WOJSKOWA AKADEMIA TECHNICZNA

Im. Jarosława Dąbrowskiego

## **ROZPRAWA DOKTORSKA**

mgr inż. Maciej Malicki

Określenie stopnia uszkodzenia stopu Inconel 718 na podstawie analizy stanu powierzchni materiału

Promotor: dr hab. inż. Grzegorz Socha Prof. ŚBŁ- Instytut Lotnictwa Promotor pomocniczy: dr Józef Krysztofik

WARSZAWA, 2023

## Spis treści

١.	WSTĘP	3
1	. Wybrane mechanizmy rozwoju uszkodzenia wywołane mechanicznym obciążeniem	4
	1.1. Uszkodzenie wywołane doraźnym obciążeniem	
	1.2. Uszkodzenie w wyniku cyklicznego obciążenia	15
	1.2.1. Wysokocyklowe zmęczenie materiału HCF	
	1.2.2. Niskocyklowe zmęczenie materiału LCF	17
2	. Stop przeznaczony do badań- Inconel 718	18
3	. Uszkodzenie w ujęciu ilościowym	21
	3.1. Koncepcja zmiennej uszkodzenia	
	3.2. Metody wyznaczania wartości zmiennej uszkodzenia	
	3.2.1. Mechaniczne wskaźniki uszkodzenia	23
	3.2.2. Fizyczne wskaźniki uszkodzenia	
	3.2.3. Metalograficzne wskaźniki uszkodzenia	
4	. Model uszkodzenia wg Johnson'a-Cook'a	29
5	. Podsumowanie	30
11	. TEZA PRACY	31
II	I. METODY BADAŃ	31
1	. Instrumentowany pomiar twardości	
2	. Pomiar profilu powierzchni	
	2.1. Metody badań profilu powierzchni	
	2.2. Parametry nierówności powierzchni	
3	. Wyposażenie do badań	54
	3.1. Twardościomierz instrumentowany	
	3.1.1. Analiza wymagań sprzętowych	
	3.1.2. Elementy urządzenia	62
	3.1.3. Ogólna budowa urządzenia	71
	3.2. Profilometr	
	3.3. Pozostałe wyposażenie do badań	
N	/ PROGRAM BADAŃ	80
1	. Plan badań	80
2	. Materiał przeznaczony do badań	81
3	. Próbka do badań	

4. Referencyjna zmienna uszkodzenia	85
5. Parametry badań	87
5.1.Badania wytrzymałościowe	87
5.2. Pomiary odkształcenia plastycznego	89
5.3. Instrumentowany pomiar twardości	89
5.4. Chropowatość	90
V WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA	92
1. Wyniki badań mechanicznych	92
2. Fraktografia próbek	94
2.1 Próbka po statycznej próbie rozciagania	94
2.1.1. Powierzchnia przełomu próbki po statycznej próbie rozciągania	94
2.1.2. Powierzchnia boczna próbki po statycznej próbie rozciągania	96
2.2. Próbki po próbach zmęczeniowych	99
2.2.1. Powierzchnia przełomu próbki po badaniach zmęczeniowych	99
2.2.2. Powierzchnia boczna próbek po badaniach zmęczeniowych	106
2.3. Podsumowanie wyników badań fraktograficznych	115
3. Wyniki badań chropowatości	115
4. Wyniki instrumentowanych badań twardości	124
4.1. Przygotowanie próbek do instrumentowanych pomiarów twardości	124
4.2. Krzywe obciążania i odciążania	125
4.3. Twardość Brinella i energia odkształcenia plastycznego	126
4.4. Instrumentowany moduł sprężystości <i>EIT</i>	130
4.4.1. Weryfikacja zmierzonych wartości modułu sprężystości <i>EIT</i> za pomocą quasi-statycznej prób	Y
rozciągania	132
4.5. Sztywność kontaktowa <i>SOP</i> * oraz podatność 1/ <i>SOP</i> *	135
5. Niepewność pomiaru wskaźników uszkodzenia	136
5. 1. Niepewność pomiaru parametrów chropowatości <i>Ra, Rz</i>	136
5. 2. Niepewność sztywności kontaktowej <i>SOP</i> *	138
5.3. Niepewność pomiaru twardości Brinella	145
5.4. Niepewność pomiaru wyznaczonej energii odkształcenia plastycznego $\Delta m{W}$	147
5.5. Niepewność pomiaru wyznaczonego modułu <i>EIT</i>	149
VI PODSUMOWANIE I WNIOSKI	158
VII. DALSZE PERSPEKTYWY BADAWCZE	160
VIII. BIBLIOGRAFIA	161

## I. WSTĘP

Z eksploatacją elementów i obiektów konstrukcyjnych w wyniku działania różnego rodzaju obciążeń związane są nieodzownie ich uszkodzenia oraz degradacją właściwości mechanicznych materiałów, z których są wykonane. Również w trakcie wytwarzania materiału mogą powstawać defekty, które są następnie źródłem uszkodzeń rozwijających się podczas eksploatacji konstrukcji. Takimi defektami są na przykład porowatości i wydzielenia niemetaliczne powstające w trakcie krzepnięcia stopów metali.

Degradacja właściwości mechanicznych jest wynikiem reakcji materiału zarówno na nałożone obciążenia mechaniczne jak i czynniki środowiskowe występujące w miejscu użytkowania takie jak temperatura, obecność substancji wywołujących korozję, promieniowanie jonizujące. Ostatecznym skutkiem uszkodzenia/degradacji materiału jest jego zniszczenie lub utrata właściwości niezbędnych do jego poprawnego funkcjonowania (Rys. 1).



Rys. 1. Awaria silnika Pratt & Whitney PW4077 wywołana zmęczeniem materiału łopaty wentylatora. Na podstawie [215].

Dla wielu elementów konstrukcji szczególne znaczenie ma możliwość wykrycia uszkodzeń w ich wczesnym stadium rozwoju, czyli jeszcze przed powstaniem pęknięcia dominującego, na etapie, na którym zwykle nie jest jeszcze możliwa detekcja uszkodzeń standardowymi metodami nieniszczącymi (defektoskopowymi). W przypadku elementów poddanych cyklicznemu obciążeniu, w zależności od użytego materiału, wartości i rodzaju obciążenia, okresowi rozwoju mikro defektów odpowiada nawet 90% całkowitej liczby cykli do zniszczenia [1, 70, 137]. Prędkość wzrostu mikrouszkodzeń może w znacznym stopniu różnić się od

prędkości rozwoju dominujących pęknięć zmęczeniowych (Rys. 2). Praca elementów konstrukcyjnych w reżimie wysokich obciążeń i ograniczonej trwałości zmęczeniowej wymaga uwzględnienia w procesie konstruowania tych elementów tolerancji uszkodzenia (Damage tolerance). Tolerancja uszkodzenia danego elementu konstrukcyjnego zależna jest od najmniejszego rozmiaru wad i uszkodzeń jakie mogą się pojawić w materiale w trakcie eksploatacji bez ryzyka ich rozwoju do rozmiarów zagrażającym bezpieczeństwu konstrukcji. Rozmiary defektów, jakie przyjmuje się w danej konstrukcji za bezpieczne zależą między innymi od możliwości ich wykrycia za pomocą badań nieniszczących wykonywanych podczas produkcji danego elementu konstrukcyjnego jak i podczas okresowych przeglądów wykonywanych w okresie jego eksploatacji. Dlatego ze względu na konieczność zachowania prawidłowej, bezawaryjnej i bezpiecznej eksploatacji obiektów i elementów konstrukcji poznanie i opisanie mechanizmów powodujących uszkodzenie materiałów oraz możliwość określenia stopnia uszkodzenia na jak najwcześniejszym etapie jest bardzo ważnym zagadnieniem.



Rys. 2. Schemat prędkości rozwoju pęknięć w zależności od ich rozmiarów. LEFM- zakres pęknięć rozwijających się według liniowo sprężystej mechaniki pękania, EPFM- według sprężysto plastycznej mechaniki pękania, MFM- według mikrostrukturalnej mechaniki pękania [137].

# 1. Wybrane mechanizmy rozwoju uszkodzenia wywołane mechanicznym obciążeniem

Mechanizmy uszkodzenia materiału opisują na podstawie zjawisk zachodzących w materiale, w jaki sposób pojawia się i rozwija uszkodzenie. Istnieje wiele zjawisk a tym samym wiele mechanizmów uszkodzenia materiałów metalicznych oraz modeli opisujących te mechanizmy. Różne mechanizmy uszkodzenia mogą działać równocześnie lub następować po sobie. Jeden z nich może być mechanizmem dominującym odpowiedzialnym za zniszczenie materiału w danych warunkach [14, 17, 87]. Skutkiem działających mechanizmów uszkodzenia jest na

przykład wysokotemperaturowe pełzanie, nisko i wysokocyklowe zmęczenie materiału, korozja naprężeniowa.

Powstawanie i rozwój uszkodzenia wywołanego mechanicznym obciążeniem można podzielić na kilka etapów przyporządkowując każdemu skalę, w jakiej obserwowane i rozpatrywane są zjawiska zachodzące w materiale oraz modele uszkodzenia odpowiadające tym zjawiskom [25, 201] (Rys. 3).



Rys. 3. Schemat obrazujący skale, w jakich może być rozpatrywane uszkodzenie materiału. Na podstawie [25]. A- szczelina makroskopowego pęknięcia wywołana działaniem siły *F*, P(x)- punkt w pobliżu szczeliny pęknięcia, w okolicy którego obserwowane jest uszkodzenia materiału.

## I etap- uszkodzenia w skali atomowej i mikro/nano skopowej.

Przyjmuje się, że jest to okres inkubacji mikrouszkodzeń. Odkształcenie materiału powoduje lokalne zerwanie wiązań atomowych lub przemieszczanie się fragmentów kryształów względem siebie (w obrębie pojedynczych ziarn) i w konsekwencji powstaniem defektów sieci krystalicznej, wśród których można wyróżnić [88]:

a) **Defekty punktowe.** Na przykład wakanse, atomy międzywęzłowe.

b) **Defekty liniowe.** Przede wszystkim są to różnego rodzaje dyslokacje (dyslokacja krawędziowa, śrubowa, mieszana) a także pętle dyslokacyjne czy liniowe defekty struktury granic ziaren (stopnie i dyslokacje granic ziaren) [88]. Powstawanie i przemieszczanie się dyslokacji w sieci krystalicznej materiałów metalicznych jest jednymi z głównych procesów, jakie zachodzą podczas ich plastycznego odkształcania. Związane jest to z mniejszym o kilka rzędów wielkości naprężeniem ścinającym, jakie potrzebne jest do ich utworzenia (pokonania sił międzyatomowych Peirlsa-Nabarro) w stosunku do naprężenia potrzebnego do jednoczesnego zerwania wiązań atomowych na całej płaszczyźnie ścięcia [88].

W miarę wzrostu odkształcenia wzrasta gęstość występowania defektów sieci krystalicznej, w tym dyslokacji. Wzajemne oddziaływania między coraz większą ilością

dyslokacji prowadzą do pojawienia się różnego rodzaju struktur dyslokacyjnych takich jak struktura komórkowa, płaska, murkowa, labiryntowa czy żyłowa (Rys. 4).



Rys. 4. Schemat struktur dyslokacyjnych. Komórkowa (A), płaska (B), murkowa (C), labiryntowa (D), żyłowa (E). Na podstawie [149][70].

c) **Defekty powierzchniowe**. Na przykład granice ziarn dużego i małego kąta, granice bliźniacze, błędy ułożenia sekwencji płaszczyzn krystalicznych, granice międzyfazowe i granice domen antyfazowych.

Występowanie określonych rodzajów defektów i ich struktur zależy głównej mierze od [70][149]:

- charakteru obciążenia mechanicznego na przykład obciążenie statyczne, cykliczne, jedno lub wieloosiowe.

- parametrów obciążenia w tym np. temperatury, szybkości obciążenia, amplitudy odkształcenia lub naprężenia, częstotliwości obciążenia przy obciążeniu okresowo zmiennym

- obecności środowiska korozyjnego, czy też w szczególnych przypadkach promieniowana jonizującego.

- właściwości materiału

Właściwością danego materiału, jaka ma szczególny wpływ na zdolności do powstawania defektów i ich struktur w wyniku odkształcenia jest jego plastyczność. Warunkowana jest ona między innymi:

## - Energią i rodzajem wiązań atomowych

- Energią błędu ułożenia sekwencji płaszczyzn krystalograficznych (EBU)(Rys. 5)

W stopach, w których występuje duża EBU (np. w stopach aluminium), łatwiej niż w stopach z małą EBU następuje poprzeczny poślizg dyslokacji. Poślizg poprzeczny ułatwia poruszającym się dyslokacjom pokonywanie przeszkód. Stopy o dużym EBU są, więc bardziej plastyczne [88, 85, 70].



Rys. 5. Schemat występowania struktur dyslokacyjnych w zależności od energii błędu ułożenia ( $\gamma$ ) i liczby cykli (*N*) na podstawie badań miedzi i mosiądzów. Struktura komórkowa (A), żyły i nieregularne pasma lub poletka dyslokacyjne (B), płaskie szeregi (C), struktury mieszane (D). Na podstawie [70].

## - Typem sieci krystalicznej

Typ sieci krystalicznej warunkuje liczbę systemów łatwego poślizgu - im więcej systemów tym łatwiejsze odkształcenie plastyczne) (Rys. 6).

Typ sieci	Regularna płasko centryczna BCC	Regularna Przestrzennie centryczna FCC			Heksagonalna HCP			
Metale	Cu, Al, Ag, Au, Pb, γ- Fe	Mo, W, α- Fe	Mo, W, Na, α-Fe	K, Cr, Nb, α-Fe	Cd, Mg, Zn, Be, Ti	Mg, Ti	Ті	
Płaszczyzny poślizgu	{111}	{110}	{211}	{321}	{0001}	{1101}	{1100}	
Kierunki poślizgu	(110)	(111)	(111)	(111)	<pre>(1120)</pre>	<pre>(1120)</pre>	<pre>(1120)</pre>	
Liczba systemów poślizgu	4x3=12	6x2=12	12x1=12	24x1=24	1x3=3 (0001)	6x1=6	3x1=3	
Schemat			(111)	(321)	[1120]	[1120]	[1120]	

Rys. 6. Systemy poślizgu typowych sieci krystalicznych spotykanym w metalach i ich stopach. Na podstawie [70].

## - Wzajemnymi oddziaływaniami zachodzącymi między defektami oraz między defektami a innymi elementami struktury materiału

Przykładem oddziaływania na siebie różnych defektów struktury jest oddziaływanie granic ziarn z dyslokacjami. Granice ziarn są barierą dla przemieszczających się podczas odkształcenia plastycznego dyslokacji, co powoduje ich spiętrzenie na tych granicach. Ilość dyslokacji, jaka może znajdować się w ziarnie uzależniona jest od jego rozmiarów. Materiał polikrystaliczny zbudowany z małych ziarn cechuje się wyższą granicą plastyczności, niż zbudowany z dużych ziarn. Wpływ wielkości ziarna na granicę plastyczności w sposób ilościowy ujmuje wzór Halla-Petcha (wzór (1)).

$$\sigma_L = \sigma_0 + k_s d_r^{-1/2} \tag{1}$$

gdzie  $\sigma_L$ - dolna granica plastyczności,  $\sigma_0$ - opór ruchu dyslokacji,  $k_s$ -stała będąca miarą skłonności dyslokacji do spiętrzania,  $d_r$ - średnica ziarna [88].

Niska temperatura, duża prędkość odkształcenia, wysoka zawartość pierwiastków stopowych śródwęzłowych sprzyja bliźniakowemu mechanizmowi odkształcenia i tym samym zmniejszeniu plastyczności materiału [70].

Defekty sieci krystalicznej są obecne również w metalach i stopach metali nieodkształconych plastycznie. Obecność określonych defektów struktury zależy także od sposobu wytwarzania danego stopu, w tym od obróbki cieplnej, jakiej został poddany. Przykładem są materiały wykonane techniką przyrostową (Rys 7). W ziarnach stopów metali uzyskanych tą techniką przed obróbką cieplną często obecna jest substruktura komórkowa lub kolumnowa na granicach, których występują struktury dyslokacyjne [148, 150].



Rys. 7. Substruktura komórkowo kolumnowa ziarn w stopie Inconel 718, który został wykonany technologią przyrostową.

Powstające w sieci krystalicznej materiału defekty są źródłem mikropęknięć. Istnieje szereg hipotez, w których przyjmuje się, że przyczyną ich powstawania jest spiętrzanie przemieszczających się dyslokacji na płaszczyznach poślizgu na różnego typu przeszkodach.

Źródłem powstawania mikropęknięć mogą w takim przypadku być następujące mechanizmy [70]:

- spiętrzenia dyslokacji w płaszczyznach poślizgu w wyniku zblokowania końca szeregu dyslokacji krawędziowych (Rys. 8a)

- miejsca spotkania się pasm poślizgu o krytycznej szerokości z granicą ziarna gdzie w wyniku relaksacji pola naprężenia zablokowanego pasma do chodzi do inicjacji pęknięcia (Rys. 8 b)

- blokujące się na wzajemnie pasma poślizgu (Rys. 8c)
- blokada pasm poślizg przez bliźniaki (Rys. 8 d)
- blokada pasm poślizgu przez wydzielenia faz wtórnych lub wtrącenia (Rys. 8 e)
- spotkanie się dyslokacji w przecinających się płaszczyznach poślizgu (rys. 8f)



Rys. 8. Schemat wybranych mechanizmów tworzenia się mikropęknięć na defektach struktury. Na podstawie [70].

## II etap – uszkodzenia w skali mezoskopowej.

Jest to etap pośredni między rozwojem uszkodzenia w skali mikroskopowej, a makroskopowej. W tym etapie dochodzi do powstawania nowych oraz rozwoju (łączenie się) już powstałych we wcześniejszym etapie mikrouszkodzeń, co prowadzi do tworzenia jednego lub kilku pęknięć dominujących. Objętość materiału, w jakim zachodzą te zjawiska obejmuje od kilku do kilkudziesięciu ziarn.

## III etap- uszkodzenia w skali makroskopowej.

Jest to ostatni etap uszkodzenia. Uszkodzenie w tym etapie związane jest z rozwojem jednego lub kilku pęknięć dominujących. W obszarze czoła danego pęknięcia w wyniku działania naprężenia, powstaje strefa plastycznego odkształcenia (Rys. 9). Strefa ta jest jednym z czynników warunkujących dalszy rozwój pęknięcia. Wielkość i kształt tej strefy zależy między innymi od prędkości obciążania, stanu naprężenia, temperatury, właściwości i stanu materiału przed obciążeniem (historii odkształcenia) [70]. Rozwój pęknięcia/pęknięć dominujących prowadzi do powstania pęknięcia rozdzielczego.



Rys. 9. Przykładowy kształty stref plastycznego odkształcenia określone przy wykorzystaniu hipotezy Treski. Płaski stan odkształcenia (A), płaski stan naprężenia (B).

## 1.1. Uszkodzenie wywołane doraźnym obciążeniem

W materiałach polikrystalicznych uprzywilejowanym miejscem rozwoju mikroskopowego odkształcenia plastycznego, a więc także uszkodzenia, są ziarna, których orientacja krystalograficzna systemu łatwego poślizgu (płaszczyzna i kierunek) jest najdogodniej zorientowana względem kierunku działania maksymalnego naprężenia stycznego  $\tau_{pk}$ . Wartość tego naprężenia określona jest za pomocą równania Schmida-Boasa (wzór 2) i osiąga ono maksimum, kiedy kierunek ( $k_p$ ) i płaszczyzna ( $A_p$ ) łatwego poślizgu tworzą z działającą siłą (F) kąt 45° (odpowiednio kąt  $\theta$  i  $\phi$ ) (Rys. 10).



$$\tau_{pk} = \frac{F}{A_n} \cos\theta \cos\phi \tag{2}$$

Rys. 10. Schemat rozciągania próbki siłą jednoosiową.

W polikrystalicznych stopach metali ziarna są różnie zorientowane do kierunku działania naprężenia  $\tau_{pk}$ . Powoduje to odkształcanie ziarn przy różnych wartościach naprężenia. Skutkiem tego jest nierównomierne odkształcenie, a także umocnienie odkształceniowe (blokowanie i spiętrzanie się dyslokacji) poszczególnych ziarn w materiałach polikryształach. Dla takich materiałów wykres ze statycznej próby rozciągania w zakresie plastycznym przyjmuje potęgowy charakter aż do początku pojawienia się szyjki odkształcenia plastycznego (Rys.11).



Rys. 11. Schemat wykresu ze statycznej próby rozciągania.

Uszkodzenie wywołane plastycznym odkształceniem często powstaje w wyniku pękania lub odspojenia wydzieleń bądź wtrąceń od osnowy [153].

Pęknięcia są efektem niższej plastyczności wtrąceń/wydzieleń oraz działającego na nie naprężenia (np. ścinającego), które są z kolei skutkiem gromadzenia się na wydzieleniach lub wtrąceniach dyslokacji przemieszczających się w osnowie w trakcie odkształcania plastycznego materiału. Spiętrzenia naprężenia w osnowie wywołane obecnością wtrąceń/wydzieleń mogą także powodować pękanie samej osnowy. Odspojenia są efektem względnie niskiej wytrzymałości wiązań między wydzieleniami/wtrąceniami, a osnową materiału.

Charakterystycznym przejawem uszkodzenia w wyniku plastycznego odkształcenia jest dołkowa topografia powierzchni przełomu (Rys. 12).



Rys. 12. Doraźny przełom próbki ze stopu Inconel 718.

W stopach metali, istotny wpływ na przebieg rozwoju uszkodzenia ma stan naprężenia Wpływ ten może być wyrażony za pomocą wartości współczynnika trójosiowości naprężenia [89, 41, 171], który definiowany jest wzorem:

$$\eta = \frac{\frac{1}{3}(\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III})}{\sqrt{\left(\frac{1}{2}[(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_{II})^2]\right)}} = \frac{\sigma_m}{\overline{\sigma}}$$
(3)

gdzie:  $\sigma_I$ ,  $\sigma_{II}$ ,  $\sigma_{III}$ - naprężenia główne ,  $\sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_I + \sigma_{II} + \sigma_{III})$  - średnie naprężenie normalne,  $\bar{\sigma} = \sqrt{\left(\frac{1}{2}[(\sigma_I - \sigma_{II})^2 + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^2 + (\sigma_{III} - \sigma_I)^2]\right)}$ -naprężnie Hubera-von Mises'a

W zależności od materiału i wartości tego współczynnika, uszkodzenie może następować w wyniku działania jednego lub kilku mechanizmów. Noell wraz ze współpracownikami [138] wyróżnił siedem takich mechanizmów (Rys. 13):

a) Plastyczne odkształcenie wraz z zarodkowaniem, rozwojem a następnie łączeniem się pustek z utworzeniem szyjek między pustkami.

b) Plastyczne ścinanie materiału w płaszczyznach działania największych sił ścinających wraz z zarodkowaniem, rozwojem a następnie łączeniem się w tych płaszczyznach pustek.

c) Łączenie się obecnych w materiale pustek przez tworzenie i łączenie się nowych pustek powstających w obszarze plastycznego odkształcenia zlokalizowanego między pierwotnymi pustkami.

d) Zarodkowanie i rozwój pojedynczej pustki na przecięciu dwóch płaszczyzn ścinania.

e) Plastyczne odkształcenie z utworzeniem szyjki. Bez udziału pustek.

f) Plastyczne ścinanie materiału w płaszczyźnie działania największych sił ścinających bez udziału pustek.

g) Plastyczne ścinanie materiału w wielu płaszczyznach działania największych sił ścinających bez udziału pustek.



Rys. 13. Schematy mechanizmów plastycznego rozwoju uszkodzenia dla różnych wartości współczynnika trójosiowości naprężenia na podstawie [138].

Rozwój uszkodzenia zgodnie z wyżej przedstawionymi mechanizmami b, c, d, f, g następuje dla wartości  $\eta$  mniejszych od 1/3. Dla wartości  $\eta = 0$  osiąganej w warunkach czystego ścinania, pękanie następuje po dogodnie zorientowanych płaszczyznach gdzie naprężenia ścinające  $\tau_{pk}$  (Rys. 14) są największe. Natomiast rozwój uszkodzenia zgodnie z mechanizmami a i e najczęściej występuje, gdy współczynnik trójosiowości ma wartość większą niż 1/3 ( $\eta$ przyjmuje wartość 1/3 dla jednoosiowego rozciągania i oznacza obecność płaskiego stanu naprężenia w materiale).

Stan naprężenia (wyrażony np. poprzez wartość współczynnika  $\eta$ ) wpływa również na wartość odkształcenia plastycznego (rozumianego, jako plastyczne odkształcenie ekwiwalentne  $\varepsilon^p$ ) jakiemu może ulec materiał [41] oraz na wartość plastycznego odkształcenia, przy którym następuje zniszczenie  $\varepsilon^{p^f}$ [134, 171, 174]. Na przykład w wielu stopach wzrost wartości  $\eta$  powyżej 1/3 powoduje zmniejszenie się wartości odkształcenia  $\varepsilon^p$  (Rys. 14), czego efektem jest możliwość powstawania uszkodzeń i defektów struktury przy mniejszych odkształceniach.



Rys. 14. Wykres odkształcenia uplastyczniającego  $\varepsilon^p$ dla stopu aluminium Al2O24 T351 przy różnych wartości trójosiowości naprężenia oraz odkształcenia niszczącego  $\varepsilon^{p^f}$ dla próbki stalowej. Na podstawie [41, 81, 171].

Efekt działania w materiale różnych mechanizmów uszkodzenia wywołanych odmiennym stanem naprężenia materiału, a tym samym różną wartością współczynnika trójosiowości naprężenia, można zaobserwować na powierzchni przełomów powstałych po statycznej próbie rozciągania próbek z różnych stopów metali (Rys. 15). Na przełomach tych widoczny jest obszar, w którym dominującym mechanizmem jest ścinanie materiału (usta plastycznego ścinania (mechanizm b z Rys. 13) oraz obszar, w którym dominuje mechanizm tworzenia się rozwoju i łączenia pustek z utworzeniem mikroskopowej skali szyjek plastycznego odkształcenia między nimi (mechanizm a z Rys. 13).



Rys. 15. Przełom próbki ze stali 316L po statycznej próbie rozciągania.

## 1.2. Uszkodzenie w wyniku cyklicznego obciążenia

Uszkodzenie tego typu zachodzi między innymi podczas cyklicznego makroskopowo sprężystego odkształcania materiału, to znaczy w zakresie działania prawa Hooke'a. Mechanizmy uszkodzenia zmęczeniowego są złożone i wielorakie. W związku z tym budowane są również różne teorie rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego [23]. Na rozwój uszkodzenia zmęczeniowego istotny wpływ ma lokalne mikroskopowe odkształcenie plastyczne [70]. Rozwój pęknięcia zmęczeniowego można podzielić na trzy etapy.

<u>Etap I-</u> Utożsamiany jest z inkubacją i rozwojem jednego lub wielu mikropęknięć. Źródeł zarodkowania i rozwoju mikropęknięć może być wiele. Najczęściej pęknięcia zmęczeniowe rozwijają się w warstwie wierzchniej danego elementu. Zarodkowanie pęknięcia zmęczeniowego w zależności od rodzaju i poziomu naprężenia może następować w pojedynczych lub w wielu ziarnach. Uprzywilejowane są przy tym duże ziarna [17]. Mikropęknięcia mogą rozwijać się zgodnie z równaniem Schimda-Boasa (wzór (2))[149, 17] w systemach łatwego poślizgu ziarn dogodnie orientowanych względem największego naprężenia rozciągającego. W płaszczyznach łatwego poślizgu mogą powstawać między innymi trwałe pasma poślizgu (PSB) [70]. Są to pasma poślizgu, które nie znikają po przepolerowaniu. Ich rola, jako źródło pęknięć zmęczeniowych uwidacznia się przede wszystkim w stopach, w których w stosunkowo łatwy sposób zachodzi poślizg poprzeczny dyslokacji [85], a więc w stopach a wysokiej energii błędu ułożenia [70].

Efektem mikroskopowego cyklicznego odkształcenia plastycznego w obszarze trwałych pasm poślizgu wychodzących na powierzchnię materiału, jest tworzenie się ekstruzji i intruzji [70, 85] (Rys.16). Ekstruzje i intruzje są wyciśnięciami i wciśnięciami materiału w obszarze pasm poślizgu. Intruzje, podobnie jak szczeliny pęknięć, są miejscem koncentracji naprężenia, dlatego mogą się z nich rozwijać pęknięcia zmęczeniowe.



Rys.16. Przykładowy schemat powstawania ekstruzji i intruzji według modelu M.G. Łazińskiego i A. N. Ramanowa. Na podstawie [70].

Powstawanie mikropęknięcia zmęczeniowego może również następować na karbach strukturalnych występujących w materiale w postaci wydzieleń, wtrąceń, pustek, niejednorodności koncentracji pierwiastków stopowych [17]. W stopie Inconelu 718 takimi karbami mogą być węgliki [17, 52] i azotki [79].

<u>Etap II</u>- Jest to obszar ustabilizowanego rozwoju pęknięcia, w którym wzrost i łączenie się mikropęknięć doprowadziło do powstania dominującego pęknięcia zmęczeniowego. Pęknięcia dominujące często propagują w kierunku prostopadłym do wektora maksymalnego naprężenia głównego (F) [149]. Wpływ mikrostruktury na prędkość rozwoju pęknięcia na tym etapie jest mniejszy niż podczas jego zarodkowania. W materiałach, w których występują kruche i/lub niekoherentne fazy, mogą pojawić się pęknięcia i odspojenia tych faz od osnowy jeszcze przed czołem pęknięcia głównego. Może to powodować wzrost prędkości rozwoju pęknięcia głównego [70].

Typowym efektem cyklicznego rozwoju pęknięcia są prążki zmęczeniowe widoczne na przełomach zmęczeniowych [86] (Rys. 17). Obszar przełomu, na którym występują prążki zmęczeniowe nazywa się strefą zmęczeniową. Prążki zmęczeniowe jednak nie zawsze są na przełomach obecne, zależy to między innymi od właściwości materiału oraz poziomu naprężenia, przy których rozwija się pęknięcie. Na przykład w stopach o niskiej energii błędu ułożenia pęknięcie na tym etapie rozwoju może mieć podobnie jak na etapie zarodkowania krystalograficzny charakter [17].



Rys. 17. Obraz strefy zmęczeniowej znajdującej się na przełom próbki ze stopu Inconelu 718.

<u>Etap III</u>- Obszar nieustabilizowanego wzrostu pęknięcia, które po przekroczeniu krytycznego rozmiaru pęknięcia (dla którego współczynnik intensywności naprężenia  $\Delta K \ge \Delta K_{c,1c}$ ) prowadzi do doraźnego pęknięcia pozostałej części materiału.

Zmęczeniowe uszkodzenie stopu Inconel 718 przy naprężeniu średnim cyklu  $\sigma_{sred} = (\sigma_{max} - \sigma_{min})/2 \neq 0$  związane jest z pojawieniem się zjawiska Ratcheting [135], [136] (Rys. 18). Podczas próby zmęczeniowej zjawisko to jest obserwowane, jako przemieszczanie się pętli histerezy naprężenia i odkształcenia wraz kolejnymi cyklami obciążania badanej próbki, czego skutkiem jest cykliczny wzrost odkształcenia plastycznego.



Rys. 18. Zjawisko ratcheting w Inconelu 718 podczas jednoosiowej próby zmęczeniowej w podwyższonej temperaturze [135].

W zależności od poziomu naprężenia uszkodzenie zmęczeniowe można podzielić na wysoko (High Cycle Fatigue- HCF) i niskocyklowe (Low Cycle Fatigue- LCF).

#### 1.2.1. Wysokocyklowe zmęczenie materiału HCF

Przyjmuje się, że materiał ulega wysokocyklowemu zniszczeniu zmęczeniowemu, gdy liczba cykli do zniszczenia przekroczy 100 000. Ze względu na mniejszą amplitudę mikroskopowych odkształceń, zarodkowanie pęknięć zmęczeniowych zachodzi w mniejszej ilości pasm poślizgu w ziarnach dogodnie zorientowanych. Główna część wytrzymałości zmęczeniowej związana jest z procesem zarodkowania. Na etapie ustabilizowanego i powolnego wzrostu pęknięcia w strefie plastycznej deformacji znajdującej się w wierzchołku tego pęknięcia, mogą pojawić się uporczywe pasma poślizgu [85].

#### 1.2.2. Niskocyklowe zmęczenie materiału LCF

Przyjmuje się, że materiał ulega niskocyklowemu zniszczeniu zmęczeniowemu, gdy liczba cykli do zniszczenia nie przekroczy 100000. W LCF odkształcenia plastyczne osiągają większy poziom, przez co proces zarodkowania i rozwoju mikropęknięć zachodzi w większej ilości aktywnych pasm poślizgu i większej ilości ziarn. Zarodkowanie może również odbywać się na powstałych w wyniku mikroskopowego odkształcenia pustkach. W LCF większa niż w przypadku HCF część wytrzymałości zmęczeniowej związana jest z ustabilizowanym rozwojem pęknięcia w płaszczyźnie normalnej do głównych naprężenia rozciągających [26, 24]. W procesach niskocyklowego zmęczenia polikrystalicznego niklu, liczba aktywnych PSB zmniejsza się w wyniku lokalizacji odkształcenia plastycznego, jakie następuje w miarę rozwoju pęknięć zmęczeniowych [84].

## 2. Stop przeznaczony do badań- Inconel 718

Inconel 718 ze względu na swoje właściwości jest jednym z najbardziej powszechnie stosowanych superstopów na bazie niklu (Tabela 1). Posiada on wysokie właściwości wytrzymałościowe w szerokim zakresie temperatur (od -250°C do 700°C) oraz wysoką odporność korozyjną w podwyższonej temperaturze. Jest względnie ławy i tani w produkcji. Cechuje się bardzo dobrą spawalnością oraz właściwościami odlewniczymi. Inconel 718 jest stopem powszechnie stosowanym w przemyśle lotniczym i rakietowym. Wykonuje się z niego elementy silników odrzutowych takie jak wały, łopatki sprężarki, ramy kompresorów i turbin, obudowy turbin niskiego ciśnienia (Rys. 19) [7, 8, 210, 211] oraz elementy silników rakietowych takich jak obudowa mieszka linii zasilania czy głowice wtryskiwaczy [212, 213] (Rys. 20).



Rys. 19. Obraz elementów lotniczych wykonanych z Inkonelu 718. Tylna rama kompresora silnika odrzutowego GECG6 (A), Tylna rama turbiny silnika odrzutowego silnika GEnx [214] (B), obudowa turbiny niskiego ciśnienia silnika LM6000 (C)



Rys. 20. Głowica wtryskiwacza silnika nowo projektowanej rakietowego Ariane 6 (A) obudowa mieszka linii zasilania silnia rakiety Vulcan [215] wykonany techniką przyrostową.

Ze względu na zastosowanie tego stopu w odpowiedzialnych elementach silników lotniczych wykrycie uszkodzenia tego materiału na wczesnym etapie jego rozwoju uszkodzenia jest szczególnie istotne.

W składzie stopu Inconel 718, oprócz niklu, znajdują się również dodatki stopowe, które w różny sposób wpływają na wysoką wytrzymałość, żarowytrzymałość i odporność korozyjną tego stopu (Rys. 21). Stop ten ulega umocnieniu wydzieleniowemu (wydzielenia faz  $\gamma'$ ,  $\gamma''$ ), roztworowemu (pierwiastki stopowe w osnowie  $\gamma$ ), węglikowemu oraz dyspersyjnemu z udziałem tlenków.

	/ /							
Pierwiastek	С	Mn	Cr	Si	Ni	Мо	Nb	Ti
Udział wagowy	~0.08	<0,35	17,00-	<0,35	50,00-	2,80-	4,75-	0,65-1,15
[%]	<0,08		21,00		55,00	3,30	5,50	
Pierwiastek	Al	Со	В	Cu	Та	Р	S	Fe
Udział wagowy	0,20-	<1,00	<0.006	-0.20	<0.0F	-0.015	<0.015	nozostała
[%]	0,80		<i><b>NU,000</b></i>	<0,30	<i>&lt;0,05</i>	<0,015	<0,015	pozostale

Tabela 1. Skład pierwiastkowy stopu Inconel 718.



Rys. 21. Rysunek przedstawiający rolę pierwiastków znajdujących się w stopie Inconel 718 [17] Na podstawie [143].

Mikrostruktura w stopie Inconel 718 może być bardzo złożona i składać się z wielu niżej wymienionych faz [9, 10, 13, 19, 20, 21, 28, 69, 81, 143, 78]:

a) Fazy γ- Stanowi osnowę dla innych faz obecnych w stopie. Faza y posiada strukturę regularną ściennie centrowaną fcc. W jej skład wchodzi głównie nikiel oraz pierwiastki stopowe.

b) Metastabilna międzymetaliczna faza γ" Ni<sub>3</sub>Nb - Faza ta wydziela się w osnowie materiału w wyniku obróbki cieplnej - przesycania i starzenia. Jej udział objętościowy po obróbce cieplnej stopu Inconel 718 to około 15-25% i jest to główna faza powodująca zwiększenie wytrzymałości tego stopu. Posiada ona uporządkowaną strukturę krystaliczną bct D0<sub>22</sub>). Przyjmuje ona kształt dysków (Rys. 22). Najczęściej cząstki tej fazy wydzielają się ona na płaszczyznach krystalograficznych osnowy {100}. Ulega ona rozpadowi w wysokiej

temperaturze (powyżej 700°) tworząc między innymi fazę  $\delta$ . W temperaturze powyżej 940°C rozpuszcza się w osnowie.

c) Metastabilna międzymetaliczna Faza  $\gamma'$  Ni<sub>3</sub>(Al, Ti, Nb). Jest to faza uporządkowana o strukturze krystalicznej fcc (L1<sub>2</sub>), która jest koherentna ze strukturą osnowy (fazą  $\gamma$ ). Przyjmuje ona kształt globularny (Rys. 22) lub kubiczny. Udział objętościowy tej fazy w strukturze stopu Inconel 718 to poniżej 5%. Jej obecność w stopie powoduję wzrost wytrzymałości, jednak ze względu na niewielką zawartość tej fazy w stopie Inconel 718, efekt umocnienia jest niewielki. Rozpuszcza się w osnowie powyżej 850°C.



Rys. 22. Obraz struktury stopu Inconel 718 po obróbce cieplnej wykonany za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego. Faza  $\gamma'$  (sferyczne wydzielenia) i  $\gamma''$  (płytkowe wydzielenia)[183].

d) Międzymetaliczna faza  $\delta$ - stabilna faza ortorombowa Ni<sub>3</sub>Nb o strukturze krystalicznej DO<sub>a</sub>. Faza ta jest niekoherentna z osnową ( $\gamma$ ) może być obecna w temperaturze pokojowej w odlewnym stopie Inconel 718. Powstaje również w wyniku przekształcenie się metastabilnej fazy  $\gamma$ " w temperaturze powyżej 650°C. Preferowanym miejscem jej zarodkowania są granice ziarn, a wzrost równolegle do płaszczyzn krystalograficznych {100} fazy  $\gamma$ .  $\delta$  Przybiera postać płytek, igieł lub czasem globularnych wydzieleń. Faza delta zazwyczaj obniża odporność na pękanie stopu Inconel 718. Jednak jej niewielka ilość na granicach ziarn może stanowić przeszkodę dla pęknięć międzykrystalicznych, których rozwój jest dominującym mechanizmem podczas pełzania i niskocyklowego zmęczenia. Może również przeciwdziałać rozrostowi ziarn podczas obróbki cieplno-plastycznej. Rozpuszcza się w osnowie powyżej 1025°C.

e) Węgliki MC (Nb, Mo, Ti, Ta)C o strukturze krystalicznej B<sub>1</sub> stabilne w wyższej temperaturze niż  $\gamma'$ ,  $\gamma''$ . Są to węgliki pierwotne, które powstają w procesie metalurgicznym. Mogą być rozmieszczone równomiernie w osnowie lub na granicach ziran. Jeśli węgliki MC są rozmieszczone na granicach blisko siebie tworząc ciągły film, to promują międzykrystaliczny mechanizm pękania stopu obniżając w ten sposób jego wytrzymałość [158]. Do najstabilniejszych węglików tego typu zalicza się węglik niobu [161].

f) Węgliki kompleksowe- M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (Cr, Mo). Wydzielają się w niższych temperaturach niż węgliki MC z pozostałego w osnowie węgla. Są rozmieszczone głównie na granicach ziarn. Utrudniają poślizg ziaren, co zwiększa wytrzymałość stopu, ale podobnie jak węgliki MC mogą powodować też ich kruchość, co jest związane z tworzeniem się ciągłego film na granicy ziarn [17]. Węgliki te mogą także powstawać w podwyższonej temperaturze powyżej 815°C w wyniku transformacji węglików mniej stabilnych typu MC. Do takich węglików zalicza się WC, MoC oraz bardziej stabilnych, w których rozpuszczony jest wolfram lub molibden [157, 158, 161].

g) M<sub>6</sub>C (Mo, Nb)- Węgliki wtórne. Skupiają się głównie na granicach ziarn.

h) Faza Lavesa [(Ni, Cr, Fe)<sub>2</sub>(Nb, Mo, Ti)]. Jest to faza międzymetaliczna o strukturze heksagonalnej topologicznie zwarcie upakowanej C<sub>14</sub>. Przybiera kształt wyspowy. Faza to może powstawać podczas krzepnięcia stopu wyniku segregacji pierwiastków stopowych (Nb, Si, Mo) w przestrzeniach międzydendrytycznych. Jej obecność ze względu na wysoką zawartość niobu powoduje spadek zawartości umacniającej fazy  $\gamma''$  w stopie. Wraz z kruchością samej fazy Lavesa powoduje obniżenie właściwości mechaniczne stopu.

i) Azotki MN np. TiN

j) NiNb- tworzy eutektykę z węglikami NbC podczas krzepnięcia stopu. [69]

k) αCr- wydziela się na powierzchni ziarn, jeden z produktów rozpadu γ".

l) Faza η- uporządkowana Ni<sub>3</sub>Ti o strukturze heksagonalnej.

m) faza μ- romboedryczna R3m faza międzymetaliczna B<sub>6</sub>A<sub>7</sub> gdzie B to VIII grupa pierwiastków natomiast A to pierwiastki grupy VB i VIB. Może się pojawić w stopie w trakcie krzepnięcia oraz w trakcie starzenia, faza uważana za pogarszającą właściwości mechaniczne superstopów [80].

Obecność i morfologia danych faz występujących w stopie Inconel 718 uzależniona jest od składu chemicznych konkretnego wytopu oraz od przeprowadzonej obróbki cieplnej i plastycznej.

## 3. Uszkodzenie w ujęciu ilościowym

Miarę uszkodzenia materiału można wyrazić za pomocą zmiennej uszkodzenia D.

## 3.1. Koncepcja zmiennej uszkodzenia

Uszkodzenie materiału można odnieść do pewnej reprezentatywnej objętości (RVE). RVE jest to najmniejsza objętość materiału, która może reprezentować z natury nieuporządkowany w skali mikroskopowej materiał, jako statystycznie homogeniczny pod działaniem jednorodnych wymuszeń na jego granicach [151, 195]. Występujące w objętości RVE wartości mikrowłaściwości materiału są uśredniane do wartości efektywnych. Losowe i izotropowe rozmieszczenie defektów w RVE nadaje ciągły charakter uszkodzeniu analogicznie do struktury materiału. Zmienną uszkodzenia można zdefiniować w takim przypadku poprzez gęstość powierzchniową pęknięć lub jako stosunek pola przekroju pustek ( $S_D$ ) w płaszczyźnie przecięcia objętości RVE do pola powierzchni (S) tej płaszczyzny [6] (Rys. 23)- wzór (5).

$$D = \frac{S_D}{S}$$



Rys. 24. Przykład reprezentatywnej objętości materiału z uszkodzeniami powstałymi w wyniku działania naprężenia σ.

Zmienna uszkodzenia jest w takim ujęciu bezwymiarową wielkością skalarną, która przyjmuje wartości w przedziale od 0 do 1. Tak zdefiniowana zmienna uszkodzenia (nazywana jest również parametrem uszkodzenia [4, 24, 202]) została zaproponowana przez Kachanova [26] i stała się podwaliną pod rozwój nowej gałęzi mechaniki pękania, zwanej kontynualną mechaniką uszkodzenia (CDM) [201]. Kontynualna mechanika uszkodzenia zajmuje się opisem i modelowaniem wpływu mikrouszkodzeń materiału na jego makroskopowe właściwości mechaniczne. Górną granicą zastosowania CDM jest przekroczenie przez rozwijające się uszkodzenia rozmiarów objętości RVE [36], co można interpretować, jako powstanie i rozwój pęknięć makroskopowych (Rys. 25).



Rys. 25. schemat rozwoju pęknięcia na przykładzie pęknięcia zmęczeniowego (A) oraz schemat inicjacji makroskopowego pęknięcia zmęczeniowego w ujęciu mechaniki uszkodzenia ośrodka ciągłego oraz mechaniki pękania (B). Na podstawie [36].

Materiał oraz powstające w nim uszkodzenie często nie jest izotropowe, przez co zmienna uszkodzenia staje się wielkością tensorową wyższego rzędu [26, 27, 201]. Ponadto pęknięcie rozdzielcze materiału następuje zanim zmienna uszkodzenia osiągnie wartości 1 (co odpowiada pokryciu całej powierzchni przekroju nieciągłościami). Jedną z przyczyn, dla którego tak się dzieje jest koncentracja naprężenia w okolicach nieciągłości a w szczególności w szczelinach pęknięć. Dla metali i ich stopów wartością krytyczną zmiennej uszkodzenia, dla którego następuje zerwania mieści się w zakresie 0,2÷0,8 [36].

## 3.2. Metody wyznaczania wartości zmiennej uszkodzenia.

Powstające w materiale defekty nie tylko powodują jego uszkodzenie, ale również zmianę właściwości fizycznych i mechanicznych. Dlatego też wartości zmiennej uszkodzenia mogą być wyznaczone nie tylko bezpośrednio przez pomiar gęstości powierzchniowej znajdujących się w materiale defektów (zgodnie ze wzorem (4)), ale również przez pomiar właściwości mechanicznych i fizycznych.

Mierzona wielkości, za pomocą, których można wyznaczyć zmienną uszkodzenia materiału są nazywane wskaźnikami uszkodzenia.

Ogólne cechy, jakie powinien mieć wskaźnik uszkodzenia, jako zmienna stosowana w modelowaniu ośrodków ciągłych podał Krajcinovic [4]. Powinien on być:

- a) Identyfikowalny (mieć określny sens fizyczny i określoną postać np. skalara, wektora)
- b) Mierzalny (możliwy do zmierzenia z odpowiednią dokładnością).
- c) Powiązany z dominującym mechanizmem uszkodzenia mikrostruktury

Wskaźniki uszkodzenia powinny reprezentować makroskopowe efekty obecności w materiale mikroskopowych defektów. Wskaźniki uszkodzenia można podzielić na trzy kategorie [6, 22, 16, 36]: mechaniczne, metalograficzne i fizyczne.

## 3.2.1. Mechaniczne wskaźniki uszkodzenia.

Zazwyczaj metody wykorzystywane do określenia mechanicznych wskaźników uszkodzenia należą do metod niszczących, gdyż wymagają wycięcia próbek z obiektu badań. Mechanicznym wskaźnikiem uszkodzenia jest na przykład:

## a) moduł Younga

Powstające w materiale nieciągłości powodują, że pozostała nieuszkodzona jeszcze część materiału  $(S - S_D)$  musi przenosić większe naprężenia w tym również spiętrzenia naprężenia, jakie występują w obszarach tych nieciągłości. Wpływ uszkodzeń na poziom naprężenia przenoszonych przez jeszcze nieuszkodzony materiał ujęto w koncepcji naprężenia efektywnego  $\bar{\sigma}$ , które w przypadku izotropowego uszkodzenia materiału jednorodnego przyjmuje postać:

$$\bar{\sigma} = \frac{F}{S - S_D} = \frac{F}{S\left(1 - \frac{S_D}{S}\right)} = \frac{\sigma}{1 - D}$$
(7)

gdzie: S- przekrój poprzeczny materiału,  $S_D$ - fragment przekroju poprzecznego zajęty przez uszkodzenia, D- zmienna uszkodzenia,  $\sigma$ - naprężenie przyłożone do materiału z uszkodzeniami,

Naprężenie efektywne  $\bar{\sigma}$  jest zdefiniowane, jako naprężenie, jakie należałoby przyłożyć do danego elementu wykonanego z nieuszkodzonego materiału, aby odkształcił się w ten sam sposób jak uszkodzony element poddany naprężeniu nominalnemu  $\sigma$  (Rys. 26) [151].

Wykorzystanie koncepcji naprężenia efektywnego  $\bar{\sigma}$ , zamiast naprężenia  $\sigma$  w opisie zachowania się ośrodków ciągłych, oznacza, że uszkodzenie może być rozumiane, jako cecha materiału, która ma charakter ciągły- uszkodzenia są mniej lub bardziej równomiernie rozmieszczone w pewnej objętości materiału, jako element jego struktury.



Rys. 26. Zobrazowanie koncepcji naprężenie efektywnego.

Dla materiału rozciąganego naprężenie  $\sigma$  i  $\overline{\sigma}$  zapisuje się za pomocą równań:

$$\sigma = \bar{E}\varepsilon_e, \ \bar{\sigma} = E\varepsilon_e$$

gdzie:  $\varepsilon_e$ - odkształcenie sprężyste ,  $\overline{E}$ - moduł Younga materiału z uszkodzeniami , E- moduły Younga materiału nieuszkodzonego.

Podstawiając powyższe wzory do równania (7) zmienna uszkodzenia można zapisać, jako funkcję modułu Younga materiału uszkodzonego i nieuszkodzonego:

$$D_E = 1 - \frac{\sigma}{\overline{\sigma}} = 1 - \frac{\overline{E}\varepsilon_e}{E\varepsilon_e} = 1 - \frac{\overline{E}}{E}$$
(9)

Zmiana wartości modułu Younga może być zmierzona za pomocą quasi-statycznej próby rozciągania [6, 83] (Rys. 27). Rzeczywiste odkształcenie próbki mierzy się za pomocą tensometrów naklejanych do powierzchni próbki. Przy dużych odkształceniach tensometry

(8)

trzeba wymieniać ze względu na ograniczony zakres ich pracy. Do pomiarów można także użyć ekstensometrów lub metod optycznych polegających na analizie obrazu rozciąganej próbki.



Rys. 27. Schemat zmiany modułu Younga w wyniku rozwoju uszkodzenia.

b) twardość [6, 103].

Dla wielu metali i ich stopów wstępuje empiryczna zależność między twardością H (rozumianą, jako stosunek siły F do pola powierzchni odcisku S) a granicą plastyczności  $\sigma_s$ :

$$H = \frac{F}{s} = k\sigma_s \tag{10}$$

Twardość materiału uszkodzonego H i nieuszkodzonego  $H^*$  zapisuje się odpowiednio [6]:

$$H = k(\sigma_y + R + X)(1 - D) \tag{11}$$

 $H^* = k(\sigma_y + R + X)$  (12) gdzie: k - współczynnik proporcjonalności między twardości a granicą plastyczności,  $\sigma_y$ - granica plastyczności materiału nieodkształconego, R i X naprężenia związanego odpowiednio z izotropowym i kinematycznym umocnieniem,

Korzystając z wzorów (11) (12) zmienna uszkodzenia można zapisać, jako:

$$D_H = 1 - \frac{H}{H^*} \tag{13}$$

lub w przypadku, gdy uszkodzenie pojawia się dopiero po osiągnięciu przez materiał całkowitego umocnienia odkształceniowego [83]:

$$D_{H_m} = 1 - \frac{H_m \sigma_y}{H_m^* \sigma_m} \tag{14}$$

gdzie:  $H_m = k\sigma_m(1-D)$ - twardość materiału całkowicie umocnionego odkształceniowo,  $H_m^* = k\sigma_y$ - twardość materiału nieumocnionego odkształceniowo,  $\sigma_m$ - wytrzymałość na rozciągania.

#### c) zmiana amplitudy naprężenia

Metoda stosowana dla badań przy nisko cyklicznym uszkodzeniu zmęczeniowym materiałów metalicznych [6]. W metodzie tej wartości zmiennej uszkodzenia wyznaczane są na podstawie względnej zmiany amplitudy naprężenia danego cyklu obciążenie realizowanego przy stałym cyklu odkształcenia- badania wytrzymałościowe sterowane odkształceniem:

$$D_{\sigma} = 1 - \frac{\Delta \sigma}{\Delta \sigma^*} \tag{15}$$

gdzie:  $\Delta\sigma$ - amplituda naprężenia danego cyklu,  $\Delta\sigma^*$ - amplituda cyklu ustabilizowanego odpowiadająca stanowi maksymalnego umocnienia lub osłabienia materiału, które następuje przed rozwojem uszkodzenia.

#### d) zmiana amplitudy odkształcenia

Metoda stosowana w badaniach zmęczeniowych sterowanych zarówno siłą jak i przemieszczeniem. Zmienna uszkodzenia wyrażany jest przy tym między innymi zależnością:

$$D = 1 - (\Delta \varepsilon_{ps}) / (\Delta \varepsilon_p)]^{1/n'}$$
(16)

gdzie:  $\Delta \varepsilon_p$ - amplituda danego cyklu odkształcenia,  $\Delta \varepsilon_{ps}$ - amplituda cyklu odkształcenia ustabilizowanego, n'- wykładnik cyklicznego umocnienia odkształceniowego

#### 3.2.2. Fizyczne wskaźniki uszkodzenia.

Pomiar właściwości fizycznych jest bardzo atrakcyjny pod względem praktyki inżynierskiej, ponieważ umożliwiają analizę uszkodzenia materiału bez jego niszczenia- wycinania próbek oraz w wielu przypadkach mogą być one używane podczas eksploatacji danego obiektu badań. Do metod pomiary fizycznych wskaźników uszkodzenia można zaliczyć wszystkie powszechnie używane metody badań nieniszczących takie jak: badania penetracyjne, magnetyczno proszkowe, ultradźwiękowe, prądowirowe, rentgenowskie, dyfraktometryczne, termograficzne.

Zmienna uszkodzenia może być wyznaczona przez:

a) zmianę gęstości, która może pojawić się na przykład w wyniku powstawania pustek na granicach ziarn podczas pełzania

$$D_{\rho} = (1 - \frac{\tilde{\rho}}{\rho})^{2/3}$$
(17)

b) zmianę napięcia elektrycznego.

$$D_U = 1 - \frac{U}{\overline{U}}\frac{\overline{\rho}}{\rho} \approx 1 - \frac{U}{\overline{U}}$$
(18)

gdzie: U,  $\overline{U}$  -napięcie elektryczne mierzone odpowiednio na uszkodzonym i nieuszkodzonym elemencie,  $\rho$ ,  $\overline{\rho}$ - opór właściwy materiału odpowiednio nieuszkodzonego i uszkodzonego.

#### c) badania ultradźwiękowe

W metodzie tej wykorzystuje się zmianę prędkości fali ultradźwiękowej rozchodzącej się w uszkodzonym materiale. Zmienna uszkodzenia (zakładając przypadek izotropowego uszkodzenia, które nie zmienia wartości współczynnika Poisson'a oraz w niewielkim stopniu zmienia gęstości materiału wywołaną powstaniem uszkodzeń) można zapisać, jako [6]:

$$D_{UT} = 1 - \frac{\overline{v_l^2}}{v_l^2}$$
(19)

gdzie:  $\overline{v}_l$ ,  $v_l$ - prędkość podłużnej fali ultradźwiękowej odpowiednio w materiale uszkodzonym i nieuszkodzonym.

Do pomiarów uszkodzenia można wykorzystać także zmiany współczynnika dwójłomności akustycznej porzecznej fali ultradźwiękowej *B*, który zapisuje się, jako [124]:

$$B = \frac{V_{T2} - V_{T1}}{0.5(V_{T2} + V_{T1})} \tag{20}$$

gdzie:  $V_{T1}$ ,  $V_{T2}$  prędkość fali poprzecznej rozchodzącej się w kierunku grubości próbki i spolaryzowanych we wzajemnie prostopadłym kierunku.

Nową odmianą ultradźwiękowej defektoskopii jest mikroskopia ultradźwiękowa. W metodzie tej, w porównaniu do standardowej metody ultradźwiękowej, zastosowano specjalny przetwornik, którego zadaniem jest skupienie fali ultradźwiękowej, dzięki czemu uzyskuje się wysoką rozdzielczość przestrzenną pomiaru. W zależności od zastosowanego przetwornika i częstotliwości fali ultradźwiękowej, rozdzielczość pomiarowa mikroskopu ultradźwiękowego może wynosić od kilkuset mikrometrów do około jednego mikrometra. Do generacji fal ultradźwiękowych w takich mikroskopach stosuje się także impulsy laserowe, dzięki czemu nie ma konieczności stosowania ośrodków sprzęgających tak jak to ma miejsce w przypadku piezoelektrycznych przetworników ultradźwiękowych [165, 166].

#### d) badania dyfraktometryczne

Ta metoda wykorzystuje zjawisko dyfrakcji fal promieniowania rentgenowskiego, jakie zachodzi na płaszczyznach sieci krystalograficznej. Dyfraktometria umożliwia, więc pomiar skutków uszkodzenia, jakie powiją się w materiale w skali atomowej. Na przykład defekty struktury krystalicznej powodują zmiany w połówkowych wysokościach pików dyfrakcyjnych

obecnych na dyfraktogramach rentgenowskich, jakie uzyskuje się w wyniku pomiaru materiałów polikrystalicznych. W pomiarach dyfraktometrycznych oprócz promienia rentgenowskiego używane są również promieniowanie neutronowe, które umożliwia pomiar większej objętości materiału (w szczególności wykonanych z cięższych pierwiastków) niż promieniowanie rentgenowskie [16, 200, 205, 206].

#### e) radiografia

Jest to grupa metod, wśród których intensywnie rozwijana jest technika rentgenowskiej tomografii komputerowej. Umożliwia ona trójwymiarowe obrazowanie defektów znajdujących się w objętości materiału. Podstawą detekcji jest różnica we współczynniku pochłaniania promieniowania rentgenowskiego między defektem a materiałem rodzimym. W wyniku rekonstrukcji tomograficznej, wykonanej na podstawie szeregu obrazów rentgenowskich badanego elementu uzyskuje się obraz przekroi tego elementu oraz trójwymiarową informację o obecnych w materiałe defektach [179].

#### 3.2.3. Metalograficzne wskaźniki uszkodzenia

Sprowadzają się one do analizy rzeczywistych uszkodzeń widocznych między innymi na zgładach metalograficznych. Na przykład zmienna uszkodzenia może być wyrażony za pomocą długości pęknięć według wzoru [6]:

$$D_a = \frac{\sum a_i^2}{l^2} \tag{21}$$

gdzie:  $a_i$ - długość i-tego pęknięcia, l- bok kwadratowego obszaru na powierzchni zgładu, na którym mierzone są pęknięcia.

W przypadku uszkodzenia wywołanego zmęczeniem zmienna uszkodzenia może być wyrażona za pomocą rozmiarów struktur dyslokacyjnych. Przykładem może być:

a) średnica komórek dyslokacyjnych [37]

$$D_{\lambda} = 1 - \left(\lambda/\lambda_0\right)^p \tag{22}$$

gdzie:  $\lambda_i$ ,  $\lambda_0$ - średnia średnica komórek dyslokacyjnych znajdujących się odpowiednio w aktualnym i początkowym stanie uszkodzenia.

b) odstępy między uporczywymi pasmami poślizgu (PSB) [196]

$$D = \frac{S_f}{S} \tag{23}$$

gdzie: S, S<sub>f</sub> –bieżąca i końcowa wartość odstępów między PSB.

c) wartości nasilenia pasm poślizgu [197]

$$D = \frac{\phi}{\phi_f} \tag{24}$$

gdzie:  $\phi$ ,  $\phi_f$  –odpowiednio bieżąca i końcowa wartość nasilenia pasm poślizgu.

#### 4. Model uszkodzenia wg Johnson'a-Cook'a

Istnieje wiele modeli opisujących rozwój uszkodzenia materiału. Mogą one uwzględniać oddziaływanie jednego lub wielu czynników niszczących materiał.

Jednym z modeli opisujących uszkodzenie jest model Johnsona-Cooka. Ujmuje on uszkodzenie materiału w sposób empiryczny, czyli traktuje uszkodzenia, jako cechę materiału wyznaczaną doświadczalnie bez wnikania w mechanizm jego rozwoju. W modelu Johnsona Cooka zmienna uszkodzenia materiału wyrażona jest, jako stosunek skumulowanego przyrostu plastycznego odkształcenia ekwiwalentnego  $\Delta \varepsilon^p$ , jaki następuje w danym cyklu odkształcenia materiału do wartości odkształcenia ekwiwalentnego w momencie pęknięcia rozdzielczego materiału  $\varepsilon^{p^f}$ [134].

$$D_{\varepsilon} = \sum \frac{\Delta \varepsilon^p}{\varepsilon^{pf}}$$
(25)

Odkształcenie ekwiwalentne w momencie pęknięcia rozdzielczego materiału  $\varepsilon^f$  wyrażone jest za pomocą wzoru:

$$\varepsilon^{p^{J}} = D_{1} + D_{2} \exp(D_{3}\eta) (1 + D_{4} ln \dot{\varepsilon^{*}}) (1 + D_{5} T^{*})$$
(26)

gdzie :  $D_1, D_2, D_3, D_4, D_5$  -stałe materiałowe wyznaczane doświadczalnie,  $\dot{\varepsilon^*} = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_o$ - względna prędkość odkształcenia ( $\dot{\varepsilon} = \sqrt{\frac{2}{9}} [(\dot{\varepsilon}_1 - \dot{\varepsilon}_2)^2 (\dot{\varepsilon}_2 - \dot{\varepsilon}_3)^2 (\dot{\varepsilon}_3 - \dot{\varepsilon}_1)^2]$ ekwiwalentna prędkość odkształcenia,  $\dot{\varepsilon}_o$ - referencyjna prędkości odkształcenia = 1.0 s<sup>-1</sup>),  $T^* = (T - T_{pokojowa})/((T_{topnienia} - T_{pokojowa})$ - względna temperatura homologiczna ,  $\eta$ współczynnik trójosiowości naprężenia,

Zmienna uszkodzenia określona wzorem (25) zwiera w sobie sumaryczny efekt wszystkich aktywnych czynników wpływających na rozwój uszkodzenia, jakie zostały uwzględnione w modelu to znaczy podwyższonej temperatury, prędkości odkształcenia oraz stanu naprężenia.

Model Johnson'a-Cook'a jest używany w programach do obliczeń numerycznych MES takich jak Abaqus, LS-Dyna, Autodyn.

## 5. Podsumowanie

Uszkodzenie materiału jest zjawiskiem złożonym. Charakter uszkodzenia oraz sposób, w jaki się ono rozwija zależy od właściwości danego materiału oraz warunków jego pracy. Uszkodzenie stopów metali związane jest z mniej lub bardziej lokalnym odkształceniem plastycznym. Odkształcenie plastyczne wiąże się z różnego rodzaju mechanizmami, które związane są między innymi z ruchem dyslokacji i rozwojem struktur dyslokacyjnych [70]. Struktury te, po osiągnięciu określonych rozmiarów mogą być źródłem rozwoju pęknięć. Dzieje się tak zarówno w przypadku statycznego, jak i cyklicznego obciążenia [172, 173]. W literaturze można spotkać się z wieloma metodami pomiaru uszkodzenia materiałów pracujących pod danym obciążeniem (Rys. 28). Nie ma jednak jednej uniwersalnej i powszechnie używanej metody do bezpośredniego pomiaru każdego rodzaju uszkodzenia materiałów. Mechaniczne wskaźniki uszkodzenia z punktu widzenia zdolności konstrukcji do przenoszenia obciążeń, są najbardziej bezpośrednimi, które mogą charakteryzować uszkodzenie materiału. Ich bezpośredniość wynika nie tylko z faktu, że opisują one właściwości mechaniczne materiału, ale także z tego, że w sposób bezpośredni używane są do definiowania (zgodnie z przyjętym modelem uszkodzenia) zmiennej uszkodzenia (na przykład tak jak to ma miejsce w przypadku zmiennej uszkodzenia zdefiniowanego przez Johnson'a-Cook'a). Jednym z problemów przy wyznaczeniu wartości mechanicznych wskaźników uszkodzenia jest często konieczność wycinania próbek do badań oraz lokalny charakter występowania uszkodzenia materiału. Na lokalny charakter uszkodzenia zwrócił uwagę między innymi Lematrie [6]. W przypadku statycznej próby rozciągania materiałów plastycznych w końcowym stadium próby często dochodzi do lokalizacji odkształcenia plastycznego, które przejawia się powstaniem przewężenia - szyjki w przekroju próbki. Szyjka utrudnia dalszy pomiar naprężenia i odkształcenia materiału, co z kolei powoduje obniżenie dokładności wyznaczania wartości zmiennej uszkodzenia w końcowym stadium uszkodzenia. W przypadku badań zmęczeniowych pierwsze oznaki uszkodzenia pojawiają się najczęściej w dogodnie zorientowanych ziarnach w stosunku do napreżenia nominalnego. Stosunkowo niewielkie rozmiary ziarn, ich duża ilość oraz losowe rozmieszczenie w materiałach polikrystalicznych utrudnia badania właściwości mechanicznych materiału w początkowym stadium rozwoju jego uszkodzenia (zakres uszkodzenia gdzie metody mechaniki pękania jeszcze nie mają zastosowania). W związku z tymi trudnościami w praktyce inżynierskiej często stosuje się wskaźniki uszkodzenia, które służą do pośredniego pomiaru stopnia uszkodzenia (względem wskaźnika bezpośrednio definiującego zmienną uszkodzenia zgodnie z przyjętym modelem uszkodzenia).



Rys. 28. Zestawienie przykładowych metod badań stopnia uszkodzenia materiału na podstawie [16].

## **II. TEZA PRACY**

Analiza stanu powierzchni i obszaru przypowierzchniowego materiału przeprowadzona z użyciem wybranych metod badawczych umożliwia wykrycie wczesnego etapu uszkodzenia materiału w warunkach eksploatacji konstrukcji.

## III. METODY BADAŃ

Do szacowania stopnia uszkodzenia na podstawie badań powierzchni materiału wybrano instrumentowany pomiar twardości oraz profilometrię stykową. Na wartość twardości (zgodnie ze wzorem (10, 11)) jaki i chropowatość powierzchni bezpośredni wpływ ma odkształcenie plastyczne materiału [70, 140].

Zaletą obu metod jest możliwość wykonania badań bez konieczności wycinania próbek, dzięki czemu metody te mogą zastać wykorzystana do kontroli elementów konstrukcji w trakcie eksploatacji. Pomiary twardości i chropowatości wykonywane są na względnie małych obszarach. Umożliwia to zmierzenie lokalnej wartości danego wskaźnika uszkodzenia i tym samym oszacowanie lokalnego stopnia uszkodzenia materiału.

#### 1. Instrumentowany pomiar twardości

W stopach metali umocnienie odkształceniowe związane jest z tworzeniem i rozwojem w materiale defektów sieci krystalicznej między innymi w postaci struktur dyslokacyjnych. Struktury te w skali atomowej również mogą być traktowane, jako uszkodzenia materiału. Umocnienie odkształceniowe zmienia wartość granicy plastyczności danego materiału, co zgodnie ze wzorem (10) powoduje zazwyczaj wzrost mierzonej twardości (w przypadku statycznych metod pomiaru twardości takich jak metoda Brinell'a, Vickers'a, Rockwell'a skutkuje to zmniejszeniem się rozmiarów odcisków). Natomiast uszkodzenie pojawiające się w materiale w postaci pustek i pęknięć powinno powodować spadek twardości dla materiału. Procedurę szacowania stopnia uszkodzenia na podstawie badań twardości dla materiałów poddanych statycznemu obciążeniu zaproponował Billardon [103]. Procedura ta wymaga wyznaczenia na podstawie statycznej próby rozciągania ekstrapolowanych wartości twardości  $H^*$  (wzór 12) odpowiadających twardościom materiału przy danym stopniu umocnienia odkształceniowego, w którym nie ma pęknięć i pustek (Rys. 29). Z tego powodu ogranicza to możliwość zastosowania metody dla materiałów, w których uszkodzenia te powstają już przy niewielkim umocnieniu odkształceniowym.



Rys. 29. Schemat wyznaczania zmiennej uszkodzenia materiału odkształconego doraźnie na podstawie badań twardości. Na podstawie [103].

Innym sposobem wyznaczania zmiennej uszkodzenia na podstawie pomiarów twardości jest zastosowanie tzw. instrumentowanej metody pomiaru twardości. Poza standardowym pomiarem twardości dokonywany jest jednocześnie pomiar siły i przemieszczenia podczas zagłębiania wgłębnika w materiał (Rys. 30)[26]. Umożliwia to wyznaczenie indentacyjnego modułu sprężystości  $E_{IT}$  badanego materiału odpowiadającego

modułowi Younga. Modułu Younga jest stałą materiałową, której wartość warunkowana jest siłą wiązań między atomowych i sposobem ułożenia atomów w danym materiale [198]. Pustki, pęknięcia są efektem zerwania wiązań międzyatomowych. Dyslokacje tworzące się w materiale podczas odkształcenia plastycznego również mogą powodować zmiany wartości modułu Younga [200]. Dlatego też w przypadku materiału poddanego obciążeniom mechanicznym, moduł sprężystości efektywniej, niż zmiany twardości, odzwierciedla stopień uszkodzenia materiału skutkującego powstaniem pęknięć i pustek.



Rys.30. Schemat próby zagłębiania wgłębnika w materiał. Na podstawie [38]. *F*- siła, *a*- przekątna lub średnica styku wgłębnika z badanym materiałem.  $h_p$ - głębokość trwałego odcisku,  $h_c$ - głębokość, na jakiej wgłębnik styka się z badanym materiałem przy działającej sile *F*,  $h_{max}$ - maksymalna głębokość odcisku przy działającej sile *F*.

Metody wyznaczania modułu indentacyjnego  $E_{IT}$  zależą miedzy innymi od rodzaju stosowanego wgłębnika i zastosowanego obciążenia. Najczęściej wykorzystują one analizę krzywej odciążania wgłębnika (Rys.31). Jedną z podstawowych wielkości wyznaczaną z tej krzywej jest sztywność kontaktowa  $S^*$ , definiowana, jako tangens kąt nachylenia stycznej krzywej odciążania w punkcie największej siły do osi przemieszczania wgłębnika:

$$S^{*} = \left(\frac{dF}{dh}\right)_{F_{max}} = tg\lambda$$

$$\begin{bmatrix} F_{max} \\ Krzywa obciążania \\ Krzywa odciążania \\ h_{p} \\ h_{max} \\ h_{$$

Rys. 31. Schemat wykresu z instrumentowanego pomiaru twardości.

Na ogół zakłada się, że promień odcisku  $R_1$ , jaki powstanie w materiale po wciśnięciu z siłą F wgłębnika w kształcie sfery , będzie równy promieniowi  $R_2$  jaki ma wgłębnik w miejscu

stykania się z materiałem w trakcie działania tej siły ( $R = R_1 = R_2$ ) (Rys. 32). Po zdjęciu obciążenia promień nieobciążonego wgłębnika  $r_2$  różni się od promienia wykonanego odcisku  $r_1$ . Jest związane nie tylko ze sprężystym odkształceniem wgłębnika oraz badanego materiału w obszarze odcisku, które zanika po zdjęciu obciążenia.



Rys. 32. Schemat wciskania sferycznego wgłębnika w materiał.

Przyjmuje się z pewnym przybliżeniem, że relacja miedzy promieniami  $r_1$  i  $r_2$  może być wyrażona za pomocą wzoru, który oparty jest na teorii styku dwóch ciał Hertza [92] [98] [118][186]:

$$\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2} = \frac{3F}{4a^3} \frac{1}{E_r}$$
(28)

gdzie: F- obciążenie, a- promień styku wgłębnika z próbką przy obciążeniu F,  $E_r$ - zredukowany moduł sprężystości wyrażony równaniem:

$$\frac{1}{E_r} = \frac{1 - v_i^2}{E_i} + \frac{1 - v_s^2}{E_{IT}}$$
(29)

gdzie:  $E_i$ - moduł sprężystości materiału wgłębnika,  $v_s$ - współczynnik Poissona materiału badanego,  $v_i$ - współczynnik Poissona materiału wgłębnika,  $E_{IT}$ - indentacyjny moduł sprężystości badanego materiału

Dla krzywej odciążania wgłębnika na podstawie analizy Hertza [118, 107] dotyczącej sprężystego styku dwóch ciał przyjmuje się, że:

$$a^2 = h_e R \tag{30}$$

gdzie:  $h_e = (h - h_p)$ - głębokość sprężystego odkształcenia, jakie wywołuje w materiale wgłębnik obciążony siłą F, h- głębokość odcisku wgłębnika podczas działania siły F,  $h_p$  - głębokość trwałego odcisku, jaki pozostaje w materiale po zdjęciu obciążenia z wgłębnika, R- średnica zastępcza dla układu kula/kula wklęsła  $R = \left(\frac{1}{r_1} - \frac{1}{r_2}\right)^{-1}$ .

Korzystając ze wzoru (28):

$$F = \frac{4}{3}\sqrt{R}E_r(h - h_p)^{3/2}$$
(31)

I dzieląc obie strony równania (31) przez  $\pi a^2$  oraz stosując wzór (30) otrzymujemy:

$$\frac{F}{\pi a^2} = E_r \left(\frac{4}{3\pi} \frac{h_e}{a}\right) \tag{32}$$

Zależność (32) jest analogiczna do zależności miedzy naprężeniem i odkształceniem wynikającym z prawa Hooke'a. Dlatego też wzór (32) zapisuje się czasami w postaci [191]:

$$\sigma_{ind} = E_r(\varepsilon_{ind}) \tag{33}$$

Różniczkując wyrażenie (31) względem przemieszczenia otrzymujemy wzór na sztywność kontaktową otrzymaną na podstawie teorii Hertza, oznaczoną, jako  $S_H^*$ :

$$S_{H}^{*} = \left(\frac{dF}{dh}\right)_{F_{max}} = 2\sqrt{R} E_{r} (h_{max} - h_{p})^{1/2}$$
(34)

Korzystając z wartości  $S_H^*$  wyliczonej z danych pomiarowych oraz wzorów (29) i (34) indentacyjny moduł sprężystości materiału badanego  $E_{IT}$  jest określa zależność:

$$E_{IT} = (1 - \nu_s^2) \left( \frac{2\sqrt{R}(h_{max} - h_p)^{1/2}}{S_H^*} - \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} \right)^{-1} \text{MPa}$$
(35)

Bardziej ogólną metodę wyznaczania modułu  $E_{IT}$ , która może być stosowana do osiowosymetrycznych wgłębników zaproponowali Oliver i Pharr [101] [107]. W metodzie tej sztywność kontaktową wyznacza się z krzywej odciążania poprzez jej aproksymację za pomocą empirycznej zależności potęgowej:

$$F = \alpha (h - h_p)^m \tag{36}$$

gdzie:  $\alpha$ - współczynnik uwzględniający między innymi moduł sprężystości i współczynnik Poissona próbki i wgłębnika, *m*- współczynnik zależny od geometrii wgłębnika.

Różniczkując wyrażenie (36) względem przemieszczenia otrzymuje się wzór na sztywność kontaktową wyznaczoną metodą Olivera i Pharra i oznaczoną, jaka  $S_{OP}^*$ :

$$S_{OP}^{*} = \left(\frac{dF}{dh}\right)_{F_{max}} = m\alpha (h_{max} - h_{p})^{m-1}$$
(37)
Wyznaczona sztywność kontaktowa wykorzystywana jest następnie do wyznaczenia zredukowanego modułu sprężystości  $E_r$  ze wzoru [107]:

$$E_r = \frac{S_{OP}^* \sqrt{\pi}}{2\beta \sqrt{A}} \tag{38}$$

gdzie: *A*-powierzchnia styku wgłębnika z badanym materiałem przy obciążeniu *F* będąca funkcją głębokości ( $h_c$ ) (Rys. 30),  $\beta$ - parametr zależny od kształtu wgłębnika; dla wgłębnika sferycznego [109]:

$$\beta = 1 + \frac{2(1-2\nu)a}{3\pi(1-\nu)R} \approx 1$$
(39)

Następnie, korzystając z obliczonej wartości zredukowanego modułu sprężystości  $E_r$  i stosując wzór (29) wyznacza się moduł indentacyjny  $E_{IT}$  ze wzoru:

$$E_{IT} = (1 - \nu_s^2) \left( \frac{2\beta\sqrt{A}}{S_{OP}^* \sqrt{\pi}} - \frac{1 - \nu_l^2}{E_i} \right)^{-1}$$
(40)

Zarówno wartość  $S_H^*$  jak i  $S_{OP}^*$  mierzy się w początkowym fragmencie krzywej odciążania wgłębnika z uwzględnieniem w wynikach pomiarów poprawki na sztywność urządzenia.

Wyznaczenie modułu  $E_{IT}$  w materiale uszkodzonym i nieuszkodzonym umożliwia określenie wartości zmiennej uszkodzenia analogicznie jak ze wzoru (9), czyli:

$$D_{E_{IT}} = 1 - \frac{\widetilde{E_{IT}}}{E_{IT}} \tag{41}$$

Za pomocą instrumentowanego pomiaru twardości można wyznaczyć lub oszacować nie tylko wartość modułu  $E_{IT}$ , ale również [72, 90, 91, 49, 92, 68, 93, 104, 94]:

#### a) Granicę plastyczności $R_{p0,2}$

b) Granicę wytrzymałości  $R_m$ 

c) Wykładnik umocnienia odkształceniowego  $n_{IT}$  odpowiadający wykładnik umocnienia odkształceniowego n z równania potęgowego opisującego plastyczny zakres krzywej ze statycznej próby rozciągania [120]:

$$\sigma_T = K \varepsilon_T^n \tag{42}$$

gdzie: K, n - stałe materiałowe,  $\sigma_T$ - naprężenie rzeczywiste,  $\varepsilon_T$ - odkształcenie rzeczywiste

f) Krzywą ze statycznej próby rozciągania.

g) Energię odkształcenia plastycznego.

Występujące przy odkształceniu plastycznym umocnienie materiału powoduje spadek jego wytrzymałości rozumianej, jako zdolności do absorbowania energii. W związku z tym,

odkształcenie plastyczne może być również interpretowana, jako pewna forma uszkodzenia materiału. Tym samym pomiar zdolności materiału do pochłaniania energii odkształcenia plastycznego, może być miarą uszkodzenia materiału (Rys. 33).



Rys. 33. Pola powierzchni odpowiadające energii odkształcenia sprężystego i plastycznego wyznaczone z wykresu z instrumentowanej próby twardości. Na podstawie [38].

- h) Naprężenia resztkowe.
- I) Wytrzymałość na pękanie

Metoda instrumentowanego pomiaru twardości może służyć również do badania zachowania się dyslokacji w metalach, właściwości mechanicznych powłok, zjawiska pękania materiałów ceramicznych.

Na wartość  $E_{IT}$  oraz innych wielkości wyznaczanych za pomocą instrumentowanego pomiaru twardości istotny wpływ ma typ odkształcenia materiału w sąsiedztwie odcisku, jakie powstaje w trakcie zgłębiania wgłębnika w materiał. Odkształcenie to zachodzi na dwa sposoby, które literaturze anglosaskiej nazywa się, jako Pile-up oraz Sink-up [92, 96, 107] (Rys. 34).

a) Odkształcenie typu Pile-up polega na podniesieniu się poziomu materiału w okolicy odcisku w wyniku plastycznego płynięcia materiału w obszarze powstającego odcisku. Jest ono charakterystyczne dla stopów metali i stopów bardzo plastycznych, które wykazują niewielki lub brak efektu umocnienia odkształceniowego (wskaźnik Meyer'a *n* bliski wartości 2) i cechują się wysokim stosunkiem między modułu Younga i granicą plastyczności ( $E/\sigma_y$ ).

b) Odkształcenie typu Sink-in polega na obniżeniu się poziomu materiał w okolicy odcisku. Sink-up związane jest z umocnieniem odkształceniowym, jakie następuje przy powierzchni w obszarze odcisku. Umocnienie to przeciwdziała wynoszeniu materiału ponad powierzchnię wyjściową próbki. Powoduje za to wypychanie na boki materiału znajdującego się w niższych warstwach i jego dalsze plastyczne umocnienie. Zazwyczaj w pewnej odległości od odcisku pojawia się również niewielkie spiętrzenie materiału. Jest charakterystyczny dla materiałów wyżarzanych ulegającym umocnieniu odkształceniowemu lub też dla materiałów, które nie ulegają plastycznemu umocnieniu, ale cechują się niski stosunek między modułu Yanga E a granicą plastyczności  $\sigma_y$  ( $E/\sigma_y$ ).



Rys. 34. Odkształcenia materiału Typu Pile-up i Sink-in w sąsiedztwie odcisku

Występowanie zjawisk Pile-up i Sink-up uwarunkowane jest również głębokością, na jaką zagłębia się wgłębnik podczas jego obciążania. Przy płytkich odciskach, kiedy następuje jedynie sprężyste odkształcenie, pojawia się Sink-up. Może być on widoczny również, gdy wgłębnik powoduje odkształcenie plastyczne. Gdy to plastyczne odkształcenie osiągnie pewną większą wartość pojawia się Pile-up. Na podstawie (Rys. 35).



Rys. 35. Wynik analizy FEM znormalizowanych profili kontaktu wgłębnik-materiał przy obciążeniu, sferycznego wgłębnika i sprężysto-idealnie plastycznego materiału ze stosunkiem  $E/\sigma_y = 200$ . Widoczne wpływ znormalizowanego zagłębienia wgłębnika na powstanie pile-up i sink-up, Na podstawie [107].

Zjawiska Sink-in a szczególnie Pile-up zwiększają błąd w wyznaczeniu promienia styku (*a*) wgłębnika z odciskiem a tym samym również powierzchni tego styku. Dokładne wyznaczenie powierzchni styku (A) jest kluczowe dla poprawnego wyznaczenia modułu  $E_{IT}$  z modelu zaproponowanego przez Olivier'a i Pharr'a (wzór 35). Zwiększa to niepewność wyznaczanego instrumentowanego modułu sprężystości ( $E_{IT}$ ) [107]. W literaturze można spotkać się z różnymi metodami korekcji, które próbują uwzględnić efekt Pile-up i Sink-up w wielkościach mierzonych za pomocą instrumentowanego pomiaru twardości. Jedną z najskuteczniejszych metodą jest obrazowanie geometrii odcisku, np. za pomocą mikroskopu sił atomowych, mikroskopu konfokalnego lub profilometru stykowego.

# 2. Pomiar profilu powierzchni

Na powierzchni materiałów metalowych odkształconych plastycznie powstają nierówności w wyniku doraźnego (Rys. 36) lub zmęczeniowego (Rys. 37) obciążenia mechanicznego. Rozmiar tych nierówności zależy od stopnia odkształcenia oraz od właściwości plastycznych danego materiału [70].



Rys. 36. Powierzchnia próbki ze stali 316L poddanej statycznej próbie rozciągania. Obszar szyjki odkształcenia plastycznego.



Rys. 37. Profil powierzchni próbki z żelaza Armco oraz obraz zmęczeniowych pasm poślizgu znajdujących na powierzchni, z kutej został zdjęty profil. Na podstawie [70].

W skali mikroskopowej nierówności powierzchni związane są z pojawieniem się na powierzchni materiału pasm poślizgu. Pasma poślizgu to zgrupowania linii poślizgu, które są śladami wzajemnego przemieszczania się płaszczyzn krystalograficznych w skutek ruchu dyslokacji wywołanego przez przyłożony układ naprężenia [70] (Rys. 38). W pasmach poślizgu mogą powstawać mikropęknięcia i pustki, które również powodują wzrost nierówności powierzchni. Linie i pasma mogą ulegać fałdowaniu, które związane jest z jednoczesnym poślizgiem w wielu systemach poślizgu, jak i obecnością różnego rodzaju przeszkód dla ruchu dyslokacji i poślizgowi poprzecznemu (który powoduje również załamywanie i przeplatanie się pasm [70]).



Rys. 38. Schemat rozwoju pasm poślizgu. Na podstawie [70].

W przypadku zmęczeniowego obciążania materiału wzrost nierówności powierzchni jest bardziej lokalny, niż w przypadku statycznego rozciągania czy ściskania i związany jest między innymi z powstawaniem ekstruzji i intruzji w wychodzących na powierzchnię uporczywych pasmach poślizgu. Pasma takie są uważane za miejsca inicjacji pęknięć [140]. Wysokość tych nierówności będzie zależała od wartości amplitudy naprężenia oraz liczby cykli.

Cechą struktury mającą największy wpływ na nierówności powierzchni odkształcanego materiału jest jego budowa ziarnowa [70]. W polikrystalicznych izotropowych materiałach metalowych ziarna te, mają przypadkową orientację krystalograficzną względem kierunku przyłożonego układu naprężenia. Powoduje to nierównomierne odkształcenie plastyczne poszczególnych ziarn. Ziarna dogodniej zorientowane względem przyłożonego układu naprężenia odkształcają się mocniej i przy mniejszym poziomie naprężenia, niż ziarna mniej dogodnie zorientowane. Odkształcone ziarna - powodują nacisk na sąsiednie, w wyniku, czego ziarno to może zostać wypchnięte, powodując w ten sposób zmianę topografii powierzchni. Nie bez znaczenia jest również wielkość ziarn. Im większa objętość ziarna, tym większa ilości dyslokacji, a tym samym większej ilości pasm poślizgu, które mogą powstać w ziarnie.

Na występowanie nierówności na powierzchni ma również wpływ obecność w strukturze wielu faz różniących się między sobą właściwościami mechanicznymi. Ich wpływ może być dwojaki. Fazy te, mogą obniżać plastyczność materiału, a tym samym zmniejszać nierówności na powierzchni. Przykładem są koherentne z osnową drobno dyspersyjne

wydzielenia wysokowytrzymałych faz międzymetalicznych  $\gamma'$ oraz  $\gamma''$  występujące w stopach niklu.

Zwiększenie nierówności powierzchni mogą powodować natomiast fazy, których struktura krystaliczna nie jest koherentna ze strukturą fazy stanowiącej osnowę materiału (Rys. 39). Przykładem takich faz są różnego rodzaju węgliki MC w stopach niklu. Fazy niekoherentne z osnową w zależności od rozmiarów i kształtów działają jak karby strukturalne, na których dochodzi do kumulowania się naprężenia. W konsekwencji na granicach tych faz może dochodzić do lokalnego odkształcenia plastycznego, mikropęknięć osnowy, odspojeń wtrąceń/wydzieleń od osnowy, mimo, że przyłożone do materiału naprężenia makroskopowe są niższe niż granicy plastyczności danego materiału. Lokalne odkształcenia plastyczne takie jak mikropęknięcia osnowy, jak i samych węglików będą powodować zwiększenia nierówności powierzchni.



Rys. 39. Odspojenia na granicy fazowej w stop tytanu [152].

W związku z powyższym, uszkodzenie materiału wywołane odkształceniem plastycznym, będzie powodowało zmiany struktury geometrycznej powierzchni (rozumianej, jako nierówności rzeczywistej powierzchni) tego materiału. Parametry struktury geometrycznej powierzchni mogą, więc zawierać informację o stopniu uszkodzenia materiału wywołanego odkształceniem plastycznym [140, 70]. Do podstawowych parametrów struktury geometrycznej powierzchni zalicza się parametry chropowatości i falistości powierzchni. Chropowatość jak i falistość są pojęciami stosowanymi do opisu ogólnie rozumianej trójwymiarowej tekstury powierzchni [147]. Rzeczywista powierzchnia stanowi liniową superpozycję chropowatości, falistości, kształtu i uszkodzeń [147].

Chropowatość według normy PN-89/M-04256/04 to zbiór nierówności o względnie małych odległościach (s) między wierzchołkami (o wysokości h) powierzchni. s/h<50.

Falistość według normy PN-89/M-04256/04 to występujące na powierzchni rzeczywistej zbiór nierówności, których rozmieszczenie ma charakter przypadkowy lub zbliżony do postaci okresowej w odstępach znacznie większych niż określone dla chropowatości. Według normy PN-74/M-04255 stosunek odstępów między wierzchołkami nierówności do ich wysokości wynosi co najmniej 40.

Chropowatość i falistość różnią się miedzy sobą rozmiarem nierówności, jakie są do nich przypisywane.

Rozróżnienie nierówności powierzchni na składową chropowatości i falistości w ujęciu historycznym było uzasadniane odmiennym źródłem ich powstawania oraz odmiennym ich wpływem na właściwości użytkowe powierzchni [145, 146]. W przypadku powierzchni uzyskanej w wyniku obróbki skrawaniem, chropowatość utożsamiano z nierównościami

pozostawionymi przez narzędzie, falistość natomiast z błędami w obróbce wynikającymi między innymi z drgań i ugięć wywołanych przez maszynę lub obrabiany przez nią element [147, 155].

Profil chropowatości i profil falistości stanowią składowe profilu powierzchni (Rys. 40) Uzyskuje się je w wyniku pomiaru nierówności powierzchni w płaszczyźnie prostopadłej do nominalnej powierzchni badanego obiektu. Parametry chropowatości wyznacza się z profilu chropowatości natomiast parametry falistości z profilu falistości.



Rys. 40. Schemat profilu powierzchni i jej składowych. Na podstawie [147].

Ze zmierzonego profilu powierzchni wyznacza się profil pierwotny. Jest to profil uzyskany w wyniku odwzorowania przez urządzenie pomiarowe rzeczywistego profilu powierzchni po zastosowaniu filtra S oraz operatora/filtra F. Filtr S jest filtrem dolnoprzepustowym, który niweluje krótkofalowe szumy i artefakty. Operator/filtr F niweluje profil kształtu badanego elementu [147]. Profil chropowatości i falistości wyznacza się stosując dalszą analizę profilu pierwotnego powierzchni. Profil chropowatości otrzymuje się z profilu pierwotnego po zastosowaniu filtra L. W przypadku profilu chropowatości jest to filtr górnoprzepustowy ( $L_w$ ), który niweluje długofalowe składowe profilu pierwotnego, które odpowiadają falistości powierzchni. W wyniku użycia filtra L, jako dolnoprzepustowego  $(L_n)$  z profilu pierwotnego uzyskuje się profil falistości powierzchni. Stosuje się różne rodzaje filtrów S i L. Każdy rodzaj filtra, który stosowany jest do uzyskania profilu chropowatości i falistości, definiowany jest za pomocą funkcji wagowej S(x). Jednymi z najczęściej używanych są filtry, których funkcja wagowa oparta jest na rozkładzie normalnym Gaussa (Rys. 41). Taki rodzaj filtru stosowany jest zarówno, jako dolnoprzepustowy filtr S jak i górno i dolnoprzepustowy filtr L. Dla dolno i górnoprzepustowych filtrów Gaussa funkcja wagowa wyrażona jest odpowiednio równaniami:

$$S(x)_S = (\alpha \lambda_S)^{-1} e^{-\pi [x/\alpha \lambda_S]^2}$$
(43)

$$S(x)_{L_{n,w}} = (\alpha \lambda_c)^{-1} e^{-\pi [x/\alpha \lambda_c]^2}$$
(44)

gdzie:  $\lambda_c$ ,  $\lambda_s$  - długości fal odcięcia, przy których następuje w zależności od rodzaju filtra odcięcie od spectrum mierzonego profilu składowych sinusoidalnych o niżej lub wyższej długości fali,  $\alpha = \sqrt{[\ln(2)]/\pi} \approx 0.4697$ ; x- odległość od średniej wartości funkcji wagowej.



Rys. 41. Przykład funkcji wagowej filtru Gaussa. Na podstawie [147].

Funkcja wagowa filtra stanowi sygnał przetwarzający sygnał pomiarowy odpowiadający niefiltrowanemu profilowi powierzchni. Z matematycznego punktu widzenia działanie funkcji wagowej na funkcję opisującą nieprzefiltrowany profil powierzchni może być opisane za pomocą splotu tych dwóch funkcji. Wynikiem tego splotu jest funkcja opisująca przefiltrowany profil powierzchni, którą można zapisać w postaci analitycznej wzorem [147]:

$$z'(x_1) = \int_{-\infty}^{+\infty} S(x) z(x+x_1) dx$$
(45)

gdzie:  $z'(x_1)$ - wartość przefiltrowanego profilu powierzchni uzyskana dla punktu  $x_1$ , S(x)- funkcja wagowa filtra,  $z(x + x_1)$ - wartość nieprzefiltrowanego profilu powierzchni, jako funkcja położenia w okolicy punktu  $x_1$ .

Efektem działania dolnoprzepustowego filtra  $L_n$  za pomocą funkcji wagowej  $S(x)_{L_n}$  na pierwotny profil powierzchni, jest nie tylko profil falistości, ale również linia średnia profilu chropowatości (Rys. 42). Linia średnia profilu chropowatości utworzona jest, więc ze składowych sinusoidalnych profilu powierzchni, o długości fali, które odpowiadają falistości powierzchni (linia średnia stanowi- profil falistości). Chropowatość jest odchyleniem profilu powierzchni od tej linii średniej.



Rys. 42. Profil falistości (A) i linia średnia profilu chropowatości (B) uzyskana w wyniku filtracji profilu pierwotnego.

W profilometrach filtrowanie sygnału pomiarowego realizowane jest rożnymi metodami (FFT, Konwolucja). Chropowatość wyznacza się również bez filtrowania (metoda Motif). Jedną z częściej używanych jest filtrowanie przy użyciu Szybkiej Transformaty Fouriera (FFT) (Rys. 43). Zakłada się przy tym, że profil powierzchni stanowi sumę sygnałów sinusoidalnych o różnej długości fali ( $\lambda$ ) i amplitudzie (Rys. 44). W wyniku Szybkiej Transformaty Fouriera sygnału pomiarowego uzyskuje się spectrum (amplituda w funkcji długości fali), które jest następnie filtrowane. W wyniku rekonstrukcji przefiltrowanego sygnału uzyskuje się profilu chropowatości i falistości [154].



Rys. 43. Przykładowy schemat przetwarzania sygnału pomiarowego, jaki stosowany w celu wyznaczenia wybranego profilu powierzchni. Na podstawie [154].



Rys. 44. Profil powierzchni, jako funkcja składowych sinusoidalnych sygnałów pomiarowych.

Do filtracji spektrów profili używa się charakterystyk transmisji amplitudy (Rys. 45), które są transformacjami Fouriera funkcji wagowych S(x). Charakterystyki te określają wartości, do których tłumione są amplitudy danych składowych funkcji sinusoidalnych mierzonego profilu.



Rys. 45. Przykładowy kształt charakterystyki transmisji amplitudy odpowiadającej funkcji wagowej Gaussa (Rys. 41).

Charakterystyka transmisji amplitudy  $H(\lambda)_{zmierzony profl}$  utworzona w wyniku transformaty Fouriera funkcji wagowej  $S(x)_S$  dolnoprzepustowego filtra S wyraża się równaniem:

$$H(\lambda)_{zmierzony \, profl} = \frac{wartość \, amplitudy \, za \, filtrem \, S(x)_S}{wartość \, amplitudy \, przed \, filtrem \, S(x)_S} = e^{-\pi(\alpha\lambda_{S/\lambda})^2}$$
(46)

gdzie:  $\lambda$ - długość fali składowej sinusoidalnej zmierzonego profilu.  $\alpha = \sqrt{[\ln(2)]/\pi} \approx 0,4697$ parametr, który służy do uzyskania 50% spadku amplitudy dla długości fali  $\lambda = \lambda_s lub \lambda_c$  [162],  $\lambda_s$ ,  $\lambda_c$ -fale odcięcia

Za jej pomocą otrzymuje się profil pierwotny profilu powierzchni.

Charakterystyka transmisji amplitudy  $H(\lambda)_{profil falistości}$  dla dolnoprzepustowego filtru  $L_n$  wyraża się równaniem:

$$H(\lambda)_{profil\ falistości=} = \frac{wartość amplitudy\ za\ filtrem\ S(x)_{L_n}}{wartość\ amplitudy\ przed\ filtrem\ S(x)_{L_n}} = e^{-\pi(\alpha\lambda_{c/\lambda})^2}$$
(47)

Za pomocą tej charakterystyki z pierwotnego profilu powierzchni otrzymuje się linię średnią profilu chropowatości.

Przy założeniu, że profil chropowatości jest różnicą między linią średnią (profilem falistości) i profilem pierwotnym to charakterystyka tłumienia  $H(\lambda)_{profil chrop.}$  górno przepustowego filtru  $L_w$  wyrażona jest równaniem:

$$H(\lambda)_{profil\ chrop.} = \frac{wartość\ amplitudy\ za\ filtrem\ S(x)_{L_W}}{wartość\ amplitudy\ przed\ filtrem\ S(x)_{L_W}} = 1 - H(\lambda)_{prof.fal.} = 1 - e^{-\pi(\alpha\lambda_{c/\lambda})^2}$$
(48)

Za pomocą tej charakterystyki otrzymuje się profil chropowatości.

Charakterystyki transmisji amplitudy ustawia się względem długości fal  $\lambda$  profilu powierzchni w taki sposób, aby 50% tłumienie amplitudy zachodziło dla wartości fal odcięcia  $\lambda_s$  i  $\lambda_c$  (Rys. 46). Odpowiednio dobrane wartości fal odcięcia  $\lambda_s$  i  $\lambda_c$ , umożliwiają regulację zakresu długości fal sinusoidalnych sygnałów składowych mierzonego profilu, jaki odpowiada profilowi chropowatości i falistości. Wartości fal odcięcia  $\lambda_s$  i  $\lambda_c$  określają także wartości, do których tłumione są amplitudy sinusoidalnych sygnałów składowych. Długości fal, których wartości leżą poza danym zakresem, nie są uwzględniane w wyznaczaniu profilu chropowatości i falistości. Użycie 50% granicy przenoszenia amplitudy na dany profil (chropowatości i falistości, bez utraty składowych częstotliwości z profilu mierzonego [154].



Rys. 46. Charakterystyki przenoszenia amplitud profilu sinusoidalnego na profil chropowatości i falistości w funkcji długości fali.

# 2.1. Metody badań profilu powierzchni

Istnieje wiele metod badań profilu powierzchni. O przydatności danej metody do pomiaru nierówności powierzchni decyduje między innymi od rozdzielczość przestrzennej pomiaru oraz wysokości nierówności, jakie mogą być nią zmierzone (Rys. 47). Rozdzielczość przestrzenna urządzeń do pomiarów nierówności powierzchni określana jest, jako najmniejsza przestrzenna długość fali nierówności, jakiej mierzona amplituda stanowi 50% rzeczywistej wartości amplitudy tej fali [147].



Rys. 47. Poglądowy wykres przedstawiający obszar, w jakim wybrane metody pomiaru nierówności powierzchni mogą być użyteczne w zależności od rozdzielczości pomiaru i wysokości nierówności. Na podstawie [159].

Ogólnie metody badań nierówności powierzchni można podzielić na dwie kategorie (Rys. 48):

### - metody kontaktowe

- metody bezkontaktowe



Rys. 48. Schemat profilometru bezkontaktowego interferencyjnego oraz kontaktowego na podstawie na podstawie [154, 207].

W metodzie kontaktowej nierówności powierzchni, są odwzorowywane przez końcówkę pomiarową w wyniku bezpośredniego stykania się końcówki z badaną powierzchnią. Profil powierzchni jest efektem pomiaru odchyleń, jakim ulega końcówka pomiarowa, w wyniku jej mechanicznego odpychania przez nierówności powierzchni, podczas przemieszczania się końcówki po powierzchni.

W metodzie kontaktowej wykorzystuje się profilometry bez ślizgacza lub ze ślizgaczem. Ślizgacz znajduje się na głowicy pomiarowe i ma bezpośredni kontakt z badaną powierzchnią. Stanowi on bazę, względem, której mierzone jest przemieszczenie końcówki pomiarowej. W metodzie kontaktowej stosuje się również skaningowy mikroskop sił atomowych (AFM) działający w trybie kontaktowym.

Zaletą kontaktowej metody pomiaru jest bezpośredni pomiar profilu oraz brak wpływu właściwości optyczne materiału na wynik pomiaru.

Do wad metody można zaliczyć zarysowania powierzchni zwłaszcza materiałów miękkich przez końcówkę pomiarową, co oprócz uszkodzenia powierzchni zmniejsza również dokładność jej odwzorowania. Na dokładność odwzorowania badanej powierzchni ma wpływ również promień zaokrąglenia końcówki pomiarowej a także, w zależności od konstrukcji urządzenia, ślizgacz.

W metodzie bezstykowej urządzenie pomiarowe nie ma bezpośredniego kontaktu z powierzchnią. Do odwzorowania powierzchni w metodzie tej wykorzystuje między innymi odziaływanie materiału z promieniowaniem świetlnym, zjawiska tunelowe zachodzące miedzy powierzchnią i sondą skanującą czy odziaływanie elektrostatyczne. W metodzie bezstykowej są stosowane takie urządzenia, jak: profilometry interferencyjne (w tym wykorzystujące interferometrię skanowania pionowego (VSI) i interferometrię przesunięcia fazowego (PSI)), mikroskopy konfokalne, mikroskopy z optycznym wykrywaniem ostrości, mikroskopy AFM działające w trybie bezkontaktowym, skaningowe mikroskopy tunelowe STM (tylko do materiałów przewodzących).

Główną zaletą bezkontaktowego pomiaru nierówności powierzchni jest brak zarysowań powierzchni, jaki może zachodzić w przypadku pomiarów metodą stykową. Profilometry bezstykowe cechuje często wysoka rozdzielczość pomiaru wysokości nierówności (w osi Z), a w przypadku mikroskopów AFM i STM również wysoka rozdzielczość w osi X i Y, która jest na poziomie angstremów. Urządzenia stosowane w pomiarze bezstykowym są bardziej praktyczne przy odwzorowywaniu trójwymiarowej topografii powierzchni, niż profilometry stykowe - odwzorowanie powierzchni zajmuje relatywnie mniej czasu. W metodzie bezstykowej nie występuje również problem wpływu zużycia końcówki pomiarowej na dokładność odwzorowania powierzchni.

Natomiast do wad można zaliczyć wpływ właściwości fizycznych materiału na wynik pomiaru nierówności. W przypadku AFM na dokładność odwzorowania nierówności powierzchni wpływa rodzaj oddziaływań, jakie następują między sondą skanującą mikroskopu, a atomami powierzchni. W przypadku mikroskopu konfokalnego i profilometrów interferencyjnych dokładność odwzorowania zleży od właściwości optycznych powierzchni. Użycie światła do pomiarów nierówności w większym stopniu, niż w przypadku profilometrów stykowych, ogranicza również zdolność rozdzielczą profilometrów świetlnych w osi X i Y.

### 2.2. Parametry nierówności powierzchni.

Istnieje szereg parametrów opisujących chropowatość i falistość [147, 154]. Z kolei parametry chropowatości można podzielić na kilka grup. I tak są to parametry związane z wysokością nierówności, parametry związane z odległością miedzy nierównościami, parametry związane z kształtem oraz parametry hybrydowe.

#### 2.2.1. Parametry wysokości chropowatości:

Do parametrów wysokości chropowatości zalicza się:

a)  $R_{a}$ - średnia odchylenie profilu chropowatości na długości odcina ewaluacyjnego od linii średniej

$$R_a = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} |Z_i| \tag{49}$$

gdzie:  $Z_i$  i-ta wysokość lub głębokość profilu chropowatości względem linii średniej.

b) R<sub>q</sub>- średnia kwadratowa chropowatość

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Z_i^2} \tag{50}$$

c)  $R_{z(ISO)}$ - średnia z różnicy z pięciu najwyższych wzniesień i pięciu najniższych zagłębień

$$R_{z(ISO)} = \frac{1}{5} \left( \sum_{i=1}^{5} p_i - \sum_{i=1}^{5} \nu_i \right)$$
(51)

d) R<sub>pm</sub>- średnia największych wzniesień profilu chropowatości

$$R_{pm} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} R_{pi} \tag{52}$$

e) R<sub>vm</sub>- średnia najniższych zgłębień profilu chropowatości

$$R_{\nu m} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} R_{\nu i} \tag{53}$$

f)  $R_t$ - największa nierówność profilu chropowatości - pionowa odległość między najniższym zgłębieniem  $R_v$  i najwyższym wzniesieniem  $R_p$  profilu chropowatości.

$$R_t = R_p + R_v \tag{54}$$

gdzie:  $Z_i$ - wysokość profilu chropowatości mierzony względem linii średniej,  $R_p$ ,  $R_v$ - odpowiednio najwyższe wzniesienie i najniższe zagłębienie względem linii średniej znajdujące się na odcinku ewaluacyjnym L profilu chropowatości.

 $R_{vi}$ ,  $R_{pi}$ - odpowiednio najwyższe wzniesienia i najniższe zagłębienia względem linii średniej znajdujące się na i-tym odcinku pomiarowym  $l_r$  profilu chropowatości; n- liczba odcinków pomiarowych.

Długość ewaluacyjna L stanowi sumę jednostkowych odcinków pomiarowych l dla profilu chropowatości oznaczonych, jako  $l_r$  a dla falistości  $l_w$ . Długość odcinków  $l_r$  i  $l_w$  służą do definiowania najszerszych nierówności, jakie stanowią składową rozpatrywanego profiluchropowatości lub falistości. Najczęściej  $l_r = \lambda_c$ , gdzie:  $\lambda_c$ - fale odcięcia filtra górnoprzepustowego chropowatości.

#### 2.2.2. Parametry odległości chropowatości

Do parametrów odległości zalicza się:

a) Sm - średnia odległość elementów profilu ( $Sm_i$ )względem linii średniej

$$Sm = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} Sm_i \tag{55}$$

b) S- średnia odległość między lokalnymi wzniesieniami

$$S = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} S_i \tag{56}$$

50

c) *m*-liczba wzniesień na odcinku ewaluacyjnym *L* 

$$m = \frac{1}{L} \sum_{i=1}^{n} m_i \tag{57}$$

d) n(0)- Liczba przecięć profilu chropowatości z linią średnią

$$n(0) = \frac{1}{L} \sum_{i=1}^{n} c_i$$
(58)

#### 2.2.3. Parametry kształtu

Do parametrów kształtu zalicza się:

a) Funkcja gęstości amplitudy *ADF*- funkcja ta daje informację o tym jak często występuje dana wysokość nierówności. *ADF* jest przedstawiane, jako histogram wysokości profilu powierzchni. Dla powierzchni, której nierówności się statystycznie przypadkowe *ADF* będzie odpowiadała funkcji rozkładu Gaussa, która dla wysokości *Z* profilu jest dana równaniem

$$ADF_{(Z)} = \sqrt{2\pi R_q^2} exp\left(\frac{-Z^2}{2R_q^2}\right)$$
(59)

b) Kurtoza  $R_{ku}$ . Jest miarą stopnia koncentracji amplitudy profilu względem linii średniej histogramu reprezentującego funkcję  $ADF_{(z)}$  (Rys. 49A)

$$R_{ku} = \frac{1}{R_q^4} \frac{1}{N} \sum_{j=1}^n Z_j^4$$
(60)

c) Skośność  $R_{sk}$ . Jest miarą symetryczności profilu chropowatości względem linii średniej histogramu reprezentującego funkcję  $ADF_{(z)}$  (Rys. 49B).

$$R_{sk} = \frac{1}{R_q^3} \frac{1}{N} \sum_{j=1}^n Z_j^3$$
(61)

d) PSD(f)- spektrum składowych przestrzennych częstotliwości uzyskiwane w wyniku Transformaty Fouriera mierzonego profilu powierzchni

$$PSD(f) = (d_o/N) \left| \sum_{j=1}^{N} Z_j e^{-i2\pi f(j-1)d_0} \right|^2$$
(62)  
gdzie: *N*- liczba punktów pomiarowych *Z<sub>i</sub>* na długości ewaluacyjnej, *d*<sub>0</sub>- interwał próbkowania, jaki występuje

gdzie: N- liczba punktów pomiarowych  $Z_j$  na długości ewaluacyjnej,  $d_0$ - interwał próbkowania, jaki występuje między punktami pomiarowymi  $Z_j$ .



Rys. 49. Przykład profili powierzchni o różnych wartościach parametru  $R_{ku}$  (A) i  $R_{sk}$  (B). Na podstwie [147].

d) Krzywa udziału materiałowego (*BAC*) nazywana krzywą Abbot'a-Firestone'a. Jest to krzywa obrazująca zależność między wysokością profilu na danym poziomie a udziałem procentowym materiału na tym poziomie (w stosunku do materiału litego)  $R_{mr(c)}$  (Rys. 50).



Rys. 50. Przykład krzywej udziału materiałowego.

#### 2.2.4. Parametry hybrydowe

a)  $\Delta a$ - średnie pochylenie profilu

$$\Delta_a = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n-1} \frac{\delta_{z_i}}{\delta_{x_i}} \tag{63}$$

b)  $R \Delta a$ - średnie absolutne pochylenia

$$R\Delta_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^{N} |\Delta_i| \tag{64}$$

c)  $R\Delta q$ - średnie kwadratowe pochylenie

$$R\Delta_{q} = \left|\frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N} (\Delta_{i})^{2}\right|^{1/2}$$

$$gdzie: \Delta_{i} = \frac{1}{60d_{0}} (Z_{i+3} - 9Z_{i+2} + 45Z_{i+1} - 45Z_{i-1} + 9Z_{i-2} - Z_{i-3})$$
(65)

d)  $RMS(\Delta_q)$ - średnia kwadratowa pochylenia profilu

$$RMS(\Delta_q) = \sqrt{\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n-1} \left(\frac{\delta_{z_i}}{\delta_{x_i}} - \theta_m\right)^2}$$

$$gdzie: \ \theta_m = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^{n-1} \left(\frac{z_i - z_{i-1}}{x_i - x_{i-1}}\right)$$
(66)

e)  $RMS(\lambda_q)$ - średnia kwadratowa długości fali

$$RMS(\lambda_q) = \frac{2\pi R_q}{\Delta_q}$$
(67)

Parametry nierówności powierzchni stosuje się nie tylko do profilu nierówności, ale także w odniesieniu do ich trójwymiarowych pomiarów [140, 147, 164]. Do opisu chropowatości trójwymiarowej powierzchni stosuje się:

# a) S<sub>a</sub>- średnią wysokość powierzchni

$$S_a = \frac{1}{MN} \sum_{k=1}^{M} \sum_{j=1}^{N} \left| Z_{jk} \right|$$
(68)

b)  $S_q$ - średnią kwadratową wysokość powierzchni

$$S_q = \frac{1}{MN} \sum_{k=1}^{M} \sum_{j=1}^{N} Z_{jk}^2$$
(69)

c) S<sub>sk</sub>- skośność powierzchni

$$S_{sk} = \frac{1}{(s_q)^3} \frac{1}{MN} \sum_{k=1}^{M} \sum_{j=1}^{N} Z_{jk}^3$$
(70)

d)  $S_{ku}$ - kurtoza powierzchni

$$S_{ku} = \frac{1}{(s_q)^4} \frac{1}{MN} \sum_{k=1}^M \sum_{j=1}^N Z_{jk}^4$$
(71)

# 3. Wyposażenie do badań

### 3.1. Twardościomierz instrumentowany

W celu wykonania instrumentowanych pomiarów twardości Autor niniejszej rozprawy zaprojektował i wykonał stanowisko badawcze dedykowane do pomiaru wybranych wskaźników uszkodzenia materiału w skali makroskopowej.

### 3.1.1. Analiza wymagań sprzętowych

Jak wspomniano we wstępie w podpunkcie 3.1.2 mierzona wielkość, za pomocą której wyrażona ma być zmienna uszkodzenia, powinna reprezentować makroskopowe efekty obecności w materiale mikroskopowych defektów. Dlatego też dobór odpowiedniego wyposażenia do badań został oparty na założeniu, że instrumentowany pomiar twardości będzie wykonywany w skali makroskopowej.

Makroskopowy pomiar twardości daje większe możliwości zaobserwowania wpływu pustek lub mikropęknięć na właściwości mechaniczne, ze względu na większe prawdopodobieństwo tego, że wspomniane defekty znajdą się w obszarze pojedynczego odcisku. Wpływ defektów na pomiar zależy od ilości, sposobu rozmieszczenia, rozmiarów i kształtu tych defektów.

Za makroskopowy statyczny pomiar twardości uważa się taki pomiar twardości, którego wynik w stosunkowo niewielkim stopniu zależy od nominalnej (maksymalnej) siły dociskającej wgłębnik, a plastyczna deformacja materiału jest dużo większa niż deformacja sprężysta [97].

Natomiast pod względem struktury materiału za makroskopowy pomiar twardości można uważać pomiar w wyniku, którego rozmiar odcisku jest o rząd wielkości większy, niż rozmiar określonej liczby ziarn (około 100 ziarn). Powoduje to, że wartości mierzonej twardości w mniejszym stopniu zależne są od niejednorodności właściwości mechanicznych, wynikających z mikrostruktury, takich jak orientacja krystaliczna ziarn i związana z nią anizotropia modułu Younga oraz orientacja systemów łatwego poślizgu względem wgłębnika, ilości dyslokacji w ziarnach, obecności wtrąceń i innych anomalii struktury [98-100].

Z kolei zgodnie z normą ISO 14577 [214], która dotyczy instrumentowanego pomiaru twardości, za pomiar makroskopowy uważa się pomiar, w którym zastosowano siłę F w zakresie 2 N $\leq$ F $\leq$ 30 kN.

Dodatkowe uwarunkowania instrumentowanego pomiaru twardości wg ISO 14577 dotyczą układu pomiaru przemieszczenia i układu pomiaru siły. Układ pomiaru przemieszczenia powinien mieć rozdzielczość pomiaru  $\leq 100$  nm i być skalibrowany w taki sposób, aby tolerancja między mierzoną a nominalną wartością przemieszczenia mieściła się w zakresie ±1,0%. Układ pomiaru siły w zakresie badań makroskopowych ( $F \geq 2$  N) powinien być skalibrowany w taki sposób, aby tolerancja między mierzoną a nominalną wartością siły mieściła się w zakresie ±1,0%.

Na parametry zastosowanych w urządzeniu czujników siły i przemieszczenia wpływ będą miały warunki badania takie jak [49]:

a) Średnie naprężenie stykowe  $P_m$ 

b) Promień wgłębnika R,

c) Promień styku wgłębnika i materiału w odcisku a

e) Siła dociskająca wgłębnik P

d) Głębokość odcisku h,

Urządzenie do pomiaru twardości powinno być zabezpieczone przez wibracjami a mocowanie wgłębnika mocno przytwierdzone do urządzenia i zaprojektowane tak, aby jego wpływ na pomiar był jak najmniejszy. Siła wywierana na wgłębnik musi być przykładana w sposób płynny, bezudarowo i bez wibracji, które mogłyby wpływać na pomiar.

Do badań zaplanowano użycie wgłębnika w kształcie sfery. Wgłębnik tego typu stosowany jest do pomiaru twardości i modułu Younga, ale także do określania granicy plastyczności [111] oraz współczynnika umocnienia plastycznego  $n_{IT}$  materiałów podlegającym potęgowemu prawu umocnienia (wzór 38). Sferyczny kształt odcisku zmniejsza ryzyko powstania mikro pęknięć, jakie mogą powstać przy wciskaniu wgłębników diamentowych, takich jak wgłębnik Vickersa, Knoopa czy Berkovicha [112]. Ponadto badania wykazują, że wgłębniki o paraboloidalnym (w tym sferycznym) kształcie lepiej nadają się do wyznaczania współczynnika potęgowego m [101], występującego w równaniu na krzywą odciążania oraz w równaniu na sztywność kontaktową (wzór 37), co przekłada się na większą dokładność wyznaczenia modułu  $E_{IT}$  (wzór 40).

Wgłębnik o danej średnicy  $\mathfrak{D}$  powinien być obciążony siłą, która spowoduje plastyczne odkształcenia badanego materiału przez wgłębnik. Umożliwi to pomiar nie tylko pomiar twardości, ale również energii odkształcenia plastycznego oraz wyznaczenie moduł  $E_{IT}$  z krzywej odciążania wgłębnika.

Średnica wgłębnika i maksymalna siła docisku F wgłębnika muszą być tak dobrane, aby rozmiary odcisku, w tym jego promień (a), rozmiarami odpowiadał reprezentatywnej objętości materiału (RVE).

# 3.1.1.1. Średnie naprężenie stykowe

Średnie ciśnienie wywierane na powierzchnię odcisku przez wgłębnik wyraża się równaniem [98]:

$$P_m = \frac{F}{\pi a^2} \tag{72}$$

W zależności od wartości średniego ciśnienia można wyróżnić trzy etapy zgłębiania wgłębnika w materiały metaliczne wykazujące właściwości sprężysto-plastyczne z umocnieniem odkształceniowym [92, 113, 114].

1. Gdy wartość średniego naprężenia jest mniejsza niż:

$$P_m < 1,1Y \tag{73}$$

gdzie: Y reprezentatywne naprężenie, przy którym następuje plastyczne odkształcenie badanego materiału.

to materiał ulega tylko odkształceniu sprężystemu.

Dla materiału nieodkształconego naprężenie Y odpowiada rzeczywistej granicy plastyczności  $\sigma_{y_r}$  wyznaczonej ze statycznej próby rozciągania:

$$\sigma_{y_r} = \sigma_y (1 + \varepsilon_{inz}) \tag{74}$$

gdzie  $\varepsilon_{inz}$ -odkształcenie inżynierskie.

2. Gdy wartość średniego naprężenia mieści się w przedziale:

$$1,1Y < P_m < CY \tag{75}$$

gdzie: *C* wyznaczona empirycznie stała zależna od rodzaju materiału i geometrii wgłębnika; dla wielu stopów metali *C* jest równe w przybliżeniu 3 [113, 114, 47].

to materiał ulega plastycznemu odkształceniu pod powierzchnią próbki. Obszar plastyczny otoczony jest obszarem sprężystego odkształcenia.

3. Gdy wartość średniego naprężenia jest większa niż:

$$P_m > CY \tag{76}$$

to obszar odkształcenia plastycznego zaczyna występować również na powierzchni materiału. Rozmiary tego odkształcenia wzrastają wraz ze wzrostem powierzchni styku materiału z wgłębnikiem, następującym w miarę dalszego zagłębiania wgłębnika. Dalszy wzrost odkształcenia plastycznego powoduje również wzrost wartości granicy plastyczności Y, w wyniku umocnienia odkształceniowego. Powoduje to dalszy wzrost wartości  $P_m$ . W przypadku badań ze stałą maksymalną siłą docisku wgłębnika oznacza to, że siła ta musi być tak dobrana, aby naprężenie  $P_m$  wywierane przez wgłębnik na materiał było większe od CYwe wszystkich stanach uszkodzenia badanego materiału wywołanego plastycznym odkształceniem, w wyniku statycznej próby rozciągania lub próby zmęczeniowej. Odpowiednie  $P_m$  będzie, więc zależało od granicy plastyczności badanego materiału, jego zdolności do umocnienia odkształceniowego oraz doraźnej wytrzymałości.

Warunki, w których  $P_m > CY$  są spełnione, dla gdy proporcja promienia odcisku (*a*) do promienia wgłębnika (*R*) wynosi, co najmniej (nie zależnie od współczynnika Poissona i proporcji  $\sigma_y/E_r$  danego materiału) [118]:

$$\frac{a}{R} > 0,16 \tag{77}$$

Warunki te są spełnione dla badań twardości wykonanych metodą Brinella gdzie [119]:

$$0,24 < \frac{a}{R} < 0,6$$
 (78)

#### 3.1.1.2. Promień odcisku oraz promień wgłębnika

Za pomocą twardościomierza Vickresa zmierzono twardość badanego stopu Inconel 718 nieodkształconego i odkształconego plastycznie w wyniku statycznej próby rozciągania [116]. Twardość materiału przy odkształceniu plastycznym w przybliżeniu odpowiadającemu granicy wytrzymałości wynosiła 360 HV. Twardość materiału nieodkształconego 290 HV10. Wartości te odpowiadają twardości w skali Brinella odpowiednio 343 HBS i 280 HBS (kulka 10 mm 3000 kgf) [117]. Wprowadzając warunek zachowania podobieństwa geometrycznego odcisków wykonanych dla różnych sił docisku wgłębnika do powierzchni próbki [98](Rys. 51) można zapisać:

$$\frac{F_1}{\mathfrak{D}_1^2} = \frac{F_2}{\mathfrak{D}_2^2} = \cdots \frac{F_n}{\mathfrak{D}_n^2} = const$$
(79)

gdzie:  $F_1$ ,  $F_2$ ,  $F_n$ - siła docisku danego wgłębnika,  $\mathfrak{D}_1$ ,  $\mathfrak{D}_2$ ,  $\mathfrak{D}_n$ - średnica danego wgłębnika.

Dla wgłębnika o średnicy 2,5 mm siła  $F_1$  będzie równa  $F_1 = \frac{3000 \cdot 2,5^2}{10^2} = 187,5 \ [kgf].$ Dla wgłębnika o średnicy 1 mm siła  $F_2$  będzie równa  $F_2 = \frac{3000 \cdot 1^2}{10^2} = 30 \ [kgf].$ 



Rys. 51. Odciski geometrycznie podobne do siebie.

Zakładając, że twardość Brinella dla odcisków geometrycznie podobnych jest taka sama, można wyznaczyć średnice odcisków ( $d_1, d_2, d_3$ ), jakie powstają podczas pomiaru twardości metodą Brinella przy zastosowaniu wgłębnika w kształcie kulki o średnicy 10, 2,5 oraz 1 mm.

Z wzoru na twardość Brinella:

$$HBN = \frac{Sila}{Pole \ powierzchni \ odcisku} = \frac{2F}{\pi \mathfrak{D}(\mathfrak{D} - \sqrt{\mathfrak{D}^2 - d^2})} \frac{kgf}{mm^2}$$
(80)

Po przekształceniu otrzymujemy wzór na średnicę odcisku *d*:

$$d = \sqrt{\mathfrak{D}^2 - (\mathfrak{D} - \frac{2F}{\pi \mathfrak{D} \cdot HBS})^2} mm$$
(81)

W Tabeli 2. Podano wyniki obliczeń. Na podstawie wstępnych badań metalograficznych stwierdzono, że badany materiał jest polikrystaliczny, a obliczone średnica odcisków zarówno przy wgłębniku 1 mm i 2,5 mm, powinny obejmować obszar zajmowany, przez co najmniej 100 ziarn (Rys. 52). Do badań wybrano wgłębnik sferyczny o średnicy 2,5 mm wykonany z węglika wolframu (Rys. 53). W obszarze odcisku, który zostanie wykonany przy takiej średnicy wgłębnika znajdzie się więcej wtrąceń, które są zawarte w stopie i które mogą być źródłem powstawania nie ciągłości materiału. Ponadto stop Inconel 718 ulega umocnieniu odkształceniowemu, które powoduje wzrost twardości. W przypadku badania twardości przy stałej docelowej sile dociskającej wiąże się to ze zmniejszeniem średnicy odcisku. Takie badania są przewidziane w planie badań niniejszej pracy. Z kolei użycie wgłębnika o średnicy 10 milimetrów, spowoduje konieczność wykonania większych próbek w celu zachowania odpowiedniej odległości odcisków od krawędzi próbki i odpowiedniego odstępu między odciskami, niezbędnego do poprawnego wykonania pomiarów. Ma to szczególne znaczenie w przypadku uszkodzenia wywołanego zmęczeniem materiału, gdzie procesy uszkodzenia zachodzą bardziej lokalnie, niż jak to ma miejsce przy statycznej próbie rozciągania. Ograniczone są również rozmiary próbek. Wynikają one z możliwości maszyn wytrzymałościowych.

<b>ଅ=10 mm, F=3000 kg</b> f	D=2,5 mm, F=187,5 kgf	D=1, F=30 kgf			
276 HBW					
d <sub>1</sub> = 3,63 mm	d <sub>2</sub> =0,91 mm	d₃= 0,36mm			
341 HBW					
d <sub>1</sub> ′=3,29 mm	d₂′=0,82 mm	d₃′=0,33 mm			

Tabela 2.	Wartości	średnicy	odcisków	dla	twardości	276	HBW	i 341	HBW	przy	różnych	średnica	ach
wgłębnik	a oraz siły	dociskani	a wgłębnik	ka.									



Rys. 52. Rozmiary odcisków Brinella (dla wgłębników o średnicach 2,5 i 1 mm) odpowiadające twardości odkształconego stopu Inconel 718. W porównaniu ze strukturą badanego stopu w stanie wyjściowym przed trawieniem i po trawieniu odczynnikiem nr 22 zgodnie z ASTM E407.



Rys. 53. Kulka o średnicy 2,5mm wykonana z węglika wolframu użyta, jako wgłębnik do instrumentowanych badań twardości.

Zgodnie zaleceniami podanymi w normie ISO 14577-2 wgłębnik w kształcie sfery powinien mieć twardość 1500 HV10, gęstość 14,8 g/cm<sup>3</sup>±0,2 g/cm<sup>3</sup>, być wykonany ze spieku, którego, składnikami jest kobalt (5-7%), węgliki (2%) oraz węglik wolframu (reszta), a średnica kulki powinna się mieścić w tolerancjach podanych w Tabeli 3.

twardosci.				
Średnica kulki D [mm]	Tolerancja średnicy			
10	±0,005			
5	±0,004			
2,5	±0,003			
1	±0,003			
0,5	±0,003			

Tabela 3. Tolerancje średnic kulek używanych, jako wgłębniki do instrumentowanych pomiarów

#### 3.1.1.3. Siła docisku wgłębnika

Wartość siły docisku w pomiarze twardości metodą Brinella (76) powiązana jest z promieniem odcisku i wgłębnika. Dla pomiaru z użyciem kulki o średnicy D = 2,5 mm jest to standardowo 187,5 kgf. W związku z tym przyjęto, że zakres czujnika siły będzie wynosił, co najmniej 0-204 kgf (0-2000 N).

#### 3.1.1.4. Głębokość odcisku

Badania z wykorzystaniem metody elementów skończonych (MES) przeprowadzone przez J.H. Lee [121] wykazały, że przy odkształceniu wynoszącym  $h_{max} \ge 6\%\mathfrak{D}$  kształt krzywej wyznaczonej z instrumentowanego pomiaru twardości, jest w niewielkim stopniu zależny od współczynnika tarcia między wgłębnikiem, a materiałem. Stosunkowo płytki odcisk powoduje jednak, że materiały o odmiennych właściwościach mechanicznych, takich jak granica plastyczności i współczynnik umocnienia odkształceniowego n (Rys. 54a), mogą mieć tą samą krzywą odciążania i obciążania. Dla  $h_{max} \approx 20\%\mathfrak{D}$  uwidacznia się większa różnica między krzywymi różnych materiałów (Rys. 54b), ale również współczynnik tarcia, jaki występuje między wgłębnikiem, a badanym materiałem ma większy wpływ na kształt krzywej (Rys. 54c). Co ważne, głębokość odcisku ma niewielki wpływ na wyznaczony moduł Younga. Szacowana głębokość odcisku wykonanego metodą Brinella dla nieodkształconego  $h_{xn}$  i odkształconego  $h_{xo}$  badanego stopu Inconelu 718 przy zastosowaniu wgłębnika o średnicy  $\mathfrak{D} = 2,5$  mm wyniesie:

$$h_{xn} = \mathfrak{D}/2 - \sqrt{(\mathfrak{D}/2)^2 - (d/2)^2} \approx 0,069 \ mm \approx 2,8\%\mathfrak{D}$$
 (82)

$$h_{xo} = \mathfrak{D}/2 - \sqrt{(\mathfrak{D}/2)^2 - (d/2)^2} \approx 0,086 \ mm \approx 3,4\%\mathfrak{D}$$
 (83)



Rys. 54. Przykładowe wyniki analizy MES instrumentowanych badań twardości (A) dla dwóch materiałów różniących się ksztłtem kszywej ze statycznej próby rozciągania (B) oraz wpływ współczynnników tarcia f (C), jaki występuje między wgłębnikiem a badanym materiałem na wynik instrumentowanego badnia twrdości.  $h_t$ - mierzona głębokość odcisku,  $\mathfrak{D}$ - średnica wgłębnika,  $\sigma_o$ ,  $\sigma_1$ - granice plastyczności dwoch badanych materiałów, W- siła wciskajaca wgłębnik w materiał. Na podstawie [121].

# 3.1.1.5. Podsumowanie wymagań sprzętowych

Przeprowadzona powyżej analiza pozwoliła określić wartości parametrów instrumentowanej próby twardości dla stopu Inconel 718 (Tabela 4). Wartości te umożliwią zmierzenie między innymi twardości tego stopu oraz modułu Younga  $E_{IT}$ . Na podstawie wyznaczonych parametrów dobrano odpowiednie elementy urządzenia pomiarowego.

Tabela 4. Wartości parametrów instrumentowanego pomiaru twardości dla badanego stopu Inconel 718.

l.p	Parametr	Wartość parametru
1	Średnica wgłębnika D	2,5 mm
2	Promień styku wgłębnika i materiału w odcisku a	≈ 0,8-0,9 mm
3	Siła dociskająca wgłębnik F	≈1800 N
4	Głębokość odcisku <i>h</i>	≈0,07-0,09 mm

### 3.1.2. Elementy urządzenia

# 3.1.2.1. Czujnik przemieszczenia

Jako czujnik przemieszczenia w urządzeniu zastosowano inkrementalny czujniki optyczny.

Czujniki tego typu wykorzystują siatkę składającą się z cyklicznie wykonanych szczelin (Rys. 55). Siatka ta jest połączona z trzpieniem pomiarowym. Wiązka światła wychodząca ze źródła światła znajdującego się po jednej stronie siatki, w zależności od położenia względem otworów w siatce, przechodzi lub nie na drugą stronę siatki, gdzie znajduje się fotokomórka. W efekcie przemieszczania siatki powstaje, więc szereg impulsów w fotokomórce, których ilość informuje o wartości przemieszczenia. Czujniki tego typu konstruowane są w taki sposób, żeby generować jednocześnie co najmniej dwa sygnały impulsowe z przesunięciem fazowym miedzy sobą, dzięki czemu możliwe jest określenie kierunku, w którym następuje przemieszczenie. Czujnik nie wymaga żadnej dodatkowej elektroniki, a generowany przez niego prostokątny sygnał inkrementalny, może być odbierany przez wiele dostępnych na rynku kart pomiarowych, które mogą jednocześnie służyć do rejestracji sygnału z czujnika przemieszczenia.



Rys. 55. Schemat optycznego dekodera inkrementalnego.  $U_1$ ,  $U_2$ - sygnały pomiarowe.

Ze względu na rozdzielczość <100 nm (co spełnia wymagania normy ISO14577 dotyczące rozdzielczości pomiaru przemieszczenia) w konstrukcji urządzenia zastosowano inkrementalny optyczny czujnik przemieszczenia Heidenhain Metro MT1271 (Rys. 56).



Rys. 56. Czujnik przemieszczenia Heidenhain Metro MT1271 zastosowany w konstrukcji twardościomierza.

W Tabeli 5 podano wybrane parametry zastosowanego czujnika. Generuje on prostokątny sygnał pomiarowy TTL o okresie 0,2 µm. Maksymalny błąd pozycjonowania w całym zakresie wyniósł ±0,06 µm (Rys. 57). Maksymalna prędkość przemieszczania czujnika to 500 mm/sek. Na podstawie wstępnych badań przeprowadzonych na twardościomierzu Vickersa przyjęto, że przemieszczenie wgłębnika podczas pomiarów twardości nie będzie większe niż 0,05 mm/sek. Przybliżona głębokość odcisku, dla wgłębnika o średnicy D=2,5 mm i przy sile docisku P=187,5 kgf dla materiału o twardości 341 HBW, wyniesie 0,07 $\div$ 0,09 mm. Oznacza to, że przy prędkości przemieszczania wgłębnika 0,05 mm/sek maksymalny docisk wgłębnika zostanie osiągnięty w czasie 1,4 $\div$ 1,8 sekundy.

Nominalna dokładność systemu	0,2 μm
Błąd pozycjonowania na okres sygnału pomiarowego	0,02 μm
Dokładność w krótki przedziale pomiarowym	0,03 μm
Zalecany krok pomiarowy (k)	0,05 μm
Zakres pomiarowy	6 mm
Interpolacja sygnału pomiarowego	10
Okres sygnału pomiarowego	0,2 μm
Maksymalna prędkość przemieszczania	≤500 mm/sek
Maksymalna prędkość przemieszczania Separacja krawędzi (a) przy danej częstotliwości	≤500 mm/sek
Maksymalna prędkość przemieszczania Separacja krawędzi (a) przy danej częstotliwości prędkości¹ trawersy	≤500 mm/sek
Maksymalna prędkość przemieszczania Separacja krawędzi (a) przy danej częstotliwości prędkości¹ trawersy ≤12m/min	≤500 mm/sek ≥0,23 μs
Maksymalna prędkość przemieszczania Separacja krawędzi (a) przy danej częstotliwości prędkości¹ trawersy ≤12m/min ≤6m/min	≤500 mm/sek ≥0,23 μs ≥0,48 μs
Maksymalna prędkość przemieszczania Separacja krawędzi (a) przy danej częstotliwości prędkości¹ trawersy ≤12m/min ≤6m/min ≤3m/min	≤500 mm/sek ≥0,23 μs ≥0,48 μs ≥0,98 μs
Maksymalna prędkość przemieszczania Separacja krawędzi (a) przy danej częstotliwości prędkości¹ trawersy ≤12m/min ≤6m/min ≤3m/min Zasilanie	≤500 mm/sek ≥0,23 μs ≥0,48 μs ≥0,98 μs 5 V DC±0,5 V/<169 mA

Tabela 5. Parametry inkrementalnego czujnika przemieszczenia wybranego do badań.

<sup>1</sup>przy referencyjnej częstotliwości skanowania





Pomiar przemieszczenia w wybranym czujniku różni się w pewnym stopniu od typowych czujników inkrementalnych (Rys. 58) [5]. Do pomiaru przemieszczenia wykorzystuje on zjawisko interferencji i dyfrakcji oraz przesunięć fazowych wiązek świetlnych na wzorcu pomiarowym oraz na siatce skanującej, jaka umieszona jest między źródłem światła, a wzorcem pomiarowym. Światło przechodząc przez siatkę skanującą ulega dyfrakcji, przez co powstają trzy oddzielne strumienie świetlne. Następnie wiązki te ulegają dyfrakcji i odbiciu na

wzorcu długości w taki sposób, że natężenie światła jest rozdzielone głównie na dwie wiązki (prążki dyfrakcyjne) o orientacji +1 i -1 względem wiązki pierwotnej. Tak powstałe wiązki trafiają ponownie na siatkę skanującą, gdzie ulegają interferencji oraz kolejnej dyfrakcji. W wyniku tego siatkę skanującą opuszczają wiązki pod trzema różnymi kątami. Wiązki te, są następnie zamieniane w fotokomórkach na sygnały elektryczne. Relatywne przesunięcie siatki skanującej względem wzorca długości powoduje przesunięcie fazowe frontów falowych ugiętych wiązek świetlnych. Kiedy siatka skanująca przesunie się o jeden okres, to front falowy wiązki o orientacji +1 jest przesunięty o jedną długość fali (+ $\Omega$ ), a front falowy wiązki o orientacji -1 przesunięty o jedną długość fali w przeciwnym kierunku (- $\Omega$ ). Następnie wiązki, które uległy przesunięciu fazowemu interferują ze sobą na siatce, co powoduje przesunięcie fazowe między interferującymi wiązkami o dwie długości fali. Efektem jest przesunięcie sygnału pomiarowego o dwa okresy (długości fali), wywołane relatywnym przesunięciem siatki skanującej o jeden okres. Tak powstały sygnał pomiarowy, jest w dużej mierze wolny od zniekształceń i może być wielokrotnie interpolowany.



Rys. 58. Schemat przedstawiający zasadę działania interferencyjnego skanowania zastosowanego w zastosowanym do badań czujniku przemieszczenia. C- okres siatki,  $\Psi$ - przesuniecie fazowe fali świetlnej po przejściu przez siatkę skanującą,  $\Omega$ - przesunięcie fazowe fali świetlnej wywołane przemieszczeniem X wzorca pomiarowego. Na podstawie [125].

Na podstawie maksymalnej wartości prędkości przemieszczania wgłębnika  $V_w$  można określić minimalną częstotliwość ( $f_z$ ), z jaką karta pomiarowa musi próbkować sygnały pomiarowe  $U_{a1}$  i  $U_{a2}$  generowane przez czujnik przy zastosowaniu najmniejszego zalecanego kroku pomiarowego k (Rys. 59). Dla prędkości przemieszczenia wgłębnika 0,05 mm/sek częstotliwość ta wynosi:

$$f_z = \frac{V_w}{k} = \frac{0.05}{5 \cdot 10^{-5}} = 1 \ kHz \tag{84}$$

Jest to częstotliwość, przy której rejestrowane będą pojedyncze najmniejsze zalecane kroki pomiarowe =0,05 µm.

Odstępy między krawędziami wysokich stanów prostokątnych sygnałów inkrementalnych  $a_{nom}$  wynosi:

$$a_{nom} = \frac{1}{f_z} = 1 ms \tag{85}$$



Rys. 59. Schemat sygnałów inkrementalnych  $U_{a1}$  i  $U_{a2}$  generowanych przez czujnik przemieszczenia wraz zaznaczonymi najmniejszymi zalecanymi krokami pomiarowymi, separacją krawędzi sygnałów  $(a_{nom})$  oraz okresem sygnału pomiarowego (b).

### 3.1.2.2. Czujnik siły

W urządzeniu zastosowano tensometryczny czujnik siły.

Zasada działania czujnika tensometrycznego oparta jest na zmianie rezystancji elektrycznej przewodnika jak następuje w wyniku jego rozciągania. Zależność między zmianą względnej rezystancji przewodnika  $\frac{\Delta R}{R}$  a odkształceniem  $\varepsilon$  opisuje wzór:

 $\frac{\Delta R}{R} = K\varepsilon$ (86)

gdzie: K - współczynnik czułości, który dla pewnych wartości odkształceń jest wartością stałą. Współczynnik ten jest charakterystyczny dla danego czujnika elektrooporowego.

Czujniki tego typu składają się z elementu sprężystego oraz tensometrówstanowiących odkształcane przewodniki, które naklejone są powierzchnię elementu sprężystego. Czujniki tensometryczne cechują się niskim dryfem, przez co znajdują zastosowanie na przykład w badaniach pełzania. Są one również powszechnie stosowane w głowicach siły maszyn wytrzymałościowych.

Do badań wybrano tensometryczny membranowy czujnik siły ZEPWN CL16md (Rys. 60).



Rys. 60. Tensometryczny czujnik siły ZEPWN CL16md zastosowany w urządzeniu.

Czujnik działa w oparciu o pełny mostek Wheatstone'a z 8 pracującymi tensometrami liniowymi- 4 rozciąganymi i 4 ściskanymi (Rys. 61).



Rys. 61. Schemat mostka tensometrycznego zastosowanego w czujniku siły.  $R_1$ ,  $R_1$ ,  $R_2$ ,  $R_2$ ,  $R_3$ ,  $R_3$ ,  $R_4$ ,  $R_4$ -tensometry,  $U_w$ - napięcie sygnały wyjściowego (pomiarowego)  $U_{cz}$ -napięcie zasilania. Na podstawie schematu czujnika Cl16md udostępnionego przez firmę ZEPWN.

Zastosowany czujnik siły cechuje się czułością 2,02 mV/V. Przy napięciu zasilającym mostek równym 10 V oraz zakresie pomiarowym 0-2000 N. Rozdzielczość czujnika (bez uwzględnienia parametrów wzmacniacza pomiarowego) wynosi:

$$rozdzielczość czujnika siły = \frac{2000 [N]}{\frac{10 [V]}{2,02 [\frac{mV}{V}]}} = 0,404 N$$
(87)

### 3.1.2.3. Karta pomiarowa

Przyjmując, że krok pomiarowy czujnika przemieszczenia wynosi 0,05 µm a zakres pomiarowy wynosi 6 mm to minimalna rozdzielczość, z jaką powinien być rejestrowany pomiar przemieszczenia wynosi:

minimalna rozdzielczość licznika = 
$$\frac{6000 \, [\mu m]}{0.05 \, [\mu m]}$$
 = 120 000  $\approx 2^{16,9}$  = 17 bit (88)

Aby możliwe było rejestrowanie zmian siły na takim poziomie karta pomiarowa musi mieć rozdzielczość analogowego kanału pomiarowego, czyli co najmniej:

min. rozdzielczość analogowego kanału = 
$$\frac{2000 [N]}{0,404 [N]}$$
 = 4950,49 =  $2^{12,273} \approx 13 \ bit$  (89)

Zastosowana karta (Rys. 62) posiada kanał pomiarowy z wewnętrznym licznikiem, który próbkuje sygnał z czujnika inkrementalnego maksymalnie z częstotliwością 80 MHz, a sygnał z czujnika przemieszczenia z częstotliwością 250 KHz. Ponieważ za pomocą wybranej karty pomiarowej możliwe jest jedynie naprzemienne pobieranie danych z poszczególnych kanałów, to częstotliwość próbkowania sygnału z czujnika siły limituje również maksymalną częstotliwość próbkowania sygnału z czujnika przemieszczenia. Częstotliwość pomiaru ma szczególne znaczenia dla sygnału z czujnika siły. Sygnał ten jest napięciowym sygnałem analogowym i jest bardziej podatny na występowanie w nim zakłóceń, niż sygnał z czujnika przemieszczenia. Zwiększenie dokładności pomiaru można uzyskać przez uśrednienie wyników pomiaru. Ilość wyników, jaka może być uśredniona, zależeć będzie od częstotliwości pomiarów oraz czasu, jaki jest między poszczególnymi impulsami z czujnika przemieszczenia. Czas ten odpowiada jednemu krokowi pomiarowemu (k) i jest równy odstępowi między krawędziami wysokich stanów prostokątnych sygnałów inkrementalnych ( $a_{nom}$ ). Zgodnie z wzorem (85) odstęp ten wynosi w przybliżeniu 1ms. Częstotliwość pomiaru 250 kHz umożliwia, więc uśrednienie, co najmniej 250 wartości przemieszczenia i siły podczas trwania jednego kroku pomiarowego. Wartości parametrów, jakie powinna posiadać karta pomiarowa oraz wartości parametrów wybranej karty pomiarowej podano w Tabeli 6.



Rys. 62. Karta pomiarowa NI USB6211 zastosowana w urządzeniu.

Parametr	Wartość wymagana	Wartość karty pomiarowej	
Rozdzielczość wejścia analogowego (sygnał	13 bit	16 bit	
z czujnika /wzmacniacza siły)			
Rozdzielczość wejścia cyfrowego	17 bit	32 bit	
(zegarowego)?			
Rozdzielczość wyjść analogowych (kontrola	16 bit (patrz punkt 3.1.3.4-	16 bit	
serw napędu)	Element wykonawczy)		
Częstotliwość próbkowania sygnału z	>1000 Hz	80; 20; 0,1MHz	
czujnika przemieszczenia			
Częstotliwość próbkowania sygnału z	>1000 Hz	250 kHz	
czujnika siły (wejście analogowe)			
Napięcie wejścia analogowego	0-10 V	±10 V	
Napięcia wejścia cyfrowego	5 V	10 V	
Napięcia wyjścia analogowego (kontrola	0-10 V	±10 V	
serwo z poziomu programu LabView)			
Rozdzielczość sygnału do kontroli serwo	=4000/Zakres prędkości	16 bit	
napędu (prędkość, moment)	obrotowych= 4000/20=200≈8		
	bit		

Tabela 6. Parametry wymagane oraz oferowane przez wybraną kartę pomiarową.

### 3.1.2.4. Elementy wykonawcze

W twardościomierzach instrumentowanych stosuje się różne sposoby realizacji przemieszczenia. Elementami wykonującymi przemieszczenie są przykładowo:

- Siłowniki piezoelektryczne
- Metalowy rdzeń umieszczony w cewce, przez który przepływa prąd.
- Serwomechanizmy elektryczne
- Serwomechanizmy hydrauliczne

Elementem wykonawczym w zaprojektowanym urządzeniu jest serwomechanizm (Rys. 63, Rys. 64), który za pośrednictwem śruby kulowej (Rys. 65) i systemu dźwigni porusza trzpieniem, na którym zamontowany jest wgłębnika.





Rys. 64. Serwosilnik Mitsubishi HG-SR 51(B) zastosowany w urządzeniu.



Rys. 65. Śruba kulowa zastosowana w urządzeniu. Średnica nominalna 25mm, skok 2mm, klasa wykonania C7, z nakrętką bezluzowa [126].

Na podstawie dokładności pozycjonowania serwosilnika oraz skoku śruby równej 2 mm i przełożeniu dźwigni równej 7:1 można oszacować dokładność pozycjonowania wgłębnika.

 $dokład. pozyc. wgłębnika \approx \frac{skok śruby}{\left(1^{\circ}\frac{1}{dokładność}pozycjonowania silnika\right)\cdot 360 \cdot przełożenie dźwigni} \approx \frac{2}{43200\cdot 7} \approx 0,000007 mm \approx 0,007 \mu m$ (90)

Przy małych prędkościach obrotowych silnika oraz odpowiednim sterowaniu uwzględniającym opóźnienia w wykonywaniu komend sterujących, można oszacować wartość, która powinna zapewnić zatrzymanie silnika z dokładnością przewyższającą najmniejszy zalecany krok pomiarowy czujnika przemieszczenia równy 0,05 μm.

Prędkość silnika sterowana jest za pośrednictwem programowalnego sterownika logicznego PLC. Regulacja prędkości odbywa się za pomocą napięciowego sygnału analogowego, zmieniającego się w zakresie 0-10 V generowanego przez kartę pomiarową wyposażoną w analogowe wyjścia o rozdzielczości 16 bit.

Rozdzielczość, z jaką można ustawić prędkość obrotowa silnika ,ograniczona jest nie tylko przez rozdzielczość sygnału napięciowego karty pomiarowej, ale również przez sterownik PLC silnika. Zakres wartości sygnału napięciowego, jaki trafia do sterownika z karty pomiarowej dzielony jest na 4000 przedziałów, które odpowiadają prędkości obrotowej. Dla prędkości obrotowej 0 do 20 obr/min zachodzącej w obie strony minimalna prędkość obrotowa  $V_{Obr_{min}}$  wynosi:

$$V_{Obr_{min}=20/(4000.0,5)=0,01 \text{ obr/min}}$$

Wartość ta wraz z dźwignią o przełożeniu 7:1 oraz śrubą kulową o skoku 2mm umożliwia wyznaczenie przybliżonej minimalnej prędkości przemieszczania wgłębnika bez obciążenia:

$$V_{wg \in bnika} = \frac{V_{obr_{min}} \cdot skok \ gwintu}{7} = \frac{0.01 \cdot 2}{7} \approx 0.0029 \ mm/min \approx 0.048 \ \mu m/sek$$
(92)

Przeniesienie siły z próbki na czujnik siły oraz prowadzenie trzpienia z zamocowanym wgłębnikiem odbywa się za pośrednictwem łożysk liniowych (Rys. 66). W łożyskach zastosowane są igiełki, jako elementy toczne. Bieżnie, po których poruszają się igiełki są płaskie. Ta konstrukcja sprawia, że trzpień prowadzący wgłębnik ma odebrane wszystkie stopnie swobody związane z ruchem obrotowym oraz zapewnia łożysku dużą większą sztywność, niż analogicznych rozmiarów łożyska z kulowymi elementami tocznymi.

(91)



Rys. 66. Łożysko liniowe ISEL GNZC20 z igiełkowymi elementami tocznymi.

# 3.1.3. Ogólna budowa urządzenia

Dobrane do badań czujniki siły i przemieszczenia miały duży wpływ budowę urządzenia (Rys. 67, Rys. 68, Rys. 69). Większość urządzeń tego typu ma te czujniki umieszczone w głowicy pomiarowej, w której zamocowany jest również wgłębnik. W tym przypadku, ze względu na stosunkowo duże rozmiary czujników, zdecydowano się na zamocowanie czujnika siły pod stolikiem pomiarowym. Czujnik przemieszczenia znajduje się w dolnej części urządzenia. Jest on przymocowany do stolika za pośrednictwem specjalnego mocowania (Rys. 70).

Konstrukcja układu pomiaru przemieszczenia umożliwia zastosowanie szerokiej gamy czujników przemieszczenia (pojemnościowych, indukcyjnych, wiroprądowe, inkrementalne, interferencyjne). Dzięki temu w przyszłości, potrzeby zależności od potrzeb, będzie można zwiększyć lub zmniejszyć rozdzielczość i zakres pomiarowy przemieszczenia. W urządzeniu można także zamontować czujniki siły o różnym zakresie pomiarowym i różnej czułości. Wszystkie te cechy sprawiają, że konstrukcja jest stosunkowo uniwersalna i może służyć do pomiaru makro i mikro twardości.


Rys. 67. Projekt układu do pomiaru siły i przemieszczenia zaprojektowanego stanowiska do instrumentowanego pomiaru twardości. a- czujnik siły, b- silnik serwo, c- czujnik przemieszczenia.



Rys. 68. Schemat wykonanego stanowiska do instrumentowanego pomiaru twardości.



Rys. 69. Obraz wykonanego stanowiska do instrumentowanego pomiaru twardości.



Rys. 70. Schemat układ służącego do pomiaru przemieszczenia.

#### 3.1.3.1. Akwizycja danych

Akwizycja danych pomiarowych odbywa się za pomocą środowiska LabView oraz zmodyfikowanego programu udostępnionego przez National Instrument (Rys. 71). W programie stworzone zostały dwa oddzielne kanały pomiarowe dla sygnałów odbieranych z czujników siły i przemieszczenia, za pośrednictwem karty pomiarowej. Pierwszy kanałanalogowy dla sygnału z czujnika siły oraz drugi kanał cyfrowy obsługujący sygnał z inkrementalnego czujnika przemieszczenia. Wartości siły i przemieszczenia są mierzone naprzemiennie. Wartości otrzymane z poszczególnych czujników są następnie uśredniane, kalibrowane i zapisywane w pliku Excel. Program za pomocą okna kontrolnego (Rys. 72) umożliwia ustawienie częstotliwości do 250 kHz oraz ilości pomiarów do 250 tysięcy pomiarów na sekundę. Za pomocą programu kontrolowana jest również prędkość i kierunek obrotów serwosilnika w zakresie ±20 obrotów na minutę.



Rys. 71. Schemat programu użytego do akwizycji danych pomiarowych.



Rys. 72. Obraz interfejsu programu do akwizycji danych pomiarowych.

## 3.2. Profilometr

Pomiar chropowatości wykonano za pomocą profilometru stykowego (Rys. 73). Urządzenie składa się z jednostki pomiarowej oraz jednostki sterująco-obliczeniowej. W jednostce pomiarowej umieszczony jest układ napędowy wraz z głowicą pomiarową. W głowicy pomiarowej umieszczone jest ramię z diamentową końcówką pomiarową o nominalnym promieniu 2 µm. Powierzchnia czołowa głowicy (ślizgacz) stanowi bazę pomiarową, do której odnoszone są wartości odchyleń końcówki pomiarowej, jakim ulega ona podczas przemieszczania się po nierównościach powierzchni badanego materiału w czasie trwania pomiaru (Rys. 74). Taka konstrukcja sprawia, że ślizgacz działa jak mechaniczny filtr, który separuje z profilu powierzchni większe nierówności odpowiadające między innymi falistości powierzchni. Urządzenie umożliwia pomiar nierówności powierzchni o wysokości do 350 µm (Tabela 7). Wyniki pomiarów odczytywane są na monitorze jednostki sterująco obliczeniowej, która umożliwia również wydrukowanie zmierzonego profilu chropowatości. Użyty do badań profilometr jest urządzeniem przenośnym. Konstrukcje tego typu (stykowy z głowicą wyposażoną w ślizgacz) są powszechnie stosowane do pomiarów chropowatości powierzchni w warunkach polowych i eksploatacji konstrukcji.

Parametr	Wartości parametrów
Zakres pomiarowy /rozdzielczość w osi Z [µm]	350 (od -200 do +150)/0,01÷0,4μm
Zakres pomiarowy /rozdzielczość w osi X [μm]	300-16000/0,25-5
Nominalna siła docisku końcówki pomiarowej [mN]	0,75
Nominalny promień końcówki pomiarowej [µm]	2
Nominalny promień ślizgacza [mm]	40

Tabela 7 Wv	hrane	narametry	techniczne	profilometru	Mitutovo	h Surftest	SI 301
	ybrane	parametry	techniczne	promonetru	withutoyt	Juniesi	21 201



Rys. 73. Użyty do badań profilometr Mitutoyo Surftest SJ 301 (A), Końcówka pomiarowa (B).



Rys. 74. Schemat głowicy pomiarowej znajdującej się w jednostce pomiarowej.

## 3.3. Pozostałe wyposażenie do badań

## 3.3.1. Maszyna wytrzymałościowa

Badania wytrzymałościowe były wykonane na hydraulicznej maszynie wytrzymałościowej o nominalnym zakresie pracy 100 kN (Rys. 75). Pomiar siły odbywa się za pomocą przetwornika siły o zakresie ± 100 kN umieszczonego na górnej trawersie maszyny. Pomiar odkształcenia próbki odbywa się za przez pomiar przemieszczenia siłownika hydraulicznego znajdującego się w podstawie urządzenia. Zakres przemieszczenia wynosi 80 mm.



Rys. 75. Maszyna wytrzymałościowa MTS 810 użyta do badań wytrzymałościowych.

## 3.3.2. Skaningowy mikroskop elektronowy (SEM)

Mikroskop użyto do obserwacji powierzchni bocznej oraz powierzchni przełomu próbki po badaniach wytrzymałościowych. Mikroskop wyposażony jest w detektor elektronów wtórnych (SE) i elektronów wstecznie rozporoszonych (BSE), służących do zobrazowania powierzchni próbki oraz spektrometr dyspersji promieniowania rentgenowskiego (EDS) służący do określania składu pierwiastkowego badanego materiału. Skład wyznaczany jest na podstawie widma charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego, emitowanego przez badany materiał w wyniku jego odziaływania z wiązką elektronów emitowanych przez działo elektronowe mikroskopu SEM (Rys. 76).



Rys. 76. Skaningowy mikroskop elektronowy Carl Zeiss Evo 25MA.

## 3.3.3. Mikroskop świetlny

Cyfrowy mikroskop świetny (Rys. 77) został użyty do badań powierzchni zgładów oraz powierzchni bocznej próbek po badaniach wytrzymałościowych. Mikroskop wyposażony jest w kamerą z matrycą CMOS o rozdzielczości 2MP oraz obiektywów o maksymalnym powiększeniu cyfrowym do 5000x.



Rys. 77. Mikroskop optyczny Keyence VHX 6000.

## 3.3.4. Dyfraktometr rentgenowski

Do badań użyto dyfraktometru rentgenowskiego Xstress3000 G2R (Rys. 78). Za jego pomocą zostały wykonane pomiary połówkowych szerokości pików dyfrakcyjnych (FWHM), które posłużyły do oceny jakościowej gęstości dyslokacji w próbach po badaniach wytrzymałościowych.



Rys. 78. Dyfraktometr rentgenowski.

## 3.3.5. Mikroskop konfokalny

Mikroskopy konfokalne cechują się większą rozdzielczością niż tradycyjne mikroskopy świetlne. Do zobrazowania powierzchni wykorzystują one światło laserowe. W użytym do badań mikroskopie jest to laser światła ultrafioletowego. Konstrukcja mikroskopu konfokalnego sprawia, że do obiektywu wpada światło laserowe tylko z płaszczyzny ogniskowania. Wykonanie wielu zdjęć na różnych płaszczyznach ogniskowych umożliwia obrazowanie trójwymiarowe i pomiary geometrii rozwiniętych powierzchni.

Mikroskop konfokalny posłużył do zobrazowania profilów odcisków wykonanych na twardościomierzu instrumentowanym a także do pomiarów średnic i głębokości odcisków Specyfikację mikroskopu (Rys. 79) podano w Tabeli 8.



Rys. 79. Mikroskop konfokalny Olimpus Lext OLS4100 użyty do badań.

Parametr	Pomiar wysokości			P	omiar dł	szerok ugości	ości i	
Maksymalna Rozdzielczość obrazu przy zastosowaniu obiektywu 100x [nm]			0,5				1	
Powiększenie [x]	5	10	20	50, 100	5	10	20	50, 100
Powtarzalność pomiarów [µm]	0,45	0,1	0,03	0,012	0,45	0,1	0,03	0,012
Dokładność	0,15+L/100 μm				+	1,5%		

Tabela 8. Specyfikacja	a mikroskopu	konfokalnego	Olympus	LEXT użyt	tego do badań
------------------------	--------------	--------------	---------	-----------	---------------

# IV PROGRAM BADAŃ

## 1. Plan badań

Do badań degradacji wybrano stopu Inconel opisany w podrozdziale 2. Zastosowano próbki o zmiennym polu przekroju części pomiarowej (podrozdział 3). Zdefiniowano zmienną przyjętą do określenia stopnia degradacji materiału po próbach niszczących (podrozdział 4). Ustalono parametry badań doświadczalnych (podrozdział 5)

Cześć doświadczalna badań składa się z trzech podstawowych etapów

**Pierwszy etap** obejmował badania stopu przed próbami wytrzymałościowymi. Wykonano badania chropowatości, analizę strukturalną materiału rodzimego (określenie wielkości ziarn i zawartości węglików) oraz pomiary geometrii próbek przeznaczonych do badań wytrzymałościowych i zmęczeniowych (szerokość i grubość wybranych przekrojów części pomiarowych próbek). Instrumentowane badania twardości nie były wykonywane, ponieważ

odciski jakie powstają po takim pomiarze zaburzałby odpowiedź materiału na obciążenia, jakim będzie on poddany podczas prób wytrzymałościowych.

**Drugi etap** to wprowadzenie w sposób kontrolowany uszkodzeń w część pomiarową próbek za pomocą prób wytrzymałościowych - statyczną próbę rozciągania oraz nisko i wysokocykliczną próbę zmęczeniową. W etapie tym wyznaczono również wartości odkształcenia plastycznego materiału w oparciu o pomiary geometrii jakie wykonano przed i po badaniach wytrzymałościowych w wybranych przekrojach części pomiarowych próbek. Odkształcenie to posłużyło następnie do wyznaczenia wartości referencyjnej zmiennej uszkodzenia.

**Trzeci etap** składał się z badań fraktograficznych próbek po próbach wytrzymałościowych oraz badań chropowatości i instrumentowanych badań twardości. Uzyskane wyniki badań odniesiono do wartości referencyjnej zmiennej uszkodzenia.

## 2. Materiał przeznaczony do badań

Próbki zostały wykonane z walcowanego płaskownika wykonanego ze stopu Inconel 718 (Tabela 9).

Struktura badanego stopu składa się z równoosiowych ziarn oraz węglików pierwotnych MC (Rys. 80, Rys. 81, Rys. 82, Rys. 83). Materiał jest w stanie zrekrystalizowanym przesyconym, bez starzenia umacniającego. W ziarnach widoczne są bliźniaki wyżarzania, które powstają podczas rekrystalizacji stopu Inconel 718. Zmierzona średnia średnica ziarn wynosi około 0,02 mm (Tabela 10). Część węglików tworzy zgrupowania w postaci pasm. Oś podłużna pasm jest równoległa do osi podłużnej płaskownika, która odpowiada kierunkowi jego walcowania. Pasma węglików rozmieszczone w objętości materiału stosunkowo równomiernie. Zmierzony udział węglików w strukturze materiału wynosi w przybliżeniu 0,4% (Rys. 84). Około 65% tych węglików ma średnicę ekwiwalentną mniejszą lub równą 4 μm (Rys. 85).

			1		, 0		
С	Mn	Р	S	Si	Cr	Ni	Al
0,05	0,01	0,008	0,0002	0,10	17,98	52 <i>,</i> 30	0,60
Мо	Cu	Nb	Та	Ti	Со	В	Fe
2,88	0,02	4,97	0,01	1,02	0,04	0,002	19,96

Tabela 9. Skład pierwiastkowy stopu użytego do badań.



Rys. 80. Obraz struktury stopu Inconel 718 użytego do wykonania próbek. Bez trawienia (A) po trawieniu odczynnikiem nr 22 z normy ASTM E 407 (B).



Rys. 81. Obraz struktury stopu Inconel 718 użytego do wykonania próbek płaszczyźnie ZX płaskownika.



Rys. 82. Obraz struktury stopu Inconel 718 użytego do wykonania próbek w płaszczyźnie ZY płaskownika.



Rys. 83. Obraz struktury stopu Inconel 718 użytego do wykonania próbek w płaszczyźnie XY płaskownika.

Płaszczyz	zna zgładu	XZ	ΥZ	ХҮ		
Wielkość	[G]	8,2	8,4	8,1		
ziarn	d [mm]	0,021	0,020	0,022		

Tabela. 10. Wielkość ziarn (wg. ASTM E112- metoda przecięć) w poszczególnych płaszczyznach przekroju płaskownika.



Rys. 84. Udział objętościowy węglików.



Rys. 85. Histogram średnicy ekwiwalentnej węglików.

#### 3. Próbka do badań

Do badań zastosowano próbki [127] o zmiennym polu przekroju części pomiarowej (Rys. 86). Zbieżność próbki została dobrana zgodnie ze wzorem:

$$ZB = \frac{R_e L}{(R_m - R_e)b_{min}} \tag{93}$$

Geometria próbki umożliwia otrzymanie w części pomiarowej różnych stopni odkształcenia materiału, począwszy od odkształcenia, które odpowiada granicy plastyczności  $R_e$  (przekrój o powierzchni  $a \cdot b_{max}$ ), aż do odkształcenia, które odpowiada doraźnej granicy wytrzymałości  $R_m$  (przekrój o powierzchni  $a \cdot b_{min}$ ). Ciągły rozkład odkształcenia w części pomiarowej próbki na odcinku L = 40 mm umożliwia wykonanie kilku makroskopowych pomiarów twardości (przy różnych stopniach odkształcenia materiału). Granica plastyczności i wytrzymałości badanego materiału zostały wyznaczone ze statycznej próby rozciągania próbki o stałym przekroju w części pomiarowej. Minimalna szerokość  $b_{min} = 5,8 mm$  i grubość próbki a = 4,7 mm zostały dobrane tak, aby możliwy był pomiar odkształcenego materiału wybranymi metodami badawczymi oraz aby siła przy zerwaniu próbki nie była większa niż możliwości maszyny wytrzymałościowej. Powierzchnia próbek przed badaniami była szlifowana.



Rys. 86. Projekt próbki przeznaczonej do badań [128].

#### 4. Referencyjna zmienna uszkodzenia

Stopień uszkodzenia materiału wyznaczony za pomocą wybranych metod badawczych zostanie odniesiony do referencyjnego wskaźnik uszkodzenia. Za referencyjną zmienną uszkodzenia przyjęto zmienną zaproponowaną przez Johnsona wyrażoną wzorem (25). Zmienna  $D_{\varepsilon}$  wiąże stopień uszkodzenia materiału z przyrostem odkształcenia plastycznego. Przyrost plastycznego odkształcenia ekwiwalentnego  $\Delta \varepsilon^p$  jaki występuje we wzorze na zmienną uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  może być wyznaczony dla dowolnego proporcjonalnego jak i nieproporcjonalnego (do naprężenia) przyrostu odkształcenia plastycznego za pomocą parametru Odqvista  $\overline{\varepsilon}^p$  wyrażonego wzorem:

$$\bar{\varepsilon}^p = \int d\varepsilon_{in}^p = \int \sqrt{d\varepsilon_{jk}^p d\varepsilon_{jk}^p}$$
(94)

gdzie :  $d\varepsilon_{in}^p$ - przyrost intensywności ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego,  $d\varepsilon_{jk}^p d\varepsilon_{jk}^p = \sum (d\varepsilon_{jk}^p)^2$ - suma iloczynu składowych tensora przyrostów ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego zapisana w konwencji sumacyjnej Einsteina [6].

Przyjmując układ odniesienia zgodny z kierunkami głównymi tensora odkształcenia, przyrost intensywności ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego można wyrazić za pomocą odkształceń głównych tensora odkształcenia jako [134, 171]:

$$d\varepsilon_{in}^{p} = \sqrt{\frac{2}{9} \left[ \left( d\varepsilon_{1}^{p} - d\varepsilon_{2}^{p} \right)^{2} + \left( d\varepsilon_{2}^{p} - d\varepsilon_{3}^{p} \right)^{2} + \left( d\varepsilon_{3}^{p} - d\varepsilon_{1}^{p} \right)^{2} \right]}$$
(95)

W przypadku jednoosiowego statycznego rozciągania oraz w przypadku LCF i HCF, w którym występuje ratchetting i stosując zasadę nieściśliwości materiału:

$$\varepsilon_1 = -(\varepsilon_2 + \varepsilon_3) \tag{96}$$

którą, stosuje się również do przyrostów odkształceń:

$$d\varepsilon_1 = -(d\varepsilon_2 + d\varepsilon_3) \tag{97}$$

i zapisując, że

$$d\varepsilon_2 = -xd\varepsilon_1, \, d\varepsilon_3 = -(1-x)d\varepsilon_1 \tag{98}$$

równanie (95) przyjmuje postać:

$$d\varepsilon_{in}^{p} = \sqrt{\frac{2}{9} \left[ \left( d\varepsilon_{1}^{p} + x d\varepsilon_{1}^{p} \right)^{2} + \left( -x d\varepsilon_{1}^{p} + (1-x) d\varepsilon_{1}^{p} \right)^{2} \left( -(1-x) \varepsilon_{1}^{p} - d\varepsilon_{1}^{p} \right)^{2} \right]} = \sqrt{\frac{4}{3} \left[ (1-x+x^{2}) d\varepsilon_{1}^{p^{2}} \right]} = d\varepsilon_{1}^{p} \sqrt{\frac{4}{3} (1-x+x^{2})}$$
(99)

Dla uproszczenia zakładając, że  $x = \frac{1}{2}$  czyli, że:

$$d\varepsilon_2 = d\varepsilon_3 = -\frac{1}{2}d\varepsilon_1 \tag{100}$$

To równanie (99), redukuje się do zależności:

$$d\varepsilon_{in}^{p} = d\varepsilon_{1}^{p} \sqrt{\frac{4}{3} \left(1 - \frac{1}{2} + \frac{1}{4}\right)} = d\varepsilon_{1}^{p} \sqrt{\frac{4}{3} \left(\frac{3}{4}\right)} = d\varepsilon_{1}^{p}$$
(101)

Zakładając, że przyrost odkształceń  $d\varepsilon_1$ ,  $d\varepsilon_2$ ,  $d\varepsilon_3$  jest proporcjonalny w cały zakresie odkształceń plastycznych:

$$d\varepsilon_1: d\varepsilon_2: d\varepsilon_3 = const \tag{102}$$

To korzystając z równania (94) i (101) wartość przyrostu plastycznego odkształcenia ekwiwalentnego sprowadza się do prostej zależności:

$$\Delta \varepsilon^p = \bar{\varepsilon}^p = \int d\varepsilon_1^p = \varepsilon_1^p \tag{103}$$

gdzie:  $\varepsilon_1^p$  - odkształcenie plastyczne materiału w kierunku równoległym do przyłożonej podczas próby wytrzymałościowej siły.

Zastosowana geometria próbki, rodzaj obciążenia (jednoosiowe rozciągania) oraz właściwości samego materiału sprawiają, że w zakresie plastycznego odkształcenia proporcjonalny przyrost odkształceń zgodny z zależnością (102) nie jest zachowany. Jednak ze względu na możliwość stosunkowo prostego pomiaru odkształcenia zdefiniowanego wzorem (103) przyjęto, że wzór ten będzie wykorzystany do wyznaczenia referencyjnych wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  dla danej wartości odkształcenia plastycznego, jakie zostanie wprowadzone w materiał podczas statycznej próby rozciągania oraz w czasie nisko i wysoko cyklicznej próby zmęczeniowej. Wartości te mogę być wyznaczone ze wzoru:

$$D_{\varepsilon_n} = \frac{\varepsilon_{1_n}^p}{\varepsilon_1^{pf}} \tag{104}$$

gdzie:  $\varepsilon_{1_n}^p$ -rzeczywiste plastyczne odkształcenie badanego materiału w *n*-tym obszarze próbki,  $\varepsilon_1^{p^f}$ -rzeczywiste plastyczne odkształcenie badanego materiału, w którym następuje jego zniszczenie.

 $\varepsilon_{1_n}^p$  są to odkształcenia w kierunku równoległym do osi podłużnej próbki. Zmienna geometria próbki sprawia, że bezpośredni pomiar odkształceń  $\varepsilon_{1_n}^p$  w danym przekroju próbki jest utrudniony. Dokładny pomiar wymagałby zmierzenia odkształcenia w relatywnie niewielkich odstępach między poszczególnymi przekrojami. Dlatego też wartości  $\varepsilon_{1_n}^p$  wyznaczano korzystając z zasady nieściśliwości materiału z pomiarów odkształceń w szerokości  $\varepsilon_{2_n}^p$  i grubości  $\varepsilon_{3_n}^p$  próbek w *n*- tym przekroju próbki przed i po próbach wytrzymałościowych zgodnie z zależnością:

$$\varepsilon_{1n}^{p} = -(\varepsilon_{2n}^{p} + \varepsilon_{3n}^{p}) \tag{105}$$

W przypadku próbek poddanych próbom zmęczeniowym mierzone odkształcenia plastyczne próbek po badaniach będą stanowiły sumę odkształceń plastycznych próbki jakie zachodzą po każdym cyklu obciążania próbki:

$$\sum \Delta \varepsilon_{1_n}^p = -\sum \Delta \left( \varepsilon_{2_n}^p + \varepsilon_{3_n}^p \right) \tag{106}$$

#### 5. Parametry badań

#### 5.1.Badania wytrzymałościowe

#### 5.1.1. Statyczna próba rozciągania (SPR):

Ze względu na zmienną geometrię obszaru pomiarowego próbki nie było możliwości zastosowania ekstensometru do pomiaru odkształcenia oraz kontroli prędkości odkształcania. W związku z tym w statycznej próbie rozciągania kontrolowana była prędkość przemieszczania trawersy maszyny wytrzymałościowej. Początkowa prędkość trawersy wynosiła 0,1 mm/min. Po przekroczeniu przemieszczenia odpowiadającego odkształceniu w najmniejszym przekroju próbki równym 0,015 mm/mm prędkość odkształcenia zwiększono do 1,2 mm/min. Próba była prowadzona w temperaturze pokojowej 21°C aż do zerwania próbki (Rys. 87).



Rys. 87. Przebieg statycznej próby rozciągania próbki wykonanej ze stopu Inconel 718.

#### 5.1.2. Badania zmęczeniowe

Badania prowadzono w temperaturze pokojowej. Próbki były obciążone siłą sinusoidalnie zmienną. Częstotliwość obciążania wynosiła 20 Hz, współczynnik asymetrii R wynosił 0,05. Na Maksymalne naprężenie inżynierskie  $\sigma_{\max(in\dot{z})}$  poszczególnych próbek wynosiło odpowiednio 600 MPa lub 700 MPa (Rys. 88).



Rys. 88. Schemat obciążeń prób zmęczeniowych wykonanych na próbkach ze stopu Inconel 718.

Podane dla badań zmęczeniowych naprężenie maksymalne  $\sigma_{\max(in\dot{z})}$  jak i naprężęnie odpowiadające granicy wytrzymałości  $R_m$  dla statycznej próby rozciągania odnoszą się do najmniejszego pola przekroju ( $a \cdot b_{min}$ ) nieodkształconych próbek. W pozostałych przekrojach ze względu na ich większą powierzchnię, maksymalne naprężenie inżynierskie wynosi (Rys. 89):

$$\sigma_{max(in\dot{z})_n} = \frac{b_{min}}{b_n} \sigma_{max(in\dot{z})}$$
(107)

gdzie:  $b_n$ - szerokość próbki w n- tym przekroju przed statyczną próbą rozciągania.

Maksymalne naprężenie rzeczywiste w poszczególnych przekrojach próbek w momencie ich zerwania wynosiło:

$$\sigma_{max(rzecz)_n} = \frac{a \cdot b_n}{a_{n_\sigma} \cdot b_{n_\sigma}} \sigma_{\max(in\dot{z})_n}$$
(108)

gdzie:  $a_n$ - grubość próbki w n-tym przekroju przed statyczną próbą rozciągania;  $a_{n_{\sigma}}, b_{n_{\sigma}}$ - odpowiednio grubość i szerokość próbki w n-tym przekroju w czasie działania naprężenia  $\sigma_{max(rzecz)_n}$ .



Rys. 89. Naprężenia  $\sigma_{max(inz)_n}$  w wybranych przekrojach poprzecznych ( $a \cdot b_n$ ) próbek przeznaczonych do badań wytrzymałościowych.

Na próbkach po badaniach wytrzymałościowych wyznaczono następnie referencyjną zmienną uszkodzenia, po czym wykonano badania profilometryczne oraz instrumentowane badania twardości.

## 5.2. Pomiary odkształcenia plastycznego

Grubość i szerokość wybranych przekroi próbki były mierzone za pomocą projektora pomiarowego przed i po badaniach wytrzymałościowych. Na podstawie tych pomiarów zostały wyznaczone referencyjne wartości zmiennej szkodzenia  $D_{\varepsilon_i}$  (wzór 104). Wybrane przekroje zostały zaznaczone za pomocą liniowych zarysowań na powierzchni bocznej próbek.

#### 5.3. Instrumentowany pomiar twardości

Na podstawie instrumentowanych pomiarów twardości wyznaczona była:

a) Twardość Brinella (HBN) ze wzoru (80).

$$HBN = \frac{2F}{\pi \mathfrak{D}(\mathfrak{D} - \sqrt{\mathfrak{D}^2 - d^2})}$$

b) Energię odkształcenia plastycznego.

Energia odkształcenia plastycznego jest tutaj rozumiana, jako praca wykonana podczas wytworzenia trwałego odcisku. Co do wartości energia odkształcenia plastycznego równa jest polu pomiędzy krzywą obciążania i odciążania (Rys. 90, wzór (109)). Pole to zostało obliczone na podstawie danych pomiarowych za pomocą arkusza kalkulacyjnego MS Excel.

$$W_p = \int_0^{h_{max}} (F_{a(h)} - F_{b(h)}) dh$$
(109)

c) Instrumentowany moduł sprężystości  $E_{IT}$  (wzór 40).

$$E_{IT} = (1 - v_s^2) \left( \frac{2\beta \sqrt{A}}{S_{OP}^* \sqrt{\pi}} - \frac{1 - v_i^2}{E_i} \right)^{-1}$$

Instrumentowany pomiar twardości wykonywano przy stałym przyroście siły. Prędkość narastania siły wynosiła 19 N/mm, Prędkość odciążania wynosiła 21 N/mm. Maksymalna siła docisku wgłębnika wynosiła 1600 ±4 N. Po osiągnięciu zadanej siły maksymalnej układ przemieszczania wgłębnika był zatrzymywany na czas 62 sekund. Po tym czasie następowało odciążenie wgłębnika z zadaną prędkością. Badania prowadzono w temperaturze pokojowej.



Rys. 90. Przebieg (A) oraz wykres z instrumentowanego pomiaru twardości. Niebieskie pole odpowiada pracy użytej do wykonania odcisku.

#### 5.4. Chropowatość

Z pomiarów chropowatości powierzchni wyznaczono:

- a) średnie odchylenia profilu chropowatości od linii średniej- $R_a$
- b) średnią różnicę z pięciu najwyższych wzniesień i pięciu najniższych zagłębień- $R_{z(ISO)}$

Parametry pomiaru dobrano w oparciu o kontrolny pomiar chropowatości próbki w obszarze przełomu próbki po statycznej próbie rozciągania.

Parametry badania dla próbki po statycznej próbie rozciągania jak i po badaniach zmęczeniowych były takie same. Według najczęściej stosowanych standardów pomiaru chropowatości, odcinek ewaluacyjny L powinien składać się z 5 jednostkowych odcinków pomiarowych  $l_r$ . Jednak w próbkach po badaniach zmęczeniowych obszar zmęczeniowy w obszarze przełomu jest stosunkowo niewielki i sąsiaduje z obszarem dołamania próbki. Ustawienie standardowej ilości odcinków pomiarowych wiązałoby się z koniecznością pomiaru w obszarze dołamania próbki. W związku z tym pomiary wykonano stosując odcinek ewaluacyjny składający się tylko z pojedynczego odcinka pomiarowego i wykonując po trzy pomiary w każdym obszarze pomiarowym. W celu wyekstrahowania profilu chropowatości z profilu pierwotnego w pomiarach profilu powierzchni został zastosowany dolno- i górnoprzepustowy filtr Gaussa, których charakterystyki transmisji amplitudy nierówności powierzchni opisane są odpowiednio równaniami (46) i (48):

 $H(\lambda)_{zmierzony \, profl} = e^{-\pi(\alpha\lambda_{s/\lambda})^2}$ 

 $H(\lambda)_{profil\ chrop.} = 1 - e^{-\pi(\alpha\lambda_{c/\lambda})^2}$ 

Pozostałe parametry pomiaru profilu chropowatości to:

a) Długość fali odcięcia filtra dolno i górnoprzepustowego wynosiła odpowiednio  $\lambda_s$ = 2,5  $\mu m$ 

oraz  $\lambda_c$ = 0,8 mm. Wartość przenoszonej amplitudy dla fal odcięcia wynosi 50%.

b) Odcinek ewaluacyjny L składa się z pojedynczego odcinka pomiarowego  $l_r$ .

c) Odstęp między punktami pomiarowymi wynosi 0,5  $\mu m.$ 

d) Rozdzielczość pomiaru w osi Z dla chropowatości między 0-10  $\mu$ m wynosi 0,01  $\mu$ m

e) Prędkość przesuwu głowicy pomiarowej 0,25 mm/s

f) Siła docisku końcówki do powierzchni 0,75 mN

# V WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

#### 1. Wyniki badań mechanicznych

Badaniom zmęczeniowym poddano dwie próbki. Dla pierwszej próbki obciążenie maksymalnie cyklu obciążającego wyniosło 600 MPa, a dla drugiej 700 MPa.

Pęknięcie rozdzielcze pierwszej próbki nastąpiło po 125 742 cykli obciążania. Jest to ilość cykli z zakresu wysokocyklowej wytrzymałości zmęczeniowej (HCF). Pęknięcie rozdzielcze drugiej próbki nastąpiło po 60851 cyklach. Jest to ilość cykli z zakresu niskocyklowej wytrzymałości zmęczeniowej (LCF).

Na Rysunku 90 i 91 podano wartości wyznaczonego odkształcenia plastycznego  $\varepsilon_{1_n}^p$  i  $\sum \Delta \varepsilon_{1_n}^p$  oraz zmiennej  $D_{\varepsilon}$ .

Wyznaczone wartości odkształcenia  $\varepsilon_{1_n}^p$  i  $\sum \Delta \varepsilon_{1_n}^p$  (Rys. 89) jak i wyznaczone na jej podstawie wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  (Rys. 90) w funkcji pola powierzchni przekroju poprzecznego próbek mają nieliniowy charakter. Nieliniowa zależność między tymi wielkościami występuje zarówno w próbce po statycznej próbie rozciągania jak i dla obu próbek po badaniach zmęczeniowych. Związane jest to przede wszystkim z dwoma czynnikami.



Rys. 90. Odkształcenie plastyczne po badaniach wytrzymałościowych wyznaczone dla wybranych przekroi poprzecznych  $a \cdot b_n$  próbek.



		Przekrój									
Próbka	a∙b <sub>min</sub>	a∙b₁	a∙b₂	a∙b₃	a∙b₄	a∙b₅	a∙b <sub>6</sub>	a∙b <sub>7</sub>	a∙b <sub>8</sub>	a∙b <sub>9</sub>	a∙b <sub>10</sub>
		Wartość zmiennej uszkodzenia									
SPR	1,00	0,56	0,44	0,39	0,36	0,33	0,31	0,28	0,25	0,23	0,21
LCF (700 MPa)	1,00	0,38	0,31	0,27	0,25	0,24	0,22	0,20	0,18	0,16	0,14
HCF (600 MPa)	1,00	0,25	0,20	0,18	0,15	0,15	0,14	0,13	0,12	0,11	0,12

Rys. 91. Wartości zmiennej uszkodzenia	$0  D_arepsilon$ wyznaczone dla wybranych przekroi porzecznych $a \cdot b_n$
próbek po badaniach wytrzymałościow	ych.

Pierwszy jest to różny stopień umocnienia odkształceniowego poszczególnych ziarn znajdujących się w badanym materiale. Powoduje to, że zależność między naprężeniem i odkształceniem plastycznym (wyznaczona na przykład ze statycznej próby rozciągania) po przekroczeniu granicy plastyczności  $R_e$ , przybiera potęgowy charakter. Dla badanego stopu zależnością tą można odtworzyć za pomocą wartości naprężenia rzeczywistego  $\sigma_{max(rzecz)_n}$  i wartości rzeczywistego odkształceń plastycznych  $\varepsilon_{1_n}^p$  wyznaczonych za pomocą wzorów (105, 108) (Rys. 93). Odtworzony w ten sposób fragment krzywej ze statycznej próby rozciągania dość dobrze wpisuje się we fragmentem analogicznej krzywej wyznaczonej ze statycznej próby rozciągania (z ekstensometrycznym pomiarem odkształcenia) przeprowadzonej dla próbki badanego materiału o stałym przekroju w części pomiarowej. Potwierdza to, że wyznaczone wartości odkształcenia plastycznego  $\varepsilon_{1_n}^p$  wynikają z plastycznych właściwości materiału.

Drugim czynnikiem wpływającym na nieliniową zależność między odkształceniem plastycznym  $\varepsilon_{1n}^p$ ,  $\sum \Delta \varepsilon_{1n}^p$ , zmienną uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  a polem powierzchni przekroju poprzecznego próbek jest lokalizacja odkształcenia plastycznego w obszarze przekroju  $b_{min}$ . Następuje ono po przekroczeniu w tym obszarze granicy wytrzymałości  $R_m$  materiału. Dalsze rozciąganie próbki prowadzi do powstania szyjki odkształcenia plastycznego w obszarze przekroju  $b_{min}$  a tym samym do większego zmniejszenia się pola powierzchni tego przekroju w stosunku do przekrojów poza szyjką. Wyznaczone naprężenie  $\sigma_{max(rzecz)_n}$  i odkształcenie

 $\varepsilon_{1_n}^p$  w przekroju  $b_{min}$  są więc większe niż mogłoby to wynikać z potęgowego charakteru zależności między naprężeniami a odkształceniami plastycznymi wyznaczonymi dla pozostałych przekrojów. Geometria szyjki zależy nie tylko od właściwości plastycznych materiału, ale również od wymiarów geometrycznych próbki [153].



Rys. 93. Krzywa umocnienia odkształceniowego wyznaczona z wykorzystaniem pomiarów odkształceń wybranych przekroj poprzecznych  $b_n$  próbki o zmiennym przekroju części pomiarowej poddane statycznej próbie rozciągania oraz krzywa ze statycznej próby rozciągania próbki o stałym przekroju w części pomiarowej.

W próbkach po badaniach zmęczeniowych szyjka odkształcenia plastycznego występuje w strefie dołamania. W związku z tym przyjęta metoda wyznaczania odkształcenia plastycznego  $\sum \Delta \varepsilon_{1_n}^p$  jak i zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  powoduje, że wartości tych wielkości wyznaczane dla przekrojów znajdujących się w okolicy przełomów będą stanowiły sumę efektów związanych ze zjawiskami zmęczeniowymi- ratcheting oraz odkształceniem doraźnym.

# 2. Fraktografia próbek

# 2.1 Próbka po statycznej próbie rozciągania

# 2.1.1. Powierzchnia przełomu próbki po statycznej próbie rozciągania

Na obrazach SEM powierzchni przełomu próbki po statycznej próbie rozciągania widoczna jest typowa dla przełomów plastycznych dołkowa topografia powierzchni (Rys. 94). Na dnie dołków obecne są węgliki. Kształt dołków zawiera informację o kierunku naprężenia w stosunku do powierzchni przełomu. W obszarze środkowym dołki na przełomie mają kształt

równomierny, co wskazuje na działanie naprężenia normalnych do powierzchni przełomu. W okolicach krawędzi, widoczne są usta ścinania a dołki mają kształt wydłużony, co wskazuje na działanie w tych miejscach sił ścinających a więc stycznych do powierzchni przełomu. Zgodnie z tym co napisano we wstępie pkt. 1.1 (Rys. 15) odmienny kształt dołków oznacza, że co najmniej na końcowym etapie rozwoju uszkodzenia w obszarze przy powierzchni próbki działa odmienny układ naprężenia a tym samym odmienną wartość uplastyczniającego i niszczącego odkształcenia ekwiwalentnego  $\varepsilon^p$  i  $\varepsilon^{p^f}$  niż w objętości materiału.



Rys. 94. Przełom próbki po statycznej próbie rozciągania.

#### 2.1.2. Powierzchnia boczna próbki po statycznej próbie rozciągania

Na powierzchni bocznej próbki po statycznej próbie rozciągania widoczne są różne formy uszkodzenia materiału (Rys. 95, Rys. 96). Są to odspojenia węglików od osnowy, pęknięcia węglików (Rys. 97) oraz pęknięcia osnowy propagujące od granicy między osnową a węglikami. Widoczne są również zafałdowania powierzchni. Nasilenie oraz rozmiar uszkodzeń i zafałdowań powierzchni jest tym większy im większe jest odkształcenie plastyczne próbki i tym samym wyznaczona wartość zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ . W końcowym etapie uszkodzenia widoczna jest w skali mikroskopowej lokalizacja odkształcenia plastycznego osnowy. Przyjmuje ona postać relatywnie dużych pasm poślizgu. Są one zorientowane skośnie do kierunku rozciągania próbki lub znajdują się na odcinkach łączących sąsiadujące ze sobą pustki.



Rys. 95. Obraz powierzchni bocznej próbki po statycznej próbie rozciągania. Obszar szyjki odkształcenia plastycznego.



Rys. 96. Obraz powierzchni bocznej próbki po statycznej próbie rozciągania. Obszary o różnym stopniu odkształcenia plastycznego i wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



Rys. 96. C.D. Obraz powierzchni bocznej próbki po statycznej próbie rozciągania. Obszary o różnym stopniu odkształcenia plastycznego i wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



Rys. 97. Badania EDX wydzieleń obecnych na powierzchni bocznej próbki po statycznej próbie rozciągania w okilicy przełomu.

## 2.2. Próbki po próbach zmęczeniowych

## 2.2.1. Powierzchnia przełomu próbki po badaniach zmęczeniowych

## 2.2.1.1. Powierzchnia przełomu próbki po badaniu LCF

Topografia przełomu próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej jest typowa dla transkrystalicznego pękania zmęczeniowego. Widoczna jest zmęczeniowa oraz resztkowa strefa przełomu (Rys. 98). Strefa zmęczeniowa rozchodzi się promieniście z naroża próbki. W strefie tej widoczne są linie spoczynkowe w kształcie promieni oraz prążki zmęczeniowe. Szerokość prążków zmęczeniowych wzrasta w miarę wzrostu szczeliny pęknięcia (Rys. 99). Widoczne są również prążki zmęczeniowe w okolicy wtrąceń. Prążki zmęczeniowe w okolicy wtrąceń są drobniejsze od prążków znajdujących się w większej odległości od wtrąceń. Prążki w okolicy wydzieleń rozchodzą się promieniście od tych wtrąceń. Jest to szczególnie widoczne w późniejszym etapie rozwoju pęknięcia zmęczeniowego. Wskazuje to na rozwój pobocznych / wtórnych pęknięć zmęczeniowych od wydzieleń. Prążki zmęczeniowe widoczne są również w okolicy wtrąceń w strefie dołamania próbki (Rys. 99I, J).

Kształt strefy zmęczeniowej, linii spoczynkowych oraz orientacja prążków wskazuje, że ognisko zmęczeniowe znajduje się w narożu próbki. W narożu próbki stwierdzono obecność obszaru, którego powierzchnia ma odmienną topografię niż powierzchnia z prążkami. Widoczne są gładkie płaszczyzny o charakterze krystalograficznym (Rys. 99). Topografia taka jest typowa dla pęknięć zmęczeniowych w stopie Inconel 718 na etapie ich zarodkowania [181, 182]. Odmienna topografia powierzchni w obszarze zarodkowania pęknięcia zmęczeniowego jest efektem działania odmiennego mechanizmu jego rozwoju (powolny wzrost mikropęknięcia) niż na następującym po nim etapie ustabilizowanego wzrost tego pęknięcia (którego efektem jest powstanie strefy zmęczeniowej z prążkami. W literaturze mechanizm zarodkowania pęknięcia zmęczeniowego w Inconel 718 powiązany jest z powstawaniem i rozwojem intensywnych pasm odkształcenia, które tworzone są przez bliźniaki a następnie dekohezją materiału na granicy bliźniaków z osnową [182]. Rozmiar tego obszaru wynosi co najmniej 100 µm co odpowiada ≈5x średnim średnicom ziarn badanego stopu (Tabela 10).



Rys. 98. Obraz powierzchni przełomu próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej (700 MPa).



Rys. 99. Obszar ogniska oraz powierzchni przełomu z Rys. 98 z prążkami zmęczeniowymi o średniej szerokości 0,21 μm (A), 0,24 μm (B).



Rys. 99. C.D. Obszar powierzchni przełomu z Rys. 98 z prążkami zmęczeniowymi o średniej szerokości w okolicy wydzieleń 0,47 m (C), 1,19 μm (D), 1,35 μm (E), 1,88 μm poza okolicą wydzieleń (F), o średniej

szerokości 2,46 μm (G), średniej szerokości w okolicy wydzieleń 0,53 μm (H), w strefie dołamania (I) z prążkami zmęczeniowymi w okolicy wtrącenia o średniej szerokości 0,14 μm (J).

# 2.2.1.2. Powierzchnia przełomu próbki po badaniu HCF

Podobnie jak w przypadku próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej na powierzchni przełomu próbki po próbie HCF widoczna jest strefa zmęczeniowa oraz strefa resztkowa (Rys. 100). Na podstawie pomiarów promienia strefy zmęczeniowej wykreślonej od naroża do środka próbki stwierdzono, że strefa zmęczeniowa w próbce HCF jest większa o około 20% od strefy zmęczeniowej, jaka znajduje się na przełomie próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej. W narożu próbki, od którego rozwija się promieniowa strefa zmęczeniowa, podobnie jak w przypadku próbki po badaniu LCF stwierdzono obecność obszaru, w którym występują gładkie płaszczyzny przełomu o charakterze krystalograficznym (Rys. 101) a także węglik. Zarówno gładkie płaszczyzny jak i węglik mają kontakt z krawędzią przełomu, czyli z powierzchni boczną próbki. Szerokość prążków zmęczeniowych rośnie w miarę wzrostu szczeliny pęknięcia (Rys. 102). W strefie zmęczeniowej znajdują się wydzielenia, od których rozchodzą się promieniście drobne prążki zmęczeniowe. Jest to szczególnie widoczne na późniejszym etapie rozwoju pęknięcia zmęczeniowego. Podobnie jak w przypadku próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej wskazuje to na rozwój pobocznych pęknięć zmęczeniowych od wydzieleń. Prążki zmęczeniowe widoczne są również w okolicy wtrąceń w strefie dołamania próbki (Rys. 102I, J).



Rys. 100. Obraz powierzchni przełomu próbki po próbie HCF (600 MPa).



Rys. 101. Obszar ogniska pęknięcia zmęczeniowego próbki po badaniach HCF oraz powierzchni przełomu z



Rys. 102. Obszary powierzchni przełomu z Rys. 100 z prążkami zmęczeniowymi o średniej szerokości prążków 0,29 μm (A), 0,77 μm (B), 0,89 μm, 0,89 μm (C), średniej szerokości prążków w okolicy wydzielenia 0,42 μm (D).



Rys. 102 C.D. Obszary powierzchni przełomu z Rys. 100 w strefie dołamania (E), prążki w okolicy wydzielenia 0,25 μm w strefie dołamania (F).

## 2.2.1.3. Analiza prążków zmęczeniowych obecnych na powierzchni przełomu próbki po badaniu LCF i HCF

Na podstawie zmierzonych grubości prążków w różnych miejscach strefy zmęczeniowej próbki po nisko i wysokocyklowej próbie zmęczeniowej określono prędkość rozwoju pęknięcia zmęczeniowego w zależności od odległości od ogniska zmęczeniowego (Rys. 103). Stwierdzono większą prędkość rozwoju pęknięcia zmęczeniowego dla próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej niż dla próbki po wysokocyklowej próbie zmęczeniowej. Stwierdzono również zdecydowanie mniejsza prędkość rozwoju pęknięć zmęczeniowych propagujących od wydzieleń znajdujących się w objętości materiału.

Prążki zmęczeniowe są typową cechą przełomu zmęczeniowego, która odpowiada ustabilizowanemu rozwojowi dominującego pęknięcia zmęczeniowego [180, 153 str. 578 - 579]. Zliczając liczbę prążków istnieje, więc możliwość oszacowania jaka część ograniczonej trwałości zmęczeniowej przypada na okres zarodkowania i wzrostu dominującego pęknięcia zmęczeniowego. Ilość cykli  $Nz_{lcf}$ ,  $Nz_{hcf}$  obciążeniowych, jakim zostały poddane próbki podczas rozwoju strefy zmęczeniowej określono na podstawie potęgowych linii trendu  $f(L_{lcf})$  i  $f(L_{hcf})$  wyznaczonych dla prędkości rozwoju pęknięć zmęczeniowych (których powierzchnie widoczne są na przełomie) badanych próbek przyjęto przy tym, że dla obu próbek długość strefy zmęczeniowej  $L_{0_{lcf}}$ ,  $L_{0_{hcf}}$  rozpoczyna się tuż za strefą przyogniskową i kończy na granicy ze strefą dołamania znajdującej się w środkowej części próbki (Rys. 104). Przyjęto także, że strefa przyogniskowa jest to obszar przełomu w okolicy ogniska, która ma charakter krystalograficzny, co jest typową cechą przełomu zmęczeniowego, która odpowiada zarodkowaniu dominującego pęknięcia zmęczeniowego [153 str. 578]. Dla obu próbek przyjęto, że strefa ta ma długość w przybliżeniu równą 0,1 mm.



Rys. 103. Prędkość rozwoju pęknięcia zmęczeniowego w zależności od odległości od ogniska.



Rys. 104. Schemat oznaczeń zastosowanych przy wyznaczaniu liczby cykli obciążeniowych, jakim zostały poddane próbki podczas rozwoju strefy zmęczeniowej.

Ilość cykli Nz<sub>lcf</sub>, Nz<sub>hcf</sub> oszacowano na podstawie wzoru rekurencyjnego:

$$L_{1} = L_{0} - f(L_{0})$$

$$L_{n+1} = L_{n} - f(L_{n})$$
Jeśli  $L_{n+1} < 100 \mu m$  to  $Nz_{lcf}, Nz_{hcf} = n$ 
(110)

gdzie:  $f(L_0)$ ,  $f(L_n)$ - szerokość ostatniego od końca i n-tego od końca prążka zmęczeniowego,  $L_0$ ,  $L_1$ ,  $L_n$ ,  $L_{n+1}$ - długość szczeliny pęknięcia zmęczeniowego odpowiednio za ostatnim od końca prążkiem zmęczeniowym, przed ostatnim od końca prążkiem zmęczeniowym, za n-tym od końca prążkiem zmęczeniowym, za n+1 od końca prążkiem zmęczeniowym.

Oszacowana liczba cykli w strefie zmęczeniowej próbki po niskocyklowej i wysokocyklowej próbie zmęczeniowej wynosiło odpowiednio 26% (≈15800 cykli) i 13% (≈16400 cykli) liczby

cykli do zerwania. Oznacza to, że przeważająca większość cykli obciążeniowych obu próbek przypada na etap zarodkowania dominującego pęknięć zmęczeniowych w przekroju próbki  $b_{min}$ . Zgodnie z Rys. 89 naprężenia między w siódmym ( $b_7$ ) przekroju, w którym zmierzono odkształcenia plastyczne (licząc przekrój minimalny-  $b_{min}$  jako pierwszy) próbki po badaniu LCF (gdzie  $D_{\varepsilon} \approx 0,20 \div 0,22$ ) są na tym samym poziomie co w przekroju  $b_{min}$  w próbce po badaniu HCF. Próbka po próbie LCF zerwała się po 60851 cyklach. Oznacza to (zakładając, że struktura materiału była jednorodna), że, w co najmniej kilku przekrojach części pomiarowej próbki po badaniu LCF (sąsiadujących z przekrojem  $b_7$  i przekroi, które mają większą powierzchnię niż  $b_7$ ) rozwój ewentualnych pęknięć zmęczeniowych powinien znajdować się na etapie zarodkowania.

#### 2.2.2. Powierzchnia boczna próbek po badaniach zmęczeniowych

Topografia powierzchni bocznej próbek po próbach zmęczeniowych w obszarze sąsiadującym z częścią przełomu, w której nastąpiło dołamanie próbki ma taki sam charakter jak powierzchnia boczna próbki po statycznej próbie rozciągania (Rys. 105, Rys. 106, Rys. 108, Rys. 109). Obraz powierzchni bocznej poza tym obszarem różni się od powierzchni bocznej próbki po statycznej próbie rozciągania (Rys. 107, Rys. 110). Główną różnica jest brak widocznych mikroskopowych oznak odkształcenia plastycznego. Widoczne są natomiast relatywnie większe pęknięcia. Pęknięcia mają kształt linii łamanych. Są one skierowane mniej więcej równolegle do kierunku przyłożonej siły rozciągającej próbki. Długości pęknięć w poszczególnych obszarach próbki są zróżnicowane. Są one mniejsze tam gdzie przekrój poprzeczny próbki jest większy a wyznaczona wartość zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  mniejsza. Większość pęknięć ma kontakt z węglikami. W próbce po badaniach LCF w obszarze odpowiadającym przekrojowi  $b_7$  (Rys. 107H) (gdzie naprężenia maksymalne cyklu obciążającego w tych przekrojach są zbliżone do tych, w których po 125 742 cyklach nastąpiło zerwanie próbki po badaniu HCF) stwierdzono obecność mikropęknięć, rozwijających się od węglików. Szerokość mikropęknięć znajdujących się na powierzchni bocznej próbki w obszarze przekroju  $b_7$  oraz w obszarach przekrojów, których pole powierzchni jest większe niż w  $b_7$ , nie przekracza szerokości strefy przyogniskowej obecnej na przełomie próbki po badaniach HCF.

Pęknięcia węglików powstały prawdopodobnie w wyniku odkształcenia plastycznego  $\varepsilon_n^{p^{C1}}$  jakie zostało wprowadzone w materiał po pierwszych cyklach obciążeniowych Podobne pęknięcia widoczne są na powierzchni próbki po statycznej próbie rozciągania w miejscach gdzie odkształcenie plastyczne  $\varepsilon_{1_n}^p$  i zmienna uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  mają najmniejsze wartości (odpowiednio 0,123 mm/mm i 0,18) (Rys. 111).



Rys. 105. Powierzchnia boczna w obszarze przełomu próbka po próbie LCF (700 MPa).



Rys. 106. Powierzchnia boczna próbki po próbie LCF (700 MPa) sąsiadująca z częścią przełomu, w której nastąpiło doraźne dołamanie.  $D_{\varepsilon} \approx 1$ .


Rys. 107. Obraz powierzchni bocznej próbki po próbie LCF (700 MPa). Obszary o różnym stopniu odkształcenia plastycznego i wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



odkształcenia plastycznego i wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



odkształcenia plastycznego i wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



Rys. 108. Powierzchnia boczna w obszarze przełomu próbka po próbie HCF (600 MPa).



Rys. 109. Powierzchnia boczna próbki po próbie HCF (600 MPa) sąsiadująca z częścią przełomu, w której nastąpiło doraźne dołamanie.  $D_{\varepsilon} \approx 1$ .



Rys. 110. Obraz powierzchni bocznej próbki po próbie HCF (600 MPa). Obszary o różnym stopniu odkształcenia plastycznego i wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



odkształcenia plastycznego i wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



Rys. 111. Obraz powierzchni próbki po statycznej próbie rozciągania w obszarze przekroju o względnie małej wartości odk<br/>ształcenia plastycznego i zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}.$ 

Odkształcenie plastyczne materiału ( $\varepsilon_{1_n}^{p^{C_1}}$ ) po pierwszym cyklu obciążenia  $C_1$  obliczono za pomocą równania:

$$\varepsilon_{1n}^{p^{C1}} = \varepsilon_{rzecz}^p = \ln(1+\varepsilon) \tag{111}$$

gdzie:  $\varepsilon_{rzecz}^p$ - rzeczywiste odkształcenie plastyczne wyznaczone dla wartości naprężenia rzeczywistego  $\sigma_{n_{\max(rzecz)}}$  ze statycznej próby rozciągania próbki o stałym przekroju części pomiarowej.

Odkształcenie to osiąga w przekrojach znajdujących się w pobliżu przełomów dla nisko i wysoko cyklicznej próby zmęczeniowej odpowiednio ≈80% i ≈60% (Rys. 112) całkowitego rzeczywistego odkształcenia plastycznego  $\sum \Delta \varepsilon_{1_n}^p$ . Wartości te mogą być mniejsze w przekroju  $b_{min}$ , który jest najbliżej przełomu jednak dokładne wartości są trudne do wyznaczenia ze względu na dodatkowe odkształcenie plastyczne związane ze statycznym dołamaniem próbki. Wstępne odkształcenie plastyczne może generować w materiale mikropęknięcia. Rozwój uszkodzenia w takim przypadku różni się od rozwoju uszkodzenia w obszarach, gdzie takie mikropęknięcia nie występują. Jest to z wiązane z tym, że wierzchołki tych mikropęknięć są miejscami koncentracji naprężenia. Na froncie tych pęknięć naprężenia mogą być wielokrotnie większe niż wartości makroskopowo przyłożonego naprężenia [171, 173]. W związku z tym odkształcenie plastyczne na froncie pęknięć i związany z nim rozwój pęknięć w następnych cyklach obciążenia może zachodzić przy mniejszym poziomie naprężenia, niż te które są potrzebne do tworzenia i przemieszczania się dyslokacji odpowiedzialnych za tworzenie nowych nieciągłości materiału oraz za odkształcenie plastyczne materiału poza obszarem mikropęknięć. Efektem działania takiego mechanizmu rozwoju uszkodzenia jest cykliczny wzrost makroskopowego odkształcenia plastycznego- ratcheting [173].



Rys. 112. Wartości odkształcenia plastycznego wywołane pierwszym cyklem obciążenia (A) oraz udział odkształcenia plastycznego pierwszego cyklu  $\varepsilon_{1_n}^{p^{C1}}$  w całkowitym odkształceniu plastycznym  $\sum \Delta \varepsilon_{1_n}^p$  w zależności od pola powierzchni przekroju poprzecznego próbki  $b_n$  (B).

#### 2.3. Podsumowanie wyników badań fraktograficznych

W przypadku statycznej próby rozciągania wczesny etap rozwoju uszkodzenia związany jest z tworzeniem i rozwojem defektów sieci krystalicznej w osnowie materiału. Spiętrzenie się tych defektów na węglikach powoduje pękanie i odspajania tych węglików od osnowy. Dalszy rozwój uszkodzenia w miarę wzrostu odkształcenia związany jest z dalszym wzrostem defektów sieci krystalicznej w osnowie oraz pęknięć i pustek powstałych w obszarze węglików. Następnie dochodzi do lokalizacji odkształcenia plastycznego osnowy w obszarach między pustkami- na powierzchni bocznej próbki uwidacznia się większy rozwój pasm poślizgu wzdłuż odcinków materiału znajdujących między pustkami, co prowadzi ostatecznie do powstania pęknięcia rozdzielczego. Odmienny kształt dołków powstałych na krawędziach przełomu niż dołków w powstałych we środkowej części przełomu wskazuje na działanie odmiennego stanu naprężenia i odkształceń odpowiedzialnych za rozwój uszkodzenia w końcowym etapie jego rozwoju. Oznacza to, że wzór stosowany do wyznaczenia wartości referencyjnej zmiennej uszkodzenia (104) wymaga uwzględnienia dodatkowych składowych odkształcenia ekwiwalentnego.

W przypadku prób zmęczeniowych prawdopodobnym źródłem zarodkowania-pęknięć zmęczeniowych są mikropęknięcia lub odspojenia węglików od osnowy wywołane odkształceniem plastycznym w pierwszych cyklach obciążenia zmęczeniowego. Dalsze zarodkowanie pęknięć zmęczeniowych zachodzi w osnowie w reżimie cyklicznego obciążenia i ma charakter krystalograficzny. Spiętrzenie naprężenia i tym samym odkształceń w szczelinie mikropęknięć powoduje niejednorodne odkształcenie plastyczne materiału. Uważa się, że odkształcenie to jest z głównym składnikiem makroskopowego skumulowanego odkształcenia plastycznego jakiemu podlega materiał podczas cyklicznego obciążenia, które przejawia się występowanie zjawiska ratcheting [173]. Zjawisko to występuje aż do momentu pojawienia się makroskopowego dominującego pęknięcia zmęczeniowego, które powoduje szybką zmianę przekroju poprzecznego próbki a tym samy nagły wzrost makroskopowych naprężenia i odkształceń w obszarze tego pęknięcia. Wyjaśnia to niewielki stopień zniekształcenia powierzchni i relatywnie niskie wartości całkowitego makroskopowego odkształcenia plastycznego w próbkach po badaniach zmęczeniowych (poza obszarem zmęczeniowego pęknięcia rozdzielczego) w stosunku do próbki po statycznej próbie rozciągania (Rys. 91).

Rozmiar pęknięć na powierzchni bocznej w obszarach odpowiadającym przekrojom od  $b_7$  do  $b_9$  próbki po próbie LCF oraz poziom naprężenia w tych przekrojach może świadczyć o obecności wczesnego etapu rozwoju uszkodzenia zmęczeniowego w tych przekrojach (zarodkowanie/inkubacja pęknięć zmęczeniowych).

### 3. Wyniki badań chropowatości

Pomiary chropowatości były wykonywane w kierunku prostopadłym do osi podłużnej próbek. Powierzchnia próbek w stanie wyjściowym jest po procesie szlifowania i poszczególne próbki mają nieco odmienne wartości parametrów  $R_a$  i  $R_z$ . W celu odseparowania zmian chropowatości powierzchni wywołanej przez badania wytrzymałościowe przedstawione wyniki badań będą odnosiły się do względnej wartości parametrów chropowatości wyrażonych jako:

$$R_{a_w} = R_{a_n} - R_{a_0} \tag{112}$$

$$R_{z_w} = R_{z_n} - R_{z_0} \tag{113}$$

gdzie  $R_{a_n}$ ,  $R_{z_n}$ - odpowiednio parametr chropowatość  $R_a$  i  $R_z$  powierzchni próbki po badaniach wytrzymałościowych w *n*-tym przekroju próbki;  $R_{a_0}$ ,  $R_{z_0}$ - odpowiednio parametr chropowatość  $R_a$  i  $R_z$  powierzchni próbki przed badaniami wytrzymałościowymi.

Otrzymane profile chropowatości powierzchni próbek po badaniach wytrzymałościowych różnią się między sobą wysokością wzniesień i głębokości dolin. Wzniesienia i doliny są większe w obszarach odpowiadającym większemu odkształceniu plastycznemu jakiemu uległ materiał. Największe zmiany wysokości nierówności profilu chropowatości powierzchni są obecne na próbce po statycznej próbie rozciągania. Nierówności w próbkach po badaniach LCF i HCF oprócz tego, że uległy względnie niewielkim zmianom to jeszcze różnice między tymi nierównościami w obu próbkach są również relatywnie małe (Rys. 113, Rys. 114, Rys. 115).



Rys. 113. Profile dla różnych wartości zmiennej uszkodzenia dla próbki po statycznej próbie rozciągania.



Rys. 114. Profile dla różnych wartości zmiennej uszkodzenia dla próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej.



Rys. 115. Profile dla różnych wartości zmiennej uszkodzenia dla próbki po wysokocyklowej próbie zmęczeniowej.

Stwierdzono, że wyznaczone na podstawie badań profilometrycznych wartości parametrów  $R_{a_w}$  i  $R_{z_w}$  rosną wraz ze wzrostem wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  i tym samym stopnia odkształcenia plastycznego (Rys. 116). Na podstawie badań fraktograficznych stwierdzono, że w próbkach po badaniach zmęczeniowych największe doliny powinny być związane z pęknięciami zmęczeniowymi i pęknięciami węglików. Wpływ szczelin tych pęknięć na kształt profilu chropowatości powierzchni jest jednak ograniczony. Związane jest to z wygładzającym działaniem końcówki pomiarowej.

Na wykresach przedstawionych zależność parametrów chropowatości od zmiennej  $D_{\varepsilon}$  (Rys. 116) zaznaczono na zielono obszary, które odpowiadają przekrojom próbki LCF, w których przyjęto, że uszkodzenia znajduje się na wczesnym etapie rozwoju (zarodkowania pęknięć zmęczeniowych- przekrój  $\approx b_7$ ).



Rys. 116. Wartości parametru chropowatości  $R_{a_w}$   $R_{z_w}$  próbek po badaniach wytrzymałościowych zmierzony w wybranych obszarach powierzchni bocznej.

Szczeliny pęknięcia widoczne na powierzchni próbek po nisko i wysokocyklowej próby zmęczeniowej dla wartości zmiennej uszkodzenia odpowiednio  $D_{\varepsilon} \approx 0,38$  i  $D_{\varepsilon} \approx 0,18$  mają mniejszą szerokość niż promień końcówki pomiarowej, przez co końcówka pomiarowa nie ma możliwości zagłębienia się w te szczeliny. Jedną z możliwości odwzorowania wąskich pęknięć jest wykonanie repliki powierzchni (Rys. 117). Replikę można traktować, jako negatyw topografii powierzchni przez co szczeliny stają się wzniesieniami.



Rys. 117. Wykonanie repliki nierówności powierzchni

Wpływ pęknięć na kształt profilu chropowatości również jest ograniczony przez ich przypadkowe rozmieszczenie i wydłużony kształt, który jest równoległy do kierunku badanej chropowatości.

Chropowatość powierzchni w obszarze przełomu jest większa dla próbki po wysokocyklowej próbie zmęczeniowej w stosunku do chropowatości powierzchni przełomu próbki po niskocyklowej próbie zmęczeniowej. Przyczyną relatywnie dużej wartości mierzonej chropowatości powierzchni w obszarze przełomu próbki po badaniach HCF może być zmniejszona dokładność pomiaru. Bazę pomiarową stanowi ślizgać, który wraz z końcówką pomiarową porusza się po powierzchni próbki. Obszar próbki, który ma kontakt ze ślizgaczem jest o kilka rzędów razy większy od rozmiarów końcówki pomiarowej, przez co działa on jak dodatkowy filtr falistości powierzchni, ale jednocześnie sprawia, że dokładność odwzorowania powierzchni zależy od lokalnych zmian geometrii powierzchni. Aby te lokalne zmiany geometrii nie wpływały na wyniki pomiaru chropowatości to cały obszar styku ślizgacza z powierzchnią próbki powinien mieć taką samą chropowatość jak obszar styku tej powierzchni z końcówką pomiarową. Regularna chropowatość powierzchni na większym obszarze niż odcinek ewaluacyjny L (Rys. 118) jest również wymagana dla poprawnego działania filtru Gaussa potrzebnego do uzyskania profilu chropowatości [145].



Rys. 118. Schemat odcinka pomiarowego.  $\lambda_c/2$  odcinki stosowane do poprawnego działania standardowego filtru Gaussa filtrującego profil pierwotny w celu uzyskania prolfilu chropowatości

Strefa zmęczeniowa w próbkach po badaniach zmęczeniowych (Rys. 105, Rys. 108) w zbliżóne rozmiary do obszaru na jakim ślizgacz styka się z powierzchnią próbki (szerokość rzędu 2 mm). Sprawia to, że ślizgacz podczas pomiaru profilu powierzchni w okolicy przełomu znajduje się częściowo w strefie zmęczeniową częściowo w strefie doraźnego dołamania próbki, gdzie występują znaczne zmiany geometrii powierzchni. Powoduje to nagłe zmiany położenia ślizgacza względem końcówki pomiarowej i tym samym nagłą zmianę położenia bazy pomiaru wysokości nierówności. Zmiana położenia bazy pomiarowej przejawia się zaburzeniem mierzonego profilu powierzchni [147, 154]. Jeśli zmiana ta jest nagła (gdy długości fali odpowiadająca temu zaburzeniu jest mniejsza niż długość fali filtru falistości  $\lambda_c$ ) to może ona nie zostać zniwelowana przez filtr  $\lambda_c$ . Spowoduje to, że zmiana położenia ślizgacza wywołana takim zaburzeniem będzie stanowiła element składowy profilu

chropowatości. Zwiększa to błąd wyznaczonych w obszarze przełomu wartości parametrów  $R_a$  i  $R_z$ .

Dokładność pomiarów chropowatości jest ograniczona również przez kontaktową naturę pomiaru. Poruszający się po powierzchni próbki ślizgacz głowicy pomiarowej powoduje jej zarysowanie. Zarysowania takie są widoczne po badaniach chropowatości wykonanych na dodatkowej próbce, której powierzchnia przed statyczną próbą rozciągania, została wypolerowana (Rys. 119). Zarysowania na tak przygotowanej powierzchni tworzył nie tylko ślizgacz, ale również końcówka pomiarowa. Zarysowania tworzone przez ślizgacz i końcówkę pomiarową mają formę przerywanych linii o nieregularnych szerokościach. Powierzchnia ślizgacza oparta jest na wzniesieniach nierówności i stanowi bazę dla pomiarów odchyleń końcówki pomiarowej poruszającej się po nierównościach powierzchni. Przerywana forma zarysowań powierzchni wywołanych przez ślizgacz świadczy o lokalnej zmianie położenia powierzchni ślizgacza względem szczytów wzniesień i tym samym zmianę bazy pomiaru nierówności Przerywana forma zarysowań powierzchni wywołanych przez końcówkę pomiarową świadczy o zbyt wysokim i nierównomiernym docisku końcówki pomiarowej do badanej powierzchni. Zarysowania o takiej głębokości będą miały szczególnie duży wpływ na dokładność wyznaczonej chropowatości w obszarach o względnie małym stopniu odkształcenia plastycznego materiału gdzie zmiany chropowatości w stosunku do materiału nieodkształconego są względnie niewielkie (rzędu 0,2 µm). Na podstawie wykonanych na mikroskopie SEM mikroskopowych obserwacji powierzchni po badaniach chropowatości stwierdzono, że nierówności powierzchni jakie tworzą wychodzące na powierzchnie pasma poślizgu, nie wpływają na topografie zarysowań i tym samym również na głębokość zarysowań tworzonych przez końcówkę pomiarową (Rys. 120). Oznacza to, że nawet przy braku filtrowania krótkofalowych składowych profilu powierzchni zarysowania te uniemożliwiają pomiar nierówności w początkowym etapie rozwoju uszkodzenia wywołanego plastycznym odkształceniem.

Wpływ zarysowania powierzchi przez końcówkę pomiarą na profil chropowatości i tym samym parametry  $R_a$  i  $R_z$  jest trudny do oszcowania. Zależy on między innymi od twardości materiału oraz od samych rozmiarów nierówności powierzchni (Rys. 121). Rzeczywista wartość tych nierówności nie jest znana i mierzona była jedynie za pomocą urzytego do badań profilometru.



Rys.119. Obraz zarysowania, które zrobił ślizgacz oraz końcówka pomiarowa profilometru podczas pomiaru chropowatości na próbce po statycznej próbie rozciągania.



Rys.120. Obraz wykonany z mikroskopu SEM. Zarysowania powierzchni zrobione przez końcówkę pomiarową w obszarze występowania pasm poślizgu wytworzonym w wyniku odkształcenia plastycznego.

Na podstwie pomiarów szerokości zarysowania jakie wykonano na polerowanej próbce wykonanej z badanego stopu (Rys. 122A) oraz zakładając, że promień końcówki pomiarowej ma nominalną wartość = 2 µm a zarysowanie przyjmuje kształt końcówki pomiarowej (Rys 122B) obliczono za pomocą wzoru (114), że zarysowanie ma głębokość  $h_r \approx 0.11$  µm.



Rys. 121. Przykład zmian profilu powierzchni spowodowany przez przemieszczającą się po niej końcówkę pomiarową profilometru.



Rys. 122. Pomiar szerokości zarysowania na polerowanej powierzchni próbki wykonenj z badanego stopu Inconel 718 (A). Schemat geometrii rys przyjęty do wyznaczenia ich głębokości (B).

$$h_r = r_k - \sqrt{r_k^2 - \frac{1}{2}a_r^2} \approx 0.11 \,\mu\text{m} \tag{114}$$

Przyjęto, że zarysowania końcówki pomiarowej stanowią błąd systematyczny stały dla wszystkich zmierzonych profilów chropowatości.

Z powyższych względów stwierdzono, że przyjęta metoda pomiaru jest za mało dokładna aby możliwe było wykrycie zmian profilu powierzchni wywołanych plastycznym odkształceniem jakie obecne jest w materiale na wczesnym etapie rozwoju uszkodzenia, gdzie zmiany nierówności powierzchni są relatywnie małe. Dokładniejszą metodą pomiaru nierówności na typ etapie odkształcenia może być użycie bezślizgaczowego profilometru stykowego wyposażonego w końcówkę pomiarową o mniejszej średnicy i pomiar przy zastosowaniu niższej sił docisku końcówki pomiarowej do powierzchni. Dobrym pomysłem wydaje się być także użycie profilometru świetlnego a w szczególności profilometru interferencyjnego. Są dostępne przenośne urządzenia tego typu, które umożliwiają wykonanie pomiarów w warunkach eksploatacji konstrukcji [208]. Rozdzielczość pomiaru wysokości nierówności profilometrów interferencyjnych osiąga 0,1 nm (Rys. 47) co jest wartością znacznie mniejszą niż wysokość typowych pasm poślizgu (≈100 nm) [88, 70].

Ograniczeniem w użyciu profilometrów świetlnych może okazać się maksymalna rozdzielczość przestrzenna jaką posiadają tego typu urządzenia. Wynosi ono około 0,5-1 µm, jednak w badanym przypadku szerokości pasm poślizgu jakie występują w objętości poszczególnych ziarn już przy niewielkim uszkodzeniu wywołanym statycznym rozciąganiem ( $D_{\varepsilon} \approx 0,12$ ) jest rzędu kilku mikrometrów. Profilometry optyczne we względnie krótkim czasie umożliwiają pomiar nierówności profilu, ale przede wszystkim pomiar nierówności całej trójwymiarowej powierzchni co, ze względu na kierunkowość obecnych w badanych próbkach uszkodzeń, również wpływa na zwieszenie dokładności pomiaru.

# 4. Wyniki instrumentowanych badań twardości

## 4.1. Przygotowanie próbek do instrumentowanych pomiarów twardości

Próbki po badaniach wytrzymałościowych w wyniku plastycznego odkształcenia utraciły płaskorównoległość części pomiarowej. Powodowało to, że próbki nie miały stabilnej płaskiej powierzchni, którą można by je było oprzeć o stolik pomiarowy. Odciski na takich próbkach ze względu na pochylenie powierzchni w stosunku do powierzchni normalnej do osi wgłębnika byłby zniekształcone. Z tego względu przed wykonaniem pomiarów twardości próbki zostały umieszczone w żywicy termoutwardzalnej z wypełniaczem mineralnym (Rys. 123). Na tak przygotowanych próbkach wykonano serię odcisków (Rys. 124). Dla każde z analizowanych odcisków wykreślono krzywę obciążania o odciążania.



Rys. 123. Obraz przykładowej zainkludowanej próbki, na której były wykonywane instrumentowane badania twardości.



Rys. 124. Obraz odcisków na fragmencie próbki po statycznej próbie rozciągania (A) i badaniach zmęczeniowych przy naprężeniu 700 MPa-LCF (B) i 600 MPa- HCF (C). Odciski przy względnie stałym przemieszczeniu. Próbki rozinkludowane po instrumentowane badania twardości.

#### 4.2. Krzywe obciążania i odciążania

Na wykresach przedstawiających krzywe obciążania i odciążania (Rys. 125) widoczna jest pewna tendencja. Krzywe obciążania jest są coraz mniej nachylone do osi reprezentującej przemieszczenie wgłębnika wraz ze wzrostem wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ . Ponad to wraz ze wzrostem wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  wzrasta wartość maksymalnego przemieszczenia wgłębnika  $h_{max}$ .



Rys. 125. Wykresy z instrumentowanego pomiaru twardości dla próbki po statycznej próbie rozciągania (A).



Rys. 125. C.D. Wykresy z instrumentowanego pomiaru twardości dla próbki po nisko (B) i wysokocyklowej próbie zmęczeniowej (C).

### 4.3. Twardość Brinella i energia odkształcenia plastycznego.

Dla wszystkich badanych próbek zarówno wartości twardość Brinella (Rys. 126) jak i energia odkształcenia plastycznego (Rys. 127) osiągają przy wysokich wartościach zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  ( $D_{\varepsilon} > 0.4$ ) i tym samym odkształcenia plastycznego pewien stabilny poziom. W okolicy przełomu próbki po statycznej próbie wytrzymałości wartość twardości Brinella przyjmuje nawet tendencję spadkową. Na obrazach powierzchni bocznej w okolicy przełomu wykonanych przy użyciu mikroskopu SEM widoczne są już wyraźne uszkodzenia powierzchni materiału w postaci pęknięć i pustek tworzących się w wyniku odspojenia wtrąceń od osnowy. Rozmieszczenie tych uszkodzeń podobnie jak rozmieszczenie wtrąceń jest względnie równomierne i są one obecne w obszarze danego odcisku z pomiarów twardości. W związku z czym efekt ustabilizowania się wartości twardości i energii odkształcenia plastycznego przy relatywnie dużych wartościach zmiennej  $D_{\varepsilon}$  może być związany z równoważeniem umocnienia odkształceniowego przez osłabienie materiału w wyniku powstawania pustek i pęknięć.

Stabilizacja czy nawet spadek wartości twardości jest zjawiskiem analogicznym do tych jakie występowały w odkształconych plastycznie stopach, których uszkodzenie szacował Billardon za pomocą pomiarów mikrotwardości [103].

Zmiana twardości i energii odkształcenia plastycznego próbek poddanych próbom zmęczeniowych świadczy, podobnie jak w statycznej próbie rozciągania, o dominującym wpływie umocnieniu odkształceniowego materiału jakie zachodzi wraz ze wzrostem wartości skumulowanego odkształcenia plastycznego. Przy czym wartości tego odkształcenia uzależnione są od maksymalnego naprężenia  $\sigma_{nmax(rzecz)}$  jakie występuje w danym przekroju próbki. Wartości twardości i energii odkształcenia plastycznego dla próbek po badaniach LCF i HCF względem wartości wyznaczonych dla statycznej próby rozciągania są mniejsze, co związane jest z mniejszym odkształceniem (Rys. 91) i mniejszym umocnieniem odkształceniowym tych próbek. Orientacyjnym wskaźnikiem umocnienia lub osłabienia jest stosunek granicy wytrzymałości  $R_m$  do wyraźnej  $R_e$  lub umownej  $R_{0,2}$  granicy plastyczności [70, 169]. Dla  $\frac{R_m}{R_{0,2}} > 1,4$  najczęściej wiąże się z cyklicznym umocnieniem a dla  $\frac{R_m}{R_{0,2}} < 1,2$  z cyklicznym osłabieniem. W badanym materiale  $R_m$  i  $R_{0,2}$  wynoszą odpowiednie 900 MPa i 470 MPa, więc stosunek  $\frac{R_m}{R_{0,2}} = 1.9$  co wskazuje, że podczas prób zmęczeniowych dochodzi do umocnienia materiału. Umocnienie to jest jednak mniejsze niż w przypadku statycznego Cykliczne osłabienie lub umocnienie powoduje zmianę naprężenia rozciągania. uplastyczniającego materiał, co zgodnie z wzorem (10) powoduje także zmiany twardości. Podobna sytuacja ma miejsce w przypadku przekroczenia granicy plastyczności podczas statycznej próby rozciągania.

Na wykresach przedstawionych na Rys. 126 i Rys. 127 zaznaczono na zielono obszary odpowiadające przekrojom próbki LCF, w których przyjęto, że uszkodzenie znajduje się na wczesnym etapie rozwoju (zarodkowania pęknięć zmęczeniowych- przekrój $\approx b_7$ ).

Tak jak to opisano w analizie wyników badań fraktograficznych, wzrost odkształcenia plastycznego próbek po badaniach zmęczeniowych związany jest ze zjawiskiem ratcheting. W skali odpowiadającej objętości RVE może to powodować spadek uśrednionej intensywności tworzenia się defektów sieci krystalicznej (mimo lokalnego ich wzrostu w szczelinie pęknięć).



Rys. 126. Twardość Brinella w wybranych obszarach części pomiarowej próbek po badaniach wytrzymałościowych, jako funkcja zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  (A) oraz, jako funkcja odkształcenia plastycznego (B).



Rys. 127. Energia odkształcenia plastycznego zaabsorbowana przez materiał w trakcie instrumentowanego pomiaru twardości przeprowadzonej w wybranych obszarach części pomiarowej próbek po badaniach wytrzymałościowych, jako funkcja zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  oraz, jako funkcja odkształcenia plastycznego.

Na podstawie wyników badań dyfrakcyjnych stwierdzono stabilizację połówkowej szerokości wybranych pików dyfrakcyjnych (FWHM) wraz ze wzrostem makroskopowego odkształcenia plastycznego (Rys. 128). Stabilizacji takiej nie stwierdzono w próbce po statycznej próbie rozciągania. FWHM zależy od stopnia zdefektowania sieci krystalicznej. W zawiązku z tym prawdopodobną przyczyną stabilizacji wartość twardości i energii odkształcenia plastycznego w próbkach po badaniach zmęczeniowych może być nie tylko powstawanie nieciągłości, ale również mniejsza uśredniona intensywność tworzenia się struktur defektów sieci krystalicznej.



Rys. 128. Wyniki badań dyfrakcyjnych wykonanych na próbce po statycznej próbie rozciągania (A), LCF (B), HCF (C).

#### 4.4. Instrumentowany moduł sprężystości $E_{IT}$

Wartości indentacyjnego moduł sprężystości  $E_{IT}$  w wybranych obszarach badanych próbek wyznaczono na podstawie danych uzyskanych z instrumentowanych pomiarów twardości i korzystając z metody Oliver'a i Pharr'a (wzór (40)):

$$E_{IT} = (1 - v_s^2) \left( \frac{2\beta \sqrt{A}}{S_{OP}^* \sqrt{\pi}} - \frac{1 - v_i^2}{E_i} \right)^{-1}$$

Dla uproszczenia przyjęto, że w pewnym przedziale wartości F biskich  $F_{max}$  (Rys. 129) zależność przyłożonej siły F od przemieszczenia h jest funkcją liniową (F = ah + b); i stąd, z zależności (27)):

$$S_{OP}^* = \left(\frac{dF}{dh}\right)_{F_{max}} = \left(\frac{d(ah+b)}{dh}\right)_{F_{max}} = a \tag{115}$$



Rys. 129. Obszar krzywej odciążania, która posłużyła do wyznaczenia sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$ .

Z kolei parametr  $\beta$  jest zależny od geometrii wgłębnika. Ponieważ geometria ta jest taka sama dla wszystkich pomiarów przyjęto, że parametr ten przyjmuje wartość stałą. Dla uproszczenia przyjęto również, że dla zastosowanego wgłębnika (sferycznego)  $\beta = 1$  (wzór 39)[109]. Współczynnik Poissona materiału wgłębnika  $v_i$ , oraz moduł sprężystości materiału wgłębnika  $E_i$  są stałe. Przyjęto, że dla węglika wolframu  $v_i = 0,2$  a  $E_i = 600$  [GPa].

Ponadto za pole powierzchni styku wgłębnika z próbką (A) przyjęto pole całego odcisku  $A_{Br}$  obliczone z pomiarów średnicy odcisku przy wyznaczaniu twardości Brinella. Uwzględniając powyższe założenia i wprowadzając stałe  $C_1$  i  $C_2$  indentacyjny moduł sprężystości  $E_{IT}$  można wyrazić jako:

$$E_{IT} = (1 - v_s^2) \left( C_1 \frac{\sqrt{A_{Br}}}{S_{OP}^*} - C_2 \right)^{-1}$$
gdzie:  $C_1 = \frac{2\beta}{\sqrt{\pi}} \approx 1,1284$ ,  $C_2 = \frac{1 - v_i^2}{E_i} = 1,6 \cdot 10^{-12}$ 
(116)

Ponieważ obliczone wartości ilorazu  $\frac{\sqrt{A_{Br}}}{S_{OP}^*}$  są o 7 rzędów większe niż wartość stałej  $C_2$  dla uproszczenia można przyjąć, że wartość  $C_2$ =0.

Ostatnią - wielkością do wyznaczenia w zależności (116) jest współczynnik Poissona badanego materiału  $v_s$ . W materiale, w którym występują defekty takie jak pustki i pęknięcia współczynnik Poissona v zastępuje się efektywnym współczynnikiem Poissona  $v^*$  (analogicznie do naprężenia efektywnego) [130, 131]. Analityczne podejście do zagadnienia zmienności współczynnika Poissona w wyniku obecności pęknięć w materiale izotropowym przedstawił między innymi Budiansky i O'Connell [132] (dla defektów losowo rozmieszczonych w materiale). Z analizy tej wynika, że wartość współczynnika Poissona uzależniona jest między innymi od kształtu defektów oraz ilości tych defektów w jednostce objętości. Uszkodzenia występujące w badanym materiale zarówno po statycznym jak i cyklicznym obciążeniu stanowią pustki i pęknięcia. Kształt tych pustek i pęknięć zmieniają się w zależności od stopnia

odkształcenia plastycznego. Pustki są coraz bardziej eliptyczne (wydłużone w kierunku przyłożonej siły rozciągającej) natomiast pęknięcia rozwijają się w kierunku prostopadłym lub skośnym do kierunku przyłożonej siły. Orientacja defektów nadaje uszkodzeniu charakter anizotropowy. Badania doświadczalne pokazują, że na wartość współczynnika Poissona może mieć wpływ nie tylko obecność defektów, ale również odkształcenia plastyczne materiału [130, 133]. Przyjmuje się, że w plastycznych izotropowych stopach metali wartość tego współczynnika generalnie rośnie wraz z odkształceniem plastycznym i teoretycznie może przyjąć wartość maksymalną =0,5 [156].

W celu uproszenia obliczeń przyjęto, że odkształcenie plastyczne w poszczególnych obszarach części pomiarowej próbki nie wpływa znacząco na współczynnik Poissona materiału próbki  $\nu_s$  [177] i że wynosi on w przybliżeniu 0,3. Wyrażenie na indentacyjny moduł sprężystości można zapisać wtedy jako:

$$E_{IT} = (1 - \nu_s^2) \frac{S_{OP}^*}{1,1284\sqrt{A_{Br}}} = 0,80645 \frac{S_{OP}^*}{\sqrt{A_{Br}}}$$
(117)

Zmiana wartości tak wyznaczonego modułu w zależności od wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  (Rys. 130) nie przyjmuje oczekiwanej tendencji spadkowej.



Rys. 130. Wartości indentacyjnego moduły sprężystości  $E_{IT}$  w dla różnych wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .

### 4.4.1. Weryfikacja zmierzonych wartości modułu sprężystości $E_{IT}$ za pomocą quasistatycznej próby rozciągania

W celu weryfikacji wyznaczonych wartości modułu  $E_{IT}$  została wykonana quasi-statyczna próba rozciągania próbki o stałym przekroju części pomiarowej (Rys. 131). Na podstawie tej próby wyznaczono moduł sprężystości Younga z 4 odciążeń próbki przy 4 różnych wartościach

odkształcenia plastycznego. Zakres odkształceń, przy których wykonywano próbę był ograniczony przez zakres pomiarowy ekstensometru. Moduł sprężystości wyznaczano dla poszczególnych odciążeń w zakresie naprężeń:

$$0,15\frac{F_{max}}{s} < \frac{F}{s} < 0,85\frac{F_{max}}{s}$$
(118)

gdzie: *F<sub>max</sub>*- siła maksymalna osiągnięta przy początku odciążania, *S*- pole przekroju próbki, *F*- wartość siły podczas odciążania.

Procedura taka została zaproponowana przez J. Lematrie i J. Dafailly, jako najdokładniejsza [178]. Wybrany zakres odciążania ma na celu odrzucenie części pomiarów, na które mogą mieć poboczne zjawiska zachodzące materiału podczas jego rozciągania oraz cechy aparatury pomiarowej. Wyznaczone wartości modułu sprężystości zmieniają się wraz z wartością odkształcenia plastycznego (Rys. 132). W publikacji [179] uzyskano podobne wyniki dla nierdzewnej stali austenitycznej, która podobnie jak badany Inconel 718 ma strukturę krystaliczną typu FCC i cechuje się wysoką plastycznością. Jako przyczynę spadku wartości modułu Younga autorzy tej publikacji podali powstawanie i rozwój pustek w materiale.

W przeprowadzonej quasi-statycznej próbie rozciągania ze względu na ograniczony zakres pomiarowy ekstensometru nie zarejestrowano odkształceń, które występują w próbce o zmiennym przekroju części pomiarowej. Mimo tych ograniczeń stwierdzono, że nawet przy względnie małych wartościach odkształcenia wyznaczone wartości modułu Younga zmniejszają się wraz ze wzrostem odkształcenia plastycznego badanego materiału w zakresie od 206 800 - 175 400 MPa. Wartości te są również dużo wyższe od obliczonych wartości modułu  $E_{IT}$  (Rys. 133), co związane jest z wpływem wartości mierzonej sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$  na wartość modułu  $E_{IT}$ . Na wartość sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$  jaka wyznaczanej z instrumentowanych pomiarów twardości oprócz sztywności samej próbki  $S_{próbki}$  ma również wpływ podatność urządzenia pomiarowego  $C_r$  [185].

Wpływ obu składowych na mierzoną sztywność  $S_{OP}^*$  opisuje wzór [185]:

$$\frac{1}{S_{OP}^*} = C_r + \frac{1}{S_{probki}} \tag{119}$$

Wynika z niego, że podatność urządzenia  $C_r$  powoduje spadek wartości sztywności  $S_{OP}^*$  i tym samym spadek wartości modułu  $E_{IT}$ .



Rys. 131. Wykres ze quasi-statycznej próby rozciągania przeprowadzonej na próbce ze stałym przekrojem w części pomiarowej.



Rys. 132. Wyznaczony moduły Younga z quasi-statycznej próby rozciągania.



Rys. 133. Porównanie wartości modułu Younga  $E_I$  wyznaczonych z quasi-statycznej próby rozciągania próbki o stałym przekroju części pomiarowej oraz wartości indentacyjnego modułu sprężystości  $E_{IT}$ 

wyznaczonego z instrumentowanych pomiarów twardości próbek ze zmiennym przekrojem części pomiarowej.

### 4.5. Sztywność kontaktowa $S_{0P}^*$ oraz podatność $1/S_{0P}^*$ .

Na podstawie analizy wyników pomiarów modułu  $E_{IT}$  wielkością przydatną do szacowania stopnia uszkodzenia materiału na podstawie instrumentowanych badań twardości okazuje się być sztywność kontaktowa  $S_{OP}^*$  oraz podatność  $1/S_{OP}^*$ . Istotną zaletą zastosowania obu wielkości, jako wskaźników uszkodzenia jest stałość ich wartości w znacznym zakresie przemieszczenia wgłębnika podczas jego odciążania co korzystnie wpływa na dokładność wyznaczonych wartości stych wielkości w stosunku na pomiarów twardości. Także istotną zaletą sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$  oraz podatności  $1/S_{OP}^*$  w porównaniu do modułu  $E_{IT}$  jako wskaźników uszkodzenia jest również brak konieczności wyznaczania dokładnej wartości pola powierzchni styku, jaki występuje między wgłębnikiem i odciskiem przy obciążeniu siłą  $F_{max}$ .

Zależność między sztywnością kontaktową  $S_{OP}^*$  a zmienną uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  dla badanych próbek nie wykazuje tendencji do stabilizacji wartości  $S_{OP}^*$  przy wyższych wartościach zmiennej uszkodzenia ( $D_{\varepsilon} > \sim 0,4$ ) jak to ma miejsce w przypadku twardości Brinella i energii odkształcenia plastycznego (Rys. 134).



Rys. 134. Sztywność kontaktowa  $S_{OP}^*$  oraz podatność  $1/S_{OP}^*$  próbek po badaniach wytrzymałościowych po uwzględnieniu sprężystości kulki  $C_{wglębnik}$  w zależności od zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .

Wyznaczone wartości sztywność  $S_{OP}^*$  są wartościami względnymi. Jeśli założymy, że wartość odkształcenia jakie wprowadza w materiał odcisk ma pomijalnie mały wpływ na moduł  $E_{IT}$  oraz na efektywny współczynnik Poissona  $v^*$  to dla każdego odcisku musi być spełniony warunek:

$$\frac{S_{OP}^*}{\sqrt{A}} = const$$
(120)

gdzie: A- pole powierzchni styku wgłębnika z próbką przy działaniu siły  $F_{max}$ .

Z powyższego warunku wynika, że wartości mierzonej sztywności maleją wraz z spadkiem wartości pola powierzchni styku A. Instrumentowane badania twardości były prowadzone przy zachowaniu stałej wartości  $F_{max}$ . W celu wyeliminowania wpływu pola powierzchni styku A na wartość sztywności  $S_{OP}^*$  (i tym samy wyznaczenia jej bezwzględną wartość) instrumentowane pomiary twardości powinny być wykonane przy zachowaniu stałej wartości powierzchni styku A.

Na mierzoną sztywność kontaktową  $S_{OP}^*$  oprócz sztywności samej próbki  $S_{próbki}$  wpływ ma również podatność do odkształcenia sprężystego urządzenia pomiarowego  $C_r$  (wzór 119). Wpływ ten został przenalizowany w pkt 5.5.

# 5. Niepewność pomiaru wskaźników uszkodzenia

# 5. 1. Niepewność pomiaru parametrów chropowatości $R_a$ , $R_z$

Możliwość odwzorowania powierzchni przez końcówkę pomiarową o promieniu zaokrąglenia  $r_k$  ograniczona jest przez szerokość i głębokość nierówności powierzchni. W przypadku sinusoidalnego profilu nierówności (Rys. 135) jest to odpowiednio długość  $\lambda$  i amplituda A nierówności, których wartości muszą spełniać warunek [147]:

$$r_k \le \lambda^2 / (4\pi^2 A) \tag{121}$$



Rys. 135. Schemat sinusoidalnego profilu powierzchni, który spełnia warunek konieczny do jego odwzorowania przez końcówkę pomiarową o promieniu  $r_k$ .

Dlatego też niepewność pomiaru chropowatości będzie odnosiła się tylko do tych nierówności, które są wystarczająco płytkie i szerokie, aby mogła przesunąć się po ich powierzchni końcówka o promieniu 2 µm.

Przyjęto, że niepewności wyznaczonych wartości parametrów  $R_a$  i  $R_z$  są niepewnościami złożonymi. Przy ich wyznaczaniu rozważono wpływ czterech czynników:

a) Niepewność związaną z szumem elektronicznym i drganiami-  $u_{sz}$ 

b) Niepewność związaną z rozdzielczością pomiaru w osi z- $u_{\delta z}$ 

c) Niepewność związaną z niedokładności filtrowania profilu powierzchni w celu uzyskania profilu chropowatości<br/>- $u_{\rm f}$ 

## ad a) Niepewność związana z szumem elektronicznym i drganiami- $u_{sz}$

Niepewność  $u_{sz}$  oszacowano przez pomiar nierówności próbki wykonanej z ulepszanej cieplnie stali łożyskowej, której powierzchnia została wypolerowana. Ze względu na dużą gładkość powierzchnia przyjęto, że zarejestrowane nierówności profilu pierwotnego P (Rys. 136) są efektem obecnych podczas pomiaru szumów elektronicznych oraz drgań mechanicznych.



Rys. 136. Profil pierwotny P próbki polerowanej.

Uzyskane w wyniku pomiaru odchylenia profilu od wartości średniej mieszczą się w granicach ±0,05  $\mu$ m. Wartość tą dla obu parametrów chropowatości  $R_a$  i  $R_z$  przyjęto jako stałą niepewność pomiaru związaną szumami  $u_{sz}$ 

## ad b) Niepewność związana z rozdzielczością pomiaru w osi z<br/>- $u_{\delta z}$

Na podstawie badań kontrolnych na próbce odniesienia (Rys. 137) oraz korzystając z danych podanych przez producenta urządzenia przyjęto, że rozdzielczość pomiaru wynosi 0,01  $\mu$ m. Zakładając kwadratowy rozkład wartości wielkości mierzonych, jaki związany jest z rozdzielczością pomiaru  $\delta z$  przyjęto, że:

$$u_{\delta z} = \frac{2\delta z}{\sqrt{12}} = 0,006 \,\mu\text{m}$$
 (122)

Wartość tę dla obu parametrów chropowatości  $R_a$  i  $R_z$  przyjęto, jako stałą niepewność związaną rozdzielczością pomiaru  $u_{\delta z}$ 



Rys. 137. Profil chropowatości próbki referencyjnej o wzorcowej wartości parametru chropowatości  $R_a$ =2,94 µm.

### ad c) Niepewność związana z niedokładności filtrowania profilu powierzchni- $u_f$

W oparciu o dostępne w literaturze dane dotyczące maksymalnego odchylenia rzeczywistej wartości tłumienia amplitudy działającego w danym urządzeniu filtru Gaussa (cyfrowy) w stosunku do teoretycznej wartości tłumienia amplitudy filtru Gaussa (Rys. 138) przyjęto, że maksymalna niepewność wyznaczonych parametrów  $R_a$  i  $R_z$  związana z filtrowaniem profilu wynosi odpowiednio:

$$u_{f_{R_a}} = 0.05R_a \tag{123}$$

$$u_{f_{R_z}} = 0.05R_z \tag{124}$$



Rys. 138. Przykład odchyleń charakterystyki transmisji amplitudy (w funkcji względnej długości fali) rzeczywistego filtru Gaussa w stosunku do jego rzeczywistej postaci [147].

Na podstawie powyższych rozważań przyjęto, że sumaryczny błąd względny wyznaczonych parametrów chropowatości  $R_a$  i  $R_z$  wynosi:

$$\Delta R_a = u_{sz} + u_{\delta z} + u_{f_{R_a}} = \pm (0,056 + 0,05R_a) \,\mu\text{m}$$
(125)

$$\Delta R_z = u_{sz} + u_{\delta z} + u_{f_{R_z}} = \pm (0,056 + 0,05R_z) \,\mu\text{m}$$
(126)

## 5. 2. Niepewność sztywności kontaktowej $S_{OP}^*$

Na wartość niepewności pomiaru sztywności kontaktowej ma wpływ niepewność pomiaru siły F oraz niepewność pomiaru przemieszczenia h.

### 5.2.1. Niepewność średniej wartości siły $\Delta F_{i_{ired}}$

W oszacowaniu niepewności pomiaru siły F wzięto pod uwagę:

a) Niepewność związaną z rozdzielczością pomiaru siły- $u_r$ 

b) Niepewność wynikającą z analizy statystycznej wielokrotnego pomiaru tej samej wartości siły F- $u_{A1(F_i)}$ 

c) Niepewność kalibracji toru pomiarowego siły za pomocą odważników-  $u_{A2(F_i)}$ 

#### ad a) Niepewność związana z rozdzielczością pomiaru siły- $u_r$

Przyjęto, że na niepewność związaną z rozdzielczością pomiaru siły ma wpływ rozdzielczość czujnika siły  $\delta C z_F$  oraz rozdzielczość karty pomiarowej  $\delta k r_F$ .

Rozdzielczość czujnika siły jest obliczona ze wzoru (87) i wynosi:

$$\delta C z_F = 0,404 \text{ N} \tag{127}$$

Niepewność pomiaru siły  $u_{\delta CZ_F}$  związaną z rozdzielczością  $\delta CZ_F$  oszacowano przyjmując kwadratowy rozkład wielkości mierzonej związany z tą niepewności i wyniosła ona:

$$u_{\delta C z_F} = \frac{\delta C z_F}{\sqrt{3}} = 0,24 \mathsf{N}$$
(128)

Przyjęto, że rozdzielczość karty pomiarowej wynosi:

$$\delta k r_F = 0,061 \text{ N} \tag{129}$$

Niepewność pomiaru siły  $u_{\delta kr_F}$  związaną z  $\delta kr_F$  oszacowano przyjmując kwadratowy rozkład wielkości mierzonej związany z tą niepewności i wyniosła ona:

$$u_{\delta k r_F} = \frac{\delta F}{\sqrt{3}} = 0,04 \text{ N}$$
(130)

Przyjmując brak korelacji między  $u_{\delta Cz_F}$  i  $u_{\delta kr_F}$  (współczynnik korelacji  $\rho$ =1) to niepewność pomiaru  $u_r$  wynosi:

$$u_r = \sqrt{\left(u_{\delta C z_F}\right)^2 + \left(u_{\delta k r_F}\right)^2} = 0,25 \text{ N}$$
 (131)

ad b) i c) Niepewność wynikającą z analizy statystycznej wielokrotnego pomiaru tej samej wartości siły *F*-  $u_{A2(F_i)}$  oraz niepewność kalibracji toru pomiarowego siły za pomocą odważników- $u_{A2(F_i)}$ 

Wartość mierzonej siły w każdym punkcie pomiarowym jest wartością średnią  $F_i$  z 1000 pomiarów.

Dodatkowo ponad 90% zmierzonych wartości siły  $F_i$  (rozumianej jako wartości średnie z 1000 pomiarów) jest zgrupowanych po 11 do 13 pomiarów dla pojedynczej wartości przemieszczenia (wartość siły i przemieszczenia mierzone są z tą samą częstotliwością, jednak ze względu na ograniczoną rozdzielczość inkrementalnego czujnika przemieszczenia kilka wartości siły przypisanych jest do jednej wartości przemieszczenia) (Rys. 139).

Dla uproszczenie przyjęto, że tym kilkunastu średnim pomiarom będzie odpowiadać średnia wartość siły  $F_{i_{sred}} = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^{n} (F_i)_j$  (na jej wartość będzie się składać w sumie 11000÷13000 jednostkowych pomiarów siły) przypisana do wartości danego przemieszczenia  $h_i$ ,



Rys. 139. Dane pomiarowe z instrumentowego pomiaru sztywności - fragment krzywej odciążania.

W celu oszacowania niepewności poszczególnych wartości  $F_i$  wykonano analizę statystyczną serii pomiarów oraz wzorcowanie czujnika siły.

Analizę statystyczną wykonano wykorzystując pomiary siły pochodzące z końcowego obszaru krzywej odciążania wgłębnika. W obszarze tym siła odczytywana z czujnika jest w przybliżeniu stała ze względu na brak kontaktu wgłębnika z powierzchnią próbki. Do analizy wybrano krzywą odciążania, która cechowała się największymi rozrzutami pojedynczych wartości siły  $F_i$ . Z końcowego obszaru tej krzywej pobrano 500 pomiarów wartości siły  $F_i$ , z których wykonano następnie histogram (Rys. 140).



Rys.140. Histogram różnicy pomiędzy wartością mierzonej siły a średniej jej wartości wyznaczonej z 500 pomiarów.

Na podstawie tego histogramu przyjęto kwadratowy rozkład mierzonych wartości siły o szerokości  $2a_1 = 1,3$  N. Według przewodnika GUM [199] niepewność pomiaru  $u_{A(F_i)}$  dla przyjętego rozkładu wynosi:

$$u_{A1(F_i)} = \sqrt{\frac{a_1^2}{3}} = 0,38 \text{ N}$$
 (132)

Wyznaczoną niepewność wynikającą z analizy statystycznej wielokrotnego pomiaru tej samej wartości siły  $F_i$  - przypisano wszystkim pomiarom w danym zakresie wartości siły.

Wzorcowanie toru pomiarowego siły wykonano za pomocą odważników. Masa poszczególnych odważników została wyznaczona z dokładności do ±1 grama, co odpowiada sile  $\approx$  0,01 N przyjmując za przyspieszenie ziemskie  $g \approx 9,8122$  m/s<sup>2</sup> Całkowity ciężar odważników użytych do wzorcowania wynosił  $\approx$  1116 N. Ze względu na dużą dokładność wyznaczenia masy odważników przyjęto, że udział niepewności masy odważników w niepewności siły mierzonej przez kalibrowany za pomocą tych odważników tor pomiarowy jest pomijalnie mały.

Na podstawie wyników kalibracji toru pomiarowego siły (Tabela 11) stosując regresję liniową została wyznaczona funkcja (Rys. 141A):

$$y = -0.00447F + 7.1927 \tag{133}$$

stwierdzono, że różnica między wartością ciężaru obliczonego z wyznaczonej funkcji a wartością nominalną tego ciężaru zmienia się, przy czym różnica ta zmniejsza się wraz ze zwiększeniem mierzonego ciężaru (Rys. 142B).

Tabela 11. Wyniki kalibracji czujnika siły.

A Sumaryczny ciężar odważników	B Zakres zmian wartości siły mierzonej za pomocą toru pomiarowego siły	C Średnia wartość siły mierzonej za pomocą toru pomiarowego siły	D Wartości siły wyznaczone za pomocą regresji liniowej	Błąd systematyczny E=A-D	Odchylenie wartości mierzonej od wartości wyznaczonej z regresji linowej F=C-D
[N]	[N]	[N]	[N]	[N]	[N]
50,38	46,80÷45,80	46,30	43,41	6,97	2,89
183,77	177,20÷176,20	176,70	177,40	6,37	-0,70
361,31	354,80÷353,90	354,35	355,74	5,58	-1,39
538,86	532,60÷531,60	532,10	534,07	4,78	-1,97
716,49	712,10÷711,00	711,55	712,50	3,99	-0,95
894,15	892,10÷891,20	891,65	890,95	3,20	0,70
1071,75	1069,40÷1068,10	1068,75	1069,34	2,40	-0,59
1115,91	1116,20÷1115,20	1115,70	1113,71	2,21	1,99
Wartości ekstrapolowane					
1400,00	-	-	1399,06	0,94	-
1450,00	-	-	1449,29	0,71	-
1500,00	-	-	1499,51	0,49	-
1550,00	-	-	1549,74	0,27	-
1600,00	-	-	1599,96	0,04	-



Rys. 141. Graficzne przedstawieni wyników kalibracji toru pomiarowego siły. Prosta utworzona za pomocą regresji linowej pomiarów wykonanych podczas kalibracji (A). Wyznaczony błąd systematyczny (B).

Różnica między wartością ciężaru obliczonego z wyznaczonej funkcji a wartością nominalną tego ciężaru (oznaczone jako E zgodnie z Tab. 11) powoduje zmianę kąta nachylenia stycznej do krzywej odciążania ( $\lambda$ ) i tym samym powoduje zmianę wartości sztywności kontaktowej (Rys. 142). Względna wartość tej zmiany jest jednak taka sama dla wszystkich wyznaczonych sztywności kontaktowych. Dlatego też przyjęto, że omawiane różnice stanowią błąd systematyczny toru pomiarowego siły i nie wpływają na zaobserwowany przebieg zmian sztywności kontaktowej związanej ze wzrostem wartości zmiennej uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ .



Rys. 142. Schemat przedstawiający wpływ odchylenia mierzonej wartości siły od wartości wzorcowej na zmianę wartości kąta nachylenia stycznej do krzywej odciążania

Na podstawie wyników wzorcowania stwierdzono również, że różnice między średnią wartością mierzonego ciężaru odważników a ciężarem tych odważników obliczonym z wyznaczonej funkcji mają charakter losowy (Rys. 143). Wartości tych różnic mieszczą się w granicach od -2 N do +3 N, co jest zakresem większym niż mogłoby to wynikać z wyznaczonej statystycznie niepewności  $u_{A1(F_i)}$ .



Rys. 143. Odchylenie wartości mierzonego ciężaru od wartości wyznaczonej z regresji linowej.

Prawdopodobnie rozbieżność ta ma związek z długookresową niestabilnością sygnału pomiarowego generowanego przez tor pomiarowy siły. Przyjęto, że odchylenia mierzonych wartości od wartości obliczonych z wyznaczonej funkcji podobnie jak  $u_{A1(F_i)}$  są częścią niepewności pomiaru typu A i mają kwadratowy rozkład o szerokości  $2a_2 = 5$  N. Niepewność pomiaru  $u_{A2(F_i)}$  dla przyjętego rozkładu wynosi:

$$u_{A2(F_i)} = \frac{a_2}{\sqrt{3}} = 1,44 \text{ N}$$
(134)

Wyznaczoną niepewność  $u_{A2(F_i)}$  podobnie jak niepewność  $u_{A1(F_i)}$  przypisano wszystkim pomiarom w danym zakresie wartości siły.

Na podstawie powyższych rozważań oraz zakładając, że współczynnik korelacji między  $u_{A1(F_i)}$ ,  $u_{A2(F_i)}$  i  $u_r$  wynosi  $\rho$ =1 przyjęto, że niepewność pomiaru poszczególnych wartości siły  $F_i$  stanowi sumę poszczególnych rozpatrywanych niepewności i wynosi:

$$\Delta F_i = u_{A1(F_i)} + u_{A2(F_i)} + u_r \approx \pm 2,1 \text{ N}$$
(135)

Stąd niepewność średniej wartości siły  $F_{i_{sred}}$  wynosi:

$$\Delta F_{i_{sred}} = \frac{1}{n} \sum_{j=1}^{n} (\Delta F_i)_j = \Delta F_i \approx \pm 2.1 \text{ N}$$
(136)

Wartość tej niepewności przyjęto, dla wszystkich pomiarów wartości siły  $F_i$  jakie były wykorzystane do wyznaczenia sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$  (Rys. 144).


Rys. 144. Graficzny obraz niepewności pomiaru  $\Delta F_{i_{sred}}$  dla wybranych wartości siły  $F_i$ .

#### 5.2.2. Niepewność pomiaru przemieszczenia- $\Delta h$

Błąd pomiaru przemieszczenie zgodnie z deklaracją producenta (Tabela 5) wynosi  $\approx$ 0,03 µm. Jest to wartość mniejsza niż długość pojedynczego kroku inkrementalnego wynoszącego 0,05 µm.

Z tego powodu przyjęto, że wpływ niepewności pomiaru przemieszczenia na niepewność pomiaru sztywności kontaktowej jest pomijalnie mały.

5.2.3. Wartość względnej niepewność sztywności kontaktowej 
$$\left(\frac{\Delta S_{OP}^{*}}{S_{OP}^{*}}\right) \cdot 100\%$$

Korzystając z powyższej analizy oraz zakładając, że niepewności pomiaru siły  $\Delta F_{i_{sred}}$  mierzonej w zakresie wyznaczanej sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$  mają taką samą wartość, niepewność względną  $\Delta S_{OP}^*$ , wyznaczona metodą najmniejszych kwadratów Gaussa można zapisać jako [203]:

$$\left(\frac{\Delta S_{OP}^*}{S_{OP}^*}\right) \cdot \mathbf{100\%} = \frac{\Delta F_{i_{\text{sred}}}}{S_{OP}^* \sqrt{\sum_{i=1}^n (h_i - h_{\text{sred}})^2}} \cdot 100\%$$
(137)

gdzie:  $h_i$ - wartość położenia wgłębnika dla wyznaczonej siły  $F_{i_{sred}}$ ,  $h_{sred} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} h_i$ Wyznaczona ze wzoru (137) względna niepewność pomiaru  $\Delta S_{OP}^*$  jest równa:  $\Delta S^*_{OP} \approx \pm 0,1\%$ 

### 5.3. Niepewność pomiaru twardości Brinella

Zgodnie ze wzorem:

$$HBN = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$
(139)

na niepewność pomiaru twardości Brinella ma wpływ niepewność mierzonej siły F, niepewność średnicy wgłębnika D oraz niepewność pomiaru średnicy odcisku d. Pomiary siły F, średnicy wgłębnika D i średnicy odcisku d były wykonane za mocą różnych niepowiązanych ze sobą urządzeń. Z tego powodu przyjęto, że współczynnik korelacji  $\rho$  między mierzonymi wartościami tych wielkości wynosi 0 a niepewność wyznaczonych wartości twardości Brinella stanowi niepewność złożoną [199] obliczoną za pomocą wzoru:

$$\Delta HBN = \sqrt{\left(\frac{\partial HBN}{\partial F}\right)^2} \, \Delta F^2 + \left(\frac{\partial HBN}{\partial D}\right)^2 \Delta D^2 + \left(\frac{\partial HBN}{\partial d}\right)^2 \Delta d^2 \tag{140}$$

gdzie:  $\Delta F$ ,  $\Delta D$ ,  $\Delta d$ - niepewności pomiaru odpowiednio siły F, średnicy wgłębnika D i średnicy odcisku d;  $\frac{\partial HBN}{\partial F}$ ,  $\frac{\partial HBN}{\partial D}$ ,  $\frac{\partial HBN}{\partial d}$  pochodne cząstkowe funkcji definiującej twardość Brinella (wzór 139).

Pochodne te są równe:

$$\frac{\partial HBN}{\partial F} = \frac{2}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \tag{141}$$

$$\frac{\partial HBN}{\partial D} = \frac{2F}{\pi D^2} \left( \frac{1}{\sqrt{D^2 - d^2}} \right) \tag{142}$$

$$\frac{\partial HBN}{\partial d} = -\frac{2F}{\pi D} \frac{d}{\sqrt{D^2 - d^2} \left(D - \sqrt{D^2 - d^2}\right)^2}$$
(143)

#### 5.3.1. Niepewność pomiaru siły- $\Delta F$

 $\Delta F = 2,1$  N ( $\approx$ 0,21 kgf)- zgodnie z wyliczeniami wykonanymi dla niepewności pomiaru siły w pkt. 5.1.

#### 5.3.2. Niepewność pomiaru średnicy wgłębnika- $\Delta D$

 $\Delta D$ - niepewność średnicy kulki używanej, jako wgłębnik. Do oszacowania tej niepewności wykorzystano tolerancję wykonania średnicy kulki- wgłębnika  $IT = \pm 2,5 \ \mu m$ . Przyjęto, że tolerancja IT stanowi przedział rozkładu kwadratowego, dla serii kulek, w którym znajduje się średnica kulki- wgłębnika. Stąd niepewność wartości średnicy kulki-wgłębnika wynosi:

$$\Delta D = \frac{IT}{\sqrt{12}} = 0,72 \,\,\mu\text{m} \tag{144}$$

#### 5.3.3. Niepewność pomiaru średnicy odcisku- $\Delta d$

 $\Delta d$ - niepewności pomiaru średnicy odcisku. Przyjęto, że jest to niepewność złożona równa:

$$\Delta d = \Delta_{pow} + \sqrt{\left(\frac{2\delta_x}{\sqrt{12}}\right)^2 + (25,328\ln R_a + 29,833)^2 + \left(\Delta R_a(25,328\ln R_a + 29,833)\right)^2}$$
(145)

gdzie:  $\delta x$ - rozdzielczość obrazu =0,96 µm, 25,328 $lnR_a$  + 29,8,33- funkcja wyznaczonej empirycznie z pomiarów średnicy odcisku na powierzchniach o różnej wartości parametru chropowatości  $R_a$  (Rys.145),  $\Delta R_a$ - niepewność pomiaru chropowatości (wyznaczona w pkt. 5.1.  $\Delta R_a = 0,056 + 0,05R_a$ ),  $\Delta_{pow}$ - niepewność związana z kalibracją powiększenia.



Rys. 145. Wyniki badań niepewności pomiaru średnicy odcisku w zależności od chropowatości powierzchni.

W celu obliczenia  $\Delta d$  przyjęto, że:

 $\Delta_{pow}$  jest niepewnością złożona składającą się z niepewności kalibracji wzorca długości  $\Delta x = 0.8 \,\mu\text{m}$  oraz niepewności związanej z rozdzielczością obrazu  $2 \cdot \delta x$ . Przyjęto, że obie składowe są nieskorelowane.

Niepewność  $\Delta_{pow}$  jest wtedy równa:

$$\Delta_{pow} = \sqrt{\Delta x^2 + (\frac{2 \cdot \delta_x}{\sqrt{12}})^2} = 1.0 \,\mu\text{m}$$
(146)

Po uwzględnieniu niepewności składowych niepewność pomiaru  $\Delta d$  dla poszczególnych odcisków zmienia się w zależności od średnicy tych odcisków mieści się w zakresie 0,003÷0,031 mm (Rys 146).



Rys. 146. Niepewność pomiaru średnicy odcisku w zależności od mierzonej wartości tej średnicy.

# 5.3.4. Wartość względnej niepewność twardości Brinella $\left(\frac{\Delta HBN}{HBN}\right) \cdot 100\%$

Przy założonych warunkach badania (prędkość narastania siły, średnica wgłębnika, siła maksymalna) oszacowana niepewność  $\Delta HBN$  w zakresie mierzonych twardości nie przekracza ±9% (Rys. 147) wartości mierzonej twardości.



Rys. 147. Względna niepewność pomiaru twardości Brinella.

# 5.4. Niepewność pomiaru wyznaczonej energii odkształcenia plastycznego $\Delta W$

Niepewność pomiaru energii odkształcenia plastycznego oszacowano zakładając tak jak w przypadku niepewności sztywności, że niepewność pomiaru siły jest stała w całym zakresie

mierzonych wartości. Ponieważ błąd pomiaru czujnika przemieszczenia w zakresie pomiarowym (0,15 mm) można uznać za pomijalnie mały (0,03 µm) to za niepewność pomiaru przemieszczenia  $\Delta h$  przyjęto dwukrotną długość pojedynczego kroku inkrementalnego  $\delta h$  jaki jest rejestrowany za pomocą karty pomiarowej.  $\Delta h = 2\delta h = 0,0001$  µm. Przyjmując graniczne wartości pojedynczych pomiarów siły i przemieszczenia jakie wynikają z przyjętych niepewności utworzono pasma niepewności dla krzywej obciążania i odciążania (Rys. 148 A). Przyjęto, że pole powierzchni znajdujące się między krzywymi obciążania i odciążania a granicami pasm niepewności tych krzywych stanowi niepewność  $\Delta W$  wyznaczanej energii odkształcenia plastycznego W. Pola powierzchni znajdujące się między granicami tych pasm a krzywą obciążania i odciążania umożliwia określenie maksymalnej i minimalnej wartości jaką może mieć rzeczywista energia odkształcenia plastycznego (Rys. 148 B, C). Poszczególne pola powierzchni wyznaczono za pomocą arkusza MS Excel.

Wyznaczona niepewność pomiaru  $\Delta W$  dla wszystkich wyznaczonych wartości energii odkształcenia plastycznego  $W_i$  mieści się w granicach  $\pm 1,8\%$  [J].



Rys. 148. Schemat pasm niepewności pomiaru krzywych obciążania i odciążania (A). Maksymalna (B) i minimalna (C) wartość jaką może mieć rzeczywista energii odkształcenia plastycznego.

#### 5.5. Niepewność pomiaru wyznaczonego modułu E<sub>IT</sub>

Zgodnie ze wzorem (117) na niepewność pomiaru instrumentowanego modułu sprężystości ma wpływ niepewność wyznaczonej sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$ , niepewność powierzchni odcisku  $A_{Br}$  oraz niepewność wartości współczynnika Poissona  $\Delta v_s$ . Pomiary sztywności kontaktowej, powierzchni odcisku jak i wartości współczynnika Poissona są wyznaczane niezależnie od siebie. Stąd współczynnik korelacji  $\rho$  między mierzonymi wartościami tych wielkości wynosi 0. W takim przypadku niepewność wyznaczonych wartości modułu  $E_{IT}$ można zapisać, jako niepewność złożoną wyrażoną [199] wzorem:

$$\Delta E_{IT} = \sqrt{\left(\frac{\partial E_{IT}}{\partial S_{OP}^{*}}\right)^{2} \Delta S_{OP}^{*}^{2} + \left(\frac{\partial E_{IT}}{\partial A_{Br}}\right)^{2} \Delta A_{Br}^{2} + \left(\frac{\partial E_{IT}}{\partial v_{s}^{*}}\right)^{2} \Delta v_{s}^{2}}$$
(147)

gdzie:  $\Delta S_{OP}^*$ - niepewności pomiaru sztywności kontaktowej,  $\Delta A_{Br}$  – niepewności pomiaru powierzchni odcisku,  $\Delta v_s$ - niepewność wartości współczynnika Poissona,  $\frac{\partial E_{IT}}{\partial S_{OP}^*}$ ,  $\frac{\partial E_{IT}}{\partial A_{Br}}$ ,  $\frac{\partial E_{IT}}{\partial v_s}$  pochodne cząstkowe funkcji (117) definiującej  $E_{IT}$ :

$$E_{IT} = (1 - \nu_s^2) \frac{S_{OP}^*}{1,1284\sqrt{A_{Br}}}$$

Pochodne te są równe:

$$\frac{\partial E_{IT}}{\partial S_{OP}^*} = \frac{(1 - \nu_s^2)}{1,1284\sqrt{A_{Br}}}$$
(148)

$$\frac{\partial E_{IT}}{\partial A_{Br}} = -\frac{(1 - v_s^2) S_{OP}^*}{2,2568 \sqrt{A_{Br}^3}}$$
(149)

$$\frac{\partial E_{IT}}{\partial \nu_s} = -\frac{1.7724\nu_s S_{OP}^*}{\sqrt{A_{Br}}}$$
(150)

#### 5.5.1. Niepewność pomiaru sztywności kontaktowej $\Delta S^*_{OP}$

Względna niepewność  $\Delta S_{OP}^*$  zastała obliczona na podstawie wzoru (137) w punkcie 5.2.3 i wynosi  $\approx 0.001 S_{OP}^*$ .

#### 5.5.2. Niepewność pomiaru odcisku $\Delta A_{Br}$

Pole powierzchni odcisku A<sub>Br</sub> określone jest zależnością:

$$A_{Br} = \frac{2}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$
(151)

Niepewność pomiaru pola powierzchni  $\Delta A_{Br}$  jest niepewnością złożoną wyrażoną za pomocą wzoru:

$$\Delta A_{Br} = \sqrt{\left(\frac{\partial A_{Br}}{\partial D}\right)^2} \Delta D^2 + \left(\frac{\partial A_{Br}}{\partial d}\right)^2 \Delta d^2$$
(152)

149

gdzie:

$$\frac{\partial A_{Br}}{\partial D} = \frac{2}{\pi D^2} \left( \frac{1}{\sqrt{D^2 - d^2}} \right) \tag{153}$$

$$\frac{\partial A_{Br}}{\partial d} = -\frac{2}{\pi D} \frac{d}{(\sqrt{D^2 - d^2})(D - \sqrt{D^2 - d^2})^2}$$
(154)

 $\Delta d$ - Niepewność pomiaru poszczególnych odcisków (wartości tej niepewności wyznaczona w pkt. 5.3.3)

 $\Delta D = 0.72 \,\mu\text{m}$  (zgodnie z pkt 5.3.2 wzór(144))

Po uwzględnieniu niepewności składowych niepewność pomiaru  $\Delta A_{Br}$  dla poszczególnych odcisków zmienia się w zależności od pola powierzchni tych odcisków mieści się w zakresie zakresie ±0,010÷0,175 mm (Rys 149).



Rys. 149. Niepewność pomiaru powierzchni odcisku w zależności od mierzonej wartości tej powierzchni.

#### 5.5.3 Niepewność pomiaru odcisku $arDelta u_s$

Jako niepewność efektywnego współczynnika Poissona  $v_s^*$  przyjęto funkcję linową odkształcenia plastycznego  $\varepsilon^p$ , jakiemu uległ materiał w miejscu wykonania instrumentowanego pomiaru twardości:

$$\Delta \nu_s = \frac{0.2}{\varepsilon_{max}^p} \varepsilon^p = \frac{0.2}{0.7} \varepsilon^p = 0.29 \varepsilon^p \tag{155}$$

Przyjmując powyższe założenia względna niepewność wyznaczonych wartości instrumentowanego modułu sprężystości  $E_{IT}$ :

mieści się w granicach ±9% (Rys. 150).



Rys. 150. Względna niepewność pomiaru poszczególnych wartości modułu  $E_{IT}$ .

Źródłami błędu pomiarowego nieuwzględnionymi w budżecie niepewności wyznaczonych wartości modułu  $E_{IT}$  jest:

a) sposób bazowania układu pomiaru przemieszczenia.

Układ ten mierzy nie tylko przemieszczenie badanego materiału, ale również: podatność układu pomiaru przemieszczenia na sprężyste odkształcenie  $C_{ramy}$  oraz podatność na sprężyste odkształcenie materiału próbki poza obszarem odcisku. Odkształcenia te wpływają na wartości mierzonej sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$ 

Wpływ tych składowych odkształceń na mierzoną sztywność  $S_{OP}^*$  opisuje wzór [185]:

$$\frac{1}{S_{OP}^*} = C_{ramy} + \frac{1}{S_{pb}} = C_{const} + C_w + \frac{1}{S_{pb}}$$
(157)

gdzie:  $C_{const}$  - podatność układu pomiarowego na sprężyste odkształcenia niezmienne dla wszystkich pomiarów,  $C_w$  - podatność układu pomiarowego na sprężyste odkształcenia związane z wgłębnikiem (zmienna),  $S_{pb}$  sztywność próbki.

W przypadku zastosowanego układu pomiarowego można założyć, że  $S_{pb} = \frac{1}{C_p + \frac{1}{S_p}}$ gdzie:  $C_p$  - podatność na sprężyste odkształcenie materiału próbki poza obszarem odcisku,  $S_p$ - sztywność kontaktowa próbki w obszarze odcisku.

Zmienna  $C_w$  opisana jest równaniem [185]:

$$C_w = \frac{1}{E\pi 2R} \ln\left(\frac{l}{(2R-l)} \left(\frac{2R}{h_c} - 1\right)\right)$$
(158)

Ze wzoru (158) wynika, że im większa jest głębokość odcisku tym  $C_w$  ma mniejszą wartość, co oczywiście wiąże się z mniejszym fragmentem wgłębnika pozostającym nad odciskiem (Rys 151).



Rys. 151. Schemat podglądowy składowych podatności maszyny pomiarowej dla dwóch odcisków różniących się głębokością. Na podstawie [185].

Korzystając z wzorów (117) oraz (150) instrumentowany moduł sprężystości można zapisać jako:

$$E_{IT} = 0,80647 \frac{S_{OP}^*}{\sqrt{A_{Br}}} = 0,80647 \frac{1}{\left(C_{const} + C_w + \frac{1}{S_{pb}}\right)\sqrt{A_{BR}}}$$
(159)

Przy wyznaczaniu twardości i energii odkształcenia plastycznego najistotniejsze jest zarejestrowanie zmian tych wartości w zależności od odkształcenia plastycznego. W związku z czym wpływ podatności układu pomiarowego  $C_{const}$  w budżecie niepewności może być traktowany, jako pomijalny błąd systematyczny, który jest taki sam dla każdego wykonanego pomiaru. Istotna jest natomiast podatność  $C_w$  i jej odwrotnie proporcjonalna zależność między  $C_w$  a  $E_{IT}$  (wzór 160) oraz wprost proporcjonalna zależność między  $S_{pb}$  a  $E_{IT}$ . Mniejsza głębokość odcisków jaka występuje przy bardziej odkształconym w wyniku badań wytrzymałościowych materiale powoduje zwiększenie wartości  $C_w$  i tym samym zmniejszenie wartości  $E_{IT}$ . Oznacza to, że podatność  $C_w$  może być przyczyną spadku wartości  $E_{IT}$  wyznaczanej przy coraz większym odkształceniu plastycznym badanego materiału. Podatność  $C_w$  w zależności od głębokości odcisku zmienia się dla zastosowanego w badaniach wgłębnika od 6,88·10<sup>-7</sup> do 9,07·10<sup>-7</sup> mm/N, co oznacza zmianę wartości  $\frac{1}{s_{OP}^*}$  o 2,70·10<sup>-6</sup> mm/N. Oznacza to również, że udział podatności  $C_w$  będzie stanowił maksymalnie ≈19% zmienności wartości  $\frac{1}{s_{OP}^*}$ 



Rys. 152. Zależność sprężystości wgłębnika od głębokości odcisku na podstawie wzoru (115).

Wpływ podatności  $C_{ramy}$  i  $C_p$  można zniwelować przez bazowanie układu pomiaru przemieszczenia na powierzchni próbki a nie jak to miało miejsce w czasie wykonanych badań na stoliku pomiarowym

Na dokładność wyznaczonych wartości  $E_{IT}$  ma również wpływ przyjęcia do obliczeń (w celu ich uproszczenia) pola powierzchni wykonanego odcisku zamiast pola powierzchni styku wgłębnika z materiałem w czasie działania siły  $F_{max}$ . Pole powierzchni styku wyznacza się pośrednio za pomocą zmierzonej głębokości  $h_{c_{F_{max}}}$  styku wgłębnika z badanym materiałem przy działającej sile  $F_{max}$  [214]. Wymaga to jednak uwzględnienia w pomiarze przemieszczenia wgłębnika podatności  $C_{ramy}$ .

Innymi czynnikami mającymi wpływ na wartość modułu  $E_{IT}$  są [92]:

- a) Chropowatość powierzchni
- b) Odkształcenie plastyczne powierzchni materiału wokół odcisków- zjawisko Pil up lub Sin up
- c) Naprężenia resztkowe
- d) Preparatyka próbki
- e) Głębokość początkowego kontaktu wgłębnika z próbką

#### ad a) Chropowatość powierzchni

Nierówności powierzchni powodują błąd w pomiarze głębokości odcisku, na podstawie której określana jest powierzchnia styku wgłębnika z powierzchnią próbki. Powierzchnia styku jest jedną z podstawowych wielkości mającą wpływ na wyznaczoną wartość modułu  $E_{IT}$ . W

przypadku, gdy wartość chropowatości jest relatywnie duża w stosunku do głębokości wykonanego odcisku ma to istotny wpływ nie tylko na wartość zmierzonego modułu sprężystości  $E_{IT}$ , ale również twardości i energii odkształcenia plastycznego. Wzrost nierówności powierzchni powoduje zmniejszenie średniego naprężenie kontaktowego poprzez wzrost średnicy powierzchni kontaktu wgłębnika z materiałem a co za tym idzie spadek głębokości odcisku przy danym obciążeniu w stosunku do powierzchni gładkiej a tym spadek głębokości stykania się wgłębnika z powierzchnią próbki ( $h_c$  z Rys. 30) [92, 184] W konsekwencji powoduje redukcję wartości modułu zredukowanego  $E_r$  (wzór(29)) i modułu  $E_{IT}$ . Johnson [186] podał kryterium wpływu chropowatości na równania opisujące kontakt sprężysty. Zgodnie z tym kryterium chropowatości ma istotny wpływ na wartość modułu  $E_{IT}$  w przypadku, gdy wartość parametru chropowatości  $\alpha_{chr}$  wyrażona wzorem [92]:

$$\alpha_{chr} = \frac{\sigma_s R}{a_0^2} \tag{160}$$

gdzie:  $\sigma_s$ - maksymalna wysokość wzniesień nierówności, R- promień wgłębnika,  $a_0$ - promień styku wgłębnika z materiałem.

jest większa od 0,05. Przyjmując, że  $\sigma_s = R_z$ =10 µm co jest wartością w najbardziej chropowatej części próbki po statycznej próbie rozciągania oraz, że  $a_0$ =722 µm, co stanowi 95% średnicy odcisku wykonanego najbliżej przełomu tej próbki to  $\alpha_{chr}$  przyjmuje wartość  $\approx$ 0,048. W przypadku próbek po badaniach LCF i HCF parametr  $\alpha_{chr}$  wynosi odpowiednio 0,011 oraz 0,004.

Według normy ISO 14577 dotyczącej instrumentowanych pomiarów twardości za punkt odniesienia w stosunku do nierówności powierzchni przyjmuje się wartość parametru  $R_a$ . Wartość tego parametru nie powinna być większa niż 1/20 wysokości odcisku  $h_{max}$ . W badanych próbkach największy udział w  $h_{max}$  (próbka po statycznej próbie rozciągania- odcisk w okolicy przełomu) wynosi ~1/25. Chropowatość powoduje jednak trudności w określeniu rzeczywistego pola powierzchni odcisku. Ma to dużo większe znaczenie dla próbki po statycznej próbie rozciągania (Rys. 153) niż po próbie LCF i HCF. Krawędź odcisku w obszarach powierzchni o największych nierównościach jest nieregularna i mniej wyraźna, przez co zwiększa się niepewność wyznaczenia pola powierzchni a tym samym niepewność wyznaczonego modułu  $E_{IT}$ .



Rys. 153. Odciski po instrumentowanych badaniach twardości wykonanych na próbce po statycznej próbie rozciągania. Odcisk w okolicy przełomu odcisk (A) i w obszarze nieodkształconym plastycznie (B).

## ad b) Odkształcenie plastyczne powierzchni materiału wokół odcisków- zjawisko Pil up lub Sin up

Obserwacje odcisków na próbce po statycznej próbie rozciągania wykonane za pomocą mikroskopu konfokalnego wykazały, że odkształcenie plastyczne powierzchni materiału wokół odcisków jest relatywnie małe (Rys. 154). Widoczne natomiast jest wygładzenie powierzchni w obszarze odcisków.



Rys. 154. Przykład pomiarów na odwzorowanym za pomocą mikroskopu konfokalnego profilu odcisku.



Rys. 154. C.D. Przykład pomiarów na odwzorowanym za pomocą mikroskopu konfokalnego profilu odcisku.

### ad c) Naprężenia resztkowe

Naprężenia resztkowe powodują zmiany pola rozkładu naprężenia występującego w materiale podczas indentacyjnego pomiaru twardości, co wpływa na wartość odkształcenia niezbędnego do uplastycznienia materiału [92]. Powodują one także zmianę nachylenia krzywej odciążania, co bezpośrednio wpływa na wartość wyznaczonego modułu  $E_{IT}$  [209].

### ad d) Preparatyka próbki

Żywica, w której zostały umieszczone próbki jest mniej sztywna niż badany stopie inconel 718 (Rys. 155). Grubość warstwy żywicy zmienia się w zależności od obszaru próbki. W obszarze szyjki odkształcenia plastycznego grubość żywicy jest największa w związku z czym, żywica ta może mieć znaczny wpływ na mierzone wartości modułu  $E_{IT}$  w tym obszarze.



Rys. 155. Wpływ preparatyki (inkludowanie).

### ad e) Głębokość początkowego kontaktu wgłębnika z próbką

Błąd ten związany jest z ograniczoną rozdzielczością układu pomiaru siły. Ogranicza ona najmniejszą siłę jaka może być zmierzona i tym samym utrudnia zdefiniowanie, przy jakiej wartości przemieszczenia wgłębnika następuje kontakt wgłębnika z próbką. Ogranicza to dokładność wielu wielkości wyznaczanych w instrumentowanym pomiarze twardości w tym energii odkształcenia plastycznego, głębokości styku  $h_c$ , modułu  $E_{IT}$ .

# **VI PODSUMOWANIE I WNIOSKI**

1. Zastosowanie do badań wytrzymałościowych próbek o zmiennym polu przekroju części pomiarowej pozwoliło na uzyskanie ciągłego rozkładu odkształceń plastycznych w tej części próbki i analizę uszkodzenia na różnych etapach jego rozwoju.

Uszkodzenie to przebiega zgodnie z dwoma powiązanymi ze sobą mechanizmami. Pierwszy z nich związany jest z odkształceniem plastycznym i pękaniem zachodzącym w objętości osnowy materiału. Drugi związany jest pękaniem i odspajaniem się węglików od osnowy.

2. W przypadku próbek poddanych próbom zmęczeniowym odkształcenie plastyczne osnowy, które następuje w pierwszych cyklach obciążania, wywołuje mikropęknięcia i odspojenia węglików, które w wyniku koncentracji naprężenia i odkształceń stają się w ten sposób ogniskami pęknięć zmęczeniowych.

Rozwojowi mikropęknięć zmęczeniowych w kolejnych cyklach obciążenia towarzyszy makroskopowe odkształcenie plastyczne materiału (ratcheting). Odkształcenie to w skali mikroskopowej jest zlokalizowane na froncie mikropęknięć.

3. W przypadku statycznej próby rozciągania rozwój mikropęknięć i odspojeń węglików (drugi mechanizm) prowadzi do powstania i rozwoju pustek oraz lokalizacji w skali mikroskopowej odkształcenia plastycznego osnowy w obszarze między pustkami.

Topografia powierzchni przełomu świadczy o niejednorodnym stanie naprężenia w przekrojach próbki co najmniej w końcowym stadium rozciągania statycznego. Ogranicza to możliwość stosowania zmiennej uszkodzenia wyrażonej wzorem (104) tj.:  $D_{\varepsilon_i} = \varepsilon_{1_i}^p / \varepsilon_1^{p^f}$  do obszaru znajdującego się poza szyjką odkształcenia plastycznego.

4. Wartości parametrów chropowatości  $R_a$  i  $R_z$  rosną wraz ze wzrostem uszkodzenia określonego parametrem  $D_{\varepsilon}$  wyznaczonym na podstawie odkształcenia plastycznego. Wzrost ten jest bardziej widoczny w przypadku próbki po statycznej próbie rozciągania. W przypadku próbek po badaniach zmęczeniowych jest on relatywnie mały i obarczony małą dokładnością pomiaru. Związane jest to z niewielkim odkształceniem plastycznym osnowy, charakterem powstających pęknięć, rozmiarami układu pomiarowego w stosunku do rozmiarów pęknięć oraz w końcowym stadium uszkodzenia z rozmiarami układu pomiarowego w stosunku do rozmiarów obszaru ulegającemu uszkodzeniu zmęczeniowemu.

Dokładniejsza ocena stopnia uszkodzenia powierzchni materiału poddanego obciążeniom cyklicznie zmiennym możliwa jest do uzyskania poprzez zastosowanie metody pomiaru o większej rozdzielczości (np. bezkontaktowej) oraz użycie, jako wskaźników uszkodzenia powierzchniowych parametrów chropowatości takich jak  $S_a$  i  $S_z$ .

5. Na podstawie badań fraktograficznych próbek po statycznej próbie rozciągania i po próbach zmęczeniowych stwierdzono, że uszkodzenie w postaci mikropęknięć powstaje już przy stosunkowo niewielkich odkształceniach plastycznych (małe wartości parametru uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ ), które odpowiadają wczesnemu etapowi rozwoju uszkodzenia badanego materiału.

Dla wartości odkształcenia odpowiadającym wczesnemu etapowi uszkodzenia tj.:

dla SPR  $D_{\varepsilon}$  < 0,3

dla LCF -  $D_{\varepsilon}$  < 0,2 (zarodkowanie pęknięć zmęczeniowych)

dla HCF -  $D_{\varepsilon}$  < 0,2

stwierdzono liniową zależność zarówno między twardością, jak i energią odkształcenia plastycznego a zmienną uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$ . Wynika z tego, że dominującym czynnikiem wpływającym na wartość tych dwóch wskaźników uszkodzenia jest umocnienie odkształceniowe.

Stabilizacja oraz spadek twardości i energii odkształcenia plastycznego spowodowany rozwojem mikropęknięć, pustek i odspojeń węglików od osnowy uwidacznia się przy wyższych wartościach odkształcenia (zmiennej  $D_{\varepsilon}$ ). W przypadku prób zmęczeniowych dodatkowym czynnikiem stabilizacji obu wskaźników uszkodzenia jest zmniejszenie intensywności tworzenia się defektów sieci krystalicznej kosztem rozwoju pęknięć zmęczeniowych. Wyznaczone wartości twardości Brinella oraz energii odkształcenia plastycznego są przydatne przy wyznaczaniu początkowego stadium uszkodzenia, (liniowa zależność między twardością a zmienna  $D_{\varepsilon}$ ). W końcowym etapie uszkodzenia twardość jak i energia odkształcenia plastycznego w niewielkim stopniu ulegają zmianom.

6. Wyznaczone wartości modułu  $E_{IT}$  nie potwierdziły jego przydatności do oceny stopnia uszkodzenia materiału. Jednak ze względu na znaczną ilość czynników wpływających na wartość tego modułu konieczne są dalsze badania i analiza w celu weryfikacji otrzymanych wyników.

7. Alternatywnym, w stosunku do modułu  $E_{IT}$ , wskaźnikiem uszkodzenia materiału otrzymywanym z instrumentowanych badań twardości okazuje się być sztywność kontaktowa  $S_{OP}^*$ . W przypadku sztywności kontaktowej przy wyższych wartościach parametru uszkodzenia  $D_{\varepsilon}$  nie stwierdzono tendencji do osiągnięcia wartości stałej (ustabilizowanej).

Analiza stanu powierzchni i obszaru przypowierzchniowego materiału przeprowadzona na podstawie badań chropowatości oraz instrumentowanych badań twardości umożliwia wykrycie uszkodzenia materiału na jego wczesnym etapie tj.:

- w przypadku próby zmęczeniowej wysokocyklicznej HCF dla  $D_{\varepsilon}$  < 0,2

- w przypadku próby zmęczeniowej niskocyklicznej LCF dla  $D_{\varepsilon}$  < 0,2 (zarodkowanie pęknięć zmęczeniowych).

- w przypadku statycznej próby rozciągania SPR dla  $D_{\varepsilon}$  < 0,3

# VII. DALSZE PERSPEKTYWY BADAWCZE

Wyniki i wnioski z niniejszej pracy inspirują kolejne tematy badawcze pozwalające rozwinąć możliwość oceny stopnia uszkodzenia materiału na jego bardzo istotnym wczesnym etapie. Jest to:

- Przeprowadzenie badań zmęczeniowych z wykorzystaniem próbek o klepsydrycznej geometrii w części pomiarowej. Geometria taka ma na celu inicjowanie uszkodzenia w najmniejszym przekroju próbki. Umożliwia ona ponadto wykorzystanie poprzecznego ekstensometru w celu rejestracji histerezy cyklicznego odkształcenia służącej do opisu rozwoju uszkodzenia [173, 175, 192].

Przeprowadzenie badań zmęczeniowych z zatrzymywaniem prób przy różnych ilościach cykli.
 Umożliwia to badanie stanu uszkodzenia dla wybranego poziomu naprężenia.

- Przeprowadzenie statycznych prób rozciągania zatrzymywanych w momencie pojawienia się szyjki. Umożliwia to wykonanie pomiarów twardości w obszarze największego odkształcenia plastycznego.

- Instrumentowane badania twardości na próbkach klepsydrycznych oraz na próbkach płaskich w celu dalszej analizy przydatności sztywności kontaktowej  $S_{OP}^*$  i instrumentowanego modułu sprężystości  $E_{IT}$  w szacowaniu stopnia uszkodzenia materiału.

- Wyznaczenie podatności układu pomiarowego twardościomierza instrumentowanego oraz wyznaczenie dla badanego materiału zależności między wartością odkształcenia plastycznego a wartością efektywnego współczynnika Poissona  $v^*$  w celu dokładniejszego wyznaczania wartości modułu  $E_{IT}$ .

# **VIII. BIBLIOGRAFIA**

[1] Kowalewski Z. L. Zmęczenie materiałów -podstawy, kierunki badań, ocean stanu uszkodzenia . Siedemnaste seminarium NIENISZCZĄCE BADANIA MATERIAŁÓW zakopane 8-11 marca 2011.

[2] ABAKUS tutorial, J.P. Rouse, W. Sun, T.H. Hyde. A. Morris "Comparative assessment of several Creep damage models for use in life prediction" International journal of Pressure Vessels and Piping.

[3] Shen F., Hu W., Meng Q., Zhang M. "A New Damage Mechanics Based Approach To Fatigue Life Preduction and its Engineering Application" Acta Mechanica Solids Sinica, Vol 28, No. 5, October 2015.

[4] Kracjanovic D. "Selection of damage parameter-art or science" Mechanics of materials 28 (1998) 165-179.

[5] Heidenhain "Length Gauges" Broszura informacyjna numer 208945-2G-10-4/2017, April 2017 dostępna na stronie <u>www.heidenhain.com.</u>

[6] Lemaitre J. A Course on Damage Mechanics Springer-Verlag Berlin Heidelberg 1996.

[7] A Review on Superalloys and IN718 Nickel-Based INCONEL Superalloy Enes Akca PERIODICALS OF ENGINEERING AND NATURAL SCIENCES Vol. 3 No. 1 (2015).

[8] Robert E. Schafrik, Douglas D. Ward, Jon R. Groh "Application of Alloy 718 in GE Aircraft Engines: Past, Present and Next Five Years" GE Aircraft Engines, Materials and Process Engineering Department, Cincinnati. Ohio 452 15.

[9] Nickel, Cobalt and Their Alloys ASM Speciality Handbook Edited by J.R. Davis 2000r.

[10] Wang Z.,. Zhou D, Deng Q., Chen G., Xie W. The Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718 Fine Grain Ring Forging. 7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatie 2010.

[11] Y. Murata, M. Morinaga, N. Yukawa, H. Ogawa and M. Kato "Solidification Structures of Inconel 7 18 with Microalloying Elements" Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria The Minerals, Metals & Materials Society, 1994.

[12] Thompson, R. G , Dobbs, J. R. , Mayo, D. E. "The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718" Welding Journal, Research Supplement; p. 299-s to; (ISSN 0043-2296); 65.

[13] Kalluri S., Rao K. B. S., Halford G. R., McGaw M. A. DEFORMATION AND DAMAGE MECHANISMS IN INCONEL 718 SUPERALLOY. Superalloys 718,625,706 Edited by EA. Loria

The Minerals, Metals & Materials Society, 1994. DOI:10.7449/1994/Superalloys\_1994\_593\_606 · Source: NTRS.

[14] Abaqus Analysis User's Manula (v6.6).

[15] Abaqus Analysis User's Guide (6.13).

[16] Fatemi A. Cumulative Fatigue Damage Mechanisms and Quantifying Parameters: A Literature Review. Journal of Testing and Evaluation JTEVA Vol. 26, No 2 · March 1998, pp 89-100 DOI: 10.1520/JTE11978J.

[17] ASM Handbook vol 11. Failure Anaysis and Pravention . edition 2002 edited by W. T. Becker, R. J. Shipley eight printing November 2014.

[18] Hanbook of Condition Monitoring edited by A. Davis 1998, London ISBN 0 412 61320 4.

[19] Ruan J.J., N. Ueshima\*, K. Oikawa Phase transformations and grain growth behaviors in superalloy 718 Journal of Alloys and Compounds 737 (2018) 83e91.

[20] Amato K. N., Gaytan S. M., Murr L. E., Martinez E., Shindo P. W., Hernandez J., Collins S., Medina F. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser meltingActa Materialia 60 (2012) 2229–2239.

[21] Raza T., Andersson J., Svensson L. E. Microstructure of Selective Laser Melted Alloy 718 in As-Manufactured and Post Heat Treatement Contition, Procedia Manufacturing 25 (2018) 450-458.

[22] J. Lematrie, J. Dufailly "Damage measurements" Engineering Fracture Mechanics Vol. 28, No 5/6, pp.643-661, 1987.

[23] A. Fetami, L. Yang "Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art. For homogeneus materials" Int J. Fatigue Vol. 20, No 1, pp9-34, 1998.

[24] Kachanov L. M. Introducing to Continuum Damage Mechanics. Springer 1986, Dordrecht.

[25] Murakami S. Continuum Damage Mechanics. Springer 2012.

[26] Каchanov Л. М. О времени разрушения в условиях ползучести. Известия академии наук ссср 1958.

[27] Murakami S. Anisotropic aspects of material damage and application of continuum damage mechanics. Cantinuum Damage Mechanics Theory and Application Springer-Varlag Wien 1987.

[28] Sundararaman M., Banerjee S. and Mori H. The Stability of  $\gamma''$  and  $\gamma'$  phase in Alloy 718 under Electron Orradiation. Superalloys 718, 625, 706 and Various Darivatives . Edited by E.A. Loria TMS 2001.

[29] P. Changizian, Ch. Lu "Radiation effect on nano-indentation properties and deformation mechanism of Ni-based superalloy X-750.

[30] Byun T.S., Farrell K. Tensile Properties of Inconel 718 after low temerature neutron irradiation. Jurnal of Nuclear Material 318 (2003) 292-299.

[31] Kareer A., Prasitthipayoung A., Krumwiede D., Collins D. M., Hosemann P., Roberts S.G. An analytical method to extract irradiation hardening from nanoindentation hardness-depth curves. Journal of Nuclear Materials 498 (2018) 274-281.

[32] Hunn J.D., Lee E. H., Byun T. S., Mansur L.K. .lon- irradiation -inducted hardening in Inconel 718. Journal of Nuclear Materials 296 (2001) 203-209.

[33] Dragon A., Halm D. Damage mechanics. Some modeling, chalenges. IPPT PAN Center of Excellence for Advanced Materials and Structures Warszawa 2004.

[34] Jutras M. Improvement of the characterisation method of the Johnson-cook model. FACULT EDES SCIENCES ET DE G ENIE UNIVERSIT E LAVAL QU EBEC 2008.

[35] Murugesan M., Lee S., Kim D., Kang Y.H., Kim N. A Comparative Study of Ductile Damage Models Approaches for Joint Strength Prediction in Hot Shear Joining Process. Procedia Engineering 207 (2017) 1689–1694.

[36] Chaboche J. L. Continuum Damage Mechanics: Part I- General Concepts. Journal of Applied Mechanics 1988, vol 55/59.

[37] Yang L., Fetami A. Cumulative Fatigue Damage Mechanisms and Quantifying Parameters: A Literature Review. Journal of Testing and Evaluation JTEVA, Vol 26, No.2, pp 89-100, March 1998.

[38] Chao Chang , M. A. Garrido, J. Ruiz-Hervias, Zhu Zhang, Le-le Zhang "Representative Stress-Strain Curve by Spherical Indentation on Elastic-Plastic Materials" Hindawi Advances in Materials Science and Engineering Volume 2018, Article ID 8316384, 9 pages https://doi.org/10.1155/2018/8316384.

[39] Mingzhi Wang, Jianjun Wu\*, Yu Hui, Zengkun Zhang, Xuepeng Zhan, Ruichao Guo "Identification of elastic-plastic properties of metal materials by using the residual imprint of spherical indentation" Materials Science & Engineering A 679 (2017) 143–154.

[40] Mesarovicy S. Dj., Fleck N. A. Spherical indentation of elastic-plastic solids. *Proc. R. Soc. Lond.* A (1999) 455.

[41] Wierzbicki T., Bao T., Lee Y-W, Bai Y. Calibration and evaluation of seven fracture models. Volume 47, Issues 4–5, April–May 2005, Pages 719-743.

[42] Sundararaman M., Banerjee S. and Mori H. THE STABILITY OF y" AND y' PHASES IN ALLOY 718 UNDER ELECTRON IRRADIATION. DOI: 10.7449/2001/Superalloys\_2001\_379\_387.

[43] Hunn J. D., Lee E. H., T. S. Byun, Mansur L. K. Ion-irradiation-induced hardening in Inconel 718. Journal of Nuclear Materials 296 (2001) 203-209.

[44] Byun T.S., Farrell K, Tensile properties of Inconel 718 after low temperature neutron irradiation. Journal of Nuclear Materials 318 (2003)292–299.

[45] HERTZ H., J. Reine Angew. Math. 92 (1881) 156; Translated and reprinted in English in "Hertz's Miscellaneous Papers" (Macmillan& Co, London, 1896) Ch. 5.

[46] Tabor T. The hardness of solids. Surface Physics, Cavendish Laboratory, Cambridge.

[47] Tabor T. The Hardness of Metals. Departament os Physical Chemistry Cambridge.1951.

[48] Ramberg W., Osgood W. Description of stress- strain curve by three parameters. National Advisory Committee for Areonautics. No. 902, Washington, July 1943.

[49] Kucharksi S., Mróz Z. Identification of plastic hardening parameters of metals from spherical indentation tests. Materials Science and Engineering A Vol. 318 (2001) 65-76.

[50] Jutras M. Improvement of the characterization method of the Johnson-Cook model . Facultedes Sciences et de Ganie Universite Laval Quebec. 2008.

[51] Gurson Rorous A. L. Rigid-plastic materials containing rigid inclusions- yield function, plastic potential, and void nucleation. Material Science. 1976. DOI:10.1016/B978-0-08-022138-0.50058-7.

[52] ZHENG W., WEI X., SONG Z., YONG Q. Effects of Carbon Content on Mechanical Properties of Inconel 718 Alloy. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, INTERNATIONAL. (2015) 22(1):78-83.

[53] Hofamn A., Wagner T. Uszkodzenie radiacyjne materiałów konstrukcyjnych stosowanych na zbiorniki reaktorów energetycznych lekkowodnych typu WWER po 40-letniej ekspoatacji. LBM IEA Świerk.

[54] Hill R., Storakers B., Zdunek A.B. A theoretical study of the Brinell hardness test. Proc. R. Soc. Lond. 423, 301-330 1989.

[55] Meyer E. Untersuchen über Härteprüfung und Härte. Zeitschrift des Vereins deutschen Ingenieure. 52, 645-654, 1908.

[56] Norbury A.L., Samuel T. The recovery and sinking-in or piling-up of material in the Brinell test, and the effects of these factors on the correlation of the Brinell with certain other hardenss test J. Iron Steel Inst. 117-673. 1928.

[57] O'Neil H. The significance of tensile and other mechanical test properties of metals. Proc Inst. Mech. Eng. 151, 116. 1944.

[58] Bell W.L. and Lauritzen T. Microstructural Changes in Neutron Irradiated Commercial Alloys: A Sequel. Effects of Radiation on Materials, Eleventh Conference, ASTM STP 782, Eds. H.R. Brager and J.S. Perrin, ASTM, (1982), 139-151.

[59] Bell W.L. et al. Microstructural Changes in Ion Irradiated Commercial Alloys. Irradiation Effects on the Microstructure and Properties of Metals, ASTM STP 61 1, ASTM, (1976), 353-369.

[60] Thomas L.E. The Stability of y' and y" in Inconel 706 under Neutron Irradiation. Phase Stability during: Irradiation. Eds. J.R. Holland, J.A. Spitznagel and D.I. Potter, AIME, New York, (1981), 237-255.

[61] Atkins A.G. fracture mechanics and metal forming: Damage mechanics and the local approach yesterday and today. Fracture Research in Retrospect, Rossmanith, H. P. Ed. Balkema: Rotterdam, 1997:pp 327-350.

[62] McClintock F.A. Slip line fracture mechanics: a new regime of fracture mechanics. Fatigue and Fracture Mechanics. Vol. 33, ASTM STP1417. 2002.

[63] McClintock F.A. A criterion of ductile fracture by growth of holes. Transactions of ASME 1968.

[64] Rice J.R, Tracey D.M. On the ductile enlargement of voids in triaxiality stress field. J. Mech. Solid. 17, 201 (1969).

[67] XU S., WU X.-J., KOUL A.K., and DICKSON J.I .An Intergranular Creep Crack Growth Model Based on Grain Boundary Sliding. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A 1040. Vol. 30A, April 1999.

[68] ASTM E2546-15 .Standard Practice for Instrumented Indentation Testing.

[69] Bagoury N. E., Yamamoto K., Ogi K. Effect of rhenium on solification of Inconel 718 alloy. Material science and technology 2005, vol 21 no. 2.

[70] Kocańda S. Zmęczeniowe niszczenie metali. WNT 1978.

[71] Karliński W. Badania fraktograficzne w analizie przyczyn zniszczenia konstrukcji lotniczych. Wydawnictwo Naukowe Instytutu Lotnictwa 2012.

[72] Li Y., Stevens P., Sun M., Zhang Ch., Wang W. Improvement of predicting mechanical properties from spherical indentation test. International Journal of Mechanical Sciences 117 (2016) 182-196.

[73] Huang Y., Langton T. G. The evolution of delta-phase in a superplastic Inconel 718 alloy. J. Mater. Sci. (2007) 42:421-427 Springer.

[75] Mahadevan S., Nalawade S., Bahadur Singh J., Verma A., Paul B., K. Ramaswamy . Evolution of  $\delta$  phase microstructure in alloy 718. 7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives.

[76] Kazempour-Liacy H., Abouali S., Akbari-Garakani M. Failure analysis of a first stage gas turbine blade Engineering Failure Analysis 18 (2011) 517–522.

[78] Li S., Zhuang J., Yang J., Deng Q., Du J. The effect of  $\delta$ - phase on crack propagation under creep and fatigue conditions in Alloy 718. Superalloys 718, 625, 706 and various derivatives Edited by E.A. Loria The Minerals, Metals& Material Society 1994.

[79] Abikchi M., Billot T., Crepin J., Longuet A., Mary C., Morgeneyer T. F., Pineau A. Fatigue life and initiation mechanisms in wrought Inconel 718 DA for different microstructures. 13th international Conference of fracture June 16-21, 2013, Beijing, China.

[80] Zhao k., Ma Y. H., Lou L. H., Hu Z. Q.  $\mu$  Phase in Nickel Base Directionally solidified alloy. Material transactions vol. 46, No 1 (2005) pp. 54 to 58 2005.

[81] Huang Yi. Terence G. LangdonThe evolution of delta-phase in a superplastic Inconel 718 alloyJ Mater Sci (2007) 42:421–427 DOI 10.1007/s10853-006-0483-z.

[82] Jambor M., Bokuvka O., Novy F., Trško L., Belan J. Phase Transformation in Nickel base Superalloy Inconel 718 during Cyclic Loading at High Temperature. Production Engineering Archives 15 (2017) 15-18.

[83] Lematrie J., Desmorat R. Engineering Damage Mechanics. Ductile, Creep, Fatigue and Brittle Failures. Springer 2005.

[84] Weidner A., Skrotzki W. Persistent Slip Bands: Slip Activity and Dislocation Structure. Materialprufung. (51) p526-531, January 2009.

[85] Lukas P., Kunz L. Role of persistent slip bands in fatigue. Philosophical magazine 21 Jan-11 Feb 2004. Vol. 84 Nos. 3-5, 317-330.

[86] Belan J. High frequency fatigue test of IN 718 alloy - microstructure and fractography evaluation. METABK 54(1) 59-62 (2015).

[87] Kowalewski Z. L. Miary uszkodzenia w badaniach pełzania materiałów konstrukcyjnych. Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN, Warszawa październik 2013.

[88] Przybyłowicz K. Strukturalne aspekty odkształcenia plastycznego metali. WNT Warszawa 2018.

[89] Li W., Liao F., Zhou T., Askes H. Ductile fracture of Q460 steel: Effects of stress triaxiality and Lode angle. Journal of Constructional Steel Research 123 (2016) 1–17.

[90] Kang J. J., Becker A. A. Sun W. Determining elastic plastic properties from indentation data obtained from finite element simulations and experimental results. International Journal of Mechanical Sciences 62 (2012) 34–46.

[91] Li Y., Stevens P., Sun M., Zhang Ch., Wang W. Improvement of predicting mechanical properties from spherical indentation test. International Journal of Mechanical Sciences, 117(2016)182–196.

[92] Anthony C. Cripps F. Introduction to Contact Mechanics, Springer 2000.

[93] Sancho A., Cox M.J., Cartwright T., Aldrich-Smith G.D., Hooper P.A., Davies C.M., Dear J.P. Experimental techniques for ductile damage characterization. Procedia Structural Integrity 2 (2016) 966-973.

[94] Lee J-S., Jang J-I, Lee B-W, Choi Y., Lee S. G., Kwon D. An instrumented indentation technigue for estimating fracture toughness of ductile materials: A critical indentation energy model based on continuum damage mechanics. Acta Materialia 54(2006) 1101-1109.

[95] Sancho A., Cox M.J., Cartwright T., G. D. Aldrich-Smith, P.A. Hooper, C.M. Davies, J.P. Dear "Experimental technique for ductile damage characterization" 21 st Eauropean Conference on Fracture, ECF21, 20-24 June 2016, Catnia Italy, Procedica Structural Integrity 2 (2016) 966-973.

[96] K. Zeng, K. Breder, D.J. Rowclife, C. Herrström "Elastic modulus determined by Hertzian indentation" Journal of material science 27 (1992) 3789-3792.

[97] Bhushan B. Depth-sensing nanoindentation measurement techniques and applications. Microsystem technology (2017) 23:1595-1649 Springer 2017.

[98] Tabor D. Hardenss of Solids. Clarendon press, Oxford University Press 1951r.

[99] Barry C. C., Grant N. M. Ceramic materials. Springer 2007.

[100] ASTM E92-17. Standard Test Method for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. ASTM International 2017.

[101] Olivier W.C., Pharr G. M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. J. Mater. Res. Vol 7, No. 6, June 1992.

[102] Bhushan B. Depth-sesnsing nanoindentation measurements techniques and application. Microsystem Technology (2017) 23:1595-1649.

[103] Billardon R., Dufaily J., Lematrie J. A procedure based on Vickers' micro-hardness tests to measure damage fields. Transaction of the 9th International Conference on Structural

Mechanics in Reactor Technology Vol. L, Inelastic Behaviour of Metals and Constitutive Equations. Boston 1987.

[104] Van Landingham M. R. .Review of Instrumented Indentation. Journal of Research of the National Institute of Standard and Technology Vol. 108, No 4, 249-265, July-August 2003.

[105] Micro Epsilon katalog produktów capaNCDT.

[106] www.mtiinstruments.com.

[107] Olivier W.C., Pharr G.M. Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology. J. Mater. Res. Vol. 19, No. 1, Jan 2004.

[108] Hay J. L., Pharr G. M. in ASM Handbook Volume 8:Mechanical Testing and Evaluation, 10thed., edited by H. Kuhn and D. Medlin (ASM International, Material Park, OH, 2000), pp.232-243.

[109] Malzbender J., de With G. Indentation load–displacement curve, plastic deformation, and energy J. Mater. Res., Vol. 17, No. 2, Feb 2002.

[111] Bhushan B.. Depth-sensing nanoindentation measurement techniques and applications, Microsystem Technologies Volume 23:1595-1649, Issue 5, 2017 Springer.

[112] M. Kim, K. P. Marimuthu, J. H. Lee, H. Lee Spherical indentation method to evaluate material properties of hight-strength materials" International Journal of Mechanical Sciences 106 (2016) 117-127.

[113] Field J. S., Swain M.V. Determining the mechanical properties of small volumes of material from submicrometer spherical indentation, J. Mater. Res. Vo. 10, No. 1, Jan 1995.

[114] Li Y., Stevens P., Sun M., Zhang Ch., Wang W. Improvement of predicting mechanical properties from spherical indentation test. International Journal of Mechanical Sciences 117 (2016) 182-196.

[115] Socha G., Madejski B., Malicki M. Study on deformation-induced damage evolution for Inconel718 superalloy with the use of an innovative single-specimen method. JOURNAL OF THEORETICAL AND APPLIED MECHANICS 54, 4, pp. 1379-1390, Warsaw 2016 DOI: 10.15632/jtam-pl.54.4.1379.

[116] Malicki M., Madejski B. The impact of damage in Inconel 718 on hardness measured by the Vickers method. Fatigue of Aircraft Structures, vol. 1 (2015) 69-79 1 (2015) 69-79.

[117] Buehler Hardness Conversion Charts.

[118] Herbert E. G.,. Pharr G. M, Olivier W.C., Lucas B.N., Hay J. L. On the measurement of stress-strain curves by spherical indentation. Thin Solid Films 398-399 (2001) 331-335.

[119] PN-EN ISO 6506-1 2014 Metale- Pomiar twardości sposobem Brinella. Część 1: Metoda badania.

[120] Hollomon J. H. (1945). Tensile Deformation. Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 162, 268–290.

[121] Lee J. H., Kim T., Lee H. A study on robust indentation techniques to evaluate elastic– plastic properties of metals International Journal of Solids and Structures 47 (2010) 647–664.

[122] Thomas M. Fesich, P. Mohan, D. Marzougui, C-D Kan "A Study of the Gurson Damage Model and Numerical Simulation of Ductile Failure in LS-Dyna" Crash III-Versagen, Barreren, 7. LS-DYNA Anwenderforum, Bamberg 2008.

[123] Kossakowski P. Numeryczna analiza rozwoju mikrouszkodzeń w elemencie z defektem w postaci mikrouszkodzeń w postaci nieciągłości strukturalnej. Budownictwo i Architektura 12(1) (2013) 235-242.

[124] Krysztofik J. Wczesne wykrywanie uszkodzeń superstopów na bazie niklu metodami nieniszczącymi. Rozprawa doktorska Warszawa 2016.

[125] Praca zbiorowa pod redakcją Piechnika S. Laboratorium Wytrzymałości materiałów. Katedra Wytrzymałości Materiałów Instytutu Mechaniki Budowli Wydział Inżynierii Lądowej Politechniki Krakowskiej, Kraków 2002.

[126] Rysunek techniczny ZA052800 zaprojektowanej śruby kulowej wykonany przez firmę TBI Motion technologies CO. LTD.

[127] Socha G., Madejski B., Krysztofik J., Czarnewicz S., Method for testing the damage of material structure caused by permanent deformation of the specimen subjected to tensile test and the specimen for testing the damage of material structure, *Polish Patent Office, nr P-409294, 2014.* 

[128] Projekt próbki wykonany przez Bartosza Madejskiego.

[130] Zhang W., Cai Y. Continuum Damage and Numerical Application. Springer 2010.

[131] VOYIADJIS G. Z., I. KATTAN P. A Comparative Study of Damage Variables in Continuum Damage Mechanics. International Journal of DAMAGE MECHANICS, Vol. 18—May 2009.

[132] Budinsky B., O'Connel R. J. Elastic Moduli of a Cracked Solid. Int. J. Solids Structures, 1976, Vol. 12, pp. 81-97. Pergamon Press.

[133] Ambrose H. et al. Poisson's Ratio of some Structural Alloys for Large Strains. Part of the Journal of Research of the National Bureau of Standards , Research Paper RP1742, Volume 37, October 1946.

[134] Johnson G. R., Cook W. H. Fracture Characteristic of three metals subjected to various strains, strain rate, temperatures and pressures. Engineering Fracture Mechanics Vol. 21, No 1, pp. 31-48, 1985.

[135] Kim H., Kim K.S., Park H. Ratcheting Behaviour of Inconel 718 at 649 under multiaxial Loading. Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering Vol4, No. 1, 2020.

[136] Chaboche, J. L., Nouailhas, D., Pacou, D., Paulmier, P., 1991. Modeling of the cyclic response and ratchening effects on Inconel 718 alloy. Eur. J. Mech. A Solids 10, 101–102.

[137] Davidson D., Chan K., McClung R., Hudak S. Comprehensive Structural Integrity. Volume 45, 2003, Page 129-164.

[138] Noell P. J., Carroll J. D., Boyce B. L. The mechanisms of ductile rupture. Acta Materialia 161 (2018) 83-98.

[139] Adamczyk S., Świderski J., Miller T., Wieczorkowski M., Chmielik I. Zasady dobrej praktyki metrologicznej, zapewniającej wiarygodne wyniki pomiarów struktury geometrycznej powierzchni. Mechanik 12.2018 p.1104-1109.

[140] Haghshenas A., Khonsari M. M. Damage accumulation and crack initiation detection based on the evolution of surface roughness parameters. *International Journal of Fatigue* 107 (2018) 130–144.

[141] Chonis T. S. et al. Characterization and calibration of the James Webb space telescope mirror actuators fine stage motion. Proc. SPIE 10698, Space Telescopes and Instrumentation 2018: Optical, Infrared, and Millimeter Wave, 106983S (12 July 2018); doi: 10.1117/12.2311815.

[143] Deng D. Additively Manufactured Inconel 718: Microstructures and Mechanical Properties. Microstructures and Mechanical Properties" Linköping University, Linköping 2018.

[144] Gruber K., Stopyra W., Kobiel K., Madejski B., Malicki M., Kurzynowski T. " Mechanical properties of Inconel 718 additively menufactured by laser powder bed fusion after industrial high-temperature heat treatment" Journal of Manufacturing Processes Volume 73, January 2022, Page 642-659.

[145] Jiang X. J., Whitehouse D. J. Technological shifts in surface metrology. CIRP Annals -Manufacturing Technology 61 (2012) 815–836.

[147] ASME B46.1-2019 (Revision of ASME B46.1-2009) Surface Texture (Surface Roughness, Waviness, and Lay).

[148] Tucho W. M., Hansen V. Studies of Post-Fabrication Heat Treatment of L-PBF-Inconel 718: Effects of Hold Time on Microstructure, Annealing Twins, and Hardness. Metals 2021, 11, 266. <u>https://doi.org/10.3390/met11020266.</u>

[149] Szymczak T., Kowalewski Z. L. Efekty strukturalne oraz mechanizmy uszkodzenia generowane w materiałach przez różne rodzaje obciążenia. Transport samochodowy 2-2012, p.85-96.

[150] Zhang D. et al. Effect of standard heat treatment on the microstructure and mechanical properties of selective laser melting manufactured Inconel 718 superalloy. Materials Science & Engineering A644 (2015)32–40.

[151] Chaboche J.L. 2.04 - Damage Mechanics, Comprehensive Structural Integrity Volume 2, 2003, Pages 213-284 https://doi.org/10.1016/B0-08-043749-4/02085-1.

[152] Brocks W. Introduction to Fracture and Damage Mechanics. Five Lectures at Politecnico di Milano, Milano, March 2012.

[153] ASM Handbook vol 11. Failure Anaysis and Pravention . edition 2002 edited by W. T. Becker, R. J. Shipley eight printing November 2014 p.591.

[154] Vorburger T.V., Raja J. Surface finish metrology tutorial. Nistir 89-4088, June 1990.

[155] ISO 4287:1997 Geometrical Product Specifications (GPS)-Surface texture: Profile method- Terms, definitions and surface texture parameters.

[156] Jones R. M. Deformation Theory of Plasticity. Blackburg Virginia, USA 2009, ISBN 978-0-9787223-1-9.

[157] Sundararaman M., Mukhopadhyay P. Carbide Precipitation in Inconel 718. High Temperature Materials and Processes vol. 11. Nos. 1-4, 1993.

[158] Sundararaman M., Mukhopadhyay P., Banerjee S. CARBIDE PRECIPITATION IN NICKEL BASE SUPERALLOYS 718 AND 625 AND THEIR EFFECT ON MECHANICAL PROPERTIES. Superalloys 718,625,706 and Various Derivatives Edited by E.A. Loria The Minerals, Metals &Materials Society, 1997. DOI:10.7449/1997/SUPERALLOYS\_1997\_367\_378.

[159] Lesko S. 2019 webinar qualifying surface and device performance-through roughness quantification.<u>https://www.bruker.com/en/news-and-events/webinars/2019/qualifying-surface-and-device-performance-through-roughness-quantification.html.</u>

[160] Whitehouse D. Surface and Their Measurement. Taylor Hobson Ltd 2002 ISBN 1 9039 9601 5.

[161] Hernas A., Maciejny A. Żarowytrzymałe stopy metali. PAN Oddział w Katowicach Komisja hutnictwa, Wrocław 1989 ISBN 83-04-03114-0.

[162] Jiang X. J., D.J. Whitehouse "Technological shifts in surface metrology" CIRP Annals -Manufacturing Technology 61 (2012) 815–836. [163] Gadelmawla E. S., Koura M.M., Maksoud T. M. A., Elewa I. M., Soliman H. H..Roughness Parameters. Journal of Materials Processing Technology 123 (2002) 133-145[164] ISO 25178.

[165] Yu H. Scanning acoustic microscopy for material evaluation. Applied Microscopy (2020) 50:25, <u>https://doi.org/10.1186/s42649-020-00045-4</u>.

[166] S. Yamamoto at al. Defect Detection in Thick Weld Structure Using Welding In-Process Laser Ultrasonic Testing System. Materials Transactions, Vol. 55, No. 7 (2014) pp. 998 to 1002.

[169] T. M. Intyer, F. Jr. R. Magnabosco "EVALUATION OF METHODS FOR ESTIMATING FATIGUE PROPERTIES APPLIED TO STAINLESS STEELS AND ALUMINUM ALLOYS" Tecnol. Metal. Mater. Miner., São Paulo, v. 9, n. 4, p. 284-293, out.-dez. 2012, <u>http://dx.doi.org/10.4322/tmm.2012.04.</u>

[170] Hansson T. "Fatigue Failure Mechanisms and Fatigue Testing" RTO-EN-AVT-207.

[171] Hancock J.W., Mackenzie A.C. "On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states" J. Mech. Phys. Solids, 1976, Vol. 24, pp 147-169 Pergamon Press.

[172] Socha G., Dietrich L. Accumulation of damage in A336 GR5 structural steel subject to complex stress loading. *Strain, 48, 279-285, 2012.* 

[173] Socha G., Dietrich L. A fatigue damage indicator parameter for P91 chromiummolybdenum alloy steel and fatigue pre-damaged P54T carbon steel. *Fatigue Fract Engng Mater Struct, 2014, 37, 195-205.* 

[174] Roth Ch. C., Mohr D. Determining the strain to fracture for simple shear for a wide range of sheet metals. International Journal of Mechanical Sciences 149 (2018) 224–240.

[175] Socha G. CHANGES OF THE YIELD CONDITION DUE TO ACCUMULATION OF DAMAGE OF METAL ALLOYS. ENGINEERING TRANSACTIONS, 56, 3, 227–245, 2008.

[176] Ziegler H. A modification of Prager's hardening rule, Quarterly of Applied Mathematics, 17, 1, 1959.

[177] Alves M., Yu J., Jones N. On the elastic modulus degradation in continuum damage mechanics. Computers and Structures 76 (2000) 703-712.

[178] Lematrie J., Dufailly J. Damage Measurement. Engineering Fracture Mechanics Vol. 28. No. 5/6, pp. 643-661, 1997.

[179] Sancho A., Cox M. J., Cartwright T., Aldrich-Smith G.D., Hooper P. A., Davies C.M., Dear J.P. Experimental techniques for ductile damage characterization. Procedia Structural Integrity2 (2016) 966-973.

[180] Hertzberg R. W., Vinci R. P., Hertzberg J. L. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Material., 5th Edition ISBN: 978-0-470-52780-1.

[181] Pieraggi B., Uginet J. F. Fatigue and creep properties in relation with alloy 718 microstructure. Superalloys718, 625, 706 and Various Derivatives" Edited by E.A. Loria The Minerals, Metals & Materials Society, 1994.

[182] Fournier D., Pineau A. Low cycle fatigue behavior of Inconel 718 at 298 K and 823 K. Metallurgical Transactions A, Volume 8A, July 1977 p-p 1095-1105.

[183] Slama C., Abdellaoui M. Structural characterization of the aged Inconel 718 Journal of Alloys and Compounds 306 (2000) 277–284.

[184] Kim J. Y., Lee J.J., Lee Y.H., Jang J. J., Kwon D. Surface roughness effect in instrumented indentation: A simple contact depth model and its verification. J. Mater. Res. Vol. 21, No. 12, Dec 2006.

[185] S.-K. Kang et al. Effective indenter radius and frame compliance in instrumented indentation testing using a spherical indenter. J. Mater. Res., Vol. 24, No. 9, Sep 2009.

[186] Johnson K. L. Contact Mechanics. Cambridge University Press 1985 wydanie 9.

[187] Socha G. Expermental investigation of fatigue cracks nucleation, growth and coalescence in structural steel. nternational Journal of Fatigue 25 (2003) 139-147.

[191] Richard W. High-Throughput Property Measurements, Mechanical properties-Instrumented Indentation Test. Woodruff School of Mechanical Engineering, School of Materials Science and Engineering" Georgia Institute of Technology https://gb.coursera.org/lecture/high-throughput/instrumented-indentation-testeahEa?utm\_source=link&utm\_medium=page\_share&utm\_content=vlp&utm\_campaign=top \_button.

[192] Socha G. Experimental investigations of fatigue cracks nucleation, growth and coalescence in structural steel. International Journal of Fatigue 25 (2003) 139–147.

[195] Voyiadjis G. Z. Damage Mechanics and Micromechanics of Localized Fracture Phenomena in Inelastic Solids (CISM International Centre for Mechanical Sciences).

[196] Coredo L., Ahmadieh A., Muzumdar P. K. A cumulative fatigue damage formulation for persistent slip band type materilas. Scripta Mettalurgica, Vol. 22, 1988.

[197] Inoue T., Hoshide T., Yoshikawa Y., Kimura Y. A damage mechanics approach to crack initiation in polycrystaline copper under multiaxial low cycle fatigue. Mechanical Behaviour of Materials- V, Proceedings, Vol. 1, 1987.

[198] Michael F. Ashby, David R. H. Jones Materiały inżynierskie, 1 właściwości I zastosowania, wydanie 2, WNT 1995.

[199] JCGM 100:2008 GUM 1995 Evaluation of measurement data- Guide to the expression of uncertainty in measurements.. pierwsza edycja 2008.

[200] Benito J. A., Manero J. M., Jorba J., Roca A. Change of Young's Modulus of Cold-Deformed Pure Iron in Tensile Test. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 36A, December 2005-2217.

[201] Skrzypek J. Podstawy Mechaniki Uszkodzenia. Politechnika Krakowska, Kraków 2006.

[202] Skrzypek J. J., Ganczarski A. Modeling of Material Damage and Failure of Structures Theory and Applications. Springer 1999.

[203] Warsza Z. L., Puchalski J. Niepewność pomiarów w metodzie regresji liniowej. Część 1. Prosta i jej pasma niepewności dla nieskorelowanych danych pomiarowych. Pomiary Automatyk Robotyka, ISSN 1427-9126, R.24, Nr 3/2020, 79-91, DOI: 10.14313/PAR\_237/79.

[204] Chaboche J. L. Continuous damage mechanics- a tool to describe phenomena before crack initiation. Nuclear Engineering and Design 64 (1981) 233-247.

[205] Mirzaei M. et al. Microstructure and mechanical properties relation in cold rolled Al 2024 alloy determined by X-ray line profile analysis. Materials Science & Engineering. A620(2015). 44–49.

[206] Karri M. et al. On the suitability of peak profile analysis models for estimating dislocation Density. Materials Science & Engineering. A620(2015). 44–49.

[207] Lesko. S. Advantages of Measuring Surface Roughness with Whit Light Interferometry. Bruker Application Note 575.

[208] https://nanovea.com/brochures/NANOVEA-JR100-Optical-Profiler-Brochures.pdf.

[209] Jang J. l. Estimation of residual stress by instrumented indentation: A review. Journal of Ceramic Processing Research. Vol. 10, No. 3, pp. 391~400 (2009).

[210] Schafrik R. E, Ward D. D, Groh J. R. Application of Alloy 718 in GE Aircraft Engines: Past, Presence and Next Five Years. Superalloy 718, 625, 706 and Various Derivatives. Edited by Loria E. A. The Minerals, Metals & Materials Society, 2001.

[211] Sjöberg G. Aircraft engine structures materials. Vovlvo Aero Corporation 2008. RTO-EN-AVT-207.

[212] Barker J. F. The Initial years of alloy 718- A GE Perspective. Superalloy 718- Metallurgy and Applications. Edited by Loria E. A. The Minerals, Metals & Materials Society, 1989.

[213] GE Additive Print Service ULA Case study.

https://www.google.com/url?sa=t&source=web&rct=j&url=https://www.ge.com/additive/si tes/default/files/2019-05/GE%2520Additive%2520Print%2520Services%2520-%2520Large%2520Format%2520Prints%2520-%2520ULA%2520Case%2520Study.pdf&ved=2ahUKEwj11c6Cgd AhUUzosKHaZuCLQQFnoE CBEQAQ&usg=AOvVaw32UIy7fKWxO02sUa6eADD8

[214] ISO 14577-1:2015. Metallic materials - Instrumented indentation test for hardness and materials parameters - Part 1: Test method. CEN 2015.

[215] https://www.ntsb.gov/investigations/Pages/DCA21FA085.aspx