

POLITECHNIKA GDAŃSKA
WYDZIAŁ OCEANOTECHNIKI I OKRĘTOWNICTWA



**Wpływ parametrów geometrycznych próbki stalowej na
uzyskaną wartość wskaźnika krytycznego rozwarcia
wierzchołka szczeliny CTOD w badaniach odporności na
pękanie**

ROZPRAWA DOKTORSKA

Autor: mgr inż. Jakub Kowalski

Promotor: dr hab. inż. Janusz Kozak, prof. PG

Gdańsk, 2018

Streszczenie

W pracy podjęto problem określania ciągliwości materiału metodami mechaniki pękania, jako jednego z częściej wymaganych kryteriów dla konstrukcji okrętowych i oceanotechnicznych. Na podstawie rozważań i modeli numerycznych, studiowano problem wpływu parametrów geometrycznych próbki na wynik znormalizowanej próby określania krytycznego rozwarcia wierzchołka szczeliny - CTOD.

W pierwszej części pracy dokonano przeglądu metod określania ciągliwości materiałów mających zastosowanie w oceanotechnice i okrętownictwie. Zestawiono podstawowe pojęcia z zakresu mechaniki pękania. Dokonano analizy aktualnie obowiązujących norm badawczych, dotyczących badań CTOD, pod kątem ich zastosowania w przemyśle stoczniowym. Na podstawie literatury określono parametry badania CTOD mające istotny wpływ na uzyskany wyniki próby. Zestawiono i opisano modele materiałowe wykorzystywane w symulacjach numerycznych MES w zakresie dużych odkształceń i pękania ciągliwego. Druga część pracy zawiera opis badań własnych Autora w tym, między innymi, wypracowany przez Autora schemat postępowania łączący badania materiałowe oraz próby CTOD na próbkach podwymiarowych z symulacją numeryczną MES. Zaprezentowano model materiału, umożliwiający określenie wpływu wielkości próbki i względnej długości szczeliny na otrzymaną wartość CTOD. Przedstawiono obliczenia MES i ich weryfikację eksperymentalną.

Abstract

The research work concerns of determining the ductility of a material with methods based on fracture mechanics, as one of more frequently required criteria for ship and ocean engineering constructions. Based on the considerations and numerical models, the impact of the geometrical properties of the test specimen on the result of a standardized Crack Tip Opening Displacement (CTOD) test was studied.

In the first part of the paper, the methods of determining the ductility of materials used in ocean engineering and shipbuilding has been reviewed. The basis of fracture mechanics were summarized. Current test standards for CTOD tests were analyzed in terms of their application in the shipbuilding industry. On the basis of the literature, the parameters of the CTOD test with a significant impact on the obtained test results were determined. Material models used in FEM numerical simulations in the field of large deformations and ductile fracture are described and summarized. The second part of the paper contains a description of the author's own research, including, inter alia, the author's workflow combining material tests and CTOD tests on sub-size specimens with FEM numerical simulation. Material model allowing to determine the effect of specimen size and relative slit length on the obtained CTOD value, FEM calculation and its experimental verification are presented.

Spis treści

Wykaz ważniejszych oznaczeń i symboli	7
1. Wprowadzenie.....	9
1.1. Geneza pracy	9
1.2. Cel i zakres pracy	10
2. Ciągliwość stali okrętowej i metody jej określania	12
2.1. Próba udarności sposobem Charpy'ego	15
2.2. Metody oparte na mechanice pęknięcia	17
2.3. Inne sposoby określania ciągliwości materiałów wymagane w okrętownictwie.	18
2.3.1. Wyznaczenie współczynnika odporności na kruche pęknięcie K_{CA}	20
2.3.2. Określenie temperatury przejścia w stan zerowej plastyczności (NDTT).....	21
3. Opis pęknięcia materiału - podstawy teoretyczne	23
3.1. Współczynnik intensywności naprężeń.....	26
3.2. Plastyczność w rejonie wierzchołka szczeliny	29
3.3. Związki pomiędzy wielkościami opisującymi odporność na pęknięcie.....	34
4. Procedura badań opartych o mechanikę pęknięcia na przykładzie próby CTOD	36
4.1. Wymagania ogólne dotyczące warunków przeprowadzania próby CTOD.....	37
4.2. Rodzaje próbek.....	37
4.3. Wykonanie karbu – wprowadzenie pęknięcia zmęczeniowego	40
4.4. Badanie CTOD	44
4.5. Pomiar i analiza przełomów	47
4.6. Wyznaczenie δ	48
4.7. Wymagania dodatkowe dla badań złączy spawanych	49
5. Czynniki wpływające na wyniki badań opartych o mechanikę pęknięcia	51
5.1. Wpływ wielkości próbki na wynik badania metodami mechaniki pęknięcia według obowiązujących normatywów.	53
6. Numeryczny opis zachowania materiału ciągliwego	55
6.1. Inżynierska (nominalna) i rzeczywista charakterystyka materiału.....	55
6.2. Opis zachowania plastycznego modelu materiału.....	58
6.3. Zależność Ramberga-Osgooda.....	59
6.4. Model Gurson'a – Tvergaard'a – Needleman'a (GTN)	60
6.5. Odkształceniowy model osłabienia materiału	61
6.6. Inicjacja procesu osłabienia materiału.....	63
6.7. Ewolucja procesu osłabienia materiału	65
6.8. Podsumowanie aktualnego stanu wiedzy	67
7. Metodyka prowadzonych badań.....	68
7.1. Wybór i opis zastosowanych próbek.....	68
7.2. Program badań.....	70

7.2.1.	Modyfikacje programu badań.....	71
7.3.	Procedura obróbki i analizy wyników	72
8.	Materiał do badań i jego implementacja do modelu numerycznego	74
8.1.	Własności mechaniczne materiału użytego do badań	74
8.2.	Wypracowany model numeryczny materiału	76
8.3.	Kalibracja modelu materiału	78
8.4.	Podsumowanie modelowania własności sprężysto-plastycznych materiału	82
9.	Badania numeryczne MES	83
9.1.	Geometria modelu numerycznego.....	83
9.2.	Warunki brzegowe i obciążenia	85
9.3.	Charakterystyki materiałowe i podział na elementy skończone.....	86
9.4.	Wpływ wielkości siatki elementów skończonych na wyniki eksperymentu numerycznego.....	89
9.5.	Wyniki uzyskane metodą MES	92
9.6.	Analiza uzyskanych wyników	95
10.	Badania laboratoryjne weryfikujące obliczenia MES	96
10.1.	Stanowisko badawcze.....	97
10.2.	Użyte wyposażenie pomiarowe	98
10.3.	Procedura badawcza	100
10.3.1.	Przygotowanie próbek.....	101
10.3.2.	Wprowadzenie pęknięcia zmęczeniowego	105
10.3.3.	Próba CTOD.....	106
10.3.4.	Opracowanie wyników próby.....	107
10.4.	Zestawienie wyników	111
10.5.	Analiza uzyskanych wyników	115
11.	Porównanie wyników symulacji numerycznej MES z uzyskanymi laboratoryjnie	117
12.	Wnioski końcowe i perspektywy dalszych badań	123
	Bibliografia	125
	Załącznik 1 – Charakterystyki „CMOD – siła” uzyskane metodą elementów skończonych.....	131
	Załącznik 2 – Wyniki z wyznaczenia CTOD na podstawie badań laboratoryjnych	145

Wykaz ważniejszych oznaczeń i symboli

a	[mm]	długość szczeliny (pęknięcia)
a_0	[mm]	uśredniona długość początkowa szczeliny (pęknięcia)
$a_1.. a_5.. a_9$	[mm]	długości karbu mierzone we właściwych punktach (pęknięcia)
a_0m	[mm]	całkowita długość szczeliny (pęknięcia) w modelu numerycznym
am	[mm]	długość karbu mechanicznego w modelu numerycznym
bm	[mm]	szerokość modelu numerycznego próbki
lm	[mm]	długość całkowita numerycznego modelu próbki
sm	[mm]	długość podporowa numerycznego modelu próbki
wm	[mm]	wysokość modelu próbki
$f(a_0/W)$	[-]	funkcja poprawkowa uwzględniająca wpływ współczynnika intensywności naprężenia dla próbek trójpunktowo zginanych
$f'(a_0/W)$	[-]	funkcja poprawkowa uwzględniająca wpływ współczynnika intensywności naprężenia dla próbek zwartych
B	[mm]	szerokość próbki
CTOD, δ	[mm]	Crack Tip Opening Displacement – rozwarcie wierzchołka szczeliny
CMOD, V	[mm]	Crack Mouth Opening Displacement – rozwarcie szczeliny mierzone w miejscu montażu ekstensometru
E	[MPa]	moduł Young'a
F	[N]	siła
F_m	[N]	maksymalna wartość siły na wykresie rozwarcie karbu - siła
J		całka J
K	[MPa \sqrt{m}]	współczynnik intensywności naprężeń
K_{IC}	[MPa \sqrt{m}]	krytyczna wartość współczynnika intensywności naprężeń dla pierwszego sposobu obciążania
L	[mm]	długość próbki
MES		metoda elementów skończonych
V_p	[mm]	składowa plastyczna V (CMOD)
S	[mm]	rozstaw punktów podparcia
W	[mm]	szerokość próbki zginanej lub efektywana szerokość próbki zwartej
PSO		płaski stan odkształcenia
PSN		płaski stan naprężenia
R	[-]	współczynnik asymetrii cyklu
R_e	[MPa]	granica plastyczności
R_p	[MPa]	umowna granica plastyczności
R_{p02}	[MPa]	umowna granica plastyczności przy odkształceniu trwałym 0,2 %

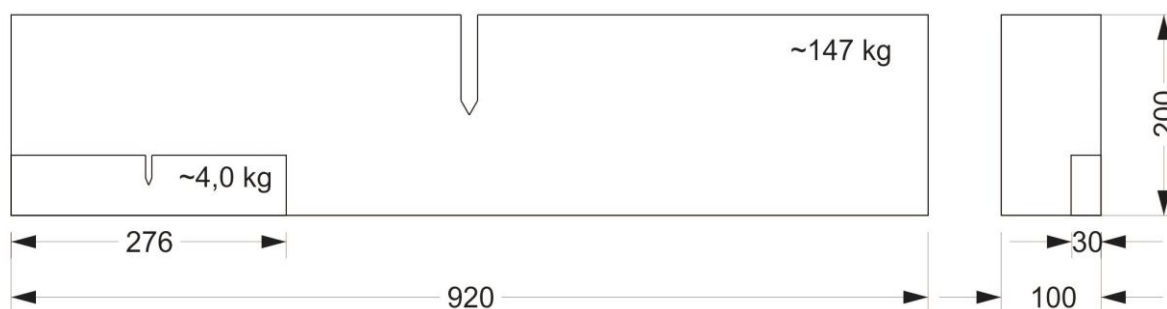
R_m	[MPa]	granica wytrzymałości
δ	[mm]	CTOD
δ_m	[mm]	krytyczna wartość rozwarcia określana dla materiału w pełni ciągliwego odpowiada pierwszemu maksimum siły w trakcie próby
ε	[-]	odkształcenie względne
$\bar{\varepsilon}$	[-]	odkształcenie względne skuteczne (zredukowane)
σ	[MPa]	naprężenia normalne

1. Wprowadzenie

1.1. Geneza pracy

Jednym z problemów stawianych przed budowniczymi złożonych konstrukcji stalowych jest zapewnienie ich odporności na pękanie. Standardowym, wykonywanym w każdym przypadku, postępowaniem mającym zapewnić integralność konstrukcji jest kontrola materiałów hutniczych na etapie ich wytwarzania oraz kompleksowy nadzór nad kwalifikowaną technologią spawania. Ilościową miarą używaną do określenia odporności na pękanie jest praca łamania, wyznaczona sposobem Charpy'ego w temperaturze właściwej dla konkretnego materiału. W szczególnych przypadkach, takich jak konstrukcje do wydobywania ropy naftowej z dna morza czy zrębnice luków ładunkowych dużych statków do przewozu kontenerów, gdzie stosuje się blachy podwyższonej i wysokiej wytrzymałości o znacznej grubości, wymagane jest wykonanie rozszerzonych badań dotyczących ciągliwości materiałów konstrukcyjnych i złączy spawanych. W przypadku konstrukcji oceanotechnicznych, nad poprawnością ich zaprojektowania i wykonania, a także ich późniejszą, bezpieczną eksploatacją, czuwają niezależne instytucje – towarzystwa klasyfikacyjne. Dwanaście z nich, obsługujących ponad 90% tonażu żeglugi handlowej [40] jest zrzeszonych w organizację International Association of Classification Societies (IACS) a ich wymagania, w tym dotyczące badania ciągliwości materiałów i złączy spawanych, są częściowo ujednolicone. Jednym z wymagań IACS w tym zakresie jest wyznaczenie krytycznego rozwarcia wierzchołka szczeliny CTOD (*ang. Crack Tip Opening Displacement*) [24, 25, 26, 28, 69], będącego ilościowo – jakościowym wskaźnikiem odporności na pękanie.

Na Wydziale Oceanotechniki i Okrętownictwa Politechniki Gdańskiej, w Katedrze Technologii Obiektów Oceanotechnicznych, Systemów Jakości i Materiałoznawstwa znajduje się akredytowane Laboratorium Konstrukcji Oceanotechnicznych, wykonujące między innymi badania CTOD dla polskiego przemysłu stoczniowego. W maju roku 2015, Laboratorium stanęło do konkursu na wykonanie badań CTOD doczołowego złącza spawanego blach o grubości 100 mm. Badania spoiny i strefy wpływu ciepła miały zostać wykonane według przepisów towarzystwa klasyfikacyjnego DNV GL w oparciu o normy ISO 12135:2002 [42] i PN-EN ISO 15653:2010 [77]. Ze względu na znaczne gabaryty i masy próbek wykonanych z pełnej grubości materiału oraz ograniczone zdolności stanowiska badawczego, Laboratorium zaproponowało wykonanie badań na próbkach pomniejszych – tak zwanych podwymiarowych (*ang. sub-sized*). Na Rys. 1.1 przedstawiono porównanie wielkości próbki pełnowymiarowej i podwymiarowej zaproponowanej przez Laboratorium.



Rys. 1.1. Porównanie wielkości próbki pełno i podwymiarowej dla blachy grubości 100 mm

Norma [77] dopuszcza wykonanie badań na próbkach podwymiarowych pod warunkiem jednoznacznego zapisania tego faktu w protokole z przeprowadzonych badań. Pomimo to, towarzystwo klasyfikacyjne DNV GL nie zaakceptowało wykonania testów na próbkach o niepełnym rozmiarze bez dostarczenia dowodów na oszacowanie wpływu efektu skali na wyniki prób CTOD, lub przedstawienia publikacji naukowych na ten temat. Wykonane w tamtym czasie badania literaturowe wykazały lukę badawczą, która stała się przyczynkiem do powstania niniejszej pracy. W celu zniwelowania wpływu niejednorodności rozkładu naprężeń wewnętrznych w spoinie na uzyskane wyniki CTOD, postanowiono, że badania będą prowadzone na materiale rodzimym. W ten sposób wyizolowano poszukiwany efekt wpływu parametrów geometrycznych na wartość rozwarcia szczeliny. Prace ograniczono do temperatury pokojowej, a więc do przypadku czystego pęknięcia ciągliwego. Doświadczenie Autora pokazuje, że złącza spawane badane w temperaturze -10°C mogą wykazać się pełną plastycznością [49, 50], a więc takie uproszczenie nie generuje przypadku niewystępującego w praktyce stoczniowej.

1.2. Cel i zakres pracy

Niniejsza praca jest poświęcona problemom związanym z prowadzeniem badań dotyczących ciągliwości materiałów konstrukcyjnych i złączy spawanych konstrukcji oceanotechnicznych. Przedmiotem badania jest problem odporność na pęknięcie materiałów stosowanych w tych konstrukcjach. Celem podstawowym pracy jest określenie wpływu wielkości próbki oraz proporcji długości szczeliny do szerokości próbki na uzyskaną wartość krytycznego rozwarcia wierzchołka szczeliny δ , dla stali węglowej, w warunkach pęknięcia ciągliwego.

Natomiast dodatkowymi celami tej pracy są, m.in.:

- poszerzenie stanu wiedzy dotyczącego modelowania numerycznego procesu niszczenia materiału ze szczeliną,
- poznanie zjawisk towarzyszących wzrostowi strefy plastycznej w trakcie niszczenia próbki,



- wypracowanie i zweryfikowanie procedury wykorzystującej symulację MES, umożliwiającą ekstrapolację wyników badań CTOD otrzymanych na próbkach podwymiarowych, na próbki pełnowymiarowe.

Niniejsza praca składa się z dwóch zasadniczych logicznych części.

Część pierwsza, w skład której wchodzi rozdziały od dwa do sześć, przedstawia aktualny stan wiedzy przedmiotowej. W rozdziale drugim zdefiniowano pojęcie ciągłości oraz dokonano przeglądu metod jej wyznaczania stosowanych w przemyśle okrętowym. Rozdział trzeci zawiera podstawowe pojęcia z zakresu mechaniki pękania, niezbędne do zrozumienia zagadnień poruszanych w niniejszej pracy. Kolejny rozdział zawiera przegląd procedur wyznaczania odporności materiału na pęknięcie metodami mechaniki pękania. Skupiono się głównie na wyznaczeniu punktowej wartości bez uwzględniania przyrostu długości szczeliny w trakcie badań, gdyż ta procedura wyznaczania CTOD stosowana jest w przemyśle okrętowym. Rozdział piąty zawiera przegląd czynników wpływających na wyniki badań opartych o mechanikę pękania. W rozdziale szóstym dokonano przeglądu wybranych sposobów opisu numerycznego zachowania materiału ciągłego. Przedstawiono sposób modelowania własności mechanicznych materiału, uwzględniający całkowitą jego degradację. Ostatnim podrozdziałem krótko podsumowano dokonany przegląd literatury.

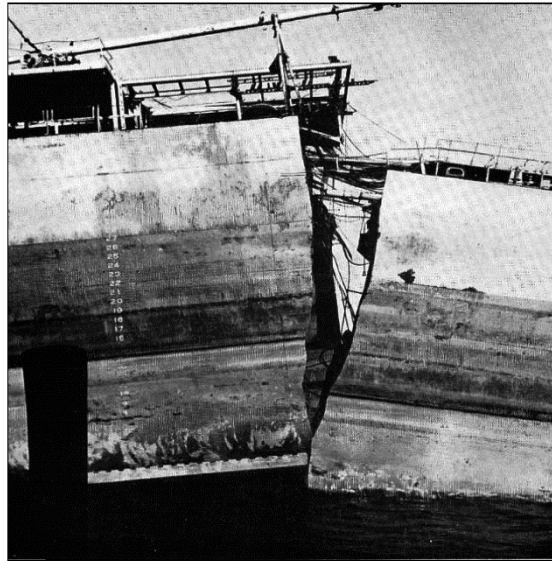
Druga część pracy, w skład której wchodzi rozdziały od siedem do dwanaście, zawiera opis badań wykonanych przez Autora. Rozdział siódmy poświęcony jest metodyce prowadzonych badań. Zawarto w nim wypracowany przez Autora schemat postępowania łączący badania materiałowe oraz próby CTOD na próbkach podwymiarowych z symulacją numeryczną MES, pozwalający na określenie wpływu wielkości próbki i względnej długości szczeliny na otrzymaną wartość CTOD. Rozdział ósmy zawiera opisy wykorzystanego do badań materiału oraz sposób jego odwzorowania w modelu numerycznym. Sposób prowadzenia właściwych symulacji MES i otrzymane z nich wyniki zaprezentowano w rozdziale dziewiątym. Rezultaty otrzymane na drodze obliczeń numerycznych zweryfikowano w badaniach laboratoryjnych opisanych w rozdziale dziesiątym. Rozdział jedenasty zawiera porównanie obliczeń i badań eksperymentalnych. Wnioski końcowe i plany dalszych badań sformułowano w rozdziale dwunastym.

Pracę zamyka wykaz literatury oraz dwa załączniki. W załączniku numer jeden zamieszczono wyniki uzyskane za pomocą MES dla każdej z badanych próbek, zaś w załączniku dwa zamieszczono szczegółowe wyniki badań laboratoryjnych.

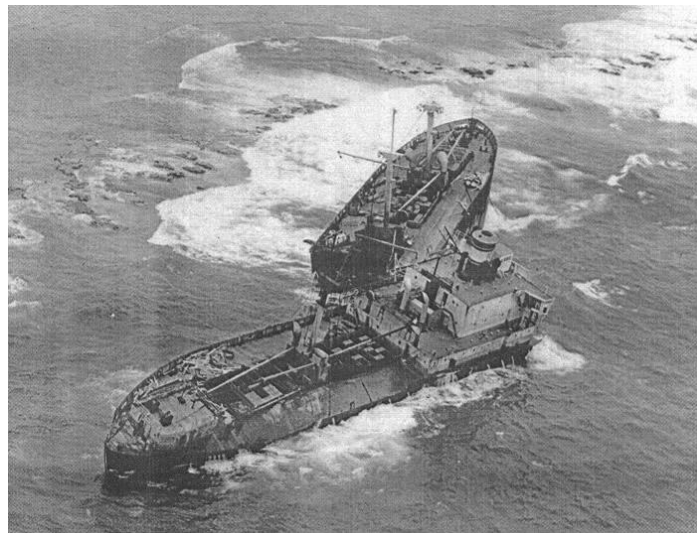
2. Ciągłość stali okrętowej i metody jej określania

Jednym z podstawowych parametrów określających przydatność materiału do zastosowania na konstrukcję kadłuba statku jest jego ciągłość. Jest to cecha określająca zdolność materiału do odkształcenia przy jednoczesnym zachowaniu jego spójności. Przeciwieństwem ciągłości jest kruchość, czyli tendencja do gwałtownego pęknięcia materiału bez wcześniejszych odkształceń plastycznych. Stal pęka w sposób kruchy z bardzo dużą prędkością, przy czym źródła literaturowe podają różne wartości. Według [19] szacuje się, że prędkość pęknięcia w stali osiąga około 1800 m/s, zaś [47] podaje że kruche pęknięcia rozprzestrzenia się z prędkością równą propagacji fali dźwiękowej w danym materiale. Według [89] orientacyjnie można przyjąć, że pęknięcia kruche rozprzestrzeniają się z prędkością około $(0,50 - 0,65) \cdot V_L$, gdzie V_L jest prędkością rozchodzenia się fali podłużnej, w przypadku stali $V_L = 5850$ m/s, a więc prędkość rozchodzenia się kruchego pęknięcia zawiera się pomiędzy 2925 a 3802 m/s. Niezależnie od przyjętej z literatury wartości prędkości kruchego pęknięcia, rozprzestrzenia się ono bardzo szybko i potrafi złamać kadłub statku w ułamku sekundy. Mechanizmy pęknięcia kruchego i ciągłego są szeroko opisane w literaturze np. [16, 64]

Problem braku ciągłości, a więc tendencji do kruchego pęknięcia pojawił się w okrętownictwie w momencie masowego wprowadzania spawania jako podstawowej technologii wykonywania kadłubów stalowych. Problem uwidocznił się w trakcie II Wojny Światowej, kiedy to statki transportowe typu Liberty i zbiornikowce typu T2 ulegały uszkodzeniom na skutek kruchego pęknięcia - Rys. 2.1 i Rys. 2.2. Pęknięcie pojawiało się na różnych etapach budowy, wyposażania i eksploatacji statku. Znane są przypadki pęknięcia kadłuba na dwie części w trakcie jego wyposażania. Podaje się, że 196 statków typu Liberty zostało zatopionych w działaniach wojennych, natomiast około 100 kadłubów zatęnęło na skutek pęknięć [96].



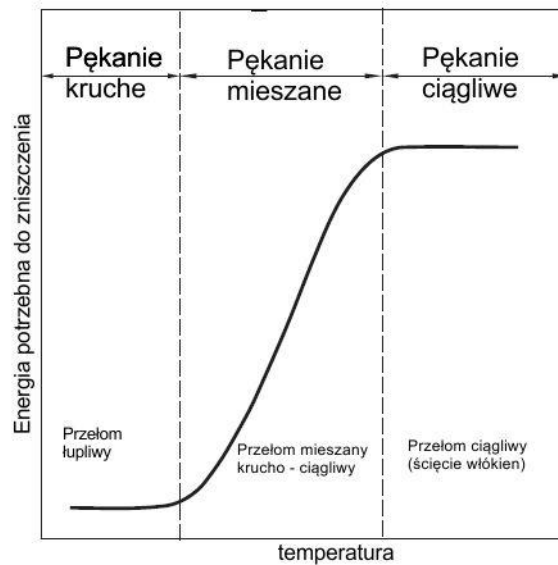
Rys. 2.1 Pęknięty kadłub zbiornikowca typu T2 „Schenectady”. Kadłub pękł kilka dni po próbach morskich. Temperatura wody i powietrza wynosiła poniżej 5°C, obciążenia statyczne i niewielkie [19].
(źródło zdjęcia: <http://www.mdpi.com/2078-1547/7/2/20/html>, dostęp 07-07-2017)



Rys. 2.2. Statek typu Liberty uszkodzony w skutek kruchego pęknięcia kadłuba. W wielu przypadkach niemożliwe było określenie ogniska pęknięcia. Szacuje się że w 52% przypadków pęknięcie miało ognisko w okolicy otworu lukowego (źródło zdjęcia: [56]), czyli w rejonie znacznej koncentracji naprężeń.

Analizując przyczyny pękania kadłubów określono następujące czynniki sprzyjające powstawaniu kruchych pęknięć [17, 19, 99], a mianowicie:

- ostry karb powodujący koncentrację naprężeń, np. niezgodność spawalnicza,
- obniżona temperatura otoczenia, powodująca zmianę rodzaju pęknięcia materiału z ciągliwego na kruchy (zilustrowano to na Rys. 2.3, przedstawiając w schematyczny sposób krzywą przejścia ze stanu kruchego w ciągliwy),



Rys. 2.3 Krzywa przejścia ze stanu kruchego w ciągliwy

- duża prędkość odkształcenia (np. pochodząca od udaru), która uniemożliwia redystrybucję naprężeń,
- znaczna grubość elementu konstrukcyjnego – pojawienie się trójosiowego stanu naprężenia,
- wysoka wartość granicy plastyczności – im wyższa tym więcej energii sprężystej może zostać zmagazynowane w konstrukcji i uwolnione w trakcie inicjacji pęknięcia,
- czynniki metalurgiczne wynikające ze składu chemicznego i/lub technologii produkcji materiału (np. wielkość ziarna, zawartość siarki, struktura martenzytyczna).

Wprowadzenie technologii spawalniczych do przemysłu stoczniowego i w jego konsekwencji awarie statków typu Liberty i zbiornikowców typu T2 spowodowały zmiany w sposobie projektowania kadłubów oraz rozwój metod i procedur badawczych mających na celu ograniczenia zjawiska kruchego pęknięcia w nowobudowanych konstrukcjach. Oddzielnym problemem są konstrukcje morskich platform pływających stosowanych do wydobycia surowców kopalnych z dna morskiego. Są to konstrukcje nierzadko pracujące w strefie subpolarnej lub polarnej, bez możliwości corocznego przeholowania konstrukcji do stoczni celem remontu. Konstrukcja, materiały i technologie spawalnicze użyte w procesie budowy muszą odznaczać się wysoką odpornością na powstawanie pęknięć. Znany jest przypadek platformy hotelowej Alexander L. Kielland, która zatonięła w marcu 1980 roku, po zaledwie czterech latach eksploatacji na Morzu Północnym. W wyniku katastrofy śmierć poniosły 123 osoby. Do budowy zastosowano materiały o gwarantowanej ciągliwości i kwalifikowane technologie spawalnicze. Przyczyną tragedii było pęknięcie spoiny pachwinowej mocującej wspornik sondy do zastrzału platformy. Ponieważ wspornik nie był elementem nośnym, spoina została wykonana w sposób niedbały i nie podlegała nadzorowi. Na skutek oddziaływania falowania morskiego i wiatru w spoinie powstało pęknięcie. Kombinacja warunków atmosferycznych oraz obciążeń i geometrii elementu sprawiła, że

pęknięcie miało charakter kruchy. Jego dalsza zmęczeniowa propagacja w poszycie zastrzału, a w konsekwencji wyczerpanie wytrzymałości doraźnej, spowodowały dezintegrację konstrukcji [55].

Metody i procedury dotyczące określania ciągliwości materiału są rozwijane do dnia dzisiejszego, co znajduje swoje odzwierciedlenie w nowych wydaniach norm i przepisów. Toteż jeszcze bardziej aktualne jest zagadnienie określania własności krucho-plastycznych materiałów konstrukcyjnych. W aktualnych wydaniach przepisów towarzystw klasyfikacyjnych znaleźć można sposoby opisu ciągliwości materiału określane poprzez różne wielkości, w szczególności:

- pracę łamania – próba udarności sposobem Charpy’ego,
- metody oparte po mechanikę pęknięcia – przeważnie CTOD,
- współczynnik odporności na kruche pęknięcie K_{CA} ,
- określenie temperatury przejścia w stan zerowej plastyczności – próba Pelliniego .

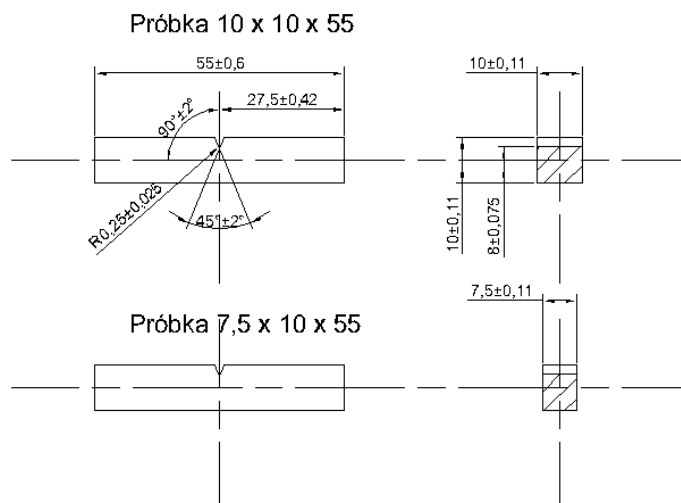
W dalszej części rozdziału opisano metody badawcze wykorzystywane w przemyśle okrętowym do określania ciągliwości materiałów oraz zestawiono wymagania przepisów towarzystw klasyfikacyjnych i innych pokrewnych, aktualnie obowiązujących normatywów.

2.1. Próba udarności sposobem Charpy’ego

Za najbardziej powszechną miarę ciągliwości materiału uważa się udarność. Jest to próba, wymyślona na przełomie XIX i XX wieku równoległe przez Russell’a i Charpy’ego [97], polegająca na załamaniu próbki z karbem przy pomocy młota wahadłowego.

W trakcie badania wyznacza się pracę łamania, oznaczaną jako KV, niezbędną do zniszczenia próbki w określonej temperaturze. Kwalifikacji przydatności materiału lub złącza spawanego określa się na podstawie porównania wartości otrzymanej z eksperymentu z wartościami referencyjnymi wymaganymi w przepisach – np.: [25, 26, 28, 54, 69, 80, 81]. Jeśli wartość otrzymana w drodze eksperymentu jest równa lub wyższa od wymaganej, to przyjmuje się że materiał jest wystarczająco ciągliwy.

Próba jest znormalizowana, aktualnie wykonuje ją się zgodnie z normą PN-EN ISO 148-1:2017-02 [79] lub ASTM E23 - 16b Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials [4]. Obie procedury są do siebie zbliżone i niektóre towarzystwa klasyfikacyjne dopuszczają stosowanie ich zamiennie – patrz np. [54]. Normowe próbki stosowane w badaniach udarności zaprezentowano na Rys. 2.4.



Rys. 2.4. Próbki do badań udarności [opracowanie własne, na podstawie ISO 148-1]

Preferowana wielkość próbki to 10x10x55 mm. W przypadku, gdy nie ma możliwości pobrania próbki o takiej wielkości np. ze względu na grubość badanego elementu, dopuszcza się zastosowanie próbek o zmniejszonym przekroju – 7,5x10 mm i 5x10 i 2,5x10 mm [79]. W przypadku zastosowania próbek o zredukowanej grubości, należy uwzględnić ten fakt w kryterialnej (wymaganej) wartości pracy łamania zgodnie z Tab. 2.1.

Tab. 2.1 Wymagane wartości KV dla próbek o zredukowanej grubości [25, 26, 54, 81]

Wymiar próbki	Praca łamania
10 x 10 x 55	KV
7,5 x 10 x 55	5/6 KV
5 x 10 x 55	2/3 KV

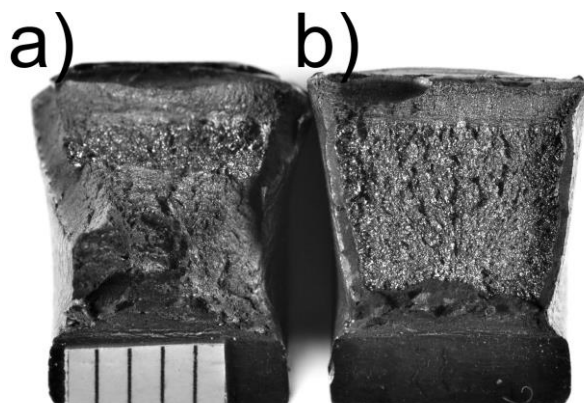
Jak wynika z Tab. 2.1, rezultaty próby Charpy'ego uzyskane dla próbek pomniejszonych nie są skalowalne wprost z wymiarem próbki. W literaturze można znaleźć pozycje, w których autorzy próbują określić wpływ wielkości próbki na wynik badania udarności i temperaturę przejścia z pękania ciągłego w pękanie kruche, za przykład można podać [10, 21]. Brytyjski instytut spawalnictwa, The Welding Institute, prowadził badania mające na celu umożliwienie przeliczenia wartości pracy łamania uzyskanej dla próbek podwymiarowych na próbki pełnowymiarowe 10x10x55 mm [90].

Pomimo swoich niewątpliwych zalet takich jak: prostota, cena czy krótki czas realizacji badań, próba udarności metodą Charpy'ego ma szereg wad, do których można zaliczyć:

- silny wpływ geometrii karbu na wynik badania, powodujący że udarność nie może być uznana za jednoznaczną wartość materiałową. Geometria karbu próbki jest zazwyczaj zupełnie inna niż

geometria karbu występującego w istniejącej konstrukcji, stąd niemożność przeniesienia wyników z próby na rzeczywistą konstrukcję. Nawet temperatura przejścia w stan kruchy silnie zależy od ostrości karbu [17];

- nacięte (frezowane) karby nie są powtarzalne, ponieważ frez ulega zużyciu (tępi się). Narzucone przez normy [4, 79] ostre tolerancje wymiarowe karbu powodują trudności wykonawcze i konieczność kontroli każdego wykonanego karbu;
- niezależnie od grubości badanego materiału stosuje się próbki o tym samym rozmiarze. Przykładowo, próbki wycięte z blachy o grubości 12 mm, będą miały taki sam wymiar jak te wykonane z blachy o grubości 120 mm. W zamieszczonej powyżej tabeli 2.1 zestawiono dane, z których wprost wynika, że wielkość próbki ma znaczny wpływ na wynik;
- jest to metoda ilościowa, zdarza się że w wyniku badania takiego samego materiału otrzymuje się dwa zupełnie różne wyniki. Na Rys. 2.5 zamieszczono zdjęcie dwóch przełomów. Przełom oznaczony jako (a) ma charakter przeważnie plastyczny z niewielkim obszarem kruchym, natomiast przełom (b) całkowicie kruchy. Obie próbki pobrane zostały z jednej strefy tego samego złącza spawanego (5 mm od linii wtopienia w stronę materiału rodzimego), uzyskane przez nie wyniki to odpowiednio 61 [J] i 115 [J] [48]. Każdorazowo kryterium wymaganej minimalnej pracy łamania KV, potrzebnej do zniszczenia, było spełnione.



Rys. 2.5 Przykład niejednoznaczności badań udarności.

Bilans wad i zalet metody powoduje, że jest ona szeroko stosowana zarówno do kwalifikowania materiałów konstrukcyjnych jak i technologii spawania. W przypadku blach grubych, o wysokiej wytrzymałości, pracujących w obniżonej temperaturze wykonuje się dodatkowo (oprócz udarności) badania oparte o zasady mechaniki pęknięcia.

2.2. Metody oparte na mechanice pęknięcia

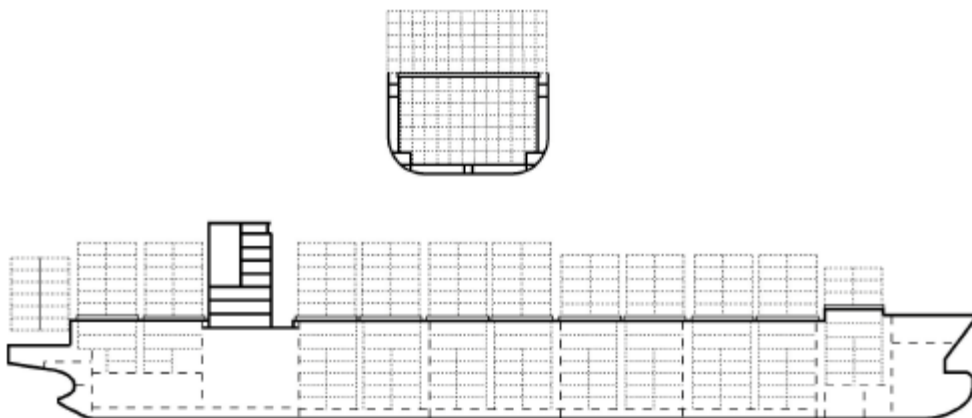
Metodami służącymi do określania ciągliwości materiału, teoretycznie pozbawionymi wad próby Charpy'ego są metody oparte na mechanice pęknięcia. Przy pomocy tych metod wyznaczyć można parametry takie jak krytyczny współczynnik intensywności naprężeń K_{IC} , wartość całki J lub CTOD (δ).

Przepisy dotyczące stosowanych materiałów w budowie statków morskich, np.: [24, 26, 54, 81], a także przepisy przemysłu wydobywczego, np.: [25, 28, 69], wymagają w szczególnych przypadkach rozszerzenia zakresu badań o wyznaczenie punktowych wartości CTOD. Przepisy dotyczące projektowania, budowy i eksploatacji systemów rurociągów podwodnych [22] odwołują się do publikacji brytyjskiej normy będącej przewodnikiem po metodach akceptacji dopuszczalnych wad w konstrukcjach stalowych [12] i w szczególnych przypadkach wymagają wyznaczenia krzywej ciągłości materiału w funkcji przyrostu długości pęknięcia (*ang. R-curve*). Miarą ciągłości materiału jest krytyczna wartość δ lub całki J . Definicję obu wielkości zamieszczono w rozdziale trzecim. Procedura badań opartych o mechanikę pęknięcia została dokładnie opisana, na podstawie próby CTOD, w rozdziale czwartym.

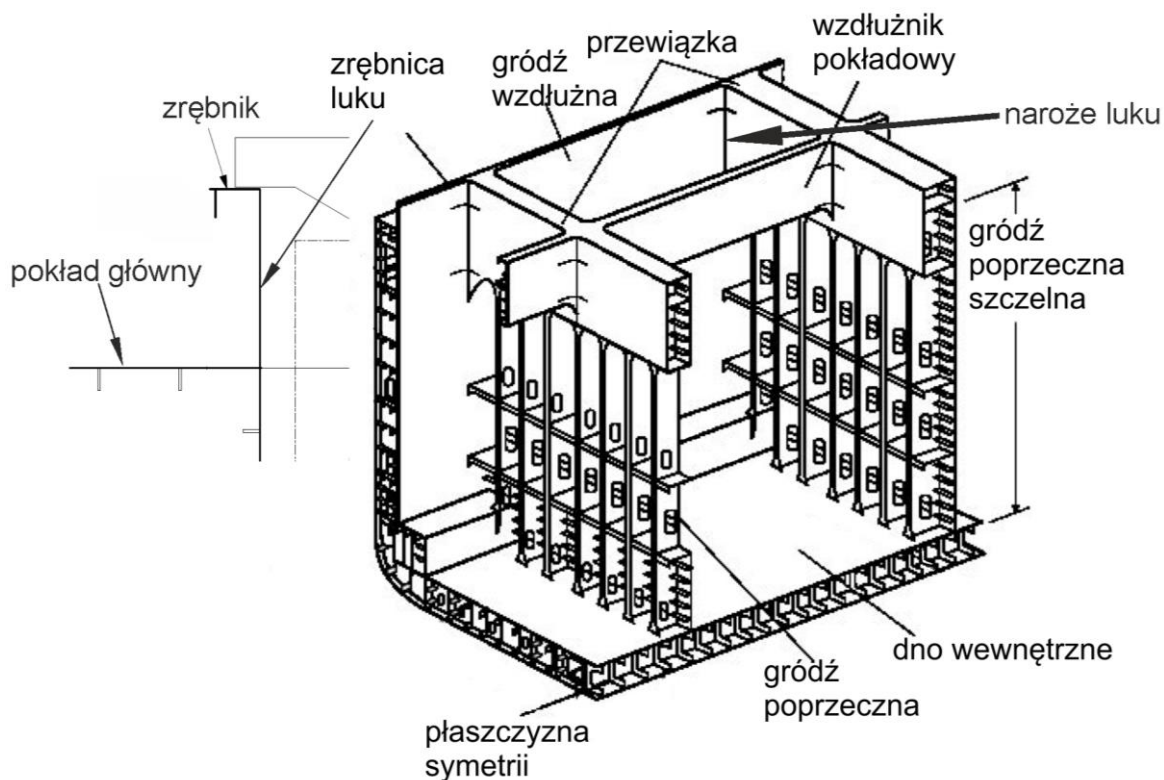
2.3. Inne sposoby określania ciągłości materiałów wymagane w okrętownictwie.

W szczególnych przypadkach towarzystwa klasyfikacyjne mogą zażądać wykonania dodatkowych prób ciągłości materiałów [26, 81]. Jednym z takich przypadków jest budowa nowoczesnego statku do przewozu kontenerów. Obecny model morskiego transportu kontenerowego skonstruowany jest w taki sposób, że pomiędzy dużymi portami morskimi zwanymi hubami pływają statki do przewozu kontenerów – kontenerowce komorowe, o znacznych rozmiarach. Na Rys. 2.6 zamieszczono sylwetkę statku tego typu. Największy obecnie (rok 2018) pływający kontenerowiec ma 399,87 m długości całkowitej, 58,80 m szerokości i pojemność 21413 kontenerów o rozmiarze 1 TEU¹ [98]. Cechą charakterystyczną kontenerowca komorowego są długie i szerokie otwory lukowe. Pokład główny wraz ze zrębnicą wzdłużną luku (Rys. 2.7) to najdalej odsunięty od osi obojętnej zginania ogólnego rejon kadłuba, uwzględniany w określaniu wskaźnika wytrzymałości ogólnej. Wąski pokład jest powodem stosowania blach o znacznie większych grubościach w stosunku do statków innego typu.

¹ 1 TEU – (*Twenty-foot Equivalent Unit*) – jednostka pojemności równoważna objętości typowego kontenera o długości 20 stóp ($20 \times 8 \times 8,5$ stopy, $6,10 \times 2,44 \times 2,59$ m). Odpowiada objętości około 39m^3



Rys. 2.6 Sylwetka i schematyczny zład poprzeczny statku do przewozu kontenerów [37].



Rys. 2.7 Schematyczny przekrój przez typową ładownię kontenerowca (opracowanie na podstawie [37])

Zakresy naprężeń występujących w tym rejonie kadłuba osiągają znaczne wartości. Newralgicznym miejscem w takim pokładzie są naroża luków ładunkowych, w którym występuje złożony stan naprężeń wywołany nakładaniem się oddziaływań wywołanych obciążeniem zarówno globalnym jak i lokalnym w danym węzle. Jest to rejon, zagrożony powstawaniem kruchych pęknięć. Ze względu na redukcję

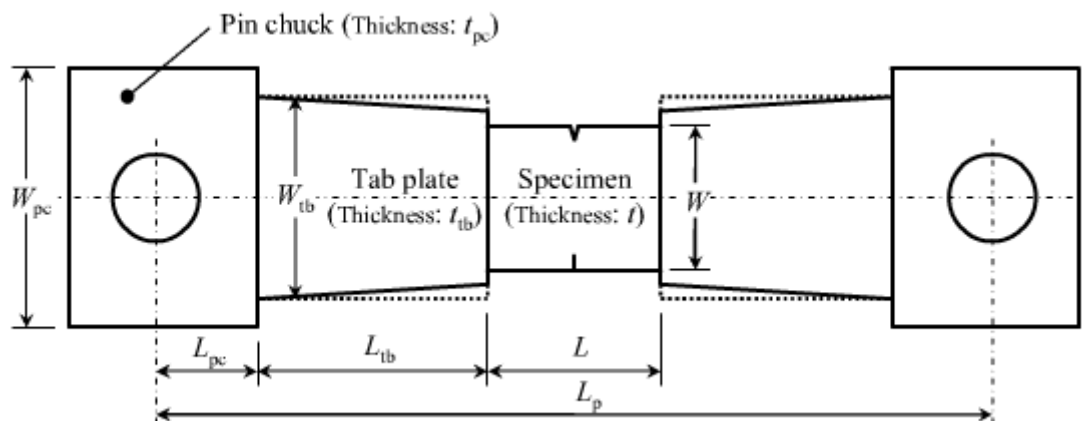
masy konstrukcji, stosuje się tam stal podwyższonej lub wysokiej wytrzymałości² o podwyższonej kategorii³. Pomimo tego zębniaki osiągają grubości 80 – 100 mm. Dostrzegając problem kruchego pękania, a co za tym idzie potencjalnej dezintegracji kadłuba, w roku 2013 IACS wydał publikację odnośnie wymagań dotyczących blach grubych stosowanych na kadłuby dużych kontenerowców w newralgicznych rejonach kadłuba [38, 39]. Wymagania obowiązują dla statków będących pod nadzorem towarzystw klasyfikacyjnych zrzeszonych w IACS, których budowa rozpoczęła się po 1 stycznia 2014 roku. W chwili obecnej poszczególne towarzystwa klasyfikacyjne implementują wymagania IACS do swoich przepisów. Odbywa się to poprzez dodawanie nowych rozdziałów do już istniejących publikacji np. [81] oraz przez powstawanie nowych, np. [24]. W następnym podrozdziale zamieszczono krótki opis dodatkowych prób – wyznaczania współczynnika odporności na kruche pęknięcie i określania temperatury zerowej plastyczności – wymaganych przez znowelizowane przepisy towarzystw klasyfikacyjnych.

2.3.1. Wyznaczenie współczynnika odporności na kruche pęknięcie K_{CA}

Współczynnik odporności na kruche pęknięcie K_{CA} (*ang. Crack Arrest*) określa zdolność materiału do samoistnego powstrzymania kruchych pęknięć. Wyrażany jest on w $[N/mm^{3/2}]$. K_{CA} może zostać wyznaczony np. poprzez próbę podwójnego rozciągania lub znormalizowaną próbę ESSO. Przepisy Polskiego Rejestru Statków [81] stanowią: „próbę ESSO stosuje się w celu oszacowania zdolności blach stalowych walcowanych o grubości nieprzekraczającej 100 mm do powstrzymania propagacji kruchego pęknięcia, wyrażonej wartością współczynnika odporności na kruche pęknięcie K_{CA} (crack arrest toughness).” W przywołanej publikacji, PRS pobieżnie opisuje sposób prowadzenia próby, nie precyzując warunków jej wykonania. Lloyd’s Register of Shipping, w swoich przepisach [54], określa tylko wymagania dotyczące wyników próby, a konkretnie wymaganych wartości i temperatury badania. DNV GL [24] definiuje kryteria jakie musi spełnić materiał w danej temperaturze i odsyła do normy japońskiego stowarzyszenia The Japan Welding Engineering Society [44], w której opisano próbę i sposób jej przeprowadzenia. Aktualne wydanie normy obowiązuje od 2016 roku, choć sama próba powstała w połowie lat pięćdziesiątych XX wieku. Test ESSO jest zbliżony do próby Robertsona [32]. Próbkę z karbem dospawaną do części przejściowej i uchwytowej pokazano na Rys. 2.8.

² za stal okrętową podwyższonej wytrzymałości uznaje się stal o granicy plastyczności wyższej niż 290 MPa; stal wysokiej wytrzymałości ma granicę plastyczności wyższą niż 420 MPa [81].

³ kategoria stali okrętowej – informacja na temat wymaganej minimalnej udarności w określonej temperaturze. Dla stali normalnej wytrzymałości są cztery kategorie – A, B, D, E, próba udarności wykonywana jest odpowiednio w temperaturze +20°C, 0°C, -20°C, -40°C. Dla stali podwyższonych i wysokich wytrzymałości zdefiniowano kategorie: AH, DH, EH, FH, dla których temperatura próby udarności wynosi odpowiednio: 0°C, -20°C, -40°C, -60°C. Wymagane minimalne wartości pracy łamania zależne są od kategorii i grubości stali [81].



Rys. 2.8 Próbkę do próby ESSO [44], L – długość próbki, L_{tb} – długość płyty przejściowej łączącej część roboczą próbki z częścią uchwytną, L_{pc} – długość części uchwytną mierzoną od osi sworzni mocujących w maszynie do płyty przejściowej.

Długość pomiędzy osiami sworzni mocujących powinna wynosić według [81] nie mniej niż 2000 mm. Próbkę montuje się w maszynie wytrzymałościowej i schładza jej część pomiarową do żądanej temperatury, np. -10°C [24, 54]. Do próbki wprowadza się naprężenia rozciągające wynoszące około $2/3$ granicy plastyczności badanej stali. Następnie zadaje się obciążenia udarowe o energii w 20 – 60 dżula na milimetr grubości badanej blachy. Spadek siły napięcia próbki świadczy o powstałym pęknięciu. Próbkę zostaje zdemontowana z maszyny wytrzymałościowej, ogrzana do temperatury pokojowej. Następnie otwiera się powstałe pęknięcie i poddaje się je analizie. Współczynnik odporności na kruche pęknięcie wyrażony jest wzorem 2.3 (dla próbki pokazanej na Rys. 2.8).

$$K_{CA} = \sigma \sqrt{\pi a} \sqrt{\frac{2W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2W}} \quad (2.3)$$

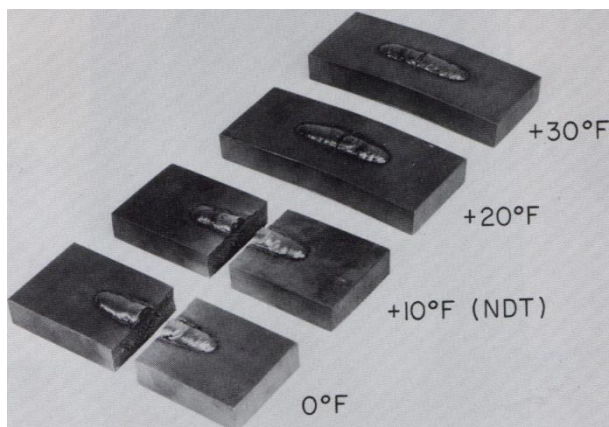
gdzie:

- σ – naprężenia
- a – długość szczeliny
- W – szerokość próbki

2.3.2. Określenie temperatury przejścia w stan zerowej plastyczności (NDTT)

Temperaturę przejścia w stan zerowej plastyczności (*ang. Nil Ductility Transition Temperature*) wyznacza się między innymi za pomocą próby Pelliniego zwanej DWT (*ang. Drop Weight Test*). Jest to próba opracowana przez Pelliniego i Puzaka z Laboratorium Badawczego Amerykańskiej Marynarki Wojennej (U.S. Naval Research Laboratory) w 1963 roku [32]. Procedura próby jest znormalizowana, normą ASTM E208-6 z roku 2012, do której odwołują się przepisy IACS [38] i w konsekwencji towarzystw klasyfikacyjnych, np. [81]. Na wyciętą próbkę z blachy o wymiarach np. 25 x 90 x 360 mm (próbka typu P-1) [81] nakłada się kruchą napoinę, w której środku nacina się karb o promieniu 0,5 mm.

Następnie próbka jest chłodzona do wymaganej temperatury. Tak przygotowaną próbkę kładzie się na podporach młota spadowego, napoiną w dół. Podpory wykonane są w taki sposób, że ograniczają odkształcenie próbki w czasie uderzeń bijaka młota. W trakcie uderzenia krucha napoina pęka powodując karb w materiale. W zależności od temperatury pękanie próbki może być kruche lub ciągliwe. Temperatura NDT to najwyższa temperatura, przy której następuje pęknięcie próbki. Na Rys. 2.9 zaprezentowano przykładowe wyniki próby Pelliniego.



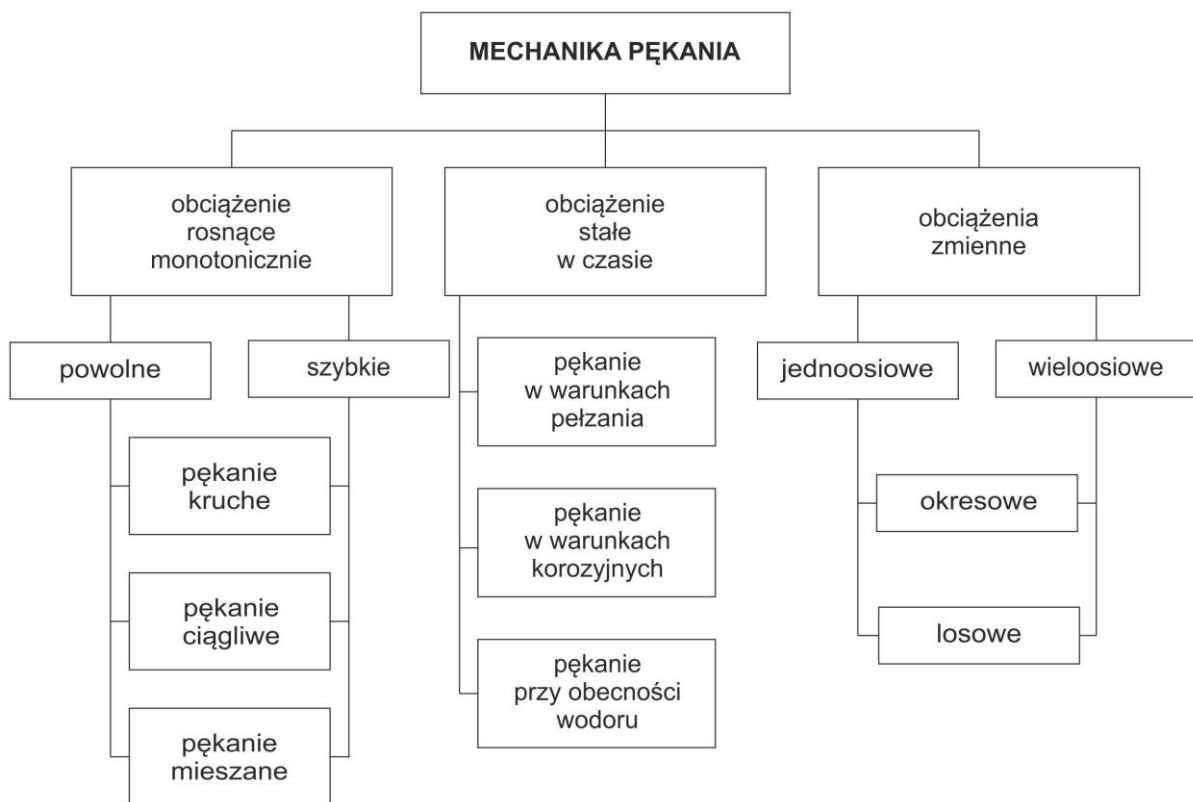
Rys. 2.9 Wynik próby Pelliniego. Najwyższa temperatura, przy której nastąpiło pęknięcie próbki to $+10^{\circ}\text{F}$ (około -12°C) i to jest temperatura przejścia w stan zerowej plastyczności (źródło rysunku: [32])

3. Opis pękania materiału - podstawy teoretyczne

Opis i analiza zjawisk towarzyszących procesowi pękania metali datuje się na lata dwudzieste XX wieku, kiedy pojawiła się praca Griffitha [30] z roku 1920. Swoje badania przeprowadzał on na materiale bezpostaciowym – szkle.

Obecnie dział nauki zajmujący się opisem zjawiska pękania materiałów nazywa się mechaniką pękania. Gwałtowny rozwój tej dyscypliny naukowej zaczął się po II wojnie światowej na skutek m.in. pękania kadłubów statków opisanego w rozdziale drugim.

Wg profesora A. Neimitza [64] pierwszym i podstawowym zadaniem mechaniki pękania jest poznanie i zdefiniowanie natury zjawiska fizycznego jakim jest proces pękania, gdyż tylko w ten sposób możliwe jest projektowanie konstrukcji bardziej odpornych na zniszczenie poprzez pękanie. Mechanika pękania jest dziedziną wiedzy interdyscyplinarną, łączącą w sobie elementy mechaniki ciała stałego, wytrzymałości materiałów i materiałoznawstwa, wprowadzającą do analizy nowy parametr stanu – długość pęknięcia. Swoim zasięgiem obejmuje takie zagadnienia jak zmęczenie materiałów, pękanie korozyjne, pękanie w atmosferze wodoru. Są to obszary, które rozwijały się zanim powstała mechanika pękania, a dzięki wykorzystaniu nowych teorii można było je dokładniej poznać i opisać. Na Rys. 3.1 zamieszczono schemat klasyfikujący podstawowe obszary mechaniki pękania.



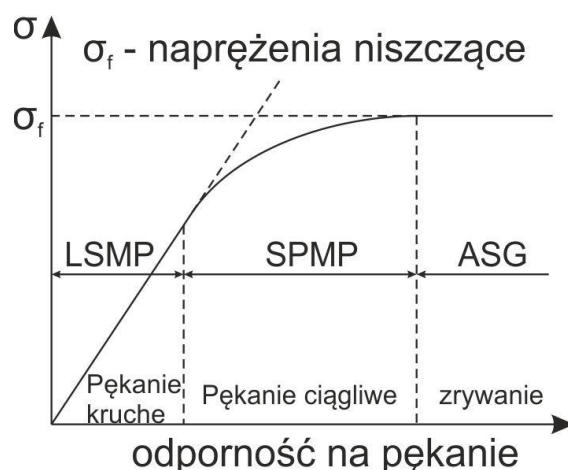
Rys. 3.1 Podstawowa klasyfikacja różnych obszarów mechaniki pękania [64]

Kolejnym milowym krokiem w rozwój mechaniki pękania, po opublikowaniu teorii Griffith'a były niezależne prace Irwina [41] i Orowana [70] opublikowane w 1948 roku. Rozszerzały one zastosowanie teorii Griffith'a do metali poprzez uwzględnienie strefy plastycznej przed wierzchołkiem pęknięcia. W tym samym okresie Mott [60] rozszerzył teorię Griffith'a o zjawiska towarzyszące gwałtownej propagacji pęknięć. W roku 1957 Irwin, bazując na podejściu Westergaard'a [94] z 1939 roku, wykazał że naprężenia i odkształcenia w okolicy wierzchołka pęknięcia mogą być opisane jedynym parametrem – współczynnikiem intensywności naprężeń K . W tym samym okresie Williams, używając innych technik również wyznaczył rozkład naprężeń wokół wierzchołka. Wyniki otrzymane na drodze obu podejść były porównywalne.

Wszystkie przedstawione prace dotyczyły liniowo sprężystej mechaniki pękania (LSMP). Model liniowo sprężysty dobrze opisuje pękanie kruche, jednakże metale mogą pękać również w sposób ciągliwy. LSMP nie ma zastosowania w przypadku dużej strefy plastycznej, wymaga zastosowania równań opartych o inne związki konstytutywne. W Tab. 3.1 zestawiono właściwe związki konstytutywne dla różnych materiałów. Schematyczne przedstawienie zakresu zastosowań różnych związków konstytutywnych ze względu na rodzaj pęknięcia zaprezentowano na Rys. 3.2.

Tab. 3.1 Związki konstytutywne zalecane przy analizie różnych materiałów [64]

Nr	materiał	związek konstytutywny – model materiału
1	wysoko wytrzymałe stale	liniowo sprężyste
2	nisko i średnio wytrzymałe stale	sprężysto – plastyczne; plastyczne
3	stale austenityczne	plastyczne
4	utwardzane wydzielinowo aluminium	liniowo sprężyste
5	metale w wysokich temperaturach	lepko plastyczne
6	metale przy wysokiej prędkości obciążenia	liniowo sprężyste; lepko sprężyste; lepko plastyczne
7	polimery poniżej temperatury przejścia	liniowo sprężyste, lepko sprężyste
8	polimery powyżej temperatury przejścia	lepko sprężyste
9	ceramika	liniowo sprężyste
10	kompozyty ceramiczne	liniowo sprężyste



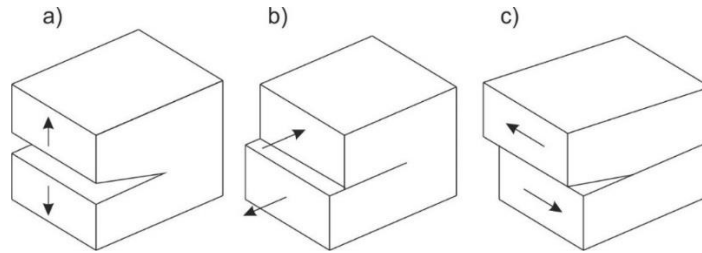
Rys. 3.2 Schematyczne przedstawienie zakresu zastosowania różnych związków konstytutywnych ze względu na rodzaj pękania (LSMP – liniowo sprężysta mechanika pękania, SPMP – sprężysto plastyczna mechanika pękania, ASG – analiza stanów granicznych przy pełnym uplastycznieniu materiału) [71]

W latach sześćdziesiątych XX wieku prowadzono szereg badań mających na celu uwzględnienie strefy plastycznej w wierzchołku pęknięcia, charakterystycznej dla pękania ciągliwego. Odbywało się to poprzez korygowanie i rozszerzanie równań LSMP [9, 27, 92, 93]. Dugdale w swojej pracy [27] zaproponował model, w którym klinową strefę plastyczną wokół wierzchołka pęknięcia zastąpiono równomiernie rozłożonymi naprężeniami ściskającymi, zaś Wells zaproponował otwarcie wierzchołka pęknięcia jako nowe kryterium dla dużego uplastycznienia w rejonie wierzchołka pęknięcia [93]. Parametr Wellsa jest obecnie znany jako CTOD – Rozwarcie Wierzchołka Szczeliny (*ang. Crack Tip Opening Displacement*). W roku 1968 Rice wprowadził nowy parametr opisujący pole naprężeń w rejonie wierzchołka pęknięcia [85]. Jest on znany jako całka J lub jako całka Rice'a. W tym samym roku Hutchinson [35], a także Rice i Rosengren [86] uwodnili przydatność parametru. Wymienione prace Wells'a, Dugdala'a, Rice, Hutchinson'a i Rosengren'a stanowią podwalinę pod współczesną mechanikę pękania.

W dalszej części rozdziału przywołano podstawowe definicje i zależności wykorzystywane do opisu stanu naprężeń i wielkości strefy plastycznej przed wierzchołkiem szczeliny. Należy pamiętać, że są one pewnego rodzaju uproszczeniem. Wyrażenia przyjmują inne postaci dla płaskiego stanu naprężenia (PSN) i płaskiego stanu odkształcenia (PSO). W rzeczywistości przed frontem szczeliny panują warunki nieodpowiadające ani PSO ani PSN. Efekty panowania złożonego stanu naprężenia zilustrowano w dalszej części rozdziału - Rys. 3.5 i Rys. 3.6.

3.1. Współczynnik intensywności naprężeń

Wielkością, kryterium siłowym, opisującą stan naprężenia przed szczeliną (pęknięciem), jest współczynnik intensywności naprężeń K . Współczynnik intensywności naprężeń jest funkcją obciążenia zewnętrznego, długości szczeliny a , parametrów geometrycznych elementu, wyrażaną w $[MPa\sqrt{m}]$, mającą zastosowanie w liniowym zakresie mechaniki pęknięcia. Na Rys. 3.3 przedstawiono podstawowe sposoby obciążenia elementu ze szczeliną.



Rys. 3.3 Podstawowe sposoby obciążania elementu ze szczeliną

W zależności od sposobu obciążenia elementu, współczynnik K przyjmuje odpowiednie oznaczenie: K_I – dla pierwszego sposobu obciążenia – normalnego rozwarcia szczeliny (Rys. 3.3 a), K_{II} – dla drugiego sposobu obciążenia – poprzecznego ścinania szczeliny (Rys. 3.3 b), K_{III} – dla trzeciego sposobu obciążenia – podłużnego ścinania szczeliny (Rys. 3.3 c). Współczynnik K osiągający w chwili nieustalonego, samoistnego wzrostu pęknięcia wartość krytyczną oznacza się jako K_C i nazywa się odpornością (wytrzymałością) na pęknięcie. Indeksy świadczące o sposobie obciążenia szczeliny i wartości krytycznej c , stosuje się do również do zapisu krytycznej wartości innych, opisanych w dalszej części rozdziału wielkości opisujących stan energetyczny i pole odkształceń przed czołem pęknięcia. Ponieważ eksperymentalnie wyznacza się K dla przypadku I [47], w dalszej części pracy posłużono się oznaczeniem K_{IC} oznaczającym krytyczną wartość współczynnika intensywności naprężeń dla pierwszego sposobu obciążania. Wg niektórych źródeł K_{IC} jest stałą materiałową [46], wg innych może zostać uznane za stałą materiałową dla pęknięcia kruchego i PSO [64]. Jeszcze inne źródła [67] podają, że K_{IC} jest niesłusznie uważane za stałą materiałową ponieważ zależy od wymiarów geometrycznych próbki i szczeliny. Najogólniejszą definicję K , wynikającą bezpośrednio z analizy nieskończonej, równomiernie rozciąganej płyty ze szczeliną o długości $2a$, przedstawiono w równaniu 3.1.

$$K = \sigma\sqrt{\pi a} \quad (3.1)$$

gdzie:

- K – współczynnik intensywności naprężeń $[MPa\sqrt{m}]$ lub $[MPa\sqrt{mm}]$,
- σ – naprężenia [MPa],
- a – długość szczeliny [m] lub [mm].

Ze współczynnikiem intensywności naprężeń ściśle związana jest wielkość, zdefiniowana przez Irwina jako siła wydłużająca pęknięcie (oznaczana jako G : równania 3.2 dla PSN i 3.3 dla PSO). Parametr G opisuje spadek energii potencjalnej odkształcenia podczas powiększania się szczeliny. Parametr ten wyraża wartość energii przypadającą na jednostkę nowo powstającej powierzchni pęknięcia.

$$G = \frac{K^2}{E} \quad (3.2)$$

$$G = (1 - \nu^2) \frac{K^2}{E} \quad (3.3)$$

gdzie:

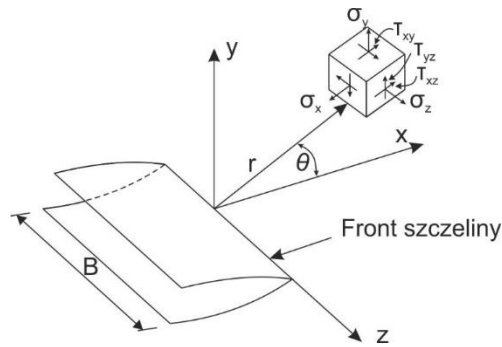
- E – moduł Younga [MPa],
- ν – liczba Poissona [-].

Poniżej przywołano związki (równanie 3.4 – 3.13) opisujące naprężenia i przemieszczenia w lokalnym układzie współrzędnych związanym z frontem szczeliny (przedstawionym na Rys. 3.4) [46, 47, 64, 71]. Zamieszczono równania właściwe dla pierwszego sposobu obciążenia szczeliny. Opis właściwy dla pozostałych dwóch sposobów obciążenia jest szeroko prezentowany w literaturze, np. [46, 47, 64, 71].

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{11} = \sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{22} = \sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{33} = \sigma_z = \begin{cases} \nu(\sigma_x + \sigma_y) \\ 0 \end{cases} \\ \sigma_{12} = \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\theta}{2} \left(\sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \\ \sigma_{13} = \sigma_{23} = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \end{array} \right. \quad \begin{array}{l} \text{dla PSO} \\ \text{dla PSN} \end{array} \quad (3.4)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} u = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left(\cos \frac{\theta}{2} \right) \left[\kappa - 1 + 2 \sin^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \right] \\ v = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \left(\cos \frac{\theta}{2} \right) \left[\kappa + 1 - 2 \cos^2 \left(\frac{\theta}{2} \right) \right] \\ w = 0 \\ \kappa = \begin{cases} 3 - 4\nu \\ \left(\frac{3-\nu}{1+\nu} \right) \end{cases} \\ \mu = \frac{E}{2(1+\nu)} \end{array} \right. \quad \begin{array}{l} \text{dla PSO} \\ \text{dla PSN} \end{array} \quad (3.5)$$

gdzie u , v , w przemieszczenia w kierunku x , y i z , pozostałe oznaczenia wg Rys. 3.4.

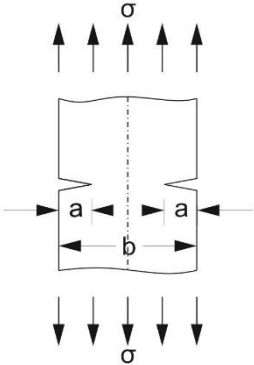
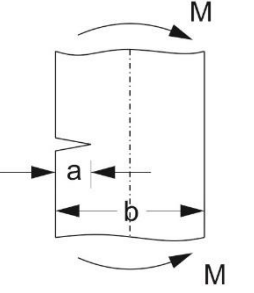


Rys. 3.4 Lokalny układ współrzędnych pęknięcia i opisane w nim składowe naprężenia

Jak widać, wielkości składowych tensora naprężeń zależne są od wartości współczynnika intensywności naprężeń, a ten jak już wspomniano, zależny jest od długości pęknięcia, geometrii obiektu ze szczeliną i wymuszeń zewnętrznych. Skończone wymiary pękającego elementu, mające wpływ na pole naprężeń wokół szczeliny, uwzględniane są poprzez zastosowanie współczynnika korekcyjnego M_k [46] (w literaturze anglojęzycznej oznaczanego również jako F). W Tab. 3.2 zamieszczono przykładowe współczynniki intensywności naprężeń, zawierające poprawkę M_k , dla przykładowych elementów ze szczelinami [47, 71].

Tab. 3.2 Współczynniki intensywności naprężeń K_I dla przykładowych elementów ze szczeliną [47] [71]

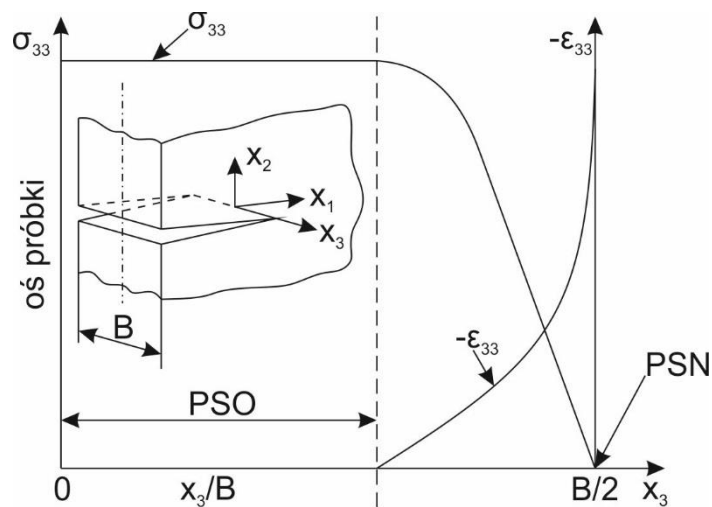
Schemat szczeliny	K_I
	$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \left(\sec \frac{\pi a}{b} \right)^{1/2}$
	$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \left[30,38 \left(\frac{a}{b} \right)^4 - 21,71 \left(\frac{a}{b} \right)^3 + 10,55 \left(\frac{a}{b} \right)^2 - 0,23 \left(\frac{a}{b} \right) + 1,12 \right]$

	$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \left[15,44 \left(\frac{a}{b}\right)^3 - 4,78 \left(\frac{a}{b}\right)^2 + 0,43 \left(\frac{a}{b}\right) + 1,12 \right]$
	$K_I = \sigma\sqrt{\pi a} \left[14,0 \left(\frac{a}{b}\right)^4 - 13,08 \left(\frac{a}{b}\right)^3 + 7,33 \left(\frac{a}{b}\right)^2 - 1,40 \left(\frac{a}{b}\right) + 1,12 \right]$ <p>dla jednostkowej grubości $\sigma = \frac{6M}{b^2}$</p>

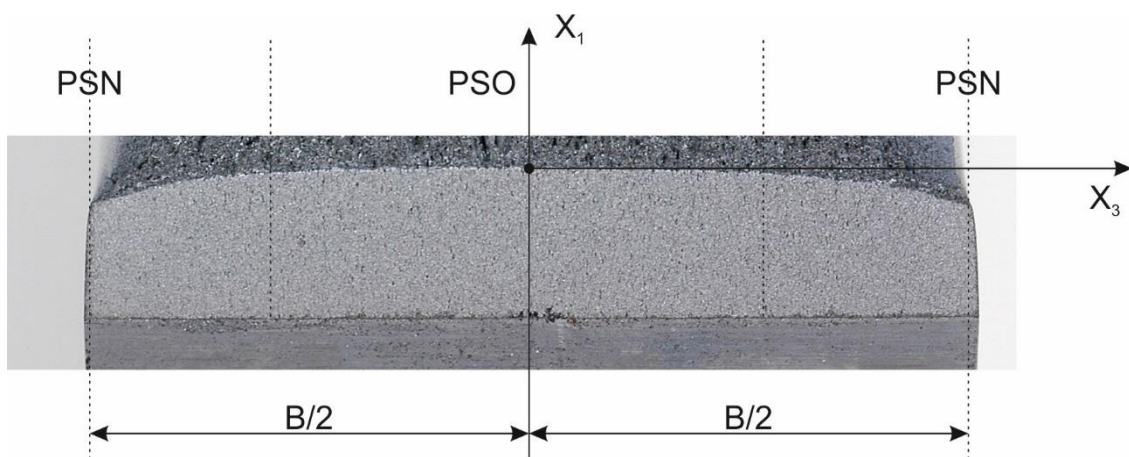
Obecnie istnieje wiele analitycznych rozwiązań dla typowych przypadków obciążenia i kształtu szczeliny, zamieszczono je np. w katalogach (za [64]) [61, 88].

3.2. Plastyczność w rejonie wierzchołka szczeliny

Przed frontem szczeliny występuje zmienny po grubości stan naprężeń. W osi próbki występuje PSO, na jej brzegach PSN. Schematycznie przedstawiono to na Rys. 3.5. Oś lokalnego układu współrzędnych, oznaczone jako X_1, X_2, X_3 , w literaturze oznacza się również jako, odpowiednio x, y, z (patrz oznaczenia użyte w równaniu 3.4 i Rys. 3.4). Efektem takiego stanu naprężenia jest np. nierównomierny front propagującego pęknięcia, co zilustrowano na Rys. 3.6.



Rys. 3.5 Zmiany składowej tensora naprężenia σ_{33} wzdłuż frontu szczeliny.



Rys. 3.6 Pęknięcie zmęczeniowe. Wyraźnie widoczne strefy: PSO, PSN oraz obszar przejściowy

Zmiana stanu naprężenia wzdłuż szczeliny ma zasadniczy wpływ na kształt i rozmiar powstającej przed pęknięciem strefy plastycznej, której wielkość ściśle się łączy z rozwojem pęknięcia. Wielkość tej strefy określił Irwin, wyprowadzając wzory opisujące promień strefy plastycznej dla PSO (równanie 3.6) i PSN (równanie 3.7).

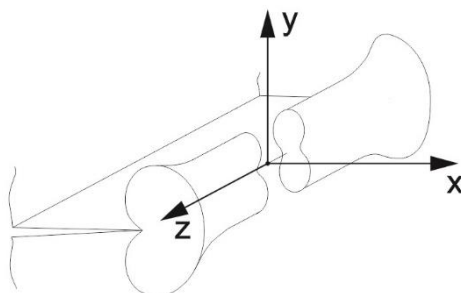
$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi R_e^2} \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[1 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} - 4\nu(1 - \nu) \right] \quad (3.6)$$

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi R_e^2} \cos^2 \frac{\theta}{2} (1 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2}) \quad (3.7)$$

gdzie:

- r_p – długość strefy plastycznej przed frontem szczeliny [m] lub [mm],
- R_e – granica plastyczności [MPa].

Zmianę kształtu i rozmiaru strefy plastycznej przed frontem szczeliny dla PSO i PSN zaprezentowano na Rys. 3.7. Przyjmuje się, że dla $r_p < 0,01a$ można stosować liniową mechanikę pęknięcia [64].

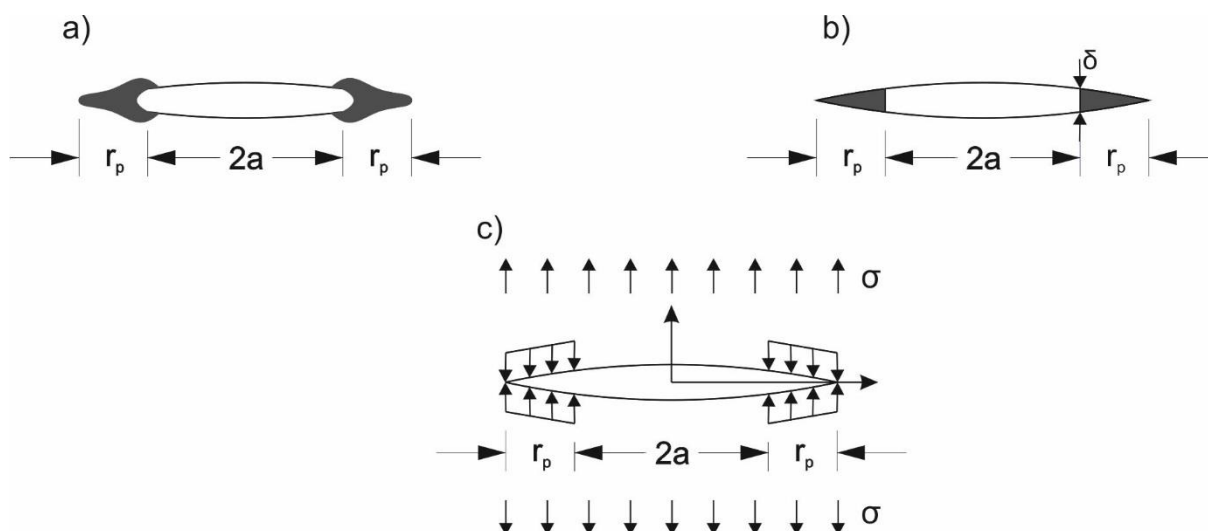


Rys. 3.7 Kształt strefy plastycznej przed czołem pęknięcia

Bardzo użytecznym jest model Dugdale'a, zwany również modelem Barenblatta-Dugdale'a, Muskhelishwilego-Dugdale'a lub Bilby-Cottrell-Swinden-Dugdale'a (BCSD). Dugdale prowadząc badania na cienkich płytach z niskowęglowej stali zauważył, że przed frontem pęknięcia pojawia i rozwija się strefa plastyczna. W swych rozważaniach założył, że strefa ma kształt klina o długości r_p , następnie zastąpił ją jednorodnymi naprężeniami ściskającymi, co schematycznie przedstawiono na Rys. 3.8 (ciemne pola reprezentują uplastycznienie). Długość strefy plastycznej zgodnie z modelem Dugdale'a można określić za pomocą zależności 3.8 (za [64]).

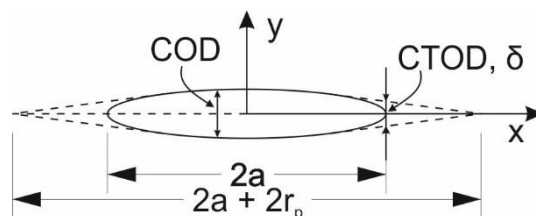
$$r_p = \frac{\pi}{8} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad (3.8)$$

Dla naprężeń o wartościach dużo mniejszych od granicy plastyczności, wielkości strefy plastycznej obliczona za pomocą wzorów Irwina i Dugdale przyjmuje się za takie same [64]. Model jest właściwy dla PSN, choć istnieją jego modyfikacje uwzględniające wpływ grubości próbki [65].



Rys. 3.8 Model szczeliny wg. Dougdale'a. a) strefa plastyczna obserwowana przez Dougdale'a; b) model strefy plastycznej; c) naprężenia ściskające zastępujące strefę plastyczną

Kolejną wielkością opisującą odporność na pękanie jest rozwarcie wierzchołka szczeliny (CTOD), oznaczane jako δ . Kryterium wprowadził w 1963 roku Wells. Osiągnięcie przez δ wartości krytycznej sygnalizuje o pękaniu materiału. Przyjęło się stosować δ jako odkształceniowe kryterium pękania. Kryterium może być stosowane zarówno w obszarze sprężystym jak i sprężysto plastycznym. Na Rys. 3.9 zamieszczono ilustrację koncepcji CTOD dla płaskiej nieskończonej rozciąganej płyty ze szczeliną centralną.



Rys. 3.9 Koncepcja CTOD

W 1956 roku Irwin założył, że w związku z pojawieniem się strefy plastycznej, zastępczy rozmiar strefy plastycznej będzie większy niż w rzeczywistości (za [71]). Wykorzystując podejście Irwina wielkość strefy plastycznej można określić na podstawie wzoru 3.6. Zależność maksymalnego otwarcia szczeliny (mającego miejsce w centrum szczeliny) można określić na podstawie wzoru 3.9.

$$COD = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{(a + r_p)^2 - x^2} \quad (3.9)$$

Aby określić CTOD za x (zdefiniowane na Rys. 3.9) należy podstawić a , równanie 3.9 przyjmie postać:

$$CTOD \equiv \delta = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{(a + r_p)^2 - a^2} \approx \frac{4\sigma}{E} \sqrt{2ar_p} = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{ER_e} \quad (3.10)$$

δ może zostać określona również poprzez podejście Dugdale'a. Dla $x = a$ przyjmie ona postać:

$$\delta = \frac{8aR_e}{\pi E} \ln \left[\sec \left(\frac{\pi\sigma}{2R_e} \right) \right] \quad (3.11)$$

Dla naprężeń dużo mniejszych niż granica plastyczności, równanie 3.11 można uprościć do postaci:

$$\delta = \frac{\pi\sigma^2 a}{ER_e} = \frac{G_I}{R_e} = \frac{K_I^2}{ER_e} = \frac{J}{R_e} \quad (3.12)$$

gdzie J – całka J , zdefiniowana w dalszej części rozdziału.

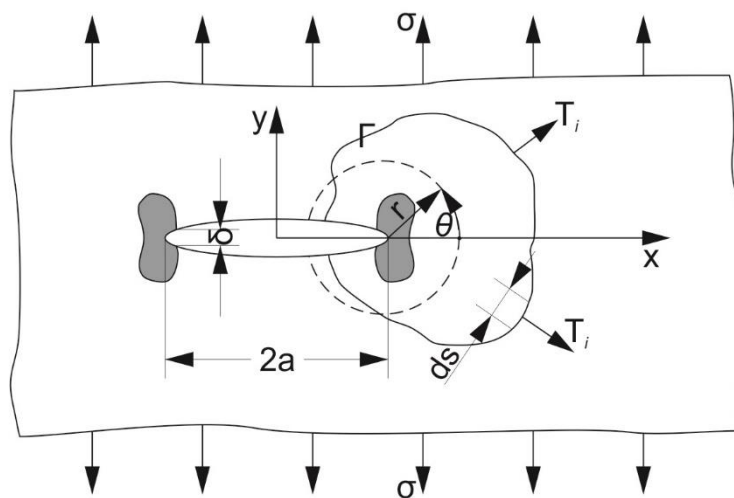
W warunkach $\sigma > R_e$ koncepcja rozwarcia wierzchołka szczeliny traci swoją ważność [47]. Uniwersalną wartością opisującą stan energetyczny w strefie czoła pęknięcia jest całka J . Pojęcie zostało wprowadzone, niezależnie od siebie, przez Rice'a (nazwa całki pochodzi od pierwszej litery imienia autora pracy) i Czerepanowa w 1968 roku. Całka ma ogólną postać:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W \delta y - \mathbf{T} \frac{\partial \mathbf{u}}{\partial x} ds \right) \quad (3.13)$$

gdzie:

- W – gęstość energii odkształcenia (energii przypadającej na jednostkę objętości),
- Γ – krzywa obejmująca czoło pęknięcia, zaczynające się na dolnej powierzchni szczeliny i kończy na górnej (skierowana przeciwnie do ruchu wskazówek zegara),
- $\mathbf{T} \equiv \sigma_{ij} n_j$ – wektor sił powierzchniowych na Γ odpowiadający jednostkowemu wektorowi \mathbf{n} (o cosinuse kierunkowym n_j) zewnętrznej normalnej do Γ , ds – wycinek łuku,
- \mathbf{u} – wektor przemieszczenia.

Schemat szczeliny wraz z krzywą całkowania Γ zaprezentowano na Rys. 3.10.



Rys. 3.10 Schemat szczeliny do koncepcji całki J

Całka J jest niezależna od konturu całkowania, co umożliwia wybór najłatwiejszego rozwiązania. Ważne jest, aby cała strefa plastyczna zawierała się w konturze. Przykładowo dla konturu będącego okręgiem o środku pokrywającym się z czołem pęknięcia o promieniu r (Rys. 3.10), we współrzędnych biegunowych r i θ , równanie 3.13 przyjmie postać:

$$J = r \int_{-\pi}^{\pi} \left[W(r, \theta) \cos \theta - T(r, \theta) \frac{\partial u}{\partial x} \right] d\theta \quad (3.14)$$

Związek jest właściwy zarówno dla ciał zarówno liniowo jak i nieliniowosprężystych. Parametr jakim jest całka J stał się użyteczny ponieważ, podobnie jak K_I i δ , jest możliwy do wyznaczenia eksperymentalnie.

3.3. Związki pomiędzy wielkościami opisującymi odporność na pękanie

Istnieją związki pomiędzy poszczególnymi wielkościami opisującymi odporność materiału na pękanie (równania 3.2, 3.3 i 3.12). Poniżej wypunktowano niektóre z nich. Należy mieć świadomość, że przytoczone zależności mają pewne ograniczenia w stosowaniu, zazwyczaj obowiązują dla liniowej mechaniki pęknięcia.

- według [47], dla poziomych naprężeń $\sigma < 0,7 R_e$, przyjmuje się:

$$\frac{K_{IC}^2}{E} = \delta_c R_e = J_c = G_{IC} \quad (3.15)$$

- zależność 3.15 jest bardzo ogólna, związek δ z K_I można zapisać w bardziej szczegółowej postaci:

$$\delta = \alpha \xi \frac{K_I^2}{E R_e} \quad (3.16)$$

gdzie: $\xi = (1 - \nu^2)$ dla PSO, $\xi = 1$ dla PSN, $\alpha = 4/\pi$ dla PSN i $4/(\pi\sqrt{3})$ dla PSO dla modelu Irwina, $\alpha = 1$ w modelu Dugdale'a, $\alpha = 0,68$ wg Rice'a, $\alpha = 0,79$ wg Rice'a-Johnsona, $\alpha = 0,47$ wg Levy'ego i współautorów, $\alpha = 0,87$ wg Sumptera i współautorów (za [64])

- podobnie bardziej szczegółowo można rozpisać związek J z K [55]

$$J = \frac{\xi}{E} K_I^2 \quad (3.17)$$

- a także pomiędzy J a δ [55]

$$J = \xi \sigma_Y \delta \quad (3.18)$$

- związki pomiędzy poszczególnymi wielkościami mechaniki pęknięcia zawarte są również w normach, np. [12]. Związek δ z K_I , dla stali (w tym stali austenitycznych) i aluminium o stosunku $\sigma_{max} / R_e \leq 0.5$ (gdzie σ_{max} jest kombinacją wielkości dopuszczalnych składowych naprężeń) i dla pozostałych materiałów, niezależnie od σ_{max} / R_e opisany jest jak w równaniu 3.15 zaś dla stali (w tym stali austenitycznych) i stopów aluminium o $\sigma_{max} / \sigma_y > 0.5$ związek ten przyjmuje następującą postać:

$$\delta_I = \frac{K_I^2}{R_e E} \left(\frac{R_e}{\sigma_{max}} \right)^2 \left(\frac{\sigma_{max}}{R_e} - 0,25 \right) \quad (3.19)$$

W literaturze [12] można znaleźć związki K_{IC} i δ z udarnością. Próba Charpy'ego jest zdecydowanie prostsza, szybsza i tańsza w wykonaniu, niż badania oparte o mechanikę pękania (w rozdziale czwartym opisano aktualną procedurę badań opartych o mechanikę pękania). Cytowana już powyżej norma [12] podaje związki właściwe dla materiału rodzimego:

$$K_{IC} = \left[(12\sqrt{KV} - 20)(25/B)^{0,25} \right] + 20 \quad (3.20)$$

$$K_{IC} = 0,54KV + 55 \quad (3.21)$$

gdzie: KV jest udarnością wyrażaną w dżulach, zaś B jest grubością materiału, dla którego wyznaczana jest odporność na pęknięcie.

Równanie 3.20 jest właściwe dla obszaru pęknięcia kruchego, zaś 3.21 dla obszaru pęknięcia ciągliwego na krzywej przejścia (patrz Rys. 2.3). Autorzy publikacji podkreślają, że uzyskany wynik należy traktować ostrożnie. Przykładowe wzory korelacji KV z K_{IC} (, a także korelacji KV z δ_C za [87] mają następującą postać:

$$K_{IC} = \sqrt{0,00022E(KV)^{3/2}} \quad (3.22)$$

$$K_{IC} = \sqrt{0,00022E * KV} \quad (3.23)$$

$$K_{IC} = 14,5\sqrt{KV} \quad (3.24)$$

$$K_{IC} = 0,53KV + 57,9 \quad (3.25)$$

$$\delta_C = 0,024KV \quad (3.26)$$

Wszystkie zaprezentowane wzory mają charakter empiryczny, zaś wyniki uzyskane w oparciu o nie należy traktować z dużą dozą ostrożności. Warto zauważyć, że za wyjątkiem wzoru 3.20 nie uwzględniają one żadnej poprawki na grubość materiału, dla którego wyznaczane jest K_{IC} i δ . A jak już wspomniano są to parametry wrażliwe na grubość B – o czym jest mowa w rozdziale numer pięć niniejszej pracy.

4. Procedura badań opartych o mechanikę pęknięcia na przykładzie próby CTOD

Jak wspomniano w poprzednim rozdziale, teoria Griffitha, rozwijana po II wojnie światowej przez Irwina doprowadziła do stworzenia nowej gałęzi mechaniki – mechaniki pęknięcia. W połowie lat sześćdziesiątych, na podstawie dużej liczby prac teoretycznych i badawczych opisujących zjawiska pęknięcia, ta nowa gałąź zaczęła nadawać się do praktycznego zastosowania [19]. W niniejszym rozdziale przedstawione zostaną znormalizowane próby wyznaczania wielkości mechaniki pęknięcia.

Do grupy znormalizowanych badań ciągliwości materiału, opartych o mechanikę pęknięcia (MP) zaliczyć można:

- wyznaczenie krytycznego współczynnika intensywności naprężeń, dla I formy pęknięcia – K_{IC} ,
- wyznaczenie krytycznej wartości całki J ,
- wyznaczenie krytycznego rozwarcia wierzchołka szczeliny CTOD.

Wszystkie wspomniane wielkości zdefiniowano w rozdziale trzecim. Przeanalizowane przepisy i wymagania mające zastosowanie w przemyśle stoczniowym [25, 26, 28, 54, 69, 81] i na chwilę obecną ograniczają się głównie do wymagań CTOD, choć jak wspomniano w rozdziale 2.2, istnieją przepisy dotyczące rurociągów podwodnych, wymagające wyznaczenia krzywej odporności na pęknięcie, gdzie miarą ciągliwości materiału może być również całka J .

Początki normalizacji metod eksperymentalnych opartych o MP datuje się na połowę lat 60 XX wieku. W latach 70 pojawiły się brytyjskie normy na wyznaczenie COD (CTOD) i K_{IC} [13], zastąpione w latach 90 tych przez [14]. Norma [14] przywoływana jest np. w przepisach z 2011 roku [69], pomimo że w roku 2002 ISO wprowadziło normę „Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness” [42], zaktualizowaną w roku 2016 [43], której uzupełnieniem dotyczącym badania złączy ciągliwości złączy spawanych jest [77], dotycząca badania złączy spawanych. W roku 1987 Polski Komitet Normalizacji, Miar i Jakości wydał normę dotyczącą odporności na pęknięcie w płaskim stanie odkształcenia – K_{IC} [73], a w roku 1988 na wyznaczania krytycznej całki J [74]. Norma [73] została zastąpiona w roku 2001 pozycją [75], wycofaną w roku 2012. Od tego czasu obowiązuje ujednolicona norma ISO [42]. ASTM International (wcześniej Amerykańskie Stowarzyszenie Badań i Materiałów, ang. *American Society of Testing Materials*) wydaje własne normy dotyczącą badania ciągliwości materiałów; aktualne publikacje dotyczące badań to np.: [3] (norma wycofana w 2013 roku), [5, 6]. Pomimo różnic w szczegółach, wszystkie przywołane normy mają wspólne cechy, a procedury badawcze w nich zawarte są zbliżone. W dalszej części rozdziału opisano typowe elementy procedury badawczej, skupiając się na wyznaczeniu punktowej wartości δ .

4.1. Wymagania ogólne dotyczące warunków przeprowadzania próby CTOD

Jak w przypadku każdych badań, jedną z ważniejszych czynności przed ich rozpoczęciem jest precyzyjne określenie rodzaju i celu próby. W normach przedmiotowych [14, 42] znajdują się schematy ułatwiające wybór ścieżki postępowania, a także poruszanie się po przedmiotowych normach. Za podstawowe wymagania można uznać: płaszczyznę i kierunek badania, w przypadku złączy spawanych konkretną strefę złącza, rodzaj i wielkość próbek oraz temperaturę badania. Przykładowe wymagania odnośnie CTOD, dla budowy konstrukcji typu offshore, zawarte są w Tab. 4.1.

Tab. 4.1 Przykładowe wymagania ogólne dla próby CTOD, dla konstrukcji typu offshore.

Nazwa	Normy wg których należy wykonać badanie	Wymagana wartość δ [mm]	Próbki	Temperatura próby	Wymagania dodatkowe
DNV GL C201 / C401 [23] [25]	ISO 12135:2002 [42] i ISO 15653:2010 [77], lub inny znany standard	0,15	zginane: zalecane B x 2B, dopuszczone B x B, próbki zwarte	najniższa temperatura projektowa konstrukcji	-
EEMUA 158 [28]	ISO 15653:2010 [77]	nie precyzuje – decyzja projektanta	zginane, zalecane B x 2B, dopuszczone B x B	określa projektant konstrukcji	próbę należy wykonać w ciągu 21 dni od pospawania płyty próbnej
NORSOK M101 [69]	BS 7448 część 1 i 2 [14] [15]	nie precyzuje – decyzja projektanta	zginane B x 2B	0 [°C] dla elementów zanurzonych w wodzie, -10 [°C] dla elementów w strefie rozbryzgów	-

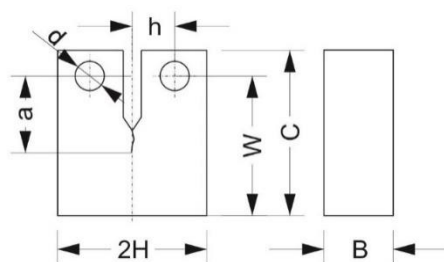
Przedstawione wymagania dotyczą głównie złączy spawanych i regulują sposób przygotowania złącza testowego, w tym między innymi, ułożenie kierunku walcowania materiału rodzimego względem osi spoiny. W przypadku badania materiału, precyzyjnie określa się kierunek naciętego karbu względem kierunku walcowania, nierzadko wykonując badania wzdłuż i w poprzek do kierunku walcowania. W rozdziale 4.2 opisano pokrótce rodzaje próbek dopuszczanych przez właściwe normy badawcze.

4.2. Rodzaje próbek

Jak już wspomniano, rodzaj próbek zależy od ogólnych wymagań dotyczących badania, w tym od badanego obiektu. Normy [14, 42] dopuszczają stosowanie dwóch typów próbek – zwartych i trójpunktowo zginanych, zaś [5] i wycofana już pozycja [73], dopuszczają dodatkowo próbki zwarte o kształcie dysku. Na Rys. 4.1 – Rys. 4.3 zaznaczono wymiary podstawowe, zaś w Tab. 4.2, Tab. 4.3 i

Tab. 4.4 zestawiono proporcje wymiarowe dla każdego typu próbek wg standardów: ASTM 1820E-17a, BS 7448-1:1991 i ISO 12135:2016. Wymiarem niezależnym dla każdego z typów jest grubość próbki, oznaczana jako B , wszystkie pozostałe wymiary są od niej zależne.

Próbka zwarta (inne określenia: Compact, C(T)) występuje w kilku odmianach, różniących się kształtem w rejonie mocowania ekstensometru – przyrządu pomiarowego o określonej bazie, służącego do określania przyrostu wydłużenia, w przypadku badań MP rozwarcia szczeliny. Najprostszą wersję próbki C(T) przedstawiono na Rys. 4.1.

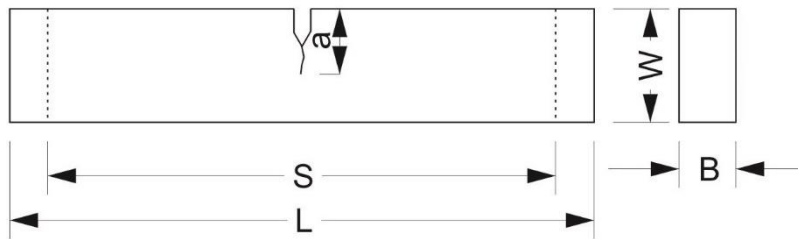


Rys. 4.1 Próbka zwarta

Tab. 4.2 Proporcje wymiarowe próbek zwartych [5] [14] [43]

	Szerokość efektywna	Szerokość całkowita	Połowa wysokości	Połowa odstępu między otworami	Średnica otworu	Długość szczeliny
norma	W	C	H	h	d	a
ASTM 1820E-17a	(2 - 4) B	1,25W	0,6W	0,275W	0,25W	(0,45 – 0,70)W
BS 7448-1:1991	2B	$\geq 1,25W$	0,6W	0,275W	0,25W	(0,45 – 0,55)W
ISO 12135:2016	(0,8 – 4,0)B, zalecane 2B	1,25 W	0,6W	0,275W	0,25W	(0,45 – 0,70)W dla K_{IC} (0,45 – 0,55)W

Próbka trójpunktowo zginana (inne określenia: SE(B), 3PB) została przedstawiona na Rys. 4.2.

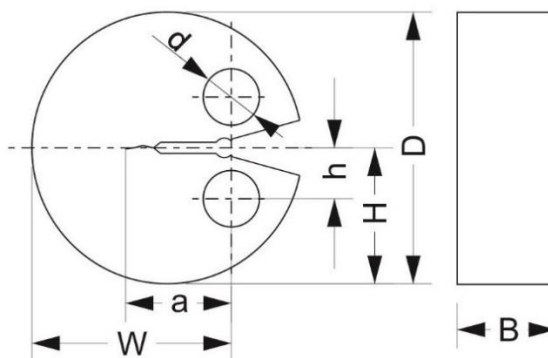


Rys. 4.2 Próbką trójpunktowo zginana

Tab. 4.3 Proporcje wymiarowe próbek dla trójpunktowo zginanych [5, 14, 43]

	Szerokość	Rozstaw podpór	Długość całkowita	Długość szczeliny
norma	W	S	L	a
ASTM 1820E-17a	B lub 2 x B	4W	4,5W	(0,45 – 0,70)W
BS 7448-1:1991	B lub 2 x B	4W	4,6W	(0,45 – 0,55)W
ISO 12135:2016	(1 – 4) W, zalecane 2B	4W	≥4,6W	(0,45 – 0,70)W dla K_{IC} (0,45 – 0,55)W

Próbka w kształcie dysku DC(T) (próbka typu O) jest szczególnym przypadkiem próbki, występującym aktualnie jedynie w normach amerykańskich [5]. Na Rys. 4.3 zamieszczono szkic próbki DC(T) i zależności wymiarowe właściwe dla tego typu próbek.



Rys. 4.3 Próbką w kształcie dysku

Tab. 4.4 Proporcje wymiarowe dla próbki DC(T) [5]

	Szerokość efektywna	Średnica	Połowa wysokości	Połowa odstęp między otworami	Średnica otworu	Długość szczeliny
norma	W	D	H	h	d	a
ASTM 1820E-17a	2B	1,35W	0,675W	0,275W	0,25W	(0,45 – 0,70)W

Norma ASTM dopuszcza wykonanie badania na próbkach typu DC(T) o wymiarach alternatywnych. Dopuszczalne jest modyfikowanie stosunku szerokości efektywnej do grubości w zakresie $2 \leq W/B \leq 4$, proporcje pozostałych wymiarów nie podlegają modyfikacjom.

Jak widać z przedstawionego zestawienia, poszczególne normy w podobny sposób definiują geometrię próbek badawczych. W ocenie Autora różnicą, która ma największy wpływ na otrzymane wyniki próby CTOD w przypadku pęknięcia ciągliwego, jest dopuszczalna długość pęknięcia w stosunku do szerokości efektywnej próbki. Najstarsza z uwzględnianych norm – BS 7448-1:1991 znacznie zawęża, dopuszczalną w procedurze badawczej, długość pęknięcia względem szerokości (a_0/W). Norma ISO 12135:2016 pozwala na wykonywanie badań dla a_0/W mieszczącym się w zakresie od 0,45 do 0,70 dla wyznaczenia δ i całki J . W przypadku badań K_{IC} zakres dopuszczalnego a_0/W zostaje zawężony do 0,55 (dolna granica pozostaje bez zmian). Jest to istotna zmiana wydania normy z 2016 roku w stosunku do wydania poprzedniego z 2002 roku. Świadczyć to może o fakcie zauważenia przez twórców publikacji znacznego wpływu a_0/W na wyniki próby. Norma ASTM E1820-a17 dopuszcza wykonanie wszystkich badań opartych o mechanikę pęknięcia przy a_0/W mieszczącym się w zakresie od 0,45 do 0,70. Wycofana z użycia Polska Norma PN-88/H-04336, dotycząca wyznaczenia całki J , dopuszczała a_0/W mieszczące się w zakresie 0,45 – 0,75.

W normach wycofanych, np. [3, 73] można dodatkowo znaleźć próbki w kształcie łuku A(B), oznaczane również jako próbki typu C. Aktualne standardy prowadzenia badań nie dopuszczają możliwości ich stosowania, dlatego też nie zostaną tutaj opisane.

4.3. Wykonanie karbu – wprowadzenie pęknięcia zmęczeniowego

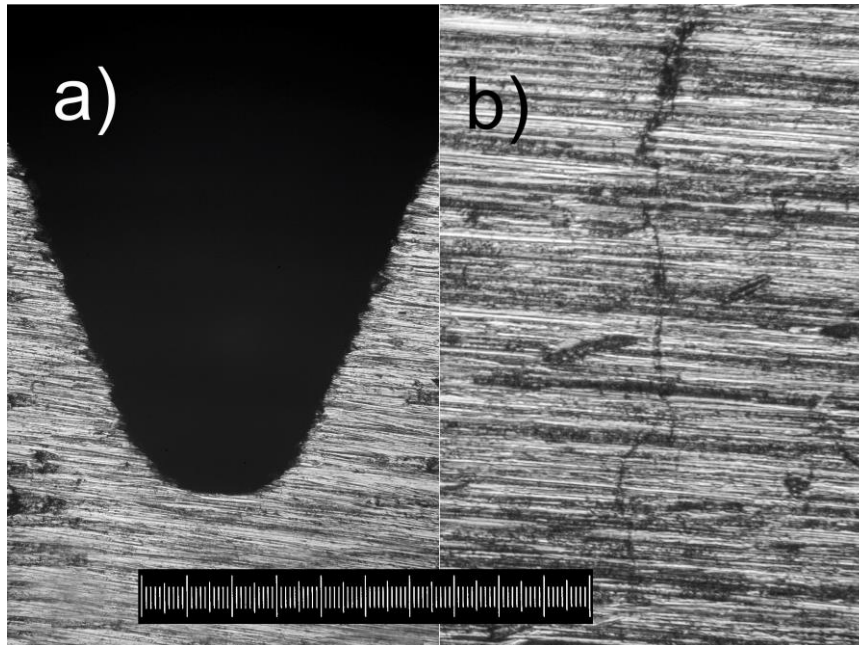
W badaniach udarności sposobem Charpy’ego, karb będący inicjatorem pęknięcia wprowadza się poprzez nacięcie frezem o określonej geometrii. Nacięte karby są kontrolowane pod względem geometrii jak i głębokości. Do wad takiego schematu postępowania można zaliczyć fakt tępienia się frezu w trakcie nacinania karbów. Może się zdarzyć, szczególnie w przypadku stali austenitycznych, że karby nacięte w pierwszej kolejności spełniają kryteria poprawnego wykonania, kolejne zaś nie. Kolejną poważną wadą karbów w próbkach do badań udarności jest nieprzystawanie geometrii karbu do występującej naturalnie w rzeczywistych konstrukcjach.

W przypadku badań opartych o mechanikę pęknięcia, karb (szczelina) składa się z dwóch stref:

- karbu mechanicznego,
- pęknięcia zmęczeniowego.

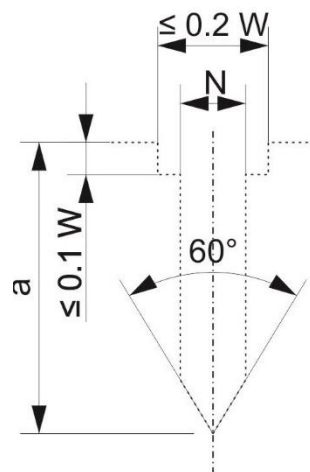
Zadaniem karbu mechanicznego jest zainicjowanie pęknięcia (stąd nazwa spotykana w literaturze anglojęzycznej crack-starter notch). Pęknięcie zmęczeniowe przechodzi przez całą grubość próbki i staje się źródłem stałej koncentracji naprężeń na swoim końcu. W ten sposób karb w próbce do badań

opartych o mechanikę pęknięcia jest pozbawiony wspomnianych wyżej wad, właściwych dla próby udarności. Na Rys. 4.4 pokazano różnice pomiędzy karbem typowym dla próby Charpy'ego (a) i karbem dla prób opartych o mechanikę pęknięcia (b). Oba zdjęcia zostały wykonane na zglądach nietrawionych, przy powiększeniu około 100 razy.



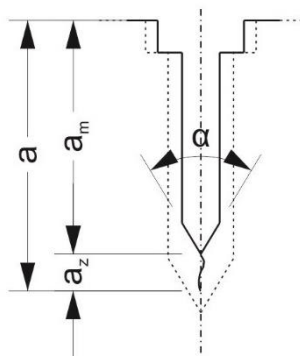
Rys. 4.4 Porównanie karbu: a) do badań udarności, b) zmęczeniowego dla metod mechaniki pęknięcia. (powiększenie około 100x), opracowanie własne

Wszystkie wspomniane wcześniej normy określają zarówno geometrię karbów mechanicznych jak i parametry dla wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego. Karb musi się zmieścić w obwiedni, której wielkość zależy od proporcji próbek. Na Rys. 4.5 pokazano kształt obwiedni (jej wymiary są zdefiniowane tak samo przez [5, 14, 42, 43]).



Rys. 4.5 Obwiednia karbu dla próbki do badań metodami mechaniki pęknięcia

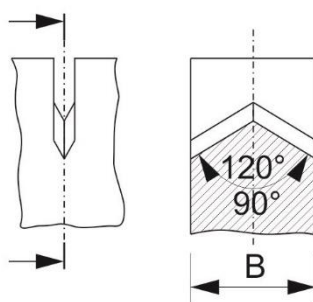
Jak już wspomniano, całkowitą długość karbu a , można podzielić na dwie składowe: karb mechaniczny i karb powstały na skutek wprowadzenia pęknięcia zmęczeniowego. Schematycznie przedstawiono to na Rys. 4.6.



Rys. 4.6 Szczelina b na tle obwiedni, a_m – karb mechaniczny, a_z – karb powstały na skutek wprowadzenia pęknięcia zmęczeniowego

Szerszy rejon karbu na górnej powierzchni próbki ma za zadanie ułatwić montaż ekstensometru, niezbędnego do pomiaru rozwarcia karbu w trakcie próby. Maksymalna szerokość karbu, oznaczona jako N (Rys. 4.5), przyjmuje wartość $W/16$. Norma ASTM definiuje dodatkowo tak zwany wąski karb. Jego szerokość N wynosi nie więcej niż $0,01W$. Maksymalny kąt na końcu karbu mechanicznego α – wynosi 60° - Rys. 4.6. Dla karbu wąskiego, norma ASTM E1820-17e dopuszcza kąt wynikający z obróbki karbu.

Dodatkowym rodzajem karbu, dopuszczanym przez wszystkie aktualne normy jest karbu typu Chevron – przedstawiono go na Rys. 4.7.



Rys. 4.7 Karb typu Chevron

Normy BS 7448-1:1991 i ISO 12135:2016 nie podają żadnych dodatkowych informacji dotyczących jego stosowania. ASTM E1820-17a podaje tylko, że pęknięcie zmęczeniowe powinno pojawić się na obu powierzchniach karbu mechanicznego. Literatura przedmiotowa, np. [29] podaje, że do zalet tego typu karbu należy m.in. brak konieczności wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego – jest to sprzeczne z obowiązującymi obecnie normami badawczymi.

Jak już wspomniano na początku punktu 4.3, w próbie udarności promień łuku na dnie karbu ma kluczowe znaczenie dla wyniku badania. W przypadku prób opartych na mechanice pęknięcia, wpływ promienia zaokrąglenia w dnie karbu mechanicznego nie powinien mieć znaczenia na wynik (ze względu na wyprowadzone z niego pęknięcie zmęczeniowe), niemniej aktualnie obowiązujące normy określają jego maksymalne wartości. Powodem pojawienia się takich zapisów jest proces inicjacji pęknięcia zmęczeniowego – im mniejszy promień w dnie karbu, tym mniejszy zakres siły potrzebny do zainicjowania pęknięcia. Poniżej zestawiono dopuszczalne promienie w dnie karbu dla różnych technik jego wykonania – Tab. 4.5.

Tab. 4.5 Zestawienie maksymalnych promieni w dnie karbu [5, 14, 43]

	ASTM-E1820-17a	BS 7448-1:1991	ISO 12135:2016
	maksymalny promień [mm]		
frezowanie	0,08 (0,003 cala)	0,10	
drażnienie, piłowanie, drażnienie elektroiskrowe		0,15	
karb typu Chevron	0,25		

Etapem następującym po przygotowaniu karbu mechanicznego jest wprowadzenie pęknięcia zmęczeniowego. W tym celu próbkę montuje się w maszynie zmęczeniowej i poddaje obciążeniu zmiennemu w czasie. Wszystkie przywoływane wcześniej normy definiują zarówno minimalną długość pęknięcia powstałego na skutek zmęczenia, jak i określają parametry cyklu zmęczeniowego. W Tab. 4.6 zestawiono wybrane wymagania dotyczące wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego, właściwe dla aktualnych norm.

Tab. 4.6 Zestawienie wymagań dotyczących wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego [5, 14, 43]

	ASTM E1820-17a	BS 7448-1:1991	ISO 12135
minimalna długość pęknięcia zmęczeniowego a_z	większa z wartości: 1,3 mm, 5% a_0	większa z wartości: 1,3 mm, 2,5% W	
współczynnik asymetrii cyklu R [-]	nie sprecyzowano	0 - 0,1	
Częstotliwość cyklu	< 100 [Hz]	nie sprecyzowano	

Ograniczenia dotyczące wielkości siły w trakcie wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego mają na celu maksymalne zredukowanie zasięgu strefy plastycznej przed frontem propagującej szczeliny. Zbyt duża strefa plastyczna mogłaby wypaczać wyniki badań. W dalszej części rozdziału zaprezentowano równania służące do wyznaczenia maksymalnego zakresu siły w ostatnim fragmencie pęknięcia zmęczeniowego. Według norm [5, 14, 42, 43] jest to większa wartość z: 1,3 mm lub 50% pęknięcia zmęczeniowego). Przytoczone równania obowiązują dla próbek trójpunktowo zginanych.

- Maksymalna wartość siły wg ASTM E1820-17a

$$P_f = \frac{0.5Bb_0R_m}{S} \quad (4.1)$$

gdzie: $b_0 = W - a_0$

- Maksymalna wartość siły wg BS 7448-1:1997 – wartość najniższa z trzech możliwych:

$$F_f = \frac{B(w-a)^2(R_e+R_m)}{4S} \quad (4.2)$$

lub wartość siły odpowiadającej:

$$\frac{\Delta K}{E} = 3.2 * 10^{-4} m^{0.5} \quad (4.3)$$

lub (dotyczy prób, które dały ważny wynik K_{IC}):

$$F_f = \frac{K_f B W^{1.5}}{S * f\left(\frac{a}{W}\right)} \quad (4.4)$$

gdzie: K_f – maksymalny zmęczeniowy współczynnik intensywności naprężeń w trakcie finalnego stadium wprowadzanie pęknięcia zmęczeniowego

- Maksymalna wartość siły wg ISO 12135:2016 – wartość niższa z dwóch

$$F_f = 0.8 \frac{B(W-a_0)^2}{S} R_e \quad (4.5)$$

lub:

$$F_f = \xi * E \left[\frac{(W B B_N)^{0.5}}{g_1\left(\frac{a_0}{W}\right)} \right] \left(\frac{W}{S} \right) \quad (4.6)$$

gdzie: $\xi = 1.6 * 10^{-4} m^{0.5}$, $B_N = B$ dla próbek równoległych, $g_1\left(\frac{a_0}{W}\right) = f\left(\frac{a_0}{W}\right)$

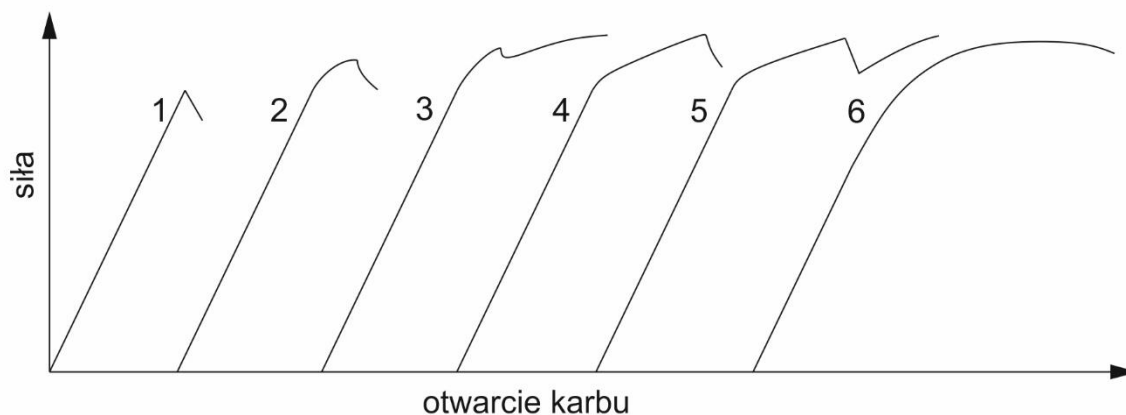
Jak wynika z równań (4.1) – (4.6) każda z przywołanych norm określa maksymalną siłę w inny sposób. Wyraźnie również widać, że w znacznej większości z zaprezentowanych wzorów (4.1), (4.2), (4.4), (4.5), (4.6) kluczową rolę odgrywają gabaryty próbki oraz całkowita długość szczeliny. Formuły (4.1), (4.2) i (4.5) uwzględniają podstawowe własności badanego materiału.

Wprowadzenie pęknięcia zmęczeniowego wykonywane jest zazwyczaj w temperaturze otoczenia.

4.4. Badanie CTOD

Próba CTOD polega na otwarciu szczeliny poprzez rozciąganie (próbki zwarte i DC(T)) lub zginanie próbki. W odróżnieniu od poprzedniego etapu, gdzie maszyna wytrzymałościowa sterowana jest siłą, próbę CTOD należy wykonywać sterując przemieszczeniem dla zapewnienia stałej prędkości

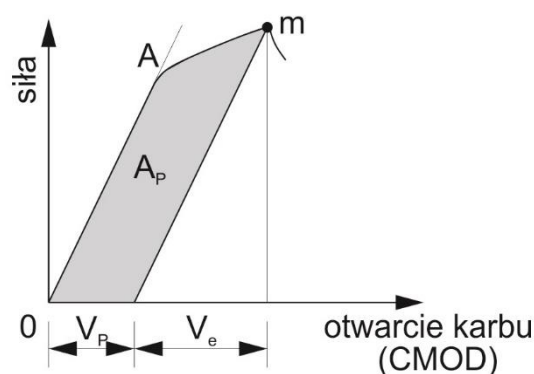
odkształcenia badanego materiału. W trakcie testu rejestruje się siłę i otwarcie karbu (CMOD). Z uzyskanych danych pomiarowych tworzy się wykres, którego przebieg świadczy o mechanizmie niszczenia próbki. Charakterystyczne przebiegi siły w funkcji otwarcia karbu przedstawiono na Rys. 4.8.



Rys. 4.8 Charakterystyczne formy wykresu siły w funkcji otwarcia karbu (rozwarcia szczeliny) [14, 42, 43]

Przebieg oznaczony jako (1) jest typowy dla pęknięcia kruche – bezpośrednio po sprężystym odkształceniu materiału następuje gwałtowny spadek siły. Wykresy 2 – 5 reprezentują mieszany – krucho-plastyczny mechanizm pęknięcia. Wykres oznaczony jako 6 jest typowy dla całkowicie plastycznego zachowania materiału. Widoczny jest na nim długi odcinek plastyczny (*ang. force plateau*). Na wykresach oznaczonych jako 3 i 5 można zaobserwować zjawisko pop-in, polegające na nagłym spadku siły i późniejszym dalszemu jej wzrostowi. Jak już wspomniano wcześniej, temperatura ma zasadniczy wpływ na proces niszczenia materiału. Badany materiał może mieć właściwości całkowicie plastyczne w temperaturze otoczenia (wykres 6) i całkowicie kruche w temperaturach niższych (wykres 1).

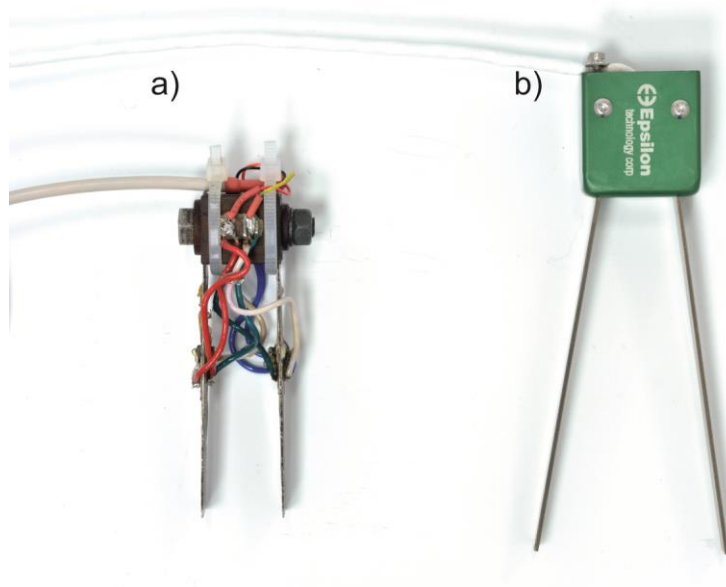
Niezależnie jednak od charakteru pęknięcia, do określenia krytycznej wartości δ , z wykresu należy wyznaczyć punkty charakterystyczne. W przypadku wyznaczania punktowej wartości CTOD jest to punkt będący pierwszym maksimum siły i składową plastyczną otwarcia karbu, oznaczaną jako V_P – Rys. 4.9.



Rys. 4.9 Definicja V_p

Z punktu m, będącego maksimum siły, poprowadzono prostą równoległą do OA. Przecięcie prostej z osią rzędnych dzieli całkowite rozwarście karbu zarejestrowane w trakcie próby na dwie składowe – plastyczną V_p i sprężystą V_e . Z wykresu można wyznaczyć również pracę wykorzystywaną m.in. do wyznaczenia doświadczalnej całki J – jej plastyczna składowa została oznaczona jako A_p .

Do pomiaru otwarcia karbu używa się ekstensometrów blaszkowych. Przywoływane wielokrotnie już normy ASTM, BS i ISO podają wymagania dotyczące dokładności i częstości wzorcowania wykorzystywanych urządzeń pomiarowych. Dodatkowo normy ASTM [3, 5] zawierają schemat budowy ekstensometru. Na Rys. 4.10 zamieszczono fotografię dwóch ekstensometrów do prób opartych o mechanikę pękania. Ekstensometr oznaczony jako (a), wykonany na Wydziale Oceanotechniki i Okrętownictwa Politechniki Gdańskiej, został zmodernizowany przez Autora dla potrzeb badań zaprezentowanych w niniejszej pracy.

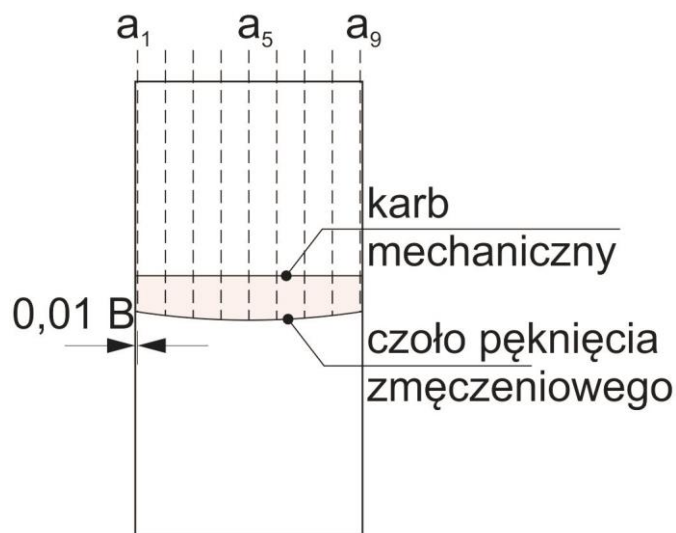


Rys. 4.10 Ekstensometry używane do badań opartych o mechanikę pękania.

Ostatnią fazą próby, po zakończeniu rejestracji, jest rozerwanie próbki na dwie części. Ma to na celu uwidocznienie złomu, umożliwienie dalszych pomiarów i opracowanie wyników.

4.5. Pomiar i analiza przełomów

Po wykonaniu próby i rozdzieleniu badanej próbki na dwie części następuje etap pomiaru geometrii pęknięcia. Zarówno ASTM E1820-17a, BS 7448-1:1991 jak i ISO 12135:2016 określają sposób pomiaru przełomu. Pomiaru dokonuje się w dziewięciu, równo od siebie oddalonych punktach. Na Rys. 4.11 pokazano miejsca wykonania pomiarów (linie przerywane).

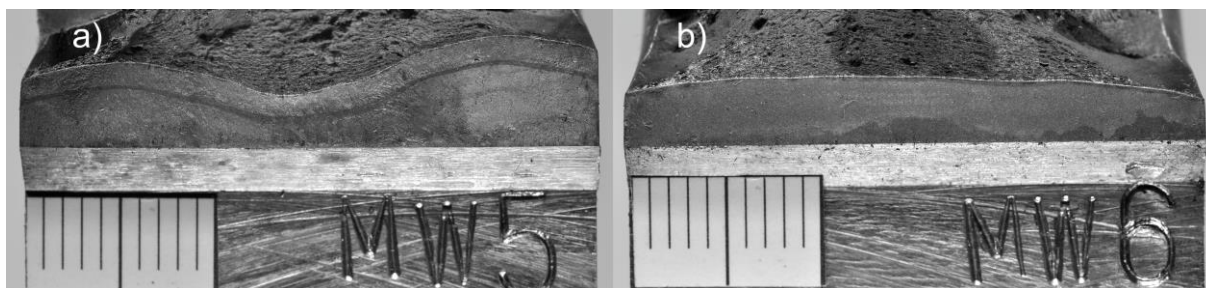


Rys. 4.11 Schemat pomiaru długości szczeliny [5, 14, 42, 43]

Zmierzone długości podlegają następnie uśrednieniu według wzoru (4.7); wielkość a_0 [mm] jest uśrednioną rzeczywistą długością karcu.

$$a_0 = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right) \quad (4.7)$$

Na tym etapie badań, aktualne normy wymagają sprawdzenia liniowości przebiegu pęknięcia zmęczeniowego. Analizuje się, czy żadna z pomierzonych wartości a_i nie odbiega od średniej o nie więcej niż 10% w przypadku badań materiałowych i 20% w przypadku badania złączy spawanych [15, 77]. Jeśli wartości te są przekroczone próbka kwalifikowana jest jako niespełniająca wymagań – nie może być uwzględniana w dalszej analizie. Na Rys. 4.12 zamieszczono dla porównania fotografie dwóch złomów: o przebiegu nieakceptowalnym (a) i kwalifikującym próbkę do dalszych badań (b).



Rys. 4.12 Przykłady pęknięci: a) o przebiegu nieakceptowalnym, b) akceptowalnym (opracowanie własne).

4.6. Wyznaczenie δ

Ostatnim etapem próby wykonywanej dla materiału rodzimego jest obliczenie δ . Równania na wyznaczenie CTOD zapisane w normach BS 7448-1:1991 i ISO 12135:2016 są przedstawiane w różnej postaci. Po szczegółowej analizie i niewielkich przekształceniach, okazuje się, że są to te same równania. Dla poszczególnych rodzajów próbek mają one następujące postaci:

- trójpunktowo zginanych:

$$\delta = \left[\frac{FS}{BW^{1.5}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{0.4(W-a_0)V_p}{0.4W+0.6a_0+z} \quad (4.8.)$$

- zwartych:

$$\delta = \left[\frac{FS}{BW^{0.5}} f'\left(\frac{a_0}{W}\right) \right]^2 \frac{(1-\nu^2)}{2\sigma_{YS}E} + \frac{0.46(W-a_0)V_p}{0.46W+0.54a_0+(C-W)+z} \quad (4.9)$$

gdzie:

- σ_{YS} – umowna granica plastyczności w temperaturze próby CTOD,
- z – wysokość zamocowania ekstensometru ponad górną krawędź próbki (dla próbek trójpunktowo zginanych), lub linię działania siły (próbki zwarte).

Według normy ISO 12135:2016, sposób zapisu wyniku mówi o mechanizmie pęknięcia i wielkości badanej próbki. Wyniki dla próbek, które w trakcie badania charakteryzowały się wykresem o formie (1), (2) lub (3) (patrz Rys. 4.8) zostaną oznaczone jako $\delta_{c(B)}$, gdzie indeks c oznacza charakterystykę przebiegu siły w funkcji otwarcia karbu, a (B) oznacza grubość próbki. Kształt wykresu odpowiadający formie (4) i (5) zostanie oznaczony jako $\delta_{u(B)}$, zaś wynik dla przypadku w pełni plastycznego zostanie oznaczony jako $\delta_{m(B)}$. Pozostałe przywoływane wcześniej normy przyjmują podobną konwencję zapisywania wyników badań. BS 7448-1:1991 nie podaje w zapisie wyniku grubości próbki, natomiast pozostałe oznaczenia pozostają bez zmian.

Autorzy normy ASTM E1820-17a wykorzystali związek CTOD i całki J . Dla próbki trójpunktowo zginanej zachodzą następujące zależności:

$$\delta = \frac{J}{m\sigma_Y} \quad (4.10)$$

oraz

$$m = A_0 - A_1 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right) + A_2 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^2 - A_3 \left(\frac{\sigma_{YS}}{\sigma_{TS}} \right)^3 \quad (4.11)$$

gdzie: $A_0 - A_3$ są współczynnikami zależnymi od a_0/W ; σ_{YS} jak w równaniu (4.9), $\sigma_{TS} - R_m$

$$J = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + J_{pl} \quad (4.12)$$

gdzie J_{pl} wyrażone jest równaniem:

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl} A_p}{B_N b_0} \quad (4.13)$$

gdzie: η_{pl} – współczynnik zależny od sposobu wyznaczania A_p ; A_p pole pracy plastycznej próbki – patrz Rys. 4.9, B_N – grubość próbki netto ($B_N = B$ jeśli nie cieniowano próbek); $b_0 = W - a_0$.

Współczynnik intensywności naprężeń należy zaś wyznaczyć z następującej zależności:

$$K = \left[\frac{PS}{BB_N^{1/2} W^{3/2}} \right] f \left(\frac{a_0}{W} \right) \quad (4.14)$$

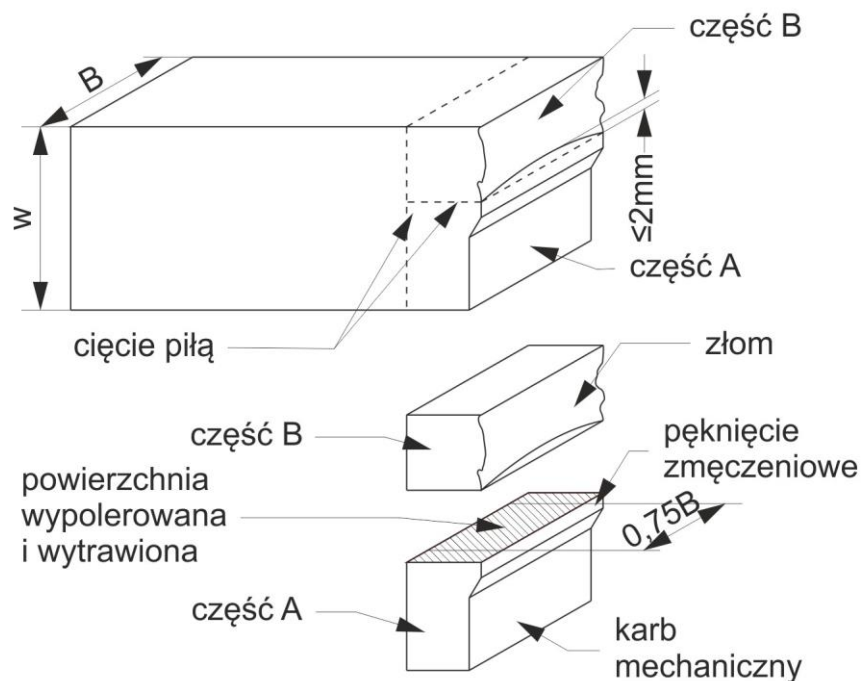
gdzie: P jest siłą.

4.7. Wymagania dodatkowe dla badań złączy spawanych

Genezą niniejszej pracy są badania CTOD dla złączy spawanych, z tego względu nie sposób nie wspomnieć o dodatkowych wymaganiach dla badań złączy spawanych, w stosunku do badań materiału rodzimego.

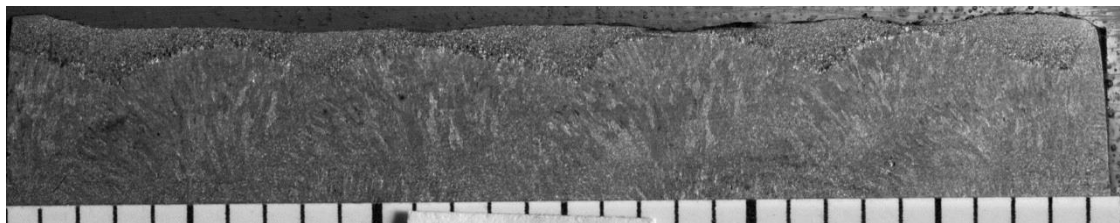
Kwalifikując technologię spawania należy wykonać badania udarnośći w materiale spoiny jak i strefie wpływu ciepła [76]. Wykonując badania CTOD dla złączy spawanych można zauważyć podobieństwa do próby udarnośći. Jednym z nich jest wykonanie próby dla konkretnej strefy złącza. W tym celu próbki trawi się przed nacięciem karbów i wprowadzeniem pęknięć zmęczeniowych. Weryfikacja, czy pęknięcie zmęczeniowe przebiegało przez strefę zainteresowania następuje po wykonaniu badania CTOD. Po wykonaniu pomiaru geometrii szczeliny (patrz 4.5 Pomiar i analiza przełomów) należy dodatkowo przygotować zgląd metalograficzny. Na Rys. 4.13 przedstawiono schematycznie sposób pobierania zglądu do dalszych badań.





Rys. 4.13 Schemat pobierania próbek do analizy przebiegu pęknięcia zmęczeniowego

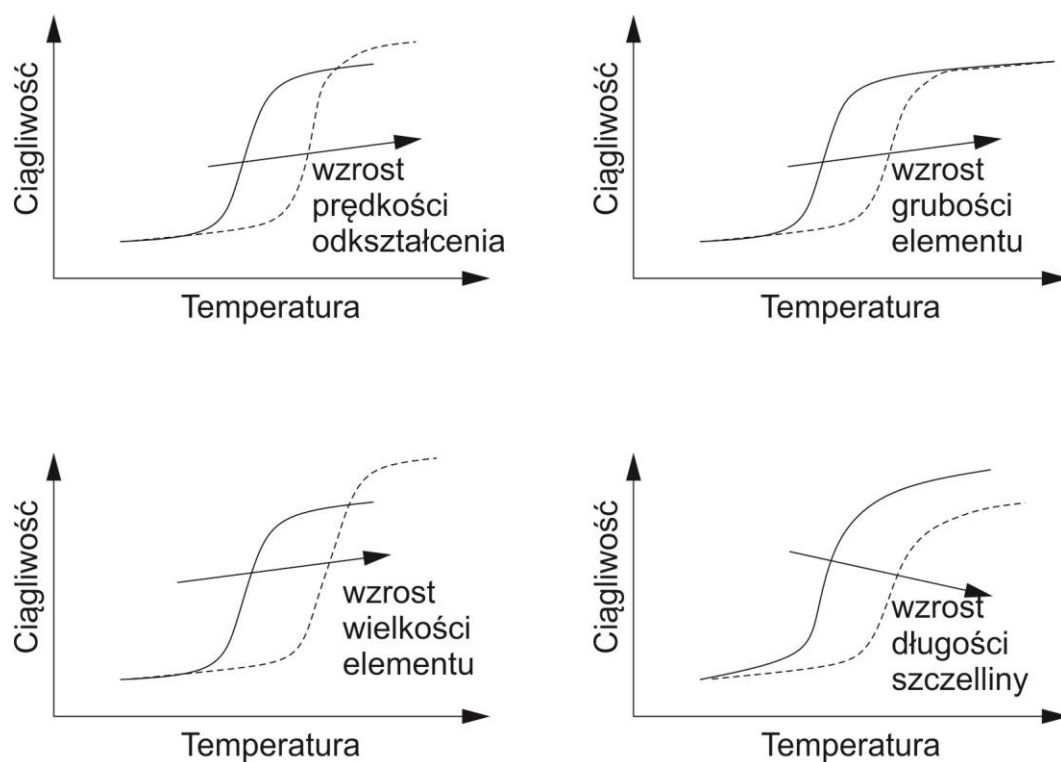
Zgład należy wypolerować i wytrawić w celu uwidocznienia strefy wpływu ciepła. Ze środkowej części próbki, o szerokości $0,75B$ należy przygotować mapę przebiegu pęknięcia zmęczeniowego. Zdjęcie zglądu poddanego analizie lokalizacji pęknięcia zamieszczono na Rys. 4.14.



Rys. 4.14 Zgład metalograficzny. Widoczna gruboziarnista strefa wpływu ciepła, przez którą przebiegało wstępne pęknięcie zmęczeniowe [opracowanie własne].

5. Czynniki wpływające na wyniki badań opartych o mechanikę pękania

W rozdziale drugim określono czynniki mające wpływ na powstawanie pęknięć w stalowych konstrukcjach okrętowych i oceanotechnicznych. Znormalizowane próby laboratoryjne nigdy w pełni nie oddadzą rzeczywistych warunków pracy konstrukcji, pozwalają jednak porównywać wyniki określone dla konkretnych warunków. Jak już wzmiankowano, na wyniki uzyskane przy pomocy prób opartych o mechanikę pękania może mieć wpływ szereg czynników, m.in.: wielkość i grubość próbki, prędkość obciążeń, długość szczeliny [2]. Przedstawione czynniki wpływają zarówno na wartość ciągliwości (reprezentowanej przez całkę J lub δ) jak i na temperaturę przejścia, co przedstawiono na Rys. 5.1.

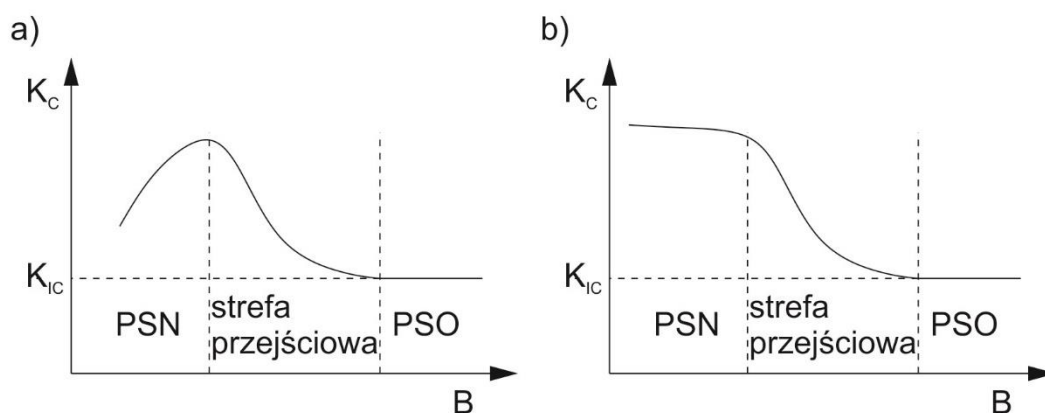


Rys. 5.1 Wpływ czynników zewnętrznych na wynik badań ciągliwości materiału: a) prędkości odkształcenia, b) grubości elementu, c) wielkości elementu, d) długości szczeliny [2].

Na Rys. 5.1 (a) zaprezentowano wpływ prędkości obciążenia na wynik ciągliwości. Wynika z niego, że wzrost prędkości odkształcenia powoduje przesunięcie krzywej przejścia w kierunku wyższej temperatury. Zjawisko zwiększenia ciągliwości obserwowane jest częściej dla stali o niższych granicach plastyczności [95].

Na Rys. 5.1 (b) przedstawiono wpływ grubości próbki na ciągliwość materiału. W zależności od źródła przyjmuje się, że K_{IC} w PSN najpierw rośnie, następnie wraz ze zmianą PSN na PSO zaczyna spadać,

przyjmując w PSO stałą wartość [64]. Według [16] K_{IC} osiąga maksymalną wartość dla małych grubości i maleje wraz z jej wzrostem, aż do stałej wartości w PSO. Wpływ grubości na K_{IC} wg literatury przedstawiono na Rys. 5.2



Rys. 5.2 Wpływ grubości na wartość K_{IC} a) wg [64] b) wg [16]

Oba źródła są zgodne co do jednego - K_{IC} w płaskim stanie odkształcenia jest stałe i po przekroczeniu pewnej grubości minimalnej, wzrost grubości nie ma wpływu na wartość K_{IC} . Oba przywołane źródła podają wzory na spełnienie warunku minimalnej grubości dla PSO, twierdząc że K_{IC} wyznaczone dla PSO jest stałą materiałową. Warunki minimalnej grubości znalazły swoje odzwierciedlenie w obecnie obowiązujących normach badawczych [5, 14, 42, 43].

Przywołane wielokrotnie wcześniej normy badawcze zalecają wykonywanie badań na próbkach o ustalonych proporcjach $B \times W$. W przypadku próbek trójpunktowo zginanych najczęściej zalecaną proporcją jest $B \times 2B$, gdzie B jest grubością elementu. Wzrost B/W powoduje spadek ciągliwości i przesunięcie krzywej przejścia w kierunku wyższej temperatury. Prace nad określeniem wpływu grubości próbki na ciągliwość materiału trwają od dawna. Za przykład można podać pracę z lat siedemdziesiątych XX wieku [84], w której autorzy zauważają, że spadek ciągliwości wraz ze wzrostem grubości próbki jest dodatkowo wzmacniany poprzez uwzględnienie strefy plastycznej przed szczeliną. Współczesne publikacje, np. [57, 58] upatrują powód zmniejszenia się ciągliwości wraz ze wzrostem grubości próbki jako skutek zmiany rozkładu (spadku) trójosiowości naprężeń (współczynnik trójosiowości zdefiniowano w rozdziale 6.6) przed frontem szczeliny.

Interesujące wyniki zaprezentował Kulkarni wraz ze swoimi współpracownikami w publikacji [51]. Prowadzono badania na próbkach zwartych o wymiarach $W = 24$ mm, $a_0 = 10,5$ mm, B przyjmowało wartości od 1,2 mm do 1,7 mm (co 0,1 mm). Za miarę ciągliwości materiału przyjęto krytyczną wartość $CTOD$. Otrzymano wyniki o tendencji odwrotnej niż w pracach [57, 58, 84], to znaczy ciągliwość materiału, reprezentowana przez krytyczną wartość δ rosła wraz z grubością próbki B . Efekt ten można tłumaczyć niewielką grubością elementów, a co za tym idzie ich pracą w płaskim stanie naprężenia.

Na Rys. 5.1c przedstawiono wpływ wielkości próbki na uzyskany rezultat badania. Stosując próbki o większych wymiarach (przy zachowaniu proporcji), uzyskuje się wyższe wyniki ciągliwości badanego materiału. Morrison i Gough [59] zestawili między innymi wyniki dla próbek 3PB o wymiarach $W \times B$ równych 25x25 i 50x25 mm, pobranych z jednego złącza. W obu przypadkach próbki miały odległość podporową wynoszącą $4W$. Próbki pobrane z materiału rodzimego o wymiarach większych, osiągnęły dwukrotnie większą wartość δ , około 35% wyższą wartość całki J oraz około 38% wyższy krytyczny współczynnik intensywności naprężeń K_{IC} . Autorzy pracy nie podali długości szczelin badanych próbek, przez co nie można jednoznacznie określić wpływu a_0/W na wynik. Jednym z wniosków podsumowujących pracę jest fakt, że wartość CTOD i całki J rośnie wraz z wielkością próbki.

Palombo, Sandon i Marco prowadzili badania CTOD serii próbek wykonanych ze stali węglowej EN 10222-4 P355GH, o nominalnej grubości 150 mm. Wyniki swoich badań zaprezentowali w pracy [72]. Badania prowadzono na próbkach 3PB o proporcji $B \times B$ gdzie B wynosiło 148 mm, 72mm i 35 mm, oznaczonych odpowiednio jako 6T, 3T i 1.4T. Karby nacięto prostopadle do powierzchni blachy i do kierunku walcowania – orientacja Y-Z wg [14]. Przedstawiono wyniki dla poszczególnych wielkości próbek wykonanych z jednego arkusza blachy. Badania prowadzono w temperaturach -15°C , -35°C , -45°C , -55°C i -65°C , przy a_0/W mieszczącym się w zakresie 0,49 – 0,54. Z zaprezentowanych wyników można wyciągnąć ogólny wniosek, że CTOD rośnie wraz ze wzrostem próbki (choć próbki 6T osiągnęły niższe wartości CTOD niż próbki 3T w temperaturze -15°C), zaś maleje wraz ze spadkiem temperatury.

Rys. 5.1d przedstawia wpływ głębokości karbu na wyniki badania. Neimitz i Gałkiewicz [66] zauważają, że wartości całki J są silnie zależne od początkowej długości szczeliny. Zaprezentowano wyniki dla stali oznaczonej jako 40H (stal węglowa do produkcji narzędzi, zawartość węgla 0.39%), badanej w stanie dostawy i po obróbce cieplnej. Badania wykonano dla grubości 4, 6, 12 i 16 mm. Początkowa, względna długość szczeliny a_0/W wynosiła 0,16, 0,35, 0,50, 0,71. Szerokość próbki W , wynosiła 25 mm w każdym z przypadków. Dla materiału w stanie dostawy, im pęknięcie początkowe było dłuższe, tym uzyskane wartości całki J niższe. Materiał poddany obróbce cieplnej wykazywał podobną tendencję w zakresie a_0/W od 0,16 do 0,50. Dla a_0/W wynoszącego 0,71 otrzymano wyższą wartość całki J niż dla a_0/W wynoszącego 0,50. Z powyższego wynika, że wpływ a_0/W na ciągliwość materiału nie jest czysto geometryczny.

5.1. Wpływ wielkości próbki na wynik badania metodami mechaniki pękania według obowiązujących normatywów.

Zaprezentowane w poprzednim rozdziale normy zastrzegają, że istnieje wpływ wielkości próbki na otrzymane wyniki badań. Norma ASTM E1820-17a podaje, że wynik badania CTOD i temperatura przejścia w stan kruchy są wartościami wrażliwymi na rozmiar próbki. Dokument ISO 12135:2016 [43] podaje, że zarówno CTOD, jak i całka J są wartościami wrażliwymi na wielkość próbki. Standard PN-

EN ISO 15653:2010 [77] dotyczący wykonywania badań opartych o mechanikę pęknięcia dla złączy spawanych, będący rozszerzeniem [43] podaje, że badanie próbek podwymiarowych (to znaczy o wymiarze B mniejszym niż grubość badanego materiału) jest dopuszczalne, ale wyniki mogą się różnić od tych dla próbek pełnowymiarowych. Obie normy, w przypadku korzystania z próbek podwymiarowych, wymagają wyraźnego zapisu tego faktu w sprawozdaniu z badań. Norma wydana przez British Standard [14] jest bardziej rygorystyczna jeśli chodzi o możliwość próbek podwymiarowych – dopuszcza zastosowanie próbek o zredukowanym rozmiarze w następujących sytuacjach:

- udowodniono, że kombinacja konkretnych parametrów takich jak wymiary próbki, materiał i temperatura badania daje wynik niezależny od wielkości próbki. W przypadku badań K_{IC} w normie określono minimalne grubości próbek, zależne od stosunku granicy plastyczności i modułu Younga. Dla stali o granicy plastyczności 355 MPa minimalna grubość próbki (o ile nie bada się blach o mniejszej grubości) wynosi 100 mm;
- określono związek pomiędzy wynikami uzyskanymi w badaniach na próbkach podwymiarowych i pełnowymiarowych. Norma nie podaje sposobu określania związku;
- nie podano grubości w specyfikacji wyrobu. W tym przypadku grubość B powinna być największa jak to tylko jest możliwe.

6. Numeryczny opis zachowania materiału ciągliwego

W niniejszym rozdziale opisano w zwięzły sposób zależności wykorzystywane do opisu zachowania materiału podczas obciążenia w modelach numerycznych.

6.1. Inżynierska (nominalna) i rzeczywista charakterystyka materiału

Podstawowym źródłem informacji o własnościach mechanicznych materiału jest statyczna próba rozciągania.

W zastosowaniach technicznych do opisu charakterystyk materiałowych, wyznaczonych w czasie próby rozciągania, takich jak moduł Younga, granica plastyczności czy granica wytrzymałości, korzysta się z charakterystyk inżynierskich zwanych również nominalnymi. Są one wyznaczane poprzez podzielenie siły otrzymanej z maszyny wytrzymałościowej poprzez nominalny, początkowy przekrój badanej próbki. Szczegóły prowadzenia próby rozciągania opisują normy, np. [78]. Poniżej zestawiono podstawowe wzory mające zastosowanie w określaniu nominalnych parametrów odkształcenia i naprężeń.

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} [-] \quad (6.1)$$

gdzie:

- ε – odkształcenie względne [-] lub [%],
- Δl – przyrost długości [mm],
- l_0 – początkowa długość bazy pomiarowej [mm],
- l – długość aktualna [mm].

W zastosowaniach technicznych wzór (6.1) najczęściej przyjmuje postać:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} * 100 = \frac{l - l_0}{l_0} \cdot 100 [\%] \quad (6.2)$$

W zakresie liniowo sprężystym zastosowanie ma prawo Hooke'a:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (6.3)$$

$$\sigma = \frac{F}{A_0} [MPa] \quad (6.4)$$

gdzie:

- E – moduł Younga [MPa],
- A_0 – początkowe pole przekroju badanej próbki [mm²].

Jak wynika ze wzoru (6.4) w podejściu inżynierskim nie jest uwzględniona zmiana pola przekroju poprzecznego próbki wraz z narastającą siłą. W przypadku, gdy naprężenia nie przekraczają granicy

proporcjonalności (w zakresie obowiązywania prawa Hooke'a), taki opis zachowania materiału nie odbiega praktycznie od rzeczywistości - jest całkowicie wystarczający. Do prowadzenia obliczeń w zakresie dużych odkształceń taki zapis jest zbytnim uproszczeniem. Konieczne jest posługiwanie się tzw. charakterystykami rzeczywistymi. W odróżnieniu od charakterystyk inżynierskich uwzględniają one fakt redukcji pola przekroju poprzecznego próbki wraz z narastającą siłą. Charakterystyki rzeczywiste wyznaczone są przy założeniu, że w trakcie jednoosiowego rozciągania objętość badanej próbki jest niezmienna. Dla odróżnienia od nominalnych, charakterystyki rzeczywiste najczęściej oznaczane są jako $\varepsilon_{true} - \sigma_{true}$. Poniżej zestawiono zależności wykorzystywane wyznaczenia charakterystyk rzeczywistych.

Przyrost odkształcenia podczas rozciągania próbki wynosi:

$$d\varepsilon_{true} = \frac{dl}{l} \quad (6.5)$$

a więc

$$\varepsilon_{true} = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (6.6)$$

Po przekształceniach otrzymuje się związek pomiędzy odkształceniem rzeczywistym i inżynierskim

$$\varepsilon_{true} = \ln(1 + \varepsilon) \quad (6.7)$$

Jak już wspomiano do wyznaczenia charakterystyk rzeczywistych przyjęto, że objętość rozciąganej próbki jest stała, zatem:

$$A_0 \cdot l_0 = A(F) \cdot l \quad (6.8)$$

czyli zmianę pola przekroju poprzecznego próbki wraz z przyrostem siły można zapisać w postaci:

$$A(F) = A_0 \frac{l_0}{l} \quad (6.9)$$

Podstawiając (6.9) do wzoru na naprężenia otrzymamy zależność opisującą naprężenia rzeczywiste:

$$\sigma_{true} = \frac{F}{A(F)} = \frac{F}{A_0} \frac{l}{l_0} = \sigma \left(\frac{l}{l_0}\right) \quad (6.10)$$

Uwzględniając:

$$\frac{l}{l_0} = 1 + \varepsilon \quad (6.11)$$

otrzymuje się wzór na naprężenia rzeczywiste w postaci:

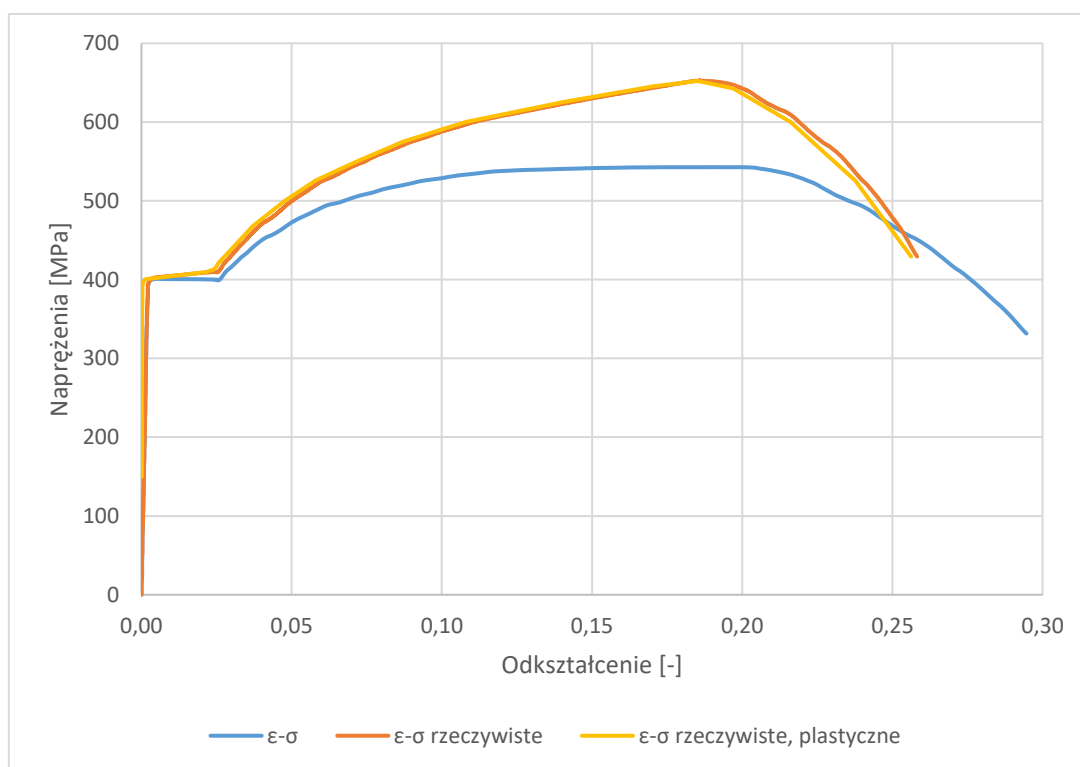
$$\sigma_{true} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (6.12)$$

W analizie uwzględniającej uplastycznienie bardzo ważne jest określenie składowej plastycznej odkształcenia rzeczywistego, w tym celu wykorzystuje się wzór 6.13.

$$\varepsilon_{pl} = \varepsilon_{true} - \varepsilon_{sp} = \varepsilon_{true} - \frac{\sigma_{true}}{E} \quad (6.13)$$

gdzie ε_{sp} jest składową sprężystą odkształcenia.

Na Rys. 6.1 przedstawiono różnice pomiędzy charakterystykami: nominalną, rzeczywistą i rzeczywistą plastyczną. Należy zaznaczyć, że charakterystyki rzeczywiste mają zastosowanie w modelu MES dopóki materiał nie osiągnie granicy wytrzymałości.



Rys. 6.1. Porównanie charakterystyk: nominalnej, rzeczywistej i rzeczywistej plastycznej dla badanej stali NL-E36

Jak wynika z przedstawionych na Rys. 6.1 charakterystyk, naprężenia maksymalne (granica wytrzymałości) dla charakterystyki rzeczywistej osiągają większe wartości przy mniejszych odkształceniach. Płaski, niemalże poziomy odcinek umocnienia plastycznego, charakterystyczny dla opisu nominalnego, jest zdecydowanie bardziej nachylony w opisie rzeczywistym. Wynika to z faktu uwzględnienia zmniejszania się pola przekroju poprzecznego próbki wraz z narastającym obciążeniem. Zmniejszeniu ulega wartość wydłużenia przy zerwaniu. Charakterystyka rzeczywista plastyczna (bez składowej sprężystej odkształcenia) przesunięta jest w lewo w stosunku do charakterystyki rzeczywistej, zgodnie z zależnością 6.13.

6.2. Opis zachowania plastycznego modelu materiału

Współczesne algorytmy do obliczeń metodami elementów skończonych, np. oprogramowanie Abaqus CAE umożliwia zastosowanie kilku zaimplementowanych modeli plastyczności i degradacji materiału oraz definiowanie własnych związków. Poniżej zwięźle opisano wybrane modele materiałowe wykorzystywane w obliczeniach MES, uwzględniających umocnienie plastyczne i ciągłe niszczenie stali.

Algorytmem często wykorzystywanym do obliczeń jest tak zwany klasyczny model plastyczności. Według [20] jest on właściwy dla materiałów izotropowych. Model może zostać użyty zarówno do odwzorowania doskonale plastycznego zachowania materiału, jak i jego umocnienia. Umożliwia uwzględnienie wpływu prędkości odkształcenia i temperatury na parametry materiału. Bardzo użyteczną cechą modelu klasycznego jest możliwość zastosowania danych uzyskanych bezpośrednio w statycznej próbie rozciągania (zdefiniowanych w układzie odkształceń i naprężeń rzeczywistych).

Model ten często nazywany jest modelem von Misesa, a w przypadku materiału anizotropowego Hilla lub Mises – Hilla. Nazwa wzięła się od wykorzystania płaszczyzny płynięcia plastycznego von Misesa, przyjmującej formę walca, niezmienną wraz rozwojem odkształceń plastycznych.

Inną propozycję opisu umocnienia materiału zaproponował w swojej pracy z 1945 roku Hollomon [33]. Uzależnił on zachowanie się materiału od dwóch stałych: K zwanej współczynnikiem wytrzymałości i n określanej jako wykładnik umocnienia plastycznego. Równie Hollomona ma postać:

$$\sigma_{eq} = K \varepsilon_{eq}^n \quad (6.14)$$

gdzie:

- σ_{eq} – rzeczywiste naprężenia zredukowane [MPa],
- $\varepsilon_{eq} \equiv \varepsilon_{pl}$ [-],
- tzw. współczynnik wytrzymałości [MPa] definiowany:

$$K = \frac{\sigma_u}{\varepsilon_u^n} \quad (6.15)$$

- $n = \varepsilon_u$ – wykładnik umocnienia plastycznego [-],
- σ_u – naprężenia rzeczywiste odpowiadające wartości R_m [MPa],
- ε_u – plastyczne odkształcenia logarytmiczne (wg 6.13), właściwe dla σ_u [-].

Uwzględniając zastosowane oznaczenia i podstawiając (6.15) do (6.14), równanie przyjmie następującą postać:

$$\sigma = \left(\frac{\sigma_u}{\varepsilon_u^n} \right) \varepsilon^{\varepsilon_u} \quad (6.16)$$

Zaprezentowane modele zapewniają dostatecznie dobre wyniki dla materiałów ciągliwych i dla temperatur pokojowych [68]. Ograniczenia wykorzystania równania Hollomona były przedmiotem

badania, których rezultaty można znaleźć np. w [11]. Jedną z podstawowych wad równania jest nieuwzględnianie prędkości odkształcenia, mającej znaczny wpływ na przebieg krzywej rozciągania. Zmodyfikowane równanie Hollomona przedstawili w swojej pracy Hutchinson i Neale w 1978 roku [36]. Dodali oni do równania 6.14 dwa dodatkowe elementy: współczynnik m oraz $\dot{\varepsilon}$ – prędkość odkształcenia. Ostatecznie równanie przyjęło postać:

$$\sigma = K \varepsilon^n \dot{\varepsilon}^m \quad (6.17)$$

Równanie Hollomona jest wykorzystywane również do ekstrapolacji krzywej rozciągania poza wartość R_m . Istnieją inne formuły na ekstrapolację rzeczywistej krzywej rozciągania poza granicę wytrzymałości w rozumieniu statycznej próby rozciągania. W roku 1996 Ling zaproponował model ze współczynnikiem wagowym w zawierającym się w przedziale $\langle 0, 1 \rangle$ [52]. Współczynnik $w = 1$ reprezentuje ekstrapolację liniową, $w = 0$ potęgową, $w = 0,5$ daje wartość średnią z obu typów ekstrapolacji. Motywacją do prowadzenia badań dla Linga był fakt, że klasyczny model Hollomona nie sprawdzał się dla miedzi i jej stopów takich jak: brąz, brąz fosforowy – stosowany w trakcie II wojny światowej na śruby okrętowe amerykańskich okrętów wojennych, miedzi i berylu (BeCu). Według autora przywołanej pracy wyniki otrzymane na podstawie równania 6.16 były zaniżone.

6.3. Zależność Ramberga-Osgooda

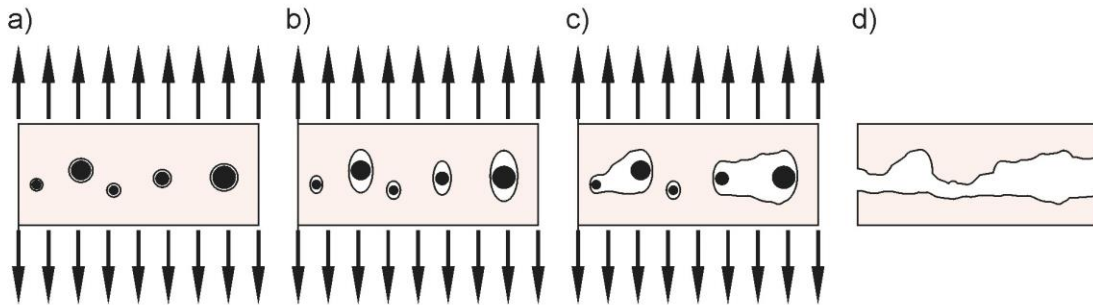
W 1943 roku Ramberg i Osgood zaproponowali opis krzywej odkształcenie – naprężenie, dla materiałów umacniających się plastycznie [83]. Swoją koncepcję oparli o równanie Nadai'ego z 1939 roku, właściwe dla opisu zachowania materiału przy wyboczeniu plastycznym. Równanie Ramberga-Osgooda (zwane również krzywą Ramberga-Osgooda) ma postać:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + K \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (6.18)$$

gdzie: K i n są stałymi materiałowymi, wyznaczanymi w celu najlepszego dopasowania równania (6.18) do krzywej rzeczywistej przy czym: dla ciała sprężystego $n=1$, dla ciała doskonale plastycznego $n = \infty$, dla materiałów silnie umacniających się n przyjmuje wartości pomiędzy 3 a 5. Według [20], model materiału Ramberga – Osgooda jest odpowiedni dla niedużych odkształceń plastycznych. Model ten nadaje się również od analizy MES uwzględniającej kruche pękanie.

6.4. Model Gurson'a – Tvergaard'a – Needleman'a (GTN)

Model GTN odzwierciedla wprost mechanizm degradacji materiałów ciągliwych poprzez nukleację (zarodkowanie), wzrost i łączenie się pustek, co schematycznie przedstawiono na Rys. 6.2.



Rys. 6.2 Mechanizm tworzenia się pustek: a) nukleacja, b) wzrost, c) łączenie się, d) pęknięcie materiału

Gurson [31] wprowadził do swojego modelu konstytutywnego parametr f_v , charakteryzujący objętościowy udział pustek, (*ang. void volume fraction*), definiowany jako:

$$f_v = \frac{V_v}{V} \quad (6.19)$$

gdzie:

- V_v – objętość pustek,
- V całkowita objętość materiału.

Po osiągnięciu przez parametr f_v krytycznej wartości rozpoczyna się proces pęknięcia. Funkcja plastyczności Gursona zdefiniowana jest jako:

$$\Phi = \frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma_M^2} + 2f_v \cosh\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_M}\right) - 1 - f_v^2 = 0 \quad (6.20)$$

gdzie:

- $\bar{\sigma}$ – naprężenia zredukowane wg hipotezy HMM [MPa],
- σ_m – naprężenia hydrostatyczne w materiale [MPa],
- σ_M – naprężenia skuteczne odpowiadające R_e [MPa].

Model Gursona został zmodyfikowany przez Tvergaarda [91] poprzez dodanie dwóch dodatkowych parametrów q_1 i q_2 , umożliwiających uwzględnienie niejednorodnego stanu naprężeń wokół pustek. Po modyfikacji równanie 6. 20 przyjęło postać:

$$\Phi = \frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma_M^2} + 2q_1 f_v \cosh\left(\frac{3q_2}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_M}\right) - 1 - (q_1 f_v)^2 = 0 \quad (6.21)$$

Zaproponowany model wciąż nie uwzględniał procesu łączenia się pustek. Powodowało to, że parametr f_v , opisujący objętość pustek w danej objętości materiału, osiągał nierzeczywiste wartości, co miało

znaczący wpływ na uzyskiwany wyniki. Kolejną modyfikacją modelu, dokonaną przez Tvergaarda i Needlemana [63] było zastąpienie parametru f_v parametrem $f_v^*(f_v)$. Od tego momentu, od nazwisk twórców, model nazywa się modelem Gursona-Tvergaarda-Needlemana (GTN) i przyjmuje następującą postać:

$$\Phi = \frac{\bar{\sigma}^2}{\sigma_M^2} + 2q_1 f_v^*(f_v) \cosh\left(\frac{3q_2}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_M}\right) - 1 - (q_1 f_v^*(f_v))^2 = 0 \quad (6.22)$$

gdzie $f_v^*(f_v)$ zdefiniowano jako:

$$f_v^*(f_v) = \begin{cases} f_{v0} & \text{przed obciążeniem} \\ f_v & \text{dla } f_v \leq f_{vc} \\ f_{vc} + \frac{1}{f_{vF} - f_{vc}} (f_v - f_{vc}) & \text{dla } f_v > f_{vc} \end{cases} \quad (6.23)$$

gdzie:

- f_{v0} – stosunek początkowej objętości pustek w materiale do objętości materiału,
- f_v – patrz równanie 6.19,
- f_{vc} – stosunek krytycznej objętości pustek do objętości materiału, przy której materiał gwałtownie traci zdolność przenoszenia naprężeń,
- f_{vF} – stosunek objętości pustek do objętości materiału, przy której materiał całkowicie traci zdolność przenoszenia naprężeń.

Objętościowy udział pustek w momencie inicjacji niszczenia często definiuje się jako wartość f_{vE} , która zazwyczaj przyjmowana jako wartość pośrednia pomiędzy f_{vc} i f_{vF} [62].

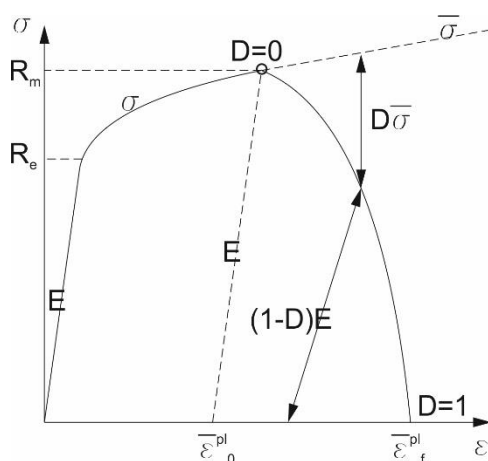
Model GTN jest dostępny w komercyjnych programach do symulacji MES, co świadczy o jego potencjalnej użyteczności. Zaprezentowane równania (6.19) – (6.23) obrazują liczbę parametrów niezbędnych do zidentyfikowania przed jego zastosowaniem. Parametry te są ściśle powiązane z nukleacją, wzrostem i łączeniem się pustek w materiale, a więc powinny być wyznaczone dla konkretnego, analizowanego materiału. W literaturze brak jest parametrów uniwersalnych dla typowych materiałów konstrukcyjnych, co ogranicza wykorzystanie modelu GTN w zastosowaniach typowo inżynierskich.

6.5. Odształceniowy model osłabienia materiału

Po przekroczeniu granicy wytrzymałości następuje osłabienie materiału zwane zmiękczeniem (od terminu stosowanego w literaturze anglojęzycznej - softening) i na skutek dalszej degradacji - zniszczenie. W obliczeniach MES, prezentowanych w kolejnych rozdziałach niniejszej pracy, zastosowano mechanizm zmiękczenia oparty o parametr zniszczenia D (ang. *damage variable*). Parametr ten wprowadził Kachanow [45] w 1958 roku jako wielkość opisującą utratę sztywności i integralności przypisywaną mikropęknięciom. Jest to empiryczny model niszczenia materiału właściwy

dla materiałów ciągłych, jednakże w odróżnieniu od opisanego powyżej modelu materiałowego GTN opisującego fizykę zjawiska osłabienia materiału na skutek tworzenia i łączenia się pustek, nieposiadający mocnych podstaw teoretycznych wiążących go z fizycznym pękaniem materiału.

Definicję osłabienia materiału należy podzielić na dwie oddzielne części – pierwszą określającą inicjację procesu osłabienia i drugą opisującą jego przebieg (z uwzględnianiem parametru D), co schematycznie zaprezentowano na Rys. 6.3.



Rys. 6.3 Schemat modelu degradacji

gdzie:

- D – parametr zniszczenia [-] ($D = 0$ – następuje inicjacja procesu niszczenia, $D = 1$ – zniszczenie całkowite),
- $\bar{\sigma}$ – naprężenie skuteczne [MPa] (wzór 6.24),
- $\bar{\epsilon}_0^{pl}$ – zredukowane odkształcenie plastyczne [-] (zdefiniowane poniżej wzorem 6.25) odpowiadające inicjacji zniszczenia,
- $\bar{\epsilon}_f^{pl}$ – zredukowane odkształcenie plastyczne [-] odpowiadające całkowitemu zniszczeniu.

Pojęcie naprężenia skutecznego zostało wprowadzone przez Rabotnowa w 1969 roku [82], rozwijającego koncepcję wspomnianego już Kachanowa. Definiuje on naprężenia skuteczne następująco:

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{1-D} \quad (6.24)$$

Odształcenia skuteczne zdefiniowano jako

$$\bar{\epsilon} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\epsilon_{1pl} - \epsilon_{2pl})^2 + (\epsilon_{1pl} - \epsilon_{3pl})^2 + (\epsilon_{3pl} - \epsilon_{2pl})^2} \quad (6.25)$$

Gdzie: $\epsilon_{1pl} - \epsilon_{3pl}$ – plastyczne składowe odkształceń.

6.6. Inicjacja procesu osłabienia materiału

Jeden z istotnych elementów modelu materiału jest inicjacja procesu zmiękczenia materiału dla niszczenia materiału w sposób ciągły. Może ona być opisana za pomocą trzech parametrów. Pierwszym jest ekwiwalentne (zwane również zredukowanym lub skutecznym) odkształcenie plastyczne zdefiniowane we wzorze 6.25). Drugim parametrem opisującym zjawisko jest współczynnik trójosiowości oznaczany jako η [-], definiowany jako:

$$\eta = \frac{-p}{q} \quad (6.26)$$

gdzie p [MPa] definiowane jest jako ciśnienie wewnątrz elementu, czyli:

$$p = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (6.27)$$

gdzie:

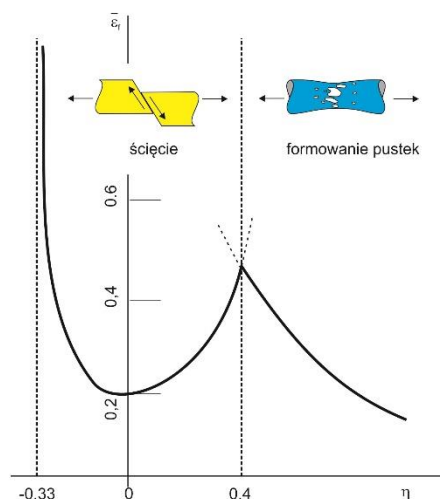
- $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ – naprężenia główne [MPa],
- q – naprężenia zredukowane wg hipotezy Hubera Missesa Henckiego [MPa], czyli:

$$q = \frac{1}{\sqrt{2}}\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (6.28)$$

Podstawiając równanie 6.27 i 6.28 do 6.26 otrzymuje się ostateczną definicję bezwymiarowego współczynnika trójosiowości η :

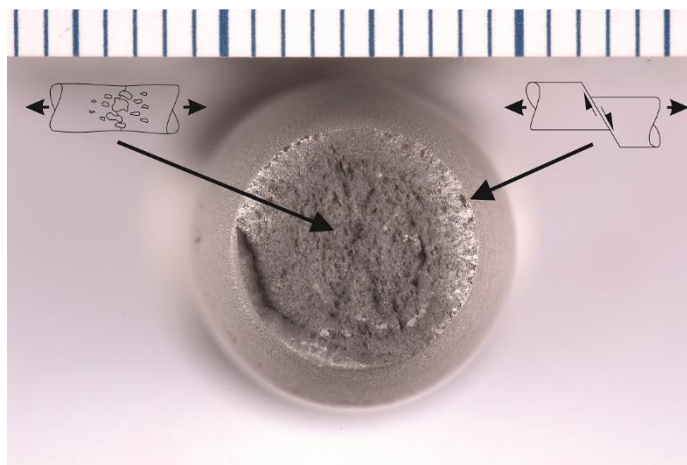
$$\eta = \frac{\sqrt{2}}{3} \frac{\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}} \quad (6.29)$$

Parametr η może być traktowany jako wskaźnik zmiany stanu obciążenia materiału. Za przykład można podać statyczną próbę rozciągania, przeprowadzaną na próbkach o przekroju okrągłym, w trakcie której aż do momentu tworzenia się szyjki η ma stałą wartość w całym przekroju próbki i wynosi ona około 0,33. W momencie tworzenia się szyjki następuje zmiana stanu naprężenia z jednoosiowego na wieloosiowy. W efekcie η zmienia swój rozkład, przyjmując przykładowo wartości na poziomie 0,90 w osi próbki i około 0,35 na jej brzegach (wg obliczeń Autora niniejszej pracy). Wartość trójosiowości jest ściśle związana z mechanizmem zniszczenia. Bao i Wierzbicki [7, 8] prowadząc badania na stopie aluminium wykazali, że dla niskich wartości trójosiowości zniszczenie nastąpi przez ścięcie. Zakresem przejściowym jest η przyjmująca wartości od 0 do około 0,4. Powyżej wartości 0,4 nastąpi zniszczenie przez mechanizm nukleacji i łączenia się pustek. Pokazano to na Rys. 6.4.



Rys. 6.4 Wpływ wartości η na zmianę modelu niszczenia

Wpływ zmiany mechanizmu zniszczenia wraz ze zmianą wartości trójosiowości doskonale widać na przełomie zerwanej próbki – Rys. 6.5. Zgodnie z zamieszczonym wykresem (Rys. 6.4) i wcześniej przywołanymi wartościami η , na złomie powinny być wyraźnie widoczne dwie strefy – zniszczona poprzez mechanizm tworzenia się pustek w osi próbki i charakterystyczna strefa ścięcia po kątem 45° . Na zdjęciu złomu (Rys. 6.5) obie strefy są wyraźnie uwidocznione, co potwierdza że prezentowany model niszczenia materiału odzwierciedla zjawisk rzeczywistych w sposób zadowalający.



Rys. 6.5 Wpływ η na formę zniszczenia. Wyraźnie widać mechanizm zniszczenia przez ścięcie (η poniżej 0,4) i przez tworzenie się pustek (η powyżej 0,4).

Kolejnym istotnym czynnikiem wpływającym na inicjację procesu degradacji niszczenia materiału jest prędkość odkształcenia. Używane przez Autora niemiejszej pracy oprogramowanie MES umożliwia uwzględnienie zmiany zachowania się materiału wraz ze zmianą prędkości przyrostu obciążenia. Większa prędkość odkształcenia powoduje podniesienie parametrów wytrzymałościowych takich jak granica plastyczności i granica wytrzymałości, zmniejszeniu zaś ulega odkształcenie plastyczne. Zmniejszenie prędkości odkształcenia powoduje zwiększenie wydłużenia plastycznego przy zerwaniu i

zmniejszenie się granicy plastyczności i wytrzymałości. Fizycznie zjawiska związane są z faktem, że materiał potrzebuje czasu do przebudowy sieci krystalicznej, a to wpływa na jego własności mechaniczne.

Definicja zniszczenia poprzez ścinanie jest zbliżona do zniszczenia poprzez rozerwanie. Istotną różnicą jest wprowadzenie w miejsce parametru η tzw. współczynnika ścinania zdefiniowanego wg. zależności:

$$\theta_s = \frac{q+k_s p}{\tau_{max}} \quad (6.30)$$

gdzie:

- k_s – parametr materiałowy [-],
- τ_{max} – maksymalne naprężenia ścinające [MPa].

Współczynnik k_s jest wyznaczany intuicyjnie (metodą prób i błędów), przykładowo dla stopów aluminium wynosi 0,1 według [34] lub 0,3 według [20].

6.7. Ewolucja procesu osłabienia materiału

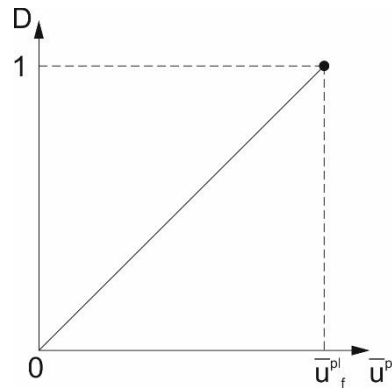
Ze względu na wrażliwość modeli MES na wielkość siatki elementów skończonych w obliczeniach uwzględniających zniszczenie materiału, komercyjne oprogramowanie np. Abaqus [20] po rozpoczęciu fazy zmiękczenia następuje zmiana opisu odkształcenia na przemieszczeniowy. Przemieszczenie ma się do odkształcenia następująco:

$$\dot{u}^{pl} = L \dot{\epsilon}^{pl} \quad (6.31)$$

Wspomniane już oprogramowanie Abaqus umożliwia definicję rozwoju zniszczenia jako komponentu modelu materiałowego. Program dopuszcza działanie różnych kryteriów inicjacji i ewolucji zniszczenia w jednym czasie, uwzględniając ich łączny efekt. Jak już wspomniano, dla obliczeń w dalszej części pracy wybrano odkształceniowy mechanizm zmęczenia, charakterystyczny dla ciągłego zniszczenia metali. Taki mechanizm można zdefiniować na trzy sposoby:

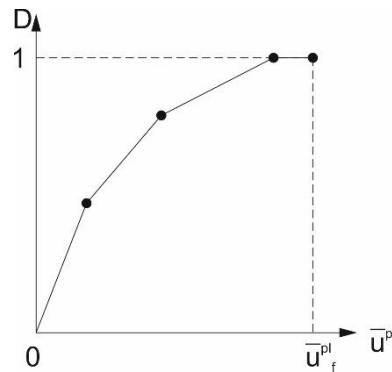
- liniowo – parametrem sterującym jest efektywne przemieszczenie plastyczne w momencie zerwania. Zmienna D przyrasta zgodnie z równaniem 6.32, co pokazano na Rys. 6.6,

$$\dot{D} = \frac{\dot{u}^{pl}}{u_f^{pl}} = \frac{L \dot{\epsilon}^{pl}}{u_f^{pl}} \quad (6.32)$$



Rys. 6.6 Schemat narastania zmiennej D przy liniowej definicji rozwoju zniszczenia

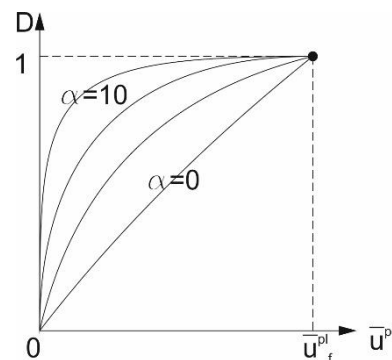
- tabelarycznie – parametr niszczenia zdefiniowany jest wprost jako stabelaryzowana funkcja zależna od przemieszczenia $D = D(\bar{u}^{pl})$, schematycznie przedstawiono to na Rys. 6.7.



Rys. 6.7 Schemat narastania zmiennej D przy tabelarycznej definicji rozwoju zniszczenia

- wykładniczo – definiowane jest względne odkształcenie plastyczne w momencie zerwania oraz wykładnik α . Zmienna zniszczenia definiowana jest wg równania 6.33, co pokazano na Rys. 6.8, na którym zaznaczono również wpływ zmiany wartości α na rozwój zniszczenia.

$$D = \frac{1 - e^{-\alpha(\bar{u}_{pl}/\bar{u}_f^{pl})}}{1 - e^{-\alpha}} \quad (6.33)$$



Rys. 6.8 Schemat narastania zmiennej D przy wykładniczej definicji rozwoju zniszczenia

6.8. Podsumowanie aktualnego stanu wiedzy

W niniejszym rozdziale dokonano krótkiego podsumowania stanu wiedzy, przedstawionego szczegółowo w rozdziałach od dwa do sześć .

Istnieje wiele metod określania ciągliwości stali okrętowej mającej zastosowanie w konstrukcjach oceanotechnicznych, wymaganych i akceptowanych przez towarzystwa klasyfikacyjne. Ich normalizacja ułatwia prowadzenie badań mających na celu wyznaczenie wielkości opisującej ciągliwość oraz porównywania wyników między sobą. Obecne możliwości przeliczania różnych wielkości opisujących ciągliwość materiału między sobą są ograniczone, nierzadko opierając się na wyrażeniach otrzymanych empirycznie (np. przeliczanie pracy łamania na krytyczną wartość CTOD). W przypadku wielkości mechaniki pękania, relacje opisujące zależności między nimi są ograniczone przez poziom naprężeń występujących w materiale i przestają obowiązywać jeszcze w zakresie liniowej mechaniki pękania.

W rozdziale czwartym opisano ogólnie znormalizowaną procedurę badawczą dla metod opartych o mechanikę pękania oraz wykazano cechy wspólne i różnice w określaniu K_{IC} , δ i całki J według różnych standardów. Występujące różnice mogą wpływać na otrzymane wyniki. Ponadto normy definiują grubość próbki jako czynnik mogący wpływać na otrzymane wartości δ , pomijając jednocześnie pozostałe czynniki (np. a_0/W) wymienione i krótko opisane w rozdziale piątym, mające znaczny wpływ na uzyskane wyniki.

Rozdział szósty zawiera opis wybranych modeli materiałowych mogących mieć zastosowanie w analizie uwzględniającej pęknięcie. Zaprezentowano model GTN odpowiadający fenomenologii zjawiska pęknięcia ciągliwego i opisano ograniczenia w jego stosowaniu. Następnie opisano odkształceniowe modele niszczenia, dość dobrze oddające w symulacjach numerycznych efekty degradacji materiału przez zniszczenie ciągliwe. Modele odkształceniowe, choć użyteczne, nie odwzorowują jednakże fizyki zjawiska jakim jest pęknięcie ciągliwe.

Zarówno w przypadku badań laboratoryjnych, jak i modeli materiałowych, brak jest jednoznaczności i uniwersalności. Wybór metody badawczej lub modelu materiałowego i dobór stosownych parametrów ma znaczny wpływ na wynik.

7. Metodyka prowadzonych badań

W niniejszym rozdziale przedstawiono założenia do badań służących osiągnięciu celu pracy. Umotywowano wybór konkretnych próbek. Zaprezentowano wypracowany schemat postępowania mający za zadanie określenie wpływu parametrów próbki za pomocą próbek podwymiarowych i symulacji numerycznej MES. Przedstawiono program badań wraz z jego późniejszą modyfikacją a także opisano sposób obróbki i prezentowania późniejszych wyników.

7.1. Wybór i opis zastosowanych próbek.

Do badań prowadzonych na potrzeby niniejszej pracy, zarówno numerycznych, jak i laboratoryjnych, wybrano próbki trójpunktowo zginane o przekroju poprzecznym w proporcjach $B \times 2B$. Przemawiały za tym następujące argumenty:

- genezą problemu były badania spoin, w których wykorzystuje się próbki trójpunktowo zginane,
- wykonano obliczenia, które wykazały, że dla próbki zwartej o takiej samej grubości i o takim samym stosunku a_0/W , wykonanej z tego samego materiału, wartość obciążenia potrzebnego do zniszczenia jest o około 20% wyższa, niż dla próbki trójpunktowo zginanej. Podstawę do obliczeń stanowiły zawarte w normie ISO 12135:2002 [42] wzory (5) i (6),
- możliwość wygenerowania siły wynoszącej 250 kN na posiadanym stanowisku do badań próbek trójpunktowo zginanych, w stosunku do możliwej siły 100 kN na stanowisku do próbek zwartych.

Podsumowując – wybór próbek trójpunktowo zginanych umożliwi zbadanie większego spektrum gabarytów próbki.

Analiza wymiarowa posiadanego stanowiska badawczego pozwoliła na określenie skrajnych rozmiarów próbek. Najmniejsza badana próbka będzie miała wymiar $B = 30$ mm – ponieważ jest to wymiar, na który zostało zaprojektowane stanowisko i wszystkie badania przemysłowe wykonywane w Laboratorium przeprowadzono na próbkach o tym właśnie wymiarze. Największa badana próbka będzie miała wymiar $B = 60$ mm. Jest to maksymalny wymiar próbki, jaki fizycznie zmieści się na stanowisku badawczym.

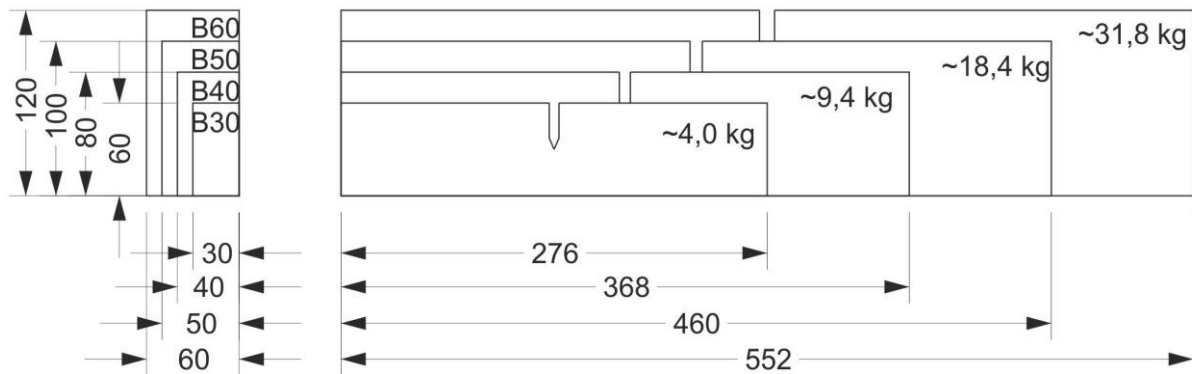
Wykonano analizę grubości blach wykorzystywanych w przemyśle okrętowym i oceanotechnicznym, dla których wymagane jest badanie CTOD. Jej wyniki, posiadany budżet na badania oraz możliwości techniczne stanowiska badawczego wykazały, że w ramach niniejszej pracy możliwe jest wykonanie badań czterech grubości próbek. Przyjęto, że B będzie wynosić odpowiednio: 30, 40, 50 i 60 mm. Wynika z tego, że najmniejsza próbka będzie miała wymiary przekroju poprzecznego wynoszące $B = 30$ mm, $W = 60$ mm, zaś największa $B = 60$ mm i $W = 120$

mm. Znając warunki brzegowe ustalono wielkość próbek. Na podstawie norm [3, 14, 42, 43] ustalono ostateczne wymiary – Tab. 7.1.

Tab. 7.1 Zestawienie wymiarów próbek do badań

Nazwa serii	B	W	S	L
B30	30	60	240	276
B40	40	80	320	368
B50	50	100	400	460
B60	60	120	480	552

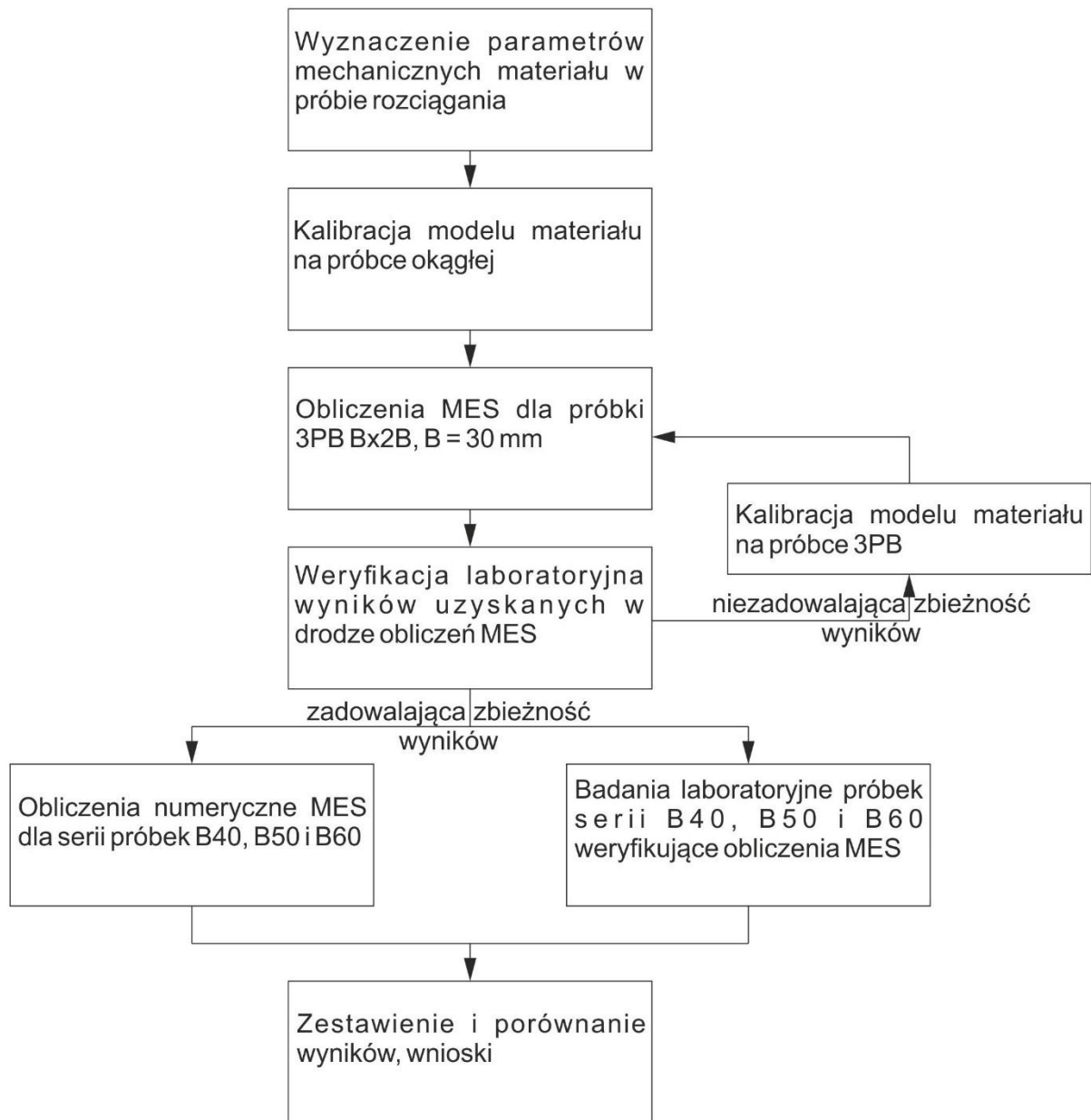
W celu zaprezentowania różnic w wielkości pomiędzy próbkami z poszczególnych grup, na Rys. 7.1, zaznaczono wymiary charakterystyczne oraz orientacyjne masy próbek.



Rys. 7.1 Porównanie wielkości próbek

7.2. Program badań

Badania prowadzono według schematu zaprezentowanego na Rys. 7.2.



Rys. 7.2 Schemat prowadzenia badań.

Danymi wejściowymi, niezbędnymi do prowadzenia dalszych badań zarówno numerycznych, jak i eksperymentalnych są parametry mechaniczne materiału otrzymane w statycznej próbie rozciągania. Wyniki uzyskane z krzywej rozciągania zostały wykorzystane do stworzenia modelu numerycznego, uwzględniającego proces niszczenia ciągłego. Na tej podstawie została przeprowadzona kalibracja modelu materiału na próbkach rozciąganych i zginanych. Opis materiału użytego do badań oraz kalibracja jego modelu numerycznego zostały zamieszczone w rozdziale numer osiem. Po uzyskaniu zadawalającej zbieżności wyników pomiędzy badaniami numerycznymi a eksperymentem przystąpiono

równoległe do wykonywania symulacji numerycznych MES i badań eksperymentalnych dla próbek z serii B40, B50 i B60. Założono, że łącznie przebadane zostaną 24 próbki trójpunktowo zginane o proporcji $B \times 2B$. Na podstawie [42] przeprowadzono analizę wymaganej siły niezbędnej do zniszczenia próbki o znanych gabarytach i stosunku a_0/W , wykonanej z materiału o znanych parametrach mechanicznych (R_m). Wyniki analizy zestawiono w Tab. 7.2.

Tab. 7.2 Zestawienie szacowanej siły potrzebnej do zniszczenia próbek serii B30, B40, B50 i B60, dla różnych wartości a_0/W .

B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	a_0/W [-]	R_m [MPa]	S [mm]	Siła do zniszczenia [kN]
30	60	30	0,5	537	240	80,6
30	60	36	0,6	537	240	51,6
40	80	40	0,5	537	320	143,2
40	80	48	0,6	537	320	91,6
50	100	50	0,5	537	400	223,8
50	100	60	0,6	537	400	143,2
60	120	60	0,5	537	480	322,2
60	120	72	0,6	537	480	206,2

Przywołana wcześniej norma ISO 12135:2002 [42] zaleca dodatkowo uwzględnienie współczynnika bezpieczeństwa wynoszącego 1,2 w stosunku do szacowanej siły. Wyniki porównano z możliwościami stanowiska badawczego. Na podstawie analizy podjęto decyzję, że próbki serii B30, B40 i B50 zostaną przebadane dla względnej długości szczeliny $a_0/W \approx 0,50$, zaś próbki serii B60 przy $a_0/W \approx 0,60$. Zwiększenie a_0/W o 10% spowodowało spadek wymaganej siły o około 35% i pozwoliło wykorzystać posiadane stanowisko badawcze. Analizując normy [3, 14, 42] nie znaleziono informacji odnośnie wpływu względnej długości szczeliny a_0/W na uzyskane wyniki.

7.2.1. Modyfikacje programu badań

Analiza literatury, zamieszczona w rozdziale piątym wykazała, że względna długość szczeliny a_0/W , może mieć znaczący wpływ na wyniki. Wstępne wyników otrzymane w badaniach numerycznych, zweryfikowane przez pierwszą serię badań laboratoryjnych wykazały, że wpływ ten jest znaczny i może wynosić nawet około 48% (seria próbek B30, $a_0/W = 0,49$ w stosunku do $a_0/W = 0,63$). Konsekwencją otrzymanych wyników była zmiana programu badań. Poczyniono założenie, że próbki z serii B40 i B50 zostaną przebadane numerycznie i laboratoryjnie przy a_0/W wynoszącym około 0,50 i 0,60. Próbki z serii B60 zostaną przebadane numerycznie tak jak pozostałe grupy, weryfikacji na trzech punktach podlegać zaś będzie jedynie grupa w której a_0/W wynosić będzie około 0,60. Spowodowane jest to ograniczeniami stanowiska badawczego.



Drugim czynnikiem mającym wpływ na program badań, był błąd firmy wykonującej karby mechaniczne (opis procedury przygotowania próbek znajduje się w rozdziale dziesiątym). W wyniku pomyłki, w próbkach z serii B40 nacięto sześć karbów dla próbek o planowanym $a_0/W \approx 0,60$. Materiał przygotowany na trzy próbki B60 wykorzystano do wykonania trzech brakujących próbek B40 o $a_0/W \approx 0,50$. W ten sposób wykorzystano w sposób maksymalny posiadany materiał do badań i możliwości stanowiska. Poniżej zestawiono planowaną liczbę próbek do badań – Tab. 7.3.

Tab. 7.3 Liczba próbek weryfikujących obliczenia MES, po ostatecznej modyfikacji programu badań

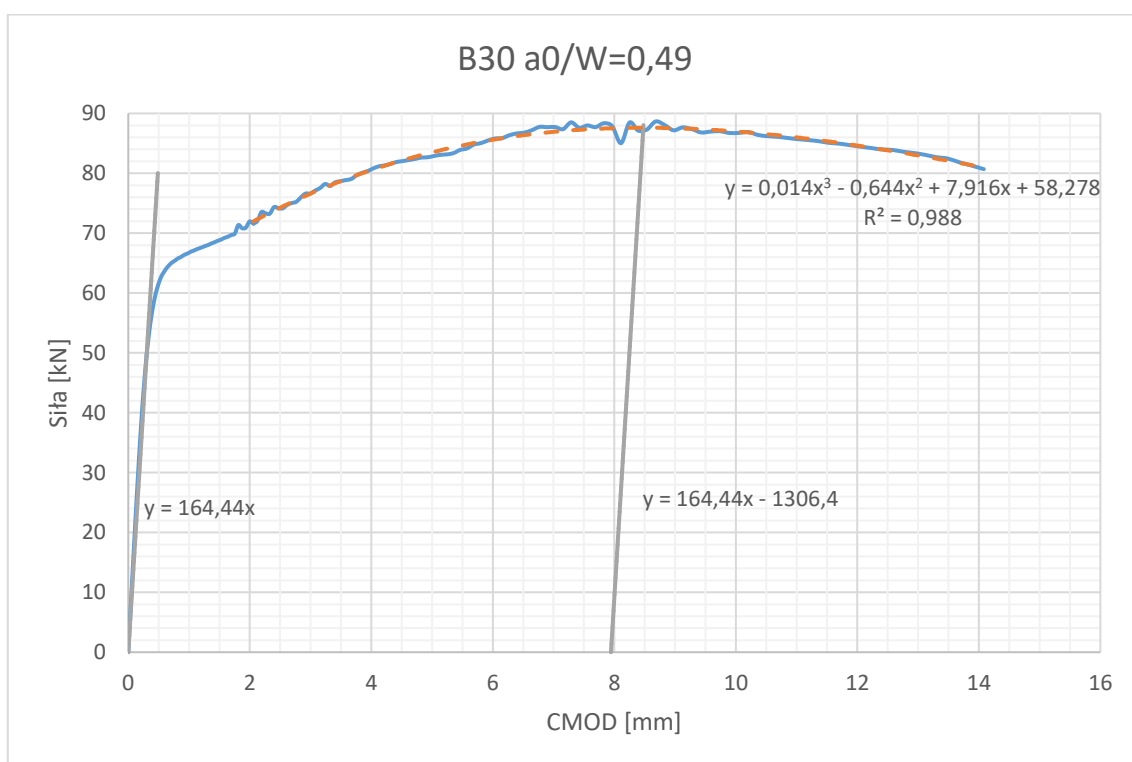
seria	a_0/W	Liczba próbek weryfikujących obliczenia MES
B30	0,50	4
	0,60	2
B40	0,50	6
	0,60	3
B50	0,50	3
	0,60	3
B60	0,50	0
	0,60	3

7.3. Procedura obróbki i analizy wyników

Otrzymane z próby CTOD wyniki, pochodzące zarówno z symulacji numerycznej, jak i badań laboratoryjnych, będą prezentowane w postaci wykresu: rozwarcie szczeliny (CMOD) – siła. Zgodnie z procedurą opisana w rozdziale czwartym, podlegać one będą dalszej obróbce i analizie. Do wyznaczenia wartości δ_m , krytycznej wartości rozwarcia szczeliny dla pęknięcia ciągłego, wykorzystany zostanie wzór (4.9), którego zastosowanie wymaga wyekstrahowania z wykresu wartości maksymalnej siły w trakcie próby F_m oraz składowej plastycznej CMOD oznaczanej w normatywach przez V_p . Sposób określania wspomnianych wartości został opisany w dalszej części niniejszego podrozdziału na przykładzie wyników badań numerycznych. W przypadku badań eksperymentalnych zastosowano identyczną procedurę obróbki wyników. Pomiar otwarcia karbu (rozwarcia szczeliny) każdorazowo dokonywany był na poziomie górnej krawędzi próbki.

Na Rys. 7.3 przedstawiono przykładowy przebieg siły w funkcji otwarcia karbu, otrzymany na drodze symulacji MES dla próbki z serii B30. Dane nieobrobione zaznaczono na wykresie niebieską linią. Zaznaczone dodatkowe linie obrazują sposób obróbki danych. Pierwszym krokiem było wyznaczenie linii prostej, stycznej do odcinka sprężystego. Prosta przechodziła przez dwa punkty: początek układu współrzędnych oraz punkt w którym CMOD wynosiło około 0,3 mm (siła była odczytywana wprost z danych numerycznych). Następnym krokiem po wyznaczeniu stycznej było wygładzenie danych na

odcinku umocnienia i osłabienia plastycznego. Dane wygładzone były za pomocą wielomianu trzeciego stopnia, wyznaczonego przy użyciu metody najmniejszych kwadratów (na Rys. 7.3 linia przerywana w kolorze pomarańczowym). Początkiem aproksymacji każdorazowo był punkt, w którym CMOD osiągało około 2 mm, koniec przyjmowano około 5 mm za maksimum wielomianu. Takie postępowanie gwarantowało, że wielomian w sposób dostatecznie dokładny opisywał dane pomiarowe a jego maksimum oddalone było od krańców przedziału aproksymacji. Za miarę dopasowania przyjęto współczynnik determinacji oznaczany jako R^2 . Przyjmuje on wartości od 0 do 1,0 przy czym wartość równa jedności świadczy o pełnym dopasowaniu. Każdorazowo współczynnik determinacji R^2 przekraczał wartość 0,98 co świadczy o bardzo dobrym dopasowaniu krzywej do charakteru danych pomiarowych.



Rys. 7.3 Wykres CMOD - siła otrzymany na drodze symulacji MES, dla próbki serii B30 o $a_0/W = 0,49$

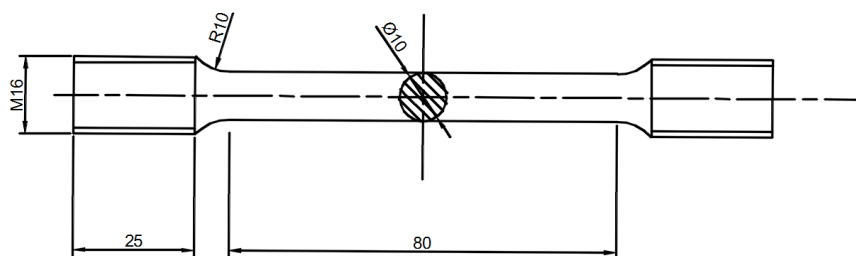
Maksimum wielomianu uznawano za wartość F_m , z którego prowadzono prostą równoległą do stycznej do odcinka sprężystego (na Rys. 7.3 szara linia o równaniu $y = 164,44x - 1306,4$). Rzędna punktu przecięcia się tej linii z osią poziomą wykresu stanowi składową plastyczną otwarcia karbu V_p .

8. Materiał do badań i jego implementacja do modelu numerycznego

8.1. Własności mechaniczne materiału użytego do badań

Do badań wykorzystano stal okrętową podwyższonej wytrzymałości o grubości 60 mm, w atescie materiałowych oznaczoną jako: NV E36 DNV PT.2 CH2 SEC.1:2016, według aktualnie wydanych przepisów [26], stal oznaczana jest również jako VL E36. Materiał został wyprodukowany przez hutę SSAB z Finlandii (numer atestu materiałowego: A 18240-001, nr wytopu 68833). Blacha została odebrana przez inspektora towarzystwa klasyfikacyjnego DNV GL, dzięki czemu może zostać użyta do budowy kadłuba statku. Według nomenklatury stosowanej w przemyśle okrętowym [26, 54, 80, 81], jest to stal kategorii E, to znaczy o gwarantowanej minimalnej wartości udarności określonej w temperaturze -40°C . Wymagania przepisowe, którym podlegał badany arkusz przy odbiorze w zawarto w Tab. 8.1.

Atest materiałowy zawiera wartości parametrów mechanicznych podane przez producenta, takie jak: R_e , R_m , A_{50} (wydłużenie ekstensometryczne przy zerwaniu, indeks określa bazę pomiarową użytego do badań ekstensometru, w tym przypadku jest to 50 mm), KV (praca łamania) wyrażone liczbowo. Są to parametry wystarczające do określenia przydatności materiału pod względem zastosowania do budowy statku. Zastosowany model materiału wymagał określenia jego pełnych własności plastycznych. Było to powodem przeprowadzenia badań własnych mających na celu wyznaczenie pełnej charakterystyki materiału. Przeprowadzono próbę rozciągania według normy [78], stosując metodę B, to znaczy kontrolując przyrost naprężenia. Badania wykonano na próbkach o przekroju okrągłym i wymiarach, jak na Rys. 8.1.



Rys. 8.1. Geometria i wymiary próbki użytej do próby rozciągania

Próbie wykonano na maszynie ZD-40Pu. Zastosowano ekstensometr osiowy Epsilon 3543-050M-025M-ST o bazie 50 mm, którego konstrukcja umożliwia rejestrację wydłużenia do momentu zerwania. Moduł Younga wyznaczono w oparciu o załącznik G do normy [78]. Do jego wyznaczenia wykorzystano

ekstensometr modułowy uśredniający HBM DD1. Dodatkowo, w celach poznawczych przeprowadzono próbę udarności wg [79] we właściwej dla danego gatunku stali temperaturze, a także w temperaturze wykonywania badań CTOD (temperatura otoczenia). Wyniki badań własnych zestawiono z wymaganiami i wartościami z atestu materiałowego w przywołanej już Tab. 8.1.

Tab. 8.1 Zestawienie własności mechanicznych badanej stali

	Minimalne granica plastyczności R_{eH} [MPa]	Minimalne granica wytrzymałości R_m [MPa]	Minimalne wydłużenie A_5 [%]	Praca łamania, średnia z trzech próbek [J], dla blach o grubości 50 – 70 mm		
				Temperatura próby [°C]	L ¹	T ²
Wymagania wg [26]	355	490 -560	21	-40	≥41	≥27
Atest materiałowy	389	549	27 ³	-40	182 ⁴	Brak danych
Badania* własne	398	537	29 ³	-40	146 ⁴	123 ⁴
					133 ⁵	115 ⁵
121 ⁶	119 ⁶					
				+21	210 ⁴	196 ⁴
					202 ⁵	192 ⁵
					209 ⁶	193 ⁶

Objaśnienie symboli użytych w tabeli:

1) L – oś wzdłużna próbki pokrywa się z głównym kierunkiem walcowania; 2) T – oś wzdłużna próbki jest prostopadła do głównego kierunku walcowania; 3) podano całkowite wydłużenie ekstensometryczne dla bazy 50 mm, zgodnie z [78]; 4) próbki pobrane z górnej części arkusza blachy (oś próbki 7 mm pod powierzchnią); 5) próbki pobrane ze środka grubości arkusza blachy (oś próbki na głębokości 30 mm); 6) próbki pobrane z dolnej części arkusza blachy (oś próbki 7 mm ponad dolną powierzchnię arkusza); *) wyniki uzyskane przy prędkości odkształcenia 0,0044 [1/s].

Z zestawienia w Tab. 8.1 wyraźnie wynika, że własności mechaniczne badanej stali deklarowane przez producenta, odbiegają od wyników uzyskanych na Wydziale. Różnice parametrów otrzymanych w próbie rozciągania są nieznaczne, wynikać mogą z miejsca pobrania próbek. Czynnikiem mogącym również mieć wpływ na rozrzut wyników z próby rozciągania jest kierunek pobrania próbek. Według atestu materiału próbki pobrane były w kierunku poprzecznym do walcowania. Ze względu na fakt, że próbki do badań CTOD zorientowane są zgodnie z kierunkiem walcowania, próbę rozciągania, której efektem ma być charakterystyka będąca podstawą modelu materiałowego w obliczeniach MES, przeprowadzono również w tym kierunku. Otrzymane w badaniach wyniki udarności odbiegają w sposób znaczny od atestu materiałowego. Badania wykonywane były w oparciu o procedury, na które

Laboratorium Konstrukcji Oceanotechnicznych posiada akredytację Polskiego Centrum Akredytacji. Przed wykonaniem badań próbki zostały dokładnie pomierzone, upewniono się również, że geometria karbu spełnia wymagania normy [79]. W związku z powyższym, rozbieżności pomiędzy uzyskanymi i deklarowanymi przez producenta blachy wartościami pracy łamania, spowodowane mogą być przez inne miejsce pobrania.

Informacja na temat modułu Younga jest podawana sporadycznie w atestach materiałowych. Przepisy towarzystw klasyfikacyjnych, poza szczególnymi przypadkami, nie wymagają kontroli tego parametru w badaniach odbiorowych. Do obliczeń najczęściej przyjmuje się wartość modułu Young'a $E = 206$ GPa [80]. W wyniku prowadzonych badań określono wartość modułu Younga na $E = 215$ GPa.

Skład chemiczny badanej stali (na podstawie atestu hutniczego) zamieszczono w Tab. 8.2.

Tab. 8.2 Skład chemiczny badanego materiału (na podstawie atestu materiałowego). Udział pierwiastków w [%]

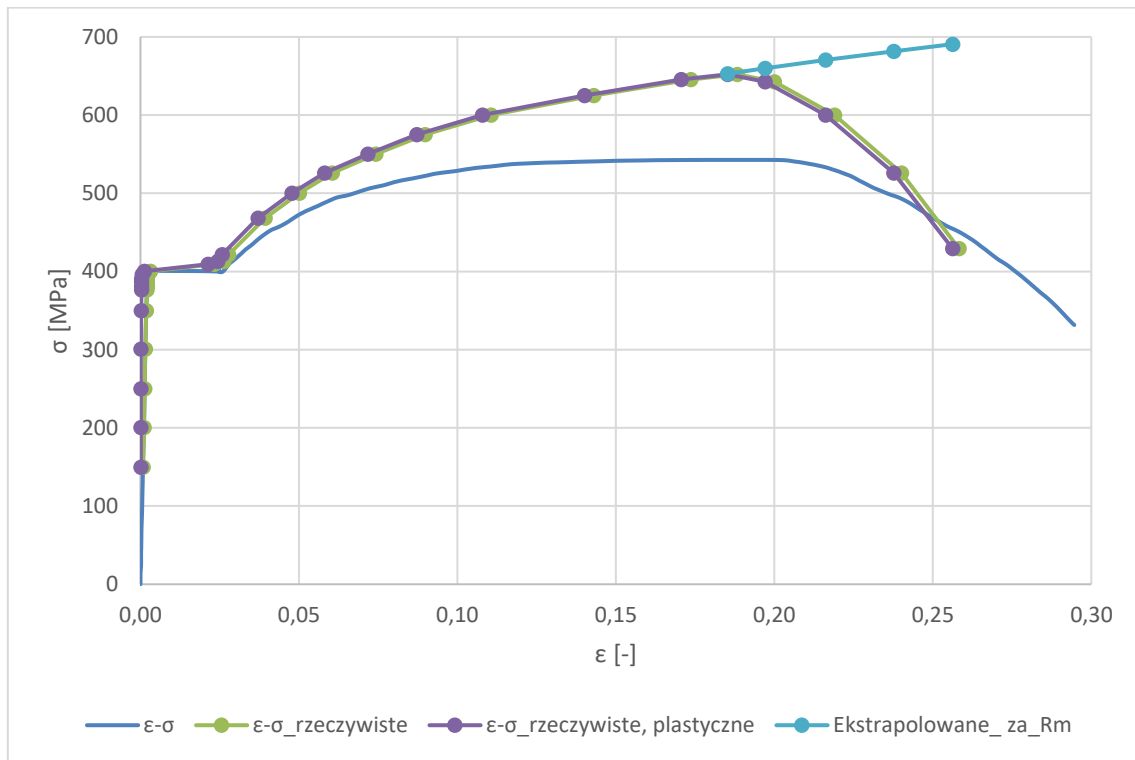
C	Si	Mn	P	S	Al	Nb
0,161	0,46	1,50	0,012	0,002	0,031	0,042
V	Ti	Cu	Cr	Ni	Mo	Ca
0,052	0,005	,016	0,05	0,04	0,006	0,002

8.2. Wypracowany model numeryczny materiału

Jak już wspomniano, celem pracy było określenie wpływu zastosowania próbek o różnych wymiarach na wynik badania CTOD. Z tego też względu postanowiono skorzystać w obliczeniach numerycznych z gotowego modelu materiału, samodzielnie wyznaczając i kalibrując jego parametry. Założono, że wszystkie parametry użytego w dalszych obliczeniach modelu materiału muszą być wyznaczalne i weryfikowalne przy użyciu posiadanej w Laboratorium Konstrukcji Oceanotechnicznych aparatury. Przyjęto, że materiał jest izotropowy.

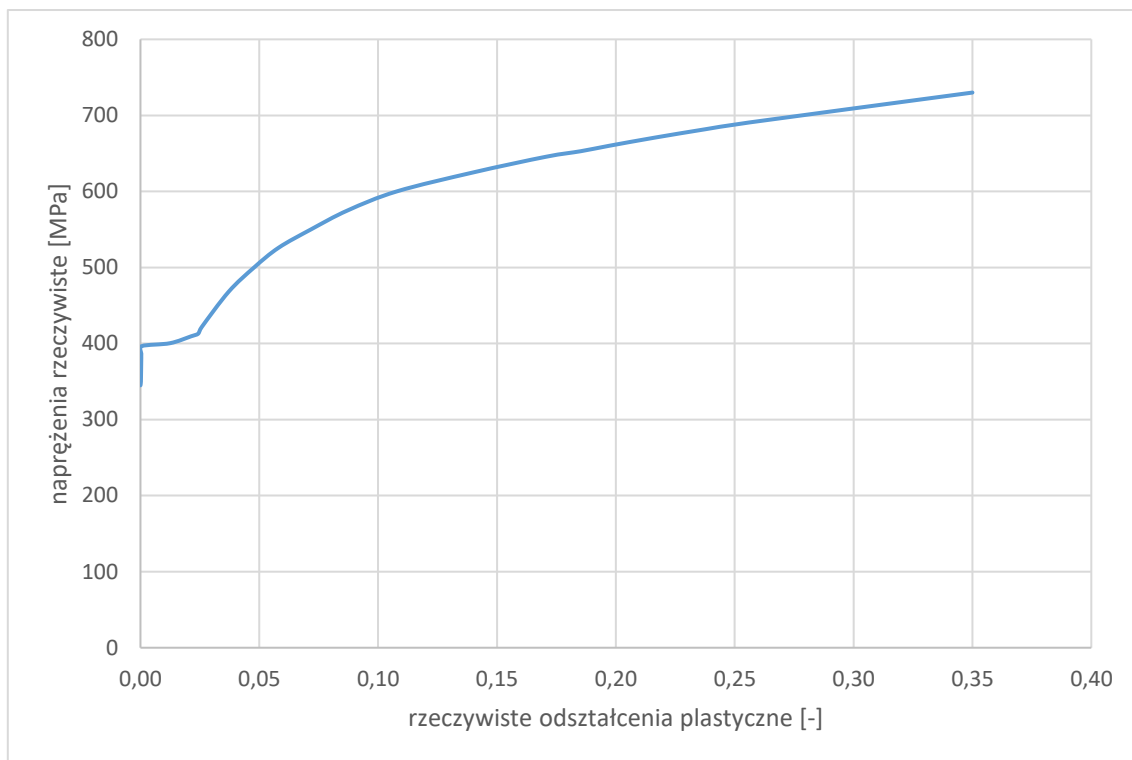
Wykonano analizę dostępnych modeli materiałowych, w wyniku której wybrano tak zwany klasyczny model plastyczności, opisany w rozdziale szóstym. Ze względu na wykonywanie obliczeń numerycznych MES w zakresie dużych odkształceń, materiał został opisany przy użyciu charakterystyk rzeczywistych (według wzorów 6.7, 6.12 i 6.13). Granica wytrzymałości, R_m , została uznana za inicjację procesu degradacji materiału (początek tworzenia się szyjki plastycznej). Po osiągnięciu przez materiał tego punktu charakterystyki krzywa rozciągania została ekstrapolowana przy pomocy równania Hollomona (równanie 6.14) o wykładniku umocnienia plastycznego $n = 0,174$ i współczynniku wytrzymałości $K = 874,96$. Należy pamiętać, że tworząca się szyjka powoduje zmianę stanu naprężenia

z jednoosiowego na wieloosiowy. Na Rys. 8.2 zaprezentowano kolejne etapy tworzenia modelu materiału.



Rys. 8.2 Charakterystyka materiałowa uwzględniająca zachowanie materiału po pojawieniu się szyjki

Krzywa oznaczona ϵ - σ reprezentuje dane otrzymane wprost z rejestracji w próbie rozciągania, jest to charakterystyka nominalna, zwana również inżynierską, która następnie została zapisana w postaci rzeczywistej – krzywa ϵ - σ _rzeczywiste. Następnym etapem definicji modelu materiału było określenie składowej plastycznej – krzywa ϵ - σ _rzeczywiste, plastyczne. Odcinek opisany za pomocą równania Hollomona oznaczono jako *Ekstrapolowane_za_Rm*. Ostatecznie, przyjęty model zachowania plastycznego materiału pokazano na Rys. 8.3.



Rys. 8.3 Przyjęty model uplastycznienia

W wykonanych obliczeniach uwzględniono jedną prędkość odkształcenia – odpowiadającą prędkości odkształcenia w rzeczywistej próbie rozciągania wykonanej w celu wyznaczenia charakterystyki materiału na potrzeby modelu MES. Prędkość odkształcenia określono na 0,0044 [1/s].

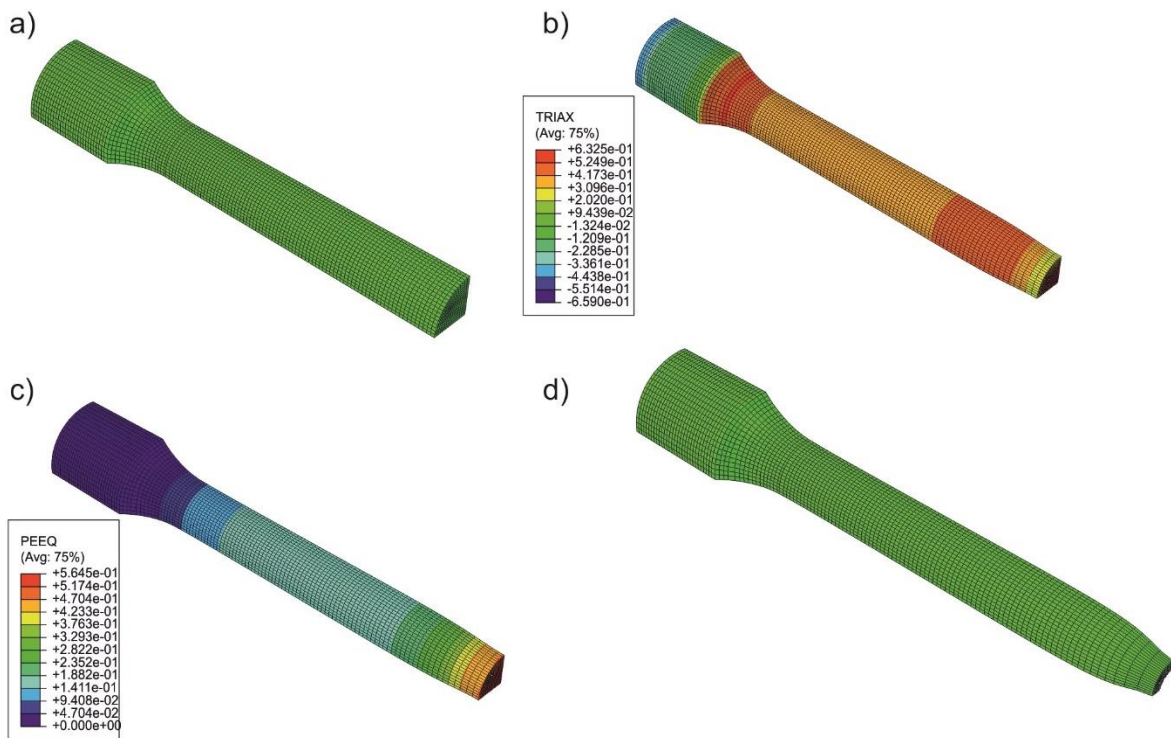
Jak wcześniej wspomniano, tak przygotowany model materiału uzupełniono o mechanizm odwzorowujący osłabienie i zniszczenie materiału (opisane w podrozdziałach 6.6 i 6.7). Inicjacja osłabienia materiału następuje po przekroczeniu R_m , któremu odpowiadało skuteczne, rzeczywiste wydłużenie plastyczne $\bar{\epsilon} = 0,1706$ [-]. Drugim warunkiem rozpoczęcia procesu inicjacji jest osiągnięcie przez współczynnik trójosiowości η wartości wyższej niż 0,333. Mechanizm rozwoju zniszczenia został poddany procesowi kalibracji.

8.3. Kalibracja modelu materiału

Proces kalibracji ma na celu dostrojenie parametrów modelu materiału w taki sposób, aby maksymalnie przybliżyć wyniki uzyskane w symulacji numerycznej do rzeczywistego zachowania materiału. Proces często jest iteracyjny i odbywa się na zasadzie prób i błędów, czego odzwierciedlenie można znaleźć np. u Bao i Wierzbickiego [7].

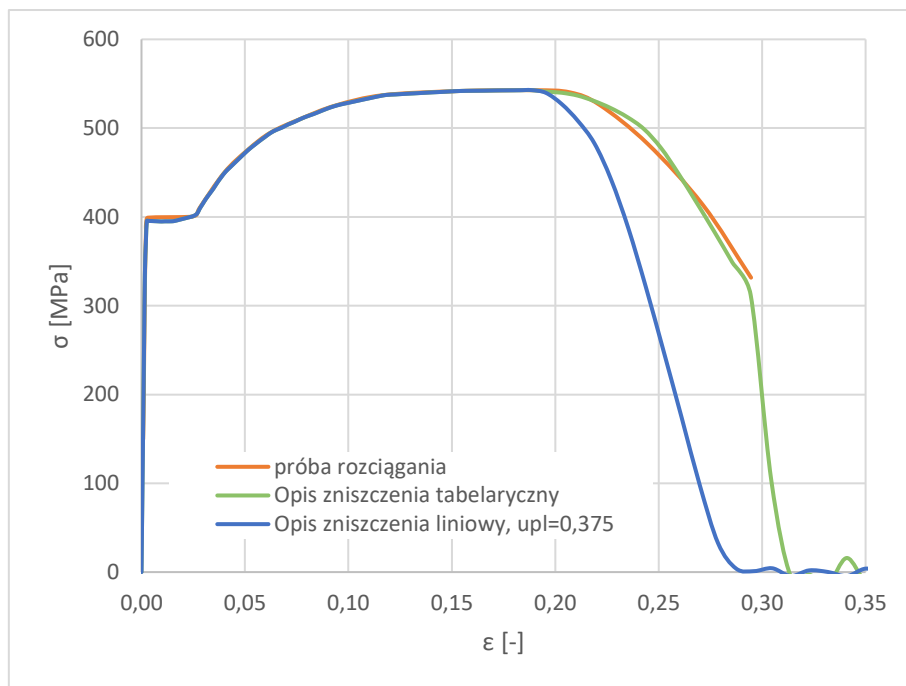
Do kalibracji procesu osłabienia materiału sprawdzono dwie dostępne w programie Abaqus opcje – model liniowy i tabelaryczny. Wykonano symulacje numeryczne MES próby rozciągania. Uwzględniono fakt, że próbka okrągła jest osiowoosymetryczna oraz posiada symetrię wzdłużną.

Pozwoliło to, stosując odpowiednie warunki brzegowe, ograniczyć analizowane zadanie do 1/8 próbki. Przy tworzeniu siatki elementów skończonych starano się zachować możliwe podobieństwo do siatki modelu MES dla próby CTOD (opisanej w rozdziale dziewiątym). Model MES użyty w procesie kalibracji pokazano na Rys. 8.4a, zaś rozkład współczynnika trójosiowości naprężeń η i skutecznego odkształcenia plastycznego $\bar{\epsilon}$ na wczesnym etapie tworzenia się szyjki plastycznej na Rys. 8.4b i c, a model próbki po zerwaniu na Rys. 8.4d.



Rys. 8.4 a) Model MES do procesu kalibracji materiału; b) rozkład współczynnika trójosiowości w początkowej fazie tworzenia się szyjki plastycznej; c) rozkład odkształceń plastycznych zredukowanych w początkowej fazie tworzenia się szyjki plastycznej; d) forma deformacji przy zniszczeniu

Poprawność kalibracji modelu materiału została oceniona poprzez porównanie krzywej ϵ - σ otrzymanej w próbie rozciągania z krzywą uzyskaną na drodze symulacji numerycznej. Wybrane wyniki zaprezentowano na Rys. 8.5.



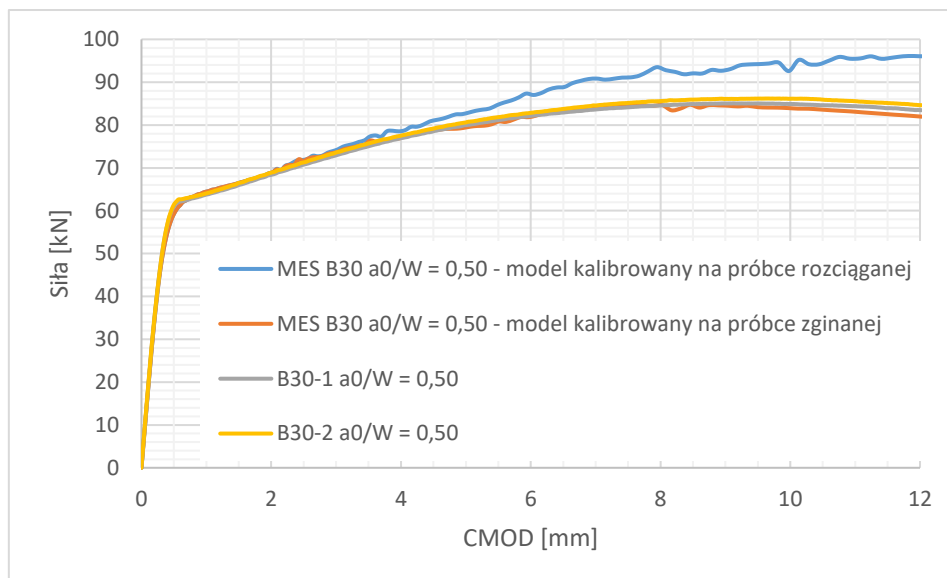
Rys. 8.5 Porównanie wyników próby rozciągania i różnych sposobów modelowania degradacji materiału

W Tab. 8.3 zawarto dane opisujące tabelaryczny model zmiękczenia krzywej rozciągania.

Tab. 8.3 Parametry opisujące degradację w przyjętym modelu materiału

stopień zniszczenia [-]	deformacja plastyczna [-]
0,0550	0,150
0,0575	0,350
1	0,375

Skalibrowany wstępnie dla rozciągania model materiału zastosowano w modelu MES próbek trójpunktowo zginanych, który opisano szczegółowo w rozdziale dziewiątym. Otrzymane wyniki porównano z rezultatami badań laboratoryjnych, przedstawionymi dokładnie w rozdziale dziesiątym. Efekty porównania okazały się niezadowolające pod względem ilościowym. Model kalibrowany dla próbki rozciąganej charakteryzował się zbyt dużą plastycznością w stosunku do rzeczywistego materiału – Rys. 8.6.



Rys. 8.6 Wyniki kalibracji modelu materiałowego na próbkach zginanych

Model materiału poddano dalszej kalibracji, w wyniku której okazało się, że najlepsze przybliżenie wyników uzyskanych z próby rzeczywistej, uzyskano stosując liniową ewolucję procesu osłabiania (Rys. 6.6, wzór 6.32). Parametr zniszczenia przyjął wartość $D = 1$ dla $\dot{u}^{pl} = 0,375$. Na Rys. 8.5 przedstawiono wynik kalibracji takiego modelu materiału na tle modelu z opisem tabelarycznym zmiękczenia krzywej i rzeczywistego materiału w próbie rozciągania. Na Rys. 8.6 porównano otrzymany wynik kalibracji na próbce zginanej. Model materiału na podstawie którego otrzymano krzywą „rozwarcie pęknięcia – siła”, oznaczoną na Rys. 8.6 kolorem pomarańczowym, został uznany za dostatecznie dokładny, dający satysfakcjonujący opis zachowania materiału w trakcie numerycznej próby CTOD i użyto go do późniejszych obliczeń.

8.4. Podsumowanie modelowania własności sprężysto-plastycznych materiału

Modelowanie własności sprężysto-plastycznych stali dla potrzeb analizy numerycznej jest zagadnieniem skomplikowanym i często niejednoznacznie opisanym w literaturze.

Przy wykorzystaniu zaprezentowanego modelu materiału, modelowanie pełnego zakresu odkształcenia (aż do zniszczenia) elementu stalowego, wymaga umiejętności podziału tego zakresu na fazy różniące się mechanizmem odkształcania (i niszczenia), poprawnego zdefiniowania kryteriów zmiany mechanizmu i parametrów go opisujących. Przy wyborze modelu należy brać pod uwagę dostępność danych liczbowych dla analizowanego materiału. Najlepszym rozwiązaniem jest wybór takiego modelu, dla którego dane można uzyskać we własnym zakresie.

Dla poprawnego odwzorowania zachowania materiału w obszarze płynięcia plastycznego z umocnieniem, niezbędne jest określenie parametrów na podstawie badań materiałowych. Modele materiałowe są bardzo czułe na małe zmiany parametrów je opisujących, toteż proces kalibracji modelu powinien być prowadzony za szczególną starannością i w miarę możliwości weryfikowany laboratoryjnie.

Otrzymane rezultaty kalibracji modelu materiału pozwoliły na poprawne jakościowo i ilościowo odwzorowanie rzeczywistego zachowania materiału dla przypadku rozciągania i trójpunktowego zginania. Stosując zaprezentowane podejście trzeba mieć świadomość, że numeryczne odwzorowanie rozciągania i zginania wymagało użycia innej kalibracji modelu niszczenia materiału. To znaczy, że model materiału skalibrowany dla konkretnego przypadku obciążenia, nie może być uogólniony.

9. Badania numeryczne MES

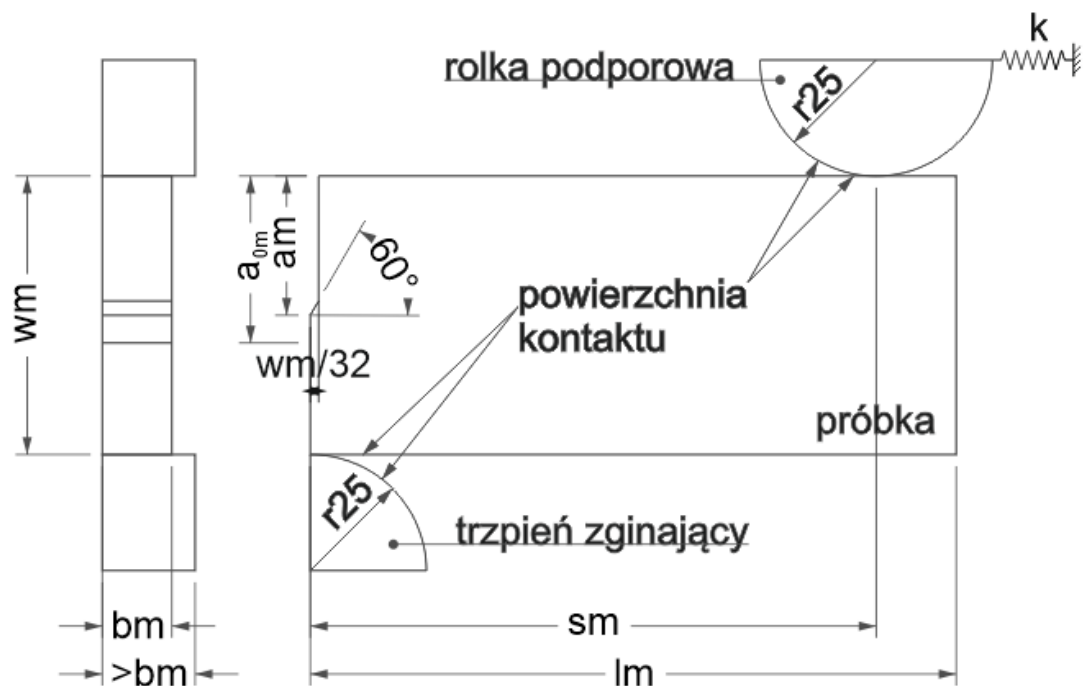
Cały proces obliczeń wykonano w programie Abaqus CAE 6.14-2. Do tworzenia modelu wykorzystano zaimplementowany do programu preprocesor. Do wykonania obliczeń wykorzystano metodę całkowania jawnego (explicit) w dziedzinie pseudoczasu.

Obliczenia wykonywano na stacji roboczej znajdującej się w Katedrze Technologii Obiektów Oceanotechnicznych, Systemów Jakości i Materiałoznawstwa oraz na superkomputerze Tryton, znajdującym się w Centrum Informatycznym Trójmiejskiej Akademickiej Sieci Komputerowej. Superkomputer Tryton składa się z 1607 serwer, 3214 procesorów, 38568 rdzeni. Jego moc obliczeniowa wynosi 1,48 PFLOPS [18].

9.1. Geometria modelu numerycznego

W toku prowadzonych badań wykonano serię modeli numerycznych, każdy składał się z trzech elementów, odpowiadających fizycznemu stanowisku do badań: próbki, trzpienia gnącego i rolki podporowej. Przy ich tworzeniu wzięto pod uwagę fakt występowania dwu płaszczyzn symetrii. Zostały one uwzględnione poprzez wstawienie odpowiednich warunków brzegowych. Pozwoliło to na zmniejszenie zadania obliczeniowego i w konsekwencji znaczne skrócenie czasu obliczeń.

Geometria próbek została sparametryzowana, wszystkie parametry oraz wymiary stałe pokazano na Rys. 9.1. Ich zestawienie zamieszczono w Tab. 9.1. Ze względu za wspomniane już wcześniej płaszczyzny symetrii część wymiarów odpowiada połowie wymiarów rzeczywistych. W miejscu styku próbki z rolką podporową oraz trzpieniem zginającym uwzględniono efekt kontaktu. Dokonano uproszczenia i nie uwzględniono wprost tarcia pomiędzy poszczególnymi powierzchniami.



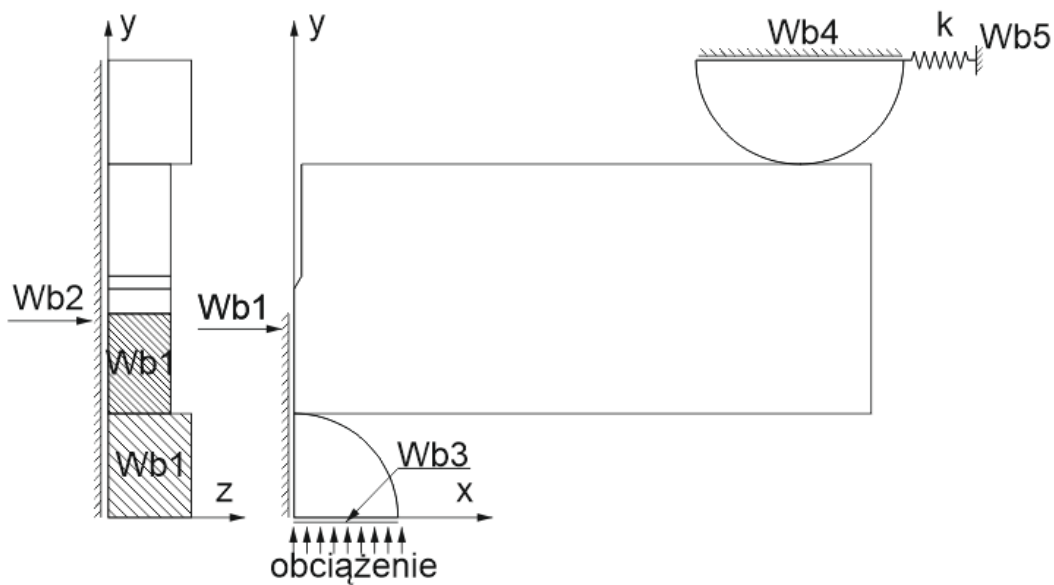
Rys. 9.1 Parametryczny model geometrii próbek

Tab. 9.1 Zestawienie wymiarów poszczególnych modeli MES

Nazwa modelu	bm [mm]	wm [mm]	sm [mm]	lm [mm]	a _{0m} [mm]	a _{0m} /wm [-]
MES B30 a ₀ /W = 0,49	15,0	60,0	120,0	138,0	29,4	0,49
MES B30 a ₀ /W = 0,50	15,0	60,0	120,0	138,0	30,0	0,50
MES B30 a ₀ /W = 0,60	15,0	60,0	120,0	138,0	36,0	0,60
MES B30 a ₀ /W = 0,62	15,0	60,0	120,0	138,0	37,8	0,63
MES B30 a ₀ /W = 0,63	15,0	60,0	120,0	138,0	37,8	0,63
MES B40 a ₀ /W = 0,49	20,0	80,0	160,0	184,0	39,2	0,49
MES B40 a ₀ /W = 0,50	20,0	80,0	160,0	184,0	40,0	0,50
MES B40 a ₀ /W = 0,59	20,0	80,0	160,0	184,0	47,2	0,59
MES B40 a ₀ /W = 0,60	20,0	80,0	160,0	184,0	48,0	0,60
MES B50 a ₀ /W = 0,50	25,0	100,0	200,0	230,0	50,0	0,50
MES B50 a ₀ /W = 0,59	25,0	100,0	200,0	230,0	59,0	0,59
MES B50 a ₀ /W = 0,60	25,0	100,0	200,0	230,0	60,0	0,60
MES B60 a ₀ /W = 0,50	30,0	120,0	240,0	276,0	60,0	0,50
MES B60 a ₀ /W = 0,60	30,0	120,0	240,0	276,0	72,0	0,60

9.2. Warunki brzegowe i obciążenia

Zastosowano warunki brzegowe mające na celu odwzorować geometrię badanych próbek oraz ich zachowanie na stanowisku badawczym. W rzeczywistej próbce rolka łącząca próbkę i stanowisko badawcze ma możliwość obrotu i jak wykazały pomiary w trakcie badań laboratoryjnych, oddala się ona od płaszczyzny symetrii o kilka milimetrów (2-4 w przypadku próbek serii B30). Rolka ta jest pozycjonowana przez sprężynę zamontowaną pod kątem w stosunku do próbki. Kąt ten jest zmienny w zależności od wielkości zamontowanej na stanowisku próbki i fazy próby. Aby uniknąć dodatkowej komplikacji modelu numerycznego postanowiono zastąpić obrót rolki i wydłużenie się ukośnej sprężyny, podporą umożliwiającą przesuw wzdłuż globalnej osi X i sprężyną o sztywności zastępczej k , dobranej w trakcie kalibracji modelu. Sztywność sprężyny uwzględnia dodatkowo zjawiska tarciaowe występujące pomiędzy próbka i rolką, nie uwzględnione w modelu kontaktu. Wartość sztywności sprężyny k określono na poziomie $k = 4500$ [N/mm]. Schemat przyjętych warunków brzegowych, globalny układ współrzędnych oraz miejsce przyłożenia obciążenia przedstawiono na Rys. 9.2.



Rys. 9.2 Warunki brzegowe modelu MES

Obciążenie odwzorowano poprzez wymuszenie ruchu trzpienia gnącego wzdłuż globalnej osi Y.

Tab. 9.2 zestawiono zablokowane stopnie swobody, dla każdego z warunków brzegowych, w globalnym układzie współrzędnych (znak „x” oznacza zablokowane stopnie swobody).

Tab. 9.2 Zablokowane stopnie swobody dla poszczególnych warunków brzegowych

	Wb1	Wb2	Wb3	Wb4	Wb5
przesunięcie względem osi X	x		x		x
przesunięcie względem osi Y				x	x
przesunięcie względem osi Z		x	x	x	x
obrót wokół osi X		x	x	x	x
obrót wokół osi Y	x	x	x	x	x
obrót wokół osi Z	x		x	x	x

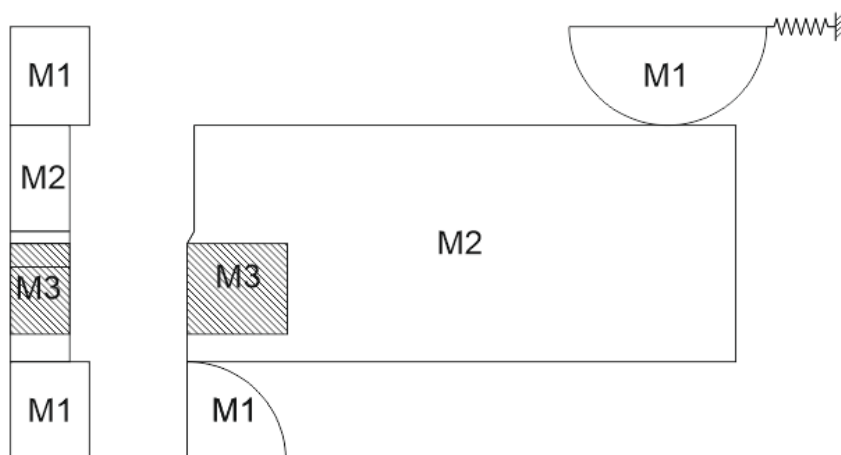
9.3. Charakterystyki materiałowe i podział na elementy skończone.

Na potrzeby obliczeń przyjęto trzy różne charakterystyki materiałowe:

- liniowo-sprężystą oznaczona jako M1,
- w pełni plastyczną oznaczona jako M2,
- w pełni plastyczną uwzględniającą zniszczenie oznaczona jako M3.

Charakterystyka M1 została zastosowana do odwzorowania materiału rolki podporowej i trzpienia gnącego. Zgodnie z wytycznymi zawartymi np. w [42, 43], te elementy stanowiska powinny mieć twardość co najmniej 40 HRC (400 HV) lub być wykonane ze stali o granicy plastyczności większej niż 1000 MPa. Sztywność podpór została dodatkowo wzmocniona poprzez zwiększenie tysiąckrotnie modułu Young'a. Zastosowana charakterystyka dokładnie odwzorowuje zachowanie elementu stanowiska w trakcie badań.

Sposób określenia i kalibracji charakterystyk materiałowych M2 i M3 został opisany w rozdziale ósmym. Model materiału M3 zastosowano w rejonie spodziewanego zniszczenia, różni się od modelu M2 tym, że uwzględnia mechanizm zniszczenia. Zdecydowano się na zastosowanie dwóch charakterystyk aby skrócić czas obliczeń. Na Rys. 9.3 zamieszczono schemat rozmieszczenia charakterystyk materiałowych w modelu MES.



Rys. 9.3 Rozkład charakterystyk materiałowych w modelu MES

Poniżej zestawiono dane materiałowe dla poszczególnych modeli:

- Model M1:
 - moduł Younga $E = 2 \cdot 10^8$ [MPa]
 - liczba Poissona $\nu = 0,3$ [-]
- Model M2:
 - moduł Younga $E = 2,15 \cdot 10^5$ [MPa]
 - liczba Poissona $\nu = 0,3$ [-]
 - charakterystyka plastyczna – Rys 9.3.
- Model M3:
 - charakterystyka sprężysta i plastyczna – jak w modelu M2
 - inicjacja procesu niszczenia: odkształcenia ekwiwalentne większe lub równe $0,1706$ [-], współczynnik trójosiowości $\eta \geq 0,33$ [-]
 - zniszczenie liniowe (całkowite wyłączenie elementu z modelu) $d = 0,375$

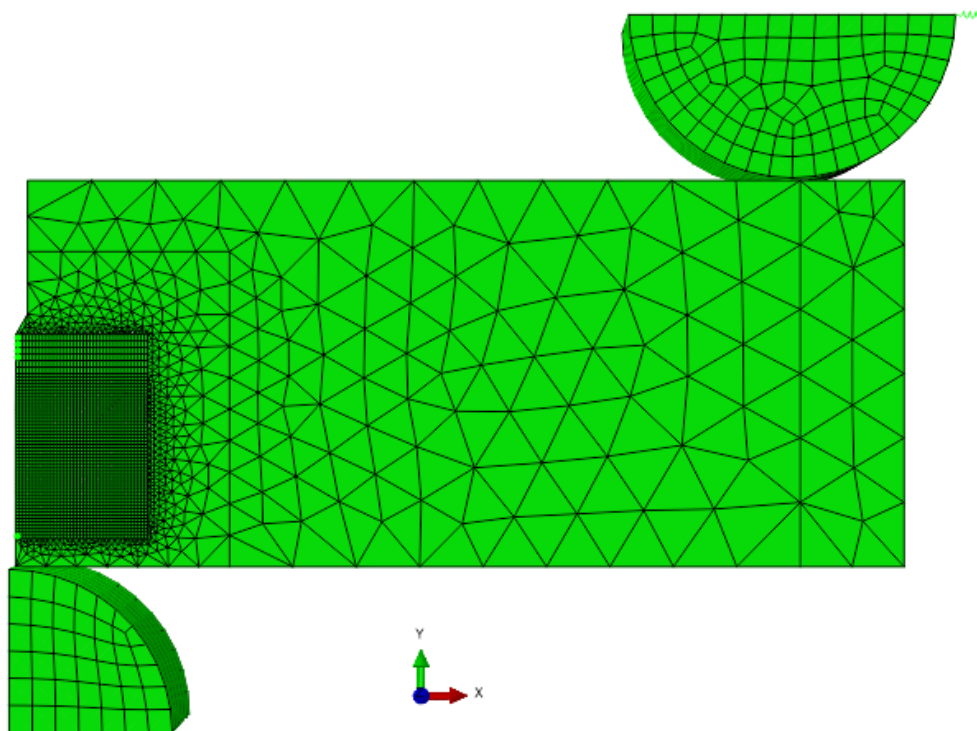
Podziału na elementy skończone dokonano w taki sposób, że można wyróżnić trzy strefy, jeśli chodzi o typ i wielkość elementów. Strefy dokładnie odpowiadają rozkładowi charakterystyk materiałowych, toteż ich numeracja jest identyczna jak w przypadku charakterystyk materiałowych – Rys. 9.3. Parametry charakteryzujące siatkę elementów skończonych w każdym z rejonów zestawiono w

Tab. 9.3.

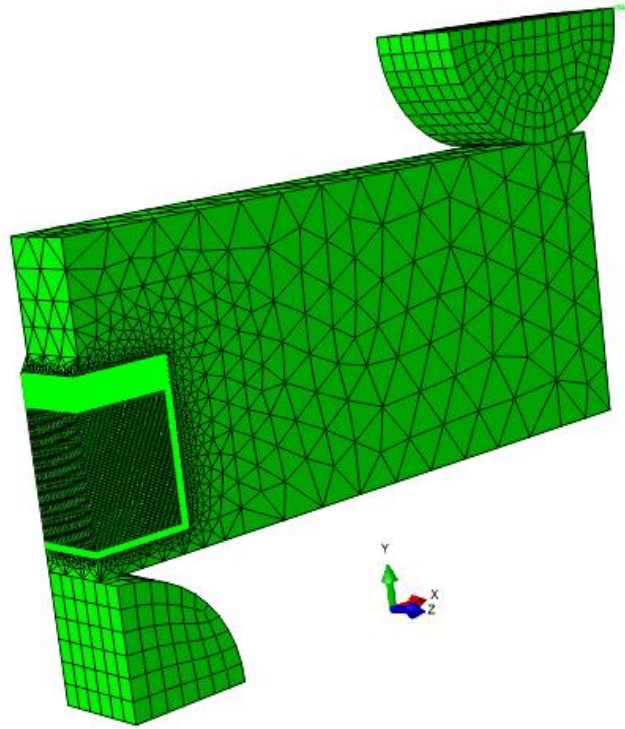
Tab. 9.3 Zestawienie typów elementów skończonych w modelu MES

Strefa	typ elementu wg [20]	wielkość elementu [mm]
M1	C3D8R	3,5
M2	C3D4	10,0
M3	C3D8R	0,5

Ustalone wielkości elementów obowiązywały dla każdego modelu MES (zestawienie wielkości poszczególnych modeli – patrz Tab. 9.1). Przykład siatki elementów skończonych zaprezentowano na zamieszczonych rysunkach - Rys. 9.4 i Rys. 9.5.



Rys. 9.4 Siatka elementów skończonych dla modelu z serii MES B30

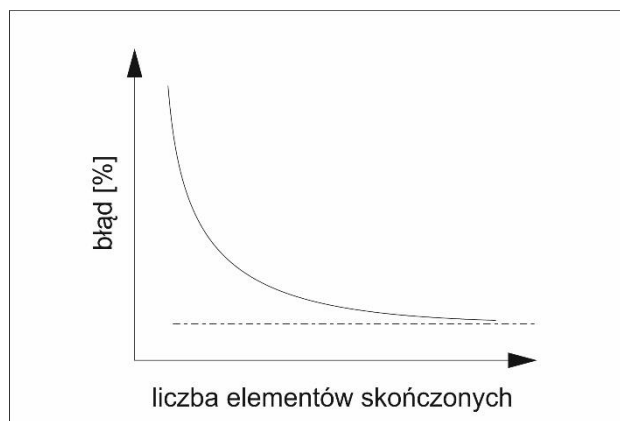


Rys. 9.5 Siatka elementów skończonych dla modelu z serii MES B30

Jak widać na zamieszczonych rysunkach, siatka elementów skończonych w rejonie szczeliny (model materiału M3), została znacznie zagęszczona. Zastosowane elementy mają możliwość wyłączenia się, co odwzorowuje proces rozwoju szczeliny w rzeczywistej próbce. Wykorzystane elementy mają narzucony kształt sześciangu. Regularny, foremny kształt elementu daje najbardziej dokładne wyniki [1]. Pozostały rejon próbki został odwzorowany przy pomocy elementów czworościennych, umożliwiło to płynne i równomierne zwiększenie rozmiaru elementu, a w konsekwencji znaczne skrócenie czasu obliczeń. Przed rozpoczęciem każdej symulacji wykonywano kontrolę kształtów elementów. Do tego celu wykorzystano wbudowane w program obliczeniowy algorytmy. Dokładny opis kryterium poprawności s zastosowanych elementów można znaleźć w [20].

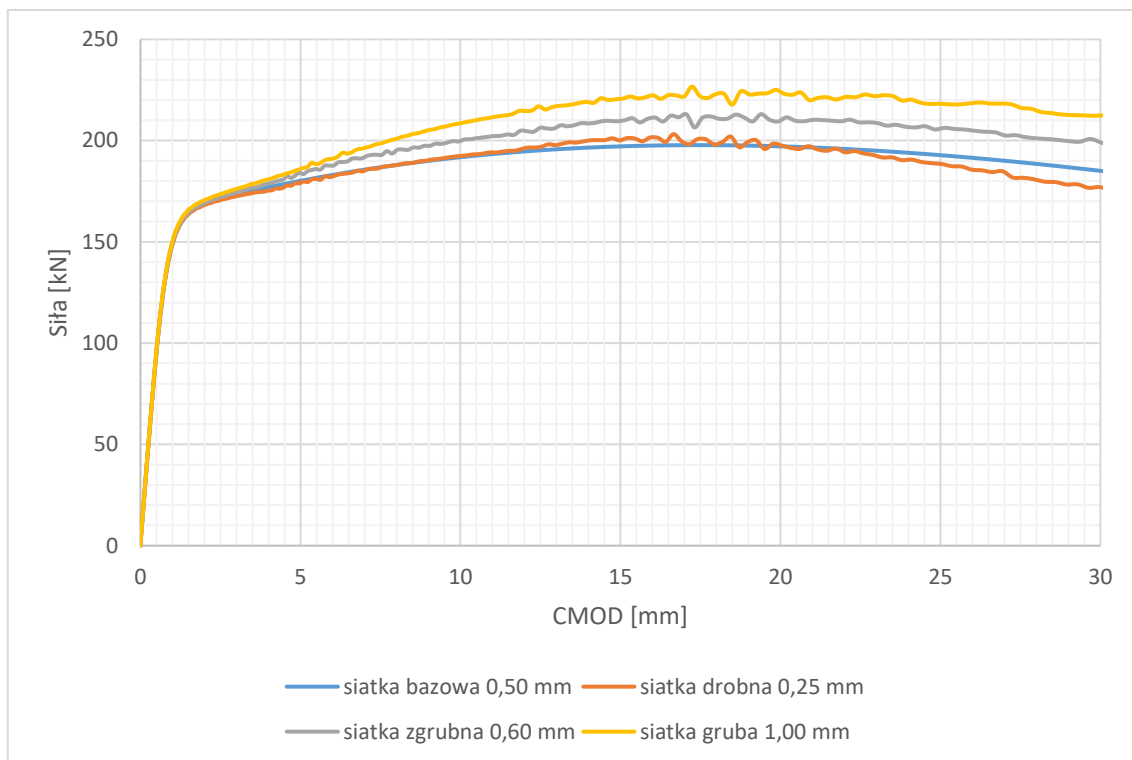
9.4. Wpływ wielkości siatki elementów skończonych na wyniki eksperymentu numerycznego.

Powszechnie znana jest zależność opisująca wpływ siatki elementów skończonych na wyniki. Błąd wyników maleje asymptotycznie wraz ze zmniejszaniem się elementów skończonych, co opisano np. w [53]. Na Rys. 9.6 przedstawiono schematycznie wymienioną zależność.



Rys. 9.6 Schemat zależności wielkości błędu obliczeń w zależności od wielkości siatki

W rozdziale 6.7 przedstawiono mechanizm zniszczenia wykorzystany w modelu MES, zgodnie z którym po rozpoczęciu procesu degradacji materiału, jego opis postaci odkształcenie – naprężenie zostaje zamieniony na przemieszczenie – naprężenie (równanie 6.31). Z równania wynika wprost, że model materiału jest ściśle powiązany z wielkością siatki elementów skończonych. Z powyższego wynika również, że dwukrotne zmniejszenie siatki elementów skończonych powinno redukować parametr D dwukrotnie. Założono, że rozmiar siatki elementów skończonych będzie stały i taki sam dla wszystkich przypadków obliczeniowych. Na potrzeby analizy wpływu wielkości siatki przeprowadzono dodatkowe obliczenia, uwzględniające różną wielkość siatki elementów skończonych w rejonie szczeliny. Analizę przeprowadzono dla serii MES B60, dla stosunku długości szczeliny $a_0/W = 0,6$. Wykonano dodatkowe obliczenia dla trzech przypadków: wielkość elementu dwukrotnie mniejsza w stosunku do bazowej (0,25 do 0,50 mm), wielkość elementów zwiększona o 20% i 100%. Efekty obliczeń w postaci wykresu siły w funkcji rozwarcia przedstawiono na Rys. 9.7



Rys. 9.7 Wykresy rozwarcia szczeliny - siły dla modelu MES B60 $a_0/W = 0,60$ dla siatki o różnej wielkości

Z zamieszczonego wykresu wyraźnie widać, że istnieje wpływ wielkości zastosowanych elementów skończonych. Wyniki liczbowe zostały zestawione w Tab. 9.4. Za siatkę bazową uznano, zgodnie z konsekwentnie wykonanymi obliczeniami, siatkę o wielkości elementu w rejonie pęknięcia równej 0,50 mm. W ostatniej kolumnie podano orientacyjny czas wykonywania obliczeń. Wszystkie wykonano na tej samej stacji obliczeniowej, przy wykorzystaniu 8 rdzeni procesora (Intel I7-3770, 8x3.40 GHz), 32 GB pamięci operacyjnej i zadeklarowane 128 GB pamięci wirtualnej.

Tab. 9.4 Zestawienie wyników dla modelu MES B60 $a_0/W = 0.60$, dla siatek elementów skończonych o różnej wielkości

wielkość elementu w rejonie pęknięcia [mm]	F_m [kN]	V_p [mm]	δ_m [mm]	błąd F_m w stosunku do siatki bazowej [%]	błąd V_p w stosunku do siatki bazowej [%]	błąd δ_m w stosunku do siatki bazowej [%]	czas obliczeń [h]
0,25	200,4	15,81	3,45	1,3	-4,0	-3,6	897
0,50	197,8	16,47	3,58	0,0	0,0	0,0	40,5
0,60	211,5	17,63	3,84	6,9	7,0	7,3	27,5
1,00	223,1	17,97	3,93	12,8	9,1	9,6	3,5

Obliczenia wykonywane były iteracyjnie. Wyniki z poprzednich iteracji przenoszone były jako dane wejściowe do kolejnych. W takich przypadkach dodatkowym źródłem błędów są zaokrąglenia wartości liczbowych. Użyte oprogramowanie ma możliwość ustawienia dokładności zapisywanych do plików wynikowych liczb. Dostępne są liczby pojedynczej precyzji, zapisywane w formacie 4 bitowym (16 znaków) lub podwójnej precyzji zapisywane w formacie 8 bitowym (256 znaków) [20]. Modele MES wymagały znacznej liczby iteracji potrzebnych do rozwiązania zadania obliczeniowego – w skrajnym przypadku ponad $2,1 \cdot 10^6$ (próbka serii B60, siatka zagęszczona). Wszystkie obliczenia wykonywano w podwójnej precyzji. Negatywnym aspektem użycia liczb o podwójnej precyzji jest wydłużenie czasu obliczeń oraz większy rozmiar plików z wynikami.

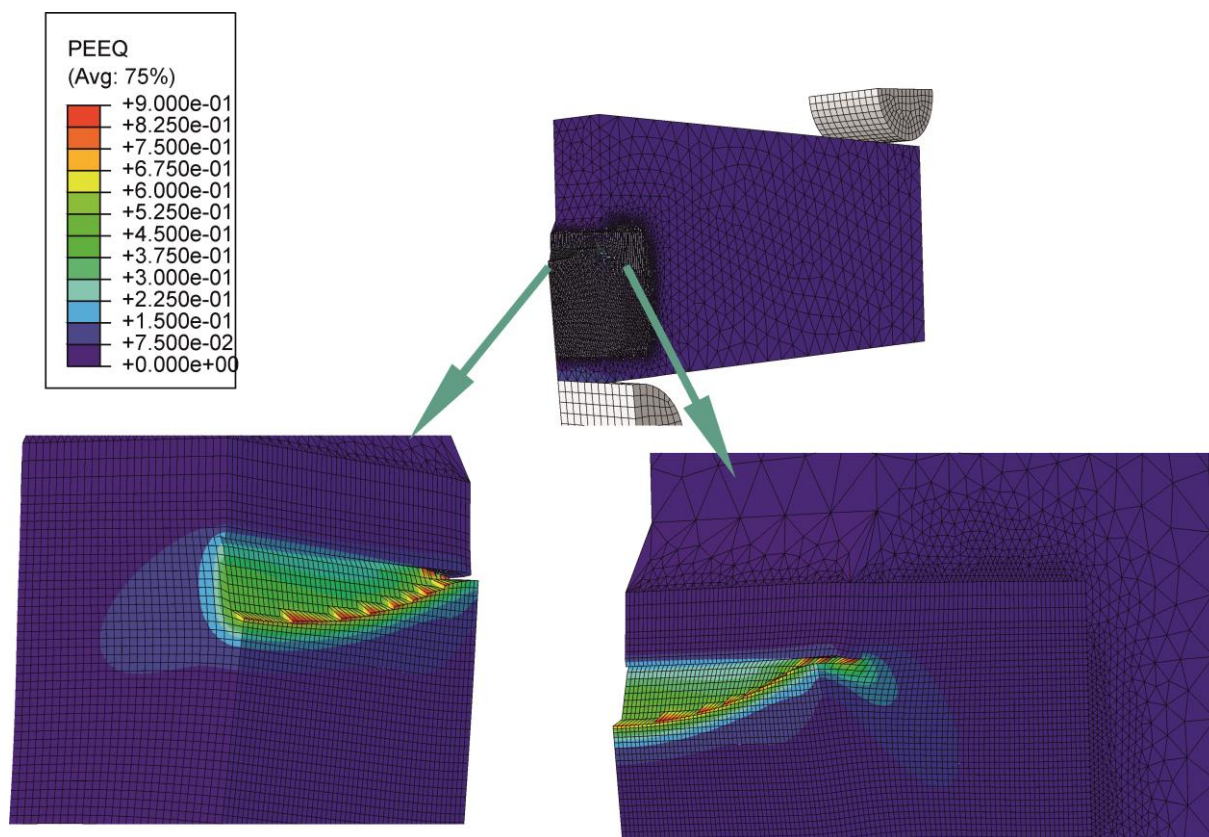
Jak wynika z zaprezentowanego przykładu, zastosowana siatka bazowa jest rozsądnym kompromisem pomiędzy dokładnością wyników i czasem obliczeń. Wyniki uzyskane dla siatek o wielkości elementu 0,25 i 0,50 mm w rejonie pęknięcia są zbliżone z wynikami uzyskanymi na drodze eksperymentu laboratoryjnego. Wyniki uzyskane w pozostałych dwóch przypadkach nie mieszczą się w rozrzucie wyników laboratoryjnych – są za wysokie, a więc zastosowane w obliczeniach wielkości elementów skończonych są za duże.

9.5. Wyniki uzyskane metodą MES

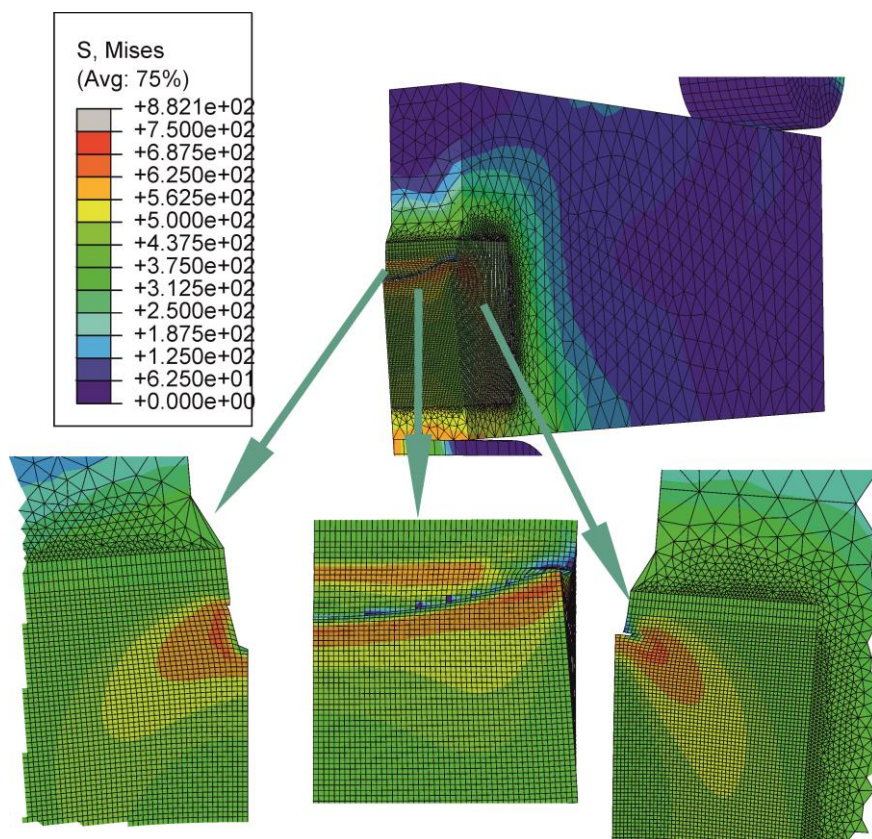
W Tab. 9.5 zestawiono wartości δ_m w funkcji grubości (a co za tym idzie pozostałych wymiarów próbki), przedstawione na Rys. 9.10. Planowano wykonać obliczenia dla wszystkich serii próbek, dla stosunku długości szczeliny a_0/W wynoszącego odpowiednio 0,50 i 0,60. Ze względu na wyniki badań laboratoryjnych, w których precyzyjna kontrola stosunku a_0/W nie jest możliwa, uzupełniono obliczenia o przypadki nieuwzględnione w pierwotnym planie obliczeń, a otrzymane w drodze eksperymentu laboratoryjnego. W dalszej części rozdziału zamieszczono przykładowe mapy odkształceń ekwiwalentnych plastycznych i naprężeń zredukowanych przy użyciu hipotezy Huberta. Następnie przedstawiono wykresy „siła – otwarcie karbu” otrzymane w trakcie prób, dla każdej z serii próbek. W załączniku 1 zestawiono szczegółowe wyniki badań numerycznych dla każdej z próbek.

Tab. 9.5 Zestawienie wyników badań numerycznych

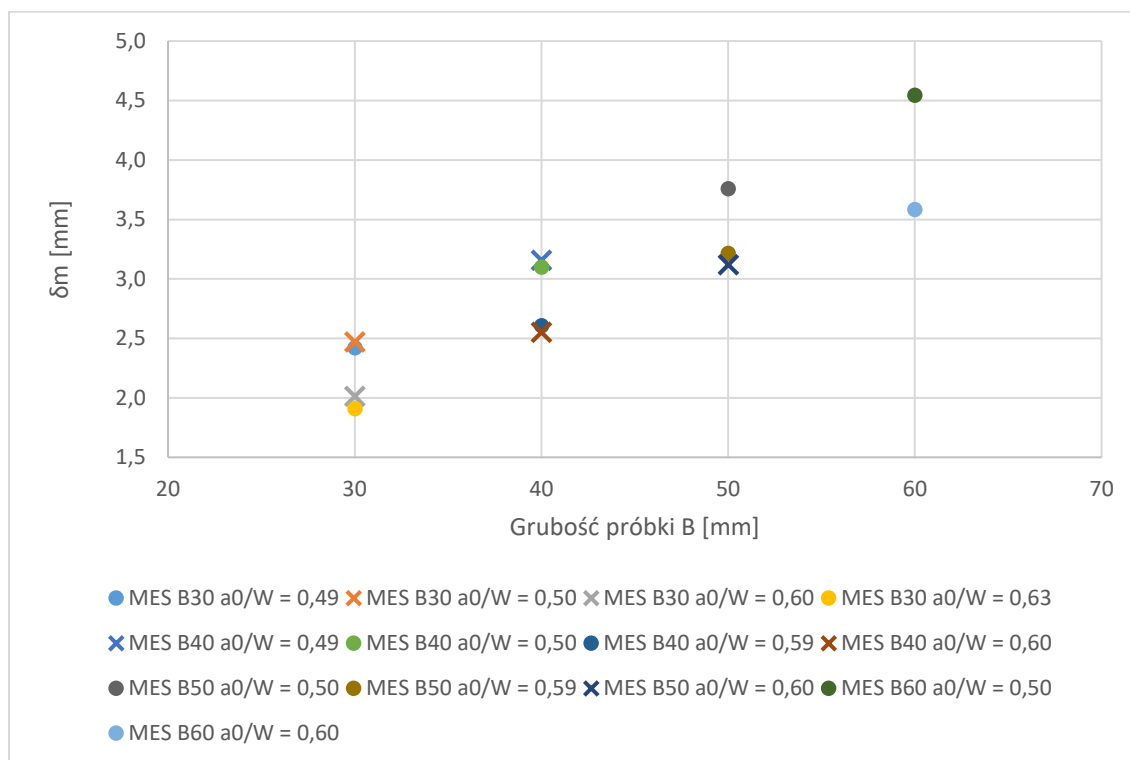
oznaczenie próbki	B _m [mm]	W _m [mm]	a _{0m} [mm]	a _{0m} /W _m [-]	f(a _{0m} /W _m) [-]	V _p [mm]	δ _m [mm]
MES B30 a ₀ /W = 0.49	30,0	60,0	29,4	0,49	2,60	7,94	2,42
MES B30 a ₀ /W = 0.50	30,0	60,0	30,0	0,50	2,66	8,35	2,47
MES B30 a ₀ /W = 0.60	30,0	60,0	36,0	0,60	3,77	9,19	2,01
MES B30 a ₀ /W = 0.63	30,0	60,0	37,8	0,63	4,25	9,65	1,91
MES B40 a ₀ /W = 0.49	40,0	80,0	39,2	0,49	2,58	10,53	3,18
MES B40 a ₀ /W = 0.50	40,0	80,0	40,0	0,50	2,66	10,47	3,10
MES B40 a ₀ /W = 0.59	40,0	80,0	47,2	0,59	3,63	11,55	2,61
MES B40 a ₀ /W = 0.60	40,0	80,0	48,0	0,60	3,77	11,68	2,55
MES B50 a ₀ /W = 0.50	50,0	100,0	50,0	0,50	2,66	12,73	3,76
MES B50 a ₀ /W = 0.59	50,0	100,0	59,0	0,59	3,63	14,27	3,21
MES B50 a ₀ /W = 0.60	50,0	100,0	60,0	0,60	3,77	14,30	3,12
MES B60 a ₀ /W = 0.50	60,0	120,0	60,0	0,50	2,66	13,45	3,97
MES B60 a ₀ /W = 0.60	60,0	120,0	72,0	0,60	3,77	16,47	3,58



Rys. 9.8 Rozkład ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego w próbce serii B50, przed osiągnięciem wartości δ_m.



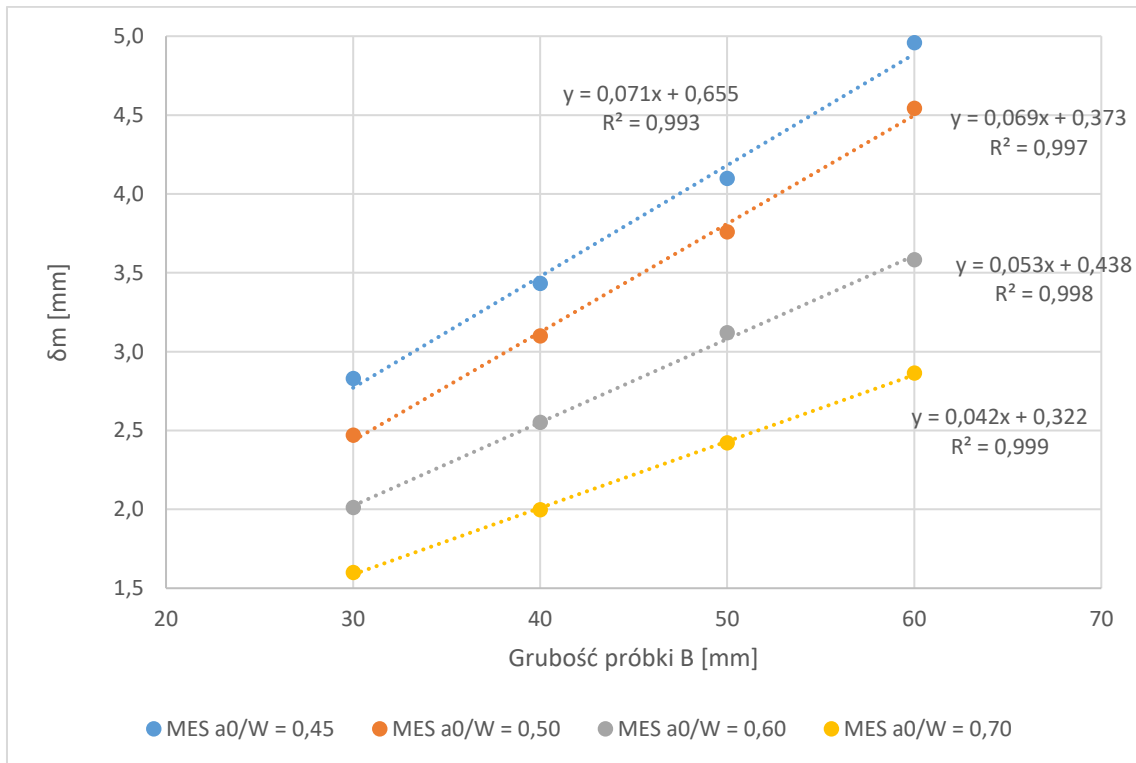
Rys. 9.9 Rozkład naprężeń zredukowanych w próbce serii B50, przed osiągnięciem wartości δ_m .



Rys. 9.10 Graficzne przedstawienie wyników symulacji numerycznej MES

9.6. Analiza uzyskanych wyników

Analizując otrzymane wyniki określić można wpływ wielkości próbki oraz względną głębokości szczeliny a_0/W na otrzymaną wartość δ_m . Rezultaty były przyczynkiem do poszerzenia badań numerycznych o większy zakres a_0/W . Zgodnie z wytycznymi normy [42, 43], które dopuszczają w badaniach CTOD zakres a_0/W wynoszący od 0,45 do 0,70, wykonano dodatkowe symulacje numeryczne dla wszystkich czterech rozpatrywanych grubości i skrajnych wartości a_0/W . Wyniki tych symulacji zamieszczono na Rys. 9.11.



Rys. 9.11. Wyniki dodatkowych badań numerycznych

Dla każdego z rozpatrywanych a_0/W (wynoszących 0,45, 0,50, 0,60, 0,70) wyniki aproksymowano linią prostą. Do wyznaczenia równania prostej wykorzystano metodę najmniejszych kwadratów. Następnie sprawdzono dopasowanie otrzymanych linii do wyników z obliczeń. Posłużono się ponownie współczynnikiem determinacji R^2 . Dla każdej z otrzymanych prostych wartość R^2 przekraczała 0,99, co oznacza że linie dokładnie odwzorowują trend otrzymanych wyników. Na podstawie otrzymanych wyników można stwierdzić, że w przypadku materiału plastycznego, wpływ względnej długości szczeliny a_0/W , mieszczący się w granicach określonych przez aktualną normę ISO, może być większy niż użycie w badaniach próbki o dwa razy mniejszych gabarytach. Drugą obserwacją poczynioną na podstawie badań numerycznych jest fakt, że dla badanego materiału i zakresu grubości, przy ustalonym stosunku a_0/W , wzrost δ_m wraz z grubością może zostać opisany funkcją liniową.

10. Badania laboratoryjne weryfikujące obliczenia MES

Wszystkie badania laboratoryjne zostały wykonane według założeń i w zdecydowanej większości osobiście przez Autora, w Laboratorium Konstrukcji Oceanotechnicznych należącym do Katedry Technologii Obiektów Oceanotechnicznych, Systemów Jakości i Materiałoznawstwa Wydziału Oceanotechniki i Okrętownictwa Politechniki Gdańskiej.

Laboratorium specjalizuje się w badaniach wielkogabarytowych konstrukcji pod obciążeniami stałymi i zmiennymi w czasie, badaniach własności mechanicznych materiałów konstrukcyjnych i złączy spawanych, a także poligonowych pomiarach odkształceń i naprężeń w rzeczywistych konstrukcjach.

Obecnie na wyposażeniu Laboratorium obecnie znajdują się między innymi:

- uniwersalna maszyna wytrzymałościowa ZD 40 o zakresie pracy ± 400 kN
- maszyna wytrzymałościowa ZD 200/400 o maksymalnej sile rozciągającej / ściskającej +2000 / -4000 kN
- czterokanałowy hydrauliczny system zadawania obciążeń statycznych i dynamicznych sterowany cyfrowo za pomocą komputera sterującego Instron Labtronic 8800. System współpracuje z posiadanymi na wyposażeniu Laboratorium siłownikami ± 100 kN, ± 250 kN, ± 400 kN i ± 1000 kN,
- młot Charpy'ego
- młot zrzutowy – maksymalna masa zrzucana 50 kg, maksymalna wysokość zrzutu 7 m.
- twardościomierze do badań metodami Vickersa, Rockwella i Brinella,
- elektronowy mikroskop skaningowy BS 301 firmy TESLA z systemem cyfrowej rejestracji obrazów SAD 181,
- mikroskop metalograficzny MMT 204BT.
- mikroskop metalograficzny NEOPHOT 2,
- przenośny system akwizycji danych HBM Quantum X zdolny do pomiarów 8 kanałów uniwersalnych i 32 kanałów tensometrycznych.

W ramach niniejszej pracy badania laboratoryjne wykonywane były do dwóch celów:

1. precyzyjnego określenia własności mechanicznych badanej stali, jako danych wejściowych do modelu MES. Badania te wykonywane były na maszynie wytrzymałościowej ZD 40, na próbkach rozciąganych okrągłych, w temperaturze pokojowej,
2. wyznaczenia wartości CTOD dla weryfikacji uzyskanych na drodze symulacji numerycznej wartości δ_m .

W dalszej części rozdziału przedstawiono wyposażenie pomiarowe wykorzystane w badaniach.

10.1. Stanowisko badawcze

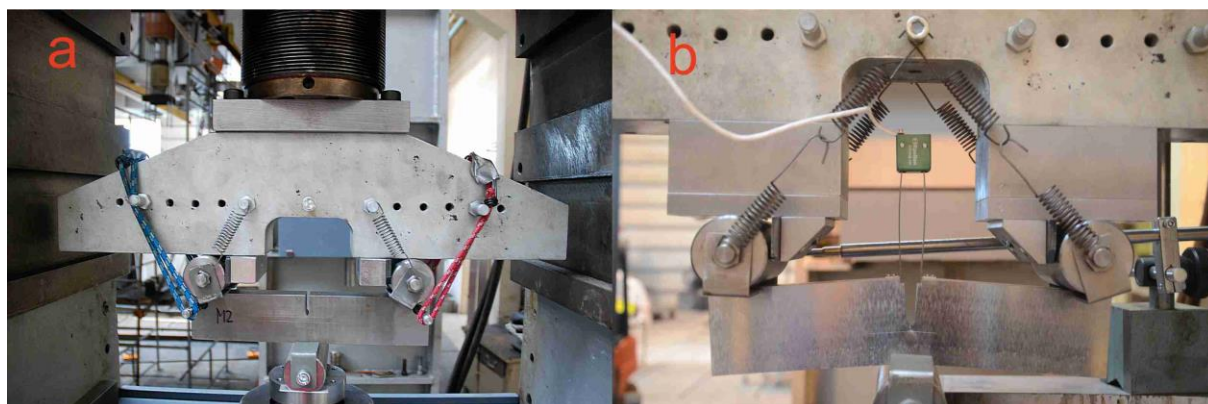
W oparciu o system sterowania Labtronic zbudowano stanowisko do badań zmęczeniowych. Stanowisko składa się z siłownika mogącego wygenerować maksymalnie siłę ± 250 kN (przy obciążeniach zmęczeniowych ± 200 kN), obudowanego sztywną ramą. Na potrzeby badań CTOD złączy spawanych, przeprowadzanych na próbkach trójpunktowo zginanych, zaprojektowano i wykonano belkę podporową. Zgodnie z wytycznymi zawartymi w normach badawczych dotyczących badań ciągliwości materiałów metodami mechaniki pękania [5, 14, 42, 43], za punkty podparcia próbki służą rolki, mogące wykonywać ruch obrotowy w trakcie próby. Ma to na celu redukcję tarcia pomiędzy próbką i jej podparciem na stanowisku [5]. Belkę zamocowano do ramy. Siłownik wyposażono w trzpień gnący. Dodatkowym elementem stanowiska jest też komora do wykonywania badań w cieczy chłodzącej. Maksymalne wymiary próbek do badań w obniżonej temperaturze wynoszą 30x60x300 mm. Na Rys. 10.1 pokazano stanowisko badawcze.



Rys. 10.1 Stanowisko badawcze

Na potrzeby prowadzonych badań stanowisko zostało zmodyfikowane. Zwiększono odległość pomiędzy bieżnią rolek a belką oporową. Umożliwiło to zastosowanie ekstensometru zdolnego do pomiaru większego rozwarcia szczeliny. Zrezygnowano z widocznego na Rys. 10.1 mocowania próbki

za pomocą przetyczki i gumy. Kolejną czynnością wykonaną w ramach modyfikacji stanowiska było wyosiowanie rolek względem trzpienia gnącego. Na Rys. 10.2 pokazano próbkę na stanowisku przed (a) i po modyfikacji (b).



Rys. 10.2 Stanowisko badawcze, a) przed modyfikacją, b) po modyfikacji

W wykonanych badaniach stosowano rolki i trzpień gnący o średnicy 50 mm.

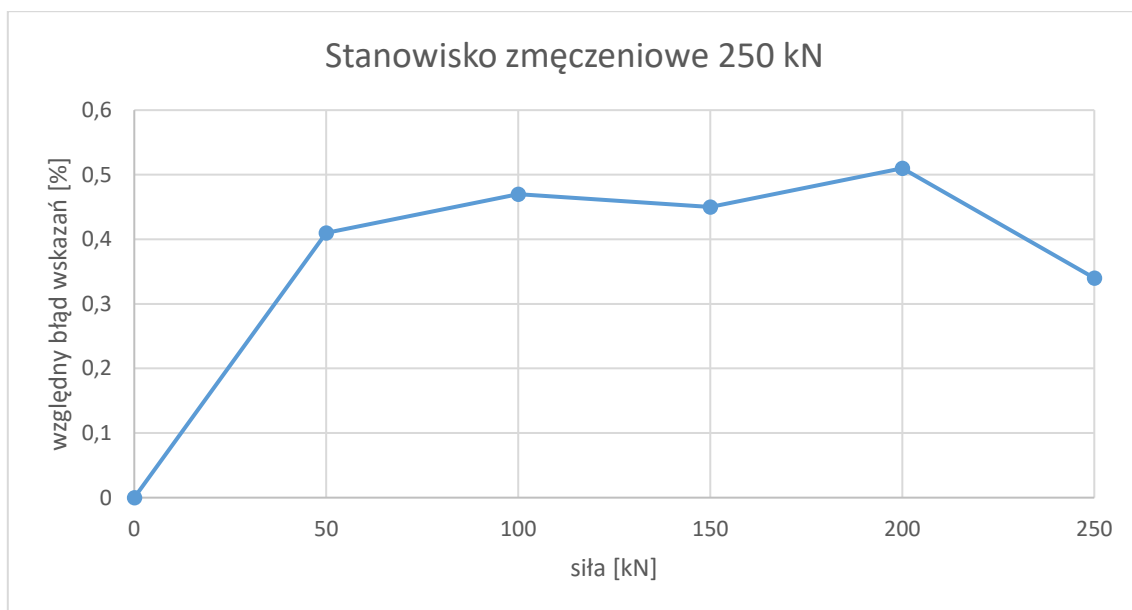
10.2. Użyte wyposażenie pomiarowe

Wszystkie użyte w badaniach przyrządy i urządzenia pomiarowe posiadały aktualne świadectwo wzorcowania wydane przez laboratoria wzorcujące zrzeszone w ILAC (International Laboratory Accreditation Cooperation). Zapewnia to spójność pomiarową (znajomość wskazań urządzeń wzorcujących w stosunku do narodowego wzorca) i w rezultacie wiarygodne wyniki. Parametrem opisującym dokładność pomiaru jest klasa dokładności urządzenia pomiarowego, mówi ona o dopuszczalnym błędzie wskazań urządzenia względem wzorca. Stosowano urządzenia o klasie 1 i klasie 0,5; o dopuszczalnym błędzie nie większym niż odpowiednio 1% lub 0,5% mierzonej wartości. Do pomiarów wykorzystano następujące urządzenia:

- maszynę wytrzymałościową ZD-40 Pu, klasa dokładności: 1
- ekstensometr do jednoosiowego rozciągania Epsilon 3543-050M-025M-ST o numerze seryjnym E97930, bazie pomiarowej 50 mm i zakresie pomiarowym +25 mm (50 % wydłużenia), klasa dokładności ekstensometru 0,5 %,
- stanowisko do badań zmęczeniowych 250 kN , wyposażone w głowicę pomiarową 250kN/01, klasa dokładności: 1,
- ekstensometr COD 3541-010M-120M-LT o numerze seryjnym E97931, bazie pomiarowej 10mm i zakresie pomiarowym -2 +16 mm, klasa dokładności ekstensometru 0,5 %.

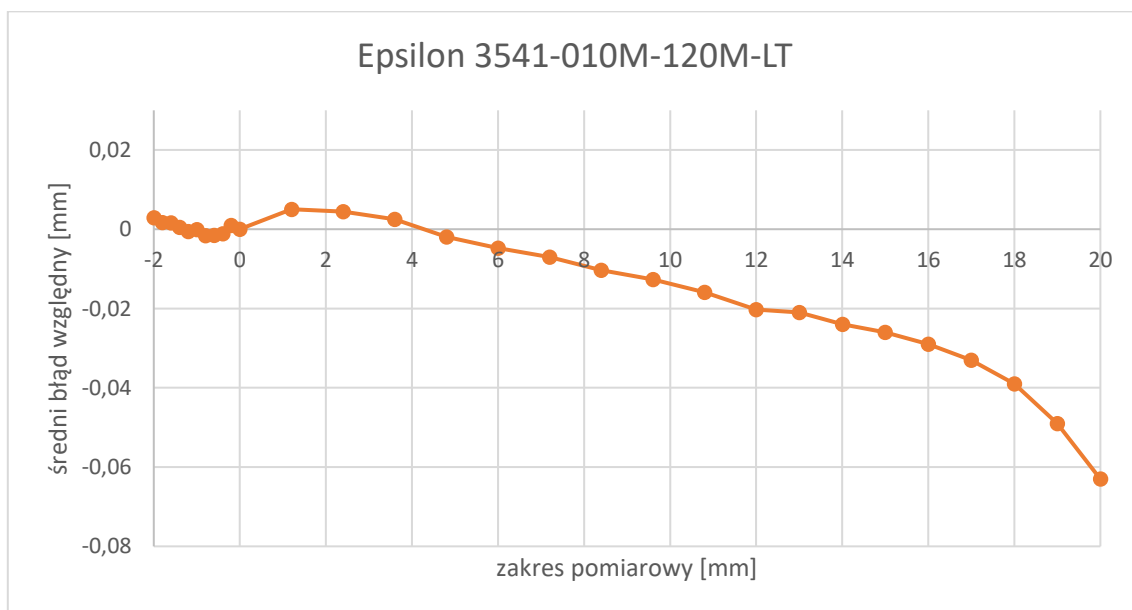
W świetle powyższego można określić wpływ wykorzystanych urządzeń pomiarowych na uzyskany wynik badania CTOD. Na Rys. 10.3 zamieszczono krzywą średniego błędu wskazań toru siły na stanowisku badawczym, opracowaną na podstawie świadectwa wzorcowania (nr świadectwa

6W1/144.4/16), wydane przez Okręgowy Urząd Miar w Gdańsku. Analiza świadectwa wzorcowania siłomierza wykazała, że siłomierz zawyża mierzoną wartość siły w całym swoim zakresie, do maksymalnie 0,51 %.



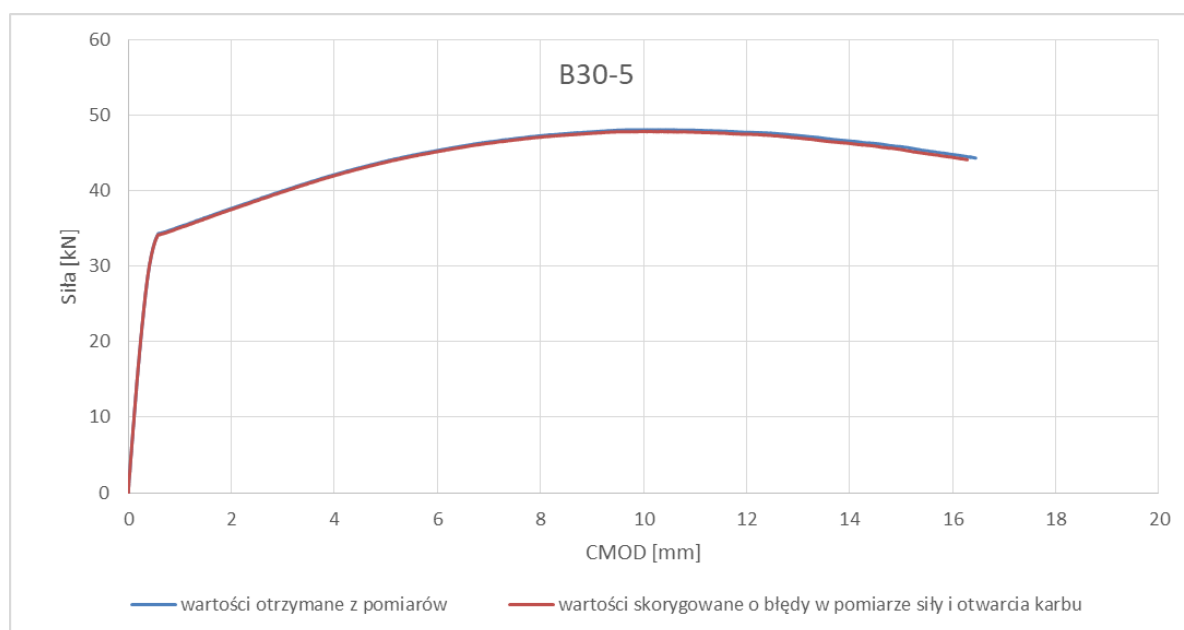
Rys. 10.3 Krzywa średniego błędu wskazań dla pomiaru siły na stanowisku badawczym

Drugim mierzonym parametrem było otwarcie karbu. Użyty do tego celu ekstensometr posiada klasę 0,5. W trakcie przeprowadzania kalibracji na wzorcu wyznaczono charakterystykę przyrządu: na początku swojego zakresu ekstensometr zawyża mierzone wartości (maksymalnie o 0,42% dla otwarcia 1,2 mm), od otwarcia 4,8 mm uzyskane wartości są zaniżone maksymalnie do -0,31 % dla 20 mm, co pokazano na Rys. 10.4.



Rys. 10.4 Krzywa średniego błędu względnego dla ekstensometru COD marki Epsilon

Na Rys. 10.5 naniesiono dwie krzywe: niebieską będącą zapisem wartości otrzymanych w trakcie pomiarów, oraz czerwoną, uwzględniającą korektę ze względu na błędy wskazań w pomiarze siły i rozwarcia szczeliny. Zamieszczony przykład dotyczy próbki z serii B30 oznaczonej jako 30-5.



Rys. 10.5 Krzywe: eksperymentalna i skorygowana o błędy wskazań urządzeń pomiarowych.

Znając różnice wskazań zastosowanej aparatury pomiarowej w stosunku do certyfikowanego wzorca odniesienia, uwzględniono ich wpływ na wyniki badań. Dla wspomnianej powyżej próbki B30-5 wyliczone wartości δ_m dla wartości nieskorygowanej wyniosło 1,971 mm. Uwzględnienie korekty wykresu rozwarcie – siła zmieniło wartość δ_m na 1,965. Błąd wynikający z nieuwzględnienia niedoskonałości zastosowanych urządzeń pomiarowych wynosi w zaprezentowanym przykładzie +0,3%, a więc nie ma wpływu na wnioski wyciągnięte w oparciu o wyniki przeprowadzonych badań.

10.3. Procedura badawcza

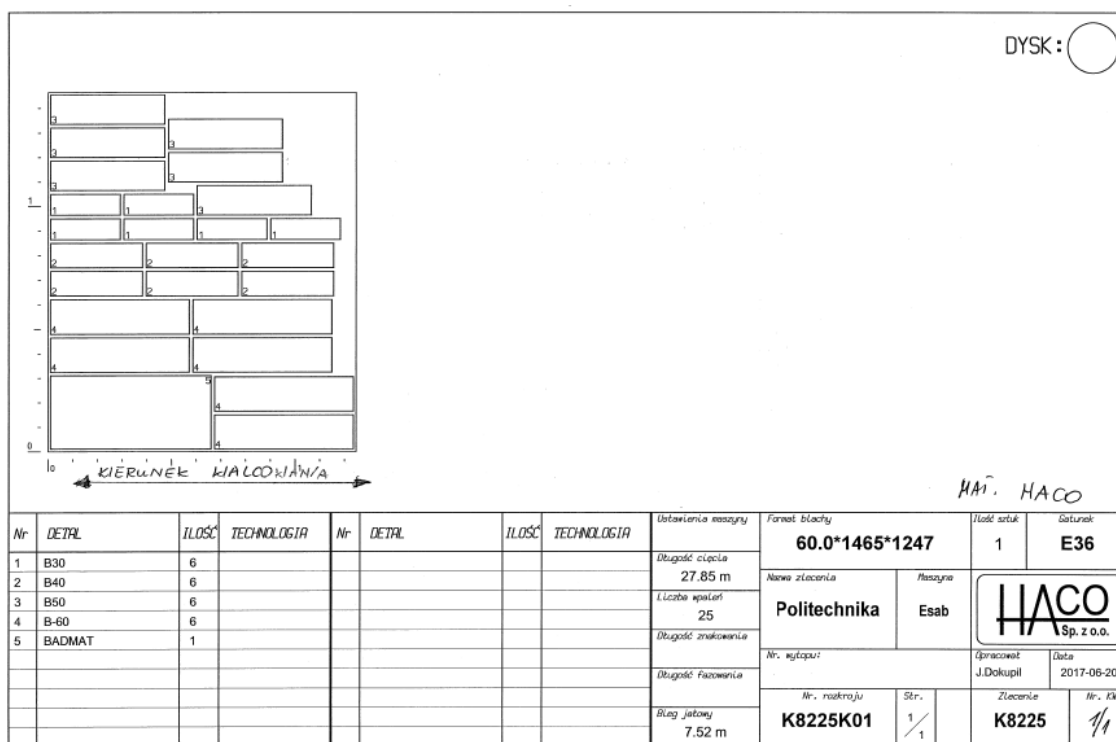
Badania laboratoryjne wykonano w oparciu o procedury zapisane w normach [14, 42], dokładając starań aby spełnić wszystkie możliwe wymagania dla wspomnianych pozycji literaturowych.

Na procedurę badawczą składają się następujące po sobie etapy:

- przygotowanie próbek,
- wprowadzenie pęknięcia zmęczeniowego,
- badanie CTOD,
- opracowanie wyników próby.

10.3.1. Przygotowanie próbek

Wszystkie próbki zostały wycięte z jednego arkusza blachy NV E36 o grubości nominalnej 60 mm. Osie wzdłużne wszystkich próbek pokrywają się z kierunkiem walcowania arkusza. Karby nacinano wzdłuż grubości. Próbki wstępnie zostały wycięte przy pomocy numerycznie sterowanej maszyny do krzywoliniowego cięcia gazowego ESAB Combirex CXC P 3500, zgodnie z zamieszczoną karą wykroju - Rys. 10.6.



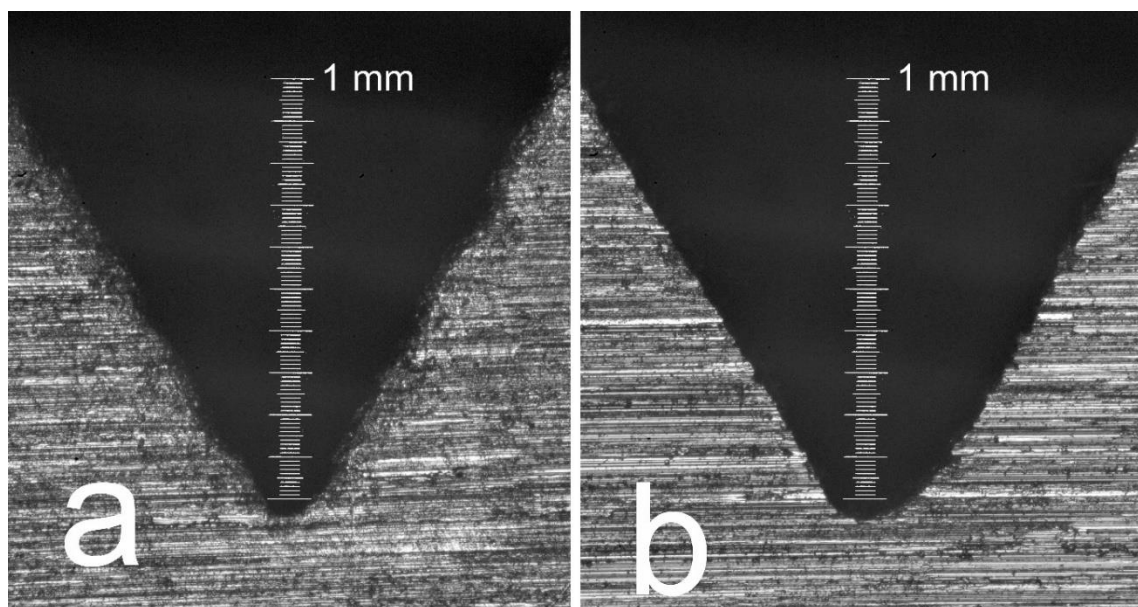
Rys. 10.6 Karta wykroju wg której wycięto próbki do badań

Ze względu na możliwość zmiany struktury przez proces cięcia termicznego, wymiary próbek zostały zwiększone o 15 mm naddatku na każdą ze stron (oprócz grubości). Naddatki zostały później usunięte w procesie frezowania. W przypadku próbek o grubości mniejszej niż nominalna grubość materiału, redukcja grubości również wykonywana była na frezarce. Po zakończeniu procesu frezowania wymiary W i L osiągały ostateczną wartość. Następnym krokiem było nacięcie karbów. W przypadku próbek o $B = 30$ mm, karby nacinano zaostrzonym na kąt 60 stopni frezem piłkowym – Rys. 10.7 oraz, dla porównania, drutem o średnicy 0,2 mm z chłodzeniem. Nacinanie karbu mechanicznego drutem zlecono wykonawcy zewnętrznemu.



Rys. 10.7 Nacinanie karbów frezem piłkowym

Różne technologie nacinania karbu powodują różnicę w geometrii jego dna. Porównanie geometrii karbu otrzymanego przez nacięcie frezem piłkowym i drutem na zimno zamieszczono na Rys. 10.8

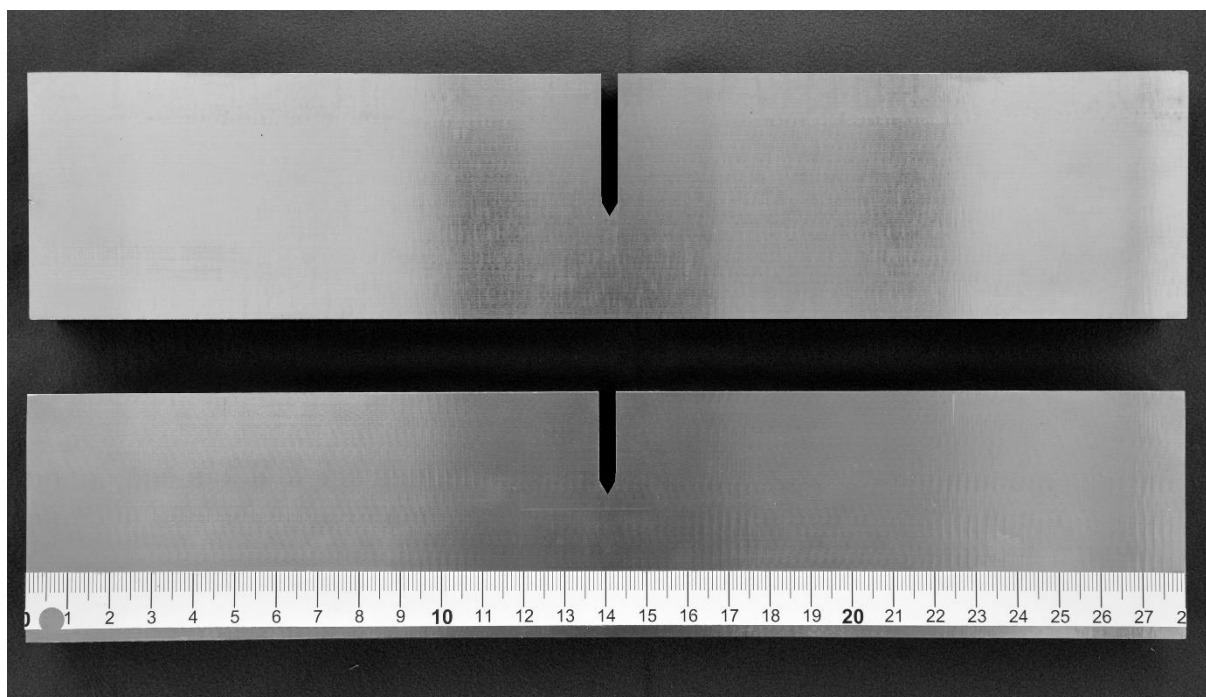


Rys. 10.8 Karby mechaniczne nacinane za pomocą frezu piłkowego (a) i drutu (b). Zdjęcia wykonano przy powiększeniu około 50 razy

Po nacięciu i kontroli kształtu karbów mechanicznych, próbka poddawana była ostatecznej obróbce na szlifierce magnesowej. W następstwie procesu uzyskiwano ostateczny wymiar B . Obróbka na szlifierce



magnesowej miała na celu uzyskanie błyszczącej powierzchni boku próbki, która ułatwia obserwację i pomiar w trakcie wprowadzania wstępnego pęknięcia zmęczeniowego. W przypadku próbek o grubości 60 mm, obróbka skrawaniem ograniczała się do zebrania głowicą frezerską z grubości wierzchniej warstwy (blachy wykonane były w tolerancji dodatniej więc ostatecznie otrzymano grubość próbki o grubości nieznacznie powyżej 60 mm). Ponieważ warsztat Laboratorium posiada szlifierkę magnesową, na której maksymalne wymiary obrabianego elementu nie mogą przekroczyć 500x200 mm, największe próbki nie zostały poddane szlifowaniu. Na tak przygotowanych próbkach montowano noże służące do zaczepienia ekstensometru blaszkowego. Widok przykładowych próbek gotowych do badania pokazano na Rys. 10.9.



Rys. 10.9 Próbki z serii B30 o różnym a_0/W

Ostatnią czynnością wykonaną w ramach przygotowania próbek było wykonanie pomiarów B i W . Każda próbka została pomierzona w trzech miejscach: w okolicach punktach podparcia i w sąsiedztwie karbu. W dalszych obliczeniach za B i W przyjęto średnie wartości z pomiarów.

Tab. 10.1 zawiera zestawienie wymiarów rzeczywistych próbek wykorzystanych w badaniach.

Tab. 10.1 Zestawienie wymiarów próbek

Oznaczenie próbki	B1 [mm]	B2 [mm]	B3 [mm]	W1 [mm]	W2 [mm]	W3 [mm]	B _{średnie} [mm]	W _{średnie} [mm]
Seria B = 30 mm, W = 60 mm								
B30-1	29,85	29,90	29,85	60,20	60,25	60,35	29,87	60,27
B30-2	30,00	30,05	30,00	60,10	60,15	60,05	30,02	60,10
B30-3	29,90	29,95	30,00	60,10	60,05	60,10	29,95	60,08
B30-4	30,00	29,95	29,95	60,35	60,25	60,25	29,97	60,28
B30-5	29,95	30,00	30,00	60,25	60,10	60,15	29,98	60,17
B30-6	30,05	30,00	30,00	60,15	60,15	60,15	30,02	60,15
Seria B = 40 mm, W = 80 mm								
B40-1	39,75	39,75	39,80	79,95	80,00	80,00	39,77	79,98
B40-2	39,75	39,75	39,80	80,00	80,10	80,05	39,77	80,05
B40-3	39,75	39,75	39,80	80,00	80,10	80,10	39,77	80,07
B40-4	40,00	40,00	40,05	80,15	80,15	80,20	40,02	80,17
B40-5	40,10	40,10	40,10	80,10	80,10	80,15	40,10	80,12
B40-6	40,10	40,10	40,05	80,15	80,15	80,15	40,08	80,15
B40-7	40,10	40,05	40,05	80,10	80,00	80,05	40,07	80,05
B40-8	40,10	40,10	40,10	80,10	80,10	80,10	40,10	80,10
B40-9	40,10	40,05	40,05	79,95	80,00	80,00	40,07	79,98
Seria B = 50 mm, W = 100 mm								
B50-1	50,15	50,15	50,15	99,45	99,35	99,45	50,15	99,42
B50-2	50,10	50,10	50,05	100,25	100,30	100,25	50,08	100,27
B50-3	50,15	50,10	50,10	100,60	100,60	100,60	50,12	100,60
B50-4	50,10	50,05	50,15	100,35	100,45	100,30	50,10	100,37
B50-5	50,45	50,45	50,35	100,40	100,20	100,35	50,42	100,32
B50-6	50,10	50,10	50,15	100,20	100,15	100,35	50,12	100,23
Seria B = 60 mm, W = 120 mm								
B60-1	59,90	59,90	59,90	120,30	120,00	120,20	59,90	120,17
B60-2	60,10	60,10	60,10	119,80	119,70	119,70	60,10	119,73
B60-3	60,05	60,10	60,15	120,15	120,00	120,10	60,10	120,08

10.3.2. Wprowadzenie pęknięcia zmęczeniowego

Wprowadzenie pęknięcia do próbki ma na celu wyrugowanie wpływu karbu mechanicznego na wynik próby. Karb powstały na skutek pęknięcia zmęczeniowego jest tak samo ostry na całej swojej długości, a więc można uznać, że spiętrzenie naprężeń nim wywołane przyjmuje stałą wartość po grubości próbki. Wprowadzenie pęknięcia odbywało się na stanowisku badań zmęczeniowych opisanym w rozdziale 10.1.

Przed wprowadzaniem wstępnego pęknięcia zmęczeniowego konieczne było wyznaczenie zakresu siły, zależnego od badanego materiału, wymiarów i geometrii próbki a także pożądanej długości szczeliny w stosunku do szerokości próbki, określanej jako a_0/W [-]. Maksymalne siły użyte w trakcie wprowadzania pęknięć zmęczeniowych wyznaczono w oparciu o wzór [14]:

$$F_f = \frac{B(W-a)^2(\sigma_{YSP} + \sigma_{TSP})}{4S} \quad (10.1)$$

gdzie:

- $\sigma_{YSP} = 398$ MPa – granica sprężystości w temperaturze wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego,
- $\sigma_{TSP} = 537$ MPa – granica wytrzymałości w temperaturze wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego.

Do obliczeń przyjęto wartości granicy sprężystości i wytrzymałości wyznaczone w badaniach własnych. Wyznaczone siły zestawiono w Tab. 10.2.

Tab. 10.2 Zestawienie sił użytych do wprowadzenia pęknięcia zmęczeniowego

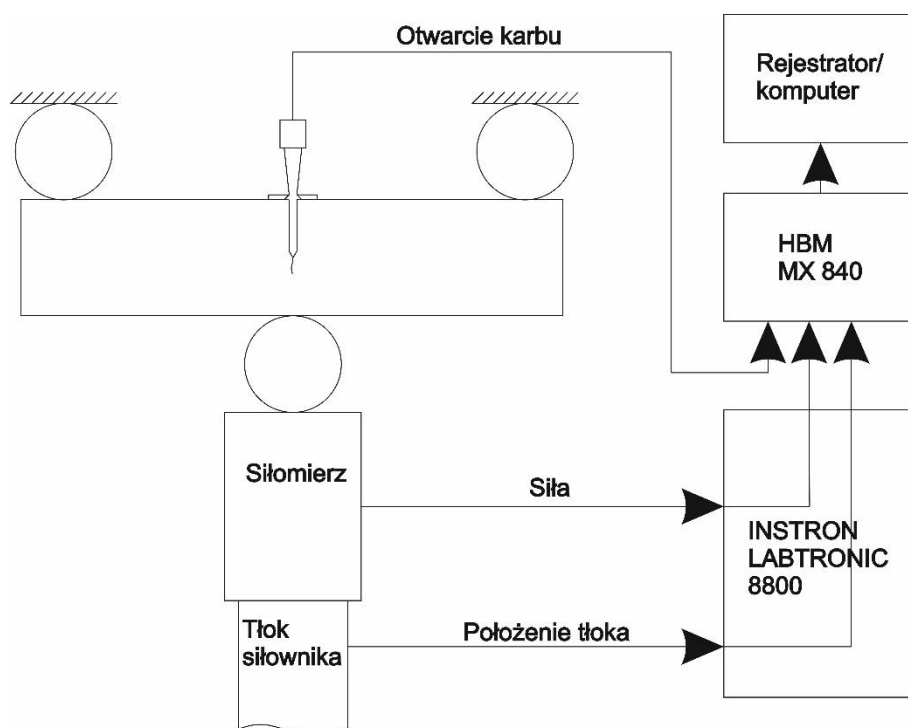
oznaczenie	a_0/W	F_f [kN]	$F_{\text{średnia}}$ [kN]	Amplituda [kN]	R [-]
B30	0,50	26,3	14,5	11,8	0,1
	0,60	16,8	9,3	7,6	
B40	0,50	46,8	25,7	21,0	
	0,60	29,9	16,5	13,5	
B50	0,50	73,0	40,2	32,9	
	0,60	46,8	25,7	21,0	
B60	0,60	105,2	57,9	47,3	

Jak wynika z Tab. 10.2 wraz ze wzrostem stosunku a_0/W spada maksymalna siła, wyznaczona ze wzoru (10.1). Wynika to z faktu, że wzrost głębokości a_0 powoduje zmniejszenie W i w konsekwencji pola przekroju poprzecznego próbki w miejscu karbu. Ograniczenia wielkości maksymalnej siły w procesie wprowadzania pęknięcia zmęczeniowego ma na celu zminimalizowanie wielkości strefy plastycznej przed frontem pęknięcia, której nadmierny rozrost miałby wpływ na wynik badania.

Pęknięcie generowano obciążając próbkę sinusoidalnym sykiem siły, o współczynniku asymetrii cyklu R , zgodnie z zaleceniami w [14, 42, 43], $R= 0,1 [-]$, z częstotliwością 5 Hz.

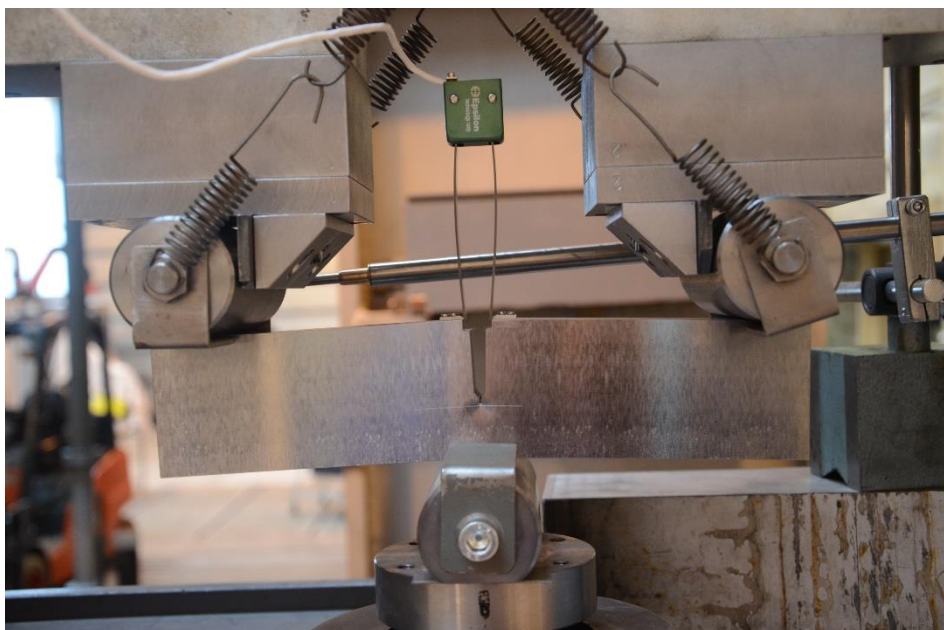
10.3.3. Próba CTOD

Badanie CTOD odbywało się na tym samym stanowisku co wprowadzenie wstępnego pęknięcia zmęczeniowego. W trakcie badań wykonano rejestrację następujących parametrów: siły, przemieszczenia tłoka siłownika (trzcienia naciskającego na próbkę), rozwarcia karbu. Wszystkie wielkości rejestrowane były za pomocą wzmacniacza pomiarowego HBM Quantum MX840 podłączonego do komputera. Próbkowanie sygnałów odbywało się z częstotliwością 50 Hz. Na Rys. 10.10 zamieszczono schemat układu pomiarowego wykorzystanego w badaniach.



Rys. 10.10 Schemat układu pomiarowego w badaniach CTOD

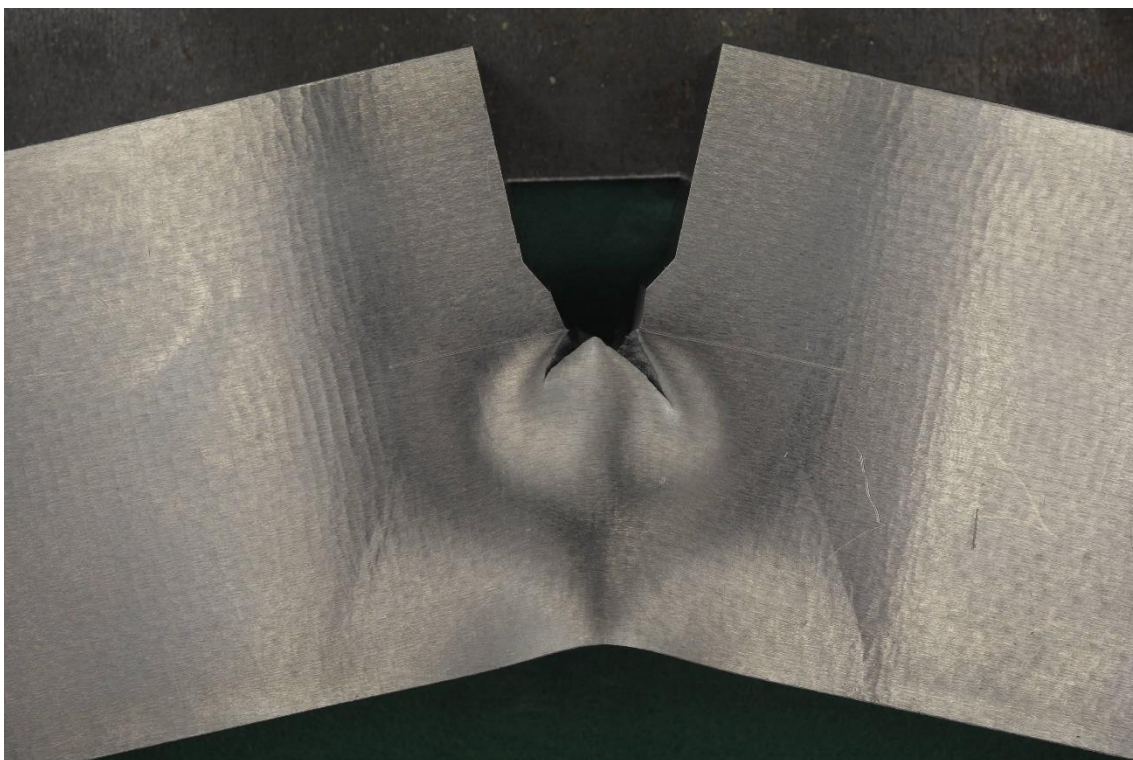
Natomiast na Rys. 10.11 przedstawiono próbkę z serii B30 w trakcie próby CTOD.



Rys. 10.11 Próbkę nr 5 z serii B30 ($a_0/W = 0,62$) w trakcie próby

10.3.4. Opracowanie wyników próby

Po przeprowadzeniu badania na stanowisku badawczym, w celu dokonania pomiarów długości a_0 , próbki należało przelamać na dwie części. Czynność ta wykonywana była na maszynie ZD40, a w przypadku próbek o grubości 60 mm - ZD 400. Do łamania użyto fabrycznego oprzyrządowania do zginania. Nie rejestrowano żadnych parametrów, ponieważ nie mają one żadnego znaczenia dla dalszych wyników badań CTOD. Na kolejnych zdjęciach (Rys. 10.2 – Rys. 10.4) zaprezentowano przykładowe próbki po zakończonej próbie CTOD oraz w trakcie dołamywania. Na zdjęciach wyraźnie widać rozmiar strefy, która uległa uplastycznieniu.



Rys. 10.12 Próbka nr 3 z serii B30 po próbie CTOD. Na zdjęciu wyraźnie widać strefę uplastycznienia biegnącą od okolic wierzchołka pęknięcia w dół próbki, pod kątem około 30° od pionowej osi próbki.

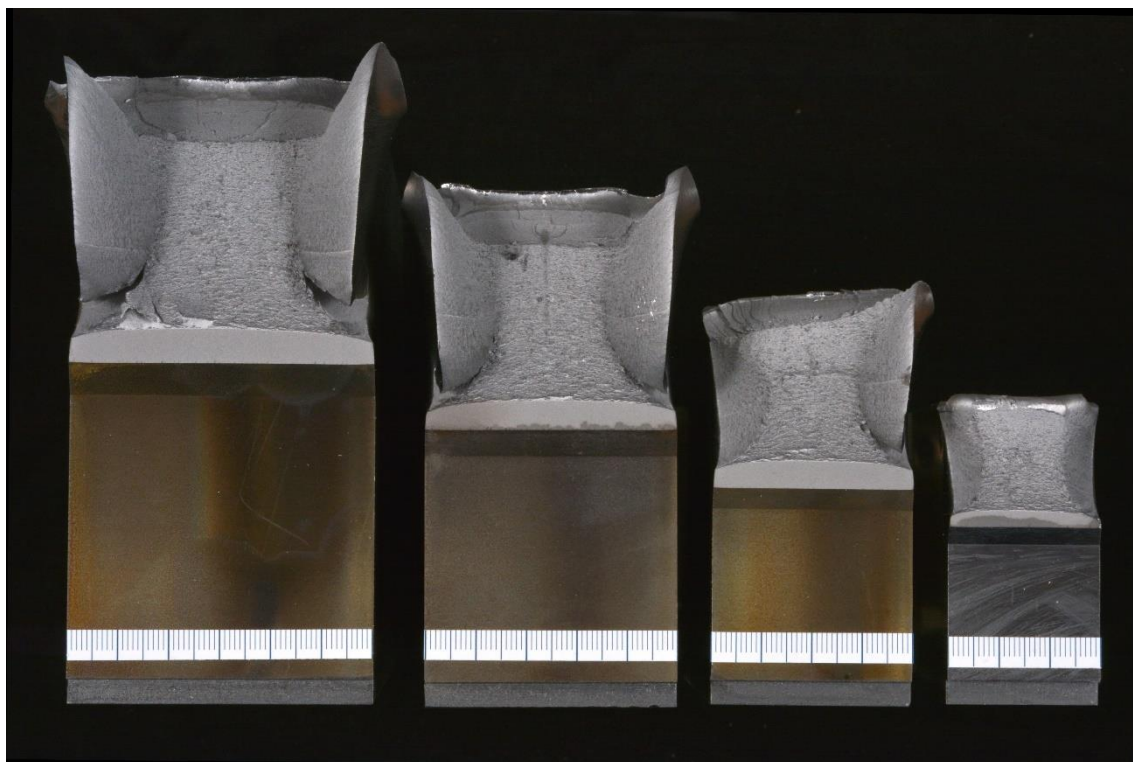


Rys. 10.13 Próbka z serii B30 w trakcie dołamywania



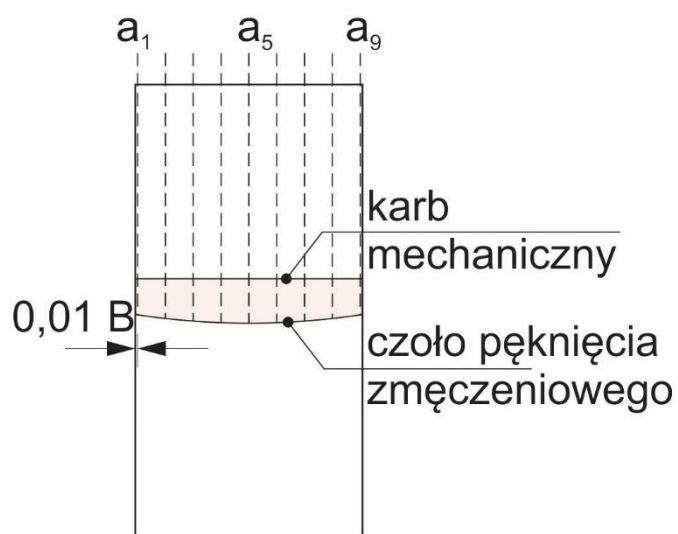
Rys. 10.14 Próbkę z serii B60 w trakcie dołamywania

Po otwarciu próbki następował pomiar geometrii pęknięcia zmęczeniowego. Jest to operacja niezbędna do oceny ważności próby i określenia rzeczywistej wartości a_0 , która ma znaczący wpływ na otrzymany ostateczny wynik próby. Na Rys. 10.15 pokazano przykładowe przełomy uzyskane w trakcie badań.



Rys. 10.15 Złomy uzyskane w wyniku badań dla próbek o różnej wielkości Od prawej $B = 60$ mm, $B = 50$ mm, $B = 40$ mm, $B = 30$ mm. Zamieszczona na próbkach miarka ma działkę elementarną wynoszącą 1 mm

Zgodnie z zaleceniami w normach dotyczących badań CTOD [5, 14, 42, 43] pomiar pęknięcia dokonywany był w dziewięciu równo od siebie oddalonych punktach. Na Rys. 10.16, zaznaczono lokalizację linii pomiarowych (linie przerywane).



Rys. 10.16 Schemat pomiaru długości szczeliny

Pomiar długości szczeliny w dziewięciu punktach wykonywany był metodą optyczną – poprzez wykonanie zdjęcia w wysokiej rozdzielczości złomu i wzorca długości a następnie wyznaczeniu rozmiaru pęknięcia przy użyciu programu MultiScan, służącego do analizy wymiarowej obrazu. Jako wzorców długości pomiarowych użyto mikroskopowego wzorca długości 1 mm o działce nominalnej 0,01 mm oraz skali wzorcowanej suwmiarki analogowej. Zmierzone wartości uśredniono wg wzoru 10.2, w ten sposób otrzymano wartość a_0 .

$$a_0 = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right) \quad (10.2)$$

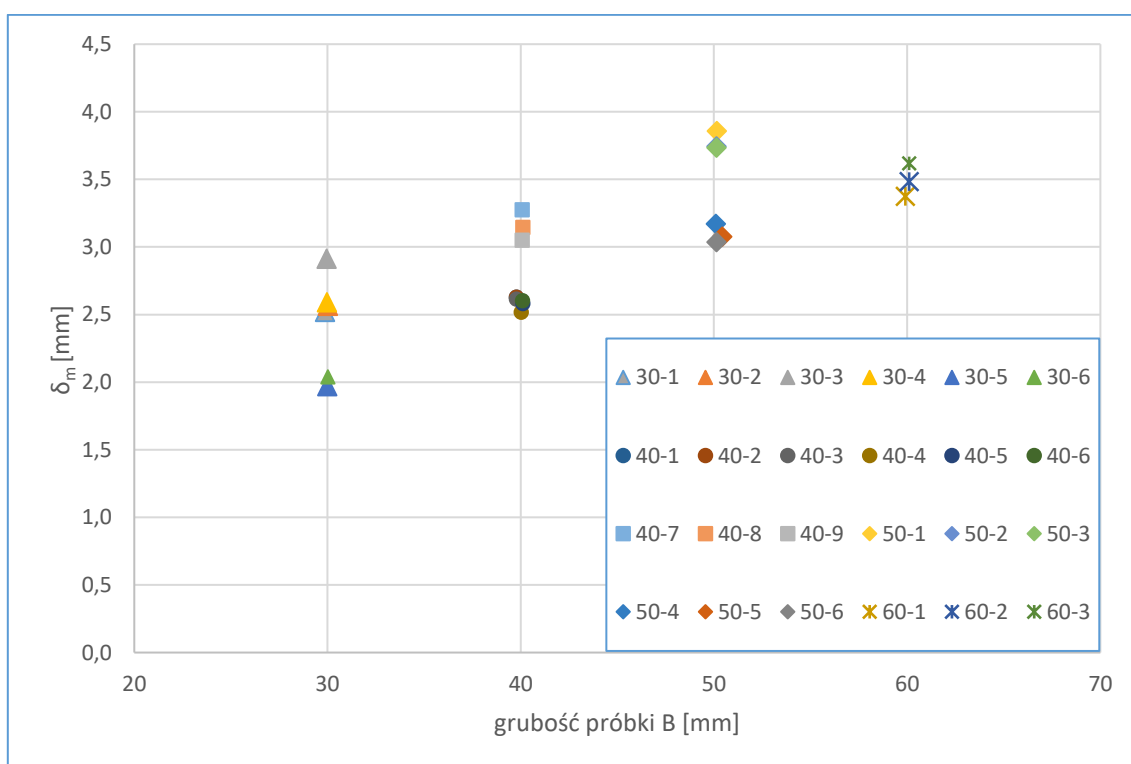
10.4. Zestawienie wyników

W Tab. 10.3 zestawiono wyniki próby CTOD – wyznaczoną wartość δ_m oraz odpowiadające jej najważniejsze parametry próby – uśrednioną długość szczeliny a_0 , stosunek długości szczeliny do szerokości próbki a_0/W , maksymalną siłę uzyskaną w trakcie próby (po wygładzeniu krzywej) oraz plastyczną składową rozwarcia szczeliny V_p . Na zamieszczonym dalej Rys. 10.17, pokazano uzyskane wartości δ_m w funkcji grubości próbki. Widać wyraźny wpływ wielkości próbki oraz wielkość a_0/W na otrzymane wartości δ_m . W dalszej części podrozdziału przedstawiono wykresy siła – rozwarcie szczeliny otrzymane w trakcie prób, dla każdej z serii próbek. Szczegółowe wyniki badań laboratoryjnych dla każdej z próbek zestawiono w załączniku numer dwa.

Tab. 10.3 Zestawienie wyników próby CTOD

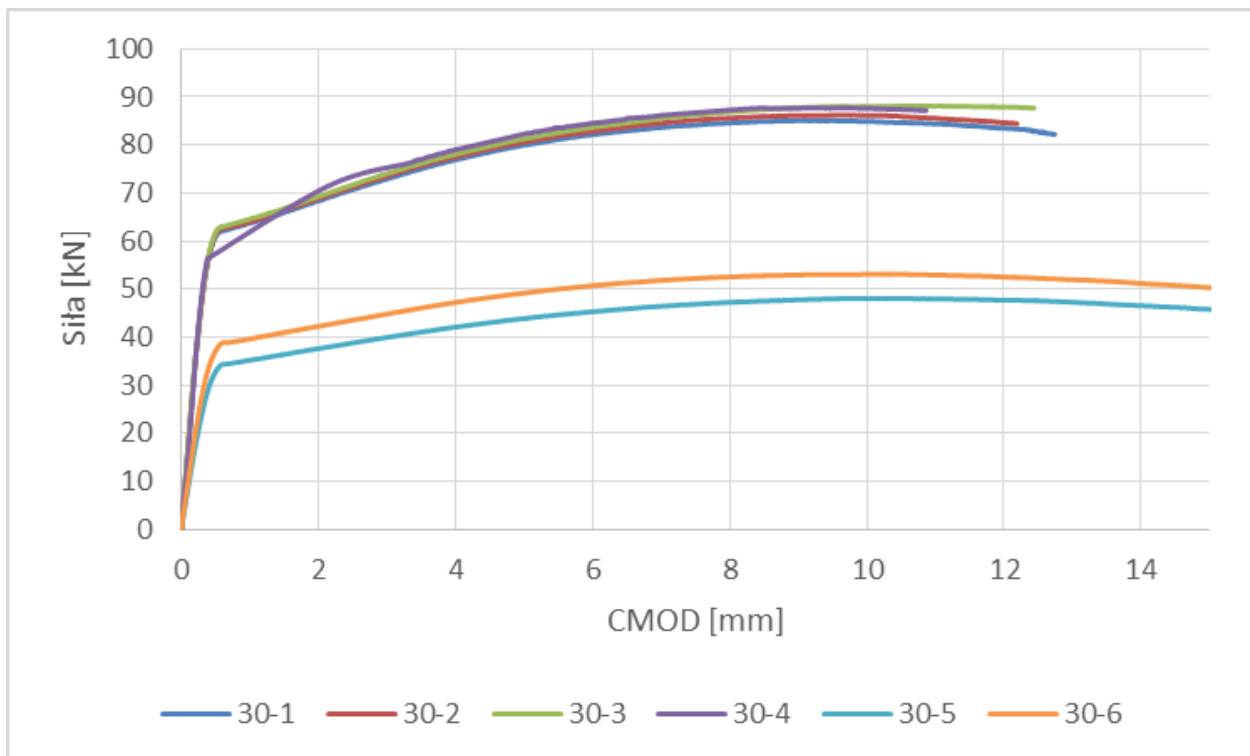
	B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	a_0/W [-]	F [N]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30-1	29,87	60,27	29,85	0,50	85032	8,74	2,52
30-2	30,02	60,10	29,78	0,50	86147	8,01	2,31
30-3	29,95	60,08	29,66	0,49	88085	10,09	2,91
30-4	29,97	60,28	29,56	0,49	87692	8,87	2,59
30-5	29,98	60,17	37,77	0,63	48049	9,93	1,97
30-6	30,02	60,15	36,20	0,60	53086	9,43	2,04
40-1	39,77	79,98	47,35	0,59	92876	11,80	2,63
40-2	39,77	80,05	47,77	0,60	92245	11,97	2,63
40-3	39,77	80,07	47,43	0,59	93967	11,73	2,61
40-4	40,02	80,17	48,19	0,60	90612	11,62	2,52
40-5	40,10	80,12	48,20	0,60	90522	11,94	2,58
40-6	40,08	80,15	48,41	0,60	92717	12,12	2,60
40-7	40,07	80,05	39,56	0,49	143356	10,95	3,28
40-8	40,10	80,10	39,36	0,49	143688	10,42	3,15
40-9	40,07	79,98	39,83	0,50	140968	10,28	3,05
50-1	50,15	99,42	48,85	0,50	223371	12,73	3,86

50-2	50,08	100,27	49,71	0,50	220726	12,54	3,74
50-3	50,12	100,60	49,94	0,50	223485	12,52	3,74
50-4	50,10	100,37	59,26	0,59	147032	14,14	3,17
50-5	50,42	100,32	59,35	0,59	149832	13,74	3,08
50-6	50,12	100,23	59,65	0,60	145219	13,72	3,04
60-1	59,90	120,17	72,06	0,60	199470	15,46	3,37
60-2	60,10	119,73	71,56	0,60	198361	15,90	3,49
60-3	60,10	120,08	71,82	0,60	199406	16,55	3,62



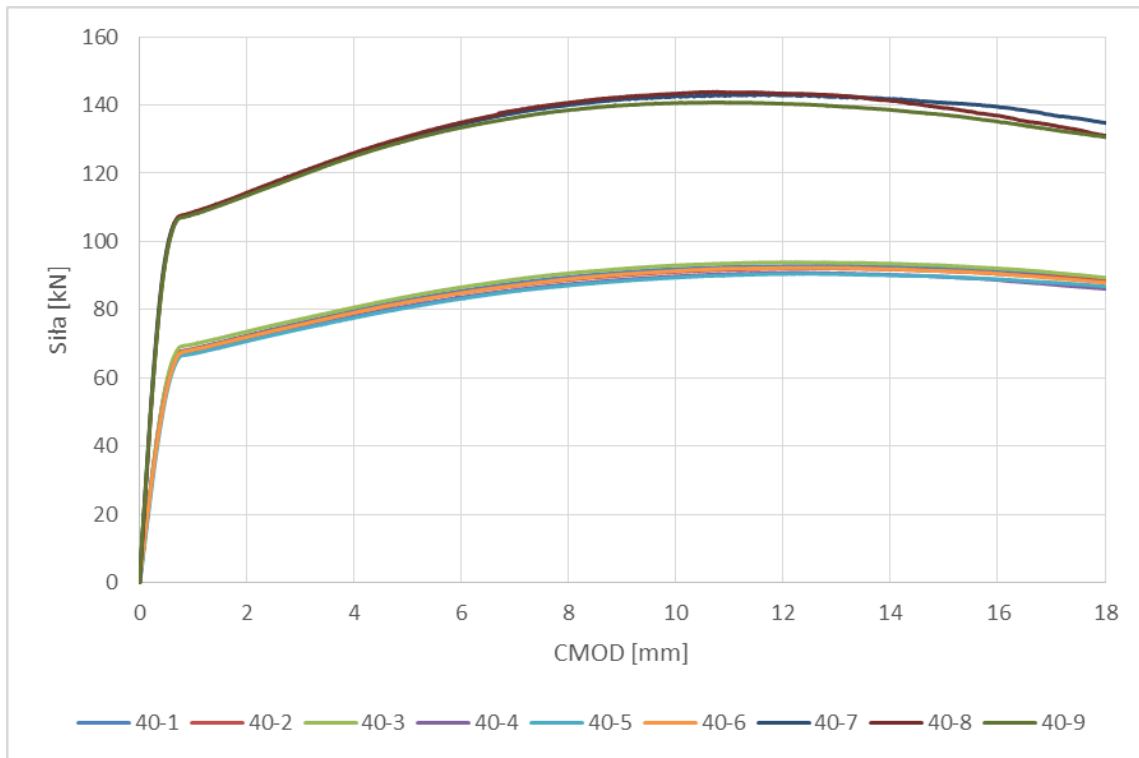
Rys. 10.17 Zestawienie δ_m w funkcji wielkości próbki

Na Rys. 10.18 – Rys. 10.21 pokazano zarejestrowane przebiegi siły w funkcji rozwarcia.

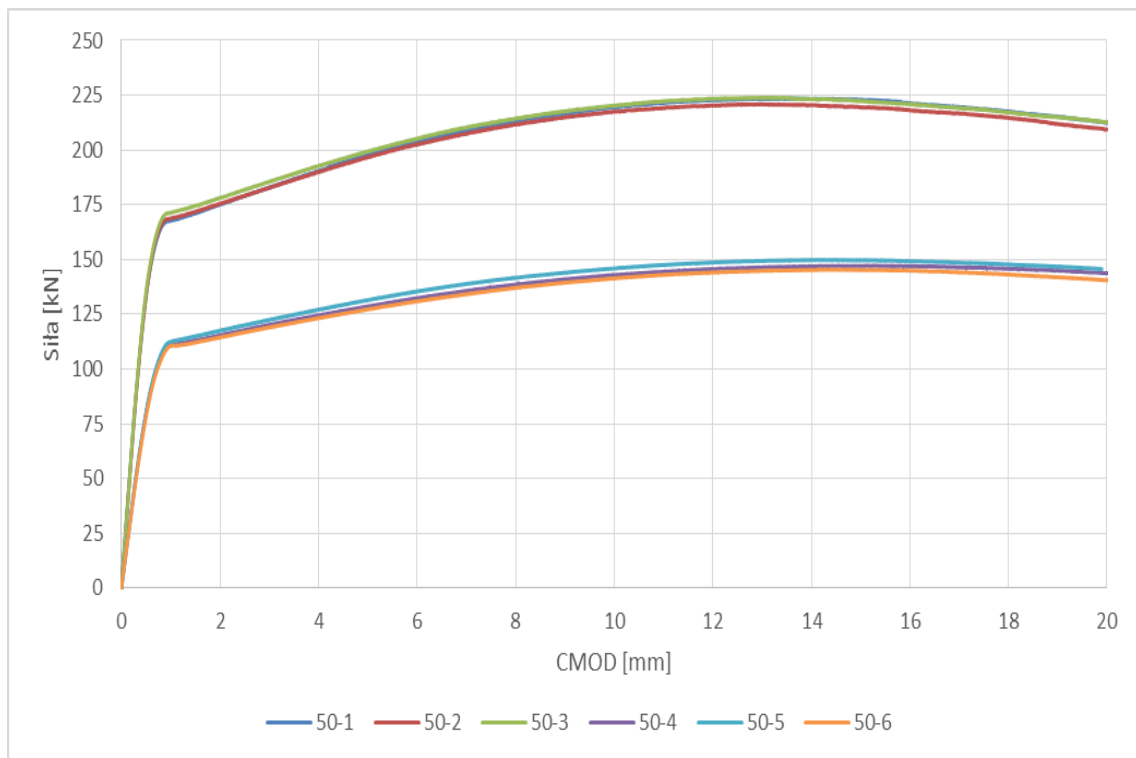


Rys. 10.18 Zestawienie danych zarejestrowanych w trakcie próby CTOD, dla próbek z serii B30

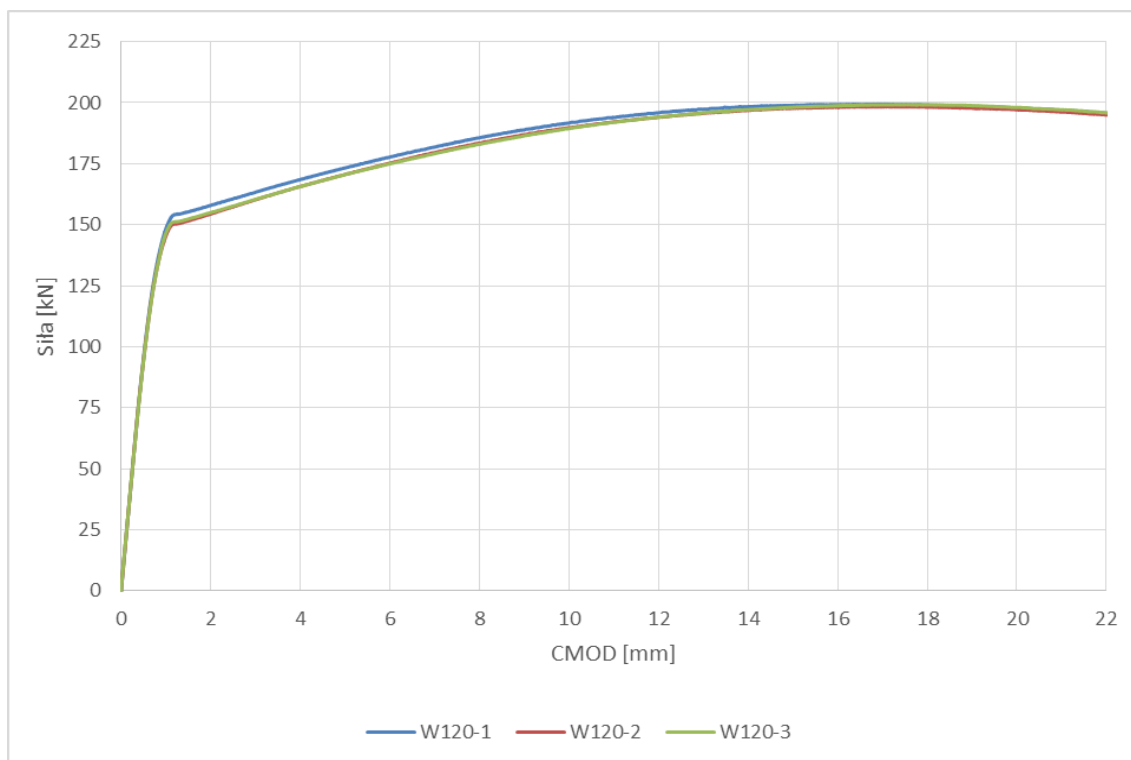
Zarejestrowany przebieg rozwarcia szczeliny dla próbki B30-4 wygląda inaczej niż pozostałe. Spowodowane jest to awarią ekstensometru własnej produkcji w trakcie próby. Dla otwarcia od około 0,5 do 3 mm, ze względu na duże zakłócenia spowodowane brakiem styku, większość punktów pomiarowych została ręcznie usunięta. Ponieważ udało się naprawić ekstensometr w trakcie próby, a interesujący punkt pomiarowy znajdował się daleko poza strefą z zakłóceniami, uznano próbę za ważną, a jej wynik został uwzględniony w dalsze analizie.



Rys. 10.19 Zestawienie danych zarejestrowanych w trakcie próby CTOD, dla próbek z serii B40



Rys. 10.20 Zestawienie danych zarejestrowanych w trakcie próby CTOD, dla próbek z serii B50



Rys. 10.21 Zestawienie danych zarejestrowanych w trakcie próby CTOD, dla próbek z serii B60

10.5. Analiza uzyskanych wyników

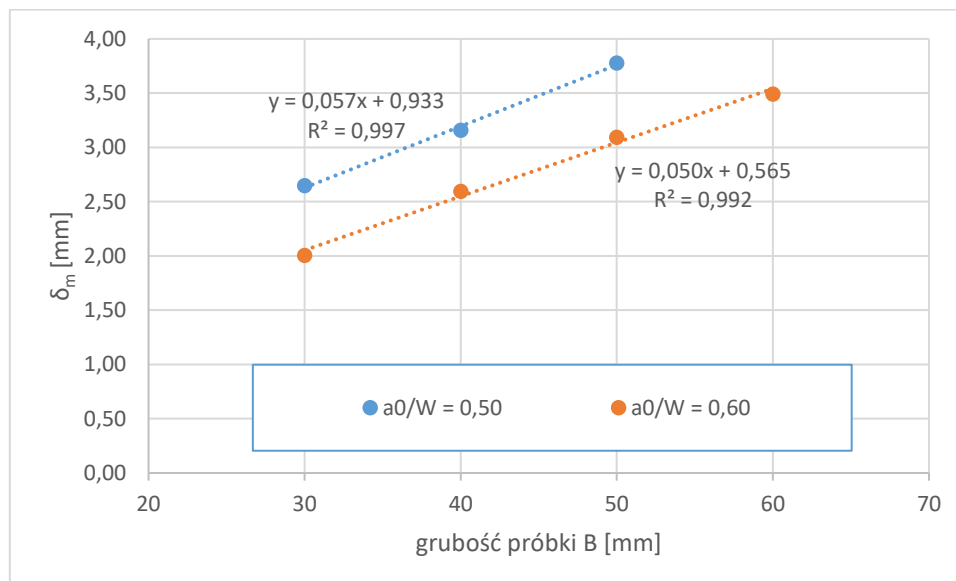
Jak wynika z zamieszczonych wykresów (Rys. 10.18 – Rys. 10.21), uzyskane w wyniku prób przebiegi siły w funkcji rozwarcia szczeliny są typowe dla mechanizmu niszczenia charakteryzującego pękanie ciągliwe.

Wykresy „CMOD – siła” są powtarzalne dla próbek z jednej serii przy podobnym stosunku a_0/W . Wyjątkiem jest tu wykres dla próbki B30-3 (Rys. 10.18). Uzyskana w trakcie próby siła maksymalna ma porównywalną wartość jak w przypadku próbek B30-1, B30-2, B30-4. Od pozostałych próbek wykres odbiega określoną wartością V_p – jest ona około 26% większa niż w przypadku próbki B30-2 (najmniejsze V_p w omawianej serii próbek). Sprawdzenie na kalibratorze użytego w badaniach ekstensometru nie wykazało nieprawidłowości w działaniu urządzenia pomiarowego.

Powtarzalność uzyskanych przebiegów siły w funkcji otwarcia karbu dla poszczególnych serii próbek znajduje swoje odzwierciedlenie w wyliczonych wartościach δ_m – patrz Tab. 10.3 **Błąd! Nie można odnaleźć źródła odwołania.** i Rys. 10.17 gdzie zestawiono wyniki próby.

Otrzymane wartości δ_m zostały uśrednione grupami. Kryteriami zaliczenia wartości do danej grupy była wielkość próbki i zbliżony współczynnik a_0/W . Na powstałych punktach, podobnie jak w przypadku wyników uzyskanych w symulacji numerycznej MES naniesiono dwie proste, jedną dla a_0/W

wynoszącego około 0,50, drugą dla a_0/W wynoszącego około 0,60. Ich równania zostały wyznaczone za pomocą metody najmniejszych kwadratów. Proste zaprezentowano na Rys. 10.22.

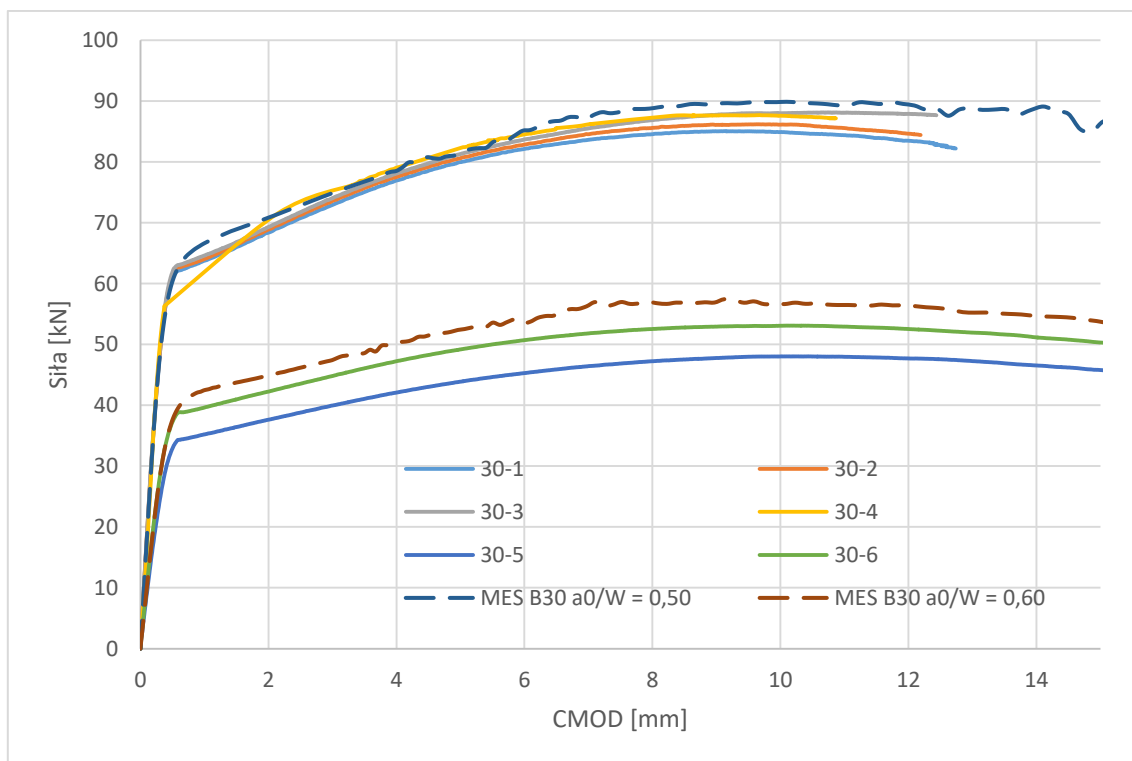


Rys. 10.22 Relacja wzrostu δ_m wraz z wielkością próbki

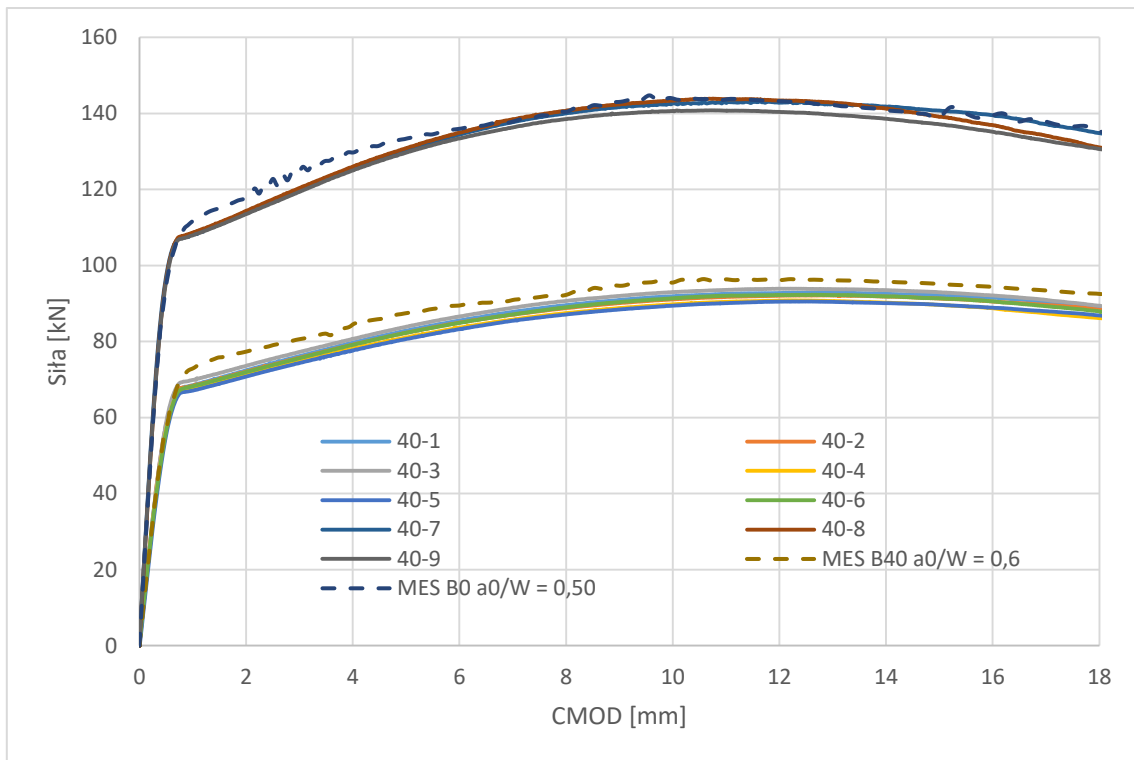
11. Porównanie wyników symulacji numerycznej MES z uzyskanymi laboratoryjnie

W niniejszym rozdziale dokonano weryfikacji wyników otrzymanych za pomocą MES wynikami badań laboratoryjnych.

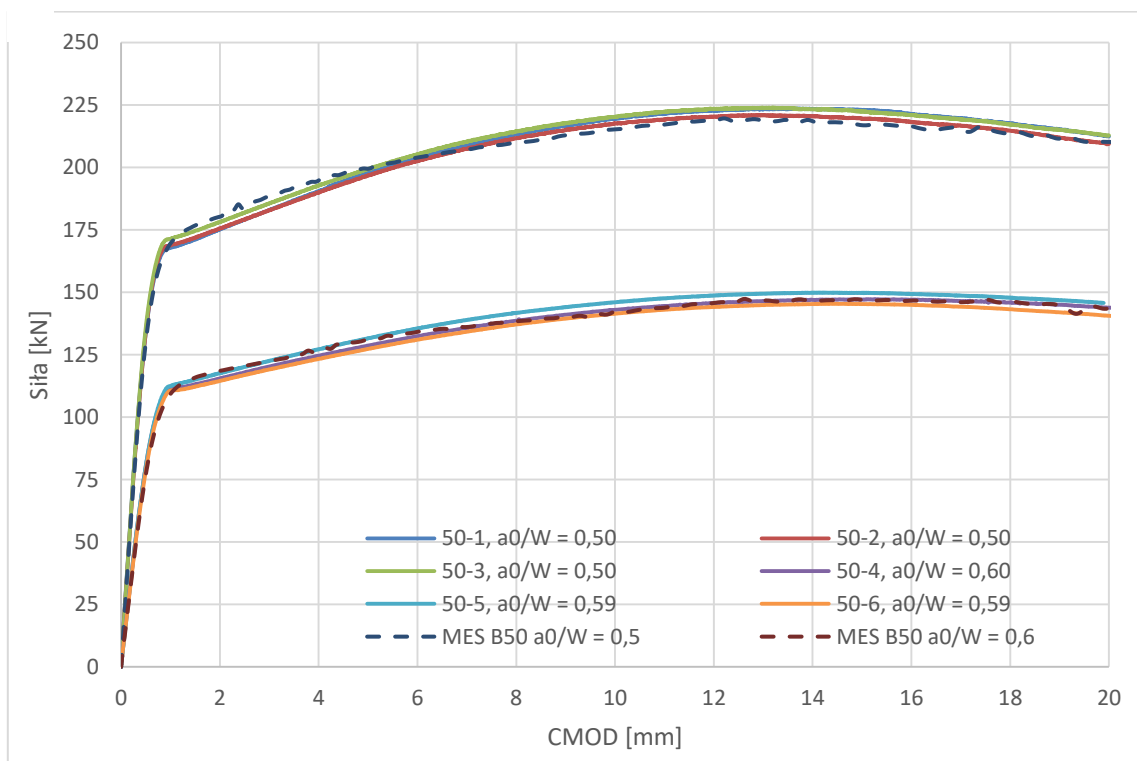
Otrzymane na drodze eksperymentu wyniki zestawiono z wynikami uzyskanymi za pomocą metody elementów skończonych. W pierwszej kolejności porównano wykresy rozwarście szczeliny – siła otrzymane z obliczeń numerycznych z analogicznymi wykresami otrzymanymi z badań laboratoryjnych. Wykresy dla każdej z serii próbek zamieszczono na Rys. 11.1 – Rys. 11.4.



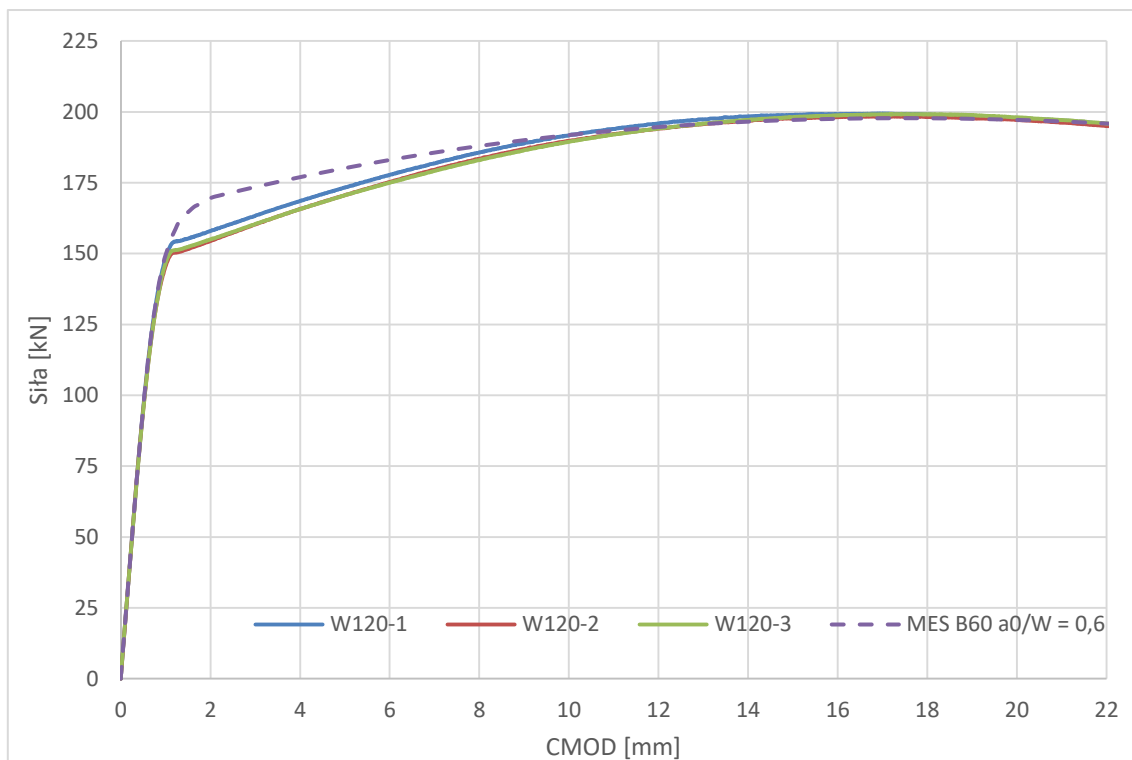
Rys. 11.1 Zestawienie wykresów siła - otwarcie karbu dla próbek serii B30



Rys. 11.2 Zestawienie wykresów siła - otwarcie karbu dla próbek serii B40



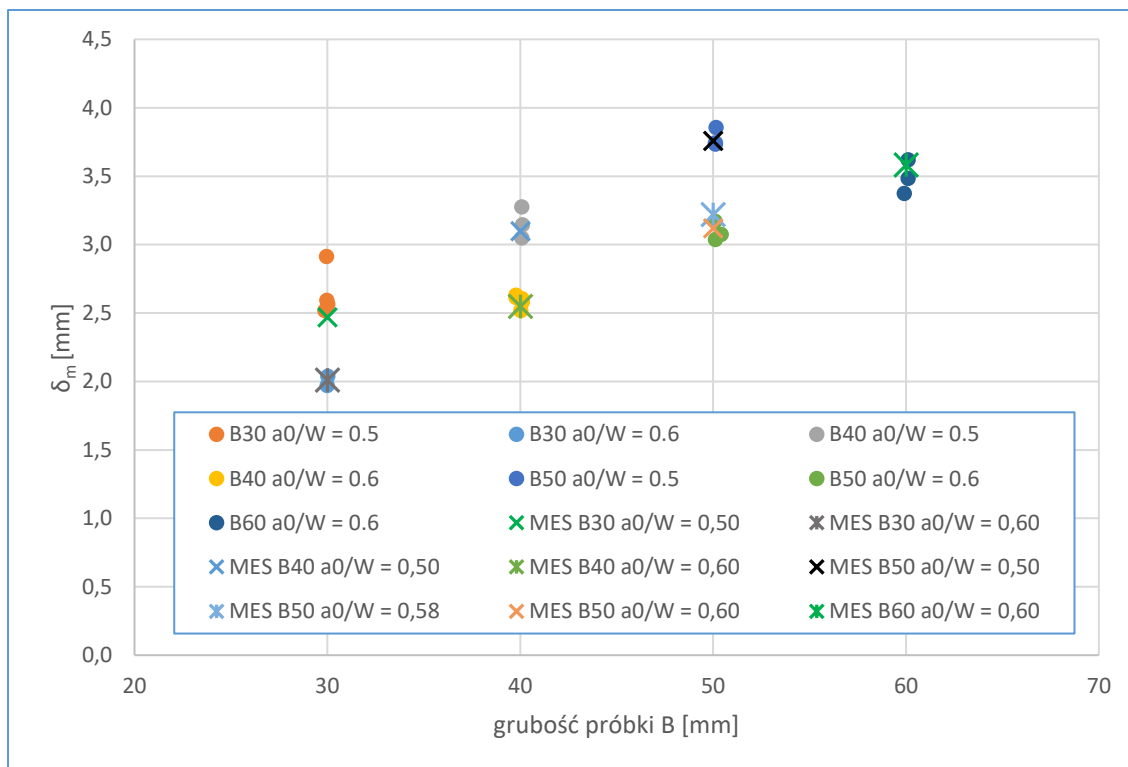
Rys. 11.3 Zestawienie wykresów siła - otwarcie karbu dla próbek serii B50



Rys. 11.4 Zestawienie wykresów siła - otwarcie karbu dla próbek serii B60

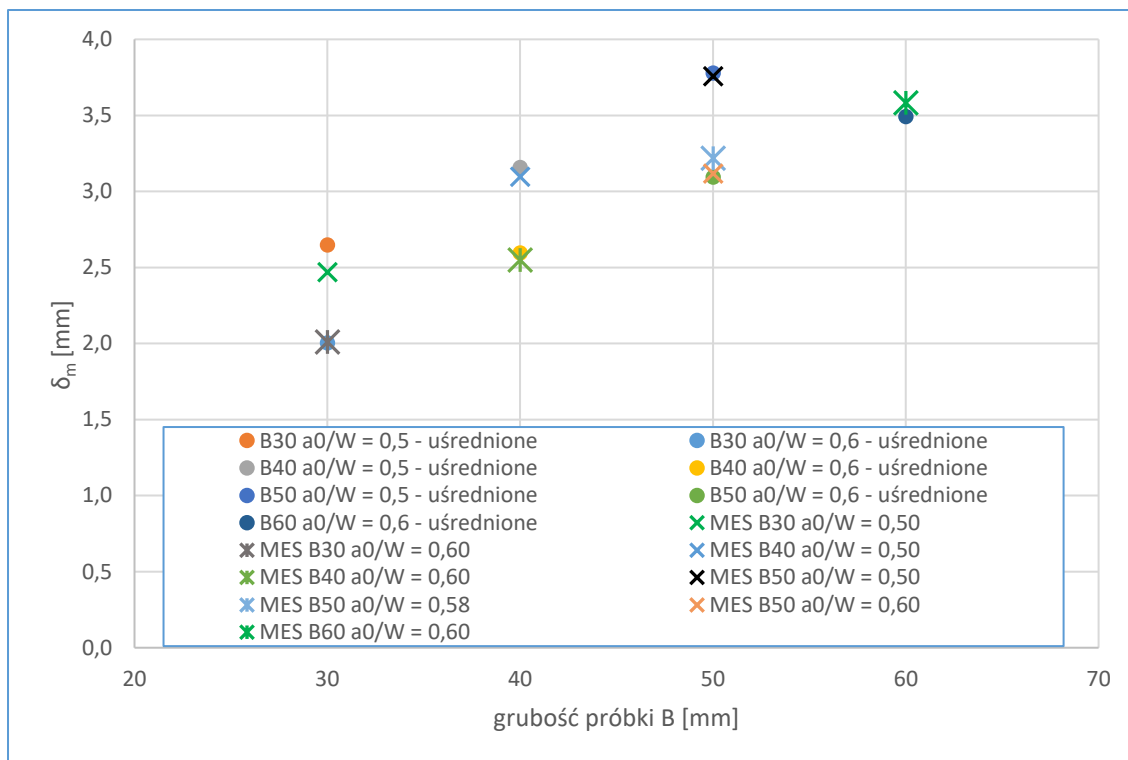
Jak wynika z zamieszczonych wykresów udało się numerycznie odwzorować jakościowo i ilościowo zachowanie rzeczywistego materiału. Najlepszą, praktycznie całkowitą zbieżność w wynikach zaobserwować można dla serii B50 - Rys. 11.3. Dla serii B30 krzywe otrzymane za pomocą MES są przesunięte w górę w stosunku do krzywych eksperymentalnych. Prawdopodobnie jest to spowodowane niedopasowaniem sztywności sprężyny pozycjonującej rolkę, w modelu numerycznym. Warto zauważyć, że maksimum, a co za tym idzie plastyczna składowa otwarcia karbu osiągają zbliżone wartości w obu przypadkach. Dla serii B60 (Rys. 11.4), z powodu niewystarczających zdolności stanowiska badawczego, weryfikacji podlegała krzywa wyliczona dla $a_0/W = 0,6$. Wyraźnie widać, że odcinek uplastycznienia, wyznaczony za pomocą MES, w początkowej fazie pokazuje większe wartości siły. Krzywe zaczynają się ze sobą pokrywać mniej więcej w połowie odcinka między początkiem uplastycznienia a wartością maksymalną. Nie ma to wpływu na wyliczoną wartość δ_m . Gdyby za pomocą prezentowanego modelu wyznaczać numeryczną wartość całki J , otrzymany na skutek obliczeń numerycznych wynik byłby zawyżony.

Następnym etapem weryfikacji obliczeń numerycznych było zestawienie wyliczonych wartości δ_m otrzymanych z symulacji komputerowej i badań laboratoryjnych. Na Rys. 11.5 naniesiono wyznaczone w każdej próbce wartości δ_m wraz z odpowiadającymi im wartościami wyznaczonymi za pomocą MES. Widać, że punkty uzyskane z symulacji MES leżą się w paśmie rozrzutu wyników eksperymentalnych.



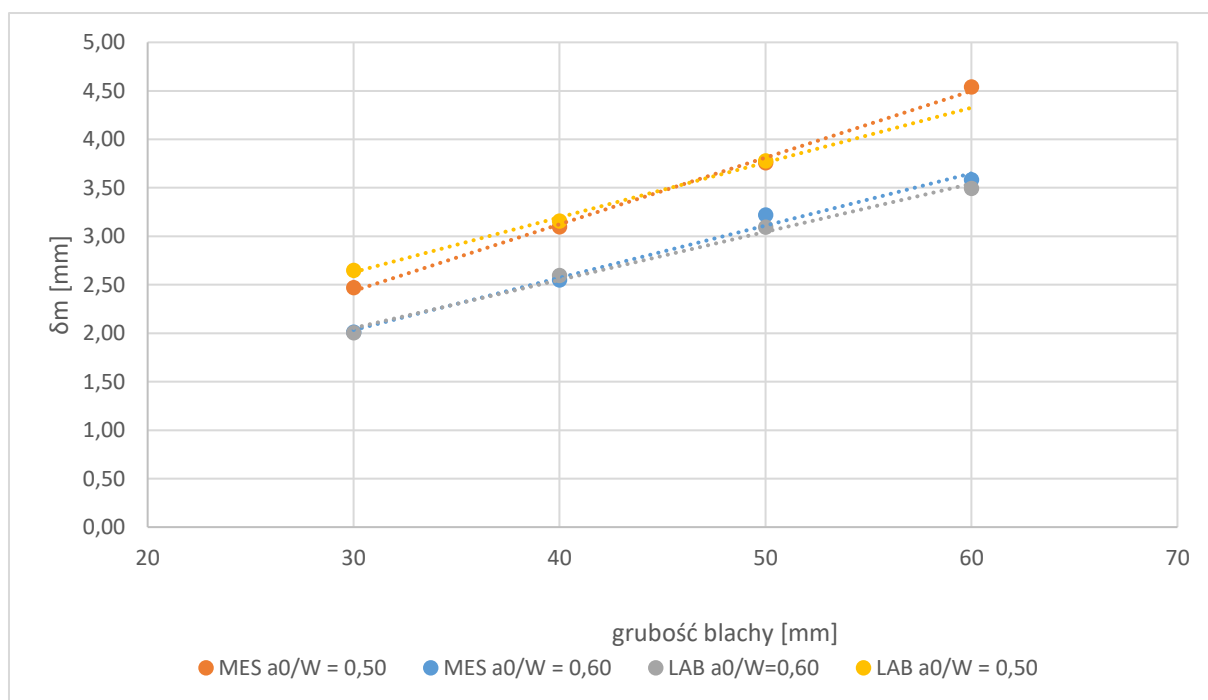
Rys. 11.5 Zestawienie wyników otrzymanych przy pomocy MES i ich weryfikacja laboratoryjna

Następnemu porównaniu polegały uśrednione grupami wyniki laboratoryjne (prezentowane na Rys. 10.22) z wynikami otrzymanymi za pomocą symulacji MES. Graficzne zestawienie wyników zaprezentowano na Rys. 11.6.



Rys. 11.6 Zestawienie wyników otrzymanych za pomocą MES z uśrednionymi wynikami laboratoryjnymi

Jak widać na zamieszczonym wykresie punkty praktycznie się pokrywają. Wyjątkiem jest seria B30 o $a_0/W = 0,50$. Wynika to z rozrzutu otrzymanych wyników badań laboratoryjnych. Dla tego przypadku otrzymano δ_m wynoszącą 2,52, 2,57, 2,91, 2,59. $\delta_m = 2,91$ jest wynikiem wyraźnie wyższym (o około 12% od średniej z pozostałych trzech wartości) niż poprzednio, mającym znaczny wpływ na podniesienie wartości średniej. Wynik o zdecydowanie większej wartości od pozostałych może być spowodowany np. lokalnymi niejednorodnościami materiału. Gdyby nie uwzględnić go w średniej, różnica pomiędzy wartością otrzymaną z MES a średnią z eksperymentu wyniosłaby około 3,5%. Uwzględnienie go w uśrednieniu powoduje różnicę na poziomie 7,2%. Kolejnym krokiem walidacji wyników było porównanie krzywych rozpiętych na wyznaczonych wcześniej uśrednionych wartościach δ_m i wynikach z MES, co przedstawiono na Rys. 11.7.



Rys. 11.7 Porównanie trendu wzrostu δ_m wraz z wielkością próbki dla wyników otrzymanych laboratoryjnie i za pomocą MES

Krzywe otrzymane numerycznie i laboratoryjnie wykazują taką samą tendencję. Wyniki numeryczne dla $a_0/W = 0,60$ zostały potwierdzone zarówno jakościowo, jak i ilościowo w badaniach eksperymentalnych. W przypadku wartości wyznaczonych dla względnej długości szczeliny wynoszącej 0,50, eksperyment numeryczny dokładnie oddaje trend. Dla serii próbek B40 i B50 otrzymano pełną zgodność symulacji MES i badań laboratoryjnych. Wyniki z serii B60 nie podlegały weryfikacji laboratoryjnej ze względu na niewystarczające zdolności stanowiska, zaś w trakcie weryfikacji serii B30, jak już wspomniano wcześniej, jeden z otrzymanych wyników δ_m znacznie zawyżył średnią. Podsumowując, wyniki otrzymane na podstawie wypracowanego i zweryfikowanego eksperymentalnie schematu prowadzonych badań, przedstawionego na Rys. 7.2, wiarygodnie określają tendencję zmiany wyników wraz ze zmianą gabarytu próbki.

12. Wnioski końcowe i perspektywy dalszych badań

Na podstawie przeprowadzonego przeglądu literatury i wykonanych badań zarówno numerycznych, jak i eksperymentalnych można wyciągnąć następujące wnioski:

1. Znormalizowane metody wyznaczania ciągliwości materiału są wystarczające ze względu na bezpieczną budowę i eksploatację obiektów ocenotechnicznych. Otrzymane za ich pomocą wyniki ciągliwości są ilościowe (udarność) lub ilościowo jakościowe (CTOD, całka J). Niezależnie od wybranej metody badawczej, otrzymane wyniki są wrażliwe na wielkość i proporcję próbek, a możliwości ekstrapolacji wyników na rzeczywistą konstrukcję są ograniczone. Wpływ parametrów geometrii próbek, aczkolwiek zaznaczony w literaturze a w tym i normach, jest sygnalizowany jedynie jakościowo. Brak matematycznego zapisu pozwalającego ten wpływ uwzględnić.
2. Opracowano numeryczny model niszczenia stali w zakresie dużych odkształceń. Na tej podstawie wykonano symulację numeryczną MES, zweryfikowaną laboratoryjnie. Wypracowany model MES okazał się wystarczająco dobry do opisu badanego zjawiska. Numeryczny model materiału wykalibrowany na próbkach podwymiarowych, może zostać zastosowany na model próbki pełnowymiarowej. W zbadanym zakresie otrzymano zgodność wyników zarówno jakościową jak i ilościową. Zaobserwowano i określono wpływ wielkości próbki na otrzymane δ_m dla badanej stali. Wpływ ten, przy zachowanych stałych proporcjach B do W i ustalonym a_0/W , w badanym zakresie grubości 30 – 60 mm może zostać z powodzeniem opisany linią prostą. Zaproponowany schemat postępowania może zostać wykorzystany do określania wpływu wielkości próbki na wynik CTOD.
3. Normy dotyczące badań opartych o mechanikę pękania definiują ogólnie rozmiar próbki zależny wyłącznie od jej grubości. Jak udowodniono w pracy, w przypadku badań CTOD, nie jest to jedyny istotny czynnik mający znaczny wpływ na otrzymany rezultat. Dla rozpatrywanego przypadku pękania ciągliwego typowej stali okrętowej, zbliżone wartości δ_m otrzymano np. dla próbek B30 $a_0/W = 0,50$ i B40 $a_0/W = 0,60$. Prowadząc systematyczne analizy dla próbek zgodnych z normą ISO 12135 w zakresie dopuszczalnego normą a_0/W , otrzymano porównywane wyniki dla dwóch serii próbek, z których jedna miała 33% większą grubość niż druga. Symulacja numeryczna MES wykazała, że w analizowanym przypadku wartości δ_m dla próbki trójpunktowo zginanej $B \times 2B$ o $B = 30$ i $a_0/W = 0,45$ są porównywalne, jak dla próbki $B = 60$ i $a_0/W = 0,70$ (2,83 w stosunku do 2,86). Przywołane wcześniej przepisy towarzystw klasyfikacyjnych, poza odwołaniami do norm badawczych nie regulują w żaden sposób tej kwestii. Oznacza to niejednoznaczność wymagań normowych dla próbek, jako podstawy wyznaczania CTOD jako parametru kryterialnego.
4. Zastosowanie próbki podwymiarowej o wysokim współczynniku a_0/W powoduje otrzymanie wyników „po bezpiecznej stronie”.

Zaprezentowane wnioski dotyczą wybranych przypadków niszczenia: pęknięcia ciągliwego i zakresu grubości blach od 30 do 60 milimetrów. Taki rodzaj pęknięcia i zakres grubości coraz częściej dotyczy materiałów i złączy wykorzystywanych w przemyśle okrętowym. Autor pracy zetknął się z problemami badania złączy spawanych o grubości od 80 do 120 mm, wykonywanymi w ramach budowy morskich platform pływających. Badania wykonano na próbkach podwymiarowych, otrzymując różne mechanizmy pęknięcia, przeważnie mieszane krucho – plastyczne. Zaprezentowane w pracy podejście, umożliwiające zbadanie próbek podwymiarowych i określenie wpływu wielkości próbki na podstawie symulacji numerycznej MES, na chwilę obecną ma zastosowanie zawężone do jednego rodzaju pęknięcia i grubości próbek nieprzekraczających 60 mm. Należy pamiętać, że prezentowane modele MES przygotowano dla materiału jednorodnego. W przypadku badania złączy spawanych jednorodność taka nie występuje. Ponadto istotnym, nieuwzględnionym problemem jest nieznaną wielkość i rozkład naprężeń wewnętrznych w grubej płycie spawanej.

Autor zdaje sobie sprawę z powyższych ograniczeń i dlatego planuje dalsze badania procesów niszczenia, tym razem w temperaturach obniżonych. Do tego celu planuje budowę nowego stanowiska laboratoryjnego umożliwiającego uzyskanie większych obciążeń, wyposażonego w znacznych rozmiarów komorę klimatyczną do badań niskotemperaturowych. Pozwoli to na badania wpływu wielkości próbki i głębokości szczeliny na krzywą przejścia ze stanu ciągliwego w stan kruchy (krzywa DBTT). Równolegle planowane są prace zmierzające do opanowania narzędzi umożliwiających symulacje numeryczne w zakresie pęknięcia kruchego, a dalej - mieszanego. Połączenie badań numerycznych i laboratoryjnych umożliwi wypracowanie użytecznej w praktyce laboratoryjnej procedury określania wielkości próbki na wartość CTOD.

Bibliografia

- [1] Adams V., Askenazi A., *Building Better Products with Finite Element Analysis*, Santa Fe: OnWord Press, 1998.
- [2] ASM International, *Fatigue and Fracture: Understanding the Basics* (wyd. I) (F. Campbell, Red.) Materials Park, OH 44073-0002: ASM International, 2012.
- [3] ASTM, ASTM E1290-08e1, *Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*, West Conshohocken, ASTM International, 2008.
- [4] ASTM, ASTM E23 - 16b *Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials*, West Conshohocken (PA): ASTM International, 2016, doi:10.1520/E0023-16B.
- [5] ASTM, ASTM E1820-17, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- [6] ASTM, ASTM E399-12e3, *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*, West Conshohocken: ASTM International, 2017.
- [7] Bao, Y. i Wierzbicki, T., *A Comparative Study on Various Ductile Crack Formation Criteria*, *Transactions of the ASME*, 126, 2004, strony 314-324.
- [8] Bao, Y. i Wierzbicki, T., *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*, *International Journal of Mechanical Sciences*(46), 2004, strony 81-98, doi:10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006.
- [9] Barenblatt, G., *The mathematical theory of equilibrium cracks in brittle fracture*, *Advances in Applied Mechanics*(7), 1962, pp. 55-129.
- [10] Benzerga, A. A., Tvergaard, V. i Needleman, A., *Size Effect in the Charpy V-Notch Test*, *International Journal of Fracture*(116), 2002, strony 275-296, doi:10.1023/A:1020112028641.
- [11] Bowen, A. i Partridge, P. G., *Limitations of the Hollomon strain-hardening equation*, *Journal of Physics D: Applied Physics*, 7(7), 1974, strony 969 - 978.
- [12] British Standard, BS 7910:2005 - *Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*, Londyn: BSI, 2005.
- [13] British Standard, BS 5762:1979 - *Methods for crack opening displacement (COD) testing*, Londyn: BSI, 1979.
- [14] British Standard, BS 7448-1:1991 - *Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of metallic materials*, Londyn: BSI, 1991.
- [15] British Standard, BS 7448-2:1997 - *Fracture mechanics toughness tests. Method for determination of K_{Ic} , critical CTOD and critical J values of welds in metallic materials*, Londyn: BSI, 1997
- [16] Broek, D. *The Practical Use of Fracture Mechanics*, Dordecht / Boston / London: Kluwer Academic Publishers, 1989.

- [17] Bugłacki, H., Cudny, K., Jakubowski, M., Krzysztofowicz, T. i Nadolny, L., Metaloznawstwo okrętowe - ćwiczenia laboratoryjne. Gdańsk: Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, 2002
- [18] Centrum Informatyczne Trójmiejskiej Akademickiej Sieci Komputerowej, KDM - Komputery Dużej Mocy. (Politechnika Gdańska) Pobrano 06 01, 2018 z lokalizacji <https://task.gda.pl/kdm/sprzet/tryton/>, 2018
- [19] Cudny, K. i Puchaczewski, N., Stopy metali na kadłuby okrętowe i obiekty oceanotechniczne, Gdańsk: Politechnika Gdańska, 1995.
- [20] Dassault Systèmes., Abaqus 6.14 Documentation, Providence, RI: Dassault Systèmes, 2014.
- [21] DeSandre, D., Benzerga, A., Tvergaard, V. i Needleman, A., Material inertia and size effect in the Charpy V-Notch test. *European Journal of Mechanics A/Solids*(23), 2004, strony 373-386, doi:10.1016/j.euromechsol.2014.01.005.
- [22] Det Norske Veritas AS, Offshore standard DNV-OS-F101 Submarine Pipeline Systems, Høvik: Det Norske Veritas AS, 2013.
- [23] DNV GL, OFFSHORE STANDARD, DNVGL-OS-C201, Structural design of offshore units - WSD method, Høvik: DNVGL AS, 2015.
- [24] DNV GL, Approval of manufacturers, CP-0348, Rolled steel products specially designed for container ships properties, Høvik: DNV GL AS, 2016.
- [25] DNV GL, OFFSHORE STANDARDS, DNVGL-OS-C401, Fabrication and testing of offshore structure, Høvik: DNV GL AS, 2017.
- [26] DNV GL, RULES FOR CLASSIFICATION, Ships, Part 2 Materials and welding, Chapter 2 Metallic materials, Høvik: DNV GL AS, 2017.
- [27] Dugdale, D., Yielding of steel sheets containing slit, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1960, strony 100-108.
- [28] EEMUA, Publication 158 Construction Specification For Fixed Offshore Structures In The North Sea, Londyn: The Engineering Equipment And Materials Users' Association, 2014.
- [29] Grabt, T., Weber, L. i Mortensen, A., Plasticity in Chevron-notch fracture toughness testing. *Engineering Fracture Mechanics*, 67(3), 2000, strony 263-276, doi:DOI: 10.1016/S0013-7944(00)00061-8.
- [30] Griffith, A., The phenomena of rupture and flow in solids, *Philosophical Transactions*(221), 1920, strony 163 – 198.
- [31] Gurson, A., Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth. Part I – yield criteria and flow rules for porous ductile materials, *Journal of Engineering Materials and*(99), 1977, strony 2-15.
- [32] Hall, W., FRACTURE: An Advanced Treatise, Evaluation of Fracture Test and Specimen Preparation (Tom 4 Engineering Fracture Design), (H. Liebowitz, Red.) New York And London: Academic Press, 1969, strony 2 - 44, doi:10.1016/B978-0-12-449704-7.50006-6.
- [33] Hollomon, J., Tensile Deformation, *Trans. AIME*, 1945, strony 268 – 290.

- [34] Hooputra H., Gese, H., H., D. i H, W., A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminium extrusions, *International Journal of Crashworthiness*, 9(5), 2004, strony 449–463, doi:10.1533/ijcr.2004.0289.
- [35] Hutchinson, J., Singular behavior at the end of a tensile crack in a hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1968, strony 13 – 31.
- [36] Hutchinson, J. W. i Neale, K. W., SHEET NECKING-III. STRAIN-RATE EFFECTS, New York: Plenum Press, 1978, strony 269 – 285.
- [37] IACS, Container ships. Guidelines for Surveys, Assessment and Repair of Hull Structure, London: Witherbys Publishing, 2005.
- [38] IACS, UR S33 Requirements for Use of Extremely Thick Steel Plates in Container Ships, London: IACS Limited, 2013.
- [39] IACS, UR W32 Application of YP47 Steel Plates, London: IACS Limited, 2013.
- [40] IACS, Safer and Cleaner Shipping - IACS, 2018, Pobrano 06 06, 2018 z lokalizacji <http://www.iacs.org.uk/>
- [41] Irwin, G., Fracture dynamics. *Fracturing of Metals*, strony 147-166, 1948.
- [42] ISO, ISO 12135:2002 Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, Geneva: Polski Komitet Normalizacyjny, 2002.
- [43] ISO, ISO 12135:2016 Metallic materials — Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness, Geneva: Polski Komitet Normalizacyjny, 2016.
- [44] JWES, WES 2815:2014 Test method for brittle crack arrest toughness, Kca. Tokyo: The Japan Welding Engineering Society, 2014.
- [45] Kachanov, L. M., Rupture time under creep conditions, *Otdelenie tekhnicheskikh nauk*(no. 8), 1958, strony 26 - 31.
- [46] Kocańda S., Zmęczeniowe niszczenie metali, Warszawa: Wydawnictow Naukowo-Techniczne, 1978.
- [47] Kocańda S. i Szala, J., Podstawy obliczeń zmęczeniowych, Warszawa: Wydawnictwo Naukowe PWN, 1997.
- [48] Kowalski, J., Nadolny, L. i Wołoszyn, A., Test Report No WOiO/II/105/2013. Gdańsk: Politechnika Gdańska, 2013.
- [49] Kowalski, J., Nadolny, L., Wołoszym, A. i Kula, M., Designate of CTOD for WM and HAZ, report no: WOiO/II/122/2014, Gdańsk: Politechnika Gdańska, 2014.
- [50] Kowalski, J., Wołoszyn, A. i Nadolny, L., Designate CTOD Heat Affected Zone of butt weld, Report No: WOiO/76/2013, Gdańsk: Politechnika Gdańska, 2013.
- [51] Kulkarni, D. M., Chaudhari, V., Prakash, R. i Kumar, A. N., Effect on thickness on fracture criterion in general yielding fracture mechanics. *International Journal of Fracture*, 2008, strony 187-198. doi:10.1007/s10704-008-9253-z.

- [52] Ling, Y., Uniaxial True Stress-Strain after Necking, AMP Journal of Technology, vol 5, 1996, strony 37-48.
- [53] Liu, Y., Effects of Mesh Density on Finite Element Analysis. SAE 2013 World Congress & Exhibition, 2013, doi:10.4271/2013-01-1375.
- [54] Lloyd's Register of Shipping, Rules for the Manufacture, Testing and Certification of Materials, July 2015, Londyn: Lloyd's Register of Shipping, 2015.
- [55] Lotsberg, I., Fatigue Design of Marine Structures, Cambridge University Press, 2016, doi: <https://doi.org/10.1017/CBO9781316343982>.
- [56] McFadden, M., The History of Liberty Ships, 2015, Pobrano lipiec 07, 2017 z lokalizacji <http://phantasticphinds.blogspot.com/2015/06/the-history-of-liberty-ship.html>.
- [57] Meshii, T., Lu, K. i Fujiwara, Y., Extended investigation of the test specimen thickness (TST) effect on the fracture toughness (J_c) of a material in the ductile-to-brittle transition temperature region as a difference in the crack tip constraint. Engineering Fracture Mechanics, 135, 2015, strony 286-294.
- [58] Meshii, T., Lu, K. i Takamura, R., A failure criterion to explain the test specimen thickness effect on fracture toughness in transition temperature region. Engineering Fracture Mechanics, 104, 2013, strony 184-197.
- [59] Morrison, J. i Gough, J., Specimen Size and Orientation Effects on the Toughness of Steel Weldments, Journal of Engineering Materials and Technology, 111, 1989, strony 270-277.
- [60] Mott, N., Fracture of metals: theoretical considerations, Journal of Engineering, 1948, strony 16 – 18.
- [61] Murakami, Y., Stress intensity factors handbook. Pergamon Press, 1987.
- [62] Needleman, A. i Tvergaard, V., An analysis of ductile rupture in notched bars, Journal of the Mechanics and Physics of Solids(32), 1984, strony 461-490.
- [63] Needleman, A. i Tvergaard, V., Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar, Acta Metallurgica(32), 1984, strony 157-169.
- [64] Neimitz, A., Mechanika pęknięcia, Warszawa: Wydawnictwo Naukowe PWN, 1998.
- [65] Neimitz, A., Dugdale model modification due to geometry induced plastic constraints, Engineering Fracture Mechanics(67), 2000, strony 251-261.
- [66] Neimitz, A. i Gałkiewicz, J., Fracture toughness of structural components: influence of constraint, International Journal of Pressure Vessels and Piping(83), 2006, strony 42-54. doi:10.1016/j.ijpvp.2005.10.001.
- [67] Neimitz, A., Dzioba, I., Molasy, R. i Graba, M., Wpływ więzów na odporność na pęknięcie materiałów kruchych, XX Sympozjum Zmęczenie i Mechanika Pęknięcia (strony 265-272), Bydgoszcz - Pieczyńska: Wydawnictwo Uczelniane Akademii Techniczno-Rolniczej, 2004.

- [68] Neimitz, A., Gałkiewicz, J. i Dzioba, I., Kalibracja Związków Konstrytywnych Przy Dużych Odształceniach Płaskich i Dużych Współczynnikach trójosiowości, Zestawienie pełnych tekstów referatów XVI Krajowej Konferencji Mechaniki Pęknięcia. Pułtusk, 2017.
- [69] NORSOK STANDARD, M-101, Structural steel fabrication, Lysaker: Standards Norway, 2011.
- [70] Orowan, E., Fracture and strength of solids, Report on Progress in Physics, XII, 1948, strony 185 – 232.
- [71] Paik, J. i Thayamballil, A., Ultimate Limit State Design of Steel-Plated Structures, Southern Gate: John Wiley & Sons, Ltd, 2003.
- [72] Palombo, M., Sandon, S. i Marco, M. D., An Evaluation of Size Effect in CTOD-SENB Fracture Toughness Test, Procedia Engineering, 109, 2015, strony 55 – 64.
- [73] Polski Komitet Normalizacji, Miar i Jakości, PN-87 / H-04335 - Metale, Metoda badania odporności na pęknięcie w płaskim stanie odkształcenia, Warszawa: Wydawnictwa normalizacyjne "ALFA", 1987.
- [74] Polski Komitet Normalizacji, Miar i Jakości, PN-88 / H-04336 - Metale, Metoda badania odporności na pęknięcie przez wyznaczanie krytycznej wartości całki J, JIC, Warszawa: Wydawnictwa normalizacyjne "ALFA", 1988.
- [75] Polski Komitet Normalizacyjny, PN-EN ISO 12737 - Metale - Określanie odporności na pęknięcie w płaskim stanie odkształcenia, Warszawa: Polski Komitet Normalizacyjny, 2001.
- [76] Polski Komitet Normalizacyjny, PN-EN ISO 15614-1:2008 Specyfikacja i kwalifikowanie technologii spawania metali; Badanie technologii spawania Część 1: Spawanie łukowe i gazowe stali oraz spawanie łukowe niklu i stopów niklu, Warszawa: Polski Komitet Normalizacyjny, 2008.
- [77] Polski Komitet Normalizacyjny, PN-EN ISO 15653:2010 Materiały metalowe -- Metoda badania dotycząca wyznaczania quasistatycznej odporności na kruche pęknięcie spoin, Warszawa: Polski Komitet Normalizacyjny, 2010.
- [78] Polski Komitet Normalizacyjny, PN-EN ISO 6892-1:2016-06 Metale. Próba Rozciągania. Część 1: Metoda badania w temperaturze pokojowej, Warszawa: PKN, 2016.
- [79] Polski Komitet Normalizacyjny, PN-EN ISO 148-1:2017-02 Metale -- Próba udarności sposobem Charpy'ego -- Część 1: Metoda badania, Warszawa: Polski Komitet Normalizacyjny, 2017.
- [80] Polski Rejestr Statków, Przepisy Klasyfikacji i Budowy Statków Morskich, Część II - Kadłub, Gdańsk: Polski Rejestr Statków, 2017.
- [81] Polski Rejestr Statków, Przepisy Klasyfikacji i Budowy Statków Morskich, Część IX - Materiały i Spawanie, Gdańsk: Polski Rejestr Statków, 2017.
- [82] Rabotnov, Y. N., Creep Problems of Structural Members, Amsterdam: North-Holland, 1969.
- [83] Ramberg, W. i Osgood, W. R., Technical Note No. 902; Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters, Washington: National Advisory Committee for Aeronautics, 1943.

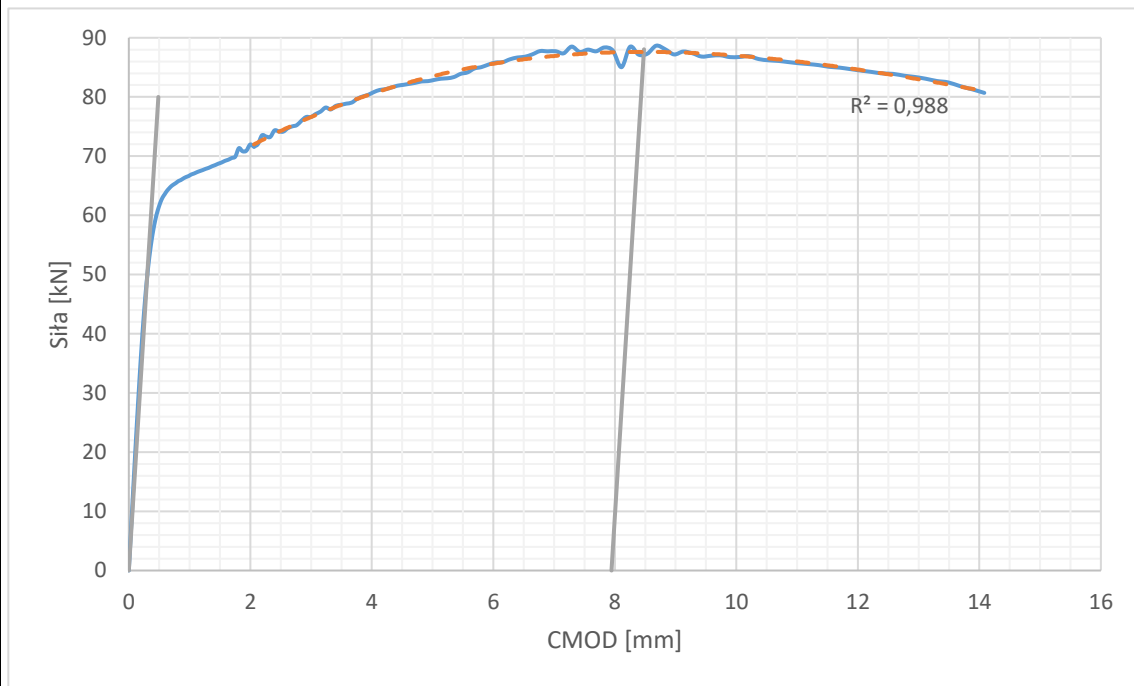
- [84] Read, D. T. i Reed, R. P., Effects of specimen thickness on fracture toughness of an aluminium alloy, *International Journal of Fracture*, 13(2), 1977, strony 201-213.
- [85] Rice, J., A path independent integral and approximate analysis of strain concentrations by notches and cracks, *Journal of Applied Mechanics*(35), 1968, strony 379 – 386.
- [86] Rice, J. i Rosengen, G., Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* (16), 1968, strony 1-12.
- [87] Rykaluk, K., Pęknięcia w konstrukcjach stalowych, Wrocław: Dolnośląskie Wydawnictwo Edukacyjne, 2000
- [88] Tada, H., Paris, P., R. i Irwin, G., *The stress analysis of cracks*, Hallertown, PA: Del Research Corp, 1973
- [89] Tasak, E. i Ziewiec, A., *Spawalność materiałów konstrukcyjnych, tom 1, Spawalność stali*, Kraków: Wydawnictwo Jak, 2009,
- [90] The Welding Institute, How do Charpy values determined using sub-size specimens relate to results from full-size specimens?, 2017, Pobrano 08 24, 2017 z lokalizacji <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/faqs/faq-how-do-charpy-values-determined-using-sub-size-specimens-relate-to-results-from-full-size-specimens/>
- [91] Tvergaard, V., Influence of voids on shear band instabilities under plane strain condition, *International Journal of Fracture*(17), 1981, strony 389-407
- [92] Wells, A., Unstable crack propagation in metals: cleavage and fast fracture. Paper No. 84 (strony 210 - 230). Cranfield, UK: Proceedings of the Crack Propagation Symposium, 1961
- [93] Wells, A., Application of fracture mechanics at and beyond general yield, Report No. M13/63. *British Welding Journal*, 1963, strony 563-590.
- [94] Westegaard, H., Bearing pressures and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, 1939, strony 49 - 53
- [95] Wiesner, C. S. i MacGillivray, H., Loading rate effects on tensile properties and fracture toughness of steel. TAGSI Seminar - 'Fracture, Plastic Flow and Structural Integrity', Cambridge, UK, 1999, Pobrano z lokalizacji <https://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/loading-rate-effects-on-tensile-properties-and-fracture-toughness-of-steel-april-1999/>
- [96] Wikipedia, 2016, https://pl.wikipedia.org/wiki/Statki_typu_Liberty. Pobrano sierpień 24, 2017
- [97] Wikipedia, 2017, https://en.wikipedia.org/wiki/Charpy_impact_test. Pobrano sierpień 24, 2017 z lokalizacji https://en.wikipedia.org/wiki/Charpy_impact_test
- [98] Wikipedia, 2018, https://en.wikipedia.org/wiki/List_of_largest_container_ships. Pobrano czerwiec 01, 2018 z lokalizacji https://en.wikipedia.org/wiki/List_of_largest_container_ships
- [99] Zhang, W. Challenges. Technical Problem Identification for the Failures of the Liberty Ships, doi:10.3390/challe7020020, Pobrano z lokalizacji: <http://www.mdpi.com/2078-1547/7/2/20/htm>

Załącznik 1 – Charakterystyki „CMOD – siła” uzyskane metodą elementów skończonych

W niniejszym załączniku zamieszczono wykresy siły w funkcji rozwarcia szczeliny uzyskane na drodze symulacji numerycznej MES. Zaprezentowano wykresy dla serii geometrii próbek odpowiadające populacji badanej laboratoryjnie – na podstawie podobieństwa wielkości próbki i względnej długości szczeliny a_0/W . Dodatkowo, w dalszej części niniejszego załącznika, zamieszczono wykresy dla badań nie podlegających weryfikacji eksperymentalnej.

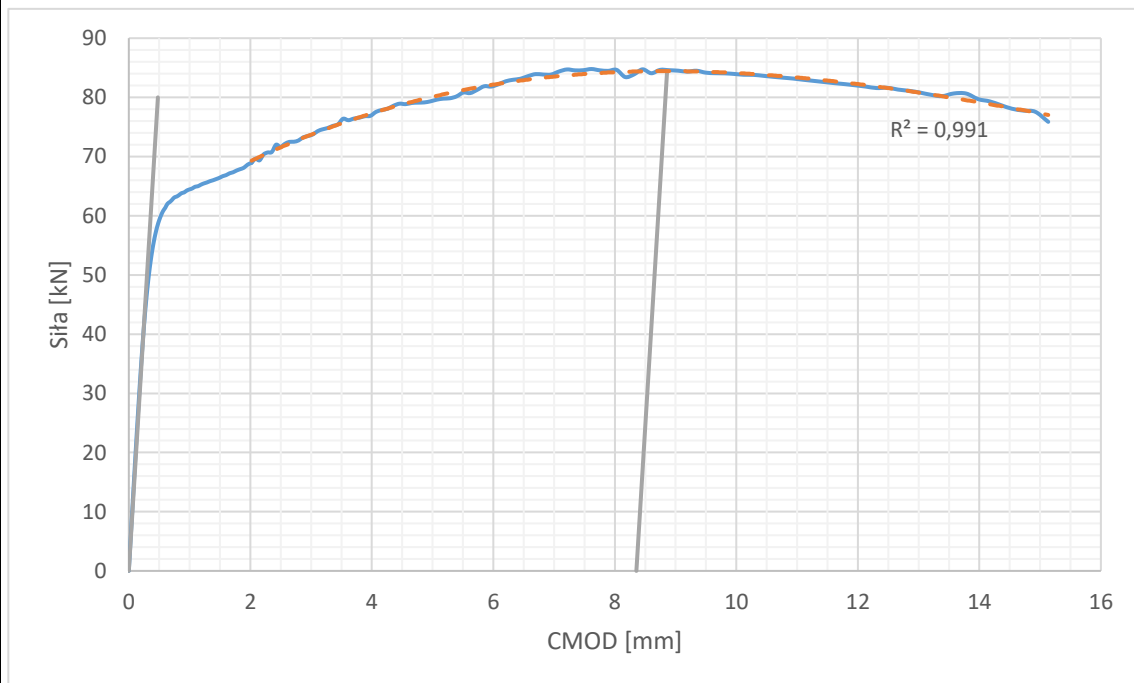
Liniami w kolorze szarym zaznaczono styczną do odcinka sprężystego oraz linię do tej stycznej równoległą, przechodzącą przez punkt F_m ; linia ta wyznacza plastyczna składową otwarcia karbu V_p . W odróżnieniu od wyników badań laboratoryjnych, zamieszczonych w załączniku nr 2, na prezentowanych wykresach pokazano krzywe wyglądające wraz ze współczynnikiem determinacji R^2 . Krzywe te są oznaczone liniami przerywanymi w kolorze pomarańczowym.

MES B30 $a_0/W = 0,49$



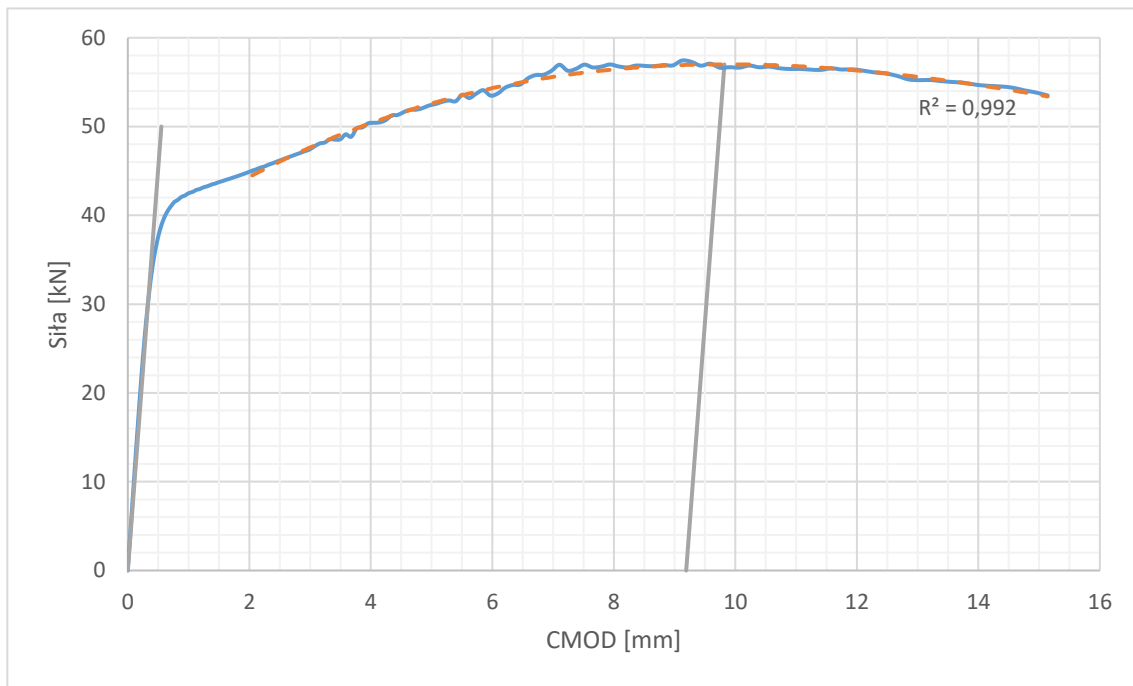
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30,0	60,0	29,4	88051	0,49	2,58	7,94	2,42

MES B30 $a_0/W = 0,50$



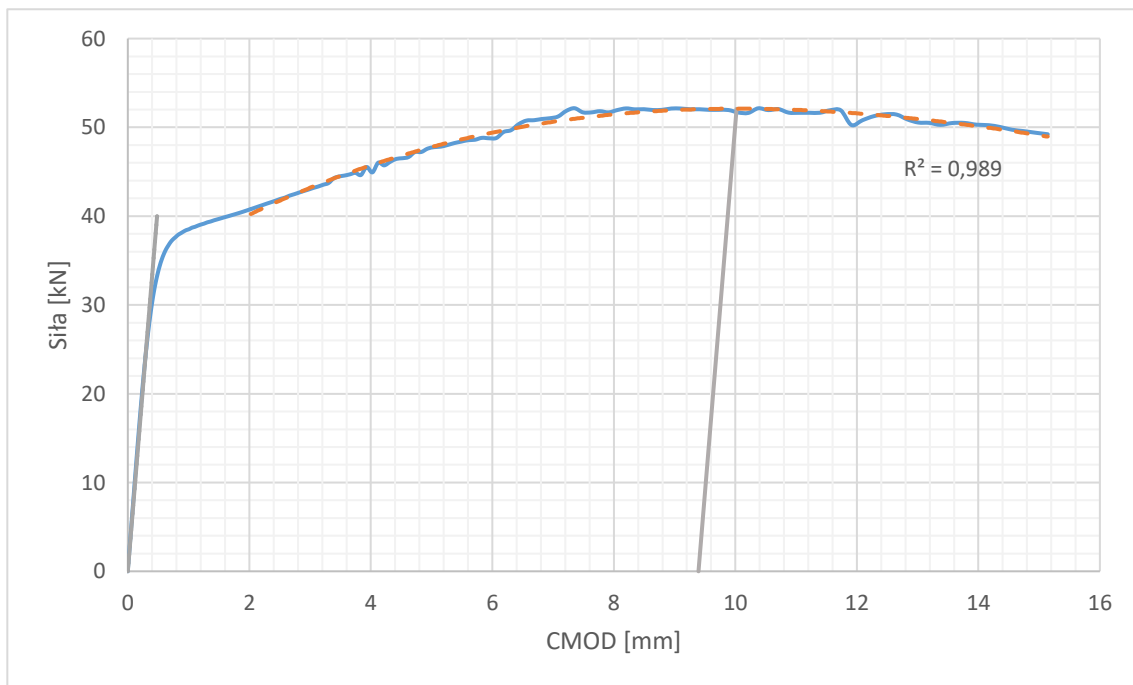
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30,0	60,0	30,0	84461	0,50	2,66	8,35	2,47

MES B30 $a_0/W = 0,60$



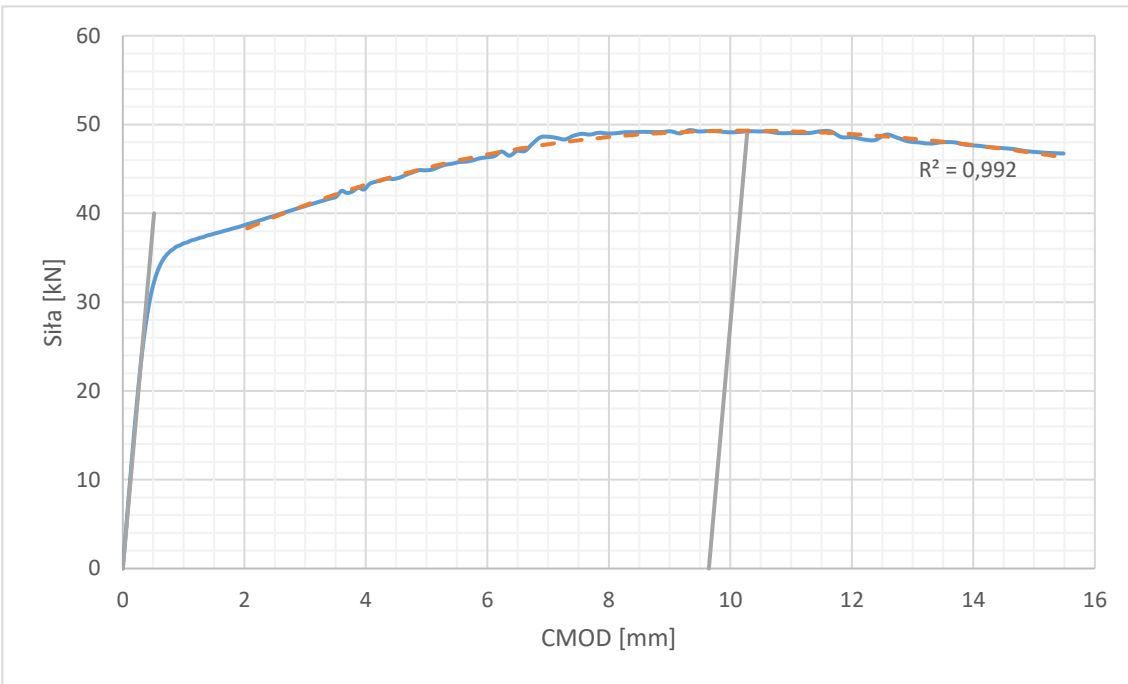
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30,0	60,0	36,0	57002	0,60	3,77	9,19	2,01

MES B30 $a_0/W = 0,62$



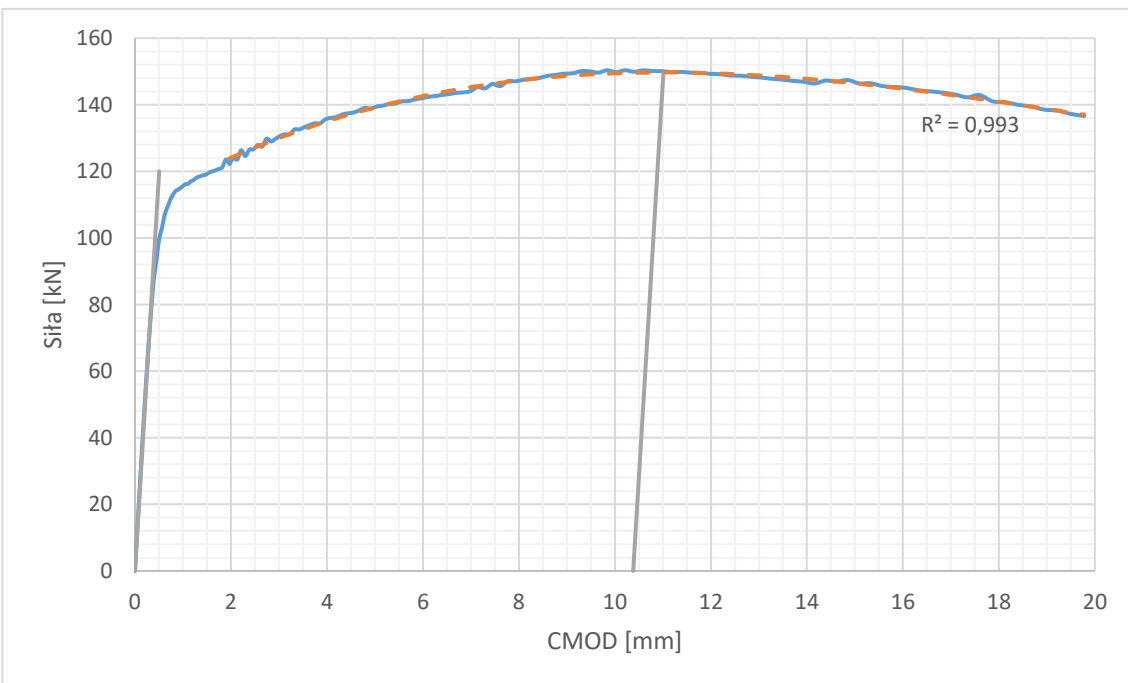
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30,0	60,0	37,8	50061	0,63	4,24	9,57	1,91

MES B30 $a_0/W = 0,63$



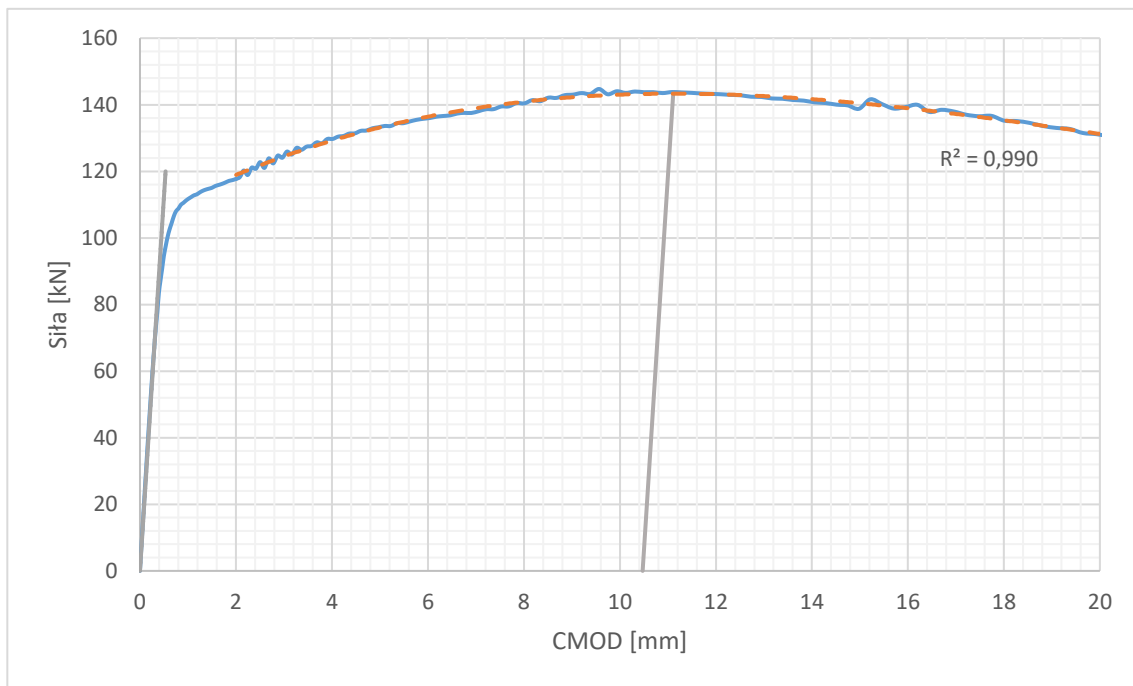
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30,0	60,0	37,8	49317	0,63	4,25	9,65	1,91

MES B40 $a_0/W = 0,49$



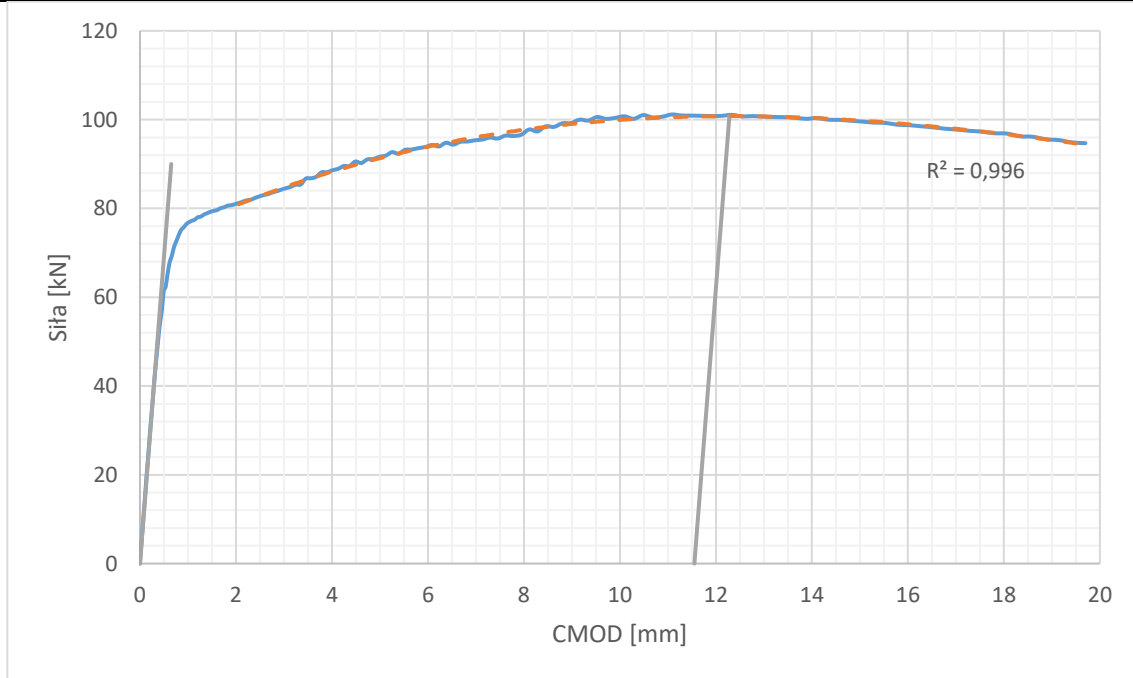
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
40,0	80,0	39,2	137864	0,49	2,58	10,53	3,18

MES B40 $a_0/W = 0,50$



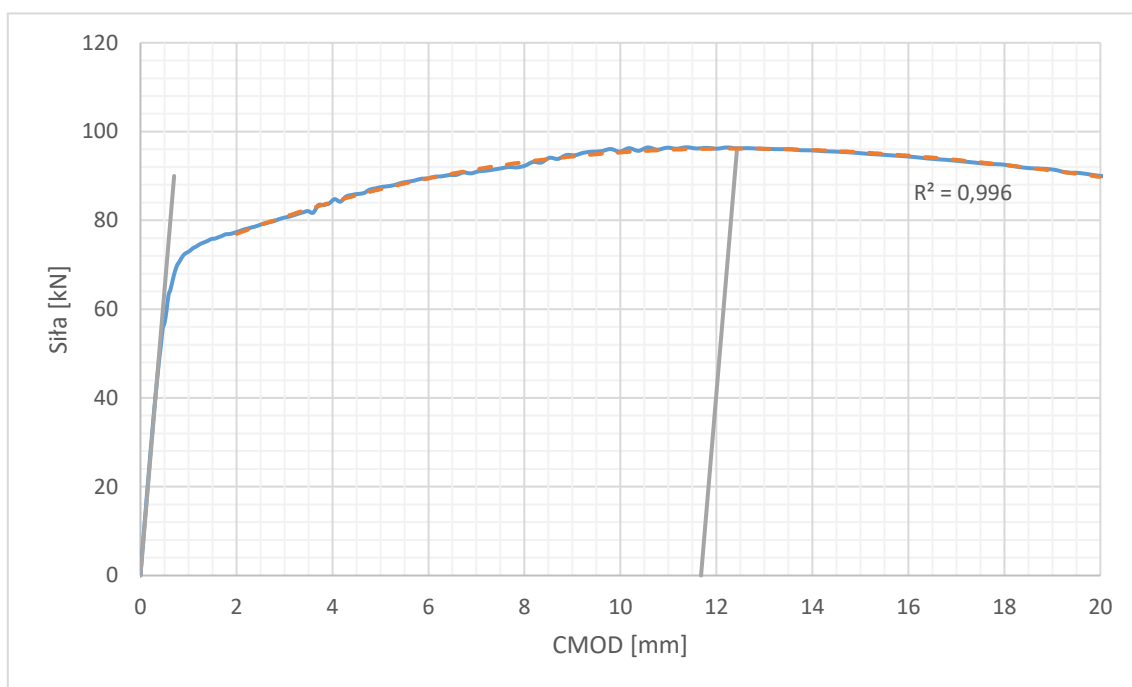
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
40,0	80,0	40,0	146618	0,50	2,66	10,47	3,10

MES B40 $a_0/W = 0,59$



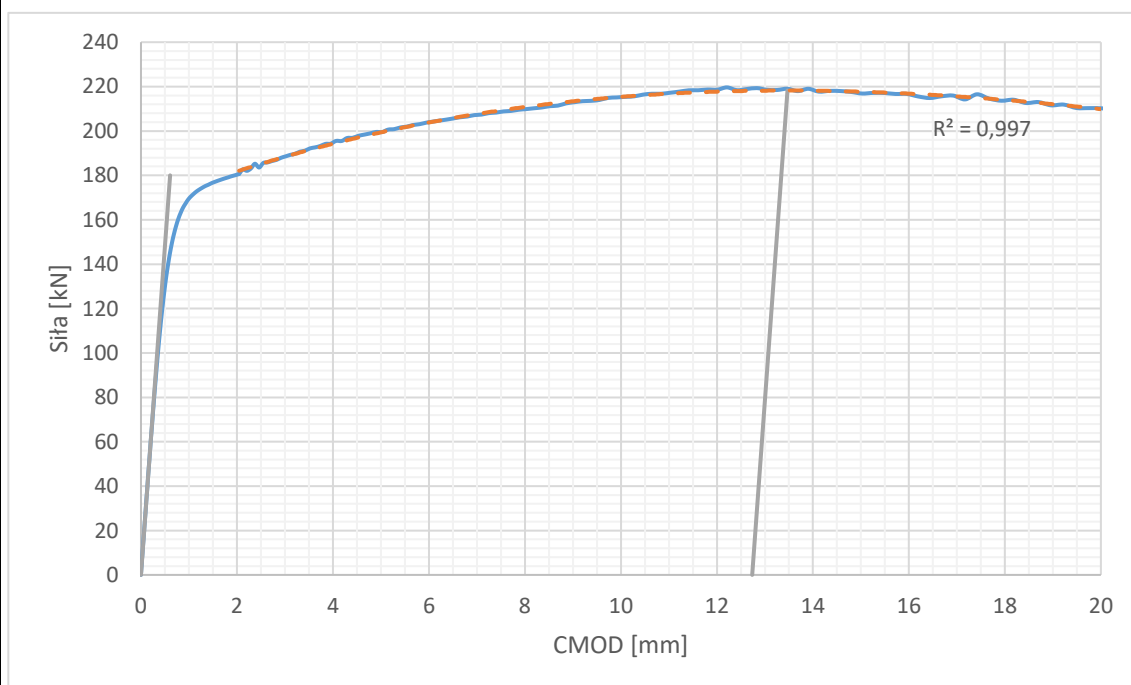
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
40,0	80,0	47,2	100755	0,59	3,63	11,55	2,61

MES B40 $a_0/W = 0,60$



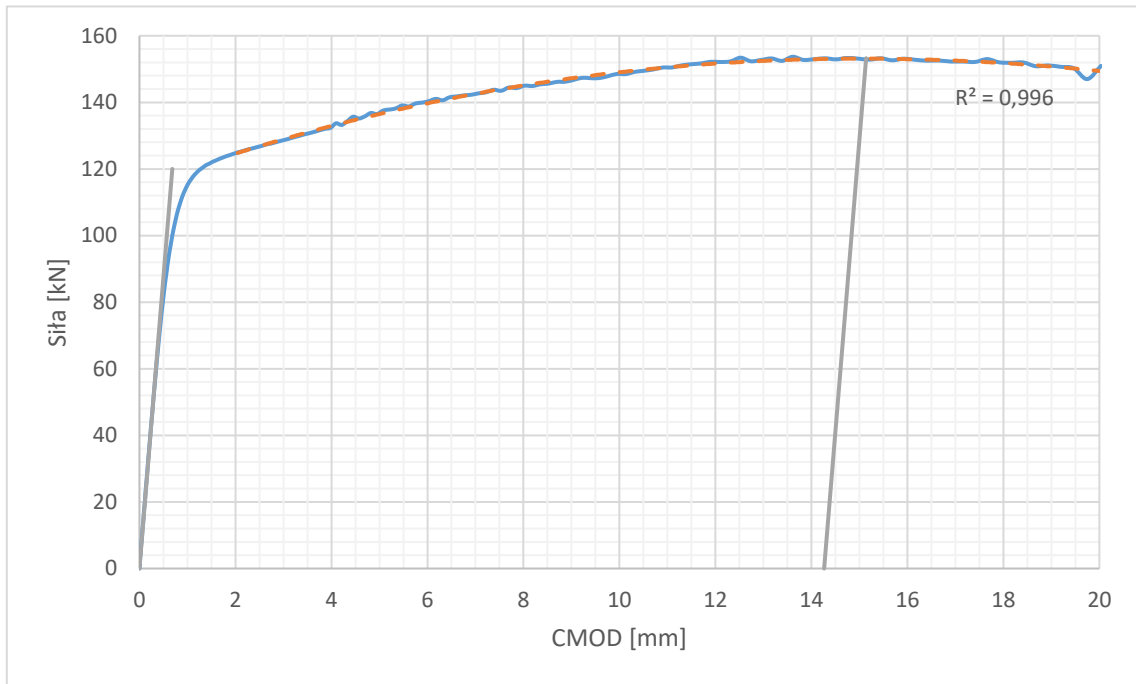
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
40,0	80,0	48,0	96168	0,60	3,77	11,68	2,55

MES B50 $a_0/W = 0,50$



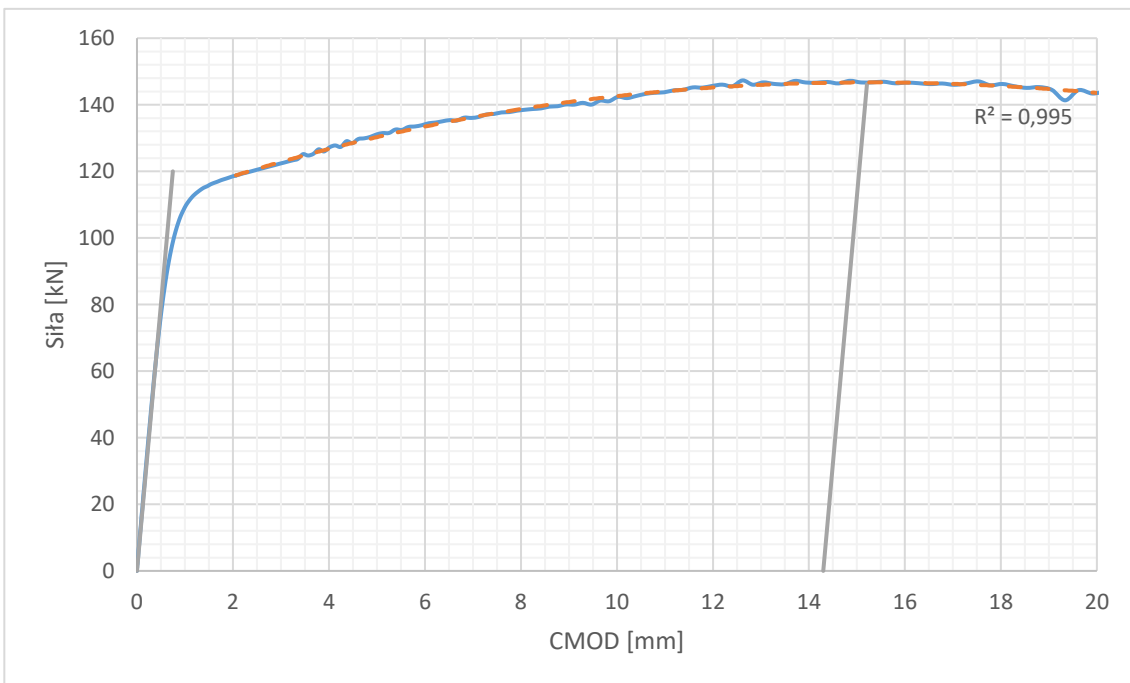
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
50,0	100,0	50,0	218253	0,50	2,66	12,73	3,76

MES B50 $a_0/W = 0,59$



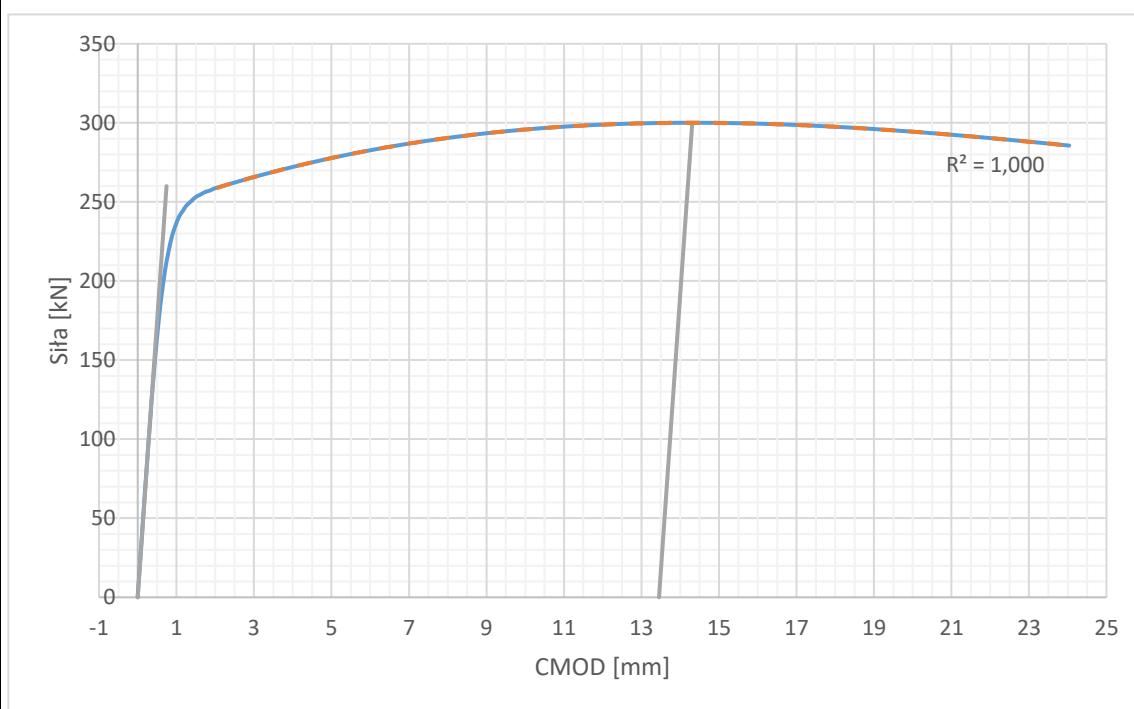
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
50,0	100,0	59,0	153256	0,59	3,63	14,27	3,21

MES B50 $a_0/W = 0,60$



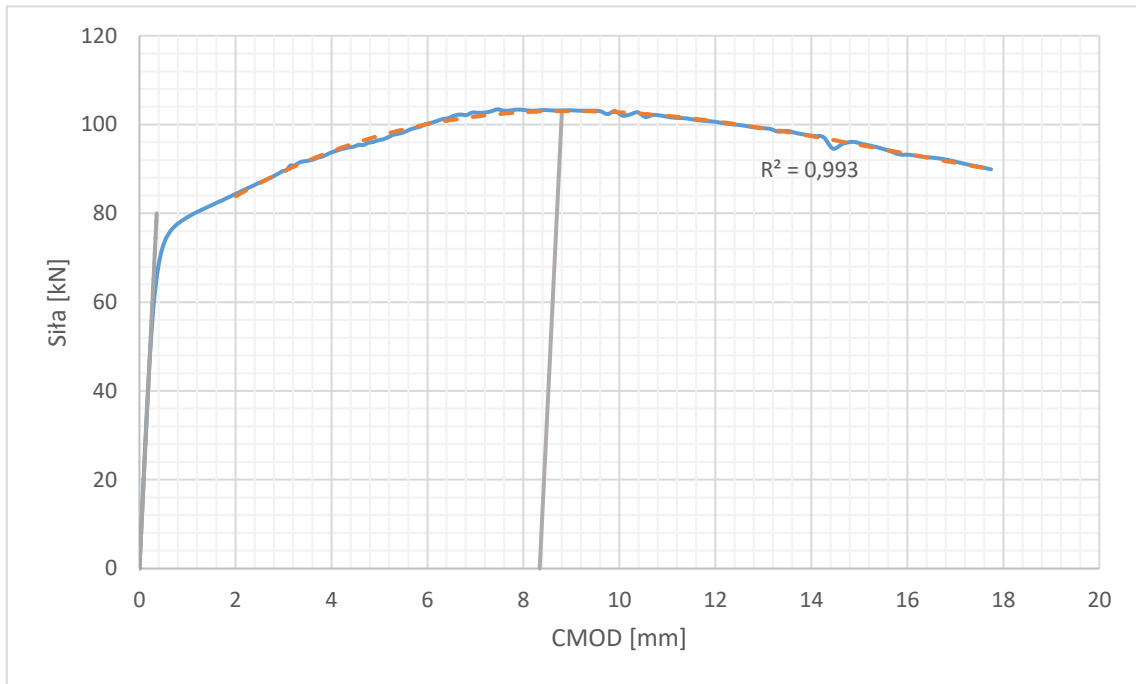
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
50,0	100,0	60,0	146704	0,60	3,77	14,29	3,12

MES B60 $a_0/W = 0,50$



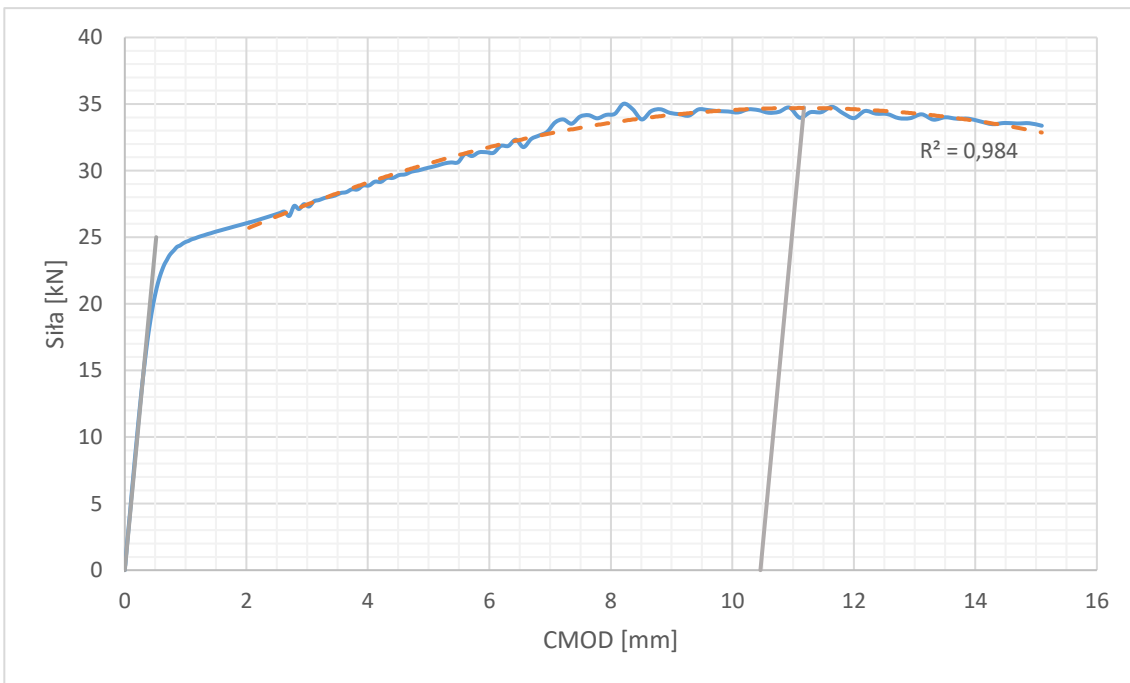
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
60,0	120,0	60,0	300049	0,50	2,66	13,45	3,97

MES B30 $a_0/W = 0,45$



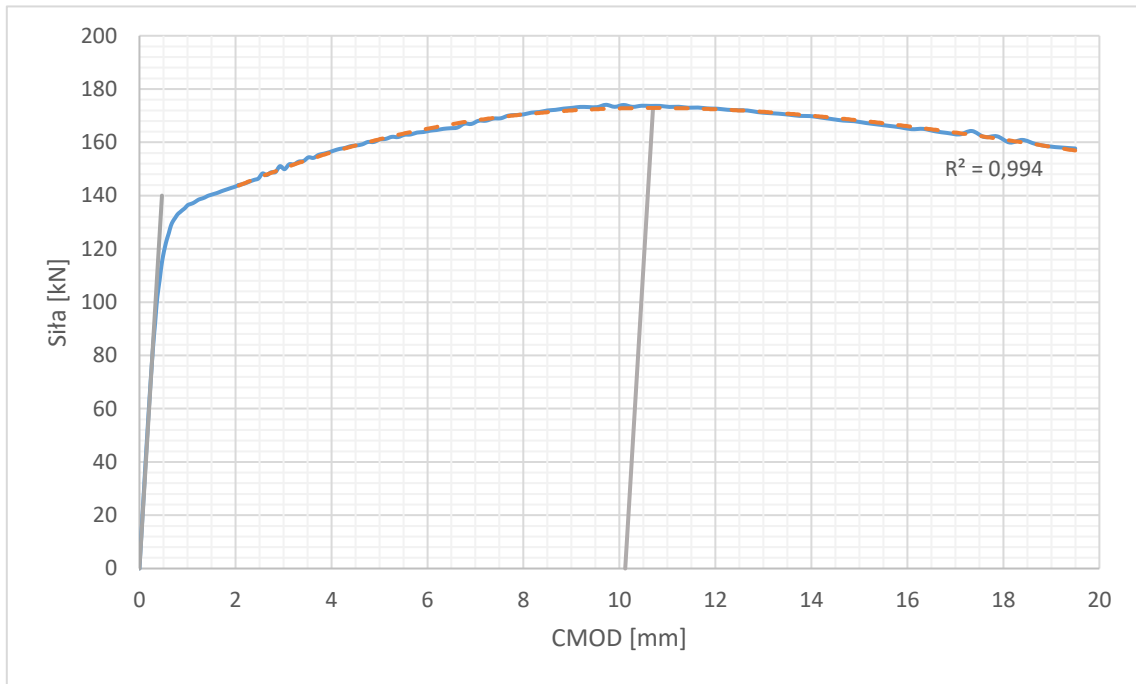
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30,0	60,0	27,0	102587	0,45	2,29	8,34	2,83

MES B30 $a_0/W = 0,70$



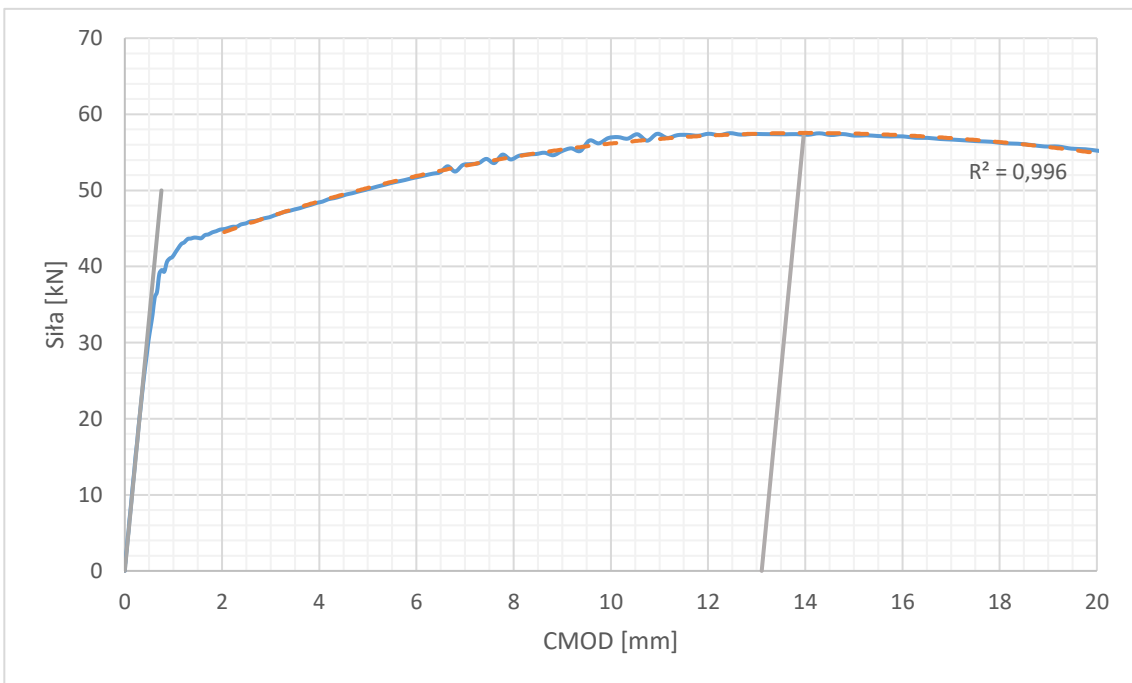
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
30,0	60,0	42,0	34744	0,70	5,85	10,46	1,60

MES B40 $a_0/W = 0,45$



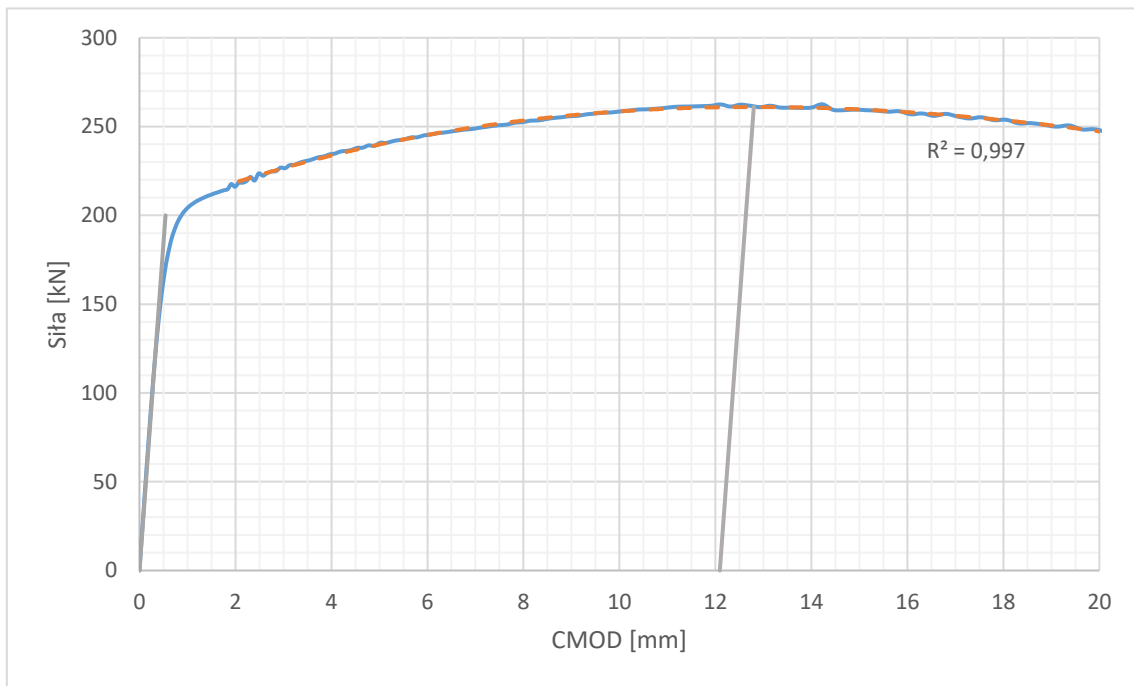
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
40,0	80,0	36,0	172861	0,45	2,29	10,12	3,43

MES B40 $a_0/W = 0,70$



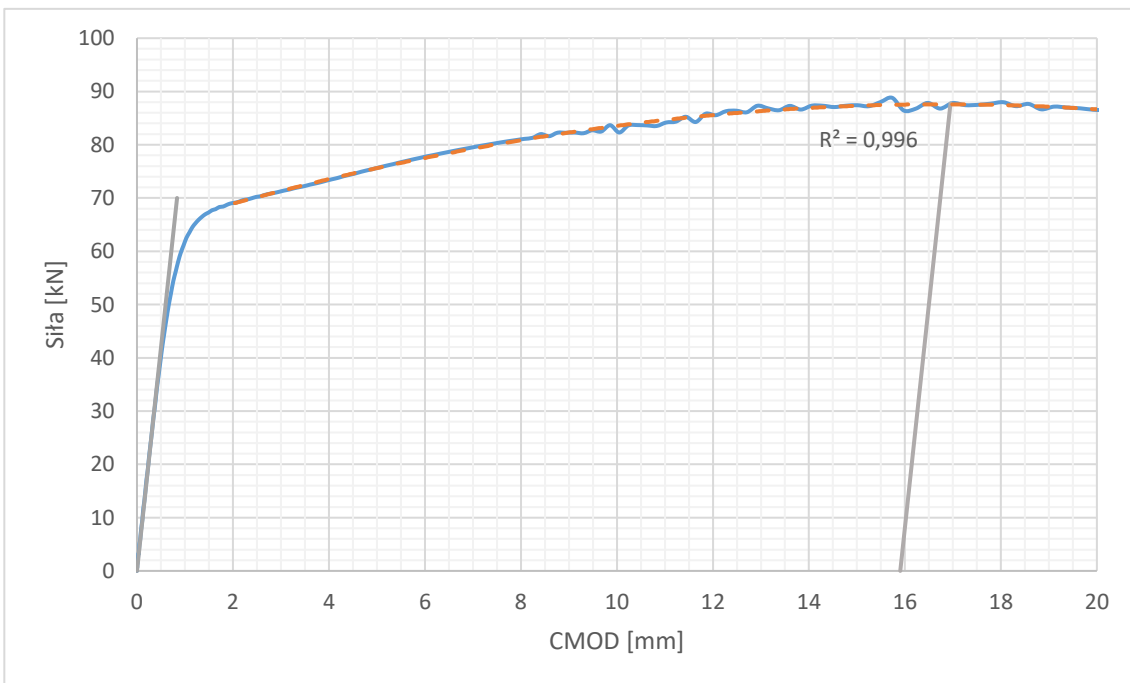
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
40,0	80,0	56,0	57466	0,70	5,85	13,10	2,00

MES B50 $a_0/W = 0,45$



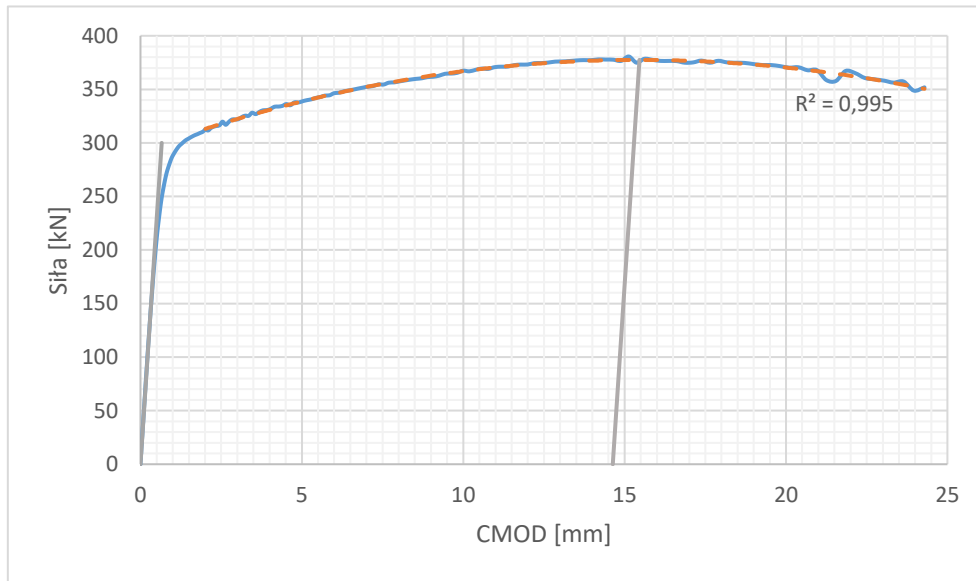
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
50,0	100,0	45,0	261060	0,45	2,29	12,09	4,10

MES B50 $a_0/W = 0,70$



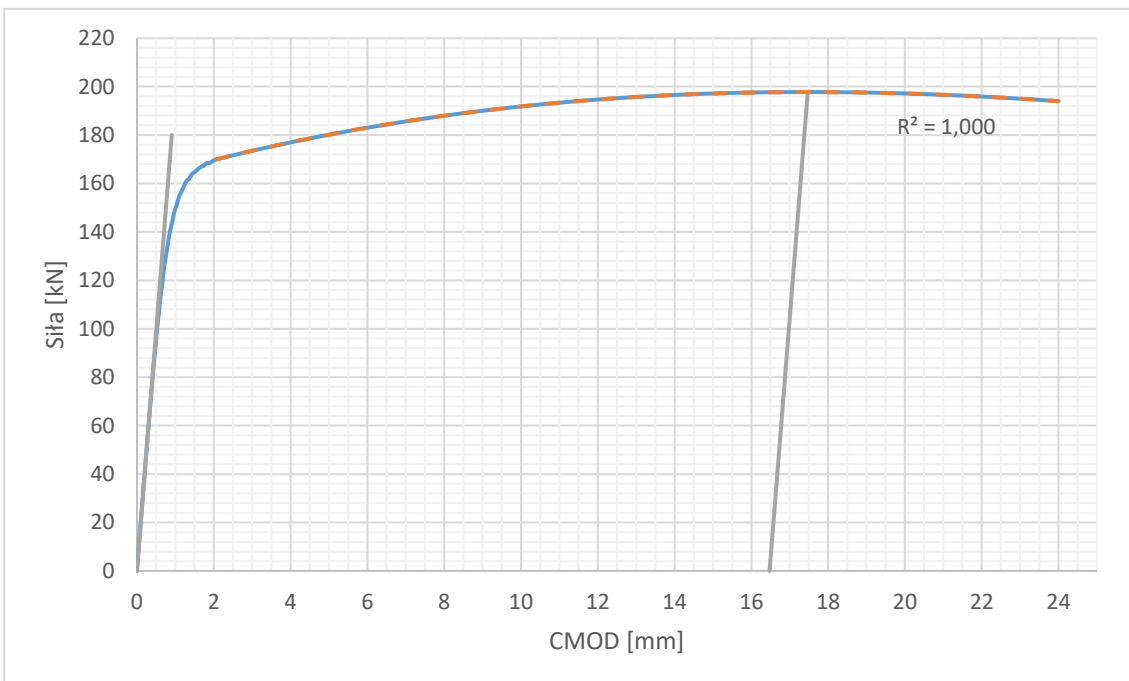
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
50,0	100,0	70,0	87764	0,70	5,85	15,90	2,42

MES B60 $a_0/W = 0,45$



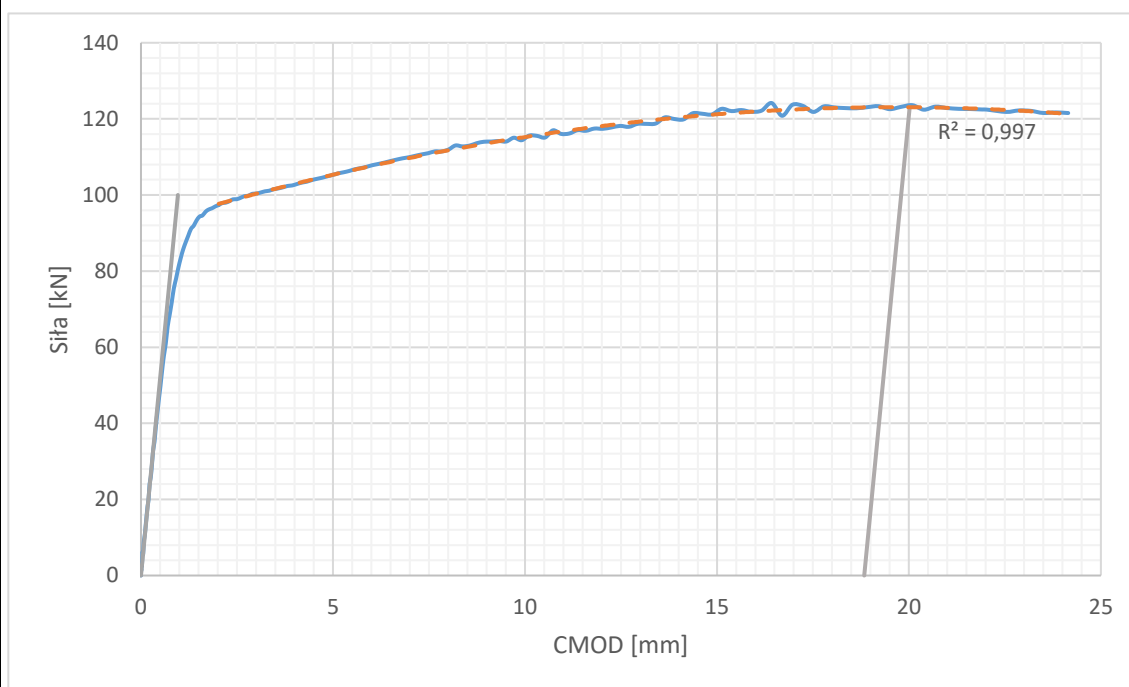
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
60,0	120,0	54,0	377498	0,45	2,29	14,63	4,96

MES B60 $a_0/W = 0,60$



B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
60,0	120,0	72,0	197768	0,60	3,77	16,47	3,58

MES B50 $a_0/W = 0,70$



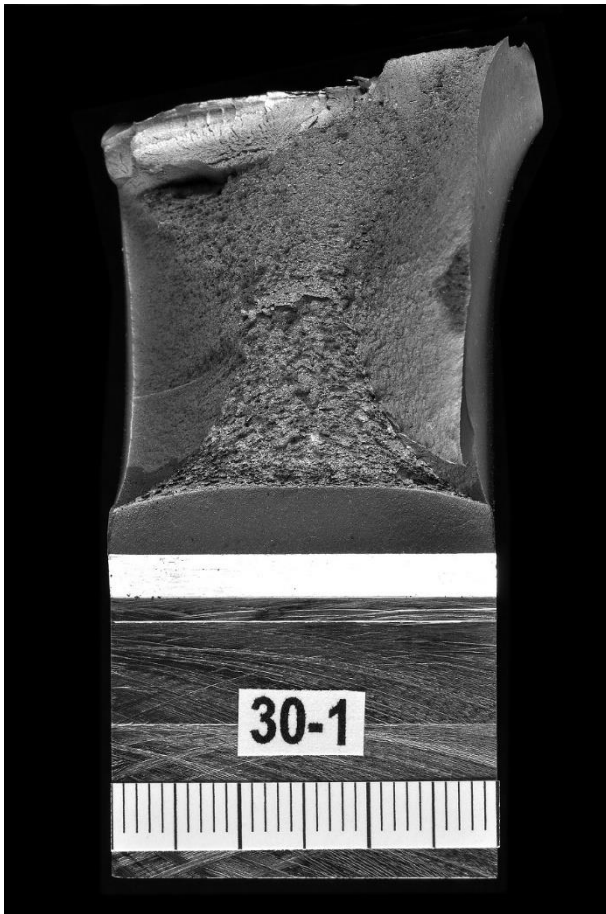
B [mm]	W [mm]	a_0 [mm]	F [N]	a_0/W [-]	$f(a_0/W)$ [-]	V_p [mm]	δ_m [mm]
60,0	120,0	84,0	123045	0,70	5,85	18,84	2,86

Załącznik 2 – Wyniki z wyznaczenia CTOD na podstawie badań laboratoryjnych

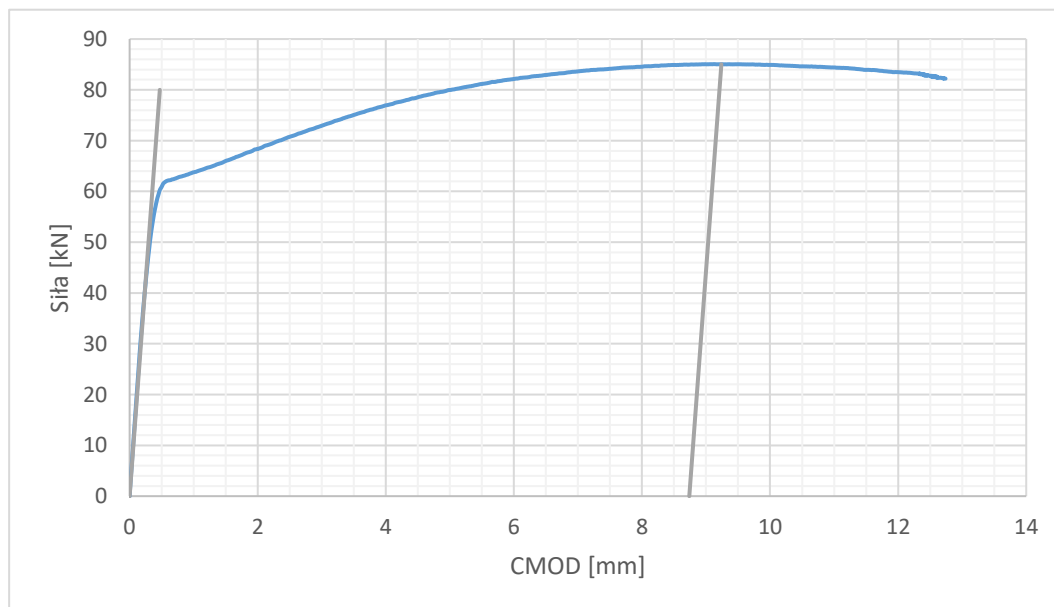
W załączniku numer 2 zamieszczono szczegółowe dane zarejestrowane w trakcie badań laboratoryjnych, mające wpływ na uzyskane wyniki. Dla każdej ze zbadanych próbek są to:

- uśrednione pomiary przekroju poprzecznego próbki B i W ;
- długości szczeliny niezbędne do wyznaczenia a_0 i wyznaczone a_0 ;
- wyznaczone względne długość szczeliny a_0/W i odpowiadającą im wartość funkcji $f(a_0/W)$;
- wykres rozwarcia szczeliny w funkcji siły (CMOD – siła) i odpowiadające mu wartości V_p i δ_m ;
- makrofotografia złomu próbki z naniesioną miarką o działce równej 1 mm.

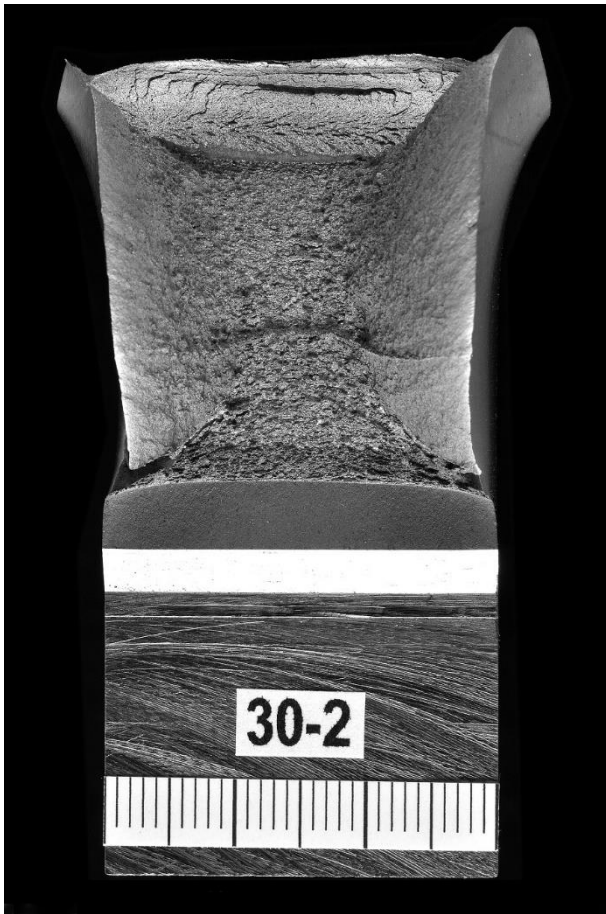
próbka: B30 – 1



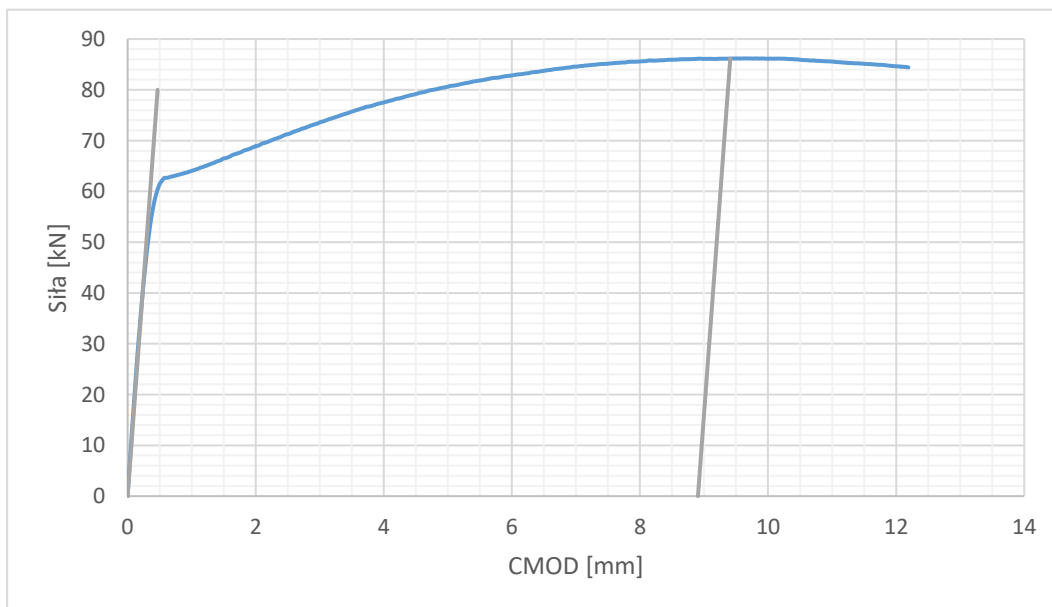
B	29,87	mm
W	60,27	mm
a ₁	28,60	mm
a ₂	29,45	mm
a ₃	30,07	mm
a ₄	30,26	mm
a ₅	30,22	mm
a ₆	30,23	mm
a ₇	30,11	mm
a ₈	29,73	mm
a ₉	28,83	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	28,72	mm
a ₀	29,85	mm
a ₀ /W	0,50	[-]
f(a ₀ /W)	2,62	[-]
F _m	85032	N
V _p	8,74	mm
δ _m	2,52	mm



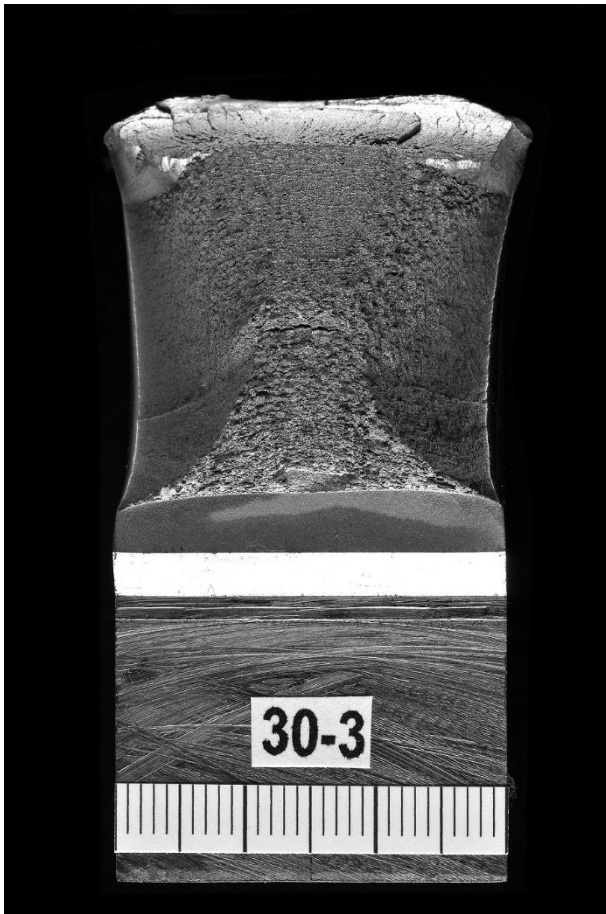
próbka: B30 – 2



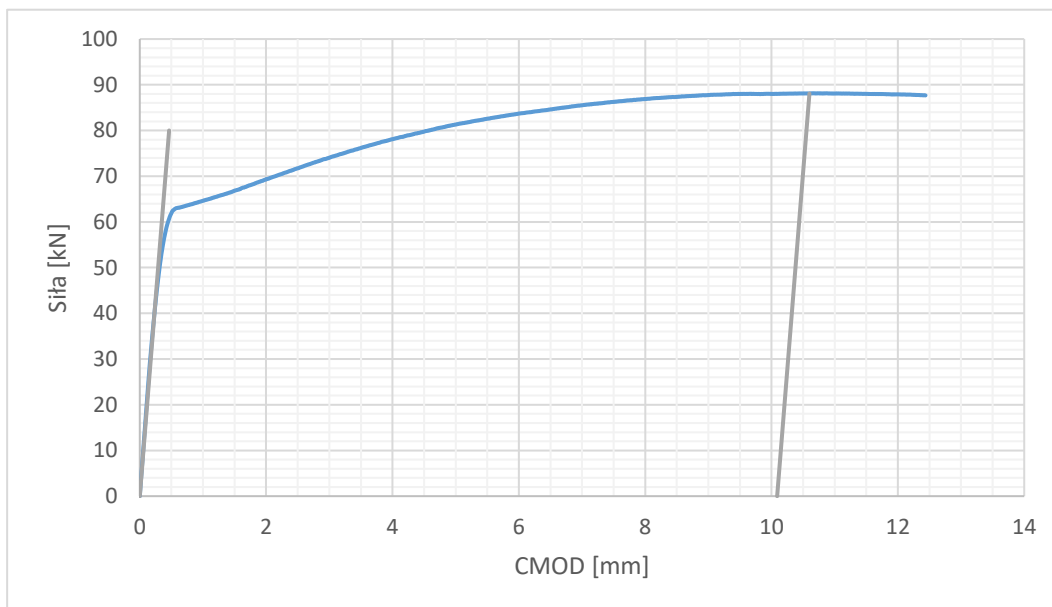
B	30,02	mm
W	60,10	mm
a ₁	28,99	mm
a ₂	29,79	mm
a ₃	30,03	mm
a ₄	30,08	mm
a ₅	30,06	mm
a ₆	30,00	mm
a ₇	29,86	mm
a ₈	29,57	mm
a ₉	28,76	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	28,88	mm
a ₀	29,78	mm
a ₀ /W	0,50	[-]
f(a ₀ /W)	2,63	[-]
F _m	86147	N
V _p	8,91	mm
δ _m	2,57	mm



próbka: B30 – 3



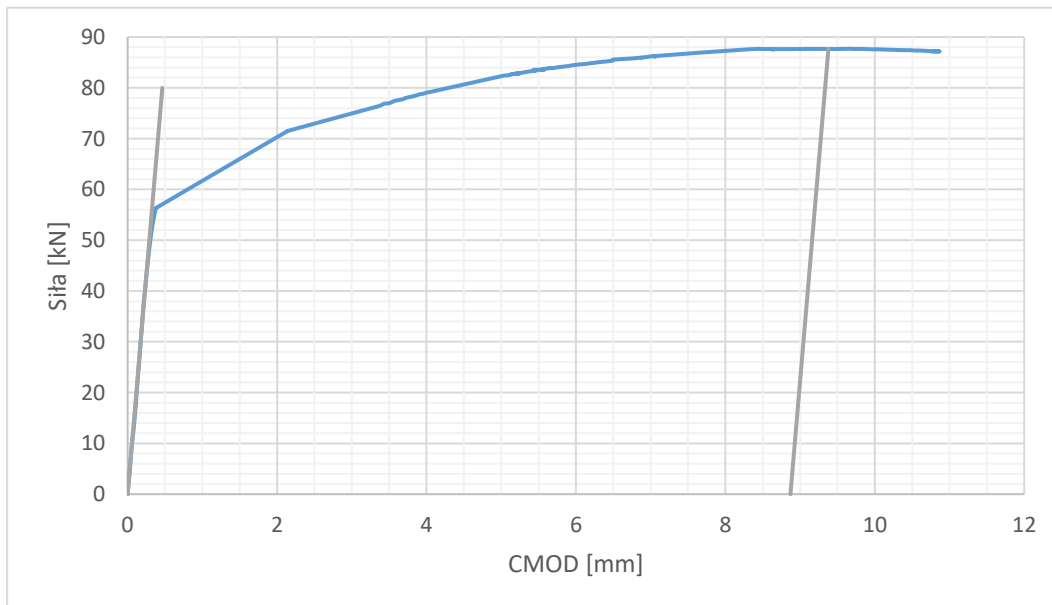
B	29,95	mm
W	60,08	mm
a ₁	28,50	mm
a ₂	29,36	mm
a ₃	29,66	mm
a ₄	29,81	mm
a ₅	29,79	mm
a ₆	29,95	mm
a ₇	30,03	mm
a ₈	29,89	mm
a ₉	28,99	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	28,75	mm
a ₀	29,66	mm
a ₀ /W	0,49	[-]
f(a ₀ /W)	2,61	[-]
F _m	88085	N
V _p	10,09	mm
δ _m	2,91	mm



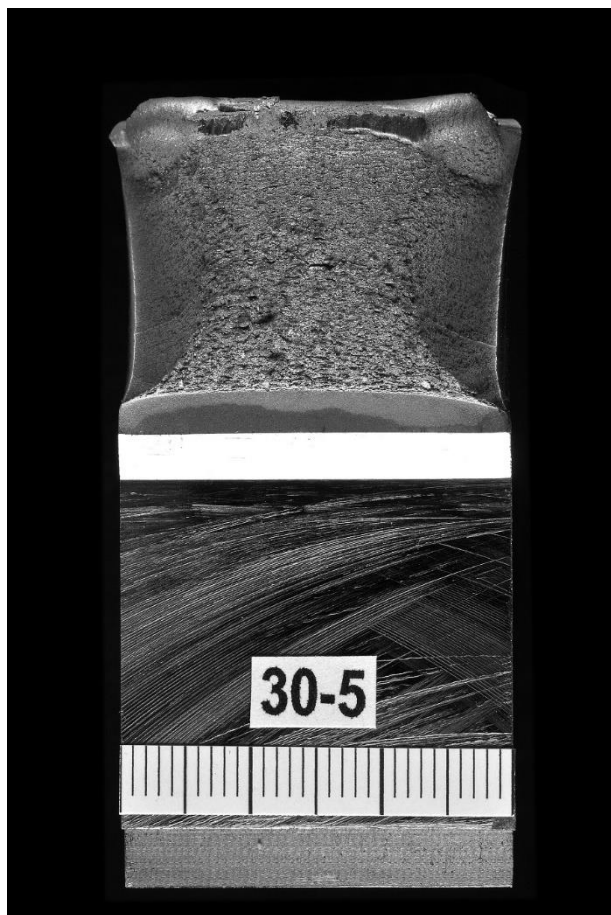
próbka: B30 – 4



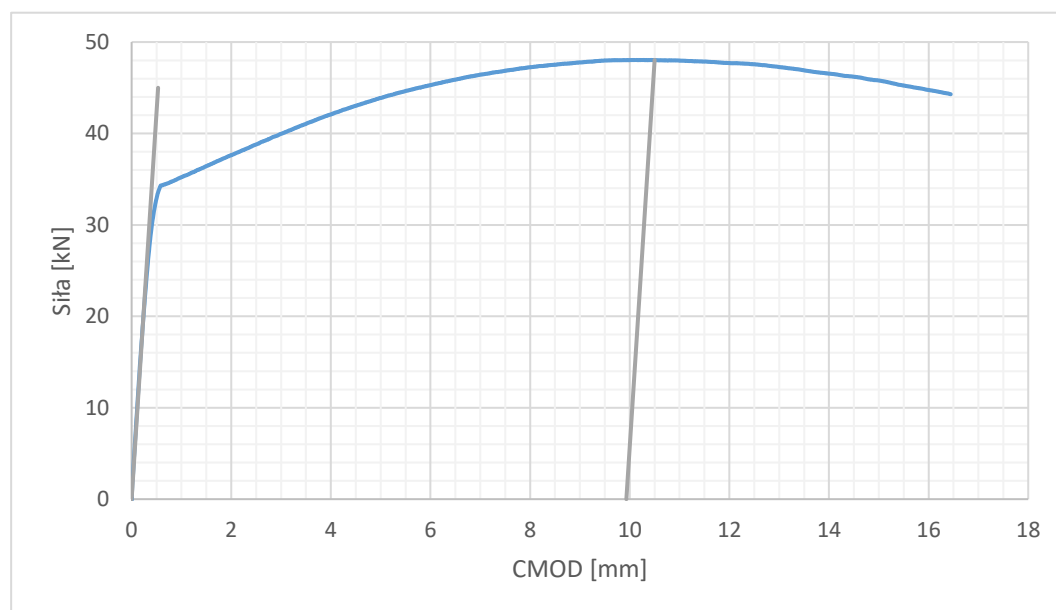
B	29,97	mm
W	60,28	mm
a ₁	28,72	mm
a ₂	29,42	mm
a ₃	29,68	mm
a ₄	29,89	mm
a ₅	30,09	mm
a ₆	30,07	mm
a ₇	29,64	mm
a ₈	29,24	mm
a ₉	28,21	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	28,46	mm
a ₀	29,56	mm
a ₀ /W	0,49	[-]
f(a ₀ /W)	2,58	[-]
F _m	87692	N
V _p	8,87	mm
δ _m	2,59	mm



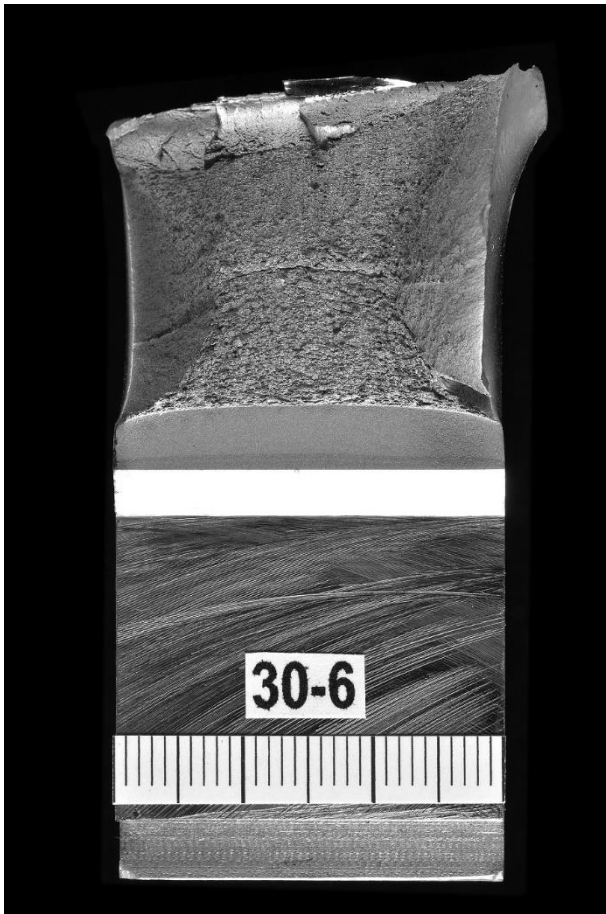
próbka: B30 – 5



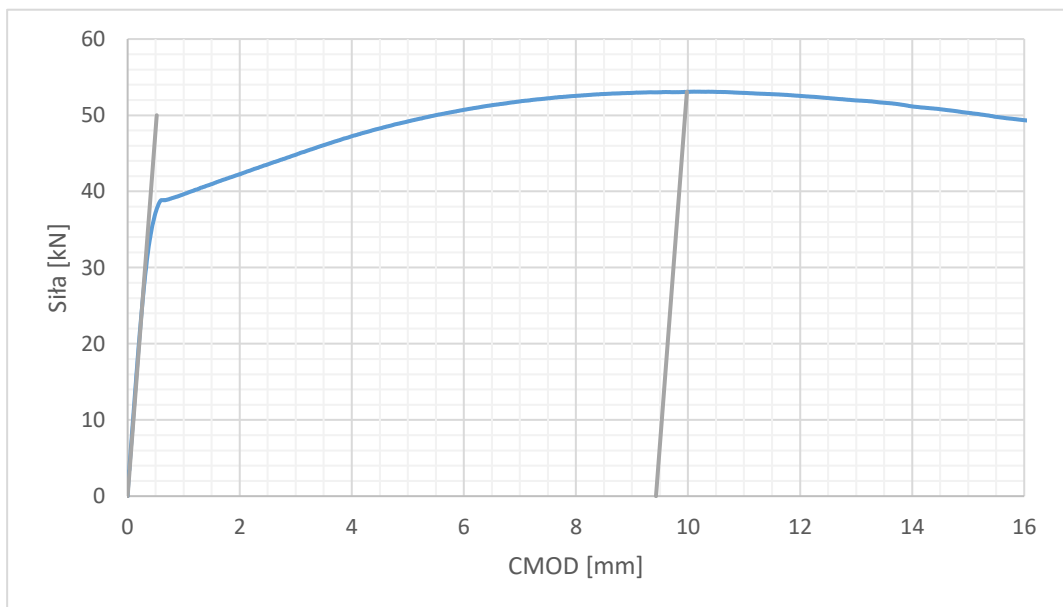
B	29,98	mm
W	60,17	mm
a ₁	37,23	mm
a ₂	37,91	mm
a ₃	38,06	mm
a ₄	38,05	mm
a ₅	38,08	mm
a ₆	37,96	mm
a ₇	37,82	mm
a ₈	37,41	mm
a ₉	36,56	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	36,90	mm
a ₀	37,77	mm
a ₀ /W	0,63	[-]
f(a ₀ /W)	4,21	[-]
F _m	48049	N
V _p	9,93	mm
δ _m	1,97	mm



próbka: B30 – 6



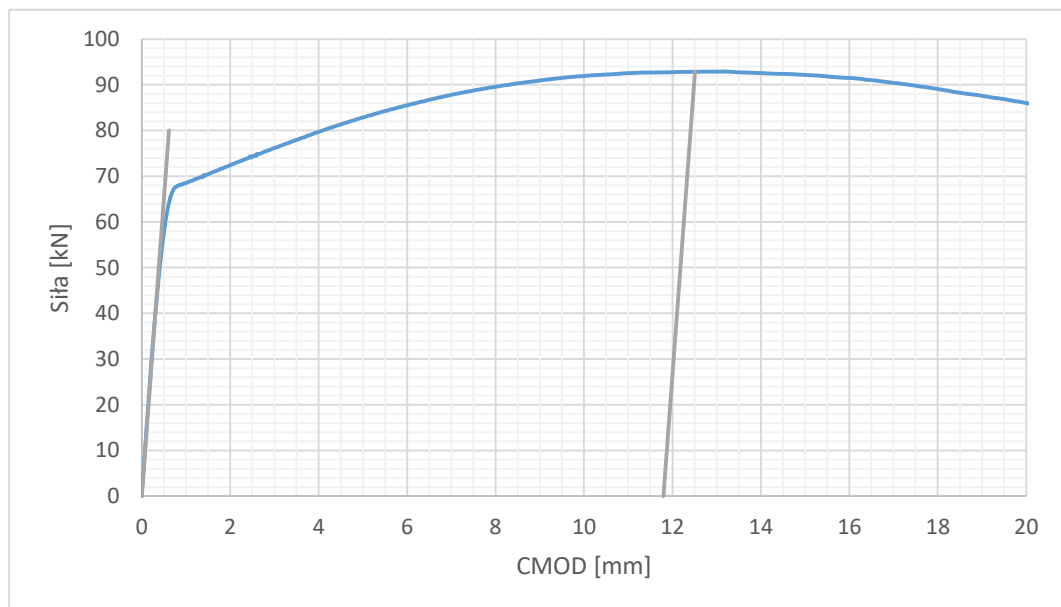
B	30,02	mm
W	60,15	mm
a ₁	35,28	mm
a ₂	36,06	mm
a ₃	36,35	mm
a ₄	36,45	mm
a ₅	36,52	mm
a ₆	36,50	mm
a ₇	36,38	mm
a ₈	36,07	mm
a ₉	35,19	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	35,24	mm
a ₀	36,20	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,80	[-]
F _m	53086	N
V _p	9,43	mm
δ _m	2,04	mm



próbka: B40 – 1



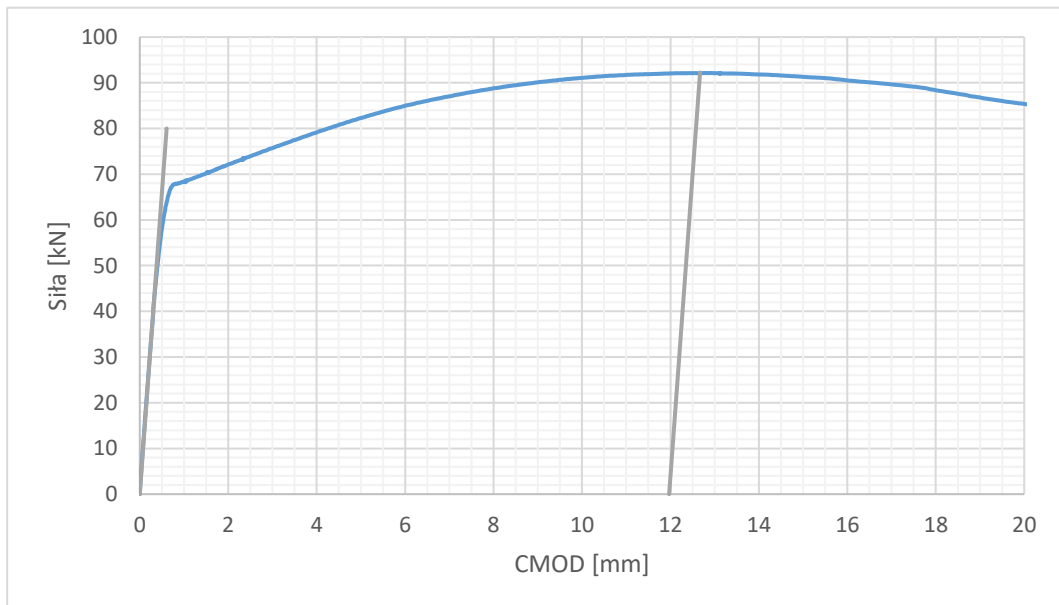
B	39,77	mm
W	79,98	mm
a ₁	45,92	mm
a ₂	46,99	mm
a ₃	47,40	mm
a ₄	47,65	mm
a ₅	47,79	mm
a ₆	47,75	mm
a ₇	47,65	mm
a ₈	47,38	mm
a ₉	46,42	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	46,17	mm
a ₀	47,35	mm
a ₀ /W	0,59	[-]
f(a ₀ /W)	3,66	[-]
F _m	92876	N
V _p	11,80	mm
δ _m	2,63	mm



próbka: B40 – 2



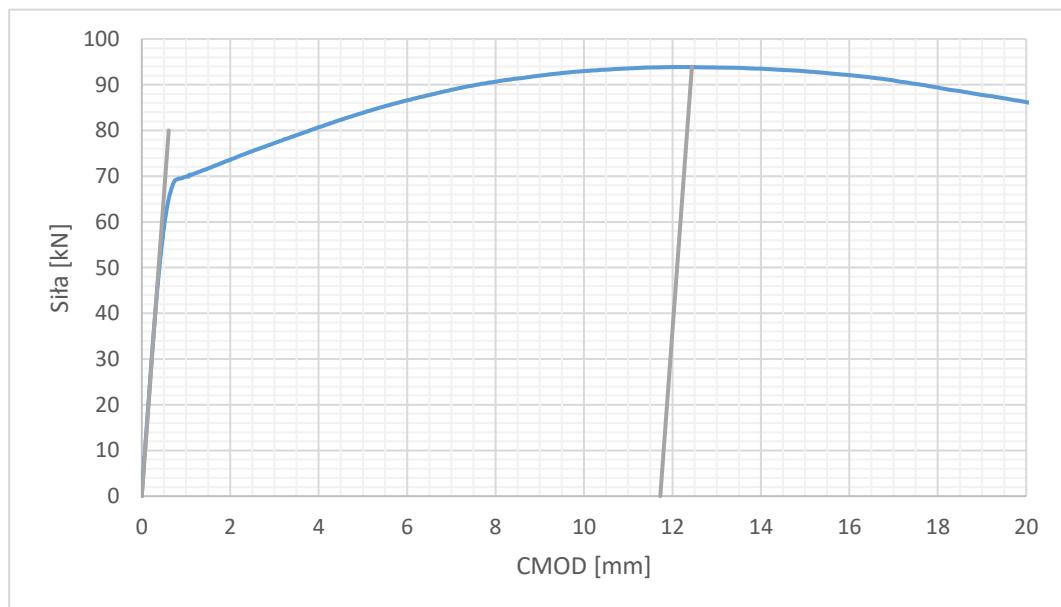
B	39,77	mm
W	80,05	mm
a ₁	46,25	mm
a ₂	47,45	mm
a ₃	47,84	mm
a ₄	48,06	mm
a ₅	48,22	mm
a ₆	48,19	mm
a ₇	48,10	mm
a ₈	47,75	mm
a ₉	46,89	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	46,57	mm
a ₀	47,77	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,72	[-]
F _m	92245	N
V _p	11,97	mm
δ _m	2,63	mm



próbka: B40 – 3



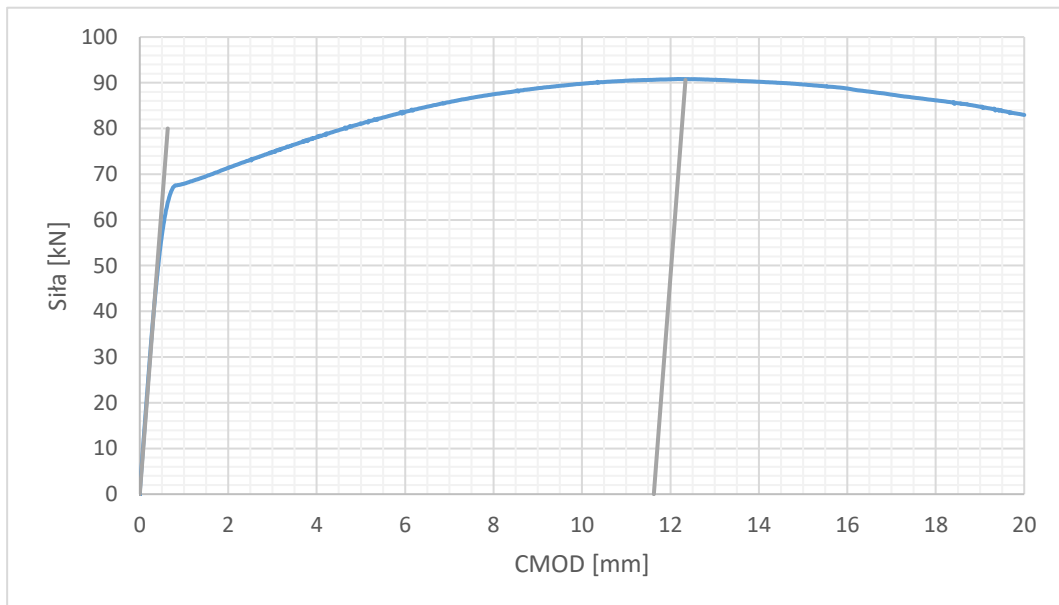
B	39,77	mm
W	80,07	mm
a ₁	46,12	mm
a ₂	47,26	mm
a ₃	47,62	mm
a ₄	47,81	mm
a ₅	47,84	mm
a ₆	47,75	mm
a ₇	47,62	mm
a ₈	47,31	mm
a ₉	46,26	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	46,19	mm
a ₀	47,43	mm
a ₀ /W	0,59	[-]
f(a ₀ /W)	3,66	[-]
F _m	93967	N
V _p	11,73	mm
δ _m	2,61	mm



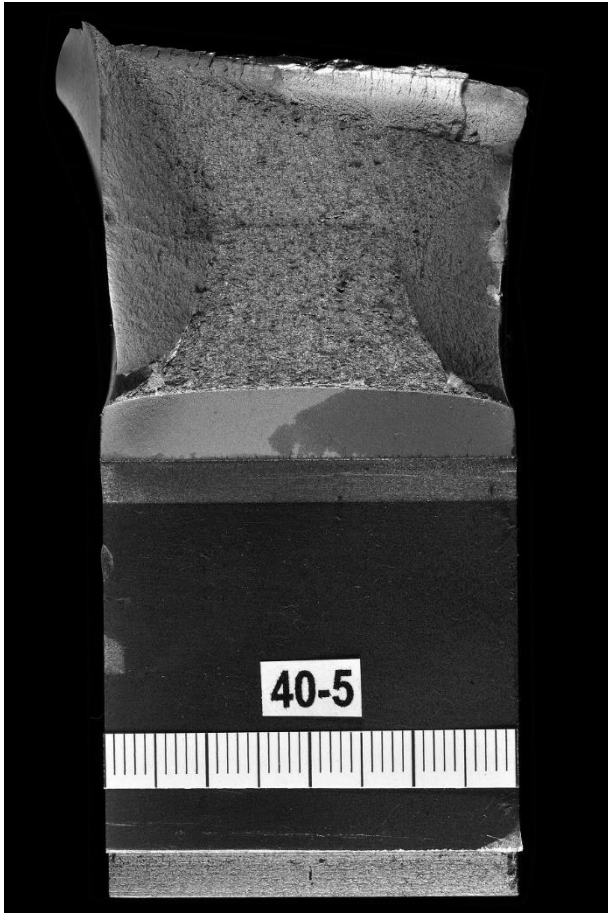
próbka: B40 – 4



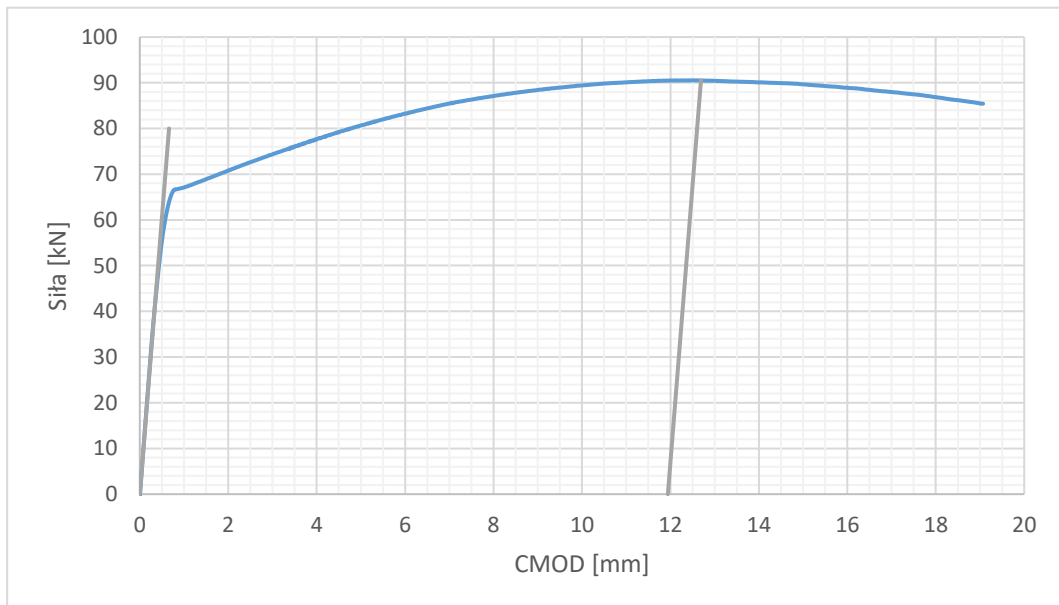
B	40,02	mm
W	80,17	mm
a ₁	47,09	mm
a ₂	48,15	mm
a ₃	48,47	mm
a ₄	48,58	mm
a ₅	48,61	mm
a ₆	48,65	mm
a ₇	48,40	mm
a ₈	47,88	mm
a ₉	46,54	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	46,82	mm
a ₀	48,19	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,79	[-]
F _m	90612	N
V _p	11,62	mm
δ _m	2,52	mm



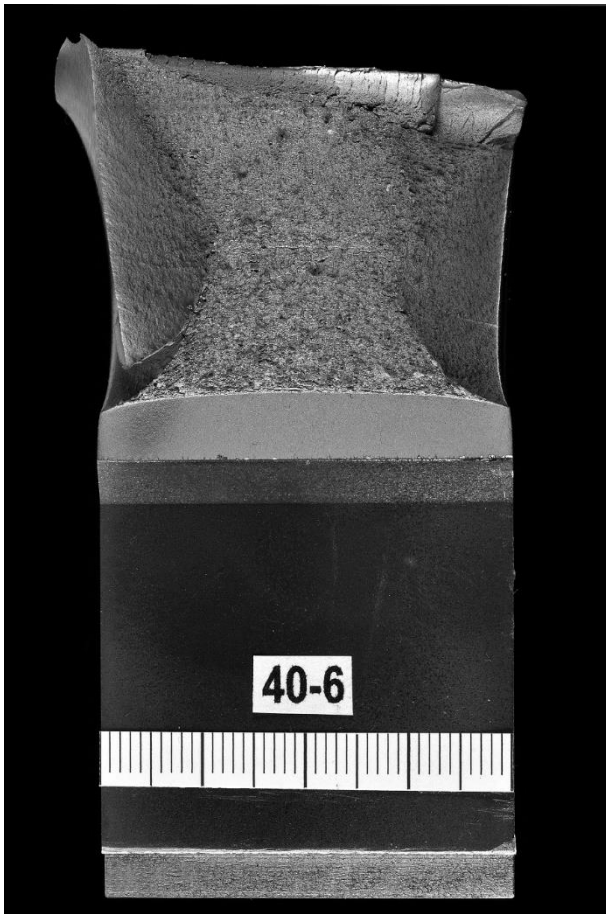
próbka: B40 – 5



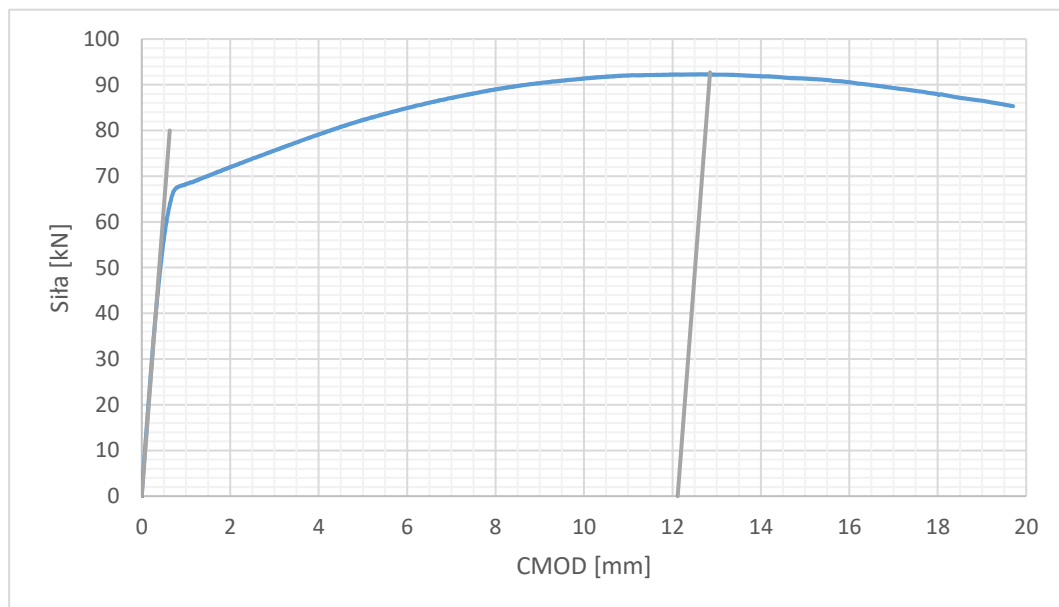
B	40,10	mm
W	80,12	mm
a ₁	47,20	mm
a ₂	48,15	mm
a ₃	48,49	mm
a ₄	48,65	mm
a ₅	48,73	mm
a ₆	48,58	mm
a ₇	48,32	mm
a ₈	47,77	mm
a ₉	46,69	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	46,95	mm
a ₀	48,20	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,80	[-]
F _m	90522	N
V _p	11,94	mm
δ _m	2,58	mm



próbka: B40 – 6



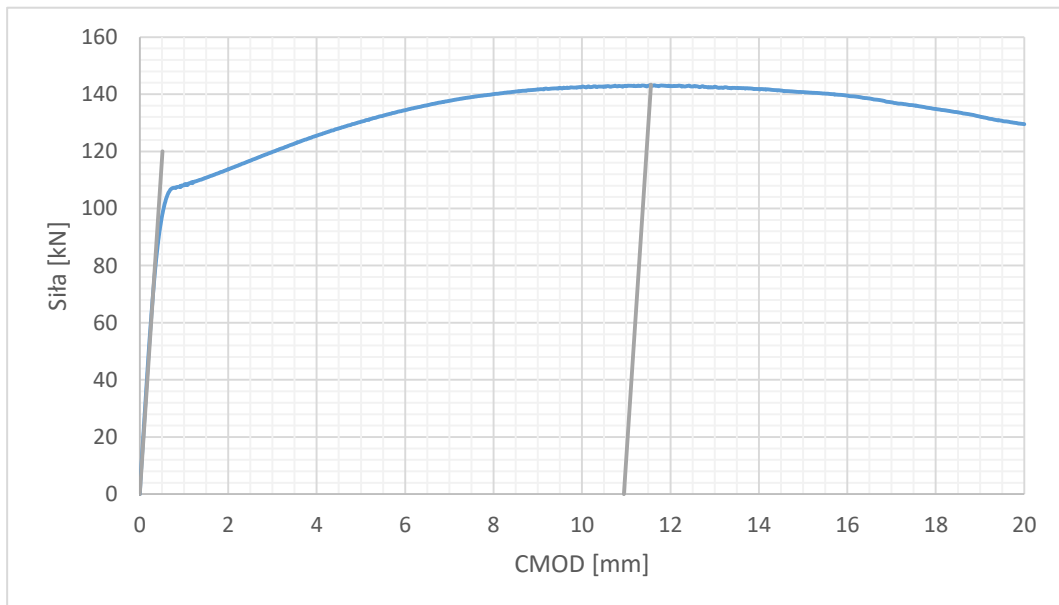
B	40,08	mm
W	80,15	mm
a ₁	47,10	mm
a ₂	48,19	mm
a ₃	48,64	mm
a ₄	48,78	mm
a ₅	48,88	mm
a ₆	48,77	mm
a ₇	48,60	mm
a ₈	48,25	mm
a ₉	47,34	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	47,22	mm
a ₀	48,41	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,83	[-]
F _m	92717	N
V _p	12,12	mm
δ _m	2,60	mm



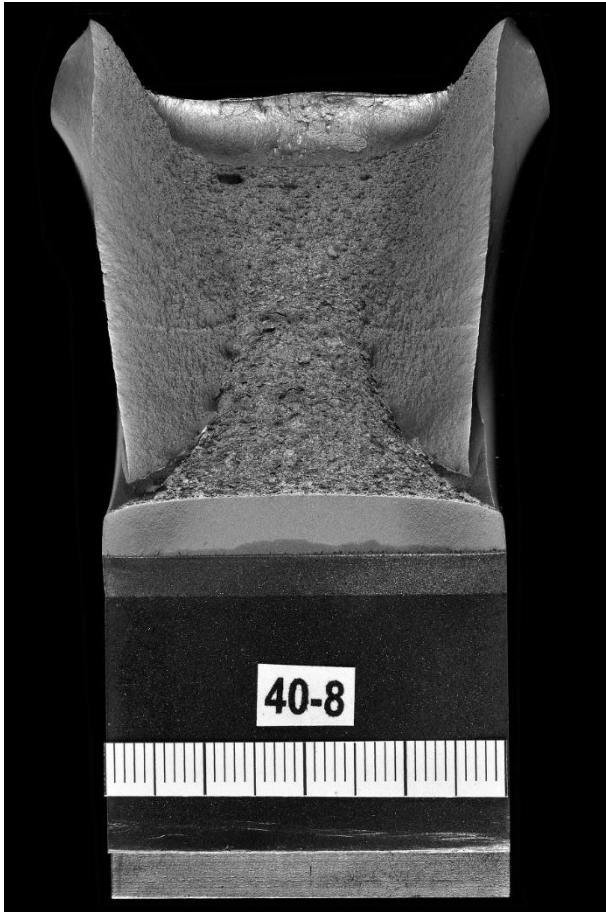
próbka: B40 – 7



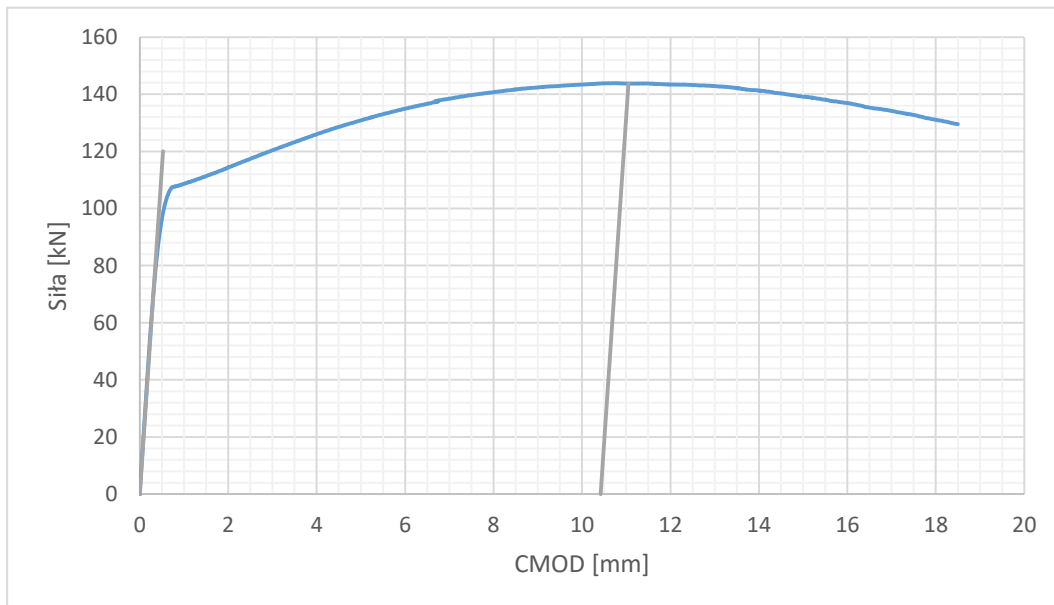
B	40,07	mm
W	80,05	mm
a ₁	39,96	mm
a ₂	39,26	mm
a ₃	39,66	mm
a ₄	39,85	mm
a ₅	39,89	mm
a ₆	39,84	mm
a ₇	39,65	mm
a ₈	39,26	mm
a ₉	38,06	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	39,01	mm
a ₀	39,56	mm
a ₀ /W	0,49	[-]
f(a ₀ /W)	2,61	[-]
F _m	143356	N
V _p	10,95	mm
δ _m	3,28	mm



próbka: B40 – 8



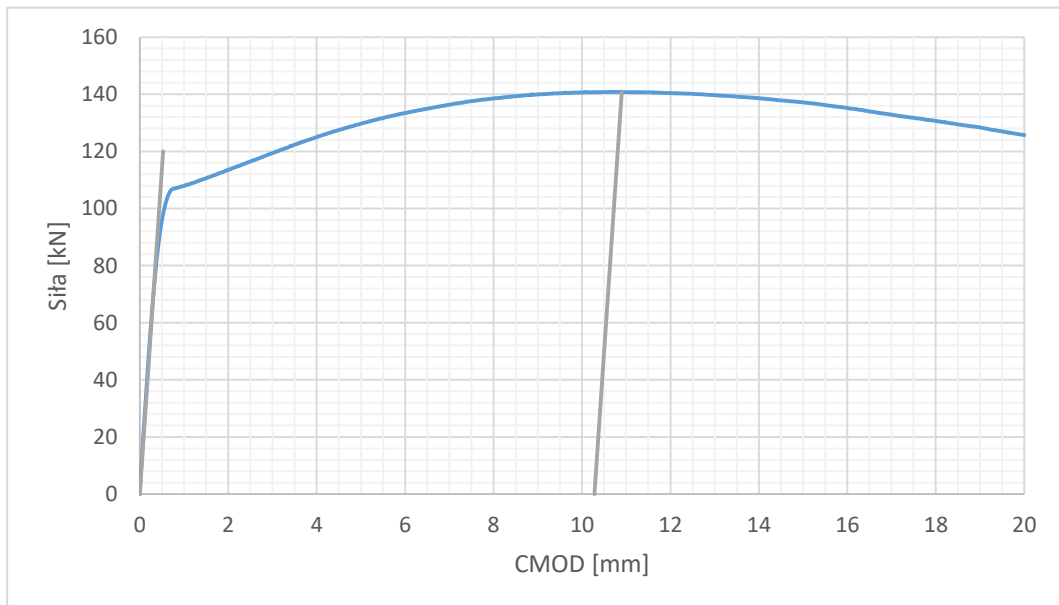
B	40,10	mm
W	80,10	mm
a ₁	37,97	mm
a ₂	39,26	mm
a ₃	39,64	mm
a ₄	39,76	mm
a ₅	39,84	mm
a ₆	39,76	mm
a ₇	39,56	mm
a ₈	39,15	mm
a ₉	37,95	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	37,96	mm
a ₀	39,36	mm
a ₀ /W	0,49	[-]
f(a ₀ /W)	2,59	[-]
F _m	143688	N
V _p	10,42	mm
δ _m	3,15	mm



próbka: B40 – 9



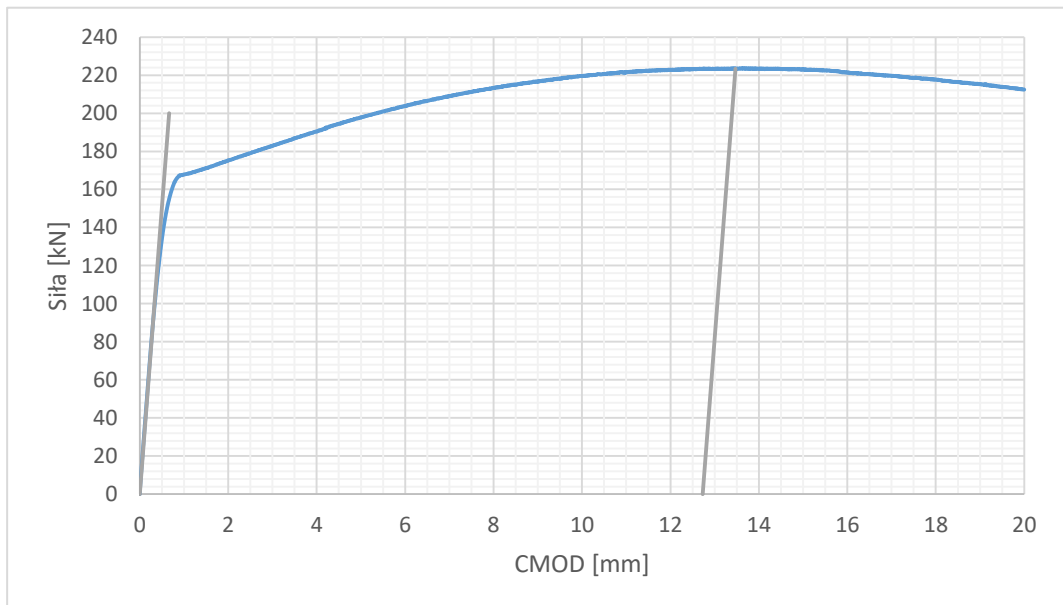
B	40,07	mm
W	79,98	mm
a ₁	38,21	mm
a ₂	39,58	mm
a ₃	39,94	mm
a ₄	40,17	mm
a ₅	40,27	mm
a ₆	40,30	mm
a ₇	40,18	mm
a ₈	39,79	mm
a ₉	38,57	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	38,39	mm
a ₀	39,83	mm
a ₀ /W	0,50	[-]
f(a ₀ /W)	2,65	[-]
F _m	140968	N
V _p	10,28	mm
δ _m	3,05	mm



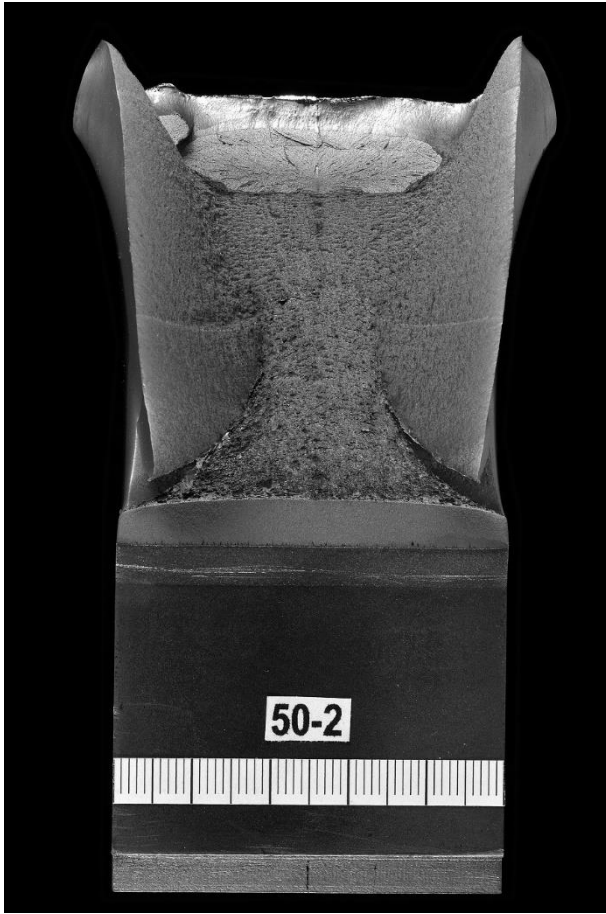
próbka: B50 – 1



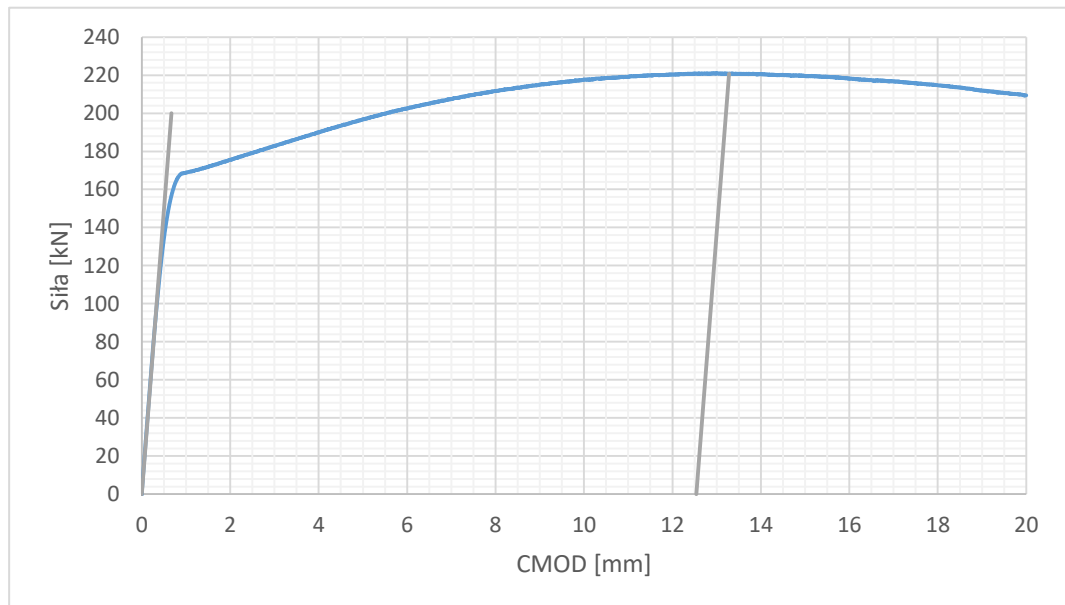
B	50,15	mm
W	99,42	mm
a ₁	47,47	mm
a ₂	48,65	mm
a ₃	49,04	mm
a ₄	49,17	mm
a ₅	49,41	mm
a ₆	49,17	mm
a ₇	49,09	mm
a ₈	48,71	mm
a ₉	47,68	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	47,57	mm
a ₀	48,85	mm
a ₀ /W	0,49	[-]
f(a ₀ /W)	2,59	[-]
F _m	223371	N
V _p	12,73	mm
δ _m	3,86	mm



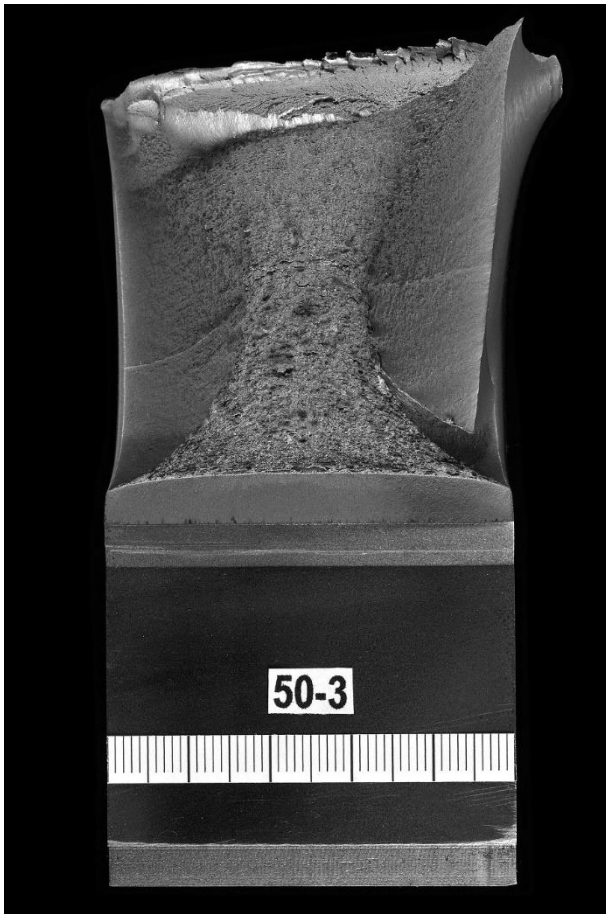
próbka: B50 – 2



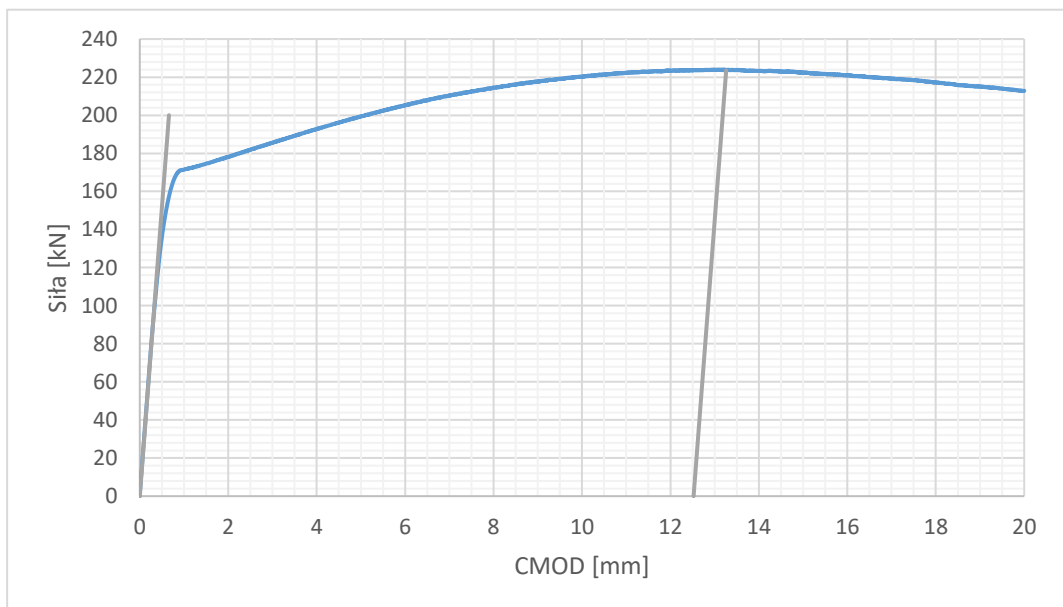
B	50,08	mm
W	100,27	mm
a ₁	48,19	mm
a ₂	49,53	mm
a ₃	50,01	mm
a ₄	50,23	mm
a ₅	50,11	mm
a ₆	50,12	mm
a ₇	49,96	mm
a ₈	49,57	mm
a ₉	48,14	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	48,17	mm
a ₀	49,71	mm
a ₀ /W	0,50	[-]
f(a ₀ /W)	2,63	[-]
F _m	220726	N
V _p	12,54	mm
δ _m	3,74	mm



próbka: B50 – 3



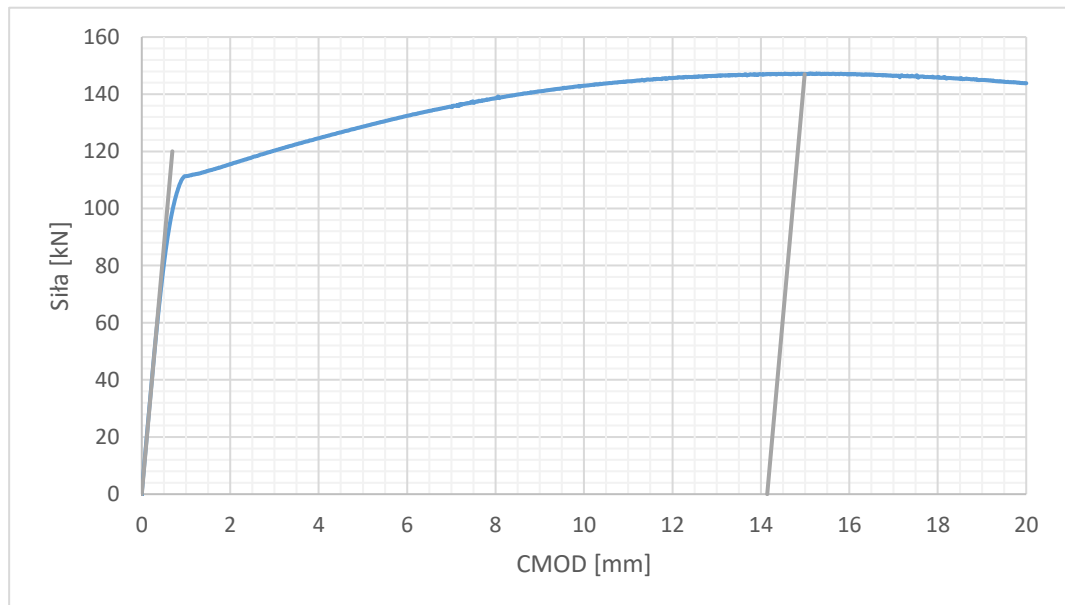
B	50,12	mm
W	100,60	mm
a ₁	48,34	mm
a ₂	49,69	mm
a ₃	50,25	mm
a ₄	50,36	mm
a ₅	50,41	mm
a ₆	50,39	mm
a ₇	50,24	mm
a ₈	49,76	mm
a ₉	48,40	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	48,37	mm
a ₀	49,94	mm
a ₀ /W	0,50	[-]
f(a ₀ /W)	2,63	[-]
F _m	223485	N
V _p	12,52	mm
δ _m	3,74	mm



próbka: B50 – 4



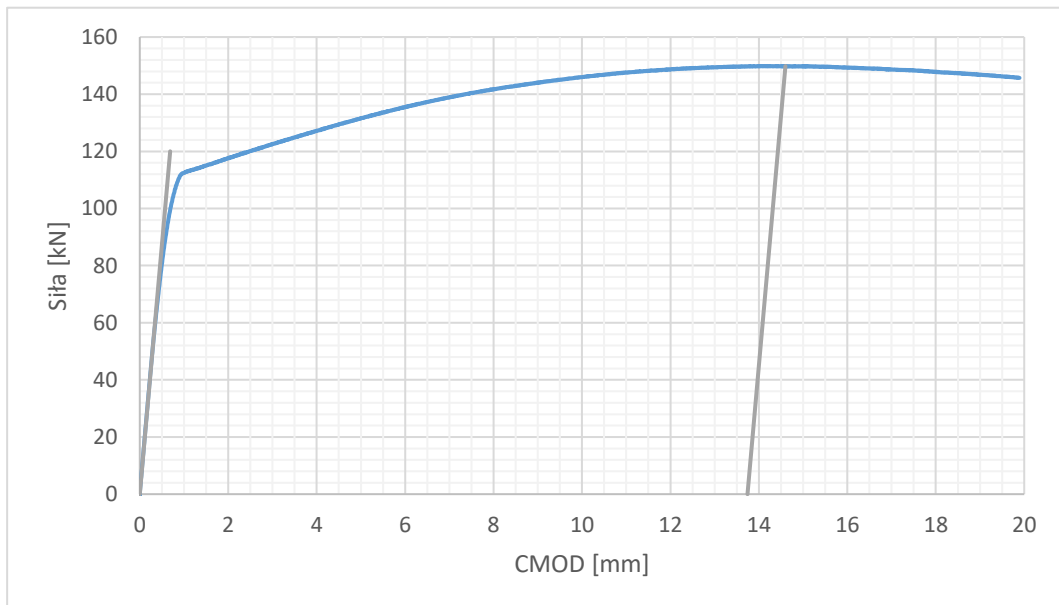
B	50,10	mm
W	100,37	mm
a ₁	57,64	mm
a ₂	59,03	mm
a ₃	59,50	mm
a ₄	59,66	mm
a ₅	59,82	mm
a ₆	59,71	mm
a ₇	59,49	mm
a ₈	59,09	mm
a ₉	57,82	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	57,73	mm
a ₀	59,26	mm
a ₀ /W	0,59	[-]
f(a ₀ /W)	3,64	[-]
F _m	147032	N
V _p	14,14	mm
δ _m	3,17	mm



próbka: B50 – 5



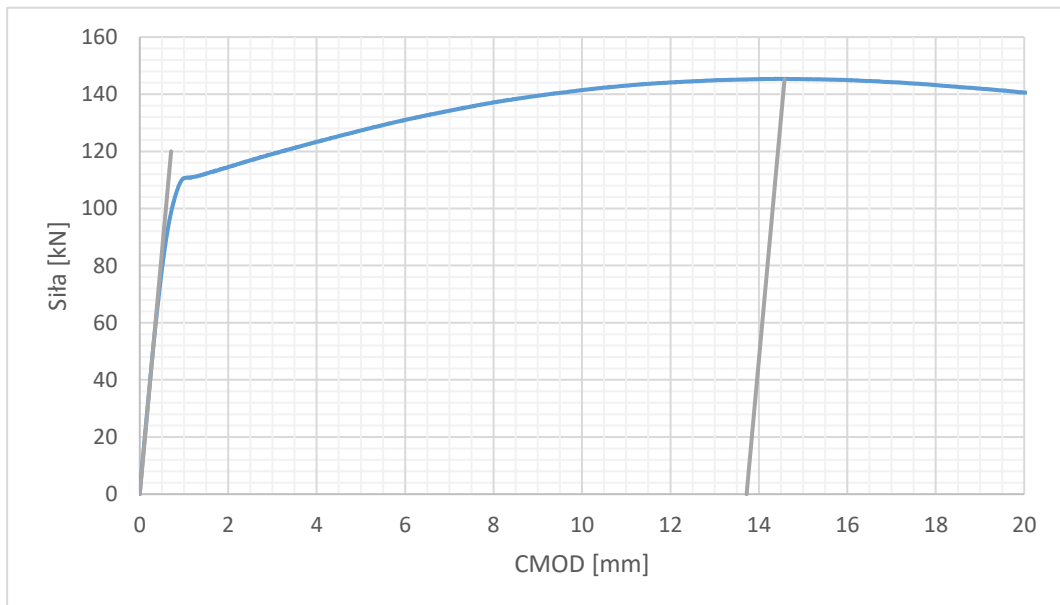
B	50,42	mm
W	100,32	mm
a ₁	57,79	mm
a ₂	59,23	mm
a ₃	59,54	mm
a ₄	59,72	mm
a ₅	59,85	mm
a ₆	59,74	mm
a ₇	59,62	mm
a ₈	59,21	mm
a ₉	58,04	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	57,92	mm
a ₀	59,35	mm
a ₀ /W	0,59	[-]
f(a ₀ /W)	3,65	[-]
F _m	149832	N
V _p	13,74	mm
δ _m	3,08	mm



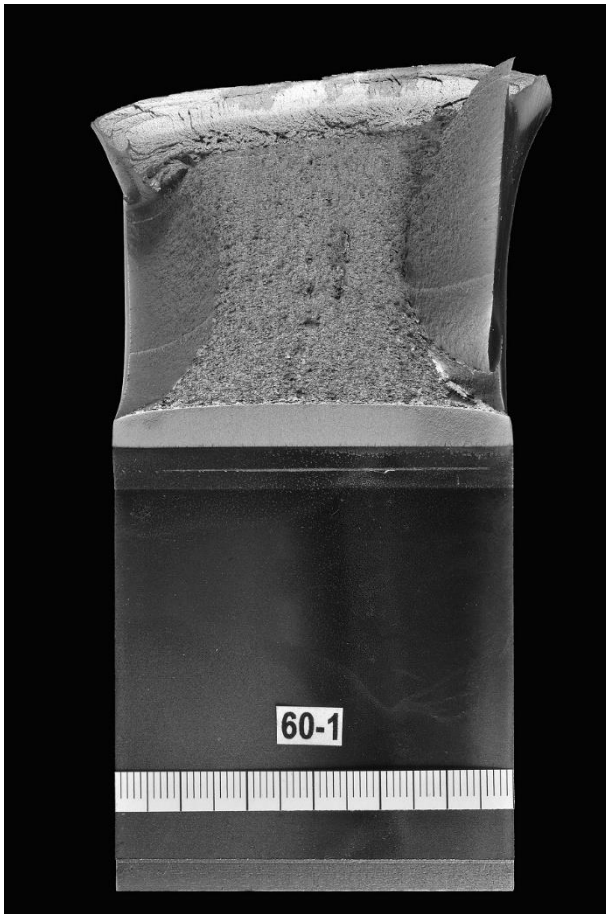
próbka: B50 – 6



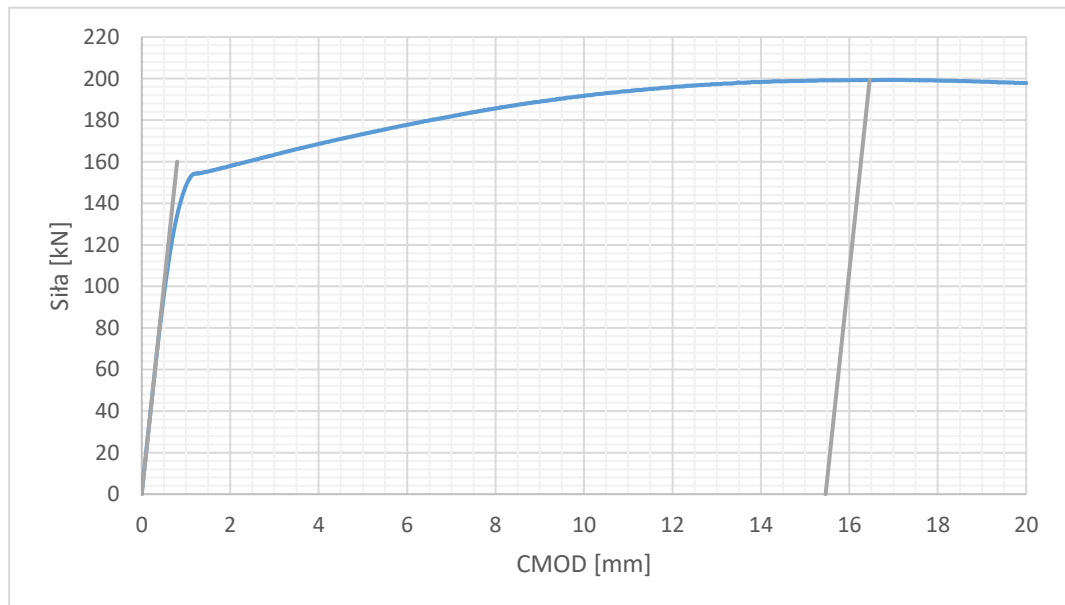
B	50,12	mm
W	100,23	mm
a ₁	58,08	mm
a ₂	59,57	mm
a ₃	60,02	mm
a ₄	60,18	mm
a ₅	60,05	mm
a ₆	60,05	mm
a ₇	59,81	mm
a ₈	59,39	mm
a ₉	58,12	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	58,10	mm
a ₀	59,65	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,70	[-]
F _m	145219	N
V _p	13,72	mm
δ _m	3,04	mm



próbka: B60 – 1



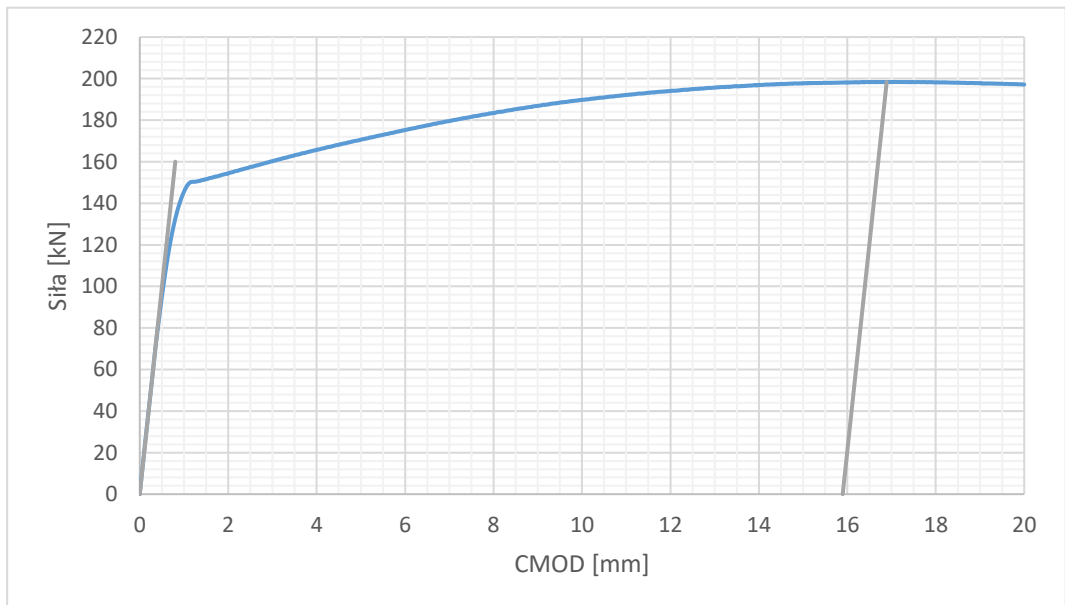
B	59,90	mm
W	120,17	mm
a ₁	70,38	mm
a ₂	71,86	mm
a ₃	72,36	mm
a ₄	72,55	mm
a ₅	72,58	mm
a ₆	72,53	mm
a ₇	72,28	mm
a ₈	71,84	mm
a ₉	70,58	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	70,48	mm
a ₀	72,06	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,77	[-]
F _m	199470	N
V _p	15,46	mm
δ _m	3,37	mm



próbka: B60 – 2



B	60,10	mm
W	119,73	mm
a ₁	70,18	mm
a ₂	71,50	mm
a ₃	71,87	mm
a ₄	72,00	mm
a ₅	72,18	mm
a ₆	71,97	mm
a ₇	71,66	mm
a ₈	71,29	mm
a ₉	69,88	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	70,03	mm
a ₀	71,56	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,74	[-]
F _m	198361	N
V _p	15,90	mm
δ _m	3,49	mm



próbka: B60 – 3



B	60,10	mm
W	120,08	mm
a ₁	70,38	mm
a ₂	71,91	mm
a ₃	72,21	mm
a ₄	72,40	mm
a ₅	72,45	mm
a ₆	72,19	mm
a ₇	71,91	mm
a ₈	71,38	mm
a ₉	69,93	mm
(a ₁ +a ₉) / 2	70,15	mm
a ₀	71,82	mm
a ₀ /W	0,60	[-]
f(a ₀ /W)	3,74	[-]
F _m	199406	N
V _p	16,55	mm
δ _m	3,62	mm

