

dr inż. Tadeusz Balawender

Politechnika Rzeszowska, Katedra Przeróbki Plastycznej, Rzeszów

ANALIZA KRZYWYCH SPĘCZANIA MATERIAŁÓW METALICZNYCH

Streszczenie

Scharakteryzowano podstawowe zjawiska związane ze swobodnym spęczaniem w warunkach działania sił tarcia na powierzchniach nacisku. Wykazano związek niejednorodności odkształcenia z położeniem punktu przegięcia krzywej przedstawiającej zależność nacisku jednostkowego od gniotu. Zaproponowano, aby wartość odciętej punktu przegięcia krzywej spęczania traktować jako parametr technologiczny określający górną granicę jednorodnego odkształcenia próbki. Badania eksperymentalne spęczania przeprowadzono na walcowych próbkach z materiałów monometalicznych (aluminium i miedź) oraz na walcowych próbkach złożonych typu powłoka – rdzeń. Analizę rozważanych zjawisk przeprowadzono na podstawie eksperymentalnych krzywych spęczania oraz na podstawie obserwacji wzdłużnych przekrojów próbek złożonych po spęczaniu.

Słowa kluczowe: spęczanie, wskaźniki odkształcalności, niejednorodność odkształcenia, materiał niejednorodny

1. Wprowadzenie

Próba spęczania na prasie jest jedną z najprostszych prób technologicznych przeprowadzanych dla metali przeznaczonych do procesów obróbki plastycznej. Pozwala ona na określenie podstawowych właściwości plastycznych i wytrzymałościowych materiałów obrabianych. Odkształcenia uzyskiwane podczas spęczania są bardzo duże w porównaniu z odkształceniami w próbie jednoosiowego rozciągania. Przy odpowiedniej smukłości próbek ($h/d \leq 2,5$) nie występuje zjawisko utraty stateczności kształtu, co w próbie rozciągania jest istotnym ograniczeniem podczas odkształcania materiałów plastycznych.

Niekorzystnym zjawiskiem podczas spęczania jest tarcie odkształcanego materiału o powierzchnie narzędzi. Siły tarcia mają duży wpływ na stan naprężenia i odkształcenia w spęczanym materiale. Powodują one powstanie zróżnicowanego, przestrzennego stanu naprężenia, który prowadzi do niejednorodnego odkształcenia wewnątrz próbki. W cylindrycznych próbkach wyodrębnić można trzy strefy o różnym odkształceniu. W dwóch stożkowych obszarach leżących przy powierzchniach na-

cisku narzędzi, materiał prawie się nie odkształca. Bardzo duże odkształcenia występują w środkowej strefie, w wyniku intensywnego płynięcia materiału w kierunku promieniowym; w obszarach skrajnych powierzchni bocznej próbki występują odkształcenia wielkości pośredniej w stosunku do dwóch poprzednich. O nierównomierności odkształcenia w procesie spęczania świadczy zakrzywienie (beczkowatość) powierzchni bocznych próbek. Zjawisko tarcia można w znacznym stopniu ograniczyć stosując smary i zmieniając geometrię powierzchni czołowych. Całkowite wyeliminowanie tarcia jest niemożliwe, a tym samym niemożliwe jest wywołanie w próbce jednoosiowego stanu naprężenia. W poszczególnych obszarach próbki stan naprężenia zmienia się od trójosiowego, zbliżonego do hydrostatycznego ściskania w strefach leżących przy powierzchniach narzędzi, poprzez trójosiowe nierównomierne ściskanie w warstwach środkowych, do stanu ściskająco-rozciągającego w warstwach skrajnych, z naprężeniem rozciągającym w kierunku obwodowym. Podczas spęczania wysokich próbek, w miarę oddalania się od powierzchni styku z narzędziem, działanie sił tarcia zanika i w środku

wysokości próbki występuje jednoosiowe ściskanie. Jest to zjawisko niestacjonarne i w miarę zaawansowania procesu spęczania w całej objętości występuje przestrzeny stan naprężenia. W warunkach przemysłowych zjawiska powyższe mogą występować z większym nasileniem niż w warunkach laboratoryjnych, chociażby ze względu na większe prędkości odkształcania. Pomimo tego próba swobodnego spęczania w warunkach tarcia zbliżonych do warunków produkcyjnych jest jak najbardziej uzasadniona w ocenie odkształcalności technologicznej danego materiału.

W trakcie spęczania naciski jednostkowe wywierane przez narzędzia muszą osiągnąć wartość naprężenia uplastyczniającego materiału odkształcanego. Podczas odkształcania plastycznego na zimno naprężenie uplastyczniające rośnie wskutek umocnienia się materiału metalicznego. Umocnienie jest szczególnie intensywne w początkowej fazie odkształcania. W miarę wzrostu odkształcania intensywność umocnienia słabnie [1]. Podczas spęczania w warunkach tarcia materiału o powierzchnie narzędzi naciski jednostkowe są większe niż wartość naprężenia uplastyczniającego. Wzrost nacisków ponad wartość naprężenia uplastyczniającego zwiększa się wraz ze wzrostem tarcia oraz ze zmniejszaniem wysokości próbki a zwiększaniem jej wymiarów poprzecznych, szczególnie gdy $h/d < 1$. Dlatego też, w zakresie dużych odkształceń, gwałtownie rośnie siła spęczania i powiększają się nierównomierności odkształcenia.

W celu określenia średniego nacisku jednostkowego p_{sr} wywieranego przez narzędzie na kształtowany materiał trzeba znać nie tylko wielkość siły spęczania, ale również wielkość powierzchni czołowych próbki. Ze względu na zakrzywienie powierzchni bocznych (beczkowatość) próbki, wymaga to dodatkowych pomiarów wymiarów poprzecznych [2]. W warunkach przemysłowych z wielu względów jest to znacznym utrudnieniem. Dlatego też, przyjmując, że nie występuje beczkowatość, powierzchnię czołową próbki (jako równą powierzchni przekroju poprzecznego), można obliczyć dzieląc objętość przez aktualną wysokość (przy założeniu stałej objętości materiału) $A = V/h$. Siła nacisku podzielona przez tę powierzchnię daje w efekcie wiel-

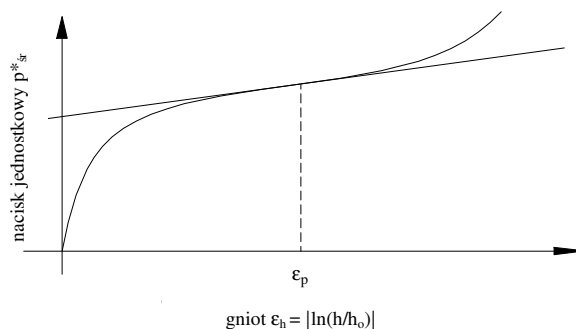
kość charakteryzującą umowny średni nacisk jednostkowy $p_{sr}^* = P/A$ w procesie spęczania. Tak określony nacisk jednostkowy p_{sr}^* jest przybliżeniem rzeczywistego średniego nacisku jednostkowego występującego na powierzchni czołowej próbki. Jego wartość tym bardziej odbiega od wartości rzeczywistej im większe tarcie występuje na powierzchniach styku odkształcanego materiału i narzędzi.

Nierównomierności odkształcenia próbki powodują również, że wskaźnik gniotu

$$\varepsilon_h = \ln \frac{h_1}{h_0}$$

wymiarów zewnętrznych, nie jest reprezentatywnym odkształceniem zastępczym dla całej próbki. Jak wykazano w pracy [3] obszar odkształcenia, w którym wartość odkształcenia lokalnego jest zbliżona do wartości odkształcenia logarytmicznego na wysokości próbki, znajduje się w połowie wysokości, w odległości od środka próbki równej ok. 0,8 względnego promienia.

Sporządzając wykres zależności nacisku jednostkowego p_{sr}^* od wskaźnika odkształcenia ε_h otrzymuje się charakterystykę spęczania. Pomimo, że jak stwierdzono powyżej parametry spęczania, tj. nacisk jednostkowy p_{sr}^* oraz gniot ε_h są przybliżeniami wielkości rzeczywistych, charakterystyka spęczania oparta na tych wielkościach jest reprezentatywna dla każdego materiału i warunków odkształcania. W wyniku zbilansowania zmian naprężenia uplastyczniającego i oporów odkształcania wynikających z działania sił tarcia, wykres ten wykazuje punkt przegięcia. W otoczeniu tego punktu krzywa spęczania nie leży po jednej stronie stycznej, ale przecina ją; kierunek wypukłości krzywej zmienia się na przeciwny (rys. 1).



Rys. 1. Krzywa spęczania z zaznaczonym punktem przegięcia

Ze względu na to, że w punkcie przegięcia dochodzi do istotnej zmiany w procesie spęczania, wydaje się być uzasadnione utożsamianie wartości odciętej tego punktu z odkształceniem charakterystycznym ze względu na zmianę stanu naprężenia (z jednoosiowego do przestrzennego w warstwie środkowej) oraz zmianę przebiegu odkształcenia. Przekroczenie tej wartości powoduje istotny wzrost nacisków jednostkowych. Eksperymentalne wyznaczenie współrzędnej odkształcenia tego punktu pozwoli na oszacowanie zdolności danego materiału do jednorodnego odkształcenia w procesie spęczania oraz jego wrażliwości na warunki tarcia i smukłość próbki, przez co nabiera ono charakteru parametru technologicznego.

Proponowany wskaźnik odkształcenia nie jest odkształceniem granicznym; po jego osiągnięciu proces spęczania może być kontynuowany nadal, aż do uzyskaniażądanego stopnia gniotu lub pojawienia się pierwszych objawów zniszczenia próbki. Jest on odkształceniem, które nie powoduje jeszcze istotnego wzrostu oporu odkształcania materiału. Do momentu osiągnięcia tego odkształcenia strefy martwe znajdujące się przy powierzchniach nacisku narzędzi nie stykają się. Po przekroczeniu tego wskaźnika strefy martwe zaczynają istotnie oddziaływać na siebie i dlatego naciski jednostkowe zaczynają szybciej rosnać.

Analizę zaproponowanego wskaźnika odkształcenia przeprowadzono w oparciu o próby spęczania materiałów litych (aluminium i miedź) oraz wykonanych z nich materiałów złożonych. Na podstawie wyników badań laboratoryjnych sporządzono charakterystyki spęczania jako wykresy zależności nacisku jednostkowego p_{sr}^* od wskaźnika odkształcenia ϵ_n . Otrzymane charakterystyki aproksymowano wielomianami 3-go stopnia. Współrzędne odkształcenia punktów przegięcia określano obliczając drugie pochodne funkcji aproksymujących i przyrównując je do zera. Na podstawie obrazu przekroju wzdłużnego próbek materiałów złożonych wykazano zależność punktów przegięcia od niejednorodności odkształcenia.

Wstępne wyniki badań przedstawiono w pracy [4]. Obecnie prezentowane znacznie poszerzono, m. in. o wyniki spęczania

próbek z miedzi o różnej twardości, dokonano również bardziej wnikliwej oceny zastosowanej metody aproksymacji.

2. Wyznaczanie charakterystyk spęczania

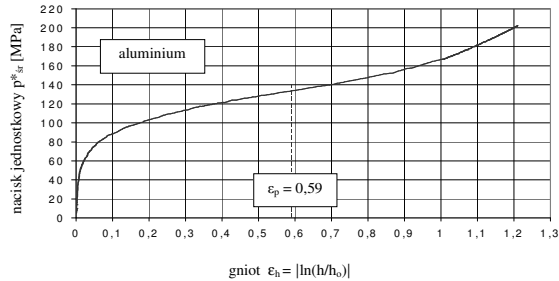
Spęczanie przeprowadzono na prasie hydraulicznej o maksymalnym nacisku 1000 kN. Siłę spęczania rejestrowano za pomocą przetwornika tensometrycznego znajdującego się między płytą spęczającą a górną nieruchomą belką prasy. Przemieszczenie płyty dolnej, zamontowanej do suwaka prasy, rejestrowano za pomocą czujnika indukcyjnego. Wyniki pomiarów zapisywano za pomocą komputera z częstotliwością 15 sygnałów na sekundę.

Spęczano próbki cylindryczne o wymiarach zewnętrznych: wysokość $h_0 = 30$ mm i średnica $d_0 = 20$ mm ($h_0/d_0 = 1,5$). Materiałami na próbki było aluminium (o twardości 18 HBW) i dwa rodzaje miedzi (miękką o twardości 48 HBW i twardą o twardości 85 HBW). Próbki złożone składały się z rdzenia o średnicy $\phi 10$ mm i powłoki w kształcie tulei o średnicy zewnętrznej $\phi 20$ mm. Przed spęczaniem powierzchnie czołowe próbek i powierzchnie robocze narzędzi odtłuszczano acetonem. Próbki spęczano do ok. 1/3 ich wysokości początkowej.

Wyniki pomiarów poddawano dalszej obróbce w arkuszu kalkulacyjnym programu Microsoft Excel. Po uwzględnieniu wymiarów początkowych i założeniu stałej objętości próbki, dla kolejnych zarejestrowanych przemieszczeń suwaka obliczano wysokość, wskaźnik odkształcenia oraz średnią wartość pola przekroju poprzecznego próbki. Dzieląc siłę spęczającą przez pole powierzchni przekroju poprzecznego obliczano nacisk jednostkowy. W oparciu o te wyniki tworzone charakterystyki spęczania jako wykresy zależności nacisku jednostkowego od wskaźnika odkształcenia. Przykładowy wykres dla aluminium przedstawiono na rysunku 2.

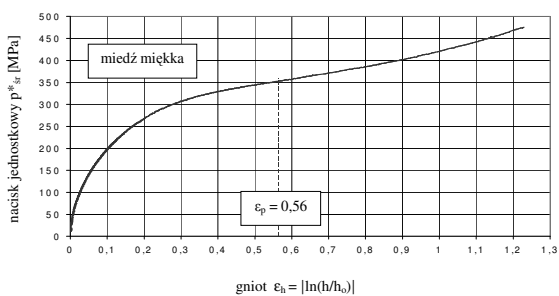
Krzywą z rysunku 2 aproksymowano wielomianami trzeciego stopnia w różnych przedziałach odkształceń. Otrzymano stosunkowo duże wartości współczynników korelacji R^2 (powyżej 0,999). Dla każdej funkcji aproksymującej obliczano drugie

pochodne i znajdowano ich miejsca zerowe. Dla tak otrzymanych wyników wyliczono średnią wartość, którą po zaokrągleniu do drugiego miejsca po przecinku przedstawiono na rysunku 2 jako odciętej punktu przegięcia $\epsilon_p = 0,59$.

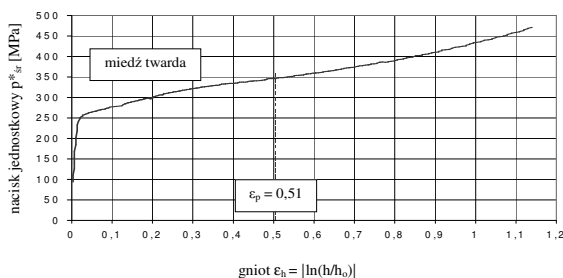


Rys. 2. Krzywa ścężania aluminium w gat. A0 o twardości 18 HBW

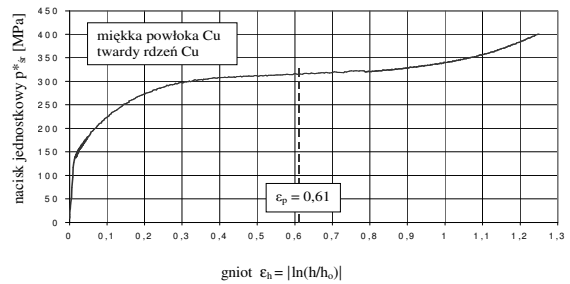
Wyniki aproksymacji krzywej ścężania z rysunku 2 uzasadniały zastosowanie wielomianów stopnia 3-ego (jako zadowalających ze względu na dokładność) do aproksymacji krzywych ścężania innych materiałów. Na rysunkach 3 ÷ 8 przedstawiono krzywe ścężania miedzi o różnej twardości i materiałów złożonych z miedzi i aluminium. Postępując analogicznie jak dla próbki z aluminium, przeprowadzono aproksymację i wyznaczano współrzędną odkształcenia punktu przegięcia każdej krzywej. Wyniki zamieszczono na wykresach (rys. 3 ÷ 8) jako wartość ϵ_p .



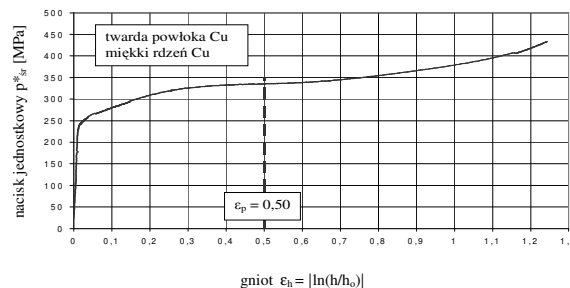
Rys. 3. Krzywa ścężania miedzi w gat. M1E o twardości 48 HBW



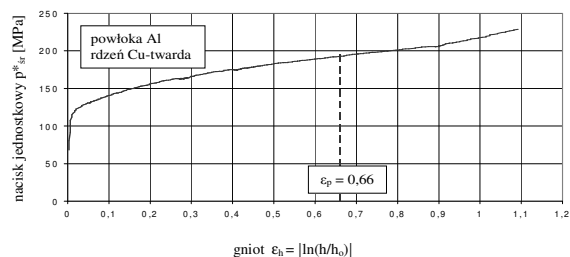
Rys. 4. Krzywa ścężania miedzi w gat. M1E o twardości 85 HBW



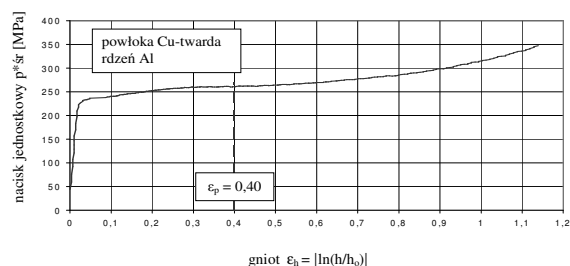
Rys. 5. Krzywa ścężania materiału złożonego z powłoki z miedzi o twardości 48 HBW i rdzenia z miedzi o twardości 85 HBW



Rys. 6. Krzywa ścężania materiału złożonego z powłoki z miedzi o twardości 85 HBW i rdzenia z miedzi o twardości 48 HBW

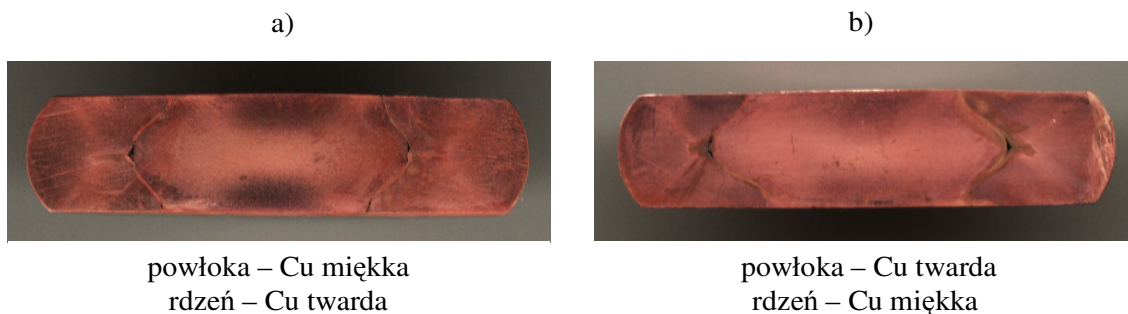


Rys. 7. Krzywa ścężania materiału złożonego z powłoki z aluminium i rdzenia z miedzi o twardości 85 HBW

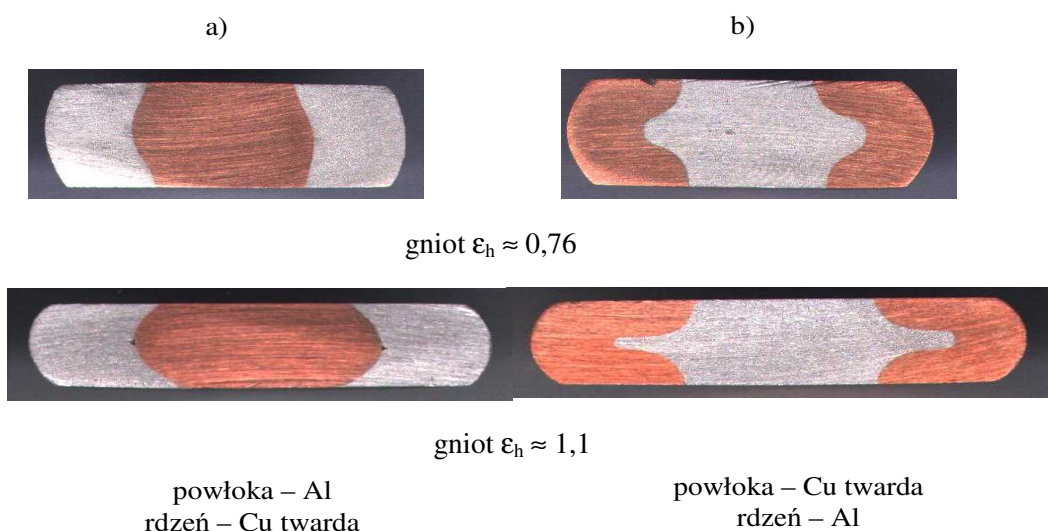


Rys. 8. Krzywa ścężania materiału złożonego z powłoki z miedzi o twardości 85 HBW i rdzenia z aluminium

W celu obserwacji zjawiska niejednorodności odkształcenia, próbki złożone przecinane są wzdłużnie (po średnicy). Próbki złożone z miedzi twardej i miękkiej trawiono odczynnikami do ujawniania



Rys. 9. Przekroje wzdłużne próbek z miedzi twardej (85 HBW) i miękkiej (48 HBW) po spęczaniu



Rys. 10. Przekroje wzdłużne próbek złożonych z aluminium i miedzi o twardości 85 HBW po spęczaniu

makrostruktury. Otrzymane zglądy przedstawiono na rysunku 9. Próbkę złożoną z aluminium i miedzi twardej, po przecięciu i przeszlifowaniu, bez trawienia przedstawiono na rysunku 10.

3. Analiza wyników badań

Charakterystyki spęczania jako wykresy zależności nacisku jednostkowego p^*_{sr} od wskaźnika odkształcenia ϵ_h posiadają punkt przegięcia. Warunkiem wystarczającym istnienia punktu przegięcia jest, aby druga pochodna funkcji opisującej krzywą była równa zero. Dlatego też, najprostszym sposobem określenia współrzędnych punktu przegięcia jest aproksymowanie krzywych wielomianami stopnia minimum trzeciego i znalezienie miejsc zerowych drugiej pochodnej. Taką metodę zastosowano przy obróbce rozważanych charakterystyk spęczania. Aproksymację starano się prowa-

dzić na jak najszerszym przedziale, nie przekraczając jednakże granic ustalonego, łagodnego przebiegu krzywych.

W tablicy 1 zestawiono w kolejności malejącej odcięte punktów przegięcia ϵ_p charakterystyk spęczania badanych materiałów. Zauważyć można, że największe wartości ϵ_p otrzymano dla próbek złożonych z twardego rdzenia i miękkiej powłoki. W przypadku materiałów monometalicznych największą wartość ϵ_p otrzymano dla aluminium, czyli dla materiału najbardziej plastycznego z badanych; kolejno mniejsze wartości dla miedzi miękkiej i miedzi twardej, czyli materiałów o coraz mniejszej plastyczności. Najmniejsze wartości ϵ_p określono dla próbek z materiałów złożonych z twardej powłoki i miękkiego rdzenia.

Tablica 1

Zestawienie badanych materiałów w zależności od wielkości odciętej punktu przegięcia ϵ_p krzywej spęczania

Lp.	Materiał	Odcięta punktu przegięcia krzywej spęczania ϵ_p	Smukłość próbki w punkcie przegięcia h/d
1	powłoka – Al, rdzeń – Cu twarda	0,66	0,52
2	powłoka – Cu miękka, rdzeń – Cu twarda	0,61	0,54
3	aluminium	0,59	0,55
4	miedź miękka	0,56	0,57
5	miedź twarda	0,51	0,60
6	powłoka – Cu twarda, rdzeń – Cu miękka	0,50	0,61
7	powłoka – Cu twarda, rdzeń - Al	0,40	0,67

Na przekrojach wzdłużnych spęczonych próbek złożonych zaobserwować można znaczne różnice w makrostrukturze i kształcie linii rozdziału powłoki i rdzenia, świadczące o różnicach w sposobach odkształcania (rys. 9, 10). Makrostruktury próbek złożonych z miedzi twardej i miękkiej wykazują niejednorodnie odkształcone obszary wewnątrz próbek. Przy powierzchniach czołowych, w osi próbki (w rdzeniu) występują bardzo ciemne obszary odpowiadające strefom o najmniejszym odkształceniu (rys. 9); jasne, środkowe obszary odpowiadają strefom bardzo dużych odkształceń, wywołanych promieniowym płynięciem materiału. Wyraźnie zaznaczone są również strefy skrajne, leżące przy powierzchni bocznej, w których działają naprężenia rozciągające w kierunku obwodowym. Dodatkowo zauważyć można „klepsydrowego” kształtu obszary leżące przy powierzchni rozdziału powłoki i rdzenia. W przypadku próbek złożonych typu: miękka powłoka – twardy rdzeń, obszary te przechodzą przez powierzchnie rozdziału powłoka – rdzeń (rys. 9a), natomiast w przypadku próbek złożonych: twarda powłoka – miękki rdzeń, ciemne obszary „klepsydrowego” kształtu występują tylko w materiale powłoki, graniczącym z powierzchnią rozdziału, nie przechodząc do obszaru rdzenia (rys. 9b).

Przekroje wzdłużne próbek złożonych z aluminium i miedzi różnią się znacznie powierzchnią rozdziału powłoki i rdzenia

(rys. 10), w zależności od tego, który materiał jest rdzeniem, a który powłoką. Gdy powłoka jest miękka (aluminium) a rdzeń twardy (miedź) zakrzywienie powierzchni rozdziału rdzeń – powłoka jest w kształcie łuku; rdzeń jest „beczkowaty” (rys. 10a). Gdy powłoka jest twarda (miedź) a rdzeń miękki (aluminium) zakrzywienie powierzchni rozdziału pomiędzy nimi jest większe; w płaszczyźnie środkowej dochodzi do znacznego „wybrzuszenia” materiału rdzenia (rys. 10b). Jedynie w przypadku tego typu próbek występowało mocne złączenie powłoki i rdzenia. W próbkach złożonych innych typów, po przecięciu następowało rozłączenie powłoki i rdzenia. Na przekrojach wzdłużnych tych próbek zauważyć można, w płaszczyźnie środkowej, na powierzchni rozdziału powłoki i rdzenia tworzące się puste przestrzenie. Zjawiska tego nie badano eksperymentalnie.

Odkształcanie plastyczne rozpoczyna się w momencie, gdy w pewnych obszarach obciążonej bryły spełniony jest warunek plastyczności. Jak stwierdzono w rozważaniach wstępnych, ze względu na działanie sił tarcia, nie dochodzi (lub dochodzi w bardzo małym zakresie) do uplastycznienia materiału w obszarach leżących przy powierzchniach nacisku narzędzi. Wielkość tych obszarów oraz ich kształt, są uzależnione od warunków tarcia, sposobu obciążenia i smukłości próbki. Początkowo są one niewielkie i oddalone od siebie; w środkowym obszarze próbki występuje stan

naprężenia zbliżony do jednoosiowego ściskania. Przebieg charakterystyki zbliżony jest do krzywej umocnienia. W miarę zaawansowania procesu spęczania nieodkształcone obszary zbliżają się do siebie; stan naprężenia w środkowym obszarze próbki zmienia się na przestrzenny, pogłębiają się niejednorodności odkształcenia. Zróżnicowanie właściwości w różnych obszarach jest tym większe, im bardziej materiał próbki jest skłonny do umacniania się. Proces spęczania w warunkach tarcia można uważać za proces różnicowania właściwości początkowo jednorodnego materiału. Skłonność do umacniania się aluminium jest mniejsza niż miedzi, dlatego też w aluminium niejednorodności odkształcenia są mniejsze w porównaniu z miedzią. Biorąc pod uwagę wartość odciętej punktu przegięcia dla aluminium i miedzi (rys. 2, 3, 4; tab. 1, poz. 3, 4, 5) można stwierdzić, że im bardziej plastyczny materiał i im mniejsza jego skłonność do umacniania tym ε_p jest większe.

Określenie przebiegu odkształcania materiałów złożonych jest trudne. Różne struktury i właściwości materiałów złożonych powodują, że jednorodne odkształcenie jest niemożliwe nawet w warunkach braku tarcia [5]. Materiały złożone (rdzeń-powłoka, o kształcie cylindrycznym) już na wstępie, w stanie wyjściowym wykazują zróżnicowanie właściwości na przekroju poprzecznym. Od różnic we właściwościach materiałów składowych oraz ich objętościowego udziału zależy przebieg procesu spęczania i kształt charakterystyki: nacisk jednostkowy – odkształcenie zastępcze. Wydaje się oczywiste, że złożenie dwóch materiałów, znacznie różniących się początkową wartością naprężenia uplastyczniającego i zdolnością do umacniania, spowoduje „wzmocnienie” jednego i „osłabienie” drugiego. Nieco trudniej, w tym przypadku, prognozować sposób odkształcania materiału, rozkład odkształcenia na przekroju poprzecznym próbki, wielkość niejednorodności odkształcenia. Istotnym zmianom może w tym przypadku podlegać powierzchnia rozdziału pomiędzy materiałami składowymi, jak również ich skłonność do tworzenia trwałego połączenia [6]. Można przypuszczać, że materiał złożony z twardego rdzenia i miękkiej powłoki jest lepiej dostosowany do odkształcania

w warunkach tarcia. Wynikać to może z faktu, że plastyczna powłoka, już od samego początku procesu spęczania, wywołuje w materiale rdzenia ujemne naprężenie średnie $\sigma_m < 0$, co sprzyja uplastycznieniu rdzenia i stabilizacji procesu odkształcania; stąd duży zakres odkształceń jednorodnych i duże wartości odciętej punktu przegięcia ε_p (rys. 5, 7; tab. 1, poz. 1, 2). W przypadku odwrotnym, twardej powłoki i miękkiego rdzenia, działanie powłoki powinno również powodować powstanie w rdzeniu ujemnego naprężenia średniego. Ponieważ współpracujące powierzchnie próbek i narzędzi odtłuszczano acetonem, jednostkowe siły tarcia na tych powierzchniach miały wartości zbliżone do maksymalnych naprężeń ścinających w materiałach odkształcanych. Ze względu na duże wartości naprężeń uplastyczniających σ_p miedzi twardej, siły tarcia znacząco przeciwdziałały promieniowemu przemieszczaniu się materiału powłoki, co w efekcie doprowadziło do jej wyboczenia w połowie wysokości próbki (rys. 10). Dlatego też, w tym przypadku występowały duże niejednorodności odkształcenia i małe wartości odciętej punktu przegięcia ε_p (rys. 6, 8; tab. 1, poz. 6, 7).

Punkt przegięcia występuje również na charakterystykach spęczania otrzymanych w wyniku analitycznego określenia siły spęczania i nacisków jednostkowych. Przykładowe obliczenia wykonano dla materiału o współczynniku umocnienia $C = 127$ [MPa] i wykładniku umocnienia $n = 0,26$, czyli materiału o właściwościach aluminium [7]. Zastosowano wzory analityczne wyprowadzone metodą uproszczonych równań różniczkowych [8]. Dla rozkładu nacisków na powierzchni spęczanej otrzymano równanie:

$$p = \sigma_p e^{\frac{2\mu}{h} \left(\frac{d}{2} - r \right)}, \quad (1)$$

gdzie:

- p – lokalny nacisk jednostkowy w odległości r od środka powierzchni nacisku osi próbki,
- σ_p – naprężenie uplastyczniające,
- h, d – wysokość, średnica próbki,
- μ – współczynnik tarcia.

Równanie to wyprowadzono przy założeniu symetrii osiowej stanu naprężenia i odkształcenia stosując kryterium plastyczności Hubera. Nie uwzględnia ono niejednorodności odkształcenia próbki.

Po scałkowaniu równania (1) po powierzchni czołowej próbki otrzymano wyrażenie na siłę spęczania:

$$P = \sigma_p \frac{\pi h^2}{2\mu^2} \left(e^{\frac{\mu d}{h}} - 1 \right) - \sigma_p \frac{\pi h d}{2\mu} = p_{sr}^* \frac{V}{h}. \quad (2)$$

Dzieląc siłę przez powierzchnię przekroju poprzecznego (nie uwzględniając niejednorodności odkształcenia powierzchnia ta jest równa powierzchni czołowej) otrzymano umowny średni nacisk jednostkowy p_{sr}^* , będący tego samego typu wielkością, jaką określano na podstawie badań eksperymentalnych. Wykresy zależności tego nacisku od logarytmicznego wskaźnika gniotu, dla różnych wartości współczynnika tarcia, przedstawiono na rysunku 11.

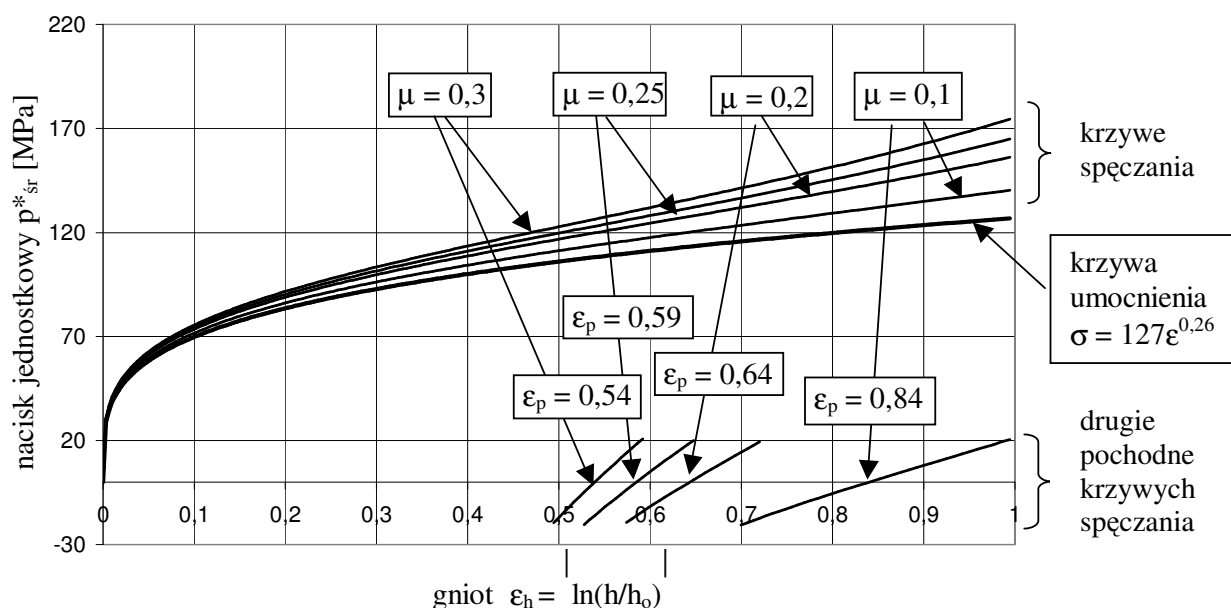
Wszystkie charakterystyki wykazują punkt przegięcia; jego położenie określa punkt przecięcia drugich pochodnych z osią odkształcenia. Wraz ze wzrostem współczynnika tarcia współrzędna odkształcenia punktu przegięcia maleje, co jest zgodne z wynikami eksperymentu.

4. Podsumowanie

Celem prezentowanej pracy było zwrócenie uwagi na punkt przegięcia krzywych spęczania. Jak wykazano wartość współrzędnej odkształcenia punktu przegięcia charakterystyki spęczania zależy od właściwości materiałów i warunków spęczania, co powoduje, że może ona być źródłem istotnych informacji technologicznych.

Otrzymane wyniki pozwalają na sformułowanie następujących wniosków ogólnych:

- 1 – współrzędna odkształcenia punktu przegięcia ϵ_p krzywej spęczania określa zakres gniotu w procesie spęczania, po przekroczeniu którego następuje znaczący wzrost oporów odkształcenia,
- 2 – wartość ϵ_p maleje wraz ze wzrostem naprężeń uplastyczniających badanych materiałów,
- 3 – wartość ϵ_p jest duża dla materiałów złożonych typu miękka powłoka - twardy rdzeń, mała dla materiałów złożonych typu twarda powłoka - miękki rdzeń, - różnica w wartościach ϵ_p jest tym większa im większe jest zróżnicowanie właściwości materiałów składowych,
- 4 – spękanie materiałów złożonych wykazuje mniejsze zróżnicowanie odkształceń dla powłoki i rdzenia (duże ϵ_p), gdy materiał „twardszy” jest rdzeniem, a „miększy” powłoką.



Rys. 11. Krzywe spęczania obliczone analitycznie dla różnych wartości współczynnika tarcia (założona smukłość próbki $h_0/d_0 = 1,5$)

Literatura

- [1] Kuhlmann-Wilsdorf D.: Theory of Plastic Deformation: - properties of low energy dislocation structures. Materials Science and Engineering, A113, 1989, p. 1-41
- [2] Grosman F., Łukowski J.: Analiza naprężeń i odkształceń na powierzchni ściskanej próbki. Mechanik 4/1977, s. 172-175.
- [3] Grosman F., Hadasik E., Tkocz M.: Problem wyboru reprezentatywnego obszaru oceny struktury w ściskanych próbkach. Fizyczne i Matematyczne Modelowanie Procesów Obróbki Plastycznej, 17-18.05.2001 Warszawa
- [4] Balawender T.: The analysis of upsetting curves of composite materials. Acta Mechanica Slovaca, Košice, 2/2002, PRO-TECH-MA, R. 6
- [5] Śliwa R.: Zdolność odkształcania plastycznego metalicznych materiałów. Rudy i Metale Nieżelazne, t. 40, 11 (1995), s. 449-453
- [6] Śliwa R.: Evaluation of the ability of different metals to form metal composite under test and extrusion conditions. Proc. 7th Cont. Behaviour of Materials, Hague '95, (1995), p. 887-888.
- [7] Erbel S., Kuczyński K., Marciniak Z.: Obróbka plastyczna. PWN, Warszawa 1981.
- [8] Morawiecki M., Sadok L., Wosiek E.: PRZERÓBKA PLASTYCZNA. Podstawy teoretyczne. Wydawnictwo „Śląsk”, Katowice 1986.

THE ANALYSIS OF UPSETTING CURVES OF METALLIC MATERIALS

Abstract

The basic phenomena of upsetting under friction conditions on the contact tool – material surfaces were characterized. The relation of deformation inhomogeneity and inflection point of upsetting curve (pressure versus logarithmic strain) was derived. It was proposed to consider the value of abscissa of this inflection point as the technological parameter determining upper bound of homogenous deformation. Experimental tests were carried out on cylindrical monometallic specimens (aluminum and copper) and cylindrical composite specimens (core – sleeve system). The analysis of investigated phenomena was done on the base of experimental upsetting curve and longitudinal sections of composite specimens.

Key words: upsetting, formability index, deformation inhomogeneity, inhomogeneous material