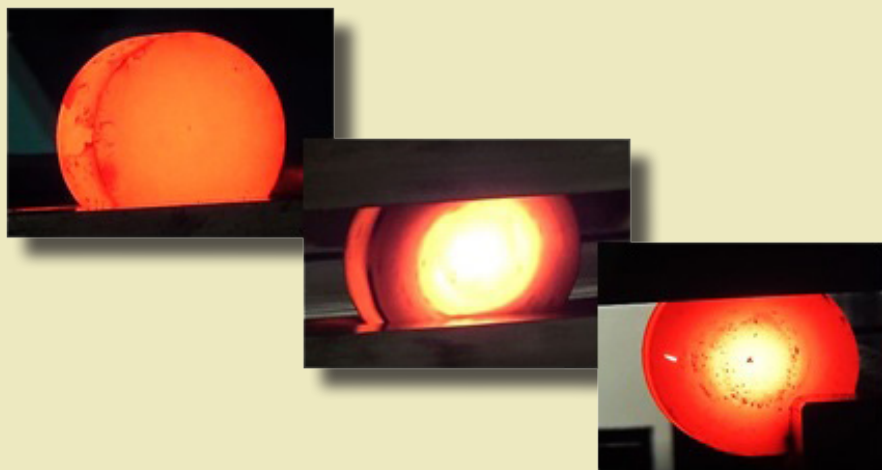




Patrycja Walczuk-Gągała

Zastosowanie obciskania obrotowego do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia



M
O
N
O
G
R
A
F
I
E

Zastosowanie obciążenia obrotowego
do wyznaczania wartości granicznych
funkcji zniszczenia

Monografie – Politechnika Lubelska

Rada Naukowa Wydawnictwa Politechniki Lubelskiej

Przewodnicząca:
Agnieszka RZEPKA

Dyrektor CIN-T:
Dorota TKACZYK

Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej:

Magdalena CHOŁOJCZYK
Jarosław GAJDA
Anna KOŁTUNOWSKA
Katarzyna PEŁKA-SMĘTEK

Przedstawiciele Dyscyplin Naukowych Politechniki Lubelskiej:

Marzenna DUDZIŃSKA
Małgorzata FRANUS
Arkadiusz GOLA
Paweł KARCZMAREK
Beata KOWALSKA
Anna KUCZMASZEWSKA
Jarosław LATAJSKI
Tomasz LIPECKI
Zbigniew ŁAGODOWSKI
Joanna PAWŁAT
Lucjan PAWŁOWSKI
Natalia PRZESMYCKA
Magdalena RZEMIENIAK
Mariusz ŚNIADKOWSKI

Przedstawiciele honorowi:

Zhihong CAO, Chiny
Miroslav GEJDOŠ, Słowacja
Karol HENSEL, Słowacja
Hrvoje KOZMAR, Chorwacja
Frantisek KRCMA, Czechy
Sergio Lujan MORA, Hiszpania
Dilbar MUKHAMEDOVA, Uzbekistan
Sirgii PAWŁOW, Ukraina
Natalia SAVINA, Ukraina
Natia SHENGELIA, Gruzja
Daniele ZULLI, Włochy

Patrycja Walczuk-Gągała

Zastosowanie obciskania obrotowego do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia



Lublin 2022

Recenzenci:

prof. dr hab. inż. Anna Kawałek, Politechnika Częstochowska
dr hab. inż. Tomasz Dyl, prof. Uniwersytetu Morskiego w Gdyni
dr hab. inż. Marcin Knapiński, prof. Politechniki Częstochowskiej

Wydanie monografii zostało sfinansowane z Projektu Politechnika Lubelska – Regionalna Inicjatywa Doskonałości ze środków Ministerstwa Nauki i Szkolnictwa Wyższego na podstawie umowy nr 030/RID/2018/19

Monografia powstała na podstawie rozprawy doktorskiej napisanej pod kierunkiem prof. dr hab. inż. Zbigniewa Patera obronionej w 2022 roku na Wydziale Mechanicznym Politechniki Lubelskiej

Publikacja wydana za zgodą Rektora Politechniki Lubelskiej

© Copyright by Politechnika Lubelska 2022

ISBN: 978-83-7947-526-1

Wydawca: Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej
www.biblioteka.pollub.pl/wydawnictwa
ul. Nadbystrzycka 36C, 20-618 Lublin
tel. (81) 538-46-59

Druk: Soft Vision Mariusz Rajski
www.printone.pl

Elektroniczna wersja książki dostępna w Bibliotece Cyfrowej PL www.bc.pollub.pl
Książka udostępniona jest na licencji Creative Commons Uznanie autorstwa – na tych samych warunkach 4.0 Międzynarodowe (CC BY-SA 4.0)

Nakład: 50 egz.

Spis treści

Streszczenie	7
Abstract	8
Wykaz ważniejszych skrótów i symboli	9
Wprowadzenie.....	11
1. Analiza stanu zagadnienia.....	13
1.1. Odształcalność materiałów	13
1.2. Rodzaje i charakterystyka pękania materiałów.....	15
1.2.1. Pękanie kruche.....	19
1.2.2. Pękanie ciągliwe	22
1.3. Wpływ trójosiowości naprężenia oraz parametru kąтового Lode'go na przebieg procesu pękania ciągłego	25
1.4. Modele pękania materiałów stosowane do prognozowania utruty spójności w procesach obróbki plastycznej	28
1.4.1. Mikromechaniczne kryteria zniszczenia.....	29
1.4.2. Makromechaniczne kryteria zniszczenia	34
1.5. Przegląd dotychczas stosowanych testów kalibracji używanych do wyznaczania wartości granicznych zniszczenia.....	37
1.5.1. Próba rozciągania.....	38
1.5.2. Próba ściskania	41
1.5.3. Próba skręcania	41
1.6. Ocena przewidywalności kryteriów zniszczenia	42
1.7. Problematyka pękania w procesach walcowania poprzecznego....	43
1.7.1. Charakterystyka procesu walcowania poprzeczno- -klinowego.....	43
1.7.2. Ograniczenia w procesie WPK	45
2. Cel i zakres pracy	49
3. Badania plastometryczne oraz wyznaczenie warunków tarcia w zakresie parametrów kształtowania	51
3.1. Badania plastometryczne	51
3.1.1. Stanowiska badawcze	51
3.1.2. Materiał próbek.....	53
3.1.3. Zakres badań doświadczalnych	54
3.1.4. Uzyskane wyniki.....	56
3.2. Badanie warunków tarcia w zakresie parametrów kształtowania plastycznego	60
3.2.1. Zakres badań doświadczalnych	60
3.2.2. Uzyskane wyniki.....	62

4. Obciskanie obrotowe.....	66
4.1. Stan naprężenia i odkształcenia w procesie obciskania obrotowego.....	66
4.2. Podstawy procesu obciskania obrotowego	67
4.3. Badania doświadczalne.....	69
4.3.1. Stanowisko badawcze	69
4.3.2. Zakres badań doświadczalnych	71
4.3.3. Uzyskane wyniki.....	72
5. Wyznaczanie wartości granicznych funkcji zniszczenia badanych materiałów metalicznych w oparciu o klasyczne próby ściskania, rozciągania oraz skręcania.....	86
5.1. Zakres badań doświadczalnych.....	86
5.2. Uzyskane wyniki.....	90
6. Porównanie wartości funkcji zniszczenia uzyskanych z próby obciskania obrotowego z wartościami z badań plastometrycznych dla badanych materiałów metalicznych.....	110
7. Próby obciskania obrotowego w warunkach obróbki na gorąco.....	113
7.1. Zakres badań doświadczalnych.....	113
7.2. Uzyskane wyniki.....	113
8. Zastosowanie zaproponowanego testu obciskania obrotowego, w próbie walcowania poprzeczno-klinowego na gorąco.....	132
8.1. Zakres badań doświadczalnych.....	132
8.2. Uzyskane wyniki.....	132
9. Podsumowanie i wnioski końcowe	142
Bibliografia.....	144

Zastosowanie obciskania obrotowego do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia

Streszczenie

W pracy przedstawiono wyniki badań dotyczące zastosowania obciskania obrotowego do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia.

Dokonano przeglądu literatury na podstawie, którego omówiono odkształcalność materiałów, stosowane testy kalibracji do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia oraz problematykę pęknięcia materiałów podczas walcowania poprzeczno-klinowego.

W części badawczej na potrzeby dalszych analiz przeprowadzono badania plastometryczne oraz badania tarcia w warunkach kształtowania na zimno wytypowanych materiałów, tj. miedzi CW008A oraz stali S355. Następnie na podstawie wykonanych testów kalibracji oraz obciskania obrotowego na zimno przeprowadzono analizę porównawczą otrzymanych wartości funkcji zniszczenia z uwzględnieniem różnych modeli pęknięcia. Wykonano również proces obciskania obrotowego na gorąco stali S355. Ostatnim etapem prac było przeprowadzenie procesu walcowania poprzeczno-klinowego w warunkach kształtowania na gorąco, celem wykorzystania nowo zaproponowanego testu do wyznaczania funkcji zniszczenia dla warunków obciążeń zmiennych.

Zrealizowane badania stały się podstawą do sformułowania wniosków, które przedstawiono w ostatnim rozdziale pracy. Stwierdzono, że wyznaczone wartości krytyczne funkcji zniszczenia są miarodajne tylko dla procesów kształtowania charakteryzujących się podobnym stanem naprężenia do występującego w teście.

Słowa kluczowe: zniszczenie, pęknięcie ciągłe, testy kalibracji, obciskanie obrotowe, walcowanie poprzeczno-klinowe

The use of rotary compression to determine limit values of the damage function

Abstract

This book presents the results of a study investigating the use of rotary compression to determine limit values of the damage function.

A review of literature is made to discuss problems such as deformability, calibration tests used for determining the limit damage function, and material fracture in cross wedge rolling.

For the purpose of further analyses, the research part involved performing plastometric and friction tests under cold forming conditions for two selected materials, i.e. CW008A copper and S355 steel. Results of the calibration tests and cold rotary compression process were used for carrying out a comparative analysis of obtained damage function values for different material fracture models. In addition, a hot rotary compression process of S355 steel was performed. The final stage of the research part involved performing a hot cross wedge rolling process in order to apply the new test to determine the damage function under variable load conditions.

The final chapter of the dissertation presents conclusions that were drawn based on obtained experimental results. It is found that the determined critical values of the damage function are reliable only for forming processes characterized by a similar stress state to that occurring in the test.

Keywords: damage, ductile fracture, calibration tests, rotational compression, cross wedge rolling

Wykaz ważniejszych skrótów i symboli

Symbole łacińskie

a	– stała materiałowa,
a_0	– grubość próbki rozciąganej płaskiej,
b	– stała materiałowa,
b_0	– szerokość próbki rozciąganej płaskiej,
$B(\tau)$	– wskaźnik niemonotoniczności odkształcenia,
C	– wartość funkcji zniszczenia,
C_A	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Atkinsa,
C_{AYAD}	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Ayada,
C_B	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Brozzo,
C_{CL}	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Cockrofta–Lathama,
C_{CL_zn}	– wartość funkcji zniszczenia według znormalizowanej postaci kryterium Cockrofta–Lathama (inaczej Oh’a),
C_F	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Freudenthala,
C_{gr}	– graniczna wartość funkcji zniszczenia,
C_N	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Norrisa,
C_W	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Wilkinsa,
C_{ZHAN}	– wartość funkcji zniszczenia według kryterium Zhana,
d_0	– średnica części pomiarowej i średnica próbek cylindrycznych,
D_s	– zmienna zniszczenia,
E	– moduł Younga,
$f(t)$	– funkcja czasu,
$f(T)$	– funkcja temperatury,
f_c	– krytyczna wartość ułamka objętości mikroszczelin,
f_F	– ułamek objętości mikroszczelin w momencie pęknięcia,
f_G	– współczynnik objętości mikroszczelin,
f^*	– funkcja objętości szczelin,
F_f	– względny czynnik wzrostu mikroszczelin
G	– parametr oznaczający obciążenie asymetryczne,
h_{01}, h_{02}	– wysokość próbek spęczanych,
J_3	– trzeci niezmiennik dewiatora naprężeń,
k_σ	– wskaźnik stanu naprężenia,
L_0	– początkowa długość pomiarowa,
l	– długość szczeliny,
n	– współczynnik umocnienia,
R	– promień karbu lub przewężenia,
R_p	– redukcja względna przekroju,
T	– temperatura,
T_h	– temperatura homologiczna,
$T_{pok.}$	– temperatura pokojowa,
$T_{top.}$	– temperatura topnienia,
w_p	– praca odkształcenia plastycznego,
$\dot{w}$	– współczynnik osłabienia,
X_i	– czynniki metalurgiczne,
Y	– szybkość wydzielania energii odkształcenia zniszczenia,

Symbole greckie

α	–	kąt kształtujący,
β	–	kąt rozwarcia klina,
γ	–	energia powierzchniowa pęknięcia,
δ	–	stopień gniotu,
ε	–	odkształcenie,
$\varepsilon_{f(t)}$	–	wartość odkształcenia, przy której wystąpiło pęknięcie,
$\dot{\varepsilon}$	–	prędkość odkształcenia,
ε_e	–	liniowe odkształcenie sprężyste,
η	–	trójosiowość naprężenia,
θ	–	parametr kątowy Lode’go,
Λ_{odk}	–	odkształcalność,
ν	–	współczynnik Poissona,
ξ	–	znormalizowany trzeci niezmiennik dewiatora naprężeń,
Π	–	plastyczność,
σ	–	maksymalne naprężenie rozciągające,
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	–	naprężenia główne,
σ_a	–	naprężenie w kierunku głównym,
σ_b	–	naprężenie w kierunku pośrednim,
σ_e	–	naprężenie rzeczywiste,
σ_i	–	naprężenie zastępcze,
σ_{kr}	–	krytyczne naprężenie rozciągające,
σ_m	–	naprężenia średnie,
σ_{max}	–	maksymalne naprężenie główne,
σ_M	–	naprężenie zastępcze matrycy,
σ_p	–	naprężenie uplastyczniające,
ω_1	–	współczynnik wagowy uwzględniający wpływ średniego naprężenia hydrostatycznego,
ω_2	–	współczynnik wagowy reprezentujący kumulację uszkodzeń poślizgowych.

Wprowadzenie

Odształcalność jest istotnym parametrem opisującym materiały. Na odkształcalność ma wpływ m.in. naprężenie, temperatura, właściwości fizyczno-chemiczne, wielkość i kształt odkształcanego materiału czy zastosowane smarowanie. Postępujące odkształcenie w materiale może doprowadzić ostatecznie do jego zniszczenia. Procesy obróbki plastycznej charakteryzują się występowaniem różnych stanów odkształcenia i naprężenia. Wartość odkształceń granicznych zależy od rodzaju zastosowanego procesu obróbki plastycznej. Wartości graniczne są ustalane w momencie pojawienia się pęknięcia powierzchniowego lub wewnętrznego w materiale poprzez wywołanie niekorzystnego płynięcia materiału.

Zastosowanie nowoczesnych technologii umożliwia kształtowanie osiowosymetrycznych odkuwek i przedkuwek z wykorzystaniem nowoczesnych maszyn. Popularną metodą jest walcowanie poprzeczno-klinowe, które niestety posiada również ograniczenie w postaci pojawiającego się efektu Mannesmanna, który może doprowadzić do pęknięcia kształtowanego materiału.

W prezentowanej pracy przedstawiono metodę umożliwiającą wyznaczenie wartości granicznych funkcji zniszczenia dla kształtowanych materiałów w warunkach obciążeń zmiennych, zwaną obciskaniem obrotowym. Stosowane w tej metodzie narzędzia płaskie z kanałem umożliwiają kształtowanie próbki, w której w strefie osiowej występuje zmienny stan naprężeń ściskająco-rozciągających, prowadzący do utworzenia pęknięcia. Podjęcie tej tematyki jest zasadne, ponieważ uzyskana wiedza pozwoli na zastosowanie nowo opracowanego testu do wyznaczania wartości krytycznych funkcji zniszczenia w procesach charakteryzujących się występowaniem obciążeń zmiennych.

W pracy opisano rezultaty przeprowadzonych badań doświadczalnych i analiz numerycznych na zimno klasycznych testów kalibracji oraz zaproponowanej metody – obciskania obrotowego na zimno i na gorąco, a także jego późniejszą weryfikację w próbie walcowania poprzeczno-klinowego w warunkach obróbki na gorąco.

Monografię podzielono na dziewięć głównych rozdziałów. Pierwszy z nich dotyczy przeglądu stanu wiedzy w obszarze zagadnień takich jak: pękanie materiałów, kryteria stosowane do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia, opis dotychczas stosowanych testów kalibracji, problematykę pęknięcia w procesie walcowania poprzeczno-klinowego. W rozdziale drugim omówiono uzasadnienie podjęcia tematu oraz cel i zakres pracy. Rozdział trzeci zawiera opis badań plastometrycznych i wyznaczania warunków tarcia w zakresie parametrów kształtowania wytypowanych materiałów, tj. miedzi CW008A oraz stali S355 na potrzeby symulacji numerycznych. W rozdziale czwartym przedstawiono wyniki badań przeprowadzonych prób obciskania obrotowego na zimno, z kolei w rozdziale piątym – wyniki z klasycznych testów kalibracji w warunkach kształtowania na zimno. W obu rozdziałach (tj. w 4 i 5)

zaprezentowano wyniki badań doświadczalnych oraz analiz numerycznych, które zostały przeprowadzone w środowisku oprogramowania Simufact.Forming v.15. Rozdział szósty zawiera analizę porównawczą otrzymanych wartości funkcji zniszczenia z próby obciskania obrotowego oraz testów kalibracji z uwzględnieniem różnych modeli pęknięcia, tj. korzystając z kryteriów: opartego na modelach wzrostu i łączenia się mikroszczelin, fenomenologicznego oraz rozszerzonych modeli fenomenologicznych pęknięcia ciągłego. W tym rozdziale również dla porównania stanów naprężeń wyznaczono wartości średnie trójosiowości naprężenia oraz parametru kąтового Lode'go dla przeprowadzonych wcześniej procesów. W rozdziale siódmym zaprezentowano wyniki z próby obciskania obrotowego na gorąco dla stali S355, jest to istotne gdyż procesy kształtowania plastycznego charakteryzujące się występowaniem obciążeń zmiennych są przeprowadzane głównie po wcześniejszym nagraniu próbki do temperatury kształtowania wyższej od temperatury rekrytalizacji. Rozdział ósmy opisuje zastosowanie danych pozyskanych z prób obciskania obrotowego z rozdziału poprzedniego i ich weryfikację w procesie WPK celem potwierdzenia słuszności, że obciskanie obrotowe znajduje zastosowanie w wyznaczaniu wartości granicznych funkcji zniszczenia w warunkach obciążeń zmiennych. Ostatni rozdział przedstawia wnioski końcowe o charakterze naukowym oraz praktycznym. Badania realizowano w ramach projektu „Obciskanie obrotowe – nowa metoda wyznaczania odkształcalności metali i stopów”, nr 2017/25/B/ST8/00294. Projekt finansowany przez Narodowe Centrum Nauki w ramach programu OPUS.

Na zakończenie autorka chciałaby złożyć podziękowania wszystkim tym, którzy przyczynili się do powstania prezentowanego opracowania, w szczególności pracownikom Katedry Obróbki Plastycznej Metali – jednostki organizacyjnej Wydziału Mechanicznego Politechniki Lubelskiej, za cenne rady, pomoc w przeprowadzonych badaniach oraz wsparcie swoim bogatym doświadczeniem. Osobne wyrazy wdzięczności kierowane są do recenzentów: Pani prof. dr hab. inż. Anny Kawałek, Pana dr hab. inż. Tomasza Dyla oraz Pana dr hab. inż. Marcina Knapieńskiego, których cenne uwagi i spostrzeżenia wpłynęły na ostateczną postać opracowania.

Autorka

1. Analiza stanu zagadnienia

W tej części pracy przedstawiono stan wiedzy na temat odkształcalności materiałów metalicznych, występujących rodzajów pęknięcia, stosowanych kryteriów pęknięcia ciągłego (z podziałem na kryteria mikro- i makromechaniczne) oraz obecnie stosowanych metod kalibracji służących do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia. Opisano problematykę pęknięcia w procesie walcowania poprzeczno-klinowego oraz przedstawiono badania, które miały na celu określenie momentu zniszczenia i parametrów od niego zależnych. Na podstawie przeprowadzonej analizy stanu zagadnienia stwierdzono brak metody pozwalającej na jednoznaczne wyznaczenie wartości granicznych funkcji zniszczenia dla przypadków obciążeń zmiennych, które to występują m.in. w procesie walcowania poprzeczno-klinowego [130] i walcowania skośnego [127].

1.1. Odkształcalność materiałów

Odkształcalność jest to wynik wpływu na proces odkształcania ciała (wsadu) plastyczności materiału Π oraz warunków mechanicznych M_x , występujących podczas procesu odkształcania [32]:

$$\Lambda_{odk} = f(\Pi, M_x) \quad (1.1)$$

Plastyczność zależy od wielu czynników i parametrów, takich jak:

$$\Pi = f(\eta, \theta, T, \dot{\epsilon}, B(\tau), X_i) \quad (1.2)$$

gdzie: η – trójosiowość naprężenia, θ – parametr kątowy Lode'go, T – temperatura, $\dot{\epsilon}$ – prędkość odkształcenia, $B(\tau)$ – wskaźnik niemonotoniczności odkształcenia, X_i – właściwości fizyczno-chemiczne i parametry strukturalne odkształcanego materiału (czynniki metalurgiczne).

Do warunków mechanicznych odkształcenia M_x zalicza się [32]:

- wartość gniotów pojedynczych i sumarycznych oraz czas przerw pomiędzy odkształceniami,
- wielkość i kształt odkształcanego ciała,
- czynnik jednorodności stanu naprężenia i odkształcenia,
- warunki styku na powierzchni metal-narzędzie (smarowanie, przekładki technologiczne),
- kształt narzędzi i kotliny odkształcenia oraz wpływ stref zewnętrznych,
- współczynnik nierównomierności pola temperaturowo-prędkościowego we wsadzie,
- szybkość i sposób nagrzewania wsadu oraz warunki chłodzenia metalu w procesie odkształcania,

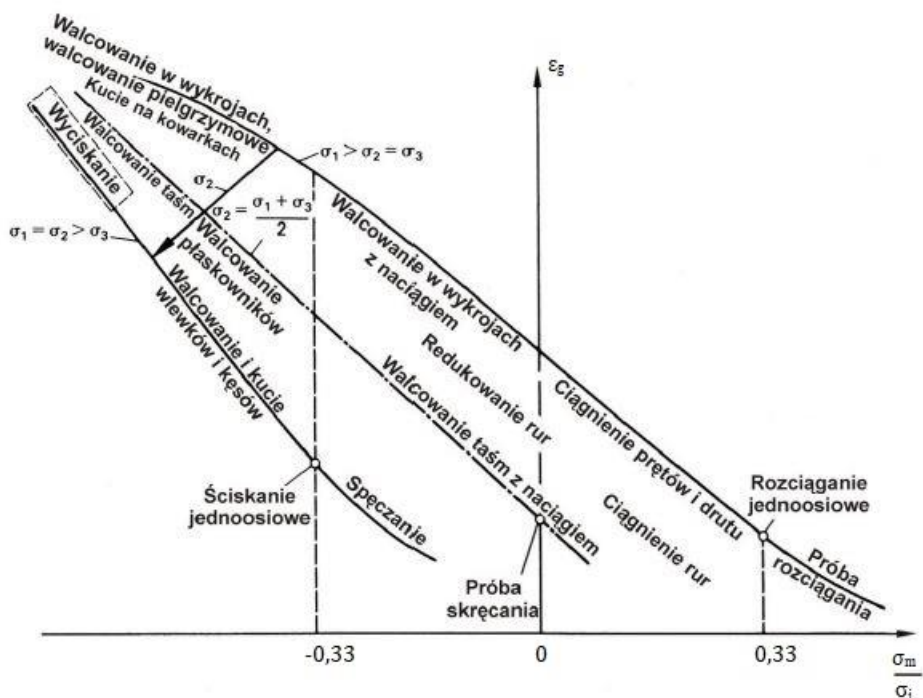
- stosowanie technologicznych powłok platerujących, nanoszonych na wsad przed odkształceniem lub podczas przerw pomiędzy obciążeniami.

Parametry i czynniki wyżej opisane nie tylko zależą od siebie, ale również ich wpływ może się wzajemnie kompensować. Ponadto, parametry wpływające na plastyczność metalu mają większy wpływ na odkształcalność materiału aniżeli czynniki wpływające na warunki mechaniczne M_x .

Podczas odkształcania materiału wyżarzonego pojawiają się, po okresie jednorodnego odkształcenia obszary, w których odkształcenia uzyskują wartości większe od wartości średnich. Z powodu postępującego odkształcania, rozprzestrzenianie odkształceń pogłębia się i prowadzi ostatecznie do zniszczenia materiału. Moment, w którym pojawia się lokalizacja odkształceń określa się mianem utraty stateczności. Poprzez miarę odkształcalności danego materiału rozumie się wielkość odkształcenia plastycznego, jaki można osiągnąć bez naruszenia ciągłości jego struktury. Odkształceniom plastycznym towarzyszą zjawiska umocnienia i osłabienia materiału, ale także procesy rozwoju i zamykania mikro- i makrodefektów w odkształcanym cieple.

Materiały wyróżniające się wysoką plastycznością, w tym pełnym przewężeniem, w trakcie prób rozciągania nie ulegają pękaniu, lecz plastycznemu rozdzielaniu. Większość metali i stopów, nie wliczając nadplastycznych, w krótkim czasie traci stateczność plastycznego płynięcia. W próbie rozciągania, w materiałach charakteryzujących się pełną ciągliwością, w miarę szybko tworzy się przewężenie, wynikające z lokalizacji odkształceń plastycznych oraz utraty stateczności plastycznego płynięcia.

Procesy obróbki plastycznej mają na celu nadanie materiałowi wyjściowemu żadanego kształtu w wyniku wywołania odpowiednich odkształceń plastycznych materiału bez naruszania spójności. W procesach obróbki plastycznej można wyróżnić różnorakie stany odkształceń i naprężeń. Oddzielenie materiału bez powstania złomu występuje przy odpowiednim stanie naprężenia. Podczas obróbki plastycznej metali odkształcalność jest ograniczona pękaniem ciągliwym materiału w obszarach występowania znacznych naprężeń rozciągających. Odkształcenia graniczne zależą od rodzaju zastosowanego procesu obróbki plastycznej [1, 19, 103] (rysunek 1.1). Graniczne wartości parametrów termomechanicznych charakteryzujące dany proces są przekroczone w momencie inicjacji pęknięcia w danym punkcie odkształcanego elementu. Wartości te są ustalane w momencie pojawienia się pęknięcia powierzchniowego lub wewnętrznego w materiale poprzez wywołanie niekorzystnego płynięcia materiału. Pęknięcie ciągliwe jest nieodłączną częścią niektórych procesów obróbki plastycznej, m.in. wykrawania otworów czy okrawania wypływką, w których pożądane jest wywołanie kontrolowanego ciągliwego rozdzielania materiału we wskazanych obszarach.



Rysunek 1.1. Odształcalność materiałów w różnych procesach przeróbki plastycznej [103]

Naprężenie uplastyczniające σ_p jest w małym stopniu powiązane z typem obciążenia, natomiast na plastyczność ma wpływ w dużym stopniu stan naprężenia. Jak widać z rysunku 1.1 największe odkształcenia graniczne są w procesach wyciskania, ponieważ kształtowanie wyrobów jest powiązane z obecnością wysokich naprężeń wszechstronnie ściskających.

1.2. Rodzaje i charakterystyka pękania materiałów

Metale i stopy pękają, gdy są poddane działaniu dostatecznie dużego obciążenia. Pękanie jest utratą spójności materiału poprzez rozdzielenie lub poślizg i uważa się, że jest to końcowe stadium procesu odkształcania materiałów [168]. Stąd też, proces pękania zależy od rodzaju materiału i jego właściwości i jest powodowany zarówno przez naprężenia mechaniczne jak i naprężenia cieplne.

Pękanie elementów może zachodzić już w trakcie procesu produkcji. Pękanie niezupełne (pękanie w objętościach makroskopowych z utworzeniem mikropęknięć) zauważa się podczas obróbki plastycznej, odlewania, spawania, obróbki cieplnej itd. Największe straty odnotowywane są, gdy pękanie występuje w momencie eksploatacji elementów maszyn i konstrukcji. Badania prowadzone od roku 1925 pokazują, że niektóre materiały metalowe, zwłaszcza stopy

odlewnicze są kruche i pękają bez wcześniejszego odkształcenia plastycznego. Tworząca się wówczas szczelina o pewnej wielkości krytycznej rozprzestrzenia się pod wpływem niezbyt dużych wartości naprężenia w sposób niekontrolowany, z prędkością porównywalną do prędkości rozchodzenia się fal sprężystych.

Temperatura eksploatacji jest jednym z najważniejszych czynników wpływających na wytrzymałość materiałów. Dlatego dla większości materiałów istotne znaczenie ma wytrzymałość w niskiej lub wysokiej temperaturze, a także aktywność środowiska, w którym pracuje dany element. Korozja sprzyja zarodkowaniu i rozwojowi pęknięć w elementach konstrukcyjnych.

Wymagania stawiane elementom metalowym są dosyć duże w przypadku odporności na pękanie. Przykładem są wysokowytrzymałe materiały metalowe, które w stanie umocnionym wykazują słabą zdolność do odkształceń plastycznych. W wyniku tego wymagane jest przeprowadzanie licznych badań przed dopuszczeniem wyrobu do eksploatacji, aby zapobiec skutkom pękania kruchego, które mogą prowadzić do poważnych awarii generujących koszty oraz stanowiących niebezpieczeństwo dla zdrowia i życia ludzi.

Klasyfikacji pękania można dokonać według różnorodnych kryteriów. Klasyfikację morfologii pękania przedstawiono na rysunku 1.2.

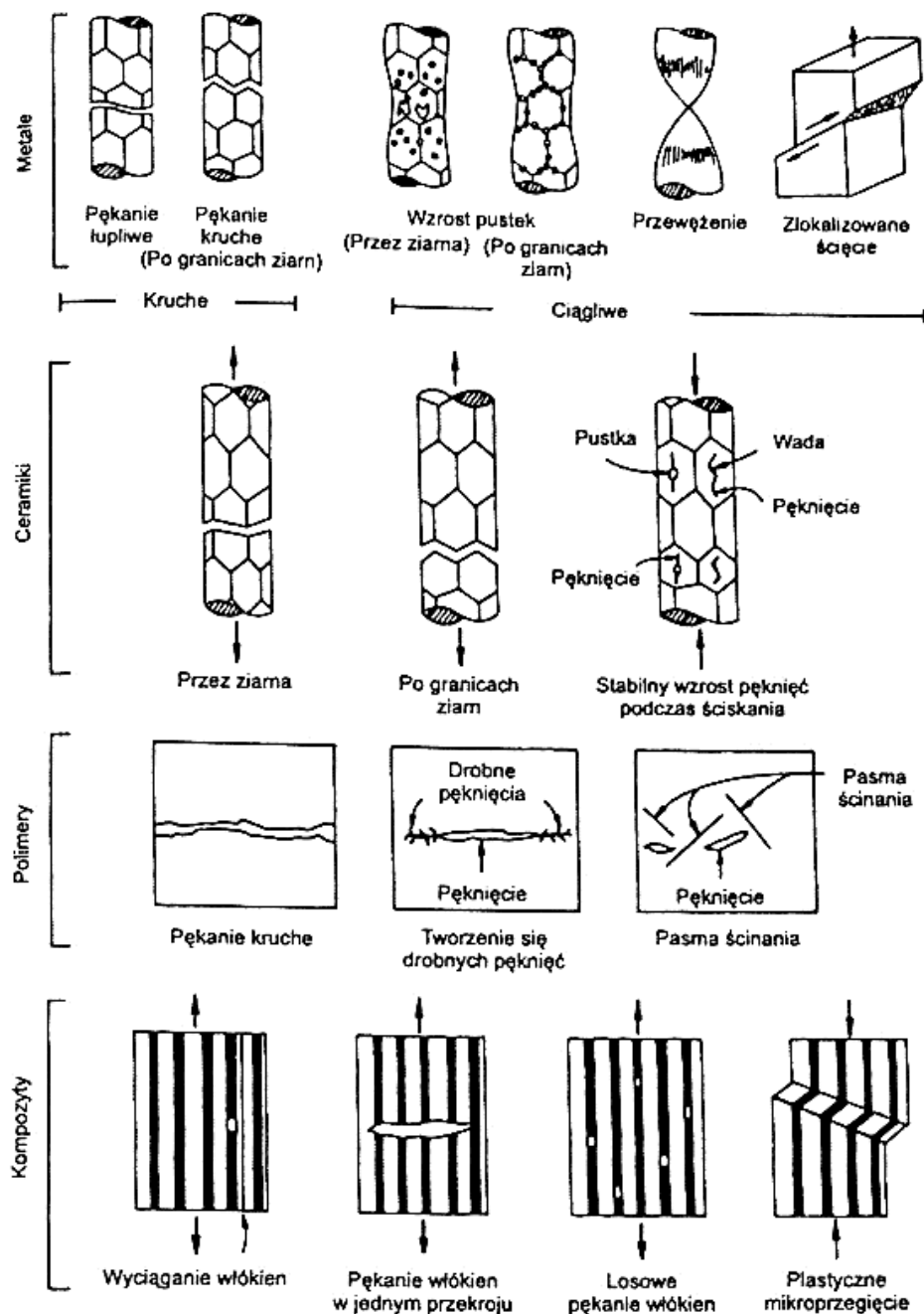
Pękanie następuje pod wpływem działania obciążenia statycznego, krótko- i długotrwałego, dynamicznego, cyklicznego itd., pod działaniem naprężenia normalnego i stycznego. W zależności od sposobów obciążania pęknięć w ciałach stałych wyróżnia się [16, 17, 30, 151]:

- obciążenie oderwania – zachodzi przez rozciąganie, prostopadle do powierzchni pęknięcia (rysunek 1.3a);
- obciążenie podłużnego ścinania – przyłożone równolegle do płaszczyzny pękania i prostopadle do wierzchołka pęknięcia (rysunek 1.3b);
- obciążenie poprzecznego ścinania – działa w płaszczyźnie pęknięcia, równolegle do wierzchołka pęknięcia (rysunek 1.3c).

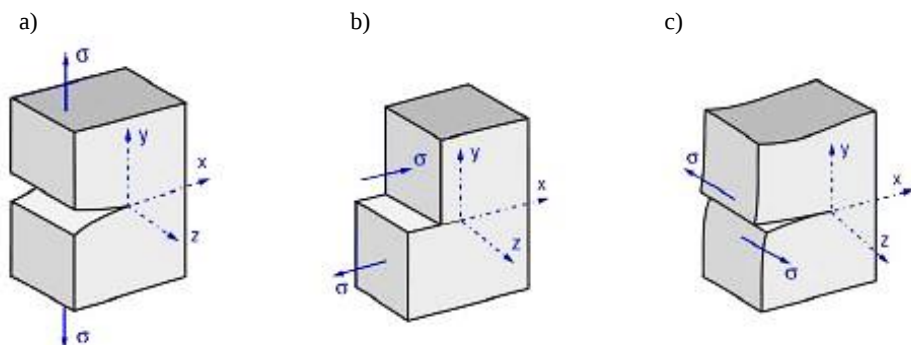
Oderwanie może zachodzić bez wcześniejszego makroplastycznego odkształcenia, natomiast ścinanie podłużne i poprzeczne jest spowodowane naprężeniami stycznymi, które z kolei skutkują odkształceniem plastycznym poprzedzającym pękanie.

W skali atomowej mechanizm rozdzielenia materiału wyodrębnia trzy stadia jego powstawania [120]:

- skupienie swobodnych dyslokacji na przeszkodach,
- powstanie zarodków pęknięć w postaci szczelin,
- rozwój i łączenie utworzonych szczelin lub innych defektów.



Rysunek 1.2. Klasyfikacja procesów i morfologii pękania [16]



Rysunek 1.3. Mechanizmy pękania materiałów konstrukcyjnych przez:
a) oderwanie, b) ściecie podłużne, c) ściecie poprzeczne [92]

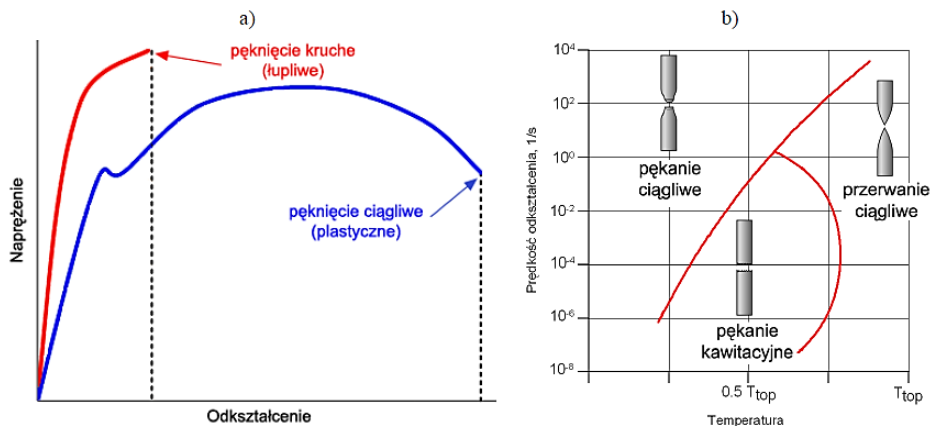
Rozwój i łączenie szczelin oraz innych defektów wyróżnia trzy mechanizmy [120]:

- łupanie – powoduje kolejne odsuwanie się od siebie atomów leżących w dwóch płaszczyznach sąsiadujących ze sobą,
- pękanie międzykrystaliczne – występuje wzdłuż granicy ziaren w podobny sposób jak łupanie,
- przewężenie – bazujące na stopniowym powiększaniu się szczelin, w wyniku odkształceń plastycznych otaczającego je metalu.

Pękanie ogólnie przebiega przez zarodkowanie pęknięcia i jego rozprzestrzenianie się (propagację). Proces pękania jest kontrolowany przez propagację pęknięcia i zachodzi w dwóch stadiach, które stanowią [43]:

- podkrytyczny wzrost pęknięcia – w wyniku zwiększania obciążenia, pęknięcie rozprzestrzenia się powoli;
- krytyczny wzrost pęknięcia – rozchodzenie się pęknięcia staje się niekontrolowane i nie wymaga zwiększania obciążenia, kończy się proces pękania.

Rozdzielenie materiału zależy od własności materiału i warunków odkształcenia (rysunek 1.4), tzn. od stanu naprężenia, temperatury, prędkości odkształcenia, historii odkształcenia oraz środowiska [18, 29, 44, 62, 136, 138, 139]. Ponadto wartość odkształcenia, która odpowiada za pęknięcie może się zmieniać w szerokich zakresach, od bardzo małej w przypadku rozciągania próbek żeliwnych do bardzo dużej, np. podczas rozciągania materiałów nadplastycznych. Wartość odkształcenia skutkująca zniszczeniem materiału łączy się z mechanizmem prowadzącym do jego rozdzielenia. Gdy odkształcenie jest niewielkie występuje łupanie oraz pękanie wzdłuż ziaren, natomiast przewężeniu towarzyszy duże odkształcenie plastyczne.



Rysunek 1.4. Pękanie materiałów przerabianych plastycznie: a) krzywe umocnienia materiałów pękających krucho i ciągliwie, b) rodzaj pęknięć w zależności od temperatury i prędkości odkształcenia [92]

Na typ pęknięcia ma wpływ:

- struktura krystalograficzna (większą skłonność do pęknięcia kruchego wykazują metale i stopy o strukturze przestrzennie centrowanej),
- geometria elementu konstrukcyjnego,
- charakter obciążenia (próbki poddane obciążeniom cyklicznym ulegają pęknięciom zmęczeniowym i mają charakter kruchy).

Kryteria energochłonności procesu oraz intensywności odkształcenia plastycznego rozróżniają dwa rodzaje pęknięcia: plastyczne (ciągliwe) i kruche (łupliwe) [5]. Pojęcia: ciągliwy i kruchy są pojęciami względnymi, gdyż opisanie, czy dane pęknięcie jest ciągliwe czy kruche zależy od warunków, w których następuje tworzenie się pęknięcia [23].

1.2.1. Pękanie kruche

Pękanie kruche charakteryzuje się małą energochłonnością procesu. Do jego wystąpienia potrzebne są zarodki, które osiągając krytyczne rozmiary rozwijają się bardzo szybko. Początkowe zarodki w postaci mikropęknięć tworzą się w wyniku spiętrzania swobodnego dyslokacji na przeszkodach. Przeszkodami są najczęściej różnego rodzaju defekty w kryształach, np. obce wtrącenia, niektóre rodzaje granic ziaren, bariery Lomera–Cottrella [16, 39]. Jeżeli przeszkody są dostatecznie trwałe to liczba skupiających się na nich dyslokacji jest duża, w wyniku czego powstające pole naprężeń może doprowadzić do zerwania wiązań atomowych, a tym samym do mikropęknięć. Z punktu widzenia spójności materiału za najbardziej niebezpieczne przyjmuje się pole naprężeń rozciągających, gdyż powoduje ono zerwanie wiązań z powodu zwiększania odległości między atomami. Z kolei naprężenia ściskające zmniejszają odległości międzyatomowe i nie prowadzą do powstania pęknięć. Naprężenia własne

zmniejszają się w momencie tworzenia mikropeknięć (szczelin). Szczeliny są stabilne lub rozrastają się przy działaniu obciążeń zewnętrznych. Według teorii pęknięcia kruchego Griffitha [16], rozrost szczeliny następuje wtedy, gdy naprężenia rozciągające osiągną wartość krytyczną σ_{kr} określoną zależnością:

$$\sigma_{kr} = \sqrt{\frac{4E\gamma}{\pi l}} \quad (1.3)$$

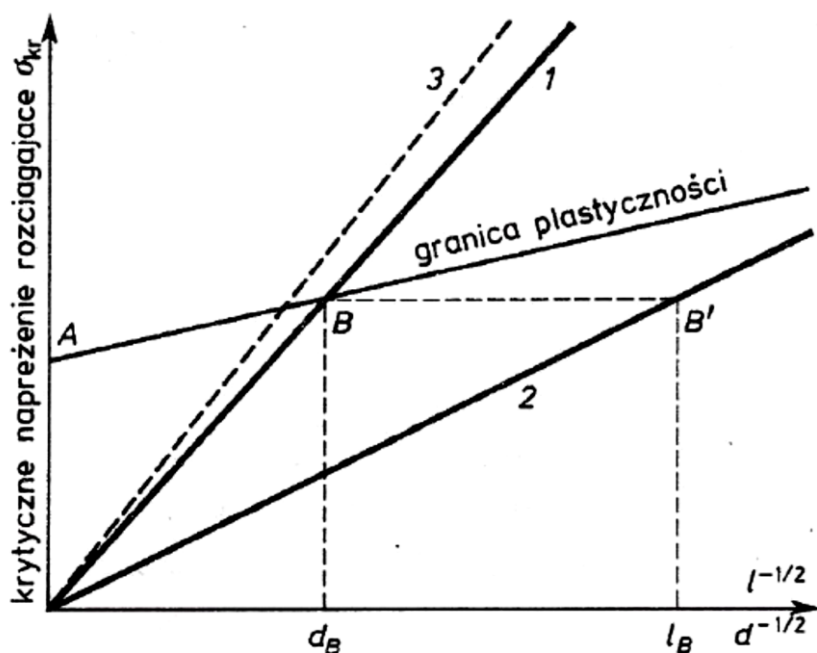
Teoria Griffitha odnosi się wyłącznie do ciał doskonale sprężystych. Na podstawie badań rentgenograficznych stwierdzono, że na powierzchni kruchych przełomów metali znajduje się cienka warstwa metalu podlegająca dużym odkształceniom plastycznym. Uwzględniając pracę odkształcenia plastycznego w_p , która przypada na jednostkę szczeliny oraz, że $w_p > \gamma$ równanie na σ_{kr} wyraża się zależnością:

$$\sigma_{kr} = \sqrt{\frac{4Ew_p}{\pi l}} \quad (1.4)$$

Mechanizm łączenia szczelin w pęknięcie nie jest całkowicie wyjaśniony. Zwiększanie rozciągających naprężeń normalnych może skutkować szybkim rozprzestrzenianiem się szczelin przez granice ziaren (rysunek 1.5) – zależność między krytycznym naprężeniem rozciągającym σ_{kr} a rozmiarem ziaren d (prosta 1) oraz długością szczeliny l (prosta 2). Obszar na lewo od prostej 1 jest obszarem pęknięcia kruchego, w którym mikropeknięcia powstają po przekroczeniu granicy plastyczności zaznaczonej linią AB. W momencie powstania pęknięcia szczelina odpowiadająca rozmiarowi ziaren d_B ma długość l_B mniejszą od średnicy ziaren. W obszarze na prawo od linii 1 osiągnięcie jej musi być spowodowane wcześniejszym długotrwałym odkształceniem plastycznym, które w wyniku umocnienia naprężenia nie osiągnie wartości naprężeń leżących na tej linii, wówczas następuje dopiero powiększanie się szczelin Griffitha o rozmiarach określonych linią 2 [39, 54].

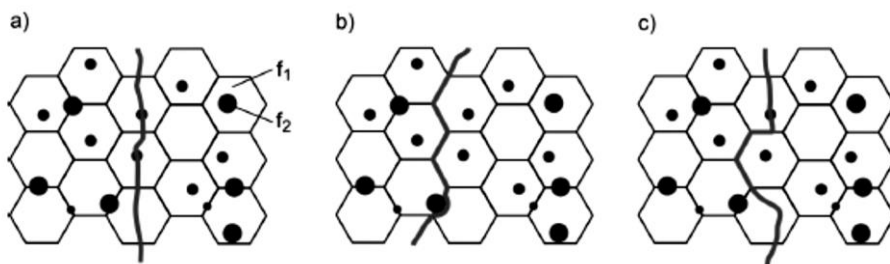
Oprócz mechanizmu dyslokacyjnego tworzenia się złomu kruchego wyróżnia się mechanizm pęknięcia wzdłuż granic ziaren. Według tego kryterium można wyróżnić trzy rodzaje powierzchni pęknięcia uwzględniające fazową budowę materiałów, co przedstawiono na rysunku 1.6 dla stopu dwufazowego o mikrostrukturze: f_1 – ziarna osnowy, f_2 – wydzielenia fazy rozproszonej [43, 151, 168]:

- przełom transkrystaliczny – powierzchnia przebiega poprzez ziarna i fazę rozproszoną,
- przełom międzykrystaliczny – powierzchnia pęknięcia rozprzestrzenia się po granicach ziaren lub faz,
- przełom mieszany – połączenie obu wymienionych wyżej mechanizmów.



Rysunek 1.5. Zależność między napężeniem rozciągającym σ_{kr} , rozmiarem ziaren d i długością szczeliny l [39]

Z rysunku 1.5 wynika, że metale o strukturze gruboziarnistej wykazują większą skłonność do tworzenia złomu kruchego niż metale drobnoziarniste.



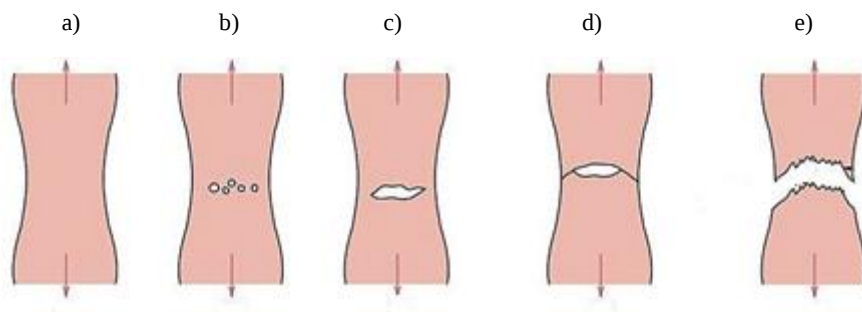
Rysunek 1.6. Podstawowe schematy pękania materiałów dwufazowych:
a) przełom transkryształiczny, b) przełom międzykryształiczny, c) przełom mieszany [168]

W metalach i stopach wytrzymałość granic ziaren jest mniejsza, ponieważ występują wtrącenia niemetaliczne, wydzielania obcych faz oraz segregacja składu chemicznego w ziarnach. Czynniki te zmniejszają energię powierzchniową granicy ziaren powodując powstawanie i rozwój pęknięć.

Najbardziej kruchą formą pękania jest pękanie łupliwe, charakteryzujące się zrywaniem wiązań atomowych między określonymi płaszczyznami krystalograficznymi [43]. Tendencja do pękania kruchego wiąże się ze wzrostem szybkości odkształcenia, z obniżaniem temperatury odkształcenia i ze wzrostem trójosiowości naprężeń rozciągających. Metale, które charakteryzują się silną zależnością granicy plastyczności od temperatury i szybkości odkształcenia wykazują podatność do pękania kruchego.

1.2.2. Pękanie ciągliwe

Pękanie ciągliwe określa granice odkształceń trwałych jakie można uzyskać w obróbce plastycznej. Pęknięcie powstaje w wyniku tworzenia, rozrastania i łączenia się szczelin [16, 23, 158] (rysunek 1.7). Szczeliny pojawiają się wskutek pękania kruchych zanieczyszczeń, wtrąceń niemetalicznych, obcych faz lub powstają na granicy międzyfazowej. Szczeliny powiększają się wskutek odkształceń plastycznych osnowy. Do szczelin zalicza się również wady materiału czy pęcherze gazowe. Materiał, który znajduje się pomiędzy poszczególnymi pustkami, podlegający naprężeniom rozciągającym, przewęża się aż do rozdzielenia. Taki złom nazywa się plastycznym złomem rozdzielczym o charakterystycznej powierzchni z licznymi wgłębieniami o ostrych krawędziach, na dnie których widoczne są wydzielения zapoczątkowujące proces pękania. Szczeliny mogą skupiać się także pod wpływem działania naprężeń stycznych, tworząc złom poślizgowy. Powierzchnia ma wtedy liczne wgłębienia, wydłużone w jednym kierunku o układzie rybich łusek. Na podstawie obserwacji powierzchni przelomu można odróżnić złom plastyczny rozdzielczy od złomu poślizgowego.

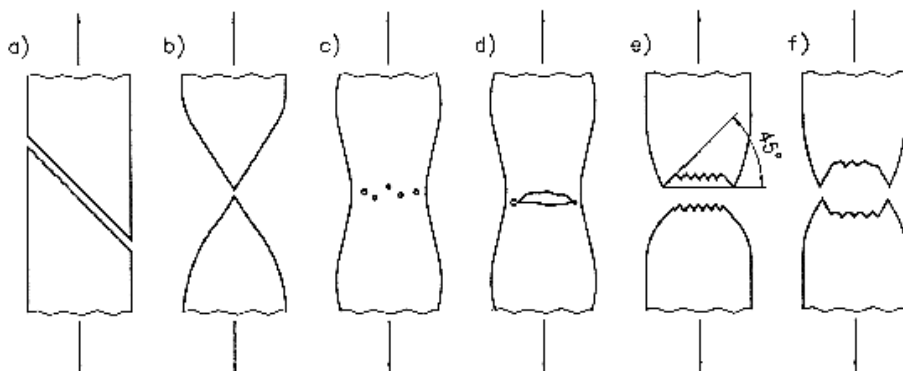


Rysunek 1.7. Proces rozwoju pęknięcia ciągliwego typu „spodek-stożek”:

- a) wstępne przewężenie, b) tworzenie się szczelin, c) rozrastanie się szczeliny, d) propagacja pęknięcia, e) ostateczne pęknięcie ścinające pod kątem 45° do kierunku rozciągania [23]

Szczeliny wraz z postępującym odkształceniem plastycznym powstają, rosną i łączą się [2]. Rozwój szczeliny może zostać zahamowany w każdym momencie wskutek zmniejszenia naprężenia poniżej granicy plastyczności materiału.

Najczęściej stosowaną metodą do określenia mechanizmu jest statyczna próba rozciągania [11, 16, 24, 45, 72, 146, 173], podczas której można zaobserwować różne rodzaje pęknięcia ciągliwego (rysunek 1.8).



Rysunek 1.8. Schematy charakterystycznych rodzajów pęknięcia ciągliwego podczas rozciągania:

a) ścięcie, b) pęknięcie idealne, c) zarodkowanie szczelin w szyjce, d) połączenie szczelin w wewnętrzne pęknięcie główne, e) pęknięcie „spodek-stożek”, f) pęknięcie „spodek-spodek” [168]

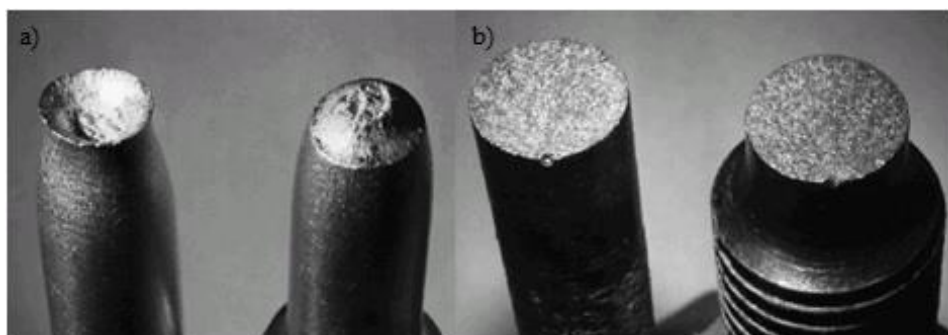
Nasuwa się wniosek, że pęknięcie ciągliwe nie stwarza takiego niebezpieczeństwa jak kruche i nie występuje zbyt często w eksploatacji maszyn. Do przyczyn powstawania pęknięcia ciągliwego można zaliczyć znaczne przeciążenia elementów konstrukcji (osiągnięcie wartości naprężeń bliskich wytrzymałości doraźnej materiału), gwałtowne naruszenie normalnych warunków eksploatacji konstrukcji, duże błędy w obliczeniach wytrzymałościowych, czy zmiany właściwości materiału podczas eksploatacji (starzenie, odpuszczanie, rekrytalizacja).

W celu podsumowania w tabeli 1.1 zestawiono różnice pomiędzy pękaniem kruchym i ciągliwym.

Tabela 1.1. Różnice między pękaniem kruchym i ciągliwym [16]

	Kruche	Ciągliwe
Naprężenie	Pękanie zachodzi przy naprężeniach niższych od wymaganych do płynięcia plastycznego na całym przekroju poprzecznym	Pękanie zachodzi przy naprężeniach odpowiadających granicy plastyczności dla całego przekroju poprzecznego
Energia	Pękanie jest procesem niskoenergetycznym	Pękanie jest procesem wysokoenergetycznym
Szybkość wzrostu pęknięcia	Duża	Mała
Przewężenie	Nie występuje	Występuje
Powierzchnia pęknięcia	Gładka i jasna	Szorstka i matowa
Typ materiałów	Ceramika, szkło	Większość metali

Pękanie kruche jak i ciągliwe charakteryzuje się różnymi mechanizmami przebiegu w zależności od stanu strukturalnego oraz właściwości materiału, warunków odkształcenia, geometrii elementów konstrukcji lub próbki. Rysunek 1.9 przedstawia próbkę poddaną obciążeniu monotonicznemu (rysunek 1.9a), w której nastąpiło pęknięcie ciągliwe oraz próbkę (rysunek 1.9b) wystawioną na działanie obciążenia zmiennego, gdzie widoczne jest pęknięcie zmęczeniowe (kruche).



Rysunek 1.9. Powierzchnie przełomów: a) ciągliwego – aluminium, b) kruchego – stal miękka [23]

1.3. Wpływ trójosiowości naprężenia oraz parametru kąowego Lode'go na przebieg procesu pęknięcia ciągłego

Stan naprężenia ma znaczący wpływ na zachowanie się materiału w trakcie kumulowania się uszkodzenia. Najbardziej konwencjonalnym sposobem przedstawienia geometrycznie stanu naprężenia jest użycie kartezjańskiego układu współrzędnych naprężeń głównych ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$), tzw. przestrzeni Haigh–Westergaarda (rysunek 1.10). Przestrzeń może być też interpretowana jako cylindryczny układ współrzędnych ($\sigma_m, \sigma_i, \theta$). Ponadto, może zostać przyjęta transformacja do sferycznego układu współrzędnych (σ_i, η, θ). Stan naprężenia jest określony między innymi trzema niezmiennikami stanu naprężenia, zdefiniowanymi jako [8, 10]:

$$p = -\sigma_m = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (1.5)$$

$$q = \sigma_i = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]} \quad (1.6)$$

$$r = \left[\frac{27}{2}(\sigma_1 - \sigma_m)(\sigma_2 - \sigma_m)(\sigma_3 - \sigma_m) \right]^{\frac{1}{3}} \quad (1.7)$$

Wpływ dwóch pierwszych niezmienników na pęknięcie w materiałach może być wyrażony jako trójosiowość naprężenia η , opisana równaniem:

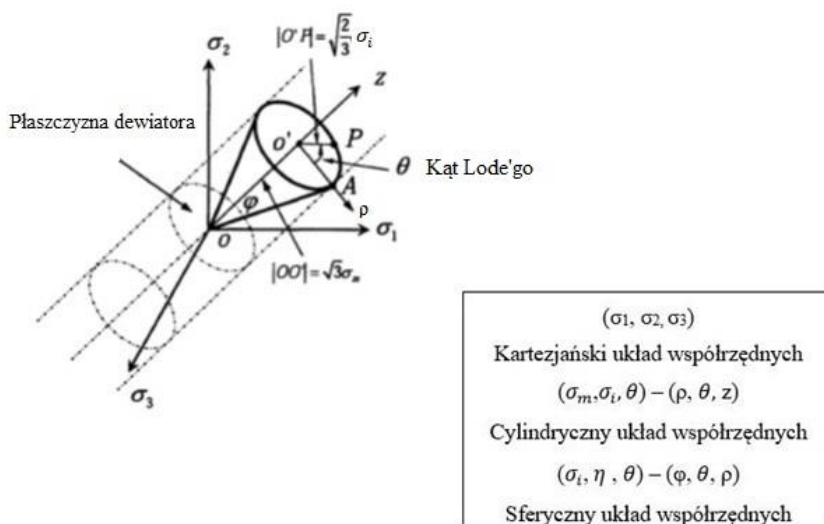
$$\eta = \frac{-p}{q} = \frac{\sigma_m}{\sigma_i} \quad (1.8)$$

Drugim parametrem, który opisuje istotne dla procesu pęknięcia ciągłego stany naprężenia jest parametr kąowy Lode'go. Paramter kąowy Lode'go (θ) jest ustalany jako funkcja drugiego i trzeciego niezmiennika naprężenia:

$$\theta = 1 - \frac{2}{\pi} \arccos \left[\left(\frac{r}{q} \right)^3 \right] \quad (1.9)$$

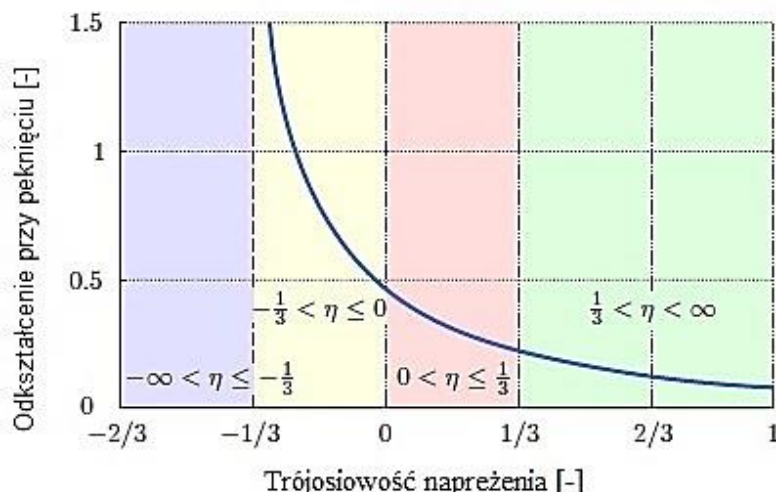
gdzie: θ – parametr kąowy Lode'go, osiągający wartości $-1 \leq \theta \leq 1$.

Parametr kąowy Lode'go ma zasadnicze znaczenie jedynie dla niskich wartości trójosiowości naprężenia η . W przypadku modelowania konstrukcji, gdzie występują stany bliskie odkształceniom niszczącym przyjmuje ono duże wartości.



Rysunek 1.10. Geometryczna interpretacja trójosiowości naprężenia i parametru kątowego Lode'go [10]

Na rysunku 1.11 przedstawiono jak trójosiowość naprężenia η warunkuje charakter pęknięcia oraz jak oddziałuje na wartość odkształcenia niszczącego. Zależność ta została zbadana przez różnych naukowców, m.in. Bridgmana, Oyane'a, Hancocka i Mackenzie, Hancocka i Browna i później przez Bao [8, 13, 21, 56, 57, 82, 108].

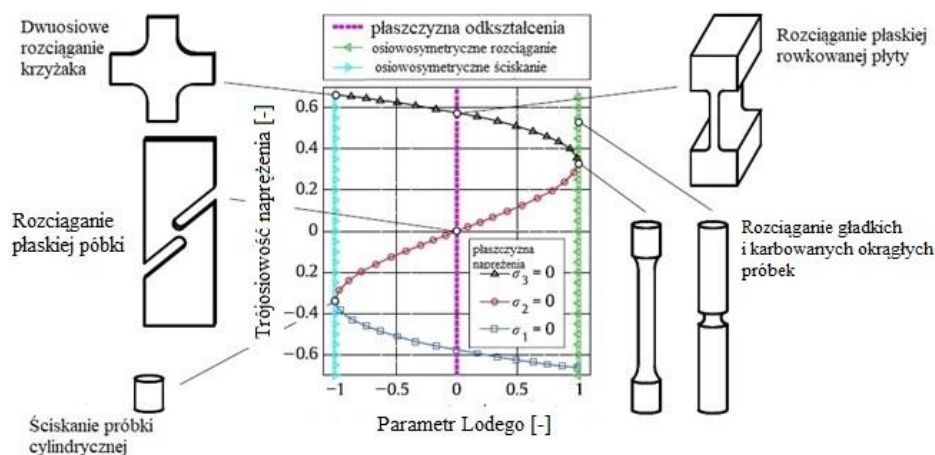


Rysunek 1.11. Zależność odkształcenia od trójosiowości naprężenia przy pęknięciu [140]

Wykres (rysunek 1.11) można podzielić na 4 regiony:

- $-\infty < \eta \leq -\frac{1}{3}$ – region reprezentujący trójosiowość naprężenia, w którym nie dochodzi do uszkodzenia i pęknięcia;
- $-\frac{1}{3} < \eta \leq 0$ – uszkodzenia wywołane są naprężeniami stycznymi, region jest najmniej zbadany pod względem powstawania i rozprzestrzeniania się pęknięć;
- $0 < \eta \leq \frac{1}{3}$ – zakres pośrednich wartości trójosiowości naprężenia, występuje mieszany sposób pęknięcia materiału;
- $\frac{1}{3} < \eta < \infty$ – uszkodzenia spowodowane są poprzez naprężenia normalne – region, w którym pęknięcie jest spowodowane przez zarodkowanie, wzrost i łączenie się szczelin (szczeliny często zarodkują na granicy cząstek drugiej fazy).

Testy zniszczenia konieczne do prób kalibracji powinny obejmować szeroki zakres stanów naprężenia. Uzyskać to można w wyniku stosowania różnych typów próbek (rysunek 1.12) albo stosowania próbek uniwersalnych, które osiągają różne stany naprężeń poprzez odpowiednią kombinację obciążenia [9, 15, 25, 27, 31, 41, 67, 69, 74, 95, 96, 98, 140, 169].



Rysunek 1.12. Płaszczyzna trójosiowości naprężenia i parametru kąтового Lode'go w próbkach przedstawiających różne stany naprężenia [141]

Z rysunku powyżej można zauważyć, że:

- $\theta = 1$, odpowiada osiowosymetrycznemu rozciąganiu;
- $\theta = 0$, odpowiada warunkom obciążenia ścinającego;
- $\theta = -1$, odpowiada osiowosymetrycznemu ściskaniu i dwuosiowemu rozciąganiu.

1.4. Modele pęknięcia materiałów stosowane do prognozowania utraty spójności w procesach obróbki plastycznej

Modele stosowane do prognozowania pęknięcia w przypadku kształtowanego plastycznie materiału, opracowane są na podstawie różnych kryteriów zniszczenia [91]. Podstawowym celem kryteriów jest przewidywanie lokalizacji wystąpienia pęknięcia oraz wyznaczenie krytycznej wartości zniszczenia. W zależności od zastosowanego procesu kształtowania, jego warunków oraz gatunku materiału, zmienia się wartość krytyczna zniszczenia. W literaturze problemem jest wyszukanie informacji dotyczących krytycznych wartości zniszczenia dla konkretnego materiału jak i warunków, które należy spełnić przy zastosowaniu danych kryteriów. Trudnością jest również ustalenie ogólnych wartości odkształceń granicznych dla badanego materiału, ponieważ zarodkowanie mikroszczelin i ich wzrost zależą od stanu naprężenia. Definiując kryteria pęknięcia należy wziąć pod uwagę [73]:

- historię odkształcenia, ponieważ końcowy stan naprężenia nie jest wystarczający do scharakteryzowania poziomu zniszczenia mikrostruktury materiału [68, 179];
- naprężenie średnie, gdyż odkształcalność materiału jest czuła na jego zmiany;
- trójosiowość naprężenia, dzięki której łatwiej opisać jest plastyczność i stopień uszkodzenia mikrostruktury.

W ogólnym przypadku, funkcja opisująca zniszczenie mikrostruktury materiału może przyjąć zależność [73, 170]:

$$C = \int_0^{\varepsilon_{f(t)}} f(\sigma_m(t), \sigma_i(t), \varepsilon(t), \dot{\varepsilon}(t), \dots) d\varepsilon \geq C_{gr} \quad (1.10)$$

Według równania, pęknięcie w materiale rozwija się wtedy, gdy wartość zniszczenia jest większa bądź równa granicznej wartości zniszczenia.

Analizując literaturę można znaleźć różne kryteria pęknięcia ciągłego. Ich modele można podzielić na dwie grupy [73, 92]:

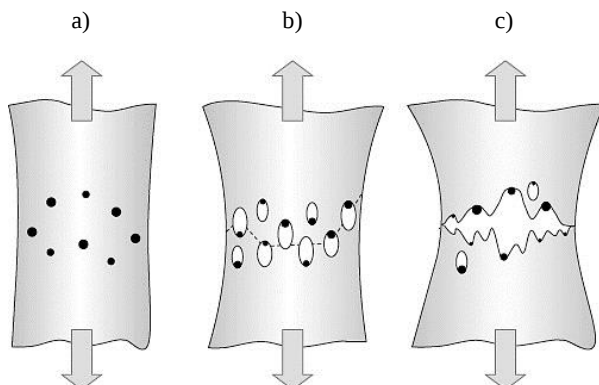
- niestowarzyszone – opierają się głównie na pomiarze pewnej konfiguracji naprężeń w oparciu o historię odkształcenia. Obliczona wartość kryterium (zmienna C) nie ma wpływu na własności mechaniczne materiału i tym samym pęknięcie nie jest powiązane z lokalnym pogarszaniem się własności wytrzymałościowych. W związku z tym często stosuje się je w modelowaniu numerycznym zniszczenia materiału.
- stowarzyszone – podczas odkształcenia ilościowa wartość uszkodzenia jest ściśle powiązana z własnościami mechanicznymi materiału. Monitorując zmiany można określić obszary narażone na pęknięcia. W tym kierunku swoje prace prowadzili Kuhn i Downey, Green, Gruson–Tvergaard–Needleman [49, 75, 153], którzy podjęli się opracowania algorytmu ewolucji pękkania wiążąc go z historią odkształcenia.

Na podstawie analizy literatury [3, 34, 70, 85, 154, 170] przedstawiono przegląd kryteriów pękania ciągłego, które przewidują miejsce wystąpienia pęknięcia oraz wartość odkształcenia.

1.4.1. Mikromechaniczne kryteria zniszczenia

1.4.1.1. Kryteria oparte na modelu wzrostu i łączenia się mikroszczelin

Mikrostruktura metali jest złożona i składa się z takich elementów jak: ziarna, cząstki drugiej fazy, osady i szczeliny. W przeciwieństwie do makroskopowych jednorodnych założeń modele mikromechaniczne traktują materiały jako skupisko niejednorodnych komórek. Proces akumulacji uszkodzeń, który prowadzi do pękania ciągłego jest złożonym zjawiskiem. Obserwacja mikroskopowa ujawnia, że pękanie ciągłe ciał stałych zaczyna się od zarodkowania, wzrostu i łączenia szczelin w warunkach naprężenia rozciągającego.



Rysunek 1.13. Schemat kształtowania pęknięcia w przypadku, gdy występuje przewężenie w próbce poddanej próbie rozciągania: a) tworzenie mikroszczelin, b) wzrost mikroszczelin, c) łączenie się mikroszczelin [19]

Jeden z typów modeli prognozowania pęknięć opiera się na mikroskopowym mechanizmie zarodkowania, wzrostu i łączenia szczelin [3, 65, 159] (rysunek 1.13):

- tworzenie mikroszczelin – mikroszczeliny powstają w wyniku obciążenia lub odkształcenia plastycznego w miejscu, gdzie zaburzona jest struktura sieci. To zaburzenie może być wynikiem występowania wtrąceń, drugiej fazy lub granic ziaren;
- wzrost mikroszczelin – szczeliny powiększają się wraz ze wzrostem odkształcenia w zależności od stanu naprężenia;

- łączenie się mikroszczelin – dalszy wzrost prowadzi w konsekwencji do zespolenia się mikroszczelin. Szczeliny osiągają wartości krytyczne pod względem wielkości i kształtu. Mostki materiału między szczelinami otwierają się, objętość szczelin nagle wzrasta, co prowadzi w konsekwencji do powstania makroskopowego pęknięcia plastycznego.

Kryteria oparte na tej hipotezie bazują na różnych fizycznych aspektach, np. na geometrii mikroszczelin, mechanizmie zarodkowania i wzroście mikroszczelin, modelu budowy materiału.

Wczesne badania nad mechanizmami pęknięcia ciągłego sięgają początku lat sześćdziesiątych XX wieku. Pierwszym badaczem był McClintock [99, 100], który zdefiniował, że w materiale występuje system cylindrycznych mikroszczelin o eliptycznym przekroju poprzecznym. Główne i pośrednie kierunki przyłożonego naprężenia są przy tym równoległe z osiami szczelin. Nagromadzone zniszczenie opisywane jest w wytworzonej sytuacji równaniem:

$$C = \int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \frac{1}{\ln F_f} \left[\frac{\sqrt{3}}{2(1-n)} \sinh \left(\frac{\sqrt{3(1-n)}}{2} \cdot \frac{\sigma_a - \sigma_b}{\sigma_i} \right) + \frac{3}{4} \left(\frac{\sigma_a - \sigma_b}{\sigma_i} \right) \right] d\varepsilon \quad (1.11)$$

określającym krytyczny poziom uszkodzenia mikrostruktury, spowodowany przez połączenie mikroszczelin w makroszczeliny w procesie kształtowania materiału przebiegającego w warunkach płaskiego stanu odkształcenia.

Rice i Tracey [137] opierając się na analizie przyrostowego wzrostu sferycznych mikroszczelin w materiale nieutwardzonym, wzięli pod uwagę stosunek naprężenia hydrostatycznego do naprężenia rzeczywistego. Sferyczna szczelina poddana jednoosiowemu rozciąganiu ulega nie tylko wzrostowi w kierunku osiowym, ale również zmienia kształt. Rice i Tracey wykazali, że ze wzrostem naprężeń trójosiowych, zmiana objętości szczelin przewyższa zmianę kształtu. Kryterium to jest zdefiniowane zależnością:

$$C_{R\&T} = \int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \exp \left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_i} \right) d\varepsilon \quad (1.12)$$

Zakładając, że w procesie kształtowania materiału, następuje wzrost i łączenie się mikroszczelin, co prowadzi finalnie do zniszczenia materiału, Oyane i współpracownicy [109] opracowali model pęknięcia ciągłego dla materiałów zwartych i porowatych. W przypadku materiałów zwartych kryterium pęknięcia przyjmuje postać:

$$C_{OYANE} = \int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \left(1 + \frac{\sigma_m}{A\sigma_i} \right) d\varepsilon \quad (1.13)$$

Wartość odkształcenia w momencie wystąpienia pęknięcia jest określona równaniem:

$$\varepsilon_{f(t)} = -\frac{1}{A} \int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \left(\frac{\sigma_m}{A\sigma_i} \right) d\varepsilon + C \quad (1.14)$$

Przypatrując się kryterium zaproponowanemu przez Oyane można zauważyć, że oprócz wartości naprężenia i odkształcenia uwzględniony jest specyficzny parametr A materiału. Wprowadzenie takiego parametru należy wcześniej ustalić w testach analogicznych, w indywidualnych przypadkach. Niewielkie zmiany wartości stałej A mogą prowadzić do silnej zmiany prognozy uszkodzeń.

Argon i inni [5] zaproponowali kryterium energetyczne oparte na kształtowaniu się szczelin, opierające się na sumie naprężenia średniego oraz naprężenia zastępczego w postaci:

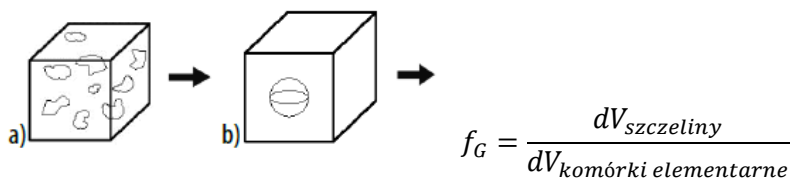
$$C_{ARGON} = \int_0^{\varepsilon_{f(t)}} (\sigma_m + \sigma_i) d\varepsilon \quad (1.15)$$

1.4.1.2. Kryteria oparte na teorii porowatości

Kryteria oparte na teorii porowatości różnią się od modeli bazujących na rozwoju mikroszczelin. Opierają się one na podobnym założeniu teoretycznym, ale nie kumulują uszkodzeń w sposób osobny. Zakłada się, że materiał jest porowaty, zawierający izolowane sferyczne lub cylindryczne puste przestrzenie na poziomie makroskopowym, a wpływ szczelin jest uwzględniony w strukturze i wpływa na płynięcie plastyczne materiału. Gurson [53] był pierwszym badaczem, który zdefiniował kryterium pęknięcia ciągliwego opartego na koncepcji porowatości. Obserwując materiał jako środowisko porowate, w którym nie można pominąć wpływu stanu naprężenie-odkształcenie oraz zarodkowania i wzrostu mikroszczelin, zdefiniował parametr skalarny f_G , rozumiany jako stosunek średniej objętości mikroszczelin do całkowitej objętości materiału (rysunek 1.4), który faktycznie reprezentuje wartość objętości mikroszczelin w materiale.

Podstawowa koncepcja opisu porowatych właściwości materiału opiera się na założeniu, w którym parametr f_G służy do charakteryzowania uszkodzeń mikrostruktury. Przybliżoną górną granicę funkcji plastyczności dla odkształceń wokół pojedynczej sferycznej szczeliny można zapisać jako:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_M} \right)^2 + 2f_G \cosh \left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_M} \right) - f_G^2 - 1 \quad (1.16)$$



Rysunek 1.14. Model Gursona: a) materiał porowaty, b) średnia miara mikroszczelin [73]

Funkcja plastyczności przyjmuje formę kryterium plastyczności Hubera–Mises’a, gdy $f_G = 0$. Model Gursona matematycznie interpretuje ciągły proces zniszczenia mikrostruktury wraz ze wzrostem współczynnika mikroszczelin (f_G), gdzie całkowita utrata granicy plastyczności może wystąpić tylko wtedy, gdy współczynnik mikroszczelin osiągnie teoretyczną wartość końcową, to jest $f_G = 100\%$. Taka możliwość nie jest realistyczna fizycznie, ponieważ materiał musiałby całkowicie zniknąć. Uwzględniając wpływ łączenia się sąsiednich mikroszczelin na występowanie i wzrost pęknięcia, Tvergaard i Needleman [153] wprowadzili modyfikację modelu Gursona. Model Gurson–Tvergaard–Needleman (GTN) umożliwia modelowanie mechanizmu zarodkowania, wzrostu i łączenia mikroszczelin przez skumulowane uszkodzenie mikrostruktury. Bazuje na hipotezie, która mówi, że mikromechaniczne właściwości rozwoju pęknięcia materiału, mogą być opisane przez uwzględnienie teorii plastyczności Hubera–Mises’a, biorąc pod uwagę właściwości porowate materiału opisane równaniem:

$$\Phi = \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_M}\right)^2 + 2q_{GTN}f^* \cosh\left(\frac{3}{2}\frac{\sigma_m}{\sigma_M}\right) - (q_{GTN}f^*)^2 - 1 \quad (1.17)$$

gdzie: q_{GTN} – stała materiałowa, f^* – funkcja objętości szczelin, opisana jako:

$$f^* = \begin{cases} f_G & \text{jeśli } f_G \leq f_c \\ f_c + \frac{q_{GTN}^{-1} - f_c}{f_F - f_c} (f_G - f_c) & \text{jeśli } f_G > f_c \end{cases} \quad (1.18)$$

gdy: $f^* = f_G$ i $q_{GTN} = 1$ kryterium przyjmuje formę zaproponowaną przez Gursona.

Oryginalny model GTN został wyprowadzony z zastrzeżeniem, że należy uwzględnić parametr kątowy Lode’go, by poprawić zdolność przewidywania pęknięć i dokładność modelowania w warunkach działania obciążeń ścinających.

1.4.1.3. Kryteria oparte na teorii mechaniki pęknięcia

Kryteria te oparte są na makroskopowej obserwacji ciał stałych. W tym przypadku model składowy powiązany jest ze zniszczeniem i jego oddziaływaniem. Procesy zniszczenia i utraty powierzchni przenoszenia obciążenia są spowodowane nieodwracalnym procesem zarodkowania i wzrostu

szczelin podczas odkształcenia. To podejście stanowi fenomenologiczną alternatywę dla modeli opartych na teorii porowatości.

Kachanov [64] zakreślił podwaliny mechaniki pęknięcia w kontekście pełzania. Założył, że współczynnik osłabienia wynosi 1 w początkowym stadium, w którym nie ma zniszczenia i $w = 0$ w momencie pęknięcia. Zwrócił uwagę, że współczynnik osłabienia nie musi być skalarny i sporządził następujące równanie:

$$\dot{w} = -f(T) \left(\frac{\sigma^*}{w} \right)^{f(t)} \quad (1.19)$$

Lemaitre [83–85] opracował koncepcję naprężenia rzeczywistego w odniesieniu do materiałów izotropowych. Wyrażenie na naprężenie rzeczywiste z uwzględnieniem parametru zniszczenia D_s przyjmuje postać:

$$\sigma_e = \frac{\sigma}{1 - D_s} \quad (1.20)$$

Z wyrażenia tego można wnioskować, że obecność szczelin podnosi wartość naprężenia rzeczywistego. Ponadto, została przyjęta hipoteza równoważności odkształcenia, w której jednowymiarowa liniowa sprężystość obejmująca uszkodzenie przyjmuje postać:

$$\varepsilon_e = \frac{\sigma_e}{E} = \frac{\sigma}{E(1 - D_s)} \quad (1.21)$$

W celu opisanego pęknięcia ciągłego Lemaitre wprowadził pojęcie szybkości uwalniania energii odkształcenia:

$$-Y = \frac{\sigma_t^2}{2E(1 - D_s)^2} \left[\frac{2}{3} (1 + \nu) + 3(1 - 2\nu)\eta^2 \right] \quad (1.22)$$

gdzie: ν – współczynnik Poissona.

Kryteria oparte na teorii mechaniki pęknięcia oraz na teorii porowatości są do siebie podobne. Ułamek objętościowy f_G jest typem zmiennej uszkodzenia D_s . Kryteria oparte na teorii porowatości znajdują uzasadnienie w mechanizmach fizycznych, podczas gdy mechanika pęknięcia nie ma solidnej podstawy w mechanizmie formowania i wzrostu szczelin. Kryteria zostały ustalone na podstawie założeń empirycznych. Sprężenie zmiennej uszkodzenia znacznie utrudnia kalibrację stałych w modelach materiałowych i wartości uszkodzenia. Inną wadą modelu jest założenie, że pęknięcie zachodzi w sposób monotoniczny do momentu osiągnięcia stanu krytycznego. W rzeczywistości proces pęknięcia objawia się tylko w końcowej fazie monotonicznego obciążenia, z niewielkimi lub żadnymi dowodami jakichkolwiek zmian makromechanicznych. W konsekwencji prowadzi to do tego, że kryteria oparte na mechanice pęknięcia nie są często stosowane w przemyśle.

1.4.2. Makromechaniczne kryteria zniszczenia

1.4.2.1. Kryteria fenomenologiczne

Kryteria fenomenologiczne zostały opracowane przez badaczy, którzy starali się przewidzieć inicjację i rozwój pęknięcia ciągłego w procesach kształtowania blach. Kryteria te są względnie proste i odznaczają się ograniczonym użyciem do zakresu stanów naprężenia, w których zostały skalibrowane.

Freudenthal [37] założył, że zniszczenie jest inicjowane w momencie, kiedy wykonana praca odkształcenia plastycznego osiąga wartość krytyczną. Zależność może być opisana jako krytyczna wartość pracy odkształcenia plastycznego przypadająca na jednostkową objętość materiału w momencie wystąpienia pęknięcia:

$$\int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \sigma_i d\varepsilon = C_F \quad (1.23)$$

Cockcroft i Latham [26] przeprowadzili próby rozciągania na zestawie próbek osiowosymetrycznych w celu potwierdzenia kryterium zaproponowanego przez Freudenthala. Badania nie dały pozytywnych wyników przewidywań przełomu, w wyniku czego zaproponowali kryterium pęknięcia bazujące na maksymalnym naprężeniu rozciągającym, w postaci:

$$\int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \sigma_{max} d\varepsilon = C_{CL} \quad (1.24)$$

Spotykana jest też znormalizowana postać kryterium Cockrofta–Lathama [102], nazywana kryterium Oh'a, w której największe naprężenie główne odniesione jest do wartości intensywności naprężenia:

$$\int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \frac{\sigma_{max}}{\sigma_i} d\varepsilon = C_{CL_zn(Oh)} \quad (1.25)$$

Brozzo i współautorzy [20] poddali próbki z karbem wykonane ze stopów na bazie żelaza próbie rozciągania, stosując kryterium Cockrofta–Lathama. Wyniki z przeprowadzonych prób, nie miały odzwierciedlenia w wartościach przewidywanych co uznano za wpływ naprężeń hydrostatycznych (średnich). Ostatecznie autorzy ci wprowadzili do wzoru zaproponowanego przez Cockrofta–Lathama następującą modyfikację:

$$\int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \frac{2\sigma_i}{3(\sigma_i - \sigma_m)} d\varepsilon = C_B \quad (1.26)$$

Norris i współautorzy [105] zaproponowali kryterium bazujące na wpływie naprężeń hydrostatycznych. Poddali testom cztery typy próbek i stwierdzili, że kryterium jest ważne dla wszystkich typów próbek. Kryterium przyjmuje zależność:

$$\int_0^{\varepsilon_f(t)} \frac{1}{(1 - a \cdot \sigma_m)} d\varepsilon = C_N \quad (1.27)$$

Atkins [6] zmodyfikował kryterium Norrisa tak, by stosować go do dwuosiowego odkształcania blach. Opracowane kryterium wyraził za pomocą wzoru:

$$\int_0^{\varepsilon_f(t)} \frac{1 + \frac{1}{2I}}{(1 - b \cdot \sigma_m)} d\varepsilon = C_A \quad (1.28)$$

gdzie: $I = d\varepsilon_1/d\varepsilon_2$ – współczynnik udziału odkształceń składowych

Willkins [164] zdefiniował sposób kumulacji uszkodzeń za pomocą całki intensywności odkształcenia plastycznego z dwoma współczynnikami wagowymi ω_1, ω_2 .

$$\int_0^{\varepsilon_f(t)} \omega_1 \omega_2 d\varepsilon = C_W \quad (1.29)$$

Pierwszy z nich uwzględnia wpływ średniego naprężenia hydrostatycznego na kumulację uszkodzeń wywołanych rozrywaniem, zaś drugi reprezentuje kumulację uszkodzeń poślizgowych.

$$\omega_1 = \left(\frac{1}{1 - \sigma_m W_2} \right)^{W_1} \quad (1.30)$$

$$\omega_2 = (2 - G \operatorname{sgn} \sigma_m)^{W_3} \quad (1.31)$$

gdzie: W_1, W_2, W_3 – stałe materiałowe, G – współczynnik zależny od wartości głównych dewiatora naprężenia: $G = \max \left\{ \left| \frac{\sigma_2^{dev}}{\sigma_3^{dev}} \right|, \left| \frac{\sigma_2^{dev}}{\sigma_1^{dev}} \right| \right\}$.

1.4.2.2. Rozszerzone modele fenomenologiczne pękania ciągliwego

Johnson i Cook [63] zaproponowali kryterium uwzględniające duże odkształcenia, wysoką prędkość odkształcenia i wysoką temperaturę, zapisane jako:

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 \exp D_3 \eta)(1 + D_4 \ln \dot{\varepsilon})(1 + D_5 T_h) \quad (1.32)$$

gdzie: $D_1 \div D_5$ – stałe materiałowe, η – trójosiowość naprężenia, $\dot{\varepsilon}$ – prędkość odkształcenia, zaś: $T_h = \frac{T - T_{pok.}}{T_{top.} - T_{pok.}}$

Ayada i inni [7] zaproponowali kryterium, w którym wartość zniszczenia zależy od historii trójosiowości naprężenia, wyrażone zależnością:

$$\int_0^{\varepsilon_{f(t)}} \eta d\varepsilon = C_{AYAD} \quad (1.33)$$

Zhan i inni [175] oparli się na funkcji zniszczenia wyrażonej jako:

$$\int_0^{\varepsilon_{f(t)}} (\sigma_i - \sigma_m) d\varepsilon = C_{ZHAN} \quad (1.34)$$

Bao i Wierzbicki [13] opracowali nowe rozwiązanie dla próbek znajdujących się w szerokim zakresie trójosiowości naprężenia. Ich badania wykazały, że zlokalizowanie pęknięcia jest bardziej skomplikowane i, że przybliżenia nie można wyrazić jako monotonicznej funkcji trójosiowości naprężenia. Opracowali złożony model (rysunek 1.15), który opisuje wartość trójosiowości naprężenia w czterech przedziałach, za pomocą równań:

$$\varepsilon_f(\eta) = \begin{cases} \infty & \text{jeśli } \eta \leq -\frac{1}{3} \\ B_1 \left(\eta + \frac{1}{3} \right)^{B_2} & \text{jeśli } -\frac{1}{3} < \eta \leq 0 \\ B_3 \eta^2 - B_4 \eta + B_5 & \text{jeśli } 0 < \eta \leq 0.4 \\ \frac{B_6}{\eta} & \text{jeśli } 0.4 > \eta \end{cases} \quad (1.35)$$

gdzie: $B_1 \div B_6$ są stałymi materiałowymi.

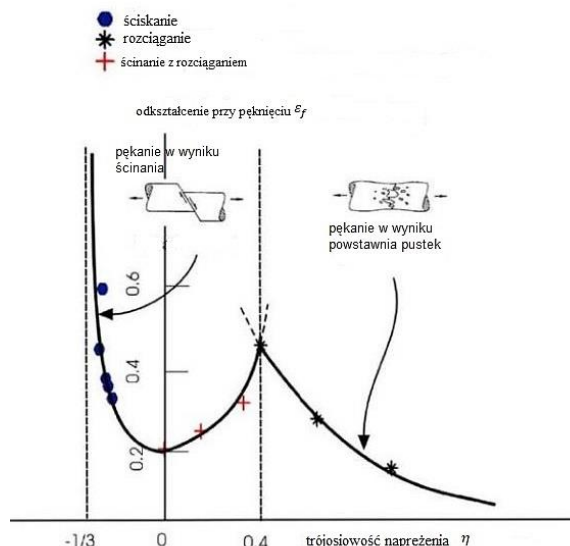
Model, który w bardzo dobry sposób opisuje wyniki eksperymentalne, a jednocześnie stosunkowo łatwo można wyznaczać jego stałe materiałowe to model Xue–Wierzbickiego [163, 170]:

$$\varepsilon_f(\eta, \xi) = C_1 e^{-C_2 \eta} - (C_1 e^{-C_2 \eta} - C_3 e^{-C_4 \eta}) \left(1 - \xi^{\frac{1}{n}} \right)^n \quad (1.36)$$

gdzie: η – trójosiowość naprężenia, n – wykładnik umocnienia, $C_1 \div C_4$ – stałe materiałowe, ξ – parametr stanu naprężenia wyrażony wzorem:

$$\xi = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_i^3} \quad (1.37)$$

gdzie: J_3 – trzeci niezmiennik tensora naprężeń, σ_i – naprężenie zastępcze.



Rysunek 1.15. Wpływ trójosiowości naprężenia η na charakter pęknięcia i wartość odkształcenia niszczącego dla stopu aluminium Al 2024-T351 [14]

Prawidłowe dobranie wyżej wymienionych kryteriów wymaga wiedzy na temat historii odkształcania danego materiału. Parametry krytyczne, przy których dochodzi do pęknięcia wyznaczone są podczas testów laboratoryjnych. Dobór ich jest zależny od specyfiki procesu technologicznego oraz rodzaju i liczby stałych uwzględnionych w danym kryterium.

1.5. Przegląd dotychczas stosowanych testów kalibracji używanych do wyznaczania wartości granicznych zniszczenia

W ogólnym znaczeniu początek zniszczenia jest przewidywany, gdy stosunek zmiennej uszkodzenia do wartości granicznej C_{gr} osiągnie wartość 1:

$$\frac{C}{C_{gr}} \geq 1 \quad (1.38)$$

Krytyczna (graniczna) wartość zniszczenia jest uzyskiwana w testach kalibracji, takich jak: próba rozciągania, ściskania i skręcania. Li i inni [86] wykazali, że na jakość prognoz pęknięcia ma wpływ oszacowanie wartości krytycznej. W związku z tym, należy starannie przeprowadzać testy kalibracyjne. Spękanie cylindra jest najprostszym i najbardziej rozpowszechnionym testem do wyznaczania wartości granicznej funkcji zniszczenia. Ko i inni [66] skalibrowali kryterium Cockrofta–Lathama w próbie jednoosiowego rozciągania i uzyskali

dobrze wyniki przewidywalności zarówno w przypadku wytłaczania osiowosymetrycznego, jak i w próbie spęczania. Pater i inni [118] poddali próbki wykonane ze stali z gatunku R200 oraz 100Cr6 próbom rozciągania w warunkach kształtowania na gorąco. Wartości graniczne funkcji zniszczenia dla 7 analizowanych kryteriów różniły się w zależności od temperatury kształtowania.

Niektóre procesy kształtowania obejmują bardziej złożone stany naprężenia i odkształcenia niż występujące w testach kalibracji. Gouveia i inni [48] stwierdzili, że istnieje ryzyko skalibrowania kryterium pęknięcia w niepowtarzalnym teście eksperymentalnym. Skalibrowali kryterium pęknięcia według Cockrofta–Lathama, Oyane, Freudenthala i Brozzo w pięciu testach spęczania z różnymi lokalnymi rozkładami naprężenia i odkształcenia. Próby wykazały, że jedynie kryterium Cockrofta–Lathama i Oyane dokładnie przewidują wartości graniczne funkcji zniszczenia.

Według badań przeprowadzonych przez Kuhna [76] odkształcenie graniczne różni się w zależności od orientacji próbek pobranych z tych samych blach walcowanych na gorąco. Oh i inni [107] podali, że wartości krytyczne zniszczenia uzyskane z prób ściskania i rozciągania są różne. Wynika to z:

- kierunkowości materiału kęsa i trybu pęknięcia,
- niejednorodnej historii wcześniejszych odkształceń w przekroju materiału kęsa,
- różnych stanów naprężenia w miejscach pęknięcia.

Stosowane metody kalibracji powinny odtwarzać lub wystarczająco zbliżać warunki prowadzenia prób do warunków rzeczywistych procesów obróbki plastycznej [36, 38, 50, 78, 141, 157]. Poniżej opisano próby rozciągania, ściskania oraz skręcania, ponieważ wyniki uzyskane z prób objętych tematyką niniejszej pracy będą porównywane z otrzymanymi w dotychczas stosowanych próbach kalibracji.

1.5.1. Próba rozciągania

Próba rozciągania polega na powolnym jednoosiowym rozciąganiu z zadaną, stałą prędkością odpowiednio przygotowanej próbki płaskiej lub osiowosymetrycznej. Próbkę mocuje się w szczękach maszyny wytrzymałościowej. Do badań wykorzystuje się próbki obrobione, okrągłe i płaskie oraz próbki w postaci odcinków materiału w stanie nieobrobionym.

Próby rozciągania na gorąco zostały ustalone jako dobry miernik oceny ciągliwości stali na gorąco, z powodu szybkiego tempa odkształcenia. Ponadto, do oceny różnych stanów naprężenia można stosować szeroki zakres kształtów próbek. Próbki jednoosiowe są podstawą do wykonania podstawowego rodzaju badań z najprostszym stanem naprężenia. W celu wywołania bardziej skomplikowanych stanów naprężenia stosuje się próbki z karbem.

Próba rozciągania jest metodą szybką i prostą, jednak głównym ograniczeniem jest pojawiające się przewężenie. W trakcie wystąpienia przewężenia, wartość odkształcenia materiału przyspiesza w niekontrolowany sposób i nie odzwierciedla pierwotnie zastosowanej prędkości odkształcenia. Ponadto zmiany temperatury w podgrzanej próbce, w zależności od metody nagrzewania, mogą prowadzić do błędnych danych z powodu zależnych od temperatury właściwości materiału.

Próbka do badań wykonywana jest poprzez obróbkę skrawaniem. Należy unikać wycinania próbek z wyrobu palnikiem acetylenowym, gdyż może dojść do miejscowego nagrzania skutkującego zmianą własności mechanicznych próbki.

Każda próbka składa się z pryzmatycznej lub walcowej części pomiarowej oraz części służących do mocowania w szczękach maszyny wytrzymałościowej. Próbki przeznaczone do badań mają określony stosunek początkowej długości pomiarowej (L_0) do początkowego pola przekroju poprzecznego (S_0) lub w przypadku próbek okrągłych do średnicy części pomiarowej (d_0) [33]. Najczęściej wykorzystywanymi próbkami do badań są próbki pięciokrotne, w których:

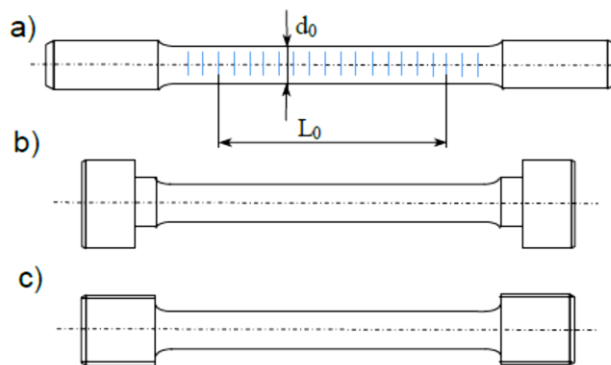
$$L_0 = 5 \cdot d_0 \quad (1.39)$$

Jeżeli przekrój próbki jest zbyt mały, to aby zapewnić odpowiednią długość części pomiarowej stosuje się próbki dziesięciokrotne:

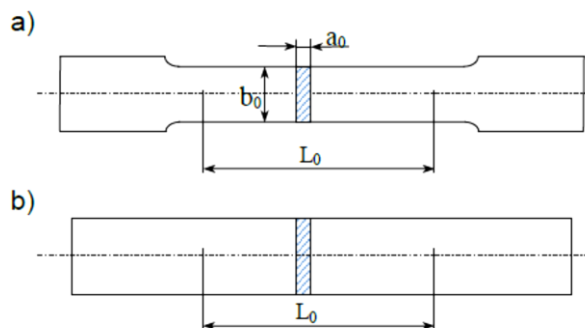
$$L_0 = 10 \cdot d_0 \quad (1.40)$$

W przypadku, gdy próbki mają inny przekrój niż okrągły (kwadratowy, prostokątny, sześciokątny itp.), średnicę zastępczą d_0 oblicza się porównując pole przekroju poprzecznego próbki z polem przekroju poprzecznego próbki o przekroju kołowym. Akceptuje się stosowanie innych próbek o długościach pomiarowych niezależnych od wielkości przekroju – próbki nieproporcjonalne.

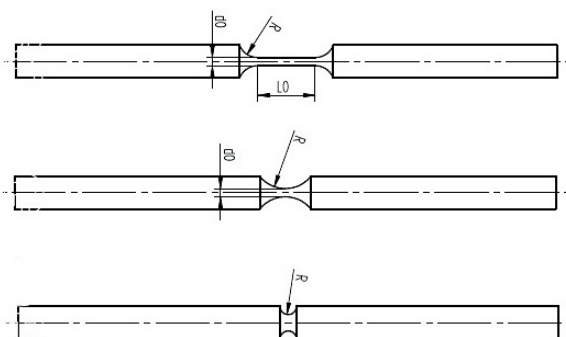
Często stosowane są próbki okrągłe (rysunek 1.16), które zakończone mogą być chwytami (główkami) cylindrycznymi, gwintowanymi lub dostosowanymi do uchwytów pierścieniowych. Próbki płaskie (rysunek 1.17) mogą być z główkami lub bez główek. W swoich pracach Li [86] oraz inni autorzy [142, 154] do badań, m.in. próby rozciągania wykorzystali kilka typów próbek (rysunek 1.18), w postaci okrągłego pręta z różnymi podcięciami, aby zbadać, jak stan naprężenia wpływa na pękanie materiału.



Rysunek 1.16. Próbkę okrągłą na rozciąganie z materiału sprężysto-plastycznego:
a) z główkami do chwytania w szczękach, b) z główkami do pierścieni,
c) z główkami gwintowanymi [52]



Rysunek 1.17. Próbkę płaską na rozciąganie: a) z główkami, b) bez główek [52]



Rysunek 1.18. Próbkę do próby rozciągania z różną geometrią i kształtem [86]

1.5.2. Próba ściskania

Próba ściskania polega na jednoosiowym spęczaniu próbki płaskiej, bądź cylindrycznej pomiędzy płaskimi kowadłami. Głównymi zaletami tego badania są możliwość stosowania większych odkształceń i podobieństwo schematu odkształceń do schematu odkształcenia występującego w podstawowych procesach obróbki plastycznej metali (kucia, walcowania, wyciskania). Próba musi być przeprowadzona w taki sposób, aby zapewnić osiowe ściskanie i by płaszczyzny ściskające próbkę (uchwyty maszyny wytrzymałościowej) mogły ustawić się równolegle do płaszczyzn podstaw próbki. Ponadto, powierzchnie próbek powinny być dokładnie obrobione (zaleca się szlifowanie tych powierzchni).

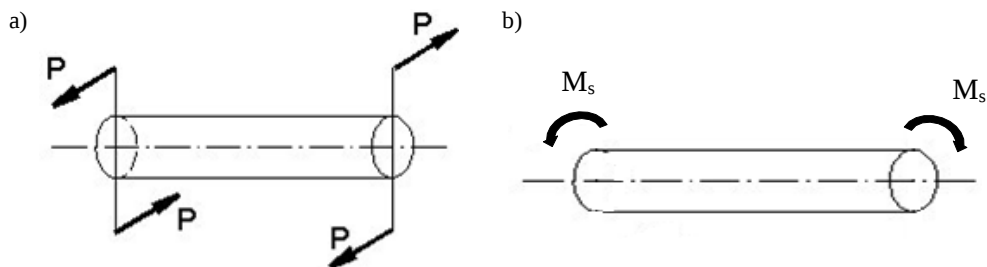
Do próby spęczania wykorzystywane są najczęściej próbki walcowe. Zaleca się stosowanie średnic próbek 10, 20, 30 mm. Li [86] oraz inni [19, 38, 47, 154] zastosowali w testach kalibracji następujące próbki: cylindryczne z różną wartością stosunku h/d , stożkowe i kołnierzone.

W sąsiedztwie narzędzi wymiary poprzeczne próbki nie mogą się swobodnie zwiększać, wynika to z oddziaływania sił tarcia na powierzchni styku próbki z narzędziami [40, 160]. Występowanie sił tarcia wpływających na wzrost siły spęczania i na powstawanie niejednorodnego stanu naprężenia i odkształcenia w metalu jest znaczącą trudnością. W celu uzyskania równomiernego rozkładu naprężenia i odkształcenia oraz zminimalizowania błędu możliwego do wystąpienia w trakcie prób, proces powinien być prowadzony w warunkach eliminujących wpływ tarcia. Literatura specjalistyczna zaleca wykorzystywać w tym zakresie następujące metody [40, 161]:

- spęczanie przy użyciu kowadeł stożkowych bądź stosowanie próbek z nieznacznym wygięciem profilu powierzchni swobodnej,
- profilowanie czołowych powierzchni próbek cylindrycznych poprzez nacięcie na powierzchniach czołowych próbek rowków w kształcie okręgów lub pełnych wgłębień z różnym kształtem fazy na bocznych pierścieniach (głębokość rowków lub wgłębień zależy od wymiarów próbek i wynosi zazwyczaj $0,1 \div 0,5\text{mm}$),
- spęczanie z zastosowaniem przekładek zmniejszających tarcie na powierzchni kontaktu próbka-narzędzie,
- stopniowe spęczanie (z przerwami czasowymi) próbki o kształcie możliwie zbliżonym do cylindrycznego.

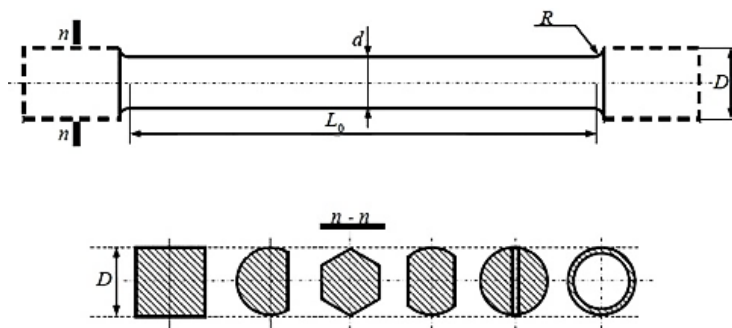
1.5.3. Próba skręcania

Skręcanie pręta występuje w przypadku jego obciążenia parą sił P o równych wartościach i przeciwnych zwrotach, działających w płaszczyźnie prostopadłej do osi pręta (w płaszczyźnie przekroju normalnego). Moment tej par sił M sprowadza się do momentu skręcającego o wartości $M_s = M$ (rysunek 1.19).



Rysunek 1.19. Skręcanie pręta o przekroju kołowym: a) pary sił o równych wartościach i przeciwnych zwrotach, działające w dwóch płaszczyznach przekroju normalnego pręta, b) momenty skręcające [33]

Próbkę skręcania przeprowadza się zwykle na prętach o stałym przekroju kołowym (rysunek 1.20), dla których proste jest określenie stanu naprężenia. Próbkę o innym przekroju niż kołowy stosowane są w szczególnych przypadkach.



Rysunek 1.20. Próbkę stosowane do prób skręcania [33]

Wymiary próbek zwykle wynoszą:

- $d = 10 \div 30 \text{ mm}$;
- $L_0 = (5 \div 20)d$.

Bezpośrednio w uchwytach można mocować próbki z prętów cienkich i druty. Typowe próbki mają głowy o przekroju kołowym, kwadratowym, n-krotnym i innym, mogą również posiadać nacięcia. Próbkę poddane badaniom muszą spełniać wymóg osiowego ustawienia próbki i uniemożliwić obrót głowy wewnątrz uchwytów.

1.6. Ocena przewidywalności kryteriów zniszczenia

Kryteria omówione uprzednio zostały poddane próbom kalibracji, celem wyznaczenia wartości granicznej funkcji zniszczenia, przez wielu autorów [12, 46, 51, 55, 79–81, 97, 104, 110, 111, 145, 147, 152, 167, 173, 174, 177, 178]. Venugopal–Rao i inni [155] zebrali dane eksperymentalne z literatury

i porównali wartości poprzez symulację numeryczną. Ocenili 10 kryteriów zniszczenia w próbie spęczania cylindrycznej próbki o różnych wymiarach. Sklasyfikowali kryteria według dwóch specyfikacji: wiarygodności danej wartości progowej (średnie odchylenie statystyczne) oraz czułości (zmienności przestrzennej). Wykazali, że wartość kryteriów zniszczenia zależy zarówno od materiału jak i warunków tarcia. Stwierdzili, że kryteria Brozzo i Cockrofta–Lathama są najdokładniejszymi kryteriami zniszczenia. Z kolei Wierzbicki i inni [162] ocenili siedem kryteriów zniszczenia na podstawie zestawu 15 testów obejmujących próby rozciągania prętów okrągłych bez nacięć i karbów, spęczania, ścinania oraz rozciągania próbek o różnych kształtach. Podsumowali, że w analizowanych przypadkach najodpowiedniejszym modelem jest model maksymalnego naprężenia ścinającego. Pater i inni [125] poddali ocenie 10 kryteriów pęknięcia w próbie walcowania poprzeczno-klinowego stali z gatunku C45 w warunkach kształtowania na gorąco. Eksperyment pokazał, że kryteriami najlepiej przewidyującymi pęknięcie materiału w procesie WPK jest kryterium opracowane przez Oyane’a, Argona i innych, Freudenthala oraz Brozzo i innych. Oznacza to, że nie ma idealnego kryterium, które dobrze sprawdziłoby się w warunkach dowolnego przypadku kształtowania.

Do czynników, które wpływają na wyniki testów kalibracyjnych zalicza się:

- typ sieci krystalicznej materiału, stan strukturalny, anizotropię własności;
- oddziaływanie efektu cieplnego na skutek odkształcenia plastycznego i występowanie gradientu temperatury na długości i przekroju poprzecznym próbki;
- sposób mocowania próbki i warunki na powierzchni styku próbki z uchwytem;
- wpływ dynamicznego obciążenia i sztywności układu „maszyna-próbka”;
- powstawanie lokalizacji odkształcenia i rozkład prędkości odkształcenia na długości i przekroju próbki;
- czynnik skali badań i ciśnienia hydrostatycznego.

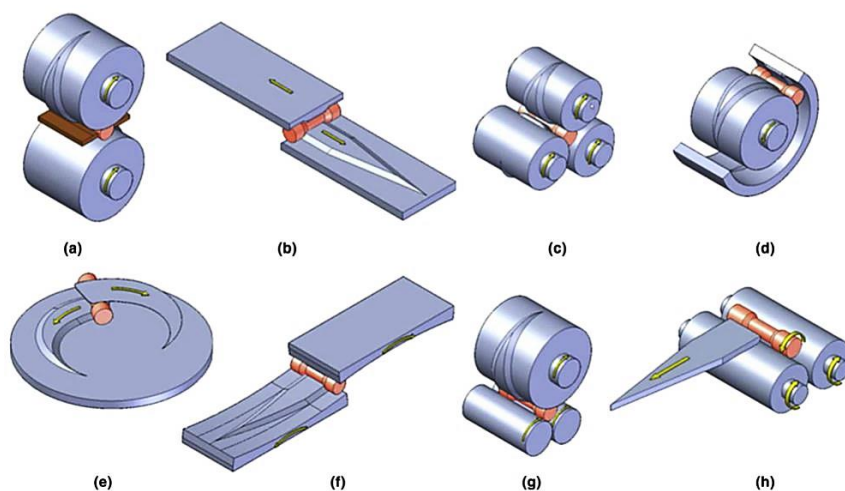
Ocena plastyczności danego materiału powinna wynikać z dokładnego odtworzenia lub przybliżenia się do warunków rzeczywistych, panujących w danym procesie przeróbki plastycznej, stąd też należy dokładnie dobierać metodę kalibracji. Ważne jest przy tym, by stan naprężenia w próbie kalibracji oraz w procesie rzeczywistym był maksymalnie zbliżony.

1.7. Problematyka pęknięcia w procesach walcowania poprzecznego

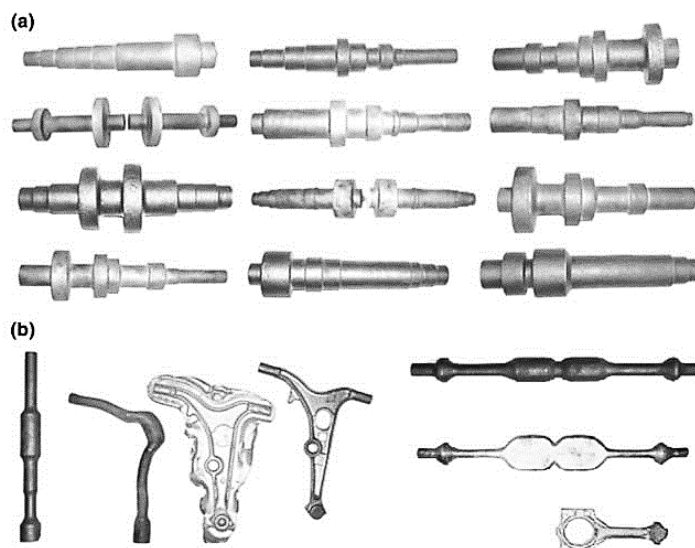
1.7.1. Charakterystyka procesu walcowania poprzeczno-klinowego

Walcowanie poprzeczno-klinowe (WPK) jest metodą często stosowaną w przemyśle kuźniczym do kształtowania przedkuwek oraz odkuwek, np. stopniowanych osi i wałów. Wyroby są kształtowane w wyniku oddziaływania

klinowych segmentów narzędziowych, umieszczonych na walcach bądź płaskich płytach walcarek (rysunek 1.21).



Rysunek 1.21. Schematy procesów WPK realizowanych w układzie: a) dwóch walców, b) dwóch klinów płaskich, c) trzech walców, d) walec-segment wklęsły, e) dwóch dysków klinowych, f) dwóch klinów wklęsłych, g) jednego walca i dwóch rolek, h) klina płaskiego i dwóch rolek [114]



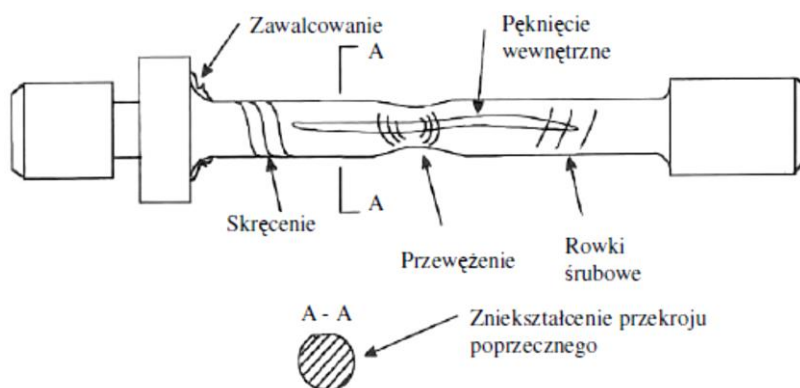
Rysunek 1.22. Przykłady wyrobów wytwarzanych metodą walcowania poprzeczno-klinowego: a) odkuwki stopniowanych wałów i osi, b) przedkuwki walcowane wraz z odkuwkami wykonanymi na ich bazie [58]

Metoda WPK znajduje zastosowanie w produkcji seryjnej i masowej (rysunek 1.22) [117, 119, 121, 123]:

- rdzeni izolatorów wysokiego napięcia,
- odkuwek części znajdujących zastosowanie w przemyśle motoryzacyjnym (np. czopy mechanizmu kierowniczego, czopy układów zawieszenia kół, osie rowerowe i motocyklowe),
- wkrętów szynowych,
- stopniowanych osi i wałów,
- przedkuwek stosowanych w kuciu matrycowym.

1.7.2. Ograniczenia w procesie WPK

Walcowanie poprzeczno-klinowe jest stosowane w przemyśle od około 60 lat i w tym okresie powstało wiele rozwiązań teoretycznych odnoszących się do tego procesu. Większość opracowań zawierała aspekt poruszający pojawiające się ograniczenia w trakcie procesu kształtowania [58, 87, 143, 149, 166] (rysunek 1.23).



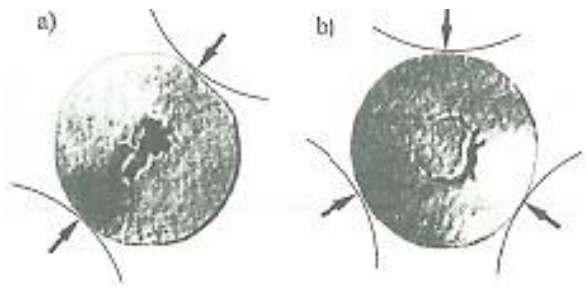
Rysunek 1.23. Wady odkuwek kształtowanych metodą WPK [114]

Ze względu na tematykę pracy, skupiono się na opisie pęknięcia wewnętrznego materiału (tzw. efekcie Mannesmanna). Ograniczenie to występuje w postaci pęknięć, które przyjmują kształt podłużnych osiowych lub pierścieniowych szczelin [42, 128, 133, 165, 171] (rysunek 1.24).

Wewnętrzne pęknięcia są powodowane przez działanie następujących czynników [58, 134]:

- występowanie naprężeń i odkształceń o charakterze cyklicznym w centralnych obszarach próbek,

- stopniowe niszczenie spójności materiału (spowodowane niskocyklowym zmęczeniem materiału),
- skręcanie wywołane różnicami między prędkościami kształtowania poszczególnych części próbki,
- wysoki stopień wtrąceń niemetalicznych w materiale formowanych części.



Rysunek 1.24. Przykłady pęknięć występujących podczas walcowania poprzeczno-klinowego z użyciem: a) dwóch wałców, b) trzech wałców [125]

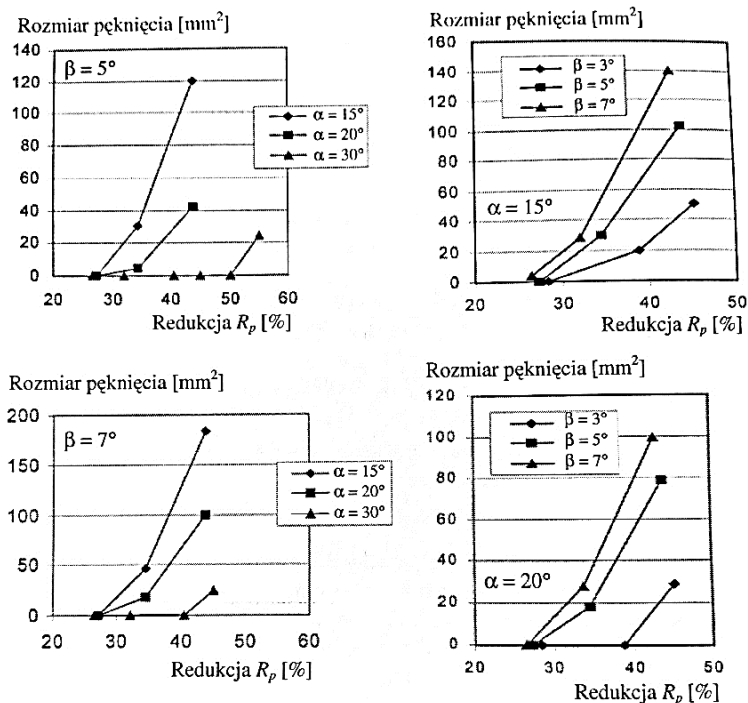
Wielu badaczy podejmowało się rozwiązanie tego problemu. Pierwszym z nich był Smirnov [144], który postulował, że pękanie jest spowodowane wpływem naprężeń ścinających i normalnych naprężeń rozciągających występujących w strefie osiowej. Teterin i Liuzin [148] zbadali oddziaływanie naprężeń rozciągających działających w kierunku promieniowym i osiowym, wykazując, że obecność strefy intensywnego odkształcenia plastycznego w środku przedmiotu obrabianego sprzyja pękaniu materiału w procesach walcowania poprzecznego. Kusunoki i inni [77] oraz Danno i Awano [28] potwierdzili, że naprężenia rozciągające działające w strefie osiowej doprowadzają do wzrostu możliwości wystąpienia pęknięcia w tym miejscu. Warunek stabilnego przeprowadzenia procesu WPK bez pęknięć wewnętrznych został zaproponowany przez Hayamę [59], ma on postać:

$$(0,15 + 0,0038\alpha)\beta^{0,325} \geq M \quad (1.41)$$

gdzie: α , β – kąty wyrażone w stopniach, zaś M – stała materiałowa, której wartość należy dobierać z przedziału $0,35 \div 0,4$ (dolną wartość przyjmuje się dla materiałów o dobrych własnościach plastycznych).

Modele procesu WPK oparte na analizie numerycznej zostały opracowane na początku XXI w. i wykorzystano je do analizy pękania materiału. Li i inni [89] jako pierwsi opublikowali obszernie badania w tej tematyce. Eksperyment polegał na kształtowaniu próbek przy różnych parametrach WPK, ze stopu aluminium 1100H16, o wymiarach $\varnothing 25,4 \times 50$ mm. Ich wyniki wskazują na łączenie szczelin spowodowane działaniem naprężenia ścinającego i normalnego naprężenia rozciągającego, w wyniku których szczeliny przyjmują charakterystyczny kształt krzyżowy. Autorzy ci zamodelowali numerycznie rozkład naprężeń głównych

i zastępczych oraz odkształceń zastępczych w osi próbki. Analiza tych rozkładów pokazała, że rozkład odkształcenia daje najwięcej informacji na temat pęknięcia materiałów. Li i Lovell [88] używając tego samego modelu numerycznego, określili wpływ podstawowych parametrów walcowania poprzeczno-klinowego realizowanego na zimno na kształtowanie pęknięć. Stwierdzili, że zwiększenie wartości kąta rozwarcia klina β , zmniejszenie kąta kształtującego α oraz zwiększenie redukcji przekroju poprzecznego R_p przyspiesza powstawanie pęknięcia i powoduje zwiększenie jego rozmiaru (rysunek 1.25).



Rysunek 1.25. Zależność pomiędzy podstawowymi parametrami procesu WPK (α , β , R_p), a rozmiarem pęknięć osiowych [114]

W kolejnych badaniach używano modelowania numerycznego do zbadania pęknięcia materiału w procesach walcowania na gorąco. Piedrahita i inni [135] zastosowali oprogramowanie FORGE do zamodelowania różnych przypadków walcowania, używając przy tym kryterium Cockcrofta–Lathama do przewidywania pęknięcia materiału. Wyniki wykazały, że pęknięcie jest wywołane przez stosowanie narzędzi o większych kątach α i β oraz zastosowanie mniejszych wartości redukcji przekroju poprzecznego R_p . Podobne wnioski zostały wyciągnięte przez Patera [116], który podał, że wpływ redukcji przekroju poprzecznego na kształtowanie pęknięcia jest mniej znaczący niż kątów α i β zastosowanego narzędzia. Temat wpływu redukcji przekroju poprzecznego na

pękanie materiału został podjęty również przez Yanga i innych [90, 172], którzy wykazali, że użycie małych ($R_p < 30\%$) i dużych ($R_p > 75\%$) redukcji przekroju poprzecznego sprzyja powstawaniu pęknięcia. Meyer i inni [101] zbadali, że zastosowanie niższych prędkości przesuwu narzędzia oraz niższych temperatur prowadzi do ograniczenia odkształcalności materiału.

Pękanie ciągliwe występujące podczas procesu walcowania poprzecznego zależy od wielu czynników. Oprócz wcześniej wymienionych, czyli kąta kształtującego α , kąta rozwarcia klina β , wskaźnika redukcji przekroju R_p , temperatury T i rodzaju materiału, ma na nie wpływ także promień zaokrąglenia narzędzia. Według Zhao i innych [176], wraz ze wzrostem wartości promienia wzrastają naprężenia normalne i ścinające w strefie osiowej skutkujące pękaniem materiału. Pęknięcie zależy również od stopnia zużycia narzędzia, co zostało wykazane przez Liu i innych [61, 93]. Należy dodatkowo zwrócić uwagę na stopień skomplikowania danego procesu kształtowania. W wielu przypadkach średnica materiału wsadowego nie może zostać zredukowana w trakcie jednego przepustu, tak więc proces musi być przeprowadzony w trakcie dwóch przepustów, ale każdy powinien przebiegać z zachowaniem tego samego współczynnika redukcji przekroju poprzecznego.

Wcześniejsze badania wykazały, że proces walcowania poprzeczno-klinowego jest podatny na pękanie ciągliwe materiału. Wynika to ze zmiany energii spowodowanej nagromadzeniem odkształceń powodujących pękanie. W celu przewidywania pęknięcia materiału, należy znać krytyczną wartość zniszczenia C_{gr} .

Obecnie można korzystać z wielu kryteriów pękania opartych na funkcji $\Phi(\sigma)$. Wykonane dotychczas badania walcowania poprzecznego oparte były na kryteriach sformułowanych przez: Oyane'a–Sato, Oh'a, Johnson–Cook'a, Cockrofta–Lathama [106]. Ograniczono się przy tym jedynie do przedstawienia rozkładów funkcji zniszczenia, ponieważ określenie momentu pęknięcia wymaga znajomości wartości granicznej C_{gr} . Wartość ta jest obliczana na podstawie metod kalibracji opisanych we wcześniejszym rozdziale. Wartość graniczna uszkodzenia przyjmowana na podstawie znanych testów kalibracji była niewłaściwa do skutecznego modelowania pękania materiału. Wynika to z różnic między naprężeniami w testach, a procesem walcowania.

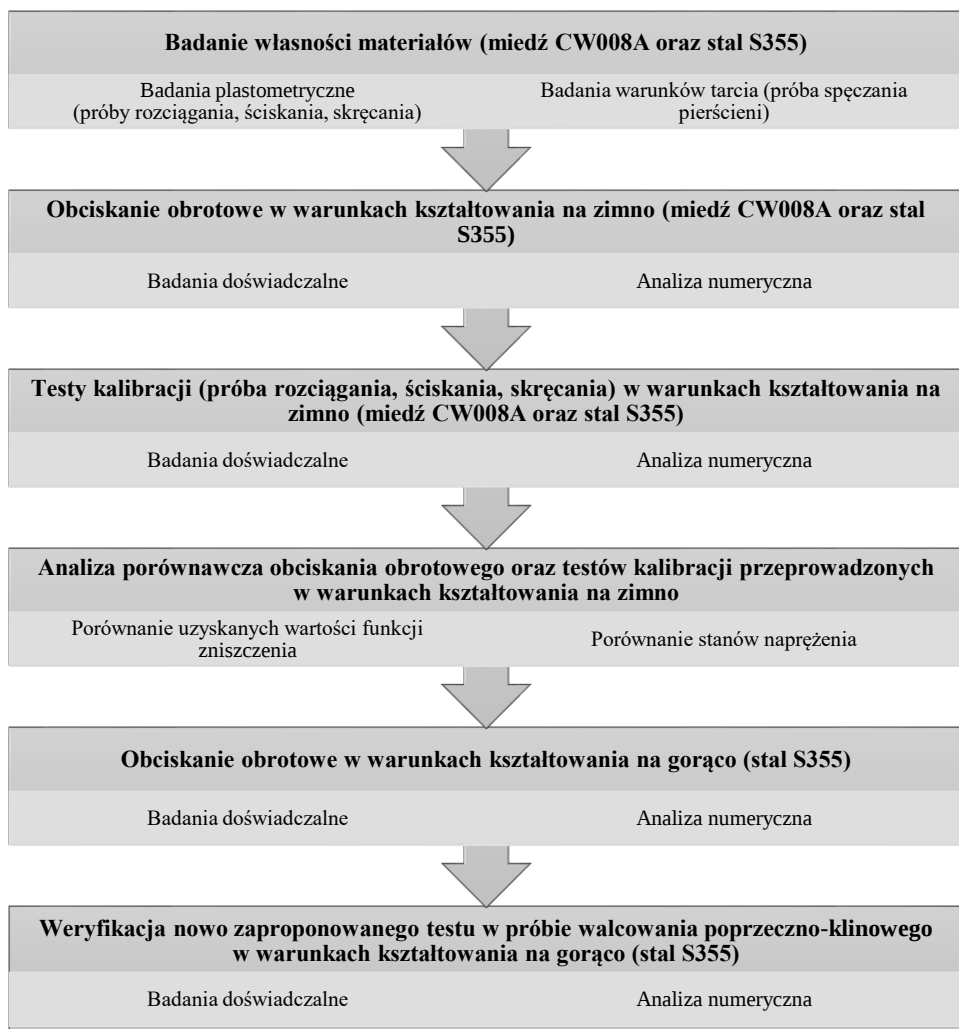
W wyniku przeprowadzonej analizy stanu zagadnienia, stwierdzono brak metody umożliwiającej wyznaczenie wartości krytycznej funkcji zniszczenia w warunkach obciążeń zmiennych. Zatem za uzasadnione uznano podjęcie prac badawczych, na podstawie których zostaną przedstawione wyniki z zaproponowanej metody – obciskania obrotowego. Proces ten powinien bowiem gwarantować możliwość określenia momentu pęknięcia m.in. w próbie walcowania poprzeczno-klinowego, gdyż stan naprężenia w próbie obciskania obrotowego jest zbliżony do stanu występującego w procesach charakteryzujących się występowaniem okresowo zmiennych naprężeń.

2. Cel i zakres pracy

Celem niniejszej pracy jest opracowanie nowej metody badawczej umożliwiającej wyznaczanie odkształcalności materiałów konstrukcyjnych w warunkach obciążeń zmiennych. W pracy podjęto się analizy obciskania obrotowego oraz testów kalibracji próbek wykonanych z miedzi EN CW008A oraz stali EN S355. Założono, że badania będą obejmowały próby doświadczalne procesu obciskania obrotowego wraz z jego późniejszą analizą bazującą na metodzie elementów skończonych (MES). Analiza doświadczalna próby obciskania będzie obejmowała wyznaczenie granicznej wartości drogi kształtowania dla każdego materiału w temperaturze otoczenia. Następnie przeprowadzone zostaną standardowe testy kalibracji (próba spęczania, rozciągania, skręcania) dla poszczególnych materiałów, gdzie na podstawie badań doświadczalnych zostaną określone za pomocą symulacji numerycznych wartości graniczne funkcji zniszczenia. Wartości te zostaną wyznaczone przy użyciu różnych modeli, tj. kryteriów opartych na modelu wzrostu i łączenia się mikroszczelin (Rice&Tracey, Oyane'a, Argona), inicjacji i rozwoju pęknięcia ciągłego w procesach kształtowania (Freudenthala, Cockrofta–Lathama, Brozzo, Oh'a) oraz rozszerzonych modeli fenomenologicznych opartych m.in. na historii trójosiowości naprężenia (Ayada) czy na naprężeniu średnim i zastępczym (Zhana). Ponadto zostaną przeprowadzone badania doświadczalne w celu uzyskania własnego modelu materiałowego, dla każdej z przeprowadzonych prób niezbędnego do wykonania analizy numerycznej, a także wyznaczenia warunków tarcia w zakresie parametrów kształtowania.

Na podstawie wstępnych badań [22, 124–126, 130–132, 156], dotyczących możliwości wykorzystania obciskania obrotowego jako nowego testu kalibracji oraz przeprowadzonego przeglądu literaturowego postawiono tezę, że obciskanie obrotowe pozwala na wyznaczenie wartości krytycznych funkcji zniszczenia w warunkach obciążeń zmiennych, występujących m.in. w procesach walcowania poprzecznego i skośnego.

Dla zrealizowania celów pracy oraz wykazania słuszności postawionej tezy zaplanowano szereg prac badawczych obejmujących zarówno badania eksperymentalne jak i analizy teoretyczne. Przyjętą koncepcję badań własnych przedstawiono na rysunku 2.1.



Rysunek 2.1. Plan przeprowadzonych badań własnych

3. Badania plastometryczne oraz wyznaczenie warunków tarcia w zakresie parametrów kształtowania

3.1. Badania plastometryczne

Nowoczesne projektowanie technologii obróbki plastycznej jest skorelowane z symulacjami numerycznymi, w których istotną rolę warunkującą dokładność przeprowadzanych obliczeń stanowi model materiałowy. Głównym jego elementem jest zależność pomiędzy naprężeniem, a odkształceniem przy różnych warunkach kształtowania, opisana krzywymi umocnienia lub krzywymi płynięcia. W związku z prowadzonymi pracami badawczymi nad zastosowaniem nowego testu kalibracji do wyznaczania wartości granicznych funkcji zniszczenia wytypowanych materiałów uznano za celowe sporządzenie własnych modeli materiałowych. W niniejszym rozdziale przedstawiono krzywe płynięcia opracowane na podstawie badań plastometrycznych, które posłużyły do stworzenia modeli materiałowych wybranych materiałów metalicznych. Modele te wykorzystano do symulacji testów kalibracji: ściskania, rozciągania, skręcania, a także próby obciskania obrotowego wykonanych za pomocą oprogramowania bazującego na MES, wspomagającego projektowanie technologii obróbki plastycznej.

3.1.1. Stanowiska badawcze

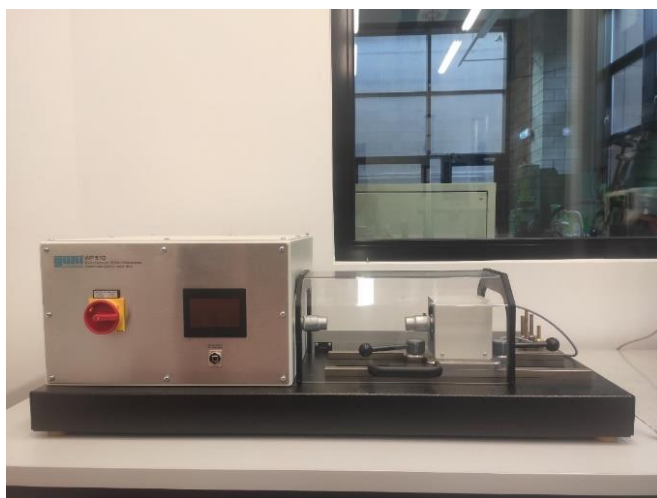
Badania plastometryczne przeprowadzono w oparciu o próbę ściskania, rozciągania i skręcania. Próby ściskania i rozciągania przeprowadzano za pomocą maszyny wytrzymałościowej (rysunek 3.1) INSTRON 1000HDX o obciążeniu maksymalnym do 1000 kN, zaś do próby skręcania użyto skrętarki (rysunek 3.2) WP 510 o maksymalnym momencie skręcającym 200 Nm. Obie maszyny znajdują się na wyposażeniu Katedry Obróbki Plastycznej Metali Politechniki Lubelskiej.

Do głównych części składowych elektromechanicznego systemu pomiarowego Instron należą:

- rama z wbudowanym sterownikiem,
- głowica pomiarowa siły (zamontowana na belce pomiarowej),
- uchwyty do prób rozciągania lub ściskania,
- stacja wisząca,
- jednostka sterująca serii 59,
- konsola z umieszczonym zasilaczem hydraulicznym,
- system komputerowy z oprogramowaniem InstronBluehill.



Rysunek 3.1. Maszyna wytrzymałościowa INSTRON o obciążeniu maksymalnym do 1000 kN



Rysunek 3.2. Skrętarka WP 510 o maksymalnym momencie skręcającym 200 Nm

Skrętarka posiada wbudowane oprogramowanie, które rejestruje moment skręcający w funkcji kąta skręcającego. Próbkę podczas badań można poddawać obciążeniu aż do złamania. Można stosować próbki o różnych długościach

i średnicach, z różnych materiałów. Moment skręcający jest mierzony elektrycznie przez wałek dozujący, który jest wyposażony w tensometr. Kąt obrotu określa się za pomocą optoelektronicznego czujnika kąta obrotu. Obie wartości są wyświetlane cyfrowo na wyświetlaczu LCD. Możliwe jest ustawienie różnych prędkości kształtowania próbek.

Dane techniczne maszyny przedstawiono w tabeli 3.1. Urządzenie umożliwia skręcanie próbek o przekroju główek sześciokątnym, gdyż takie uchwyty są wbudowane na stałe w oprawę maszyny.

Tabela 3.1. Dane techniczne skretarki WP 510

Maksymalny moment [Nm]	200
Maksymalna prędkość testowa [°/min]	500
Minimalna prędkość testowa [°/min]	50
Maksymalna długość próbek [mm]	350
Maksymalna średnica próbek [mm]	9
Wymiary [mm]	1100 x 550 x 450
Waga [kg]	80

3.1.2. Materiał próbek

Do przeprowadzenia prób kalibracji oraz obciskania obrotowego wykorzystano następujące materiały:

- miedź EN CW008A

Miedź w gatunku EN CW008A jest miedzią beztlenową o wysokiej czystości i pozbawioną fosforu. Odznacza się bardzo wysoką przewodnością elektryczną – przez co jest stosowana bardzo często w elektronice. Cechuje się także wysoką przewodnością cieplną, jest podatna do spawania i lutowania oraz do obróbki plastycznej. Stosowana jest również w elektrotechnice, technologiach próżniowych, w produkcji półprzewodników itp. Skład chemiczny tego materiału przedstawiony został w tabeli 3.2.

Tabela 3.2. Skład chemiczny miedzi CW008A [%]

Cu	Bi	Pb	inne
≤99,96	≤0,001	≤0,005	≤0,034

- stal EN S355

Jest to stal węglowo-manganowa (tabela 3.3), o podwyższonej wytrzymałości, spawalna. Charakteryzuje się wysoką wytrzymałością, znaczną ciągliwością, drobnoziarnistością. Znajduje zastosowanie głównie w konstrukcjach spawanych i zgrzewanych. Używana jest do budowy konstrukcji narażonych na działanie większych obciążeń i udarności w obniżonej temperaturze. Produkuje się z niej całe konstrukcje, a także elementy silników, zbiorniki, części mostów, wagony kolejowe, elementy nośne w konstrukcjach urządzeń dźwigowych.

Tabela 3.3. Skład chemiczny stali S355 [%]

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	Cu	Fe
0,2	1,5	0,2– 0,5	≤ 0,04	≤ 0,04	≤ 0,3	≤ 0,3	≤ 0,02	≤ 0,03	reszta

Własności mechaniczne zastosowanych w badaniach laboratoryjnych materiałów przedstawiono w tabeli 3.4.

Tabela 3.4. Własności mechaniczne miedzi CW008A oraz stali S355

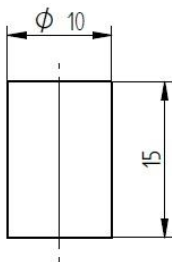
Material	Własności mechaniczne		
	R_m [MPa]	R_e [MPa]	A_5 [%]
Miedź CW008A	235	69	35
Stal S355	470–630	345	22

3.1.3. Zakres badań doświadczalnych

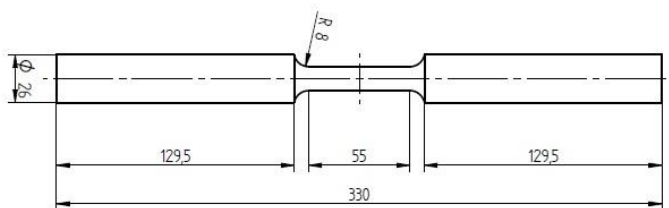
Do wyznaczenia krzywych płynięcia badanych materiałów wykorzystano próbki przedstawione na rysunku 3.3. Do każdego materiału zostały przydzielone po 3 próbki w danej próbie w celu sprawdzenia powtarzalności. Próby ściskania prowadzono do osiągnięcia wysokości końcowej wynoszącej $\frac{1}{3}$ wysokości początkowej. Próby rozciągania i skręcania prowadzono do momentu zerwania próbek.

Założono, że próby ściskania, rozciągania oraz skręcania przeprowadzone zostaną w temperaturze otoczenia (20 °C). Prędkość ruchu narzędzi w próbie ściskania i rozciągania wynosiła $V = 50$ mm/min, zaś w próbie skręcania $\omega = 500$ °/min. W trakcie pomiaru rejestrowano przebieg siły w funkcji przemieszczenia (ściskanie, rozciąganie) oraz przebieg momentu skręcającego w funkcji kąta skręcającego (skręcanie). Na kolejnych rysunkach 3.4–3.6 przedstawiono widoki próbek umieszczonych w maszynach przed rozpoczęciem badań plastometrycznych.

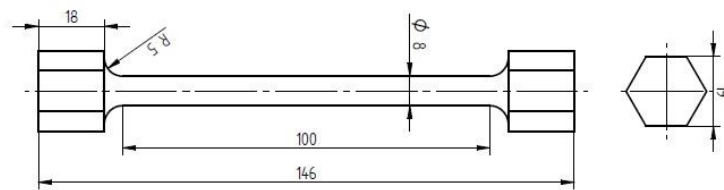
a)



b)



c)



Rysunek 3.3. Próbkki wykorzystane do prób plastometrycznych – kształt i geometria:
a) do próby ściskania, b) do próby rozciągania, c) do próby skręcania



Rysunek 3.4. Widok próbki umieszczonej między dwoma płaskimi kowadłami do badań plastometrycznych – próba ściskania



Rysunek 3.5. Widok próbki umieszczonej w szczękach maszyny wytrzymałościowej do badań plastometrycznych – próba rozciągania



Rysunek 3.6. Widok próbki umieszczonej w uchwytach maszyny skręcającej do badań plastometrycznych – próba skręcania

3.1.4. Uzyskane wyniki

Na podstawie wykonanych pomiarów oraz uzyskanych danych w trakcie przeprowadzonych badań wyznaczono wartości naprężeń uplastyczniających i odpowiadających im wartości odkształceń z zależności:

- dla próby ściskania:

$$\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h_i} \quad (3.1)$$

$$\sigma_p = \frac{4 \cdot F_i \cdot h_i}{\pi \cdot d_0^2 \cdot h_0} \quad (3.2)$$

- dla próby rozciągania:

$$\varepsilon = \ln \frac{l}{l_0} \quad (3.3)$$

$$\sigma_p = F_i \cdot \left(S_0 \cdot \frac{l_0}{l} \right)^{-1} \quad (3.4)$$

- dla próby skręcania:

$$\gamma_m = 2\pi \cdot R \cdot N \cdot L^{-1} \quad (3.5)$$

$$\tau_m = \frac{M_s}{W_p} = \frac{16 \cdot M_s}{\pi \cdot d_0^3} \quad (3.6)$$

gdzie: h_0 – początkowa wysokość próbki, h_i – chwilowa wysokość próbki, F_i – chwilowa siła spęczająca/rozciągająca, d_0 – początkowa średnica próbki, l – chwilowa długość odcinka pomiarowego, l_0 – początkowa długość odcinka pomiarowego próbki, S_0 – początkowe pole przekroju poprzecznego próbki, R – promień próbki, N – ilość wykonanych obrotów próbki, L – długość odcinka pomiarowego, M_s – chwilowy moment skręcający, W_p – wskaźnik wytrzymałości przekroju na skręcanie.

Uzyskane naprężenie styczne i odkształcenie postaciowe z próby skręcania przekształcono do postaci intensywności naprężenia σ_p oraz intensywności odkształcenia ε według hipotezy Hubera–Mises’a–Hencky’ego z zależności:

$$\varepsilon = \frac{\sqrt{3}}{3} \cdot \gamma_m \quad (3.7)$$

$$\sigma_p = \sqrt{3} \cdot \tau_m \quad (3.8)$$

Wartość prędkości odkształcenia $\dot{\varepsilon}$, która zdefiniowana jest jako przyrost wartości odkształcenia ε przypadającego na jednostkę czasu t określono za pomocą następującego wyrażenia:

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (3.9)$$

Wyznaczone w sposób doświadczalny krzywe płynięcia w poszczególnych próbach plastometrycznych dla badanych materiałów – miedzi CW008A oraz stali S355 opisano równaniem konstytutywnym w postaci:

$$\sigma_p = C \cdot \varepsilon^n \quad (3.10)$$

W celu wyznaczenia współczynników C i n zdefiniowano funkcję celu opisaną równaniem:

$$\Phi_\sigma = \sum_{i=1}^n (\sigma_{doś.i} - \sigma_{teo.i})^2 \Rightarrow \min \quad (3.11)$$

gdzie: $\sigma_{doś.i}$ – wartości naprężenia uplastyczniającego wyznaczonego doświadczalnie dla danej prędkości odkształcenia w poszczególnych próbie (dla wartości odkształcenia w i -tym punkcie pomiarowym), $\sigma_{teo.i}$ – wartości

naprężenia uplastyczniającego wyznaczonego ze wzoru (dla wartości odkształcenia w i -tym punkcie pomiarowym).

Minimum funkcji celu Φ_σ wyznaczono przy zastosowaniu metody optymalizacji Generalized Reduced Gradient zaimplementowanej w programie Microsoft Excel. W wyniku obliczeń uzyskano współczynniki przedstawione w tabeli 3.5.

Tabela 3.5. Wartości współczynników C i n otrzymane w wyniku przeprowadzonych badań z wykorzystaniem metod optymalizacji dla badanych materiałów w poszczególnych testach plastometrycznych

Wartość współczynnika	Próba spęczania CW008A	Próba rozciągania CW008A	Próba skręcania CW008A	Próba spęczania S355	Próba rozciągania S355	Próba skręcania S355
$C [-]$	389,0	665,0	299,679	610,285	1785,5	937,982
$n [-]$	0,08	0,234	0,189	0,09	0,368	0,164

Otrzymano zatem następującą postać równań:

- dla próby spęczania miedzi CW008A:

$$\sigma_p = 389,0 \cdot \varepsilon^{0,08} \quad (3.12)$$

- dla próby rozciągania miedzi CW008A:

$$\sigma_p = 665,0 \cdot \varepsilon^{0,34} \quad (3.13)$$

- dla próby skręcania miedzi CW008A:

$$\sigma_p = 299,679 \cdot \varepsilon^{0,189} \quad (3.14)$$

- dla próby spęczania stali S355:

$$\sigma_p = 610,285 \cdot \varepsilon^{0,09} \quad (3.15)$$

- dla próby rozciągania stali S355:

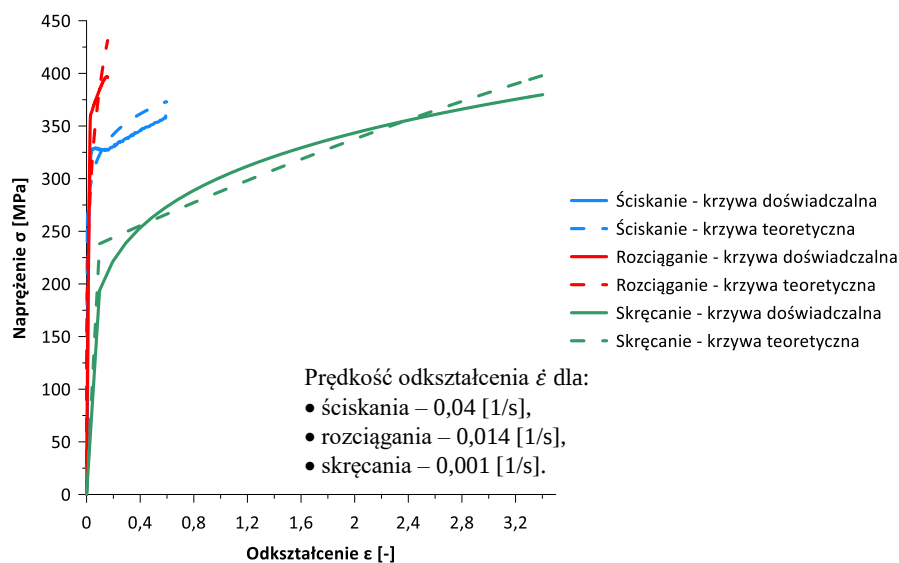
$$\sigma_p = 1785,5 \cdot \varepsilon^{0,368} \quad (3.16)$$

- dla próby skręcania stali S355:

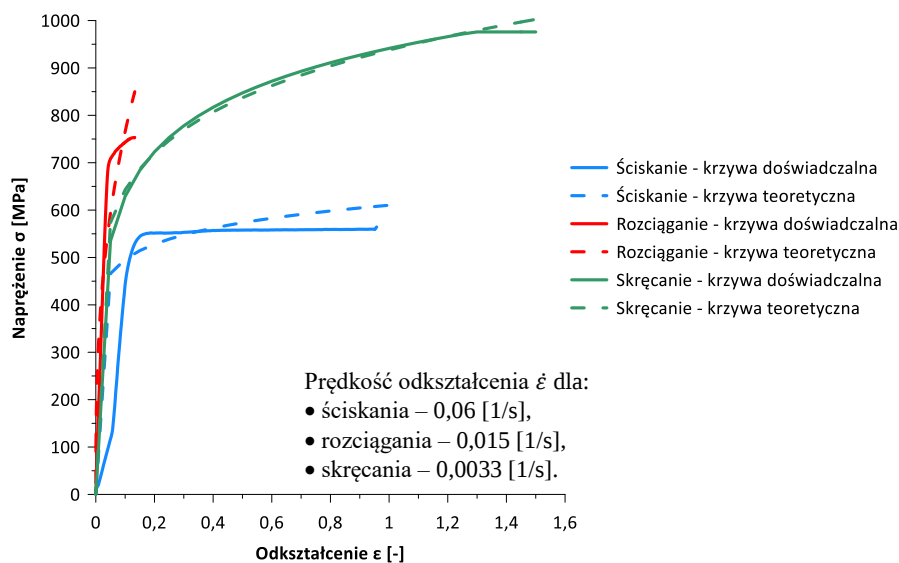
$$\sigma_p = 937,982 \cdot \varepsilon^{0,164} \quad (3.17)$$

W celu zobrazowania przeprowadzonych obliczeń zestawiono krzywe płynięcia wyznaczone doświadczalnie oraz teoretycznie dla badanych materiałów (rysunek 3.7 i 3.8).

W związku z tym, że krzywe wyznaczone z równań konstytutywnych nie odbiegają istotnie od krzywych wyznaczonych doświadczalnie, do dalszych obliczeń (do opracowania modeli materiałowych w programie Simufact.Forming w celu przeprowadzenia analizy numerycznej) zostaną wykorzystane równania 3.12–3.17.



Rysunek 3.7. Krzywe płynięcia wyznaczone doświadczalnie oraz z równań konstytutywnych dla miedzi CW008A



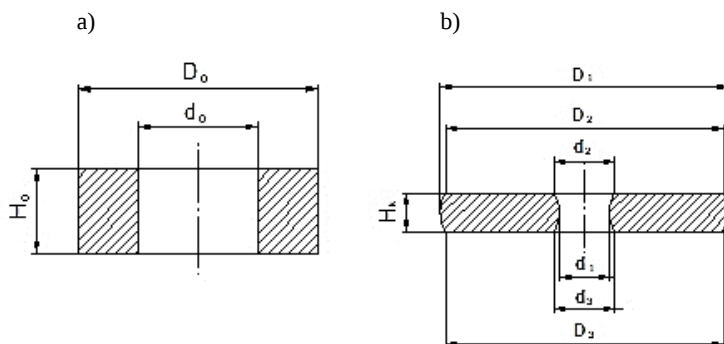
Rysunek 3.8. Krzywe płynięcia wyznaczone doświadczalnie oraz z równań konstytutywnych dla stali S355

3.2. Badanie warunków tarcia w zakresie parametrów kształtowania plastycznego

Tarcie występujące między odkształcanym plastycznie metalem a narzędziem w procesach obróbki plastycznej odgrywa bardzo ważną rolę. Występujące siły tarcia determinują zarówno przebieg procesu, jak również rzutują na uzyskane własności wyrobów. Powodują one niejednorodność pól naprężeń i odkształceń, zróżnicowane własności wyrobu kształtowanego, wzrost sił kształtowania oraz zwiększone zużycie narzędzi. Mają również pozytywne znaczenie w procesach tłoczenia, kucia matrycowego w matrycach otwartych oraz walcowania. Warunki tarcia zależne są od temperatury, prędkości odkształcenia, rodzaju smarowania itp. Wyznaczenia warunków tarcia dokonano dla potrzeb modelowania numerycznego testów kalibracji oraz próby obciskania obrotowego dla badanych materiałów. W obliczeniach numerycznych przeprowadzanych testów, przyjęto model tarcia stałego, w przypadku którego wymagana jest znajomość czynnika tarcia m przyjmującego wartości od 0 do 1.

3.2.1. Zakres badań doświadczalnych

Badania warunków tarcia w zakresie parametrów kształtowania plastycznego wybranych materiałów metalicznych przeprowadzono metodą spęczania próbki pierścieniowej (rysunek 3.9). Wykorzystano próbki o wymiarach: średnica zewnętrzna $D_0 = 20$ mm, średnica wewnętrzna $d_0 = 10$ mm i wysokość $H_0 = 7$ mm z miedzi CW008A oraz stali S355 (rysunek 3.10 i 3.11).



Rysunek 3.9. Szkic próbki stosowanej w badaniach doświadczalnych: a) pierścień stosowany w próbie spęczania, b) wielkości mierzone po spęczeniu próbek pierścieniowych [35]

Próbki pierścieniowe spęczano bez smarowania między równoległymi, płaskimi kowadłami używając maszyny wytrzymałościowej Instron HDX1000 (dla klasycznych prób kalibracji). Do wyznaczenia czynnika tarcia dla prób obciskania obrotowego, próbki pierścieniowe spęczano między płytami narzędzi, które są montowane w przestrzeni roboczej walcarki i służą do przeprowadzenia

prób obciskania obrotowego. Wykorzystano do tego prasę hydrauliczną NARGESA MX 700 (rysunek 3.12), znajdującą się na wyposażeniu Katedry Obróbki Plastycznej Metali Politechniki Lubelskiej.



Rysunek 3.10. Próbk pierścieniowe z miedzi CW008A przygotowane do badań warunków tarcia



Rysunek 3.11. Próbk pierścieniowe ze stali S355 przygotowane do badań warunków tarcia

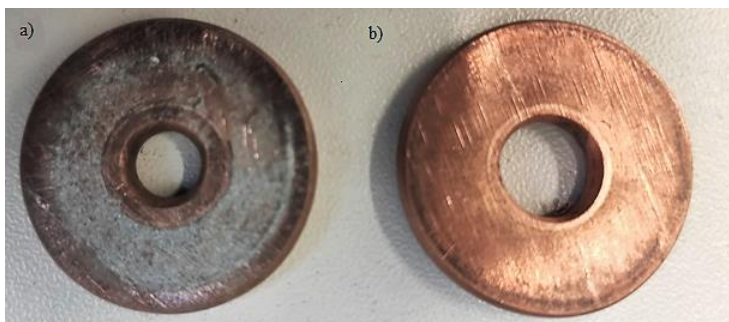


Rysunek 3.12. Prasa hydrauliczna MX 700

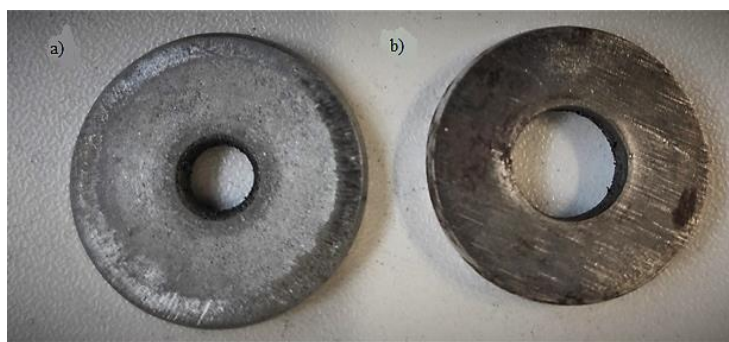
Próbki spęczano do około połowy wysokości początkowej. Wartość czynnika tarcia wyznaczono poprzez porównanie i dopasowanie wymiarów (średnic) uzyskanych w doświadczeniu z wymiarami próbek uzyskanych w symulacjach numerycznych bazujących na metodzie elementów skończonych. Zaletą zastosowanej metody jest możliwość uwzględnienia w obliczeniach takich zjawisk jak: wymiana ciepła pomiędzy próbką a narzędziem, zmienność prędkości odkształcenia, niejednorodność rozkładu odkształcenia i naprężeń itp., które są pomijane przy konwencjonalnej metodzie wyznaczania współczynnika tarcia z nomogramów Burgdorfa.

3.2.2. Uzyskane wyniki

Próbki pierścieniowe po spęczeniu przedstawiono na rysunkach 3.13 i 3.14. Dokonano pomiaru próbek według rysunku 3.9b.



Rysunek 3.13. Spęzione próbki pierścieniowe z miedzi CW008A, a) do próby obciskania obrotowego, b) do prób kalibracji



Rysunek 3.14. Spęzione próbki pierścieniowe ze stali S355, a) do próby obciskania obrotowego, b) do prób kalibracji

Ze względu na kształt próbek spęczonych, często odbiegający od osiowosymetrycznego wykonano trzy pomiary w różnych płaszczyznach i wyniki uśredniono. Wymiary próbek po spęczeniu przedstawiono w tabeli 3.6.

Tabela 3.6. Zestawienie uśrednionych wymiarów próbek pierścieniowych po próbie spęczania badanych materiałów

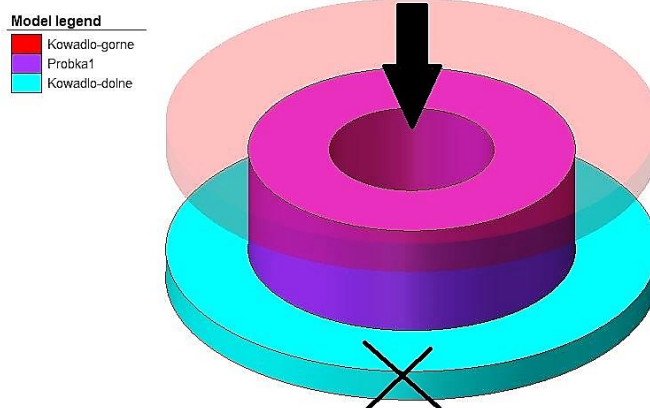
	D [mm]	d [mm]	h [mm]
Miedź CW008A – dla klasycznych prób kalibracji	24,77	7,87	3,85
Miedź CW008A – dla próby obciskania obrotowego	24,76	5,46	3,68
Stal S355 – dla klasycznych prób kalibracji	23,98	8,85	4,29
Stal S355 – dla próby obciskania obrotowego	24,8	5,42	3,73

W celu wyznaczenia wartości czynników tarcia najlepiej opisujących rzeczywiste warunki kontaktu badanej pary trącej wykonano szereg symulacji numerycznych spęczania pierścienia w środowisku programu Simufact.Forming v.15, bazującego na metodzie elementów skończonych. Model geometryczny procesu spęczania pierścienia utworzony w wymienionym powyżej programie przedstawiono na rysunku 3.15. W symulacjach numerycznych zastosowano model tarcia stałego. Krzywą płynięcia materiału wykorzystanego w obliczeniach dla miedzi CW008A opisano zależnością – (3.12), dla stali S355 – (3.15).

W programie przeprowadzono szereg symulacji, zmieniając wartości czynnika tarcia m w taki sposób, aby uzyskać najlepszą zbieżność pomiędzy teoretycznymi i doświadczalnymi wymiarami próbek. Optymalne wartości czynnika tarcia wyznaczono na podstawie najmniejszych wartości funkcji określającej odchylenie wartości teoretycznych od doświadczanych, wyrażonej zależnością:

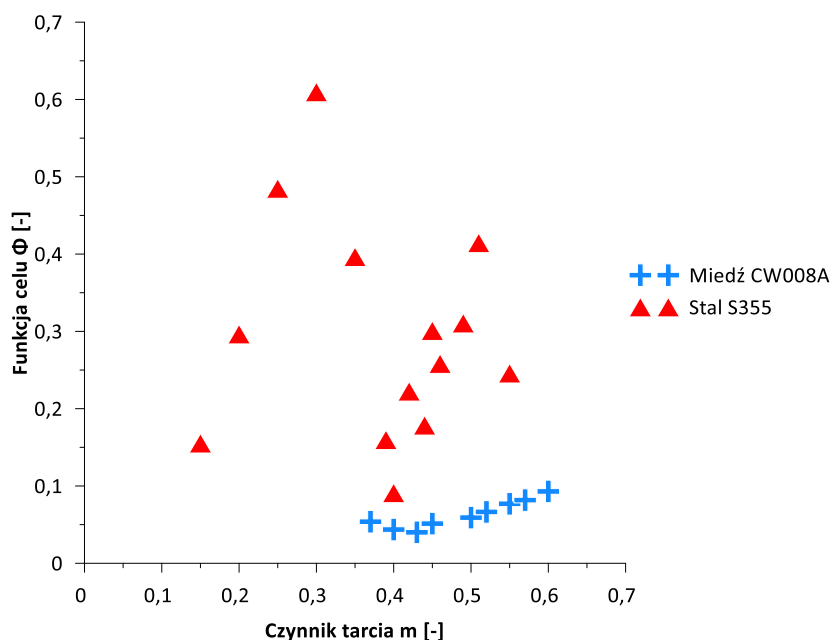
$$\Phi_d = \left| \frac{D_d - D_t}{D_d} \right| + \left| \frac{d_d - d_t}{d_t} \right| \quad (3.18)$$

gdzie: D_d – średnia średnica zewnętrzna próbki uzyskana w doświadczeniu, D_t – średnia średnica zewnętrzna próbki uzyskana w symulacji, d_d – średnia średnica wewnętrzna próbki uzyskana w doświadczeniu, d_t – średnia średnica wewnętrzna próbki uzyskana w symulacji.

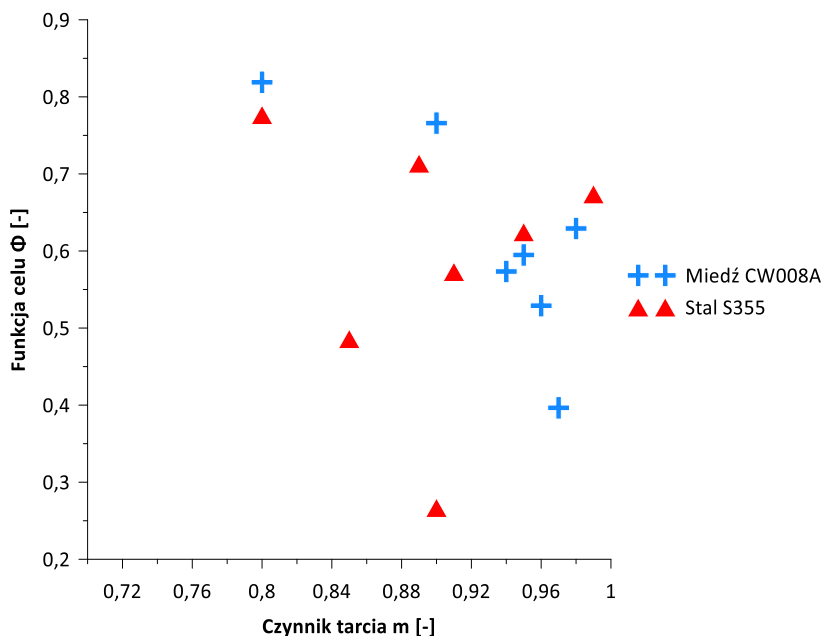


Rysunek 3.15. Model geometryczny procesu spęczania pierścienia, zbudowany w programie Simufact.Forming

Otrzymane wartości funkcji celu (zależne od czynnika tarcia) dla spęczania miedzi CW008A oraz stali S355 bez smarowania dla klasycznych prób kalibracji i próby obciskania przedstawiono na rysunkach 3.16 i 3.17.



Rysunek 3.16. Zależność funkcji celu Φ od czynnika tarcia dla miedzi CW008A oraz stali S355 bez smarowania dla klasycznych prób kalibracji



Rysunek 3.17. Zależność funkcji celu Φ od czynnika tarcia dla miedzi CW008A oraz stali S355 bez smarowania dla próby obciskania obrotowego

Za czynnik tarcia najlepiej odzwierciedlający warunki rzeczywiste przyjmowano wartość, przy której minimum osiągnęła zdefiniowana funkcja celu Φ_d . Wartości minimalne funkcji celu Φ_d dla wartości czynnika tarcia dla badanych materiałów przedstawiono w tabeli 3.7. Wartości te zostały uznane za optymalne dla warunków przeprowadzanych prób.

Tabela 3.7. Wartości minimalne funkcji celu Φ_d dla miedzi CW008A oraz stali S355

	Czynnik tarcia m dla klasycznych kalibracji	Czynnik tarcia m dla próby obciskania obrotowego
Miedź CW008A	0,43	0,97
Stal S355	0,4	0,9

Uzyskane wyniki badań określające zależność wartości czynników tarcia umożliwią wykonanie symulacji numerycznych z zastosowaniem modelu tarcia stałego.

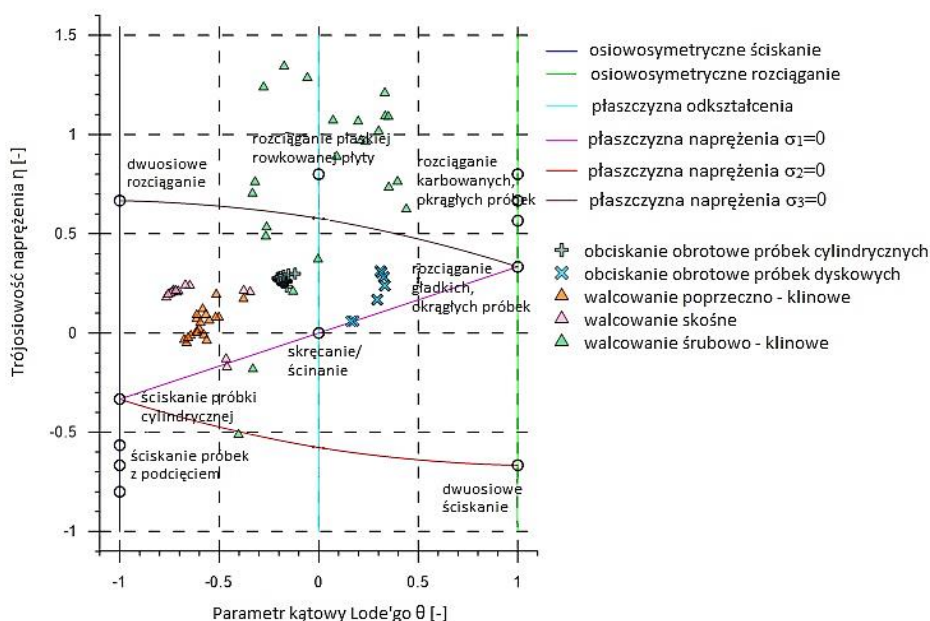
4. Obciskanie obrotowe

Obciskanie obrotowe dotyczy przypadku obciążenia, jaki występuje w procesach rotacyjnej obróbki plastycznej, do których zalicza się: kucie na kowarkach, dziurowanie metodą Mannesmanna, walcowanie poprzeczno-klinowe, walcowanie skośne. Proces ten może być prowadzony za pomocą dwóch narzędzi (walce, szczęki płaskie lub wklęsłe) [113] lub trzech walców. Dotychczasowe badania dotyczące obciskania prętów były skupione na określeniu szerokości powierzchni styku materiał-narzędzie oraz na obliczaniu nacisków jednostkowych, występujących na tej powierzchni. Przegląd prac wykonanych w tym zakresie przedstawił Pater [114]. Na podstawie tej analizy przyjmowano, że w środku próbek występuje płaski stan odkształcenia, co pozwalało na korzystanie z popularnych metod analizy inżynierskiej, takich jak: metoda cienkich przekroi, metoda górnej oceny czy metoda linii poślizgów.

4.1. Stan naprężenia i odkształcenia w procesie obciskania obrotowego

Pierwsze prace nad tym zagadnieniem były prowadzone przez Kolomogorova [71], Lomsadze [94], Andreeva [4] oraz Higashino i innych [60]. Liczne badania analizujące stan naprężenia i odkształcenia w procesie obciskania obrotowego zostały przeprowadzone przez zespół badawczy Katedry Obróbki Plastycznej Metali Politechniki Lubelskiej. Pater i inni [115, 124, 125, 132] w jednym z badań poddali próbie obciskania obrotowego w warunkach kształtowania na gorąco, cylindryczne próbki o długości $l_0 = 30 \div 150$ mm i średnicy wyjściowej $\varnothing 30$ mm, wykonane ze stali C45. W kolejnym doświadczeniu [122] poddano próbie nowego testu próbki dyskowe i cylindryczne w zakresie temperatur od 950 °C do 1150 °C wykonane ze stali w gatunku 50HS. Ponadto porównano stany naprężeń występujące w obciskaniu obrotowym oraz w procesach walcowania poprzeczno-klinowego, walcowania skośnego w walcierce dwuwalcowej oraz walcowania śrubowo-klinowego. Na podstawie przeprowadzonych symulacji numerycznych, korzystając z sensorów umieszczonych w osi próbki określono stan naprężenia w badanych procesach (rysunek 4.1). Dodatkowo na rysunku tym umieszczono linie reprezentujące wybrane stany naprężenia oraz punkty reprezentujące klasyczne testy kalibracji wyznaczone przez Wierzbickiego [9, 162].

Analizując rysunek można zauważyć, że wartość trójosiowości naprężenia dla testów obciskania obrotowego mieści się w przedziale od 0,06 do 0,315. Przeprowadzając przegląd literatury oraz badań zamieszczonych w rozdziale 1, można stwierdzić, że przy takich wartościach trójosiowości naprężenia do pękania materiału zachodzi zarówno skutek powstawania szczelin jak i w wyniku ścinania.



Rysunek 4.1. Reprezentacja stanu naprężenia na płaszczyźnie η i θ z zaznaczonymi testami wykorzystywanymi w kalibracji funkcji zniszczenia [122]

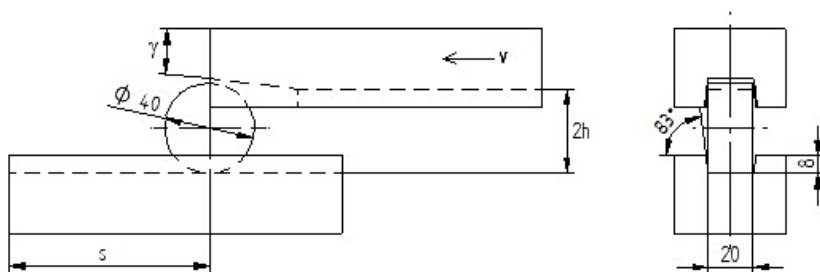
Widoczne różnice w wartościach przejawiają się dla parametru kątowego Lode'go, gdzie dla próbek cylindrycznych parametr ten jest ujemny, zaś dla próbek dyskowych dodatni. Poddając analizie stany naprężenia występujące w rozważanych procesach walcowania, należy zauważyć, że w przypadku walcowania poprzeczno-klinowego oraz walcowania skośnego w walcarce dwuwalcowej wartość trójosiowości naprężenia jest zbliżona do występującej w opracowanych testach obciskania obrotowego. Dla tych przypadków kształtowania parametr kątowy Lode'go przyjmuje wartości ujemne. Biorąc pod uwagę wszystkie dostępne testy stwierdza się, że stan naprężenia występujący w teście obciskania obrotowego próbek cylindrycznych jest najbardziej zbliżony do stanu naprężenia występującego podczas WPK oraz walcowania skośnego. Zatem test obciskania obrotowego zaleca się do kalibracji funkcji zniszczenia wykorzystywanych w analizach wymienionych dwóch przypadków walcowania.

4.2. Podstawy procesu obciskania obrotowego

W Politechnice Lubelskiej opracowano nowy test kalibracji [112], którego schemat przedstawiono na rysunku 4.2. Test może być realizowany w dwóch wersjach, tj. jako obciskanie obrotowe krążka w kanale oraz obciskanie obrotowe cylindra między płaskimi płytami. Wykorzystując jako próbkę krążek o średnicy d_0 oraz szerokości $b = d_0/2$ obciskanie jest realizowane w wykroju tworzonym

przez kanały wykonane w dwóch współpracujących ze sobą segmentach płaskich. Wysokość wykroju równa $2h$ jest mniejsza od średnicy próbki d_0 , co umożliwia jej przewalcowanie po dolnym narzędziu na długości drogi s . Dla uchwycenia próbki w początkowej fazie testu wykroj w szczęcie górnej jest sfazowany pod kątem γ , którego wartość powinna być mniejsza od kąta tarcia ρ dla pary trącej próbka-narzędzie. W trakcie kształtowania próbka ulega silnej owalizacji przekroju poprzecznego, której usunięcie związane jest z wydłużaniem próbki. Przeciwdziałają jednak temu ścianki kanału, dzięki czemu na całej długości drogi s w strefie osiowej próbki występuje zmienny stan naprężeń ściskająco-rozciągających, prowadzący do utworzenia pęknięcia, nazywanego także efektem Mannesmanna.

Podczas obciskania próbki cylindrycznej między płytami płaskimi przebieg testu jest podobny, jednak próbka w tym przypadku doznaje wydłużenia, w efekcie czego owalizacja przekroju poprzecznego w jej strefie centralnej ulega zmniejszeniu. Dla zapewnienia warunków sprzyjających wystąpieniu pęknięć wewnętrznych próbki powinny mieć długość l_0 znacznie większą od ich średnicy d_0 .



Rysunek 4.2. Opracowany w Politechnice Lubelskiej schemat obciskania obrotowego – krążka w kanale [129]

Do korzyści próby obciskania obrotowego można zaliczyć to, że:

- metoda pozwala na wyznaczenie właściwości plastycznych materiału dla dużo większych zakresów odkształcenia niż dotychczas stosowane metody bazujące na jednoosiowym rozciąganiu lub ściskaniu,
- koszt wykonania próbek jest dużo mniejszy niż w przypadku próbek stosowanych w plastometrycznych próbach skręcania,
- istnieje możliwość realizacji procesu w oparciu o maszyny uniwersalne, w których narzędzia wykonują ruch obrotowy lub posuwisty,
- próbę można zastosować dla wszystkich metali i stopów przeznaczonych do obróbki plastycznej.

Dla określenia wartości krytycznej funkcji zniszczenia należy doświadczalnie wyznaczyć maksymalną wartość drogi s , przy której podczas obciskania

obrotowego próbki na wymiar $2h$ nie dochodzi jeszcze do pęknięcia materiału w strefie osiowej. Następnie test obciskania należy zasymulować numerycznie celem określenia parametrów opisujących stan naprężenia i odkształcenia w strefie osiowej, które są niezbędne do obliczenia funkcji zniszczenia. Za wartość krytyczną funkcji zniszczenia należy przyjąć maksymalną wartość funkcji w próbce.

4.3. Badania doświadczalne

4.3.1. Stanowisko badawcze

Próby obciskania obrotowego realizowano w warunkach laboratoryjnych Katedry Obróbki Plastycznej Metali Politechniki Lubelskiej przy użyciu walcarki do walcowania poprzeczno-klinowego (rysunek 4.3).



Rysunek 4.3. Walcarka płasko-klinowa wykorzystana w badaniach doświadczalnych

Walcarka poprzeczna przeznaczona jest do walcowania w układzie dwóch narzędzi płaskich osiowosymetrycznych odkuwek i przedkuwek, typu stopniowane wałki, osie, kule i inne. Główne parametry technologiczno-konstrukcyjne maszyny zestawiono w tabeli 4.1.

Walcarka wykonana jest jako ażurowa konstrukcja skręcana, składająca się z korpusu dolnego, korpusu górnego oraz układu jezdnego. W skład układu jezdnego wchodzi suwak oraz prowadnice boczne suwaka. Dolny korpus i górny korpus urządzenia wykonane są jako uźebrowane konstrukcje spawane z płyt stalowych. Korpusy połączone są ze sobą przy pomocy słupów, które spinają obie części w sztywną ramę. W dolnej części korpusu osadzony jest stół, do którego mocowane jest płasko-klinowe narzędzie dolne. Położenie pionowe stołu ustawiane jest za pomocą układu klinowego, napędzanego siłownikiem hydraulicznym. Narzędzie górne, mocowane jest do płyty suwaka, który ma możliwość przemieszczania się wraz z narzędziem wzdłuż osi urządzenia. Napęd suwaka realizowany jest przy pomocy siłownika hydraulicznego

przymocowanego do wspornika. Skrajne położenia suwaka zabezpieczone są poprzez zderzaki krańcowe.

Tabela 4.1. Parametry walcarki płasko-klinowej [150]

Dane techniczne walcarki płasko-klinowej	
Maksymalna długość urządzenia [mm]	6000
Maksymalna szerokość urządzenia [mm]	1350
Maksymalna wysokość urządzenia [mm]	2000
Nominalna prędkość ruchu tłoka siłownika głównego [m/s] (przy nominalnej wartości nacisku)	0,3
Nominalna siła nacisku tłoka [kN] (przy $v = 0,3$ m/s)	105
Maksymalna siła nacisku tłoka [kN] (przy $v = 0,2$ m/s)	200
Nominalne ciśnienie robocze [MPa]	12
Dopuszczalna siła nacisku tłoka [kN]	250
Dopuszczalne ciśnienie robocze [MPa]	20
Skok roboczy siłownika głównego [mm]	2000
Średnica robocza siłownika głównego [mm]	125
Skok tłoczyska siłownika pomocniczego [mm]	125
Średnica robocza siłownika pomocniczego [mm]	125
Masa urządzenia bez zasilacza hydraulicznego [kg]	10500
Moc silnika [kW]	55
Maksymalna długość walcowanych odkuwek [mm]	310
Maksymalna średnica odkuwek [mm]	70

Napęd układu jezdnego realizowany jest przy pomocy siłownika hydraulicznego. Urządzenie wyposażono w indywidualny napęd hydrauliczny, w skład którego wchodzi: zasilacz hydrauliczny wraz z układami rozdzielaczy i zaworów oraz siłowniki hydrauliczne. Urządzenie wyposażone jest w układ pomiarowy, umożliwiający cyfrową rejestrację siły nacisku siłownika hydraulicznego. Dodatkowo zastosowane siłowniki mają możliwość rejestracji położenia liniowego tłoka.

Całe stanowisko urządzenia walcującego składa się z trzech podstawowych zespołów:

- walcarki poprzeczno-klinowej, w której odbywa się proces walcowania odkuwek,
- układu zasilania hydraulicznego, który napędza siłowniki walcarki,

- układu sterowania i zasilania elektrycznego, który zapewnia realizację takich funkcji urządzenia jak: ustawianie skoku siłownika roboczego i pomocniczego w czasie jego ruchu roboczego i jałowego; programowanie dowolnych sekwencji ruchu siłownika roboczego i pomocniczego; płynna regulacja prędkości przemieszczania się tłoczyska siłownika głównego i pomocniczego.

4.3.2. Zakres badań doświadczalnych

W badaniach doświadczalnych wykorzystano narzędzia w postaci płaskich płyt, w których wzdłużnie wyfrezowano dwa kanały (rysunek 4.4). W szczęcie dolnej, która w trakcie obciskania pozostaje nieruchoma wykonano dwa wklęsłe podcięcia: mniejsze na początku narzędzia, a drugie na jego końcu. Pierwsze z nich ma za zadanie stabilizowanie pozycji wsadu przed rozpoczęciem próby, natomiast drugie z nich wykonano celem wychwytywania próbki po procesie obciskania (próbka wpada w rowek podcięcia i nie wypada na zewnątrz narzędzi). Natomiast w szczęcie górnej (ruchomej) na jej początku wykonano sfazowanie (na długości 70 mm) pod kątem $3,5^\circ$, które pozwala na uchwycenie próbki przez narzędzia, przy różnym ustawieniu wysokościowym szczęki ruchomej (w ten sposób regulowano stopień gniotu δ , charakteryzujący odkształcenie plastyczne materiału). Narzędzia zostały wykonane z stali narzędziowej stopowej do pracy na gorąco, w gatunku WNL.

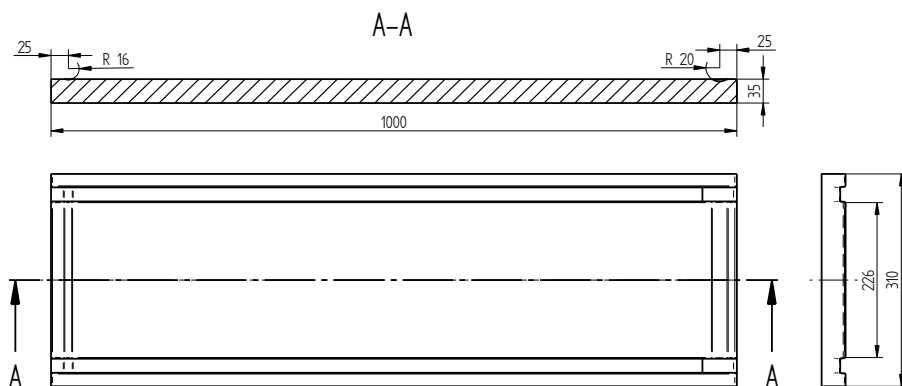
Do określania wielkości odkształcenia posłużono się wzorem na stopień gniotu:

$$\delta = \frac{d_0}{d} \quad (4.1)$$

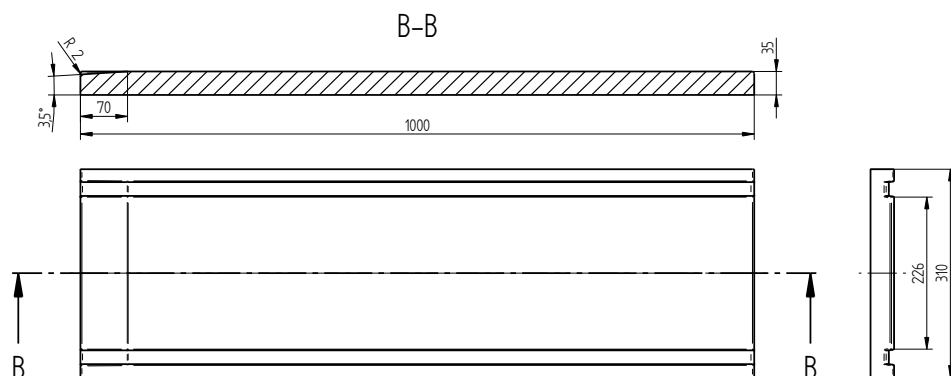
gdzie: d_0 – średnica wsadu, d – średnica odkuwki po walcowaniu.

Do badań wykorzystano cylindryczne próbki o wymiarach początkowych $\varnothing 40 \times 20$ mm, które umieszczano w kanale dolnego narzędzia. Próbkę z miedzi CW008A walcowano w wykroju o wysokości $2h = 38$ mm, zaś ze stali $2h = 38,4$ mm. Następnie wprawiano w ruch posuwisty narzędzie górne z prędkością $v = 300$ mm/s, które chwytało próbkę i przetaczało ją po narzędziu dolnym. W przypadku, gdy droga kształtowania s była większa od krytycznej dochodziło do utworzenia w strefie osiowej próbki pęknięcia. W takiej sytuacji zmniejszano drogę s i powtarzano test do momentu, gdy na powierzchni bocznej próbki pęknięcia nie było. Następnie próbę powtarzano przy tych parametrach jeszcze dwukrotnie i w przypadku nie odnotowania pęknięcia tę wartość drogi uznawano za krytyczną dla danego materiału. Badania prowadzono w temperaturze otoczenia równej 20°C (na zimno).

a)



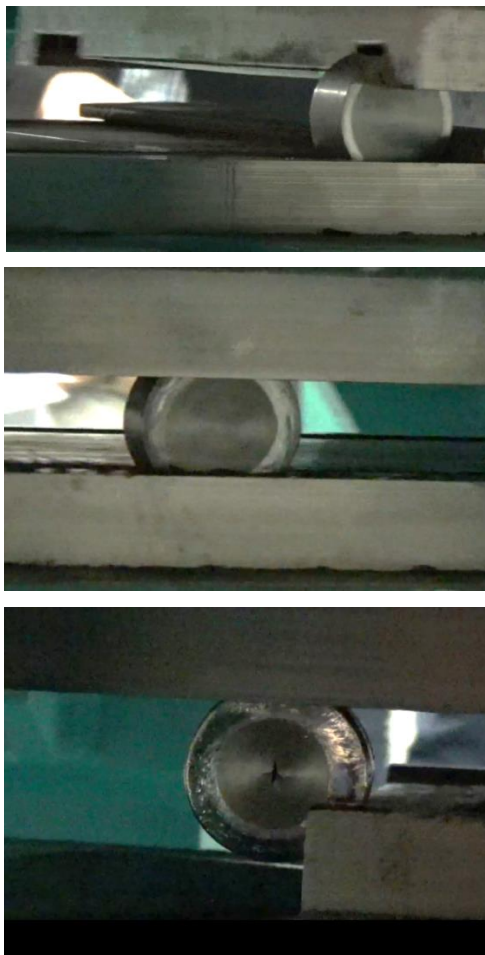
b)



Rysunek 4.4. Narzędzia płaskie zapewniające realizację prób obciskania obrotowego: a) segment narzędziowy dolny (szczęka nieruchoma), b) segment narzędziowy górny (szczęka ruchoma)

4.3.3. Uzyskane wyniki

Na rysunku 4.5 przedstawiono charakterystyczne etapy testu przeprowadzonego w warunkach kształtowania na zimno. Na kolejnych rysunkach (4.6 i 4.7) przedstawiono próbki odkształcone w kanale. Należy zauważyć, że dalsze zwiększanie drogi kształtowania s prowadzi do zwiększenia rozmiarów pęknięcia w kierunku promieniowym.



Rysunek 4.5. Przebieg obtaczania obrotowego w kanale próbki ze stali S355 w warunkach kształtowania na zimno, kształtowanej na długości drogi $s = 800$ mm; kolejno od góry: ustawienie próbki, obtaczanie próbki, powstanie pęknięcia osiowego

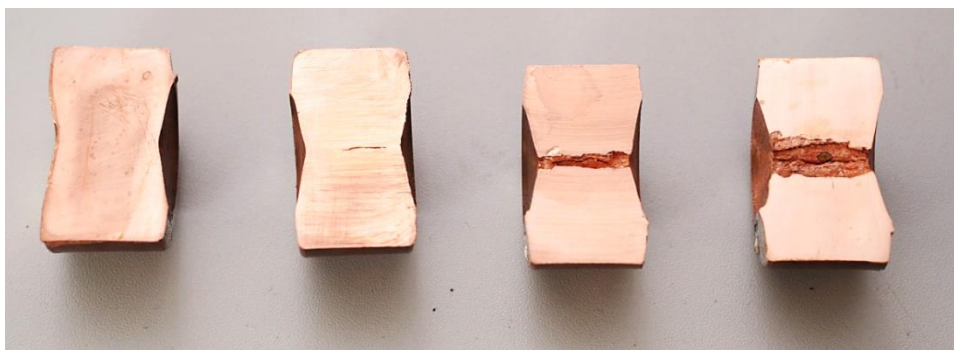


Rysunek 4.6. Próbkki z miedzi CW008A odkształcone w kanale, otrzymane dla drogi kształtowania s wynoszącej (licząc od lewej): 300 mm, 350 mm, 400 mm, stopień gniotu $\delta = 1,05$



Rysunek 4.7. Próbkki ze stali S355 odkształcone w kanale, otrzymane dla drogi kształtowania s wynoszącej (licząc od lewej): 500 mm, 600 mm, 800 mm, stopień gniotu $\delta = 1,04$

Na podstawie badań niszczących stwierdzono, że pęknięcie w materiale w badanej próbce jest inicjowane w środku skąd szybko propaguje na całą długość osi próbki (rysunek 4.8 i 4.9). Pozwala to na stwierdzenie wystąpienia pęknięcia poprzez makroskopową obserwację bocznej powierzchni próbki.



Rysunek 4.8. Przekroje próbek z miedzi CW008A odkształconych w temperaturze otoczenia 20 °C, otrzymane dla drogi kształtowania s wynoszącej (licząc od lewej): 280, 300, 350, 400 mm



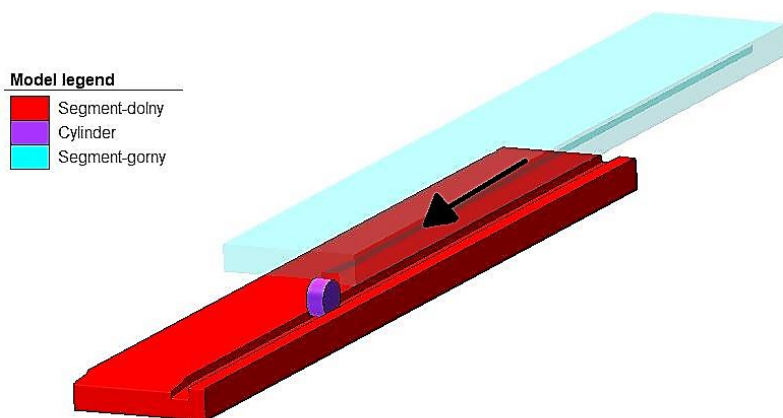
Rysunek 4.9. Przekroje próbek ze stali S355 odkształconych w temperaturze otoczenia 20 °C, otrzymane dla drogi kształtowania s wynoszącej (licząc od lewej): 500, 600, 800 mm

W efekcie wykonanych badań doświadczalnych ustalono krytyczną wartość długości drogi odkształcenia w kanale, przy której dochodziło do pęknięcia materiału. Wartość ta w przypadku kształtowania miedzi CW008A wynosi $s = 280$ mm, a dla stali S355 równa jest $s = 500$ mm.

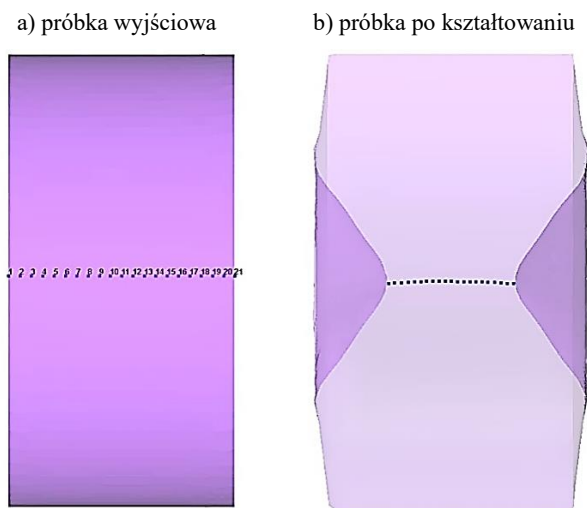
Znając krytyczną wartość drogi s przystąpiono do modelowania testu obciskania obrotowego w kanale. W tym celu utworzono model geometryczny (rysunek 4.10) procesu obciskania obrotowego używając oprogramowania Simufact.Forming v.15. Model ten jest identyczny z testem zrealizowanym w warunkach laboratoryjnych. Przyjęto, że kształtowanie w każdym przypadku realizowane jest na drodze krytycznej s .

W symulacjach przyjęto, że prędkość przemieszczania narzędzia górnego wynosi 300 mm/s. Modele materiałowe pozyskano z badań przeprowadzonych w podrozdziale 3.1 (do badań przyjęto modele z prób ściskania), a czynnik tarcia z badań przedstawionych w podrozdziale 3.2. Przyjęto, że współczynnik wymiany ciepła między narzędziem, a próbką wynosił $20000 \text{ W/m}^2\cdot\text{K}$, temperatura początkowa próbek wynosiła 20 °C. Próbki modelowane były za pomocą elementów hexahedral o rozmiarze 1,5 mm.

Dążąc do ilościowej oceny badanego zagadnienia w osi próbki wprowadzono 21 sensorów (rysunek 4.11), rozmieszczonych co 1 mm, w których zapisywano parametry potrzebne do wyznaczenia funkcji zniszczenia, opisanych zależnościami (1.12), (1.13), (1.15), (1.23–1.26), (1.33), (1.34). Zastosowanie MES pozwoliło m.in. na wyznaczenie rozkładów intensywności odkształcenia i funkcji zniszczenia w przekrojach osiowych odkształconych próbek.



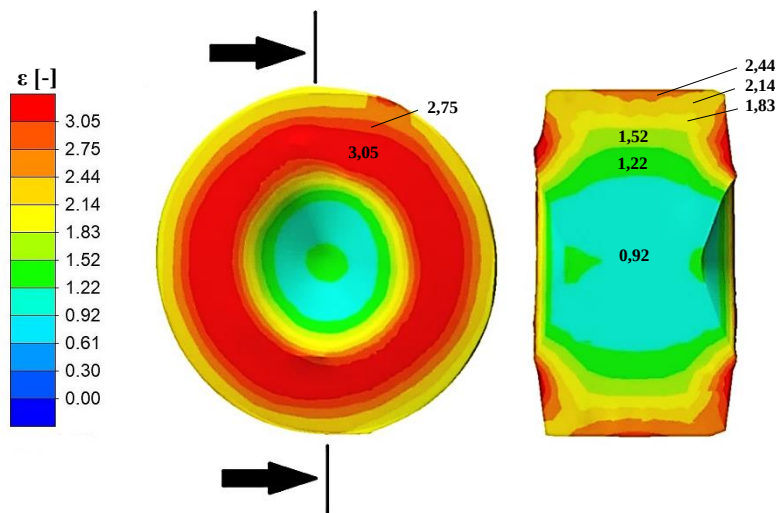
Rysunek 4.10. Model geometryczny procesu obciskania obrotowego próbki cylindrycznej w kanale, zbudowany w programie Simufact.Forming



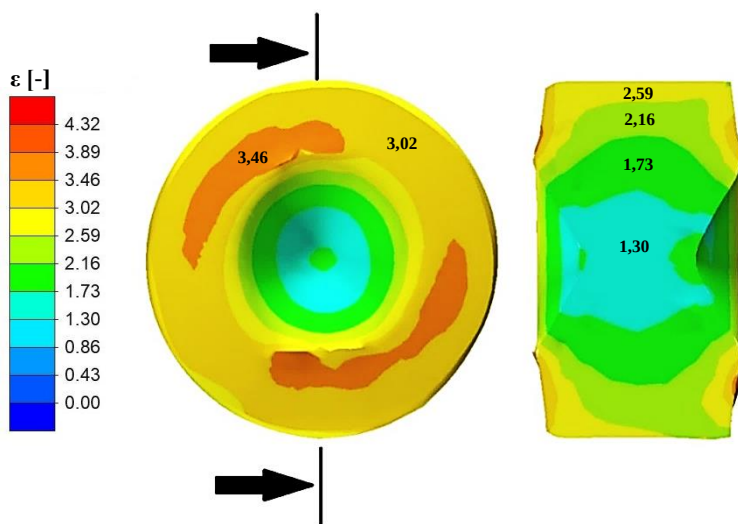
Rysunek 4.11. Rozmieszczenie sensorów w osi próbek wykorzystanych do śledzenia parametrów opisujących stan naprężenia i odkształcenia, prezentowany przykład odnosi się do obu materiałów próbek użytych do badań, a) próbka wyjściowa, b) próbka po kształtowaniu

Na rysunkach 4.12 i 4.13 przedstawiono rozkład intensywności odkształcenia. Z rysunków można odczytać, że największe odkształcenia występują na powierzchniach bocznych, w miejscach, w których materiał wchodzi w kontakt z płaszczyznami bocznymi wykroju, zaś w strefie osiowej odkształcenia są

jednorodne dla obu badanych materiałów. Niewielki wzrost odkształceń obserwowany jest tylko bezpośrednio przy powierzchniach czołowych próbek.



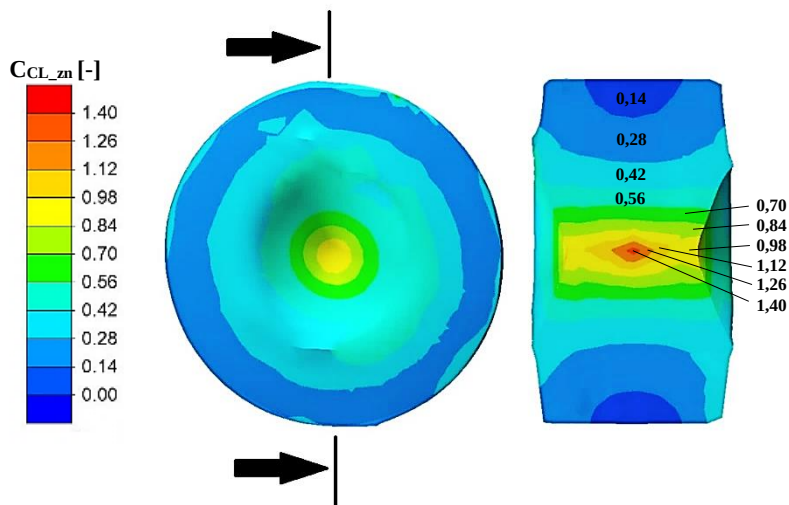
Rysunek 4.12. Rozkład intensywności odkształcenia w próbce z miedzi CW008A poddanej próbie obciskania obrotowego, próbka kształtowana na drodze $s = 280$ mm



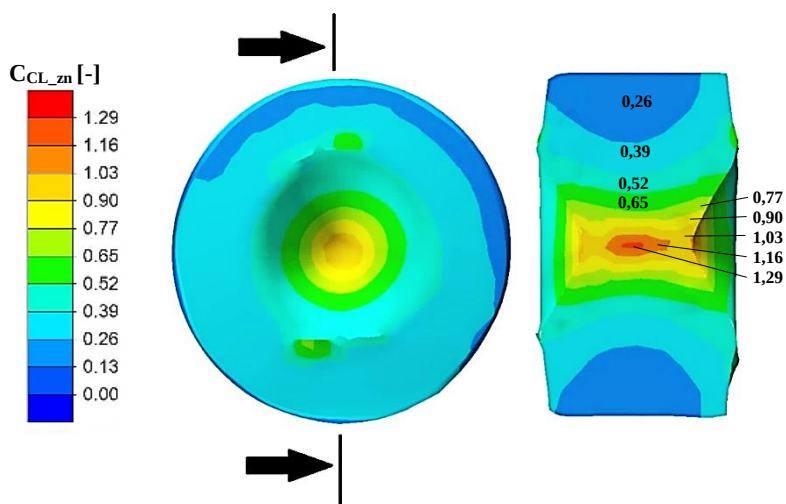
Rysunek 4.13. Rozkład intensywności odkształcenia w próbce ze stali S355 poddanej próbie obciskania obrotowego, próbka kształtowana na drodze $s = 500$ mm

Na kolejnych rysunkach 4.14 i 4.15 pokazano rozkład funkcji zniszczenia obliczonej na podstawie znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama

(1.25), która jest automatycznie przeliczana przez oprogramowanie Simufact.Forming.



Rysunek 4.14. Rozkład funkcji zniszczenia w próbce z miedzi CW008A poddanej próbie obciskania obrotowego, próbka kształtowana na drodze $s = 280$ mm

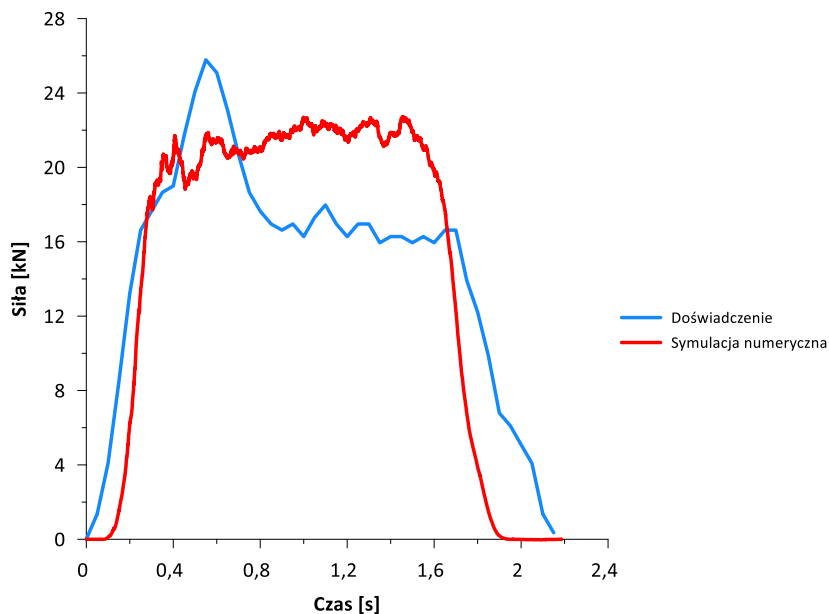


Rysunek 4.15. Rozkład funkcji zniszczenia w próbce ze stali S355 poddanej próbie obciskania obrotowego, próbka kształtowana na drodze $s = 500$ mm

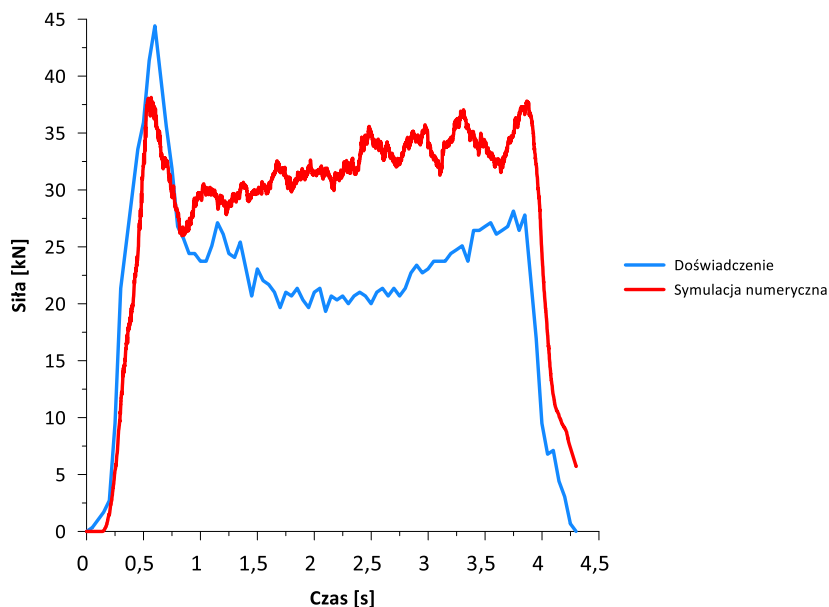
Rozkład zniszczenia upewnia w przekonaniu, że w analizowanym teście obciskania obrotowego w kanale pękanie materiału będzie miało miejsce w strefie osiowej próbki – funkcja przyjmuje tam wartości ekstremalne, które są

największe w centrum próbki i zmniejszają się wraz ze zbliżaniem się do jej powierzchni czołowych. Wartości maksymalne zniszczenia oraz rozkład wartości zniszczenia uzyskany w przekroju próbek obu materiałów jest podobny. Na rysunkach 4.16 i 4.17 przedstawiono rozkłady sił kształtowania zarejestrowane w trakcie przeprowadzania doświadczenia jak i wygenerowane z symulacji numerycznej badanych materiałów.

Analizując powyższe wykresy można zauważyć, że charakter przebiegu sił zarejestrowanych podczas doświadczenia jak i symulacji numerycznej jest podobny. W początkowej fazie procesu występuje stały rozkład sił, dlatego wykresy przedstawiono dopiero od pewnego momentu w celu uchwycenia rzeczywistego biegu sił. Siły kształtowania na początku procesu osiągają największą wartość, gdy próbka ulega znacznej owalizacji. W następnej kolejności siły maleją i pozostają względnie stabilne do końca procesu obciskania obrotowego. W przypadku obciskania obrotowego miedzi CW008A maksymalna wartość siły kształtowania to około 26 kN, dla stali S355 około 45 kN. Czas trwania procesów uzależniony był od długości drogi kształtowania.



Rysunek 4.16. Porównanie rozkładu siły zanotowanej podczas eksperymentu oraz symulacji numerycznej dla miedzi CW008A na drodze kształtowania $s = 280$ mm

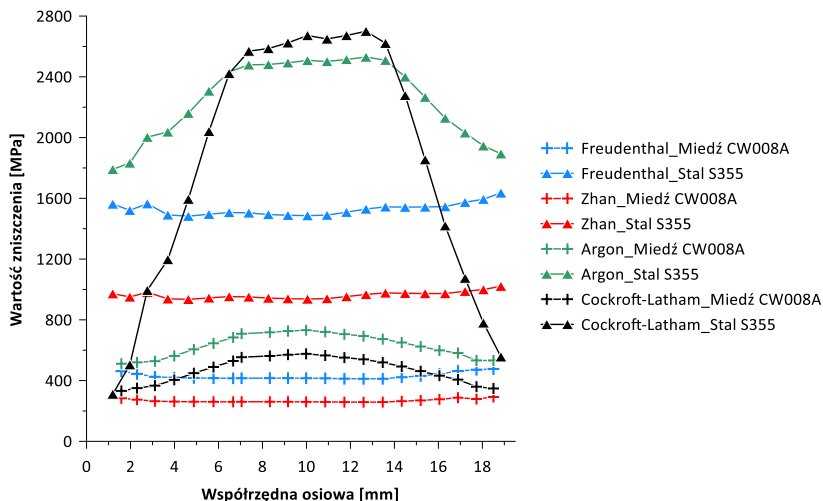


Rysunek 4.17. Porównanie rozkładu siły zanotowanej podczas eksperymentu oraz symulacji numerycznej dla stali S355 na drodze kształtowania $s = 500$ mm

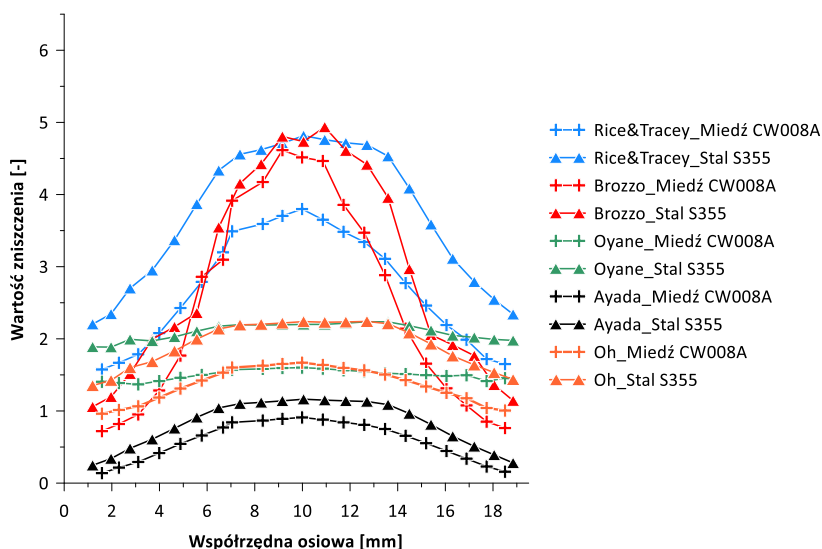
W następnej kolejności określono wartości krytyczne według różnych funkcji zniszczenia w próbce. Na podstawie informacji zebranych w sensorach wyznaczono rozkłady funkcji zniszczenia w osi próbek. Rozkłady pogrupowano w zależności od charakteru funkcji zniszczenia (funkcje naprężeniowe i bezwymiarowe). Są to kryteria oparte na modelu wzrostu i łączenia się mikroszczelin (Rice&Tracey, Oyane, Argon), inicjacji i rozwoju pęknięcia ciągłego w procesach kształtowania (Freudenthal, Cockroft–Latham, Brozzo, Oh) oraz rozszerzone modele fenomenologiczne oparte m.in. na historii trójosiowości naprężenia (Ayada), czy na naprężeniu średnim i zastępczym (Zhan). W przypadku obliczania krytycznej wartości według kryterium Oyane’a, przyjęto, że stała materiałowa jest równa $A = 0,424$ [54]. Skalibrowane kryteria zniszczenia służą jako podstawa do oceny odkształcalności materiału podczas danego procesu kształtowania. Przebiegi funkcji przedstawiono na rysunkach 4.18 i 4.19.

Można zauważyć, że część obliczonych funkcji wykazuje podobne zachowanie, a mianowicie wartości funkcji zniszczenia osiągają maksimum w centrum próbki i zmniejszają się wraz z oddaleniem od środka. Jedynie kryterium Freudenthala, Zhana, Oyane’a oraz Oh’a wykazują rozkład liniowy na całej długości próbki. Świadczy to o tym, że te kryteria określają, że prawdopodobieństwo pęknięcia jest jednakowe wzdłuż całej osi i w każdym sensorze ma taką samą wartość. Pozostałe kryteria z kolei wskazują, że

maksymalne wartości funkcji zniszczenia wystąpiły w środku próbek i zmniejszają się wraz z przybliżaniem do powierzchni bocznych. Wartości zniszczenia według kryterium Rice & Tracey oraz Brozzo wykazują maksymalną wartość w środku próbki.



Rysunek 4.18. Rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia w osi cylindrycznej próbki dla miedzi CW008A, poddanej obciskaniu obrotowemu na drodze $s = 280$ mm oraz dla stali S355, poddanej obciskaniu obrotowemu na drodze $s = 500$ mm



Rysunek 4.19. Rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia w osi cylindrycznej próbki dla miedzi CW008A, poddanej obciskaniu obrotowemu na drodze $s = 280$ mm oraz dla stali S355 poddanej obciskaniu obrotowemu na drodze $s = 500$ mm

W tabeli 4.2 przedstawiono porównanie uzyskanych wartości funkcji zniszczenia dla obu materiałów. Za krytyczne wartości funkcji zniszczenia przyjęto wartości średnie ze wszystkich sensorów.

Tabela 4.2. Krytyczne wartości funkcji zniszczenia określone dla miedzi CW008A oraz stali S355, w temperaturze 20 °C

	C_F [MPa]	C_{ZHAN} [MPa]	C_{ARGON} [MPa]	C_{CL} [MPa]	C_{RT}	C_B	C_{OYANE}	C_{AYAD}	C_{OH}
Miedź CW008A	428,7	267,3	631,2	469,7	2,69	2,51	1,5	0,58	1,36
Stal S355	1528,7	962,5	2249,7	1683,5	3,7	2,91	2,1	0,81	1,91

Wartości naprężeniowych funkcji zniszczenia dla stali S355 są prawie trzykrotnie większe od wartości dla miedzi CW008A. Wartości bezwymiarowych funkcji zniszczenia dla obu materiałów są porównywalne. Wartości funkcji zniszczenia zależą od rodzaju materiału.

Ponadto wykorzystując umieszczone sensory w badanych próbkach możliwe było wyznaczenie rozkładu trójosiowości naprężenia oraz parametru kąтового Lode'go (rysunek 4.20 i 4.21).

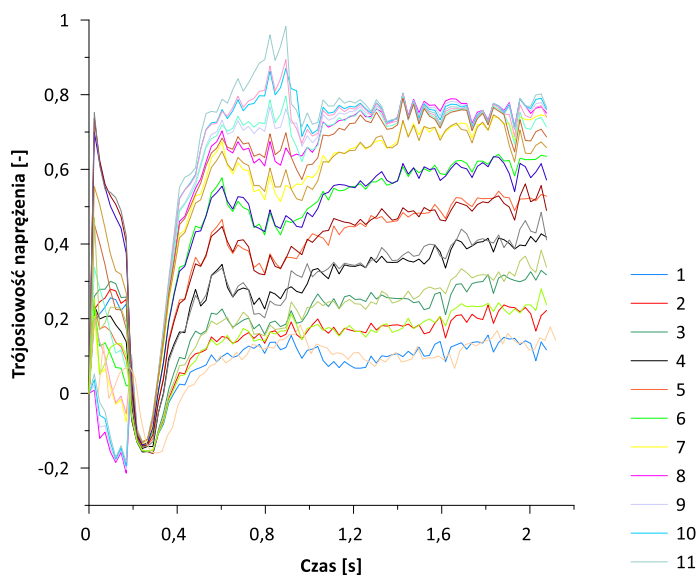
Badając wykresy można zauważyć, że trójosiowość naprężenia w osi próbki osiąga wartości zbliżone do wartości uzyskiwanych w próbach rozciągania jednoosiowego. Wartości parametru kąтового Lode'go wskazują na występowanie naprężeń ścinających w osi kształtowanych próbek. Dla miedzi CW008A rozkład trójosiowości naprężenia mieści się w przedziale $-0,2 \div 1,0$, zaś parametr Lodego $-0,5 \div 0,7$; dla stali S355 $\eta = -0,2 \div 1,0$; $\theta = -0,6 \div 0,7$. Są to wartości chwilowe zatem za uzasadnione należy uznać korzystanie z wartości średnich tych parametrów, do wyznaczania których można zastosować następujące zależności:

$$\eta_{sr} = \frac{1}{\varepsilon} \int_0^{\varepsilon} \eta d\varepsilon \quad (4.2)$$

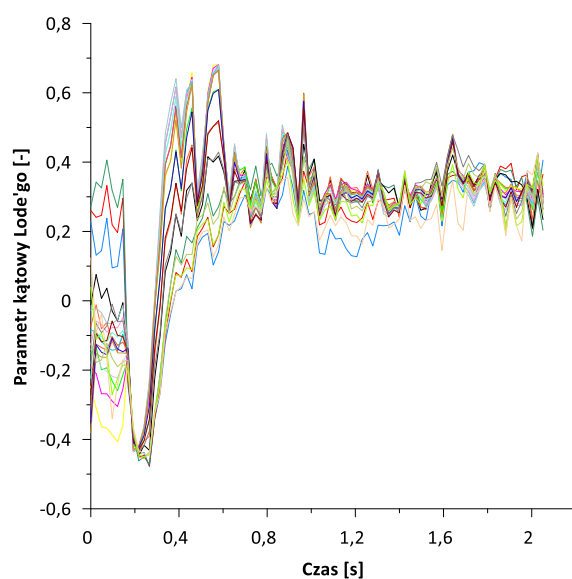
$$\theta_{sr} = \frac{1}{\varepsilon} \int_0^{\varepsilon} \theta d\varepsilon \quad (4.3)$$

Wartości średnie wyznaczone z powyższych zależności zostały przedstawione na rysunkach 4.22 i 4.23. Z analizy wykresów wynika, że badane wartości zależą od umiejscowienia sensora. Trójosiowość naprężenia jest wyższa w centrum próbki, najmniejsze wartości przyjmuje na powierzchniach bocznych. Parametr kątowy Lode'go wykazuje mniejszy rozkład wartości w osi próbki. Pęknięcia materiału należy się zatem spodziewać w strefie osiowej próbki.

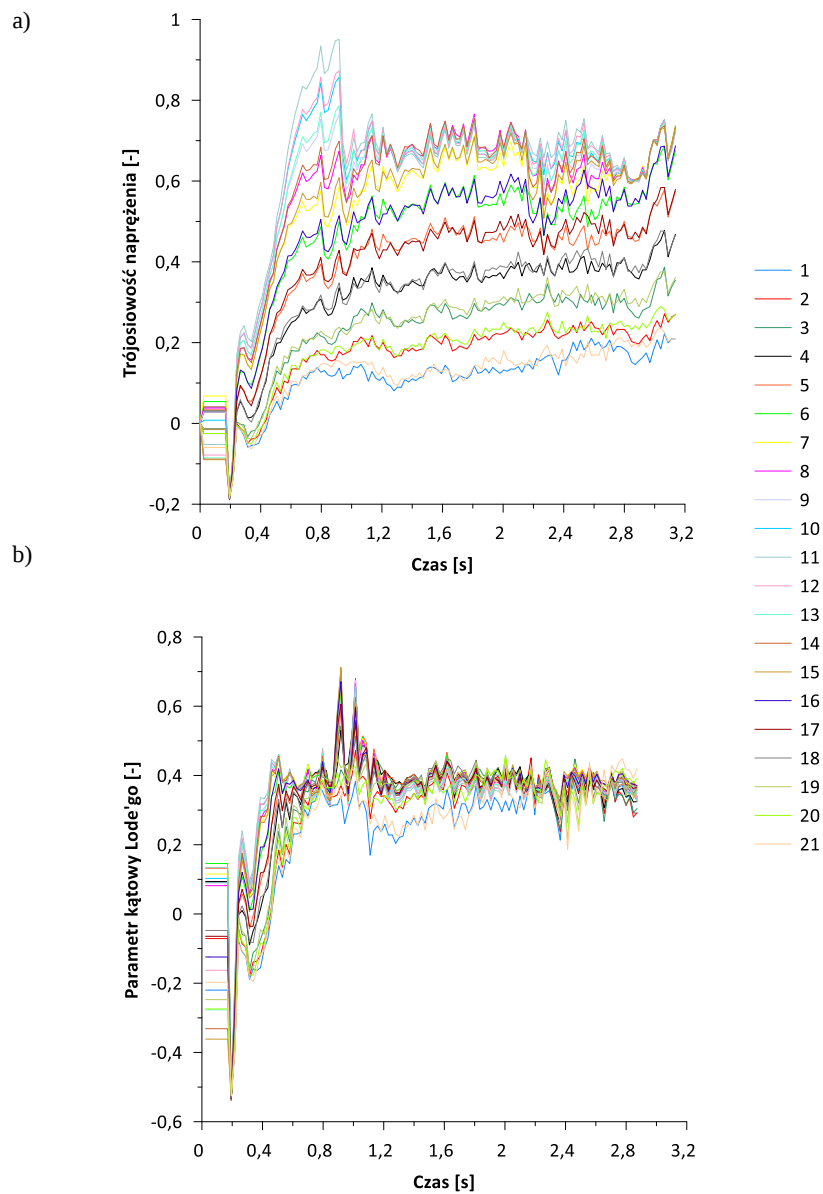
a)



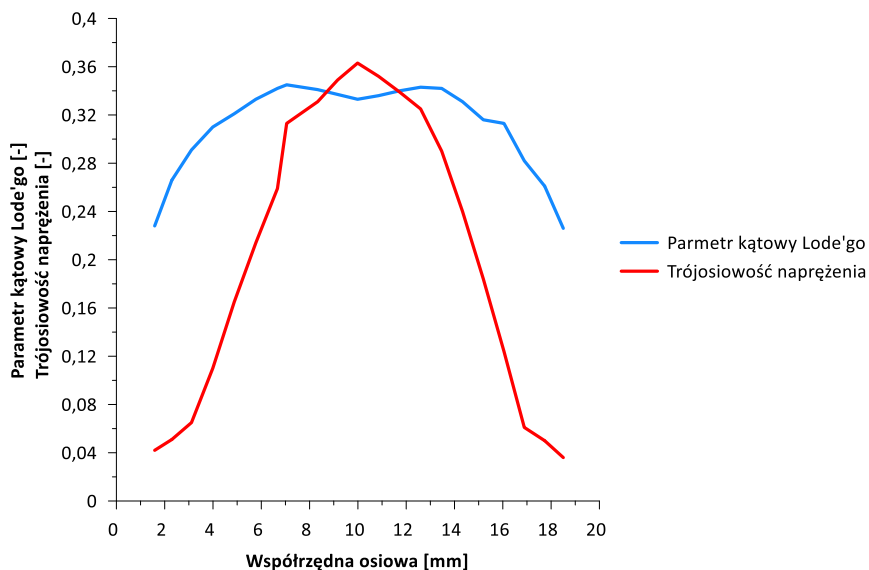
b)



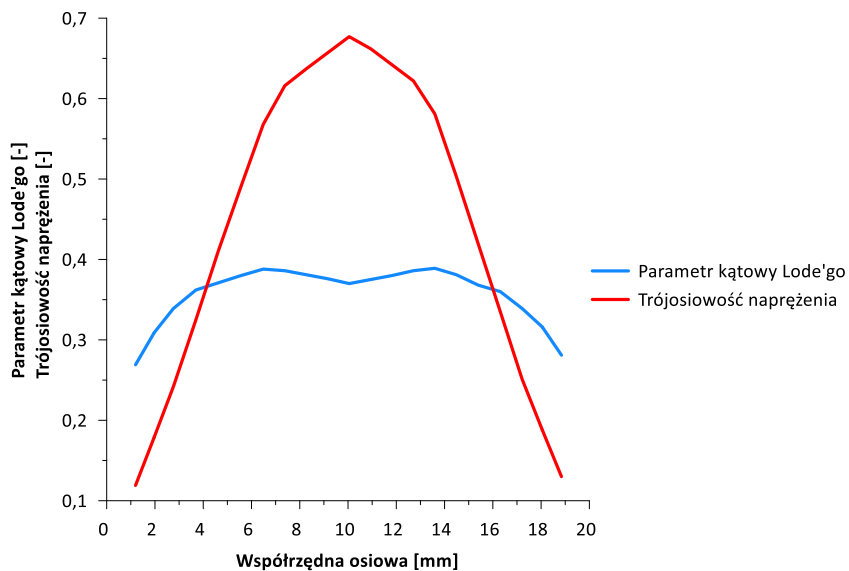
Rysunek 4.20. Rozkład: a) trójosiowości naprężenia, b) parametru kątowego Lode'go, w sensorach rozmieszczonych w osi próbki wykonanej z miedzi CW008A, poddanej próbie obciskania obrotowego, na drodze $s = 280$ mm



Rysunek 4.21. Rozkład: a) trójosiowości naprężenia, b) parametru kątowego Lode'go, w sensorach rozmieszczonych w osi próbki wykonanej ze stali S355, poddanej próbie obciążania obrotowego, na drodze $s = 500$ mm



Rysunek 4.22. Rozkład parametru kąowego Lode'go oraz trójosiowości naprężenia w osi cylindrycznej próbki dla miedzi CW008A, poddanej obciążeniu obrotowemu na drodze $s = 280$ mm



Rysunek 4.23. Rozkład parametru kąowego Lode'go oraz trójosiowości naprężenia w osi cylindrycznej próbki dla stali S355, poddanej obciążeniu obrotowemu na drodze $s = 500$ mm

5. Wyznaczanie wartości granicznych funkcji zniszczenia badanych materiałów metalicznych w oparciu o klasyczne próby ściskania, rozciągania oraz skręcania

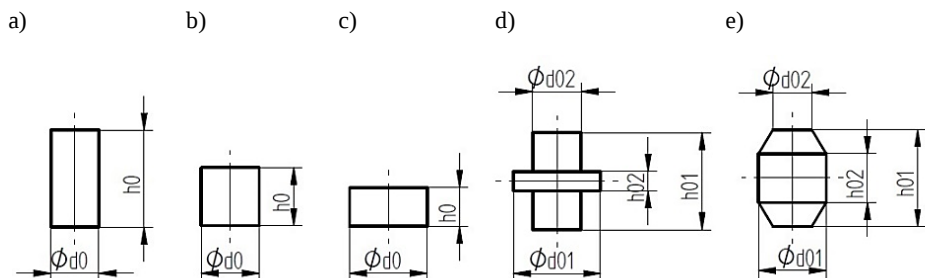
Znajomość odkształcalności granicznej materiałów jest bardzo ważna w projektowaniu technologii obróbki plastycznej, gdyż umożliwia precyzyjne projektowanie procesów kształtowania plastycznego metali i stopów bez naruszania spójności materiału. W tym celu stosowane są obecnie testy polegające na ściskaniu, rozciąganiu lub skręcaniu próbek. Wyniki są miarodajne tylko dla przypadków kształtowania charakteryzujących się podobnym stanem naprężenia do występującego w teście. Przeprowadzone próby kalibracji dla miedzi CW008A oraz stali S355 posłużą do wyznaczenia wartości granicznych funkcji zniszczenia według kryterium: opartego na modelach wzrostu i łączenia się mikroszczelin (1.12), (1.13), (1.15), fenomenologicznego (1.23–1.26) oraz rozszerzonych modeli fenomenologicznych pęknięcia ciągłego (1.33), (1.34).

5.1. Zakres badań doświadczalnych

Badania doświadczalne przeprowadzono w laboratorium Katedry Obróbki Plastycznej Metali Politechniki Lubelskiej wykorzystując maszynę wytrzymałościową INSTRON 1000HDX (próba ściskania i rozciągania) oraz skrętkarkę WP510 (próba skręcania). Próby ściskania i rozciągania przeprowadzano z prędkością ruchu narzędzi równą 5 mm/min, próby skręcania z prędkością 500 °/min. Próbę ściskania prowadzono do momentu zaobserwowania pęknięcia na powierzchni próbek, próbę rozciągania i skręcania do zerwania próbek. Badania prowadzono w temperaturze otoczenia równej 20 °C. Badania doświadczalne realizowano według następującego schematu:

- umieszczenie próbki w uchwytach maszyny (rozciąganie, skręcanie) bądź na kowadło dolnym (ściskanie),
- kształtowanie próbki – do momentu pęknięcia,
- wycofanie narzędzi do położenia początkowego,
- wyjęcie elementu z przestrzeni roboczej maszyn.

Dla każdego typu próbki przydzielono 3 próbki, stąd powyższy schemat realizowano z taką samą powtarzalnością dla pozostałych prób. Podczas wykonywanych prób ściskania i rozciągania rejestrowano przebieg siły kształtowania w funkcji przemieszczenia, zaś podczas prób skręcania – moment skręcający w funkcji kąta skręcającego. Geometrię próbek wykorzystanych do badań przedstawiono na rysunkach 5.1–5.3. W tabelach 5.1–5.4 zestawiono wymiary średnie próbek użytych do badań doświadczalnych.



Rysunek 5.1. Próbkı wykorzystane do próby ściskania, a) Próbką 1, b) Próbką 2, c) Próbką 3, d) Próbką 4, e) Próbką 5

Na podstawie analizy literaturowej stwierdzono, że kształt ściskanej próbki decyduje o wielkości stref koncentracji naprężeń rozciągających, które w dużej mierze są odpowiedzialne za powstawanie pęknięcia. Do badań przyjęto trzy kształty próbek: cylindryczną (o różnej wysokości i średnicy), cylindryczną z kołnierzem w połowie jej wysokości oraz stożkową, w celu uzyskania różnych stanów naprężenia. Zastosowane próbki cylindryczne miały różny stosunek wysokości do średnicy (2,0; 1,0 oraz 0,5), aby zbadać jaki to ma wpływ na plastyczność i pękanie ciągliwe. W trakcie spęczniania nie stosowano środka smarującego w celu zwiększenia beczkowatości sprasowanych próbek, a tym samym zwiększenia naprężeń rozciągających, które przyspieszają powstawanie pęknięć powierzchniowych.

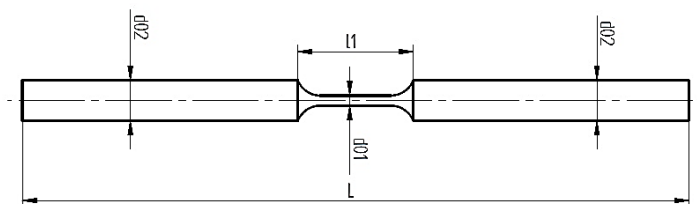
Tabela 5.1. Zestawienie wymiarów średnich próbek przed próbą ściskania, próbki 1, 2, 3

	d0 [mm]	h0 [mm]
Próbka ściskanie 1		
Miedź CW008A	4,95	10,01
Stal S355	4,97	10,06
Próbka ściskanie 2		
Miedź CW008A	5,96	6,12
Stal S355	5,96	6,03
Próbka ściskanie 3		
Miedź CW008A	7,94	4,03
Stal S355	7,93	3,94

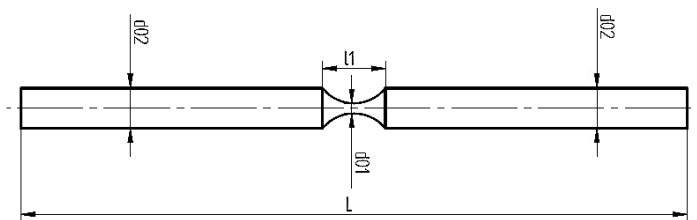
Tabela 5.2. Zestawienie wymiarów średnich próbek przed próbą ściskania, próbki 4, 5

	d_{01} [mm]	d_{02} [mm]	h_{01} [mm]	h_{02} [mm]
Próbka ściskanie 4				
Miedź CW008A	4,99	8,99	10,22	1,95
Stal S355	4,98	8,96	10,29	1,99
Próbka ściskanie 5				
Miedź CW008A	6,95	4,0	10,06	5,0
Stal S355	6,94	4,0	10,00	5,0

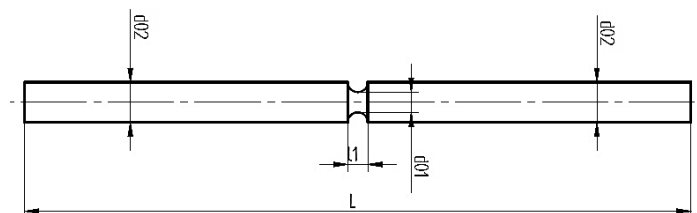
a)



b)



c)

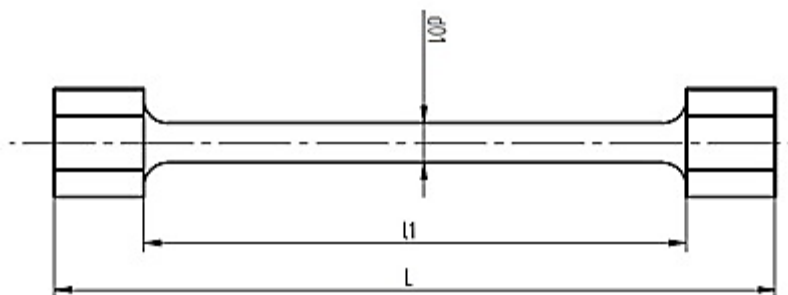


Rysunek 5.2. Próbkki wykorzystane do próby rozciągania, a) Próbka 1, b) Próbka 2, c) Próbka 3

Do próby rozciągania zastosowano 3 rodzaje próbek – z różnymi podcięciami w środkowej części, aby zbadać, jak stan naprężenia wpływa na pękanie materiału.

Tabela 5.3. Zestawienie wymiarów średnich próbek przed próbą rozciągania

	d_{01} [mm]	d_{02} [mm]	l_1 [mm]	L [mm]
Próbka rozciąganie 1				
Miedź CW008A	5,07	19,89	57,20	330,00
Stal S355	5,06	19,97	57,3	330,00
Próbka rozciąganie 2				
Miedź CW008A	5,07	19,92	31,07	330,00
Stal S355	5,09	19,95	31,20	330,00
Próbka rozciąganie 3				
Miedź CW008A	10,04	19,92	10,04	330,00
Stal S355	10,04	19,94	10,06	330,00



Rysunek 5.3. Próbką wykorzystana do próby skręcania

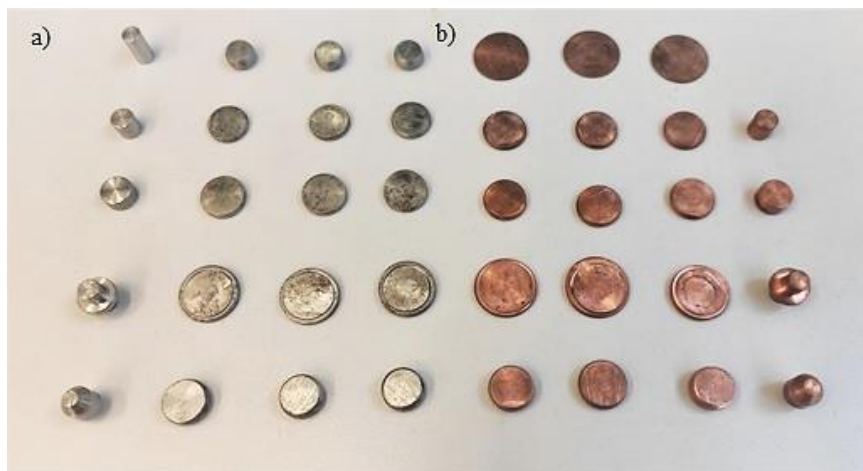
Do próby skręcania wytypowano próbkę o przekroju kołowym z głową o przekroju sześciokątnym. Jeden z końców próbki jest mocowany w uchwycie nieruchomym, zaś drugi w uchwycie obracającym się, na który działa moment skręcający.

Tabela 5.4. Zestawienie wymiarów średnich próbek przed próbą skręcania

	d_{01} [mm]	l_1 [mm]	L [mm]
Miedź CW008A	7,98	110,00	146,00
Stal S355	7,94	110,06	146,00

5.2. Uzyskane wyniki

W trakcie przeprowadzanych prób ściskania próbki wykonane z miedzi CW008A oraz stali S355 nie uległy zniszczeniu (rysunek 5.4), nie zaobserwowano na ich powierzchniach żadnych mikropęknięć czy chociażby odkształceń świadczących o początku inicjacji pęknięcia. Oba materiały wykazały się zatem znaczną odkształcalnością.



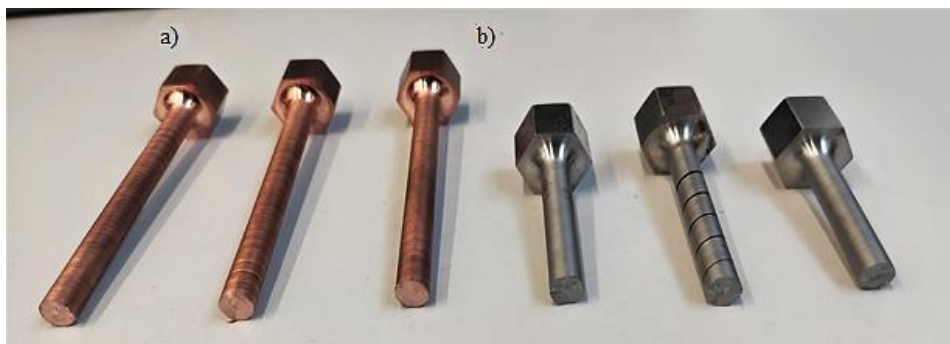
Rysunek 5.4. Widok próbek po przeprowadzonej próbie ściskania dla prędkości ruchu narzędzi 5 mm/min, a) stal S355, b) miedź CW008A; kolejno od góry próbka typ 1, typ 2, typ 3, typ 4 oraz typ 5

Próbki do rozciągania oraz skręcania dla obu badanych materiałów w trakcie trwania doświadczenia uległy zerwaniu (rysunek 5.5 i 5.6).



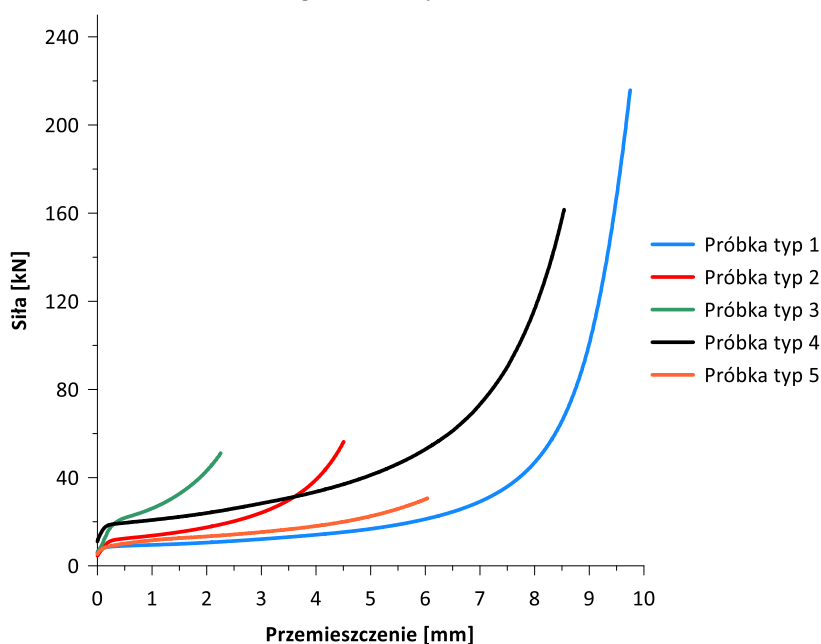
Rysunek 5.5. Widok próbek po przeprowadzonej próbie rozciągania dla prędkości ruchu narzędzi 5 mm/min, a) stal S355 – typ 1, b) miedź CW008A – typ 1, c) stal S355 – typ 2, d) miedź CW008A – typ 2, e) stal S355 – typ 3, f) miedź CW008A – typ 3

W przypadku obu badanych materiałów w próbie rozciągania pęknięcie wystąpiło w środku przewężenia, a więc w miejscu oczekiwanym. W próbce typ 1 oraz typ 2 dla miedzi CW008A oraz stali S355 wystąpiło pęknięcie w wyniku przewężenia, a także pojawiła się charakterystyczna szyjka.

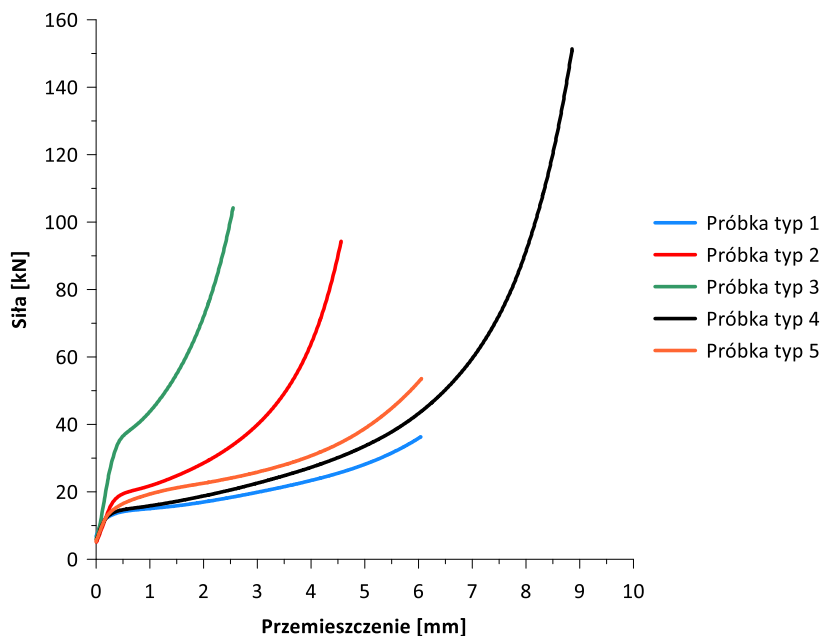


Rysunek 5.6. Widok próbek po przeprowadzonej próbie skręcania dla prędkości ruchu narzędzi 500 °/min, a) miedź CW008A, b) stal S355

Podczas prób skręcania w obu badanych materiałach dochodziło do zerwania próbek poprzez pękanie przez ścięcie. Na powierzchni bocznej próbek można zauważyć charakterystyczne skręcenie włókien materiału. Wartości sił w funkcji przemieszczenia i momentu w funkcji kąta skręcającego przedstawiono na rysunkach 5.7–5.12, dla każdego z badanych materiałów.



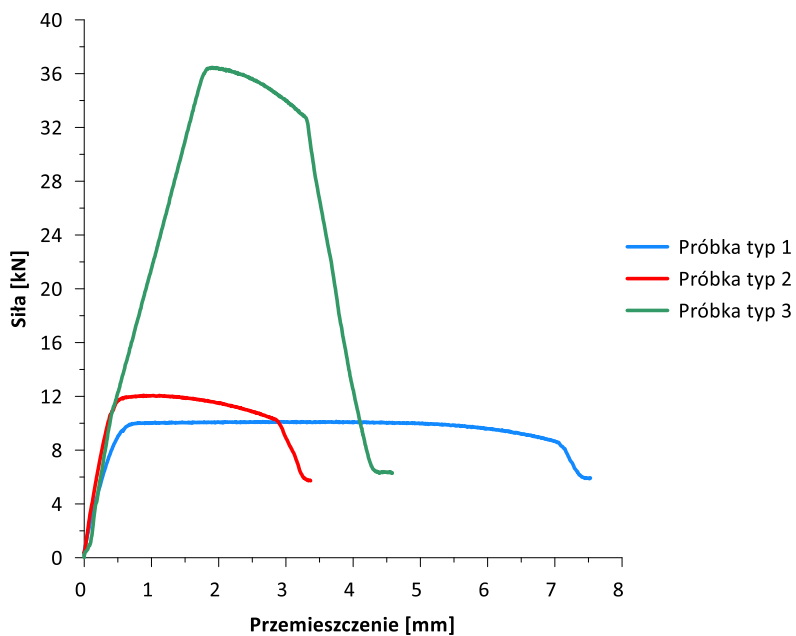
Rysunek 5.7. Zmiana wartości sił w funkcji przemieszczenia dla ściskania miedzi CW008A, prędkość ruchu narzędzi 5 mm/min



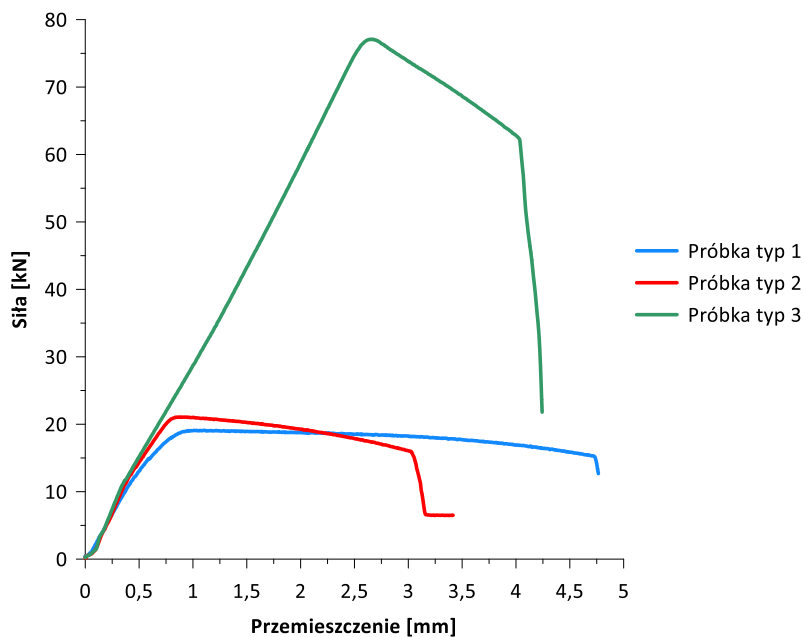
Rysunek 5.8. Zmiana wartości sił w funkcji przemieszczenia dla ściskania stali S355, prędkość ruchu narzędzi 5 mm/min

Z powyższych wykresów można zauważyć, że wraz ze wzrostem stosunku wysokości do średnicy maksymalne obciążenie maleje dla stali S355, odwrotną zależność wykazuje miedź CW008A. Do spęczenia próbki kołnierzej (typ 4) potrzebna była dość duża siła, większa niż dla pozostałych kształtów. Podczas ściskania miedzi CW008A oraz stali S355 nie doszło do spadku wartości sił wskazujących na pęknięcie próbki. Prób ściskania nie kontynuowano do momentu wystąpienia pęknięcia, gdyż po obserwacji wykresów zależności obciążenia od przemieszczenia nie zauważono żadnych zmian wskazujących na rozpoczęcie inicjacji pęknięcia, ponadto wymiar próbek (wysokość) nie pozwalał, na kontynuowanie prób ściskania.

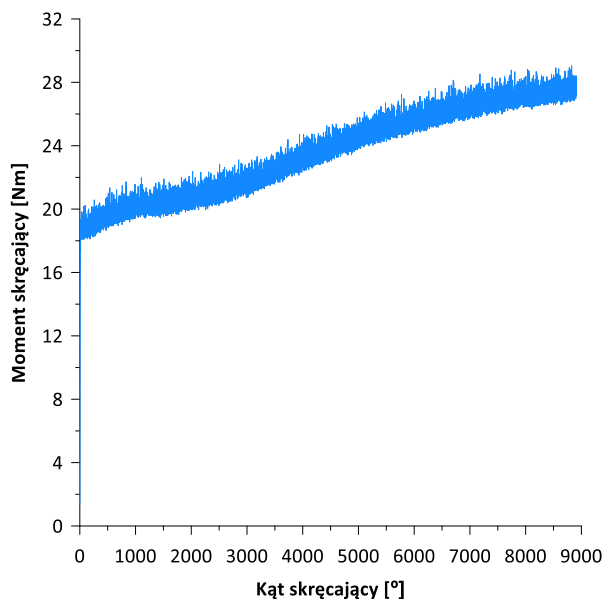
Z rysunków 5.9 i 5.10 można odczytać, że im mniejszy promień podcięcia tym większe maksymalne obciążenie. Wartość obciążenia zmniejsza się po pojawieniu przewężenia próbki. Rozkład sił dla próbek typu 1 i 2 ma podobny przebieg – zerwanie następuje w tym samym momencie i przy stosunkowo podobnym obciążeniu. Wartości sił zarejestrowane dla stali S355 są około 2 razy większe od wartości sił dla miedzi CW008A.



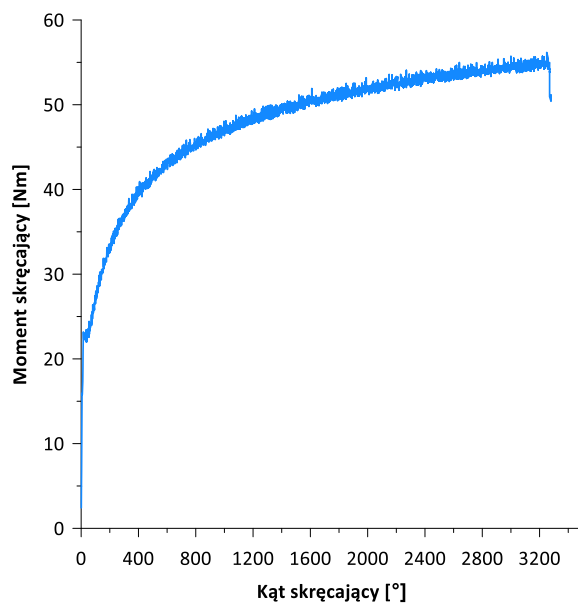
Rysunek 5.9. Zmiana wartości sił w funkcji przemieszczenia dla rozciągania miedzi CW008A, prędkość ruchu narzędzi 5 mm/min



Rysunek 5.10. Zmiana wartości sił w funkcji przemieszczenia dla rozciągania stali S355, prędkość ruchu narzędzi 5 mm/min



Rysunek 5.11. Zmiana wartości momentu w funkcji kąta skracającego dla skręcania miedzi CW008A, prędkość ruchu narzędzi 500 °/min



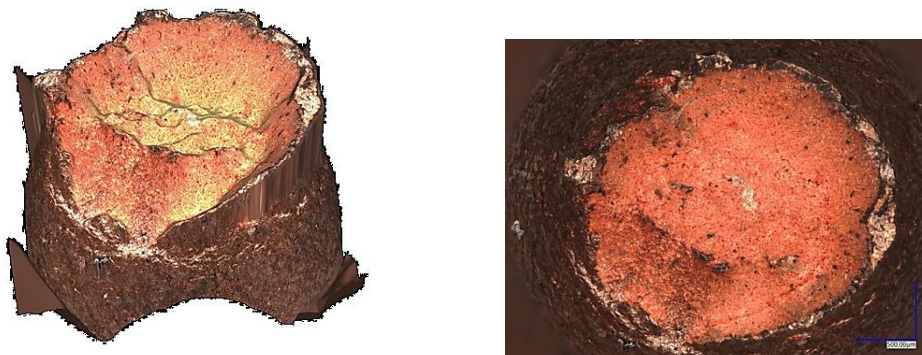
Rysunek 5.12. Zmiana wartości momentu w funkcji kąta skracającego dla skręcania stali S355, prędkość ruchu narzędzi 500 °/min

W przypadku skręcania próbek wykonanych z miedzi CW008A zerwanie wystąpiło po 22 pełnych obrotach próbki. Próbka ze stali S355 uległa zerwaniu po 8 obrotach. Wartości momentu skręcającego dla miedzi CW008A są prawie dwukrotnie mniejsze niż dla stali S355.

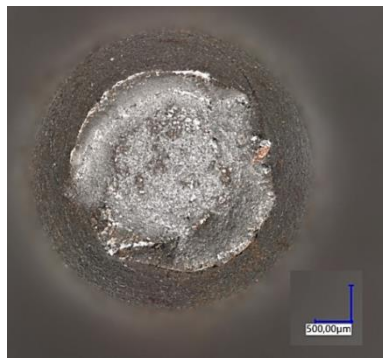
Za celowe uznano zbadanie przełomów próbek poddanych próbie rozciągania oraz skręcania, gdyż umożliwia to określenie budowy krystalicznej, wykrycie wad (wtrącenia niemetaliczne, pęcherze gazowe) czy nawet przez samą obserwację powierzchni i ukształtowania złomu próbki można określić plastyczne własności materiału oraz czynniki powodujące pęknięcie. Do oceny struktury materiałów poddanych doświadczeniu (miedź CW008A oraz stal S355) przeprowadzono badania metalograficzne.

Do tego celu użyto mikroskopu cyfrowego VHX-7000 znajdującego się na wyposażeniu Katedry Obróbki Plastycznej Metali Politechniki Lubelskiej. Mikroskop cyfrowy VHX-7000 umożliwia: klarowną obserwację drobnych niedoskonałości oraz całkowicie ostrych części nawet w przypadku znacznych różnic w wysokości, dokładną obserwację części o niskim kontraście, całkowite zrozumienie prawdziwego kształtu obiektu, uwypuklenie cech powierzchniowych do zbadania oraz szybki pomiar krytycznych cech.

Na rysunkach 5.13–5.20 przedstawiono trójwymiarową wizualizację oraz widoki przełomów uzyskane w próbach rozciągania oraz skręcania dla badanych materiałów.



Rysunek 5.13. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki z miedzi CW008A po próbie rozciągania, typ próbki I



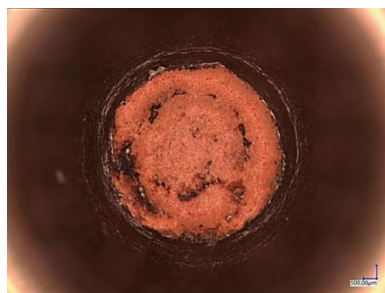
Rysunek 5.14. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki ze stali S355 po próbie rozciągania, typ próbki 1



Rysunek 5.15. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki z miedzi CW008A po próbie rozciągania, typ próbki 2



Rysunek 5.16. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki ze stali S355 po próbie rozciągania, typ próbki 2

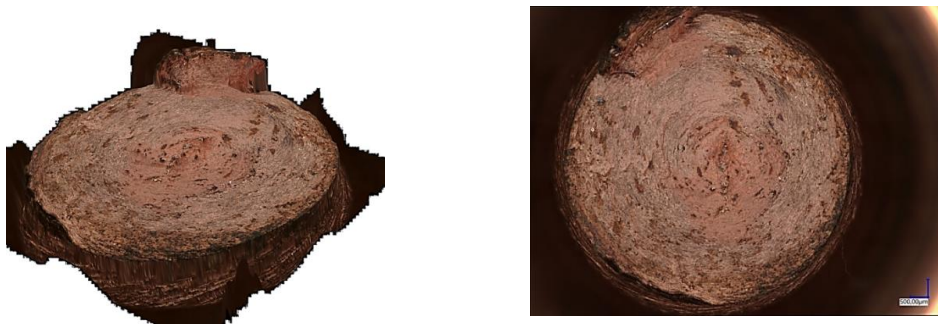


Rysunek 5.17. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki z miedzi CW008A po próbie rozciągania, typ próbki 3



Rysunek 5.18. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki ze stali S355 po próbie rozciągania, typ próbki 3

Analiza powierzchni przełomów próbek wykonanych z miedzi CW008A oraz stali S355, poddanych próbie rozciągania z prędkością ruchu narzędzi 5 mm/min pozwala określić, że są to przełomy rozdzielcze typu „spodek-stożek”. Dodatkowo można określić, że jest to przełom, w którym nastąpiło ścięcie pobocznic i przełom rozdzielczy rdzenia. Przełomy charakteryzują się matowym, jedwabistym wyglądem. Trójwymiarowa wizualizacja przełomów pokazuje makroskopowy chropowaty wygląd z licznymi wgłębieniami w środkowej części wewnętrznej powierzchni pęknięcia, co wskazuje, że pękanie plastyczne następowało wskutek działania maksymalnego naprężenia rozciągającego. Dla miedzi CW008A dla typu próbki 1 skośna powierzchnia pęknięcia nie rozciąga się na całą powierzchnię, ale pokrywa jedynie połowę powierzchni pęknięcia. Dla pozostałych typów próbek ukośna powierzchnia pęknięcia rozciąga się na całą powierzchnię. W przypadku obu materiałów zaczęło dochodzić do utleniania powierzchni w wyniku kontaktu z powietrzem.



Rysunek 5.19. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki z miedzi CW008A po próbie skręcania



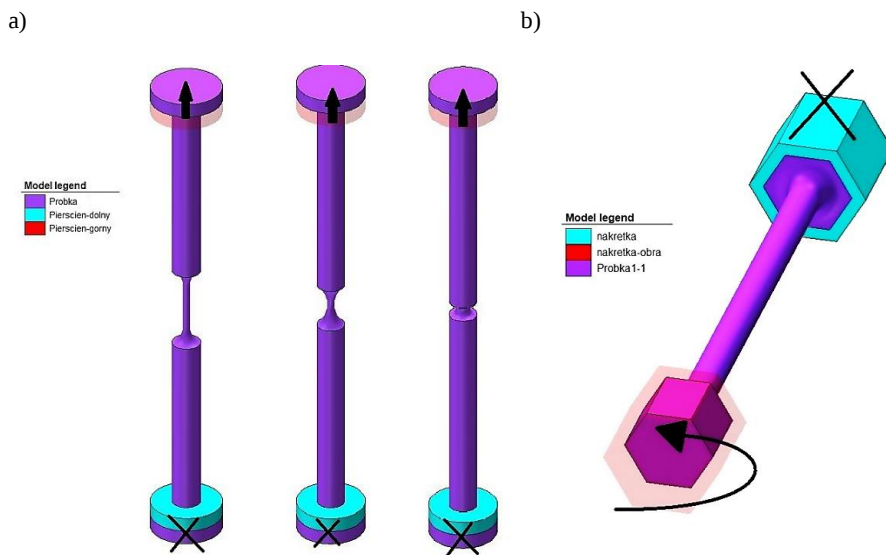
Rysunek 5.20. Trójwymiarowa wizualizacja i widok powierzchni rozdzielenia próbki ze stali S355, po próbie skręcania

Pęknięcie w próbkach poddanych próbie skręcania jest inne aniżeli z prób rozciągania i zwykle wywołują je odkształcenia styczne lub wydłużenie. Charakterystyka powierzchni pęknięcia jest powiązana ze stanem naprężenia występującym na powierzchni próbki. Główne naprężenia σ_1 (naprężenie rozciągające) i σ_3 (naprężenie ściskające) są nachylone pod kątem 45° do osi wzdlużnej i mają wartości równe naprężeniom ścinającym [168]. Naprężenie σ_2 jest naprężeniem pośrednim i wynosi 0 dla czystego skręcania. Analiza przełomów próbek wykonanych z miedzi CW008A oraz stali S355, poddanych próbie skręcania z prędkością obrotową narzędzi $500 \text{ }^\circ/\text{min}$ pozwala określić, że są to przełomy spowodowane naprężeniem ścinającym – powierzchnia pęknięcia powstała wzdluż płaszczyzny maksymalnego naprężenia ścinającego. Przełomy charakteryzują się matowym, jedwabistym wyglądem. Można zaobserwować, że powierzchnia pęknięcia jest gładka, bez makroskopowych pęknięć za co

odpowiadają naprężenia ścinające działające wzdłuż przekroju w czystym stanie ścinania.

Kolejnym krokiem badań było zamodelowanie numeryczne prób kalibracji używając oprogramowania Simufact.Forming v.15, w celu wyznaczenia krytycznych wartości funkcji zniszczenia w próbie rozciągania oraz skręcania. Na rysunku 5.21 przedstawiono modele geometryczne poszczególnych prób, które są identyczne z testami zrealizowanymi w warunkach laboratoryjnych. Nie zamodelowano prób ściskania, gdyż w trakcie badań laboratoryjnych nie doszło do pęknięcia w żadnej próbce i tym samym jest niemożliwe wyznaczenie krytycznych wartości funkcji zniszczenia.

W próbach rozciągania zmodyfikowano geometrię próbek używając oprogramowania Solid Edge, pozwalając tym samym na rozciąganie pionowe próbek, podczas gdy pierścień górny poruszał się z prędkością 5 mm/min, dolny pozostawał nieruchomy. W próbie skręcania jedna ze szczęk poruszała się z prędkością obrotową 500 °/min, druga pozostawała nieruchoma. Modele materiałowe oraz wartości czynnika tarcia dla każdego z badanych materiałów wyznaczono na podstawie własnych badań plastometrycznych, których wyniki przedstawiono w rozdziale 3. W tabelach poniżej przedstawiono parametry analizy numerycznej dla rozciągania (tabela 5.5) oraz skręcania (tabela 5.6).



Rysunek 5.21. Modele geometryczne zbudowane w programie Simufact.Forming

a) rozciąganie - od lewej próbka 1, próbka 2, próbka 3; b) skręcanie

Tabela 5.5. Parametry analizy numerycznej dla prób rozciągania

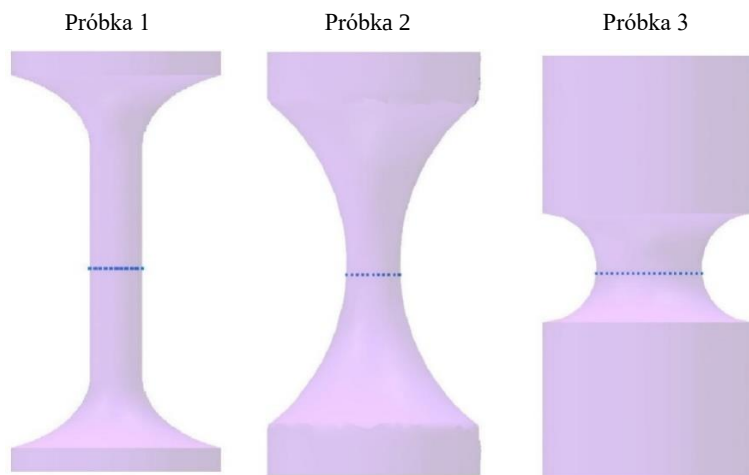
Nazwa	Parametr
Program MES	Simufact.Forming v.15
Moduł obliczeń	3D
Model materiałowy próbki	Elastyczno-plastyczny
Model materiałowy narzędzi	Sztywny
Liczba elementów	Próbka 1 – 47 317
	Próbka 2 – 47 577
	Próbka 3 – 42 842
Liczba rekordów z wynikami	201
Rodzaj elementów	Tetmesh
Rozmiar elementów [mm]	2,5
Czynnik tarcia	Miedź CW008A – 0,43
	Stal S355 – 0,4
Temperatura próbek [°C]	20
Współczynnik wymiany ciepła między narzędziem, a próbką [$\text{W/m}^2 \cdot \text{K}$]	20000

Tabela 5.6. Parametry analizy numerycznej dla prób skręcania

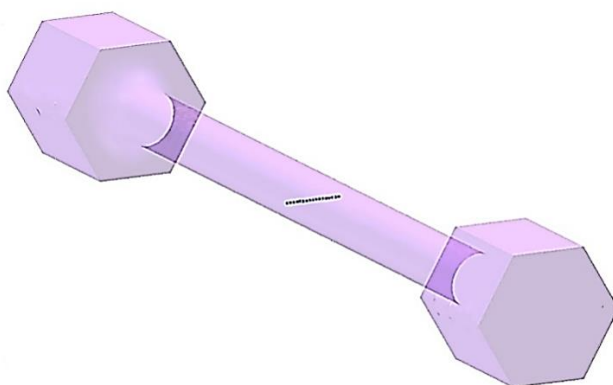
Nazwa	Parametr
Program MES	Simufact.Forming v.15
Moduł obliczeń	3D
Model materiałowy próbki	Elastyczno-plastyczny
Model materiałowy narzędzi	Sztywny
Liczba elementów	54 037
Liczba rekordów z wynikami	201
Rodzaj elementów	Tetmesh
Rozmiar elementów [mm]	1,0
Czynnik tarcia	Miedź CW008A – 0,43
	Stal S355 – 0,4
Temperatura próbek [°C]	20
Współczynnik wymiany ciepła między narzędziem, a próbką [$\text{W/m}^2 \cdot \text{K}$]	20000

Dążąc do ilościowej oceny badanego zagadnienia w osi próbek (rozciąganie i skręcanie) wprowadzono sensory rozmieszczone co 0,5 mm (rysunek 5.22 i 5.23), w których zapisywano parametry potrzebne do wyznaczenia funkcji zniszczenia, opisanych zależnościami (1.12), (1.13), (1.15), (1.23–1.26), (1.33), (1.34). Próbki zawierały następującą liczbę sensorów:

- rozciąganie (typ 1) – 11,
- rozciąganie (typ 2) – 11,
- rozciąganie (typ 3) – 21,
- skręcanie – 17.

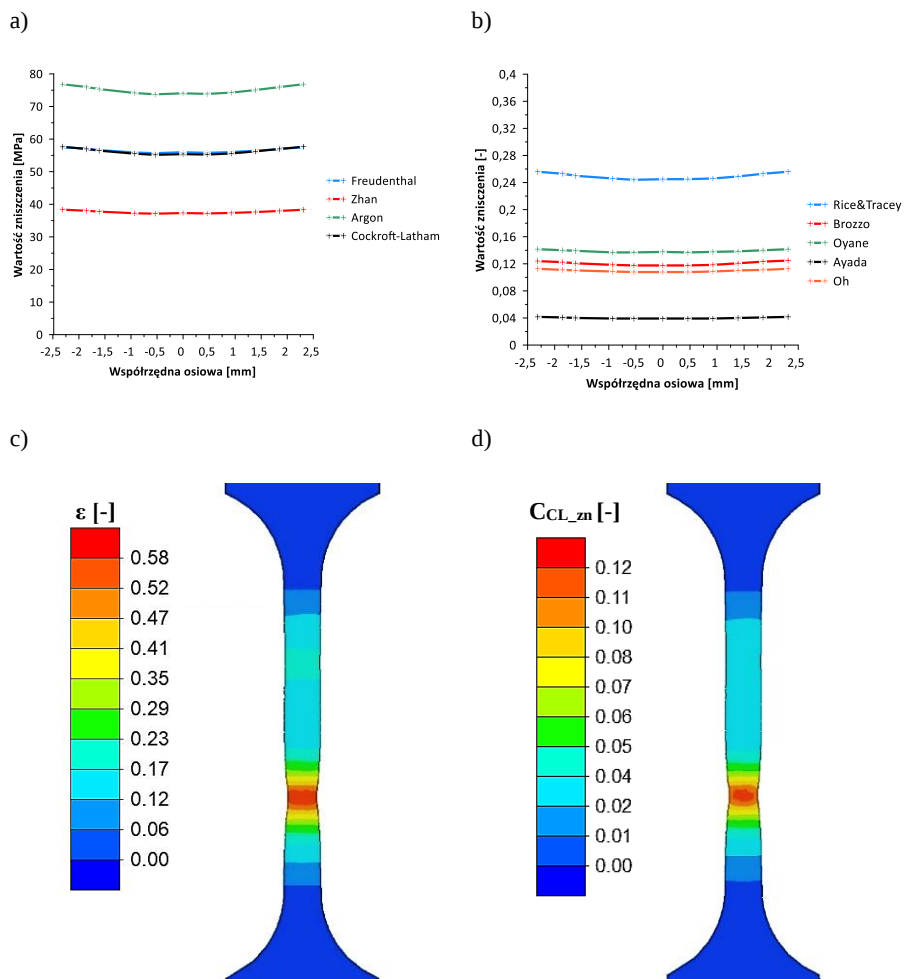


Rysunek 5.22. Rozmieszczenie sensorów w osi próbki w próbach rozciągania wykorzystanych do śledzenia parametrów opisujących stan naprężenia i odkształcenia, prezentowany przykład odnosi się do obu materiałów próbek użytych do badań

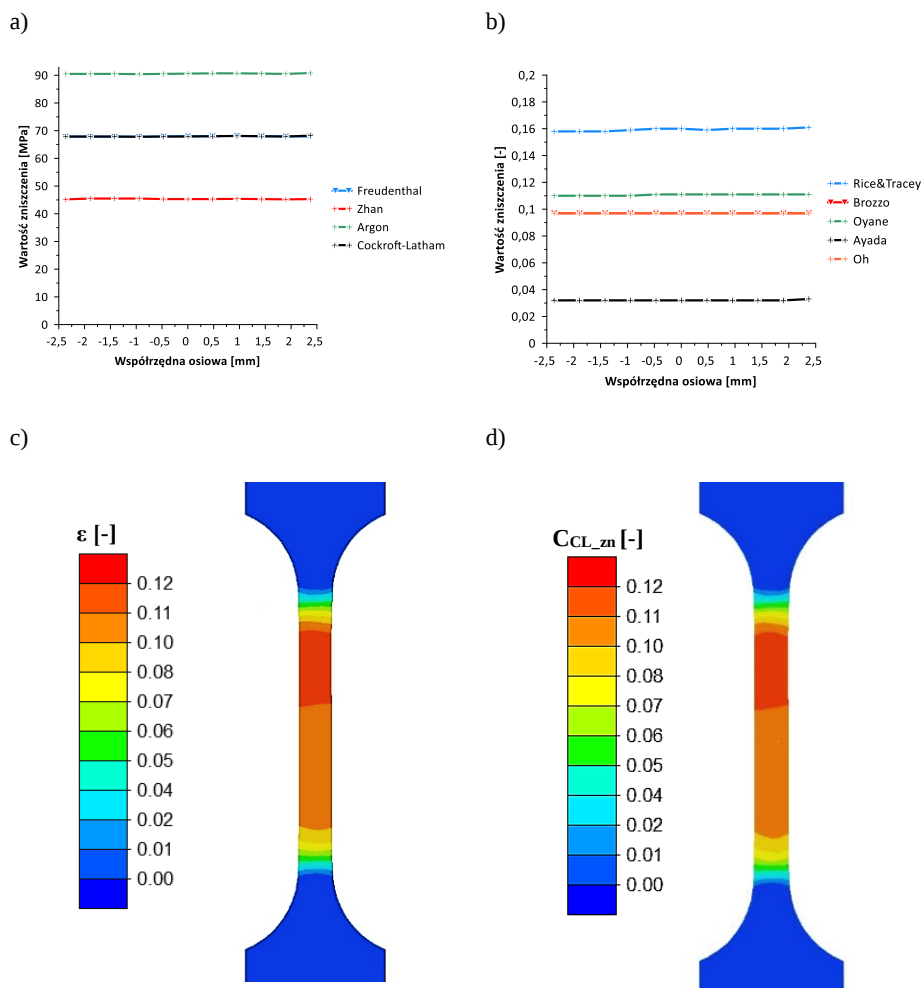


Rysunek 5.23. Rozmieszczenie sensorów w osi próbki w próbach skręcania wykorzystanych do śledzenia parametrów opisujących stan naprężenia i odkształcenia, prezentowany przykład odnosi się do obu materiałów próbek użytych do badań

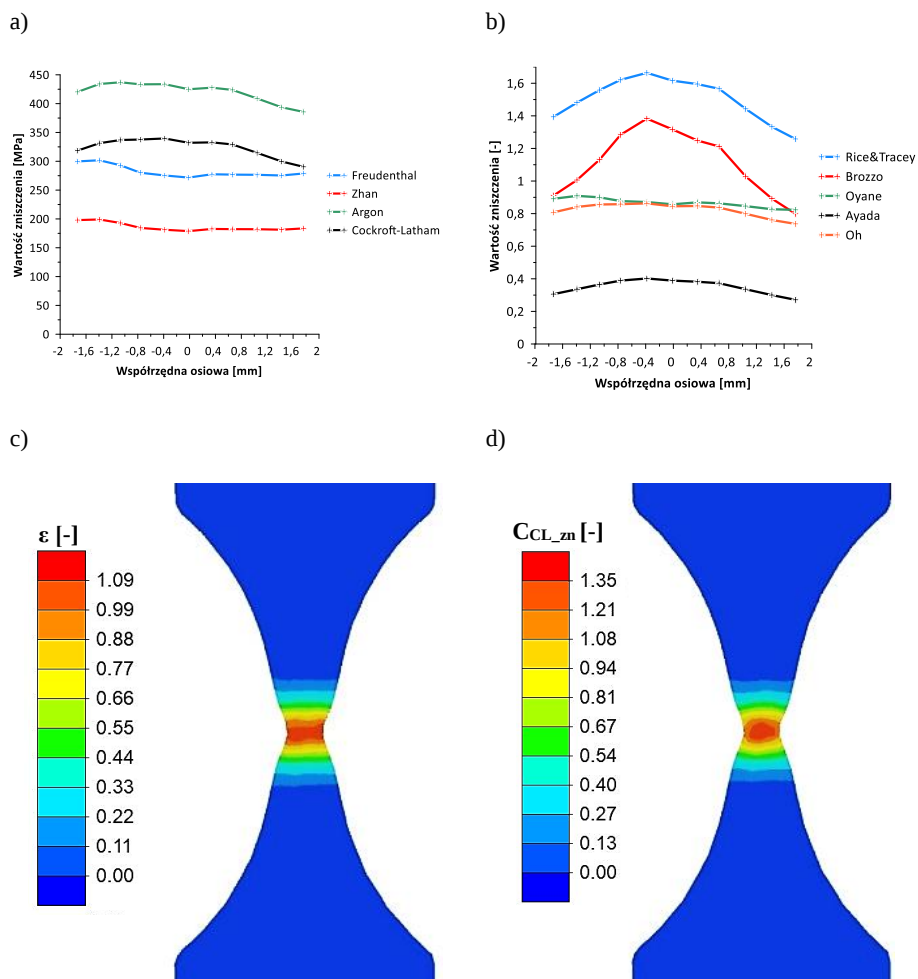
Przeprowadzone symulacje numeryczne pozwoliły na wyznaczenie rozkładów intensywności odkształcenia, wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama oraz pozostałych wartości funkcji zniszczenia naprężeniowych i bezwymiarowych (rysunek 5.24–5.31). Rozkłady wartości odkształcenia oraz zniszczenia są pokazane dla końcowego etapu kształtowania.



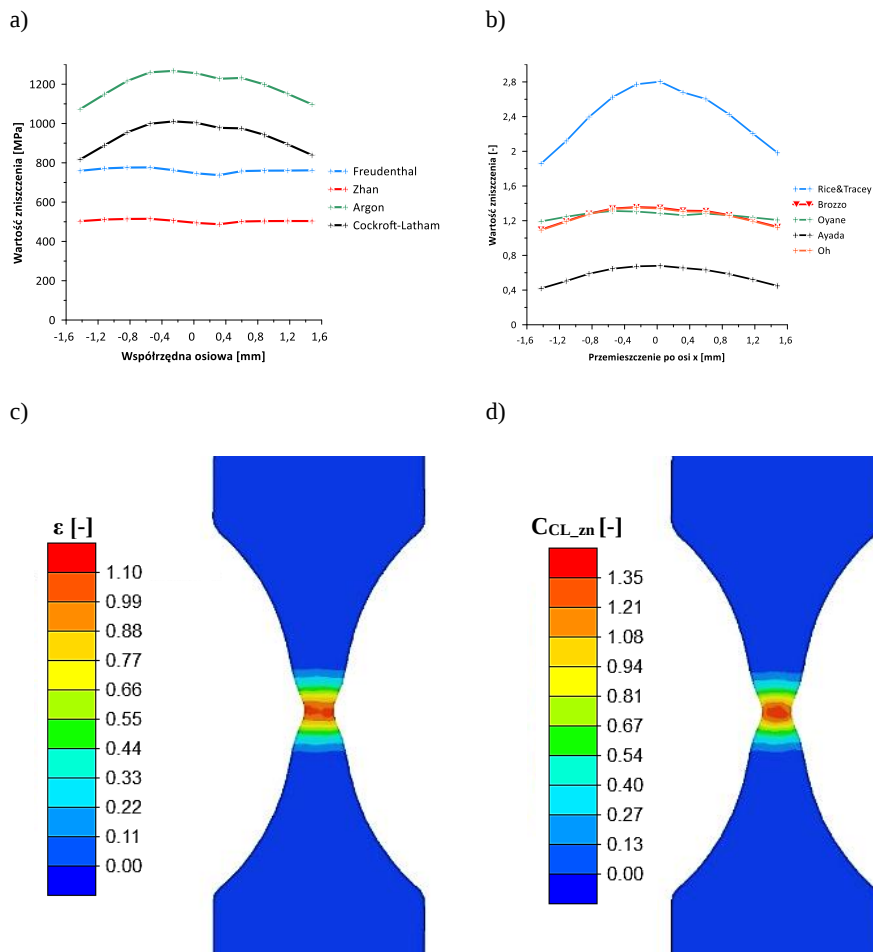
Rysunek 5.24. Zestawienie wartości dla rozciągania miedzi CW008A, próbka 1,
a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia,
c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego
kryterium Cockrofta–Lathama



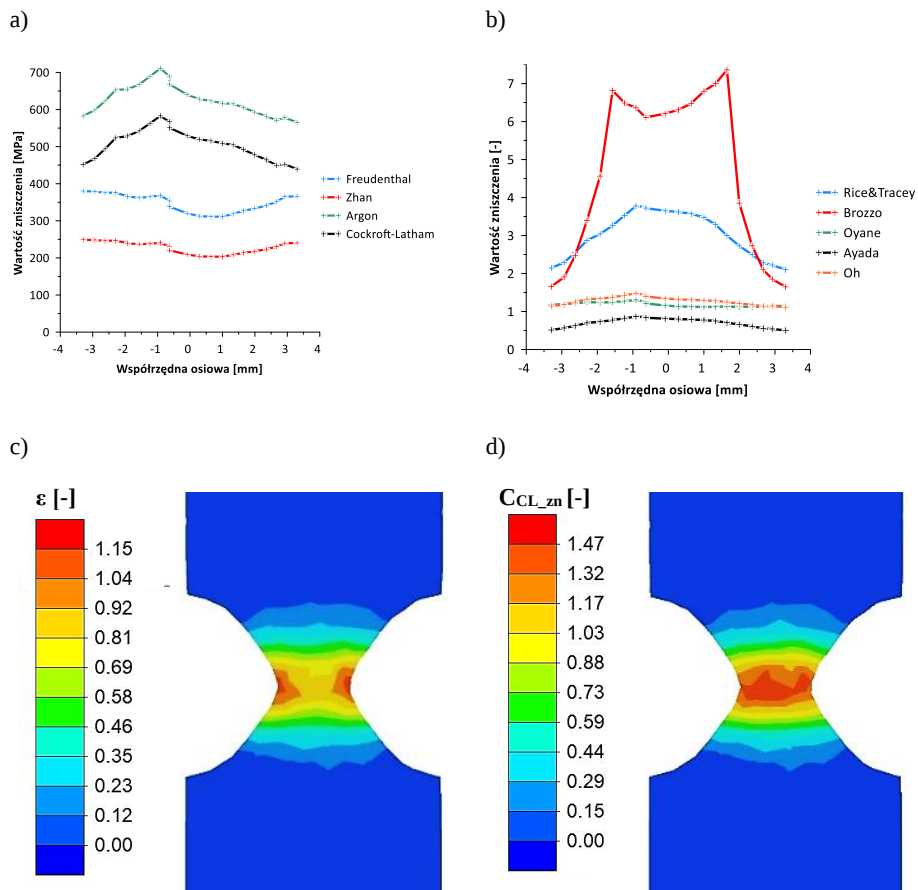
Rysunek 5.25. Zestawienie wartości dla rozciągania stali S355, próbka 1,
a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia,
c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Latham



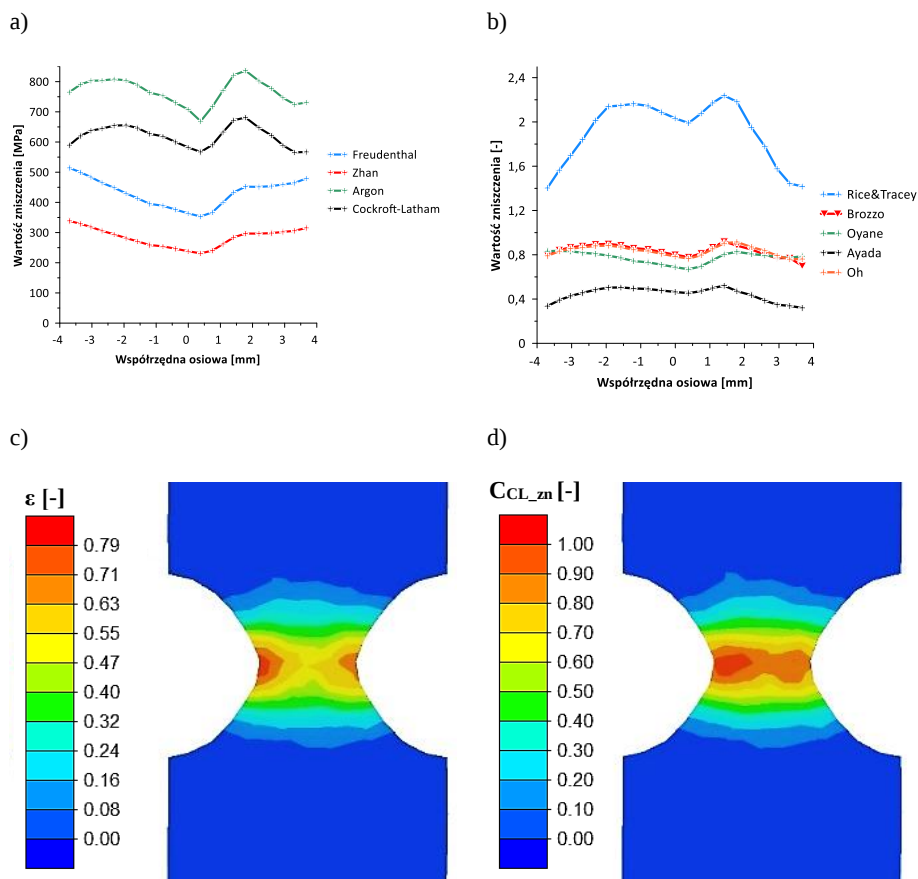
Rysunek 5.26. Zestawienie wartości dla rozciągania miedzi CW008A, próbka 2,
a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia,
c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama



Rysunek 5.27. Zestawienie wartości dla rozciągania stali S355, próbka 2,
a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia,
c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama



Rysunek 5.28. Zestawienie wartości dla rozciągania miedzi CW008A, próbka 3,
a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia,
c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego
kryterium Cockrofta–Lathama

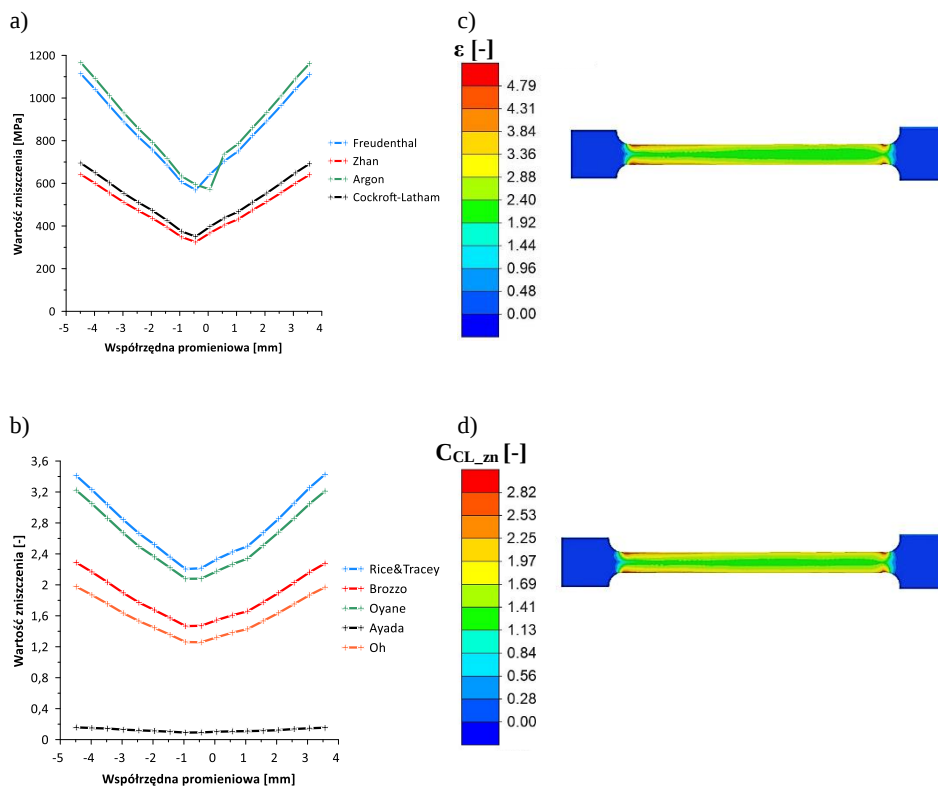


Rysunek 5.29. Zestawienie wartości dla rozciągania stali S355, próbka 3,
a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia,
c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama

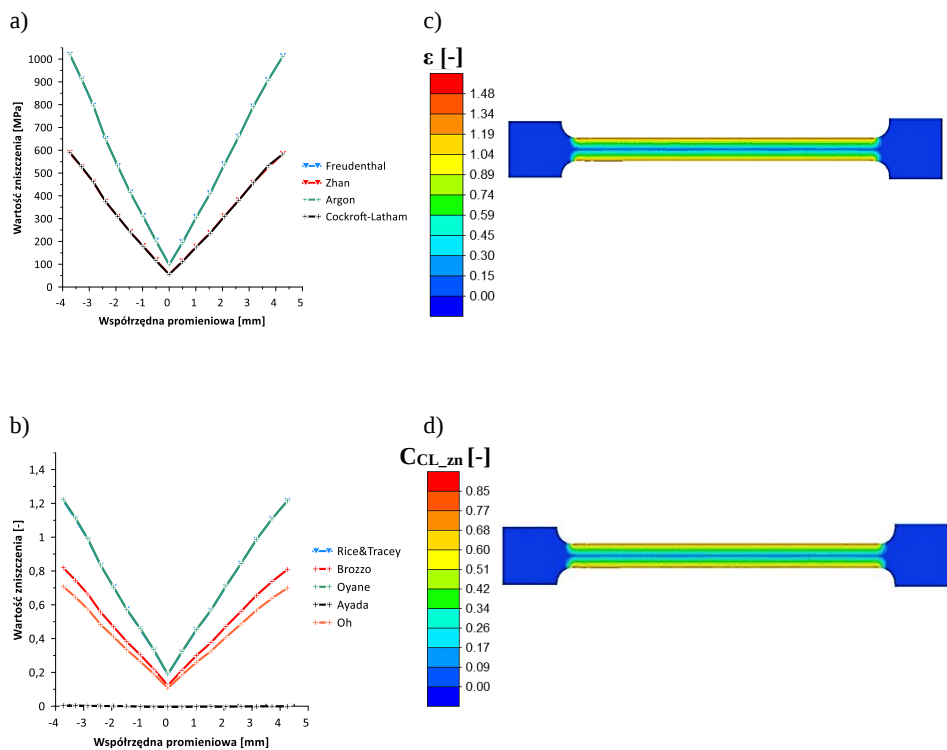
W przypadku metali ciągliwych podczas rozciągania tworzy się szyjka zanim nastąpi ostateczne pęknięcie. Symulacja numeryczna kształtu próbek poddanych próbie rozciągania wykazała pojawiającą się szyjkę, co zostało zaobserwowane w badaniach doświadczalnych. Przewężenie wykonane w próbkach okazało się skuteczne, ponieważ spowodowało wystąpienie największych odkształceń w obszarze docelowym dla badanych materiałów, stąd wniosek, że wartości funkcji zniszczenia będą przyjmowały swoje maksymalne wartości w tym obszarze, co zostało dowiedzione w przeprowadzonych symulacjach numerycznych. Dla badanych materiałów we wszystkich typach próbek wartości

naprężeniowych oraz bezwymiarowych funkcji zniszczenia w przekroju poprzecznym wykazują rozkład liniowy.

Wartości naprężeniowych oraz bezwymiarowych funkcji zniszczenia dla próbek poddanych próbie skręcania wykazują najmniejszą wartość w punkcie znajdującym się w centrum próbki. Wartości zwiększają się wraz ze zbliżaniem się do powierzchni bocznych, gdzie funkcje zniszczenia wykazują wartości największe. Rozkład funkcji zniszczenia podobnie jak w wyżej przedstawionych próbach jest największy tam, gdzie odkształcenie wykazuje wartości maksymalne.



Rysunek 5.30. Zestawienie wartości dla skręcania miedzi CW008A, a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia, c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama



Rysunek 5.31. Zestawienie wartości dla skręcania stali S355, a) rozkład naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) rozkład bezwymiarowych funkcji zniszczenia, c) rozkład odkształcenia w próbce, d) rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama

6. Porównanie wartości funkcji zniszczenia uzyskanych z próby obciskania obrotowego z wartościami z badań plastometrycznych dla badanych materiałów metalicznych

Po przeprowadzonych próbach kalibracji oraz wcześniejszej próbie obciskania obrotowego badanych materiałów przeprowadzono analizę porównawczą wartości funkcji zniszczenia naprężeniowych oraz bezwymiarowych, otrzymane wartości przedstawiono w tabeli 6.1 i 6.2. Porównanie uzyskanych wartości miało na celu przedstawienie jak dane wartości mają się do nowo przeprowadzonej próby obciskania obrotowego.

Tabela 6.1. Krytyczne wartości funkcji zniszczenia określone dla miedzi CW008A w próbie rozciągania, skręcania i obciskania obrotowego, przeprowadzone w temperaturze 20 °C

	C_F [MPa]	C_{ZHAN} [MPa]	C_{ARGON} [MPa]	C_{CL} [MPa]	C_{RT}	C_B	C_{OYANE}	C_{AYAD}	C_{OH}
Rozciąganie, typ 1	55,9	37,3	74,1	55,4	0,24	0,15	0,17	0,05	0,15
Rozciąganie, typ 2	271,7	178,8	424,9	332,1	1,6	1,3	0,86	0,39	0,85
Rozciąganie, typ 3	320,2	209,1	640,2	529,1	3,6	2,7	1,1	0,81	1,3
Skręcanie	1113,9	642,2	1166,8	695,1	3,4	2,3	3,2	0,16	1,9
Obciskanie obrotowe	492,5	307,7	898,5	713,7	4,9	7,9	1,9	1,2	2,0

Tabela 6.2. Krytyczne wartości funkcji zniszczenia określone dla stali S355 w próbie rozciągania, skręcania i obciskania obrotowego, przeprowadzone w temperaturze 20 °C

	C_F [MPa]	C_{ZHAN} [MPa]	C_{ARGON} [MPa]	C_{CL} [MPa]	C_{RT}	C_B	C_{OYANE}	C_{AYAD}	C_{OH}
Rozciąganie, typ 1	68,0	45,3	90,6	67,9	0,16	0,1	0,1	0,03	0,1
Rozciąganie, typ 2	746,2	494,0	1255,5	1003,3	2,8	1,35	0,29	0,68	1,34
Rozciąganie, typ 3	363,7	238,1	707,6	582,1	2,03	0,8	0,69	0,46	0,78
Skręcanie	1018,7	587,9	1021,5	590,7	1,2	0,82	1,22	0,004	0,71
Obciskanie obrotowe	1853,4	1167,8	3141,2	2455,6	6,0	6,4	2,7	1,4	2,7

Z analizy danych zestawionych w tabelach 6.1 i 6.2 wynika, że krytyczne wartości funkcji zniszczenia uzyskane w testach kalibracji dla każdego rozpatrywanego kryterium znacznie się różnią. Większe wartości od wyznaczonych w klasycznych testach kalibracji odnotowano dla próby obciskania obrotowego dla stali S355. Kryteria uwzględniają takie wartości jak naprężenie średnie, naprężenie zastępcze, maksymalne naprężenie główne czy trójosiowość

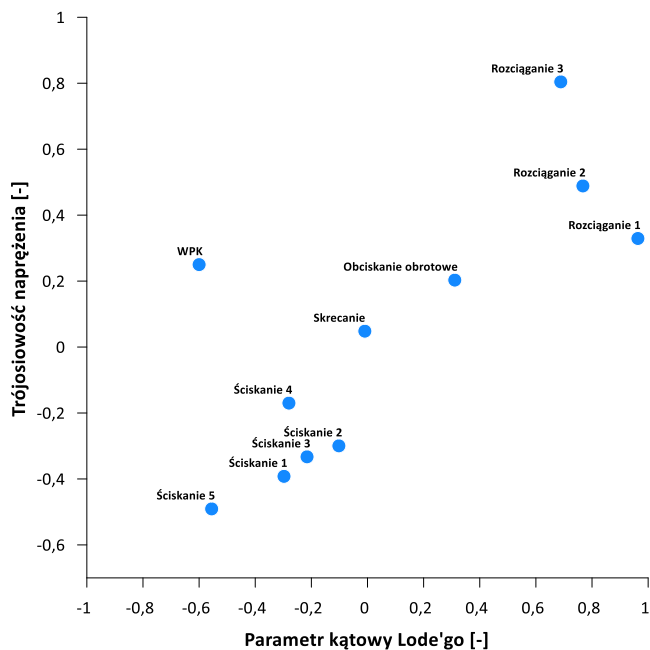
naprężenia. Wartości z tabel 6.1 i 6.2 należy stosować w analizie rozciągania, skręcania i obciskania obrotowego miedzi CW008A oraz stali S355 w temperaturze kształtowania równej 20 °C.

Ponadto wykorzystując umieszczone sensory w badanych próbkach wyznaczono wartości średnie trójosiowości naprężenia oraz parametru kąтового Lode'go na podstawie zależności (4.2 i 4.3).

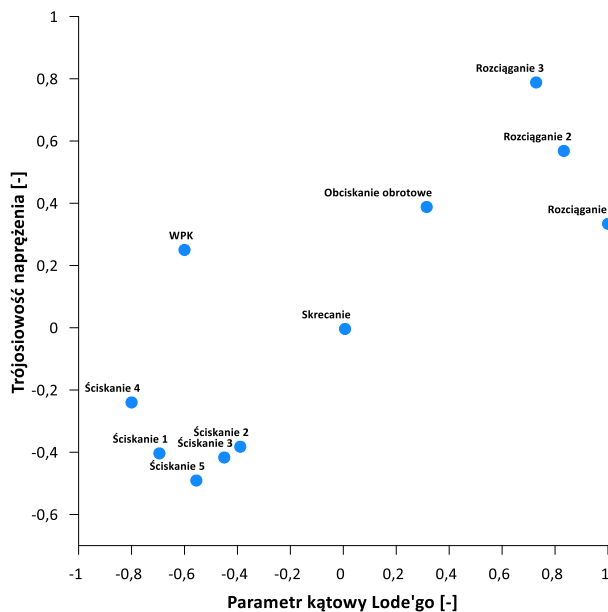
Wyznaczone w ten sposób wartości η_{sr} oraz θ_{sr} odnoszące się do umieszczonych sensorów zestawiono na płaszczyźnie naprężeń η - θ (rysunek 6.1 i 6.2), na której umieszczono markery odnoszące się do stanów naprężenia dla przeprowadzonej próby obciskania obrotowego, klasycznych testów kalibracji oraz stanów naprężenia występujących w procesie walcowania poprzeczno-klinowego na podstawie analizy literatury [125, 129].

Wartości trójosiowości naprężenia i parametru Lode'go dla klasycznych prób kalibracji są charakterystyczne dla danych stanów naprężenia (rozdział 1.3). Dla próby rozciągania wartości trójosiowości naprężenia oscylują w zakresie $0,33 \div 0,80$; zaś parametr Lodego $0,68 \div 1,00$. Dla próbek spęczanych $\eta = (-0,49) \div (-0,24)$; $\theta = (-0,8) \div (-0,1)$. W próbie skręcania obie wartości są bliskie zeru. Wartości trójosiowości naprężenia dla obciskania obrotowego są zbliżone do uzyskiwanych w trakcie prób rozciągania. Z kolei parametr Lode'go dla obciskania przyjmuje wartości najbardziej zbliżone do odpowiadających występowaniem naprężeń ścinających. Analiza danych zamieszczonych na wykresach pokazuje, że w próbie obciskania obrotowego miedzi CW008A oraz stali S355 trójosiowość naprężenia jest na podobnym poziomie co w procesie walcowania poprzeczno-klinowego [122]. Parametr kątowy Lode'go przyjmuje większe wartości.

Podsumowując analizę parametru trójosiowości naprężenia oraz parametru Lode'go, stan naprężenia w strefie osiowej próbek poddanych obciskaniu obrotowemu w kanale jest odmienny od stanu naprężenia występującego w próbach ściskania, rozciągania oraz skręcania, które wykorzystywane są do wyznaczania wartości krytycznych funkcji zniszczenia.



Rysunek 6.1. Porównanie wartości trójosiowości naprężenia oraz parametru Lode'go dla miedzi CW008A w próbach kalibracji oraz w próbie obciskania obrotowego



Rysunek 6.2. Porównanie wartości trójosiowości naprężenia oraz parametru Lode'go dla stali S355 w próbach kalibracji oraz w próbie obciskania obrotowe

7. Próby obciskania obrotowego w warunkach obróbki na gorąco

Śród wielu istniejących metod technologicznych stosowanych w procesie wytwarzania przedmiotów z metali i ich stopów obróbka plastyczna jest jedną z podstawowych i najbardziej rozpowszechnionych. Podczas obróbki plastycznej z materiału pierwotnego powstaje wyrób o zmienionym kształcie i własnościach fizyko-chemicznych wykorzystując przy tym kształtowanie plastyczne, dzielenie lub łączenie. Obróbka plastyczna może być przeprowadzona na zimno, półgorąco, gorąco lub ze stanu półpłynnego. Najczęściej w przemyśle spotykane jest kształtowanie plastyczne materiałów metalicznych na gorąco. Uznano zatem za słuszne przeprowadzenie prób doświadczalnych oraz analiz numerycznych obciskania obrotowego na gorąco stali S355, gdyż jest to materiał często stosowany do budowy konstrukcji narażonych na działanie większych obciążeń.

7.1. Zakres badań doświadczalnych

Do przeprowadzenia prób doświadczalnych wykorzystano walcarkę płasko-klinową (rysunek 4.3), z zamontowanymi narzędziami płaskimi (rysunek 4.4) oraz piec elektryczny komorowy, w którym nagrzewano próbki (o wymiarach $\varnothing 40 \times 20$ mm) do temperatury 950 °C, 1050 °C i 1150 °C. Próbkę walcowano w wykroju o wysokości $2h = 38$ mm. Po nagrzeniu, próbkę umieszczano w kanale dolnego narzędzia, wprawiano w ruch posuwisty narzędzie górne, które chwyciło próbkę i przetaczało ją po narzędziu dolnym. Schemat postępowania był podobny jak w próbach obciskania przeprowadzonych na zimno. Gdy droga kształtowania s była większa od krytycznej dochodziło do pęknięcia w strefie osiowej próbki. Zmniejszano wtedy drogę s i powtarzano test do momentu, gdy nie zaobserwowano na powierzchni bocznej próbki pęknięcia. Następnie próbę powtarzano przy tych parametrach dwukrotnie i w przypadku nie odnotowania pęknięcia tę wartość drogi uznawano za krytyczną dla danej temperatury materiału.

7.2. Uzyskane wyniki

Odształcone na gorąco próbki w kanale przedstawiono na rysunkach 7.1–7.3. Podobnie jak w przypadku obciskania obrotowego na zimno, dalsze zwiększanie drogi kształtowania s prowadziło do zwiększania rozmiarów pęknięcia w kierunku promieniowym. Na rysunku 7.4 przedstawiono charakterystyczne etapy testu.



Rysunek 7.1. Próbkki odkształcone w kanale z wsadów nagranych do temperatury 950 °C, otrzymane dla drogi kształtowania s wynoszącej (licząc od lewej): 185 mm, 200 mm, 250 mm, stopień gniotu $\delta = 1,05$



Rysunek 7.2. Próbkki odkształcone w kanale z wsadów nagranych do temperatury 1050 °C, otrzymane dla drogi kształtowania s wynoszącej (licząc od lewej): 280 mm, 290 mm, 300 mm, 320 mm, stopień gniotu $\delta = 1,05$

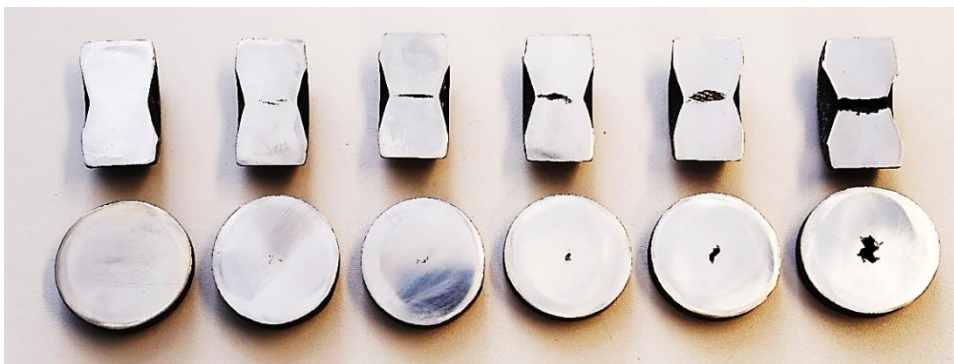


Rysunek 7.3. Próbkki odkształcone w kanale z wsadów nagranych do temperatury 1150 °C, otrzymane dla drogi kształtowania s wynoszącej (licząc od lewej): 475 mm, 500 mm, 550 mm, 600 mm, stopień gniotu $\delta = 1,05$

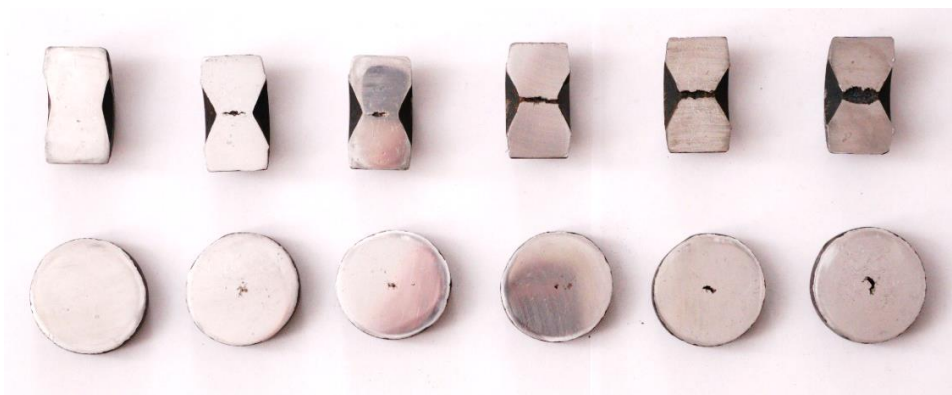
Próbkki przecięto w dwóch różnych płaszczyznach (rysunek 7.5–7.7) w celu poddania obserwacji powierzchni przecięcia próbek pod mikroskopem optycznym. Widoki odsłoniętych przekroi przedstawiono na rysunkach 7.8–7.16.



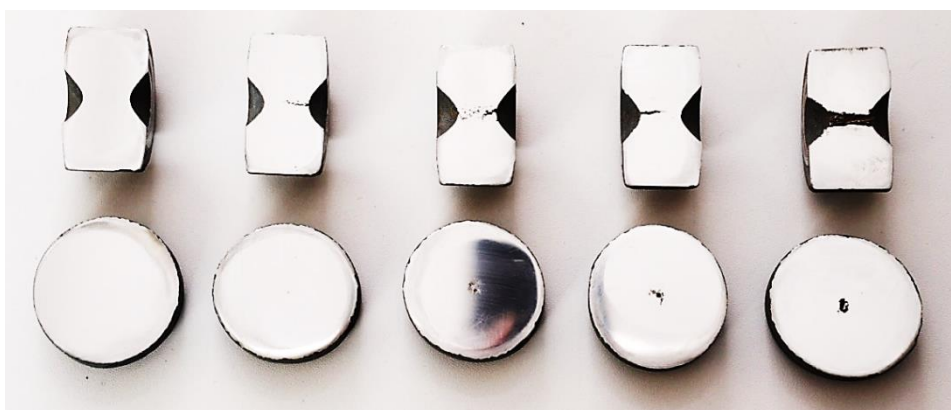
Rysunek 7.4. Przebieg obciskania obrotowego w kanale próbki nagrzanej do temperatury 950 °C, kształtowanej na długości drogi $s = 200$ mm; kolejno od góry: ustawienie próbki, obciskanie z widocznym zwiększeniem temperatury w strefie osiowej, powstawanie pęknięcia osiowego



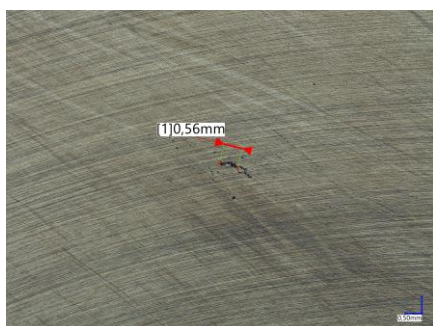
Rysunek 7.5. Przekroje próbek odkształconych w temperaturze 950 °C, gdzie od lewej kolejno próbka odkształcona na drodze 165, 175, 185, 195, 200 oraz 250 mm



Rysunek 7.6. Przekroje próbek odkształconych w temperaturze 1050 °C, gdzie od lewej kolejno próbka odkształcona na drodze 250, 260, 270, 280, 290 oraz 300 mm



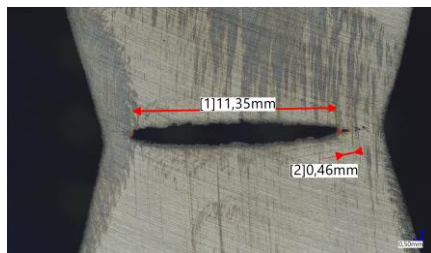
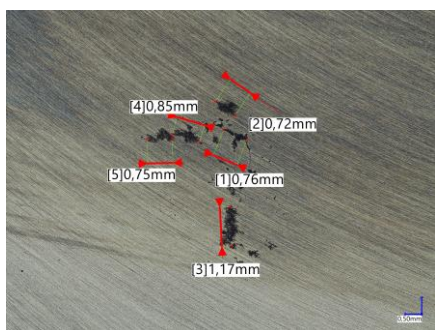
Rysunek 7.7. Przekroje próbek odkształconych w temperaturze 1150 °C, gdzie od lewej kolejno próbka odkształcona na drodze 450, 475, 500, 550 oraz 600 mm



Rysunek 7.8. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 950 °C, kształtowanej na drodze $s = 165$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



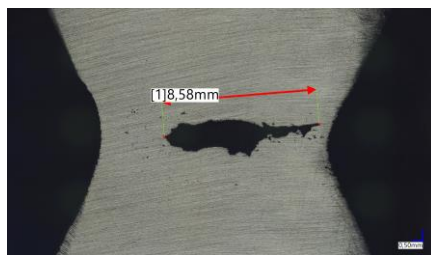
Rysunek 7.9. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 950 °C, kształtowanej na drodze $s = 175$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



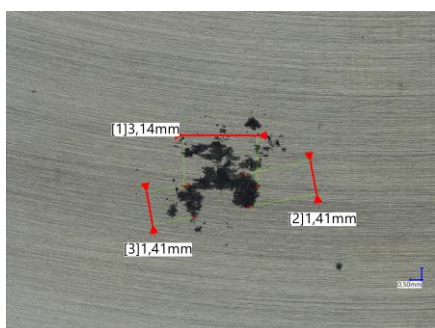
Rysunek 7.10. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 950 °C, kształtowanej na drodze $s = 185$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



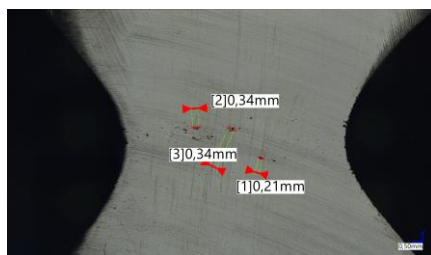
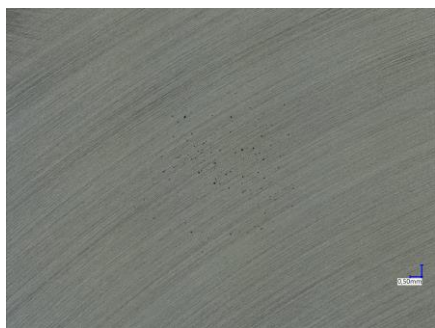
Rysunek 7.11. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 1050 °C, kształtowanej na drodze $s = 250$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



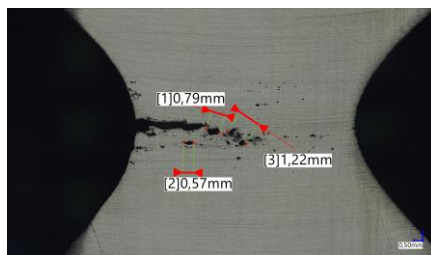
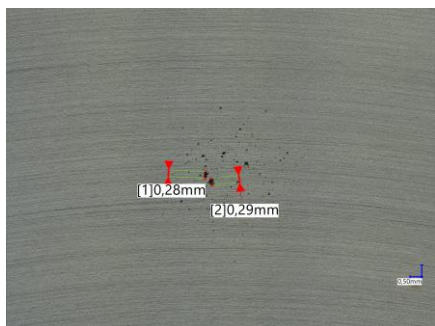
Rysunek 7.12. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 1050 °C, kształtowanej na drodze $s = 260$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



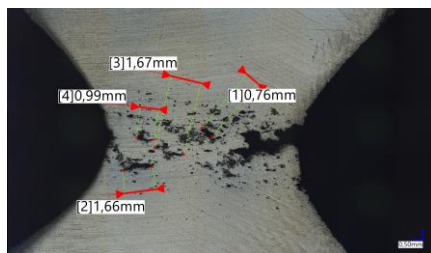
Rysunek 7.13. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 1050 °C, kształtowanej na drodze $s = 270$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



Rysunek 7.14. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 1150 °C, kształtowanej na drodze $s = 450$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



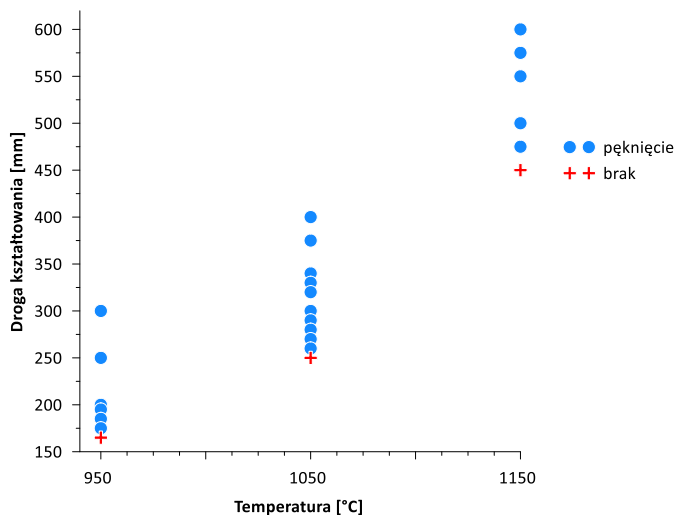
Rysunek 7.15. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 1150 °C, kształtowanej na drodze $s = 475$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią



Rysunek 7.16. Widok na powierzchnię próbki nagrzanej do temperatury 1150 °C, kształtowanej na drodze $s = 500$ mm, od lewej przekrój prostopadły do osi, przekrój zgodny z osią

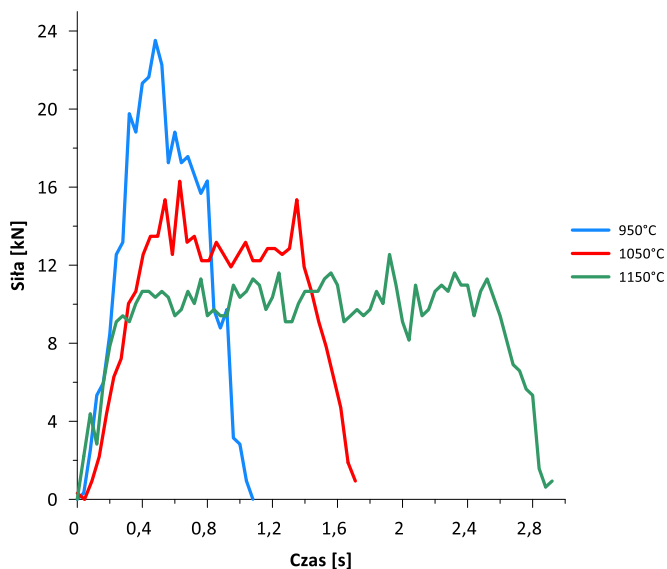
Z rysunków można zauważyć, że pomimo braku zauważalnego makroskopowo pęknięcia, przy obserwacji pod mikroskopem optycznym (zdjęcia wykonano przy powiększeniu $\times 40$) ujawniają się pojedyncze mikropęknięcia w strefie osiowej próbek. Ponadto na rysunkach zaznaczono szczeliny oraz ich wielkości. Zwiększanie długości drogi kształtowania powoduje wzrost wielkości pęknięcia oraz rozmiaru szczeliny. Na powierzchniach próbek nagrzanych do temperatury 1150 °C, można zaobserwować pojawiające się pęknięcia w kształcie pierścienia.

W efekcie wykonanych badań doświadczalnych ustalono krytyczną długość drogi odkształcenia w kanale, przy której dochodzi do pęknięcia materiału. Wyniki z badań doświadczalnych uzyskane w tym zakresie umieszczono na rysunku 7.17. Na podstawie analizy rysunku 7.17 można stwierdzić, że wraz ze wzrostem temperatury zwiększa się długość drogi krytycznej s . Ponadto propagacja pęknięcia w próbce nagrzanej do niższej temperatury postępuje błyskawicznie, z kolei w próbkach nagrzanych do wysokich temperatur przyrost pęknięć jest powolny.



Rysunek 7.17. Wykres przedstawiający zakres wykonanych badań doświadczalnych, mających na celu określenie długości krytycznej obciskania

Podczas przeprowadzania prób doświadczalnych, rejestrowano siłę kształtującą (siłę potrzebną do przemieszczania narzędzia górnego). Rysunek 7.18 przedstawia rozkłady sił kształtujących uzyskane w testach, w których próbki były obciskane obrotowo na granicznej długości drogi kształtowania w trzech różnych temperaturach.



Rysunek 7.18. Rozkład sił kształtujących zarejestrowanych w trakcie obciskania obrotowego dla stali S355w warunkach laboratoryjnych

Na podstawie analizy uzyskanych wartości sił można zauważyć, że maksymalne wartości zostały osiągnięte w początkowej fazie procesu, kiedy próbka ulega owalizacji. W późniejszej fazie kształtowania, wartości były mniejsze, co najprawdopodobniej było spowodowane zmianą kształtu próbki (występowanie bocznych wgniecień o coraz większej głębokości). Pod koniec testu, siły spadły do zera w wyniku wyjścia próbki z kanału, w którym następowało obciskanie. Czas przeprowadzania prób uwarunkowany był długością drogi kształtowania.

Znając krytyczną wartość drogi kształtowania s przystąpiono do modelowania testu obciskania obrotowego w kanale. Obliczenia wykonano oddzielnie dla każdej temperatury wsadu, przyjmując, że kształtowanie w każdym przypadku realizowane jest na drodze krytycznej s . Do przeprowadzenia symulacji numerycznej użyto oprogramowania Simufact.Forming v.15. Zbudowany model geometryczny jest identyczny ze zbudowanym do analizy przeprowadzonej na zimno (rysunek 4.10). W symulacji przyjęto, że prędkość przemieszczania narzędzia ruchomego wynosi 300 mm/s oraz, że model materiałowy kształtowanej stali z gatunku S355 opisany jest równaniem:

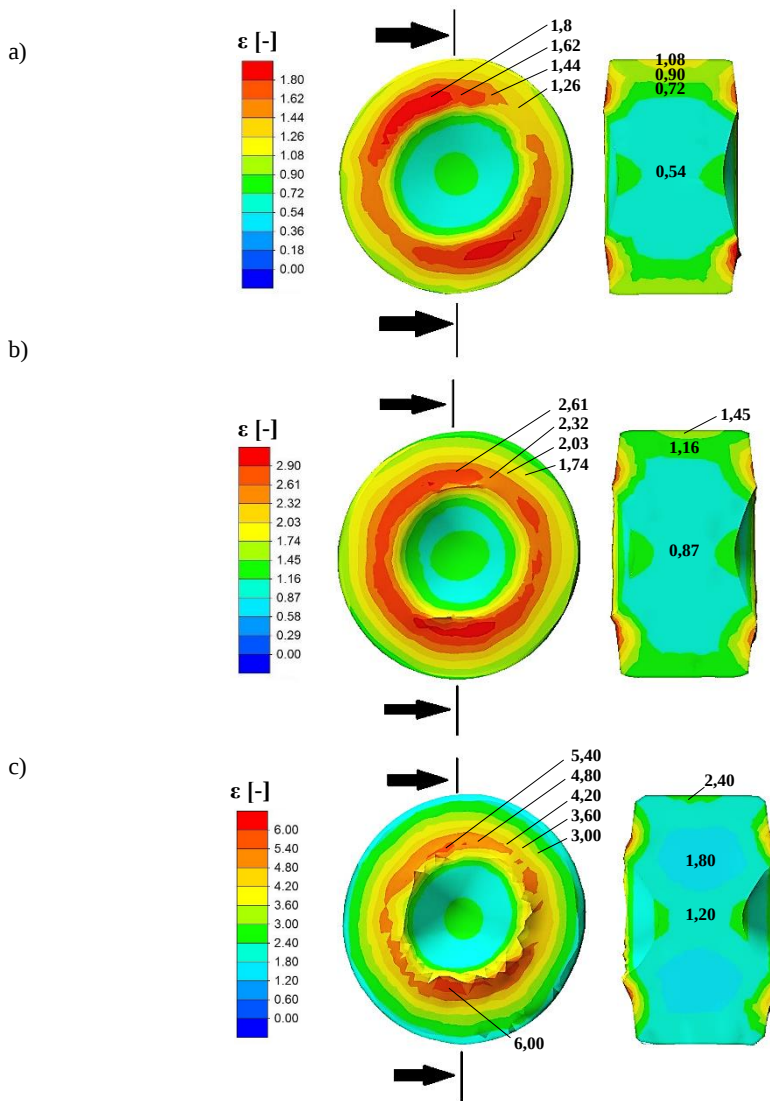
$$\sigma_F = 2478,72 \cdot e^{(-0,00298067 \cdot T)} \cdot \varepsilon^{(-0,000423618 \cdot T + 0,365868)} \cdot e^{\left(\frac{-0,0000750883 \cdot T + 0,031587}{\varepsilon}\right)} \cdot \dot{\varepsilon}^{(0,000260509 \cdot T - 0,137403)} \quad (7.1)$$

gdzie: σ_F – naprężenie, T – temperatura, ε – odkształcenie, $\dot{\varepsilon}$ – prędkość odkształcenia.

Model materiałowy stali S355 przyjęto z biblioteki oprogramowania Simufact.Forming. Tarcie opisano modelem tarcia stałego, w którym przyjęto, że czynnik tarcia wynosi $m = 0,9$. Ponadto, założono, że temperatura narzędzi wynosi 50 °C, wartość współczynnika wymiany ciepła między materiałem, a narzędziami jest równa 10000 W/m²·K.

Rozkłady intensywności odkształcenia w próbkach nagranych odpowiednio do temperatur 950 °C, 1050 °C i 1150 °C po obciśnięciu na granicznych długościach drogi kształtowania przedstawiono na rysunku 7.19.

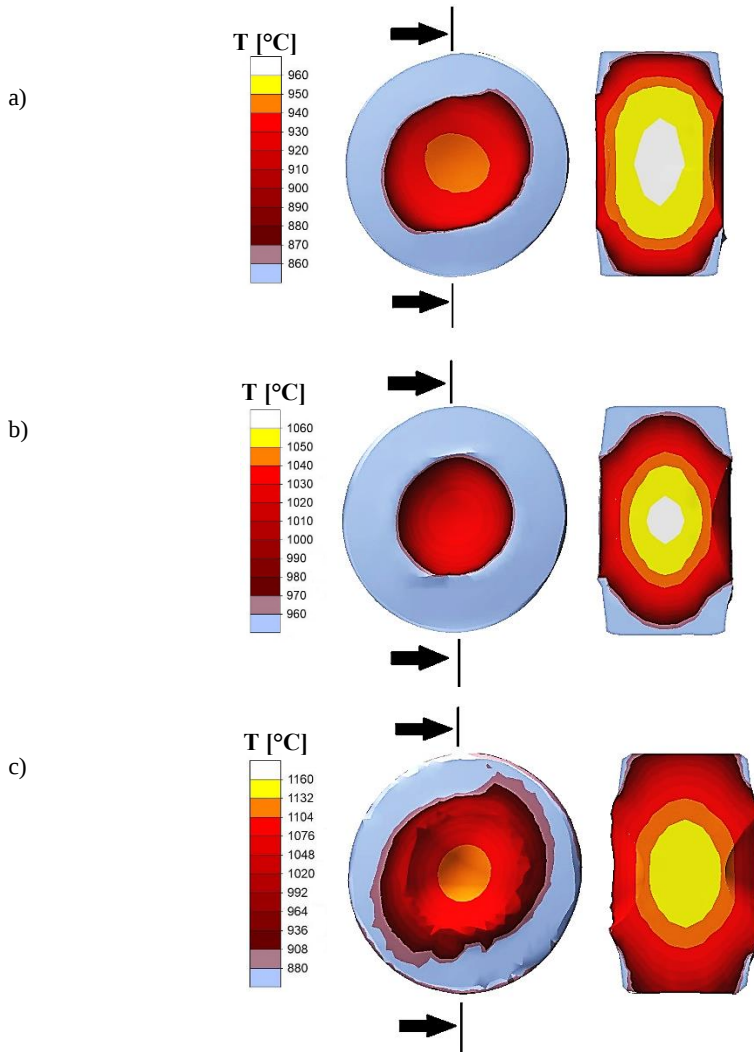
Podobnie jak w próbach przeprowadzonych na zimno największe wartości odkształcenia występują na powierzchniach bocznych, w miejscach, gdzie materiał ociera się o boczne ściany wykroju. Podwyższoną wartość odkształcenia stwierdzono również w strefie osiowej, gdzie materiał pękał. Wraz ze wzrostem temperatury kształtowania rośnie wartość odkształcenia, co jest powodowane przede wszystkim przez wydłużenie drogi krytycznej, na której prowadzone jest kształtowanie próbki.



Rysunek 7.19. Rozkłady intensywności odkształcenia w próbce nagrzanej do temperatury:
a) $T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 165\text{ mm}$, b) $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 250\text{ mm}$, c) $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 450\text{ mm}$

Analiza rozkładu temperatury w próbkach poddanych obciskaniu obrotowemu (rysunek 7.20) pokazuje, że w wyniku kontaktu próbek z narzędziami następuje znaczne ochłodzenie materiału na obwodzie próbki. Temperatura w tych rejonach może spaść nawet o $100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Tymczasem w strefie osiowej, w której materiał pęka, temperatura ulega zwiększeniu, co należy wiązać ze zmianą na ciepło pracy

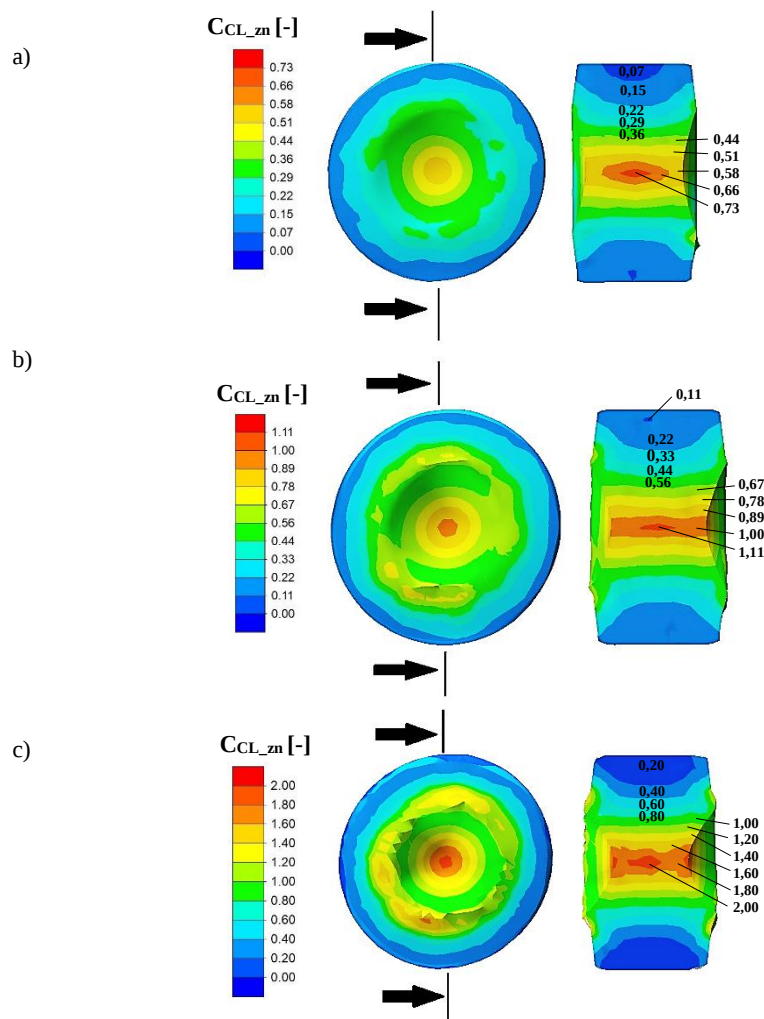
odkształcenia plastycznego. W strefie osiowej próbki jedynie przy powierzchni czołowej występuje niewielki spadek temperatury, czego bezpośrednią przyczyną jest odprowadzenie ciepła do otoczenia.



Rysunek 7.20. Rozkłady temperatury w próbce nagrzanej do temperatury: a) $T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 165\text{ mm}$, b) $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 250\text{ mm}$, c) $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 450\text{ mm}$

Rozkłady funkcji zniszczenia obliczonej na podstawie znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama (rysunek 7.21) potwierdzają, że w analizowanym teście obciskania obrotowego w kanale pękanie materiału będzie miało miejsce w strefie osiowej próbki. Funkcja przyjmuje w tej strefie wartości ekstremalne,

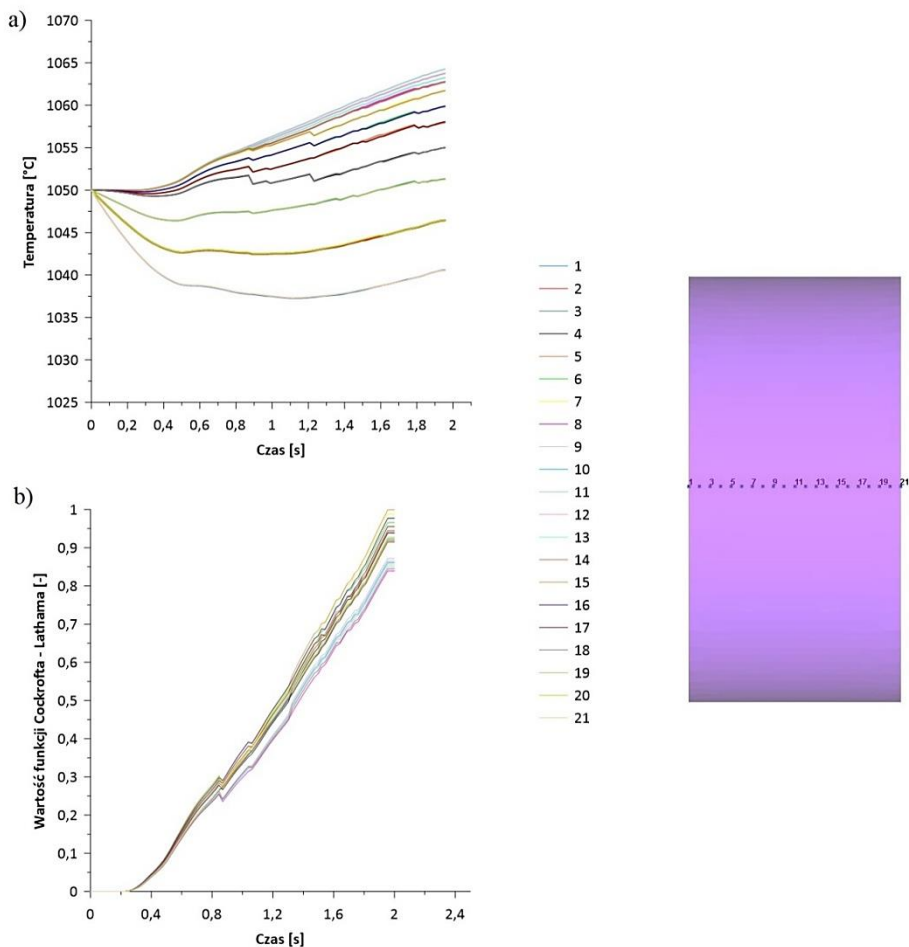
które są największe w centrum próbki i zmniejszają się wraz ze zbliżaniem się do jej powierzchni czołowych.



Rysunek 7.21. Rozkłady funkcji zniszczenia, obliczonej zgodnie z znormalizowanym kryterium Cockrofta–Lathama, w próbce nagrzanej do temperatury: a) $T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 165\text{ mm}$, b) $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 250\text{ mm}$, c) $T = 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ na drodze $s = 450\text{ mm}$

Następnym etapem po przeprowadzonych symulacjach numerycznych było określenie krytycznych wartości zniszczenia oraz monitorowanie temperatury w badanych próbkach dla stali S355. Wykorzystano do tego celu sensory rozmieszczone w osi próbki według rysunku 4.11. Rozkład temperatury oraz

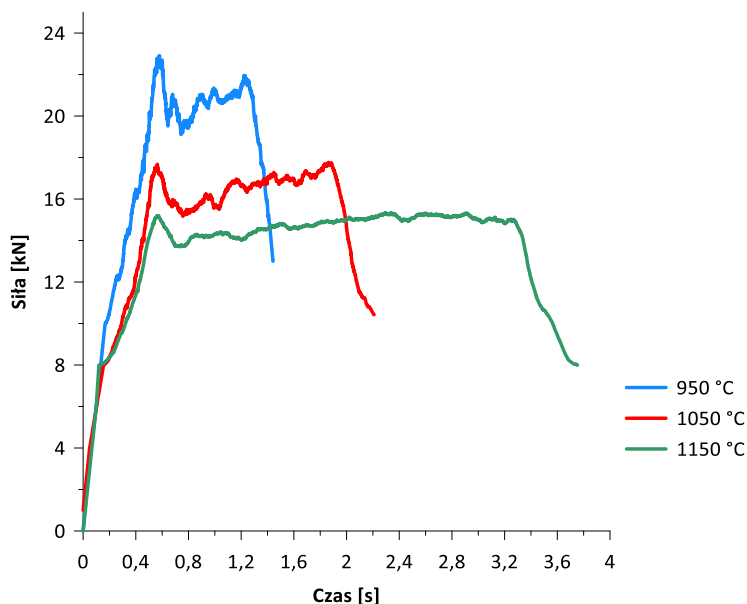
funkcji zniszczenia według Cockrofta–Lathama (rysunek 7.22) przedstawiono przykładowo dla temperatury 1050 °C. Rozkłady dla pozostałych temperatur są podobne. Rozkład temperatury pokazuje, że materiał w środku próbki w ogóle nie ostygł, temperatura wyraźnie wzrosła, co niewątpliwie było wynikiem zamiany pracy odkształcenia na ciepło.



Rysunek 7.22. Rozkład: a) temperatury, b) wartości funkcji zniszczenia Cockrofta–Lathama, w sensorach umieszczonych w osi kształtowanej próbki w temperaturze 1050 °C dla krytycznej wartości drogi kształtowania $s = 250$ mm

Ze względu na fakt, że w symulacji pominięto chłodzenie próbki w trakcie jej przenoszenia z pieca do stanowiska badawczego ostatecznie przy określeniu wartości krytycznej funkcji zniszczenia postanowiono przyjmować, że temperatura materiału w strefie osiowej równa jest założonej temperaturze wsadu.

Analiza rozkładu wartości funkcji zniszczenia pokazuje, że funkcja rosła równomiernie w trakcie testu. Najmniejsze przyrosty obserwuje się dla ścian bocznych, gdzie odkształcenia materiału są większe niż w środku. Oznacza to, że stan naprężenia w środku próbki był bardziej sprzyjający pękaniu materiału niż naprężenia ścinające występujące na powierzchniach czołowych próbki.



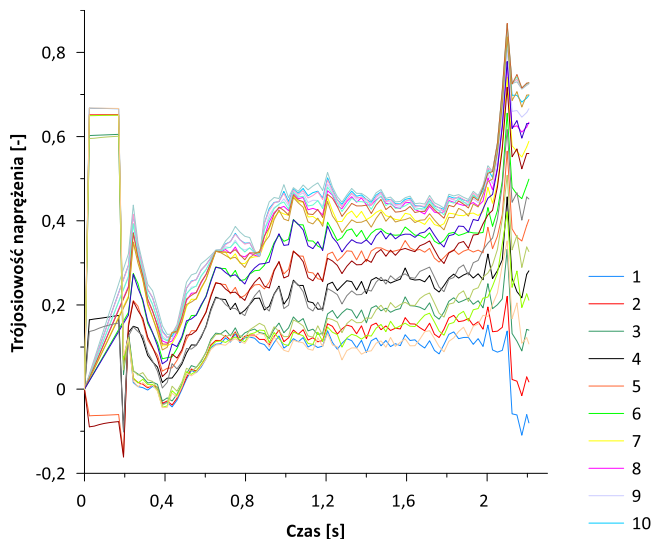
Rysunek 7.23. Rozkład sił kształtujących uzyskanych z przeprowadzonych symulacji numerycznych dla obciskania obrotowego stali S355

Rysunek 7.23 przedstawia rozkład sił kształtujących zarejestrowanych w trakcie przeprowadzonych symulacji numerycznych dla stali S355. Zestawiając rozkłady sił uzyskane w trakcie przeprowadzonych badań doświadczalnych w warunkach laboratoryjnych można stwierdzić, że wyniki obliczeń są porównywalne. Siły uzyskane w trakcie testu w laboratorium są wyższe od obliczonych, co można tłumaczyć dodatkowym tarcie suwaka o prowadnice, które nie zostało uwzględnione w analizie numerycznej. Porównanie rozkładów sił kształtujących wskazało, że test obciskania obrotowego przeprowadzony w kanale został zamodelowany poprawnie.

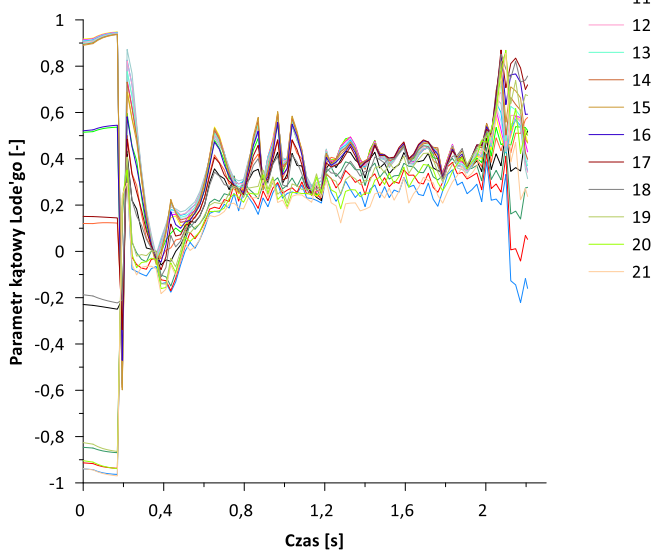
Uznano za właściwe pokazanie rozkładów trójosiowości naprężenia i parametru Lode'go we wprowadzonych sensorach, zgodnie z tym co napisano w podrozdziale 1.3, że pękanie ciągłe jest uzależnione od niezmienników stanu naprężenia. Rozkład pokazano dla temperatury $T = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$. Na rysunku 7.24 przedstawiono jak zmienia się trójosiowość naprężenia oraz parametr Lode'go. Widać, że w zależności od położenia sensora trójosiowość naprężenia przyjmowała wartości w zakresie od $-0,2 \div 0,85$. Analiza rozkładów parametru

Lode'go w przyjętych sensorach pokazuje, że jego wartości dla zasadniczej strefy kształtowania mieszczą się w przedziale $(-0,2 \div 0,5)$.

a)



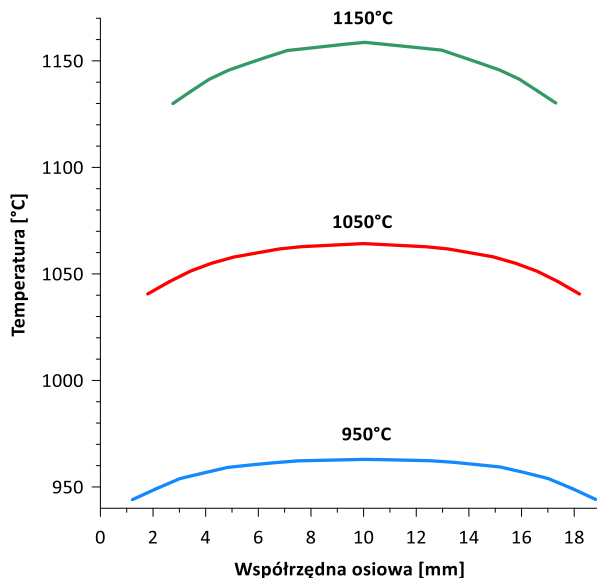
b)



Rysunek 7.24. Rozkład: a) trójosiowości naprężenia, b) parametru kąтового Lode'go, w sensorach rozmieszczonych w osi próbki wykonanej ze stali S355, poddanej próbie obciążania obrotowego, na drodze $s = 250$ mm, nagrzanej do temperatury $1050\text{ }^{\circ}\text{C}$

Umieszczone sensory posłużyły również do określenia rozkładu temperatury (rysunek 7.25) oraz wartości zniszczenia według naprężeniowych i bezwymiarowych funkcji zniszczenia (rysunek 7.26) wzdłuż osi próbki po

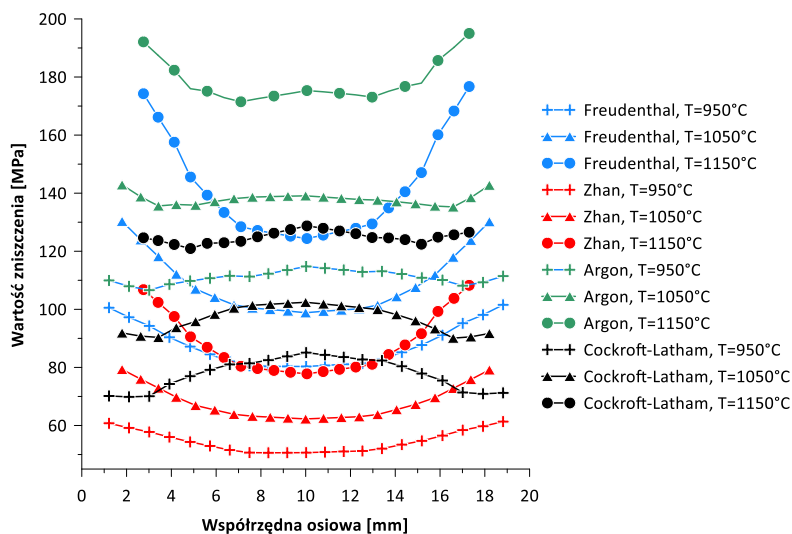
próbie obciskania obrotowego. Z danych przedstawionych na rysunkach wynika, że zarówno temperatura jak i wartości funkcji zniszczenia (oprócz wartości zniszczenia według kryterium Freundethala, Zhana), były najmniejsze na powierzchni zewnętrznej próbek, a największe w środkowej części.



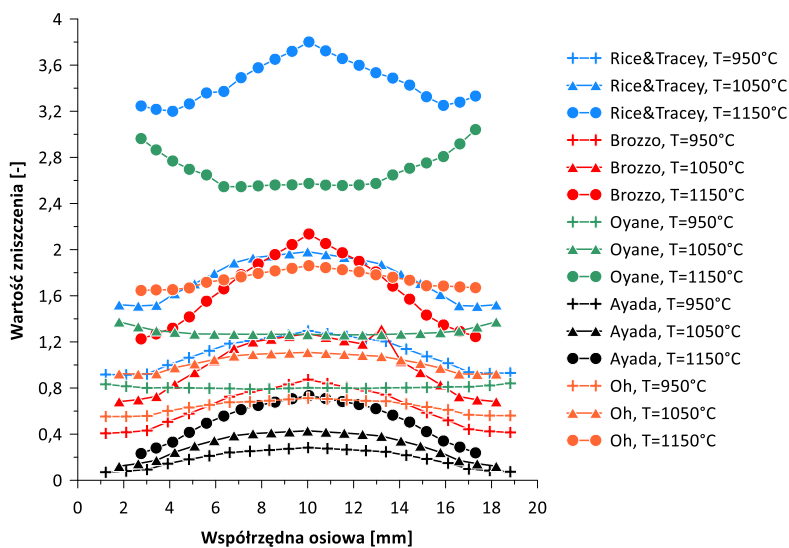
Rysunek 7.25. Rozkład temperatury wzdłuż osi próbki poddanej obciskaniu obrotowemu (w krytycznym czasie, tj. kiedy przewiduje się pęknięcie materiału)

Wykresy sporządzono z uwzględnieniem zmian położenia sensorów podczas obciskania obrotowego. Rysunki wyraźnie pokazują, że skrajne punkty krzywych (punkt 1 i 21) są przesunięte wzdłuż osi próbki. Wielkość tego przesunięcia, odpowiadająca głębokości wklęsłości w bocznej powierzchni próbki, zwiększa się wraz z długością drogi kształtowania s , która jest dłuższa przy wyższych początkowych temperaturach próbek. Maksymalne przesunięcie zarejestrowane dla temperatury 1150 °C wynosiło 2 mm. Wykorzystując rozkłady naprężeniowych i bezwymiarowych funkcji zniszczenia, określono wartości krytyczne każdego kryterium dla temperatury kształtowania. Za krytyczne wartości przyjęto wartości średnie, co przedstawiono na rysunku 7.27. Otrzymane zestawienie pokazuje, że wartości naprężeniowej jak i bezwymiarowej funkcji zniszczenia są powiązane z temperaturą, której wzrost powoduje zwiększanie krytycznych wartości zniszczenia. Powolny wzrost obserwuje się w zakresie temperatur 950–1050 °C, ale w wyższych temperaturach przyrost ten jest znacznie szybszy.

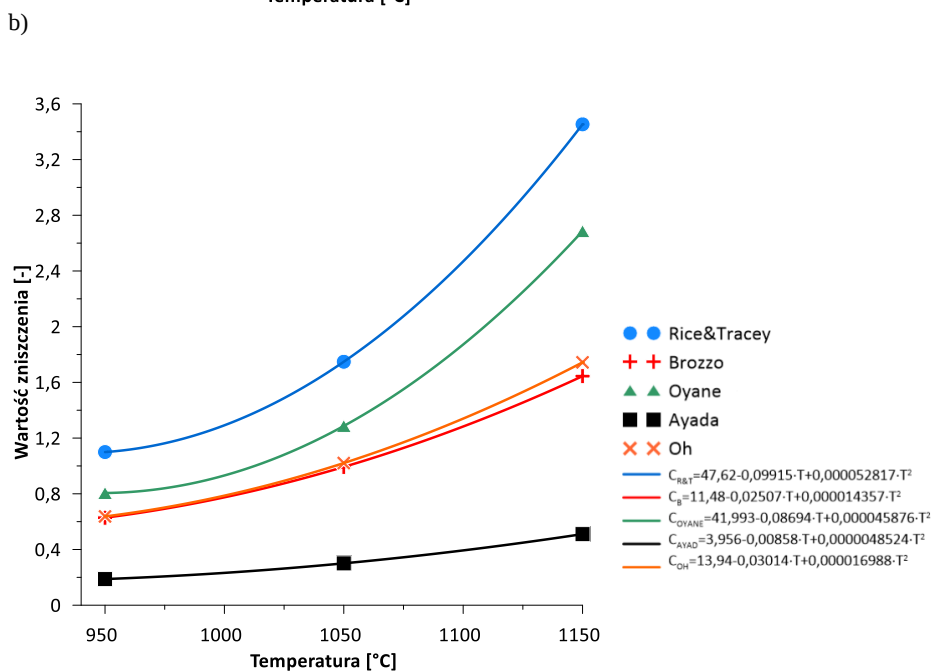
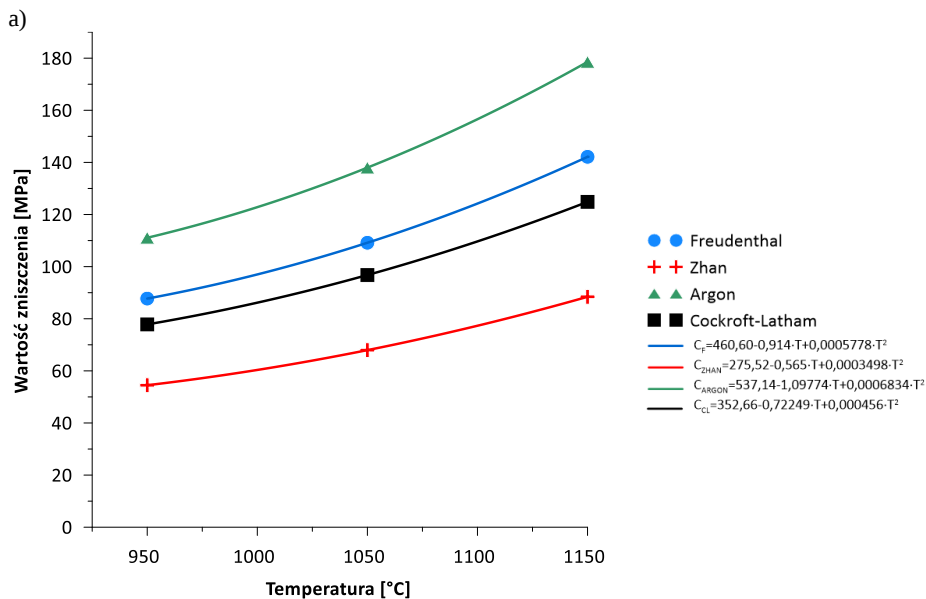
a)



b)



Rysunek 7.26. Rozkład: a) naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) bezwymiarowych funkcji zniszczenia w osi cylindrycznej próbki dla stali S355, poddanej obciążeniu obrotowemu na granicznej długości drogi kształtowania



Rysunek 7.27. Średnie wartości: a) naprężeniowych funkcji zniszczenia, b) bezwymiarowych funkcji zniszczenia, dla stali S355 w zależności od temperatury kształtowania, uzyskane podczas procesu obciskania obrotowego w kanale na granicznej długości drogi kształtowania s

W celu ułatwienia praktycznego stosowania uzyskanych wyników w badaniach stali w gatunku S355, wartość krytyczną zniszczenia C dla każdego podanego kryterium opisano następującym równaniem, uzależnionym od temperatury materiału T :

$$C_F = 460,60 - 0,914 \cdot T + 0,0005778 \cdot T^2 \quad (7.2)$$

$$C_{ZHAN} = 275,52 - 0,565 \cdot T + 0,0003498 \cdot T^2 \quad (7.3)$$

$$C_{ARGON} = 537,14 - 1,09774 \cdot T + 0,0006834 \cdot T^2 \quad (7.4)$$

$$C_{CL} = 352,66 - 0,72249 \cdot T + 0,000456 \cdot T^2 \quad (7.5)$$

$$C_{R\&T} = 47,62 - 0,09915 \cdot T + 0,000052817 \cdot T^2 \quad (7.6)$$

$$C_B = 11,48 - 0,02507 \cdot T + 0,000014357 \cdot T^2 \quad (7.7)$$

$$C_{OYANE} = 41,993 - 0,08694 \cdot T + 0,000045876 \cdot T^2 \quad (7.8)$$

$$C_{AYAD} = 3,956 - 0,00858 \cdot T + 0,0000048524 \cdot T^2 \quad (7.9)$$

$$C_{OH} = 13,94 - 0,03014 \cdot T + 0,000016988 \cdot T^2 \quad (7.10)$$

Równania są słuszne w zakresie temperatur $950\text{ }^{\circ}\text{C} \div 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$.

8. Zastosowanie zaproponowanego testu obciskania obrotowego, w próbie walcowania poprzeczno-klinowego na gorąco

W celu weryfikacji nowo zaproponowanego testu – obciskania obrotowego, mającego na celu wyznaczanie wartości krytycznych funkcji zniszczenia w warunkach obciążeń zmiennych postanowiono przeprowadzić przykładowy proces walcowania poprzeczno-klinowego w warunkach kształtowania na gorąco, w oparciu o wiedzę zdobytą w trakcie badań prowadzonych w ramach pracy doktorskiej. Badania doświadczalne, jak i późniejsza weryfikacja numeryczna pozwolą na określenie czy dane uzyskane z prób obciskania obrotowego pozwolą na prawidłowe przewidzenie momentu pęknięcia w próbie walcowania poprzeczno-klinowego prowadzonego w porównywalnych warunkach kształtowania.

8.1. Zakres badań doświadczalnych

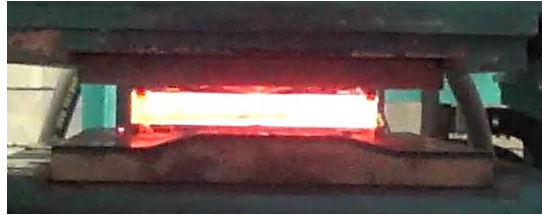
Weryfikacja zaproponowanej metody została sprawdzona w próbie walcowania poprzeczno-klinowego przy użyciu narzędzi klinowych, gdzie kąt kształtujący $\alpha = 15^\circ$, kąt rozwarcia klina $\beta = 10^\circ$. Narzędzia były wyposażone w trzy ścieżki prowadzące pozwalające na walcowanie próbek o średnicach $\varnothing 26$, $\varnothing 33$ oraz $\varnothing 40$ mm. Do badań użyto cylindrycznych próbek wykonanych ze stali S355 o wymiarach: $\varnothing 40 \times 100$ mm, $\varnothing 33 \times 160$ mm, $\varnothing 26 \times 215$ mm. Wszystkie próbki walcowano do osiągnięcia tej samej średnicy równej $d = 22$ mm, co oznacza, że stopień gniotu δ wynosił 1,818; 1,500 oraz 1,182 (odpowiednio dla $d_0 = 40, 33, 26$ mm).

Do przeprowadzenia prób doświadczalnych wykorzystano walcarkę płasko-klinową (rysunek 4.3) oraz piec elektryczno komorowy, w którym nagrzewano próbki do temperatury 1150°C . Nagrzaną próbkę umieszczano na ścieżce prowadzącej dolnego narzędzia, wprawiano w ruch posuwisty narzędzie górne poruszające się z prędkością $v = 300$ mm/s, które chwyciło próbkę i walcowało ją po narzędziu dolnym.

8.2. Uzyskane wyniki

Na rysunku 8.1 przedstawiono charakterystyczne etapy procesu walcowania poprzeczno-klinowego dla jednego z przypadków kształtowania.

a)



b)



c)



Rysunek 8.1. Test walcowania poprzeczno-klinowego przeprowadzony na próbce o wymiarach $\varnothing 26 \times 215$ mm nagrzanej do temperatury 1150 °C; a) umieszczenie próbki na ścieżce prowadzącej dolnego narzędzia, b) zaawansowany etap procesu walcowania, c) przewalcowana próbka

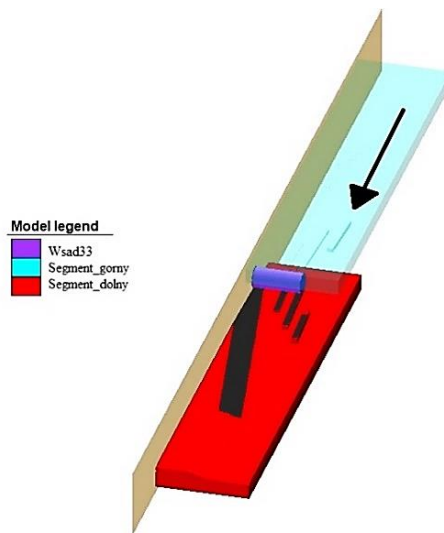
Przewalcowane próbki zostały sprawdzone pod kątem pęknięć wewnętrznych. W tym celu próbki zostały poddane frezowaniu w celu odsłonięcia obszaru osiowego (rysunek 8.2). W próbkach kształtowanych ze średnicy początkowej 33 mm oraz 40 mm widoczne są wewnętrzne pęknięcia zlokalizowane w środku przewężenia. Z kolei próbka walcowana ze średnicy 26 mm jest wolna od pęknięć wewnętrznych.



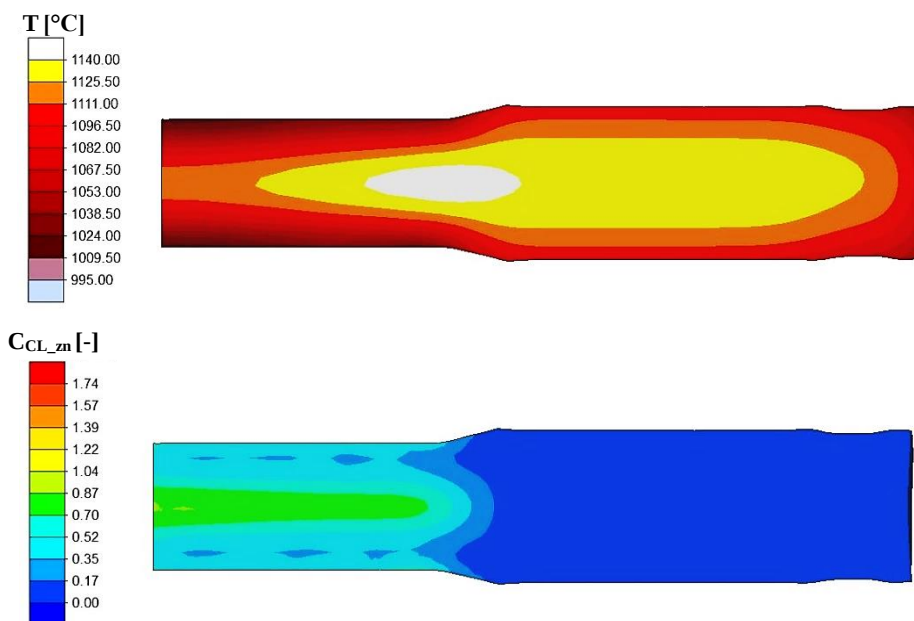
Rysunek 8.2. Próbkki uzyskane z próby walcowania poprzeczno-klinowego, a) $\delta = 1,182$, b) $\delta = 1,500$, c) $\delta = 1,818$

Po przeprowadzonych próbach doświadczalnych, proces zamodelowano numerycznie przy wykorzystaniu oprogramowania Simufact Forming v.15, analiza numeryczna została ograniczona do zamodelowania $\frac{1}{2}$ próbki (rysunek 8.3). Parametry do przeprowadzania analizy numerycznej procesu WPK zostały zastosowane takie same jak do testu obciskania obrotowego przedstawione w rozdziale 7. Model materiału został opisany równaniem 7.1, czynnik tarcia wynosił $m = 0,9$, temperatura próbki wynosiła $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$, temperatura narzędzi był równa $50\text{ }^{\circ}\text{C}$, wartość współczynnika wymiany ciepła między materiałem a narzędziem ustalono na $10000\text{ W/m}^2\cdot\text{K}$.

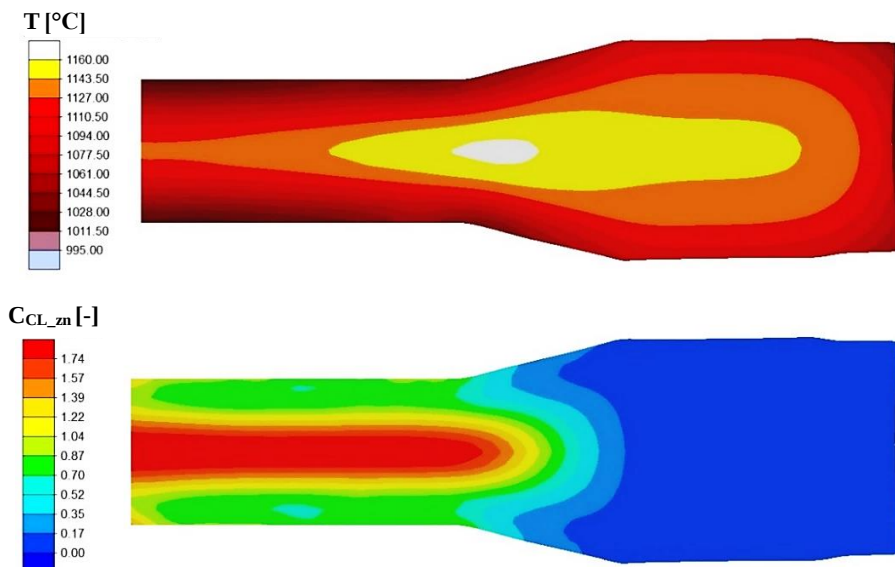
Na rysunkach 8.4–8.6 przedstawiono rozkład temperatury oraz wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama (inaczej kryterium Oh'a) kształtowanych próbek. Krytyczna wartość zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama dla stali S355 w temperaturze $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ na podstawie próby obciskania obrotowego przeprowadzonej w warunkach kształtowania na gorąco opisanej w rozdziale 7 obliczona z równania 7.10 wynosi $1,74$. Przyjęto, że wartość temperatury w osi próbki jest stała i w całej osi jest równa temperaturze nagrzewu, czyli $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$. Na poniższych rysunkach przedstawiono rozkład wartości zniszczenia według znormalizowanego kryterium Cockrofta–Lathama, używając skali od 0 do $1,74$. Maksymalna wartość na skali została ustawiona jako równa krytycznej wartości zniszczenia. Obszar, w którym funkcja zniszczenia była większa od krytycznej wskazywał na lokalizację wewnętrznych pęknięć. Wyniki uzyskane z analiz numerycznych są zgodne z wynikami przeprowadzonych badań eksperymentalnych.



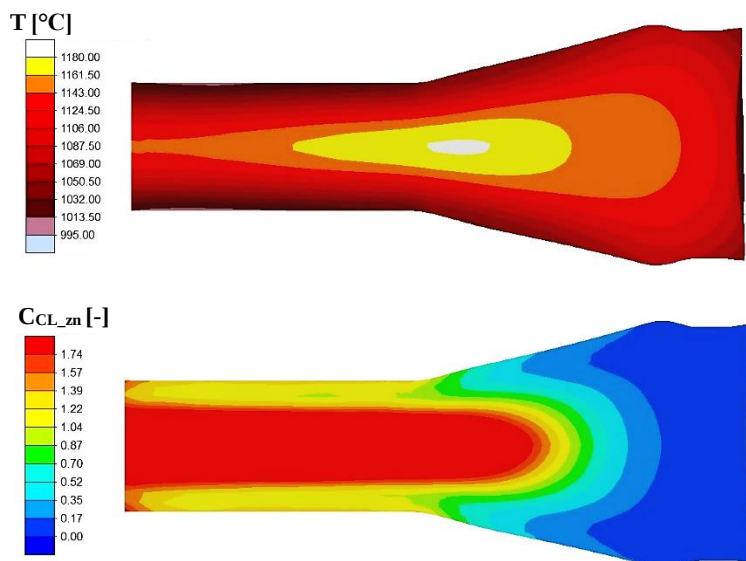
Rysunek 8.3. Model geometryczny jednego z analizowanych przypadków procesu walcowania poprzeczno-klinowego, z uwzględnieniem symetrii kształtowania



Rysunek 8.4. Rozkład temperatury oraz funkcji zniszczenia, obliczonej zgodnie z znormalizowanym kryterium Cockrofta–Lathama, w próbce nagrzanej do temperatury 1150 °C, wymiary początkowe próbki Ø26 x 215 mm



Rysunek 8.5. Rozkład temperatury oraz funkcji zniszczenia, obliczonej zgodnie z znormalizowanym kryterium Cockrofta–Lathama, w próbce nagrzanej do temperatury 1150 °C, wymiary początkowe próbki Ø33 x 160 mm



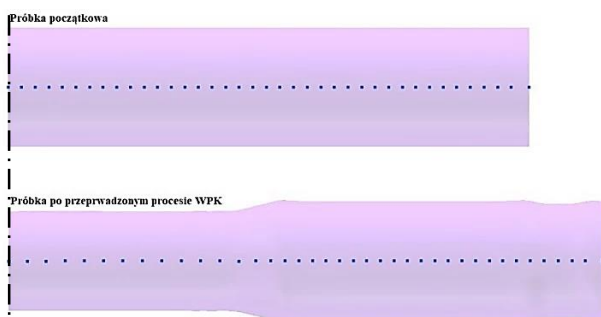
Rysunek 8.6. Rozkład temperatury oraz funkcji zniszczenia, obliczonej zgodnie z znormalizowanym kryterium Cockrofta–Lathama, w próbce nagrzanej do temperatury 1150 °C, wymiary początkowe próbki Ø40 x 100 mm

W następnej kolejności w celu wyznaczenia funkcji zniszczenia w osi próbek rozmieszczono sensory (rysunek 8.7–8.9), dla próbki o wymiarach początkowych $\varnothing 26 \times 215 \text{ mm}$ – 39, dla próbki $\varnothing 33 \times 160 \text{ mm}$ – 41, dla próbki $\varnothing 40 \times 100 \text{ mm}$ – 37.

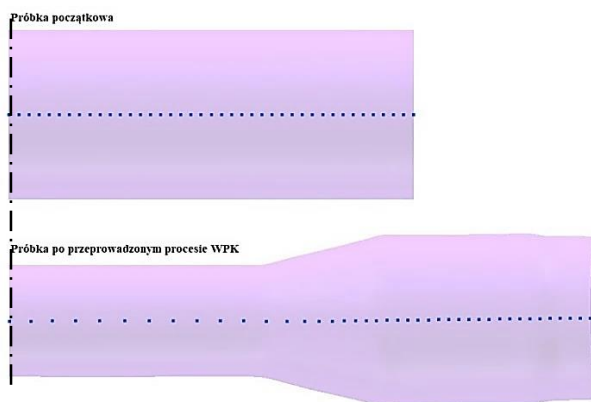
Korzystając z danych zapisanych w sensorach wyznaczono wskaźnik zniszczenia w_i , który jest określony równaniem:

$$w_i = 100\% \frac{C_i}{C_{gr}} \quad (8.1)$$

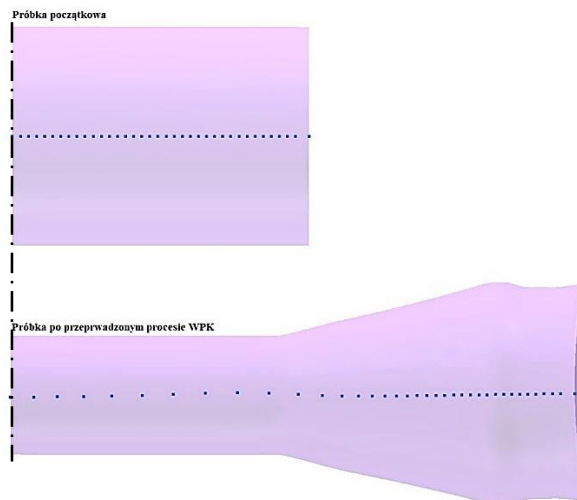
Wskaźnik określa ryzyko pęknięcia materiału w procentach. Pęknięcie występuje, gdy $w_i \geq 100\%$. Do wyznaczenia wskaźnika należy znać graniczną (krytyczną) wartość zniszczenia C_{gr} , która jest zdefiniowana jako wartość funkcji zniszczenia C_i (dla i-kryterium) w momencie inicjacji pęknięcia.



Rysunek 8.7. Rozmieszczenie sensorów wirtualnych w osi próbki o wymiarach początkowych $\varnothing 26 \times 215 \text{ mm}$



Rysunek 8.8. Rozmieszczenie sensorów wirtualnych w osi próbki o wymiarach początkowych $\varnothing 33 \times 160 \text{ mm}$



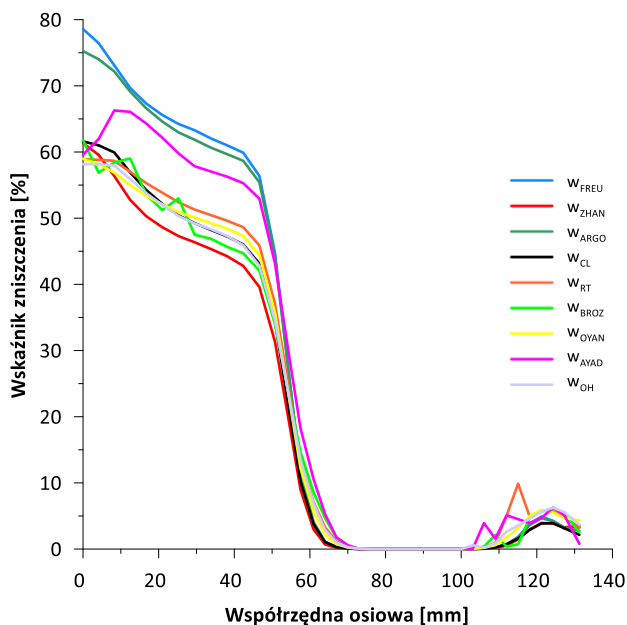
Rysunek 8.9. Rozmieszczenie sensorów wirtualnych w osi próbki o wymiarach początkowych $\varnothing 40 \times 100$ mm

Bazując na danych uzyskanych z rozmieszczonych sensorów w próbce oraz na krytycznych wartościach zniszczenia uzyskanych w próbie obciskania obrotowego w rozdziale 7 dla temperatury 1150 °C (tabela 8.1) obliczono wskaźniki zniszczenia w_i (rysunek 8.10–8.12). Na rysunkach zamieszczono wartość graniczną ($w_i = 100\%$) określającą pękanie materiału. W przypadku, gdy wskaźnik w_i przekracza wartość graniczną prognozowane jest utworzenie pęknięcia.

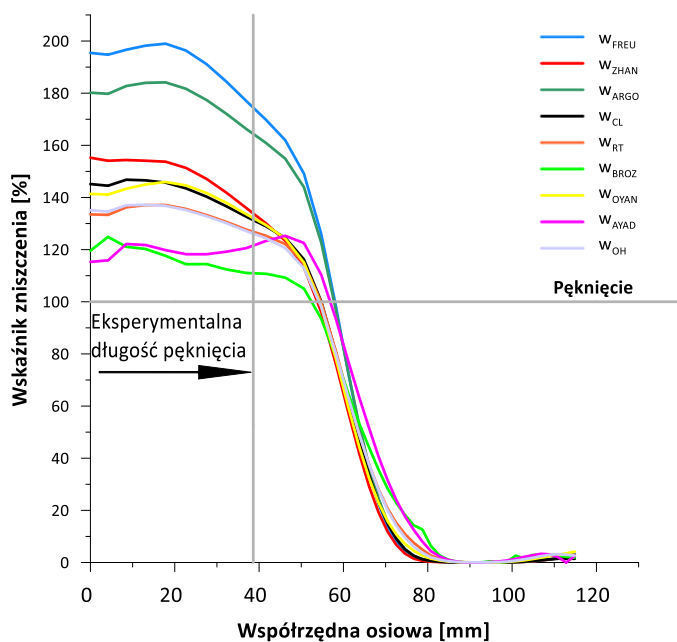
Tabela 8.1. Krytyczne wartości funkcji zniszczenia określone dla stali S355, w temperaturze 1150 °C w próbie obciskania obrotowego

	C_F [MPa]	C_{ZHAN} [MPa]	C_{ARGON} [MPa]	C_{CL} [MPa]	C_{RT}	C_B	C_{OYANE}	C_{AYAD}	C_{OH}
Stal S355	142,14	88,42	178,57	124,85	3,45	1,64	2,69	0,51	1,74

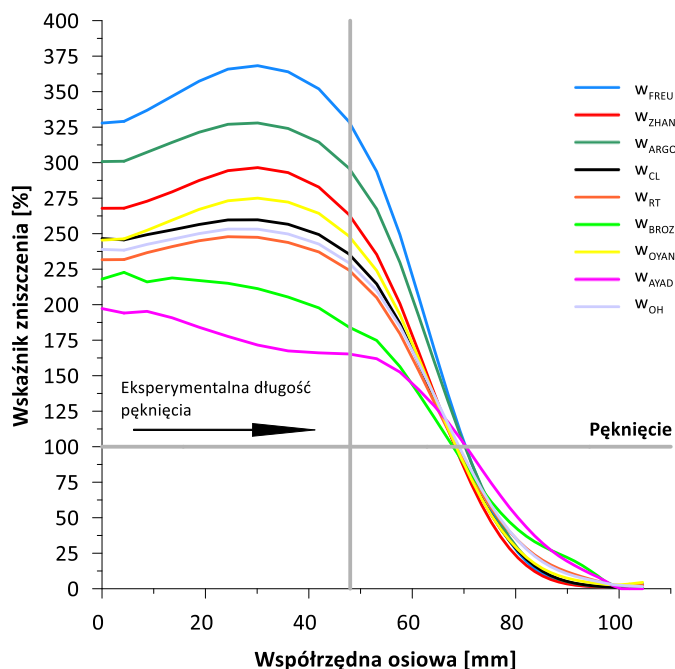
Analizując poniższe wykresy można stwierdzić, że we wszystkich trzech przypadkach walcowania zrealizowanych przy temperaturze $T = 1150$ °C uzyskano właściwe jakościowo prognozowanie pękania materiału w procesie walcowania poprzeczno-klinowego. W przypadku próbek kształtowanych na stopień gniotu $\delta = 1,818$ oraz $\delta = 1,500$ otrzymane rozkłady wskaźników w_i wskazują na utworzenie pęknięcia. Dla próbki kształtowanej na stopień gniotu $\delta = 1,182$ zastosowane modele prawidłowo przewidują, że pęknięcie nie wystąpi.



Rysunek 8.10. Wskaźnik zniszczenia uzyskany w próbie walcowania poprzeczno-klinowego dla próbki o średnicy 26 mm, współrzędna 0 oznacza środek kształtowanej próbki



Rysunek 8.11. Wskaźnik zniszczenia uzyskany w próbie walcowania poprzeczno-klinowego dla próbki o średnicy 33 mm, współrzędna 0 oznacza środek kształtowanej próbki

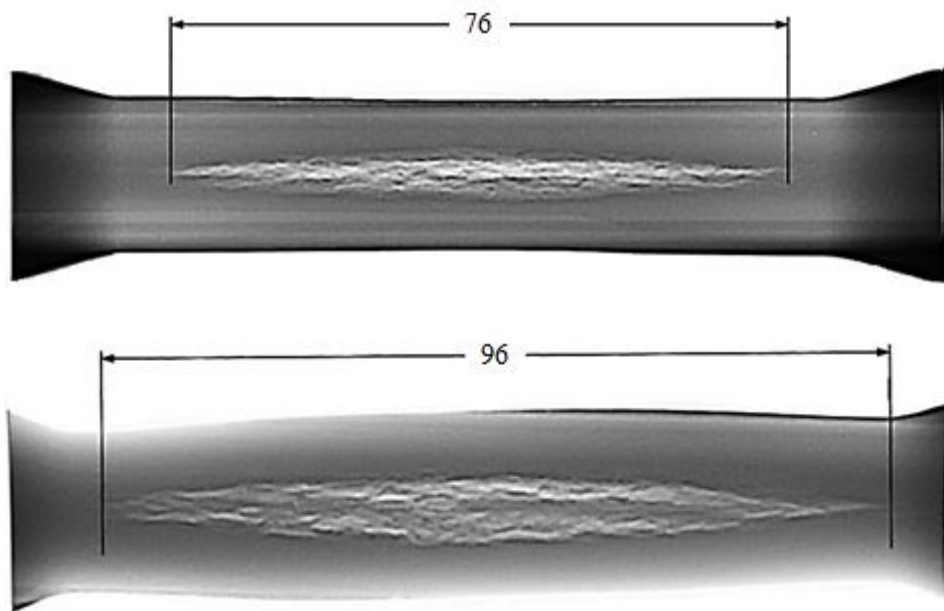


Rysunek 8.12. Wskaźnik zniszczenia uzyskany w próbie walcowania poprzeczno-klinowego dla próbki o średnicy 40 mm, współrzędna 0 oznacza środek kształtowanej próbki

Za pomocą badań radiograficznych określono długość pęknięć w walcowanych częściach (rysunek 8.13). Pęknięcia powstałe w walcowanym stopniu przedmiotu obrabianego są największe w środku stopnia i zwężają się w kierunku końców części. Wzrost stopnia redukcji¹ prowadzi do wydłużenia pęknięcia, a mianowicie długość pęknięcia wynosi 76 mm i 96 mm dla części formowanej odpowiednio przy $\delta = 1,500$ oraz $\delta = 1,818$. Zakres pęknięć, wyznaczony przy założeniu, że są one rozmieszczone symetrycznie do środka formowanego przewężenia zaznaczono na rysunku 8.11 i 8.12.

¹ Stopień redukcji jest jedną z miar określania wielkości odkształcenia plastycznego w wyrobach kształtowanych przez WPK, opisuje je następująca zależność:

$$R_p = \left(1 - \frac{d^2}{d_0^2}\right) \cdot 100\%$$



Rysunek 8.13. Radiogramy formowanych części z próbek o następujących średnicach (zaczynając od góry): 33 mm ($\delta = 1,500$) oraz 40 mm ($\delta = 1,818$)

Długość pęknięć prognozowanych numerycznie jest większa od długości pęknięć wyznaczonych eksperymentalnie. Przyczyną tego stanu są różnice w stanach naprężenia w teście oraz podczas walcowania poprzeczno-klinowego, w szczególności w zakresie parametru kąтового Lode'go. Dlatego też za uzasadnione należy uznać kontynuowanie prac badawczych w zakresie opracowania testu kalibracji charakteryzującego się występowaniem identycznego stanu naprężenia jak w procesie WPK.

9. Podsumowanie i wnioski końcowe

W pracy przedstawiono nowy test kalibracji do wyznaczania krytycznych wartości funkcji zniszczenia, który nazwano obciskaniem obrotowym krążka w kanale między płaskimi płytami. Dokonano przeglądu literatury specjalistycznej, na podstawie którego scharakteryzowano rodzaje pęknięcia, modele pęknięcia, dotychczas stosowane testy kalibracji oraz problematykę pęknięcia w procesach walcowania poprzeczno-klinowego. Na podstawie analizy stanu zagadnienia stwierdzono brak metody pozwalającej na skuteczne wyznaczanie wartości granicznych funkcji zniszczenia dla przypadków obciążeń zmiennych.

Przed przeprowadzeniem klasycznych testów kalibracji oraz próby obciskania obrotowego, wyznaczono modele materiałowe oraz warunki tarcia w warunkach kształtowania na zimno dla miedzi CW008A oraz stali S355 na potrzeby symulacji numerycznych. Następnie wykonano szereg badań doświadczalnych i symulacji numerycznych (próba ściskania, rozciągania, skręcania oraz obciskania obrotowego), które pozwoliły na wyznaczenie rozkładu intensywności odkształcenia, rozkładu bezwymiarowych i naprężeniowych wartości funkcji zniszczenia oraz rozkładu trójosiowości naprężenia i parametru kąтового Lode'go. Zrealizowano dodatkowo proces obciskania obrotowego na gorąco dla stali S355, w celu wykazania, że próba ta może być wykorzystywana w warunkach kształtowania na gorąco. Ostatnim etapem badań było przeanalizowanie procesu walcowania poprzeczno-klinowego w warunkach kształtowania na gorąco dla stali S355, realizowanego przy parametrach doprowadzających do pęknięcia materiału.

Przeprowadzone badania teoretyczno-doświadczalne potwierdziły przyjętą tezę, że obciskanie obrotowe pozwala na wyznaczenie wartości krytycznych funkcji zniszczenia w warunkach obciążeń zmiennych występujących, m.in. w procesach walcowania poprzecznego i skośnego.

Na podstawie przeprowadzonych obliczeń numerycznych i badań doświadczalnych analizowanego procesu kształtowania sformułowano następujące wnioski:

- do wyznaczenia wartości krytycznej funkcji zniszczenia materiału w próbie obciskania obrotowego w kanale wymagana jest znajomość długości drogi s , przy której powstaje pęknięcie;
- największe odkształcenia w próbkach podanych próbie obciskania obrotowego występują na powierzchniach bocznych, w strefie osiowej odkształcenia są jednorodne, z kolei funkcja zniszczenia przyjmuje wartości ekstremalne w strefie osiowej w centrum próbki i zmniejsza się wraz ze zbliżaniem się do jej powierzchni czołowych;
- wyznaczone wartości krytyczne funkcji zniszczenia są miarodajne tylko dla przypadków kształtowania charakteryzujących się podobnym stanem naprężenia do występującego w teście;

- stan naprężenia w strefie osiowej próbek poddanych obciskaniu obrotowemu w kanale jest odmienny od stanu naprężenia występującego w próbach ściskania, rozciągania i skręcania, które obecnie wykorzystywane są do wyznaczania wartości krytycznych funkcji zniszczenia;
- wartości krytyczne funkcji zniszczenia dla przypadków obciążeń zmiennych są różne od wartości odnotowanych dla przypadków obciążeń statycznych;
- stan naprężenia w analizowanym nowym teście kalibracji jest najbardziej zbliżony do stanu występującego podczas WPK;
- w przypadku kształtowania na gorąco pomimo długiego trwania testu, temperatura materiału w strefie osiowej utrzymuje się na poziomie temperatury wsadu;
- wartości graniczne naprężeniowych i bezwymiarowych funkcji zniszczenia w próbie obciskania obrotowego w kanale na gorąco, są silnie uzależnione od temperatury materiału, zwiększaniu temperatury towarzyszy wzrost wartości funkcji zniszczenia;
- wyniki uzyskane z przeprowadzonej próby walcowania poprzeczno-klinowego potwierdzają, że redukcja przekroju poprzecznego wpływa na pękanie materiału, wraz ze wzrostem stopnia gniotu wzrasta długość pęknięcia w materiale;
- korzystanie z opracowanego testu kalibracji spowodowało, że wszystkie zastosowane kryteria zniszczenia w sposób prawidłowy przewidywały pęknięcie materiału w procesie walcowania poprzeczno-klinowego prowadzonego w temperaturze kształtowania 1150 °C;
- nowy test kalibracji może znaleźć zastosowanie do wyznaczania wartości krytycznych funkcji zniszczenia jedynie dla materiałów ciągliwych.

Bibliografia

- [1] Abdel-Rahman M., *Determination of workability curves using two mechanical tests*, Journal of Materials Processing Technology, 1995, vol. 51, no. 1–4, p. 50–63.
- [2] Adamczyk J., *Odkształcenie plastyczne, umocnienie i pękanie. Część. II*, Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2002.
- [3] Anderson T.L., *Fracture mechanics. Fundamentals and Applications*, Boca Raton, Taylor & Francis, 2005.
- [4] Andreev G.V., Klušín V.A., Makušok E.M., Segal V.M., Ščukin V.Ja., *Poperečno-klinovaja prokatka*, Mińsk, Nauka i Technika, 1974.
- [5] Argon A.S., Im J., Safoglu R., *Cavity formation from inclusions in ductile fracture*, Metallurgical Transactions A, 1975, vol. 6, no. 4, p. 825–837.
- [6] Atkins A.G., *Fracture in forming*, Journal of Materials Processing Technology, 1996, vol. 56, no. 1–4, p. 609–618.
- [7] Ayada M., Higashino T., Mori K., *Central bursting in extrusion of inhomogeneous materials*, [W:] Proceedings of the First International Conference on Technology of Plasticity, 1984, vol.1, p. 553–558.
- [8] Bai Y., *Effect of loading history on necking and fracture*, praca doktorska, Massachusetts Institute of Technology, 2008.
- [9] Bai Y., Wierzbicki T., *A new model of metal plasticity and fracture with pressure and Lode dependence*, International Journal of Plasticity, 2008, vol. 24, no. 6, p. 1071–1096.
- [10] Bai Y., Wierzbicki T., *Application of extended Mohr–Coulomb criterion to ductile fracture*, International Journal of Fracture, 2010, vol. 161, no. 1, p. 1–20.
- [11] Bandstra J., Koss D.A., *A simulation of growth and coalescence of voids during ductile fraktur*, Materials Science and Engineering A, 2004, vol. 387–389, p. 399–403.
- [12] Bao Y., *Prediction of ductile crack formation in uncracked bodies*, praca doktorska, Massachusetts Institute of Technology, 2003.
- [13] Bao Y., Wierzbicki T., *On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space*, International Journal of Mechanical Sciences, 2004, vol. 46, no. 1, p. 81–98.
- [14] Bao Y., Wierzbicki T., *In the cut-off value of negative triaxiality for fracture*, Engineering Fracture Mechanics, 2005, vol. 72, p. 1049–1069.

- [15] Björklund A., Larsson R., Nilsson L., *Failure of high strenght steel sheets: experiments and modelling*, Journal of Materials Processing Technology, 2013, vol. 213, no. 7, p. 1103–1117.
- [16] Blicharski M., *Odkształcenie i pękanie*, Kraków, Redakcja uczelnianych Wydawnictwo Naukowo-Dydaktycznych AGH, 2002.
- [17] Bochenek A., *Elementy mechaniki pękania. Część I*, Częstochowa, Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, 1998.
- [18] Borvik T., Hopperstad O.S., Berstad T., Langseth M., *A computational model of viscoplasticity and ductile damage for impact and penetration*, European Journal of Mechanics–A/Solids, 2001, vol. 20, no. 5, p. 685–712.
- [19] Breuer D., *Bestimmung des Formänderungsvermögens bei der Kaltmassivumformung*, praca doktorska, Fraunhofer Institut Produktionstechnologie, 2007.
- [20] Brozzo P., DeLuca B., Rendina R., *A new method for the prediction of formability in metal sheets*, [W:] Proceedings of the 7th Biennial Conference of IDDRG on Sheet Metal Forming and Formability, 1972.
- [21] Bridgman P.W., *Studies in large plastic flow and fracture*, Cambridge, MA: Harvard University Press, 1952.
- [22] Bulzak T., Pater Z., Tomczak J., Wójcik Ł., *A rotary compression test for determining the critical value of the Cockcroft–Latham criterion for R260 steel*, International Journal of Damage Mechanics, 2020, vol. 29, no. 6, p. 874–886.
- [23] Callister W.D., *Fundamentals of Materials Science and Engineering*, USA, John Wiley&Sons, 2001.
- [24] Chaouadi R., De Meester P., Vandermeulen W., *Damage work as ductile fracture criterion*, International Journal of Fracture, 1994, vol. 66, no. 2, p. 155–164.
- [25] Choung J., Park S.J., Tayyar G.T., *Development of a failure strain surface in average stress triaxiality and average Lode angle domains of a low temperature high strenght steel*, [W:] Analysis and Design of Marine Structures, ed. C. Guedes Soares, R.A. Shenoi, Holandia, CRC Press, 2015, p. 671–683.
- [26] Cockcroft M.G., Latham D.J., *Ductility and workability of metals*, Journal of the Institute of Metals, 1968, vol. 96, p. 33–39.
- [27] Coppola T., Cortese L., Folgarait P., *The effect of stress invariants on ductile fracture limit in steel*, Engineering Fracture Mechanics, 2009, vol. 76, no. 9, p. 1288–1302.

- [28] Danno, A., Awano, T., *Effect of rolling conditions on formation of central cavity in 2-roll cross rolling*, The Japan Society for Technology of Plasticity, 1976, vol. 17, p. 117–124.
- [29] Derpeński Ł., Seweryn A., *Ductile fracture criterion for specimens with notches made of aluminium alloy EN-AW 2024*, Journal of Theoretical and Applied Mechanics, 2016, vol. 54, no. 4, p. 1079–1093.
- [30] Dobrzański L.A., *Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo*, Warszawa, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, 2002.
- [31] Dunand M., Mohr D., *Hybrid experimental-numerical analysis of basic ductile fracture experiments for sheet metals*, International Journal of Solids and Structures, 2010, vol. 47, no. 9, p. 1130–1143.
- [32] Dyja H., Gałkin A., Knapieński M., *Reologia metali odkształcanych plastycznie*, Częstochowa, Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, 2010.
- [33] Dyląg Z., Jakubowicz A., Orłoś Z., *Wytrzymałość materiałów. T I–II*, Warszawa, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, 1996–97.
- [34] Dzioba I., *Modelowanie i analiza procesu pękania w stalach ferrytycznych*, Kielce, Politechnika Świętokrzyska, 2012.
- [35] Dziubińska A., Gontarz A., Wójcik Ł., *Badania warunków tarcia stopu magnezu AZ31 w zakresie temperatury kształtowania plastycznego na gorąco*, Hutnik–Wiadomości Hutnicze, 2015, t. 82, nr 8, p. 527–532.
- [36] Fischer F.D., Kolednik O., Shan G.X., Rammerstorfer F.G., *A note on calibration of ductile failure damage indicators*, International Journal of Fracture, 1995, vol. 73, p. 345–357.
- [37] Freundenthal A.M., *The inelastic behaviour of engineering materials and structures*, New York, John Wiley & Sons, 1950.
- [38] Fuertes J.P., Luru R., Luis C.J., Salcedo D., Leon J., Puertas I., *Comparative study of the damage attained with different specimens by FEM*, Procedia Engineering, 2015, vol. 132, p. 319–325.
- [39] Gabryszewski Z., Gronostajski J., *Mechanika procesów obróbki plastycznej*, Warszawa Wydawnictwo Naukowe PWN, 1991.
- [40] Gałkin A., *Badania plastometryczne metali i stopów*, Częstochowa, Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, 1990.
- [41] Gao X., Zhang T., Hayolen M., Roe C., *Effects of the stress state on plasticity and ductile failure on aluminium at 5083 alloy*, International Journal of Plasticity, 2009, vol. 25, no. 12, p. 2366–2382.

- [42] Ghiotti A., Fanini S., Bruschi S., Bariani P.F., *Modelling of the Mannesmann effect*, CIRP Annals–Manufacturing Technology, 2009, vol. 58, no. 1, p. 255–258.
- [43] Godula A., *Zastosowanie metod probabilistycznych w przewidywaniu pęknięć w procesach odkształcania metali*, praca doktorska, Kraków, Akademia Górniczo-Hutnicza, 2013.
- [44] Gontarz A., Piesiak J., *Model pękania według kryterium Cockcrofta–Lathama dla stopu magnezu MA2 w warunkach kształtowania na gorąco*, Obróbka plastyczna metali, 2010, t. 21, nr 4, p. 217–227.
- [45] Gontarz A., Piesiak J., *Determining the normalized Cockcroft–Latham criterion for titanium alloy Ti6Al4V in tensile testing at room temperature*, Proceedings of the World Congress on Mechanical, Chemical and Material Engineering, 2015, no. 248, p. 1–4.
- [46] Gontarz A., Piesiak J., Drozdowski K., *Wyznaczanie całek granicznych dla wybranych modeli pękania w próbie rozciągania stopu magnezu Mg4AlZn*, Hutnik–Wiadomości Hutnicze, 2015, t. 82, nr 8., p. 553–558.
- [47] Gouveia B.P.P.A., Rodrigues J.M.C., Martins P.A.F., *Ductile fracture in metalworking experimental and theoretical research*, Journal of Materials Processing Technology, 2000, vol. 101, no. 1–3, p. 52–63.
- [48] Gouveia B.P.P.A., Rodrigues J.M.C., Martins P.A.F., *Fracture predicting in bulk metal forming*, International Journal Mechanical Science, 1996, vol. 38, no. 4, p. 361–372.
- [49] Green R., *A plasticity theory for porous solids*, International Journal of Powder Metallurgy, 1972, vol. 14, no. 4, p. 215–224.
- [50] Grosman F., Hadasik E., *Technologiczna plastyczność metali. Badania plastometryczne*, Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2005.
- [51] Grosman F., Tkacz M., *Application of the formability limit function in prediction of the material fracture*, Archives of Civil and Mechanical Engineering, 2004, vol. 4, no. 3, p. 77–84.
- [52] Grudziński K., *Ćwiczenia laboratoryjne z wytrzymałości materiałów*, Szczecin, Politechnika Szczecińska, 1972.
- [53] Gurson, A., *Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth. Part I. Yield criteria and flow rules for porous ductile media*, Journal of Engineering Materials and Technology, 1977, vol. 99, p. 2–15.
- [54] Hadasik E., Pater Z., *Obróbka plastyczna. Podstawy teoretyczne*, Gliwice, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2013.

- [55] Hambli R., Reszka M., *Fracture criteria identification using an inverse technique method and blanking experiment*, International Journal of Mechanical Sciences, 2002, vol. 44, p. 1349–1361.
- [56] Hancock, J.W., Brown, D.K., *On the role of strain and stress state in ductile failure*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1983, vol. 31, no. 1, p. 1–24.
- [57] Hancock J.W., Mackenzie A.C., *On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress states*, Journal of Mechanics and Physics of Solids, 1976, vol. 24, no. 2, p. 147–160.
- [58] Hashmi M.S.J., *Comprehensive Materials Processing. 13 Volume Set*, Amsterdam, Elsevier, 2014.
- [59] Hayama, M., *Optimum working conditions in the cross rolling of stepped shaft*, Journal of Mechanical Working Technology, 1979, vol. 3, no. 1, p. 31–46.
- [60] Higashino, T., Saito, Y., Toyama, M., Kato, K., *Stress analysis in plane-strain rotary compression of cylindrical billet*, The Japan Society for Technology of Plasticity, 1977, vol. 18, no. 193, p. 605–612.
- [61] Huang H., Chen X., Fan B., Jin Y., Shu X., *Initial billet temperature influence and location investigation on tool wear in cross wedge rolling*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2015, vol. 79, p. 1545–1556.
- [62] Jia W., Ma L., Le Q., Zhi C., Liu P., *Deformation and fracture behaviors of AZ31B Mg alloy at elevated temperature under uniaxial compression*, Journal of Alloys and Compounds, 2019, vol. 783, p. 863–876.
- [63] Johnson G.R., Cook W.H., *A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures*, [W:] Proceedings of Seventh International Symposium on Ballistics, 1983, p. 541–548.
- [64] Kachanov L.M., *Introduction to Continuum Damage Mechanics*, Dordrecht, Springer, 1986.
- [65] Kardoulaki E., *Damage modelling of leaded free cutting steel under hot forming conditions*, praca doktorska, Imperial College London, 2015.
- [66] Ko D.C., Kim B.M., Choi J.C., *Prediction of Surface-fracture initiation in the axisymmetric extrusion and simple upsetting of an aluminium alloy*, Journal of Materials Processing Technology, 1996, vol. 62, p. 166–174.
- [67] Khan A.S., Liu H., *A new approach for ductile fracture prediction on Al 2024-T351 alloy*, International Journal of Plasticity, 2012, vol. 35, p. 1–12.

- [68] Kim H., Yamanaka M., Altan T., *Prediction and elimination of ductile fracture in cold forging using FEM simulations*, [W:] Proceedings of the NAMRC Society of Manufacturing Engineers, USA, 1995, p. 63–69.
- [69] Kiran R., Khandelwal K., *A triaxiality and Lode parameter dependent ductile fracture criterion*, Engineering Fracture Mechanics, 2014, vol. 128, p. 121–138.
- [70] Koçak Ö., *Anlaysis of the formability of metals*, praca doktorska, The Graduate School of Natural and Applied Sciences of the Middle East Technical University, 2003.
- [71] Kolomogorov V.L., *K razrušeniju pri poperečnoj prokatke i kovke*, VUZ Černaja Metallurgija, 1963, nr 11, s. 123–135.
- [72] Komori K., *Ductile fracture criteria for simulating shear by node separation method*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2005, vol. 43, no. 1, p. 101–114.
- [73] Krašnik M., Vilotič D., Šidanin L., Stefanović M., *Various approaches to defining the criteria of ductile crack in cold bulk forming processes*, International Journal of Engineering, 2015, vol.13, no. 2, p. 213–218.
- [74] Kubik P., Šebek F., Petruška J., Hůlka J., Růžička J., Španiel M., Džugan J., Prantl A., *Calibartion of selected ductile fracture criteria using two types of specimens*, Key Engineering Materials, 2014, vol. 592, p. 258–261.
- [75] Kuhn H.A., Downey C.L., *Deformation characteristics and plasticity theory of sintered powder materials*, International Journal of Powder Metallurgy, 1971, vol. 7, no. 1, p. 15–25.
- [76] Kuhn H.A., Lee P.W., *Strain instability and fracture at the surface of upset cylinder*, Metallurgical and Materials Transactions B, 1971, vol. 2, p. 3197–3202.
- [77] Kusunoki, K., Onishi, T., Suzuki, T., *The central cavity in transversely hot rolledshaft*, Sosei to Kako, 1972, no. 140, p. 676–682.
- [78] Kvačkaj T., Tiža J., Bascó J., Kováčová, Kočiško R., Pernis R., Fedorčáková M., Pures P., *Cockroft–Latham ductile fracture criteria for non ferrous materials*, Materials Science Forum, 2014, vol. 782, p. 373–378.
- [79] Kvačkaj T., Kočiško R., Tiža J., Bidulská J., Kováčová A., Bidulsky R., Bascó J., Vlado M., *Application of workability test to SPD processing*, Archives of Metallurgy and Materials, 2013, vol. 58, no. 2, p. 407–412.
- [80] Lee Y-W., *Fracture prediction in metal sheets*, praca doktorska, Massachusetts Institute of Technology, 2005.

- [81] Lee J., Kim S-J., Park H., Bong H.J., Kim D., *Metal plasticity and ductile fracture modelling for cast aluminium alloy parts*, Journal of Materials Processing Technology, 2018, vol. 255, p. 584–595.
- [82] Lee Y-W., Wierzbicki T., *Fracture prediction of thin plates under localized impulsive loading. Part II: discing and petalling*, International Journal of Impact Engineering, 2005, vol. 31, no. 10, p. 1277–1308.
- [83] Lemaitre J., *A course on damage mechanics*, Berlin, New York, Springer, 1996.
- [84] Lemaitre J., *A continuous damage mechanics model for ductile fracture*, Journal of Engineering Materials and Technology, 1985, vol. 107, no. 1, p. 83–89.
- [85] Lemaitre J., Dasmorat R., *Engineering damage mechanics, ductile, creep and brittle failures*, Berlin, Springer, 2005.
- [86] Li H., Fu M.W., Lu J., Yang H., *Ductile fracture: experiments and computations*, International Journal of Plasticity, 2011, vol. 27, no. 2, p. 147–180.
- [87] Li Q., Lovell M., *Cross wedge rolling failure mechanism and industrial application*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2008, vol. 37, p. 265–278.
- [88] Li Q., Lovell M.R., *The establishment of a failure criterion in cross wedge rolling*, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2004, vol. 24, p. 180–189.
- [89] Li Q., Lovell M., Slaughter W., Tagavi K., *Investigation of the morphology of internal defects in cross wedge rolling*, Journal of Materials Processing Technology, 2002, vol. 125–126, p. 248–257.
- [90] Liu G., Zhong Z., Shen Z., *Influence of reduction distribution on internal defects during cross-wedge-rolling proces*, Procedia Engineering, 2014, vol. 81, p. 263–267.
- [91] Linardon C., *Precision tube drawing for biomedical applications: theoretical, numerical and experimental study*, praca doktorska, Université de Grenoble, 2013.
- [92] Lisiecki Ł., *Wpływ zmiany stopnia przerobu plastycznego na powstawanie pęknięć w wielooperacyjnych procesach kucia*, praca doktorska, Akademia Górniczo-Hutnicza, 2018.
- [93] Liu, G., Jiang, Z., Bian, Y., Ren, G., Xu, C., *Influence of tool wear on center defects of the workpiece during cross wedge rolling process*, Advanced Materials Research, 2011, vol. 154–155, p. 1779–1782.

- [94] Lomsadze D.M., *Napreženno-deformirovannoe sostojanie pri poperečnoj osadke, kovke i prokatke cilindryčeskich zagotovok*, VUZ Černaja Metallurgija, 1972, no. 5, p. 70–73.
- [95] Lou Y., Huh H., *Evaluation of ductile fracture criteria in a general three-dimensional stress state considering the stress triaxiality and the Lode parameter*, Acta Mechanica Solida Sinica, 2013, vol. 26, no. 6, p. 642–658.
- [96] Lou Y., Huh H., *Prediction of ductile fracture for advanced high strength steel with a new criterion: experiments and simulation*, Journal of Materials Processing Technology, 2013, vol. 213, no. 8, p. 1284–1302.
- [97] Lou Y., Huh H., Lim S., Pack K., *New ductile fracture criterion for prediction of fracture forming limit diagrams of sheet metals*, International Journal of Solids and Structures, 2012, vol. 49, no. 25, p. 3605–3615.
- [98] Lou Y., Yoon J.W., *Anisotropic behavior in plasticity and ductile fracture of an aluminium alloy*, Key Engineering Materials, 2015, vol. 651–653, p. 163–168.
- [99] McClintock F.A., *Local criteria for ductile fracture*, The International Journal of Fracture Mechanics, 1968, vol. 4, p. 101–130.
- [100] McClintock F.A., *A criterion for ductile fracture by the growth of holes*, Journal of Applied Mechanics, 1968, vol. 35, no. 2, p. 363–371.
- [101] Meyer M., Stonis M., Behrens B., *Cross wedge rolling and bi-directional forging of preforms for crankshafts*, Production Engineering. Research and Development, 2015, vol. 9, p. 61–71.
- [102] Mirghasemi S.M., Eivani A.R., Seyedein S.H., Jafarian H.R., *A comparison between routine vs. normalized Cockcroft–Latham fracture criteria for prediction of fracture during equal channel angular pressing*, Engineering Fracture Mechanics, 2018, vol. 199, p. 721–729.
- [103] Mroczkowski M., *Prognostowanie stateczności plastycznego płynięcia metali i ocena przydatności projektowanych narzędzi z wykorzystaniem metody elementów skończonych*. praca doktorska, Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie, 2008.
- [104] Narayana Murty S.V.S., Nageswara Rao B., Kashyap B.P., *Improved ductile fracture criterion for cold forming of sphereoidized steel*, Journal of Materials Processing Technology, 2004, vol. 147, no. 1, p. 94–101.
- [105] Norris D., Reaugh J., Moran B., Quinnones D., *A plastic-strain mean-stress criterion for ductile fracture*, Journal Engineering Material Technology, 1978, vol. 100, no. 3, p. 279–286.

- [106] Novella M.F., Ghiotti A., Bruschi S., Bariani P.F., *Modelling of AA6082 ductile damage evolution under hot rolling conditions*, Procedia Engineering, 2014, vol. 81, p. 221–226.
- [107] Oh S.I., Chen C.C., Kobayashi S., *Ductile fracture in axisymmetric extrusion and drawing: Part 2, workability in extrusion and drawing*, Journal of Engineering for Industry, 1979, vol. 101, no. 1, p. 36–44.
- [108] Oyane M., *Criteria of ductile fracture strain*, The Japan Society of Mechanical Engineers, 1972, vol. 15, no. 90, p. 1507–1513.
- [109] Oyane M., Sato T., Okimoto K., Shima S., *Criteria for ductile fracture and their applications*, Journal of Mechanical Working Technology, 1980, vol. 4, no. 1, p. 65–81.
- [110] Ozturk F., Lee D., *Analysis of forming limits using ductile fracture criteria*, Journal of Materials Processing Technology, 2004, vol. 147, no. 3, p. 397–404.
- [111] Ozturk F., Lee D., *A new methodology for ductile fracture criteria to predict the forming limits*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2007, vol. 16, p. 224–228.
- [112] Pater Z., *Sposób wyznaczania właściwości plastycznych materiałów metodą obciskania obrotowego narzędziami płaskimi*, Urząd Patentowy Rzeczypospolitej Polskiej, patent 220786, zatwierdzony 05.11.2014r.
- [113] Pater Z., *Sposób wyznaczania własności plastycznych materiałów metodą obciskania obrotowego dwoma walcami*, Urząd Patentowy Rzeczypospolitej Polskiej, patent 220753, zatwierdzony 08.05.2015r.
- [114] Pater Z., *Walcowanie poprzeczno-klinowe*, Lublin, Politechnika Lubelska, 2009.
- [115] Pater Z., *Analysis of plane-strain rotational compression of rod by FEM*, Journal of Materials Processing Technology, 1996, vol. 60, p. 549–554.
- [116] Pater, Z., *Cross wedge rolling*, Comprehensive Materials Processing, 2014, vol. 3, p. 211–279.
- [117] Pater Z., Bartnicki J., Samołyk G., *Numerical modelling of cross-wedge rolling process of ball pin*, Journal of Materials Processing Technology, 2005, vol. 164–165, p. 1235–1240.
- [118] Pater Z., Gontarz A., *Critical damage values of R200 and 100Cr6 steels obtained by hot tensile testing*, Materials, 2019, vol. 12, no. 7, p. 1–12.
- [119] Pater Z., Gontarz A., Tomczak J., *Walcowanie poprzeczno-klinowe odkuwek o kształtach złożonych*, Lublin, Politechnika Lubelska, 2001.

- [120] Pater Z., Samołyk G., *Podstawy teorii i analizy obróbki plastycznej metali*, Lublin, Politechnika Lubelska, 2011.
- [121] Pater Z. Samołyk G., *Podstawy technologii obróbki plastycznej metali*, Lublin, Politechnika Lubelska, Lublin, 2013.
- [122] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., *Rotary compression as a new calibration test for prediction of a critical damage value*, Journal of Materials Research and Technology, 2020, vol. 9, no. 3, p. 5487–5498.
- [123] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., *Analysis of a cross wedge rolling process for producing drive shafts*, International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2018, vol. 94, no. 9–12, p. 3075–3083.
- [124] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Wójcik Ł., Lis K., *Rotary compression in tool cavity—a new ductile fracture calibration test*, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2020, vol. 106, no. 9–10, p. 4437–4449.
- [125] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Wójcik Ł., Walczuk P., *Assessment of ductile fracture criteria with respect to their application in the modeling of cross wedge rolling*, Journal of Materials Processing Technology, 2020, vol. 278, p. 1–11.
- [126] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Wójcik Ł., Walczuk P., *Determination of the critical value of damage in a channel-die rotational compression test*, International Journal of Material Forming, 2020, vol. 13, no. 6, p. 993–1002.
- [127] Pater Z., Wójcik Ł., Walczuk P., *Comparative analysis of tube piercing processes in the two-roll and three-roll mills*, Advances in Science and Technology Research Journal, 2019, vol. 13, no. 1, p. 37–45.
- [128] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Zniszczyński A., *The problem of material fracture prediction in cross rolling processes*, Advances in Science and Technology Research Journal, 2018, vol. 12, no. 4, p. 184–189.
- [129] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Bartnicki J., Tofil A., *Prediction of crack formation for cross wedge rolling of harrow tooth preform*, Materials, 2019, vol. 12, no. 14, p. 1–16.
- [130] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., *Establishment of a new hybrid fracture criterion for cross wedge rolling*, International Journal of Mechanical Sciences, 2020, vol. 167, p. 1–13.
- [131] Pater Z., Walczuk P., Lis K., Wójcik Ł., *Preliminary analysis of a rotary compression test*, Advances in Science and Technology Research Journal, 2018, vol. 12, no. 2, p. 77–82.

- [132] Pater Z., Tomczak J., Bulzak T., Wójcik Ł., Walczuk-Gągała P., *Rotational compression of cylindrical specimen as a new calibrating test for damage criteria*, Materials, 2020, vol. 13, no. 3, p. 1–21.
- [133] Pater Z., Weroński W., *Podstawy teoretyczne procesu walcowania poprzeczno-klinowego*, Lublin, Lubelskie Towarzystwo Naukowe, 1995.
- [134] Pater Z., Weroński W., Gontarz A., *Wybrane zagadnienia z teorii i technologii walcowania poprzeczno-klinowego*, Lublin, Lubelskie Towarzystwo Naukowe, 2001.
- [135] Piedrahita, F., Garcia Arana, L., Chastel, Y., *Three dimensional numerical simulation of cross-wedge rolling of bars*, [W:] Proceedings of the 8th International Conference on Technology of Plasticity ICTP, Verona, 2005, p. 1–6.
- [136] Pineau A., Beuzerga A.A., Pardoen T., *Failure of metals I: brittle and ductile fracture*, Acta Materialia, 2016, vol. 107, p. 424–483.
- [137] Rice J.R., Tracey D.M., *On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1969, vol 17, no. 3, p. 201–217.
- [138] Rodriguez A.K., Ayoub G.A., Mansoor B., Benzerga A.A., *Effect of strain rate and temperature on fracture of magnesium alloy AZ31B*, Acta Materialia, 2016, vol. 112, p. 194–208.
- [139] Seaman L., Curvan D.R., Shockey D.A., *Computational models for ductile and brittle fracture*, Journal of Applied Physics, 1976, vol. 47, p. 4814–4826.
- [140] Šebek F., *Ductile fracture criteria in multiaxial loading–theory, experiments and application*, praca doktorska, Brno University of Technology, 2016.
- [141] Šebek F., Kubík P., Hůlka J., Petruška J., *Strain hardening exponent role in phenomenological ductile fracture criteria*, European Journal of Mechanics A/Solids, 2016, vol. 57, p. 149–164.
- [142] Seok D-Y., Kim D., Kim S-W., Bok J., Lee Y-S., Chung K., *Fracture Criterion for AZ31 Mg alloy plate at elevated temperature*, Metals and Materials International, 2015, vol. 21, no. 1, p. 54–71.
- [143] Silva M.L.N., Pires G.H., Button S.T., *Damage evolution during cross wedge rolling of steel DIN 38MnSiVS5*, Procedia Engineering, 2011, vol. 10, p. 725–757.
- [144] Smirnov, V.S., *The deformation process in cross rolling*, Stal, 1974, vol. 7, no. 6, p. 351–358.

- [145] Song Y., Jun Z., *Investigation on blanking of thick sheet metal using the ductile fracture initiation and propagation criterion*, Journal of Shanghai Jiaotong University, 2012, vol. 17, p. 531–536.
- [146] Stefanik A., Dyja H., Mróz S., *Determination of the critical value of normalized Cockroft–Latham criterion during multi slight rolling based on tensile test*, Archives of Metallurgy and Materials, 2011, vol. 56, no. 2, p. 543–549.
- [147] Takuda H., Mori K., Hatta N., *The application of some criteria for ductile fracture to the prediction of the forming limit of sheet metals*, Journal of Materials Processing Technology, 1999, vol. 95, no. 1–3, p. 116–121.
- [148] Teterin P.K., Liuzin J.F., *The mechanism of metal rupture in cross rolling*, Stal, 1960, vol. 10, p. 930–933.
- [149] Thompson, G., Hawkyard, J.B., *Crack formation in transverse rolling — a review*, [W:] Proceedings of 1st International Conference Rotary Metalworking Processes, 1979, p. 171–184.
- [150] Tofil A., *Procesy kształtowania półwyrobów w uniwersalnej walcierce kuźniczej*, Lublin, Politechnika Lubelska, 2016.
- [151] Trębacz L., *Identyfikacja kryteriów pęknięcia plastycznego w oparciu o wyniki badań doświadczalnych*, praca doktorska, Akademia Górniczo-Hutnicza w Krakowie, 2011.
- [152] Tria D.E., Trębiński R., *On the influence of fracture criterion on perforation of high-strength steel plates subjected to armour piercing projectile*, Archive of Mechanical Engineering, 2015, vol. 62, no. 2, p. 157–179.
- [153] Tvergaard V., Needleman A., *Analysis of the cup-cone fracture in a round tensile bar*, Acta Metallurgica, 1984, vol. 32, no. 1, p. 157–169.
- [154] Urban J., *Crushing and fracture of lightweight structures*, praca doktorska, Department of Mechanical Engineering, Technical University of Denmark, 2003.
- [155] Venugopal-Rao A., Ramakrishnan N., Krishna-Kumar R., *A comparative evaluation of the theoretical failure criteria for workability in cold forming*, Journal of Materials Processing Technology, 2003, vol. 142, no. 1, p. 29–42.
- [156] Walczuk-Gągała P., Pater Z., Wójcik Ł., *Determination of the value of the damage function in 1050A aluminium alloy*, Advances in Science and Technology Research Journal, 2020, vol. 14, no. 2, p. 49–55.

- [157] Watanabe A., Fujikawa S., Ikeda A., Shiga N., *Prediction of ductile fracture in cold forming*, Procedia Engineering, 2014, vol. 81, p. 425–430.
- [158] Wei J., Yang L., Guo J., *The method to determine material constants in ductile fracture criterion*, Solid State Phenomena, 2018, vol. 279, p. 85–91.
- [159] Wen H., *Predicting ductile fracture in steel connections*, praca doktorska, Colorado State University, 2016
- [160] Weroński W., *Obróbka plastyczna. Technologia*, Lublin, Wydawnictwa Uczelniane, 1991.
- [161] Weroński W., Pater Z., *Obróbka plastyczna. Obliczenia sił kształtowania*, Lublin, Wydawnictwo Politechniki Lubelskiej, 1994.
- [162] Wierzbicki T., Bao Y., Lee Y-W., Bai Y., *Calibration and evaluation of seven fracture models*, International Journal of Mechanical Science, 2005, vol. 47, no. 4–5, p. 719–743.
- [163] Wierzbicki T., Xue L., *On the effect of the third invariant of the stress deviator on ductile fracture*, [W:] Impact and Crashworthiness Laboratory, Technical Report, vol. 136, 2005.
- [164] Wilkins M. L., Streit R. D., Reaugh J. E. *Cumulative-strain-damage model of ductile fracture: Simulation and prediction of engineering fracture tests*, California, Lawrence 6+6 Livermore National Laboratory, 1980.
- [165] Wójcik Ł., Pater Z., *Physical simulation of the Mannesmann effect in the rolling process*, Archives of Metallurgy and Materials, 2019, vol. 64, no. 4, p. 1369–1375.
- [166] Wójcik Ł., Pater Z., Bulzak T., Tomczak J., *Physical modeling of cross wedge rolling limitations*, Materials, 2020, vol. 13, no. 4, p. 1–16.
- [167] Wu Z., Li S., Zhang W., Wang W., *Ductile fracture simulation of hydropiercing proces based on various criteria in 3D modelling*, Materials and Design, 2010, vol. 31, no. 8, p. 3661–3671.
- [168] Wyrzykowski J.W., Pleszakow E., Sieniewski J., *Odkształcenie i pękanie metali*, Warszawa, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, 1999.
- [169] Xue L., *Damage accumulation and fracture initiation in uncracked ductile solids under triaxial loading*, International Journal of Solids and Structures, 2007, vol. 44, no. 16, p. 5163–5181.
- [170] Xue L., *Ductile fracture modeling–theory, experimental investigation numerical verification*, praca doktorska, Massachusetts Institute of Technology, 2007.

- [171] Yang C., Dong H., Hu Z., *Micro-mechanism of central damage formation during cross wedge rolling*, Journal of Materials Processing Technology, 2018, vol. 252, p. 322–332.
- [172] Yang C., Zhang K., Hu Z., *Development of central minute cavity in the workpiece of cross wedge rolling*, Applied Mechanics and Materials, 2012, vol. 215–216, p. 766–770.
- [173] Yin Y., Liu X., Han Q., Liu Z., *Simulation of ductile fracture of structural steels with void growth model and a continuum damage criterion based on it*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2018, vol. 98, p. 134–148.
- [174] Yu Y., Haibo W., Min W., *Prediction of fracture in press bend forming of aluminium alloy high-stiffener integral panels*, Computational Materials Science, 2011, vol. 50, no. 7, p. 2232–2244.
- [175] Zhan M., Gu Ch., Jiang Z., Hu L., Yang H., *Application of ductile fracture criteria in spin-forming and tube-bending processes*, Computational Materials Science, 2009, vol. 47, no. 2, p. 353–365.
- [176] Zhao, F., Liu, J., Huang, J., Hu, Z., *Analysis of the wedge tip billet for central defects in the process of cross wedge rolling 4Cr9Si2 value*, Advanced Materials Research, 2013, vol. 706–708, p. 3–6.
- [177] Zhen Z., Xin-cun Z., Xiao-long X., *An improved ductile fracture criterion for fine-blanking proces*, Journal of Shanghai Jiaotong University, 2008, vol. 13, p. 702–706.
- [178] Zheng C., Cesar De Sa J.M.A., Andrade Pires F.M., *A comparison of models for ductile fracture prediction in forging processes*, Computer Methods in Materials Science, 2007, vol. 7, no. 4, p. 389–396.
- [179] Zhu Y., Cescotto S., *The finite element prediction of ductile fracture initiation in dynamic metalforming processes*, Journal de Physique, 1991, vol.1, no. C3, p. 751–757.