

KONSPEKT OBOWIĄZUJĄCY DO ĆWICZEŃ LABORATORYJNYCH Z PRZEDMIOTU:  
„MATERIAŁY INŻYNIERSKIE” II ROK – STUDIA DZIENNE

ĆWICZENIE LABORATORYJNE NR 6

Temat: **KOMPOZYTY ODLEWANE UMACNIANE CZĄSTKAMI CERAMICZNYMI**

### 1. CEL I PRZEBIEG ĆWICZENIA

Celem ćwiczenia jest zapoznanie studenta z podstawowymi materiałami kompozytowymi ich klasyfikacją, właściwościami oraz zastosowaniem. Szczegółowej analizie zostanie poddana grupa materiałów kompozytowych wytwarzanych technikami odlewniczymi. Grupę tę stanowią odlewane kompozyty typu *ex situ* i *in situ*. W ramach ćwiczeń zostanie wytworzony odlewany kompozyt *in situ* wzmacniany cząstkami MeC, gdzie Me – Ti, Nb, Mo, WC. Następnie przedstawione zostaną wybrane przykłady kompozytów wytworzonych metodami *ex situ* i *in situ*. Omawiane materiały kompozytowe poddane zostaną obserwacjom mikroskopowym (mikroskopia optyczna, mikroskopia skaningowa) i badaniom właściwości mechanicznych.

Przebieg zajęć laboratoryjnych:

- a. Wytworzenie odlewanego kompozytu *in situ*.
- b. Obserwacje mikroskopowe i skaningowe kompozytów „*ex situ*” i „*in situ*” typu Al/SiC, Ni<sub>3</sub>Al/WC, Ni<sub>3</sub>Al/ZrC, Ni<sub>3</sub>Al/NbC, Ni<sub>3</sub>Al/TiC.
- c. Pomiar twardości otrzymanego kompozytu i porównanie ze stopem bazowym.
- d. Pomiar mikrotwardości cząstek ceramicznych TiC, NbC, WC, ZrC, NbB, TiB
- e. Obliczanie parametru ROM (Rule of Mixture).
- f. Przedstawienie w formie graficznej zależności  $R_{TOT}(x) = (1-x)R^o + xR^f$  dla  $x \in \langle 0,10 \rangle$  reprezentującej zasadę ROM  $R_{TOT}(C_f^f) = C_f^o R_m^o + C_f^f R_m^f$

### 2. WYBRANE ZAGADNIENIA PODSTAWOWE

Kompozyty, jako materiały konstrukcyjne, znane były już od wieków. Kombinację składników, mieszaninę gliny z kawałkami słomy bądź też trzciny, stosowano przy budowie lepianek jako materiał budowlany, można go uznać za najprostszy kompozyt ceramiczny. Obecnie powszechnie używanym kompozytem ceramicznym w budownictwie jest zaprawa cementowa wraz ze wzmacniającymi je kamieniami, bądź żwirem, czy też beton wzmacniany prętami metalowymi. Materiałami kompozytowymi możemy nazwać grupę materiałów co najmniej dwufazowych, składających się z osnowy oraz fazy wzmacniającej. Osnowę stanowią mogą różne metale bądź stopy, dwu lub wieloskładnikowe jak również żywice organiczne, fazą wzmacniającą są cząstki lub włókna faz obcych. Rozmiary tych cząstek, ich rodzaj, długość i orientacja włókien w osnowie zależą od typu kompozytu, sposobu jego syntezy oraz celu w jakim będzie on wykorzystywany.

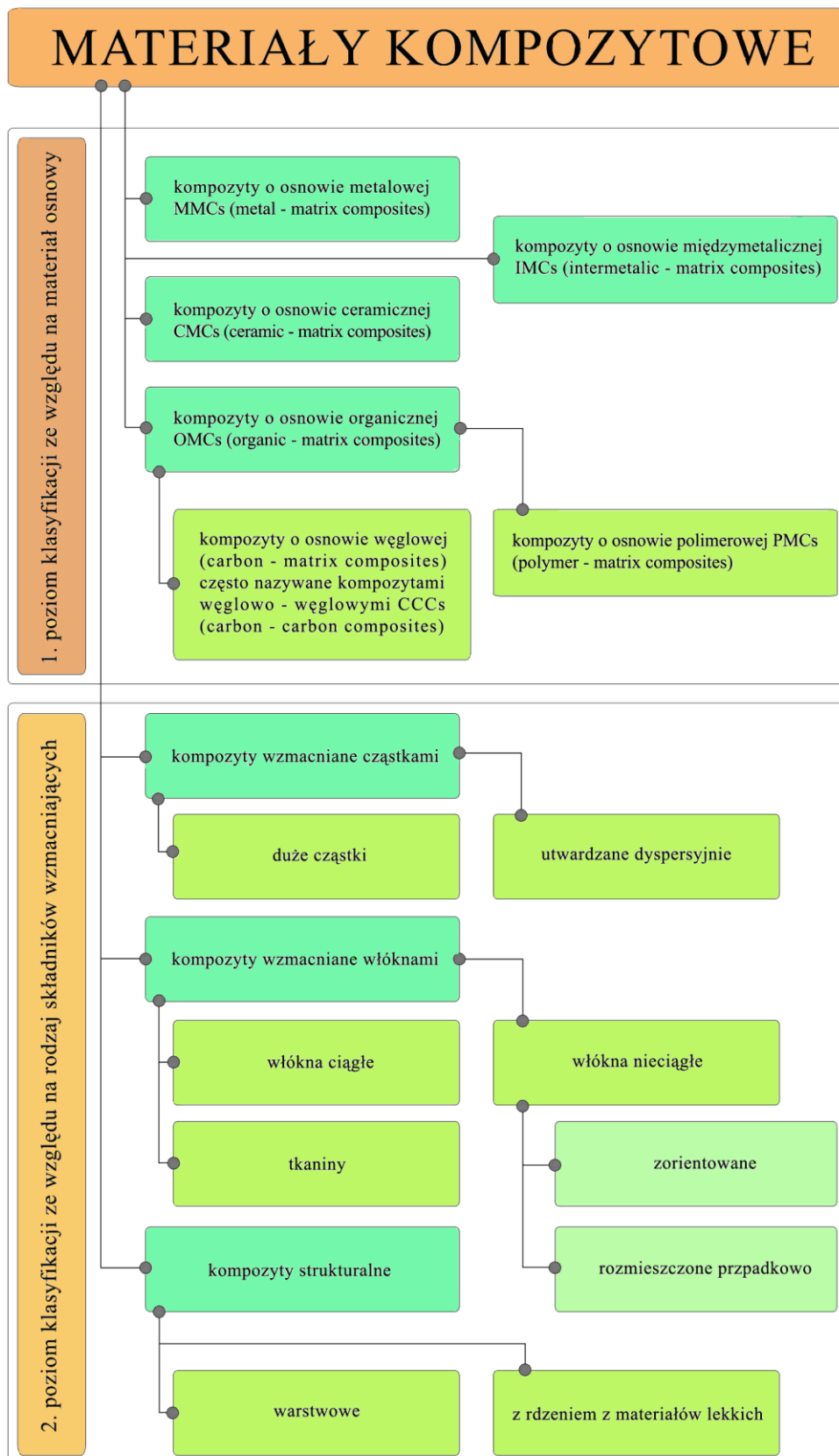
Kompozyty w zależności od rodzaju wytwarzania, podzielić można na dwie grupy: kompozyty „*in situ*” i kompozyty „*ex situ*”.

W kompozytach „*in situ*”, osnowa oraz faza wzmacniająca powstaje równocześnie w jednoetapowym procesie syntezy. W naturalnych kompozytach „*in situ*” liniowo zorientowana eutektyka krzemu, bądź węglików, po procesie krystalizacji kierunkowej umacnia osnowę. W innym zaś przypadku w tzw. odlewanych kompozytach „*in situ*”, faza wzmacniająca powstaje w wyniku reakcji chemicznych pomiędzy składnikami ciekłego metalu i tworzą się węgliki, borki lub azotki.

W kompozytach zaś „*ex situ*” w procesie wieloetapowym osobno wytwarza się fazę wzmacniającą a w późniejszym etapie technologicznym łączy się ją z osnową.

W ostatnich latach jednym z większych osiągnięć inżynierii materiałowej są kompozyty metalowe wzmacniane cząstkami ( Metal Matrix Composites MMCs), znajdujące zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu lotniczego, kosmicznego, elektronicznego, maszynowego czy motoryzacyjnego.

### 1. Klasyfikacja materiałów kompozytowych



Rys.1. Schemat klasyfikacji kompozytów

## 1.1.Fazy wzmacniające

W materiałach kompozytowych „in situ”, syntetyzowanych jednoetapowo, faza wzmacniająca powstaje w trakcie procesu metalurgicznego w jej osnowie metalowej w wyniku reakcji chemicznych przebiegającym w ciekłym metalu między składnikami materiału kompozytowego.

Stosowane metody wytwarzania tym sposobem fazy wzmacniającej można podzielić na :

- syntezę samorzutnej reakcji egzotermicznej SHS ,
- syntezę samorzutnej reakcji egzotermicznej w ciekłym metalu SHSB ,
- reakcję wymiany między składnikami stopu a zdysocjowanymi solami ( np.  $\text{KBF}_4$  lub  $\text{KTiF}_6$  i tytanem jako składnikiem stopowym) , dzięki czemu powstaje  $\text{TiB}_2$ ,
- syntezę reakcji egzotermicznej po prasowaniu na gorąco HPES ( hot-pressing adied exothermic synthesis) potęgujące jej działanie ,
- fazy powstające podczas prasowania izostatycznego na gorąco RHIP (reactiv hot isostatic presting) .

Jako faza wzmacniająca materiały kompozytowe, stosowanych jest kilka rodzajów cząstek. Najczęściej stosowane są cząstki należące do grup związków chemicznych, takich jak:

**Tablica 1.**

Najczęściej stosowane cząstki

|   |   |
|---|---|
| tlenki:   | $\text{Al}_2\text{O}_3$ , $\text{MgO}$ , $\text{SiO}_2$ , $\text{ZrO}_2$ , $\text{ZrSiO}_2$ ,<br>$\text{TiO}_2$ , $\text{Y}_2\text{O}_3$ , $\text{CeO}_2$ , $\text{Cr}_2\text{O}_3$ , |
| węgliki:  | $\text{TiC}$ , $\text{SiC}$ , $\text{ZrC}$ , $\text{B}_4\text{C}$ , $\text{Al}_4\text{C}_3$ ,<br>$\text{Cr}_3\text{C}_2$ , $\text{TaC}$ , $\text{MoC}$ , $\text{NbC}$ ,               |
| azotki:   | $\text{BN}$ , $\text{TiN}$ , $\text{ZrN}$ , $\text{Si}_3\text{N}_4$ , $\text{Al}_2\text{N}_2$ ,   |
| borki:  | $\text{TiB}_2$ , $\text{ZrB}_2$ , $\text{SiB}_3$ , $\text{Mo}_2\text{B}$ , $\text{NbB}$ ,   |
| aluminidy:  | $\text{NiAl}$ , $\text{FeAl}$ ,   |
| oraz cząstki smarujące<br>do których należą<br>między innymi: | grafit oraz ołów.   |

Można też kompozyty wzmacniać włóknami :  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  , których średnica zawiera się w przedziale się od 1 do 30  $\mu\text{m}$ .

Tablica 2 przedstawia trzy charakterystyczne parametry fizyczne, charakteryzujące właściwości faz wzmacniających, cechy niezbędne przy odpowiednim doborze odpowiednich cząstek kompozytu.

**Tablica 2.**

Właściwości fizyczne cząstek wzmacniających lub smarujących

| Typ cząstek                    | Gęstość<br>10 <sup>3</sup> [kg/m <sup>3</sup> ] | Temperatura<br>topienia<br>lub<br>sublimacji<br>[K] | Współczynnik<br>rozszerzalności<br>cieplnej<br>10 <sup>-6</sup> [K <sup>-1</sup> ] |
|--------------------------------|---|---|--|
| CeO <sub>2</sub>               | 7.28  | -   | 13.0   |
| Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 5.21  | -   | 7.5  |
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 4.00  | 2319  | 7.2 do 8.6   |
| SiO <sub>2</sub>               | 2.32  | 1983  | <1   |
| ZrO <sub>2</sub>               | 5.49  | 2973  | 6 do 13.5  |
| ZrSiO <sub>4</sub>             | 4.56  | 2823  | -  |
| TiO <sub>2</sub>               | 4.26  | 1913  | 9.4  |
| Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>  | 4.84  | 2683  | -  |
| MgO                            | -   | 3873  | -  |
| Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub> | 6.70  | -   | 9.8  |
| B <sub>4</sub> C               | 2.54  | 2723  | 3.5  |
| Al <sub>4</sub> C <sub>3</sub> | 2.95  | 2473  | -  |
| SiC                            | 3.17  | >2973   | 4.3 do 5.6   |
| ZrC                            | 6.73  | 5373  | -  |
| TiC                            | 4.97  | 3453  | 7.4 do 8.6   |
| TaC                            | 14.4  | -   | 6.7  |
| BN                             | 2.25  | 3273  | -  |
| TiN                            | 4.26  | 3203  | 8.0  |
| ZrN                            | 7.09  | 3253  | -  |
| Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> | 3.44  | 2173  | 3.0  |
| Al <sub>2</sub> N <sub>2</sub> | 3.05  | 2423  | -  |
| TiB <sub>2</sub>               | 4.50  | 3173  | 8.1  |
| ZrB <sub>2</sub>               | 6.08  | 3273  | -  |
| SiB <sub>3</sub>               | 2.52  | -   | -  |
| NiAl                           | 5.910   | 1668  | -  |
| FeAl                           | 5.585   | 1488  | -  |
| Pb                             | 11.33   | 500   | 27.0   |
| grafit                         | 2.18  | >3500   | -1.5   |

### 1.1.1. Cząstki wzmacniające – dobór wymiarów

Wielkość cząstek wzmacniających zależy zarówno od metody wytwarzania kompozytu jak i fazy wzmacniającej. W syntetycznej metodzie „ex-situ” (np. vortex ) należy uwzględnić możliwość segregacji grawitacyjnej przy zbyt dużych cząstkach , jak także zjawisko podwyższania lepkości ciekłego metalu , utrudniające tym samym wprowadzenie nowych cząstek. Najczęściej używa się cząstek o rozmiarze w granicach 10-20µm.

Wprowadzenie do kompozytów na osnowie np. aluminiowej, cząstek z aluminidów bądź też niklu, żelaza lub tytanu, prowadzić może do reakcji chemicznych pomiędzy osnową a fazą. Doprowadza to do zmniejszania wymiarów cząstek wzmacniających i ich degradacji chemicznej, w zależności od temperatury procesu syntezy kompozytu oraz od rodzaju osnowy. Nie można wówczas jednoznacznie określić wielkości cząstek umacniających gdyż ich rozmiary zmieniają się przy ewentualnej zmianie temperatury.

Cząstki fazy wzmacniającej w procesie „in situ” powstają bezpośrednio w wyniku reakcji chemicznych zachodzących w ciekłym metalu , a ich wielkość zależy od sposobu przeprowadzonej syntezy ich wymiar mieści się zwykle w granicach od 0,2 µm do 10 µm. Przedłużanie czasu syntezy kompozytu powoduje koagulację fazy wzmacniającej , i powiększenie rozmiarów cząstek do 100 µm .Średnica włókien syntetyzowanych metodami „in situ” w kompozytach umacnianych liniowo, może wynosić od 1 µm w przypadku azotków krzemu

Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, 5 do 10 μm węglików boru B<sub>4</sub>C, 3 do 10 μm tlenków glinu Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> i 10 do 30 μm tlenku berylu BeO.

## 1.2 Przegląd metod wytwarzania.

Ze względu na technologię wytwarzania materiałów kompozytowych (MMCs) możemy podzielić na dwie technologie :

- „**ex situ**” – w procesie tym wprowadzamy heterogeniczną fazę wzmacniającą jako obce ciało do materiału osnowy. Powstający podczas tego procesu kompozyt jest wzmacniany dyspersyjnie. Fazą wzmacniającą mogą też być włókna o różnej długości i ukierunkowaniu lub też mieć postać wstępnie uformowanego szkieletu ( preformy ), który wypełnia się metalem w procesie infiltracji samorzutnej, lub ciśnieniowej..

- „**in situ**” – w którym faza wzmacniająca wytwarzana jest w trakcie procesu metalurgicznego otrzymywania kompozytu.

### 1.2.1.Kompozyty „ex situ”.

Najważniejsze metody otrzymywania kompozytów „ex situ” :

#### a) Metoda infiltracji.

Polega ona na przygotowaniu początkowo odpowiedniego pakietu porowatego z fazy wzmacniającej lub kilku faz , a następnie na wypełnieniu porów przez ciekły metal z wykorzystaniem zjawiska kapilarnego. Wyróżniamy kilka typów tej metody;

- **infiltrację ciśnieniową** – polega ona na wtlaczaniu do preformy ciekłego metalu przy typowym ciśnieniu dla odlewnictwa ciśnieniowego. Odmianą infiltracji ciśnieniowej może także być odlewanie odśrodkowe , w którym siła odśrodkowa powoduje zapelnianie przestrzenie preformy ciekłym metalem. Można zastosować pole elektromagnetyczne indukujące siłę Lorentza, w wyniku której ciekły metal jest zmuszony do penetracji

w przestrzenie szkieletu. Podobnym procesem jest infiltracja próżniowa , gdzie metal „wsysany” jest przez preformy za pośrednictwem układu próżniowego. Przed zalaniem ciekłym metalem, układ próżniowy chroni specjalna półprzepuszczalna ceramika. Metoda infiltracji ciśnieniowej jest najczęściej stosowana w produkcji kompozytów na bazie aluminium i jego stopów. Dzięki temu procesowi otrzymujemy produkty o dokładnym odwzorowaniu kształtu często bez dodatkowej obróbki mechanicznej. Ogranicza ta metoda kontakt fazy umacniającej – metal osnowy. Zapewnia także dokładne zasilenie formy , dzięki czemu nie pojawiają się rzadziny wewnętrzne, osłabiające materiał. W procesie tym ważne jest dokładne dobranie i przestrzeganie takich parametrów jak: początkowa temperatura preformy , ciśnienie infiltracji i jej prędkość , oraz także wstępne nasączenie metalem preformy itp. Metoda stosowana jest najczęściej przy produkcji kompozytów umacnianych włóknami, rzadziej przy produkcji kompozytów umacnianych cząstkami. Jednym z producentów stosujących tę metodę jest firma ALCOA , wytwarzająca kompozyty umacniane cząstkami SiC o objętości odchodzącej do nawet 60 % . Dzięki zastosowanej technice kształtowania struktury metodą infiltracji ciśnieniowej zapewnia uzyskanie wyrobów o dobrych właściwościach mechanicznych, bez wad strukturalnych, zwykle nie wymagają dodatkowej obróbki. Możliwe jest zastosowanie automatyzacji procesu produkcyjnego. Kompozyty o uzbrojeniu liniowym włóknami ewentualnie szkieletami z włókien charakteryzują się dużą wytrzymałością na obciążenia dynamiczne, odpornością

na zmęczenie wywołane zginaniem lub skręcaniem .Wadą tych kompozytów jest ich kosztowna produkcja, trudny proces technologiczny recyklingu materiału złomowego. Wymaga ona również długotrwałego przygotowania preformy zbrojącej oraz pokonania bariery zwilżalności. Zatem stosowalność tej metody ogranicza się najczęściej do miejscowego wzmocnienia materiału.

▪ **infiltrację samorzutną**- która polega na zwiększaniu zwilżalności preformy przez ciekły metal, tak, aby kąpieli wypełniała jej pory, wskutek występowania sił kapilarnych. Proces zachodzi wówczas bez konieczności stosowania ciśnienia zewnętrznego. Jedną ze znanych metod takiego procesu jest metoda PRIMEX, która pozwala otrzymać kompozyty Al-SiC lub Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, gdzie magnez jako składnik stopowy i atmosfera azotu w której zachodzi cały proces, zmniejsza napięcie powierzchniowe na granicy metal - cząstki ceramiczne. Przy podwyższonej temperaturze następuje wówczas samorzutne wnikanie ciekłego metalu pomiędzy elementy preformy i powstaje zawiesina metal – cząstki faz obcych, która może być później rozcieńczona ciekłym metalem, ewentualnie odlewana do form ciśnieniowych. Innym przykładem metody jest infiltracja preformy wykonanej ze sprasowanych proszków C-Ti przez ciekłe aluminium.

### **b) Metoda mieszania**

Metoda polegająca na mieszaniu zawiesiny cząstek fazy wzmacniającej z metalem w stanie ciekłym (tzw. proces „vortex”), lub też w stanie ciekło-stałym. Cząstki fazy wzmacniającej są ściśle dobrane co do rozmiaru. Są to cząstki TiC, TiB, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiN, B, SiC [10] , lub rozdrobnione cząstki syntetyczne otrzymywane z aluminidów Al<sub>3</sub>Ti, AlTi, AlNi, Ni<sub>3</sub>Al, AlFe.

Proces mieszania można przeprowadzać w powietrzu atmosferycznym lub pod atmosferą ochronną ewentualnie w próżni. Mieszanie mechaniczne powoduje rozmieszczenie cząstek wzmacniających w całej objętości ostatecznego kompozytu.

Indukcyjne mieszanie kąpieli metalowej jest inną odmianą tej metody, w której ujednorodnienie rozmieszczenia cząstek wzmacniających w całej objętości może następować przy pomocy ultradźwięków lub odśrodkowo ( połączenie mieszania, infiltracji i odlewania odśrodkowego).

Zaletami tej produkcji jest prostota technologii i niski koszt produkcji kompozytów. Pojawiające się problemy podczas tej metody to powstające rzadziny na granicy osnowa – faza umacniająca. Spowodowane jest to niedobrze zwilżonymi przez metal cząsteczkami heterogenicznymi wprowadzanymi do kąpieli metalowej. Polepszenie kontaktu cząstek z osnową poprawia poddawanie cząstek wstępnej obróbce termicznej, stosowanie pośrednich pokryć powierzchni do momentu uzyskania zgodności fizykochemicznych z osnową kompozytu. Opisane to było wcześniej. Niekiedy też pomimo mieszania, segregacja grawitacyjna może często powodować niejednorodne rozmieszczenie fazy w objętości stopu.

W otrzymywanych tą metodą kompozytach udział objętościowy fazy umacniającej nie przekracza zwykle 25 %. Większa zawartość faz umacniających utrudnia odlewanie klasyczne wskutek powstawania charakterystycznej ciekło – stałej konsystencji stopu. Natomiast zastosowanie odlewania ciśnieniowego wymaga dodatkowego oprzyrządowania, a tym samym podniesienia kosztów produkcji. Zaletą jednak zastosowania odlewania ciśnieniowego takiej mieszaniny zwiększa jakość otrzymywanych odlewanych kompozytów.

Metodą mieszania na szeroką skalę przemysłowa produkowane są w postaci wlewków kompozyty przez firmę DURALCAN. Są to kompozyty aluminiowe umacniane cząstkami SiC, stosowane do produkcji precyzyjnych odlewów ciśnieniowych lub odlewanych w sposób ciągły i półciągły ( rury bez szwu). Wadami tej metody jest prosta i tania technika, niestety powoduje ona skłonności do segregacji grawitacyjnej i mikroporowatości kompozytów. Występują także problemy ze zwilżalnością cząstek ciekłym metalem, Co ogranicza tym samym wybór układu osnowa – cząstki.

### **c) Metoda metalurgii proszków**

To najstarsza i najprostsza z metod. Wcześniej sporządzona mieszaninę proszków różnych metali z cząsteczkami wzmacniającymi ( np. SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> , krótkimi włóknami lub whiskersami ) prasuje się na gorąco pod ciśnieniem. Tak powstałe półwyroby (których masa może dochodzić do 100 kg) można dalej obrabiać klasycznymi metodami obróbki cieplnej metali. Udział fazy wzmacniającej może być bardzo wysoki do 80% objętości. Modyfikacja metody

proszkowej polega na wstępnym mieszaniu, rozdrabnianiu w młynach kulowych proszków SiC, magnezu lub aluminium. Przez wielogodzinne rozdrabnianie i mielenie otrzymujemy homogenizowaną mieszaninę, którą następnie prasujemy, ciągniemy na gorąco lub walcujemy. Otrzymujemy w ten sposób kompozyt o wyższej granicy plastyczności niż przy typowym mieszaniu proszków, miewają też lepsze właściwości wytrzymałościowe niż niektóre odlewane kompozyty. Metoda proszkowa pozwala uzyskać kompozyty bez większych ograniczeń w doborze i udziale objętościowym faz składowych. Wadą tej metody jest skomplikowana i droga technologia ich uzyskania, co ogranicza samą powszechną stosowanie kompozytów produkowanych tą metodą, a także uniemożliwia uzyskiwanie dowolnych kształtów odlewów.

### 1.2.2. Kompozyty „in situ”

Wykonywane jednoetapowo kompozyty „in situ” wzmocnione są cząstkami wytworzonymi w osnowie metalowej w trakcie procesu metalurgicznego, w wyniku reakcji przebiegających w ciekłej osnowie (ciekłym metalu) pomiędzy składnikami materiału kompozytowego. Zaletami tej metody, to: wytworzenie fazy wzmocniającej zarodkującej w roztworze metalu lub jego stopu charakteryzującą się dużą stabilnością termodynamiczną, o wyjątkowo dobrym kontakcie fazy z osnową ze względu na wysoką zwilżalność cząstek przez materiał osnowy. Przy odpowiednio dobranym składzie stopu i w syntezie kompozytu opisywaną metodą można uzyskać takie fazy jak: TiC, B<sub>4</sub>C, TeC, TiN, Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, FeB, Fe<sub>2</sub>B.

Osnowę kompozytów mogą stanowić różne metale, stopy dwuskładnikowe lub też wieloskładnikowe często eutektyczne. Niekiedy wykorzystuje się metale wykazujące przemianę perytektyczną, monotektyczną lub eutektoidalną, oraz posiadające fazy międzymetaliczne. Kompozyty „in situ” najczęściej wykorzystują jako osnowę klasyczne stopu aluminium lub miedzi.

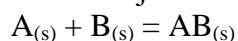
Najnowocześniejszymi metodami wytwarzania kompozytów „in situ” są:

- synteza w wyniku samorzutnej reakcji egzotermicznej SHS
- synteza w wyniku samorzutnej reakcji egzotermicznej w aluminium SHSB
- metoda reakcji ciekłego metalu z gazem reaktywnym RGI
- metoda XD<sup>TM</sup>
- metoda MIXALLOY
- metoda DIMOX
- krystalizacji kierunkowej

#### a) Metoda SHS ( Self Propagating High – Temperature Synthesis)

Kompozyty wykonywane tą metodą powstają w wyniku reakcji SHS w brykietach będących sprasowaną mieszaniną sproszkowanych metali i niemetali, np. Me i C. Reagenty w fazie stałej po lokalnym podgrzaniu łączą się z sobą wydzielając dużą ilość energii cieplnej, podtrzymującej reakcję chemiczną. Reakcja syntezy składników rozpoczyna się poniżej temperatury ich topnienia. Egzotermiczny charakter reakcji przebiega początkowo gwałtownie z wydzieleniem dużej porcji energii w postaci ciepła (proces adiabatyczny), temperatura wzrasta do około 5000 K. oraz znaczną prędkością przemieszczania frontu reakcji, dochodzącą 0,25m/s, a nadto gradientem termicznym rzędu 10<sup>7</sup> K/m. Powstaje faza jednego ze składników który może się rozprzestrzeniać się, łącząc z drugim składnikiem, aż do wyczerpania reagentów. Energia wydzielana podczas typowej reakcji SHS wynosi 170-180 kJ/mol.

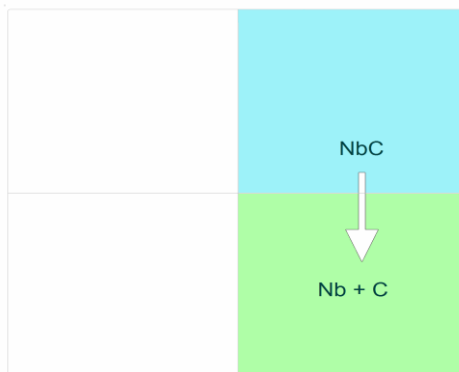
Zachodzącą reakcję pomiędzy dwoma składnikami ( ciałami stałymi ), dzięki której otrzymamy nowy związek w fazie stałej można zapisać jako schematyczne równanie:



Zachodzeniu reakcji SHS potrzebna jest termiczna inicjacja procesu, który możemy nazwać zapłonem, dzięki któremu proces zachodzi samorzutnie, później już nie jesteśmy w stanie ingerować w jego przebieg.

Front reakcji zainicjowanej na powierzchni, przechodzi w głąb przygotowanego, sprasowanego i podgrzanego brykietu, reagujących ze sobą metalu i niemetalu np. niobu i węgla[8].

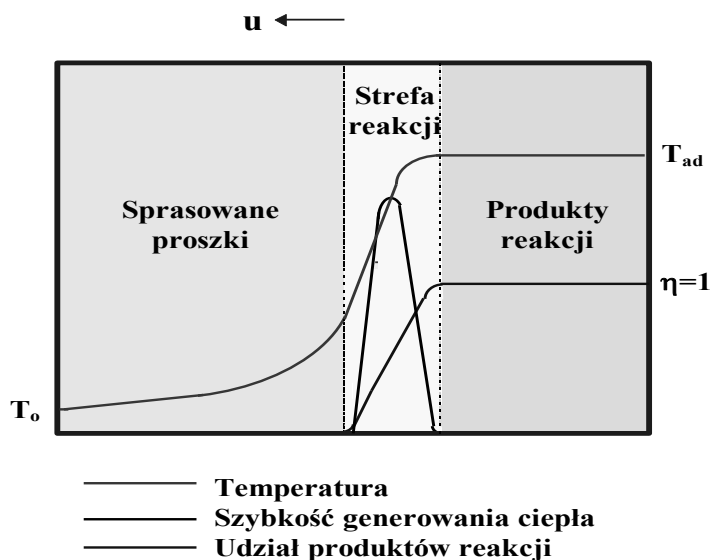
Schematyczny przebieg klasycznej reakcji SHS z udziałem proszków metalu Nb i niemetalu C pokazano na rys2.:



Rys.2. Schemat metody SHS

Klasyczna metoda syntezy SHS posiada jednak poważną wadę. Jest nią porowatość otrzymanych dzięki niej produktów. Charakteryzuje się ona się ponadto wysokim udziałem objętościowym zsyntetyzowanych związków ceramicznych, i nadanie wymaganych kształtów gotowemu detalowi jest niezmiernie trudne.

Rysunek 3, przedstawia przebieg reakcji SHS w sprasowanym brykiecie metal-niemetal.

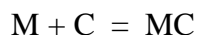


Rys.3. Rozkład temperatury, udział produktów reakcji, oraz szybkość generowania ciepła podczas syntezy SHS

Jednym z najważniejszych parametrów procesu SHS jest, temperatura adiabatyczna  $T_{ad}$ , , dzięki której możemy określić maksymalną temperaturę, jaką może osiągnąć lokalnie produkt reakcji w podczas jej zachodzenia i trwania, przy założeniu braku wymiany ciepła z otoczeniem.

Dla reakcji:





gdzie:

M, C i MC - metal, niemetal i produkt syntezy w stanie stałym, odpowiednio (np. węglik).

Temperaturę adiabatycznie można również obliczyć jako funkcję górnej granicy całkowania z zależności [x3]:

$$\Delta H_{T_0}^0 = \int_{T_0}^{T_{ad}} c_m(MC) dT$$

gdzie:

$\Delta H_{T_0}^0$  - entalpia tworzenia się związku MC przy temperaturze  $T_0$ ,

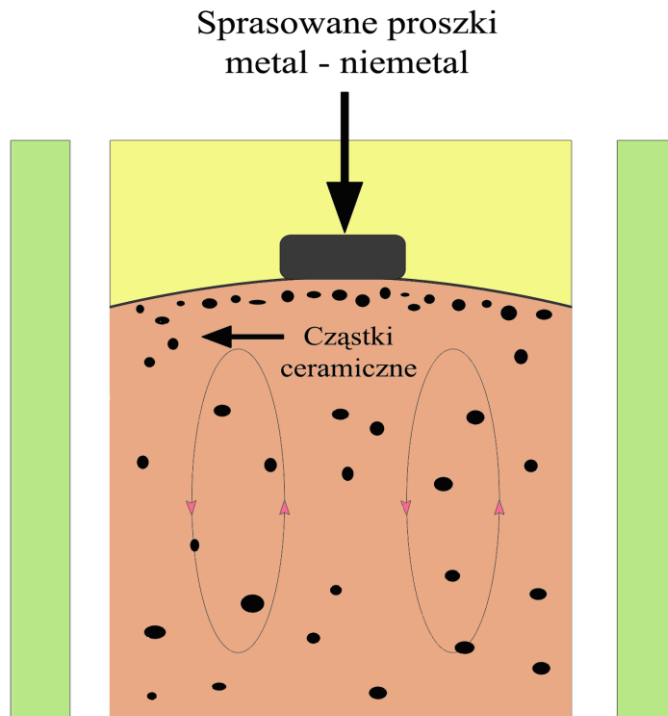
$c_m(MC)$  - ciepło molowe produktu reakcji.

W praktyce, układ termodynamiczny nie osiąga tej temperatury i rzeczywista temperatura reakcji jest znacznie niższa od  $T_{ad}$ , spowodowane jest to rozproszeniem ciepła do układu, w którym zachodzi proces a także jego zużyciem na utworzenie nowych faz.

### b) Metoda SHSB

Metoda SHSB jest modyfikacją metody SHS opisaną powyżej. Metodę tą jako oryginalną opracowano w Laboratorium Krystalizacji Odlewów Wydziału Odlewnictwa AGH i opatentowano. Polega ona na tym, że przygotowane wstępnie brykiety ze sproszkowanych reagentów, układa się na powierzchni roztopionego w piecu indukcyjnym metalu. Kąpiel metalowa służy w pierwszej fazie syntezy jako inicjator reakcji SHS w fazie drugiej, jako ośrodek chłodzący dla rozpoczętej reakcji egzotermicznej SHSB. Brykiety ulega gwałtownej erozji, jego składniki reagując między sobą tworzą węgliki lub borki, w zależności od składu brykiety następnie przechodzą w formie zawiesiny do ciekłego metalu. Prądy wirowe cewki indukcyjnej pieca do syntezy tych materiałów, powodują równomierne rozproszczenie cząstek węglików lub borków w ciekłym metalu.

Schematyczny przebieg reakcji SHSB przedstawiony jest na rys 4. :



**Rys.4** Schemat syntezy SHSB kompozytu metal + cząstki ceramiczne

### 1.3.3. Inne metody wytwarzania kompozytów „in situ”:

#### a) Metoda reakcji ciekłego metalu z gazem reaktywnym (RGI)

Polega ona na wprowadzeniu do ciekłego metalu, węgla lub azotonośnego gazu. W temperaturze ciekłego metalu zachodzi dysocjacja termiczna gazu, uaktywniają się jego jony węgla lub azotu. Łączą się one następnie z metalami będącymi odpowiednio dobranymi składnikami stopowymi, np. z Ti tworząc rozdrobnioną fazę zbrojącą. Głównie są to węgliki i azotki metali. Wadą procesu jest powstanie niewielkiej objętościowo udziału fazy wzmacniającej w porównaniu z innymi technologiami, mogą tworzyć się inne fazy (co może być spowodowane zakłóceniami procesów reakcji chemicznych występującymi lokalnie zmianami temperatury, lub kinetyką reakcji), oraz stosunkowo dużą porowatością gazową.

Zaletą jest to, że możemy wpływać na rozmiary i wielkość faz wzmacniających przez dobór odpowiednich warunków temperaturowych syntezy, szybkość przepływu gazu przez ciekły metal, oraz wielkość pęcherzyków gazu reaktywnego wdmuchiwanego do metalu.

#### b) Metoda XD<sup>TM</sup>

Opracowana została przez amerykański koncern zbrojeniowy Martin Marietta. Metoda ta nie jest szerzej opisana w literaturze, dostępne źródła wspominają o procesie polegającym na podgrzaniu proszków składników X i Y w obecności składnika metalurgicznego A. Podczas egzotermicznej reakcji zachodzącej pomiędzy składnikami X i Y wytwarzają się związki fazy wzmacniającej XY, a składnik A przechodzi do osnowy kompozytu. Dzięki tej metodzie można uzyskać kompozyty Al-TiB<sub>2</sub> oraz Al-TiC o wymiarach cząstek od 0,2 do 10 μm.

#### c) Metoda MIXALLOY

Wykorzystuje ona reakcję ciecz-ciecz, polegający na mieszaniu się dwóch strumieni cieczy przepływających z dużą prędkością. Dzięki mieszaniu się składników cieczy w skutek różnych reakcji tworzą się fazy wzmacniające osnowę. Otrzymany w ten sposób kompozyt można

umacniać, stosując proces szybkiej krystalizacji lub odlewać klasycznie. Metoda opracowana została w Sutek Corporation w USA.

#### **d) Metoda DIMOX**

Proces polegający na utlenieniu lub azotowaniu ciekłego metalu, który poddawany jest bezpośredniej reakcji z atmosferą zawierającą dużą ilość tlenu atomowego lub czynnego azotu reagowaniu z składnikami stopu. Powstające produkty reakcji rosną prostopadle do powierzchni metalu. Dzięki zjawiskowi włoskowatości metal „wspina się” w kierunku wzrostu tlenków lub azotków. Zawartość magnezu w stopie obniża napięcie powierzchniowe, powodując nasilenie przesuwania się powierzchni swobodnej cieczy w kierunku wzrostu produktów reakcji, na skutek czego dostarcza składników podtrzymujących dalsze azotowanie lub utlenianie i trwa on do uzyskania równowagi chemicznej. Kompozyty wykonywane tą metodą mogą być zaliczone do kompozytów ceramicznych, gdyż posiadają wysoki udział objętościowy zbrojenia ceramicznego zawierający się w 50 do 70% SiC oraz 10 do 20% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Metoda pozwala na uzyskanie kompozytów stosowanych do wykonywania mikroukładów elektronicznych.

#### **e) Metoda krystalizacji kierunkowej.**

Poprzez kontrolowany kierunkowy proces krystalizacji kierunkowej stopów wielofazowych, eutektycznych, perytektycznych lub mono-eutektycznych można ukierunkować np. kryształy niklu lub krzemu bądź to węgliki np. wanadu i silnie wiązać z osnową kompozytu. Otrzymujemy w ten sposób kompozyty stosowane do pracy w wysokich temperaturach w elektronice oraz jako membrany o bardzo dużej gęstości otworów po wytrawieniu eutektyki (nawet do 10<sup>9</sup> cm<sup>-2</sup>). Podstawową wadą tej metody jest ograniczenie wymiarów i kształtu materiału kompozytowego, oraz długi czas jego wytwarzania oraz energochłonność procesu.

### **1.3. Własności mechaniczne kompozytów na bazie aluminium**

#### **a) Umocnienie kompozytów**

Zjawisko umocnienia powstaje podczas każdego odkształcenia plastycznego i polega ono na tym, że rozpoczynające się odkształcenie plastyczne, ulega w miarę zachodzenia, coraz to silniejszemu hamowaniu. By je kontynuować, trzeba używać coraz to większych obciążeń. Każdemu odkształceniu plastycznemu towarzyszy zawsze zjawisko nazywane umocnieniem w mniejszym lub większym stopniu. Zjawisko umocnienia występuje we wszystkich materiałach o budowie krystalicznej i jego wielkość zależy od szybkości odkształcania i temperatury

Zjawisko materiałów kompozytowych typu MMCs nie jest dokładnie opisane.

W przypadku kompozytów umacnianych cząstkami dyspersyjnymi, związanymi mocno z osnową odbywa się w bardziej złożony sposób niż dla konwencjonalnego materiału polikrystalicznego. Temperatura może inaczej wpływać na odkształcenie w przypadku temperatury pokojowej a inaczej w podwyższonych temperaturach.

W polikrystalicznych tworzywach metalowych najczęściej odkształcenia następują przez poślizg, bliźniakowanie lub pełzania dyslokacyjne. W temperaturze otoczenia poślizg zachodzi na płaszczyznach zlokalizowanych wewnątrz ziaren. Przy tworzywach polikrystalicznych posiadających strukturę izotropową może nastąpić wysokie prawdopodobieństwo istnienia jednakowej powierzchni poślizgu i bliźniakowania w dowolnym przekroju w zawartości procentowej. Nierówny front poślizgu może być spowodowany przez przypadkową orientację krystalograficzną ziaren, które powodują blokowanie granic ziaren (szerokokątne ziarna). W polikryształach poślizg zaczyna się zgodnie z kierunkiem przyłożenia obciążenia, przed osiągnięciem granicy plastyczności. Wówczas następuje wytworzenie naprężenia o przeciwnym kierunku do przyłożonego obciążenia, spowodowane powstaniem dyslokacji jednoimiennych w pobliżu granic ziaren. Powoduje to tym samym w ziarnach o odmiennych orientacjach

krystalograficznych zapoczątkowanie odkształcenia plastycznego. Przedstawiając je za pomocą krzywej rozciągania (ściskania) otrzymujemy krzywą paraboliczną. Odkształcenie plastyczne może mieć nierównomierne rozłożenie, co może być spowodowane rozproszeniem się fal plastycznych, zjawisko to określane jest jako pasma Lüdersa.

Cząstki znajdujące się w kompozycie utrudniają odkształcenie mające na celu umocnienie materiału. Mechanizm umocnienia w tym przypadku może być oparty na mechanizmie Orowana, który zakłada utrudnienie ruchu dyslokacji przez cząstki, spowodowane skróceniem drogi dyslokacji swobodnej. W przypadku tym dyslokacja musi „przejsć” przez cząstki lub poruszać się pomiędzy nimi. Naprężenia w ruchu dyslokacji w obecności cząstek jest większe niż w sieci doskonałej co można udowodnić. Mogą one spowodować powstanie pierścieni (dyslokacja pod wpływem naprężeń zagina się tworząc pierścien) wokół cząstek, podobne pętle tworzą się do występujących w źródle Franka – Reada, które rozpadają się osiągając pewną krzywizną pozostawiając pierścienie wokół cząstek i odnowione dyslokacje. Pierścienie te tworzą się wtedy, gdy krzywizna osiągnie taką wielkość by linie dyslokacji zetknęły się ze sobą w miejscach, gdzie posiadają czyste orientacje śrubowe o przeciwnych znakach. Tworzenie następnych dyslokacji jest utrudnione przez opór spowodowany polem naprężeń tych pętli.

Innym przykładem umocnienia jest tworzenie tzw. „barier”, uniemożliwiających dalszą dyslokację. Powstają one w skutek reagowania dyslokacji znajdujących się na różnych płaszczyznach poślizgu, gdy spotykają się na ich przecięciu.

W wysokotemperaturowym odkształceniu kompozytów poślizg następuje na granicach ziaren, przy równoczesnym pojawianiu się pełzaniu dyslokacyjnym. Zachodzące odkształcenia plastyczne powodują dynamiczne procesy aktywowane cieplnie, które mogą usuwać częściowo lub nawet całkowicie skutki zgniotu. Podobnie jak przy odkształceniu zachodzącym w temperaturze otoczenia poślizg dyslokacji następuje w licznych systemach poślizgu. Następnie pojawia się wspinaczka dyslokacji i poślizg poprzeczny, który jest skutkiem zmiany płaszczyzny przez dyslokacje śrubowe, w tym przykładzie najlepszym rozwiązaniem jest wspólny kierunek poślizgu pierwotnego i poprzecznego. Najnowsze badania wykazały, że istnieją wymagane warunki tj. temperatura, gradient temperatury oraz czas odkształcenia dla procesu rekrytalizacji statycznej. Zostało to stwierdzone podczas odkształcenia w powstałym umocnieniu wysokotemperaturowym zauważono, że w niektóre pasma posiadające odpowiedni gradient odkształcenia, jest czasowo bierny i czyni z nich miejsca częściowo uprzywilejowane do powstawania migracji i frontów rekrytalizacji w powstałych warunkach dynamicznych.

Obniżenie naprężenia płynięcia plastycznego w próbach ściskania w podwyższonych temperaturach kompozytów zawdzięcza się aktywacji poślizgu po granicach ziaren osnowy, rekrytalizacji statycznej w pasmach odkształcenia będących okresowo biernych. Spadek naprężenia możliwy jest też dzięki procesowi zdrowienia dynamicznego konkurencyjnemu do rekrytalizacji dynamicznej. Powszechnie w literaturze stosuje się kryterium wartości błędu ułożenia (EBU) do podziału metali, których wysokie EBU posiada proces zdrowienia dynamicznego, natomiast niskie EBU posiada rekrytalizacja. Takie kryterium zakłada stałość wartości EBU w funkcji temperatury odkształcenia. Doświadczalnie przeprowadzona weryfikacja założenia pokazała, że podwyższenie temperatury wpływa w sposób drastyczny na rozkład dyslokacji, zwiększa wartość EBU, powodując zmianę dominującego procesu odnowy strukturalnej. Ograniczeniem tego kryterium jest dość znaczna rozbieżność w wartościach EBU, spowodowanymi z przyjętymi metodami pomiarowymi dla danego metalu.

Krzywe umocnienia opisywane są różnymi równaniami, najczęściej spotykanymi w literaturze należy równanie Krupkowskiego i Swifta które opiera się na wstępnej koncepcji odkształcenia, oraz równanie Ludwika i Hollomona oparte jest na koncepcji wstępnego naprężenia.

Równanie naprężenia według Ludwika określone jest wzorem :

$$\sigma = \sigma_0 + k\varepsilon^n$$

gdzie:

$\sigma_0$  - naprężenie na granicy plastyczności,

$\varepsilon$  - wydłużenie logarytmiczne,

$n$  - współczynnik umocnienia, jego wartość zależy od czynników takich jak: skład chemiczny, wstępna obróbka cieplna lub plastyczna, wielkość ziarna, temperatura, szybkość odkształcania, typ sieci krystalicznej, itp.

Hollomon w swoim równaniu przyjął początek układu  $\sigma = f(\varepsilon)$  dla wartości  $\sigma_0 = 0$  i zredukował równanie Ludwika do postaci poniżej:

$$\sigma = k\varepsilon^n$$

gdzie:

$k$  - wartość naprężenia na poziomie odkształcenia  $\varepsilon = 1.0$ ,

$n$  - wartość współczynnika umocnienia.

### **b) Moduł sprężystości oraz wytrzymałość na rozciąganie**

Pierwsze prace z kompozytami aluminiowymi, których wytrzymałość była poprawiona poprzez wzmocnienie dyspersyjnie cząstkami faz obcych, przeprowadzane były w latach osiemdziesiątych. Głównie kompozyty takie były wzmacniane whiskersami SiC oraz cząstkami dyspersyjnymi. Badania wykazały wzrost o ok. 60% granicy plastyczności oraz podobna wartość wytrzymałości na rozciąganie. Na podstawie tych badań stwierdzono ścisłą zależność pomiędzy udziałem objętościowym fazy wzmacniającej, rodzajem osnowy, a właściwościami wytrzymałościowymi.

Udział fazy wzmacniającej, właściwości mechaniczne materiału osnowy i rodzaj fazy wzmacniającej mają wpływ na właściwości mechaniczne kompozytów metalowych umacnianych cząstkami. Odlewnicze stopy aluminium posiadają wytrzymałość na rozciąganie :  $R_m=180 - 240$  MPa , która jest stosunkowo niewielka, a wydłużenie jest rzędu  $A = 10-20\%$  . Wprowadzenie do stopów aluminium cząstki grafitu powoduje spadek wytrzymałości, lecz wprowadzenie np.  $Al_2O_3$  , SiC czy też  $ZrSiO_4$  powoduje znaczący wzrost właściwości wytrzymałościowych tj. modułu sprężystości i wytrzymałości na rozciąganie. Maleje zaś wydłużenie, co uwidoczniło na tablicy 3. Wpływ udziału cząstek na zmianę modułu sprężystości można wyznaczyć z zależności [10,15] Jest to znana zasada ROM (rule of mixture - zasada mieszanin):

$$E_k = f_c E_c + f_o E_o$$

gdzie:

$E_k, E_c, E_o$  - moduł sprężystości:  $E_k$  - kompozytu,  $E_c$ - cząstek,  $E_o$ - osnowy,

$f_o, f_c$  - udział objętościowy osnowy i cząstek.

Na wartość modułu Younga wpływa również temperatura. W kompozytach na osnowie stopu Al-Cu, wzmacnianego węglikiem krzemu, wartość modułu Younga spada i osiąga wartości ok. 88 GPa przy temperaturze 273K do ok 58 GPa w temperaturze 773K. Wybrane właściwości mechaniczne kilku kompozytów aluminiowych, umacnianych cząstkami SiC,  $Al_2O_3$  i  $ZrSiO_4$  przedstawia tablica 4, natomiast kompozytów wzmacnianych włóknami - tablica 5.

Miarę wytrzymałości kompozytu na rozciąganie możemy określić przy pomocy wzoru:

$$\sigma_c = \left( \frac{f_c \sigma_o s}{4} \right) + f_o \sigma_o$$

gdzie:

$\sigma_c$  - granica plastyczności kompozytu,

$\sigma_o$  - granica plastyczności osnowy,

$s$  - wydłużenie,

$f_o$  i  $f_c$  - udziały objętościowe osnowy i cząstek.

Przy typowym wydłużeniem kompozytów umacnianych cząstkami (tablica 3), powyższe równanie opisuje makroskopowy efekt umocnienia, nie uwzględnia ono jednak wpływu cząstek na

mechanizm mikrodeformacji, które może być spowodowane utwardzeniem przez zgniot lub powolnych odkształceniach, rozmiarem ziaren i gęstości dyslokacji

**Tablica 4.**

Właściwości mechaniczne kompozytów wzmacnianych włóknami

| Material osnowy | Rodzaj Umocnienia                     | Udział objętościowy [%] | Wytrzymałość na rozciąganie $R_m$ [MPa] | Moduł Younga E [GPa] |
|-----------------|---------------------------------------|-------------------------|---|----------------------|
| Al – 2024       | Włókna C                              | 40                      | 90                                      | 180                  |
| Al – 2024       | Włókna B                              | 60                      | 1500                                    | 270                  |
| Al – 6061       | Włókna SiC                            | 50                      | 1500                                    | 200                  |
| Al – 2024       | Włókna Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 50                      | 450                                     | 175                  |
| Al – 6061       | Whiskersy SiC                         | 15                      | 480                                     | 100                  |

**Tablica 3.**

Właściwości mechaniczne kompozytów wzmacnianych cząstkami

Uwaga: Oznaczenia materiału osnowy podano, wg normy amerykańskiej

| Material osnowy lub kompozyt              | Wytrzymałość na rozciąganie $R_m$ [MPa] | Wydłużenie A [%] | Moduł Younga E [GPa] |
|---|---|------------------|----------------------|
| Osnowa AlMgSi (6061)                      | 315                                     | 20               | 70                   |
| 6061+15% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 364                                     | 5.7              | 88                   |
| Osnowa Al-Cu (2024)                       | 490                                     | 13.0             | 74                   |
| 2024+15% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 518                                     | 2.2              | 94                   |
| Osnowa Al-Si (A356)                       | 280                                     | 6.0              | 76                   |
| A356+20% SiC                              | 332                                     | 1.0              | 102                  |
| Osnowa AlMg4                              | 190                                     | -                | 70                   |
| AlMg4 +23% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> | 254                                     | 0.6              | 100                  |
| Osnowa Al-Cu (2014)                       | 224                                     | 7.0              | 73                   |
| 2014 +5% Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>   | 296                                     | 1.0              | 102                  |
| Osnowa Al.-Zn-Mg (7075),(7090)            | 505                                     | 10.0             | 72                   |
| 7075+15%SiC                               | 556                                     | 3.0              | 95                   |
| 7090+20%SiC                               | 665                                     | 2.0              | 105                  |
| Osnowa Al-Li(8090)                        | 415                                     | 7.0              | 80                   |
| 8090+17%SiC                               | 450                                     | 3.0-4.0          | 103                  |
| Osnowa Mg-Al-Zn (AZ91),(AZ61)             | 168                                     | 21               | 49                   |
| AZ91+15%SiC                               | 208                                     | 1.0              | 54                   |
| AZ61+20%SiC                               | 260                                     | 2.5              | 80                   |
| Osnowa Al-4.5%Cu                          | 280                                     | 15               | 50                   |
| Al-4.5%Cu + 4%TiC                         | 330                                     | 2.0              | 75                   |
| Al-4.5%Cu + 8%TiC                         | 360                                     | 1.5              | 80                   |
| Al-4.5%Cu + 10%TiC                        | 375                                     | 1.0              | 82                   |

### c) Wydłużenie

Analiza wartości w tablicy 3 wydłużenia względnego, dla przedstawionych materiałów kompozytowych, wykazuje niewielką plastyczność kompozytów umacnianych cząstkami. Wraz ze wzrostem udziału objętościowego fazy umacniającej wielkość wydłużenia przy próbie rozciągania znacząco maleje. Różnica wymiarów cząstek zbrojenia i ziaren osnowy, może powodować niejednorodności strukturalną kompozytu, co uwidacznia się obniżeniem odporności na kruche pękanie przy odkształcaniu. Kolejną przyczyną zwiększenia kruchości materiału kompozytowego przy rozciąganiu, są naprężenia cieplne, wywołane dużymi różnicami współczynników rozszerzalności objętościowej faz wzmacniających i osnowy, czego powodem jest powstawanie w późniejszym czasie mikropęknięć już w czasie chłodzenia. W kompozytach o osnowie aluminiowej, posiadających plastyczną osnowę powstawanie pęknięć ma miejsce na powierzchni rozdziału osnowa-faza. Zwiększenie plastyczności materiałów kompozytowych zrealizować można poprzez :

- objętościowe równomierne rozmieszczenie cząstek umacniających,
- umacnianie cząstkami o rozmiarach poniżej 10  $\mu\text{m}$ ,
- wysoką wytrzymałość granicy osnowa-faza wzmacniająca,
- plastyczną osnowę.

### d) Odporność na pękanie

Plastyczna osnowa w kompozytach, powoduje zapoczątkowanie pęknięcia materiału, ma miejsce na granicy rozdziału faz, lub w samej fazie umacniającej. Powstałe mikropęknięcia rozgałęziają się w osnowie i bazują na utracie związku z połączeniem cząstka-osnowa. W istniejącej literaturze podana jest zależność odporności na pękanie od udziału objętościowego fazy umacniającej:

$$K_{IC} = [2\sigma_c E(\pi/6)^{1/3} d]^{1/2} f_c^{-1/6}$$

gdzie:

$K_{IC}$  - odporność na pękanie,

$\sigma_c$  - granica plastyczności kompozytu,

E - moduł Younga,

d - rozmiar cząstki,

$f_c$  - udział objętościowy fazy umacniającej.

Powyższa zależność wskazuje na zwiększenie odporności na pękanie wraz ze zwiększaniem się rozmiarów cząstek, lecz przeprowadzone doświadczalne badania nie potwierdzają w pełni [10]. Brak jest także dokładnych danych dotyczących wpływu temperatury na odporność na pękanie materiałów kompozytowych.

Tablica 5 przedstawia porównanie wartości odporności na pękanie teoretycznych  $K_{IC}$  i doświadczalnych  $K_{dośw}$  dla kompozytów o osnowie aluminiowej Al-Cu i Al-Mg-Si, umacnianych cząstkami  $\text{Al}_2\text{O}_3$

Tablica 5.

Wartości odporności na pękanie dla wybranych kompozytów aluminiowych [10]

| Kompozyt                                    | Granica plastyczności $\sigma_c$ [MPa] | Wydłużenie [%] | Odporność na pękanie $K_{dośw}$ [ $\text{MN m}^{-3/2}$ ] | Odporność na pękanie $K_{IC}$ [ $\text{MN m}^{-3/2}$ ] |
|---|--|----------------|--|--|
| Al-Cu (2014)/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ / 15% |  |                |  |  |

|  |     |   |      |      |
|--|-----|---|------|------|
| 3 godz.433K  | 331 | 6 | 24.2 | 25.4 |
| 7 godz.433K  | 441 | 2 | 27.1 | 12.0 |
| 16 godz.433K   | 469 | 1 | 19.5 | 12.4 |
| 40 godz.433K   | 420 | 1 | 19.0 | 11.7 |
| 48 godz.433K   | 372 | 2 | 18.1 | 15.6 |
| Al-Mg-Si<br>(6061)/Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> /<br>15% |     |   |      |      |
| 1 godz.450K  | 221 | 7 | 24.7 | 21.5 |
| 3 godz.450K  | 317 | 5 | 23.2 | 21.8 |
| 10 godz.450K   | 345 | 3 | 22.7 | 17.6 |
| 25 godz.450K   | 331 | 3 | 21.5 | 17.2 |
| 100 godz.450K  | 276 | 4 | 21.2 | 18.0 |

## f) Pełzanie

Metale i stopy, poddawane stałemu naprężeniu (ewentualnie obciążeniu) natychmiast odkształcają się  $\epsilon_0$ , po czym następuje powolne odkształcenie (pełzanie) z prędkością  $\dot{\epsilon}$ , zmienną w czasie. W zakresie temperatur  $T < 0,4T_t$ , gdzie;  $T_t$  jest temperaturą bezwzględną topnienia, w metalach czystych i stopach jednofazowych poddanych stałemu naprężeniu występuje umocnienie, którego efektem jest zmierzanie asymptotyczne do zera prędkości pełzania. Główną cechą tego procesu, jest niewielki przyrost odkształcenia  $\epsilon$  na skutek pełzania, w stosunku do wartości odkształcenia  $\epsilon_0$ . W temperaturach  $T > 0,4T_t$ , przyłożenie do materiału stałego naprężenia, zaznacza się na krzywej pełzania [11], w trzech zakresach. Pierwszemu zakresowi umocnienia towarzyszy obniżenie prędkości odkształcenia  $\dot{\epsilon}$ , w drugim pełzanie odbywa się ze stałą prędkością odkształcenia, zaś trzeci zakres obserwuje wzrost prędkości pełzania, połączony z powstaniem i rozprzestrzenianiem się mikroszczelin, które powodują pękanie materiału. Poprzednie rozdziały wykazały, że umacnianie cząstkami zwiększa wartości modułu sprężystości. Kompozyty przeznaczone do pracy w podwyższonych temperaturach, pod stałym obciążeniem powinny spełniać dodatkowy warunek, jakim jest wysoka odporność na pełzanie. Tak zwany stan ustalony płynięcia plastycznego może być wyrażony następującym równaniem:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot D \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (11)$$

gdzie:

- $\dot{\epsilon}$  - szybkość pełzania,
- A - stała,
- $\sigma$  - naprężenie pełzania,
- n - wykładnik naprężenia,
- D - czynnik zależny od wielkości ziaren materiału osnowy
- Q - energia aktywacji, równa energii aktywacji samodyfuzji objętościowej,
- R - stała gazowa,
- T - temperatura..

Przykładowo dla kompozytów Al-Mg, wartości  $n = 15 - 25$ , energia aktywacji  $Q = 500 - 540 \text{ kJ} \cdot \text{mol}^{-1}$ . W przebadanych zjawiskach pełzania zauważono[11], że przy małych naprężeniach i szybkościach odkształcenia wykładnik naprężenia - n jest wysoki i rośnie wraz ze zmniejszającą się wartością naprężenia. Wysokie naprężenia i szybkość odkształcenia, wykładnik - n przybiera stałe wartości rzędu 7. Pandey i inni [11], zajmujący się zjawiskiem pełzania kompozytów na osnowie aluminium umacnianych cząstkami SiC o zawartości 10%, 20% i 30% SiC objętości i rozmiarach cząstek: 1.7  $\mu\text{m}$  i 14.5  $\mu\text{m}$ , uznali, że zmniejszanie



się szybkości pełzania następuje wraz ze zmniejszaniem się udziału objętościowego fazy wzmacniającej i jej zwiększenie się wraz z wielkością rozmiaru cząstek. Rosnąca plastyczność osnowy powyżej temperatury 623 K powoduje zmniejszenie wpływu udziału objętościowego cząstek wzmacniających na szybkość pełzania.

#### **f) Wytrzymałość na zmęczenie**

Wytrzymałość na zmęczenie kompozytów, zależy w głównej mierze od rozmiaru cząstek dyspersyjnych. Jeżeli kompozyt zawiera bardzo małe cząstki o wielkości poniżej 1µm, pęknięcia będą się pojawiać później w stosunku do stopu nieuzbrojonego. Wprowadzenie do kompozytów aluminiowych większych cząstek SiC powoduje znikanie efektu pęknięcia [10]. Przy wyższych temperaturach kompozyty są bardziej odporne na pękanie zmęczeniowe niż stopy nieuzbrojone, niezależnie od rozmiarów wprowadzonych cząstek.

### **1.5. Właściwości trybologiczne kompozytów**

Odpowiedni dobór fazy wzmacniającej kompozytów podczas ich projektowania zapewnia większą odporność materiału na ścieranie. Istnieją dwa rodzaje ścieralności:

- ścieralność bierna: zużycie materiału wywołany tarciami o twarde cząstki przemieszczające się względem powierzchni materiału ścieranego,
- ścieralność czynną: zużycie innego (drugiego) materiału, o który „trze” badana próbka.

Ścieralność uzależniona jest od rodzaju materiału, twardości i jego stanu powierzchni. Skutkiem ścierania jest ubytek masy, zmiana stanu powierzchni badanej próbki lub w przypadku ścieralności biernej współpracujących części, kryształów oraz zmieniają się ich wymiary geometryczne.

Kompozyty umacniane cząstkami ceramicznymi mają wysoką odporność na ścieranie. Możemy określić stopień zużycia, jako stosunek ubytku masy kompozytu podczas ścierania do jego masy wyjściowej, opisywanej poprzez względną odporność na zużycie.

Właściwości trybologiczne materiałów kompozytowych zależą od bardzo wielu czynników natury mikroskopowej, np. wzajemne połączenia cząstka – osnowa, rozmieszczenia fazy umacniającej lub natury zewnętrznej, czyli warunków i sposobu przeprowadzania procesu ścierania materiału.

W przypadku kompozytów na bazie stopu AK 11, umacnianych cząstkami  $Al_2O_3$ , wielkość ubytku masy materiału ścieranego w tych samych warunkach, uzależniona jest od wielkości cząstek wzmacniających. Odporność na ścieranie w stosunku do osnowy nieuzbrojonej, wzrasta nawet 10 - krotnie. Podobne wartości odporności na ścieranie, stwierdzono dla kompozytów o osnowie AK-11 i Al-Mg wzmacnianych węglkami krzemu

o udziale wagowym 10%. Dużą odporność na ścieranie zapewniają cząstki tlenków i węglków o średnicy cząstek powyżej 100 µm [10], przy czym odporność na ścieranie kompozytów wzmacnianych cząstkami zależy wprost proporcjonalnie do udziału objętościowego cząstek, odwrotnie proporcjonalnie do wielkości cząstek. Często w celu obniżenia współczynnika tarcia, wprowadzamy do osnowy cząstki smarujące, np. grafit lub ołów. Wówczas współczynnik tarcia maleje ze wzrostem udziału objętościowego cząstek grafitu. Efekt ten występuje tylko do udziału 3% wagowe grafitu w osnowie. Dalszy wzrost udziału cząstek, nie powoduje obniżenia współczynnika tarcia. Podobnie jak dla kompozytów wzmacnianych cząstkami ceramicznymi, obniża się również stopień zużycia ściernego kompozytów. Przy zawartości 3% wag. grafitu, zużycie ściernie kompozytu spada do poziomu 20% zużycia osnowy.

## Literatura dodatkowa:

1. Przybyłowicz K.: Metaloznawstwo. WNT. Warszawa 2007.
2. Dobrzański L.A.: Materiały Inżynierskie. WNT. Gliwice-Warszawa 2006.
3. J. Śleżiona.: Podstawy technologii kompozytów, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 1998.
4. J. Sobczak.: Kompozyty Odlewane, Instytut Odlewnictwa, Instytut Transportu Samochodowego, Kraków – Warszawa, 2001.
5. M. Ashby, D. Jones.: Materiały Inżynierskie, Wydawnictwo Naukowo- Techniczne, Warszawa, 1995.