

## ZASTOSOWANIE WYBRANYCH RÓWNAŃ KONSTYTUTYWNYCH DO OPISU WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH STALI WYSOKOAZOTOWEJ TYPU VP159

WOJCIECH MOĆKO<sup>1,2</sup>, ZBIGNIEW L. KOWALEWSKI<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>)Instytut Podstawowych Problemów Techniki PAN

<sup>2</sup>)Instytut Transportu Samochodowego

e-mail: wmocko@ippt.gov.pl

**Streszczenie.** W pracy porównano charakterystyki naprężenie-odkształcenie obliczone na podstawie wybranych równań konstytutywnych z krzywymi otrzymanymi na podstawie badań eksperymentalnych. Modele zostały wykalibrowane z wykorzystaniem danych uzyskanych dla szerokiego zakresu prędkości deformacji. Badania właściwości mechanicznych zostały przeprowadzone z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej oraz pręta Hopkinsona w warunkach obciążeń ściskających.

### 1. WSTĘP

Austenityczne stale wysokoazotowe dzięki dobrym właściwościom mechanicznym, takim jak ciągliwość, kowalność, duża wytrzymałość, silny efekt umocnienia odkształceniowego i dynamicznego, a także odporność na korozję znalazły szereg zastosowań w przemyśle motoryzacyjnym, zbrojeniowym, atomowym, morskim czy budownictwie. Z uwagi na szeroki obszar zastosowań, często w newralgicznych elementach konstrukcji, poddawanych dużym obciążeniami, istotne jest opracowanie efektywnych modeli konstytutywnych stosowanych materiałów, w celu późniejszego wykorzystania w procesie projektowania. Właściwości mechaniczne i mikrostrukturalne stali wysokoazotowych w zakresie dużych odkształceń i prędkości deformacji są w ostatnich latach przedmiotem intensywnych badań [1-4], co jest wynikiem opracowania nowych materiałów oraz postępu metod badawczych. W miarę zdobywania nowej wiedzy dotyczącej właściwości stali wysokoazotowych rośnie także zakres ich zastosowania.

Badaniom poddano stal VP159, wyprodukowaną przez Bułgarską Akademię Nauk. Na podstawie wstępnych testów z wykorzystaniem mikroskopii optycznej stwierdzono, że jest to materiał o strukturze austenitycznej, z wyraźnie widocznymi bliźniakami, które powstały w trakcie procesu produkcyjnego. Stale austenityczne są materiałem często stosowanym m.in. do budowy elementów energochłonnych pojazdów, a także jako element składowy pancerzy w technice wojskowej. W związku z tym badania właściwości mechanicznych stali przeprowadzono w szerokim zakresie prędkości deformacji i odkształceń. Celem pracy było wyznaczenie charakterystyki naprężenie-odkształcenie stali VP159. Na jej podstawie przeprowadzono kalibrację współczynników wybranych równań konstytutywnych oraz ocenę jakości otrzymanych zależności. Do weryfikacji rozpatrywanego modelu konstytutywnego

zapropozowano metodę wykorzystującą porównanie zmierzonej i obliczonej charakterystyki naprężenie-odkształcenie.

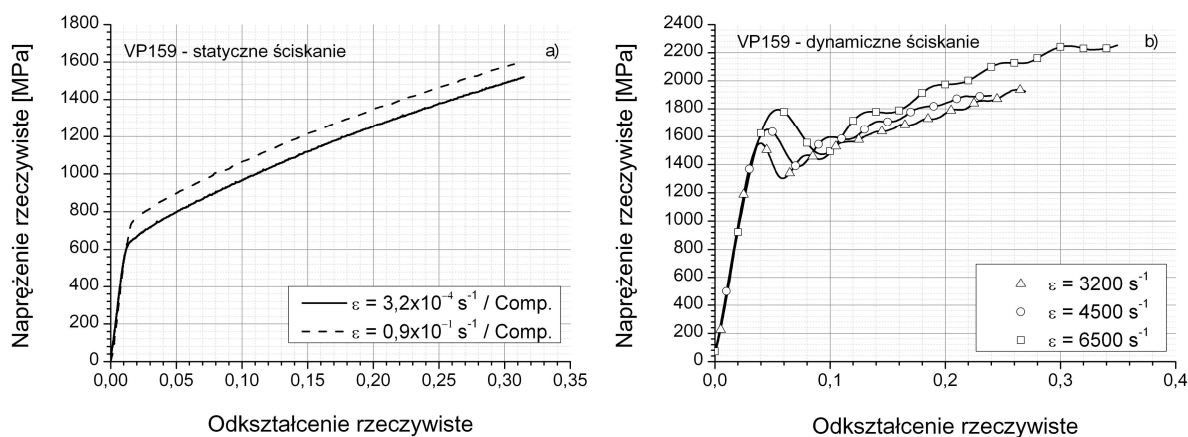
## 2. BADANIA EKSPERYMENTALNE

Skład chemiczny badanego materiału przedstawiono w tabeli 1. Cylindryczne próbki o średnicy 6,0 mm i grubości 3,0 mm wykonano z materiału wyjściowego w postaci blachy, za pomocą obróbki elektroiskrowej.

Tabela 1. Skład chemiczny badanego materiału

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Cr</b>	<b>Mn</b>	<b>N<sub>2</sub></b>
	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
VP159	0,04	0,30	16,50	12,00	0,61

Do wyznaczenia charakterystyk naprężenie-odkształcenie stali VP159, zastosowano dwie techniki badawcze. Pierwszą z nich, wykorzystaną w zakresie quasi-statycznych prędkości deformacji, była maszyna serwo-hydrauliczna Instron 8802 wyposażona w elektromechaniczny ekstensometr. Próby zostały przeprowadzone w warunkach obciążeń ściskających przy dwóch prędkościach deformacji:  $3,2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  oraz  $9 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . W zakresie obciążeń o charakterze dynamicznym zastosowano metodę pręta Hopkinsona uzyskując prędkości odkształcenia  $3,2 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ ;  $4,5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$  oraz  $6,5 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ . Sumarycznie dało to szeroki zakres prędkości deformacji wynoszący ok. 7 rzędów wielkości. Pozwala to dokonać oceny badanych równań konstytutywnych pod kątem ich wrażliwości na prędkość odkształcania



Rys.1. Krzywe naprężenie-odkształcenie stali VP159 uzyskane w warunkach obciążeń statycznych (a) i dynamicznych (b)

Charakterystyka mechaniczna stali VP159 otrzymana dla quasi-statycznych prędkości deformacji została zaprezentowana na Rys. 1(a). Krzywa plastycznego płynięcia, charakteryzująca się silnym efektem umocnienia odkształceniowego, ma współczynnik nachylenia wynoszący 2800 MPa. Silne zjawisko umocnienia jest wywołane mechanizmem bliźniakowania [5] (Twining Induced Plasticity - TWIP). Zwiększenie prędkości deformacji powoduje także wyraźny wzrost wartości naprężenia plastycznego płynięcia, co świadczy o dynamicznym umacnianiu materiału. Krzywe uzyskane w warunkach dynamicznych z wykorzystaniem pręta Hopkinsona przedstawiono na rys.1(b). Z uwagi na bardzo krótki czas

trwania deformacji zjawisko ma charakter adiabatyczny. Aby odnieść wyniki do warunków quasi-izotermicznych zastosowano metodę odkształcania krokowego.

### 3. MODELOWANIE KONSTITUTYWNE

#### 3.1. Model Johnsona-Cooka (JC)

Zależność naprężenia plastycznego płynięcia można przedstawić wykorzystując iloczynową postać równania konstytutywnego, która jest funkcją odkształcenia, prędkości odkształcenia i temperatury [6]:

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = (A + B\varepsilon^n) \left( 1 + C \ln \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right) \left( 1 - \left( \frac{T - T_R}{T_m - T_R} \right)^m \right) \quad (1)$$

gdzie:

A – granica plastyczności dla parametrów odniesienia: temperatury  $T_R$  i prędkości odkształcenia  $\dot{\varepsilon}_0$ ,

B, n – współczynniki umocnienia odkształceniowego,

C – współczynnik umocnienia dynamicznego,

$T_m$  – temperatura topnienia.

W wybranych przypadkach zamiast logarytmicznej postaci równania właściwsze jest zastosowanie zmodyfikowanego wzoru Johnsona-Cooka (MJC), w którym zależność naprężenia plastycznego od prędkości odkształcania ma charakter potęgowy:

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) = (A + B\varepsilon^n) \left( \frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \right)^C \left( 1 - \left( \frac{T - T_R}{T_m - T_R} \right)^m \right) \quad (2).$$

Pozwala to lepiej odwzorować zachowanie materiału o nieliniowej charakterystyce czułości naprężenia plastycznego płynięcia na prędkość deformacji, w szerokim zakresie prędkości deformacji. Funkcja potęgowa nieco lepiej niż logarytmiczna estymuje umocnienie dynamiczne przy prędkości deformacji o wartościach powyżej 1000/s, dla których wzrasta wartość czułości naprężenia na prędkość odkształcania.

Z powodu małej liczby parametrów koniecznych do wyznaczenia w procesie kalibracji modeli JC oraz MJC, są one często stosowane do opisu charakterystyki mechanicznej materiałów, w tym także różnego typu stali. W trakcie wyznaczania parametrów modelu istotne uproszczenie stanowi fakt rozdzielenia równania na trzy niezależne od siebie człony opisujące związek między naprężeniem a odkształceniem, prędkością odkształcenia i temperaturą. Brak sprzężenia pomiędzy wielkościami wejściowymi modelu upraszcza model i jego kalibrację. Skutkuje to jednak stosunkowo wąskim zakresem zastosowania i małą dokładnością modelu. W celu poprawienia zgodności symulacji prowadzonych z wykorzystaniem modelu JC z wynikami eksperymentalnymi parametry równania można wyznaczyć dla warunków zbliżonych do danego zastosowania np. dla zastosowań balistycznych – zastosować kalibrację przy dużych wartościach prędkości deformacji, a w przypadku obróbki plastycznej na ciepło – kalibrację dla podwyższonej temperatury i dużych deformacji.

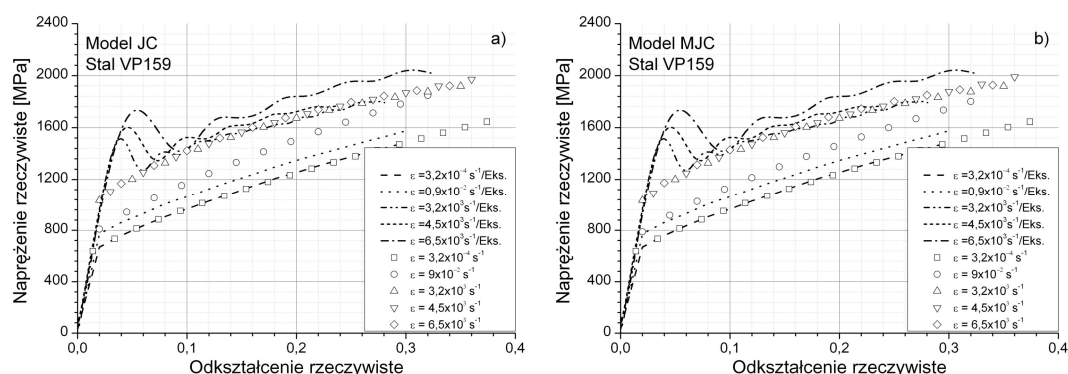
Otrzymane współczynniki równania JC przedstawiono w tabeli 2, natomiast zależności MJC w tabeli 3. Krzywe naprężenie-odkształcenie obliczone na podstawie modelu JC zaprezentowano na rys. 2(a), a dla MJC na rys. 2(b).

Tabela 2. Współczynnik modelu JC

A [MPa]	B [MPa]	n	C	m	$\epsilon_0$ [s <sup>-1</sup> ]	T <sub>R</sub> [K]	T <sub>m</sub> [K]
525	2230	0,7	0,037	0,6	3x10 <sup>-4</sup>	296	1800

Tabela 3. Współczynnik modelu MJC

A [MPa]	B [MPa]	n	C	m	$\epsilon_0$ [s <sup>-1</sup> ]	T <sub>R</sub> [K]	T <sub>m</sub> [K]
525	2230	0,7	0,029	0,6	3x10 <sup>-4</sup>	296	1800



Rys.2. Porównanie danych eksperymentalnych z wynikami obliczonymi na podstawie równań JC(a) i MJC(b)

### 3.2. Model Zerilli-Armstronga (ZA)

Często stosowanym równaniem konstytutywnym jest związek zaproponowany przez Zerilliego i Armstronga (ZA) [7]. W zależności od ułożenia sieci krystalicznej model ZA można przedstawić w postaci, która dla materiałów o strukturze BCC przybiera postać addytywną:

$$\sigma = c_0 + B_0 e^{-(\beta_0 - \beta_1 \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0})T} + K \epsilon^n \quad (3)$$

natomiast dla materiałów o strukturze FCC postać multiplikatywną:

$$\sigma = c_0 + B_0 \epsilon^n e^{-(\beta_0 - \beta_1 \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0})T} \quad (4)$$

gdzie:

- $c_0$ ,  $B_0$ ,  $\beta_0$ ,  $\beta_1$ ,  $K$ ,  $n$  – współczynniki materiałowe,
- $\dot{\epsilon}_0$  – prędkość odkształcenia jako parametr odniesienia.

Równanie ZA, podobnie jak związek JC uwzględnia zależność naprężenia plastycznego płynięcia od odkształcenia, prędkości deformacji oraz temperatury. Nowością w stosunku do równania JC jest wprowadzenie sprzężonego wpływu temperatury i odkształcenia oraz prędkości odkształcenia i temperatury na charakterystykę mechaniczną. Z badań mikrostrukturalnych powszechnie wiadomo, że stale austenityczne mają sieć krystaliczną płasko centrowaną (ang. face centered cubic - FCC), natomiast sieć przestrzenie centrowana (ang. body centered cubic – BCC) występuje w stalach ferrytycznych. Pomimo, że badany materiał posiada strukturę FCC, to w wyniku dużej zawartości dodatków o strukturze BCC, takich jak żelazo, czy chrom ich charakterystyka mechaniczna lub interakcje dyslokacji w skali

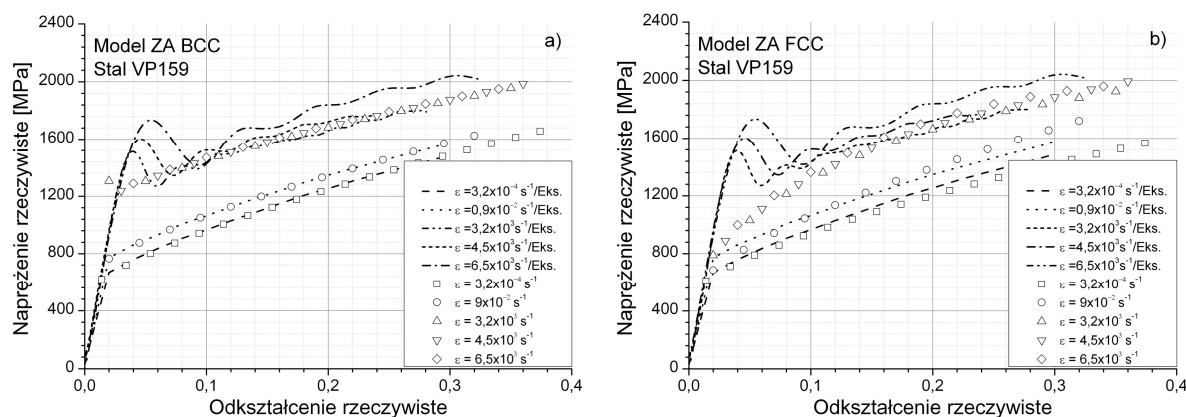
mikrostruktury mogą wykazywać kombinację efektów typowych jednocześnie dla struktur BCC i FCC. Aby ocenić, które z równań lepiej odzwierciedla dane eksperymentalne dokonano obliczeń dla obu przypadków. Wyniki kalibracji równania ZA dla stali krystalizującej w postaci sieci FCC i BCC przedstawiono odpowiednio w tabelach 4 i 5. Natomiast krzywe naprężenie-odkształcenie obliczone na podstawie modelu ZA dla stali o sieci BCC i FCC pokazano odpowiednio na rys. 3(a) i 3(b).

Tabela 4. Współczynnik modelu ZA FCC

$Y_0$ [MPa]	$B_0$ [MPa]	$n$	$\beta_0$	$\beta_1$	$\epsilon_0$ [s <sup>-1</sup> ]	$T_R$ [K]	$T_m$ [K]
480	9600	0,65	0,0052	0,00014	$3 \times 10^{-4}$	296	1800

Tabela 5. Współczynnik modelu ZA BCC

$Y_0$ [MPa]	$B_0$ [MPa]	$K$	$n$	$\beta_0$	$\beta_1$	$\epsilon_0$ [s <sup>-1</sup> ]	$T_R$ [K]	$T_m$ [K]
450	3300	2300	0,7	0,014	0,0005	$3 \times 10^{-4}$	296	1800



Rys.3. Porównanie danych eksperymentalnych z wynikami obliczonymi dla modelu ZA w przypadku stali krystalizującej: (a) w sieci BCC; (b) w sieci FCC

### 3.3. Model Rusinka-Klepaczko (RK)

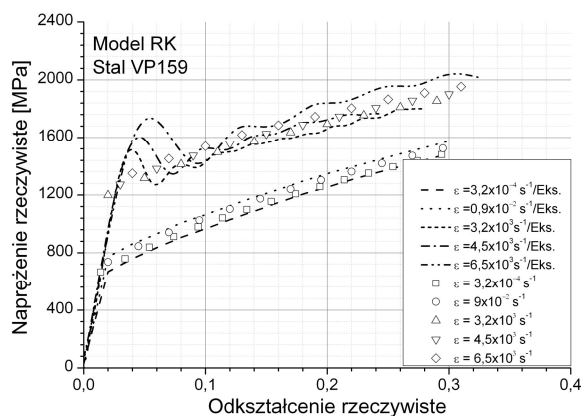
W wielu przypadkach badanych materiałów znacznie dokładniejszy opis zmian właściwości mechanicznych przy obciążeniu dynamicznym w stosunku do przedstawionych w poprzednich podpunktach można uzyskać wykorzystując model zaproponowany przez Rusinka i Klepaczko (RK) [8]. Zgodnie z założeniami tego modelu, naprężenie równoważne można rozłożyć na sumę trzech składników: naprężenia wewnętrznego  $\sigma_\mu$ , naprężenia efektywnego  $\sigma^*$ , oraz naprężenia charakterystycznego  $\bar{\sigma}_{vs}$ . Zależność uwzględnia termiczne osłabienie materiału, które jest spowodowane zmianą modułu Younga oraz zależność naprężenia wewnętrznego od odkształcenia, prędkości odkształcenia oraz temperatury. Występujące w równaniu naprężenie efektywne uwzględnia sprzężone zależności prędkości deformacji i temperatury. Wzór przyjmuje ogólną postać [8]:

$$\bar{\sigma}(\bar{\epsilon}_p, \bar{\dot{\epsilon}}_p, T) = \frac{E(T)}{E_0} \left[ \sigma_\mu(\bar{\epsilon}_p, \bar{\dot{\epsilon}}_p, T) + \sigma^*(\bar{\dot{\epsilon}}_p, T) \right] + \bar{\sigma}_{vs}(\bar{\dot{\epsilon}}_p) \quad (5)$$

Wyniki kalibracji modelu RK przedstawiono w tabeli 6, natomiast krzywe naprężenie-odkształcenie obliczone na jego podstawie na rys. 4.

Tabela 6. Współczynnik modelu RK

$\theta$	$B_0$	$u$	$\sigma_0$	$D_1$	$m$	$n_0$	$D_2$	$E0$ [GPa]	$Tm$ [K]	$\epsilon_{min}$	$\epsilon_{max}$
0,1	2560	0,05	1500	0,5	7	0,54	0,28	200	1800	$10^{-5}$	$10^7$



Rys.4. Porównanie danych eksperymentalnych z wynikami obliczonymi dla modelu RK

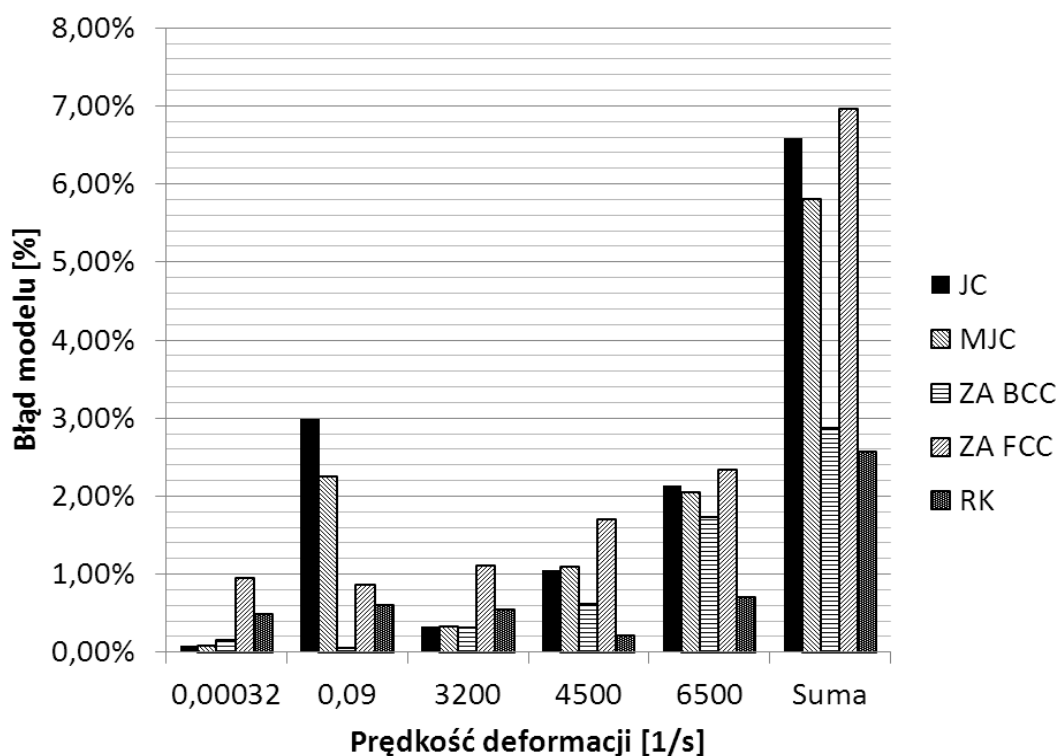
#### 4. Dyskusja oraz uwagi podsumowujące

W pracy zaprezentowano wyniki badań doświadczalnych stali VP159 przeprowadzonych w szerokim zakresie prędkości odkształcania. Wyniki tych badań wykorzystano do weryfikacji wybranych trzech modeli konstytutywnych.

Analiza wskazuje, że modele JC oraz MCJ bardzo dobrze odwzorowują krzywą napężenie-odkształcenie w zakresie statycznym przy prędkości  $3,2 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ , natomiast dla wyższej prędkości ( $0,9 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ ) oba przeszacowują wartość napężenia. Wspomniane modele dobrze opisują zjawisko adiabatycznego nagrzewania i związane z nim osłabienie materiału w trakcie deformacji z wykorzystaniem pręta Hopkinsona. Jednak efekt umocnienia dynamicznego jest słabo odwzorowany. Również napężenie charakterystyczne, które powoduje zwiększenie stopnia dynamicznego umocnienia przy dużych prędkościach deformacji jest opisane w niezadowalający sposób. Zastosowanie funkcji potęgowej do opisu umocnienia dynamicznego w równaniu MJC nieco zmniejsza błąd między przewidywaną a rzeczywistą wartością napężenia w porównaniu do JC.

Model ZA dla stali krystalizującej w sieci FCC, który podobnie jak JC ma postać multiplikatywną, słabo odwzorowuje charakterystykę napężenie-odkształcenie zarówno w zakresie statycznym, jak i dynamicznym.

W przypadku modelu ZA dla sieci BCC można zaobserwować dobre dopasowanie krzywych w szerokim zakresie prędkości deformacji, a także dobry opis zjawiska osłabienia termicznego. Jednak napężenie charakterystyczne w tym modelu nie jest uwzględnione, przez co brak jest zauważalnego wzrostu czułości na prędkość deformacji w zakresie dużych prędkości odkształcania.



Rys.5. Wartość błędu modelu dla poszczególnych równań konstytutywnych

Porównanie modeli zastosowanych do opisu zachowania mechanicznego stali austenitycznej VP159 pozwala wnioskować, że model ZA dla sieci BCC daje znacznie lepsze rezultaty niż ZA dla sieci FCC. Pomimo, że mikrostruktura badanego materiału ma sieć krystalograficzną FCC, to jednak dodatki stopowe o sieci BCC zmieniają makroskopowe zachowanie mechaniczne materiału. Zostało to również potwierdzone w pracy [9].

Krzywe obliczone na podstawie modelu RK są zbliżone do danych eksperymentalnych. Jednak w zakresie statycznym występuje niewielka rozbieżność wartości naprężenia plastycznego płynięcia. Jest ona nieco większa niż ZA BCC i mniejsza niż w pozostałych przypadkach. Efekt osłabienia termicznego jest dobrze przewidywany. Wzrost zjawiska dynamicznego umocnienia w zakresie dużych prędkości deformacji jest wyraźnie widoczny. Wynika to z zastosowania w równaniu RK dodatkowego członu opisującego naprężenie charakterystyczne.

Krzywe eksperymentalne można porównać z obliczonymi uwzględniając opisującą błąd modelu określany za pomocą następującego związku:

$$\delta\sigma = \int \frac{|\bar{\sigma}(\varepsilon) - \sigma(\varepsilon)|}{\sigma(\varepsilon)} d\varepsilon \quad (6)$$

gdzie  $\bar{\sigma}(\varepsilon)$  oznacza wyniki eksperymentalne, natomiast  $\sigma(\varepsilon)$  dane obliczone. Efekt takiego porównania zaprezentowano na rys. 5. Wykres przedstawia zarówno błąd modelu wyznaczony dla poszczególnych prędkości deformacji jak i błąd całkowity, który jest sumą dla wszystkich rozpatrywanych wartości prędkości odkształcenia.

## LITERATURA

1. Hwang B., Lee T.H., Park S.J., Oh C.S., Kim S.J.: Correlation of austenite stability and ductile-to-brittle transition behavior of high-nitrogen 18Cr–10Mn austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*, 24, 528, 2011, s. 7257-7266.
2. Kim Y.S., Nam S., Kim S.J.: Strain rate dependence of deformation behavior of high-nitrogen austenitic steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 187-188, 2007, s. 575-577.
3. Berns H., Riedner S., Gavriljuk V., Petrov Y., Weihrauch A.: Microstructural changes in high interstitial stainless austenitic steels due to ballistic impact. *Materials Science and Engineering: A*, 13-14, 528, 2011, s. 4669-4675.
4. Bhav Singh B., Sivakumar K., Balakrishna Bhat T.: Effect of cold rolling on mechanical properties and ballistic performance of nitrogen-alloyed austenitic steels. *International Journal of Impact Engineering*, 4, 36, 2009, s.611-620.
5. Bouaziz O., Guelton N.: Modelling of TWIP effect on work-hardening. *Materials Science and Engineering: A*, A319–321, 2001, s.246–249.
6. Johnson G. R., Cook W. H.: A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. *Proceedings of Seventh International Symposium on Ballistics, The Hague, The Netherlands 1983*, s. 541–547.
7. Zerilli F. J., Armstrong R. W.: Dislocation-mechanics-based constitutive relation for material dynamics calculations. *Journal of Applied Physics*, 5, 61, 1987, s. 1816-1826.
8. Rusinek A., Klepaczko J. R.: Shear testing of sheet steel at wide range of strain rates and a constitutive relation with strain-rate and temperature dependence of the flow stress. *International Journal of Plasticity*, 1, 17, 2001, s. 87-115.
9. Abed F. H., Voyiadjis G. Z.: Plastic deformation modeling of AL-6XN stainless steel at low and high strain rates and temperatures using a combination of bcc and fcc mechanisms of metals. *International Journal of Plasticity*, 21, 2005, s. 1618-1639.

## **APPLICATION OF SELECTED CONSTITUTIVE EQUATIONS TO MECHANICAL BEHAVIOUR DESCRIPTION OF VP159 HIGH-NITROGEN STEEL**

Summary. This work presents a comparison of experimental and theoretical stress-strain characteristics of the VP159 steel. Predictions were made using selected constitutive models reflecting static and dynamic loading conditions.. The models were calibrated using experimental data obtained at wide range of strain rates. The tests were carried out under compressive loading conditions using both servo-hydraulic testing machine and Split Hopkinson Pressure Bar.