_0 wykonaną ze stali wytworzonej konwencjonalnie.

9.1. Realizacja obróbki cieplnej

Wytworzone przyrostowo przy użyciu dwóch zestawów parametrów (S_01 i S_17) elementy poddano procesowi prasowania izostatycznego na gorąco, w praktyce określanego najczęściej jako *HIP (Hot Isostating Pressing)*, w Zakładzie Ceramiki i Kompozytów Instytutu Ceramiki i Materiałów Budowlanych w Warszawie.

Izostatyczne prasowanie przeprowadzono w atmosferze argonu w temperaturze 1150°C stosując ciśnienie robocze 100 MPa. Czas prasowania wynosił 3 godziny.

Temperaturę roboczą osiągnięto nagrzewając komorę z prędkością 600°C na godzinę zwiększając jednocześnie wartość ciśnienia. Chłodzenie komory przeprowadzono z prędkością 400°C na godzinę. Przebieg całego procesu izostatycznego prasowania zwizualizowano na wykresie (rys. 9.1).



Rys. 9.1. Przebiegi zmian temperatury i ciśnienia podczas procesu HIP

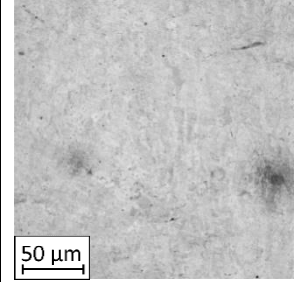
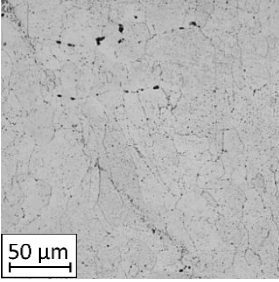
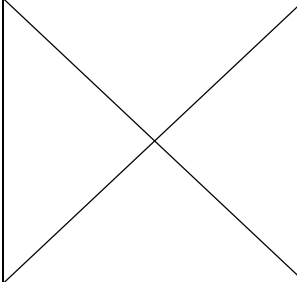
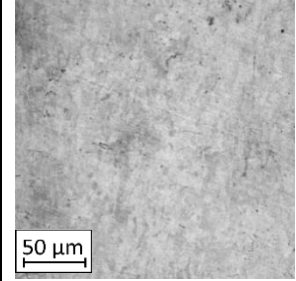
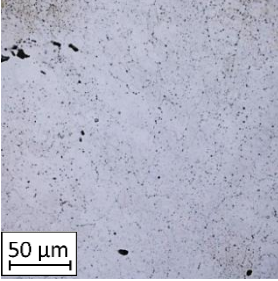
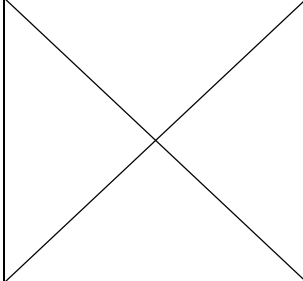
Drugim rodzajem zastosowanej obróbki cieplnej było przesycanie w temperaturze 1060° C przez 6 godzin. W celu ograniczenia tworzenia się dużych ziaren podczas chłodzenia z piecem (jak po procesie *HIP*), zastosowano chłodzenie w wodzie. Drugim, równie ważnym powodem chłodzenia w wodzie było uniknięcie generowania fazy sigma w materiale. Tego rodzaju wytrącenia charakteryzują się wysoką twardością i kruchością oraz negatywnie wpływają na właściwości wytrzymałościowe materiału. Przesycaniu poddano, oprócz próbek S_01 i S_17, również próbki S_30. W tym przypadku chodziło o przeprowadzenie dodatkowej analizy, pozwalającej ustalić w jaki sposób obróbka cieplna wpływa na właściwości materiałowe elementów wytwarzanych przy użyciu bardzo wysokiej gęstości energii naświetlania zastosowanej podczas wytwarzania próbek S_30. Trzeci rodzaj zastosowanej obróbki cieplnej obejmował następujące po sobie zabiegi izostatycznego prasowania i przesycania.

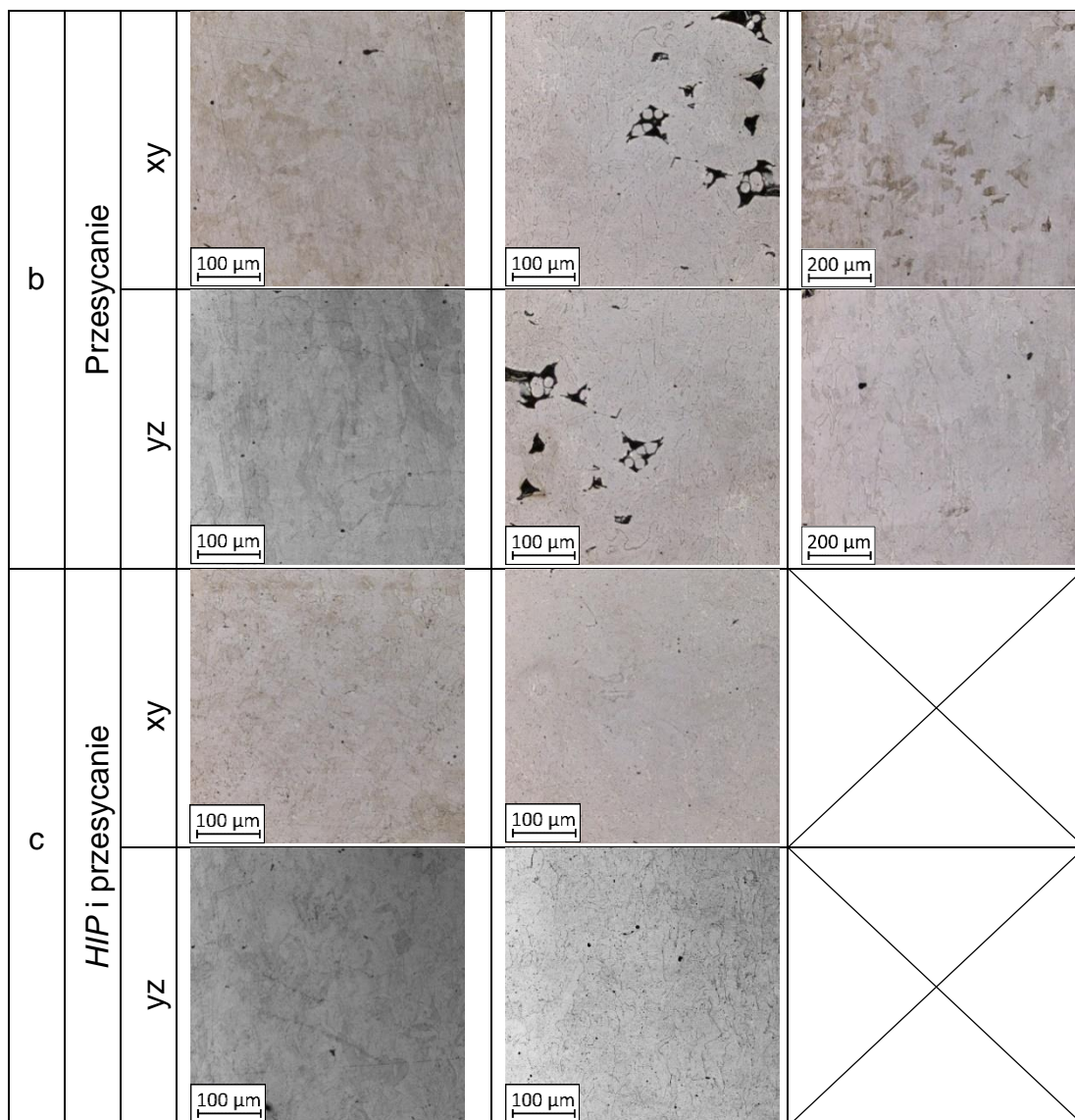
9.2. Wpływ obróbki cieplnej na strukturę i porowatość elementów wytworzonych przyrostowo

Obserwacje mikrostruktury przeprowadzono na zglądach próbek wykonanych po zabiegu *HIP*, po przesycaniu oraz po *HIP* i przesycaniu. W przypadku próbki S_30 ocenie poddano mikrostrukturę materiału jedynie po przesycaniu.

Dokumentację fotograficzną wykorzystaną podczas badań mikrostrukturalnych zamieszczono na rys. 9.2. W przypadku zglądów próbek S_01 i S_17 poddanych zabiegowi *HIP* stwierdzono bardzo istotną zmianę mikrostruktury związanej z zanikiem jej warstwowości (wiersz „a” na rys. 9.2).

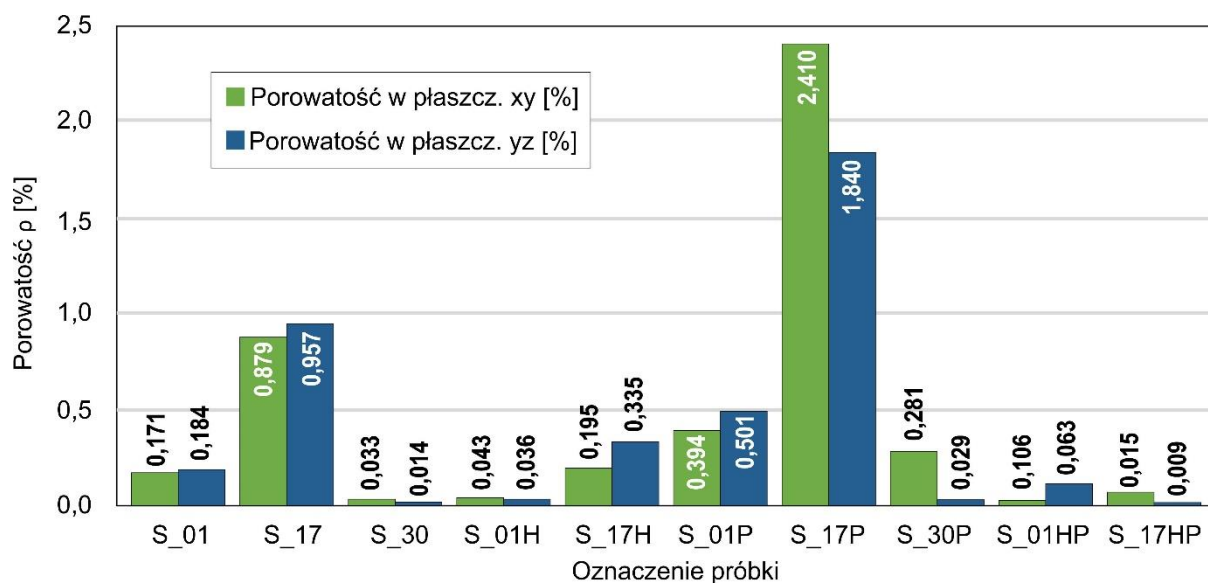
Znaczącemu zmniejszeniu uległa również liczba pustek, w szczególności w próbkach S_17, w obydwu analizowanych płaszczyznach xy i yz. Mikrostruktura materiału po przeprowadzonej obróbce cieplnej *HIP* charakteryzuje się właściwymi dla stali 316L, wielobocznymi ziarnami austenitu. Powolne chłodzenie po wyżarzaniu podczas *HIP* wpłynęło na wzrost ziarna w obu rozpatrywanych płaszczyznach. Kierunek rozkładu ziaren jest ściśle związany z rozkładem ścieżek naświetlania. Po dodatkowej obróbce cieplnej w postaci przesycania zarówno po przyrostowym wytwarzaniu elementów (wiersz „b” na rys. 9.2) jak i tych poddanych wcześniej prasowaniu izostatycznemu (wiersz „c” na rys. 9.2) zaobserwowano znacznie mniejsze rozmiary ziaren, co było spowodowane zastosowaniem podczas przesycania chłodzenia w wodzie. Zwiększyła się natomiast liczba i wielkość pustek w porównaniu do mikrostruktury materiału obserwowanej po zabiegu *HIP*, co szczególnie widoczne jest w przypadku próbek S_17 (wiersz „b” na rys. 9.2).

			Grupy parametrów wytwarzania		
			S_01	S_17	S_30
a	HIP	xy			
		yz			



Rys. 9.2. Mikrostruktura materiału próbek S_01, S_17 i S_30 po: HIP (wiersz „a”), przesycaniu (wiersz „b” oraz HIP i przesycaniu (wiersz „c”)

Wyniki przeprowadzonych badań porowatości po *HIP* wskazują na jej redukcję w próbkach z serii „S_17” w dwóch analizowanych płaszczyznach (rys. 9.3). Porowatość ta obniżyła się o 78% w płaszczyźnie xy i 65% w płaszczyźnie yz. Nie zaobserwowano znaczącej zmiany porowatości w obydwu płaszczyznach w próbkach z serii „S_01” najprawdopodobniej z powodu uzyskanej małej porowatości stwierdzonej bezpośrednio po procesie wytwarzania materiału.



Rys. 9.3. Wpływ obróbki cieplnej w postaci HIP, przesycania (P) oraz HIP i przesycania (HIP + P) na porowatość materiału zmierzoną w płaszczyznach xy i yz

Zastosowanie przesycania w przypadku próbek „S_17” spowodowało istotny wzrost porowatości z $\rho = 0,879\%$ do $\rho = 2,410\%$ w płaszczyźnie xy oraz z $\rho = 0,957\%$ do $\rho = 1,840\%$ w płaszczyźnie yz, a więc odpowiednio o 174% i 92%. Podobny efekt przesycania zaobserwowano w próbkach S_01, jednak miał on znacznie mniejszy wymiar ze względu na istotnie mniejszą porowatość materiału bezpośrednio po wytwarzaniu przyrostowym. Korzystny wpływ zastosowania przesycania po HIP odnotowano w przypadku próbek S_17. Zastosowanie tych dwóch zabiegów cieplnych po sobie zapewniało uzyskanie najmniejszej porowatości wytworzonej przyrostowo stali 316L: $\rho = 0,015\%$ w płaszczyźnie xy i $\rho = 0,009\%$ w płaszczyźnie yz.

9.3. Pomiary twardości sklerometrycznej i instrumentalnej

Wpływ zastosowanej obróbki cieplnej w postaci HIP, przesycania oraz HIP i przesycania na wartości twardości sklerometrycznej i instrumentalnej przedstawiono w formie graficznej w tabeli 9.1. Z uwagi na zanik warstwowości mikrostruktury stwierdzony podczas badań materiału po obróbce cieplnej, wyniki pomiarów twardości sklerometrycznej i instrumentalnej oraz wyliczonych na tej podstawie wartości modułu sprężystego wciskania wgłębniaka E_{IT} i pełzania materiału C_{IT} przedstawiono tylko dla jednej badanej płaszczyzny – xy.

W próbkach wytworzonych z wykorzystaniem grupy parametrów o oznaczeniu S_01 poddanych procesowi *HIP* fluktuacje siły tarcia w funkcji długości rysy są znacznie większe niż w przypadku próbek S_17 obrabionych cieplnie w taki sam sposób.

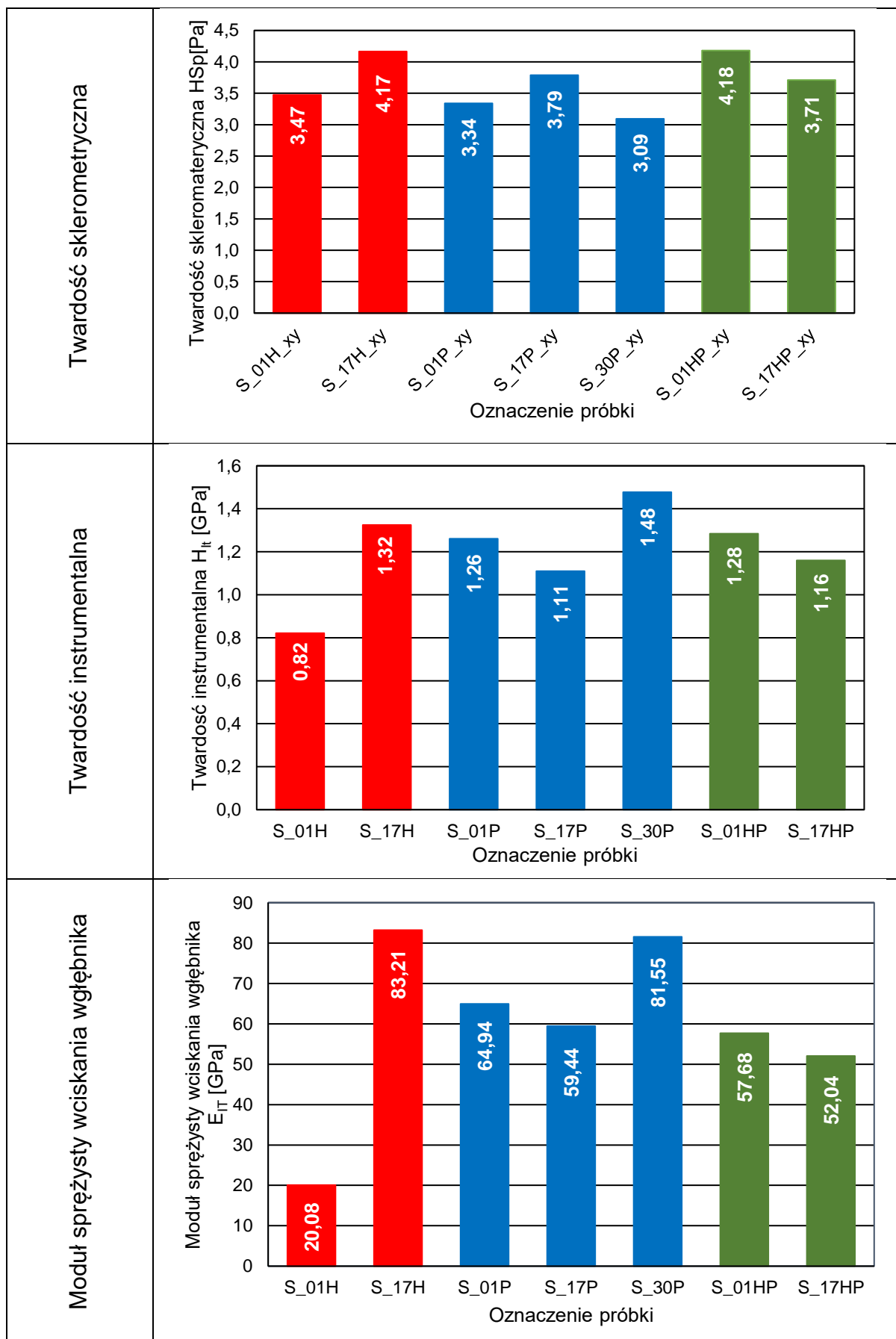
Taki charakter przebiegów siły tarcia wgłębnika zarejestrowano również podczas badań próbek S_17 bez obróbki cieplnej, których przebiegi siły tarcia w funkcji długości rysy charakteryzowały się szerokim zakresem zmian siły w porównaniu do próbek S_01. Opisane zjawisko znalazło swoje odzwierciedlenie w zarejestrowanym 28%-owym procentowym spadku twardości sklerometrycznej materiału próbek S_01 poddanych obróbce *HIP* w porównaniu do próbek nieobrabianych cieplnie (z 4,44 Pa do 3,47 Pa). Nie stwierdzono widocznego wpływu zastosowania *HIP* na twardość sklerometryczną materiału próbek o oznaczeniu S_17. Zjawisko to powtarza się w wynikach pomiarów twardości instrumentalnej, podczas których zaobserwowano znaczny spadek twardości instrumentalnej po procesie *HIP* w próbkach wytworzonych z wykorzystaniem parametrów z grupy S_01. W przypadku próbek S_17 nie stwierdzono widocznej zmiany twardości.

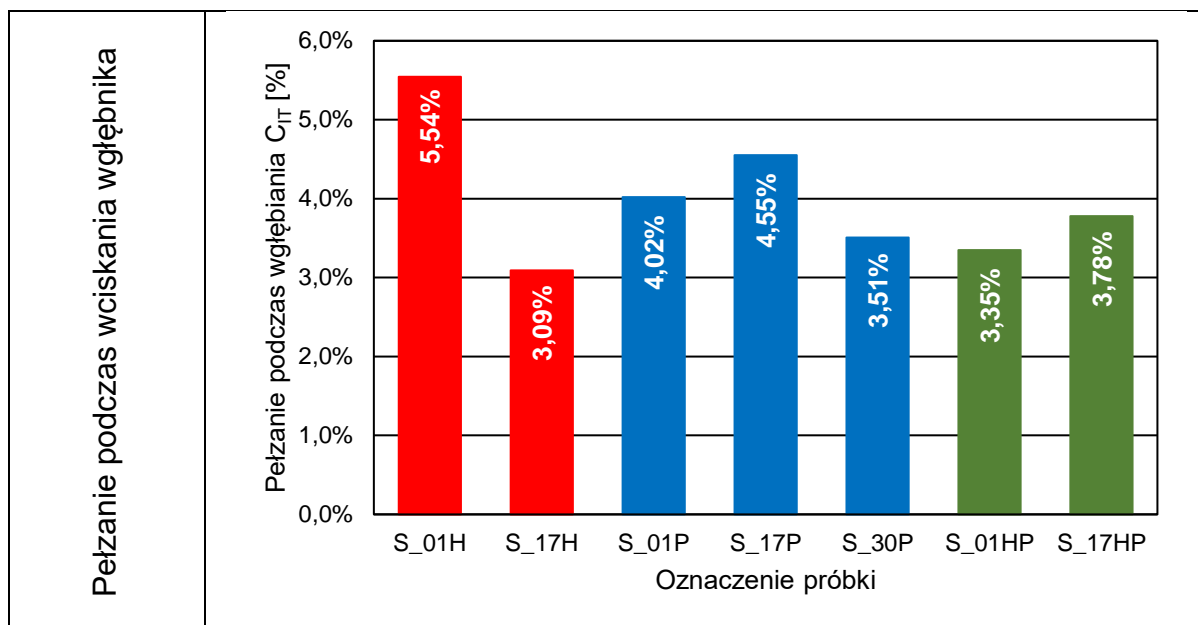
Wykresy przedstawione w tabeli 9.1 wskazują, na dwoisty wpływ obróbki cieplnej w postaci przesycania na omawiane wielkości. W przypadku pomiarów siły tarcia wgłębnika odnotowano mniejsze fluktuacje siły podczas zarysowywania powierzchni niż po obróbce *HIP*. Wpływ tego zjawiska na wzrost wartości twardości sklerometrycznej zaobserwowano we wszystkich próbkach poddanych przesycaniu. W przypadku przeprowadzenia przesycania po procesie *HIP* wzrost twardości instrumentalnej odnotowano jedynie w przypadku próbek S_01. W przypadku próbki S_17 zaobserwowano nieznaczny spadek jej wartości.

Zabieg przesycania wpłynął również na ustabilizowanie istotnych różnic wyliczonej wartości modułu sprężystego wciskania wgłębnika E_{IT} dla poszczególnych serii próbek. Dotyczy to zarówno próbek S_30, jak i próbek S_01 i S_17 poddanych wcześniej procesowi *HIP*. Wpływu takiego nie stwierdzono w przypadku oszacowanych wartości pełzania materiału C_{IT} .

Tab. 9.1. Analiza wpływu obróbki cieplnej w postaci: HIP, przesycania (P) oraz HIP i przesycania (HP) na twardość sklerometryczną i instrumentalną

Rodzaj pomiaru	Wykres
Siła tarcia w funkcji długości rysy S_01H; S_01P; S_01HP	
Siła tarcia w funkcji długości rysy S_17H; S_17P; S_17HP	
Siła tarcia w funkcji długości rysy S_30P	



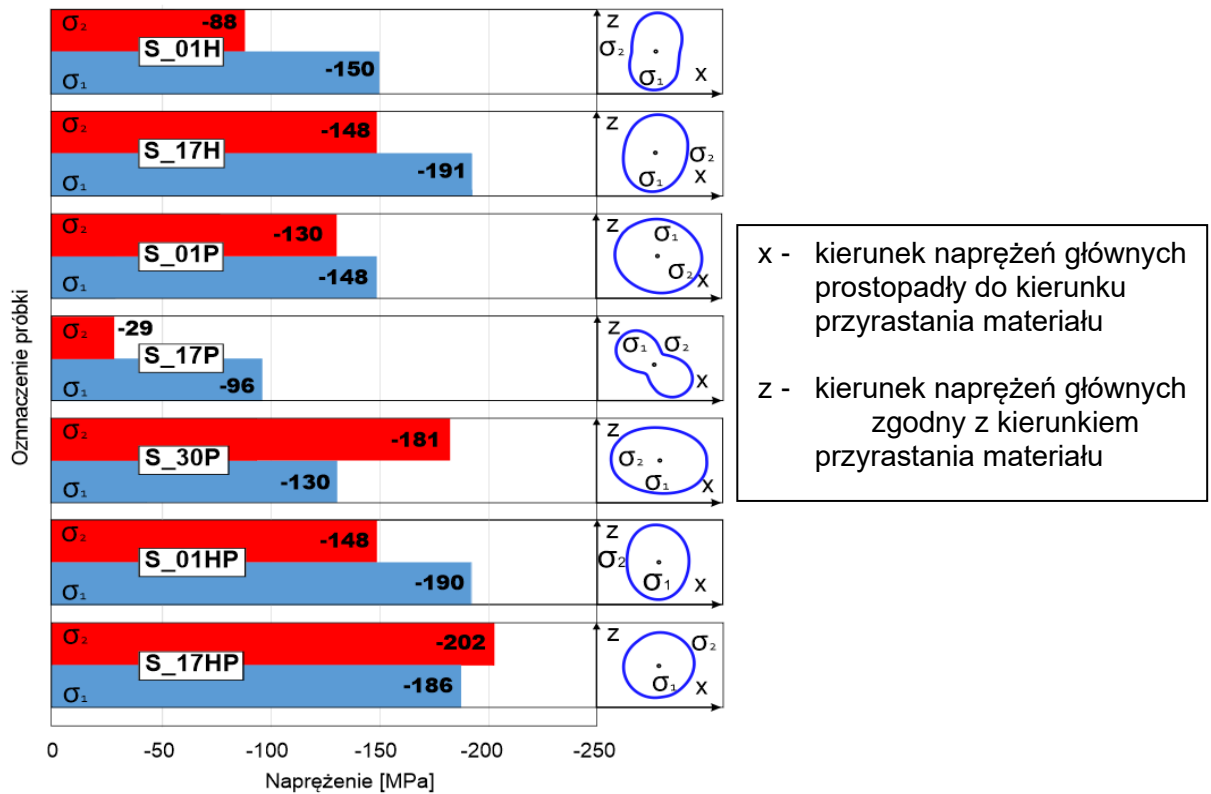


Analiza modułu sprężystości w małej głębokości próbek „S_01” poddanych procesowi *HIP* wykazała widoczny spadek wartości tej wielkości w porównaniu do elementów nieobrabianych cieplnie. Odmienne zjawisko zaobserwowano w próbkach o oznaczeniu „S_17”, dla których moduł sprężystości po procesie *HIP* zwiększył się dwukrotnie. W przypadku obliczeń pełzania w próbkach „S_01” po *HIP* zauważono wzrost wartości tej wielkości, natomiast w próbkach „S_17” odnotowano obniżenie wartości pełzania.

9.4. Analiza stanu naprężeń własnych po obróbce cieplnej

Przeprowadzenie obróbki cieplnej *HIP* wpłynęło na istotny wzrost (sięgający 30 - 40%) naprężeń własnych ściskających, głównie w kierunku równoległym do przyrastania materiału zarówno w próbkach wytworzonych przy użyciu grupy parametrów S_01, jak i S_17 (rys. 9.4). Zjawisko to może być wynikiem konsolidacji materiału w pobliżu granic warstw i generowaniu się w tym obszarze ściskających naprężeń własnych. Zabieg przesycania wpłynął natomiast na obniżenie wartości naprężeń własnych w próbkach wytworzonych z wykorzystaniem grupy parametrów „S_17”. Temu zjawisku towarzyszy jednocześnie zwiększenie porowatości materiału i prawdopodobnie jest w pewnym stopniu z nim związane. Odmianą sytuację zarejestrowano podczas pomiarów naprężeń własnych w próbkach S_30.

W tym przypadku stwierdzono wzrost naprężeń własnych ściskających. Zjawisko należy wiązać z dużym skurczem materiału powstałym podczas chłodzenia wodą, z jednoczesnym brakiem porowatości, która pozwoliłaby na uwolnienie części naprężeń własnych w objętości próbki, co miało miejsce w przypadku próbek S_17.



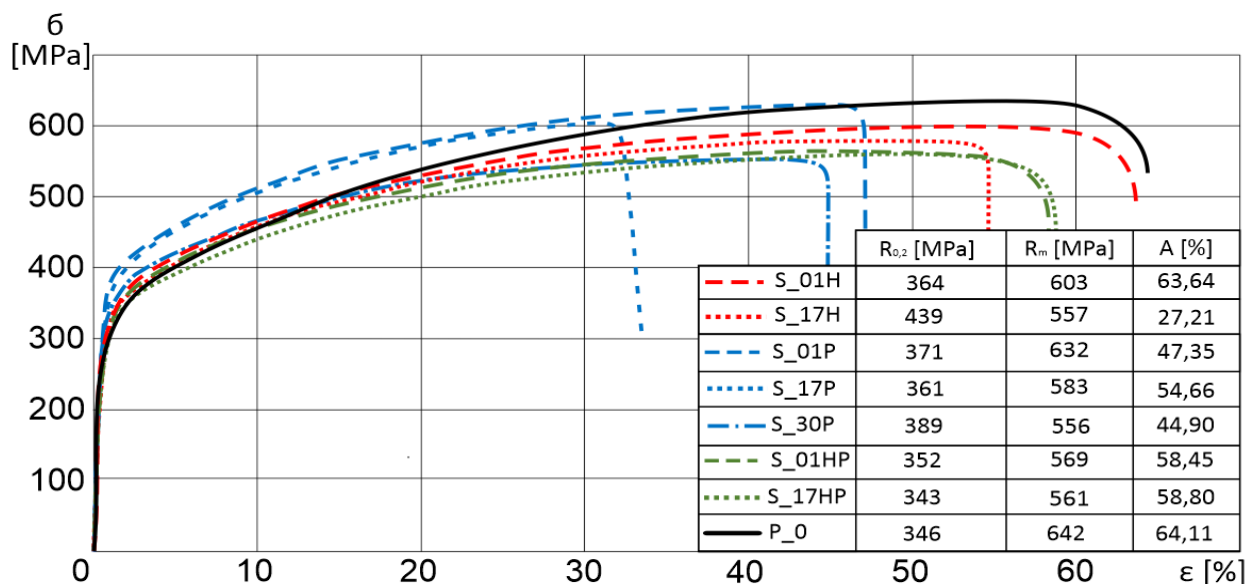
Rys. 9.4. Wykres rozkładu naprężeń własnych w próbkach ze stali 316L wytworzonych techniką SLM po: zabiegu HIP (H), przesycaniu (P) oraz HIP i przesycaniu (HP)

W przypadku przesycania próbek poddanych wcześniej procesowi HIP (próbki S_01HP i S_17HP) uzyskano zwiększenie naprężeń własnych ściskających. Zarejestrowany wzrost w przypadku obydwu wymienionych serii próbek, jest najprawdopodobniej związany ze zjawiskiem odnotowanym przy przesycaniu próbek S_30.

9.5. Wpływ obróbki cieplnej na wytrzymałość statyczną elementów wytworzonych przyrostowo

W przypadku próbek wytworzonych z wykorzystaniem grupy parametrów „S_01” poddanych obróbce HIP odnotowano trzydziestoprocentowy wzrost ich wydłużenia przy zerwaniu A, natomiast w przypadku próbek z partii „S_17” wzrost ten wyniósł pięćdziesiąt procent.

Jak można zaobserwować na rys. 9.4 obydwa wykresy (S_01H i S_17H) przebiegają w pobliżu przebiegu zarejestrowanego dla materiału wytworzonego konwencjonalnie. Zabieg przesycania wpłynął na dalszy wzrost wydłużenia przy zerwaniu próbek S_17. Odnotowano jednocześnie obniżenie wytrzymałości na rozciąganie wszystkich elementów modelowych poddanych przesycaniu.

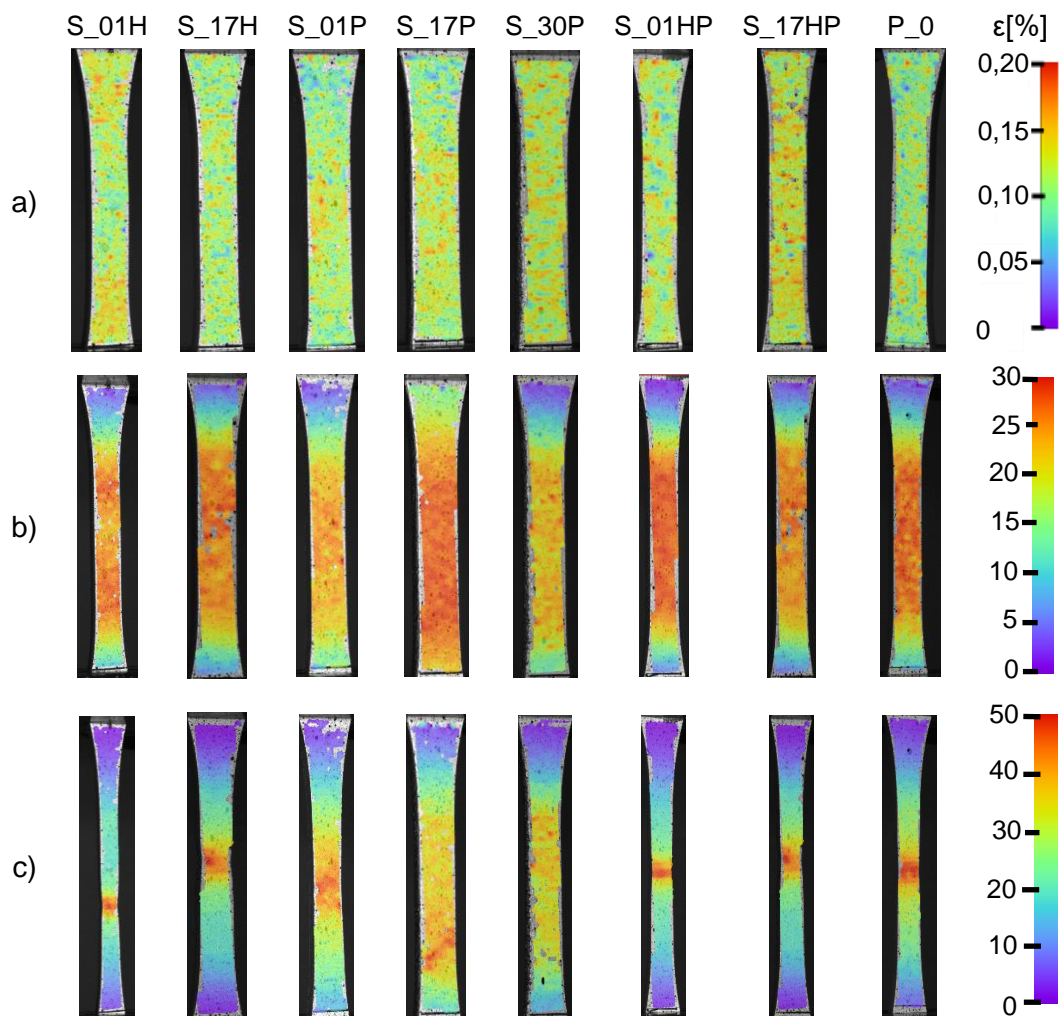


Rys. 9.4. Wykres monotonicznego rozciągania próbek płaskich wytworzonych przyrostowo oraz poddanych obróbce cieplnej przy użyciu dobranych grup parametrów wraz z zarejestrowanym przebiegiem dla konwencjonalnie wytworzonego elementu (P_0) z oznaczonymi punktami charakterystycznymi zarejestrowanymi podczas cyfrowej korelacji obrazu

Na obserwowane zmniejszenie wartości wydłużenia przy zerwaniu próbek przesycanych poddawanych wcześniej procesowi *HIP* (próbki S_01HP) wywierać mogło wpływ zjawisko rozdrobnienia ziaren powstałe w wyniku chłodzenia w wodzie. Na podstawie przebiegów zamieszczonych na rys. 9.4 można zaobserwować bardzo zbliżone do siebie przebiegi uzyskane dla próbek przesycanych poddanych wcześniej procesowi *HIP* (S_01HP i S_17HP).

9.5.1. Analiza procesu odkształcania powierzchni podczas statycznego rozciągania elementów po obróbce cieplnej

Wpływ zastosowanej obróbki cieplnej w postaci *HIP*, przesycania oraz *HIP* i przesycania na rozkłady odkształceń obserwowane na jednej powierzchni badanych próbek przedstawiono na rys. 9.5. Przedstawione wyniki pomiarów dotyczą stanów odpowiadających: umownej granicy plastyczności (wiersz „a”), wytrzymałości na rozciąganie (wiersz „b”) i chwili tuż przed zerwaniem próbki (wiersz „c”).



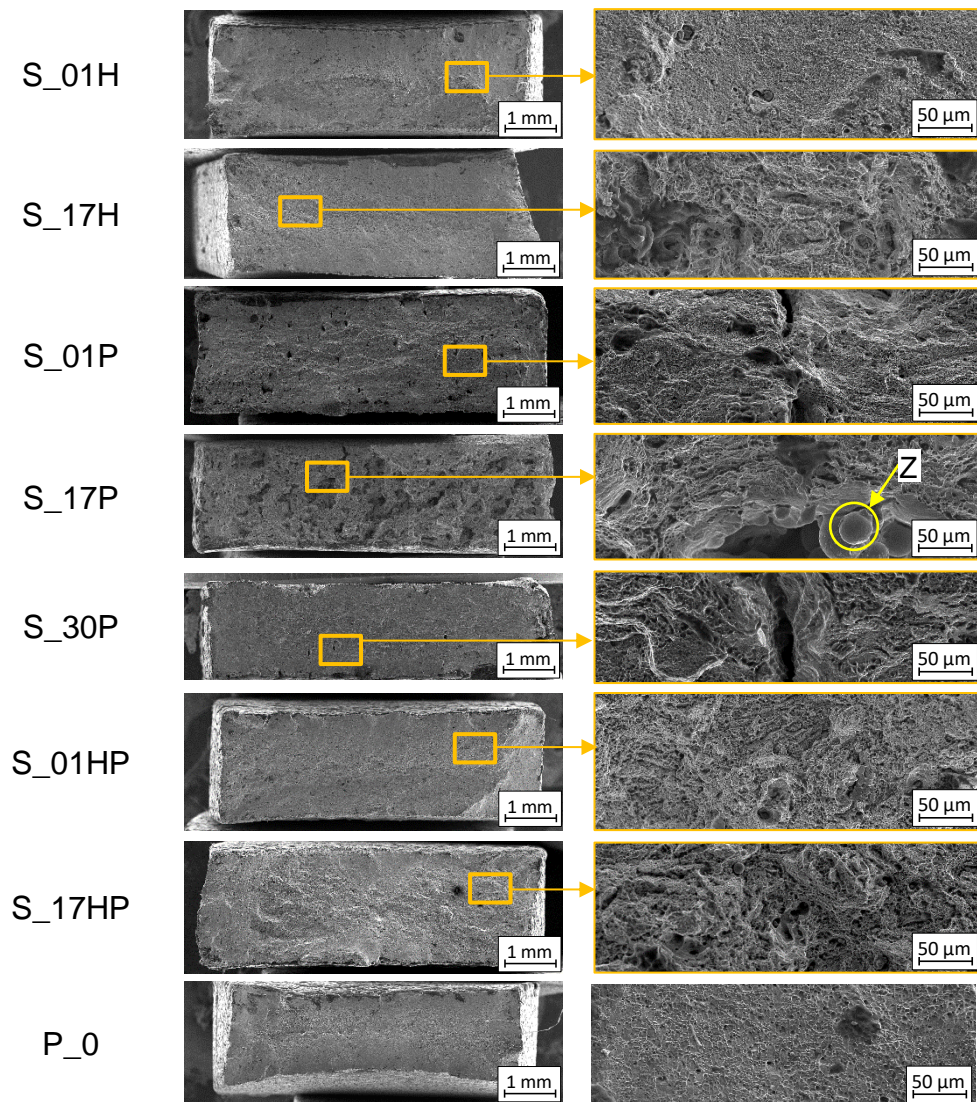
Rys. 9.5. Rozkład odkształceń zarejestrowanych z wykorzystaniem cyfrowej korelacji obrazu dla każdej próbki odpowiadające: umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ (a), wytrzymałości na rozciąganie R_m (b) oraz chwili tuż przed zerwaniem próbki (c)

Uzyskane wyniki cyfrowej korelacji obrazu (rys. 9.5) dla umownej granicy plastyczności $R_{0,2}$ (wiersz „a”) oraz wytrzymałości na rozciąganie R_m (wiersz „b”) wskazują jednorodny rozkład odkształceń na całej powierzchni dla wszystkich analizowanych próbek poddanych obróbce cieplnej. Widoczną różnicę zarejestrowano w wynikach próbek poddanych procesowi przesycania (S_01P, S_17P oraz S_30P), w których po przekroczeniu wytrzymałości na rozciąganie odnotowano obszary nierównomiernego odkształcania się materiału i znaczącemu ograniczeniu zjawiska powstawania przewężenia (rys. 9.5 b). Ma to prawdopodobnie związek ze wzrostem porowatości podczas przesycania, a także zmniejszenia wielkości ziaren w wyniku chłodzenia w wodzie, co może negatywnie wpływać na właściwości wytrzymałościowe. Dla próbek o oznaczeniach S_01H, S_17H, S_01HP, S_17HP i P_0, maksymalne wydłużenie zaobserwowano w miejscach inicjacji pęknięcia (rys. 9.5 c).

Zlokalizowanie maksymalnych odkształceń w jednym miejscu i jednostajny charakter ich wzrastania wskazuje, że wytworzone przyrostowo elementy poddane procesowi *HIP* oraz *HIP* i przesycania o wyżej wymienionych oznaczeniach zachowują spójność w całym zakresie obciążenia. Obserwowane w zakresie dużych wydłużeń przewężenia próbek świadczą o plastyczności obrobionego cieplnie materiału (rys. 9.5 c). Nie stwierdzono lokalnych ani pasmowych niejednorodności odkształceń, co w szerokim zakresie zmian obciążenia nie pozwala na przewidywanie lokalizacji miejsca dekohezji materiału.

9.5.2. Analiza powierzchni przełomów elementów obrobionych cieplnie po statycznej próbie rozciągania

Morfologię powierzchni przełomów próbek poddanych obróbce cieplnej po przeprowadzonych próbach rozciągania statycznego obserwowano w analogiczny sposób jak w przypadku próbek opisanych w punkcie 7.3.2. Uzyskane obrazy dla poszczególnych grup parametrów wytwarzania przedstawiono na rys. 9.6. Powierzchnie przełomów próbek poddanych obróbce cieplnej cechują się zróżnicowanym charakterem pęknięcia, w zależności od zastosowanej metody obróbki. Próbki poddane *HIP* (S_01H) oraz przesycane poddane wcześniej *HIP* (S_01HP) mają cechy przełomu plastycznego, typowego dla stali 316L wytworzonej konwencjonalnie. W przypadku powierzchni przełomów pozostałych próbek wytworzonych przyrostowo i poddanych poszczególnym metodom obróbki cieplnej zaobserwowano charakter pęknięcia mieszanego, w przeważającej części plastycznego z lokalnymi cechami pęknięcia kruchego. Udział wycinków kruchych w największym stopniu dotyczy próbek poddanych przesycaniu S_01P, S_17P oraz S_30P.



Rys. 9.6. Powierzchnie przełomów próbek poddanych obróbce cieplnej po statycznej próbie rozciągania

W próbkach S_17P zaobserwować można liczne pustki, co potwierdza wyniki przeprowadzonych wcześniej i opisanych w punkcie 9.2 badań porowatości. Również w przypadku fotografii powierzchni przełomów próbek S_17P widoczne są imperfekcje strukturalne, w postaci grup niestopionych ziaren proszku, oznaczone literą Z. Korzystny wpływ obróbki *HIP* na zmniejszenie porowatości znajduje swoje odzwierciedlenie w obrazach przełomów próbek S_01H i S_17H. Znacząco mniejszy udział pustek w odniesieniu do przełomów próbek po przyrostowym wytwarzaniu można stwierdzić zwłaszcza w przypadku próbki S_01H.

10. Wpływ obróbki cieplnej na niskocyklową wytrzymałość zmęczeniową

Wyniki dotychczasowych badań wskazują na znaczący wpływ zastosowanych obróbek cieplnych zarówno na mikrostrukturę, naprężenia własne jak i wybrane właściwości mechaniczne stali 316L wytworzonej przyrostowo. Zmiany te powinny znaleźć swoje odzwierciedlenie w wynikach badań zmęczeniowych. W zależności od rodzaju zastosowanej obróbki cieplnej możliwe jest ograniczenie udziału powstałych lokalnych defektów i ich wpływu na powstawanie lub charakter propagacji pękania zmęczeniowego. Bardzo istotnym z punktu widzenia wytrzymałości zmęczeniowej jest aspekt związany z wpływem obróbki cieplnej na zmianę porowatości oraz mikrostrukturę elementów wytworzonych przyrostowo. To te właściwości materiału powinny się bezpośrednio przekładać na zachowanie się materiału w warunkach obciążeń zmiennych z zakresu niskocyklowej wytrzymałości zmęczeniowej i charakter zmęczeniowego pękania. Bardzo ograniczona jest liczba opracowań naukowych dotycząca badań obrobionych cieplnie elementów wytworzonych przyrostowo w warunkach obciążeń zmiennych, w szczególności w zakresie małej liczby cykli zmian obciążenia. Przeprowadzone badania i opracowane na ich podstawie wyniki pozwolą na dostarczenie istotnej wiedzy na temat specyfiki zmęczeniowego zachowania się elementów wytworzonych przyrostowo po zastosowaniu dodatkowej obróbki cieplnej. Próby zmęczeniowe przeprowadzono zgodnie z metodyką dotyczącą próbek po przyrostowym wytwarzaniu, opisaną w punkcie 8.1.

10.1. Badania zmęczeniowe elementów po obróbce cieplnej

W oparciu o opracowany zakres badań niskocyklowych, próbom zmęczeniowych poddano łącznie 91 próbek wytworzonych techniką *SLM* i poddanych obróbce cieplnej, a także 12 próbek wytworzonych konwencjonalnie (Tabela 10.1). Podczas badań niektórych próbek zaobserwowano nienormalne przebiegi rejestrowanych pętli histerezy wywołane wyboczeniem próbek. Skala tego zjawiska była znacznie większa niż w przypadku elementów niepoddawanych obróbce cieplnej. Powodem występowania tego negatywnego efektu była obniżona granica plastyczności próbek poddanych obróbce cieplnej. Konsekwentnie, tak jak dla próbek wytworzonych przyrostowo, takich przypadków nie uwzględniono podczas opracowywania wyników badań.

Liczbę próbek poddanych obróbce cieplnej i wykorzystanych w opisie niskocyklowego zmęczenia, charakteryzujących się powtarzalnością uzyskanych wyników zamieszczono w Tabeli 10.1 w nawiasach.

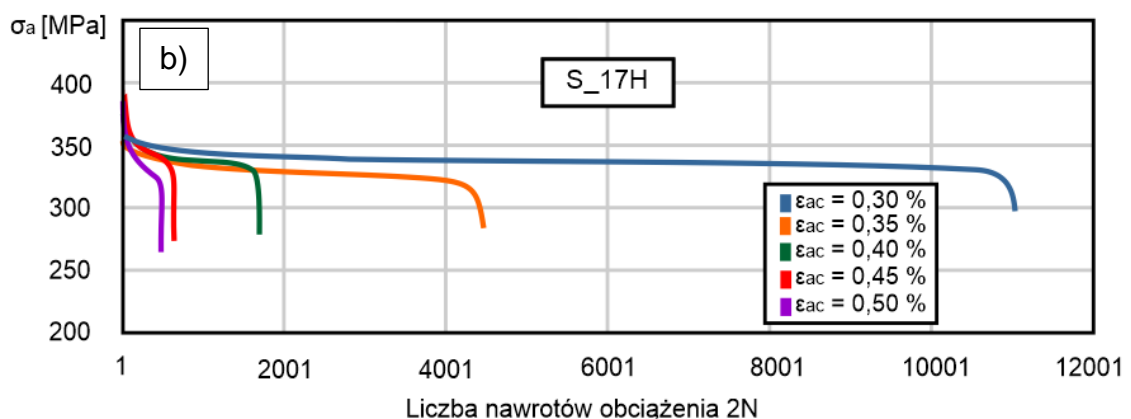
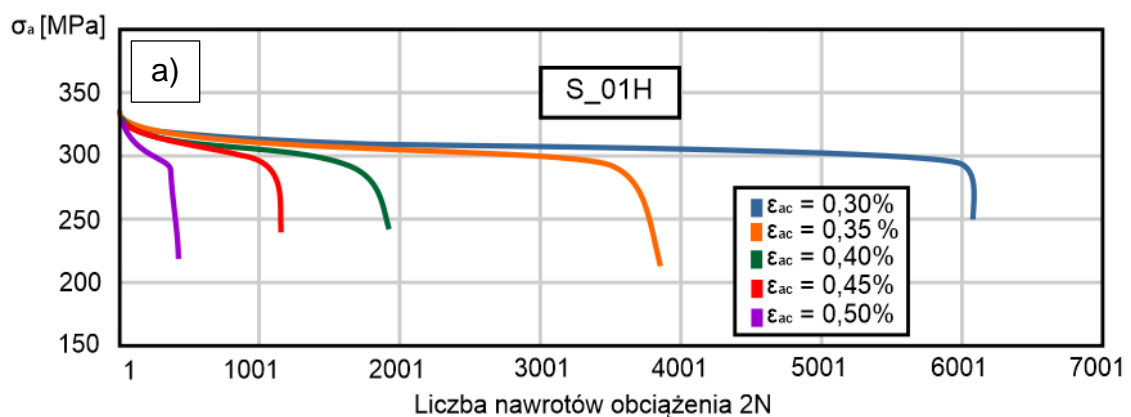
Tabela 10.1. Zakres badań niskocyklowych próbek wytworzonych techniką SLM i poddanych obróbce cieplnej

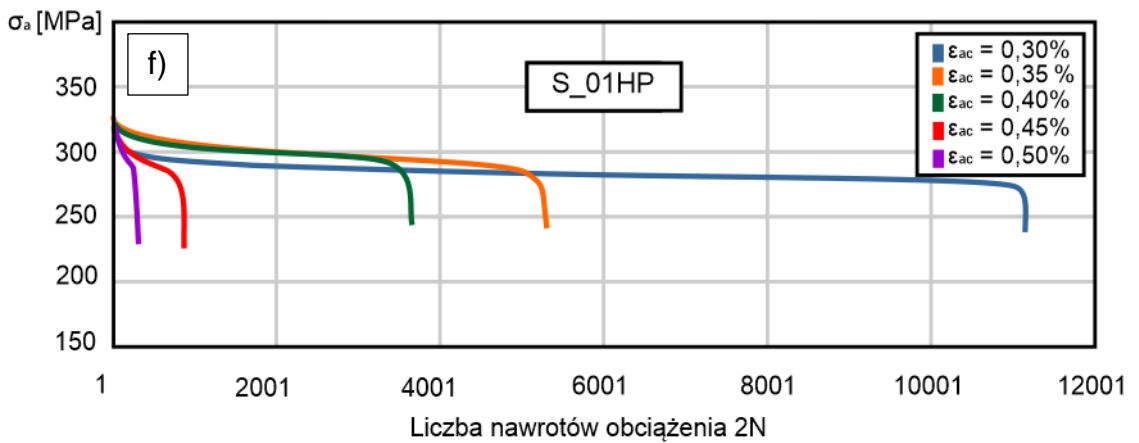
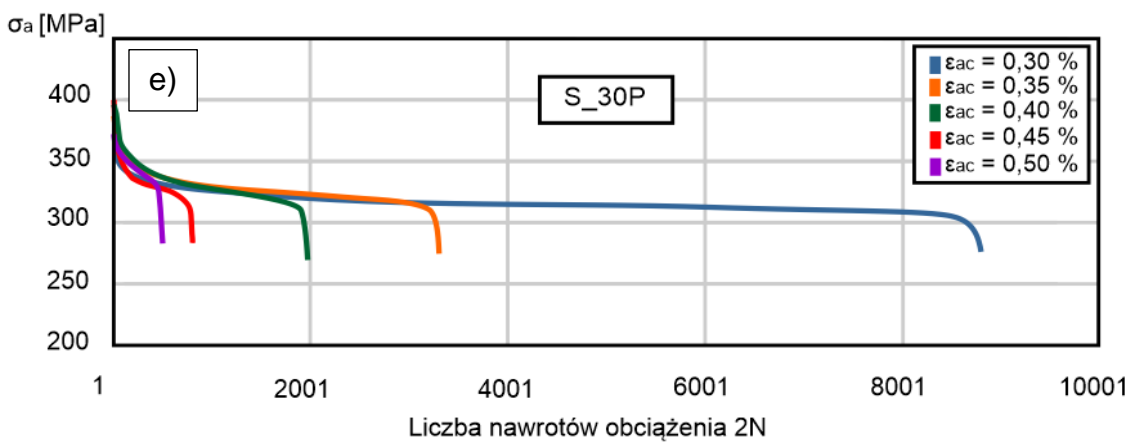
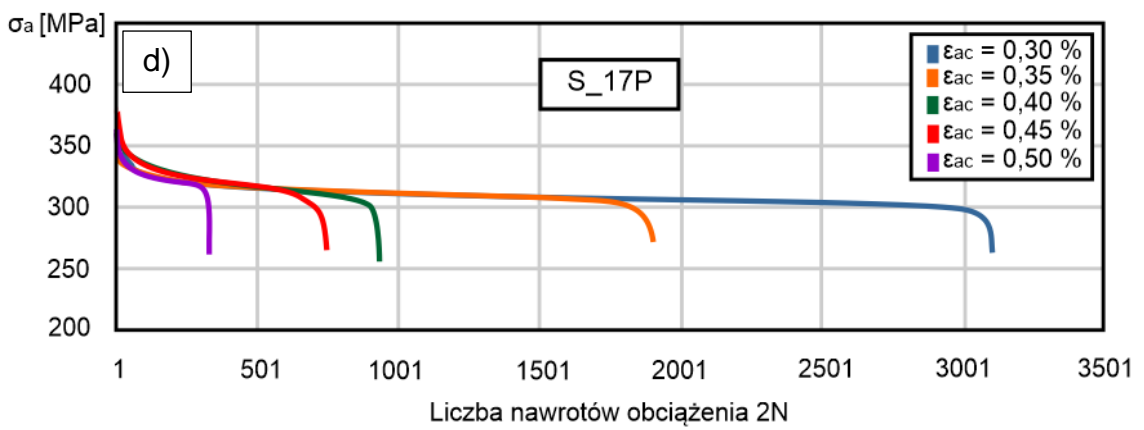
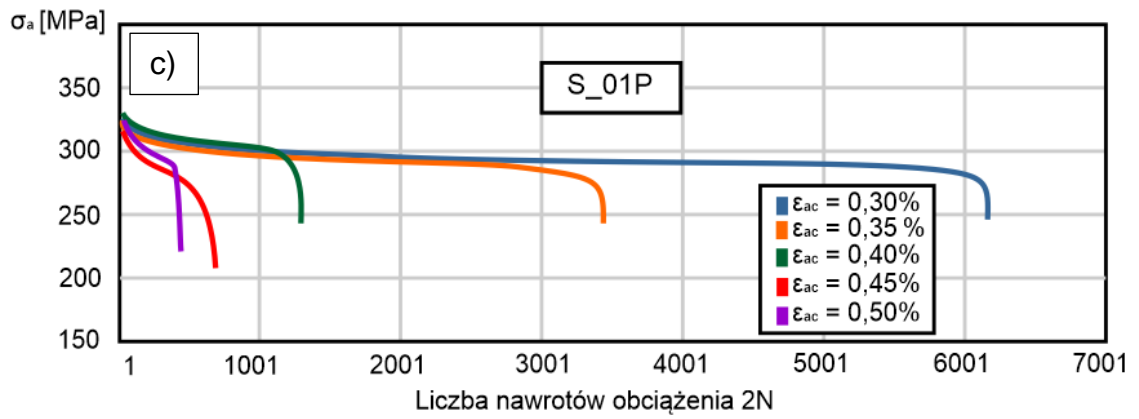
Wartość amplitudy odkształcenia całkowitego ε_{ac} [%]	Grupa parametrów wytwarzania							
	S_01H	S_17H	S_01P	S_17P	S_30P	S_01HP	S_17HP	P_0
	Liczba przebadanych próbek (powtarzalność uzyskanych wyników)							
0,30	3 (2)	2 (2)	2 (2)	3 (2)	2 (2)	2 (2)	4 (3)	2 (2)
0,35	2 (2)	2 (2)	2 (2)	4 (2)	4 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)
0,40	3 (2)	2 (2)	3 (2)	2 (2)	2 (2)	3 (2)	3 (2)	2 (2)
0,45	2 (2)	2 (2)	3 (2)	3 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)	2 (2)
0,50	3 (2)	4 (3)	3 (2)	2 (2)	2 (2)	4 (3)	3 (2)	4 (2)
Razem	13	12	13	14	12	13	14	12

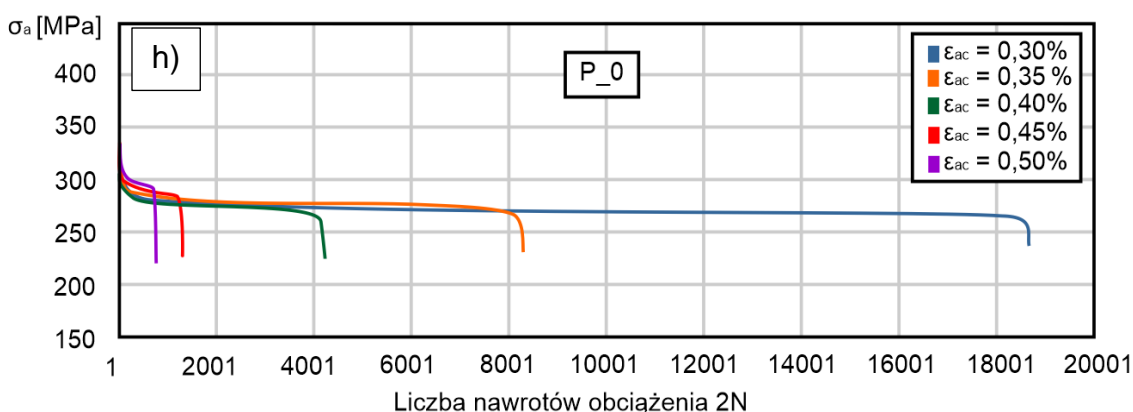
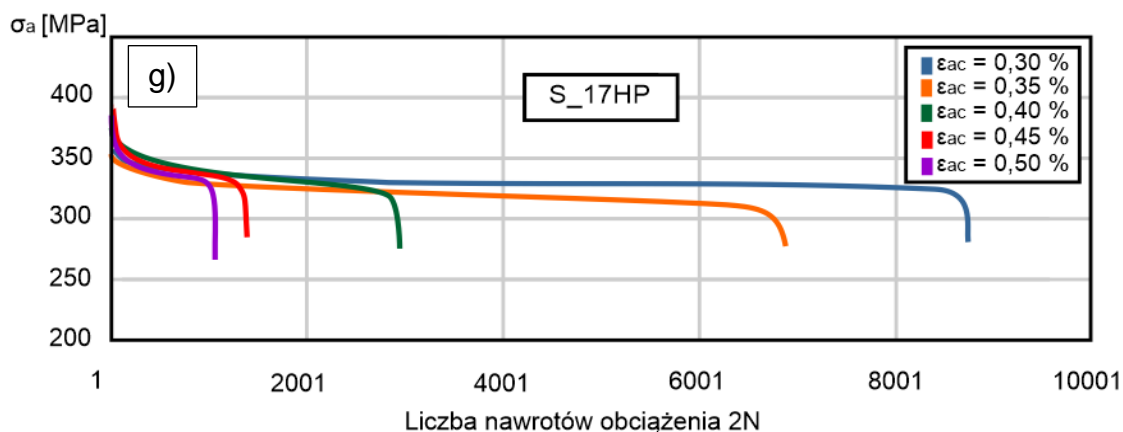
Zgodnie z przyjętym planem badań niskocyklowych dokonano oceny zmian wartości zmiennej zależnej (amplituda naprężenia σ_a) w funkcji liczby nawrotów obciążenia. Zarejestrowane wyniki pomiarów dotyczących próbek wytworzonych techniką SLM i poddanych obróbce cieplnej (S_01H, S_17H, S_01P, S_17P, S_30P, S_01HP i S_17HP) oraz próbki referencyjnej P_0, wykonanej ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie, uzyskanych dla przyjętych poziomów odkształcenia całkowitego ε_{ac} przedstawiono w formie wykresów na rys. 10.1. Na przedstawionych przebiegach $\sigma_a=f(2N)$ dotyczących próbek wytworzonych przyrostowo i poddanych obróbce cieplnej, dla przyjętych amplitud odkształcenia całkowitego ε_{ac} , można zaobserwować znacznie mniejsze zmiany amplitudy naprężenia w całym przedziale liczby cykli zmian obciążenia N niż w przypadku próbek nieobrobionych cieplnie. Świadczy to o mniejszej skłonności do osłabienia materiału próbek po obróbce cieplnej. Najbardziej ten efekt uwidocznił się w przypadku przebiegów zarejestrowanych dla próbek S_01H, S_01P i S_01HP.

W próbkach tych etap cyklicznego osłabienia ma charakter przejściowy i w zakresie 7% - 25% N_f przy wartościach $\varepsilon_{ac} = 0,30, 035, 040$ i $0,45\%$ oraz 85% - 90% przy $\varepsilon_{ac} = 0,50\%$ (rys. 10.1a - g). Dalszy przebieg krzywych świadczy o cyklicznej stabilizacji. Największą trwałość zmęczeniową wykazały próbki S_01HP i S_17H.

Podczas badań przy najniższej wartości amplitudy odkształcenia całkowitego $\varepsilon_{ac} = 0,30\%$ trwałość ta sięga 60% trwałości próbek wykonanych ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie. Najmniejszą trwałość spośród badanych próbek osiągnęła próbka S_17P (ok. 1550 cykli). Stanowi to 16% trwałości próbki P_0. Zauważalna jest zbliżona wartość trwałości próbek obrobionych cieplnie do próbek poddanych badaniom bezpośrednio po procesie wytwarzania przyrostowego. Istotną różnicę stanowi udział etapu cyklicznego osłabienia materiału, który w przypadku elementów poddanych obróbce cieplnej jest znacząco mniejszy niż w próbkach nieobrobionych cieplnie.



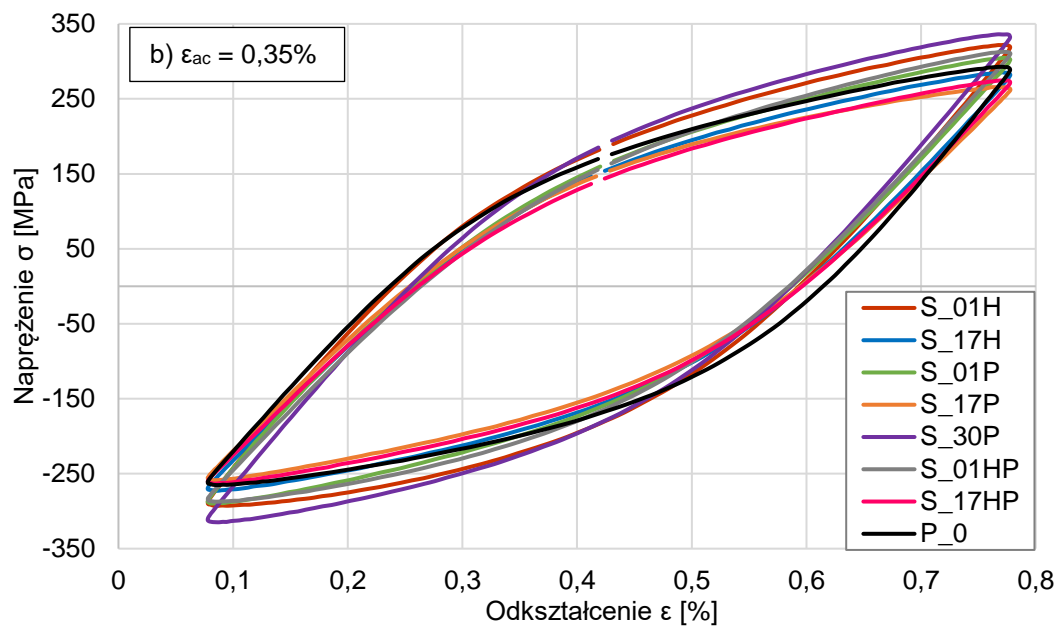
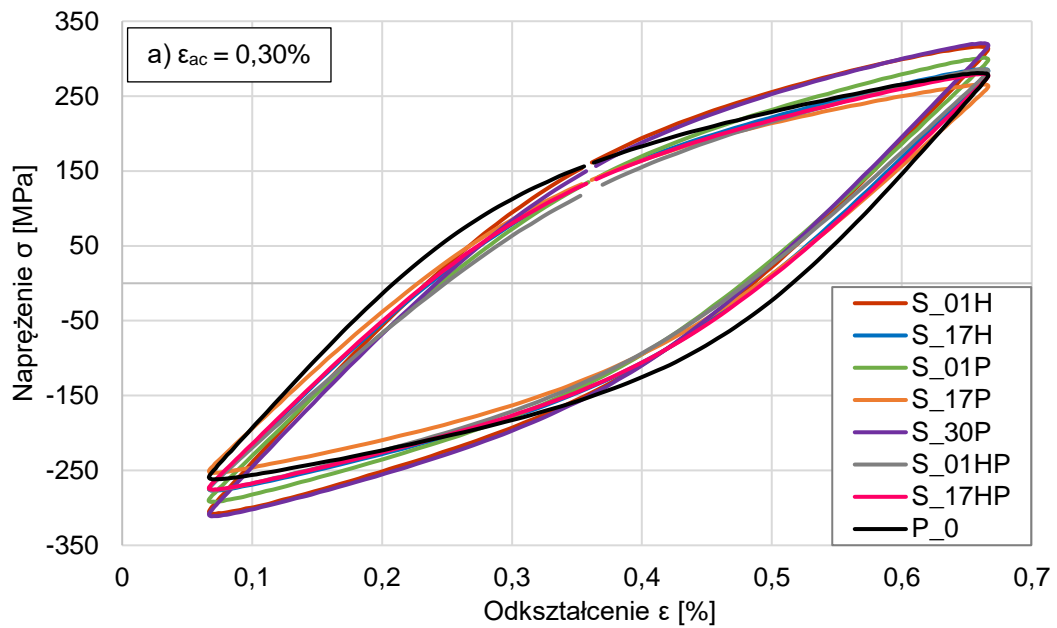


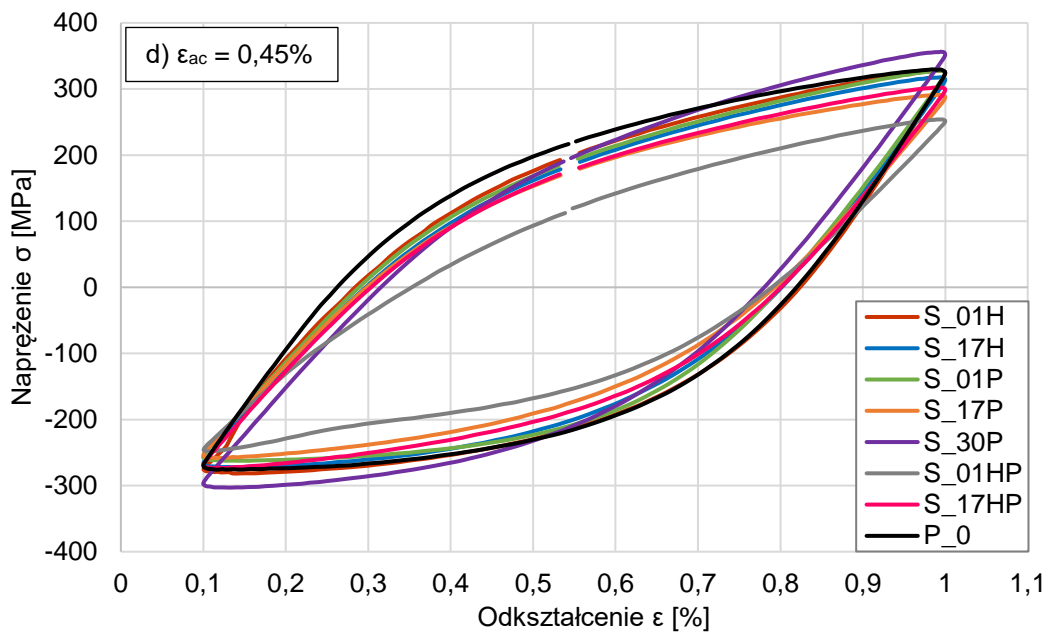
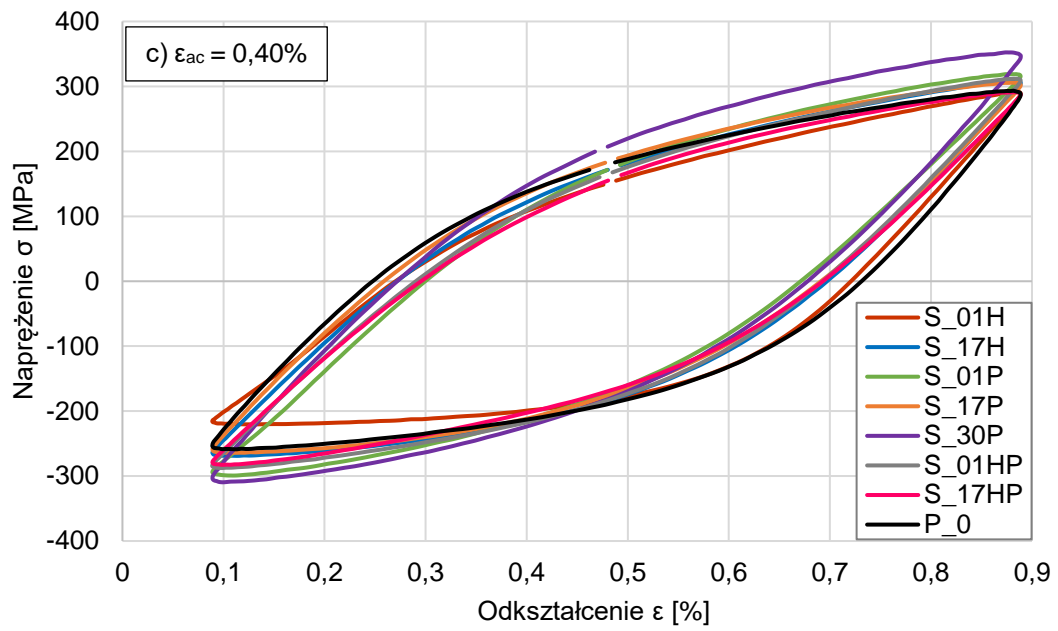


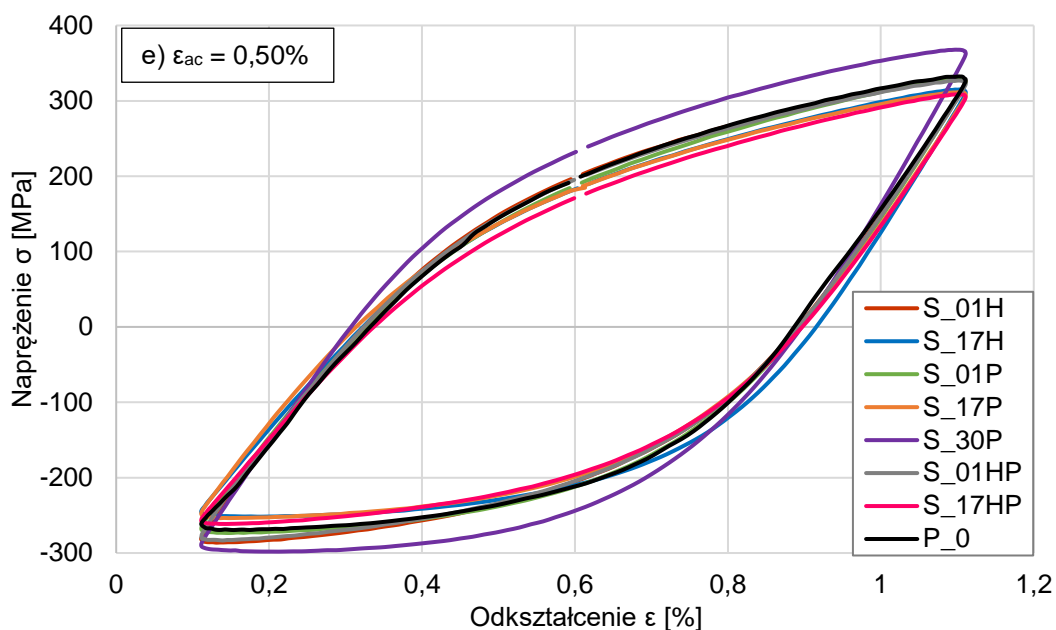
Rys. 10.1. Zmiana amplitudy naprężenia σ_a w funkcji liczby cykli N w stali 316L wytworzonej techniką SLM i poddanej obróbce cieplnej (a - g) i konwencjonalnie (h)

Opracowanie wyników badań parametrów pętli histerezy (ϵ_{ac} , ϵ_{ap} , i σ_a) przeprowadzono analogicznie jak w przypadku próbek po przyrostowym wytwarzaniu (punkt 8.2), uwzględniając wyniki badań parametrów pętli histerezy (ϵ_{ac} i σ_a) odpowiadające trwałości $0,5N_f$ (gdzie N_f stanowi liczbę cykli do zniszczenia próbki). Analizie porównawczej poddano wyniki badań wszystkich próbek wytworzonych przyrostowo i następnie obrobionych cieplnie oraz poddanych niskocyklowemu zmęczeniu, a wybrane z nich uzyskane dla poziomów odkształcenia przyjętych w programie badań przedstawiono na rys. 10.2 (a–e). W przypadku badań niemal wszystkich serii próbek zaobserwowano bardzo podobne przebiegi ustabilizowanych pętli histerezy podczas badań realizowanych przy amplitudzie odkształcenia całkowitego wynoszącym 0,30%. Współrzędne ich wierzchołków wskazują, że najwyższe wartości amplitudy naprężeń występują w przypadku próbek S_30P. W przypadku pozostałych, obrobionych cieplnie próbek trudno sformułować uogólnioną prawidłowość.

Przebieg i położenie wierzchołków uzyskanych pętli histerezy jest bardzo zbliżone do pętli próbki referencyjnej P_0 wykonanej ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie.





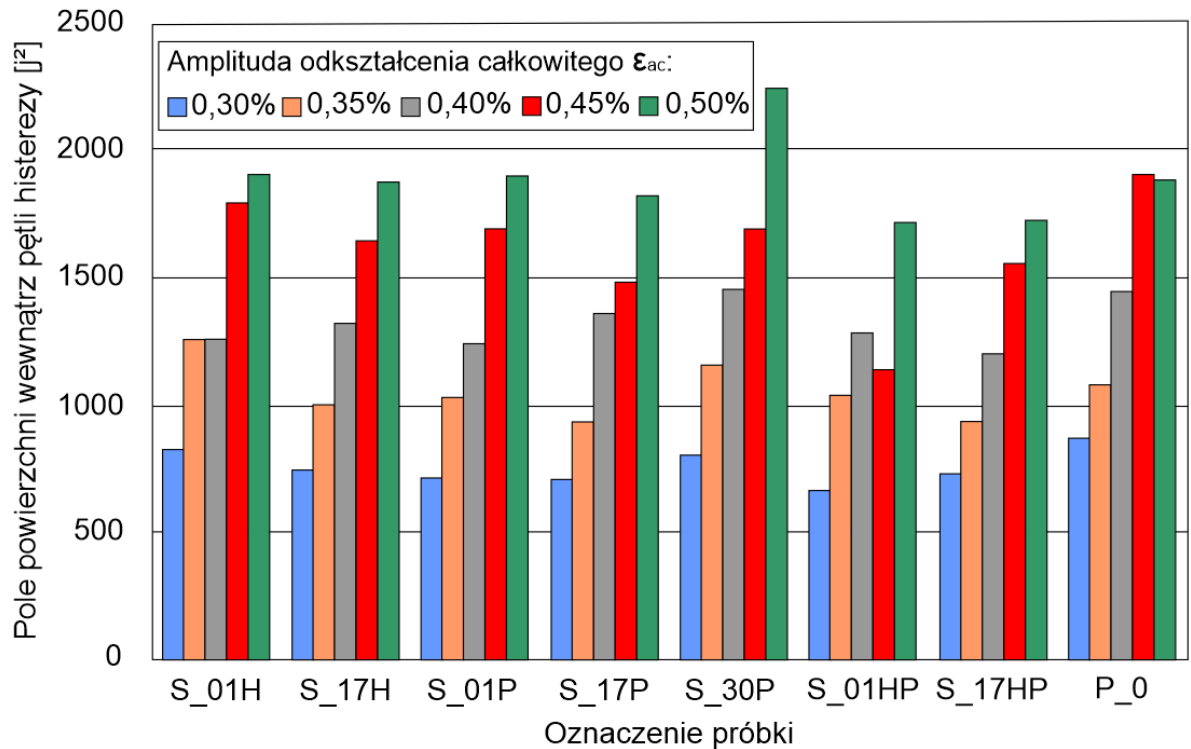


Rys. 10.2. Ustabilizowane pętle histerezy dla określonych wartości amplitud odkształcenia całkowitego (a - e) uzyskane podczas badań elementów ze stali 316L wytworzonej techniką SLM i poddanych obróbce cieplnej oraz wytworzonych konwencjonalnie

Parametrem związanym z niskocyklowymi badaniami, niosącym informację o przebiegu zjawiska zmęczenia materiału, jak też o ilości energii niezbędnej do zniszczenia jest pole powierzchni pętli histerezy. Odkształcenia na poziomie mikro mają charakter nieodwracalnych deformacji plastycznych, co jest związane z dyssypacją energii, która jest uważana za główny czynnik powodujący uszkodzenie w materiale i powstawanie mikropęknięć zmęczeniowych.

Podstawą większości kryteriów energetycznych stosowanych do opisu trwałości zmęczeniowej oraz *HIP*otez kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych jest założenie, że energia plastycznej deformacji absorbowana przez jednostkę objętości materiału w czasie jednego cyklu obciążenia równa jest polu powierzchni pętli histerezy. W przypadku próbek poddanych dodatkowej obróbce cieplnej największe zróżnicowanie pól powierzchni zarejestrowanych, ustabilizowanych pętli histerezy zaobserwowano podczas badań przy największej wartości amplitudy odkształcenia całkowitego $\epsilon_{ac} = 0,50\%$. W tym przypadku największe pole pętli histerezy, większe o 18,5% od pola pętli uzyskanej dla próbki referencyjnej P_0 stwierdzono podczas badań próbki S_30P. W pozostałych próbkach badanych przy $\epsilon_{ac} = 0,50\%$ różnice te wynoszą od -8,9% do 1,3% względem wyników uzyskanych dla próbki referencyjnej.

Na podkreślenie zasługuje również najmniejsze w odniesieniu do próbki referencyjnej (mniejsze o ok 40%) pole powierzchni pętli histerezy próbki S_01HP uzyskane podczas badań przy $\epsilon_{ac} = 0,45\%$. W przypadku pozostałych próbek zaobserwowane różnice pól powierzchni pętli histerezy różnią się o 10-12% od wyników uzyskanych dla próbki referencyjnej.



Rys. 10.3. Pole powierzchni ustabilizowanych pętli histerezy dla określonych wartości amplitud odkształcenia całkowitego uzyskanych podczas badań elementów ze stali 316L wytworzonej techniką SLM i konwencjonalnie (opis w tekście)

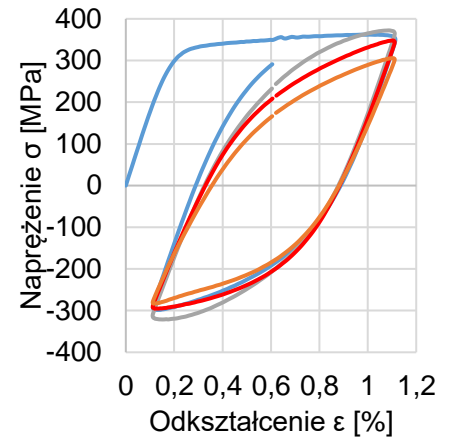
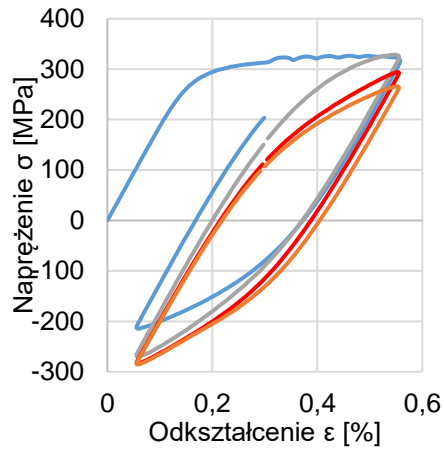
Kształty zarejestrowanych pętli histerezy, reprezentatywnych dla wartości amplitud odkształcenia całkowitego 0,30% i 0,50% elementów poddanych obróbce cieplnej, przedstawiono na rys. 10.4. Układ wierzchołków pętli opracowanych dla wszystkich próbek wytworzonych przyrostowo i obrobionych cieplnie potwierdza mniejszą skłonność materiału tych drugich do cyklicznego osłabienia. Najbardziej widoczne obniżenie tendencji do cyklicznego osłabienia jest widoczne w przypadku pętli histerezy próbek S_01HP i S_17HP, co potwierdza wyniki analizy przebiegów $\sigma_a=f(2N)$ przedstawionych na rys. 10.1.

- Cykl 1
- Cykl 10
- Nf/2
- Nf

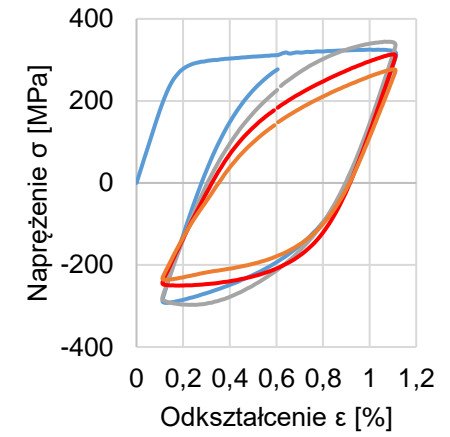
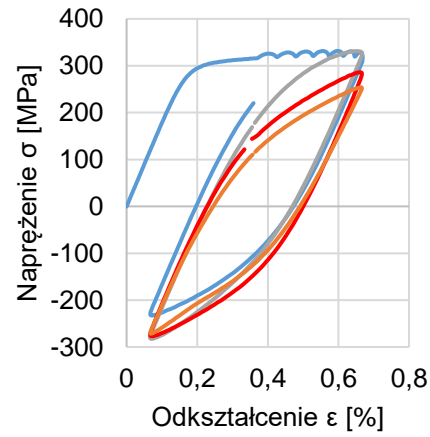
$\epsilon_{ac}=0,30\%$

$\epsilon_{ac}=0,50\%$

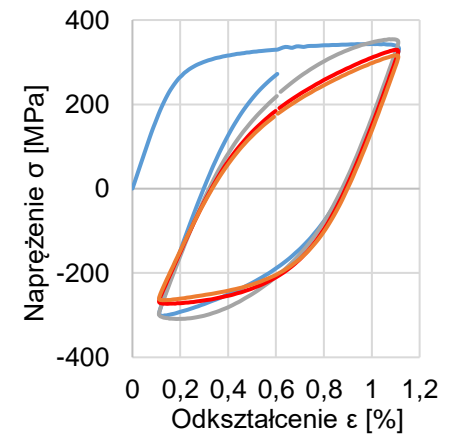
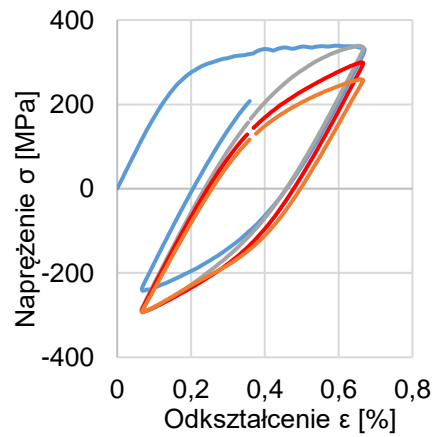
a) S_01H



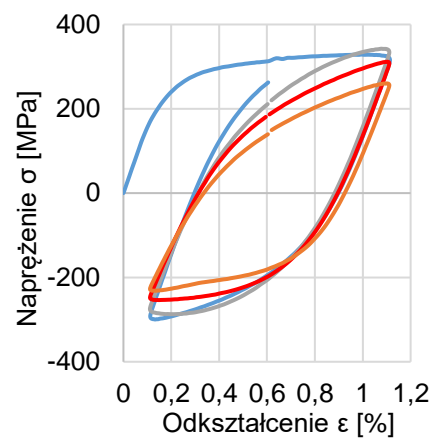
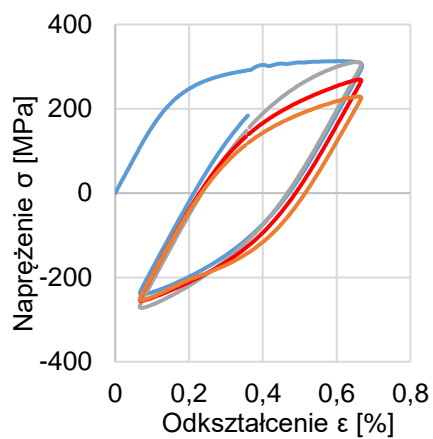
b) S_17H



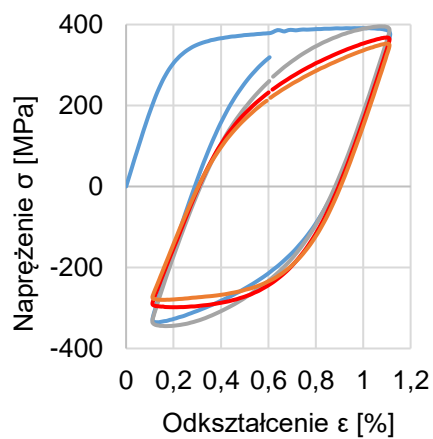
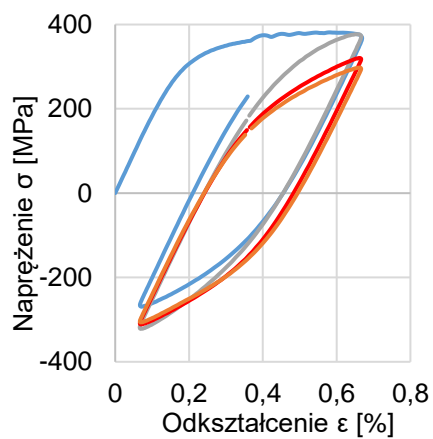
c) S_01P



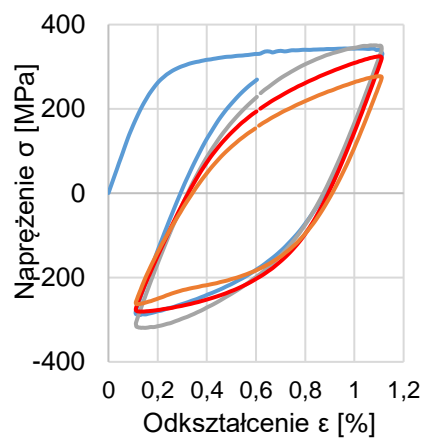
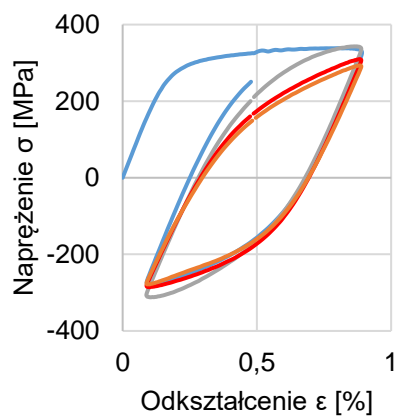
d) S_17P



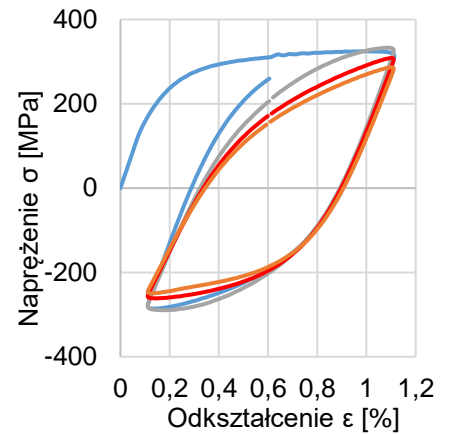
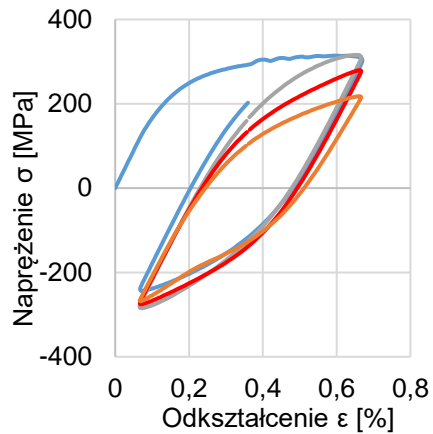
e) S_30P



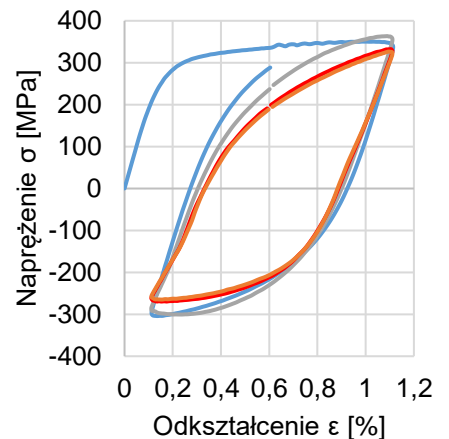
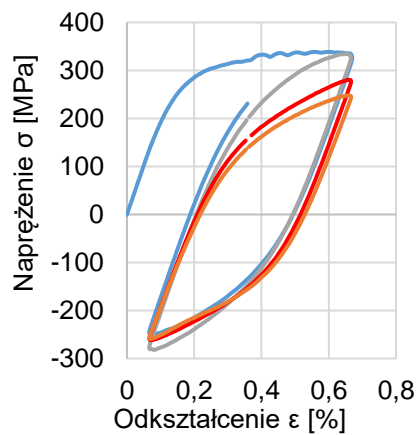
f) S_01HP



g) S_17HP

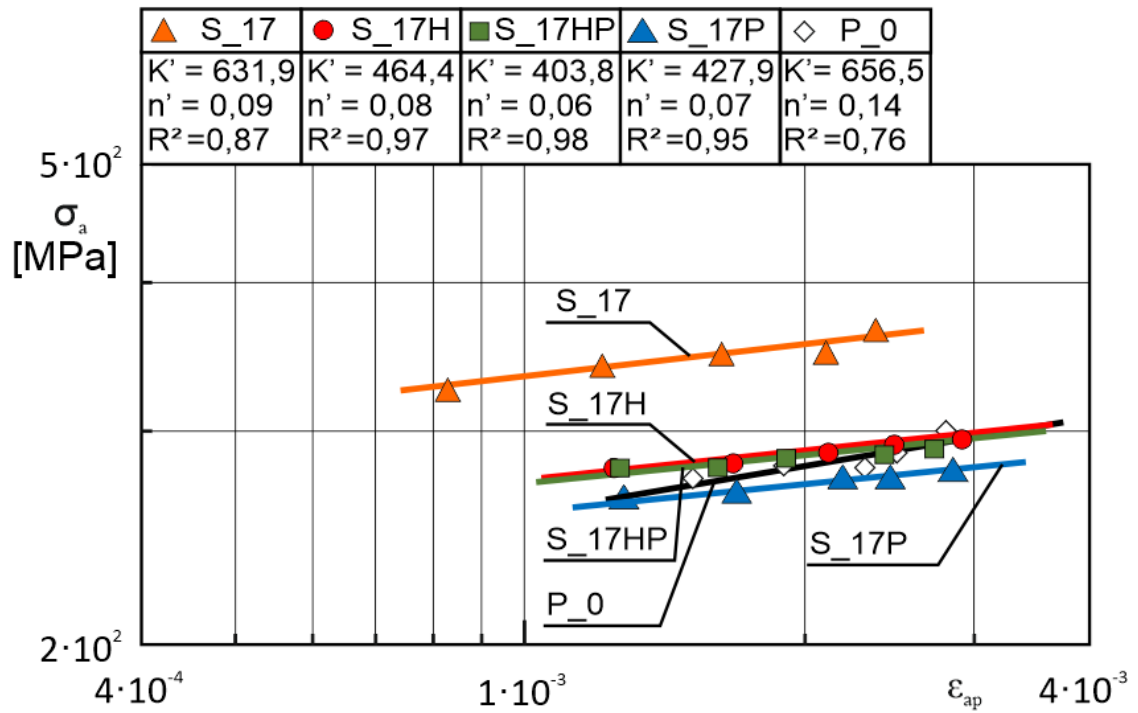
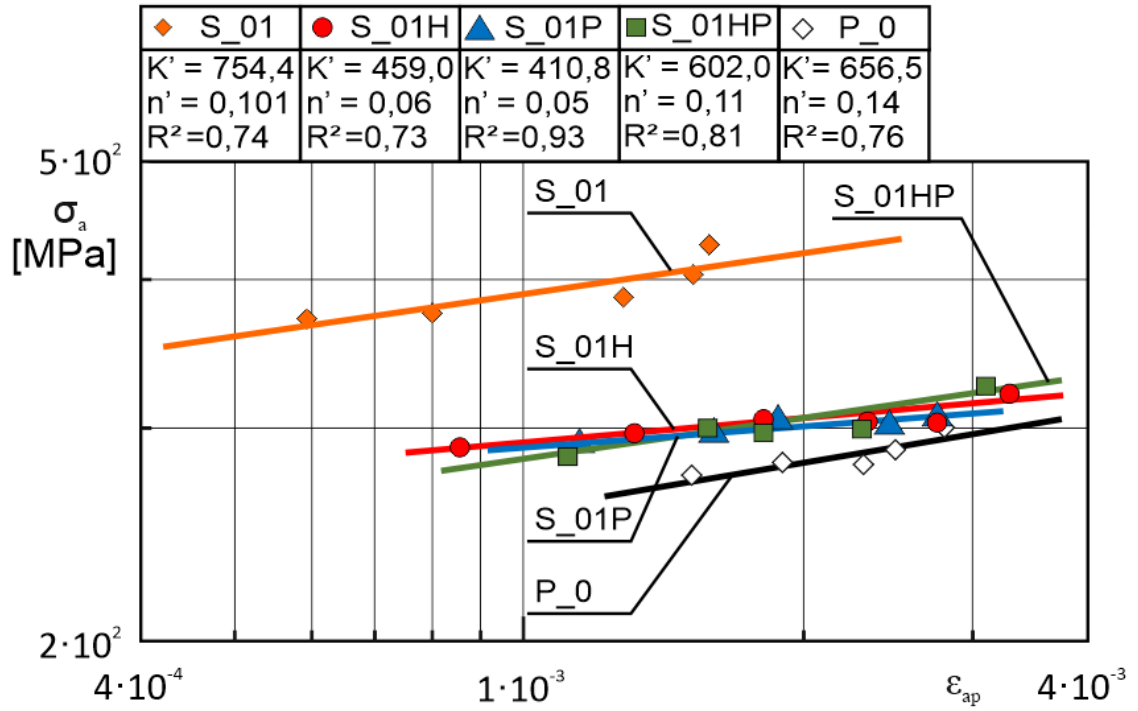


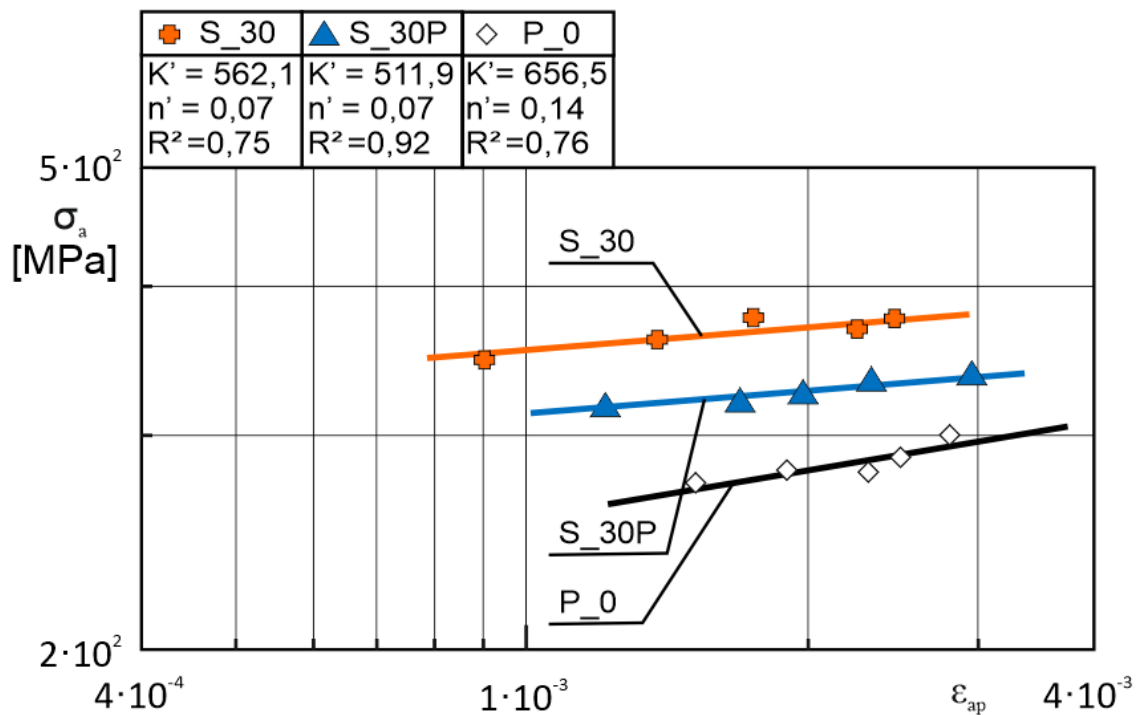
h) P_0



Rys. 10.4. Pętle histerezy uzyskane podczas badań próbek ze stali 316L wytworzonych przyrostowo i poddanych obróbce cieplnej (wiersze „a - g”) oraz wytworzonych konwencjonalnie (wiersz „h”) przy amplitudzie odkształcenia całkowitego $\epsilon_{ac} = 0,30\%$ i $0,50\%$

Analiza ustabilizowanych pętli histerezy pozwoliła ustalić wartość amplitud naprężeń i odkształceń plastycznych. Analogicznie, jak w elementach niepoddawanych obróbce cieplnej, uzyskane wyniki opracowania $\epsilon_{ap} - \sigma_a$ w układzie podwójnie logarytmicznym aproksymowano linią prostą (rys. 10.5). Pozwoliło to na wyznaczenie współczynnika wytrzymałości cyklicznej K' i wykładnika cyklicznego umocnienia n' .





Rys. 10.5. Wykresy cyklicznego odkształcenia w układzie $\log \sigma_a = f(\log \epsilon_{ap})$ dla próbek ze stali 316L wytworzonych przyrostowo i poddanych obróbce cieplnej (S_01H, S_17H, S_01P, S_17P, S_30P, S_01HP, S_17HP) oraz wytworzonych konwencjonalnie (P_0)

Zapis zależności dla poszczególnych serii badanych próbek ma następującą postać:

$$\log\sigma_{a S_{01H}} = \log 459,0 + 0,06 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log\sigma_{a S_{17H}} = \log 631,7 + 0,09 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log\sigma_{a S_{01P}} = \log 410,8 + 0,05 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log\sigma_{a S_{17P}} = \log 410,8 + 0,05 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log\sigma_{a S_{17P}} = \log 427,9 + 0,07 \log(\varepsilon_{ap});$$

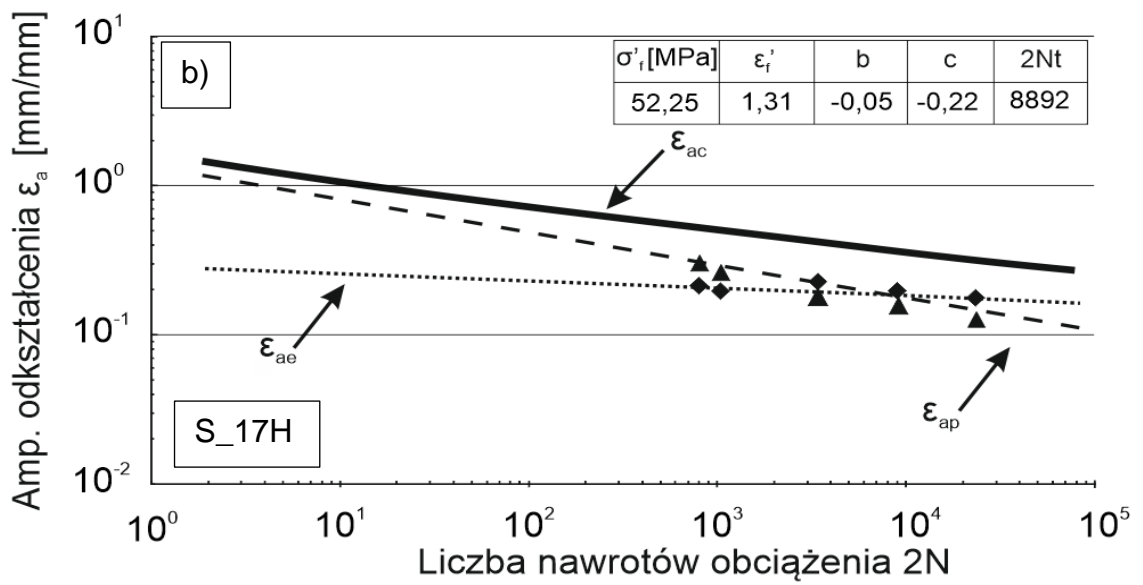
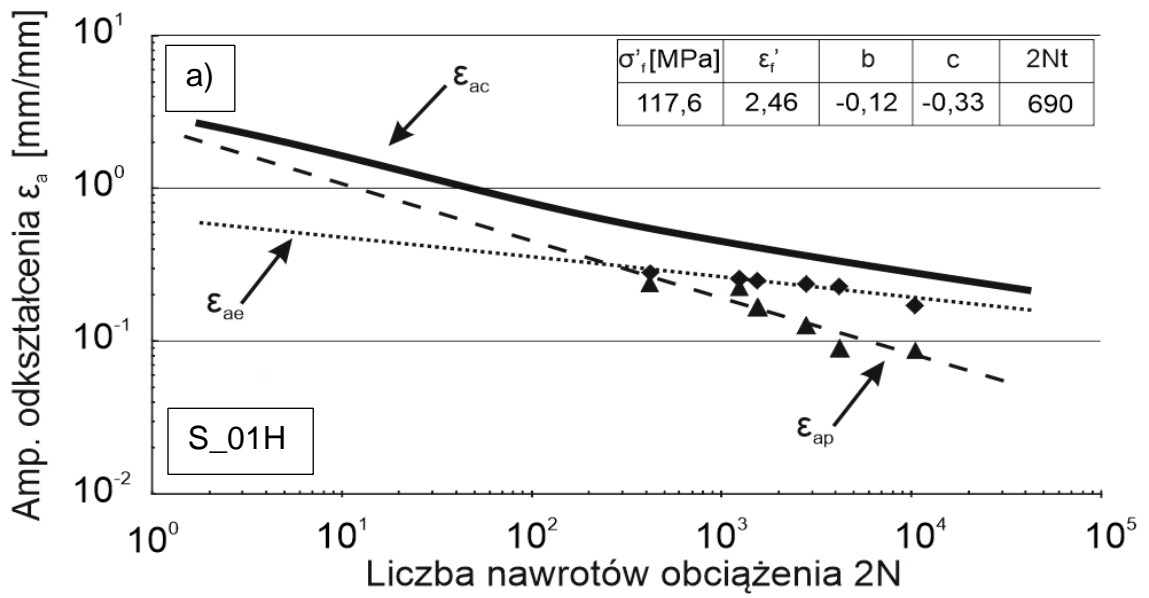
$$\log\sigma_{a S_{30P}} = \log 511,9 + 0,07 \log(\varepsilon_{ap});$$

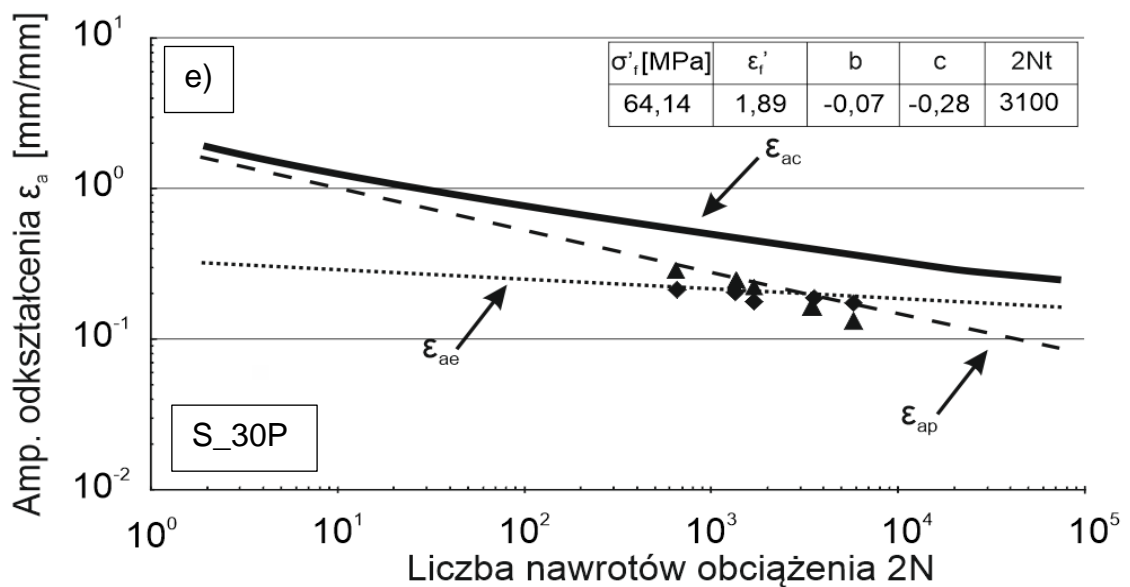
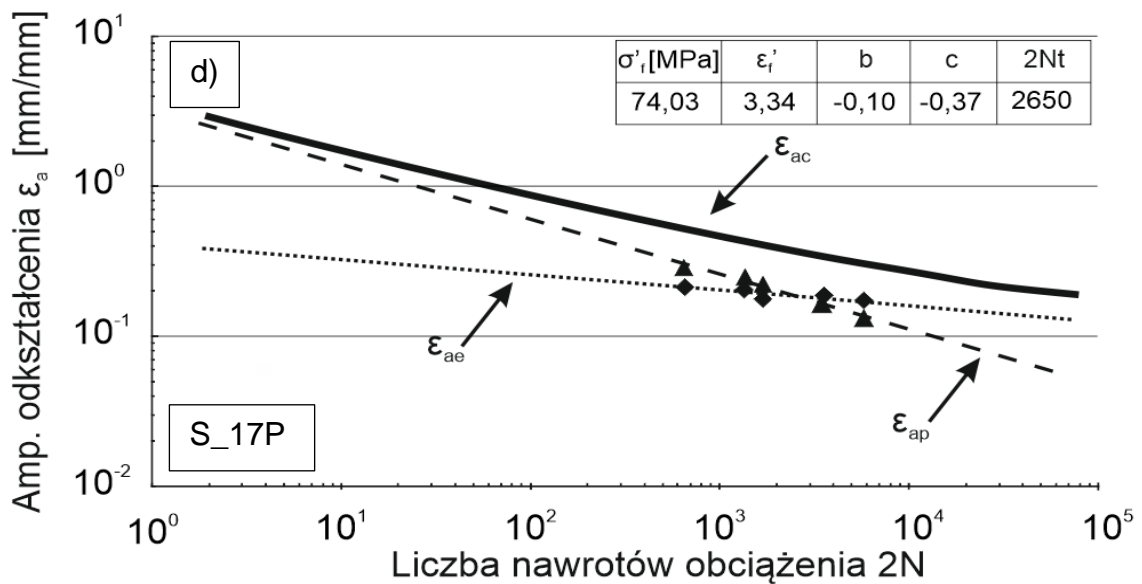
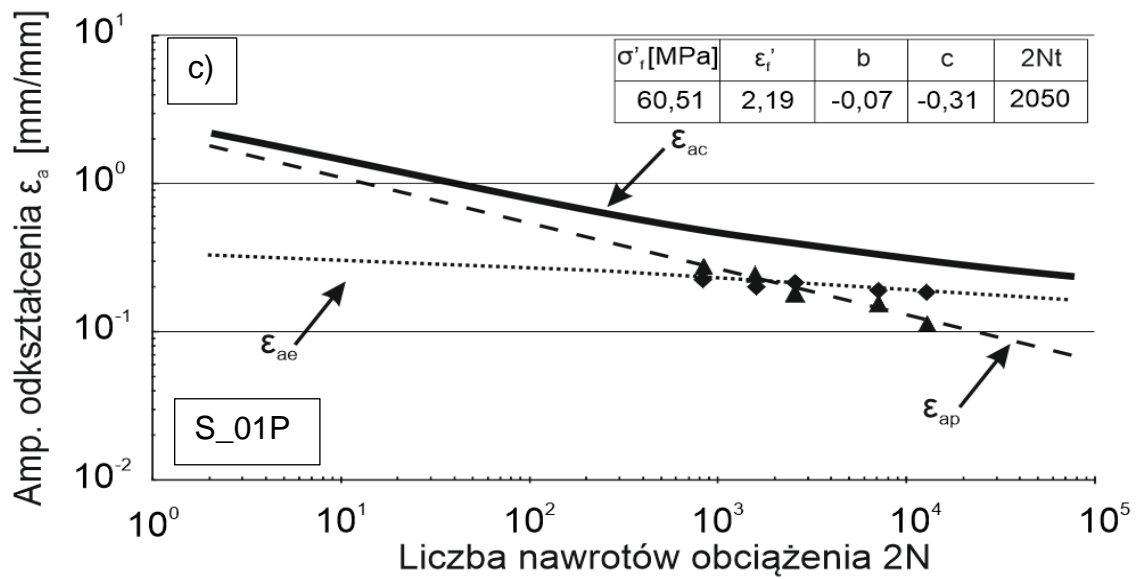
$$\log\sigma_{a S_{01HP}} = \log 602,0 + 0,11 \log(\varepsilon_{ap});$$

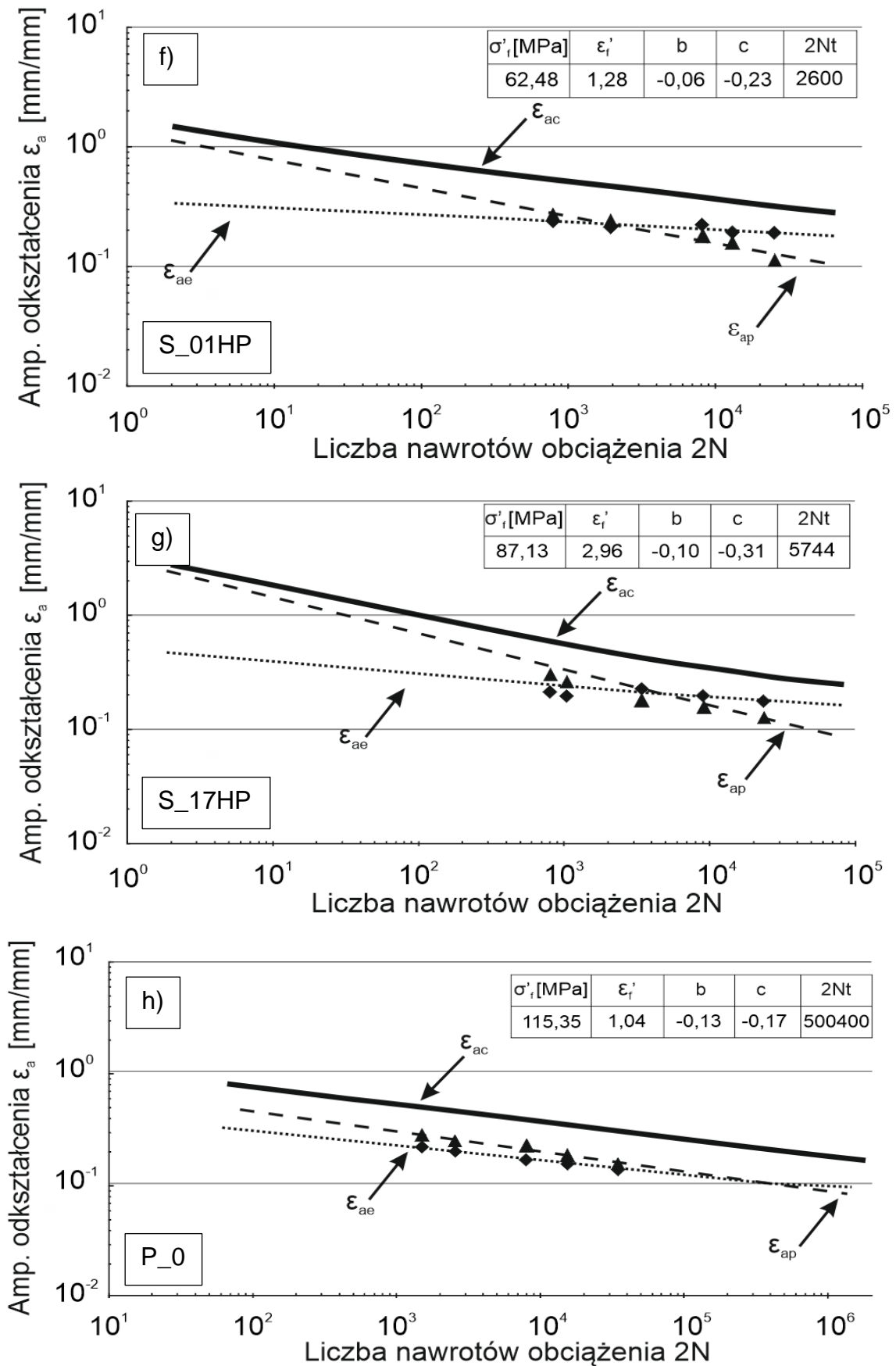
$$\log\sigma_{a S_{17HP}} = \log 403,8 + 0,06 \log(\varepsilon_{ap});$$

$$\log\sigma_{a P_0} = \log 656,5 + 0,14 \log(\varepsilon_{ap})$$

Zarejestrowane i opracowane dotychczas wyniki badań zmęczeniowych pozwoliły na dalszą analizę niskocyklową opartą o zależność Morrow, na podstawie której sporządzono wykresy trwałości zmęczeniowej w ujęciu odkształceniowym dla materiału wytworzonego przyrostowo, poddanemu dodatkowej obróbce cieplnej (S_01H, S_17H, S_01P, S_17P, S_30P, S_01HP i S_17HP) i materiału wytworzonego konwencjonalnie (P_0). Uzyskane przebiegi odkształceń elementów wytworzonych przyrostowo i poddanych dodatkowej obróbce cieplnej wskazują na znaczący udział składowej plastycznej w procesie niszczenia próbek, jednak w przypadku większości próbek udział ten jest istotnie mniejszy niż w przypadku próbek nieobrabananych cieplnie (rys. 10.6). Uwidacznia się to szczególnie wyraźnie na wykresach dotyczących próbek S_17H (rys. 10.6b), S_17P (rys. 10.6d) i S_17HP (rys. 10.6g), na których kąty między liniami odpowiadającymi amplitudzie składowej plastycznej ε_{ap} i amplitudzie składowej sprężystej ε_{ae} są znacznie mniejsze niż w przypadku próbki nieobrobionej cieplnie S_17 (rys. 8.6c).





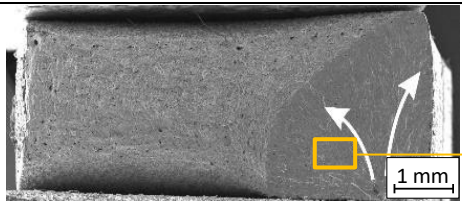
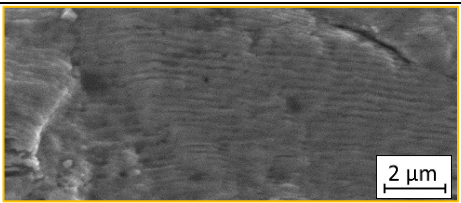
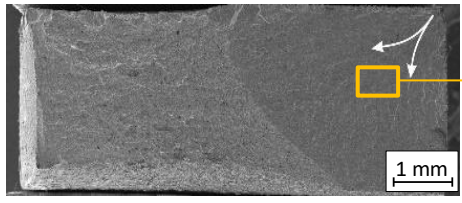
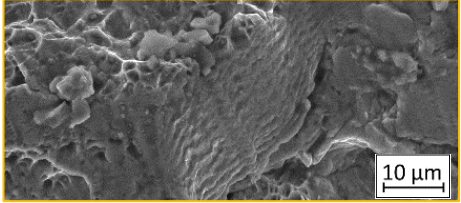
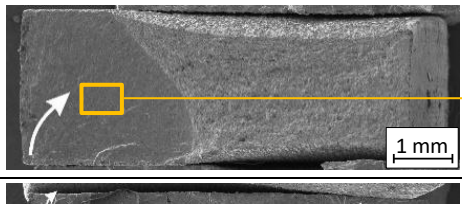

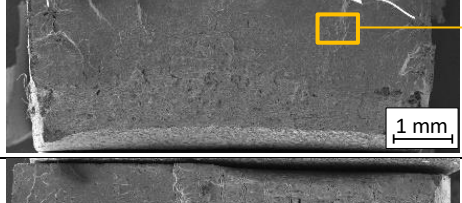
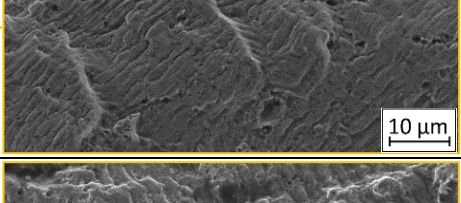
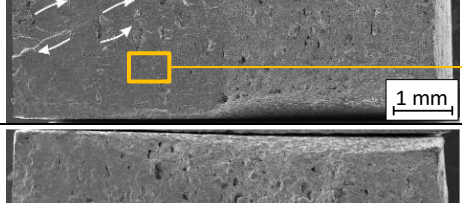
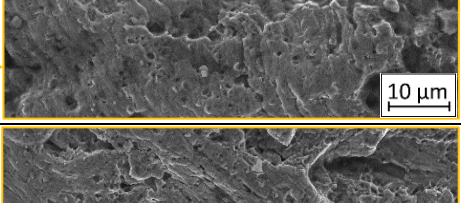
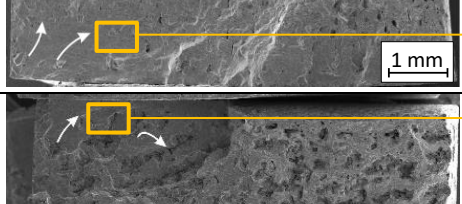
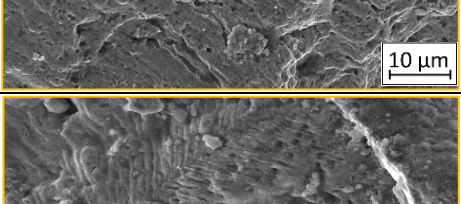
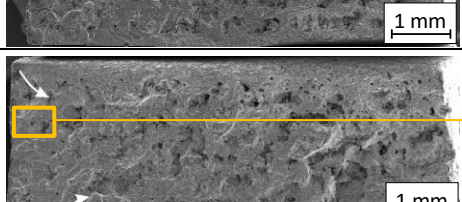
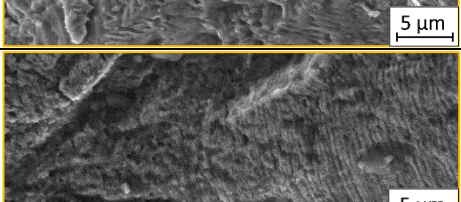
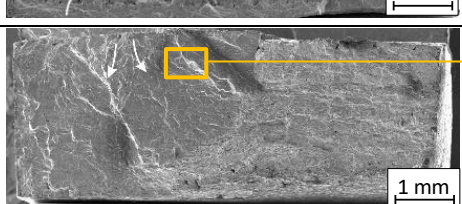
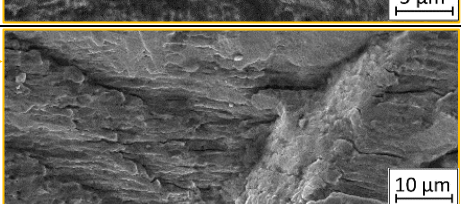

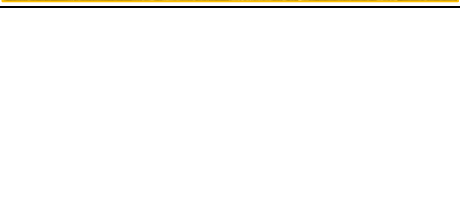


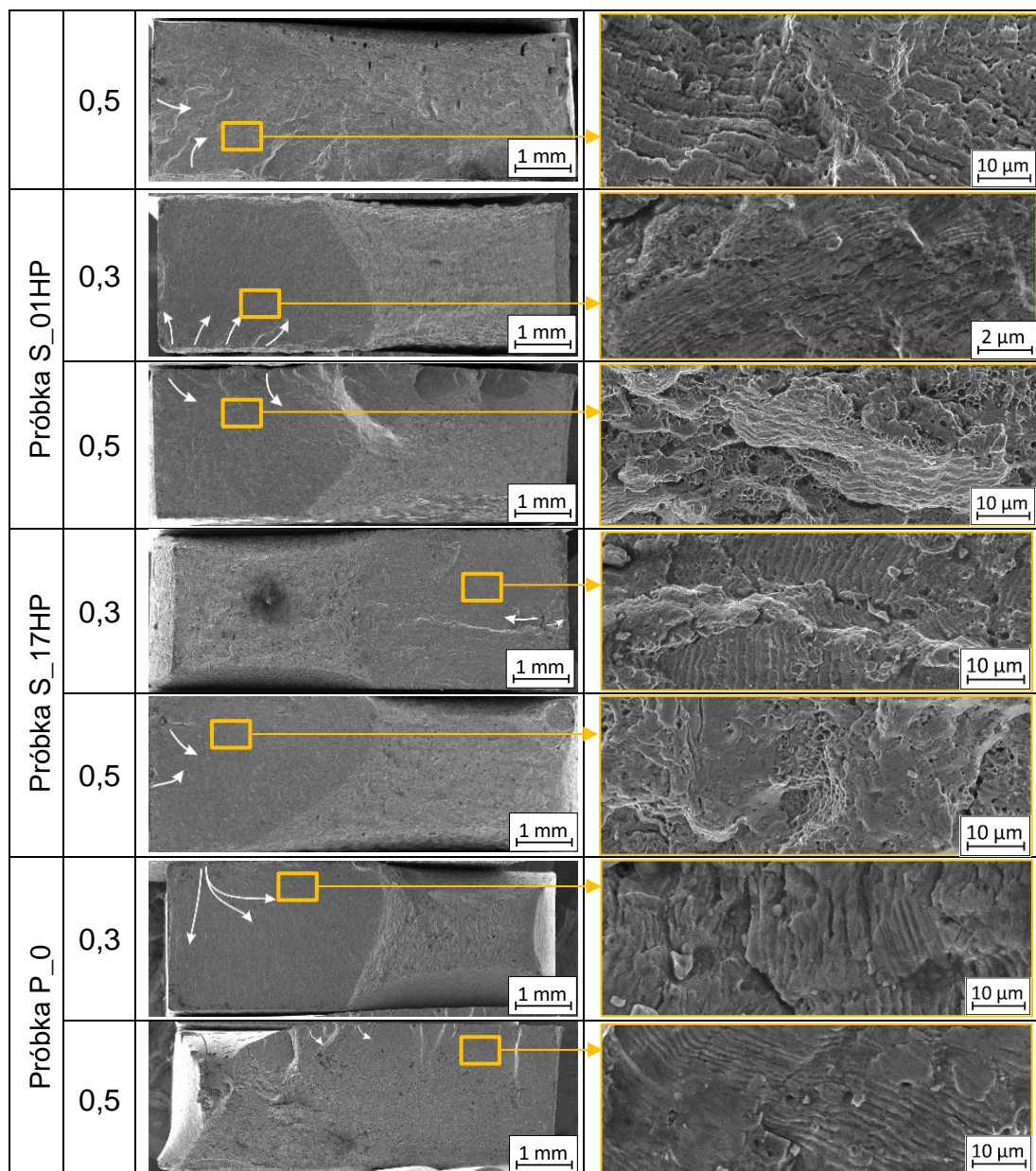
Rys. 10.6. Trwałość zmęczeniowa w ujęciu odkształceniowym dla próbek ze stali 316L wytworzonej przyrostowo i poddana dodatkowej obróbce cieplnej (a - g) oraz wytworzonej konwencjonalnie (g)

W przypadku próbek ze stali wytworzonej konwencjonalnie P_0 udział składowej plastycznej w ich całkowitym odkształceniu był najmniejszy w porównaniu do pozostałych elementów wytworzonych przyrostowo (rys. 10.5h).

10.2. Analiza przebiegu zmęczeniowego pęknięcia

Stosowanie obróbki cieplnej znajduje odzwierciedlenie w charakterystycznych cechach zmęczeniowego pęknięcia określanych na podstawie analizy mikrobudowy powierzchni przełomów próbek wytworzonych przyrostowo. Obserwacje przeprowadzono dla wszystkich elementów modelowych obrobionych cieplnie, badanych przy wszystkich założonych wartościach amplitudy odkształcenia całkowitego ε_{ac} . Powierzchnie przełomów wytworzonych elementów modelowych i poddanych obróbce cieplnej wraz dodatkowymi obrazami powierzchni przełomu próbki wykonanej ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie przedstawiono na rys. 10.7. Jako wybrane przedstawiono obrazy próbek badanych przy $\varepsilon_{ac}=0,3\%$ oraz $\varepsilon_{ac}=0,5\%$. W kolumnie „a” przedstawiono całą powierzchnię przełomów, a białymi strzałkami zaznaczono na nich kierunek propagacji pęknięć z pierwotnych źródeł pęknięcia. W kolumnie „b” umieszczono powiększone wybrane fragmenty przełomów. Zarejestrowane fotografie wykazują, że przełomy elementów wytworzonych przyrostowo i poddanych obróbce cieplnej: S_01H, S_17H, S_01P, S_17P, S_30P, S_01HP, S_17HP oraz elementu P_0 wykonanego ze stali 316L wytworzonej konwencjonalnie wykazują cechy przełomów plastycznych charakteryzujących się układami prążków zmęczeniowych. Na podkreślenie zasługuje mniej złożona morfologia powierzchni przełomów próbek S_01H, S_17H, S_01HP i S_17HP co również dotyczy referencyjnej próbki P_0. Zastosowanie obróbki cieplnej w postaci *HIP* oraz przesycania po wcześniejszym *HIP* całkowicie wyeliminowało warstwowość mikrostruktury próbek wytworzonych przyrostowo, co znacząco wpłynęło na ograniczenie występowania uskoków i wielopłaszczyznowość ich pęknięcia. Zauważalnie większa liczba uskoków i widoczny wielopłaszczyznowy charakter pęknięcia widoczny jest w elementach poddanych przesycaniu (S_01P, S_17P, S_30P). Wyróżniająco się inny charakter pęknięcia może mieć związek ze znaczącym udziałem pustek w strukturze wymienionych wyżej elementów. Podczas obserwacji powierzchni przełomów zmęczeniowych próbki wytworzonej przyrostowo i poddanej przesycaniu S_17P ujawniono wyraźnie większą grupę pustek i niestopionych ziaren w porównaniu do pozostałych próbek poddanych przesycaniu (S_01P i S_30P).

	ϵ_{ac} [%]	a	b
Próbka S_01H	0,3		
	0,5		
Próbka S_17H	0,3		
	0,5		
Próbka S_01P	0,3		
	0,5		
Próbka S_17P	0,3		
	0,5		
Próbka	0,3		



Rys. 10.7. Mikrobudowa powierzchni przełamów zmęczeniowych obrabianych cieplnie próbek poddanych badaniom z zakresu niskocyklowej trwałości zmęczeniowej z zaznaczonymi liniami propagacji pęknięcia zmęczeniowego

Obserwowana niejednorodność strukturalna spowodowana, obecność losowym różnej wielkości pustek i niestopionych ziaren, które po obróbce cieplnej mają znacząco różne właściwości od pozostałej objętości materiału, wpływają na występowanie lokalnych spięrzeń naprężeń własnych. Opisane imperfekcje struktury często stanowią pierwotne źródła pęknięcia i sprzyjają rozwojowi mikropęknięć wewnątrz materiału w wielu równoległych płaszczyznach. W miejscach łączenia się propagujących pęknięć zaobserwować można uskoki, a z uwagi na gwałtowny przebieg tego zjawiska, niekiedy również lokalne pęknięcia odłamowe.

Zjawiska te przebiegają z największą intensywnością w próbkach S_17P i S_30P, charakteryzujących się najmniejszą plastycznością, a w przypadku próbki S_30P również najmniejszą wytrzymałością na rozciąganie. i stanowiących źródło pęknięć wtórnych. Znaczący wzrost udziału pustek w próbkach S_17P całkowicie zmienił charakter pęknięcia zmęczeniowego, gdzie zdecydowana większość źródeł pęknięcia występuje wewnątrz objętości materiału w miejscach najbardziej złożonej geometrii określonej pustki.

11. Podsumowanie i wnioski

Znaczenie technologiczne wytwarzania przyrostowego z wykorzystaniem proszków metalicznych stale wzrasta, umożliwiając wytwarzanie nowoczesnych materiałów i struktur o unikalnych właściwościach użytkowych. Przedstawiony w pracy szeroki zakres badań dotyczący doboru parametrów przyrostowego wytwarzania i obróbki cieplnej, jako zabiegu post-procesowego, dostarcza nowej wiedzy na temat kształtowania właściwości użytkowych przyrostowo wytworzonych elementów. Prace prowadzono w taki sposób, aby rozpatrywane warianty parametrów wytwarzania i zabiegów post-procesowych spełniały wymagania niezbędne do przemysłowej aplikacji. Jedną z zasadniczych kwestii podjętych w pracy było znalezienie związku między zmianami wartości parametrów stapania proszku stali 316L, a swoistą odpowiedzią na wprowadzone modyfikacje w postaci zmiany właściwości użytkowych elementów wytworzonych przyrostowo. Dodatkowo uwzględniono wpływ obróbki cieplnej, mającej na celu zmniejszenie negatywnych skutków związanych z przeprowadzonym procesem wytwarzania przyrostowego. Przeprowadzone modyfikacje parametrów i badania wpływu obróbki cieplnej umożliwią nie tylko kształtowanie właściwości użytkowych wytworzonych elementów, ale również wpływają korzystnie na zwiększanie wydajności tego typu procesów wytwarzania. Zaobserwowano związek pomiędzy wartością poszczególnych parametrów wytwarzania oraz zastosowanym rodzajem obróbki cieplnej, a stanem naprężeń własnych w materiale po przyrostowym wytwarzaniu. Rozpatrzono trzy warianty zabiegów cieplnych: izostatyczne prasowanie na gorąco (*HIP*), przesycanie oraz przeprowadzone po sobie *HIP* i przesycanie. Zidentyfikowano także związek pomiędzy wykorzystanymi parametrami wytwarzania, a mikrostrukturą i kształtem ziaren, które ponownie zweryfikowano w oparciu o wyniki badań wybranych właściwości mechanicznych, w tym właściwości wytrzymałościowych statycznych w warunkach osiowego rozciągania. Zbadanie zachowania materiału w warunkach obciążeń zmiennych z zakresu małej liczby cykli jako szczególnie istotne ze względu na możliwość opisu mechanizmów cyklicznego odkształcenia prowadzących do lokalizacji odkształcenia plastycznego i powstawania pęknięć, a w konsekwencji do zniszczenia badanych elementów stanowiło ostatni etap oceny efektów kształtowania właściwości wytrzymałościowych wytworzonych z wykorzystaniem techniki *SLM* elementów ze stali 316L.

Wyniki przeprowadzonych badań pozwoliły na sformułowanie następujących wniosków:

1. Zmiana parametrów wytwarzania przyrostowego w zakresie +/- 10% względem wartości zalecanych przez producenta wpływa na porowatość stali 316L wytworzonej techniką *SLM*. Największy wpływ na porowatość wytworzonego przyrostowo materiału ma odległości między wektorami naświetlania oraz prędkość naświetlania. W przypadku zwiększania odległości między wektorami i/lub zwiększania prędkości naświetlania porowatość rośnie.
2. Wzrost gęstości energii naświetlania powoduje zanik warstwowości i zmniejszenie rozmiaru ziaren struktury wytworzonych przyrostowo elementów oraz niewielki wzrost o 4-13% wartości modułu sprężystości wzdłużnej.
3. Wraz ze wzrostem gęstości energii naświetlania stwierdzono niewielki wzrost mikrotwardości. Uzyskane wyniki pomiarów twardości instrumentalnej odbiegają od wyników uzyskanych podczas określania twardości sklerometrycznej. Brak jednoznacznej zależności pomiędzy zarejestrowanymi wartościami twardości instrumentalnej i zastosowanymi parametrami wytwarzania wynika z realizacji pomiarów w bardzo niewielkim obszarze i na małej głębokości pomiaru.
4. We wszystkich elementach modelowych wytworzonych przyrostowo stwierdzono obecność naprężeń własnych ściskających. Najwyższe wartości naprężeń własnych ściskających wynoszące $\sigma_1 = -142$ MPa i $\sigma_2 = -151$ MPa zostały zarejestrowane w próbce charakteryzującej się największą porowatością. Najmniejsze wartości tych naprężeń wynoszące $\sigma_1 = -44$ MPa i $\sigma_2 = -95$ MPa stwierdzono w próbkach wytworzonych przy użyciu największej gęstości energii naświetlania.

5. Zastosowanie zabiegu izostatycznego prasowania na gorąco (*HIP*) spowodowało całkowity zanik warstwowości struktury wytworzonych przyrostowo elementów. Znaczącemu zmniejszeniu uległa również liczba pustek, w szczególności w próbkach o stwierdzonej wcześniej dużej porowatości. Powolne chłodzenie po zabiegu prasowania wpłynęło na wzrost ziarna struktury materiału próbek.
6. Przeprowadzenie obróbki cieplnej *HIP* wpłynęło na istotny wzrost (sięgający 30 - 40%) naprężeń własnych ściskających wzdłuż osi równoległej do kierunku przyrastania materiału. W próbkach tych odnotowano również 30 - 50%-owy wzrost wydłużenia przy zerwaniu i mniejszą o 28% wartość twardości sklerometrycznej materiału w porównaniu z próbkami nieobrobionymi cieplnie.
7. W wyniku poddania elementów wytworzonych przyrostowo obróbce przesycania uzyskano zwiększenie liczby i wielkości pustek w porównaniu z materiałem elementów po zabiegu *HIP*. Zaobserwowany wzrost porowatości wyniósł od 92% do 174% w zależności od położenia płaszczyzny pomiaru względem kierunku przyrostu wytwarzanego materiału. Jednocześnie odnotowano obniżenie wytrzymałości na rozciąganie wszystkich elementów modelowych przesycanych poddawanych wcześniej procesowi *HIP*.
8. Zastosowanie przesycania lub izostatycznego prasowania prowadzi do uzyskania mniejszych rozmiarów ziaren struktury w odniesieniu do materiału wytworzonego przyrostowo. Efekt ten należy wiązać z zastosowaniem chłodzenia w wodzie podczas przesycania.
9. Podczas badań niskocyklowego zmęczenia elementów ze stali 316L wytworzonych przyrostowo zaobserwowano znaczące różnice pól powierzchni otrzymanych pętli histerezy dla $\epsilon_{ac} = 0,30\% - 0,45\%$. Powyżej $\epsilon_{ac}=0,45\%$ odnotowano istotny wzrost udziału składowej plastycznej w procesie niszczenia próbek.

10. Wyniki badań zmęczeniowych wskazują na pozytywny wpływ obróbki cieplnej *HIP* elementów wytworzonych przyrostowo, charakteryzujących się największą porowatością po procesie wytwarzania. Odnotowano w tym przypadku wzrost trwałości zmęczeniowej o 367%, osiągając liczbę cykli zmian obciążenia do zniszczenia wynoszącą 62% trwałości elementów wytworzonych konwencjonalnie. W pozostałych przypadkach badanych próbek nie odnotowano jednoznacznie pozytywnego wpływu obróbki cieplnej na ich trwałość zmęczeniową.
11. Opracowane wyniki badań niskocyklowych świadczą o skłonności do cyklicznego osłabienia w całym przedziale trwałości zmęczeniowej stali 316L wytworzonej przyrostowo w odróżnieniu do stali wytworzonej konwencjonalnie dla której etap cyklicznego osłabienia ma charakter przejściowy. Korzystny wpływ zastosowanej obróbki cieplnej w postaci *HIP* i przesycania przejawia się w ograniczeniu przedziału cyklicznego osłabienia materiału do zakresu 7 - 25% N_f podczas badań przy wartościach $\varepsilon_{ac} = 0,30, 0,35, 0,40$ i $0,45\%$ oraz 85% - 90% przy $\varepsilon_{ac} = 0,50\%$,
12. Analiza mikrobudowy powierzchni przelomów zmęczeniowych wskazuje na złożony przebieg pęknięcia zbadanych elementów. Powierzchnie przelomów zmęczeniowych próbek wytworzonych przyrostowo charakteryzują się bardziej złożoną mikrobudową w porównaniu do próbek wytworzonych konwencjonalnie. Zaobserwowana warstwowość mikrostruktury próbek wytworzonych przyrostowo wpłynęła na obecność licznych uskoków i wielopłaszczyznowość przebiegu pęknięcia. Zastosowanie obróbki cieplnej wpłynęło na mniej złożoną topografię powierzchni przelomów. Pierwotne źródła pęknięcia najczęściej stanowią zaobserwowane imperfekcje struktury w postaci różnej wielkości pustek i niestopionych ziaren.

Bibliografia

- [1] T. Wohlers, Future potential of rapid prototyping and manufacturing around the world, *Rapid Prototyp. J.* 1 (1995) 4–10. doi:10.1108/13552549510146630.
- [2] C. Hull, M. Feygin, Y. Baron, R. Sanders, E. Sachs, A. Lightman, T. Wohlers, *Rapid prototyping from a computer scientist's* (1996).
- [3] C. Hull, M. Feygin, Y. Baron, R. Sanders, E. Sachs, A. Lightman, T. Wohlers, Rapid prototyping: Current technology and future potential, *Rapid Prototyp. J.* 1 (1995) 11–19. doi:10.1108/13552549510732026.
- [4] P. Rokicki, B. Kozik, G. Budzik, T. Dziubek, J. Bernaczek, L. Przeszlowski, O. Markowska, B. Sobolewski, A. Rzucidlo, Manufacturing of aircraft engine transmission gear with SLS (DMLS) method, *Aircr. Eng. Aerosp. Technol.* 88 (2016) 397–403. doi:10.1108/aeat-05-2015-0137.
- [5] M. Van Elsen, F. Al-Bender, J.P. Kruth, Application of dimensional analysis to selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 14 (2008) 15–22. doi:10.1108/13552540810841526.
- [6] K.A. Ghany, S.F. Moustafa, Comparison between the products of four RPM systems for metals, *Rapid Prototyp. J.* 12 (2006) 86–94. doi:10.1108/13552540610652429.
- [7] Z. Czajkiewicz, A. Sirinterlikci, O. Uslu, Rapid manufacturing - The future of production systems, *ASEE Annu. Conf. Expo. Conf. Proc.* (2007).
- [8] M. Cloots, L. Zumofen, A.B. Spierings, A. Kirchheim, K. Wegener, Approaches to minimize overhang angles of *SLM* parts, *Rapid Prototyp. J.* 23 (2017) 362–369. doi:10.1108/RPJ-05-2015-0061.
- [9] M. Chhabra, R. Singh, Rapid casting solutions: A review, *Rapid Prototyp. J.* 17 (2011) 328–350. doi:10.1108/13552541111156469.
- [10] V.A. Lifton, G. Lifton, S. Simon, Options for additive rapid prototyping methods (3D printing) in MEMS technology, *Rapid Prototyp. J.* 20 (2014) 403–412. doi:10.1108/RPJ-04-2013-0038.
- [11] R.I. Campbell, D.J. De Beer, Rapid prototyping in South Africa: Past, present and future, *Rapid Prototyp. J.* 11 (2005) 260–265. doi:10.1108/13552540510612947.

- [12] L.E. Murr, S.M. Gaytan, D.A. Ramirez, E. Martinez, J. Hernandez, K.N. Amato, P.W. Shindo, F.R. Medina, R.B. Wicker, Metal Fabrication by Additive Manufacturing Using Laser and Electron Beam Melting Technologies, *J. Mater. Sci. Technol.* 28 (2012) 1–14. doi:10.1016/S1005-0302(12)60016-4.
- [13] F. Brenne, T. Niendorf, Damage tolerant design by microstructural gradation – Influence of processing parameters and build orientation on crack growth within additively processed 316L, *Mater. Sci. Eng. A.* 764 (2019) 138186. doi:10.1016/j.msea.2019.138186.
- [14] Z. Prevorovsky, J. Krofta, J. Kober, NDT in additive manufacturing of metals, *NDT Prog. 2017 - 9th Int. Work. NDT Progress, Proc. 2017-October* (2017) 75–84. doi:10.1016/j.actamat.2016.07.019.
- [15] B. Cheng, K. Chou, Geometric consideration of support structures in part overhang fabrications by electron beam additive manufacturing, *CAD Comput. Aided Des.* 69 (2015) 102–111. doi:10.1016/j.cad.2015.06.007.
- [16] X. Wang, K. Chou, EBSD study of beam speed effects on Ti-6Al-4V alloy by powder bed electron beam additive manufacturing, *J. Alloys Compd.* 748 (2018) 236–244. doi:10.1016/j.jallcom.2018.03.173.
- [17] X. Gong, T. Anderson, K. Chou, 2014-Gong-Review on EBM technology, *Manuf. Rev.* 1 (2014) 2. doi:10.1051/mfreview/2014001.
- [18] I. Kunce, M. Polański, T. Czujko, Microstructures and hydrogen storage properties of La–Ni–Fe–V–Mn alloys, *Int. J. Hydrogen Energy.* 42 (2017) 27154–27164. doi:10.1016/j.ijhydene.2017.09.039.
- [19] M. Ziętała, T. Durejko, M. Polański, I. Kunce, T. Płociński, W. Zieliński, M. Łazińska, W. Stępniewski, T. Czujko, K.J. Kurzydłowski, Z. Bojar, The microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of 316 L stainless steel fabricated using laser engineered net shaping, *Mater. Sci. Eng. A.* 677 (2016) 1–10. doi:10.1016/j.msea.2016.09.028.
- [20] T. Furumoto, M.R. Alkahari, T. Ueda, M.S.A. Aziz, A. Hosokawa, Monitoring of Laser Consolidation Process of Metal Powder with High Speed Video Camera, *Phys. Procedia.* 39 (2012) 760–766. doi:10.1016/j.phpro.2012.10.098.
- [21] H. Guo, M.B. Gingerich, L.M. Headings, R. Hahnen, M.J. Dapino, Joining of carbon fiber and aluminum using ultrasonic additive manufacturing (UAM), *Compos. Struct.* 208 (2019) 180–188. doi:10.1016/j.compstruct.2018.10.004.

- [22] N. Sridharan, M. Norfolk, S.S. Babu, Characterization of Steel-Ta Dissimilar Metal Builds Made Using Very High Power Ultrasonic Additive Manufacturing (VHP-UAM), *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* 47 (2016) 2517–2528. doi:10.1007/s11661-016-3354-5.
- [23] K.P. Karunakaran, A. Bernard, S. Suryakumar, L. Dembinski, G. Taillandier, Rapid manufacturing of metallic objects, *Rapid Prototyp. J.* 18 (2012) 264–280. doi:10.1108/13552541211231644.
- [24] A. Ahmadi, R. Mirzaeifar, N.S. Moghaddam, A.S. Turabi, H.E. Karaca, M. Elahinia, Effect of manufacturing parameters on mechanical properties of 316L stainless steel parts fabricated by selective laser melting: A computational framework, *Mater. Des.* 112 (2016) 328–338. doi:10.1016/j.matdes.2016.09.043.
- [25] E. Chlebus, B. Kuźnicka, R. Dziedzic, T. Kurzynowski, Titanium alloyed with rhenium by selective laser melting, *Mater. Sci. Eng. A.* 620 (2014) 155–163. doi:10.1016/j.msea.2014.10.021.
- [26] J.P. Kruth, P. Mercelis, J. Van Vaerenbergh, L. Froyen, M. Rombouts, Binding mechanisms in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 11 (2005) 26–36. doi:10.1108/13552540510573365.
- [27] F. Stern, J. Kleinhorst, J. Tenkamp, F. Walther, Investigation of the anisotropic cyclic damage behavior of selective laser melted AISI 316L stainless steel, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 7 (2019) 1–9. doi:10.1111/ffe.13029.
- [28] A. Riemer, H.A. Richard, J.P. Brüggemann, J.N. Wesendahl, Fatigue crack growth in additive manufactured products, *Frat. Ed Integrita Strutt.* 9 (2015) 437–446. doi:10.3221/IGF-ESIS.34.49.
- [29] B. Blinn, M. Klein, C. Gläßner, M. Smaga, J.C. Aurich, T. Beck, An investigation of the microstructure and fatigue behavior of additively manufactured AISI 316L stainless steel with regard to the influence of heat treatment, *Metals (Basel)*. 8 (2018). doi:10.3390/met8040220.
- [30] O. Fergani, A. Bratli Wold, F. Berto, V. Brotan, M. Bambach, Study of the effect of heat treatment on fatigue crack growth behaviour of 316L stainless steel produced by selective laser melting, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 41 (2018) 1102–1119. doi:10.1111/ffe.12755.

- [31] W.M. Chiang, C.S. Lim, C.K. Chua, P.L. Lo, C.T. Eng, Application of rapid prototyping and tooling in customised airway management, *Rapid Prototyp. J.* 11 (2005) 106–112. doi:10.1108/13552540510589476.
- [32] D. Leordean, C. Dudescu, T. Marcu, P. Berce, N. Balc, Customized implants with specific properties, made by selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 21 (2015) 98–104. doi:10.1108/RPJ-11-2012-0107.
- [33] M.T. Arafat, I. Gibson, X. Li, State of the art and future direction of additive manufactured scaffolds-based bone tissue engineering, *Rapid Prototyp. J.* 20 (2014) 13–26. doi:10.1108/RPJ-03-2012-0023.
- [34] A. du Plessis, C. Broeckhoven, I. Yadroitsava, I. Yadroitsev, C.H. Hands, R. Kunju, D. Bhate, Beautiful and Functional: A Review of Biomimetic Design in Additive Manufacturing, *Addit. Manuf.* 27 (2019) 408–427. doi:10.1016/j.addma.2019.03.033.
- [35] J. Sun, Z. Yang, Y. Yang, D. Wang, Research on the microstructure and properties of the overhanging structure formed by selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 23 (2017) 904–910. doi:10.1108/RPJ-10-2015-0145.
- [36] G. Miranda, S. Faria, F. Bartolomeu, E. Pinto, S. Madeira, A. Mateus, P. Carreira, N. Alves, F.S. Silva, O. Carvalho, Predictive models for physical and mechanical properties of 316L stainless steel produced by selective laser melting, *Mater. Sci. Eng. A.* 657 (2016) 43–56. doi:10.1016/j.msea.2016.01.028.
- [37] J. Metelkova, Y. Kinds, K. Kempen, C. de Formanoir, A. Witvrouw, B. Van Hooreweder, On the influence of laser defocusing in Selective Laser Melting of 316L, *Addit. Manuf.* 23 (2018) 161–169. doi:10.1016/j.addma.2018.08.006.
- [38] S. Mellor, L. Hao, D. Zhang, Additive manufacturing: A framework for implementation, *Int. J. Prod. Econ.* 149 (2014) 194–201. doi:10.1016/j.ijpe.2013.07.008.
- [39] J. Hajnys, M. Pagac, O. Kotera, J. Petru, S. Scholz, Influence of basic process parameters on mechanical and internal properties of 316L steel in *SLM* process for renishaw AM400, *MM Sci. J.* 2019 (2019) 2790–2794. doi:10.17973/MMSJ.2019_03_2018127.
- [40] A.B. Spierings, M. Schoepf, R. Kiesel, K. Wegener, Optimization of *SLM* productivity by aligning 17-4PH material properties on part requirements, *Rapid Prototyp. J.* 20 (2014) 444–448. doi:10.1108/RPJ-04-2013-0045.

- [41] J. Suryawanshi, K.G. Prashanth, U. Ramamurty, Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 696 (2017) 113–121. doi:10.1016/j.msea.2017.04.058.
- [42] P.S. Maher, R.P. Keatch, K. Donnelly, Characterisation of rapid prototyping techniques for studies in cell behaviour, *Rapid Prototyp. J.* 16 (2010) 116–123. doi:10.1108/13552541011025834.
- [43] S. Leuders, T. Lieneke, S. Lammers, T. Tröster, T. Niendorf, On the fatigue properties of metals manufactured by selective laser melting - The role of ductility, *J. Mater. Res.* 29 (2014) 1911–1919. doi:10.1557/jmr.2014.157.
- [44] L. Rickenbacher, A. Spierings, K. Wegener, An integrated cost-model for selective laser melting (*SLM*), *Rapid Prototyp. J.* 19 (2013) 208–214. doi:10.1108/13552541311312201.
- [45] L. Löber, C. Flache, R. Petters, U. Kühn, J. Eckert, Comparison of different post processing technologies for *SLM* generated 316l steel parts, *Rapid Prototyp. J.* 19 (2013) 173–179. doi:10.1108/13552541311312166.
- [46] J. Kunz, A. Kaletsch, C. Broeckmann, Influence of *HIP* post-treatment on the fatigue strength of 316l-steel produced by selective laser melting (*SLM*), *World PM 2016 Congr. Exhib.* (2016).
- [47] C. Ni, Y. Shi, J. Liu, Influences of tilt angles on microstructure and mechanical properties of 316L stainless steel parts fabricated by selective laser melting (*SLM*), *Mater. Res. Express.* 6 (2019) 0865i6. doi:10.1088/2053-1591/ab2302.
- [48] E. Liverani, S. Toschi, L. Ceschini, A. Fortunato, Effect of selective laser melting (*SLM*) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel, *J. Mater. Process. Technol.* 249 (2017) 255–263. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042.
- [49] Y. Zhong, L. Liu, S. Wikman, D. Cui, Z. Shen, Intragranular cellular segregation network structure strengthening 316L stainless steel prepared by selective laser melting, *J. Nucl. Mater.* 470 (2016) 170–178. doi:10.1016/j.jnucmat.2015.12.034.
- [50] M.L. Pace, A. Guarnaccio, P. Dolce, D. Mollica, G.P. Parisi, A. Lettino, L. Medici, V. Summa, R. Ciancio, A. Santagata, 3D additive manufactured 316L components microstructural features and changes induced by working life cycles, *Appl. Surf. Sci.* 418 (2017) 437–445. doi:10.1016/j.apsusc.2017.01.308.

- [51] K. Saeidi, X. Gao, Y. Zhong, Z.J. Shen, Hardened austenite steel with columnar sub-grain structure formed by laser melting, *Mater. Sci. Eng. A.* 625 (2015) 221–229. doi:10.1016/j.msea.2014.12.018.
- [52] Z. Sun, X. Tan, S.B. Tor, W.Y. Yeong, Selective laser melting of stainless steel 316L with low porosity and high build rates, *Mater. Des.* 104 (2016) 197–204. doi:10.1016/j.matdes.2016.05.035.
- [53] T. Simson, A. Emmel, A. Dwars, J. Böhm, Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting, *Addit. Manuf.* 17 (2017) 183–189. doi:10.1016/j.addma.2017.07.007.
- [54] P. Mercelis, J.P. Kruth, Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 12 (2006) 254–265. doi:10.1108/13552540610707013.
- [55] E.R. Denlinger, J.C. Heigel, P. Michaleris, T.A. Palmer, Effect of inter-layer dwell time on distortion and residual stress in additive manufacturing of titanium and nickel alloys, *J. Mater. Process. Technol.* 215 (2015) 123–131. doi:10.1016/J.JMATPROTEC.2014.07.030.
- [56] M. Ghasri-Khouzani, H. Peng, R. Rogge, R. Attardo, P. Ostiguy, J. Neidig, R. Billo, D. Hoelzle, M.R. Shankar, Experimental measurement of residual stress and distortion in additively manufactured stainless steel components with various dimensions, *Mater. Sci. Eng. A.* 707 (2017) 689–700. doi:10.1016/j.msea.2017.09.108.
- [57] L. Mugwagwa, D. Dimitrov, S. Matope, I. Yadroitsev, Influence of process parameters on residual stress related distortions in selective laser melting, *Procedia Manuf.* 21 (2018) 92–99. doi:10.1016/j.promfg.2018.02.099.
- [58] N. Kalentics, E. Boillat, P. Peyre, S. Ćirić-Kostić, N. Bogojević, R.E. Logé, Tailoring residual stress profile of Selective Laser Melted parts by Laser Shock Peening, *Addit. Manuf.* 16 (2017) 90–97. doi:10.1016/j.addma.2017.05.008.
- [59] J.L. Bartlett, B.P. Croom, J. Burdick, D. Henkel, X. Li, Revealing mechanisms of residual stress development in additive manufacturing via digital image correlation, *Addit. Manuf.* 22 (2018) 1–12. doi:10.1016/j.addma.2018.04.025.
- [60] C. Li, Z.Y. Liu, X.Y. Fang, Y.B. Guo, Residual Stress in Metal Additive Manufacturing, *Procedia CIRP.* 71 (2018) 348–353. doi:10.1016/j.procir.2018.05.039.

- [61] A. V. Gusarov, M. Pavlov, I. Smurov, Residual stresses at laser surface remelting and additive manufacturing, *Phys. Procedia.* 12 (2011) 248–254. doi:10.1016/j.phpro.2011.03.032.
- [62] Wang, D.; Wu, S.; Yang, Y.; Dou, W.; Deng, S.; Wang, Z.; Li, S. The Effect of a Scanning Strategy on the Residual Stress of 316L Steel Parts Fabricated by Selective Laser Melting (SLM). *Materials* 2018, 11, 1821.
- [63] M. Ma, Z. Wang, X. Zeng, A comparison on metallurgical behaviors of 316L stainless steel by selective laser melting and laser cladding deposition, *Mater. Sci. Eng. A.* 685 (2017) 265–273. doi:10.1016/j.msea.2016.12.112.
- [64] A. Yadollahi, N. Shamsaei, S.M. Thompson, A. Elwany, L. Bian, Effects of building orientation and heat treatment on fatigue behavior of selective laser melted 17-4 PH stainless steel, *Int. J. Fatigue.* 94 (2017) 218–235. doi:10.1016/j.ijfatigue.2016.03.014.
- [65] B. Van Hooreweder, Y. Apers, K. Lietaert, J.P. Kruth, Improving the fatigue performance of porous metallic biomaterials produced by Selective Laser Melting, *Acta Biomater.* 47 (2017) 193–202. doi:10.1016/j.actbio.2016.10.005.
- [66] H.W. Huang, Z.B. Wang, J. Lu, K. Lu, Fatigue behaviors of AISI 316L stainless steel with a gradient nanostructured surface layer, *Acta Mater.* 87 (2015) 150–160. doi:10.1016/j.actamat.2014.12.057.
- [67] J. Suryawanshi, K.G. Prashanth, U. Ramamurty, Mechanical behavior of selective laser melted 316L stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 696 (2017) 113–121. doi:10.1016/j.msea.2017.04.058.
- [68] H.H. Alsalla, C. Smith, L. Hao, Effect of build orientation on the surface quality, microstructure and mechanical properties of selective laser melting 316L stainless steel, *Rapid Prototyp. J.* 24 (2018) 9–17. doi:10.1108/RPJ-04-2016-0068.
- [69] I. Tolosa, F. Garciandía, F. Zubiri, F. Zapirain, A. Esnaola, Study of mechanical properties of AISI 316 stainless steel processed by “selective laser melting”, following different manufacturing strategies, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 51 (2010) 639–647. doi:10.1007/s00170-010-2631-5.
- [70] H. Al Abadi, H.T. Thai, V. Paton-Cole, V.I. Patel, Elastic properties of 3D printed fibre-reinforced structures, *Compos. Struct.* 193 (2018) 8–18. doi:10.1016/j.compstruct.2018.03.051.

- [71] V.S. Sufiiarov, A.A. Popovich, E. V. Borisov, I.A. Polozov, D. V. Masaylo, A. V. Orlov, The Effect of Layer Thickness at Selective Laser Melting, *Procedia Eng.* 174 (2017) 126–134. doi:10.1016/j.proeng.2017.01.179.
- [72] A.M. Khorasani, I. Gibson, A. Ghaderi, M.I. Mohammed, Investigation on the effect of heat treatment and process parameters on the tensile behaviour of *SLM* Ti-6Al-4V parts, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 101 (2019) 3183–3197. doi:10.1007/s00170-018-3162-8.
- [73] S.R. Ch, A. Raja, P. Nadig, R. Jayaganthan, N.J. Vasa, Influence of working environment and built orientation on the tensile properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy, *Mater. Sci. Eng. A.* 750 (2019) 141–151. doi:10.1016/j.msea.2019.01.103.
- [74] C. Ortiz Rios, T. Amine, J.W. Newkirk, Tensile behavior in selective laser melting, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 96 (2018) 1187–1194. doi:10.1007/s00170-018-1663-0.
- [75] B. Zhang, L. Dembinski, C. Coddet, The study of the laser parameters and environment variables effect on mechanical properties of high compact parts elaborated by selective laser melting 316L powder, *Mater. Sci. Eng. A.* 584 (2013) 21–31. doi:10.1016/j.msea.2013.06.055.
- [76] D. Kong, X. Ni, C. Dong, L. Zhang, C. Man, J. Yao, K. Xiao, X. Li, Heat treatment effect on the microstructure and corrosion behavior of 316L stainless steel fabricated by selective laser melting for proton exchange membrane fuel cells, *Electrochim. Acta.* 276 (2018). doi:10.1016/j.electacta.2018.04.188.
- [77] A. Röttger, K. Geenen, M. Windmann, F. Binner, W. Theisen, Comparison of microstructure and mechanical properties of 316 L austenitic steel processed by selective laser melting with hot-isostatic pressed and cast material, *Mater. Sci. Eng. A.* 678 (2016) 365–376. doi:10.1016/j.msea.2016.10.012.
- [78] B. Song, S. Dong, Q. Liu, H. Liao, C. Coddet, Vacuum heat treatment of iron parts produced by selective laser melting: Microstructure, residual stress and tensile behavior, *Mater. Des.* 54 (2014) 727–733. doi:10.1016/j.matdes.2013.08.085.
- [79] M. Zhang, C.N. Sun, X. Zhang, J. Wei, D. Hardacre, H. Li, Predictive models for fatigue property of laser powder bed fusion stainless steel 316L, *Mater. Des.* 145 (2018) 42–54. doi:10.1016/j.matdes.2018.02.054.

- [80] K. Xu, B. Li, S. Li, M. Luo, X. Gao, C. Jiang, L. Song, In situ observation for the fatigue crack growth mechanism of 316L stainless steel fabricated by laser engineered net shaping, *Int. J. Fatigue*. 130 (2020) 105272. doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.105272.
- [81] A. Riemer, S. Leuders, M. Thöne, H.A. Richard, T. Tröster, T. Niendorf, On the fatigue crack growth behavior in 316L stainless steel manufactured by selective laser melting, *Eng. Fract. Mech.* 120 (2014) 15–25. doi:10.1016/j.engfracmech.2014.03.008.
- [82] M. Jaskari, J. Mäkikangas, A. Järvenpää, K. Mäntyjärvi, P. Karjalainen, Effect of High Porosity on Bending Fatigue Properties of 3D Printed AISI 316L Steel, *Procedia Manuf.* 36 (2019) 33–41. doi:10.1016/j.promfg.2019.08.006.
- [83] A. Riemer, H.A. Richard, Crack Propagation in Additive Manufactured Materials and Structures, *Procedia Struct. Integr.* 2 (2016) 1229–1236. doi:10.1016/j.prostr.2016.06.157.
- [84] A.B. Spierings, T.L. Starr, K. Wegener, Fatigue performance of additive manufactured metallic parts, *Rapid Prototyp. J.* 19 (2013) 88–94. doi:10.1108/13552541311302932.
- [85] O. Andreau, E. Pessard, I. Koutiri, J.D. Penot, C. Dupuy, N. Saintier, P. Peyre, A competition between the contour and hatching zones on the high cycle fatigue behaviour of a 316L stainless steel: Analyzed using X-ray computed tomography, *Mater. Sci. Eng. A.* 757 (2019) 146–159. doi:10.1016/j.msea.2019.04.101.
- [86] J.A. Cherry, H.M. Davies, S. Mehmood, N.P. Lavery, S.G.R. Brown, J. Sienz, Investigation into the effect of process parameters on microstructural and physical properties of 316L stainless steel parts by selective laser melting, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 76 (2014) 869–879. doi:10.1007/s00170-014-6297-2.
- [87] T.M. Mower, M.J. Long, Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials, *Mater. Sci. Eng. A.* 651 (2016) 198–213. doi:10.1016/j.msea.2015.10.068.
- [88] Y. Sun, A. Moroz, K. Alrbaey, Sliding wear characteristics and corrosion behaviour of selective laser melted 316L stainless steel, *J. Mater. Eng. Perform.* 23 (2014) 518–526. doi:10.1007/s11665-013-0784-8.

- [89] G. Ziółkowski, E. Chlebus, P. Szymczyk, J. Kurzac, Application of X-ray CT method for discontinuity and porosity detection in 316L stainless steel parts produced with *SLM* technology, *Arch. Civ. Mech. Eng.* 14 (2014) 608–614. doi:10.1016/j.acme.2014.02.003.
- [90] H. Yu, F. Li, Z. Wang, X. Zeng, Fatigue performances of selective laser melted Ti-6Al-4V alloy: Influence of surface finishing, hot isostatic pressing and heat treatments, *Int. J. Fatigue.* 120 (2019) 175–183. doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.11.019.
- [91] S. Romano, A. Brückner-Foit, A. Brandão, J. Gumpinger, T. Ghidini, S. Beretta, Fatigue properties of AISi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength, *Eng. Fract. Mech.* 187 (2018) 165–189. doi:10.1016/j.engfracmech.2017.11.002.
- [92] B. Blinn, M. Ley, N. Buschhorn, R. Teutsch, T. Beck, Investigation of the anisotropic fatigue behavior of additively manufactured structures made of AISI 316L with short-time procedures PhyBaL LIT and PhyBaL CHT, *Int. J. Fatigue.* 124 (2019). doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.03.022.
- [93] L. Śniezek, K. Grzelak, J. Torzewski, J. Kluczyński, Study of the mechanical properties components made by *SLM* additive technology, in: 11th Int. Conf. Intell. Technol. Logist. Mechatronics Syst. ITELMS 2016, 2016: pp. 145–153.
- [94] C. Elangeswaran, A. Cutolo, G.K. Muralidharan, C. de Formanoir, F. Berto, K. Vanmeensel, B. Van Hooreweder, Effect of post-treatments on the fatigue behaviour of 316L stainless steel manufactured by laser powder bed fusion, *Int. J. Fatigue.* 123 (2019). doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.01.013.
- [95] S. Afkhami, M. Dabiri, S.H. Alavi, T. Björk, A. Salminen, Fatigue characteristics of steels manufactured by selective laser melting, *Int. J. Fatigue.* 122 (2019). doi:10.1016/j.ijfatigue.2018.12.029.
- [96] P.D. Nezhadfar, E. Burford, K. Anderson-Wedge, B. Zhang, S. Shao, S.R. Daniewicz, N. Shamsaei, Fatigue crack growth behavior of additively manufactured 17-4 PH stainless steel: Effects of build orientation and microstructure, *Int. J. Fatigue.* 123 (2019) 168–179. doi:10.1016/J.IJFATIGUE.2019.02.015.

- [97] X. Ran, D. Liu, J. Li, H. Wang, X. Cheng, J. Zhang, H. Tang, X. Liu, Effects of microstructures on the fatigue crack growth behavior of laser additive manufactured ultrahigh-strength AerMet100 steel, *Mater. Sci. Eng. A.* 721 (2018) 251–262. doi:10.1016/J.MSEA.2018.02.088.
- [98] K. Xu, B. Li, S. Li, M. Luo, X. Gao, C. Jiang, L. Song, In situ observation for the fatigue crack growth mechanism of 316L stainless steel fabricated by laser engineered net shaping, *Int. J. Fatigue.* 130 (2020) 105272. doi:10.1016/j.ijfatigue.2019.105272.
- [99] B. Vrancken, V. Cain, R. Knutsen, J. Van Humbeeck, Residual stress via the contour method in compact tension specimens produced via selective laser melting, *Scr. Mater.* 87 (2014) 29–32. doi:10.1016/j.scriptamat.2014.05.016.
- [100] D. Wang, Y. Liu, Y. Yang, D. Xiao, Theoretical and experimental study on surface roughness of 316L stainless steel metal parts obtained through selective laser melting, *Rapid Prototyp. J.* 22 (2016) 706–716. doi:10.1108/RPJ-06-2015-0078.
- [101] A. Schiavi, C. Origlia, A. Cackett, C. Hardie, D. Signore, O. Petrella, A. Germak, Comparison between tensile properties and indentation properties measured with various shapes indenters of Copper-Chromium-Zirconium alloy at macroscale level, *J. Phys. Conf. Ser.* 1065 (2018) 0–4. doi:10.1088/1742-6596/1065/6/062010.
- [102] T. Simson, A. Emmel, A. Dwars, J. Böhm, Residual stress measurements on AISI 316L samples manufactured by selective laser melting, *Addit. Manuf.* 17 (2017). doi:10.1016/j.addma.2017.07.007.
- [103] Mitch Heynick, Ivo Stotz.: 3D CAD, CAM and Rapid Prototyping, LAPA Digital Technology Seminar, Workshop 1: Mai 10 & 11 2000; Prof H. Gugger, Assistant R.Loveridge
- [104] *Additive Manufacturing Handbook: Product Development for the Defense Industry*, Abdeji. B Badiru, Vhance V. Valencia, & David Liu, CRC Press, 2017.
- [105] <http://additivemanufacturing.com/2013/06/06/exone-rapid-growth-of-additive-manufacturing-am-disrupts-traditional-manufacturing-process/>
- [106] <https://3dprint.com/34287/form-1-upgrade/>
- [107] <https://thre3d.com/how-it-works/directed-energy-deposition/ion-fusionformation-iff> (dostęp 2017.03.05)
- [108] <https://3dprintingindustry.com/news/titomic-and-gilmour-space-to-3d-print-rocket-parts-as-boost-to-australian-space-industry-162722/> (dostęp 2019.09.05)

[109] <https://www.exone.com/en-US/3D-printing-systems/metal-3d-printers> (dostęp 2019.09.05)

[110] <https://prometal3d.com/en/content/8-3d-print> (dostęp 2019.09.05)

NORMY:

[N1] ASTM, F. 2792.1549323-1 Standard Terminology for Additive Manufacturing Technologies.

[N2] ASTM E 466 96.

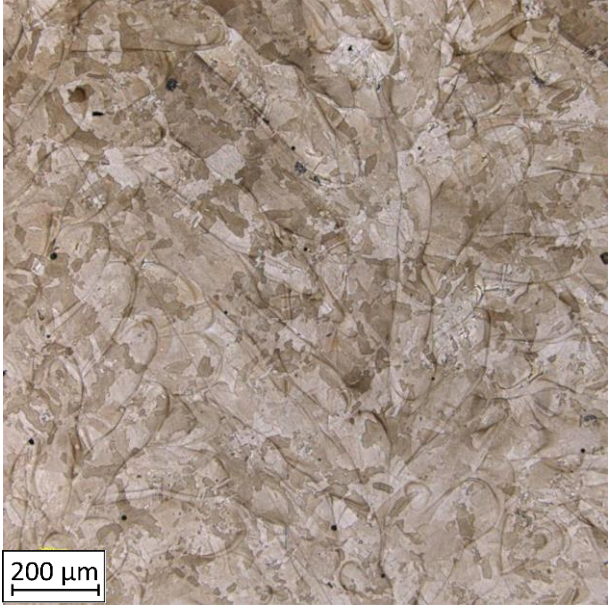
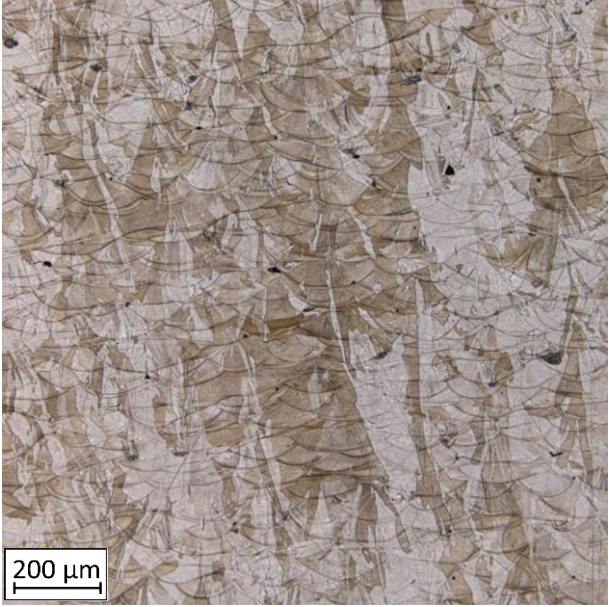
[N3] ASTM Description E 606-80, Standard Recommended Practice for Constant-Amplitude Low-Cycle Fatigue Testing.

[N4] PN-84/H-04334 Badania niskocyklowego zmęczenia metali.

[N5] PN-EN ISO 14577-1: 2005, Metale - Instrumentalna próba wciskania wgłębnika do określania twardości i innych własności materiałów -- Część 1: Metoda badania.

Załącznik

Atlas mikrostruktur

	Płaszczyzna prostopadła do kierunku przyrastania materiału - xy	Płaszczyzna równoległa do kierunku przyrastania materiału - yz
Próbka S_01		
Próbka S_02	