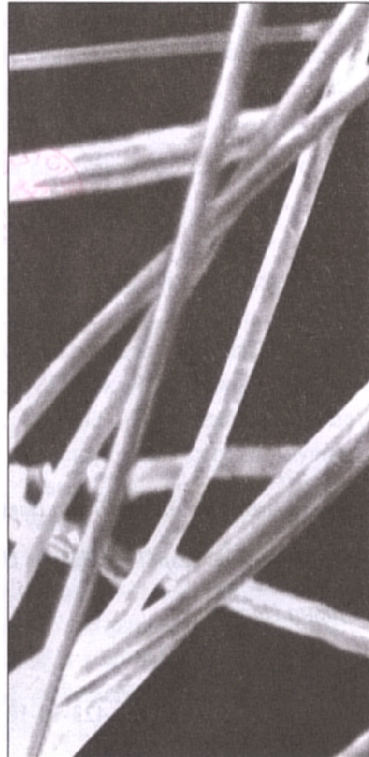


**Stefan Szczepanik**

---

**PRZERÓBKA PLASTYCZNA  
MATERIAŁÓW  
SPIEKANYCH  
Z PROSZKÓW I KOMPOZYTÓW**



UCZELNIANE WYDAWNICTWA NAUKOWO-DYDAKTYCZNE

KRAKÓW 2003

KU 0082 pozycja wydawnictw naukowych  
Akademii Górniczo-Hutniczej im. Stanisława Staszica w Krakowie

© Wydawnictwa AGH, Kraków 2003  
ISBN 83-89388-05-7

Redaktor Naczelny Uczelnianych Wydawnictw  
Naukowo-Dydaktycznych: *dr inż. Jan Sas*

Z-ca Redaktora Naczelnego: *mgr Beata Barszczewska-Wojda*

Recenzent: *prof. dr inż. Jerzy Frydrych*

Projekt okładki i strony tytułowej: *Beata Barszczewska-Wojda*

Opracowanie edytorskie: *zespół redakcyjny UWND AGH*

Korekta: *Danuta Harnik*

Skład komputerowy: „Andre”, tel. 423-10-10

Redakcja Uczelnianych Wydawnictw Naukowo-Dydaktycznych AGH  
al. Mickiewicza 30, 30-059 Kraków  
tel. 617-32-28, tel./fax 636-40-38  
e-mail: [wydagh@uci.agh.edu.pl](mailto:wydagh@uci.agh.edu.pl)  
<http://galaxy.uci.agh.edu.pl/~wydagh>

---

## Spis treści

Wstęp .....	9
<b>ROZDZIAŁ 1. Elementy teorii plastyczności i mechaniki kompozytów .....</b>	<b>11</b>
1.1. Wybrane zagadnienia teorii plastyczności .....	11
1.1.1. Stan naprężenia w punkcie .....	11
1.1.2. Stan odkształcenia w punkcie .....	23
1.1.3. Prawo zachowania masy .....	28
1.1.4. Literatura .....	31
1.2. Elementy teorii plastyczności metalicznych ciał nieściśliwych .....	31
1.2.1. Literatura .....	34
1.3. Elementy teorii plastyczności metalicznych ciał porowatych .....	34
1.3.1. Warunki plastyczności materiałów ściśliwych .....	34
1.3.1.1. Warunek plastyczności Kuhna–Downeya .....	35
1.3.1.2. Warunek plastyczności Greena .....	35
1.3.1.3. Warunek plastyczności Oyane .....	36
1.3.1.4. Warunek plastyczności Hirschvogla .....	36
1.3.1.5. Warunek plastyczności Höneßa .....	37
1.3.1.6. Energetyczny warunek plastyczności .....	39
1.3.2. Analiza warunków plastyczności .....	41
1.3.3. Empiryczne związki pomiędzy parametrami odkształcania a wybranymi własnościami porowatych materiałów metalicznych .....	49
1.3.4. Literatura .....	57
1.4. Elementy mechaniki kompozytów .....	58
1.4.1. Kompozyt jako układ mechaniczny .....	58
1.4.2. Reguła mieszanin .....	63
1.4.3. Teoria komórek .....	65

1.4.4. Kompozyty wzmocnione dyskretnymi włóknami .....	68
1.4.5. Wytrzymałość kompozytów wzmocnionych dyskretnymi włóknami .....	70
1.4.6. Kompozyty umocnione cząstkami .....	73
1.4.7. Literatura .....	75
<b>ROZDZIAŁ 2. Procesy kształtowania na gorąco spiekanych materiałów .....</b>	<b>76</b>
2.1. Kucie w matrycach zamkniętych .....	76
2.1.1. Wytwarzanie odkuwek z proszków metali .....	80
2.1.2. Linie technologiczne do kucia spieków .....	84
2.1.3. Aspekty ekonomiczne kucia spieków .....	86
2.2. Wyciskanie .....	88
2.3. Literatura .....	93
<b>ROZDZIAŁ 3. Wybrane zagadnienia modelowania odkształcania spieków i kompozytów .....</b>	<b>95</b>
3.1. Plastyczność materiałów otrzymanych z proszków .....	95
3.2. Fizyczne i numeryczne modelowanie procesu wyciskania .....	100
3.2.1. Fizyczne modelowanie wyciskania współbieżnego wyprasek .....	100
3.2.2. Analiza metodą elementów skończonych płynięcia materiału w procesie wyciskania współbieżnego .....	104
3.2.2.1. Wpływ kształtu narzędzi na płynięcie materiału w procesie wyciskania współbieżnego .....	106
3.2.3. Analiza metodą elementów skończonych procesu wyciskania przeciwbieżnego .....	111
3.3. Analiza procesu kucia w matrycy zamkniętej .....	113
3.4. Modelowanie odkształcania kompozytów umocnionych cząstkami .....	114
3.5. Literatura .....	121
<b>ROZDZIAŁ 4. Materiały o dużej gęstości otrzymywane z proszków, spieków metali i kompozytów .....</b>	<b>123</b>
4.1. Materiały z proszków żelaza i jego stopów .....	123
4.1.1. Własności odkształcanych na gorąco spiekanych stali .....	123

4.1.2. Aspekty materiałowo-technologiczne	
wytwarzania odkuwki ze spieków .....	129
4.1.3. Literatura .....	134
4.2. Materiały z proszków na osnowie aluminium .....	135
4.2.1. Klasyfikacja stopów aluminium .....	135
4.2.1.1. Stopy aluminium do przeróbki plastycznej	
utwardzane dyspersyjnie .....	137
4.2.1.2. Duraluminium oraz inne stopy do przeróbki	
plastycznej utwardzane dyspersyjnie .....	138
4.2.1.3. Stopy aluminium na odkuwki	
i wyroby tłoczone .....	141
4.2.1.4. Siluminy oraz inne stopy aluminium	
na odlewy kształtowe .....	142
4.2.1.5. Żarowytrzymałe stopy aluminium .....	145
4.2.2. Wytwarzanie wyrobów z proszków stopów	
aluminium .....	145
4.2.2.1. Nowe stopy aluminium otrzymane metodą	
metalurgii proszków .....	147
4.2.3. Literatura .....	151
4.3. Kompozyty na osnowie aluminium wzmocnione włóknami	
ceramicznymi .....	151
4.3.1. Charakterystyka materiałów kompozytowych	
na osnowach metalicznych .....	152
4.3.2. Metody otrzymywania wzmocnionych włóknami	
kompozytów na osnowach metalicznych .....	153
4.3.3. Zastosowanie i perspektywy rozwoju	
wzmocnionych włóknami materiałów kompozytowych	
na osnowie aluminium .....	160
4.3.4. Własności kompozytów na osnowie stopów aluminium	
wzmocnionych włóknami ceramicznymi .....	162
4.3.4.1. Kompozyty na osnowie proszku aluminium	
wzmocnione włóknami $Al_2O_3$ .....	166
4.3.4.2. Kompozyty na osnowie proszków stopów	
aluminium wzmocnione włóknami $Al_2O_3$ .....	176
4.3.5. Literatura .....	183
4.4. Kompozyty na osnowie stopów aluminium	
umocnione cząstkami fazy twardej .....	185
4.4.1. Literatura .....	198

4.5. Materiały z proszków stopów tytanu .....	198
4.5.1. Charakterystyka tytanu i jego stopów .....	198
4.5.2. Procesy metalurgiczne otrzymywania stopów tytanu .....	204
4.5.3. Stopy tytanu otrzymane metodą metalurgii proszków .....	205
4.5.3.1. Wpływ odkształcania na strukturę i własności stopu Ti6Al4V otrzymanego z proszku .....	206
4.5.4. Literatura .....	215
Podsumowanie .....	217

BG AGH

BG AGH

*Mojej Żonie*





## Wstęp

Rozwój różnych gałęzi techniki powoduje zapotrzebowanie na nowe tworzywa konstrukcyjne. Duże możliwości w zakresie projektowania ich własności znajdują się w technologiach wytwarzania wykorzystujących procesy metalurgii proszków w połączeniu z procesami przeróbki plastycznej, jak np. kucie matrycowe dokładne czy wyciskanie. Takie połączenie procesów wytwarzania umożliwia otrzymywanie nie tylko wyrobów z proszków i spieków metali, ale także kompozytów na ich podstawie wzmocnionych włóknami lub umocnionych cząstkami fazy twardej nie reagującej z osnową.

Metody metalurgii proszków umożliwiają wytwarzanie nowych tworzyw odkształcalnych plastycznie z materiałów posiadających określone własności fizyczne. Materiały te, otrzymane metalurgicznymi technikami, np. przez odlewanie, są kruche. Dotyczy to przykładowo nadeutektycznych stopów aluminium z krzemem, tzw. siluminów, czy stopów tytanu, dla których wymaga się również wysokich własności mechanicznych przy obciążeniach zmiennych.

Kształtowanie na gorąco spieków stało się alternatywną techniką wytwarzania odkuwek dla przemysłu motoryzacyjnego w USA i Japonii do procesów kucia z półwyrobów walcowanych. Przez wprowadzenie fazy umacniającej podczas przygotowania mieszanki proszków możliwe jest otrzymanie materiałów o dodatkowo określonych własnościach użytkowych np. przeznaczonych do pracy w podwyższonych temperaturach w silnikach spalinowych i o zwiększonej odporności na zużycie ściernie.

Podczas odkształcania materiałów porowatych następuje zmiana gęstości tworzywa, co odróżnia ten proces od procesów kształtowania półwyrobów walcowanych, kiedy objętość materiału nie ulega zmianie. Znajomość zjawisk, zachodzących podczas kształtowania proszków i spieków oraz kompozytów z nich wytwarzanych, jest konieczna w praktyce do projektowania technologii przeróbki plastycznej tych materiałów.

W pracy zwrócono szczególną uwagę na zastosowanie procesów kucia i wyciskania do wytwarzania wyrobów oraz wskazano na wykorzystanie zjawisk w odkształcalnych plastycznie materiałach z uwzględnieniem wpływu parametrów odkształcania na kształtowanie ich własności.

Omówiono wybrane zagadnienia z zakresu teorii plastyczności, uwzględniając materiały porowate i mechanikę kompozytów, procesy kształtowania na gorąco i aspekty

modelowania odkształcania tych materiałów. Ostatnią część pracy poświęcono wytwarzaniu materiałów o dużej gęstości z proszków, spieków i kompozytów ze zwróceniem szczególnej uwagi na kształtowanie struktury i własności wyrobów z materiałów na osnowie żelaza, aluminium i jego stopów oraz stopów tytanu.

Wskazano na znaczenie badań metalograficznych, metod symulacyjnych i innych metod badawczych przy analizie zjawisk zachodzących w odkształcanych plastycznie metalicznych materiałach porowatych i kompozytach.

Podjęta tematyka pracy stanowi uzupełnienie dostępnej w kraju literatury z zakresu wytwarzania wyrobów z proszków i spieków metali oraz kompozytów.

Przedstawiono w niej wyniki uzyskane przez Autora w toku realizowanych projektów badawczych w Pracowni Przetwórstwa Stopów i Materiałów Specjalnych na Wydziale Metalurgii i Inżynierii Materiałowej AGH w Krakowie oraz wyniki Jego współpracy bezpośredniej z ośrodkami naukowymi w Niemczech: Institut für Bildsame Formgebung der RWTH Aachen i Institut für Metallformung TU Bergakademie Freiberg we Freibergu.

Praca kierowana jest do czytelnika zajmującego się projektowaniem własności wyrobów z proszków i kompozytów wytwarzanych z wykorzystaniem przeróbki plastycznej, także do studiujących inżynierię materiałową z ukierunkowaniem na szeroko rozumiane przetwórstwo stopów i materiałów specjalnych.

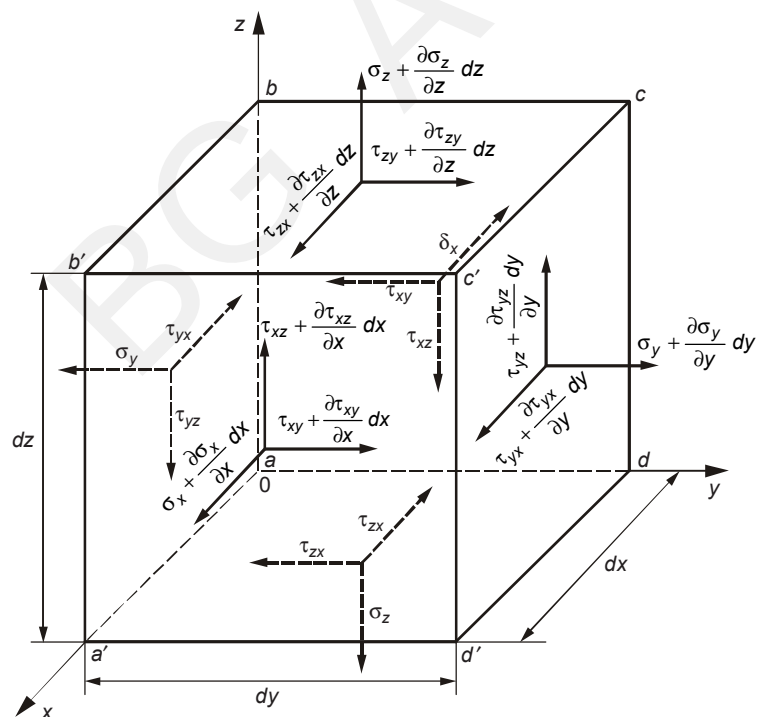
## ROZDZIAŁ 1

# Elementy teorii plastyczności i mechaniki kompozytów

### 1.1. Wybrane zagadnienia teorii plastyczności

#### 1.1.1. Stan naprężenia w punkcie

Podstawowym obiektem badania stanu naprężenia w teorii sprężystości jest elementarny prostopadłościan, wydzielony z bryły obciążonej dowolnie siłami zewnętrznymi [1, 2, 4, 5]. W najogólniejszym przypadku wystąpi układ naprężeń, który przedstawiono na rysunku 1.1.



Rys. 1.1. Układ naprężeń na ściankach elementarnego prostopadłościanu [5]

Naprężenia normalne na przekrojach prostopadłych do osi  $x$ ,  $y$ ,  $z$  oznaczono przez  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$ , zaś naprężenia styczne, występujące w tych samych przekrojach, przez  $\tau_{xy}$ ,  $\tau_{yz}$ ,  $\tau_{zx}$ ,  $\tau_{yx}$ ,  $\tau_{zy}$ ,  $\tau_{xz}$ . Pierwszy symbol w indeksie wskazuje oś, do której naprężenie styczne działa w płaszczyźnie prostopadłej, zaś drugi, oś do której jest równoległe.

Jeżeli są znane wartości wszystkich naprężeń występujących na ściankach elementarnego prostopadłościanu, to znany jest stan naprężenia w danym punkcie.

Naprężenia spowodowane działaniem sił zewnętrznych na rozpatrywany ośrodek ciągiły są różne w różnych punktach. Dlatego też naprężenia należy wyrażać jako funkcje współrzędnych punktów ośrodka:

$$\sigma_x = \sigma_x(x, y, z), \quad \tau_{xy} = \tau_{xy}(x, y, z),$$

$$\sigma_y = \sigma_y(x, y, z), \quad \tau_{yz} = \tau_{yz}(x, y, z),$$

$$\sigma_z = \sigma_z(x, y, z), \quad \tau_{zx} = \tau_{zx}(x, y, z).$$

Jeżeli założymy, że na płaszczyźnie  $abcd$  (rys.1.1) występuje naprężenie  $\sigma_x$ , to na płaszczyźnie  $a'bcd'$  wystąpi naprężenie  $\sigma_x + \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} dx$ . Wyrażenie  $\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} dx$  oznacza przyrost funkcji  $\sigma_x$ . W podobny sposób zostały wyrażone pozostałe naprężenia styczne, np.  $\frac{\partial \tau_{yx}}{\partial y} dy$  oznacza przyrost naprężenia  $\tau_{yx}$  na długości  $dy$ . Z powyższych rozważań wynika, że na trzech płaszczyznach prostopadłych, poprowadzonych przez określony punkt, występuje zespół dziewięciu naprężeń, a mianowicie trzy składowe naprężenia normalnego  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$ ,  $\sigma_z$  oraz sześć składowych naprężenia stycznego  $\tau_{xy}$ ,  $\tau_{yz}$ ,  $\tau_{zx}$ ,  $\tau_{yx}$ ,  $\tau_{zy}$ ,  $\tau_{xz}$ . Zauważymy również, że nawet przy dowolnie małych wymiarach ścian elementarnego równoległościanu, w obszarze każdej ze ścian, naprężenia mogą rozkładać się nierównomiernie. Uwzględniając to, należy założyć, że przedstawione na rysunku 1.1 składowe naprężenia podają wartości średnie dla każdej z poszczególnych ścian.

Jeżeli rozpatrywane ciało znajduje się w równowadze, a rozważamy wycięty z niego elementarny prostopadłościan, to dla zachowania równowagi muszą być spełnione następujące warunki:

$$\begin{aligned} \sum X &= 0; & M_x &= 0 \\ \sum Y &= 0; & M_y &= 0 \\ \sum Z &= 0; & M_z &= 0 \end{aligned} \tag{1.1}$$

Jeżeli ciało znajduje się w ruchu, to prawe strony równań (1.1) nie są zerami, lecz – zgodnie z drugim prawem Newtona – powinny równać się iloczynom masy elementu i przyspieszenia zrzutowanego na odpowiednią oś. Po ułożeniu równań momentów względem osi równoległej do osi  $z$  i przechodzącej przez środek prostopadłościanu otrzymamy

$$\begin{aligned} & \tau_{yx} dx dz \frac{dy}{2} - \tau_{xy} dy dz \frac{dx}{2} + \\ & + \left( \tau_{yx} + \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial y} dy \right) dx dz \frac{dy}{2} - \left( \tau_{xy} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} dx \right) dy dz \frac{dx}{2} = 0 \end{aligned} \quad (1.2)$$

W przytoczonym równaniu znalazły się tylko składowe czterech naprężeń stycznych prostopadłych do osi  $z$  i nie przecinających jej. Po odrzuceniu nieskończenie małych wartości czwartego rzędu otrzymamy

$$\tau_{yx} dx dy dz = \tau_{xy} dx dy dz,$$

czyli

$$\tau_{yx} = \tau_{xy} \quad (1.2a)$$

Rozumując w ten sposób, otrzymuje się dla pozostałych osi:

$$\tau_{xy} = \tau_{yx}, \quad \tau_{yz} = \tau_{zy}, \quad \tau_{zx} = \tau_{xz} \quad (1.2b)$$

Ze wzorów (1.2) wynika, że składowe naprężeń stycznych, leżące na dowolnych dwóch wzajemnie prostopadłych płaszczyznach i prostopadle do krawędzi ich przecięcia, są sobie równe co do wartości i skierowane razem do krawędzi lub od krawędzi. Omówione prawo nosi nazwę prawa równości odpowiadających sobie naprężeń stycznych. Z rozważań tych wynika, że liczba składowych określających stan naprężenia w danym punkcie redukuje się do sześciu, a mianowicie:  $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$ .

Jeśli te składowe są stałe w całym rozważanym układzie materialnym, to stan naprężenia nazywamy jednorodnym.

Rozpatrzmy równanie równowagi  $\sum X = 0$ . Przy założeniu, że na element działają również siły masowe, których składowe, działające na środek masy, oznaczymy przez  $X, Y, Z$ , to równanie  $\sum X = 0$  równowagi przedstawia się następująco

$$\begin{aligned} & \left( \sigma_x + \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} dx \right) dy dz - \sigma_x dy dz + \left( \tau_{yx} + \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial y} dy \right) dy dz - \tau_{yx} dx dz + \\ & + \left( \tau_{zx} + \frac{\partial \tau_{zx}}{\partial z} dz \right) dx dy - \tau_{zx} dx dy + X \frac{\gamma}{g} dx dy dz = 0 \end{aligned} \quad (1.3)$$

Po redukcji i podzieleniu przez  $dx dy dz$  otrzymamy różniczkowe równanie równowagi

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{zx}}{\partial z} + X\rho = 0 \quad (1.3a)$$

Wykonując analogiczne operacje w odniesieniu do warunków  $\sum Y = 0$  i  $\sum Z = 0$ , otrzymuje się dwa pozostałe równania:

$$\frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{zy}}{\partial z} + Y\rho = 0 \quad (1.3b)$$

$$\frac{\partial \tau_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + Z\rho = 0 \quad (1.3c)$$

Jeżeli ciało znajduje się w ruchu, to prawe strony równań (1.3) nie są zerami. Zakładając, że rzuty przemieszczeń na poszczególne osie wynoszą kolejno  $u, v, w$ , otrzymamy następujące przyspieszenia:

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2}, \quad \frac{\partial^2 v}{\partial t^2}, \quad \frac{\partial^2 w}{\partial t^2},$$

a składowe sił bezwładności będą wyrażone wzorami:

$$\rho dx dy dz \frac{\partial^2 u}{\partial t^2}; \quad \rho dx dy dz \frac{\partial^2 v}{\partial t^2}; \quad \rho dx dy dz \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} \quad (1.4)$$

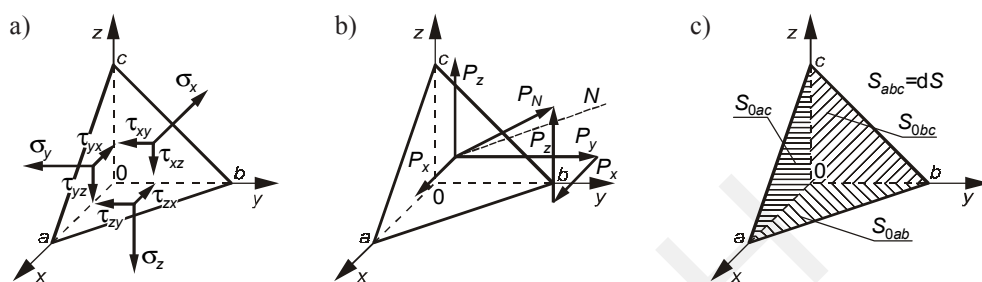
Po podstawieniu tych składowych do równań (1.3) otrzymuje się:

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{zx}}{\partial z} + X\rho &= \rho \frac{\partial^2 u}{\partial t^2} \\ \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{zy}}{\partial z} + Y\rho &= \rho \frac{\partial^2 v}{\partial t^2} \\ \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} + Z\rho &= \rho \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} \end{aligned} \quad (1.5)$$

Równania (1.5) noszą nazwę różniczkowych równań ruchu ośrodków ciągłych Naviera. W równaniach (1.5) jest sześć niewiadomych, równań zaś jest trzy. Aby uzyskać równania dodatkowe, należy zbadać warunki odkształceń oraz uwzględnić fizycz-

ne własności danego ośrodka. Jeżeli są znane naprężenia na trzech elementarnych prostopadłych płaszczyznach, przeprowadzonych przez dany punkt, to można określić naprężenia występujące na płaszczyźnie dowolnie nachylonej względem płaszczyzn układu współrzędnych.

Rozpatruje się naprężenia normalne i styczne występujące na ściankach nieskończenie małego czworościanu (rys. 1.2).



**Rys. 1.2.** Naprężenia występujące na płaszczyznach czworościanu: a) na płaszczyznach ortogonalnych; b) na płaszczyźnie zewnętrznej; c) oznaczenie płaszczyzn czworościanu [5]

Naprężenia wewnętrzne występują na trzech ortogonalnych ściankach (rys. 1.2a), natomiast naprężenia zewnętrzne, które równoważą naprężenia wewnętrzne (rys. 1.2b) występują na płaszczyźnie nachylonej pod dowolnym kątem do trzech płaszczyzn. Jeżeli przez  $dS$  oznaczy się pole ściany dowolnie zorientowanej normalną  $N$ , to powierzchnie pozostałych trzech ścian wyniosą:

$$\begin{aligned} S_{0ab} &= dS \cos(Nz) \\ S_{0bc} &= dS \cos(Nx) \\ S_{0ac} &= dS \cos(Ny) \end{aligned} \quad (1.6)$$

Gdy oznaczy się przez  $P_N$  całkowite naprężenie występujące na płaszczyźnie zewnętrznej czworościanu  $abc$ , a przez  $p_x, p_y, p_z$  składowe naprężenia całkowitego równoległe do osi  $x, y, z$ , wówczas suma rzutów wszystkich sił na oś  $x$  wyniesie

$$\sum X = p_x dS - \sigma_x dS \cos(Nx) - \tau_{yx} dS \cos(Ny) - \tau_{zx} dS \cos(Nz) = 0.$$

Biorąc analogicznie  $\sum Y = 0$  i  $\sum Z = 0$ , można obliczyć  $p_x, p_y, p_z$ :

$$\begin{aligned} p_x &= \sigma_x \cos(Nx) + \tau_{yx} \cos(Ny) + \tau_{zx} \cos(Nz) \\ p_y &= \tau_{xy} \cos(Nx) + \sigma_y \cos(Ny) + \tau_{zy} \cos(Nz) \\ p_z &= \tau_{xz} \cos(Nx) + \tau_{yz} \cos(Ny) + \sigma_z \cos(Nz) \end{aligned} \quad (1.7)$$

Równania (1.7) nie zawierają sił objętościowych (masowych) jako nieskończenie małych trzeciego rzędu.

Pomiędzy naprężeniem całkowitym a jego składowymi na płaszczyźnie dowolnie nachylonej istnieje zależność

$$p_N = \sqrt{p_x^2 + p_y^2 + p_z^2} \quad (1.8)$$

Jeżeli założy się, że powierzchnia ściany  $dS$  będzie dążyć do zera, to równania (1.7) będą wyrażać związki między naprężeniami w punkcie 0 na płaszczyźnie ukośnej o zewnętrznej normalnej  $N$  i naprężeniami na trzech płaszczyznach równoległych do płaszczyzn układu współrzędnych. Noszą one nazwę warunków brzegowych lub granicznych.

Naprężenia występujące w danym punkcie można przedstawić w postaci macierzy [3,5]

$$T_\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{vmatrix} \quad (1.9)$$

W pierwszym wierszu występują wszystkie składowe naprężeń równoległe do osi  $x$ , w drugim do osi  $y$ , w trzecim zaś do osi  $z$ . W pierwszej kolumnie zgrupowane są wszystkie naprężenia działające na płaszczyźnie normalnej do osi  $x$ , w drugiej do osi  $y$ , w trzeciej do osi  $z$ . Przy takim sposobie zapisu macierzy, naprężenia normalne rozłożyły się na głównej przekątnej, a jednakowe co do wartości naprężenia styczne są symetryczne względem przekątnej. Korzystając z prawa symetrii macierzy, wzór (1.9), można zapisać również w następującej postaci

$$T_\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_y & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_z \end{vmatrix}$$

Wprowadzono następujące oznaczenia dla:

— składowych naprężenia w pierwotnym układzie współrzędnych  $xyz$ :

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \sigma_{11}, & \tau_{xy} &= \sigma_{12}, & \tau_{xz} &= \sigma_{31}, \\ \tau_{yx} &= \sigma_{21}, & \sigma_y &= \sigma_{22}, & \tau_{yz} &= \sigma_{23}, \\ \tau_{zx} &= \sigma_{31}, & \tau_{zy} &= \sigma_{32}, & \sigma_z &= \sigma_{33}; \end{aligned}$$



— składowych naprężenia w nowym, obróconym, układzie współrzędnych  $\xi\eta\zeta$ :

$$\sigma_{\zeta} = \sigma'_{11}, \quad \tau_{\xi\eta} = \sigma'_{12}, \quad \tau_{\xi\zeta} = \sigma'_{13},$$

$$\tau_{\eta\xi} = \sigma'_{21}, \quad \sigma_{\eta} = \sigma'_{12}, \quad \tau_{\eta\zeta} = \sigma'_{23},$$

$$\tau_{\zeta\xi} = \sigma'_{31}, \quad \tau_{\zeta\eta} = \sigma'_{32}, \quad \sigma_{\zeta} = \sigma'_{33};$$

— osi obu układów współrzędnych:

$$x = x_1, \quad \xi = x'_1,$$

$$y = y_2, \quad \eta = x'_2,$$

$$z = z_3, \quad \zeta = x'_3;$$

— kosinusów kątów między poszczególnymi osiami:

	$x_1$	$x_2$	$x_3$
$x'_1$	$a_{11}$	$a_{12}$	$a_{13}$
$x'_2$	$a_{21}$	$a_{22}$	$a_{23}$
$x'_3$	$a_{31}$	$a_{32}$	$a_{33}$

Po zastosowaniu tych oznaczeń prawo transformacji tensora drugiego rzędu przyjmuje postać

$$\sigma'_{kl} = a_{ki} a_{lj} \sigma_{ij} \quad (1.10)$$

gdzie:

- $k$  – wskaźnik normalnej przekroju w nowym układzie,
- $l$  – wskaźnik kierunku naprężenia w nowym układzie,
- $i$  – wskaźnik normalnej przekroju w pierwotnym układzie,
- $j$  – wskaźnik kierunku naprężenia w pierwotnym układzie.

W równaniu (1.10)  $i, j, k, l$  przyjmują wartości 1, 2, 3.

Stosując nowe oznaczenia, macierz kwadratową dwuwskaznikową złożoną z dzie-  
więciu składowych wyrazić można wzorem

$$\sigma_{ij} = \begin{vmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{vmatrix} \quad (1.11)$$

który transformuje się przy obrocie układu na taką samą macierz kwadratową, wyrażo-  
ną wzorem

$$\sigma'_{kl} = \begin{vmatrix} \sigma'_{11} & \sigma'_{12} & \sigma'_{13} \\ \sigma'_{21} & \sigma'_{22} & \sigma'_{23} \\ \sigma'_{31} & \sigma'_{32} & \sigma'_{33} \end{vmatrix} \quad (1.12)$$

Wzór transformacyjny (1.12) opisuje tzw. transformację liniową i charakteryzuje  
obiekt geometryczny zwany tensorem drugiego rzędu. Z uwagi na równość elementów  
macierzy położonych symetrycznie względem przekątnej głównej, zgodnie z warunkami  
Cauchy'ego, tensor taki nosi nazwę symetrycznego. Tę cechę symetrii zapisuje się

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ji} \quad (1.13)$$

lub

$$\sigma'_{kl} = \sigma'_{lk} \quad (1.14)$$

Składowe stanu naprężeń, czyli współrzędne trzech wektorów  $\mathbf{p}_x$ ,  $\mathbf{p}_y$ ,  $\mathbf{p}_z$  są składo-  
wymi tensora symetrycznego drugiego rzędu, który nazywamy tensorem naprężeń. Ma  
on własności niezmiennicze, tzn. pewne wyrażenia, będące kombinacją składowych  
tensora, zachowują stałą wartość przy wszelkich ortogonalnych transformacjach ukła-  
du współrzędnych.

Wyróżnia się trzy podstawowe niezmienniki tensora naprężeń:

- Niezmiennik pierwszy albo liniowy, przedstawia sumę składowych ustawionych  
na przekątnej głównej tensora naprężeń; wartość ta jest proporcjonalna do jednost-  
kowego odkształcenia objętościowego w rozpatrywanym punkcie ciała

$$I_1 = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = \text{const} \quad (1.15)$$

- Niezmiennik drugi, zwany kwadratowym, stanowi sumę minorów wyjętych z tensora naprężeń według elementów przekątnej głównej

$$I_2 = \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{zx} \\ \tau_{xz} & \sigma_z \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{yz} & \sigma_z \end{vmatrix} \quad (1.16a)$$

Niezmiennik drugi wyrażony za pomocą naprężeń głównych przybiera postać

$$I_2 = \begin{vmatrix} \sigma_1 & 0 \\ 0 & \sigma_2 \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} \sigma_2 & 0 \\ 0 & \sigma_3 \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} \sigma_3 & 0 \\ 0 & \sigma_1 \end{vmatrix} = \sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1 = \text{const} \quad (1.16b)$$

- Niezmiennik trzeci, zwany także niezmiennikiem trzeciego stopnia, jest rozwinięciem składowych tensora naprężeń

$$I_3 = \begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{vmatrix} \quad (1.17a)$$

Analogiczny wyznacznik dla naprężeń głównych ma postać

$$I_3 = \begin{vmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{vmatrix} = \sigma_1 \sigma_2 \sigma_3 \quad (1.17b)$$

W teorii stanu naprężeń niezmienniki należy rozpatrywać jako główne i podstawowe charakterystyki stanu naprężenia w danym punkcie. Przytoczone trzy niezmienniki  $I_1$ ,  $I_2$ ,  $I_3$  nie wyczerpują wszystkich możliwości kombinacji. Uważa się je za podstawowe, ponieważ wszystkie inne można wyrazić jako funkcje tych trzech. Uwzględniając wartości wyrażone równaniami (1.15), (1.16) i (1.17a), równanie trzeciego stopnia, z którego wyznacza się naprężenia główne, ma postać

$$\sigma^3 - \sigma^2 I_1 + \sigma I_2 - I_3 = 0 \quad (1.18)$$

### Rozkład stanu naprężeń na dwa stany podstawowe

Stan naprężenia określony w dowolnym punkcie ośrodka można rozłożyć na stany składowe, a mianowicie: na równomierne wszechstronne ściskanie lub rozciąganie  $\sigma_m$ , dążące do zmiany objętości elementu, oraz na tzw. dewiacyjny stan naprężenia, dążący

do zmiany postaci bez zmiany jego objętości. Doświadczenia wykazują, że osiągnięcie naprężenia uplastyczniającego lub wytrzymałości na rozciąganie zależy nie tylko od wielkości naprężeń, ale i od charakteru stanu naprężeń. Stan hydrostatyczny ( $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ ), który w ciałach jednorodnych i izotropowych powoduje tylko odkształcenie objętościowe, nie powoduje uplastycznienia metalu. Natomiast siły wywołujące zmianę postaci, np. siły ścinające, stosunkowo łatwo prowadzą do osiągnięcia stanu plastycznego metalu.

Za podstawowe stany naprężenia uważa się:

- stan hydrostatyczny, w którym naprężenia główne są sobie równe

$$\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3 \quad (1.19)$$

- czyste ścinanie, które charakteryzuje się tym, że

$$\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = 0 \quad (1.20)$$

Szczególnym przypadkiem czystego ścinania jest ścinanie proste, dla którego  $\sigma_2 = 0$ , a więc  $\sigma_1 = -\sigma_3$ .

Każdy dowolny stan naprężeń można rozłożyć na stan hydrostatyczny i czyste ścinanie. Przyjmując, że dowolny stan naprężeń określony jest naprężeniami głównymi  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ , tensor naprężeń ma postać

$$T_\sigma = \begin{vmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{vmatrix} \quad (1.21)$$

a naprężenie średnie określone jest zależnością

$$\sigma_m = \frac{I_1}{3} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (1.22)$$

Naprężenia główne można wyrazić zależnościami:

$$\begin{aligned} \sigma_1 &= \sigma_m + \sigma_1 - \sigma_m = t_{10} - t_{11} \\ \sigma_2 &= \sigma_m + \sigma_2 - \sigma_m = t_{20} - t_{22} \\ \sigma_3 &= \sigma_m + \sigma_3 - \sigma_m = t_{30} - t_{33} \end{aligned} \quad (1.23)$$

w których oznaczono:

$$t_{10} = \sigma_m; \quad t_{20} = \sigma_m; \quad t_{30} = \sigma_m \quad (1.24)$$

$$t_{11} = \sigma_1 - \sigma_m; \quad t_{22} = \sigma_2 - \sigma_m; \quad t_{33} = \sigma_3 - \sigma_m \quad (1.25)$$

Trójki naprężeń  $(t_{10}, t_{20}, t_{30})$  i  $(t_{11}, t_{22}, t_{33})$  w zależnościach (1.23) i (1.24) można uważać za naprężenia dwóch stanów  $A$  i  $D$ , na jakie został rozłożony stan  $T$ , który w każdej chwili możemy odtworzyć przez powrotną superpozycję stanów  $A$  i  $D$ . Stan  $A$  określony trójką naprężeń  $(t_{10}, t_{20}, t_{30})$  wykazuje cechę typową dla stanu hydrostatycznego, a stan  $D$  określony trójką naprężeń  $(t_{11}, t_{22}, t_{33})$  – cechę typową dla czystego ścinania, co wyrażają równania:

$$t_{10} = t_{20} = t_{30} = \sigma_m \quad (1.26)$$

$$t_{11} + t_{22} + t_{33} = 0 \quad (1.27)$$

Powyższe twierdzenie można przedstawić w ujęciu tensorowym, stosując proste zasady algebry tensorowej. W myśl tych zasad suma dwóch tensorów jest nowym tensorem, którego składowe otrzymuje się, dodając odpowiednie składowe dodawanych tensorów. Zatem rozkład stanu naprężeń przyjmie postać

$$\begin{vmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} \sigma_1 - \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 - \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 - \sigma_m \end{vmatrix} \quad (1.28)$$

Tensor, w którym elementy położone na przekątnej głównej są sobie równe ( $\sigma_m$ ), nosi nazwę aksjatora naprężeń  $A_\sigma$ , zwanego tensorem kulistym. Tensor, w którym suma elementów położonych na przekątnej głównej jest równa zero, nosi nazwę dewiatora naprężeń  $D_\sigma$ . Dokładny rozkład tensora naprężeń  $T_\sigma$  na aksjator  $A_\sigma$  i dewiator  $D_\sigma$  można zapisać w postaci

$$T_\sigma = A_\sigma + D_\sigma \quad (1.29)$$

Jeżeli zadany stan naprężeń określony jest tensorem naprężeń  $T_\sigma$ , odniesionym do dowolnych ortogonalnych kierunków  $x, y, z$ , to jego rozkład na dwa stany podstawowe jest następujący

$$\begin{vmatrix} \sigma_x & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \sigma_m & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_m & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_m \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} \sigma_x - \sigma_m & \tau_{yx} & \tau_{zx} \\ \tau_{xy} & \sigma_y - \sigma_m & \tau_{zy} \\ \tau_{xz} & \tau_{yz} & \sigma_z - \sigma_m \end{vmatrix} \quad (1.30)$$

Po prawej stronie pierwsza macierz wykazuje cechę aksjatora, a druga cechę dewiatora. Dowolny stan naprężeń określony tensorem naprężeń  $T_\sigma$  możemy rozłożyć na dwa nakładające się na siebie stany naprężeń. Analogicznie jak dla tensora naprężeń można wyznaczyć niezmienniki aksjatora i dewiatora naprężeń.

Dla dewiatora naprężeń, niezmienniki wyrażone w naprężeniach głównych określone są zależnościami:

— niezmiennik pierwszy

$$I'_1 = (\sigma_1 - \sigma_m) + (\sigma_2 - \sigma_m) + (\sigma_3 - \sigma_m) = 0,$$

— niezmiennik drugi

$$\begin{aligned} I'_2 &= \frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_m)^2 + (\sigma_2 - \sigma_m)^2 + (\sigma_3 - \sigma_m)^2] = \\ &= -\frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2], \end{aligned}$$

— niezmiennik trzeci

$$I'_3 = (\sigma_1 - \sigma_m) \cdot (\sigma_2 - \sigma_m) \cdot (\sigma_3 - \sigma_m).$$

Stan naprężeń dla przypadku jednoosiowego ściskania określony jest tensorem naprężeń odniesionym do kierunków głównych

$$T_\sigma = \begin{vmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{vmatrix},$$

który po rozpisaniu ma postać

$$\begin{vmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} \frac{\sigma_3}{3} & 0 & 0 \\ 0 & \frac{\sigma_3}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\sigma_3}{3} \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} -\frac{\sigma_3}{3} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\sigma_3}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2\sigma_3}{3} \end{vmatrix}$$

lub

$$T_\sigma = A_\sigma + D_\sigma.$$

Czyste ścinanie określone dewiatorem  $D_\sigma$  można dalej rozłożyć na dwa ścinania proste w płaszczyznach wzajemnie prostopadłych (1,3)  $\perp$  (2,3), tj. na dwa składowe dewiatory

$$D_\sigma = D_\sigma^I + D_\sigma^{II},$$

a po rozpisaniu

$$\begin{vmatrix} -\frac{\sigma_3}{3} & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\sigma_3}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{2\sigma_3}{3} \end{vmatrix} = \begin{vmatrix} -\frac{\sigma_3}{3} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\sigma_3}{3} \end{vmatrix} + \begin{vmatrix} 0 & 0 & 0 \\ 0 & -\frac{\sigma_3}{3} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{\sigma_3}{3} \end{vmatrix}.$$

### 1.1.2. Stan odkształcenia w punkcie

Stan odkształceń w danym punkcie określa się dziewięcioma składowymi, trzema odkształceniami jednostkowymi  $\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z$  oraz sześcioma kątami odkształcenia postaciowego  $\gamma_{xy}, \gamma_{yz}, \gamma_{zx}$ . Opisują one jednoznacznie odkształcenie elementarnego prostopadłościanu (odkształcenie w punkcie) o krawędziach równoległych do osi układu współrzędnych  $xyz$ , przyjętego dowolnie w rozpatrywanym punkcie ciała. Analogicznie do warunku równości odpowiadających sobie naprężeń stycznych  $\tau_{yx} = \tau_{xy}$  itd. stosuje się twierdzenie o równości kątów odkształcenia postaciowego:

$$\gamma_{xy} = \gamma_{yx} \quad \gamma_{yz} = \gamma_{zy} \quad \gamma_{zx} = \gamma_{xz}.$$

Jeżeli znamy rozkład przemieszczeń w rozpatrywanym ciele, to w przypadku odkształceń nieskończenie małych, rozkład składowych stanu odkształcenia w punkcie można przedstawić w postaci macierzy

$$T_e = \begin{vmatrix} \epsilon_x & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \frac{1}{2}\gamma_{xz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{yx} & \epsilon_y & \frac{1}{2}\gamma_{yz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{zx} & \frac{1}{2}\gamma_{zy} & \epsilon_z \end{vmatrix}. \quad (1.31)$$

Po wprowadzenie oznaczeń:

$$\begin{aligned}\varepsilon_x &= \varepsilon_{11}, & \frac{1}{2}\gamma_{xy} &= \varepsilon_{12}, & \frac{1}{2}\gamma_{xz} &= \varepsilon_{13}, \\ \frac{1}{2}\gamma_{yx} &= \varepsilon_{21}, & \varepsilon_y &= \varepsilon_{22}, & \frac{1}{2}\gamma_{yz} &= \varepsilon_{23}, \\ \frac{1}{2}\gamma_{zx} &= \varepsilon_{31}, & \frac{1}{2}\gamma_{zy} &= \varepsilon_{32}, & \varepsilon_z &= \varepsilon_{33},\end{aligned}$$

tensor odkształceń przyjmie postać

$$T_\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{vmatrix} \quad (1.32a)$$

lub

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (1.32b)$$

Składowe tensora odkształceń w danym punkcie zależą od przyjętego układu osi współrzędnych. Znając je, łatwo można znaleźć składowe tegoż tensora dla nowego układu przy ortogonalnym przekształceniu. W każdym punkcie ciała istnieją trzy wzajemnie prostopadłe kierunki, w których odkształcenia liniowe osiągają wartości ekstremalne. Odkształcenia te nazywamy głównymi, kierunki – kierunkami głównymi. W kierunkach tych odkształcenia postaciowe są równe zero. Odkształcenia główne wyznacza się z równania trzeciego stopnia, które ma postać

$$\begin{aligned}\varepsilon^3 - \varepsilon^2(\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z) + \varepsilon \left[ \varepsilon_x \varepsilon_y + \varepsilon_y \varepsilon_z + \varepsilon_z \varepsilon_x - \frac{1}{4}(\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2) \right] - \\ - \left[ \varepsilon_x \varepsilon_y \varepsilon_z + \frac{1}{4}\gamma_{xy}\gamma_{yz}\gamma_{zx} - \frac{1}{4}(\varepsilon_x \gamma_{yz}^2 + \varepsilon_y \gamma_{zx}^2 + \varepsilon_z \gamma_{xy}^2) \right] = 0\end{aligned} \quad (1.33)$$

Równanie to posiada zawsze trzy pierwiastki rzeczywiste, na ogół różne od siebie:

$$\varepsilon_1 > \varepsilon_2 > \varepsilon_3.$$



Dla stanu odkształcenia można napisać układ równań:

$$\begin{aligned}
 l(\varepsilon_x - \varepsilon) + m \frac{1}{2} \gamma_{yx} + n \frac{1}{2} \gamma_{zx} &= 0 \\
 l \frac{1}{2} \gamma_{xy} + m(\varepsilon_y - \varepsilon) + n \frac{1}{2} \gamma_{zy} &= 0 \\
 l \frac{1}{2} \gamma_{xz} + m \frac{1}{2} \gamma_{yz} + n(\varepsilon_z - \varepsilon) &= 0
 \end{aligned} \tag{1.34}$$

Po wyznaczeniu odkształceń głównych wstawia się je kolejno do równań (1.34) i znajduje kosinusy kierunkowe tych płaszczyzn, na których występują odkształcenia główne. Kierunki naprężeń głównych powinny pokrywać się z kierunkami odkształceń głównych, ponieważ symetryczny układ naprężeń głównych nie może wywoływać asymetrycznego odkształcenia.

Współczynniki równania trzeciego stopnia (1.33), które są niezmiennikami tensora odkształceń, zapisujemy w następującej postaci:

$$\begin{aligned}
 E_1 &= \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z = \text{const} \\
 E_2 &= \varepsilon_x \varepsilon_y + \varepsilon_y \varepsilon_z + \varepsilon_z \varepsilon_x - \frac{1}{4} (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2) = \text{const} \\
 E_3 &= \varepsilon_x \varepsilon_y \varepsilon_z + \frac{1}{4} \gamma_{xy} \gamma_{yz} \gamma_{zx} - \frac{1}{4} (\varepsilon_x \gamma_{yz}^2 + \varepsilon_y \gamma_{zx}^2 + \varepsilon_z \gamma_{xy}^2) = \text{const}
 \end{aligned} \tag{1.35}$$

Wyrażając niezmienniki przez odkształcenia główne, otrzymuje się:

$$\begin{aligned}
 E_1 &= \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 \\
 E_2 &= \varepsilon_1 \varepsilon_2 + \varepsilon_2 \varepsilon_3 + \varepsilon_3 \varepsilon_1 \\
 E_3 &= \varepsilon_1 \varepsilon_2 \varepsilon_3
 \end{aligned} \tag{1.36}$$

Wykorzystując wzory (1.35) i (1.36), równanie trzeciego stopnia (1.33) przyjmie postać

$$\varepsilon^3 - E_1 \varepsilon^2 + E_2 \varepsilon - E_3 = 0 \tag{1.37}$$

gdzie:

- $E_1$  – suma składowych przekątnej głównej,
- $E_2$  – suma minorów wyjętych z macierzy według elementów przekątnej głównej,
- $E_3$  – rozwinięcie wyznacznika utworzonego ze składowych tensora stanu odkształcenia.

Wprowadzając pojęcie średniego odkształcenia

$$\varepsilon_m = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z}{3} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{3} \quad (1.38)$$

można zapisać

$$E_1 = 3\varepsilon_m.$$

### Rozkład stanu odkształcenia na dwa stany podstawowe

Macierz tensora odkształceń w odniesieniu do kierunków głównych ma postać

$$T_\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_1 & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_2 & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_3 \end{vmatrix}.$$

Tensor stanu odkształceń można rozłożyć na dwie składowe

$$T_\varepsilon = A_\varepsilon + D_\varepsilon,$$

gdzie:

$$A_\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_m & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_m & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_m \end{vmatrix} \quad (1.39)$$

przedstawia aksjator tensora odkształceń,

$$D_\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_x - \varepsilon_m & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \frac{1}{2}\gamma_{xz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{yx} & \varepsilon_y - \varepsilon_m & \frac{1}{2}\gamma_{yz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{zx} & \frac{1}{2}\gamma_{zy} & \varepsilon_z - \varepsilon_m \end{vmatrix} = \quad (1.40)$$

$$= \begin{vmatrix} \frac{2\varepsilon_x - \varepsilon_y - \varepsilon_z}{3} & \frac{1}{2}\gamma_{xy} & \frac{1}{2}\gamma_{xz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{yx} & \frac{2\varepsilon_y - \varepsilon_x - \varepsilon_z}{3} & \frac{1}{2}\gamma_{yz} \\ \frac{1}{2}\gamma_{zx} & \frac{1}{2}\gamma_{zy} & \frac{2\varepsilon_z - \varepsilon_x - \varepsilon_y}{3} \end{vmatrix}$$

określa macierz dewiatora tensora odkształceń dla dowolnego układu współrzędnych.

W odniesieniu do głównych osi stanu odkształceń dewiator przyjmuje postać

$$D_\varepsilon = \begin{vmatrix} \varepsilon_1 - \varepsilon_m & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_2 - \varepsilon_m & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_3 - \varepsilon_m \end{vmatrix} \quad (1.41)$$

Niezmienniki aksjatora odkształceń wyrażają się wzorami:

$$\begin{aligned} E'_1 &= \varepsilon_m + \varepsilon_m + \varepsilon_m = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = E_1 \\ E'_2 &= \varepsilon_m \varepsilon_m + \varepsilon_m \varepsilon_m + \varepsilon_m \varepsilon_m = 3\varepsilon_m^2 = \frac{(\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3)^2}{3} = \frac{E_1^2}{3} \\ E'_3 &= \varepsilon_m \varepsilon_m \varepsilon_m = \varepsilon_m^3 = \frac{E_1^3}{27} \end{aligned} \quad (1.42)$$

Niezmienniki dewiatora odkształceń są odpowiednio równe:

$$\begin{aligned} E''_1 &= \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 - 3\varepsilon_m = 0 \\ E''_2 &= E_2 - \frac{E_1^2}{3} \\ E''_3 &= E_3 - \frac{E_1 E_2}{3} + \frac{2}{27} E_1^3 \end{aligned} \quad (1.43)$$

Fizykalne znaczenie aksjatora uwidacznia się przy obliczaniu objętościowego odkształcenia właściwego. Wyraża ono zmianę objętości przypadającą na jednostkę objętości początkowej

$$\begin{aligned} \Theta &= \frac{\Delta V}{V} = \frac{a_1(1+\varepsilon_1)a_2(1+\varepsilon_2)a_3(1+\varepsilon_3) - a_1 a_2 a_3}{a_1 a_2 a_3} = \\ &= (1+\varepsilon_1)(1+\varepsilon_2)(1+\varepsilon_3) - 1 \end{aligned} \quad (1.44)$$

Wzór (1.44) oznacza, że aksjator tensora odkształceń przedstawia odkształcenie czysto objętościowe (sprężyste), natomiast dewiator tensora odkształceń, dla którego  $E''_1 = 0$ , przedstawia odkształcenie postaci.

Przez analogię stanu naprężeń do stanu odkształceń, wydłużenie w kierunku normalnym do płaszczyzn oktaedrycznych ma postać

$$\varepsilon_{okt} = \frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z}{3} = \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3}{3} = \frac{E_1}{3} \quad (1.44a)$$

kąt odkształcenia postaciowego powstały na płaszczyźnie oktaedrycznej wynosi

$$\gamma_{okt} = \frac{2}{3} \sqrt{(\varepsilon_x - \varepsilon_y)^2 + (\varepsilon_y - \varepsilon_z)^2 + (\varepsilon_z - \varepsilon_x)^2} + \frac{3}{2} (\gamma_{xy}^2 + \gamma_{yz}^2 + \gamma_{zx}^2) \quad (1.44b)$$

a dla składowych wyrażonych przez odkształcenia główne

$$\gamma_{okt} = \frac{2}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (1.45)$$

W teorii plastyczności korzysta się z wielkości proporcjonalnej do oktaedrycznego kąta odkształcenia

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{2} \gamma_{okt} \quad (1.46)$$

którą nazywa się intensywnością odkształcenia lub uogólnionym odkształceniem

$$\varepsilon_i = \varepsilon_H = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (1.47)$$

W zakresie odkształceń sprężystych występuje zależność

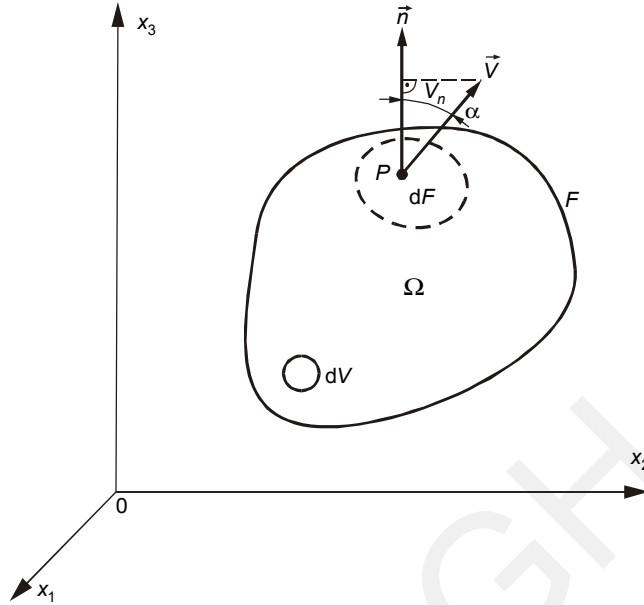
$$\sigma_i = E \varepsilon_i \quad (1.48)$$

gdzie  $E$  jest modułem sprężystości pierwszego rodzaju lub modułem sprężystości wzdłużnej.

### 1.1.3. Prawo zachowania masy

W zamkniętych układach fizycznych spełniona jest zasada zachowania masy, która w przypadku ośrodków ciągłych wyraża równanie ciągłości. Dla wyprowadzenia tego równania w polu prędkości  $\vec{v}$  rozważa się nieruchomy obszar przestrzenny  $\Omega$  o brzegu  $F$  (rys. 1.3) [7].

W elemencie objętościowym obszaru  $dV$  zawarta jest masa  $\rho dV$ . W chwili  $t$  w obszarze  $\Omega$  znajduje się masa ciała równa całce  $\int_{\Omega} \rho dV$ .



Rys. 1.3. Obszar przestrzenny  $\Omega$  o brzegu  $F$  [7]

Wskutek zmian gęstości  $\rho$  w jednostce czasu  $t$  następuje wzrost masy w tym obszarze równy

$$\frac{d}{dt} \int_{\Omega} \rho dV \quad (1.49)$$

Zmiana masy podana wzorem (1.49) jest równa masie, która przepływa przez brzeg  $F$  w tym czasie. Masa, która dopływa do obszaru  $\Omega$  przez powierzchnię  $F$  w jednostce czasu, jest równa całce po brzegu  $F$  z iloczynu skalarnego

$$-\oint_F \rho \vec{v} \cdot \vec{n} dF \quad (1.50)$$

Dodatnie znaki wyrażeń (1.49) i (1.50) oznaczają wzrost masy w obszarze  $\Omega$ . W zależności od kąta  $\alpha$  (rys. 1.3) całka

$$-\int_{F_1} \rho \vec{v} \cdot \vec{n} dF \quad (1.51)$$

(gdzie  $F_1$  jest częścią brzegu  $F$ ) może być dodatnia lub ujemna. Gdy w każdym punkcie powierzchni  $F_1$  kąt  $\alpha$  jest ostry  $\left( \alpha < \frac{\pi}{2} \right)$ , wyrażenie (1.51) jest ujemne i oznacza wy-

pływ masy przez tę część brzegu. Gdy  $\alpha > \frac{\pi}{2}$  wyrażenie jest dodatnie i następuje dopływ masy przez powierzchnię  $F_1$ . Porównanie zależności (1.49) i (1.50) pozwala wyrazić zasadę zachowania masy przez związek

$$\frac{d}{dt} \int_{\Omega} \rho dV = - \int_F \rho \vec{v} \cdot \vec{n} dF \quad (1.52)$$

Z twierdzenia Gaussa–Ostrogradskiego wynika, że

$$\int_F \rho \vec{v} \cdot \vec{n} dF = \int_{\Omega} \operatorname{div}(\rho \vec{v}) dV.$$

Jeżeli rozważany obszar jest niezmienny w czasie, to zachodzi związek

$$\frac{d}{dt} \int_{\Omega} \rho dV = \int_{\Omega} \frac{\partial \rho}{\partial t} dV.$$

Po uwzględnieniu obu zależności we wzorze (1.52) i wprowadzeniu jego składników pod wspólny znak całki przestrzennej otrzymuje się

$$\int_{\Omega} \left( \frac{\partial \rho}{\partial t} + \operatorname{div}(\rho \vec{v}) \right) dV = 0.$$

Całka ta ma być równa zero dla dowolnego obszaru przestrzennego  $\Omega$ . Wobec tego funkcja podcałkowa musi być tożsamościowo równa zero

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \operatorname{div}(\rho \vec{v}) = 0 \quad (1.53)$$

Rozwijając operator dywergencji we współrzędnych prostokątnych kartezjańskich, otrzymuje się zależność

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial(\rho v_j)}{\partial x_j} = 0, \quad j = 1, 2, 3 \quad (1.54)$$

Biorąc pod uwagę tożsamość

$$\operatorname{div}(\rho \vec{v}) = \vec{v} \operatorname{grad} \rho + \rho \operatorname{div} \vec{v},$$

równanie ciągłości (1.53) można przedstawić w postaci

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{v} \operatorname{grad} \rho + \rho \operatorname{div} \vec{v} = 0 \quad (1.55)$$

Łącząc dwa pierwsze składniki, które przedstawiają pochodną substancjalną gęstości, otrzymuje się jeszcze jedną postać równania ciągłości

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \rho \operatorname{div} \vec{v} = 0 \quad (1.56)$$

W przypadku stacjonarnego przepływu ośrodka ściśliwego równanie to upraszcza się do postaci

$$\operatorname{div} (\rho \vec{v}) = 0.$$

Gdy ciało jest nieściśliwe, równanie ciągłości przedstawia zależność

$$\operatorname{div} \vec{v} = \frac{\partial v_j}{\partial x_j} = 0, \quad j = 1, 2, 3.$$

#### 1.1.4. Literatura

- [1] Gelei S.: *Rasczot usilij i energii pri plasticzeskoj dieformacyni mietallow*. Moskwa, Mietallurgizdat 1958
- [2] George E., Dieter J.R.: *Mechanical Metallurgy*. New York, Mc Graw-Hill Book Company 1961
- [3] Gubkin S.I.: *Plasticzeskaja dieformacija mietallow*. Moskwa, Mietallurgija 1967
- [4] Storozew M.B., Popow E.A.: *Tieorija obrabotki mietallow dawlenijem*. Moskwa, Izdat. Wysszaja Szkola 1963
- [5] Morawiecki M. Sadok L. Wosiek E.: *Przeróbka plastyczna. Podstawy teoretyczne*. Katowice, Wyd. „Śląsk” 1986
- [6] Kozłowski T.: *Zarys teorii sprężystości*. Warszawa, Arkady 1968
- [7] Waclawik J.: *Mechanika ośrodków ciągłych*. Kraków, Wyd. AGH 1983

## 1.2. Elementy teorii plastyczności metalicznych ciał nieściśliwych

Mechanika plastycznego płynięcia należy do dziedzin zajmujących się metodami analizy odkształceń plastycznych w trakcie procesu odkształcania. Zagadnieniom plastycznego płynięcia ciał nieściśliwych, w zastosowaniu do rozwiązywania szczególnych przypadków procesów, poświęconych jest wiele opracowań monograficznych [1, 2, 3].

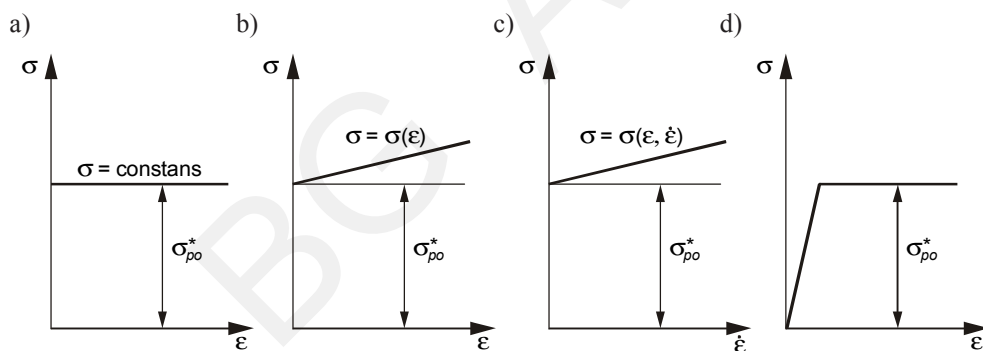
Większość ciał stałych wykazuje, przy odpowiednich obciążeniach, zdolność do odkształceń plastycznych. Wśród nich można wyróżnić ciała o wyraźnych zdolnościach do odkształceń plastycznych, występujących już przy prostych sposobach obciążenia jak jednoosiowe rozciąganie lub ściskanie. Zdolność do odkształceń plastycz-

nych jest jednak ograniczona, ponieważ po osiągnięciu pewnego odkształcenia następuje naruszenie spójności, prowadzące do rozdzielenia ciała. Jednym z czynników mających istotny wpływ na zdolność ciał stałych do odkształceń plastycznych jest prędkość odkształcenia, ze wzrostem której obserwuje się wzrost oporu odkształcenia. Do opisu zachowania się ciał podczas odkształcania zostały wprowadzone wyidealizowane ich modele (rys. 1.4) [1, 2], np.:

- model ciała sztywno-idealnie plastycznego,
- model ciała sztywno-plastycznego ze wzmocnieniem,
- model ciała sztywno-lepkoplastycznego ze wzmocnieniem,
- model ciała sprężysto-idealnie plastycznego.

Dla ciała sztywno-plastycznego płynięcie plastyczne następuje przy wartości stałego naprężenia wynoszącego  $\sigma_{po}^*$  i jest niezależne od wielkości i prędkości odkształcenia (rys. 1.3a). Przy naprężeniach mniejszych od  $\sigma_{po}^*$  ciało sztywno-plastyczne nie doznaje żadnych odkształceń. Model ten jest daleko idącym uproszczeniem zachowania się większości rzeczywistych ciał stałych, jednak w wielu przypadkach, szczególnie przy dużych odkształceniach plastycznych, odpowiada dość dobrze rzeczywistości.

Model ciała sztywno-plastycznego ze wzmocnieniem zakłada, że naprężenie uplastyczniające zależy od wielkości odkształcenia plastycznego (rys. 1.4b).



**Rys. 1.4.** Modele ciała: a) sztywno-idealnie plastycznego; b) sztywno-plastycznego ze wzmocnieniem; c) sztywno-lepkoplastycznego ze wzmocnieniem; d) sprężysto-idealnie plastycznego [1]

Drugi ogólniejszy model, gdy naprężenie uplastyczniające zależy jednocześnie od wielkości i prędkości odkształcenia, tj.  $\sigma_p = \sigma(\epsilon, \dot{\epsilon})$ , nazywany jest modelem ciała sztywno-lepkoplastycznego ze wzmocnieniem (rys. 1.4c).

Powyższe modele nie uwzględniają odkształceń sprężystych, występujących w czasie odkształcania większości ciał stałych. W rzeczywistych ośrodkach, w początkowej fazie ich obciążenia, odkształcenia w całej objętości są sprężyste, a obszary plastyczne zaczynają się tworzyć przy wzroście obciążenia w miejscach koncentracji naprężeń i rozprzestrzeniają się aż do osiągnięcia stanu krytycznego, który charakteryzu-



je duże odkształcenia plastyczne całości. Takie zachowanie się materiału uwzględnia model ciała sprężysto-idealnie plastycznego (rys. 1.4d).

W praktyce wybór modelu zależy od rodzaju rozpatrywanego problemu, rodzaju zjawisk, które są przedmiotem badań i możliwości otrzymania rozwiązania teoretycznego.

Zakłada się, że plastyczny potencjał jest funkcją niezmienników tensora naprężeń, który wyrażony może być zależnością [4]

$$F = F(I_1, I_2, I_3) \quad (1.57)$$

Na tym pojęciu oparta jest stosowana teoria plastyczności nieściśliwych ciał [1, 2, 3]. Po osiągnięciu pewnej wartości krytycznej, stałej dla danego materiału, plastyczny potencjał określa warunek plastyczności

$$F = F(I_1, I_2, I_3) = \sigma_p^2 \quad (1.58)$$

gdzie  $\sigma_p$  oznacza naprężenie płynięcia.

Związki między przyrostami odkształcenia i naprężeniami w stanie plastycznym, czyli tzw. prawa plastycznego płynięcia, opisuje zależność

$$d\varepsilon_{ij} = d\lambda \frac{\partial F(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}} \quad (1.59)$$

Współczynnik proporcjonalności  $d\lambda$  określony jest zależnością

$$d\lambda = \frac{3\sqrt{E_2''}}{\sigma_p} \quad (1.60)$$

Szczególnym przypadkiem warunku plastyczności Misesa, dla nieściśliwych izotropowych ciał, jest jego postać kwadratowa

$$3I_2' = \sigma_p^2 \quad (1.61)$$

Hydrostatyczna składowa stanu naprężenia  $\sigma_m = \frac{I_1}{3}$  nie ma wpływu na plastyczne płynięcie.

Dla pełnego opisu plastycznego płynięcia nieściśliwych ciał należą ponadto warunki równowagi, które bez uwzględnienia sił masowych i bezwładnościowych mają postać

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} = 0 \quad (1.62)$$

oraz warunek nieściśliwości

$$d\varepsilon_{ii} = 0 \quad (1.63)$$

Jednoznaczne rozwiązanie problemów mechaniki plastycznego odkształcania ciał nieściśliwych jest w większości przypadków niemożliwe. Do ich rozwiązania stosuje się różne metody, np. metodę równań różniczkowych równowagi, metody energetyczne, wariacyjne oraz metodę elementów skończonych.

Klasyczna mechanika plastycznego płynięcia, z przyjętymi modelami ciał plastycznych, nie pozwala opisać zjawisk zachodzących w odkształcanych plastycznie materiałach ściśliwych, do których zalicza się spiekane materiały metaliczne.

### 1.2.1. Literatura

- [1] Szczepiński W.: *Mechanika plastycznego płynięcia*. Warszawa, PWN 1978
- [2] Gopinathan V.: *Plasticity Theory and Its Application in Metal Forming*. Willey Estern Limited 1982
- [3] Morawiecki M., Sadok L., Wosiek E.: *Przeróbka plastyczna. Podstawy teoretyczne*. Katowice, Wyd. „Śląsk” 1986
- [4] Betten J.: *Beitrag zum isotropen kompressiblen plastischen Fließen*. Arch. Eisenhüttenwesen 46, 5, 1975, 317–323

## 1.3. Elementy teorii plastyczności metalicznych ciał porowatych

### 1.3.1. Warunki plastyczności materiałów ściśliwych

Metalicznym materiałom zmieniającym podczas odkształcania w sposób trwały objętość poświęca się w ostatnim okresie dużo uwagi, głównie w aspekcie przejścia takiego materiału w stan plastyczny. Wychodząc z założenia, że plastyczny potencjał jest funkcją niezmienników tensora naprężenia (1.57), przedstawiono w [1] teorię plastycznego płynięcia izotropowych, ściśliwych materiałów, a funkcję płynięcia opisano równaniem w postaci

$$F = \frac{1}{3} \kappa I_1^2 + I_2' \quad (1.64)$$

gdzie współczynnik  $\kappa \in [0, 1/2]$ .

W pracach [2, 3, 4, 5, 6, 7] wyznaczono dla szczególnych przypadków ciał porowatych, głównie spiekanych materiałów i granul, specjalne warunki plastyczności. U podstaw rozważań nad warunkami plastyczności dla tych materiałów, leżą różne modele pora (porowatości).

### 1.3.1.1. Warunek plastyczności Kuhna–Downeya

W pracy [3] przedstawiono warunek plastyczności dla materiałów ściśliwych w postaci

$$3I'_2 - (1 - 2\nu)I_2 = \sigma_p^2 \quad (1.65)$$

Liczbę Poissona  $\nu$  i naprężenie uplastyczniające  $\sigma_p$  wyznacza się w próbie jednoosiowego ściskania. Po podstawieniu związku między niezmiennikami tensora naprężenia  $I_1, I_2$  i niezmiennika dewiatora naprężenia  $I'_2$

$$I'_2 = I_2 + \frac{I_1^2}{3} \quad (1.66)$$

do równania (1.65) i przekształceniu, warunek plastyczności zapisać można w postaci

$$I'_2 + \frac{1}{6} \frac{1 - 2\nu}{1 + \nu} I_1^2 = \frac{\sigma_p^2}{2(1 + \nu)} \quad (1.67)$$

Warunek ten ujmuje wpływ hydrostatycznej składowej stanu naprężenia – przez niezmiennik tensora naprężenia  $I_1$  oraz dewiatora naprężenia – przez drugi jego niezmiennik  $I'_2$  oraz liczby Poissona  $\nu$  na przejście ciała ściśliwego w stan plastyczny.

### 1.3.1.2. Warunek plastyczności Greena

Warunek plastyczności Greena [4] wyprowadzony został przy założeniu, że materiał jest izotropowy z równomiernie rozłożonymi pustkami o sferycznym kształcie, a osnowa materiału jest sztywno-plastyczna i podlega warunkowi płynięcia Misesa. Zależność granicy plastyczności materiału porowatego  $\sigma_{po}$  od granicy plastyczności materiału osnowy  $\sigma_{po}^*$  i porowatości opisano zależnością

$$\sigma_{po} = \frac{3(1 - \eta^{1/3})}{3 - 2\eta^{1/4}} \sigma_{po}^* \quad (1.68)$$

Dla sferycznej powłoki, poddanej hydrostatycznemu ściskaniu, wyprowadzono związek między pierwszym niezmiennikiem tensora naprężenia  $I_1$ , granicą plastyczności  $\sigma_{po}$  oraz porowatością w postaci zależności

$$I_1 = -2\sigma_{po}^* \ln \eta \quad (1.69)$$

Dla czystego ścinania uzyskano zależność

$$\sqrt{3I'_2} = \frac{3(1 - \eta^{1/3})}{3 - 2\eta^{1/4}} \sigma_{po}^* \quad (1.70)$$

Poszukując powierzchni płynięcia w postaci elipsoidy obrotowej, otrzymano, z uwzględnieniem (1.69) i (1.70), następującą postać warunku plastyczności

$$3I_2' \left( \frac{3 - 2\eta^{1/4}}{3(1 - \eta^{1/3})} \right)^2 + \frac{I_1^2}{4(\ln \eta)^2} = \sigma_{po}^{*2} \quad (1.71)$$

który uwzględnia wpływ hydrostatycznego naprężenia przez pierwszy niezmiennik tensora naprężenia  $I_1$ , dewiatora naprężenia przez jego drugi niezmiennik  $I_2'$ , porowatości  $\eta$  oraz granicy plastyczności materiału osnowy  $\sigma_{po}^*$  na przejście ciała ściśliwego w stan plastyczny.

### 1.3.1.3. Warunek plastyczności Oyane

W pracy [5] przyjęto model ciała porowatego w postaci elementu sześciennego z wydrążonym wewnątrz nieskończenie małym sześcianem symulującym por. Przyjęto, że naprężenie uplastyczniające ciała porowatego jest proporcjonalne do naprężenia uplastyczniającego osnowy

$$\sigma_p = f' \sigma_p^* \quad (1.72)$$

W równaniu (1.72) współczynnik  $f'$  jest funkcją względnej gęstości w postaci  $f' = \rho_w^n$ . Z porównania jednostkowej pracy odkształcenia modelu ciała porowatego i odpowiadającego mu modelu ciała litego (bez pora) otrzymano następującą postać warunku plastyczności

$$3I_2' + \frac{I_1^2}{9f} = (\rho_w^n \sigma_p^*)^2 \quad (1.73)$$

Współczynnik  $f$  jest funkcją względnej gęstości zapisaną w postaci

$$f = -\frac{2}{3} \frac{1}{\rho_w} \ln(1 - \rho_w) \quad (1.74)$$

Warunek plastyczności, określony równaniem (1.73), uwzględnia wpływ aksjatora naprężenia – przez pierwszy niezmiennik tensora naprężenia  $I_1$ , dewiatora naprężenia przez drugi jego niezmiennik  $I_2'$  i względnej gęstości  $\rho_w$  na przejście materiału w stan plastyczny.

### 1.3.1.4. Warunek plastyczności Hirschvogla

Do wyprowadzenia warunku plastyczności Hirschvogel przyjął model pora w postaci wydrążonego walca poddanego skręcaniu oraz hydrostatycznemu ścisnaniu [6].

Porównując momenty skręcające w stanie plastycznym dla wydrążonego walca i walca pełnego, otrzymano zależność wyrażającą naprężenie ścinania ciała porowatego  $\tau$  przez naprężenie ścinania ciała litego  $\tau^*$  w postaci

$$\tau = \tau^* (1 - 3\eta + 2\eta^{3/2}) \quad (1.75)$$

Po uwzględnieniu, że  $\tau^* = \sigma_p^* / \sqrt{3}$  i  $\tau = \sigma_p / \sqrt{3}$ , można napisać zależność między naprężeniem uplastyczniającym ciała porowatego i ciała litego

$$\sigma_p = \sigma_p^* (1 - 3\eta + 3\eta^{3/2}) \quad (1.76)$$

Porowatość  $\eta$  określona jest zależnością

$$\eta = \left( \frac{r_i}{r_a} \right)^2 \quad (1.77)$$

gdzie:

- $r_i$  – oznacza promień wewnętrzny,
- $r_a$  – promień zewnętrzny walca wydrążonego.

Dla hydrostatycznego ściskania zależność między pierwszym niezmiennikiem tensora naprężeń  $I_1$ , naprężeniem uplastyczniającym osnowy  $\sigma_p^*$  i porowatością  $\eta$ , przy założeniu, że na pobocznicę walca działa równomiernie rozłożone naprężenie ściskające, warunek plastyczności ma postać

$$I_1 = \sigma_p^* \ln \eta \quad (1.78)$$

Przy założeniu, że powierzchnia płynięcia jest elipsoidą obrotową, przez kombinację równań (1.76) i (1.77) otrzymano warunek plastyczności opisany równaniem

$$3I_2' + \left( \frac{1 - 3\eta + 2\eta^{3/2}}{\ln \eta} \right)^2 I_1^2 = \sigma_p^{*2} (1 - 3\eta + 2\eta^{3/2})^2 \quad (1.79)$$

który uwzględnia wpływ dewiatora naprężenia przez drugi jego niezmiennik  $I_2'$ , aksjatora naprężenia przez pierwszy niezmiennik tensora naprężenia  $I_1$ , porowatości  $\eta$  oraz naprężenia uplastyczniającego ciała litego  $\sigma_p^*$  na przejście materiału ściśliwego w stan plastyczny.

### 1.3.1.5. Warunek plastyczności Höneßa

Höneß przyjął model ciała porowatego w postaci wydrążonej kuli o promieniu zewnętrznym  $r_a$  i promieniu wewnętrznym  $r_i$  w dwóch stanach naprężenia: hydrostatycz-

nym ściskaniu i czystym ścinaniu [7, 8]. Dla hydrostatycznego ściskania warunek plastyczności określony jest zależnością

$$\frac{I_1}{2 \ln \eta} = -\sigma_p^* = -\sqrt{3} \tau^* \quad (1.80)$$

Przy czystym ścinaniu założono, że na zewnętrznej powierzchni wydrążonej kuli działa maksymalne naprężenie ścinające  $\tau^* = \sigma_p^* / \sqrt{3}$ . Siła ścinania wynosi

$$F = \tau^* \pi (r_a^2 - r_i^2) \quad (1.81)$$

Przy założeniu, że naprężenie ścinania  $\tau$  działa na pory równomiernie rozłożone wokół kuli o promieniu  $r_a$ , siła ścinania wyniesie

$$F = \tau \pi r_a^2 \quad (1.82)$$

Z porównania (1.81) i (1.82) otrzymuje się zależność między naprężeniem ścinania ciała porowatego  $\tau$  i litego  $\tau^*$  oraz porowatością  $\eta$  w postaci

$$\tau = \tau^* \left[ 1 - \left( \frac{r_i}{r_a} \right)^2 \right] = \tau^* (1 - \eta^{2/3}) \quad (1.83)$$

przy czym porowatość określona jest równaniem  $\eta = (r_i/r_a)^3$ .

Ponieważ dla czystego ścinania  $\tau^2 = I_2'$ , równanie (1.83) przyjmuje postać

$$I_2' = \tau^{*2} (1 - \eta^{2/3})^2 \quad (1.84)$$

a warunek plastyczności wyraża zależność

$$I_2' + \frac{(1 - \eta^{2/3})^2}{12(\ln \eta)^2} I_1^2 = \tau^{*2} (1 - \eta^{2/3})^2 \quad (1.85)$$

Warunki plastyczności określone zależnościami (1.67), (1.71), (1.73), (1.79), (1.85) wyprowadzone zostały dla ściśliwych ciał przy założonych modelach porów (walec wydrążony, kula wydrążona, kostka wydrążona). Przy ich wyprowadzeniu uwzględniono oddzielnie stan hydrostatycznego ściskania i czystego ścinania. Zależności dla tych stanów naprężenia wykorzystano do sformułowania postaci matema-

tycznej warunków plastyczności przy założeniu, że powierzchnia płynięcia jest elipsoidą obrotową. Warunki te uwzględniają, przy przejściu materiału ściśliwego w stan plastyczny, wpływ drugiego niezmiennika dewiatora naprężenia  $I_2'$ , pierwszego niezmiennika tensora naprężenia  $I_1$ , porowatości  $\eta$  (lub względnej gęstości  $\rho_w$ ) oraz naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_p^*$  materiału osnowy lub ciała porowatego  $\sigma$ . Tylko warunek plastyczności Kuhna–Downeya nie jest związany z modelem pora, lecz z cechami materiałowymi, tj. granicą plastyczności  $\sigma_p$  i liczbą Poissona  $\nu$ .

### 1.3.1.6. Energetyczny warunek plastyczności

W analizach mechaniki plastycznego odkształcenia ciał nieściśliwych stosowany jest głównie energetyczny warunek plastyczności [10, 11].

Zgodnie z hipotezą energetyczną, plastyczne odkształcenie materiału nieściśliwego następuje wtedy, gdy potencjalna energia odkształcenia, wykorzystana na zmianę postaci osiągnie określoną wartość, niezależną od schematu stanu naprężenia. Przy tym założeniu wyprowadzony został dla ciał nieściśliwych warunek plastyczności znany jako warunek energii właściwej Hubera–Misesa–Hencky'ego

$$3I_2' = \frac{1}{2} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] = \sigma_p^{*2} \quad (1.86)$$

Podczas odkształcania metalicznych materiałów ściśliwych zmianie postaci towarzyszy trwała zmiana objętości. Z mechanicznego punktu widzenia, przez analogię do warunku plastyczności Hubera–Misesa–Hencky'ego, odkształcenie plastyczne (trwałe) ciała ściśliwego może nastąpić wtedy, gdy potencjalna energia odkształcenia na zmianę objętości i postaci osiągnie wartość krytyczną, niezależną od schematu stanu naprężenia. Energetyczny warunek plastyczności dla ciał ściśliwych, po osiągnięciu przez te ciała pełnego zagęszczenia, powinien być tożsamym z energetycznym warunkiem dla ciał nieściśliwych.

Do rozważań przyjęto że:

- w stanie sprężystym ciało ściśliwe zachowuje liniową zależność między naprężeniami i odkształceniami opisaną prawem Hooke'a,
- trwała zmiana objętości i postaci następuje po osiągnięciu przez intensywność naprężenia wartości krytycznej, tj. granicy plastyczności.

Energię odkształcenia, przypadającą na jednostkę ciała sprężystego, wyrażoną w naprężeniach głównych  $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$  i odkształceniach głównych  $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$ , można zapisać [11]

$$u = \frac{1}{2} (\sigma_1 \epsilon_1 + \sigma_2 \epsilon_2 + \sigma_3 \epsilon_3) \quad (1.87)$$

Po uwzględnieniu związków między odkształceniami i naprężeniami, określonymi prawem Hooke'a równanie (1.87) przyjmuje postać

$$u = \frac{1}{2E} \left\{ \sigma_1 \left[ \sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3) \right] + \sigma_2 \left[ \sigma_2 - \nu(\sigma_1 + \sigma_3) \right] + \sigma_3 \left[ \sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2) \right] \right\} \quad (1.88)$$

a po przekształceniu

$$u = \frac{1}{2E} \left[ \frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2} + (1 - 2\nu)(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) \right] \quad (1.89)$$

Dla liniowego stanu naprężenia, przy  $\sigma_1 \neq 0$ ,  $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$ , na podstawie (1.89) otrzymuje się

$$u_{lin} = \frac{1}{2E} \sigma_1^2 \quad (1.90)$$

a po osiągnięciu stanu plastycznego, gdy  $\sigma_1 = \sigma_p$

$$u_{lin} = \frac{1}{2E} \sigma_p^2 \quad (1.91)$$

Zakładając, że całkowita energia odkształcenia – analogicznie jak energia odkształcenia postaciowego – jest wielkością niezależną od schematu naprężenia, a zależy od własności metalu i warunków odkształcania, tj. temperatury i prędkości odkształcania, można napisać  $u_{lin} = u_{obj}$ , a na tej podstawie

$$\begin{aligned} \frac{1}{2E} \left[ \frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2} + (1 - 2\nu)(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) \right] &= \\ = \frac{1}{2E} \sigma_p^2 & \end{aligned} \quad (1.92)$$

stąd

$$\begin{aligned} \frac{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}{2} + \\ + (1 - 2\nu)(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) &= \sigma_p^2 \end{aligned} \quad (1.93)$$



Uwzględniając, że

$$\begin{aligned} I_1 &= \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3, \\ I_2 &= -(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1), \\ I_2' &= \frac{1}{6} [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2] \end{aligned}$$

po przekształceniu (1.93) otrzymuje się

$$3I_2' - (1 - 2\nu)I_2 = \sigma_p^2 \quad (1.94)$$

Po uwzględnieniu związków między niezmiennikami tensora naprężenia  $I_2$  i  $I_1$  oraz dewiatora naprężenia  $I_2'$  w postaci  $I_2' = I_2 + I_1^2/3$ , równanie (1.94) przyjmie postać

$$2(1 + \nu)I_2' + \frac{(1 - 2\nu)}{3} I_1^2 = \sigma_p^2 \quad (1.95)$$

Równanie (1.95) określa przejście materiału ściśliwego w stan plastyczny w zależności od stanu naprężenia wyrażonego przez drugi niezmiennik dewiatora naprężenia  $I_2'$ , pierwszy niezmiennik tensora naprężenia  $I_1$  oraz własności tego materiału określone przez liczbę Poissona  $\nu$  oraz naprężenie uplastyczniające  $\sigma_p$ . Z równania tego wynika, że do jednoznacznego określenia przejścia materiału ściśliwego w stan plastyczny konieczne jest doświadczalne wyznaczenie dwóch jego cech materiałowych – liczby Poissona  $\nu$  oraz naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_p$  w zależności od gęstości. Energetyczny warunek plastyczności, określony równaniem (1.95), jest zgodny w swej postaci z warunkiem plastyczności Kuhna–Downeya. Po podstawieniu wyrażenia  $\alpha = (1 - 2\nu)/3$  do równania (1.95), otrzymuje się inną postać energetycznego warunku przejścia materiału ściśliwego w stan plastyczny

$$3I_2'(1 - \alpha) + \alpha I_1^2 = \sigma_p^2 \quad (1.96)$$

Lewa strona równania (1.96) jest sumą iloczynów wielkości zależnych od współczynnika  $\alpha$  i drugiego niezmiennika dewiatora naprężenia  $I_2'$  oraz pierwszego niezmiennika tensora naprężenia  $I_1$ . Wartości współczynnika  $\alpha$  są stałe dla danej gęstości, a granicy plastyczności  $\sigma_p$  dla danej gęstości i prędkości odkształcenia.

### 1.3.2. Analiza warunków plastyczności

Przedstawione warunki plastyczności dla izotropowych, ściśliwych ciał można sprowadzić do ogólnej postaci

$$F(\sigma_{ij}) = I_2' + \frac{\alpha}{3(1 - \alpha)} I_1^2 = \frac{\sigma_p^2}{3(1 - \alpha)} \quad (1.97)$$

Przy założeniu, że wektor przyrostu odkształcenia  $d\epsilon_{ij}$  jest prostopadły do powierzchni płynięcia, otrzymuje się, przez cząstkowe różniczkowanie równania (1.97), związki między odkształceniami i naprężeniami

$$d\epsilon_{ij} = d\lambda \frac{\partial F(\sigma_{ij})}{\partial \sigma_{ij}} \quad (1.98)$$

Współczynnik  $d\lambda$  określony jest zależnością

$$d\lambda = \frac{1-\alpha}{\sigma_p} \left( \frac{3E_2''}{1-\alpha} + \frac{E_1^2}{4\alpha} \right)^{1/2} \quad (1.99)$$

Do pełnego opisu plastycznego płynięcia ciał ściśliwych należą ponadto warunki równowagi, które po pominięciu sił masowych i bezwładnościowych, mają postać

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_i} = 0 \quad (1.100)$$

oraz warunek stałej masy

$$d\epsilon_{ii} = -\frac{d\rho}{\rho} \quad (1.101)$$

Liczbę Poissona  $\nu$  wyznacza się dla jednoosiowego stanu naprężenia

$$\nu = -\frac{d\epsilon_2}{d\epsilon_1} = \frac{1}{2} (1-3\alpha) \quad (1.102)$$

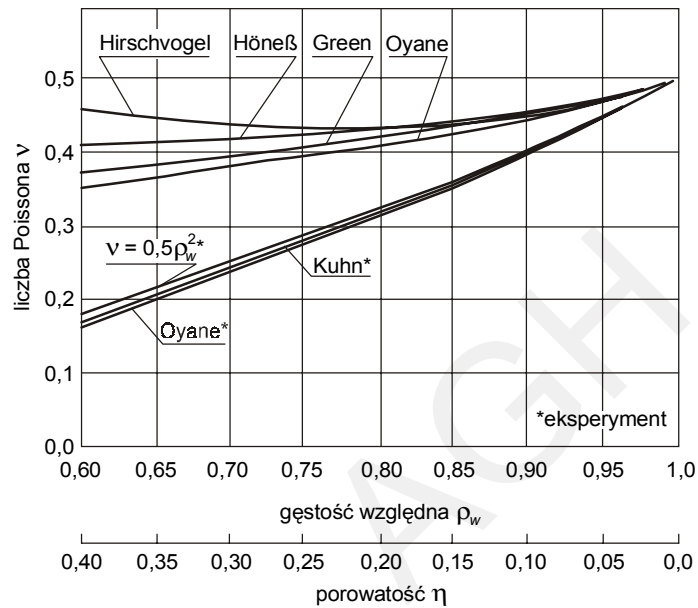
a jej wartości leżą w przedziale  $[0, 0,5]$ . Zależności liczby Poissona od gęstości względnej  $\nu(\rho_w)$  przedstawiają pęk krzywych rosnących. Spełniają one dla całkowicie zagęszczonego materiału ( $\rho_w = 1$ ) warunek ciała idealnie plastycznego  $\nu = 0,5$  (rys. 1.5).

Przekształcając (1.102), otrzymuje się zależność współczynnika  $\alpha$  od liczby Poissona  $\nu$  w postaci

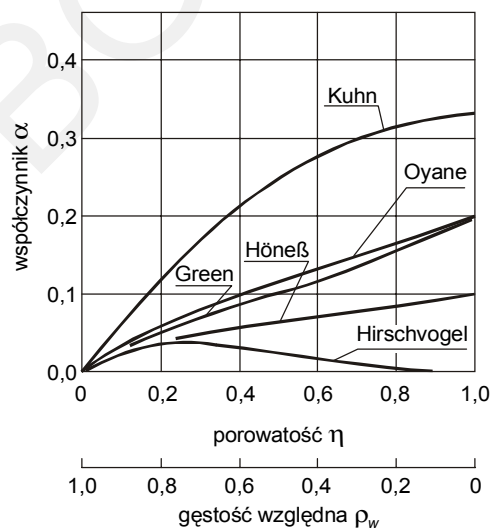
$$\alpha = \frac{1}{3} (1-2\nu) \quad (1.103)$$

Dla granicznych wartości liczby Poissona  $\nu \in [0, 0,5]$ , otrzymuje się wartości współczynnika  $\alpha \in [1/3, 0]$ . Zależności  $\alpha(\rho_w)$  przedstawione są na rysunku 1.6. W zakresie względnych gęstości większych od 0,8, funkcje te wykazują charakter malejący i spełniają warunek graniczny dla  $\rho_w = 1$  współczynnik  $\alpha = 0$ . Zależność  $\alpha(\rho_w)$  według

Hirschvogla odbiega swym przebiegiem od pozostałych funkcji. Różne wartości funkcji  $\alpha(\rho_w)$  i  $v(\rho_w)$  występujące w przedstawionych warunkach plastyczności powodują, że przy różnych wartościach niezmienników  $I_1$  i  $I_2'$  nastąpi przejście ściśliwego ciała w stan plastyczny.



Rys. 1.5. Zależność liczby Poissona  $v$  od gęstości względnej  $\rho_w$  [13]



Rys. 1.6. Zależność współczynnika  $\alpha$  od gęstości względnej  $\rho_w$  [13]

Równanie (1.97) można przekształcić do postaci

$$\frac{3(1-\alpha)I_2'}{\sigma_p^2} + \frac{\alpha I_1^2}{\sigma_p^2} = 1 \quad (1.104)$$

które jest równaniem elipsoidy obrotowej

$$2 \left( \frac{\sqrt{3(1-\alpha)I_2'}}{\sqrt{2}\sigma_p} \right)^2 + \left( \frac{\sqrt{\alpha}I_1}{\sigma_p} \right)^2 = 1 \quad (1.105)$$

W układzie współrzędnych  $\sqrt{3I_2'}/\sigma_p$  i  $I_1/\sigma_p$  graficznym przedstawieniem warunków plastyczności jest elipsa. Szczególnym przypadkiem równania (1.104) jest warunek plastyczności Misesa, którego graficznym obrazem jest pobocznicza walca o równaniu

$$\frac{3I_2'}{\sigma_p^2} = 1 \quad (1.106)$$

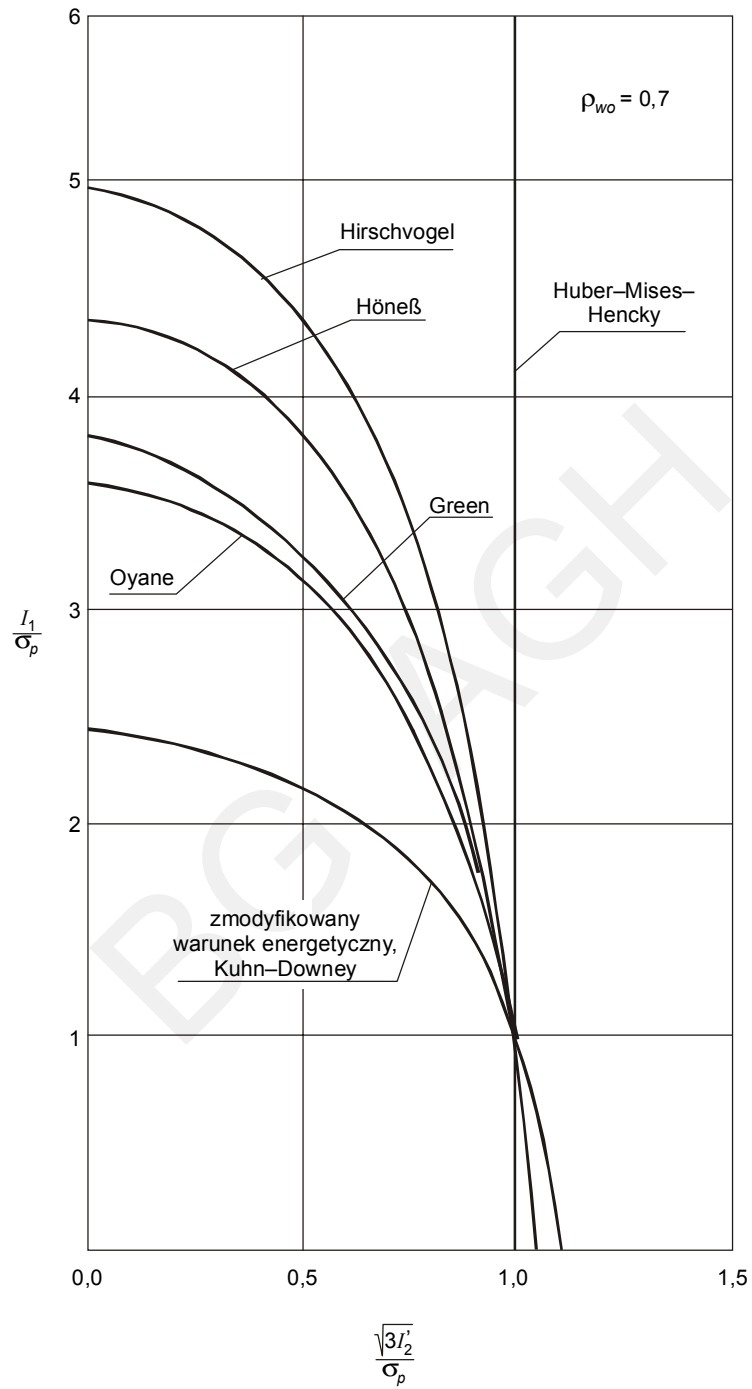
Analizowane warunki plastyczności ciał ściśliwych spełniają dla  $\rho_w = 1$  warunek plastyczności Hubera–Misesa–Hencky'ego dla ciała nieściśliwego ( $\alpha = 0$ ). Dla tego ciała współczynnik proporcjonalności  $d\lambda$  określony jest w postaci

$$d\lambda = \frac{\sqrt{3E_2''}}{\sigma_p} \quad (1.107)$$

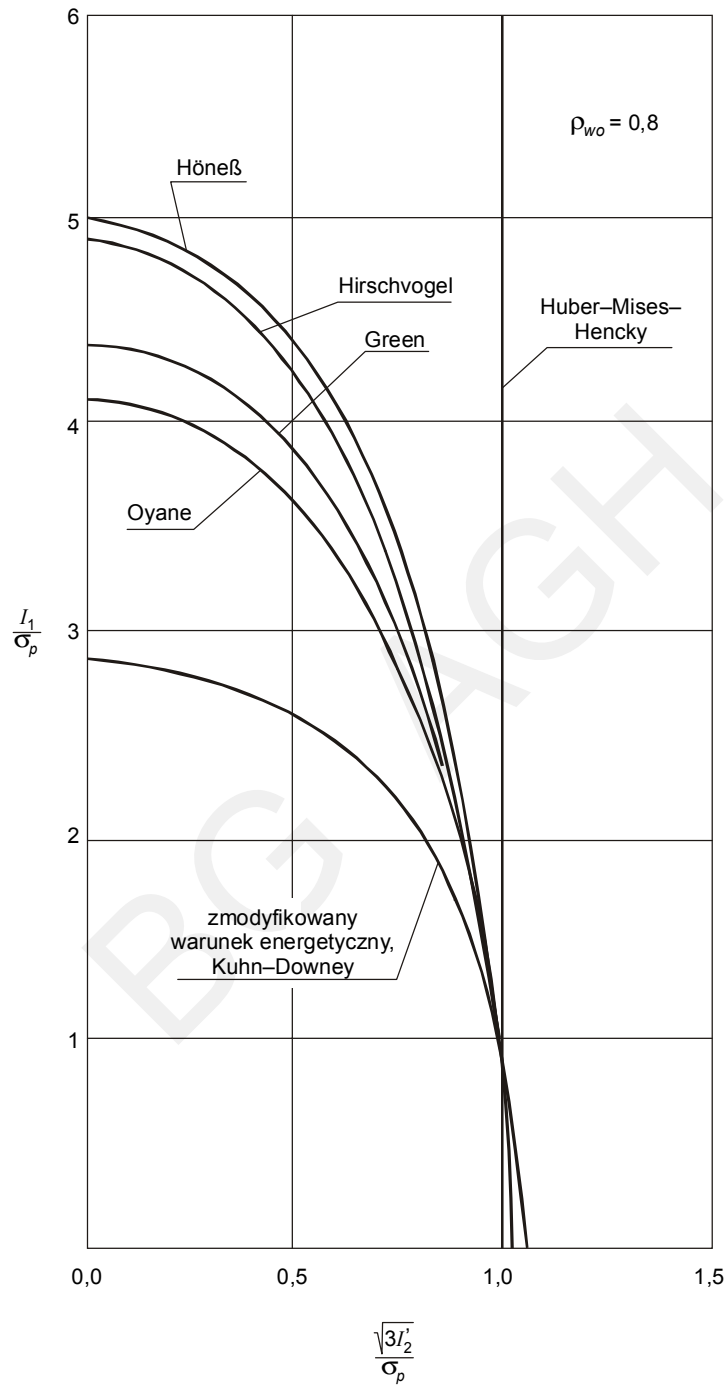
a warunek stałej masy (1.101) jest tożsamy z warunkiem nieściśliwości  $d\epsilon_{ii} = 0$ .

Na rysunkach 1.7–1.9 przedstawiono zależność (1.105) w układzie współrzędnych  $\sqrt{3I_2'}/\sigma_p$  i  $I_1/\sigma_p$  dla analizowanych warunków plastyczności, wyznaczoną dla początkowych względnych gęstości  $\rho_{wo}$  wynoszących 0,7, 0,8, 0,9.

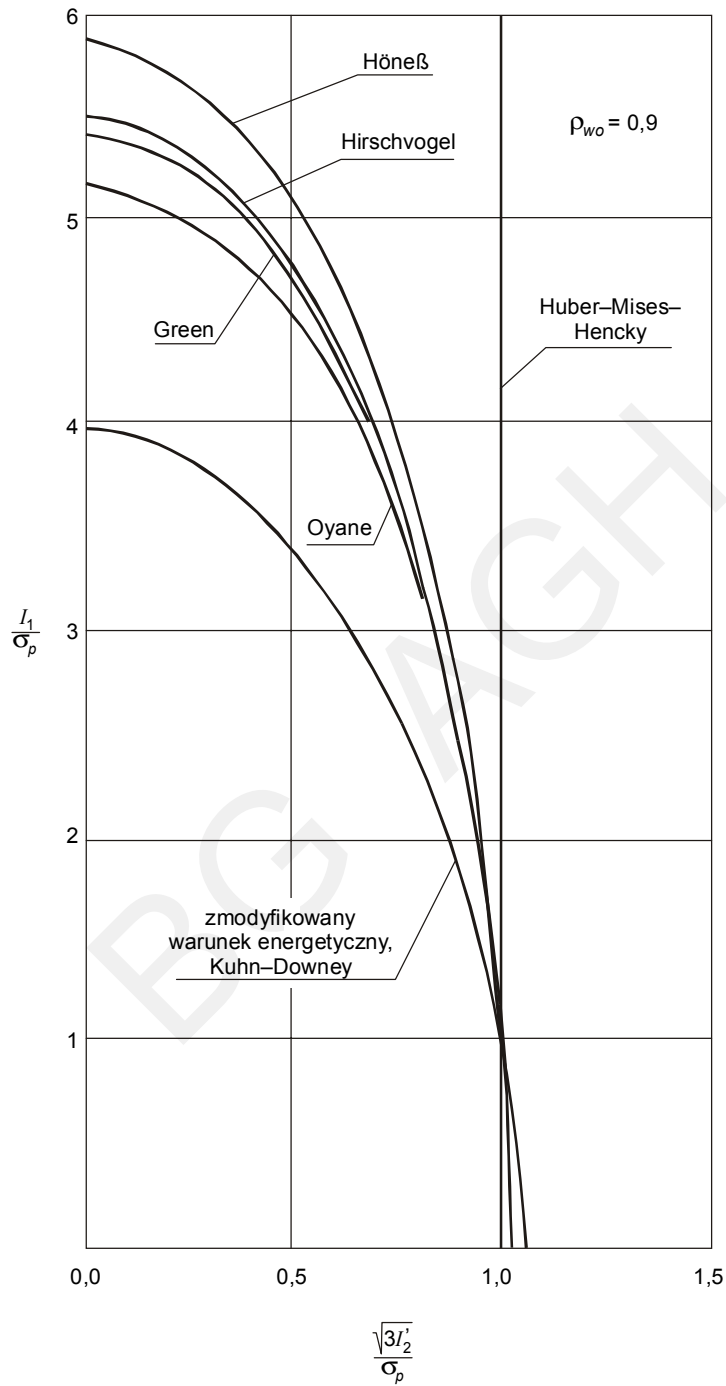
Warunki plastyczności ciał ściśliwych spełniają, dla  $\rho_w = 1$ , warunek plastyczności ciał nieściśliwych Misesa. Krzywe plastyczności przechodzą przez punkt o współrzędnych (1, 1), odpowiadający przejściu w stan plastyczny w jednoosiowym stanie naprężenia. Do zagęszczenia materiału potrzebne są naprężenia ściskające. Przedstawione na rysunkach 1.7–1.9 zależności, dla analizowanych warunków plastyczności, wykazują istotne różnice w wartościach. Jedynie warunek plastyczności Kuhna–Downeya i zmodyfikowany warunek energetyczny dają te same wyniki, przy przyjęciu zależności liczby Poissona od gęstości w postaci  $\nu = 0,5\rho_w^2$ . Warunki te cechuje niezależnienie od kształtu pora, a ich stosowanie wymaga jedynie zależności naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_p$  i liczby Poissona  $\nu$  odkształcanego ciała porowatego.



Rys. 1.7. Porównanie warunków plastyczności dla gęstości materiału 0,7 [13]



Rys. 1.8. Porównanie warunków plastyczności dla gęstości materiału 0,8 [13]



Rys. 1.9. Porównanie warunków plastyczności dla gęstości materiału 0,9 [13]

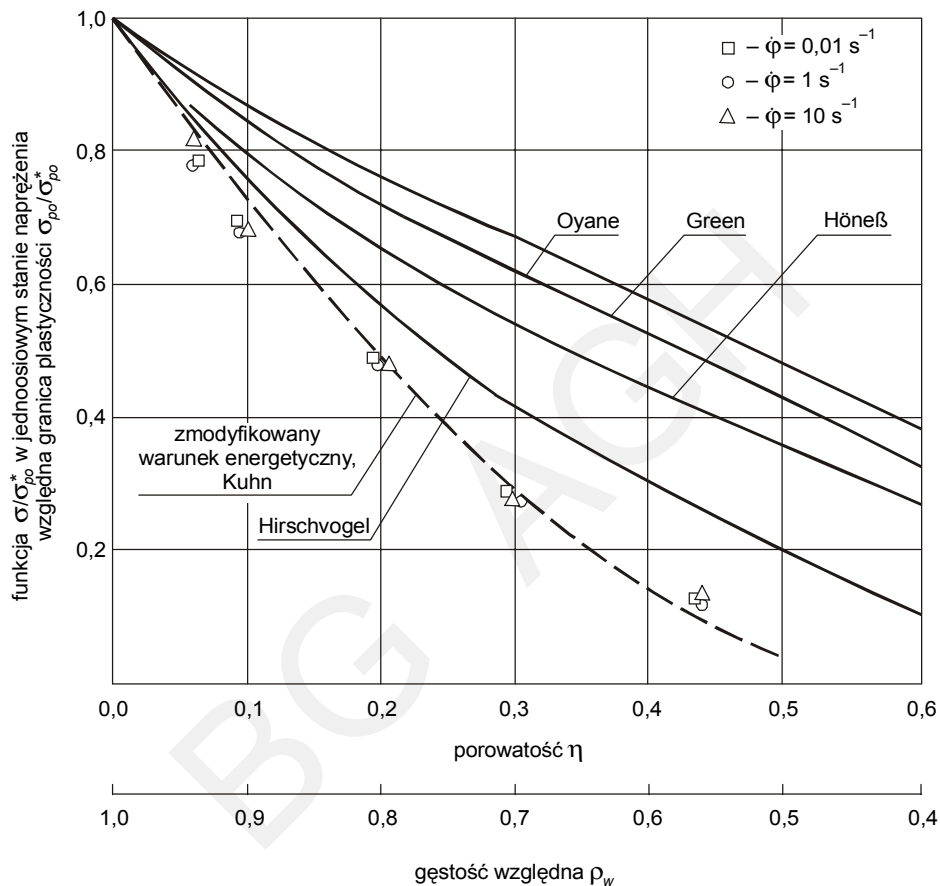
W tabeli 1.1 zestawiono postacie warunków plastyczności, funkcje naprężenia w jednoosiowym stanie oraz funkcje porowatości lub gęstości. Zmiany względnych wartości granicy plastyczności  $\sigma_{po}/\sigma_{po}^*$  od początkowej gęstości względnej  $\rho_{wo}$  określone doświadczalnie oraz funkcje w jednoosiowym stanie naprężenia  $\sigma/\sigma_{po}^*$  obliczone teoretycznie przedstawiono na rysunku 1.10. Zależności teoretyczne według Greena, Oyane, Hirschvogla i Höneßa wykazują stosunkowo duże rozbieżności z krzywą uzyskaną dla wartości eksperymentalnych.

**Tabela 1.1**  
Warunki plastyczności dla ciał porowatych

Lp.	Warunek plastyczności		Funkcja w jednoosiowym stanie naprężenia $\delta_1 = \delta, \delta_2 = \delta_3 = 0$	Funkcje porowatości
	Autor	Matematyczna postać		
1	Huber–Mises – Hencky	$3I_2' = \sigma_p^{*2}$	$\frac{\sigma}{\sigma_p^*} = \pm 1$	materiał lity
2	Kuhn	$3I_2' - (1 - 2\nu) \cdot I_2 = \sigma_p^2$	$\frac{\sigma}{\sigma_p} = \pm 1$	$\nu = 0,5 \cdot (1 - \eta)^{1,92}$
3	Warunek energetyczny	$3I_2' - (1 - 2\nu) \cdot I_2 = \sigma_p^2$	$\frac{\sigma}{\sigma_p} = \pm 1$	$\nu$ – wyznaczone doświadczalnie
4	Green	$3I_2' + \alpha \cdot I_1^2 = \delta \cdot \sigma_p^{*2}$	$\frac{\sigma}{\sigma_p^*} = \pm \sqrt{\frac{\delta}{1 + \alpha}}$	$\alpha = \frac{1}{2} \cdot \left[ \frac{3(1 - \eta)^{1/3}}{(3 - 2 \cdot \eta^{1/4}) \cdot \ln \eta} \right]^2$  $\delta = \frac{1}{2} \cdot \left[ \frac{3(1 - \eta)^{1/3}}{(3 - 2 \cdot \eta^{1/4})} \right]^2$
5	Oyane	$3I_2' + \frac{I_1^2}{9f^2} = \rho^2 \cdot \sigma_p^{*2}$	$\frac{\sigma}{\sigma_p^*} = \pm \sqrt{\frac{\rho^2}{1 + \frac{1}{9f^2}}}$	$\rho = 1 - \eta$  $f = \frac{2 \cdot \ln \eta}{3 \cdot (1 - \eta)}$
6	Hirschvogel	$3I_2' + \alpha \cdot I_1^2 = \delta \cdot \sigma_p^{*2}$	$\frac{\sigma}{\sigma_p^*} = \pm \sqrt{\frac{\delta^2}{1 + 3\alpha^2}}$	$\alpha = \frac{1 - 3\eta + 2\eta^{3/2}}{3 \cdot \ln \eta}$  $\delta = 1 - 3\eta + 2\eta^{3/2}$
7	Höneß	$3I_2' + \alpha \cdot I_1^2 = \delta \cdot \sigma_p^{*2}$	$\frac{\sigma}{\sigma_p^*} = \pm \sqrt{\frac{\delta}{3 \cdot (1 + \alpha)}}$	$\alpha = \frac{(1 - \eta^{2/3})^2}{12 \cdot (\ln \eta)^2}$  $\delta = (1 - \eta^{2/3})^2$
8	Betten i Troost	$\frac{3}{1 + \kappa} \cdot I_2' + \frac{\kappa}{1 + \kappa} \cdot I_1^2 = \sigma_p^2$	$\frac{\sigma}{\sigma_p} = \pm 1$	Parametr $\kappa = \left[ 0, \frac{1}{2} \right]$ analitycznie nieokreślony



Wartości fizycznej granicy plastyczności ciała porowatego  $\sigma_{po}$  odniesione do fizycznej granicy plastyczności ciała w pełni zagęszczonego  $\sigma_{po}^*$  pokrywają się dla danej prędkości odkształcenia w zakresie  $0,01 \div 10 \text{ s}^{-1}$ . Krzywa eksperymentalna wyznaczona przez te wartości stanowi funkcję naprężenia uplastyczniającego przy stosowaniu dla warunków plastyczności Kuhna–Downeya i zmodyfikowanego warunku energetycznego.



**Rys. 1.10.** Zmiana względnej granicy plastyczności  $\sigma_{po}/\sigma_{po}^*$  w zależności od gęstości  $\rho_w$ , otrzymana doświadczalnie i zależność  $\sigma/\sigma_{po}^*$  od gęstości  $\rho_w$ , wyznaczona teoretycznie dla jednoosiowego stanu naprężenia [13]

### 1.3.3. Empiryczne związki pomiędzy parametrami odkształcania a wybranymi własnościami porowatych materiałów metalicznych

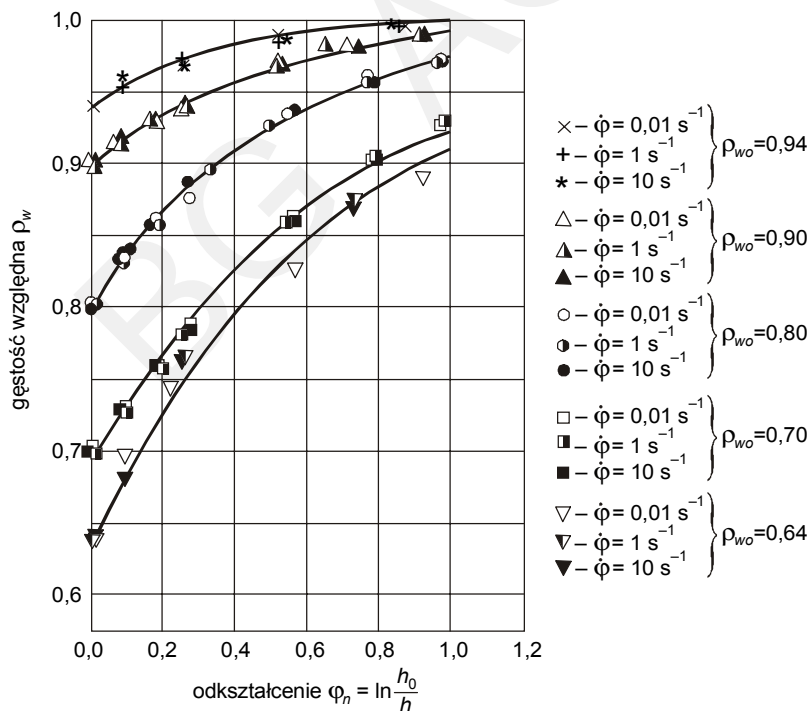
Podczas odkształcania metalicznych materiałów porowatych obok umocnienia następuje ich zagęszczenie. Dla danego składu chemicznego materiału zmiana jego własności zależy od parametrów odkształcania, tj.: temperatury, prędkości i wielkości

odkształcania oraz początkowej gęstości. Do istotnych zależności należy zaliczyć związki pomiędzy gęstością i odkształceniem, liczbą Poissona i gęstością, granicą plastyczności i gęstością oraz naprężeniem płynięcia i gęstością. Przedstawione wyniki eksperymentalne dotyczą badań na spiekach żelaza o różnej gęstości początkowej, odkształcanych w jednoosiowej próbie ściskania w temperaturze pokojowej z prędkościami odkształcenia  $\dot{\varphi} = 0,01, 1 \text{ i } 10 \text{ s}^{-1}$ .

**Zmiana gęstości.** Zależność względnej gęstości od odkształcenia logarytmicznego  $\varphi_h$ , dla gęstości początkowych spieku żelaza  $\rho_{wo}$ : 0,64, 0,7, 0,8, 0,9, 0,94 przedstawiono na rysunku 1.11. Nie obserwuje się wpływu prędkości odkształcenia w zakresie od 0,01 do  $10 \text{ s}^{-1}$  na zagęszczenie materiału. Przebieg zmian gęstości determinowany jest początkową gęstością odkształcanego materiału i wielkością zadanego odkształcenia. Zależność tę opisuje funkcja

$$\rho_w = \rho_{wo} + (1 - \rho_{wo})(1 - \exp(-b\varphi_h)) \quad (1.108)$$

która ujmuje gęstość początkową odkształcanego materiału  $\rho_{wo}$  i wielkość odkształcenia  $\varphi_h$ . Aproksymacje zależności względnej gęstości odkształconego materiału od wielkości odkształcenia i początkowej gęstości spieków na osnowie proszku żelaza WPL-200, opisane równaniem (1.108), podano tabeli w 1.2.



Rys. 1.11. Krzywe zagęszczania w próbie jednoosiowego ściskania z prędkościami odkształcenia  $\dot{\varphi} = 0,01, 1 \text{ i } 10 \text{ s}^{-1}$  spieków z proszku żelaza WPL-200 o różnych gęstościach początkowych  $\rho_{wo}$  [13]

**Tabela 1.2**

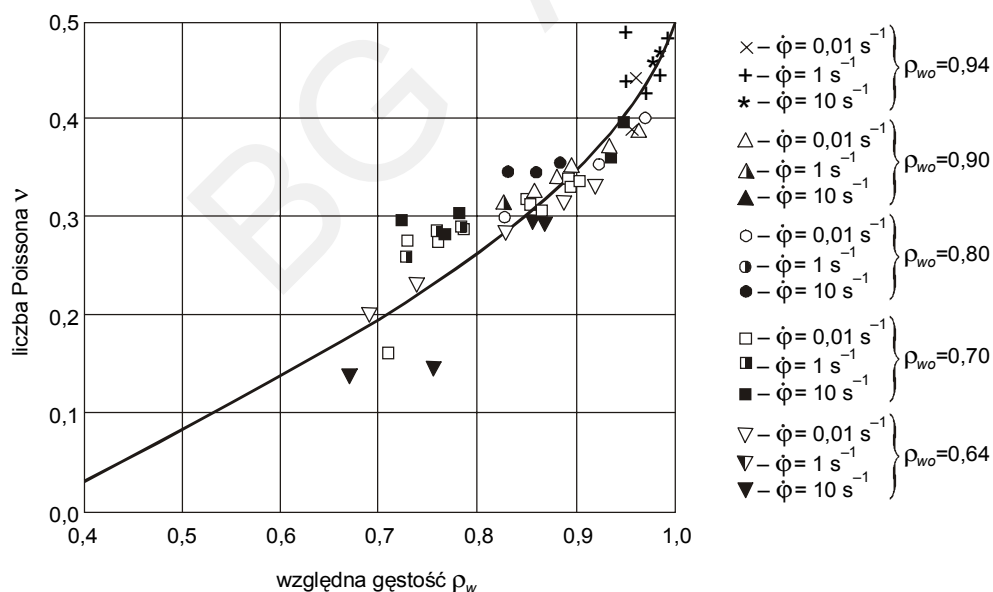
Funkcje aproksymujące zależność względnej gęstości  $\rho_w$  od wielkości odkształcenia  $\varphi_h$  dla spieku żelaza na osnowie proszku WPL-200 [13]

Lp.	Gęstość względna początkowa $\rho_{wo}$	Liczba prób $n$	Parametr $b$	Wariancja	Postać funkcji
1	0,64	11	1,3952	0,0011547	$\rho_w = 0,64 + 0,36 \cdot (1 - \exp(-1,3952 \cdot \varphi_h))$
2	0,70	20	1,3415	0,0013835	$\rho_w = 0,70 + 0,30 \cdot (1 - \exp(-1,3415 \cdot \varphi_h))$
3	0,80	21	1,9534	0,0004059	$\rho_w = 0,80 + 0,20 \cdot (1 - \exp(-1,9534 \cdot \varphi_h))$
4	0,90	18	2,0562	0,0004495	$\rho_w = 0,90 + 0,10 \cdot (1 - \exp(-2,0562 \cdot \varphi_h))$
5	0,94	14	3,3664	0,0002108	$\rho_w = 0,94 + 0,06 \cdot (1 - \exp(-3,3664 \cdot \varphi_h))$

**Liczba Poissona.** Na rysunku 1.12 przedstawiono zależność liczby Poissona  $v$  od gęstości względnej  $\rho_w$ . Nie obserwuje się wpływu prędkości odkształcenia w zakresie od 0,01 do 10  $s^{-1}$  na wartość liczby Poissona. Silny jest natomiast wpływ gęstości. Otrzymane zależności aproksymowano funkcjami:

$$v = 0,5\rho_w^b \quad (1.109)$$

$$v = a + 0,5\rho_w^b \quad (1.110)$$



**Rys. 1.12.** Zależność liczby Poissona  $v$  od względnej gęstości  $\rho_w$  dla spieków z proszku żelaza WPL-200, o różnych gęstościach początkowych  $\rho_{wo}$ , odkształconych z prędkościami wynoszącymi 0,01, 1 i 10  $s^{-1}$  [13]

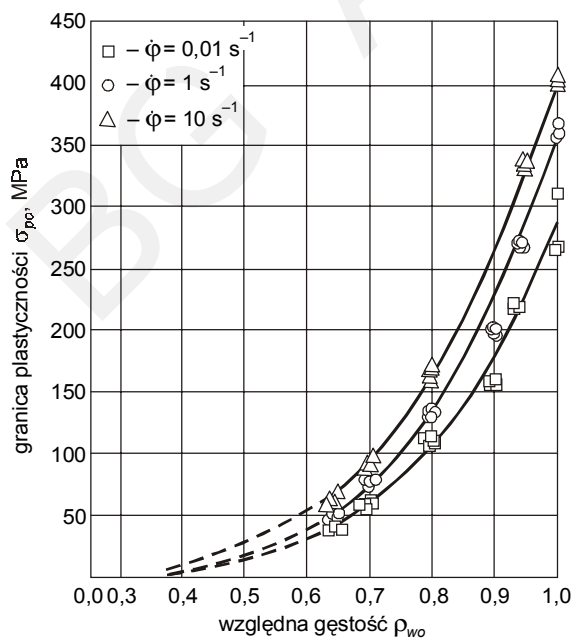
W tabeli 1.3 zestawiono wartości współczynników funkcji aproksymujących. Aproksymację funkcji (1.109) przeprowadzono przy warunku, że dla  $\rho_w = 1$  ciało jest idealnie plastyczne, a liczba Poissona osiąga wartość  $\nu = 0,5$ . Do aproksymacji funkcją (1.110) przyjęto ograniczenia, że dla względnej gęstości nasypowej, tj. przy braku spójności między cząsteczkami proszku, liczba Poissona  $\nu = 0$ , a dla względnej gęstości  $\rho_w = 1$  ciało jest idealnie plastyczne,  $\nu = 0,5$ .

**Tabela 1.3**

Funkcje aproksymujące zależność liczby Poissona  $\nu$  od względnej gęstości  $\rho_w$  dla spieków z proszku żelaza WPL-200 [13]

Lp.	Liczba prób $n$	Parametr $b$	Wariancja	Postać funkcji
1	98	3,0313	0,15785	$\nu = 0,5 \cdot \rho_w^{3,0313}$
2	98	2,4242	0,13172	$\nu = -0,0278 + 0,5 \cdot \rho_w^{2,4242}$

**Granica plastyczności.** Wartości fizycznej granicy plastyczności od początkowej, względnej gęstości spieków żelaza  $\sigma_{po}(\rho_{wo})$  w zależności od prędkości odkształcenia, przedstawiono na rysunku 1.13



**Rys. 1.13.** Zależność fizycznej granicy plastyczności  $\sigma_{po}$  od względnej gęstości początkowej  $\rho_{wo}$  określona dla spieków z proszku żelaza WPL-200 [13]

Związek pomiędzy względną gęstością początkową spieku  $\rho_{wo}$  i jego granicą plastyczności  $\sigma_{po}$  opisują następujące funkcje:

$$\sigma_{po} = a + c \cdot \rho_{wo}^b \quad (1.111)$$

$$\sigma_{po} = a \cdot (\rho_w - \rho_{wo})^b \quad (1.112)$$

$$\sigma_{po} = a \cdot \rho_w^b \quad (1.113)$$

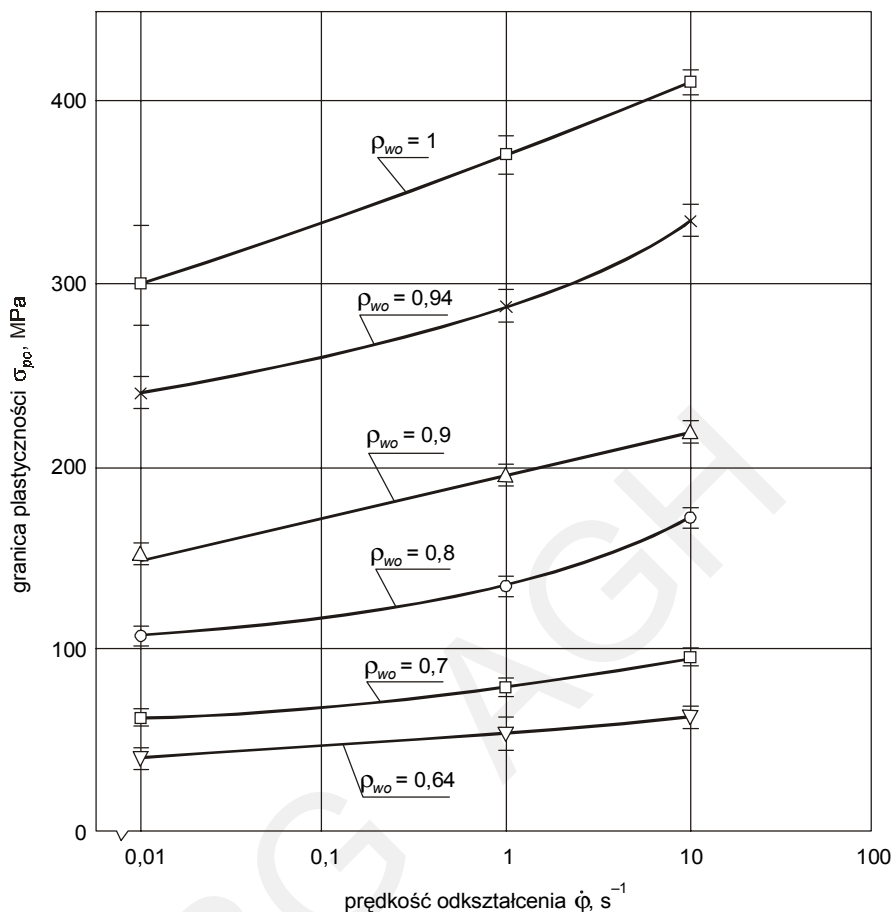
Aproksymację funkcjami (1.111) – (1.113) przeprowadza się przy ograniczeniu, że dla względnej gęstości nasypowej  $\rho_{wn}$ , tj. przy braku spójności między cząsteczkami proszku, granica plastyczności ciała ściśliwego  $\sigma_{po} = 0$ .

W tabeli 1.4 zestawiono wartości współczynników funkcji aproksymujących i wariancję. Zmianę granicy plastyczności w zależności od prędkości odkształcenia przedstawiono na rysunku 1.14. Ze wzrostem prędkości odkształcenia obserwuje się wzrost wartości granicy plastyczności. Wpływ ten silniejszy jest dla bardziej zagęszczonego materiału, np. różnica między wartościami fizycznej granicy plastyczności, wyznaczonymi przy prędkościach odkształcenia 10 i 0,01 s<sup>-1</sup> wynosi około 80 MPa dla gęstości  $\rho_{wo} = 0,94$  oraz około 30 MPa dla  $\rho_{wo} = 0,7$ .

**Tabela 1.4**

Funkcje aproksymujące zależność granicy plastyczności  $\sigma_{po}$  od względnej gęstości  $\rho_{wo}$  [13]

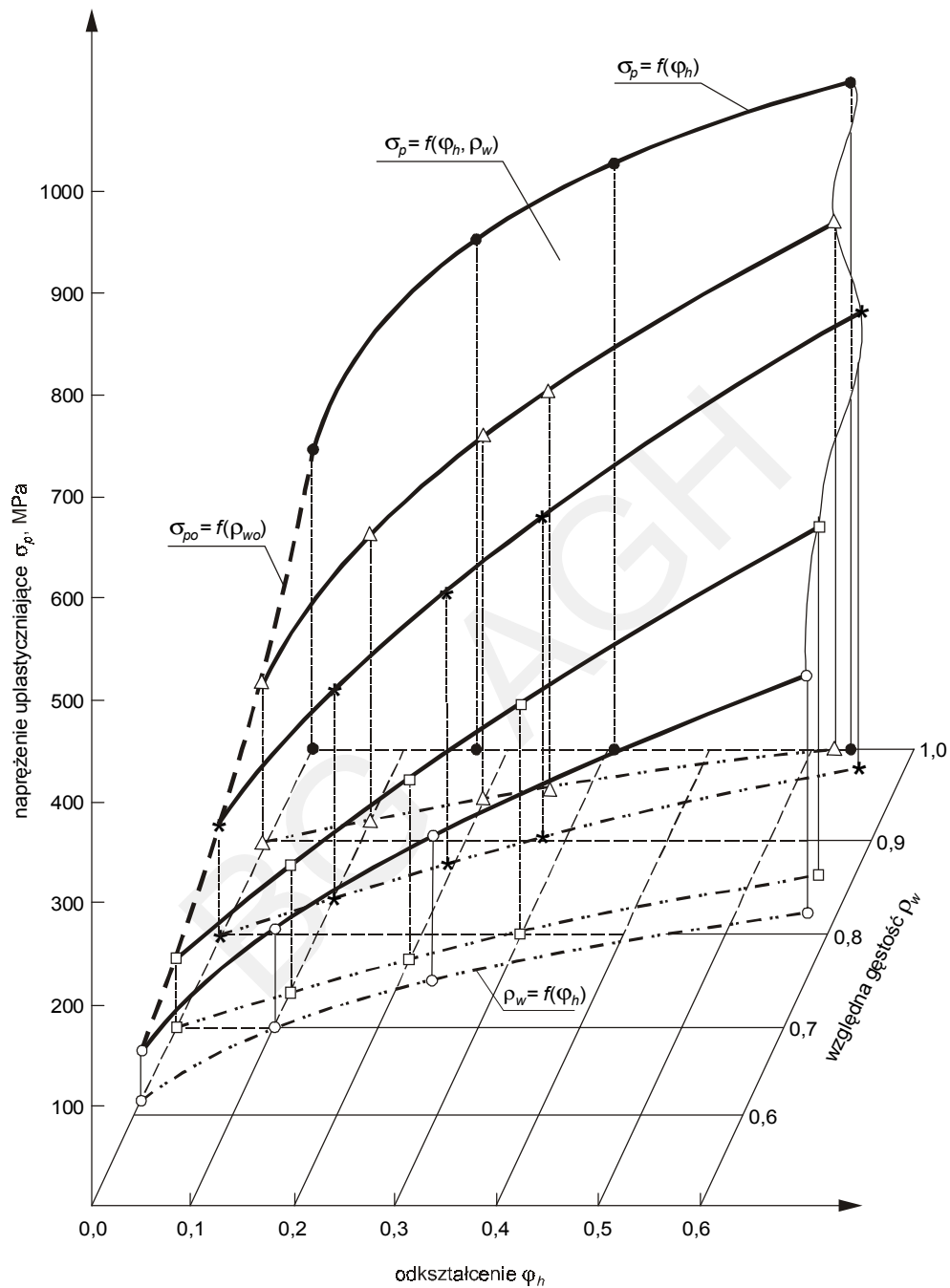
Lp.	Postać funkcji aproksymującej	Wartość współczynnika			Wariancja	Prędkość odkształcenia $\dot{\phi}$ , s <sup>-1</sup>
		a	b	c		
1	$\sigma_{po} = a + c \cdot \rho_w^b$	33,58	6,2846	270,41	18,04	0,01
		39,10	5,9704	331,06	13,98	1
		30,06	4,9951	377,57	33,79	10
2	$\sigma_{po} = a \cdot (\rho_{wo} - \rho_{wn})^b$	890,0	2,8068	–	27,59	0,01
		1061,4	2,7422	–	24,09	1
		1054,5	2,7139	–	35,86	10
3	$\sigma_{po} = a \cdot \rho_{wo}^b$	280,84	4,4785	–	29,85	0,01
		360,13	4,4583	–	28,22	1
		394,56	3,9356	–	58,68	10



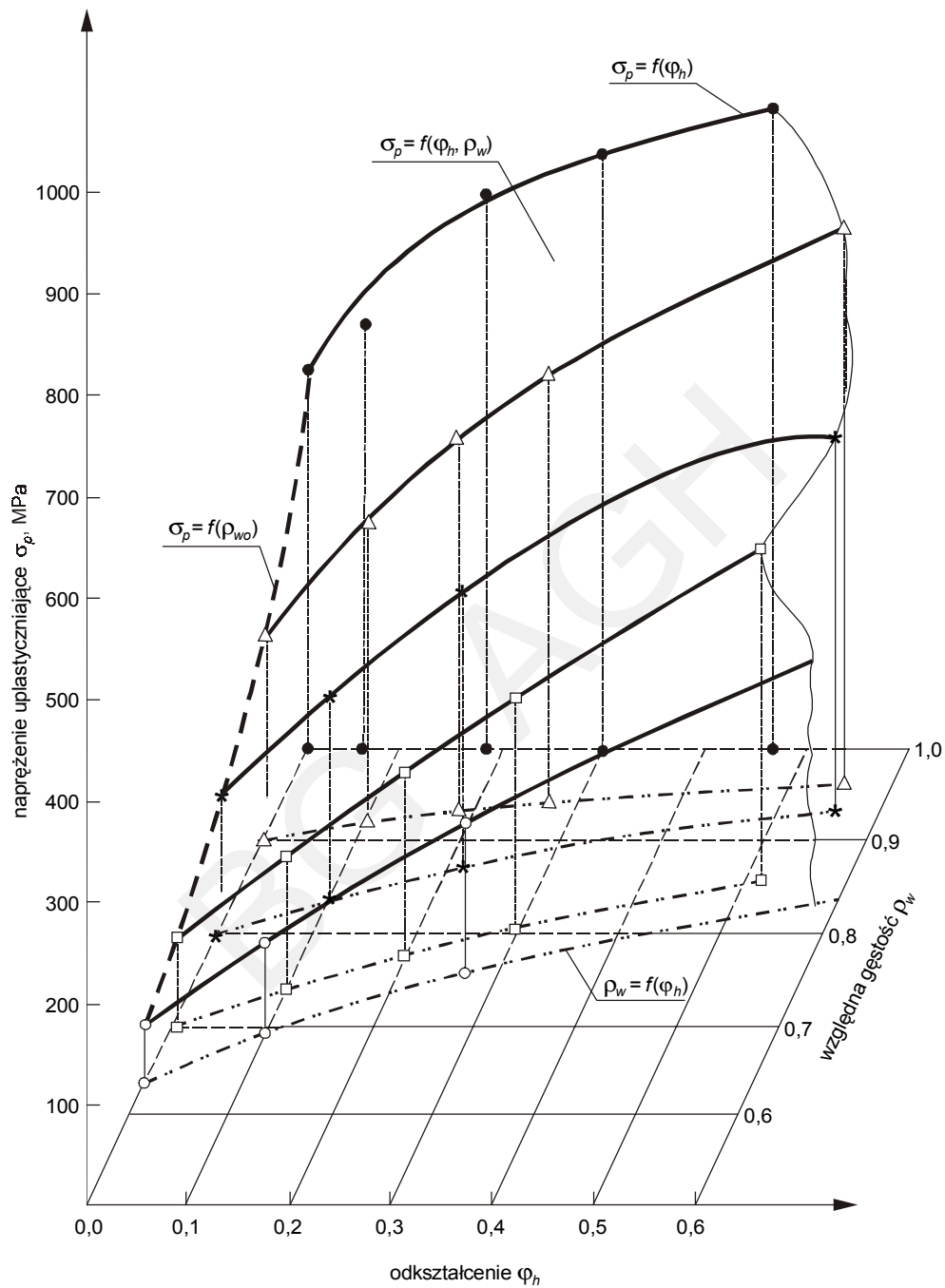
Rys. 1.14. Zależność fizycznej granicy plastyczności od prędkości odkształcenia  $\sigma_{po}(\dot{\phi})$ , dla różnych, względnych gęstości początkowych  $\rho_{wo}$  spieków z proszku żelaza WPL-200 [13]

**Naprężenie uplastyczniające.** Pełną charakterystykę odkształcanego na zimno metalicznego materiału spiekane go ze stałą prędkością odkształcenia opisuje, z mechanicznego punktu widzenia, zależność naprężenia uplastyczniającego od względnej, początkowej gęstości materiału, jego gęstości po odkształceniu i wielkości odkształcenia, czyli funkcja  $\sigma_p = f(\rho_{wo}, \rho_w, \phi_h)$ . Na rysunkach 1.15 i 1.16 przedstawiono zależności dla odkształcanych spieków żelaza z prędkościami odkształcenia, odpowiednio, 0,01 i 10 s<sup>-1</sup>.

W płaszczyźnie  $\sigma_p \rho_w$  występuje zależność  $\sigma_{po}(\rho_{wo})$ , a w płaszczyźnie  $\sigma_p \phi_h$  dla  $\rho_{wo} = 1$  – zależność  $\sigma_p(\phi_h)$ . Zależność  $\sigma_p(\rho_{wo}, \rho_w, \phi_h)$  przedstawia powierzchnię płynięcia, przy uwzględnieniu łącznego wpływu początkowej i bieżącej gęstości oraz wielkości odkształcenia na naprężenie uplastyczniające. Opisuje ona zachowanie się ściśliwego ciała sztywno-plastycznego podczas jego odkształcania (rys. 1.17).

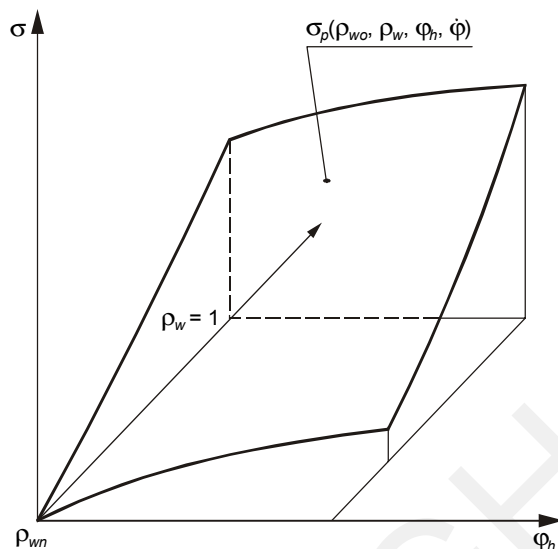


Rys. 1.15. Zależność naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_p$  od wielkości odkształcenia  $\phi_h$  i względnej gęstości  $\rho_w$  dla spieków z proszku żelaza WPL-200. Prędkość odkształcenia  $\dot{\phi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$  [13]



Rys. 1.16. Zależność naprężenia uplastyczniającego  $\sigma_p$  od wielkości odkształcenia  $\phi_h$  i względnej gęstości  $\rho_w$  dla spieków z proszku żelaza WPL-200. Prędkość odkształcenia  $\dot{\phi} = 10 \text{ s}^{-1}$ [13]





Rys. 1.17. Model ciała ściśliwego sztywno-plastycznego [13]

Teoretyczny opis odkształcenia metalicznych ciał ściśliwych jest możliwy, gdy znana jest określona doświadczalnie zależność naprężenia uplastyczniającego od gęstości, prędkości odkształcenia i wielkości odkształcenia.

W rozdziale tym przedstawiono w zarysie teorię plastyczności ciał nieściśliwych oraz metalicznych ciał porowatych. Dokonano analizy warunków plastyczności oraz czynników wpływających na zachowanie się metalicznych materiałów porowatych podczas odkształcania z uwzględnieniem zmiany ich gęstości i naprężenia płynięcia. Zawarte informacje ułatwią zrozumienie zagadnień związanych z modelowaniem numerycznym odkształcania metalicznych materiałów porowatych oraz interpretację wyników symulacji procesów kształtowania.

#### 1.3.4. Literatura

- [1] Betten J.: *Beitrag zum isotropen kompressiblen plastischen Fließen*. Arch. Eisenhüttenwesen, 46, 5, 1975, 317–323
- [2] Torr C.: *Theorie und Verhalten der zusammengereßten Pulver*. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Heft 4/5, Band 93, 62–67
- [3] Kuhn H.A., Downey C.L.: *Deformation Characteristics and Plasticity Theory of Sintered Powder Materials*. International Journal of Powder Metallurgy, vol. 7, No. 1, 1971, 15–25
- [4] Green R.J.: *Plasticity Theory for Porous Solids*. International Journal of Mechanical Sciences, vol. 14, No. 4, 1972, 215–224
- [5] Oyane M. Shima S., Kono Y.: *Theory of Plasticity for Porous Metals*. Bulletin of the Journal Science Mechanical Engineering, vol. 16, No. 99, 1973, 1254–1262

- [6] Hirschvogel M.: *Beitrag zur Plastizitätstheorie porösen, kompressibler Materialien mit Anwendung in der Pulvermetallurgie*. Thesis, Universität Stuttgart 1975
- [7] Höneß H.: *Investigation of Plastic Deformation Characteristics of Sintered Iron at Room Temperatur*. Powder Metallurgy International, vol. 9, No. 4, 1974, 170–173
- [8] Höneß H.: *Über das plastische Verhalten von Sintermetallen bei Raumtemperatur*. Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Nr 40, Essen, Girardet 1976
- [9] Takkura N., Yamaguchi K., Fukuda M.: *Surface Roughness Development in Upsetting of Sintered Powder Metals*. Advanced Technology of Plasticity, vol. 2, Kyoto 1990, 903–908
- [10] Gopinathan V.: *Plasticity Theory and Its Application in Metal Forming*. Willey Eastern Limited 1982
- [11] Morawiecki M., Sadok L., Wosiek E.: *Przeróbka plastyczna. Podstawy teoretyczne*. Katowice, Wyd. „Śląsk” 1986
- [12] Nowacki W.: *Teoria sprężystości*. Warszawa, PWN 1970
- [13] Szczepanik S.: *Teoretyczne i technologiczne aspekty kucia spiekanych stali*. ZN AGH Metalurgia i Odlewnictwo, z. 137, 1991

## 1.4. Elementy mechaniki kompozytów

### 1.4.1. Kompozyt jako układ mechaniczny

Przez kompozyt określa się materiał złożony z dwóch lub więcej materiałów, posiadających własności, których nie miały materiały wyjściowe. W skrajnym przypadku kompozyt stanowi kombinację dwóch różnych chemicznych substancji, w których można wydzielić granice rozdziału, oddzielające wyjściowe materiały. Na osnowę i fazę umacniającą mogą być zastosowane w kompozytach różnorodne materiały. W praktyce projektuje się kompozyty, które posiadają określone własności mechaniczne oraz minimalną gęstość, odporność na tworzenie się stref przejściowych czy odporność na wilgoć. W kompozytach zwykle wyróżnia się fazę umacniającą i osnowę lub lepiszcze. Istotny wpływ na własności kompozytu ma faza umacniająca i jej rozłożenie w materiale osnowy.

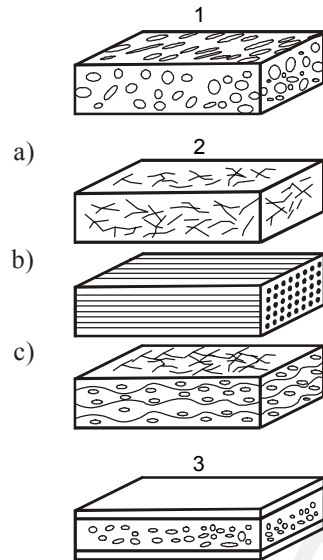
W zależności od postaci fazy umacniającej można wyróżnić (rys. 1.18):

- kompozyty z dyspersyjnymi cząstkami,
- kompozyty z włóknami.

Kompozyty z włóknami można dodatkowo podzielić, w zależności od długości włókien oraz ich orientacji, na:

- kompozyty z ukierunkowanymi włóknami ciągłymi,
- kompozyty z włóknami krótkimi,
- kompozyty z włóknami długimi, różnie ukierunkowanymi.

W praktyce stosuje się również warstwowe materiały, które złożone są z połączonych ze sobą warstw. Stanowią one ukierunkowany kompozyt.



**Rys. 1.18.** Materiały kompozytowe: 1– umocniony dyspersyjnymi cząstkami, 2a – wzmocniony krótkimi włóknami, 2b – wzmocniony ukierunkowanymi włóknami długimi, 2c – wzmocniony włóknami długimi różnie ukierunkowanymi, 3 – warstwowy [1]

W zależności od rodzaju materiału umacniającego i materiału osnowy można wyróżnić następujące typy kompozytów wzmocnionych włóknami:

- włókna metaliczne – osnowa metaliczna,
- włókna metaliczne – niemetaliczna osnowa,
- włókna niemetaliczne – metaliczna osnowa,
- włókna niemetaliczne – niemetaliczna osnowa

oraz umocnionych cząstkami dyspersyjnymi:

- cząstki metaliczne – osnowa metaliczna,
- cząstki metaliczne – niemetaliczna osnowa,
- cząstki niemetaliczne – metaliczna osnowa,
- cząstki niemetaliczne – niemetaliczna osnowa.

Przy przyjęciu założenia o liniowej addytywności, można własności fizyczne kompozytów przedstawić zależnością

$$y = C_1X_1 + C_2X_2 + C_3X_3 + \dots \quad (1.114)$$

gdzie:

- $X_1, X_2, \dots$  – udziały objętościowe składników kompozytu,
- $C_1, C_2, \dots$  – własności fizyczne tych składników.

Taką zależność przyjmuje się przy określaniu masy, modułu sprężystości, wytrzymałości na rozciąganie i innych własności, które wykazują cechy liniowej addytywności. W wielu przypadkach mogą jednak występować złożone oddziaływania pomiędzy wyjściowymi materiałami.

W mechanice kompozytów rozróżnia się zagadnienia związane z ich zachowaniem w zakresie odkształceń sprężystych oraz podczas zniszczenia, głównie w wyniku pęknięcia. W ogólnym przypadku przyjmuje się, że kompozyt jest materiałem izotropowym i jednorodnym.

Dla jednorodnego materiału zależności między naprężeniami i odkształceniami w układzie prostokątnym  $X, Y, Z$  można przedstawić w postaci

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{13} & E_{14} & E_{15} & E_{16} \\ E_{21} & E_{22} & E_{23} & E_{24} & E_{25} & E_{26} \\ E_{31} & E_{32} & E_{33} & E_{34} & E_{35} & E_{36} \\ E_{41} & E_{42} & E_{43} & E_{44} & E_{45} & E_{46} \\ E_{51} & E_{52} & E_{53} & E_{54} & E_{55} & E_{56} \\ E_{61} & E_{62} & E_{63} & E_{64} & E_{65} & E_{66} \end{bmatrix} \cdot \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.115)$$

gdzie  $E_{ij}$  oznacza moduł sprężystości.

Jeżeli odkształcenia sprężyste zachodzą w warunkach izotermicznych oraz występuje potencjał sprężysty, który oznaczy się przez  $W$ , to w wyniku jego różniczkowania wyznaczane są składowe tensora naprężenia:

$$\frac{\partial W}{\partial \varepsilon_x} = \sigma_x \quad \frac{\partial W}{\partial \varepsilon_y} = \sigma_y \quad \frac{\partial W}{\partial \gamma_{xy}} = \tau_{xy} \quad (1.116)$$

Jeżeli przyjmie się, że:

$$\frac{\partial \sigma_x}{\partial \varepsilon_y} = \frac{\partial \sigma_y}{\partial \varepsilon_x}, \quad \frac{\partial \sigma_x}{\partial \varepsilon_z} = \frac{\partial \sigma_z}{\partial \varepsilon_x} \quad (1.117)$$

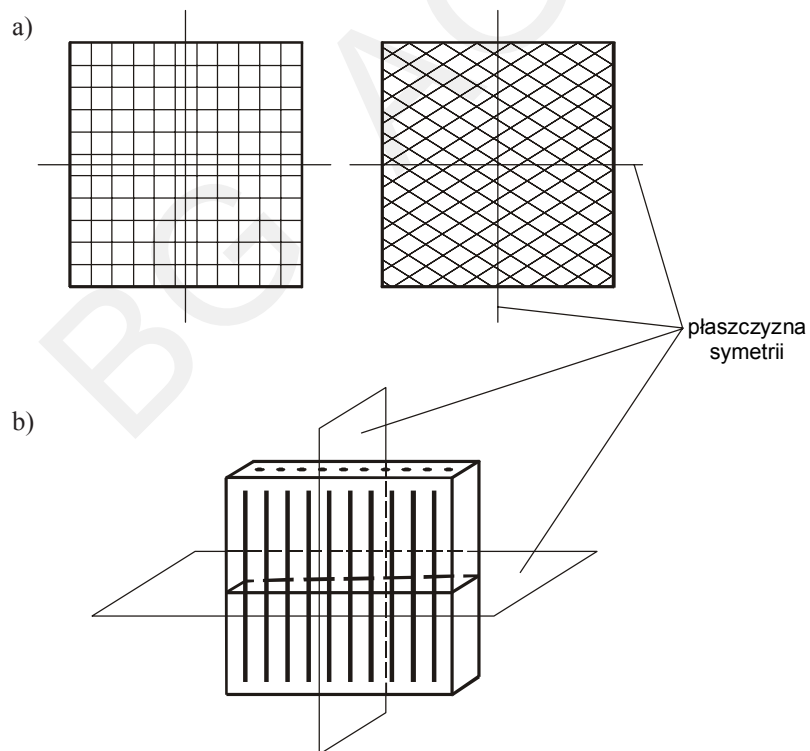
a dla modułów sprężystości

$$E_{ij} = E_{ji} \quad (1.118)$$

to równanie (1.115) można przekształcić do postaci

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xz} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{13} & E_{14} & E_{15} & E_{16} \\ E_{21} & E_{22} & E_{23} & E_{24} & E_{25} & E_{26} \\ E_{31} & E_{32} & E_{33} & E_{34} & E_{35} & E_{36} \\ E_{41} & E_{42} & E_{43} & E_{44} & E_{45} & E_{46} \\ E_{51} & E_{52} & E_{53} & E_{54} & E_{55} & E_{56} \\ E_{61} & E_{62} & E_{63} & E_{64} & E_{65} & E_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xz} \end{bmatrix} \quad (1.119)$$

Na rysunku 1.19 przedstawiono schematycznie kompozyty wzmocnione włóknami.



**Rys. 1.19.** Schematyczne przedstawienie kompozytu wzmoczonego włóknami [1]  
(objaśnienia w tekście)

Jeżeli płaszczyzny symetrii sprężystości ułożone są pod kątami prostymi (rys. 1.19a), to mamy do czynienia z ortotropowym materiałem, dla którego równanie (1.115) ma następującą postać

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{13} & 0 & 0 & 0 \\ E_{12} & E_{22} & E_{23} & 0 & 0 & 0 \\ E_{13} & E_{23} & E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & E_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & E_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & E_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.120)$$

Możliwy jest również przypadek pokazany na rysunku 1.19b, dla którego w jednej płaszczyźnie symetrii występują jednakowe własności we wszystkich kierunkach. Dla tego przypadku zależność między naprężeniami i odkształceniami można zapisać

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{13} & 0 & 0 & 0 \\ E_{12} & E_{11} & E_{13} & 0 & 0 & 0 \\ E_{13} & E_{13} & E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & E_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & E_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{(E_{11} - E_{12})}{2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.121)$$

Przy nieskończenie dużej liczbie takich płaszczyzn materiał jest izotropowy. W tym przypadku zależność naprężenie – odkształcenie można przedstawić dwoma modułami sprężystości. Rozwiązanie sprężystego zachowania się kompozytu sprowadza się do określenia modułów sprężystości, wchodzących do przedstawionego wyżej równania. Przy tym uwzględnia się moduł sprężystości i zawartość wzmacniających składników oraz ich ułożenie w osnowie. Ścisłe określenie modułu sprężystości kompozytu jest złożonym zadaniem. Przede wszystkim przyjmuje się rozwiązanie z wyko-

rzystaniem reguły mieszania, która ma szerokie zastosowanie praktyczne. Do kompozytów wzmocnionych ciągłymi włóknami stosowana jest również teoria komórek i teoria ortotropowego sprężystego materiału. Dla materiałów wzmocnionych włóknami krótkimi opracowane są różne mechaniczne modele, które wykorzystuje się również do kompozytów umocnionych dyspersyjnymi cząstkami.

### 1.4.2. Reguła mieszania

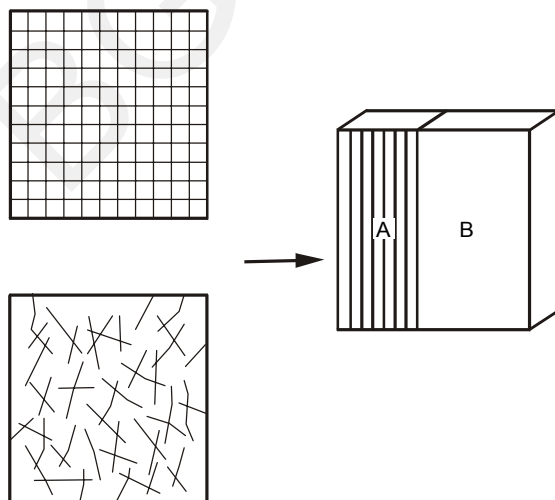
Przy zastosowaniu reguły mieszania analizuje się proces odkształcania kompozytu, zakładając, że jest spójność pomiędzy fazą wzmacniającą i osnową. Moduł sprężystości i wytrzymałość materiału kompozytowego, projektowanego z równoległymi lub następującymi po sobie kolejno ciągłymi włóknami, określa się wykorzystując zależność

$$Y = V_A X_A^n + V_B X_B^n \quad (1.122)$$

przy czym:

- $n$  – wielkość odpowiadająca budowie materiału,
- $n = 1$  – odpowiada budowie materiału z równoległymi włóknami,
- $n = -1$  – odpowiada budowie materiału z posobnie ułożonymi włóknami,
- $Y$  – fizyczna wielkość,
- $X_A, X_B$  – fizyczne wielkości składników kompozytu,
- $V_A, V_B$  – względny udział objętościowy składników kompozytu.

Kompozyt wzmocniony włóknami można przedstawić w postaci modelu warstwowego, w którym występuje faza umacniająca A i materiał osnowy B (rys. 1.20).



**Rys. 1.20.** Przybliżony model kompozytu wzmocnionego włóknami: A – faza wzmacniająca, B – osnowa [1]

Zakłada się, że obciążenie występuje równoległe do ułożenia włókien i jest równomiernie rozłożone oraz odpowiada mu równomierny rozkład odkształcenia. W tym przypadku odkształcenie warstw jest jednakowe, a moduł sprężystości i naprężenia można opisać zależnościami:

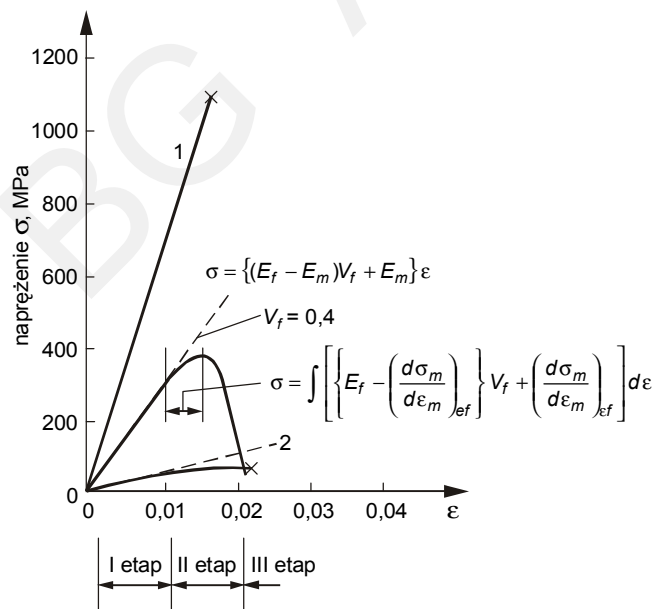
$$E_c = \alpha E_f V_f + E_m V_m \quad (1.123)$$

$$\sigma_c = \beta \sigma_{fu} V_f + (\sigma_m)_{efu} V_m$$

gdzie:

- $E_f$  i  $E_m$  – moduł sprężystości włókna i osnowy,
- $E_c$  i  $\sigma_c$  – moduł sprężystości i wytrzymałość na rozciąganie kompozytu,
- $\sigma_{fu}$  – wytrzymałość na rozciąganie włókna,
- $V_f, V_m$  – względny udział objętościowy włókien i osnowy,
- $(\sigma_m)_{efu}$  – naprężenie w osnowie odpowiadające odkształceniu, przy którym nastąpiło zniszczenie włókien,
- $\alpha, \beta$  – współczynniki zależne od ułożenia włókien, które przyjmują wartość 1,0 dla jednokierunkowego ich ułożenia oraz 0,5 dla ułożenia ortogonalnego.

Na rysunku 1.21 przedstawiono zależność naprężenie – odkształcenie dla włókna, materiału osnowy i wytworzonego z nich kompozytu.



Rys. 1.21. Zależność naprężenie  $\sigma$  – odkształcenie  $\epsilon$  dla: 1 – włókna szklanego, 2 – żywicy poliestrowej oraz kompozytu [1]



W początkowym etapie obciążenia zarówno osnowa, jak i włókno odkształcają się sprężysto. W drugim etapie, materiał wzmacniający jest w stanie sprężystym, a osnowa doznaje odkształcenia plastycznego, co powoduje zmianę charakterystyki kompozytu podczas obciążenia z liniowej na nieliniową i w efekcie jego zniszczenie.

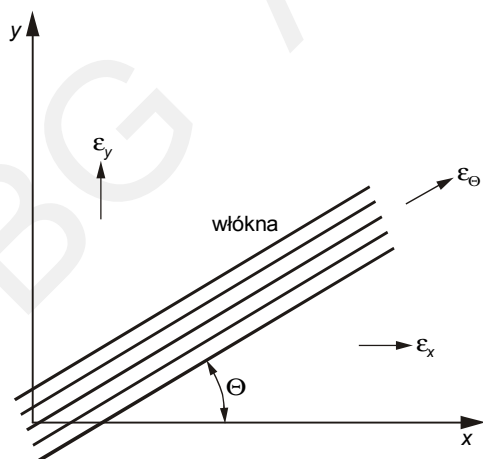
### 1.4.3. Teoria komórek

W materiałach kompozytowych moduł sprężystości włókna ma zwykle znacznie wyższą wartość niż moduł sprężystości materiału osnowy. Na przykład, gdy osnowa poliestrowa wzmacniona jest ciągłymi włóknami szklanymi, to stosunek modułu sprężystości włókna do modułu sprężystości osnowy wynosi 20. Na tej podstawie zakłada się, że dla kompozytów wzmacnionych włóknami ciągłymi można pominąć naprężenia występujące w osnowie, a całe obciążenie przenoszone jest przez włókna [1, 2].

Przyjmuje się również, że:

- włókno jest ciągłe i prostoliniowe,
- obciążenie występuje tylko na końcu włókna,
- sztywność przy zginaniu jest pomijana.

Rozpatruje się przypadek przedstawiony na rysunku 1.22, gdzie włókno nachylenie jest pod kątem  $\Theta$  do osi  $x$  i ma miejsce płaski stan odkształcenia.



Rys. 1.22. Ułożenie włókien w układzie współrzędnych [1]

Odształcenie  $\epsilon_{\Theta}$  występujące w kierunku ułożenia włókien, można przedstawić następującą zależnością

$$\epsilon_{\Theta} = \epsilon_x \cos^2 \Theta + \epsilon_y \sin^2 \Theta + \gamma_{xy} \sin \Theta \cos \Theta \quad (1.124)$$

W ogólnym przypadku włókno może być ułożone pod innym kątem. Dlatego wprowadza się funkcję rozkładu  $f(\Theta)$ , zależną od kąta nachylenia włókien  $\Theta$ , którą przedstawia się w postaci

$$\int_0^{\pi} f(\Theta) d\Theta = 1 \quad (1.125)$$

Zakłada się, że naprężenia we włóknie są proporcjonalne do odkształcenia, oraz składowe funkcji orientacji w kierunkach  $x, y$  można przedstawić jako  $f(\Theta)\cos\Theta$  i  $f(\Theta)\sin\Theta$ .

Naprężenia występujące w płaszczyźnie nachylonej pod kątem prostym do osi  $x$  mogą być zapisane w postaci:

$$\begin{aligned} \sigma_x &= E_f V_f \int_0^{\pi} (\epsilon_x \cos^2 \Theta + \epsilon_y \sin^2 \Theta + \gamma_{xy} \sin \Theta \cos \Theta) \cos^2 \Theta f(\Theta) d\Theta \\ \sigma_y &= E_f V_f \int_0^{\pi} (\epsilon_x \cos^2 \Theta + \epsilon_y \sin^2 \Theta + \gamma_{xy} \sin \Theta \cos \Theta) \sin^2 \Theta f(\Theta) d\Theta \\ \tau_{xy} &= E_f V_f \int_0^{\pi} (\epsilon_x \cos^2 \Theta + \epsilon_y \sin^2 \Theta + \gamma_{xy} \sin \Theta \cos \Theta) \sin \Theta \cos \Theta f(\Theta) d\Theta \end{aligned} \quad (1.126)$$

gdzie:

$E_f$  – moduł sprężystości włókna,

$V_f$  – względny udział objętościowy włókna w kompozycie.

Ta zależność może być przedstawiona również w postaci

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{11} & E_{12} & E_{16} \\ E_{12} & E_{22} & E_{26} \\ E_{16} & E_{26} & E_{66} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.127)$$

gdzie:

$$\begin{aligned}
 E_{11} &= E_f V_f \int_0^{\pi} \cos^4 \Theta f(\Theta) d\Theta \\
 E_{16} &= E_f V_f \int_0^{\pi} \cos^3 \Theta \sin \Theta f(\Theta) d\Theta \\
 E_{22} &= E_f V_f \int_0^{\pi} \sin^4 \Theta f(\Theta) d\Theta \\
 E_{26} &= E_f V_f \int_0^{\pi} \sin^3 \Theta \cos \Theta f(\Theta) d\Theta \\
 E_{12} &= E_f V_f \int_0^{\pi} \cos^2 \Theta \sin^2 \Theta f(\Theta) d\Theta
 \end{aligned} \tag{1.128}$$

Gdy włókna są ułożone nierównomiernie we wszystkich kierunkach, to funkcja  $f(\Theta)$  ma wartość

$$f(\Theta) = 1/\pi, \quad 0 \leq \Theta \leq \pi \tag{1.129}$$

oraz występują następujące zależności:

$$\begin{aligned}
 E_{11} &= E_{22} = \frac{3}{8} E_f V_f \\
 E_{12} &= \frac{1}{8} E_f V_f \\
 E_{16} &= E_{26} = 0
 \end{aligned} \tag{1.130}$$

Moduł sprężystości wzdłużnej  $E_c$ , moduł odkształcenia postaciowego  $G_c$  i współczynnik Poissona  $\nu_c$  dla rozpatrywanego materiału kompozytowego można zapisać w postaci:

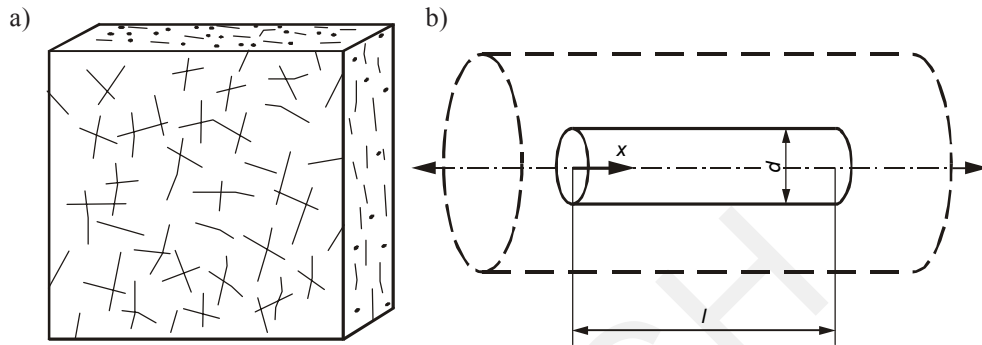
$$E_c = E_{11} - \frac{E_{12}^2}{E_{22}} = \frac{1}{3} E_f V_f,$$

$$G_c = E_{12} = \frac{1}{8} E_f V_f,$$

$$\nu_c = \frac{E_c}{2G_c} - 1 = \frac{1}{3}.$$

#### 1.4.4. Kompozyty wzmocnione dyskretnymi włóknami

Do wzmocnienia osnowy stosuje się włókna krótkie, które rozłożone są w sposób nieuporządkowany w kompozycie. Celem przeprowadzenia analizy, wydziela się z kompozytu mały element, który zawiera włókno o długości  $l$  (rys. 1.23 a i b).



Rys. 1.23. Kompozyt wzmocniony krótkimi włóknami (a) i schematyczne przedstawienie krótkiego włókna w osnowie (b) [2]

Zakłada się, że osnowa, w której znajduje się włókno, jest ośrodkiem ciągłym i występuje spójność włókna z materiałem osnowy [2]. Rozpatrywany układ na rysunku 1.23b doznaje odkształcenia w kierunku ułożenia włókna. Dla siły  $P$  działającej we włóknie, przyłożonej w odległości  $x$  od końca włókna, można zapisać

$$\frac{dP}{dx} = H(u - v) \quad (1.131)$$

gdzie

- $u$  – przemieszczenie punktu włókna;
- $v$  – przemieszczenie w materiale osnowy w rozpatrywanym punkcie, nie mającym kontaktu z włóknem;
- $H$  – współczynnik, zależny od geometrycznego rozkładu osnowy i włókna oraz odpowiednich modułów sprężystości.

Siła  $P$  działająca na włókno o przekroju  $A_f$  może być przedstawiona zależnością w postaci

$$P = E_f A_f \frac{du}{dx} \quad (1.132)$$

Po podstawieniu do (1.132) wielkości  $u$  z (1.131), otrzymuje się

$$\frac{d^2 P}{dx^2} = H \left( \frac{P}{E_f A_f} - \epsilon_0 \right), \quad \text{gdzie} \quad \epsilon_0 = \frac{dv}{dx} \quad (1.133)$$

Dla  $x = 0$  i  $x = l$  obciążenie włókna  $P$  przyjmuje wartość zero, wobec tego po rozwiązaniu równania (1.133) otrzymuje się

$$\sigma_f = E_f \varepsilon_0 \left\{ 1 - \frac{\cosh \beta \left( \frac{l}{2} - x \right)}{\cosh \left( \beta \frac{l}{2} \right)} \right\} \quad (1.134)$$

gdzie parametr  $\beta$  określony jest z zależności

$$\beta = \sqrt{\frac{H}{E_f A_f}}.$$

Średnie naprężenie rozciągające  $\bar{\sigma}_f$ , występujące we włóknie, można wyrazić równaniem

$$\bar{\sigma}_f = \int_0^{\frac{l}{2}} \frac{\sigma_f dx}{\frac{l}{2}} = E_f \varepsilon_0 \left( 1 - \frac{\operatorname{tgh} \left( \beta \frac{l}{2} \right)}{\beta \frac{l}{2}} \right) \quad (1.135)$$

Jeżeli rozpatruje się materiał kompozytowy z równoległe ułożonymi włóknami i zastosuje regułę mieszanin, to średni moduł sprężystości Younga można wyrazić zależnością

$$E_c = E'_f V_f + E_m V_m \quad (1.136)$$

gdzie  $E'_f$  jest równoważnym modułem sprężystości włókna, uwzględniającym nieciągłość włókien. Jeżeli przyjmie się, że  $E'_f = \sigma'_f / \varepsilon_0$ , to

$$E'_f = E_f \left( 1 - \frac{\operatorname{tgh} \left( \beta \frac{l}{2} \right)}{\beta \frac{l}{2}} \right) \quad (1.137)$$

Ostatecznie całkowity moduł sprężystości można wyznaczyć z zależności

$$E_c = E_f V_f \left( 1 - \frac{\operatorname{tgh} \left( \beta \frac{l}{2} \right)}{\beta \frac{l}{2}} \right) + E_m (1 - V_f) \quad (1.138)$$

w której parametr  $\beta$  zależny jest od współczynnika  $H$ . Przybliżoną wartość parametru  $\beta$  w zapisie z równania (1.138) określa zależność

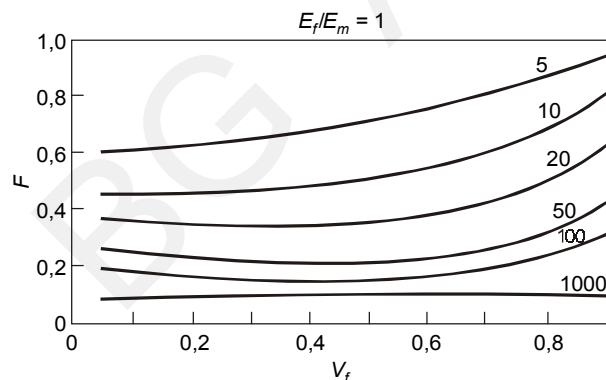
$$\beta = \sqrt{\frac{G_m}{E_f} \frac{2\pi}{A_f \ln\left(\frac{R}{r_0}\right)}} \quad (1.139)$$

otrzymana dla dużej liczby równoległe ułożonych włókien o długości  $l$  i przekroju kołowym o promieniu  $r_0$  oraz odległością pomiędzy ich środkami  $2R$ .  $G_m$  oznacza moduł odkształcenia postaciowego materiału osnowy.

Moduł sprężystości materiału kompozytowego można określić z zależności Niel-sena [3]

$$E_c = F E_f V_f + E_m V_m \quad (1.140)$$

w której pierwsza składowa liniowego prawa addytywności pomnożona jest przez współczynnik efektywności wzmocnienia włóknami  $F$ . Współczynnik ten zależy od udziału objętościowego włókien i stosunku modułu sprężystości włókna do modułu sprężystości materiału osnowy. Zależność tego współczynnika od udziału objętościowego włókien krótkich pokazano na rysunku 1.24.



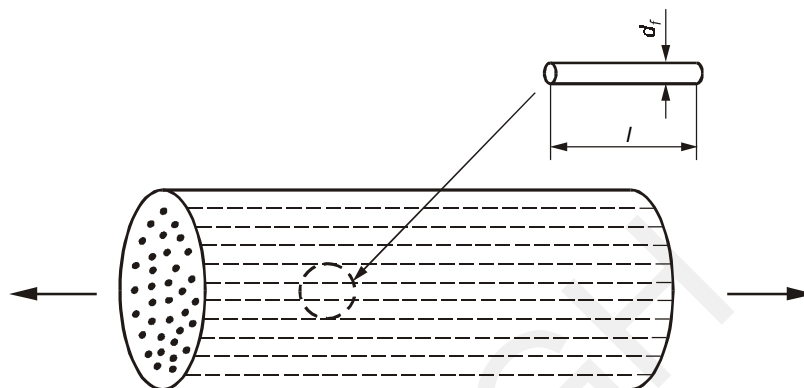
Rys. 1.24. Zależność współczynnika efektywności wzmocnienia włóknami od udziału objętościowego włókien szklanych krótkich [1]

#### 1.4.5. Wytrzymałość kompozytów wzmocnionych dyskretnymi włóknami

W kompozytach wzmacnianych dyskretnymi włóknami obciążenie występuje zasadniczo na powierzchni rozdziału włókno – osnowa. Istotnymi czynnikami są charakterystyki powierzchni rozdziału osnowy i włókna, stosunek średnicy do długości włók-

na oraz stosunek modułu sprężystości włókna do modułu sprężystości osnowy. W rzeczywistych materiałach ułożenie włókien jest nierównomierne, jednak do rozważań teoretycznych przyjmuje się, że ułożenie to ma charakter równomierny.

Na rysunku 1.25 pokazano próbkę walcową, w której włókna krótkie o długości  $l$  ułożone są równoległe do osi.



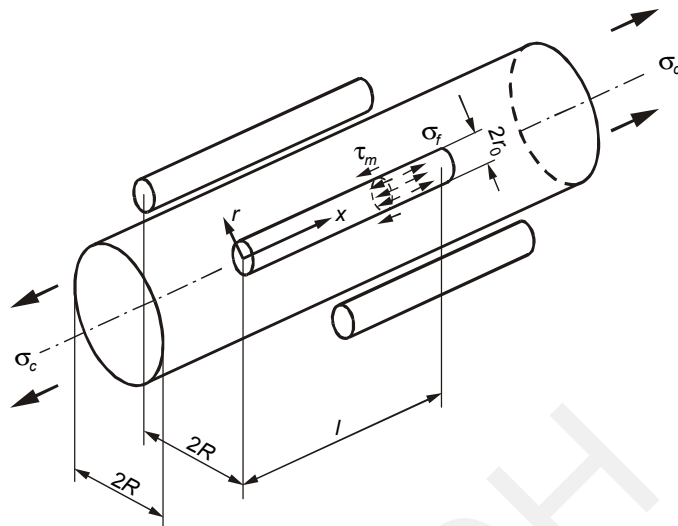
**Rys. 1.25.** Schematyczne przedstawienie kompozytu wzmocnionego włóknami dyskretnymi ułożonymi w jednym kierunku [1]

Zakłada się przy tym, że wszystkie włókna w dowolnym przekroju znajdują się w identycznych pod względem obciążenia warunkach. Gdy oznaczymy przez  $\sigma_f$  średnią wartość naprężenia występującą w jednym włóknie w kierunku wzdłużnym, to średnie naprężenie w rozpatrywanym przekroju kompozytu można przedstawić zależnością

$$\sigma_c = \bar{\sigma}_f V_f + (\sigma_m)_{efu} (1 - V_f), \quad \bar{\sigma}_f = \frac{1}{l} \int_0^l \sigma_f dx \quad (1.141)$$

Dla określenia wartości naprężenia  $\sigma_f$  wprowadza się pojęcie maksymalnej wartości naprężenia  $\sigma_{f \max}$ , którą wykorzystuje się do określenia naprężenia średniego  $\sigma_c$ . Naprężenie  $\sigma_{f \max}$  przedstawia wartość, przy której następuje zniszczenie włókna, a  $(\sigma_m)_{efu}$  – naprężenie występujące w osnowie przy jego zniszczeniu.

**Model Coxa** [1, 2]. Model ten zakłada, że włókno o długości  $l$  znajduje się w osnowie sprężystej, która jest z nim idealnie połączona (rys. 1.26). Pod wpływem naprężeń we włóknie, działających w kierunku osiowym, odkształcenia są jednakowe na powierzchni rozdziału osnowy i włókna, a powierzchnia czołowa nie przenosi obciążeń.



Rys. 1.26. Model Coxa [2]

Dla tych warunków naprężenie we włóknie wynosi

$$\sigma_f = \frac{E_f - E_m}{E_m} \sigma_c \left\{ 1 - \frac{\cosh \beta \left( \frac{l}{2} - x \right)}{\cosh \left( \beta \frac{l}{2} \right)} \right\} \quad (1.142)$$

a maksymalne naprężenie dla  $x = \frac{l}{2}$  określone jest równaniem

$$\sigma_{f \max} = (E_f - E_m) \left( 1 - \operatorname{sech} \frac{\beta l}{2} \right) \varepsilon, \quad \varepsilon = \frac{\sigma_c}{E_m} \quad (1.143)$$

Parametr  $\beta$  jest wyrażony przez moduł sztywności na ścinanie  $G_m$  materiału osnowy i moduł sprężystości  $E_f$ , przekrój  $A_f$  i promień  $r_0$  włókna oraz połowę odległości między włóknami  $R$  następującą zależnością

$$\beta = \sqrt{\frac{G_m}{E_f} \frac{2\pi}{A_f \ln \left( \frac{R}{r_0} \right)}}$$



Jeżeli przyjmie się, że  $\sigma_{f\max} = \epsilon E_{f\max}$  dla  $l = l_c$ , to można wyznaczyć z tego wyrażenia długość krytyczną włókna

$$l_c = \frac{2}{\beta} \operatorname{arccosh} \left( \frac{E_f}{E_f - E_m} \right) \quad (1.144)$$

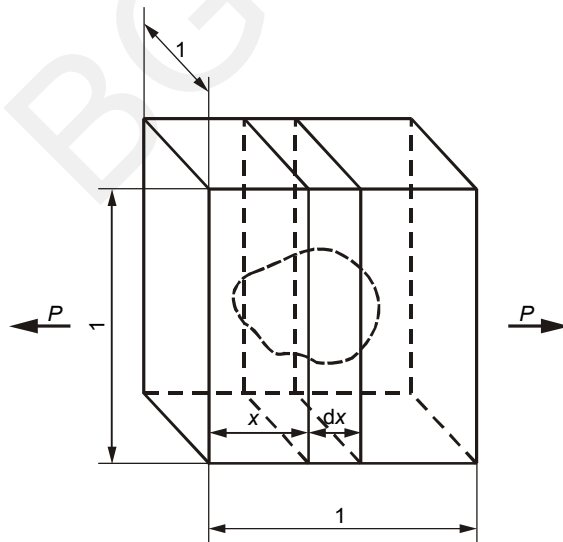
Jeżeli długość włókna  $l$  jest większa od  $l_c$  oznacza to, że osiąga ono wartość graniczną dla naprężenia i może pojawić się efekt umocnienia. Wielkość  $l_c$  nazywa się krytyczną wartością długości włókna.

Naprężenie ścinające, występujące na granicy między włóknami i osnową, można określić z zależności

$$\tau_m = \frac{(E_f - E_m) r_f \beta \sinh \beta \left( \frac{l}{2} - x \right)}{2 \cosh \left( \beta \frac{l}{2} \right)} \quad (1.145)$$

#### 1.4.6. Kompozyty umocnione cząstkami

Na rysunku 1.27 pokazano elementarny sześcian o krawędzi jednostkowej, w którym znajduje się cząstka stanowiąca umocnienie. Na jego dwóch przeciwległych powierzchniach przyłożone są siły rozciągające  $P$ .



Rys. 1.27. Schematyczne przedstawienie kompozytu umocnionego cząstkami [1]

W odległości  $x$  od powierzchni sześcianu powierzchnia przekroju fazy dyspersyjnej wynosi  $A_f$ , a osnowy  $A_m$ . W tym przekroju odkształcenie  $\varepsilon$  jest równomierne. Siła działająca na sześcián wynosi

$$P = \sigma_f A_f + \sigma_m A_m = \varepsilon (E_f A_f + E_m A_m) \quad (1.146)$$

Wydłużenie krawędzi jednostkowego sześcianu  $\delta$  wynosi

$$\delta = \int_0^1 \varepsilon dx = P \int_0^1 \frac{dx}{E_m + (E_f - E_m) A_f} \quad (1.147)$$

a średni moduł sprężystości  $\bar{E}$  można określić dla kompozytu o sześciennym kształcie cząstek z zależności

$$\frac{1}{\bar{E}} = \int_0^1 \frac{dx}{E_m + (E_f - E_m) A_f} \quad (1.148)$$

Jeżeli zadana jest zmiana powierzchni  $A_f$  w kierunku  $x$ , to można określić średni moduł sprężystości  $\bar{E}$ . Przykładowo, dla cząstek fazy dyspersyjnej w kształcie sześcianu moduł sprężystości wyrażony jest zależnością

$$\bar{E} = \frac{E_f + (E_m - E_f)(1 - V_f)^{\frac{2}{3}}}{E_f + (E_m - E_f)(1 - V_f)^{\frac{2}{3}} \left(1 - (1 - V_f)^{\frac{1}{3}}\right)} \cdot E_f \quad (1.149)$$

W przypadku kompozytu wzmocnionego włóknami, których przekrój  $A_f$  jest stały, średni moduł sprężystości określa zależność

$$\bar{E} = E_m + (E_f - E_m) V_f \quad (1.150)$$

Natomiast dla kompozytu powłokowego średni moduł sprężystości może być wyznaczony z zależności

$$\bar{E} = \frac{E_f E_m}{E_m V_f + E_f (1 - V_f)} \quad (1.151)$$

Przedstawione modele pozwalają w sposób teoretyczny analizować własności kompozytów umocnionych cząstkami lub wzmocnionych włóknami w oparciu o dane w postaci własności poszczególnych składników kompozytów oraz ich udziału objętościowego.

#### **1.4.7. Literatura**

- [1] Fudzi T. Djako M.: *Mechanika rozruszenija kompozicjonnych materialow*. Moskwa, Mir 1982 (tł. z j. japońskiego)
- [2] Cox H.L.: *The elasticity and strength of paper and other fibrous materials*. British J. Appl. Phys., vol. 3, 1952, 72
- [3] Nielsen L.E., Chen P.E.: *J. Materials*, 1968, 352

BG AGH

## ROZDZIAŁ 2

# Procesy kształtowania na gorąco spiekanych materiałów

Nadawanie kształtu materiałom spiekany w procesach przeróbki plastycznej odbywa się przede wszystkim przez kucie w matrycach zamkniętych lub wyciskanie. Wyciskanie stosowane jest również do kształtowania półwyrobów otrzymanych w procesach izostatycznego prasowania lub w procesach natryskowego formowania stopów aluminium oraz niklowo-chromowych. Dla uzyskania wyrobów z wolframu i molibdenu stosuje się również proces ciągnięcia.

Kuciem spiekanych materiałów nazywa się zagęszczanie na gorąco, z udziałem lub bez znacznego udziału plastycznego odkształcenia, porowatych wyprasek z tworzyw metalicznych, kompozytów metalicznych umocnionych cząstkami lub włóknami ceramicznymi. Rozwój tej technologii związany jest z poszukiwaniem materiało- i energooszczędnych metod wytwarzania elementów konstrukcyjnych o odpowiednich własnościach mechanicznych przy obciążeniach dynamicznych. Proces ten łączy w sobie cechy procesów metalurgii proszków i kucia matrycowego dokładnego.

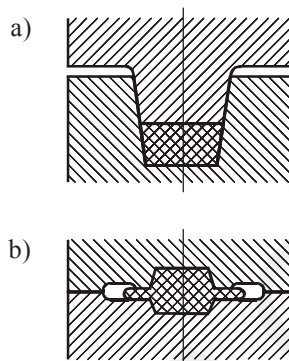
Ograniczona podatność proszków do zagęszczania powoduje, że uzyskanie małej porowatości wyrobów przez prasowanie na zimno jest z punktu widzenia technicznego i ekonomicznego nieosiągalne. Około 1930 roku przeprowadzono pierwsze prace nad zagęszczaniem na gorąco metalicznych materiałów porowatych i uzyskano duże zagęszczenie tworzywa [1]. Porowatość końcowa obok składu chemicznego i struktury determinuje własności mechaniczne wyrobów spiekanych.

### 2.1. Kucie w matrycach zamkniętych

Kucie matrycowe można prowadzić na gorąco i na zimno. Jeżeli realizacja odkształcania odbywa się powyżej temperatury rekrytalizacji, to taki proces określa się kształtowaniem na gorąco, a jeżeli poniżej tej temperatury, to kształtowaniem na zimno. Procesy kształtowania stali powyżej temperatury kruchości na niebiesko, a poniżej temperatury rekrytalizacji, określa się kształtowaniem na półgorąco. W praktyce przemysłowej stosuje się najczęściej kucie na gorąco.

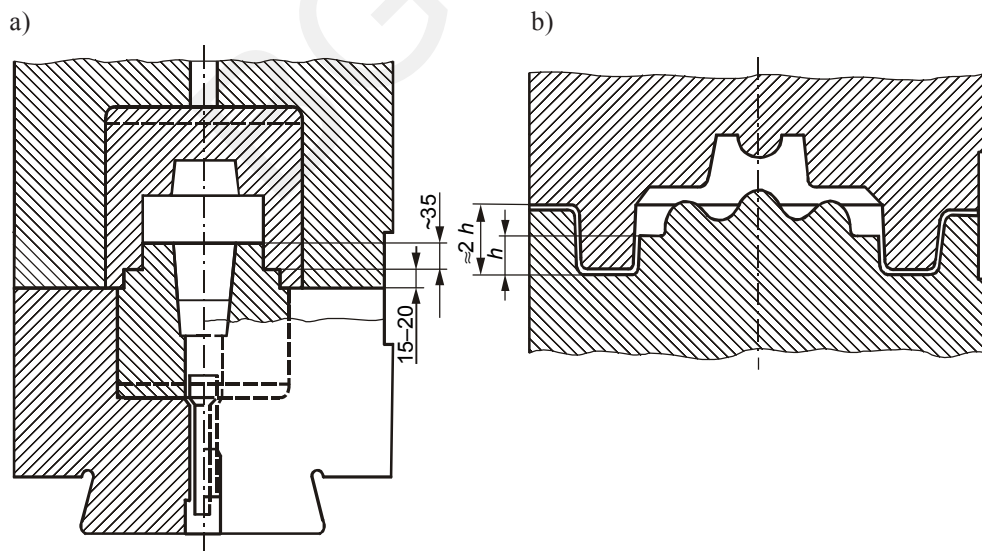
Kucie matrycowe można prowadzić w matrycach jedno- i wielowykrojowych. Przy kuciu jednowykrojowym odkuwki wykonuje się bezpośrednio w jednym wykroju z przedkuwki lub z pręta. Metoda ta znalazła zastosowanie w produkcji masowej

w liniach zautomatyzowanych. W procesie kucia wielowykrojowego materiał wyjściowy zmienia swój kształt na gotową odkuwkę, przechodząc przez kolejne wykroje matrycy wielowykrojowej. Zależnie od konstrukcji wykrojów matryce dzieli się na zamknięte i otwarte (rys. 2.1). Matryce zamknięte (rys. 2.1a) mają konstrukcję zamkniętych wykrojów. W matrycach tego typu metal nie może swobodnie wypływać na zewnątrz wykroju. W matrycach otwartych (rys. 2.1b) ściany boczne wykroju są dzielone, a nadmiar materiału wypływa w czasie kucia na zewnątrz wykroju i tworzy tak zwaną wypływkę.



Rys. 2.1. Matryce zamknięte (a) i otwarte (b) [2]

Do kształtowania odkuwek z półwyrobów walcowanych stosuje się matryce zamknięte z jednym lub z dwoma zamkami oraz z zamkiem i kontrzamkiem (rys. 2.2).



Rys. 2.2. Matryce zamknięte: a) z dwoma zamkami, b) z zamkiem i kontrzamkiem [2]

W matrycach z jednym zamkiem wykonuje się odkuwki typu kół zębatach, pierścieni oraz sworzni z kołnierzem. Drugi typ matrycy ma dwa zamki położone jeden nad drugim (rys. 2.2a). Matryce te stosuje się do wykonania odkuwek typu sworzni z kołnierzem, których ze względu na znaczną długość nie można inaczej wykonać. Dolny zamek zabezpiecza matrycę przed przesunięciem, a górny wstrzymuje wypływanie metalu na zewnątrz wykroju. Trzeci typ matrycy (rys. 2.2b) ma dwa zamki: wewnętrzny położony normalnie i zewnętrzny odwrócony. Zamek zewnętrzny służy do prowadzenia matrycy i zabezpiecza zamek wewnętrzny przed uszkodzeniem.

Jedną z głównych technologii wytwarzania odkuwek matrycowych jest kucie na prasach korbowych. Do zalet kucia na tych prasach należy:

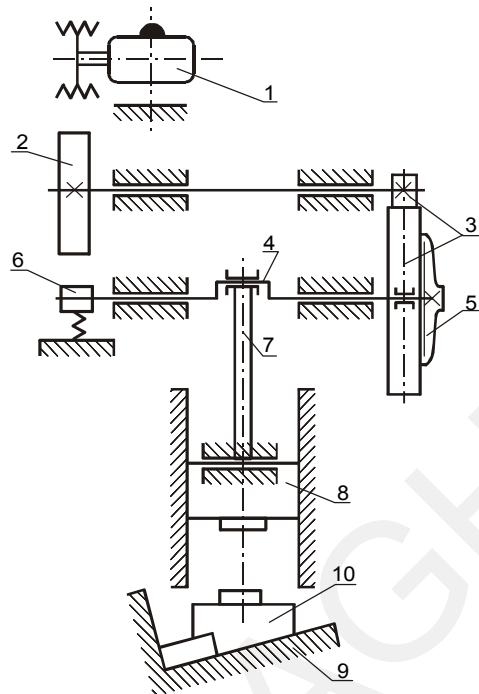
- spokojna, pozbawiona wstrząsów praca maszyny;
- dokładne prowadzenie suwaka;
- sztywność korpusu i części prowadzących;
- wyposażenie prasy w wyrzutnik dolny i górny.

Te cechy kuźniczych pras korbowych umożliwiają wykonanie odkuwek o dużej dokładności wymiarów z małymi skosami i małymi naddatkami na obróbkę skrawaniem oraz jednakowymi własnościami i wymiarami odkuwek w jednej partii. Materiał przed prasowaniem musi być pozbawiony zgorzeliny, ponieważ podczas odkształcania zostaje ona wgnieciona w materiał.

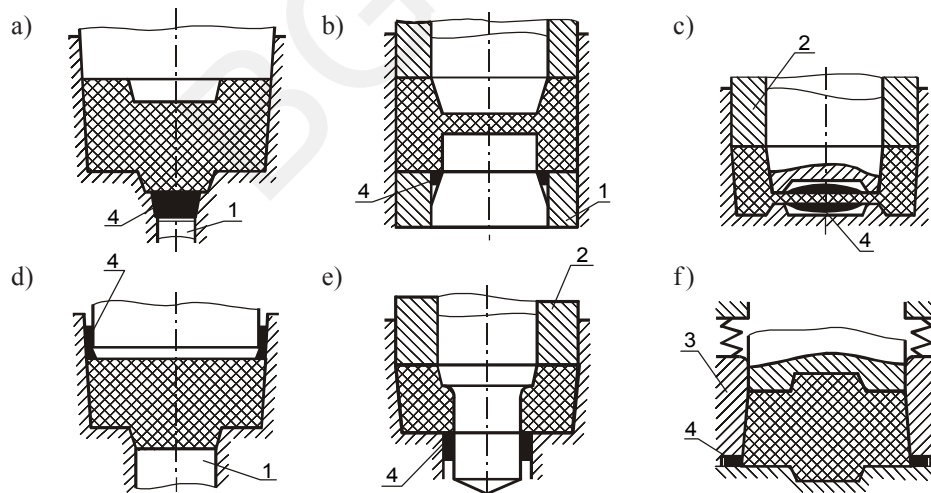
Podstawowymi prasami kuźniczymi do kucia matrycowego są prasy typu Maxi o korbowym układzie napędu suwaka. Są one produkowane o nacisku od 31,5 do 100 MN. Na rysunku 2.3 przedstawiono schemat kinematyczny prasy Maxi. Na wale pośrednim napędzanym przez silnik 1 umieszczone jest koło zamachowe 2. Przekładnia zębata 3 przenosi ruch z wału pośredniego na wał główny 4 za pomocą sprzęgła pneumatycznego 5. Suwak prasy 8 jest połączony z wałem głównym za pomocą korbowodu 7. Na stole 9 jest umieszczona podkładka klinowa 10, która służy do ustawienia narzędzi. Prasy Maxi mają w stole i w suwaku wyrzutniki. Górne wyrzutniki instalowane są dla wszystkich pras jako mechaniczne, natomiast dolne mogą być mechaniczne (na prasach o nacisku do 16 MN) i hydrauliczne (na prasach o nacisku ponad 20 MN). Prasy Maxi do wyciskania na gorąco mają przeważnie wyrzutniki uruchamiane pneumatycznie.

Prasy typu Maxi mają specjalną konstrukcję stołu umożliwiającą regulację wysokości dolnej matrycy. Są one bardzo czułe na przeciążenie. Kucie bezwypływkowe na tych urządzeniach wymaga stosowania dokładnej masy wsadu. Nieznaczne wahania masy wsadu mogą być kompensowane konstrukcją oprzyrządowania. Większe nadmiary wsadu powodują zakleszczenie pras.

Matryce zamknięte dla pras korbowych wykonuje się przeważnie z kompensatorami (rys. 2.4). Typ I – kompensatory czołowe, przy których nadmiar metalu otrzymuje się w postaci występów stożkowych (rys. 2.4a) lub pierścieniowych (rys. 2.4b). Typ II – kompensatory wewnętrzne umieszczone w denku odkuwki (rys. 2.4c), które są najczęściej stosowane. Typ III – kompensatory pierścieniowe, położone między matrycą a stemplem (rys. 2.4d, e). Typ IV to kompensatory zewnętrzne umieszczone między pierścieniem centrującym a matrycą (rys. 2.4f).



**Rys. 2.3.** Schemat kinematyczny prasy kuźniczej Maxi: 1 – silnik, 2 – koło zamachowe, 3 – przekładnia zębata, 4 – wał główny, 5 – sprzęgło, 6 – hamulec, 7 – korbowód, 8 – suwak, 9 – stół, 10 – podkładka klinowa [2]



**Rys. 2.4.** Podstawowe typy kompensatorów i przykłady ich zastosowania w matrycy: 1 – wyrzutnik dolny, 2 – wyrzutnik górny, 3 – pierścień ustalający, 4 – kompensator [2]  
(objaśnienia w tekście)

### 2.1.1. Wytwarzanie odkuwek z proszków metali

Odształcanie na gorąco porowatych, metalicznych materiałów spiekanych stosowane jest celem nadania wymaganego kształtu wyrobom i dostatecznie dużego ich zagęszczenia. Łączy ono dwa niezależnie rozwinięte procesy technologiczne stosowane do produkcji masowej elementów z dużą dokładnością, a mianowicie wytwarzanie spieków konwencjonalnymi metodami metalurgii proszków przez prasowanie i spiekanie oraz kucie dokładne.

Struktura i własności wyrobów otrzymywanych metodą kucia materiałów z proszków zależą od wielu czynników technologicznych. Na dobór parametrów kucia na gorąco mają wpływ przede wszystkim wymagania stawiane dla wyrobu gotowego, jego zastosowanie oraz własności proszku [2, 3, 4, 5, 6]. Głównymi parametrami, charakteryzującymi proces kucia są: temperatura, czas trwania odształcenia i naciski jednostkowe. Charakterystycznymi zabiegami tej technologii są:

- przygotowanie i dozowanie materiału proszkowego,
- kształtowanie przedkuwki,
- spiekanie,
- kucie matrycowe dokładne.

Na rysunku 2.5 przedstawiono przebieg operacji w zależności temperatury od czasu dla podstawowych wariantów kucia spieków [3].

Rozróżnia się cztery podstawowe warianty technologii kucia na gorąco spieków.

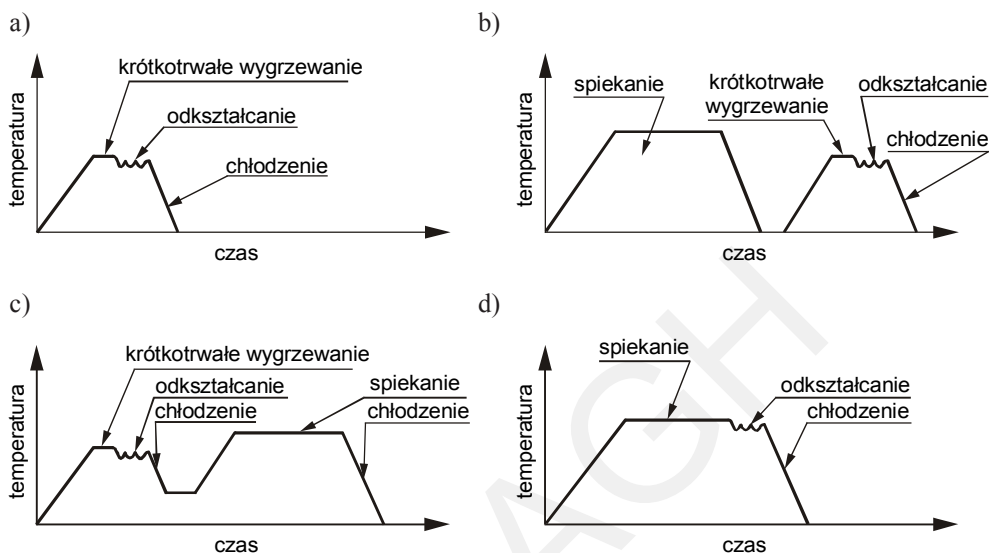
**Wariant pierwszy** obejmuje krótkotrwałe wygrzewanie porowatych wyprasek w atmosferze ochronnej, podanie z pieca do matrycy i zagęszczanie (rys. 2.5a). Taki wariant stosuje się przy otrzymywaniu elementów konstrukcyjnych i elektrotechnicznych z proszków materiałów jednoskładnikowych lub proszków stopowych.

**Wariant drugi** obejmuje zabiegi: spiekanie porowatych przedkuwek w atmosferze ochronnej lub w próżni z następnym ochłodzeniem, krótkotrwałe wygrzewanie spieczonych przedkuwek, podanie do matrycy i zagęszczenie (rys. 2.5b). Podczas spiekania zachodzi dyfuzja pierwiastków stopowych takich, jak chrom, krzem, tytan, niob, aluminium, które posiadają większe powinowactwo do tlenu niż żelazo, nikiel, miedź. Ten wariant procesu kucia spieków stosuje się do otrzymywania wyrobów ze stopowych stali konstrukcyjnych, żarowytrzymałych, odpornych na korozję i stali wysokostopowych. Porowate przedkuwki spieka się w celu ujednorodnienia oraz dla podwyższenia własności mechanicznych, fizycznych i technologicznych materiału.

**Wariant trzeci** składa się z zabiegów takich, jak krótkotrwałe wygrzewanie porowatych przedkuwek w atmosferze ochronnej, zagęszczenie na gorąco i spiekanie (rys. 2.5c). Ten wariant technologiczny stosuje się przy otrzymywaniu wyrobów ze stopów proszków z układów Fe – P, Fe – Si, Fe – Ni. Spiekanie po zagęszczeniu pozwala na otrzymanie materiałów o strukturze z jednorodnym dużym ziarnem oraz powoduje podwyższenie charakterystyki magnetycznej np. miękkich materiałów magnetycznych.



Proces ten wpływa również na podwyższenie gęstości wyrobów poprzez likwidację mikropęknięć, zmniejszenie ilości mikroporów, koagulację węglików, tlenków i azotków. Tym sposobem otrzymuje się wyroby ze stali żarowytrzymałych, żaroodpornych oraz ze stali specjalnego zastosowania.



Rys. 2.5. Warianty technologiczne kucia spiekanych materiałów [3]

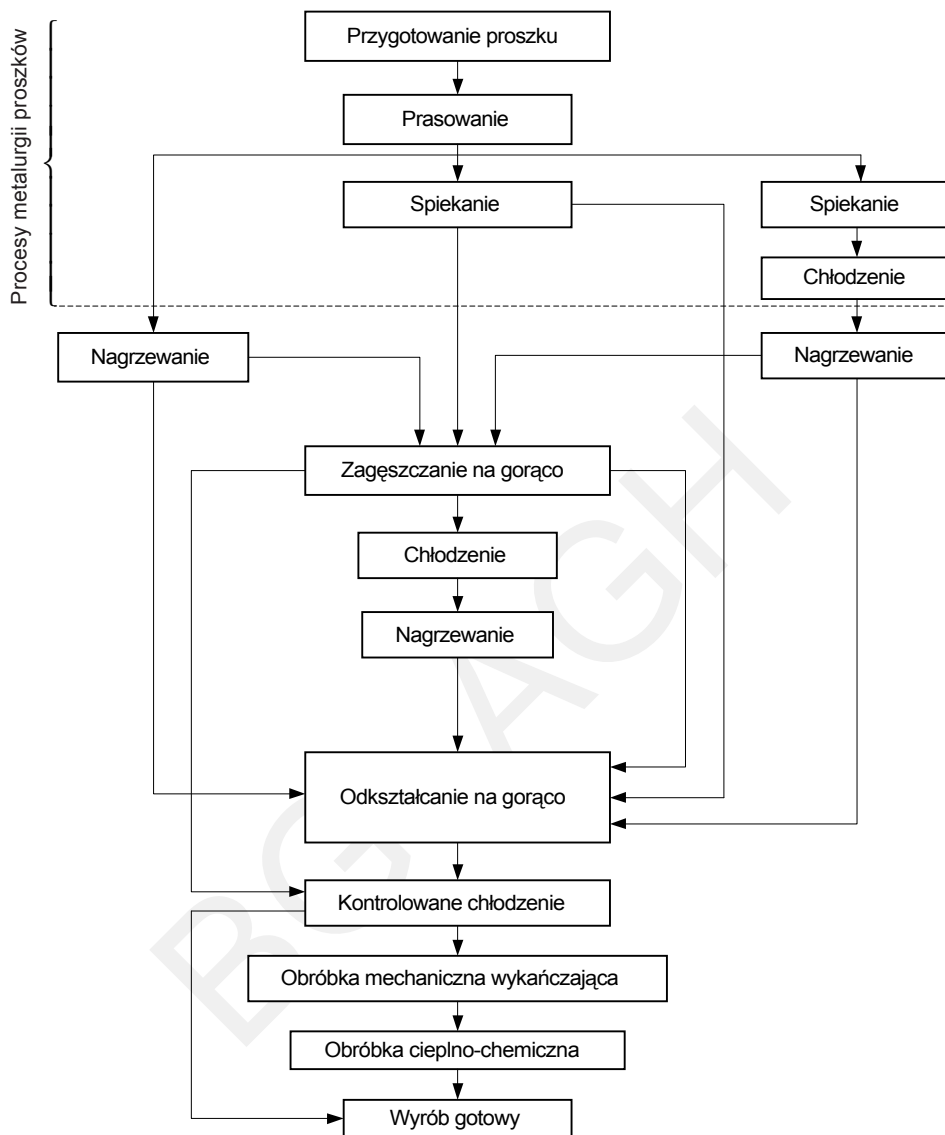
**Wariant czwarty** to spiekanie porowatych przedkuwek, podanie do matrycy i zagęszczenie. W ten sposób otrzymuje się wyroby z mieszanki proszków, gdy jej składniki wzajemnie dyfundują (rys. 2.5d). Podczas nagrzewania do wysokich temperatur redukują się również tlenki żelaza. Tą technologią otrzymuje się wyroby ze stali wysokowęglowych i manganowych.

Zabiegi procesu kucia na gorąco przedstawiono schematycznie na rysunku 2.6.

Przygotowanie wsadu polega głównie na mieszaniu proszku podstawowego z dodatkami stopowymi i środkiem poślizgowym dla uzyskania jednorodnej mieszaniny. Stale spiekane otrzymuje się przez wprowadzenie dodatków stopowych takich, jak: węgiel w postaci grafitu, nikiel, molibden, mangan, chrom, wolfram, krzem, miedź, fosfor.

Kształtowanie przedkuwki odbywa się przez prasowanie na zimno mieszanki dozowanej z dokładnością masy  $\pm 0,25 \div 0,75\%$ . Zagęszczanie realizowane jest w matrycach zamkniętych na prasach hydraulicznych lub mechanicznych dla uzyskania gęstości do około 0,8 gęstości materiału litego.

Dla związania cząstek metalu, dyfuzji grafitu i pierwiastków stopowych do składnika podstawowego, prowadzi się spiekanie w temperaturze  $0,7 \div 0,8$  bezwzględnej temperatury topnienia składnika podstawowego, w czasie i atmosferze ochronnej zależnej od własności spieków [9]. Prowadzono też próby kucia po indukcyjnym nagrzewaniu [6, 8].



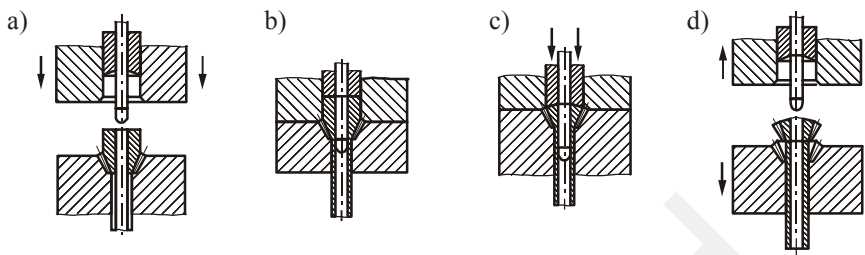
Rys. 2.6. Schematyczne przedstawienie procesu kucia spieków [7]

Kucie spiekanych stali przeprowadza się w zakresie temperatur  $850\div 1150^{\circ}\text{C}$ , w matrycach podgrzewanych do temperatury  $200\div 300^{\circ}\text{C}$ . Odkształcanie przedkuwek odbywa się w matrycach zamkniętych przy zastosowaniu środków smarnych na bazie grafitu. Stosuje się pokrywanie przedkuwki smarem, co chroni ją przed utlenieniem w czasie nagrzewania i wygrzewania.

W zależności od wymaganych własności odkuwek, poddaje się je różnym zabiegom obróbki cieplnej jak normalizowanie czy ulepszanie cieplne. Zabiegi te mogą być

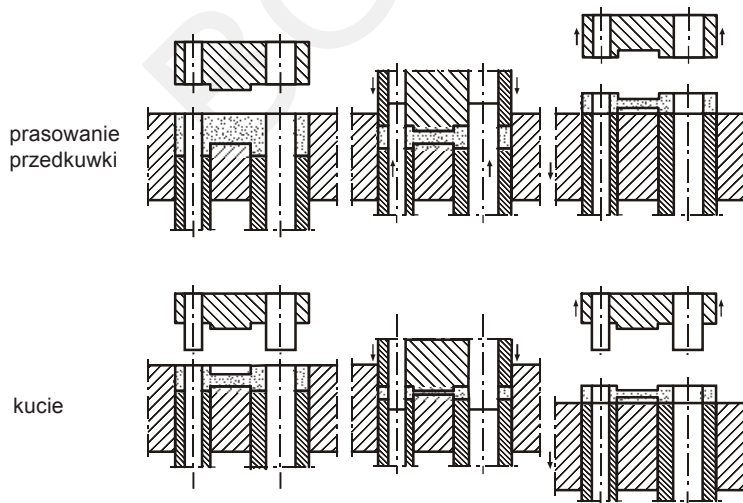
stosowane bezpośrednio po kuciu. Wyroby po końcowej obróbce mechanicznej poddaje się również obróbce cieplno-chemicznej.

Przez kucie spiekanych przedkuwek wytwarza się wiele elementów konstrukcyjnych o kształcie osiowo symetrycznym, jak np. koła zębate, pierścienie synchronizatorów oraz odkuwki z osią wydłużoną, np. korbowody. Na rysunkach 2.7 i 2.8 przedstawiono przykładowe schematy kształtowania odkuwek z proszków metali.



**Rys. 2.7.** Kucie stożkowych kół zębatach na prasach podwójnego działania [9]  
(objaśnienia w tekście)

Kucie stożkowych kół zębatach na prasach podwójnego działania przedstawiono na rysunku 2.7 [9]. Przedkuwka koła zębatego, o masie wyrobu gotowego, umieszczona zostaje w wykroju dolnej matrycy (rys. 2.7a). Podczas roboczego ruchu suwaka prasy zewnętrzna część dzielonego stempla (rys. 2.7b) zamyka wykrój, po czym wewnętrzną częścią stempla kształtowane jest koło zębate na gotowo (rys. 2.7c). Przy zwrotnym ruchu suwaka prasy następuje równoczesne przemieszczanie dolnej matrycy, celem wyjęcia odkuwki koła zębatego z wykroju matrycy (rys. 2.7d). Na rysunku 2.8 przedstawiono przebieg prasowania przedkuwki i kucia odkuwki korbowodu w Krebsöge GmbH-Remscheid [10].



**Rys. 2.8.** Prasowanie przedkuwek i kucie korbowodów z proszków [10]

Kucie korbowodów ze spiekanych przedkuwek umożliwia otrzymanie wyrobów o równomiernie rozłożonej masie w całej objętości. Uzyskuje się to przez kształtowanie wstępnej przedkuwki o kształcie zbliżonym do kształtu odkuwki. Podczas kucia następuje dogęszczanie materiału z nieznacznym jego płynięciem.

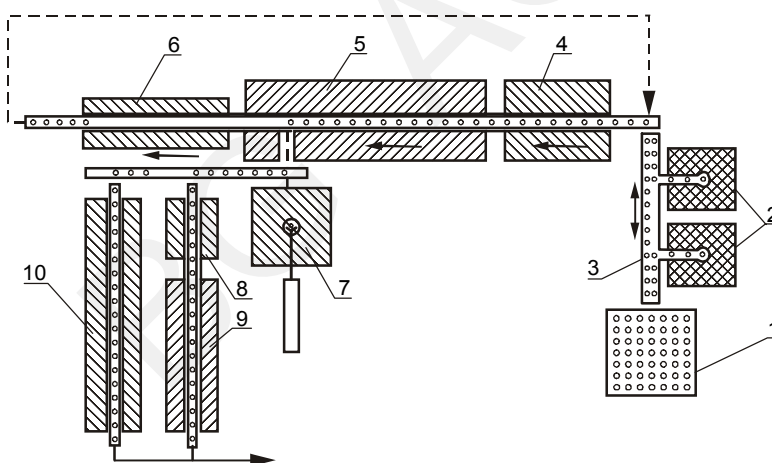
### 2.1.2. Linie technologiczne do kucia spieków

Racjonalne kucie przedkuwek spiekanych wymaga zastosowania specjalistycznych linii technologicznych wyposażonych w urządzenia do wstępnego formowania proszku, spiekania, kucia i kontrolowanego chłodzenia. Na rysunku 2.9 przedstawiono rozplanowanie urządzeń linii technologicznej w Zakładach Höganäs AB-Szwecja [12].

Linia ta składa się z:

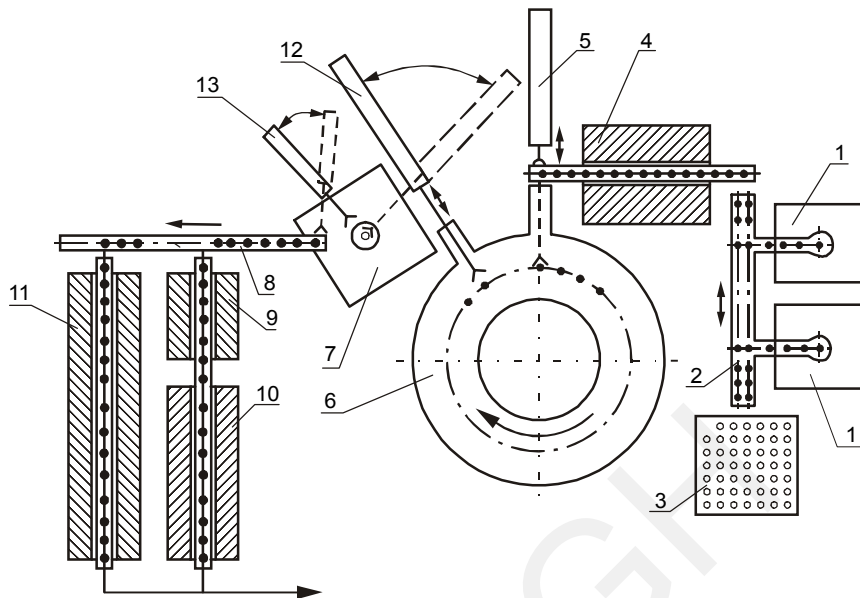
- hydraulicznej prasy do wstępnego prasowania proszków o nacisku 4 MN,
- pieca muflowego,
- dwukolumnowej prasy korbowej do kucia o nacisku 5 MN.

Przy pracy w systemie automatycznym wydajność linii wynosi 500÷700 szt./h. Wytwarzane są w niej odkuwki o średnicy do 200 mm i masie do 0,8 kg.

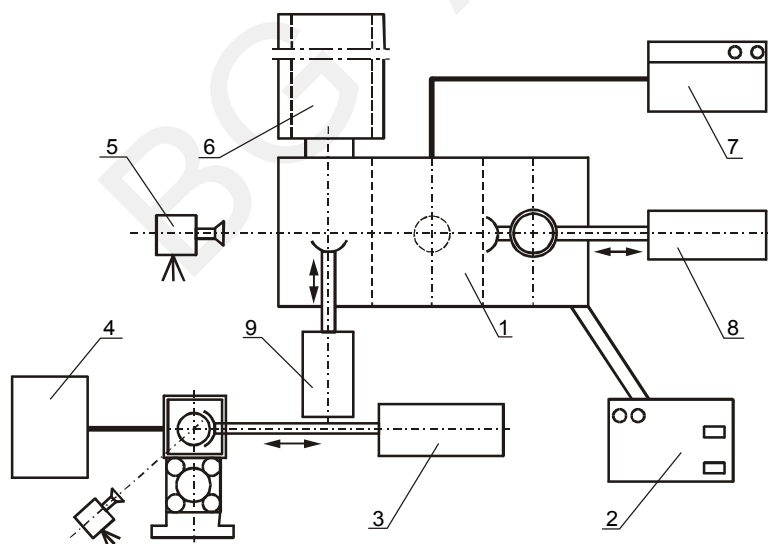


**Rys. 2.9.** Linia technologiczna kucia spieków w Höganäs AB-Szwecja [12]: 1 – pojemnik na wypraski, 2 – prasy do prasowania, 3 – transporter, 4 – piec do odparowania środka poślizgowego, 5 – piec do spiekania, 6 – komora do chłodzenia, 7 – prasa do kucia, 8 – urządzenia hartownicze, 9 – piec do kontrolowanego chłodzenia, 10 – urządzenie do kontrolowanego chłodzenia

W koncernach samochodowych Toyota (Japonia 1984 r.) i Renault (Francja 1983 r.) oraz w Zakładach Miba Sintermetall (Austria 1972 r.) wybudowano linie technologiczne (rys. 2.10) [1]. Rozplanowanie urządzeń zautomatyzowanego gniazda do kucia spieków w Krebsöge GmbH-Remscheid przedstawiono na rysunku 2.11 [10].



**Rys. 2.10.** Linia technologiczna do kucia spieków z obrotowym piecem grzewczym (Renault, Toyota, Miba) [13]: 1 – prasy do prasowania proszków, 2 i 8 – transporter, 3 – pojemnik na wypraski, 4 – piec do odparowania środka poślizgowego, 5, 12 i 13 – roboty, 6 – piec obrotowy, 7 – prasa do kucia, 9, 10 – urządzenie do hartowania i odpuszczania, 11 – urządzenie do kontrolowanego chłodzenia



**Rys. 2.11.** Zautomatyzowane gniazdo do kucia spieków (Krebsöge GmbH-Remscheid) [13]: 1 – prasa do kucia, 2 – sterowanie prasy, 3 – robot, 4 – nagrzewarka indukcyjna, 5 – urządzenie do pomiaru temperatury, 6 – urządzenie do kontrolowanego chłodzenia, 7 – urządzenie do podgrzewania matryc, 8 – urządzenie do smarowania, 9 – manipulator

Do kucia stosuje się prasy o naciskach od 2 do 8 MN. Największa produkcja odkuwek z proszków metali jest w USA i Japonii [1].

### 2.1.3. Aspekty ekonomiczne kucia spieków

Technologię kucie spieków cechuje duży uzysk oraz małe zużycie energii na jednostkę produkcji, co związane jest z wyeliminowaniem pośrednich etapów wytwarzania półwyrobów. W tabeli 2.1 porównano stopień wykorzystania materiału oraz energochłonność wytwarzania różnymi technikami [14].

**Tabela 2.1**

Uzyski materiałowe i zużycie energii w różnych procesach wytwarzania [14]

Proces	Kucie w matrycach otwartych	Kucie matrycowe bez-wyływkowe	Kucie matrycowe dokładne	Kucie na zimno	Kucie przedkuwek odlewanych	Odlewanie precyzyjne	Procesy metalurgii proszków	
							Prasowanie i spiekanie	Kucie spieków
Uzysk w % bez uwzględnienia procesów metalurgicznych	40÷80	70÷90	55÷90	95÷100	60÷80	70÷90	95÷100	95÷100
Uzysk w % z uwzględnieniem procesów metalurgicznych	32÷64	56÷72	44÷72	76÷80			90÷95	90÷95
Zużycie energii J/kg	70	49	56	38	53	46	31	30

Wskaźniki dla technologii wykorzystującej wsad w postaci proszków w porównaniu z konwencjonalnymi metodami kształtowania jak kucie z półwyrobów walcowanych i odlewanie są najniższe. Dokładne kształtowanie wyrobów w procesie kucie spieków eliminuje obróbkę mechaniczną, przez co całkowity czas wytwarzania ulega znacznemu skróceniu. Z wysoką dokładnością wykonania odkuwek związane są wyższe niż w konwencjonalnych technologiach koszty narzędzi i urządzeń (tab. 2.2) [14]. Koszt narzędzi do kucia spieków może być nawet dwukrotnie wyższy niż w konwencjonalnej technologii, a koszt urządzeń – o około 60%.

**Tabela 2.2**

Porównanie udziału kosztów narzędzi i urządzeń w różnych procesach wytwarzania [14]

	Kucie w matrycach otwartych	Kucie matrycowe bezwypływowe	Kucie przedkuwek odlewanych	Kucie dokładne i precyzyjne	Kucie proszków
Udział kosztów narzędzi w jednostkowym koszcie wytwarzania, %	5÷15	3÷13	20÷40	13÷23 23÷35	15÷30
Wartość urządzenia, %	100	120	190÷220	130÷150	140÷160

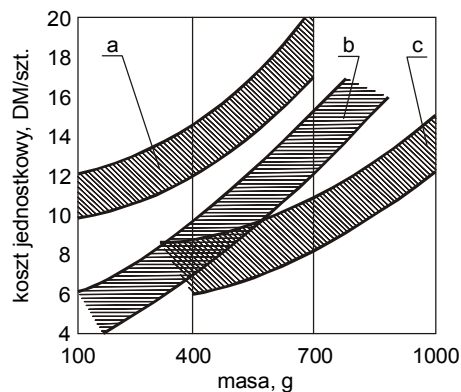
**Tabela 2.3**

Struktura kosztów linii technologicznej do kucia spieków [15]

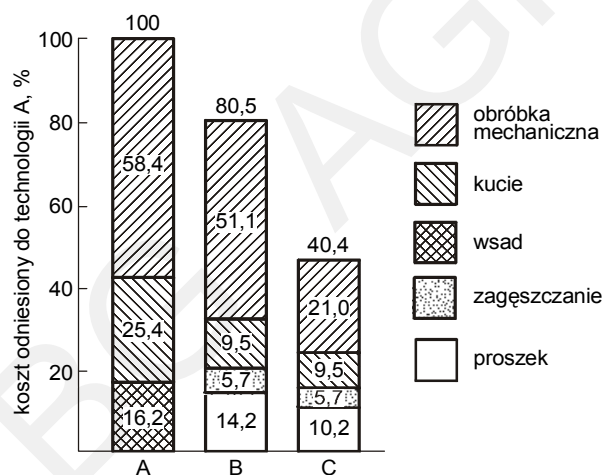
Lp.	Urządzenie	Udział w całkowitym koszcie linii, %
1	Mieszalnik i urządzenia pomocnicze	21,0
2	Prasa hydrauliczna do zagęszczania o nacisku 4 MN	16,7
3	Generator atmosfery o wydajności 100 m <sup>3</sup> /h	4,2
4	Piec do spiekania o wydajności 400 kg/h, moc 370 kW	20,8
5	Urządzenie do nagrzewania indukcyjnego w wydajności 400 kg/h, moc 200kW	8,3
6	Prasa do kucia o nacisku 6 MN, moc 60 kW	33,3
7	Robot i urządzenie do smarowania	14,6
	Razem	100,0

Strukturę kosztów linii technologicznej do kucia spieków przedstawiono w tabeli 2.3 [16]. Koszt prasy do prasowania proszków i kucia stanowi połowę kosztu całej linii.

Ekonomiczność wytwarzania wyrobów z proszków w istotny sposób zależy od masy części i wielkości produkcji. Na rysunku 2.12 przedstawiono koszt wytwarzania pierścienia synchronizatora przez kucie dokładne, prasowanie i spiekanie oraz kucie spieków [1]. Wytwarzanie pierścieni synchronizatora o masie większej od 0,6 kg przez kucie spieków jest technologią ekonomicznie uzasadnioną. Strukturę kosztów kucia ze spieków nakrętki sześciokątnej przy wielkości produkcji 250 000 szt./rok przedstawiono na rysunku 2.13 [15].



**Rys. 2.12.** Wpływ masy pierścienia synchronizatora na koszt wytwarzania: a – kucie dokładne z walcowanych półwyrobów, b – wyrób o dużej gęstości otrzymany na drodze prasowania proszków i spiekania, c – kuty spiek [1]



**Rys. 2.13.** Struktura kosztów wytwarzania nakrętki sześciokątnej (wielkość produkcji 250 000 szt./rok): A – kucie ze wsadu walcowanego, B – kucie matrycowe przedkuwki spiekanej, C – kucie matrycowe dokładne przedkuwki spiekanej [15]

## 2.2. Wyciskanie

Wyciskanie polega na tym, że metal lub stop zamknięty w pojemniku wypływa przez otwór matrycy. Kształt przekroju poprzecznego wypływającego metalu odpowiada kształtowi otworu matrycy [17, 18]. Na drodze wyciskania otrzymuje się gotowe wyroby lub półwyroby przeznaczone do dalszej obróbki skrawaniem, a także wyroby o kształtach walcowych i stożkowych, pełne i wydrążone o przekroju okrągłym i in-



nych przekrojach. Wyciskanie stosuje się także do otrzymywania przedkuwek mających kształt trzpienia o stałym lub zmiennym przekroju, z pocienieniem na końcu, na przykład zawory silników spalinowych. Proces wyciskania charakteryzują metoda wyciskania oraz jego parametry związane z warunkami odkształcania [2, 17,18].

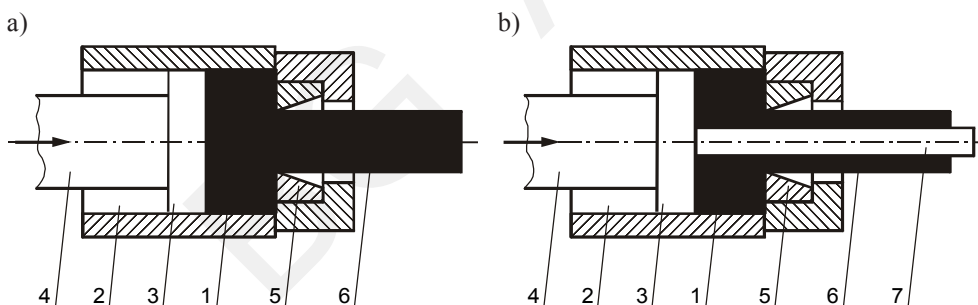
### Metody procesu wyciskania

Rozróżnia się dwa zasadnicze sposoby wyciskania:

- z wypływem współbieżnym metalu lub stopu,
- z wypływem przeciwbieżnym metalu lub stopu.

Przy wyciskaniu współbieżnym (rys. 2.14) materiał 1 wypychany jest z pojemnika 2 w ten sposób, że płyta ciska 3 przemieszczana jest stemplem 4 względem ścianek pojemnika, natomiast matryca 5 nie przemieszcza się względem nich. W miarę zbliżania się stempla do matrycy wyciskany jest z niej wyrób 6.

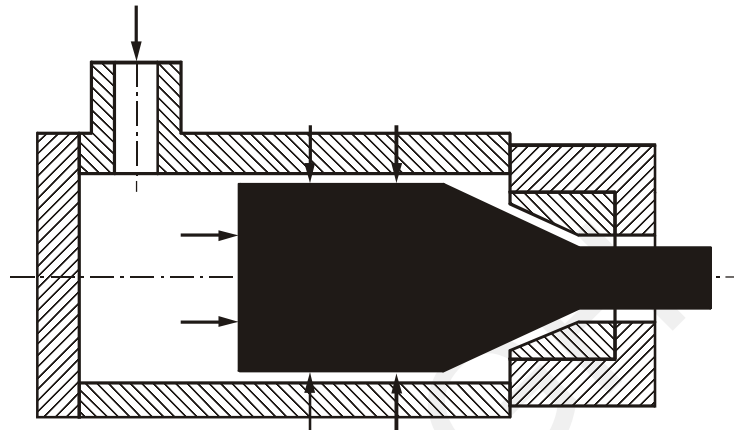
Przy wyciskaniu współbieżnym metal lub stop przemieszcza się względem ścianek pojemnika, a na powierzchni styku powstają siły tarcia, przeciwdziałające temu ruchowi. W tym procesie wytwarza się wyroby pełne (rys. 2.14a) i wydrążone (rys. 2.14b). Przy wytwarzaniu wyrobów wydrążonych otwór, przez który wypływa metal, utworzony jest przez ścianki matrycy 5 i iglicę 7. Iglica dziuruje w nim otwór w czasie wyciskania lub wprowadza się ją w otwór we wsadzie, który przygotowany jest wierceniem lub dziurowaniem na prasie.



Rys. 2.14. Schemat wyciskania współbieżnego: a) wyciskanie wyrobu pełnego;  
b) wyciskanie wyrobu wydrążonego [17]  
(objaśnienia w tekście)

Odmianą wyciskania współbieżnego jest wyciskanie z wypływem bocznym. Stosuje się także wyciskanie hydrauliczne, które polega na tym, że metal lub stop wygniatany jest z pojemnika przez otwór matrycy nie działaniem stempla, jak to ma miejsce w procesie zwyczajnym, lecz działaniem cieczy doprowadzonej pod ciśnieniem (rys. 2.15). W tym procesie wyciskany materiał izolowany jest od narzędzi cieczą, poruszającą z prędkością większą niż wypływający materiał. Powoduje to występowanie tarcia wyciskanego materiału o ciecz. Siły tarcia skierowane są w stronę wypływu

materiału. Powoduje to zmniejszenie się siły koniecznej do wyciskania. Przy większej lepkości cieczy dodatkowe naprężenia rozciągające, wywołane siłami tarcia, mogą przewyższać zasadnicze naprężenia ściskające, co doprowadza do zniszczenia wyrobu. Zakres zastosowania wyciskania hydraulicznego ograniczony jest temperaturą.



Rys. 2.15. Schemat wyciskania hydraulicznego [17]

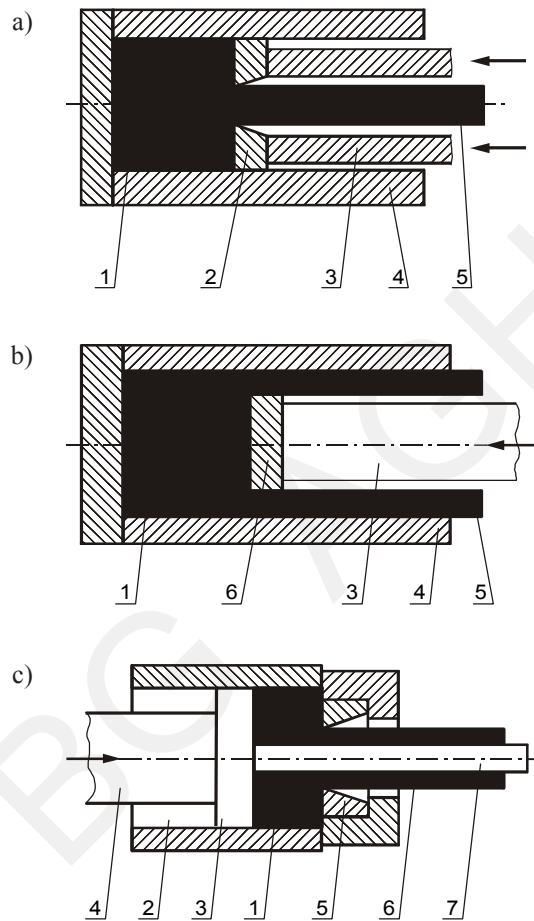
Równomierny rozkład odkształceń uzyskuje się także przy wyciskaniu hydrodynamicznym, które polega na współbieżnym wyciskaniu na gorąco metalu izolowanego od stempla krążkiem grafitowym. Krążek ten pod wpływem nacisku stempla kruszy się, wypełnia szczelinę między metalem a pojemnikiem, tworząc jednocześnie powłokę smarującą.

Przy wyciskaniu przeciwbieżnym (rys. 2.16) wsad 1 wypychany jest matrycą 2, która przesuwa stempel 3 względem ścian pojemnika 4. Podczas wyciskania wyrobów pełnych 5 (rys. 2.16a) materiał 1 wygniatany jest przez otwór w matrycy, a przy wyciskaniu wyrobów wydrążonych i rur – przez otwór pierścieniowy wytworzony pomiędzy płytą cisnącą 6 i ścianami pojemnika 4 (rys. 2.16b) lub matrycą 2 i iglicą 7 (rys. 2.16c). W procesie tym przemieszczać się może zarówno pojemnik, jak i stempel. Przy wyciskaniu przeciwbieżnym materiał nie przemieszcza się względem ścian pojemnika, z wyjątkiem niewielkiej objętości w pobliżu matrycy. Tarcie w tym procesie oraz wpływ tarcia na siły wyciskania są mniejsze niż przy wyciskaniu współbieżnym.

Czasami stosuje się wyciskanie mieszane, przy którym współbieżne i przeciwbieżne wyciskanie metalu zachodzi równocześnie lub kolejno.

Głównym schematem stanu naprężenia przy wyciskaniu jest wszechstronne nierównomierne ściskanie. Schemat odkształcenia zawiera jedno odkształcenie wydłużające i dwa odkształcenia ściskające.

Wyciskanie ma szereg zalet w porównaniu z innymi procesami przeróbki plastycznej, jak ciągnięcie, kucie czy walcowanie, wynikających z mechanicznego schematu odkształcenia oraz możliwości wytwarzania wyrobów o różnych kształtach z trudno odkształcalnych metali i stopów.



**Rys. 2.16.** Schemat wyciskania przeciwbieżnego: a) wyciskanie wyrobów pełnych; b) wyciskanie wyrobów wydrążonych, formowanych płytą ciskającą; c) wyciskanie wyrobów wydrążonych formowanych iglicą [17]  
(objaśnienia w tekście)

Mechaniczny schemat odkształcenia charakteryzuje stan wszechstronnych naprężeń ściskających z jednym odkształceniem wydłużającym. Schemat ten powoduje największą plastyczność odkształcanego metalu. Dlatego wyciskanie można stosować do odkształcania metali i stopów o małej plastyczności, które nie dają odkształcać się innymi metodami.

Przy zastosowaniu wyciskania można otrzymywać wyroby pełne i wydrążone o bardzo złożonym kształcie przekroju poprzecznego: rury z wewnętrznymi i zewnętrznymi wzdłużnymi i poprzecznymi żebrami, wydrążone wyroby z kilkoma kanałami o złożonym kształcie itp. Wymiary i kształt przekroju poprzecznego mogą być stopniowo lub skokowo zmieniane na długości wyrobu.

Przy wyciskaniu łatwo jest osiągnąć przejście z jednego kształtu w inny przez zmianę matrycy. Dlatego celowe jest stosowanie wyciskania przy małoseryjnej produkcji nawet takich wyrobów, które można wykonywać przez walcowanie jak na przykład łopatki turbin, które produkuje się w małych seriach o różnych typach i wymiarach. Wyciskane wyroby mają dużą dokładność wymiarową.

Do wad procesu wyciskania należy zaliczyć konieczność stosowania zwiększonych sił, co stwarza trudne warunki pracy narzędzi, występowanie znacznej nierównomierności odkształcenia, a w konsekwencji zróżnicowania własności na przekroju i długości wyrobów. Podczas wyciskania są mniejsze uzyski w stosunku do innych procesów przeróbki plastycznej.

#### **Parametry wyciskania**

Parametrami wyciskania są [17,18]:

- wielkość odkształcenia,
- smarowanie,
- temperatura i szybkość odkształcenia,
- siła wyciskania,
- rodzaj, kształt i wymiary materiału wyjściowego.

Miarą odkształcenia w tym procesie jest stopień oraz współczynnik wyciskania. Odkształcenia przy wyciskaniu charakteryzuje względne zmniejszenie przekroju

$$\varepsilon = S_0 - S/S_0$$

oraz współczynnik wyciskania

$$\lambda = S_0/S,$$

gdzie  $S$ ,  $S_0$  oznaczają, odpowiednio, przekrój poprzeczny wyrobu i pojemnika.

Przy zbyt dużych współczynnikach wyciskania występuje nierównomierne odkształcenie w wyciskanym materiale, co znacznie obniża jego jakość.

Zależnie od rodzaju metalu lub stopu i kształtu wyciskanego elementu stosuje się następujące współczynniki wyciskania:

$\lambda = 4\div 5$  – dla stopów aluminium przeznaczonych do kucia matrycowego lub walcowania,

$\lambda = 12\div 40$  – dla wyrobów ze stali,

$\lambda = 20\div 80$  – dla wyrobów z duraluminium,

$\lambda = 300\div 2000$  – dla ołowianych i aluminium otulin kablowych.

Smarowanie powierzchni pracujących jest konieczne w procesie wyciskania. Od środka smarnego wymaga się, by miał dostateczną lepkość w podwyższonej temperaturze i tworzył ciągłą warstwę odporną na wysokie ciśnienia panujące w matrycy. Nie powinien zawierać składników, które ujemnie wpływają na wyciskane elementy oraz mieć mały współczynnik tarcia. Środek smarujący powinien mieć też dobre własności cieplnie izolujące, zapobiegając spadkowi temperatury nagrzanego materiału oraz nie dopuszczać do zbytowego nagrzewania się pracujących powierzchni narzędzia. Najbardziej rozpowszechnionym środkiem smarującym przy wyciskaniu stali na gorąco jest mieszanina grafitu płytkowego i oleju roślinnego. Do smarowania wykrojów przy wyciskaniu stopów tytanu na gorąco stosuje się szkło wodne w połączeniu z grafitem płytkowym, lub czyste szkło w postaci płótna albo waty, rzadziej proszku. Przy wyciskaniu na zimno stopów aluminium i miedzianych stosuje się jako środki smarne pasty zawierające olej maszynowy i sproszkowany grafit w stosunku 1 : 3.

Temperatura i szybkość odkształcenia podczas wyciskania mają wpływ na wielkość siły wyciskania, wielkość naprężeń i odkształceń, strukturę i jakość wyciskanych elementów. Metale i stopy, które mają wysoką plastyczność można wyciskać na gorąco przy dużej prędkości. Mało plastyczne stopy, jak duraluminium, żaroodporne stale i stopy, wyciska się na gorąco przy ograniczonych prędkościach. Wyciskanie tych stopów ze zbyt dużymi prędkościami powoduje występowanie na ich powierzchni periodycznie powtarzających się poprzecznych pęknięć.

Omówione w tym rozdziale zagadnienia stanowią wprowadzenie do kucia matrycowego i wyciskania wyrobów z proszków i spieków oraz kompozytów. Omówiono aspekty kucia w matrycach zamkniętych i wyciskania, które ułatwią zrozumienie zagadnień związanych z modelowaniem tych procesów ujętych w rozdziale 3 oraz wytwarzaniem tworzyw konstrukcyjnych z proszków żelaza, aluminium i jego stopu, tytanu i kompozytów na ich podstawie, które zawarte są w rozdziale 4.

### 2.3. Literatura

- [1] Bockstiegel G.: *Bisherige Entwicklung und gegenwärtiger Stand der Sinterschmiedetechnik*. Powder Metallurgy International, vol. 18, No. 2, 1986, 93–100
- [2] Wasiunyk P.: *Kucie matrycowe*. Warszawa, WNT 1975
- [3] Dorofeev Ja.G., Gasanov B.G. i in.: *Promyslennaja technologija gorjacego pressowanija poroskovych izdelij*. Moskva, Metallurgija 1990
- [4] Bockstiegel G.: *Bisherige Entwicklung und gegenwärtiger Stand der Sinterschmiedetechnik*. Powder Metallurgy International, vol. 18, No. 3, 1986, 232–235
- [5] Bockstiegel G.: *Bisherige Entwicklung und gegenwärtiger Stand der Sinterschmiedetechnik*. Powder Metallurgy International, vol. 18, No. 4, 1986, 302–304
- [6] Fischmeister H.F., Olsson L., Esterling K.E.: *Powder Forging*. Powder Metallurgy International, vol. 6, No. 1, 1974, 30–40

- [7] Szczepanik S.: *Teoretyczne i technologiczne aspekty kucia spiekanych stali*. ZN AGH, nr 137, 1991
- [8] Hirschorn J.S., Bargainne R.B.: *The forging of powder metallurgy preforms*. Metal Forming, No. 11, 1970, 320–327
- [9] Ridal K.A., Cundill R.T.: *Sinter forging of alloy steel components*. Metallurgia and Metal Forming, No. 8, 1971, 204–209
- [10] *Sintergeschmiedete Bauteile – Präzision und Sicherheit in Serie*. Krebsöge informationen
- [11] Praca badawcza Instytutu Metalurgii AGH w Krakowie nr 2.351.131
- [12] Bockstiegel G., Dittrich E., Cremer H.: *Experiences with an Automatic Powder Forging Line*. Powder Metallurgy International, No. 4, 1978, 176–180
- [13] Weber M., Albano-Müller L., Huppmann W.J.: *Truck Synchronizer Rings Produced by Powder Forging*. International Congress and Exposition, Detroit, Michigan, February 24–28 1986
- [14] Frobin R., Lorenz B., Pannasch S., Altmann E.: *Möglichkeiten und Perspektiven des Pulverschmiedens*. Fachtagung Umformtechnik, 87, Teil 2, 219–231
- [15] Huppmann W.J., Hirschvogel M.: *Powder forging*. International Metals Reviews, No. 5, 1978, 209–240
- [16] Bockstiegel G.: *Technical and Economic Aspects of P/M Hotforming. Part 2*. Powder Metallurgy International, vol. 6, No. 4, 1974, 172–178
- [17] Morawiecki M., Sadok L., Wosiek E.: *Teoretyczne podstawy technologicznych procesów przeróbki plastycznej*. Katowice, Wyd. „Śląsk” 1977
- [18] Wasiuń P.: *Teoria procesów kucia i prasowania*. Warszawa, WNT 1982

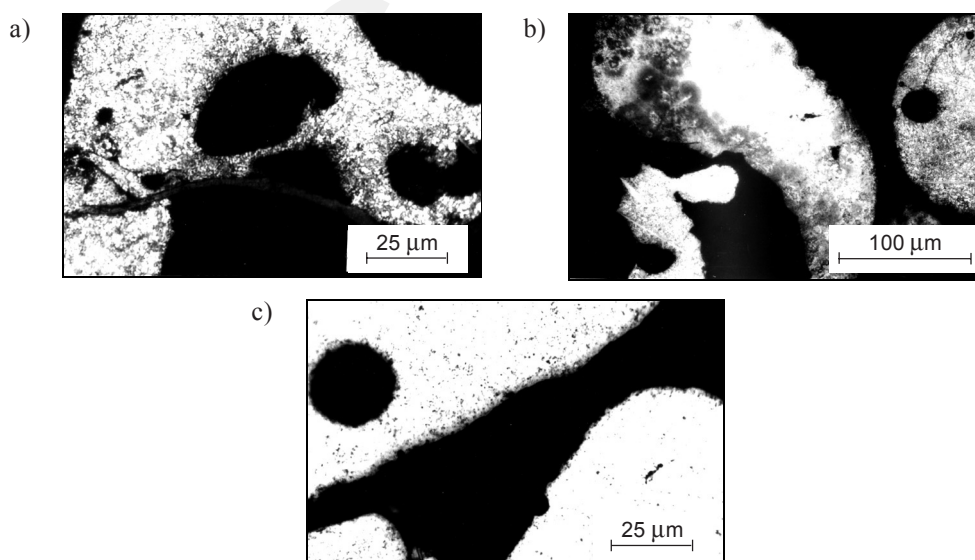
## ROZDZIAŁ 3

# Wybrane zagadnienia modelowania odkształcania spieków i kompozytów

### 3.1. Plastyczność materiałów otrzymanych z proszków

Plastycznością nazywa się zdolność materiałów do ich odkształcania bez naruszenia spójności. Na plastyczność ma wpływ skład chemiczny i warunki kształtowania, tj. temperatura i prędkość odkształcania oraz stan naprężeń. Plastyczności materiałów litych poświęcone jest między innymi opracowanie [1]. Brak jest danych w literaturze w odniesieniu do wyrobów z proszków i kompozytów.

W rozdziale tym przedstawiono wyniki badań plastometrycznych materiałów na podstawie stopów aluminium i kompozytów otrzymanych z proszków. Materiały wytworzone zostały z proszków stopów aluminium otrzymanych metodą rozpylania, których kształt przedstawiony jest na rysunku 3.1.



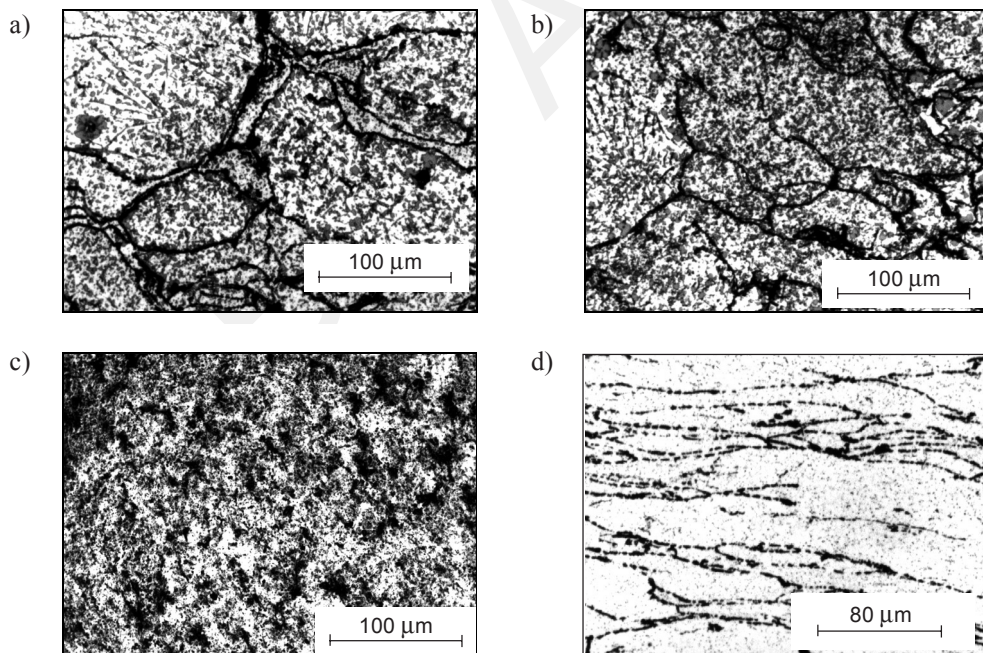
**Rys. 3.1.** Struktury proszków stopów aluminium otrzymanych metodą rozpylania, obserwowane na mikroskopie optycznym: a)  $Al_{17,5}Si_5Fe_2Ni_3Cu_1Mg_{0,6}Cr$ ; b)  $Al_{20}Si_5Fe_2Ni$ ; c)  $Al_{15,5}Cu$  [2]

Z proszków tych wykonano wypraski o gęstości względnej około 0,8, które po nagrzaniu do temperatury 500°C odkształcano na gorąco w matrycach zamkniętych. Tą metodą wytworzono również kompozyt Al-5,5% mas. SiC. Po odkształcaniu na gorąco materiały posiadały gęstości względne w przedziale 0,90÷0,95. Struktury zagęszczanych na gorąco wyprasek ze stopów Al17,5Si5Fe2Ni3Cu1,1Mg0,6Cr i Al20Si5Fe2Ni po wyżarzaniu w temperaturze 500°C w czasie 2,5 h przedstawiono na rysunkach 3.2a, b. Strukturę po odkształcaniu na gorąco kompozytu Al-5,5% mas. SiC przedstawiono na rysunku 3.2c, a stopu Al5,5Cu na rysunku 3.2d.

Materiały poddano badaniom podatności do odkształceń plastycznych w próbie ściskania na serwohydraulicznej prasie WPM w Institut für Metallformung TU Bergakademie Freiberg.

Przeprowadzono je przy następujących parametrach [3, 4, 5]:

- temperatura odkształcania: 20, 400, 450, 500°C;
- prędkość odkształcania:  $\dot{\phi} = 0,01, 1, 10 \text{ s}^{-1}$ ;
- logarytmiczne odkształcenie w zakresie  $\phi_h$  do 0,9.

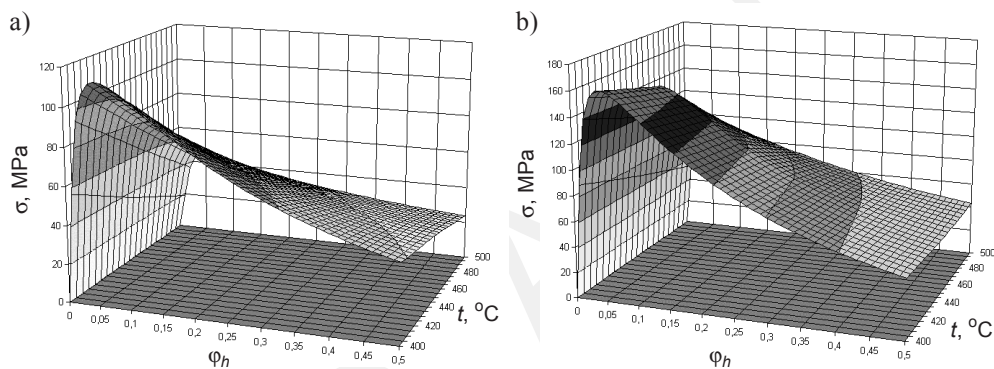


**Rys. 3.2.** Obserwowane na mikroskopie optycznym struktury materiałów po odkształcaniu na gorąco i wyżarzaniu w temperaturze 500°C w czasie 2,5 h: a) stop Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr; b) stop Al20Si5Fe2Ni oraz po odkształcaniu na gorąco: c) kompozyt Al-5,5% mas. SiC; d) stop Al5,5Cu [2]

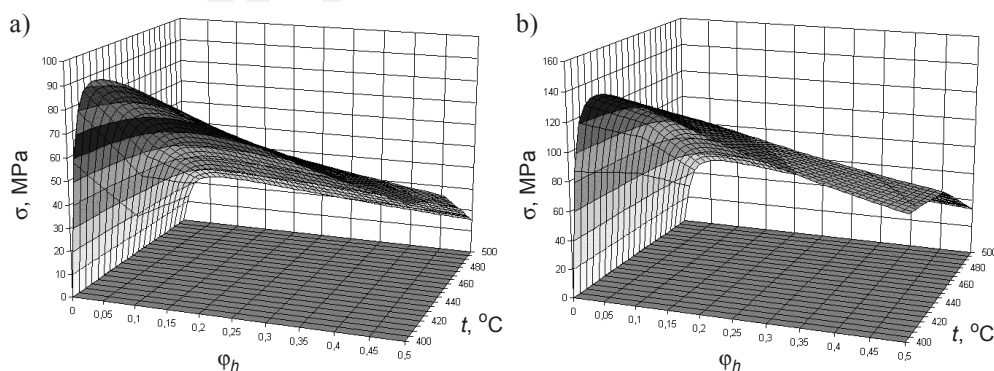


Próbki ściskano między płytami smarowanymi emulsją grafitową. Krzywe ściskania przedstawiono na rysunkach 3.3–3.6. Na krzywych tych widoczny jest wpływ prędkości odkształcenia na przebieg zależności naprężenie – odkształcenie.

Charakterystyczną cechą materiałów Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr, Al20Si5Fe2Ni oraz Al5,5Cu jest ich duże umocnienie w początkowym etapie odkształcania, do odkształceń logarytmicznych wynoszących około 0,05, po czym następuje ich mięknięcie. Efekt ten występuje silniej przy temperaturze odkształcania wynoszącej 400°C. Wpływ na mięknięcie materiału ma również prędkość odkształcania. Materiały mięknią szybciej przy prędkości odkształcania  $\dot{\phi} = 1 \text{ s}^{-1}$  niż przy  $\dot{\phi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ . Może to być spowodowane przyrostem temperatury w wyniku zamiany pracy plastycznego odkształcania na ciepło.



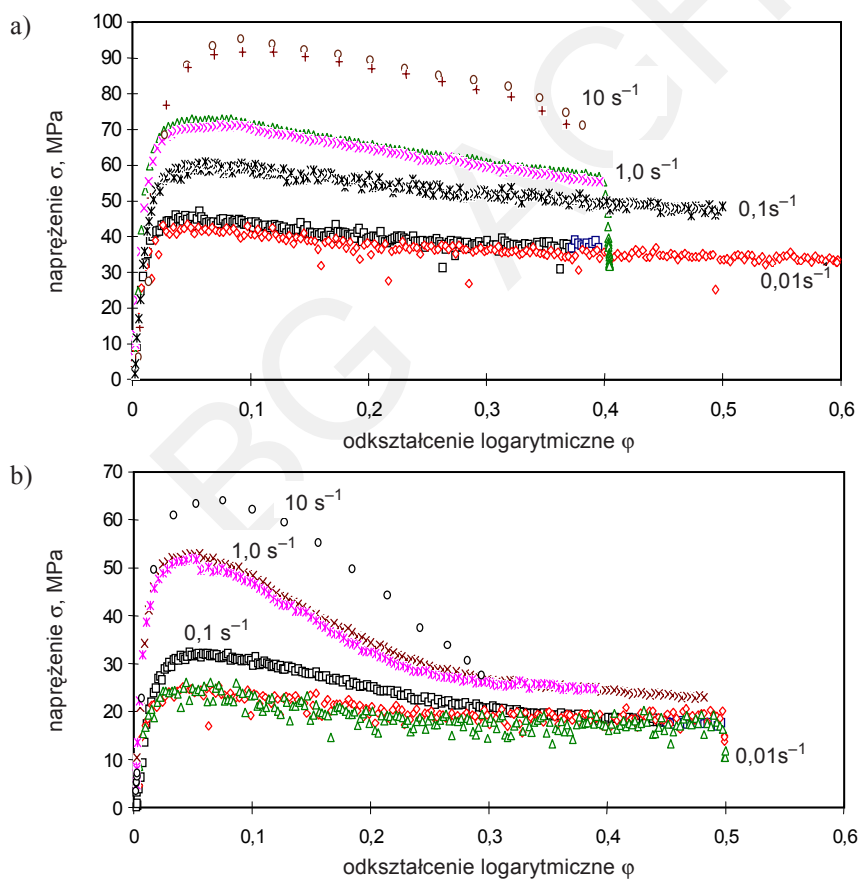
**Rys. 3.3.** Zależność naprężenie – odkształcenie przy różnych temperaturach podczas ściskania stopu Al20Si5Fe2Ni otrzymanego przez zagęszczanie na gorąco wyprasek z proszku. Prędkość odkształcenia: a)  $\dot{\phi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ ; b)  $\dot{\phi} = 1 \text{ s}^{-1}$  [3, 5]



**Rys. 3.4.** Zależność naprężenie – odkształcenie przy różnych temperaturach podczas ściskania stopu Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr otrzymanego przez zagęszczanie na gorąco wyprasek z proszku. Prędkość odkształcenia: a)  $\dot{\phi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ ; b)  $\dot{\phi} = 1 \text{ s}^{-1}$  [3, 5]

Podobne zjawisko występuje dla stopu Al5,5Cu (rys. 3.5). Umocnienie materiału w początkowej fazie odkształcania, które występuje przy odkształceniach logarytmicznych w zakresie od 0,02 do 0,05, zależy od prędkości odkształcania. Przy temperaturze odkształcania 500°C widoczny jest silny efekt rekrytalizacji dynamicznej, który ma wpływ na zależności naprężenie – odkształcenie. Mięknienie tego materiału jest bardziej równomierne przy temperaturze odkształcania 400°C niż przy 500°C. Na jego zachowanie się podczas odkształcania przy temperaturze 500°C duży wpływ ma prędkość odkształcania, z której wzrostem następuje intensywniejsze jego mięknienie. Zależność naprężenie – odkształcenie dla kompozytu Al-5,5% mas. SiC uzyskane podczas badań w temperaturze otoczenia pokazano na rysunku 3.6. Materiał ten umacnia się ze wzrostem wielkości odkształcenia.

Przebiegi zależności naprężenie – odkształcenie określone dla dużych odkształceń pokrywają się z krzywymi otrzymanymi przy zadanych małych odkształceniach.



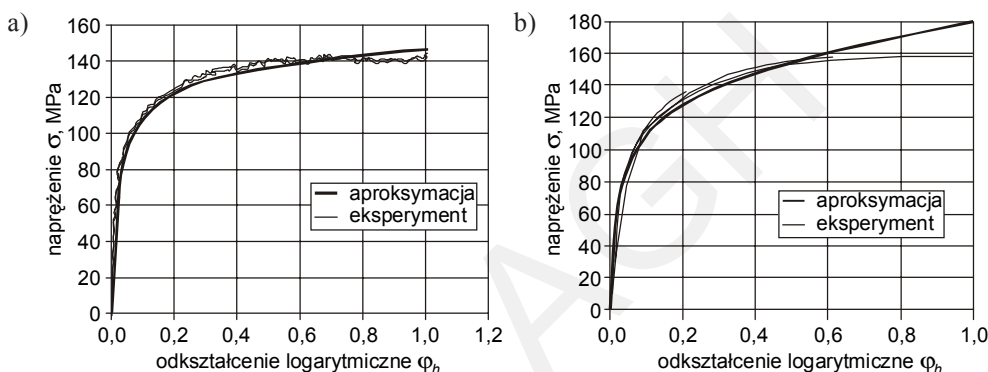
Rys. 3.5. Wpływ prędkości odkształcania na zależność naprężenie – odkształcenie podczas ściskania stopu Al5,5Cu w temperaturze: a) 400°C; b) 500°C [6]

Aproksymacja zależności naprężenie – odkształcenie funkcjami potęgowymi [1]

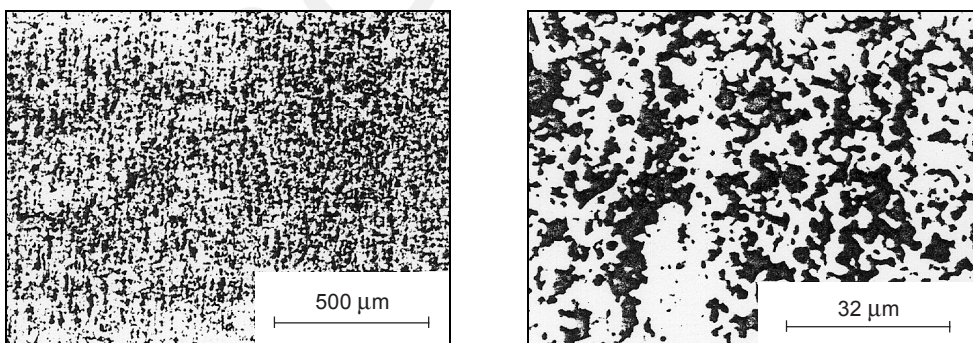
$$\sigma = A \cdot \varphi_h^{m_2} e^{m_2/\varphi_h} \quad (3.1)$$

daje dla tych materiałów zadawalającą dokładność do odkształceń  $\varphi_h = 0,6$ . Dla odkształceń większych, występują różnice pomiędzy danymi eksperymentalnymi i krzywymi aproksymującymi (rys. 3.6).

Wyniki badań plastyczności materiałów Al17Si5Fe3Cu1, 1Mg0,6Cr, Al20Si5Fe2Ni oraz Al5,5Cu pokazują, że poprzez szybkie schładzanie w czasie rozpylania ciekłego stopu jest możliwe wytworzenie proszków, z których otrzymane tworzywa, przez kucie na gorąco, są podatne na odkształcenia plastyczne. Ich plastyczność związana jest z warunkami odkształcania, tj. temperaturą i prędkością odkształcania.

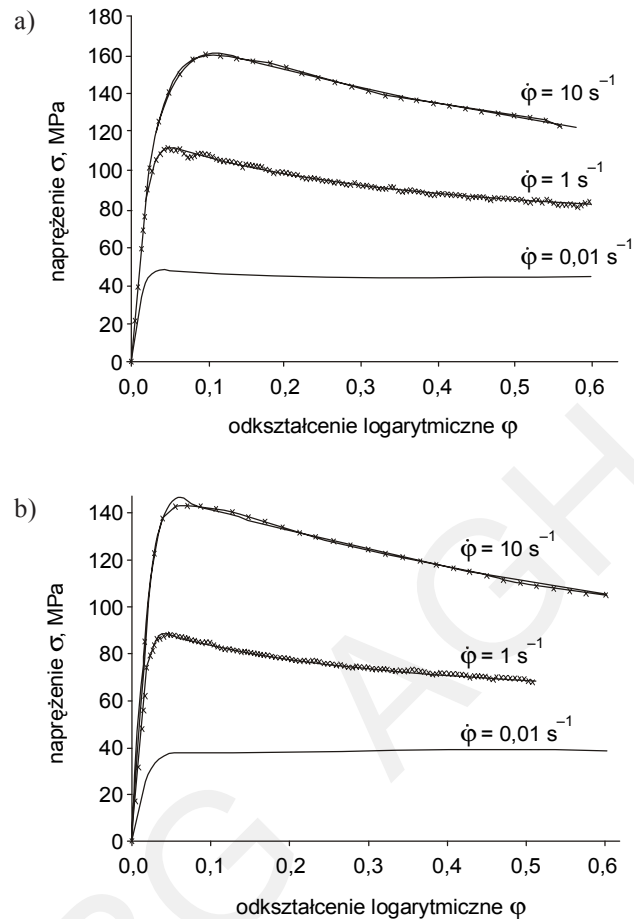


Rys. 3.6. Zależności naprężenie – odkształcenie określone podczas ściskania kompozytu Al-5,5% mas. SiC z prędkością odkształcania: a)  $\dot{\varphi} = 0,01 \text{ s}^{-1}$ ; b)  $\dot{\varphi} = 10 \text{ s}^{-1}$  [4]



Rys. 3.7. Struktura po wyciskaniu współczynnikiem  $\lambda \approx 13$  natryskowo formowanego stopu Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Zr, obserwowana na mikroskopie optycznym [7]

Podobne zjawiska występują w stopach Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Zr otrzymanych przez natryskowe formowanie i wyciskanie. Ich strukturę pokazano na rysunku 3.7, a zależność naprężenie – odkształcenie na rysunku 3.8.



**Rys. 3.8.** Zależności naprężenie – odkształcenie natryskowo formowanego i wyciskanego materiału Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Zr ze współczynnikiem  $\lambda \approx 13$  przy różnych prędkościach odkształcenia i temperaturach: a)  $t = 465^\circ\text{C}$ , b)  $t = 495^\circ\text{C}$  [7]

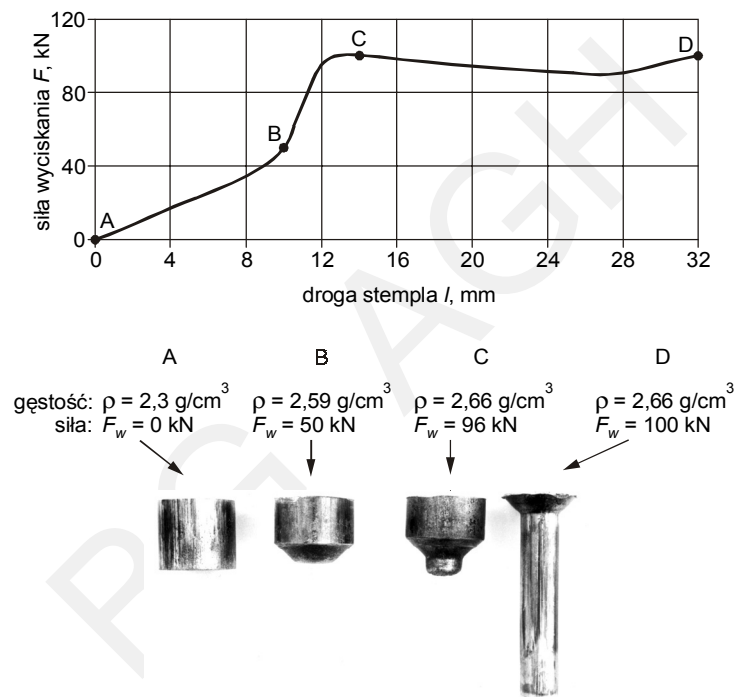
## 3.2. Fizyczne i numeryczne modelowanie procesów wyciskania

### 3.2.1. Fizyczne modelowanie wyciskania współbieżnego wyprasek

Procesy wyciskania są głównie stosowane do otrzymywania półproduktów do dalszego przetwórstwa lub do otrzymywania wyrobów gotowych nie wymagających lub wymagających zastosowania obróbki mechanicznej wykańczającej. Charakteryzuje je korzystny stan naprężeń ściskających w odkształcanym materiale, co poprawia

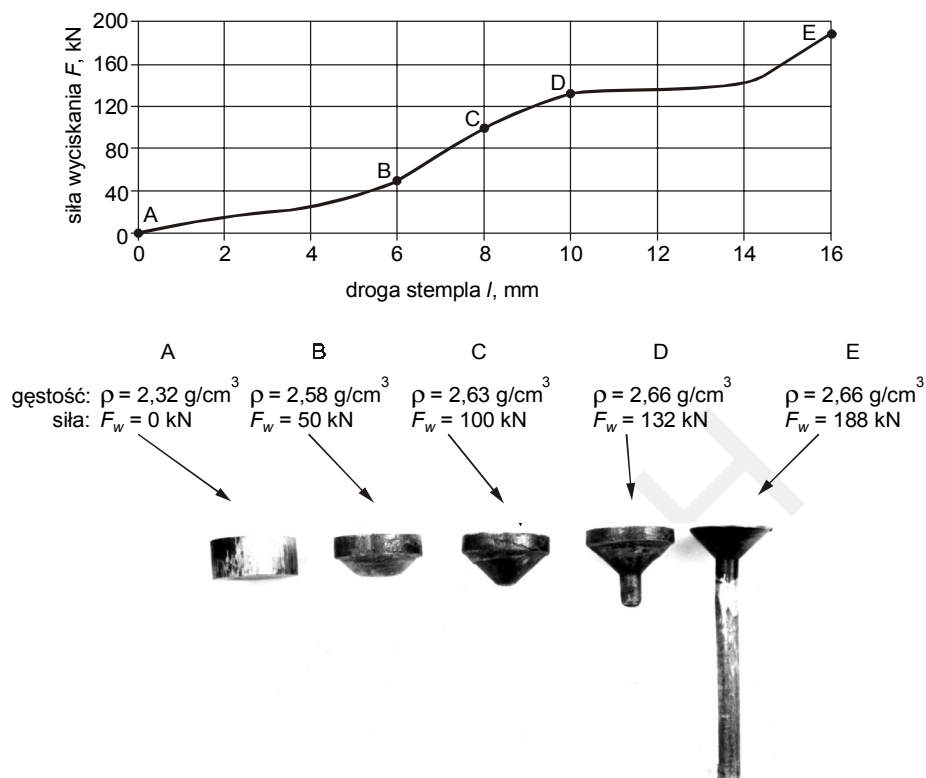
jego plastyczność oraz pozwala na uzyskanie dużych odkształceń w jednym zabiegu. Te korzystne cechy wyciskania wykorzystuje się do zagęszczania i formowania półwyrobów z proszków i spieków metali oraz kompozytów.

Zjawiska zachodzące w materiale podczas wyciskania na gorąco wyprasek z proszku aluminium analizowano w pracach [8, 9, 10, 11]. Wypraski o gęstości względnej 0,8 odkształcano stopniowo przy temperaturze 500°C ze współczynnikiem wyciskania  $\lambda = 4,11$  lub  $\lambda = 3,32$ . Zmiany siły wyciskania w zależności od przemieszczenia stempla oraz kształt próbek i ich gęstości w poszczególnych etapach wyciskania przedstawiono na rysunkach 3.9 i 3.10.



**Rys. 3.9.** Zmiana siły w zależności od drogi stempla oraz kształtu materiału podczas wyciskania wyprasek z proszku aluminium. Temperatura wyciskania 500°C, współczynnik wyciskania  $\lambda = 4,11$  [9]

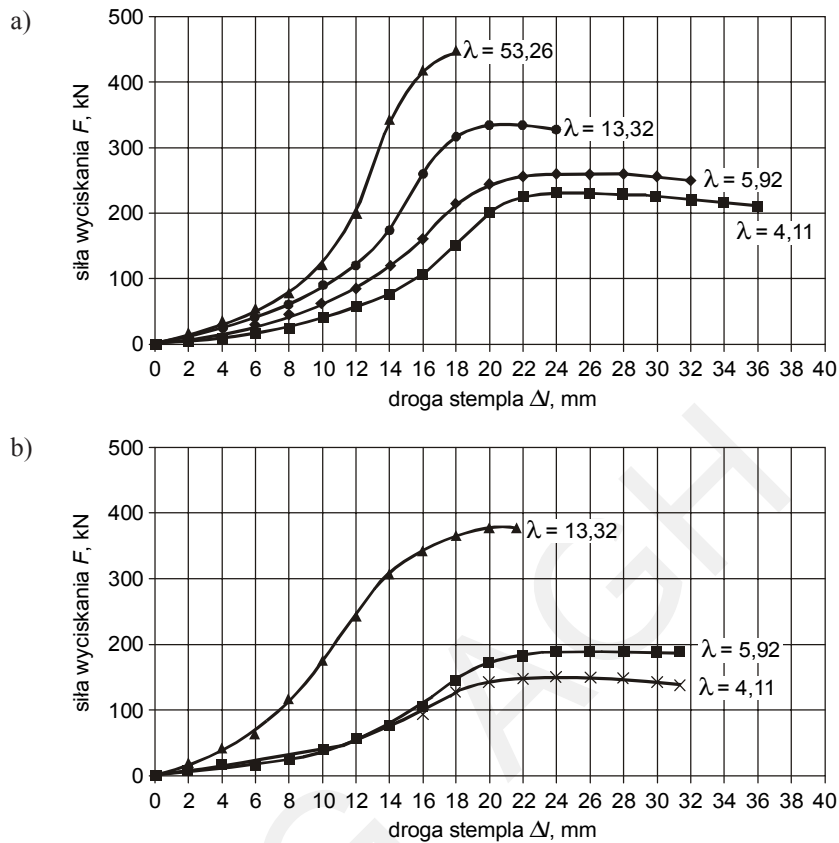
Proces wyciskania składa się z trzech podstawowych etapów. W pierwszym etapie odkształcania zagęszcza się porowata wypraska przy niewielkim płynięciu materiału w kierunku promieniowym. Etap ten kończy się po osiągnięciu przez materiał gęstości teoretycznej, w momencie zapoczątkowania wypływu materiału przez oczko matrycy. Drugi etap to wypływ zagęszczonego materiału przez oczko matrycy przy prawie stałej sile. W trzecim etapie tworzy się tzw. strefa martwa, a dużemu przyrostowi siły nie towarzyszy odkształcenie materiału.



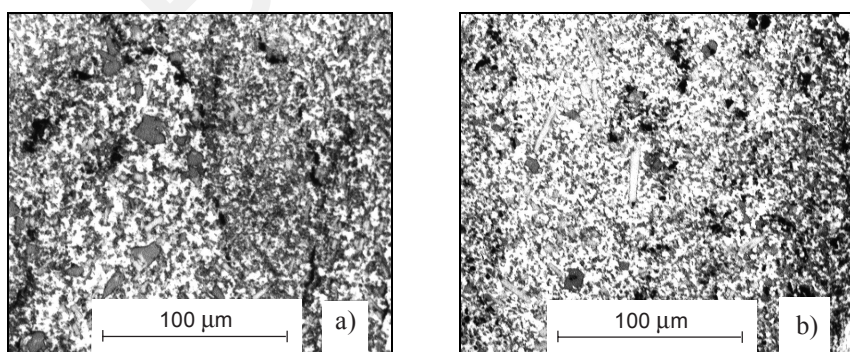
**Rys. 3.10.** Zmiana siły w zależności od drogi stempla oraz kształtu materiału podczas wyciskania wyprasek z proszku aluminium. Temperatura wyciskania 500°C, współczynnik wyciskania  $\lambda = 13,32$  [9]

Na rysunku 3.11 przedstawiono przykładowe zależności siły od drogi stempla podczas wyciskania wyprasek z proszków stopów aluminium przy temperaturze 490°C z różnymi współczynnikami wyciskania. Krzywe otrzymane dla materiałów Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr i Al20Si5Fe2Ni wyciskanych ze współczynnikami w zakresie od  $\lambda = 4,11$  do 13,32 mają również trzy charakterystyczne etapy. Podczas wyciskania ze współczynnikiem  $\lambda = 53,26$  występuje pierwszy etap – zagęszczania, a następnie przejście w trzeci etap, w którym występuje szybki przyrost siły przy małym wzroście przemieszczenia stempla.

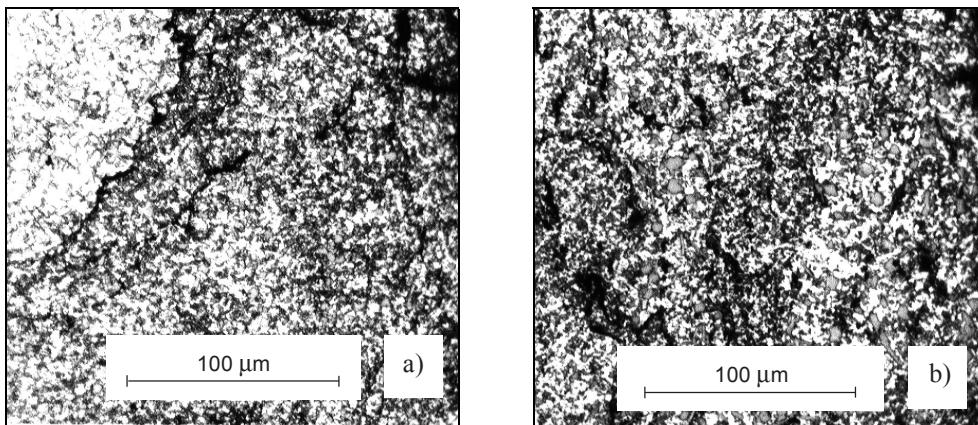
Struktury tych materiałów po wyciskaniu pokazano na rysunkach 3.12 i 3.13. Struktury wyciskanych materiałów otrzymanych z wyprasek z proszków Al20Si5Fe2Ni, Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr i Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Zr charakteryzują się drobnym ziarnem i równomiernym rozłożeniem tlenków. Znaczące zmiany w strukturze nadeutektycznych stopów aluminium z krzemem otrzymanych metodami metalurgii proszków, w porównaniu z ich odlewami, powodują ich dobrą podatność na odkształcenia plastyczne.



Rys. 3.11. Zmiana siły podczas wyciskania współbieżnego wyprasek otrzymanych z proszków:  
 a) Al<sub>17</sub>Si<sub>5</sub>Fe<sub>3</sub>Cu<sub>1,1</sub>Mg<sub>0,6</sub>Cr; b) Al<sub>20</sub>Si<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub>Ni. Temperatura wyciskania 495°C [8]



Rys. 3.12. Obserwowane na mikroskopie optycznym struktury stopu Al<sub>17</sub>Si<sub>5</sub>Fe<sub>3</sub>Cu<sub>1,1</sub>Mg<sub>0,6</sub>Cr po wyciskaniu w 490°C ze współczynnikiem  $\lambda$ : a)  $\lambda = 4,11$ ; b)  $\lambda = 13,32$ . Obserwacje na przekroju poprzecznym [2, 8]



**Rys. 3.13.** Obserwowane na mikroskopie optycznym struktury stopu  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$  po wyciskaniu w temperaturze  $490^\circ\text{C}$  ze współczynnikiem  $\lambda$ : a)  $\lambda = 4,11$ ; b)  $\lambda = 13,32$ . Obserwacje na przekroju poprzecznym [2, 8]

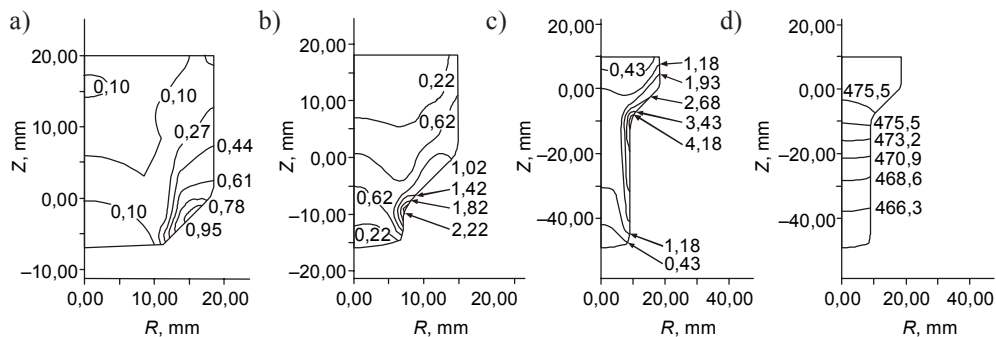
### 3.2.2. Analiza metodą elementów skończonych płynięcia materiału w procesie wyciskania współbieżnego

Analiza płynięcia materiału metodą elementów skończonych podczas wyciskania wyprasek z proszków jest możliwa dla drugiego etapu tego procesu, gdy materiał płynie po uprzednim zagęszczeniu. Wybrane symulacje przeprowadzono dla wyciskania współbieżnego odkuwek zaworu, których celem jest określenie między innymi rozkładu temperatury, odkształceń i naprężeń w odkształcanym materiale w zależności od jego początkowej temperatury i temperatury narzędzi oraz prędkości stempla podczas wyciskania.

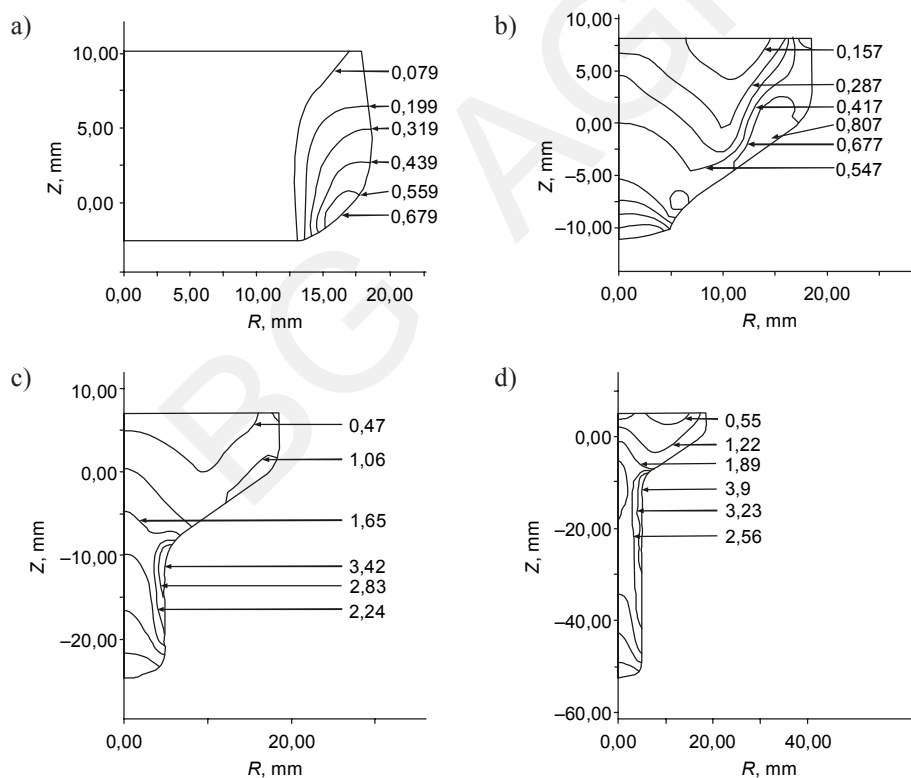
Proces technologiczny wytwarzania odkuwki zaworu składa się z dwóch zabiegów: spęczania i wyciskania. Symulacja dotyczy drugiego zabiegu procesu wytwarzania. Do symulacji wyciskania współbieżnego materiału  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$  i  $\text{Al}_{15,5}\text{Cu}$  zastosowano program CAPS-Finel V.4.62 z modelem ciała sztywno-plastycznego dla osiowo symetrycznych elementów. Obliczenia przeprowadzono dla warunków termomechanicznych procesu. Na rysunku 3.14 przedstawiono rozkłady intensywności odkształceń i temperatury w końcowym etapie wyciskania stopu  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$ .

W środkowej części odkuwki występują porównywalne wartości intensywności odkształcenia, które zawierają się w przedziale od 1,18 do 2,68. Na brzegu odkuwki przyjmują one wartości od 1,98 do 4,18. Rozkład temperatury zbliżony jest do jednorodnego i potwierdza prawie izotermiczne warunki procesu wyciskania. Rozkład intensywności odkształceń w wyciskanych wypraskach z proszku aluminium w różnych etapach ich odkształcania przedstawiony jest na rysunku 3.15. Potwierdza on jakościowo uzyskane wyniki dla materiału  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$ .





**Rys. 3.14.** Wyniki symulacji wyciskania współbieżnego z zastosowaniem programu CAPS-Finel: (a–c) rozkład intensywności odkształcenia w różnych etapach wyciskania i temperatury w końcowym etapie tego procesu (d). Materiał Al20Si5Fe2Ni. Warunki brzegowe do symulacji: współczynnik tarcia  $\mu = 0,1$ , temperatura materiału  $t_m = 475^\circ\text{C}$ , temperatura narzędzi  $t_n = 475^\circ\text{C}$ , prędkość stempla 1 mm/s. Współczynnik wyciskania  $\lambda = 4,11$  [8]



**Rys. 3.15.** Rozkłady intensywności odkształceń w kolejnych etapach wyciskania ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$  w temperaturze  $500^\circ\text{C}$  wyprasek z aluminium. Krok obliczeniowy: a) 120; b) 200; c) 240; d) 323. Warunki brzegowe do symulacji: współczynnik tarcia  $\mu = 0,1$ , temperatura materiału  $t_m = 475^\circ\text{C}$ , temperatura narzędzi  $t_n = 475^\circ\text{C}$ , prędkość stempla 1 mm/s [9]

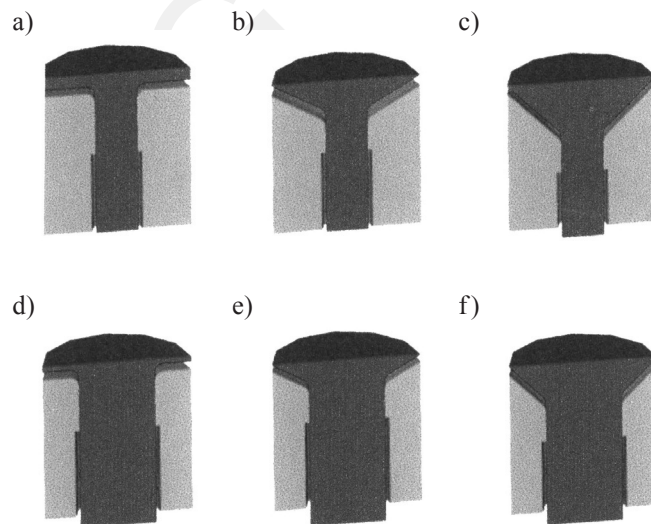
### 3.2.2.1. Wpływ kształtu narzędzi na płynięcie materiału w procesie wyciskania współbieżnego

Płynięcia materiału analizowano w oparciu o badania laboratoryjne i z zastosowaniem programu CAPS-Finel v.4.62 do symulacji metodą elementów skończonych procesów osiowo symetrycznych.

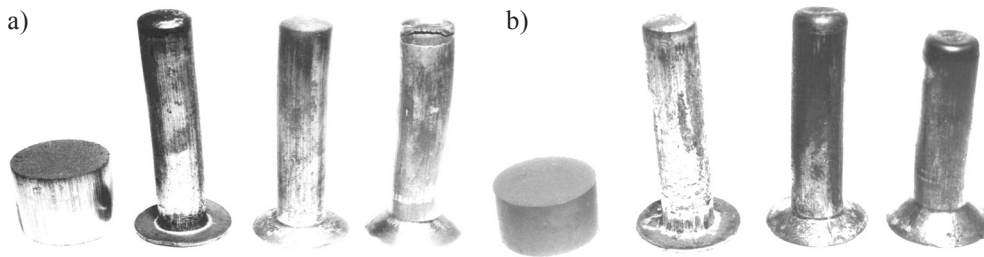
Analizę przeprowadzono dla następujących warunków [12]:

- współczynnik wyciskania  $\lambda = 4,11$  i  $13,32$ ;
- współczynnik tarcia  $\mu = 0,1$ ;
- kąt stożka matrycy  $180, 120, 90^\circ$ ;
- temperatura narzędzi  $t_n = 500^\circ\text{C}$ ;
- temperatura materiału  $t_m = 500^\circ\text{C}$ ;
- prędkość narzędzi  $1 \text{ mm/s}$ .

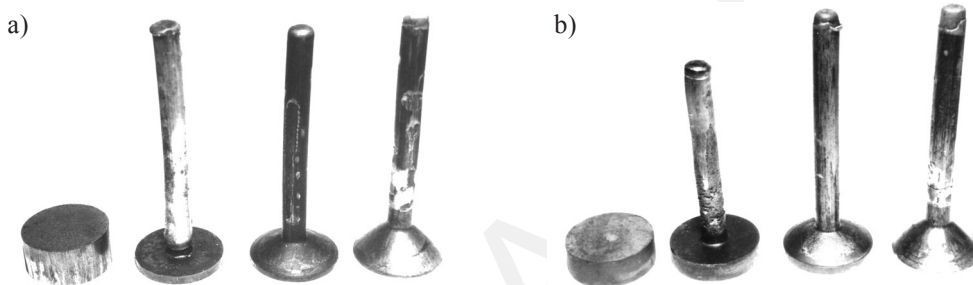
Badania objęły wyciskanie ze współczynnikami  $\lambda = 4,11$  i  $13,32$  wyprasek i wstępnie zagęszczonych na gorąco półwyrobów z proszku stopu  $\text{Al}8,5\text{Cu}0,56\text{Mg}6,36\text{Si}$  w matrycach o zadanych kształtach części stożkowej w temperaturze  $500^\circ\text{C}$ . Analizowane warianty procesu wyciskania pokazano na rysunku 3.16, a na rysunkach 3.17 i 3.18 wyroby po wyciskaniu wyprasek z proszków (a) i wstępnie zagęszczonych półwyrobów (b). Na rysunkach 3.19–3.23 przedstawiono wyniki symulacji procesów wyciskania przy ustalonych parametrach.



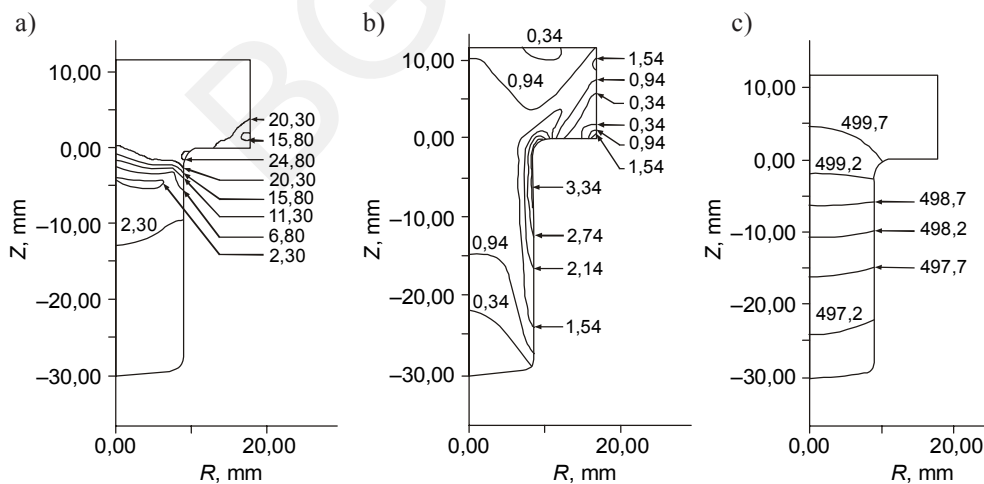
**Rys. 3.16.** Analizowane warianty procesu wyciskania ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$  (a, b, c) i  $\lambda = 4,11$  (d, e, f). Kąt stożka matrycy: a), d)  $180^\circ$ ; b), e)  $120^\circ$ ; c), f)  $90^\circ$  [12, 13]



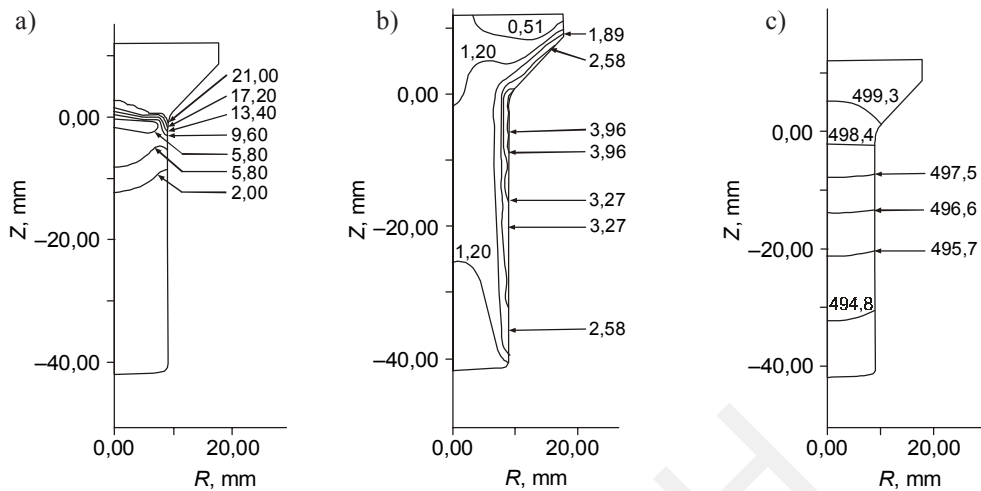
Rys. 3.17. Elementy wyciskane ze współczynnikiem  $\lambda = 4,11$  z wyprasek (a) i wstępnie zagęszczonych na gorąco półwyrobów (b) [12, 13]



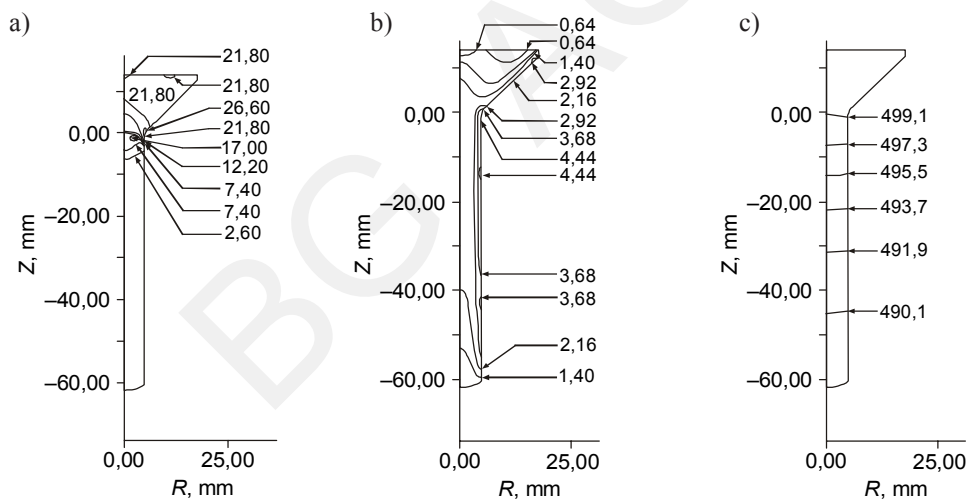
Rys. 3.18. Elementy wyciskane ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$  z wyprasek (a) i wstępnie zagęszczonych na gorąco półwyrobów (b) [12, 13]



Rys. 3.19. Wyniki symulacji metodą elementów skończonych procesu wyciskania wyprasek z proszku stopu  $\text{Al}8,5\text{Cu}0,56\text{Mg}6,36\text{Si}$  w temperaturze  $500^{\circ}\text{C}$  ze współczynnikiem  $\lambda = 4,11$ . Kąt narzędzia  $180^{\circ}$ . Rozkład: a) intensywności naprężeń (MPa); b) intensywności odkształceń; c) temperatury ( $^{\circ}\text{C}$ ) [12]



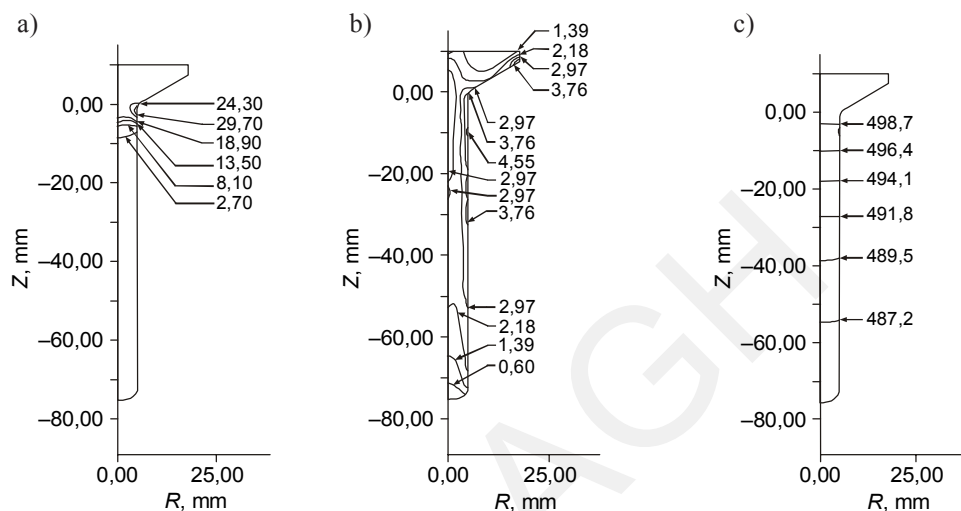
**Rys. 3.20.** Wyniki symulacji metodą elementów skończonych procesu wyciskania wyprasek z proszku stopu Al8,5Cu0,56Mg6,36Si w temperaturze 500°C ze współczynnikiem  $\lambda = 4,11$ . Kąt narzędzia 90°. Rozkład: a) intensywności naprężeń (MPa); b) intensywności odkształceń; c) temperatury (°C) [12]



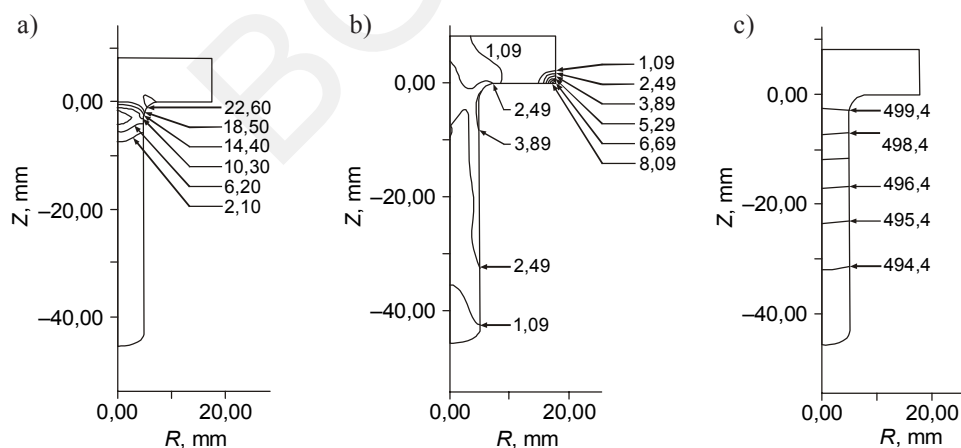
**Rys. 3.21.** Wyniki symulacji metodą elementów skończonych procesu wyciskania wyprasek z proszku stopu Al8,5Cu0,56Mg6,36Si w temperaturze 500°C ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$ . Kąt narzędzia 90°. Rozkład: a) intensywności naprężeń (MPa); b) intensywności odkształceń; c) temperatury (°C) [12]

W wyciskany materiał w matrycy o kącie 90° ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$  intensywności odkształcenia w części nie wyciśniętej zawierają się w przedziale 0,64÷2,16, w części kalibrującej 3,68÷4,44, a poza nią 1,40÷2,16, a wartości naprężeń w kotlinie odkształcenia wynoszą 17,0÷21,8 MPa. W wyrobach wyciskanych z tym samym współczynnikiem w matrycy o kącie 120°, intensywności odkształcenia w części stożkowej

wynoszą  $1,39 \div 3,76$ , kalibrującej  $2,97 \div 3,76$ , a w części wyciśniętej  $0,60 \div 4,55$ . Największe naprężenia mają wartości  $18,9 \div 24,30$  MPa. Natomiast w materiale wyciskanym w matrycy o kącie  $180^\circ$  intensywności odkształcenia wynoszą w części nie wyciśniętej  $1,09 \div 2,49$ , w części kalibrującej  $2,49 \div 3,89$  i w części wyciśniętej  $1,09 \div 2,49$ , a największe wartości naprężeń  $18,5 \div 22,6$  MPa występują w części nie wyciśniętej próbki.



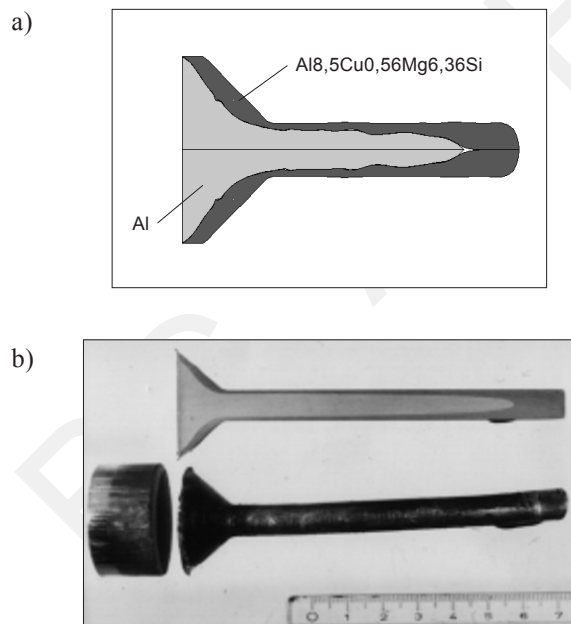
**Rys. 3.22.** Wyniki symulacji metodą elementów skończonych procesu wyciskania wyprasek z proszku stopu  $Al_{18,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$  w temperaturze  $500^\circ C$  ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$ . Kąt narzędzia  $120^\circ$ . Rozkład: a) intensywności naprężeń (MPa); b) intensywności odkształceń; c) temperatury ( $^\circ C$ ) [12]



**Rys. 3.23.** Wyniki symulacji metodą elementów skończonych procesu wyciskania wyprasek z proszku stopu  $Al_{18,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$  w temperaturze  $500^\circ C$  ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$ . Kąt narzędzia  $180^\circ$ . Rozkład: a) intensywności naprężeń; b) intensywności odkształceń; c) temperatury ( $^\circ C$ ) [12]

Podobne zależności występują w materiale wyciskany z  $\lambda = 4,11$ , a najmniejszy przedział wartości odkształceń wynosi  $0,34 \div 3,34$  dla matrycy z kątem  $180^\circ$ .

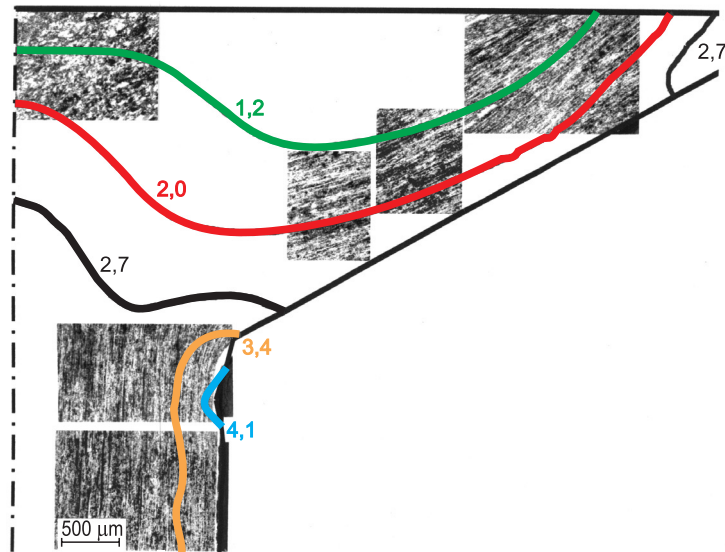
Zapotrzebowanie na wyroby o odpowiednich właściwościach użytkowych powoduje konieczność wytwarzania elementów konstrukcyjnych z materiałów o zmiennym składzie chemicznym lub wielowarstwowych. Na rysunku 3.24 przedstawiono wyniki symulacji wyciskania współbieżnego wypraski wykonanej z proszków dwóch materiałów: aluminium i stopu  $Al_{8,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$ . Symulację przeprowadzono z zastosowaniem programu MSC.MARC/AutoForge. Na rysunku 3.24a pokazano wynik symulacji, a na rysunku 3.24b próbkę po wyciskaniu oraz jej przekrój wzdłużny. Ułożenie materiału na przekroju uzyskanym w wyniku symulacji jest podobne do ułożenia materiału na przekroju uzyskanym w wyciśniętej próbce. Potwierdza to przydatność tego programu do analizy płynięcia materiałów warstwowych.



**Rys. 3.24.** Przykład wyciskania elementu o kształcie zaworu z dwuwarstwowej wypraski z materiału  $Al/Al_{8,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$ : a) symulacja metodą elementów skończonych; b) wsad i element po wyciskaniu oraz przekrój wzdłużny próbki wyciśniętej (u góry) [7, 14]

Wyniki analizy płynięcia materiału podczas wyciskania półwyrobów z proszków stopu aluminium  $Al_{8,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$  wykazały, że jest możliwe wyciskanie ze współczynnikami  $\lambda = 4,11$  i  $\lambda = 13,32$  w matrycach z kątem części stożkowej w zakresie od  $90^\circ$  do  $180^\circ$  zarówno wyprasek, jak i wstępnie zagęszczonych na gorąco półwyrobów. Konstrukcja narzędzi ma wpływ na rozkład odkształceń w materiale wyciskany. Naj-

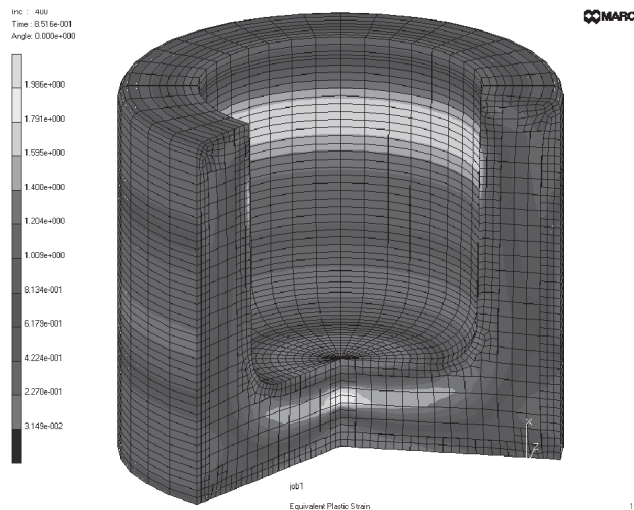
korzystniejszy rozkład odkształceń występuje w materiale wyciskany przy kącie matrycy  $180^\circ$ . O wyborze konstrukcji narzędzia do wyciskania decydować będą ostatecznie uzyskane własności i struktura wyrobów. Na rysunku 3.25 przedstawiono strukturę i rozkład odkształceń w wyciskany materialu ze stopu Al5,5Cu.



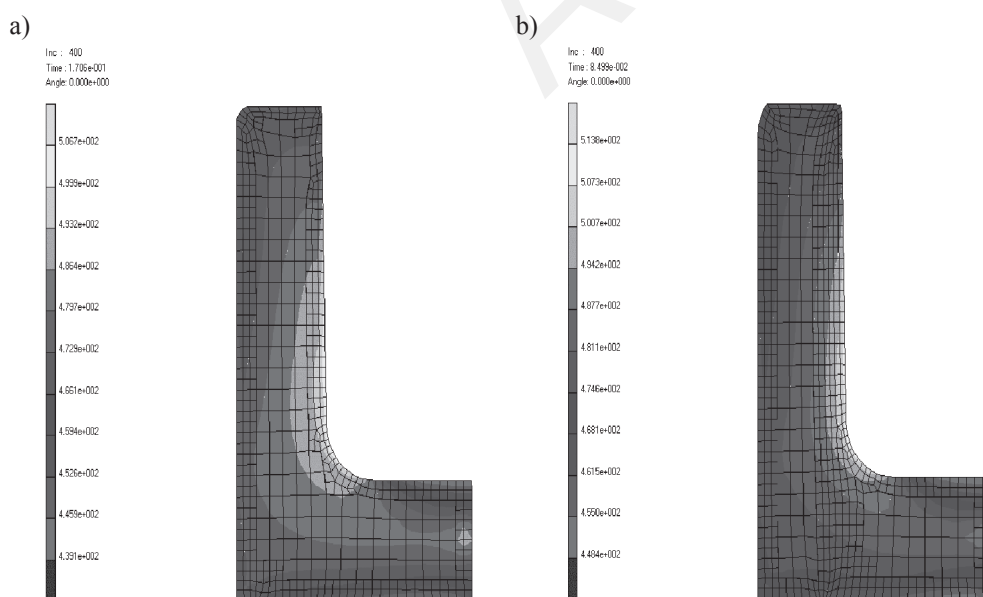
**Rys. 3.25.** Rozkład intensywności odkształcenia i struktury w wyciskany stopie Al5,5Cu w temperaturze  $520^\circ\text{C}$  ze współczynnikiem wyciskania  $\lambda = 13,32$ . Powiększenie struktury  $20\times$  [15]

### 3.2.3. Analiza metodą elementów skończonych procesu wyciskania przeciwbieżnego

Analizę procesu wyciskania przeciwbieżnego przeprowadzono z zastosowaniem programu MSC.MARC/AutoForge dla odkuwki pierścienia tłoka. Kucie tej odkuwki odbywa się w dwóch zabiegach: spęczania i wyciskania. Symulacje przeprowadzono dla osiowo symetrycznego przypadku, stosując model ciała sztywno-plastycznego i termomechaniczną procedurę obliczeń. Na rysunku 3.26 pokazano rozkłady intensywności odkształceń w odkuwce kształtowanej stemplem przemieszczającym się z prędkością  $0,1\text{ m/s}$ , a na rysunku 3.27 rozkłady temperatur w końcowym etapie odkształcania z różnymi jego prędkościami. Wyniki symulacji pokazują, że rozkłady temperatury w odkuwkach zależne są od prędkości narzędzi, przy tych samych pozostałych warunkach odkształcania. Przy prędkości narzędzi  $0,5\text{ m/s}$  lokalnie temperatura przekracza  $500^\circ\text{C}$ . Jest to niekorzystne zjawisko, które powoduje przemiany metalstabilnych faz i rozpuszczanie się wydzielań w aluminiowej osnowie. W konsekwencji, znikają korzystne własności otrzymane w nadeutektycznych stopach Al-Si podczas wytwarzania proszku.



**Rys. 3.26.** Rozkład intensywności odkształceń w odkuwce w końcowym etapie wyciskania przeciwbieżnego stopu Al7Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Zr, uzyskany w wyniku symulacji programem MSC.MARC/AutoForge. Prędkość narzędzi 0,1 m/s, początkowa temperatura materiału 480°C, temperatura narzędzi 400°C, współczynnik tarcia  $\mu = 0,1$  [3, 11]

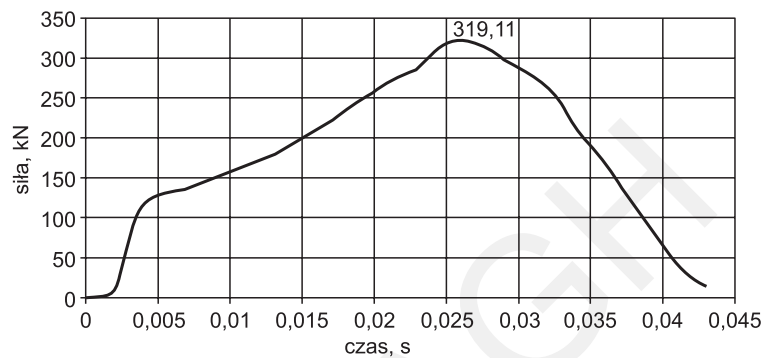


**Rys. 3.27.** Rozkład temperatury ( $^{\circ}\text{C}$ ) w odkuwce w końcowym etapie wyciskania przeciwbieżnego stopu Al7Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Zr, uzyskany w wyniku symulacji programem MSC.MARC/AutoForge. Prędkość narzędzi: a) 0,5 m/s; b) 1 m/s. Początkowa temperatura 480°C, współczynnik tarcia  $\mu = 0,1$  [3, 11]



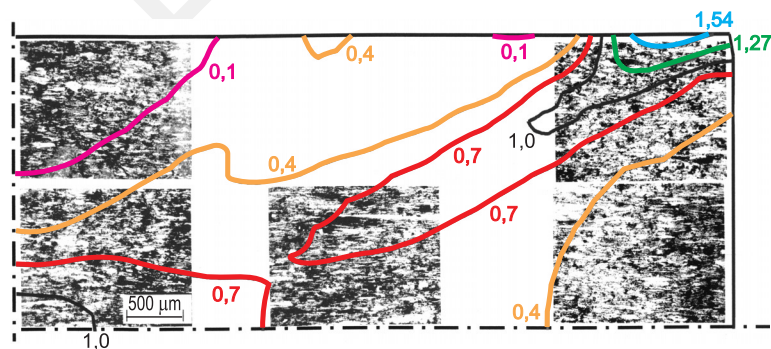
### 3.3. Analiza procesu kucia w matrycy zamkniętej

Przedmiotem analizy jest kucie wyprasek w kształcie walca. Proces kucia obejmuje nagrzewanie wyprasek do temperatury 520°C w atmosferze argonu w czasie 0,5 godziny, a następnie ich odkształcanie jednym skokiem roboczym na prasie śrubowej PS-100 w matrycy zamkniętej, podgrzanej do temperatury 380°C. Zmianę siły w czasie odkształcania w matrycy przedstawiono na rysunku 3.28.



Rys. 3.28. Zmiana siły w funkcji czasu podczas kucia wyprasek z rozpylanego stopu Al5,5Cu. Gniot  $\epsilon_h \approx 60\%$  [6, 15]

W wyniku odkształcania w matrycach zamkniętych w jednozabiegowym procesie kucia, przy temperaturze 520°C i odkształceniu  $\epsilon_h \approx 30\%$ , uzyskuje się wyroby o gęstości około 0,97 gęstości teoretycznej, natomiast po dwuzabiegowym odkształcaniu ( $\epsilon_h \approx 60\%$ ) – wyroby o gęstości około 0,99 gęstości teoretycznej. Symulacja dotyczy wstępnie zagęszczonego na gorąco materiału, który posiada gęstość zbliżoną do teoretycznej. Na rysunku 3.29 przedstawiono rozkłady intensywności odkształcenia i struktury stopu Al5,5Cu po odkształceniu w matrycach zamkniętych.



Rys. 3.29. Rozkład intensywności odkształceń i struktury w stopie Al5,5Cu odkształcanym w matrycach zamkniętych w temperaturze 520°C. Powiększenie struktury 20× [6, 15]

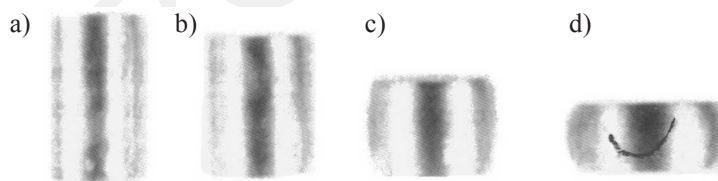
### 3.4. Modelowanie odkształcania kompozytów umocnionych cząstkami

Przy modelowaniu odkształcania materiałów kompozytowych wzmocnionych cząstkami występują dwa zagadnienia: jedno związane z płynięciem materiału w skali makro, a drugie ze zjawiskami zachodzącymi w otoczeniu cząstki wzmacniającej, czyli płynięcia materiału w mikroobszarach.

Modelowanie płynięcia tych materiałów przeprowadza się przy określonych warunkach brzegowych, a w szczególności zadanych zależnościach naprężenie – odkształcenie przy różnych prędkościach odkształcania i współczynnika tarcia. Modelowanie termomechaniczne wymaga dodatkowo określenia dla materiałów wielkości fizycznych związanych z transportem ciepła.

Analiza płynięcia materiału kompozytowego w skali makro może być przeprowadzona z zastosowaniem dostępnych programów komercyjnych, w których wykorzystuje się zależności podane na rysunku 3.6. Nie mogą być one jednak zastosowane do analizy płynięcia tych materiałów w obszarach mikro, gdzie wymagane jest rozróżnienie materiału osnowy i cząstki wzmacniającej o wielkości mikrometra.

W dalszej części podrozdziału przedstawiono wyniki z zastosowania programu CAPS-Finel v.4.62 [18] do analizy spęczania materiału kompozytowego Al-5,5% mas. SiC oraz programu z zastosowaniem metody elementów skończonych do analizy płynięcia w mikroobszarach tego materiału, otaczających cząstki wzmacniające [16,17]. Spęczanie jest jednym z zabiegów procesów kucia oraz próbą do wyznaczania granicznych odkształceń materiału. Na rysunku 3.30 pokazano próbki wykonane z materiału kompozytowego Al-5,5% mas. SiC po spęczaniu z prędkością odkształcania  $10 \text{ s}^{-1}$ .

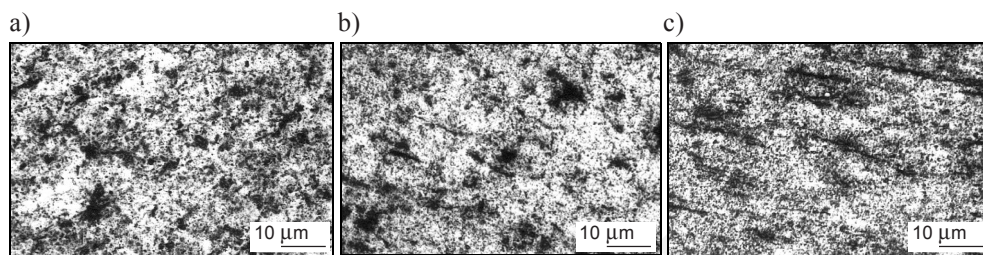


**Rys. 3.30.** Próbki z kompozytu Al-5,5% mas. SiC przed odkształceniem (a) oraz po zadanych odkształceniach logarytmicznych: b)  $\varphi_h = 0,2$ ; c)  $\varphi_h = 0,6$ ; d)  $\varphi_h = 1$  przy prędkości odkształcania  $\dot{\varphi} = 10 \text{ s}^{-1}$  w temperaturze otoczenia [4]

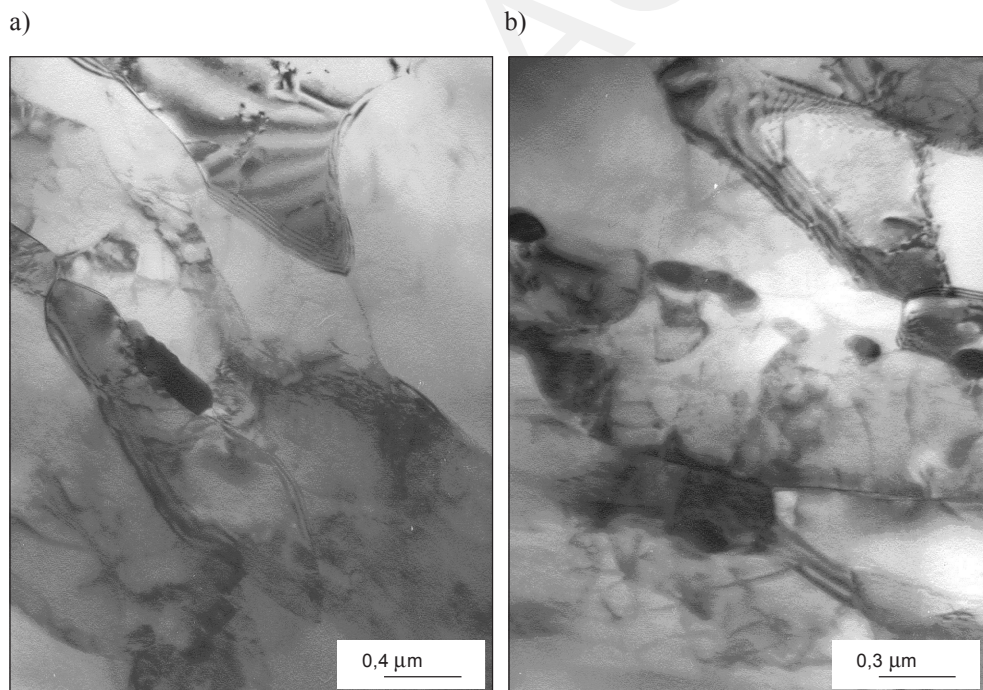
Materiał ten odkształca się bez naruszenia spójności do wielkości odkształceń logarytmicznych poniżej 1, jego strukturę przedstawiono na rysunkach 3.31 i 3.32.

W materiale odkształconym na zimno widoczna jest struktura z cechami włóknistości, szczególnie po dużych odkształceniach. W otoczeniu cząstek fazy wzmacniającej i na powierzchni rozdziału obserwuje się spiętrzenie dyslokacji, co świadczy o ich

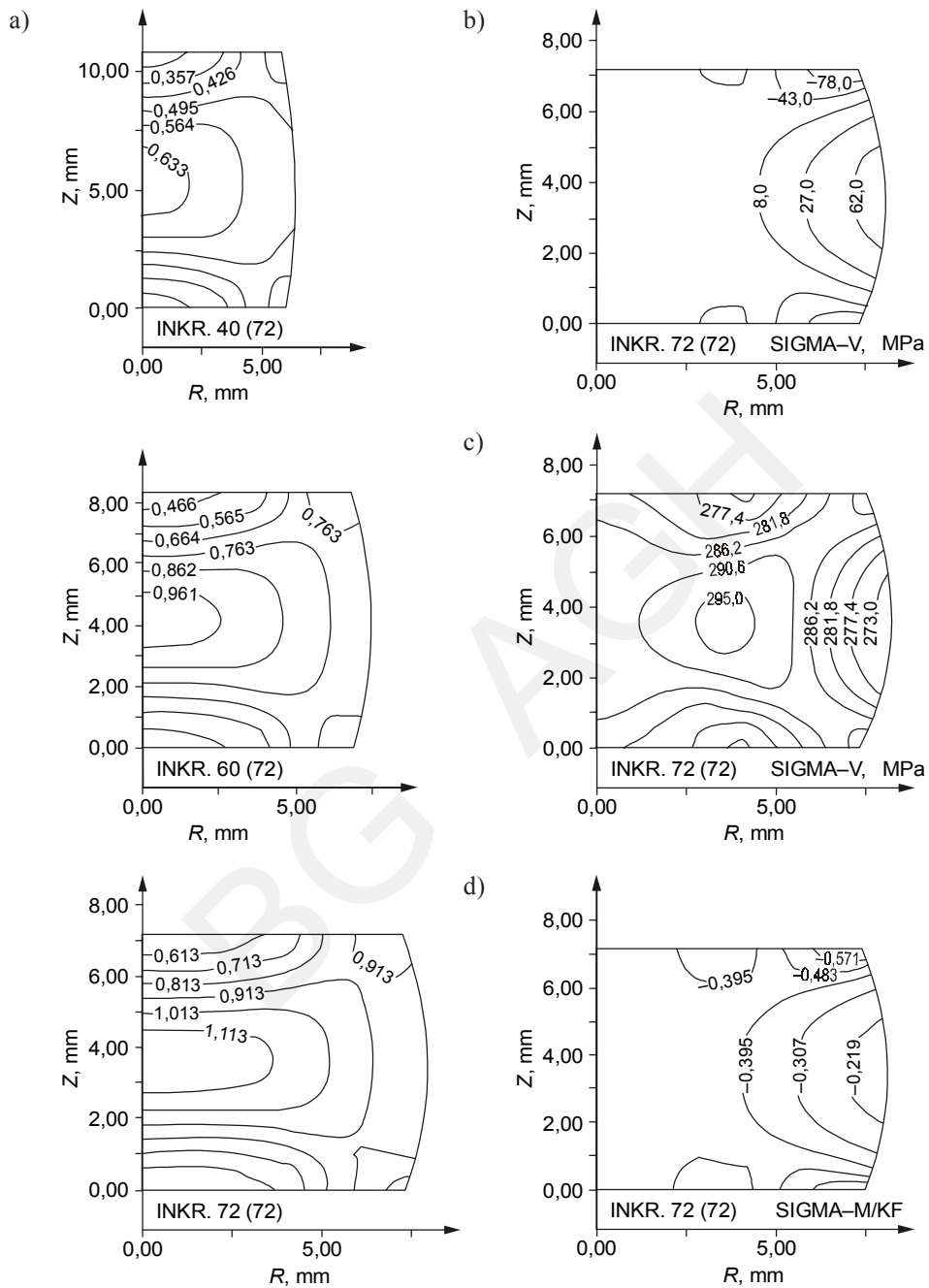
udziale w umocnieniu materiału (rys. 3.32). Wyniki symulacji płynięcia materiału podczas spęczania otrzymano z zastosowaniem programu CAPS-Finel v.4.62 [18], przy założeniu, że odkształcanie odbywa się w temperaturze  $20^{\circ}\text{C}$  z prędkością odkształcania  $\dot{\phi} = 10 \text{ s}^{-1}$  oraz przyjęciu modelu mechanicznego i współczynnika tarcia  $\mu = 0,1$ . Na rysunku 3.33 pokazano rozkłady intensywności odkształceń i naprężeń na przekroju spęczanej próbki.



**Rys. 3.31.** Struktury kompozytu Al-5,5% mas. SiC obserwowane na mikroskopie optycznym: a) materiał przed odkształceniem; b) materiał po odkształceniu na zimno z  $\varphi_h = 0,2$ ; c) materiał po odkształceniu na zimno z  $\varphi_h = 1$  [2, 4]



**Rys. 3.32.** Struktura odkształcanego na zimno kompozytu Al-5,5% mas. SiC obserwowana na transmisyjnym mikroskopie elektronowym. Materiał po odkształceniu: a)  $\varphi_h = 0,2$ ; b)  $\varphi_h = 0,6$  [2]



**Rys. 3.33.** Rozkłady: a) intensywności odkształceń; b) naprężeń stycznych; c) intensywności odkształceń; d) naprężenia średniego odniesionego do granicy plastyczności obliczone podczas symulacji spęczania kompozytu Al-5,5% mas. SiC z zastosowaniem programu CAPS-Finel [4]

Intensywności odkształceń w materiale, w końcowym etapie jego spęczania, mają wartości w zakresie od 0,613 do 1,013 (rys. 3.33a), którym odpowiadają intensywności naprężeń od 273 do 295 MPa (rys. 3.33 c). Naprężenia styczne (rys. 3.33b) są dodatnie i wynoszą od 8 do 62 MPa z wyjątkiem naroży próbki, gdzie mają wartości ujemne od -48 do -78 MPa. Są one lokalnie powyżej granicy plastyczności, która wynosi dla tego materiału 62 MPa, a dla osnowy aluminiowej 52 MPa. Sprzyja to propagacji pęknięć na poboczniczy odkształcanego materiału (rys. 3.30d). Wartości naprężenia średniego odniesione do granicy plastyczności mają znak ujemny.

Symulacja płynięcia materiału osnowy w otoczeniu cząstek fazy umacniającej jest niemożliwa do wykonania dostępnymi programami komercyjnymi, ponieważ zastosowane są w nich uśrednione charakterystyki materiału kompozytowego w postaci zależności naprężenie – odkształcenie. Do lokalnej analizy płynięcia materiału konieczna jest procedura obliczeniowa, która umożliwi śledzenie wybranego obszaru materiału kompozytowego podczas jego odkształcenia makro. Historia odkształcenia tego obszaru wykorzystana jest do analizy w mikroobszarze, w którym zdefiniowana jest osnowa i cząstka fazy wzmacniającej.

Do modelowania odkształcania w mikroobszarach kompozytów założono, że proces jest niestacjonarny, a materiał niesprężysty [2, 16, 17]. Przyjęto, że materiał kompozytowy składa się z miękkiej osnowy i cząstek o znacznie większym naprężeniu uplastyczniającym  $\sigma_p$ . Analizowano spęczanie sześcianu o założonym w nim rozmieszczeniu cząstek. Rozwiązania poszukiwano w postaci pola prędkości  $v_i$  minimalizującego funkcjonal mocy odkształcenia

$$\Pi(v_i) = \int_V \left[ \sigma_p \dot{\bar{\epsilon}} + \frac{1}{2} \Delta t H' (\dot{\bar{\epsilon}})^2 \right] dV + \int_V \frac{E \Delta t}{6(1-2\bar{\nu})} (d_{kk})^2 dV + \int_S \tau_s \Delta v dS \quad (3.2)$$

W funkcjonale (3.2) przyjęto następujące oznaczenia:

- $d_{kk}$  – tensor prędkości odkształcenia,
- $E$  – moduł Younga,
- $H'$  – moduł plastyczności,
- $S$  – powierzchnia styku materiału z narzędziem,
- $V$  – objętość kontrolowana,
- $\Delta t$  – przyrost czasu,
- $\dot{\bar{\epsilon}}$  – intensywność prędkości odkształcenia,
- $\bar{\nu}$  – współczynnik Poissona,
- $\sigma_p$  – naprężenie uplastyczniające,
- $\tau_s$  – naprężenie tarcia,
- $\Delta v$  – nieciągłości prędkości stycznej na powierzchni  $S$ .

Na powierzchni styku  $S$  odkształcanego materiału z narzędziem przyjęto warunek brzegowy  $v_n = 0$ .

Pierwsza całka funkcjonału (3.2) reprezentuje moc odkształcenia plastycznego, druga wprowadza warunek nieściśliwości, a trzecia określa moc tarcia na powierzchni styku z narzędziem. Naprężenie tarcia  $\tau_s$  zdefiniowano jako funkcję naprężenia uplastyczniającego i czynnika tarcia  $m$

$$\tau_s = \frac{m \sigma_p}{\sqrt{3}} \quad (3.3)$$

Warunek nieściśliwości zapisano w postaci funkcji kary, która jest mocą zmiany objętości, wprost proporcjonalną do modułu Younga  $E$  oraz przyrostu czasu odkształcenia  $\Delta t$  i odwrotnie proporcjonalną do współczynnika Poissona:

$$\bar{v} = v_{\max} (v_{\max} - v_0) \exp \left[ 1 - \beta \frac{\sigma_p}{\sigma_l} \right] \quad \text{dla } \sigma_p > \sigma_l \quad (3.4)$$

$$\bar{v} = v_0 \quad \text{dla } \sigma_p \leq \sigma_l$$

W równaniach (3.3) i (3.4) oznaczono:

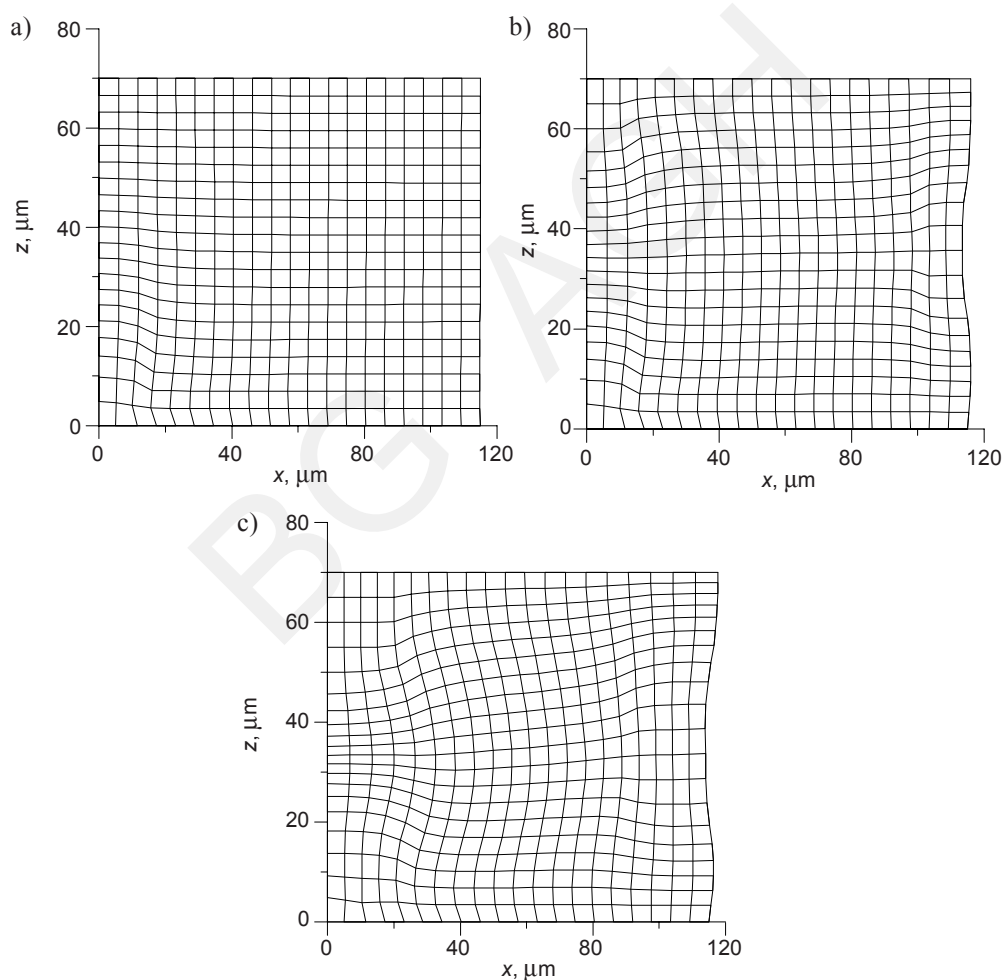
- $\beta$  – parametr skalujący współczynnik Poissona,
- $v_{\max}$  – maksymalna wartość współczynnika Poissona,
- $v_0$  – minimalna wartość współczynnika Poissona,
- $\sigma_l$  – granica proporcjonalności.

Dyskretyzację modelu matematycznego przeprowadzono metodą elementów skończonych w przestrzeni trójwymiarowej [16, 17]. Obliczenia numeryczne zrealizowano dla spęczania na zimno sześcianu o długości boku 100  $\mu\text{m}$ . Sześcian podzielono na  $20 \times 20 \times 20$  elementów, odpowiednio, w kierunkach osi układu współrzędnych  $x, y, z$ . Podział ten daje siatkę 8000 elementów o 27 783 stopniach swobody. Obliczenia przeprowadzono dla zawartości cząstek twardych 0,0125%, 0,6%, 4,8% obj. Przyjęto dla cząstek twardych naprężenie uplastyczniające  $\sigma_p = 30\,000$  MPa; natomiast dla osnowy aluminiowej – wyznaczoną w próbie spęczania krzywą umocnienia, którą aproksymowano funkcją

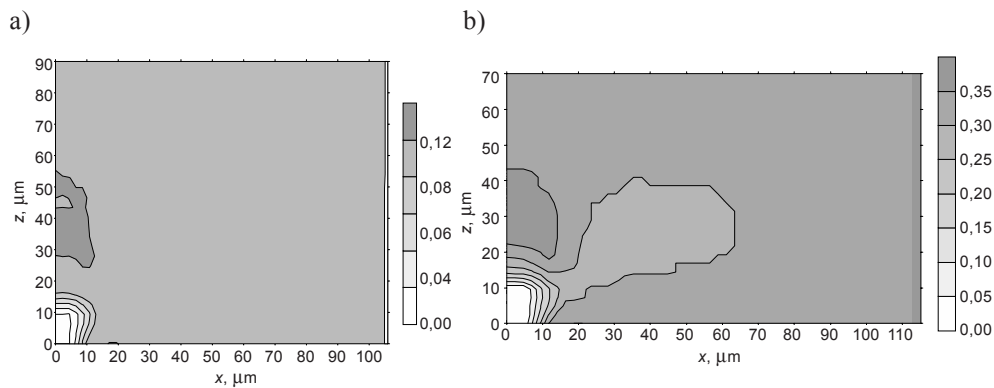
$$\sigma_p = 150,13 \varepsilon^{-0,1596} \quad (3.5)$$

Do analizy numerycznej wprowadzono kodowanie elementów, co umożliwiło przypisanie określonym elementom naprężenia uplastyczniającego o wartości przyjętej dla cząstek twardych lub osnowy. Materiał o zawartości cząstek twardych 0,0125% obj. modelowano przez wprowadzenie ośmiu elementów w narożu sześcianu, w którym przyjęto również początek układu współrzędnych kartezjańskich. Model materiału o zawartości cząstek twardych 0,6% obj. uzyskano przez wprowadzenie sześciu cząstek sześciennych, z których każda opisana jest przez ośmiu elementów. Materiał o zawartości 4,8% obj. cząstek modelowano przez wprowadzenie sześciu cząstek, z których każdą opisano za pomocą 64 elementów.

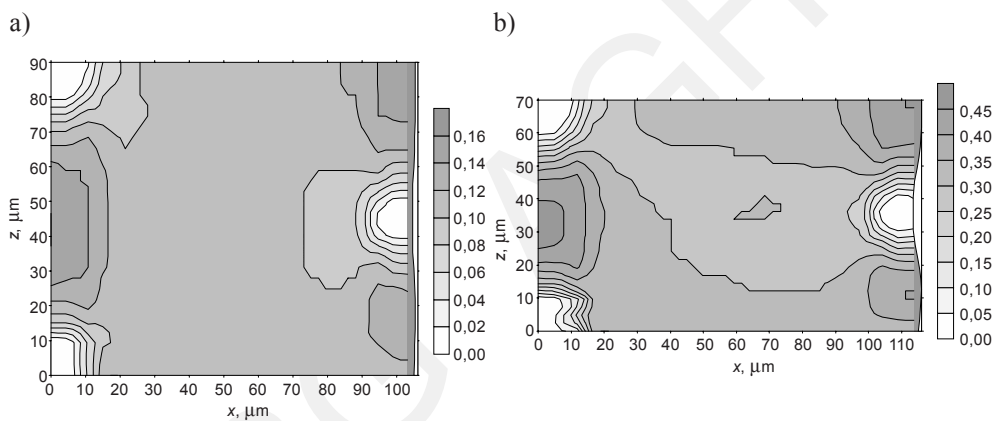
Wzrost zawartości cząstek twardych wpływa na nierównomierność odkształcenia osnowy kompozytu. Zniekształcenia siatki wokół cząstek twardych przedstawiono na rysunku 3.34, a rozkłady odkształceń w płaszczyźnie  $xz$  dla analizowanych trzech wartości gniotów względnych i trzech zawartości cząstek twardych na rysunkach 3.35–3.37. W materiale o zawartości cząstek twardych 0,0125% obj. występuje spiętrzenie odkształceń przed cząstką, w kierunku działania wypadkowej pola prędkości płynięcia materiału. Podczas odkształcania kompozytu zawierającego 0,6% obj. cząstek powstaje między nimi strefa dużych odkształceń, która rozwija się w kierunku działania wypadkowej pola prędkości. Widoczne są również strefy odkształceń mniejszych od wartości średniej w przestrzeni między cząstkami nie leżącymi w kierunku działania wypadkowej pola prędkości. Opisany schemat odkształcenia występuje wyraźnie w przypadku kompozytu o zawartości cząstek 4,8% obj.



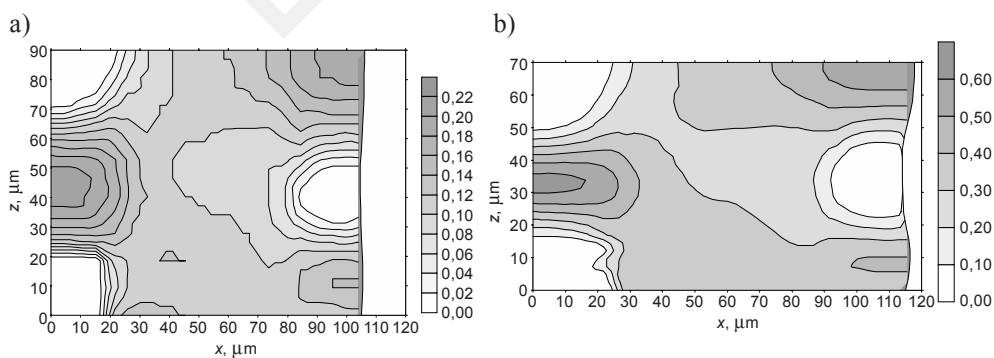
**Rys. 3.34.** Siatka elementów w płaszczyźnie  $xz$  po odkształceniu próbki sześciennej z gniotem 30%. Zawartość cząstek twardych: a) 0,0125% obj.; b) 0,6% obj.; c) 4,8% obj. [2]



**Rys. 3.35.** Rozkłady intensywności odkształcenia w płaszczyźnie  $xz$  po odkształceniu próbki sześcienniej z gniotem 10% (a) i 30% (b). Zawartość cząstek twardych 0,0125% obj. [2]



**Rys. 3.36.** Rozkłady intensywności odkształcenia w płaszczyźnie  $xz$  po odkształceniu próbki sześcienniej z gniotem 10% (a) i 30% (b). Zawartość cząstek twardych 0,6% obj. [2]



**Rys. 3.37.** Rozkłady intensywności odkształcenia w płaszczyźnie  $xz$  po odkształceniu próbki sześcienniej z gniotem 10% (a) i 30% (b). Zawartość cząstek twardych 4,8% obj. [2]



Prezentowane przykłady modelowania odkształcania spieków i kompozytów pokazują przydatność zastosowania komercyjnych i specjalistycznych programów metody elementów skończonych do analizy zjawisk podczas odkształcania tych materiałów. Występuje dobra zgodność wyników uzyskanych z symulacji oraz modelowania fizycznego. Wyniki symulacji dotyczące rozkładu odkształceń, naprężeń i temperatury w odkształcanym materiale mają duże znaczenie przy analizie jego struktury. Potwierdzają to badania metalograficzne na mikroskopie elektronowym (rys. 3.32) zjawisk w otoczeniu cząstek w materiałach kompozytowych oraz stan odkształcenia uzyskany w wyniku symulacji (rys. 3.35–3.37).

### 3.5. Literatura

- [1] Hensel A., Spittel T.: *Kraft und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren*. Leipzig, VEB Leipzig 1978
- [2] Szczepanik S. i in.: *Otrzymywanie w procesie odkształcania na gorąco materiałów kompozytowych na bazie aluminium wzmocnionych cząstkami fazy o dużej twardości*. Raport z projektu badawczego KBN nr 7 T08D 042 08, Kraków, AGH lipiec 1997
- [3] Szczepanik S.: *Bericht aus dem DAAD Studienaufenthalt am Institut für Metallformung BA Freiberg*. 18. Oktober 1997 (materiały niepublikowane)
- [4] Szczepanik S., Lehnert W.: *The formability of the Al-5,5% SiC composite obtained using P/M method*. Journal of Materials Processing Technology, 60, 1996, 703–709
- [5] Szczepanik S., Lehnert W., Fischer O.: *Deformation behaviour of hot drop-forged powder metallurgical Al-Si-based materials*. Aluminium, 76, 9, 2001, 738–742
- [6] Szczepanik S., Śleboda T.: *Wpływ warunków odkształcania na gęstość i strukturę materiałów otrzymanych z proszków stopów Al-Cu*. Materiały konferencyjne „Problemy jakości stymulatorem rozwoju technologii bezodpadowych”, Kraków 16–18 września 1999, t. II, 51–56
- [7] Szczepanik S.: *Bericht zum DAAD – Studienaufenthalt am Institut für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg*, Freiberg Oktober 2000
- [8] Szczepanik S.: *Hot extrusion of Al-Si Basis P/M Alloys*. Proc. World Congr. on Powder Metallurgy, Kyoto Nov. 2000, 851–854
- [9] Szczepanik S.: *Umformung pulvermetallurgisch hergestellter Aluminiumlegierungen durch Fließpressen*. Tagungsband MEFORM 99, Teilfertigung durch Umformen, Freiberg 24–25 März 1999
- [10] Szczepanik S.: *Formability of Al-Si based P/M materials and its application in modelling of extrusion*. NATO Advanced Research Workshop; Recent Developments in Computer Modelling of Powder Metallurgy Processes, Zavaliangos A., Laptev A. (Eds), NATO Science Series III, Computer and Systems Sciences, vol. 176, IOS Press 2001, 228–239

- [11] Szczepanik S., Fischer O., Lemke J., Lehmann G.: *Umvormverhalten und FEM-Simulation des Fließpressens der sprühkompaktierten und stranggepreßten P/M Aluminiumlegierung*. Werkstoffwoche '98, Band VI, Kopp R., Riedel H. (Eds), 1. Aufl. –Weinheim, New York, Chichester, Brisbane, Singapore, Toronto, Wiley-VCH 1999, 99–104
- [12] Szczepanik S.: *Wyciskanie wyprasek z proszków i spieków stopów aluminium*. [w:] Świątkowski K. (ed.), *Polska metalurgia w latach 1998–2002*, t. 1, Komitet Metalurgii Polskiej Akademii Nauk, Kraków, Wydawnictwo Naukowe AKAPIT 2002, 354–360
- [13] Bartoszek W.: *Wpływ konstrukcji narzędzi na płynięcie materiału podczas wyciskania półwyrobów z proszku aluminium*, Kraków, WMiM AGH 2001 (praca dyplomowa)
- [14] Rassbach S., Szczepanik S., Lehnert W., Lehmann G.: *Untersuchungen zur Herstellung von Bauteilen mit makroskopisch gradierter Werkstoffzusammensetzung durch Umformprozesse*. [w:] Wielge B., Leonhardt G. (eds), *Verbundwerkstoffe und Werkstoffverbunde*, Weinheim, Wiley-VCH Verlag GmbH 2001, 223–228
- [15] Śleboda T.: *Wpływ odkształcania na gorąco na własności stopu Al-Cu o zawartości 5,5% miedzi, otrzymanego metodą metalurgii proszków*. Kraków, AGH 1999 (praca doktorska)
- [16] Malinowski Z.: *Finite element 3-D Simulation of Metal Flow in Direct Extrusion of Bars*. *Metallurgy and Foundry Engineering*, 22, 4, 1996, 295–307
- [17] Altenbach J., Sacharov A.S.: *Die methode der finite Elemente in der Festkörpermechanik*. Leipzig, Veb Fachbuchverlag 1982
- [18] CAPS-Finel, *Das Finite-Element-Programm zur Simulation umformtechnischer Fragestellungen*. Herzogenrath, CPM GmbH BRD 1995

## ROZDZIAŁ 4

# Materiały o dużej gęstości otrzymywane z proszków, spieków metali i kompozytów

### 4.1. Materiały z proszków żelaza i jego stopów

#### 4.1.1. Własności odkształczanych na gorąco spiekanych stali

Spiekane stale w porównaniu do konwencjonalnych stali wyróżniają się następującymi cechami [1]:

- z drobnych frakcji proszku otrzymuje się wyroby o wielkości ziarna mniejszej niż w odpowiadających im składem chemicznym stalach otrzymanych w procesach metalurgicznych;
- wtrącenia są rozmieszczone równomiernie, a nie w postaci wydłużonej i skupisk, jak ma to miejsce w stalach konwencjonalnych;
- posiadają izotropowe własności;
- jako dodatki stopowe w spiekanych stalach stosuje się najczęściej molibden i nikiel, a ostatnio również chrom i mangan.

W praktyce stosowane są spiekane stale o różnym przeznaczeniu [2]. Poniżej podano zastosowanie i charakterystykę spiekanych stali.

**Ogit** – spiekana stal o małej gęstości. Po wypełnieniu porów olejem, istnieje możliwość zastosowania ich jako materiałów samosmarujących.

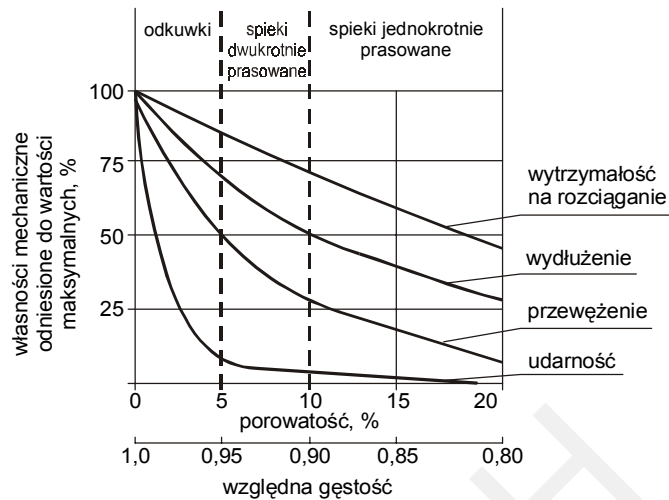
**Sista i sistadur** – grupa materiałów o dużej gęstości. Produkowane są z nich głównie wyroby przy zastosowaniu metody kucia z proszków. Sistadur jest materiałem szczególnie polecanym do obróbki cieplnej.

**Sibra** – spiekana stal, której pory wypełnione są innym metalem przez infiltrację.

**Rholit** – proszek do otrzymywania wyrobów o najwyższej gęstości. Materiał odznacza się wysoką wytrzymałością na rozciąganie oraz bardzo dobrymi własnościami dynamicznymi.

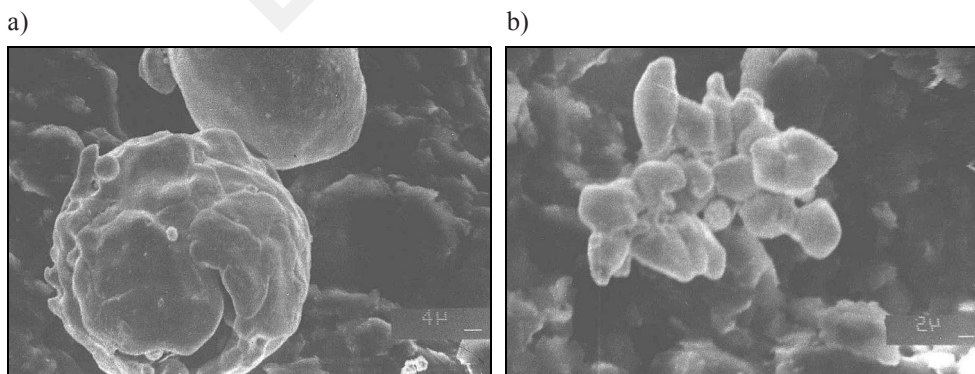
**Werhodit** – grupa spiekanych stali, która charakteryzuje się bardzo wysoką gęstością oraz bardzo dobrymi własnościami wytrzymałościowymi po obróbce cieplnej.

Na rysunku 4.1 przedstawiono zależność względnych własności mechanicznych od porowatości, uzyskiwanej w różnych procesach formowania proszków [3]. Jedynie procesy zagęszczania i odkształcania na gorąco umożliwiają uzyskanie bezporowatych wyrobów, a tym samym wysokich cech plastycznych materiału [2, 3, 4, 5].



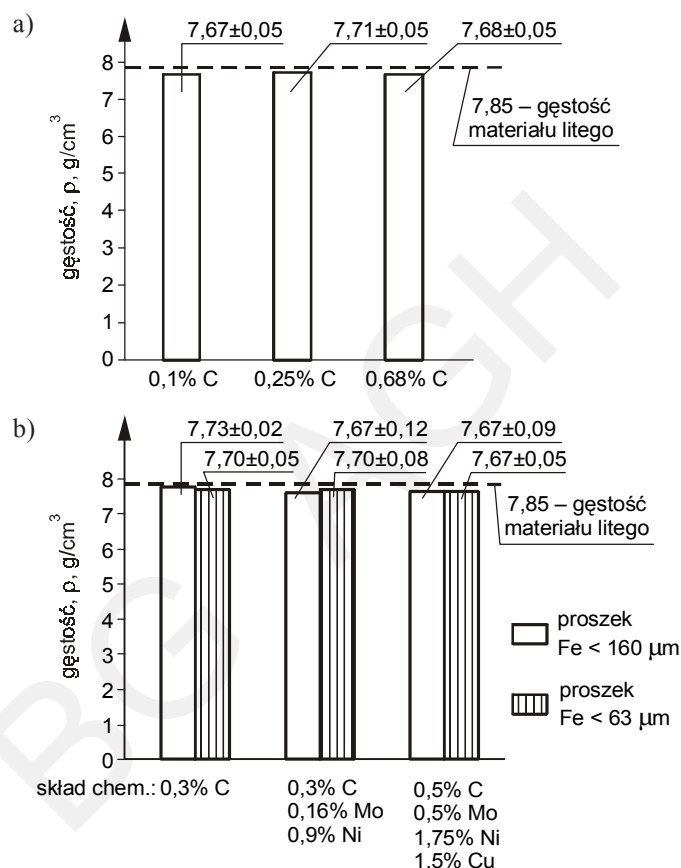
Rys. 4.1. Zależność względnych właściwości mechanicznych od porowatości wyrobów wytwarzanych z proszków metali w procesie prasowania i spiekania oraz kucia [3]

Spiekane stale o dużej gęstości i dobrych właściwościach plastycznych otrzymuje się przez kucie na gorąco porowatych przedkuwek. W pracy [4] określono parametry kucia matrycowego konstrukcyjnej stali spiekanej ze stopowego proszku żelaza Distaloy SA o względnej gęstości przedkuwek  $\rho_w = 0,8$ , tj. temperaturę kucia  $1000^\circ\text{C}$  i gniot  $\epsilon$  około 30%. Odształcanie spiekanych stali w tych warunkach umożliwia uzyskanie tworzywa o porowatości mniejszej od 3% oraz dobrych właściwościach mechanicznych. Również duże zagęszczenie tworzywa uzyskuje się podczas odkształcania w tych warunkach spiekanych na stali z rozpylanego żelaza o zawartości węgla w przedziale  $0,1 \div 0,7\%$ , z dodatkami stopowymi w postaci molibdenu (dwusiarczek molibdenu lub trójtlenku molibdenu), niklu i miedzi oraz otrzymanej z proszku żelaza WP (firmy Mannesmann). Na rysunku 4.2 przedstawiono kształty cząstek żelaza rozpylanego i elektrolitycznego proszku niklu.



Rys. 4.2. Kształty cząstek rozpylanego żelaza RFe0 (a) i elektrolitycznego proszku niklu (b) [6]

**Gęstość odkuwek.** Wpływ zawartości węgla i wielkości cząstek proszku żelaza RFe0 oraz składu chemicznego na gęstość kutych stali spiekanych pokazano na rysunku 4.3. Zawartość węgla w spiekanej stali nie ma wpływu na jej gęstość po odkształceniu. Gęstości odkuwek otrzymanych ze spiekanej stali o zawartości 0,1% węgla wynoszą  $7,67 \pm 0,05 \text{ g/cm}^3$ , o zawartości 0,25% węgla –  $7,71 \pm 0,04 \text{ g/cm}^3$  i o zawartości 0,68% węgla –  $7,68 \pm 0,06 \text{ g/cm}^3$  (rys. 4.3a).



**Rys. 4.3.** Wpływ zawartości węgla w spiekanej stali z dodatkiem 0,16% molibdenu i 0,9% niklu otrzymanej z proszku żelaza RFe0 (a) oraz składu chemicznego i wielkości cząstek proszku żelaza RFe0 (b) na gęstość materiału po kuciu w temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$  z odkształceniem  $\epsilon_h = 34\%$  [6]

Nie stwierdza się wpływu wielkości cząstek proszku żelaza na końcową gęstość (rys. 4.3b). Z mniejszych frakcji proszku żelaza otrzymano nieznacznie niższe końcowe gęstości odkuwek po odkształcaniu wyprasek w temperaturze  $1000^{\circ}\text{C}$  z gniotem ok. 34%. Obserwuje się natomiast wpływ wprowadzonych dodatków stopowych molibdenu (w postaci w postaci MoS) i miedzi, które powodują nieznaczne obniżenie gęstości wyrobów.

**Własności mechaniczne.** Własności mechaniczne kutych stali spiekanych określone po normalizowaniu, po hartowaniu i niskim odpuszczaniu oraz po ulepszeniu ciepł-

nym przedstawiono w tabelach 4.1 i 4.2. Austenitizowanie przeprowadzono zależnie od zawartości węgla w temperaturze 860°C lub 870°C w czasie 1 h. Odkuwki po wyżarzaniu chłodzono na powietrzu. Hartowanie przeprowadzono przez austenitizowanie odkuwek w temperaturze 870°C w czasie 1 h i oziębianie w oleju, a odpuszczanie w temperaturze 200°C lub 540°C w czasie 1 h. Statyczną próbę rozciągania przeprowadzono na próbkach pieciokrotnych o średnicy  $\phi$  4 mm. Własności mechaniczne determinowane są, obok końcowej gęstości, składem chemicznym spiekanej stali.

Własności plastyczne materiału w stanie normalizowanym zmieniają się ze wzrostem zawartości w nich węgla: wydłużenie zmniejsza się z 25%, przy zawartości węgla 0,1%, do 11%, przy zawartości węgla 0,68%, a przewężenie odpowiednio, z 45% do około 10%, czyli ponad 4,5 krotnie. Materiał o zawartości 0,25% C po hartowaniu i odpuszczaniu w temperaturze 200°C wykazuje cechy plastyczne na poziomie cech materiału normalizowanego, a odpuszczany w temperaturze 540°C posiada wyższe wartości przewężenia. Granica plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie rosną wraz ze wzrostem zawartości węgla w spiekanej stali.

Wielkość cząstek proszku żelaza ma wpływ na własności plastyczne materiału, przy czym drobniejszym frakcjom, mniejszym od 63  $\mu\text{m}$ , odpowiadają wyższe wartości wydłużenia i przewężenia w stanie normalizowanym. Wzrost tych własności występuje dla stopowych stali o zawartości około 0,3% węgla, 0,16% molibdenu (0,3% MoS) i 0,90% niklu oraz o zawartości około 0,5% węgla, 0,5% molibdenu, 1,75% niklu i 1,5% miedzi. Dla stali o zawartości około 0,3% węgla wpływ wyjściowej wielkości cząstek proszku żelaza jest mniejszy. Niskostopowa stal z dodatkiem miedzi, otrzymana z proszku żelaza o frakcji mniejszej od 63  $\mu\text{m}$  posiada znacznie mniejsze własności wytrzymałościowe aniżeli stal otrzymana z frakcji poniżej 160  $\mu\text{m}$ .

**Tabela 4.1**

Własności kutej stali spiekanych na osnowie proszku RFe0 o wielkości cząstek poniżej 160  $\mu\text{m}$  i poniżej 63  $\mu\text{m}$  po normalizowaniu w temperaturze 870°C w czasie 1 h [6]

Lp.	Materiał	Gęstość, g/cm <sup>3</sup>	Własności				Twardość HRB
			$R_e$ , MPa	$R_m$ , MPa	$A$ , %	$Z$ , %	
1	Fe <sub>&lt;160 <math>\mu\text{m}</math></sub> + 0,3% C	7,73	372±5	518±5	25±4	37±11	69±5
2	Fe <sub>&lt;63 <math>\mu\text{m}</math></sub> + 0,3% C	7,70	334±1	472±20	27±2	39±2	66±3
3	Fe <sub>&lt;160 <math>\mu\text{m}</math></sub> + 0,3% C + + 0,16% Mo + 0,90% Ni	7,67	302±9	472±20	24±0	33±0	72±1
4	Fe <sub>&lt;63 <math>\mu\text{m}</math></sub> + 0,3% C + + 0,16% Mo + 0,90% Ni	7,70	286±0	414±10	24±10	42±0	76±6
5	Fe <sub>&lt;160 <math>\mu\text{m}</math></sub> + 0,5% C + 0,5% Mo + 1,75% Ni + 1,5% Cu	7,67	628	1076±64	12±3	10±1	89±6
6	Fe <sub>&lt;63 <math>\mu\text{m}</math></sub> + 0,5% C + 0,5% Mo + 1,75%Ni + 1,5% Cu	7,67	437	893±5	15±2	20±9	85±5

**Tabela 4.2**

Wpływ obróbki cieplnej na własności kutech stali spiekanych [6]

Lp.	Materiał	Gęstość, g/cm <sup>3</sup>	Własności				Obróbka cieplna	
			R <sub>e</sub> , MPa	R <sub>m</sub> , MPa	A, %	Z, %		Twardość
1	Fe <sub>&lt;160 μm</sub> + 0,1% C + 0,16% Mo + + 0,90% Ni	7,67	236±14	398±25	25±1	46±4	60±7 HRB	Normalizowanie 870°C, 1 h
2	Fe <sub>&lt;160 μm</sub> + 0,25% C + 0,16% Mo + + 0,90% Ni	7,70	350±36	494±67	14±2	22±1	73±6 HRB	
3	Fe <sub>&lt;160 μm</sub> + 0,68% C + 0,16% Mo + + 0,90% Ni	7,68	557±59	859±29	12±1	10±1	83±3 HRB	
4	Fe <sub>&lt;160 μm</sub> + 0,25% C + 0,16% Mo + + 0,90% Ni	7,70	427±17	590±17	21±4	31±3	79±1 HRB	Hartowanie: austenitizowanie 870°C, 1 h, oziębienie w wodzie. Odpuszczanie: 540°C, 1 h
5	Fe <sub>&lt;160 μm</sub> + 0,68% C + 0,16% Mo + + 0,90% Ni + 1,5% Cu	7,68	684±40	975±84	12±2	8±1	97±5 HRB	
6	Fe <sub>WP&lt;200 μm</sub> + 0,25% C + 0,16% Mo + + 0,90% Ni	7,71	429±48	583±70	20±3	31±10	76±2	
7	Fe <sub>&lt;160 μm</sub> + 0,25% C + 0,16% Mo + + 0,9% Ni	7,70	419±28	581±35	20±5	22±5	80±6 HRB	Hartowanie: austenitizowanie 870°C, 1 h, oziębienie w wodzie. Odpuszczanie: 200°C, 1 h
8	Fe <sub>&lt;160 μm</sub> + 0,68% C + 0,16% Mo + + 0,9% Ni + 1,5% Cu	7,68	799±66	1090±44	4±1	9±4	29±1 HRC	
9	Fe <sub>WP&lt;200 μm</sub> + 0,25% C + 0,16% Mo + + 0,9% Ni	7,72	419±33	581±35	21±5	22±5	29±1 HRC	

Oznaczenia:

Fe<sub><160 μm</sub> – proszek żelaza RFe0 o wielkości cząstek poniżej 160 μm

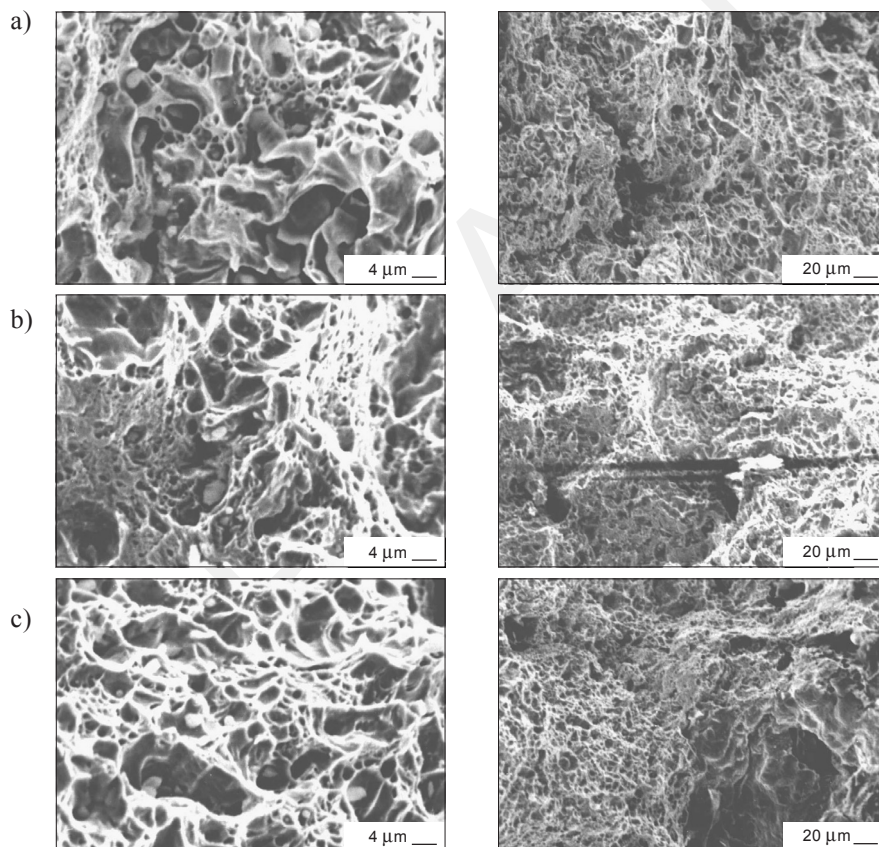
Fe<sub><63 μm</sub> – proszek żelaza RFe0 o wielkości cząstek poniżej 63 μm

Fe<sub>WP<200 μm</sub> – proszek żelaza WP (rozpylany wodą) o wielkości cząstek poniżej 200 μm

Własności mechaniczne po hartowaniu i odpuszczaniu kutej spiekanej stali z rozpylanego żelaza o frakcji mniejszej od 160  $\mu\text{m}$  oraz z proszku żelaza WP o frakcji mniejszej od 200  $\mu\text{m}$  są porównywalne. Oznacza to brak wpływu metody wytwarzania proszku na własności kutej stali spiekanej.

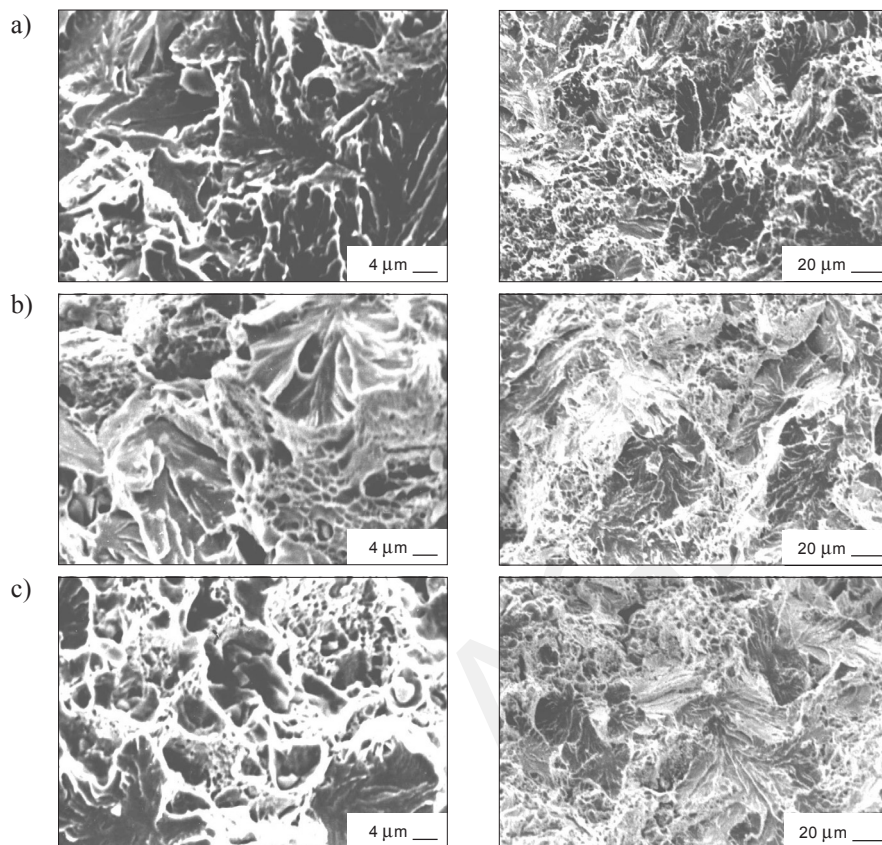
Twardość kutej stali spiekanej zależy głównie od zawartości węgla i ich obróbki cieplnej. Inne dodatki stopowe jak molibden i nikiel powodują jej wzrost. Własności mechaniczne spiekanej stali są porównywalne dla materiałów otrzymanych z rozpylanego żelaza RFe0 i proszku żelaza WP.

**Przełomy.** Powierzchnie przełomów kutej spiekanej stali po różnych zabiegach obróbki cieplnej, obserwowane przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego, przedstawiono na rysunkach 4.4 i 4.5.



**Rys. 4.4.** Fraktografie powierzchni zniszczenia w próbie rozciągania kutej stali spiekanej, o składzie 0,25% węgla, 0,15% molibdenu i 0,85% niklu otrzymanej z proszku żelaza RFe0<sub><160  $\mu\text{m}$</sub> , obserwowane na skaningowym mikroskopie elektronowym: a) po normalizowaniu 870°C, 1 h; b) po hartowaniu 870°C 1 h, oziębieniu w oleju, odpuszczaniu: 200°C, 1 h; c) hartowaniu 870°C 1 h, oziębieniu w oleju, odpuszczaniu: 540°C, 1 h [6]





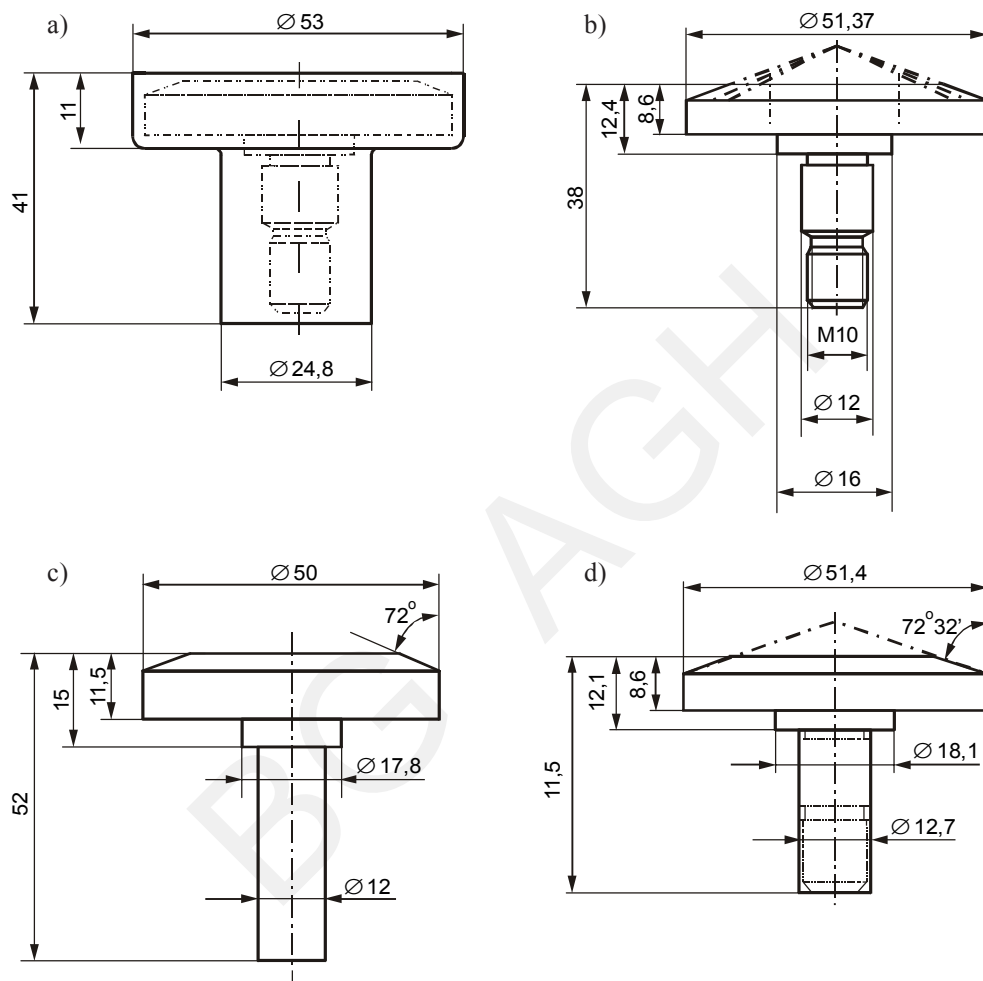
**Rys. 4.5.** Fraktografie powierzchni zniszczenia w próbie rozciągania kutej stali spiekanej, o składzie 0,68% węgla, 0,16% molibdenu i 0,85% niklu otrzymanej z proszku żelaza  $RFe0_{<160\ \mu m}$ , obserwowane na skaningowym mikroskopie elektronowym: a) po normalizowaniu: 870°C, 1 h; b) po hartowaniu: 870°C, 1 h, oziębianiu w oleju, odpuszczaniu: 200°C, 1 h; c) po hartowaniu: 870°C 1 h, oziębianiu w oleju, odpuszczaniu: 540°C, 1 h [6]

Kute spiekane stale są materiałami o dużym zagęszczeniu. Na powierzchni zniszczenia obserwuje się sporadycznie pustki w postaci porów. Przełomy mają charakter plastyczny i przechodzą przez ziarna materiału. Tylko na części powierzchni kutych stali spiekanych o wysokiej zawartości węgla 0,68% występuje przełom kruchy (rys. 4.5), który przechodzi przez nieodkształcone cząstki proszku. Powierzchnie zniszczenia materiałów obrazują dobrą jakość otrzymanych tworzyw.

#### 4.1.2. Aspekty materiałowo-technologiczne wytwarzania odkuwki ze spieków

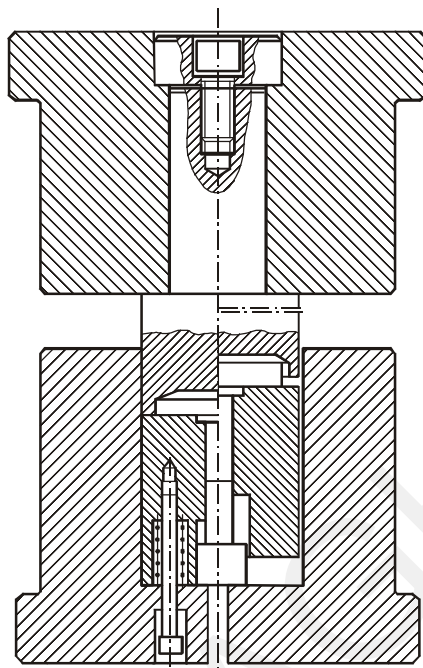
Element maszynowy wałka uzębionego, przedstawiony na rysunku 4.6, wykonywany jest przez obróbkę mechaniczną odkuwki matrycowej o masie 0,305 kg wy-

konanej z półwyrobu walcowanego. Twardość odkuwki w stanie surowym wynosi 190 HB. Element gotowy wałka ma masę 0,135 kg, a twardość na powierzchni poddanej nawęglaniu ma wynosić  $750 \pm 70 \text{ HV}_5$ .



**Rys. 4.6.** Kształt odkuwki: a) otrzymanej z półwyrobu walcowanego; b) wyrobu gotowego; c) przedkuwki spiekanej; d) odkuwki ze spieku [6, 8]

Kształtowanie odkuwki wałka uzębionego ze spiekanej przedkuwki może odbywać się przez zagęszczanie z równoczesnym odkształcaniem plastycznym. Na rysunku 4.6c pokazano kształt spiekanej przedkuwki, której masa wynosi 0,165 kg. Przy takim kształcie przedkuwki formowanie trzona odbywa się wyłącznie przez zagęszczanie, a formowanie tarczy przez zagęszczanie z udziałem plastycznego odkształcenia.

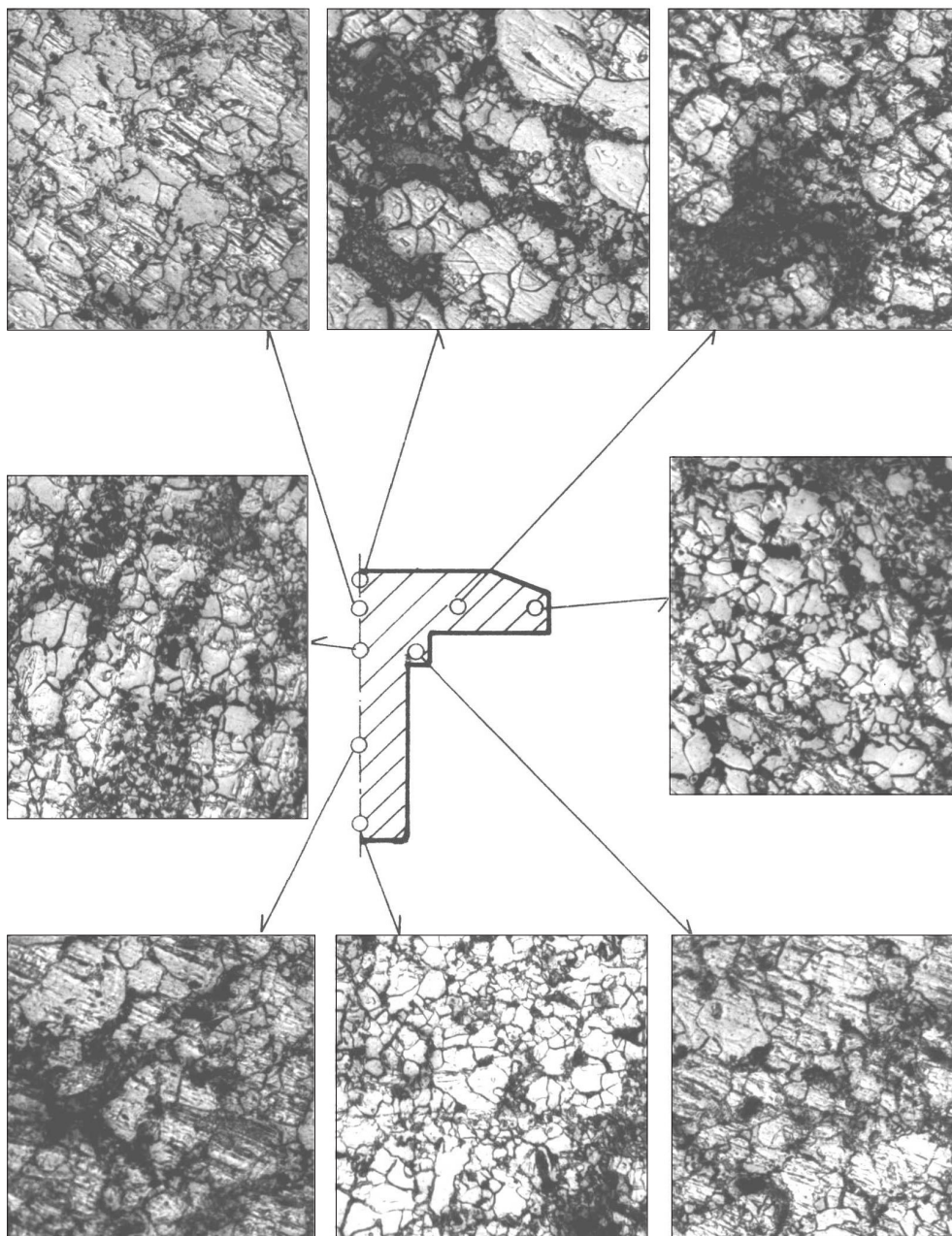


Rys. 4.7. Matryce do kucia wałka uzębionego ze spieków [8]

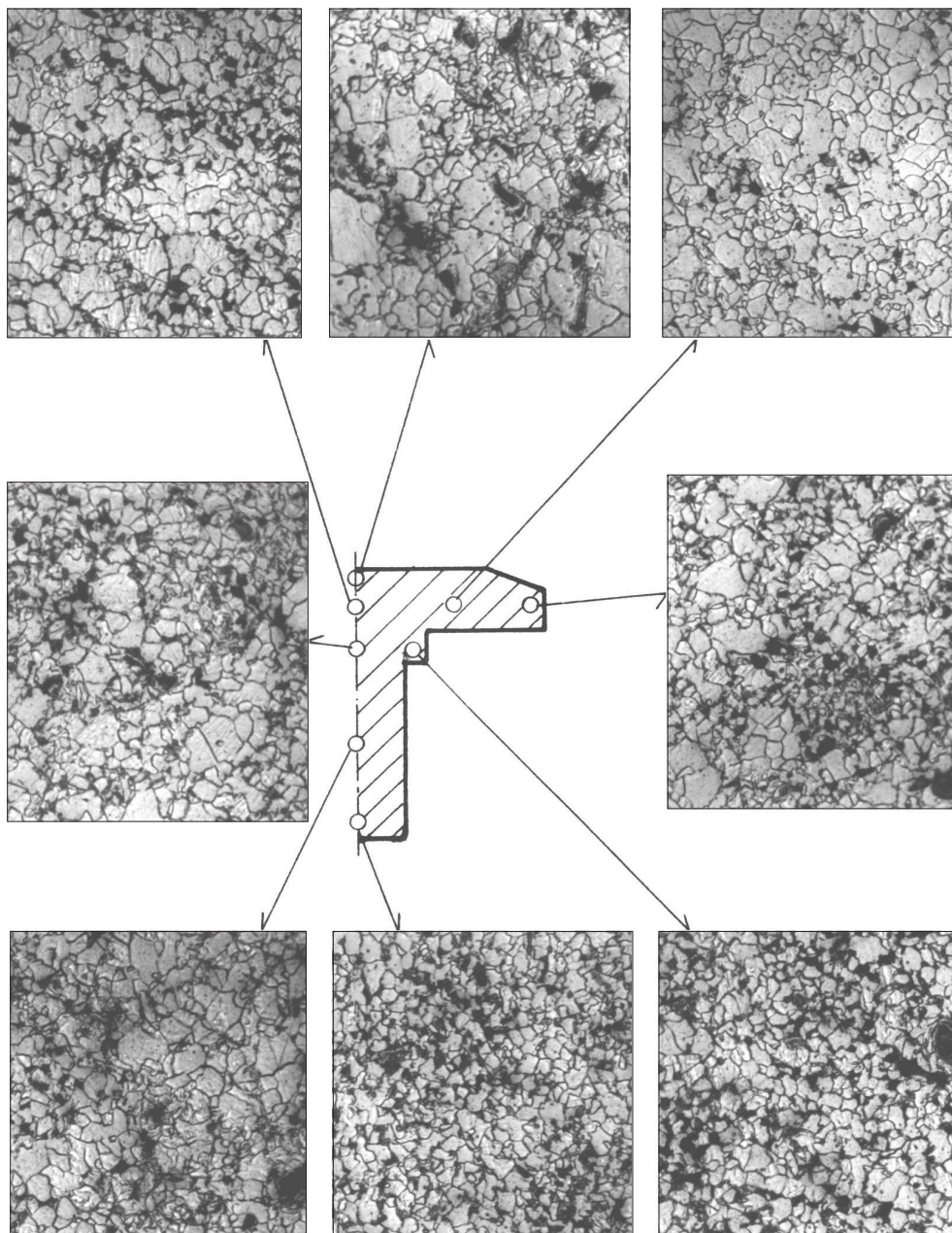
Przedkuwki wykonano ze spiekanych stali niskostopowych na osnowie proszków żelaza RFe0 i WP przez prasowanie na zimno i spiekanie w temperaturze 1150°C w czasie 2 h w atmosferze zdysocjowanego amoniaku. Kucie przeprowadzone jest na prasie śrubowej przy temperaturze 1000°C w przyrządzie przedstawionym na rysunku 4.7. Jako środek smarny zastosowano roztwór grafitu Delta 131.

Technologia ta umożliwia obniżenie zużycia materiału o 0,144 kg/szt (około 47%), w porównaniu z technologią kucia matrycowego z półwyrobów walcowanych oraz eliminuje w znacznym stopniu obróbkę mechaniczną. Gęstości odkuwek wykonanych na osnowie proszku żelaza RFe0 wynoszą  $7,70 \pm 0,20 \text{ g/cm}^3$ , a z proszku WP –  $7,72 \pm 0,03 \text{ g/cm}^3$ . Obserwacje mikroskopowe na zgładach wykonanych na przekrojach wzdłużnych odkuwek przedstawiają dużą jednorodność zagęszczenia materiału oraz występowanie rozdrobnionego ziarna w całej objętości (rys. 4.8 i 4.9).

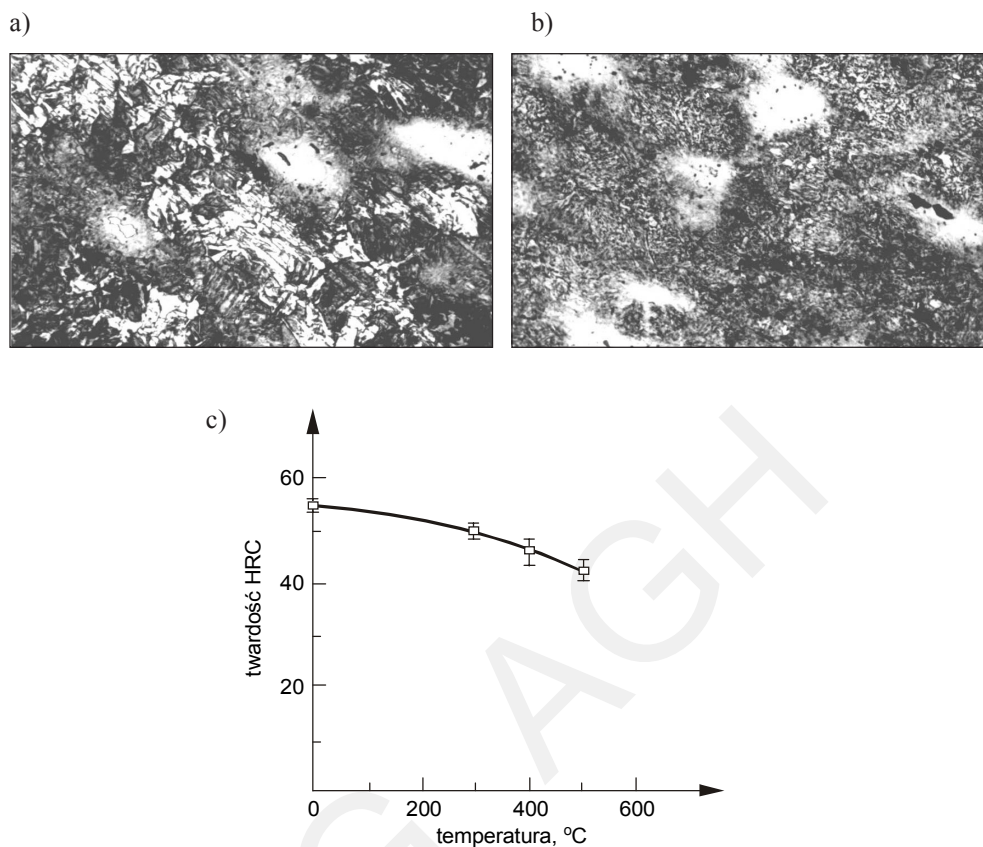
Strukturę spiekanych stali po normalizowaniu cechuje drobne ziarno w całej objętości. Twardość odkuwek po normalizowaniu wynosi  $48 \pm 3 \text{ HRB}$ . Po nawęglaniu, hartowaniu i odpuszczaniu w temperaturze 300°C kuta spiekana stal ma twardość  $50 \pm 2 \text{ HRC}$ . Struktury kutej spiekanej stali na osnowie proszku RFe0 o zawartości 0,25%C, 0,16%Mo, 0,85%Ni poddanej nawęglaniu gazowemu w temperaturze 850°C w czasie 1,5 h, przedstawiono na rysunku 4.10a, po nawęglaniu, hartowaniu (870°C, 1 h, olej) i odpuszczaniu w temperaturze 500°C w czasie 0,5 h – na rysunku 4.10b, a na rysunku 4.10c – zmianę twardości w zależności od temperatury odpuszczania.



**Rys. 4.8.** Struktury obserwowane na mikroskopie optycznym w miejscach charakterystycznych odkwyki ze spiekanej stali o zawartości 0,25% węgla, 0,16% molibdenu i 0,85% niklu otrzymanej z proszku żelaza RFe0. Gęstość odkwyki 7,70 g/cm<sup>3</sup>. Normalizowanie: 870°C, 1 h. Trawiono nitałem. Powiększenie 250× [6]



**Rys. 4.9.** Struktury obserwowane na mikroskopie optycznym w miejscach charakterystycznych odkuwki ze spiekanej stali o zawartości 0,25% węgla, 0,16% molibdenu i 0,85% niklu otrzymanej z proszku żelaza WP-200. Gęstość odkuwki 7,72 g/cm<sup>3</sup>. Normalizowanie: 870°C, 1 h. Trawiono nitałem.  
Powiększenie 250× [6]



**Rys. 4.10.** Struktura kutej spiekanej stali o zawartości 0,25% węgla, 0,16% molibdenu i 0,85% niklu otrzymanej z proszku żelaza RFe0 po nawęglaniu (a) i po ulepszeniu cieplnym (b) oraz zmiana twardości w zależności od temperatury odpuszczania w czasie 0,5 h nawęglonej powierzchni poddanej hartowaniu w temperaturze 870°C w czasie 1 h i oziębieniu w oleju (c) [6]

Własności mechaniczne spiekanych stali po kuciu i obróbce cieplnej spełniają wymagania stawiane elementom konstrukcyjnym. Nie obserwuje się znaczącego wpływu metody wytwarzania proszku materiału osnowy na gęstość i własności wyrobów otrzymanych w procesie kształtowania na gorąco.

#### 4.1.3. Literatura

- [1] Weber M.: *Pulvergeschmiedete Pleuel-Dynamische Eigenschaften und wirtschaftliche Betrachtungen*. Informacja firmowa
- [2] *Sintermetallwerk Krebsöge – Werkstoffe für Sinterformteile*. Informacja firmowa
- [3] Bockstiegel G.: *Bisherige Entwicklung und gegenwertiger Stand der Sinterschmiedetechnik*. Powder Metallurgy International, vol. 18, No. 2, 1986, 93–100

- [4] Szczepanik S.: *Wpływ parametrów kucia matrycowego na własności fizyczne i mechaniczne stali spiekanych*. Kraków, AGH 1979 (praca doktorska)
- [5] Gogółka Z.: *Physical and Mechanical Properties of Die Forgings Made of Sintered 25 Steel*. Metalurgia i Odlewnictwo, t. 7, z. 2, 1981, 203–213
- [6] Szczepanik S.: *Teoretyczne i technologiczne aspekty kucia spiekanych stali*. ZN AGH Metalurgia i Odlewnictwo, z. 137, 1991
- [7] Szczepanik S.: *Kucie spiekanych stali*. Hutnik, nr 7, 1990, 151–155
- [8] Praca badawcza w Instytucie Metalurgii AGH nr 2.351.131, Kraków 1987

## 4.2. Materiały z proszków na ośniewie aluminium

### 4.2.1. Klasyfikacja stopów aluminium

Stopy aluminium dzieli się na dwie grupy:

- 1) stopy do przeróbki plastycznej,
- 2) stopy odlewnicze.

Podział między tymi grupami stopów określa maksymalna, graniczna zawartość w roztworze stałym dodatkowego składnika rozpuszczonego przy temperaturze eutektycznej. Z zestawienia zmian własności technologicznych i z wykresu równowagi stopów o ograniczonej rozpuszczalności składników wynika, że stopy o zawartości dodatku stopowego mniejszej od granicznej jego rozpuszczalności w stanie stałym przy wysokiej temperaturze mają, przy tej temperaturze, największą plastyczność i najmniejszą wytrzymałość, a w związku z tym, dużą podatność na przeróbkę plastyczną. Występowanie struktury eutektycznej w stopie zmniejsza bardzo znacznie jego plastyczność, podatność do tłoczenia, walcowania i kucia, przy pewnej zaś, zazwyczaj niezbyt dużej, zawartości eutektyki taka przeróbka staje się w ogóle nie możliwa. Największą rzadkopłynność wykazują stopy, które krystalizują przy stałej temperaturze. Gdy zawartość składnika przy określonej temperaturze przekracza graniczną jego rozpuszczalność w metalu podstawowym, rzadkopłynność stopu gwałtownie rośnie. Ogólna objętość porów skurczowych, jak: pustki międzykrystaliczne, jamy i pęcherze, które powstają podczas krzepnięcia odlanego stopu, zmienia się w sposób ciągły. Ich postać zależy od zakresu temperatur krystalizacji. Gdy ten zakres jest duży, pory skurczowe są prawie zawsze drobne i rozmieszczone w całym przekroju odlewu.

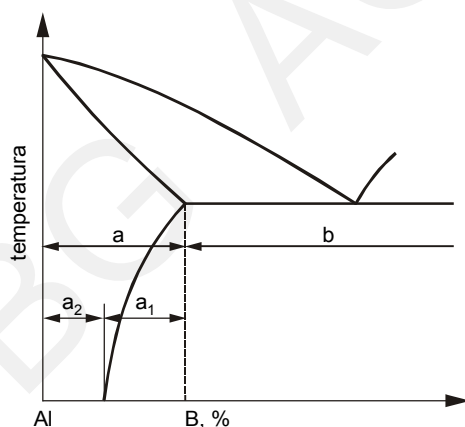
Gdy zakres temperatur krzepnięcia jest równy zero, krzepnięcie metali czystych i stopów eutektycznych odbywa się przy stałej temperaturze, wówczas zamiast rozproszonych porów powstaje w metalu większa, skupiona jama usadowa. Stosując przy odlewaniu metalu do wlewnic odpowiednie nadstawki, można spowodować umiejscowienie się jamy wewnątrz nadlewu i tym samym otrzymać odlew o dużej zwartości i ściślej budowie. Zawartość dodatkowych składników w stopach odlewniczych powinna być większa od granicznej rozpuszczalności danego składnika w metalu podstawowym, np. aluminium, przy wysokiej temperaturze.

Wynika to z następujących przyczyn:

- w odlanym i nie wyżarzonym przedmiocie powstają duże i nieuniknione naprężenia własne, trzeba więc nadać mu wystarczającą wytrzymałość, aby na skutek tych naprężeń nie wystąpiły pęknięcia;
- większa zawartość składnika, przekraczająca graniczną rozpuszczalność w stanie stałym, zwiększa rzadkopłynność stopu.

Stopy aluminium można podzielić, opierając się na wykresie równowagi, na podatne do przeróbki plastycznej – zakres „a” na rysunku 4.11 i odlewnicze – zakres „b” na rysunku 4.11. Zawartość mieszaniny eutektycznej w strukturze stopów odlewniczych nie powinna być zbyt duża, nie większa od 15 do 20% objętości, ponieważ pogarsza ona własności mechaniczne i niektóre własności technologiczne stopu.

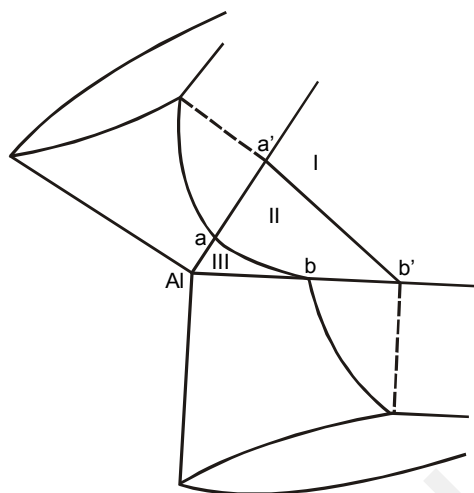
Zastosowanie obróbki cieplnej do odlewniczych stopów aluminium zwiększa ich wytrzymałość i twardość, lecz stopień utwardzenia jest tym mniejszy, im większa jest w stopie zawartość dodanych składników stopowych, tj. im więcej występuje w jego strukturze mieszaniny eutektycznej. Stopy do przeróbki plastycznej dzielą się na stopy, które w wyniku obróbki cieplnej utwardzają się – stopy w zakresie „a<sub>1</sub>” na rysunku 4.11 oraz stopy nie nadające się do utwardzania dyspersyjnego – zakres „a<sub>2</sub>” na rysunku 4.11.



**Rys. 4.11.** Klasyfikacja podwójnych stopów aluminium na podstawie wykresu równowagi układu Al-B (B – składnik dodatkowy w stopie na osnowie Al) [1]

Teoretyczną granicą między tymi dwoma grupami stopów powinna być graniczna zawartość rozpuszczonego składnika w roztworze stałym przy temperaturze pokojowej. Jednak w stopach zawierających dodatki stopowe w ilości niewiele większej od wartości granicznej, nie osiąga się w praktyce utwardzenia podczas obróbki cieplnej z powodu małej ilości fazy utwardzającej. Na rysunku 4.12 przedstawiono klasyfikację stopów potrójnych na stopy odlewnicze i stopy do przeróbki plastycznej oraz tych ostatnich na stopy utwardzalne i nieutwardzalne przez obróbkę cieplną.





**Rys. 4.12.** Klasyfikacja trzyskładnikowych stopów aluminium na podstawie wykresu równowagi układu potrójnego (pokazano część wykresu odpowiadającą stopom bogatym w Al). Grupy stopów odpowiadają punktom w obszarach I, II i III. Obszar I (powyżej linii a'b') – stopy odlewnicze; obszar II (między liniami a'b' i ab) – stopy przerabiane plastycznie i obrabiane cieplnie w celu utwardzenia; obszar III – stopy przerabiane plastycznie, a nie obrabiane cieplnie [1]

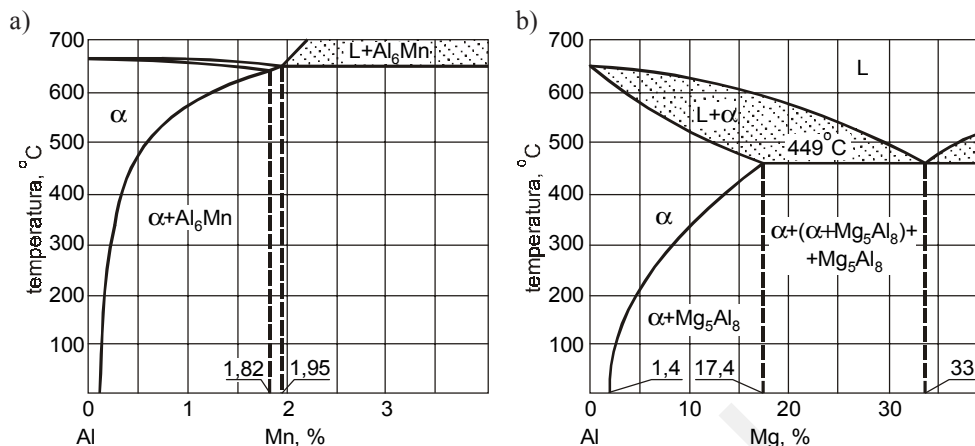
#### 4.2.1.1. Stopy aluminium do przeróbki plastycznej utwardzane dyspersyjnie

Stopy tej grupy cechuje dość mała wytrzymałość, niewiele większa od wytrzymałości aluminium, duża plastyczność i odporność na korozję. Stosuje się je w przypadkach, gdy wymagana jest duża plastyczność, np. na wyroby otrzymywane metodą głębokiego tłoczenia lub matrycowania. Do omawianej grupy stopów należą stopy układu Al–Mn, tzw. stopy typu AlMn (PA1) oraz stopy układu Al–Mg o znaku Amr (PA2).

Chociaż w układzie Al–Mn (rys. 4.13) występuje zmienna rozpuszczalność związku międzymetalicznego  $Al_6Mn$  w aluminium, to jednak wskutek zawartości żelaza, które jest nieuniknionym zanieczyszczeniem stopu, tworzy się związek potrójny  $Al_6(Mn,Fe)$  nierozpuszczalny w osnowie aluminiowej.

W odróżnieniu od innych pierwiastków mangan polepsza odporność stopu aluminium na korozję. Dlatego stopy aluminium z manganem przewyższają czyste aluminium pod względem wytrzymałości i odporności na korozję.

Stopy z układu Al–Mg zawierające do 1,4% Mg nie utwardzają się wskutek obróbki cieplnej (rys. 4.13b). Przy zawartości magnezu powyżej 3% utwardzenie jest możliwe, lecz skuteczność tego zabiegu jest niewielka. Z innych jednak względów magnez jest pożytecznym składnikiem stopów aluminium, powodując polepszenie odporności na korozję przy jego zawartości nie większej od 3% oraz zmniejszenie gęstości stopu aluminium i zwiększenie jego wytrzymałości bez zmniejszenia plastyczności. Dlatego stopy aluminium z magnezem znalazły zastosowanie jako lżejsze i bardziej wytrzymałe niż czyste aluminiowe materiały konstrukcyjne.



Rys. 4.13. Wykresy równowagi: a) układu Al–Mn; b) układu Al–Mg [1]

#### 4.2.1.2. Duraluminium oraz inne stopy do przeróbki plastycznej utwardzane dyspersyjnie

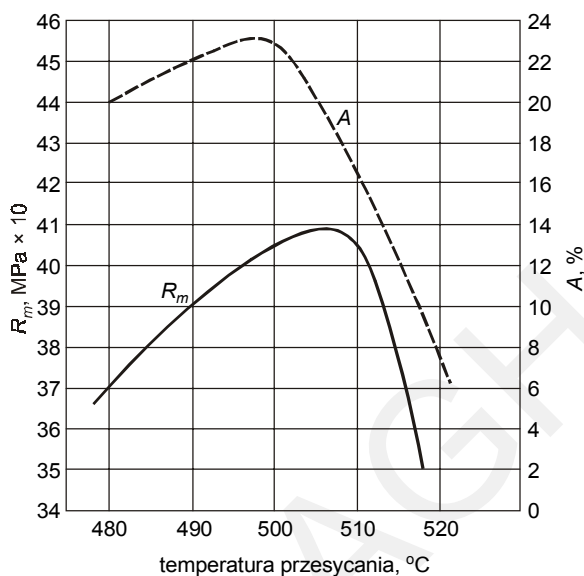
Spośród stopów aluminium przerabianych plastycznie i obrabianych cieplnie w celu utwardzenia najbardziej rozpowszechniony jest duraluminium. Zawiera on około 4% miedzi i po 1% magnezu i manganu, jak również żelazo i krzem. W skład duraluminium wchodzi zatem najmniej sześć składników: aluminium, miedź, magnez, mangan, krzem i żelazo. Głównymi jednak dodatkami są miedź i magnez. Dlatego też stop ten można zaliczyć do stopów układu Al–Cu–Mg. Krzem i żelazo są składnikami, które dostają się do duraluminium wskutek niedostatecznej czystości aluminium, będącego podstawowym składnikiem osnowy stopu.

Mangan dodaje się do duraluminium, podobnie jak i do innych stopów aluminium, głównie w celu zwiększenia odporności na korozję. Wymienione składniki duraluminium tworzą różne fazy międzymetaliczne. Niektóre z tych faz, jak  $\text{CuAl}_2$ , faza S,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , rozpuszczają się w aluminium, a więc umożliwiają starzenie stopu, inne natomiast, jak związki międzymetaliczne żelaza i manganu, są nierozpuszczalne.

Struktura duraluminium w stanie wyżarzonym składa się z ziarn roztworu stałego i wtórnych wydzieleni różnych związków międzymetalicznych. Podczas przesycania od optymalnych temperatur wynoszących około 500°C przeważająca część związków międzymetalicznych  $\text{CuAl}_2$  i  $\text{MgSi}$  rozpuszcza się w aluminium, a związki żelaza pozostają nie rozpuszczone. Wskutek tego struktura stopu w stanie przesyconym składa się z roztworu stałego na osnowie aluminium oraz nie rozpuszczonych związków żelaza. Nagrzewanie do temperatur wyższych niż 500÷520°C powoduje nadtopienie na granicach ziarn, a podczas następnego chłodzenia z utworzonej fazy ciekłej tworzy się mieszanina eutektyczna.

Własności mechaniczne stopu po końcowej obróbce cieplnej, tj. po przesycaaniu i utwardzaniu wydzieleniowym, zależą od temperatury przesycaania (rys. 4.14). Podwyż-

szczenie tej temperatury powoduje rozpuszczenie się większej ilości faz międzymetalicznych, otrzymuje się zatem roztwór stały bardziej przesycony, a po utwardzaniu wydzielonym większą wytrzymałość stopu.



Rys. 4.14. Własności mechaniczne duraluminiumu po przesycaeniu i starzeniu w zależności od temperatury przesycaenia [1]

Stąd bardzo ważne jest dokładne przestrzeganie podczas obróbki cieplnej odpowiednich temperatur przesycaenia. Przy obróbce cieplnej duraluminiumu wahania temperatur przesycaenia nie powinny być większe od  $\pm 3$  do  $4^\circ\text{C}$ . Duraluminium należy do stopów aluminium, których starzenie przebiega samorzutnie. Wykazuje on najlepsze własności mechaniczne po starzeniu samorzutnym trwającym 5–7 dni.

Obróbka cieplna duraluminiumu polega na przesycaeniu od temperatury około  $500^\circ\text{C}$  (oziebianie w wodzie) i następnym samorzutnym starzeniu, czyli wyroby z tych stopów należy uważać za gotowe dopiero po upływie 5–7 dni od chwili przesycaenia.

Wskutek małej odporności duraluminiumu na korozję poszukuje się sposobów jego ochrony przed działaniem środowisk korodujących. Najczęściej stosuje się w tym celu platerowanie duraluminiumu czystym aluminium – odlany wlewki z duraluminiumu owija się blachą aluminium i walcuje na gorąco. Podczas walcowania następuje zgrzewanie aluminium z duraluminiumem.

Odporność na korozję duraluminiumu platerowanego jest taka sama jak czystego aluminium. Według warunków technicznych grubość warstwy ochronnej z aluminium wynosi od 4 do 8% grubości platerowanej blachy lub średnicy drutu, pręta. Nałożenie na duraluminium warstwy czystego aluminium, mającego mniejszą wytrzymałość niż duraluminium, pogarsza własności mechaniczne półwyrobu jako całości.

Obecnie produkuje się różne gatunki duraluminium. Stop PA6 jest to tzw. duraluminium zwykłe. Fazami utwardzającymi w tym stopie są fazy: S i  $\text{CuAl}_2$ . Gatunki duraluminium PA8 i PA7, tzw. superduraluminy, mają w porównaniu z duraluminium zwykłym nieco odmienny skład chemiczny.

Duraluminium PA8 zawiera nieco więcej miedzi, a PA7 – więcej magnezu. W pierwszym z nich podstawową fazą utwardzającą jest związek  $\text{CuAl}_2$ , a w drugim – faza S. Stopień nasycenia roztworu stałego podczas wygrzewania przy przesycaaniu jest w obu tych stopach większy niż w duraluminium PA6. Po obróbce cieplnej obejmującej przesycaanie i starzenie ich wytrzymałość jest również większa niż stopu PA6.

W tabeli 4.3 podano własności mechaniczne wybranych gatunków duraluminium, a w tabeli 4.4 warunki ich obróbki cieplnej.

**Tabela 4.3**  
Własności mechaniczne duraluminów [1]

Gatunek duraluminu	Stan	$R_m$ , MPa	$R_e$ , MPa	$A$ , %	$Z$ , %	HB
PA6	wyżarzony	210	110	18	58	45
	przesycony i starzony	420	240	15	35	45
PA8	wyżarzony	220	110	15	48	50
	przesycony i starzony	460	300	15	–	105
PA7	wyżarzony	220	110	18	55	50
	przesycony i starzony	470	320	17	30	105

**Tabela 4.4**  
Warunki obróbki cieplnej duraluminów [1]

Gatunek duraluminu	Obróbka zmiękczająca	Obróbka utwardzająca			
	wyżarzanie	przesycaanie		starzenie	
	temperatura, °C	temperatura, °C	ośrodek chłodzący	temperatura, °C	Czas, dni
PA6	340÷370	495÷505	woda	20	> 4
PA8	340÷370	498÷503	woda	20	> 4
PA7	340÷370	490÷500	woda	20	> 4

Z tabeli 4.4 wynika, że dla zwykłego duraluminium wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  osiąga wartość 420 MPa, a dla duraluminium o wysokiej wytrzymałości – 470 MPa.

Znacznie większą wytrzymałość można uzyskać w stopach aluminium, które oprócz miedzi i magnezu zawierają również cynk jako jeden z głównych dodatków, tj. w stopach układu Al–Cu–Mg–Zn.

#### 4.2.1.3. Stopy aluminium na odkuwki i wyroby tłoczone

Wiele części konstrukcyjnych, np. łopatkę śrubowe, wykonuje się ze stopów aluminium, stosując kucie. Wymaga się wówczas od stopu oprócz dobrych własności mechanicznych również dużej plastyczności na gorąco. W tych przypadkach stosuje się albo duraluminium o zwykłym składzie, które oznacza się przez PA6 (AK1), albo inne stopy zbliżone do duraluminium pod względem składu chemicznego, jak PA31 (AK6) lub PA33 (AK8). Skład chemiczny tych stopów oraz ich własności mechaniczne zestawiono w tabelach 4.5 i 4.6.

**Tabela 4.5**  
Skład chemiczny stopów typu PA (AK) [1]

Gatunek stopu	Zawartość pierwiastków stopowych, %				
	Cu	Mg	Mn	Si	Fe
PA6 (AK1)	3,8÷4,8	0,4÷0,8	0,4÷0,8	< 0,7	< 0,7
PA31 (AK6)	1,8÷2,6	0,4÷0,8	0,4÷0,8	0,6÷1,2	< 0,6
PA33 (AK8)	3÷5	0,3÷0,7	0,5÷1,1	0,5÷1,1	< 1,0
AK5	0,2÷0,6	0,5÷0,8	0,15÷0,35	0,6÷1,2	< 0,8

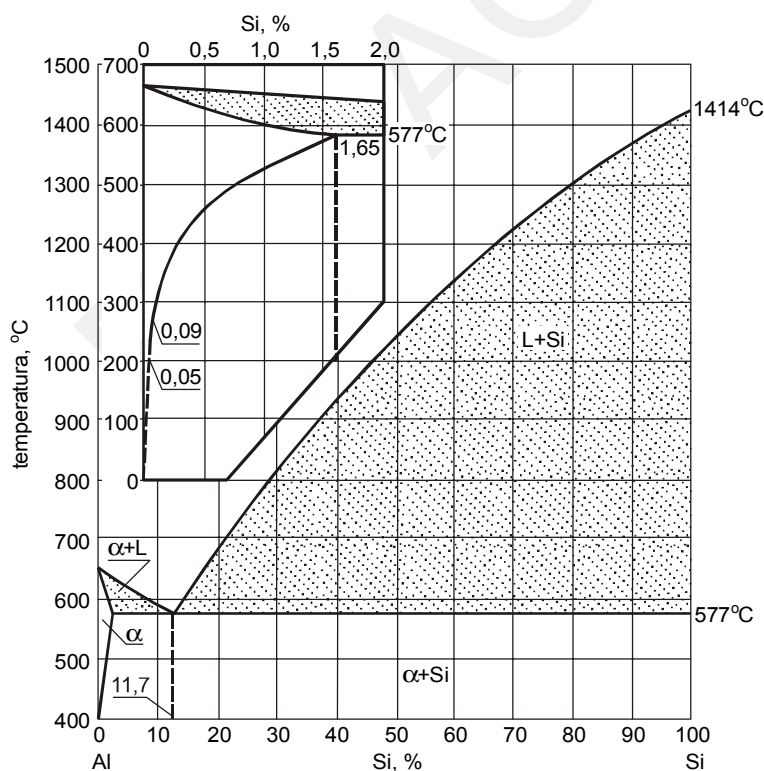
**Tabela 4.6**  
Własności mechaniczne stopów PA [1]

Gatunek stopu	Obróbka cieplna	Przeróbka plastyczna na gorąco	$R_m$ , MPa	$A$ , %	HB
PA6 (AK1)	przesycanie i samorzutne starzenie	tłoczenie kucie	380	10	90
			360	8	90
PA31 (AK6)	przesycanie i przyspieszone starzenie	tłoczenie kucie	360	7	95
			340	5	95
PA33 (AK8)	przesycanie i przyspieszone starzenie	tłoczenie kucie	460	10	–
			440	8	130
AK5	przesycanie i przyspieszone starzenie	tłoczenie kucie	280	10	85
			300	12	85

Spośród tych stopów największą plastycznością odznacza się stop AK5, z którego wykonuje się tłoczone lub matrycowane części o złożonych kształtach, np. kadłuby silników. W porównaniu z duraluminium własności mechaniczne tych stopów są nieco gorsze. Różnica we własnościach jest następstwem bardziej drobnoziarnistej struktury duraluminium w postaci blachy, rur, kształtowników i innych podobnych półwyrobów. Stopy grupy AK obrabia się cieplnie w zbliżonych warunkach. Po starzeniu przyspieszonym stopy te uzyskują zazwyczaj lepsze własności niż po starzeniu samorzutnym.

#### 4.2.1.4. Siluminy oraz inne stopy aluminium na odlewy kształtowe

Do grupy stopów aluminium zwanych siluminami należą stopy o dużej zawartości krzemu. Są one najbardziej rozpowszechnione jako odlewnicze stopy aluminium stosowane na odlewy dla przemysłu samochodowego i lotniczego. Jako stopy odlewnicze używane są, oprócz siluminów, również stopy aluminium z miedzią, manganem i cynkiem, lecz zastosowanie tych stopów jest mniejsze. Stopy większości układów podwójnych Al-Cu, Al-Mg, i innych o składzie eutektycznym, mają niewystarczające własności mechaniczne. Stopy z układu Al-Si są pod tym względem lepsze (rys. 4.15).



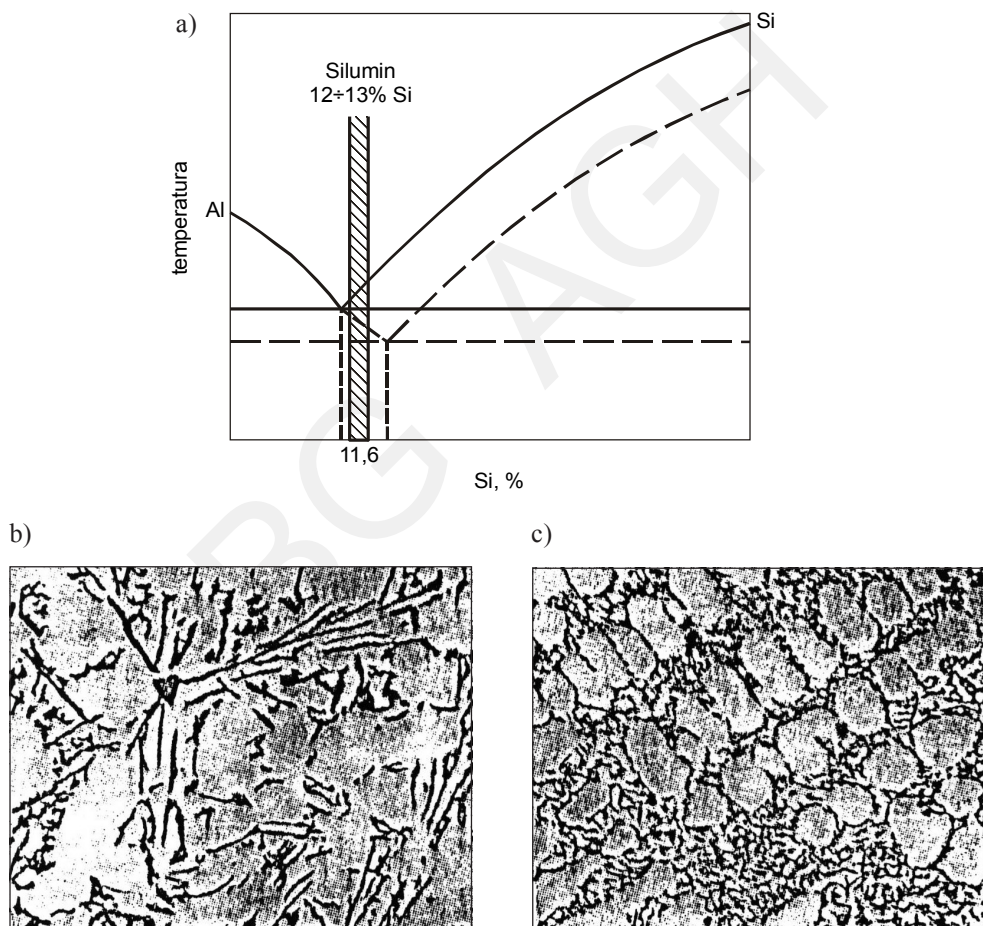
Rys. 4.15. Wykres równowagi układu Al-Si [1]

Eutektyka tego układu zawiera niewiele krzemu, a własności mechaniczne stopu eutektycznego są dość dobre, zwłaszcza gdy stop jest modyfikowany. Korzystne połączenie dobrych własności odlewniczych, siluminów, w tym lejności i mechanicznych, spowodowało ich szerokie zastosowanie. Obecnie stało się możliwe odlewanie części o bardzo złożonych kształtach i dużym obrysie.

W wyniku odlewania otrzymuje się odlewy o dużej dokładności wymiarów, często bez dodatków na obróbkę skrawaniem. Takie wyniki osiąga się dzięki stosowaniu metod odlewania precyzyjnego, odlewania do form trwałych lub skorupowych, odlewania pod ciśnieniem. Stop w postaci odlewu ma gęstość zbliżoną do gęstości stopu przerobionego plastycznie, co osiąga się przez zastosowanie krystalizacji pod ciśnieniem oraz wielu innych ulepszeń. Zastosowanie obróbki cieplnej odlewów ze stopów aluminium polepsza znacznie ich własności mechaniczne. Dla odlewniczych stopów aluminium dwukrotne zwiększenie wytrzymałości i wydłużenia jest zwykle wynikiem osiąganym przez zastosowanie przesycań z następnym przyspieszonym starzeniem. W porównaniu z obróbką cieplną stopów aluminium przerabianych plastycznie w procesie obróbki cieplnej odlewów występują pewne odrębne właściwości, wynikające z różnicy składu chemicznego oraz z tego, że stopy w postaci odlewanej mają strukturę o większym ziarnie niż stopy przerobione plastycznie. Podczas przesycań stopów w postaci odlewanej należy je nagrzewać zazwyczaj do temperatury nieco wyższej niż stopy przerabiane plastycznie i dłużej wygrzewać odlewy przy tej temperaturze. Wynika to z konieczności rozpuszczenia dużych cząstek związku międzymetalicznego, rozmieszczonych przeważnie na granicach ziarn i wyrównania składu chemicznego w całej objętości ziarna. Stopy odlewnicze prawie wcale nie podlegają starzeniu samorzutnemu; uzyskują one maksymalną wytrzymałość po starzeniu przyspieszonym, trwającym 10–20 h przy temperaturze w zakresie od 150 do 180°C.

Utwardzenie odlewniczych stopów aluminium następuje, podobnie jak stopów przerabianych plastycznie, wskutek rozpuszczenia związków międzymetalicznych takich, jak:  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ , fazy S,  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  i innych, oraz wytworzenia w wyniku przesycań roztworu stałego przesyconego. Obróbka cieplna polepsza jednocześnie wytrzymałość i ciągliwość, co jest wynikiem rozpuszczenia wymienionych związków międzymetalicznych, które przed obróbką cieplną były w odlewie rozmieszczone na granicach ziarn. Dlatego w wielu przypadkach już samo tylko przesycańie bez starzenia polepsza własności mechaniczne. Starzenie jeszcze w większym stopniu polepsza wytrzymałość, często jednak zachodzi przy tym zmniejszenie plastyczności. Przesycańie i starzenie stopów podwójnych aluminium z krzemem i w ogóle stopów o dużej zawartości krzemu powoduje tylko nieznaczne ich utwardzanie, lecz własności mechaniczne tych stopów można znacznie polepszyć, stosując specjalne zabiegi w stanie ciekłym. Silumin zawierający 12÷15% Si jest ze względu na strukturę stopem nadeutektycznym. W strukturze tego stopu występują pierwotne wydzielania krzemu na tle gruboziarnistej mieszaniny eutektycznej. Jeśli przed odlewaniem doda się do tego stopu niewielką ilość sodu lub innych substancji, np. mieszaniny  $2/3\text{NaF} + 1/3\text{NaCl}$ , to w jego strukturze zachodzą zasadnicze zmiany. Stop staje się podeutektycznym, a struktura

składa się z jasnych kryształów pierwotnych roztworu stałego i drobnoziarnistej mieszaniny eutektycznej. Proces ten nazywa się modyfikowaniem, a wprowadzane substancje, które go wywołują – modyfikatorami. Dodawanie modyfikatorów w ilości do 1% masowego ciekłego stopu hamuje wydzielanie się kryształów krzemu. Obniżają się również temperatury, przy których wydzielają się kryształy krzemu. Mieszanina eutektyczna tworzy się przy niższych temperaturach, w związku z czym mniejsza będzie wielkość ziarn produktów krystalizacji. Z powodu przesunięcia linii początku wydzielania się kryształów krzemu i wykrysztalizowania eutektyki w obszar niższych temperatur stop nadeutektyczny o zawartości krzemu w zakresie od 12 do 13% staje się stopem podeutektycznym (rys. 4.16).



**Rys. 4.16.** Wpływ modyfikowania na krystalizację stopów aluminium z krzemem: a) układ Al-Si, linie ciągłe odnoszą się do siluminu niemodyfikowanego, linie kreskowane – do modyfikowanego, oraz struktura stopu: b) niemodyfikowanego; c) modyfikowanego [1]



Rozdrobnienie struktury oraz brak w niej pierwotnych kryształów kruchego krzemu powoduje polepszenie własności mechanicznych. Dla stopu niemodyfikowanego o zawartości 13% krzemu  $R_m = 140$  MPa i  $A = 3\%$ . Stop modyfikowany o tej samej zawartości krzemu i innych składników ma własności następujące:  $R_m = 180$  MPa,  $A = 8\%$ . Jakkolwiek stopy podwójne aluminium z krzemem mają bardzo dobrą lejącość, to jednak w wielu przypadkach nie czynią zadość wymaganiom, jakie stawia się stopom odlewniczym pod względem własności mechanicznych. Stopy aluminium o zawartości 10÷13% krzemu stosuje się na odlewy o złożonym kształcie, od których nie wymaga się wysokich wskaźników własności mechanicznych.

Przy wyższych wymaganiach dotyczących własności wytrzymałościowych stosuje się specjalne siluminy podeutektyczne zawierające 4÷10% krzemu oraz dodatki miedzi, magnezu i manganu. Własności mechaniczne siluminów specjalnych obrobionych cieplnie zmieniają się:  $R_m$  w zakresie 200÷250 MPa,  $A$  w zakresie 1÷6%. Są one znacznie gorsze od analogicznych własności stopów przerabianych plastycznie. Różnica własności tych dwóch grup stopów aluminium jest następstwem bardziej gruboziarnistej struktury stopów odlewniczych, nie rozdrobnionej przez obróbkę plastyczną. Spośród stopów odlewniczych na osnowie aluminium, najlepsze własności mechaniczne i odporność na korozję wykazuje stop z magnezem, zawierający 9,5÷11,5% tego pierwiastka. Po przesycaeniu tego stopu jego wytrzymałość osiąga 300 MPa, a wydłużenie 12%.

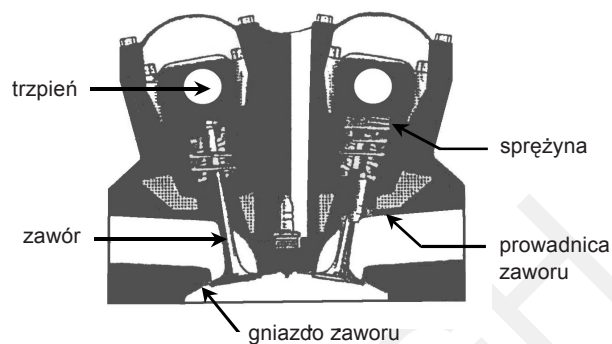
#### 4.2.1.5. Żarowytrzymałe stopy aluminium

Wiele części konstrukcyjnych wykonywanych ze stopów aluminium przez odlewanie lub tłoczenie pracuje przy temperaturach 200÷300°C, a nawet 350°C, np. tłoki, głowice cylindrów itp. Składnikami stopowymi tych materiałów są: miedź, magnez, nikiel, żelazo, tytan. Aby nadać tym stopom niezbędne własności, stosuje się przesycaenie, odbywa się wówczas przejście dodatkowej fazy do roztworu stałego, a następnie przyspieszone starzenie w celu otrzymania trwałej struktury. Im więcej pierwiastków stopowych wchodzi w skład stopu oraz w skład faz wydzielających się podczas starzenia, tym powolniejszy jest przy wysokich temperaturach proces zaniku utwardzenia uzyskanego przez przesycaenie i starzenie. Dlatego stopy żarowytrzymałe mają zazwyczaj bardziej złożony skład chemiczny i w odróżnieniu od innych stopów aluminium zawierają one celowo dodawane żelazo i nikiel jako dodatki stopowe.

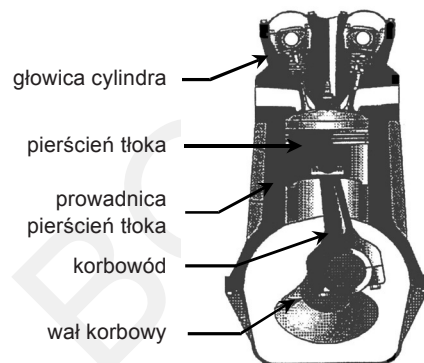
#### 4.2.2. Wytwarzanie wyrobów z proszków stopów aluminium

Nowe materiały przeznaczone do zastosowania w silnikach spalinowych muszą spełniać szereg warunków. Głównym wymaganiem jest zmniejszenie masy poruszanych lub przyspieszanych elementów silnika. Spełnienie tego warunku jest możliwe przez optymalizowanie geometrii poszczególnych elementów, zastosowanie materiałów o lepszych własnościach mechanicznych lub dobór materiałów o mniejszej gęstości. Biorąc pod uwagę aluminium i jego stopy, jako alternatywne tworzywa dla osiąga-

nięcia wyżej wymienionych celów, należy poprawić wiele własności konwencjonalnych stopów aluminium, aby spełnić wymagania związane z ich zastosowaniem na wysokoobciążone korbowody, zawory, pierścienie tłoków cylindrów itp. Na rysunkach 4.17 i 4.18 pokazano przykłady zastosowania w silnikach spalinowych i głowicy silników stopów aluminium, otrzymanych metodami metalurgii proszków.



Rys. 4.17. Przykłady zastosowania nowoczesnych stopów aluminium w silnikach spalinowych [2]



Rys. 4.18. Przykład zastosowania nowoczesnych stopów aluminium w głowicy cylindrów [2]

Z materiałowego punktu widzenia należy w tego typu materiałach, ze względu na temperatury zastosowania, zmienić mechanizm umocnienia z umocnienia wydzieleniowego na umocnienie dyspersyjnymi cząstkami, celem zablokowania ruchu dyslokacji w pełnym zakresie pracy materiału. Cząstki dyspersyjne muszą być bardzo małe, o wymiarach od 10 do 50 nm, równomiernie rozłożone i stabilne w podwyższonych temperaturach. Strukturę można stabilizować przez zastosowanie cząstek dyspersyjnych z materiałów ceramicznych ( $Al_2O_3$ ,  $Al_4C_3$ ) [2, 3] lub związków międzymetalicznych utworzonych z metali przejściowych, o małej prędkości dyfuzji do osnowy aluminiowej [4, 5].

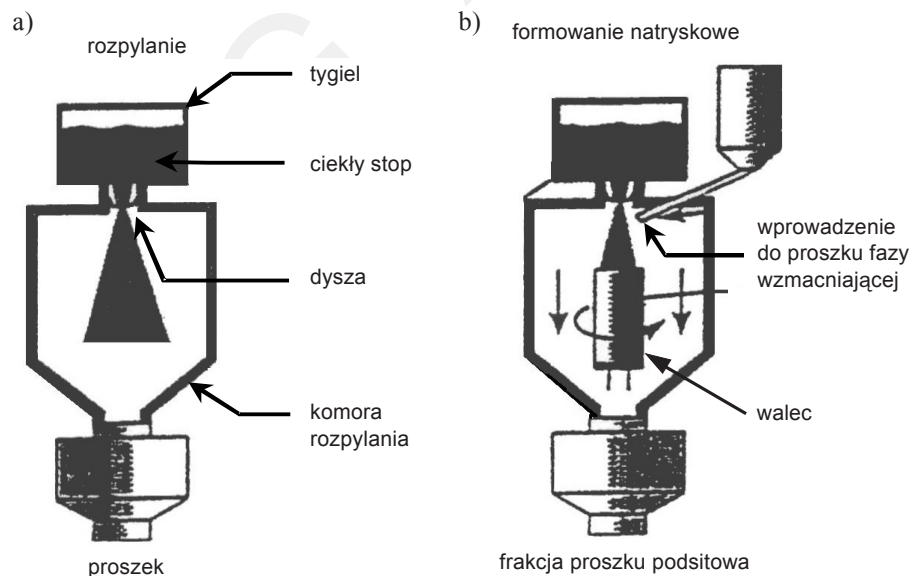
#### 4.2.2.1. Nowe stopy aluminium otrzymane metodą metalurgii proszków

Do wytwarzania nowoczesnych stopów aluminium stosuje się na skalę produkcyjną dwa procesy:

- 1) rozpylanie gazem,
- 2) natryskowe formowanie.

Do rozpylania gazem stosuje się tzw. technikę RS (ang. *rapid solidification*). Roztopiony materiał, który jest nasycony rozpuszczonymi dodatkami stopowymi, zostaje rozdrobniony przy użyciu gazu chłodzącego, np. azotu (rys. 4.19a). Krople ciekłego stopu są bardzo szybko schłodzone, w wyniku czego zostaje zamrożony stan przesyceń w cząstkach proszku. Równocześnie tworzą się dyspersyjne związki międzymetaliczne, które stabilizują wytrzymałość na gorąco.

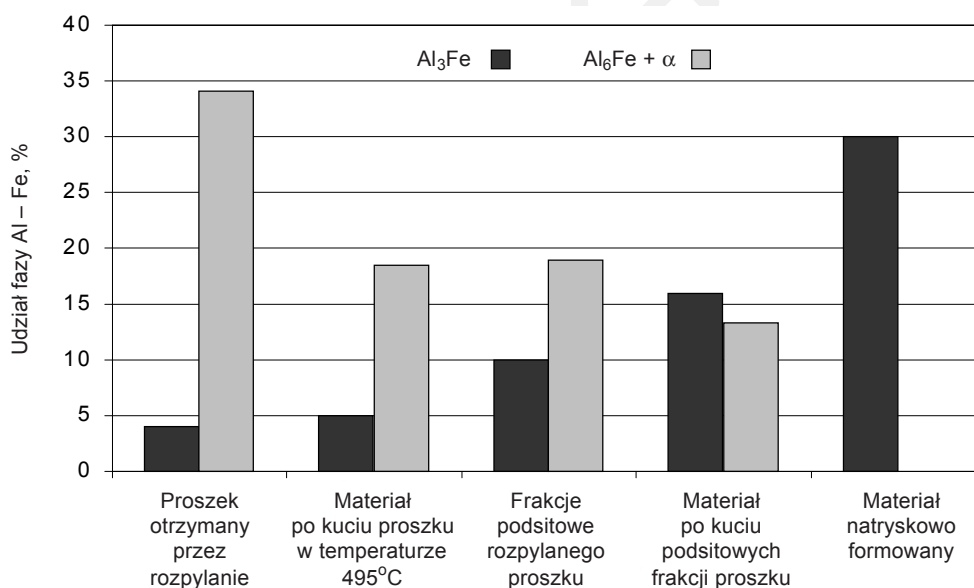
Natryskowe formowanie może być rozpatrywane jako specjalny przypadek rozpylania gazem. Większa ilość cząstek, około 80%, podobnie jak w procesie RS ulega krzepnięciu i opada w strumieniu gazu na obracającą się i obniżającą się podstawę (rys. 4.19b). Opadające ciekłe lub częściowo zakrzepnięte cząstki ulegają spajaniu na obrotowej podstawie lub na powierzchni powstającego walca. Gęstości otrzymanych tym sposobem bloczków wynoszą powyżej 0,97 gęstości teoretycznej. Poprzez dodatkowe dysze możliwe jest wprowadzenie cząstek stałych do rozpylanej strugi, przez co otrzymuje się materiały wzmocnione cząstkami tzw. materiały MMC (ang. *metal matrix composites*).



Rys. 4.19. Schematyczne przedstawienie procesu rozpylania proszku (a) i natryskowego formowania (b) [2]

Wytwarzanie wyrobów z proszków stopów aluminium składa się z następujących zabiegów: izostatycznego prasowania na zimno, podgrzewania, wyciskania, kucia matrycowego i obróbki cieplnej, natomiast wytwarzanie wyrobów z natryskowo formowanych walców obejmuje: nagrzewanie, wyciskanie, kucie matrycowe i obróbkę cieplną.

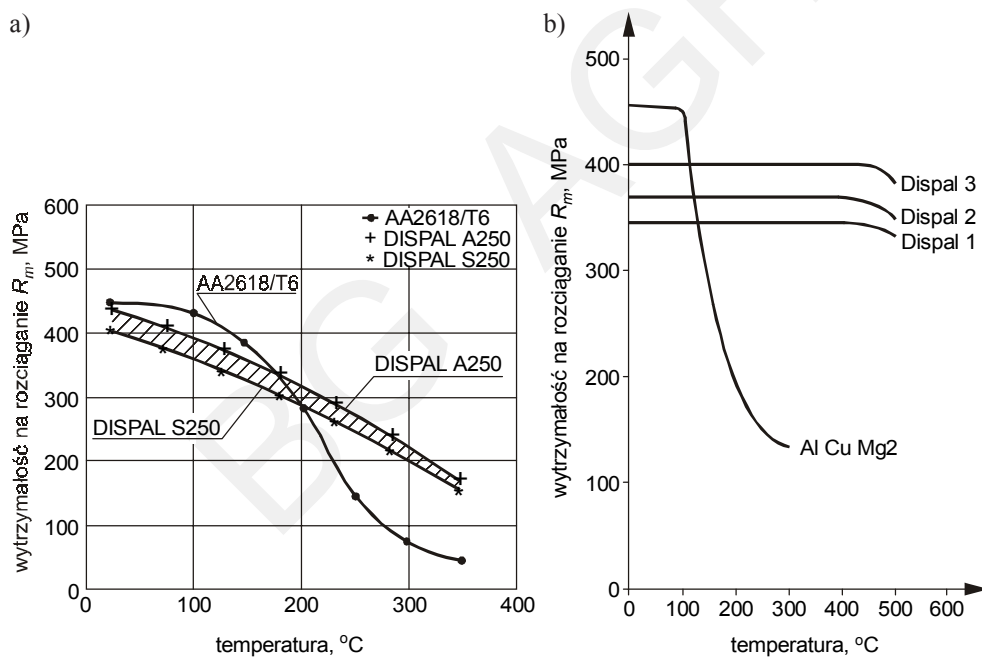
Wpływ metody wytwarzania i zagęszczania na rodzaj dyspersyjnych cząstek w stopie AlFe8 pokazano na rysunku 4.20 [3]. W materiale otrzymanym przez rozpylanie w procesie RS występują głównie cząstki  $Al_6Fe$  i mała ilość cząstek  $Al_3Fe$ . Cząstki  $Al_6Fe$  są bardziej efektywne przy umocnieniu aniżeli cząstki  $Al_3Fe$ , jednakże są one metastabilne i rozpadają się powyżej temperatury  $500^{\circ}C$ . Po zagęszczaniu na gorąco proszków poniżej temperatury  $500^{\circ}C$  występuje w materiale znaczna część cząstek  $Al_6Fe$ . W procesie natryskowego formowania część kropli o małych rozmiarach opada na dno komory rozpylania, tworząc proszek. Proszek ten nazywa się *Overspray* i zawiera w porównaniu do RS – proszku, mniejszą ilość cząstek fazy  $Al_6Fe$ , a znacznie większy udział cząstek fazy  $Al_3Fe$ . W natryskowo uformowanym walcu nie występują cząstki fazy  $Al_6Fe$ , co związane jest z warunkami cieplnymi tego procesu.



**Rys. 4.20.** Udział faz międzymetalicznych w stopie AlFe8 otrzymanym metodami metalurgii proszków [2]

Stopy Al-Si powinny zawierać odpowiednią ilość krzemu, aby zmniejszyć współczynnik rozszerzalności cieplnej, jednakże musi być w nich utrzymane przewodnictwo cieplne na odpowiednim poziomie. Zawartość krzemu ma istotny wpływ na wymianę ciepła w elementach konstrukcyjnych. Ponadrównowagowa zawartość krzemu powin-

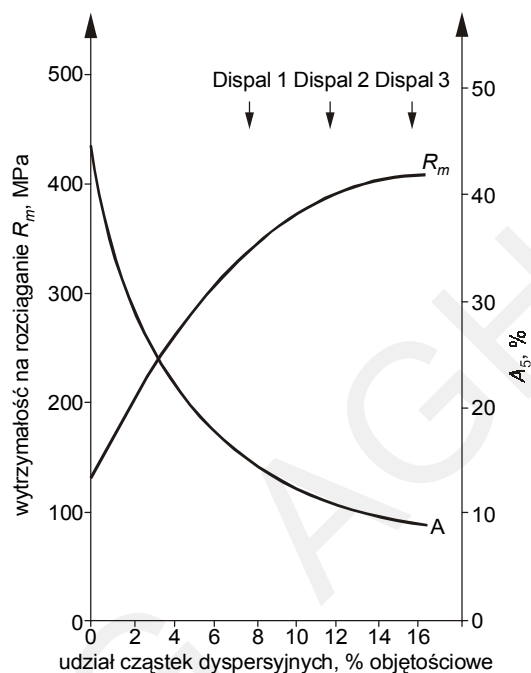
na występować w osnowie w postaci wydzielen krysztalów pierwotnych, aby podobnie jak dodatek cząstek, np. SiC, podwyższyć moduł Younga  $E$ . Wielkość wydzielen krysztalów krzemu wpływa na odporność na ścieranie i wytrzymałość zmęczeniową. Z trybologicznego punktu widzenia pożądane są w materiale cząstki o wielkości od 20 do 30  $\mu\text{m}$ , podczas gdy dla uzyskania dobrej wytrzymałości zmęczeniowej – cząstki o wielkości od 2 do 3  $\mu\text{m}$ . Na rysunku 4.21 przedstawiono porównanie wytrzymałości na rozciąganie materiału Dispals A/S 250 wytworzonego metodą metalurgii proszków z wytrzymałością na rozciąganie materiału konwencjonalnego AA2618 poddanego obróbce cieplnej T6, czyli zabiegom przesycania i starzenia sztucznego. Materiał Dispals A/S to stop aluminium o zawartości 20% krzemu, 5% żelaza i 2% niklu, który oznacza się literą A w postaci rozpylanej gazem, a otrzymany przez natryskowe formowanie literą S. Powyżej temperatury 200°C wytrzymałość na rozciąganie jest znacząco wyższa w materiale Dispals A/S w porównaniu ze stopem AA2618 po obróbce cieplnej T6. Wytrzymałość i wydłużenie materiałów Dispals w zależności od zawartości cząstek dyspersyjnych przedstawiono na rysunku 4.22.



**Rys. 4.21.** Porównanie wytrzymałości na rozciąganie: a) przy różnych temperaturach przeprowadzenia badań dla materiałów Dispals A/S 250 i AA2618 po przesycaniu i starzeniu [2]; b) przy temperaturze otoczenia dla materiału Dispals zawierającego cząstki umacniające i stopu AA2618 po wyżarzaniu w czasie 250 h przy różnych temperaturach [11]

Przetwórstwo materiałów z proszków na osnowie aluminium realizowane jest w procesach przeróbki plastycznej na gorąco głównie poprzez kucie. O kształtowaniu materiałów Dispals szerzej podano w pracy [6]. W pracy [7] przedstawiono wyniki

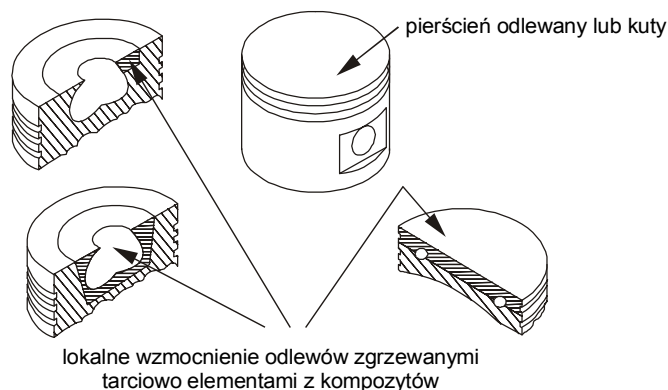
badania wyciskania ze współczynnikami do  $\lambda = 53$  stopów  $\text{Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr}$  i  $\text{Al20Si5Fe2Ni}$  oraz kompozytów na ich osnowie umocnionych cząstkami SiC. W przetwórstwie tych materiałów wykorzystuje się określone dla nich podatności do odkształceń plastycznych podane w rozdziale trzecim.



**Rys. 4.22.** Wytrzymałość i wydłużenie w zależności od zawartości cząstek dyspersyjnych w materiałach Dispal [8]

W procesach wytwarzania elementów konstrukcyjnych metodami metalurgii proszków jest możliwość lokalnego ich wzmocnienia lub lokalnej optymalizacji własności użytkowych wyrobów (rys. 4.23) [2]. Pokazano takie rozwiązanie na przykładzie pierścieni tłoków, które wytwarzane są w postaci odlewów lub odkuwek. Zastosowanie elementów z proszków stopów aluminium wzmocnionych włóknami lub umocnionych cząstkami fazy twardej poprawia ich walory eksploatacyjne.

W rozdziale tym omówiono odlewnicze i do przeróbki plastycznej stopy aluminium, które mają zastosowanie przemysłowe. Zwrócono uwagę na materiały utwardzane dyspersyjnie oraz na siluminy i żarowytrzymałe stopy aluminium. Zaprezentowano również zastosowania metalurgii proszków do wytwarzania nowych materiałów potrzebnych dla motoryzacji, które umożliwiają otrzymywanie tworzyw do przeróbki plastycznej z nieodkształcalnych plastycznie stopów aluminium, posiadających określone własności fizyczne i mechaniczne.



**Rys. 4.23.** Pierścienie tłoków otrzymane przez kucie lub odlewanie i tarciowe zgrzewanie odlewów z lokalnie wzmocnionymi elementami wykonanymi z proszków stopów  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiFe}_5\text{Ni}_2$  (Dispal A250) i  $\text{AlSi12C101}$  z dodatkiem grafitu (Dispal M201) [2]

#### 4.2.3. Literatura

- [1] Gulajew A.P.: *Metaloznawstwo*. Katowice, Wyd. „Śląsk” 1969
- [2] Hummert K.: *Moderne Aluminiumlegierungen über Pulvermetallurgie und Sprühkompaktieren für den Einsatz in Verbrennungsmotoren*. PEAK Werkstoff GmbH Velbert/Neviges
- [3] Jangg G. *et al.*: *Aluminium* 51(1975), 641
- [4] Miller W.S. *et al.*: *Production and Properties of Rapidly Solidified Aluminium–Chromium–Zirconium Alloys*. Proc. High Strength Powder Metallurgy Aluminium Alloys, The Metallurgical Society/AIME, Pensylwania 1981, 311
- [5] Pürling R. *et al.*: *Spray Deposition Plant for Aluminium Alloys-Technical Aspects*. Proc. Powder Metallurgy World Congress, San Francisco 1992
- [6] Siegert K., Ringhand D.: *Flashless and precision forging of connecting rods from P/M aluminium alloys*. J. Materials Processing Technology, 46, 1994, 157
- [7] Szczepanik S.: *Kompozyty na bazie stopów aluminium wzmocnione cząstkami fazy o dużej twardości, otrzymane w procesie odkształcania na gorąco*. Materiały Konferencyjne „Projekty badawcze z zakresu przeróbki plastycznej, metaloznawstwa i technologii spiekowych”, Wrocław, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej 1997, 144

### 4.3. Kompozyty na osnowie aluminium wzmocnione włóknami ceramicznymi

Spośród materiałów kompozytowych na osnowach metalicznych istotne znaczenie mają kompozyty wzmocnione włóknami. Duże możliwości kształtowania ich własności dają metody oparte na metalurgii proszków. Rozwój metalurgii proszków następuje

w kierunkach faworyzujących takie technologie, których zastosowanie prowadzi do uzyskania korzystnych struktur oraz odpowiednich własności mechanicznych i użytkowych gotowego wyrobu. Wpływ na decyzję o wprowadzeniu do produkcji części wykonanej z proszku ma przede wszystkim rachunek ekonomiczny oraz własności wyrobu wytworzonego tą technologią w porównaniu z własnościami ich odpowiedników otrzymanych w sposób konwencjonalny, tj. z półwyrobów walcowanych, przez kucie matrycowe lub metodą odlewania. Nadanie własności wyrobom otrzymywanym z proszków odbywa się między innymi podczas przygotowania mieszanek metali, proszków stopowych, wprowadzania fazy umacniającej w postaci cząstek lub włókien, prasowania mieszanki i spiekania wyprasek lub w procesach przeróbki plastycznej. Ostateczne własności otrzymuje się po odpowiedniej obróbce cieplnej.

#### **4.3.1. Charakterystyka materiałów kompozytowych na ośnawach metalicznych**

Metalowe materiały kompozytowe mają co najmniej dwa składniki: ośnowę oraz fazę umacniającą. Ośnawa może być wzmocniona włóknem ciągłym, ciętym (krótkim), nieciągłymi cząstkami, wydzieleniami lub wiskerami albo dowolnym zestawem wymienionych faz. Na ośnowy kompozytu stosuje się czyste metale bądź stopy aluminium, tytanu, miedzi, magnezu, superstopy lub aluminidy tytanu. Jako fazę umacniającą stosuje się takie materiały, jak:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$ , bor, grafit, SiC, TiC, molibden, niob,  $\text{SiCN}_4$ ,  $\text{TiB}_2$ , wolfram i inne [1]. Kombinacje kompozytowe najczęściej stanowią cząstki lub włókna  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_2$  w czystym aluminium lub w jego stopie, włókna ciągłe lub cięte grafitu w aluminium, miedzi lub magnezie, cząstki, wiskery lub włókna SiC w aluminium lub tytanie, oraz włókna SiC w TiAl.

Szczególną grupę materiałów kompozytowych stanowią stopy i metale wzmocnione włóknami. Stosuje się włókna o długości od 0,75 mm i średnicy od 0,001 do 0,4 mm. Kryterium decydującym o doborze długości włókien jest przede wszystkim zastosowanie wyrobu; przykładowo na filtry stosuje się tzw. filce z włókien o długości 1,6÷3,5 mm, zaś dla polepszenia własności mechanicznych ośnowy wprowadzane są zazwyczaj włókna dłuższe. Zasadniczą cechą odróżniającą mikrostrukturę kompozytu wzmocnionego włóknami od innych kompozytów jest zróżnicowanie zależnie od kierunku przekroju. Struktura i własności kompozytu wykazują izotropię, jeżeli w trakcie jego wytwarzania nie nastąpiło zorientowanie włókien w ośnawie w określony sposób. Mikrostruktury materiałów wzmocnionych włóknami ułożonymi dowolnie, np. waty, są statystycznie jednakowe.

Kompozyty stają się obecnie ważnymi materiałami konstrukcyjnymi. Ich wytwarzanie datuje się od lat 60. XX w., kiedy uruchomiona została na skalę przemysłową produkcja różnego typu włókien, głównie w Stanach Zjednoczonych, Wielkiej Brytanii oraz w Japonii [2]. Obecnie wytwarzane włókna bazują przede wszystkim na  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Saffil, Nextel, FP) [3, 4, 5] oraz na SiC (Nicolan, Tokawischer) [6, 7].



Własności wzmocnionych włóknami kompozytów zależne są od takich czynników, jak: rodzaj zastosowanych włókien, ich udział objętościowy w odniesieniu do osnowy, własności osnowy i włókien, sposób rozmieszczenia i długość włókien, kierunek badań w stosunku do kierunku ułożenia włókien oraz sposobu przygotowania i ułożenia w osnowie [8]. Jedną z najważniejszych cech kompozytu stanowi powierzchnia rozdziału faz włókno – osnowa. Wpływa ona na jakość połączenia składników.

Można wyróżnić trzy typy powierzchni rozdziału faz:

- 1) niereagujące i wzajemnie nierozpuszczalne;
- 2) niereagujące i rozpuszczalne, w przypadku gdy materiał osnowy może wnikać w materiał włókien i odwrotnie;
- 3) układy, w których w rezultacie zachodzących reakcji tworzy się co najmniej jedna nowa faza.

Chemiczne reakcje na granicy włókno – osnowa nie są pożądane i mogą stanowić barierę w ich praktycznym wykorzystaniu. Składniki tworzące drugi i trzeci typ powierzchni rozdziału stosuje się łącznie jedynie wówczas, gdy temperatury wytwarzania i eksploatacji leżą poniżej zakresu występowania niekorzystnych zjawisk lub jeżeli stosowane są odpowiednie pokrycia ochronne włókien.

Obecność fazy wzmacniającej w osnowie zapobiega propagacji pęknięć i jest w stanie zapewnić znaczącą sztywność i wytrzymałość konstrukcji. Metaliczna osnowa reguluje odległości między włóknami, chroniąc je w ten sposób przed niekorzystnym wpływem najbliższego otoczenia, co pozwala na rozłożenie obciążenia na poszczególne włókna. Własności kompozytu mogą być modyfikowane w zależności od przeznaczenia, najczęściej poprzez zmianę udziału objętościowego lub orientacji włókien.

Spośród wszystkich kompozytów o osnowach metalicznych do grupy najbardziej atrakcyjnych należą kompozyty na osnowie aluminium lub stopów aluminium umocnione włóknami ceramicznymi ze względu na ich dobre własności połączone z niską gęstością.

#### **4.3.2. Metody otrzymywania wzmocnionych włóknami kompozytów na osnowach metalicznych**

Istnieje cały szereg metod otrzymywania kompozytów o osnowach metalicznych wzmocnionych włóknami, z których każda odnosi się zazwyczaj do konkretnego materiału. Przyjmując jako podstawę podziału sposób łączenia włókien z materiałem osnowy, można wyróżnić kilka zasadniczych metod.

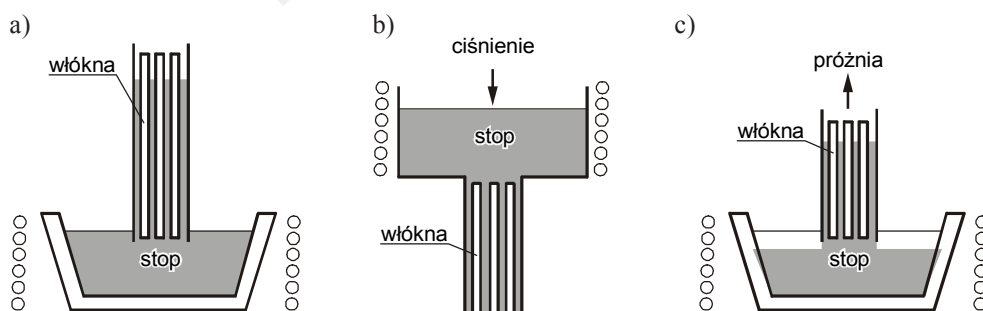
**Metoda kierunkowej krystalizacji stopów eutektycznych.** Polega na wykorzystaniu odwracalnej reakcji izotermicznej, w trakcie której ciekły stop podczas chłodzenia rozkłada się na dwie lub więcej faz stałych. W sprzyjających warunkach stopy eutektyczne mogą przyjmować budowę włóknistą. Przykładem eutektycznego kompozytu o budowie włóknistej może być kompozyt Al-Al<sub>3</sub>Ni [9].

**Metoda pokrywania elektrolitycznego włókien metalem osnowy.** Prowadzona zwykle w temperaturze pokojowej operacja nanoszenia drobnokrystalicznej warstwy metalu pozwala uniknąć typowego dla wysokotemperaturowych procesów osłabienia włókien spowodowanego reaktywnością. Metoda służy przeważnie do przygotowania półwyrobów w postaci taśm jednowarstwowych dla dalszej przeróbki, zazwyczaj metodą wiązania dyfuzyjnego, oraz do nanoszenia pokryć ochronnych na włókna. Stosuje się głównie do pokrywania włókien węglowych osnowami z aluminium, miedzi i kobaltu.

**Metoda łączenia dyfuzyjnego.** Układane na warstwach folii osnowy włókna są spiekane pod ciśnieniem. Metoda jest najczęściej stosowana do łączenia metali lekkich, jak tytan, aluminium z grubymi i sztywnymi włóknami jak SiC, borowymi, stalowymi [10] oraz z włóknami  $Al_2O_3$  [11].

**Metoda chemicznego naporowywania próżniowego,** znane także pod nazwą CVD (ang. *chemical vapour deposition*). W tej metodzie faza gazowa reaguje z innymi oparami (zarodkowanie homogeniczne) lub z podłożem (zarodkowanie heterogeniczne), tworząc pokrycia o różnym składzie chemicznym i zróżnicowanej grubości. Krótka średnia droga cząsteczek naporowywanej substancji sprzyja wysokiej zdolności równomiernego krycia [10], co umożliwia pokrywanie wiązek włókien zawierających dużą ich liczbę lub włóknistych półwyrobów. Metoda znalazła zastosowanie do wytwarzania wyrobów kompozytowych na osnowie niobu, wzmocnionych włóknami wolframowymi [12]. Jednak ze względu na długi czas trwania oraz wysokie koszty, metoda stosowana jest częściej do nanoszenia pokryć na włókna niż do pokrywania bezpośrednio metalem osnowy.

**Metoda pokrywania włókien osnową w stanie stopionym.** Gdy temperatura topnienia osnowy leży znacznie poniżej temperatury zmian własności włókien i jednocześnie jest wystarczająco niska, by nie powodować reakcji na granicy faz włókno – osnowa, otrzymuje się kompozyty metaliczne w wyniku łączenia włókien ze stopionym materiałem osnowy. Schematy podstawowych sposobów infiltracji przedstawiono na rysunku 4.24.



**Rys. 4.24.** Sposoby otrzymywania wzmocnionych włóknami kompozytów metalicznych przez infiltrację stopem osnowy: a) infiltracja kapilarna; b) infiltracja ciśnieniowa; c) infiltracja próżniowa [9]

Gdy zwilżanie włókien przez osnowę jest dobre, wówczas można stosować infiltrację z wykorzystaniem zjawisk kapilarnych (rys. 4.24a). W przypadku słabego zwilżania włókien przez stop osnowy stosuje się infiltrację pod ciśnieniem (rys. 4.24b). Z reguły w parze ze zwilżalnością idzie reaktywność i w takich przypadkach otrzymanie kompozytu z zachowaniem wymaganych właściwości włókien jest możliwe jedynie przy zapewnieniu minimalnie krótkiego czasu kontaktu włókien ze stopem osnowy. Warunki te zapewnia metoda infiltracji próżniowej (rys. 4.24c), w której włókna stykają się ze stopioną osnową tylko przez ułamek sekundy. Metoda ta jest stosowana między innymi do wytwarzania kompozytów z włókien wolframowych i stopów niklowych.

**Odlewanie zawieszinowe.** Faza wzmacniająca wprowadzana jest do ciekłego metalu, w wyniku czego tworzy się zawieszina. Istnieje szereg wariantów wprowadzania tej fazy [13, 14], do których należą między innymi rozpraszanie odśrodkowe, rozpraszanie ultradźwiękowe, wprowadzanie włókien do mieszanego metalu oraz inne.

**Metoda metalurgii proszków.** Podobnie jak w przypadku wielu innych materiałów wytwarzanych tą technologią, najważniejszą zaletą otrzymywania kompozytów wzmocnionych włóknami z osnowy sproszkowanej jest możliwość obniżenia temperatury procesu poniżej zakresu występowania fazy ciekłej, co pozwala na kontrolę przebiegu reakcji na granicy między poszczególnymi składnikami. Ponieważ metoda ta pozwala na zestawienie praktycznie dowolnej kombinacji w układzie włókno – osnowa, jest to często jedyny możliwy sposób wytwarzania wielu kompozytów, w szczególności o osnowach z reaktywnych superstopów ogniotrwałych [9].

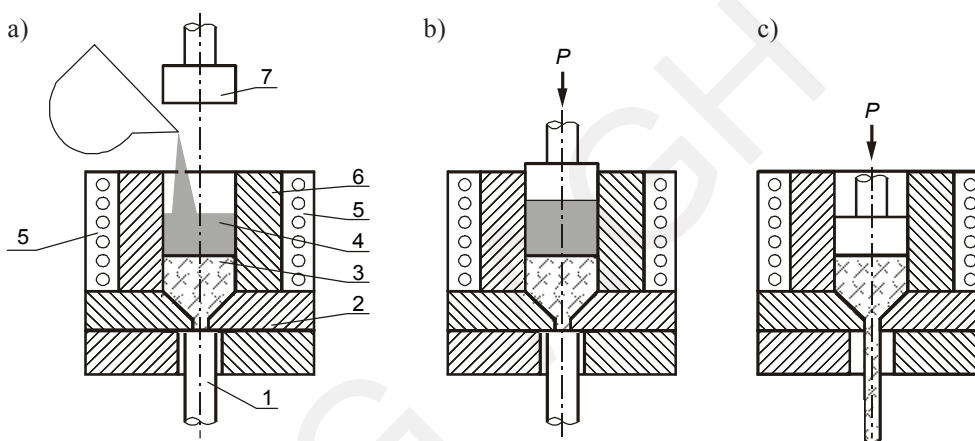
Poza niewątpliwych zalet, zastosowanie metody metalurgii proszków do otrzymywania kompozytów wzmocnionych włóknami wiąże się z typowymi technologicznymi problemami, do których należą przede wszystkim trudności z równomiernym rozprowadzeniem włókien w metalicznej osnowie oraz niekorzystny efekt rozdrabniania włókien wskutek ścinania ich na krawędziach cząstek proszku osnowy podczas operacji prasowania lub kształtowania na gorąco.

Spośród sposobów otrzymywania kompozytów wzmocnionych włóknami, do najbardziej popularnych i najczęściej stosowanych należą: ciśnieniowe odlewanie, infiltracja fazą ciekłą i oparte na metodach metalurgii proszków.

Odlewanie ciśnieniowe daje możliwość wytwarzania wyrobów o prawie gotowych kształtach, charakteryzujących się dużą równomiernością i przypadkowym rozłożeniem włókien w metalicznej osnowie kompozytu. Nieznaczne uszkodzenia włókien podczas procesu odlewania oraz zazwyczaj uzyskiwane dobrej jakości łączenie na powierzchni włókno – osnowa sprawia, że otrzymane tą metodą kompozyty charakteryzują się dobrymi własnościami mechanicznymi [15, 16, 17]. Jednak podczas projektowania technologii wytwarzania tego typu materiałów musi być brany pod uwagę zarówno wysoki koszt wytwarzania kształtki z włókien, jak i możliwość zajścia reakcji chemicznych pomiędzy fazą wzmacniającą i metaliczną osnową kompozytu, co w istotny sposób ogranicza atrakcyjność tej metody.

W pracy [18] autorzy przedstawili stosunkowo nową (1995 rok) technikę wytwarzania kompozytów, nazwaną EDFI (ang. *extrusion directly following infiltration* – wyciskanie bezpośrednio po infiltracji). Składa się ona z trzech etapów (rys. 4.25):

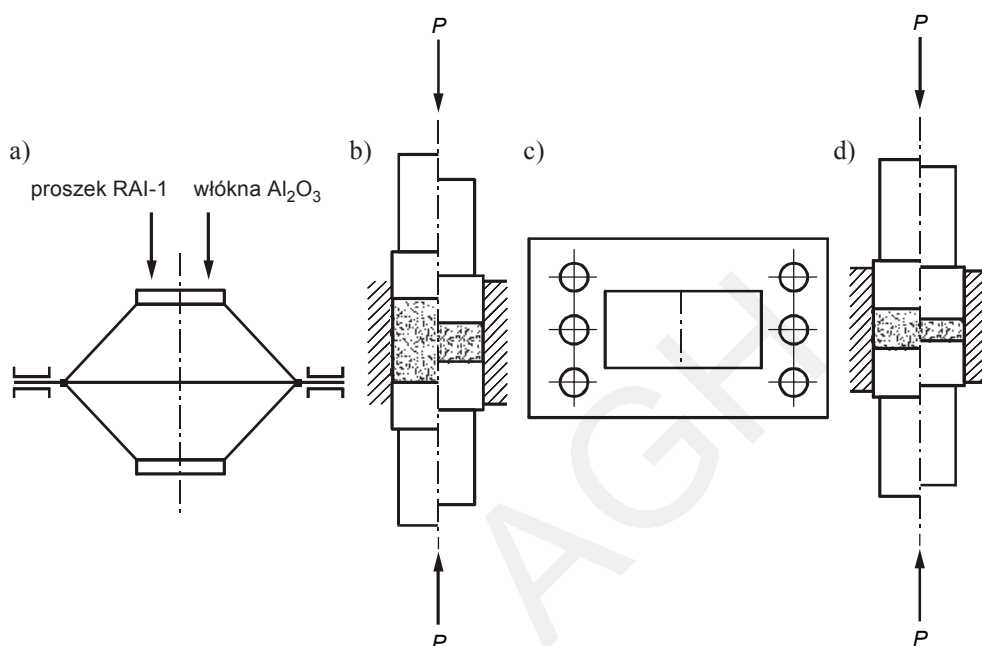
- 1) zalewanie ciekłego metalu osnowy do podgrzanej matrycy, w której umieszczone są włókna;
- 2) infiltracja włókien ciekłym metalem oraz rozpoczęcie krzepnięcia osnowy pod ciśnieniem wywołanym naciskiem stempla;
- 3) wyciskanie kompozytu z kontrolowaną w trakcie jego trwania temperaturą, dobraną w taki sposób, aby stop w strefie odkształcenia znajdował się częściowo w stanie ciekłym.



**Rys. 4.25.** Schemat wytwarzania wzmacnianych włóknami kompozytów metodą EDFI; a) zalewanie metalu; b) infiltracja; c) wyciskanie; 1 – stempel podpierający, 2 – oczko matrycy, 3 – kształtka z włókien, 4 – ciekły metal, 5 – piec, 6 – matryca, 7 – stempel [18]

Wprowadzenie włókien do proszkowej osnowy, którą najczęściej cechuje o wiele niższa twardość, wymaga wielu modyfikacji technologii wytwarzania w porównaniu z produkcją wyrobów niewzmocnionych (rys. 4.26). Ważnym etapem w produkcji tego typu materiałów jest mieszanie składników. Sprawia ono wiele problemów, ponieważ jakość mieszanki jest czynnikiem w dużej mierze determinującym właściwości końcowe kompozytu. Zależy ona przede wszystkim od zastosowanej metody mieszania, rodzaju użytego proszku, tj. jego składu chemicznego, rozkładu wielkości cząstek, kształtu cząstek, jakości ich powierzchni oraz wilgotności [24]. Jeżeli uda się uzyskać dobrej jakości jednorodną mieszankę, kolejnym etapem produkcji kompozytów jest zazwyczaj jej prasowanie, którego parametry muszą być ściśle określone dla danego typu umocnienia i proszku osnowy. Generalnie proces prasowania powinno się prowadzić do uzyskania możliwie wysokiej gęstości wyprasek.

W przypadku kompozytów wzmocnionych włóknami podejście to nie jest odpowiednie, ponieważ przy dużych naciskach jednostkowych włókna obecne w mieszaninie ulegają zniszczeniu.



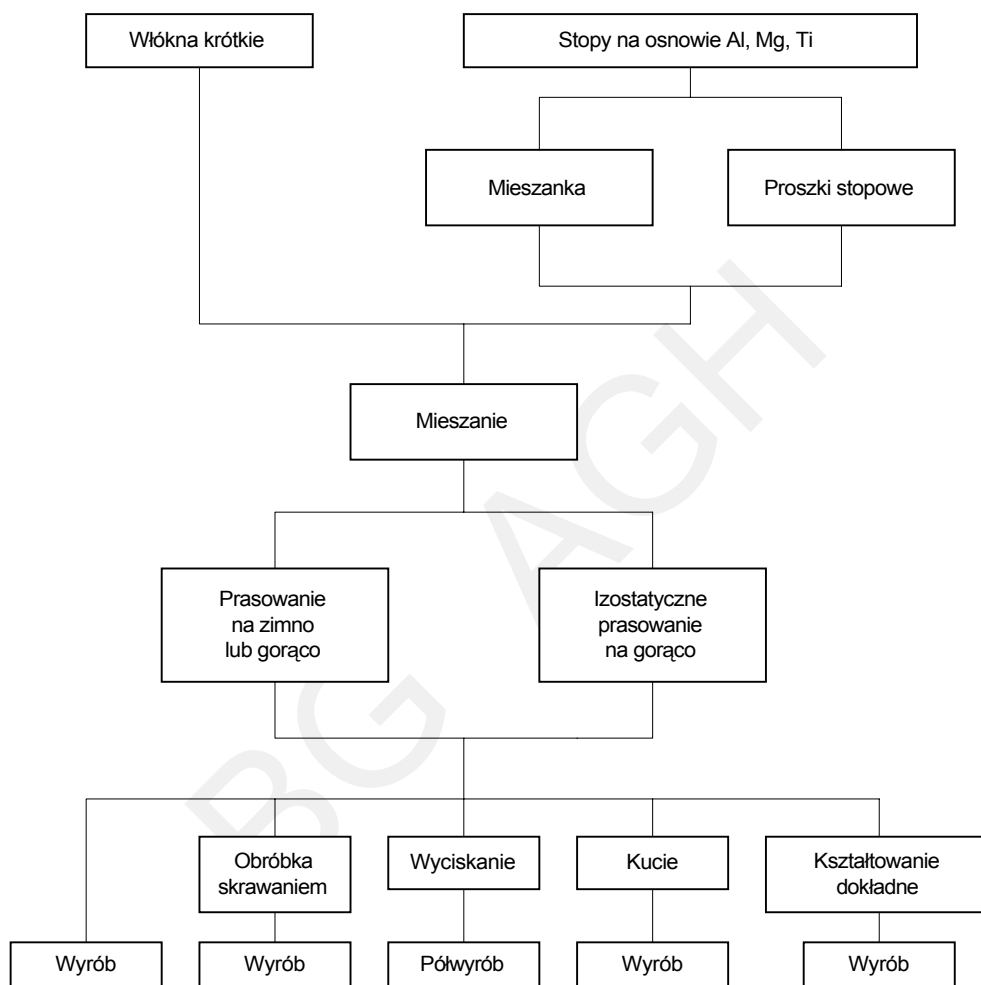
**Rys. 4.26.** Schemat procesu wytwarzania kompozytów proszek aluminium-włókna Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: a) mieszanie składników; b) prasowanie na zimno; c) spiekanie; d) kucie na gorąco [24]

Stopy o dużym stosunku wytrzymałości na rozciąganie do granicy plastyczności wymagają małej ilości włókien dla wzmocnienia. Z tego powodu stosuje się ogólnie zmiękczone stopy lub stopy o dużej wytrzymałości. Na osnowy materiałów kompozytowych stosowane są stopy aluminium: 1100 Al99, 2024 AlCuMg2, 6061 AlMg5, 7075 AlZnMgCu1,5, LM 9 AlSi12Mg, LM 25 AlSi7Mg, stopy magnezu: AZ 91 ZK 20A, ZK 60A, AZ 80A, AZ 61A, AZ 31B oraz stopy tytanu, np. TiAl6V4.

Następnym kryterium wyboru stopu jest dobra zwilżalność włókien i brak z nimi chemicznych reakcji, jak również przydatność proszku do wytwarzania kompozytów na drodze metalurgii proszków. Ze stopami aluminium i tytanu nie występują problemy, natomiast dla stopów magnezu są ograniczenia.

Na rysunku 4.27 pokazano schematycznie wytwarzanie i przetwórstwo materiałów kompozytowych na osnowie metali lekkich metodą metalurgii proszków. Pierwszym krokiem procesu jest rozdzielenie włókien i wiskerów za pomocą ultradźwięków w ciekłym ośrodku. Jest to konieczne, ponieważ włókna krótkie i wiskery są dostarczane w postaci aglomeratów.

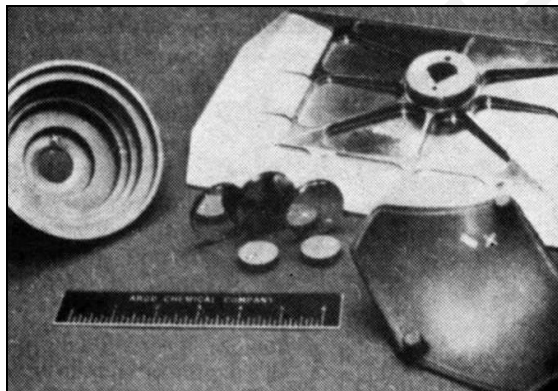
Po usunięciu środka dyspergującego prowadzone jest prasowanie mieszanki. Celem prasowania jest otrzymanie wypraski przy ograniczeniu do minimum zniszczeń włókien. Jest to możliwe tylko przy zastosowaniu wysokich temperatur.



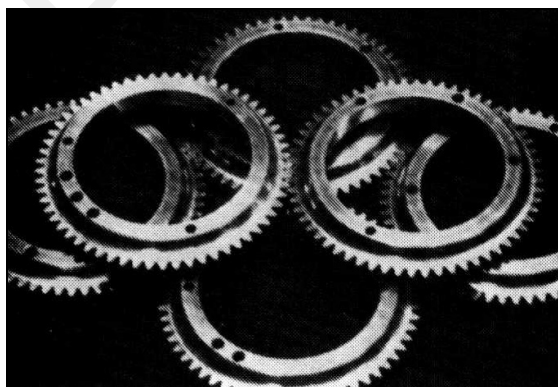
**Rys. 4.27.** Schematyczne przedstawienie wytwarzania wyrobów z materiałów kompozytowych [25]

Najlepsze wyniki uzyskuje się, gdy materiał osnowy częściowo przejdzie w fazę ciekłą, a proces prasowania mieszanki prowadzony jest w próżni. W tym procesie otrzymuje się półwyroby, wypraski i wyroby, które wymagają w niewielkim stopniu obróbki mechanicznej. Dalsza przeróbka wyprasek odbywa się przez wyciskanie, kucie, nadplastyczne odkształcanie lub obróbkę skrawaniem. Przykładowe ele-

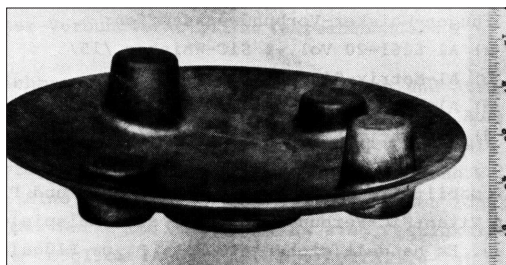
menty wytwarzane z materiałów kompozytowych w Japonii i USA pokazano na rysunkach 4.28–4.31. Na rysunku 4.28 zilustrowano precyzyjnie wykonane elementy, jak: lustro lasera, kute pokrywy z materiałów kompozytowych Al/SiC i kształtowane w warunkach nadplastyczności elementy osiowo symetryczne. Koła zębate z kompozytów Mg-SiC odporne na obciążenia zmienne pokazano na rysunku 4.29. Również duże elementy jak pokrywa komory ciśnieniowej są wykonywane tą metodą ze stopu Al2024-włókna SiC. Na rysunkach 4.30 i 4.31 pokazano półwyroby i wyroby wytworzone ze stopów aluminium, wzmocnione włóknami SiC lub Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, takie jak profile pełne i rury o przekroju kołowym, czworokątnym, części przekładni kół zębatych i części samochodowe – jak pierścienie, sworznie i korbowody, elementy wirnika, które wykonuje się specjalną techniką prasowania z mieszanki proszku z włóknami [25].



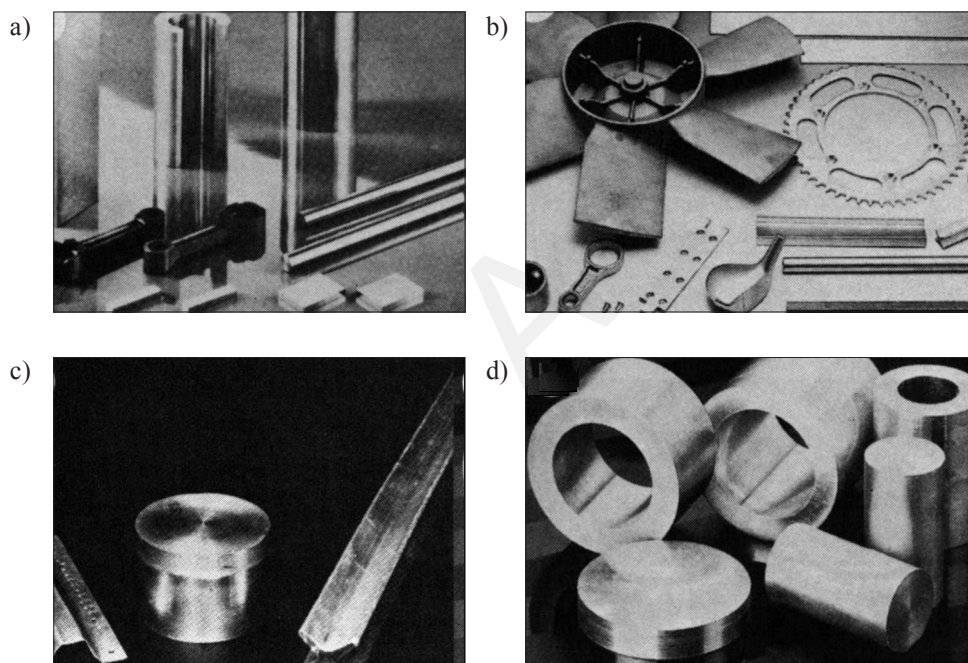
**Rys. 4.28.** Zwierciadło i elementy dokładnie wykonane z kompozytu z Al-SiC [25, 31, 33]; od lewej kształtowany wyrób w warunkach nadplastyczności, zwierciadło laserowe i elementy pokryw



**Rys. 4.29.** Koła zębate z materiału Mg-włókna lub cząstki SiC [25, 31, 33]



Rys. 4.30. Odkuwka pokrywy komory ciśnieniowej z kompozytu stop Al 2024-włókna SiC [25, 34]



Rys. 4.31. Półwyroby i wyroby otrzymane z kompozytów na osnowie aluminium i jego stopów wzmocnione włóknami: a) stop aluminium Al 6061-20% obj. włókien SiC [25, 29]; b) aluminium-włókna SiC [25, 35]; c) stop aluminium Al 2024-włókna SiC [25, 34]; d) aluminium-włókna  $\text{Si}_3\text{N}_4$  [25]

### 4.3.3. Zastosowanie i perspektywy rozwoju wzmocnionych włóknami materiałów kompozytowych na osnowie aluminium

Wiodącym obszarem zastosowań materiałów kompozytowych na osnowie aluminium jest przemysł transportowy [19, 20, 21, 22, 23]. W transporcie dąży się do maksymalizacji masy przewożonego ładunku z jednoczesną minimalizacją masy konstruk-



cji oraz utrzymania jak najniższych kosztów przy najwyższym poziomie bezpieczeństwa podczas eksploatacji. Oznacza to, że nowe materiały muszą mieścić się w kategoriach opłacalności ekonomicznej, łatwości wykonania, zapewnić wyższą jakość produktu oraz sprostać rosnącym wymaganiom eksploatacyjnym. Ewentualne wyższe koszty materiałowe muszą być rekompensowane przez nowocześniejszą, lżejszą konstrukcję oraz polepszoną sprawność. Dla przykładu, w silniku kosztującym 15 000 dolarów USA zastosowanie kompozytowego tłoka przyczynia się do wzrostu nakładów o około 200 dolarów USA, a więc wydatków rzędu 1% wartości konstrukcji. Jeżeli dokonanie takiej zmiany spowoduje polepszenie jego pracy, zwiększenie możliwych mocy lub spadek zużycia paliwa, będzie to modyfikacja korzystna [19]. Polepszenie parametrów jednostki napędowej zwiększa jej atrakcyjność dla potencjalnego nabywcy. Wprowadzone w miejsce tradycyjnie stosowanych elementów z żeliwa lub stali materiały kompozytowe na osnowie aluminium pozwalają na zmniejszenie masy pojazdu, przyczyniając się jednocześnie do wzrostu odporności na zatarcie i zużycie oraz do spadku poziomu drgań. Zastosowanie ich do wytwarzania pierścieni tłoków i korbowodów obniża poziom drgań wtórnych w trakcie wykonywania ruchów posuwisto-zwrotnych [21]. Dodatkowa korzyść pojawia się w związku ze zmniejszeniem obciążeń wału korbowego oraz obniżeniem strat mocy wynikających z procesów tarcia. Wzmocnienie osnowy aluminiowej włóknami ceramicznymi powoduje nie tylko polepszenie własności mechanicznych, ale również utrzymanie tych własności po wygrzewaniu w podwyższonych temperaturach. Henning i inni [22] zbadali, że wytrzymałość na rozciąganie i granica plastyczności materiału niewzmocnionego znacznie się obniżyły po wygrzewaniu w temperaturze 400°C w czasie 1000 h, natomiast dla materiałów wzmocnionych włóknami aluminosilikatowymi zmniejszyły się w niewielkim stopniu.

Obecnie szereg wzmocnianych włóknami kompozytów o osnowie aluminium znalazło już konkretne zastosowanie w przemyśle motoryzacyjnym. Od roku 1985 koncern Honda (Japonia) produkuje na skalę przemysłową wały korbowe silników benzynowych na osnowie aluminium wzmocnionego włóknami SUS (włókna ceramiczne na osnowie  $Al_2O_3$ ), które mają podwyższoną wytrzymałość. Ta sama firma wprowadziła w 1991 r. do masowej produkcji kompozytowe tuleje cylindrów (aluminium-włókno cięte  $Al_2O_3$ ), co pozwoliło na zmniejszenie ich masy o około 50% w porównaniu do stosowanych wcześniej elementów żeliwnych. Zastosowanie przez japoński koncern Toyota (1983) lokalnego wzmocnienia rowka podpierścieniowego tłoka silnika spalinowego włóknami  $Al_2O_3$  spowodowało wzrost odporności na zużycie tego elementu w wysokich temperaturach i dodatkowo obniżenie masy elementu [19]. Materiały kompozytowe w postaci rur, otrzymane z aluminium wzmocnionego włóknami ceramicznymi, wytwarzane są metodą wyciskania przez firmę GKN Automotive (USA). Znalazły one zastosowanie jako główne wały napędowe samochodów osobowych. Charakteryzują się one około 50% mniejszą masą w stosunku do stosowanych do tej pory wałów stalowych, co umożliwiło zrezygnowanie z dodatkowych łożysk [23].

#### 4.3.4. Własności kompozytów na osnowie stopów aluminium wzmocnionych włóknami ceramicznymi

Wzmocnienie metali lekkich przez wprowadzenie do nich włókien krótkich lub wiskerów jest korzystne wtedy, gdy:

- powoduje zwiększenie modułu  $E$  i odporności na pękanie materiału,
- występuje duży stosunek długości do grubości elementu,
- jest możliwość obniżenia masy konstrukcji,
- jest chemiczna stabilność i brak reakcyjności z osnową,
- koszty wytwarzania są możliwe do przyjęcia,
- materiały wykazują obrabialność.

W tabeli 4.7 przedstawiono charakterystyki włókien długich, krótkich oraz wiskerów, które stosuje się jako wzmocnienie metali lekkich.

**Tabela 4.7**

Charakterystyka włókien stosowanych jako wzmocnienie metali lekkich [25]

Typ	Postać	Wymiary włókien		Moduł sprężystości $E$ , GPa	Wytrzymałość na rozciąganie, GPa	Gęstość, g/cm <sup>3</sup>	Producent/Kraj	Materiał na osnowę
		średnica $\mu\text{m}$	długość $\mu\text{m}$					
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> :								
Saffil RF	LF	3,0	–	100÷300	1÷2	3,3	ICI/GB	Stopy Al, Mg
Saffilmax SD	LF	3,0	–	300	2,0	3,3	ICI/GB	
Saffilmax LD	LF	3,5	–	200	2,0	2,0	ICI/GB	
FP Alumina	LF	20,0	–	385	>1,4	3,9	DuPont/ USA	
Sumitomo	LF	20,0	–	230	2,2	3,25	Sumitomo/ Japonia	
SiC:								
Tokawhisker	$\beta$ -W	0,1÷1,0	50÷500	400÷700	3÷14	3,17	TokaiCarbon/ Japonia	Stopy Al, Mg
Versite VC1A	$\beta$ -W	$\approx$ 1,0	300	490÷630	9,8÷12,6	3,20	Versar/ USA	
Nicolan $\beta$ -SiC	LF	15,0	–	140	2,0	2,70	Nippon Carbon/ Japonia	
Silag F9	$\beta$ -W	0,3÷1,3	50÷500	400÷650	3,0	3,20	Arco Ch./ USA	
Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> :								
UBE-SN-WA	$\alpha$ -W	0,1÷0,5	10÷30	$\approx$ 250	4,0	3,18	UBE/ Japonia	Stopy Al, Mg
UBE-SN-WB	$\beta$ -W	0,1÷0,4	5÷20	$\approx$ 250	4,0	3,20	UBE/ Japonia	
Versite VN1A	$\alpha$ -W	$\approx$ 1,0	200	203÷280	4÷5,6	3,20	Versar/ USA	
Tyronno-Fiber	LF	10,0	–	210	2,9	2,40	UBE/ Japonia	Stopy Al, M
Kelvar 49 (Aramid)	KF/LF	12,2	–	120	2,8	1,45	DuPont/ USA	Stopy Al, M

W – wisker, KF – włókna krótkie, LF – włókna długie

Własności materiałów kompozytowych zależą od własności materiału osnowy i zawartości, geometrii i uporządkowania dodanych składników wzmacniających, jak również od powierzchni rozdziału osnowa – materiał wzmacniający. W idealnych warunkach, tj. przy odpowiednim uporządkowaniu ciągłych włókien w elemencie konstrukcyjnym i ich rozłożeniu, można opisać własności materiału kompozytowego  $E_c$  w kierunku ułożenia włókien, wykorzystując liniową regułą mieszanin, zależnością [27]

$$E_c = E_M(1 - \varphi_F) + E_F \varphi_F \quad (4.1)$$

gdzie:

- $E_M$  – własność osnowy,
- $E_F$  – własność włókien,
- $\varphi_F$  – udział objętościowy włókien.

Ze względu na wpływ wielu dodatkowych czynników w rzeczywistych materiałach kompozytowych, nie jest możliwe osiągnięcie pełnego ich wzmocnienia. Należy w tych materiałach uwzględnić współczynnik wpływu włókna  $\eta_F$  na wzmocnienie kompozytu. Do określenia wytrzymałości na rozciąganie materiałów kompozytowych złożonych z włókien o dużym module sprężystości, rozmieszczonych w osnowie o małym module sprężystości, słuszna jest zależność [28]

$$\sigma_C = \sigma_M^* (1 - \varphi_F) + \sigma_F \varphi_F \eta_F \quad (4.2)$$

gdzie:

- $\sigma_C$  – wytrzymałość kompozytu,
- $\sigma_M^*$  – naprężenie płynięcia materiału osnowy,
- $\sigma_F$  – wytrzymałość włókna.

Jeżeli zastosowane są włókna o długości mniejszej od długości elementu, zmienia się efekt wzmocnienia, który zależny jest od grubości i długości włókna.

Przy dużej różnicy wartości modułów sprężystości  $E$  materiału osnowy i włókna występuje różne ich wydłużenie podczas obciążenia siłą przyłożoną równoległe do ułożenia włókien, które wywołuje powstanie naprężeń ścinających na granicy rozdziału. Osiągają one wartości maksymalne na końcu włókna, podczas gdy same włókna są obciążane przez naprężenia normalne. Gdy naprężenia te osiągną wartość naprężenia płynięcia w materiale osnowy, wtedy naprężenie ścinania osiąga wartość największą. Wzmocnienie włóknami krótkimi może wystąpić wtedy, gdy mają one odpowiednią długość i wytrzymałość na pękanie.

Z równowagi sił można wyznaczyć krytyczną długość włókna

$$l_{kr} = \sigma_F d_F / 4 \eta_F \tau_{FM} \quad (4.3)$$

gdzie:

- $\tau_{FM}$  – naprężenie ścinające, które wynosi w przybliżeniu  $0,5\sigma_M^*$ ;
- $d_F$  – średnica włókna.

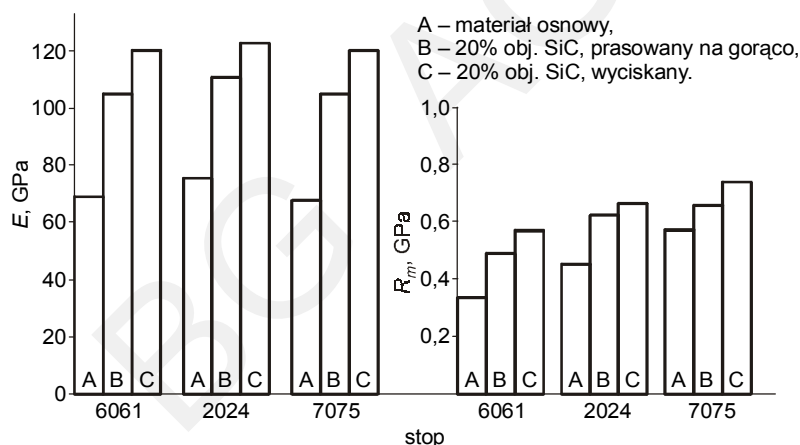
Dla kompozytów o długości włókna  $l$  powyżej długości  $l_{kr}$  słuszna jest zależność

$$\sigma_C = \varphi_F \eta_F \sigma_F (1 - l_{kr}/2l) + (1 - \varphi_F) \sigma_M^* \quad (4.4)$$

Z tej zależności można oszacować zawartość włókien krótkich  $\varphi_{F,c}$ , która wymagana jest przy określonej ich długości  $l \geq l_{kr}$  do osiągnięcia wzmocnienia [28]

$$\varphi_{F,c} = (\sigma_C - \sigma_M^*) / \eta_F (\sigma_F (1 - l_{kr}/2l) - \sigma_M^*) \quad (4.5)$$

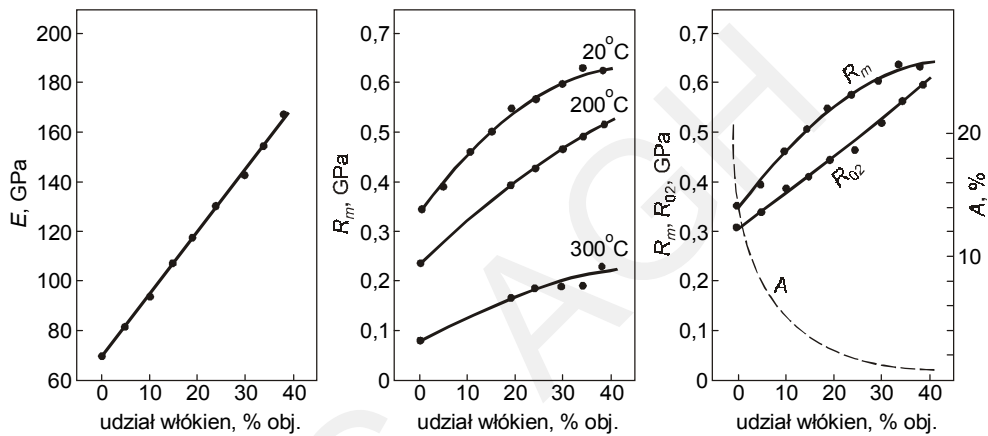
Kompozyty na osnowie z metali lekkich, wzmocnione włóknami, wykazują specjalne własności. Mogą być stosowane do wykonania elementów precyzyjnych, odpornych na temperaturę, wytrzymałych zmęczeniowo i elementów odpornych na ścieranie. Niemetaliczne dodatki poprawiają silnie moduł sprężystości metali lekkich. Wyroby na osnowie stopów aluminium i tytanu posiadają gęstości poniżej  $3 \text{ g/cm}^3$ , a wyroby na osnowie stopów magnezu – poniżej  $2,3 \text{ g/cm}^3$ . Przykładowe wartości modułu sprężystości  $E$  są podane na rysunkach 4.32 i 4.33 dla stopów aluminium i na rysunku 4.34 dla stopów magnezu.



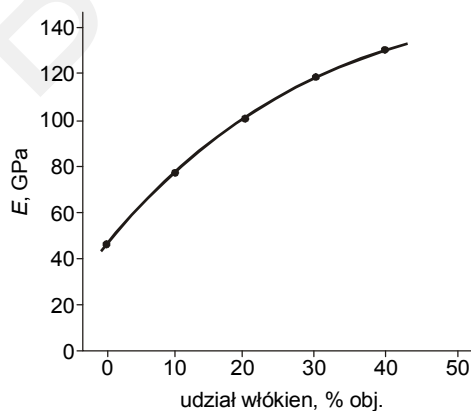
**Rys. 4.32.** Moduł sprężystości  $E$  i wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  kompozytów o osnowie ze stopów aluminium wzmocnionych włóknami SiC po obróbce cieplnej obejmującej przesycanie i sztuczne starzenie [29]

Osiągane wartości modułu sprężystości, wytrzymałości na rozciąganie i granicy plastyczności tych materiałów, zależne są od ułożenia włókien krótkich w materiale osnowy. Izotropowe rozłożenie, jakie występuje w materiale po izostatycznym prasowaniu na gorąco, prowadzi do pośrednich własności. Ukierunkowanie włókien, np. w wyniku wyciskania, powoduje podwyższenie wartości własności wytrzymałościowych o 10 do 20%. Są możliwe do uzyskania materiały o wytrzymałości 700 MPa. Równocześnie następuje dwukrotne podwyższenie wytrzymałości na rozciąganie w temperatu-

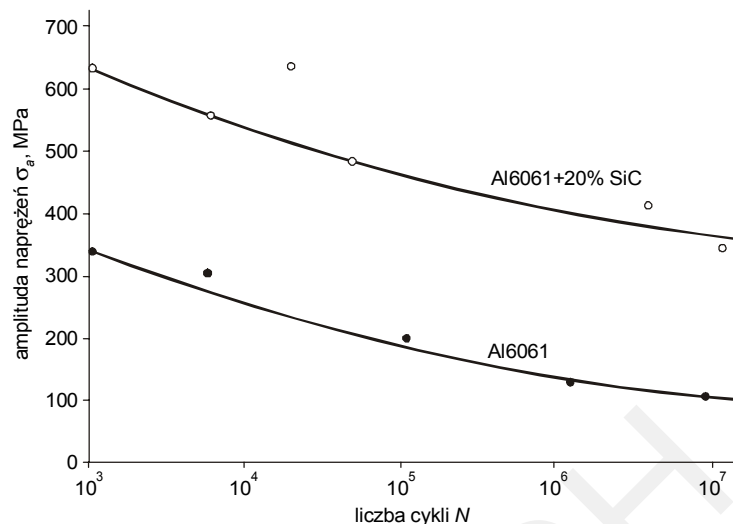
rze 300°C w stosunku do materiału osnowy (rys. 4.33). Ulega również znacznemu podwyższeniu wytrzymałość zmęczeniowa stopów metali lekkich w wyniku wzmocnienia. W kompozytach na osnowie aluminium występuje prawie dwukrotne zwiększenie wytrzymałości zmęczeniowej w stosunku do wytrzymałości materiału osnowy (rys. 4.35). Podobne zależności występują dla kompozytów na osnowie magnezu, wzmocnionych włóknami SiC. Również osiągana jest poprawa własności cieplnych tych materiałów. Rozszerzalność cieplna kompozytu Al6061+20% obj. SiC na osnowie stopu aluminium wynosi  $12 \div 13 \cdot 10^{-6}$  1/K, a na osnowie stopu magnezu z zawartością 20% obj. włókien SiC wynosi  $20 \cdot 10^{-6}$  1/K. Własności tych materiałów powodują, że stosuje się je do wytwarzania precyzyjnych elementów konstrukcyjnych.



Rys. 4.33. Własności mechaniczne kompozytów o osnowie ze stopu aluminium Al6061 wzmocnionych włóknami SiC po obróbce cieplnej obejmującej przesykanie i sztuczne starzenie [30]



Rys. 4.34. Moduł sprężystości  $E$  kompozytu o osnowie ze stopu magnezu ZK 60 A wzmocnionego włóknami SiC [31]



Rys. 4.35. Wytrzymałość zmęczeniowa stopu aluminium Al6061 i kompozytu na jego osnowie o zawartości 20% obj. włókien SiC po przesycaniu i starzeniu sztucznym [32]

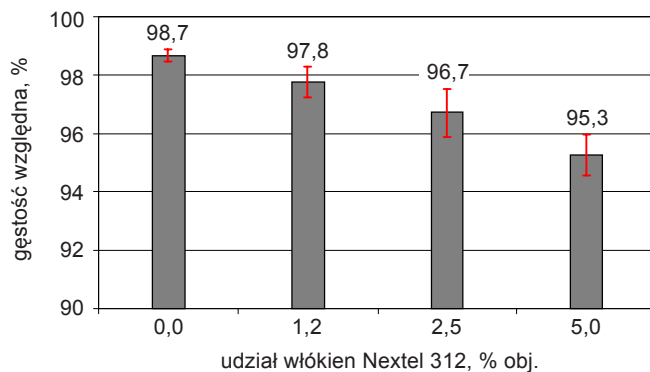
#### 4.3.4.1. Kompozyty na osnowie proszku aluminium wzmocnione włóknami $Al_2O_3$

Kompozyty wytwarzane z proszków mogą być otrzymywane drogą zagęszczania na gorąco w matrycach zamkniętych, gdzie podczas realizacji procesu następuje jedynie zmiana stanu zagęszczenia lub w procesach przeróbki plastycznej, np. wyciskania. W procesie tym, obok zagęszczenia, występuje duże odkształcenie materiału. Podczas zagęszczania jest możliwość wytwarzania wyrobów o kierunkowym ułożeniu włókien w osnowie, natomiast w procesie wyciskania, ułożenie włókien jest wynikiem kierunkowego płynięcia materiału.

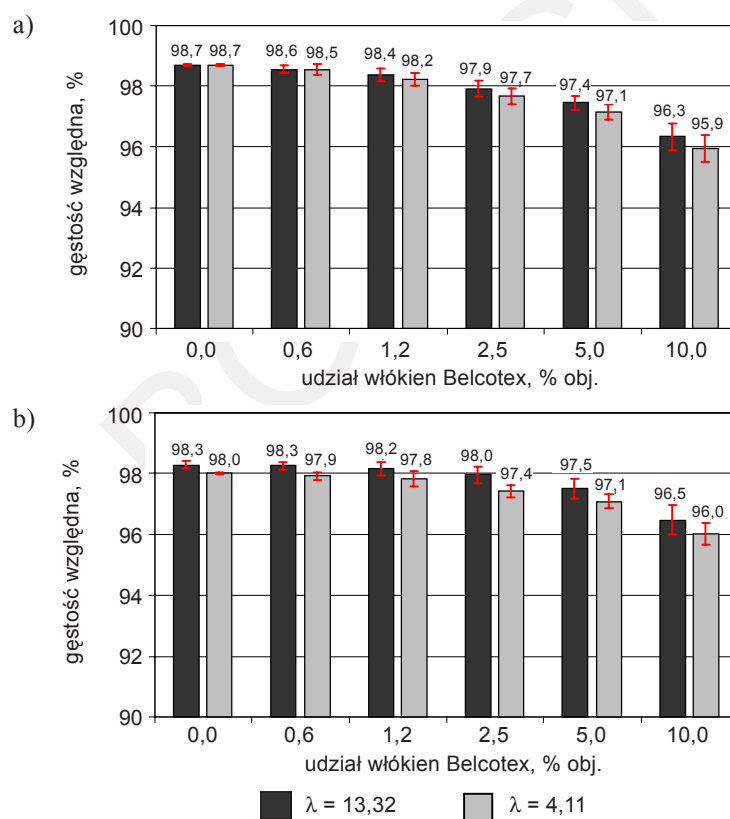
W pierwszym procesie, wypraski z mieszaniny proszku i włókien są wstępnie prasowane na zimno, a następnie zagęszczane na gorąco w matrycach zamkniętych. Dla proszku aluminium proces prowadzony jest w temperaturze  $500^\circ C$ , z naciskiem jednostkowym  $120\text{ MPa}$ , przy czasie jego przetrzymania  $240\text{ s}$ . Proces wyciskania polega na odkształcaniu na gorąco sprasowanych na zimno mieszanin proszku i włókien. Prowadzi się go w temperaturach od  $400^\circ C$  do  $500^\circ C$  ze współczynnikami wyciskania powyżej  $\lambda = 4,11$ .

**Gęstości kształtowanych na gorąco kompozytów na osnowie proszku RAl-1.** Wpływ udziału włókien ciągłych Nextel 312 na gęstość kształtowanych na gorąco w matrycach zamkniętych kompozytów na osnowie proszku RAl-1 przedstawiono na rysunku 4.36, a udziału włókien ciętych Belcotex na gęstość kompozytów otrzymanych w procesie wyciskania na gorąco na rysunku 4.37.

Gęstość kształtowanych na gorąco kompozytów zależy od udziału objętościowego włókien. Zwiększenie zawartości włókien w osnowie wyrobów powoduje zmniejszenie ich gęstości (rys. 4.36 i 4.37), niezależnie od sposobu kształtowania i temperatury jego realizacji.



**Rys. 4.36.** Wpływ zawartości włókien na gęstość otrzymanych w procesie zagęszczania na gorąco w matrycach zamkniętych wyrobów z proszku aluminium RAl-1 i kompozytów na jego osnowie wzmocnionych włóknami Nextel 312. Temperatura: 500°C, nacisk jednostkowy: 120 MPa, czas oddziaływania nacisku: 240 s [37, 38]

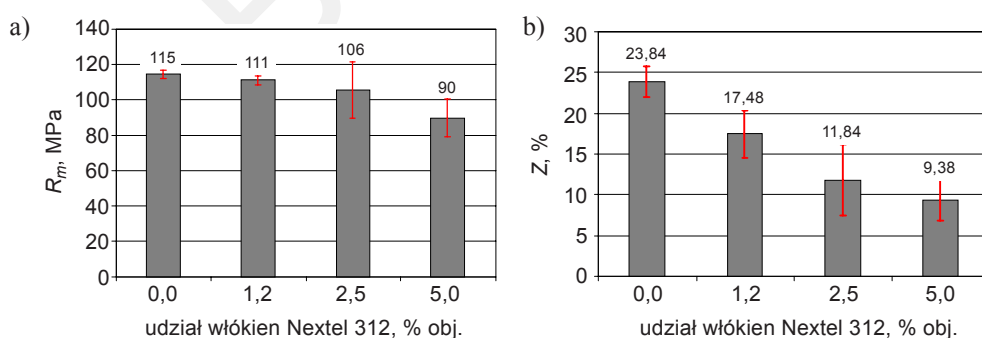


**Rys. 4.37.** Wpływ zawartości włókien i współczynnika wyciskania  $\lambda$  na gęstość względną wyciskanych wyrobów z proszku aluminium RAl-1 i kompozytów na jego osnowie wzmocnionych włóknami Belcotex przy temperaturze: a) 400°C; b) 500°C [37, 39, 41]

Największy spadek gęstości z 98,7% materiału osnowy do 95,3% dla kompozytu o zawartości 5% obj. włókien Nextel 312 występuje w przypadku wyrobów kształtowanych na gorąco w matrycach zamkniętych (rys. 4.37). Gęstość wyciskanych wyrobów zależy od parametrów ich otrzymywania. W procesie wyciskania zwiększenie wartości współczynnika  $\lambda$  z 4,11 do 13,32 spowodowało wzrost gęstości wyrobów, niezależnie od temperatury procesu. W miarę wzrostu udziału włókien Belcotex występuje spadek gęstości kompozytów otrzymanych przez wyciskanie w temperaturach 400°C i 500°C.

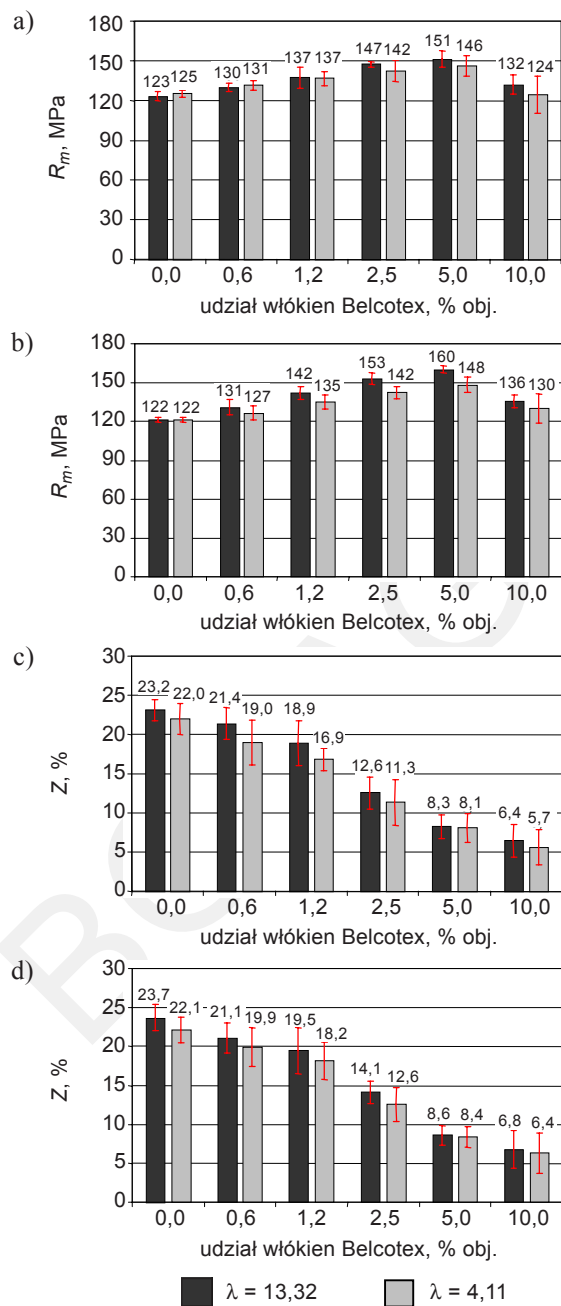
**Własności mechaniczne kształtowanych na gorąco kompozytów.** Własności mechaniczne wyrobów zagęszczanych na gorąco w matrycach zamkniętych przedstawiono na rysunku 4.38, a wyciskanych na rysunku 4.39. Materiał zagęszczany na gorąco w matrycach zamkniętych z wprowadzonymi do osnowy włóknami Nextel 312 ma niższą wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  w temperaturze otoczenia i jednocześnie mniejsze przewężenie  $Z$ . W materiale wyciskanym zwiększanie zawartości włókien w osnowie do 5% objętościowych powodowało wzrost wytrzymałości na rozciąganie kompozytów, niezależnie od zastosowanego współczynnika wyciskania i temperatury procesu (rys. 4.39). Przy zawartości 10% objętościowych włókien nastąpiło zmniejszenie wytrzymałości wyrobów. Kompozyty otrzymane przez wyciskanie ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$ , przy temperaturze 500°C, charakteryzowały się wyższą wytrzymałością niezależnie od zawartości włókien, zaś przy temperaturze 400°C przy ich zawartości powyżej 2,5% objętościowego. Materiał wyciskany w temperaturze 500°C ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$  ma większą wytrzymałość na rozciąganie.

Plastyczność wyciskanych kompozytów malała ze zwiększaniem zawartości włókien, co przejawiało się obniżeniem wartości przewężenia. Wartości przewężenia są wyższe dla materiału otrzymanego w procesie wyciskania ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$  niż ze współczynnikiem 4,11. Wzrost wartości przewężenia obserwowany jest również w wyniku podwyższenia temperatury procesu wyciskania z 400 do 500°C przy stałym  $\lambda$ .



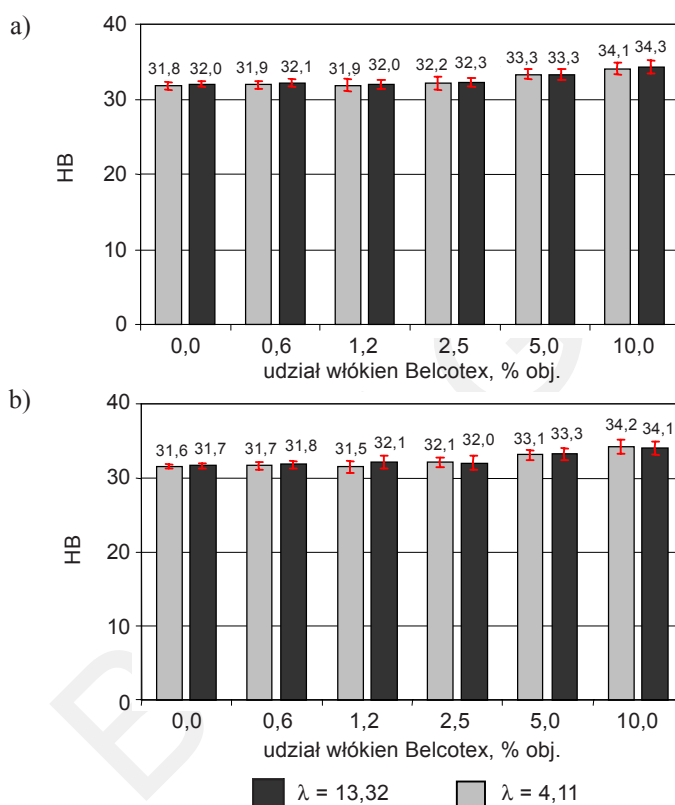
**Rys. 4.38.** Wpływ zawartości włókien na własności mechaniczne zagęszczanych na gorąco wyrobów z proszku aluminium RAl-1 i kompozytów na jego osnowie wzmocnionych włóknami Nextel 312. Temperatura: 500°C, nacisk jednostkowy: 120 MPa, czas oddziaływania nacisku: 240 s. Własności mechaniczne: a) wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ ; b) przewężenie  $Z$  [37, 39, 41]





**Rys. 4.39.** Wpływ zawartości włókien i współczynnika  $\lambda$  na własności mechaniczne wyciskanych na gorąco wyrobów z proszku RAl-1 i kompozytów na jego osnowie wzmocnionych włóknami Belcotex; a), b) wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ ; c), d) przewężenie  $Z$ . Temperatura wyciskania: a), c) 400°C; b), d) 500°C [39, 41]

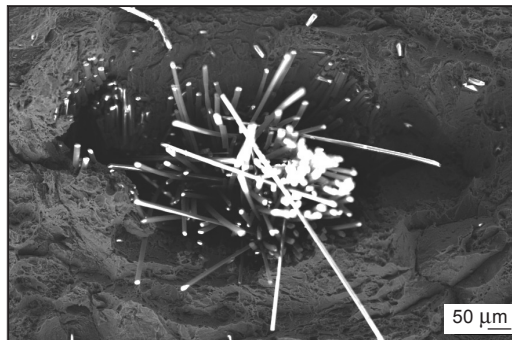
**Twardość.** Twardości wyciskanych wyrobów o różnej zawartości włókien Belcotex przedstawia rysunek 4.40. Wyniki pomiaru twardości zawierają się w przedziale od 31,8 do 34,3 HB. Temperatura i współczynnik wyciskania  $\lambda$  nie mają wpływu na twardość wyrobów. Pewna, wychodząca poza przedział rozrzutu wyników, tendencja do przyrostu twardości występuje ze wzrostem udziału włókien w osnowie kompozytu od 2,5 do 10% objętościowych. Jest on niewielki i dla kompozytów o najwyższej zawartości włókien Belcotex wynosi około 7÷8% w odniesieniu do materiału osnowy.



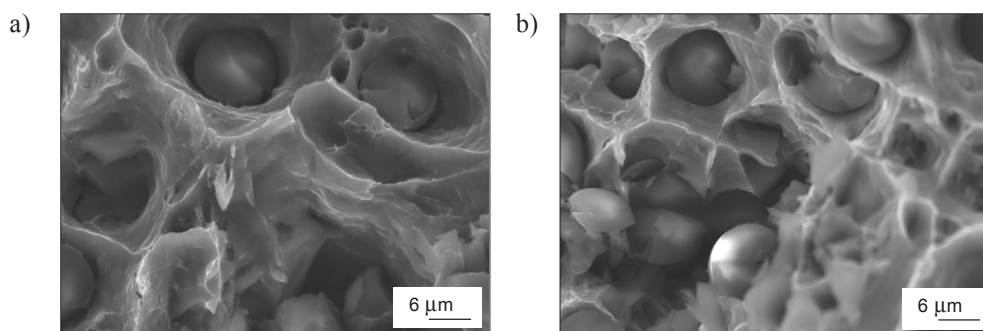
**Rys. 4.40.** Wpływ zawartości włókien i współczynnika wyciskania  $\lambda$  na twardość wyciskanych wyrobów z proszku RAl-1 i kompozytów na jego osnowie wzmocnionych włóknami Belcotex. Temperatura wyciskania: a) 400°C; b) 500°C [39, 41]

**Badania metalograficzne.** Fraktografie powierzchni zniszczenia w próbie rozciągania zagęszczanego na gorąco w matrycach zamkniętych kompozytu aluminium-włókna Nextel 312 przedstawiono na rysunku. 4.41, a wyciskanych na gorąco kompozytów aluminium-włókna Belcotex – na rysunku 4.42. Powierzchnia zniszczenia kompozytu o zawartości 5% włókien Nextel 312, otrzymanego w procesie zagęszczania na gorąco w matrycach zamkniętych, jest zróżnicowana (rys. 4.41). Występują na niej włókna pojedynczo oraz w skupiskach. Spójność skupisk włókien z osnową obserwuje się jedynie na krawędziach nierozdrobnionych „wiązek”. Na powierzchni przełomu

wyciskanego na gorąco kompozytu o zawartości 5% objętościowych włókien Belcotex (rys. 4.42a) włókna rozmieszczone są w osnowie dość regularnie. Obserwuje się również obszary o zwiększonej ich koncentracji. Poszczególne włókna są izolowane przez osnowę, a ich powierzchnie rzadko się stykają. Zrywanie włókien występuje bezpośrednio przy powierzchni przełomu. Świadczy to o dobrej jakości połączenia na granicach aluminium – faza umacniająca. Włókna ściśle przylegają do otaczającej je aluminiowej osnowy. Obszary zwiększonych odkształceń osnowy w bezpośrednim sąsiedztwie włókien dowodzą, że w trakcie rozciągania włókna brały udział w umocnieniu materiału, spowodowało to wzrost jego wytrzymałości. Na przełomach rozciąganych próbek o zawartości 10% objętościowych włókien występują ich skupiska (rys. 4.42b). Część włókien wchodzących w skład konglomeratów styka się powierzchniami, a niektóre z nich są połamane.

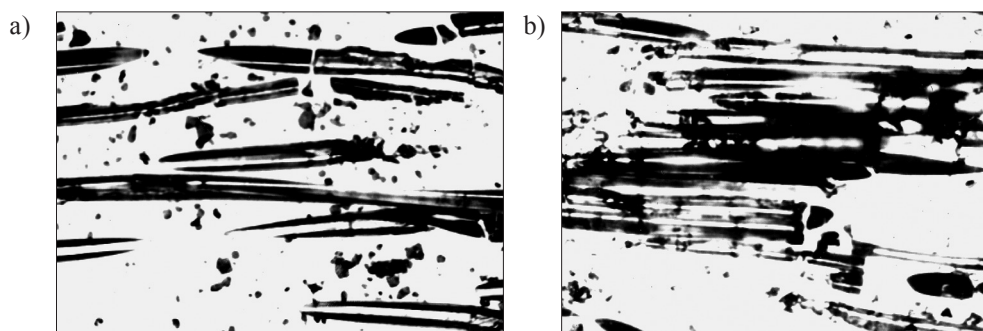


**Rys. 4.41.** Fraktografia powierzchni zniszczenia w próbie rozciągania kompozytu aluminium-5% obj. włókien Nextel 312 otrzymanego przez zagęszczanie w matrycach zamkniętych, obserwowana na skaningowym mikroskopie elektronowym. Temperatura zagęszczania 500°C, nacisk jednostkowy 120 MPa, czas oddziaływania nacisku 240 s [37, 41]

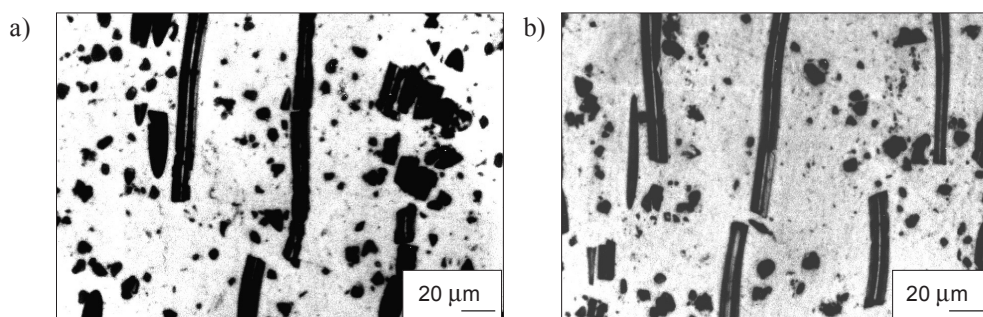


**Rys. 4.42.** Fraktografie powierzchni zniszczenia w próbie rozciągania kompozytu aluminium-włókna Belcotex otrzymanego w procesie wyciskania, obserwowana na skaningowym mikroskopie elektronowym. Temperatura wyciskania 500°C,  $\lambda = 13,32$ . Zawartość włókien w kompozycie: a) 5% obj. włókien; b) 10% obj. włókien [39, 41]

Strukturę zagęszczanego na gorąco w matrycach zamkniętych kompozytu aluminium-włókna Nextel 312, przedstawiono na rysunku 4.43, a wyciskanych na gorąco kompozytów aluminium – włókna Belcotex na rysunkach 4.44 i 4.45. W procesie prasowania i następnie zagęszczania w matrycach zamkniętych włókna Nextel 312 uległy częściowemu rozdrobnieniu. Na zglądach widoczne są liczne włókna długie oraz nieuszkodzone. Obserwuje się zarówno pojedyncze włókna, ułożone w osnowie kompozytu (rys. 4.43a), jak i ułożone względem siebie równoległe ich skupiska (rys. 4.43b). Ze zwiększeniem udziału objętościowego włókien coraz większa ich liczba bezpośrednio styka się lub wchodzi w skład konglomeratów. Korzystniejsze rozmieszczenie włókien w osnowie kompozytu uzyskuje się w procesie wyciskania na gorąco. W próbkach wyciskanych ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$  występuje ułożenie włókien w osnowie w kierunku zgodnym z kierunkiem płynięcia materiału (rys. 4.44a).

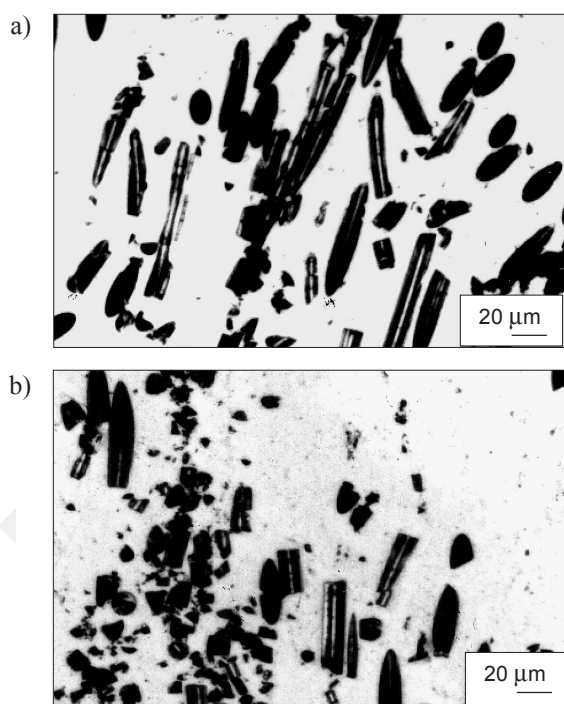


**Rys. 4.43.** Struktura zagęszczanych na gorąco w matrycach zamkniętych kompozytów aluminium-włókna Nextel 312 obserwowana na mikroskopie optycznym. Temperatura zagęszczania 500°C, nacisk jednostkowy 120 MPa, czas oddziaływania nacisku 240 s. Zawartość włókien w kompozycie: a) 1,2% obj. włókien; b) 5% obj. włókien. Zglądy poprzeczne, polerowane. Powiększenie 250 × [39, 41]



**Rys. 4.44.** Struktura wyciskanego kompozytu Al-5% obj. włókien Belcotex obserwowana na mikroskopie optycznym: a) temperatura wyciskania 400°C,  $\lambda = 4,11$ ; b) temperatura wyciskania 500°C,  $\lambda = 13,32$ . Zglądy wzdłużne, polerowane [39, 41]

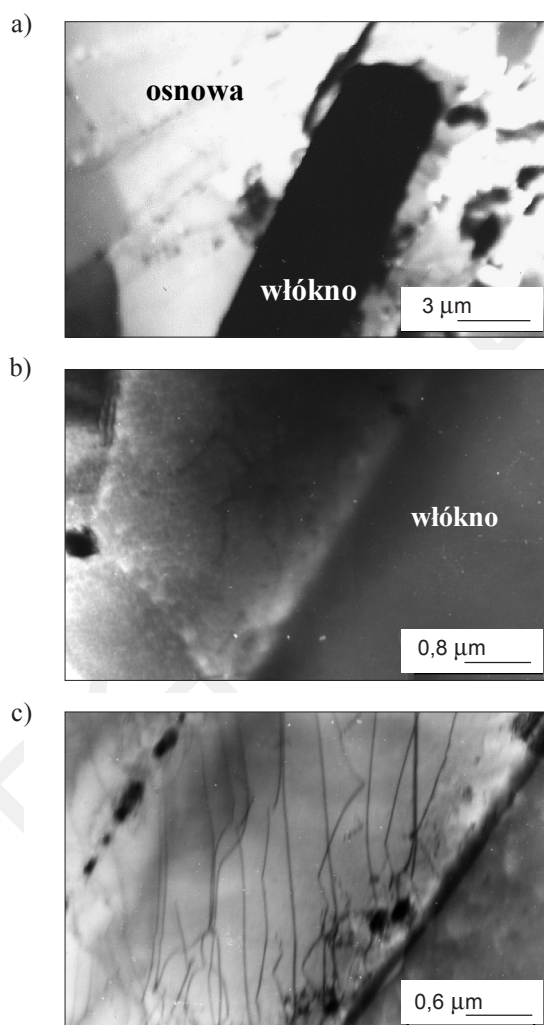
Na zglądach kompozytów wyciskanych ze współczynnikiem  $\lambda = 4,11$  obserwuje się włókna ułożone w kierunkach odbiegających od kierunku wyciskania. W przypadku próbek wyciskanych w temperaturze 400°C udział włókien krótkich jest większy niż w próbkach o tej samej zawartości włókien, ale wyciskanych w temperaturze 500°C (rys. 4.45). W miarę zwiększania udziału włókien w osnowie następuje skrócenie ich długości, co jest szczególnie widoczne przy ich zawartości wynoszącej 10% objętościowych. Dość regularne rozmieszczenie włókien w osnowie obserwuje się do zawartości 5% objętościowych. Przy zawartości 10% objętościowych włókna układały się w postaci silnie rozdrobnionych pasm lub konglomeratów. Rozdrobnienie zachodzi podczas rozprowadzania włókien w osnowie, jako rezultat wzajemnego ich splątania, lub w wyniku obecności w wyciskanej wyprasce splątanych włókien.



**Rys. 4.45.** Struktura wyciskanego kompozytu Al-10% obj. włókien Belcotex obserwowana na mikroskopie optycznym. Współczynnik wyciskania  $\lambda = 4,11$ . Temperatura wyciskania: a) 400°C; b) 500°C. Zgłady wzdłużne, polerowane [41]

Mikrostruktury wyrobów wyciskanych na gorąco, obserwowane za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego JEM 100 C firmy JEOL, pokazano na rysunku 4.46. Włókna ściśle przylegają do otaczających je ziarn – nie obserwuje się pustek lub nieciągłości na granicach między włóknem a osnową kompozytu (rys. 4.46a). Dowodem na przenoszenie naprężeń na granicy włókno – osnowa może być obserwowane

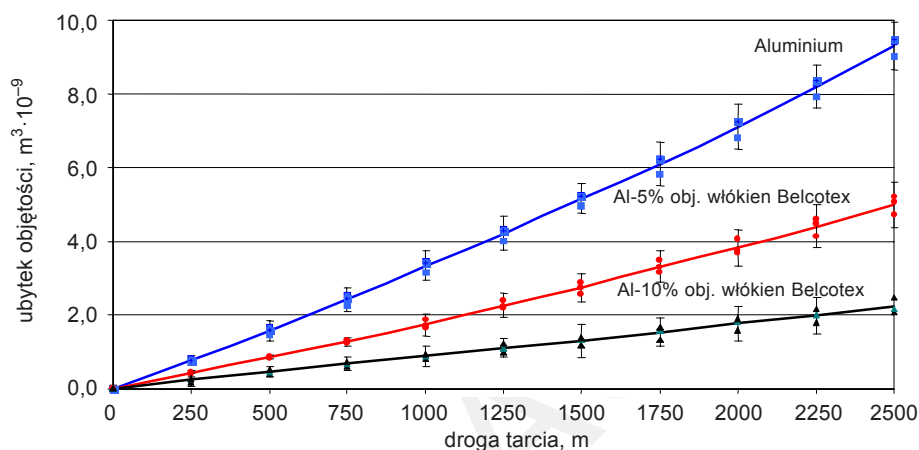
na rysunku 4.46b skupisko dyslokacji w pobliżu tej granicy. Podobny efekt umacniający powodują rozmieszczone w osnowie cząstki, prawdopodobnie tlenki (rys. 4.46c). Cząstki te nie tylko blokują dyslokacje, ale mogą również hamować ruch granic ziarn podczas rekrytalizacji, zapobiegając ich rozrostowi.



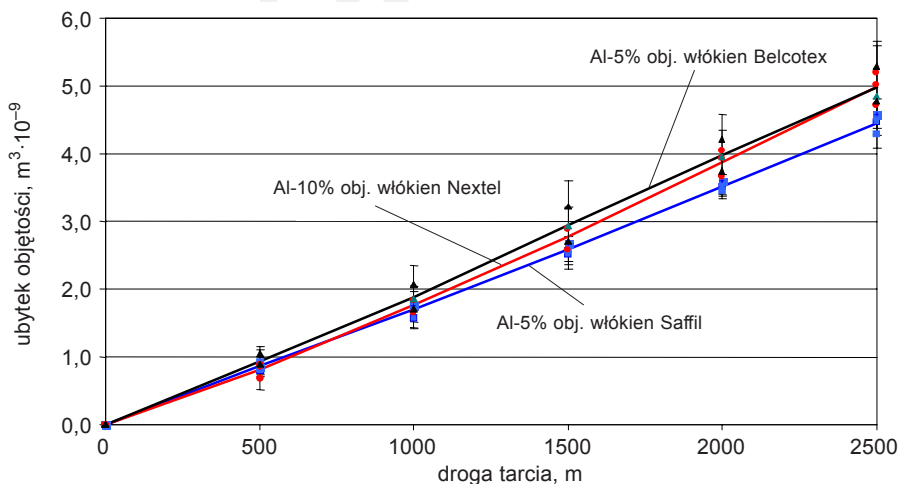
**Rys. 4.46.** Mikrostruktura kompozytu aluminium-5% obj. włókien Belcotex wyciskanego w temperaturze 500°C z  $\lambda = 4,11$  obserwowana na transmisyjnym mikroskopie elektronowym. Zgład wzdłużny, w osi próbki [37, 41]

**Odporności kompozytów na zużycie ścierne.** Wyniki badań porównawczych odporności na zużycie ścierne wyrobów otrzymanych w procesie wyciskania na gorąco pokazano na rysunkach 4.47 i 4.48. Przedstawiony jest wpływ udziału włókien

Belcotex w osnowie kompozytu oraz rodzaju stosowanych do wzmocnienia włókien ceramicznych. Wprowadzenie do aluminiowej osnowy włókien Belcotex lub zwiększenie ich udziału w kompozycie powoduje podwyższenie odporności na zużycie ścierne. Test przeprowadzony na drodze 2500 m wykazał prawie dwukrotnie mniejszy, w porównaniu z materiałem osnowy, średni ubytek objętości w przypadku kompozytu o zawartości 5% włókien Belcotex i ponad czterokrotnie mniejszy dla kompozytu o zawartości 10% tych włókien.



Rys. 4.47. Wpływ zawartości włókien na zużycie ścierne wyciskanych w temperaturze 500°C wyrobów z proszku RAl-1 i kompozytów na jego osnowie wzmocnionych włóknami Belcotex. Współczynnik wyciskania  $\lambda = 4,11$  [37, 47]

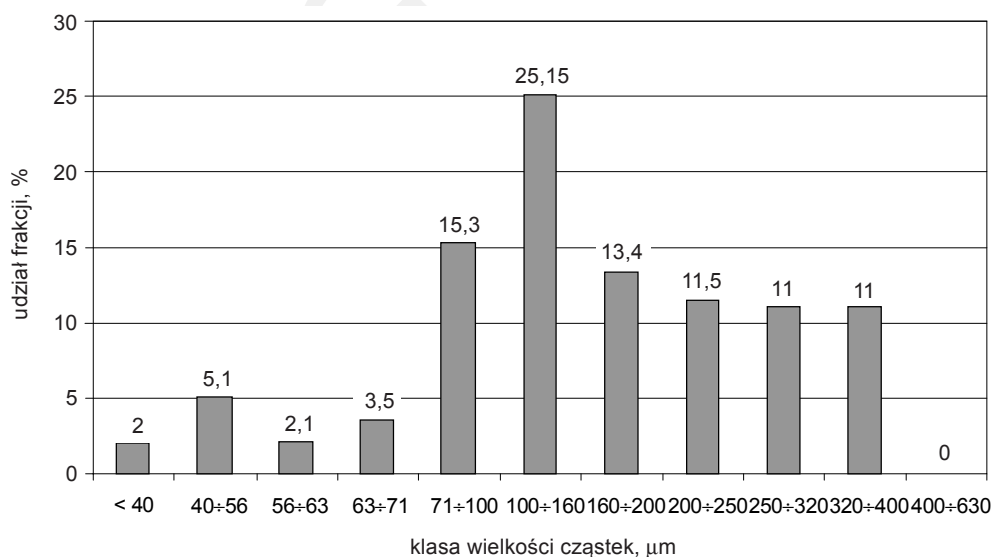


Rys. 4.48. Wpływ rodzaju włókien na zużycie ścierne wyciskanych w temperaturze 500°C wyrobów z materiałów kompozytowych o zawartości 5% obj. w osnowie. Współczynnik wyciskania  $\lambda = 4,11$  [37, 41]

Wprowadzenie do aluminiowej osnowy 5% obj. włókien Saffil powoduje niewielki wzrost odporności na zużycie ściernie w odniesieniu do próbki materiału wyciskanego przy tych samych parametrach i zawierającej 5% obj. włókien Belcotex. Zastąpienie włókien Belcotex przez włókna typu Nextel 312 nie spowodowało istotnych zmian odporności na ścieranie. Na stopień zużycia ściernego materiałów kompozytowych większy wpływ ma udział objętościowy włókien w osnowie niż ich rodzaj. Dotyczy to szczególnie włókien o porównywalnych średnicach, typu Nextel 312 i Belcotex.

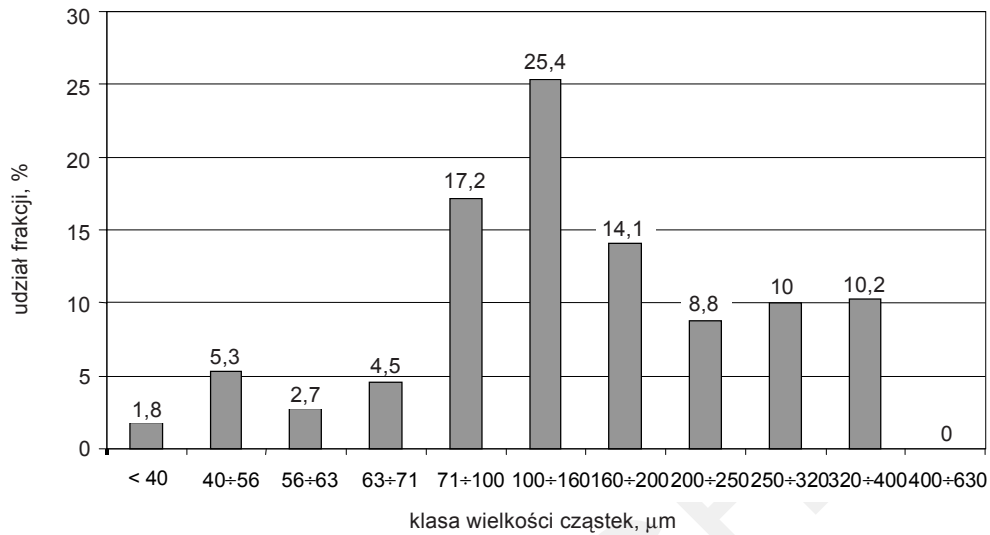
#### 4.3.4.2. Kompozyty na osnowie proszków stopów aluminium wzmocnione włóknami $Al_2O_3$

Jako materiały osnowy stosuje się proszki stopów otrzymane metodą rozpylania [36, 40]. Przykładowe rozkłady wielkości cząstek proszków stopów  $Al_{8,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$  oraz  $Al_{1,85}Cu_{1,9}Mg_{1,19}Si_{0,94}Ni$  przedstawiono na rysunkach 4.49 i 4.50, a ich kształt i struktury na rysunkach 4.51 i 4.52. Stopy po rozpylaniu cechują się strukturą o drobniejszym ziarnie w porównaniu ze strukturą odlewu. W strukturze występują sporadycznie pory, a na powierzchniach cząstek również tlenki. Materiały wzmocniające osnowy stanowiły włókna ceramiczne Saffil w ilości 2,5, 5,0 i 10% objętościowych oraz włókna Nextel 610 i Nextel 720 w ilości 5% objętościowych. Kształt użytych włókien pokazano na rysunku 4.53. Włókna i materiał osnowy mieszano na mokro. Z mieszaniny materiał osnowy-włókna wykonano wypraski przez prasowanie na zimno.

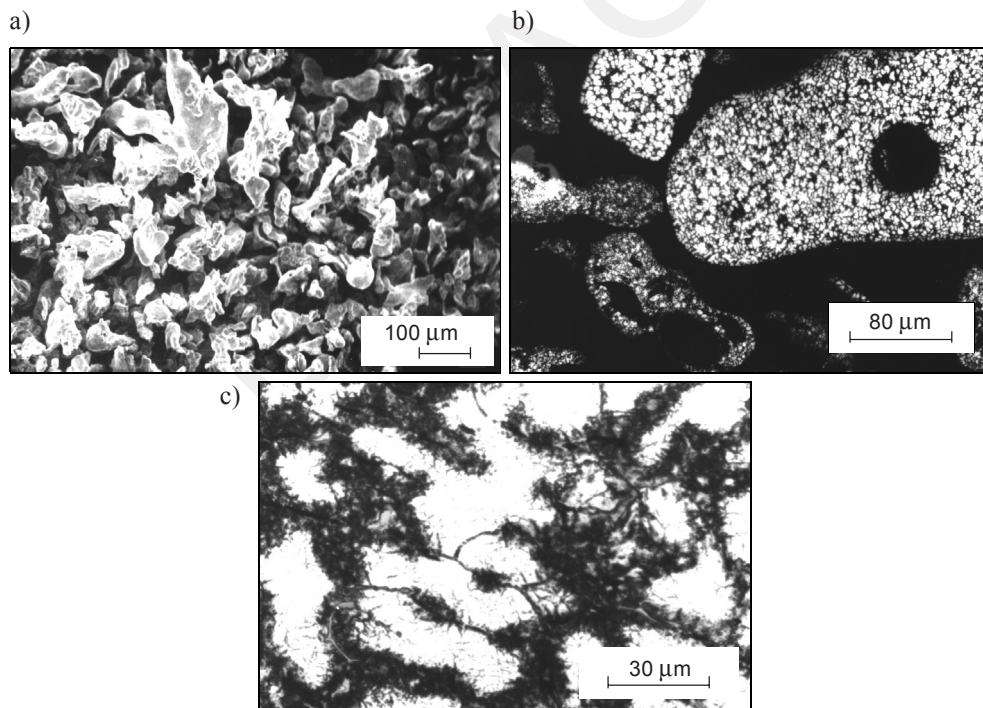


Rys. 4.49. Wynik analizy sitowej proszku  $Al_{8,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$  [7]

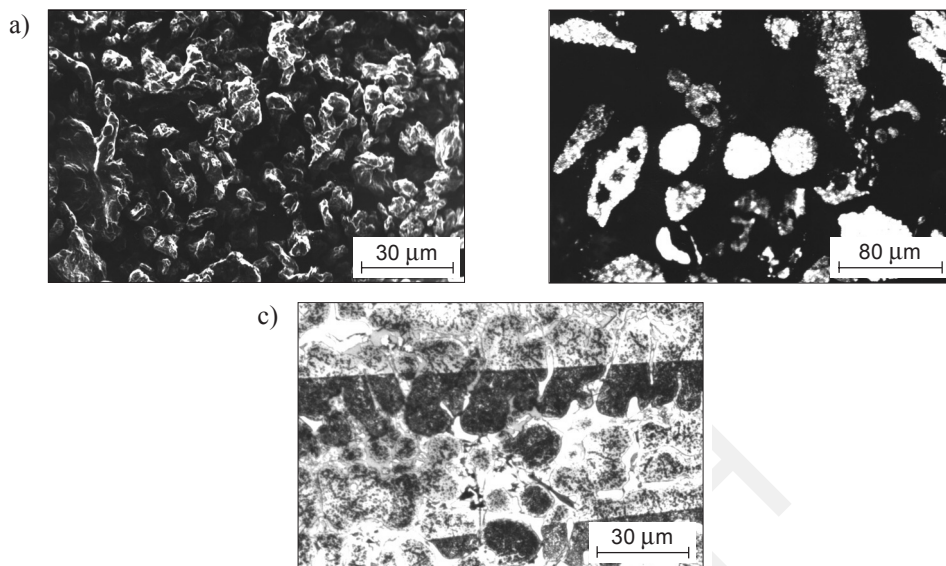




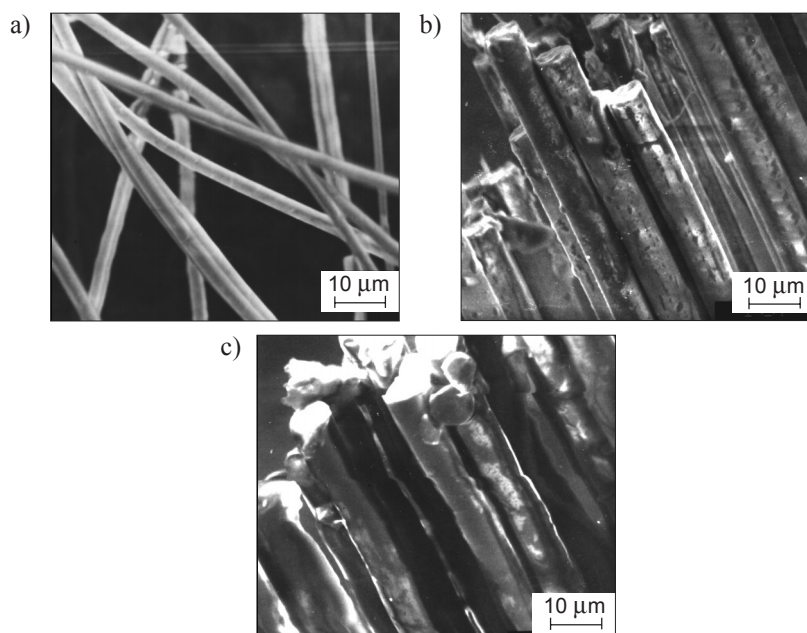
Rys. 4.50. Wynik analizy sitowej proszku  $\text{Al}1,85\text{Cu}1,9\text{Mg}1,19\text{Si}0,94\text{Ni}$  [7]



Rys. 4.51. Stop  $\text{Al}8,5\text{Cu}0,56\text{Mg}6,36\text{Si}$ : a) kształt cząstek proszku obserwowany na skaningowym mikroskopie elektronowym; b) struktura cząstki proszku; c) struktura odlewu obserwowana na mikroskopie optycznym [7]



**Rys. 4.52.** Stop  $\text{Al}_{1,85}\text{Cu}_{1,9}\text{Mg}_{1,19}\text{Si}_{0,94}\text{Ni}$ : a) kształt cząstek proszku obserwowany na skaningowym mikroskopie elektronowym; struktury: cząstki proszku (b) i odlewu (c), obserwowane na mikroskopie optycznym [36]



**Rys. 4.53.** Włókna  $\text{Al}_2\text{O}_3$  obserwowane na skaningowym mikroskopie elektronowym: a) włókna Saffil; b) włókna Nextel 610; c) włókna Nextel 720 [36]

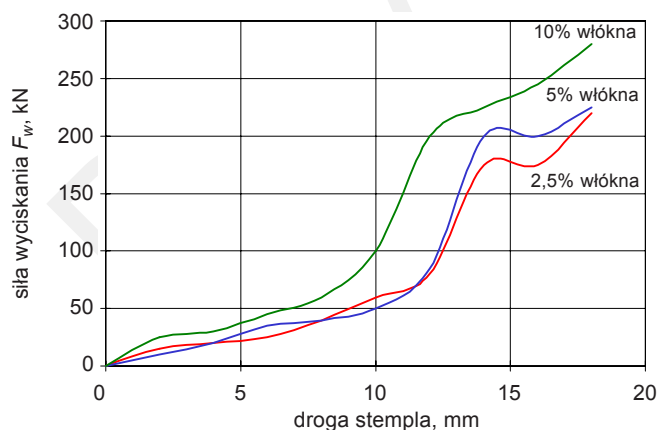
W tabeli 4.8 zestawiono wybrane własności włókien na osnowie  $\text{Al}_2\text{O}_3$  stosowanych do wzmocnienia metalicznej osnowy.

**Tabela 4.8**

Wybrane własności włókien na osnowie  $\text{Al}_2\text{O}_3$  [42, 43, 44]

Nazwa włókna	Skład chemiczny	Rodzaj	Średnica włókien, $\mu\text{m}$	Gęstość $\text{g/cm}^3$	$R_m$ , MPa	$E$ , GPa	Zastosowanie
Saffil	96,0% $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 4% $\text{SiO}_2$	ciągłe	3,0	3,30	2000	3000	Kompozyty ceramiczne i metaliczno-ceramiczne
Nextel 720	85,0% $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 15,0% $\text{SiO}_2$	ciągłe	10÷12	3,40	2100	280	
Nextel 610	> 99% $\text{Al}_2\text{O}_3$	ciągłe	10÷12	3,88	2930	373	

Wypraski otrzymane z materiału osnowy i mieszaniny z włóknami odkształcano na gorąco przez wyciskanie w warunkach izotermicznych. Zmiany siły podczas wyciskania kompozytów na osnowie proszku  $\text{Al}_{18,5}\text{Cu}_{0,56}\text{Mg}_{6,36}\text{Si}$  przedstawiono na rysunku 4.54. Obserwuje się niewielki wzrost siły wyciskania ze wzrostem zawartości włókien w materiale osnowy.



**Rys. 4.54.** Zmiana siły wyciskania w zależności od drogi stempla podczas wyciskania wyprasek z proszku stopu  $\text{Al}_{18,5}\text{Cu}_{0,56}\text{Mg}_{6,36}\text{Si}$  z dodatkiem włókien Saffil. Współczynnik wyciskania  $\lambda = 13,32$ , temperatura wyciskania  $500^\circ\text{C}$  [36]

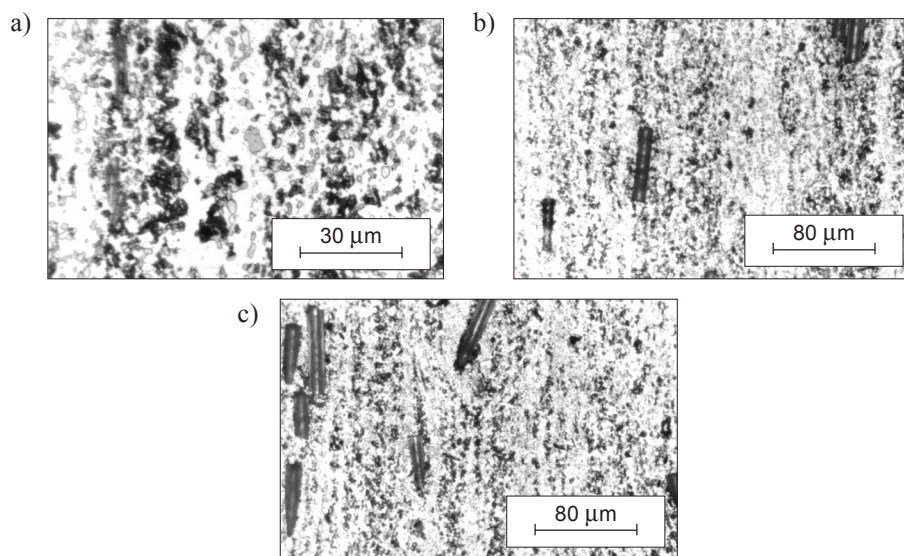
W wyniku wyciskania uzyskuje się materiały o dużej gęstości względnej. W tabeli 4.9 zestawiono gęstości i porowatości materiałów po wyciskaniu w temperaturze  $500^\circ\text{C}$  ze współczynnikiem  $\lambda = 13,32$ . Wraz ze wzrostem zawartości włókien w materiale osnowy obserwuje się zmniejszenie gęstości wyciskanych wyrobów.

**Tabela 4.9**

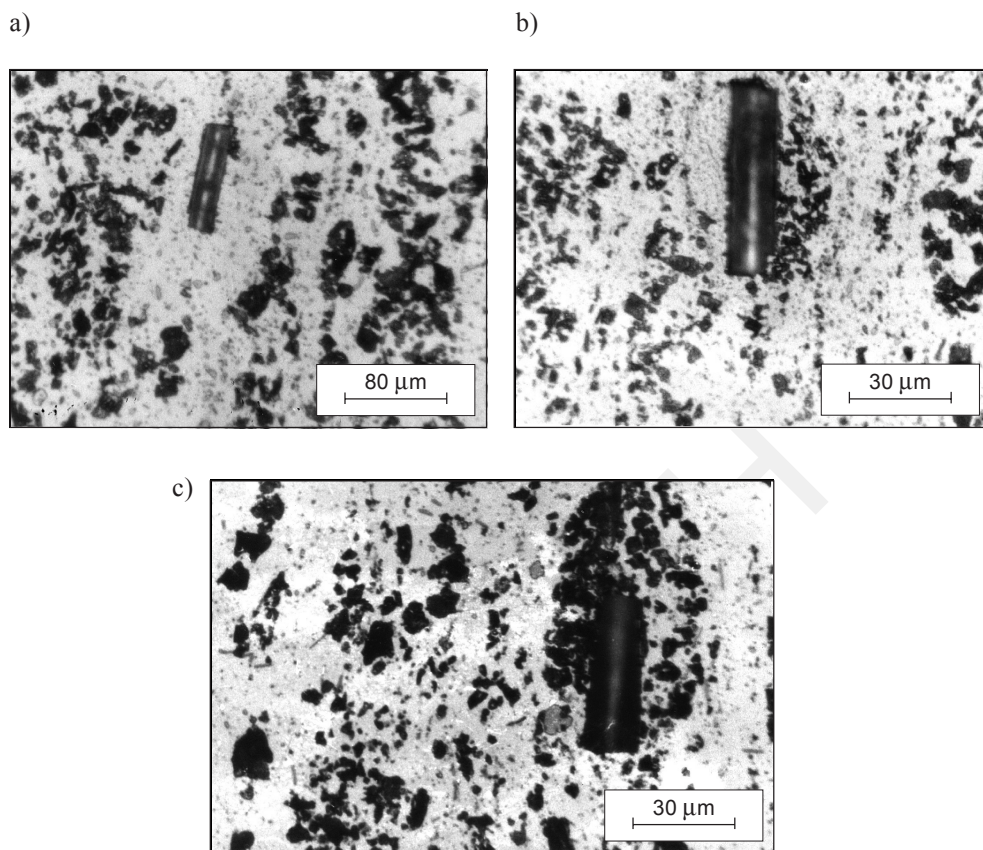
Gęstość względna  $\rho_{wosr}$  i porowatość  $\eta_o$  materiałów kompozytowych

Material	$\rho_{wosr}, \%$	$\eta_o, \%$
Al8,5Cu0,56Mg6,36Si:		
+ 2,5% obj. włókna Saffil	96,4 ± 0,9	3,6
+ 5% obj. włókna Saffil	95,2 ± 0,5	4,8
+ 10% obj. włókna Saffil	93,5 ± 0,5	6,5
+ 5% obj. włókna Nextel 610	95,9 ± 0,9	4,1
+ 5% obj. włókna Nextel 720	95,0 ± 0,9	5,0
Al11,85Cu1,9Mg1,19Si0,94Ni:		
+ 2,5% obj. włókna Saffil	93,5 ± 0,5	6,5
+ 5% obj. włókna Saffil	91,9 ± 0,5	8,1
+ 10% obj. włókna Saffil	90,4 ± 0,5	9,6
+ 5% obj. włókna Nextel 610	92,1 ± 0,5	7,9
+ 5% obj. włókna Nextel 720	91,6 ± 1,4	8,4

Badania metalograficzne wyciskanych materiałów potwierdzają duże zagęszczenie materiału osnowy (rys. 4.55 i 4.56). Struktura jest drobnoziarnista i nie obserwuje się porów. Oprócz włókien występują rozdrobnione tlenki i skupiska wydzieleń faz międzymetalicznych.



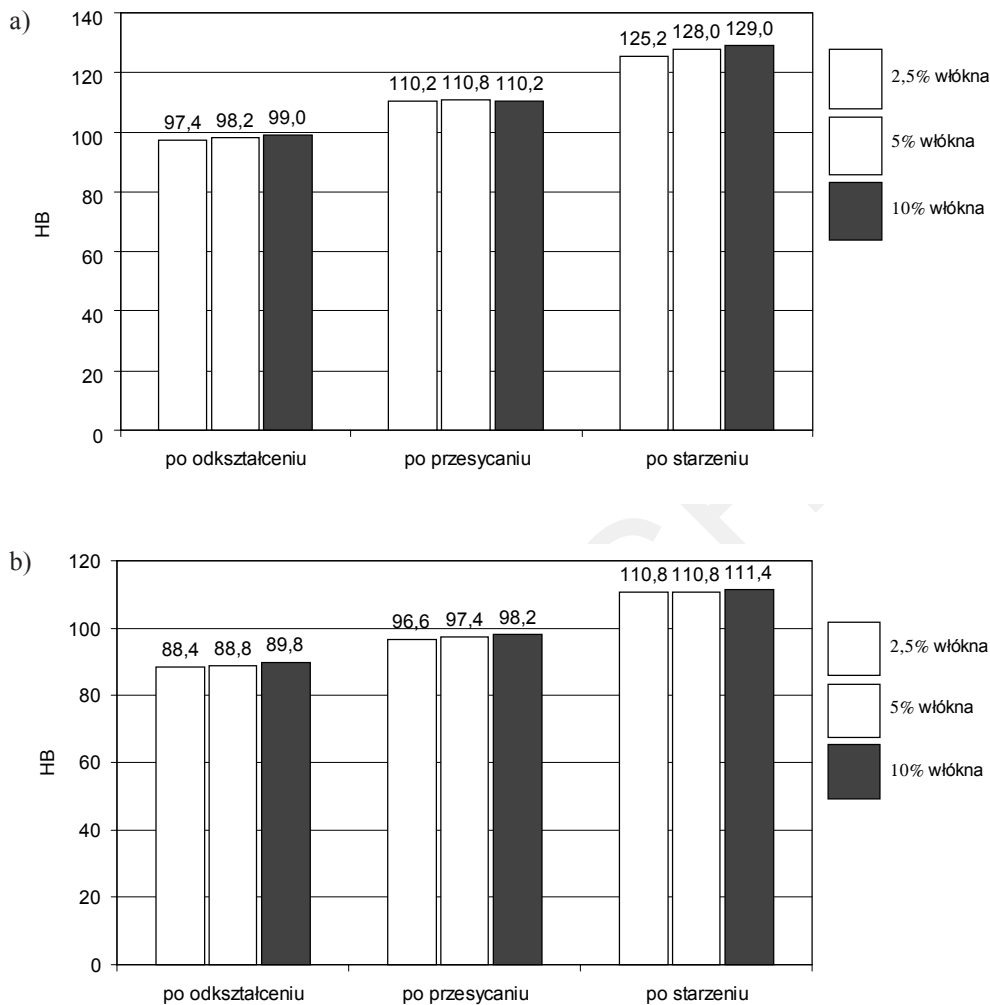
**Rys. 4.55.** Struktura wyciskanych materiałów ze stopu Al8,5Cu0,56Mg6,36Si obserwowana na mikroskopie optycznym. Materiały o zawartości: a) 5% obj. włókien Saffil; b) 5% obj. włókien Nextel 610; c) 5% obj. włókien Nextel 720 [36]



**Rys. 4.56.** Struktury wyciskanych materiałów ze stopu  $Al_{1,85}Cu_{1,9}Mg_{1,19}Si_{0,94}Ni$  obserwowana na mikroskopie optycznym. Materiały o zawartości: a) 5% obj. włókna Saffil; b) 5% obj. włókien Nextel 610; c) 5% obj. włókien Nextel 720 [36]

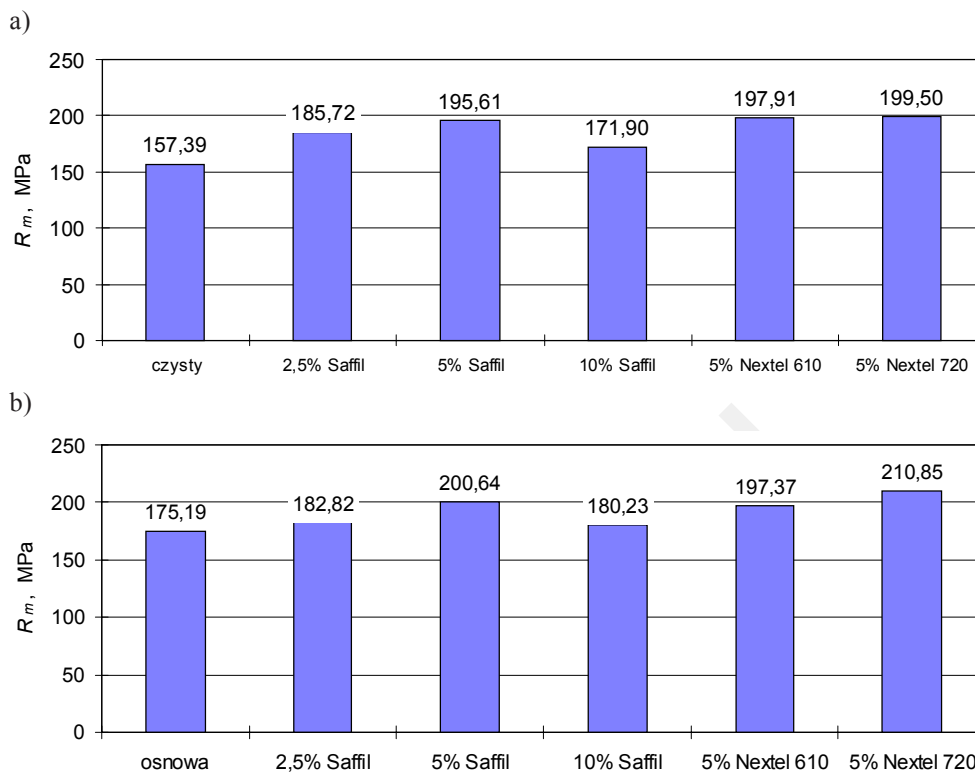
Własności mechaniczne wyciskanych materiałów kompozytowych po przesycaaniu ( $500^{\circ}C/2$  h, woda) i starzeniu ( $190^{\circ}C/3$  h), określone w oparciu o pomiar twardości na przekroju wzdłużnym oraz próbę rozciągania i zginania, przedstawiono na rysunkach 4.57 i 4.58. Twardości materiałów kompozytowych zależą od obróbki cieplnej. Udział włókien nie ma istotnego wpływu na tę cechę własności (rys. 4.57). Po przesycaaniu i starzeniu materiały na osnowie stopu  $Al_{18,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$  mają twardość  $125 \div 129$  HB, a na osnowie  $Al_{1,85}Cu_{1,9}Mg_{1,19}Si_{0,94}Ni$  – 111 HB.

Wytrzymałość na rozciąganie zależy od zawartości włókien (rys. 4.58). Najwyższe wytrzymałości ma materiał kompozytowy o zawartości 5% obj. włókien. Przyrost wytrzymałości wynosi około 25% dla kompozytu na osnowie stopu  $Al_{1,85}Cu_{1,9}Mg_{1,19}Si_{0,94}Ni$  i około 14% dla kompozytu na osnowie stopu  $Al_{18,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$ . Najwyższą wytrzymałość na rozciąganie mają kompozyty wzmocnione włóknami Nextel 720.



**Rys. 4.57.** Twardość kompozytów z dodatkiem włókien Saffil na osnowie stopów:  
a) Al<sub>18,5</sub>Cu<sub>0,56</sub>Mg<sub>6,36</sub>Si; b) Al<sub>1,85</sub>Cu<sub>1,9</sub>Mg<sub>1,19</sub>Si<sub>0,94</sub>Ni [36, 40]

Omówione zagadnienia w tym rozdziale obejmują charakterystykę materiałów kompozytowych wzmocnionych włóknami, metody ich wytwarzania jak również aktualny stan i perspektywy rozwoju zastosowania tych materiałów. Szczegółowo omówiono otrzymywanie kompozytów z proszków aluminium i jego stopów z zastosowaniem przetwórstwa na gorąco w procesach kucia matrycowego i wyciskania. Przedstawiono zagadnienia oddziaływania na strukturę i własności mechaniczne tych materiałów parametrami odkształcania, tj. temperaturą i wielkością odkształcenia oraz obróbką cieplną. Poruszono również zagadnienia trybologiczne związane z eksploatacją materiałów kompozytowych wzmocnionych włóknami.



**Rys. 4.58.** Wytrzymałość na rozciąganie wyciskanych stopów i kompozytów w zależności od ilości i rodzaju fazy wzmacniającej: a) stopu  $Al_{1,85}Cu_{1,9}Mg_{1,19}Si_{0,94}Ni$ ; b) stopu  $Al_{8,5}Cu_{0,56}Mg_{6,36}Si$ . Materiał przesycony i starzony [36, 40]

#### 4.3.5. Literatura

- [1] Brown M. *et al.*: *Technology Base Enhancement Program Metal Matrix Composite*. The North American Defence Industrial Base Organisation, August 1993
- [2] Kaczmar J.W., Kainer K.U.: *Powder Metallurgy*, vol. 35, 1992, 6495–6505
- [3] Clyne T.W., Bader M.G., Cappelman G.R., Hubert P.A.: *Journal of Materials Science*, 20, 1985, 85–96
- [4] Dinwoodie J., Horsfall I.: *Proceedings of 2<sup>nd</sup> European Conference on Composite Materials*, London July 1987, 2390–2401
- [5] Dhingra A.K.: *Philos. Trans. R. Soc. A*, 294, 1980, 411–417
- [6] Anderson C.H., Warren R.: *Composites*, 15, 1984, 16–24
- [7] Anderson C.H., Warren R.: *Composites*, 15, 1984, 101–111
- [8] Rutkowski W.: *Projektowanie właściwości wyrobów spiekanych z proszków i włókien*. Warszawa, PWN 1977

- [9] Kozłowski K.: *Kompozyty wzmocnione włóknami. Podstawy technologii*. Kraków, Wyd. AGH 1986
- [10] Partridge P.G., Ward-Close C.M.: *International Materials Reviews*, vol. 38, 1, 1993, 2–23
- [11] Penkava J.: *Metall. Internationale Zeitschrift für Technik und Wirtschaft*, vol. 41, No. 6, 1987, 590–599
- [12] Hunt M.: *Material Engineering*, October 1990, 25–28
- [13] Mortensen A.A., Cornie J.A., Flemings M.C.: *Journal of Metals*, February 1988, 12–19
- [14] Rohatgi P., Sobczak J., Asthana R., Kim J.K.: *Proceedings of the International Conference "Cast Composites '95"*, Zakopane 18–20 10 1995
- [15] Parrini L., Schaller R.: *Acta Metallurgica et Materialia*, vol. 43, No. 6, 2149–2156
- [16] Li Q.F., McCartney D.G.: *Journal of Materials Science*, vol. 51, 1995, 235–243
- [17] Li Q.F., McCartney D.G.: *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 26, 1991, 3565–3574
- [18] Lianxi Hu, Shoujing Luo, Wencan Huo, Wang Z.R.: *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 49, 1995, 287–294
- [19] Sobczak J.: *Metalowe materiały kompozytowe. Stan aktualny i perspektywy rozwoju w świetle polityki naukowej, technologii i praktyki przemysłowej Stanów Zjednoczonych*. Kraków, Instytut Odlewnictwa 1996
- [20] Sobczak J.: *Seminarium. Materiały konferencyjne „Kompozyty”*, Częstochowa 8 listopada 1996, 23–64
- [21] Allison J.E., Cole G.S.: *Journal of Metals*, January 1993, 19–24
- [22] Henning W., Neite G., Schmidt E.: *Metall*, vol. 48, 1994, 451–454
- [23] Pietrzak K., Kaczmar J., Włosiński W.: *Materiały konferencyjne „Kompozyty”*, Częstochowa 8 listopada 1996, 65–88
- [24] Szczepanik S.: *Hutnik. Wiadomości Hutnicze*, nr 5, 1999, 245–251
- [25] Mordike B.L., Kaiser K.U.: *Bauteile aus pulvermetallurgisch hergestellten Leichtmetall-Kurzfaserverbundwerkstoffen*. *Neue Werkstoffe*, Band I, VDI Berichte, 670, 1988, 285–300
- [26] Robinson R.K.: *ASTM, STP 427, Am. Soc. Testing Mats.*, 1967, 107–123
- [27] Kelly A., Davies G.J.: *Met. Reviews*, 10, 1965, 1–77
- [28] Ibe G., Penkova S.: *Metall*, 41, 1987, 590–599
- [29] Kobe Steel. *Guide to Kobe Steel's Exhibit Sintering '87*, Tokyo, Hyogo 1987, 13
- [30] Morimoto H., Ouhi K., Minamide T.: *Proc. '87 Int. Symp. Sintering*, Tokyo 1987
- [31] *Information ARCO Metals Comp.*, Greer, USA 1982
- [32] *Information Tokai Carbon Co, Ltd.*, Tokyo 1983
- [33] *Guide to Selecting Engineered Materials*. *Advanced Materials & Processes*, 2, Juni 1987
- [34] Divecha A.P., Fishman S.G., Karmarker S.D.: *Journal of Metals*, 33, September 1981, 12–17
- [35] *Information Tokyo Yokyo Co., Ltd.* 1987



- [36] Szczepanik S. i in.: *Wpływ kształtowania na gorąco na własności wyrobów otrzymanych z proszków na osnowie stopów Al-Cu wzmocnionych włóknami ceramicznymi*. Raport z projektu badawczego KBN nr T08D 002 14, Kraków, AGH 2001
- [37] Wojtaszek M.: *Wpływ kształtowania na gorąco na własności kompozytów na bazie aluminium wzmocnionych włóknami ceramicznymi*. Kraków, AGH 2000 (Praca doktorska)
- [38] Wojtaszek M., Szczepanik S.: *Aluminium powder based composites reinforced with  $Al_2O_3$  fibres. Hot forming of aluminium powder compacts*. Metallurgy and Foundry Engineering, 27, 2, 2001, 183–196
- [39] Wojtaszek M., Szczepanik S.: *Aluminium powder based composites reinforced with  $Al_2O_3$  fibres. Hot forming of aluminium powder compacts*. Metallurgy and Foundry Engineering, 27, 2, 2001, 197–208
- [40] Szczepanik S.: *Badania zjawisk na granicy faza wzmacniająca – osnowa w kompozytach otrzymanych z proszków aluminium*. Kompozyty, 1, 1, 2001, 55–59
- [41] Szczepanik S., Wojtaszek M.: *Wpływ kształtowania na gorąco na własności kompozytów na bazie aluminium wzmocnionych włóknami ceramicznymi*. Raport z projektu badawczego KBN nr T08D 029 13, Kraków, AGH 1999
- [42] Materiały informacyjne firmy Belcotex
- [43] Materiały informacyjne o włóknach Nextel firmy 3M
- [44] Materiały informacyjne o włóknach Saffil firmy ICI Chemical Industries, UK

#### **4.4. Kompozyty na osnowie stopów aluminium umocnione cząstkami fazy twardej**

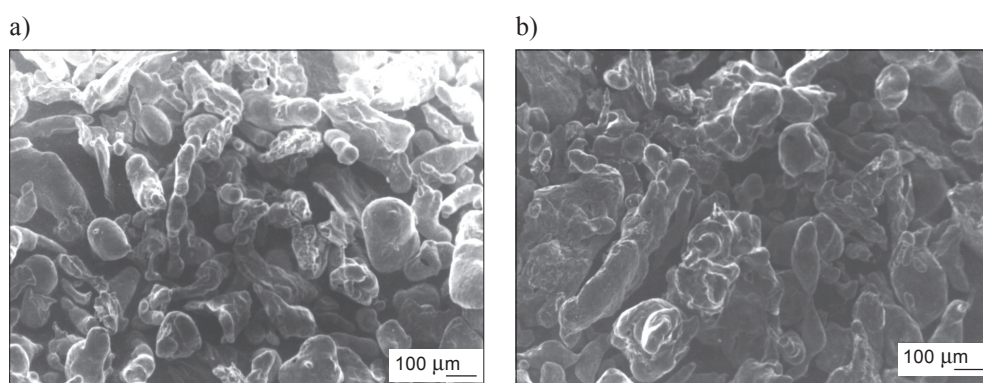
Rozwój motoryzacji powoduje zapotrzebowanie na nowe materiały do pracy w podwyższonych temperaturach. Materiałom tym stawia się wymagania stabilnych własności mechanicznych w temperaturach ich pracy, dobrej przewodności i małej rozszerzalności cieplnej oraz dużej odporności na ścieranie. Tworzywa na osnowie aluminium są atrakcyjnymi zamiennikami stali na elementy konstrukcyjne, bowiem umożliwiają obniżenia ich masy o około 60%.

Materiały, które przeznaczone są do pracy w podwyższonych temperaturach, muszą spełniać wiele wymagań zarówno w zakresie własności mechanicznych, jak i innych własności fizycznych. Z uwagi na wysokie temperatury pracy, z materiałowego punktu widzenia, konieczna jest zmiana mechanizmu umocnienia z wydzieleniowego na umocnienie dyspersyjnymi cząstkami fazy ceramicznej lub związkami międzymetalicznymi o małej rozpuszczalności w aluminium. Nowe materiały na osnowie aluminium wytwarzane są metodami metalurgii proszków lub pokrewnymi. Następuje rozwój zastosowania materiałów umocnionych dyspersyjnie [1, 2, 3] oraz cząstkami fazy twardej, nie reagującej z osnową [4, 5, 6].

Proszki stopów aluminium przeznaczone na materiały konstrukcyjne do pracy w podwyższonych temperaturach wytwarza się metodą rozpylania gazem oraz natry-

skowego formowania półwyrobów [2]. Dalsze przetwórstwo tych proszków wymaga zastosowania przeróbki plastycznej na gorąco, głównie kucia i wyciskania.

W tym rozdziale omówione zostaną materiały otrzymane z proszków stopów Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr i Al20Si5Fe2Ni. Proszki do badań wytworzone zostały metodą rozpylania gazem. Na rysunku 4.59 przedstawiono widok cząstek proszków siluminów, a w tabeli 4.10 ich charakterystykę.



**Rys. 4.59.** Kształt cząstek proszków, otrzymanych metodą rozpylania azotem, obserwowany na skaningowym mikroskopie elektronowym: a) stopu Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr; b) stopu Al20Si5Fe2Ni. Wielkość cząstek proszku poniżej 400 µm [7]

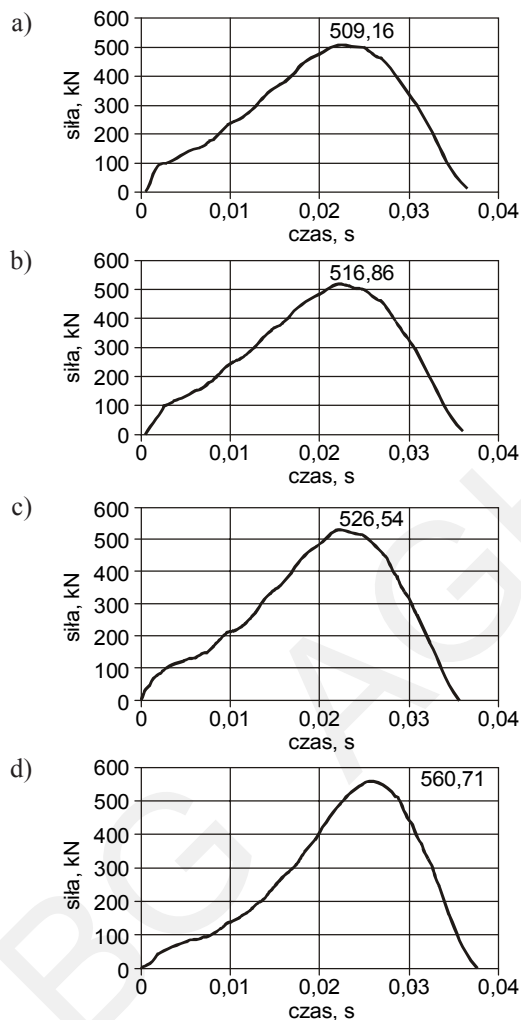
**Tabela 4.10**

Charakterystyka rozpylanych proszków stopów Al20Si5Fe2Ni i Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr [7]

Proszek	Skład chemiczny							Gęstość nasypowa z usadem, g/cm <sup>3</sup>
	Si, %	Fe, %	Ni, %	Cu, %	Mg, %	Cr, %	Al, %	
Al20Si5Fe2Ni	19,0	5,7	2,0	–	–	–	reszta	0,88
Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr	16,5	6,0	–	2,8	0,7	0,6	reszta	0,86

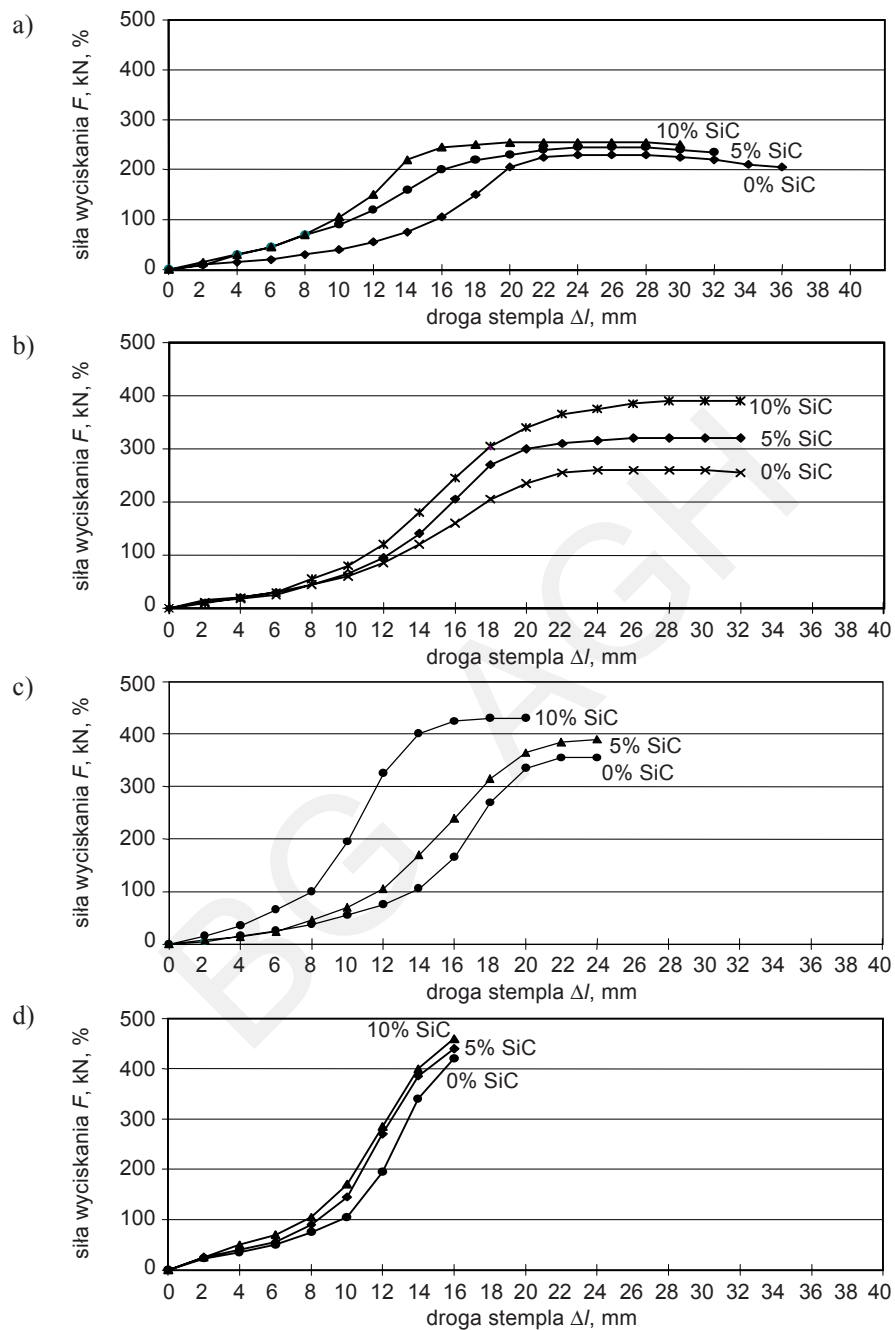
Z proszków tych stopów wytworzono kompozyty z dodatkiem węgla krzemu w ilości 5 i 10% mas., stosując następujące zabiegi technologiczne: przygotowanie mieszanki proszków, prasowanie, nagrzewanie, zagęszczanie i odkształcanie w matrycach zamkniętych lub w procesie wyciskania współbieżnego oraz obróbkę cieplną wyrobów przez przesycanie i starzenie lub wyżarzanie w temperaturze 500°C.

**Kucie w matrycach zamkniętych.** Odkształcanie na gorąco w matrycach zamkniętych przeprowadzono na prasie śrubowej PS-100, w matrycach podgrzewanych do temperatury 300°C. Wygrzane wypraski w temperaturze 500°C w atmosferze argonu w czasie 0,5 godziny odkształcano w podgrzewanej matrycy jednym skokiem roboczym prasy. Przebieg siły kucia w czasie odkształcania przedstawiono na rysunku 4.60.

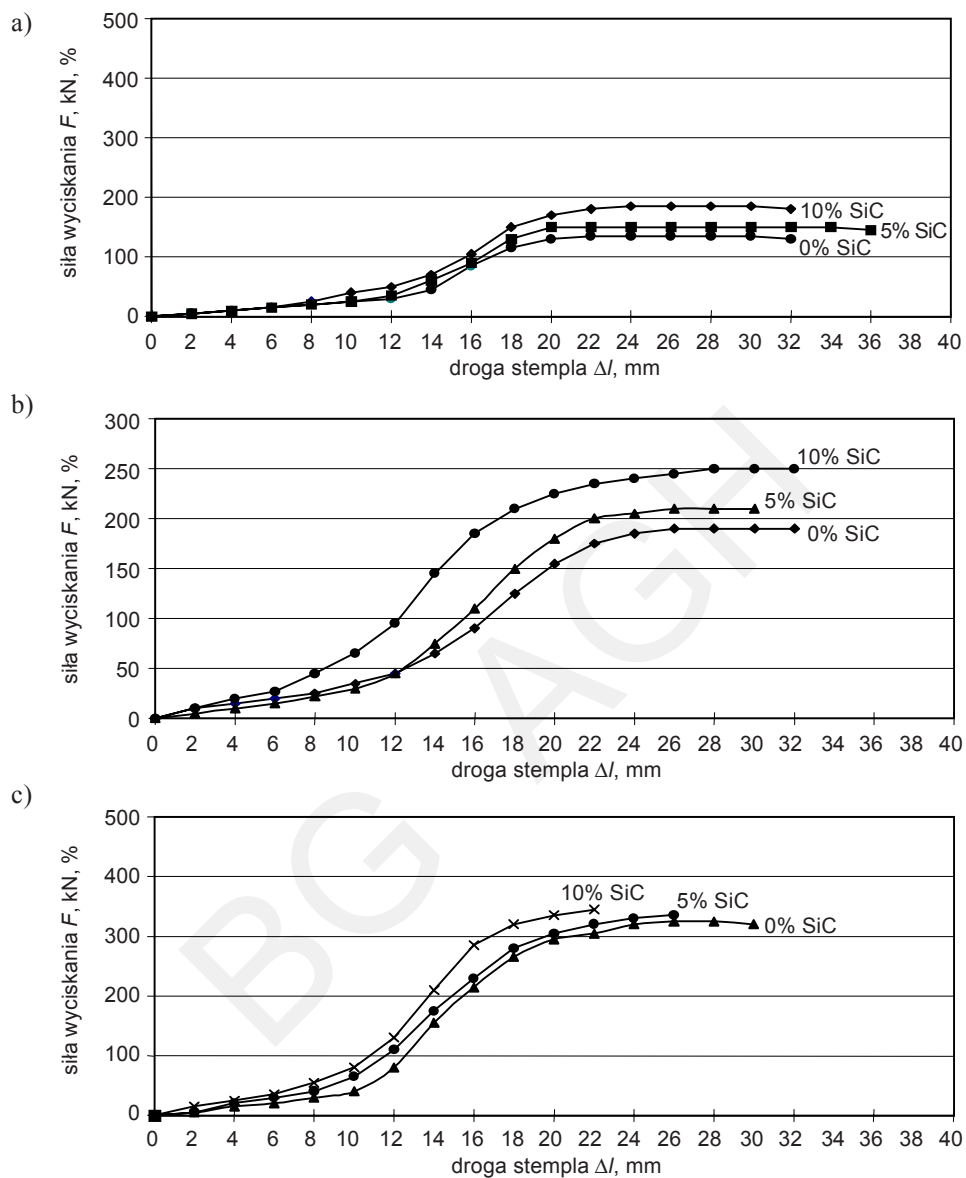


**Rys. 4.60.** Przykładowe przebiegi siły podczas kucia wyprasek z proszku: a), b)  $Al_{20}Si_5Fe_2Ni$ ; c), d)  $Al_{17}Si_3Cu_{1,1}Mg_{0,6}Cr$ . Wielkości cząstek proszku: a), c) powyżej  $400\ \mu m$ , b), d) poniżej  $400\ \mu m$  [8]

**Wyciskanie.** Wyciskanie na gorąco przeprowadzono w matrycach podgrzewanych do temperatury  $500^{\circ}C$  na stanowisku badawczym na prasie ZD-100. Nagrzane do temperatury  $490^{\circ}C$  wypraski wyciskane były ze współczynnikami wyciskania  $\lambda = 4,11; 5,92; 13,32; 53,26$ . Przebieg siły wyciskania w zależności od drogi stempla przedstawiono na rysunkach 4.61 i 4.62. Na zależnościach tych występują podczas wyciskania dwa etapy, początkowy etap zagęszczania w matrycy oraz drugi – ustalonego wpływnia materiału przy stałej sile. Dodatek węgliku krzemu powoduje zwiększenie siły potrzebnej do prowadzenia procesu wyciskania.



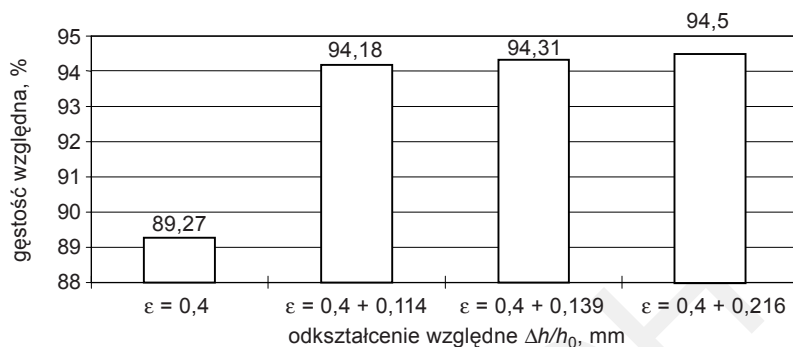
**Rys. 4.61.** Przebiegi siły w zależności od drogi stempla podczas wyciskania w temperaturze 490°C wyprasek z proszku stopu  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$  o wielkości cząstek powyżej 400  $\mu\text{m}$  i kompozytów na jego osnowie z dodatkiem węgla krzemowego. Współczynnik wyciskania: a)  $\lambda = 4,11$ ; b)  $\lambda = 5,92$ ; c)  $\lambda = 13,32$ ; d)  $\lambda = 53,2$  [8]



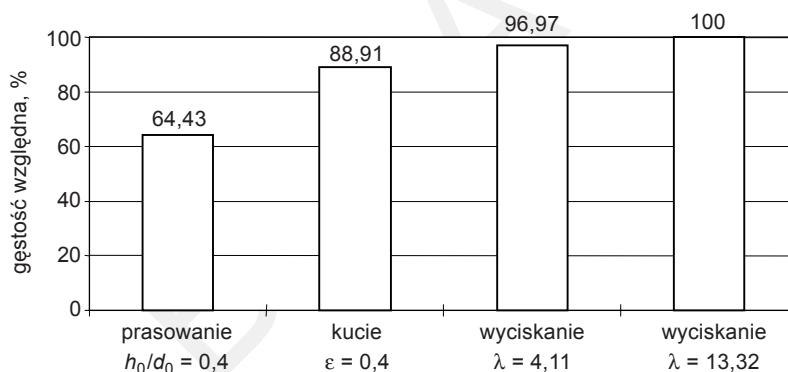
**Rys. 4.62.** Przebiegi siły w zależności od drogi stempla podczas wyciskania w temperaturze  $490^{\circ}\text{C}$  wyprasek z proszku stopu  $\text{Al}17\text{Si}5\text{Fe}3\text{Cu}1,1\text{Mg}0,6\text{Cr}$  o wielkości cząstek powyżej  $400\ \mu\text{m}$  i kompozytów z dodatkiem węgla krzemowego. Współczynnik wyciskania: a)  $\lambda = 4,11$ ; b)  $\lambda = 5,92$ ; c)  $\lambda = 13,32$  [8]

**Zagęszczenie materiału.** Kucie w matrycach zamkniętych, w jednym zabiegu, wyprasek z rozpylanych proszków siluminów umożliwia uzyskanie wyrobów o gęstości względnej powyżej 90%. Dodatkowe odkształcanie w matrycy zamkniętej nie

wpływa znacząco na gęstości odkuwek (rys. 4.63). Powtórne kucie w matrycy zamkniętej powoduje wzrost gęstości o około 5%. Na rysunku 4.64 przedstawiono gęstości materiału otrzymanego z proszku stopu  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$  w zależności od metody formowania. Gęstości wyciskanych wyrobów są zbliżone, przy czym przy  $\lambda = 13,32$  uzyskuje się materiał w pełni zagęszczony.

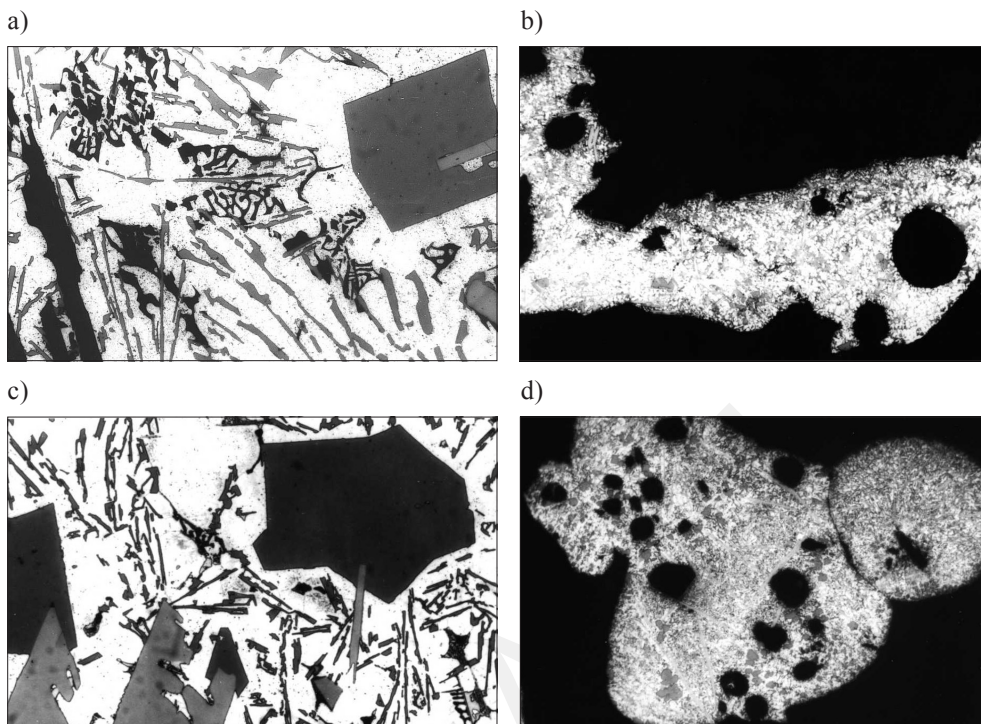


**Rys. 4.63.** Gęstość odkuwek w zależności od wielkości odkształcenia podczas kucia w matrycy zamkniętej wyprasek z proszku stopu  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$  (wielkość cząstek mniejsza od  $400 \mu\text{m}$ ) przy temperaturze  $500^\circ\text{C}$  [7, 8]

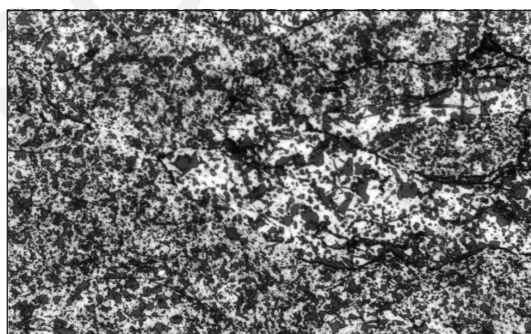


**Rys. 4.64.** Gęstości materiału z rozpylanego proszku  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$  o wielkości cząstek powyżej  $400 \mu\text{m}$  po różnych procesach formowania [7, 8]

**Badania metalograficzne.** Struktury odlewu i rozpylanych proszków przedstawiono na rysunku 4.65, struktury odkuwek na rysunkach 4.66 i 4.67, a wyciskanego materiału rysunku 4.68. Struktura stopów zależy od metody otrzymywania. W stanie po odlewaniu występują duże skupiska wydzielen krzemu oraz związków międzymetalicznych (rys. 4.65a). Fazy te posiadają twardości od 40 do  $1200 \text{HV}$ . Znacząco różna jest struktura cząstki proszku otrzymanego przez rozpylanie ciepłego stopu (rys. 4.65b), w której występują bardzo drobne wydzielenia w osnowie. Związane jest to z krótkim czasem krzepnięcia kropli stopu. Cząstki proszku rozpylanego posiadają wewnętrzną porowatość.

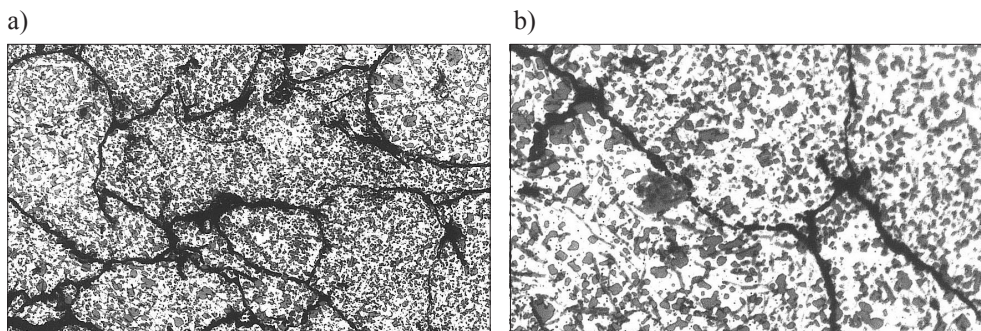


**Rys. 4.65.** Struktura stopu obserwowana na mikroskopie optycznym: a), b)  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$ ; c), d)  $\text{Al}_{17}\text{Si}_5\text{Fe}_3\text{Cu}_{1,1}\text{Mg}_{0,6}\text{Cr}$ ; a), c) odlanego stopu, powiększenie  $100\times$ ; b), d) proszku otrzymanego metodą rozpylania. Powiększenie  $630\times$  [7]

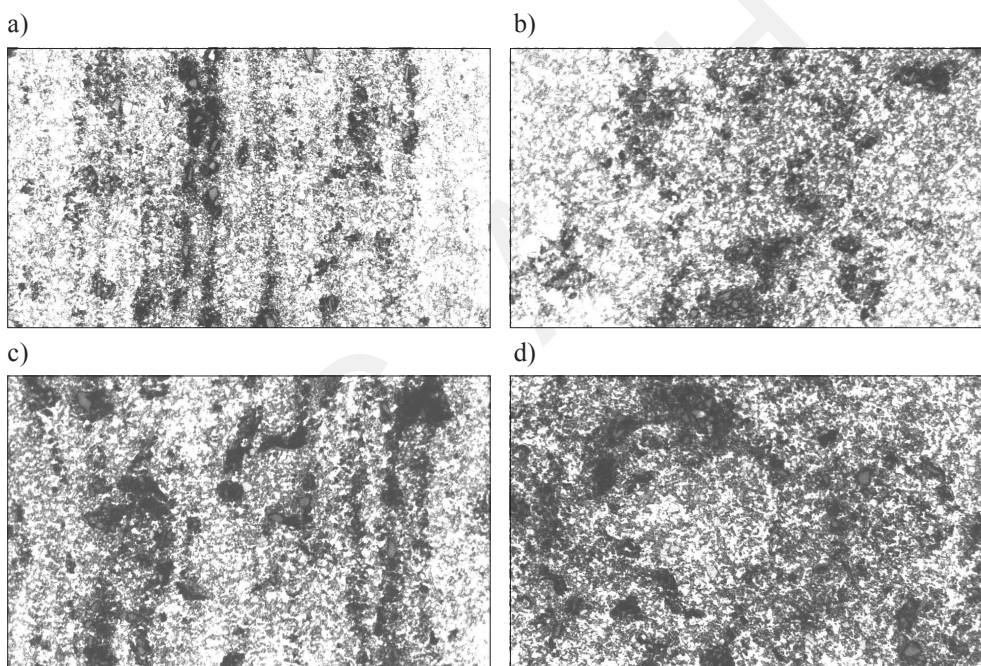


**Rys. 4.66.** Struktura stopu  $\text{Al}_{20}\text{Si}_5\text{Fe}_2\text{Ni}$  po odkształcaniu na gorąco w matrycy zamkniętej wypraski z proszku obserwowana na mikroskopie optycznym. Powiększenie  $250\times$  [7]

W wyniku odkształcania w matrycach zamkniętych w temperaturze około  $500^\circ\text{C}$ , obok zagęszczenia obserwuje się również zmiany strukturalne, głównie w sąsiedztwie granic cząstek proszku, gdzie nastąpiło odkształcenie plastyczne (rys. 4.66 i 4.67).



**Rys. 4.67.** Struktura stopu  $\text{Al}_{17}\text{Si}_5\text{Fe}_3\text{Cu}_{1,1}\text{Mg}_{0,6}\text{Cr}$  po odkształcaniu na gorąco w matrycy zamkniętej wypraski z proszku, obserwowana na mikroskopie optycznym. Powiększenie: a)  $250\times$ ; b)  $630\times$  [7]

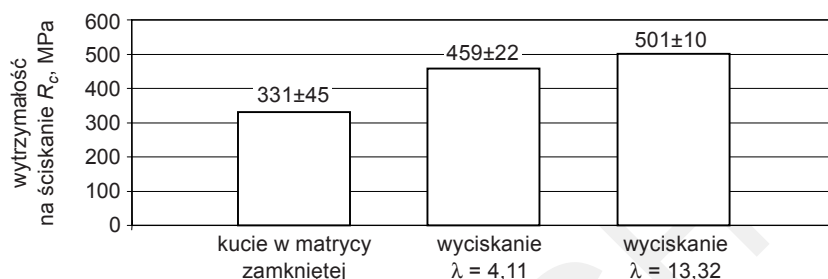


**Rys. 4.68.** Struktura materiału kompozytowego z proszku stopu  $\text{Al}_{17}\text{Si}_5\text{Fe}_3\text{Cu}_{1,1}\text{Mg}_{0,6}\text{Cr}$  o zawartości 10% SiC obserwowana na mikroskopie optycznym. Współczynnik wyciskania: a), b)  $\lambda = 4,11$ ; c), d)  $\lambda = 13,32$ ; a), c) zgląd wzdłużny; b), d) zgląd poprzeczny. Powiększenie  $250\times$  [7]

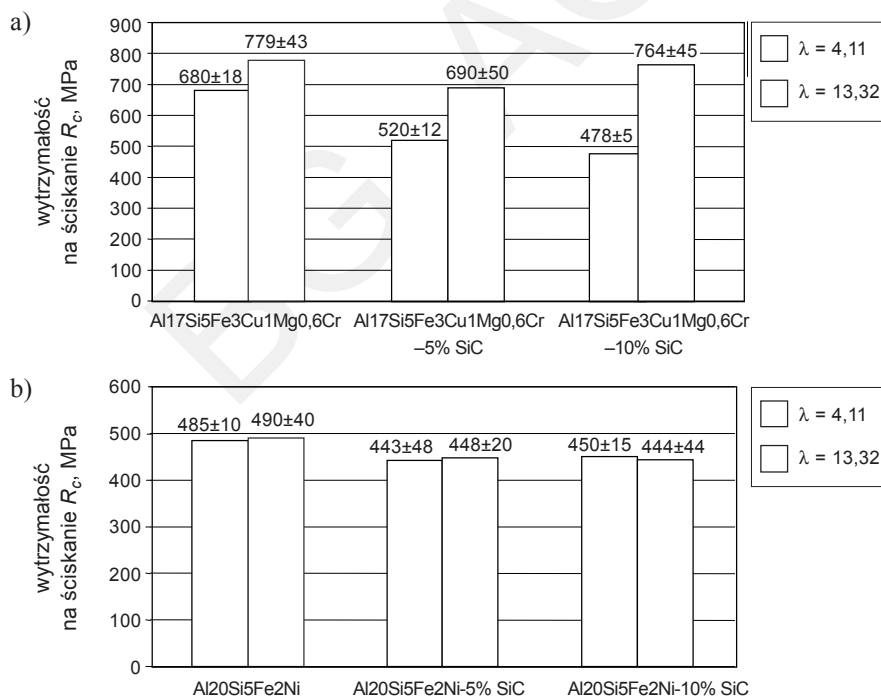
Odształcenie jest jednak zbyt małe, aby zniszczona została powłoka tlenkowa na ich powierzchni. Widoczne są wyraźne granice cząstek proszku oraz granice subziarn. Podczas wyciskania na gorąco obserwuje się wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia korzystne zmiany w strukturze materiału. Zależą one od wielkości współczynnika wyciskania  $\lambda$ , z którego wzrostem następuje rozdrobnienie tlenków oraz powstaje struktura wykazująca charakter włóknisty (rys. 4.68).



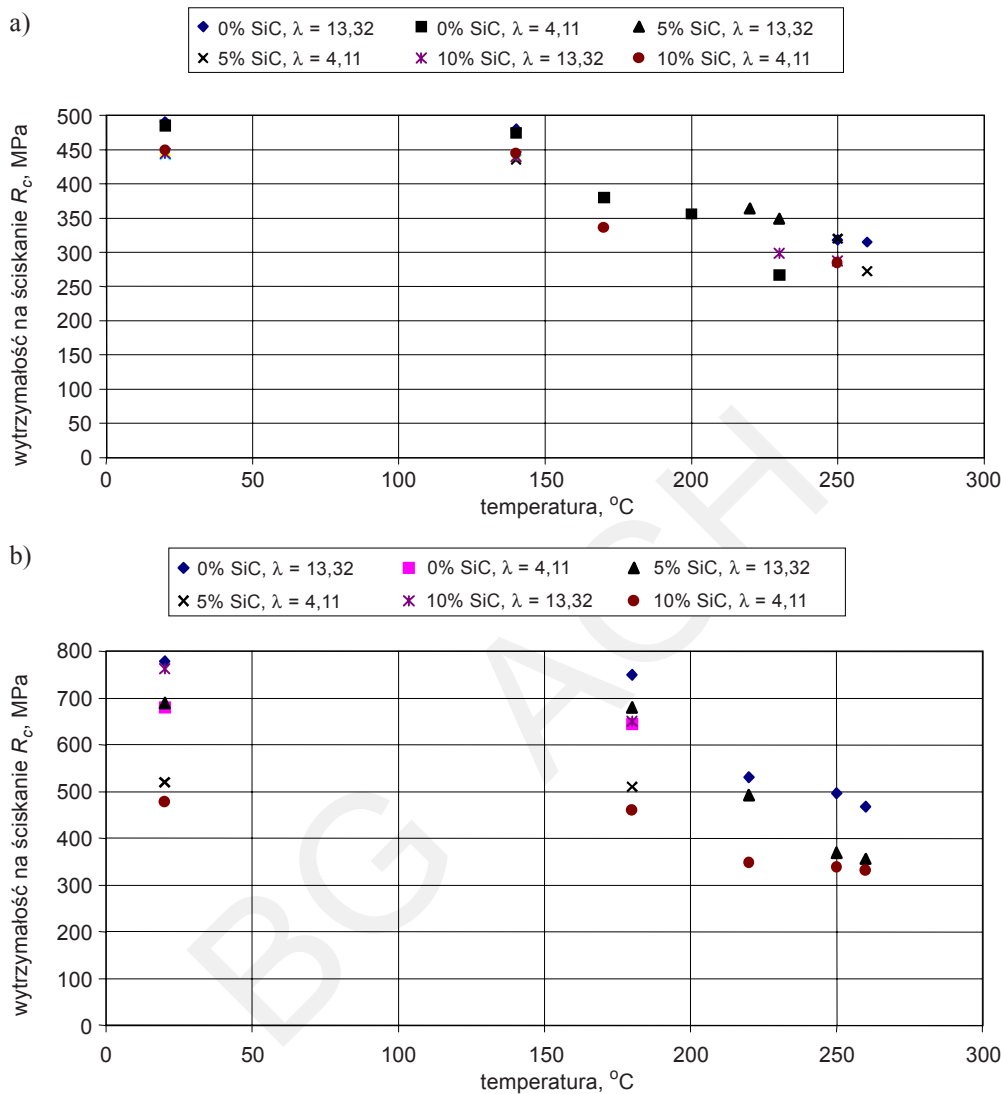
**Własności wytrzymałościowe.** Własności mechaniczne materiałów określono w próbie ściskania na zimno i w podwyższonych temperaturach do 300°C. Ściskanie przeprowadzone zostało na próbkach walcowych o średnicy  $\phi = 10$  mm i smukłości  $h_0/d_0 = 1$ . Na rysunku 4.69 porównano wytrzymałość na ściskanie w temperaturze otoczenia dla różnych procesów wytwarzania. Na rysunku 4.70 przedstawiono zmianę wytrzymałości na ściskanie w zależności od zawartości węgla krzemu, a na rysunku 4.71 – zależność wytrzymałości na ściskanie od temperatury przeprowadzenia próby.



**Rys. 4.69.** Porównanie wytrzymałości na ściskanie wyrobów ze stopu Al20Si5Fe2Ni w zależności od sposobu kształtowania. Wyżarzanie w temperaturze 500°C przez 2 h [8]



**Rys. 4.70.** Wytrzymałość na ściskanie w temperaturze 20°C materiału osnowy i kompozytów: a) na osnowie Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr po wyciskaniu oraz przesycaniu i starzeniu; b) na osnowie Al20Si5Fe2Ni po wyżarzaniu w temperaturze 500°C przez 2 h [8]



Rys. 4.71. Wpływ temperatury przeprowadzenia próby na wytrzymałość na ściskanie  $R_c$  wyciskanego materiału na osnowie stopu: a) Al20Si5Fe2Ni; b) Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr [7, 8]

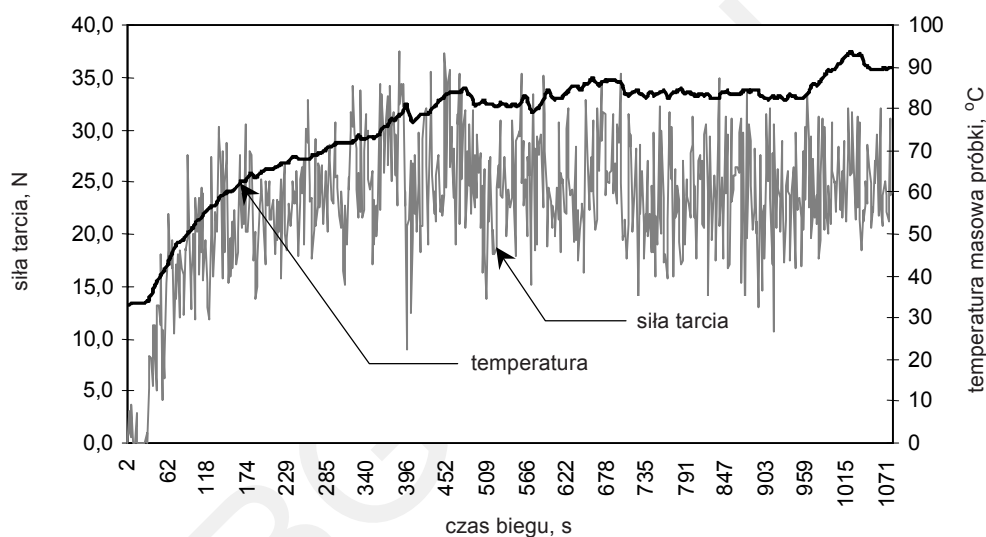
Wyroby otrzymane z rozpylanych proszków siluminów cechują się dobrą wytrzymałością na ściskanie, zależną od metody formowania i stopnia przerobu. Stwierdza się stabilne własności wytrzymałościowe tych stopów do temperatury około 180°C.

**Własności trybologiczne kompozytów na osnowie stopu Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr.** Własności trybologiczne materiału osnowy i kompozytów umocnionych cząstkami węgla krzemu określono dla materiałów wyciskanych. Porównano je z własnościami trybologicznymi powszechnie stosowanego materiału konstrukcyjnego w postaci stopu

aluminium PA6. Badania przeprowadzono na urządzeniu T-05 przy następujących parametrach:

- naciski  $p = 0,5$  MPa,
- obroty  $n = 600$  obr/min,
- prędkość poślizgu  $v = 109,96$  mm/s,
- warunki tarcia technicznie suchego i zastosowanie emulsji chłodzącej,
- długość drogi tarcia  $l = 13\ 057$  m.

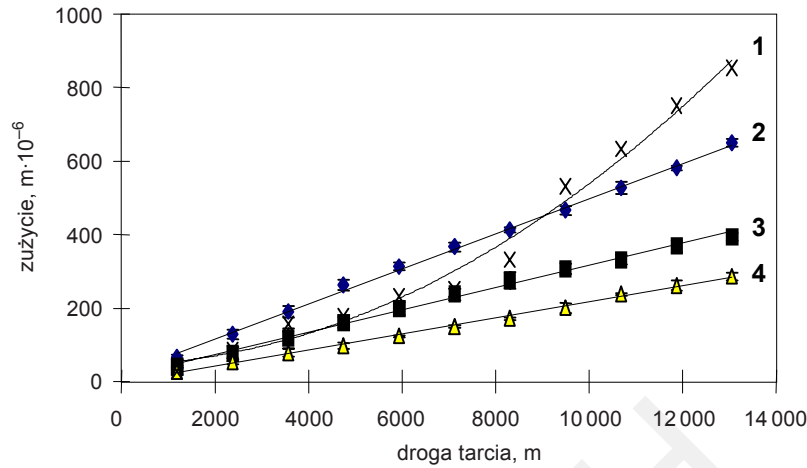
Węzeł tarcia tworzy prostopadłościenny klocek, o wymiarach  $6,35 \times 15,75 \times 10,0$  mm i promieniu zatoczenia  $R = 17,5$  mm, który wykonany jest z badanego materiału, oraz hartowana rolka ze stali ŁH15 o średnicy  $\phi 35$  i długości 8,7 mm. Przykładowe zmiany siły i temperatury w czasie badań przedstawiono na rysunku 4.72.



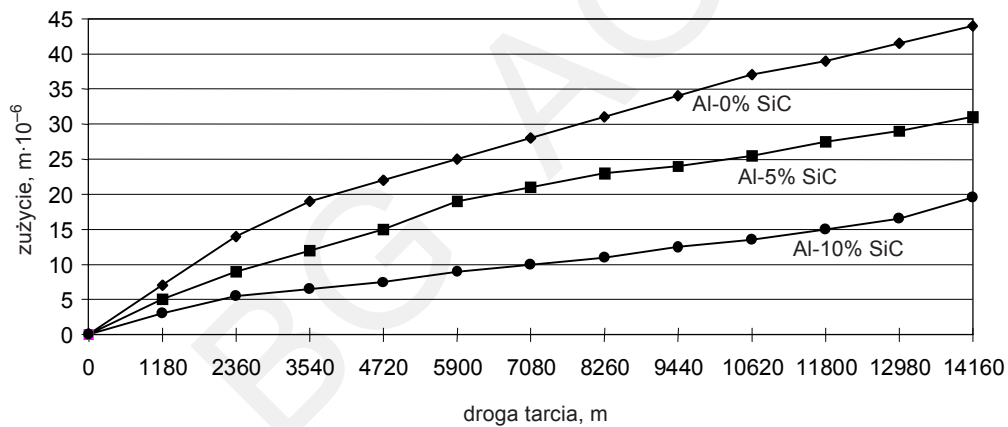
Rys. 4.72. Zmiany sił tarcia i temperatury w czasie badań [7, 9]

Jako kryterium zużycia przyjęto zmianę wymiaru liniowego śladu wytarcia. Pomiar zużycia wykonywano w równych odstępach drogi tarcia wynoszącej 1187 m z dwoma powtórzeniami. Po statystycznym opracowaniu wyniki przedstawiono na rysunkach 4.73 i 4.74.

Zużycia liniowe próbek przy tarcii na sucho w sposób istotny zależą od procentowej zawartości twardych cząstek węgla krzemu (rys. 4.73). Zużycia badanych materiałów na ustalonej drodze tarcia ma zależność liniową, przy czym zużycie wyraźnie maleje wraz ze wzrostem procentowej zawartości węgla krzemu. Materiał porównawczy, jakim był stop aluminium PA6, początkowo zużywa się równomiernie, po czym obserwuje się wzrost intensywności zużycia i stwierdza się w nim plastyczne odkształcenie w warstwach, w których występuje duże oddziaływanie siły tarcia i temperatury. Zużycie materiałów kompozytowych ulega czternastokrotnemu zmniejszeniu po zastosowaniu emulsji chłodzącej „Greterol” (rys. 4.74).



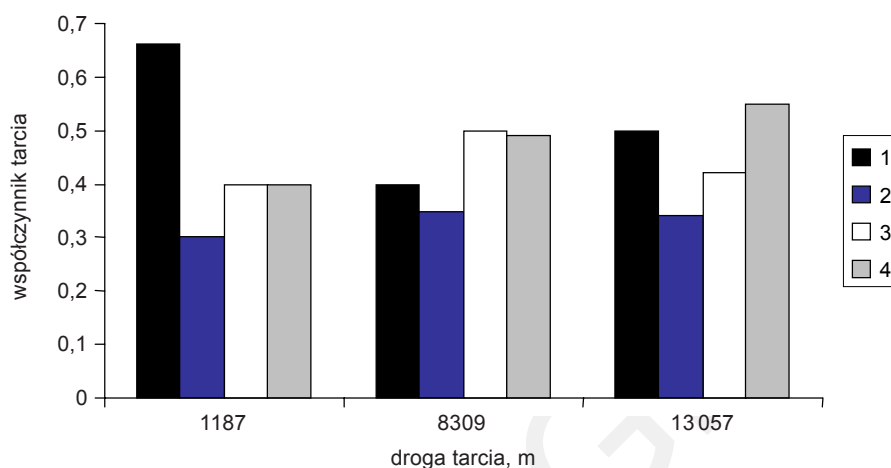
Rys. 4.73. Zużycie liniowe próbek przy tarceniu na sucho: 1 – stop PA6, 2 – stop Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr, 3 – stop Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr – 5% SiC, 4 – stop Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr – 10% SiC [7,9]



Rys.4.74. Zużycie liniowe próbek ze stopu Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr, oznaczonego Al, i kompozytów na jego osnowie umocnionych cząstkami SiC, przy tarcieniu z zastosowaniem emulsji chłodzącej [7, 9]

Na rysunku 4.75 zamieszczono średnie wartości współczynnika tarcia. Przy tarcieniu na sucho najwyższą wartość współczynnika tarcia  $\mu = 0,3$  otrzymano dla stopu PA6. Niższe wartości  $\mu \approx 0,4$  otrzymano dla kompozytów o zawartości 5 i 10% węgla krzemu. Najniższą wartość współczynnika tarcia otrzymano dla materiału osnowy Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr, dla drogi tarcia 1187 metrów. Wartości współczynnika tarcia rosną wraz z postępującym zużyciem próbki. Wy tłumaczyć to można zwiększoną siłą tarcia pochodzącą od mikroskrawania przeciwpróbki cząstkami węgla krzemu

znajdującymi się w próbkach. Ze wzrostem drogi tarcia obserwuje się wzrost współczynników tarcia dla kompozytów z 10% zawartością węgla krzemu. Dla materiału osnowy kompozytu współczynnik tarcia oscyluje wokół wartości 0,3.



**Rys. 4.75.** Średnie wartości współczynnika tarcia w warunkach tarcia technicznie suchego: 1 – stop PA6, 2 – stop Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr, 3 – stop Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr-5%SiC, 4 – stop Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr-10% SiC [7, 9]

Zużycie liniowe maleje ze wzrostem zawartości cząstek fazy twardej. W porównawczym stopie PA6 zmienia się zależność zużycia w sposób nieliniowy ze wzrostem drogi tarcia, w warunkach tarcia technicznie suchego. Może to być spowodowane wzrostem temperatury na powierzchni próbki powyżej temperatury starzenia. Efekt ten nie został stwierdzony dla stopu osnowy Al17Si5Fe3Cu1,1Mg0,6Cr i dla kompozytów na jego osnowie z zawartością węgla krzemu.

Badania z zastosowaniem emulsji chłodzącej wykazały znaczące obniżenie zużycia liniowego próbek z materiałów kompozytowych. Ze wzrostem zawartości węgla krzemu wzrasta wartość współczynnika tarcia dla materiałów kompozytowych. Materiał osnowy tych kompozytów posiada jednak znacznie niższą wartość współczynnika tarcia niż stop PA6.

Przedstawione zagadnienia związane z otrzymywaniem i własnościami kompozytów umocnionych cząstkami fazy twardej dotyczą nowych materiałów otrzymywanych na osnowie proszków stopów aluminium. Omówiono własności proszków oraz kucie w matrycach zamkniętych i wyciskanie wyprasek z tych proszków oraz kompozytów na ich osnowie umocnionych cząstkami SiC. Pokazano wpływ wielkości odkształcenia na własności osnowy i materiałów kompozytowych. Własności trybologiczne materiałów osnowy i kompozytów są znacznie lepsze w porównaniu do tradycyjnie stosowanego stopu PA6.

#### 4.4.1. Literatura

- [1] Hehmann F., Biennu Y. *et al.*: *Comparision of Processing Atomized and Spray-Deposited Al-20-5Fe-2Ni (wt. %) Aimed at Automative Applications*. Proc. World Conference on Powder Metallurgy, London 1990, vol. 1, 216
- [2] Hummert K.: *Moderne Aluminiumlegierungen über Pulvermetallurgie und Sprühkompaktieren für den Einsatz in Verbrennungsmotoren*. PEAK Werkstoff GmbH Velbert/Neviges
- [3] Takeda Y., Odani Y. *et al.*: *Microstructure and Mechanical Properties of P/M Al-Si-X Alloy*. Proc. World Conference on Powder Metallurgy, London 1990, vol. 1, 392
- [4] Bonnen J.J., Allison J.E. Jones: *Fatigue Behaviour of a 2xxx Series Aluminium Alloy Reinforced with 15 Vol Pct SiCp*. Metallurgical Tansactions A, 22A, 1991, 1007
- [5] Pippan R., Weinert P., Stüve H.P.: *Threshold of fatigue crack propagation in Al and Al-composites*. The 4th European Conference an Advanced Materials and Processes EUROMAT 95, Padua/Venice, 113
- [6] Szczepanik S., Lehnert W.: *The formability of the Al-5% SiC composite obtained using P/M method*. Journal of Materials Processing Technology, 60, 1996, 703.
- [7] Szczepanik S. i in.: *Otrzymywanie w procesie odkształcania na gorąco materiałów kompozytowych na bazie aluminium wzmocnionych cząstkami fazy o dużej twardości*. Grant KBN 7T08D 042 08, Kraków, AGH lipiec 1997
- [8] Szczepanik S.: *Kompozyty na bazie stopów aluminium wzmocnione cząstkami fazy o dużej twardości, otrzymane w procesie odkształcania na gorąco*. Materiały Konferencyjne „Projekty badawcze z zakresu przeróbki plastycznej, metaloznawstwa i technologii spiekowych”, Wrocław, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej 1997, 144
- [9] Szczepanik S., Krawczyk S., Pytko S.: *Materiały na osnowie aluminium wzmocnione cząstkami węgla krzemu, otrzymane w procesie wyciskania*. Materiały konferencyjne POLTRIB'97 „Trybologia dla eksploatacji”, Biało-brzegi 10–12 czerwca 1997, 51

### 4.5. Materiały z proszków stopów tytanu

#### 4.5.1. Charakterystyka tytanu i jego stopów

Własności tytanu i jego stopów oraz występowanie w dużych ilościach w skorupie ziemskiej rud tytanu powoduje rozwój przemysłowego otrzymywania tego metalu. W porównaniu z innymi materiałami konstrukcyjnymi tytan i jego stopy wyróżniają się dobrymi właściwościami mechanicznymi i dobrą odpornością na korozję. Materiały te wykorzystywane są w różnych gałęziach przemysłu. Stopy tytanu stosowane są w przemyśle: chemicznym, spożywczym, maszynowym, celulozowo-papierniczym,

elektronicznym, elektrotechnicznym, paliwowo-energetycznym geologii, metalurgii, medycynie, środkach transportu itd. Ich zastosowanie opisano obszernie w pracach [1, 2, 3]. Z tytanu i jego stopów wytwarzane są stacjonarne części silników odrzutowych i raketowych, korpusy maszyn, elementy konstrukcji lotniczych, jak na przykład łopatki i wirniki do turbin gazowych, blachy na pokrycia i podwozia samolotów Boeing 747, F-15, F-16, zawory wylotowe w silnikach spalinowych, rurociągi i pompy wody morskiej, kadłuby okrętów podwodnych i statków, wodoloty, śruby okrętowe, instalacje chloru i siarkowodoru, obróbki bionawozów i innych środków agresywnych, inżynierii biomedycznej na implanty i instrumentalia chirurgiczne itd.

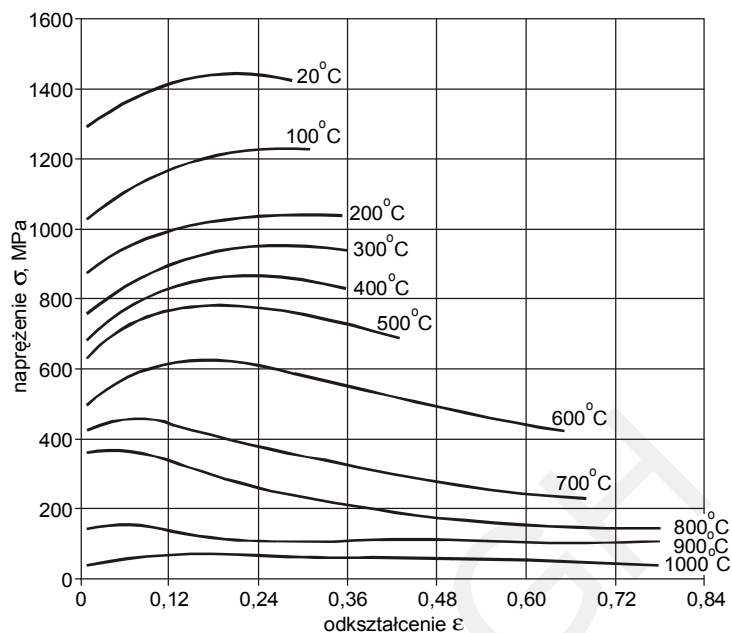
Wyroby z tytanu i jego stopów otrzymuje się metodami konwencjonalnymi z zastosowaniem procesów metalurgicznych, przeróbki plastycznej oraz obróbki cieplnej. Otrzymane materiały cechują się anizotropią własności mechanicznych, a dla uzyskania wyrobu końcowego konieczna jest znaczna obróbka mechaniczna. Metodami metalurgii proszków można uzyskać dodatkowe cechy użytkowe wyrobów z tych materiałów, przy znacznie mniejszym zużyciu materiału wsadowego.

Podstawowym stopem tytanu jest stop Ti6Al4V, który cechuje się dobrą plastycznością i wysokimi własnościami wytrzymałościowymi oraz odpornością na korozję. Własności tych stopów zależą od ich czystości chemicznej, parametrów przeróbki plastycznej i obróbki cieplnej, a własności materiałów otrzymanych metodami metalurgii proszków – również od jakości proszku i gęstości końcowej wyrobów. Podczas przeróbki plastycznej materiałów z proszków otrzymuje się wyroby o gęstości materiału litego i dobrych własnościach mechanicznych.

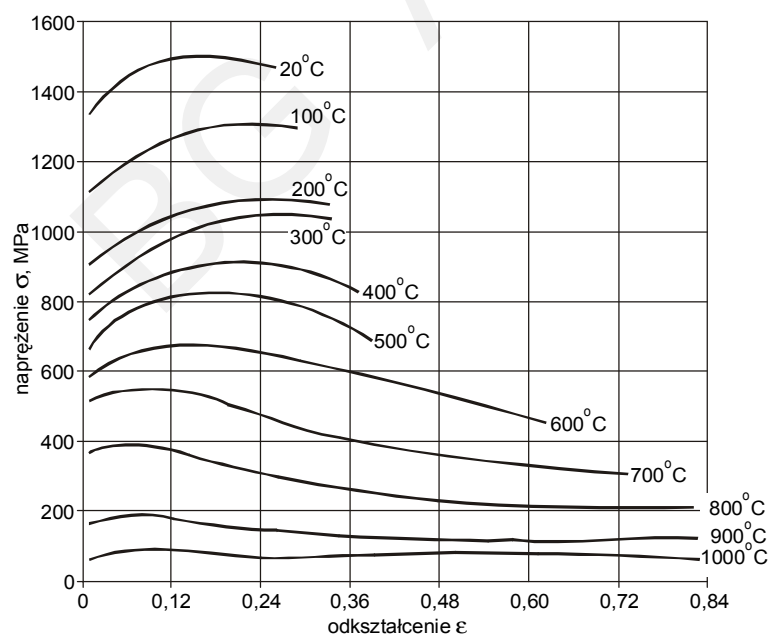
Tytan może występować w dwóch układach krystalograficznych:

- sieci heksagonalnej zwartej ( $\alpha$ ),
- sieci regularnej, przestrzennie centrowanej ( $\beta$ ).

Powyżej temperatury 885°C występuje w czystym tytanie faza  $\beta$ , podczas chłodzenia początkowo współistnieją dwie fazy  $\alpha + \beta$ , a ostatecznie faza  $\alpha$ . Przez wprowadzanie dodatków stopowych można stabilizować fazy, otrzymując trzy typy struktur stopów tytanu:  $\alpha$ ,  $\alpha + \beta$ ,  $\beta$ . Obróbka cieplna umożliwia przemianę niestabilnej fazy  $\beta$  w fazę  $\alpha$ . Stopy o strukturze  $\alpha$  mają średnią wytrzymałość i nie są hartowne, pozostałe stopy posiadają dużą wytrzymałość wynoszącą do 1050 MPa. Przewężenie i udarność zależą od warunków procesów przeróbki plastycznej, które determinują z kolei kształt i wielkość ziarna. Materiały te mogą być stosowane w zakresie temperatur pracy od 300 do 500°C. Stopy tytanu o strukturze  $\alpha$  i  $\alpha + \beta$  są podatne dla przeróbki plastycznej. Naprężenie płynięcia zależy od prędkości odkształcenia i temperatury. Na rysunkach 4.76 i 4.77 podano zależności naprężenia od temperatury i wielkości odkształcenia otrzymane w próbie ściskania przy prędkościach odkształcenia 0,25 i 2,5 s<sup>-1</sup>[4]. Stopy tytanu mogą wykazywać również zdolność do dużych odkształceń. Własność ta występuje w stopach o drobnym ziarnie, w odpowiednich warunkach temperatury i prędkości odkształcenia.



Rys. 4.76. Zależności naprężenie – odkształcenie przy różnych temperaturach otrzymane podczas ściskania próbek ze stopu Ti6Al4V przy prędkości odkształcenia  $\dot{\epsilon} = 0,25 \text{ s}^{-1}$  [4]

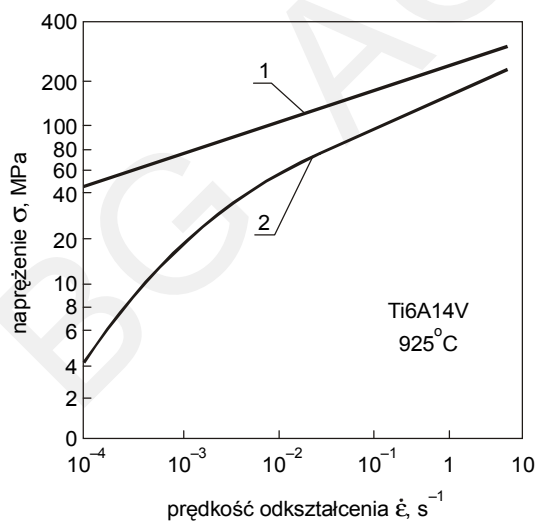


Rys. 4.77. Zależności naprężenie – odkształcenie przy różnych temperaturach otrzymane podczas ściskania próbek ze stopu Ti6Al4V przy prędkości odkształcenia  $\dot{\epsilon} = 2,5 \text{ s}^{-1}$  [4]



Zakres temperatury przeróbki plastycznej stopów tytanu jest mały. Ze względu na złą przewodność cieplną stopu Ti6Al4V i duże współczynniki tarcia występuje podczas jego odkształcania lokalne przegrzewanie materiału. Odkształcanie na gorąco tego stopu odbywa się w zakresie dwufazowym  $\alpha + \beta$ . Jeżeli temperatura przemiany  $\beta$  zostanie przekroczona, uzyskuje się grube ziarno o małej ciągliwości i duży rozrzut własności. Tytan o strukturze  $\alpha + \beta$  można odkształcać początkowo powyżej temperatury przemian, jeżeli w końcowym etapie jego odkształcanie realizowane jest w zakresie dwufazowym z gniotem około 50%. Występują wtedy małe naprężenia płynięcia i dobra zdolność do odkształceń plastycznych. Materiał posiada lepszą ciągliwość aniżeli podczas odkształcania tylko w zakresie występowania faz  $\alpha + \beta$ . W odkształcanym materiale wymagane jest przy tym uzyskanie równomiernego odkształcenia w jego objętości. Udział zrekrytalizowanej fazy  $\alpha$ , po wyżarzaniu w temperaturze 850°C w czasie 1 h, zależy od temperatury i wielkości odkształcenia. Korzystne jest odkształcanie tego stopu w końcowym etapie w temperaturach poniżej 900°C.

Dla stopów odkształcanych w warunkach nadplastycznych, tj. przy odpowiedniej temperaturze i prędkości odkształcenia, zależność między naprężeniem i odkształceniem ma odmienny charakter w stosunku do odkształcenia w warunkach konwencjonalnych (rys. 4.78).

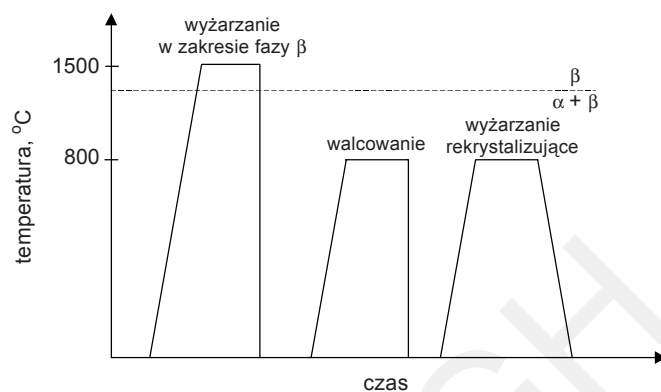


**Rys. 4.78.** Zależność naprężenia od prędkości odkształcenia w procesie spęczania stopu Ti6Al4V: 1 – struktura gruboziarnista, 2 – struktura drobnoziarnista [5]

W temperaturze 925°C stop Ti6Al4V o strukturze drobnoziarnistej (wielkość ziarna poniżej 10  $\mu m$ ), wykazuje podwyższoną czułość na prędkość odkształcenia. W tej temperaturze współczynnik czułości materiału na prędkość odkształcenia przyjmuje wartość większą od 0,3. Oznacza to, że stop ten podlega odkształceniu nadplastycznemu. Strukturę drobnoziarnistą materiału uzyskuje się z reguły w procesach obróbki

cieplno-plastycznej. Na rysunku 4.79 podano zabiegi obróbki cieplno-plastycznej stopu Ti6Al4V, prowadzące do uzyskania w nim struktury o drobnym ziarnie. Taka struktura powinna być stabilna w stosunkowo długim cyklu odkształcania.

Własności fizyczne stopu Ti6Al4V zestawiono w tabeli 4.11.



**Rys. 4.79.** Zabiegi obróbki cieplno-plastycznej prowadzące do otrzymania drobnoziarnistej struktury stopu Ti6Al4V przeznaczonego do nadplastycznego odkształcania [6]

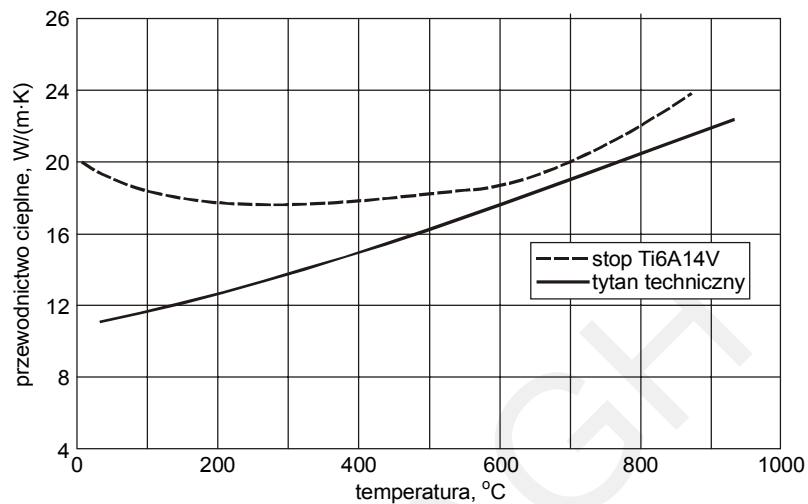
**Tabela 4.11**

Własności fizyczne stopu Ti6Al4V [7]

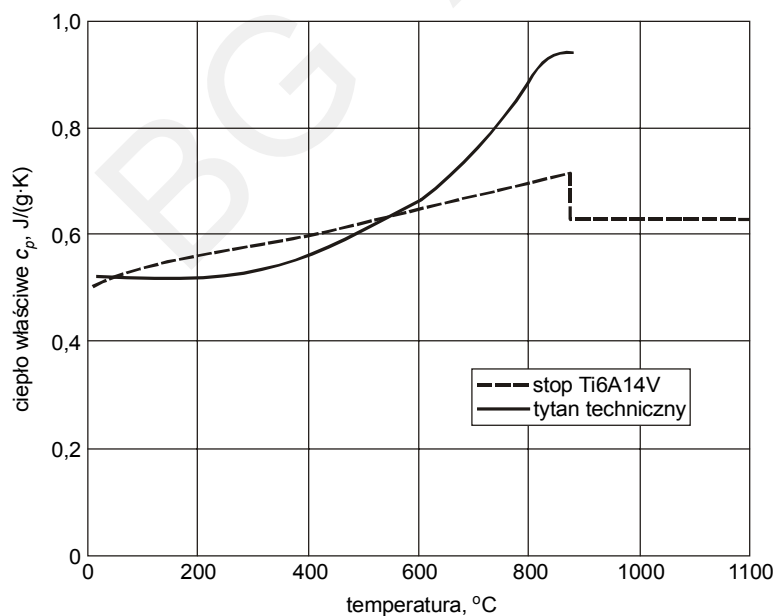
Gęstość	4,43 g/cm <sup>3</sup>
Moduł sprężystości	1,15·10 <sup>3</sup> Pa
Przewodnictwo cieplne przy temperaturze 20°C	11 W/(m·K)
Średni współczynnik rozszerzalności cieplnej przy temperaturach:	
10÷100°C	8,6·10 <sup>-6</sup> 1/K
20÷250°C	9,0·10 <sup>-6</sup> 1/K
Ciepło właściwe przy temperaturze 20°C	0,561 J/(g·K)
Zakres temperatury topnienia	1530÷1630°C

Tytan i jego stopy charakteryzują się małą przewodnością cieplną, która zależy od temperatury (rys. 4.80 i 4.81). W zakresie temperatur 20÷1000°C wartość współczynnika przewodnictwa cieplnego zmienia się od 10 do 24 W/(m·K). Jest ona mniejsza od współczynnika przewodności cieplnej: żelaza około 3–4 razy, aluminium trzy-

nastokrotnie i miedzi – szesnastokrotnie. Dodatki stopowe powodują zmianę przewodności cieplnej tytanu. Najważniejszy wpływ na własności cieplne stopów tytanu ma zawartość aluminium.



Rys. 4.80. Przewodnictwo cieplne tytanu technicznego i stopu Ti6Al4V w zależności od temperatury [7]



Rys. 4.81. Ciepło właściwe tytanu technicznego i stopu Ti6Al4V w zależności od temperatury [7]

Ciepło właściwe tytanu i jego stopów wzrasta wraz z temperaturą. Dla czystego tytanu (titan techniczny) zmienia się prawie prostoliniowo w zakresie od 25°C do temperatury przemiany alotropowej  $\alpha \rightarrow \beta$ . Odmiana alotropowa tytanu  $\alpha$  ma w temperaturze przemiany większe ciepło właściwe niż odmiana alotropowa  $\beta$ , co widać wyraźnie na rysunku 4.81.

#### 4.5.2. Procesy metalurgiczne otrzymywania stopów tytanu

Otrzymanie stopów tytanu metodami metalurgicznymi [2, 8] polega na przetopieniu:

- wlewka z tytanu technicznego z równoczesnym dodaniem pierwiastków stopowych,
- gąbki tytanowej zwykłej z dodatkiem pierwiastków stopowych,
- gąbki tytanowej zwanej uszlachetnioną, którą wytwarza się metodą Krolla.

W warunkach przemysłowych uzyskuje się tytan z minerałów typu  $\text{TiO}_2$  i  $\text{FeTiO}_3$  w procesach opartych na metodzie Krolla. Materiałem wyjściowym do produkcji tytanu jest gąbka tytanowa. Gąbka tytanowa i chlorek magnezu  $\text{MgCl}_2$  powstają w wyniku chlorowania tlenku tytanu w obecności węgla. Tworzy się wtedy czterochlorek tytanu  $\text{TiCl}_4$ , który jest redukowany za pomocą magnezu w zakresie temperatur od 870 do 900°C w atmosferze argonu. Oddzielenie gąbki tytanowej od chlorku magnezu następuje podczas destylacji próżniowej. Następnie gąbka tytanowa zostaje poddana przetopieniu. Stosuje się topienie w piecach: łukowych, plazmowych, redukcyjnych lub elektronowych.

Wytwarzanie tytanu i jego stopów w piecach łukowych odbywa się w próżni lub w atmosferze argonu. Jedną z elektrod – anodą jest tygiel miedziany chłodzony wodą wraz ze stopionym tytanem, a katodą jest pręt wolframowy lub grafitowy. Przetapianie prowadzone jest za pomocą elektrod topliwych. Gąbka tytanowa otrzymuje żądany kształt elektrody przez sprasowanie. Wypraski są łączone przez zgrzewanie w próżni lub atmosferze ochronnej.

Obecnie stosuje się do wytwarzania tytanu i jego stopów przede wszystkim topienie w piecach plazmowych i elektronowych. Topienie w piecach plazmowych ma dużo zalet, lecz ma mniejsze zastosowanie niż topienie w piecach elektronowych. Przy stosowaniu pieca elektronowego materiał jest topiony za pomocą wiązki elektronowej. Proces przeprowadza się w komorze próżniowej. Energię potrzebną do stopienia metalu przenoszą elektrony. Elektrony są emitowane przez jedną lub więcej katod, które są wykonane z wolframu lub tantalu. Topienie materiału następuje w próżni, w miedzianym tyglu krystalizatora chłodzonego wodą. W górnej części pieca znajduje się urządzenie posiadające własną próżnię wstępną. Metoda ta pozwala na uzyskanie wlewki, który nie posiada zanieczyszczeń pochodzących z tygla oraz możliwość przegrzania kąpieli, aby usunąć składniki lotne.

Po otrzymaniu tytanu i stopów tytanu w formie wlewków poddaje się je dalszej przeróbce, która może się odbywać różnymi metodami, w zależności od końcowego przeznaczenia produktu.

Do metod przeróbki materiałów tytanowych zaliczamy:

- przeróbkę plastyczną na gorąco, jak: walcowanie, wyciskanie, kucie swobodne, kucie matrycowe i kucie matrycowe dokładne;
- przeróbkę plastyczną na zimno w procesach ciągnięcia rur i drutów oraz głębokie tłoczenie;
- precyzyjne odlewanie;
- kształtowanie w warunkach nadplastyczności.

#### 4.5.3. Stopy tytanu otrzymane metodą metalurgii proszków

Proszki tytanu i jego stopów otrzymuje się metodami redukcji, nawodorowania i odwodorowania oraz metodą wirującej elektrody (PSV, PREP, REP, KRZ). Składy chemiczne proszków otrzymanych różnymi metodami podano w tabeli 4.12.

**Tabela 4.12**

Skład chemiczny proszków stopów tytanu otrzymanych różnymi metodami, podany w procentach

Lp.	Metoda wytwarzania	Al	V	Fe	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	C	Si	Ca
1	Metalotermiczna [8]			0,2÷0,4			0,05÷0,08	0,03÷0,05		0,05–0,08
2	Nawodorowania i odwodorowania [8]					0,1÷0,15				
3	PSV [9]	6,1	4,2	0,16	0,16	0,002	0,01	0,002	0,025	
4	KRZ [9]	5,9	4,0	0,08	0,17	0,005	0,01	0,015		
5	REP [9]	6,3	4,1	0,22	0,20	36*	0,03	0,01		
6	PREP [10]	6,3	3,9	0,18	0,17	53*	104*	0,017		

\* – w ppm

Najbardziej rozpowszechnionym procesem otrzymywania wyrobów z proszków tytanu i jego stopów jest prasowanie na zimno i spiekanie. Rozkład wielkości cząstek i sposób otrzymania proszku ma istotny wpływ na podatność do zagęszczenia. Wytrzymałość wyprasek wzrasta wraz ze zwiększeniem udziału drobnych frakcji proszku. Zagęszczanie proszków tytanu i jego stopów prowadzone jest na prasach mechanicznych lub hydraulicznych. Prasowanie w temperaturze bliskiej temperatury spiekania umożliwia otrzymanie wyrobów o gęstości materiałów litych.

Procesami odkształcania na gorąco są kucie matrycowe i wyciskanie. Kucie obejmuje przygotowanie z proszku przedkuwki o kształcie zbliżonym do kształtu wyrobu gotowego i dokładnej jego masie oraz odkształcenie w matrycach zamkniętych. W wyniku kucia otrzymuje się wyroby o złożonym kształcie przy minimalnych stratach materiału oraz ograniczonej obróbce mechanicznej dla uzyskania wyrobu gotowego. Temperatura narzędzi podczas kucia na młotach i prasach korbowych wynosi od 200 do 300°C, a na prasach hydraulicznych około 430°C.

W zależności od gatunku stopów tytanu nagrzewa się materiał przed kuciem do temperatury 850÷1150°C. Konstrukcyjne stopy tytanu mają wystarczającą plastyczność w tym zakresie temperatur, która umożliwia otrzymanie wyrobów o żądanym kształcie. Temperatura kucia ma decydujący wpływ na strukturę oraz na wartość i stabilność własności wytrzymałościowych i plastycznych wyrobów. Podczas odkształcania generuje się ciepło, dlatego istotnym czynnikiem podczas kucia jest również odpowiednia szybkość odkształcania. Przyrost temperatury podczas kucia można wyjaśnić dużym umocnieniem i małym przewodnictwem cieplnym stopów tytanu. Szybkość odkształcania nie powinna być zbyt mała, ponieważ w czasie długiego kontaktu z narzędziem metal stygnie, ani zbyt duża, gdyż może to spowodować jego przegrzanie. Zwiększenie szybkości odkształcania zmniejsza plastyczność stopów, a równocześnie zwiększa umocnienie i niejednorodność odkształcania.

Gąbkę tytanową zagęszcza się podczas kształtowania wyrobów na tzw. prasomłotach. W procesie tym wypraska, po nagrzaniu indukcyjnym do temperatury 1150÷1200°C, odkształcana jest w matrycach zamkniętych. Do zagęszczania proszków tytanu i jego stopów znalazły zastosowanie również metody wybuchowe.

Dla uzyskania wyrobów z proszków stopów tytanu o wysokich własnościach mechanicznych zaproponowano odkształcanie w „plastycznej matrycy”, tzw. proces MVS, MVV (niem. *Matrizenverbundschmieden*, *Matrizenverbundumformen*) [11, 12]. Materiał proszkowy w tym procesie odkształca się plastycznie w trakcie zagęszczania, co ma korzystny wpływ na własności stopu Ti6Al4V.

#### **4.5.3.1. Wpływ odkształcania na strukturę i własności stopu Ti6Al4V otrzymanego z proszku**

W ostatnim dwudziestoleciu rozwinęły się procesy wytwarzania wyrobów z tytanu i jego stopów z zastosowaniem połączonych metod metalurgii proszków i przeróbki plastycznej. Szczególnie dobre własności mechaniczne wyrobów ze stopów tytanu uzyskuje się przez ich odkształcanie w tzw. „plastycznej matrycy” [11, 12, 19].

Odkształcenia proszku Ti6Al4V w tym procesie obejmuje zabiegi (rys. 4.82) [11]:

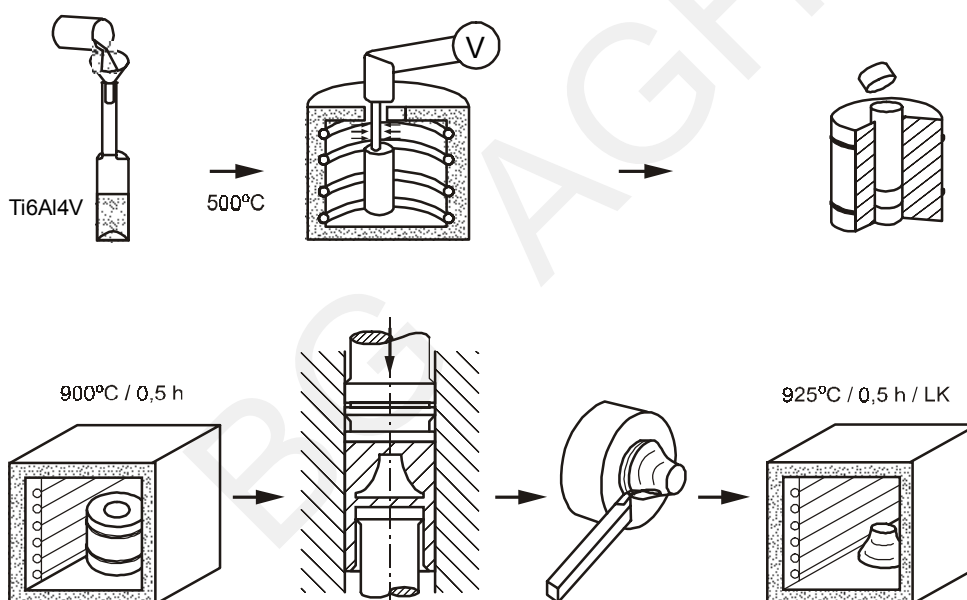
- wsypanie proszku do kapsuły stalowej, jej odgazowanie i hermetyczne zamknięcie;
- umieszczenie kapsuły w „plastycznej matrycy”;
- nagrzanie matrycy z kapsułą do odpowiedniej temperatury;
- odkształcenie, np. przez wyciskanie;
- obróbkę mechaniczną oraz obróbkę cieplną materiału, polegającą na wygrzewaniu w temperaturze 950°C w czasie 0,5 h i chłodzeniu na powietrzu.

Do głównych parametrów procesu odkształcenia stopu Ti6Al4V należą: temperatura odkształcenia, wielkość odkształcenia, prędkość odkształcenia.

Temperatura odkształcenia powinna być wyższa niż temperatura rekrytalizacji, a niższa niż 950°C. Temperatura ta wpływa na wielkość oporu odkształcenia oraz na połączenie cząsteczek proszku i strukturę materiału.

Plastyczna matryca przenosi stan naprężenia i odkształcenia na materiał proszkowy, co powoduje jego zagęszczenie i odkształcenie plastyczne. Aby uzyskać wymaganą strukturę, należy osiągnąć krytyczną wielkość odkształcenia plastycznego.

Prędkość odkształcenia ma duży wpływ na wartość granicy plastyczności i plastyczność odkształconego materiału. Średni nacisk jednostkowy zależy od temperatury, prędkości i wielkości odkształcenia oraz wielkości szczeliny pomiędzy sztywną matrycą a stemplem. Wielkość szczeliny umożliwia zagęszczanie materiału proszkowego i wpływa na warunki wpływania materiału „plastycznej matrycy” w szczelinę [18].

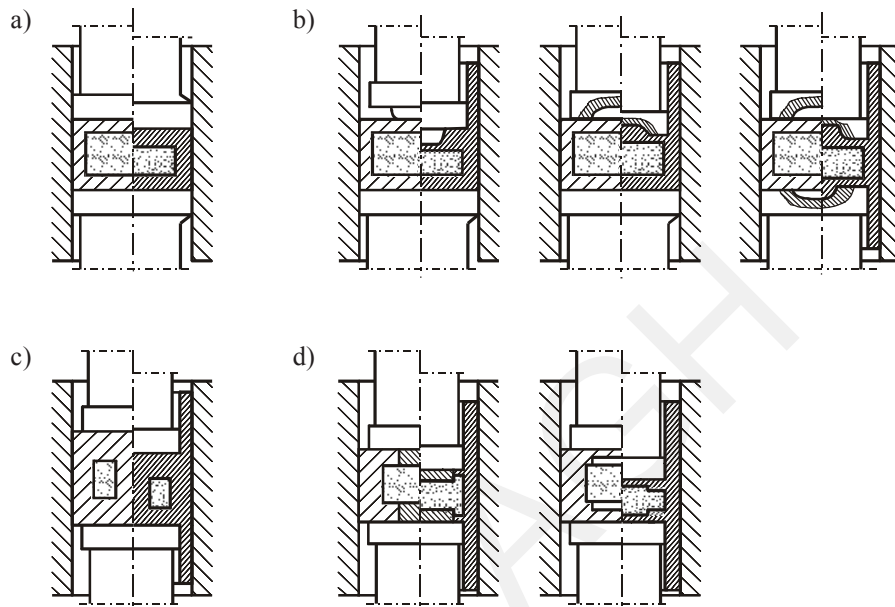


Rys. 4.82. Proces odkształcenia proszku stopu Ti6Al4V w „plastycznej matrycy” [11]

Otrzymanie odpowiedniego kształtu materiału odbywa się przez (rys. 4.83):

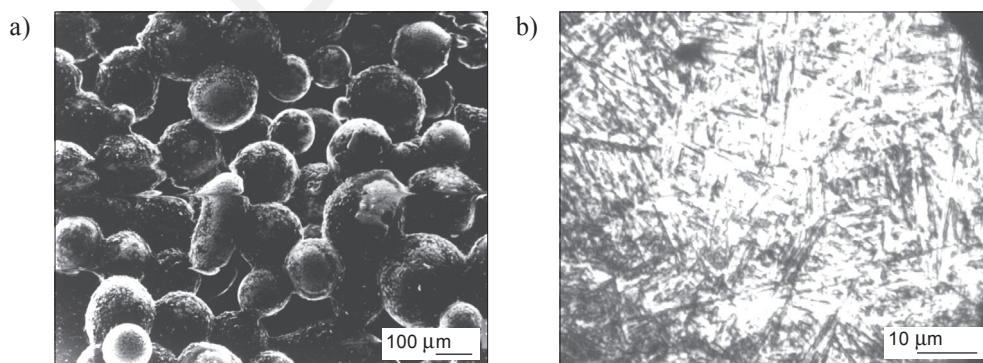
- odkształcenie kapsuły z proszkiem i „plastycznej matrycy” o kształcie prostym przez zagęszczenie;
- zagęszczenie z płynięciem „plastycznej matrycy”;
- odkształcenie kształtowej kapsuły w „plastycznej matrycy” o kształcie prostym;
- odkształcenie w złożonej „plastycznej matrycy”.

Metoda wytworzenia materiału z proszku stopu tytanu ma duży wpływ na jego własności, które zależą od czystości proszku, temperatury przemian, parametrów zagęszczania i odkształcenia oraz obróbki cieplnej. Duży wpływ na strukturę materiału ma jego odkształcenie plastyczne.



**Rys. 4.83.** Warianty odkształcenia proszku stopu tytanu w „plastycznej matrycy” [19]  
(objaśnienia w tekście)

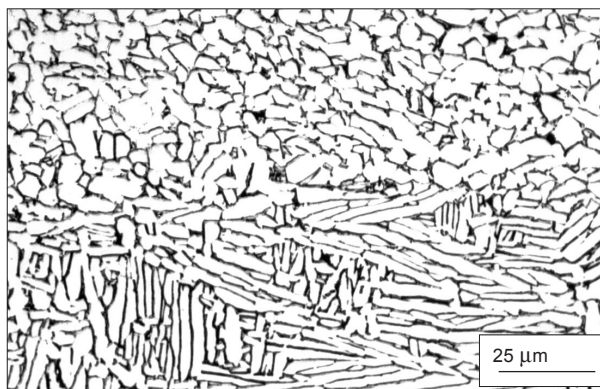
Struktury stopu tytanu Ti6Al4V otrzymanego z proszku wytworzonego metodą PSV i po jego odkształceniu w „plastycznej matrycy” pokazano na rysunkach 4.84 i 4.85.



**Rys. 4.84.** Kształt cząstek proszku Ti6Al4V (PSV) obserwowany na skaningowym mikroskopie elektronowym (a), struktura cząstki proszku Ti6Al4V obserwowana na mikroskopie optycznym (b) [19]



Po odkształceniu  $\epsilon = 25\%$  i wyżarzeniu w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  w czasie 0,5 h (rys. 4.85) występują w stopie tytanu Ti6Al4V obszary o płytkowym i globularnym kształcie ziarn. Materiał o takiej strukturze posiada następujące własności:  $E = 115\,974,5\text{ MPa}$ ,  $R_m = 967\text{ MPa}$ ,  $R_{0,2} = 930\text{ MPa}$ ,  $A_5 = 10,9\%$ ,  $Z = 21,9\%$ .



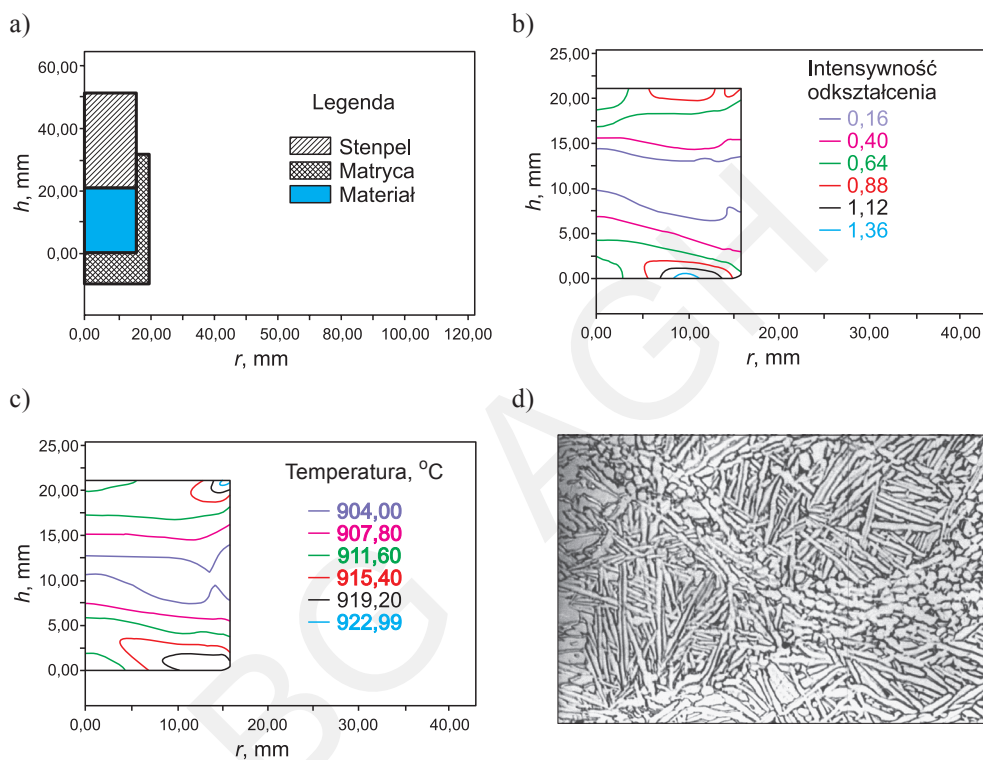
**Rys. 4.85.** Struktura materiału otrzymanego z proszku stopu tytanu Ti6Al4V po odkształceniu  $\epsilon = 25\%$  i wyżarzeniu w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  w czasie 0,5 h, obserwowana na mikroskopie optycznym [19]

W materiale po odkształceniu  $\epsilon = 30\%$  i wyżarzeniu w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  w czasie 0,5 h występuje tylko ziarno o kształcie globularnym (rys. 4.86), a własności materiału wynoszą:  $E = 112\,219\text{ MPa}$ ,  $R_m = 957\text{ MPa}$ ,  $R_{0,2} = 901\text{ MPa}$ ,  $A_5 = 13,4\%$ ,  $Z = 32,4\%$ . Ma on więc znacznie wyższe własności plastyczne w porównaniu z materiałem po odkształceniu wynoszącym 25%.



**Rys. 4.86.** Struktura materiału otrzymanego z proszku stopu tytanu Ti6Al4V po odkształceniu  $\epsilon = 30\%$  i wyżarzeniu w temperaturze  $900^{\circ}\text{C}$  w czasie 0,5 h, obserwowana na mikroskopie optycznym [18, 19]

Metodą odkształcania w „plastycznej matrycy” można wytworzyć materiały o jednorodnych, zbliżonych do regularnych kształtach ziarn, podwyższając własności plastyczne i wytrzymałościowe. O strukturze stopu tytanu otrzymanego z proszku decydują lokalne zjawiska zachodzące w odkształcanym materiale, a szczególnie w odkształcanej cząstce proszku. Wyniki symulacji odkształcania cząstki proszku w kształcie kuli o średnicy 0,315 mm przedstawiono na rysunku 4.87.



**Rys. 4.87.** Geometria próbki (a) oraz rozkład odkształceń, (b) rozkład temperatury, (c) i struktura materiału (d). Warunki przeprowadzenia symulacji: temperatura materiału  $t_m = 900^\circ\text{C}$ , temperatura narzędzi  $t_n = 900^\circ\text{C}$ , prędkość narzędzia  $v = 1$  mm/s, współczynnik tarcia  $\mu = 0,3$ ,  $h$  – wysokość próbki,  $r$  – promień próbki

Symulację przeprowadzono w skali 100 : 1 z zastosowaniem programu CAPS-Finel dla próbki w postaci kuli o średnicy  $D = 31,5$  mm, przez której odkształcenie otrzymano walec o średnicy podstawy  $a = 31,5$  mm. Symulację przeprowadzono dla temperatury  $900^\circ\text{C}$  w warunkach izotermicznych realizacji procesu odkształcania. W miarę zwiększania się odkształcenia występuje nieznaczny przyrost temperatury, który w materiale pod stemplem wynosi do  $22^\circ\text{C}$ , a w jego środkowej części  $4^\circ\text{C}$ . Lokalny wzrost temperatury może mieć wpływ na rozkład odkształceń w próbce (rys. 4.87c).

Odształcenia w środkowej części próbki wynoszą  $0,16 \pm 0,4$ , a w zewnętrznych częściach  $0,64 \pm 0,88$  i miejscami nawet do 1,316 (rys. 4.87b). Rozkład naprężeń uzależniony jest od rozkładu temperatury i odształceń.

Wyniki symulacji odształcania cząstki proszku stopu tytanu mogą być powiązane ze strukturą obserwowaną w zagęszczanym stopie. Widoczny jest wpływ lokalnego odształcenia przy zadanej temperaturze na strukturę materiału. Temperatura podczas odształcenia wpływa na wielkość oporu odształcenia oraz na jakość połączeń między cząsteczkami proszku i strukturę materiału.

Aby osiągnąć żądaną strukturę i własności mechaniczne materiału, konieczne jest osiągnięcie w materiale lokalnego minimalnego odształcenia plastycznego, które dla stopu Ti6Al4V wynosi 0,4 [18]. W tych obszarach tworzy się zrekrytalizowane ziarno o kształcie globularnym (rys. 4.87d).

**Własności mechaniczne i fizyczne wyrobów z proszków.** Własności wyrobów otrzymanych z mieszanki proszków elementarnych zestawiono w tabeli 4.13, a z proszków stopowych w tabeli 4.14. Procesy wytwarzania wyrobów ze stopowego proszku tytanu umożliwiają otrzymanie dobrego materiału konstrukcyjnego. Odształcenie plastyczne tych materiałów podnosi własności wytrzymałościowe w próbie statycznej i zmęczeniowej oraz własności plastyczne, jak przewężenie i wydłużenie. W tabeli 4.15 zestawiono dla porównania właściwości mechaniczne stopu WT6, a w tabeli 4.16 jego własności fizyczne.

**Tabela 4.13**

Własności mechaniczne wyrobów z proszku tytanu [10]

Lp.	Materiał	Proces otrzymywania	$R_m$ , MPa	$R_{0,2}$ , MPa	$A$ , %	$Z$ , %
1	Ti	Prasowanie +spiekanie	304	223	24,5	23
2	Ti	Prasowanie +spiekanie	381	282	37,1	30
3	Ti	Prasowanie +spiekanie	425	336	15,0	23
4	Ti	Prasowanie +spiekanie	608	480	11,0	10
5	Ti	Prasowanie + spiekanie + kucie 900°C + wyżarzanie 705°C	453	364	23,0	30
6	Ti6Al4V	Prasowanie +spiekanie	776	664	10,5	20
7	Ti6Al4V	Prasowanie +spiekanie	833	708	8,3	–
8	Ti6Al4V	Prasowanie +spiekanie	823	734	5,0	8
9	Ti6Al4V	Prasowanie +spiekanie	646	561	11,5	14
10	Ti6Al4V	Prasowanie + spiekanie + kucie 900°C + wyżarzanie 705°C	916	837	11,5	25

**Tabela 4.14**

Własności mechaniczne wyrobów z proszku tytanu z dodatkami stopowymi otrzymanych w różnych procesach

Lp.	Materiał	Proces otrzymywania	$R_m$ , MPa	$R_{0,2}$ , MPa	$A$ , %	$Z$ , %
1	Norma LN 3.7164 [13]	–	900	830	10	25
2	PSV [9]	Izostatyczne prasowanie: 925°C, 105 MPa, 2 h	990	925	13	35
3	KRZ [14, 15]	Izostatyczne prasowanie: 920°C, 150 MPa, 3 h	970	890	15	40
4	REP [9]	Izostatyczne prasowanie: 925°C, 105 MPa, 2 h	985	925	19	40
5	PREP [16]	Izostatyczne prasowanie: 925°C, 105 MPa, 5 h	937	860	17	42
6	PSV [11]	MVS: 900°C, 650 MPa wyżarzanie: 925°C, 0,5 h	982	950	15,7	31,5
7	PSV [19]	MVU: 900°C, 394 MPa wyżarzanie: 925°C, 0,5 h	980	930	16,0	38,0
8	PREP [12]	MVU: 900°C, 400 MPa wyżarzanie: 925°C, 0,5 h	1040	940	18,0	42,0
9	PREP [11]	Izostatyczne prasowanie: 930°C, 193 MPa, 2,5 h; Kucie: 900°C, $\varepsilon = 87\%$ Wyżarzanie: 830°C, 2 h	1048	931	16,7	38,2

**Tabela 4.15**

Właściwości mechaniczne stopu WT6 [7]

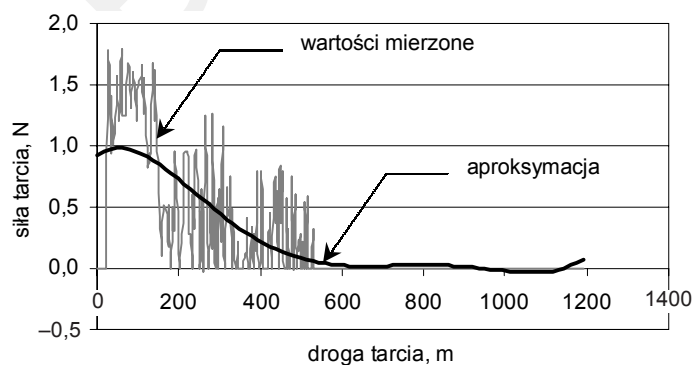
Wielkość	Po wyżarzaniu				Po hartowaniu i starzeniu				Jednostka
	Temperatura, °C								
	20	350	400	450	20	350	400	500	
Twardość, HB	2,55÷3,41	–	–	–	2,90÷3,69	–	–	–	GPa
Udarność, KC	400	–	–	–	300	–	–	–	kJ/m <sup>2</sup>
Wrażliwość na działanie karbu przy obciążeniu statycznym	1,35	–	–	–	1,25	–	–	–	–
Wytrzymałość zmęczeniowa, $Z_{go}$	530	430	420	390	550	50	450	–	MPa
Minimalna wytrzymałość na pełzanie, $R_{0,2/100}$	–	540	360	140	–	630	360	–	MPa

**Tabela 4.16**  
Właściwości fizyczne stopu WT6 [7]

Wielkość	Temperatura, °C								Jednostka
	20	100	200	300	400	500	600	700	
Gęstość	4,43	–	–	–	–	–	–	–	g/cm <sup>3</sup>
Oporność elektryczna	1,60	–	1,82	–	2,02	–	2,12	–	μΩ·m
Przewodnictwo cieplne	8,3	9,2	10,9	11,3	12,1	13,8	15,5	16,7	W/(m·K)
Ciepło właściwe	–	548	568	670	712	795	883	–	J/(kg·K)
Współczynnik cieplnej rozszerzalności liniowej $\alpha \cdot 10^{-6}$	8,4	9,3	9,8	10,1	10,3	–	–	–	K <sup>-1</sup>

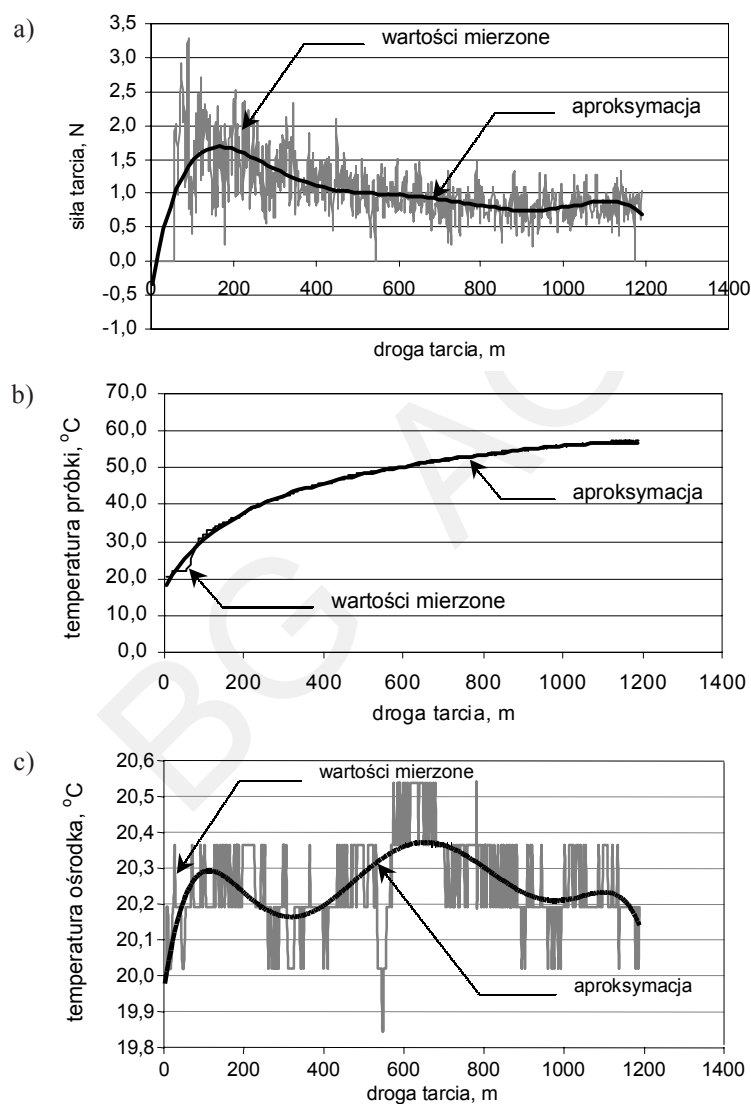
**Odporność na ścieranie.** Tę własność materiału z proszku stopu tytanu Ti6Al4V, otrzymanego przez odkształcanie w „plastycznej matrycy”, porównano ze stopem WT6 otrzymanym przez kucie w konwencjonalnych warunkach [20].

Węzeł tarcia podczas badań tworzył prostopadłościenny klocek ze stopu tytanu o wymiarach  $6,35 \times 15,75 \times 10,0$  mm i promieniu zatoczenia  $R = 17,5$  mm oraz próbka ze stali ŁH15 o średnicy  $\phi 35$  i długości 8,7 mm. Badania ścieralności przeprowadzone zostały przy następujących parametrach: obciążenie  $P = 150$  N, prędkość ścierania  $v = 100$  m/s, obroty  $n = 600$  obr/s, chłodzenie w oleju silnikowym VS max (Olio Fiat). Badano zużycie na drodze tarcia 1200 m. Przykładowe wyniki, obejmujące zmiany siły tarcia podczas badań próbki ze stopu WT6, przedstawiono na rysunku 4.88, a zmiany siły tarcia, temperatury próbki i temperatury ośrodka w czasie badań stopu otrzymanego z proszku zilustrowano na rysunku 4.89. Zużycie próbek podczas ścierania pokazano na rysunku 4.90.

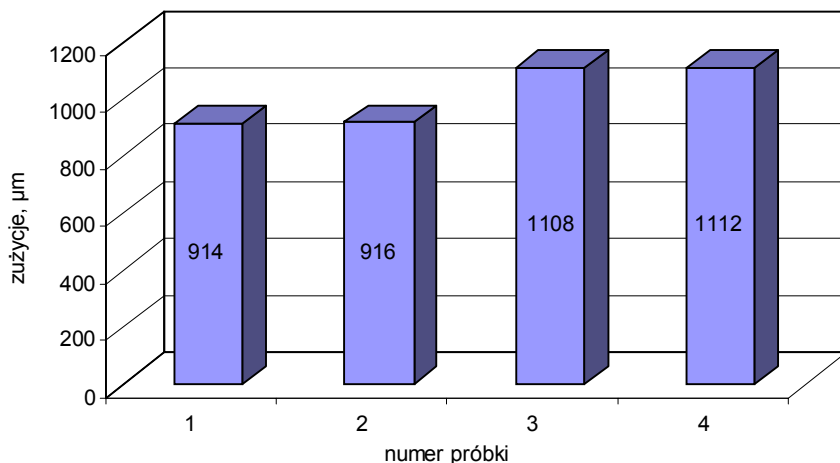


**Rys. 4.88.** Zmiana siły na drodze tarcia podczas badań próbki ze stopu Ti6Al4V (WT6) uzyskanego metodą kucia [21]

Po wdrożeniu zużycia próbek w początkowej fazie procesu, siły tarcia maleją w czasie ustalonego przebiegu (rys. 4.88 i 4.89a). Związane to jest z wyrównywaniem powierzchni współpracujących oraz przedostawania się pomiędzy nie produktów zużycia. Temperatura próbki ze stopu tytanu i ośrodka chłodzącego stabilizują się w czasie badań. Próbki wytworzone z proszku stopu tytanu są nieznacznie mniej odporne na ścieranie od próbek ze stopu WT6 (rys. 4.90).



**Rys. 4.89.** Wyniki badań próbki z materiału wytworzonego z proszku stopu tytanu Ti6Al4V przez okształcenie w „plastycznej matrycy”. Zmiany na drodze tarcia: a) siły; b) temperatury próbki; c) temperatury ośrodka podczas badań [21]



**Rys. 4.90.** Zużycie próbek podczas ścierania na drodze 1200 m: 1, 2 – próbki ze stopu Ti6Al4V (WT6) uzyskanego metodą kucia, 3, 4 – próbki z materiału wytworzonego z proszku stopu tytanu Ti6Al4V (PSV)

Przedstawione w tym rozdziale zagadnienia stanowią wprowadzenie do metalurgii proszków tytanu i jego stopów. Pokazują możliwości oddziaływania na strukturę i własności materiałów otrzymywanych z proszków stopów tytanu przez odkształcanie na gorąco. Własności tych materiałów mogą być dodatkowo kształtowane przez wprowadzenie do materiału osnowy składników o specjalnych własnościach, np. w postaci bioszkielek z przeznaczeniem na implanty lub cząstek fazy twardej, celem zwiększenia odporności na ścieranie i stabilizacji własności podczas pracy wyrobów w podwyższonych temperaturach.

#### 4.5.4. Literatura

- [1] Bylica A., Sieniawski J.: *Tytan i jego stopy*. Warszawa, PWN 1985
- [2] Ciszewski B., Przetakiewicz W.: *Nowoczesne materiały w technice*. Warszawa, 1993
- [3] Marciniak J.: *Biomateriały w chirurgii kostnej*. Gliwice, Wyd. Politechniki Śląskiej 1992
- [4] Bühler H., Wagner H.W.: *Umformeigenschaften von Titan und Titanlegierungen*. Bände Bläche Röhre, 6, 1965, 625–630
- [5] Gold R.: *Precision Metall*, 119, 1978, 40
- [6] Welpelman K. et al.: *Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften von metallischen Leichtbauwerkstoffen*. Werkstoffkolloquium, Köln 1983, 22
- [7] Górny Z.: *Odlewnicze stopy metali nieżelaznych*. Warszawa, WNT 1992
- [8] Garmata i in.: *Titan*. Moskwa, Metallurgija 1983
- [9] Froes F.H. et al.: *Fatigue Properties of Hot Isostatically Pressed Ti–6Al–4V Powders*. Metal Powder Report, 1983, 36–41

- [10] Abkowitz S.: *Titanium P/M Preforms, Parts and Composites*. [w:] Jaffe R.J. and Burte H.M. (Eds), The Metallurgical Society of AIME, Titanium Science and Technology, 1, 1973, 381–398, New York–London, Plenum Press 1973
- [11] Smarsly W.: *Zusammenhang von Mikrostruktur und Umformbedingungen von Ti–6Al–4V Pulver beim „Matrizenverbundschmieden“ (MVS)*. Aachen, RWTH 1985 (Dissertation)
- [12] Kopp R., Rogall C.M., Szczepanik S.: *Matrizenverbundschmieden ein Verfahren zur gezielten Beeinflussung von Gefüge und mechanischen Eigenschaften pulvermetallurgisch erzeugter Formteile*. Metall, 42, 12, 1988, 1192–1195
- [14] The German Aerospace Standard LN 3.7164
- [15] Grundhoff K.J., Wirth G.: *Effect of Advanced Powder Production Processes on Powder Characteristics and Mechanical Properties of HIP Compacts of Prealloyed Ti6Al4V*. Proc. Fifth Int. Conf. on Titanium, Munich 1984, Titanium Science and Technology, 411–417
- [16] Willbrand J., Jablonski W., Grewe H.: *Production and Morphology of KRZ – Ti6/4 Powder*. Horizons of Powder Metallurgy. Proc. Int. P/M Conf., Düsseldorf 1986, 71–75
- [17] Hertmann J.P., Eylon D., Froes F.H.: *Mechanical properties of Advanced Titanium Powder metallurgy Compacts*. Powder Metallurgy International, 17, 3, 1985, 116–118
- [18] Szczepanik S., Kopp R., Wiegels H.: *Production of Powder Ti – Alloy Rings bei Means Compaction and Radial-Rolling*. Powder Metallurgy International, 25, 6, 1988, 25–27
- [19] Szczepanik S., Kopp R.: *Wytwarzanie wyrobów z proszków stopów tytanu przez odkształcenie w „płynącej matrycy”, VII Konferencja Metalurgii Proszków w Polsce, Kraków 5–7.X.1988, t. II, 361–369*
- [20] Szczepanik S.: *Otrzymywanie materiałów o dużej gęstości z proszków stopów tytanu*. IV Ogólnopolskie Sympozjum „Tytan i jego stopy – przetwórstwo i zastosowanie w technice”, Łańcuch–Rzeszów 1995, 88–101
- [21] Gancarzewicz E.: *Analiza technologii otrzymywania materiałów na implanty*. Kraków, Wydż. Metalurgii i Inżynierii Materiałowej AGH 2001 (Praca dyplomowa)
- [22] Szczepanik S.: *Materiały o dużej gęstości otrzymane z proszków stopów tytanu*. Metalurgia proszków, 1–2, 1995, 26–38
- [23] Caps–Finel: *Das Finite–Element–Programm zur Simulation umformtechnischer Fragestellungen*. CPM GmbH Herzogenrath



## Podsumowanie

Przeróbka plastyczna materiałów spiekanych z proszków metali i ich stopów oraz kompozytów na ich osnowie daje możliwość wytwarzania nowoczesnych wyrobów o określonej strukturze i własnościach mechanicznych oraz użytkowych. Własności kształtowane są poprzez dobór składu chemicznego i oddziaływanie na strukturę warunkami odkształcania i parametrami obróbki cieplnej.

Do kształtowania struktury i własności wyrobów z proszków metali i ich stopów oraz kompozytów na ich osnowie niezbędne są informacje o zjawiskach zachodzących w materiale podczas odkształcania. Zjawiska te związane są ze stanem naprężeń, odkształceń oraz temperaturą w odkształcanym materiale. Ich zrozumienie powinny ułatwić omówione w rozdziale pierwszym opracowania wybrane zagadnienia teorii plastyczności, ze szczególnym uwzględnieniem metalicznych materiałów porowatych oraz elementy mechaniki kompozytów.

Omówione w rozdziale drugim pracy podstawowe procesy kształtowania na gorąco spiekanych materiałów stanowią wprowadzenie do technologii kucia matrycowego dokładnego i wyciskania materiałów spiekanych.

W rozdziale trzecim pracy omówiono wybrane aspekty fizycznego modelowania i symulacji numerycznej z zastosowaniem metody elementów skończonych do analizy odkształcania spieków i kompozytów. Symulacja numeryczna procesów wymaga przygotowania odpowiednich warunków brzegowych. Od ich poprawności zależy jakość otrzymanych wyników i ich interpretacja. Niektóre informacje, np. o stanie odkształceń, naprężeń czy temperatury w odkształcanym materiale, można uzyskiwać w wyniku symulacji procesów ich odkształcania metodą elementów skończonych. Dlatego zwrócono uwagę na opracowanie warunków brzegowych w badaniach plastometrycznych z uwzględnieniem struktury materiału. Wyniki symulacji lokalnych zjawisk w odkształcanym materiale mają, przy prawidłowych warunkach brzegowych, swe jakościowe potwierdzenie w badaniach metaloznawczych.

Rozdział czwarty poświęcony jest materiałom o dużej gęstości wytworzonym z proszków, spieków i kompozytów. Scharakteryzowano w nim procesy technologiczne, struktury i własności materiałów z proszków żelaza i jego stopów oraz proszków stopowych na osnowie aluminium, materiałów kompozytowych na osnowie aluminium wzmocnionych włóknami ceramicznymi i materiałów kompozytowych na osnowie stopów aluminium umocnionych cząstkami faz ceramicznych o dużej twardości. Umieszczono w nim również informacje o materiałach, otrzymywanych z proszków stopów tytanu.