

POROWATOŚĆ METALOWYCH KOMPOZYTÓW NASYCANYCH – PRÓBA ANALIZY ZAGADNIENIA

Janusz GRABIAN*, Jacek JACKOWSKI**

*Wyższa Szkoła Morska w Szczecinie, Instytut Nauk Podstawowych Technicznych
70-205 Szczecin ul. Podgórna 51/53

**Politechnika Poznańska, Instytut Technologii Materiałów
61-138 Poznań ul. Piotrowo 3

1. Wstęp

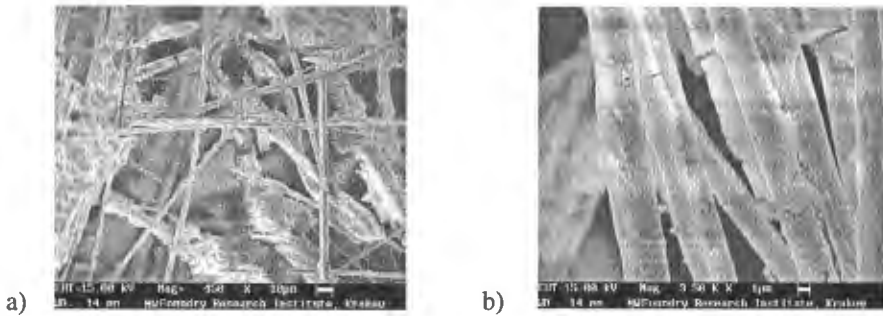
Jednym z podstawowych wymagań stawianym półfabrykatom przeznaczonym na części maszyn i urządzeń, produkowanych metodami odlewniczymi, jest zwartość struktury. Jest ona szczególnie trudna do uzyskania w przypadku kompozytowych części maszyn uzyskiwanych drogą nasycania zbrojenia ciekłym metalem. Przedmiotem rozważań zawartych w niniejszym tekście jest mechanizm tworzenia się porowatości w kompozycie, którego zbrojenie stanowi kształtka z prasowanych włókien ceramicznych [1] o grubości kilku mikrometrów, ułożonych bezładnie, co uniemożliwia geometryczny opis uzyskanego materiału porowatego.

2. Porowatość metalowych kompozytów nasycanych

W czasie nasycania ciekłym metalem porowatej kształtki zbrojenia, której przykładową strukturę przedstawiono na fotografiach rysunku 1 oraz w czasie krzepnięcia metalu nasycającego, powstaje porowatość materiału kompozytowego. Stanowi ona sumę porowatości powstających z różnych przyczyn:

$$S = S_a + S_b + S_c + S_d$$

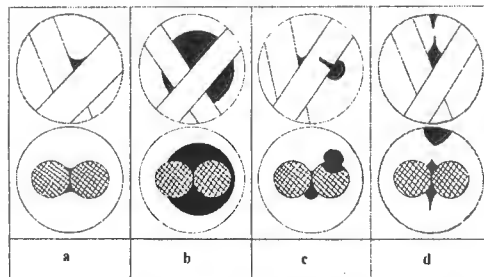
Składowe tej sumy zostały przedstawione schematycznie na rysunku 2.



Rys. 1. Struktura glinokrzemianowego zbrojenia o nazwie SIBRAL (produkcji czeskiej firmy KERAUNION) stosowanego do wytwarzania kompozytów nasycanych: a – pow. 450x, b – pow. 3500x. Zdjęcia wykonane w Instytucie Odlewnictwa w Krakowie

Fig. 1. Structure of aluminosilicate matrix SIBRAL (manufactured by KERAUNION – a Czech company) used for manufacturing saturated composites: a – magn. 450x, b – magn. 3500x.

The pictures made in Institute of Foundry Engineering in Cracow



Rys. 2. Schematy pustek (nieciągłości) w mikrostrukturze kompozytów nasycanych, spowodowane: a – niedostatecznym wypełnieniem zbrojenia ciekłą osnową metalową,

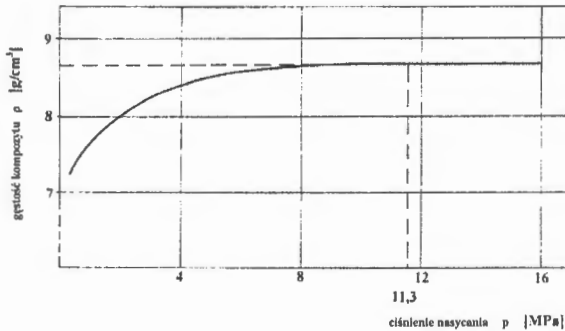
b – powstaniem okluzji gazowej podczas procesu nasycania zbrojenia, c – wydzielaniem gazu rozpuszczonego w ciekłym metalu osnowy, d – skurczem zasilania osnowy metalowej.

Fig. 2. Diagrams of voids (discontinuities) in microstructure of saturated composites caused by: a – insufficient filling of the reinforcement with liquid metal matrix, b – formation of gas occlusions during the process of saturating of the reinforcement, c – liberation of a gas dissolved in liquid metal of the matrix, d – shrinkage of feeding the metal matrix.

2.1. Nasywanie zbrojenia metalem osnowy

Zła zwilżalność materiału zbrojenia ciekłym metalem osnowy powoduje, że nasywanie zbrojenia musi odbywać się pod wysokim ciśnieniem. Próby nasycania kompozytu zbrojonego materiałem SIBRAL (rys. 1) osnową modelową (stop Wood'a) [2], oraz stopem AK11 [3], wykazały, że możliwe jest dobieranie tego ciśnienia na podstawie

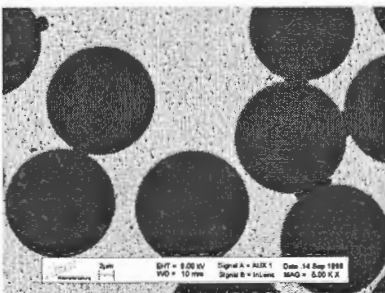
wartości tzw. umownego geometrycznego parametru zbrojenia, wyznaczonego z zależności przedstawionej na rysunku 3. Obliczona za pomocą równania Younga-Laplace'a wartość umownego parametru geometrycznego dla badanego zbrojenia wyniosła $0,055\mu\text{m}$. Odpowiadające jej wartości ciśnienie nasycania stopem AlSi11 wynosi 29 MPa a miedzią 36 MPa. Badania te wykazały także istotny wpływ czasu nasycania na gęstość kompozytu [4]. Zastosowane w tych badaniach stałe, zoptymalizowane ciśnienie nasycania, działające w czasie 0–300 s, powodowało zmianę średniej porowatości uzyskanych próbek kompozytowych (nasycanych w warunkach równej temperatury nasycanego zbrojenia i nasycającej osnowy) w granicach 2,3–0%.



Rys. 3. Zależność gęstości kompozytu nasycanego (SIBRAL – stop Wood'a) od ciśnienia nasycania

Fig. 3. Dependence of density of saturated composite (SIBRAL – Wood's alloy) on saturation pressure

Podkreślić należy fakt podania wartości średnich, bowiem w przypadku krótkich czasów nasycania, stwierdzono przypadki próbek o większej porowatości. Powyższe stwierdzenia odnoszą się do przypadku, gdy temperatura zbrojenia i metalu podczas nasycania są równe. W przypadku, gdy temperatura zbrojenia jest niższa niż metalu, może zachodzić jego krzepnięcie na włóknach zbrojenia, pogarszające warunki nasycania. Przykłady niewypełnionych kapilar między równoległymi włóknami zbrojenia ALTEX (85% Al_2O_3 , 15% SiO_2) stopem Al-Zn-Mg [5] przedstawione są na rysunku 4.

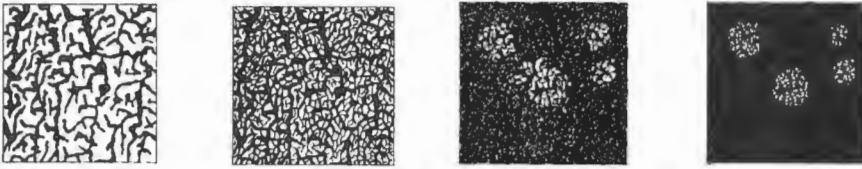


Rys. 4. Przykład niewypełnionych osnową kapilar między włóknami zbrojenia [5]

Fig. 4. Example of capillaries not filled with matrix between particular reinforcement fibres [5]

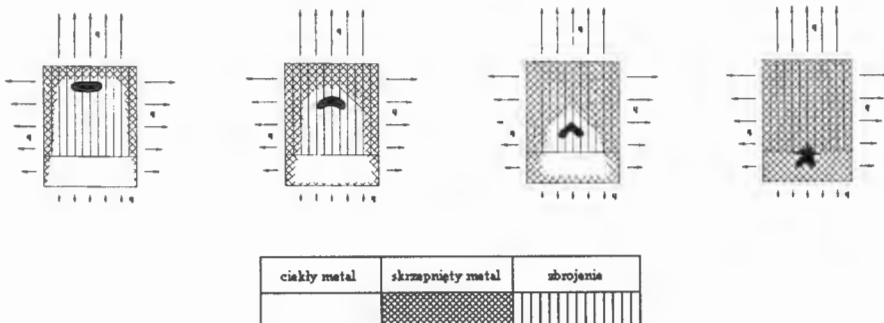
2.2. Okluzje gazowe tworzące się w trakcie nasycania

Wypełnianie kapilar zbrojenia odbywa się zgodnie z zasadą minimalnego oporu tzn. wypełnieniu ulegają w pierwszej kolejności kapilary największe. W miarę upływu czasu (przy ciągłym działaniu ciśnienia) wypełniane są kapilary o coraz mniejszych przekrojach (rys. 5). Zamknięcie okluzji gazowych (powietrznych) w kubaturze elementu zbrojącego, jest bardzo prawdopodobne (rys. 2b) ale ilość gazu w okluzjach – trudna do oszacowania.



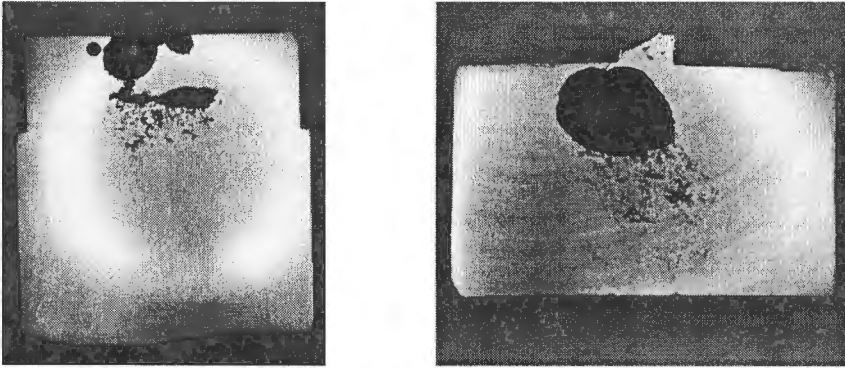
Rys. 5. Schemat przebiegu nasycania zbrojenia kompozytowego
Fig. 5. Diagram of the course of composite reinforcement saturation

Na ilość zaokludowanego gazu w odlewie kompozytowym wpływać będą istotnie: kierunek przepływu w czasie nasycania oraz przebieg krzepnięcia osnowy. Na rysunku 6. przedstawiono przykład działania tych czynników. W przypadku wypełniania zbrojenia od dołu – występują dobre warunki wyprowadzania gazu z odlewu, a ewentualne okluzje są przemieszczane do nadlewu przez front krzepnącego metalu. Fakt ten, potwierdzają przekroje nadlewów odlewów wykonanych zgodnie z podanym schematem, przedstawione na rysunku 7.



Rys. 6. Wypełnianie i krzepnięcie odlewu kompozytowego,
sprzyjające usuwaniu okluzji gazowych
Fig. 6. Filling the reinforcement and solidification of composite casting
conducive to removal of gas occlusions

Na przekrojach widoczne są zarówno efekty zjawisk skurczowych, skoncentrowane w strefie najpóźniej krzepnącego metalu jak i duże pęcherze gazowe zepchnięte do tej strefy przez front krzepnącego metalu. Oszacować można, że każdy 1 cm^3 okluzji gazowych zamkniętych w zbrojeniu nasycanym stopem aluminium i podgrzanym do temperatury równej temperaturze nasycającego metalu osnowy (700°C), w warunkach ciśnienia nasycania wynoszącego 30 MPa , może być przyczyną porowatości w materiale kompozytowym, wyrażonej objętością $0,003 \text{ cm}^3$.



Rys. 7. Efekty krzepnięcia metalu osnowy oraz przemieszczania okluzji gazowych, stwierdzone podczas próby wytwarzania próbek kompozytu nasycanego w warunkach zbliżonych do przedstawionych na schemacie rysunku 6

Fig.7. Effects of solidification of matrix metal and gas occlusion displacement observed during the trials of manufacturing samples of saturated composites under the conditions similar to the ones shown in the diagram in Fig. 6

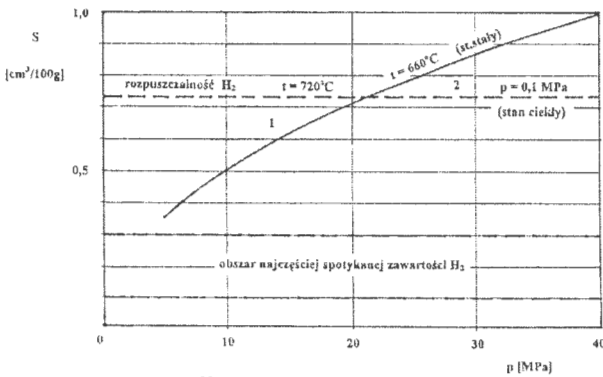
Objętość ta może być ok. trzykrotnie większa gdy nasycane zbrojenie nie będzie podgrzane przed rozpoczęciem nasycania. Oznacza to, że w najbardziej skrajnym przypadku gdy całkowita objętość fazy gazowej wypełniająca pory zbrojenia, zostanie zakludowana przez ciekły metal nasycającej osnowy – porowatość uzyskanego materiału kompozytowego wzrośnie w granicach $0,3\text{--}1,0\%$ w zależności od przygotowania elementu zbrojącego (podgrzany lub zimny).

2.3. Wydzielenie się gazu z krzepnącej osnowy metalowej

Cechą ciekłych metali i ich stopów jest znacznie większa zdolność do rozpuszczania gazów aniżeli w stanie stałym. Podane przez R.P.Eliota [6] zależności dotyczące rozpuszczalności wodoru w ciekłym oraz stałym aluminium, pozwoliły na dokonanie wyliczeń, których efektem jest rysunek 8. Z przedstawionych na nim zależności wynika, że wydzielanie się pęcherzy wodoru z ciekłego metalu podczas nasycania zbrojeń jest możliwe jedynie w przypadku stosowania silnie zagazowanego metalu oraz ciśnień

nasycania nie przekraczających 20 MPa. W przypadkach stosowania ciśnień wyższych, niezbędnych do nasycania zbrojenia, brak jest warunków do wydzielania się pęcherzy, nawet z metalu maksymalnie nasyconego wodorem.

Ciśnienie wywierane na ciekły metal podczas procesu nasycania zbrojenia nie sprzyja nukleacji i wzrostowi pęcherzy gazowych w ciekłym metalu. Sprzyja temu procesowi fakt istnienia zbrojenia, na którego włóknach mogą tworzyć się zarodki pęcherzy gazowych (rys. 2c). Zawarty w ciekłej osnowie wodór, może też dyfundować do niewypełnionych ciekłym metalem kapilar zbrojenia, zwiększając ich objętość. Przykład nierówności powierzchni i pęknięć na włóknach zbrojenia, mogących sprzyjać nukleacji pęcherzy gazowych przedstawia fotografia rys.1b, natomiast znaleziony w strukturze materiału kompozytowego (SIBRAL – AlSi11) pęcherzyk gazowy o średnicy ok. 0,05mm, przedstawiony jest na rysunku 9.



- 1 Mogą wydzielać się pęcherze
- 2 Nie mogą wydzielać się pęcherze



Rys. 9. Pęcherzyk gazowy zaobserwowany w strukturze próbki kompozytu nasyconego SIBRAL – AlSi11. Pow. 375x

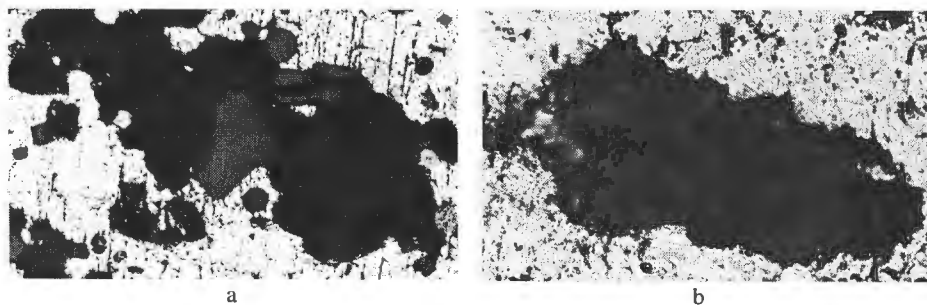
Fig. 9. Gas cavity observed in structure of saturated composite sample SIBRAL – AlSi11, magnification 375x

Pęcherz taki może powstać jedynie w strefie obniżonego ciśnienia krzepnącego metalu, której powstanie możliwe jest w środkowych partiach odlewu. Porowatość gazowa może mieć zatem istotny udział w ogólnej porowatości odlewu, tylko w przypadku jego złego zasilania.

2.4. Skurcz stygnącego i krzepnącego metalu osnowy

Właściwości technologiczne metali i stopów używanych jako osnowy materiałów kompozytowych, są dobrze rozeznane. Na przykład, dla siluminu eutektycznego AK11, stwierdzono, że skurcz krzepnięcia tego stopu wynosi 2,66 % a temperaturowy współczynnik skurczu przegrzania – 0,0149 %/°C [7]. Ten sam autor stwierdził, że porowatość całkowita siluminu eutektycznego waha się w granicach od 3,5÷5,5 % w zależności od temperatury odlewania wynoszącej 680÷780 °C i bez większego wpływu zawartości wodoru w ciekłym stopie.

Krzepnięcie osnowy metalowej powoduje, że część nacisku wywołującego ciśnienie w krzepnącym odlewie kompozytowym może być przejęta przez, najczęściej zewnętrzne, skrzepłe jego części, lub część odlewu zostanie odizolowana od wpływu ciśnienia. Wówczas, mogą powstać w odlewie rzadziny lub mikroporowatości skurczowe pokazane na rysunku 10 a nawet makroskopowe jamy skurczowe jak przedstawione na rysunku 7.



Rys. 10. Przykłady rzadziny skurczowych, stwierdzonych w strukturze próbek kompozytu nasycanego SIBRAL – AlSi11: a – o wymiarach 1,9 x 0,7 mm (pow. 75x), b – o wymiarach 0,3 x 0,1 mm (pow. 375x)

Fig. 10. Examples of micro-shrinkages found in the structure of composite sample SIBRAL – AlSi11: a – dimensions 1.9 x 0.7 mm (magn. 75x), b – dimensions 0.3 x 0.1 mm (magn. 375x)

Dla uniknięcia wad skurczowych odlewu kompozytowego konieczne są, podobnie jak dla innych odlewów, tak działania na etapie ich konstrukcji jak i projektowania technologii, zapewniającej właściwy przebieg krzepnięcia.

3. Podsumowanie

- a) Przedstawiona analiza powstawania porowatości w odlewach kompozytowych wytwarzanych metodą nasycania, wykazała, że istotne znaczenie mają trzy czynniki:
 - niedostateczne nasycenie osnową elementu zbrojenia,

- okluzje gazowe mogące tworzyć się w objętości kompozytu w czasie zabiegu nasycania zbrojenia, oraz
 - skurcz przegrzania i krzepnięcia ciekłej osnowy metalowej.
- b) Całkowita porowatość badanego kompozytu może sięgać 8% objętości elementu kompozytowego a oszacowane udziały trzech wymienionych czynników w całkowitej porowatości kompozytu nasycanego wynoszą odpowiednio: 56,31 i 13%.
- c) Ciśnienie nasycania dobrane na podstawie wartości zaproponowanego przez autorów umownego parametru geometrycznego zbrojenia, działające w odpowiednim czasie, zapobiega powstawaniu porowatości gazowej osnowy i zapewnia właściwe nasycenie zbrojenia.

Literatura

- [1] K. Naplocha, A. Janus, J.W. Kaczmar, Z. Samsonowicz: Wytwarzanie porowatych kształtek ceramicznych stosowanych w materiałach kompozytowych, *Przegląd Odlewnictwa*, nr 4, 1997, s. 106–108.
- [2] J. Grabian, J. Jackowski, M. Szweyker: Próba określenia struktury geometrycznej zbrojenia kompozytu nasycanego, *Mat. III Międzynarodowej konf. „Zjawiska powierzchniowe w procesach odlewniczych”*, Poznań – Kołobrzeg 1996, s. 59–64.
- [3] J. Grabian, J. Jackowski, M. Szweyker: Infiltration of AK11 alloy into composite reinforcement of aluminosilicate fibre, *Archiwum Technologii Maszyn i Automatykacji*, vol. 19, nr 1, Poznań 1999, s. 31–38.
- [4] J. Grabian, J. Jackowski, M. Szweyker: Kinetyka nasycania zbrojeń odlewanych kompozytów metalowych, *Mat. IV Międzynarodowej konf. „Zjawiska powierzchniowe w procesach odlewniczych”*, Poznań–Kołobrzeg 1998, s. 67–74.
- [5] E. Neussl, D. Fettweis, P.R. Sahn, S. Yong, H.M. Flower: High Strength Al-Zn-Mg Matrix Alloy for Continuous Fibre Reinforcement, referat wygłoszony na Sympozjum F.2.1 (27.09.1999) Międzynarodowej Konferencji EUROMAT 99, Monachium, wrzesień 1999. Ukaże się w materiałach pokongresowych.
- [6] R.P. Eliot: *Constitution of Binary Alloys I st Supplement*. Tłumaczenie rosyjskie. Izdat. Metallurgia. Moskwa 1970.
- [7] M. Szweyker: Wpływ zanieczyszczeń gazowych na niektóre własności odlewnicze siluminu eutektycznego na przykładzie stopu AK11, Poznań 1972 – niepublikowane.

Recenzował: prof. dr hab. inż. Michał Szweyker