

INTERPRETACJA WYNIKÓW SPĘCZANIA PRÓBEK PŁASKICH W ASPEKCIE OTRZYMYWANIA PARAMETRÓW REOLOGICZNYCH

BERNARD KOWALSKI

METHOD OF INTERPRETATION OF RESULTS OF PLANE STRAIN COMPRESSION TESTS FOR EVALUATION OF RHEOLOGICAL PARAMETERS OF MATERIALS

Abstract

Plane strain compression tests to investigate effects of heterogeneity of deformation for various initial specimen geometries have been carried out. Equations for correction of nominal strain and strain rate to slip line field strain and strain rate have been developed and applied to experimental flow stress - strain data. Investigation of the deformed specimens showed evidence of changing friction conditions during deformation, therefore, a simple function allowing friction to change was applied. The corrections eliminate the geometry effect observed in the initial data. Correction method for experimental load-displacement data has been developed and it was used in a two dimensional finite element model applied as a direct model in the inverse technique. Capabilities of the inverse technique when it is applied to plane strain compression tests were verified for various dimensions of the specimens and compared with the analytical correction method.

1. WPROWADZENIE

Modelowanie procesów odkształcania materiałów, przy zastosowaniu metody elementów skończonych, stało się dogodnym i użytecznym narzędziem do wspomagania projektowania technologii, optymalizacji parametrów procesów oraz kształtu narzędzi. Postęp, jaki dokonał się w zastosowaniu metod numerycznych sprawił, że dokładność wyników otrzymanych z modelu opartego na metodzie elementów skończonych zależy obecnie przede wszystkim od dokładności opisu warunków brzegowych oraz odkształcanego materiału. Naprężenie uplastyczniające jest jednym z głównych parametrów wpływających na jakość obliczeń. Próby plastometryczne są powszechnie stosowane do

otrzymywania krzywych umocnienia jako funkcji parametrów procesu. Spójna interpretacja wyników tych prób jest jednak często problematyczna, dlatego rozwiązanie tego problemu jest głównym celem niniejszej pracy.

Zalety i wady różnych prób plastometrycznych takich jak rozciąganie, skręcanie oraz spęczanie próbek osiowo symetrycznych są powszechnie znane. Wyniki próby rozciągania są ograniczone poprzez szyjkę, która powstaje już dla małych odkształceń. Tarcie oraz tworzenie się becзки powoduje trudności w interpretacji prób spęczania próbek osiowo symetrycznych dla większych odkształceń. Skręcanie pozwala co prawda na otrzymanie większych odkształceń niż przy próbie rozciągania, jednak stopniowe zmienianie się na-

prężenia, prędkości odkształcenia oraz mikrostruktury wzdłuż promienia, a także przypadkowe zmiany ich wartości na długości próbki powodują że interpretacja wyników tej próby jest bardzo trudna. Wspomniane wyżej trudności w interpretacji wyników prób rozciągania, skręcania i spęczniania próbek osiowo-symetrycznych oraz fakt, że płaski stan odkształcenia odpowiada wielu procesom przeróbki plastycznej, doprowadził do opracowania próby spęczniania próbek płaskich. Ponieważ podobnie jak w pozostałych próbach plastometrycznych, przy spęcznianiu próbek płaskich występują znaczne niejednorodności rozkładu odkształceń, prędkości odkształcenia i temperatury, w różnych ośrodkach naukowych zostały podjęte próby wyeliminowania zakłóceń powodowanych przez wspomniane niejednorodności.

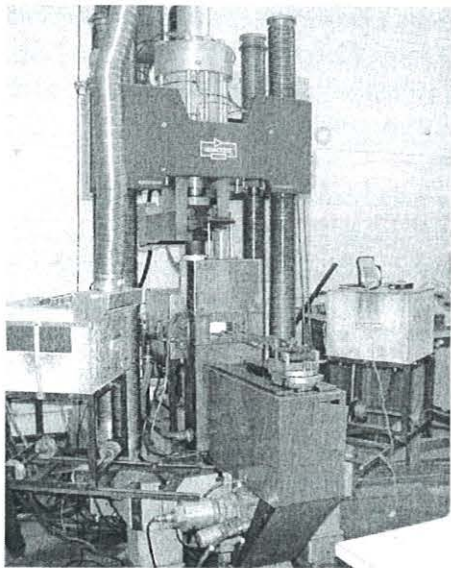
W pracy (Kowalski 2003) omówiono szczegółowo metody interpretacji wyników z tej próby opracowane przez różnych autorów. W niniejszej pracy przedstawione jest rozwiązanie proponowane przez autora oraz porównanie wyników interpretacji dla różnych wielkości próbek i różnych materiałów.

Zasadniczym celem niniejszej pracy jest opracowanie metody interpretacji, która umożliwi uwzględnienie niejednorodności odkształcenia pozwalając na uzyskanie krzywych umocnienia niezależnych od początkowych wymiarów próbek.

2. OPIS DOŚWIADCZENIA

Próby spęczniania zostały przeprowadzone na Uniwersytecie w Sheffield w Wielkiej Brytanii na maszynie Servotest o maksymalnym nacisku 500 kN z komputerowym systemem kontroli (Rys. 1). Składy chemiczne badanych materiałów podano w tablicy 1.

Przygotowane próbki ze stali ultra niskowęglowej



Rysunek 1. Maszyna wytrzymałościowa Servotest.

o wymiarach 30 mm x 10 mm x 50 mm zostały pokryte 15 mm warstwą chromu. Jako smar zostało użyte szkło. Przed wykonaniem próby próbki były przez 20 min wygrzewane w temperaturze 1100°C, dalej ochłodzone na powietrzu do temperatury próby i następnie tuż przed spęcznianiem trzymane w piecu, w którym wykonuje się spęcznianie przez 2 minuty w celu wyrównania temperatury w próbce. Spęcznianie próbek stalowych odbywało się w trzech temperaturach 950, 1000 i 1050°C przy trzech nominalnych prędkościach odkształcenia 1, 7,5 i 49 s⁻¹. Końcowe nominalne odkształcenie zastępcze wynosiło dla każdej próbki ok. 1,5–2,0. Podczas próby rejestrowana była siła, przemieszczenie narzędzia oraz temperatura w funkcji czasu. Spęcznione próbki były natychmiast chłodzone wodą do temperatury pokojowej.

Próbki aluminiowe były spęczniane w temperaturach 300 i 400°C przy nominalnych prędkościach odkształcenia 0,5, 3 i 20 s⁻¹. Próbki miały szerokość 30 mm, długość 50 mm oraz trzy grubości początkowe 2,5, 5 i 10 mm. Do smarowania zostały zastosowane dwa rodzaje smarów: grafit i teflon (PTFE). Podobnie jak w poprzednim przypadku podczas próby rejestrowane były siła, przemieszczenie i temperatura.

3. RÓWNANIA KONSTITUTYWNE

W pracy zastosowano model krzywych płynięcia, który został przedstawiony między innymi przez Sellarsa w pracy (Sellars i Tegart 1966) oraz rozwinięty przez Davenporta i in. 1999):

$$\sigma_p = \sigma_0 + (\sigma_{ss(e)} - \sigma_0) \left[1 - \exp\left(-\frac{\epsilon}{\epsilon_r}\right) \right]^2 - R \quad (3.1)$$

gdzie:

$$R = \begin{cases} 0 & \epsilon \leq \epsilon_c \\ (\sigma_{ss(e)} - \sigma_{ss}) \left\{ 1 - \exp\left[-\left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_{xr} - \epsilon_c}\right)^2\right] \right\} & \epsilon > \epsilon_c \end{cases} \quad (3.2)$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{def}}{RT_{def}}\right) \quad (3.3)$$

$$\sigma_0 = \frac{1}{\alpha_0} \sinh^{-1}\left(\frac{Z}{A_0}\right)^{\frac{1}{n_0}}$$

Tablica 1. Skład chemiczny badanych materiałów.

Material	%Mg	%Cr	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Al	%Ti	Nppm
AA5250	2,5	0,25	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----
ULC - A	-----	-----	0,003	0,02	0,22	0,074	0,014	<0,005	0,009	31
ULC - B	-----	-----	0,005	0,02	0,22	0,020	0,017	0,013	0,08	24

$$\sigma_{ss(e)} = \frac{1}{\alpha_{sse}} \sinh^{-1} \left(\frac{Z}{A_{sse}} \right)^{n_{sse}}, \quad (3.4)$$

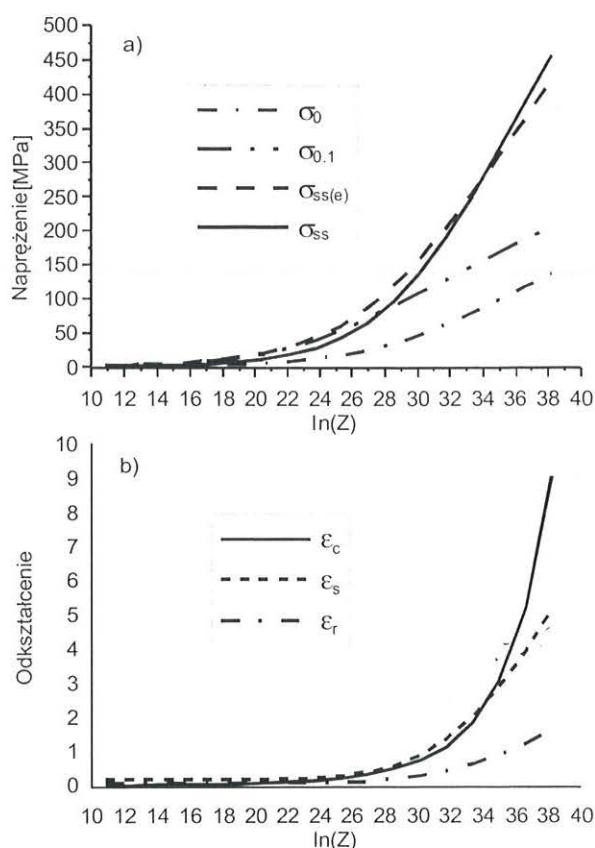
$$\sigma_{ss} = \frac{1}{\alpha_{ss}} \sinh^{-1} \left(\frac{Z}{A_{ss}} \right)^{n_{ss}}$$

$$\varepsilon_r = \left[q_1 + q_2 (\sigma_{ss(e)})^p \right] \frac{1}{3,23}, \quad \varepsilon_{xr} - \varepsilon_c = \frac{\varepsilon_{xs} - \varepsilon_c}{1,98}, \quad (3.5)$$

$$\varepsilon_c = C_c \left(\frac{Z}{\sigma_{ss(e)}^2} \right)^{N_c}, \quad \varepsilon_{xs} - \varepsilon_c = C_x \left(\frac{Z}{\sigma_{ss(e)}^2} \right)^{N_x}$$

Funkcja R określona wzorem (3.2) przyjmuje wartość różną od zera, gdy podczas odkształcania zachodzi oprócz zjawiska umocnienia i dynamicznego zdrowienia dynamiczna rekrytalizacja. ε_c jest odkształceniem dla maksymalnego naprężenia, a pozostałe oznaczenia $\alpha_0, \alpha_{sse}, \alpha_{ss}, n_0, n_{sse}, n_{ss}, A_0, A_{sse}, A_{ss}, q_1, q_2, C_c, N_c, C_x, N_x$ definiują stałe określone empirycznie.

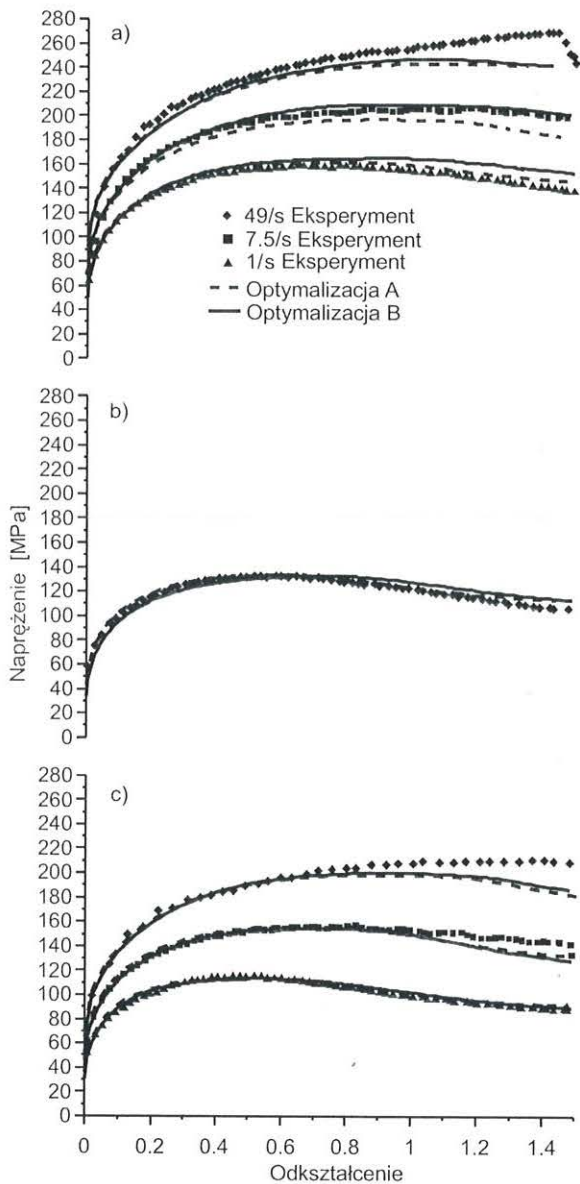
Model ten pozwala na opis krzywych, w których występuje dynamiczna rekrytalizacja, jak i krzywych, w których występuje tylko umocnienie i dynamiczne zdrowienie. Zastosowanie metodyki optymalizacji (Kowalski i in. 2000) pozwala na zachowanie poprawnej relacji pomiędzy charakterystycznymi naprężeniami i odkształceniami (rys. 2). Punkty przecięcia odkształcenia krytycznego ε_c z odkształceniem początku stanu ustalonego ε_s oraz naprężenia charakterystycznego $\sigma_{ss(e)}$ (stan ustalony gdy nie występuje dynamiczna rekrytalizacja) z naprężeniem σ_{ss} stanu ustalonego dla dynamicznej rekrytalizacji występują dla takich samych wartości parametru Zenera-Holomona. Na rysunku 3 przedstawione jest dopasowanie krzywych obliczonych na podstawie zoptymalizowanych równań konstytutywnych do krzywych otrzymanych z próby.



Rysunek 2. Stal A – Zależność charakterystycznych naprężeń (a) i charakterystycznych odkształceń (b) od parametru Zenera-Holomona.

4. KOREKTA WPŁYWU TARCIA I NIEJEDNORODNOŚCI ODKSZTAŁCENIA OPARTA NA TEORII LINII POŚLIZGU

Dla potrzeb analizy wpływu niejednorodności odkształcenia na wyznaczenie naprężenia uplastyczniającego zostały przeprowadzone próby spęczania próbek płaskich dla różnych grubości początkowych. W celu wyznaczenia poprawnych krzywych umocnienia zostały opracowane i zastosowane równania oparte na teorii linii poślizgu korygujące naprężenie uplastyczniające ze względu na rzeczywistą prędkość odkształcenia i odkształcenie. Badania powierzchni odkształconych próbek wykazały, że współczynnik tarcia zmienia się podczas próby. Współczynnik ten został więc wprowadzony jako liniowa funkcja przemieszczenia narzędzia. Celem bieżącej sekcji jest przedstawienie opracowanego zestawu równań pozwalających na otrzymanie krzywych płynięcia niezależnych od



Rysunek 3. Porównanie krzywych naprężenie odkształcenie obliczonych na podstawie zoptymalizowanych równań konstytutywnych z krzywymi otrzymanymi z próby spęcznia dla stali ultra niskowęglowych A i B, gdzie początkowe temperatury próby wynosiły 950°C (a), 1000°C (b) i 1050°C (c).

początkowych wymiarów próbki.

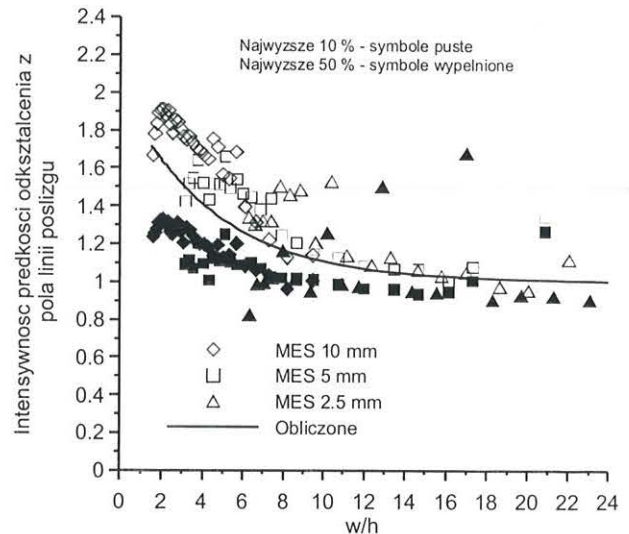
4.1. Metodyka korekty

Wyniki otrzymane na podstawie modelowania metodą elementów skończonych (Mirza i Sellars 2001) pokazały, że prędkości odkształcenia w polu linii poślizgu nie pozostają stałe nawet dla nominalnej wartości prędkości odkształcenia obliczonej następująco:

$$\dot{\epsilon} = \frac{v}{h} f \quad (4.1)$$

gdzie v – prędkość narzędzia, h – chwilowa wysokość próbki, f – współczynnikiem pozwalający na oblicze-

nie odkształcenia rzeczywistego (Sellars i in. 1976, Shi i in. 1997, Silk i van der Winden 1999). Na rysunku 4 można zauważyć, że intensywność prędkości odkształcenia obliczona z pola linii poślizgu jako średnia z 10% lub 50% najwyższych wartości intensywności prędkości odkształcenia silnie zależy od bieżącej grubości próbki do momentu, kiedy stosunek w/h osiąga wartość około 10 (w – szerokość narzędzia).



Rysunek 4. Znormalizowana intensywność prędkości odkształcenia z pola linii poślizgu w funkcji w/h (Mirza i Sellars 2001).

Na rysunku 4 widać również, że intensywność prędkości odkształcenia z pola linii poślizgu obliczona jako 50% najwyższych wartości z odkształcanego obszaru na początku odkształcenia dla próbek o grubości początkowej 10 mm jest około 20% wyższa niż dla próbki 2,5 mm ($w/h = 6$). Prędkość odkształcenia obliczona z pola linii poślizgu dla 10% najwyższych wartości jest około 70% wyższa. Zakładając, że rzeczywista prędkość odkształcenia leży pomiędzy dwiema krzywymi otrzymanymi dla 10% i 50% najwyższych prędkości odkształcenia, tak jak to jest przedstawione na rysunku 4, do opisu jej zależności od stosunku w/h można użyć następującego równania:

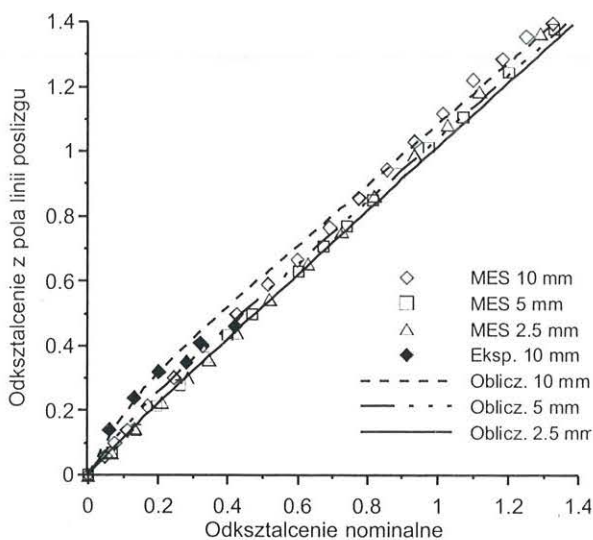
$$\frac{\dot{\epsilon}_{SLF}}{\dot{\epsilon}_{nom}} = 1 + A \exp\left(-\frac{\frac{w}{h} - 1}{B}\right) \quad (4.2)$$

gdzie stałe A i B mogą być wyznaczone empirycznie, optymalizując zgodność pomiędzy krzywymi naprężenie–odkształcenie dla próbek o różnych grubościach początkowych. Wartości tych stałych podane są w tabelicy 2.

Tabela 2. Stałe dla równania (4.2).

Stała	Wartość
A	0,8
B	4,5

Na rysunku 5 przedstawiona jest intensywność prędkości odkształcenia z pola linii poślizgu dla trzech grubości początkowych próbki jako funkcja odkształcenia nominalnego. W tym przypadku intensywność odkształcenia z pola linii poślizgu została wyznaczona w tych samych punktach, w których znajdowało się 50% najwyższych wartości intensywności prędkości odkształcenia. W pracy Mirzy i Sellarsa (2001) zostało pokazane, że różnica pomiędzy odkształceniami obliczonymi z punktów gdzie znajdowało się 50% i 10% najwyższych wartości prędkości odkształcenia, jest nieznaczna.



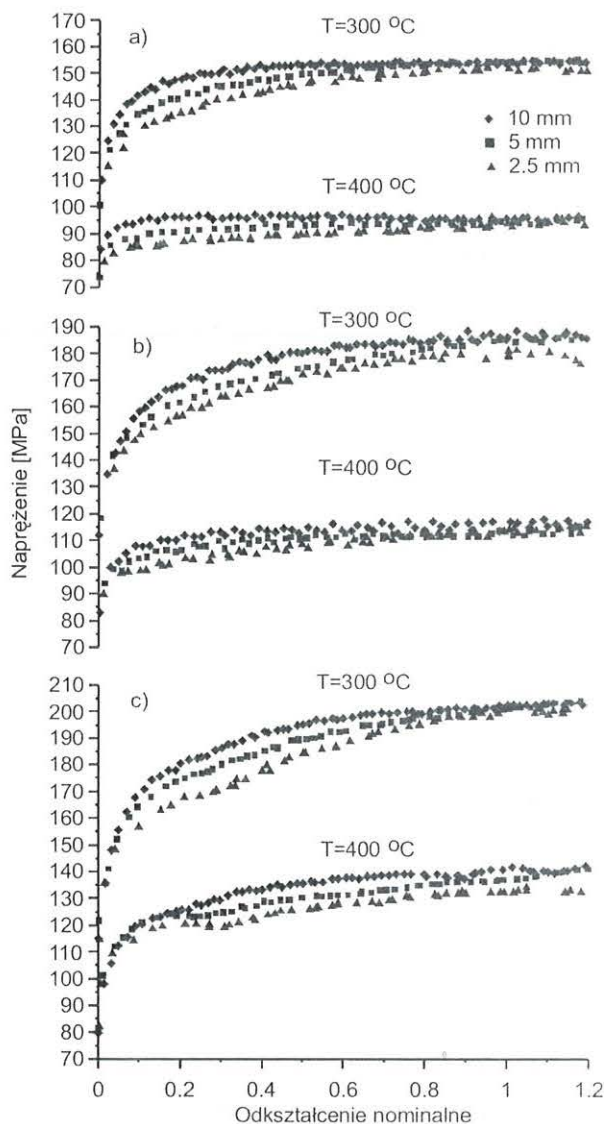
Rysunek 5. Intensywność odkształcenia z pola linii poślizgu w funkcji odkształcenia nominalnego.

Na rysunku 5 widać znaczące różnice pomiędzy odkształceniami z pola linii poślizgu otrzymanymi dla różnych grubości początkowych próbek, szczególnie w początkowych stadiach odkształcenia. Związek pomiędzy odkształceniem z pola linii poślizgu i odkształceniem nominalnym, zależny także od grubości początkowej próbki, może być przedstawiony w następujący sposób:

$$\epsilon_{SLF} = 1,25 \cdot 10^{-2} h_o \sin\left(\frac{1}{\epsilon_{nom} + 0,32}\right) + \epsilon_{nom} \quad (4.3)$$

Dla potrzeb niniejszej pracy eksperymentalne krzywe siła – przemieszczenie zostały skorygowane ze względu na poszerzenie próbki oraz tarcie pomiędzy narzędziem a próbką za pomocą tradycyjnych metod szczegółowo opisanych w pracy Silka i van der Windena (1999), w celu otrzymania krzywych intensywność naprężenia – intensywność odkształcenia. Nagrzewanie się próbki podczas odkształcenia obliczone zostało za pomocą programu „Foster” (Hand i in. 2000) opracowanego na Sheffield University w Wielkiej Brytanii. Krzywe te zostały następnie użyte do obli-

czenia odpowiadających im krzywych izotermicznych (Davenport i in. 1999), przedstawionych na rys. 6 dla smaru grafitowego oraz dla smaru teflonowego (rys. 7).

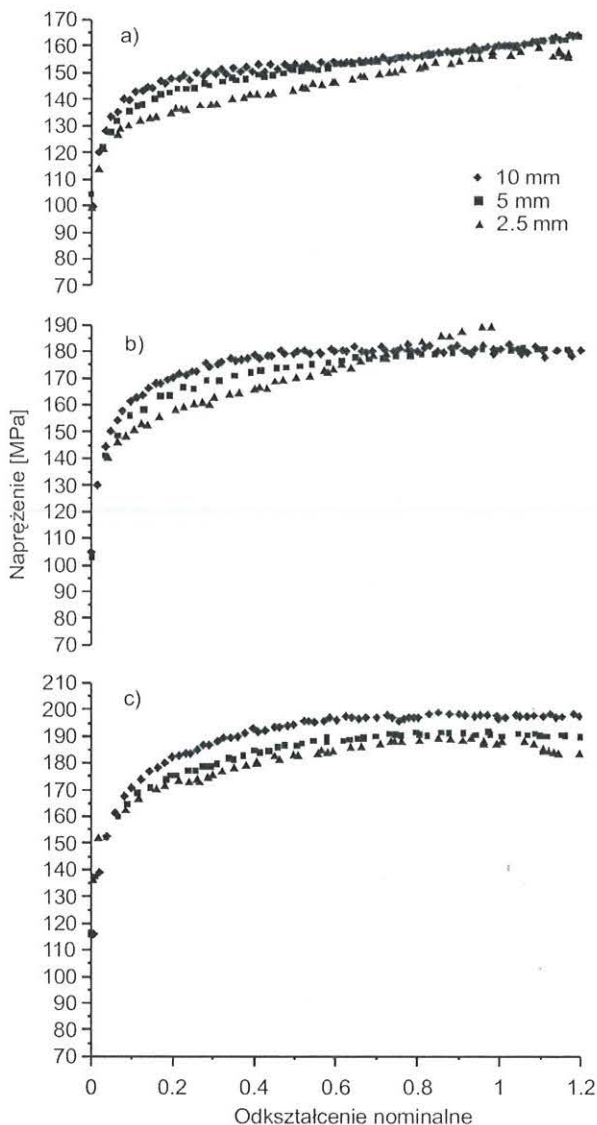


Rysunek 6. Izotermiczne krzywe naprężenie – odkształcenie dla trzech prędkości odkształcenia a) 0,5 s⁻¹, b) 3 s⁻¹ oraz c) 20 s⁻¹ i dwóch temperatur dla próbek aluminiowych (Al5052) smarowanych grafitem, obliczonych przy założeniu stałego współczynnika tarcia.

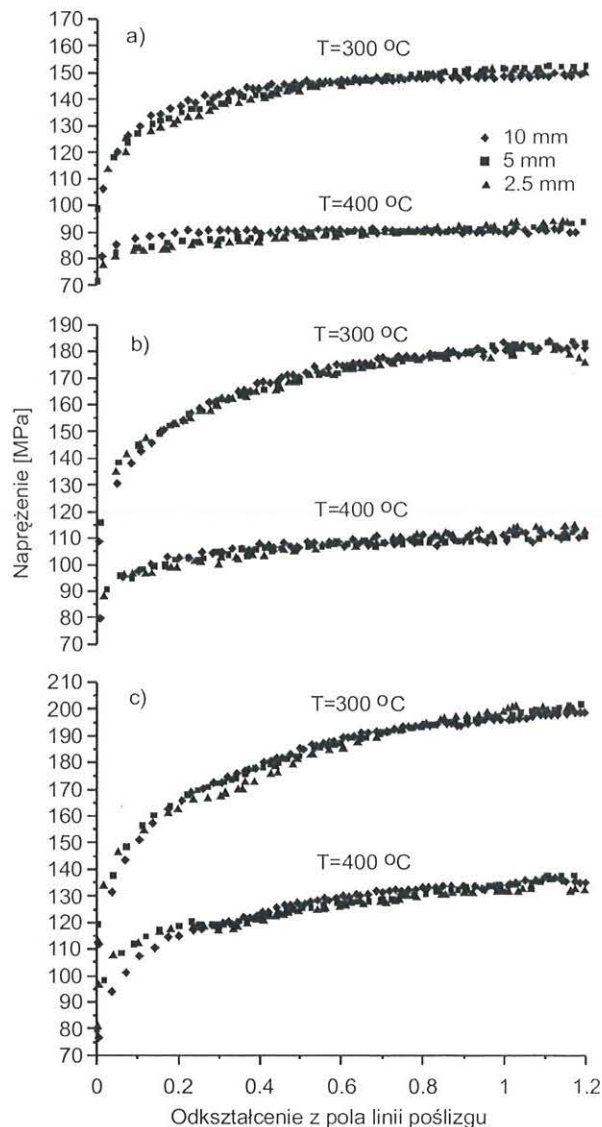
Dla temperatury 400°C teflon nie zapewnił dostatecznie dobrego smarowania, powodując problemy z interpretacją wyników, dlatego wyniki dla tej temperatury zostały pominięte.

Na rysunku 6 można zauważyć, że dla odkształceń niższych niż 0,8 pojawiają się, odpowiednio dla różnych grubości początkowych próbek, widoczne różnice w naprężeniach. Rysunek 7 przedstawia podobny wpływ grubości próbek na krzywe umocnienia otrzymane dla próbek smarowanych teflonem (PTFE).

Zastosowanie korekty wraz z wcześniej opisanymi procedurami optymalizacji (Kowalski i in. 2000)



Rysunek 7. Izotermiczne krzywe naprężenie–odkształcenie dla trzech prędkości odkształcenia a) $0,5 \text{ s}^{-1}$, b) $3,0 \text{ s}^{-1}$, c) 20 s^{-1} i 300°C dla próbek aluminiowych (AA5052) smarowanych teflonem (PTFE) przy założeniu stałego współczynnika tarcia $0,001$.



Rysunek 8. Izotermiczne krzywe naprężenie–odkształcenie skorygowane ze względu na odkształcenie i prędkość odkształcenia z pola linii poślizgu dla trzech prędkości odkształcenia a) $0,5 \text{ s}^{-1}$, b) $3,0 \text{ s}^{-1}$, c) 20 s^{-1} oraz dwóch temperatur 300°C i 400°C dla próbek aluminiowych (AA5052) z zastosowanym smarem grafitowym, przy założeniu stałego współczynnika tarcia $0,03$ dla 300°C oraz $0,05$ dla 400°C .

zastosowanymi do otrzymania parametrów równań (4.2) i (4.3) pozwoliło na uzyskanie krzywych przedstawionych na rysunkach 8 i 9. Można tu zauważyć że, zarówno dla smaru grafitowego (rys. 8) jak i dla próbek smarowanych teflonem (PTFE) (rys. 9), występuje dobra zgodność pomiędzy krzywymi otrzymanymi dla różnych grubości początkowych próbek. Niestety dla wyższych odkształceń krzywe te nie osiągną stanu ustalonego, co powinno mieć miejsce dla rozpatrywanego materiału (AA5250) przy takich warunkach odkształcenia.

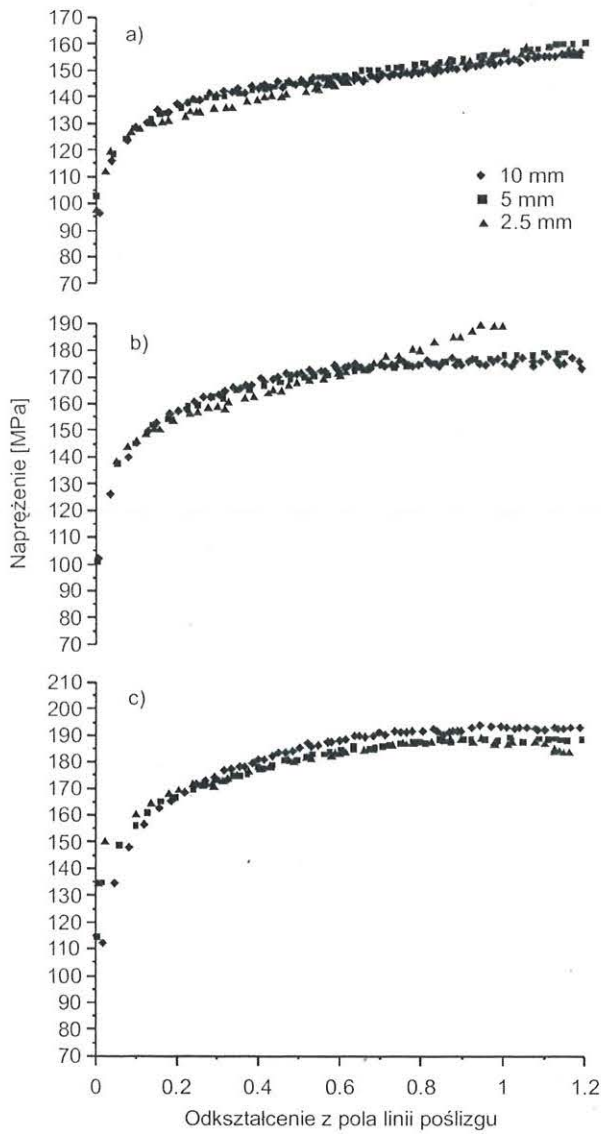
Na podstawie obserwacji powierzchni odkształconych próbek (rys. 10) można zauważyć, że warstwa grafitu, którym pokryte były próbki, jest bardziej zdegradowana na próbkach o grubości początkowej 10 mm niż na próbkach o grubości 5 mm. Ponadto war-

stwa grafitu na próbkach o grubości początkowej 5 mm jest bardziej zniszczona niż na próbkach o grubości 2,5 mm. Można z tego wyciągnąć wniosek, że współczynnik tarcia zmienia się podczas odkształcania próbki. Na podstawie tych obserwacji, została wprowadzona liniowa zależność pomiędzy współczynnikiem tarcia μ i przemieszczeniem narzędzia δ :

$$\mu(\delta) = \mu_0 + c(\delta) \quad (4.3)$$

gdzie μ_0 jest początkową wartością współczynnika tarcia a c jest stałą.

Dodatkowo w optymalizacji założono, że krzywe powinny osiągać stan ustalony. W tym celu minimalizowane było także nachylenie krzywych powyżej odkształcenia równego 1.0. Optymalne wartości μ_0 i c przedstawione są w tabelicy 3.

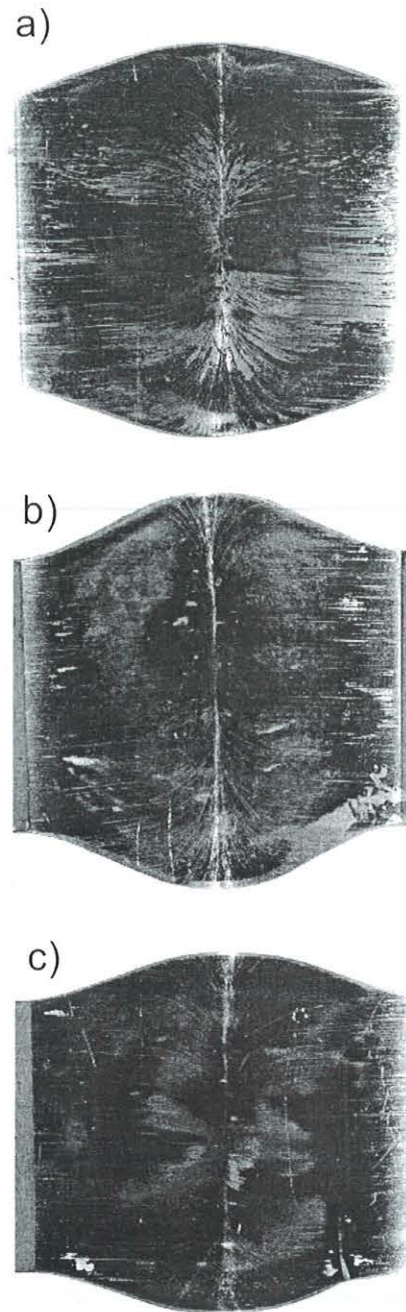


Rysunek 9. Izotermiczne krzywe napężenie–odkształcenie skorygowane ze względu na odkształcenie i prędkość odkształcenia z pola linii poślizgu dla trzech prędkości odkształcenia a) $0,5 \text{ s}^{-1}$, b) $3,0 \text{ s}^{-1}$, c) 20 s^{-1} i 300°C dla próbek aluminiowych (AA5052) z zastosowanym smarem teflonowym, przy założeniu stałego współczynnika tarcia $0,001$.

Tablica 3. Optymalne współczynniki równania 4.4 dla dwóch temperatur:

Temperatura [$^\circ\text{C}$]	Grafit	
	μ_0	c
300	0,030	0,0041
400	0,044	0,0055

Krzywe obliczone dla zmieniającego się współczynnika tarcia przedstawione są na rysunku 11. Na rysunku 12 przedstawione jest porównanie skorygowanych krzywych otrzymanych w wyniku odkształcania próbek smarowanych grafitem i teflonem. Można tu zauważyć dobrą zgodność krzywych uzyskanych

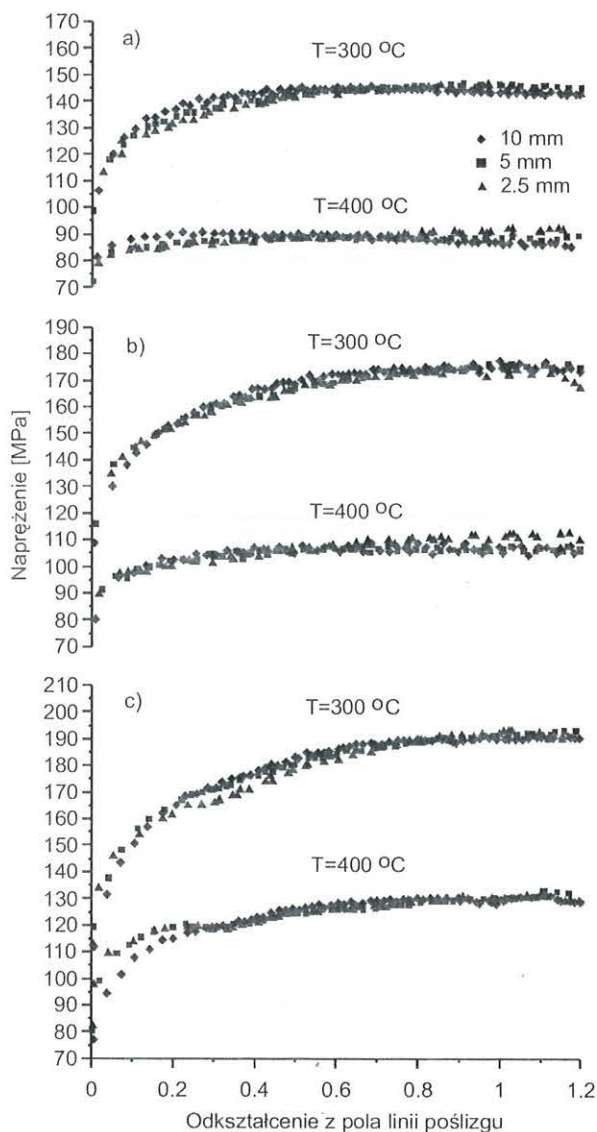


Rysunek 10. Zdjęcia powierzchni odkształconych próbek dla trzech grubości początkowych a) $h_0 = 10,03 \text{ mm}$, $h_f = 1,30 \text{ mm}$, b) $h_0 = 5,04 \text{ mm}$, $h_f = 0,62 \text{ mm}$ and c) $h_0 = 2,52 \text{ mm}$, $h_f = 0,47 \text{ mm}$, gdzie h_0 , h_f są odpowiednio grubościami początkową i końcową.

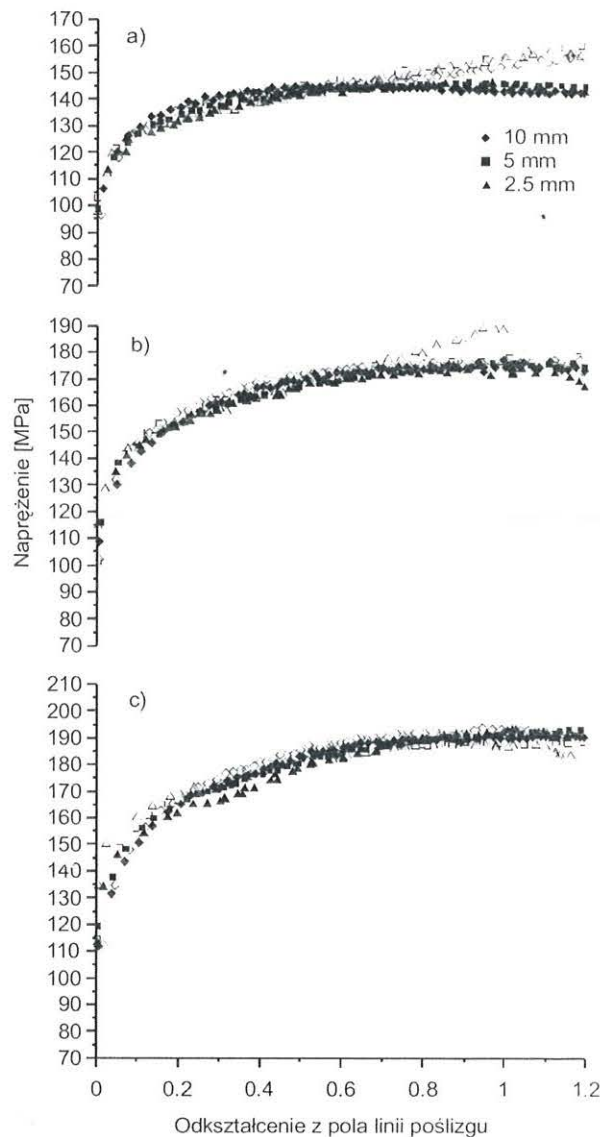
dla różnych warunków smarowania, z wyjątkiem przypadków gdzie dla wyższych odkształceń wystąpiło znaczne zniszczenie warstwy smarującej (teflonu).

4.2. Analiza wyników

Jak wspomniano w poprzednim podrozdziale, wyniki modelowania z zastosowaniem metody elementów skończonych sugerują, że rozkład intensywności prędkości odkształcenia w spęczaniu próbek w płaskim stanie odkształcenia jest determinowany głów-



Rysunek 11. Izotermiczne krzywe napężenie-odkształcenie skorygowane ze względu na odkształcenie i prędkość odkształcenia z pola linii poślizgu dla trzech prędkości odkształcenia a) $0,5 \text{ s}^{-1}$, b) $3,0 \text{ s}^{-1}$, c) 20 s^{-1} oraz dwóch temperatur dla próbek aluminiowych (AA5052) z zastosowanym smarem grafitowym, przy założeniu zmieniającego się współczynnika tarcia.

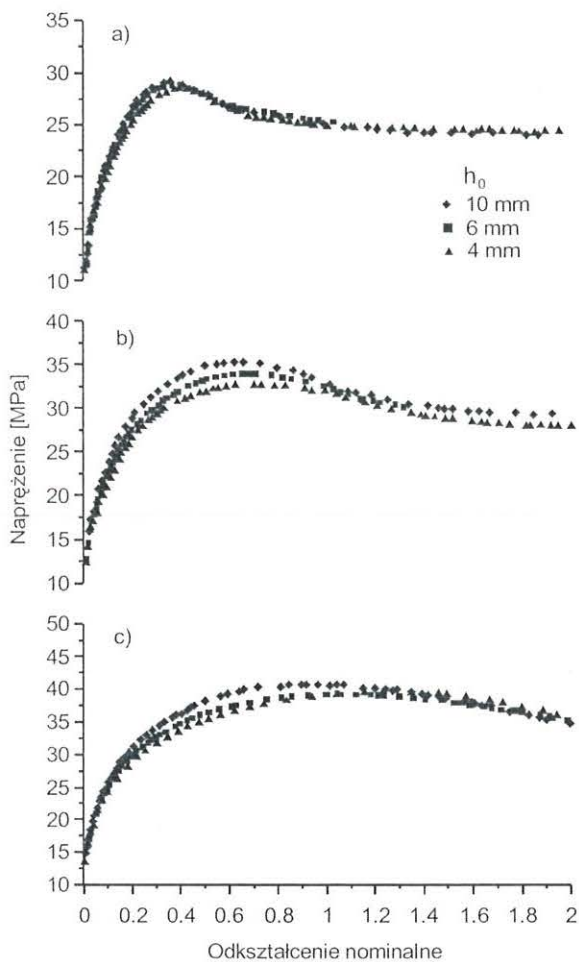


Rysunek 12. Porównanie skorygowanych krzywych napężenie-odkształcenie dla aluminium (wypełnione symbole oznaczają krzywe dla smaru grafitowego, puste symbole krzywe dla teflonu) otrzymane dla temperatury 300°C i trzech prędkości odkształcenia a) $0,5 \text{ s}^{-1}$, b) 3 s^{-1} , c) 20 s^{-1} .

nie poprzez wymiary próbek, tak jak wykazała to teoria linii poślizgu. Współczynnik tarcia ma tutaj drugorzędne znaczenie, także rodzaj materiału oraz gradient temperatur nie wpływa znacząco na schemat rozkładu intensywności prędkości odkształcenia. Można więc założyć, że zoptymalizowane stałe dla równań (4.2) i (4.3) powinny być właściwe do korekty krzywych napężenie-odkształcenie otrzymanych dla dowolnego materiału. W celu sprawdzenia poprawności powyższych założeń, taka sama korekta została przeprowadzona dla krzywych otrzymanych w wyniku odkształcania próbek ołowianych o różnych grubościach początkowych. Izotermiczne krzywe napężenie-odkształcenie przed korektą przedstawione są na rysunku 13. Rysunek 14 przedstawia skorygowane

krzywe ze względu na odkształcenie i prędkość odkształcenia wyznaczone z pola linii poślizgu. Można zauważyć, że dla początkowej części krzywych, gdzie wpływ na charakter krzywej mają tylko umocnienie i dynamiczne zdrowienie, wpływ początkowych wymiarów próbki został w dużym stopniu skorygowany. Można powiedzieć, że korekta jest efektywna nawet dla materiałów, w których występuje rekryształizacja dynamiczna chociaż krzywe powinny być korygowane w takim wypadku do odkształcenia pikowego. Skorygowane krzywe napężenie-odkształcenie są bliskie rzeczywistym krzywym umocnienia charakterystycznym dla materiału, niezależnym od początkowych wymiarów próbki.

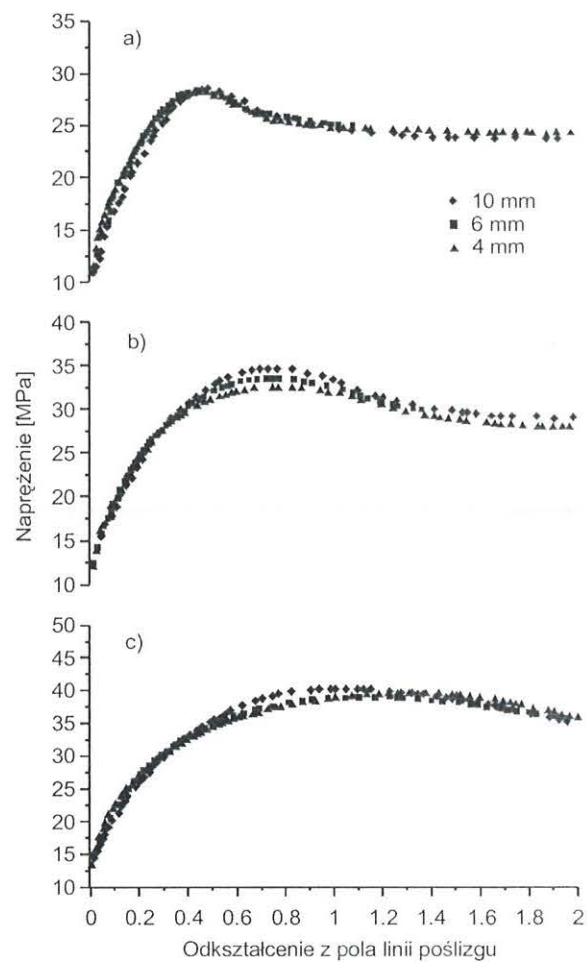
Spęczając próbki o różnych grubościach początkowych można dokładnie określić współczynnik tar-



Rysunek 13. Wpływ początkowych wymiarów próbki na krzywe napężenie–odkształcenie otrzymane dla ołowiu przy trzech prędkościach odkształcenia a) $0,38 \text{ s}^{-1}$, b) $5,4 \text{ s}^{-1}$, c) 38 s^{-1} – na podstawie (Sellars i in. 1976).

cia. Zaobserwowano, że w przy dużej szybkości nagrzewania i krótszym czasie wygrzewania otrzymuje się dla smaru grafitowego niższy współczynnik tarcia niż $\mu = 0,06$, otrzymany poprzednio dla dłuższych czasów nagrzewania. Jednak korzyści z otrzymania niższego współczynnika tarcia są częściowo eliminowane poprzez wrażliwość na warunki odkształcenia. Przedstawione wyniki wyraźnie pokazują, że wartość m rośnie wraz z odkształceniem. Równanie (4.4) zastosowane do korekty krzywych napężenie–odkształcenie dosyć dobrze opisuje wzrost współczynnika tarcia, lecz nie posiada fizycznego uzasadnienia. W celu dokładniejszego opisu zmian współczynnika tarcia podczas spęczania powinny zostać przeprowadzone dalsze badania.

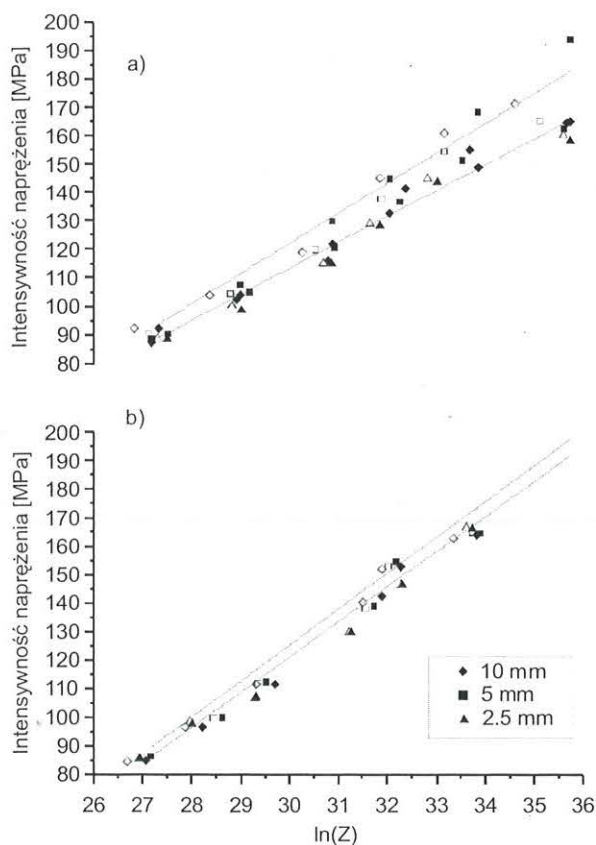
Krzywe napężenie–odkształcenie skorygowane ze względu na odkształcenie i prędkość odkształcenia z pola linii poślizgu reprezentują odpowiedź materiału na jednorodne odkształcenie, dlatego też mogą być one używane do otrzymywania równań konstytutywnych. Różnicę pomiędzy krzywymi tak skorygowanymi, a krzywymi poddanymi tylko tradycyjnej korekcie, można zauważyć na rysunku 15. Jest tam



Rysunek 14. Krzywe napężenie–odkształcenie skorygowane ze względu na odkształcenie i prędkość odkształcenia z pola linii poślizgu otrzymane dla ołowiu przy trzech prędkościach a) $0,38 \text{ s}^{-1}$, b) $5,4 \text{ s}^{-1}$, c) 38 s^{-1} .

przedstawione zmierzone napężenie (bez korekty temperatury) w funkcji logarytmu naturalnego parametru Zenera-Holomona (Z) obliczonego na podstawie chwilowej średniej temperatury odkształcanego obszaru i chwilowej nominalnej oraz skorygowanej prędkości odkształcenia. Można zauważyć, że zakres wartości parametru Z jest znacznie mniejszy przy odkształceniu 1,0 (rys. 15b) niż przy odkształceniu 0,2 (rys. 15a). Jest to spowodowane wzrostem temperatury dla próbek odkształcanych przy większych prędkościach odkształcenia.

Zauważalne jest też znaczne przesunięcie w prawo punktów niewypełnionych względem wypełnionych przy odkształceniu 0,2, spowodowane większą korektą odkształcenia. Widoczne jest także obniżenie się naprężeń spowodowane przez fakt, że w polu linii poślizgu występują wyższe od nominalnych wartości prędkości odkształcenia. Przy odkształceniu 1,0, kiedy dla prawie wszystkich rozpatrywanych warunków odkształcenia występuje stan ustalony, widać znacznie mniejsze przesunięcie pomiędzy pustymi i wypełnionymi punktami.



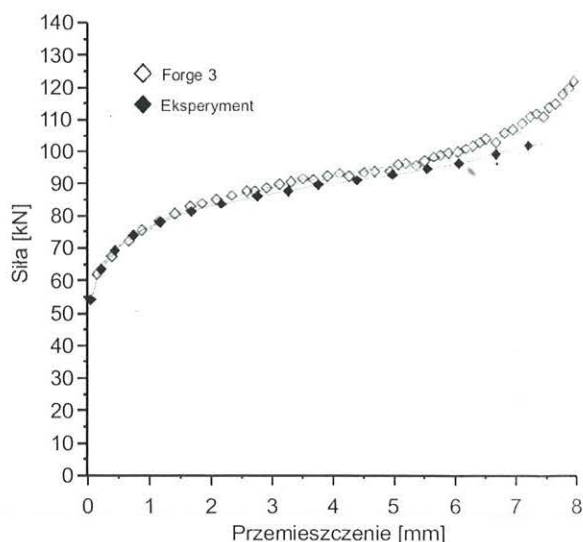
Rysunek 15. Puste symbole: Napężenie przy nominalnych wartościach odkształcenia, gdzie $\ln(Z)$ obliczony jest na podstawie chwilowych wartości temperatury i prędkości odkształcenia dla nominalnej wartości odkształcenia. Symbole wypełnione: Napężenie dla skorygowanych wartości odkształcenia. $\ln(Z)$ obliczony jest na podstawie skorygowanych wartości prędkości odkształcenia dla skorygowanej wartości odkształcenia. a) Odkształcenie równe 0,2, b) odkształcenie równe 1,0.

Zastosowanie optymalizacji do krzywych nieskorygowanych i skorygowanych ze względu na odkształcenie i prędkość odkształcenia z pola linii poślizgu pozwoliło na otrzymanie stałych dla równań konstytutywnych przedstawionych w tabelicy 4.

Linie reprezentujące wartości napężenia uplastyczniającego obliczone na podstawie znalezionych równań przedstawione są na rysunku 15. Zastosowanie skorygowanych równań konstytutywnych w modelu MES

Tabela 4. Zoptymalizowane stałe równań konstytutywnych dla AA5052.

	nominalne	skorygowane
A_0	9,14E+08	7,22E+08
N_0	8,196	7,941
α_0	2,215E-02	2,447E-02
$A_{ss(e)}$	6,89E+12	7,16E+12
$n_{ss(e)}$	8,196	7,941
$\alpha_{ss(e)}$	7,463E-03	7,690E-03
q_1	9,51E-14	6,895E-02
q_2	1,650E-05	2,960E-05
m	2	2



Rysunek 16. Porównanie krzywych siła przemieszczenie otrzymanych z próby plastometrycznej i z symulacji MES (Forge3) dla próbki o grubości początkowej 10 mm przy nominalnej prędkości odkształcenia 3 s^{-1} i 300°C .

próby spęczania dało dobrą zgodność pomiędzy siłami obliczonymi i siłami otrzymanymi z rzeczywistej próby niezależnie od początkowych wymiarów próbki. Porównanie tych sił przedstawiono na rysunku 16.

5. ZASTOSOWANIE ANALIZY ODWROTNEJ

Problemy związane z interpretacją wyników otrzymanych ze spęczania próbek płaskich są spowodowane głównie niejednorodnością odkształcenia, wpływem tarcia, lokalizacją odkształcenia oraz ciepłem generowanym podczas odkształcenia. Zostało opracowanych wiele metod pozwalających na uwzględnienie takich czynników jak poszerzenie (Silk i van der Winden 1999) czy zmiana temperatury w trakcie odkształcania (Hand i in. 2000). Metody te nie pozwalają jednak na uwzględnienie lokalnych wartości odkształcenia czy prędkości odkształcenia, co jest ważne przy tak dużych niejednorodnościach odkształcenia występujących podczas próby.

Zastosowanie analizy odwrotnej pozwala na otrzymanie znacznie dokładniejszych krzywych płynięcia, ponieważ uwzględnia lokalne wartości wspomnianych wyżej parametrów. Metoda ta okazała się bardzo przydatnym narzędziem do wyznaczania parametrów reologicznych materiału i współczynnika tarcia (Gelin i Ghouati 1994, Boyer i massoni 2001, Szyndler i in. 2001). Wadą tej metody jest długi czas obliczeń, szczególnie w połączeniu z trójwymiarowym modelem MES.

Celem tej części pracy jest opracowanie dokładnej metody korekty eksperymentalnych krzywych siła-przemieszczenie, aby mogły być użyte dla dwuwymiarowego modelu spęczania. Dodatkowo, wyniki

otrzymane z analizy odwrotnej zostaną porównane z wynikami uzyskanymi przy zastosowaniu metody analitycznej przedstawionej w poprzednim rozdziale.

5.1. Model bezpośredni

Symulacje MES zostały przeprowadzone przy założeniu nominalnych wartości prędkości odkształcenia i temperatury. Zmiany prędkości odkształcenia i temperatury spowodowane niejednorodnością odkształcenia i ciepłem generowanym podczas odkształcenia zostały uwzględnione poprzez wprowadzenie mnożnika a do równania opisującego naprężenie uplastyczniające:

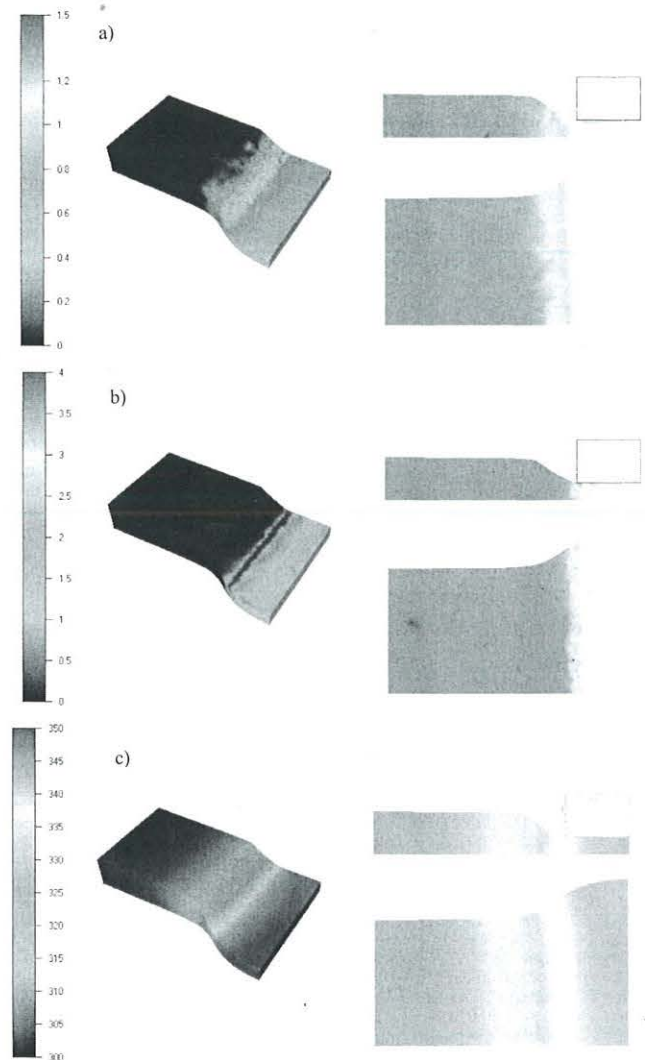
$$\sigma = a\sigma_e \frac{\ln\left(\frac{Z}{B}\right)^m}{\ln\left(\frac{Z_n}{B}\right)^m} \quad (5.1)$$

gdzie B jest współczynnikiem określonym empirycznie, równym $1,2 \cdot 10^8 \text{ s}^{-1}$, Z_n jest parametrem Zenera-Hollomona obliczonym dla nominalnych wartości prędkości odkształcenia i temperatury odpowiednio dla każdej próby, Z jest parametrem Zenera-Hollomona obliczonym dla bieżących, lokalnych wartości prędkości odkształcenia i temperatury, σ_e jest to nacisk narzędzia na próbkę.

Współczynnik a z równania 5.1 jest optymalizowany dla każdego kroku czasowego symulacji MES. Energia aktywacji deformacji Q_{def} w parametrze Z wynosi 156000 J/mol . Współczynnik wrażliwości na prędkość odkształcenia został obliczony na podstawie wyników z próby i wynosi on $0,05$ dla 300°C i $0,06$ dla 400°C . Zastosowany model bezpośredni MES opisuje płaski stan odkształcenia. Łączy on sztywnoplastyczny model materiału z rozwiązaniem równania Fouriera dla temperatury. Współczynnik wymiany ciepła pomiędzy próbką a narzędziem wynosi $10000 \text{ W/(m}^2\text{K)}$.

5.2. Korekta sił

Krzywe siła przemieszczenie otrzymane z próby nie mogą być bezpośrednio porównywane z siłami obliczonymi za pomocą modelu dwuwymiarowego MES. Powszechnie wiadomym jest, że rzeczywisty stan próby jest trójwymiarowy, z występującym znacznym poszerzeniem. Na rysunku 17 przedstawione są wyniki obliczeń MES dla modelu 3D. Można zauważyć, że rozkład odkształceń, prędkości odkształcenia i temperatury nie różni się znacznie od rozkładów otrzymanych z symulacji 2D. Można więc założyć, że możliwa jest korekta sił z 3D na 2D z uwzględnieniem poszerzenia i wpływu sztywnych końców.



Rysunek 17. Wyniki symulacji MES 3D (Forge3) gdzie a) rozkład intensywności odkształcenia b) intensywność prędkości odkształcenia, s^{-1} , c) temperatura, $^\circ\text{C}$.

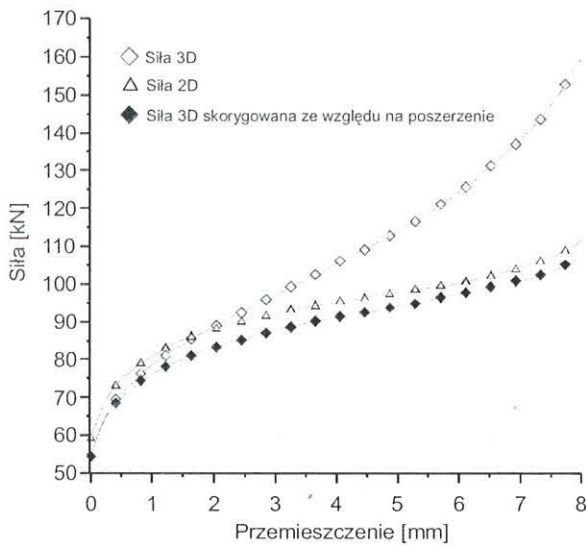
Rysunek 18 przedstawia siły 2D i 3D pochodzące z symulacji MES dla założonego współczynnika tarcia równego $0,05$. Widać, że model 2D generuje wyższe siły niż model 3D na początku procesu spęczania. Wynika to z wpływu sztywnych końców, który oddziałuje silniej przy ograniczonym poszerzeniu. Dalej można zauważyć, że siły 2D stają się niższe od sił 3D w końcowym stadium spęczania ponieważ powierzchnia styku próbki z narzędziem jest niższa dla rozwiązania 2D niż to ma miejsce w przypadku trójwymiarowym.

Siła 2D skorygowana do stanu 3D uwzględniająca poszerzenie obliczana jest następująco (Kowalski i in. 2001):

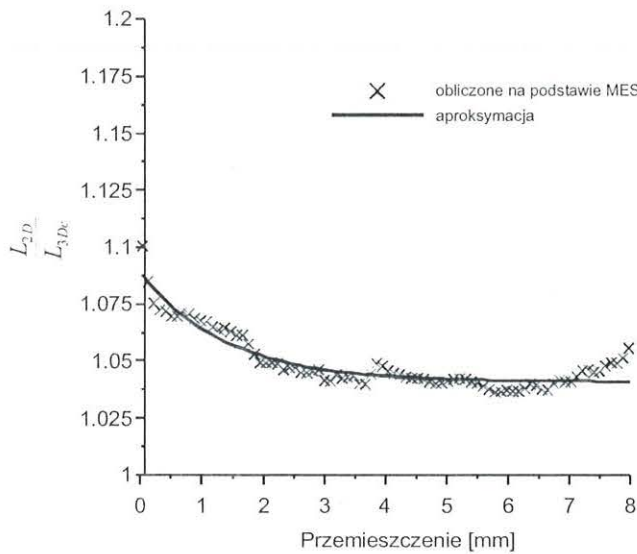
$$L_{3Dc} = \frac{L_{3D}}{b_i} b_0 \quad (5.2)$$

gdzie L_{3D} jest siłą otrzymaną z symulacji 3D, b_i to chwilowe poszerzenie (Silk i van der Winden 1999), b_0 – początkowa szerokość próbki. Wynik zastosowania

powyższego równania jest widoczny także na rysunku 18. Można tu jednak zauważyć pewne różnice pomiędzy skorygowanymi siłami 3D i siłami 2D. Uwzględnienie poszerzenia nie jest wystarczające z powodu występujących różnic w rozkładzie odkształceń i prędkości odkształcenia, a przede wszystkim sił tarcia. Ponieważ obliczenie analityczne tych różnic jest zbyt skomplikowane, należy zastosować rozwiązanie uproszczone. Na podstawie symulacji MES dla próbek o trzech grubościach początkowych $h_0 = 10, 5$ i $2,5$ mm obliczono stosunek odpowiednich sił 2D do skorygowanych na poszerzenie sił 3D. Na rysunku 19 przedstawiony jest uśredniony dla wszystkich geometrii próbek stosunek sił w funkcji przemieszczenia narzędzia.



Rysunek 18. Krzywe siła – przemieszczenie otrzymane z symulacji 3D i 2D dla próbki aluminiowej o grubości początkowej 10 mm oraz krzywa skorygowana ze względu na poszerzenie dla $\mu = 0,05$.



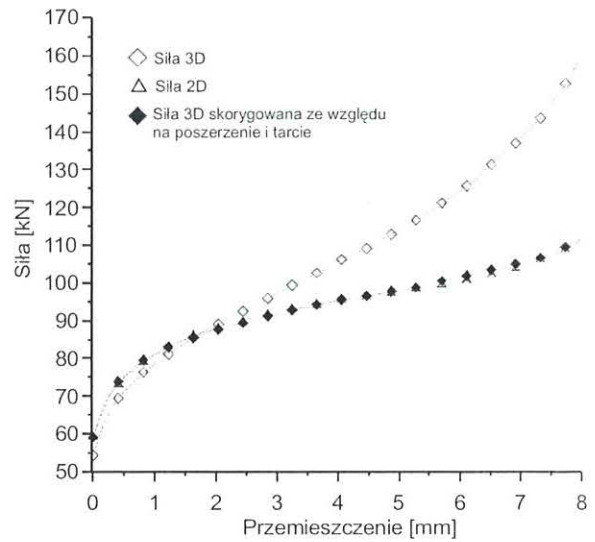
Rysunek 19. Średni stosunek obliczony na podstawie wyników z symulacji MES otrzymany dla trzech grubości początkowych próbki 10, 5 i 2,5 mm oraz dla trzech współczynników tarcia $\mu = 0,1, 0,05$ i $0,0$.

Następnie obliczone wartości zostały przybliżone za pomocą następującej krzywej:

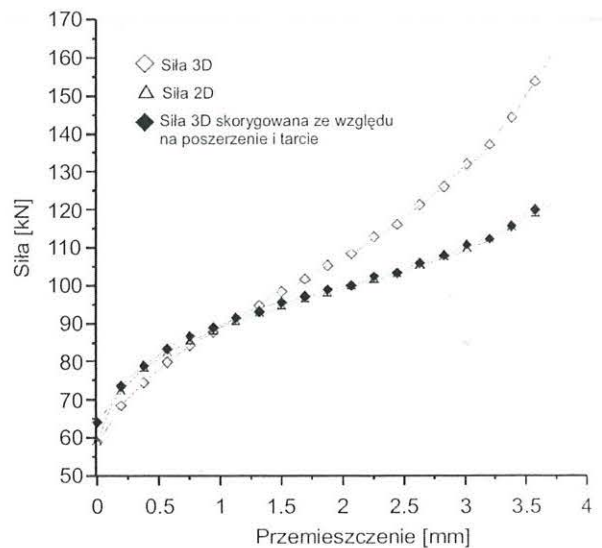
$$\frac{L_{2D}}{L_{3Dc}} = C_1 \exp\left(\frac{\delta}{C_2}\right) + C_3 \frac{L_{2D}}{L_{3Dc}} = C_1 \exp\left(\frac{\delta}{C_2}\right) + C_3 \quad (5.3)$$

gdzie δ jest przemieszczeniem narzędzia, $C_1 = 0,0479$, $C_2 = 1,36947$, $C_3 = 1,0408$ są współczynnikami aproksymującej krzywej znalezione empirycznie. Tak wyznaczona funkcja posłużyła do modyfikacji równania (5.2), które przyjmuje postać:

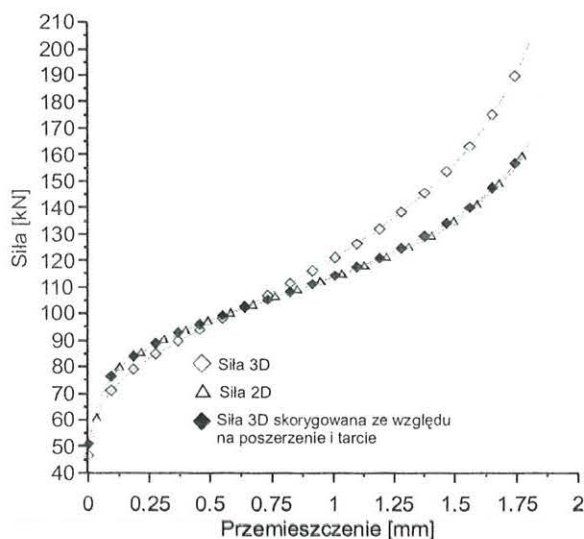
$$L_{3Dc} = \frac{L_{3D}}{b_i} b_0 C_1 \exp\left(\frac{\delta}{C_2}\right) + C_3 \quad (5.4)$$



Rysunek 20. Krzywe siła – przemieszczenie otrzymane w wyniku symulacji 3D i 2D dla próbki aluminiowej o grubości początkowej 10 mm skorygowane ze względu na poszerzenie i tarcie, gdzie $\mu = 0,05$.



Rysunek 21. Krzywe siła – przemieszczenie otrzymane w wyniku symulacji 3D i 2D dla próbki aluminiowej o grubości początkowej 5 mm skorygowane ze względu na poszerzenie i tarcie gdzie $\mu = 0,05$.



Rysunek 22. Krzywe siła–przemieszczenie otrzymane w wyniku symulacji 3D i 2D dla próbki aluminiowej o grubości początkowej 2,5 mm skorygowane ze względu na poszerzenie i tarcie, gdzie $m = 0,05$.

Rysunki 20, 21, 22 przedstawiają siły 2D w porównaniu z siłami skorygowanymi 3D. Wyraźnie widać dobrą zgodność skorygowanych sił z siłami otrzymanymi z symulacji 2D. Podobnie dobrą zgodność otrzymano dla innych współczynników tarcia. Można tutaj wyciągnąć wniosek, że symulacja 2D wraz z powyższą korektą może być użyta jako model bezpośredni w analizie odwrotnej.

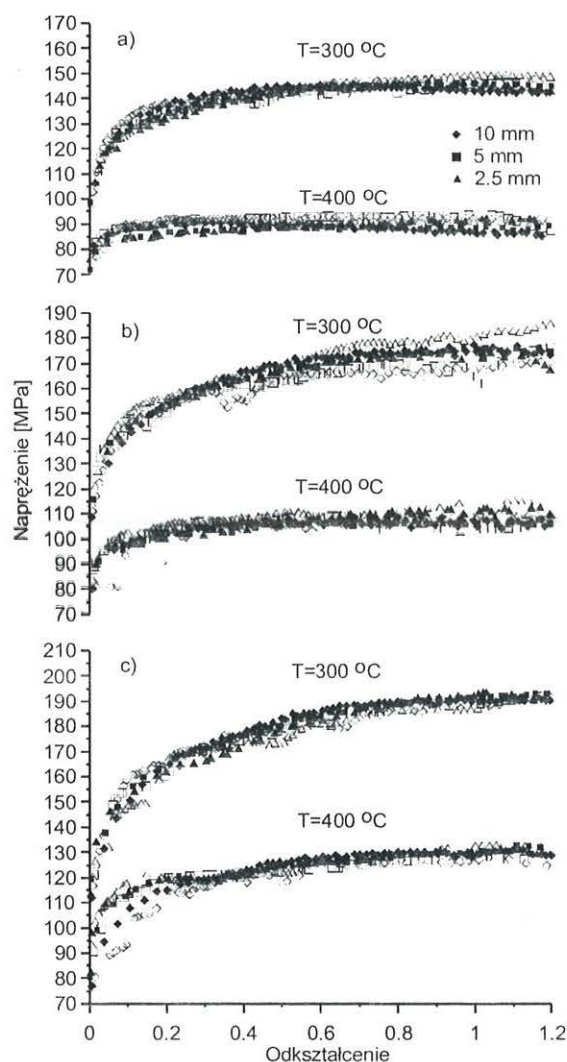
5.3. Wyniki obliczeń odwrotnych

Eksperymentalne krzywe siła–przemieszczenie, skorygowane używając metody opisanej w poprzednim podrozdziale, zostały użyte jako dane wejściowe do analizy odwrotnej. Otrzymane z analizy wynikowe krzywe płynięcia są porównane na rysunku 23 z krzywymi eksperymetalnymi. Termin eksperymetalne oznacza tutaj krzywe izotermiczne otrzymane z próby spęczania poddane korekcie odkształcenia i prędkości odkształcenia z pola linii poślizgu. Można zauważyć, że analiza odwrotna daje spójne i zgodne wyniki z wynikami z rzeczywistej próby, które były poddane korekcie analitycznej. Widoczne niewielkie rozbieżności spowodowane są błędami numerycznymi i faktem, że model MES próby spęczania jest uproszczeniem rzeczywistego procesu.

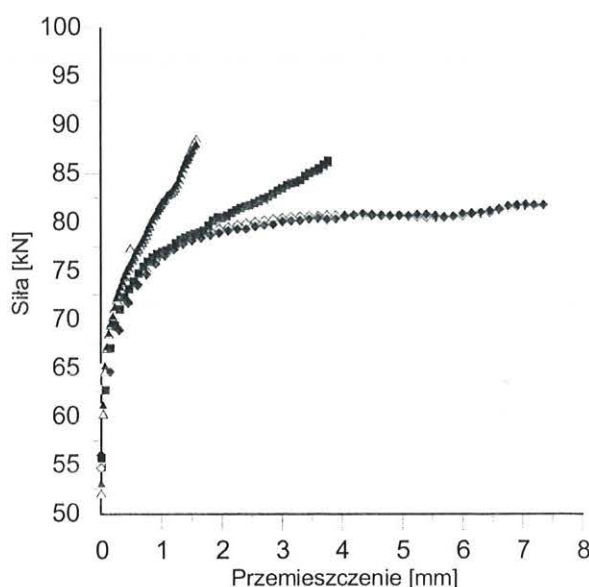
Otrzymane w wyniku analizy odwrotnej krzywe umocnienia, zostały wprowadzone jako równania konstytutywne do modelu MES, dając bardzo dobrą zgodność z siłami zmierzonymi podczas próby (rys. 24).

6. WNIOSKI

W oparciu o wyniki modelowania spęczania próbek płaskich z zastosowaniem metody elementów skończonych oraz optymalizacji wyników spęczania



Rysunek 23. Krzywe płynięcia otrzymane na podstawie analizy odwrotnej (puste punkty) dla prób wykonanych w temperaturach 300°C i 400°C dla trzech prędkości odkształcenia 0,5, 3 i 20 s⁻¹ porównane z wynikami analizy konwencjonalnej (punkty wypełnione).



Rysunek 24. Siły zmierzone podczas próby (punkty wypełnione) i otrzymane w wyniku symulacji MES przy zastosowaniu krzywych płynięcia otrzymanych z analizy odwrotnej (punkty puste).

próbek płaskich przeprowadzonego z użyciem próbek o grubości 10, 5 i 2,5 mm, w pracy została przedstawiona metoda pozwalająca na korektę krzywych płynięcia ze względu na wpływ niejednorodności odkształcenia. Wykazano, że gdy występuje tylko umocnienie i dynamiczne zdrowienie, korekta nie jest zależna od rodzaju materiału. Dokładność metody jest zadowalająca także dla ołowiu, w którym występuje dynamiczna rekrytalizacja.

Zastosowanie tradycyjnych metod korekty wyników próby uwzględniających poszerzenie próbki oraz wzrostu temperatury podczas odkształcania, jednak wraz korektą ze względu na prędkość odkształcenia i odkształcenie z pola linii poślizgu, pozwala na określenie współczynnika tarcia nawet, gdy ten zmienia się podczas spęczania. Skorygowane krzywe naprężenie – odkształcenie prowadzą do otrzymania zmodyfikowanych równań konstytutywnych na naprężenie uplastyczniające dających naprężenia niższe o około 10% dla niskich wartości odkształcenia od naprężeń obliczonych bez uwzględnienia wpływu wymiarów próbki.

Zastosowana do interpretacji wyników spęczania próbek płaskich analiza odwrotna pozwoliła na uzyskanie krzywych płynięcia niezależnych od początkowych wymiarów próbki. Metoda elementów skończonych stanowi tu ważną część, pozwalającą na uwzględnienie lokalnych wartości prędkości odkształcenia, odkształcenia i temperatury. Obliczenia wykonywane tą metodą są jednak bardzo czasochłonne, dlatego też powinna być ona używana głównie do weryfikacji wyników uzyskanych przy pomocy metod konwencjonalnych.

Otrzymywanie rzeczywistych krzywych płynięcia materiału może odbywać się dwoma sposobami. Pierwszym sposobem może być analiza odwrotna, przy zastosowaniu modelu 2D opartego na metodzie elementów skończonych, aby skrócić czas obliczeń. W takim przypadku koniecznym jest skorygowanie krzywych siła–przemieszczenie otrzymanych dla płaskiego stanu odkształcenia do rzeczywistego trójwymiarowego stanu. Należy też zauważyć, że analiza odwrotna wymaga specjalnego oprogramowania oraz dłuższego czasu obliczeń. Drugim sposobem jest zastosowanie zestawu równań opracowanych na podstawie teorii linii poślizgu.

Wówczas korekta taka może zostać wykonana w następujących etapach:

- Korekta przemieszczenia dla krzywych siła–przemieszczenie (powinno to być także zastosowane dla analizy odwrotnej)
- Obliczenie krzywych intensywność naprężenia–intensywność odkształcenia
- Obliczenie izotermicznych krzywych intensywność naprężenia–intensywność odkształcenia.
- Dokładne określenie współczynnika tarcia–stałe-

go lub zmiennego, jeśli to będzie konieczne.

- Zastosowanie równań korygujących krzywe ze względu na prędkość odkształcenia i odkształcenie z pola linii poślizgu.

Uwaga końcowa: Część doświadczalna pracy została wykonana w czasie pobytu Autora na stażu naukowym w University of Sheffield w Wielkiej Brytanii.

Autor wyraża podziękowania dla profesora C.M. Sellarsa oraz dla profesora M. Pietrzyka za pomoc oraz cenne wskazówki, które w dużym stopniu przyczyniły się do powstania niniejszej pracy.

7. LITERATURA

- Boyer B., Massoni E., 2001, Inverse Analysis for Identification of Parameters during Thermo-Mechanical Tests, *Proc. Conf. NUMIFORM* ed., Mori K., Publ. A. Balkema, Toyohashi, 281-284.
- Davenport S.B., Silk N.J., Sparks C.N., Sellars C.M., 1999, Development of Constitutive Equations for the Modelling of Hot Rolling, *Mat. Sci. Techn.*, 16, 1-8.
- Gelin J.C., Ghouati O., 1994, An Inverse Method for Determining Viscoplastic Properties of Aluminium Alloys, *J. Mat. Proc. Techn.*, 45, 435-440.
- Hand R.J., Foster S.R., Sellars, C. M., 2000, Temperature changes during hot plane strain compression testing, *Mat. Sci. Techn.*, 16, 442-450.
- Kowalski, B., 2003, Method of interpretation of results of plane strain compression tests for evaluation of rheological parameters of materials, *Praca doktorska*, AGH, Kraków.
- Kowalski B., Lacey A. J., Sellars C. M., 2003, Correction of plane strain compression data for the effects of inhomogeneous deformation, *Mat. Sci. Techn.*, 19.
- Kowalski B., Sellars C.M., Pietrzyk M., 2000, Development of a Computer Code for the Interpretation of Results of Hot Plane Strain Compression Tests, *ISIJ International*, 40, 1230-1236.
- Kowalski B., Wajda W., Pietrzyk M., Sellars C. M., 2001, Sensitivity of constitutive equations on strain and strain rate inhomogeneity determined from FE modelling of plane strain compression tests, *Proc. Conf. ESAFORM*, ed. A.M. Habraken, Conference on Metal Forming, Liege, 561-564.
- Mirza, M.S., Sellars, C.M., 2001, Modelling the hot plane strain compression test. Part 1 - Effect of specimen geometry, strain rate, and friction on deformation, *Mat. Sci. Techn.*, 17, 1133-1141.
- Sellars, C.M., Sah, J.P., Beynon, J.H., Foster S.R., 1976, Report on research work supported by SRC Grant B/RG/1481, University of Sheffield, UK.
- Sellars C.M., Tegart W.J. McG., 1966, La Relation Entre la Resistance et la Structure dans Deformation a Chaud, *Mem. Sci. Rev. Met.*, 63, 731-746.
- Shi H., Mc Laren A. J., Sellars C.M., Shanani R., Bliombroke R., 1997, Hot plane strain compression testing of aluminium alloys, *J. Test. Eval.*, 25, 61-73.
- Silk, N. J., van der Winden M. R., 1999, Interpretation of hot plane strain compression testing of aluminium specimens, *Mat. Sci. Techn.*, 15, 295.
- Szyndler D., Pietrzyk M., Kuziak R., 2001, Estimation of Rheological and Friction Parameters in Hot Forming Processes as an Inverse Problem, *Proc. 4th ESAFORM Conf. on Materials Forming*, ed., Habraken A. M., Liege, 191-194.

Artykuł otrzymano 25 września 2003 r.