POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 881

P. 3354/87

IZABELLA HYLA

NIEKTÓRE ZAGADNIENIA TECHNOLOGII WYTWARZANIA KOMPOZYTÓW WŁÓKNISTYCH METODĄ ODKSZTAŁCEŃ PLASTYCZNYCH PRZEDSTAWIONE NA PRZYKŁADZIE KOMPOZYTU ALUMINIUM — STAL

GLIWICE 1987

or. 14.529

OPINIODAWCY
Prof. dr hab. inż. Stanisław Mazurkiewicz
Prof. dr hab. inż. Henryk Ziencik

KOLEGIUM REDAKCYJNE
REDAKTOR NACZELNY — Prof. dr hab. inż. Wiesław Gabzdyl
REDAKTOR DZIAŁU — Doc. dr inż. Izabella Hyla
SEKRETARZ REDAKCJI — Mgr Elżbieta Stinzing
CZŁONKOWIE KOLEGIUM — Prof. dr hab. inż. Adolf Maciejny
— Prof. dr inż. Stanisław Malzacher
— Prof. dr hab. inż. Bronisław Skinderowicz

REDAKCJA
Mgr Anna Błażkiewicz

REDAKCJA TECHNICZNA
Alicja Nowacka

Wydano za zgodą
Rektora Politechniki Śląskiej

PL ISSN 0324-802X

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej
ul. Kujawska 3, 44-100 Gliwice

Nakł. 160+55 Ark. wyd. 5,23 Ark. druk. 5 Papier offset. kl. III 70x100, 70 g
Oddano do druku 4.08.86 Podpis. do druku 12.12.86 Druk ukończ. w kwietniu 1987
Zam. 750/86 O-24 Cena zł 105,—

Skład, fotokopie, druk i oprawę
wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

P180/87

SPIS TREŚCI

Str.

1. WSTĘP 5

2. UWAGI OGÓLNE DOTYCZĄCE WYTWARZANIA KOMPOZYTÓW METODĄ PRZERÓBKI PLASTYCZNEJ 11

3. WYTWARZANIE KOMPOZYTÓW O PRZEKROJU KOŁOWYM METODĄ CIĄGNIENIA ... 23

3.1. Ogólna analiza procesu 23

3.2. Wyniki badań laboratoryjnych nad procesem wytwarzania drutów kompozytowych Al-stal metodą ciągnienia 34

4. NIEKTÓRE WŁASNOŚCI MECHANICZNE I FIZYCZNE KOMPOZYTÓW Al-STAL OTRZYMANYCH METODAMI ODKSZTAŁCEŃ PLASTYCZNYCH 46

4.1. Wpływ odkształceń plastycznych na własności reologiczne kompozytu 46

4.2. Własności mechaniczne kompozytu w ujęciu analitycznym 50

4.3. Własności mechaniczne kompozytu Al-stal otrzymanego metodą odkształceń plastycznych, uzyskane w badaniach eksperymentalnych 54

4.4. Niektóre własności fizyczne kompozytu Al-stal 64

4.4.1. Współczynnik rozszerzalności cieplnej 67

4.4.2. Oporność elektryczna 70

4.5. Przydatność omawianej technologii i kompozytu w praktyce .. 72

LITERATURA 75

STRESZCZENIA 77

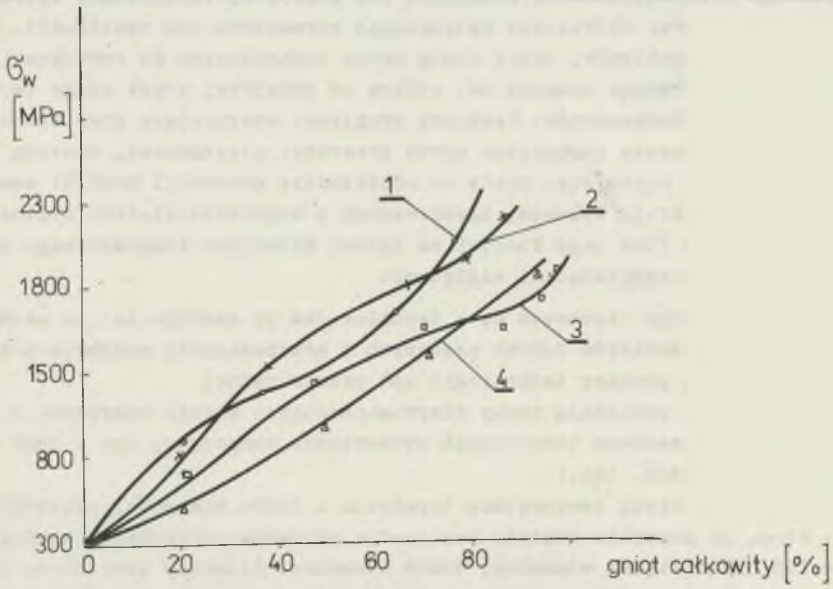
1. WSTĘP

Kompozyty, które zgodnie z definicją Broutmana i Krocka [2] można uzyskać poprzez ścisłe zespolenie ze sobą co najmniej dwóch, chemicznie różnych, materiałów w taki sposób, aby przy zachowaniu dobrego ciągłego połączenia komponentów utrzymana była wyraźna granica ich rozdziału, a ponadto, aby własności kompozytów określone były udziałami objętościowymi komponentów oraz ich wyjściowymi charakterystykami fizykochemicznymi, stwarzają technologom wiele trudnych do pokonania problemów. Kompozyty bowiem, od których oczekuje się pewnych niekonwencjonalnych własności, uzyskuje się najczęściej poprzez łączenie z sobą materiałów o charakterystykach fizykomechanicznych znacznie różniących się między sobą. Ścisłe zespolenie takich materiałów, bez wywoływania ich degradacji lub innych niepożądanych zmian, zarówno w skali makro, jak i mikro, wymaga bardzo starannego przeanalizowania kolejnych faz przyjętej technologii wytwarzania kompozytu oraz obliczenia optymalnych parametrów ich realizacji. Zakres i rodzaj problemów, jakie stoją przed technologiem do rozwiązania w procesach wytwarzania kompozytów, zależą od przyjętej przez niego technologii łączenia komponentów. Niektóre problemy, występujące przy zastosowaniu do wytwarzania kompozytów metod przeróbki plastycznej, zostaną przedstawione w niniejszej pracy na przykładzie produkcji profili kompozytowych o przekroju kołowym, uzyskiwanych z kompozytu Al-drut stalowy. Wybór aluminium (lub jego stopów) na osnowę materiału kompozytowego podyktowane było następującymi względami:

1) Al i jego stopy stosowane są w technice już od szeregu lat, a zatem należą do materiałów dobrze poznanych i przebadanych; podobnie dobrze opanowane są procesy technologii ich przetwórstwa;
2) materiały te posiadają cechy fizykomechaniczne bardzo korzystne z punktu widzenia zarówno technologii wytwarzania kompozytu, jak i jego własności finalnych, tzn.:
   - posiadają niską temperaturę topnienia i dobre własności przetwórstwa, co znacznie ułatwia realizację procesów wytwarzania kompozytu,
   - ich niski ciężar właściwy, dobre własności tłumiące oraz dobrą odporność korozyjną w znacznym stopniu dziedziczą również kompozyty posiadające osnowę z Al lub jego stopów;
3) materiały te stwarzają dodatkowo szerokie możliwości oddziaływania na ich charakterystyki fizyczne poprzez zabiegi cieplno-mechaniczne.

Wybór zbrojenia w postaci drutów stalowych podytkowany był zarówno stosunkowo dużą dostępnością tego komponentu, jak i stopniem poznania i opanowania techniki jego wytwarzania. Zestawienie ze sobą dwóch komponentów, które są stosunkowo łatwo dostępne i poznane w dotychczasowych rozwiązaniach technicznych, daje największe szanse rozpowszechnienia produkcji takiego materiału kompozytowego.

Grupa komponentów, zarówno w zakresie stopów aluminium, jak i drutów stalowych, które można zastosować do wytworzenia planowanego kompozytu, jest dość liczna, niemniej nie każde zestawienie stojących do dyspozycji komponentów można uznać za jednakowo dobre i właściwe. Korzystając z doświadczeń ośrodków naukowych w Związku Radzieckim, w tablicach 1.1 i 1.2 zestawiono materiały proponowane jako najbardziej przydatne na osnowy i zbrojenia przy wytwarzaniu kompozytów metodami odkształceń plastycznych [12]. Zgodnie z danymi literaturowymi [9, 11] przy wytwarzaniu kompozytów metodami odkształceń plastycznych najczęściej stosowany bywa drut ze stali nierdzewnej X18H10T. Jej skład pozwala bowiem otrzymać przy hartowaniu z temperatur 1050-1150°C nietrwałą strukturę austenityczną, która podczas chłodnego plastycznego odkształcania materiału przechodzi w stan bardziej trwały, któremu towarzyszy powstawanie martenzytu. Pojawienie się martenzytu w strukturze austenitycznej powoduje wzrost własności wytrzymałościowych materiału oraz jego twardości. Ustalono [9], że w temperaturze ciąg-



Rys. 1.1. Wpływ stopnia odkształcenia na wytrzymałość drutu ze stali X18H10T

1 - średnica 0,3 mm, 2 - 0,6 mm, 3 - 1 mm, 4 - 2 mm [11]

Fig. 1.1. The influence of deformation degree upon the steel wire strength (steel: X18H10T)

1 - diameter 0,3 mm, 2 - 0,6 mm, 3 - 1 mm, 4 - 2 mm [11]

Tablica 1.1

Niektóre stopy aluminium wykorzystywane w ZSRR jako osnowy w kompozytach wytwarzanych metodami odkształceniowymi [13]

Oznaczenie stopu	R_m MPa	R_c MPa	ε %
AD 1	110	-	20-28
AMc	130	50	23
AMg 6	280-340	170	20
D16	230	-	10
AB	150-300	-	20-10
D20	240-380	280	8
AD33	130-320	250-270	18-13

Tablica 1.2

Własności mechaniczne drutów stalowych wykorzystywanych w ZSRR do zbrojenia kompozytów [13]

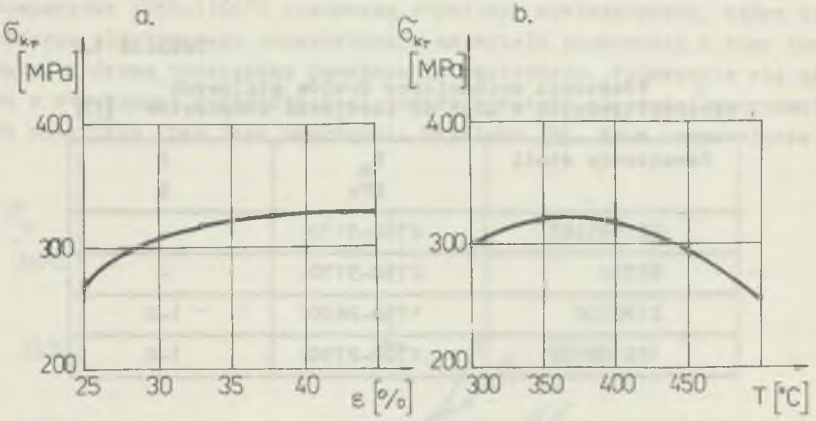
Oznaczenie stali	R_m MPa	ε %
2X15H5AM3	2750-3170	-
EP332	2750-3170	-
X18H10T	1750-2600	1-2
12X18H10T	1700-2750	1-2

nienia $t = 20^{o}C$, przy odkształceniach odpowiadających wartościom do 70% gniotu, umocnienie takiego drutu zachodzi na skutek umocnienia zgniotowego austenitu. Dopiero powyżej 70% gniotu zachodzi przemiana martenzytyczna. Obniżenie temperatury i zwiększenie stopnia odkształcenia intensyfikują przemianę martenzytyczną. Wpływ stopnia odkształcenia na własności wytrzymałościowe drutu ilustruje rys. 1.1.

Przy zestawianiu komponentów, w szczególności w kompozytach metalicznych, obok własności wytrzymałościowych komponentów należy również brać pod uwagę potencjały termodynamiczne łączonych ze sobą materiałów. Od poprawnego zestawienia komponentów zależą bowiem charakterystyki fizykomechaniczne kompozytu oraz ich stabilność w okresie eksploatacji materiału. Przy źle dobranych komponentach może tworzyć się na granicy kontaktu łączonych materiałów warstwa przejściowa, która zniekształca charakterystyki wyjściowe komponentów i w większości przypadków obniża własności wytrzymałościowe kompozytu.

W procesie łączenia takich komponentów jak stal i aluminium występuje dodatkowe utrudnienie w postaci cienkiej błonki tlenkowej, tworzącej się na powierzchni aluminium, która przeszkadza w bezpośrednim fizycznym kontakcie łączonych ze sobą metali. Połączenie tworzy się poprzez warstewki Al_2O_3, co znacznie opóźnia powstawanie aktywnych centrów na łączonych powierzchniach. W wyniku tego, chociaż duża plastyczność Al winna stwarzać warunki do szybkiego i łatwego tworzenia się kontaktu fizycznego łączonych materiałów, w praktyce przy wytwarzaniu kompozytów Al-stal metodą walcowania wzdłuż włókien zadowalające połączenie warstw osnowy osiąga się dopiero wówczas, gdy stopień odkształcenia przewyższa 50% [19].

Przy wytwarzaniu kompozytów metodami przeróbki plastycznej dla zapewnienia dobrego i trwałego połączenia komponentów należy prawidłowo zestawić takie trzy podstawowe parametry procesu wytwarzania, jak: temperatura, czas i stopień odkształcenia. Wpływ wymienionych parametrów na własności wytwarzanego kompozytu ilustrują przykładowo wykresy na rys. 1.2.

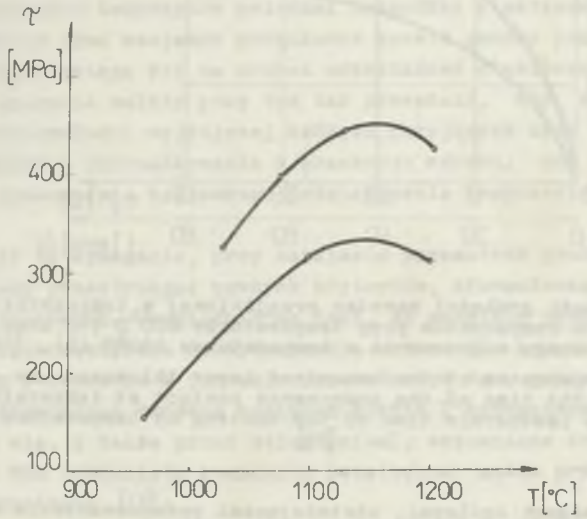


Rys. 1.2. Zależność wytrzymałości na rozciąganie kompozytu Al-14% X18H10T od stopnia odkształcenia (a) i temperatury walcowania (b), [19]

Fig. 1.2. The strength dependence upon the composite Al-14% X18H10T tensile (a) and rolling temperature (b) [19]

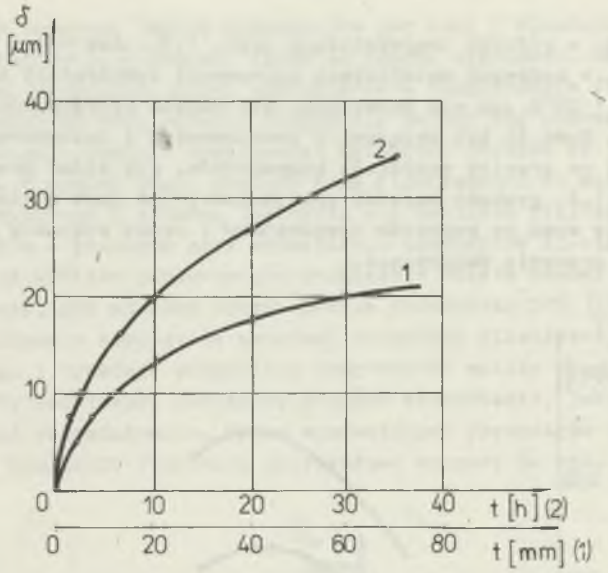
Jak widać z podanych tam wykresów, przedstawiających zależność wytrzymałości kompozytu Al-14% X18H10T od stopnia odkształcenia (a) i temperatury walcowania (b), stosowanie w procesie technologicznym wytwarzania tego kompozytu odkształcenia większego niż 35% jest niecelowe, ponieważ nie przynosi już wzrostu wytrzymałości kompozytu. Również temperatura walcowania nie powinna przekraczać zakresu 350-400°C, ponieważ wyższe temperatury powodują spadek wytrzymałości wytwarzanego materiału. Spadek ten może być spowodowany m.in. obniżeniem się wytrzymałości połączenia komponentów na granicy rozdziału, co potwierdzałyby wyniki badań wytrzymałości na ścinanie połączeń, uzyskiwanych pomiędzy komponentami w procesie walcowania,

realizowanego w różnych temperaturach (rys. 1.3). Jak widać z wykresów na rysunku 1.3, w badanych materiałach stosowanie temperatury walcowania wyższej niż 1100°C już nie podwyższa, ale obniża wytrzymałość połączenia komponentów. Może to być związane z powstawaniem i rozbudową warstwy przejściowej na granicy rozdziału komponentów. Jak widać bowiem z wykresów na rys. 1.4, grubość warstwy przejściowej nie jest stała, ale rośnie parabolicznie wraz ze wzrostem temperatury i czasu kontaktu materiałów łączonych w procesie walcowania.



Rys. 1.3. Zależność wytrzymałości połączenia pomiędzy warstwami materiałów
1 - stop XH77JR, 2 - WŻ98, od temperatury walcowania [19]
Fig. 1.3. The strength dependence of the connection between material layers
1 - alloy XH77JR, 2 - WŻ98, upon the rolling temperature [19]

Na podstawie przytoczonych wykresów można stwierdzić, że w projektowanych cyklach technologicznych wytwarzania kompozytów należy dążyć do uzyskiwania możliwie jak najkrótszych czasów realizacji procesów łączenia komponentów oraz przestrzegania określonych przedziałów temperatury, stwierdzonych jako optymalne dla łączonych materiałów. Poprawne ustalenie podstawowych parametrów cyklu technologicznego wytwarzania kompozytu wymaga przeprowadzenia analizy kinetyki procesu łączenia komponentów, w ścisłym powiązaniu z ich wyjściowymi charakterystykami fizycznymi i wytrzymałościowymi.
W związku z tym w prezentowanej pracy wyniki przeprowadzonych badań eksperymentalnych w zakresie ciągnienia drutów kompozytowych poprzedzone zo-



Rys. 1.4. Zależność grubości warstwy przejściowej w kompozycie Al-X18H10T od czasu kontaktu komponentów przy temperaturze 600°C (1) oraz od czasu izotermicznego wygrzewania w temperaturze 550°C (2), [19]

Fig. 1.4. The dependance of the transient layer thickness in composite Al-X18H10T upon tht time of the components contact at temperature 600°C (1) and upon the isothermic time of the heating at temperature 550°C (2), [19]

staną pewnymi uwagami ogólnymi, ułatwiającymi przeprowadzenie wspomnianej analizy procesu łączenia komponentów w wytwarzanym i badanym kompozycie Al-stal, które podane zostaną wg pracy [13].

2. UWAGI OGÓLNE DOTYCZĄCE WYTWARZANIA KOMPOZYTÓW METODĄ PRZERÓBKI PLASTYCZNEJ

Przy wytwarzaniu kompozytów metodami przeróbki plastycznej połączenie osnowy i włókien oraz wzajemne połączenie warstw osnowy przy kompozytach wielowarstwowych osiąga się na drodze odkształceń plastycznych komponentów. Proces łączenia należy przy tym tak prowadzić, aby nie spowodować obniżenia wytrzymałości wyjściowej włókien zbrojących oraz zachować założony ich rozkład i uporządkowanie w przekroju wyrobu, nie dopuszczając przy tym do powstawania wzajemnego oddziaływania komponentów na granicy faz.

Aby spełnić te wymagania, przy ustalaniu parametrów procesu technologicznego należy przestrzegać pewnych kryteriów, sformułowanych dla procesów odkształceniowych, Uwzględniając fakt, że wszelkie procesy przeróbki plastycznej wykorzystywane do wytwarzania materiałów kompozytowych wymagają z reguły stosowania w procesie przetwórczym tzw. pakietów (tworzą je komponenty odpowiednio ułożone względem siebie i zabezpieczone przed przemieszczaniem się, a także przed utlenianiem), wspomniane kryteria w odniesieniu do WKM (włókniste kompozyty metaliczne) można przedstawić w następujących punktach [13]:

1) Współczynnik k_{zp}, pozwalający oceniać stopień zagęszczenia pakietu, w procesie technologicznym odkształceniowym winien spełniać równość:

$$\varepsilon_f = k_{zp} \tag{2.1}$$

gdzie: ε_f - odkształcenie względne, konieczne do uzyskania kontaktu fizycznego pomiędzy powierzchniami łączonych komponentów w całej objętości pakietu.

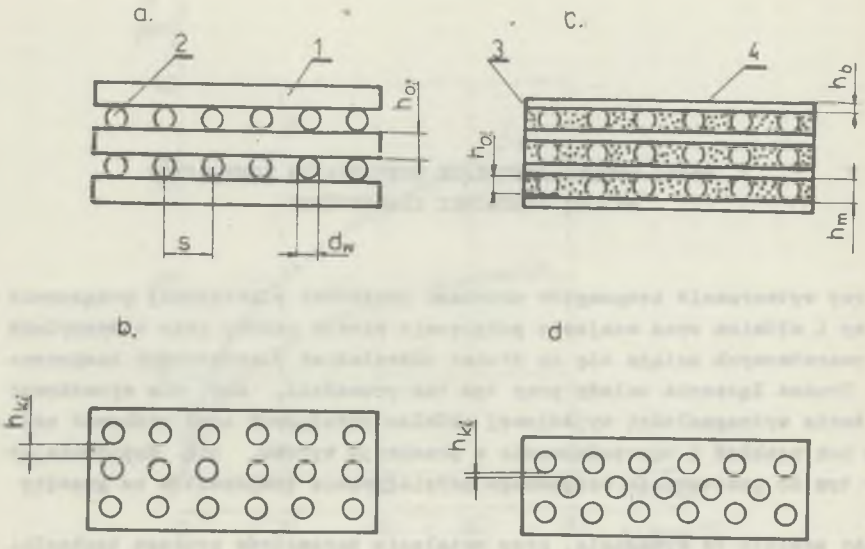
Wartość współczynnika k_{zp} można obliczyć z następujących zależności: dla pakietu przedstawionego schematycznie na rys. 2.1a:

$$k_{zp} = d_w(4S-\pi d_w)/4S(d_w+h_{o_i}) \tag{2.2}$$

natomiast dla pakietu przedstawionego na rys. 2.1b, w którym wykorzystuje się zarówno komponenty o strukturze nieciągłej, jak i przekładki z folii lub blach:

$$k_{zp} = p(4Sh_m-\pi d_w^2)/4S(h_m+h_b) \tag{2.3}$$

(użyte symbole literowe zaznaczono na rys. 2.1).



Rys. 2.1. Schemat przekroju poprzecznego pakietu wykorzystywanego przy wytwarzaniu kompozytów metodami przeróbki plastycznej

a - pakiet złożony z kolejno po sobie następujących warstw materiału osnowy - (1) i włókien zbrojących - (2) przed zagęszczeniem, b - po zagęszczeniu, c - pakiet złożony z materiału osnowy w postaci nieciągłej - (3), umieszczonych w niej drutów zbrojących - (2) oraz przekładek folii metalowej z materiału osnowy - (4) oddzielającej poszczególne warstwy pakietu - przed zagęszczeniem, d - po zagęszczeniu, [13]

Fig. 2.1. Gross section scheme of the sheet pack used at the composite formation by plastic working method

a - sheet pack composed of the matrix layers appearing respectively (1) and reinforcing fibre (2) before compacting, b - after compacting, c - sheet pack composed of matrix material in a noncontinous form (3), reinforcing wires placed in it (2) and interlayers of metal foil from matrix material (4) seperating particular sheet pack layers before compacting, d - after compacting

2) Temperatura odkształcania T_D, powinna być niższa od temperatury początku aktywnej utraty wytrzymałości włókien T_U:

$$T_D < T_U \tag{2.4}$$

Temperaturę T_U ustala się na podstawie eksperymentalnych badań wytrzymałościowych w podwyższonych temperaturach.

3) Czas odkształcania pakietu t_D winien być na tyle długi, aby uzyskać połączenie komponentów, tzn. nie powinien być mniejszy od czasu łączenia: t_s. Nie należy go jednak zbytnio wydłużać, aby nie dopuścić do wzajemnego oddziaływania kompomentów na granicy faz oraz do powstania nieekonomicznego cyklu technologicznego.

4) Naprężenie promieniowe działające na włókno (σ_r) nie powinno przekraczać granicy plastyczności włókien przy ściskaniu poprzecznym ($\sigma^*_{w_{ce}}$), tj.:

$$\sigma_r < \sigma^*_{w_{ce}} \tag{2.5}$$

Za pomocą tego kryterium realizuje się zasadę jednoskładnikowego odkształcenia WKM. Przy dobrze przygotowanym pakiecie, zapewniającym jego równomierne odkształcanie się, podany warunek kryterialny można zapisać również następująco:

$$p \leq \sigma^*_{w_{ce}} \tag{2.6}$$

Warunek ten pozwala określić dopuszczalny stopień odkształcenia pakietu, przy którym nie wystąpi jeszcze ani płynięcie włókien zbrojących (włókna plastyczne), ani też ich pękanie (włókna kruche).

5) Naprężenia działające wzdłuż włókien (σ_1) nie mogą przekroczyć ich granicy plastyczności przy rozciąganiu:

$$\sigma_1 < \sigma_{w_{re}} \tag{2.7}$$

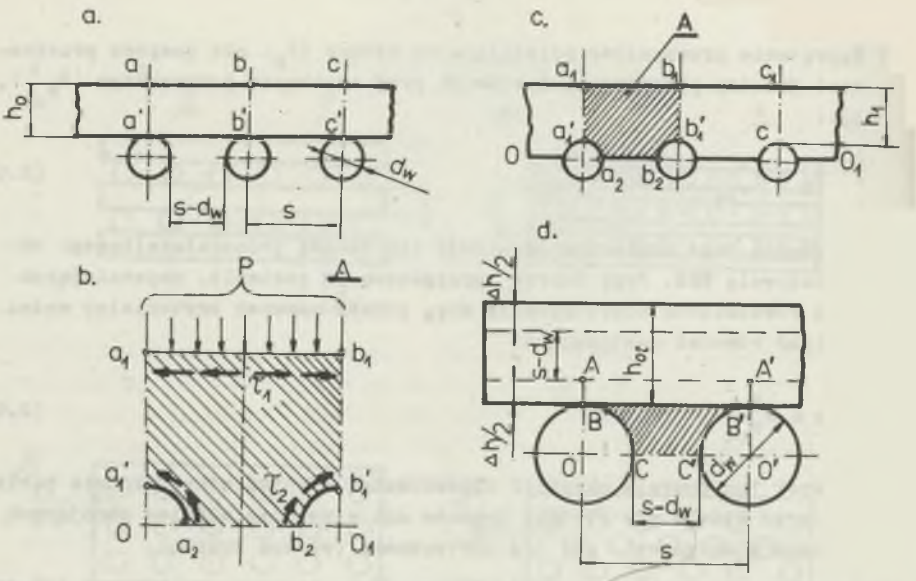
Przy zbrojeniu włóknami kruchymi w miejsce $\sigma_{w_{re}}$ należy przyjąć $\sigma^{(t)}_{w_r}$, tj. czasową wytrzymałość na rozciąganie włókien.

To kryterium jest szczególnie ważne przy projektowaniu procesu walcowania wzdłuż włókien lub procesu ciągnienia. Pozwala ono określić maksymalny dopuszczalny stopień odkształcenia pakietu. Porównując ze sobą maksymalny dopuszczalny stopień odkształcenia, ustalony na podstawie kryteriów 4 i 5, należy wybrać spośród nich wartość mniejszą.

Jeżeli w projektowanym procesie technologicznym chociaż jeden z przytoczonych warunków kryterialnych nie będzie spełniony, wówczas należy skorygować schemat konstrukcji pakietu lub wręcz zmienić zestawienie łączonych ze sobą komponentów. Może się bowiem okazać, że zamierzony proces przeróbki plastycznej jest nieprzydatny dla planowanego zestawu komponentów.

Z uwagi na to, że proces odkształcania pakietu różni się od procesu odkształcania materiałów jednorodnych, przed przystąpieniem do ustalania podstawowych parametrów wybranego procesu technologicznego przedstawiona zostanie krótka analiza odkształceń i naprężeń powstających w kompozycie poddanym procesowi przeróbki plastycznej.

Analiza odkształceń i naprężeń powstających w kompozycie w procesie odkształceniowym przeprowadzona zostanie na układzie modelowym (rys. 2.2), który można uznać za elementarną komórkę makrostruktury kompozytu, zaznaczoną na rys. 2.2b literami $O\ a_1\ b_1\ O_1$.



Rys. 2.2. Schemat ilustrujący elementarną komórkę kompozytu oraz sposób odkształcania się w niej osnowy

a - stan początkowy, b - kierunki działania sił i naprężeń w pojedynczej komórce elementarnej, c - stan po odkształceniu, d - oznaczenia i wymiary wykorzystywane w opisach teoretycznych

Fig. 2.2. The scheme presenting elementary composite cell and the way of matrix deformation in it

a - initial state, b - the directions of forces and stresses in a single elementary cell, c - after deformation state, d - designations and parameters used in theoretical descriptions

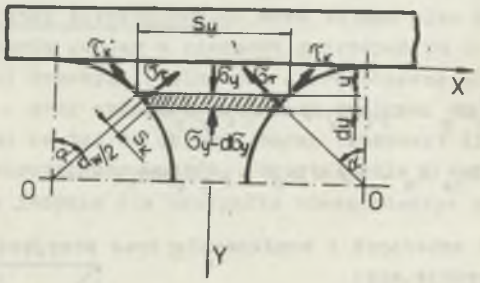
Analiza odkształceń powstających w procesie przeróbki plastycznej pakietów zakłada podział procesu odkształcania na dwa etapy: pierwszy etap obejmujący tzw. odkształcenie jednoskładnikowe, podczas którego materiał osnowy wypełnia przestrzenie między włóknami zbrojącymi i drugi etap, podczas którego występuje płynięcie zarówno materiału osnowy, jak i włókien zbrojących. Zgodnie z takim podziałem w pierwszym etapie odkształca się tylko osnowa. W wyniku tych odkształceń następuje zagęszczenie pakietu. Elementarna objętość metalu osnowy o przekroju prostokąta AA′BB′ (rys. 2.2d) zapełnia przestrzeń między dwoma sąsiednimi włóknami, S - d_w, aż do osi włókna OO′ i w wyniku tego początkowy przekrój prostokątny elementarnej objętości osnowy AA′BB′ zmienia się w przekrój niejako trapezowy BB′CC′. Tak realizowane odkształcenie elementarnej objętości osnowy można zamodelować procesem wyciskania metalu osnowy z płaskiego zbiornika przez oczko matrycy o rozmiarach: 1 . (S - d_w) i kącie między osią matrycy i tworzącą: $\alpha_k = 45^o$. Zatem ciśnienie niezbędne dla zapełnienia metalem osnowy przestrzeni między włóknami można określić z zależności [29]:

$$p = 2 R_c \left[1{,}18 . \ln \left(\frac{S}{S - d_w}\right) + \frac{P_1 \mu d_w}{S - d_w}\right] \qquad (2.8)$$

Naprężenia występujące w rozważanym modelowym elemencie strukturalnym wyznaczyć można metodą równoczesnego wykorzystania warunków równowagi i warunku plastyczności. Ponieważ długość włókien jest bardzo duża w porównaniu z ich przekrojem poprzecznym, zatem zadanie rozpatrywać można jako płaskie.

Dla rozważanego elementu (rys. 2.3) równanie równowagi ($\sum P_{iy} = 0$) przyjmie postać:

$$\sigma_y S_y - (\sigma_y - d\sigma_y)(S_y - dS_y) - 2\sigma_r S_k \cos\alpha - 2\tau_k S_k \sin\alpha = 0 \qquad (2.9)$$



Rys. 2.3. Schemat modelowej komórki elementarnej z oznaczeniami wielkości podstawowych oraz składowych naprężeń powstających pomiędzy komponentami podczas wypełniania przez osnowę przestrzeni pomiędzy włóknami

Fig. 2.3. The scheme of the model elementary cell with basic size designations and components of stress formed between composite components during filling by matrix in the area between fibres

Jak widać z rys. 2.3:

$$S_k = dy/\sin\alpha \qquad (2.10)$$

$$dS_y = 2y\,\mathrm{ctg}\,\alpha \qquad (2.11)$$

Po przekształceniach i pominięciu małych drugiego rzędu równanie (2.9) przyjmie postać:

$$S_y d\sigma_y + 2\sigma_y dy\,\mathrm{ctg}\,\alpha - 2\sigma_r dy\,\mathrm{ctg}\,\alpha - 2\tau_k dy = 0. \qquad (2.12)$$

Wykorzystując warunek plastyczności:

$$\sigma_r - \sigma_y = R_{ce} \qquad (2.13)$$

oraz uwzględniając, że:

$$\tau_k = \mu_t \sigma_r \tag{2.14}$$

otrzymuje się zależność:

$$S_y d\sigma_y - 2 R_{ce} ctg\alpha dy - 2\mu_t \sigma_y dy - 2\mu_t R_{ce} dy = 0 \tag{2.15}$$

Uwzględniając, że:

$$ctg\alpha = \frac{d_w - 2y}{S - S_y} \tag{2.16}$$

otrzymuje się:

$$S S_y d\sigma_y - S_y^2 d\sigma_y - 2\mu_t S\sigma_y dy + 2\mu_t S_y \sigma_y dy +$$
$$- 2 R_{ce}(d_w - 2y + \mu_t S - \mu_t S_y) dy = 0 \tag{2.17}$$

Po rozdzieleniu zmiennych i scałkowaniu oraz przyjęciu oznaczenia: $(S - S_y) = a$, uzyskuje się:

$$\frac{S_y}{2\mu_t} \ln\left[a 2\mu_t \sigma_y + 2 R_{ce}(d_w - 2y + a\mu_t)\right] \tag{2.18}$$

skąd:

$$\sigma_y = \frac{C_1 \exp 2\mu y/S_y) - 2 R_{ce}(d_w - 2y + \mu_t a)}{2\mu_t a} \tag{2.19}$$

Dla warunków granicznych: $y = 0$, $\sigma_y = R_{ce}$, $\exp(2\mu_t y/S_y) = 1$ stała całkowania:

$$C_1 = -2\mu_t a R_{ce} + 2 R_{ce}(d_w - 2y + \mu_t a) \tag{2.20}$$

lub po uproszczeniach:

$$C_1 = 2 R_{ce}(d_w - 2y) \tag{2.21}$$

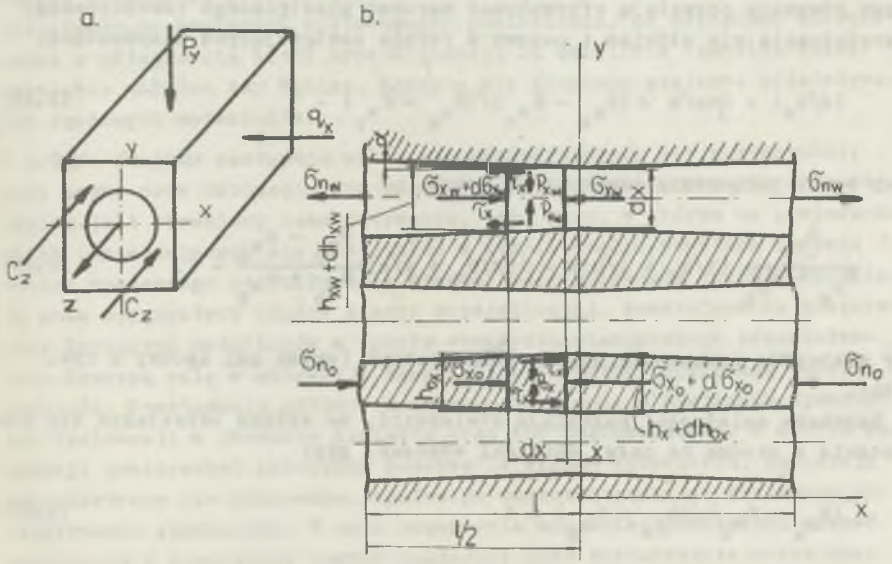
Końcowe wyrażenia pozwalające określić składowe naprężenia przyjmują postać:

$$\sigma_y = 2\,R_{ce}\left[\frac{(d_w-2y)\exp(2\mu_t y/S_y) - 2\,R_{ce}(d_w-2y+\mu_t a)}{2\mu_t a}\right]$$

$$\sigma_r = 2\,R_{ce}\left[\frac{(d_w-2y)\exp(2\mu_t y/S_y) - 2\,R_{ce}(d_w-2y+\mu_t a)}{2\mu_t a}\right] \qquad (2.22)$$

$$\tau_k = 2\,R_{ce}\mu\left[\frac{(d_w-2y)\exp(2\mu_t y/S_y) - 2\,R_{ce}(d_w-2y+\mu_t a)}{2\mu_t a}\right]$$

Powyższe zależności pozwalają określić wielkość ciśnienia oraz efektywną energię aktywacji przy łączeniu komponentów. Po zagęszczeniu pakietu następuje drugi etap odkształcania. Może to być albo dalsze jednokomponentowe odkształcanie osnowy w kierunku prostopadłym do osi włókien (przy zbrojeniu włóknami kruchymi), albo też - równoczesne odkształcanie się osnowy i włókien - przy zbrojeniu włóknami zdolnymi do odkształceń plastycznych. Z uwagi na to, że obiekt badań (kompozyt Al-Fe) odpowiada drugiemu z wymienionych przypadków, odkształcenia i naprężenia zostaną scharakteryzowane jedynie dla przypadku równoczesnego odkształcania się



Rys. 2.4. Naprężenia występujące w odkształcanym kompozycie [13]
a - schemat naprężeń działających na elementarną komórkę, b - rozkład naprężeń we włóknie i osnowie

Fig. 2.4. Stress distribution in deformed composite [13]
a - scheme of the stress acting upon elementary cell, b - stress distribution in the fibre and matrix

obu komponentów. Pod wpływem sił działających na materiał kompozytowy (rys. 2.4a) w jego komponentach powstaje określony stan naprężeń. Składowe sił powierzchniowych, działających w przekrojach włókna i osnowy w ognisku odkształceń, zaznaczono na rys. 2.4b. Aby nastąpiło równoczesne plastyczne płynięcie osnowy i włókien, naprężenie panujące we włóknie ($\sigma^*_{x_w}$) winno spełniać warunek $\sigma^*_{x_w} \geq \sigma_{x_w}$, gdzie: σ_{x_w} - minimalne naprężenie, konieczne do zapoczątkowania we włóknie jego plastycznego odkształcenia. Przy czym:

$$\sigma_{x_w} = R_{o_e} + R_{w_e} + \sigma_{x_o} - 2p_x \tag{2.23}$$

Dla określenia naprężenia powstającego we włóknie $\sigma^*_{x_w}$ pod wpływem obciążenia P_x należy rozwiązać równanie różniczkowe:

$$\sigma^{*'}_{x_w} + \sigma^*_{x_w} F(x) = Q(x) \tag{2.24}$$

uzyskane z równań równowagi oraz warunku plastyczności. Rozwiązania powyższego równania pozwalają sformułować warunek plastycznego równoczesnego odkształcania się włókien i osnowy w formie następujących nierówności:

$$(x/d_w) + 2\mu x/h \geq (R_{w_e} - \sigma_{w_n})/(R_{o_e} - \sigma_{w_p}) - 1 \tag{2.25}$$

przy braku połączenia komponentów oraz:

$$\frac{R_{o_e}}{R_{o_e} + \sigma_{o_p}} (1/d_w + 1/h)x - \mu(x/d_w + x/h) \geq \frac{R_{w_e} - \sigma_{w_n}}{R_{o_e} + \sigma_{w_p}} - 1, \tag{2.26}$$

gdy występuje połączenie między komponentami (układ osi zgodny z rys. 2.4b).

Uzyskane zależności pozwalają stwierdzić, że włókno odkształca się plastycznie z osnową na całej długości wówczas, gdy:

$$(R_{w_e} - \sigma_{w_n})/(R_{o_e} + \sigma_{w_p}) = 1 \tag{2.27}$$

W przypadku gdy ten warunek nie jest spełniony, włókno odkształca się plastycznie tylko na długości:

$$\frac{2x}{l} = 1 - \frac{\left[2h(R_{w_e} - \sigma_{w_n})/(R_{o_e} - \sigma_{o_p}) - 1\right]}{l[2\mu + (h/d_w)]} \tag{2.28}$$

gdy nie ma połączenia pomiędzy włóknami i osnową

oraraz:

$$\frac{2x}{l} = 1 - \frac{2h}{l}\,\frac{\left[(R_{we}-\sigma_{wn})/(R_{oe}+\sigma_{op})\right] - 1}{\left[R_{oe}/(R_{oe}-\sigma_{op})\right]\left[(h/d_w+1) - (\mu h/d_w) + \mu\right]} \qquad (2.29)$$

gddy połączenie między komponentami istnieje.

Annaliza podanych zależności wskazuje na to, że długość obszaru plastycznego włókna, 2x, rośnie oraz ze wzrostem 1/2h, h/d_w, μ i ze zmniejszeniem $(R_{we}-\sigma_{wn})/(R_{oe}+\sigma_{op})$.

Poonadto należy zauważyć, że fakt występowania połączenia komponentów spprzyja wzrostowi długości 2x/l.

Czas trwania obciążenia konieczny do uzyskania dobrego połączenia kompoonentów, określić można z analizy zjawisk towarzyszących procesowi łączczenia z sobą, metodami odkształceń plastycznych, materiałów będących w stanie stałym. Szereg autorów [17, 28] wyróżnia w takich procesach łączenia 3 stadia:

- W pierwszym stadium w wyniku odkształceń, jakim ulegają mikronierówności powierzchniowe miękkiego komponentu (osnowa WKM) podczas kontaktu z twardym komponentem (włókna zbrojące), następuje początkowe, mechaniczne połączenie powierzchni. Równocześnie powoduje to także zbliżenie atomów na odcinkach kontaktowych powierzchni, na odległość porównywalną z odległością sieci krystalicznej, co umożliwia (chociaż słabe) działanie sił Van der Waalsa. Zaczyna się fizyczne wzajemne oddziaływanie łączonych materiałów.
- W drugim stadium następuje aktywacja kształtujących się powierzchni; przy czym, przy tworzeniu się połączenia zróżnicowanych materiałów niezbędny jest określony czas aktywacji, tzn. czas, w którym na powierzchniach kształtujących się materiałów w stanie stałym powstaną aktywne centra wzajemnego oddziaływania atomów. Rolę aktywnych centrów spełniają pola sprężystych błędów siatki krystalicznej, powstające na powierzchni łączonych materiałów w wyniku sprężysto-plastycznego odkształcenia. Znaczną rolę w aktywacji łączonych powierzchni odgrywają defekty punktowe. Powstawanie aktywnych centrów następuje w miejscach wyzwalania dyslokacji w obszarze kontaktu oraz ich nagromadzenia. W wyniku aktywacji powierzchni następuje rozerwanie wiązań nasyconych, pojawiają się elektrony nie sparowane, zdolne do uczestniczenia we wzajemnym oddziaływaniu chemicznym. W celu rozerwania wcześniej powstałych wiązań nasyconych i utworzenia nowych konieczne jest dostarczenie określonej energii, która w procesach odkształceniowych dostarczana jest przede wszystkim jako energia mechaniczna i cieplna. Łączenie metali z innymi materiałami powstaje w wyniku wytworzenia się wiązań koordynacyjno-kowalencyjnych lub wiązań paroelektronowych dzięki translacji wiązań walencyjnych.

- W trzecim, końcowym stadium następuje rozwinięcie wzajemnego oddziaływania na aktywnych centrach, na powierzchni kontaktu. Rozprzestrzenia się ono również na pewną głębokość, tzn. przechodzi w objętościowe chemiczne wzajemne oddziaływanie. Na początku tego stadium na powierzchni kontaktu komponentów następuje "zlewanie" się dyskretnego dotychczas pola aktywnych centrów, a w objętości obszarów połączonych zachodzi relaksacja naprężeń, nieodzowna dla zachowania tworzących się połączeń.

Chemiczne objętościowe wzajemne oddziaływanie przejawia się przede wszystkim w wystąpieniu rekrystalizacji i heterodyfuzji. Oba te procesy są niepożądane w połączeniach komponentów. Należy zatem proces prowadzić w ten sposób, aby objętościowe chemiczne oddziaływanie ograniczone było do minimum. Ważny jest tu również czas powstania połączenia i należałoby dążyć do tego, aby był on możliwie krótki. Rozkładając całkowity czas powstawania połączenia na poszczególne trzy stadia, można napisać, że:

$$t_s = t_c = t_f + t_a + t_r \tag{2.30}$$

gdzie: t_c całkowity czas powstawania połączenia, t_f - czas powstawania kontaktu fizycznego, t_a - czas aktywacji i t_r - czas połączenia reaktywnego.

Czas powstawania pełnego fizycznego kontaktu t_f zależy od konstrukcji pakietu, szybkości i warunków obciążenia, warunków termicznych realizacji procesu oraz zestawu i własności komponentów WKM. Sposób jego obliczenia może zatem różnić się dla różnych procesów przeróbki plastycznej. Czas aktywacji t_a autorzy teorii procesów łączenia materiałów w stanie stałym, proponują obliczać z zależności:

$$t_a = \vartheta^{-1} \ln \left[\frac{N_o}{N_o - N} \exp \left(\frac{E_{ef}}{kT} \right) \right] \tag{2.31}$$

gdzie: ϑ - częstotliwość drgań, N - liczba zerwań wiązań na jednostkę powierzchni, N_o - liczba powstających wiązań, E_{ef} - efektywna energia aktywacji procesu.
Zakłada się, że:

$$N \approx 0{,}9\, N_o \tag{2.32}$$

W przypadku czysto termicznej aktywacji efektywna energia aktywacji procesu połączenia E_{ef} równa jest energii powstawania pojedynczych wiązań lub energii aktywacji E_a. W procesach odkształceniowych należy również uwzględnić wpływ naprężeń tnących τ_k lub tarcia między komponentami przy zagęszczaniu pakietu oraz wpływ struktury osnowy WKM (tj. struktury komponentu odkształconego plastycznie) poprzez tzw. czynnik strukturalny ω.

Zatem dla procesów łączenia komponentów metodą odkształceń plastycznych:

$$E_{ef} = E_a - \omega \tilde{\tau}_k \tag{2.33}$$

Wielkość naprężeń stycznych $\tilde{\tau}_k$ jest funkcją składowej promieniowej naprężeń:

$$\tilde{\tau}_k = \mu_t \sigma_r \tag{2.34}$$

gdzie: μ_t - współczynnik tarcia.
Z kolei składowa σ_r ograniczona jest wielkością naprężenia płynięcia osnowy podczas zapełniania przez nią przestrzeni między włóknami, tj.:

$$\sigma_r = \sigma_{o_i} \approx \sigma \dot{\varepsilon}_{o_c} \tag{2.35}$$

a zatem wskaźnik ten zależy od własności wyjściowych materiału, jego skłonności do umocnień odkształceniowych, szybkości odkształceń i szybkości relaksacji.

Pakiety, stanowiące wyjściową formę przygotowania komponentów, umożliwiającą wytworzenie materiału kompozytowego metodami przeróbki plastycznej, wymagają właściwego przygotowania. Źle zaprojektowany pakiet uniemożliwia wytworzenie kompozytu o dobrych własnościach fizykomechanicznych. Za podstawowe wielkości, które muszą być ustalone wstępnie, przyjmuje się: udział objętościowy zbrojenia, grubość pakietu i jego długość. Wielkości te określić można z zależności:

$$V_w = (\sigma_o - \sigma_{o(\varepsilon_w)})/(\sigma_w - \sigma_{o(\varepsilon_w)}) \tag{2.36}$$

$$h_o = h/(1 - \varepsilon_\Sigma) \tag{2.37}$$

$$L_o = l(1 - \varepsilon_\Sigma) + 2\,l_p \tag{2.38}$$

gdzie: h - wysokość (grubość) walcówki kompozytowej, ε_Σ - sumaryczne odkształcenie, l - planowana długość walcówki kompozytowej, l_p - długość odcinków przeznaczonych na obcięcie, σ - naprężenie; indeksy: o, w - osnowa, włókno, $\sigma_{o(\varepsilon_w)}$ - naprężenie w osnowie odpowiadające krytycznemu odkształceniu włókien zbrojących.

Szerokość pakietu winna być równa planowanej szerokości walcówki powiększonej o odcinki przeznaczone do obcięcia. Średnią grubość warstwy osnowy, w przypadku pakietu o schemacie podanym na rys. 2.1a, określić można z zależności:

$$\bar{h}_{o_i} = (h_o - d_w n)/(n+1) \tag{2.39}$$

gdzie: n - liczba warstw włókien.
Natomiast w przypadku pakietu o schemacie przedstawionym na rys. 2.1b:

$$\bar{h}_b = \frac{n(\pi d_w^2 - 4\, h_m V_w S)}{4\, V_w S(n+1)} \tag{2.40}$$

Ostateczne przygotowanie pakietu winno zapewniać również niezmienne i równomierne rozłożenie włókien w przekroju zarówno pakietu, jak i wykonanej z niego walcówki oraz zabezpieczenie komponentów przed utlenianiem w czasie realizacji procesu ich łączenia. Jest to warunek niezbędny do tego, aby produkować elementy z kompozytów o dobrej, zaplanowanej z góry wytrzymałości.

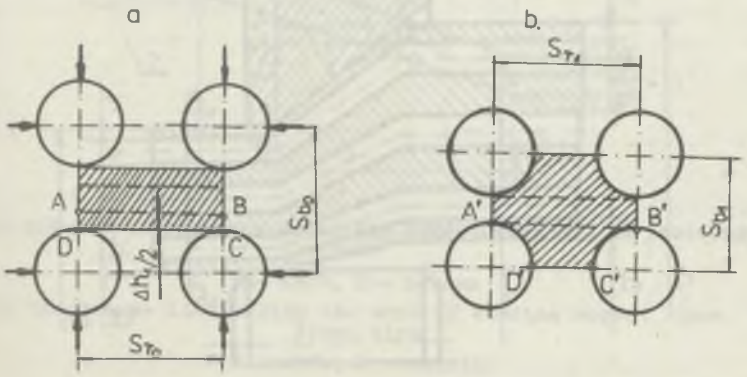
Druty zbrojące przed wprowadzeniem do pakietu muszą być również poddane pełnemu procesowi oczyszczenia, który szczegółowo omawiany jest w literaturze, np. [6, 11].

Stopień czystości łączonych ze sobą powierzchni może wywierać swój wpływ nie tylko na jakość uzyskiwanego połączenia, ale w niektórych przypadkach wręcz na możliwość zespolenia ze sobą komponentów. Oczyszczanie aluminium i jego stopów można z dobrym skutkiem realizować zarówno za pomocą kąpieli w roztworach silikatowych lub roztworach wodorotlenków sodu lub potasu zawierających inhibitory, jak również metodami chemicznymi lub elektrochemicznymi. Przy oczyszczaniu płyt aluminiowych najczęściej stosowane są następujące inhibitory: sole kwasu chromowego (koncentracja 6-15%) oraz kwas azotowy (koncentracja 20%). Przy oczyszczaniu wysokowytrzymałych drutów stalowych, wykorzystywanych jako zbrojenie kompozytu, stosowany bywa także m.in. dwuprocentowy roztwór kwasu solnego z niewielkim dodatkiem bezwodnika chromu. Do oczyszczania powierzchni komponentów można również wykorzystywać różnego rodzaju ciecze polarne, zaliczane do rozpuszczalników.

3. WYTWARZANIE KOMPOZYTÓW O PRZEKROJU KOŁOWYM METODĄ CIĄGNIENIA

3.1. Ogólna analiza procesu

Półprodukty o przekroju kołowym, do których zaliczyć można pręty, rury lub druty, na ogół wytwarza się albo metodą walcowania, albo też przeciągania. Metody te, dość szeroko stosowane w odniesieniu do materiałów jednorodnych, próbuje się również wykorzystywać przy produkcji analogicznych półproduktów z materiałów kompozytowych. Jak wspomniano już w poprzednich rozdziałach, sprawia to jednak wiele trudności, związanych z koniecznością równoczesnego odkształcania plastycznego układu złożonego z materiałów różniących się znacznie między sobą swoją odkształcalnością. Niemniej coraz częściej podejmuje się próby wytwarzania rur lub prętów (ewentualnie drutów) z materiałów niejednorodnych metodami ciągnienia. W przeciwieństwie do metody walcowania, przy przeciąganiu pakietu z WKM podziałka ułożenia włókien przed oczkiem i za oczkiem ciągadła ulega zmianie, tzn. Sr_0 zmienia się na Sr_1 (rys. 3.1). Zgodnie z przedstawioną w rozdziale 2 analizą odkształceń pakietu podczas stosowania metod przeróbki plastycznej, w pierwszej fazie odkształceń następuje zagęszczanie pakietu, związane z odkształcaniem się osnowy. Stosując oznaczenia podane na rys. 3.1 i 3.2 oraz wykorzystując fakt równości pól ABCD i A′B′C′D′ (rys. 3.1), można zapisać, że:



Rys. 3.1. Schemat rozkładu komponentów w pakiecie
a - przed zagęszczeniem, b - po zagęszczeniu pakietu
Fig. 3.1. The scheme of the components distribution in the sheet pack
a - before compacting, b - after sheet pack compacting

$$(\Delta h_1'/2)S_{r_o} = S_{r_1}(d_w/2) - (\pi d_w^2/8) \tag{3.1}$$

Uwzględniając, że:

$$S_{r_o} = S_{r_1} + \Delta h_1' \tag{3.2}$$

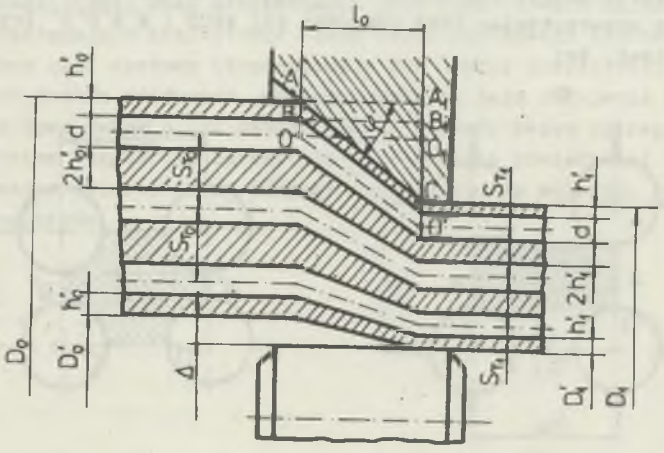
uzyskuje się zależność pozwalającą określić wielkość bezwzględnego odkształcenia przy ściskaniu dla osnowy, w postaci:

$$\Delta h_1' = \sqrt{\frac{S_{r_o}^2}{4} + d_w\left(S_{r_o} - \frac{d_w}{4}\right)} + \frac{S_{r_o}}{2} \tag{3.3}$$

Przy warunku dobrego, pełnego zagęszczenia pakietu rzeczywisty współczynnik wyciągnięcia λ', np. przy ciągnieniu rury, można obliczyć z zależności:

$$\lambda' = \frac{\left[h_o(d_w+2h_o') + 2(D_1'+b')\right]\left[(d_w+2h_o')\right]}{(D_1+D_1')S_{r_o}} \tag{3.4}$$

gdzie: D_1, D_1' - średnica zewnętrzna i wewnętrzna rury kompozytowej, b' - luz pomiędzy pakietem i oprawką.



Rys. 3.2. Schemat przekroju materiału kompozytowego w ciągadle uwzględniający symbole wielkości wykorzystywanych w obliczeniach [13]

Fig. 3.2. The shheme of the cross-section composite material in the drawing die, considering the size of the symbols used for calculation [13]

W celu uchronienia włókien zbrojących przed zniszczeniem podczas ciągnienia należy zapewnić takie warunki realizacji procesu, aby naprężenia wzdłużne działające we włóknie σ_1 nie przekroczyły jego wytrzymałości na rozciąganie σ_{w_r}, tzn. winna być spełniona nierówność:

$$\sigma_{w_r} \geq \sigma_1 \tag{3.5}$$

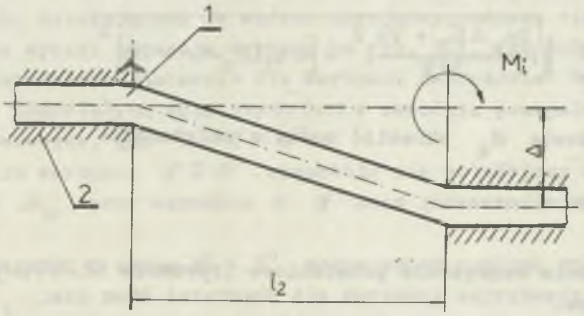
Naprężenia wzdłużne (σ_1), powstające we włóknie w ognisku odkształceń przy ciągnieniu pakietu, można wyrazić jako sumę trzech następujących składowych naprężeń:

$$\sigma_1 = \sigma_{tr} + \sigma_q + \sigma_i \tag{3.6}$$

gdzie: σ_{tr} - naprężenie pochodzące od siły tarcia na granicy kontaktu osnowa-włókno, tj.:

$$\sigma_{tr} = P_{tr}/F_{tr} \tag{3.7}$$

(P_{tr} - sumaryczna siła tarcia, F_{tr} - powierzchnia jej działania), σ_q - naprężenie pochodzące od działania średniego promieniowego naprężenia ściskającego, σ_i - naprężenie wywołane zginaniem w ognisku odkształceń (rys. 3.3).



Rys. 3.3. Schemat ilustrujący działanie momentu gnącego na przeciągany drut

1 - drut, 2 - osnowa

Fig. 3.3. The scheme ilustrating the work of bending moment upon the drawn wire

1 - wire, 2 - matrix

Wyznaczenie poszczególnych składowych naprężenia w procesie ciągnienia, przy jednym przejściu, określić można z następujących zależności:

$$\sigma_{tr} = 2\sigma^*_{o_c} F_k/(\pi d_w^2) \tag{3.8}$$

W ogólnym przypadku płaszczyznę kontaktu włókna z osnową przy ciągnieniu F_k, przy jednym przejściu, określić można jako płaszczyznę dwóch trójkątów:

$$F_k = \pi d_w l/2 \tag{3.9}$$

gdzie: l - długość włókna w obszarze odkształceń, którą określić można z trójkąta $OO'O_1$ (rys. 3.2) z zależności:

$$l = \sqrt{l_o^2 + (O'O_1)^2} \tag{3.10}$$

gdzie: l_o - długość ogniska odkształceń równa:

$$l_o = (2 n_o \Delta h_1' + 2b)/tg\varphi \tag{3.11}$$

Zatem, po uwzględnieniu zależności (3.11) długość włókna w obszarze odkształceń wyraża zależność:

$$l = \sqrt{\left(\frac{2 n_o \Delta h_1' + 2b}{tg\varphi}\right)^2 + \left[\Delta h_1'(n_o - 1) + 2b\right]^2} \tag{3.12}$$

zatem:

$$\sigma_{tr} = \frac{\sigma_o^*}{d_w} \sqrt{\left(\frac{2n_o \Delta h_1' + 2b}{tg\varphi}\right)^2 + \left[\Delta h_1'(n_o - 1) + 2b\right]^2} \tag{3.13}$$

Składową naprężenia σ_q określić można z zależności:

$$\sigma_q = 2\mu p \tag{3.14}$$

gdzie: p - średnie naprężenie promieniowe (równanie (2.8)), μ - współczynnik Poissona.

Przechodząc z kolei do obliczenia składowej σ_1, należy zwrócić uwagę na fakt, że składowa ta określona zależnością:

$$\sigma_1 = M_1/W \tag{3.15}$$

(gdzie: M_1 - moment gnący działający na odkształcane włókno (rys. 3.3), W - wskaźnik zginania), może przyjmować różne wartości w zależności od położenia zginanego włókna w stosunku do ścianek narzędzia kształtującego. Największe wartości naprężenie to osiąga w warstwach zewnętrznych, natomiast w warstwach środkowych maleje prawie do zera.

W Wielkość przegięcia "a" włókna w ognisku odkształceń określić można z t trójkąta $00'O_1$ (rys. 3.2) z zależności:

$$a = \Delta h_1'(n_o-1) + 2b \tag{3.16}$$

Zatem wielkość momentu gnącego M_i, wyrażoną wzorem:

$$M_i = (6\ EJ/l_o^2)a \tag{3.17}$$

obliczyć można z zależności:

$$M_i = \frac{3\ E\ \pi d_w}{32} \frac{\Delta h_1'(n_o-1) + 2b}{(n_o\Delta h_1'+2b)^2} tg^2\varphi \tag{3.18}$$

Składową naprężenia σ_i, zakładając podobieństwo w sposobie odkształcania do procesu walcowania wzdłuż włókien, wyraża zatem zależność:

$$\sigma_i = \frac{3\ E\ d_w\left[\Delta h_1'(n_o-1) + 2b\right]}{(n_o\Delta h_1'+2b)^2} tg^2\varphi \tag{3.19}$$

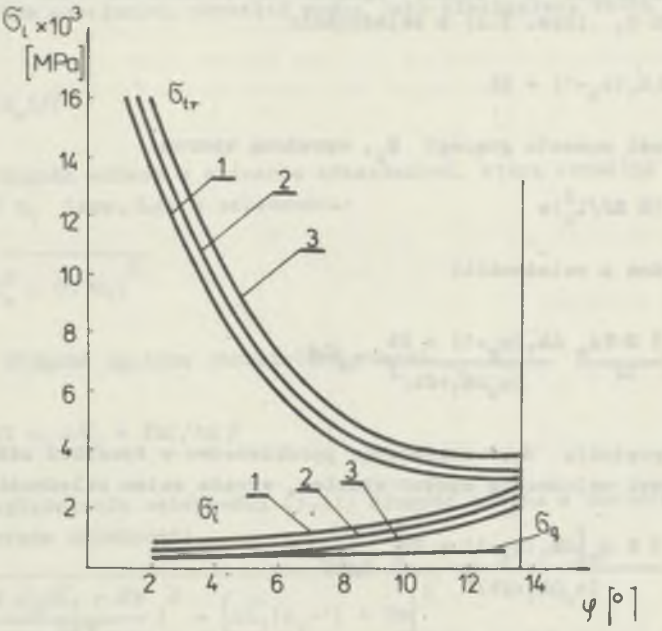
Wykorzystując przytoczone zależności, przeanalizowano wpływ kąta φ oraz ilości warstw zbrojenia na wielkość naprężenia σ_1 i poszczególnych jego składowych, działających na włókna zbrojące, podczas ciągnienia pakietu. Uzyskane wyniki obrazują wykresy na rys. 3.4. Jak widać z przebiegu krzywych, zasadnicze znaczenie dla wartości naprężenia σ_1 ma składowa σ_{tr}. Wpływ pozostałych składowych jest w zasadzie pomijalnie mały, w szczególności wówczas, gdy $0 < \varphi < 8^o$.
Po przekroczeniu wartości $\varphi \cong 8^o$ obserwuje się wolniejszy spadek wartości naprężenia σ_{tr} przy wzroście φ oraz intensywniejszy wzrost składowej σ_i.

Stosując ciągadło o kącie $\varphi < 8^o$ można zatem pominąć wpływ składowych σ_i i σ_q jako mało istotnych dla wartości naprężenia σ_1 i warunek zachowania w czasie ciągnienia włókien zbrojących w stanie nieuszkodzonym, można wyrazić następującą nierównością:

$$\sigma_{w_r} \geqslant \sigma_{tr} \tag{3.20}$$

gdzie: σ_{w_r} - efektywna wytrzymałość na rozciąganie włókna w pakiecie.

Wychodząc z tego warunku, można określić bezwzględne odkształcenie warstw osnowy dla kolejnych przejść materiału przez oczko ciągadła.



Rys. 3.4. Wpływ kąta profilu ciągadła φ na wielkość naprężenia rozciągającego działającego na włókna zbrojące kompozytu w oczku ciągadła przy zróżnicowanych ilościach warstw zbrojących [13]

Fig. 3.4. The influence of drawing die profile φ upon the size of the stretching streqs acting upon the fibre reinforcement of the composite in the die nib at different amount of reinforcing layers [13]: n = 5 (1), 10 (2), 15 (3)

Pierwsze przejście

Powierzchnię kontaktu włókna z osnową w ognisku odkształceń określić można z zależności:

$$F_{k_1} = \sqrt{\left[2\Delta h_1' d_w + (\Delta h_1')^2/3\right]\left\{(n_o \Delta h_1' + 2b)^2 \frac{1}{tg^2\varphi} + \left[\Delta h_1'(n_o - 1) + 2b\right]^2\right\}} \tag{3.21}$$

gdzie: $\Delta h_1'$ - bezwzględne odkształcenie warstwy osnowy wynoszące

$$\Delta h_1' = \frac{\sqrt{16\, d_w^2 b^4 \left(\frac{1+tg^2\varphi}{tg^2\varphi}\right)^2 + \frac{\sigma_w^2 \pi^2 d_w^4}{(4\sigma_{oc}^s)^2}\left\{8 d_w b\left[\frac{n_o}{tg^2\varphi} + (n_o - 1)\right] + \right.}}{8 d_w b\left[\frac{n_o}{tg^2\varphi} + (n_o - 1) + \frac{4}{3} b^2 \left(\frac{1+tg^2\varphi}{tg^2\varphi}\right)\right]} \tag{3.22}$$

$$+ \frac{4}{3} b^2 \left(\frac{2+tg^2\varphi}{tg^2\varphi}\right)\Big\} - 4 d_w b^2 \left(\frac{1+tg^2\varphi}{tg^2\varphi}\right) \qquad (3.22)$$

Drugie i następne przejścia

Powierzchnię kontaktu osnowy z włóknem określić można z zależności:

$$F_{k_2} = \left[\sqrt{2(\Delta h'_1 + \ldots \Delta h'_{n-1}) d_w} + \sqrt{2(\Delta h'_1 + \ldots \Delta h'_n) d_w}\right] l \qquad (3.23)$$

gdzie: $\Delta h'_n$ - bezwzględne odkształcenie warstwy osnowy, równe:

$$\Delta h'_n = \frac{\sigma_w^2 \pi d_w^3}{32 \sigma^{*2}_{o_c} b^2 \left(\frac{1+tg^2\varphi}{tg^2\varphi}\right)} - \frac{\sigma_w \pi d_w}{4 \sigma^*_{o_c} b} \sqrt{\frac{d_w(\Delta h'_1 + \ldots + \Delta h'_{n-1}) tg^2\varphi}{1 + tg^2\varphi}} \qquad (3.24)$$

gdzie: n - numer kolejnego przeciągania.

Ustalenie naprężenia ciągnienia możliwe jest również poprzez analizę naprężeń działających na element objętości komponentów podczas ciągnienia pakietu. Metoda ta przedstawiona zostanie wg [19].

Przeprowadzając analizę naprężeń towarzyszących procesowi ciągnienia materiału kompozytowego włóknistego, zakłada się, że:

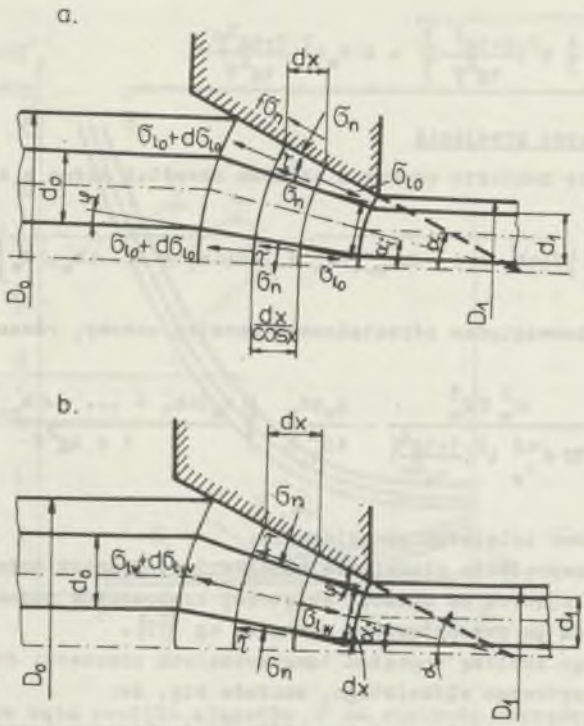
a) powierzchnie rozdziału pomiędzy włóknami i osnową w ognisku odkształceń mają kształt stożków liniowych,
b) istnieje ciągłość naprężeń stycznych przy przejściu od jednego komponentu do drugiego na granicy rozdziału,
c) ich zależność od promienia ma charakter liniowy.

Różniczkowe równanie równowagi, odniesione do elementu objętości osnowy w ognisku odkształceń, podczas ciągnienia kompozytu, przyjmie postać (oznaczenia zgodne z rys. 3.5):

$$\sigma_n \pi D_x \frac{dx}{\cos\alpha} \sin\alpha + \sigma_n \mu_t \pi D_x dx - \sigma_n \frac{\pi dx dx(\sin\varphi\cos\alpha_1 n)}{\cos\alpha \cos\varphi} +$$

$$+ \tau_1 \frac{\pi dx dx \cos\alpha_1 n}{\cos\alpha} + \frac{\pi}{4}(1-V_w)(D_x^2 d\sigma_{l_o} + 2\sigma_{l_o} dD_x) = 0 \qquad (3.25)$$

gdzie: σ_n - naprężenie normalne działające prostopadle do płaszczyzny rozdziału komponentów, τ_1 - naprężenie styczne na granicy rozdziału faz, μ_t - współczynnik tarcia, σ_{l_o} - naprężenie normalne wzdłużne działające w osnowie, n - ilość włókien w ciągnionym pręcie.



Rys. 3.5. Schemat rozkładu naprężeń
a - w osnowie, b - w włóknie podczas przeciągania materiału kompozytowego przez oczko ciągadła [19]

Fig. 3.5. The scheme of stress distribution
a - in the matrix, b - in the fibre, during drawing of the composite material through die nib [19]

Warunkiem zachowania ciągłości wytwarzanego kompozytu jest równość odkształceń komponentów:

$$\varepsilon_o = \varepsilon_w = \varepsilon_k \tag{3.26}$$

gdzie: $\varepsilon_{o,w,k}$ - odkształcenie, odpowiednio: osnowy, włókna, kompozytu.

Na podstawie tego warunku słuszne są zależności:

$$d_x = D_x \frac{d_o}{D_o}; \qquad tg\varphi = \frac{d_o}{D_o} tg\alpha \tag{3.27}$$

Uwzględniając przyjęte założenia:

$$\tau_i \cong \mu_t \sigma_n \frac{\alpha_i}{\alpha} \tag{3.28}$$

kąt nachylenia włókna w ognisku odkształceń α_i zmienia się w granicach $0 \leq \alpha_i \leq \alpha$. Dla $\alpha_i/2$ wielkość średniego naprężenia statycznego wynosi:

$$\tau = \frac{\mu_t}{2} \sigma_n \tag{3.29}$$

Uwzględniając dodatkowo, że:

$$n = V_w \frac{D_o^2}{d_o^2}; \qquad dx = \frac{dD_x}{2\,tg\alpha} \tag{3.30}$$

oraz przyjmując warunek plastyczności o następującej postaci:

$$\sigma_n = \cos^2 f(\sigma_{o_e} - \sigma_{l_o}) \tag{3.31}$$

gdzie: f - kąt tarcia, σ_{o_e} - naprężenie na granicy plastyczności osnowy, σ_{l_o} - składowa naprężenia zgodna z osią włókna zbrojącego (naprężenie wzdłużne) w osnowie,
równanie (3.1) po przekształceniach upraszczających przyjmie postać:

$$(\sigma_{o_e} - \sigma_{l_o})\cos^2 f\left(1 + \mu_t ctg\alpha - \frac{V_w \cos(\alpha/2)}{\cos\alpha} + \frac{V_w \mu_t D_o}{4\, d_o \sin(\alpha/2)}\right) +$$
$$+ (1-V_w)\left(\frac{D_x\, d\sigma_{l_o}}{2\, dD_x} + \sigma_{l_o}\right) = 0 \tag{3.32}$$

Przyjmując oznaczenia:

$$\cos^2 f\left(1+\mu_t ctg\alpha - \frac{V_w \cos(\alpha/2)}{\cos\alpha} + \frac{V_w \mu_t D_o}{4\, d_o \sin(\alpha/2)}\right) + V_w - 1 = B \tag{3.33}$$

$$1 - V_w = V_o \tag{3.34}$$

równanie (3.32) można przedstawić następująco:

$$\frac{d\sigma_{l_o}}{\sigma_{l_o} - \frac{B + V_o}{B}\sigma_{o_e}} = \frac{2B}{V_o} \cdot \frac{dD_x}{D_x} \tag{3.35}$$

Po scałkowaniu przyjmie ono postać:

$$\ln(\sigma_{l_o} - \frac{B + V_o}{B}\sigma_{o_e}) = \frac{2B}{V_o}\ln D_x + \ln C \tag{3.36}$$

Stałą całkowania C określić można przyjmując następujące warunki graniczne: $D_x = D_o$, $\sigma_{l_o} = \sigma_p$:

$$\ln C = \ln \frac{\sigma_p - \frac{B + V_o}{B}\sigma_{o_e}}{D_o^{2B/V_o}} \tag{3.37}$$

gdzie: σ_p - naprężenie przeciwciągu.

Podstawiając do równania (3.36) warunki $D_x = D_1$, $\sigma_{l_o} = \sigma^1_{l_o}$ oraz uwzględniając równanie (3.37), otrzymuje się:

$$\ln(\sigma^1_{l_o} - \frac{B + V_o}{B}\sigma_{o_e}) = \frac{2B}{V_o}\ln D_1 + \ln \frac{p - \frac{B + V_o}{B}\sigma_{o_e}}{D_o^{2B/V_o}} \tag{3.38}$$

skąd obliczyć można składową wzdłużną naprężenia $\sigma^1_{l_o}$ działającego w osnowie w momencie opuszczania ciągadła przez kompozyt:

$$\sigma^1_{l_o} = \frac{B + V_o}{B}\sigma_{o_e}\left[1 - \left(\frac{D_1}{D_o}\right)^{2B/V_o}\right] + \sigma_p\left(\frac{D_1}{D_o}\right)^{2B/V_o} \tag{3.39}$$

Z kolei równanie różniczkowe równowagi dla elementarnej objętości włókna zbrojącego (rys. 3.5b) wyrazić można następująco:

$$\sigma_n \frac{\pi d_x dx \sin\varphi \cos\alpha_i}{\cos\alpha \cos\varphi} + \tau_i \frac{\pi d_x dx \cos\varphi \cos\alpha_i}{\cos\alpha \cos\varphi} +$$

$$+ \frac{\pi d_o^2}{4 D_o^2}(D_x^2 d\sigma_{l_w} + 2\sigma_{l_w} D_x dD_x)\cos\alpha_i = 0 \tag{3.40}$$

Wykorzystując zależności (3.28), (3.29) i (3.30) oraz warunek plastyczności w postaci:

$$\sigma_n = \cos^2 f(\sigma_{w_e} - \sigma_{l_w}) \tag{3.41}$$

otrzymuje się:

$$\sigma_{l_w}\left[\cos^2 f\left(1 + \frac{\mu_t}{2}\sqrt{v_w}\,\frac{D_o}{D_1}\right) - \cos\alpha\right] +$$

$$- \sigma_{w_e}\cos^2 f\left(1 + \mu_t \operatorname{ctg}\alpha\,\frac{D_o}{d_o}\right) = \frac{D_x\, d\sigma_{l_w}}{2\, dD_x} \qquad (3.42)$$

Oznaczając:

$$\cos^2 f\left(1 + \frac{\mu_t}{2}\sqrt{v_w}\,\frac{D_o}{D_1}\right) - \cos\alpha = H \qquad (3.43)$$

wyrażenie (3.42) można przedstawić następująco:

$$\frac{d\sigma_{l_w}}{\sigma_{l_w} - \frac{H+1}{H}\sigma_{w_e}} = \frac{2\,H\,dD_x}{D_x} \qquad (3.44)$$

Po scałkowaniu uzyskuje się:

$$\ln\left(\sigma_{l_w} - \frac{H+1}{H}\sigma_{w_e}\right) = 2H \ln D_x + \ln C \qquad (3.45)$$

Dla warunków: $D_x = D_o$, $\sigma_{l_w} = \sigma_p$ stałą całkowania określa zależność:

$$\ln C = \ln \frac{\sigma_p - \frac{H+1}{H}\sigma_{w_e}}{D_o^{2H}} \qquad (3.46)$$

Podstawiając do równania (3.45) następujące zależności: $D_x = D_1$, $\sigma_{l_w} = \sigma^1_{l_w}$ oraz uwzględniając równanie (3.46), uzyskuje się wyrażenie pozwalające określić składową wzdłużną naprężenia σ_{l_w}, działającą we włóknie wzmacniającym w chwili opuszczania ciągadła przez kompozyt:

$$\sigma^1_{l_w} = \frac{H+1}{H}\sigma_{w_e}\left[1 - \left(\frac{D_1}{D_o}\right)^{2H}\right] + \sigma_p\left(\frac{D_1}{D_o}\right)^{2H} \qquad (3.47)$$

Całkowite naprężenie przy ciągnieniu materiału kompozytowego wyrazić można zależnością:

$$\sigma_n' = \frac{1}{\cos(\frac{\alpha+\gamma}{2})} (\sigma_{1_o}^1 + \sigma_{1_w}^1 V_w) \tag{3.48}$$

lub:

$$\sigma_n' = \frac{1}{\cos(\frac{\alpha+\gamma}{2})} \left\{ \frac{B+V_o}{B} \sigma_{o_e} \left[1 - (\frac{D_1}{D_o})^{2B/V_o} \right] + \frac{H+1}{H} V_w \sigma_{w_e} \cdot \right.$$

$$\left. \left[1 - (\frac{D_1}{D_o})^{2H} \right] + \sigma_p \left[(\frac{D_1}{D_o})^{2B/V_o} + V_w (\frac{D_1}{D_o})^{2H} \right] \right\} \tag{3.49}$$

Wielkości naprężeń i odkształceń określone na podstawie przytoczonych zależności mogą ulegać pewnym zmianom podczas praktycznej realizacji procesu technologicznego. Modelowy schemat obliczeń nie uwzględnia bowiem zarówno zmian własności mechanicznych komponentów wywołanych procesami umocnienia odkształceniowego materiału, jak również oddziaływaniem plastycznej osnowy na powierzchnie odkształcanych, wysokowytrzymałych włókien. Jak wykazały liczne badania eksperymentalne, cały szereg metalicznych włókien zbrojących odkształca się w pakietach często powyżej ich odkształcenia granicznego, uzyskiwanego podczas obciążania włókna poza osnową. Zjawisko to tłumaczone jest następująco: plastyczna osnowa wypełnia w procesie odkształceniowym defekty powierzchniowe mniej plastycznych włókien, "zaleczając" niejako powstałe pęknięcia, dzięki czemu nie rozwijają się one już tak intensywnie pod wpływem rosnącego naprężenia i drut może osiągać znacznie większe odkształcenia, nim ulegnie zniszczeniu.

Często w celu stworzenia korzystniejszych warunków rozwoju odkształceń plastycznych w łączonych komponentach procesy odkształceniowe prowadzi się w podwyższonych temperaturach. W takich przypadkach wysokość temperatury procesu należy tak dobrać, aby nie powodowała ona obniżenia własności wytrzymałościowych drutów zbrojących oraz nie wywoływała reakcji na granicy faz. Dla kompozytów Al - stal temperatury te mieszczą się zwykle w przedziale 250°C - 400°C.

3.2. Wyniki badań laboratoryjnych nad procesem wytwarzania drutów kompozytowych Al-stal metodą ciągnienia

Dotychczasowy brak stosowania w rozwiązaniach konstrukcyjnych materiałów kompozytowych metalicznych wynika stąd, że nie produkuje się w kraju półfabrykatów (blachy, pręty, taśmy itp.) z tego typu materiałów. Produkty takie można już natomiast spotkać w krajach wysoko uprzemysłowionych. Rozpowszechnienie kompozytów metalicznych wymaga zatem w pierwszym rzę-

dzie opanowania i uruchomienia na skalę przemysłową wytwarzania tego typu półproduktów o określonych, powtarzalnych własnościach. Jest to jednak produkcja trudna, wymagająca nie tylko nowoczesnego parku maszynowego, ale również starannego przebadania warunków realizacji procesu technologicznego.

W prezentowanej pracy omówione zostaną niektóre problemy, powstałe podczas prób laboratoryjnych nad opanowaniem technologii ciągnienia drutu kompozytowego typu Al-stal. Charakterystykę użytych komponentów ujmuje tablica 3.1.

Tablica 3.1

Wykaz komponentów tworzących pakiet wykorzystywany przy ciągnieniu drutu kompozytowego

Materiał	Charakterystyka
Drut zbrojący stalowy w gat. H25N20S2	ϕ = 0,4 mm R_m = 1900 MPa δ = 2%
Rurka aluminiowa (PA2N)	ϕ_{zew} = 6 mm s = 1 mm
Folia aluminiowa	s = 20μm
Proszek aluminiowy techniczny, płatkowy.	

Komponenty poddano następującym zabiegom oczyszczającym:

a) drut stalowy odtłuszczano w trójchloroetylenie oraz trawiono elektrolitycznie w celu usunięcia warstw tlenkowych w roztworze kwasu siarkowego i bezwodnika chromowego, przy gęstości prądowej 5 A/dm^2, w czasie 10 minut,

b) rurkę aluminiową wytrawiano w 20-procentowym roztworze NaOH przez okres 3 minut, w temperaturze pokojowej, a następnie płukano rurkę w wodzie bieżącej,

c) folię aluminiową odtłuszczano w kąpieli trójchloroetylenu.

Sposób przygotowania pakietów przeznaczonych do ciągnienia został zróżnicowany. We wszystkich przypadkach osnowę stanowiła rurka aluminiowa, którą wypełniano drutami zbrojącymi pokrywanymi dodatkowo materiałem osnowy, jednakże pokrywanie drutów stalowych aluminium realizowano w różny sposób i ten zabieg zróżnicował poszczególne grupy pakietów przeznaczonych do ciągnienia.

Ostateczny wybór metody nanoszenia osnowy aluminiowej na druty zbrojące poprzedziła szczegółowa analiza pięciu różnych, możliwych sposobów pokrywania drutów, a mianowicie:

- aluminiowanie zanurzeniowe sposobem ciągłym,
- aluminiowanie elektrolityczne w stopionych solach,
- pokrywanie drutów zbrojących warstwą aluminium pochodzącego z rozkładu termicznego trójizobutylu aluminium $(C_4H_9)_3Al$,
- nanoszenie na druty stalowe gęstwy z proszku Al,
- pokrywanie drutów stalowych folią aluminiową.

Aluminiowanie sposobem ciągłym wymaga przeciągania drutu stalowego (wcześniej wyżarzonego w temperaturze ok. 500°C) przez kąpiel aluminiową, o temperaturze ok. 700°C, ze zróżnicowaną szybkością. Zróżnicowana szybkość przeciągania pozwala regulować grubość nanoszonej na drut warstewki aluminium.

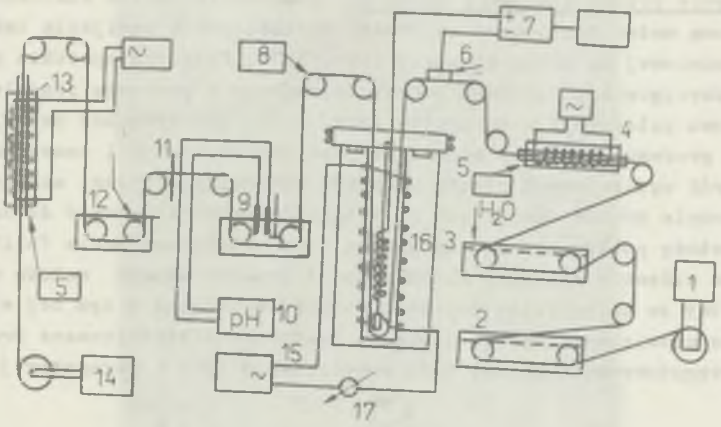
Badania wstępne nie potwierdziły przydatności tej technologii do pokrywania drutów zbrojących warstwą aluminium, ponieważ zarówno temperatura procesu, jako zbyt wysoka dla przyjętych do zbrojenia drutów, jak i grubości uzyskiwanych warstw oraz charakter ich połączenia z powierzchnią drutów uniemożliwiały wykorzystywanie tak pokrytych włókien jako komponentu zbrojącego.

Aluminiowanie elektrolityczne w stopionych solach może być realizowane w sposób ciągły wg schematu podanego na rys. 3.6. Proces prowadzi się w temperaturze 185°C (±2°C), stosując następujący skład mieszaniny, w której przeprowadza się elektrolizę: 71% $AlCl_3$ + 14% NaCl + 14% KCl + + 1% $(CH_3)_4NCl$. W przypadku pokrywania drutów stalowych o średnicy d_w = 0,5 mm lub miedzianych o średnicy d_w = 0,96 mm katodowa gęstość prądowa może zmieniać się w przedziale 1-30 A/dm^2, natomiast anodowa gęstość prądowa wynosi zwykle 2 A/dm^2. Prędkość przesuwu drutu można zmieniać w zakresie 10-400 cm/min.

Ta technologia pokrywania drutów, wykorzystywanych jako komponenty zbrojące w kompozytach, może być w pełni przydatna. Niska temperatura procesu nie wywołuje bowiem obniżania własności wytrzymałościowych drutów zbrojących, a ponadto duży zakres zmian szybkości przesuwu drutu daje możliwość dobrej regulacji grubości nanoszonej warstwy.

Pokrywanie drutów warstwą aluminium pochodzącego z rozpadu termicznego trójizobutylu aluminium $(C_4H_9)_3Al$ - odbywa się na zasadzie osadzania. Związki glinoorganiczne, do których należy $(C_4H_9)_3Al$, stanowią ciecze ulegające łatwemu rozkładowi o kontakcie z powietrzem już nawet w temperaturze pokojowej. W temperaturze 160°C rozkładowi trójizobutylu aluminium towarzyszy wydzielanie czystego aluminium.

Z punktu widzenia warunków temperaturowych procesu metoda ta mogłaby więc zanleźć zastosowanie do obróbki powierzchniowej drutów, ponieważ nie prowadzi do degradacji ich własności wytrzymałościowych. Jednakże warunki, w jakich proces trzeba by realizować, nie zachęca do korzystania z niego, $(C_4H_9)_3Al$ jest bowiem związkiem utleniającym się w powietrzu bardzo gwałtownie (wybuchowo), a w zetknięciu z wilgocią - zapala się. W związku z tym realizacja procesu rozkładu związku wymaga stworzenia takich warunków,



Rys. 3.6. Schemat linii do ciągłego aluminiowania drutu w stopionych solach

1 - odwijanie drutu, 2 - chemiczne oczyszczanie powierzchni drutu, 3 - płukanie w wodzie, 4 - suszenie, 5 - chłodzenie powierzchni drutu po wyjściu z kanału suszącego, 6 - doprowadzenie prądu do elektrolizy, 7 - źródło prądu (40 V, 10 A), 8 - pomiar grubości drutu pokrytego aluminium, 9 - płukanie, 10 - mierzenie pH (bilansowanie strat elektrolitu), 11 - mechaniczne ścieranie powierzchni drutu (watą azbestową), 12 - płukanie, 13 - suszenie, 14 - nawijanie drutu pokrytego aluminium na bęben, 15 - źródło prądu do ogrzewania elektrolizera, 16 - elektrolizer

Fig. 3.6. The line scheme for continous wire aluminizing in the melting salts

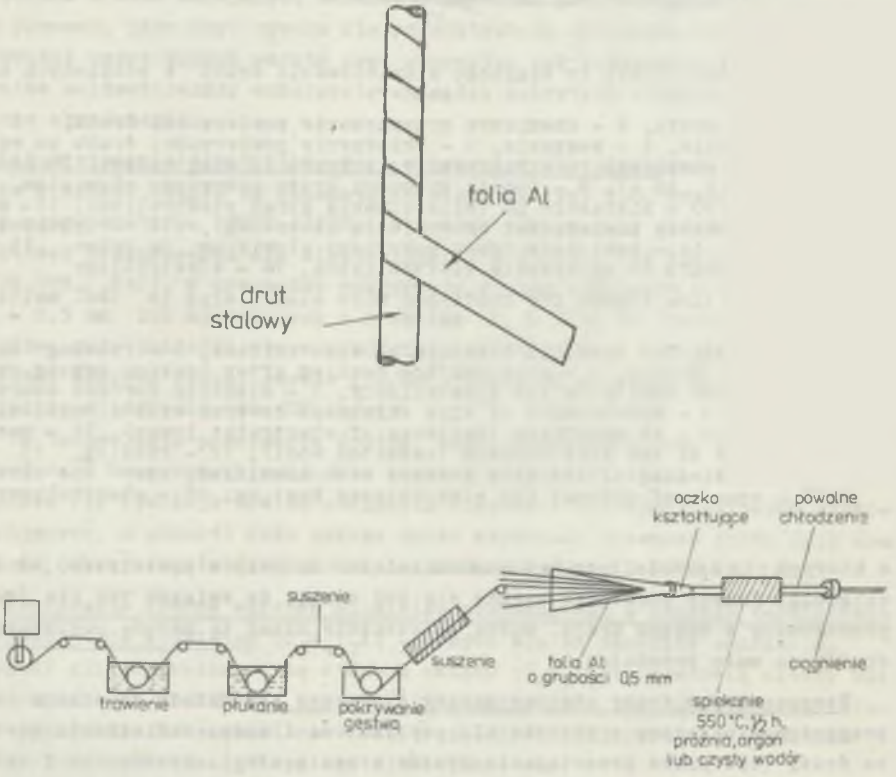
1 - wire unreel, 2 - chemical cleaning of wire surface, 3 - rinsing in the water, 4 - drying, 5 - wire surface cooling after leaving drying channel, 6 - current supplying for elektrolysis, 7 - electric current source (40 V, 10 A), 8 - measurement of wire thickness covered with aluminium, 9 - rinsing, 10 - pH measuring (ballance of electrolit loses), 11 - mechanical abrasion of the wire surface (asbestos wool), 12 - rinsing, 13 - drying, 14 - winding of the wire covered with aluminium, over the drum, 15 - source of current for elektrolyser heating, 16 - electrolyser

w których nie dochodziłoby do kontaktu związku zarówno z powietrzem, jak i z wilgocią. Jeżeli dodatkowo weźmie się pod uwagę, że związek ten nie jest produkowany w naszym kraju, można ostatecznie uznać tę metodę pokrywania drutów za mało przydatną.

Nanoszenie na druty stalowe gęstwy z proszku Al. Metoda ta polega na przygotowaniu gęstwy z proszku Al, peptyzatora i wody, naniesieniu gęstwy na druty (np. przez przeciąganie drutów przez gęstwę), wysuszeniu i spieczeniu naniesionej warstwy w atmosferze argonu, czystego wodoru lub w próżni (13,3-1,33 Pa). Gęstwę nakłada się na druty o powierzchni oczyszczonej, odtłuszczonej i wytrawionej, co zapewnia uzyskanie dobrego i dokładnego pokrycia powierzchni drutów gęstwą. Gęstwę można przygotowywać na bazie również innych cieczy, nie tylko wody, dzięki czemu można wpływać na jej końcowe własności mechaniczne, jak również zachowanie się w procesie nanoszenia na druty.

Pokrycie drutów stalowych folią Al. Pokrywanie drutów stalowych folią aluminiową można realizować na drodze mechanicznego nawijania taśmy z folii aluminiowej na druty zbrojące (rys. 3.7). Przy tym sposobie pokrywania drutów zbrojących materiałem osnowy uzyskiwano w procesie ciągnienia dobre jakościowo połączenia komponentów (rys. 3.8), jednakże bez pełnej automatyzacji procesu nawijania metoda ta jest bardzo żmudna i czasochłonna.

Spośród wymienionych pięciu sposobów nanoszenia powłoki aluminiowej na powierzchnie drutów zbrojacych po wstępnych próbach wybrano do dalszych badań metodę pokrywania drutów gęstwą oraz metodę nawijania folii [8]. Z punktu widzenia łatwości automatyzacji procesu uznano metodę nanoszenia gęstwy za najbardziej perspektywiczną, w związku z tym tej właśnie metodzie poświęcono najwięcej uwagi. Zastosowano zróżnicowane receptury przy przygotowywaniu gęstwy oraz zróżnicowany cykl i parametry jej spieka-



Rys. 3.7. Pokrywanie drutów zbrojących folią aluminiową
a - nawijanie folii, b - linia technologiczna (schemat)
Fig. 3.7. Covering of reinforcing wires by aluminium foil
a - foil winding, b - process linie (the scheme)

Rys. 3.8. Kompozyt Al - druty stalowe H25N20S2 owinięte folią aluminiową, po ciągnieniu

a - rozmieszczenie drutów w osnowie po ciągnieniu (pow. 50x), b - charakter zagęszczenia osnowy wprowadzonej do pakietu w postaci folii (pow.100x) c) granica rozdziału pomiędzy drutem zbrojącym i osnową (pow. 250x)

Fig. 3.8. Composite Al - steel wires H25N20S2 covered with aluminium foil after drawing

a - placing the wire in the matrix after drawing (magn. 50x), b - the type of matrix compacting introduced to the sheet pack in the form of foil (magn. 100x), c - decomposition boundery between reinforcing wire and matrix (magn. 250x)

Rys. 3.9. Kompozyt Al-drut stalowy H25N20S2 pokryty gęstwą na alginianie sodu (bez spiekania)

a - wypełnienie przestrzeni między drutami zbrojącymi materiałem osnowy nanoszonej na druty w postaci gęstwy (pow. 50x), b - rozmieszczenie drutów w osnowie (pow. 100x), c - połączenie osnowy w postaci gęstwy z osnową w postaci rurki aluminiowej (pow. 250x)

Fig. 3.9. Composite Al-steel wire H25N20S2 covered by slurry on sodium alginate (without sintering)

a - filling the spaces between reinforcing wires by matrix placed on the wires in the form of slurry (magn. 50x), b - placing the wires in the matrix (magn. 100x). c - connection of the matrix in the form of slurry with the matrix in the form of aluminium tube (magn. 250x)

Rys. 3.10. Kompozyt Al-drut stalowy H25N20S2 pokryty gęstwą na alginianie sodu, spiekaną w temp. 550°C przez 1/2 h, po ciągnieniu

a - rozkład drutów w przekroju próbki po ciągnieniu (pow. 50x), b - połączenie drutów z osnową (pow. 100x), c - charakter zageszczenia spieczonej gęstwy (pow. 250x)

Fig. 3.10. Composite Al-steel wire H25N20S2 covered with slurry on sodium alginate, sintered in temperature 550°C for 1/2 h, after drawing

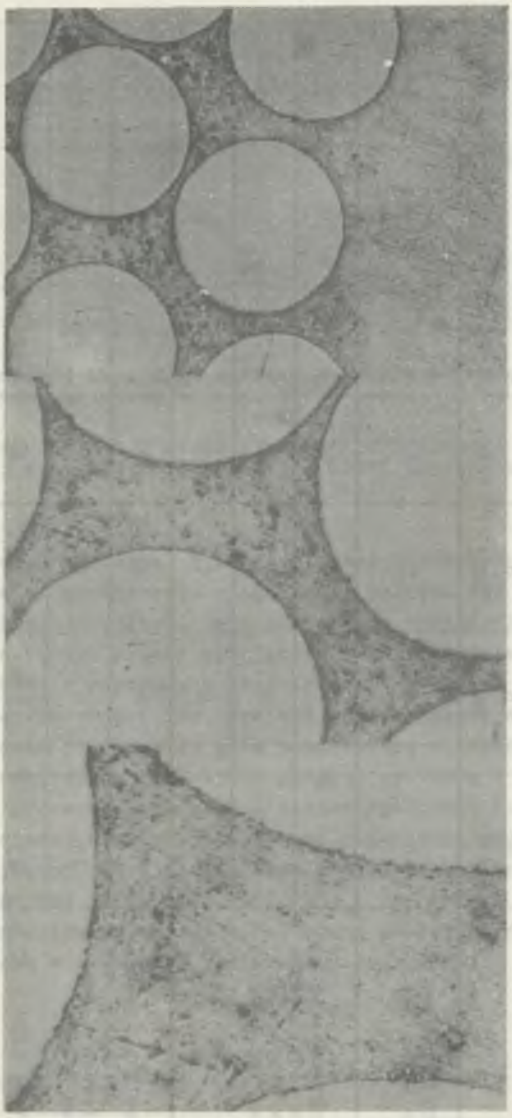
a - wire distribution in the sample section after drawing (magn. 50x), b - connecting the wires with the matrix (magn. 100x), c - the charakter of consolidation of the sintered slurry (magn. 250x)

nia. Uzyskane w poszczególnych grupach próbki poddawano badaniom wytrzymałościowym i fraktograficznym dla oceny poszczególnych sposobów obróbki powierzchniowej włókien zbrojących. Na rys. 3.9 - 3.12 przedstawiono przekroje poprzeczne kompozytu po procesie ciągnienia dla trzech różnych sposobów przygotowania powłoki Al z gęstwy. Jak widać z przedstawionych zdjęć, najlepsze efekty zarówno pod względem zagęszczenia osnowy, jak i rozłożenia drutów zbrojących w przekroju oraz jakości połączenia komponentów uzyskuje się, stosując gęstwę przygotowaną na bazie polialkoholu winylowego, poddaną następnie spiekaniu w temperaturze 550°C przez 30 min (rys. 3.11).

Spiekanie gęstwy naniesionej na druty realizowano w próżni ($4 \cdot 10^{-1}$ - $1 \cdot 10$ Tr) (piec typu FV 200 f-my Carbolite). Stwierdzono, że gęstwa przygotowana na bazie alginianu sodu ma znacznie gorsze własności. Już w czasie przeciągania przez nią drutu wykazywała bowiem gorszą przyczepność do powierzchni drutu niż gęstwa sporządzona na bazie polialkoholu winylowego, a także po spieczeniu stawała się bardzo krucha i łatwo osypywała się z drutów, podczas gdy gęstwa na bazie polialkoholu winylowego pozostawała plastyczna i o wiele mocniej trzymała się powierzchni drutów. Ma to istotne znaczenie przy umieszczaniu pokrytych gęstwą drutów w rurce aluminiowej podczas przygotowywania pakietu do ciągnienia. Nie osypująca się gęstwa dobrze wypełnia przestrzenie między drutami zbrojącymi, zapewniając ciągłość połączenia drutów z osnową oraz równomierność rozłożenia drutów zbrojących w przekroju ciągnionego pręta. Podwyższenie temperatury spiekania gęstwy, wykonanej na bazie polialkoholu winylowego, z 550°C do 620°C okazało się niewłaściwe, ponieważ wywołało gwałtowny wzrost kruchości pokrycia. Jak widać na rys. 3.12, w przekroju drutu kompozytowego stwierdzić można liczne nieciągłości w osnowie wywołane wykruszeniem się spieczonej i odkształconej gęstwy. Jak już wspomniano, w próbkach z drutami owijanymi folią uzyskuje się po procesie ciągnienia bardzo dobre połączenie między komponentami jak również warstw folii między sobą oraz folii i rurki aluminiowej (rys. 3.8). Zatem pokrywanie drutów zbrojących folią na drodze mechanicznego ich owijania może być również uważane za metodę przydatną w technologiach odkształceniowych wytwarzania kompozytów.

Druty pokryte gęstwą lub folią aluminiową umieszczano w rurkach aluminiowych i tak przygotowane pakiety poddawano procesowi ciągnienia. Realizowano go na ciągarce ławowej, używając jako smaru - proszku mydlanego. Podczas ciągnienia używano kolejno ciągadeł o następujących średnicach: 5,5 5,25, 5,0, 4,75, 4,6, 4,05, 3,8, 3,5. W wyniku ciągnienia uzyskano zmniejszenie średnicy z 6 mm na 3,5 mm. Gniot powodujący połączenie komponentów wynosił 38%. Zestawienie warunków realizacji procesu oraz charakterystykę ciągnionego materiału ilustrują dane w tabl. 3.2.

Podczas realizacji procesu ciągnienia można było wyraźnie stwierdzić, że czynnikiem niezwykle ważnym, mającym istotny wpływ na powodzenie procesu ciągnienia, jest takie przygotowanie pakietu, w którym druty zbrojące nie mają możliwości dowolnego przemieszczania się w przekroju pakietu



Rys. 3.11. Kompozyt Al-drut stalowy H25N20S2 pokryty gęstwą na polialkoholu winylowym, spiekaną w temp. 550°C przez 1/2 h, po ciągnieniu

a - rozmieszczenie drutów w osnowie po ciągnieniu; granica rozdziału: gęstwa Al - rurka aluminiowa (pow. 50x), b - struktura spieczonego i odkształconego proszku Al pomiędzy drutami stalowymi (pow. 100x), c - stopień zagęszczenia osnowy oraz charakter połączenia komponentów (pow.250x)

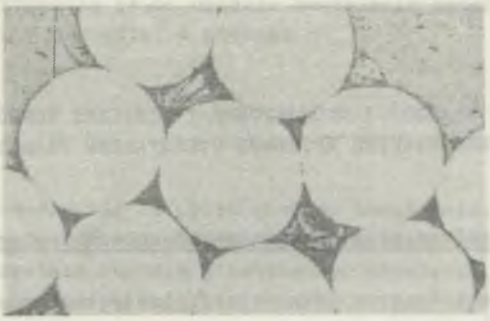
Fig. 3.11. Composite Al-steel wire H25N20S2 covered by slurry on polyvinyl alcohol, sintered in temperature 550°C for 1/2 h, after drawing

a - placing the wires in the matrix after drawing; section boundery slurry Al - aluminium tube (magn. 50x), b - the structure of sintered and deformed Al powder between steel wires (magn. 100x), c - the degree of matrix consolidation and the character of the composite connection (magn. 250x)

Tablica 3.2

Zestawienie danych charakteryzujących warunki otrzymywania drutu kompozytowego Al - H25N20S2 metodą ciągnienia

Oznaczenie próbek	Charakterystyka poszczególnych grup próbek	Udział obj. drutu zbrojącego V_w %	Średnica początkowa pakietu d_o mm	Średnica drutu komp. po ciągnin. d_o mm	Zastosowane gnioty			Wytrzymałość na rozciąganie R_m MPa
					całkowity %	zagęszczający %	łączący komponenty %	
1A	druty pokryte gęstwą na alginianie sodu, bez spiekania	14	6	5	31	26	5	354,2
2A	druty pokryte gęstwą na alginianie sodu, gęstwa spiekana w temperaturze 550°C przez 1/2 godziny w próżni	14	6	3,5	66	36	30	381,8
3A		25	6	3,5	66	36	30	381,4
4A		25	6	5,0	31	26	5	375,0
1B	druty pokryte gęstwą na alkoholu poliwinylowym, gęstwa spiekana w temp. 550°C przez 1/2 h	25	6	4,9	33	26	7	430,0
2B		29	6	4,9	33	26	7	476,0
3B	spiek. w temp 620°C, 1/2 h	25	6	5,0	31	26	5	387,3
1C	druty zbrojące pokryte folią aluminiową	23	6	3,5	66	28	38	466,3
2C		25	6	4,9	44	28	16	447,0



Rys. 3.12. Kompozyt Al - drut stalowy H25N20S2 pokryty gęstwą na polialkoholu winylowym, spiekaną w temp. 620°C przez 1/2 h, po ciągnieniu (pow. 50x)

Fig. 3.12. Composite Al - steel wire H25N20S2 covered by slurry on polyvinyl alcohol, sintered in temperature 620°C for 1/2 h, after drawing (magn. 50x)

podczas jego odkształcania. Niekontrolowane przemieszczanie się drutów wywoływało bowiem w przekroju ciągnionego pakietu tak znaczne nierównomierności rozkładu naprężeń, że w ich wyniku dochodziło do powstawania przedwczesnych zerwań drutów zbrojących i uniemożliwiało uzyskiwanie drutów kompozytowych o założonych średnicach.

Drugim istotnym czynnikiem, wywierającym znaczący wpływ na poprawność przebiegu procesu ciągnienia, była temperatura spiekania gęstwy. Pakiety zawierające druty zbrojące pokryte gęstwą, spiekaną w temperaturze 620°C, poddawały się procesowi ciągnienia bardzo opornie i nie dawały kompozytu dobrego jakościowo. Najlepiej procesowi ciągnienia poddawały się pakiety z drutami owijanymi folią aluminiową, a przy pokryciach z gęstwy - spiekane w temperaturze 550°C.

Własności kompozytów uzyskiwanych metodami odkształceń plastycznych przedstawione zostaną w następnym rozdziale.

4. NIEKTÓRE WŁASNOŚCI MECHANICZNE I FIZYCZNE KOMPOZYTÓW Al-STAL OTRZYMYWANYCH METODAMI ODKSZTAŁCEŃ PLASTYCZNYCH

4.1. Wpływ odkształceń plastycznych na własności reologiczne kompozytu

Pod wpływem zachodzących odkształceń plastycznych towarzyszących procesowi wytwarzania kompozytu zmieniają się wyjściowe charakterystyki mechamiczne komponentów. Wywiera to określony wpływ również na charakterystyki kompozytu i to zarówno natychmiastowe, jak i reologiczne. Wielkość zachodzących zmian pozostaje m.in. również w zależności od własności mechanicznych włókien zbrojących oraz ich udziału objętościowego w kompozycie.

Lokalną szybkość odkształcania przy obciążaniu ciał jednorodnych opisać można na przykład jedną z poniższych zależności:

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = \beta \sigma^{n} \tag{4.1}$$

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = b \sin h \frac{\sigma}{\sigma^{*}} \tag{4.2}$$

$$\dot{\varepsilon}_{pl} = \beta t^{1/3} + kt \tag{4.3}$$

gdzie: ε_{pl} - część plastyczna odkształcenia.

Równanie reologiczne ciała mającego zdolność, w zależności od aktualnych warunków pracy, do umacniania się lub osłabiania można wyrazić zależnością:

$$K(\dot{\varepsilon}_{pl})^{n} = \sigma - \sigma_{F}(t) \tag{4.4}$$

Człon kinematyczny naprężenia występującego w (4.4) przedstawić można w postaci następującej sumy:

$$\sigma_{F}(t) = \sigma_{F}^{o} + \sigma_{F}^{1}(t) \tag{4.5}$$

natomiast jego pochodną równaniem:

$$\sigma_{F}^{1} = \Gamma\left[\sigma_{F}^{1}\right] \dot{\varepsilon}_{pl} - \Lambda\left[\sigma_{F}^{1}\right] \sigma_{F}^{1} \tag{4.6}$$

gdzie: K, n - współczynniki materiałowe.

Pierwszy człon równania (4.6) opisuje umocnienie materiału, natomiast drugi - osłabienie. W procesie, w którym:

$$\frac{\Lambda\left[\sigma_F^1\right]\ \sigma_F^1}{\Gamma\left[\sigma_F^1\right]\ \dot{\varepsilon}_{pl}} \ll 1 \tag{4.7}$$

równanie (4.6) sprowadza się do opisu procesu umocnienia.

Przy realizacji procesu odkształceniowego na zimno naprężenie płynięcia jest przede wszystkim funkcją plastycznego płynięcia, a zatem równanie (4.6) przyjmie postać:

$$\dot{\sigma}_F^1 = \Gamma\left[\sigma_F^1\right]\dot{\varepsilon}_{pl} \tag{4.8}$$

Przyjmując, zgodnie z rozważaniami przedstawionymi w rozdziale 2, że w pierwszej fazie analizowanego procesu odkształceniowego odkształceniom plastycznym podlegać będzie przede wszystkim osnowa, równanie (4.8) zapisać można następująco:

$$\dot{\sigma}_F^1 = \Gamma\left[\sigma_F^1\right]\dot{\varepsilon}_o \tag{4.9}$$

Rozkładając wartość średniego względnego odkształcenia osnowy, ε_o, na część stałą i zmienną, otrzymuje się:

$$\varepsilon_o = \bar{\varepsilon}_o + \tilde{\varepsilon}_o \tag{4.10}$$

Zatem, przyjmując dla rozważanego okresu procesu technologicznego, że:

$$\varepsilon_k = V_w\varepsilon_w + (1 - V_w)\varepsilon_o = \varepsilon_o \tag{4.11}$$

równanie reologiczne kompozytu wyrazić można następująco:

$$K(\dot{\varepsilon}_o)^n = \left[\sigma_o(\bar{\varepsilon}_o) - \sigma_K(\tilde{\varepsilon}_o)\right] \tag{4.12}$$

Po zróżniczkowaniu przedstawić go można w następującej postaci:

$$nK(\dot{\varepsilon}_o)^{n-1}\dot{\tilde{\varepsilon}}_o + \left(-\frac{d\sigma_o}{d\bar{\sigma}}\dot{\sigma} + \frac{d\sigma_K}{d\tilde{\varepsilon}_o}\right)\dot{\tilde{\varepsilon}}_o = 0 \tag{4.13}$$

gdzie: σ - naprężenie wywołane obciążeniem zewnętrznym.

Związek pomiędzy naprężeniem σ a odkształceniem osnowy ε_o określa równanie:

$$\sigma = \sigma^{o} \exp\left[\varepsilon_{o}(t) - \varepsilon_{o}^{o}\right] \tag{4.14}$$

gdzie: σ^{o} - naprężenie od obciążenia zewnętrznego odniesionego do przekroju początkowego, a ε_{o}^{o} - odpowiadające mu odkształcenie.

Warunki graniczne stabilnego odkształcania określa znak współczynnika stojącego przed składnikiem $\dot{\varepsilon}_{o}$ w równaniu (4.13). Oznaczając współczynnik ten symbolicznie literą f, warunki graniczne stabilnego odkształcania można wyrazić następującą nierównością:

$$f = \frac{d\sigma_{o}}{d\bar{\sigma}}\dot{\sigma} + \frac{d\sigma_{k}}{d\varepsilon_{o}} \gtrless 0 \quad \begin{matrix} \text{odkształ. stabilne} \\ \text{odkształ. niestabilne} \end{matrix} \tag{4.15}$$

Obecność włókien zbrojących w odkształcanym kompozycie może jednak wpływać na zmianę wielkości obszaru stabionego płynięcia materiału osnowy w porównaniu do warunków płynięcia tego materiału poza kompozytem. Zatem kryterium stabilnego płynięcia, określone dla osnowy, musi ulec pewnej korekcie. Można zatem przyjąć, że w kompozycie kryterium stabilności odkształceń przyjmie postać:

$$f_{1} = f + \Delta f \tag{4.16}$$

Wykorzystując rozważania zawarte w pracach [1, 18, 25], przemieszczenie obszaru odkształceń stabilnych, oznaczone w równaniu (4.16) przez Δf określić można następująco:

$$\Delta f = \begin{cases} -\dfrac{V_{w}}{1-V_{w}} \dfrac{2\,\tau_{ol}}{d_{w}} & h(\sigma) \gtrless \dfrac{4\,\tau_{ol}}{d_{w}} \\ -\dfrac{V_{w}}{1-V_{w}} \dfrac{h^{2}(\sigma)\,d_{w}}{8\,\tau_{ol}} + \dfrac{V_{w}}{1-V_{w}}\,\Delta h\left(1 - \dfrac{d_{w}h(\sigma)}{4\,\tau_{ol}}\right) & \end{cases} \tag{4.17}$$

gdzie:

$$\Delta h = \frac{d[h(\sigma)]}{d\sigma}\,\sigma - h(\sigma) \tag{4.18}$$

Przy liniowym umocnieniu osnowy, dającym się opisać zależnością:

$$\sigma_{k} = \sigma_{o}^{o} + E_{o}'\varepsilon_{o} \tag{4.19}$$

$$h(\sigma) = A'\sigma' \tag{4.20}$$

gdzie:

$$K' = \frac{E_w}{V_w E_w + (1-V_w)E_o} \tag{4.21}$$

$$\sigma' = \sigma - (1-V_w)\sigma_o^o \tag{4.22}$$

Jak widać z przytoczonych zależności, zmiana obszaru stabilności odkształceń osnowy, wywołana obecnością komponentów zbrojących, zależy w dużym stopniu nie tylko od własności mechanicznych tych komponentów, ale również od ich wymiarów i ilości. Pełne uplastycznienie warstwy granicznej występuje przy:

$$h(\sigma) = \frac{4\tau_o l}{d_w} \tag{4.23}$$

Przy prowadzeniu procesu w podwyższonej temperaturze funkcje opisujące przebieg odkształcania znacznie się komplikują. Zgodnie z rozważaniami przytoczonymi w pracy [25] równanie (4.13) przyjmie następującą postać:

$$n\,K\,w^{n-1}\,\ddot{\tilde{\varepsilon}}_o + F(t)\,\dot{\tilde{\varepsilon}}_o + G(t)\,\tilde{\varepsilon}_o = 0 \tag{4.24}$$

gdzie "w" oznacza szybkość średniej wartości odkształcenia.
W celu uproszczenia zagadnienia, umożliwiającego uzyskanie rozwiązania, przyjmuje się:

$$w = \dot{\varepsilon}_o = \text{const.} \tag{4.25}$$

W procesie odkształceniowym prowadzonym w podwyższonej temperaturze funkcje współczynników F(t) i G(t) wyrazić można następującymi zależnościami:

$$F = \gamma(1-\zeta\sigma) + \gamma\rho\, m\, K\, w^m + \lambda\, m\, K\, w^{m-1} - \frac{d\sigma_o}{d\sigma}\sigma \tag{4.26}$$

$$G = -\frac{d\sigma_o}{d\sigma}\dot{\sigma} + \gamma\rho\,\frac{d\sigma_o}{d\sigma}\sigma w + \lambda\,\frac{d\sigma_o}{d\sigma}\sigma \tag{4.27}$$

Jako kryterium stabilności przyjmuje się w tym przypadku wyzerowanie funkcji F, potraktowanej jedynie jako funkcja quasi-stabilna.

4.2. Własności mechaniczne kompozytu w ujęciu analitycznym

Przy projektowaniu własności mechanicznych kompozytu można zastosować metodę fenomenologiczną lub strukturalną. Wybierając metodę fenomenologiczną, traktuje się kompozyt jako materiał makroskopowo jednorodny, natomiast wybierając metodę mechaniki strukturalnej - traktuje się kompozyt jako materiał złożony. Każda z metod ma swoje zalety i wady.
Posługując się pierwszą z wymienionych metod, zastępuje się niejednorodny kompozyt ekwiwalentnym ciałem jednorodnym, którego własności ustala się eksperymentalnie. Równocześnie, dla ekwiwalentnego modelu ciała jednorodnego określa się analogiczne charakterystyki na podstawie badań analitycznych. Jeśli charakterystyki eksperymentalne i analityczne odpowiadają sobie (w pewnych rozsądnych przedziałach), wówczas przyjęty model można uznać za właściwy. Takie podejście do kompozytu uniemożliwia jednak w większości przypadków śledzenie wpływu elementów związanych ze strukturą kompozytu na jego własności wytrzymałościiwe. Stanowi to dość istotny mankament, ponieważ wytrzymałość kompozytu określona jest charakterystykami wytrzymałościowymi trzech jego podstawowych elementów strukturalnych: włókien, osnowy i ich połączenia na granicy rozdziału, a więc poprzez sterowanie nimi można by również sterować własnościami projektowanego materiału. Wykorzystując metody mechaniki strukturalnej (tj. korzystając ze strukturalnej teorii wytrzymałości kompozytu), można potraktować materiał kompozytowy jak konstrukcję złożoną z odzielnych elementów wzajemnie ze sobą współpracujących. Przy takim założeniu prognozowanie wytrzymałości kompozytu opiera się na rzeczywistym stanie naprężenia lub odkształcenia, a nie na wartościach średnich. Wymaga to z kolei dysponowania olbrzymią ilością danych, których uzyskanie często staje się bardzo trudne. Sam tok obliczeń wymaga z reguły stosowania cyfrowej techniki obliczeniowej.

W praktyce spotyka się zatem znacznie częściej podejście fenomenologiczne, pomimo że ilość informacji dostarczonych przez tę metodę nie może w pełni zaspokoić wymagać projektanta materiału. Przy pominięciu wpływu technologii wytwarzania kompozytu na jego charakterystyki mechaniczne, własności sprężyste kompozytu można opisać, wykorzystując zależności podane przez Sendeckiego [26]. Przedstawia on sposób określenia efektywnych modułów sprężystości przy przyjęciu pewnych założeń wstępnych. Przyjmuje, że w rozważaniach dotyczących obszaru liniowo-sprężystego zachowania się kompozytu naprężenia makroskopowe zmieniają się tak niewiele przy przechodzeniu od punktu do punktu, że w objętości reprezentatywnej można uznać je za stałe. Przez określenie "objętość reprezentatywna" rozumie on obszar kompozytu, którego najmniejsza wielkość wielokrotnie przewyższa rozmiary charakterystyczne faz stanowiących komponenty kompozytu. Określenie "makroskopowy" odnosi się do obszarów przewyższających objętość reprezentatywną, a określenie "mikroskopowy" obejmuje wielkości rzędu wymiarów faz, występujących w kompozycie. Ponadto zakłada, że występujące połączenie komponentów zapewnia zachowanie ciągłości naprężeń lub przemieszczeń przy

przechodzeniu od jednej fazy do drugiej. Nie uwzględniając rozkładu naprężeń i odkształceń wewnątrz faz, teoretycznie można uzyskać tylko wyniki szacujące. Dla kompozytu zbrojonego włóknami ułożonymi względem siebie równolegle uśrednione naprężenia i odkształcenia można uzyskać z zależności:

$$\langle \sigma_{ij} \rangle = V_1 \langle \sigma^1_{ij} \rangle + V_2 \langle \sigma^2_{ij} \rangle \tag{4.28}$$

$$\langle e_{ij} \rangle = V_1 \langle e^1_{ij} \rangle + V_2 \langle e^2_{ij} \rangle \tag{4.29}$$

gdzie wartości średnie dla danej objętości określa jako:

$$\langle A \rangle = \frac{1}{V} \int_V A dV \tag{4.30}$$

W poszczególnych komponentach kompozytu (k = 1,2) naprężenia wiąże z odkształceniami uogólnione prawo Hooke'a:

$$\sigma^k_{ij} = C^k_{ijmn}\, e^k_{mn} \tag{4.31}$$

gdzie: C_{ijmn} - tensor współczynników sprężystości.

Wprowadzając uśrednienie, równanie (4.31) można zapisać następująco:

$$\langle \sigma^k_{ij} \rangle = C^k_{ijmn} \langle e^k_{mn} \rangle \tag{4.32}$$

Dla objętości reprezentatywnej zależność pomiędzy makroskopowymi naprężeniami i odkształceniami wyrazić można zależnością:

$$\langle \sigma_{ij} \rangle = C^*_{ijmn} \langle e_{mn} \rangle \tag{4.33}$$

gdzie: C^*_{ijmn} - efektywne moduły sprężystości kompozytu.

Należy zatem określić związek między C^*_{ijmn}, C^k_{ijmn} oraz V_k. Sendecki, powołując się na prace Hilla [3, 4], przyjmuje, że istnieje jedyna zależność między średnimi odkształceniami w komponentach i ogólnym odkształceniem kompozytu, którą można wyrazić równością:

$$\langle e^k_{ij} \rangle = a^k_{ijmn} \langle e_{mn} \rangle \tag{4.34}$$

gdzie: a^k_{ijmn} - stałe, określające współczynniki koncentracji odkształcenia średniego k-tej fazy, a $\langle e_{mn} \rangle$ - jednorodne odkształcenia makroskopo-

we odpowiadające jednorodnym makroskopowym naprężeniom $<\sigma_{ij}>$. Stałe a^k_{ijmn} są wzajemnie zależne i wykorzystując równanie (4.29), można zapisać następujące zależności między nimi:

$$V_1 a^1_{ijmn} + V_2 a^2_{ijmn} = J_{ijmn} = \frac{1}{2}(\delta_{in}\delta_{jn} + \delta_{im}\delta_{jn}) \tag{4.35}$$

gdzie: δ_{ij} - symbol Kroneckera; $\delta_{ij} = \begin{cases} 1 & i=j \\ 0 & i\neq j \end{cases}$

Tensory a^k_{ijmn} w ogólności zależą od udziałów objętościowych, modułów oraz rozkładu i kształtu faz.

Podstawiając (4.34) do (4.32), a wynik do (4.28), na podstawie (4.33) otrzymuje się:

$$C^*_{ijmn} = V_1 C^1_{ijkl} a^1_{klmn} + V_2 C^2_{ijkl} a^2_{klmn} \tag{4.36}$$

Równanie to wyraża moduły efektywne poprzez współczynniki koncentracji średnich odkształceń faz oraz ich moduły i udziały objętościowe.

Współczynnik koncentracji średnich odkształceń można ustalić przy zastosowaniu metod aproksymacyjnych albo też wykorzystując (4.36), o ile znane są efektywne moduły sprężystości kompozytu (np. z danych eksperymentalnych).

Dla kompozytu transwersalno-izotropowego Hill [5] proponuje następujące wyrażenia do określania efektywnych modułów sprężystości kompozytu (przy założeniu jednakowych modułów ścinania komponentów):

$$1/E^*_l = V_1/E_{l1} + V_2/E_{l2} \tag{4.37}$$

$$1/(K^*+G) = V_1/(K_1+G) + V_2/(K_2+G) \tag{4.38}$$

$$1/(E^*_t/4-G) = V_1/(E_{t1}/4-G) + V_2/(E_{t2}/4-G) \tag{4.39}$$

$$1/(1-\vartheta^*) = V_1/(1-\vartheta_1) + V_2/(1-\vartheta_2) \tag{4.40}$$

gdzie: E_l, E_t - moduł Younga odpowiednio wzdłuż i w poprzek włókien, ϑ - liczba Poissona, G - moduł ścinania, K - moduł objętościowy.

Oprócz efektywnych modułów sprężystości istnieje potrzeba prostego, analitycznego opisu rozkładu naprężeń w kompozycie. Rozwiązanie takie dla kompozytu włóknistego, znajdującego się pod obciążeniem prostopadłym do osi włókien ($\sigma_{xx} = 1$, $\sigma_{xy} = \sigma_{yy} = 0$) o przekroju kołowym, przy dowolnym rozłożeniu włókien, zaproponowano w pracy [27]. Rozwiązanie wynikowe, wyrażone poprzez potencjały zespolone, zgodnie z [20], przyjmuje postać:

$$\varphi_o = Az/4, \qquad \psi_o = A\left[-z + \gamma B(z)\right]/2$$
$$\varphi_w = A(1+\gamma)z/4 \qquad \psi_w = A\left[-z + \gamma B^*(z)\right]/2 \tag{4.41}$$

gdzie:

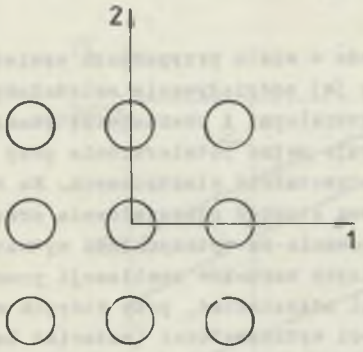
$$B(z) = \sum_{n=1}^{\infty} R_m^2 (z-a_n)^{-1} \tag{4.42}$$

$$A = (1 + V_w \gamma)^{-1} \tag{4.43}$$

$$\gamma = (\varkappa_o - \varkappa_w)/(1 + \varkappa_w) \tag{4.44}$$

$$\varkappa = \begin{cases} (3-4\vartheta) & \text{- dla płaskiego stanu odkszt.} \\ (3-\vartheta)/(1+\vartheta) & \text{- dla płaskiego stanu napr.} \end{cases} \tag{4.45}$$

R_n i a_n - odpowiednio promień n-tego włókna i współrzędna określająca położenie jego środka, $z = x_1 + ix_2$ - zmienna zespolona, indeksy "o" i "w" oznaczają odpowiednio osnowę i włókna. Gwiazdka przy $B(z)$ oznacza, że człon odnoszący się do i-tego włókna nie mieści się w potencjale ψ_w dla tego włókna.



Rys. 4.1. Rozkład kwadratowy włókien zbrojących; przekrój włókien kołowy, promień włókien - jednostkowy

Fig. 4.1. Square distribution of the reinforcing wires; circular section of the fibres; fibre radius - unitary

Dla kwadratowego rozkładu włókien (rys. 4.1) o promieniu równym jedności, $R_n = 1$, środki włókien znajdują się w punktach:

$$z = 2a(m+in) \quad (m,n=0; \pm1; \pm2...) \tag{4.46}$$

gdzie: a - parametr charakteryzujący odległości między środkami włókien.

Dla rozpatrywanego układu udział objętościowy włókien wynosi $V_w = \pi/4a^2$.

Naprężenia na granicy rozdziału dla punktów należących do osnowy określić można wykorzystując równania:

$$\sigma_{rr} = \frac{1}{2} A\left[1+\gamma+\cos 2\Theta/A + \gamma \sum_{n=2}^{\infty} C_n a^{-2n} \cos 2n\Theta\right], \tag{4.47}$$

$$\sigma_{r\Theta} = -\frac{1}{2}\left[\sin 2\Theta + A\beta \sum_{n=2}^{\infty} C_n a^{-2n} \sin 2n\Theta\right], \tag{4.47}$$

$$\sigma_{\Theta\Theta} = A - \sigma_{rr}$$

W odniesieniu do włókien składowe σ_{rr} i $\sigma_{r\Theta}$ oblicza się analogicznie, natomiast:

$$\sigma_{\Theta\Theta} = (1+\beta)A - \sigma_{rr} \tag{4.48}$$

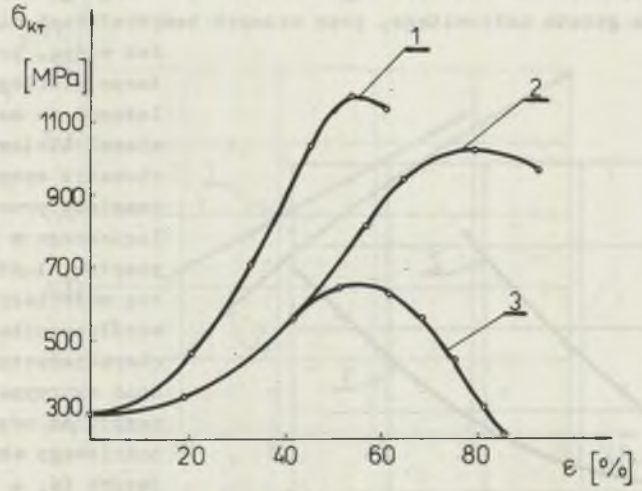
W równaniach (4.47) $C_2 = 0{,}590852$, $C_3 = 0$ i

$$C_n = \left[3/(2n+1)(n-3)\right] \sum_{m=2}^{n-2} C_m C_{n-m} \quad (n \geq 4) \tag{4.49}$$

Poprawność przyjętego modelu obliczeniowego można ocenić na podstawie wyników uzyskanych w określonych badaniach eksperymentalnych.

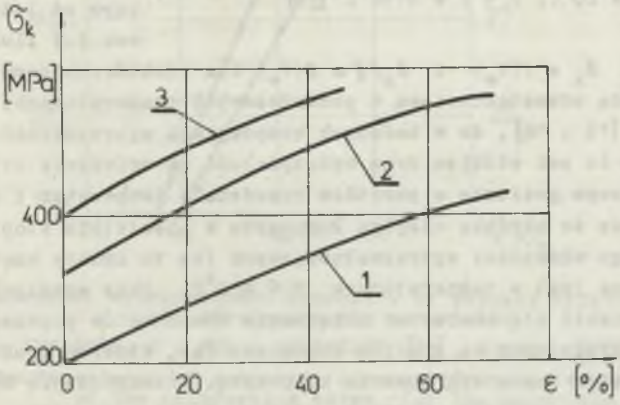
4.3. Własności mechaniczne kompozytu Al-stal otrzymanego metodą odkształceń plastycznych, uzyskane w badaniach eksperymentalnych

Technologia wytwarzania kompozytu może w wielu przypadkach wywierać tak znaczny wpływ na jego własności, że jej oddziaływanie należałoby uwzględniać na równi z czynnikami strukturalnymi i charakterystykami mechanicznymi komponentów. Uwaga ta znajduje pełne potwierdzenie przy wytwarzaniu kompozytów Al-stal metodami odkształceń plastycznych. Na rys. 4.2 przedstawiono przykładowo, jak wpływa stopień odkształcenia oraz pozostałe warunki realizacji procesu walcowania na wytrzymałość wytwarzanego kompozytu. Jak widać, dla poszczególnych warunków realizacji procesu wyróżnić można pewne optymalne wielkości odkształceń, przy których wytwarzany kompozyt osiąga największe wartości wytrzymałości (materiał badano na rozciąganie wzdłuż włókien). Zwiększanie odkształceń powyżej tej wartości prowadzi już do obniżania wytrzymałości kompozytu. Stopień wzrostu wytrzymałości kompozytu przy zwiększaniu jego odkształcenia w procesie wytwarzania zależy również znacząco od udziału objętościowego włókien zbrojących, co ilustrują wykresy na rys. 4.3. Przy zbrojeniu osnowy metalicznej (o zdolnościach umocnieniowych) drutami stalowymi należy dodatkowo brać pod uwagę fakt, że ich charakterystyki wyjściowe mogą ulegać podczas procesów wytwarzania kompozytów podobnym zmianom, jakim ulega osnowa (rozdz. 4.2). Przykładowo, na rys. 4.4 zestawiono wykresy ilustru-



Rys. 4.2. Zależność wytrzymałości kompozytu Al-X18H10T od stopnia odkształcenia przy walcowaniu wzdłuż włókien w temperaturze
1 - (-196°C), 2 - (+20°C) oraz w poprzek włókien w temperaturze: 3 - (+20°C) [19]

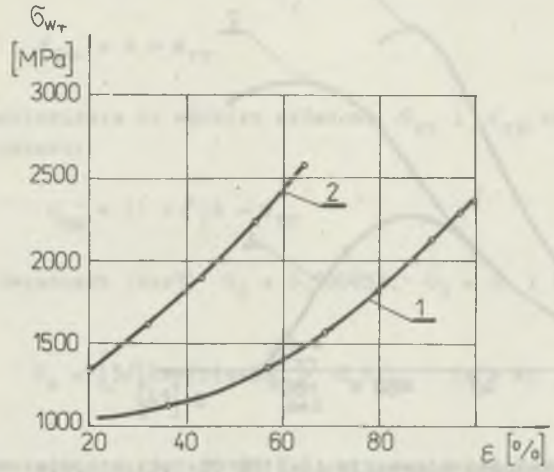
Fig. 4.2. The strength dependence of the composite Al-X18H10T upon the degree of deformation at rolling along the fibres in the temperature
1 - (-196°C), 2 - (+20°C), and across the fibres in temperature: 3 - (+20°C) [19]



Rys. 4.3. Wpływ stopnia odkształcenia na wytrzymałość kompozytu Al-X18H10T przy
1 - V_w = 20%, 2 - V_w = 30%, 3 - V_w = 40%

Fig. 4.3. The influence of deformation degree upon the composite strength Al-X18H10T at
1 - V_w = 20%, 2 - V_w = 30%, 3 - V_w = 40%

jące zmianę wytrzymałości na rozciąganie drutu stalowego gat. H18N10T w miarę wzrostu gniotu całkowitego, przy różnych temperaturach ciągnienia.



Rys. 4.4. Wpływ stopnia odkształcenia drutu ze stali H18N10T na jego wytrzymałość na rozciąganie

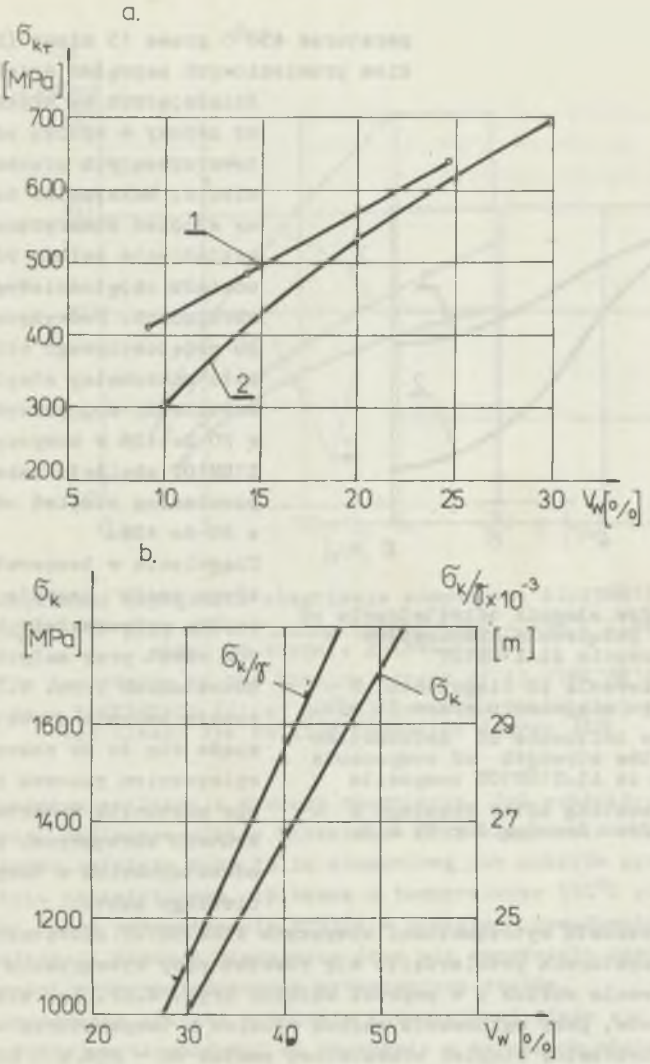
1 - T = 20°C, 2 - T = -196°C [10]

Fig. 4.4. The influence of deformation degree of the steel wire H18N10T upon its tensil strength

1 - T = 20°C, 2 - T = -196°C [10]

Jak widać, przy temperaturze ciekłego azotu zależność ta ma charakter niemal liniowy. Przy zachowaniu optymalnych parametrów procesu technologicznego w grupie kompozytów Al-stal uzyskuje się materiały o małym współczynniku wariacji charakterystyk. Zależność wytrzymałości kompozytu od udziału objętościowego włókien zbrojących ($\sigma_k = f(V_w)$) oraz modułu sprężystości ($E_k = f(V_w)$) ma na ogół charakter liniowy; jedynie po obróbce termicznej zależność $\sigma_k = f(V_w)$ przyjmuje charakter funkcji wykładniczej o wykładniku mniejszym od jedności. Rysunek 4.5 ilustruje przebieg funkcji $\sigma_k = f(V_w)$ i $\sigma_k/\gamma = f(V_w)$ dla niektórych kompozytów uzyskanych metodą odkształceniową w podwyższonych temperaturach. Ponadto stwierdzono [14 - 16], że w badanych kompozytach wytrzymałość w kierunku prostopadłym do osi włókien oraz wytrzymałość na ściskanie utrzymują się na niezmienionym poziomie w szerokim przedziale temperatur i stopnia odkształceń oraz że obróbka cieplna kompozytu w niewielkim stopniu wpływa na zmianę jego własności wytrzymałościowych (są to zmiany rzędu 10%), o ile prowadzona jest w temperaturach $T \leqslant 450°C$. Przy wyższych temperaturach może zmienić się charakter połączenia komponentów poprzez pojawienie się warstw dyfuzyjnych na granicy rozdziału faz, których grubość rośnie wraz ze wzrostem czasu wygrzewania kompozytu. Przekroczenie krytycznej grubości warstwy powoduje obniżanie wytrzymałości kompozytu.

Matusewicz [19], badając wpływ technologii odkształceniowych stosowanych przy wytwarzaniu kompozytu na jego własności wytrzymałościowe, sformułował szereg wniosków dotyczących warunków prowadzenia tych procesów. Badając wpływ odkształceń plastycznych na wytrzymałość połączenia komponentów w kompozycie Al-X18H10T podczas procesu ciągnienia, stwierdził, że wraz ze wzrostem stopnia odkształcenia wytrzymałość tego połączenia na

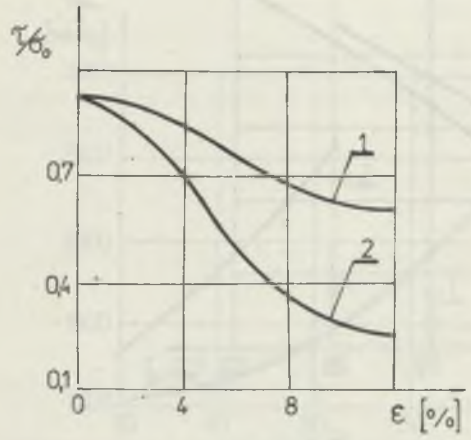


Rys. 4.5. Zależność wytrzymałości kompozytu od udziału objętościowego drutów zbrojących dla materiałów
a) 1 - D20 + 12X18H9T, 2 - D20 + 2X15H5AM3 [13], b) Al - X18H10T [10]

Fig. 4.5. The dependence of composite strength from the volume fraction of the reinforcing wires for the materials
a) 1 - D20 + 12X18H9T, 2 - D20 + 2X15H5AM3 [13], b) Al - X18H10T [10]

ścinanie - maleje. Najmniejsza wytrzymałość połączenia wystąpiła przy stopniu odkształcenia równym 10% i w zasadzie pozostawała niezmieniona pomimo dalszego wzrostu stopnia odkształcania. Ponadto znaczne obniżenie wytrzymałości połączenia dawało izotermiczne wygrzewanie kompozytu (otrzy-

manego metodą ciągnienia) w temperaturze 450°C przez 15 minut (rys. 4.6). Zjawisko to wyjaśnić można zanikiem promieniowych naprężeń ściskających, działających na włókna ze strony osnowy w wyniku odkształceń towarzyszących procesowi ciągnienia. Maksymalny dopuszczalny stopień sumarycznego odkształcenia zależy również od udziału objętościowego drutów zbrojących. Podwyższenie udziału objętościowego włókien obniżało maksymalny stopień odkształceń, np. podwyższenie V_w z 20 do 40% w kompozycie Al-X18H10T obniżyło maksymalny dopuszczalny stopień odkształceń z 80 do 40%.



Rys. 4.6. Wpływ stopnia odkształcenia na wytrzymałość połączenia komponentów w kompozycie Al-X18H10T

1 - bez wygrzewania po ciągnieniu, 2 - wygrzewanie po ciągnieniu przez 15 min.

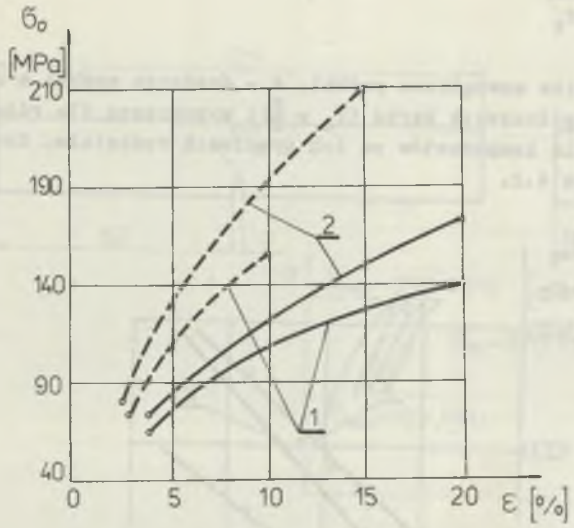
Fig. 4.6. The influence of deformation degree upon the strength of components connection in Al-X18H10T composite

1 - without heating after drawing, 2 - heating after drawing for 15 min.

Ciągnienie w temperaturach ciekłego azotu pozwala uzyskiwać wysoką wytrzymałość kompozytu już nawet przy małych stopniach odkształceń (rys. 4.7). Jak wykazały badania strukturalne, wiąże się to ze znacznym przyspieszeniem procesu przechodzenia austenitu w martenzyt w drutach zbrojących, poddanych odkształceniom w temperaturach ciekłego azotu.

Zjawisko wzrostu wytrzymałości kompozytu Al-X18H10T odkształcanego w niskich temperaturach potwierdziło się również przy wytwarzaniu kompozytu metodą walcowania wzdłuż i w poprzek włókien (rys. 4.2). Jak widać z podanych wykresów, przy walcowaniu wzdłuż włókien w temperaturze -196°C maksymalny dopuszczalny stopień odkształceń zmalał do ~ 55% z ~ 80% dla temp. 20°C, przy równoczesnym wzroście wytrzymałości kompozytu.

Niezależnie od parametrów procesu wytwarzania kompozytu (stopień odkształcenia, temperatura) i struktury kompozytu (udział objętościowy drutów zbrojących i ich rozłożenie w przekroju) - rys. 4.8 - duży wpływ na wytrzymałość wytwarzanego materiału, jak również wręcz możliwości realizacji procesu ciągnienia, ma sposób przygotowania pakietu. W tablicy 3.2 zestawiono podstawowe wielkości charakteryzujące druty kompozytowe uzyskane metodą ciągnienia z pakietów zawierających druty zbrojące o zróżnicowanym sposobie pokrywania ich powierzchni materiałem osnowy. Jak widać z uzyskanych wyników, zabiegi te wywierają swój wpływ zarówno na wielkość stosowanych gniotów, jak również wytrzymałość wytwarzanego kompozytu oraz



Rys. 4.7. Zależność naprężenia ciągnienia kompozytu: Al-25%H18N10T (1) i Cu - 25%X18H10T (2) przy 20°C (linie ciągłe) oraz - 196°C (linie przerywane) od stopnia gniotu, [13]

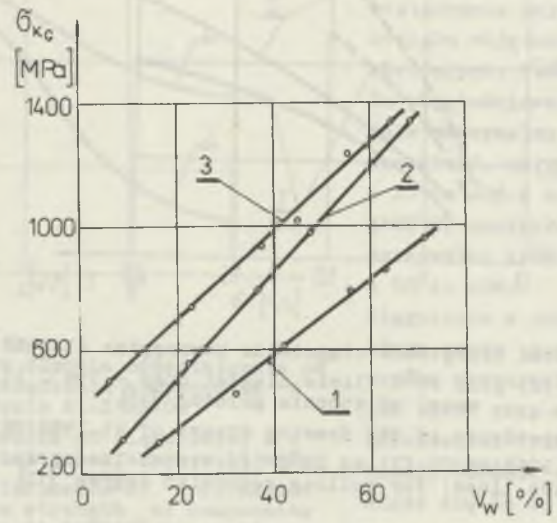
Fig. 4.7. The dependence of the drawing stress of Al-25%H18N10T composite (1) and Cu - 25%X18H10T (2) at 20°C (continous lines) and -196°C (broken lines) for rolling reduction degree [13]

możliwość zakresu realizacji procesu ciągnienia. Jak wykazały przeprowadzone badania, najlepsze efekty uzyskiwano przy ciągnieniu tych pakietów, w których druty owinięte były folią aluminiową lub pokryte gęstwą wykonaną na alkoholu poliwinylowym, spiekaną w temperaturze 550°C przez 30 minut w próżni. Inne przygotowanie drutów w pakietach powodowało duże trudności w realizacji procesu ciągnienia oraz nie zapewniało uzyskiwania dobrych własności wytrzymałościowych wytwarzanych drutów.

Duże zainteresowanie drutami o budowie kompozytowej wiąże się m.in. z faktem ich dobrej wytrzymałości na zmęczenie w warunkach obciążeń niskocyklicznych. W związku z tym druty kompozytowe Al-stal poddano badaniom zmęczeniowym mającym na celu zarówno określenie ich wytrzymałości zmęczeniowej, jak również zbadanie zjawiska inicjacji i rozwoju szczeliny zmęczeniowej w materiale. Badaniom poddano kompozyt o osnowie ze stopu aluminium AK11 zbrojonej drutami stalowymi gat. H25N20S2 oraz D70. Kształt i wymiary stosowanych próbek podano na rys. 4.9. Z uwagi na prowadzone badania mechanizmu rozwoju szczeliny wyznaczono dla badanych kompozytów współczynnik odporności na kruche pękanie. Do tego celu użyto próbki których kształt i wymiary przedstawiono na rys. 4.9. Szczelinę zmęczeniową nanoszono podczas obciążania zginania obrotowego, a następnie poddawano próbki statycznej próbie rozciągania. Współczynnik odporności na pękanie:

$$K_I = \sigma\sqrt{\pi D f_k} \tag{4.50}$$

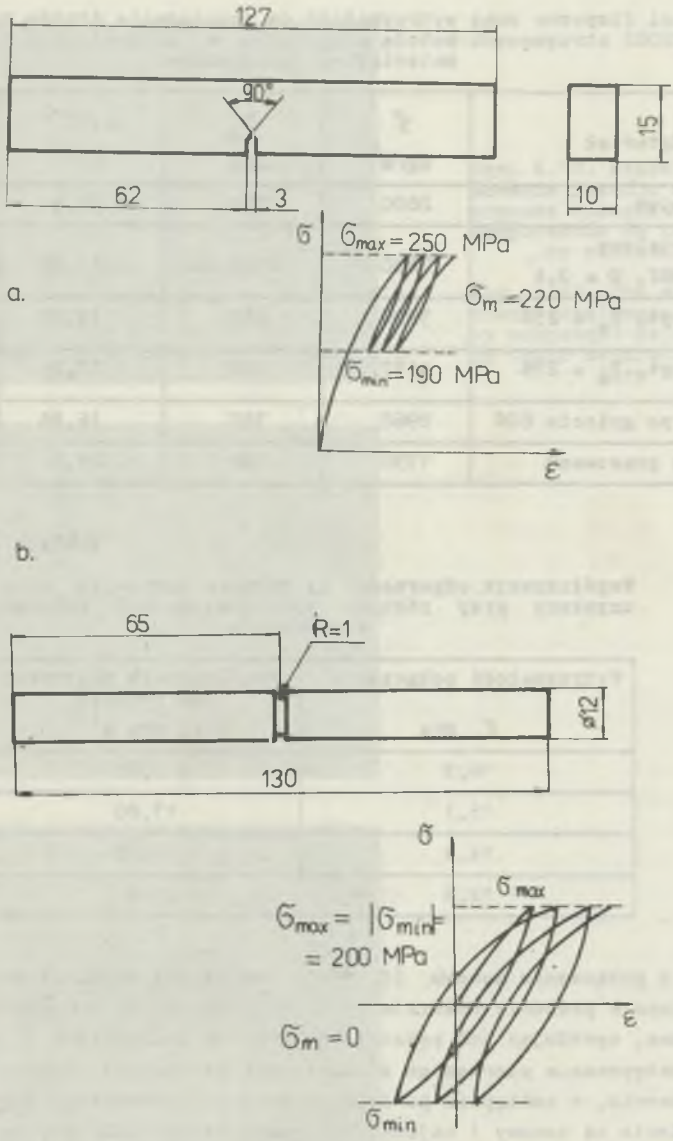
gdzie: D - średnica zewnętrzna próbki, d - średnica próbki w dnie nacięte-go karbu, f_k - współczynnik karbu ($f_k = \frac{d}{D}$); wyznaczano dla różnych wytrzymałości połączenia komponentów na ich granicach rozdziału. Uzyskane wyniki ujmuje tablica 4.2.



Rys. 4.8. Zależność wytrzymałości przy ściskaniu od udziału objętościo-wego drutów zbrojących oraz charakterystyk wytrzymałościowych komponentów
1 - Al-X18H10T (σ_w = 800 MPa), 2 - Al-X18H10T (σ_w = 1400 MPa), 3 - Al10B--X18H10T (σ_w = 1400 MPa) [19]

Fig. 4.8. The stress dependence at compression upon the volume fraction of the reinforcing wires and component strength characteristics
1 - Al-X18H10T (σ_w = 800 MPa), 2 - Al-X18H10T (σ_w = 1400 MPa), 3 - Al10B--X18H10T (σ_w = 1400 MPa)

Badania kinetyki rozwoju szczeliny zmęczeniowej wskazywały, że istotny wpływ wywiera na nią zarówno wytrzymałość połączenia komponentów oraz równomierność ich rozmieszczenia w przekroju próbki, jak również wytrzymałość osnowy. Stwierdzono bowiem, że szczeliny inicjowane są w aluminium i ich dalszy rozwój w kompozycie uzależniony jest od charakteru połączenia komponentów. Szczelina zmęczeniowa po dojściu do włókna zbrojącego może wywołać częściowe odwarstwienie włókna i zostać w ten sposób wyhamowana, albo też po ominięciu w ten sposób włókna rozwijać się dalej w osnowie. Ma to miejsce dla tych kompozytów, w których wytrzymałość połączenia komponentów jest niższa niż wytrzymałość osnowy, tzn. $\tau_p < \tau_o$. W kompo-



Rys. 4.9. Próbki stosowane do badań zmęczeniowych
a - przy zginaniu jednostronnym, b - przy zginaniu obrotowym
Fig. 4.9. The samples used for fatique testing
a - at one side bending, b - at rotary bending

Tablica 4.1

Własności fizyczne oraz wytrzymałość na rozciąganie drutów kompozytowych Al-H25N20S2 otrzymanych metodą ciągnienia w zestawieniu z niektórymi materiałami jednorodnymi

Materiał	γ kg/m^3	R_m MPa	$\alpha \cdot 10^{-6}$ K^{-1}	$\rho \cdot 10^{-6}$ Ω .m
Aluminium	2600	130	22,9	0,026
Drut stalowy H25N20S2, ϕ = 0,4	7800	1900	11,50	0,107
Kompozyt, V_w = 25%	3900	450	18,75	0,028
Kompozyt, V_w = 29%	4137	480	17,35	0,030
Miedź po gniocie 60%	8960	392	16,86	0,017
Magnez prasowany	1730	180	25,8	0,044

Tablica 4.2

Współczynnik odporności na pękanie kompozytu Al-stal uzyskany przy różnych wytrzymałościach połączenia komponentów

Wytrzymałość połączenia τ, MPa	Współczynnik odporności na pękanie K, MPa m$^{1/2}$
16,9	9,65
15,1	17,80
14,1	19,70
12,5	21,4

zytach o połączeniu mocnym ($\tau_p > \tau_o$) szczelina zmęczeniowa nie może być wytłumiona w procesie odwarstwienia, co prowadzi do przenoszenia się jej na włókna, wywołując ich pękanie. W badanych kompozytach Al-stal obserwowano występowanie pierwszego z omawianych przypadków. Szczeliny powstawały w osnowie, a następnie po dojściu do drutu powodowały jego lokalne odwarstwienie od osnowy i najczęściej rozprzestrzeniały się dalej (rys. 4.10), 4.11). Niszczenie drutów zbrojących następowało znacznie później (po większej liczbie cykli).

Wpływ zbrojenia na własności zmęczeniowe badanego kompozytu ilustrują wykresy na rys. 4.12, natomiast wpływ sposobu przygotowania powierzchni drutów zbrojących - wykresy na rys. 4.13. Jak widać z przebiegu badanych wykresów, elementy te odgrywają istotną rolę z punktu widzenia wytrzymałości zmęczeniowej kompozytu.

Rys. 4.10. Przykład zahamowania rozwoju szczeliny poprzez rozwarstwienie komponentów na ich granicy rozdziału

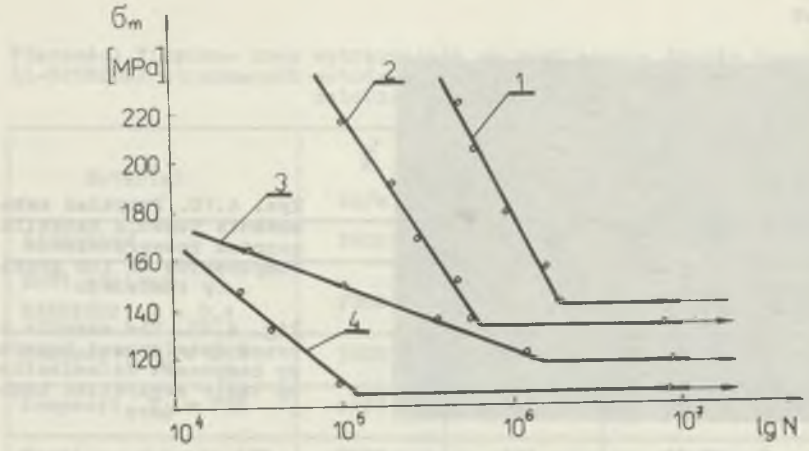
Fig. 4.10. The example of crack development braking by component delamination on their separation boundary

Rys. 4.11. Rozwój szczeliny zmęczeniowej w kompozycie AK11-H25N20S2 po 2500 cyklach, R = 0,5, σ_m = 220 MPa, pow. 50x

a - ominięcie drutu zbrojącego, b - dalszy rozwój szczeliny w osnowie

Fig. 4.11. The development of fatique crack in AK11 - H25N20S2 composite after 2500 cycles, R = 0,5, σ_m = 220 MPa, (magn. 50x)

a - neglecting the reinforcing wire, b - further crack development in the matrix



Rys. 4.12. Wpływ zbrojenia na charakterystyki zmęczeniowe kompozytu AD1 - drut stalowy X18H10T

1 - V_w = 29%, 2 - V_w = 20%, 3 - V_w = 12%, 4 - V_w = 8%

Fig. 4.12. The reinforcement influence upon the fatique characteristics of composite AD1 - steel wire X18H10T

1 - V_w = 29%, 2 V_w = 20%, 3 - V_w = 12%, 4 - V_w = 8%

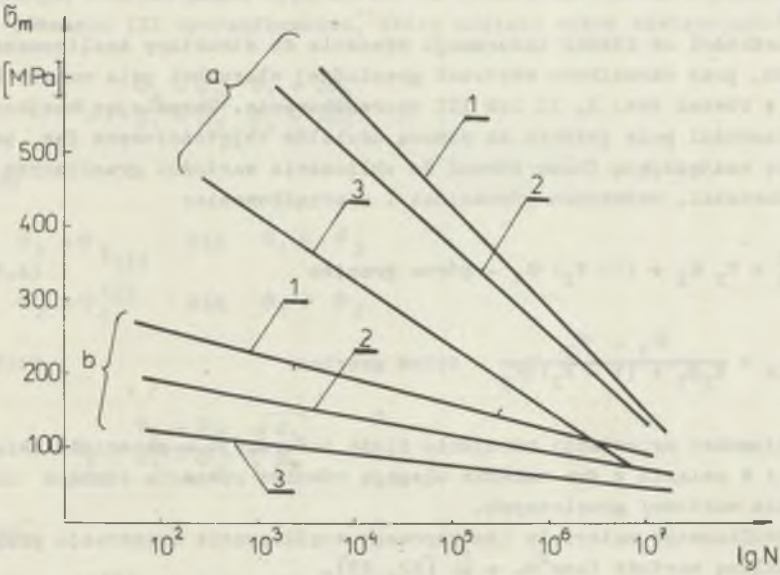
4.4. Niektóre własności fizyczne kompozytu Al-stal

Własności fizyczne kompozytu, takie jak np. własności cieplne czy elektryczne, charakteryzuje ich pole rozkładu. Ponieważ pola wybranych wielkości fizycznych są funkcją nie tylko charakterystyk składowych faz kompozytu, ale również ich geometrii i geometrycznego uporządkowania, skorzystano w opisach analitycznych z koncepcji przedstawionej w pracach [21 - 24]. Według autora cytowanych prac związek pomiędzy budową strukturalną materiału wielofazowego a jego własnościami polowymi można opisać następującymi równaniami:

$$1 - V_2 = \frac{\Phi_2 - \Phi_k}{\Phi_2 - \Phi_1}\left[\frac{\Phi_1}{\Phi_k}\right]^R \left[\frac{\Phi_k + \Phi_2\left\{1 - \frac{1}{2F_2 + \cos^2\alpha_2(1-3F_2)}\right\}}{\Phi_1 + \Phi_2\left\{1 - \frac{1}{2F_2 + \cos^2\alpha_2(1-3F_2)}\right\}}\right]^T \tag{4.51}$$

gdzie:

$$R = \frac{F_2(1 - 2F_2)}{1 - 2F_2 - \cos^2\alpha_2(1 - 3F_2)} \tag{4.51a}$$



Rys. 4.13. Wpływ obróbki powierzchniowej drutów na własności zmęczeniowe kompozytu Al-drut stalowy

a - kompozyt AK11-33% H25N20S2 (zbrojenie drutami ciągłymi ułożonymi równolegle do osi próbki), b - kompozyt AK11-20% H18N10 (zbrojenie siatką), 1 - druty chromianowane, 2 - druty bez powłoki ochronnej, 3 - druty pokryte TiC

Fig. 4.13. The influence of wire surface treatment upon the composite fatique properties Al-stal wire

a - AK11-33% H25N20S2 (reinforcement by means of continous wires placed parallely to the sample axis), b - AK11 - 20% H18N10T composite (reinforcement by means of net), 1 - wires covered with chromate, 2 - wires without protective coating 3 - wires covered with TiC

$$T = \frac{F_2(1-2F_2)}{1 - F_2 - \cos^2\alpha_2(1-3F_2)} + \frac{2F_2(1-F_2)}{2F_2 + \cos^2\alpha_2(1-3F_2)} \qquad (4.51b)$$

Oznaczenia: Φ - własność pola; 1,2,k - indeksy oznaczające odpowiednio osnowę, zbrojenie, kompozyt; V_2 - udział objętościowy fazy zbrojącej, F_2 - współczynnik kształtu, $\cos^2\alpha_2$ - współczynnik orientacji. Współczynniki kształtu oraz orientacji można określić poprzez quantymetryczne pomiary w płaszczyznach przekroju.

Przyjmując następujący zakres zmian parametrów strukturalnych:

$$\begin{aligned} 0 &\leq V_2 \leq 1 \\ 0 &\leq F_2 \leq 0{,}5 \\ 0 &\leq \cos^2\alpha \leq 1 \end{aligned} \qquad (4.52)$$

można dla każdego przyjętego udziału objętościowego zbrojenia określić maksymalne i minimalne wartości własności pola badanego, dwufazowego materiału.

W zależności od ilości informacji odnośnie do struktury analizowanego materiału, przy określaniu wartości granicznej własności pola należy korzystać z równań tzw. I, II lub III uporządkowania. Określając wielkość danej własności pola jedynie za pomocą udziałów objętościowych faz, uzyskuje się następującą formę równań do obliczania wartości granicznych badanej własności, nazwanych równaniami I uporządkowania:

$$\Phi_k^I = V_2 \Phi_2 + (1 - V_2) \Phi_1 \text{ - górna granica} \tag{4.53a}$$

$$\Phi_{Ik} = \frac{\Phi_1 \cdot \Phi_2}{V_2 \Phi_1 + (1 - V_2) \Phi_2} \text{ - dolna granica} \tag{4.53b}$$

Przy znajomości orientacji zbrojenia ilość informacji o materiale zwiększa się i w związku z tym zmianie ulegają również równania służące do określania wartości granicznych.

Dla dwufazowego materiału izotropowego współczynnik orientacji przyjmie określoną wartość ($\cos^2\alpha_2 = \frac{1}{3}$) [22, 23].
Opis badanej własności określają równania graniczne tzw. II uporządkowania:

$$\Phi_k = \Phi_2 \frac{3\Phi_1 + 2V_2(\Phi_2 - \Phi_1)}{3\Phi_2 - V_2(\Phi_2 - \Phi_1)} \tag{4.54a}$$

gdzie:

$$\Phi_k = \Phi_k^{II} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 < \Phi_2$$

$$\Phi_k = \Phi_{k_{II}} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 > \Phi_2$$

oraz

$$\Phi_k = \Phi_1 \frac{3\Phi_2 + 2(1 - V_2)(\Phi_1 - \Phi_2)}{3\Phi_1 + (1 - V_2)(\Phi_1 - \Phi_2)} \tag{4.54b}$$

gdzie:

$$\Phi_k = \Phi_{k_{II}} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 < \Phi_2$$

$$\Phi_k = \Phi_k^{II} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 > \Phi_2$$

Gdy dodatkowo istnieją informacje odnośnie do struktury faz materiału złożonego, wówczas można wykorzystać do określenia wartości granicznych tzw. równania III uporządkowania, które zapisać można następująco:

$$1 - V_2 = \frac{\Phi_k - \Phi_2}{\Phi_1 - \Phi_2} \cdot \frac{\Phi_1 + 2\Phi_2}{\Phi_k + 2\Phi_2} \tag{4.55}$$

gdzie:

$$\Phi_k = \Phi_{k_{III}} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 < \Phi_2$$

$$\Phi_k = \Phi_k^{III} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 > \Phi_2$$

lub

$$1 - V_2 = \frac{\Phi_k - \Phi_2}{\Phi_1 - \Phi_2} \sqrt[3]{\frac{\Phi_1}{\Phi_k}} \tag{4.55b}$$

gdzie:

$$\Phi_k = \Phi_k^{III} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 > \Phi_2$$

$$\Phi_k = \Phi_{k_{III}} \quad \text{dla} \quad \Phi_1 < \Phi_2$$

4.4.1. Współczynnik rozszerzalności cieplnej

Przydatność modeli zaproponowana w pracach [21 - 24] uwarunkowana jest spełnieniem założeń towarzyszących ich powstawaniu. W odniesieniu do zbrojenia włóknami ciągłymi przy dużym udziale objętościowym zbrojenia nie zawsze uzyskuje się wyniki zadowalające. W przeciwieństwie bowiem do rozdrobnionej fazy zbrojącej, rozłożonej równomiernie w przekroju badanego materiału, przy zbrojeniu włóknami ciągłymi o dużym udziale objętościowym niezgodność współczynników równomierności cieplnej faz może doprowadzić do znacznych naprężeń wewnętrznych podczas podgrzewania i ochładzania kompozytu, co może w istotny sposób zniekształcić wyniki obliczeń modelowych. W związku z tym niektórzy autorzy proponują do obliczania współczynników rozszerzalności cieplnej wzory uzyskane z analizy odkształceń materiału kompozytowego uwzględniające zdolności odkształceniowe zarówno osnowy, jak i włókien w różnych przedziałach temperatur (np. [19]). W pracy [19] proponuje się, aby w obszarze niższych temperatur, wynoszących dla kompozytu Al-stal ok. 100°C, współczynnik rozszerzalności cieplnej obliczać z zależności:

$$\alpha_k = \frac{\alpha_w E_w V_w + \alpha_o E_o V_o}{E_w V_w + E_o V_o} \tag{4.56}$$

natomiast przy wyższych temperaturach - z zależności:

$$\alpha_k = \alpha_w \pm \frac{\sigma_{0_e}(1-V_w)}{E_w V_w dT} \qquad (4.57)$$

Wyniki obliczeniowe uzyskane przy wykorzystaniu (4.56) i (4.57) dla kompozytu Al-X18H10T zebrano w tablicy 4.3, natomiast eksperymentalne - dla kompozytu Al-H25N20S2 - w tablicy 4.4.

Tablica 4.3

Współczynnik rozszerzalności cieplnej kompozytu Al-X18H10T
$\alpha \cdot 10^{-6}$ [k^{-1}] [13]

Materiał	Zakres temperatur °C	Dane obliczeniowe wg r. (4.56)	Dane eksperymentalne
Aluminium	20 - 100	-	23,5
	20 - 200	-	24,6
X18H10T	20 - 100	-	16,8
	20 - 200	-	17,1
Al-10% X18H10T	20 - 100	21,9	16,9 - 21,4
	20 - 200	22,6	17,1 - 21,8
Al-20% X18H10T	20 - 100	20,6	17,0 - 20,5
	20 - 200	21,2	17,1 - 21,0
Al-30% X18H10T	20 - 100	19,6	17,0 - 19,7
	20 - 200	20,2	17,1 - 20,1
Al-40% X18H10T	20 - 100	19,0	17,0 - 19,0
	20 - 200	19,4	17,1 - 19,4
Al-50% X18H10T	20 - 100	18,5	17,0 - 18,5
	20 - 200	18,8	17,1 - 19,0

Dane eksperymentalne uzyskano z badań dylatometrycznych na dylatometrze różnicowym Leitza. Wyniki zamieszczone w tablicy 4.4 uzyskano dla kierunku zgodnego z kierunkiem ułożenia drutów zbrojących. Własności cieplne kompozytów charakteryzuje anizotropia. Wartość współczynnika rozszerzalności cieplnej przyjmuje różne wartości w zależności od tego, w jakim kierunku jest mierzony w stosunku do kierunku ułożenia włókien. Ilustrują to krzywe na rys. 4.14. Jak widać z podanych wykresów, dla wszystkich badanych kompozytów współczynnik α przyjmuje najmniejsze wartości w kierunku

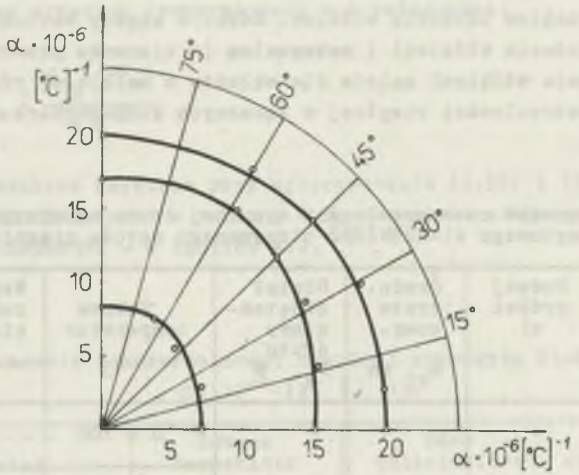
zgodnym z kierunkiem ułożenia włókien. Różnica między wartością minimalną (w kierunku ułożenia włókien) i maksymalną (w kierunku prostopadłym do kierunku ułożenia włókien) maleje dla układów o malejącej różnicy współczynników rozszerzalności cieplnej w łączonych komponentach.

Tablica 4.4

Współczynniki rozszerzalności cieplnej drutu aluminiowego i kompozytowego Al-H25N20S2 otrzymanego metodą ciągnienia

Nr próbki	Rodzaj próbki x)	Średn. drutu komp. d_k, mm	Udział objętościowy drutu V_w, %	Zakres temperatur ^oC	Współczynnik rozszerzalności cieplnej $\alpha \cdot 10^{-6}$ [K^{-1}]
1	Al	4,9	0	0 - 100	18,62
2				0 - 200	22,53
3				0 - 300	23,49
4				0 - 400	24,19
5				0 - 500	24,25
6	1B	4,9	25	0 - 100	18,35
7				0 - 200	19,47
8				0 - 300	19,56
9				0 - 400	19,57
10				0 - 500	20,08
11	2C	4,9	25	0 - 100	18,62
12				0 - 200	19,20
13				0 - 300	18,48
14				0 - 400	18,79
15				0 - 500	19,33

x) Oznaczenia analogiczne jak w Tabl. 3.2.



Rys. 4.14. Anizotropia współczynnika rozszerzalności cieplnej kompozytu w przedziale temperatur 300-400°C
1 - AD1 - 20% X18H10T, 2 - AD1 - 20% Y8A, 3 - Ti - 25% Mo [10]

Fig. 4.14. Anisotropy of thermal expansion coefficient of the composite in the temperature range 300-400°C
1 - AD1 - 20% X18H10T, 2 - AD1 - 20% Y8A, 3 - Ti - 25% Mo [10]

4.4.2. Oporność elektryczna

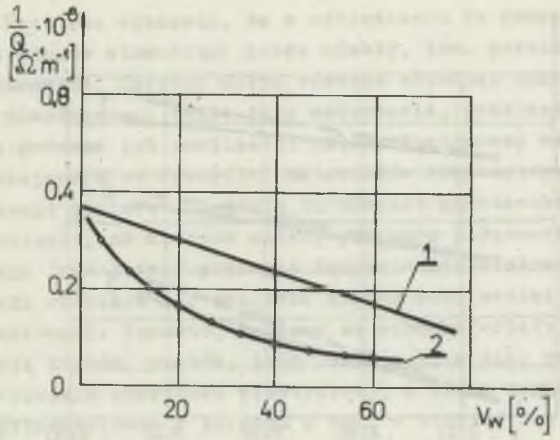
Oporność elektryczna kompozytu zależy, podobnie jak poprzednio omawiane wielkości, zarówno od charakterystyk wyjściowych komponentów, jak również od ich udziałów objętościowych.
Oporność właściwą kompozytu określić można z zależności:

$$\rho_k = \frac{\rho_o \rho_w}{\rho_w + (\rho_o - \rho_w) V_w} \qquad (4.58)$$

gdzie: ρ - oporność właściwa, indeksy - k, o, w oznaczają odpowiednio kompozyt, osnowę, włókno; V_w - udział objętościowy włókien zbrojących.

Na rys. 4.15 przedstawiono wykresy uzyskane z pomiarów eksperymentalnych i obliczeń wg zależności (4.58). Jak widać z wykresów, różnice pomiędzy wartościami obliczeniowymi i eksperymentalnymi maleją przy wzroście udziału objętościowego zbrojenia.

Oporność właściwa kompozytu wykazuje podobną anizotropię jak współczynnik rozszerzalności cieplnej, co ilustruje wykres na rys. 4.16. Oporność właściwa osiąga wartość minimalną, gdy kierunek przepływu prądu jest zgodny z kierunkiem ułożenia włókien. Temperaturowa zależność oporności właściwej, którą przedstawiają wykresy na rys. 4.17, ma charakter monotonicznie rosnący. Jak widać z przytoczonych wykresów, istnieje dobra zgodność pomiędzy wielkościami obliczeniowymi (4.58) i zmierzonymi.

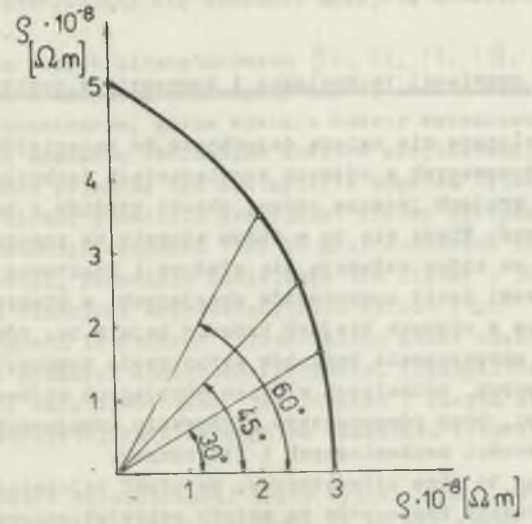


Rys. 4.15. Zależność przewodności właściwej kompozytu od udziału objętościowego włókien zbrojących

1 - wartości obliczeniowe, 2 - wartości eksperymentalne [13]

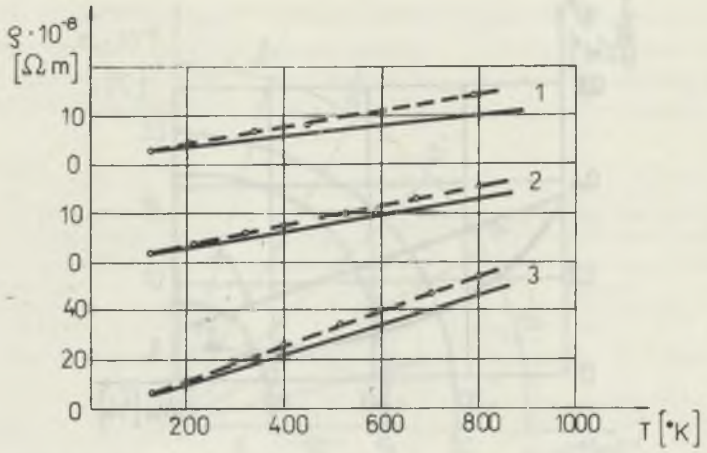
Fig. 4.15. The dependence of proper electric conduction of the composite from the volume fraction of reinforcing fibres

1 - calculating values, 2 - experimental values [13]



Rys. 4.16. Zależność oporności właściwej kompozytu AD1 - 20% X18H10T od kierunku przepływu prądu w stosunku do kierunku ułożenia włókien [10]

Fig. 4.16. The dependence of proper resistance of the composite AD1 - 20% X18H10T from the direction of current flow in relation to the fibre placing [10]



Rys. 4.17. Temperaturowa zależność oporności właściwej kompozytu 1 - AD1 - 20% X18H10T, 2 - AD1 - 30% Y8A, 3 - Ti - 35% Mo [10] (linia ciągła - wyniki obliczeniowe, linia przerywana - wyniki eksperymentalne)

Fig. 4.17. Temperature dependence of the proper resistance of the composite from the temperature 1 - AD1 - 20% X18H10T, 2 - AD1 - 30% Y8A, 3 - Ti - 35% Mo [10]

4.5. Przydatność omawianej technologii i kompozytu w praktyce

Kompozyty metaliczne nie należą dotychczas do materiałów łatwo dostępnych i szeroko stosowanych w różnych rozwiązaniach technicznych. Nadal stanowią w wielu krajach jeszcze raczej obiekt studiów i badań niż praktycznych zastosowań. Wiąże się to w dużym stopniu ze znacznymi kosztami ich wytwarzania, na które składają się złożone i kosztowne cykle technologiczne oraz wysoki koszt komponentów zbrojących, a niekiedy również i osnowy. Prowadzone w różnych krajach badania mają m.in. również na celu doprowadzenie do uproszczenia sposobów wytwarzania kompozytów oraz do zastąpienia kosztownych, unikalnych włókien zbrojących włóknami tańszymi, łatwiej dostępnymi, przy równoczesnym zachowaniu wymaganych od kompozytu odpowiednich własności mechanicznych i fizycznych.

Jak wskazują na to dane literaturowe, metodami najczęściej stosowanymi obecnie do wytwarzania kompozytów są metody odkształceniowe. Spośród nich wyróżnia się jako najlepsze - wybuchowe metody łączenia. Fala wybuchowa zapewnia bowiem uzyskiwanie wymaganych dużych nacisków i bardzo krótkich czasów ich działania.

Nie zawsze i nie wszędzie jednak można po nie sięgać. Posiadają bowiem, podobnie jak i inne metody, swoje zalety i wady. Do wad zalicza się cały szereg ograniczeń, jakie stwarzają, zarówno natury technologicznej, jak

i technicznej. Praktyka wykazała, że w odniesieniu do kompozytów z osnową aluminiową (lub stopów aluminium) dobre efekty, tzn. prawidłowe, poprawne połączenie komponentów, uzyskać można również stosując znane od dawna metody przeróbki plastycznej, takie jak: walcowanie, prasowanie czy ciągnienie. Oczywiście podczas ich realizacji należy dostosować warunki procesu do wymagań wynikających ze specyfiki materiałów kompozytowych. Określenie "warunki realizacji procesu" obejmuje tu również podstawowe parametry realizowanej technologii, od których zależy poprawne połączenie komponentów. Ich ustalenie nie jest łatwe, ponieważ łączeniu odkształceniowemu poddawane są materiały różniące się znacznie między sobą swoimi charakterystykami odkształceniowymi. Ponadto, łączone ze sobą materiały występują na ogół pod postacią drutów, prętów, taśm lub blach, a więc produktów uzyskiwanych już w procesach przeróbki plastycznej, a zatem mogących posiadać umocnienie odkształceniowe. W związku z tym, w odkształceniowych procesach wytwarzania kompozytów istnieje konieczność stosowania odpowiednio zwiększonych nacisków, a także bardzo często prowadzenia procesu w podwyższonej temperaturze. Kompozyty metaliczne włókniste, np. Al-stal, wytwarzane są w postaci taśm lub blach o strukturze jednowarstwowej. Stosując metody obróbki wtórnej można z nich wytwarzać bardziej złożone wyroby, jak np. łopatki turbin lub wentylatorów, rury, elementy konstrukcyjne itp. Ponadto łącząc ze sobą odpowiednio taśmy jednowarstwowe, otrzymać można materiał charakteryzujący się znacznie mniejszą anizotropią niż taśmy jednowarstwowe.

Jak wynika z danych literaturowych [10, 11, 13, 19], materiały kompozytowe z osnową aluminiową wykorzystywane są przede wszystkim w przemyśle lotniczym lub kosmicznym, gdzie wysokie koszty wytwarzania materiałów rekompensowane są znacznym obniżeniem kosztów eksploatacyjnych na skutek zmniejszenia masy pojazdu; np. zastąpienie łopatek tytanowych łopatkami kompozytowymi Al-bor pozwoliło zmniejszyć ciężar wirnika o 40%, zastąpienie rur wysokociśnieniowych (ok. 50 MPa) stalowych lub tytanowych kompozytowymi Al-stal, pozwoliło zmniejszyć ich ciężar o 30%, przy zachowaniu bardzo dobrych własności eksploatacyjnych wyrobu itp.

Oprócz przemysłu lotniczego i kosmicznego coraz częściej sięga po kompozyty również przemysł elektroenergetyczny. Przemysł ten stosuje je zarówno w postaci nadprzewodników, jak również i innych znacznie prostszych elementów, wykorzystujących szczególne własności fizyczne materiałów kompozytowych.

Przedstawione w prezentowanej pracy wyniki badań, przeprowadzone dla drutów kompozytowych Al-stal, wskazują na to, że druty te mogą być przydatne w przemyśle elektroenergetycznym. Wnioskować tak pozwala fakt, że badane druty nawet przy udziale objętościowym zbrojenia, wynoszącym $V_w \cong 50\%$, wykazują własności przewodnictwa elektrycznego odpowiadającego aluminiowej osnowie, natomiast posiadają znacznie od niej wyższą wytrzymałość mechaniczną.

Omawiane w pracy druty kompozytowe mogą ponadto służyć jako komponenty zbrojące przy wytwarzaniu kompozytów typu Al-Stal. Taka postać drutów zbrojących znacznie ułatwia zachowanie prawidłowego rozmieszczenia drutów w przekroju kompozytu po obróbce odkształceniowej pakietu.

Ponieważ badania metalograficzne (przedstawione w pracy) potwierdziły osiąganie dobrego połączenia komponentów w procesie ciągnienia, można przyjąć, że istnieją w chwili obecnej dobre rokowania co do możliwości opanowania i rozpowszechnienia produkcji kompozytu Al-stal.

LITERATURA

[1] Barker J.: J. Comp. Mater., Nr 5, 1971, s. 492.

[2] Broutman L.J., Krock R.H.: Modern composite materials. Addison - Wesley Publishing Company, 1967.

[3] Hill R.: J. Mech. Phys. Solids, Nr 11, 1963, s. 68.

[4] Hill R.: Progress in applied mechanics, N. York, Macmillan, 1963, s. 99-106.

[5] Hill R.: Mech. Phys. Solids, Nr 12, 1964, s. 199.

[6] Hyla I.: Wybrane zagadnienia z inżynierii materiałów kompozytowych. PWN, Warszawa 1978.

[7] Hyla I., Śleziona J., Myalski J., Węgrzyniak St.: Wpływ technologii i elementów strukturalnych w kompozycie Al-włókno stalowe na własności mechaniczne i mechanizm powstawania złomu. Sprawozdanie z pracy badawczej, nie publikowane, 1984.

[8] Hyla I., Śleziona J.: Wytwarzanie drutu kompozytowego metodą ciągnienia. Sprawozdanie z prac badaw., nie publikowane, 1985.

[9] Iwanowa W.S. i in.: Aljuminiewyje i magnijewyje spławy armirowanyje wołoknami. Nauka, Moskwa 1974.

[10] Karpinos D.M. i in.: Procznost kompozicjonnych matieriałow. Naukowa Dumka, Kijew 1978.

[11] Kołpasznikow A.I., Manujłow W.F., Sirajew E.W.: Armirowanije cwietnych mietałłow i spławow wołoknami. Mietałłurgija, Moskwa 1974.

[12] Kołpasznikow A.I.: Prokatka listow is logkich spławow. Mietałłurgija, Moskwa 1979.

[13] Kołpasznikow A.I., Arefiew B.A., Manujłow W.F.: Deformirowanije kompozicjonnych matieriałow. Mietałłurgija, Moskwa 1982.

[14] Kołpasznikow A.I., Manujłow W.F., Frutniew W.W. i in.: Cwietnyje mietałły, Nr 2, 1972, s. 56-57.

[15] Kołpasznikow A.I., Manujłow W.F., Czuchin B.D. i in.: Cwietnyje mietałły, Nr 6, 1969, s. 85-87.

[16] Kołpasznikow A.I., Manujłow W.F., Sokołow W.S. i in. [w:] Mietałłowiedienije i technołogija logkich spławow. Nauka, Moskwa 1976, s. 152-156.

[17] Krasulin Ju.L.: Wzaimodejstwije mietałła s połuprowodnikami w twierdoj fazie. Nauka, Moskwa 1971.

[18] Langhlin J.: J. Comp. Mater., Nr 2, 1968, s. 44.

[19] Matusewicz A.S.: Kompozicjonnyje matieriały na mietałłiczeskoj osnowie. Nauka i Tiechnika, Moskwa 1978.

[20] Muszeliszwili N.I.: Niekatoryje osnownyje zadaczi matiematiczeskoj tieorii uprugosti. Nauka, Moskwa 1966.

[21] Ondracek G.: Metall. 36, H. 5, 1982.

[22] Ondracek G.: Metall. 36, H. 12, 1982.

[23] Ondracek G.: Metall. 37, H. 10, 1983.

[24] Ondracek G.: Konstruktive Gefüge- Feldeigenschafts- Gleichungen und Glasphasenhaltige Verbundwerkstoffe, materiały t. II konf.: Internationale Pulvermetallurgische Tagung, Dresden, 1985.

[25] Pompe W.: Verformungs- und Bruchverhalten von Faserverbunden mit duktiler Matrix. Diss. B, Akad. der Wissenschaft, Dresden.

[26] Sendecky G.P.: Własności sprężyste kompozytów. [w:] Kompozicjonnyje matieriały t. 2 - Miechanika kompozicjonnych matieriałow. Mir, Moskwa 1978.

[27] Sendecky G.P., Yu I.W.: J. Comp. Mater., Nr 5, 1971, s. 533.

[28] Szorszorow M.Ch., Karakazow E.S.: Swarocznoje proizwodstwo. Nr 1, 1971, s. 51-53.

[29] Żołobow W.W., Zwieriew G.I.: Priessowanije mietałłow. Mietałłurgija, Moskwa 1971.

NIEKTÓRE ZAGADNIENIA TECHNOLOGII WYTWARZANIA KOMPOZYTÓW WŁÓKNISTYCH METODĄ ODKSZTAŁCEŃ PLASTYCZNYCH, PRZEDSTAWIONE NA PRZYKŁADZIE KOMPOZYTU ALUMINIUM - STAL

S t r e s z c z e n i e

Przy wytwarzaniu materiałów kompozytowych istnieje możliwość korzystania z metod odkształceniowych, które od szeregu lat stosowane są przede wszystkim w przetwórstwie metali jednorodnych. Jednakże wymaga to nieco odmiennych form i parametrów realizacji poszczególnych procesów. W prezentowanej pracy przedstawiono niektóre z występujących wówczas problemów, na przykładzie technologii wytwarzania drutów kompozytowych metodą ciągnienia.

Wyniki badań własnych w zakresie ciągnienia drutów kompozytowych poprzedzono analizą ogólną dotyczącą przebiegu procesu odkształcania pakietu kompozytu włóknistego. Analizę tę przeprowadzono na uproszczonym układzie modelowym. Następnie omówiono sposób określania podstawowych parametrów procesu ciągnienia oraz dokonano krótkiej analizy wpływu przyjętej technologii na niektóre charakterystyki mechaniczne i fizyczne wytwarzanego materiału. Po przedstawieniu charakterystyk wytworzonego drutu kompozytowego Al-stal omówiono krótko przydatność zastosowanej technologii i kompozytu w praktyce.

НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПРИМЕРЕ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА АЛЮМИНИЙ - СТАЛЬ

Р е з ю м е

При производстве композиционных материалов можно применять деформационные методы, которые уже несколько лет используются прежде всего в производстве однородных металлов. Однако для этого требуется видоизменить формы и изменить значения параметров процесса. В данной работе представлены некоторые проблемы присущие производству, на примере технологии производства композиционной проволоки методом волочения. Результаты собственных исследований в области волочения композиционной проволоки предшествует общий анализ хода процесса деформаций заготовки волокнистого композиционного материала. Этот анализ выполнен для упрощённой модели. В дальнейшем рассматривается способ определения основных параметров процесса волочения и даётся краткий анализ влияния принятой технологии на некоторые механические и физические характеристики производимого материала. После рассмотрения характеристик полученной композиционной проволоки алюминий - сталь, даётся краткий анализ удобства применённой технологии и композиционных материалов на практике.

SOME ASPECTS OF THE TECHNOLOGY OF FIBRE REINFORCED COMPOSITE FORMATION BY PLASTIC DEFORMATION METHOD, PRESENTED ON THE EXAMPLE OF ALUMINIUM - STEEL COMPOSITE

S u m m a r y

During the formation of composite materials, there is a possibility of using deformation methods, which for many years have been applied mainly at homogeneous metals processing. Other forms and parameters for obtaining given processes should however be used. The paper presents some problems on the basis of the technology of composite wire formation by drawing method.

The results of the investigations concerning composite wire drawing have been obtained by general method. This method dealt with the course of sheet pack deformation of the fibre reinforced composite. Such an analysis has been carried out on the simplified model. Then the way of describing basic parameters of the drawing process has been discussed.
A short analysis of the influence of a given technology upon some mechanical and physical characteristics of the processed material has been performed. After the characteristics of the processed composite Al-steel wire has been presented the usability of the applied technology and composite was discussed.