## ROZPRAWA DOKTORSKA

mgr. inż. Michał Stopel

# PROJEKTOWANIE KONSTRUKCJI MECHANICZNYCH PODDANYCH DZIAŁANIU OBCIĄŻEŃ NARASTAJĄCYCH Z DUŻĄ PRĘDKOŚCIĄ

PROMOTOR DR HAB. INŻ. DARIUSZ SKIBICKI

PROMOTOR POMOCNICZY DR INŻ. ARTUR CICHAŃSKI

# SPIS TREŚCI

1. WSTĘP
1.1. Geneza5
1.2. Sformułowanie celów pracy7
1.3. Określenie zakresu pracy8
2. PRZEGLĄD STANU WIEDZY10
2.1. Plastyczne odkształcenie metali10
2.1.1. Model fizyczny umocnienia odkształceniowego10
2.1.2. Wpływ prędkości odkształcenia na umocnienie10
2.1.3. Wpływ temperatury na umocnienie12
2.1.4. Matematyczne modele umocnienia13
2.2. Pękanie ciągliwe21
2.2.1. Model fizyczny pękania ciągliwego
2.2.2. Wpływ współczynnika trójosiowości stanu naprężenia, prędkości odkształcenia i temperatury na przebieg procesu pękania ciągliwego23
2.2.3. Kryteria pękania ciągliwego
2.3. Wybrane aspekty modelu materiałowego Johnsona-Cooka34
2.3.1. Uzasadnienie wyboru modelu materiałowego i oprogramowania MES do dalszych badań
2.3.2. Przegląd metod wyznaczania stałych modelu Johnsona-Cooka
2.3.3. Przesłanki do opracowania własnej metodologii wyznaczania stałych dla modelu J-C41
2.3.4. Modelowanie numeryczne próby Charpy'ego41
3. BADANIA WŁASNE43
3.1. Wstęp43
3.1.1. Program badań
3.1.2. Identyfikacja materiału
3.2. Wstępne badania eksperymentalne44
3.2.1. Kalibracja modelu umocnienia J-C
3.2.2. Kalibracja modelu uszkodzenia J-C
3.2.3. Walidacja modelu MES uwzględniającego prędkość odkształcenia557
3.2.4. Wnioski ze wstępnych badań eksperymentalnych64
3.3. Propozycja metody wyznaczania stałej C modelu J-C w próbie Charpy'ego64

3.3.1. Sformułowanie własnej metody pomiaru odkształcenia
3 3 2 Modelowanie MES próby Charpyego
3.3.3 Wybár metody pomiaru odkształcenia próbki w próbie Charpy'ego 74
3.4. Propozycja metody wyznaczania parametru D4 modelu J-C w proble Charpy'ego
3.4.1. Sformułowanie własnej metodywyznaczania parametru D <sub>4</sub> za pomocą proponowanej metodyki
3.5. Weryfikacja modelowania MES z zastosowaniem parametrów modelu J-C wyznaczonych za pomocą proponowanej metodyki82
4. BADANIA APLIKACYJNE84
4.1. Wprowadzenie84
4.2. Badania eksperymentalne84
4.2.1. Warunki techniczne badań84
4.2.2.Plan eksperymentu88
4.2.3. Prezentacja wyników badań eksperymentalnych
4.3. Symulacje numeryczne93
4.3.1. Prezentacja modelu MES
4.3.2. Prezentacja wyników symulacji MES w odniesieniu do badań eksperymentalnych96
4.4. Wnioski z badań aplikacyjnych103
5. WNIOSKI105
5.1. Wnioski poznawcze105
5.2. Wnioski utylitarne105
5.3. Przesłanki do dalszych badań105
LITERATURA107

# 1. WSTĘP

## 1.1. Geneza

Uwzględnienie wpływu prędkości odkształcenia na właściwości mechaniczne materiałów jest konieczne w procesie projektowania maszyn i urządzeń, poddanych odkształceniom narastającym z dużą prędkością. Umacnianie się materiału pod wpływem prędkości odkształcenia może oddziaływać w sposób zarówno pożądany jak i niepożądany. W pierwszym przypadku wpływ prędkości może być wykorzystany do projektowania obiektów technicznych, w których zależy nam na zwiększeniu ich wytrzymałości podczas ich eksploatacji w takich warunkach. Są to na przykład kamizelki kuloodporne lub opancerzenia pojazdów [1, 2]. W drugim przypadku zjawisko to może być niepożądane dla takich typów urządzeń jak infrastruktura drogowa, elementy pojazdów pochłaniające energię zderzenia lub sprzęgła bezpieczeństwa [3–5]. Nieuwzględnienie w takich warunkach wzrostu wytrzymałości może skutkować nieprawidłowym działaniem projektowanej konstrukcji.

W celu określenia wpływu prędkości odkształcenia na zachowanie się konstrukcji powszechnie stosuje się badania eksperymentalne [6, 7]. Coraz częściej jednak, ze względu na bardzo wysokie koszty badania niszczące prowadzone dla całych obiektów, wspomaga się analizami numerycznymi Metodą Elementów Skończonych (MES) [8, 9]. Na potrzeby takich analiz opracowane zostały środowiska numeryczne takie jak np.: LS-Dyna, Abaqus Explicite czy Ansys Autodyn. W programach tych zaimplementowano modele materiałowe uwzględniające wpływu prędkości na właściwości materiałowe. Przykładami takich modeli są modele: Cowpera-Symodsa, Zerilli'ego-Armstronga czy też Johnsona-Cooka.

Jednym z obiektów technicznych narażonych na niepożądany wpływ prędkości odkształcenia, w przypadku, których badania niszczące wiążą się ze znacznymi kosztami, są konstrukcje wsporcze infrastruktury drogowej spełniające wymagania normy PN-EN 12767 pt. "Bierne bezpieczeństwo konstrukcji wsporczych dla urządzeń drogowych – wymagania i metody badań" [10] w zakresie bezpieczeństwa biernego (Rys. 1).



Rys. 1. Bramownica stanowiąca konstrukcję wsporczą infrastruktury drogowej (TIOMAN sp. z o.o.)

We współpracy z firmą Tioman Sp. z o.o. podjęto na Wydziale Inżynierii Mechanicznej UTP działania mające na celu zaprojektowania rodziny konstrukcji wsporczych, która spełniałaby wymagania stawiane w cytowanej normie. Wspólne działania polegały na: opracowaniu projektów konstrukcji wsporczych wchodzących w skład rodziny produktów firmy, przygotowaniu planu eksperymentu polegającego na zderzeniu pojazdu z wybraną i wykonaną konstrukcją oraz na przygotowaniu symulacji numerycznych z zastosowaniem metody elementów skończonych do oceny pozostałych produktów z rodziny w celu zmniejszenia kosztów związanych z prowadzeniem badań eksperymentalnych dla każdej nowej konstrukcji.

Konstrukcja wchodząca w skład rozważanej rodziny spełniającej wymagania normy PN-EN 12767 [10] składa się przede wszystkim z masztu osadzonego na podstawie przytwierdzonej do fundamentu. Maszt z podstawą połączony jest za pomocą złącza, które pełni dwie funkcje. Z jednej strony, złącze musi przenieść obciążenia wynikające z warunków eksploatacji, takie jak ciężar własny, napór wiatru lub ciężar pokrywy śnieżnej. Wymaga się wówczas, aby naprężenie eksploatacyjne  $\sigma_{exp}$  było mniejsze od naprężeń dopuszczalnych  $\sigma_{exp} < \frac{R_{e,st}}{x}$  (gdzie:  $R_{e_st}$  – granica plastyczności, x – wsp. bezpieczeństwa) (Rys. 2). Z drugiej strony złącze nie może być zbyt wytrzymałe, tak, aby w wyniku uderzenia pojazdu w konstrukcję nastąpiło rozłączenie się stopy

masztu od podstawy utwierdzonej w fundamencie. Naprężenia w złączu podczas uderzenia  $\sigma_{imp}$  muszą być większe od dynamicznej granicy wytrzymałości  $R_{m_{dyn}}$ .



Rys. 2. Obciążenie robocze złącza bezpieczeństwa

W przypadku projektowania konstrukcji o tak zdefiniowanych wymaganiach bezpieczeństwa uwzględnienie wpływu prędkości na wzrost wytrzymałości elementów złącza jest niezbędne. Ponadto dysponując adekwatnym modelem numerycznym podczas projektowania można zmniejszyć współczynnik bezpieczeństwa, który jest miarą niewiedzy nt. właściwości materiału i działających obciążeń. Należy jednak zaznaczyć, że właściwe przygotowanie modeli numerycznych silnie zależy od wykorzystanego modelu plastyczności, przyjętych współczynników tarcia, opisu kontaktów pomiędzy węzłami modelu czy kryteriów pękania [11]. Dzięki uwzględnieniu w analizie MES szeregu zjawisk wpływających na właściwości użytego materiału i węzłów konstrukcji można projektować obiekty nieprzewymiarowane.

## **1.2. SFORMUŁOWANIE CELÓW PRACY**

Celem głównym niniejszej rozprawy jest zaproponowanie metod pozwalających na wyznaczanie, w możliwie niedrogi i szybki sposób, dla modelu Johnsona-Cook'a:

a) współczynnika wrażliwości materiału na prędkość odkształcenia C,

b) współczynnika wpływu prędkości odkształcenia na uszkodzenie D<sub>4</sub>.

Proponowana metoda jest metodą hybrydową: eksperymentalnonumeryczną. Metoda ta wymaga przeprowadzenia testów na młocie Charpy'ego z użyciem próbek bez karbu i z karbem oraz serii obliczeń numerycznych metodą elementów skończonych symulujących proces odkształcenia próbek na młocie Charpy'ego.

Realizacja celu głównego pracy wiążę się z koniecznością realizacji następujących pięciu zadań:

- 1. Wyznaczenie stałych modelu Johnsona-Cooka z zastosowaniem dotychczas najczęściej stosowanej metodyki.
- 2. Zweryfikowanie poprawności sposobu modelowania MES, w którym zastosowano model materiałowy Johnsona-Cooka.
- Sformułowanie własnej metodyki wyznaczania parametru wrażliwości umocnienia na prędkość odkształcenia w modelu Johnsona-Cooka.
- 4. Sformułowanie własnej metodyki wyznaczania parametru wrażliwości uszkodzenia na prędkość odkształcenia w modelu Johnsona-Cooka.
- 5. Realizacja badań aplikacyjnych na obiekcie rzeczywistym i ich symulacji MES z zastosowaniem stałych modelu wyznaczonych wg opracowanej hybrydowej metodyki wyznaczania stałych modelu Johnsona-Cooka.

# **1.3. OKREŚLENIE ZAKRESU PRACY**

Praca podzielona została na zasadniczych 5 rozdziałów.

W punkcie pierwszym omówiono genezę prowadzonych badań oraz zarysowano problem badawczy niniejszej rozprawy.

W rozdziale drugim dokonano przeglądu stanu wiedzy na temat zmian właściwości materiału podczas narastania predkości odkształcenia. W podrozdziale 2.1 omówiono zagadnienia związane ze sprężystym i plastycznym odkształceniem metali. W ramach tego punktu zaprezentowano matematycznych modeli umocnienia również przegląd materiału. W podrozdziale 2.2 zebrano zagadnienia związane z ciągliwym pękaniem metali oraz przedstawiono wybrane modele matematyczne uwzględniające uszkodzenie materiału.

W rozdziale trzecim zaprezentowano własną metodykę badawczą, mającą na celu wyznaczenie stałych materiałowych dla analizowanego modelu matematycznego. Przedstawiono przesłanki do opracowania własnej hybrydowej metodyki badawczej mającej na celu wyznaczenie parametrów wrażliwości materiału na prędkość odkształcenia modelu uszkodzenia i umocnienia Johnsona-Cooka. Rozdział czwarty zawiera opis badań aplikacyjnych. W ramach tego rozdziału przedstawiono warunki techniczne prowadzenia testu zderzeniowego pojazdu z infrastrukturą drogową oraz opisano przeprowadzony eksperyment zderzeniowy. Następnie przedstawiono symulację numeryczną metodą elementów skończonych z zastosowaniem modelu materiałowego uwzgledniającego wpływ prędkości odkształcenia na zachowanie się konstrukcji.

Cała praca podsumowana została w rozdziale piątym, w którym sformułowano wnioski poznawcze i utylitarne oraz zaprezentowano przesłanki dla prowadzenia dalszych badań.

## 2. PRZEGLĄD STANU WIEDZY

W związku z tym, że cel pracy obejmuje eksperymentalno- numeryczne modelowanie zagadnień umocnienia oraz uszkodzenia w warunkach obciążeń quasi-statycznych i z dużą prędkością przegląd stanu wiedzy podzielono na dwa podrozdziały. W podrozdziale 2.1 przedstawiono analizę zjawisk fizycznych i modelowania umocnienia materiału zaś podrozdział 2.2 odnosi się do problematyki związanej z pękaniem ciągliwym i sposobami jego modelowania.

# 2.1. PLASTYCZNE ODKSZTAŁCENIE METALI

#### 2.1.1. Model fizyczny umocnienia odkształceniowego

Dla wielu materiałów metalowych zależność naprężenie-odkształcenie zachowuje charakter sprężysty do momentu wystąpienia określonej wartości naprężenia nazywanej granicą plastyczności. Metale poddane obciążeniom przekraczającym granicę plastyczności odkształcają się trwale. Zwiększeniu się odkształcenia plastycznego towarzyszy wzrost oporu materiału znany, jako umocnienie odkształceniowe. Zależy ono głównie od przeszkód dla dyslokacji w postaci granic ziaren oraz rozwoju w każdym ziarnie poślizgów w systemach wtórnych [12]. Z tego powodu współczynnik umocnienia polikryształów jest większy niż w monokryształach i wartość umocnienia jest tym większa im drobniejsze jest ziarno. Orientacja ziaren i ich granic także wpływa na charakter krzywych umocnienia. Zazwyczaj na krzywej umocnienia polikryształów w układzie naprężenie rzeczywiste - odkształcenie rzeczywiste wyróżnić można co najmniej dwa stadia: pierwsze o charakterze liniowym (stosunkowo krótkie, odpowiadające stadium II podczas odkształcenia monokryształu), drugie o charakterze parabolicznym (odpowiadające stadium III zdrowienia dynamicznego podczas odkształcenia monokryształu) [13]. Pośród wielu innych czynników wpływających na wartość i charakter umocnienia można wyróżnić prędkość odkształcenia [14–17] oraz temperaturę [15, 18].

## 2.1.2. Wpływ prędkości odkształcenia na umocnienie

O istotnym wpływie prędkości odkształcenia możemy mówić w przypadku odkształceń z prędkościami większymi od  $\dot{\varepsilon} = 1 \, s^{-1}$  [19]. Jest to umowna granica pomiędzy obciążeniem statycznym a szybkim (Rys. 3).



Rys. 3. Umowny podział obciążenia ze względu na prędkość odkształcenia [19]

Na Rys. 4 przedstawiono przykłady wpływu prędkości odkształcenia na wartość naprężenia uplastyczniającego dla różnych gatunków stali. W przypadku stali 1.4318 wartość naprężenia przy odkształceniu uplastyczniającym wzrasta o 30% dla prędkości 10<sup>3</sup> s<sup>-1</sup> w stosunku do obciążenia quasi-statycznego. Natomiast dla stali DP1000 wzrost ten wynosi aż 50%.



Rys. 4. Wpływ prędkości odkształcenia na naprężenie uplastyczniające [20]

W źródłach podręcznikowych bardzo mało jest informacji na temat związków prędkości odkształcenia z mechanizmami umocnienia się materiału [12, 13]. Zjawisko umocnienia pod wpływem dużych prędkości odkształcenia wyjaśnia się w oparciu o mechanizmy dyslokacyjne odkształcenia plastycznego [21-24]. Według modeli opisanych w pracy [25] przyczyną takiego zachowania jest sprzężenie różnych mechanizmów dyslokacyjnych aktywowanych termicznie. Skutkami działania dużych prędkości odkształcenia są: zmniejszenie ilości dyslokacji typu *cross-slip*, wzrost częstotliwości występowania dyslokacji śrubowych, wzrost liczby defektów punktowych oraz spadek efektywności procesów zdrowienia dynamicznego [15].

Pomocna w zrozumieniu mechanizmów umocnienia pod wpływem prędkości odkształcenia może być analiza obrazów struktur dyslokacyjnych. Autor pracy [15] zwraca uwagę na podobieństwo struktur powstających pod wpływem dużej prędkości odkształcenia do struktur powstających pod obciążeniem quasi-statycznym w niskich temperaturach lub dla metali o niskiej energii błędu ułożenia. Podobieństwa te są następujące: jednorodna dystrybucja dyslokacji, zmniejszenie rozmiaru ziarna, wzrost dezorientacji komórek dyslokacyjnych z większą liczbą dyslokacji pozostających wewnątrz komórek.

Warto wspomnieć, że takie cechy struktur są charakterystyczne również dla materiałów o niskiej energii błędu ułożenia poddanych obciążeniu nieproporcjonalnemu, które charakteryzuje się obrotem osi naprężeń głównych i odkształceń w czasie [26].

#### 2.1.3. Wpływ temperatury na umocnienie

Kiedy odkształcenie przebiega z dużą prędkością, proces ten jest w przybliżeniu adiabatyczny, ponieważ nie ma wystarczającej ilości czasu na wymianę ciepła z otoczeniem. Dla prędkości odkształcenia większej od 10 s<sup>-1</sup> umocnienie rozpatruje się więc łącznie z osłabiającym wpływem temperatury [27].

Przeciwstawny wpływ prędkości odkształcenia i temperatury schematycznie przedstawiono na Rys. 5. Wpływ ten zależy od budowy krystalograficznej materiału [15]. Dla czystych metali o strukturze ściennie centrowanej granica plastyczności jest niezależna od prędkości odkształcenia, natomiast charakter odkształcenia plastycznego bardzo silnie zależy od prędkości (Rys. 5.a). Granica plastyczności dla metali przestrzennie centrowanych i ich stopów oraz metali i stopów o strukturze heksagonalnej jest silnie zależna od temperatury i prędkości odkształcenia, podczas gdy charakter umocnienia odkształceniowego jest prawie od niej niezależny (Rys. 5.b). Stopy metali o strukturze ściennie centrowanej oraz metale o sieci przestrzennie centrowanej i heksagonalnej w podwyższonych temperaturach wykazują wrażliwość na prędkość odkształcenia, która przekłada się zarówno na wartość naprężenia przy  $R_e$  jak i charakter umocnienia odkształceniowego od prędkości odkształcenia i temperatury (Rys. 5.c).



Rys. 5. Wpływ temperatury i prędkości odkształcenia na umocnienie metali i stopów [15]

## 2.1.4. Matematyczne modele umocnienia

Na potrzeby modelowania numerycznego zjawisk fizycznych z zastosowaniem metod komputerowych stosuje się wiele różnych postaci funkcji opisujących umocnienie odkształceniowe materiału w zależności od wartości odkształcenia. W pakiecie numerycznym LS-Dyna, który został wykorzystany do analiz numerycznych prezentowanych w niniejszej rozprawie dostępnych jest blisko 300 modeli materiałowych [28]. Bardzo często są to funkcje wielu zmiennych. Wartość naprężenia może być wyrażona wówczas w funkcji takich wielkości jak odkształcenie, prędkość odkształcenia, temperatura a także może zależeć od historii odkształcenia [29]. Wybór właściwego numerycznego modelu materiałowego zależy od charakteru modelowanego procesu (analizy dynamiczne, statyczne, termiczne itd.), możliwych do przyjęcia uproszczeń, dostępności danych materiałowych i dostępnej mocy obliczeniowej komputera. W literaturze odnaleźć można prace, w których przedstawia się porównanie oraz genezę modeli materiałowych stosowanych w obliczeniach numerycznych [30]. Matematyczne modele materiałowe można uporządkować dzieląc je na określone grupy w zależności od uwzględnianych wielkości fizycznych [29]:

1. Funkcje uwzględniające wyłącznie bieżącą wartość odkształcenia  $\varepsilon_i$ , niekiedy z uwzględnieniem naprężenia początkowego  $\sigma_0$  lub odkształcenia początkowego  $\varepsilon_0$ :

$$\sigma = f(\varepsilon_i, \varepsilon_0, \sigma_0)$$

 Funkcje, które poza bieżącą wartością odkształcenia uwzględniają prędkość odkształcenia ki:

$$\sigma = f(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i)$$

3. Funkcje, które ponadto uwzględniają wpływ temperatury *T*:

$$\sigma = f(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T)$$

4. Funkcje, które poza powyższymi parametrami uwzględniają również czas *t*:

$$\sigma = f(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T, t)$$

5. Funkcje uwzględniające także stan naprężenia  $\sigma_W$ :

$$\sigma = f(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T, \sigma_W)$$

6. Oraz ostatnia grupa funkcji są to funkcję, które dodatkowo uwzględniają zmianę położenia osi głównych stanu odkształcenia w czasie  $h_{\varepsilon}$ :

$$\sigma = f(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T, h_{\varepsilon})$$

# Funkcje grupy pierwszej $\sigma = f(\varepsilon_i, \varepsilon_0, \sigma_0)$

W przypadku tej grupy modele odnoszą się do krzywych umocnienia uzyskanych z badań na standardowych maszynach wytrzymałościowych przy małych prędkości odkształcenia. Modele te mogą być wykorzystane podczas modelowania procesów quasi-statycznych.

Najprostszym modelem często wykorzystywanym w analizach numerycznych jest model zakładający idealną plastyczność materiału. Wówczas wartość naprężenia po przekroczeniu granicy plastyczności wyraża się wzorem:

$$\sigma = R_e \tag{2.1}$$

gdzie:  $R_e$  – granica plastyczności.



Rys. 6. Materiał idealnie plastyczny

Jeśli materiał wykazuje umocnienie pod wpływem odkształcenia przebieg krzywej naprężenie-odkształcenie może być aproksymowany z zastosowaniem funkcji o charakterze hiperbolicznym, wykładniczym lub potęgowym [31].

Dla materiałów niemalże idealnie plastycznych Prager zaproponował [32] opis zależność pomiędzy naprężeniem a odkształceniem z zastosowaniem funkcji o charakterze hiperbolicznym:

$$\sigma = C_1 tanh\left(\frac{C_2}{C_1}\varepsilon\right) \tag{2.2}$$

gdzie:

C1- wartość naprężenia, do którego krzywa zmierza asymptotycznie,

 $C_2$  – stała materiałowa wyrażająca początkowe nachylenie krzywej, zgodne z modułem Younga.

Funkcję wykładniczą opisującą zależność pomiędzy odkształceniem a naprężeniem zaproponował Voce [33]:

$$\sigma = \sigma_u + (\sigma_v - \sigma_u)e^{-\alpha \varepsilon}$$

lub w innej postaci:

$$\sigma = \sigma_{\gamma} + (\sigma_u - \sigma_{\gamma})(1 - e^{-\alpha\varepsilon})$$

gdzie:  $\sigma_u$  – naprężenie saturacyjne, tzn. naprężenia, do którego krzywa zmierza asymptotycznie,  $\sigma_y$  – naprężenie początkowe,  $\alpha$  – stała materiałowa.

Cechą charakterystyczną powyższych dwóch modeli jest uwzględnienie wartości naprężenia maksymalnego (saturacyjnego), którego obliczona wartość

(2.3)

naprężenia nie może przekroczyć (Rys. 7). Takiej cechy nie posiadają potęgowe funkcje umocnienia.



Rys. 7. Umocnienie określone zależnością Voce'a

Funkcja potęgowa wprowadzona przez Ludwika [34] opisująca umocnienie materiału w najprostszej postaci może zostać zapisana jako:

$$\sigma = K\varepsilon^n$$
(2.4)  
gdzie: *K*, *n* – stałe zależne od materiału.

W przypadku, gdy n=1 model przybiera postać liniową bardzo często wykorzystywaną w przypadku modelowania numerycznego (Rys. 8).



Rys. 8. Umocnienie o charakterze linowym gdy n=1dla modelu potęgowego Ludwika

Uogólnioną postać funkcji potęgowej opisującą zależność naprężenieodkształcenie przedstawił Swift [35]:

$$\sigma = K(C + \varepsilon)^n \tag{2.5}$$

gdzie: C – dodatkowa stała zależna od materiału.

Często stosowaną modyfikacją opisu zależności naprężenie-odkształcenie dla materiałów ciągliwych z zastosowaniem funkcji potęgowej jest równanie zaproponowane przez Ramberga i Osgooda [36]:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{\frac{1}{n}}$$
(2.6)

gdzie: E – moduł Younga.

Graficzny przykład funkcji Ramberga-Osgooda przedstawiono na Rys. 9.



Rys. 9. Model umocenienia wg Ramberga-Osgooda

# Funkcje grupy drugiej $\sigma = f(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i)$

Do modeli z grupy drugiej zaliczają się modele uwzględniające zależności pomiędzy naprężeniem a odkształceniem oraz dodatkowo uwzględniające wpływ prędkości odkształcenia na zachowanie się materiału. Niniejsze modele z powodzeniem mogą być wykorzystane podczas modelowania procesów, w trakcie których odkształcenie narasta ze znaczną prędkością.

Model zaprezentowany przez Cowpera i Symondsa [37] opisuje umocnienie odkształceniowe oraz dodatkowe umocnienie wynikające z prędkości odkształcenia. Model Cowpera-Symondsa jest modelem fenomenologicznym w związku z czym stałe wchodzące w skład opisującego go równania pochodzą z danych eksperymentalnych [38]. W celu zastosowania tego modelu niezbędne jest określenie siedmiu stałych dla badanego materiału: granicy plastyczności  $\sigma_0 = R_e$ , współczynników prędkości odkształcenia *C* oraz *P*, współczynnika umocnienia odkształceniowego  $\beta$ , modułu sprężystości *E*, modułu stycznego  $E_{tan}$  i współczynnika Poissona  $\mu$ .

$$\sigma = \left[1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{C}\right)^{\frac{1}{p}} \left(\sigma_0 + \beta E_p \varepsilon_p^{eff}\right)\right]$$
(2.7)

$$E_p = \frac{E_{tan}E}{E - E_{tan}} \tag{2.8}$$

Kolejnym modelem tej grupy jest model Tanimura-Mimura [39]. W jego przypadku funkcja zależności naprężenia od odkształcenia oraz prędkości odkształcenia jest bardzo skomplikowana:

$$\sigma = \sigma_{S} + \left[\alpha \cdot \left(\varepsilon_{p}\right)^{m1} + \beta\right] \cdot \left(1 - \frac{\sigma_{S}}{\sigma_{CR}}\right) \cdot \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_{p}}{\dot{\varepsilon}_{sp}}\right) + B\left(\varepsilon_{p}\right) \left(\frac{\dot{\varepsilon}_{p}}{\dot{\varepsilon}_{uni}}\right)^{m2}$$
(2.9)

gdzie:  $\sigma_s$  – jest naprężeniem uplastycznienia dla najmniejszej prędkości odkształcenia  $\dot{\varepsilon}_{sp}$ ,  $\dot{\varepsilon}_p$  – prędkość narastania odkształcenia plastycznego i aż 6 stałych materiałowych:  $\alpha, \beta, \sigma_{CR}, m_1, m_2$  *i B*.

#### Funkcje trzeciej grupy

Modele zaliczające się do trzeciej grupy  $\sigma = f(\varepsilon_i, \dot{\varepsilon}_i, T)$  dodatkowo uwzględniają wpływ temperatury na umocnienie się materiału.

Model plastyczności zaprezentowany przez G. R. Johnsona i W. H. Cooka określa wartość naprężenia plastycznego jako iloczyn trzech funkcji. Pierwsza funkcja opisuje krzywą umocnienia o charakterze potęgowym. Argumentem funkcji jest wartość odkształcenia plastycznego. Druga jest funkcją wpływu prędkości odkształcenia na wartość umocnienia. Argumentem tej funkcji jest iloraz prędkości odkształcenia do prędkości przy obciążeniu quasi-statycznym. Trzecia natomiast opisuje osłabiający wpływ temperatury [40]:

$$\sigma_{y} = \left(A + B \cdot \varepsilon_{p}^{n}\right) \left(1 + C \cdot ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0}}\right)\right) (1 - T^{*m})$$
(2.10)

gdzie: A – granica sprężystości, B – moduł umocnienia odkształceniowego, n – wykładnik umocnienia odkształceniowego, C – współczynnik wrażliwości na prędkość odkształcenia,  $\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}$  – iloraz prędkość odkształcenia w warunkach dynamicznych do prędkości odkształcenia w próbie quasi-statycznej, m – wykładnik osłabienia termicznego,  $T^* = \left(\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}}\right)$  – temperatura homologiczna,  $T_{room}$  – temperatura pokojowa,  $T_{melt}$  – temperatura topnienia.

Dla lepszego odwzorowania zachowania się materiału w zmodyfikowanym modelu Johnsona-Cooka zastąpiono funkcję logarytmiczną funkcją wykładniczą [28, 41, 42]:

$$\sigma_{y} = \left(A + B \cdot \varepsilon_{p}^{n}\right) \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0}}\right)^{c} \left(1 - T^{*m}\right)$$
(2.11)

Jeszcze inną modyfikację modelu Johnsona-Cooka zaproponowano w pracy [43]. Proponowana zależność konstytutywna ma postać:

$$\sigma_{y} = \left(A + B_{1} \cdot \varepsilon_{p} + B_{2} \cdot \varepsilon_{p}^{2}\right) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0}}\right) e^{(\lambda_{1}T^{*} + \lambda_{1}T^{*2}) \ln \dot{\varepsilon}^{*}}$$
(2.12)

gdzie: b<sub>1</sub>, B<sub>2</sub>,  $\lambda_1$ ,  $\lambda_2$  dodatkowe stałe materiałowe.

Model Zerilli'ego-Armstronga jest modelem fizycznym uwzględniającym strukturę krystalograficzną materiału. Silniejszą zależność granicy plastyczności od temperatury oraz prędkości odkształcenia wykazują metale o strukturze przestrzennie centrowanej (BCC) w porównaniu do metali o strukturze ściennie centrowanej (FCC) (patrz Rys. 5) [44]:

$$\sigma_{y} = A + \left[C_{1} + C_{2}\sqrt{\varepsilon}\right]e^{\left\{-C_{3} + C_{4}ln\varepsilon\right\}T^{*}} + C_{5}\varepsilon^{n}$$

$$(2.13)$$

gdzie:  $C_{1 \div 5}$  – stałe materiałowe.

W zależności od struktury metalu w modelu przyjmuje się odpowiednie wartości stałych: dla struktur FCC  $C_1 = C_5 = 0$ , natomiast dla struktur BCC  $C_2 = 0$ . W kolejnych pracach Zerilli i Armstrong rozszerzyli możliwość zastosowania swojego modelu dla układów krystalograficznych o strukturze hexagonalnej [45, 46]. W pracy [47] przetestowano różne postacie tego kryterium dla szeregu stali ferrytycznych i austenitycznych: Ti-IF, HSLA, Nb(Y) oraz Nb(X).

W pracy [48] zaprezentowano model, który łączy część opisującą umocnienie postaciowe zgodnie z funkcją modelu Johnsona-Cooka z funkcją opisującą wpływ prędkości odkształcenia i zmianę temperatury z modelu Zerilli'ego-Armstronga. Dzięki temu uzyskano lepsze odwzorowanie wpływu temperatury powiązanego z wpływem prędkości odkształcenia. Równanie opisujące powyższy model ma postać:

$$\sigma_{y} = \left(A + B \cdot \varepsilon_{pl}^{n}\right) e^{\{-C_{3} + C_{4} ln\varepsilon\}T^{*}}$$
(2.14)

Ostatnim prezentowanym modelem materiałowym zaliczającym się do grupy trzeciej jest równanie konstytutywne typu Arrhenius [49]:

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \left( \sinh^{-1} \left( \frac{Z}{A} \right)^{\frac{1}{n}} \right)$$
(2.15)

gdzie: Z jest parametrem Zenera-Hollomana [50] uwzględniającym prędkość odkształcenia  $\dot{\varepsilon}$  i temperaturę *T*, zaś  $\alpha$ , *A* oraz n są to stałe materiałowe niezależne od prędkości odkształcenia i temperatury. Sami autorzy przyznają, że wyznaczenie stałych materiałowych jest bardziej czasochłonne niż dla innych modeli umocnienia.

#### Pozostałe modele

W pracy nie przedstawiono modeli grupy czwartej oraz szóstej, ponieważ ich zastosowanie wykracza poza tematykę pracy. Grupa czwarta dotyczy modeli uwzględniających zjawiska reologiczne pełzania i relaksacji, natomiast grupa szósta dotyczy modeli zmęczeniowych. Modele zaliczające się do grupy piątej, która uwzględnia stan naprężenia, omówiono w ramach punktu 2.2.3. Kryteria pękania ciągliwego.

## Analiza modeli

Istnieje szereg opracowań porównujących przedstawione w poprzednim punkcie modele. W pracy [51] autorzy porównują następujące zależności: Cowpera-Symondsa, zmodyfikowaną wersję Cowpera-Symondsa, zależność Johnsona-Cooka, Zerilli'ego-Armstronga oraz Tanimuraego-Mimury. Autorzy porównywali wyniki obliczeń numerycznych z eksperymentem polegającym na dynamicznym rozciąganiu próbek wykonanych z wysokowytrzymałej stali SPFC 590. Najbardziej zgodne z eksperymentem wyniki obliczeń uzyskano dla modelu Tanimurego-Mimury.

W pracy [41] autorzy symulowali numerycznie test Taylora dla dwóch materiałów: miedzi OFHC oraz żelaza Armco. Analizie poddano podstawowy model Johnsona-Cooka oraz jego zmodyfikowaną wersję, w której funkcję logarytmiczną zastąpiono funkcją wykładniczą, model Zerilli'ego-Armstronga oraz model łączący opis umocnienia na podstawie zależności Johnsona-Cooka z równaniem z modelu Zerilli'ego-Armstronga w zakresie wpływu temperatury i prędkości odkształcenia. Na podstawie przeprowadzonych analiz autorzy wskazują, że wszystkie cztery modele wykazują podobną, dobrą zgodność wyników obliczeń z eksperymentem.

Autorzy opracowania [49] przetestowali możliwości modelowania próby ściskania próbki cylindrycznej w warunkach wysokiej temperatury, dużej prędkości i wartości odkształcenia dla modyfikowanej stali 9Cr–1Mo. Do porównania autorzy wybrali model Johnsona-Cooka, zmodyfikowany model Zerilli'ego–Armstronga oraz równanie konstytutywne typu Arrhenius. Autorzy stwierdzają, że najlepszą zgodność wyników obliczeń z eksperymentem wykazuje równanie konstytutywne typu Arrhenius. Natomiast wskazują, że zaletą modelu Johnsona-Cooka jest to, że wymaga określenia najmniejszej ilości stałych (5) podczas gdy równanie konstytutywne typu Arrhenius wymaga wyznaczenia aż 13 stałych materiałowych, co ogranicza jego stosowanie w praktyce inżynierskiej.

Z niniejszego przeglądu literatury nie wynika jednoznacznie, który z testowanych modeli najlepiej sprawdza się najlepiej w przypadku analiz numerycznych modelujących umocnienie podczas odkształcenia zachodzącego z dużą prędkością.

# 2.2. PĘKANIE CIĄGLIWE

W niniejszym podrozdziale przedstawiono podstawowe informacje na temat modeli fizycznych pękania ciągliwego. W podrozdziale opisano wpływ na proces pękania ciągliwego takich czynników jak: stan naprężenia określony przez współczynnik trójosiowości, prędkość odkształcenia i temperatura. Następnie scharakteryzowano wybrane modele obliczeniowe do opisu pękania uwzględniające wpływ wymienionych czynników.

# 2.2.1. Model fizyczny pękania ciągliwego

Wyróżnia się dwa rodzaje pękania: kruche – któremu nie towarzyszy makroskopowe odkształcenie plastyczne, nie wymagające ciągłego dostarczania energii oraz ciągliwe zachodzące przy udziale makroskopowych odkształceń plastycznych, wymagające nieustannego dostarczania energii z zewnątrz. O rodzaju pękania decyduje wiele czynników, na przykład:

- struktura krystalograficzna (metale i stopy o strukturze przestrzennie centrowanej wykazują skłonność do pękania kruchego),
- geometria elementu konstrukcyjnego (np. w próbkach cienkich całkowicie zdominowanych przez płaski stan naprężenia materiał plastyczny podczas pękania może zachowywać się w sposób czysto ciągliwy [52] Rys. 10.a),
- charakter obciążenia (próbki poddane obciążeniom cyklicznym ulegają pęknięciom zmęczeniowym i mają charakter kruchy Rys. 10.c).

Efektem pękania ciągliwego najczęściej jest przełom typu spodek-spodek Rys. 10.a (dla materiałów bardzo plastycznych) lub typu spodek-czasza Rys. 10.b.



Rys. 10. Przełomy różnych rodzajów pękania

W procesie pękania ciągliwego wyróżnia się trzy etapy: nukleacji, wzrostu (Rys. 11.b) i łączenia się (koalescencji) pustek (Rys. 11.c). Na Rys. 11 przedstawiono proces pękania od powstania szyjki (Rys. 11.a), do całkowitego pęknięcia próbki (Rys. 11.e).



Rys. 11. Proces rozwoju pęknięcia ciągliwego

Nukleacji pustek sprzyjają granice międzyfazowe. Powstanie pustek rozpoczyna się w momencie tworzenia się szyjki w środkowej części objętości próbki (Rys. 11.b) w której dominuje płaski stan odkształcenia [52]. Pustki powiększają się i łącząc się tworzą w szyjce pęknięcie (Rys. 11.c), propagujące prostopadle do osi próbki (Rys. 11.d). W obszarach zdominowanych przez płaski stan naprężenia czyli w pobliżu powierzchni próbki pęknięcie rozwija się według mechanizmu ścinania (Rys. 11.d). Ostatecznie przełom próbki przyjmuje charakterystyczny dla tego typu pękania kształt spodek-czasza (Rys. 11.e).

Zdjęcia (Rys. 12.a.) przedstawia próbkę zniszczoną pod wpływem obciążenia monotonicznego na skutek pękania ciągliwego zaś rysunek (Rys. 12.b) przedstawia pęknięcie zmęczeniowe (kruche) elementu maszyn poddanego obciążeniom zmiennym.



Rys. 12. Powierzchnie przełomów ciągliwego (a) i kruchego (b)

# 2.2.2. Wpływ współczynnika trójosiowości stanu naprężenia, prędkości odkształcenia i temperatury na przebieg procesu pękania ciągliwego

Na sposób zachowania się materiału podczas kumulowania się uszkodzenia wpływ ma stan naprężenia określony między innymi za pomocą współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  [53]. Współczynnik ten jest ilorazem naprężenia hydrostatycznego do naprężenia ekwiwalentnego według Hubera-von Misesa-Henckiego:

$$\eta = \frac{p}{q} = \frac{\sigma_m}{\sigma_{HMH}} \tag{2.16}$$

gdzie:

$$p = -\frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$
(2.17)

$$q = \sqrt{\frac{1}{2} \left[ \left(\sigma_1 - \sigma_2\right)^2 + \left(\sigma_2 - \sigma_3\right)^2 + \left(\sigma_3 - \sigma_1\right)^2 \right]}$$
(2.18)

W przestrzeni naprężeń głównych współczynnik ten można zinterpretować geometrycznie jako iloraz długości promienia podstawy stożka do jego wysokości  $\frac{|OO'|}{|O'P|}$  (Rys. 13).



Rys. 13. Geometryczna interpretacja wpółczynnika tróosiowości i parametru Lodego [54]

Współczynnik trójosiowości niejednoznacznie charakteryzuje stan naprężenia – można wskazać różne stany naprężenia o tej samej wartości współczynnika [55]. Innym parametrem, dodatkowo charakteryzującym istotne dla procesu pękania ciągliwego cechy stanu naprężenia, jest parametr Lodego. Parametr Lodego (*L*) jest zdefiniowany jako funkcja trzeciego niezmiennika dewiatora naprężenia (J3):

$$L = -\cos(3\theta) = -\frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_{HMH}}$$
(2.19)

$$J_3 = s_1 s_2 s_3 \tag{2.20}$$

gdzie:  $\theta$  oznacza kąt Lodego (patrz Rys. 13),  $s_i$  – składowa dewiatora naprężenia.

Parametr Lodego jest istotny głównie dla niskich wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  [55]. W przypadku modelowania konstrukcji, w stanach bliskich odkształceniom niszczącym, współczynnik trójosiowości przyjmuje duże wartości. Z tego względu jest on wystarczający do opisu stanu naprężenia.

Na Rys. 14 przedstawiono w jaki sposób wartość współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  determinuje charakter pęknięcia oraz jak wpływa na wartość odkształcenia niszczącego [56]. W pierwszym przedziale, dla wartości współczynnika w zakresie  $-\frac{1}{3} \div 0$ , dominuje sposób uszkodzenia pod wpływem naprężeń stycznych, a w zakresie od 0.4 przeważa sposób uszkodzenia, którego siłą napędową jest tworzenie i koalescencja pustek pod wpływem naprężeń normalnych. W przedziale od 0 do 0.4 mamy do czynienia z mieszanym sposobem pękania materiału. Zależność wartości odkształcenia od współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  jest złożona i opisuje się ją za pomocą trzech równań [56]. Natomiast w zakresie czystego rozciągania próbki, dla wartości współczynnika trójosiowości większych od 0.33 (dla próbek z coraz mniejszym karbem), wartość odkształcenia niszczącego maleje.



Rys. 14. Wpływ współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  na charakter pęknięcia i wartość odkształcenia niszczącego [56]

Wpływ prędkości odkształcenia na wartość odkształcenia w niszczącego można prześledzić na Rys. 15 [57]. Autorzy analizowali wpływ temperatury oraz prędkości odkształcenia na zmianę właściwości stopu aluminium 6061. Próby rozciągania prowadzone były w zakresie prędkości od  $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  do 0.01 1s<sup>-1</sup>. Zauważyć można, że wraz ze wzrostem prędkości odkształcenia zmniejsza się wartość odkształcenia podczas pęknięcia.



Rys. 15. Krzywe odkształcenie – naprężenie dla próbek rozciąganych z rożną prędkością [57]

Podobnie wyniki uzyskano w pracy [42]. Autorzy prowadzili badania na próbkach wykonanych ze stali Weldox 460E. Uzyskane wyniki w postaci zależności odkształcenia przy zerwaniu od logarytmu prędkości odkształcenia zaprezentowano na Rys. 16.



Rys. 16. Wpływ prędkości odkształcenia na wartość odkształcenia w chwili pęknięcia [42]

Wpływ temperatury na wartość naprężenia niszczącego  $\sigma_{\rm f}$  można prześledzić na wykresie (Rys. 17). Oś odciętych to temperatura homologiczna  $T^* = \left(\frac{T - T_{room}}{T_{melt} - T_{room}}\right)$ , zaś na oś rzędnych naniesiono stosunek odkształcenia towarzyszącego pęknięciu dla podwyższonych temperatur i prędkości 500 s<sup>-1</sup> odniesiony do wartości odkształcenia dla temperatury pokojowej i prędkości quasi-statycznego rozciągania. Na wykresie przedstawiono trzy krzywe dla różnych materiałów. Zwiększenie temperatury powoduje na ogół wzrost wartości odkształcenia przy zerwaniu próbki. Z wykresu wynika, że wrażliwość materiałów jest różna – zwiększenie temperatury powoduje największy przyrost odkształcenia zerwania dla miedzi, a najmniejszy dla stali 4340 [58–60].



Rys. 17. Wpływ temperatury na wartość odształcenia niszczącego [58]

## 2.2.3. Kryteria pękania ciągliwego

## Podstawowe modele pękania ciągliwego

Kryteria pękania ciągliwego podzielić można na dwie grupy: kryteria maksymalnego naprężenia i kryteria maksymalnego odkształcenia. Podstawowe kryteria pękania nie uwzględniają wpływu stanu naprężenia, prędkości odkształcenia i temperatury. Najczęściej wykorzystywane kryteria to:

• maksymalnego naprężenia głównego:

$$\sigma_{eq} = \sigma_1 \tag{2.21}$$

• maksymalnego naprężenia stycznego:

$$\tau_{max} = \frac{1}{2}(\sigma_3 - \sigma_1) \tag{2.22}$$

• maksymalnej energii odkształcenia postaciowego znane jako kryterium Hubera-Misesa-Hencky'ego (HMH):

$$\sigma_{HMH} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\left(\sigma_1 - \sigma_2\right)^2 + \left(\sigma_2 - \sigma_3\right)^2 + \left(\sigma_3 - \sigma_1\right)^2}$$
(2.23)

• kryterium HMH może przybrać formę odkształceniową w postaci ekwiwalentnego odkształcenia:

$$\varepsilon_{HMH} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{\left[(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2\right]}$$
(2.24)

Kolejne kryteria odkształceniowe uwzględniają wpływ stanu naprężenia biorąc pod uwagę wartości naprężeń głównych oraz wartość naprężenia hydrostatycznego:

• Kryterium uszkodzenia Cockcroft-Latham'a (C<sub>CL</sub>) [61] zakłada, że pęknięcie ciągliwe zależy zarówno od naprężeń jak i odkształceń – warunek zniszczenia nie może zostać osiągnięty poprzez samą wartość naprężenia bądź odkształcenia. Kryterium ma charakter odkształceniowy, natomiast naprężenie występuje w postaci bezwymiarowego współczynnika koncentracji naprężeń  $\frac{\sigma_1}{\sigma_{HMH}}$ :

$$\int_{0}^{\overline{\varepsilon}_{f}} \frac{\sigma_{1}}{\sigma_{HMH}} d\overline{\varepsilon} = \mathcal{C}_{CL}$$
(2.25)

 Kryterium uszkodzenia Brozzo (C<sub>B</sub>) et al. [62] ma podobną formę do zaprezentowanego powyżej kryterium, przy czym uwzględnia wpływ naprężenia hydrostatycznego p:

$$\int_{0}^{\bar{\varepsilon}_{f}} \frac{2\sigma_{1}}{3(\sigma_{1}+p)} d\bar{\varepsilon} = C_{B}$$
(2.26)

 LeRoy et al. [63] przedstawił inną formę ujęcia kryterium uszkodzenia (C<sub>LR</sub>) uwzględniającego wpływu naprężenia hydrostatycznego na pęknięcie.

$$\int_{0}^{\bar{\varepsilon}_{f}} (\sigma_{1} + p) d\bar{\varepsilon} = C_{LR}$$
(2.27)

 W modelu Wilikinsa zdefiniowano sposób kumulacji uszkodzenia za pomocą całki ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego z dwoma współczynnikami wagowymi ω<sub>1</sub> i ω<sub>2</sub>. Pierwszy z nich uwzględnia wpływ ciśnienia hydrostatycznego natomiast drugi jest to współczynnik naprężeń głównych dewiatora naprężenia:

$$D = \int_0^{\varepsilon_c} \omega_1 \omega_2 d\varepsilon_{eq}^p \ge D_{cr}$$
(2.28)

gdzie:  $\varepsilon_{eq}^{p}$  – zakumulowane ekwiwalentne odkształcenie plastyczne

zaś:

$$\omega_1 = \frac{1}{(1+ap)^{\alpha}}$$

$$\omega_2 = (2-A)^{\lambda}$$
(2.29)

gdzie:  $a, \alpha$  i  $\lambda$  są to stałe materiałowe, natomiast A jest funkcją składowych dewiatora:  $A = max\left(\frac{s_2}{s_3}, \frac{s_2}{s_1}\right)$ ,  $s_3 \le s_2 \le s_1$ . Zniszczenie następuje w momencie, kiedy wartość *D* osiągnie wartość

graniczna  $D_{cr}$ .

#### Rozszerzone modele pękania ciągliwego

Do kryteriów uwzględniających wpływ trójosiowości stanu naprężenia, prędkości odkształcenia i temperatury możemy zaliczyć modele:

Kumulacyjny model Johsnona-Cooka [58], w którym uszkodzenie • zdefiniowane jest jako:

$$D = \sum \frac{\Delta \varepsilon}{\varepsilon_f} \tag{2.30}$$

gdzie:  $\Delta \varepsilon$  – jest przyrostem ekwiwalentnego odkształcenia plastycznego, natomiast odkształcenie  $\varepsilon_f$  obliczane jest wg formuły:

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)) \left( 1 + D_4 ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \right) (1 + D_5 T^*)$$
(2.31)

gdzie:  $\sigma^*$  – współczynnik trójosiowości stanu naprężenia,  $\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}$  – iloraz prędkość odkształcenia w warunkach dynamicznych do prędkości odkształcenia w próbie quasi-statycznej,  $T^*$  – temperatura homologiczna,  $D_1 \div D_5$  – stałe materiałowe.

Uszkodzenie następuje, kiedy parametr D osiągnie wartość równą 1.

W środowisku LS-Dyna model ten występuje w formie zmodyfikowanej (podobnie jak w przypadku modyfikacji modelu plastyczności według zależności (2.11)) i przyjmuje postać [28]:

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)) \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0_4}}\right)^{D_4} (1 + D_5 T^*)$$
(2.32)

 Bao-Wierzbicki opracowali złożony model, który opisuje wartość współczynnika trójosiowości stanu naprężenia w czterech przedziałach za pomocą różnych równań:

$$\bar{\varepsilon}_{f}(\sigma^{*}) = \begin{cases} \infty & \sigma^{*} \leq -\frac{1}{3} \\ 0.1225 \left(\sigma^{*} + \frac{1}{3}\right)^{-0.46} & -\frac{1}{3} < \sigma^{*} \leq 0 \\ 1.9\sigma^{*2} - 0.18\sigma^{*} + 0.21 & 0 < \sigma^{*} \leq 0.4 \\ 0.0846 + 1.0694exp(-2.7149\sigma^{*}) & 0.4 < \sigma^{*} \end{cases}$$
(2.33)

Na wykresie (Rys. 18) zaobserwować można, w jaki sposób przedziały wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  opisane są przez układ równań Bao-Wierzbickiego. Na tym tle zaprezentowano również zakres stosowalności modelu Johnsona-Cooka (2.10).



Rys. 18. Obszary stosowalności modelu uszkodzenia Bao-Wierzbickiego oraz Johnsona-Cooka [64]

 Modelem, który wg autorów w bardzo dobry sposób opisuje wyniki eksperymentalne, a jednocześnie stosunkowo łatwo można wyznaczyć jego stałe materiałowe jest model Xue-Wierzbickiego [65]:

$$\bar{\varepsilon}_f(\sigma^*,\xi) = \mathcal{C}_1 e^{-\mathcal{C}_2 \sigma^*} - (\mathcal{C}_1 e^{-\mathcal{C}_2 \sigma^*} - \mathcal{C}_3 e^{-\mathcal{C}_4 \sigma^*} -) \left(1 - \xi^{\frac{1}{n}}\right)^n$$
(2.34)

gdzie:  $\sigma^*$  – współczynnik trójosiowości, *n* – wykładnik umocnienia,  $C_1 \div C_4$  – stałe materiałowe,  $\zeta$  – parametr stanu naprężenia wyrażony wzorem:

$$\xi = \frac{27}{2} \frac{J_3}{\sigma_{HMH^3}}$$
(2.35)

gdzie:  $J_3$  – jest trzecim niezmiennikiem dewiatora naprężeń,  $\sigma_{\rm HMH}$  – naprężenie ekwiwalentne.

#### Analiza modeli

#### Istnieje szereg opracowań porównujących powyższe kryteria [64-67].

W opracowaniu [64] autorzy analizie poddali sześć modeli uszkodzenia w celu wskazania najbardziej adekwatnego dla modelowania perforacji z dużą prędkością, w pierwszym podejściu stalowej, natomiast w drugim aluminiowej płyty. W pracy rozpatrzono modele: maksymalnego naprężenia stycznego, stałej wartości odkształcenia przy uszkodzeniu, model Johnsona-Cooka, model Wilkinsa, zmodyfikowany model Cockcrofta-Lathama oraz model Bao-Wierzbickiego. Autorzy przeprowadzili symulacje numeryczne pocisku uderzającego w tarczę porównując rezultaty wyników do badań eksperymentalnych opisanych w literaturze. W pracy wykazano, że zarówno model Johnsona-Cooka oraz Bao-Wierzbickiego pozwala na poprawne zamodelowanie rozwoju pekniecia materiału perforowanego oraz predkość pocisku po przebiciu tarczy. W pracy omówiono również pewne ograniczenia wynikające z zastosowanie modelu Johsnona-Cooka, a mianowicie bardzo niedokładne odwzorowanie zachowania się materiału w zakresie wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  od -1/3 do 0.4.

W późniejszej pracy [67] autorzy bardziej szczegółowo przeanalizowali modele Johnsona-Cooka oraz Bao-Wierzbickiego. W opracowaniu zamodelowano inicjację oraz propagację pęknięcia wynikającego z uderzenia z dużą prędkością pocisku w formie walca w cienką tarczę wykonaną ze stopu aluminium 2024-T531. W tym konkretnym przypadku wykazano, że model Bao-Wierzbickiego jest w stanie odwzorować z większą precyzją wszystkie cechy procesu uszkadzania się tarczy niż model Johnsona-Cooka.

W pracy [66], na podstawie wyników analizy metodą elementów skończonych porównano zachowanie się zarysowanej wstępnie aluminiowej rury

poddanej wewnętrznemu ciśnieniu. Autorzy konkludują, że najlepiej spośród kryteriów Wilkinsa, Johnsona-Cooka i Xue-Wierzbickiego sprawdza się ostatnie kryterium.

W pracy [65] porównano kryteria maksymalnego naprężenia stycznego, odkształcenia ekwiwalentnego wg HMH, Johnsona-Cooka, Xue-Wierzbickiego, Cockcroft-Latham'a oraz Wilkinsona. Autor przetestował 15 różnych typów próbek wykonanych ze stopu aluminium 2024-T351 charakteryzujących się bardzo dużym zakresem zmienności współczynnika trójosiowości stanu naprężenia od -0.3 do 0.9. Najlepszym kryterium okazało się kryterium maksymalnego naprężenia stycznego. Pozostałe kryteria dawały dobre rezultaty tylko w ściśle określonych przedziałach współczynnika trójosiowości stanu naprężenia.

# 2.3. WYBRANE ASPEKTY MODELU MATERIAŁOWEGO JOHNSONA-COOKA

## 2.3.1. Uzasadnienie wyboru modelu materiałowego i oprogramowania MES do dalszych badań

Z analizy przedstawionej w punkcie 2.1.4 dotyczącej modelowania umocnienia materiału nie wynika jednoznacznie, który z testowanych modeli najlepiej sprawdza się w przypadku analiz numerycznych modelujących umocnienie podczas odkształcenia zachodzącego z dużą prędkością. Natomiast z analizy literatury w punkcie 2.2.3 wynika, że wybór właściwego modelu pękania ciągliwego powinien być podyktowany zakresem wartości współczynnika trójosiowości stanu naprężenia.

W celu wyboru modelu materiałowego do dalszych analiz sformułowano następujące kryteria, które powinien on spełniać:

- 1. Możliwość uwzględnienia takich czynników jak prędkość odkształcenia i wartość współczynnika trójosiowości stanu naprężenia.
- 2. Możliwość modelowania procesu umocnienia odkształceniowego oraz pękania ciągliwego.
- 3. Implementacja modelu w środowisku numerycznym LS-Dyna. Wybór tego środowiska wynika z dostępności komercyjnej licencji na Wydziale Inżynierii Mechanicznej UTP w Bydgoszczy.
- 4. Model powinien być powszechnie wykorzystywany w analizach numerycznych zjawisk szybkozmiennych.

Powyższe kryteria w pełni są spełnione przez modele materiałowe autorstwa Johnsona i Cooka. Modele te pozwalają na uwzględnienie wszystkich najważniejszych cech obciążenia mających wpływ na modelowane procesy.

Model J-C w programie LS-Dyna ma możliwości implementacji kryterium uszkodzenia i równania konstytutywnego w ramach jednego numerycznego modelu materiałowego (jednej karty). Co więcej w systemie tym istnieje szereg wariantów modelu J-C różniących się poziomem uproszczeń modelu. W programie są do wyboru:

- 1. Model podstawowy MAT\_15\_JOHNSON\_COOK model ten nie uwzględnia uproszczeń a do jego wykorzystania niezbędne jest również zdefiniowanie równania stanu (*Equation of state*) (2.10).
- 2. Model uproszczony MAT\_98\_SIMPLIFIED\_JOHNSON\_COOK model ten nie uwzględnia wpływu temperatury, a uszkodzenie definiuje jako stałą wartość odkształcenia  $\varepsilon_f$ .
- 3. Model zmodyfikowany MAT\_107\_MODIFIED\_JOHNSON\_COOK model ten opisany jest przez alternatywne równanie (2.11).

4. Model stabelaryzowany MAT\_224\_TABULATED\_JOHNSON\_COOK – w tym przypadku zamiast stałych wprowadza się krzywe umocnienia przypisane określonym prędkościom odkształcenia.

Istnieje więc możliwość wyboru odpowiedniego wariantu modelu w zależności od posiadanego zbioru danych materiałowych. Z modelu podstawowego MAT\_15 zrezygnowano ze względu na konieczność wyznaczenia kolejnych stałych dla równania stanu. Model uproszczony MAT\_98 nie umożliwia skorzystania z uszkodzenia opisanego za pomocą formuły J-C (2.31). W przypadku modelu stabelaryzowanego MAT\_224 nie posługujemy się wprost stałą C, a przedmiotem pracy jest ustalenie jej wartości. Z tych powodów ostatecznie zdecydowano się na model zmodyfikowany J-C (3).

Wyboru modelu J-C dokonano również ze względu na łatwy dostęp do szerokiej wiedzy na temat tego modelu, wynikający z relatywnie dużej częstość jego stosowania w analizach numerycznych [68–70]. Co więcej model J-C jest zaimplementowany w najważniejszych komercyjnych pakietach do obliczeń metodą elementów skończonych zjawisk szybkozmiennych, m. in.: LS-DYNA, ABAQUS, Ansys AUTODYN czy też Ansys Explicite STR [71, 72].

#### 2.3.2. Przegląd metod wyznaczania stałych modelu Johnsona-Cooka

Istotą metod służących do wyznaczania stałych modelu J-C jest przeprowadzenie prób eksperymentalnych pozwalających określić wpływ takich cech obciążenia jak prędkości odkształcenia oraz temperatura na charakter umocnienia. W tym celu przeprowadza się próby o charakterze quasi-statycznym dla wyznaczenia stałych umocnienia *A*, *B*, *n* zależności (2.11) bądź uszkodzenia  $D_1$ ,  $D_2$ ,  $D_3$  w równaniu (2.31) oraz próby o charakterze dynamicznym dla wyznaczenia stałych *C* (2.11) i m lub  $D_4$ ,  $D_5$  (2.31). W zależności od rodzaju kalibrowanego modelu dokonuje się pomiaru różnych wielkości np. naprężenia w zakresie plastycznym lub odkształcenia przy zerwaniu i stosuje się różną geometrię próbek: próbki gładkie, kiedy celem jest kalibracja modelu umocnienia lub próbki z karbem, gdy badany jest wpływ w współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  na uszkodzenie.

W zakresie małych prędkości odkształcenia (quasi-statycznym) najczęściej wykorzystuje się próbę statycznego rozciągania lub skręcania. W zakresie obciążeń dynamicznych istnieje szereg rodzajów prób różniących się uzyskiwaną prędkością odkształcenia (Rys. 19). Obecnie najczęściej stosowaną próbą dynamiczną jest próba na dzielonego pręta Hopkinsona [73–75].



Rys. 19. Prędkość odkształcenia generowana w materiale w zależności od metody eksperymentalnej [76]

Próba na pręcie Hopkinsona pozwala badać materiał w zakresie prędkości odkształcenia od  $10^2$  s<sup>-1</sup> do  $10^3$  s<sup>-1</sup>. Po raz pierwszy metodyka ta zaprezentowana została przez Hopkinsona w 1914 roku. Dopracowana została przez Kolsky'ego (1949) dzisiaj znana jest jako próba na dzielonym pręcie Hopkinsona (SHPB) [73, 76]. Stanowisko do próby na dzielonym pręcie Hopkinsona składa się z dwóch prętów: inicjującego i transmitującego oraz próbki znajdującej się pomiędzy nimi (Rys. 20). Próba polega na wystrzeleniu pocisku z określoną prędkością w kierunku pręta inicjującego. Uderzenie pocisku generuje w pręcie inicjującym falę sprężystą, która przemieszcza się w jego objętości w kierunku próbki. Gdy fala odkształcenia osiągnie powierzchnię styku pręta inicjującego z próbką, ta zostaje odkształcona plastycznie, a część fali sprężystej zostaje odbita i przemieszcza się w kierunku przeciwnym (Rys. 21). Fala przebiega przez próbkę do pręta transmitującego, na którego końcu zostaje wytłumiona.

Na podstawie zarejestrowanych przebiegów fali przechodzącej  $\varepsilon_T(t)$ i odbitej  $\varepsilon_R(t)$  (Rys. 21), powierzchni poprzecznych przekrojów prętów i próbki oraz prędkości z jaką w materiale z jakiego wykonane zostały pręty przemieszcza się fala sprężysta można wyznaczyć zmiany odkształcenia  $\varepsilon(t)$ , prędkości odkształcenia  $\dot{\varepsilon}(t)$  oraz przebiegi naprężenia  $\sigma(t)$  w czasie, w próbce ściskanej na podstawie równań:

$$\varepsilon(t) = -\frac{2C_0}{L} \int \varepsilon_R(t) dt \qquad (2.36)$$
$$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{d\varepsilon(t)}{dt} = -\frac{2C_0}{L}\varepsilon_R(t)$$
(2.37)

$$\sigma(t) = E\left(\frac{A}{A_S}\right)\varepsilon_T(t) \tag{2.38}$$

gdzie: powierzchnia przekroju porzecznego prętów A i próbki  $A_s$ , prędkości rozchodzenia fali sprężystej w materiale prętów  $C_0$  oraz długości próbki L.



Rys. 20. Schematyczne przedstawienie aparatury badawczej wykorzystanej w próbie dzielonego pręta Hopkinsona (SHPB) [77]



Rys. 21. Wykres czasowego przebiegu naprężenia w prętach inicjującym i transmitującym w próbie dynamicznego ściskania na dzielonym pręcie Hopkinsona

Próba na dzielonym pręcie Hopkinsona staje się niedokładna w zakresie prędkości większych niż 10<sup>4</sup> s<sup>-1</sup> [78, 79]. Wówczas jako alternatywę można stosować próbę Taylora [68]. Próba ta z założenia służyć miała do wyznaczania dynamicznej granicy plastyczności [80, 81]. Klasyczny test Taylora polega na

wystrzeleniu z określoną prędkością próbki cylindrycznej o początkowej długości  $L_0$  i początkowej średnicy  $D_0$  w kierunku nieodkształcalnej bariery. W wyniku uderzenia w przeszkodę z prędkością  $V_p$  długość próbki ulega zmniejszeniu do wartości  $L_1$ . Próbka ulega odkształceniu plastycznemu na długości  $L_{pl}$  mierzonej od czoła próbki oraz odkształceniom sprężystym na długości  $L_{el}$  mierzonej od końca próbki (Rys. 23). Obszary, na których występuje tylko odkształcenie sprężyste lub plastyczne określa się na podstawie pomiarów twardości. Rezultat przeprowadzenia próby Taylora zaprezentowano na Rys. 22.



Rys. 22. Deformacja próbki w wyniku przeprowadzenia klasycznej próby Taylora z prędkością 355 m/s [82]



Rys. 23. Wymiary charakterystyczne próbki w próbie Taylora [76]

Na podstawie długości zmierzonych przed i po przeprowadzeniu próby oraz gęstości materiału  $\rho$ , Taylor zaproponował wyznaczenie granicy plastyczności w oparciu o zależność:

$$\sigma_Y = \frac{(L_0 - L_{pl})\rho v_p^2}{2(L_0 - L_{pl})ln(L_0/L_{pl})}$$
(2.39)

Alternatywnie w zastępstwie płyty, która w rzeczywistości może ulec odkształceniu, można zastosować symetryczny test Taylora. Test ten zakłada wykorzystanie dwóch identycznych próbek, z których jedna znajduje się w spoczynku.

Oprócz powszechnie stosowanych metod w literaturze można znaleźć inne alternatywne rozwiązania wyznaczania parametrów modeli materiałowych [83]. W odróżnieniu od klasycznej próby na dzielonym pręcie Hopkinsona w której próbka jest ściskana, obecnie z powodzeniem przeprowadza się badania poddając próbki obciążeniom rozciągającym oraz skręcającym [84–86]. Ze względu na obecność dużych odkształceń, próby jednoosiowe charakteryzują się niestabilnością procesu powstawania szyjki [87]. Z tego względu proponuje się również próby z zastosowaniem próbek o złożonej geometrii, np. *shear compression specimen* (SCS) (Rys. 24) [87].



Rys. 24. Próbka SCS [88]

Ponadto autorzy wskazują na możliwość podejścia hybrydowego polegającego na uzupełnieniu badań eksperymentalnych analizą MES. Metodyka ta może być zastosowana zarówno w odniesieniu do wcześniej opisanych metod standardowych, różnych niestandardowych geometrii próbek oraz innych procesów mechanicznych, w których generowane są odkształcenia z dużą prędkością. Autorzy w pracy [88] proponują wykorzystanie próbek SCS wspomaganych właśnie analizami numerycznymi w celu wyznaczenia stałych modelu J-C. W literaturze spotkać można się z badaniami, które proponują metodykę wyznaczania stałych modelu J-C w oparciu o wyniki próby Taylora i jej symulacji numerycznej. Metoda polega na porównaniu deformacji próbki w eksperymencie oraz symulacji i doborze w sposób iteracyjny stałych materiałowych tak, aby uzyskać założoną zbieżność postaci odkształconej próbki [89, 90].

Procesem technologicznym charakteryzującym się dużymi prędkościami odkształcenia oraz wysokimi temperaturami jest proces skrawania. Istnieje szereg prób modelowania tego procesu za pomocą MES przy użyciu modeli uwzględniających wpływ prędkości odkształcenia i temperatury na parametry technologiczne [11, 91, 92]. Ze względu na dobre wyniki prowadzonych badań podejmowane są również próby ustalenia parametrów modeli materiałowych w oparciu o porównanie przebiegu procesów technologicznych z ich symulacjami numerycznymi. Na przykład w pracy [83] zaprezentowano metodę identyfikacji parametrów modelu Johnsona-Cooka w procesie skrawania na podstawie oceny siły skrawania i kształtu wióra (Rys. 25). W procesie wielokrotnych obliczeń iteracyjnie dobiera się parametry modelu J-C parametry w taki sposób, aby wyniki symulacji były zgodne z rezultatem rzeczywistego procesem technologicznego.



Rys. 25. Dobór stałych J-C na podstawie symulacji MES procesu skrawania [83]

Innym przypadkiem, w którym wykorzystano symulacje numeryczną w celu optymalizacji stałych wyznaczonych metodami powszechnymi zaprezentowano w pracy [93]. Autorzy modelują uderzenie pocisku w płytę pancerną dla różnych zestawów stałych modelu J-C. Następnie badając głębokość penetracji pocisku kalibrują zestaw parametrów umocnienia materiału.

## 2.3.3. Przesłanki do opracowania własnej metodologii wyznaczania stałych dla modelu J-C

Tradycyjnie stałą *C* w zależnościach (2.10) i (2.11) wyznacza się na podstawie wartości naprężeń uzyskanych podczas prób statycznego ściskania  $(\dot{\varepsilon} = 10^{-3} s^{-1})$  i próby Hopkinsona  $(\dot{\varepsilon} = 10^3 s^{-1})$ . W rozpatrywanym problemie inżynierskim projektowania złącza bezpieczeństwa wartość prędkości odkształcenia w śrubach mocujących słup z podstawą został oszacowany na podstawie wstępnych analiz MES konstrukcji masztu na około  $\dot{\varepsilon} = 10^2 s^{-1}$ . Próbą, która generuje prędkość odkształcenia podobnego rzędu co w projektowanym maszcie jest próba Charpy'ego [94]. Założono więc, że próba może być przydatna do wyznaczenia stałej *C* modelu J-C (Rys. 26).



Rys. 26. Wykres naprężenia w funkcji prędkości odkształcenia

Drugą przesłanką dla której podjęto próbę adaptacji próby Charpy'ego są duże koszty i ograniczona dostępność aparatury specjalistycznej (np. dzielony pręt Hopkinsona, maszyna do udarowego rozciągania) [90, 95]. Stanowisko młota Charpy'ego jest powszechnym wyposażeniem laboratoriów wytrzymałości materiałów, podczas gdy stanowisko do badań na dzielonym pręcie Hopkinsona stanowi wyposażenie specjalizowanych laboratoriów.

Za wykorzystaniem w proponowanej metodyce próby Charpy'ego przemawia również fakt, że jej modelowanie numeryczne jest często wykorzystywane w celu analizy różnych właściwości materiałowych i zjawisk zachodzących podczas odkształceń z dużą prędkością. Przegląd prac tego dotyczących zebrano w podrozdziale 2.6.

#### 2.3.4. Modelowanie numeryczne próby Charpy'ego

Do tej pory modelowanie próby Charpy'ego wykorzystywano głównie w celu weryfikacji poprawności wyznaczenia stałych materiałowych dla modeli uwzgledniających prędkość odkształcenia [96–99]. Próbę wykorzystuje się także

w celu weryfikacji sposobu modelowania MES. Na przykład autorzy pracy [100] wykorzystali próbę Charpy'ego w celu weryfikacji sposobu modelowania numerycznego dwuwarstwowego materiału kompozytowego. Badania tam zaprezentowane dotyczyły próbek z karbem i miały na celu określenie wpływu predkości i temperatury na proces niszczenia próbek [101, 102], wpływu współczynnika skali [103–105], wpływu procesu spawania i orientacji spoin [106–108]. W pracy [109] wykorzystano symulację numeryczną próby Charpy'ego na próbkach z karbem w celu wyznaczenia rozkładu naprężeń na dnie karbu. Autorzy pracy [110] zaproponowali nowa metodykę Impact Life Prediction. oparta na analizach numerycznych, z uwzgledniałem wpływu predkości odkształcenia oraz kumulacji uszkodzeń. W pracy [111] modelując próbę Charpy'ego z powodzeniem wyznaczono temperaturę przejścia od stanu ciągliwego do stanu kruchego. Autorzy pracy [112] przedstawili metodykę, która dzięki wykorzystaniu symulacji próby Charp'yego, pozwoliła wyznaczyć temperaturę przejścia. Autorzy pracy [113] wskazują, że nie ma możliwości wyjaśnienia dużego rozrzutu energii niezbędnej do zniszczenia próbki w zakresie temperatury przejścia ze stanu plastycznego w kruchy. W celu wyjaśnienia tego zjawiska autorzy proponują modelowanie próby Charpy'ego za pomocą modelowania metodą elementów skończonych połączoną z wykorzystaniem automatów komórkowych. W pracy [114] przeprowadzona została próba Charpy'ego na próbkach z karbem typu "V". Następnie wykonana została symulacja numeryczna odwzorowująca tę próbę. Celem prowadzonych badań była analiza roli tekstury materiału z wyłączeniem innych czynników mikrostrukturalnych takich jak granice ziaren. W pracy wykazano, że tekstura krystalograficzna ma istotny wpływ na rozkład naprężenia w próbce. W pracy [115] autorzy wykonali symulację numeryczną testu Charpy'ego by uzyskać historie odkształcenia w młocie podczas uderzenia w próbki wykonane z różnych materiałów. Na podstawie uzyskanego sygnału wyznaczono gestość widmowa mocy. Na podstawie wyników analizy numerycznej wskazano, że próbki stalowe i aluminiowe charakteryzują się różnymi charakterystykami widmowymi.

Dopiero w ostatnim czasie pojawiały się prace proponujące wyznaczanie parametrów modeli materiałowych w oparciu o próbę Charpy'ego. Dotyczą one tylko zakresu uszkodzenia. W pracy [116] przedstawiono propozycję wyznaczania stałych dla modelu uszkodzenia Xue-Wierzbickiego. Należy równocześnie zaznaczyć, że pierwsze autorskie propozycje prezentowanej w pracy kompleksowej metodyki wyznaczania stałych dla modelu uszkodzenia i umocnienia J-C zostały opublikowane w podobnym czasie [117]. W trakcie analizy literaturowej nie napotkano na pracę proponującą wykorzystanie próby Charpy'ego prowadzonej na próbkach gładkich w celu wyznaczenia parametrów modelu umocnienia dla modelu J-C.

## **3. BADANIA WŁASNE**

## **3.1. WSTĘP**

## 3.1.1. Program badań

Program badań zakładał podział prac na badania wstępne i zasadnicze. W ramach badań wstępnych scharakteryzowano właściwości materiałowe wybranego elementu konstrukcji będącego przedmiotem szczegółowych analiz, zaś w ramach badań zasadniczych opracowano autorską metodykę badawczą pozwalającą na wyznaczenie stałych materiałowych modeli umocnienia i uszkodzenia Johnsona-Cooka.

W ramach badań wstępnych wykonano próby statycznego rozciągania na maszynie wytrzymałościowej Instron 8875 oraz ściskania na maszynie Instron 8802. Następnie wykonano próby dynamicznego ściskania z zastosowaniem dzielonego prętu Hopkinsona oraz szybkiego rozciągania na maszynie Instron 8875. Dzięki tym badaniom pozyskano dane dla kalibracji modelu umocnienia i uszkodzenia Johnsona-Cooka standardową metodyką. Również w ramach badań wstępnych, na podstawie powyższych wyników, zweryfikowano przyjęty sposób modelowania MES w zakresie odkształceń zmieniających się z dużą prędkością. Weryfikację tę przeprowadzono modelując zrealizowane próby quasi-statyczne, szybkie oraz dynamiczne.

W pierwszym etapie badań zasadniczych w celu wyznaczenia parametrów modelu umocnienia Johnsona-Cooka wykonano próby o charakterze dynamicznym na młocie Charpy'ego na próbkach gładkich. Hybrydowa metodyka wyznaczania stałych zakłada wykorzystanie modelowania MES prób realizowanych eksperymentalnie.

Drugi etap badań zasadniczych dotyczył wyznaczenia parametrów modelu uszkodzenia Johsnona-Cooka. Zaproponowano algorytm polegający na wyznaczeniu stałych materiałowych na podstawie badań quasi-statycznych na próbkach rozciąganych oraz dynamicznych, z zastosowaniem młota Charpy'ego, na próbkach z karbem typu "U". Również w tym przypadku integralną częścią proponowanego rozwiązania jest wykorzystanie modelownia MES prób przeprowadzonych na próbkach rzeczywistych.

## 3.1.2. Identyfikacja materiału

Wszystkie próbki wykorzystane do badań wstępnych i zasadniczych wykonane zostały z elementów konstrukcji złącza bezpieczeństwa masztu tj. z rdzenia śruby M16 klasy 6.8. Analiza składy chemicznego wykonana została za pomocą urządzenia FOUNDRY MASTER (Tabela 1). Uzyskany skład chemiczny odpowiada stali 1.1178 (C30E). Próbki do badań

wytrzymałościowych na rozciąganie i w próbie Charpy'ego modyfikowano w stosunku do zaleceń normy PN-EN 148-1:2017-02 [118] w zakresie ich cech geometrycznych z powodu ograniczonych wymiarów długości i średnicy zastosowanej w złączu śruby M16.

Tabela 1. Skład chemiczny materiału śruby M16 klasy 6.8 [%]

Fe	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Mo	Ni
97.91	0.3134	0.1927	0.9157	0.00689	< 0.002	0.2254	0.0272	0.1422

## 3.2. WSTĘPNE BADANIA EKSPERYMENTALNE

## 3.2.1. Kalibracja modelu umocnienia J-C

Celem badań wstępnych było wyznaczenie parametrów materiałowych modelu Johnsona-Cooka za pomocą powszechnie stosowanej metody, czyli przeprowadzając próby quasi-statyczne i próby dynamiczne na dzielonym pręcie Hopkinsona.

W podrozdziale opisano sposób wyznaczenia stałych niezbędnych do zweryfikowania opracowanej metodyki tj. *A*, *B*, *n*, *C* i m z zależności (2.11) oraz  $D_1$ ,  $D_2$ ,  $D_3$  i  $D_4$  z równania (2.31). Natomiast stałą  $D_5$  określającą wpływ temperatury na wartość odkształcenia niszczącego przyjęto na podstawie przeglądu literatury jako równą 0.61 [58].

#### Próba rozciągania w zakresie prędkości quasi statycznych i dynamicznych

Badania na próbkach rozciąganych przeprowadzone zostały za pomocą maszyny wytrzymałościowej Instron 8875. Geometria próbki i jej zdjęcie zostały przedstawione na Rys. 27.



Rys. 27. Geometria próbki dla badań statycznego i dynamicznego rozciągania

W trakcie próby rozciągania sterowano przemieszczeniem trawersu maszyny. Zrealizowano dwie próby: quasi-statyczną z prędkością trawersu 0.02 mm/s oraz szybką z prędkością 1.3 mm/s. Odkształcenie na próbce mierzono za pomocą ekstensometru Instron 2620-601 o nominalnej bazie pomiarowej 12.5 mm ±5 mm. Uzyskane prędkości odkształcenia w części pomiarowej próbki

wynosiły odpowiednio 0.002 s<sup>-1</sup> oraz uważaną za szybką 0.13 s<sup>-1</sup>. Przykładowe otrzymane krzywe odkształcenie-naprężenie uzyskane w trakcie badań przedstawiono na Rys. 28.



Rys. 28. Zależności  $\sigma$ - $\varepsilon$  dla prób statycznego i dynamicznego rozciągania

Wartości granicy plastyczności R<sub>e</sub> dla poszczególnych prędkości wyniosły: 640 MPa i 680 MPa. Natomiast granica wytrzymałości na rozciąganie R<sub>m</sub> wynosiła odpowiednio 700 MPa oraz 740 MPa. Analizując otrzymane wyniki można zauważyć zmianę zachowania się materiału pod wpływem prędkości odkształcenia. Zwiększenie prędkości odkształcenia z 0.002 s<sup>-1</sup> do 0.13 s<sup>-1</sup> spowodowało wzrost naprężenia uplastyczniającego i wytrzymałości na rozciąganie o 40 MPa.

## Próba ściskania w zakresie prędkości quasi statycznych

Próby na próbkach ściskanych przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej Instron 8802 w Instytucie Transportu Samochodowego PAN. Wymiary próbki oraz jej zdjęcie przestawiono na Rys. 29.



Rys. 29. Geometria próbki dla badan statycznego i dynamicznego ściskania

W trakcie badań próbki poddano odkształceniom z dwiema prędkościami odkształcenia: 0.0003 s<sup>-1</sup> oraz 0.03 s<sup>-1</sup>. Na Rys. 30 przedstawiono uzyskane wykresy naprężenia w funkcji odkształcenia. Na ich podstawie można stwierdzić, że podobnie jak w przypadku próbek rozciąganych, widoczny jest znaczny wzrost wartości naprężenia uplastyczniającego. Zwiększyło się ono z 604 MPa do 654 MPa.



Rys. 30. Zależności  $\sigma$ - $\varepsilon$  dla prób statycznego ściskania

Należy podkreślić dużą wrażliwość badanego materiału na wpływ prędkości odkształcenia. Mimo, że obie próby nie miały charakteru dynamicznego różnice w umocnieniu się materiału nie są pomijalnie małe.

## Próba ściskania w zakresie prędkości dynamicznych

Do badań w zakresie dużych prędkości odkształcenia zastosowano metodę zmodyfikowanego pręta Hopkinsona [73]. Badanie dynamicznego ściskania wykonano również w Instytucie Transportu Samochodowego PAN. Stanowisko wykorzystane do badań zaprezentowano na Rys. 31. Na Rys. 31.a widoczne jest działko pneumatyczne, za pomocą którego wystrzeliwany jest pocisk z określoną prędkością w kierunku pręta inicjującego. Na Rys. 31.b widać aparaturę pomiarową. Na Rys. 31.c zaprezentowano komorę grzewczą służącą do prowadzenia badań w podwyższonych temperaturach. Geometria próbki była taka jak dla próbek ściskanych quasi-statycznie (Rys. 29). Badania prowadzono z trzema prędkościami odkształcenia 2700 s<sup>-1</sup>, 4000 s<sup>-1</sup> oraz 6500 s<sup>-1</sup>.



Rys. 31. Dzielony pręt Hopkinsona w ITS PAN

Na Rys. 32 przedstawiano wykresy ściskania. Na ich podstawie można wnioskować, że w stosunku do prób quasi-statycznych nastąpił znaczny wzrost

wartości naprężenia uplastyczniającego. Odpowiednio dla poszczególnych prędkości dynamicznych wartości te wynosiły: 900, 1000 i 1050 MPa (Rys. 32). Różnice zmierzonych wartości naprężenia pomiędzy poszczególnymi próbami w zakresie dynamicznym były nieznaczne.



Rys. 32. Zależności  $\sigma$ - $\varepsilon$  dla prób dynamicznego ściskania

## Wyznaczanie stałych A, B, n, C i m

Dzięki uzyskanym charakterystykom odkształceniowo-naprężeniowym dla małych prędkości odkształcenia możliwe było wyznaczenie stałych materiałowych *A*, *B* oraz *n* opisujących charakter umocnienia w warunkach quasi-statycznych. Z zarejestrowanych przebiegów sił i odkształceń wyznaczono zależność naprężenia rzeczywistego od części plastycznej odkształcenia rzeczywistego (Rys. 33).



Rys. 33. Część plastyczna zależności  $\sigma$ - $\varepsilon$  dla próby statycznego ściskania

W celu wyznaczenia wartości stałych *A*, *B* oraz *n* stworzono algorytm optymalizacyjny, którego uproszczony schemat blokowy zaprezentowano na Rys. 34. Algorytm ten porównywał wyniki eksperymentu rzeczywistego z wynikami symulacji MES w LS-Dynie a następnie za pomocą procedury optymalizacyjnej *fmincon* w programie SciLab dobierał wartości stałych tak, aby uzyskać założoną zbieżność wyników.



Rys. 34. Algorytm optymalizacyjny dla wyznaczenia stałych A, B, n modelu J-C

Uzyskane z zastosowaniem przygotowanego algorytmu wartości stałych wynoszą odpowiednio: A=560, B=200 i n=0.1.

Stała *C* określająca wrażliwość materiału na prędkość odkształcenia jest współczynnikiem kierunkowym funkcji opisującej zależność normalizowanego naprężenia uplastyczniającego  $\frac{\sigma_y}{\sigma_{y0}}$  od normalizowanej prędkości odkształcenia  $\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}$  (Rys. 35):

$$\frac{\sigma_{\gamma}}{\sigma_{\gamma 0}} = \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)^C \tag{3.1}$$

Wartość naprężenia w poszczególnych próbach ściskania i rozciągania określono dla wartości odkształcenia plastycznego, równego 2%. Uzyskano wartość współczynnika C = 0.0172.



Prędkość odkształcenia ż, s<sup>-1</sup>



Stałą *m* określono prowadząc próby na dzielonym pręcie Hopkinsona dla prędkości 2700 s<sup>-1</sup> w trzech temperaturach: temperaturze pokojowej (23°C), 200°C i 400°C (Rys. 36). Na tej podstawie sporządzono wykres zależności naprężenia dla odkształcenia plastycznego  $\varepsilon = 0.1$  od temperatury (Rys. 37). Stałą m wyznaczono metodą najmniejszych kwadratów aproksymując dane eksperymentalne. Uzyskano wartość stałej *m* = 1.



Rys. 36. Zależność naprężenia w zakresie odkształcenia plastycznego  $\varepsilon = 0.1$  od temperatury



Rys. 37. Zależność naprężenia w zakresie odkształcenia plastycznego  $\varepsilon = 0.1$  od temperatury

## 3.2.2. Kalibracja modelu uszkodzenia J-C

## Wyznaczanie stałych D<sub>1</sub>, D<sub>2</sub> i D<sub>3</sub>

W celu wyznaczenia stałych  $D_1$ ,  $D_2$  i  $D_3$  wykonano próby monotonicznego rozciągania z prędkością quasi-statyczną na próbkach o różnym współczynniku trójosiowości stanu naprężenia. W celu wygenerowania różnych wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  wykonano próbki gładkie oraz próbki z karbem o promieniach: 5, 2 oraz 1 mm. Geometrię próbek przedstawiono na Rys. 38.



Rys. 38. Geometria próbek do badań rozciągania z prędkością odkształcenia w zakresie quasi-statycznym

Badania na próbkach rozciąganych prowadzono na uniwersalnej maszynie wytrzymałościowej Instron 8501. Próbki rozciągano sterując przemieszczeniem z prędkością równą 0.02 mm/s. Uzyskane w trakcie badań wykresy odkształcenia przedstawiono na Rys. 39.



Rys. 39. Zależność siła-przemieszczenie dla próbek rozciąganych

Dla poszczególnych prób, w oparciu o pomiar średnicy początkowej  $d_0$ i średnicy po pęknięciu  $d_f$ , wyznaczono wartości odkształcenia niszczącego  $\varepsilon_f$ na podstawie zależności [119]:

$$\varepsilon_f = 2 \cdot ln\left(\frac{r_0}{r_f}\right) \tag{3.2}$$

gdzie:

 $\varepsilon_f$  – odkształcenie niszczące

 $r_0$  – promień początkowy próbki

 $r_f$  – promień próbki po pęknięciu

Dla każdej próby wyznaczono również wartość współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  na podstawie równania Bridgmana (3.3) [120]:

$$\sigma^* = \frac{1}{3} + \ln\left(\frac{d_0}{4 \cdot r_0} + 1\right) \tag{3.3}$$

gdzie:

 $\sigma^*$  – współczynnik trójosiowości stanu naprężenia,

 $d_{\rm 0}$ –średnica początkowa próbki w płaszczyźnie karbu,

 $r_0$  – początkowy minimalny promień dna karbu.

Obliczone wartości  $\varepsilon_f$  oraz  $\sigma^*$  zestawiono w tabeli (Tabela 2).

Tabela 2. Wartość odkształcenia po zerwaniu i współczynnika trójosiowości stanu naprężenia

seria 1							
promień karbu	d <sub>0</sub> [mm]	d <sub>f</sub> [mm]	ε <sub>f</sub>	$\sigma^{*}$			
1	6.05	5.7	0.12	1.25			
2	6.08	5.4	0.24	0.90			
5	5.98	5.3	0.24	0.59			
œ	6.03	4.3	0.68	0.33			
seria 2							
promień karbu	d <sub>0</sub> [mm]	d <sub>0</sub> [mm]	ε <sub>f</sub>	$\sigma^{*}$			
1	6.02	5.7	0.11	1.25			
2	6.06	5.5	0.19	0.90			
5	6.01	5.4	0.21	0.60			
00	6.05	4.3	0.68	0.33			

Wartości stałych  $D_1$ ,  $D_2$  oraz  $D_3$  uzyskano na drodze aproksymacji wykorzystując pierwszy człon zależności (2.31) a mianowicie:

$$\varepsilon_f = D_1 + D_2 \exp(D_3 \cdot \sigma^*) \tag{3.4}$$

Wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  oraz odkształcenia w momencie zerwania  $\varepsilon_f$  uzyskane eksperymentalnie dla czterech promieni karbu oraz krzywą aproksymującą w postaci zależności (3.4) przedstawiono na Rys. 40.



Rys. 40. Aproksymacja wartości odkształcenia niszczącego

Uzyskane wyniki zestawiono w tabeli (Tabela 3).

Tabela 3. Stałe modelu uszkodzenia J-C

$D_1$	0.13
$D_2$	3.22
$D_3$	-5.31

## Wyznaczanie stałej D4

W oparciu o dane eksperymentalne z prób rozciągania próbek gładkich, zawierające różne prędkości odkształcenia  $\dot{\varepsilon}$  i odpowiadające im wartości odkształcenia w chwili zerwania  $\varepsilon_{\rm f}$ , wyznaczono wartość stałej  $D_4$ . W tym celu posłużono się pierwszym i drugim członem zależności (2.32) tj.:

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 \exp(D_3 \sigma^*)) \left(1 + \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{0_4}}\right)^{D_4}$$
(3.5)

Na drodze aproksymacji danych eksperymentalnych zależnością (3.5) uzyskano wartość stałej  $D_4$  równą 0.068.

## 3.2.3. Walidacja modelu MES uwzględniającego prędkość odkształcenia

Proponowana w pracy eksperymentalno-numeryczna metodyka wyznaczania stałych materiałowych modelu J-C zakłada zastosowanie metody elementów skończonych. Z tego względu koniecznym etapem badań wstępnych było przeprowadzenie weryfikacji przyjętego sposobu modelowania MES prób wytrzymałościowych charakteryzujących się dużą prędkością odkształcenia.

W celu weryfikacji sposobu modelowania numerycznego, w tym szczególnie modelu materiałowego uwzględniającego wpływ prędkości odkształcenia, przeprowadzono symulacje wcześniej przeprowadzonych prób wytrzymałościowych ściskania i rozciągania w zakresie prędkości odkształcenia quasi-statycznej oraz dynamicznej.

Z biblioteki modeli materiałowych programu LS-Dyna wybrano model \**MAT\_107 Modified Johnson-Cook* opisany zależnością (2.11) odnośnie umocnienia oraz zależnością (2.31) w przypadku modelowania uszkodzenia. Stałe materiałowe dla modelu Johnsona-Cooka przyjęto zgodnie z wynikami badań własnych przedstawionymi w punktach 3.2.1 oraz 3.2.2.

Na etapie przygotowania modelu numerycznego przeanalizowano możliwości zastosowania różnych solverów obliczeniowych. Testowano zarówno możliwości serwera *explicite* jak i *implicite*. Zastosowanie solvera typu *implicite* pozwoliło w niektórych przypadkach np. rozciągania próbki z prędkością quasi-statyczną na znaczne skrócenie czasu obliczeń. W przypadku tego solvera niezbędne było zastosowanie dedykowanych do tego typu analiz kontaktów, elementów skończonych oraz metod rozwiazywania układów równań.

Wszystkie obliczenia numeryczne w środowisku LS-Dyna R7.1.1 wykonywane były z wykorzystaniem 10 rdzeni procesora stacji roboczej HP Z800. Do budowy modelu i obróbki wyników zastosowano program LS-PrePost v. 4.3.

## Modelowanie próby rozciągania w zakresie prędkości quasi-statycznych i dynamicznych

Model MES próbki rozciąganej przedstawiono na Rys. 41. Zastosowano elementy przestrzenne SOLID typu *fully integrated S/R solid* o trzech stopniach swobody. Łączna ilość elementów wyniosła 6312. Obiekt utwierdzono odbierając wszystkie stopnie swobody węzłom na powierzchni bocznej części chwytowej na jednym końcu próbki, natomiast węzłom na powierzchni bocznej części chwytowej na drugim końcu próbki zadano przemieszczenia ze stałą prędkością wzdłuż osi próbki.



Rys. 41. Siatka elementów skończonych dla próbki rozciąganej

W celu porównania wyników analizy numerycznej z eksperymentem naprężenie oraz odkształcenie rejestrowano w sposób analogiczny. Wartość naprężenia wyliczano na podstawie sumy sił reakcji w węzłach utwierdzenia odniesionej do początkowego przekroju poprzecznego próbki. Odkształcenie mierzono rejestrując przemieszczenie węzłów odpowiadających miejscom umocowania na próbce nóżek ekstensometru i odnosząc je do odległości początkowej. Uzyskane zależności odkształcenie-naprężenie przedstawiono linią kreskową na tle wyników eksperymentalnych na Rys. 42. Jak można zauważyć, pomiędzy wynikami analizy numerycznej a wynikami uzyskanymi w trakcie prowadzenia badań eksperymentalnych istnieje zadowalająca zbieżność – bardzo dobra w przypadku prędkości quasi-statycznych, nieco gorsza w przypadku obciążenia dynamicznego.



Rys. 42. Porównanie zależności odkształcenie – naprężenie dla wyników eksperymentalnych i analitycznych w próbie rozciągania

#### Modelowanie próby ściskania w zakresie prędkości quasi-statycznych

Geometrię próbki ściskanej podzielono na 960 elementów skończonych (Rys. 43). Typ elementów przyjęto taki sam jak w przypadku próby rozciągania tj. SOLID typu *fully integrated S/R solid* o trzech stopniach swobody. Warunki brzegowe zamodelowano za pomocą płyty podparcia, na której próbka spoczywa, i płyty dociskającej poruszającej się ze stałą prędkością. Obie płyty zamodelowane zostały za pomocą elementów typu SHELL. W ten sposób możliwe było uwzględnienie tarcia o wartości współczynnika 0.15 pomiędzy odkształcającą się próbką a uchwytami maszyny wytrzymałościowej.



Rys. 43. Siatka elementów skończonych dla próbek ściskanych

Przykładową zależność naprężenie-odkształcenie dla ściskania z prędkością 0.03 s<sup>-1</sup> przedstawiono na Rys. 44. Podobnie jak w poprzednim przypadku symulacja numeryczna pokrywa się z wynikami prób rzeczywistych. Różnica w zakresie dużych odkształceń prawdopodobnie nie wynika ze sposobu modelowania właściwości materiałowych, ale z trudnego do odwzorowania numerycznie kontaktu silnie zdeformowanej próbki z uchwytami maszyny wytrzymałościowej ze względu na występujące na tych powierzchniach tarcie.



Rys. 44. Porównanie zależności odkształcenie – naprężenie dla wyników eksperymentalnych i analitycznych w próbie ściskania

## Modelowanie próby ściskania w zakresie prędkości dynamicznych

Kolejną z modelowanych prób eksperymentalnych była próba Hopkinsona z zastosowaniem dzielonych prętów. Geometria próbki oraz jej podział na elementy skończone był identyczny jak w przypadku próby statycznego ściskania (Rys. 43). Podczas tej analizy próbkę umieszczono pomiędzy dwoma prętami tak jak ma to miejsce w badań eksperymentalnych (Rys. 45.a).



Rys. 45. Model MES próby Dzielonego pręta Hopkinsona: a) próbka, b) pocisk

Odkształcenie do próbki wprowadzono również w sposób wiernie oddający próbę rzeczywistą tj. wystrzeliwując z określoną prędkością pocisk (Rys. 45.b) w kierunku pręta inicjującego. Podobnie jak w eksperymencie na podstawie zarejestrowanych przebiegów fali przechodzącej, krzywa  $\varepsilon_T(t)$ , i odbitej, krzywa  $\varepsilon_R(t)$  (Rys. 21) stosując zależności (2.36), (2.37) i (2.38) wyznaczono przebiegi czasowe naprężenia  $\sigma(t)$  oraz odkształcenia  $\varepsilon(t)$  w próbce.



Rys. 46. Wykres czasowego przebiegu naprężenia w prętach w próbie dynamicznego ściskania na dzielonym pręcie Hopkinsona z MES

Zestawienie uzyskanej numerycznie zależności naprężenie-odkształcenie dla próby, w której prędkość odkształcenia wynosiła 2700 s<sup>-1</sup> z wynikami badań eksperymentalnych przedstawia Rys. 47. Porównanie wskazuje na dużą zbieżność wyników eksperymentalnych z numerycznymi.





#### Modelowanie próby rozciągania próbek z karbem

Ostatnią zamodelowaną próbą z badań podstawowych była próba rozciągania próbek o różnych promieniach karbu. Analizie porównawczej poddano uzyskane w wyniku symulacji i eksperymentu wartości współczynnika trójosiowości oraz wartości odkształcenia niszczącego.

Przeanalizowano zmiany wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$ w punkcie leżącym na osi próbki w prostopadłej do niej płaszczyźnie symetrii (Rys. 48). Wartość współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  obliczano w zakresie od pojawienia się odkształceń plastycznych do momentu zerwania próbki (Rys. 49). Stwierdzono, że wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  wyznaczone numerycznie w chwili pojawienia się odkształceń plastycznych pokrywają się z wartościami współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  wyznaczonymi eksperymentalnie (patrz Tabela 2). Zależność  $\varepsilon_f$  od  $\sigma^*$  uzyskaną w drodze aproksymacji wyników badań eksperymentalnych (Rys. 40) porównano z wartościami wyznaczonymi numerycznie na (Rys. 50). Wyniki porównania uznano za zadowalające.



Rys. 48. Mapa rozkładu wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$ dla próbki z karbem r=2 mm



Rys. 49. Wartość współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  dla różnych promieni karbu w czasie próby rozciągania



Rys. 50. Porównanie zależność odkształcenia niszczącego od wartości współczynnika trójosiowości  $\sigma^*$  w eksperymencie i obliczeniach MES

## 3.2.4. Wnioski ze wstępnych badań eksperymentalnych

Na podstawie wysokiej zgodności wyników wstępnych badań eksperymentalnych z ich symulacjami MES, w których zastosowano model materiałowy umocnienia oraz uszkodzenia Johnsona-Cooka stwierdzono, że przyjęty sposób modelowania właściwości materiałowych jest poprawny.

## 3.3. PROPOZYCJA METODY WYZNACZANIA STAŁEJ C MODELU J-C W PRÓBIE CHARPY'EGO

Proponowana metoda wyznaczania parametru C modelu J-C (2.11) wymaga przeprowadzenia testów na młocie Charpy'ego na próbkach bez karbu oraz obliczeń numerycznych metodą elementów wykonania skończonych symulujących proces odkształcenia próbki na młocie. Metoda zakłada iteracyjny sposób wyznaczania wartości stałej. W każdej iteracji dokonuje się modyfikacji parametru C dażąc do lepszego odwzorowania w symulacji numerycznej postaci deformacji lub wartości odkształceń próbki uzyskanych w eksperymencie. Za miarę jakości rozwiązania numerycznego przyjęto kryterium zbieżności w postaci:

$$min\left[\sum_{i=1}^{m} \left(y_i^{obl.} - y_i^{eksp.}\right)^2\right] \le \varepsilon_{dop}$$
(3.6)

gdzie:  $y_i^{obl.}$  – wartość odkształcenia obliczeniowa,  $y_i^{eksp.}$  – wartość dokształcenia wyznaczona eksperymentalnie,  $\varepsilon_{dop}$  – wartość dopuszczalna.

Metodę w sposób schematyczny zilustrowano na Rys. 51. Proponowaną metodykę opisano również w pracy [121].



Rys. 51. Schemat proponowanej metodyki wyznaczania stałej wrażliwości na prędkość odkształcenia

Istotne dla opracowywanej metodyki było określenie właściwego sposobu pomiaru deformacji lub odkształcenia próbki. Z tego względu przetestowano następujące cztery możliwości:

- 1. Pomiar przebiegu odkształcenia próbki za pomocą tensometrów.
- 2. Pomiar przebiegu odkształcenia próbki za pomocą szybkiej kamery rejestrującej położenie liniowych znaczników graficznych.
- 3. Pomiar przebiegu odkształcenia próbki za pomocą szybkiej kamery rejestrującej położenie diod naklejonych na próbkę.
- 4. Pomiarów wybranych wymiarów próbki po zakończonej próbie.

# 3.3.1. Sformułowanie własnej metody pomiaru odkształcenia i deformacji próbki w próbie Charpy'ego

Wszystkie badania przeprowadzono na młocie Charpy'ego ZWICK BRA342038205. Próbkę wykonano w oparciu o normę PN-EN ISO 148-1:2017 [118]. Geometrię próbki przestawiono na Rys. 52.



Rys. 52. Geometria próbki bez karbu dla badań na młocie Charpy'ego

#### Pomiar za pomocą tensometrów

Pierwszą z testowanych możliwości był pomiar odkształcenia za pomocą tensometrów oporowych. Tensometr o bazie 8.5 mm (TF-5/350) został naklejony na powierzchnię próbki po stronie przeciwnej w stosunku do powierzchni uderzenia młota (Rys. 53). Pomiaru odkształcenia dokonywano za pomocą mostka NI SCXI-1520 z częstotliwością 200 kHz.



Rys. 53. Próbka bez karbu z naklejonym tensometrem

Metoda ta pozwoliła zmierzyć wartości odkształcenia tylko w początkowym okresie próby. Maksymalna wartość zmierzonego odkształcenia wyniosła  $\varepsilon$  = 1.5%. Przykładowe zarejestrowane wartości odkształcenia w czasie próby przedstawiono na Rys. 54.



Rys. 54. Wykres zależności czas-odkształcenie odczytany z zastosowaniem tensometru

#### Pomiar z zastosowaniem szybkiej kamery i znaczników graficznych

Kolejna z proponowanych metod pomiaru odkształceń polegała na rejestracji za pomocą szybkiej kamery AOS Q-Pri położenia markerów w postaci poziomych i pionowych linii naniesionych na powierzchnię próbki. Na podstawie położenia markerów mierzono odległość w osi wzdłużnej próbki w płaszczyźnie normalnej do kierunku uderzenia, a następnie obliczano składową odkształcenia na podstawie równania:

$$\varepsilon_x = (L - L_x)/L = dL_x/L \tag{3.7}$$

gdzie: L – odległość początkowa pomiędzy znacznikami,  $L_x$  – odległość pomiędzy znacznikami w trakcie próby,  $dL_x$  – przyrost odległości.

Klatki filmu rejestrowano z częstotliwością 1.5 kHz. Na Rys. 55 zaprezentowano wybrane klatki filmu, na którym zarejestrowano odkształcającą się próbkę.



Rys. 55. Wybrane klatki zarejestrowane przez szybka kamerę

Metoda ta miała przewagę w stosunku do próby tensometrycznej ze względu na możliwość rejestracji deformacji w trakcie trwania całej próby Charpy'ego (Rys. 56). Niestety wyniki charakteryzuje znaczny rozstęp mierzonego odkształcenia wynoszący maksymalnie  $\Delta \varepsilon_x = 0.06 m/m$ . Uznano, że prawdopodobną przyczyną dużego rozstępu wyników była mała dokładność odczytu położenia markerów wynikająca z utraty ostrości obrazu. Pogorszenie się ostrości obrazu było spowodowane zmianą odległości czoła próbki od obiektywu kamery pozbawionego możliwości automatycznej zmiany ostrości obrazu.



Rys. 56. Zależność czas-odkształcenie odczytany z zastosowaniem szybkiej kamery i markerów liniowych

## Pomiar z zastosowaniem szybkiej kamery i znaczników diodowych LED

W celu udoskonalenia wcześniej zaprezentowanego wariantu pomiaru z wykorzystaniem szybkiej kamery, jako markery wykorzystano naklejone na próbkę diody LED (Rys. 57).



Rys. 57. Próbka bez karbu z naklejonymi diodami LED spełniającymi funkcję markerów

Zastosowanie diod LED pozwoliło na dokładniejsze i zautomatyzowane śledzenie położenia markerów z zastosowaniem oprogramowania do obróbki

obrazu Blender. W odróżnieniu od markerów w postaci narysowanych linii zastosowanie markerów diodowych pozwoliło, pomimo utraty ostrości obrazu, skutecznie śledzić przemieszczenia punktów pomiarowych. Na Rys. 58 na wybranych klatkach filmu przedstawiono śledzenie przemieszczania się markerów z zastosowaniem oprogramowania Blender. Podobnie jak poprzednio na podstawie położenia markerów wyznaczano wartość odkształcenia  $\varepsilon_x$ .



Rys. 58. Wybrane klatki zarejestrowane przez szybka kamerę

Niestety w tym przypadku maksymalne rozstęp wyników był tylko nieznacznie lepszy (mniejszy) od uzyskanego rozstępu w przypadku markerów liniowych i wyniósł  $\Delta \varepsilon_x = 0.052 \ m/m$  (Rys. 59).



Rys. 59. Zależność czas-odkształcenie odczytany z zastosowaniem szybkiej kamery i markerów LED

### Pomiar deformacji próbki po zakończeniu próby Charpy'ego

Ostatnia metoda pomiaru polegała na pomiarze wybranego wymiaru próbki po zakończeniu próby Charpy'ego. Spośród kilku wariantów wybrano największy i najłatwiej mierzalny wymiar  $L_x$ . Jego początkowa wartość wynosiła 55 mm i wynikała z długości próbki L (Rys. 52). Miejsce pomiaru przedstawiono na Rys. 60. Pomiary pozwoliły na wyznaczenie składowej odkształcenia w płaszczyźnie równoległej do czoła próbki według wzoru (3.7). Uzyskane wartości odkształcenia  $\varepsilon_x$  zebrano w tabeli (Tabela 4). Próba ta charakteryzowała się najmniejszym rozstępem odkształcenia wynoszącym  $\Delta \varepsilon_x = 0.005 m/m$ .
	L <sub>x</sub>	
	L <sub>x</sub>	

Rys. 60. Miejsce pomiaru deformacji próbki

odkształcenia próbki						
Nr	$L_x$	$\mathcal{E}_{\chi}$				
pomiaru	mm	mm/mm				
1	48.16	0.124				
2	48.02	0.127				
3	47.97	0.128				
4	47.87	0.13				
5	47.88	0.129				
6	48.17	0.124				
7	47.96	0.128				
8	47.9	0.129				
max	48.17	0.130				
min	47.87	0.124				
średnia	47.99	0.127				
rozstęp	0.3	0.005				

Tabela 4. Wyniki pomiarów

## 3.3.2. Modelowanie MES próby Charpyego

Kolejnym etapem w procesie formułowania proponowanej metodyki było przeprowadzenie symulacji MES próby Charpy'ego. Przygotowano model próbki, podpór i głowicy młota (Rys. 61). Ze względu na krótkotrwałość próby zdecydowano się na zastosowanie solwera typu *explicite*. Dlatego też geometrię modelu numerycznego zbudowano z elementów bryłowych SOLID o jednakowej wartości naprężenia w objętości elementu (*constant stress solid*) o trzech stopniach swobody.



Rys. 61. Siatka elementów skończonych dla modelowania próby Charpy'ego

Pomiędzy młotem i próbką oraz próbką i podporami zamodelowano możliwość kontaktu. W chwili początkowej głowicy młota nadano wartość prędkości równą eksperymentalnej v = 5234 mm/s. Masa młota w modelu MES została tak dobrana, aby przy założonej prędkości jego energia kinetyczna wynosiła 300 J co odpowiada specyfikacji zastosowanego urządzenia badawczego.

# **3.3.3.** Wybór metody pomiaru odkształcenia próbki w próbie Charpy'ego

Wykonano pięć symulacji próby Charpy'ego z różnymi wartościami parametru C modelu umocnienia Johnsona-Cooka: 0.0, 0.01, 0.03, 0.04, 0.05. Następnie wyniki analiz numerycznych porównano z wynikami pomiarów odkształceń uzyskanych eksperymentalnie z zastosowaniem czterech rozważanych metod pomiaru. Na tej podstawie dokonano wyboru właściwej metody.

#### Pomiar z zastosowaniem tensometrii oporowej

Na tle pomiarów tensometrycznych na wykresie (Rys. 62) naniesiono przebiegi odkształceń na powierzchni próbki wyznaczonych w próbie MES. Na rysunku linią kreskową oznaczono obszar, w którym udało się zarejestrować odkształcenia z zastosowaniem tensometru. Niestety w analizowanym zakresie odkształceń tzn. do 1.5% brak jest znaczących różnic pomiędzy symulacjami MES. Mierzalne różnice pomiędzy symulacjami z różną wartością parametru C

pojawiają się dopiero przy odkształceniu około 3%, czyli kiedy tensometr został już zniszczony. Uniemożliwia to kalibrację parametru C. Z tego względu zdecydowano się ostatecznie odrzucić tę metodę pomiaru odkształceń.



Rys. 62. Porównanie zależności odkształcenie – czas uzyskanych z pomiaru tensometrycznego w próbie Charpy'ego i obliczeń MES

### Metoda z zastosowaniem szybkiej kamery oraz znaczników graficznych

Na Rys. 63 w postaci ciągłych linii zaprezentowano odkształcenie próbki obliczone za pomocą analizy MES dla parametru C zmieniającego się w zakresie od 0 do 0.05.



Rys. 63. Porównanie zależności odkształcenie – czas uzyskanych z pomiaru wizualnego za pomocą markerów liniowych w próbie Charpy'ego i oliczeń MES

Dla takich wartości *C* odkształcenie zmieniało się o  $\Delta \varepsilon_x = 0.07$ . Niestety wartość ta jest porównywalna z rozstępem wyników z prób eksperymentalnych wynoszącym ok.  $\Delta \varepsilon_x = 0.06$  mm/mm (Rys. 63). Ponadto w stosunku do wyników pomiarów eksperymentalnych wyniki obliczeń MES wskazywały na niższe wartości odkształcenia. Z tych względów wariant metody również odrzucono.

## Metoda z zastosowaniem szybkiej kamery oraz diod LED

Porównanie wyników pomiarów eksperymentalnych, w których wykorzystano diody LED z wynikami obliczeń MES przedstawiono na Rys. 64.



Rys. 64. Porównanie zależności odkształcenie – czas uzyskanych z pomiaru optycznego za pomocą znaczników LED w próbie Charpy'ego i obliczeń MES

Rozstęp wyników eksperymentalnych wynoszący  $\Delta \varepsilon = 0.04$  pokrywał wyniki numeryczne dla zmienności współczynnika *C* w zakresie od 0.03 do 0.05. Wyznaczona w na tej podstawie wartość współczynnika wrażliwości na prędkość odkształcenia byłaby, więc znacząco różna od wyznaczonego eksperymentalnie wynoszącego *C*=0.0172. Z tych względów wariant metody pomiaru odkształcenia również odrzucono.

#### Pomiar odkształcenia po zakończonej próbie Charpy'ego

Na Rys. 65 naniesiono na zdjęcie próbki, odkształconej w rezultacie przeprowadzenia próby Charpy'ego, wyniki obliczeń MES a dokładniej postacie odkształconej próbki po wykonaniu testu uzyskane dla wartości parametru C = 0.0, 0.02, 0.04. Można zauważyć, że wraz ze wzrostem stałej C wzrasta sztywność próbki i zmniejsza się jej ugięcie.



Rys. 65. Odkształcona próbka po badaniu na Młocie Charpy'ego na tle próbek odkształconych w symulacjach MES z różnymi wartościami *C* 

Na Rys. 66 w postaci okrągłych znaczników przedstawiono wartości wymiaru charakterystycznego odkształconej próbki  $L_x$  (Rys. 60) w zależności od sześciu zadanych wartości współczynnika wrażliwości na prędkość odkształcenia *C*. Punkty aproksymowano zależnością kwadratową z bardzo dobrym współczynnikiem determinacji R<sup>2</sup> = 0.999.



Rys. 66. Zależność wymiary charakterystycznego  $L_x$  od wartości współczynnika wrażliwości na prędkość odkształcenia

Kolorem czerwonym z białym tłem oznaczono punkt o współrzędnych, odciętej odpowiadającej wartości parametru C = 0.0172 wyznaczonej eksperymentalnie i rzędnej odpowiadającej średniej wartości wymiaru uzyskanej w próbie Charpy'ego  $L_x = 47.99$ . Dla tej wartości  $L_x$  wyznaczono wartość parametru na podstawie krzywej aproksymującej. Wartość ta wynosi C = 0.019. Na wykresie (Rys. 66) zaznaczono ją czerwonym punktem. Ustalona numerycznie wartość współczynnika C jest obarczona błędem względnym 10% w stosunku do wartości eksperymentalnej.

Z przenalizowanych wariantów pomiarów odkształcenia tylko ostatni, polegający na pomiarze wymiaru charakterystycznego  $L_x$  odkształconej próbki, pozwolił na prawidłowe oszacowanie parametru *C* wrażliwości na prędkość odkształcenia.

## 3.4. PROPOZYCJA METODY WYZNACZANIA PARAMETRU D4 MODELU J-C W PRÓBIE CHARPY'EGO

Proponowana metoda wyznaczania parametru  $D_4$  uszkodzenia modelu Johnsona-Cooka jest również metodą hybrydową. Polega na wykonaniu testu Charpy'ego z zastosowaniem próbki z karbem typu "U" oraz serii obliczeń metodą elementów skończonych symulujących tę próbę. W każdej iteracji dokonuje się modyfikacji stałej  $D_4$  dążąc do uzyskania minimalnej różnicy pomiędzy wartością energii niezbędnej do złamania próbki w trakcie próby Charpy'ego i uzyskanej w wyniku symulacji numerycznej tego procesu. Metodę w sposób schematyczny zilustrowano na Rys. 67.



Rys. 67. Schemat ideowy metody wyznaczania parametru D<sub>4</sub> modelu uszkodzenia Johnsona-Cooka

# 3.4.1. Sformułowanie własnej metody wyznaczania parametru D<sub>4</sub> za pomocą proponowanej metodyki

Eksperyment z zastosowaniem młota Charpy'ego przeprowadzono w celu ustalenia energii potrzebnej do zniszczenia próbki w warunkach obciążenia udarowego. Badania dynamiczne przeprowadzono na młocie Zwick BRA342038205 tak jak w przypadku badań na próbkach bez karbu. Do próby przygotowano próbki z karbem o geometrii przedstawionej na Rys. 68.



Rys. 68. Geometria próbki z karbem do badań na młocie Charpy'ego

Przeprowadzono 10 prób łamania próbki na młocie Charpy'ego. Średnia energia łamania próbki z eksperymentu wyniosła 28 J. Próbkę po przeprowadzonej próbie na młocie zaprezentowano na Rys. 69.



Rys. 69. Próbka po pęknięciu

Model numeryczny zbudowano w identyczny sposób jak w przypadku próby Charpy'ego na próbkach gładkich. Zmieniona została tylko geometria próbki. Do obliczeń numerycznych przyjęto wartości parametru  $D_4$  zmieniające się w zakresie od 0.01 do 0.08. W wyniku obliczeń uzyskano odpowiadające im

wartości energii łamania próbek. Otrzymane wartości energii przestawiano na Rys. 70 w funkcji parametru D<sub>4</sub>. Punkty aproksymowano prostą uzyskując bardzo dobry współczynnik determinacji bliski jedności ( $R^2$ =0,99). Wartość energii do złamania próbki wyznaczonej eksperymentalnie naniesiono na wykres w postaci czerwonej poziomej linii. Odczytano rzędną punktu przecięcia prostych (punkt czerwony na wykresie) uzyskując w ten sposób wartość stałej D<sub>4</sub>, która wynosi: 0.070.



Rys. 70. Zależność energii łamania próbki od wartości stałej D<sub>4</sub>

Czerwonym markerem z białym tłem oznaczono punkt o współrzędnych, odciętej odpowiadającej wartości parametru  $D_4 = 0.068$  wyznaczonej eksperymentalnie. Względny błąd wyznaczenia wartości parametru  $D_4$ z obliczeń w MES w stosunku wyznaczonej na podstawie badan eksperymentalnych wynosi 4%. Otrzymane wyniki uznano za satysfakcjonujące.

# 3.5. WERYFIKACJA MODELOWANIA MES Z ZASTOSOWANIEM PARAMETRÓW MODELU J-C WYZNACZONYCH ZA POMOCĄ PROPONOWANEJ METODYKI

Po wyznaczeniu parametrów modelu umocnienia i uszkodzenia przeprowadzono symulację numeryczną rozciągania próbki okrągłej bez karbu. Na Rys. 71 przedstawiono zestawienie zależności odkształcenie-naprężenie dla wyników eksperymentalnych i numerycznych. Korzystając ze stałych modelu materiałowego wyznaczonych w wyniku prowadzonych doświadczeń uzyskano spodziewane efekty podwyższenia się granicy plastyczności i wytrzymałości oraz jednoczesnego zmniejszenia wartości odkształcenia przy zerwaniu, będące skutkami wzrostu prędkości odkształcenia.



Rys. 71. Porównanie wyników symulacji MES z eksperymentem

Na podstawie uzyskanych wyników stwierdzono, że wartości parametrów modelu Johnsona-Cooka odpowiedzialne za uwzględnienie wpływu prędkości odkształcenia na umocnienie i uszkodzenie materiału zostały wyznaczone poprawnie.

# 4. BADANIA APLIKACYJNE

#### **4.1. WPROWADZENIE**

W rozdziale przedstawiono badania eksperymentalne zderzenia pojazdu z elementem infrastruktury drogowej w postaci konstrukcji wsporczej informacyjnej tablicy drogowej. Wyniki badań eksperymentalnych porównano następnie z wynikami modelowania numerycznego, w którym zastosowano model plastyczności dwuliniowy (*Plastic-Kinematic* PK) i model Johnsona-Cooka (J-C). Na tej podstawie sfomułowano wnioski na temat możliwości stosowania tych modeli p w symulacjach zderzeń drogowych. Ponadto na podstawie przeprowadzonych badań eksperymentalnych i numerycznych wnioskowano o możliwości wykluczenia bądź zminimalizowania ilości badań eksperymentalnych na etapie projektowania konstrukcji.

Prowadzenie badań eksperymentalnych ma na celu zakwalifikowanie danego obiektu do odpowiedniej kategorii bezpieczeństwa. Kategorie te określa norma europejska PN-EN 12767 pt. "Bierne bezpieczeństwo konstrukcji wsporczych dla urządzeń drogowych - wymagania i metody badań" [10]. Przypisanie do odpowiedniej kategorii następuje na podstawie zmierzonego spadku prędkości pojazdu po uderzeniu w konstrukcję (Tabela 5). Za najbezpieczniejsze uważa się te konstrukcje, które nie powodują nadmiernego spadku prędkości. Obiekty te pochłaniają energię uderzenia w minimalnym stopniu. W wyniku zderzenia pojazdu z taką konstrukcją pasażerowie są najmniej narażeni na wystąpienie obrażeń. Konstrukcje te należą do grupy *No Energy Absorbtion* (NE).

Prędkość przed uderzeniem V <sub>0</sub> [km/h]	50	70	100		
	Prędkość po uderzeniu $v_e$ [km/h]				
HE	$v_e = 0$	$0 < v_e \leq 5$	$5 < v_e \le 50$		
LE	$0 < v_e \leq 5$	$5 < v_e \le 30$	$50 < v_e \le 70$		
NE	$5 < v_e \leq 50$	$30 < v_e \leq 70$	$70 < v_e \le 100$		

Tabela 5. Grupy konstrukcji wg PN-EN 12767

## 4.2. BADANIA EKSPERYMENTALNE

#### 4.2.1. Warunki techniczne badań

Badania eksperymentalne przeprowadzono w całości na torze zderzeniowym w akredytowanym ośrodku badawczym bezpieczeństwa drogowego znajdującym się w Lionie we Francji. Pełna nazwa ośrodka badawczego brzmi: *Lier, The French Reference Test Laboratory Working For*  *The Benefit Of Road Safety*. Badania zostały zorganizowane we współpracy z firmą *Tioman Sp. z o.o. Sp. k.*, która wykonała obiekty będące przedmiotem badań.

Norma PN-EN 12767 [10] określa warunki prowadzenia testów zderzeniowych konstrukcji znajdujących się w bezpośrednim otoczeniu jezdni. Zdefiniowane w oparciu o wytyczne wspomnianej normy warunki eksperymentu schematycznie przedstawiono na Rys. 72. Norma zakłada, że w warunkach testowych uderzenie nastąpi pod kątem 20°. Na rysunku zaznaczono położenie markerów przemieszczeń oraz usytuowanie kamery do rejestracji obrazów z dużą prędkością.



Rys. 72. Schemat eksperymentu

Norma zakłada wykorzystanie pojazdu o masie 900 kg oraz wskazuje prędkości najazdu 35 km/h i 100 km/h. W badaniach użyto specjalnego pojazdu wielokrotnego stosowania ze zderzakiem nieulegającym zniszczeniu. Pojazd ten

zbudowany został na bazie ramy pojazdu ciężarowego marki Volvo. Jego masa wynosiła 3800 kg i była większa od wskazanej w normie. Z tego względu poczyniono modyfikację warunków badań. W celu uzyskania zbliżonej do normatywnej wartości energii kinetycznej, wynikającej z prędkości pojazdu oraz jego masy, test przeprowadzono z prędkościami 17 km/h oraz 49 km/h.

Na zdjęciu Rys. 73 przedstawiono stanowisko badawcze gotowe do zderzenia. Natomiast na zdjęciach Rys. 74 przedstawiono stanowisko do rejestracji obrazu z kamer wideo.



Rys. 73. Słup przed zderzeniem



Rys. 74. Stanowisko do rejestracji i analizy obrazu z kamer wideo

Na zdjęciu Rys. 75. zaprezentowano wykorzystaną w testach platformę testową zbudowaną na bazie ramy pojazdu ciężarowego.



Rys. 75. Platforma testowa bazująca na ramie pojazdu ciężarowego VOLVO

## 4.2.2. Plan eksperymentu

Testom poddano dwie konstrukcje. Konstrukcje te różniły się między sobą średnicą cięgien głównych (nośnych) oraz wyplotu (Rys. 76). Łącznie przeprowadzono 4 testy zderzeniowe. Plan eksperymentu przedstawiono w tabeli (Tabela 6).



Rys. 76. Stopa masztu infrastruktury drogowej wyposażona w złącze bezpieczeństwa: 1 – usztywnienie, 2 – złącze bezpieczeństwa, 3 – płyta dolna masztu, 4 – płyta stopy masztu, 5, – wyplot, 6 – słupy główne, 7 – kotwy, 8 – fundament

Tabela 6. Plan eksperymentu

		Średnica prętów [mm]		Prędkość	Prędkość
Nr	Oznaczenie			normatywna	przyjęta
testu	konstrukcji	Głównych	Wyplotu	pojazdu	do badań
				[km/h]	[km/h]
1	т 00 22 10	20	10	35	17
2	1_00_52_10	52	10	100	49
3	T 00 20 8	20	o	35	17
4	4 1_00_20_8	20	8	100	49

## 4.2.3. Prezentacja wyników badań eksperymentalnych

W tym punkcie przedstawiono wyniki badań eksperymentalnych w postaci obrazów deformacji i uszkodzeń konstrukcji masztu wsporczego oraz czasów przejazdu i przemieszczeń markerów w czasie zderzenia.



Przykładowe zdjęcie przedstawiające zdeformowaną konstrukcję masztu T00\_32\_10 w rezultacie przeprowadzenia testu nr 2 pokazano na Rys. 77.

Rys. 77. Konstrukcja T\_00\_32\_10 po zderzeniu z platformą testową

W konstrukcji z prętów o większej średnicy T\_00\_32\_10, zarówno przypadku testu numer 1 i 2, uszkodzeniu uległy łączniki stanowiące złącze bezpieczeństwa. Łączniki, które uległy uszkodzeniu zaprezentowano na Rys. 78.

a) Płyta stopy masztu i uszkodzone łączniki \_\_\_\_b) Maszt po zakończonym teście



Rys. 78. Rezultat testu nr 1

Natomiast dla konstrukcji T\_00\_20\_8, w której wykorzystano pręty o mniejszych średnicach, w przypadku mniejszej prędkości (test nr 3) uszkodzeniu uległ tylko jeden łącznik. Doszło do całkowitego zatrzymania się platformy testowej w wyniku pochłonięcia całej energii kinetycznej pojazdu przez odkształcającą się plastycznie konstrukcję (Rys. 79).



Rys. 79. Rezultat testu nr 3

W przypadku dużej prędkości platformy (test nr 4) uszkodzeniu uległy wszystkie pręty w miejscu użebrowania podstawy (Rys. 80).



Rys. 80. Rezultat testu nr 4

Wyniki badań eksperymentalnych uzyskane na podstawie filmów z szybkiej kamery oraz oględzin po zderzeniu zestawiono w tabeli (Tabela 7).

Nr testu	Czas przejazdu zderzaka platformy testowej na stopą masztu [ms]	Liczba uszkodzonych prętów głównych	Liczba uszkodzonych łączników
1	116	0	4
2	32	0	4
3	104	0	1
4	31	4	0

Tabela 7. Wyniki badań eksperymentalnych

Analizę przemieszczeń markerów znajdujących się na cięgnach głównych wykonano na podstawie filmu wideo zarejestrowanego szybką kamerą w środowisku Blender (Rys. 81). Do tego celu przygotowano makro polecenie pozwalające na śledzenie przemieszczeń markerów w czasie.



Rys. 81. Analiza przemieszczeń markerów w środowisku Blender



Wykresy przemieszczeń wyznaczone na podstawie analizy obrazu przedstawiono na Rys. 82.

Przedstawione dane jakościowe w postaci odkształceń oraz uszkodzeń, jak i dane ilościowe w postaci czasów przejazdu i wykresów przemieszczeń markerów posłużyły w dalszym etapie badań do porównania i oceny przeprowadzonej symulacji numerycznej testu zderzeniowego.

#### 4.3. SYMULACJE NUMERYCZNE

#### 4.3.1. Prezentacja modelu MES

Wszystkie cztery testy zderzeniowe zostały zasymulowane w środowisku numerycznym. Analizy zostały wykonane w programie LS-Dyna w wersji R7.1.1.

Słupy główne oraz usztywniające masztu (Rys. 76) zamodelowane zostały za pomocą elementów belkowych BEAM typu Hughes-Liu o przekroju okrągłym zwymiarowanym za pomocą średnicy z całkowaniem metodą kwadratury Gaussa w czerech punktach całkowania (Rys. 83, kolor niebieski). Kotwy mocujące podstawe masztu z fundamentem (Rys. 76) również zamodelowano z zastosowaniem elementów belkowych BEAM. W tym przypadku zastosowano elementy typu SPOTWELD o przekroju okrągłym zwymiarowanym za pomocą średnicy z całkowaniem metodą kwadratury Gaussa w dwóch punktach całkowania (Rys. 83, kolor zielony). Wsporniki masztów, fundament oraz znak drogowy kierunku i miejscowości (Rys. 73) zamodelowane zostały z zastosowaniem elementów powłokowych SHELL typu Belytschko-Tsay z trzema punktami całkowania na grubości (Rys. 83, kolor pomarańczowy). Płyty podstawy, stopy masztu oraz śruby stanowiące złącze bezpieczeństwa (Rys. 76) zamodelowano przy użyciu elementów bryłowych SOLID o jednakowej wartości naprężenia w objętości elementu (constant stress solid) (Rys. 83, kolor czerwony).

Połączenie prętów głównych z usztywniającymi oraz z podporami zrealizowano poprzez scalenie węzłów obu łącznych części. Podobnie postąpiono w przypadku połączenia podpór prętów ze stopą masztów (Rys. 83).

Kontakt pomiędzy platformą testową a konstrukcją masztu zamodelowano z zastosowaniem podstawowego rodzaju elementów kontaktowych w programie LS-DYNA a mianowicie AUTOMATIC\_SURFACE\_TO\_SURFACE. W celu zamodelowania kontaktu pomiędzy otworami wykonanymi w płycie podstawy oraz stopach masztu a śrubami zastosowano elementy kontaktowe ERODING\_NODES\_TO\_SURFACE. Ten rodzaj elementów kontaktowych pozwala na znalezienie nowych powierzchni kontaktowych pojawiających się po usunięciu z modelu elementów ulegających uszkodzeniu. Połączenie kotw z płaszczyzną gruntu zrealizowano poprzez elementy typu SOTWELD. Pozwoliło to na łatwe zamodelowanie połączenia śrubowego części modelu, pomiędzy którymi nie było zgodności siatki elementów skończonych (Rys. 83).

Fundament został zamodelowany za pomocą elementów powłokowych z zastosowaniem modelu materiałowego RIGID, który charakteryzuje się nieskończona sztywnością.



Rys. 83. Model MES konstrukcji wsporczej

Model numeryczny platformy testowej pozyskano w ramach współpracy z ośrodkiem badawczym *Lier* Rys. 84. Model zmodyfikowano w zakresie



konstrukcji zderzaka tak, aby wiernie odpowiadał zastosowanej w badaniach eksperymentalnych platformie.

Rys. 84. Model MES platformy testowej

Model konstrukcji wsporczej składał się z 27360 elementów. Model platformy testowej z 13851 elementów. W sumie cały model składał się z 41211 elementów.

Dla każdego z testów wykonano dwie symulacje różniące się od siebie wykorzystanym modelem materiałowym. W pierwszej zastosowano podstawowy model materiałowy PLASTIC\_KINEMATIC (PK) dla wszystkich elementów konstrukcji. Jest to model dwuliniowy z możliwością zdefiniowania kryterium uszkodzenia w postaci maksymalnej wartości odkształcenia. Przyjęte dane materiałowe zebrano w tabeli (Tabela 8). W drugiej symulacji zastosowano materiał JOHNSON COOK (J-C) dla wszystkich elementów podlegających uszkodzeniu i podlegających dużym odkształceniom plastycznym. Dotyczy to prętów głównych, wyplotu oraz śrub stanowiących złącze bezpieczeństwa. Dane J-C materiałowe dla modelu przedstawiono w tabeli (Tabela 9). Dane te zostały wyznaczone wyznaczone w ramach badań własnych w rozdziale 3.

Tabela 8.	Dane	materiałowe	dla	modelu	PLA	STIC	KINEN	<b>1ATIC</b>

Moduł Younga	Moduł styczny	Współczynnik Poissona	Granica plastyczności	Odkształcenie przy uszkodzeniu
MPa	MPa		MPa	
2.1e5	1e3	0.3	520	0.2

Moduł Younga	Moduł styczny	Współczynnik Poissona	Granica plastyczności	Odkształcenie przy uszkodzeniu
MPa	MPa		MPa	
2.1e5	1e3	0.3		
А	В	n	С	m
MPa	MPa			
560	200	0.1	0.019	1
D1	D2	D3	D4	D5
0.13	3.22	-5.31	0.070	0.61

Tabela 9. Dane materiałowe dla modelu JOHNSON COOK

Do przeprowadzenia obliczeń wykorzystano solver typu *explicite*. Czas obliczeń w zależności od numeru testu i przyjętego modelu materiałowego wahał się od 3 do 14 godzin.

# 4.3.2. Prezentacja wyników symulacji MES w odniesieniu do badań eksperymentalnych

W celu weryfikacji modelowania numerycznego testu zderzeniowego z eksperymentem porównano następujące wyniki: czas przejazdu platformy testowej przez konstrukcję, sposób uszkodzenia złączy oraz sposób odkształcenia prętów głównych konstrukcji.

W tabeli (Tabela 10) zestawiono ze sobą czasy przejazdów platformy testowej nad fundamentem konstrukcji zarejestrowane na podstawie nagrania testu zderzeniowego oraz odczytane z symulacji numerycznej.

	Czas przejazdu (ms)			
Nr testu	Elizanomymaant	MES		
	Eksperyment	РК	J-C	
1	104	104	120	
2	31	32	32	
3	116	98	100	
4	32	32	32	

Tabela 10. Czas przejazdu

Natomiast w tabeli (Tabela 11) zestawiono sposoby uszkodzenia konstrukcji: eksperymentalne i obliczeniowe dla obu analiz MES.

Nr testu	Liczba uszkodzonych prętów głównych			Liczba uszkoc	lzonycł	n łączników
	eksperyment	РК	J-C	eksperyment	РК	J-C
1	0	0	0	4	4	4
2	0	0	0	4	4	4
3	1	1	1	0	0	0
4	4	4	4	0	0	0

Tabela 11. Sposób uszkodzenia konstrukcji

Na podstawie porównania czasów przejazdu platformy testowej oraz sposobów uszkodzenia konstrukcji uzyskanych eksperymentalnie i numerycznie stwierdzono, że w przypadku obu zastosowanych modeli materiałowych wyniki nie odbiegają znacząco od eksperymentu. Oznacza to, że wybór zastosowanego modelu materiałowego nie miał istotnego znaczenia z punktu widzenia rozpatrywanych parametrów.

Na rysunku Rys. 85 zaprezentowano przemieszczenia markerów znajdujących się na prętach głównych. Linią kreskową oznaczono przemieszczenia zarejestrowane w trakcie eksperymentu natomiast linią ciągłą oznaczono wyniki symulacji.



Rys. 85. Przemieszczenia markerów na słupach głównych

Zgodność wyników eksperymentalnych z symulacją, zarówno w przypadku materiału PK jak i J-C, w zakresie przemieszczania się markerów jest wysoka. Analizując lokalnie postać odkształcenia za pomocą pojedynczego markera nie można zauważyć znaczących różnic w zależności od zastosowanego modelu.

Powyżej przedstawione analizy nie pozwalają określić wpływu użytego modelu materiałowego na zachowanie się modelowanej konstrukcji. Z tego względu postanowiono wybrać inne parametry, takie, które pozwoliłyby na uchwycenie różnic pomiędzy symulacjami. Jak wynika z zestawienia sposobów uszkodzenia konstrukcji w Tabeli (Tabela 11) zachowanie się masztu zależy od cech geometrycznych zastosowanych w konstrukcji prętów. W zawiązku z tym, zdecydowano dalszą analizę prowadzić oddzielnie dla obu konstrukcji: T\_00\_32\_10 i T\_00\_20\_08. W przypadku konstrukcji T\_00\_32\_10 (test 1 i 2) porównano zmiany kąta położenia pomiędzy płytą podstawy a płytą fundamentu oraz postacie odkształcenia cięgien głównych. W przypadku konstrukcji T\_00\_20\_08 porównano ze sobą czas do pełnego zatrzymania (test 3) oraz czasy zerwania się prętów w miejscu użebrowania (test 4). Na rysunku (Rys. 86) zestawiono ze sobą zmiany wartości kąta rozwarcia pomiędzy płytą podstawy a płytą stopy masztu konstrukcji T\_00\_32\_10. Na wykresach porównano wyniki obliczeniowe i eksperymentalne. Jak można zauważyć zdecydowanie lepsze dopasowanie do wartości eksperymentalnych uzyskano dzięki zastosowaniu modelu Johnsona-Cooka dla obu prędkości normatywnych 35 i 100 km/h.



Rys. 86. Kąt rozwarcia pomiędzy płytą podstawy masztu a płytą stopy masztu: a) test 1; b) test 2

Na Rys. 87 zestawiono deformacje prętów będące wynikiem symulacji numerycznych z rzeczywistymi deformacjami prętów głównych oraz wyplotu w pobliżu ich użebrowania konstrukcji T\_00\_32\_10 w trakcie uderzenia. Na rysunku Rys. 87.a pokazano wyniki dla materiału PK zaś na rysunku Rys. 87.b dla modelu materiałowego J-C. Najbardziej zauważalne różnice postaci deformacji prętów oznaczono na Rys. 87 czerwoną linią. Jak można zauważyć symulacja, w której zastosowano model J-C znacznie lepiej odwzorowuje rzeczywiste zachowanie się konstrukcji podczas eksperymentu na torze zderzeniowym.



Rys. 87. Odkształcenie konstrukcji: model materiałowy a) PK, b) J-C

Na Rys. 88 zaprezentowano postacie odkształcenia masztu po zakończeniu testu nr 3. Tutaj również można zauważyć przewagę modelu Johnsona-Cooka.



b)



c)



Rys. 88. Odkształcenie konstrukcji po teście nr 3: a) eksperyment, b) symulacja PK, c) symulacja J-C

a)

Rys. 89 przedstawia czas, jaki minął od zetknięcia się zderzaka platformy z konstrukcją T\_00\_20\_08 do pełnego zatrzymania pojazdu (test nr 3). Ze względu na niewielką różnicę pomiędzy wynikami symulacji i relatywnie duże różnice w stosunku do eksperymentu trudno wskazać, który z modeli jest zdecydowanie lepszy.



Rys. 89. Czas do pełnego zatrzymania pojazdu

Na Rys. 91.b przedstawiono na osiach chwile czasu, w których uszkodzeniu uległy poszczególny pręty główne konstrukcji T\_00\_20\_08, w teście numer 4. Pierwszy oraz drugi pręt (Rys. 90) zarówno w eksperymencie jak i w symulacjach uszkodzeniu uległy w bardzo zbliżonym czasie. Dwa ostatnie pręty główne (3, 4) (Rys. 90) w symulacji niezależnie od wykorzystanego modelu materiałowego uległy uszkodzeniu znacznie wcześniej niż miało to miejsce w eksperymencie. Trudno na tej podstawie wnioskować, który z modeli pozwala na lepsze odwzorowanie eksperymentu.



Rys. 90. Numeracja prętów



Rys. 91. Czas do uszkodzenia prętów głównych

# 4.4. WNIOSKI Z BADAŃ APLIKACYJNYCH

Analizy czasów przejazdu platformy testowej nad fundamentem, analizy sposobów uszkodzenia konstrukcji oraz przemieszczeń markerów nie pozwoliły dostrzec znaczących różnic pomiędzy eksperymentem a symulacjami z zastosowaniem rozważanych modeli materiałowych.

Podobnie analiza czasów do pełnego zatrzymania pojazdu oraz czasów uszkodzenia cięgien głównych dla konstrukcji T00\_20\_08 (test nr 3 i 4) nie pozwoliła wskazać różnic pomiędzy wynikami symulacji.

W przypadku analizy konstrukcji T00\_32\_10, której cechą charakterystyczną było zastosowanie pręty o większej średnicy, wykazano, że symulacja z zastosowaniem modelu materiałowego J-C jest bliższa wynikom badań eksperymentalnych.

W przypadku konstrukcji składającej się z prętów o mniejszej średnicy (T00\_20\_08) nie widać wpływu zastosowanego modelu materiałowego na dokładność modeli MES. Różnice pomiędzy modelami pojawiają się w analizie konstrukcji z prętów o dużej średnicy (T00\_32\_10). Prawdopodobnie wynika to z cech geometrycznych konstrukcji a mianowicie z objętości materiału ulegającego umocnieniu. W konstrukcji T00\_20\_08 dodatkowy wzrost umocnienia wynikający z dużej prędkości odkształcenia w małej objętości materiału powoduje niewielką różnicę w reakcji słupa na wymuszenie kinematyczne platformy testowej. Natomiast w konstrukcji T00\_32\_10 podobna wartość dodatkowego umocnienia w większej objętości materiału generuje większą różnicę w reakcji (zachowywania się) konstrukcji.

Na przykładzie analizowanej konstrukcji można stwierdzić, że dobór właściwego modelu materiałowego niekoniecznie zależy od prędkości wymuszenia, ponieważ ta może generować lokalnie różne prędkości odkształcenia. Prędkości te wynikają z cech geometrycznych konstrukcji i układu przenoszenia sił. Ponadto należy zaznaczyć, że lokalnie duże prędkości odkształcenia mogą mieć niewielki wpływ na globalne zachowanie się konstrukcji, jeśli dotyczą niewielkich objętości materiału.

Posiadając wiedzę na temat możliwości i ograniczeń stosowanych modeli materiałowych oraz znając cechy geometryczne konstrukcji można zbudować optymalny model numeryczny analizowanego zjawiska. Model taki pozwala na wierne odwzorowanie wybranych cech symulowanego procesu przy jak najmniejszych nakładach pracy związanej z przygotowaniem symulacji oraz jak najkrótszym czasem obliczeń. Dopiero wówczas zastosowanie symulacji numerycznych w trakcie projektowania konstrukcji wsporczych pozwala zminimalizować ilość prowadzonych badań na obiektach rzeczywistych.

Wydaje się, że niezbędnym minimalnym wymogiem projektowania wspomaganego modelowaniem MES jest przeprowadzenie eksperymentalnego testu weryfikacyjnego dla ostatecznej wersji konstrukcji oraz doświadczalne wyznaczenie możliwie największej ilości niezbędnych właściwości mechanicznych materiałów użytych do wykonania projektowanego obiektu.

# 5. WNIOSKI

## 5.1. WNIOSKI POZNAWCZE

- 1. W rozprawie zaproponowano nową metodykę wyznaczania stałych dla modelu umocnienia Johnsona-Cooka w próbie Charpy'ego na próbkach gładkich.
- 2. W rozprawie zaproponowano nową metodykę wyznaczania stałych dla modelu uszkodzenia Johnsona-Cooka próbie Charpy'ego na próbkach z karbem.
- 3. Metody zweryfikowano porównując stałe materiałowe wyznaczone za ich pomocą z wartościami tych stałych wyznaczonymi metodami dotychczas stosowanymi oraz przeprowadzając symulacje MES prób eksperymentalnych.
- 4. W pracy pozytywnie zweryfikowano sposób modelowania MES z uwzględnieniem modelu J-C na podstawie porównania wyników modelowania z wynikami przeprowadzonych badań aplikacyjnych na torze zderzeniowym.

## **5.2. WNIOSKI UTYLITARNE**

- 1. Uwzględnienie wpływu prędkości odkształcenia na zachowanie się materiału podczas modelowania eksperymentu przeprowadzonego w ramach badań aplikacyjnych pozwoliło na lepsze odwzorowanie jego rzeczywistego zachowania w ramach symulacji.
- 2. Zastosowanie modelu materiałowego Johnsona-Cooka nie wpłynęło w przypadku badanej konstrukcji na podjęcie decyzji o wprowadzeniu ewentualnych zmian konstrukcyjnych. Spowodowane było to przeważającym znaczeniem cech geometrycznych nad cechami materiałowymi na wytrzymałość projektowanej konstrukcji.
- 3. Wyniki przeprowadzonych badań aplikacyjnych wskazują na możliwość ograniczenia liczby badań eksperymentalnych w procesie projektowania do jednego testu zderzeniowego ostatecznej wersji konstrukcji, jeśli w procesie konstrukcyjnym uwzględniono wyniki analiz MES z zastosowaniem modelu materiałowego J-C.

# 5.3. PRZESŁANKI DO DALSZYCH BADAŃ

1. Planuje się zweryfikowanie, czy z zastosowaniem zaproponowanej metodyki możliwe byłoby wyznaczenie wpływu temperatury na umocnienie oraz uszkodzenie materiału, czyli wyznaczenie stałych m i  $D_5$  modeli Johnsona-Cooka.

- 2. Planuje się zweryfikowanie możliwości wyznaczania stałych *A*, *B*, *n* w próbie trójpunktowego zginania z wykorzystaniem próbek gładkich o geometrii takiej, jak w przypadku badań na młocie Charpy'ego.
- 3. Koniecznym jest zweryfikowanie zaproponowanej metodyki dla większej liczby materiałów, charakteryzujących się różną wrażliwością na prędkość odkształcenia.
- 4. Należy ustalić przydatność zaproponowanej metodyki do wyznaczania stałych materiałowych innych matematycznych modeli umocnienia i uszkodzenia.
- 5. Istnieje potrzeba zaplanowania eksperymentu na konstrukcji rzeczywistej, w której w odróżnieniu od eksperymentu przeprowadzonego w zakresie badań aplikacyjnych, wpływ cech materiałowych byłby istotniejszy niż wpływ cech geometrycznych.

# **LITERATURA**

- 1. KılıÇ N, Ekici B, Hartomacıoğlu S (2015) Determination of penetration depth at high velocity impact using finite element method and artificial neural network tools. Def Technol 11:110–122. doi: 10.1016/j.dt.2014.12.001
- 2. Hub J, Komenda J (2009) Ballistic resistance of steel plate hardox upon impact of non-penetrating projectiles. Adv Mil Technol 4:79–91.
- 3. Klasztorny M, Zielonka K, Nycz DB, et al (2018) Experimental validation of simulated TB32 crash tests for SP-05/2 barrier on horizontal concave arc without and with composite overlay. Arch Civ Mech Eng 18:339–355. doi: 10.1016/J.ACME.2017.07.007
- 4. Atahan A, Hiekmann J, Himpe J, Marra J (2017) Development of a continuous motorcycle protection barrier system using computer simulation and full-scale crash testing. Accid Anal Prev. doi: 10.1016/J.AAP.2017.04.005
- Atahana OA, Öner YA, Musab EM (2014) Crash testing and evaluation of a new generation L1 containment level guardrail. Eng Fail Anal 38:25– 37. doi: 10.1016/J.ENGFAILANAL.2014.01.003
- 6. Dehghani M, Tremblay R (2017) Design and full-scale experimental evaluation of a seismically endurant steel buckling-restrained brace system. Earthq Eng Struct Dyn 1–25. doi: 10.1002/eqe.2941
- 7. Yang JN, Bobrow J, Jabbari F, et al (2007) Full-scale experimental verification of resetable semi-active stiffness dampers J. Earthq Eng Struct Dyn 36:1255–1273.
- Barnat W (2017) Numerical Investigation of Initial Conditions Influence on Value of Pressure Impulse Acting on Special Vehicle During Acceptance Testing. Adv Sci Technol Res J 11:125–132. doi: 10.12913/22998624/71179
- Barnat W (2015) Numerical examination of the influence of headrest use on the body of a soldier in a vehicle loaded with a 25 kg side load. Eksploat i Niezawodn – Maint Reliab 17:513–518. doi: http://dx.doi.org/10.17531/ein.2015.4.5
- 10. PN-EN 12767:2008, Bierne bezpieczeństwo konstrukcji wsporczych dla urządzeń drogowych -- Wymagania i metody badań.

- Umbrello D (2008) Finite element simulation of conventional and high speed machining of Ti6Al4V alloy. J Mater Process Technol 196:79–87. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.05.007
- 12. Wyrzykowski WW, Pleszakow E, Sieniawski J (1999) Odkształcenie i pękanie metali. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa
- 13. Przybyłowicz K (2002) Strukturalne aspekty odkształcania metali. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa
- 14. W. Bleck and I. Schael (2000) Determination of crash-relevant material parameters by dynamic tensile tests. Steel Res 71:173–8
- Gray GT (2012) High-Strain-Rate Deformation: Mechanical Behavior and Deformation Substructures Induced. Annu Rev Mater Res 42:285– 303. doi: 10.1146/annurev-matsci-070511-155034
- Moćko W, Kruszka L (2013) Results of strain rate and temperature on mechanical properties of selected structural steels. Procedia Eng 57:789– 797. doi: 10.1016/j.proeng.2013.04.100
- Moćko W, Kruszka L (2015) Effect of strain rate and temperature on mechanical properties of selected building Polish steels. EPJ Web Conf 94:5009–1, 5009–4. doi: 10.1016/j.proeng.2013.04.100
- Byun TS, Hashimoto N, Farrell K (2004) Temperature dependence of strain hardening and plastic instability behaviors in austenitic stainless steels. Acta Mater 52:3889–3899. doi: 10.1016/j.actamat.2004.05.003
- 19. Stefańska-Kądziela M (2006) Plastic deformation under dynamic load conditions, Dissertation, AGH University of Science and Technology
- 20. Boyce BL, Crenshaw TB, Dilmore MF (2007) The strain rate sensitivity of high strength high toughness steels. Sandia Natl. Lab.
- 21. Gurrutxaga-Lerma B, Balint DS, Dini D, Sutton AP (2015) The mechanisms governing the activation of dislocation sources in aluminum at different strain rates. J Mech Phys Solids 84:273–292. doi: 10.1016/j.jmps.2015.08.008
- 22. Gurrutxaga-Lerma B, Balint DS, Dini D, et al (2015) Attenuation of the dynamic yield point of shocked aluminum using elastodynamic simulations of dislocation dynamics. Phys Rev Lett 114:1–5. doi: 10.1103/PhysRevLett.114.174301
- Zerilli FJ, Armstrong RW (2007) A constitutive equation for the dynamic deformation behavior of polymers. J Mater Sci 42:4562–4574. doi: 10.1007/s10853-006-0550-5
- Armstrong RW, Arnold W, Zerilli FJ (2007) Dislocation mechanics of shock-induced plasticity. Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci 38 A:2605–2610. doi: 10.1007/s11661-007-9142-5
- Fan Y, Osetskiy YN, Yip S, Yildiz B (2013) Mapping strain rate dependence of dislocation-defect interactions by atomistic simulations. Proc Natl Acad Sci U S A 110:17756–61. doi: 10.1073/pnas.1310036110
- 26. Skibicki D (2014) Phenomena and Computational Models of Non-Proportional Fatigue of Materials. doi: 10.1007/978-3-319-01565-1
- 27. Rusinek A (2012) Temperature increase associated with plastic deformation under dynamic compression: application to aluminium alloy AL 6082. J Theor Appl Mech 50:377–398
- LIVERMORE SOFTWARE TECHNOLOGY CORPORATION (2014) LS-DYNA Keyword User's Manual Volume II R7.1. Mater Des. doi: 10.1007/978-3-540-69451-9
- 29. Maląg L, Kukiełka L (210AD) Modelowanie właściwości mechanicznych materiałów metalowych w aspekcie dokładności obliczeń głównej siły nagniatania. Arch Technol Masz i Autom 30:147–158
- Winczek J, Ziobrowski P (2014) Modelowanie krzywych umocnienia wybranych stali spawalnych z uwzględnieniem wpływu temperatury. Model Inżynierskie 19:77–82
- Erkkilä A-L, Leppänen T, Hämäläinen J (2013) Empirical plasticity models applied for paper sheets having different anisotropy and dry solids content levels. Int J Solids Struct 50:2151–2179. doi: 10.1016/j.ijsolstr.2013.03.004
- 32. Prager W (1942) Fundamental theorems of a new mathematical theory of plasticity. Duke Math J 9:228–233.
- 33. Voce E (1948) The relationship between stress and strain for homogeneous deformation. J Inst Met 74:537–562
- 34. Ludwik P (1909) Elemente der Technologischen Mechanic. Springer-Verlag
- 35. Swift HW (1952) Plastic instability under plane stress. J Mech Phys Solids 1:1–18. doi: 10.1016/0022-5096(52)90002-1
- 36. Ramberg W, Osgood WR (1943) Description of stress-strain curves by three parameters. Tech. Note No. 902, Natl. Advis. Comm. Aeronaut.

- 37. G. Cowper PS (1957) Strain hardening and strain-rate effects in the impact loading of cantilever beams. Tech. Rep., Brown Univ. Div. Appl. Math.
- Hernandez C, Maranon A, Ashcroft IA, Casas-Rodriguez JP (2013) A computational determination of the Cowper-Symonds parameters from a single Taylor test. Appl Math Model 37:4698–4708. doi: 10.1016/j.apm.2012.10.010
- Tanimura S, Mimura K, Zhu WH (2000) Practical constitutive models covering wide ranges of strain rates, strains and temperature. Key Eng Mater 177–180:189–200. doi: 10.4028/www.scientific.net/KEM.177-180.189
- 40. Johnson GR, Cook WH (1983) A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. 7th Int Symp Ballist 541–547. doi: 10.1038/nrm3209
- 41. Holmquist T, Johnson G (1991) DETERMINATION OF CONSTANTS AND COMPARISON OF RESULTS FOR VARIOUS CONSTITUTIVE MODELS. doi: 10.1051/jp4:19913119>
- 42. Borvik T, Hopperstad OS, Berstad T, Langseth M (2001) A computational model of viscoplasticity and ductile damage for impact and penetration. Eur J Mech A/Solids 20:685–712. doi: 10.1016/S0997-7538(01)01157-3
- 43. Song W, Ning J, Mao X, Tang H (2013) A modified Johnson–Cook model for titanium matrix composites reinforced with titanium carbide particles at elevated temperatures. Mater Sci Eng A 576:280–289. doi: 10.1016/j.msea.2013.04.014
- 44. Zerilli F. J.; Armstrong RW Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations. J Appl Phys 61:1816–1825.
- 45. Zerilli, F. J.; Armstrong RW (1995) Constitutive Relations for Titanium and TI-6AL-4V. Proc Am Phys Soc Top Gr Shock Compression Condens Matter Conf 315–138
- 46. Zerilli, F. J.; Armstrong RW (1995) Constitutive Equation for HCP Metals and High Strength Alloy Steels. High Strain Rate Eff Polym Met Ceram Matrix Compos Other Adv Mater ASME 48:121–126
- 47. Stefańska-Kądziela M, Majta J, Muszka K (2006) Effects of strain rate on work hardening of HSLA and Ti-IF steels. Metall. Foundry Eng. 32:
- 48. Nadai A, Manjoine J (1941) High speed tension test at elevated temperatures part II and III. J Appl Mech 8:77–91
- 49. Samantaray D, Mandal S, Bhaduri AK (2009) A comparative study on

Johnson Cook, modified Zerilli-Armstrong and Arrhenius-type constitutive models to predict elevated temperature flow behaviour in modified 9Cr-1Mo steel. Comput Mater Sci 47:568–576. doi: 10.1016/j.commatsci.2009.09.025

- 50. Sellars CM, McTegart WJ (1966) On the mechanism of hot deformation. Acta Metall 14:1136–1138.
- 51. Tanimura S, Tsuda T, Abe A, et al (2014) Comparison of rate-dependent constitutive models with experimental data. Int J Impact Eng 69:104–113. doi: 10.1016/j.ijimpeng.2014.01.006
- 52. Dzioba I (2012) Modelowanie i analiza procesu pękania w stalach ferrytycznych, MONOGRAFIE. Politechnika Świętokrzyska, Kielce
- 53. Hosokawa A, Wilkinson DS, Kang J, Maire E (2012) Effect of triaxiality on void growth and coalescence in model materials investigated by X-ray tomography. Acta Mater 60:2829–2839. doi: 10.1016/j.actamat.2012.01.048
- 54. Choung J, Park SJ, Tayyar GT (2015) Development of a failure strain surface in average stress triaxiality and average lode angle domains of a low temperature high strength steel. 671–683. doi: 10.1201/b18179-88
- 55. Kiran R, Khandelwal K (2014) A triaxiality and Lode parameter dependent ductile fracture criterion. Eng Fract Mech 128:121–138. doi: 10.1016/j.engfracmech.2014.07.010
- Bao Y, Wierzbicki T (2004) On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space. Int J Mech Sci 46:81–98. doi: 10.1016/j.ijmecsci.2004.02.006
- 57. Khamei AA, Dehghani K (2015) Hot Ductility of Severe Plastic Deformed AA6061 Aluminum Alloy. Acta Metall Sin (English Lett 28:322–330. doi: 10.1007/s40195-014-0200-x
- 58. Johnson GR, Cook WH (1985) Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures. Eng Fract Mech 21:31–48. doi: 10.1016/0013-7944(85)90052-9
- Cao Y, Ahlström J, Karlsson B (2015) The influence of temperatures and strain rates on the mechanical behavior of dual phase steel in different conditions. J Mater Res Technol 4:68–74. doi: 10.1016/j.jmrt.2014.11.001
- 60. Rodriguez a. K, Ayoub G a., Mansoor B, Benzerga a. a. (2016) Effect of

strain rate and temperature on fracture of magnesium alloy AZ31B. Acta Mater 112:194–208. doi: 10.1016/j.actamat.2016.03.061

- 61. Cockcroft MG, Latham DJ (1968) Ductility and the workability of Metals. J Inst Met 96:33–39. doi: citeulike-article-id:4789874
- 62. Brozzo P, Deluca B, Rendina R (1972) A New Method for the Prediction of Formability Limits in Metal Sheet, Sheet Metal Forming and Formability. roceedings to Seventh Bienn. Conf. Int. Deep Draw. Res. Gr.
- 63. Le Roy G, Embury JD, Edwards G, Ashby MF (1981) A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids. Acta Metall 29:1509–1522. doi: 10.1016/0001-6160(81)90185-1
- 64. Teng X, Wierzbicki T (2006) Evaluation of six fracture models in high velocity perforation. Eng Fract Mech 73:1653–1678. doi: 10.1016/j.engfracmech.2006.01.009
- 65. Wierzbicki T, Bao Y, Lee YW, Bai Y (2005) Calibration and evaluation of seven fracture models. Int J Mech Sci 47:719–743. doi: 10.1016/j.ijmecsci.2005.03.003
- 66. Jafari S, Akbari Alashti R, Hosseinipour SJ (2014) Comparison of Ductile Fracture Models on Load Bearing Capacity of a Dented Aluminum Pipe Subjected to Internal Pressure. Arab J Sci Eng 39:8031–8049. doi: 10.1007/s13369-014-1349-3
- 67. TENG X, WIERZBICKI T (2004) EFFECT OF FRACTURE CRITERIA ON HIGH VELOCITY PERFORATION OF THIN BEAMS. Int J Comput Methods 1:171–200. doi: 10.1142/S0219876204000058
- 68. Rule WK, Jones SE (1998) A REVISED FORM FOR THE JOHNSON— COOK STRENGTH MODEL. 21:609–624
- 69. Sobolev AV, Radchenko MV (2016) Use of Johnson–Cook plasticity model for numerical simulations of the SNF shipping cask drop tests. Nucl Energy Technol 2:272–276. doi: 10.1016/j.nucet.2016.11.014
- 70. Grujicic M, Pandurangan B, Yen CF, Cheeseman BA (2012) Modifications in the AA5083 Johnson-Cook material model for use in friction stir welding computational analyses. J Mater Eng Perform 21:2207–2217. doi: 10.1007/s11665-011-0118-7
- Wiśniewski A, Tomaszewski Ł (2011) Simulation of Steel Armour Penetration Using. Probl MECHATRONICS ARMAMENT, Aviat Saf Eng 4:27–36

- 72. Sanjeev NK, Malik V, Hebbar HS (2014) Verification of Johnson-Cook Material Model Constants of Aa2024-T3 for Use in Finite Element Simulation of Friction Stir Welding and Its Utilization in Severe Plastic Deformation Process Modelling. Int J Res Eng Technol 3:98–102
- 73. Kolsky H (1949) An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. Proc. Phys. Soc. Sect. B 62:
- 74. Moćko W, Kowalewski ZL (2012) ZASTOSOWANIE WYBRANYCH RÓWNAŃ KONSTYTUTYWNYCH DO OPISU WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH STALI WYSOKOAZOTOWEJ TYPU VP159. 203–210
- 75. Marais ST, Tait RB, Cloete TJ, Nurick GN (2004) Material testing at high strain rates using the split Hopkinson pressure bar. Lat Amer J Solids Struct 1:319–338
- 76. Hiermaier S (2008) Structures Under Crash and Impact Continuum Mechanics, Discretization and Experimental Characterization. Springer
- Moćko W, Kowalewski Z (2015) Dynamic properties of aluminium alloys used in automotive industry. J KONES Powertrain Transp 19:345–351. doi: 10.5604/12314005.1138222
- 78. U. S. Lindholm (1965) Dynamic deformation of metals. Proc. Colloq. Behav. Mater. Under Dyn. Load. Winter Annu. Meet. ASME
- 79. T. Nicholas (1992) Material behavior at high strain rates. Impact Mech.
- 80. Taylor G The use of flat-ended projectiles for determining dynamic yield stress I. Theoretical considerations
- 81. Włodarczyk E, Starczewska A, Materniak J, et al (2007) Oszacowanie dynamicznej granicy platyczności wybranych stali łuskowych za pomocą uderzeniowego testu Taylora. Biul Wojsk Akad Tech im Jarosława Dąbrowskiego w Warszawie LVI:113–126
- Moćko W, Janiszewski J, Radziejewska J, Gra, zka M (2015) Analysis of deformation history and damage initiation for 6082-T6 aluminium alloy loaded at classic and symmetric Taylor impact test conditions. Int J Impact Eng 75:203–213. doi: 10.1016/j.ijimpeng.2014.08.015
- Shrot A, Bäker M (2012) Determination of Johnson–Cook parameters from machining simulations. Comput Mater Sci 52:298–304. doi: 10.1016/j.commatsci.2011.07.035

- 84. Harding J, Wood E 0, Campbell JD (1960) Tensile testing of materials at impact rates of strain. J Mech Eng Sci 2:88–96
- 85. Staab GH, Gilat A (1991) A direct-tension split Hopkinson bar for high strain-rate testing. Exp Mech 31:232–235. doi: 10.1007/BF02326065
- Lewis JL, Campbell JD (1972) The development and use of a torsional Hopkinson-bar apparatus. Exp Mech 12:520–524. doi: 10.1007/BF02320749
- Rittel D, Ravichandran G, Lee S (2002) Large strain constitutive behavior of OFHC copper over a wide range of strain rates using the shear compression specimen. Mech Mater 34:627–642. doi: 10.1016/S0167-6636(02)00164-3
- Dorogoy A, Rittel D (2009) Determination of the Johnson–Cook Material Parameters Using the SCS Specimen. Exp Mech 49:881–885. doi: 10.1007/s11340-008-9201-x
- 89. Šlais M, Dohnal I, Forejt M (2012) DETERMINATION OF JOHNSON-COOK EQUATION PARAMETERS. Acta Metall Slovaca 18:125–132.
- 90. Grązka M, Janiszewski J (2012) Identification of Johnson-Cook Equation Constants using Finite Element Method. Eng Trans @BULLET Engng Trans @BULLET 60:215–223
- Niesłony P, Grzesik W, Laskowski P, Sienawski J (2014) Numerical and Experimental Analysis of Residual Stresses Generated in the Machining of Ti6Al4V Titanium Alloy. Procedia CIRP 13:78–83. doi: 10.1016/j.procir.2014.04.014
- 92. Hua J, Shivpuri R (2004) Prediction of chip morphology and segmentation during the machining of titanium alloys. J Mater Process Technol 150:124–133. doi: 10.1016/j.jmatprotec.2004.01.028
- 93. Kleponis DS (2001) An Analysis of Parameters for the Johnson-Cook Strength Model for 2-in-Thick Rolled Homogeneous Armor. Army Res Lab Aberdeen Proving Ground, MD 21005-5066 Weapons an:36.
- 94. Lucon E (2016) Experimental Assessment of the Equivalent Strain Rate for an Instrumented Charpy Test. 121:165–179. doi: 10.6028/jres.121.007
- 95. Dehgolan FR, Behzadi M, Sola JF (2016) Obtaining Constants of Johnson-Cook Material Model Using a Combined Experimental, Numerical Simulation and Optimization Method. World Acad Sci Eng Technol Int J Mech Mechatronics Eng Int Sci Index Int Sch Sci Res Innov

33:1615-1622

- 96. Banerjee A, Dhar S, Acharyya S, et al (2015) Determination of Johnson cook material and failure model constants and numerical modelling of Charpy impact test of armour steel. Mater Sci Eng A 640:200–209. doi: 10.1016/j.msea.2015.05.073
- 97. Štiavnický M, Adamec N, Bella V (2011) Modeling of charpy test for steel c30e. 0:61–65
- 98. Altenhof W, Laframboise M, Losher J, et al (2001) Experimental testing and numerical modeling of AM50A magnesium alloy for structures subjected to large deformation. Comput. Eng. 30:
- 99. Chen X, Peng Y, Peng S, et al (2017) Flow and fracture behavior of aluminum alloy 6082-T6 at different tensile strain rates and triaxialities. PLoS One 12:1–28. doi: 10.1371/journal.pone.0181983
- Khaleghinia J, Dadough Banini A, Abolghasemzadeh M, Kordani N (2013) Simulation of critical J-integral in fu...pdf. Comput Mater Sci 70:123–132
- 101. Tvergaard V, Needleman A (1986) Effect of material rate sensitivity on failure modes in the Charpy V-notch test. J Mech Phys Solids 34:213– 241. doi: 10.1016/0022-5096(86)90019-0
- 102. Tvergaard V, Needleman A (1988) An analysis of the temperature and rate dependence of Charpy V-notch energies for a high nitrogen steel. Int J Fract 37:197–215. doi: 10.1007/BF00045863
- DeSandre DA, Benzerga AA, Tvergaard V, Needleman A (2004) Material inertia and size effects in the Charpy V-notch test. Eur J Mech A/Solids 23:373–386. doi: 10.1016/j.euromechsol.2004.01.005
- 104. Benzerga A, Tvergaard V, Needleman A (2002) Size effects in the {Charpy} {V}--notch test. Int J Frac 116:275–296
- 105. Poussard C, Sainte Catherine C, Galon P, Forget (2002) System of Strain and Load Measurement. In: From Charpy to Present Impact Test. pp 469– 478
- 106. Tvergaard V, Needleman a. (2000) Analysis of the Charpy V-notch test for welds. Eng Fract Mech 65:627–643. doi: 10.1016/S0013-7944(99)00146-0
- 107. Tvergaard V, Needleman A (2004) 3D analyses of the effect of weld orientation in Charpy specimens. Eng Fract Mech 71:2179–2195. doi: 10.1016/j.engfracmech.2003.12.002

- 108. Takashima Y, Ohata M, Inose K, et al (2016) Evaluation of Charpy impact toughness using side-grooved specimen for hybrid laser-arc welds of ultra-high-strength steel. Weld World 60:1191–1199. doi: 10.1007/s40194-016-0383-z
- 109. Cao R, Zhang XB, Wang Z, et al (2014) Investigation of microstructural features determining the toughness of 980 MPa bainitic weld metal. Metall Mater Trans A Phys Metall Mater Sci 45:815–834. doi: 10.1007/s11661-013-2020-4
- 110. Li L, Sun L (2016) Experimental and Numerical Investigation of crack behaviour and life prediction of 18Cr2Ni4WA. 11–25.
- 111. Needleman a, Tvergaard V (2000) Numerical modeling of the ductilebrittle transition. Int J Fract 73–97. doi: 10.1051/jp4:1996632
- Tanguy B, Besson R, Piques A, Pineau A (2002) Numerical modeling of Charpy V—notch tests. In: From Charpy to Present Impact Test. Elsevier, pp 461–468
- 113. Wu SJ, Davis CL, Shterenlikht A, Howard IC (2005) Modeling the ductile-brittle transition behavior in thermomechanically controlled rolled steels. Metall Mater Trans A-physical Metall Mater Sci 36:989–997. doi: 10.1007/s11661-005-0292-z
- Sánchez-Gutiérrez J, Chao J, Vivas J, et al (2017) Influence of Texture on Impact Toughness of Ferritic Fe-20Cr-5Al Oxide Dispersion Strengthened Steel. Materials (Basel) 10:745. doi: 10.3390/ma10070745
- 115. Ali MB, Abdullah S, Nuawi MZ, Ariffin a K (2011) Test Simulation using Finite Element Method. IOP Conf Ser Mater Sci Eng 17:12013. doi: 10.1088/1757-899X/17/1/012013
- 116. Kim J, Shin H, Yoo Y-H (2015) A Calibration of the Wierzbicki-Xue Damage Model Using Charpy Test Results. MATEC Web Conf 26:1–4. doi: 10.1051/matecconf/20152603003
- 117. Stopel M, Burak M, Skibicki D (2015) Modelling of charpy test using the fem method in LS-DYNA software. Solid State Phenom. doi: 10.4028/www.scientific.net/SSP.224.244
- 118. PN-EN ISO 148-1:2017-02, Metale -- Próba udarności sposobem Charpy'ego -- Część 1: Metoda badania. Katalog Polskich Norm
- 119. Gromada M, Miszuris G (2010) Wyznaczanie krzywej umocnienia odkształceniowego w próbie rozciągania z uwzględnieniem rozkładu naprężeń w szyjce. Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów

- 120. Bao Y (2005) Dependence of ductile crack formation in tensile tests on stress triaxiality, stress and strain ratios. Eng Fract Mech 72:505–522.
- 121. Stopel M, Skibicki D, Moćko W (2017) Method for determining the strain rate sensitivity factor for the Johnson-Cook model in Charpy tests. Mater Test 59:965–973. doi: 10.3139/120.111098