

Polska
Akademia
Nauk
Instytut
Maszyn
Przeptywowych

Maszyny Przeptywowe Tom 35

Alicja Krella

Erozja elementów maszyn przeptywowych

IMP
gdańsk
PAN



Erozja elementów maszyn przepływowych

Maszyny Przepływowe

Komitet Redakcyjny

Jan Kiciński (przewodniczący)

Marcin Lackowski, Piotr Lampart (redaktor naukowy)

Mirosław Dors, Dariusz Kardaś, Alicja Krella

Wiesław Ostachowicz

tom 35

Polska Akademia Nauk
Instytut Maszyn Przepływowych

Alicja Krella

Erozja elementów maszyn przepływowych

IMP
Gdańsk
PAN

Wydawnictwo Monograficzne
Maszyny Przepływowe
IMP PAN Gdańsk

Rekomendacje wydawnicze
prof. dr hab. inż. JAN KUSIŃSKI
dr hab. inż. JAROSŁAW CHMIEL

Opracowanie wydawnicze i korekta
Jarosław Frączak, Aleksandra Nowaczewska

Okładka i strona tytułowa wg projektu E. Kostki

Skład komputerowy, adiustacja, łamanie
Aleksandra Nowaczewska

Adres Redakcji
Instytut Maszyn Przepływowych im. Roberta Szewalskiego
Polskiej Akademii Nauk ul. J. Fiszer 14, 80-231 Gdańsk
<https://www.imp.gda.pl/wydawnictwo-imp-pan/maszyny-przeplywowe/>

ISBN 978-83-88237-93-5

© Copyright by Instytut Maszyn Przepływowych im. Roberta
Szewalskiego Polskiej Akademii Nauk, Gdańsk 2019

All Rights Reserved

Utwór w całości ani we fragmentach nie może być powielany ani rozpowszechniany za pomocą urządzeń elektronicznych, mechanicznych, kopiujących, nagrywających i innych bez pisemnej zgody posiadacza praw autorskich.

Printed in Poland



Wydawnictwo Instytutu Maszyn Przepływowych PAN
Instytut Maszyn Przepływowych im. Roberta Szewalskiego
Polskiej Akademii Nauk ul. J. Fiszer 14, 80-231 Gdańsk
tel. 58 5225141; fax 58 3416144; e-mail: redakcja@imp.gda.pl
<http://www.imp.gda.pl/wydawnictwa/>

Wydanie pierwsze. Nakład 100 egz.
Druk i oprawa:
Fabryka Druku Sp. z o.o.
Zgrupowanie AK Kampinos 6, 01-943 Warszawa

Spis treści

Wprowadzenie	7
Ujednolicony wykaz symboli	11
1. Procesy niszczenia materiałów	17
1.1. Kawitacja i erozja kawitacyjna.....	17
1.1.1. Dynamika pęcherzyka kawitacyjnego	18
1.1.2. Chmura kawitacyjna	23
1.1.3. Pomiary obciążenia kawitacyjnego	24
1.1.4. Modele erozji kawitacyjnej.....	32
1.1.5. Podsumowanie.....	49
1.2. Erozja cząstkami stałymi	52
1.2.1. Kąt uderzenia	55
1.2.2. Prędkość uderzenia	58
1.2.3. Właściwości cząstek stałych.....	60
1.2.4. Koncentracja cząstek stałych.....	70
1.2.5. Modele erozyjne	76
1.2.6. Podsumowanie.....	86
2. Terminologia i metody badawcze.....	89
2.1. Terminologia	89
2.2. Stanowiska badawcze.....	92
2.2.1. Stanowiska kawitacyjne.....	92
2.2.2. Stanowiska erozyjne	95
3. Niszczenie materiałów konstrukcyjnych	101
3.1. Niszczenie materiałów w warunkach kawitacji.....	101
3.1.1. Wpływ struktury	102
3.1.2. Wpływ twardości materiału	115
3.1.3. Wpływ właściwości wytrzymałościowych.....	119
3.1.4. Wpływ osadzenia powłok.....	124
3.1.5. Niszczenie kawitacyjno-korozyjne	138
3.1.6. Podsumowanie.....	146
3.2. Niszczenie materiału cząstkami stałymi.....	151
3.2.1. Wpływ struktury materiału	152
3.2.2. Wpływ właściwości materiału	160
3.2.3. Wpływ osadzania powłok.....	173
3.2.4. Niszczenie erozyjno-korozyjne	181
3.2.5. Podsumowanie.....	197
3.3. Niszczenie kawitacyjno-erozyjne.....	200
3.3.1. Niszczenie materiałów konstrukcyjnych	200
3.3.2. Wpływ osadzenia powłok.....	210
3.3.3. Niszczenie w środowisku korozyjnym	216
3.3.4. Podsumowanie.....	218
Bibliografia.....	221

Wprowadzenie

Problem erozji dotyczy wielu urządzeń, w których medium robocze przepływa z dużą prędkością. Na ten rodzaj uszkodzeń szczególnie narażone są urządzenia pracujące w energetyce. W przypadku energetyki wodnej oraz transportu wodnego, takie elementy urządzeń hydraulicznych jak łopatki turbin wodnych, śruby okrętowe oraz pompy narażone są jednocześnie na erozję kawitacyjną oraz erozję cząstkami stałymi. W przypadku energetyki wiatrowej, elementy urządzeń np. łopatki turbin wiatrowych narażone są na erozję cząstkami stałymi np. podczas burzy piaskowych, huraganów lub nawałnic, w szczególności gdy w powietrzu unosi się pył erupcji wulkanu, a także erozję deszczową czasami zwaną erozją kropłową. Z kolei zbiorniki wodne narażone są na erozję cząstkami lodu. Konsekwencją występowania erozji jest powstanie uszkodzeń, spadek sprawności i awarie, których usuwanie jest bardzo kosztowne i czasochłonne.

Niniejsza monografia jest poświęcona przedstawieniu zagadnień związanych z problemem niszczenia materiałów w wyniku zjawisk erozyjnych w środowisku wodnym, tj. zagadnień związanych z erozją kawitacyjną i erozją cząstkami stałymi. Choć w rzeczywistych urządzeniach przepływowych poszczególne rodzaje erozji mogą występować łącznie, to jednak badania odporności materiałów są najczęściej prowadzone oddzielnie. Z tego względu, wspomniane zjawiska zostaną również zaprezentowane oddzielnie.

Omawiając zjawisko erozji kawitacyjnej, nie sposób nie wspomnieć o zjawisku kawitacji. Kawitacja powstaje w wyniku przemiany fazowej z fazy ciekłej w fazę gazową na skutek gwałtownego spadku ciśnienia. Zmiany ciśnienia mogą być powodowane przepływem cieczy z dużą prędkością przez przeszkodę lub z drganiami o dużej częstotliwości (powyżej kilkunastu kHz). Gwałtowne spadki ciśnienia sprzyjają powstaniu pęcherzyków, które następnie implodując w pobliżu ciała stałego powodują niszczenie jego powierzchni zwane erozją kawitacyjną. Zatem, zjawisko erozji polega na wielokrotnych, krótkotrwałych obciążeniach obejmujących powierzchnię o wielkości do kilku milimetrów kwadratowych i czasie trwania obciążenia od kilku do kilkudziesięciu milisekund. Uwzględniając medium, którym może być np. woda morska, nie sposób nie wspomnieć o dodatkowym zjawisku, którym jest korozja i niszczenie kawitacyjno-korozyjne.

Poza mikropęcherzami powietrza w wodzie znajdują się różne cząstki stałe, które również powodują erozję. W wodach przybrzeżnych lub rzekach obecność cząstek stałych zwiększa ryzyko wystąpienia erozji powodowanej uderzeniami tymi cząstkami. Szybki przepływ cieczy zawierającej cząstki stałe powoduje powstanie efektu synergicznego kawitacji i erozji cząstkami stałymi. Intensywność oddziaływania każdego z tych zjawisk zależy od warunków przepływu, tj. od prędkości, gęstości, lepkości i aktywności chemicznej cieczy roboczej. Na szybkość erozji mają wpływ właściwości materiału, tj. mikrostruktura, wytrzymałość i twardość. Dodatkowo, w przypadku erozji cząstkami stałymi, na szybkość erozji

wpływa wielkość, kształt i koncentracja cząstek w cieczy oraz ich prędkość i kąt uderzenia. Badania erozyjne (kawitacyjne oraz cząstkami stałymi) wykazały, że odporność erozyjna materiałów konstrukcyjnych wzrasta wraz ze wzrostem ich właściwości mechanicznych i wytrzymałościowych, głównie twardości i wytrzymałości zmęczeniowej, choć nie są to korelacje ścisłe.

Praca została podzielona na trzy rozdziały, które prezentują zasadnicze aspekty zjawisk i procesów erozyjnych, terminologii oraz wpływu właściwości materiałów i warunków prowadzonych badań na odporność na erozję kawitacyjną oraz erozję cząstkami stałymi. Przedstawiono również wpływ warunków środowiska korozyjnego na wspomniane rodzaje niszczenia oraz procesy synergiczne.

Rozdział pierwszy poświęcono prezentacji procesów niszczenia materiałów. W pierwszej kolejności przedstawiono zjawisko kawitacji, ze szczególnym uwzględnieniem dynamiki pęcherzyka kawitacyjnego oraz zjawisko erozji kawitacyjnej. Szczególną uwagę poświęcono prezentacji metod wyznaczania obciążenia kawitacyjnego wraz z pomiarami impulsów kawitacyjnych. Zaprezentowano modele prognozowania niszczenia kawitacyjnego, które odegrały istotną rolę w pracach nad tym problemem. Modele te można podzielić na dwa typy: modele oparte o fizyczną analizę procesu niszczenia oraz modele bazujące na dopasowaniu do kształtu krzywych erozyjnych. Następnie omówiono proces niszczenia materiału przez uderzające cząstki stałe. Przedstawiono wpływ czynników związanych z obciążeniem, tj. kątem i prędkością uderzenia, wielkością, twardością, kształtem i koncentracją cząstek w zawieszynie, na proces niszczenia materiałów oraz wykazano istnienie wykładniczej zależności między szybkością erozji i wymienionymi czynnikami. Zwrócono uwagę, jak wspomniane czynniki wpływają na współczynnik restytucji, charakter przepływu zawiesziny (liczbę Reynoldsa) i zachowanie się cząstki w przepływie (liczbę Stokesa). Podobnie jak w przypadku niszczenia kawitacyjnego, przedstawiono główne kierunki badań nad modelowaniem tego zjawiska i prognozowaniem szybkości erozji.

W rozdziale drugim przedstawiono podstawową terminologię stosowaną przy opisie procesów erozyjnych oraz przedstawiono stanowiska do badań erozji kawitacyjnej oraz erozji cząstkami stałymi. Szerzej omówiono stanowiska ujęte w międzynarodowych normach Amerykańskiego Stowarzyszenia Badań i Materiałów (ASTM).

Rozdział trzeci poświęcono prezentacji wpływu poszczególnych właściwości materiałowych na odporność na erozję kawitacyjną oraz erozję cząstkami stałymi. W pierwszej kolejności omówiono wpływ struktury na proces niszczenia i na odporność na niszczenie kawitacyjne. Zwrócono uwagę na wpływ liczby faz, struktury krystalograficznej, energii ułożenia błędu, orientacji krystalograficznej oraz wielkości ziarna na proces erozji kawitacyjnej. Pokazano, że spadkowi wielkości ziarna towarzyszy wzrost odporności kawitacyjnej. Niemniej jednak ten wzrost odporności kawitacyjnej jest głównie powodowany wzrostem właściwości mechanicznych i wytrzymałościowych, który towarzyszy spadkowi wielkości ziaren. W następnej kolejności przedstawiono wyniki badań wpływu twardości materiału, a w szczególności warstwy wierzchniej, na odporność kawitacyjną. Pokazano, że

wzrostowi twardości towarzyszy wzrost odporności na niszczenie kawitacyjne i zależność między szybkością erozji i twardością materiału ma charakter wykładniczy. Zwrócono uwagę, że wzrost twardości prowadzący do wzrostu kruchości materiału powoduje spadek odporności kawitacyjnej. Inną właściwością materiału, która jest krytyczna dla odporności na niszczenie kawitacyjne, to wytrzymałość zmęczeniowa. Materiały odznaczające się wysoką wytrzymałością zmęczeniową odznaczają się również dobrą odpornością kawitacyjną. Ponadto omówiono wpływ zmiany właściwości warstwy wierzchniej w wyniku obróbki plastycznej na zimno oraz osadzania powłok na odporność kawitacyjną oraz przedstawiono problem niszczenia kawitacyjno-korozyjnego.

W drugiej części trzeciego rozdziału omówiono wpływ czynników materiałowych na odporność na niszczenie cząstkami stałymi. Przedstawiono wpływ struktury materiału, w tym wpływ faz, energii błędu ułożenia oraz wielkości ziaren na szybkość erozji. Pokazano, że podobnie jak w przypadku erozji kawitacyjnej, wzrostowi twardości materiału towarzyszy wzrost odporności erozyjnej, a zależność między szybkością erozji i twardością materiału ma również charakter wykładniczy. Pokazano, że wzrostowi kruchości materiału towarzyszy wzrost szybkości erozji. Zaprezentowano wpływ modyfikacji warstwy wierzchniej poprzez obróbkę plastyczną na zimno lub osadzanie warstw ochronnych na odporność erozyjną i proces niszczenia. Osadzenia powłok ceramicznych, np. $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$, Al_2O_3 , TiN , TiC i WC -metal na stalowe podłoże przyczyniało się do obniżenia szybkości erozji, mimo ich wysokiej kruchości. W rozdziale tym przedstawiono również problem niszczenia erozyjno-korozyjnego i efekt procesów synergicznych na całkowitą szybkość erozji. W ostatniej części pracy zaprezentowano problem niszczenia kawitacyjno-erozyjno-korozyjnego. Przedstawiono, że powłoki poprawiające odporność na niszczenie cząstkami stałymi, nie zawsze są skuteczne przy poprawie odporności kawitacyjnej. Obecność drobnych cząstek w niszczeniu kawitacyjnym może zmniejszyć ubytki masy materiału oraz wygładzić jego powierzchnię.

Autor niniejszej monografii ma świadomość, że przedstawiony został jedynie nieznaczny zakres prac dotyczących badań erozyjnych. Każdy rozdział, czy nawet podrozdział mógłby stanowić odrębną monografię. Niszczenie kawitacyjne było opisywane już w wielu publikacjach, np. w pracy R.T. Kanppa i in. z 1970 roku [1], Kima i in. z 2014 roku [2] oraz Ch.E. Brennena [3], a z polskich autorów to w pracach K. Wójśa z 2004 roku [4] i M. Szkodo z 2008 roku [5]. Niszczenie materiałów cząstkami stałymi zostało opisane bardzo szczegółowo w pracy G.W. Stachowiaka i A.W. Barchelora z 1993 roku [6]. Niemniej w chwili obecnej w polskiej bibliografii brakuje opracowań, w których przedstawione są zarówno wyniki wieloletnich badań dotyczących niszczenia kawitacyjnego, jak i niszczenia cząstkami stałymi. Lukę tę niniejsza praca ma ambicję choć częściowo wypełnić.

Ujednolicony wykaz symboli

Poniżej zostały przedstawione symbole użyte we wzorach w niniejszej monografii. Ze względu na liczne zależności jakie zostały wyprowadzone dla opisu kawitacji, erozji kawitacyjnej i erozji cząstkami stałymi, niektórym symbolom nadano kilka znaczeń. Czasami są to znaczenia podobne do siebie np. symbol A generalnie oznacza powierzchnię, ale w jednym równaniu oznacza całą powierzchnię próbki, w innym powierzchnię zerodowaną, a w jeszcze innym powierzchnię cząstki stałej, która uderza w materiał. Niektóre symbole z równań ogólnie znanych, np. z równania Johnsona-Cooka, zostały podane zgodnie z oryginalnym oznaczeniem, aby nie wprowadzać dezorientacji. Również zastosowano ogólnie znane oznaczenia właściwości materiałowych, np. wspomnianym symbolem A oznacza się również wydłużenie.

- A – stała równania Johnsona-Cooka odpowiadająca granicy plastyczności; całkowita eksponowana powierzchnia; pole powierzchni zerodowanej przez kawitację; powierzchnia cząstki stałej wydłużenie
- A_y – powierzchnia wgłębienia
- b – wykładnik opisujący wpływ twardości materiału; wykładnik plastyczności zmęczeniowej, $b = 0,5 \div 0,7$; stała w modelu Huanga wyznaczana doświadczalnie
- B – współczynnik umocnienia odkształceniowego w modelu Johnsona-Cooka
- c – stała
- c_l – prędkość dźwięku w cieczy
- c_m – prędkość dźwięku w materiale
- C – koncentracja cząstek w zawiesinie
- C_C – stała doświadczalna związana z ścinaniem
- C_D – stała doświadczalna związana z odkształcaniem
- $C(t)$ – funkcja rozwoju pęknięć w warstwie wierzchniej w czasie
- d – wielkość cząstek stałych (erodenta)
- d_p – średnica cząstki
- d_{eff} – efektywna średnica wgłębienia z równania
- D – stała, współczynnik uszkodzenia w równaniu Johnsona-Cooka; średnica wgłębienia
- E – energia obłoku kawitacyjnego; moduł Younga
- E_a – energia zaabsorbowana przez materiał
- E_c – moduł Younga powłoki

- E_{cs} – energia kinetyczna cząstek stałych
 E_{fali} – energia kinetyczna fali ciśnienia, rys. 1.13
 E_i – energia pojedynczego impulsu
 E_{is} – rozkład naprężeń wewnętrznych
 E_k – rozkład energii kinetycznej w materiale wywołanej falą uderzeniową
 E_{pl} – resztkowa energia odkształcenia plastycznego pozostała w materiale po obciążeniu udarowym, rys. 1.13
 E_{pot} – energia potencjalna chmury kawitacyjnej / struktur parowych, rys. 1.13
 E_s – moduł Younga podłoża
 E_r – szybkość erozji
- f – wykładnik empiryczny z przedziału od 0 do 1 wiążący udział mechanizmu ścinania i odkształcenia w procesie erozyjnym
 f_l – funkcja gęstości prawdopodobieństwa krytycznego rozwoju pęknięcia przy średnim obciążeniu równym η
 $f(\alpha)$ – funkcja opisująca wpływ kąta uderzenia
 F – siła
 F_i – siła i-tego impulsu kawitacyjnego
 F_y – siła działająca na cząstkę podczas uderzenia w kierunku y
 F_x – siła działająca na cząstkę podczas uderzenia w kierunku x
- g – skumulowana funkcja rozkładu prawdopodobieństwa przekroczenia progowego poziomu energii w procesie akumulacji energii uderzenia; grubość
 g_l – funkcja gęstości prawdopodobieństwa dla zamknięcia pęknięcia mikrokrystalowego przy średnim obciążeniu równym
- h – grubość usuwanej warstwy; grubość umocnionej warstwy
 h_c – grubość powłoki
 H – całkowita początkowa grubość ekspozowanego elementu (np. próbki); twardość
 H_c – twardość powłoki
 H_s – twardość podłoża
- I – natężenie, intensywność kawitacji
- k – współczynnik proporcjonalności
 k_c – współczynnik przewodnictwa cieplnego powłoki
 k_s – współczynnik przewodnictwa cieplnego podłoża
 K – wytrzymałość na pękanie
 Kc – współczynnik intensywności naprężeń dla obciążenia kawitacyjnego
 Ki – wektor parametrów opisujących krzywą frakcyjną
 KV – energia łamania uzyskana w teście Charpy’ego
 l – długość cząstki
 L – obwód cząstki stałej

L_{C2}	– siła adhezji
m	– ubytek masy; wykładnik wpływu wielości cząstek stałych; współczynnik zmiękczenia termicznego w modelu Johnsona-Cooka
M	– całkowita masa cząstek stałych
ME	– wskaźnik obciążenia kawitacyjnego, kW/m^2
MDE	– średnia głębokość wnikania erozji (ang. <i>mean depth of erosion</i>)
MDE_i	– średnia głębokość wnikania erozji od frakcji i ,
$MDPR$	– średnia szybkość penetracji materiału (ang. <i>mean depth of penetration rate</i>)
n	– wykładnik wpływu prędkości cieczy; wykładnik wpływu prędkości uderzenia; współczynnik umocnienia odkształceniowego w modelu Johnsona-Cooka
n_i	– liczba impulsów kawitacyjnych o danej amplitudzie
$n(t)$	– funkcja zmiany grubości zerodowanej warstwy wierzchniej, w której rozwijają się pęknięcia w czasie
N	– liczba wszystkich impulsów kawitacyjnych
q	– wykładnik wpływu koncentracji cząstek stałych
p	– ciśnienie; ciśnienie w przepływie; ciśnienie fali akustycznej; porowatość
p_i	– amplituda (ciśnienie) impulsów kawitacyjnych
p_{max}	– maksymalne ciśnienie zaniku pęcherzyka
p_{∞}	– ciśnienie w nieskończonej odległości od przeszkody
P	– energia (moc) kawitacyjna
P_t	– siła oporu przeciwdziałająca powstaniu odkształcenia działająca na jednostkę długości
P_n	– krytyczne naprężenie, przy którym nie dochodzi do powstania wgłębienia przez uderzającą cząstkę
r_i	– rzeczywisty promień zdeformowanego materiału
R	– chwilowy promień pęcherzyka kawitacyjnego,
R_{max}	– maksymalna średnica pęcherzyka kawitacyjnego
Re	– granica plastyczności
R_i	– mierzony promień wgłębienia
R_E	– odporność erozyjna
R_{EN}	– znormalizowana, względna odporność erozyjna
R_{E0}	– początkowa odporność kawitacyjna
R_{Eg}	– graniczna odporność kawitacyjna
R_x	– współczynnik restytucji prędkości poziomej, który jest stosunkiem prędkości poziomej cząstki przed uderzeniem i po nim
R_0	– początkowy promień pęcherzyka
$\dot{R}$	– prędkość zmiany promienia pęcherzyka kawitacyjnego
$\ddot{R}$	– przyspieszenie zmiany promienia pęcherzyka kawitacyjnego

- s – odległość między pęcherzykiem i ścianką
- S(N) – funkcja reprezentująca liczbę impulsów, które powodują powstanie strefy odkształconej plastycznie

- t – czas
- T – całkowity czas trwania testu
- T* – temperatura homologiczna w modelu Johnsona – Cooka,

- U – funkcja opisująca zależność między głębokością wnikania erozji, energią dostarczoną do materiału i krzywą erozyjną w modelu frakcyjnym

- v – prędkość cieczy; prędkość uderzenia
- v_f – końcowa prędkość uderzenia
- v_s – maksymalna prędkość uderzenia, przy której uderzenie cząstki z materiałem jest jeszcze całkowicie sprężyste
- v_y – składowa pionowa prędkości uderzenia
- v_x – składowa pozioma prędkości uderzenia
- v₀ – progowa prędkość cieczy, przy której dochodzi do inicjacji kawitacji; prędkość przepływu, przy której kawitacja jest inicjowana; początkowa prędkość uderzenia
- V – napięcie wyjściowe przetwornika ciśnienia; objętość usuwanego materiału
- V_k – ubytek materiału powodowany przez proces korozyjny
- V_S – ubytek materiału powodowanym przez proces synergiczny
- V_x – ubytek materiału powodowanym przez siłę F_x
- V_y – ubytek materiału powodowanym przez siłę F_y
- V_C – ubytek materiału w skutek ścinania
- V_D – ubytek materiału w skutek odkształcenia
- V_E – ubytek materiału w skutek uderzenia cząstkami stałymi
- $\dot{V}$ – szybkość powstawania ubytku objętościowego
- V(t) – funkcja przyrostu ubytku objętości w czasie

- w – szerokość cząstki
- W_{pl} – względna praca plastycznego odkształcenia na erodowanej powierzchni
- WK – współczynnik kulistości

- y – graniczne obciążenie sprężyste; przesunięcie, głębokość wgłębienia
- y_{max} – maksymalna głębokość wgłębienia
- Y – naprężenie płynięcia w modelu Johnsona – Cooka,
- Y_i – gęstość energii związanej z rozpatrywaną frakcją, która została dostarczona w czasie t

- α – kąt uderzenia
- α_c – współczynnik rozszerzalności cieplnej powłoki

-
- α_s – współczynnik rozszerzalności cieplnej podłoża
 $\alpha_{\max}$ – kąt uderzenia dla maksymalnej szybkości erozji
 χ – parametr efektywności erozyjnej
 δ – stała wyznaczana doświadczalnie; parametr wyrażający energię potrzebną do usunięcia jednostkowej objętości materiału przez zużycie w wyniku skrawania
 δ_{cav} – trwałość materiału
 $\bar{\delta}_{\text{cav}}$ – średnia trwałość materiału
 ΔA – zużycie powodowane przez proces A
 ΔB – zużycie powodowane przez proces B
 ΔC – zużycie powodowane przez proces korozji bez udziału erozji
 ΔC_E – zmiana zużycia korozyjnego na skutek erozji
 ΔC_{CE} – całkowite zużycie powodowane przez procesy korozyjne
 ΔE – zużycie powodowane przez proces erozji bez udziału korozji
 ΔE_C – zmianą zużycia erozyjnego na skutek obecności korozji
 ΔE_{CE} – całkowite zużycie powodowane przez procesy erozyjne
 ΔS – zużycie w wyniku oddziaływania zjawisk synergicznych
 ΔT – całkowita szybkość erozji
 ΔZ – całkowite zużycie materiału
 $\Delta \varepsilon$ – amplituda odkształcenia w jednym cyklu w modelu Coffina
 ε – parametr wyrażający energię potrzebną do usunięcia jednostkowej objętości materiału odpowiednio przez zużycie w wyniku odkształcenia; współczynnik proporcjonalności
 ε_f – odkształcenie krytyczne wytrzymałości zmęczeniowej, $\varepsilon_f = 2\Delta \varepsilon N_f^b$
 ε_r – maksymalna wartość umocnienia warstwy wierzchniej
 ε_x – odkształcenie w odległości x od środka wgłębienia
 ε_0 – odkształcenie
 ε_0 – odkształcenie w środku wgłębienia
 $\dot{\varepsilon}^*$ – bezwymiarowy stosunek odkształcenia plastycznego względem odkształcenia $\dot{\varepsilon}_0 = 1,0 \text{ s}^{-1}$
 γ – bezwymiarowy parametr odległości pęcherzyka od ciała stałego, $\gamma = s/R_{\max}$
 γ – jednostkowa energia powierzchniowa pęknięcia w J/m^2
 η – wskaźnik kształtu mieszczącym się w przedziale od 0 do 1, dla kulistej cząstki ($d_{\text{eff}} = \eta d_p$)
 η – stała wyznaczana doświadczalnie
 $\eta(h)$ – funkcja rozwoju uszkodzenia w głąb materiału
 $\eta_{\text{fala/pęcherzyk}}$ – efektywność zapadania się pęcherzyka kawitacyjnego, rys. 1.13

$\eta_{\text{fci\c{a}lo\text{ }stale/p\text{ę}cherzyk}$ – efektywność erozyjna implozji pęcherzyka kawitacyjnego, rys. 1.13

κ – współczynnik proporcjonalności

λ – współczynnik procesu Poissona

λ_1, λ_2 – współczynniki określające udział podprocesów w procesie erozyjnym

ξ – parametr mechanizmu niszczenia

ν – współczynnik Poissona

ν_c – współczynnik Poissona powłoki

ν_s – współczynnik Poissona podłoża

θ – parametr wskazujący o zdolności materiału do umocnienia

Θ – funkcja odwrotna do funkcji U ze względu na zmienną Y

ρ – gęstość

ρ_l – gęstość cieczy

ρ_m – gęstość materiału

ρ_p – gęstość cząstki

σ_c – wytrzymałość na powtarzające się wielokrotne uderzenia

σ_{cr} – naprężenie krytyczne

σ_n – naprężenie krytyczne, przy którym nie dochodzi do powstania wgłębienia przez uderzającą cząstkę

σ_{RMS} – średnia kwadratowa amplitudy naprężenia

τ – czas

τ_u – naprężenie ścinające

ξ – szerokość wyżłobienia

$\zeta(t')$ – funkcja wprowadzania energii przez obszar jednostki powierzchni materiału w czasie t'

$\zeta_1(t')$ – funkcja energii, która w czasie t' przyczynia się do erozji jednostki powierzchni materiału

ψ – gęstość strumienia energii dostarczonej do materiału, tj. zaabsorbowanej przez warstwę wierzchnią

1. Procesy niszczenia materiałów

Zjawiska erozji kawitacyjnej i erozji cząstkami dotyczą niszczenia warstwy wierzchniej materiału w wyniku wielokrotnych obciążeń dynamicznych, działających na mikroobszary powierzchni. Pod względem rozkładu obciążenia, energii uderzenia, czasu i powierzchni kontaktu obciążenia z eksponowanym materiałem, oba zjawiska istotnie się różnią. Zjawiska te różnią się również ze względu na rodzaje zjawisk towarzyszących. W przypadku erozji kawitacyjnej niszczenie ma charakter lokalny, przy czym do zjawisk towarzyszących należy lokalny wzrost temperatury, sonoluminescencja oraz korozja. Natomiast w przypadku niszczenia cząstkami stałymi erozja nie ma charakteru tak lokalnego jak przy kawitacji i często obejmuje znaczne powierzchnie eksponowanego elementu, jednak liczba czynników wpływających na proces niszczenia jest znacznie większa. Ze względu na wspomniane powyżej różnice, zjawiska kawitacji i erozji kawitacyjnej oraz zjawisko erozji cząstkami stałymi zostaną przedstawione oddzielnie.

1.1. Kawitacja i erozja kawitacyjna

Zjawiskami kawitacji i erozji kawitacyjnej zainteresowano się pod koniec XIX wieku, gdy zaobserwowano spadek sprawności pędników okrętowych oraz uszkodzenia łopatek turbin wodnych pojawiające się wraz ze wzrostem szybkobieżności urządzeń. Prowadzone obserwacje wskazały, że oba zjawiska są związane z przepływem cieczy z dużą prędkością i gwałtownym spadkiem ciśnienia statycznego cieczy poniżej pewnej wartości krytycznej. Wartość ciśnienia krytycznego jest zależna od właściwości fizykochemicznych danej cieczy. Uznaje się, że ciśnieniem krytycznym jest ciśnienie parowania cieczy. Do spadku ciśnienia dochodzi na skutek zakłócenia swobodnego przepływu cieczy w pobliżu przeszkody, która powoduje lokalny wzrost prędkości cieczy. Konsekwencją tego jest powstawanie wirów za przeszkodą, wewnątrz których ciśnienie jest obniżone [7–9]. Innym sposobem wywołania gwałtownego spadku ciśnienia w mikroobszarach, również prowadzącego do kawitacji, są drgania elementów zanurzonych w cieczy z częstotliwością od kilkunastu do kilkudziesięciu kHz. W obszarach obniżonego ciśnienia, z załączków kawitacji powstają pęcherzyki kawitacyjne, które następnie implodują. Powstawanie pęcherzyków kawitacyjnych na skutek gwałtownego przepływu cieczy nazywane jest kawitacją przeplywową, natomiast w wyniku drgań – kawitacją vibracyjną.

Proces powstawania, wzrostu i zaniku pęcherzyków kawitacyjnych jest bardzo złożony. Z tego względu, w niniejszej pracy przedstawione zostaną tylko te aspekty zjawiska, które są kluczowe dla omówienia i rozumienia zjawiska erozji kawitacyjnej oraz zaprezentowania problemów związanych z mechanizmem niszczenia materiałów konstrukcyjnych oraz powłokowych, jak również z prognozowaniem niszczenia materiałów. Bardziej szczegółowe omówienie zjawisk kawitacji i erozji kawitacyjnej można znaleźć np. w pracach [1–5,10,11].

Spadek ciśnienia cieczy poniżej ciśnienia parowania w danej temperaturze sprzyja przejściu cieczy ze stanu ciekłego w gazowy i powstawaniu pęcherzyków z gazów nierozpuszczonych w cieczy, jak np. powietrza oraz najróżniejszych domieszek i zanieczyszczeń znajdujących się w cieczach w sposób naturalny [4,12,13]. Nierozpuszczone gazy występują w cieczach w postaci mikropęcherzyków o rozmiarze 0,1–10 μm . Wspomniane mikropęcherzyki nierozpuszczonych gazów i zanieczyszczenia nazywane są zarodkami kawitacji. Przy spadku ciśnienia poniżej ciśnienia parowania cieczy mikropęcherzyki gazów rozrastają się w sposób nierównowagowy (eksplozyjny) tworząc tzw. pęcherzyki kawitacyjne. Jako pierwsze rozrastają się większe mikropęcherzyki gazów, a wraz z wzrostem spadku ciśnienia „uaktywniają się” coraz mniejsze mikropęcherzyki. Z chwilą, gdy pęcherzyk dostanie się w obszar, w którym ciśnienie pary nasyconej i gazu wewnątrz pęcherzyka okazuje się zbyt małe, by pokonać ciśnienie zewnętrzne i napięcie powierzchniowe, jego rozrost wyhamowuje i dochodzi do implozji, podczas której powstaje uderowa fala ciśnienia, fale akustyczne, następuje lokalne podwyższenie temperatury oraz dochodzi do powstania mikrostrugi cieczy [2,14–17]. Oddziaływanie uderowej fali ciśnienia oraz mikrostrugi cieczy na materiał powoduje jego niszczenie zwane erozją kawitacyjną. Ze względu na negatywne skutki erozji kawitacyjnej, wiele prac zostało poświęconych poznaniu dynamiki zarówno pojedynczego pęcherzyka kawitacyjnego [2,3,9,18,19] jak i chmury kawitacyjnej [7,20–24], a także analizie i próbom wyznaczenia intensywności oddziaływania na materiał implozji pojedynczego pęcherzyka i całej chmury kawitacyjnej [1,17,19,25–40]. Sformułowano również liczne modele prognozowania szybkości erozji materiałów [10,29,36,41–49].

1.1.1. Dynamika pęcherzyka kawitacyjnego

Poznanie rozwoju i zaniku pęcherzyka kawitacyjnego było przedmiotem już bardzo wczesnych badań nad zjawiskami kawitacji i erozji kawitacyjnej [2,3,9,18,19]. Badania dynamiki pęcherzyka kawitacyjnego skupiają się na generowaniu pojedynczego pęcherzyka impulsem laserowym i obserwacji procesu jego implozji z wykorzystaniem ultraszybkich fotografii, z częstotliwością do 100 000 klatek/s, jak również na numerycznym modelowaniu procesu wzrostu i zaniku pęcherzyka kawitacyjnego [9,15,17,19,34,50].

Za podstawowe równanie opisujące dynamikę rozwoju pęcherzyka kawitacyjnego uznaje się równanie zaproponowane przez Lorda Rayleigha w 1917 roku [18]:

$$\rho_L \left(R\ddot{R} + \frac{3}{2}\dot{R}^2 \right) = p - p_\infty, \quad (1.1.1)$$

gdzie $\dot{R}$ jest prędkością zmiany promienia pęcherzyka kawitacyjnego, p_∞ jest ciśnieniem w nieskończonej odległości od przeszkody, ρ_L jest gęstością cieczy, R jest chwilowym promieniem pęcherzyka kawitacyjnego. Równanie (1.1.1) mimo nie uwzględnienia takich właściwości cieczy jak napięcie powierzchniowe i lep-

kość oraz ciśnienie gazu wewnątrz pęcherzyka, jest wykorzystywane w celu wyznaczenia czasu i prędkości zaniku pęcherzyka oraz ciśnienia implozji. Równanie prędkości zaniku pęcherzyka można zapisać w postaci [18]

$$\dot{R} = \sqrt{\frac{2}{3} \frac{p_{\infty}}{\rho_L} \left[\frac{R_0^3}{R^3} - 1 \right]}, \quad (1.1.2)$$

gdzie R_0 jest początkowym promieniem pęcherzyka.

Maksymalne ciśnienie zaniku pęcherzyka, $p_{\max}$, można obliczyć ze wzoru

$$\frac{p_{\max}}{p_{\infty}} = 1 + \frac{(x-4)^{4/3}}{4^{4/3}(x-1)^{1/3}}, \quad (1.1.3)$$

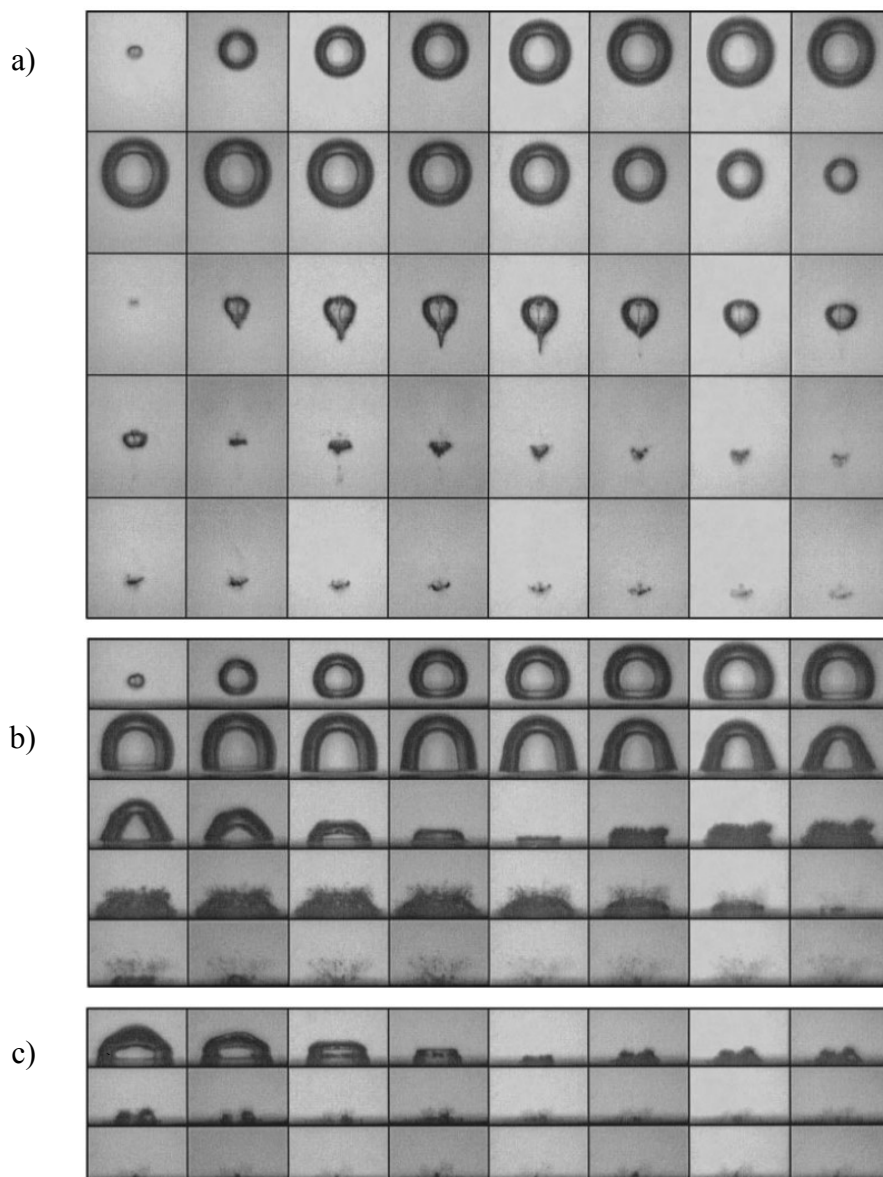
gdzie $x = (R_0/R)^3$.

Czas zaniku pęcherzyka wyznacza się ze wzoru :

$$t = 0,915 \left(\frac{\rho_L R_0^2}{p_{\infty} - p} \right)^{1/2}. \quad (1.1.4)$$

Zakładając, że wewnątrz pęcherzyka znajduje się pustka, na podstawie (1.1.2) uzyskuje się nieskończoną prędkość ścianek pęcherzyka podczas implozji (pęcherzyk ulega zanikowi, $R \rightarrow 0$). Zatem, ciśnienie implozji, które jest zależne od prędkości zaniku ścianek, również dąży do nieskończoności. W rzeczywistości pęcherzyk nie jest pusty, lecz jest wypełniony w różnym stopniu parami cieczy i nierozpuszczonymi gazami. Obecność par gazów wewnątrz pęcherzyka sprawia, że proces implozji jest zakłócony w stosunku do idealnego. Niemniej szybkość implozji jest bardzo duża. Część energii kinetycznej cieczy otaczającej pęcherzyk ulega konwersji na energię potencjalną ciśnienia gazu wewnątrz pęcherzyka. Gaz zawarty w pęcherzyku kawitacyjnym działa tłumiąco, co sprawia, że ciśnienie implozji jest niższe od ciśnienia implozji pęcherzyka niczym nie wypełnionego. Efekt tłumienia gwałtownie wzrasta wraz ze wzrostem zawartości gazów w pęcherzyku. Z tego względu największe ciśnienia implozji są generowane przez pęcherzyki powstałe z najmniejszych zarodków kawitacji. Innym efektem obecności gazu wewnątrz pęcherzyka jest akumulowanie części energii implozji. Energia ta powoduje, że po zakończeniu implozji pęcherzyk nie zanika całkowicie, lecz osiągnąwszy pewną minimalną średnicę (zwykle równą 2–10% maksymalnej) ponownie ekspanduje, następnie osiągnąwszy swoją maksymalną średnicę, ponownie imploduje. Cykl ten może się powtarzać kilkakrotnie, na ogół 4–5 razy [16–18].

Badania doświadczalne polegające na fotografowaniu z dużą częstotliwością klatek na sekundę pokazały, że pęcherzyki kawitacyjne implodujące w pobliżu ścianek ograniczających przepływ cieczy tracą swą sferyczną symetrię czemu towarzyszy powstawanie kumulacyjnej strużki cieczy, skierowanej ku ścianie [1,3,16,17].



Rys. 1.1. Zanik pęcherzyka kawitacyjnego o $R_{\max} = 1,45$ mm w pobliżu ściany ograniczającej przepływ wykonany ultraszybką fotografią o prędkości 56 500 zdjęć/s;
 (czas między poszczególnymi zdjęciami $\Delta t = 17,7 \mu\text{s}$);
 a) $\gamma = 3$, b) $\gamma = 0,9$, c) $\gamma = 0,3$ [15]

W celu zbadania wpływu ścianki na proces zaniku pęcherzyka Philipp i Lauterborn przeprowadzili serie obserwacji pęcherzyka kawitacyjnego implodującego w różnej odległości od ścianki (rys. 1.1) [15]. Dla przejrzystości opisu pro-

wadzonych obserwacji, zaproponowali wprowadzenie bezwymiarowego parametru γ , który określa odległość pęcherzyka w chwili implozji od ścianki i został zdefiniowany następująco $\gamma = s/R_{\max}$, gdzie s jest odległością między pęcherzykiem i ścianką, $R_{\max}$ jest maksymalną średnicą pęcherzyka kawitacyjnego. Obserwacje przeprowadzone dla $\gamma = 3, 0,9$ i $0,3$ zostały przedstawione na rys. 1.1. [15].

Pęcherzyk znajdujący się w odległości $\gamma = 3$ od ścianki zanika w sposób pulsacyjny, tzn. poprzez cykliczny spadek i wzrost jego objętości (rys. 1.1 a). Gdy jego położenie w stosunku do ścianki zmniejszy się poniżej pewnej wartości krytycznej, to wówczas pęcherzyk podczas zaniku traci swoją sferyczność i generowana jest mikrostruga, która przebija go. Brak bezpośredniej styczności z ścianką pozwala mikrostrudze osiągnąć maksymalną prędkość, która zależy od średnicy pęcherzyka kawitacyjnego i stopnia wypełnienia gazami. Jednak obecność filmu cieczy między pęcherzykiem i ścianką sprawia, że prędkość mikrostrugi gwałtownie maleje i w chwili uderzenia w ściankę jest już na tyle mała, że nie powoduje powstania odkształcenia plastycznego.

W przypadku gdy w chwili implozji pęcherzyk znajduje w odległości $\gamma = 0,9$ (rys. 1.1 b), jego deformacja podczas zaniku jest znacznie większa, a powstająca mikrostruga osiąga swoją maksymalną prędkość. W związku z tym, że zanikający pęcherzyk jest w bezpośredniej styczności z ciałem stałym i nie ma mikrofilmu cieczy wyhamowującego mikrostrugę, to przebijająca pęcherzyk mikrostruga uderza w ciało stałe z maksymalną prędkością i energią [15]. Z tego względu uważa się, że pęcherzyki implodujące w styczności z ciałem stałym generują mikrostrugi, które uderzając w ściankę powodują odkształcenie plastyczne w postaci wgłębienia na jej powierzchni.

Gdy pęcherzyk w chwili implozji znajduje w odległości $\gamma = 0,3$ (rys. 1.1 c), jego deformacja podczas zaniku jest bardzo mocno zaburzona. W przeciwieństwie do wcześniejszych przypadków, pęcherzyk nie rozwija się do uzyskania pełnych rozmiarów zależnych od zawartości gazów i stopnia lokalnego spadku ciśnienia, a powstająca mikrostruga również nie osiąga maksymalnej prędkości. Z tego względu prędkość uderzenia mikrostrugi w ciało stałe jest dużo mniejsza niż w przypadku dla $\gamma = 0,9$, mimo że zanikający pęcherzyk jest w bezpośredniej styczności z ciałem stałym [15].

Zgodnie z prowadzonymi obserwacjami Philippa i Lauterborna, miejsce zaniku, tj. odległość pęcherzyka w chwili implozji od ściany ograniczającej przepływ ma istotny wpływ na formowanie i prędkość mikrostrugi oraz na naprężenia generowane w materiale [15]. Wraz ze spadkiem odległości między pęcherzykiem i ścianą ograniczającą przepływ (redukcja parametru γ) ma miejsce zwiększenie asymetrii procesu zaniku pęcherzyka. Konsekwencją tego jest szybsze formowanie się mikrostrugi, która uderza w ciało stałe z prędkością bliską maksymalnej, ze względu na zmniejszający się tłumiący efekt filmu cieczy lub jego brak między zanikającym pęcherzykiem a ciałem stałym. Wraz ze wzrostem grubości filmu cieczy między ciałem stałym i implodującym pęcherzykiem, jego tłumiące oddziaływanie gwałtownie wzrasta [15,16,51]. Zatem, maksymalna prędkość mikro-

strugi jest uzyskiwana przez pęcherzyk, który w chwili zaniku jest w bezpośredniej styczności z ciałem stałym ($\gamma \leq 1$). Powstająca wówczas mikrostruga cieczy może się w pełni ukształtować, a brak filmu cieczy sprawia, że uderza ona w materiał z maksymalną prędkością.

Philipp i Lauterborn proponują podział pęcherzyków kawitacyjnych na trzy zasadnicze grupy w zależności od ich położenia w chwili zaniku [15]:

- I) pęcherzyki zanikające w odległości $\gamma \leq 1$,
- II) pęcherzyki zanikające w odległości $1 < \gamma < 2$,
- III) pęcherzyki zanikające w odległości $\gamma > 2$.

Zgodnie z tym podziałem, jedynie pęcherzyki I grupy generują największe prędkości mikrostrug.

Można też spotkać się z innym podziałem pęcherzyków. Karimi i Martin, na podstawie własnych badań i pomiarów, proponują następujący podział [34]

- I) pęcherzyki zanikające w odległości $1,5 < \gamma < 3$,
- II) pęcherzyki zanikające w odległości $0,6 < \gamma < 0,8$,
- III) pęcherzyki zanikające w odległości $0,3 < \gamma < 0,6$ lub $0,8 < \gamma < 1,5$.

Dla pęcherzyków I grupy dominującą rolę odgrywa fala uderzająca, dla pęcherzyków II grupy rolę taką pełni mikrostruga, a dla pęcherzyków III grupy zarówno fala uderzająca jak i mikrostruga wspólnie koegzystują.

Określenie prędkości mikrostrug jest istotne dla analizy procesu niszczenia materiałów, typowania właściwości materiałowych decydujących o odporności kawitacyjnej oraz dla celów poznawczych. Analizy prowadzone w oparciu o obserwacje zaniku pęcherzyka oraz symulacje numeryczne wskazują, że maksymalna prędkość mikrostrugi może się mieścić w szerokim przedziale od 100 do 600 m/s [12,50,52].

Według Lauterborna i Bolla [50] oraz Wu i in. [53] maksymalna prędkość mikrostrugi wynosi 120 m/s. Podobną wartość, bo 100 m/s, podaje Brennen [3]. Natomiast według Obari i in. [52], maksymalna prędkość mikrostrugi może dochodzić nawet do 600 m/s. Obserwacje zaniku pęcherzyka kawitacyjnego sugerują, że oprócz mikrostrugi, generowana jest również fala uderzeniowa, która może osiągać prędkość do 1900 m/s [54]. Uderzenia mikrostrugi przemieszczającej się z wyżej wymienionymi prędkościami generują w materiale lokalne obciążenia dochodzące do kilkuset MPa [20,55] lub nawet kilku GPa [52,54,56]. Czas działania takiej mikrostrugi na materiał jest rzędu 10^{-4} s [12,20,55]. Ze względu na krótki czas działania i wysokie amplitudy ciśnienia, obciążenia mikrostrugą cieczy i falą uderzeniową nazywane są impulsami kawitacyjnymi. Bardzo duże prędkości uderzenia i ciśnienie obciążenia mikrostrugą sprawiają, że w miejscu oddziaływania impulsu kawitacyjnego dochodzi do lokalnego, gwałtownego wzrostu temperatury. Ze względu na bardzo krótki czas oddziaływania impulsu nie następuje wymiana ciepła z otaczającym materiałem, natomiast zachodzi miejscowe zmiękczenie materiału i ścinanie adiabatyczne.

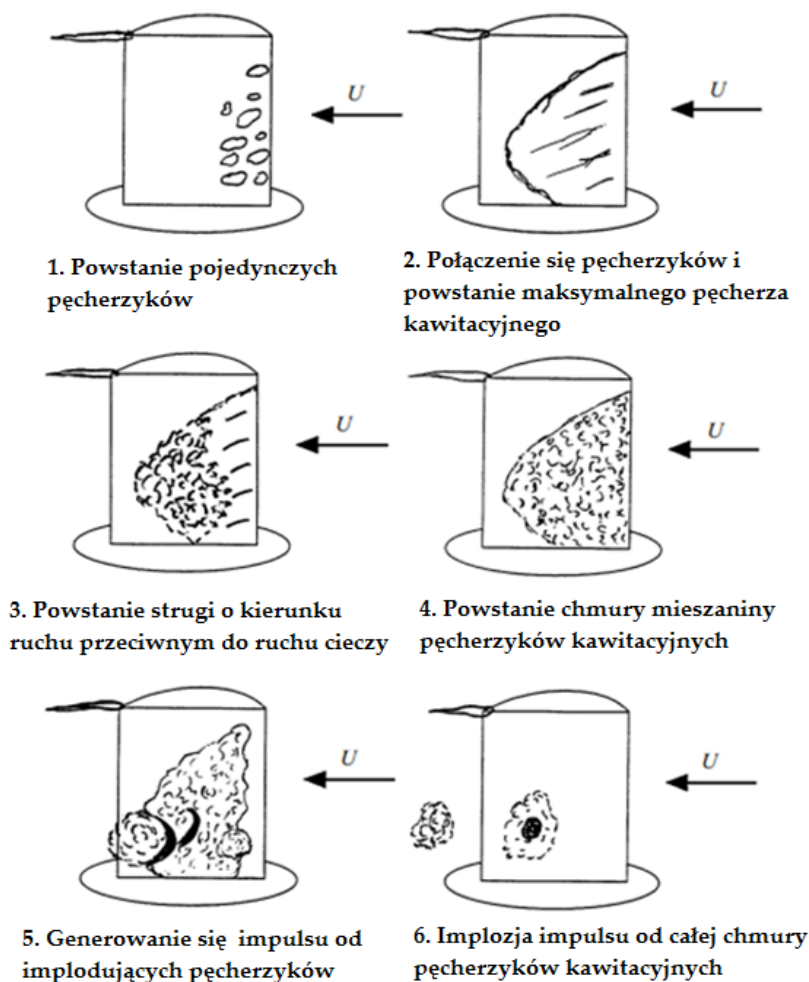
Obserwacje zaniku pęcherzyka kawitacyjnego wskazały, że dodatkowym efektem jego implozji jest sonoluminescencja [3,57,58]. Na podstawie sonochemicznych reakcji Flint i Suslick oszacowali, że efektywna temperatura wewnątrz

pęcherzyka w kulminacyjnym momencie implozji jest rzędu 5000 K [57], a szybkość jej wzrostu i spadku jest rzędu 10^{10} K/s [57,58]. Mimo bardzo wysokich temperatur, uważa się, że uderzenia strugi kumulacyjnej i fali uderzeniowej w powierzchnię materiału ograniczającego przepływ są głównym i podstawowym czynnikiem destrukcyjnym prowadzącym do lokalnych pęknięć i ubytku materiału – erozji kawitacyjnej.

1.1.2. Chmura kawitacyjna

Podobnie jak w przypadku pęcherzyka kawitacyjnego, badania chmury kawitacyjnej były prowadzone z użyciem ultraszybkiej fotografii oraz symulacji numerycznych [7,20–24]. Zgodnie obserwacjami, proces tworzenia chmury kawitacyjnej i jej zaniku ma charakter cykliczny, podobnie jak ma to miejsce z pęcherzykiem kawitacyjnym. Schemat pojedynczego cyklu rozwoju chmury kawitacyjnej został przedstawiony na rys. 1.2. Cykl generowania i zaniku chmury kawitacyjnej można podzielić na 6 etapów. Początkowo na przeszkodzie ograniczającej przepływ, w wyniku lokalnego spadku ciśnienia powstają pojedyncze pęcherzyki (rys. 1.2.1). Z czasem następuje wzrost liczby pęcherzyków, które łączą się, tworząc duży kawitacyjny pęcherz (rys. 1.2.2). Czas życia tego pęcherza jest bardzo krótki, ponieważ niemal natychmiast powstaje mikrostruga o kierunku przeciwnym do kierunku przepływu cieczy (rys. 1.2.3), powodując rozpad pęcherza na drobne pęcherzyki kawitacyjne i powstanie chmury (zwanej czasami również obłokiem) zawierającej mieszaninę pęcherzyków kawitacyjnych o różnym promieniu i wypełnieniu gazami (rys. 1.2.4). Kolejnym etapem jest tworzenie się strugi o kierunku przeciwnym do przepływu cieczy powodującej powstanie fali uderzeniowej (rys. 1.2.5). Etapem ostatnim jest oderwanie się chmury kawitacyjnej od przeszkody, jej zanik i generowanie się mikrostrugi cieczy, która uderza w materiał (rys. 1.2.6) [7,20].

Według [23], częstotliwość powstawania i odrywania się chmury kawitacyjnej na przeszkodzie wynosi około 44–48 Hz. Cykliczność powstawania i implozji chmury kawitacyjnej przyczyniają się do niejednoznaczności interpretacji pomiarów na stanowiskach laboratoryjnych, tzn. czy rejestrowane amplitudy ciśnienia lub powstałe wgłębienia na powierzchni badanego materiału powstają od implozji pojedynczego pęcherzyka, czy całej chmury kawitacyjnej.



Rys. 1.2. Schemat pulsacji chmury kawitacyjnej na profilu [20]

1.1.3. Pomiary obciążenia kawitacyjnego

Jak już wspomniano, zainteresowanie zjawiskiem kawitacji i erozji kawitacyjnej było ściśle związane obserwowanym spadkiem sprawności i awariami urządzeń hydraulicznych z powodu uszkodzeń na ich powierzchni. Badania zaniku pęcherzyka kawitacyjnego oraz chmury kawitacyjnej prowadzone były, poza czynnikiem czysto poznawczym, również w celu określenia obciążenia jakim są poddawane urządzenia hydrauliczne. Ze względu na trudność z określeniem źródła obciążenia, tj. czy pochodzi od pojedynczego impulsu kawitacyjnego, czy od całej chmury kawitacyjnej, często używa się ogólnych wyrażen: impulsy kawitacyjne lub obciążenie kawitacyjne. Głównym celem badania obciążenia kawitacyjnego jest poszukiwanie korelacji między nim a szybkością powstawania ubytku.

Obserwacje i pomiary impulsów kawitacyjnych, prowadzone przez Kariemiego i Martina [34], oraz Knappa [1], wykazały, że w kawitacji przepływowej istnieje zależność między amplitudą rejestrowanych impulsów i prędkością przepływu cieczy. Wraz ze wzrostem prędkości przepływu wzrasta amplituda impulsów. Karimi i Martin uzyskali ponadto, że szybkość erozji, E_r , jest funkcją wykładniczą prędkości przepływu [34]:

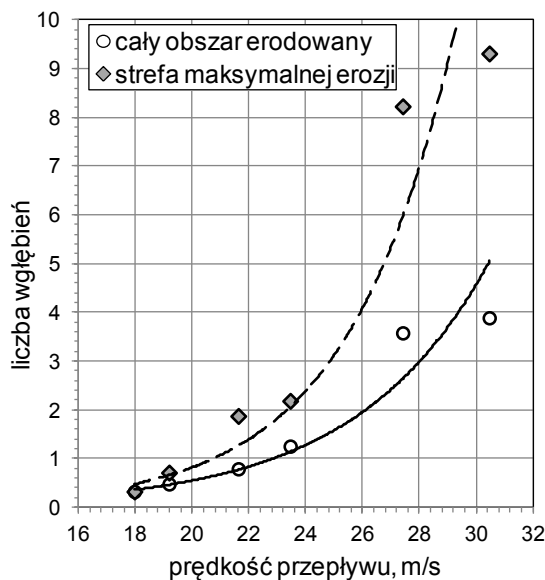
$$E_r = f[(v - v_0)^n], \quad (1.1.5)$$

gdzie v_0 jest wartością progową prędkości przepływu, przy której ma miejsce inicjacja kawitacji, a wartość wykładnika n mieści się w przedziale od 1 do 6. Istnienie korelacji wykładniczej między szybkością erozji i prędkością przepływu cieczy uzyskano również w pracach [38,59].

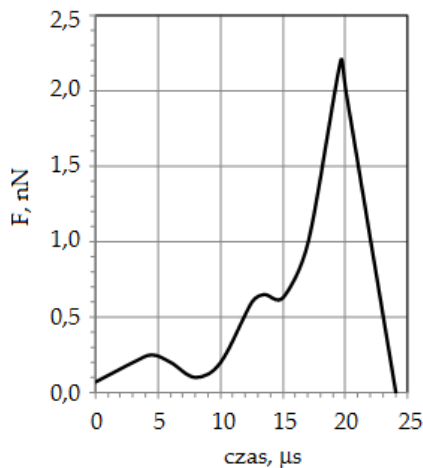
Szczegółowa analiza wpływu prędkości przepływu na liczbę i objętość powstających wgłębień na powierzchni materiału, wykonana przez Franca i in [35] oraz Fortes Patellę i in [36], potwierdziła istnienie zależności potęgowej opisanej równaniem (1.1.5). Zgodnie z ich badaniami, wykładnik prędkości wynosi $n = 5$. Natomiast w pracy [37], przedstawiono, że wykładnik n może osiągać większe wartości, dochodzące nawet do 8. Ponadto, wartości wykładnika dla tych samych materiałów są mocno uzależnione od stanowiska badawczego, aparatury pomiarowej i jej dokładności. W przypadku stali austenitycznej badanej w wodzie, szybkość erozji w okresie początkowym była proporcjonalna do potęgi $n = 7$ w przypadku zastosowania profilometru laserowego 3D, natomiast w przypadku metody interferencyjnej wykładnik wynosił 8. Różnice w wartości wykładnika potęgowego w zależności od aparatury pomiarowej skłaniają do dużej ostrożności w wyciąganiu zbyt pochopnych wniosków. Niemniej jednak istnienie korelacji między szybkością erozji i prędkością przepływu cieczy potwierdziły niedawno opublikowane badania stali austenitycznej. W pracy [38] wykazano, że wykładnik n jest zależny od czasu ekspozycji i wraz ze wzrostem czasu trwania testu wzrasta do wartości progowej.

Badania Knappa z roku 1955 [19] wykazały, że pierwsze uszkodzenia w postaci wgłębień o średnicy około 60 μm na powierzchni czystego aluminium pojawiały się po 20 min ekspozycji przy prędkości przepływu wody w tunelu kawitacyjnym wynoszącej 18 m/s. Połączywszy to z symulacjami numerycznymi Knapp stwierdził, że w takich warunkach przepływu jedynie jeden pęcherzyk na 30 000 zanikając generuje odpowiednio wysokie ciśnienie implozji, aby spowodować wgłębienie w miękkim aluminium.

Ponadto, badania te wykazały, że pęcherzyk obciąża powierzchnię rzędu kilkudziesięciu μm^2 . Analizując liczbę wgłębień pojawiających na powierzchni w ciągu sekundy stwierdził, że była ona funkcją wykładniczą prędkości przepływu (rys. 1.3), zgodnie z równaniem (1.1.5). Wyniki obserwacji i uwagi Knappa były inspiracją dla następnych badaczy, którzy skupili się na pomiarach impulsów kawitacyjnych i symulacjach numerycznych obciążeń kawitacyjnych [17,25–30,39,40] oraz na analizie uszkodzeń we wczesnym etapie procesu niszczenia [35–37,46,47,60–64].



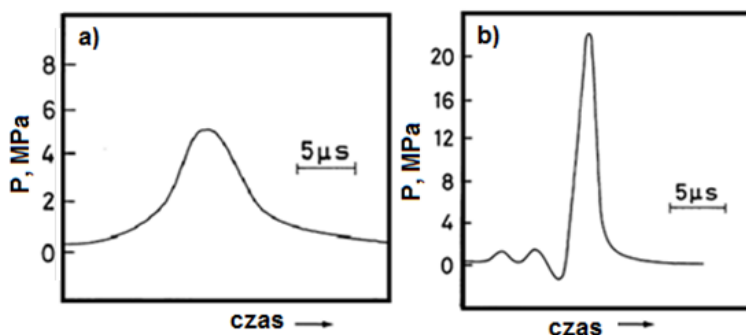
Rys. 1.3. Liczba wgłębień powstałych w przeciągu sekundy na powierzchni 1 mm^2 w funkcji prędkości przepływu [19]



Rys. 1.4. Impuls kawitacyjny zarejestrowany przez Jonesa i Edwardsa [65]

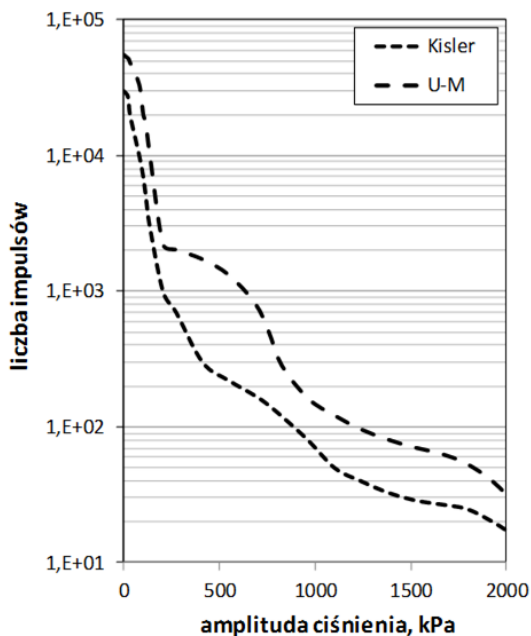
Pomiary impulsów kawitacyjnych prowadzone przez Jonesa i Edwardsa [65] w 1960 r. wykazały, że czas trwania pojedynczego impulsu wynosi około $25 \mu\text{s}$ (rys. 1.4). Czas wzrostu obciążenia do maksymalnej wartości wynosi około $20 \mu\text{s}$, przy czym najbardziej intensywny wzrost trwa jedynie $4 \mu\text{s}$, a czas zaniku wynosi tylko $5 \mu\text{s}$. Z kolei Singh i in. [66] uzyskali gaussowski kształt impulsu, a Karimi i Martin [34], powołując się na pracę Shimy'ego i in. z 1978 roku, wskazali na różnicowanie kształtu rejestrowanego impulsu w zależności od tego, czy pochodził on

od strugi kumulacyjnej, czy od fali uderzeniowej (rys. 1.5). Według nich, gausowski kształt impulsu i całkowity czas trwania, wynoszący około 10–15 μs (rys. 1.5 a), wskazuje na jego pochodzenie od strugi kumulacyjnej. W przypadku fali uderzeniowej, kształt impulsu jest zbliżony to kształtu uzyskanego przez Jonesa i Edwardsa (rys. 1.4) ale czas jego trwania jest mniejszy niż 5 μs (rys. 1.5 b). Niezależnie od źródła pochodzenia impulsu (struga cieczy czy fala uderzeniowa), czasy trwania obciążeń są bardzo krótkie. Z tego względu obciążenia kawitacyjne określa się impulsami kawitacyjnymi bez różnicowania już na działanie strugi czy fali uderzeniowej, chociaż czasy trwania, a zwłaszcza wartości ich amplitud ciśnienia znacznie się różnią. Analizując przebiegi czasowe impulsów przedstawione w pracach [19,28,34,65] można zauważyć, że takie same czasy rozwoju i zaniku impulsu kawitacyjnego uzyskano dla impulsów o maksymalnej sile uderzenia wynoszącej 570 N i dla impulsów o sile uderzenia wynoszącej 100 N.

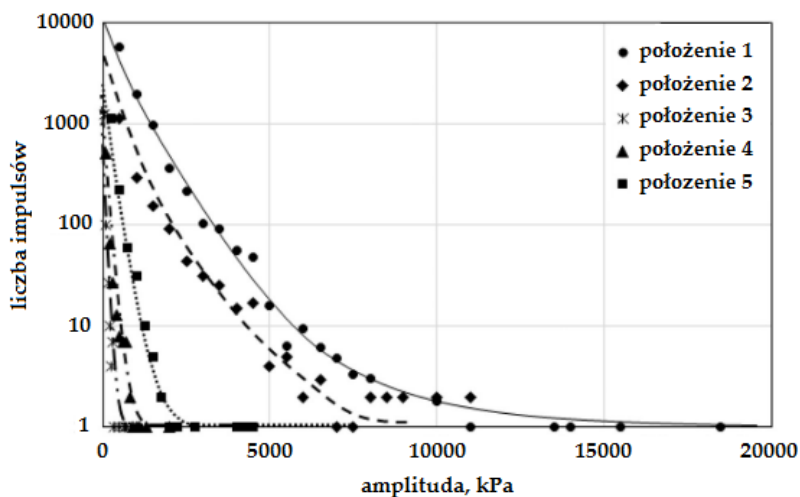


Rys. 1.5. Przebieg czasowy impulsów ciśnienia pochodzących od (a) strugi i (b) fali uderzeniowej [34]

Hammit i De przeprowadzając pomiary impulsów dwoma różnymi przetwornikami ciśnienia stwierdzili, że wraz ze wzrostem amplitudy maleje liczba impulsów (rys. 1.6) [67]. Podobną korelację uzyskano również w pracach Okady i in. [32], Krelli [28,68] oraz Steller i in. [10,33]. W pracy [68] wykazano, że korelacja ta jest niezależna od położenia czujnika, choć położenie ma wpływ na wartości amplitudy i liczbę rejestrowanych impulsów (rys. 1.7). Im bliżej przeszkody znajdował się czujnik ciśnienia, tym więcej impulsów, o coraz większej amplitudzie, było rejestrowanych. Ponadto pomiary Hammita i De [67] wykazały, że użyty przetwornik ciśnienia ma wpływ na uzyskiwane wartości ciśnień i liczbę rejestrowanych impulsów o danej amplitudzie. Wpływ parametrów czujnika na rejestrowane wartości ciśnień i liczbę impulsów stwierdzono również w pracy [30]. Wskazuje to, że dobór aparatury pomiarowej ma wpływ na uzyskiwane rezultaty pomiarów. Należy zatem zachowywać ostrożność w wyciąganiu zbyt szczegółowych wniosków odnośnie uzyskiwanych wyników na podstawie pomiarów przetwornikami ciśnienia. Niemniej jednak, niezależnie od stosowanej aparatury, spadek liczby impulsów wraz ze wzrostem ich amplitudy był każdorazowo obserwowany.



Rys. 1.6. Zależność między liczbą impulsów zarejestrowanych przetwornikiem ciśnienia firmy Kisler oraz przetwornikiem zaprojektowanym na Uniwersytecie Michigan (U-M) i ich amplitudą [67]



Rys. 1.7. Zależność między liczbą impulsów zarejestrowanych w czasie 1 s a ich amplitudą [68]

Trudność w pomiarach impulsów kawitacyjnych Kristensen i in. [69] proponowali przezwyciężyć, wyznaczając ciśnienie wywierane na materiał przez pojedynczy zanikający pęcherzyk, na podstawie rozważań teoretycznych. Według nich ciśnienie to można wyznaczyć z następującej zależności:

$$p = c(E_i^\delta / s^\eta), \quad (1.1.6)$$

gdzie E_i jest początkową energią pęcherzyka, s jest odległością materiału od środka pęcherzyka, c , δ i η są stałymi wyznaczanymi doświadczalnie. Ta relacja nie znalazła jednak zastosowania ze względu na dużą liczbę niewiadomych, których wartość trudno jest zmierzyć doświadczalnie oraz wyznaczyć numerycznie. Ponadto, poprawną jednostkę ciśnienia z relacji (1.1.6) uzyskuje się jedynie dla wykładników δ i η wynoszących odpowiednio 1 i 3. Natomiast według [69], w oparciu o przeprowadzone rozważania teoretyczne, wykładniki δ i η są mniejsze od 1. Kristensen i in. podają, że wykładniki powinny wynosić: $\frac{1}{2} \leq \delta \leq 1$ i $\eta \approx 1$. Jednak zaproponowane wartości wykładników nie zapewniają uzyskania poprawnej jednostki ciśnienia.

Brak pozytywnych wyników uzyskanych na podstawie rozważań teoretycznych sprawił, że eksperymentalne podejście do poznania obciążenia kawitacyjnego było kontynuowane mimo niedoskonałości tych pomiarów, o których wspomniano wcześniej. Pomiaru amplitudy impulsów kawitacyjnych były prowadzone przy użyciu komercyjnych przetworników ciśnienia o dużej czułości i częstotliwości rezonansowej [28,32,33,70] lub z wykorzystaniem folii PDVF (ang. *polyvinylidene fluoride*) [25].

Hammitt i De [70] prowadząc pomiary impulsów oraz testy erozyjne przy różnych prędkościach przepływu cieczy zauważyli, że wraz ze wzrostem prędkości cieczy wzrasta wielkość ubytku miękkiego aluminium oraz emisja akustyczna. Uzyskując liniową korelację pomiędzy niszczeniem materiału, tj. średnią szybkością penetracji a emisją akustyczną zaproponowali wykorzystanie zależności znanych z akustyki na wyrażenie mocy pojedynczego implodującego pęcherzyka. Zgodnie z ich propozycją, energię pojedynczego impulsu, E_i , generowaną podczas zaniku pęcherzyka, można wyznaczyć ze wzoru na energię akustyczną, której strumień energii określa następująca zależność [70]:

$$E_i = \frac{1}{\rho_l c_l} \int p^2 dt, \quad (1.1.7)$$

gdzie p jest ciśnieniem fali akustycznej, t jest czasem trwania impulsu ciśnienia, ρ_l jest gęstością cieczy, a c_l jest prędkością rozchodzenia się dźwięku w cieczy, przy czym $\rho_l c_l$ jest impedancją akustyczną danej cieczy, w której rozchodzi się fala akustyczna.

Oprócz pomiarów obciążeń od pojedynczych implodujących pęcherzyków, istotne było wyznaczenie miary mocy całego obłoku kawitacyjnego, powodującej określone skutki erozyjne. Przy wyznaczaniu „mocy” lub „intensywności” całego obłoku kawitacyjnego była wykorzystywana propozycja Hammitta i De wyznaczania energii pojedynczego pęcherzyka [70]. Hattori i in. [31] wykorzystując

równanie (1.1.7) przyjęli, że miarą całkowitej „mocy” kawitacyjnej jest strumień energii od wszystkich implodujących pęcherzyków, ΣE . Zatem, moc kawitacyjna od implodujących pęcherzyków w jednostce czasu wynosi:

$$\Sigma E = \frac{1}{\rho_l c_l} \sum_{i=1}^{i=N} n_i p_i^2 \quad (1.1.8)$$

gdzie N jest liczbą wszystkich impulsów, a n_i jest liczbą impulsów o amplitudzie p_i . Hattori i in. [31] uzyskali liniową zależność pomiędzy tak wyznaczoną „mocą” kawitacyjną, a średnią szybkością penetracji głębokości (MDPR – ang. *mean depth of penetration*). Fakt ten sprawił, że zależność (1.1.8) była adoptowaną i rozbudowywaną w kolejnych zależnościach wyznaczania „mocy” kawitacyjnej.

Steller [10,33] uwzględniając współczynnik procesu Poissona, λ , i współczynnik proporcjonalności, ε , uzyskuje następującą zależność wyrażającą obciążenie kawitacyjne:

$$ME = \frac{\varepsilon}{\rho_l c_l} \frac{\lambda}{N} \sum_{i=1}^{i=N} n_i p_i^2. \quad (1.1.9)$$

Po wprowadzeniu stałej $\kappa = \frac{\varepsilon \lambda}{N}$, równanie (1.1.9) przyjmuje postać:

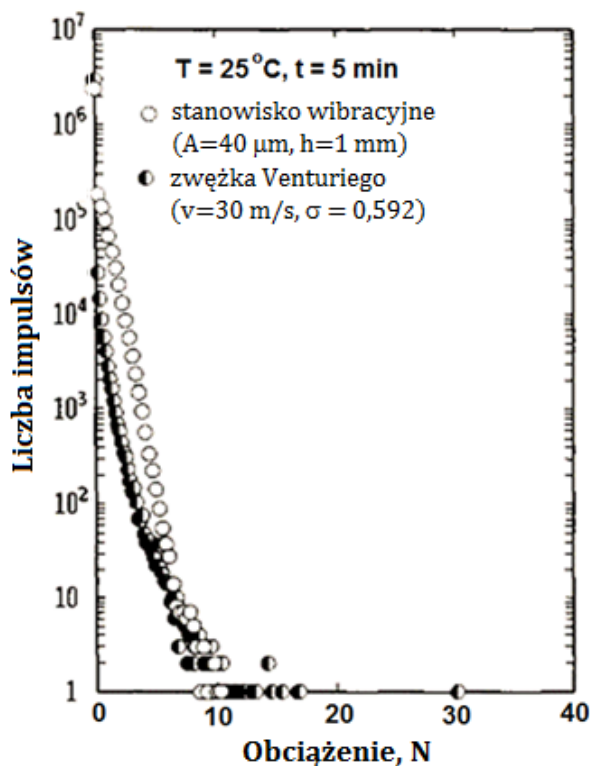
$$ME = \frac{\kappa}{\rho_l c_l} \sum_{i=1}^{i=N} n_i p_i^2. \quad (1.1.10)$$

Według [10], stała κ jest średnim czasem trwania impulsu kawitacyjnego i wynosi 5×10^{-5} s. Wyrażenia (1.1.7) i (1.1.8) zostały nazwane gęstością strumienia energii kawitacyjnej dostarczonej do materiału i były interpretowane jako miara intensywności zjawiska kawitacji.

Okada i in. [32] prowadząc pomiary impulsów kawitacyjnych z wykorzystaniem komercyjnych przetworników ciśnienia o dużej czułości i częstotliwości rezonansowej stwierdzili liniową korelację między siłą obciążenia, F , i napięciem wyjściowym przetwornika ciśnienia, U ,

$$F = kU. \quad (1.1.11)$$

Na podstawie swoich pomiarów otrzymali zależność między liczbą rejestrowanych impulsów i ich amplitudą (rys. 1.8), podobną do uzyskanej wcześniej przez Hammitta i De'a [67] (rys. 1.6), tj. spadek liczby rejestrowanych impulsów wraz ze wzrostem siły uderzenia. Również w późniejszych pracach [10,28,30,33,66,71,72] uzyskano analogiczną korelację między amplitudą i liczbą impulsów dla danych warunków kawitacyjnych. Zależność ta, wielokrotnie potwierdzana, świadczy, że liczba impulsów o wysokiej amplitudzie jest niewielka w porównaniu z liczbą wszystkich rejestrowanych impulsów i tylko nieliczne impulsy mają wystarczającą energię, by spowodować wgłębienie w materiale. Jest to w dużej mierze zgodne z obserwacjami Knappa z roku 1955 [19].



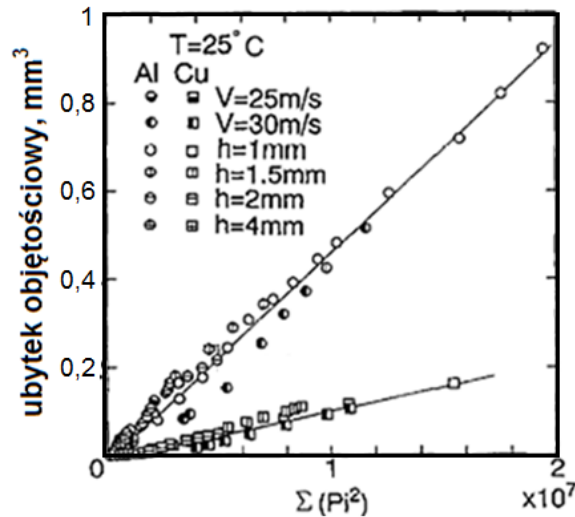
Rys. 1.8. Zależność między liczbą rejestrowanych impulsów a ich siłą uderzenia [32];
 A jest amplitudą drgań rezonatora, h jest odległością próbki od rezonatora,
 v jest prędkością przepływu, σ jest liczną kawitacji.

Okada i in. [32], a następnie również Soyama i in. [73], wykorzystując zależności na energię uderzenia wyrażoną równaniem (1.1.7), zaproponowali następującą zależność na energię całego obłoku kawitacyjnego:

$$E \propto \sum F_i^2. \quad (1.1.12)$$

gdzie F_i reprezentuje siłę i -tego impulsu. Wykorzystując ten wzór oraz wyniki badań erozyjnych miedzi i aluminium, uzyskali liniową zależność między ubytkami objętościowymi i tak wyznaczoną energią uderzenia (rys. 1.9). Największy rozrzut wyników od wartości średniej uzyskano dla małych wartości $\sum(F_i^2)$ [32].

Przetworników ciśnienia do pomiarów impulsów stosowali również w swoich badaniach J. Steller [10,33] i Krella [30,71].



Rys. 1.9. Zależność między ubytkiem objętościowym i całkowitą energią uderzenia [32]

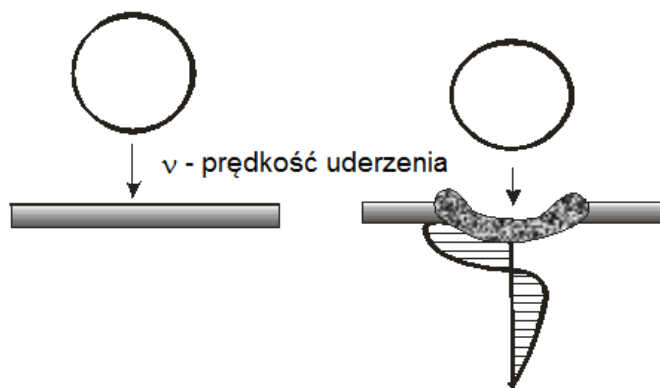
Inną drogę wyznaczenia obciążenia zaproponowali Fortes-Patella i Reboud [46], Roy i in. [63] oraz Franc i in. [39], którzy bazując na wynikach badań Okady i in. [32] oraz Mommy'ego i Lichtarowicza [25], zasugerowali wykorzystanie ekspozowanego materiału jako „czujnika” obciążenia kawitacji. Można uznać, że nawiązali do pierwszych badań i obserwacji wgłębień Knappa z roku 1955 [19]. Posiadając już znacznie bardziej zaawansowaną aparaturę badawczą, przeprowadzili dokładną analizę rozwoju wgłębień w początkowym okresie erozji, tj. ich średnicy (wielkości), głębokości oraz liczby. Wykorzystując obliczenia numeryczne bazujące na modelu plastyczności Johnsona-Cooka, wyznaczyli obciążenie kawitacyjne. W pracy [37] Fortes-Patella i in. podkreślili, że metoda ta (wyznaczania obciążenia kawitacyjnego) może być stosowana tylko dla krótkotrwałych testów intensywności niszczenia, kiedy nie występuje nakładanie się wgłębień, zatem dla testów przy małej intensywności kawitacji. W przypadku testów prowadzonych przy dużej intensywności kawitacyjnej, jak również dla dłuższych czasów ekspozycji dochodzi do nakładania się wgłębień. W rezultacie niektóre wgłębienia mogły powstać w wyniku implozji nie jednego a wielu pęcherzyków kawitacyjnych. Uwzględnianie takich wgłębień przy wyznaczaniu obciążenia prowadzi do błędnych, zawyżonych wyników.

1.1.4. Modele erozji kawitacyjnej

Prace ukierunkowane na wyznaczanie obciążenia kawitacyjnego były związane z prognozowaniem niszczenia kawitacyjnego. Pierwsze modele niszczenia kawitacyjnego, dostępne dla autora niniejszej monografii, powstały w latach sześćdziesiątych ubiegłego wieku. Należą do nich modele zaproponowane przez Thiruvengadama [43] i Heymanna [44]. Nie sposób nie wspomnieć o modelu z roku 1987

zaproponowanym przez Karimiego i Leo [45] lub o aktualnie rozwijanych modelach przez Fortes-Patellę i Rebouda [36,46,47], oraz Hattoriego i in. [40,74,75]. Tematyka niszczenia kawitacyjnego jest realizowana również w Polsce od lat siedemdziesiątych ubiegłego stulecia. Modele niszczenia kawitacyjnego zostały zaproponowane przez K. Stellera [48,49], Sitnika [76,77], Szkodę [78], Girenia [41,42], Krellę [38,79] oraz J. Stellera [10]. Niektóre z ww. modeli niszczenia kawitacyjnego zostały szczegółowo przedstawione w obszernych pracach Knappa i in. [1] oraz Kima i in. [2]. Niestety, jak często zauważają sami autorzy, proponowane modele niszczenia kawitacyjnego mają ograniczone zastosowania, albowiem sprawdzają się jedynie dla określonych grup materiałowych, określonych etapów niszczenia lub określonych stanowisk badawczych. W niniejszej pracy przedstawione zostały modele, które zdaniem autorki są modelami kluczowymi w rozwoju prac nad prognozowaniem niszczenia i odporności erozyjnej materiałów. Są to modele Thiruvengadama [43], Karimiego i Leo [45] oraz Fortes-Patelliego i in. [36]. Przedstawione zostały również główne założenia i zależności modeli opracowanych przez polskich badaczy: K. Stellera [48,49], Szkodę [78], Girenia [41,42], Krellę [38,79] oraz J. Stellera [10,29].

Model Thiruvengadama [43] jest pierwszym modelem, który wywarł znaczący wpływ na kierunek dalszych prac nad modelowaniem procesu niszczenia kawitacyjnego i wyznaczeniem odporności kawitacyjnej. Model ten głównie oparty jest o teorię uderzenia hydraulicznego, chociaż przy analizie oddziaływania impulsu uwzględnia także niektóre aspekty teorii Hertza (Rys. 1.10). Obciążenie materiału wywołane impulsem kawitacyjnym przyrównane zostało do obciążenia wywołanego uderzeniem hydraulicznym. Ponadto Thiruvengadam uwzględnił zmęczeniowy charakter niszczenia kawitacyjnego wynikający z faktu uderzeń wieloma impulsami koniecznymi do inicjacji i rozwoju pęknięć oraz zmiany właściwości materiału powodowanych takim sposobem obciążania. Nie uwzględnił jednak modelu odkształceń sprężysto-plastycznych materiału Johnsa-Cooka.



Rys. 1.10. Model Thiruvengadama odporności kawitacyjnej materiału [43]

Zgodnie z przyjętym założeniem uderzenia hydraulicznego, dla którego ciśnienie uderzenia wynosi $\rho_l c_l v$ maksymalne ciśnienie obciążania materiału wynosi [43]:

$$p = \frac{\rho_l c_l v}{1 + \frac{\rho_l c_l}{\rho_m c_m}}, \quad (1.1.13)$$

gdzie v jest prędkością uderzenia, ρ_l jest gęstością cieczy, ρ_m jest gęstością materiału, c_l jest prędkością dźwięku w cieczy i c_m jest prędkością dźwięku w materiale. Ponieważ człon $\rho_l c_l / \rho_m c_m$ przyjmuje bardzo małą wartość, ciśnienie uderzenia, p , musi przekroczyć dynamiczną wytrzymałość materiału, aby powstało wgłębienie (plastyczna deformacja). Uwzględniając zmęczeniowy charakter niszczenia kawitacyjnego, wytrzymałość na wielokrotne obciążenia, σ_c , przyjmuje następującą postać [43]:

$$\frac{\sigma_c}{\rho_l c_l v} \cong 2, \quad (1.1.14)$$

Liczba 2 wynika, według Thiruvengadama [43], z faktu sferycznego kształtu kropli uderzającej w materiał.

Thiruvengadam przyjmuje, że energia zaabsorbowana przez materiał w jednostce czasu, E_a , powoduje ubytek objętości, który zależy od odporności materiału na niszczenie kawitacyjne [43]:

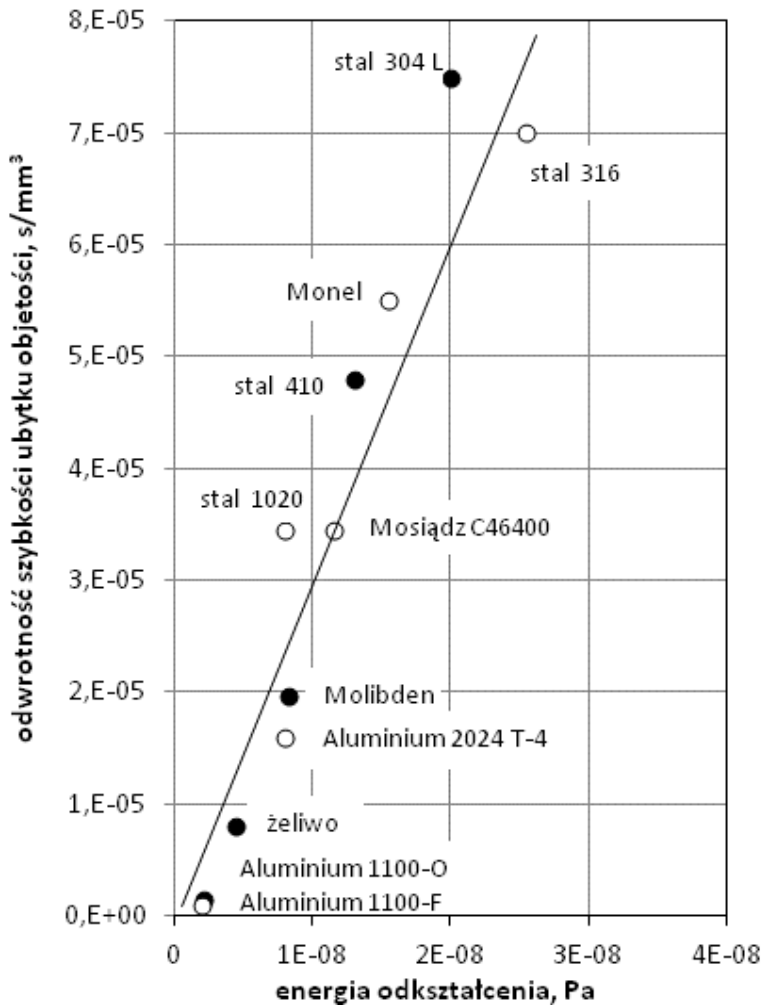
$$E_a = V R_E, \quad (1.1.15)$$

zatem natężenie kawitacji wyraża w następującej formie:

$$I = \frac{V}{A} \frac{R_E}{t} = \text{MDE} \frac{R_E}{t}, \quad (1.1.16)$$

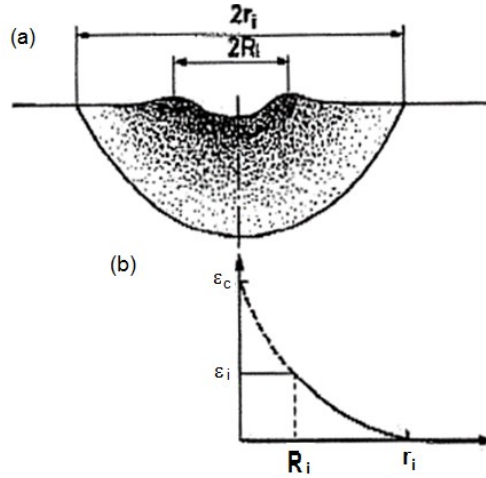
gdzie V jest zerodowanym ubytkiem objętościowym, R_E jest wytrzymałością erozyjną, która reprezentuje zdolność absorbowania energii przez jednostkę objętości w warunkach działania sił erozyjnych, A jest polem powierzchni zniszczonej przez kawitację, t jest czasem ekspozycji, a MDE (ang. *mean depth of erosion*) jest średnią głębokością erozji (wnikania wżerów).

Thiruvengadam [43] wykazuje, że zdolność absorpcji energii przez eksponowany materiał maleje z czasem, zgodnie z dystrybucją rozkładu Weibulla. Spadek zdolności do absorpcji energii uderzenia przez materiał prowadzi do inicjacji pęknięć, a następnie do ich wzrostu i powstawania ubytku. Wiąże się to ze zmianą szybkości erozji, która ostatecznie osiąga ustabilizowaną wartość. Według Thiruvengadama [43], najlepszą zgodność między odpornością na erozję kawitacyjną i energią odkształcenia uzyskuje się dla niszczenia w stanie ustalonym, czyli w stanie, gdy energia absorbowana przez materiał przyjmuje już ustabilizowaną wartość (rys. 1.11).



Rys. 1.11. Korelacja szybkości erozji i energii odkształcenia, uzyskana przez Thiruvengadama [43]

Model Karimiego i Leo [45], podobnie jak w model Thiruvengadama [43], uwzględnia zmianę właściwości warstwy wierzchniej erodowanego materiału, powodowaną jego odkształceniem przez impuls kawitacyjny (rys. 1.12). Pęcherzyk kawitacyjny uderzając w materiał powoduje jego odkształcenie sprężysto-plastyczne, wzrost twardości warstwy wierzchniej oraz wprowadza złożony stan naprężeń.



Rys. 1.12. Związek między mierzoną średnicą wgłębienia ($2R_i$) i rzeczywistą średnicą zdeformowanego materiału ($2r_i$) (a), profil naprężeń w strefie odkształcenia (b) [45]

Szybkość erozji jest przedstawiona w następującej formie [45]:

$$E_r = \frac{dm}{dt} = \frac{d(\rho_m V)}{dt} = \rho_m \frac{dV}{dt} = \rho_m \frac{dV}{dN} \frac{dN}{dt}, \quad (1.1.17)$$

gdzie m – masa, t – czas, ρ_m – gęstość, V – objętość, N – liczba impulsów. Uwzględniając fakt, iż materiał jest usuwany losowo z różnych miejsc oraz jedynie część impulsów kawitacyjnych powoduje powstanie odkształcenia plastycznego i rozwój pęknięć, przyczyniając się do penetracji materiału, Karimi i Leo sugerują, aby szybkość erozji została przedstawiona w sposób uogólniony [45]:

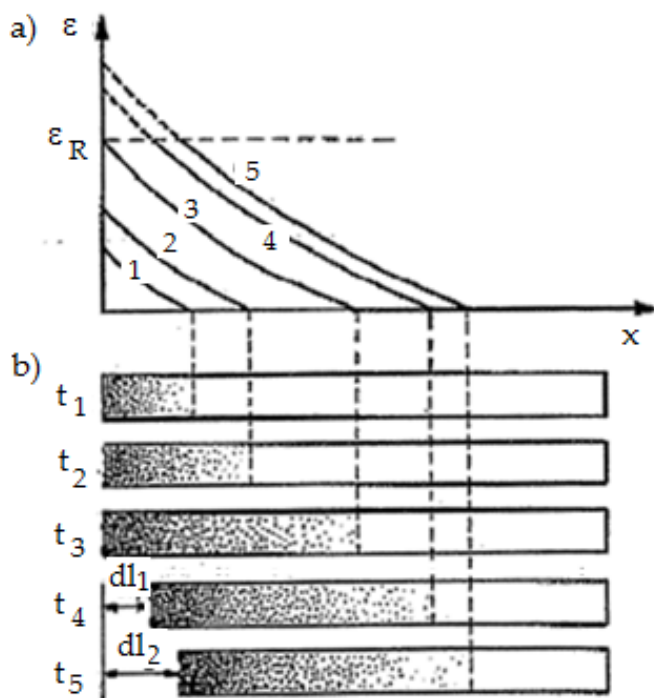
$$E_r = \rho_m \frac{d}{dN} \{S(N)\eta(h)\} \frac{dN}{dt}, \quad (1.1.18)$$

gdzie $S(N)$ jest funkcją reprezentującą liczbę impulsów, które powodują powstanie strefy odkształconej plastycznie, a $\eta(h)$ jest funkcją rozwoju uszkodzenia w głąb materiału.

Uwzględniając zmianę geometrii, oraz zmianę stanu naprężeń i umocnienia w materiale, powodowaną przez obciążenie kawitacyjne (rys. 1.13), Karimi i Leo proponują następujący rozkład odkształcenia w miejscu obciążenia [45]:

$$\Delta \varepsilon_x = \Delta \varepsilon_0 \left(1 - \frac{x}{h}\right)^\theta, \quad (1.1.19)$$

gdzie ε_x jest odkształceniem w odległości x od środka wgłębienia, ε_0 jest odkształceniem w środku wgłębienia, h jest głębokością warstwy umocnionej, a θ jest parametrem materiałowym reprezentującym zdolność materiału do umocnienia.



Rys. 1.13. Schemat rozwoju niszczenia według modelu Karimiego i Leo [45]:

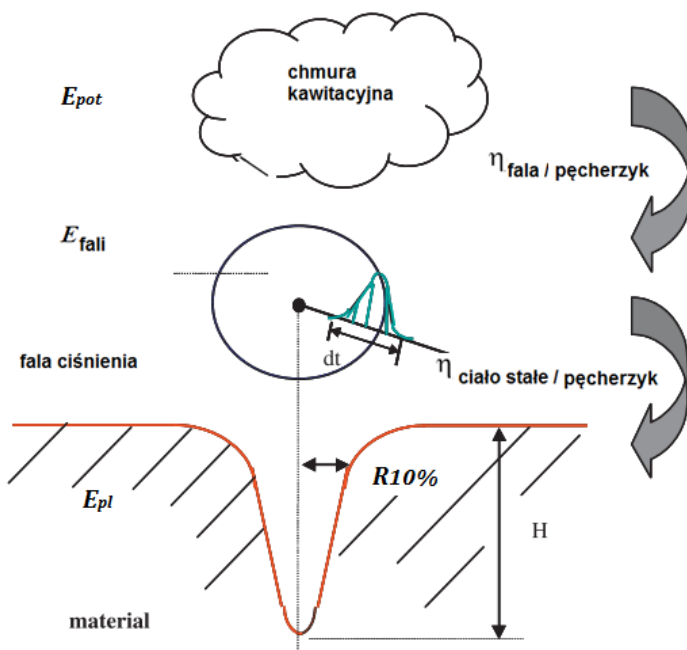
- a) wzrost umocnienia po określonych przedziałach czasowych,
- b) zmiana geometrii i właściwości materiału w funkcji czasu ekspozycji

Równanie (1.1.19) zastosowane dla rys. 1.12 przyjmuje postać:

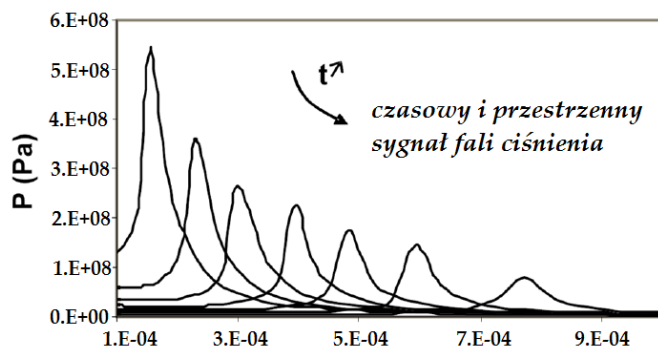
$$\Delta \varepsilon_x = \Delta \varepsilon_0 \left(1 - \frac{R_i}{r_i}\right)^\theta. \quad (1.1.20)$$

Równania (1.1.19) i (1.1.20) dotyczą procesu niszczenia jednego miejsca na ekspozowanej powierzchni. Odnosząc ten model niszczenia na całej ekspozowanej powierzchni oraz uwzględniając fakt, iż pęknięcia rozwijają się dopiero po przekroczeniu wytrzymałości materiału, proces niszczenia został przedstawiony na rys. 1.13. Zgodnie z tym modelem, wraz z wzrostem czasu ekspozycji następuje wzrost umocnienia warstwy wierzchniej aż do osiągnięcia maksymalnej wartości ε_r po czasie t_3 . Dalszy wzrost czasu ekspozycji do wartości t_4 powoduje powstanie ubytku o głębokości dl_1 , a po czasie t_5 głębokość wnikania erozji osiągnie wartość dl_2 (np. rys. 1.13b). W dalszej części modelu, Karimi i Leo wiążą zależności związane z obciążeniem kawitacyjnym ze zmianami właściwości warstwy wierzchniej materiału w odniesieniu do poszczególnych etapów niszczenia kawitacyjnego, zaczynając od etapu początkowej erozji, kiedy powstają pojedyncze wgłębienia. Uwzględniają oni w ten sposób kumulację naprężeń i odkształceń w materiale oraz zmiany właściwości warstwy wierzchniej wraz z czasem ekspozycji.

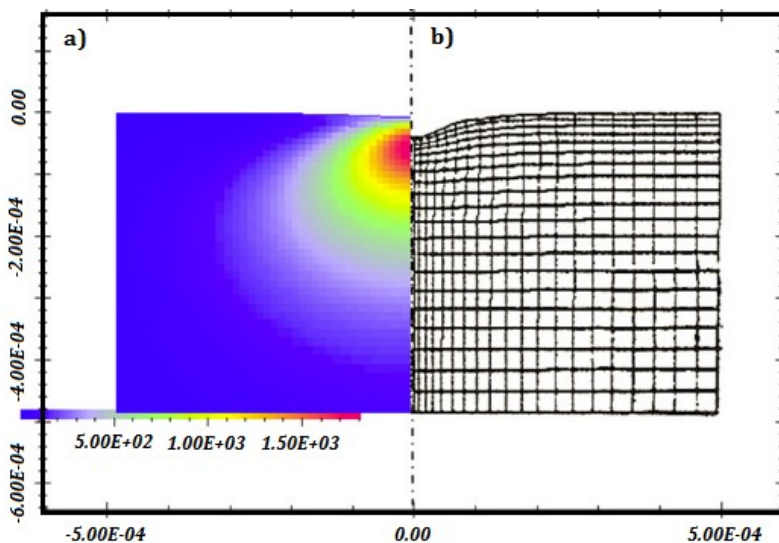
Idea kumulacji naprężeń oraz uszkodzeń została uwzględniana również w modelu zaproponowanym przez Fortes-Patellę i in. [36,47], a także w pracach Franca i in. [39,63,80–82], dotyczących wyznaczania obciążenia kawitacyjnego. Model Fortes-Patelli i in. [36,47] uwzględnia proces implozji chmury i pęcherzyka kawitacyjnego, emisję fali uderzeniowej i mikrostrugi cieczy, które obciążając materiał powodują powstanie wgłębienia (rys. 1.14). Zaproponowany scenariusz procesu niszczenia zakłada, że erozja kawitacyjna jest powodowana oddziaływaniem na materiał fal wysokiego ciśnienia emitowanych podczas zapadania się struktur parowych. Skutkiem oddziaływania fali ciśnieniowej i elastyczno-plastycznych właściwości materiału jest powstanie wgłębienia na jego powierzchni. Wielkość i głębokość tego wgłębienia zależą od prędkości fali uderzeniowej i właściwości wytrzymałościowych materiału. Rozkład ciśnienia podczas przejścia fali uderzeniowej przez materiał (rys. 1.15) obliczono numerycznie.



Rys. 1.14. Model erozji kawitacyjnej zaproponowany przez Fortes-Patellę i in. [47]
 E_{pot} – energia potencjalna chmury kawitacyjnej / struktur parowych, E_{fali} – energia kinetyczna fali ciśnienia, E_{pl} – reszkowa energia odkształcenia plastycznego pozostała w materiale, $\eta_{fala/pęcherzyk} = E_{fali}/E_{pot}$ – efektywność zapadania się pęcherzyka kawitacyjnego, $\eta_{ciało stałe/pęcherzyk} = E_{pl}/E_{fali}$ – efektywność erozyjna implozji pęcherzyka kawitacyjnego, dt – czas przejścia fali, H – maksymalna głębokość wgłębienia. R10% – średnica wgłębienia dla 10% maksymalnej głębokości



Rys. 1.15. Rozkład chwilowego ciśnienia podczas przejścia fali uderzeniowej [47]



Rys. 1.16. Stan końcowy po uderzeniu fali ciśnienia w powierzchnię stali nierdzewnej.

a) rozkład gęstości energii naprężeń wewnętrznych [J/m^3], b) siatka deformacji.

Charakterystyka fali ciśnienia: maksymalna amplituda 1,5 GPa, odległość emisji od brzegu materiału $L = 0,1$ mm, czas przejścia $dt = 1,8$ ms. [36]

W celu przeprowadzenia analizy okresu inkubacji uszkodzeń kawitacyjnych zaproponowali bilans energetyczny między strukturami pary, falami ciśnienia i materiałem stałym. Dla szczegółowej analizy zmian naprężeń i odkształceń w materiale w wyniku oddziaływania fali uderzeniowej oraz mikrotrugi wykorzystali model Johnsona-Cooka. Przykładowe wyniki obliczeń odkształceń i naprężeń uzyskane przez Fortes-Patellę i in. przedstawiono na rys.1.16 [47].

Fortes-Patella i in. przeprowadzili dokładną analizę rozwoju liczby i kształtu wgłębień powstałych w kilku materiałach o różnych właściwościach wytrzymałościowych i zdolności do umacniania podczas krótkotrwałych testów erozyjnych,

tn. podczas których nie dochodzi do nakładania się uszkodzeń. Następnie wykorzystali analizę dynamiki zaniku pęcherzyka, która służyła do wyznaczania obciążenia kawitacyjnego. Uzyskane wyniki z obu analiz zostały wykorzystane do wyznaczenia kinetyki niszczenia materiału w długotrwałym teście erozyjnym. Należy podkreślić, że model ten jest oparty zarówno na obliczeniach numerycznych uwzględniających mechanikę płynów, jak i na szczegółowych badaniach eksperymentalnych profili wgłębień powstałych w teście kawitacyjnym, a także na wynikach pomiarów właściwości materiałowych, w tym właściwości dynamicznych oraz obliczeń odkształceń z wykorzystaniem modeli wytrzymałościowych. Inną zaletą tego modelu jest prognozowanie procesu niszczenia na podstawie wyników uzyskanych w teście krótkotrwałym.

Polscy badacze wnieśli istotny wkład w rozwój prac nad modelowaniem procesu niszczenia kawitacyjnego. Prezentację tych modeli należy rozpocząć od modelu zaproponowanego przez K. Stellera w 1976 roku [48], który rozwinął w roku 1983 [49]. K. Steller [48] w swoim modelu odchodzi od szczegółowej analizy procesu niszczenia, jak to prezentował Thiruvengadam [43] oraz Karimi i Leo [45]. Niszczenie kawitacyjne jest traktowane globalnie bez uwzględniania historii rozwoju zniszczeń. Model został zbudowany na podstawie analizy kształtu krzywej erozyjnej, uzyskanej podczas badań eksperymentalnych, w oparciu o następującą definicję odporności materiału na erozję kawitacyjną:

$$R_E = Pt/V, \quad (1.1.21)$$

gdzie V jest ubytkiem objętościowym, P jest energią (mocą) kawitacyjną, t jest czasem ekspozycji.

Podobnie jak Thiruvengadam [43], K. Steller przyjmuje, że odporność kawitacyjna maleje z czasem do wartości granicznej R_{Eg} . Wartość odporności kawitacyjnej wyznacza się rozwiązując następujące równanie różniczkowe [49]:

$$\frac{dR_E}{dt} = -c(R_E - R_{Eg}), \quad (1.1.22)$$

gdzie c to stała interpretowana jako własność materiałowa, określająca zmianę odporności kawitacyjnej z czasem. Wartość stałej c jest określana na podstawie krzywej erozyjnej.

Przy założeniu, że odporność graniczna stanowi część odporności początkowej R_{E0} , uzyskuje się chwilową wartość odporności kawitacyjnej, zależną od czasu ekspozycji, która przyjmuje wartości z przedziału $\langle R_{E0}, R_{Eg} \rangle$ [48,49]. W dalszej części swojego modelu, K. Steller wprowadza parametry, które nazywa trwałością materiału, δ_{cav} , oraz średnią trwałością materiału, $\bar{\delta}_{cav}$ [49]:

$$\delta_{cav} = \frac{t}{V} = \frac{R_E}{P}, \quad (1.1.23)$$

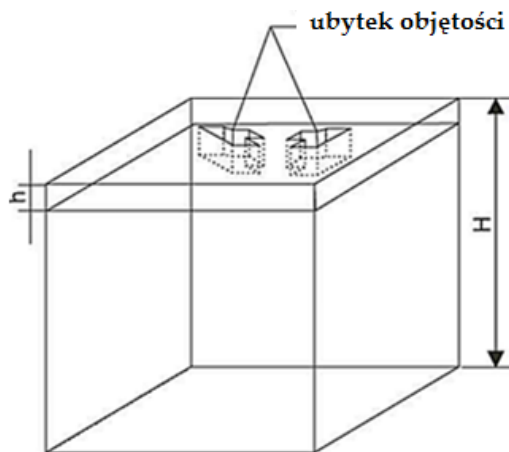
$$\bar{\delta}_{cav} = \frac{1}{T} \int_0^T \frac{dt}{\dot{V}} \quad (1.1.24)$$

Zgodnie z tymi równaniami, trwałość materiału jest odwrotnością szybkości powstania ubytku objętościowego, a średnia trwałość materiału jest wartością uśrednioną chwilowych trwałości materiału. Ostatecznie, K.Steller zaproponował posługiwanie się średnią trwałością kawitacyjną, w oparciu o którą dokonał klasyfikacji odporności kawitacyjnej wielu materiałów.

Podejście K.Stellera polegające na analizie krzywej erozyjnej kontynuowali następnie Szkodo [78] oraz J. Steller [10,29]. Szkodo zauważył, że kształt krzywej erozyjnej jest zbliżony do kształtu krzywej funkcji rozkładu Weibulla. Funkcję tą następnie wykorzystał do opisu przyrostu ubytku w czasie. Przyjmując założenie warstwowego usuwania materiału (rys. 1.17), uzyskał wzór do wyznaczania ubytku objętości materiału w czasie [78]:

$$V(t) = V \cdot \exp \left\{ \frac{H}{h} \ln \left[1 - \exp \left(I A h \left(\frac{t}{K_c} \right)^{1/W_{pl}} \right) \right] \right\}, \quad (1.1.25)$$

gdzie $V = AH$, A jest całkowitą początkową powierzchnią eksponowaną, H jest całkowitą początkową grubością eksponowanego elementu (np. próbki), a h – grubością usuwanej warstwy (rys. 1.17), I jest intensywnością kawitacji, K_c jest współczynnikiem intensywności naprężeń dla obciążenia kawitacyjnego, W_{pl} jest to względna praca odkształcenia plastycznego na erodowanej powierzchni. Niestety, Szkodo nie podaje definicji użytych w równaniu wielkości oprócz tych wynikających bezpośrednio z rys. 1.17 [78].

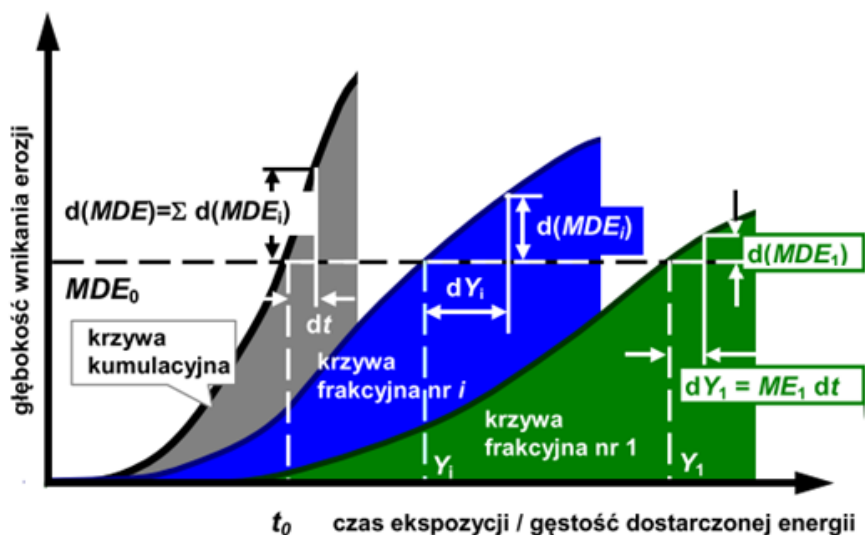


Rys. 1.17. Schemat niszczenia kawitacyjnego według modelu Szkodo [78]

Kształt modelowych krzywych erozyjnych uzyskany w oparciu o równanie (1.1.25) jest w dużej zgodności z kształtem krzywych erozyjnych, które przedstawiono we wspomnianej pracy [78]. Niemniej jednak, uzależnienie wielkości (ubytku objętościowego również w początkowym, inkubacyjnym okresie erozji) od wymiarów początkowych badanego elementu, wzbudza pewne zastrzeżenia. Z kolei brak definicji wielkości ujętych w równaniu modelowym (1.1.25) takich jak intensywność kawitacji, współczynnik intensywności naprężeń dla obciążenia

kawitacyjnego i względną pracę plastycznego odkształcenia na erodowanej powierzchni, sprawia trudności z weryfikacją doświadczalną zaproponowanego modelu. Sam autor również nie porównał wyników badań eksperymentalnych z uzyskaną krzywą modelową, a jedynie analizował kształt krzywych modelowych.

Powstały w ostatnim czasie model J.Stellera [10] wykorzystuje model wielofrakcyjnej erozji kropłowej zaproponowany przez Weiglego i Szprengiela [83] oraz model Sitnika [76] do opisu monofrakcyjnej krzywej erozji kawitacyjnej. Istotne jest tu poszukiwanie związku pomiędzy niszczeniem materiału a amplitudową strukturą obciążenia kawitacyjnego. Impulsy kawitacyjne dzielone są na kilka frakcji w zależności od wartości amplitudy. Każda frakcja odpowiada za dostarczenie do materiału określonej energii w danym czasie (rys. 1.18). W pracy [10], impulsy kawitacyjne zostały podzielone na 5 frakcji. Pierwsza frakcja obejmowała impulsy o amplitudzie do 2 MPa, druga – od 2 do 4 MPa, itd.



Rys. 1.18. Schemat superpozycji różniczkowej krzywych frakcyjnych [10]

Steller przyjmuje, że pojedyncza frakcja jest opisana następującym równaniem kinetycznym [10]:

$$MDE_i = U(K_i, Y_i), \quad (1.1.26)$$

gdzie MDE_i oznacza głębokość wnikania erozji pochodzącej od frakcji i , K_i jest wektorem – zestawem parametrów opisujących krzywą erozyjną od frakcji i , przy założeniu, że cała krzywa erozyjna uzyskana w teście powstała od tej frakcji, zaś $Y_i = ME_i t$ jest gęstością energii związanej z rozpatrywaną frakcją, która została dostarczona w czasie t . Zatem wektor K_i jest wyznaczany metodą dopasowania do krzywej erozyjnej. Wynika z tego, że do wyznaczenia wartości wektora K_i oraz MDE_i konieczne są doświadczalne krzywe erozyjne materiału, dla których prze-

prowadza się opis frakcyjny, przy czym krzywe erozyjne powinny być wyznaczone w dokładnie takich samych warunkach jak prowadzone pomiary impulsów kawitacyjnych.

Równanie kinetyczne dla procesu wielofrakcyjnego opisuje równanie [10]:

$$\frac{d(\text{MDE})}{dt} = \sum_{i=1}^N \text{ME}_i \frac{\partial U}{\partial Y} (\mathbf{K}_i \cdot \mathbf{Y}) \Big|_{Y=\Theta(\mathbf{K}_i, \text{MDE})}, \quad (1.1.27)$$

w którym symbolem U oznaczono funkcję występującą w równaniu (1.1.26), a symbolem Θ oznaczono funkcję odwrotną do U ze względu na zmienną Y .

W modelu J. Stellera zasadnicze znaczenie ma założenie, że chwilowy wkład każdej frakcji wyznaczany jest tak, jakby ona była odpowiedzialna za wszystkie skutki oddziaływania kawitacji od początku ekspozycji. W pracy [10] zaprezentowano bardzo dobrą zgodność krzywej modelowej z wynikami eksperymentalnymi uzyskanymi dla stopu aluminium AlMg2, stali X45 oraz stali austenitycznej X5CrNiTi18-10. Niestety, dobór wartości wektora $\mathbf{K}_i$ na podstawie dopasowania do kształtu krzywych erozyjnych, a nie na podstawie charakterystyk materiałowych badanego materiału, oraz brak opisu doboru funkcji U utrudnia wykorzystywanie tego modelu oraz weryfikację wyników przedstawionych w pracy [10].

Model Girenia [41,42] jest modelem fenomenologicznym, w którym niszczenie kawitacyjne powiązane zostało ze zużyciem energii na procesy o charakterze stochastycznym:

- 1) odkształcenia plastyczne pod wpływem uderzenia przed wystąpieniem mikropęknięć,
- 2) generowanie mikropęknięć,
- 3) procesy zwalniania – generowanie stref odkształcenia plastycznego na końcówkach mikropęknięć i rozpraszanie energii podczas oddziaływania warstwy powierzchniowej ze środowiskiem.

W modelu tym przyjęto następujące założenia [41]:

- elementarne procesy erozyjne są współzależne,
- ładunek kawitacji uśrednia się i przyjmuje jako gęstość strumienia mocy skutecznie dostarczaną do materiału,
- parametry obliczeniowe w równaniach odnoszą się do wytrzymałości lub fizycznych parametrów materiału.

Parametry funkcji prawdopodobieństwa dla procesów składowych i współczynników podziału przyjęte zostały jako stałe i związane z przyjętymi właściwościami materiału. Zgodnie z założeniami, Gireń zaproponował następujące równania dla procesu erozji kawitacyjnej [41]:

$$\varsigma(t') = \psi g(t') + \int_0^{t'} \lambda_1 f_1(t' - \tau') \varsigma(\tau') d\tau' \quad (1.1.28)$$

$$\varsigma_1(t') = \varsigma(t') + \int_0^{t'} \lambda_2 g_1(t' - \tau') g(\tau') d\tau' \quad (1.1.29)$$

gdzie $\varsigma(t')$ jest funkcją wprowadzania energii przez obszar jednostki powierzchni materiału w czasie t' , ψ jest gęstością strumienia energii dostarczonej do materiału, tj. zaabsorbowanej przez warstwę wierzchnią, g jest skumulowaną funkcją

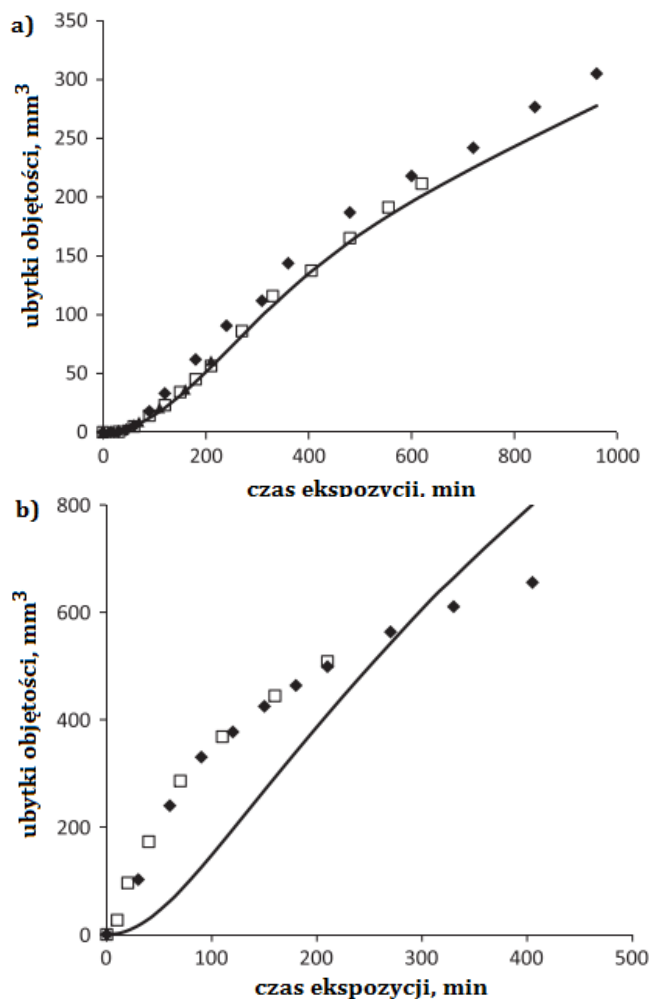
rozkładu prawdopodobieństwa przekroczenia progowej wartości energii w procesie akumulacji energii uderzeniowej obciążenia, $\zeta_1(t')$ jest funkcją energii, która w czasie t' przyczynia się do erozji jednostki powierzchni materiału, f_1 jest funkcją gęstości prawdopodobieństwa krytycznego rozwoju pęknięcia przy średnim obciążeniu równym η , g_1 jest funkcją gęstości prawdopodobieństwa dla zamknięcia mikropęknięć przy średnim obciążeniu równym ψ , λ_1 , λ_2 są współczynnikami określającymi udział elementarnych procesów w procesie erozyjnym, t i τ oznaczają czas.

Parametry obliczeniowe zostały powiązane z parametrami wytrzymałościowymi materiału na podstawie zależności funkcyjnych uzyskanych fenomenologicznie. Koncepcja metodologiczna polega na dostosowaniu teoretycznych krzywych erozji do krzywych eksperymentalnych. Oczekiwano, że dopasowanie parametrów obliczeniowych i wytrzymałościowych ujawni relacje funkcjonalne między nimi. Przeprowadzona procedura rozpoczyna się od dostosowania obliczonej krzywej erozji do wartości eksperymentalnej dla każdego indywidualnego przypadku poprzez odpowiedni dobór parametrów obliczeniowych. Po znalezieniu parametrów obliczeniowych ustalane są ich funkcjonalne zależności z właściwościami fizycznymi lub wytrzymałościowymi materiałów. Gireń przyjmuje, że numeryczna implementacja modelu zakończona wyprowadzeniem zależności funkcyjnych stworzy narzędzie umożliwiające potencjalnemu użytkownikowi przewidywanie odporności materiału przy określonym obciążeniu kawitacyjnym.

Krzywe erozyjne uzyskane w oparciu o zaproponowany model są w dobrej zgodności z wynikami badań eksperymentalnych stali 2H13, natomiast w przypadku stopu aluminium rozrzut między uzyskanymi wynikami z testów erozyjnych i krzywą modelową jest znaczący (rys. 1.19) [41].

Kolejny model erozyjny, a właściwie opis procesu niszczenia kawitacyjnego, nawiązuje do zmęczeniowego charakteru erozji kawitacyjnej i dotyczy kawitacji przepływowej [38]. Uszkodzenia materiału powstałe podczas testów kawitacyjnych noszą cechy niszczenia zmęczeniowego. Fakt ten sprawił, że do analizy procesu niszczenia materiałów litych przy różnej intensywności kawitacji, tj. przy różnych prędkościach przepływu medium roboczego (wody), wykorzystano prawo Parisa-Erdogana, opisujące wzrost szczeliny / pęknięcia w procesie niszczenia zmęczeniowego. Zaproponowano, aby szybkość wzrostu pęknięcia zmęczeniowego da/dl odpowiadała wzrostowi ubytku objętościowego V w czasie procesu niszczenia kawitacyjnego, a współczynnik intensywności naprężeń ΔK z prawa Parisa-Erdogana był reprezentowany przez intensywność kawitacji. Zauważając, że intensywność kawitacji jest zależna od prędkości przepływu zaproponowano, aby ubytek objętościowy w czasie zapisać w postaci:

$$\frac{V}{t} = c(\Delta v)^n = c(v - v_0)^n. \quad (1.1.30)$$

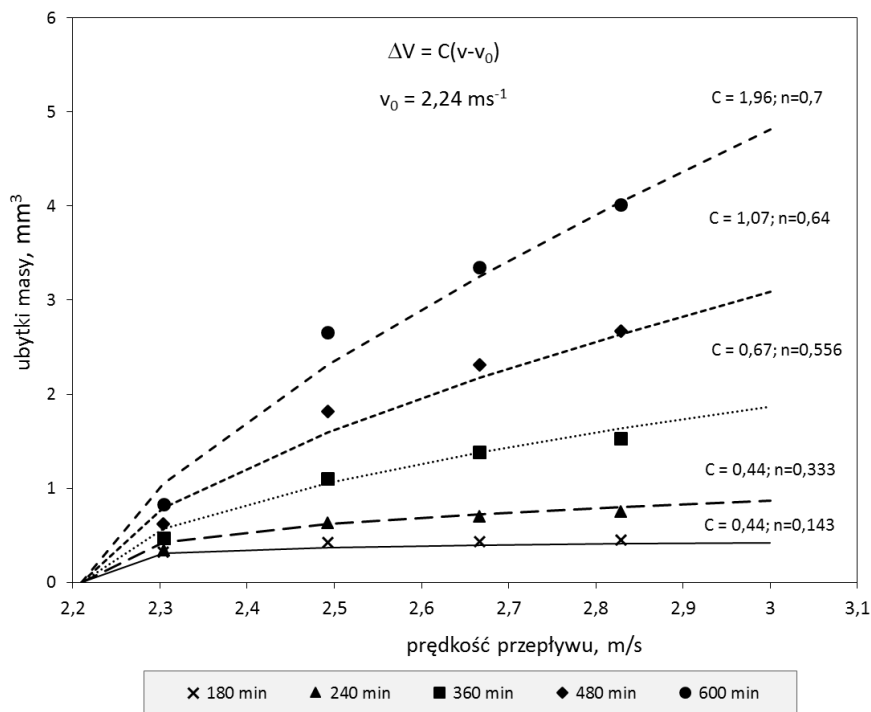


Rys. 1.19. Porównanie krzywych modelowych z wynikami badań doświadczalnych: a) stal 2H13, b) stop aluminium AlMg2 [41]

Parametry c i n po określonych czasach ekspozycji (rys. 1.20) [38] zostały wyznaczone metodą dopasowania. Wartości parametrów rosły wraz z czasem ekspozycji, przy czym parametr n wzrastał do wartości progowej, a parametr c wykładniczo. Ostatecznie zdecydowano się, aby zmianę ubytku objętości w czasie przedstawić w następującej formie:

$$V(t) = C(t)(v - v_0)^{n(t)}. \quad (1.1.31)$$

Funkcję $C(t)$ interpretowano jako funkcję reprezentującą rozwój pęknięć w warstwie wierzchniej w czasie t , a funkcję $n(t)$ jako funkcję grubości zerodowanej warstwy wierzchniej w czasie, w której rozwijają się pęknięcia. Funkcja $C(t)$ jest funkcją potęgową, natomiast funkcja $n(t)$ jest opisana funkcją rozkładu Weibulla.

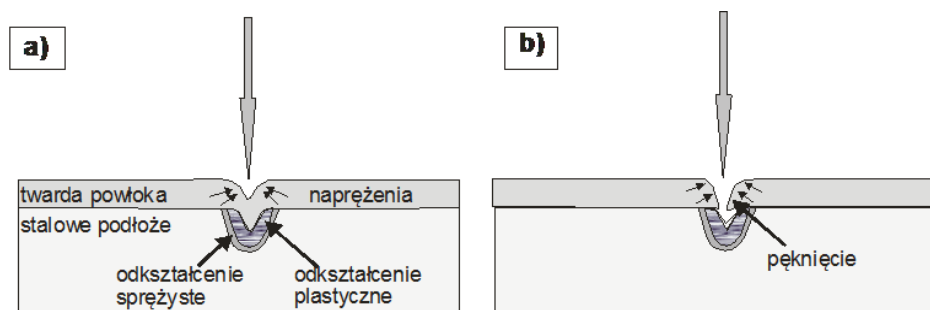


Rys. 1.20. Ubytki objętości stali austenitycznej X6CrNiTi18-10 uzyskane po określonych czasach ekspozycji w zależności od przepływu [38]

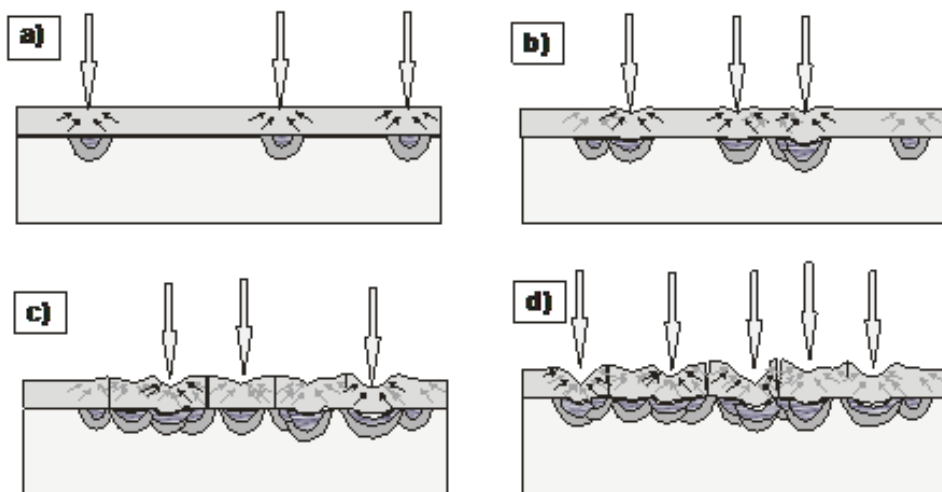
Model ten został zweryfikowany dla stali austenitycznej X6CrNiTi18-10 po obróbce cieplnej polegającej na przesycaniu z temperatury 1050 °C [38] i dla stali S235JR badanej w stanie dostawy i po wyżarzaniu w temperaturze 930 °C [84]. Dla wspomnianych materiałów uzyskano taką samą postać funkcji $C(t)$ i $n(t)$. Funkcja $C(t)$ ma postać wykładniczą, a funkcja $n(t)$ jest to dwuparametrowa funkcja Weibulla. Słabą stroną uzyskanej zależności jest wyznaczenie parametrów funkcji $C(t)$ i $n(t)$ metodą dopasowania. Niemniej zaproponowany opis niszczenia kawitacyjnego wskazuje na wyraźne związki pomiędzy erozją kawitacyjną a niszczeniem zmęczeniowym i rozwojem pęknięć w warstwie wierzchniej. Model ten jest zgodny z obserwacjami dokonanymi przez Karimiego i Martina [34] oraz z modelem zaproponowanym przez Karimiego i Leo [45].

Innym modelem nawiązującym do niszczenia zmęczeniowego jest model niszczenia kawitacyjnego materiałów powłokowych [79], który bazuje na fizycznej analizie destrukcji warstwy wierzchniej przez impulsy kawitacyjne o szerokim przedziale wartości amplitudy. W modelu tym impulsy kawitacyjne dzielone są na 3 frakcje. Idea podziału impulsów na frakcje jest zbliżona do idei przedstawionej przez J.Stellera [33]. Jednak, w przeciwieństwie do propozycji J.Stellera, przy podziale impulsów na frakcje nie kierowano się konkretnymi wartościami amplitudy, lecz skutkiem ich oddziaływania. Zgodnie z ogólnym podziałem niszc-

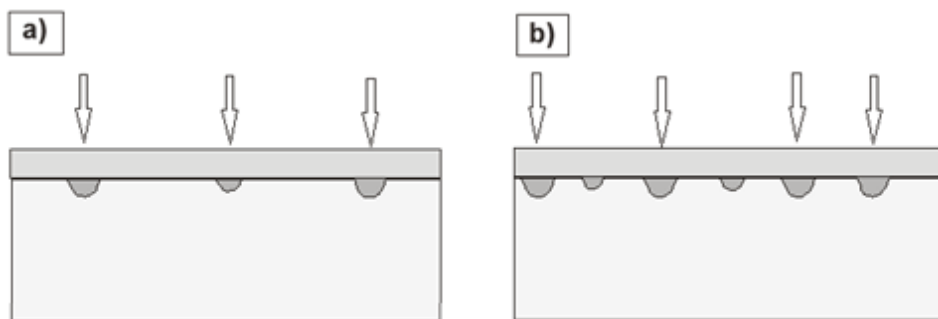
czenia zmęczeniowego, impulsy kawitacyjne podzielone zostały na impulsy powodujące niszczenie wysokoamplitudowe, zmęczeniowe i niskoamplitudowe. Należy zaznaczyć, że podział ten został przeprowadzony głównie w celu analizy procesu niszczenia. Zgodnie z prowadzonymi pomiarami impulsów kawitacyjnych [10,28,30,33,66,71,72], najmniej jest impulsów wysokoamplitudowych, a niskoamplitudowych najwięcej. Ideę podziału i roli poszczególnych frakcji przedstawiono na rys. 1.21–1.23. Przyjęto, że impulsy wysokoamplitudowe (rys. 1.21) powodują powstanie odkształcenia sprężysto-plastycznego już po jednokrotnym obciążeniu. Kolejne impulsy zwiększają głębokość odkształcenia oraz powodują przebicie twardej powłoki.



Rys. 1.21. Proces niszczenia przez impulsy wysokoamplitudowe frakcji 1. [79]



Rys. 1.22. Proces niszczenia przez impulsy frakcji 2. [79]



Rys. 1.23. Proces niszczenia przez impulsy niskoamplitudowe frakcji 3. [79]

Impulsy średnioamplitudowe (rys. 1.22) powodują stopniowe niszczenie materiału, tj. stopniowy wzrost deformacji (pofalowania) całej powierzchni – wzrost naprężeń ściskających we wgłębieniach i rozciągających na wzniesieniach pofalowanej powłoki, które prowadzą do inicjacji pęknięć. Impulsy niskoamplitudowe frakcji 3. (rys. 1.23) nie są w stanie spowodować deformacji warstwy powierzchniowej, niemniej mogą powodować odkształcenia sprężyste oraz zmiany struktury dyslokacyjnej w warstwie wierzchniej. Zatem kluczową rolę w procesie erozji kawitacyjnej odgrywają impulsy średnioamplitudowe [79,85].

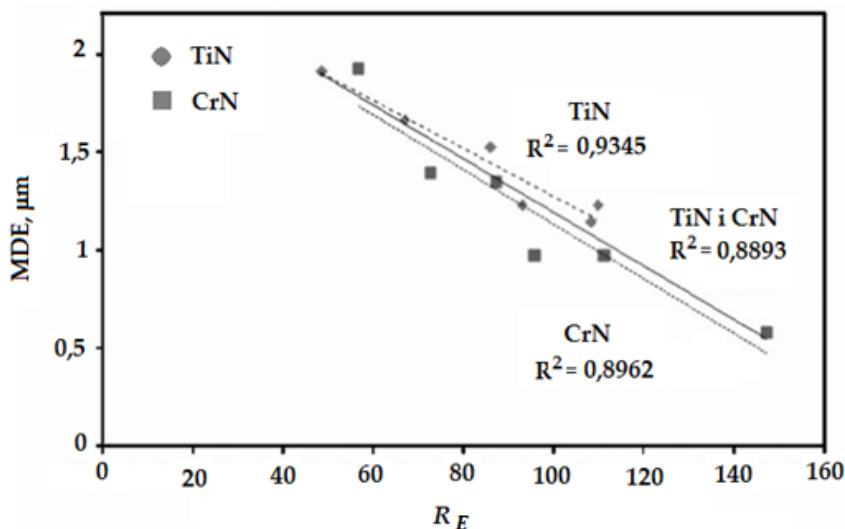
W pracach [79,85] przeprowadzono dokładną analizę oddziaływania i roli każdej frakcji w procesie inicjacji i rozwoju pęknięć prowadzących do powstania ubytku. W proponowanym modelu niszczenia kawitacyjnego uwzględniono proces niszczenia zmęczeniowego i propagacji pęknięć, wpływ właściwości i grubości powłok oraz właściwości podłoża, jak również efekt cieplny towarzyszący obciążen z dużą prędkością odkształcania. W oparciu o przeprowadzoną analizę, sformułowano parametr określający odporność kawitacyjną układów powłoka-stalowe podłoża w następującej formie [79]:

$$R_E \cong \frac{k_c/k_s}{\alpha_c/\alpha_s} \frac{H_c (1-v_c^2)}{E_c (1+v_c^2)} \frac{E_s (1+v_s^2)}{H_s (1-v_s^2)} \frac{L_{C2}}{p_c \sqrt{h_c/2}}, \quad (1.1.32)$$

gdzie k_c i k_s są współczynnikami przewodnictwa cieplnego odpowiednio powłoki i podłoża, α_c i α_s są współczynnikami rozszerzalności cieplnej odpowiednio powłoki i podłoża, H_c i H_s są twardościami odpowiednio powłoki i podłoża, E_c i E_s są modułami sprężystości odpowiednio powłoki i podłoża, v_c i v_s są współczynnikami Poissona odpowiednio powłoki i podłoża, h_c jest grubością powłoki, L_{C2} jest siłą adhezji.

W celu weryfikacji parametru R_E przeprowadzono badania odporności na niszczenie kawitacyjne powłok wytworzonych metodą PVD (ang. *physical vapour deposition*), nanoszonych na podłoża stalowe. Jako powłoki testowe wybrano jednowarstwowe powłoki TiN i CrN, które osadzone były przy różnych parametrach wytwarzania. Parametry wytwarzania, tak dobrano, aby uzyskać szeroką rozpiętość wartości takich właściwości jak twardość, moduł sprężystości, siła

adhezji, przy czym stwierdzono, że oprócz parametrów osadzania również grubość powłok wpływa na wyżej wymienione właściwości. Jako podłoże wybrano stal austenityczną X6CrNiTi18-10 po przesycaniu z 1050 °C o twardości 1,7 GPa i stal martenzytyczną X39Cr13 poddaną hartowaniu z 1050 °C i odpuszczaniu w 600 i 400 °C, w celu uzyskania różnych wartości twardości. Twardość stali martenzytycznej po hartowaniu i odpuszczaniu w 600 i 400 °C wynosiła odpowiednio 2,8 i 4,6 GPa.



Rys. 1. 24. Korelacja parametru R_E z średnią głębokością erozji powłok TiN i CrN osadzonych na różnych stalowych podłożach [86]

Dla wszystkich układów powłoka-stalowe podłoże uzyskano dobrą zgodność między wartością parametru R_E i średnią głębokością wnikania erozji (MDE) powstałą w testach kawitacyjnych po określonych czasach ekspozycji (rys. 1.24) [86]. Wraz ze wzrostem wartości R_E ma miejsce spadek głębokości wnikania erozji układów twarda powłoka-stalowe podłoże.

Parametr R_E wyprowadzony został dla układów jednowarstwowa powłoka wytwarzana jedną metodą PVD na stalowe podłoże (metodą katodowego odparowania łukowego). Wymaga on, zatem, weryfikacji dla powłok wytwarzanych innymi metodami, np. rozpylania magnetronowego, jak również weryfikacji dla powłok wielowarstwowych. Ze względu na fakt, iż przy analizie mechanizmu niszczenia brano pod uwagę kolumnową strukturę powłok PVD, wyprowadzony parametr dla innych powłok może wymagać korekty.

1.1.5. Podsumowanie

Zjawiska kawitacji i erozji kawitacyjnej występują w urządzeniach przepływowych, w których swobodny przepływ cieczy roboczej zostaje zakłócony i powstają obszary obniżonego ciśnienia, niższego od ciśnienia parowania danej cie-

czy. Drugi konieczny warunek powstania pęcherzyków kawitacyjnych jest związany z obecnością zalążków kawitacji w cieczy w obszarach obniżonego ciśnienia. Zalążkami kawitacji są mikropęcherze gazów nierozpuszczonych w cieczy oraz submikronowe zanieczyszczenia. Z zalążków rozwijają się pęcherzyki kawitacyjne, które implodując generują falę uderzeniową, mikrostrugę oraz lokalny wzrost temperatury. Czynnikiem wpływającym na prędkość generowanej mikrostrugi to wielkość pęcherzyka w chwili zaniku, zawartość gazów w pęcherzyku oraz odległość pęcherzyka od ścianki ograniczającej przepływ. Obecność gazów wewnątrz pęcherzyka działa tłumiąco na generowaną mikrostrugę. Wraz ze wzrostem zawartości gazów w pęcherzyku, tłumienie gwałtownie wzrasta. Inną konsekwencją jest niecałkowity zanik pęcherzyka, lecz jego kilkakrotna (4–5 krotna) ekspansja i następująca po niej implozja, podczas której każdorazowo generowana jest mikrostruga i fala uderzeniowa.

Odległość pęcherzyka od ściany ograniczającej przepływ w chwili implozji ma istotny wpływ na proces zaniku pęcherzyka, kształtowanie się mikrostrugi cieczy i grubość filmu cieczy, który działa tłumiąco na mikrostrugę. Wraz ze zmniejszaniem odległości między pęcherzykiem i ścianą wzrasta asymetria zaniku pęcherzyka. Spadek tłumiącego efektu filmu cieczy, ewentualnie jego brak, między zanikającym pęcherzykiem i ciałem stałym sprawia, że mikrostruga uderza w ciało stałe z prędkością bliską prędkości maksymalnej. Z drugiej strony, bardzo bliskie położenie pęcherzyka względem ścianki, sprawia, że mikrostruga nie może się w pełni ukształtować, a jej prędkość jest mniejsza od maksymalnej. Wraz ze wzrostem odległości między ciałem stałym i implodującym pęcherzykiem, tłumiące oddziaływanie filmu cieczy powoduje gwałtowny spadek prędkości mikrostrugi. Uważa się, że maksymalna prędkość mikrostrugi jest uzyskiwana przez pęcherzyk, który w chwili zaniku jest w bezpośredniej styczności z ciałem stałym ($\gamma \leq 1$). Powstająca mikrostruga cieczy może się w pełni ukształtować, a brak filmu wody sprawia, że uderza ona w materiał z maksymalną prędkością, która może mieścić cię w szerokich granicach.

Wartości maksymalnej prędkości mikrostrugi wyznaczone w oparciu o obserwacje i analizy numeryczne mieszczą się w szerokim przedziale od 100 m/s do 600 m/s. Najczęściej można się spotkać z wartościami mieszczącymi się w przedziale od 100 do 120 m/s. Uderzenia mikrostrugi generują w materiale lokalne obciążenia dochodzące do kilkuset MPa lub nawet kilku GPa. Czas działania takiej mikrostrugi na materiał jest rzędu 10^{-4} s. Innym efektem implozji pęcherzyka kawitacyjnego jest sonoluminescencja i lokalny gwałtowny wzrost a następnie spadek temperatury z prędkością 10^{10} K/s.

Podobnie jak w przypadku pęcherzyka kawitacyjnego, obserwacje chmury kawitacyjnej wykazały, że zachodzi jej cykliczne tworzenie się i zanik. Cykliczność powstawania i implozji chmury kawitacyjnej przyczyniają się do niejednoznacznej interpretacji pomiarów obciążeń prowadzonych na stanowiskach laboratoryjnych, tj. nie wiadomo czy rejestrowane amplitudy ciśnienia lub powstałe wgłębienia na powierzchni badanego materiału powstają od implozji pojedynczego pęcherzyka, czy całej chmury kawitacyjnej. Ponadto ze względu na bardzo

krótki czas wzrostu i zaniku obciążenia, określa się je mianem impulsów kawitacyjnych niezależnie, czy pochodzą od fali uderzeniowej, mikrostrug czy zaniku całej chmury kawitacyjnej.

Już bardzo wczesne badania wykazały, że pośród bardzo wielu pęcherzyków tylko kilka zanikając wytwarza mikrostrugę zdolną spowodować wgłębienie w ciele stałym. Pomiarów impulsów kawitacyjnych na stanowiskach przepływowych wykazały istnienie zależności wykładniczej między liczbą impulsów kawitacyjnych i amplitudą ciśnienia impulsu. Wraz ze wzrostem prędkości przepływu wykładniczo wzrasta liczba impulsów i amplituda ciśnienia. Podobnie do amplitud ciśnienia, liczba wgłębień w materiale oraz szybkość erozji są wykładniczą funkcją prędkości przepływu. Według większości badań, wykładnik prędkości przepływu mieści się w przedziale od 1 do 8, choć ostatnio ustalono, że wraz z czasem ekspozycji wykładnik n rośnie do wartości progowej.

Pomiary impulsów oraz obciążenia kawitacyjnego służyły głównie poszukiwaniom zależności między obciążeniem a szybkością erozji i były prowadzone dwutorowo: pierwsza metoda polegała na bezpośredniej rejestracji ciśnienia lub siły uderzenia z użyciem czujników lub przetworników ciśnienia, a druga na analizie wgłębień powstałych na powierzchni materiału podczas krótkotrwałych testów. Niezależnie od zastosowanej metody pomiaru zauważono, że istnieje korelacja pomiędzy liczbą i amplitudą impulsów – wraz ze wzrostem amplitudy (ciśnienia) maleje liczba rejestrowanych impulsów. Wykorzystując zależności z akustyki zaproponowano, aby energię akustyczną generowaną podczas zaniku pęcherzyka traktować jako energię pojedynczego impulsu, a strumień energii pochodzący od wszystkich implodujących pęcherzyków jako miarę obciążenia kawitacyjnego.

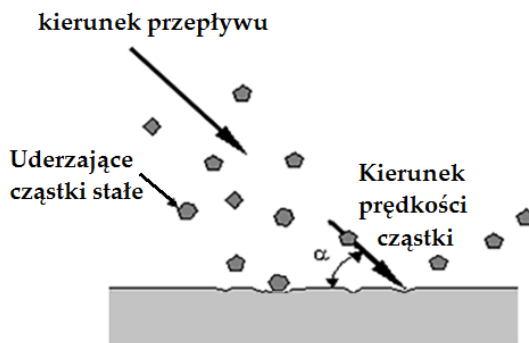
Równolegle do prowadzonych pomiarów obciążenia opracowywano modele zużycia kawitacyjnego. Istnieją dwa kierunki prac nad modelowaniem procesu niszczenia kawitacyjnego i wyznaczeniem odporności kawitacyjnej. Jeden dotyczy szczegółowej analizy fizyki procesu degradacji materiału przez implodujące pęcherzyki kawitacyjne, natomiast drugi kierunek odchodzi od szczegółowej analizy procesu niszczenia, a modele są budowane głównie w oparciu o analizę krzywej erozyjnej uzyskanej podczas badań eksperymentalnych. Pierwszy kierunek reprezentują modele Thiruvengadama [43], Karimi i Leo [45], Fortes-Patelli i in. [36,47] oraz modele Krelli [38,79]. Drugi kierunek reprezentują modele opracowane przez K. Stellera [48,49], Sitnika [76,77], Szkodo [78] oraz J. Stellera [10,29]. Model J. Stellera [10,29] wykorzystuje wyniki pomiarów impulsów kawitacyjnych do wyznaczania krzywych erozyjnych. Z kolei model Girenia [41,42] budowano zarówno w oparciu o analizę krzywej erozyjnej, jak i analizę procesu niszczenia materiału.

1.2. Erozja cząstkami stałymi

Degradacja materiału cząstkami stałymi jest procesem mniej skomplikowanym niż niszczenie powodowane kawitacją. Niemniej jednak, ze względu na liczbę czynników wpływających na końcowy efekt niszczenia, zjawisko to jest bardzo złożone, w którym występują efekty synergiczne i pomimo bardzo wielu badań proces niszczenia cząstkami stałymi pozostaje w dalszym ciągu procesem nie do końca rozpoznanym i opisanym.

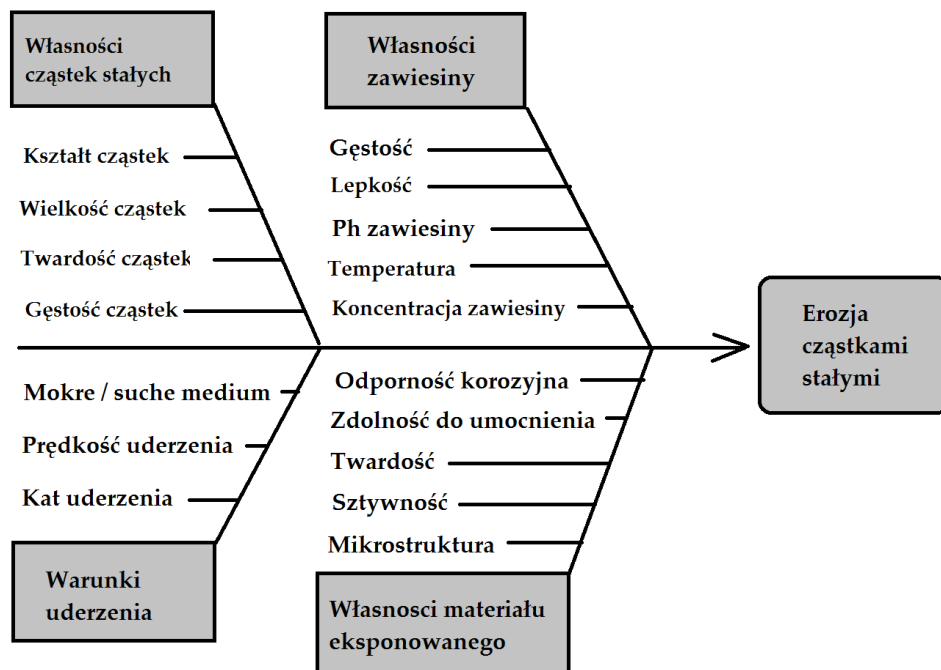
Podobnie jak w przypadku erozji kawitacyjnej, w niniejszej pracy przedstawione zostaną jedynie główne i zasadnicze aspekty niszczenia cząstkami stałymi. Bardziej szczegółowe omówienie problemu niszczenia można znaleźć m.in. w pracach [6,87–91].

Erozja cząstkami stałymi polega na degradacji warstwy wierzchniej materiału na skutek wielokrotnych uderzeń (rys. 1.25). Kąt uderzenia cząstek wpływa na dominujący mechanizm niszczenia (ścieranie lub wbijanie cząstek) i wielkość składowej energii uderzenia – dociskającą cząstkę do powierzchni i składową poziomą – powodującą ruch cząstki po powierzchni materiału. Zatem, czynnikami istotnymi przy niszczeniu warstwy wierzchniej są: kąt uderzenia i energia uderzenia, która zależy od prędkości poruszania się cząstki stałej oraz jej wielkości (masy). Poza tymi podstawowymi czynnikami, również kształt cząstek, koncentracja cząstek w zawiesinie, właściwości cieczy lub gazów przenoszących cząstki stałe, właściwości mechaniczne cząstek stałych i badanego materiału wpływają na proces niszczenia, przy czym to są tylko nieliczne czynniki mające wpływ na proces erozyjny.



Rys. 1.25. Schemat niszczenia powierzchni cząstkami stałymi [92]

Ze względu na bardzo dużą liczbę czynników mających wpływ na proces niszczenia oraz w celu możliwości opisu wpływu poszczególnych czynników, często się je grupuje (rys. 1.26), a badania prowadzi w taki sposób, żeby wpływ poszczególnych czynników był możliwy do określenia, ewentualnie minimalizowany wpływ dodatkowych czynników [87,93]. Niestety efekty synergiczne sprawiają, że opracowywane zależności opisujące wpływ poszczególnych czynników



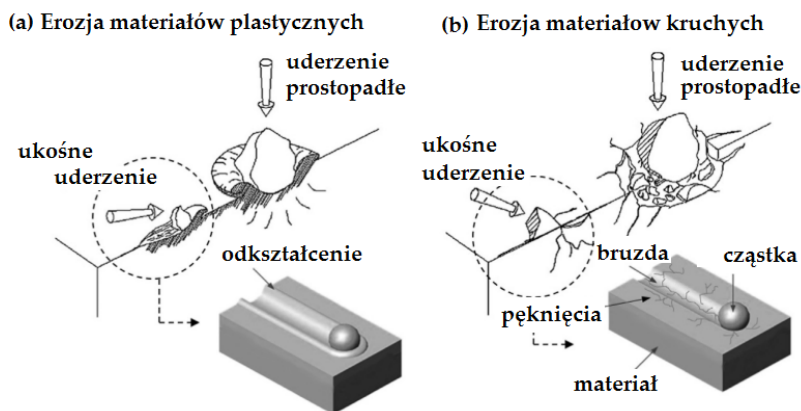
Rys. 1.26. Schematyczny podział czynników wpływających na niszczenie cząstkami stałymi [87]

na szybkość erozji mają ograniczone zastosowanie. Z tego względu jednoznaczne określenie wpływu poszczególnych, czynników jest bardzo często niemożliwe do uzyskania.

Czynniki mające wpływ na degradację materiału dzielone są na 2–4 grupy [87,90,91,94–96]. Przykładowy podział na 4 grupy przedstawiono na rys. 1.26. Generalnie, w podziale uwzględniane są czynniki związane z medium przenoszącym cząstki stałe, które może być ciekłe lub gazowe, energią uderzenia, właściwościami cząstek stałych, głównie twardość i kształt, i właściwościami mechanicznymi i wytrzymałościowymi ekspozowanego materiału, a w szczególności właściwościami warstwy wierzchniej [87,94,95]. Można spotkać podziały, w których czynniki wymienione na rys. 1.26 dzielone są na trzy lub tylko na dwie grupy, tj. czynniki związane z uderzeniem i czynniki związane z właściwościami materiałowymi [90,91].

Zgodnie ze schematem przedstawionym na rys 1.26, do grupy nazwanej „właściwości zawiesiny” zaliczane są czynniki związane z medium, tj. koncentracja cząstek w zawieszynie, gęstość, lepkość, aktywność chemiczna oraz temperatura medium roboczego. Ponieważ koncentracja cząstek ma wpływ na częstotliwość uderzeń cząstek stałych, czynnik ten jest czasami zaliczany do grupy czynników związanych z energią lub warunkami uderzenia. Jak widać, już w jednej grupie, liczba czynników wpływających na proces niszczenia jest duża i powoduje powstanie efektów synergicznych. Czynniki związane z „warunkami uderzenia” to

prędkość i kąt uderzenia oraz mokre lub suche medium, czyli ciecz lub struga powietrza. Te dwie grupy, tj. „właściwości zawiesiny” i „warunki uderzenia” są czasami łączone ze sobą i przedstawiane jako czynniki związane z warunkami obciążenia [90,97]. Do kolejnej grupy zaliczone zostały czynniki związane z właściwościami cząstek stałych, zwanych również erodentem, tj. ich wielkość, kształt i twardość, jak również jednorodność cząstek stałych, tzn. czy wszystkie są tego samego rozmiaru i kształtu, czy też materiał jest niszczoney przez kilka frakcji cząstek o zróżnicowanych rozmiarach i kształtach. Jest to jednak sprawa dyskusyjna, ponieważ wszystkie wymienione czynniki wpływają na energię uderzenia. Z tego względu czynniki te są często grupowane razem z kątem i prędkością uderzenia. Do kolejnej, czwartej grupy czynników zaliczane są czynniki związane z erodowanym materiałem, tj. właściwości mechaniczne, wytrzymałościowe i strukturalne badanego materiału, ze szczególnym uwzględnieniem właściwości warstwy wierzchniej. Wśród właściwości mechanicznych, do kluczowych należą odporność na pękanie, twardość i plastyczność, jak również udurowienie i moduł sprężystości. Spośród właściwości wytrzymałościowych, krytycznymi właściwościami są: granica plastyczności, wytrzymałość na zerwanie i wytrzymałość zmęczeniowa. Właściwości strukturalne, wpływające na proces niszczenia to budowa fazowa, wielkość i kształt ziaren, liczba, kształt i rodzaj defektów. Jak widać liczba czynników jest bardzo duża, chociaż nie wszystkie zostały tutaj wymienione.



Rys. 1.27. Wpływ kąta uderzenia i plastyczności materiału na proces niszczenia [87]

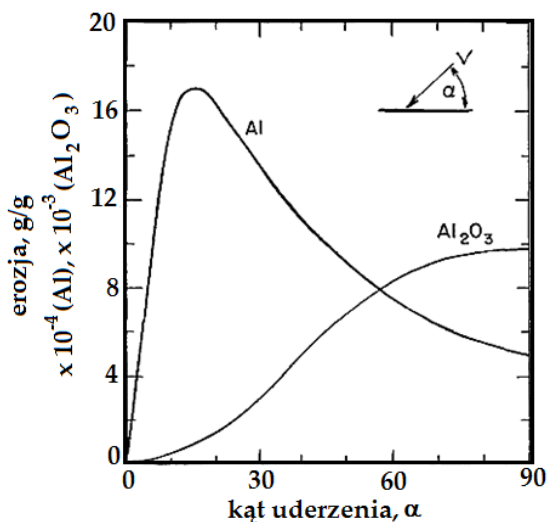
Należy zauważyć, że prędkość, kąt uderzenia i wielkość cząstek wpływają na energię uderzenia pojedynczej cząstki, natomiast dodatkowe uwzględnienie koncentracji cząstek w zawiesinie pozwala na wyznaczenie energii uderzenia zawiesiny. Kąt uderzenia wpływa na mechanizm niszczenia. Na rys. 1.27 przedstawiono jak właściwości eksponowanego materiału, w szczególności twardość/plastyczność oraz kąt uderzenia wpływają na proces niszczenia. W przypadku małych kątów uderzenia niszczenie materiałów plastycznych jest zdominowane przez ścieranie, a w przypadku materiałów kruchych przez skrawanie lub bruzdowanie. W przypadku kątów bliskich lub równych 90° dominujący mechanizm

niszczenia zależy od plastyczności materiału. Odkształcanie i wgniecanie jest obserwowane w materiałach plastycznych, natomiast kruche pękanie w materiałach sztywnych i kruchych

Poniżej zostaną dokładniej omówione kluczowe czynniki związane z warunkami uderzenia, tj. kąt uderzenia, prędkość uderzenia oraz wielkość, kształt i koncentracja cząstek w medium [87,89,93,98–100].

1.2.1. Kąt uderzenia

Wpływ kąta uderzenia na proces niszczenia został schematycznie przedstawiony na rys. 1.27, zgodnie z którym proces niszczenia jest uzależniony od właściwości materiału, tj. jego plastyczności lub kruchości.



Rys. 1.28. Wpływ kąta uderzenia na wielkość ubytku masy na gram uderzających cząstek stałych w zależności od właściwości badanego materiału [96]

Badania wpływu kąta uderzenia na szybkość erozji wykazały, że kruchość materiału ma zasadniczy wpływ na wartość kąta uderzenia, przy którym szybkość erozji przyjmuje maksymalną wartość (rys. 1.28) [87,92,96]. Ponieważ materiały charakteryzujące się wysoką kruchością odznaczają się również wysoką twardością, można także spotkać się z badaniami wykazującymi, że kluczową właściwością materiału jest twardość [101]. Należy jednak zauważyć, że rodzaj rozwoju pęknięć w materiale (plastyczne lub kruche) zależy od energii koniecznej do uruchomienia poślizgu, a ta z kolei zależy od struktury krystalograficznej materiału. Jeżeli energia poślizgu jest większa, od energii pęknięcia kruchego, w materiale będą powstawać i rozwijać się pęknięcia kruche. Z tego względu struktura krystalograficzna materiału, energia uderzenia i szybkość obciążania mogą mieć większy wpływ na wartość kąta największej szybkości erozji niż twardość materiału.

W przypadku materiałów plastycznych, np. czystego aluminium, maksymalna szybkość erozji jest odnotowywana dla małych kątów uderzenia, tj. dla kątów

z przedziału od około 15 do około 30 (rys. 1.28) [96,101]. Wartość kąta uderzenia dla materiałów plastycznych nie ulega znacznym zmianom niezależnie od rodzaju zastosowanych cząstek erodenta (SiO_2 , Al_2O_3 , SiC). Badania wykazały natomiast, że wielkość cząstek ma istotny wpływ na wartość kąta największej szybkości erozji [102]. Wpływ wielkości cząstek na proces niszczenia będzie opisany w dalszej części pracy.

Desale i in. [101] analizując twardość różnych materiałów stwierdzili, że wraz ze wzrostem twardości materiału, wzrasta wartość kąta uderzenia, przy którym szybkość erozji przyjmuje największą wartość. Zależność ta ma charakter wykładniczy i została wyrażona w następującej postaci [101]:

$$\alpha_{\max} = c H^b, \quad (1.2.1)$$

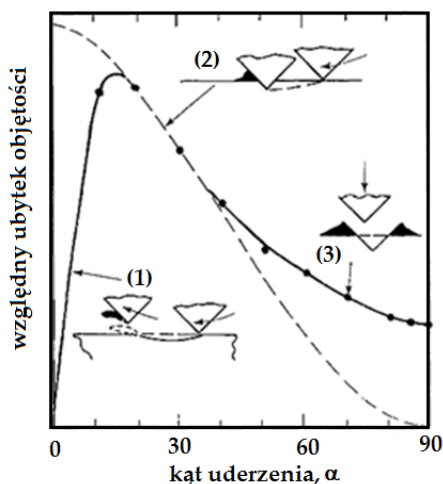
gdzie c jest stałą, H jest twardością materiału eksponowanego wyrażoną w jednostkach HV, a b jest wykładnikiem opisującym wpływ twardości na wartość kąta $\alpha_{\max}$, przy którym uzyskiwana jest maksymalna szybkość erozji.

Inną ważną cechą pokazaną na rys. 1.28 jest spadek szybkości erozji dla tlenku glinu (Al_2O_3) charakteryzującego się wysoką twardością i kruchością w porównaniu z miękkim i plastycznym aluminium. Zależność spadku szybkości erozji wraz ze wzrostem właściwości materiału (np. twardości), której towarzyszy wzrost wartości kąta uderzenia dla maksymalnych szybkości erozji, obserwowano w wielu pracach, np. [96,98,103–105]. Równanie (1.2.1) oraz powiązanie twardości z wytrzymałością na odkształcenie materiału sprawiły, że przyjęto pogląd, iż wraz ze wzrostem twardości wzrasta odporność materiału na niszczenie erozyjne [6,106–108]. Niestety, badania prowadzone przez wielu badaczy nie potwierdziły uniwersalności zależności (1.2.1). Równanie (1.2.1) okazało się słuszne jedynie dla ograniczonych grup materiałowych. Badania stali węglowej 1017 (0,17% C, 0,9% Cr, 1,2% Mn) o twardości 200 HV_{0,2} wykazały, że maksymalna szybkość erozji jest uzyskiwana przy kącie uderzenia wynoszącym 45° [98]. Taki sam kąt uderzenia dla największej szybkości erozji uzyskano dla stopu aluminium AA6063 o twardości 43 HV, a więc o twardości prawie pięciokrotnie niższej niż w przypadku stali 1017 [109].

W przypadku materiałów twardych i kruchych, takich jak tlenek glinu (Al_2O_3), maksymalna szybkość erozji jest uzyskiwana przy kącie uderzenia bliskim lub równym 90° [96,98]. Identyczny kąt maksymalnej szybkości erozji uzyskano dla wysoko chromowego żeliwa białego o twardości 686 HV_{0,2} [96,98]. Z kolei badania materiałów plastycznych takich jak stal 304 o twardości 85 HRC, miedź o twardości 100 HV, brąz o twardości 110 HV oraz stop AA6063 o twardości 43 HV wykazały, że największy kąt uderzenia (45°) dla maksymalnej szybkości erozji został odnotowany dla stopu AA6063 o najmniejszej twardości [109].

Przyczyny rozbieżności należy upatrywać w błędnym poszukiwaniu korelacji między twardością i kątem uderzenia, a nie między kruchością i kątem uderzenia. Jak to wspomniano powyżej, również takie cechy materiałowe jak mikrostruktura [87] lub warunki prowadzonych badań, np. wielkości cząstek erodenta [96,103], wpływają na wartość kąta, przy którym odnotowuje się największą

szybkość erozji. Wpływ mikrostruktury, twardości materiału na proces niszczenia zostaną szerzej omówione w trzecim rozdziale niniejszej pracy. Warto podkreślić, że w przypadku materiałów porowatych i kruchych, nie odnotowano spadku szybkości niszczenia wraz ze wzrostem twardości materiału eksponowanego, lecz wzrost szybkości erozji [110]. Jest to związane z obecnością w materiale porów obniżających jego wytrzymałość oraz niższą energią pęknięcia kruchego w porównaniu z energią pęknięcia plastycznego.



Rys. 1.29. Wpływ kąta uderzenia na proces usuwania materiału dla materiału plastycznego [96]

Wpływ kąta uderzenia na dominujący proces niszczenia materiałów był przedmiotem bardzo wczesnych badań Finnego [96,111,112]. Zgodnie z modelem przez niego zaproponowanym (rys. 1.29), w przypadku materiałów plastycznych dla małych kątów uderzenia do około 10°, głównym mechanizmem niszczenia jest tarcie i ścieranie. Wraz ze wzrostem kąta uderzenia do wartości mieszczących się w przedziale od około 20° do 40°, usuwanie materiału następuje poprzez żłobienie, natomiast dla kątów uderzenia większych od 40°, żłobienie przechodzi w wgniatanie. W przypadku materiałów kruchych, dla małych kątów uderzenia dominującym procesem niszczenia jest skrawanie, które przechodzi w kruche pękanie powodowane rozwojem naprężeń Hertza w wyniku obciążeń dynamicznych wraz ze wzrostem wartości kąta [96]. Finnie był pierwszym, który zaczął wiązać twardość materiału z wielkością ubytku oraz pierwszym, który zwrócił uwagę, że oprócz twardości, krytyczną właściwością dla niszczenia cząstkami stałymi jest odporność materiału na kruche pękanie [96,111,112].

Wykonane badania wykazały, że jednoznaczne określenie jednego czynnika lub właściwości determinującej kąt największej prędkości erozji jest trudne do uzyskania. W przypadku materiałów sprężysto-plastycznych, wartość kąta uderzenia, przy którym ma miejsce maksymalna szybkość erozji, zależy ponadto od wielkości cząstek stałych [96,103]. Wraz ze wzrostem wielkości cząstek stałych

od 5 μm do 17,1 μm , wzrastał kąt uderzenia największej szybkości erozji od około 30° do 90° [103]. Takie same wartości kątów największej szybkości erozji były uzyskiwane dla innych materiałów, niezależnie od ich rzeczywistej twardości i kruchości. Zatem dla małych cząstek erodenta, największa szybkość erozji była uzyskiwana dla małych kątów uderzenia, uznanych jako typowe dla materiałów plastycznych. W przypadku dużych cząstek erodenta, największa szybkość erozji była uzyskiwana dla kątów uderzenia uznanych jako typowe dla materiałów kruchych. Zatem kąt uderzenia, przy którym szybkość erozji osiąga największą wartość, jest zależny nie tylko od właściwości materiału, ale również od właściwości cząstek stałych, w tym również ich wielkości.

1.2.2. Prędkość uderzenia

Prędkość uderzenia odgrywa kluczową rolę w procesie erozji. Energia kinetyczna cząstki jest funkcją prędkości podniesionej do drugiej potęgi. Zatem prędkość uderzenia wpływa na siłę i energię uderzenia, a łącznie z kątem uderzenia na rozkład generowanych naprężeń w eksponowanym materiale. Z drugiej strony podczas odkształceń sprężystych, wraz ze wzrostem prędkości uderzenia skraca się czas styku cząstki z materiałem, a po przekroczeniu wartości krytycznej dochodzi do adiabatycznego ścinania.

Finnie w swojej pracy z 1960 roku, nawiązując do energii kinetycznej uderzających cząstek stałych, wykazał, że ubytek objętościowy erodowanego materiału, V , jest proporcjonalny do kwadratu prędkości uderzenia (tj. energii kinetycznej uderzenia) oraz zależy od kąta uderzenia [112]:

$$V \approx \frac{Mv^2}{8R_e} [\sin 2\alpha - 3\sin^2\alpha] \text{ dla } \alpha \leq 18,5^\circ, \quad (1.2.2a)$$

$$V \approx \frac{Mv^2}{24R_e} \cos^2 \alpha \text{ dla } \alpha \geq 18,5^\circ, \quad (1.2.2b)$$

gdzie M jest całkowitą masą cząstek stałych, v jest prędkością uderzenia, α jest kątem uderzenia, R_e jest granicą plastyczności eksponowanego materiału. W późniejszych pracach można się spotkać z bardziej ogólnymi zależnościami szybkości erozji od prędkości uderzenia [100,113–115]:

$$E_r \cong c v^n, \quad (1.2.3)$$

$$E_r \cong c v^n d^m C^q f(\alpha), \quad (1.2.4)$$

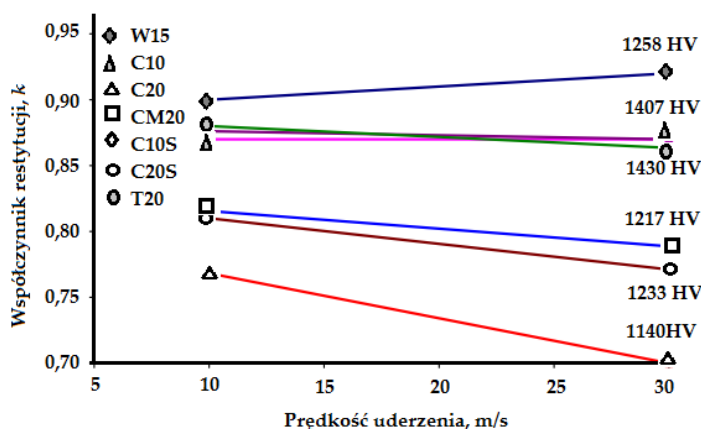
gdzie E_r jest szybkością erozji, c jest stałą, v jest prędkością uderzenia, d jest wielkością cząstek erodenta, C jest koncentracją cząstek w zawiesinie, n , m i q są wykładnikami określającymi wpływ poszczególnych parametrów na proces niszczenia. Należy podkreślić, że zależności (1.2.3) i (1.2.4) zostały zaproponowane w celu ukazania wpływu poszczególnych parametrów testu erozyjnego na szybkość erozji.

Gupta i in. [115] w pracy z 1995 roku, podają, że wykładnik prędkości n z równaniami (1.2.3) i (1.2.4) przyjmuje wartości od 1 do 3,5. Badania Wooda i in. [116] materiałów takich jak stal austenityczna 316, stal węglowa AISI 1020,

stopu Inconel 625 oraz poliuretan twardy i plastyczny wykazały, że wykładnik prędkości n może przyjmować wartości do 4,7, a w przypadku materiałów kompozytowych może dochodzić do 5. Z kolei badania Finnego z 1960 roku wskazują, że wykładnik dla materiałów kruchych, np. szkła, może wynosić nawet 6,5 [112]. Zatem wykładnik prędkości uderzenia może przyjmować wartości z przedziału od 1 do 6,5 [90,91,101,112–118].

Czynnikami wpływającymi na wartość wykładnika prędkości n są: twardość eksponowanego materiału [91,117–120], właściwości uderzających cząstek stałych [91,117,118], wielkość kąta uderzenia [119–121] oraz koncentracja cząstek w zawieszynie [121]. Wymienione czynniki mają wpływ na czas styku cząstki z materiałem i prędkość odbitej cząstki, czyli na ilość energii cząstki przekazanej do materiału i współczynnik restytucji.

Badania wpływu prędkości uderzenia na współczynnik restytucji (tzn. stosunek prędkości odbitej do prędkości uderzenia) wykazały, że kierunek zmian wartości współczynnika (spadek lub wzrost) wraz ze wzrostem prędkości uderzenia jest zależny od twardości materiału (rys. 1.30) [122].



Rys. 1.30. Wpływ prędkości uderzenia na współczynnik restytucji (kąt uderzenia 60° , cząstka szklana)

W15 – WC-15%Co, C10 – $\text{Cr}_3\text{C}_2+10\%\text{Ni}$, C20 – $\text{Cr}_3\text{C}_2+20\%\text{Ni}$,
CM20 – $\text{Cr}_3\text{C}_2+20\%\text{NiMo}$, C10S – $\text{Cr}_3\text{C}_2+10\%\text{Ni}$ spiekane,
C20S – $\text{Cr}_3\text{C}_2+20\%\text{Ni}$ spiekane, T20 – $\text{TiC}+20\%\text{NiMo}$ [122]

Zmniejszający się spadek współczynnika restytucji wraz ze wzrostem twardości wynika z faktu coraz mniejszego odkształcenia plastycznego podłoża podczas uderzenia cząstką oraz wzrastającego udziału odkształcenia materiału w zakresie odkształceń sprężystych. Z drugiej strony, w przypadku bardzo dużych prędkości uderzenia, rzędu 100 m/s lub więcej, prędkość odkształcania przyjmuje bardzo wysoką wartość rzędu $10^3 - 10^5 \text{ s}^{-1}$ i dochodzi do adiabatycznego ścinania, podobnego do tego jakie ma miejsce w niszczeniu kawitacyjnym, w wyniku czego głębokość odkształcenia i czas styku gwałtownie wzrastają. Badania Hussainovy i Schade'a przeprowadzone dla prędkości uderzenia 10 i 30 m/s wykazały, że

wraz ze wzrostem kąta uderzenia wartość współczynnika restytucji maleje [122]. Jest to związane z coraz bardziej sprężystym charakterem uderzenia i odbicia cząstki. Należy podkreślić, że badania prowadzone były z użyciem tylko jednego rodzaju cząstek o wielkości 125 μm i twardości 550 HV, a warunki prowadzonych badań mają bardzo duży wpływ na uzyskane wyniki.

Lindsley'a i Mardera [118] wykazali, że wykładnik prędkości, n , ze wzoru (1.2.3) przyjmuje wartości od 2 do 6,5 i jest zależny od warunków prowadzonych badań. Wzrost koncentracji i wielkości cząstek ma większy wpływ na wzrost wartości wykładnika n niż wzrost twardości. Ponadto, wartość wykładnika może ulegać zmianie wraz ze wzrostem czasu trwania testu erozyjnego. Powołując się na pracę Sundararajana i Shewmona [123] zauważyli, że w przypadku stopu Al6061-T6 ponad dwukrotnemu wzrostowi wielkości cząstek z 230 μm do 650 μm towarzyszył wzrost wykładnika prędkości uderzenia z 2,3 do 3,3. Natomiast ponad dwukrotnemu wzrostowi twardości stali 1095 z 30 HRC do 66 HRC, uzyskanej po hartowaniu, towarzyszył nieznaczny wzrost wykładnika prędkości uderzenia z $n = 2,9$ do $n = 3,0$ [118]. Ta nieznaczna zmiana wykładnika prędkości n sugeruje o niezmienności współczynnika restytucji dla tego układu cząstka – materiał.

Badania Lindsley'a i Mardera [118] wykazały również, że kruchość materiału ma większy wpływ na wartość wykładnika prędkości niż twardość. Jest to w zgodności z badaniami Hussainovy i Schade'a [122]. W przypadku większości materiałów sprężysto-plastycznych, wykładnik wpływu prędkości uderzenia mieści się w przedziale $n = 2-3$, natomiast w przypadku materiałów quasi-kruchych lub kruchych przyjmuje wyższe wartości przekraczające nawet $n = 6$. Wysoka wartość wykładnika prędkości n jest związana z niską energią rozwoju pęknięć kruchych, szczególnie dla pęknięć rozwijających się w warunkach płaskiego stanu odkształcenia.

1.2.3. Właściwości cząstek stałych

Badania wpływu właściwości cząstek stałych na szybkość lub mechanizm niszczenia są głównie skupione na analizie wpływu podstawowych właściwości cząstek, tj. ich wielkości, kształcie oraz twardości. Wpływ wielkości cząstek na proces niszczenia został już zasygnalizowany w rozdziale poświęconym roli kąta uderzenia oraz wpływie prędkości uderzenia, wymaga jednak dokładniejszego omówienia. Wielkość cząstek razem wraz z prędkością uderzenia wpływa na energię kinetyczną uderzenia, a co z tym jest związane, na mechanizm i szybkość niszczenia materiałów. Z tego względu, prezentację wpływu właściwości cząstek rozpocznie analiza wpływu wielkości cząstek na szybkość erozji.

Finnie już w swojej pracy z 1960 roku wskazał na istnienie zależności między szybkością erozji i wielkością cząstek stałych [112]. Związek taki potwierdziły również liczne późniejsze prace [114, 115, 124–128]. Wpływ wielkości cząstek na szybkość erozji został ujęty w równaniu (1.2.4). Można też spotkać się z następującym uproszczonym zapisem [124]:

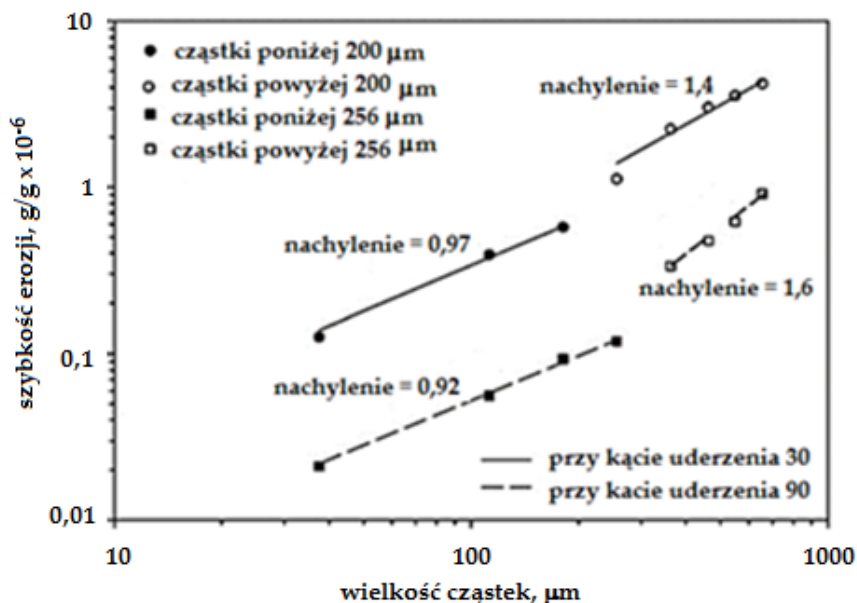
$$E_r \propto d^m, \quad (1.2.5)$$

gdzie d jest wielkością cząstki stałej. Zgodnie z równaniem (1.2.5), wzrost wielkości cząstek stałych powoduje wykładniczy wzrost szybkości erozji.

Wyznaczenie wartości wykładnika jest istotne dla oszacowywania wpływu wzrostu wielkości cząstek na szybkość erozji. W związku z tym, że energia kinetyczna uderzającej cząstki jest proporcjonalna do masy cząstki, należy się spodziewać, że dla danego rodzaju cząstek stałych wartość wykładnika m będzie zbliżona do 1. Jednak liczne badania nie potwierdziły tej zależności. Zgodnie z badaniami przedstawionymi w pracach [87,114,115,124–131], wykładnik m może się mieścić w bardzo szerokim przedziale wartości od 0,291 [115] do nawet 4 [125]. Ze względu na to, że wartość wykładnika m jest zależna od wielu czynników, tj. od twardości eksponowanego materiału [115], koncentracji zawiesiny [114], odporności na pękanie badanego materiału [131], jak również przedziału wielkości cząstek [124]. Rzeczywista wartość wykładnika jest wynikiem wspomnianych czynników i efektów synergicznych.

Gupta i in. [115] uzyskali, że wraz ze wzrostem twardości badanego materiału wzrasta wpływ wielkości cząstek na szybkość erozji. W przypadku mosiądzu Cu-40Zn o twardości 68 HRB, wykładnik m wynosi 0,291, natomiast w przypadku stali węglowej o twardości 84 HRB, wykładnik m wzrósł do wartości 0,344 [115]. Z kolei Ghani i in. [114] badając mosiądz, uzyskali wraz ze wzrostem prędkości uderzenia od 3,2 m/s do 8,18 m/s i koncentracji zawiesiny od $C = 0,2$ do $C = 0,4$, wzrost wykładnika m od wartości $m = 0,766$ do $m = 0,85$. Z przedstawionych wyników, uzyskanych tylko dla mosiądzu, widać, że prędkość uderzenia oraz koncentracja cząstek w zawiesinie ma większy wpływ na wartość wykładnika m niż twardość materiału. Podobny wpływ koncentracji cząstek na wartość wykładnika m uzyskali Lopez i in. [128] oraz Ojala i in. [130]. Wzrost wykładnika m wraz ze wzrostem koncentracji cząstek w zawiesinie jest tłumaczony wzrostem energii kinetycznej całej zawiesiny [114,128,130]. Z drugiej strony, jak to zostanie dalej pokazane, koncentracja cząstek w zawiesinie ma wpływ na właściwości cieczy (lepkość), charakter przepływu (liczbę Reynoldsa) oraz ruch cząstek w zawiesinie (liczbę Stokesa).

Lathabai i Pender [131] zauważyli, że wzrost szybkości erozji związany ze wzrostem wielkości cząstek erodentu jest zależny także od twardości i odporności na pękanie badanego materiału. W przypadku badań ceramiki gruboziarnistego tlenku aluminium Al_2O_3 ($H = 14,8$ GPa, $K_C = 4$ MPa $\text{m}^{1/2}$), wzrost wielkości cząstek erodentu SiC z $d = 50$ – 140 μm do $d = 336$ – 468 μm powodował 6-krotny wzrost szybkości erozji, a wzrost wielkości cząstek erodentu SiC z $d = 336$ – 468 μm do $d = 700$ – 800 μm powodował 12-krotny wzrost szybkości erozji. Natomiast, w przypadku badań sodowo-wapniowo-krzemionkowego szkła ($H = 6$ GPa, $K_C = 0,75$ MPa $\text{m}^{1/2}$) wzrost wielkości cząstek erodentu SiC z $d = 50$ – 140 μm do $d = 336$ – 468 μm powodował zaledwie 30% wzrost szybkości erozji, a wzrost wielkości cząstek SiC z $d = 336$ – 468 μm do $d = 700$ – 800 μm powodował aż 33-krotny wzrost szybkości erozji [131].



Rys. 1.31. Zależność między szybkością erozji stopu aluminium AA6063 i wielkością cząstek SiO_2 [124]

Wpływ wielkości cząstek oraz istnienie wartości progowej rozmiaru cząstek stałych, po przekroczeniu której znacząco wzrasta wartość wykładnika m i szybkość erozji, potwierdziły badania Desalego i in. [124] oraz Lathabai'ego i Pendera [131]. Desale i in. [124] badając wpływ rozmiaru cząstek kwarcu SiO_2 o nieregularnym kształcie na niszczenie stopu aluminium AA6063 stwierdzili, że zależność między szybkością erozji i wielkością cząstek ma charakter wykładniczy, a wartość wykładnika jest zależna od przedziału rozmiaru cząstek SiO_2 oraz kąta uderzenia (rys. 1.31). Badania te wykazały również, że dla cząstek SiO_2 o wielkości $d < 300 \mu\text{m}$ wykładnik m wynosi 0,92 lub 0,97 odpowiednio dla kątów uderzenia $\alpha = 90^\circ$ i $\alpha = 30^\circ$, a dla cząstek SiO_2 o wielkości $d > 300 \mu\text{m}$, wykładnik m wzrasta do wartości 1,6 lub 1,4, odpowiednio dla kątów uderzenia $\alpha = 90^\circ$ i $\alpha = 30^\circ$ [124].

Znacznie większe wartości wykładnika m uzyskali Clark i Hartwich. Zgodnie z wynikami ich badań, przedstawionymi w pracy [125], wykładnik m może przyjmować wartość $m = 2$ dla stopu aluminium AA6061-T6 lub 4 dla szkła borowo-krzemowego (Pyre). Według Clarka i Hartwicha, wpływ wielkości cząstek na szybkość erozji jest zbliżony do wpływu prędkości uderzenia.

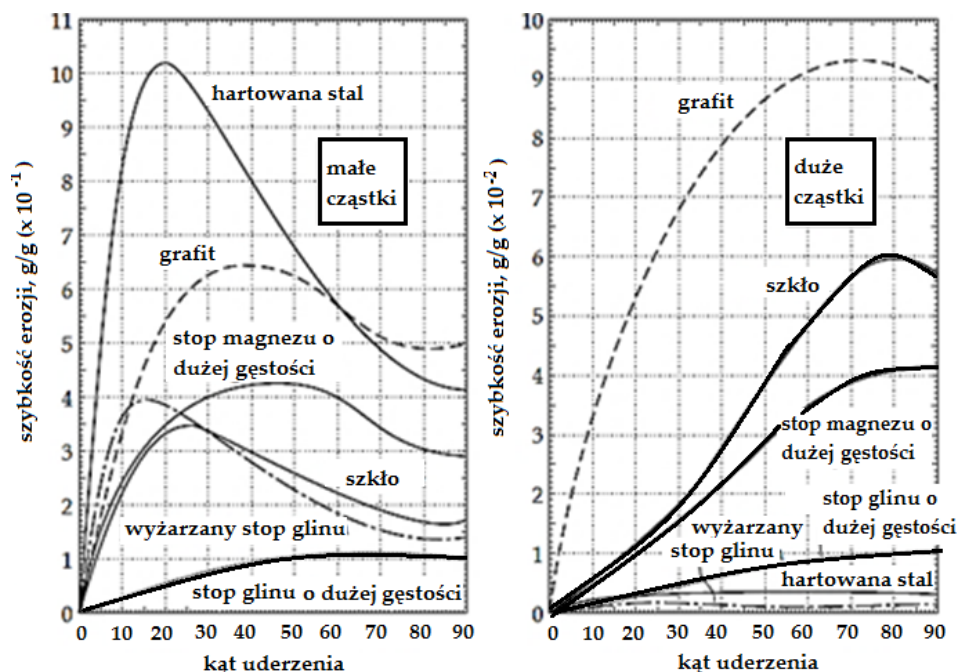
Badania Lin i in. [132] nie potwierdziły wykładniczej zależności, (1.2.5), wpływu rozmiaru cząstek SiO_2 o wielkości $d = 75, 150, 300$ i $600 \mu\text{m}$ na szybkość erozji stali austenitycznej 316. Przy kącie uderzenia 90° najmniejszą szybkość erozji stali austenitycznej 316 uzyskano dla cząstek o wielkości $150 \mu\text{m}$, które miały opływowy kształt. W przypadku kąta uderzenia $\alpha = 15^\circ$, najmniejszą szybkość erozji uzyskano dla cząstek o $d = 300 \mu\text{m}$, które również miały opływowy

kształt, natomiast największą dla cząstek o $d = 75 \mu\text{m}$, które miały ostre krawędzie. Ostre krawędzie posiadały też cząstki o $d=600 \mu\text{m}$. Zatem, najmniejsze szybkości erozji uzyskane dla cząstek SiO_2 o $d = 150 \mu\text{m}$ i $300 \mu\text{m}$ były spowodowane umacnianiem się materiału podczas cyklicznych uderzeń, podczas gdy w przypadku cząstek o wielkości $75 \mu\text{m}$ i $600 \mu\text{m}$ dominowało żłobienie materiału. Wykonane badania wykazały, że szybkość erozji materiału plastycznego, jakim jest stal austenityczna, jest bardziej zależna od kształtu cząstek niż od ich wielkości. Podobne wyniki badań uzyskano w pracach [102,125].

Podsumowując, większość dotychczasowych badań wykazało słuszość zależności przedstawionej równaniem (1.2.5). Wykładnik wpływu wielkości cząstek stałych na szybkość erozji może przyjmować wartości z przedziału od 0,29 do 4 i jest zależny od właściwości badanego materiału, a w szczególności od jego twardości, odporności na pękanie, prędkości uderzenia, kształtu cząstek oraz od koncentracji cząstek w zawiesinie. Duża liczba czynników mających wpływ na wartość wykładnika m sprawia, że faktycznie prezentuje on również efekty synergiczne pochodzące od wszystkich wymienionych czynników. Występowanie efektów synergicznych oraz ostatnie wyniki badań Lin i in. z 2018r. [132], wskazują na konieczność zachowania ostrożności w zbyt pochopnym wyciąganiu wniosków, bezkrytycznym stosowaniu zależności (1.2.5) oraz także konieczność prowadzenia własnych badań.

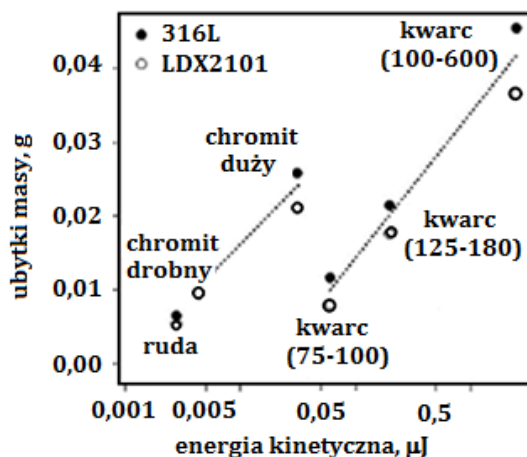
Wielkość cząstek wpływa również na wartość kąta uderzenia, przy którym uzyskiwana jest maksymalna szybkość erozji, o czym już wspomniano. Badania przeprowadzone przez Sheldon i Finnie [102] dla dużej grupy materiałów wykazały, że kąt uderzenia, przy którym odnotowywano maksymalną szybkość erozji, zależy od wielkości cząstek stałych (rys. 1.32). Wraz ze wzrostem wielkości cząstek wzrasta kąt, przy którym szybkość erozji jest maksymalna. W przypadku drobnych cząstek, kąt uderzenia przy maksymalnej szybkości erozji dla takich materiałów jak szkło lub stal hartowana wynosił odpowiednio 15° i 20° , czyli jak dla materiałów plastycznych. Natomiast stosując duże cząstki, kąt uderzenia przy maksymalnej szybkości erozji wspomnianych materiałów wynosił odpowiednio 80° i 90° , czyli był charakterystyczny dla materiałów kruchych. Również Clark i Hartwich zauważyli, że wielkość cząstki stałej wpływa na wartość kąta uderzenia maksymalnej szybkości erozji stopu aluminium AA6061-T6. Niemniej jednak, badania szkła bromowo-krzemowego, które jest materiałem twardym i kruchym, nie potwierdziły tej zależności [125].

Oprócz analizy wpływu wielkości cząstki erodenta, prowadzona jest również analiza wpływu energii uderzenia pojedynczej cząstki lub całej zawiesiny na proces niszczenia [91,94,124,125,129,133]. Podejście takie jest uzasadnione, bowiem powierzchnia eksponowanego materiału jest poddawana wielokrotnemu obciążaniu dynamicznym o określonej energii uderzenia. Niemniej jednak, badania Lindgrena i Perolainena wskazują, że chociaż taka analiza nie daje jednoznacznej korelacji pomiędzy energią uderzenia cząstek i ubytkami masy (rys. 1.33), to można zauważyć, że dla cząstek jednego rodzaju, np. kwarcu, wzrostowi energii kinetycznej towarzyszy wzrost ubytku masy badanego materiału [129].



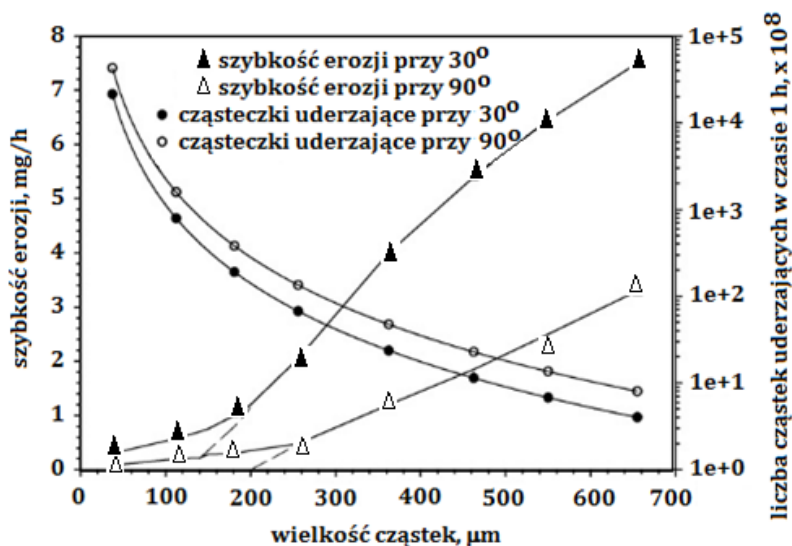
Rys. 1.32. Wpływ wielkości cząstek na kąt uderzenia i szybkość erozji [102]

Tempo wzrostu szybkości erozji wraz ze wzrostem energii uderzenia zależy również od właściwości materiału wpływających na rozwój pęknięć. Na fakt ten zwrócili uwagę Wensink i Elwenspoek [103]. Zauważyli oni, że szybkość erozji jest funkcją wykładniczą energii uderzenia zależną od rodzaju materiału i pęknięć. W przypadku materiałów, w których rozwój pęknięć jest wysokoenergetyczny (pęknięcia plastyczne lub quasi-plastyczne), wykładnik energii uderzenia przyjmuje wartość większą od 2. Natomiast w przypadku materiałów, w których rozwój pęknięć jest niskoenergetyczny (pęknięcia kruche lub quasi-kruche), wykładnik energii jest mniejszy od 2. Zatem, materiały plastyczne, zdolne do akomodacji większej energii odkształcenia, posiadają lepszą odporność na erozję niż materiały kruche.



Rys. 1.33. Zależność między ubytkiem masy i energią kinetyczną cząstek stałych [129]

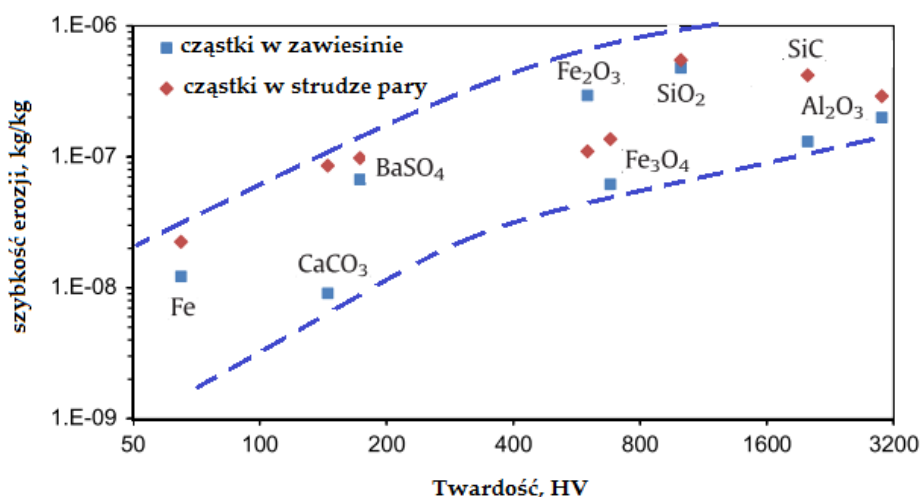
Wzrost wielkości cząstek dla danej koncentracji wagowej powoduje spadek liczby cząstek w zawiesinie. Konsekwencją tego jest spadek częstotliwości uderzeń związany ze spadkiem liczby cząstek w zawiesinie i wzrostem efektu sedymentacji. W efekcie ma miejsce malejący wzrost szybkości erozji wraz ze wzrostem wielkości cząstek stałych (rys. 1.34), mimo wzrostu energii kinetycznej pojedynczej cząstki związanej ze wzrostem ich wielkości [124]. Wpływ koncentracji cząstek na proces niszczenia i szybkość erozji jest przedstawiony w następnym rozdziale.



Rys. 1.34. Wpływ wielkości cząstek na szybkość erozji i liczbę cząstek uderzających w eksponowaną powierzchnię [124]

Twardość jest kolejną ważną właściwością cząstek, która wpływa na proces niszczenia i szybkość erozji. Arabnejad i in. [134] stwierdzili, że wzrost twardości cząstek powoduje intensywniejszy wzrost szybkości erozji niż ich wielkość (rys. 1.35). Cząstki Al_2O_3 o twardości 2000 HV i wielkości $20\text{ }\mu\text{m}$ powodowały około 10 razy większą szybkość erozji niż cząstki Fe o twardości 65 HV i wielkości $32\text{ }\mu\text{m}$. Większa szybkość erozji wynika z innych mechanizmów niszczenia. W przypadku twardych cząstek, wzrost szybkości erozji jest powodowany żłobieniem badanej powierzchni, brakiem odkształcania się cząstek podczas uderzania oraz brakiem ich wygładzania się (zaokrąglania się) podczas testu. W przypadku miękkich cząstek dochodzi do odkształcania i ścierania na erodowanej powierzchni, co prowadzi do zaokrąglania ostrych krawędzi cząstek i spadku szybkości erozji.

Rysunek 1.35 pokazuje, że istnieje twardość graniczna cząstek stałych, powyżej której wzrost twardości cząstek powoduje mniejszy wzrost szybkości erozji. W przypadku stali 316 wartość graniczna twardości cząstek wynosi 400 HV. Podobną relację, tj. spadek tempa wzrostu szybkości niszczenia lub jego niezmiennosc powyżej granicznej twardości cząstek stałych odnotował Hutchings [135]. Wartość twardości granicznej cząstek stałych, przy której dochodzi do zmiany szybkości erozji, jest zależna od właściwości badanego materiału, w szczególności jego kruchości i twardości. W przypadku ceramiki, zmiana tempa szybkości erozji zachodzi dla twardości cząstek $H = 1500\text{--}2000\text{ HV}$ [135]. Po przekroczeniu tej wartości, dalszy wzrost szybkości erozji zachodzi ze znacznie mniejszym tempem. Z kolei w przypadku miękkich stali, twardość graniczna cząstek stałych wynosi $H = 500\text{--}1000\text{ HV}$, a dalszy wzrost twardości cząstek stałych nie powoduje już wzrostu szybkości erozji [135]. Natomiast według Ojaly i in. [130] wzrost twardości cząstek (kwarc – 1200 HV, granit – 800 HV) nie ma wpływu na spadek szybkości erozji.



Rys. 1.35. Wpływ twardości cząstek na szybkość erozji stali 316 [134]

Kolejną cechą cząstek mającą wpływ na proces niszczenia jest ich kształt. O wpływie kształtu cząstek na szybkość erozji wspomniano już podczas omówienia wyników badań Lin i in. [132] wpływu wielkości cząstek stałych na szybkość erozji. Generalnie, cząstki dzieli się na kuliste i tzw. łamane, tj. cząstki o ostrych krawędziach. Jednak nawet tzw. kuliste często mają kształt odbiegający od kształtu kuli. Z tego względu zaproponowane zostały parametry w celu oceny wpływu kształtu cząstek na szybkość erozji i mechanizm niszczenia materiału. Jednym z parametrów jest współczynnik kulistości, WK, [113]:

$$WK = \frac{4\pi A}{L^2}, \quad (1.2.6)$$

gdzie A jest powierzchnią cząstki, L jest obwodem cząstki. Dla cząstek kulistych parametr WK wynosi 1.

Oprócz współczynnika kulistości w literaturze można spotkać również inne parametry, są to: kulistość, wydłużenie i współczynnik grubości. Parametry te wyznacza się z następujących wzorów [129,136]:

$$\text{kulistość} = \frac{L^2}{A}, \quad (1.2.7)$$

$$\text{wydłużenie} = \frac{l}{w}, \quad (1.2.8)$$

$$\text{współczynnik grubości} = \frac{w}{g}, \quad (1.2.9)$$

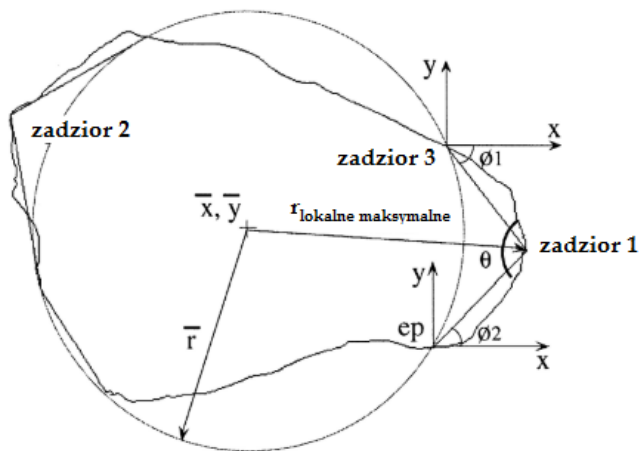
gdzie l , w i g są odpowiednio długością, szerokością i jest grubością cząstki. Z równań (1.2.6) i (1.2.7) widać, że parametr kulistość jest odwrotnością współczynnika kulistości WK pomniejszoną o 4π . Wskazuje to na pewną nielogiczność, jak również na specyfikę w nazewnictwie parametrów kształtu oraz wzajemną współzależność poszczególnych parametrów.

Oprócz parametrów wymienionych w równaniach (1.2.6)–(1.2.9), stosowane są również inne parametry kształtu zdefiniowane przez różnych badaczy na potrzeby własnych analiz. Przykładowo Bahadur i Badruddin oprócz parametrów wydłużenia (1.2.8) i grubości (1.2.9) proponują również parametr proporcji, który jest odwrotnością wydłużenia (1.2.8) [136]:

$$\text{parametr proporcji} = \frac{w}{l}. \quad (1.2.10)$$

Stachowiak [137] proponuje stosowanie parametru zadzióra („spike”), przy wyznaczaniu którego uwzględnia się również kąty załamania w cząstkach stałych (rys. 1.36). Ze względu na dość skomplikowany sposób wyznaczania tego parametru, do jego obliczania wykorzystywane jest odpowiednie oprogramowanie. Dokładny opis tej procedury został umieszczony w pracy [137]. Wraz ze wzrostem parametru proporcji wzrasta stopień nieregularności – ostrości kształtu cząstki. Stachowiak uzyskał bardzo dobrą zgodność między wzrostem wartości proponowanego parametru i wzrostem szybkości erozji. Zależność ta ma charakter liniowy. Wzrost szybkości erozji wraz ze wzrostem ostrości kształtu uzyskali

również Bahadur i Badruddin [136] oraz Walker i Hambe [138]. Bahadur i Badruddin posługując się w swojej analizie parametrem proporcji (1.2.10) uzyskali zależność wykładniczą. Podobną zależność wykładniczą Walker i Hambe uzyskali, jednak posługiwali się współczynnikiem kulistości WK (1.2.6) [138]. Wykazali ponadto, że istnieje liniowa korelacja między współczynnikiem WK i parametrem zadziora.

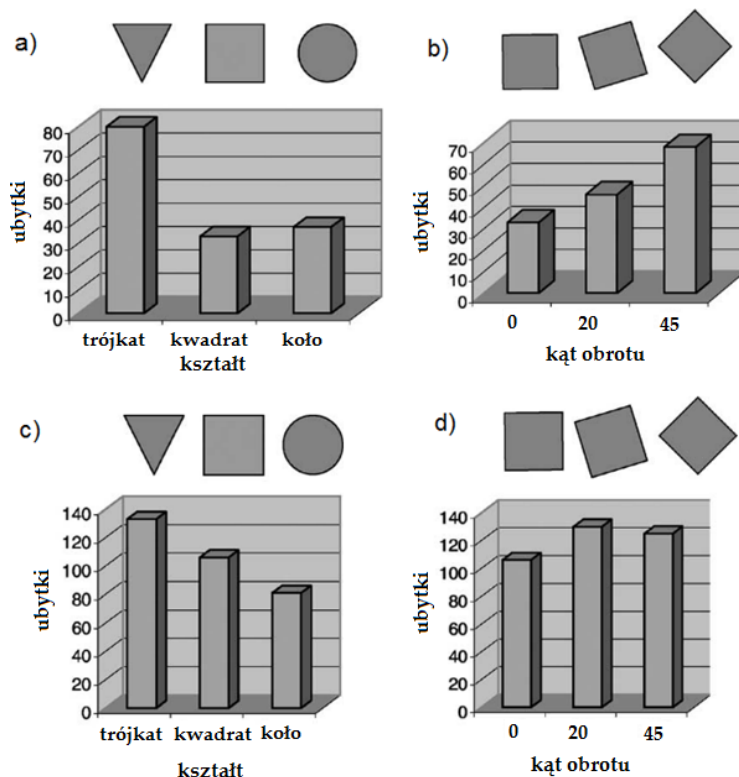


Rys. 1.36. Opis cząstki stałej przy wyznaczeniu parametru kształtu [137]

Pomimo zaprezentowanych pozytywnych wyników korelacji między wskaźnikami kształtu i szybkością erozji [136,137], w wielu pracach nie uzyskiwano satysfakcjonujących związków. Powodem tego mogła być zmiana kształtu cząstek w czasie badań. Cząstki uderzając z dużą siłą w powierzchnie ulegają pękaniu i rozkruszaniu. Cząstki kuliste tracą swoją kulistość, a cząstki ostrokształtne ulegają zaokrągleniu, o czym już wcześniej wspomniano. Konsekwencją tego jest zmiana generowanych naprężeń w materiale i zmiana procesu niszczenia. Ten zmienny w czasie wpływ kształtu cząstek stałych na szybkość erozji potwierdziły symulacje numeryczne wykonane przez Chena i in [139] (rys. 1.37).

W swoich symulacjach Chen i in [139] uwzględnili cząstki trójkątne i kwadratowe, uderzające w powierzchnie różnie nachylone oraz cząstki kuliste. Kąt uderzenia uwzględniony w symulacjach przedstawionych na rys. 1.37 wynosił $\alpha = 40^\circ$. W przypadku uderzeń pojedynczą cząstką (rys. 1.37a), największą szybkość erozji uzyskano dla cząstki trójkątnej, która uderza w powierzchnię ostrą krawędzią. Najmniejszą szybkość erozji uzyskano dla cząstki kwadratowej, która uderza w powierzchnię płaskim bokiem. Trójkątna cząstka uderzając ostrą krawędzią w powierzchnię materiału generuje największe naprężenie w miejscu styku, a głównym mechanizmem niszczenia jest skrawanie. W konsekwencji prowadzi to do powstania największego ubytku. Kwadratowa cząstka ma największy obszar kontaktu, co prowadzi do powstania najmniejszych naprężeń stykowych i w konsekwencji najmniejszego ubytku. W przypadku uderzeń cząstek kwadratowych nachylonych pod różnym kątem, wraz ze wzrostem kąta

nachylenia względem erodowanej powierzchni wzrasta ubytek erozyjny (rys. 1.37b). Efekt ten jest powodowany spadkiem obszaru styku, wzrostem naprężeń kontaktowych i rosnącym udziałem skrawania w procesie niszczenia.



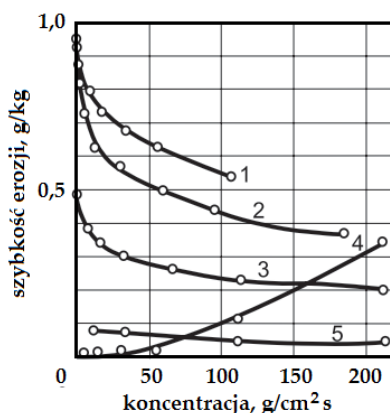
Rys. 1.37. Wpływ kształtu i liczby cząstek na wielkość ubytku erozyjnego: a) uderzenie jednorazowe cząstką o różnym kształcie, b) uderzenie jednorazowe cząstką kwadratową o różnym kącie obrotu, c) uderzenie 50 cząstkami o różnym kształcenie, d) uderzenie 50 cząstkami kwadratowymi o różnym kącie obrotu [139]

W przypadku niszczenia 50 cząstkami (rys. 1.37c i d), ubytki uzyskane dla cząstek o kształcenie kwadratowym były już wyraźnie większe niż te powstałe przy cząstkach kulistych (rys. 1.37c). Ten zwiększony ubytek był wyjaśniony wzrostem deformacji plastycznej warstwy wierzchniej, prowadzącym do wzrostu chropowatości i ostatecznie do intensyfikacji niszczenia zwanego bruzdowaniem. W przypadku kulistych cząstek, wzrostowi liczby uderzających cząstek towarzyszył wzrost chropowatości powierzchni, który ułatwiał bruzdowanie powierzchni. Jednak niższe naprężenia stykowe generowane przez kuliste cząstki w porównaniu z cząstkami trójkątnymi lub kwadratowymi przyczyniły się do powstania mniejszego ubytku niż w przypadku cząstek o innym kształcie. Z kolei wzrostowi liczby cząstek kwadratowych towarzyszył spadek wpływu kąta obrotu na ubytki erozyjne (rys. 1.37 d).

Niezależnie od symulacji przeprowadzonych przez Chena i in [139], również badania eksperymentalne wykazały, że kształt cząstek wpływa na proces erozji. Wielokrotne uderzenia cząstkami kulistymi w powierzchnię powodują wzrost twardości warstwy wierzchniej, a proces niszczenia ma charakter niszczenia zmęczeniowego. Natomiast cząstki łamane uderzając w powierzchnię materiału powodują jej degradację w wyniku niszczenia zwanego żłobieniem lub bruzdowaniem [6,129,132,139–141]. Generalnie cząstki kuliste powodują mniej intensywne niszczenie powierzchni materiału niż cząstki o ostrych krawędziach.

1.2.4. Koncentracja cząstek stałych

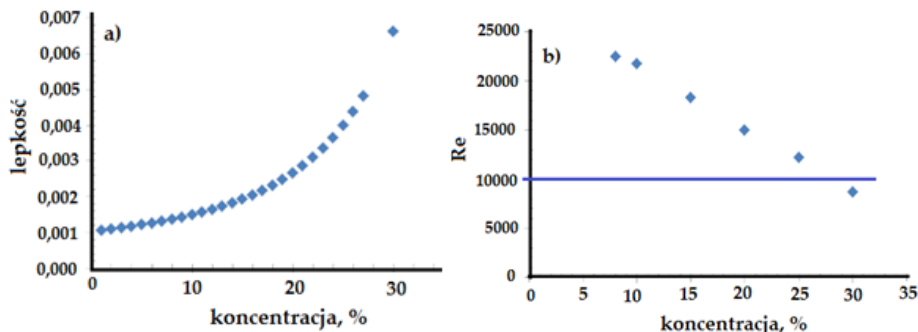
Jak już wspomniano, liczba cząstek w strudze cieczy wpływa na jej lepkość, charakter przepływu (liczbę Reynoldsa) oraz na ruch samych cząstek w tej cieczy, tj. liczbę Stokesa. Wszystkie wymienione czynniki mają z kolei wpływ na proces erozji i szybkość niszczenia. Wpływ koncentracji cząstek na szybkość erozji został ujęty w równaniu (1.2.4), zgodnie z którym wzrost koncentracji cząstek powoduje wykładniczy wzrost szybkości erozji. Większość badań potwierdza tę zależność, choć wartość wykładnika zmienia się w bardzo szerokim przedziale [100,114,115,121,127,128,131,142–144]. Można spotkać się również z wynikami badań, zgodnie z którymi wzrost koncentracji powoduje spadek szybkości erozji [113,129,132] lub uzależnienie wpływu koncentracji cząstek w zawiesinie na szybkość erozji od stopnia koncentracji cząstek [131,145]. Zróżnicowany wpływ koncentracji na szybkość erozji związany jest z efektami synergicznymi pochodzącymi od wielu współdziałających czynników, m.in. z wpływem koncentracji cząstek na lepkość cieczy, charakterem przepływu cieczy – liczbą Reynoldsa [146,147] i ruchem cząstki – liczbą Stokesa [148].



Rys. 1.38. Wpływ koncentracji cząstek kwarcu o wielkości 0,4 – 0,6 mm i prędkości uderzenia 115 m/s na szybkość erozji: 1 – stal 0,2% C, kąt uderzenia $\alpha = 30^\circ$, 2 – stal 0,2% C, kąt uderzenia $\alpha = 60^\circ$, 3 – stal 0,2% C, kąt uderzenia $\alpha = 90^\circ$, 4 – guma, kąt uderzenia $\alpha = 90^\circ$, 5 – stal martenzytyczna, kąt uderzenia $\alpha = 90^\circ$ [149]

Wraz ze wzrostem liczby cząstek w cieczy przemieszczającej się z stałą prędkością, zmienia się ich ruch w przepływie – interakcje z innymi cząstkami, w szczególności cząstkami odbitymi od powierzchni eksponowanej. Wspomniany wpływ koncentracji na proces erozyjny w znaczącej mierze zależy od stanowiska badawczego oraz kąta uderzenia. Inny wpływ koncentracji cząstek będzie miał miejsce na stanowisku badawczym typu „garnek zawieszinowy” (slurry pot), a inny na stanowisku strumieniowym. Według Kleisa i Kulu wpływ wzrostu koncentracji silnie zależy również od właściwości badanego materiału (rys. 1.38) [149]. W przypadku stali o zawartości węgla 0,2% oraz stali martenzytycznej, wzrost koncentracji powoduje spadek szybkości erozji. Tempo spadku szybkości erozji uzależnione jest również od kąta uderzenia. Natomiast w przypadku materiału sprężystego, np. gumy, wzrostowi koncentracji cząstek towarzyszy wzrost szybkości erozji (rys. 1.38).

Wpływ koncentracji cząstek na charakter przepływu cieczy był badany przez Bonga i in. [146]. Zgodnie z ich badaniami wraz ze wzrostem koncentracji cząstek wzrasta lepkość medium roboczego (rys. 1.39 a). Cząstki użyte w badaniach Bonga i in. posiadały średnicę 0,6–0,7 mm i gęstość 1220 kg/m^3 . Natomiast według badań Gou i in., wzrost lepkości cieczy jest odnotowywany jedynie dla drobnych cząstek o wielkości 0,04 mm i mniejszych [150]. W przypadku cząstek o wielkości 0,068 mm, wzrost koncentracji cząstek w zawiesinie nie powodował wzrostu jej lepkości.

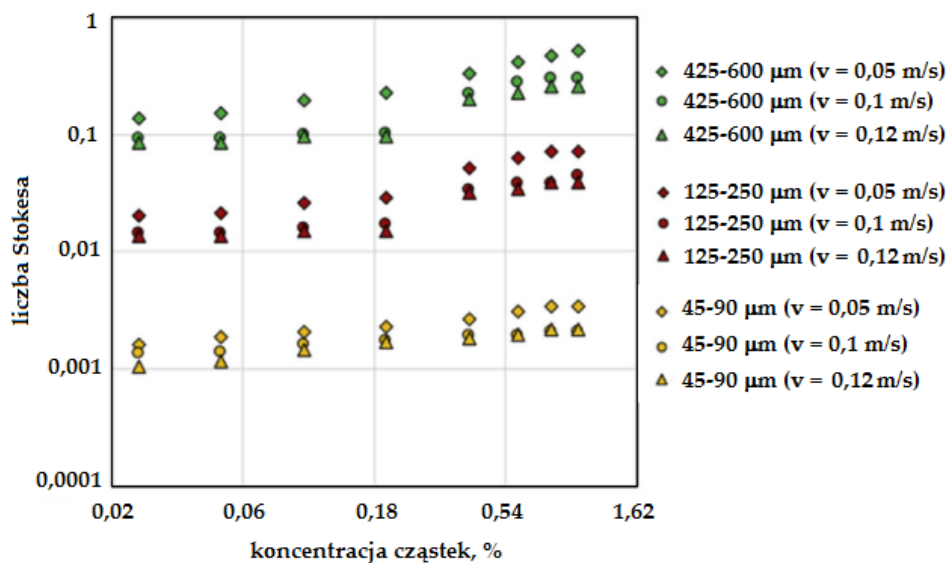


Rys. 1.39. Wpływ koncentracji cząstek na (a) lepkość medium roboczego, (b) liczbę Reynoldsa [146]

Lepkość cieczy razem z gęstością oraz prędkością przepływu ma wpływ na wartość liczby Reynoldsa, która opisuje stosunek sił bezwładności do sił lepkości występujący podczas ruchu płynu. Wraz ze wzrostem liczby Reynoldsa charakter przepływu zmienia się z laminarnego – uspokojonego ($Re < 2100$), w turbulentny, burzliwy ($Re > 10\,000$). Wzrostowi lepkości cieczy towarzyszy spadek liczby Reynoldsa. Zatem, wyniki uzyskane przez Bonga i in. [146] wskazują, że wraz ze wzrostem koncentracji cząstek, przepływ zmienia swój charakter z turbulentnego na laminarny. Oznacza to, że dla dużych koncentracji (powyżej 30%) ruch cząstek

jest uspokojony w przeciwieństwie do ruchu cząstek w cieczy przy niskiej koncentracji. Z drugiej strony, jak wspomniano, wartość liczby Reynoldsa jest zależna od prędkości przepływu. Badania Shehadeha i in. [147] wykazały, że dla przepływów laminarnych wzrost koncentracji ma mniejszy wpływ na szybkość erozji niż w przypadku przepływów turbulentnych.

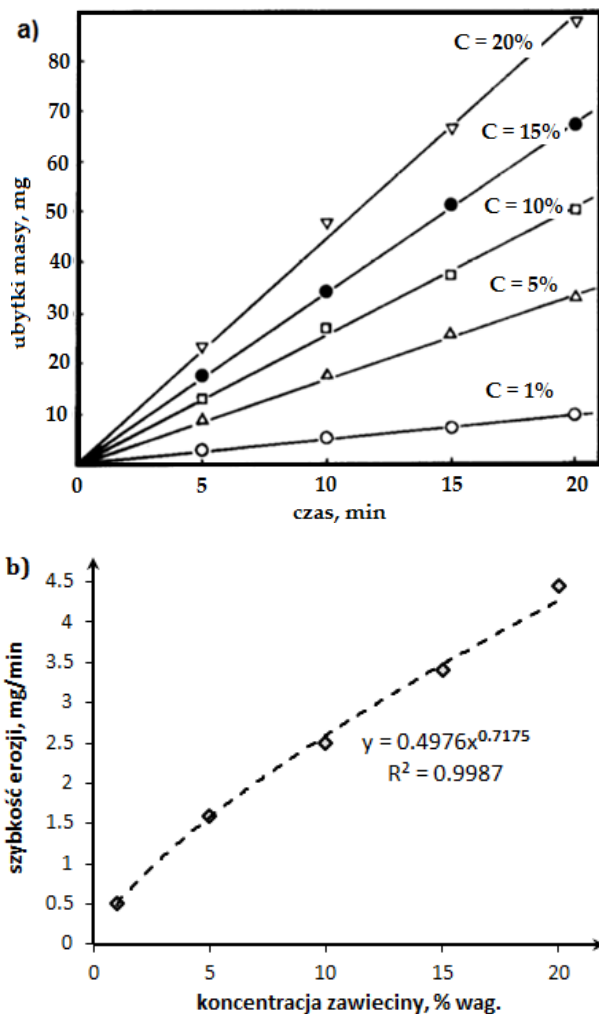
Wielkością opisującą ruch cząstek w cieczy jest liczba Stokesa. Cząstka o niskiej liczbie Stokesa porusza się wraz ze strumieniem cieczy (doskonała adwekcja), podczas gdy cząstka o dużej liczbie Stokesa jest zdominowana przez własną bezwładność i porusza się zgodnie ze swoją początkową trajektorią. Badania Dabiriana i in. [148] wykazały, że wraz ze wzrostem koncentracji i wzrostem wielkości cząstek wzrasta także liczba Stokesa (rys. 1.40). Oznacza to spadek wpływu strumienia cieczy na ruch cząstek oraz wzrost ich ruchu bezwładnego. Niemniej jednak wraz ze wzrostem prędkości dla danego przedziału wielkości cząstek liczba Stokesa maleje. Oznacza to, że wraz ze wzrostem prędkości cieczy, ruch cząstek zaczyna być ponownie kierowany przepływem cieczy. Wielkość spadku liczby Stokesa jest uzależniona od koncentracji i wielkości cząstek. Zatem wzrasta wpływ cieczy na ruch cząstek.



Rys. 1.40. Wpływ koncentracji cząstek, wielkości cząstek i prędkości uderzenia na liczbę Stokesa [148]

Badania wpływu koncentracji cząstek na szybkość erozji przeprowadzone przez Levego [145] oraz Lathabaia i Pendera [131] ujawniły istnienie wartości progowej koncentracji cząstek, powyżej której dalszy wzrost koncentracji nie powoduje istotnego wzrostu szybkości erozji. Uzyskane wyniki są zgodne z wynikami badań wpływu koncentracji cząstek na wartość liczb Reynoldsa i Stokesa, tj. zmianie przepływu turbulentnego w laminarny, który w coraz mniejszym stopniu wpływa

na ruch cząstek poruszających się bezwładnie. Z kolei badania Fanga i in. [105], Gupty i in. [115] oraz Grewala i in. [151] wykazały uzależnienie wpływu koncentracji na szybkość erozji od właściwości ekspozowanego materiału. Efekt ten został wykazany również przez Kleisa i Kulu [149].



Rys. 1. 41. Wpływ koncentracji cząstek SiC na krzywe ubytku aluminium [142], (C – koncentracja cząstek) (a), funkcja szybkości erozji wyznaczona w oparciu o dane z pracy [142] wraz z współczynnikiem determinacji R^2 (b)

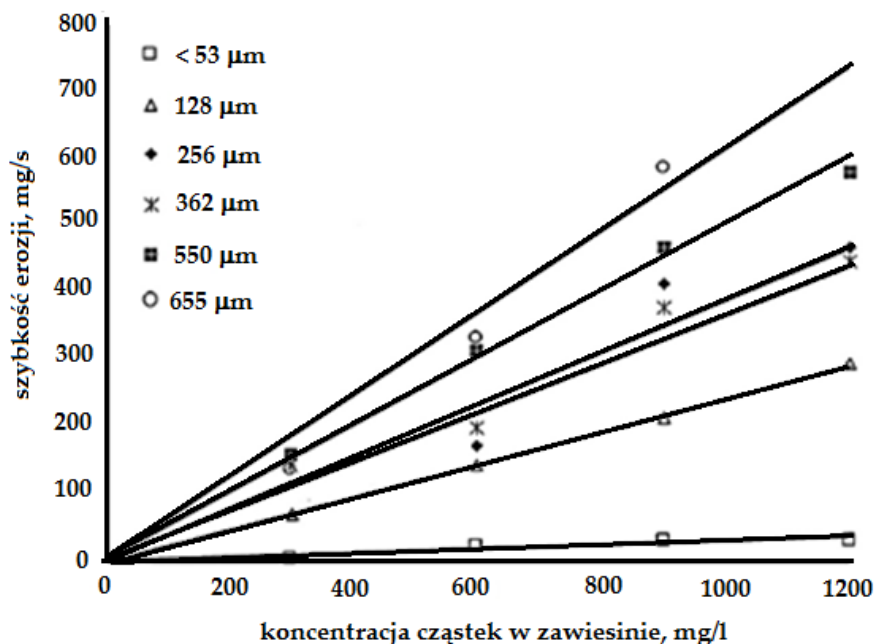
Turenne i in. [142] badając wpływ wzrostu koncentracji od 1% do 20%, cząstek SiC o wielkości w przedziale między 200 μm i 300 μm , na szybkość niszczenia czystego aluminium uzyskali linowy wzrost ubytku masy w czasie wraz ze wzrostem koncentracji (rys. 1.41a). Należy zauważyć, że wyznaczając zależność mię-

dzy szybkością erozji i koncentracją cząstek w zawiesinie w oparciu o dane zawarte w pracy [142], uzyskuje się funkcję w postaci $y=0,49 x^{0,72}$. Zatem szybkość erozji wzrasta wraz ze wzrostem koncentracji z wykładnikiem równym 0,72 (rys. 1.41b). Uzyskana zależność jest zgodna z równaniem (1.2.4). Przedział uwzględnionej w badaniach koncentracji cząstek w zawiesinie oraz wielkość cząstek sugeruje na przepływ w reżimie turbulentnym o niskiej liczbie Stokesa, czyli dużym wpływie prędkości i ruchu cieczy na ruch cząstek.

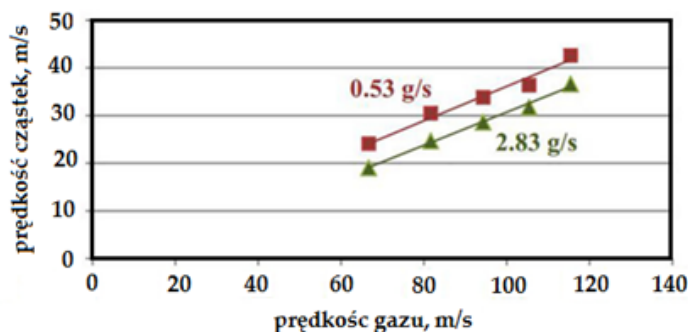
Wykładniczą korelację między koncentracją zawiesiny i szybkością erozji o wykładniku mniejszym od jedności uzyskali także Gupta i in. [115], Ghandi i in. [114] oraz Alam i Farhat [144]. Wartość wykładnika niższa od jedności sugeruje istnienie wartości progowej koncentracji zawiesiny, powyżej której dalszy jej wzrost nie będzie powodował wzrostu szybkości erozji. Wniosek ten jest zgodny również z wynikami badań przeprowadzonymi przez Levego [145] oraz Lathabaia i Pendera [131].

Badania Gupty i in. [115] oraz Alam i Farhat [144] wskazują również, że wartość wykładnika potęgowego wpływu koncentracji na szybkość niszczenia jest zależna od twardości badanego materiału. Wraz ze wzrostem twardości wzrasta efekt wzrostu koncentracji i wartość wykładnika. Na przykład dla mosiądzu o twardości 68 HRB wykładnik koncentracji wynosi 0,516, a dla stali węglowej o twardości 78 HRB – 0,556 [115]. Również, badania stali AISI 1018, 1080, X100 i X120 potwierdziły wzrost wykładnika wpływu koncentracji wraz ze wzrostem twardości od 0,525 do 0,573 [144]. Wartości wykładnika od 0,516 do 0,573 dla stali i mosiądzu, podane w pracach [115,144], są znacznie niższe od tej uzyskanej dla czystego aluminium (0,717) (rys. 1.41 b), mimo jego niższej twardości w porównaniu do twardości mosiądzu lub stali węglowych. Jedną z przyczyn tej rozbieżności może być rodzaj i wielkość użytych cząstek stałych jako ścierniwa. To wyjaśnienie jest zgodne z wynikami badań Ghandiego i in. [114], którzy badając wpływ koncentracji na szybkość erozji mosiądzu stwierdzili, że wartość wykładnika koncentracji nie jest stała, lecz rośnie wraz z wzrostem prędkości uderzenia i wielkością cząstek stałych. Dla cząstek o rozmiarze od 220 μm do 450 μm i prędkości uderzenia od 3,2 m/s do 8,18 m/s, wykładnik wpływu koncentracji na szybkość erozji przyjmował wartości z przedziału od 0,667 do 0,861.

W przeciwieństwie do dotychczas omawianych badań, w których wykładnik wpływu koncentracji cząstek w zawiesinie na szybkość erozji przyjmował wartości poniżej 1, Lopez i in. [128] uzyskali liniową zależność między szybkością erozji i koncentracją cząstek w zawiesinie (rys. 1.42). Ponadto, wraz ze wzrostem wielkości cząstek rosło nachylenie linii, potwierdzające wpływ wielkości cząstek na szybkość erozji. Przykładowo, dla drobnych cząstek o wielkości do 53 μm , wzrost koncentracji cząstek w zawiesinie z 300 mg/l do 1200 mg/l powodował wzrost szybkości erozji z około kilku do 30 mg/s. W przypadku większych cząstek 550 μm , wzrost koncentracji cząstek w zawiesinie z 300 mg/l do 1200 mg/l powodował wzrost szybkości erozji z 150 mg/s do 600 mg/s.



Rys. 1.42. Wpływ koncentracji i wielkości cząstek na szybkość erozji [128]



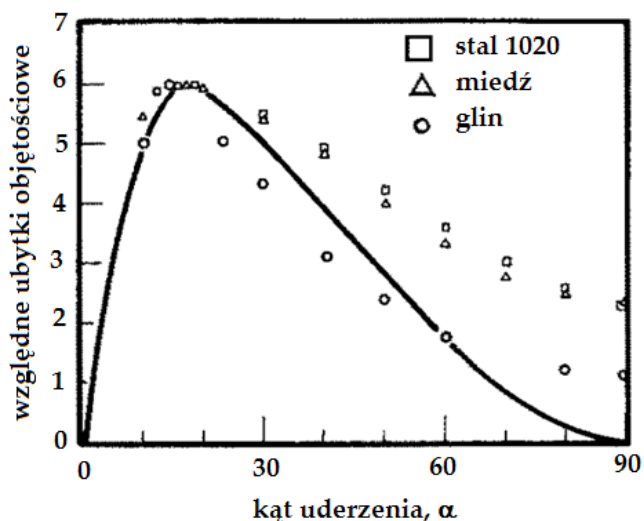
Rys. 1.43. Wpływ zagęszczenia zawiesiny na prędkość cząstek stałych [132]

Badania Levy'ego [145] oraz Noona i Kima [152] wykazały, że wpływ koncentracji cząstek w zawiesinie na szybkość erozji jest uzależniony od samej wartości koncentracji. Osobliwość ta była również obserwowana w badaniach wpływu wielkości cząstek erodenta. W przypadku niższych koncentracji, tj. do 30% według [152], wzrost koncentracji powoduje wzrost szybkości erozji, natomiast dla wyższych koncentracji, dalszy jej wzrost powoduje spadek szybkości erozji. Spadek szybkości erozji wraz ze wzrostem koncentracji uzyskali również Desale'a i in. [113], Lindgren i Perolainen [129] oraz Lin i in. [132]. Spadek ten, obserwowany dla zawiesin o wysokiej koncentracji, jest wyjaśniany spadkiem energii kinetycznej cząstek na skutek wzajemnych zderzeń podczas których cząstki tracą część swojej energii kinetycznej i uderzają w materiał już „osłabione” [129].

Również Desale i in. [113] podkreślają, że wzrostowi koncentracji towarzyszy spadek prędkości poruszania się cząstek (rys. 1.43), który właśnie odpowiada za spadek szybkości erozji.

1.2.5. Modele erozyjne

Modele niszczenia cząstkami stałymi bazują na równaniu Johnsona-Cooka, które przedstawia zależność naprężenia plastycznego od odkształcenia, prędkości odkształcania i temperatury oraz modelu Mansona-Coffina kumulacji uszkodzeń w warunkach obciążeń zmęczeniowych i równaniach Naviera-Stokesa dotyczących przepływów dwufazowych. Propozycje prognozowania szybkości erozji powstałe przed rokiem 1995 zostały w sposób kompleksowy przedstawione w pracy Menga i Ludema [153]. W niniejszym rozdziale zostanie przedstawionych jedynie kilka modeli, które uznawane są za ważne w zagadnieniach niszczenia cząstkami stałymi oraz modele, które powstały w ostatnim okresie i prezentują nowe podejście do problemu modelowania procesu erozji cząstkami stałymi.

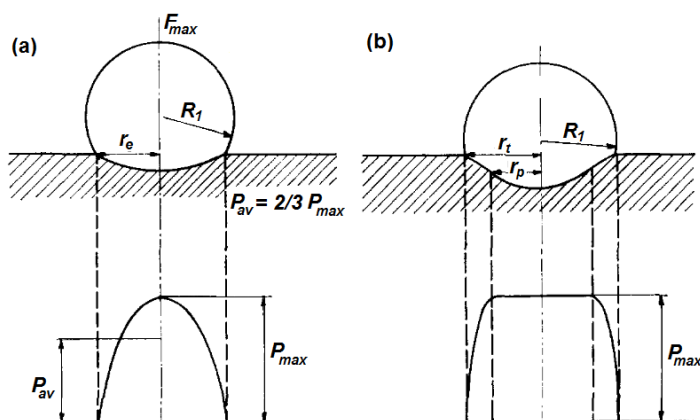


Rys. 1.44. Porównanie wyników modelowych (linia ciągła) z wynikami badań doświadczalnych dla aluminium, miedzi i stali 1020 [112]

Jako pierwszy model erozji cząstkami stałymi uznaje się model Fenniego [112], który bazując na wynikach badań eksperymentalnych i korelacji między kątem uderzenia cząstki stałej i maksymalną szybkością erozji dla materiałów plastycznych sformułował zależność, w którym ubytek objętości masy jest funkcją kwadratową prędkości uderzenia cząstek. W późniejszych pracach zależność tą uogólnił nadając jej postać funkcji potęgowej z wykładnikiem przyjmującym wartości z zakresu od 2.05 do 2.44. Model ten wykazuje dobrą zgodność z danymi eksperymentalnymi dla materiałów sprężysto-plastycznych i maksymalnych prędkości erozji uzyskiwanych przy małym kącie uderzenia (rys. 1.44). Niestety,

wraz ze wzrostem wartości kąta uderzenia, zwłaszcza dla kąta bliskiego 90° , rozrzut wyników modelowych i badań doświadczalnych jest bardzo duży. Niemniej jednak, model ten był istotny dla późniejszych rozważań.

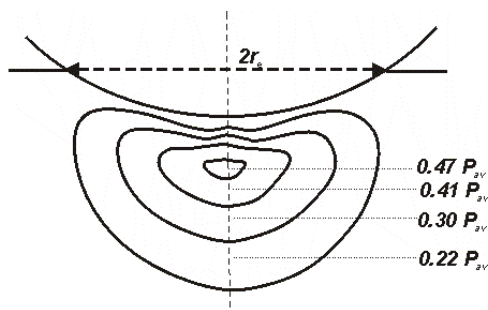
Kolejnym ważnym modelem erozji materiału cząstkami stałymi jest model opracowany przez Bittera w 1963 roku [154,155]. Bitter podobnie jak Fennie [112], badał zależność pomiędzy ubytkiem objętości materiału i prędkością, kątem uderzenia cząstkami stałymi i właściwościami materiału. Siłę uderzenia cząstki rozkłada na składowe, prostopadłą i równoległą do powierzchni materiału. Składowa prostopadła siły uderzenia powoduje lokalne, sprężysto-plastyczne odkształcanie materiału. Uderzenia wielu cząstek w materiał sprawiają, że niszczenie pochodzące od składowej prostopadłej siły polega na wielokrotnych, powtarzających się odkształceniach powierzchni, zatem niszczenie pochodzące od tej składowej ma charakter zmęczeniowy. Drugim rozpatrywanym mechanizmem niszczenia jest skrawanie lub żłobienie, które są związane ze składową równoległą.



Rys. 1.45. Rozkład naprężeń w materiale dla odkształcenia sprężystego (a), i odkształcenia sprężysto-plastycznego (b) [154], gdzie F_{max} – siła maksymalna,

R_1 – średnica cząstki, r_e – średnica wgłębienia,

P_{max} – największe naprężenie, P_{av} – średnica naprężenia



Rys. 1.46. Rozkład naprężeń tnących przy obciążeniu kontaktowym [154]

Przy opracowaniu modelu duży nacisk został położony na rozkład naprężeń w materiale związany z odkształceniem sprężystym i sprężysto-plastycznym (rys. 1.45) oraz naprężeń tnących (rys. 1.46) wynikających z teorii Hertza. Ponadto wprowadzone zostają dwa parametry, ε i δ , które wyrażają energię potrzebną do usunięcia jednostkowej objętości materiału odpowiednio przez zużycie spowodowane odkształceniem i zużycie powodowane przez skrawanie. Przeprowadzenie osobnej analizy niszczenia dla odkształcenia sprężystego i dla odkształcenia sprężysto-plastycznego wraz z wprowadzonymi parametrami energetycznymi było kluczowe w uzyskaniu dobrej zgodności wyników doświadczalnych z przewidywaniami modelowymi.

Ubytek objętości materiału wskutek jego deformacji związany z powtarzającym się odkształceniem został wyrażony równaniem [154,155]:

$$V_D = \frac{\frac{1}{2}M(v \sin \alpha - v_s)^2}{\varepsilon}, \quad (1.2.11)$$

gdzie M jest całkowitą masą uderzających cząstek stałych, v jest prędkością uderzenia cząstek, α jest kątem uderzenia, v_s jest maksymalną prędkością uderzenia, przy której zderzenie cząstki z materiałem jest jeszcze całkowicie sprężyste.

Ubytek materiału związany ze zużyciem skrawającym został wyrażony następującymi dwoma równaniami [154,155]:

1) dla poziomej składowej prędkości uderzenia różnej od zera

$$V_{C1} = 2M \frac{c(v \sin \alpha - k)^2}{\sqrt{v \sin \alpha}} \left[v \cos \alpha - \frac{c(v \sin \alpha - v_s)^2}{\sqrt{v \sin \alpha}} \delta \right], \quad (1.2.12)$$

gdzie y jest granicznym obciążeniem sprężystym, a ρ jest gęstością materiału, c jest stałą wyznaczaną z równania

$$c = \frac{0,288}{y} \sqrt[4]{\frac{\rho}{y}} \quad (1.2.13)$$

2) dla poziomej składowej prędkości uderzenia równej zeru

$$V_{C2} = \frac{\frac{1}{2}M(v^2 \sin^2 \alpha - k(v \sin \alpha - v_s)^{3/2})}{\delta}, \quad (1.2.14)$$

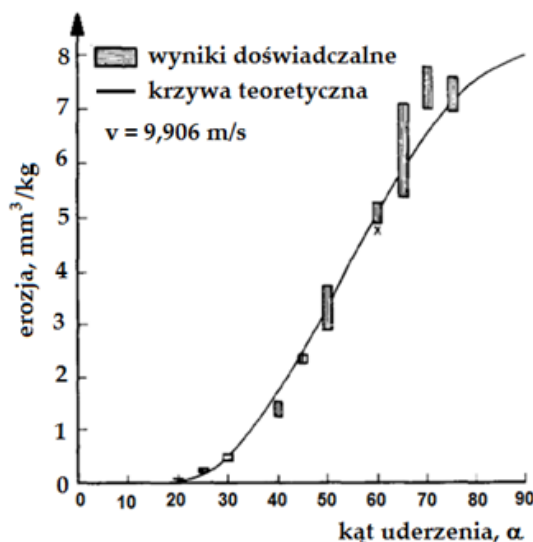
gdzie k jest stałą wyznaczaną z następującego równania

$$k = 0,82y^2 \sqrt[4]{\frac{\rho}{y} \left[\frac{1-v_1^2}{E_1} + \frac{1-v_2^2}{E_2} \right]^2}, \quad (1.2.15)$$

gdzie E jest modułem Younga, v jest współczynnikiem Poissona, a indeksy 1 i 2 dotyczą odpowiednio badanego materiału i cząstek stałych.

Całkowity ubytek objętości jest sumą ubytków pochodzących od tych dwóch mechanizmów niszczenia. Do obliczenia wartości ε i δ zostały wykorzystane dane eksperymentalne dla uderzeń przy kątach 30° i 90° . Wartości ε i δ zostały tak dobrane, aby przewidywana utrata objętości była zgodna z danymi eksperymentu. Wyniki uzyskane w modelu są w dobrej zgodności z danymi doświadczalnymi

dla szkła (rys. 1.47). Niemniej jednak, konieczność prowadzenia badań doświadczalnych w celu wyznaczenia parametrów modelu oraz stosowanie metody dopasowania przy ich wyznaczaniu sprawia, że wykorzystanie praktyczne modelu było ograniczone. Z drugiej strony, zaproponowane przez Bittera rozdzielenie mechanizmu niszczenia na dwa procesy niszczenia związane z rozkładem siły i prędkości uderzenia, było istotne i kontynuowane później przez Lia i in. [156,157], Ben-Ami'ego i in. [158] oraz Huanga i in [159].



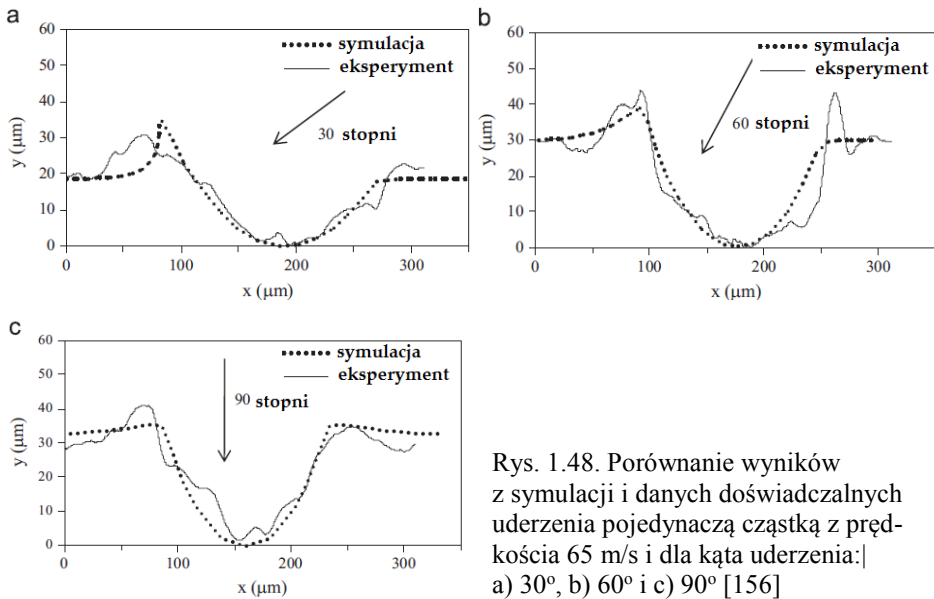
Rys. 1.47. Porównanie wyników modelowych i doświadczalnych dla szkła [154]

Model degradacji materiału Lia i in. [156,157] oparty jest na modelu Johnsona-Cooka odkształcania sprężysto-plastycznego. Ze względu na bardzo duże szybkości odkształcania jakie występują podczas obciążeń cząstkami rzędu 10^6 do 10^8 s^{-1} , Lia i in. zaproponowali modyfikację równania Johnsona-Cooka do postaci [156]

$$Y = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + \left(\frac{\dot{\varepsilon}^*}{D} \right)^{\frac{1}{q}} \right) (1 - T^{*m}), \quad (1.2.16)$$

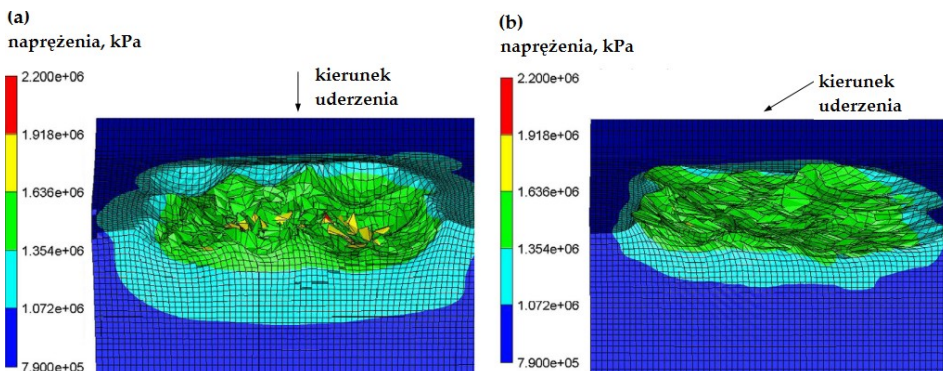
gdzie Y jest naprężeniem płynięcia, A jest stałą równania Johnsona-Cooka odpowiadającą granicy plastyczności, B i n są współczynnikami umocnienia odkształceniowego, $\dot{\varepsilon}^*$ jest bezwymiarowym stosunkiem odkształcenia plastycznego względem odkształcenia równego $\dot{\varepsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$, D jest stałą – współczynnik uszkodzenia równania Johnsona-Cooka, T^* jest temperaturą homologiczną i m jest współczynnikiem zmiękczenia termicznego. Następnie uwzględniając w swoim modelu odkształcenia i naprężenia związane z rozwojem dynamicznym pęknięć, Lia i in. [156] uzyskali wieloparametrową zależność, za pomocą której modelowo-

wali odkształcenie materiału powodowane przez jednorazowe obciążenie pojedynczą cząstką pod różnymi kątami uderzenia, uzyskując bardzo dobrą zgodność obliczeń modelowych z danymi eksperymentalnymi (rys. 1.48).



Rys. 1.48. Porównanie wyników z symulacji i danych doświadczalnych uderzenia pojedynczą cząstką z prędkością 65 m/s i dla kąta uderzenia: a) 30°, b) 60° i c) 90° [156]

W analizie deformacji powierzchni przez wielokrotne obciążenie dodatkowo uwzględniana została metoda Monte-Carlo losowość zdarzenia i kumulacji uszkodzeń [157]. Wyniki umocnienia i odkształcenia warstwy wierzchniej uzyskane w symulacjach wielokrotnych uderzeń pod kątem 90° i 30° z prędkością $v = 1000$ mm/s i ciśnieniu 400 MPa zostały przedstawione na rys. 1.48. Zgodnie z obliczeniami, grubość warstwy umocnionej oraz głębokość wgłębień jest większa dla kąta 90° niż 30° (rys. 1.49).



Rys. 1.49. Umocnienie warstwy wierzchniej przez wielokrotne obciążanie przy $P = 400$ MPa, $m_a = 3$ g/s, $v_i = 1000$ mm/s: a) $\alpha = 90^\circ$, b) $\alpha = 30^\circ$ [157]

Model Ben-Ami'ego i in. [158] bazuje na fizycznym opisie procesu niszczenia, który uwzględnia wspomniany podział na mechanizm ścinania/żłobienia i mechanizm odkształcenia plastycznego oraz uwzględnia model Mansona-Coffina kumulacji uszkodzeń w warunkach obciążeń zmęczeniowych. Podobnie jak w modelu Brittera, szczególną uwagę zwrócono na analizę wspomnianych dwóch podstawowych mechanizmów niszczenia: ścinania i odkształcenia. Dominacja konkretnego mechanizmu zależy od kąta uderzenia. Przy mniejszych kątach uderzenia, które są charakterystyczne dla materiałów plastycznych, dominującym mechanizmem jest ścinanie (skrawanie). Składowa pozioma prędkości przepycha uderzającą cząstkę przez materiał, podczas gdy składowa pionowa przyczynia się do penetracji materiału. Pierwszy mechanizm niszczenia został opisany jako obróbka skrawaniem, w którym materiał z wcięcia jest ściskany, a następnie zostaje spiętrzony na grzbiecie. Drugi mechanizm nazwany „odkształceniem” polega na usuwaniu materiału wywołanym przez powtarzające się odkształcenie plastyczne, które prowadzi do inicjacji i propagacji pęknięć zmęczeniowych i ostatecznie do odrywania się fragmentów. Jak widać, podobieństwo z modelem Brittera [154,155] jest duże, choć uwzględniany jest tutaj dodatkowo efekt niszczenia zmęczeniowego. Podobnie jak w modelu Brittera [154,155], usuwanie całkowite materiału jest efektem sumarycznym wspomnianych dwóch mechanizmów [158]:

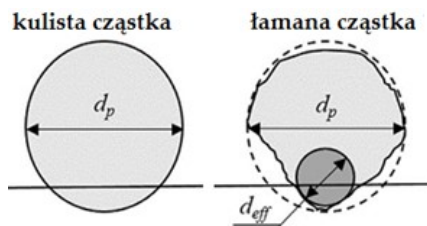
$$V = V_D + V_C, \quad (1.2.17)$$

gdzie V jest całkowitą objętością usuniętego materiału, V_D jest objętością usuniętego materiału powodowaną przez mechanizm odkształcenia, a V_C jest objętością usuniętego materiału powodowaną przez mechanizm cięcia / żłobienia.

Przyjęto, że siła działająca na cząstkę w kierunku pionowym, F_y , podczas uderzenia, przy założeniu stałego natężenia przepływu, jest proporcjonalna do twardości materiału, H . Zatem, wartość siły F_y można wyznaczyć ze wzoru [158]

$$F_y = -A_y H = -\frac{\pi D^2}{4} H, \quad (1.2.18)$$

gdzie A_y jest powierzchnią wgłębienia, a D jest średnicą wgłębienia.



Rys. 1.50. Korelacja między średnicą cząstki kulistej i średnicą efektywną wgłębienia cząstki nieregularnej [158]

Ponieważ średnica wgłębienia powstała w procesie erozyjnym jest mniejsza niż średnica cząstek, zastąpiono średnicę wgłębienia, D , efektywną średnicą wgłębienia, d_{eff} (rys. 1.50), zatem siła F_y przyjmuje wartość [158]

$$\frac{D^2}{4} \approx d_p y \rightarrow F_y = -\pi d_{eff} H y . \quad (1.2.19)$$

Przypisując siłę F_y do równania pędu cząstki oraz przyjmując, że v_0 jest początkową prędkością cząstki w chwili uderzenia, a wgłębienie uzyskuje maksymalną głębokość, gdy prędkość cząstki w kierunku osi y jest równa zeru, uzyskali [158]:

$$y_{max} = \left(\frac{m_p}{\pi d_{eff} H} \right)^{\frac{1}{2}} v_{y0} . \quad (1.2.20)$$

Ubytek masy pochodzący od mechanizmu deformacji wyznaczany jest z następującej zależności [158]:

$$V_D = C_D \frac{\rho_p^{1/4b}}{\eta^{3/4b} \varepsilon_f^{1/b} H^{1+1/4b}} (v_0 \sin \alpha)^{\frac{2+1}{2b}} . \quad (1.2.21)$$

Następnie, w celu obliczenia długości wcięcia L , założyli, że energia kinetyczna składnika poziomego jest proporcjonalna do pracy wykonanej przez siłę działającą w kierunku poziomym, F_x , na drodze (odcinku) L , pokonującej opór wywierany przez materiał [158]:

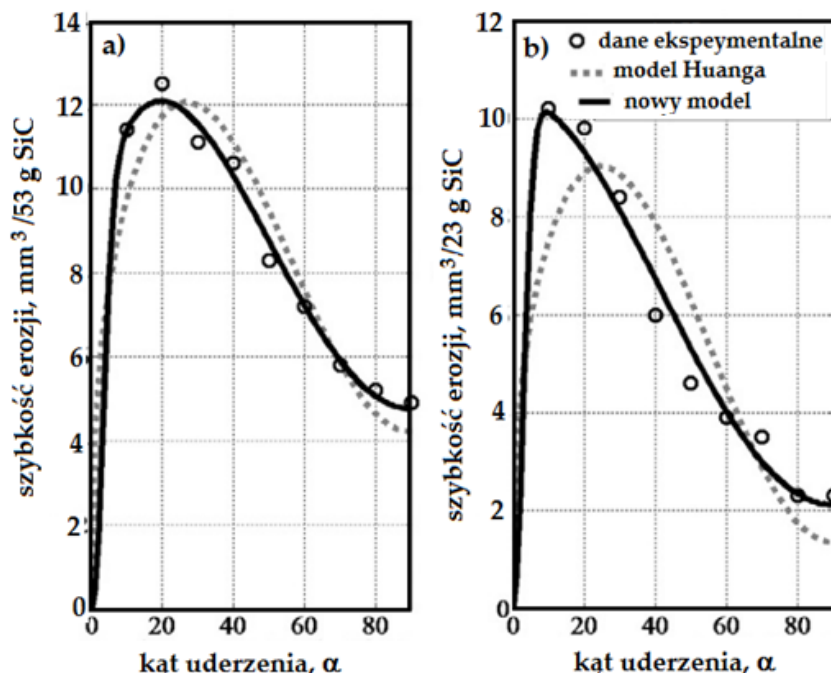
$$\int_0^L F_x dx = \frac{1}{2} m_p v_{x0}^2 (1 - R_x^2) , \quad (1.2.22)$$

gdzie R_x to współczynnik restytucji dla prędkości poziomej, który jest stosunkiem poziomej prędkości cząstki przed uderzeniem (v_{x0}) i po nim (v_{xf}), i wynosi $R_x = v_{x0} / v_{xf}$.

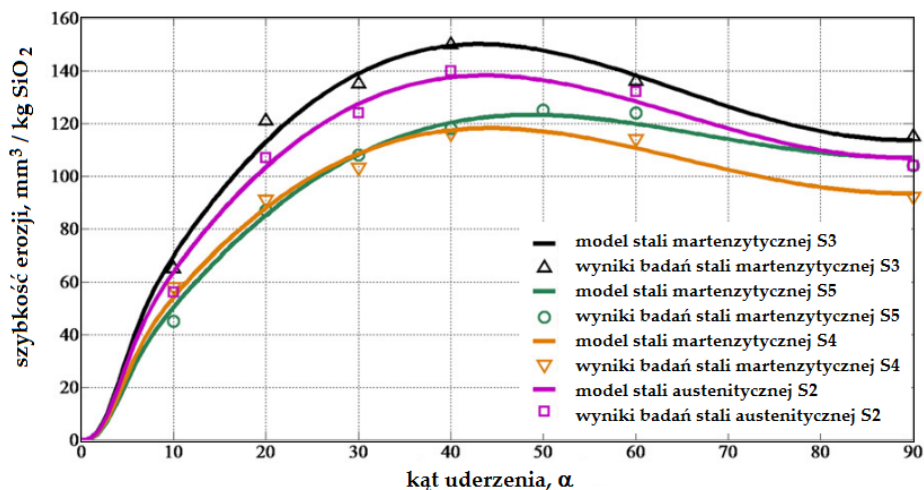
W celu wyznaczenia poziomej siły, F_x przyjęli, że procesem kieruje mechanizm skrawania oraz że wraz ze wzrostem nieregularności cząstki stałej maleje powierzchnia porysowania. W modelu wykorzystywane są zależności związane z mechanizmem żłobienia, pęknięcia oraz deformacji powierzchni. Ostatecznie całkowity ubytek jest wyznaczany ze wzoru [158]

$$\begin{aligned} \frac{V}{m_p} = & C_D \frac{\rho_p^{1/4b}}{\eta^{3/4b} \varepsilon_f^{1/b} H^{1+1/4b}} (v_0 \sin(\alpha))^{2+1/2b} \\ & + C_C (1+f) (1 - \exp(-200\alpha^2)) \frac{\rho_p^{(1-f)/2} d_p^{1-f}}{\eta^{(1-f)/2} H^{(1+f)/2} \gamma^{(1-f)}} v_0^{3-f} \cos^2(\alpha) \sin^{(1-f)}(\alpha) \end{aligned} \quad (1.2.23)$$

Ben-Ami i in. uzyskali bardzo dobrą zgodność krzywych modelowych z wynikami badań eksperymentalnych zarówno dla materiałów miękkich, takich jak miedź i aluminium (rys. 1.51), jak również materiałów takich jak stal austenityczna, która ulega przemianie fazowej i znacznemu umocnieniu podczas niszczenia cząstkami stałymi oraz stale martenzytyczne charakteryzujące się wysoką twardością (rys. 1.52).



Rys. 1.51. Szybkość erozji w funkcji kąta uderzenia, porównanie wyników eksperymentalnych z rezultatami modelowymi [158]: a) miedź, b) aluminium



Rys. 1.52. Porównanie wyników modelowych z danymi eksperymentalnymi dla: S2 – stal austenityczna; S3, S4 i S5 – stale martenzytyczne, [158]

Kontynuacja podejścia Bittera [154,155] oraz Ben-Amiego i in. [158] jest widoczna w fenomenologicznym modelu zaproponowanym przez Huang i in [159]. W stosunku do wcześniejszych modeli dodatkowo uwzględniany został proces

korozyjny, ze względu na środowisko wodne, oraz procesy synergiczne towarzyszące procesowi korozyjnemu.

Całkowity ubytek materiału wyraża się następującym równaniem [159]:

$$V = V_E + V_k + V_s, \quad (1.2.24)$$

gdzie V_E jest ubytkiem materiału spowodowanym uderzeniami cząstek stałych, V_k jest ubytkiem materiału spowodowanym procesem korozyjnym, a V_s jest ubytkiem materiału spowodowanym przez proces synergiczny.

Uwzględniając w równaniu (1.2.24) zmęczeniowy aspekt niszczenia przez cząstkii stałe (umocnienie warstwy wierzchniej materiału, równania Coffin-Mansona), proces odkształcenia i ścinania oraz proces korozyjny, wyprowadzone zostały równania dla mechanizmu zużycia „skrawającego” (składowa zużycia x) i „deformacji” (składowa zużycia y) [159]:

$$V_x = \frac{\xi m^{1,375} v_0^{2,75} (\cos \alpha)^2 (\sin \alpha)^{0,75}}{d_p^{0,125} \varepsilon_0^4 P_t \sigma_n^{0,375}}, \quad (1.2.25)$$

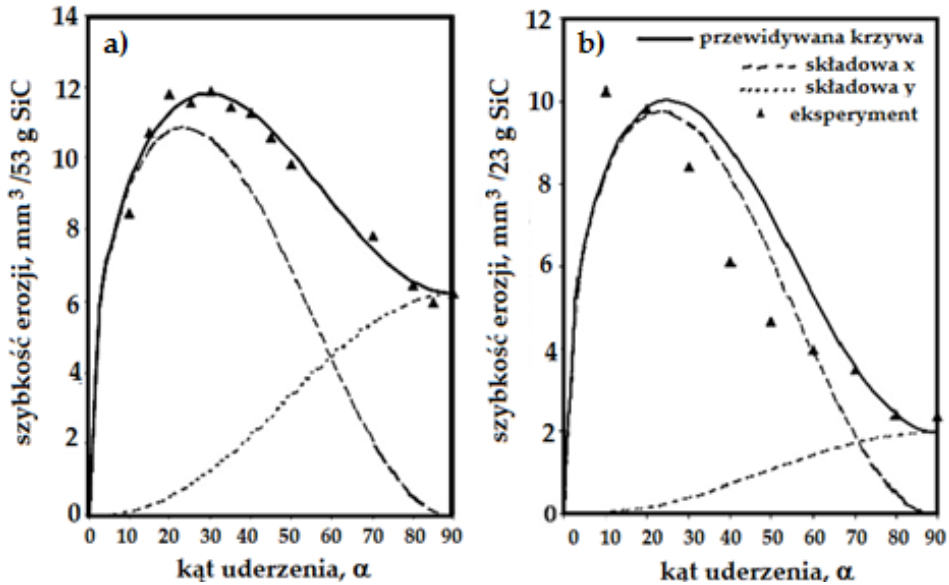
$$V_y = c \frac{m \rho_p^{1/4b} (v_0 \sin \alpha)^{2+1/2b}}{\varepsilon_f^{1/b} \sigma_n^{1+1/4b}}, \quad (1.2.26)$$

gdzie ξ jest szerokością wyłobienia, m jest masą cząstki, v_0 jest prędkością uderzenia, ε_0 jest odkształceniem, d_p jest średnicą cząstki, P_t jest siłą oporu przeciwdziałającą powstaniu odkształcenia na jednostce długości, σ_n jest krytycznym naprężeniem, przy którym nie dochodzi do powstania wgłębienia przez uderzającą cząstkę (wartość tego naprężenia zależy od właściwości materiału i zdolności do utwardzania), ρ_p jest gęstością cząstki, b jest stałą modelu Coffina-Mansona wyznaczaną doświadczalnie, ε_f jest odkształceniem krytycznym wyznaczanym z równania Coffina-Mansona, c jest stałą. Z równań (1.2.25) i (1.2.26) wynika, że wielkość zużycia jest funkcją potęgową prędkości uderzenia z wykładnikiem większym od 2. W przypadku zużycia „skrawającego” wykładnik prędkości wynosi 2,75, a w przypadku zużycia od „deformacji” wykładnik jest większy od 2 i zależy od stałej b kumulacji uszkodzeń w modelu Coffina-Mansona. Zatem zużycie zarówno od mechanizmu „skrawającego” jak i od „odkształcenia” jest zdezterminowane przez prędkość uderzenia. Huang i in [159] uzyskali bardzo dobrą zgodność krzywej modelowej z wynikami badań doświadczalnych dla stali 1055 (rys. 1.53 a), przy czym w przypadku aluminium ta zgodność jest nieco mniejsza dla kątów uderzenia znajdujących się w przedziale od 30 do 60° (rys. 1.53 b).

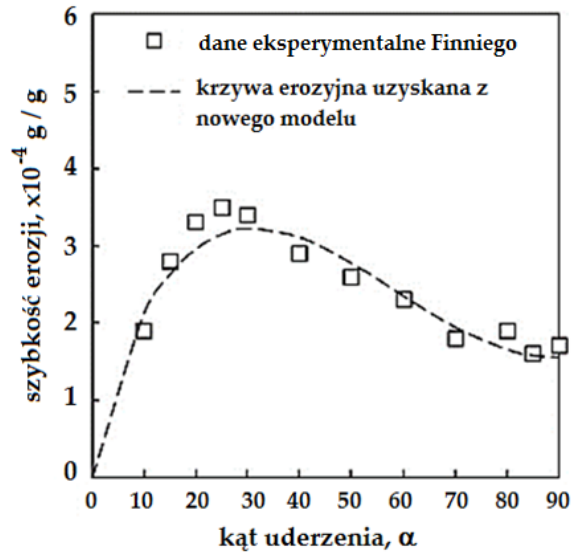
Nieco odmienne podejście do zagadnienia erozji zawiesiną zostało przedstawione w modelu Qi i in. [160], którzy wykorzystują równania Naviera-Stokesa. W modelu tym zawiesina jest traktowana jako ciecz dwufazowa: woda jest traktowana jako faza ciągła nieściśliwa, a cząstki stałe są traktowane jako faza dyskretna. Ruch pojedynczej cząstki w cieczy jest przedstawiony równaniem [160]

$$\frac{dv_p}{dt} = \frac{18\mu}{\rho_p d_p^2} \frac{C_o Re_p}{24} (v - v_p) + \frac{g(\rho_p - \rho)}{\rho_p} + 0.5 \frac{\rho}{\rho_p} \frac{d(v - v_p)}{dt}, \quad (1.2.27)$$

gdzie v_p jest prędkością cząstki, C_o jest współczynnikiem oporu, d_p jest średnicą cząsteczki, ρ_p jest gęstością cząstki, a Re_p jest liczbą Reynoldsa cząstek stałych.



Rys. 1.53. Porównanie krzywych modelowych z wynikami badań doświadczalnych dla stali 1055 a), aluminium b) [159]



Rys. 1.54. Porównanie danych doświadczalnych uzyskanych przez Finnego [96] i krzywej erozyjnej w modelu Qi i in.[160]

W modelu uwzględnione jest odbijanie się cząstek od materiału i związana z tym dyssypacja energii na odkształcenie sprężysto-plastyczne oraz generowanie ciepła. Ponadto uwzględniany jest wpływ odbicia cząstek od erodowanej powierzchni na trajektorię pozostałych cząstek znajdujących się w cieczy. Szybkość erozji jest zdefiniowana jako usuwanie masy na jednostkę powierzchni w jednostce czasu. Całkowity ubytek materiału jest traktowany jako suma wszystkich ubytków warstwy wierzchniej spowodowanych uderzeniem pojedynczej cząsteczki i wszystkich cząstek. Ostatecznie autorzy uzyskują dobre dopasowanie krzywej modelowej do wyników eksperymentalnych (rys. 1.54).

Inne podejście prezentują Hadavi i in. [161,162]. Nie modelują oni procesu erozji, tj. ubytku masy lub szybkości erozji ekspozowanego materiału, lecz analizują wpływ kąta i prędkości uderzenia oraz wielkości cząstek na pękanie i odbicie cząstek podczas procesu erozji. Należy podkreślić, że modeli niszczenia cząstkami stałymi można znaleźć w literaturze znacznie więcej. W niniejszej pracy przedstawiono jedynie główne kierunki modelowania niszczenia cząstkami stałymi.

1.2.6. Podsumowanie

Erozja cząstkami stałymi jest procesem, którego przebieg jest zależny od wielu czynników. Do najważniejszych z nich zalicza się prędkość i kąt uderzenia, wielkość, twardość, kształt i koncentrację cząstek w zawiesinie, właściwości mechaniczne i strukturalne ekspozowanego materiału, właściwości fizykochemiczne medium roboczego, zjawiska towarzyszące, np. korozja. Ze względu na dużą liczbę czynników działających równocześnie występują efekty synergiczne, które sprawiają, że opracowywane do tej pory zależności szybkości erozji od wspomnianych czynników mają ograniczone zastosowanie. Niemniej jednak wyniki licznych badań wskazują na kilka fundamentalnych współzależności między szybkością erozji i wspomnianymi czynnikami. Czynniki krytycznymi, tj. takimi, które najsilniej wpływają na szybkość erozji, są czynniki związane z energią uderzenia, tj. kąt i prędkość uderzenia, oraz wielkość i koncentracja cząstek stałych w zawiesinie.

Kąt uderzenia, przy którym występuje maksymalna szybkość erozji zależy głównie od właściwości plastycznych (kruchości) materiału. W przypadku materiałów plastycznych, szybkość erozji osiąga maksymalne wartości przy małych kątach uderzenia, tj. kątach mniejszych od 30° . Zużycie materiału jest zdominowane wówczas przez ścieranie. W przypadku materiałów kruchych największa szybkość erozji występuje przy kącie uderzenia równym 90° , a głównym mechanizmem niszczenia jest pękanie kruche. Oprócz plastyczności (kruchości) materiału, również wielkość cząstek stałych ma wpływ na wartość kąta uderzenia, przy którym występuje największa szybkość erozji. Wraz ze wzrostem wielkości cząstek stałych rośnie kąt uderzenia dla największej szybkości erozji.

Kolejnym czynnikiem istotnie wpływającym na szybkość erozji cząstkami stałymi jest prędkość uderzenia, która decyduje o mechanizmie niszczenia. Wraz ze wzrostem prędkości uderzenia odkształcenie materiału zmienia się z spręży-

stego poprzez sprężysto-plastyczne aż do ścinania. Innymi aspektami wpływającymi na rolę prędkości uderzenia w procesie niszczenia są twardość cząstki i właściwości materiału, ze względu na zmianę wartości współczynnika restytucji, który wskazuje na ilość energii cząstki przekazywanej do materiału. Istnienie wielu różnorodnych czynników wpływających na wartości współczynnika restytucji oraz licznych czynników strukturalnych materiału decydujących o rozwoju pęknięć sprawia, że pojawiają się dodatkowe efekty synergiczne mające wpływ na proces niszczenia.

Jedną z konsekwencji występowania efektów synergicznych są szerokie przedziały wartości, jakie przyjmują wykładniki poszczególnych parametrów z równania na szybkość erozji (1.2.4). Dotychczasowe badania wykazały, że wykładnik wpływu prędkości uderzenia na szybkość erozji przyjmuje wartości z przedziału od 1 do nawet 6,5. Jednak dla większości materiałów sprężysto-plastycznych wykładnik przyjmuje umiarkowane wartości między 2 i 3, przy czym wraz ze wzrostem kruchości jego wartość rośnie. Zwiększanie się wartości wykładnika jest związane z gwałtownym wzrostem liczby inicjacji pęknięć kruchych po przekroczeniu krytycznej prędkości uderzenia oraz niską energią propagacji takich pęknięć.

Czynnikiem mającym wpływ na energię uderzenia jest wielkość i związana z nią masa cząstki stałej. Podobnie jak w przypadku prędkości uderzenia, zależność między szybkością erozji i wielkością cząstek ma charakter wykładniczy, przy czym wykładnik mieści się w przedziale od 0,291 do 4. Dotychczasowe badania wskazują, że istnieje progowa wielkość cząstek stałych, powyżej której szybkość erozji gwałtownie wzrasta. Innym efektem związanym ze wzrostem wielkości cząstek jest spadek ich liczby w zawieszynie dla takiej samej koncentracji wagowej cząstek, a także wzrost efektu sedimentacji. Konsekwencją tego jest zmniejszenie częstotliwości uderzeń i malejący wzrost szybkości erozji.

Oprócz wielkości cząstek, również ich kształt i twardość mają wpływ na proces niszczenia powierzchni materiału. Ogólnie cząstki są dzielone na kuliste i tzw. łamane, które posiadają nieregularny kształt i ostre krawędzie. W celu opisu cząstek stosuje się wiele parametrów, które często są z sobą powiązane. Cząstki kuliste powodują znacznie większy wzrost twardości warstwy wierzchniej niż cząstki łamane, a sam proces niszczenia ma charakter niszczenia zmęczeniowego. Z kolei cząstki łamane powodują niszczenie materiału zwane żłobieniem lub bruzdowaniem. Generalnie cząstki kuliste powodują mniej intensywne niszczenie powierzchni materiału niż cząstki łamane, a wraz ze wzrostem kulistości cząstek maleje szybkość erozji.

Koncentracja cząstek w zawieszynie jest następnym czynnikiem wpływającym na lepkość zawiesziny, charakter przepływu, ruch cząstki, energię uderzenia i szybkość erozji. Wzrost koncentracji cząstek zwiększa lepkość zawiesziny, a przepływ zmienia się z turbulentnego w laminarny. Większość badań wskazuje, że wraz ze wzrostem koncentracji szybkość erozji rośnie wykładniczo, a wykładnik przyjmuje wartości z przedziału od 0,5 do 1. Badania eksperymentalne wskazały ist-

nienie granicznej wartości koncentracji cząstek, powyżej której dalsze zwiększanie koncentracji nie powoduje istotnego wzrostu szybkości erozji. Odnotowano również uzależnienie wpływu wzrostu koncentracji cząstek w zawiesinie od właściwości cząstek i eksponowanego materiału, a także od samej wartości koncentracji.

Modele niszczenia cząstkami stałymi są to głównie modele przedstawiające zmianę szybkości erozji od kąta uderzenia. Większość z nich bazuje na modelu odkształcenia Johnsona-Cooka, który przedstawia zależność naprężenia plastycznego od odkształcenia, prędkości odkształcania i temperatury, modelu kumulacji uszkodzeń zmęczeniowych Mansona-Coffina oraz równaniach przepływu dwufazowego Naviera-Stokesa. Za pierwszy model dotyczący erozji cząstkami stałymi uznawany jest model dla materiałów plastycznych opracowany w 1960 roku przez Fenniego [112], który został sformułowany na podstawie wyników badań eksperymentalnych. Model ten przewidywał istnienie korelacji między kątem uderzenia cząstki stałej i maksymalną szybkością erozji materiałów plastycznych. Kolejny model, to opracowany przez Bittera w roku 1963, w którym oddzielnie analizowane jest niszczenie materiału powodowane przez składową prostopadłą i równoległą siły uderzenia [154,155]. Przyjmuje się, że składowa prostopadła siły uderzenia powoduje odkształcanie materiału, a składowa pozioma skrawanie. Podobne podejście było kontynuowane w późniejszych modelach niszczenia cząstkami stałymi, np. w modelu opracowanym przez Ben-Amiego i in. [158] oraz w fenomenologicznym modelu Huanga i in. [159]. W modelu Huanga i in. uwzględniony został zmęczeniowy charakter niszczenia cząstkami stałymi, tj. zmiana właściwości warstwy wierzchniej materiału, proces odkształcenia i ścinania, proces korozyjny oraz procesy synergiczne. Odmienne podejście do modelowania procesu erozji zaprezentowali Qi i in. [160], którzy wykorzystali równania Naviera-Stokesa. W ich modelu uwzględnione jest odbijanie się cząstek od materiału i związana z tym dyssypacja energii na odkształcenie sprężysto-plastyczne oraz generowanie ciepła. Ponadto uwzględniany jest wpływ odbicia cząstek od erodowanej powierzchni na trajektorie pozostałych cząstek obecnych w cieczy. Inne podejście przedstawili Hadavi i in. [161,162], którzy przeprowadzają analizę wpływu kąta i prędkości uderzenia oraz wielkości cząstek na rozwój pęknięć w materiale i odbicie cząstek. Należy bardzo wyraźnie podkreślić, że większość modeli odwołuje się do fizycznego opisu procesu niszczenia cząstkami stałymi.

2. Terminologia i metody badawcze

Niszczenie elementów urządzeń przepływowych wymusiło konieczność poszukiwania materiałów odpornych na erozję oraz właściwości, które determinują odporność materiału na tego typu zużycie. Podstawową i najbardziej wiarygodną metodą poszukiwań są badania eksperymentalne. Badania te wymagają stanowisk doświadczalnych, które powinny odzwierciedlać rzeczywiste warunki erozyjne, przy czym powinny również zapewniać odpowiednio dużą intensywność niszczenia, aby pomiary nie trwały bardzo długo. Zróżnicowane konstrukcje stanowisk skutkowały uzyskaniem różnych wyników, które wymagały specjalnych opisów w celu przeprowadzania porównań. Stosowanie różnych definicji na podobne parametry, sprawiało, że próby porównań i uogólnień prowadzące do uniwersalnych zależności były dodatkowo utrudnione. Z tego względu opracowywano terminologię dotyczącą niszczenia erozyjnego, która początkowo uwzględniana była w zespołach badawczych, a następne w przepisach i normach branżowych i ostatecznie w normach międzynarodowych. Wiele stanowisk badawczych było budowanych pod konkretne potrzeby poznawcze lub możliwości budżetowe konkretnych zespołów. Dlatego też część stanowisk jest bardzo rozbudowana, a część posiada bardzo prostą budowę. Wiele z nich zostało dokładnie opisanych, co pozwoliło na ich popularyzację. Mimo że niewiele stanowisk jest obecnie objętych normami, to istnieje grupa stanowisk szczególnie popularnych ze względu na prostotę ich budowy i dokładne opisy konstrukcyjne oraz szerokie możliwości badawcze.

Obecnie terminologię dotyczącą badań erozyjnych obejmuje międzynarodowa norma ASTM (American Society for Testing and Materials). Znajomość jej jest konieczna do poprawnej prezentacji wyników badań własnych, jak również właściwej interpretacji wyników prezentowanych w publikacjach. Poniżej przedstawione zostaną podstawowe definicje stosowane przy opisie badań erozyjnych.

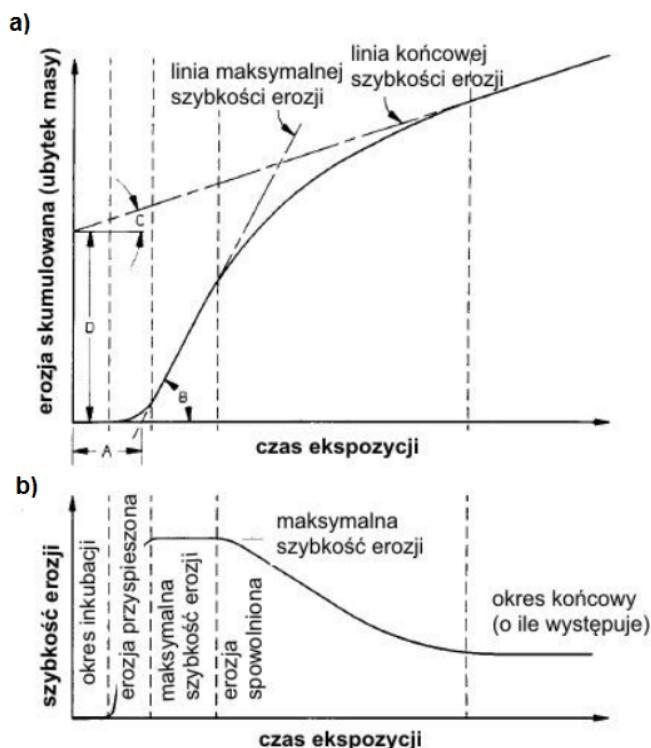
2.1. Terminologia

Ujednoliconą terminologię dotyczącą opisu niszczenia materiału wywołanego erozją kawitacyjną oraz erozją cząstkami stałymi jest objęta jedną międzynarodową normą ASTM G40. Normy ASTM są cyklicznie aktualizowane, choć zasadniczo ich treść ulega tylko nieznacznej zmianie. Obecnie obowiązująca norma dotycząca tej terminologii to ASTM G 40 – 17.

Badania erozyjne polegają na ekspozycji próbek materiałów na stanowiskach testowych przez określony czas, oraz na pomiarze ubytku masy po kolejnych ekspozycjach w celu uzyskania krzywej erozyjnej (rys. 2.1a). Krzywa erozyjna jest to krzywa przedstawiająca zmianę wielkości powstałego ubytku masy lub ubytku objętości badanego materiału w czasie testu. Na podstawie krzywej erozyjnej wyznaczana jest krzywa zmiany szybkości erozji w czasie (rys. 2.1b). Krzywa ero-

zyjna oraz krzywa szybkości erozji mają charakterystyczne kształty, których analiza umożliwia wyznaczenie typowych okresów niszczenia: okresu inkubacji, okresu przyspieszonego niszczenia i okresu ustalonego niszczenia. Ponadto w oparciu o znajomość ubytku masy lub objętości oraz wielkości zerodowanej powierzchni badanej próbki wyznaczana jest krzywa głębokości wnikania erozji. W przypadku uwzględnienia w obliczeniach szybkość erozji zamiast wielkość ubytku masy / objętości wyznacza się krzywą szybkości wnikania erozji.

Z rys. 2.1 wynika, że przyrost ubytku materiału w czasie nie jest stały, lecz jest uzależniony od czasu trwania testu. Badania są prowadzone w taki sposób, aby móc wyznaczyć wspomniane poszczególne okresy niszczenia, chyba że celem badań jest szczegółowa analiza jednego okresu niszczenia, np. okresu inkubacji. W takim przypadku, w początkowym etapie badań czasy ekspozycji mogą być bardzo krótkie rzędu kilku minut lub kilkudziesięciu sekund, a nawet 10 s,. W późniejszych okresach niszczenia, czasy ekspozycji są dłuższe i mogą trwać kilka godzin.



Rys. 2.1. a) Krzywa erozyjna z opisem zgodnym z ASTM G-40; A – nominalny czas inkubacji, tg B – maksymalna szybkość erozji, tg C – końcowa szybkość erozji, D – punkt przecięcia linii końcowej szybkości erozji. b) Krzywa szybkości erozji

Poniżej przedstawiono definicje podstawowej terminologii stosowanej podczas opisu niszczenia kawitacyjnego oraz cząstkami stałymi. Część definicji takich jak erozja kawitacyjna, erozja cząstkami stałymi, kąt uderzenia, prędkość uderzenia oraz koncentracja cząstek zostały już przedstawione we wcześniejszej części pracy. Zaprezentowane definicje są zgodne z aktualnie obowiązującą normą ASTM G-40:

Okres inkubacyjny jest to okres w początkowym etapie niszczenia, kiedy ubytki masy są równe lub bliskie zera w porównaniu do późniejszych etapów. Okres ten wyznacza się w oparciu o krzywą erozyjną jako punkt przecięcia osi czasu z prostą poprowadzoną wzdłuż linii maksymalnego nachylenia (krzywej erozyjnej).

Okres przyspieszonego niszczenia jest to etap, który następuje po okresie inkubacji, podczas którego szybkość erozji osiąga swą maksymalną wartość.

Okres maksymalnej szybkości erozji jest to kolejny okres na krzywej erozyjnej, podczas którego materiał jest niszczone z maksymalną szybkością. Często jest to krótki etap, po którym następuje okres osłabionego niszczenia.

Okres osłabionego niszczenia jest to etap, kiedy materiał jest niszczone ze zmniejszającą się szybkością erozji. Zmniejszająca się szybkość erozji po osiągnięciu maksymalnej wartości wynika ze zmiany geometrii powierzchni powodowanej powstaniem znacznego ubytku materiału.

Okres ustalonego niszczenia jest to etap, kiedy materiał jest niszczone ze stałą prędkością ustabilizowana pod koniec okresu osłabionego niszczenia.

Czas ekspozycji jest to czas wystawienia na niszczące działanie kawitacji lub innego rodzaju zużycia (narażenie materiału na erozję lub zużycie).

Szybkość erozji jest to stosunek ubytku masy do czasu ekspozycji. W erozji kawitacyjnej wyróżnia się również chwilową szybkość erozji, maksymalną szybkość erozji, końcową szybkość erozji, natomiast w erozji cząstkami stałymi – średnią szybkość erozji.

Można też spotkać się z wyznaczaniem szybkości erozji na podstawie ubytku objętości, wówczas szybkość erozji jest stosunkiem ubytku objętości usuwanego materiału do czasu ekspozycji. Przy badaniach różnych materiałów zalecane jest stosowanie ubytku objętości i szybkości erozji wyznaczanego na jego podstawie, ze względu na różną gęstość materiałów i możliwość przeprowadzania porównań.

Średnia głębokość erozji, oznaczana jako MDP (ang. *mean depth of penetration*), jest to średnia grubość erodowanego materiału, zwykle obliczana przez podzielenie zmierzonej utraty masy, Δm , przez gęstość materiału, ρ , w celu uzyskania utraty objętości, ΔV , która następnie dzielona jest przez erodowaną powierzchnię, A :

$$MDP = \frac{\Delta m}{\rho A} = \frac{\Delta V}{A} \quad (2.1.1)$$

Średnia szybkość wnikania erozji, oznaczana jako MDPR (ang. *mean depth of penetration rate*) jest to wartość wyznaczana ze wzoru:

$$MDPR = \frac{MDP}{t} \quad (2.1.2)$$

gdzie t jest czasem ekspozycji.

Liczba kawitacyjna, σ , jest to bezwymiarowy parametr określający tendencję do pojawienia się kawitacji w przepływie. Liczbę tą wyznacza się z następującego wzoru:

$$\sigma = \frac{p_0 - p_v}{\frac{1}{2} \rho v_0^2}, \quad (2.1.3)$$

gdzie p_0 jest ciśnieniem statycznym w przepływie niezakłóconym, p_v jest ciśnieniem parowania, ρ jest gęstością cieczy, v_0 jest niezakłóconą prędkością strumienia cieczy.

Odporność graniczna, oznaczana jako UR lub R_u (ang. *ultimate resilience*) jest parametrem materiałowym, który wyznacza się z następującego równania:

$$UR = \frac{R_m^2}{E} \quad (2.1.4)$$

gdzie R_m jest wytrzymałością na zerwanie w teście rozciągania, a E jest modułem sprężystości Younga.

2.2. Stanowiska badawcze

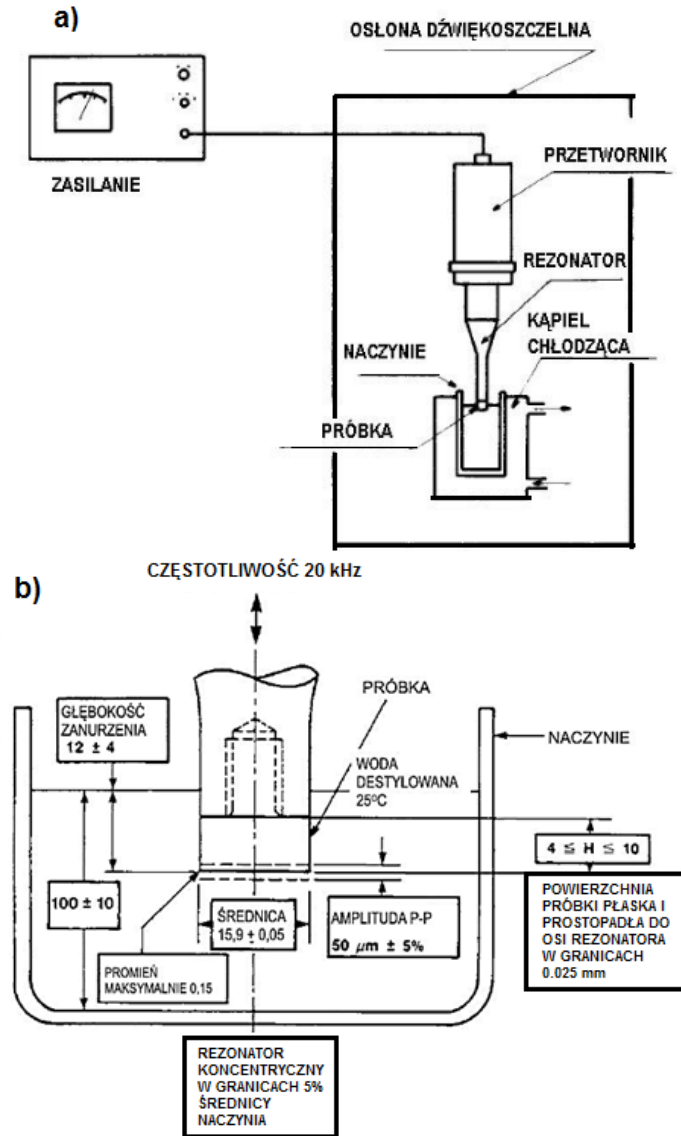
Prezentację i opis stanowisk można znaleźć w pracach [2,10,163–165]. W niniejszym rozdziale główny nacisk został położony na przedstawienie stanowisk objętych w normach ASTM. Dodatkowo opisane zostały stanowiska często wykorzystywane ze względu na ich duże możliwości badawcze lub praktyczne.

2.2.1. Stanowiska kawitacyjne

Badania odporności na niszczenie kawitacyjne są prowadzone na czterech rodzajach stanowisk badawczych, tj. na stanowiskach wibracyjnych, z kawitującą strugą, z wirującą tarczą lub w tunelach kawitacyjnych [164]. Jak już zostało wspomniane, w pierwszej kolejności omówione zostaną stanowiska objęte normami ASTM, tj. stanowisko wibracyjne oraz stanowisko z kawitującą strugą.

Stanowisko wibracyjne zgodne z wymaganiami normy ASTM G-32 zostało przedstawione na rys. 2.2. Zgodnie z normą częstotliwość drgań rezonatora powinna wynosić 20 kHz, a amplituda 50 μm . Słup wody w naczyniu z próbką powinien wynosić 100 ± 10 mm. Próbkę badanego materiału jest mocowana do końcówki rezonatora i zanurzana na głębokość 12 ± 4 mm. Norma G-32 dopuszcza badania bardzo mało odpornych materiałów również przy amplitudzie 25 μm i innej częstotliwości, jednak wówczas należy podawać wraz z wynikami badań także warunki prowadzenia pomiarów.

Badania odporności kawitacyjnej prowadzone w ramach Międzynarodowego Testu Erozyjnego [163] wykazały, że istnieje korelacja między częstotliwością i amplitudą drgań a szybkością erozji. Zmniejszenie częstotliwości drgań i amplitudy drgań powoduje spadek intensywności kawitacji i szybkości erozji.



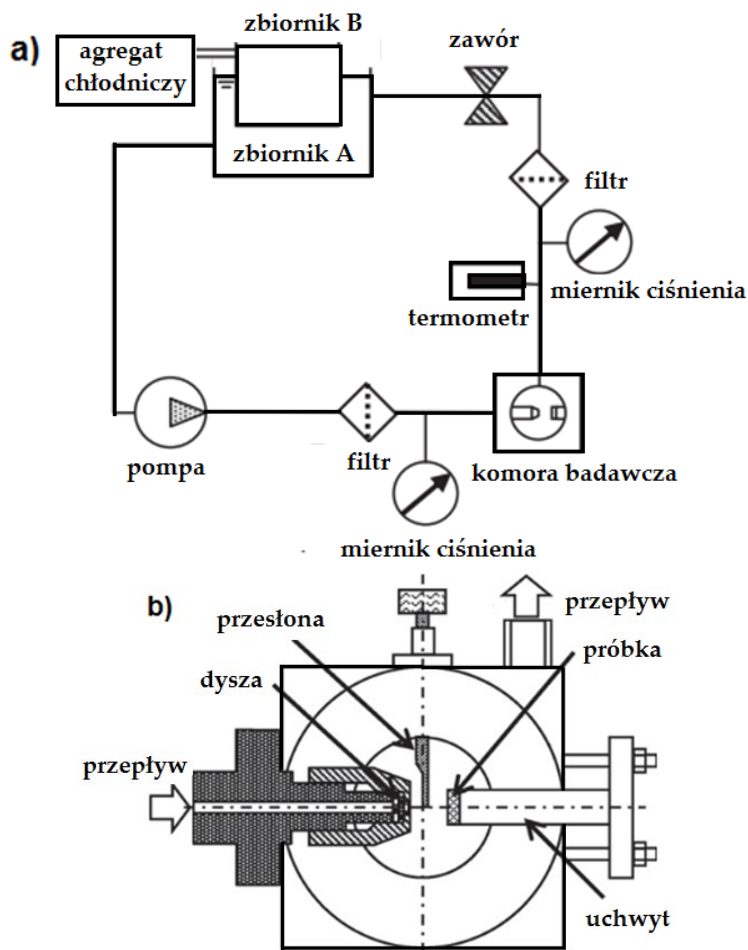
Rys. 2.2. Stanowisko wibracyjne według normy ASTM G-32;
a) ogólna budowa stanowiska, b) szczegółowe wytyczne normy

Ze względu na małe wymiary urządzeń i próbek, możliwości prowadzenia badań w różnych cieczach oraz akceptację przez normę ASTM różnych parametrów pracy, tj. częstotliwości i amplitudy drgań, stanowisko to cieszy się dużą popularnością.

Alternatywnym stanowiskiem wibracyjnym jest układ z próbką umieszczaną się pod rezonatorem, który jest nazywany stanowiskiem ze stacjonarną próbką.

Odległość próbki od rezonatora może być zmieniana co umożliwia regulację intensywności niszczenia kawitacyjnego. Zalecana odległość to około 0,5 mm od rezonatora.

Stanowiska wibracyjne są najbardziej popularne w badaniach odporności kawitacyjnej.



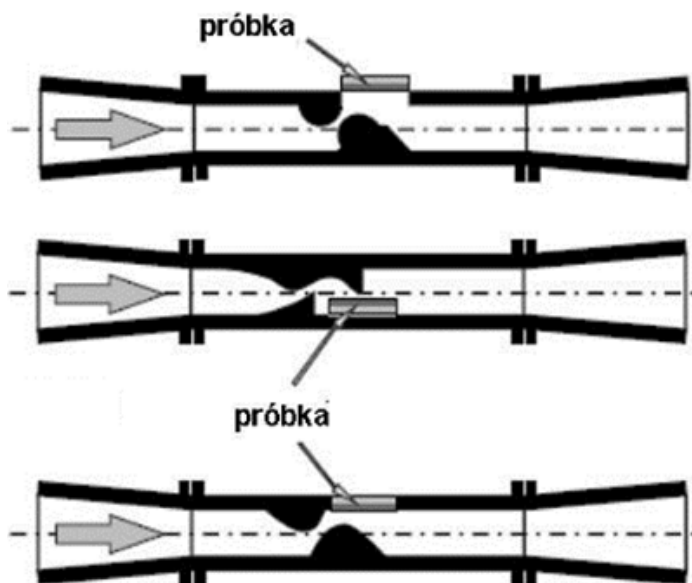
Rys. 2.3. a) Schemat stanowiska z kawitującą strugą.
b) Schemat komory Lichtarowicza (b) [166]

Stanowisko z kawitującą strugą. Drugim układem do badań odporności materiałów na niszczenie kawitacyjne, który został uwzględniony międzynarodowej normie ASTM, jest stanowisko z kawitującą strugą (rys. 2.3). Stanowisko to zostało zbudowane w 1972 roku na Uniwersytecie w Nottingham przez Lichtarowicza. W 1995 roku opracowana komora pomiarowa została nazwana jego imieniem. Komora ta jest podstawowym elementem tego stanowiska; znajduje się w

niej dysza i badana próbka. Geometria dyszy, prędkość i średnica strugi oraz odległość próbki od dyszy wpływają na intensywność niszczenia [25,164,166,167]. Duże możliwości sterowania strugą kawitującą oraz małe wymiary próbek czynią to stanowisko bardzo interesującym pod względem badawczym.

Inne popularne stanowisko do badań odporności kawitacyjnej, które nie jest już objęte żadną normą, **to stanowisko z wirującą tarczą**. Istnieją dwa rozwiązania konstrukcyjne tego układu. Główne różnice dotyczą sposobu wzbudzania kawitacji. W pierwszym wzbudnikami kawitacji są otwory rozmieszczone na tarczy [168], a w drugim rozwiązaniu kołki, których rozmiar i kształt wpływa na intensywność kawitacji [163]. Za wzbudnikami kawitacji, w strefie oddziaływania obłoku kawitacyjnego, umieszczane są próbki badanych materiałów. Zaletą stanowisk tego typu jest możliwość przeprowadzenia jednoczesnych badań kilku próbek w takich samych warunkach.

Kolejną grupą stanowisk są **tunele kawitacyjne**. Liczba rozwiązań konstrukcyjnych wzbudzania kawitacji jest bardzo duża od zwężek Venturiego do wzbudników w postaci sworzni lub płatów o różnym kształcie, jak również szczelin o szerokiej gamie kształtów. Przykładowe rozwiązania są pokazane na rys. 2.4. Do zalet tych stanowisk należy dobre odzwierciedlenie rzeczywistych warunków generowania kawitacji w przepływach, do wad – ich znaczne rozmiary.



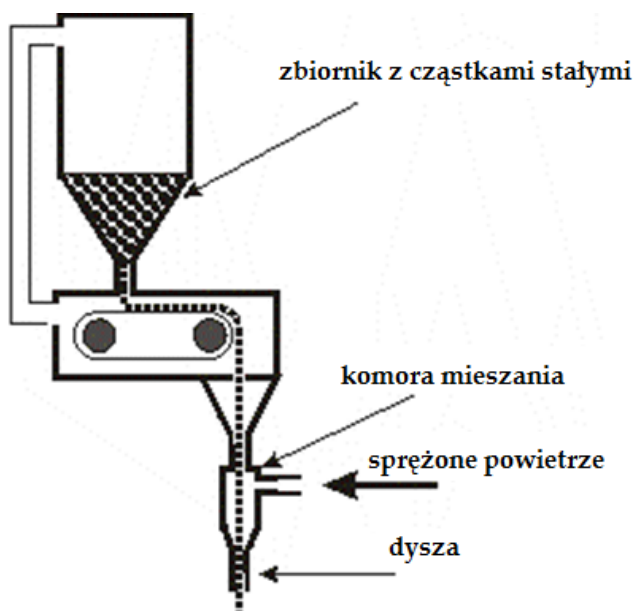
Rys. 2.4. Przykładowe rozwiązania konstrukcyjne szczelinowych wzbudników kawitacji w tunelach kawitacyjnych [10]

2.2.2. Stanowiska erozyjne

Przegląd stanowisk do badań odporności materiałów na niszczenie cząstkami stałymi został przedstawiony w pracach Javaheri i in. [87] oraz Buszko i Krelli [165].

Ponieważ stanowiska są często budowane pod konkretne potrzeby badawcze, większość stanowisk jest nieznormalizowana. Normą ASTM objęte jest stanowisko do badań odporności erozyjnej strugą powietrza z cząstkami stałymi (ASTM G-76). Innym stanowiskiem badawczym ujętym w normie ASTM jest stanowisko rotacyjne do badań erozji kropłowej (ASTM G-73).

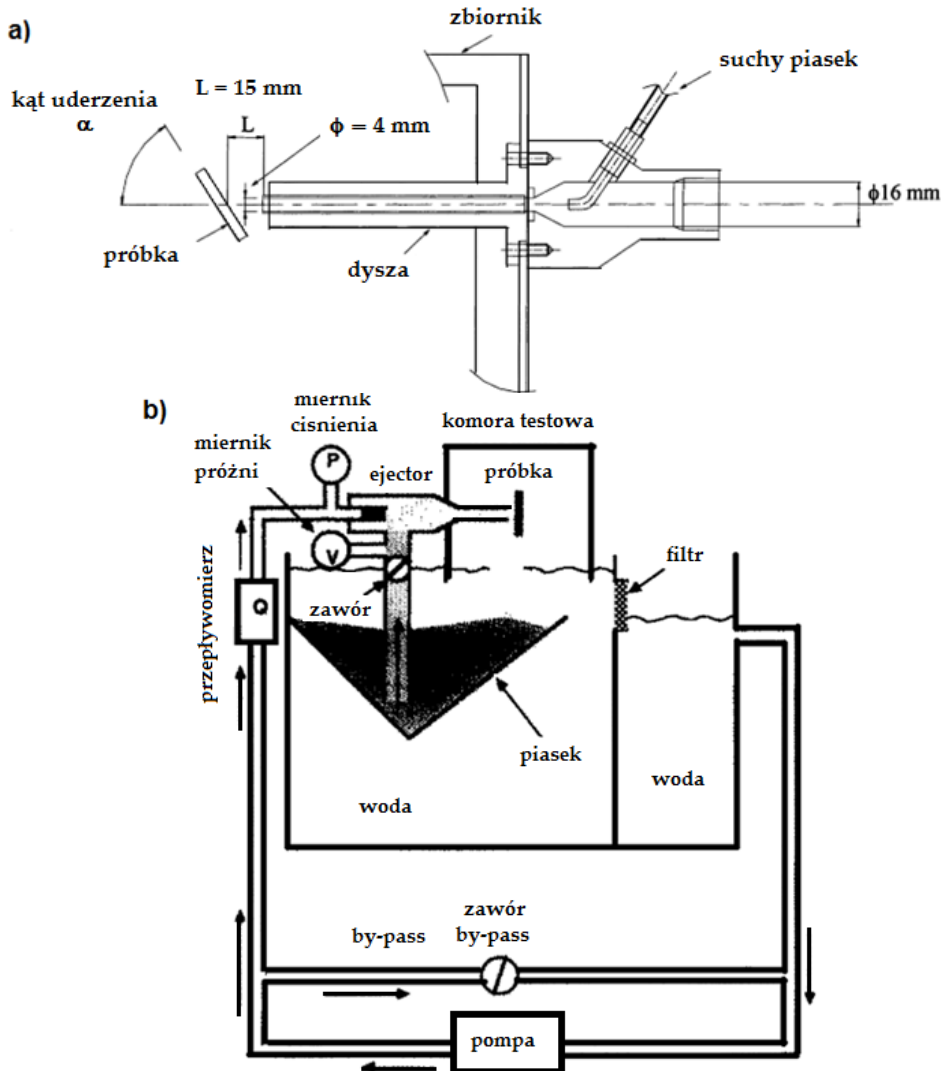
Ze względu na sposób obciążania materiału cząstkami stałymi, stanowiska badawcze można pogrupować na dwa rodzaje: strumieniowe i rotacyjne. Stanowiska strumieniowe są to stanowiska, w których cząstki stałe dostarcza struga cieczy lub gazu (powietrza). Stanowiska strumieniowe można następnie podzielić na stanowiska grawitacyjne i stanowiska z użyciem strumienicy. W układach rotacyjnych, cząstki stałe uderzają w wirujące próbki badanego materiału. Układy rotacyjne można podzielić na stanowiska typu „garnek z zawiesziną” (ang. *slurry pot*), „wirującego ramienia” oraz stanowiska wykorzystujące efekt Coriolisa. Podział ten jest umowny. W niektórych przypadkach trudno jest jednoznacznie określić typ stanowiska, np. stanowisko z wirującą tarczą, w którym próbki umieszczone są na wirującej tarczy, a cząstki stałe są przenoszone z dużą prędkością przez strugę cieczy lub gazu. Podobnie jak w przypadku stanowisk do badań odporności kawitacyjnej, w pierwszej kolejności przedstawione zostaną stanowiska objęte normami ASTM.



Rys. 2.5. Stanowisko do badań odporności erozyjnej zgodne z normą ASTM G-76

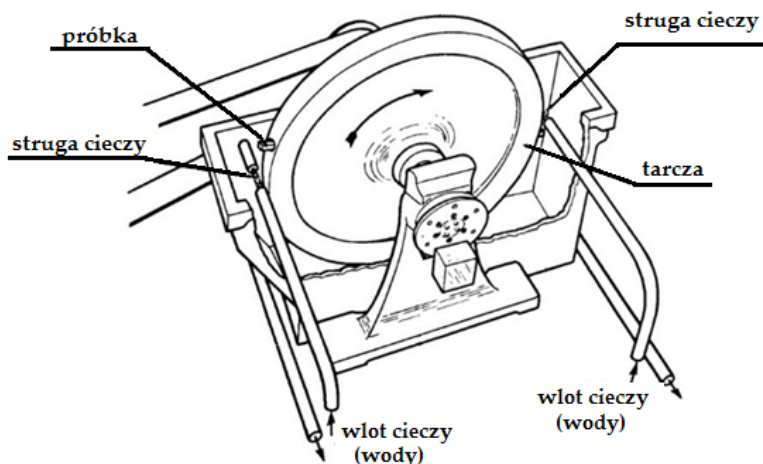
Stanowiska strumieniowe do badań odporności erozyjnej zbudowane w oparciu o normę ASTM G-76 zostały przedstawione na rys. 2.5 i 2.6. Stanowiska tego typu składają się ze zbiornika z cząstkami stałymi, komory mieszania oraz komory

erozyjnej. Zasadniczą różnicą między obydwoma rozwiązaniami jest sposób dostarczania cząstek stałych do komory mieszania. W rozwiązaniu przedstawionym na rys. 2.5, cząstki stałe opadają grawitacyjnie, a następnie są przenoszone taśmą do komory mieszania, do której dostarczane jest również sprężone powietrze. Następnie struga mieszaniny kierowana jest do dyszy, którą opuściwszy uderza w badany materiał.



Rys. 2.6. Schemat stanowiska strumieniowego z ejektorem;
a) w środowisku powietrznym [169], b) w środowisku wodnym [170]

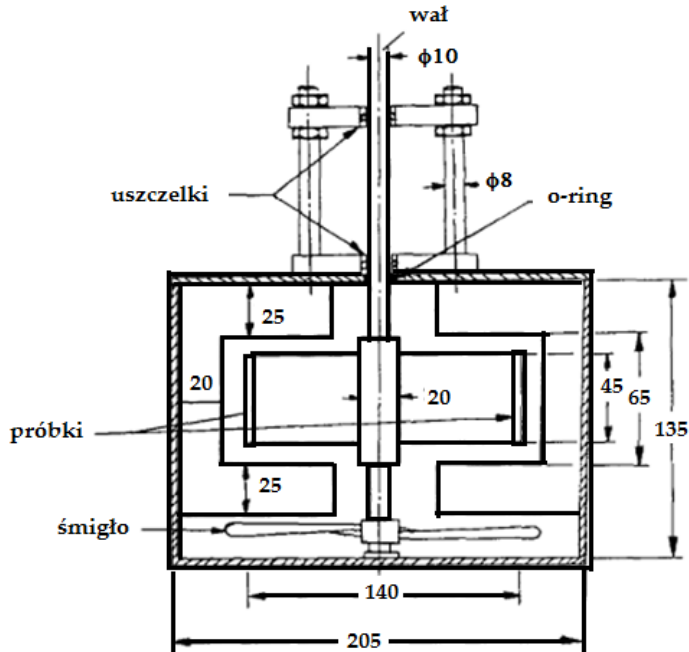
W rozwiązaniu konstrukcyjnym stanowiska strumieniowego przedstawionego na rys. 2.6, cząstki stałe są zasysane strumienią do komory mieszania, do której doprowadzane jest sprężone powietrze (rys. 2.6a) lub woda (rys. 2.6b). Następnie mieszanina cząstek stałych w powietrzu lub w wodzie jest kierowana dyszą na badany materiał. W stanowisku tym, poza prędkością uderzenia, duży wpływ na proces erozji ma kształt dyszy, przez którą wydobywa się mieszanka ze ścierniwem [171]. Ze względu na możliwości uzyskiwania dużych prędkości uderzenia, mieszających się w szerokim przedziale od kilku do nawet 100 m/s, stanowiska strumieniowe cieszą się dużym zainteresowaniem [104,116,142,169–173].



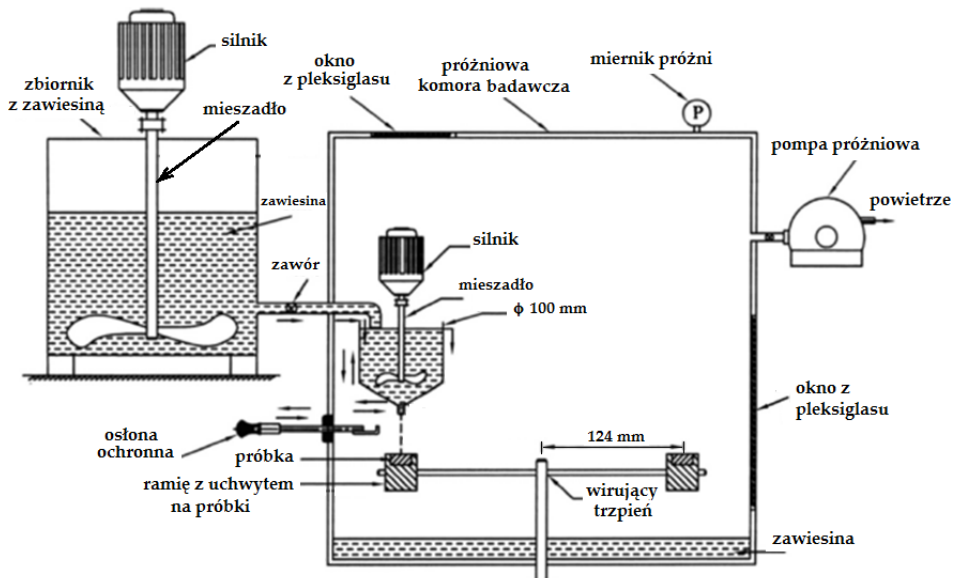
Rys. 2.7. Stanowisko do badań erozji kropłowej według ASTM G-73

Drugim stanowiskiem, które zostało opisane w normie ASTM G-73 jest **stanowisko do badań erozji kropłowej**. Schemat stanowiska jest pokazany na rys. 2.7. Badane próbki mocowane są do wirującej tarczy, w którą uderza struga cieczy. Prędkość uderzenia mieści się w przedziale od 60 m/s do 600 m/s. Wirujące próbki są cyklicznie obciążane uderzającą strugą cieczy. Czas i częstotliwość obciążania zależą od prędkości wirowania tarczy. Stanowisko to jest adaptowane do badań erozji cząstkami stałymi (zawiesiną), gdy wraz z strugą wody dostarczane są cząstki stałe [174].

Układem o bardzo prostej budowie jest **stanowisko typu „garnek zawieszony”** (ang. *slurry pot*). Podstawowym elementem tego stanowiska jest zbiornik z zawiesiną, w którym wirują próbki. Przykładowy schemat stanowiska jest przedstawiony na rys. 2.8. Szczegółowych rozwiązań konstrukcyjnych tego stanowiska jest bardzo dużo. Zasadnicze różnice polegają na liczbie jednocześnie wirujących próbek, ich wielkości i kształcie, sposobie mocowania próbek, szybkości wirowania próbek oraz możliwości regulacji tej szybkości. Ze względu na swoją prostotę i szerokie możliwości badawcze, stanowisko to cieszy się dużą popularnością [92,94,109,115,130,175–177]. Do wad tego stanowiska należy dużo niższa prędkość uderzenia niż w przypadku stanowisk strumieniowych.



Rys. 2.8. Przykładowa budowa komory erozyjnej typu „garnek zawieszinowy” [115]



Rys. 2.9. Przykładowy schemat stanowiska typu „wirującego ramienia” [98]

W celu uzyskania szybkości uderzenia większych od osiągniętych na stanowisku typu „garnek zawieszinowy” w 1991 roku Lin i Shao [120] opracowali stanowisko typu „wirujące ramię”, którego schemat został przedstawiony na rys. 2.9.

Stanowisko składa się z głównego zbiornika z zawiesziną i próżniowej komory erozyjnej. W zbiorniku z zawiesziną, cząstki stałe są mieszane z wodą za pomocą mieszadła. Następnie zawieszina poprzez zbiornik pośredni, w którym jest cały czas mieszana, kierowana jest przez dyszę na wirujące próbki. Możliwe jest jednocześnie badanie czterech próbek umieszczonych na poziomych ramionach przytworczonych do wału, z prędkością uderzenia do 70 m/s.

Modyfikację stanowiska Lina i Shao [120] zaproponowali Al-Bukahiti i in. [98]. Zmodyfikowane stanowisko różni się od oryginalnego średnicą wirujących ramion, wielkością zbiornika oraz możliwością wytworzenia próżni w komorze badawczej (do 280 mm Hg). Eliminacja wpływu ruchu powietrza (efekt aerodynamiczny) na strumień zawiesiny jest ważną cechą tego rozwiązania. Mimo istotnych zalet (duży przedział prędkości uderzenia oraz możliwość badań w próżni), stanowisko to nie jest popularne.

3. Niszczenie materiałów konstrukcyjnych

Cechą szczególną erozji kawitacyjnej oraz erozji cząstkami stałymi jest dynamiczny charakter obciążeń w mikroobszarach obejmujących ziarna, podziarna lub oddzielne składniki strukturalne materiału. W wyniku wielokrotnego impulsowego obciążenia eksponowanego materiału dochodzi do powstania nierównomiernego stanu naprężeń, niejednorodności odkształcenia oraz niejednorodnych zmian właściwości warstwy wierzchniej, co w konsekwencji prowadzi do inicjacji pęknięć i ubytków. Proces degradacji materiałów zależy od czynników związanych z intensywnością obciążenia, tj. od liczby i wielkości obciążeń, czasu ich trwania oraz czynników związanych z właściwościami eksponowanego materiału, tj. od jego właściwości strukturalnych i wytrzymałościowych. Badając odporność erozyjną materiału należy pamiętać, że wspomniane zjawiska erozji przebiegają w cieczy, najczęściej w wodzie, czyli w środowisku sprzyjającym procesom korozyjnym, przy czym czas obciążenia jest bardzo krótki, a naprężenia mogą przewyższyć wytrzymałość materiału, wskutek czego następuje przyspieszone niszczenie materiału w stosunku do niszczenia powodowanego przez wielokrotne odkształcenia w środowisku neutralnym.

Badania odporności erozyjnej materiałów konstrukcyjnych należy uznać za badania krytyczne, bowiem są prowadzone w celu znalezienia uniwersalnych zależności między odpornością materiałów a ich właściwościami mechanicznymi i wytrzymałościowymi, a także opracowania sposobów podwyższania ich odporności kawitacyjnej. Niektóre korelacje między właściwościami materiałowymi i odpornością erozyjną zostały już przedstawione we wcześniejszym rozdziale.

3.1. Niszczenie materiałów w warunkach kawitacji

Badania odporności materiałów na erozję kawitacyjną było, jak już wspomniano, związane z wytypowaniem materiałów odpornych na ten rodzaj niszczenia, poszukiwaniem właściwości materiałowej determinującej odporność kawitacyjną oraz wyznaczeniem korelacji między odpornością na niszczenie a właściwościami materiałowymi, tj. właściwościami strukturalnymi, mechanicznymi i wytrzymałościowymi. W celu określenia takich korelacji, zaproponowano nowe parametry opisujące wytrzymałość materiału, jak m.in. odporność graniczna UR (ang. *ultimate resistance*), której definicję opisaną się w normie ASTM G-40 przedstawiono w poprzednim rozdziale.

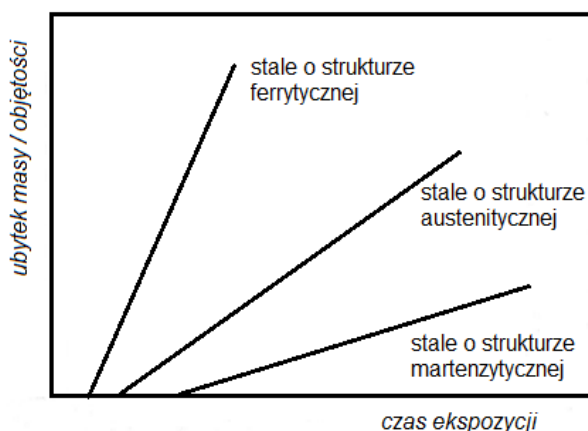
Już wczesne badania materiałów konstrukcyjnych wykazały, że ich struktura, w tym wielkość ziaren, liczba i wielkość defektów, budowa fazowa, struktura krystalograficzna, jak również orientacja krystalograficzna oraz takie właściwości jak twardość, plastyczność, kruchość, granica plastyczności, wytrzymałość na zerwanie i wytrzymałość zmęczeniowa mają wpływ na odporność na niszczenie ka-

witacyjne. Zatem liczba właściwości materiałowych mających wpływ na odporność kawitacyjną jest bardzo duża. Poniżej zostaną przedstawione główne zależności między wspomnianymi właściwościami i odpornością kawitacyjną.

3.1.1. Wpływ struktury

Struktura materiałów, tj. budowa fazowa, struktura i orientacja krystalograficzna oraz wielkość ziaren, bardzo silnie wpływa na właściwości mechaniczne i wytrzymałościowe materiałów, włączając w to również odporność na niszczenie kawitacyjne, w szczególności w okresie inkubacji. Ze względu na środowisko wodne, w którym zjawisko kawitacji powstaje i rozwija się, jest dodatkowym rodzajem niszczenia na jakie są narażone urządzenia. W celu wyeliminowania ryzyka wpływu korozji i efektów synergicznych na wyniki badań kawitacyjnych, pierwszymi badanymi materiałami były stale nierdzewne jednofazowe.

Struktura fazowa. Badania odporności na niszczenie kawitacyjne wykazały, że spośród jednofazowych stali nierdzewnych, stale ferrytyczne odznaczają się najkrótszym okresem inkubacyjnym i największą szybkością erozji (najmniejszą odpornością kawitacyjną), natomiast najdłuższym okresem inkubacyjnym i najmniejszą szybkością erozyjną (najlepszą odpornością na niszczenie kawitacyjne) odznaczają się stale martenzytyczne (rys. 3.1).

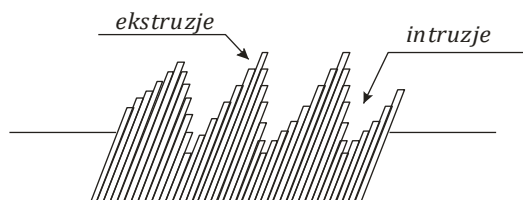


Rys. 3.1. Schematyczne przedstawienie krzywych erozyjnych stali ferrytycznych, austenitycznych i martenzytycznych

Niska odporność stali ferrytycznych na niszczenia kawitacyjne jest przypisywana niskiej wytrzymałości struktury krystalograficznej RPC (regularna przestrzennie centrowana, ang. *body-centered cubic* – BCC) na obciążenia dynamiczne [34,178]. Według [27,34] szybkość odkształcania podczas kawitacji wynosi od 10^4 s^{-1} do 10^6 s^{-1} , niezależnie czy obciążenie jest powodowane przez falę uderzeniową czy mikrostrugę cieczy. Ze względu na małą gęstość wypełnienia w strukturze RPC – brak jest płaszczyzn tak gęsto obsadzonych jak np. w strukturze krystalograficznej RSC (regularna ściennie centrowana) – naprężenie konieczne do

uruchomienia dyslokacji i poślizgu jest bardzo duże. W konsekwencji w warunkach odkształcania z bardzo dużą szybkością łatwiej dochodzi do kruchego pęknięcia niż poślizgu, szczególnie w przypadku niekorzystnej orientacji płaszczyzn łupliwości ułożonych pod kątem 45° do powierzchni eksponowanej [179–181]. Należy nadmienić, że stale ferrytyczne są najslabiej zbadaną grupą materiałów, choć wiele z nich jest stosowanych do wyrobu urządzeń narażonych na obciążenia zmęczeniowe. Hattori i Ishikura opracowując bazę danych dotyczącą odporności na niszczenie kawitacyjne stali, uwzględnili tylko jedną stal ferrytyczną, która, w zależności od stanowiska badawczego, odznaczała się od około 3 do 7 krotnie niższą odpornością kawitacyjną w porównaniu z stalami austenitycznymi lub martenzytycznymi [182].

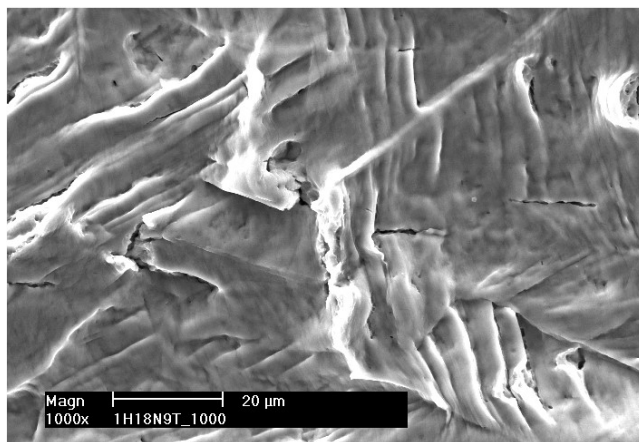
Stale austenityczne są najlepiej przebadaną grupą stali i odznaczają się znacznie lepszą odpornością na niszczenie kawitacyjne niż stale ferrytyczne (rys. 3.1) [53,182–194]. Stale te posiadają strukturę krystalograficzną RSC (regularna ściennie centrowana, ang. *face-centered cubic* – FCC), która jest gęściej upakowaną strukturą niż struktura RPC, a także charakteryzują się niską wartością energii błędu ułożenia (EBU). Właściwości te silnie wpływają na odporność kawitacyjną materiału i proces degradacji. Energia konieczna do uruchomienia dyslokacji w stalach austenitycznych jest bardzo mała, w wyniku czego bardzo szybko powstają pasma poślizgu i bliźniaki odkształcenia. Energia uderzenia pochodząca od implodujących pęcherzyków jest zatem zużywana w pierwszej kolejności na powstanie pasm poślizgu, bliźniaków odkształcenia oraz na przemianę fazową austenitu w martenzyt $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\epsilon$. Właśnie tej przemianie, której towarzyszy wzrost twardości, przypisuje się dobrą odporność stali austenitycznych na dynamiczne obciążenia [28,34,38,178,188,190,195].



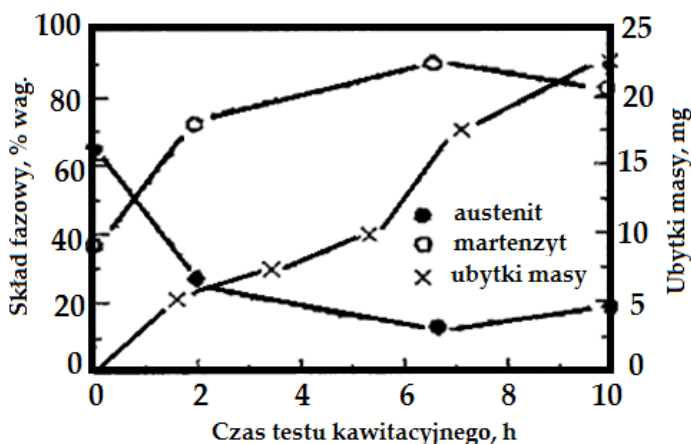
Rys. 3.2. Zmęczeniowe pasma poślizgu

Zachodzenie przemiany fazowej $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\epsilon$ podczas testów niszczenia kawitacyjnego przyczyniło się do wzrostu zainteresowania stalami austenitycznymi. Badania doświadczalne wykazały, że pasma poślizgu w systemach łatwego poślizgu są uruchamiane bardzo szybko i posiadają budowę charakterystyczną dla niszczenia zmęczeniowego (rys. 3.2). W miarę wydłużania się czasu trwania procesu kawitacyjnego rośnie głębokość intruzji, które stają się miejscami inicjacji i rozwoju pęknięć (rys. 3.3). Badania stali austenitycznej X6CrNiTi18-10 ujawniły powstanie pasm poślizgu nawet przy bardzo niskiej intensywności kawitacji [28,38]. Wraz ze wzrostem intensywności kawitacji pasma poślizgu postawały w kilku

systemach poślizgu i na powierzchni bliźniaków, przy czym granice ziaren nie były przeszkodą w ich rozprzestrzenianiu się na sąsiednie ziarna (rys. 3.3).



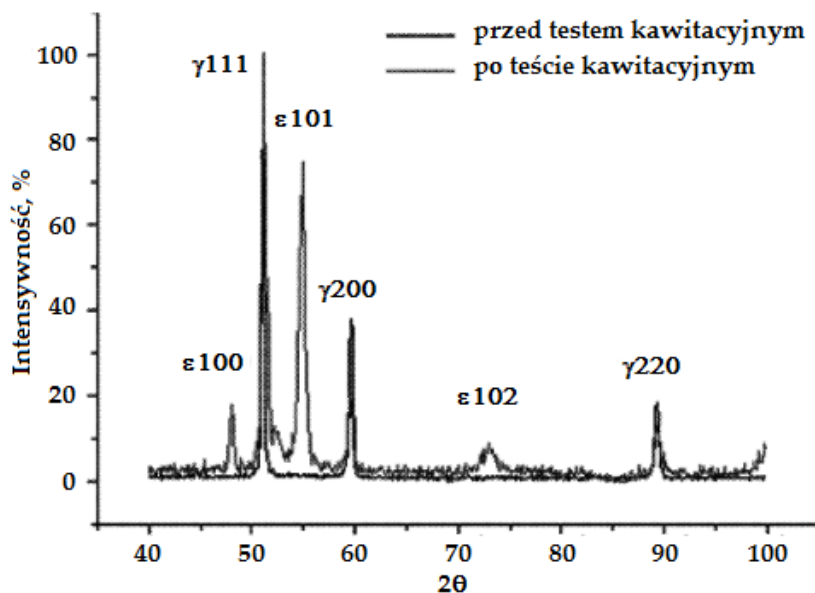
Rys. 3.3. Pasma poślizgu wraz z pęknięciami w intruzjach powstałe na stali austenitycznej X6CrNiTi18-10 (badania własne)



Rys. 3. 4. Zmiana fazowa i ubytku masy w czasie testu kawitacyjnego [190]

Przemiana fazowa $\text{Fe}_\gamma \rightarrow \text{Fe}_\alpha$ była badana metodą spektroskopii Mössbauerowskiej [190] oraz metodą dyfrakcji promieniowania rentgenowskiego [192,195, 196]. Pomiary spektrometrem Mössbauera wykazały, że największa intensywność przemiany fazowej ma miejsce w początkowym okresie niszczenia (rys. 3.4). i maleje wraz z upływem czasu ekspozycji. Natomiast, w okresie przyspieszonego niszczenia dochodzi do przemiany odwrotnej $\text{Fe}_\alpha \rightarrow \text{Fe}_\gamma$, tzn. następuje wzrost zawartości fazy austenitycznej i odpowiedni spadek fazy martenzytycznej. Badania metodą dyfrakcji rentgenowskiej wykazywały obecność fazy martenzytycznej nawet po 45 h testu kawitacyjnego (rys. 3.5). Również badania stopów z pamięcią

kształtu Fe-Mn-Si-Cr potwierdziły zajście przemiany fazowej i powstanie struktury martenzytycznej podczas erozji kawitacyjnej [197].

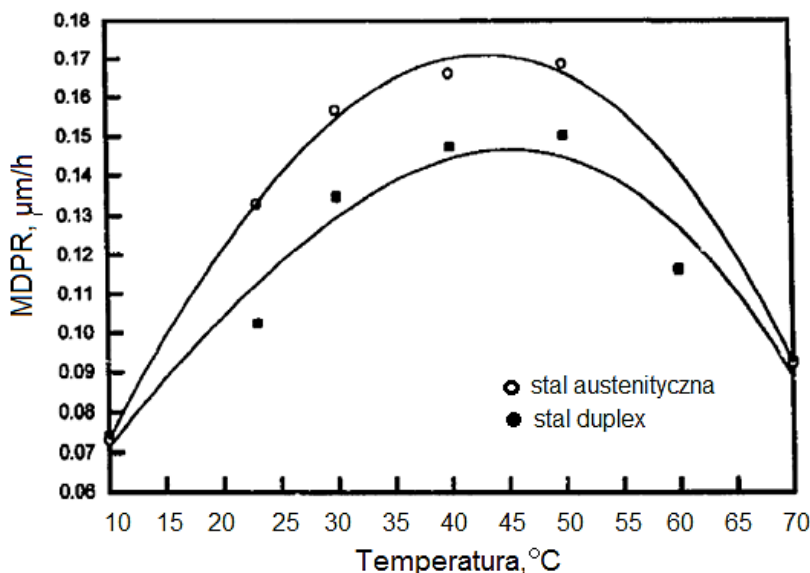


Rys. 3. 5. Przemiana fazowa stali austenitycznej 309 badanej na stanowisku wibracyjnym [190]

Kolejną grupą stali przedstawioną na rys. 3.1 są stale martenzytyczne, które odznaczają się najlepszą odpornością na niszczenie kawitacyjne. Tę wysoką odporność przypisuje się z jednej strony wysokiej wytrzymałości i twardości tych stali, a z drugiej strony – strukturze igieł martenzytu, które ułatwiają dyslokacjom ruch przez igły oraz wzdłuż granic igieł [34]. Ze względu na budowę igieł martenzytu, pęknięcia rozwijające się wzdłuż granic mają ograniczone możliwości wzrostu.

Inną grupą stali, nie ujętą na rys. 3.1, są stale duplex o strukturze austenityczno-ferrytycznej. Stale duplex odznaczają się dobrą odpornością na korozję ogólną, korozję międzykrystaliczną oraz korozję naprężeniową, a także posiadają wyższą wytrzymałość na rozciąganie w porównaniu z klasycznymi stalami austenitycznymi. Mimo tego, że stale ferrytyczne posiadają niską odporność kawitacyjną, to jednak stale duplex odznaczają się dobrą odpornością na ten rodzaj niszczenia. Badania stali duplex Fe-Mn-Al o zróżnicowanej zawartości aluminium w środowisku wody słodkiej wykazały ich lepszą odporność kawitacyjną w porównaniu ze stalą austenityczną 304 [198]. Tę lepszą odporność uzasadniano wyższymi właściwościami wytrzymałościowymi. Jednakże w środowisku korozyjnym (sztuczna woda morska o 3,5% zawartości NaCl) oba rodzaje stali wykazały porównywalną odporność kawitacyjną. Wyjątek stanowiła stal duplex z dodatkiem 2,6% chromu, która wykazywała wyraźnie większą odporność kawitacyjną niż pozostałe badane metariały. Dobrą odporność kawitacyjną stali duplex z dodatkiem chromu przypisano zdolności do tworzenia stabilnej warstwy pasywnej

tlenku chromu, zabezpieczającej przed korozją. W pozostałych badanych stalach duplex ferryt stał się anodą i ulegał korozji dużo łatwiej niż austenit [198].



Rys. 3.6. Zależność między szybkością wnikania erozji, MDPR a temperaturą [199]

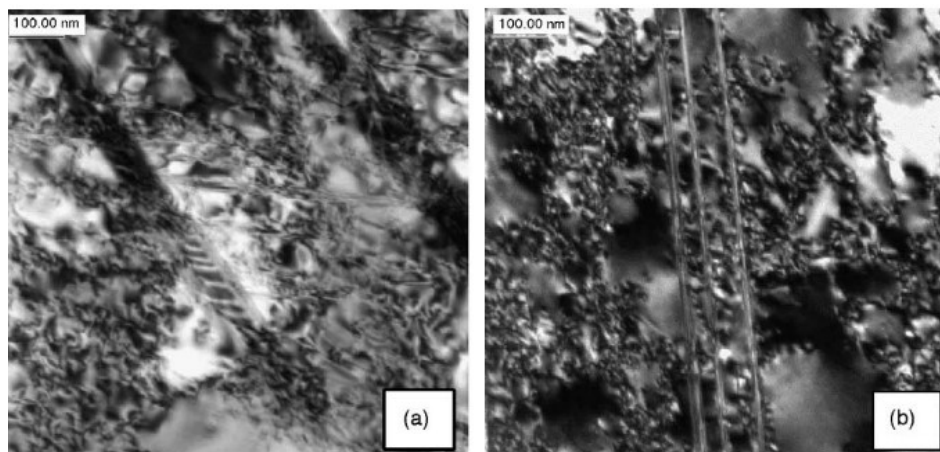
Powyższych wyników badań stali duplex Fe-Mn-Al w środowisku korozyjnym nie potwierdzają badania Kwoka i in. [199], którzy w sztucznej wodzie morskiej badali stal austenityczną 18-10 (18% Cr, 9% Ni, 1,6% Mn, 2% Cu, 1,7% Zn) i stal duplex Fe-Cr-Mo (25,6% Cr, 7% Ni, 4% Mo, 0,6% Mn, 0,7% Cu, 0,5% Zn). Według Kwoka i współpracowników, stal duplex posiada lepszą odporność na erozję kawitacyjną w porównaniu ze stalą austenityczną niezależnie od środowiska i temperatury badań z przedziału od 10 °C do 70 °C (rys. 3.6). Niemniej jednak szybkość erozji była zależna od temperatury cieczy roboczej (np. wody). Najmniejszą szybkość erozji uzyskano dla temperatury 10 °C, która wynika z małej ilości gazów nierozpuszczonych w cieczy (mikropęcherzyków gazów), będących zalążkami kawitacji koniecznymi do powstania pęcherzyków kawitacyjnych. Wraz ze wzrostem temperatury rośnie ilość gazów nierozpuszczonych (mikropęcherzyków). Dlatego też, wraz ze wzrostem temperatury obserwowano wzrost szybkości erozji. Dla obu stali największą szybkość erozji i równocześnie najmniejszą odporność erozyjną stwierdzono dla temperatur 40–45 °C [199]. Dalszy wzrost temperatury powodował zmniejszanie się szybkości erozji, które było konsekwencją wzrostu zawartości gazów w pęcherzykach kawitacyjnych. Gaz zawarty w pęcherzykach działa tłumiąco na rozwój mikrostrugi. W przeciwieństwie do stali duplex Fe-Mn-A, stale Fe-Cr-Mo posiadają dużą zawartość chromu (26% Cr), który odpowiada za tworzenie się wspomnianej warstwy pasywnej. Przeprowadzone badania wskazały, że w przypadku kawitacji w środowisku korozyjnym ważna jest zawartość chromu, który zabezpiecza przed korozją. Dodatkowym

czynnikiem sprzyjającym obniżeniu szybkości erozji stali z dodatkiem chromu jest wysoka twardość warstwy pasywnej powstałej na bazie tlenków chromu.

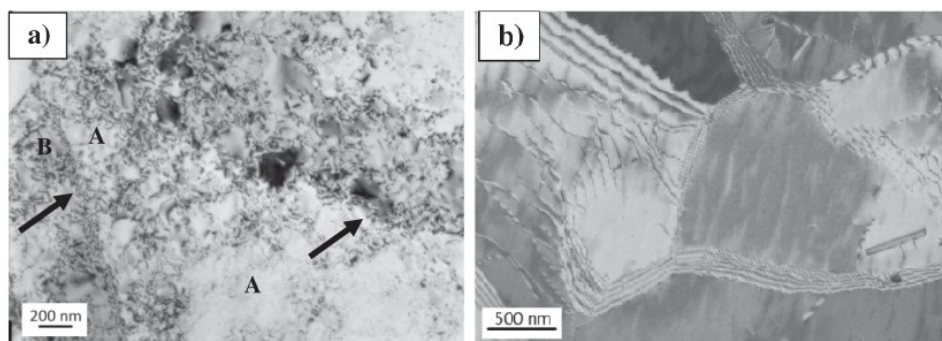
Inną grupą materiałów, która była wykorzystywana w badaniach procesu niszczenia, były stopy aluminium. Stopy aluminium odznaczające się dobrą odpornością korozyjną są stosowane do wyrobu różnych urządzeń w przemyśle morskim. Badania stopów aluminium Al-Cu, Al-Mg i Al-Zn-Mg wykazały, że posiadają one małą odporność na niszczenie kawitacyjne [34,68,200], niemniej jednak tę niską odporność wykorzystano do analizy zjawisk zachodzących w materiale w krótkotrwałych testach kawitacyjnych oraz do wyznaczania obciążenia kawitacyjnego metodą analizy wielkości i głębokości ubytków. Innym celem wykorzystania stopów aluminium w badaniach kawitacyjnych była analiza wpływu struktury krystalograficznej i wysokiej wartości energii błędu ułożenia na procesy niszczenia kawitacyjnego i rozwój struktury dyslokacyjnej.

Struktura dyslokacyjna. Obciążenia kawitacyjne, ze względu na duże szybkości odkształcania, silnie aktywują źródła dyslokacji, prowadząc do wzrostu gęstości dyslokacji i powstania dyslokacyjnej struktury komórkowej w materiałach o strukturze krystalograficznej RSC [28,68,201]. Niemniej jednak wartość energii błędu ułożenia (EBU) w tych materiałach silnie wpływa na powstałe struktury dyslokacyjne [5,196]. Xiaojun i in. [196] podaje, że im mniejsza wartość EBU materiału, tym większa jest odległość między dyslokacjami cząstkowymi i tym łatwiej zachodzi przemiana fazowa. Z kolei w materiałach z dużą wartością EBU łatwiej zachodzi proces dynamicznego zdrowienia, ponieważ łatwiejszy jest poślizg poprzeczny. Poniżej zostaną przedstawione badania struktury dyslokacyjnej dwóch materiałów o strukturze RSC o skrajnie różnych wartościach EBU, tj. stali austenitycznej o niskiej wartości EBU i stopu aluminium o wysokiej wartości EBU.

Badania stali austenitycznej X6CrNiTi18-10, odznaczającej się bardzo niską EBU, wykazały, że intensywność kawitacji wpływa na strukturę dyslokacyjną. W przypadku badań prowadzonych w warunkach dużej intensywności kawitacji obserwowano strukturę komórkową oraz struktury Kuhlmann-Wilsdorf, obszary dużej gęstości dyslokacji, nanometryczne bliźniaki i pasma ścinania (rys. 3.7a) [28]. Struktura Kuhlmann-Wilsdorf występuje w materiałach posiadających strukturę RSC i charakteryzuje się obecnością położonych obok siebie obszarów pozbawionych dyslokacji i obszarów o wysokiej gęstości dyslokacji. Obecność struktur Kuhlmann-Wilsdorf jest związana z bardzo dużymi szybkościami odkształcania, spowodowanymi implozją pęcherzyka kawitacyjnego. Wraz ze spadkiem intensywności kawitacji obserwowano spadek gęstości dyslokacji i wzrost wielkości komórek dyslokacyjnych. Niemniej jednak nawet w przypadku bardzo małej intensywności kawitacji obserwowana była struktura komórkowa, błędy ułożenia oraz duża gęstość dyslokacji (rys. 3.7b).



Rys. 3.7. Struktura dyslokacyjna powstała w stali X6CrNiTi18-10 przy intensywności kawitacji wynoszącej 10,56 kW/m² (a) i 0,026 kW/m² (b) [28]



Rys. 3.8. Struktura dyslokacyjna powstała w stopie aluminium AlMg2 (opis w tekście) [68]

Stopy aluminium, w przeciwieństwie do stali austenitycznych, posiadają wysoką wartość EBU. Dla czystego aluminium $EBU = 200 \text{ mJ/mm}^2$ [202]. Stopy aluminium mogą posiadać nieco mniejszą wartość EBU, ze względu na dodatki innych metali, niemniej jednak przekracza ona 100 mJ/mm^2 . Wysoka wartość EBU sprzyja zachodzeniu procesów odnowy struktury, co skutkuje niską zdolnością do umocnienia w warunkach odkształceń z dużą szybkością. Inną konsekwencją zachodzenia procesów odnowy są procesy wydzieleniowe. Niską odporność stopów aluminium na erozję kawitacyjną przypisuje się dużej ilości drobnych wydzieleni faz uniemożliwiających ruch dyslokacji i absorpcję części energii uderzenia. Badania struktury dyslokacyjnej przeprowadzone po pięciominutowym teście wykazały silny wpływ intensywności kawitacji na gęstość i układ dyslokacji (rys. 3.8). W przypadku dużej intensywności kawitacji, obserwowane były wspomniane struktury Kuhlmann-Wilsdorf – obecność obok siebie obszarów braku dyslokacji (A) i obszarów wysokiej gęstości dyslokacji (B), podobnie jak

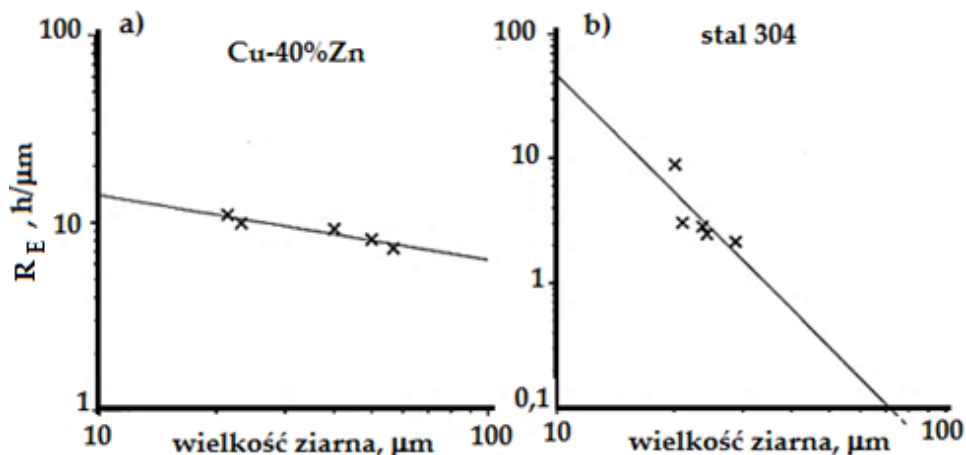
to miało miejsce w przypadku stali austenitycznej oraz granice nisko-kątowe (rys. 3.8a). W przypadku małej intensywności kawitacji tworzyły się struktury zdrowienia dynamicznego (rys. 3.8b), opisane przez Xiaojun i in. [196], związanej z wysoką wartością EBU stopu aluminium. Według Karimia i Martina [34] odporność kawitacyjną stopów aluminium można poprawić poprzez odpowiednią obróbkę cieplną, niemniej jednak niezależnie od zastosowanej obróbki pozostanie ona dużo mniejsza od np. stali austenitycznych.

Wielkość ziarna. Zgodnie z zależnością Halla-Petcha wielkość ziarna wpływa na granicę plastyczności materiału. Zasadniczo wraz ze spadkiem wielkości ziaren odnotowuje się wzrost właściwości mechanicznych i wytrzymałościowych materiału. Badania stali austenitycznych (stali chromowo-niklowo-manganowej o składzie 20,9% Cr, 10,65% Ni, 1,15% Mn, 1,06% Si) w stanie dostawy (AR) i po obróbce przesycania, z temperatury 1000 °C (HT-1) i z temperatury 1150 °C (HT-2), oraz stali 316L wykazały, że lepszą odporność na niszczenie kawitacyjne posiadała stal w stanie dostawy niż po przesycaniu [203]. Uzasadnione to zostało mniejszą wielkością ziaren oraz wyższą twardością i wytrzymałością stali AR w porównaniu odpowiednimi właściwościami stali w stanie po przesycaniu. Dla stali w stanie AR, HT-1 i HT-2 wielkość ziaren wynosiła odpowiednio 15 µm, 25 µm i 65 µm, a twardość 250 HV, 235 HV i 218. Uszeregowanie stali pod względem odporności na niszczenie kawitacyjne wskazywało na korelację z wyżej wymienionymi właściwościami, tj. wzrostem twardości i wytrzymałości, które towarzyszą spadkowi wielkości ziaren. W szczególności odnotowano korelację pomiędzy wzrostem odporności na niszczenie kawitacyjne a wykładnikiem umocnienia stali. Można się też spotkać z poglądem, iż wzrost odporności na niszczenie kawitacyjne towarzyszący spadkowi wielkości ziaren jest powodowany wzrostem objętości granic w materiale, które stają się przeszkodą w ruchu dyslokacji, a zatem przeszkodą w zarodkowaniu pęknięć [5]. W strukturze drobnopiętrzonej jest ilość dyslokacji spiętrzonych (blokowanych) w paśmie poślizgu, tym samym mniejsza jest skłonność do zarodkowania pęknięć w wyniku spiętrzenia dyslokacji. Stwierdzono jednak, że w niszczeniu kawitacyjnym granice ziaren nie są przeszkodą dla rozprzestrzeniania się pasm poślizgu (rys. 3.3), lecz są miejscem inicjacji i rozwoju pęknięć. Rozwój pęknięć wzdłuż granic ziaren był odnotowany podczas badań metalograficznych wielu materiałów niezależnie od wielkości ziaren: stali austenitycznej 304 [204], brązu BA1055 [205], stopu intermetalicznego FeAl [206], mosiądzu CuZn10 [207] i żelaza Armco [71].

Poprawę odporności na niszczenie kawitacyjne wraz ze spadkiem wielkości ziaren odnotowali również Kwok i in. [208], Selokara i in. [203] oraz Bregliozziego i in. [204,209]. Kwok i in. przeprowadzili obróbkę cieplną mosiądzu Cu-40Zn oraz stali austenitycznej 304 w celu modyfikacji wielkości ziaren. Badania obrobionych cieplnie materiałów wykazały, że spadkowi wielkości ziarna towarzyszy wzrost właściwości wytrzymałościowych i poprawa odporności kawitacyjnej. Wyznaczając korelację między odpornością kawitacyjną a wielkością ziaren (rys. 3.9) stwierdzili, że ma ona charakter potęgowy, który można zapisać w następującej formie [208]:

$$R_E = kd^n, \quad (3.1.1)$$

gdzie R_E jest odpornością kawitacyjną równą $R_E = \text{MDPR}^{-1}$, d jest wielkością ziarna a k i n są parametrami wyznaczanymi eksperymentalnie.

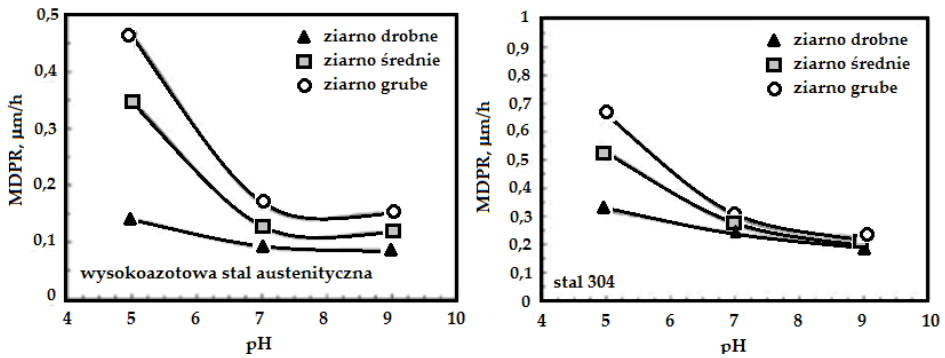


Rys. 3.9. Korelacja odporności kawitacyjnej, R_E , i wielkości ziaren
a) mosiądzu, b) stali austenitycznej [208]

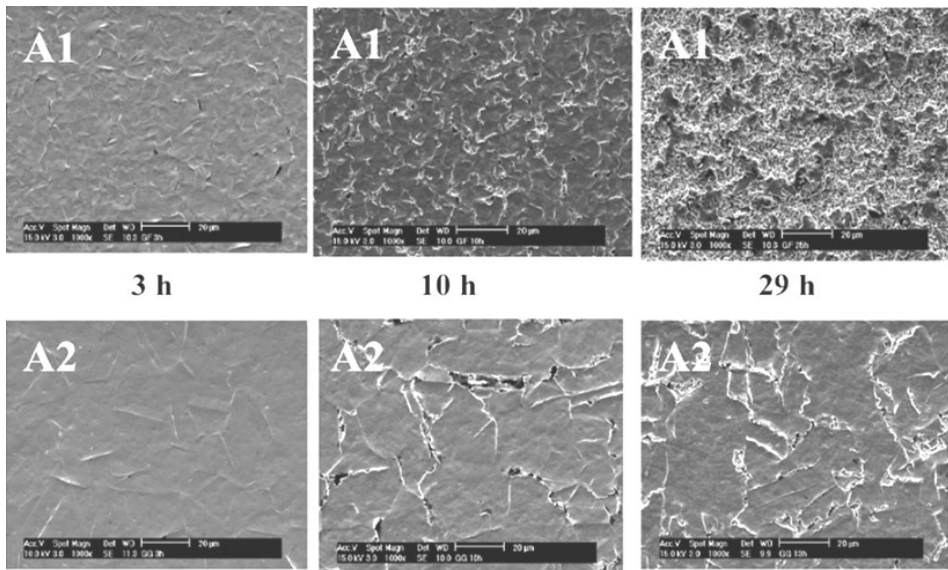
W przypadku mosiądzu Cu-40% Zn wielkość ziaren mieściła się w przedziale między 20 μm a 60 μm , a wartość wykładnika wielkości ziarna wynosiła $n = -0,35$ (rys. 3.9a), a w przypadku stali austenitycznej 304, wielkość ziaren mieściła się między 20 μm a 40 μm , a wykładnik wynosił $n = -3,18$ (rys. 3.9b).

Analiza wyników badań Selokara i in. [203] dla stali austenitycznej chromowo-niklowo-manganowej w stanie dostawy i po obróbce przesycania wykazała, że wartość wykładnika wynosi $n = -0,288$. Zatem można stwierdzić, że wartość wykładnika wpływu wielkości ziaren mieści się w bardzo szerokim zakresie od $n = -0,288$ do $n = -3,18$ i jest zależna od właściwości badanego materiału [203,208].

Badania, Bregliozziego i in. [204], wpływu wielkości ziaren stali austenitycznej 304 i wysokoniklowej na niszczenie kawitacyjne wykazały, że wraz ze zmniejszaniem się wielkości ziaren wzrasta odporność kawitacyjna, niezależnie od pH medium roboczego (rys. 3.10). Stwierdzono ponadto, że pozytywny wpływ spadku wielkości ziaren na odporność kawitacyjną wzrastał wraz ze zmniejszaniem się pH medium roboczego.



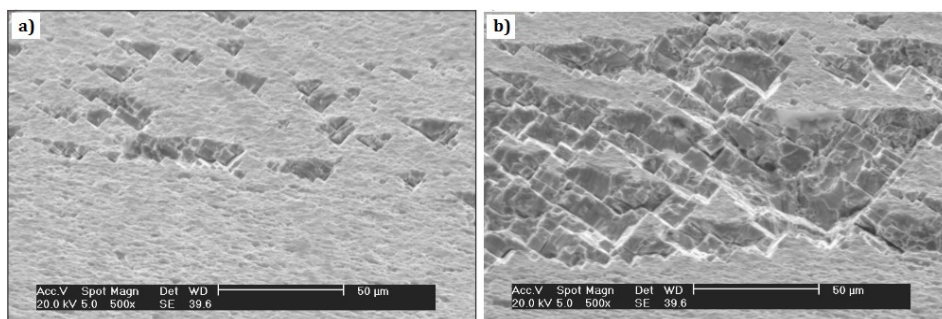
Rys. 3.10. Wpływ wielkości ziaren i pH roztworu na MDPR; a) stal austenityczna wysokoazotowa, b) stal austenityczna 304 [204]



Rys. 3.11. Rozwój uszkodzeń na stali chromowo-manganowej; A1 – stal o ziarnach 2,5 μm, A2 – stal o ziarnach 37,5 μm [209]

Wzrost odporności kawitacyjnej wraz ze spadkiem wielkości ziaren odnotowano również podczas badań stali austenitycznej chromowo-manganowej poddanej różnej obróbce cieplnej w celu modyfikacji wielkości ziaren [209]. Obróbka cieplna polegająca na wygrzewaniu stali w temperaturze 900 °C przez 2 min pozwoliła uzyskać ziarno o wielkości 2,5 μm, natomiast obróbka cieplna polegająca na wygrzewaniu stali w temperaturze 1100 °C przez 10 s dawała ziarno o wielkości 37,5 μm [209]. Spadkowi wielkości ziaren z $d = 37,5 \mu\text{m}$ do $d = 2,5 \mu\text{m}$ towarzyszył spadek szybkości erozji z 0,10 g/(mm²h) do 0,06 g/(mm²h). Zatem 15-krotnemu zmniejszeniu wielkości ziaren towarzyszył 1,6-krotny spadek szybkości erozji. Należy zaznaczyć, że spadek szybkości erozji związany ze spadkiem

spadku wielkości ziaren stali był odnotowany dopiero po 12 h testu. W początkowym etapie niszczenia wielkość ziaren nie miała wpływu na wielość ubytku. Badania metalograficzne stali chromowo-niklowej potwierdziły fakt inicjacji pęknięć i uszkodzeń na granicach ziaren (rys. 3.11) [209]. W stali drobnoziarnistej gęstość granic jest większa niż w stali gruboziarnistej, to też uszkodzenia obejmują większą powierzchnię. Jednak większa twardość i wytrzymałość stali oraz wspomniana już mniejsza ilość spiętrzonych dyslokacji w paśmie poślizgu sprawia, że drobniejsze ziarna są trudniej usuwane. Ponadto drobne ziarno ma mniejszą skłonność do akomodacji odkształcenia plastycznego, co dodatkowo ogranicza rozwój pęknięć [210].

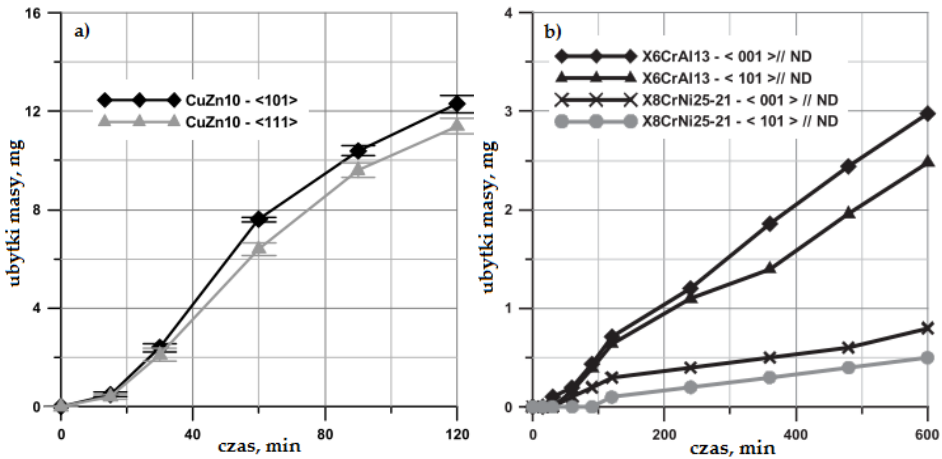


Rys. 3. 12. Usuwane drobne ziarna w początkowym okresie niszczenia (a) i późniejszym okresie niszczenia (b) [179]

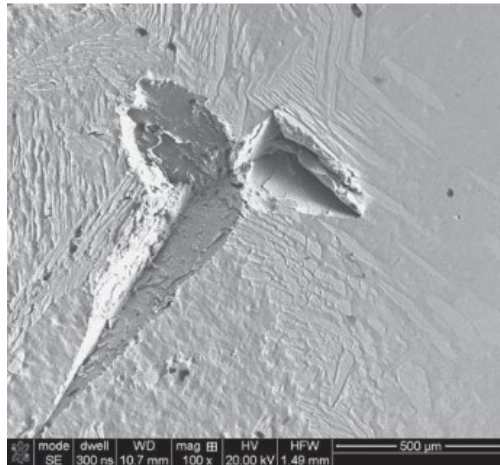
Badania wpływu wielkości ziaren na proces niszczenia kawitacyjnego wykazały, że istnieje graniczna wielkość ziaren, poniżej której dalszemu zmniejszaniu towarzyszy spadek, a nie wzrost, odporności kawitacyjnej [211]. Ten spadek odporności na niszczenie kawitacyjne jest również tłumaczony wzrostem objętościowym granic ziaren, a w szczególności wzrostem gęstości miejsc styku trzech ziaren i inicjacji pęknięć w tych miejscach. Ponieważ granice ziaren i miejsca styku trzech ziaren stanowią coraz większą objętość, pęknięcia łatwo mogą tam zarodkować i wzdłuż granic ziaren rozwijać, prowadząc do usuwania coraz mniejszych ziaren (rys. 3.12) [179]. Zatem większej gęstości granic towarzyszy większa gęstość pęknięć. Jednak w przeciwieństwie do wyników badań przedstawionych w pracach [204,209] uszkodzenia powodowane usuwaniem bardzo drobnych ziaren są większe, bowiem długość pęknięcia prowadząca do usunięcia mniejszego ziarna jest znacznie mniejsza niż długość pęknięcia w stali gruboziarnistej prowadząca do usunięcia dużego ziarna.

Orientacja krystalograficzna. Badania wpływu wielkości ziaren ujawniły dodatkowo, że orientacja krystalograficzna ziaren również wpływa na szybkość niszczenia i odporność kawitacyjną [179]. W przypadku wystąpienia fazy $\text{Cu}_3\text{Mn}_2\text{Al}$ w stopie Cu-Mn-Al, głównym mechanizmem niszczenia w okresie inkubacji jest inicjacja pęknięć wzdłuż płaszczyzn {001} ustawionych pod kątem 45° [179]. Również badania mosiądzu CuZn10 potwierdziły, że orientacja krystalograficzna wpływa na wielkość ubytku i odporność kawitacyjną [207]. Mosiądz

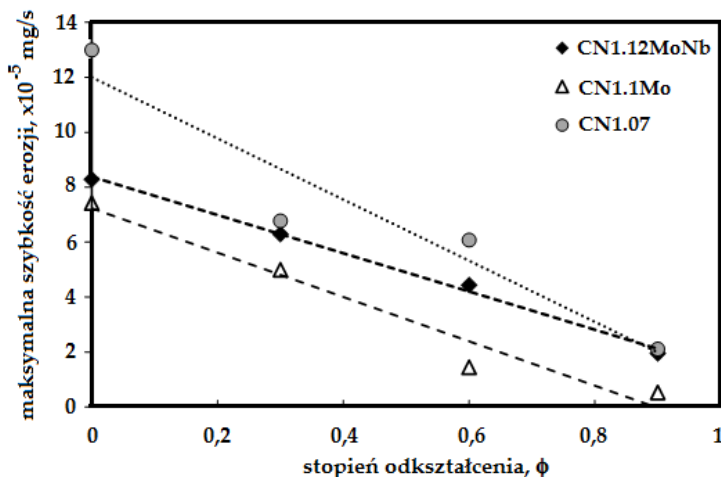
CuZn10 o orientacji $\langle 101 \rangle$ posiada o około 15% wyższe ubytki masy niż mosiądz CuZn10 o orientacji $\langle 111 \rangle$ (rys. 3.13a). Także badania stali austenitycznej X8CrNi25-21 i stali ferrytycznej X6CrAl13 również potwierdziły wpływ orientacji krystalograficznej na odporności kawitacyjną (rys. 3.13b) [181]. Badania te wykazały także, że przeważającym mechanizmem niszczenia w okresie inkubacji jest zarodkowanie i rozwój pęknięć wzdłuż płaszczyzn $\{001\}$ ustawionych pod kątem 45° , szczególnie w przypadku stali ferrytycznej (rys. 3.14).



Rys. 3. 13. Wpływ orientacji krystalograficznej na niszczenie mosiądzu CuZn10 [207] (a) i stali austenitycznej i ferrytycznej (b) [181]



Rys. 3. 14. Uszkodzenie powstałe w stali ferrytycznej X6CrAl13 [181]



Rys. 3.15. Zależność maksymalnej szybkości erozji od stopnia deformacji w oparciu o dane z pracy [183]

Innym aspektem wpływu struktury na odporność kawitacyjną jest rola obróbki plastycznej na zimno. Obróbka plastyczna na zimno, podobnie jak obróbka cieplna, pozwala kształtować właściwości materiału poprzez rozdrobnienie ziaren. W wyniku obróbki plastycznej na zimno ziarna ulegają zniekształceniu w jednym lub dwóch kierunkach, np. przy ciągnięciu, ponadto dochodzi do wzrostu defektów struktury (gęstości dyslokacji) i błędów ułożenia, co prowadzi do wzrostu twardości. Badania trzech stali austenitycznych Fe-Cr-Mn-Mo-N o zróżnicowanej zawartości chromu i molibdenu z dodatkiem niobu w jednej z nich, które zostały poddane obróbce walcowania na zimno, wykazały spadek szybkości erozji i wydłużanie się okresu inkubacyjnego wraz ze wzrostem stopnia deformacji [183]. Wielkość spadku ubytku masy była uzależniona od właściwości stali (rys. 3.15). Najsilniejszy spadek szybkości erozji stwierdzono dla stali CN1,07 (18,8% Cr, 18,9% Mn, 0,4% Ni, 0,07% Mo), która charakteryzowała się największą szybkością erozji. Taki efekt obróbki na zimno potwierdziły również badania stali austenitycznej 316LN [194] oraz wysokoniklowej stali S31803 [212]. Jednak obecność zgniotu w warstwie wierzchniej sprzyja korozji i intensyfikacji efektów synergicznych w środowisku agresywnym. Zagadnienia niszczenia kawitacyjno-korozyjnego zostaną omówione w dalszej części pracy.

W przeciwieństwie do wzrostu odporności przy zmniejszającej się wielkości ziaren, obecność w strukturze materiału wydzielen lub porów działa niekorzystnie na odporność kawitacyjną, powodując wzrost szybkości erozji w stosunku do materiału litego, chociaż same pory w zależności od kształtu i wielkości mogą być miejscami relaksacji naprężeń. Badania ceramiek Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$, ZrO_2 i ZrO_2/WC wykazały, że najlepszą odporność kawitacyjną (najmniejsze ubytki) posiadała ceramika $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$, mimo największej porowatości w porównaniu z pozostałymi ceramikami [213]. Właściwości ceramiki $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ takie jak twardość, moduł Younga i wytrzymałość na zginanie, miały wartość pośrednią

między Al_2O_3 i ZrO_2 . Jej wysoką odporność tłumaczono naprężeniami ściskającymi powstałymi w osnowie Al_2O_3 , w przeciwieństwie do naprężeń rozciągających w osnowie ZrO_2 występujących w ceramice ZrO_2/WC . W przypadku ceramiki Al_2O_3 i ZrO_2 , które posiadały porównywalną porowatość, lepszą odporność kawitacyjną posiadała ceramika ZrO_2 , która odznaczała się większą twardością i wyższymi właściwościami wytrzymałościowymi [213,214]. Również powłoka $\text{Ni}_{16}\text{Cr}_4\text{Si}_4\text{B}_3\text{Cu}_3\text{Mo}_{2.5}\text{Fe}_{0.5}\text{C}$ na bazie niklu natryskiwana cieplnie na stal 316 posiadała lepszą odporność na niszczenie kawitacyjne niż stal 316 mimo swojej porowatości [215]. W przypadku powłoki $\text{Ni}_{16}\text{Cr}_4\text{Si}_4\text{B}_3\text{Cu}_3\text{Mo}_{2.5}\text{Fe}_{0.5}\text{C}$ poprawę odporności na niszczenie kawitacyjne upatrywano we wzroście twardości. Innym czynnikiem mogącym mieć wpływ na poprawę odporności jest wspomniana relaksacja naprężeń w porach.

3.1.2. Wpływ twardości materiału

Związek twardości materiału z odpornością na niszczenie kawitacyjne został już wspomniany wraz z przedstawianiem wpływu wielkości ziaren i obróbki plastycznej na zimno. We wspomnianych przypadkach wzrostowi twardości towarzyszył spadek szybkości erozji.

Hammit w swojej pracy z 1980 roku wskazał twardość jako własność materiału, która najsilniej wpływa na odporność materiału na niszczenie kawitacyjne. W oparciu o własne badania eksperymentalne zaproponował następującą korelację pomiędzy szybkością penetracji i materiału (MDPR) a twardością (H) [216]:

$$(\text{MDPR})^{-1} = kH^{1,8}, \quad (3.1.2)$$

gdzie k jest stałą wyznaczaną eksperymentalnie.

Z równania (3.1.2) wynika, że odporność na erozję kawitacyjną jest funkcją potęgową twardości z wykładnikiem bliskim 2. Zależność ta jest zgodna ze schematem wpływu struktury na wielkość ubytku przedstawionym na rys. 3.1. Stale martenzytyczne charakteryzujące się wysoką twardością odznaczają się również dobrą odpornością kawitacyjną. Niestety, zależność odporności na niszczenie kawitacyjne od twardości materiału tak dokładnym wykładnikiem, jak zostało to przedstawione przez Hammita okazała się słuszna jedynie dla wąskiej grupy materiałów. Kwok i in. [208] wykazali, że relacja (3.1.2) powinna być wyrażona w bardziej uniwersalnej formie:

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = kH^n, \quad (3.1.3)$$

gdzie k i n są parametrami wyznaczanym eksperymentalnie, zależnymi od właściwości materiałów.

Badania odporności na niszczenie kawitacyjne różnych materiałów obejmujących stale węglowe, stale nierdzewne i stopy miedzi wykazały, że wartość wykładnika n mieści się w szerokim zakresie i należy ją traktować jako cechę materiałową [64,203,208]. Badania mosiądzu ($\text{Cu-40\%Zn}$) oraz stali austenitycznej 304 poddanych obróbce cieplnej celem uzyskania różnych twardości wykazały, że wartość wykładnika wynosiła odpowiednio 0,523 i 3,278 [208]. W przypadku

stali austenitycznej Cr-Ni-Mo chromowo-niklowo-manganowej, wykładnik twardości miał podobną wartość do tej wyznaczonej dla stali 304 i wyniósł $n = 3,269$ [203]. Zatem badania dotyczące odporności stali austenitycznych wskazały, że wzrost twardości odgrywa kluczową rolę w ich odporności na niszczenie kawitacyjne, przy czym wartość wykładnika twardości jest większa od 3. Mimo że wartość wykładnika dla obydwu stali austenitycznych jest do siebie zbliżona, to założenie, że taką wartość mają też inne stale austenityczne może prowadzić do błędnych oszacowań odporności kawitacyjnej.

Badania stali węglowych o strukturze ferrytyczno-perlitycznej (AISI 1017 i AISI 1055) poddanych obróbce cieplnej celem modyfikacji twardości potwierdziły potęgową zależność między szybkością erozji i twardością przedstawioną w równaniu (3.1.3) [64]. Dla wspomnianych stali węglowych badanych na stanowisku wibracyjnym, wykładnik twardości wynosił $n = 1.5$. Badania stali S235 JR potwierdziły pozytywny wpływ wzrostu twardości na odporność kawitacyjną [217]. Wykazały również, że na odporność na niszczenie kawitacyjne, oprócz twardości materiału, wpływają także takie właściwości jak plastyczność (wydłużenie) i energia łamania. W pracy tej wykazano, że parametr łączący wymienione właściwości w postaci

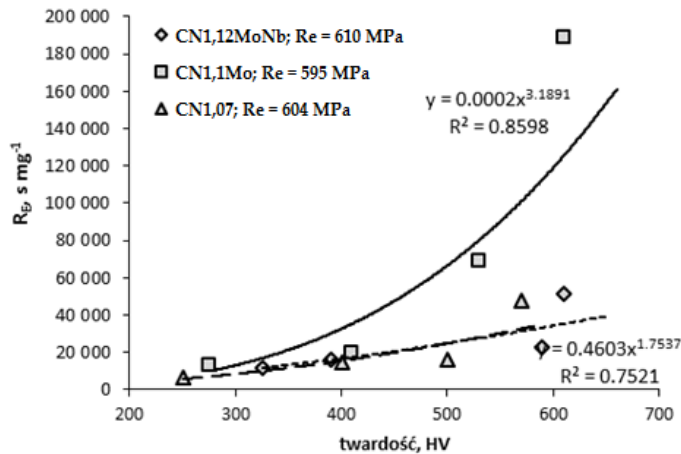
$$P = \frac{A^n KV^m}{H^q}, \quad (3.1.4)$$

gdzie A jest wydłużeniem, KV energia łamania, a H twardością, n, m, q są wykładnikami opisującymi podatność materiału na niszczenie kawitacyjne. Wraz ze wzrostem wartości tego parametru obniża się odporność kawitacyjna materiału.

W przypadku stopów na bazie Ti odnotowano logarytmiczny, a nie potęgowy, wzrost odporności na erozję kawitacyjną, towarzyszący wzrostowi twardości badanego stopu [218]. Wyniki tej pracy również potwierdzają wspomnianą już wcześniej sugestię ostrożnego traktowania zależności (3.1.3).

Badania Wu i in. [215] odporności kawitacyjnej stopów TiNi, stali 304 i powłoki na bazie Ni ($\text{Ni}_{16}\text{Cr}_4\text{Si}_4\text{B}_3\text{Cu}_3\text{Mo}_{2.5}\text{Fe}_{0.5}\text{C}$) nie wykazały jednoznacznej korelacji między twardością i odpornością na niszczenie kawitacyjne, chociaż zarówno wszystkie stopy TiNi jak i warstwa na bazie Ni posiadały lepszą odporność na erozję kawitacyjną niż stal 304. Stopy TiNi wykazywały najlepszą odporność kawitacyjną, mimo że nie posiadały najwyższej twardości. Natomiast warstwa na bazie Ni, która posiadała znacznie większą twardość niż pozostałe materiały, nie odznaczała się dużą odpornością na niszczenie kawitacyjne. Bardzo dobrą odporność stopów TiNi przypisano dużej podatności tych stopów do umocnienia, co jest związane z absorpcją znacznej energii uderzenia [215]. W przypadku warstwy $\text{Ni}_{16}\text{Cr}_4\text{Si}_4\text{B}_3\text{Cu}_3\text{Mo}_{2.5}\text{Fe}_{0.5}\text{C}$ osadzonej na stali 304 jej zmniejszoną odporność na erozję kawitacyjną w stosunku do stopów TiNi, mimo jej wysokiej twardości (920 HV), upatrywano w porowatości i braku zdolności do umocnienia. Badania te wskazały, że zdolność do umocnienia się materiału jest właściwością, która bardziej niż twardość wpływa na odporność kawitacyjną, a wpływ twardości na odporność kawitacyjną jest cechą danego materiału uzależnioną od innych właściwości materiałowych, np. obecności defektów struktury (porowatości).

W celu zwiększenia twardości oprócz obróbki cieplnej można stosować obróbkę plastyczną na zimno. O skuteczności tej metody wspomniano we wcześniejszym rozdziale. W przypadku stali austenitycznych FeCrMnMoCN (CN1.12MoNb, CN1.1Mo, CN1.07) wzrostowi stopnia zgniotu towarzyszył wzrost twardości i odporności na niszczenie kawitacyjne (rys. 3.16) [183]. Wyznaczając zależność między odpornością kawitacyjną i twardością uzyskaną po obróbce plastycznej na zimno otrzymuje się zależności wykładnicze potwierdzające relację (3.1.3). Jednak wyznaczone wartości wykładników twardości bardzo różnią się między sobą. Dla stali CN1.12MoNb i CN1.07 wykładnik wynosi $n = 1,754$, a dla stali CN1.1Mo aż 3,189. Badania te potwierdziły, wspomniane wcześniej, spostrzeżenie, że wartość wykładnika wpływu twardości jest właściwością danego materiału, podobnie jak inne właściwości materiałowe, np. granica plastyczności lub wytrzymałość na zerwanie. Warto zaznaczyć, że podobną odporność na niszczenie kawitacyjne wyznaczono dla stopów FeCrMnMoCN, posiadających podobne wartości granicy plastyczności (rys. 3.16).

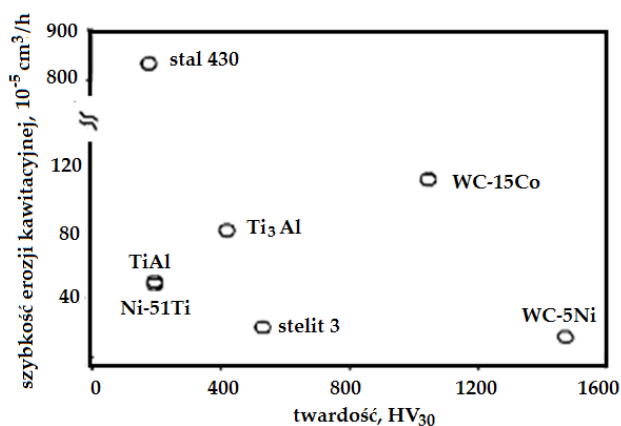


Rys. 3.16. Zależność między odpornością kawitacyjną i twardością stali austenitycznych typu FeCrMnMoCN, w oparciu o dane z pracy [183]

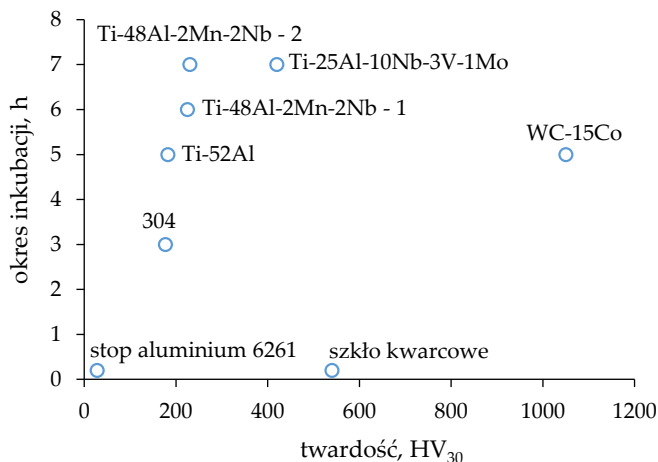
W przypadku zastosowania obróbki plastycznej na zimno dla stali austenitycznej Nitronic 60 poprawa odporności kawitacyjnej spowodowana wzrostem twardości z 156–175 HV do 248–310 HV najbardziej była widoczna podczas badań prowadzonych w rtęci w temperaturze 80 °C. Badania te wskazały na inny aspekt wyprowadzanych korelacji, a mianowicie na ich stosowność w różnych cieczach roboczych i różnych temperaturach. Spadek ubytku masy w rtęci w temperaturze 80 °C był 4,5-krotny, a w temperaturze 25 °C – 2,5-krotny [194]. W przypadku stali austenitycznej 316, poprawę odporności na niszczenie kawitacyjne wraz ze wzrostem twardości stwierdzano niezależnie od cieczy roboczej (woda, rtęć) i temperatury badania (od -5 °C do 80 °C) [194]. Jednakże nie wyznaczono

matematycznej zależności między twardością i odpornością kawitacyjną w postaci (3.1.3). Obróbka plastyczna na zimno powodująca 50% zgniot przyczyniła się do wzrostu twardości z 104–110 HV do 302–345 HV. W przypadku badań stali w rtęci ten około 3-krotny wzrost twardości spowodował od 2- do 5,5-krotne zmniejszenie ubytku masy w zależności od temperatury cieczy. Największe zmniejszenie ubytku masy (5,5-krotne) stwierdzono dla rtęci o temperaturze 25°C [194]. Natomiast w przypadku wody o temperaturze 25 °C, odnotowano ponad 6-krotne zmniejszenie ubytku masy [194]. Jednak obecność zgniotu w warstwie wierzchniej zwiększa ryzyko korozji i intensyfikuje niszczenie kawitacyjno-korozyjne w środowisku aktywnym chemicznie, np. w wodzie morskiej, ze względu na procesy korozyjne i efekty synergiczne. Zagadnienia niszczenia kawitacyjno-korozyjnego zostaną przedstawione w dalszej części pracy.

Porównanie odporności na niszczenie kawitacyjne szerokiej gamy różnych materiałów począwszy od stali austenitycznych poprzez stopy faz międzymetalicznych aż do węglików spiekanych i szkła kwarcowego, o zróżnicowanych wartościach twardości i właściwościach wytrzymałościowych, nie pozwoliło wyznaczyć zależności między twardością materiałów i szybkością erozji (rys. 3.17), ani między twardością a długością okresu inkubacyjnego (rys. 3.18) [34,219]. Przyczyną były inne właściwości, takie jak: kruchość w przypadku szkła kwarcowego, lub zdolność do umocnienia. Mimo braku wyznaczenia korelacji, pozytywny wpływ wzrostu twardości na poprawę odporności kawitacyjnej był zauważalny. Z tego względu przy poszukiwaniach sposobów poprawy odporności materiałów na niszczenie kawitacyjne zwrócono baczną uwagę na metody zwiększenia twardości warstwy wierzchniej. Do takich metod należy wspomnianą już obróbka plastyczna na zimno oraz osadzanie twardych warstw na powierzchni materiału. Wyniki badań odporności na niszczenia kawitacyjne powłok wytwarzanych różnymi metodami zostaną przedstawione w dalszej części pracy.



Rys. 3.17. Szybkość erozji kawitacyjnej w zależności od twardości materiałów [219]



Rys. 3.18. Okres inkubacji w zależności od twardości materiałów [219]

3.1.3. Wpływ właściwości wytrzymałościowych

Uzyskane korelacje między twardością materiałów i odpornością na niszczenie kawitacyjne przyczyniły się do poszukiwań korelacji między odpornością kawitacyjną taktowaną jako odwrotność szybkości wnikania erozji, $R_E = (\text{MDPR})^{-1}$, i innymi właściwościami materiału wyznaczanymi w statycznych próbach wytrzymałościowych, tj. granicą plastyczności, wytrzymałością na zerwanie, wytrzymałością zmęczeniową lub kombinacjami tych właściwości. Hammitt, w oparciu o prowadzone badania eksperymentalne, zaproponował następujące korelacje między odpornością na niszczenie kawitacyjne i właściwościami materiałów [216]:

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{UR}) , \quad (3.1.5)$$

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{SE})^{0,738} , \quad (3.1.6)$$

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{UR} \cdot \text{HB})^{0,72} , \quad (3.1.7)$$

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{UR} \cdot E)^{0,659} , \quad (3.1.8)$$

gdzie k jest stałą wyznaczana eksperymentalnie, UR jest odpornością graniczną, HB jest twardością w skali Brinella, SE jest energią odkształcania, a E jest modułem Younga.

Zależności w formie przedstawionej w równaniach (3.1.5)–(3.1.8) okazały się być prawdziwe jedynie w dla ograniczonej grupy materiałów, podobnie jak to miało miejsce z relacją (3.1.2). Niemniej jednak, właściwości materiałowe, które mają wpływ na wytrzymałość materiału na niszczenie kawitacyjne zostały wstępnie w tych równaniach wskazane. Kwok i in. [208] zaproponowali, że zależności (3.1.4)–(3.1.8) powinny być przedstawiane w następującej uogólnionej formie:

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{UR})^n , \quad (3.1.9)$$

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{SE})^m, \quad (3.1.10)$$

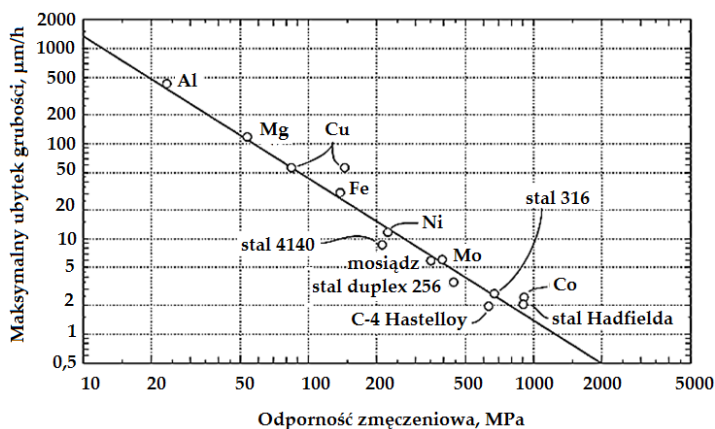
$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{UR} \cdot \text{HB})^q, \quad (3.1.11)$$

$$R_E = (\text{MDPR})^{-1} = k(\text{UR} \cdot E)^p, \quad (3.1.12)$$

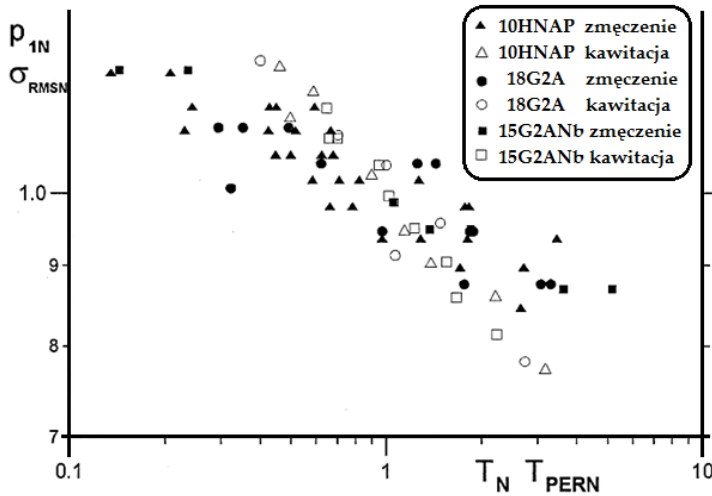
gdzie wykładniki n , m , q i p są wyznaczane doświadczalnie.

Mimo, że w sugerowanych zależnościach (3.1.5–3.1.12) nie uwzględniono wytrzymałości na niszczenie zmęczeniowe, poszukiwanie korelacji między wytrzymałością na zmęczenie i niszczeniem kawitacyjnym wydaje się być naturalną konsekwencją analizy procesu niszczenia, który polega na wielokrotnym obciążaniu impulsami kawitacyjnymi i obserwacjach mikroskopowych zniszczeń materiału w mikroobszarach.

Richman i McNaughton analizując pod względem odporności na niszczenie kawitacyjne szereg materiałów, w tym czyste metale, stale węglowe, stale nierdzewne i stopy miedzi, wskazali na związek między wytrzymałością zmęczeniową materiałów i niszczeniem kawitacyjnym [220]. Zgodnie z rys. 3.19, materiały charakteryzujące się wysoką wytrzymałością zmęczeniową, takie jak stal Hadfielda, stal duplex oraz stal austenityczna 316, odznaczają się bardzo dobrą odpornością na niszczenie kawitacyjne, natomiast materiały, takie jak czyste metale, np. aluminium lub żelazo, ulegają bardzo szybko erozji. Ponadto, Richman i McNaughton stwierdzili, że wraz ze wzrostem wytrzymałości zmęczeniowej wydłuża się okres inkubacji [220]. Na wzrost czasu trwania okresu inkubacyjnego i wzrost odporności kawitacyjnej ma wpływ duża zdolność tej stali do umocnienia w wyniku powtarzających się obciążeń impulsami kawitacyjnymi. Zdolność ta sprawia, że znaczna część energii uderzenia jest zużywana w pierwszej kolejności na wzrost twardości materiału, a nie na inicjację pęknięć. Podobny efekt występuje podczas przemian fazowych zachodzących w wyniku cyklicznych obciążeń w stalach austenitycznych, co zostało przedstawione we wcześniejszej części pracy.



Rys. 3.19. Związek między niszczeniem kawitacyjnym i wytrzymałością zmęczeniową [220]



Rys. 3.20. Korelacja między średnią kwadratową amplitudą naprężenia, σ_{RMS} , ciśnieniem wlotowym, p_1 i czasem obciążania, T , dla stali 10HPNAP, 18G2A i 15G2ANb [221]

Badania porównawcze odporności zmęczeniowej i odporności na niszczenie kawitacyjne stali 10HNAP, 18G2A i 15G2ANb, przeprowadzone przez Będkowskiego i in. [221], jednoznacznie wskazują na wytrzymałość zmęczeniową jako własność materiału, mającą decydujący wpływ na odporność kawitacyjną (rys. 3.20). Zależność między losowym obciążeniem i czasem badań, T_{exp} , została opisana zależnością [221]:

$$\log T = k - c \log \sigma_{RMS}, \quad (3.1.13)$$

gdzie σ_{RMS} jest średnią kwadratową amplitudą naprężenia, a k i c są stałymi wyznaczanymi eksperymentalnie. Analogicznym równaniem została opisana zależność między ciśnieniem wlotowym, p , w komorze Lichtarowicza (rys. 2.3) i mającym wpływ na intensywność kawitacji, a czasem ekspozycji

$$\log T = k - c \log p, \quad (3.1.14)$$

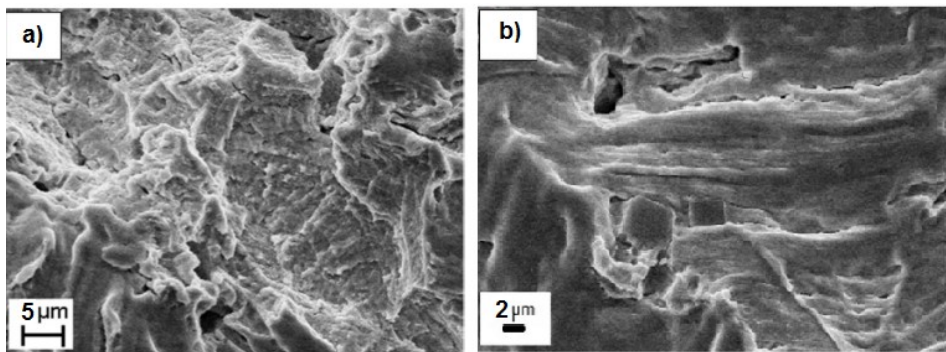
gdzie wyznaczone eksperymentalnie stałe k i c mają inne wartości niż w równaniu (3.1.13). Wzajemna zależność między średnią kwadratową amplitudą naprężenia i ciśnieniem wlotowym w komorze Lichtarowicza została ostatecznie przedstawiona w następującej formie:

$$\log \sigma_{RMS} = k - c \log p, \quad (3.1.15)$$

przy czym eksperymentalnie wyznaczone stałe k i c mają jeszcze inne wartości niż te w równaniach (3.1.13) i (3.1.14).

Wyniki badań przeprowadzonych przez Będkowskiego i in. [221] są ważnym świadectwem zmęczeniowego charakteru zniszczeń kawitacyjnych. Innym waż-

nym potwierdzeniem zmęczeniowego charakteru niszczenia kawitacyjnego są obserwacje mikroskopowe uszkodzeń na powierzchni materiału, powstające podczas testów kawitacyjnych. Analiza mikroskopowa zniszczeń kawitacyjnych obserwowanych na powierzchni stali austenitycznej X6CrNiTi18-10 (rys. 3.21) wskazuje jednoznacznie na ich zmęczeniowy charakter w mikroobszarach [38].



Rys. 3.21. Uszkodzenia powierzchni na stali austenitycznej powstałe podczas testów kawitacyjnych; a) ognisko pęknięcia z liniami przystankowymi, b) prążkowania z pęknięciami [38]

Na rys. 3.21a przedstawiono ognisko pęknięcia, znajdujące się pod powierzchnią materiału. Umieszczenie ogniska pęknięcia pod powierzchnią materiału mogło być spowodowane dwoma czynnikami: 1) obecnością w tym miejscu defektu w postaci np. wydzielenia lub 2) zgodnie z teorią Hertza, miejscem koncentracji największych naprężeń ścinających. Przyrównując uderzenie mikrostrugą do uderzenia kulą, można wykorzystać do analizy rozkładu naprężeń w materiale teorię Hertza. Zgodnie z tą teorią, miejsce największych naprężeń ścinających znajduje w tzw. punkcie Bielajewa, którego umiejscowienie pod powierzchnią zależy od wartości siły uderzenia i właściwości materiału, głównie modułu Younga i współczynnika Poissona. Obok ogniska pęknięcia widoczna jest również strefa przyogniskowa z charakterystycznymi uskokami poprzecznymi, tzw. linią rzek, oraz linie przystankowe przyrostu pęknięcia po cyklu. Dalej, na obrzeżach ubytku, widoczny jest przełom, który doprowadził do usunięcia fragmentu materiału. Innymi miejscami inicjacji pęknięć są granice ziaren i bliźniaków, których powstanie jest również efektem niszczenia kawitacyjnego, o czym już wcześniej wspomniano. Obserwacje prowadzone z większym powiększeniem (rys. 3.21b) ujawniły prążkowania, pomiędzy którymi powstały pęknięcia. Takie prążkowania są charakterystyczne dla niszczenia zmęczeniowego. Podobne prążkowania obserwowano podczas badań odporności kawitacyjnej stopów z pamięcią kształtu Fe-Mn-Si-Cr [197]. Zatem uszkodzenia widoczne na rys. 3.21 są charakterystyczne dla niszczenia zmęczeniowego, powstały jednak podczas niszczenia kawitacyjnego. Tego typu uszkodzenia zmęczeniowe odnotowane były również w wielu innych pracach dotyczących badań niszczenia kawitacyjnego [64,195, 197,204,208].

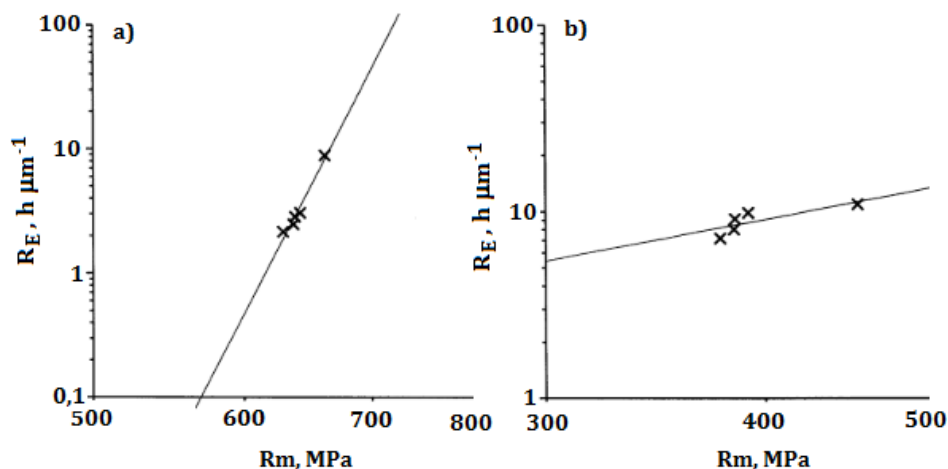
Związek niszczenia zmęczeniowego i erozji kawitacyjnej potwierdzają również badania stali węglowych przeprowadzone przez Hattori i Nakao [64]. Zgodnie z ich obserwacjami i analizą, wzrost pęknięć podczas niszczenia kawitacyjnego może być opisany równaniem Parisa, wyprowadzonym dla niszczenia zmęczeniowego [64]

$$\frac{da}{dt} = ca^n, \quad (3.1.16)$$

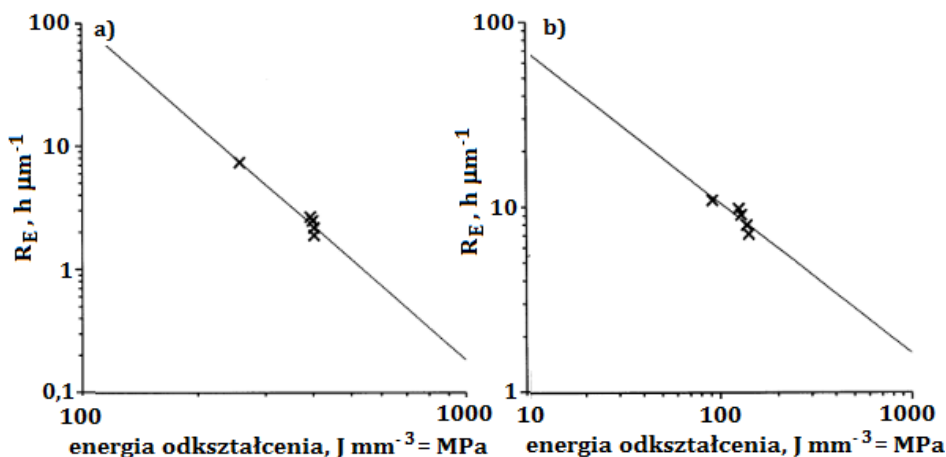
gdzie a jest długością pęknięcia, c – stałą, n – wykładnikiem wyznaczanym doświadczalnie, a t jest czasem.

W przypadku badań odporności kawitacyjnej stali S15C ustalono, że wykładnik n w równaniu (3.1.16) wynosi 1,2 i jest zbliżony do wartości uzyskanej w testach zmęczeniowych [64]. Równanie Parisa (do opisu wzrostu ubytku) zostało również zastosowane, z bardzo dobrym skutkiem, w pracy [38], w której analizowano korelację między wielkością ubytku i intensywnością kawitacji.

Inne właściwości wytrzymałościowe, które były wykorzystywane w poszukiwaniach korelacji z odpornością kawitacyjną to: wytrzymałość na zerwanie, granica plastyczności, energia odkształcenia oraz odporność na pękanie [59,208, 216]. Kwok i in. [208] badając mosiądz (Cu-30%Zn) i stal austenityczną 304 wyznaczyli zależności wykładnicze pomiędzy odpornością kawitacyjną i wytrzymałością na zerwanie (rys. 3.22) oraz między odpornością kawitacyjną i energią odkształcenia przeliczoną na jednostkę objętości (rys. 3.23).



Rys. 3.22. Zależność między odpornością na niszczenie kawitacyjne, R_E , i wytrzymałością na zerwanie R_m ; a) stal 304, b) mosiądz Cu-30%Zn [208]

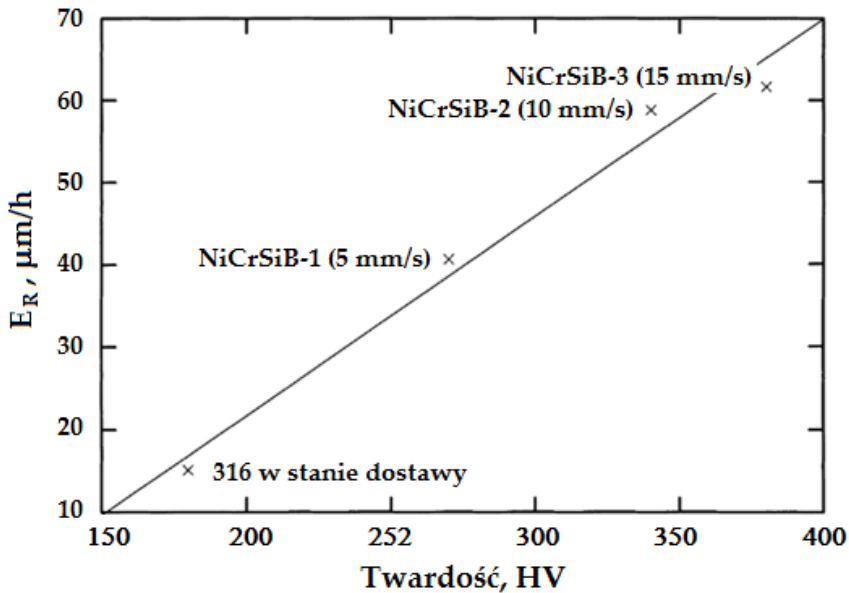


Rys. 3.23. Zależność między odpornością na niszczenie kawitacyjne, R_E , i energią odkształcenia; a) stal 304, b) mosiądz Cu-30%Zn [208]

3.1.4. Wpływ osadzenia powłok

Jak wspomniano wcześniej, wpływ twardości materiałów na odporność kawitacyjną był inspiracją do poszukiwań sposobów poprawy odporności kawitacyjnej polegających na osadzaniu powłok ochronnych. Liczne badania wykazały, że osadzenie twardych powłok może być skutecznym sposobem poprawy odporności urządzeń przed niszczeniem kawitacyjnym. Jednak nieodpowiedni dobór powłok może zwiększyć szybkość erozji warstwy wierzchniej materiału w stosunku do przypadku bez powłoki. Na właściwości ochronne powłok wpływają zarówno ich typ (powłoki ceramiczne, cermetaliczne lub metaliczne), skład chemiczny, jak i metoda wytwarzania, która wpływa m.in. na naprężenia w powłoce, przyczepność i porowatość. Spośród różnych sposobów technologii wytwarzania powłok ochronnych przed niszczeniem kawitacyjnym do metod popularnych i perspektywicznych zalicza się: stopowanie laserowe, natryskiwanie cieplne – tj. natryskiwanie płomieniowo-proszkowe, plazmowe, jonowe, plazmowe z łuku katodowego (ang. *cathodic arc plasma ion plating proces* – CAP), płomieniowe nadźwiękowe (ang. *high velocity oxygen fuel* – HVOF) oraz fizyczne osadzanie fazy gazowej (naparowywanie) (ang. *physical vapour deposition* – PVD). Poniżej przedstawione zostaną wyniki badań odporności kawitacyjnej powłok wytworzonymi wspomnianymi metodami.

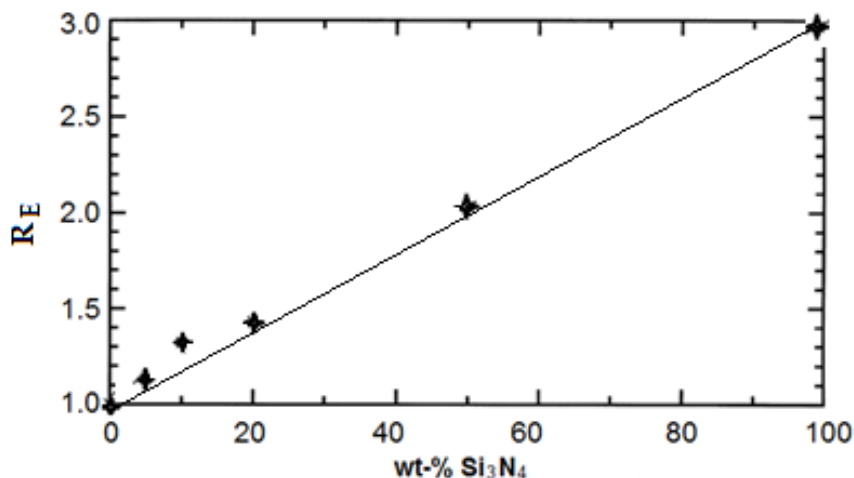
Stopowanie laserowe. Jedną z technologii wytwarzania twardych warstw jest stopowanie laserowe. Odpowiednim doбором parametrów stopowania (moc i prędkość przesuwu lasera) oraz składu proszku można kształtować właściwości powstających warstw. Badania odporności kawitacyjnej warstw NiCrSiB oraz SiC/Si₃N₄ wytworzonych metodą stopowania potwierdziły ich właściwości ochronne [187,200,222].



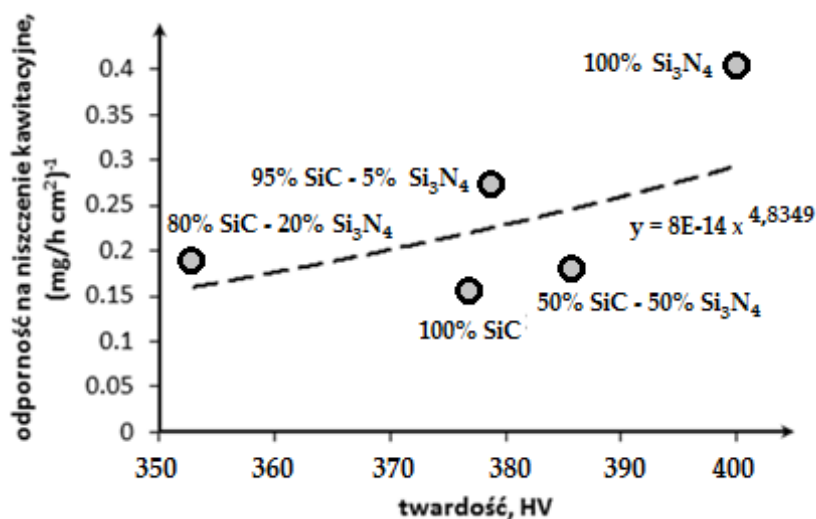
Rys. 3.24. Zależność między odpornością kavitacyjną i twardością warstwy [222]

Właściwości warstwy NiCrSiB były zależne od prędkości stopowania, przy czym wraz ze wzrostem prędkości stopowania rosła twardość i odporność kavitacyjna warstwy wierzchniej (rys. 3.24) [222]. Z tego też względu poprawę odporności kavitacyjnej przypisano wzrostowi twardości warstwy wierzchniej. Uzyskana zależność między odpornością na niszczenie kavitacyjne i twardością warstwy wierzchniej ma charakter liniowy, czyli wartość wykładnika ze wzoru (3.1.3) wynosi $n = 1$. Badania składu warstwy metodą dyfraktometrii rentgenowskiej wykazały, że niezależnie od prędkości stopowania wszystkie warstwy składały się z fazy γ -FeCrNi o strukturze RSC oraz faz CrB, CrB₂, Fe₂B i M₇(CB)₃. Badania przeprowadzone po testach kavitacyjnych wykrywały martenzyt ϵ' we wszystkich stopach NiCrSiB. Uznano zatem, że przemiana fazowa zachodząca w wytworzonych warstwach, inicjowana odkształceniem na skutek kavitacji, jest dodatkowym czynnikiem poprawiającym odporność na niszczenie kavitacyjne. Wytworzenie warstwy stopowanej z prędkością 15 mm/s na stali austenicznej 316 pozwoliło poprawić jej odporność kavitacyjną nawet 4-krotnie.

W przypadku warstwy NiCoCrB wytworzonej na stali 316 i stali AISI 1050 odporność kavitacyjna również rosła wraz ze wzrostem szybkości stopowania. Dla prędkości stopowania wynoszącej 25 mm/s odnotowano 4-krotną poprawę odporności kavitacyjnej w stosunku do stali AISI 1050, a w stosunku do stali 316 – aż 12-krotną [187]. Również w warstwach NiCoCrB wykryto γ -FeCrNi, który ulegał przemianie austenitu w martenzyt.



Rys. 3.25. Zależność między odpornością na niszczenie kawitacyjne i zawartością fazy Si_3N_4 w warstwach $\text{SiC}/\text{Si}_3\text{N}_4$ [200]



Rys. 3.26. Zależność między odpornością na erozję kawitacyjną i twardością warstw $\text{SiC}/\text{Si}_3\text{N}_4$, w oparciu o dane z pracy [200]

Modyfikacja laserem stopu aluminium AA6061 stopem $\text{SiC}/\text{Si}_3\text{N}_4$ o różnej zawartości SiC stosunku do Si_3N_4 poprawiała odporność kawitacyjną w agresywnym środowisku 3.5% roztworu NaCl w porównaniu do stopu niemodyfikowanego przy czym wzrost odporności był proporcjonalny do zawartości fazy Si_3N_4 (rys. 3.25) [200]. Powłoki $\text{SiC}-\text{Si}_3\text{N}_4$ o grubości 80–10 μm posiadały twardość 350–400 HV, a stop AA6061 56 HV, zatem około 6–7-krotny wzrost twardości podnosił 3-krotnie odporność kawitacyjną. Przyczyną tej poprawy odporności ka-

witacyjnej, poza wzrostem twardości, była lepsza odporność korozyjna wytworzonych warstw. Korelację między odpornością kawitacyjną i twardością warstw wyznaczona w oparciu o dane z pracy [200] potwierdza relacja (3.1.3). Wykładnik opisujący wpływ twardości warstwy przyjmuje wartość $n = 4,835$ jednak rozrzut danych eksperymentalnych względem linii trendu jest bardzo duży (rys. 3.26).

Naniesienie warstw stopów TiNi, Ti₄₉Ni₅₁, Ti₅₀Ni₅₀ i Ti₅₀Ni₄₀Cu₁₀, o twardości odpowiednio 280 HV, 214 HV i 181 HV na stali austenitycznej 304 o twardości 246 HV zmniejszało około 45-krotnie ubytki masy w teście kawitacyjnym [215]. Ta wyjątkowa poprawa odporności kawitacyjnej wynika z umocnienia się tych stopów, pod wpływem obciążenia kawitacyjnego (wielokrotnych obciążeń impulsami kawitacyjnymi), odpowiednio o 8,6% do 304 HV, 18% do 253 HV i 20,4% do 218 HV.

W analizach wpływu stopowania laserowego na odporność kawitacyjną pomijane jest oddziaływanie strefy wpływu ciepła lub obszaru nakładania się kolejnych warstw na proces niszczenia [187,200,215,222]. Szerokość warstw uzyskanych przez stopowanie wiązką lasera jest rzędu do kilku milimetrów, a ich grubość waha się od 0,3 do 1 mm, w zależności od parametrów stopowania [210,223,224]. Zatem jest ona dużo węższa od szerokości próbki, a tym bardziej od szerokości potencjalnego elementu w ten sposób ochranianego. Materiał stopujący nakłada się na materiał podłoża metodami malowania. Technologia stopowania laserowego wymusza kilkakrotne przejścia lasera, aby cała powierzchnia została pokryta nakładaną warstwą. Strefa wpływu ciepła oraz obszar nakładania kolejnych warstw są obszarami o odmiennej strukturze i stanie naprężeń niż materiał rodzimy i nakładana warstwa, a także obszarami ryzyka inicjacji kruchych pęknięć [225–228]. Brak badań odnośnie ich odporności kawitacyjnej nakazuje ostrożność w bezkrytycznym stosowaniu tej metody oraz konieczność przeprowadzenia dodatkowych badań własnych. Na negatywny wpływ kruchości na odporność na niszczenie kawitacyjne zwrócono uwagę w pracach [34,219]. W przypadku materiałów twardych i kruchych obserwowana jest bardzo intensywna destrukcja w drugim i trzecim etapie niszczenia kawitacyjnego (rys. 2.1.), tj. w okresach przyspieszonego niszczenia oraz erozji z maksymalną szybkością. W okresie inkubacyjnym obserwowane są dwa przeciwstawne przebiegi zależne od stopnia kruchości. Jeśli materiał jest bardzo twardy, to okres inkubacyjny jest wydłużony. Spowodowane jest to wysoką energią konieczną do inicjacji pęknięcia, która często występuje w takich materiałach. Natomiast jeśli materiał jest bardzo kruchy, to następuje skrócenie okresu inkubacyjnego, na co ma wpływ niska energia inicjacji pęknięcia. Przyspieszony proces niszczenia jest wynikiem synergii niszczenia kawitacyjno-erozyjnego. Zgodnie z mechanizmem niszczenia zaproponowanym przez Arorę i in. [12], kruche mikrocząstki usunięte z ekspozowanej powierzchni materiału, wielkości od 30 μm do 150 μm , wnikają w mikropęcherze kawitacyjne, a następnie, są wyrzucane z pęcherzyka przez mikrostrugę, powstającą w wyniku implozji. Wyrzucana mikrocząstka jest przyspieszana do prędkości mikrostrugi i wraz z nią uderza w powierzchnię erodowanego materiału. Ze względu na bardzo

duże prędkości i nieregularny kształt mikrocząstek proces erozyjny zostaje przyspieszony.

Natryskiwanie cieplne pozwala wytworzyć szeroką gamę powłok metalowych, węglkowych, ceramicznych i kompozytowych o prawie dowolnym składzie chemicznym i fazowym. W zależności od zastosowanej metody natryskiwania, cząstki proszku uzyskują prędkości od około 160 m/s przy natryskiwaniu płomieniowym i łukowym do ponad 330 m/s przy natryskiwaniu naddźwiękowym. W zależności od rodzaju powłok i technologii nakładania przyczepność powłok wynosi od 20 MPa do 70 MPa. Do zalet metody natryskiwania cieplnego należy możliwość wytworzenia powłok o dowolnej grubości na dowolnym podłożu, oraz brak odkształceń i zmian strukturalnych podłoża, a do wad porowatość powłok dochodząca do kilkunastu procent [229]. Niemniej jednak badania odporności na niszczenie kawitacyjne wykazały, że powłoki wytworzone metodą natryskiwania cieplnego pozwalają poprawić odporność kawitacyjną nawet 10-krotnie [215,230,231].

Wytworzenie powłoki na bazie Ni ($\text{Ni}_{16}\text{Cr}_4\text{Si}_4\text{B}_3\text{Cu}_3\text{Mo}_{2.5}\text{Fe}_{0.5}\text{C}$) o grubości 2 mm na stali 316 pozwoliło obniżyć ponad 3-krotnie ubytki masowe w stosunku do stali bez powłoki, mimo porowatości powłoki [215]. Poprawę odporności przypisano ponad 3-krotnemu wzrostowi twardości z 246 HV dla stali 304 do 920 HV dla powłoki na bazie Ni. Zatem spadek ubytku masowego był proporcjonalny do wzrostu twardości. Ponieważ powłoka na bazie Ni i stal 316 są odmiennymi materiałami, to oprócz twardości, również pozostałe właściwości tych materiałów są inne, np. wytrzymałość na pękanie lub uderzenie. Brak informacji dotyczących pozostałych właściwości materiałowych sprawia trudności w dokładnej analizie uzyskanych wyników. Chociaż porowatość powłok nie była mierzona, to jednak zaobserwowano, iż obniża ona odporność kawitacyjną. Pory były miejscem inicjacji pęknięć oraz miejscem, wokół którego obserwowano zwiększone uszkodzenia. Zwiększona intensywność niszczenia wokół porów została wyjaśniona generowaniem na porach zwiększonej ilości pęcherzyków kawitacyjnych, które następnie implodują w tym miejscu lub jego pobliżu. Zwiększone lokalne uszkodzenia warstw wokół porów zostały odnotowane również w pracy [230].

Osadzanie warstw z udziałem faz międzymetalicznych Ni-Al o grubości 3,5 μm , 5 μm i 6 μm na stal węglową 1045 zmniejszało ubytki masy w teście kawitacyjnym około 10-krotnie [230]. Po 120 min testu w świeżej wodzie wodociągowej ubytki masy wyniosły około 26 mg dla stali węglowej, natomiast dla powłok Ni-Al zaledwie 2–3 mg. Tak więc poprawa odporności kawitacyjnej była ponad 10-krotna. Grubość warstw tylko nieznacznie wpływała na szybkość erozji. Badania metalograficzne wykazały, że krytyczną właściwością powłok ze względu na odporność na niszczenie kawitacyjne jest przyczepność do podłoża. Poprawę odporności kawitacyjnej odnotowano również podczas testów prowadzonych w ośrodkach korozyjnych, z dodatkiem NaCl lub HCl. Efekt synergii niszczenia kawitacyjnego i korozyjnego będzie szerzej omówiony w dalszej części pracy.

W przeciwieństwie do przedstawionych powyżej pozytywnych efektów osadzenia powłok, wytworzenie powłok WC/Co-FeNiCr i Cr₂O₃ metodą natryskiwania cieplnego na nierdzewnej stali martenzytycznej ASTM A743 CA6NM przyczyniło się do spadku odporności kawitacyjnej [232]. Po 6 godz. testu na stanowisku wibracyjnym, zgodnym z normą ASTM (rys. 2.2.), ubytki objętościowe powstałe na powłokach WC/Co-FeNiCr i Cr₂O₃ były odpowiednio 9 i 54 razy większe niż na stali A743. Twardość stali A743 była równa 285 HV. W przypadku powłoki WC/Co-FeNiCr twardość osnowy FeNiCr wynosiła 626 HV_{0,1}, twardość węglików WC/Co – 1796 HV_{0,1}, a porowatość powłoki wynosiła 14%. Natomiast w przypadku powłoki Cr₂O₃ jej twardość wynosiła 1445 HV_{0,1}, a porowatość 13%. Zatem wysoka twardość powłok nie zapewniła poprawy odporności kawitacyjnej. Wyjątkowo niską odporność kawitacyjną powłoki Cr₂O₃, mimo wyższej twardości i porównywalnej porowatości w stosunku do powłoki WC/Co-FeNiCr, należy upatrywać w jej wysokiej kruchości. Mniejsze ubytki w powłoce WC/Co – FeNiCr należy upatrywać w większej osnowie, która prawdopodobnie akumulowała część energii uderzenia.

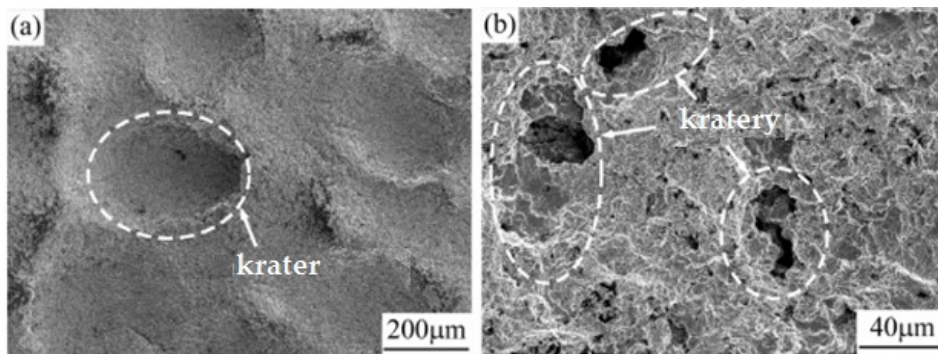
Metoda HVOF jest jedną z technologii natryskiwania cieplnego, w której powłoki wytwarzane są z proszków rozpędzonych do prędkości naddźwiękowych. Rozpędzone cząstki proszku wbijają się w podłoże, dzięki czemu można uzyskiwane są powłoki o wyjątkowo dobrej przyczepności i dużej gęstości. Odpowiedni dobór temperatury pozwala zapewnić także warunki osadzania, aby użyty do natrysku proszek uległ tylko w niewielkim stopniu utlenieniu, co zapewnia powstawanie powłok charakteryzujących się niskim stopniem utlenienia. Inną zaletą metody HVOF jest niska porowatość powłok, znacznie mniejsza niż porowatość powłok wytwarzanych innymi metodami natryskiwania cieplnego i wynosi do kilku procent, przy czym często uzyskiwana jest porowatość mniejsza od 1% [231,233–235]. Powłoki osadzone w celu ochrony przed niszczeniem kawitacyjnym są głównie wytwarzane na bazie węgliku wolframu WC [233,234,236,237]. Inne powłoki wytworzone tą metodą na bazie Fe i Cr [231,236], Cr [235], fazy międzymetalicznej Fe₃Al [235] również wykazywały bardzo dobre właściwości ochronne.

Osadzenie powłoki Fe-Cr-B-Si (43–46% Cr, 5,6–6,2 % B, 1,75–2,25% Si, reszta Fe) na stal 321 metodą HVOF poprawiało odporność kawitacyjną w porównaniu ze stalą austenityczną, mimo porowatości powłoki dochodzącej prawie do 6% [231]. Porowatość powłoki zależała od parametrów osadzania i mieściła się w przedziale od 0,77% do 5,64%, odporność na niszczenie kawitacyjne zmniejszała się od $R_E = 0,98$ h/mg do $R_E = 2,7$ h/mg, przy odporności stali bez powłoki $R_E = 0,449$ h/mg. Oznacza to, aż 6-krotny wzrost odporności kawitacyjnej. Zatem wzrost odporności na niszczenie kawitacyjne wynika głównie ze wzrostu twardości, natomiast porowatość obniża wytrzymałość powłok na obciążenia wywoływane impulsami kawitacyjnymi, podobnie jak w przypadku powłok na bazie Ni [215]. Wpływ wymienionych właściwości został ujęty w zależności opisującej odporność na erozję kawitacyjną warstwy wytworzonych metodą HVOF [231]:

$$R_E = -1,57 + 3,37 \times 10^{-3} H - 2,27 \times 10^{-2} p, \quad (3.1.17)$$

gdzie H jest twardością powłoki (w jednostkach HV), a p jej porowatością.

Współczynniki liczbowe we wzorze (3.1.17) są wartościami liczbowymi odnoszącymi się do konkretnej powłoki Fe-Cr-B-Si wytworzonej metodą HVOF przy określonych parametrach osadzania na stali 321 i przebadanej w konkretnych warunkach eksperymentalnych. Zmiana choć jednego czynnika może spowodować zmianę ich wartości. Niemniej jednak warto zwrócić uwagę na bardzo silny wpływ porowatości na spadek odporności kawitacyjnej.



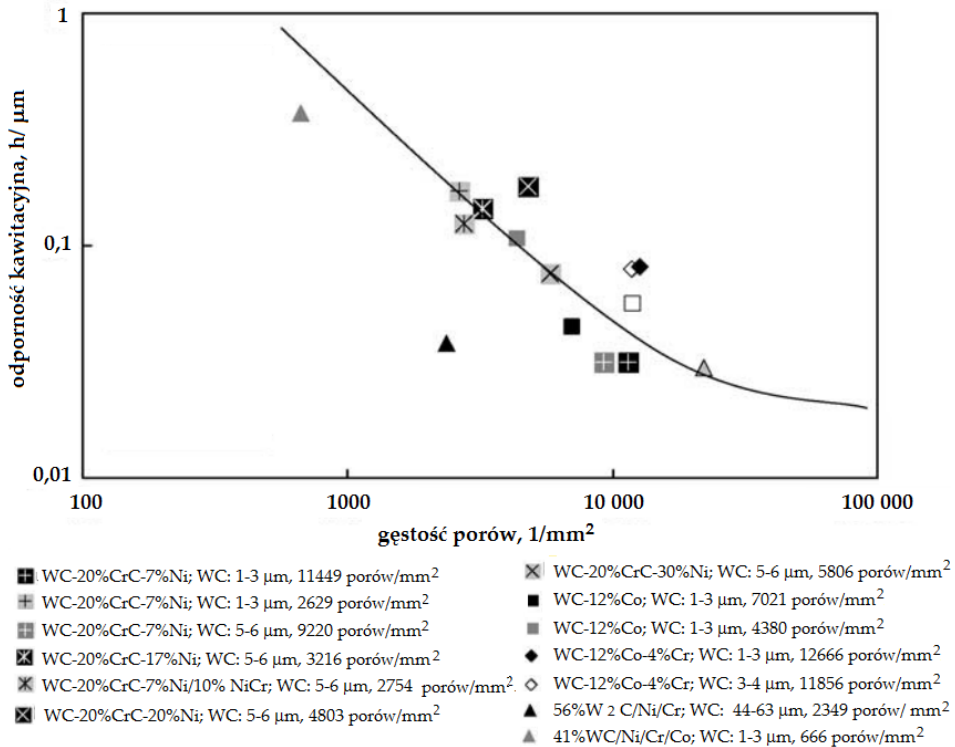
Rys. 3.27. Uszkodzenia kawitacyjne powstałe na powierzchni powłoki Fe-Cr-B-Si po 3h (a) i 27h badań (b) [231]

Obserwacje mikroskopowe uszkodzeń wykazały, że niszczenie powłok Fe-Cr-B-Si [231] rozpoczyna się od odkształcenia plastycznego i formowania się kraterów (rys. 3.27a). Wielkość kraterów świadczy o dużych możliwościach absorpcji energii uderzenia przez powłokę na odkształcenia plastyczne. Uszkodzenia przedstawione na rys. 3.27a wskazują, że test wykonywany był bezpośrednio po osadzeniu powłok i w warstwie wierzchniej takiej powłoki, występuje duża porowatość, a cząstki są „luźno” z sobą związane, łatwo ulegając ugniataniu lub wyrywaniu pod wpływem obciążenia kawitacyjnego. Z tego względu zaleca się szlifowanie powłoki, aby usunąć taką warstwę wierzchnią. Obserwacje prowadzone z większym powiększeniem ujawniły kratery rozwijające się wokół porów (rys. 3.27b). Obserwacje te potwierdzają negatywny efekt obecności porów w powłoce i są w dużej zgodności z obserwacjami uszkodzeń wokół porów występujących w powłoce na bazie Ni wytworzonej metodą natryskiwania cieplnego [215].

Wzrost odporności kawitacyjnej stali 304 po osadzeniu powłok WC-10Co4Cr metodą HVOF zrelacjonowano w pracy [234]. Porowatość powłok była zależna od wielkości ziaren proszku. Najmniejszą porowatość ($0,26 \pm 0,05\%$) posiadała powłoka wytworzona z proszku o wielkości ziaren do $2,5 \mu\text{m}$, a największą ($0,47 \pm 0,15\%$) powłoka o wielkości ziaren proszku wynoszących od $15 \mu\text{m}$ do $45 \mu\text{m}$. Uszeregowanie powłok pod względem wzrastającej odporności na niszczenie kawitacyjne było zgodne ze zmniejszającą się porowatością. Jednak ubytki powłok WC-10Co4Cr były do siebie zbliżone, niezależnie od wielkości ziaren

proszku i stanowiły zaledwie od 20% do 30% ubytku powstałego na stali 304 [234]. Z kolei badania wpływu zawartości Co w powłokach WC-Co wykazały, że wzrostowi zawartości kobaltu z 12% do 17% towarzyszył spadek porowatości powłok z $1,3 \% \pm 0,21 \%$ do $0,47 \% \pm 0,15 \%$ oraz około 40% spadek ubytku (z $0,0025 \text{ cm}^3$ do $0,0015 \text{ cm}^3$) w testach kawitacyjnych trwających 120 min [237]. Pęknięcia inicjowane były głównie w porach – miejscach nieciągłości powłoki [237], podobnie jak to miało miejsce w przypadku powłok Fe-Cr-B-Si [231].

Do tej pory wskazywane były pozytywne efekty osadzania powłok natryskiwanych cieplnie różnymi metodami. Jednakże w pracach [237,238] podano, że osadzanie twardych powłok na bazie WC (tj. WC/CrC/Ni, WC/Co i WC/Co/Cr) przyczyniło się do obniżenia odporności kawitacyjnej w porównaniu do odporności kawitacyjnej stali podłoża, przy czym spadek odporności kawitacyjnej był zależny od porowatości powłok (rys. 3.28).



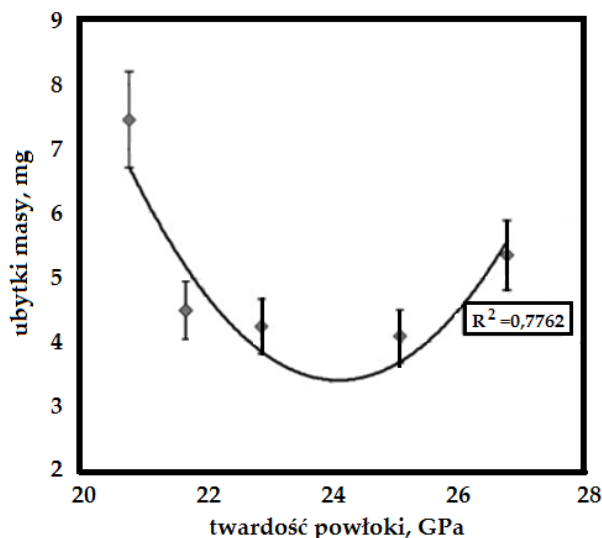
Rys. 3.28. Zależność odporności kawitacyjnej od porowatości powłok [238]

Zatem powłoki wytwarzane metodami natryskiwania mogą nawet kilkakrotnie poprawić odporność kawitacyjną chociaż ich porowatość tą odporność znacząco obniża. Niemniej jednak metody natryskiwania umożliwiają osadzanie powłok na dużych powierzchniach, np. łopatkach turbin, powłoki te cieszą się rosnącą popular-

nością. Ze względu na spadek odporności kawitacyjnej wraz ze wzrostem porowatości, dobór powłok i poprawność ich wykonania w celu uzyskania niskiej porowatości odgrywa istotną rolę w praktycznych zastosowaniach.

Technologia wytwarzania powłok metodą PVD Metoda PVD daje szerokie możliwości sterowania ich strukturą i właściwościami. Takie właściwości jak wielkość ziaren/kryształitów, twardość, moduł Younga, przyczepność oraz ilość i wielkość defektów można regulować w szerokim zakresie poprzez odpowiedni dobór parametrów osadzania, tj. temperatury podłoża i napięcia polaryzacji. Ponadto metoda PVD pozwala wytwarzać powłoki wielowarstwowe. Materiał poszczególnych warstw, ich grubość, liczba modułów (układ powtarzających się dwóch warstw powłoki) umożliwiają wytwarzanie powłok o szczególnych właściwościach [242,244]. Powłoki PVD posiadają wysokie naprężenia ściskające, których obecność uznaje się za zaletę, ze względu na ochronę przed zużyciem. W przeciwieństwie do powłok wytwarzanych metodą np. stopowania laserowego powłoki PVD są związane z podłożem połączeniem adhezyjnym (połączenie wynikające z sił przyciągania międzycząsteczkowego). W przypadku powłok adhezyjnych zbyt wysokie naprężenia ściskające mogą prowadzić do rozwarstwienia powłoki. Z tego względu bardzo ważne jest, aby różnica między takimi właściwościami jak twardość i rozszerzalność cieplna powłoki i podłoża była jak najmniejsza, w celu zminimalizowania ryzyka odwarstwienia. Powłoki wytwarzane metodą PVD, w przeciwieństwie do powłok HVOF, nie odznaczają się porowatością, niemniej jednak posiadają defekty struktury w postaci mikrokropel metalu, w szczególności w przypadku zastosowania metody katodowego odparowania łukowego PVD [86,239–243]. Ilość i wielkość defektów powłoki, przede wszystkim defekty powierzchniowe, wpływają na jej odporność kawitacyjną. Badania jednowarstwowych powłok PVD wykazały, że stosunek między twardością, modulem sprężystości oraz właściwościami cieplnymi powłoki i stali jest istotny dla ich odporności na niszczenie kawitacyjne [86,239–242]. Im większa jest różnica między właściwościami, tym słabiej powłoka chroni podłoże przed niszczeniem kawitacyjnym..

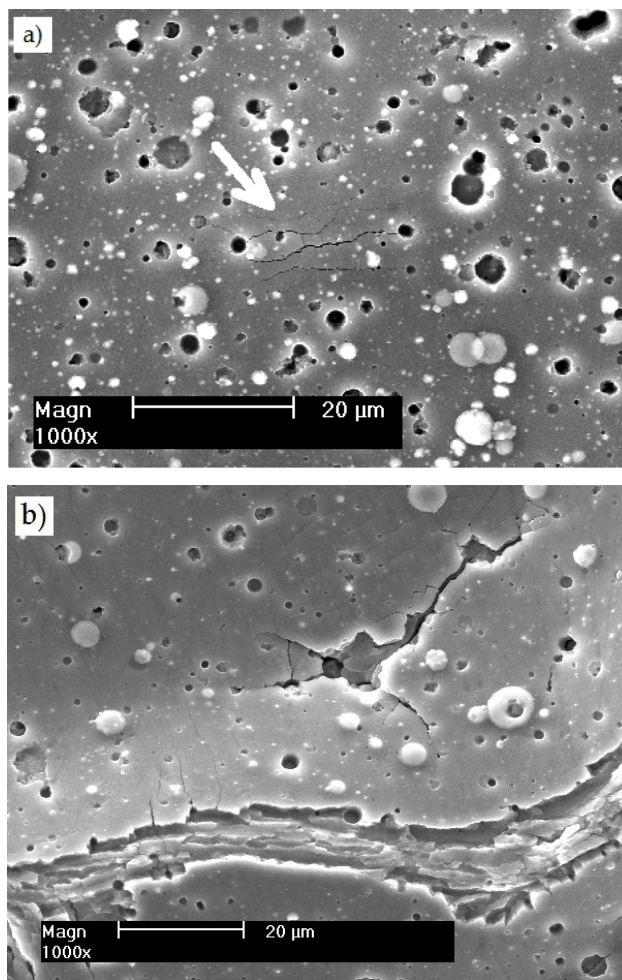
Pozytywny wpływ osadzania jednowarstwowych powłok PVD odporność kawitacyjną wykazały badania przedstawione w pracach [239,240,245–247]. Jednak w przypadku powłok TiN o twardości od 21 GPa do 27 GPa, uzyskanych w wyniku odpowiedniego doboru parametrów osadzania, nie stwierdzono korelacji między odpornością na niszczenie kawitacyjne i twardością powłok wyrażoną równaniem (3.1.3) [239]. Badania te wykazały, że istnieje optymalna twardość powłoki, przy której układ powłoka - podłoże posiada maksymalną odporność na niszczenie kawitacyjne (minimalne ubytki masy) (rys. 3.29). Zarówno spadek, jak i wzrost twardości od optymalnej wartości przyczynia się do wzrostu ubytku. Przy twardości mniejszej od wartości optymalnej wzrost ubytku masy jest spowodowany mniejszą wytrzymałością powłoki, a w przypadku twardości większej – wzrostem kruchości powłoki.



Rys. 3.29. Zależność ubytku masy od twardości powłok TiN wytwarzanych metodą PVD [239]

Powłoki TiN wytwarzane metodą PVD są zbudowane z kolumnowych ziaren, których wielkość można regulować odpowiednim doбором parametrów osadzania. Badania wykazały, że wielkość ziaren nie ma wpływu na odporność powłok na niszczenie kawitacyjne, natomiast takie właściwości jak sztywność (stosunek twardości do modułu sprężystości), grubość oraz przyczepność do podłoża okazały się istotne [85,247]. Powłoki PVD, mimo tego że charakteryzują się wysoką twardością, w wyniku oddziaływania kawitacji ulegają pofalowaniu, które zależne jest od ich sztywności i podłoża [240,241,248]. Pierwsze pęknięcia pojawiają się na uwypuklonych fragmentach powłok (rys. 3.30a), gdzie powstają największe naprężenia rozciągające. Pofalowanie powłok zachodzi głównie w wyniku ścinania i poślizgu wzdłuż kolumnowych granic ziaren na skutek dopasowania się do odkształcanego podłoża [249,250]. Pofalowanie i inicjację pęknięć na uwypuklonych fragmentach obserwowano również podczas badań powłok NiTi wytworzonych metodą PVD [248]. Głównym mechanizmem inicjacji i rozwoju pęknięć jest ścinanie wzdłuż granic ziaren. Innymi lokalizacjami inicjacji pęknięć są miejsca odwarstwienia (rys. 3.30b).

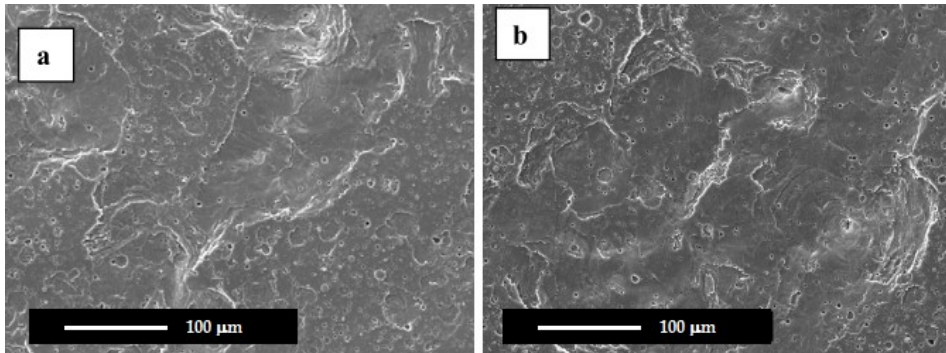
Powłoki PVD, w szczególności wytwarzane metodą katodowego rozpylania łukowego, posiadają mikrokropie, których gęstość i rozmiar zależy od parametrów osadzania [86,239,241,251,252]. Badania odporności kawitacyjnej powłok PVD wykazały, że usuwanie mikrokropel z powierzchni powłoki jest pierwszym etapem procesu erozji. Obecność mikrokropel i wgłębień powstałych po ich usunięciu jest niekorzystna dla odporności na niszczenie kawitacyjne, gdyż zwiększa szybkość erozji. Niemniej jednak, jak stwierdzono doświadczalnie, obecność dużej liczby bardzo drobnych mikrokropel i wgłębień po ich usunięciu, nie ma wpływu na szybkość niszczenia kawitacyjnego [239].



Rys. 3.30. Pęknięcia w powłoce TiN o grubości 4 μm osadzonej na stali austenicznej metodą PVD; a) mikropęknięcie powstałe na pofalowaniu (strzałka), b) pęknięcie w miejscu odwarstwienia oraz rozwój pęknięcia wzdłuż wzniesienia pofalowania [241]

Kolejna cecha, która wpływa na naprężenia w powłoce, jej przyczepność i sztywność, to grubość powłoki. W przypadku powłok TiN osadzanych na stali austenicznej, największą przyczepność miała powłoka o grubości 8 μm [240]. Obserwacje mikroskopowe powłok PVD o zróżnicowanej grubości wykazały istnienie związku między grubością powłok i ich zdolnością do pofalowania [246]. Największemu pofalowaniu ulegały powłoki o grubości 4 μm (rys. 3.30), przy czym odznaczały się one również bardzo dobrą odpornością kawitacyjną. Powłoki o grubości 8 μm posiadały mniejszą zdolność do pofalowania (rys. 3.31a), lecz ich odporność kawitacyjna była porównywalna do odporności kawitacyjnej powłok o grubości 4 μm . Tak dobrą odpornością kawitacyjną powłok o grubości 8 μm przypisano ich bardzo dobrej przyczepności. Natomiast powłoki o grubości 12 μm

uległy najmniejszemu pofalowaniu (rys. 3.31b) i odznaczały się również najmniejszą odpornością kawitacyjną. Obserwacje mikroskopowe wykazały, że miejsca inicjacji pęknięć znajdowały się pod powierzchnią (rys. 3.31). Najczęściej były to defekty wewnątrz powłoki. Biorąc pod uwagę fakt, iż wraz ze wzrostem grubości powłoki rośnie liczba defektów w jej wnętrzu oraz, zgodnie z teorią Hertza, przy obciążeniu kontaktowym pod powierzchnią znajduje się miejsce największych naprężeń ścinających to wzrost grubości powłoki powyżej wartości krytycznej grozi rozwojem pęknięć kruchych, które inicjowane na defektach rozwijają się lawinowo. Ponadto wzrost grubości powłoki oznacza wzrost długości kolumnowych granic ziaren. Przyjmując, że granice ziaren stanowią mikroszczeliny wewnątrz powłoki, a zgodnie z mechaniką pęknięcia i modelami Griffitha oraz Dugdale'a, wraz ze wzrostem mikroszczelin zmniejsza się naprężenie konieczne do rozwoju pęknięć, zatem wraz ze wzrostem grubości powłoki zmniejsza się naprężenie konieczne do inicjacji i propagacji pęknięć, przyczyniając się tym samym do wzrostu ubytku i spadku odporności kawitacyjnej.



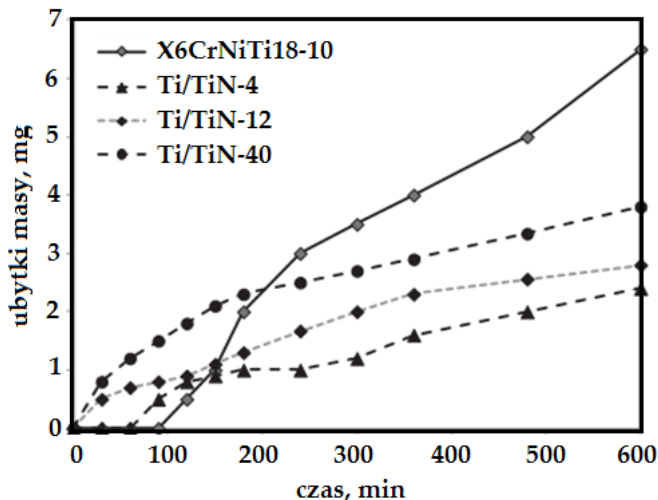
Rys. 3.31. Uszkodzenia powłoki TiN o grubości 8 μm (a) i 12 μm (b) osadzonej na stali austenitycznej metodą PVD [246]

Wyniki badań wpływu grubości powłok na proces degradacji przyczyniły się do wzrostu zainteresowania powłokami wielowarstwowymi, w których grubość poszczególnych warstw jest mniejsza od 1 μm . Obecność wielu warstw zmniejsza długość kolumnowych granic ziaren, przeciwdziałając w ten sposób rozwojowi pęknięć i zwiększając wytrzymałość powłoki. Poza możliwością ustalania grubości poszczególnych warstw, w przypadku powłok wielowarstwowych istnieje możliwość doboru materiału warstw, co daje możliwość modelowania właściwości powłok. Fakt ten sprawia, że wielowarstwowe powłoki PVD cieszą się coraz większą popularnością.

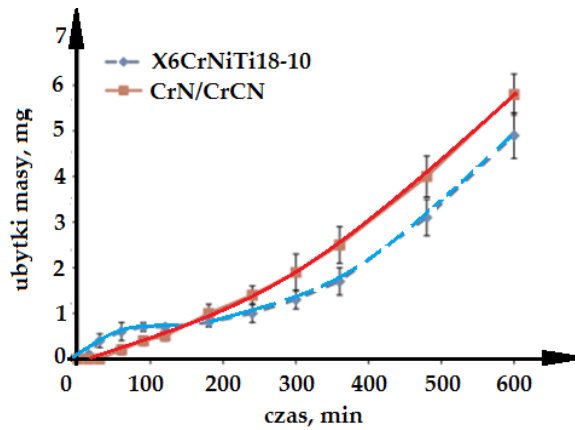
Dobór typu powłok (metal–ceramika, ceramika–ceramika) i materiału warstw w sposób istotny wpływa na ich właściwości, w szczególności na plastyczność (sztywność) powłoki i jej odporność na obciążenia uderowe. Generalnie powłoki typu metal–ceramika odznaczają się niższą twardością i większą plastycznością niż powłoki typu ceramika–ceramika.

W powłokach typu metal–ceramika warstwa metaliczna, odznaczająca się dużo mniejszą twardością niż warstwa ceramiczna, pełni rolę tłumiącą i amortyzującą obciążenia [242]. Natomiast powłoki typu ceramika–ceramika, nie posiadające miękkiej warstwy, charakteryzują się wysoką sztywnością i małą podatnością na deformację [244]. Badania powłok wielowarstwowych wykazały, że powłoki typu metal–ceramika odznaczają się lepszą odpornością na niszczenia kawitacyjne niż powłoki typu ceramika–ceramika [242,244]. Tę lepszą odporność kawitacyjną przypisano obecności miękkiej warstwy metalicznej. Oprócz typu powłoki na odporność na niszczenie kawitacyjne wpływa również liczba i grubość warstw w powłoce.

Badania wielowarstwowych powłok tytanowych Ti/TiN o całkowitej grubości 4 μm oraz liczbie warstw o jednakowej grubości 4, 12 i 40 wykazały, że poza początkowym zwiększonym ubytkiem, całkowity ubytek masy tych powłok Ti/TiN był mniejszy w porównaniu ze stalą austenityczną, na której zostały osadzone (rys. 3.32) [242]. Najlepszą odpornością kawitacyjną odznaczała się powłoka 4-warstwowa o najgrubszych warstwach w powłoce, natomiast najmniejszą odporność kawitacyjną posiadała powłoka 40-warstwowa o najcieńszych warstwach. Spadek odporności wraz z malejącą grubością warstw w powłoce tłumaczony był zmniejszającą się wytrzymałością poszczególnych warstw TiN oraz malejącą się zdolnością amortyzacji obciążenia kawitacyjnego przez coraz cieńsze miękkie warstwy tytanowe.

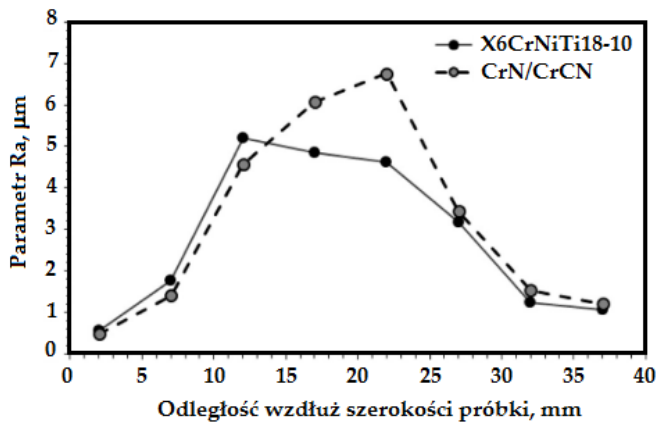


Rys. 3.32. Krzywe kawitacyjne wielowarstwowych powłok Ti/TiN i stali austenitycznej [242]



Rys. 3.33. Krzywe kavitacyjne powłoki CrN/CrCN i stali austenitycznej [244]

Z kolei w przypadku powłok typu ceramika–ceramika obserwowano odmienny proces niszczenia podczas testu kavitacyjnego (rys. 3.33) [244]. W początkowym okresie, trwającym około 120 min, powłoka CrN/CrCN odznaczała się lepszą odpornością na niszczenie kavitacyjne, jednak w późniejszym czasie ubytki powłoki wielowarstwowej przewyższyły ubytki powstałe na stali austenitycznej (rys. 3.33). Pomiary chropowatości wykazały, że parametr R_a (średnie odchylenie nierówności od linii średniej) zmierzony dla powłoki CrN/CrCN w obszarze największych uszkodzeń był znacznie niższy niż uzyskany w tym samym miejscu dla stali austenitycznej nie pokrytej powłoką (rys. 3.34). Niską odporność na niszczenie kavitacyjne upatrywano w wysokiej sztywności powłoki, braku warstwy amortyzującej uderzenia impulsów oraz bardzo dużej plastyczności podłoża [244]. Badania te wskazały ponadto na istotną rolę czasu trwania testu, a mianowicie zbyt krótki czas może prowadzić do błędnych wyników i wniosków.



Rys. 3.34. Zmiana parametru R_a wzdłuż szerokości próbki w odległości 5 mm od brzegu, uzyskana po teście kavitacyjnym [244]

Innymi metodami poprawy odporności kawitacyjnej mogą być procesy modyfikacji właściwości materiału w wyniku zastosowania intensywniej deformacji plastycznej (ang. *severe plastic deformation* SPD) lub procesu mieszania tarcioowego (ang. *friction stir processing* FSP) [253,254]. Obydwa procesy pozwalają rozdrobnić strukturę oraz poprawić takie właściwości jak: twardość, moduł Younga, granicę plastyczności, wytrzymałość na zerwanie oraz energię odkształcenia.

Badania odporności kawitacyjnej stali duplex SS32205 wykazały, że zastosowanie procesu SPD pozwoliło wydłużyć okres inkubacyjny z 1,5 h do 3,5 h, a tym samym 4,5-krotnie zwiększyć odporność kawitacyjną, przy czym całkowite ubytki kawitacyjne zmniejszyły się z 18 mg do 4 mg po 10 h testu [253]. W przypadku zastosowania procesu FSP całkowite ubytki objętości stali 316L zmniejszyły się z 3 mm³ do 1 mm³ i 0,7 mm³, odpowiednio dla stali w stanie dostawy oraz stali poddanej procesowi FSP przy prędkości mieszania wynoszącej 1800 obr/min i 388 obr/min [254]. W obu przypadkach poprawa odporności kawitacyjnej była skutkiem wzrostu właściwości mechanicznych i wytrzymałościowych stali, a także uzyskania w warstwie wierzchniej fazy martenzytycznej, której zawartość zależała od procesu FSP. Zastosowanie prędkości mieszania wynoszącej 1800 obr/min pozwoliło uzyskać 8% fazy martenzytycznej, a w przypadku prędkości mieszania 388 obr/min zawartość fazy martenzytycznej wzrosła do 45%. Negatywnym skutkiem zastosowania procesów SPD i FSP jest powstawanie zgniotu, który w warunkach agresywnego medium roboczego zwiększa intensywność procesów korozyjnych.

3.1.5. Niszczenie kawitacyjno-korozyjne

Spadek odporności stali węglowych na niszczenie kawitacyjne w środowisku korozyjnym był bardzo wcześniej zauważony. Już w roku 1949 Krenn i Petracchi podkreślali elektrochemiczną naturę erozji kawitacyjnej [34]. Pewne aspekty niszczenia korozyjno-kawitacyjnego zostały już wspomniane we wcześniejszej części monografii. W niniejszym rozdziale problem niszczenia korozyjno-kawitacyjnego oraz towarzyszące mu efekty synergiczne będą omówione dokładnie. Problem ten został szeroko przedstawiony w pracy [255].

W klasycznym dwuczynnikowym ujęciu efekt synergiczny jest przedstawiany następująco [255]:

$$\Delta Z = \Delta A + \Delta B + \Delta S, \quad (3.1.18)$$

gdzie ΔZ jest zużyciem całkowitym, ΔA jest zużyciem powodowanym przez proces A , ΔB jest zużyciem powodowanym przez proces B , a ΔS jest zużyciem w wyniku połączonego oddziaływania zjawisk synergicznych, będących konsekwencją wzajemnych oddziaływań w układzie materiał–ciecz w dynamicznych warunkach ruchu cieczy.

Równanie (3.1.18) można odnieść również do niszczenia kawitacyjno-korozyjnego materiału jednofazowego, gdzie proces A jest niszczeniem czysto kawitacyjnym, a proces B jest niszczeniem czysto korozyjnym. W przypadku niszcze-

nia kawitacyjno-korozyjnego materiałów – dwu lub wielofazowych – wiele materiałów konstrukcyjnych posiada taką właśnie strukturę fazową ubytek masy jest funkcją następujących procesów [255]:

- zjawisk erozyjnych wynikających z procesu kawitacyjnego,
- procesu korozyjnego wynikającego z istnienia ewentualnych ogniw korozyjnych związanych z konstrukcją stanowiska badawczego oraz
- procesów korozyjnych wynikających z istnienia zjawisk elektrochemicznych na poziomie mikro- i nanostrukturalnym.

Z tego też względu badania synergii należą do bardzo złożonych. Tematyka niszczenia korozyjno-kawitacyjnego została przedstawiona w pracach [183,189, 200,230,233,254, 256,261]. Najczęściej badana jest odporność materiałów w środowisku korozyjnym bez porównania z wynikami uzyskanymi w środowisku wody obojętnej korozyjnie (woda destylowana, woda wodociągowa) [183,218, 256,257]. Prac wskazujących na zmianę kinetyki niszczenia w środowisku korozyjnym w stosunku to tej powstałej w środowisku wody świeżej oraz badających efekt synergii powstało do tej pory zdecydowanie mniej niż prac dedykowanych analizie niszczenia kawitacyjnego w ośrodku korozyjnie obojętnym, np. woda wodociągowa. Na szczególną uwagę zasługują badania przeprowadzone przez Kwoka i in. [199,258], Selvama i in. [254] oraz Basumatary i Wooda [259,260].

Kwok i in. [199,258] badając szereg materiałów o różnym stopniu odporności na korozję, tj. żeliwo szare, stal węglową 1050, stal narzędziową, miedź, mosiądz, brąz, stale austenityczne 316 i 304 oraz stal duplex, stwierdzili że odporność kawitacyjna stali nierdzewnych 304, 316 i duplex jest niezależna od aktywności medium, tzn. ośrodek agresywny korozyjnie (sztuczna woda morska) nie zwiększa szybkości erozji tych stali. W przypadku materiałów o niskiej odporności na korozję, np. żeliwo szare, stal narzędziowa lub stal 1050, szybkość erozji w ośrodku agresywnym zwiększała się od 36% aż do 300% w stosunku do szybkości erozji tych materiałów w wodzie destylowanej. Największy wzrost szybkości erozji, o 300%, odnotowano dla stali węglowej 1050.

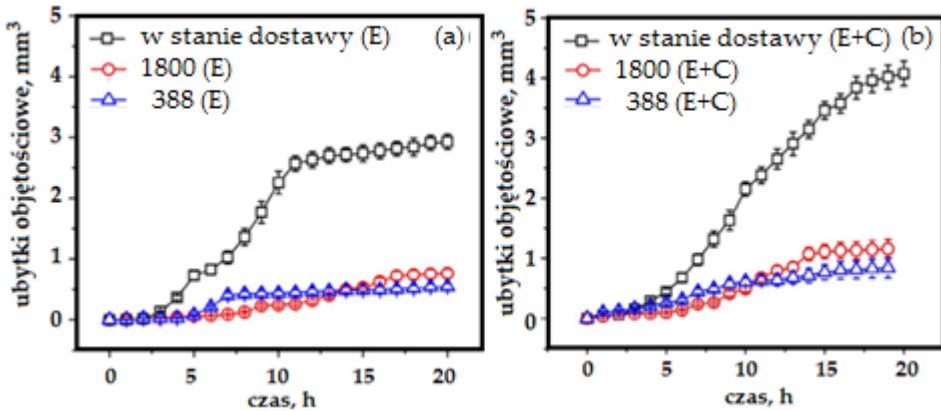
Zgodnie z równaniem (3.1.17) odnotowany przez Kwoka i współpracowników wzrost ubytku w środowisku korozyjnym w stosunku do ubytku w środowisku neutralnym (wody destylowanej) jest sumą ubytków wynikających z procesów korozyjnych oraz efektów synergicznych. Spośród wymienionych materiałów największy wzrost szybkości erozji wynikający z efektów synergicznych odnotowano dla żeliwa szarego, pomimo tego że przyrost szybkości erozji wynikający z procesów korozyjnych był nieznaczny [258]. Natomiast w przypadku stali węglowej 1050, środowisko korozyjne przyczyniło się do największego wzrostu szybkości erozji wynikającego z procesów korozyjnych. Budowa wielofazowa oraz niska odporność korozyjna wynikająca ze składu chemicznego tej stali sprzyja rozwojowi procesów korozyjnych i synergicznych na granicach faz. W przypadku takich materiałów jak stal narzędziowa i żeliwo szare, które posiadają niską odporność korozyjną i wielofazową budowę, wzrost szybkości erozji wyniósł zaledwie 36% [258]. Ten bardzo dobry rezultat wynika ze znacznie niższego prądu korozji tych materiałów w porównaniu ze stalą węglową 1050.

W przypadku miedzi i jej stopów (mosiądz Cu-40%Zn i brąz Cu-10%Sn) stwierdzono tylko nieznaczny wzrost szybkości erozji w środowisku korozyjnym, dla mosiądzu wyniósł 11,5%, natomiast dla brązu zaledwie 3,2% [258]. Wyższa odporność korozyjna stopów miedzi niż stopów żelaza wynika z pasywacji miedzi i powstawania cienkiej warstwy ochronnej. Należy jednak pamiętać, że w warunkach kawitacyjnych warstewka pasywna ulega uszkodzeniu, a dwufazowa budowa stopów dodatkowo sprzyja korozji elektrochemicznej, powodującej rozpuszczenie miedzi i w konsekwencji wzrost szybkości erozji. Niemniej jednak ten niewielki wzrost szybkości erozji stopów miedzi, w szczególności brązów w warunkach korozyjnych, świadczy o ich dobrej odporności na niszczenie korozyjno-kawitacyjne i sprawia, że stopy te są stosowane do wyrobu elementów narażonych na taki rodzaj niszczenia, np. pracujące w wodzie morskiej śruby okrętowe.

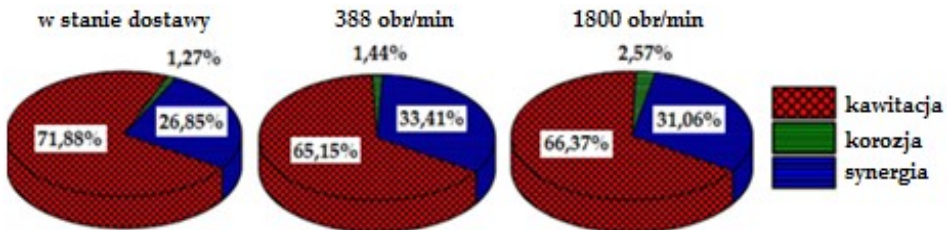
Pozytywny wpływ warstwy pasywnej na powierzchni materiału na odporność kawitacyjną potwierdziły badania stali 316L z zawartością molibdenu od 2,5% do 8% w 3,5% roztworze NaCl [257]. Wraz ze wzrostem zawartości molibdenu rośnie odporność kawitacyjna stali w środowisku korozyjnym, powodowana wzrostem twardości warstwy pasywnej oraz zmianą jej właściwości elektrochemicznych. Warstwa ta, uszkodzona podczas badań, bardzo szybko się odbudowywała.

Pozytywny efekt zastosowania procesu mieszania tarcowego na wzrost odporności kawitacyjnej został przedstawiony w poprzednim rozdziale. Jak wówczas zaznaczono, wzrost odporności kawitacyjnej był zależny od zawartości fazy martenzytycznej, która zależała od stopnia zgniotu [254]. Powstanie struktury dwufazowej oraz obecność zgniotu i naprężeń resztkowych w warstwie wierzchniej sprzyja korozji naprężeniowej w środowisku agresywnym. Badania Selvama i in. [254] potwierdziły, że obróbka plastyczna na zimno przyczynia się do wzrostu niszczenia w środowisku korozyjnym w stosunku do stali nie poddanej procesowi FSP (rys. 3.35). W przypadku stali 316L w stanie dostawy, wielkość ubytku masy w środowisku korozyjnym wzrasta o około 35% w porównaniu do ubytków w wodzie destylowanej. Zastosowanie procesu FSP zwiększa ubytki stali w środowisku korozyjnym o około 40% i 67%, odpowiednio dla prędkości mieszania wynoszącej 388 obr/min i 1800 obr/min. Zatem zastosowanie procesu FSP przyczyniło się do względnego wzrostu ubytków wywołanych procesami korozji i efektami synergicznymi, chociaż i tak całkowite ubytki stali 316L po zastosowaniu procesu FSP były około 75–80% mniejsze niż w stanie dostawy (rys. 3.35). Analiza udziału poszczególnych procesów niszczenia w całkowitym niszczeniu kawitacyjno-korozyjnym wykazała, że wraz ze wzrostem zawartości fazy martenzytycznej rośnie udział efektów synergicznych. W przypadku stali 316L o strukturze jednofazowej austenitycznej udział efektów synergicznych w warunkach niszczenia kawitacyjno-korozyjnego wynosi około 27%. Zastosowanie procesu FSP, w wyniku którego powstało 8% i 45% fazy martenzytycznej w warstwie wierzchniej, przyczyniło się do wzrostu udziału efektów synergicznych odpowiednio do około 31% i 33,4% (rys. 3.36). W przeciwieństwie do efektów synergicznych rosnących wraz ze wzrostem zawartości fazy martenzytycznej, udział niszczenia korozyjnego zwiększa się wraz ze wzrostem prędkości mieszania,

a nie zawartości fazy martenzytycznej. Negatywny efekt wprowadzanych naprężeń do warstwy wierzchniej podczas obróbki plastycznej na zimno odnotowano także w pracy [256].



Rys. 3.35. Krzywe kavitacyjne stali 316L w stanie dostawy oraz po zastosowaniu procesu mieszania tarcowego CFSP z prędkością 388 obr/min i 1800 obr/min; (a) w wodzie destylowanej, (b) w 3,5% roztworze NaCl [254]

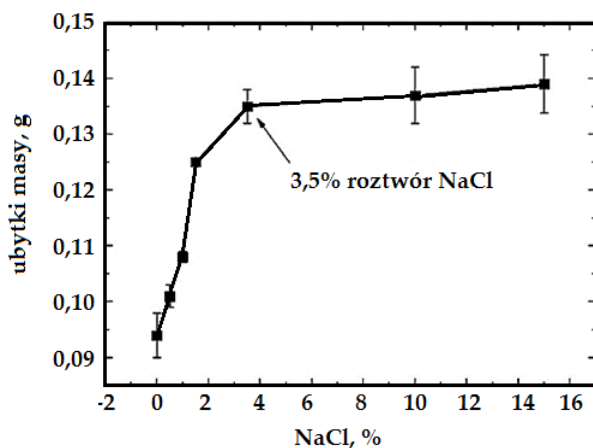


Rys. 3.36. Udział niszczenia kavitacyjnego, korozyjnego oraz efekt synergii dla stali 316L w stanie dostawy i po obróbce odkształcania plastycznego przy prędkości mieszania tarcowego 388 obr/min i 1800 obr/min [254]

Ponadto Selvam i in. [254] stwierdzili, że środowisko korozyjne powoduje wzrost szybkości erozji stali nierdzewnej, zatem uzyskali wyniki sprzeczne z wcześniejszymi wynikami Kwoka i in. [258], którzy nie odnotowali wzrostu ubytku masy stali austenitycznych w ośrodku korozyjnym. Przyczyną rozbieżności może być inna intensywność kawitacji lub obecność minimalnego zgniotu w stali 316L w stanie dostawy, którą wykorzystali.

Niską odporność kavitacyjno-korozyjną stali węglowych potwierdziły również badania stali 1045 (0,43% C) prowadzone na kavitacyjnym stanowisku magnetostrykcyjnym (częstotliwość drgań 19,6 kHz, amplituda 50 μm) przy zróżnicowanym stężeniu NaCl, wynoszącym od 0,5% do 15% [261]. Początkowo wzrostowi stężenia roztworu NaCl do 3,5 % towarzyszył gwałtowny przyrost ubytku masy z 0,94 g do 0,135 g (rys. 3.37). Dalszemu wzrostowi stężenia roztworu od 3,5 % do 15% NaCl towarzyszył już tylko nieznaczny wzrost ubytków korozyjno-

kawitacyjnych z 0,135 g do 0,14 g. Wyniki te uzasadniają celowość prowadzenia badań kawitacyjno-korozyjnych przy stężeniu 3,5% NaCl.



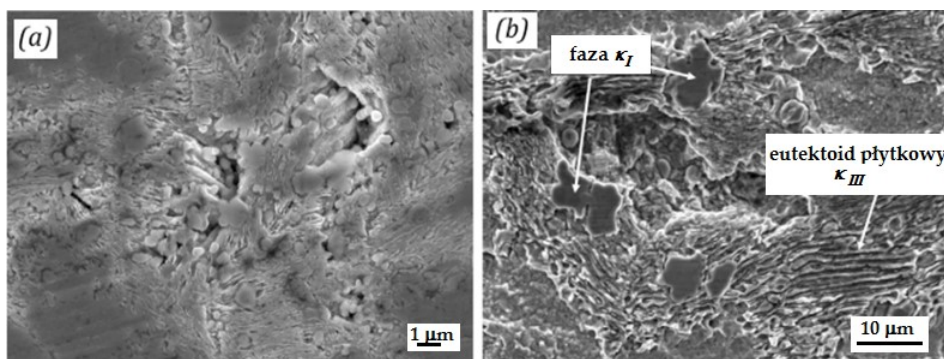
Rys. 3.37. Zależność ubytku masy stali 1045 od stężenia NaCl po 10 h badań [261]

Przyrost ubytku masy stali 1045 uzyskany w badaniach Gou i in. [261] (43,6% dla stężenia 3,5% NaCl) był znacznie mniejszy niż uzyskany przez Kwoka i in. [258] (300%). Przyczyną różnicy tych wyników mogły być wspomniane już inne warunki prowadzenia badań, tj. częstotliwość i amplituda drgań, oraz temperatura cieczy roboczej, jak również budowa fazowa i wielkość prądu korozji poszczególnych stali. Nieznaczna zmiana któregośkolwiek z wymienionych czynników może powodować znaczne zmiany w intensywności niszczenia i wielkości powstałych kawitacyjno-korozyjnych ubytków masy.

Synergizm niszczenia kawitacyjno-korozyjnego brązu niklowo-aluminiowego, badany przez Basumatarę i Wooda [259] na stanowisku magneto-strykcyjnym (częstotliwość drgań 19,5 kHz, amplituda 80 μm , temperatura cieczy 17 $^{\circ}\text{C}$), skutkował 47% wzrostem ubytku masy po 1 godzinie testu w środowisku korozyjnym (roztwór 3,5% NaCl) w porównaniu do ubytku w wodzie destylowanej. Basumatarę i Wood wykazali ponadto, że stosowana metoda określania wielkości udziału efektów synergicznych w całkowitym ubytku materiału ma istotny wpływ na uzyskane wyniki, które mogą znacznie różnić się między sobą. Na przykład dla brązu niklowo-aluminiowego, w zależności od zastosowanej metody pomiaru, wyniki obliczeń efektu synergii mogą różnić się nawet 11 razy [259]. Stosując metodę grawimetryczną z uwzględnieniem polaryzacji udział efektów synergicznych w całkowitym procesie niszczenia oszacowano na 6%, a bez jej uwzględnienia na 73%, natomiast stosując metodę objętościowego ubytku masy uzyskano udział efektów synergicznych 31%.

Przy omawianiu wpływu procesów korozyjnych i synergicznych na szybkość erozji wspomniany został wpływ, na uzyskiwane wyniki, warunków prowadzenia badań, tj. częstotliwości i amplitudy drgań, które decydują o intensywności kawi-

tacji. Badania związku pomiędzy intensywnością kawitacji a niszczeniem kawitacyjno-korozyjnym wykazały, że przy małych intensywnościach kawitacji początkowo następuje wzrost masy, który wynika z powstawania na powierzchni materiału produktów korozji [179]. Dopiero w późniejszym okresie niszczenia rośnie szybkość erozji, powodowana przez gwałtowny rozwój pęknięć kawitacyjno-korozyjnych, prowadzący do usuwania produktów korozji wraz z cząstkami materiału warstwy wierzchniej.

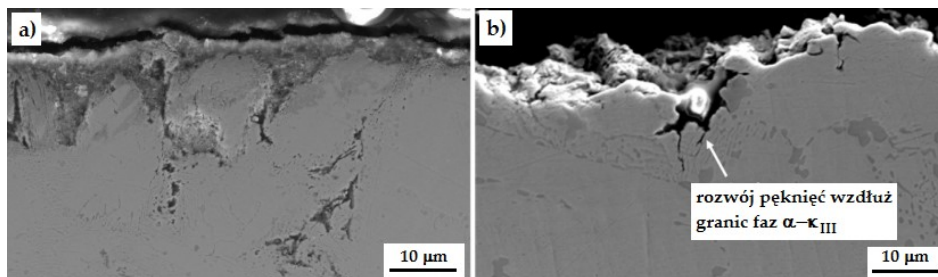


Rys. 3.38. Uszkodzenia powstałe na powierzchni brązu niklowo-aluminiowego podczas badań kawitacyjnych w wodzie destylowanej (a), w roztworze 3,5% NaCl (b) [259]

Obserwacje mikroskopowe uszkodzeń powstałych na powierzchni brązu niklowo-aluminiowym wykazały, że w przypadku badań prowadzonych w wodzie destylowanej, ubytki o wielkości od 10 μm do 30 μm powstawały na granicy faz (rys. 3.38a) [259,260]. Najbardziej podatną na działanie kawitacji okazała się faza κ o dużej zawartości żelaza, natomiast osnowa α , otaczającą twarde ziarna fazy κ , odznaczała się dobrą odpornością na tego typu niszczenie. Test kawitacyjny prowadzony w 3,5% roztworze NaCl (rys. 3.38b) wykazywał wzrost rozmiarów ubytków od 50 μm do 80 μm . Korozja rozwijała się na granicach faz α - κ , pozostawiając nie uszkodzone wydzielienia fazy κ_I i lamelarniej fazy κ_{III} . Rozwój uszkodzeń korozyjnych wzdłuż granic faz jest charakterystyczny dla tego typu materiału i został również zaobserwowany podczas badań czysto korozyjnych (rys. 3.39a), przy czym w warunkach niszczenia kawitacyjno-korozyjnego powstające uszkodzenia są zdecydowanie większe (rys. 3.39b).

Inną grupą materiałów cieszącą się dużym zainteresowaniem, ze względu na bardzo dobre właściwości wytrzymałościowe, są stopy tytanu. Badania odporności kawitacyjnej tytanu i jego stopów w środowisku korozyjnym (3,5% NaCl) wykazały, że stopy Ti-6Al-4V ELI (stop z niską zawartością tlenu w celu przeciwdziałania korozji naprężeniowej) i Ti-6Al-4V ELI/Ru (stop z niską zawartością tlenu i dodatkiem 0,1% Ru) o budowie dwufazowej α/β posiadały lepszą odporność na niszczenie kawitacyjne niż jednofazowy tytan (CP-Ti), czy stop tytanu (Ti-5111) [218]. Przyczyny lepszej odporności stopów Ti-6Al-4V ELI i Ti-6Al-4V ELI/Ru upatrywać można w ich zwiększonej twardości i wytrzymałości oraz

zwiększonej odporności korozyjnej w porównaniu z jednofazowymi CP-Ti i Ti-5111 [218].

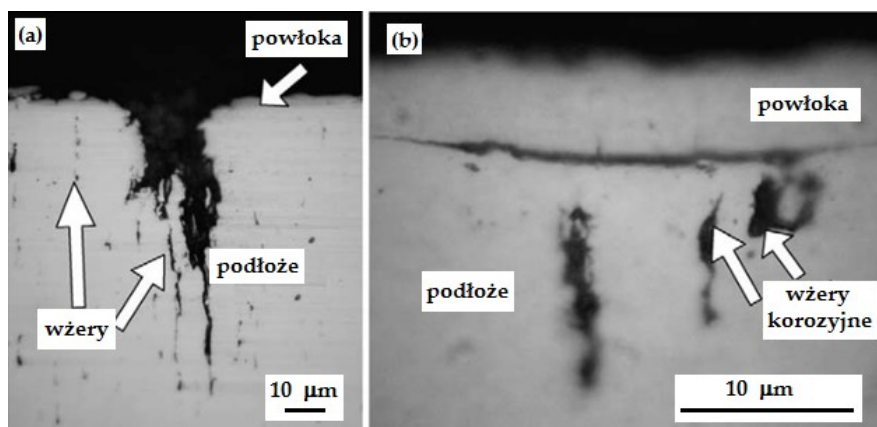


Rys. 3.39. Uszkodzenia powstałe na powierzchni brązu niklowo-aluminiowego zanurzonego w 3,5% roztworze NaCl: a) po 3 miesiącach badań korozyjnych, b) po 1 godz. testu kawitacyjno-korozyjnego [260]

Testy erozji kawitacyjnej i polaryzacji anodowej w 3,5% roztworze NaCl w warunkach statycznych wykazały, że obecność wysokoczęstotliwościowych obciążeń pochodzących od uderzających mikrostrug cieczy, generowanych podczas implozji pęcherzyków kawitacyjnych, miały największy wpływ na prąd polaryzacji jednofazowego tytanu CP-Ti. W przypadku stopów tytanu, a w szczególności stopów Ti-6Al-4V ELI i Ti-6Al-4V ELI/Ru, stwierdzano ich pasywność. Jednak nieznaczny dodatek rutenu w stopie Ti-6Al-4V ELI/Ru zmniejszał około 4-krotnie ubytki masy po 8 godz. testu w stosunku do ubytku powstałego na stopie Ti-6Al-4V ELI, chociaż wzrost twardości wyniósł tylko niecałe 2%. Uzyskane wyniki przyczyniły się do licznych zastosowań wspomnianych stopów, w tym do wyrobu elementów roboczych w urządzeniach ultradźwiękowych pracujących w środowisku korozyjnym.

Pozytywny wpływ osadzenia warstw na bazie faz międzymetalicznych Ni-Al o grubości 3,5 μm, 5 μm i 6 μm na stali węglowej 1045 na odporność kawitacyjną w świeżej wodzie przedstawiono w poprzednim rozdziale. Efekt ten potwierdziły badania korozyjno-kawitacyjne prowadzone w 3,5% roztworze NaCl lub HCl. Niezależnie od agresywności korozyjnej środowiska mniejsze ubytki masy odnotowano na próbkach pokrytych warstwami faz międzymetalicznych Ni-Al w porównaniu do stali 1045 [230]. Niemniej jednak, wzrost ubytku masy faz Ni-Al w środowisku korozyjnym był większy niż stali węglowej. Na przykład ubytki masy stali 1045 wzrosły z 10 mg w świeżej wodzie do 20 mg w roztworze 3,5% NaCl i do 160 mg w 3,5% roztworze HCl, zatem wzrost ubytku masy stali 1045 był odpowiednio 2- i 16-krotny. W przypadku stopów faz międzymetalicznych Ni-Al ubytki masy wzrosły z około 2 mg w świeżej wodzie do około 8 mg w roztworze 3,5% NaCl i 40 mg w 3,5% HCl. Zatem, wzrost ubytku masy warstw Ni-Al był w stosunku do świeżej wody odpowiednio 4- i aż 20-krotny. Późniejsze badania metalograficzne uszkodzeń powłoki w roztworze 3,5% NaCl wykazały odwarstwienia i tworzenie się ognisk korozyjnych pod powłoką (rys. 3.40), których pojawianie się świadczy o powstawaniu mikropęknięć, przez które medium

korozyjne może penetrować warstwę, prowadząc do delaminacji powłoki, zwiększonego niszczenia z chwilą delaminacji oraz braku ochrony podłoża. Ponadto pękanie powłoki bez jej delaminacji może być przyczyną rozwoju wżerów korozyjnych w podłożu pod powłoką wskutek przenikania medium korozyjnego, w szczególności gdy powłoka jest bardziej elektrododatnia niż podłoże. Istnieje zatem ryzyko, że w długotrwałych testach kawitacyjno-korozyjnych szybkość niszczenia stali pokrytej powłoką, na której powstały miejsca delaminacji i mikropęknięcia, będzie większa niż stali bez powłoki. Wyniki tych badań wskazują, że właściwością krytyczną dla odporności na niszczenie kawitacyjno-korozyjne jest odpowiednia przyczepność powłok do podłoża.



Rys. 3.40. Uszkodzenia powstałe na próbce z powłoką NiAl w 3,5% roztworze NaCl [230]

Spadek szybkości erozji w środowisku korozyjnym spowodowany osadzeniem powłok ochronnych stwierdzili również Qin i in. [262]. Osadzenie na stal 2Cr13 nanokompozytowych jednowarstwowych powłok Ti-Si-C-N o grubości 36 μm i 59 μm oraz wielowarstwowej powłoki Ti/Ti-Si-C-N o grubości 68 μm, metodą PVD rozpylania magnetronowego w plazmie, pozwoliło zmniejszyć ubytki masy odpowiednio 4,6-, 2,8- i 3,4-krotnie w stosunku do stali niepokrytej. Niemniej jednak w porównaniu z szybkością erozji uzyskaną w środowisku wody destylowanej wzrost szybkości erozji stali z powłoką w środowisku korozyjnym był większy niż w przypadku stali 2Cr13 czystej. W przypadku stali 2Cr13 wzrost szybkości korozji wyniósł 30%. Natomiast w przypadku powłok Ti-Si-C-N szybkość erozji wzrosła odpowiednio o 300 % i 73%, a w przypadku wielowarstwowej powłoki Ti/Ti-Si-C-N o 100%. Przyczyną tak intensywnego wzrostu szybkości erozji w roztworze NaCl był rozwój uszkodzeń korozyjnych i efektów synergicznych pod powłoką, w miejscach przebicia powłoki przez implodujące pęcherzyki kawitacyjne oraz w miejscach odwarstwień, zatem taki sam proces jak ten opisany przy analizie wpływu osadzenia powłok Ni-Al na stali węglowej 1045 [230]. Dodatkowym czynnikiem intensyfikującym proces erozyjny były mikrokrople metali występujące w strukturze powłoki, które zawsze powstają w wyniku

mikrowyładowań w plazmie. Mikrokrople są pewnego rodzaju wtrąceniami o innej strukturze fazowej niż otaczająca je powłoka. Granice faz są miejscem sprzyjającym korozji, a w warunkach kawitacji – korozji naprężeniowej. Usunięte mikrokrople zmniejszają istotnie grubość powłoki, co w konsekwencji prowadzi do szybszego przebicia przez impulsy kawitacyjne. Jak wspomniano we wcześniejszym rozdziale, w warunkach kawitacji powłoki PVD ulegają mikropofalowaniu, co prowadzi do lokalnych odwarstwień intensyfikujących procesy korozyjne.

3.1.6. Podsumowanie

Celem opisanych badań doświadczalnych były poszukiwania zależności między właściwościami materiałów i odpornością na niszczenie kawitacyjne oraz poszukiwania materiałów, lub grupy materiałów, charakteryzujących się wysoką odpornością kawitacyjną. Chociaż uzyskiwane do tej pory zależności mają ograniczoną stosowność, jednak pozwoliły wytypować kilka zasadniczych korelacji między strukturą i właściwościami materiałów konstrukcyjnych a ich odpornością na niszczenie kawitacyjne.

Pierwszą fundamentalną zasadą jest większa odporność kawitacyjna materiałów jednofazowych w porównaniu z materiałami wielofazowymi, przy porównywalnych właściwościach mechanicznych, wytrzymałościowych i korozyjnych. Badania stali nierdzewnych potwierdzają ich dobrą odporność na tego typu niszczenie w porównaniu ze stalami korozyjnymi. Wśród stali nierdzewnych stale martenzytyczne odznaczają się lepszą odpornością kawitacyjną niż stale austenityczne. Wysoką odporność kawitacyjną stali martenzytycznych przypisuje się ich dużej twardości i wysokim właściwościom wytrzymałościowym. Dobrą odporność kawitacyjną stali austenitycznych przypisuje się ich strukturze krystalograficznej RSP oraz niskiej EBU. Podczas obciążeń uderowych część energii uderzenia jest absorbowana na powstanie pasm poślizgu, bliźniaków odkształcenia, wzrost gęstości dyslokacji oraz powstanie komórkowej struktury dyslokacyjnej, a część – na przemianę fazową austenitu w martenzyt, $\text{Fe}_\gamma \rightarrow \text{Fe}_\alpha$. Konsekwencją tego jest umocnienie materiału i niska szybkość erozji.

Stale ferrytyczne, mimo jednofazowej budowy, posiadają znacznie niższą odporność kawitacyjną niż stale austenityczne. Niską odporność stali ferrytycznych przypisuje się ich strukturze krystalograficznej RPC, która charakteryzuje się małą gęstością wypełnienia, oraz dużymi odległościami między płaszczyznami gęstego upakowania. W konsekwencji naprężenie konieczne do uruchomienia dyslokacji i poślizgu jest bardzo duże. Zatem w warunkach odkształcania z bardzo dużą szybkością łatwiej dochodzi do pęknięcia niż do poślizgu, szczególnie w przypadku niekorzystnej orientacji płaszczyzn łupliwości pod kątem 45° do powierzchni eksponowanej.

W przypadku materiałów dwufazowych odporność kawitacyjna jest uzależniona od twardości, plastyczności, właściwości wytrzymałościowych (głównie wytrzymałości zmęczeniowej) oraz odporności korozyjnej. W przypadku stali węglowej o strukturze ferrytyczno-perlitycznej obserwuje się selektywne niszczenie poszczególnych składników struktury. W pierwszej kolejności usuwane są nieodporne na kawitację ziarna ferrytu, a następnie kruche ziarna perlitu. Ze względu

na dynamiczne obciążenia impulsami kawitacyjnymi, dwufazowa struktura sprzyja korozji naprężeniowej na granicy faz. Z tego też względu odporność kawitacyjna stali węglowych jest w istotnym stopniu zależna od ich odporności korozyjnej.

Przykładem materiałów dwufazowych o dobrej odporności kawitacyjnej są stale duplex austenityczno-ferrytyczne, które odznaczają się lepszą odpornością kawitacyjną niż stale austenityczne. Ich dobrą odporność kawitacyjną przypisuje się obecności austenitu, w którym zachodzi przemiana fazowa oraz dochodzi do umocnienia. Szczególnie dobrą odporność kawitacyjną posiadają stale duplex zawierające w swoim składzie chrom, którego obecność sprzyja tworzeniu pasywnej warstwy chroniącej przed korozją.

Inną szeroko badaną grupą materiałów, która odznacza się dobrą odpornością korozyjną, są stopy aluminium. Aluminium i jego stopy posiadają bardzo niską odporność kawitacyjną, jednak są materiałem często wykorzystywanym w celach poznawczych. Aluminium i jego stopy, podobnie jak stale austenityczne, posiadają strukturę RSC. Jednak, w przeciwieństwie do stali austenitycznych, stopy aluminium posiadają wysoką wartość EBU. Małą odporność kawitacyjną stopów aluminium przypisuje się ich niskim właściwościom wytrzymałościowym i strukturze krystalograficznej. Badania struktury dyslokacyjnej stopu aluminium wykazały obecność struktur Kuhlmann – Wilsdorf, związanych z obciążeniami dynamicznymi oraz struktury zdrowienia dynamicznego, które są związane ze zdolnością do poślizgu poprzecznego, wynikającą z wysokiej wartości EBU. Powstawanie struktur zdrowienia dynamicznego w obciążanym kawitacyjnie materiale utrudnia umocnianie warstwy wierzchniej, zatem nie zachodzą procesy zmniejszające szybkość erozji w wyniku procesu umocnienia warstwy wierzchniej.

Kolejną cechą strukturalną materiałów mającą wpływ na ich właściwości jest wielkość ziarna. Twardość, granica plastyczności, wytrzymałość na zerwanie oraz wytrzymałość zmęczeniowa wzrastają wraz ze zmniejszaniem się wielkości ziarna. Badania wpływu wielkości ziarna na odporność kawitacyjną potwierdziły pozytywny efekt zmniejszenia wielkości ziaren. Ta poprawa odporności materiału na niszczenie kawitacyjne towarzysząca malejącej wielkości ziaren jest głównie związana z poprawą właściwości mechanicznych i wytrzymałościowych, które są następstwem rozdrobnienia struktury materiału. Ponadto istnieje krytyczna wielkość ziarna, poniżej której obserwowany jest spadek, a nie wzrost, odporności kawitacyjnej. Zjawisko to jest związane z uprzywilejowanym miejscem inicjacji i rozwoju pęknięć wzdłuż granic ziaren lub styku trzech ziaren. Wraz ze zmniejszaniem się wielkości ziaren poniżej wartości krytycznej, udział granic ziaren i miejsc styku trzech ziaren w strukturze materiału gwałtownie rośnie. Duża gęstość miejsc styku trzech ziaren sprzyja inicjacji dużej liczby pęknięć. Łączenie się pęknięć prowadzi to do usuwania coraz mniejszych ziaren. Badania wpływu wielkości ziaren na odporność kawitacyjną ujawniły również, że materiały o orientacji krystalograficznej $\langle 111 \rangle$ posiadają wyższą odporność kawitacyjną niż materiały o orientacji krystalograficznej $\langle 101 \rangle$. Głównym mechanizmem niszczenia

w okresie inkubacji w materiałach o orientacji $\langle 111 \rangle$ jest zarodkowanie mikro-pęknięć wzdłuż płaszczyzn $\{001\}$ ustawionych pod kątem 45° .

Pośród wielu właściwości materiałowych silny wpływ na odporność kawitacyjną ma twardość. Wzrost twardości zwiększa odporność kawitacyjną, jednak próby ustalenia zależności opisującej wpływ twardości dla szerokiej gamy materiałów, z uwzględnieniem stali, stopów faz międzymetalicznych, węglików spiekanych i innych materiałów, zakończyły się niepowodzeniem. Przyczyną tego niepowodzenia było zróżnicowanie wymienionych materiałów nie tylko pod względem twardości, ale również pod względem strukturalnym (różne struktury krystalograficzne, różna liczba faz, obecność w strukturze defektów wewnętrznych łącznie z porami), wytrzymałościowym (wytrzymałość zmęczeniowa, wytrzymałość na pękanie, wytrzymałość na udarowe obciążenia) oraz plastycznym. Pozytywne wyniki badań wpływu twardości zachęcały do stosowania odpowiednich procesów obróbki cieplnej i obróbki plastycznej na zimno w celu poprawy odporności kawitacyjnej. Obróbką plastyczną na zimno można ponadto inicjować przemianę fazową w metastabilnych materiałach i w ten sposób dodatkowo podwyższać odporność kawitacyjną. Jednak zgniot powstający w wyniku obróbki plastycznej na zimno oraz wzrost liczby faz w warstwie wierzchniej sprzyja procesom korozyjnym w środowisku agresywnym, np. w 3,5% roztworze NaCl.

Eksperymentalne badania wpływu odporności zmęczeniowej na odporność kawitacyjną stanowiły naturalną konsekwencję analizy procesu niszczenia oraz obserwacji w mikroobszarach uszkodzeń powstałych w testach kawitacyjnych. Stwierdzono silny wpływ wytrzymałości zmęczeniowej nie tylko na odporność na niszczenie kawitacyjne, ale również na długość okresu inkubacji. Wyniki te skłaniały do skorzystania z zależności sformułowanych dla niszczenia zmęczeniowego, tj. do wykorzystania do opisu niszczenia kawitacyjnego podstawowego równania Parisa, opisującego wzrost pęknięć podczas niszczenia zmęczeniowego. Przy założeniach, że wzrost ubytków podczas niszczenia kawitacyjnego odpowiada wzrostowi pęknięć w niszczeniu zmęczeniowym, oraz że współczynnikowi reprezentującemu intensywność kawitacji odpowiada współczynnik intensywności naprężeń uzyskano korelację analogiczną do równania Parisa, która dobrze opisuje rozwój ubytków materiału podczas niszczenia kawitacyjnego. Innymi właściwościami wpływającymi na odporność kawitacyjną są, poza twardością i wytrzymałością zmęczeniową, wytrzymałość na zerwanie i energia odkształcenia. Niestety, brak jest systematycznych badań w tym zakresie.

Pozytywny wpływ wzrostu twardości na odporność kawitacyjną był inspiracją dla wykorzystania odpowiednich obróbek zwiększających twardość warstwy wierzchniej materiału w celu poprawy odporności kawitacyjnej. Poza wspomnianą obróbką cieplną i obróbką plastyczną na zimno stosowane jest również osadzanie powłok ochronnych. Przy zastosowaniu powłok, bardzo ważny jest dobór materiału i metody wytwarzania. Metoda wytwarzania wpływa na właściwości powłok, tj. strukturę, porowatość, przyczepność, naprężenia w powłoce, twardość i wytrzymałość, a przez to na odporność kawitacyjną. Pośród aktualnie sto-

sowanych technologii wytwarzania powłok, poprawę odporności kawitacyjnej dawało stopowanie laserowe, technologie natryskiwania cieplnego – w tym natryskiwanie plazmowe, natryskiwanie jonowe i natryskiwanie płomieniowe nadźwiękowe natryskiwania HVOF – oraz metody PVD.

Stopowanie laserowe pozwala wytworzyć twarde warstwy bardzo dobrze przyczepne do podłoża, o bardzo szerokim składzie chemicznym. Poprzez odpowiedni dobór prędkości stopowania oraz mocy lasera modyfikowane są takie właściwości warstw, jak grubość, struktura i twardość. Słabą stroną warstw wytwarzanych stopowaniem laserowym są natomiast obszary styku warstw oraz strefa wpływu ciepła. Te bardzo wąskie obszary są miejscami inicjacji kruchych pęknięć, które w długotrwałych badaniach obniżają odporność kawitacyjną.

Technologie natryskiwania cieplnego należą do najbardziej perspektywicznych metod wytwarzania powłok ochronnych ze względu na możliwości nanoszenia na dużych powierzchniach bardzo dobrze przyczepnych twardych powłok metalowych, węglkowych, ceramicznych oraz kompozytowych, o dowolnym składzie chemicznym i fazowym. Do głównych wad tych powłok należy ich porowatość, która zależy od zastosowanej metody natryskiwania cieplnego. Porowatość powłok w przypadku metody HVOF, wynosi kilka procent, natomiast w przypadku natryskiwania płomieniowego, może dochodzić nawet do kilkunastu procent. Obecność porów obniża odporność kawitacyjną powłok ze względu na obniżenie wytrzymałości i inicjację pęknięć w miejscach ich lokalizacji. Porowatość wytworzonej powłoki można ograniczać poprzez odpowiedni dobór wielkości ziaren proszków i parametrów natryskiwania. Na przykład powłoka WC-10Co4Cr wytworzona z proszku o wielkości ziaren od 15 μm do 45 μm posiada porowatość wynoszącą $0,47 \pm 0,15\%$, a powłoka wytworzona z proszku o wielkości ziaren do 2,5 μm zaledwie $0,26 \pm 0,05\%$. Powłoki wytworzone metodami natryskiwania cieplnego, dzięki niskiej porowatości pozwalają zwiększyć odporność kawitacyjną nawet 10-krotnie. Poprawę odporności kawitacyjnej przypisuje się wysokiej twardości oraz dobrej odporności korozyjnej tych powłok. Ze względu na ich liczne zalety prowadzone są prace w celu opracowania technologii natryskiwania HVOF obniżającej lub eliminującej porowatość.

Powłoki wytwarzane metodami PVD charakteryzują się zwartą budową i nanometryczną wielkością ziaren. Poprzez odpowiedni dobór parametrów osadzania, tj. temperatury podłoża i napięcia polaryzacji można w szerokim zakresie regulować wielkość ziaren – krystalitów, twardość, moduł Younga, przyczepność oraz ilość i wielkość defektów. Powłoki PVD posiadają wysokie naprężenia ścisiskające, które uznawane są za zaletę, jednak zbyt wysokie mogą prowadzić do odwarstwienia powłoki adhezyjnej. Do wad powłok PVD oprócz adhezyjnego charakteru, można zaliczyć obecność w strukturze powłoki mikrokropki metalu, które są jej defektami. Mikrokropki, a zwłaszcza wgłębienia po ich usunięciu z powierzchni powłoki, są miejscem inicjacji pęknięć. Niemniej jednak duża ilość drobnych mikrokropki nie ma wpływu na odporność kawitacyjną. W warunkach niszczenia kawitacyjnego powłoki PVD ulegają mikropofalowaniu, które zmniejsza się wraz ze wzrostem ich sztywności i grubości. Miejsca inicjacji pęknięć to

wzniesienia pofalowanych powłok, miejsca odwarstwienia (delaminacji) oraz defekty (powłok). Dla ochrony powłok przed niszczeniem kawitacyjnym bardzo ważna jest jak najmniejsza różnica między właściwościami powłoki i odpowiednimi właściwościami podłoża. Takimi istotnymi właściwościami są: twardość, moduł sprężystości oraz właściwości cieplne powłoki i podłoża. Im mniejsza jest różnica między wymienionymi cechami oraz im wyższa jest przyczepność powłok, tym lepsza ochrona podłoża przed niszczeniem kawitacyjnym. Odporność kawitacyjna powłok uzależnion jest również od grubości. Dla każdej powłoki istnieje jej optymalna grubość, zapewniająca najlepsze właściwości ochronne.

W przypadku powłok wielowarstwowych liczba czynników mających wpływ na właściwości ochronne istotnie wzrasta. Powłoki wielowarstwowe dzieli się na powłoki: metal-ceramika lub ceramika-ceramika. Czynniki wpływające na właściwości powłok to: materiał, liczba i grubość poszczególnych warstw oraz liczba i grubość modułów (powtarzających się dwóch warstw w powłoce). Grubość pojedynczej warstwy z reguły jest rzędu kilkudziesięciu nanometrów choć może wynosić również kilkaset, rzadziej kilku nanometrów. Powłoki typu metal-ceramika posiadają niższą twardość i większą plastyczność niż powłoki typu ceramika – ceramika. Dotychczasowe badania kawitacyjne wykazały, że lepsze właściwości ochronne posiadają powłoki typu metal-ceramika, mimo niższej twardości, ze względu na amortyzujące właściwości warstw metalicznych. Obserwowany spadek odporności kawitacyjnej powłoki wielowarstwowej TiN/Ti wraz ze spadkiem grubości warstw wyjaśniany jest zmniejszającą się wytrzymałością warstw TiN oraz malejącą zdolnością do amortyzacji przez coraz cieńsze warstwy tytanowe. W przypadku powłok typu ceramika-ceramika, ich wysoka twardość i sztywność przyczyniają się do wzrostu długości okresu inkubacyjnego, jednak później niszczenie kawitacyjne jest zintensyfikowane przez rozwój kruchych pęknięć w powłoce oraz proces erozji mikrocząstkami powłoki.

Spadek odporności na niszczenie kawitacyjne w środowisku korozyjnym jest efektem nakładania się procesów kawitacyjnych, korozyjnych oraz procesów synergicznych. W przypadku materiałów o niskiej odporności korozyjnej, wzrost szybkości erozji w środowisku korozyjnie agresywnym w stosunku do szybkości erozji w środowisku neutralnym może być nawet kilkakrotny. Również w przypadku takich materiałów jak mosiądz, brąz, stale nierdzewne, obserwuje się wzrost szybkości erozji, który wywołany jest głównie procesami synergicznymi, a procesy korozyjne mają tylko nieznaczny wpływ. Ze względu na bardzo niski wzrost szybkości erozji brązu w środowisku korozyjnym (3,2% NaCl), jest on materiałem często stosowanym do wyrobu urządzeń pracujących w środowisku wody morskiej i narażonych na kawitację, np. śruby okrętowe. Bardzo dobrymi właściwościami ochronnymi odznaczają się także stopy tytanu, a w szczególności stop Ti-6Al-4V ELI/Ru (stop z dodatkiem 0,1% rutenu i niską zawartość tlenu).

Należy podkreślić, że wyniki badań korozyjno-kawitacyjnych takich samych materiałów mogą czasami istotnie różnić się między sobą. Przyczyną tego jest

przede wszystkim zależność intensywności procesów korozyjnych i efektów synergicznych od natężenia kawitacji i stężenia roztworów korozyjnych. Nawet nieznaczna zmiana stężenia roztworu, np. 3,4% NaCl zamiast 3,5%, zmiana częstotliwości i amplitudy drgań oraz temperatury cieczy w przypadku kawitacji ultradźwiękowej lub zmiana prędkości strumienia cieczy w przypadku kawitacji przepływowej istotnie wpływają na wyniki badań. Najsilniejszy wpływ na szybkość erozji ma zmiana stężenia roztworu NaCl w zakresie do 3,5%, natomiast powyżej tej wartości zmiana stężenia ma już tylko nieznaczny wpływ na intensyfikację procesów korozyjnych. Z kolei, w przypadku bardzo niskiej intensywności kawitacji obserwowano przyrost masy powodowany powstaniem na powierzchni materiału produktów korozji, a dopiero w okresie przyspieszonego niszczenia stwierdzano gwałtowny wzrost ubytku masy.

Badania wpływu podnoszenia odporności kawitacyjno-korozyjnej poprzez stosowanie obróbki plastycznej na zimno wykazały, że obecność zgniotu i dwufazowej struktury w warstwie wierzchniej zwiększa udział procesów korozyjnych i synergicznych w całkowitym niszczeniu. Zastosowanie obróbki plastycznej na zimno, powodujące powstanie 8% i 45% fazy martenzytycznej w warstwie wierzchniej, przyczyniło się do wzrostu udziału efektów synergicznych odpowiednio do około 31% i 33,4%, przy 27% udziale efektów synergicznych dla stali nie poddanej obróbce plastycznej.

Osadzenie powłok pozwala zmniejszyć szybkość erozji w porównaniu do podłoża nie pokrytego powłoką. Właściwościami kluczowymi dla poprawy odporności kawitacyjno-korozyjną są przyczepność podłoża i porowatość. Odwarstwienie oraz defekty powłoki w postaci mikrokropel lub porów zwiększają szybkość erozji w środowisku korozyjnym oraz intensyfikują procesy synergiczne.

3.2. Niszczenie materiału cząstkami stałymi

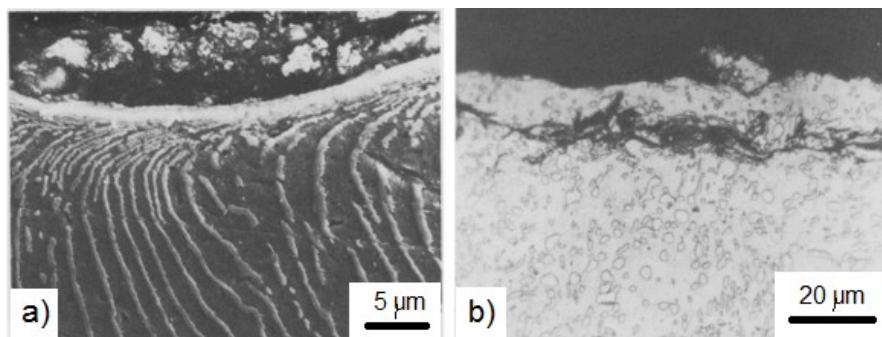
Proces niszczenia materiału w wyniku cyklicznych uderzeń (obciążeń) cząstkami stałymi zależy od struktury i właściwości materiału, właściwości medium oraz intensywności zjawiska, podobnie jak to ma miejsce przy niszczeniu kawitacyjnym. Wpływ intensywności zjawiska, tj. prędkości uderzenia i koncentracji cząstek w zawieszynie został przedstawiony w pierwszym rozdziale, poświęconym prezentacji procesów niszczenia cząstkami stałymi. W niniejszej części przedstawione zostaną wyniki badań związanych z wpływem właściwości materiału i właściwości korozyjnych cieczy roboczej na proces niszczenia cząstkami stałymi. Nadmienić należy również o problemie niszczenia cząstkami wielkości mikro- lub nanometrycznej, które dostawszy się do pęcherzy kawitacyjnych, uderzają z prędkością bliską prędkości strugi kumulacyjnej, tworzącej się podczas implozji pęcherzyka kawitacyjnego. Ze względu na kawitacyjny charakter tego niszczenia, problem ten został już wspomniany we wcześniejszym rozdziale.

3.2.1. Wpływ struktury materiału

Struktura materiału ekspozowanego, podobnie jak przy niszczeniu kawitacyjnym, ma istotny wpływ na jego odporność na niszczenie cząstkami stałymi. Bardzo dobrze świadczą o tym badania stali węglowej AISI 1020 i 1075 o odpowiedniej 0,2% i 0,8% zawartości węgla [145]. Stal 1075 poddana została odpowiedniej obróbce cieplej w celu uzyskania zróżnicowanych struktur:

- (1) grubopłytkowego cementytu o twardości 90 HRB i odległości między płytkami wynoszącej 1 μm ,
- (2) drobnego cementytu o twardości 99 HRB i odległości między płytkami wynoszącej 0,25 μm i
- (3) sferoidalnego cementytu w osnowie ferrytycznej o twardości 79 HRB i średnicy kulistego cementytu wynoszącej 1,25 μm .

Badania z użyciem cząstek węgla krzemu (SiC) wielkości 240 μm i prędkości uderzenia 30 m/s i 60 m/s wykazały, że lepszą odporność erozyjną – niezależnie od wartości kąta uderzenia – posiada stal o strukturze sferoidalnej niż stal o strukturze perlitycznej. Właściwości mechaniczne, tj. twardość i granica plastyczności, miały niewielki wpływ na uzyskane wyniki badań, przy czym stwierdzono korelację między odpornością erozyjną i plastycznością materiału. Lepsza odporność na niszczenie cząstkami stałymi stali o strukturze sferoidalnej przypisano jej ponad 2-krotnie większej plastyczności (wydłużenie $A = 26,8\%$) niż stali o strukturze perlitycznej (wydłużenie $A = 12,4\%$). Ponadto, mimo zmiany właściwości stali obróbką cieplną, kąt uderzenia odpowiadający największej szybkości erozji był taki sam, niezależnie od struktury stali i jej plastyczności. Obserwacje mikroskopowe stali o strukturze grubopłytkowego perlitu ujawniły połamane twarde płytki cementytu w miękkiej i plastycznej osnowie ferrytycznej (rys. 3.41a). Usunięcie ferrytycznej osnowy osłabia płytki cementytu, przyspieszając proces ich kruchego pęknięcia i późniejszego usuwania. Badania wykazały również, że wśród stali o strukturze perlitycznej lepszą odporność na niszczenie cząstkami stałymi posiadała stal o grubym perlicie, mimo niższej twardości i niższych właściwości wytrzymałościowych niż stal o drobnym perlicie. Wyjaśnieniem tego może być efekt amortyzacji uderzenia cząstkami przez ferryt o większej grubości, znajdujący się między płytkami cementytu, oraz wzrost pochłaniania przez materiał energii uderzenia na łamanie grubych płytek cementytu. Zatem wyższa odporność erozyjna stali o strukturze grubopłytkowego cementytu w ziarnach perlitu wynika z mechanizmu niszczenia analogicznego do procesu obserwowanego podczas niszczenia powłok wielowarstwowych typu metal-ceramika (miękką – twarda warstwa). W przypadku stali o strukturze sferoidalnej zaobserwowano odkształcenie plastyczne ferrytycznej osnowy oraz rozwój pęknięć pod powierzchnią ekspozowaną (rys. 3.41b). Inicjacja pęknięć pod powierzchnią ekspozowaną jest związana z miejscem występowania największych naprężeń ścinających, zgodnych z teorią Hertza dotyczącą naprężeń kontaktowych, oraz właściwości materiału.

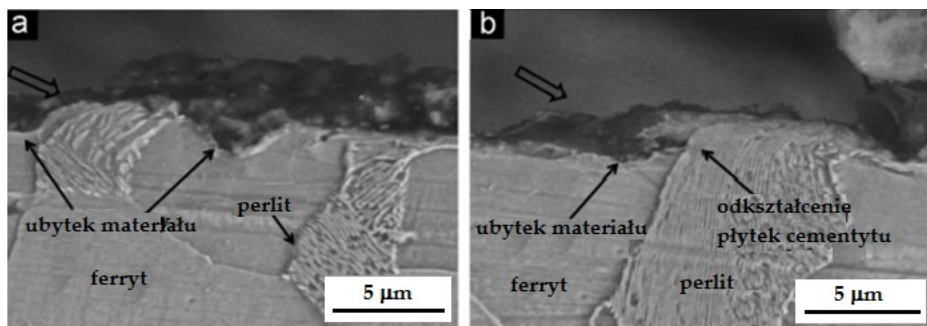


Rys. 3.41. Uszkodzenia erozyjne powstałe na powierzchni stali 1075 podczas uderzeń cząstkami węgla krzemu (SiC) o wielkości $240\text{ }\mu\text{m}$ z prędkością 61 m/s pod kątem 30° , a) struktura grubo -płytkowego perlitu, b) struktura sferoidalnego cementytu [145]

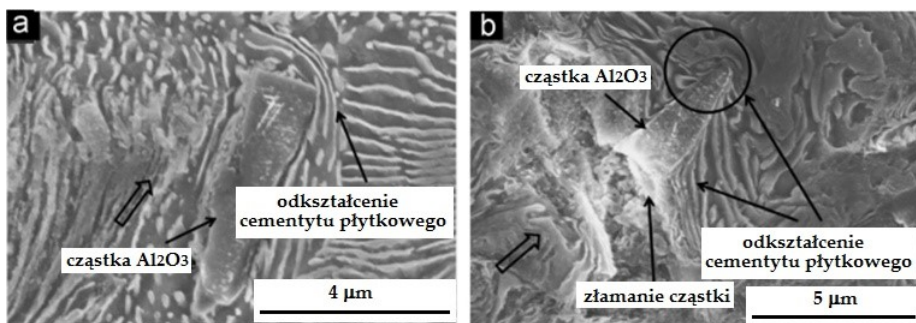
Rozdrobnienie struktury i wzrost twardości poprzez obróbkę plastyczną na zimno jest skuteczną metodą poprawy odporności kawitacyjnej. Jednak zastosowanie obróbki plastycznej na zimno dla stali AISI 1075 o strukturze sferoidalnej nie potwierdziło pozytywnych efektów wprowadzenia zgniotu w warstwie wierzchniej [145]. Wraz ze wzrostem twardości warstwy wierzchniej wynikającej z powstania zgniotu rosła początkowa szybkość erozji. Natomiast na etapie ustalonego niszczenia szybkość erozji była niezależna od wielkości zgniotu i twardości warstwy wierzchniej.

Badania stali węglowych AISI 1018 (struktura ferrytyczno-perlityczna, twardość $H=1,81\text{ GPa}$) i AISI 1080 (struktura perlityczna, twardość $H=3,27\text{ GPa}$) wykazały uzależnienie odporności na niszczenie cząstkami stałymi od kąta uderzenia [119]. Jest to w zgodności z wcześniej omówioną korelacją między kątem uderzenia dla największej szybkości erozji i twardością materiału. Zgodnie z uzyskanymi wynikami badań, stal 1018 charakteryzowała się większą szybkością erozji niż stal 1080 dla kątów uderzenia 45° , 60° i 90° , natomiast dla kąta 30° stwierdzono odwrotną zależność: około 2-krotnie większą szybkość erozji posiadała stal 1080. Obserwacje mikroskopowe ujawniły, że w dwufazowej ferrytyczno-perlitycznej stali 1018, faza ferrytyczna, która jest fazą o niższych właściwościach wytrzymałościowych, zostaje usunięta jako pierwsza, a dopiero następnie usuwana jest faza perlityczna (rys. 3.42). Potwierdzają to również obserwacje Levy'ego [145]. W przypadku stali perlitycznej 1080 obserwacje mikroskopowe ujawniły deformację płytek cementytu oraz penetrację materiału przez cząstki ścierniwa, które wbijając się w materiał już w nim pozostają (rys 3.43). Wbijanie się drobnych cząstek o średnicy około $5\text{ }\mu\text{m}$ w powierzchnię materiału (np. polimerową powłokę) obserwowali również Lathabai i in. [141]. W przeciwieństwie do stali perlitycznej 1080, twardość polimerowej powłoki jest bardzo niska, i wbijanie się cząstek w procesie erozyjnym nie jest zaskakujące [119,141]. Widoczne na rys 3.43 odkształcenie płytek perlitu wskazuje, że część energii uderzenia została pochłonięta na proces deformacji, a nie na proces inicjacji i rozwoju

pęknięć. Warstwy cementytu działają tu jak bariery dla rozwoju wierzchołka pęknięcia, powstrzymując lub zwalniając jego rozprzestrzenianie się. Deformację płytek cementytu obserwował także Levy badając stal perlityczną [145].

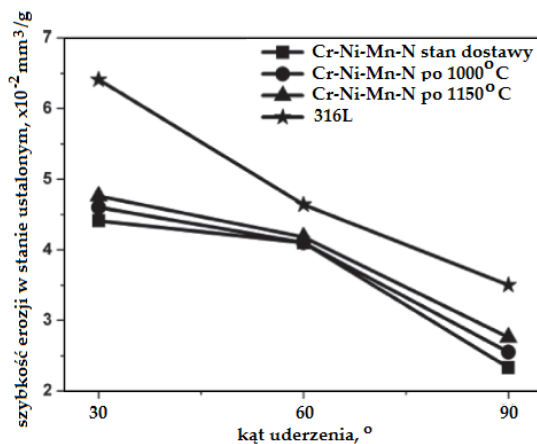


Rys. 3.42. Uszkodzenia stali ferrytyczno-perlitycznej 1018 [119]



Rys. 3.43. Uszkodzenia stali perlitycznej 1080 [119]

Badania stali węglowej ferrytyczno-perlitycznej o zawartości 0,12% C i 1,2% Mn oraz stali martenzytycznej o zawartości 0,23–0,3% C i 1,7% Mn „poddanych” obróbce cieplnej celem uzyskania różnych wielkości ziaren i właściwości wytrzymałościowych, wykazały, że stal martenzytyczna odznacza się lepszą odpornością erozyjną niż stal ferrytyczno-perlityczna [130]. Uzyskane wyniki są w zgodności z wynikami badań wpływu struktury materiałuna niszczenie kawitacyjne, w których stale martenzytyczne odznaczają się bardzo dobrą odpornością kawitacyjną. Badania te wykazały, że w porównaniu z twardością wielkość ziaren ma niewielki wpływ na odporność erozyjną. Badania metalograficzne wskazały ponadto, że głównym mechanizmem niszczenia było żłobienie, które wraz ze wzrostem twardości staje się coraz bardziej utrudnione. Efektem tego procesu było zmniejszanie się ubytku masy i szybkości erozji, a w konsekwencji wzrost odporności erozyjnej. Zatem główną właściwością materiałową mającą wpływ na odporność erozyjną okazała się twardość, a nie cechy strukturalne materiałów.



Rys. 3.44. Szybkość erozji stali 316L i Cr-Ni-Mn-N [203]

Stale austenityczne odznaczają się dobrą odpornością na niszczenie kawitacyjne ponieważ absorbują energię uderzenia na przemianę fazową. Badania odporności na niszczenie cząstkami stałymi tych stali są istotne ze względu na szerokie ich zastosowanie do wyrobu elementów narażonych na kawitację i erozję cząstkami stałymi. Badania Selokara i in. [203] stali austenitycznych, tj. stali 316L (16,9% Cr, 10,7% Ni, 2,6% Mo) i azotowanej stali chromowo-niklowo-manganowej Cr-Ni-Mn-N (20,9% Cr, 10,65% Ni, 1,15% Mn i 0,2% N) wykazały, że stal Cr-Ni-Mn-N, niezależnie od przeprowadzonej obróbki cieplnej, posiadała lepszą odporność na niszczenie cząstkami stałymi niż stal 316L (rys. 3.43). Przeprowadzenie obróbki przesycania stali Cr-Ni-Mn-N z 1000 °C i 1150 °C w celu rozpuszczenia węglików, uzyskania równomiernej wielkości ziaren oraz zróżnicowania właściwości mechanicznych i wytrzymałościowych miało niewielki wpływ na odporności erozyjną. Przyczyną braku efektu obróbki cieplnej było uzyskanie struktury plastycznej, w której następował wysokoenergetyczny rozwój pęknięć [203]. W procesie degradacji warstwy wierzchniej przez uderzające cząstki stałe zachodzą dwa wzajemnie przeciwstawne procesy: z jednej strony spadek twardości w wyniku obróbki cieplnej sprawiający, że materiał jest bardziej podatny na uszkodzenia, a z drugiej przemiany fazowe i energochłonny rozwój pęknięć absorbujący znaczną część energii uderzających cząstek. Lepsza odporność erozyjna stali Cr-Ni-Mn-N wynikała również z wyższej wytrzymałości na pękanie oraz większej wartości wykładnika umocnienia. Nie bez znaczenia jest również wyższa zawartość chromu, który sprzyja tworzeniu pasywnej warstwy chroniącej przed niszczeniem erozyjno-korozyjnym, które zostanie przedstawione w dalszej części pracy. Z kolei Gadhikar i in. [263], badając stal Cr-Ni-Mn (23-8-N) – o zawartości 22,48% Cr, 7,45% Ni, 2,05% Mn, 0,765% Si, 0,31%C i 0,285% N – i stal 316L uzyskali odmienne wyniki. Przeprowadzenie obróbki przesycania stali Cr-Ni-Mn z temperatury 1050°C pozwoliło o 36% zmniejszyć ubytki objętości, mimo spadku twardości i wytrzymałości na zerwanie. Poprawę odporności na niszczenie cząstkami stałymi przypisano prawie dwukrotnemu wzrostowi plastyczności

i wytrzymałości na pękanie. Zatem, podobnie jak w pracach [203,145], wraz ze wzrostem plastyczności i wytrzymałości na pękanie uzyskano wzrost odporności na niszczenie cząstkami stałymi. Stwierdzono taką zależność również podczas niszczenia kawitacyjnego.

Badania stali austenitycznych i stali duplex potwierdziły lepszą odporność erozyjną stali duplex, mimo ich dwufazowej budowy [129]. Lepszą odporność stali duplex uzasadniono wyższą twardością i wyższymi właściwościami wytrzymałościowymi w porównaniu ze stalami austenitycznymi. Uzyskano zatem wyniki zgodne z wynikami badań wpływu struktury na niszczenie kawitacyjne. Niemniej jednak, badania te wykazały również, że w niektórych warunkach erozyjnych szybkość erozji stali duplex może być większa od szybkości erozji stali austenitycznej. Taka sytuacja miała miejsce w przypadku stali 2205 (EN1.4462) (0,02% C, 0,17% N, 22% Cr, 5,7% Ni i 3,1% Mo) testowanej z użyciem cząstek kwarcu o wielkości 75–100 μm . Stal ta odznaczała się najslabszą odpornością erozyjną, mimo dużo wyższych właściwości wytrzymałościowych niż stal LDX 2101. Autorzy uzasadniali mniejszą odporność erozyjną mniejszymi właściwościami dynamicznymi i większą zawartością ferrytu w stosunku do stali 2507. Brak jakiegokolwiek odniesienia do innej badanej w tej pracy stali duplex LDX 2101 (EN 1.4162) sprawia, że wyjaśnienia autorów pracy mają charakter hipotezy.

Badania stali węglowej ferrytyczno-perlitycznej o twardości 180 HV₁₀ i stali martenzytycznych o twardościach 405 HV₁₀, 475 HV₁₀ i 560 HV₁₀ oraz stali austenitycznych 316L i 904L o twardości odpowiednio 165 HB i 150 HB, duplex 2507 i LDX 2101 o twardości odpowiednio 265 HB i 230 HB ukazywały związek między odpornością erozyjną i twardością: wraz ze wzrostem twardości rosła odporność erozyjna [129,130]. Natomiast w przypadku stali węglowej 1075 oraz duplex 2205 takiego związku nie odnotowano. Stal węglowa 1075 o strukturze sferoidalnej posiadała lepszą odporność erozyjną niż ta stal o strukturze drobno-płytkowego cementytu, mimo niższej twardości i wytrzymałości na zerwanie [145]. Podobnie stal duplex LDX 2101 posiadała wyższą odporność erozyjną niż stal duplex 2205, mimo niższej twardości i wytrzymałości na zerwanie [129].

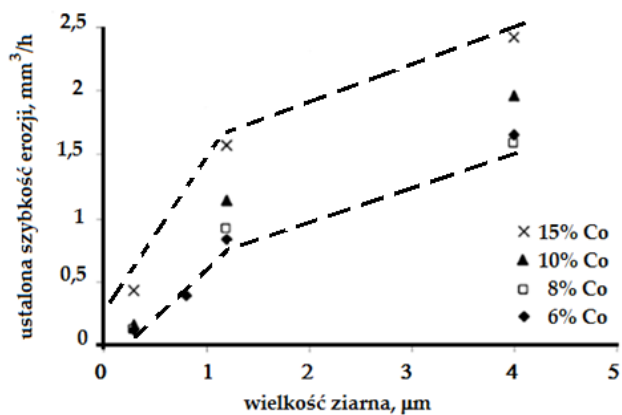
Analiza dwóch stali austenitycznych 316L i 907L wskazała, że ich odporność erozyjna była uzależniona od wielkości energii błędu ułożenia (EBU). Wyznaczając energię błędu ułożenia ze wzoru [129]

$$\text{EBU} = -53 + 6,2\text{Ni}\% + 0,7\text{Cr}\% + 3,2\text{Mn}\% + 9,3\text{Mo}\% \quad (3.2.1)$$

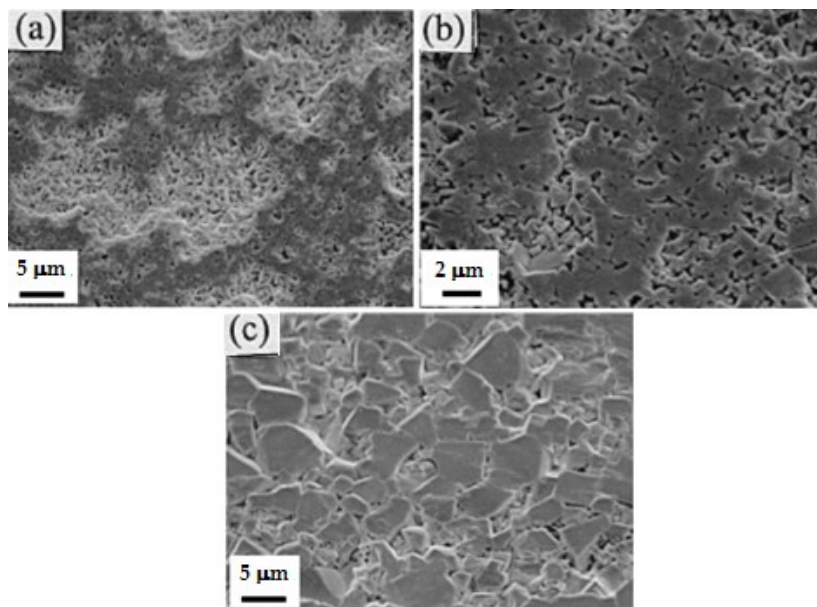
uzyskano dla stali 904L 174 mJ/m^2 , natomiast dla stali 316L tylko 49 mJ/m^2 . Wy-soka wartość EBU stali 904L świadczy o jej małej zdolności do umocnienia w przeciwieństwie do stali 316L, która pod wpływem obciążeń ulega bardzo szybko umocnieniu i przemianie fazowej austenitu w martenzyt. Konsekwencją tego jest większa szybkość erozji stali 904L w porównaniu do stali 36L. Wpływ energii błędu ułożenia na proces niszczenia został przedstawiony w części poświęconej erozji kawitacyjnej.

Inną ważną grupą materiałów stosowaną do wyrobu elementów narażonych na erozję cząstkami stałymi są żeliwa. Badania wysokochromowego żeliwa białego podeutektycznego, eutektycznego i nadeutektycznego nie wykazały jednoznacznego wpływu wielkości i ilości węglików na odporność erozyjną [93]. Wszystkie trzy żeliwa miały budowę strukturalną składającą się z węglików M_7C_3 w osnowie austenitycznej, a zawartość węglików w poszczególnych żeliwach była zgodna z ich rodzajem. Najmniejszą wielkość węglików ($3,7\ \mu\text{m}$) stwierdzono dla żeliwa eutektycznego. W przypadku żeliwa podeutektycznego i nadeutektycznego, wielkość węglików wyniosła odpowiednio $5,8\ \mu\text{m}$ i $6,4\ \mu\text{m}$. Uszeregowanie żeliw pod względem odporności erozyjnej było zależne od prędkości uderzenia i wskazywało na zmianę mechanizmu niszczenia wraz ze wzrostem energii uderzenia. Dla prędkości uderzenia $40\ \text{m/s}$, szybkość erozji wszystkich żeliw była jednakowa, zatem zawartość i wielkości węglików oraz właściwości mechaniczne i wytrzymałościowe badanych żeliw nie miały wpływu na odporność erozyjną. Przy wzroście prędkości uderzenia do $60\ \text{m/s}$, największą szybkością erozji odznaczało się żeliwo podeutektyczne, a najmniejszą – żeliwo eutektyczne, przy czym różnice w szybkości były nieznaczne. Natomiast przy prędkości uderzenia $140\ \text{m/s}$, najmniejszą odporność erozyjną wykazywało żeliwo nadeutektyczne o wielkości węglików $6,4\ \mu\text{m}$, a największą żeliwo podeutektyczne o wielkości węglików $5,8\ \mu\text{m}$. A zatem w przypadku największej szybkości uderzenia wraz ze wzrostem zawartości węglików i kruchości żeliwa odporność erozyjna malała, przy czym wielkość węglików nie miała wpływu na szybkość erozji. Badania te potwierdziły, że w przypadku niszczenia cząstkami stałymi, odporność erozyjna jest zależna zarówno od budowy i właściwości materiału, jak i od prędkości uderzenia, tzn. że wraz ze zmianą prędkości uszeregowanie materiałów pod względem odporności może ulegać zmianie. Na przykład żeliwo podeutektyczne posiadało najmniejszą odporność erozyjną przy prędkości $60\ \text{m/s}$, a przy prędkości $140\ \text{m/s}$ jego odporność erozyjna była najwyższa.

Węgliki spiekane są kolejną ważną grupą materiałów znajdującą coraz szersze zastosowanie. Zaawansowane badania wpływu wielkości ziaren i zawartości kobaltu w spiekach węgla wolframu i kobaltu (WC-Co) przeprowadzili Pugsley i Allen [108] oraz Antonov i in [264]. Zgodnie z wynikami uzyskanymi przez Pugsley'a i Allena, wraz ze wzrostem wielkości ziaren rosła szybkość erozji (rys. 3.45). Największy wzrost szybkości erozji stwierdzono dla ziaren o wielkości od $0,3\ \mu\text{m}$ do $1,2\ \mu\text{m}$, przy czym dalszy wzrost wielkości ziaren do $4\ \mu\text{m}$ powodował już znacznie mniej intensywny przyrost szybkości erozji (rys. 3.45) [108]. Przyczyną wzrostu szybkości erozji wraz ze wzrostem wielkości ziaren była rosnąca porowatość spieków (rys. 3.46).



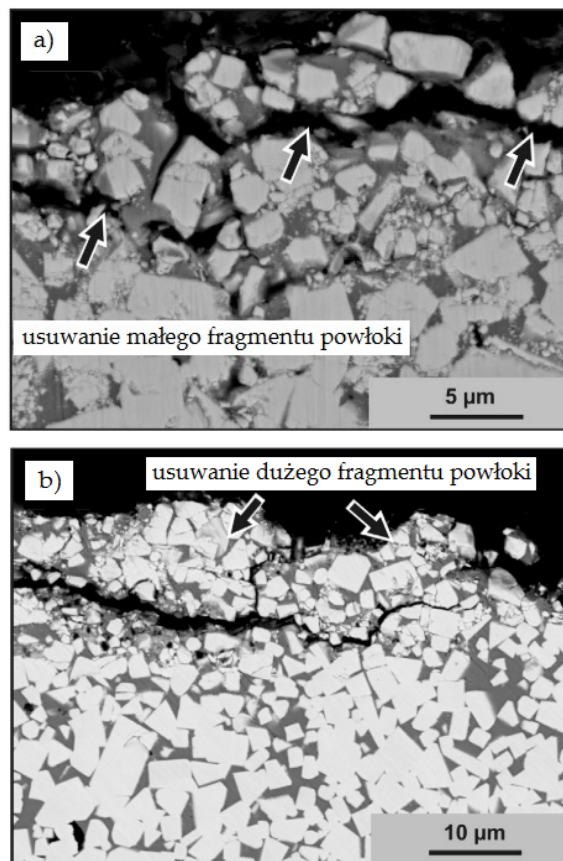
Rys. 3.45. Wpływ wielkości ziaren i zawartości kobaltu w spiekach WC-Co [108]



Rys. 3.46. Uszkodzona powierzchnia spieków WC-Co przez uderzające cząstki stałe;
 (a) spiek WC-Co o wielkości ziaren 0,3 μm , (b) spiek WC-Co o wielkości ziaren 1,2 μm
 (c) spiek WC-Co o wielkości ziaren 4 μm [108]

Negatywny wpływ porowatości na odporność kawitacyjną w tej pracy został już przedstawiony. Jak podkreślano w poprzednim rozdziale, pory w strukturze materiału są miejscami nieciągłości, spiętrzenia naprężeń – inicjacji i rozwoju pęknięć. Zgodnie z mechaniką pęknięcia, w przypadku pustki okrągłej znajdującej się wewnątrz materiału, naprężenie spiętrzenia jest równe 3-krotności naprężenia działającego na materiał. W przypadku pustki eliptycznej naprężenie spiętrzenia jest znacznie większe. Z chwilą, gdy naprężenie spiętrzenia jest większe od wytrzymałości materiału dochodzi do rozwoju pęknięcia. Rosnącej liczbie porów towarzyszy zatem wzrost liczby wewnętrznych mikropęknięć, które rozwijają się poprzez łączenie z kolejnymi pęknięciami lub przemieszczają się poprzez kolejne pory. Badania metalograficzne powierzchni uszkodzonej przez uderzające cząstki (rys. 3.46) potwierdziły, że wraz ze wzrostem ziaren rośnie rozmiar porów oraz zmienia się ich kształt. Obydwa te czynniki mają wpływ na wielkość naprężenia pęknięcia. Niestety, brak pomiarów porowatości w pracy [108] utrudnia dokładniejszą analizę roli porów w rozwoju pęknięć. Spadek odporności erozyjnej wraz ze wzrostem porowatości potwierdziły także badania Knuuttila i in. [265] oraz Lathabai i in. [141]. Według Knuuttila i współpracowników wzrost porowatości ceramiki Al_2O_3 z 2,9% do 3,1% powodował wzrost ubytku objętościowego z 6 mm^3 do $8,6 \text{ mm}^3$, czyli aż o 43%.

Badania wpływu zawartości kobaltu w spiekach WC-Co na szybkość erozji wykazały, że wzrost zawartości Co z 6% do 15% powoduje wzrost szybkości erozji, przy czym stwierdzono, że wzrost wielkości ziaren ma mniejszy wpływ [264]. Wzrost zawartości Co z 6 do 8 % powodował około 50% zwiększenie szybkości erozji, a wzrost zawartości Co do 15% powodował aż 7-krotny wzrost w porównaniu do szybkości erozji spieku WC-Co o 6% zawartości Co. Niezależnie od zawartości kobaltu w spiekach, najmniejszą odporność erozyjną posiadały spieki o największych ziarnach, posiadające również najmniejszą twardość. Również spieki o najmniejszych ziarnach węgla wolframu, mimo najwyższej twardości, nie odznaczały się najlepszą odpornością erozyjną. Przyczyny spadku odporności erozyjnej upatrywano w zwiększającym się współczynniku intensywności naprężeń K_{IC} rosnącym wraz ze wzrostem zawartości kobaltu oraz wzrostem udziału miękkiej osnowy, słabo odpornej na erozję cząstkami stałymi w strukturze spieków. Z kolei badania Bestego i in. [266] wykazały, że wzrostowi zawartości Co z 0,25% do 1% towarzyszy wzrost odporności erozyjnej. Ten wzrost odporności był związany ze wzrostem zawartości miękkiej fazy Co, absorbującej uderzenia cząstkami stałymi. Zatem rola miękkiej osnowy Co zmienia się wraz ze wzrostem jej udziału. Początkowo, miękka osnowa jest fazą tłumiącą uderzenia i blokującą rozwój pęknięć, ale wraz ze wzrostem jej udziału powyżej zawartości progowej, staje się fazą, w której pęknięcia rozwijają się w sposób uprzywilejowany, prowadząc do usuwania fragmentów powłoki (rys. 3.47) [264].



Rys. 3.47. Rozwój pęknięć w spieku WC-15%Co wytworzonym z ziaren węgliku wolframu o wielkości (a) od 2 µm do 10 µm i (b) od 0.2 µm do 1 µm [264]

3.2.2. Wpływ właściwości materiału

Wpływ właściwości materiału na jego odporność na niszczenie cząstkami stałymi został już częściowo przedstawiony w pierwszym rozdziale, dotyczącym prezentacji niszczenia cząstkami stałymi. Poniżej szerzej omówiony zostanie wpływ twardości materiału, bo, jak wielokrotnie wykazano, odgrywa on bardzo ważną rolę [6,101,104–108,111,238,267]. Własność ta była również w propozycjach parametru efektywności erozyjnej [87,268,269] i parametru mechanizmu erozji [87,269]. Niezależnie od prostej analizy zależności między twardością materiału i szybkością erozji, badano również wpływ stosunku twardości cząstek stałych do twardości materiału (H_p/H_T) na szybkość erozji [113,267]. Podejście to motywowane było poznaniem pełnego efektu twardości. Oprócz twardości na proces niszczenia, a w konsekwencji i na szybkość erozji, wpływają również kruchość i zmęczeniowa granica wytrzymałości.

Efekt twardości podłoża na niszczenie cząstkami stałymi został przedstawiony w sposób graficzny na rys. 1.27. Schemat wpływu twardości podłoża na

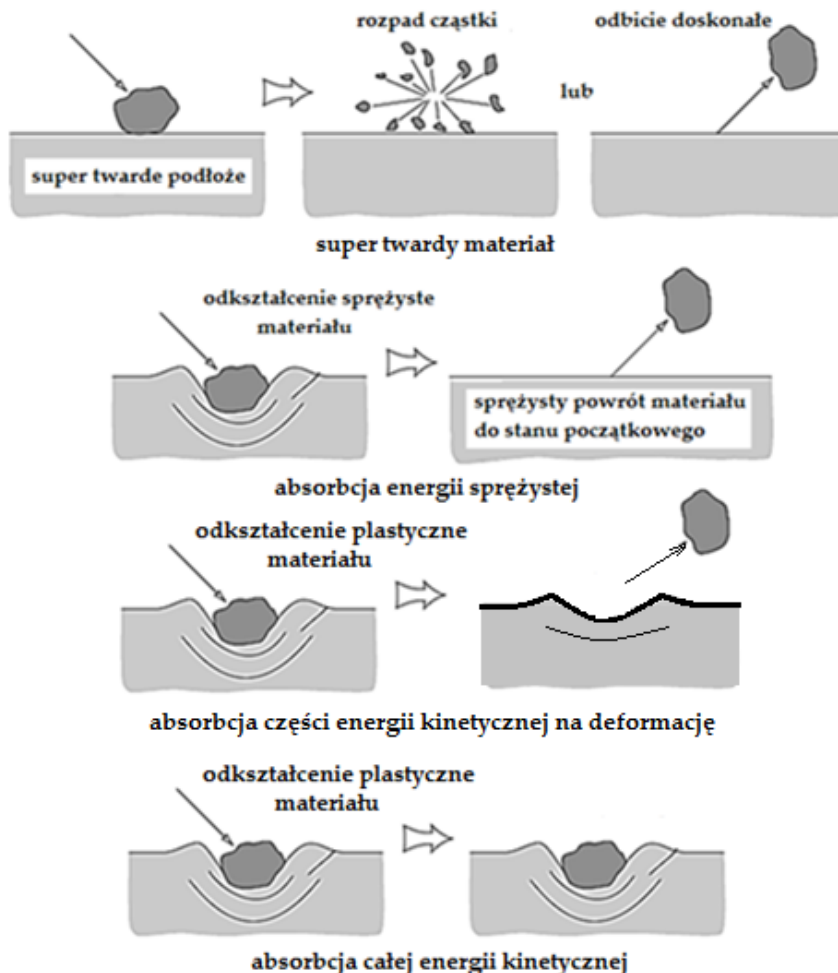
proces niszczenia i przekazania energii uderzenia cząstki do materiału przedstawiono na rys. 3.48. Sposób i ilość energii uderzenia przekazanej do materiału jest istotnym aspektem niszczenia cząstkami stałymi, bowiem degradacja materiału jest faktycznie realizowana jedynie przez tą część energii uderzenia, która została zaabsorbowana przez materiał. Zgodnie z rys. 3.48 wyróżnić można następujące typy niszczenia:

- 1) cząstka stała uderzająca w supertwarde podłoże odbija się bez strat energii;
- 2) cząstka stała uderzająca w sprężyste podłoże odbija się ze stratą energii sprężystej;
- 3) cząstka stała uderzająca w sprężysto-plastyczne podłoże powoduje powstanie trwałego odkształcenia plastycznego lub rozwój pęknięć w materiale, a następnie odbija się;
- 4) cząstka stała uderza w podłoże, ale nie odbija się lecz wbija w materiał.

W przypadku odbicia cząstki bez strat energii, cała energia uderzenia zostaje zwrócona z powrotem do cząstki. W zależności od swoich właściwości cząstka może sama ulegać niszczeniu pękając, krusząc się lub odkształcając albo poruszać dalej z tą samą prędkością. Czas styku cząstki z powierzchnią jest bardzo krótki, a ilość energii przekazanej do materiału jest bliska zeru. W przypadku materiału sprężystego cząstka stała uderzając w podłoże powoduje jego odkształcenie sprężyste, następnie odbija się, a materiał wraca do swojego początkowego stanu. Czas styku jest tym razem dłuższy, a praca odkształcenia sprawia, że część energii uderzenia jest przekazywana materiałowi. W konsekwencji cząstka odbija się z mniejszą energią i prędkością. W przypadku materiału sprężysto-plastycznego cząstka uderzając w materiał powoduje jego odkształcenie i/lub żłobienie w zależności od kąta uderzenia i energii uderzenia, a następnie odbija się z energią pomniejszoną o część energii konieczną do spowodowania uszkodzeń na powierzchni materiału. W przypadku materiału plastycznego cząstka uderzając w materiał wbija się w podłoże przekazując mu całą swoją energię.

Przeważająca większość rzeczywistych materiałów konstrukcyjnych to materiały sprężysto-plastyczne. Cząstka stała uderzając w taki materiał powoduje jego odkształcenie sprężysto-plastyczne, a następnie odbija się ze znacznie mniejszą energią. Kolejne uderzenia cząstek generują w materiale naprężenia stykowe oraz powodują jego wielokrotne odkształcania sprężyste, które prowadzą do rozwoju pęknięć zmęczeniowych lub zmęczeniowo-korozyjnych, jeżeli proces przebiega środowisku wodnym. Przedstawione na rys. 3.48 schematy oddziaływań pomiędzy cząstką a podłożem pokazują, że właściwości materiału, w szczególności jego twardość i plastyczność, odgrywają bardzo istotną rolę w procesie niszczenia.

Zgodnie z rys. 3.48 i wynikami badań przedstawionych w pracach [6,101, 104–108,111,113,218,238], wzrost twardości materiału przyczynia się do spadku szybkości erozji i wzrostu odporności erozyjnej.



Rys. 3.48. Wpływ właściwości materiału na proces niszczenia cząstkami stałymi [6]

Według [91,101, 106,238] wpływ twardości materiału na szybkość erozji (E_r) ma charakter wykładniczy, podobnie jak w przypadku wpływu prędkości uderzenia lub wielkości cząstek stałych. Zależność tą można zapisać następująco:

$$E_r = cH^b, \quad (3.2.2)$$

gdzie c jest stałą, H jest twardością materiału, a b jest wykładnikiem dopasowującym wpływ twardości na szybkość erozji. Równanie to ma dokładnie taką samą postać jak zależność reprezentująca wpływ twardości na kąt uderzenia dla maksymalnej szybkości erozji (1.2.1). Identyczna postać dla obu równań wskazuje na istnienie silnego wpływu twardości materiału i kąta uderzenia na proces erozji.

Twardość materiału uwzględniona została również w parametrze efektywności erozyjnej, który wyznacza się z następującej zależności [87,269]:

$$\chi = \frac{2HV}{Mv^2} = \frac{HV}{E_{cs}}, \quad (3.2.3)$$

gdzie V jest ubytkiem objętościowym materiału, M jest całkowitą masą cząstek stałych, v jest prędkością uderzenia, a E_{cs} jest energią kinetyczną cząstek stałych. Inna postać tego parametru wyznaczana jest z zależności [268]

$$\chi = \frac{2 E_r H}{\rho \cdot v^2}, \quad (3.2.4)$$

gdzie E_r jest szybkością erozji zdefiniowaną jako stosunek ubytku masowego do masy uderzających cząstek stałych, a ρ jest gęstością materiału.

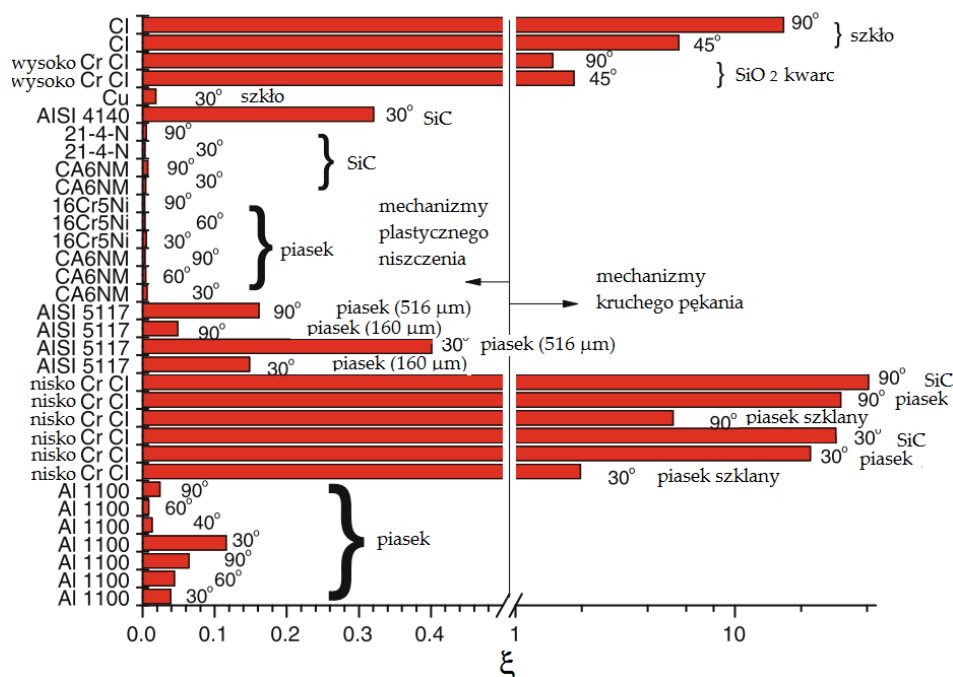
Parametr mechanizmu niszczenia obliczany jest z następującej zależności [269]:

$$\xi = \frac{2 V \sigma_{cr} \left(\frac{H}{K}\right)}{M v^2} = \frac{V \sigma_{cr} \left(\frac{H}{K}\right)}{E_{cs}}, \quad (3.2.5)$$

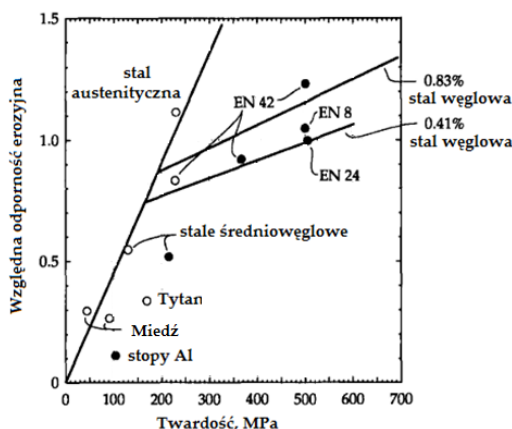
gdzie K jest wytrzymałością materiału na pękanie, a σ_{cr} jest naprężeniem krytycznym, którego wartość wyznacza się różnie, w zależności od rodzaju materiału. W przypadku stali i stopów naprężenie krytyczne jest równe wytrzymałości na zerwanie, a w przypadku ceramiki za naprężenie krytyczne przyjmuje się wytrzymałość na zginanie, natomiast w przypadku materiałów plastycznych jest to naprężenie równoważne naprężeniu ścinającemu, τ_u , [269]. Iloraz H/K reprezentuje kruchość materiału.

Parametr efektywności erozyjnej, χ , oraz parametr mechanizmu niszczenia, ξ , łączą w sobie właściwości materiału (twardość oraz wytrzymałość na pękanie), warunki badań w postaci energii kinetycznej uderzających cząstek stałych oraz wielkość ubytku objętościowego. Parametr mechanizmu niszczenia, ξ , uwzględnia dodatkowo kruchość i wytrzymałość na niszczenie zależną od rodzaju materiału, a zatem uwzględnia więcej właściwości materiałowych krytycznych dla udarowego niszczenia cząstkami stałymi. Grewal i in. [269] wykazali, że jeśli parametr ξ przyjmuje wartość mniejszą od 1, to głównym mechanizmem niszczenia w układzie materiał – cząstka stała jest odkształcanie plastyczne, natomiast w przypadku gdy $\xi > 1$ – kruche pękanie (rys.3.49).

Do opisu wpływu twardości na proces niszczenia, Stachowiak i Barchelor [6] zaproponowali stosowanie względnej (znormalizowanej) odporności erozyjnej, którą zdefiniowali jako stosunek szybkości zużycia materiału referencyjnego do szybkości zużycia materiału badanego. Materiały o odporności erozyjnej większej od materiału referencyjnego mają wartość parametru większą od 1, natomiast materiały o odporności niższej od referencyjnego mają wartość parametru mniejszą od 1. Jako materiał referencyjny wybrano stal Cr-Ni-Mo EN24 ($H = 302$ HB, $KCV = 50$ J), a ścierniwem referencyjnym cząstki karborundu o twardości 2300 HV i wielkości 80 μm . Badania wykazały, że wraz ze wzrostem twardości materiału rośnie jego względna odporność erozyjna (rys. 3.50).



Rys. 3.49. Zależność przebiegu niszczenia od wartości parametru mechanizmu niszczenia [269]

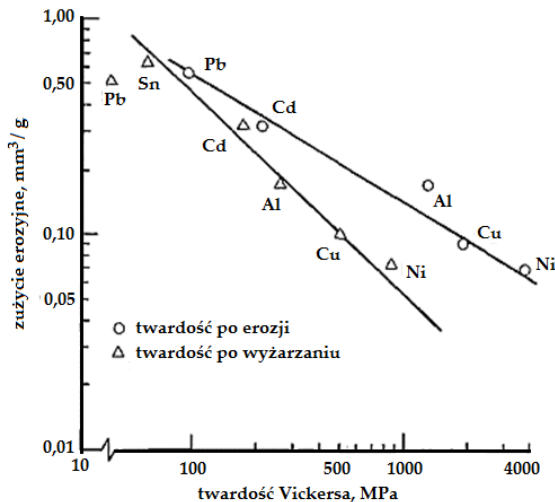


Rys. 3.50. Zależność względnej odporności erozyjnej od twardości materiału [106]

W przypadku materiałów takich jak aluminium, miedź, tytan czy stale austenityczne wzrost twardości skutkował gwałtownym wzrostem odporności erozyjnej. Przy wzroście twardości materiału o 100 MPa (miedź o twardości około 100 MPa i stal austenityczna o twardości około 200 MPa) względna odporność erozyjna rosła z około 0,3 dla miedzi do około 1,1 dla stali austenitycznej. Natomiast w przypadku stali EN 42, EN 24, EN 8 oraz stali węglowych o zawartości węgla

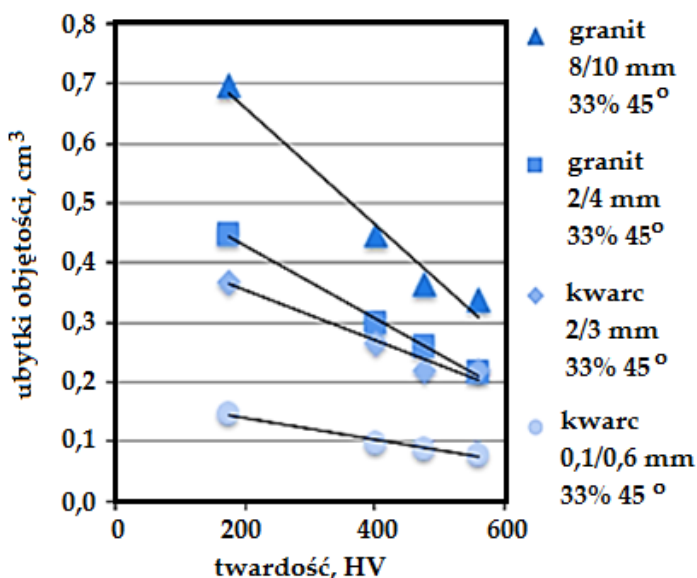
od 0,41% do 0,83%, rosnącej twardości towarzyszył mniej intensywny wzrost odporności erozyjnej. Przyrost twardości materiału o 100 MPa powodował wzrost o około 0,1 względnej odporności erozyjnej. Mniejszy wpływ twardości dla tych stali może być powodowany zwiększającą się kruchością. Tezę tą potwierdza porównywalna odporność erozyjna stali austenitycznych i znacznie twardszych stali EN 8 i EN 42. Wysoka odporność stali austenitycznych wynika z ich zdolności do przemiany fazowej. Wysoka odporność stali austenitycznych na erozję kawitacyjną i cząstkami stałymi sprawia, że są materiałem chętnie stosowanym do wyrobu wielu urządzeń narażonych na tego typu niszczenie.

Przeprowadzone przez Desalego i in. [101] badania materiałów plastycznych, tj. stopu aluminium, miedzi, mosiądzu Cu-40Zn, stali węglowej o 0,178% C, których twardość jest mniejsza od 200 HV wykazały, że wykładnik twardości we wzorze (3.2.2) przyjmuje wartość -0,72. Dla czystych metali, które charakteryzują się jeszcze mniejszą twardością, Finnie uzyskał wyższą wartość wykładnika wynoszącą -1 [111]. Identyczną wartość wykładnika, uzyskał Sheldon badając korelację między twardością początkową po wyżarzaniu i wielkością ubytków metali, takich jak Sn, Cd, Al. i Cu (rys. 3.51) [106]. Sheldon wykazał również, że powodowane przez proces erozyjny umocnienie warstwy wierzchniej jest zależne od twardości początkowej (rys. 3.51): wraz ze wzrostem twardości początkowej materiału zwiększała się jego twardość po teście erozyjnym. Na podstawie korelacji między zużyciem erozyjnym i twardością w stanie umocnionym, po teście erozyjnym, stwierdził, że wykładnik twardości rośnie od wartości -1 do -0,58. Wzrost twardości warstwy wierzchniej po teście erozyjnym wykazano również w pracy Kishora i in. [270], którzy badali stal 16Cr5Ni poddaną obróbce termomechanicznej.



Rys. 3.51. Zależność zużycia podczas badań erozyjnych od twardości materiału [106]

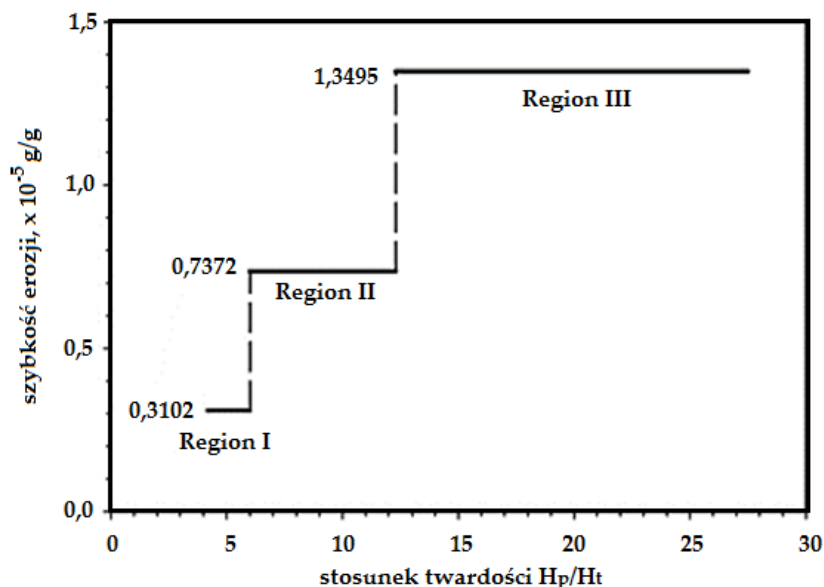
Badania stali martenzytycznych o twardości z przedziału od 405 HV₁₀ do 560 HV₁₀ i stali ferrytyczno-perlitycznej o twardości 180 HV₁₀ potwierdziły pozytywny wpływ wzrostu twardości na odporność erozyjną [130]. Wykazały ponadto, że korelacja pomiędzy twardością materiału a odpornością erozyjną jest uzależniona od wielkości cząstek stałych. Wzrost twardości materiału wraz ze wzrostem wielkości cząstek stałych powoduje silniejszy spadek ubytków masy (rys. 3.52). W przypadku cząstek kwarcu o wielkości 0,1/0,6 mm ubytek erozyjny zmniejszył się z 0,15 cm³ dla materiału o twardości 180 HV do 0,08 cm³ dla materiału o twardości 560 HV. Natomiast w przypadku cząstek kwarcu o wielkości 2/3 mm ubytek erozyjny zmniejszył się z 0,37 cm³ dla materiałów o twardości 180 HV do 0,2 cm³ dla materiałów o twardości od 560 HV, a w przypadku granitu, którego cząstki były jeszcze większe (8/10 mm), spadek wielkości ubytków wyniósł aż 57% (z 0,7 cm³ dla materiału o twardości 180 HV do 0,3 cm³ dla materiału o twardości 560 HV). Badania te wskazały na istotny wpływ wielkości cząstek stałych na uzyskiwane wyniki szybkości erozji. Fakt ten sprawia, że wyprowadzanie uniwersalnych zależności na podstawie analizy badań prowadzonych na różnych stanowiskach z użyciem różnych cząstek stałych jest bardzo trudne i dlatego badania doświadczalne są cały czas niezbędne.



Rys. 3.52. Wpływ twardości materiału i wielkości cząstek stałych na wielkość ubytku [130]

Niszczanie cząstkami stałymi zależne jest, jak wykazano powyżej, od ich właściwości, tj. od rozmiaru, twardości i kształtu. Wpływ tych właściwości na szybkość erozji został przedstawiony w rozdziale 1.2.3. Badania Ojala'ego i in. [130] wskazały na konieczność całościowego podejścia do problemu niszczenia.

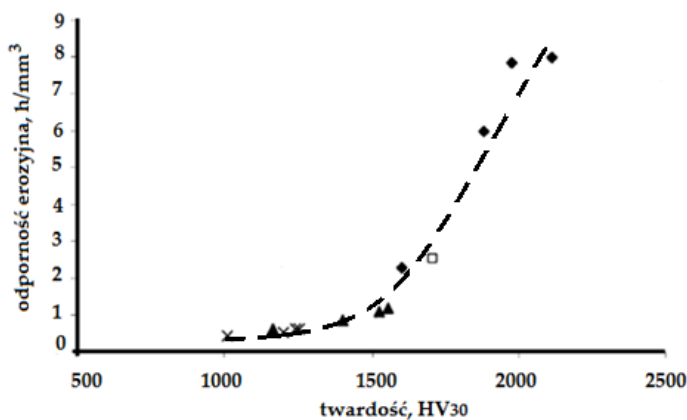
Wspólną analizę wpływu twardości cząstki i badanego materiału na szybkość erozji zaproponowali Desale i in. [113] oraz Shipway i Hutchings [271], którzy wprowadzili parametr H_p/H_t , będący stosunkiem twardości cząstek stałych, H_p (ang. *particle*), do twardości eksponowanego materiału, H_t (ang. *target*). Shipway i Hutchings stwierdzili, że wraz ze wzrostem parametru H_p/H_t szybkość erozji rośnie wykładniczo do wartości granicznej, powyżej której dalszy wzrost nie jest obserwowany. Podobny wpływ wzrostu parametru H_p/H_t uzyskano w pracy [135]. Istnienie wartości granicznej H_p/H_t jest związane z procesem niszczenia przedstawionym na rys. 3.48 i wpływem twardości cząstek stałych na szybkość erozji (rys. 1.35) [134]. Hutchings wykazał ponadto, że wartość graniczna H_p/H_t jest uzależniona od budowy fazowej materiału [135]. W przypadku materiałów wielofazowych wartość graniczna jest osiągana dla wyższych wartości H_p/H_t niż w przypadku materiałów jednofazowych.



Rys. 3.53. Wpływ stosunku twardości H_p/H_t na szybkość erozji [113]

Shipway i Hutchings [271] ustalili dodatkowo, że wpływ parametru H_p/H_t na szybkość erozji jest zależny od szybkości uderzenia, wraz ze wzrostem parametru H_p/H_t wykładnik prędkości uderzenia maleje do wartości granicznej. W przypadku ceramiki wykładnik prędkości, n , maleje do wartości 2, która jest osiągana dla $H_p/H_t = 1$. Dalszy wzrost parametru H_p/H_t nie wpływa już na wartość wykładnika. W przypadku szkieł metalicznych graniczna wartość wykładnika n wynosi 2,7 i jest osiągana dla $H_p/H_t = 3$. W przeciwieństwie do wyników uzyskanych przez Hutchingsa oraz Shipwaya i Hutchingsa, Desale i in. [113] stwierdzili, że zmiana szybkości erozji wraz ze wzrostem parametru H_p/H_t następuje skokowo, a nie liniowo. Ponadto zauważyli, że badany materiał i cząstki (cząstkę) stałe należy traktować jak układ i jedynie takie układy analizować. Według Desale i

współpracowników układy materiał-cząstka stała można podzielić na 3 grupy, dla których szybkość erozji jest stała i wynosi odpowiednio 0,31, 0,74 i 1,35 (rys. 3.53) [113]. Wzrost wartości Hp/Ht w danej grupie nie powoduje wzrostu szybkości erozji. Również badania Lathabaia potwierdziły korelacje między wzrostem szybkości erozji a wzrostem wartości parametru Hp/Ht [267]. Takie całościowe ujęcie, materiał – cząstka stała, jest w zgodności z podejściem wykorzystującym parametr mechanizmu niszczenia (3.2.5), rys. 3.49.

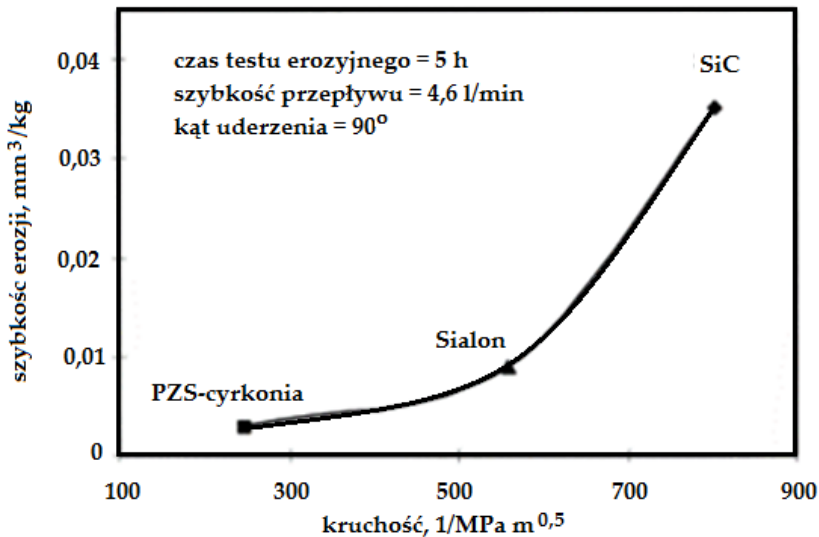


Rys. 3.54. Wpływ twardości spieków węgla wolframu i kobaltu (WC-Co) na ich odporność erozyjną [108]

Pozytywny wpływ twardości materiału na odporność erozyjną zaowocował wytwarzaniem twardych powłok ochronnych. Badania twardych powłok Al_2O_3 i Cr_2O_3 wytwarzanych plazmowo potwierdziły wzrost odporności erozyjnej towarzyszący wzrostowi twardości warstwy wierzchniej. Analizując wyniki przedstawione w pracy [265] można wywnioskować, że szybkość erozji maleje wraz ze wzrostem twardości podniesionym do potęgi -1,99. Z kolei wyniki Pugsleya i Al-lena świadczą o jeszcze silniejszym wpływie twardości na odporność erozyjną bowiem szybkość erozyjna maleje ze wzrostem twardości podniesionej do -4 (rys. 3.54) [108]. Bardzo intensywny wpływ wzrostu twardości materiału na odporność erozyjną ujawnia się dla twardości powyżej 1500 HV. Jednak badania Lia in. [169] nie wykazały istnienia korelacji między twardością, plastycznością stopów TiNi i szybkością erozji, a Lathabai uzyskał nawet odwrotną zależność, tj. wzrost szybkości erozji wraz ze wzrostem twardości [267]. Analizując dane zawarte w pracy Lathabai'a można zauważyć, że przyczyną odwrotnej zależności był spadek odporności na pękanie, towarzyszący wzrostowi twardości materiałów, który świadczy o wzroście kruchości materiału.

Fang i in. [105], badając materiały ceramiczne cechujące się wysoką twardością, zauważyli, że kruchość, zdefiniowana jako stosunek twardości HV do odporności na pękanie K_c ($B = HV/K_c$), lepiej niż twardość odzwierciedla wytrzymałość na wielokrotne uderzenia cząstek stałych. Zgodnie z rys. 3.55 wraz ze wzrostem kruchości rośnie szybkość erozji. Ponadto spostrzegli, że z korelacji tej wyłamuje

się jedynie tlenek aluminium Al_2O_3 ($B = 292 \text{ m}^{-0.5}\text{MPa}^{-1}$), który mimo mniejszej kruchości niż sialon ($B = 558 \text{ m}^{-0.5}\text{MPa}^{-1}$) lub węglik krzemu SiC ($B = 805 \text{ m}^{-0.5}\text{MPa}^{-1}$) ulegał znacznie szybszej erozji. Przyczyny tego upatrywali w znacznie większej chropowatości eksponowanej powierzchni lub większym udziale niszczenia plastycznego w porównaniu z innymi materiałami. Spadek odporności erozyjnej towarzyszący wzrostowi kruchości, wyznaczonej zgodnie z propozycją Fanga i współpracowników, potwierdziły również badania powłok natrykiwanych cieplnie przeprowadzone przez Grewala i in. [151,272] oraz Karimi i in. [273].

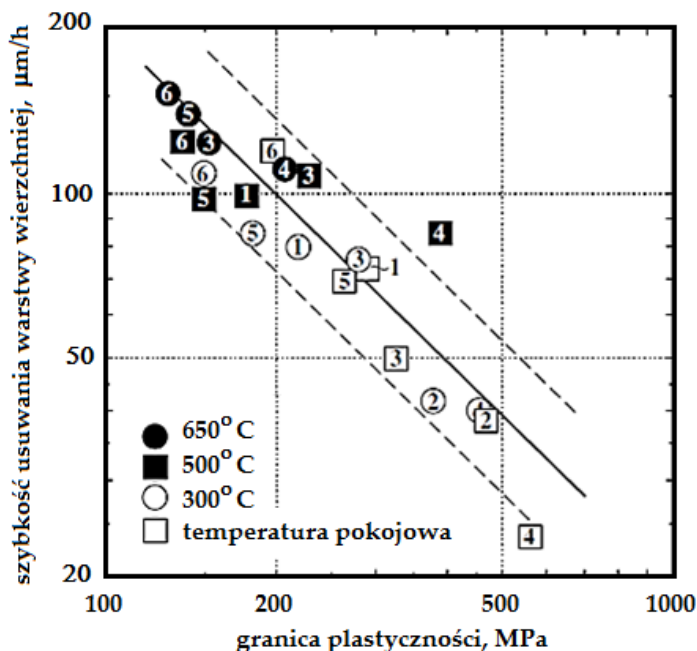


Rys. 3.55. Wpływ kruchości na szybkość erozji [105]

Innymi właściwościami materiałów, które mają wpływ na odporność erozyjną, są: granica plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie, wytrzymałość zmęczeniowa oraz, wspomniana już, odporność na pękanie.

Granica plastyczności jest jedną z podstawowych właściwości materiału określającą jego wytrzymałość na odkształcenie plastyczne. Uwzględniając charakter niszczenia cząstkami stałymi (rys. 3.48), należy oczekiwać wzrostu odporności erozyjnej (spadku szybkości erozji) wraz ze wzrostem granicy plastyczności. Badania przeprowadzone przez Selokara i in. [203] oraz Ojala i in. [130] potwierdzają taką korelację. Istnienie takiej zależności nawet w temperaturach do 500°C (rys. 3.56) potwierdzają badania Shidy i Fujikawy [274]. Natomiast badania erozyjne stali węglowej ASTM A53 (0,3% C, 1% MN), o granicy plastyczności wyższej niż granica stali austenitycznych 316 i 304 [176], oraz badania chromowo-niklowej stali 16CrNi, poddanej obróbce cieplno-mechanicznej celem uzyskania zróżnicowanych właściwości mechanicznych [270], nie wykazały istnienia zależności między wzrostem granicy plastyczności i odpornością erozyjną. W pracach

tych zwracano uwagę, że to inne właściwości, takie jak twardość lub wytrzymałość na zerwanie, lepiej reprezentują zdolność materiału do przeciwstawiania się erozji cząstkami stałymi niż granica plastyczności.

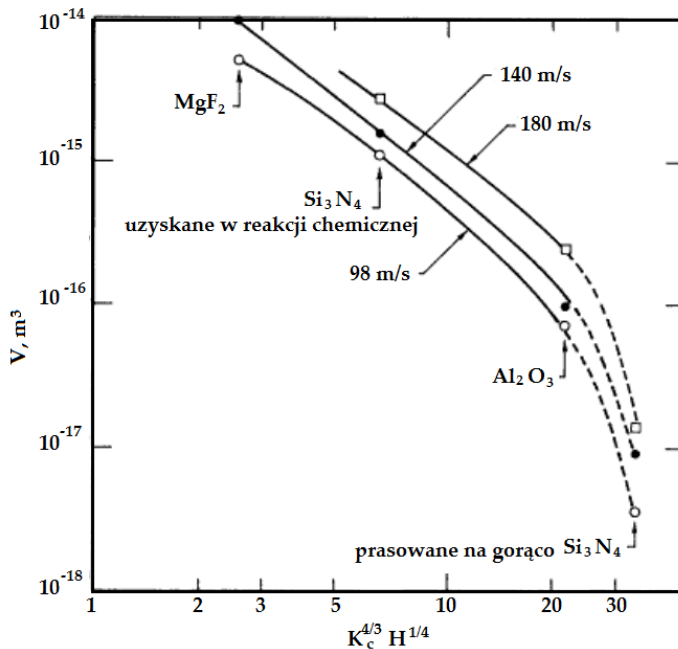


Rys. 3.56. Wpływ granicy plastyczności na ubytki [274];
1 – stal węglowa, 2 – stal 1.25Cr-1Mo-V, 3 – stal 25Cr-1Mo,
4 – stal 12Cr-1Mo-V, 5 – stal 304, 6 – stop incoloy 800

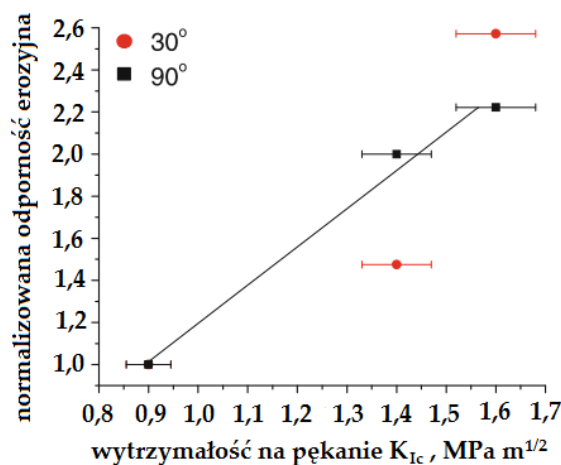
Kumar i in. [275] oraz Gadhikar i in. [263] stwierdzili zwiększanie się odporności erozyjnej wraz ze wzrostem wytrzymałości na rozciąganie oraz wzrostem energii pęknięcia wyznaczonej w teście Charpy'ego. Pozytywny efekt wzrostu energii pęknięcia na wzrost odporności erozyjnej, uzyskany w wyniku przesycania z temperatury 1030 °C i 1080 °C, potwierdziły badania stali 21-4N (21% Cr, 4% Ni, 9% Mn) [275]. Natomiast badania Chauhana i in. [276] stali martenzytycznej 13/4 i stali austenitycznej 21-4-N w stanie dostawy i po obróbce plastycznej na gorąco nie potwierdziły wspomnianej zależności. Fakt ten pokazuje, że żadna z wymienionych właściwości nie jest właściwością krytyczną ani dla niszczenia w następstwie wielokrotnych uderzeń cząstkami stałymi ani odporności erozyjnej, w przeciwieństwie do omówionej wcześniej twardości.

Kolejną właściwością materiałową, której wpływ na proces niszczenia był analizowany to wytrzymałość na pękanie. Wytrzymałość materiału na pękanie oraz energia pęknięcia odgrywają istotną rolę w procesie inicjacji i rozwoju pęknięć. Evans i współpracownicy w pracy z 1978 roku [278] dotyczącej rozwoju uszkodzeń w materiałach kruchych wykazali, że wielkość ubytku jest zależna od wytrzymałości na pękanie i twardości (rys. 3.57) [277]. Ismail i in. [279] powołując

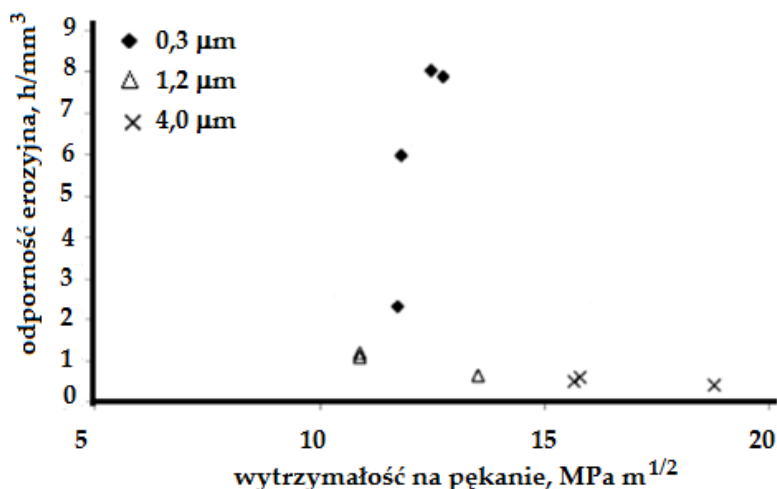
się na wspomnianą pracę potwierdzili zależność ubytku materiału od wytrzymałości na pękanie, a ponadto wykazali istnienie zależności pomiędzy wielkością strefy odkształconej a wytrzymałością na pękanie i twardością. Grewal i in [272] badając Ni-Al₂O₃ o różnej proporcji niklu do tlenku glinu uzyskał bardzo dobrą korelację między znormalizowaną odpornością erozyjną i wytrzymałością na pękanie (rys. 3.58). Znormalizowana odporność erozyjna została zdefiniowana jako stosunek odwrotności szybkości erozji badanego materiału i Ni - 60% Al₂O₃. Jednak analiza odporności erozyjnej spieków WC-Co o wielkości ziaren węgla wolframu od 0,3 μm do 4 μm i zawartości kobaltu od 6% do 15%, pod kątem korelacji z wytrzymałością na pękanie, nie potwierdziła tych zależności (rys. 3.59) [108]. Z rys. 3.59 widać, że w przypadku drobnych ziaren WC o wielkości 0,3 μm, wzrostowi wytrzymałości na pękanie towarzyszy wzrost odporności erozyjnej. Natomiast w przypadku ziaren o wielkości 1,2 μm i 4 μm obserwowana jest odwrotna zależność: wzrostowi wytrzymałości na pękanie towarzyszy spadek odporności erozyjnej. Przyczyną takich wyników mógł być zmienny, zależny od zawartości kobaltu i wielkości ziaren w spieku, wpływ osnowy na proces niszczenia oraz nie uwzględnienie porowatości. Jak wskazano we wcześniejszej części pracy (rozdział 3.2.1), obecność porów w strukturze materiału sprzyja intensyfikacji rozwoju pęknięć i zmniejsza odporność erozyjną.



Rys. 3.57. Zależność między wytrzymałością na pękanie i twardością a ubytkiem objętościowym dla ceramiki [278]



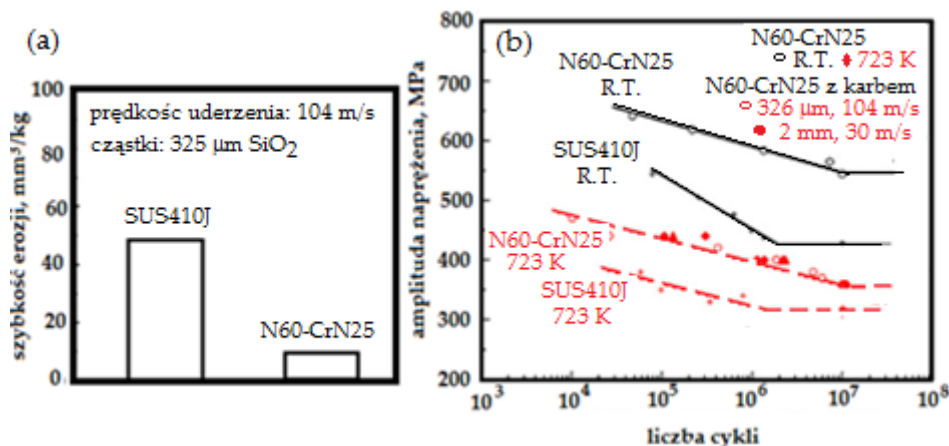
Rys. 3.58. Zależność między wytrzymałością na pękanie i znormalizowaną odpornością erozyjną Ni-Al₂O₃ [272]



Rys. 3.59. Odporność erozyjną w zależności od wytrzymałości na pękanie spieków WC-Co o różnej wielkości ziaren WC [108]

Kolejną istotną właściwością materiału skojarzoną z niszczeniem cząstkami stałymi jest wytrzymałość zmęczeniowa. Związek odporności na niszczenie zmęczeniowe i odporności kawitacyjnej został przedstawiony we wcześniejszym rozdziale. Istnienie takiego związku wydaje się naturalną konsekwencją niszczenia materiału w wyniku dynamicznych obciążeń na skutek wielokrotnych uderzeń cząstek stałych. Jednak opublikowanych wyników badań dotyczących poszukiwań korelacji między odpornością zmęczeniową i odpornością erozyjną jest wyjątkowo mało, prawdopodobnie wynika to z wysokich kosztów prowadzenia testów zmęczeniowych w celu wyznaczenia odporności zmęczeniowej. Badania

stali martenzytycznej SUS 410J1 oraz tej samej stali z azotowaną plazmowo warstwą wierzchnią o grubości 60 μm i podwarstwą azotku chromu o grubości 25 μm (N60-CrN25) przeprowadzone przez Okę i in. [280] wykazały istnienie zależności między odpornością erozyjną i wytrzymałością zmęczeniową (rys. 3.60). Na podstawie porównania szybkości erozji oraz wytrzymałości zmęczeniowej ustalono, że wzrostowi wytrzymałości zmęczeniowej towarzyszył wzrost odporności erozyjnej. Jednak wyniki pojedynczych badań nie muszą świadczyć o ogólnej korelacji, tak jak ma to miejsce z energią pęknięcia lub wytrzymałością na pęknięcie.



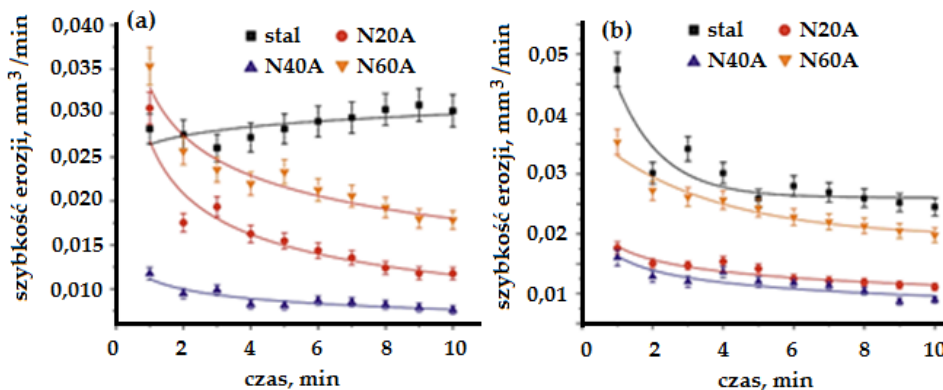
Rys. 3.60. Porównanie szybkości erozji (a) i wytrzymałości zmęczeniowej (b) stali martenzytycznej SUS 401 J1 i tej samej stali pokrytej warstwą azotową i azotku chromu [280]

3.2.3. Wpływ osadzania powłok

Rezultaty badań przeprowadzonych przez Okę i współpracowników [280] a także uzyskanie poprawy odporności erozyjnej w wyniku wzrostu twardości materiału eksponowanego pokazały, że osadzanie powłok może być skuteczną metodą poprawy odporności na niszczenie cząstkami stałymi. Pozytywny wpływ osadzania powłok lub modyfikowania warstwy wierzchniej został już wspomniany we wcześniejszych rozdziałach. Niemniej jednak odporność erozyjna jest zależna nie tylko od takich właściwości powłok jak np. twardość, kruchość i porowatość, ale także od metody wytwarzania, wpływającej na gęstość defektów, naprężenia wewnętrzne i przyczepność [281]. Dlatego też dobór rodzaju powłoki i metody jej wytwarzania jest bardzo ważny, gdyż nałożenie na powierzchni danego materiału powłoki nieodpowiedniej może przyczynić się do spadku odporności erozyjnej i zwiększenia ubytku.

Jak wspomniano w rozdziale 3.1.4 dotyczącym wpływu osadzania powłok na odporność kawitacyjną, metody natryskiwania cieszą się dużą popularnością. Badania powłok $\text{Ni-Al}_2\text{O}_3$ były już częściowo omawiane. Zwracano wówczas uwagę na zależności między właściwościami materiałowymi, np. wspomnianą wytrzyma-

małością na pękanie a odpornością erozyjną. W niniejszym rozdziale uwaga zostanie zwrócona na porównanie odporności erozyjnej powłok z odpornością podłoża. Badania powłok Ni-Al₂O₃, o różnych proporcjach Ni do Al₂O₃, osadzonych na stali 13Cr4Ni metodą natryskiwania cieplnego wskazały, że szybkość erozji powłok jest mniejsza w porównaniu do podłoża (rys. 3.61). [272] Ponadto szybkość erozji powłok malała z czasem ekspozycji w przeciwieństwie do szybkości erozji podłoża – stali 13Cr4Ni, która już po 5 min testu utrzymywała się na stałym poziomie. Spośród wytworzonych powłok najlepszą odporność erozyjną posiadała powłoka Ni-40%Al₂O₃, następnie powłoka Ni-20%Al₂O₃ i Ni-60%Al₂O₃, niezależnie od kąta uderzenia (rys. 3.61).



Rys. 3.61. Szybkość erozji stali ASTM 743 i powłok Ni-Al₂O₃ w czasie ekspozycji dla prędkości uderzenia 16 m/s, koncentracji zawiesiny 1% i kąta uderzenia 30° (a) i 90° (b) [272]

Obserwacje mikroskopowe obszarów zerodowanych wykazały, że niezależnie od zawartości tlenu glinu w powłoce, dominującym mechanizmem niszczenia było kruche pękanie, odpowiadające wyższym szybkościom erozji uzyskiwanym dla kąta uderzenia równego 90°. W celu znalezienia korelacji między właściwościami badanych materiałów i szybkością erozji Grewal i współpracownicy zaproponowali parametr łączący wytrzymałość na pękanie i twardość $(K_{IC}^2 H)^{1/3}$ [272]. Jednak wyznaczając ten parametr w oparciu o dane z tej pracy nie uzyska się uszeregowania zgodnego z wynikami doświadczenia. Zdaniem autora niniejszej monografii, uszeregowanie odporności erozyjnej powłok należy wiązać ze stosunkiem kruchości do porowatości. Przyjmując, że kruchość, k , jest stosunkiem twardości, H , do wytrzymałości na pękanie, K , ($k = H/K$), a następnie wyznaczając stosunek kruchości, k , do porowatości, p , uzyskuje się, na podstawie danych zawartych w pracy [272], następujące wartości proponowanego parametru $k/p = 309, 248$ i 511 , odpowiednio dla Ni-20%Al₂O₃, Ni-40%Al₂O₃ i Ni-0%Al₂O₃. Szeregując powłoki zgodnie z rosnącą wartością parametru k/p otrzymamy następującą kolejność: Ni-40%Al₂O₃, Ni-20%Al₂O₃ i Ni-60%Al₂O₃. Kolejność ta jest zgodna z uszeregowaniem połok przedstawionym na rys. 3.61; zatem wraz ze wzrostem zaproponowanego parametru odporność erozyjna powłoki maleje.

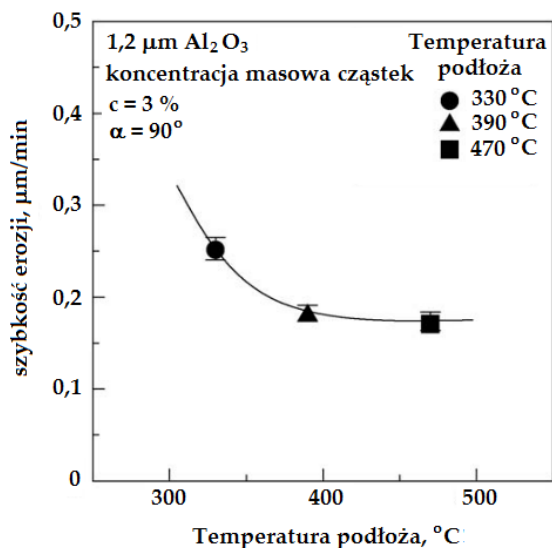
Powłoki wytwarzane metodą HVOF cechują się mniejszą porowatością niż powłoki wytwarzane innymi metodami natryskiwania. Odporność na niszczenie cząstkami stałymi powłok WC- M – gdzie M jest jednym z następujących metali: Co (w ilości 12%), lub CoCr (w ilości 14%) lub Ni (w ilości 12%) – o grubości około 300 μm metodą HVOF potwierdziło jej skuteczność (przydatność), pomimo ich porowatości [273]. Przy prędkości uderzenia 20 m/s, szybkość erozji powłoki WC-CoCr wytworzonej na stali 13-4 była około 20-krotnie mniejsza w porównaniu do szybkości erozji stali bez powłoki. Natomiast przy prędkości uderzenia 90 m/s, poprawa odporności erozyjnej była już około 100-krotna. Nie uzyskano natomiast żadnych korelacji między twardością powłok i ich szybkością erozji. Niemniej jednak twardość tych odpornych na erozję powłok była około 5-krotnie większa niż stali 13-4. Przyczyną braku korelacji mogła być kruchość, porowatość lub wytrzymałość powłok na pękanie, które niestety nie były badane, a jak wykazano powyżej właściwości te odgrywają istotną rolę przy niszczeniu erozyjnym. Pozytywny wpływ osadzenia powłok WC-12Co na stal 13Cr-4Ni metodą natryskową potwierdzono również w pracy [282].

Wpływ osadzania powłok PVD na odporność kawitacyjną przedstawiono w rozdziale 3.1.4. W niniejszym rozdziale omówiony zostanie wpływ sposobu wytwarzania twardych powłok metodami PVD oraz CVD na ich odporność na niszczenie cząstkami stałymi. Badania erozyjne powłok TiN wytwarzanych różnymi metodami PVD wykazały, że niezależnie od technologii i parametrów wytwarzania i warunków badań, powłoki te charakteryzują się dobrą odpornością na niszczenie cząstkami stałymi [281,283,284]. Niemniej jednak, technologia i parametry wytwarzania oraz grubość powłok, które wpływają na stan naprężeń i właściwości powłok TiN, przesadzają o odporności erozyjnej [281,283,284]. Badania powłok TiN wytwarzanych różnymi technologiami PVD [281] wykazały, że niezależnie od kąta uderzenia (30, 60 i 90°) najlepsze właściwości ochronne posiadała powłoka o grubości 16 μm wytworzona metodą EBPVD (ang. *electron beam PVD*), a wraz ze spadkiem grubości powłoki wzrastała szybkość erozji. Z kolei w przypadku zastosowania technologii katodowego osadzania łukowego PVD, właściwości ochronne powłok (szybkość erozji) zależały od parametrów osadzania i kąta uderzenia, a szybkość erozji mieściła się w przedziale od $0,01 \times 10^{-4} \text{ cm}^3/\text{g}$ do $1,18 \times 10^{-4} \text{ cm}^3/\text{g}^1$. Wpływ parametrów osadzania na właściwości powłok wytwarzanych metodą katodowego osadzania łukowego PVD przedstawiono częściowo w rozdziale poświęconym erozji kawitacyjnej 3.1.4. Wpływ ten został szeroko omówiony w pracach [239,247,285,286], niestety brak dokładnych danych dotyczących warunków wytwarzania uniemożliwia przeprowadzenie dokładnej analizy przyczyn dużego rozrzutu podawanych wyników badań.

W roku 1997 Immarigeon i in. [281], podobnie jak Grewal i in [272] oraz Stachowiak i Barchelor [6] zaproponowali stosowanie w celach porównawczych

¹ Szybkość erozji zdefiniowana jako stosunek objętości usuniętego materiału do całkowitej masy użytych cząstek stałych.

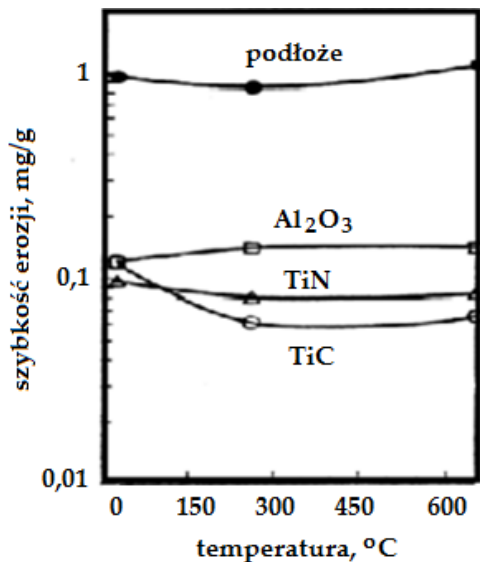
względnej (znormalizowanej) szybkości erozji, R_{EN} , którą zdefiniowali jako stosunek szybkości erozji z powłoką i stali bez powłoki. Wyznaczone w ten sposób właściwości ochronne powłok PVD przy kącie uderzenia 30° mieściły się w szerokim zakresie: od znacznego pogorszenia odporności, $R_{EN} = 1,37$, do znacznej poprawy w stosunku do stali bez powłoki, $R_{EN} = 0,27$. Niestety przy kącie uderzenia 90° powłoki TiN wytworzone metodą katodowego osadzania łukowego dały gorsze wyniki odporności erozyjnej niż referencyjna stal 17-4 PH. Natomiast bardzo dobrą odpornością erozyjną charakteryzowały się powłoki TiN wytwarzane metodą magnetronową PVD, a w szczególności powłoka TiN o grubości $16\text{ }\mu\text{m}$ osadzona z odparowaniem za pomocą wiązki elektronów (ang. *electron beam physical vapour deposition*, EB-PVD).



Rys. 3.62. Wpływ temperatury podłoża podczas osadzania powłok TiN metodą PVD na szybkość erozji cząstkami stałymi [283]

Wpływ temperatury osadzania na właściwości ochronne powłok TiN, wytworzonych metodą magnetronową PVD i odporność tych powłok na niszczenie erozyjne cząstkami stałymi opisano w pracy [283]. Powłoki o grubości około $2\text{ }\mu\text{m}$ wytworzone na stali narzędziowej M44 (SKH57 według japońskiej normy JIS) o twardości 950 HV poprawiały odporność na niszczenie (cząstkami stałymi) w porównaniu do stali bez powłoki, niezależnie od zastosowanej temperatury osadzania 330°C , 390°C i 470°C . Ponadto, odporność erozyjna powłok rosła wraz ze wzrostem temperatury osadzenia, mimo zmniejszającej się twardości powłoki. Badania te wykazały również, że istnieje graniczna szybkość erozji powłok TiN, która została osiągnięta dla powłok wytworzonych w temperaturze osadzania wynoszącej około 400°C (rys. 3.62). Dalszy wzrost temperatury osadzania już nie wpływał na poprawę odporności erozyjnej. Wyniki te są zgodne z rezultatami badań uzyskanymi przez Immarigeon i in. [281].

Inną technologią próżniową wytwarzania powłok jest metoda CVD (*chemical vapor deposition*). Powłoki TiC, TiN i Al_2O_3 wytworzone tą metodą na stopie niklu Inconel 718 (52.5% Ni, 0.04% C, 0.8% Mn, 18.5% Fe, 0.008% S, 0.18% Si, 0.15% Cu, 19% Cr, 0.5% Al, 0.9% Ti, 3.05% Mo) wykazały bardzo dobrą odporność na niszczenie cząstkami stałymi [284]. Osadzenie wspomnianych powłok przyczyniło się do około 10-krotnego zmniejszenia szybkości erozji w temperaturach dochodzących nawet do 650 °C. W zależności od temperatury zmieniało się uszeregowanie powłok pod względem odporności erozyjnej. W temperaturze pokojowej (20 °C) najlepszą odporność posiadała powłoka TiN. W temperaturach powyżej 250 °C najmniejszą szybkością erozyjną odznaczała się powłoka TiC, a największą szybkość erozji odnotowano dla powłoki Al_2O_3 (rys. 3.63). Uszeregowanie powłok pod względem odporności erozyjnej w temperaturach powyżej 250 °C było zgodne z ich odpornością termiczną i temperaturą topnienia. Węglik tytanu (TiC) posiada najwyższą temperaturę topnienia (3160 °C), temperatura topnienia azotku tytanu (TiN) wynosi 2930 °C, a temperatura topnienia Al_2O_3 2072 °C. Drugim aspektem mającym wpływ na mniejszą odporność erozyjną powłok Al_2O_3 jest ich znacznie niższa wytrzymałość na ścinanie (moduł Kirchhoffa wynosi $G = 140$ GPa) niż pozostałych powłok ($G = 240$ GPa i 295,8 GPa, odpowiednio dla TiN i TiC).



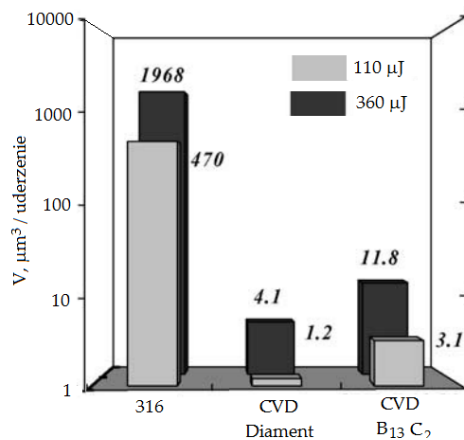
Rys. 3.63. Zależność szybkości erozji cząstkami stałymi od temperatury wytwarzania powłok Al_2O_3 , TiN i TiC osadzonych na stopie niklu Inconel 718 metodą CVD [284]

W przeciwieństwie do powłok wytwarzanych metodami PVD i CVD, powłoki Al_2O_3 o grubości odpowiednio 50 i 20 μm wytworzone metodą natryskiwania cieplnego i umocnienia dyfuzyjnego, powodowały spadek odporności erozyjnej i zwiększony ubytek erozyjny w stosunku do ubytku stali podłoża 17-4 PH

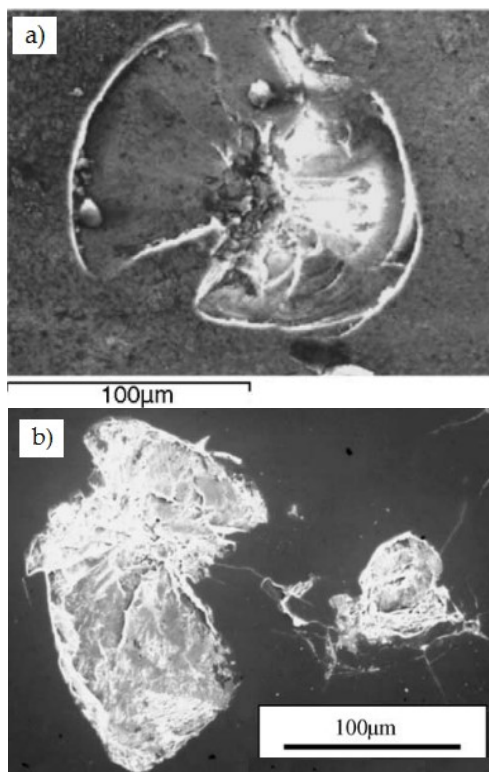
[281]. Podobny wynik uzyskali Lathabai i in. [141], którzy również badali powłokę Al_2O_3 wytwarzaną metodą natryskiwania cieplnego. Pomimo wysokiej twardości powłoka ta odznaczała się bardzo niską odpornością erozyjną w porównaniu ze stalą austenityczną 316. Przyczyną była zapewne jej 8% porowatość i kruchość. Innym przykładem negatywnego wpływu sposobu osadzania powłoki na odporność erozyjną jest powłoka $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ wytwarzana metodą natryskiwania cieplnego na stal 13Cr-4Ni [282]. Mann prowadząc badania z użyciem piasku o wielkości cząstek 135 μm , twardości 1100 HV i energii uderzenia pojedynczej cząstki wynoszącej 10,5 μJ , stwierdził prawie dwukrotny wzrost szybkości erozji w porównaniu ze stalą bez powłoki. Natomiast wytworzenie tą metodą powłoki WC-12Co pozwoliło obniżyć obytki objętościowe prawie o połowę, z 1,38 $\text{mm}^3/\text{cm}^2/\text{kg}$ dla stali 13Cr-4Ni bez powłoki do 0,77 $\text{mm}^3/\text{cm}^2/\text{kg}$ dla tej stali z powłoką [282].

Wyniki tych badań te świadczą o tym, że dobór odpowiedniej powłoki jest istotny dla uzyskania pożądanego efektu, a osadzenie przypadkowej twardej powłoki nie zawsze zapewnia poprawę odporności erozyjnej. W przypadku porowatej i kruchej powłoki Al_2O_3 , lub $\text{Cr}_3\text{C}_2\text{-25NiCr}$ miał miejsce spadek odporności erozyjnej [141,282]. Zatem, niewłaściwy dobór powłoki może prowadzić do osłabienia odporności erozyjnej i wzrostu szybkości erozji

Badania powłok Al_2O_3 wskazały, że metoda wytwarzania odgrywa istotną rolę w odporności powłoki na niszczenie cząstkami stałymi. Podobnie jak powłoka Al_2O_3 wytworzona metodą CVD, również bardzo dobrą odpornością na niszczenie cząstkami stałymi cechowały się supertwarde diamentowe powłoki wytwarzane tą samą metodą. Powłoka diamentowa ($H = 65\text{--}75$ GPa), wytworzona na podłożu wykonanym z węgliku wolframu posiadała trzykrotnie mniejszą szybkość erozji niż powłoka B_{13}C_2 ($H = 42\text{--}45$ GPa) i ponad 400-krotnie mniejszą w stosunku do stali 316 (rys. 3.64) [133]. W przypadku osadzenia powłoki diamentowej metodą CVD na SiC poprawa odporności w stosunku do wielkości ubytku powstałego na SiC była jeszcze większa. W badaniach prowadzonych z użyciem cząstek o wielkości 135 μm i prędkości uderzenia 16 m/s poprawa odporności erozyjnej w teście trwającym 300 min była 96-krotna, natomiast przy niszczeniu cząstkami o wielkości 235 μm i prędkości uderzenia 128 m/s po 10-minutowym teście erozyjnym, poprawa odporności była aż 153-krotna [287]. Ponadto wraz ze wzrostem grubości ich odporność erozyjna rosła. Mimo że obydwie powłoki pod wpływem uderzeń cząstkami stałymi ulegały kruchemu pękaniu (rys. 3.65), to ich wysoka twardość i zwarta struktura zapewniały bardzo dobrą odporność erozyjną. Niemniej jednak fakt kruchego rozwoju pęknięć w powłokach sprawia, że istnieje ryzyko wzrostu szybkości erozji na kolejnych etapach niszczenia, zgodnie z mechaniką pękania i teorią Griffitha i spadkiem odporności erozyjnej powłok w długotrwałych testach erozyjnych.

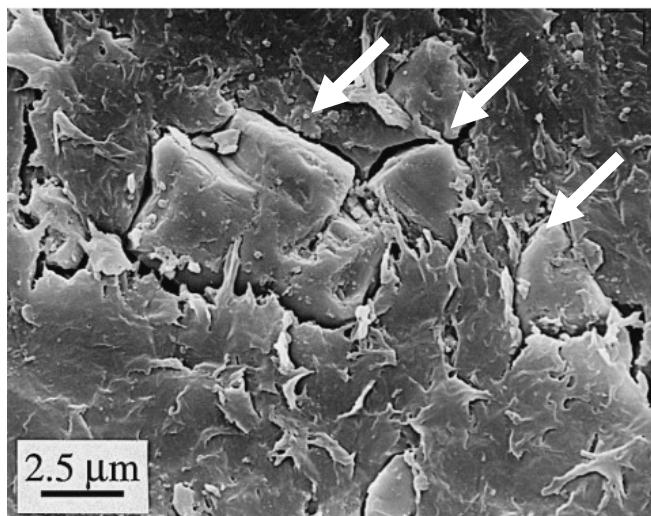


Rys. 3.64. Ubytki objętości stali 316 i powłok wytworzonych metodą CVD uzyskane przy różnych energiach uderzenia [133]



Rys. 3.65. Wykruszenia powstałe w powłoce CVD (a) B_{13}C_2 i (b) diamentowej przy prędkości uderzenia 268 m/s [133]

Poza powłokami ceramicznymi i metalicznymi przeprowadzono także badania erozyjne powłok polimerowych [141]. W przypadku uderzeń cząstkami SiC powłoka nylonowa o grubości około 500 μm , wytworzona metodą natryskową, oznaczająca się niską twardością (0,1 GPa) i gęstością (1040 kg/m^3), posiadała odporność erozyjną porównywalną ze stalą średniowęglową, na którą została osadzona. Natomiast w przypadku uderzeń cząstkami SiO_2 odporność erozyjna tej powłoki była niższa niż odporność stali podłoża. Przyczyną tego było wbijanie się cząstek stałych w powłokę (zaznaczone strzałką na rys. 3.66) inicjując pęknięcia, które następnie bardzo łatwo się rozwijały.



Rys. 3.66. Cząstki SiO_2 wbite w powłokę polimerową [141]

Inną metodą modyfikacji właściwości materiału jest obróbka cieplna lub cieplno-chemiczna. Badania Kumara i in. [275] odporności erozyjnej stali martenzytycznej 21-4N (20,8% Cr, 3,66% Ni, 8,76% Mn) poddanej obróbce cieplnej nie potwierdziły zmniejszania się szybkości erozji towarzyszącej wzrostowi twardości materiału. Autorzy tłumaczą to zmianą struktury (rozpuszczeniem węglików), wzrostem plastyczności i energii uderzenia koniecznej do inicjacji i rozwoju pęknięcia. Również badania Manna wskazują, że wytworzenie twardej warstwy wierzchniej nie musi zapewniać poprawy odporności erozyjnej [282]. Mann badając efekt wytworzenia warstwy borowej oraz azotowania i chromowania plazmowego stali 13Cr-4Ni stwierdził, że wytworzenie warstwy borowej zapewnia najlepszą poprawę odporności erozyjnej, wynoszącą około 40%. W przypadku azotowania plazmowego stali nie odnotowano poprawy odporności erozyjnej, a w przypadku chromowania plazmowego poprawa odporności wyniosła tylko 8%. Natomiast Oka i in. [280] stwierdzili wzrost szybkości erozji azotowanej plazmowo stali martenzytycznej, jednak zastosowanie subwarstwy CrN o grubości 25 μm pozwoliło uzyskać poprawę odporności erozyjnej w stosunku do odporności stali martenzytycznej.

3.2.4. Niszczenie erozyjno-korozyjne

Niszczenie materiału cząstkami stałymi w środowisku wodnym dotyczy urządzeń przepływowych pracujących zarówno w wodach słodkich, np. w rzekach i jeziorach, jak i w wodach słonych, np. w morzach. Z tego względu ważne jest poznanie wpływu środowiska korozyjnego na zmianę procesu niszczenia, tj. na zmianę szybkości niszczenia i wielkość efektów synergicznych.

Efekt synergiczny w niszczeniu erozyjno-korozyjnym jest wyznaczany identycznie jak w niszczeniu kawitacyjno-korozyjnym, tj. ze wzoru [255,288]

$$\Delta Z = \Delta E + \Delta C + \Delta S, \quad (3.2.3)$$

gdzie ΔZ jest całkowitym zużyciem materiału, ΔE jest zużyciem powodowanym przez proces erozji (bez udziału korozji), ΔC jest zużyciem powodowanym przez proces korozji (bez udziału erozji), a ΔS jest zużyciem powodowanym przez efekty synergiczne. W pracy [288] zaproponowano, aby zużycie powodowane przez efekty synergiczne wyznaczać z następującej zależności:

$$\Delta S = \Delta C_E + \Delta E_C, \quad (3.2.4)$$

gdzie ΔC_E jest zmianą zużycia korozyjnego na skutek erozji, a ΔE_C jest zmianą zużycia erozyjnego na skutek obecności korozji. Wartość ΔC_E i ΔE_C wyznaczone są następująco [288]:

$$\Delta C_E = \Delta C_{CE} - \Delta C, \quad (3.2.5)$$

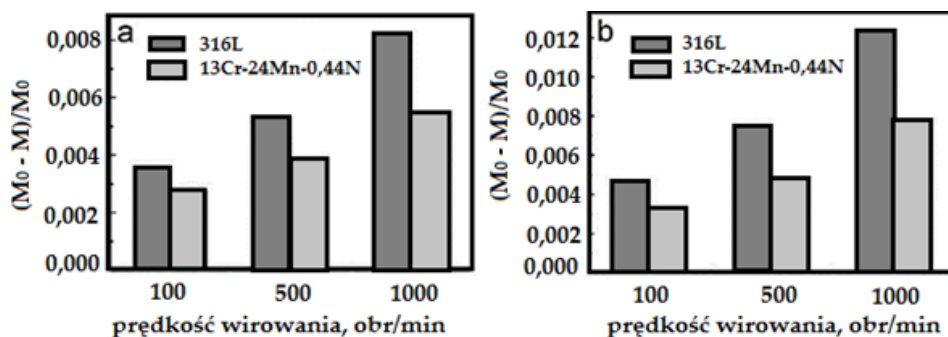
$$\Delta E_C = \Delta E_{CE} - \Delta E, \quad (3.2.6)$$

gdzie ΔC_{CE} i ΔE_{CE} jest całkowitym zużyciem powodowanym odpowiednio przez procesy korozyjne i procesy erozyjne.

Nierdzewne stale austenityczne są powszechnie stosowane do wytwarzania urządzeń przepływowych, a zatem poznanie ich odporności na niszczenie erozyjno-korozyjne jest ważne z praktycznego punktu. Badania stali austenitycznych 316L i 13Cr24Mn0.44N, przeprowadzone w zawiesinie 10% wag. cząstek piasku rzecznoego w wodzie destylowanej i 10% wag. cząstek piasku rzecznoego w 5% roztworze NaCl przy zróżnicowanych prędkościach wirowania próbek na stanowisku typu „garnek zawieszinowy” przez 2 h wykazywały wyższą odporność erozyjną stali 13Cr24Mn0.44N, niezależnie od prędkości wirowania (rys. 3.67). Wraz ze wzrostem prędkości wirowania coraz mocniej uwidaczniała się lepsza odporność erozyjna stali 13Cr24Mn0.44N [289].

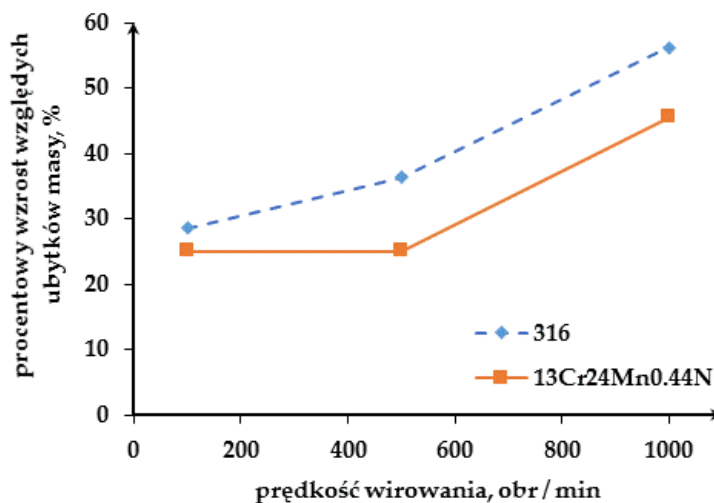
Względna odporność erozyjna stali 13Cr24Mn0.44N, wyznaczona jako stosunek względnego ubytku masowego stali 13Cr24Mn0.44N do względnego ubytku stali 316, wynosiła 1,29 dla badań prowadzonych w zawiesinie wodnej przy 100 obr/min i wzrastała do 1,5 dla badań prowadzonych w zawiesinie wodnej przy 1000 obr/min. W przypadku badań w zawiesinie roztworu NaCl, względna odporność erozyjna stali 13Cr24Mn0.44N w stosunku do stali 316 wzrosła odpowiednio do 1,42 i 1,6 przy 100 obr/min i 1000 obr/min [289]. Wyznaczając wpływ środowiska korozyjnego na wielość względnego ubytku masy (rys. 3.68) uzyskuje

się 28%, 36% i 56% wzrost ubytku masy stali 316L odpowiednio dla 100 obr/min, 500 obr/min i 1000 obr/min. W przypadku stali 13Cr24Mn0.44N wzrost ten wynosi odpowiednio 25%, 25% i 45%. Zatem wzrost ubytku powodowany procesami korozyjnymi i efektami synergicznymi jest zależny od prędkości wirowania (uderzenia) i ulega intensyfikacji przy 1000 obr/min.

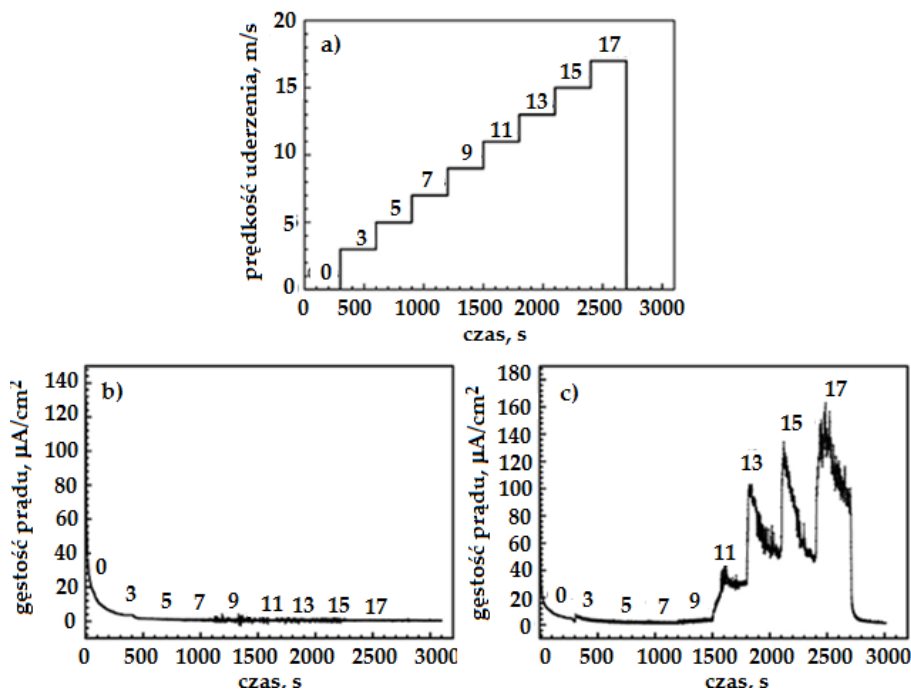


Rys. 3.67. Względne ubytki masy stali 316L i 13Cr24Mn0.44N powstałe w (a) zawiesinie cząstek w wodzie, (b) zawiesinie cząstek w roztworze NaCl; M_0 – masa początkowa, M – masa po teście erozyjnym [289]

]



Rys. 3.68. Procentowy wzrost względnego ubytku masy stali 316L i 13Cr24Mn0.44N powodowany wpływem środowiska korozyjnego w zależności od prędkości wirowania [289]



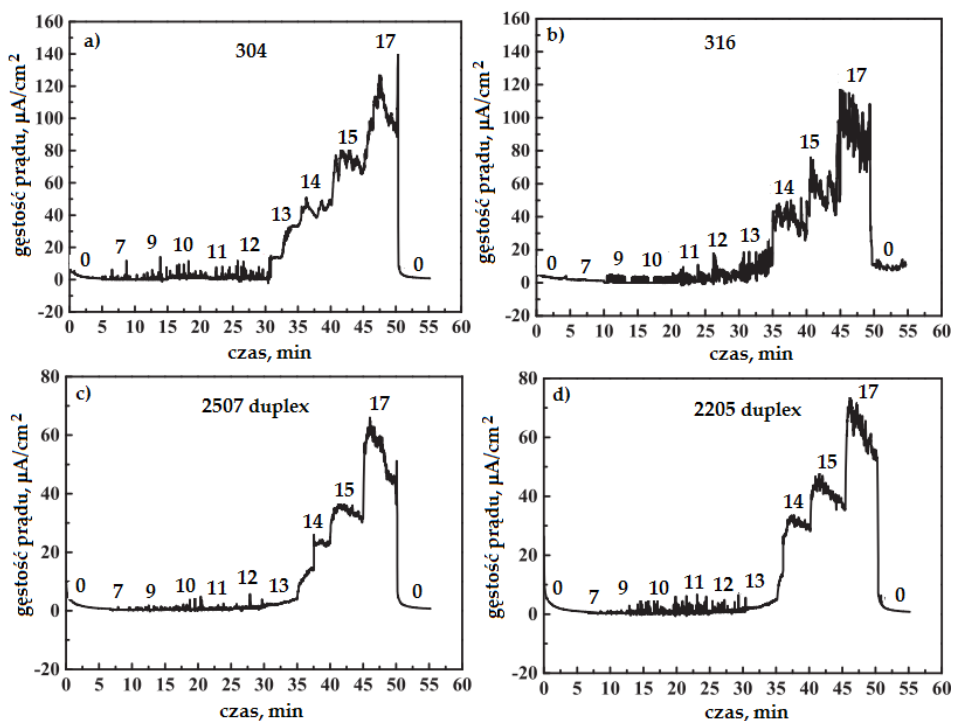
Rys. 3.69. Zmiana prędkości uderzenia w czasie (a) i ich wpływ na zmiany gęstości prądu pasywacji przy $-50 \text{ mV}_{\text{SCE}}$ dla stali 304 w roztworze 3,5% NaCl (b) bez udziału cząstek, (c) z dodatkiem 4% wag. cząstek SiO_2 [290]

Wyniki badań odpowiadających na pytanie; w jakim stopniu wzrost ubytku masy w środowisku korozyjnym zależy od procesów korozyjnych i efektów synergicznych, a w jakim od prędkości uderzenia, tj. wzrostu energii kinetycznej uderzających cząstek i wzrostu częstotliwości uderzenia przedstawiono w pracy [290]. W tym celu przeprowadzono pomiary gęstości prądu podczas testów erozyjnych stali nierdzewnej 304 na stanowisku strumieniowym przy różnych prędkościach przepływu w 3,5% roztworze NaCl bez i z cząstkami piasku o wielkości około $100 \mu\text{m}$. Schemat zmian prędkości przepływu wraz z czasem trwania testu przedstawiono na rys. 3.69a. Stwierdzono istotny wpływ cząstek piasku w wielkości zmian gęstości prądu [290]. Przy braku cząstek piasku (rys. 3.69 b), początkowo gęstość prądu skokowo wzrosła do wartości $40 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, a następnie opadała osiągając chwilową stabilizację około $5 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ przy prędkości przepływu wynoszącej 3 m/s. Dalszy wzrost czasu trwania testu i prędkości przepływu powodował spadek gęstości prądu, która po 500 s testu osiągała wartość $0 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Dalszy wzrost prędkości przepływu, nawet do 17 m/s, nie miał już wpływu na gęstość prądu (rys. 3.69b).

Dodatek 4% wag. cząstek SiO_2 do 3,5% roztworu NaCl sprawia, że następują cykliczne uderzenia cząstek w stalową próbkę. Dla małych prędkości przepływu te uderzenia posiadają niską energię i odbywają się rzadko. Fakt ten był prawdopodobną przyczyną, że dla prędkości przepływu do 9 m/s zmiany gęstości prądu

były zbliżone do tych, jakie obserwowano podczas testu bez dodatku cząstek piasku. Jednak począwszy od prędkości przepływu równej 11 m/s gęstość prądu rośnie skokowo wraz ze wzrostem prędkości uderzenia, a następnie maleje wraz ze wzrostem czasu trwania testu (rys. 3.69c). Autorzy pracy wiążą te zmiany gęstości prądu ze wzrostem chropowatości powierzchni. Z drugiej strony, wzrostowi prędkości uderzenia towarzyszy wzrost energii i częstotliwości uderzeń. W metastabilnych stalach austenitycznych obciążenia udarowe prowadzą do przemiany fazowej $\text{Fe}\alpha \rightarrow \text{Fe}\epsilon$, pod warunkiem dostarczenia do materiału odpowiedniej energii uderzenia. Skokowy wzrost gęstości prądu odnotowany dopiero przy 11 m/s wskazuje, że dopiero wówczas w materiale zaczęły zachodzić przemiany, sprzyjające przepływowi prądu. Taką właśnie przemianą w stali austenitycznej 304 jest wspomniana przemiana fazowa. Obserwowany spadek gęstości prądu po początkowym gwałtownym wzroście był prawdopodobnie związany z malującą szybkością przemiany fazowej austenitu w martenzyt i umocnieniem warstwy wierzchniej. Kolejne skokowe wzrosty gęstości prądu do coraz większych wartości stwierdzone dla rosnących prędkości przepływu powodowane były prawdopodobnie przez ponowną inicjację przemiany fazowej prowadzą do umocnienia się warstwy wierzchniej, która prowadziła do kolejnych spadków gęstości prądu (rys. 3.69c). Inną przyczyną skokowego wzrostu gęstości prądu może być częściowa depasywacja powierzchni, która zostaje odsłonięta przez uderzające cząstki stałe.

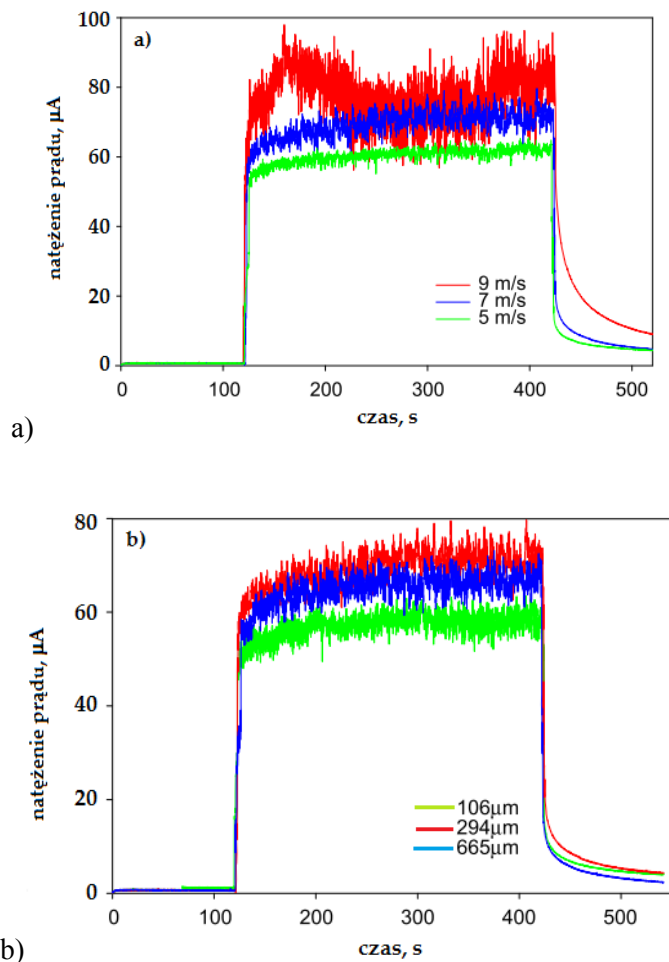
Identyczne badania były wykonane dla stali austenitycznych 304 i 316 oraz stali duplex ferrytyczno-austenitycznych 2205 i 2507 przy 2% koncentracji wagowej cząstek SiO_2 w zawiesinie (rys. 3.70). Badania te potwierdziły wzrost gęstości prądu wraz ze wzrostem prędkości przepływu. Wykazały ponadto, że prędkość przepływu przy której odnotowywane są skokowe zmiany gęstości prądu, oraz wielkość wzrostu gęstości prądu zależą od gatunku stali [291]. W przypadku stali duplex, gęstość prądu wzrasta do niższych wartości niż w przypadku stali austenitycznych. Na przykład przy prędkości przepływu 17 m/s maksymalna wartość gęstości prądu dla stali 304 wyniosła około $140 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, a dla stali duplex 2507 wynosiła jedynie około $70 \mu\text{A}/\text{cm}^2$, a więc połowę mniej. Prawdopodobną przyczyną tego jest mniejsza zawartość austenitu w stali, który ulega przemianie fazowej w warunkach obciążeń dynamicznych. Stwierdzono jednak istotną zmianę przebiegu gęstości prądu dla stali 304 w porównaniu z wynikami przedstawionymi w pracy (rys. 3.69) [290]. Pierwszy wyraźny skokowy wzrost gęstości prądu następował dopiero przy prędkości 13 m/s, natomiast przy niższych prędkościach przepływu obserwowane były tylko „szumy”, których nie odnotowano w badaniach z dodatkiem 4% cząstek SiO_2 . Prawdopodobną przyczyną tych różnic jest inna koncentracja cząstek w zawiesinie. Zatem istotnym wnioskiem wynikającym z tych badań jest fakt wzrostu gęstości prądu wraz ze wzrostem prędkości uderzenia, a następnie jego spadek oraz zależność tych zmian od koncentracji cząstek stałych w zawiesinie i gatunku stali.



Rys. 3.70. Zmiana gęstości prądu wraz ze zmianą prędkości przepływu dla: a) stali 304, b) stali 316, c) stali 2507 i d) stali 2205 w roztworze 3,5% NaCl z dodatkiem 2% wag. cząstek SiO_2 o wielkości około 160 μm [291]

Wzrost natężenia prądu oraz jego fluktuacje związane ze wzrostem prędkości uderzenia, wielkości cząstek i ich koncentracji w zawiesinie uzyskano również podczas badań stali austenitycznej 316 na stanowisku typu „garnek zawieszinowy” [292]. Także odnotowano również początkowy wzrost natężenia prądu, które następnie nieznacznie rosło (rys. 3.71). Niemniej jednak, w przeciwieństwie do wcześniej prezentowanych badań, natężenie prądu stabilizowało się na określonym poziomie, zależnym od prędkości przepływu. Ponadto wraz ze wzrostem prędkości przepływu narastał poziom rejestrowanych szumów. Fluktuacje natężenia prądu stwierdzono już dla prędkości uderzenia wynoszącej 9 m/s przy 1% wag. zawartości cząstek stałych o wielkości 150–300 μm (rys. 3.71a). Amplituda fluktuacji natężenia prądu wynosiła około 40 μA (zmiany natężenia mieściły się w przedziale od około 60 μA do 100 μA). Stwierdzono, że oprócz prędkości przepływu również wielkość cząstek ma wpływ na wartość natężenia prądu (rys. 3.71b). W przypadku cząstek o rozmiarze około 106 μm natężenie prądu wynosi około 58 μA , a dla cząstek o średniej wielkości 294 μm wzrastało do około 75 μA . W przypadku cząstek o średniej wielkości 665 μm stwierdzono nieznaczny spadek prądu do około 68 μA [292]. Zatem wyniki pomiarów świadczą o tym, że wzrostowi wielkości cząstek towarzyszy wzrost natężenia prądu, niemniej jednak nie jest to zależność prosta. Przyczyn spadku natężenia prądu dla

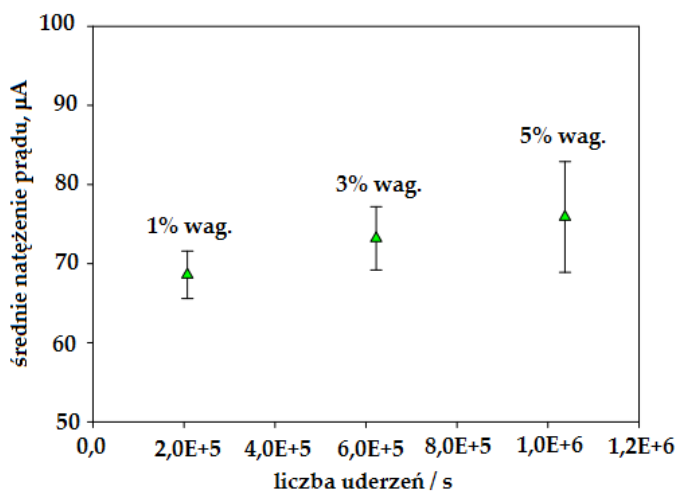
cząstek o wielkości $665\text{ }\mu\text{m}$ autorzy pracy [292] nie wyjaśnili. Wydaje się, że jedną z potencjalnych przyczyn może być zmniejszanie się liczby uderzeń w powierzchnię materiału w jednostce czasu, o czym wspomniano we wcześniejszej części niniejszej monografii (patrz rozdział 1.2.3).



Rys. 3.71. Prąd korozji w 3,5% roztworze NaCl: a) Wpływ prędkości uderzenia cząstek o wielkości $150\text{--}300\text{ }\mu\text{m}$. b) Wpływ wielkości cząstek przy prędkości uderzenia $v = 7\text{ m/s}$ [292]

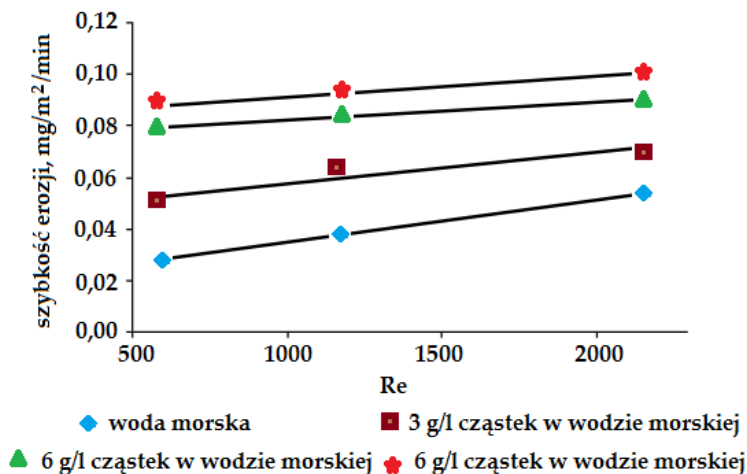
Badania wpływu koncentracji cząstek w zawiesinie na natężenie prądu podczas testu erozyjnego stali 316 (rys. 3.72) [292] potwierdziły wcześniej uzyskane wyniki [290,291]: wraz ze wzrostem koncentracji cząstek w zawiesinie rośnie średnie natężenie prądu oraz amplituda jego fluktuacji (rys. 3.72). Ze wzrostem koncentracji cząstek zwiększa się liczba uderzeń cząstek w powierzchnię próbki w danym przedziale czasu, czemu towarzyszy wzrost szybkości usuwania warstwy

wierzchniej oraz wzrost intensywności zachodzenia przemiany austenitu w martenzyt. Zmiany gęstości prądu następujące wraz ze wzrostem: prędkości przepływu, wielkości cząstek i ich koncentracji w zawiesinie, wskazują na zachodzenie przemian w materiale, prowadzących do intensyfikacji procesów korozyjnych i efektów synergicznych. Innym wyjaśnieniem tych zachodzących zmian jest wzrost chropowatości materiału, który sprzyja procesom korozyjnym.

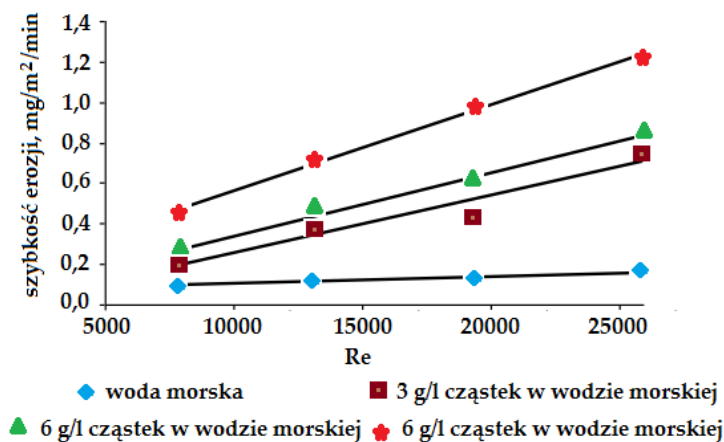


Rys. 3.72. Średnie natężenie prądu dla 1%, 3% i 5% koncentracji cząstek o wielkości 150–300 µm przy prędkości uderzenia 7 m/s [292]

Powyższe badania przeprowadzane dla stali nierdzewnych wskazują, że problem korozji jest poważny i wzmacnia się wraz ze wzrostem prędkości przepływu. Prędkość przepływu oraz koncentracja cząstek w zawiesinie wpływają na charakter przepływu (laminarny lub turbulentny) i wartość liczby Reynoldsa, o czym wspomniano w rozdziale 1.2.4. Badania erozyjne stali niskowęglowej w środowisku sztucznej wody morskiej z dodatkiem piasku o ziarnach wielkości 300 µm, prowadzone przez Shehadeh i in. [147], wykazały, że dla przepływu laminarnego wzrost liczby Reynoldsa, związany ze wzrostem prędkości przepływu, powoduje mniejszy wzrost szybkości erozji w środowisku korozyjnym (rys. 3.73) niż dla przepływów turbulentnych (rys. 3.74). Ponadto wpływ koncentracji cząstek w zawiesinie na szybkość erozji jest zależny od rodzaju przepływu. Dla przepływu laminarnego większe tempo wzrostu szybkości erozji/korozji w wodzie morskiej wraz ze wzrostem liczby Reynoldsa uzyskano dla przepływu bez cząstek lub z koncentracją cząstek piasku w zawiesinie 3 g/l niż dla koncentracji cząstek 6 g/l i 9 g/l. W przepływie turbulentnym szybkość erozji/korozji jest około 1 rząd wielkości większa niż w przepływie laminarnym. Zatem charakter przepływu zawiesiny (laminarny, turbulentny) w sposób istotny wpływa na tempo zmian szybkości niszczenia erozyjno-korozyjnego związane ze wzrostem prędkości przepływu (wzrostem liczby Reynoldsa) i koncentracji cząstek w zawiesinie.



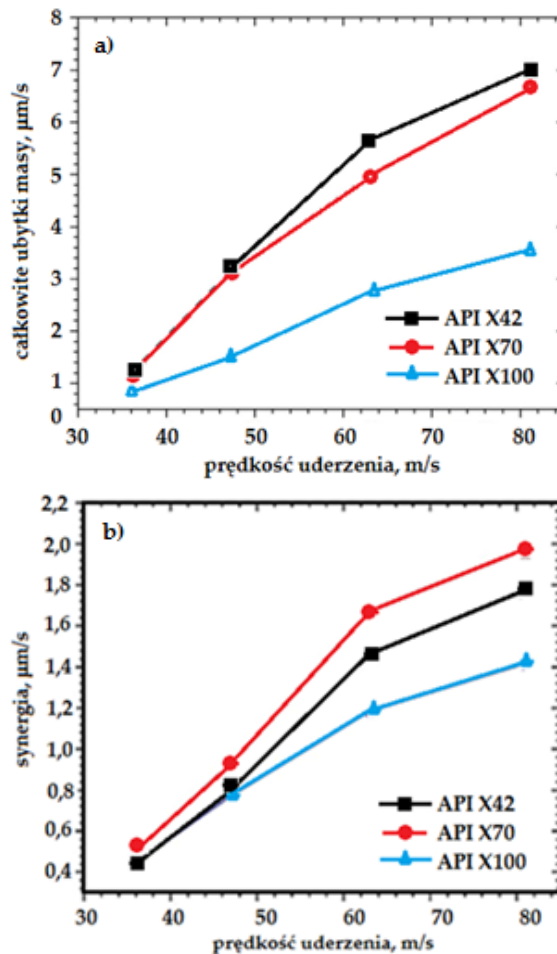
Rys. 3.73. Szybkość erozji w zależności od liczby Reynoldsa dla przepływu laminarnego [147]



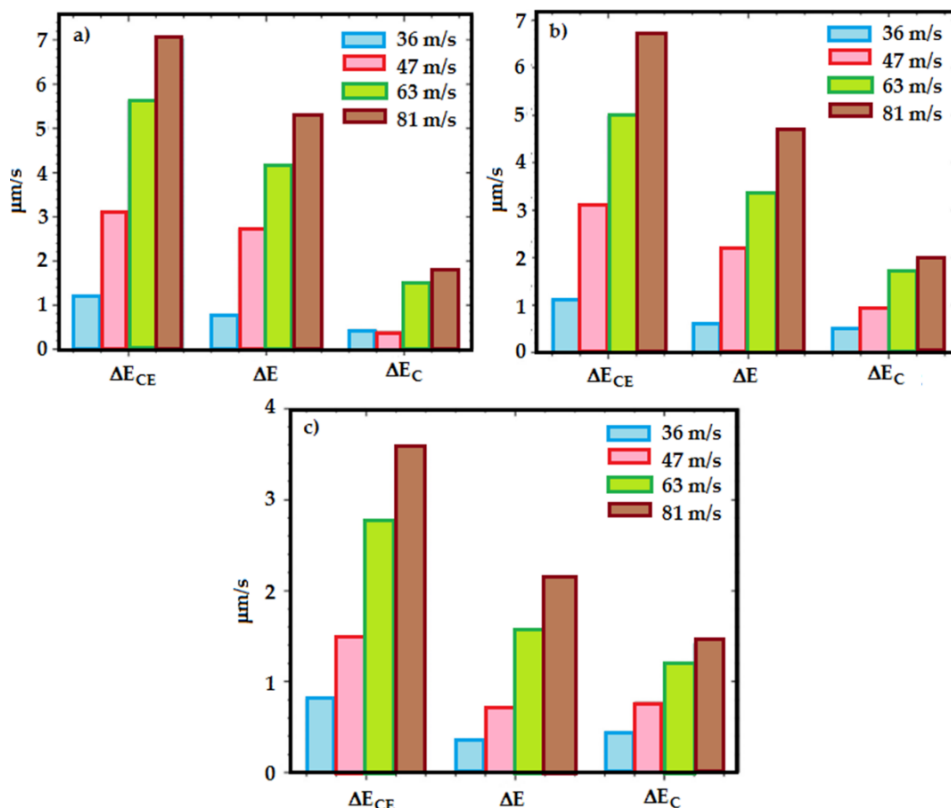
Rys. 3.74. Szybkość erozji w zależności od liczby Reynoldsa dla przepływu turbulentnego [147]

Shehadeh i współpracownicy w swoich badaniach użyli niskowęglową stal stosowaną w przemyśle naftowym, stoczniowym oraz do budowy platform przybrzeżnych, niestety bez podania symbolu stali. Niemniej jednak stale węglowe ulegają korozji i zastosowanie takich stali zwiększa intensywność niszczenia erozyjno-korozyjnego oraz powoduje powstawanie wyższych wartości prądu korozji. Badania temu poświęcone, tj. odporności erozyjno-korozyjnej stali węglowych pod kątem wpływu prędkości uderzenia, koncentracji cząstek, temperatury i pH zawiesiny, wykazały, że prędkość uderzenia jest czynnikiem mającym najsilniejszy wpływ na szybkość erozji [288,293]. Jest to zgodne z prezentowanymi już wynikami badań wpływu prędkości uderzenia na wartości prądu korozji [147,290,292].

Badania erozyjno-korozyjne stali węglowych API X42, API X70 i API X100 o zawartości węgla odpowiednio 0,169%, 0,061% i 0,103% potwierdziły związek odporności erozyjnej w środowisku korozyjnym z odpornością korozyjną. Spośród badanych stali, najniższymi ubytkami masy odznaczała się stal API X100 (rys. 3.75a), charakteryzująca się również najmniejszym efektem synergicznym (rys. 3.75b) [288]. Wraz ze wzrostem prędkości uderzenia rosła różnica między całkowitą szybkością erozji stali API X100 i pozostałych. Różnica ta jest znacznie większa, niż wynika to ze zmian szybkości niszczenia związanych z procesami synergicznymi. Z tego względu należy przywrzeć się dokładniej analizie zależności między całkowitą szybkością niszczenia w warunkach korozyjnych, szybkością erozyjną bez udziału procesów korozyjnych oraz szybkością niszczenia wynikającą z procesów korozyjnych i efektów synergicznych (rys. 3. 76).



Rys. 3.75. Wpływ szybkości uderzenia na całkowitą szybkość erozji (a) i efekt synergiczny (b) stali API [288]

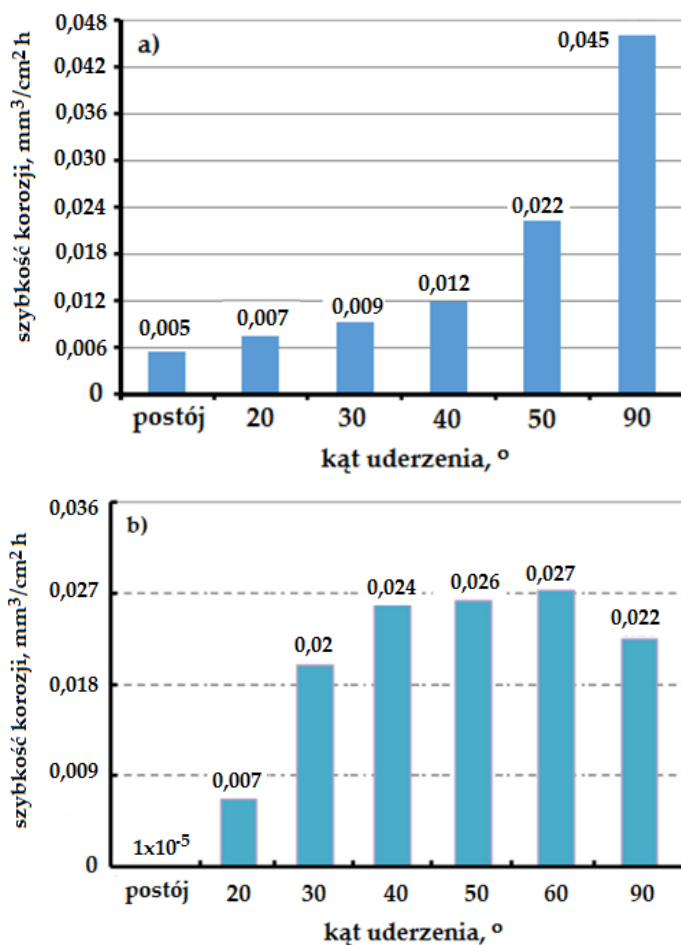


Rys. 3.76. Względne porównanie całkowitej składowej erozji (ΔE_{CE}), szybkości erozji przy braku korozji (ΔE) i zmiany szybkości erozji na skutek obecności korozji (ΔE_C), (a) stali API X42, (b) API X70 i (c) stali API X100 [288]

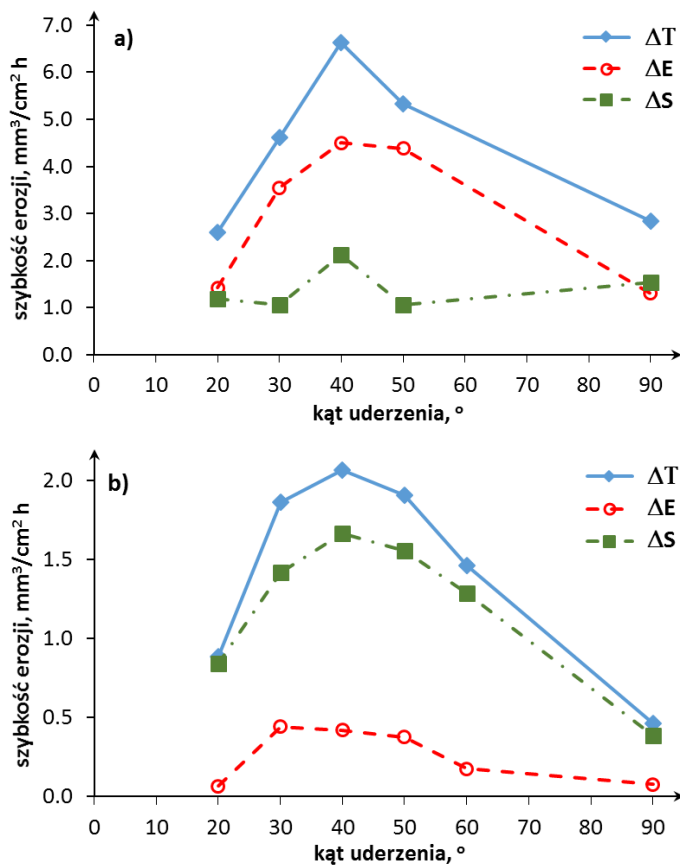
Całkowitą szybkość erozji w warunkach korozyjnych (ΔE_{CE}) można rozłożyć na składową szybkości erozji przy braku korozji (ΔE) i składową szybkości erozji na skutek obecności korozji ΔE_C . W przypadku stali API X42, składowa szybkości erozji przy braku korozji stanowi około 80% całkowitej szybkości erozji, a szybkość erozji wynikająca z obecności środowiska korozyjnego wynosi zaledwie 20% (rys. 3.76a). W przypadku stali API X100, składowa szybkości erozji przy braku korozji stanowi około 60% całkowitej szybkości erozji, a pozostałe 40% stanowi składowa procesów synergicznych (rys. 3.76c). Zatem silniejszy wpływ procesów korozyjnych odnotowano dla stali API X100. Jednak wartości szybkości niszczenia stali API X42 i API X70 w obecności korozji są około 80% większe niż stali API X100. Wynika z tego, że wyższe właściwości mechaniczne stali API X100 ($R_m = 690 \text{ MPa}$, $H = 2,50 \text{ GPa}$) w porównaniu ze stalą API X42 ($R_m = 290 \text{ MPa}$, $H = 1,34 \text{ GPa}$) i stalą API X70 ($R_m = 482 \text{ MPa}$, $H = 1,81 \text{ GPa}$) miały główny wpływ na jej lepszą odporność erozyjno-korozyjną.

Oprócz badań wpływu prędkości uderzenia, ważne są badania wpływu kąta uderzenia na krzywe polaryzacji, potencjał korozyjny oraz na szybkość korozji.

Badania erozyjno-korozyjne mosiądzu Cu-19Zn-2.3Al oraz tytanu (99% Ti, 0,25% Fe, 0,18% O) wykazały zależność szybkości korozji od kąta uderzenia (rys. 3.77) [294,295]. W przypadku mosiądzu największą szybkość korozji odnotowano przy kącie uderzenia 90° (rys. 3.77a), dla tytanu dla kątów 40–60° (rys. 3.77b).



Rys. 3.77. Szybkość korozji w zależności od kąta uderzenia (a) mosiądzu alumiiniowego [294] i (b) czystego tytanu [295]

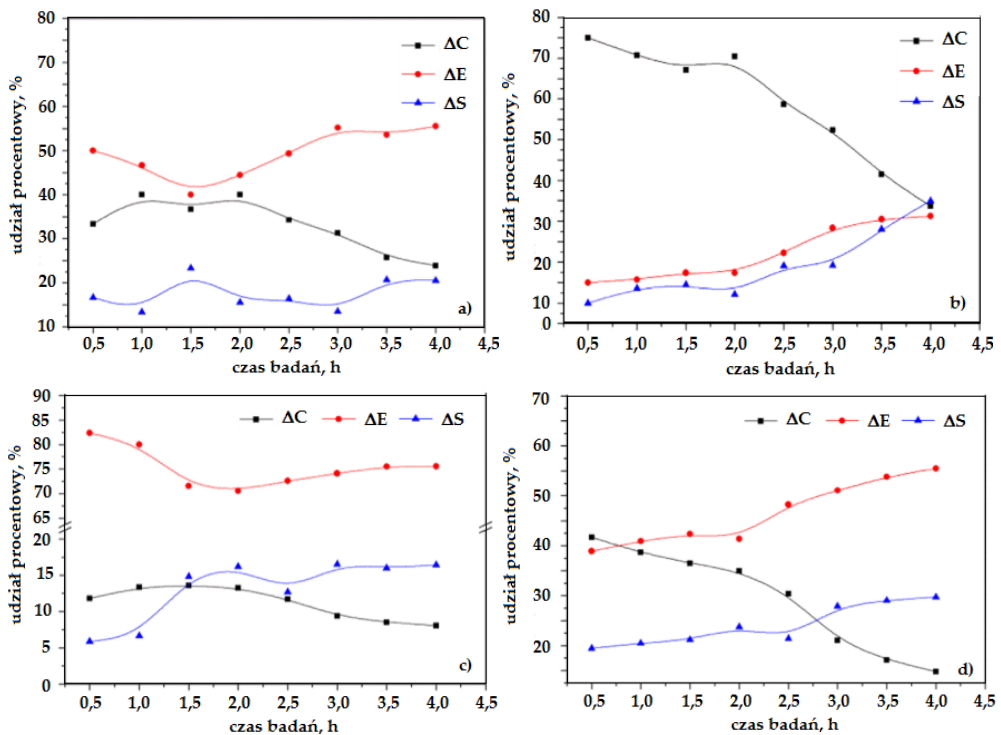


Rys. 3.78. Szybkość erozji w funkcji kąta uderzenia (a) mosiądzu [294] i (b) tytanu [295]; ΔT – całkowita szybkość erozji, ΔE – szybkość erozji bez udziału korozji, ΔS – szybkość erozji na skutek efektu synergicznego

Ponadto stwierdzono około 70% większą maksymalną szybkość korozji dla mosiądzu ($0,045 \text{ mm}^3/\text{cm}^2\text{h}$) w porównaniu z maksymalną szybkością korozji tytanu ($0,045 \text{ mm}^3/\text{cm}^2\text{h}$) (rys. 3.78). Wyższe wartości szybkości korozji mosiądzu są związane z jego wielofazową budową w przeciwieństwie do czystego tytanu, który jest materiałem jednofazowym. Wyniki badań szybkości erozji (rys. 3.78) były zgodne z korelacją szybkość korozji i kąta uderzenia (rys. 3.77). Dla obydwu materiałów maksymalna całkowita szybkość erozji w warunkach korozyjnych była uzyskiwana przy kącie 40° . Jednak wpływ niszczenia erozyjnego i niszczenia powodowanego efektami synergicznymi jest całkowicie odmienny. W przypadku mosiądzu, niszczenie „czysto” erozyjne ma dominujący wpływ na całkowitą szybkość niszczenia (rys. 3.78a), jest to w zgodności z uzyskiwanymi mniejszymi szybkościami korozji (rys. 3.77a). Niszczenie powodowane efektami synergicznymi stanowi około 30% dla kąta uderzenia 40° (rys. 3.78a), ale dla kąta uderzenia 90° , stanowi aż około 54%. W przypadku tytanu, całkowita szybkość erozji jest około 3 krotnie mniejsza niż w przypadku mosiądzu, a niszczenie powodowane

efektami synergicznymi stanowi od 76% do 95% całkowitej szybkości erozji (rys. 3.78b), mimo wyższej szybkości korozji niż w przypadku mosiądzu (rys. 3.77). Badania te wykazały, że ocena odporności materiału na niszczenie cząstkami stałymi w środowisku korozyjnym na podstawie tylko szybkości korozji, erozji lub efektów synergicznych może prowadzić do błędnych wniosków.

Jak przedstawiono powyżej, przebieg zmian gęstości prądu podczas testów erozyjnych jest zależny od prędkości przepływu, koncentracji cząstek w zawiesinie oraz kąta uderzenia [290,292]. Badania cermetali na bazie Ti(C,N) potwierdziły zmianę udziału niszczenia korozyjnego w czasie badań, a ponadto wykazały, że efekt synergiczny jest również zmienny w czasie (rys. 3.79) [296,297].



Rys. 3.79. Udział procentowy niszczenia korozyjnego (ΔC), erozyjnego (ΔE) i synergicznego (ΔS), stopu TiC_{0.7}N_{0.3} – 10% wag., Mo₂C – 15% wag., Ni badanego w warunkach:

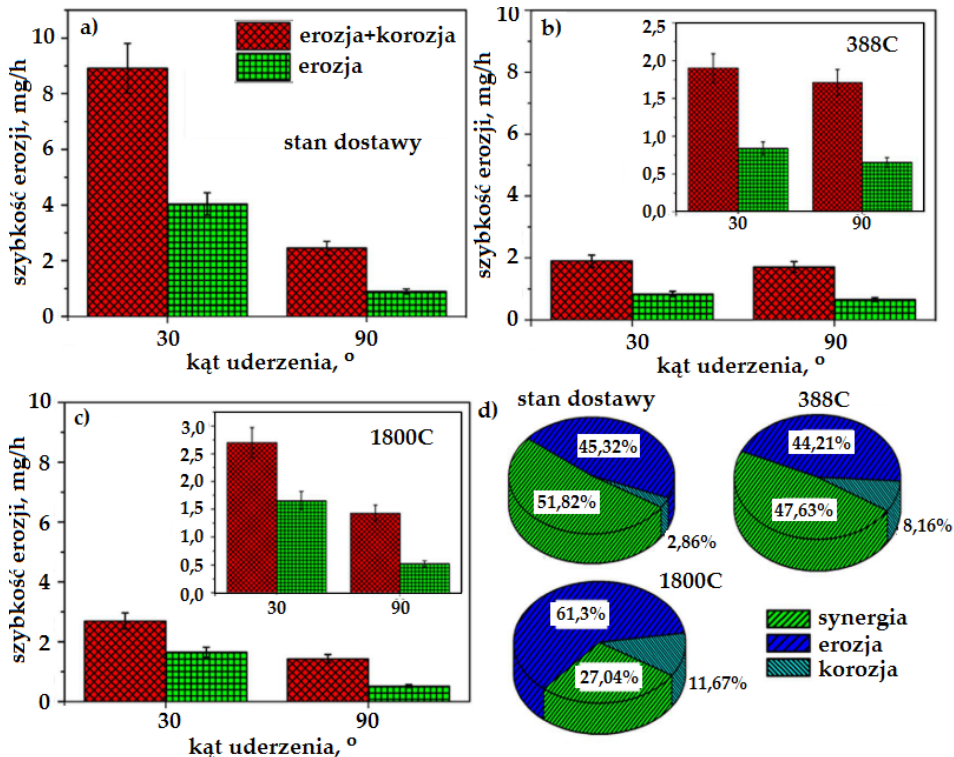
- a) roztwór 0,1 mol/l H₂SO₄, koncentracja cząstek 1% wag. Al₂O₃;
- b) roztwór 0,5 mol/l H₂SO₄, koncentracja cząstek 1% wag. Al₂O₃;
- c) roztwór 0,1 mol/l H₂SO₄, koncentracja cząstek 5% wag. Al₂O₃;
- d) roztwór 0,5 mol/l H₂SO₄, koncentracja cząstek 5% wag. Al₂O₃, [296]

Udział składowej niszczenia pochodzącej od efektów synergicznych w całkowitym niszczeniu erozyjno-korozyjnym w czasie przebiegu procesu zmienia się i zależy od stężenia roztworu i koncentracji cząstek w zawiesinie. Przy niskim stężeniu roztworu (0,1 mol/l) H_2SO_4 , dominującym procesem jest mechaniczne niszczenie powierzchni materiału cząstkami stałymi, tj. erozja (rys. 3.79a). Udział efektów synergicznych jest zależny od koncentracji cząstek w zawiesinie. W przypadku 1% wag. koncentracji cząstek Al_2O_3 , udział efektów synergicznych mieści się w przedziale między 10% i 20%. Wzrost koncentracji do 5% wag. cząstek Al_2O_3 przy niskim stężeniu (0,1 mol/l) roztworu jeszcze mocniej uwidacznia dominację składowej erozyjnej (rys. 3.79c). Niemniej jednak po 1 godz. badań zauważalny jest wzrost udziału efektów synergicznych z poziomu 5% do 20 % w całkowitym niszczeniu materiału, który po 1,5 godz. badań utrzymywał się już na stałym poziomie. Natomiast po 1 godz. badań zauważalny jest stały spadek udziału niszczenia korozyjnego z czasem (rys. 3.79c).

W przypadku stopu $\text{TiC}_{0.7}\text{N}_{0.3}$ – 10% wag. Mo_2C – 15% wag. Ni przy stężeniu 5 mol/l H_2SO_4 (rys. 3.79b i d), zmniejszanie się w miarę upływu czasu udziału procesów korozyjnych w całkowitym niszczeniu jest znaczniejsze niż przy niższym stężeniu roztworu H_2SO_4 , a w szczególności przy jednoczesnej niskiej koncentracji cząstek Al_2O_3 (1% wag.). Rośnie natomiast udział niszczenia pochodzący od efektów synergicznych i erozyjnych [296]. Dla 1% wag. koncentracji cząstek Al_2O_3 , wzrost wspomnianych udziałów wynosi od około 10%–15% do 30%–035%, a dla 5% wag. koncentracji cząstek Al_2O_3 , wzrost udziału składowej erozyjnej wynosi około 15% (z 40% do około 55%), natomiast składowej synergicznej około 10% (z 20% do 30%). Przebieg udziału składowej erozyjnej jest zatem zbliżony do składowej synergicznej świadcząc o ich wzajemnej zależności. Przeprowadzone badania wskazują, że, niezależnie od stężenia roztworu H_2SO_4 , wraz z czasem trwania testu udział niszczenia pochodzący od procesów korozyjnych w całkowitym niszczeniu materiału zmniejsza się. Ponadto spadek ten jest silniejszy dla wyższego stężenia roztworu (0,5 mol/l) H_2SO_4 . Dla 1% koncentracji cząstek Al_2O_3 , udział niszczenia korozyjnego zmniejszył się z 75% po 0,5 godz. do około 35% po 4 godz. trwania procesu niszczenia przy jednoczesnym wzroście udziału niszczenia pochodzącego od procesów erozyjnych i efektów synergicznych (rys. 3.79b). Z kolei dla 5% koncentracji cząstek Al_2O_3 , udział niszczenia korozyjnego zmniejszył się z 42,5% po 0,5 godz. do około 15% po 4 godz. (rys. 3.79d). Uzyskane wyniki wskazują, że wykonywanie pomiarów udziału składowych niszczenia tylko na początku lub tylko końcu badań erozyjno-korozyjnych może prowadzić do błędnych wniosków. Z tego względu ważne jest przeprowadzenie badań pomiaru natężenia prądu lub wyznaczenie udziału poszczególnych składowych przynajmniej dwukrotnie: na początku i na końcu testu erozyjno-korozyjnego. Niemniej jednak, prowadzenie systematycznych pomiarów jest szczególnie zalecane [296].

Powyżej przedstawiono wpływ różnych parametrów badań erozyjno-korozyjnych na gęstość/natężenie prądu korozji lub udziały poszczególnych składowych

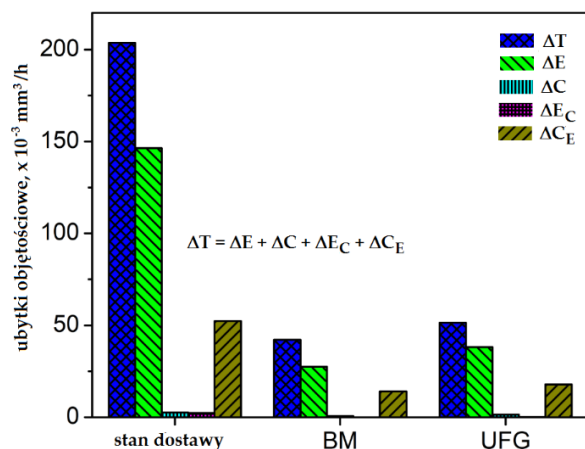
niszczenia w całkowitym niszczeniu materiałów w stanie dostawy lub po standardowej obróbce cieplnej. W celu poprawy odporności erozyjnej stosowane są różne metody, o których wspomniano w rozdziale 3.2.3, jedną z nich jest zmiana struktury i właściwości warstwy wierzchniej w wyniku zastosowania procesu mieszania tarcowego FSP (ang. *friction stir processing*). W rozdziale 3.1 omówiono wpływ tego procesu na poprawę odporności kawitacyjnej oraz kawitacyjno-korozyjnej stali 316L [254]. Badania erozyjno-korozyjne stali 316L poddanej procesowi FSP przy prędkościach mieszania tarcowego 388 obr/min i 1800 obr/min przeprowadzone na stanowisku strumieniowym przy kącie uderzenia 30° i 90° , prędkości uderzenia 20 m/s, dla zawiesiny 0,5% wag. piasku o rozmiarze 75–150 μm w wodzie destylowanej lub w 3,5% roztworze NaCl potwierdziły poprawę odporności erozyjnej i erozyjno-korozyjnej (rys. 3.80) [298]. Stal 316L jest materiałem plastycznym, dlatego większa szybkość erozji stwierdzana przy kącie uderzenia 30° jest zgodna z przewidywaniami (rys. 3.80a–c). Szczególnie wyraźnie jest to widoczne dla stali w stanie dostawy. Zastosowanie procesu FSP zmniejsza



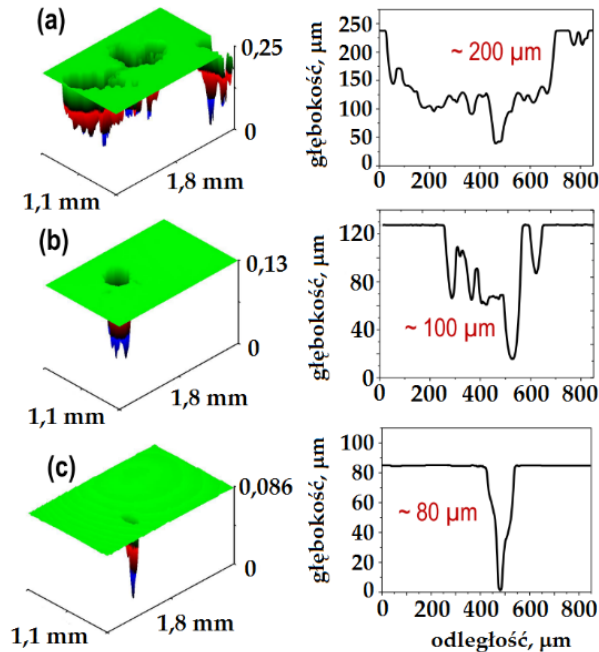
Rys. 3.80. Szybkość erozji w warunkach czystego procesu erozyjnego i erozyjno-korozyjnego (a) stali 316L w stanie dostawy, (b) stali 316L poddanej procesowi modyfikacji warstw wierzchnich z mieszaniem materiału (ang. *friction stir processing* – FSP) z prędkością 388 obr/mn, (c) stali 316L poddanej procesowi FSP z prędkością 1800 obr/mn i (d) udział poszczególnych procesów niszczenia [298]

szyło różnicę między szybkością niszczenia przy kącie uderzenia 30° i 90° . Przyczyną tego było powstanie w warstwie wierzchniej fazy martenzytycznej w wyniku przemiany fazowej austenitu w martenzyt. Najmniejsze różnice szybkości niszczenia uzyskano dla ziaren wielkości $0,67\ \mu\text{m}$ i prędkości obrotowej (mieszania) 388 obr/min, przy której udział fazy martenzytycznej w strukturze materiału wyniósł aż 45% [298]. Badania erozyjno-korozyjne wykazały ponadto, że zastosowanie procesu FSP zmniejsza udział efektów synergicznych w całkowitym niszczeniu stali oraz że wzrostowi prędkości mieszania towarzyszy spadek efektów synergicznych (rys. 3.80d).

Proces FSP można stosować nie tylko w celu wytworzenia struktury martenzytycznej w warstwie wierzchniej, lecz również w celu modyfikacji wielkości ziaren [299]. Uzyskanie bimodalnej (BM) dwufazowej struktury austenityczno-martenzytycznej z ziarnami austenitu wielkości około $15\ \mu\text{m}$ i ziarnami martenzytu o wielkości 200–400 nm pozwoliło około 5-krotnie obniżyć ubytki objętościowe w teście erozyjno-korozyjnym w stosunku do stali 316L w stanie dostawy (rys. 3.81). Uzyskanie drobnoziarnistej struktury stali (ang. *ultra-fine grained* – UFG) austenityczno-martenzytycznej o wielkości ziaren około $0,9\ \mu\text{m}$ pozwoliło również obniżyć ubytki objętościowe, jednak stal o takiej strukturze była bardziej podatna na niszczenie korozyjne niż stal o strukturze bimodalnej (rys. 3.82). W przypadku stali 316L w stanie dostawy pojedyncze wżery miały głębokość $200\ \mu\text{m}$ i szerokości około $700\ \mu\text{m}$, natomiast w stali bimodalnej odpowiednio $100\ \mu\text{m}$ i $400\ \mu\text{m}$, a w stali o strukturze UFG: $80\ \mu\text{m}$ i około $100\ \mu\text{m}$. Zatem, nie tylko budowa fazowa warstwy wierzchniej wpływa na efekty synergiczne, lecz również wielkość ziaren każdej z faz.



Rys. 3.81. Ubytki objętościowe spowodowane przez poszczególne procesy niszczenia stali 316L w stanie dostawy oraz poddanej procesowi FSP w celu uzyskania struktury bimodalnej (BM) i drobnoziarnistej (UFG) [299]



Rys. 3.82. Ubytki objętościowe spowodowane przez poszczególne procesy niszczenia (a) stali 316L w stanie dostawy oraz poddanej procesowi FSP w celu uzyskania struktury (b) bimodalnej (BM) i (c) drobnoziarnistej (UFG) [299]

3.2.5. Podsumowanie

Erozja materiału na skutek cyklicznych uderzeń cząstkami stałymi jest poważnym problemem eksploatacji wielu urządzeń. Z tego względu liczne badania poświęcono poznaniu zależności między właściwościami materiału, włącznie z budową strukturalną i krystalograficzną a odpornością erozyjną.

Struktura materiału ma wpływ na właściwości mechaniczne i wytrzymałościowe, z tego względu naturalne jest poszukiwanie korelacji między budową strukturalną materiału i jego odpornością na niszczenie cząstkami stałymi. Badania odporności materiałów konstrukcyjnych wykazały, że struktura materiału odgrywa istotną rolę i czasami jest czynnikiem, który silniej niż właściwości wytrzymałościowe wpływa na odporność erozyjną. Przykładem tego są badania odporności erozyjnej stali węglowej AISI 1075. Najlepszą odpornością erozyjną odznaczała się stal o strukturze sferoidalnej, mimo najniższej twardości spośród badanych stali, a następnie stal o strukturze grubopłytkowego cementu i drobno-płytkowego cementytu. Uszeregowanie stali pod względem odporności erozyjnej było odwrotne do uszeregowania materiałów pod względem twardości. Przyczyną tego była zmiana mechanizmu niszczenia w następstwie zmiany struktury materiału. W przypadku stali o strukturze sferoidalnej, uderzające cząstki stałe powodowały odkształcenie plastyczne ferrytycznej osnowy wraz z kulistymi cząstkami cementytu oraz rozwój pęknięć pod ekspozowaną powierzchnią. W przypadku

stali o strukturze grubopłytkowego perlitu miękka i plastyczna osnowa ferrytyczna amortyzuje część energii uderzenia, niemniej jednak twarde płytki cementytu i tak ulegają kruchemu pękaniu. W przypadku stali o strukturze drobno płytkowego cementytu, ferryt znajdujący się między płytkami cementytu nie posiada zdolności amortyzacyjnych, ze względu na swoją małą grubość, czego skutkiem jest większa szybkość erozji niż w przypadku stali o strukturze gruboziarnistego cementytu. Przytoczony przykład ukazuje złożoność procesu niszczenia cząstkami stałymi i wpływ struktury na mechanizm niszczenia i odporność erozyjną. Również badania stali węglowej 1075 oraz stali duplex 2205 wykazały silniejszy wpływ struktury materiału na odporność erozyjną niż właściwości mechaniczne lub wytrzymałościowe. Badania żeliw wskazały na zmianę mechanizmu niszczenia i odporności erozyjnej wraz ze wzrostem prędkości uderzenia. Na przykład, żeliwo podeutektyczne posiadało najmniejszą odporność erozyjną przy prędkości uderzeń 60 m/s, a przy prędkości 140 m/s jego odporność erozyjna była najwyższa. Przy prędkości uderzenia wynoszącej 140 m/s odporność erozyjna żeliw spadała wraz ze wzrostem kruchości i zawartości węglików, natomiast przy prędkości uderzenia wynoszącej 40 m/s nie odnotowano korelacji między odpornością erozyjną i strukturą lub właściwościami żeliw.

Badania wpływu struktury materiału na odporność erozyjną są w dużym stopniu zgodne z wynikami badań wpływu struktury na niszczenie kawitacyjne. Stale o strukturze martenzytycznej odznaczają się lepszą odpornością erozyjną niż stale ferrytyczno-perlityczne, podobnie jak stale duplex o strukturze ferrytyczno-austenitycznej posiadają lepszą odporność erozyjną niż stale austenityczne.

Badania wpływu wielkości ziaren nie dały satysfakcjonującej korelacji wskazały jednak na większy wpływ struktury fazowej lub właściwości mechanicznych na odporność erozyjną. Chociaż wyniki niektórych badań np. badania węglików spiekanych, sygnalizują korelację między wielkością ziaren i szybkością erozji, to jednak, w większości pomiarów odnotowano większy związek między odpornością erozyjną i właściwościami mechanicznymi lub wytrzymałościowymi materiału niż z jego strukturą fazową oraz wielkością ziaren. Pośród wielu właściwości materiału największy wpływ na odporność erozyjną ma twardość, która została uwzględniona w równaniu opisującym szybkość erozji (równanie 3.2.2) oraz w parametrach niszczenia cząstkami stałymi takimi jak efektywność erozyjna (równania 3.2.3 i 3.2.4), a także mechanizm niszczenia (równanie 3.2.5). Zgodnie z równaniami (3.2.2) i (3.2.3) wraz ze wzrostem twardości rośnie odporność materiału na niszczenie cząstkami stałymi. W wielu pracach wykazano istnienie wykładniczej zależności między odpornością erozyjną i twardością materiału. Niemniej jednak w przypadku materiałów kruchych wzrostowi twardości towarzyszy spadek odporności erozyjnej. Podobna sytuacja ma miejsce, gdy wzrost twardości powoduje powstanie lub zwiększenie się kruchości materiału.

Ze względu na fakt, iż niszczenie materiału następuje w wyniku interakcji materiał – cząstka stała, poza twardością materiału brany jest również pod uwagę stosunek twardości cząstki do twardości materiału (H_p/H_t). Wraz ze wzrostem pa-

rametru H_p/H_t szybkość erozji rośnie wykładniczo do wartości granicznej, powyżej której nie jest obserwowany jej dalszy wzrost, przy czym wartość graniczna jest uzależniona od budowy fazowej materiału. W przypadku materiałów wielofazowych wartość graniczna jest osiągnięta przy wyższych wartościach H_p/H_t niż w przypadku materiałów jednofazowych. Wpływ parametru H_p/H_t na szybkość erozji jest również zależny od szybkości uderzenia: wraz ze wzrostem parametru H_p/H_t wykładnik prędkości uderzenia maleje do wartości granicznej. W przypadku ceramiki wykładnik prędkości n maleje do wartości 2, która jest osiągnięta dla $H_p/H_t = 1$.

Oprócz twardości na spadek szybkości erozji materiałów sprężysto-plastycznych wpływa również wzrost granicy plastyczności, wytrzymałości na pękanie i wytrzymałości zmęczeniowej. Poprawa odporności erozyjnej w przypadku wzrostu granicy plastyczności wyjaśniana jest zwiększoną absorpcją energii uderzenia przez materiał, a w przypadku wzrostu wytrzymałości na pękanie – wzrostem energii koniecznej do inicjacji i rozwoju pęknięć. W przypadku materiałów kruchych lub porowatych wspomniane zależności nie zachodzą.

Pozytywny wpływ twardości materiału na odporność erozyjną sprawia, że główną metodą podnoszenia odporności erozyjnej jest wytworzenie warstwy wierzchniej o zwiększonej twardości w stosunku do rdzenia materiału. Bardzo często w tym celu stosuje się obróbkę plastyczną na zimno, podnoszącą twardość warstwy wierzchniej w wyniku zgniotu powstałego na skutek np. mieszania tarcowego. Inną metodą jest nanoszenie twardych powłok. Spośród metod wytwarzania twardych powłok, najbardziej efektywnymi są technologie natryskiwania cieplnego, HVOF, PVD oraz CVD. Większość badań wykazywało poprawę odporności erozyjnej w wyniku osadzenia powłok tymi metodami. Niemniej jednak należy podkreślić, że wytworzenie różnymi metodami takiej samej powłoki, od strony chemicznej (np. Al_2O_3) skutkuje różną odpornością erozyjną. Ponadto obecność porów w powłoce obniża jej odporność erozyjną, podobnie jak wzrost kruchości. Zatem, wytworzenie na powierzchni materiału kruchej i porowatej powłoki może przyczynić się do spadku odporności erozyjnej i zwiększonego ubytku, a nie do poprawy odporności erozyjnej.

Badania odporności erozyjno-korozyjnej wykazały, że materiały odporne na korozję odznaczają się wyższą odpornością erozyjną niż materiały łatwo korodujące. Jednak odporność erozyjno-korozyjna zależy nie tylko od odporności korozyjnej materiału, lecz także od wielkości efektów synergicznych. Z kolei intensywność zachodzenia procesów korozyjnych i synergicznych zależy w dużym stopniu od prędkości uderzenia. Natężenie prądu korozji rośnie wraz z prędkością uderzenia. Wielkość wzrostu natężenia prądu oraz charakter jego zmian w czasie testu zależy również od koncentracji i wielkości cząstek, kąta uderzenia oraz budowy fazowej i właściwości materiału. Od wspomnianych czynników zależy także zmiana udziału procesów erozyjnych, korozyjnych i efektów synergicznych w całkowitym niszczeniu materiału. Liczba czynników wpływających na niszcze-

nie erozyjno-korozyjne jest zatem bardzo duża i wskazuje na konieczność prowadzenia dalszych systematycznych badań w celu pełniejszego poznania tego procesu niszczenia.

3.3. Niszczenie kawitacyjno-erozyjne

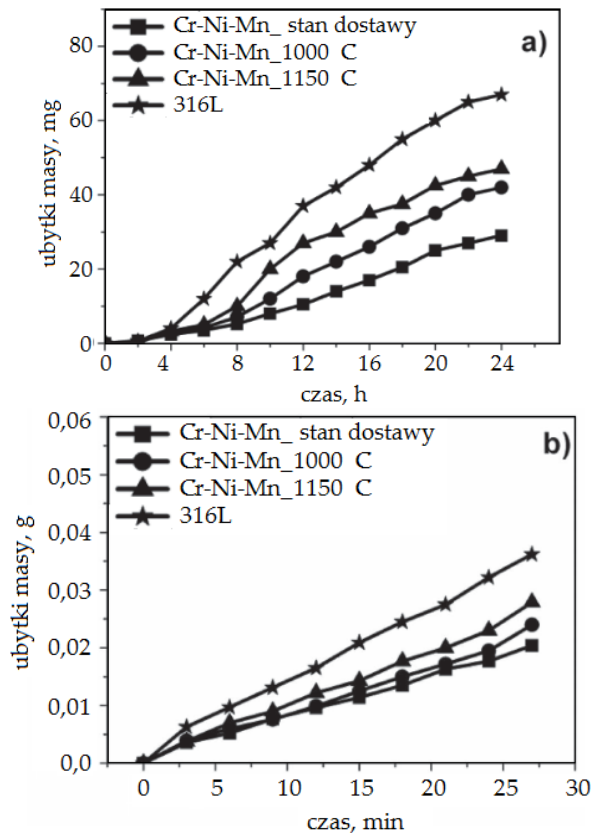
Niszczenie kawitacyjne i cząstkami stałymi w maszynach przepływowych często występuje jednocześnie. Związane jest to z obecnością ziaren piasku w rzekach – szczególnie w rzekach górskich, cząstek o wielkości mikro- lub nawet nanometrycznej, które znajdują się w rzekach w sposób naturalny, oraz pyłów i cząstek stałych dostających się do cieczy w kopalniach. Wielkość cząstek ma istotny wpływ na proces niszczenia, co kilkakrotnie wykazano w niniejszej pracy. W poprzednich rozdziałach wspomniano też o niszczeniu powodowanym przez bardzo drobne cząstki, które dostawszy się do pęcherzy uderzają w powierzchnię z prędkością mikrostrugi, tj. z prędkością rzędu kilkadziesiątu metrów na sekundę [12]. Badania niszczenia kawitacyjno-erozyjnego są szczególnie ważne z praktycznego punktu ze względu na zmianę mechanizmu niszczenia powodowaną obecnością cząstek stałych w kawitującej cieczy. W obu procesach ma miejsce niszczenie powierzchni materiału, które następuje na skutek deformacji warstwy wierzchniej oraz inicjacji i rozwoju pęknięć w wyniku wielokrotnych uderzeń z dużą prędkością obciążeń działających na obszar o powierzchni wielkości milimetrycznej lub mikrometrycznej. Istnienie podobieństwa między niszczeniem kawitacyjnym i niszczeniem cząstkami stałymi potwierdzają potęgowe zależności między odpornością kawitacyjną lub erozyjną a twardością (równania (1.2.1), (3.1.2), (3.1.3), (3.1.7) i (3.1.11)) oraz wielkością ziaren (równania (1.2.4), (1.2.5) i (3.1.1)). Podobieństwa te uzasadniają porównywanie odporności materiałów. Niemniej jednak porównywanie odporności nie jest łatwe ze względu na liczbę czynników wpływających na całkowity efekt niszczenia. Z tego względu wyniki badań mogą się znacznie różnić, a do wielu rezultatów należy podchodzić bardzo ostrożnie.

3.3.1. Niszczenie materiałów konstrukcyjnych

Istotne dla poznania korelacji między niszczeniem kawitacyjnym i erozyjnym są badania niszczenia erozyjno-kawitacyjnego litych materiałów konstrukcyjnych. Badania te ukazują wpływ zmiany warunków niszczenia na odporność materiału bez dodatkowego wpływu zmiany struktury i właściwości materiału powodowanej osadzeniem powłok ochronnych.

Badania porównawcze prowadzone na kawitacyjnym stanowisku wibracyjnym zgodnym z ASTM G-32 (rys. 2.2) i na stanowisku strumieniowym zgodnym z ASTM G-76 (rys. 2.5 i 2.6) wskazują na istnienie korelacji między odpornością kawitacyjną i odpornością erozyjną [169,203,215]. Materiały odznaczające się dobrą i bardzo dobrą wytrzymałością na erozję kawitacyjną odznaczają się równocześnie dobrą odpornością na niszczenie cząstkami stałymi i odwrotnie.

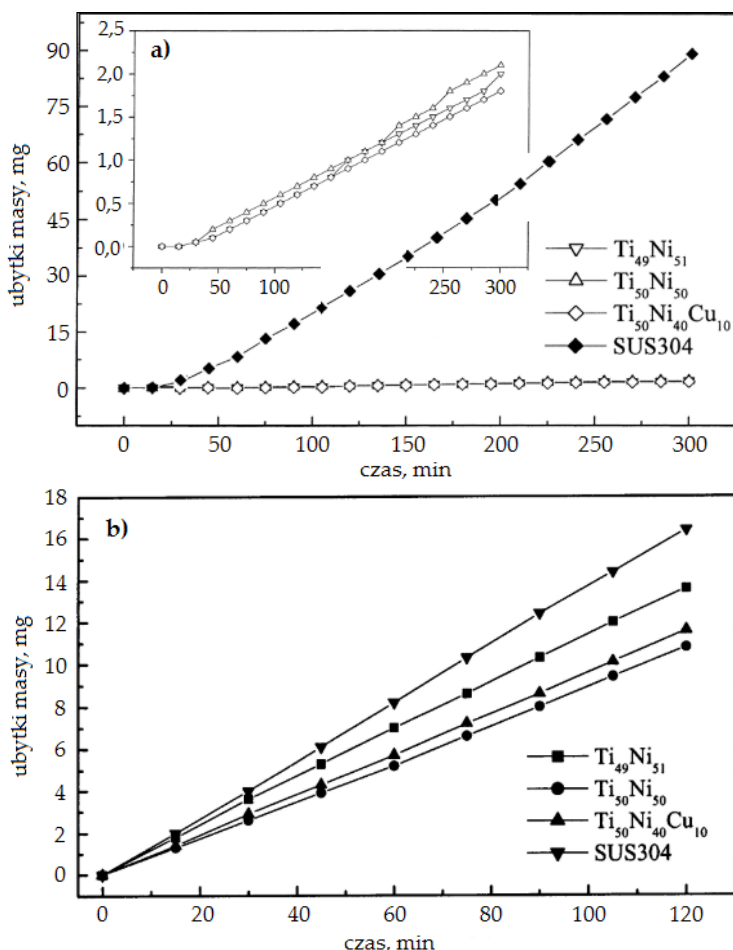
Przykładem wspomnianej korelacji mogą być badania stali austenitycznej chromowo-niklowo-manganowej Cr-Ni-Mn (20,9% Cr, 10,65% Ni, 1,15% Mn i 1,06% Si) w stanie dostawy i po obróbce cieplnej, polegającej na przesycaniu z temperatury 1000 °C lub 1150 °C, oraz stali 316L w stanie dostawy (rys. 3.83) [203]. Obróbka cieplna stali Cr-Ni-Mn przyczyniła się do spadku twardości oraz obniżenia granicy plastyczności i granicy na zerwanie przy jednoczesnym wzroście plastyczności (wydłużenia) i energii pękania. Wielkość zmian właściwości materiałowych była proporcjonalna do temperatury wygrzewania. Uszeregowanie stali pod względem odporności na niszczenie kawitacyjne było identyczne jak dla niszczenia cząstkami stałymi i zgodne ze wzrostem twardości [203]. Poprawa plastyczności i wytrzymałości na pękanie, na skutek rozpuszczenia węglików typu M_7C_3 i $M_{23}C_6$ podczas procesu przesycania, nie przyczyniła się do wzrostu odporności erozyjnej i kawitacyjnej. Zmiana właściwości stali Cr-Ni-Mn spowodowana obróbką przesycania miała znacznie silniejszy wpływ



Rys. 3.83. Ubytki masy stopu Cr-Ni-Mn i stali 316L uzyskane w teście (a) erozji kawitacyjnej i (b) erozji cząstkami stałymi przy kącie uderzenia 90° [203]

na odporność na niszczenie kawitacyjne (rys. 3.83a) niż na przebieg niszczenia cząstkami stałymi (rys. 3.83b). Mimo że obecność cząstek węglików sprzyja heterogenicznej inkubacji pęcherzy kawitacyjnych na cząstkach oraz powstawaniu sprężonej pary pęcherzyk – cząstka, intensyfikującej proces niszczenia, to najlepszą odpornością odznaczała się stal Cr-Ni-Mn w stanie dostawy z nierozpuszczonymi węglnikami.

Również badania odporności stopów TiNi i stali 304 na niszczenie kawitacyjne oraz niszczenie cząstkami stałymi potwierdziły istnienie korelacji między niszczeniem kawitacyjnym i cząstkami stałymi. Stopy TiNi, niezależnie od stosunku tytanu do niklu, posiadały lepszą odporność kawitacyjną i erozyjną niż stal 304 o twardości 246 HV (rys. 3.84). Odporność na erozję kawitacyjną stopów

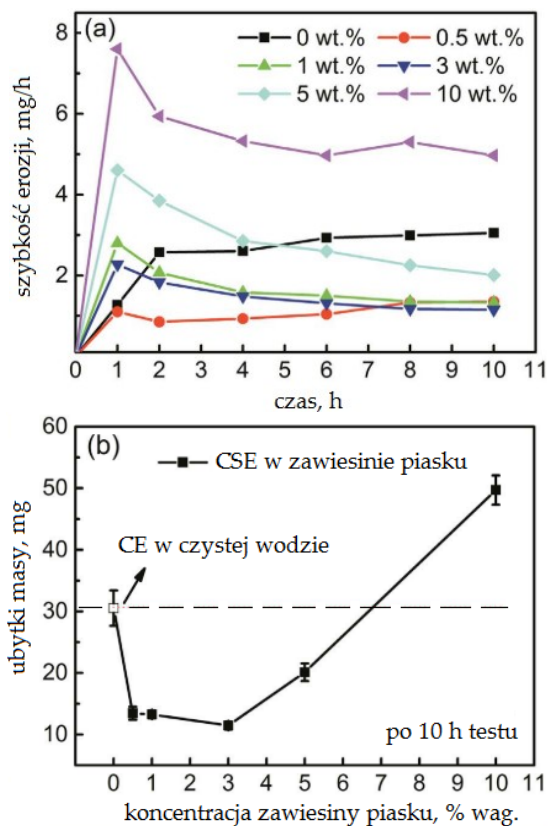


Rys. 3.84. Ubytki masy stopów TiNi i stali 304 uzyskane w teście (a) erozji kawitacyjnej [215] i (b) erozji cząstkami stałymi przy prędkości uderzenia 99,5 m/s i kącie uderzenia 90° [169]

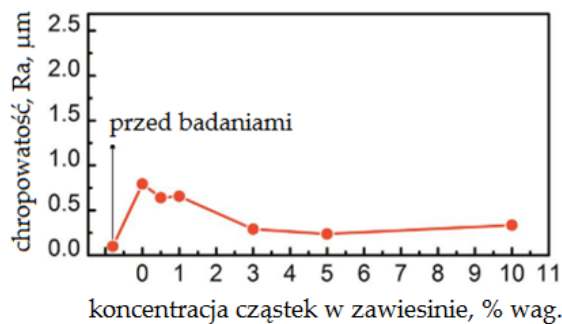
TiNi była około 50 razy większa niż stali 304 [215]. W przypadku badań odporności na erozję cząstkami stałymi, różnica między odpornością erozyjną stopów TiNi i stali 304 była zależna od prędkości i kąta uderzenia [169]. Największa różnica w szybkości erozji wystąpiła przy kącie uderzenia 15° i malała wraz ze wzrostem kąta uderzenia. Odporność erozyjna stopów TiNi charakteryzowała się wyraźną zależnością od szybkości i kąta uderzenia, przy czym najlepszą odpornością odznaczał się stop $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$. Zmiana o 1% proporcji tytanu do niklu powodowała wyraźny spadek odporności erozyjnej. Największa różnica w odporności erozyjnej między stopem $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50}$ i stopem $\text{Ti}_{49}\text{Ni}_{51}$ wystąpiła dla prędkości uderzenia 99,5 m/s i kąta uderzenia 90° i wyniosła aż 24%.

Badania równoczesnego niszczenia kawitacyjnego i cząstkami stałymi przeprowadzone przez Hu i Zhenga [300], Gou i in. [261] oraz Amarendry i in. [175] można uznać za kluczowe. Hu i Zheng [300] badali wpływ koncentracji zawiesiny (od 0% do 10% wag.) na szybkość erozji stali 304 (18Cr-8Ni-Mn) o twardości 156 HV. Testy wykonano na wibracyjnym stanowisku kawitacyjnym (rys. 2.2) przy częstotliwości 20 Hz i amplitudzie 60 μm . Jako cząstki stałe do zawiesiny wykorzystano ziarna piasku kwarcowego o wielkości $D_{50} = 152 \mu\text{m}$ i twardości 1100 HV. Wybór rodzaju cząstek stałych był podyktowany względami praktycznymi, gdyż piasek kwarcu jest najczęściej spotykanym ścierniwem w rzekach. Wielkość cząstek piasku ma również istotne znaczenie, odpowiada bowiem wielkości pęcherzy kawitacyjnych. Zatem prawdopodobieństwo zaistnienia zjawiska intensyfikacji niszczenia, opisanego przez Agorę i in. [12], jest bardzo małe. Przeciwnie, ziarna piasku dostawszy się w obszar działania mikrostrugi mogą powodować spadek jej prędkości w wyniku absorpcji części jej energii.

Badania Hu i Zhenga [300] wykazały, że koncentracja cząstek piasku w zawiesinie ma bardzo duży wpływ na szybkość erozji, wraz ze wzrostem koncentracji cząstek (w zawiesinie) rośnie początkowa szybkość erozji (rys. 3.85a). Jednak po okresie początkowym następuje spadek szybkości erozji, który również zależy od koncentracji cząstek w zawiesinie. Szybkości erozji stali dla koncentracji cząstek w zawiesinie do 3% wag. po 10 godz. testu były porównywalne lub mniejsze od szybkości erozji bez dodatku cząstek stałych, czyli „czystej” erozji kawitacyjnej. Spadek szybkości erozji poniżej szybkości niszczenia kawitacyjnego następował już po 2 godz. testu. W przypadku 5% wag. koncentracji cząstek w zawiesinie spadek szybkości erozji poniżej szybkości niszczenia „czysto” kawitacyjnego nastąpił dopiero po 6 godz. testu. W konsekwencji ubytki masy po teście erozyjnym stali 304 dla koncentracji cząstek w zawiesinie wynoszącej do 5% wag były niższe niż dla niszczenia kawitacyjnego (rys. 3.85b). Dopiero 10% wag. zagęszczenie cząstek w zawiesinie przyczyniało się do wyraźnego wzrostu szybkości erozji.



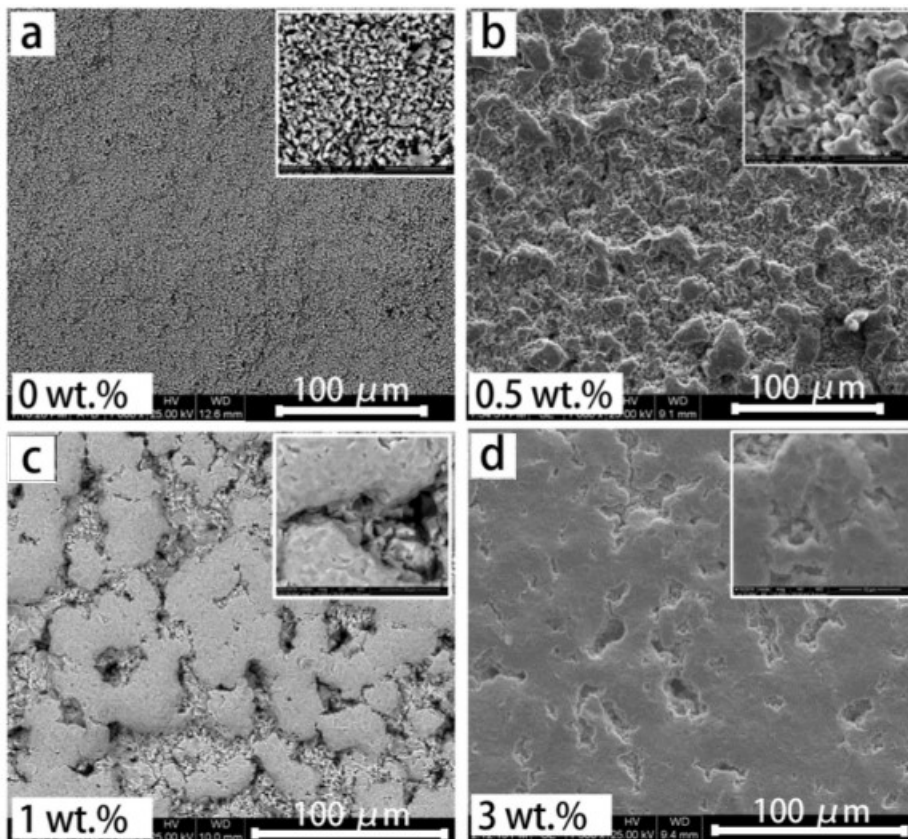
Rys. 3.85. Szybkość erozji stali 304 w zawieszynie piasku kwarcowego w wodzie (a), zależność między ubytkami masy uzyskanymi po teście erozyjnym w zależności od koncentracji cząstek w zawieszynie (b); CE erozja kawitacyjna, CSE – erozja kawitacyjna w zawieszynie z cząstkami stałymi [300]



Rys. 3.86. Zależność między chropowatością po teście erozyjnym i koncentracją cząstek w zawieszynie [300]

Obserwacje mikroskopowe potwierdziły wygładzenie powierzchni spowodowane przez równoczesne działanie kawitacji i niszczenie cząstkami stałymi (rys. 3.87). Spadek chropowatości oznacza zmniejszoną liczbę mikrowzbudników pęcherzyków i spadek intensywności erozji kawitacyjnej. Małe cząstki uderzając w powierzchnię szlifują krawędzie kraterów, hamując ich dalszy wzrost, oraz powodują zwiększenie twardości warstwy wierzchniej, dodatkowo hamując proces erozji [270]. Dlatego chropowatość powierzchni po erozji kawitacyjnej jest wyższa niż po łącznym niszczeniu kawitacyjnym i cząstkami stałymi.

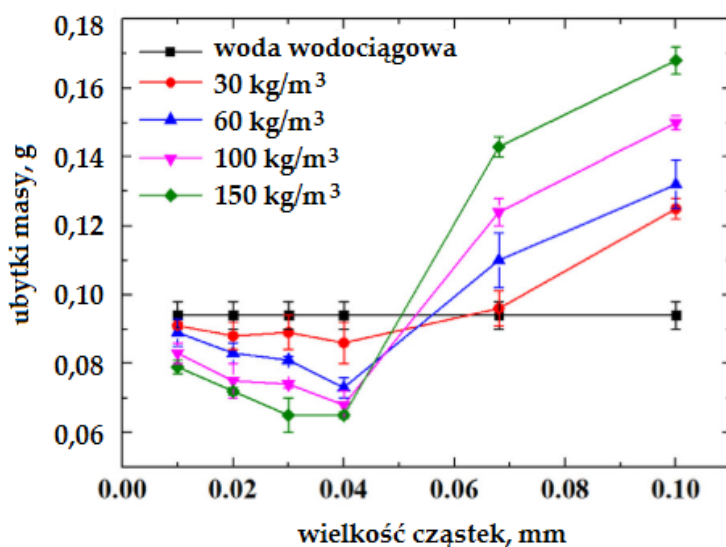
Efekt zróżnicowanego wpływu koncentracji piasku na całkowite ubytki masy był tłumaczony wpływem cząstek piasku kwarcowego na lepkość cieczy roboczej i zarodkowanie pęcherzyków kawitacyjnych, a następnie na ich rozwój i implozję, oraz szlifowaniem powierzchni materiału [300]. Należy jednak zwrócić uwagę, że cząstki stałe znajdujące się w pobliżu pęcherzyków kawitacyjnych mogą wpływać na ich ruch, proces zaniku oraz na prędkość i ruch mikrostrugi. Z jednej



Rys. 3.87. Wpływ koncentracji zawiesiny na morfologię powierzchni po teście kawitacyjnym; a) bez dodatku cząstek stałych, b) 0,5% wag. koncentracja cząstek, c) 1% wag., d) 3% wag. [300]

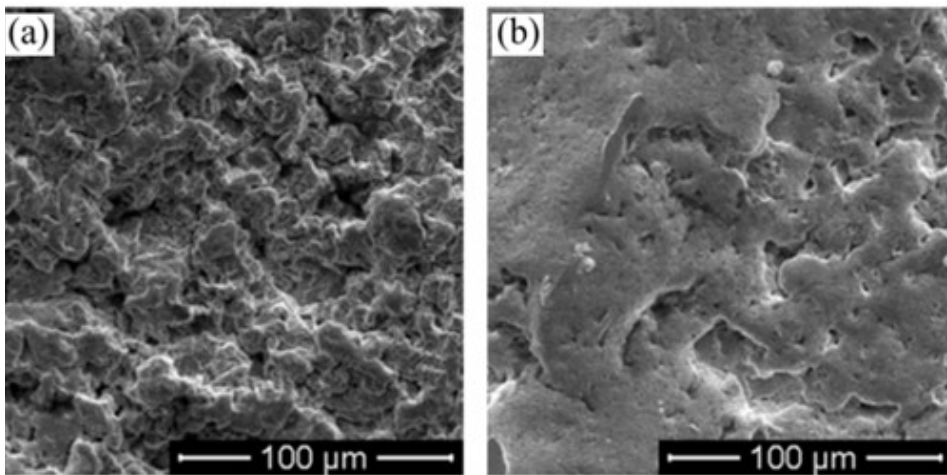
strony, zderzenia cząstek piasku i pęcherzyków mogą rozbijać pęcherzyki kawitacyjne, zanim w pełni się rozrosną, nie dopuszczając do uzyskania maksymalnej prędkości strugi, jaka by powstała bez takich zakłóceń. Z drugiej strony, cząstka stała znajdująca się w pobliżu implodującego pęcherzyka absorbuje część energii mikrostrugi kawitacyjnej. Jednak wzrost energii kinetycznej cząstek stałych jest zbyt mały aby powodować zwiększoną erozję materiału, zwłaszcza że cykliczne uderzenia powodują wzrost twardości warstwy wierzchniej. Ponadto zderzenie cząstki stałej z mikrostrugą może powodować zmianę kierunku jej ruchu. Przy małej koncentracji cząstek w zawiesinie pozostałe cząstki raczej nie zakłócają tego zmienionego kierunku ruchu, w rezultacie mniejsza liczba cząstek uderza w powierzchnię. Natomiast przy większych koncentracjach dochodzi do interakcji między cząstkami stałymi, które prowadzą do wzrostu szybkości erozji. Cząstki stałe uderzając w powierzchnię materiału, powodują mikrocięcia i zmęczenie materiału, prowadzące do dodatkowego jego usuwania. Dlatego też cząstki o dużej twardości i ostrych krawędziach powodują poważne uszkodzenia powierzchni materiału.

Zmniejszanie się ubytku erozyjnego stali ASTM 1045 oraz wygładzanie powierzchni podczas jednoczesnych testów erozyjnych – kawitacyjnych i erozji cząstkami stałymi – zaobserwowali również Gou i in. [261]. Badania prowadzone były na stanowisku magnetystrykcyjnym (wibracyjnym) w zawiesinie z cząstkami piasku kwarcowego o wielkości od 0,01 mm do 0,1 mm i koncentracji cząstek od 30 do 150 kg/m³. Wielkość ubytku masy uzyskana po 260 min testu była silnie uzależniona od wielkości i koncentracji cząstek w zawiesinie (rys. 3.88).



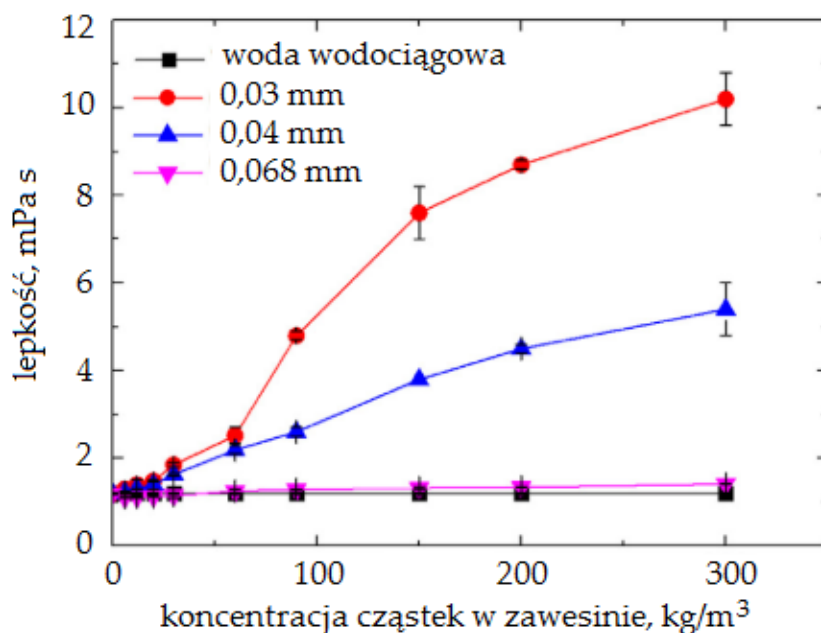
Rys. 3.88. Zależność ubytku masy stali 1045 od wielkości ziaren cząstek i koncentracji zawiesiny [261]

W przypadku drobnych cząstek proszku kwarcowego o wielkości od 0,01 do 0,04 mm niezależnie od koncentracji cząstek w zawieszynie odnotowano spadek ubytku masy w stosunku do badań prowadzonych bez dodatku cząstek stałych (negatywny efekt synergiczny). Zatem uzyskano podobny efekt jak w przypadku badań prowadzonych przez Hu i Zhenga [300]. Dopiero dodatek cząstek stałych o wielkości większej od 0,06 mm powodował wzrost ubytku masy, również niezależnie od koncentracji piasku w zawieszynie. Wraz ze zwiększaniem się koncentracji cząstek w zawieszynie następuje wzrost spadku ubytku masy dla cząstek o wielkości mniejszej od 0,04 mm i wzrost ubytku masy dla cząstek o wielkości większej od 0,06 mm (rys. 3.88), przy czym nie odnotowano granicznej wartości koncentracji cząstek, dla której nie dochodzi do spadku ubytku masy. Obserwacje mikroskopowe wykazały, że spadkowi ubytku masy towarzyszyło wygładzenie powierzchni (rys. 3.89), które było również obserwowane przez Hu i Zheng. Spadek ubytku masy w testach z użyciem drobnych cząstek wyjaśniono wzrostem lepkości cieczy (rys. 3.90), która wpływa na rozwój i zanik pęcherzy kawitacyjnych oraz powoduje spadek prędkości strugi kumulacyjnej i uderzających cząstek stałych.



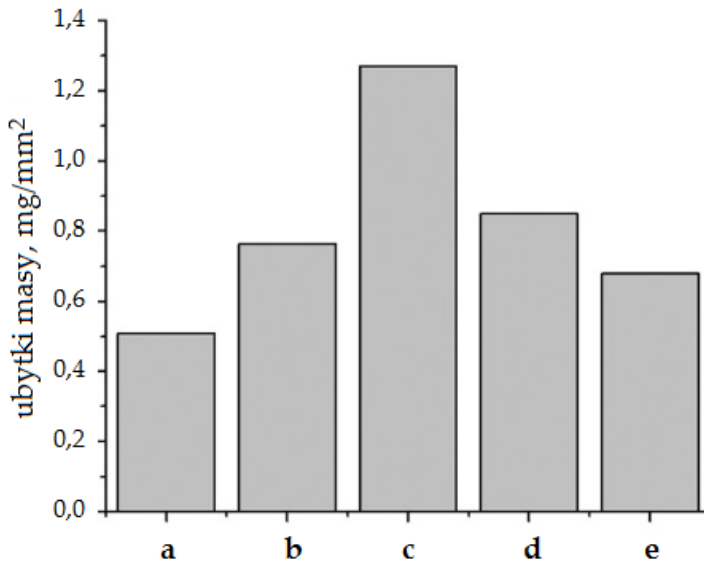
Rys. 3.89. Zniszczona powierzchnia stali 1045 po 260 min testu kawitacyjno-erozyjnego w zawieszynie z dodatkiem piasku kwarcowego przy koncentracji 100 kg/m^3 :

a) ziarna wielkości 0,068 mm b) ziarna wielkości 0,01 mm [261]



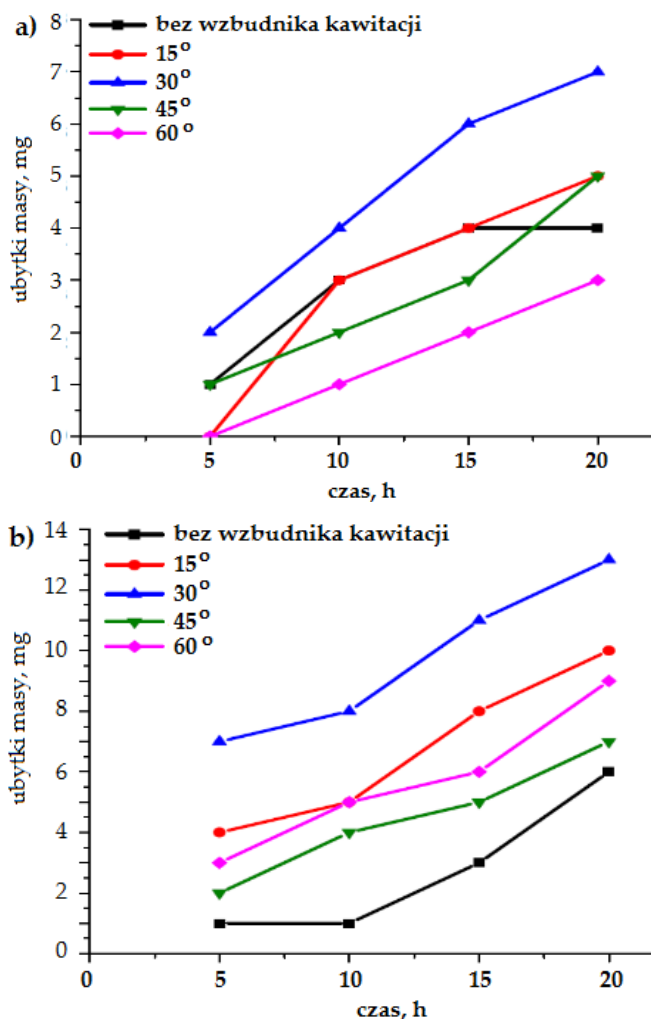
Rys. 3.90. Zależność ubytku masy stali 1045 od wielkości ziaren cząstek stałych i koncentracji zawiesiny [261]

Badania jednoczesnego oddziaływania kawitacji i cząstek stałych przeprowadzone przez Hu i Zhenga oraz Gou i współpracowników wykonano na stanowiskach magnetostrykcyjnych w zawieszynie cząstek stałych [300,261], natomiast zrealizowane przez Amarendrę i współpracowników przeprowadzono na stanowisku typu „garnek zawieszinowy” ze wzbudnikiem kawitacji o przekroju trójkątnym [175,301,302]. Pierwsze badania Amarendry i in. [175] miały na celu określenie wpływu kąta natarcia wzbudnika kawitacji na niszczenie kawitacyjno-erozyjne. Jako materiał testowy wybrano mosiądz Cu-40Zn. Dodatek 10% wag. cząstek stałych o wielkości od 210 μm do 354 μm przyczyniał się do wzrostu ubytku masy od 40% do aż 160%, w zależności od kąta natarcia wzbudników kawitacji (Rys. 3.91). Największe ubytki masy stwierdzono dla kąta 30°. Wzrost ubytku masy w niszczeniu erozyjno-kawitacyjnym w stosunku do niszczenia cząstkami stałymi jest w zgodności z wynikami badań uzyskanymi w pracy [300]. Zastosowana przez Amarendrę i współpracowników 10% wag. koncentracja cząstek w zawieszynie przekracza uzyskaną przez Hu’a i Zhenga wartość krytyczną koncentracji cząstek w zawieszynie, poniżej której odnotowany był spadek ubytku erozyjnego.



Rys. 3.91. Ubytki masy mosiądzu CuZn40 po 50 godz. testu: (a) bez wzbudnika kawitacji, (b) ze wzbudnikiem kawitacji o kącie natarcia 15°, (c) ze wzbudnikiem kawitacji o kącie natarcia 30°, (d) ze wzbudnikiem kawitacji o kącie natarcia 45°, (e) ze wzbudnikiem kawitacji o kącie natarcia 60° [175]

Późniejsze badania stali 304 z użyciem cząstek o wielkości 200 μm i 300 μm potwierdziły powstanie największego ubytku masy przy kącie natarcia wzbudników kawitacji 30° (rys. 3.92a) [302]. Dla kątów natarcia wzbudnika kawitacji wynoszących 45° i 60° oraz zastosowaniu drobnych cząstek o wielkości 200 μm stwierdzono spadek ubytku masy w porównaniu do wyników testów bez użycia wzbudników kawitacji, co jest zgodne z wynikami badań przedstawionymi w pracach [261,300]. W przypadku zastosowania cząstek o wielkości 300 μm , ubytki masy powstałe przy niszczeniu erozyjno-kawitacyjnym były wyższe od ubytku masy powstałych przy niszczeniu samymi cząstkami stałymi, niezależnie od czasu trwania testu i kąta natarcia wzbudników kawitacji (rys. 3.92b). Badania te wykazały ponadto, że wpływ wzbudników kawitacji, kąta natarcia oraz wielkości cząstek stałych na ubytki stali 304 jest uzależniony od czasu trwania testu erozyjnego. Zbyt krótki czas trwania testu lub zbyt pochopne wyciąganie wniosków, na podstawie tylko ubytku końcowego bez uwzględnienia przebiegu procesu niszczenia w czasie, może prowadzić do błędnych wniosków.



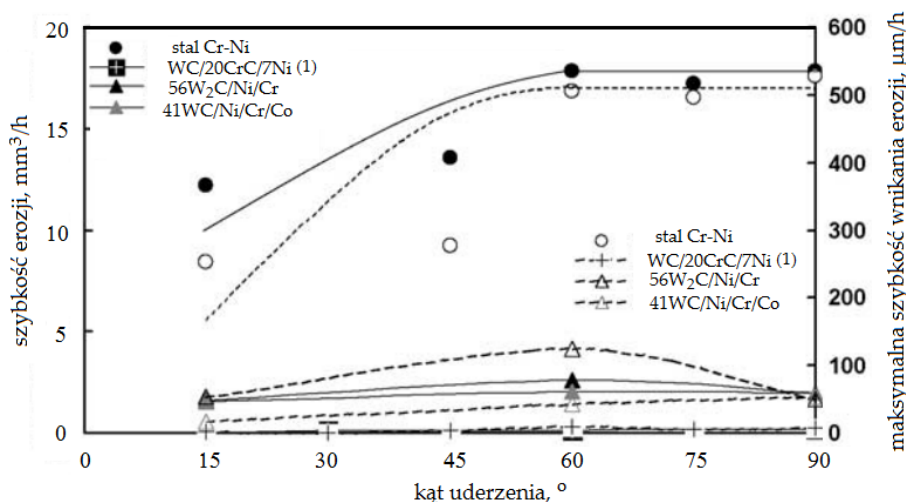
Rys. 3.92. Ubytki masy stali 304 w testach erozyjnych z i bez wzbudnika kawitacji z cząstkami piasku o wielkości (a) 200 µm i (b) 300 µm [301]

3.3.2. Wpływ osadzenia powłok

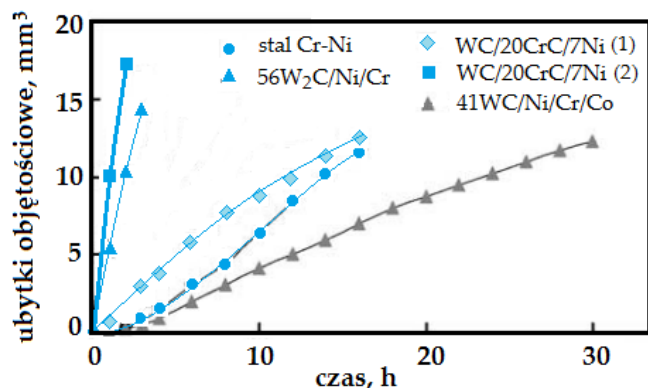
W niniejszej monografii już kilkakrotnie wykazano, że osadzanie odpowiednio dobranych powłok jest skuteczną metodą poprawy odporności kawitacyjnej i erozyjnej. W obecnym rozdziale w pierwszej kolejności porównany zostanie wpływ osadzania, takich samych, warstw na niszczenie kawitacyjne i na niszczenie erozyjne, a następnie przedstawiony będzie wpływ osadzania powłok na całkowitą odporność erozyjno-kawitacyjną.

Jak wspomniano w rozdziałach 3.1.4 i 3.2.3, metody natryskiwania należą do popularnych metod wytwarzania twardych powłok przeciwerozyjnych. Badania odporności kawitacyjnej i erozyjnej powłok na bazie węgla wolframu,

chromu i niklu ($WC/20CrC/7Ni$, $56W_2C/Ni/Cr$ oraz $41WC/Ni/Cr/Co$) wytwarzanych metodami natryskiwania oraz na stali chromowo-niklowej (13% Cr, 4% Ni) były prowadzone na stanowisku typu strumieniowego zgodnym z ASTM G-76, przy prędkości uderzenia 40 m/s i 1% wag. zawartości cząstek o wielkości $40\text{ }\mu\text{m}$ w zawieszinie (rys. 2.5) oraz na stanowisku wibracyjnym zgodnym z ASTM G_32 (rys. 2.2). Wszystkie powłoki, $WC/20CrC/7Ni$, $56W_2C/Ni/Cr$ i $41WC/Ni/Cr/Co$, wykazały poprawę odporności erozyjnej w stosunku do stali podłoża Cr-Ni (rys. 3.93), przy czym w przypadku niszczenia kawitacyjnego odporność powłok zależała od ich porowatości (rys. 3.94) [238]. (Wpływ porowatości powłok na odporność kawitacyjną przedstawiono w rozdziale 3.1.4.)



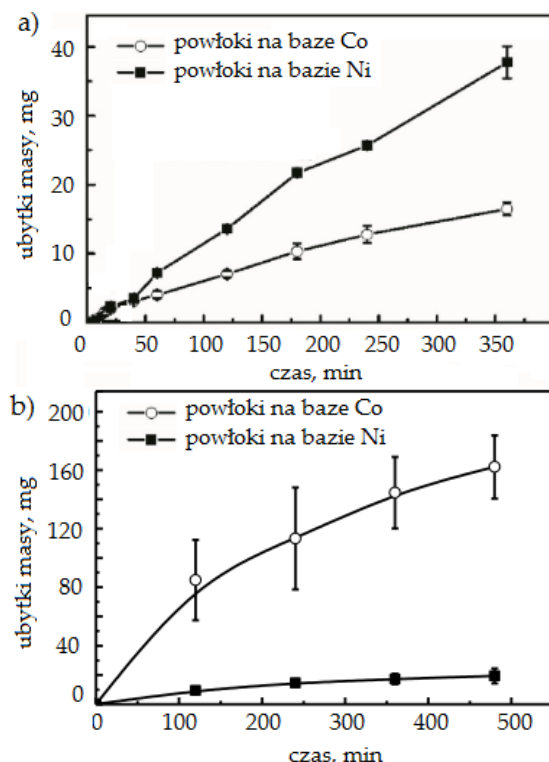
Rys. 3.93. Szybkość erozji i maksymalna szybkość wnikanía erozji stali Cr-Ni i powłok wytwarzanych metodami natryskiwania w zależności od kąta uderzenia; pełne symbole – szybkość erozji, konturowe symbole – maksymalna szybkość wnikanía erozji [238]



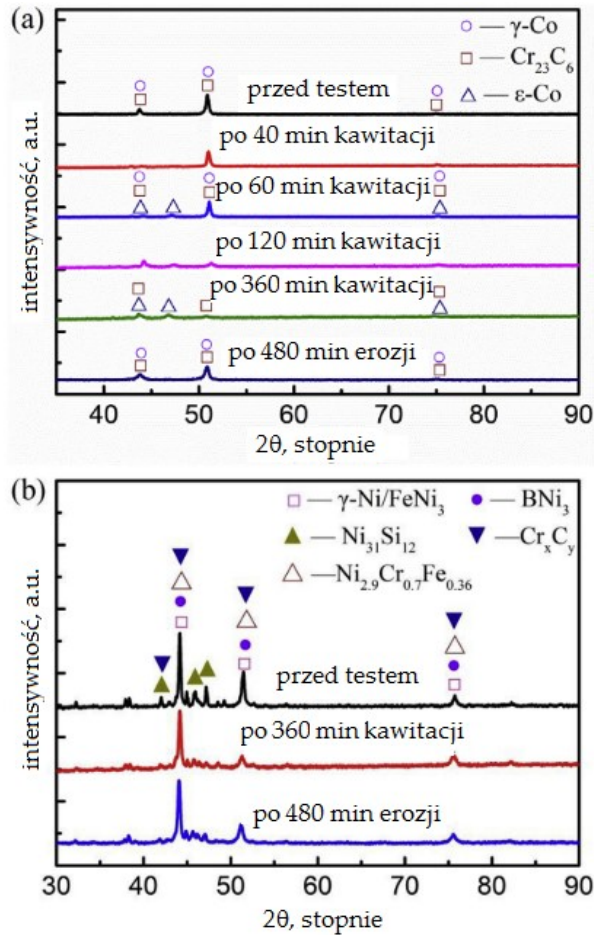
Rys. 3.94. Ubytki masy stali Cr-Ni oraz powłok $WC/20CrC/7Ni$, $56W_2C/Ni/Cr$ i $41WC/Ni/Cr/Co$ w teście kawitacyjnym [238]

Podobne wyniki wpływu osadzenia twardych i porowatych powłok, tj. zwiększanie się odporności erozyjnej wraz ze wzrostem twardości oraz zmniejszanie się odporności kawitacyjnej wraz ze wzrostem porowatości powłok, przedstawiono w pracy [303]. Badania te wskazują, że problem porowatości jest krytyczny dla odporności kawitacyjnej, w przeciwieństwie do odporności erozyjnej, dla której twardość odgrywa znacznie bardziej istotną rolę.

Badania porównawcze warstwy na bazie Co (28,5% Cr, 4,22% W, 2,3% Fe, 0,1% Mn, 1,17% Si, 1,2% C, reszta Co) wytworzonej metodą napawania TIG i warstwy Ni60 na bazie Ni (0,1% C, 18,5% Cr, 4,5% Si, 3% B, 1,5% Mo, 14,5% Fe, reszta Ni) wytworzonej metodą napawania laserowego były prowadzone na stanowisku wibracyjnym do badań niszczenia kawitacyjnego, według ASTM G-32 (rys. 2.2) i na specjalnie zamodelowanym stanowisku do badań niszczenia cząstkami stałymi typu „wirująca tarcza” [304]. Wytworzenie warstw na bazach kobaltu i niklu przyczyniło się do wzrostu twardości warstwy wierzchniej. W przypadku warstwy na bazie kobaltu wzrost twardości był 3-krotny, a w przypadku warstwy na bazie niklu 6-7 krotny. Badania kawitacyjne (rys. 3.96a) wykazały lepszą odporność kawitacyjną warstwy wytworzonej na bazie kobaltu, natomiast badana erozyjne wykazały lepszą odporność powłoki wytworzonej metodą napawania laserowego na bazie niklu (rys. 3.96b) [304].



Rys. 3.95. Wpływ wytworzenia powłok na bazach kobaltu i niklu na ubytki masy powstałe w teście (a) kawitacyjnym i (b) erozyjnym [304]

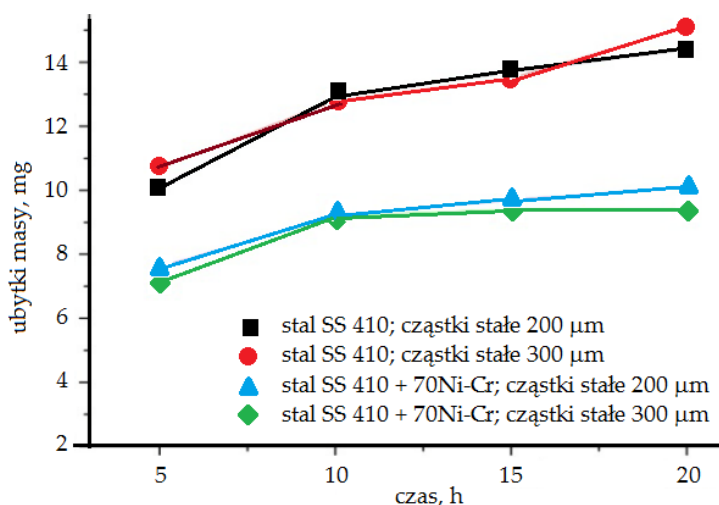


Rys. 3.97. Badania dyfrakcji rentgenowskiej powłok na bazie (a) Co i (b) Ni [304]

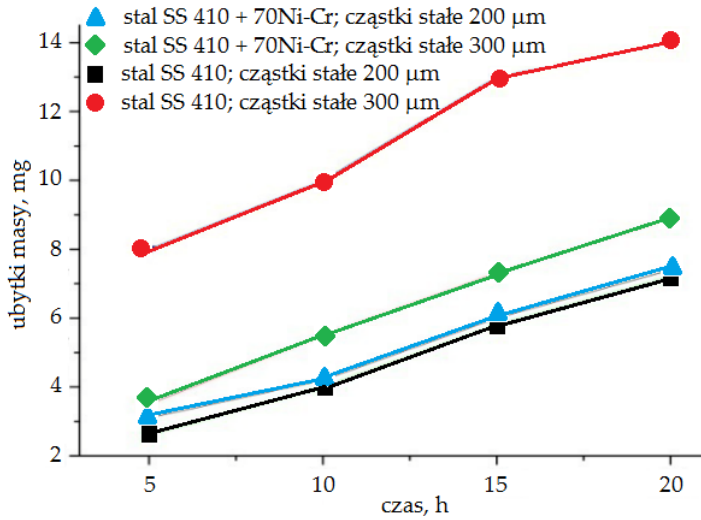
W przeciwieństwie do wcześniej omawianych powłok WC/20Cr/7Ni, 56W2C/Ni/Cr oraz 41WC/Ni/Cr/Co wytworzonych metodą natryskową, które odznaczają się różną odpornością kawitacyjną i erozyjną zależną od porowatości, powłoki na bazie Co i Ni charakteryzują się brakiem porowatości. Badania strukturalne metodą dyfrakcji rentgenowskiej wykazały, że warstwa na bazie Co zbudowana była z fazy γ -Co i węglików Cr_{23}C_6 . W trakcie testu kawitacyjnego faza γ -Co ulegała przemianie w fazę ϵ -Co i po 360 min badań faza γ -Co nie była już wykrywana w badaniach techniką dyfrakcji rentgenowskiej (ang. *X-ray diffraction* – XRD). Natomiast w teście erozyjnym z użyciem cząstek stałych, wspomnianej przemiany fazowej nie odnotowano (rys. 3.97a). Prawdopodobną przyczyną była zbyt mała energia uderzenia cząstek stałych, konieczna do inicjacji przemiany fazowej. Warstwa na bazie niklu zbudowana była z fazy γ -Ni i wydzieleni faz FeNi₃, BNi₃, Ni_{2.9}Cr_{0.7}Fe_{0.36}, Ni₃₁Si₁₂ oraz Cr_xC_y . Badania strukturalne przeprowadzone metodą dyfrakcji rentgenowskiej nie wykazały zajścia przemiany $\gamma \rightarrow \epsilon$

w teście kawitacyjnym, ani w teście erozyjnym (rys. 3.97b). Duża ilość wydzielań powoduje wzrost twardości, jednak w teście kawitacyjnym sprzyja rozwojowi pęknięć na granicach faz oraz usuwaniu drobnych wydzielań. Badania te pokazują ponadto, że mimo wielu podobieństw między niszczeniem kawitacyjnym i erozyjnym, mechanizm niszczenia w obu procesach jest odmienny i dobra odporność kawitacyjna, nie musi oznaczać dobrej odporności na niszczenie cząstkami stałymi.

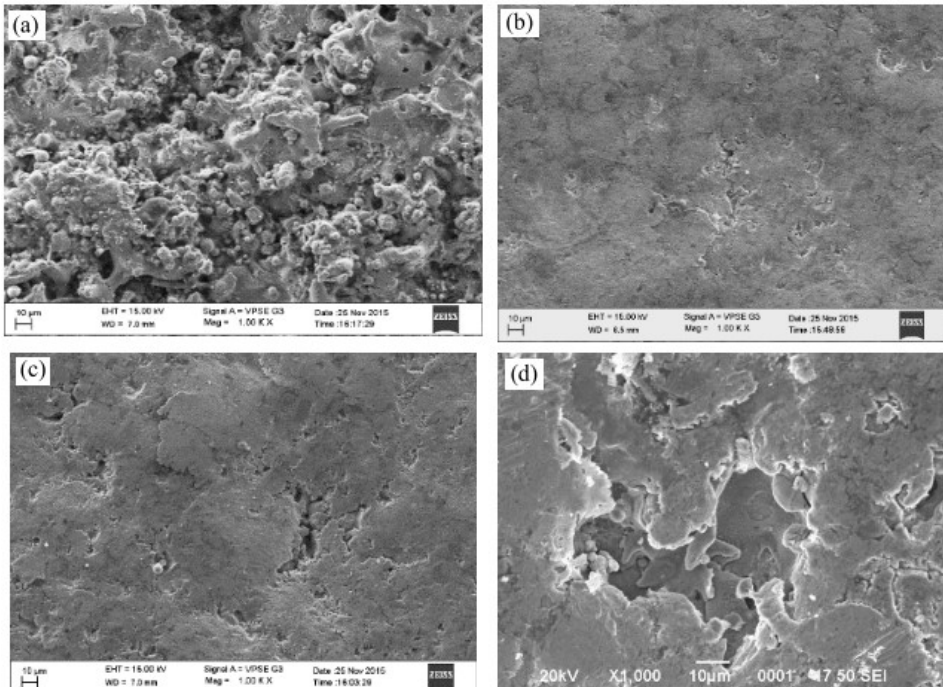
Badania porównawcze odporności erozyjnej i kawitacyjno-erozyjnej przeprowadzone zostały przez Amarendrę i in. [302] na stanowisku typu „garnek zawieszinowy” ze wzбудnikami kawitacji o przekroju trójkątnym. Badania te wykazały pozytywny wpływ osadzenia powłoki 70Ni-Cr metodą HVOF na nierdzewną stal martenzytyczną SS410. Obecność powłoki 70Ni-Cr pozwoliła zmniejszyć o około 50% ubytek masy w teście kawitacyjno-erozyjnym (rys. 3.98), natomiast w teście erozyjnym wpływ powłoki uzależniony był od wielkości cząstek stałych użytych jako ścierniwa (rys. 3.99) [302]. W przypadku zastosowania cząstek o wielkości 200 μm , ubytki masy powstałe na powłoce 70Ni-Cr były większe niż ubytki powstałe na stali SS410. Różnica w ubytkach masy była nieznaczna, niemniej jednak odnotowano wzrost ubytku masy. W przypadku zastosowania cząstek o wielkości 300 μm , ubytek masy powstający na powłoce 70Ni-Cr były znacznie mniejszy niż ubytek powstały na stali SS410. Wspomniany we wcześniejszym rozdziale efekt wygładzenia powierzchni, towarzyszący niszczeniu erozyjno-kawitacyjnemu, również był obserwowany (rys. 3.100). Podobnie jak w badaniach Gou i in. [261] oraz Hu i Zhenga [300], efekt wygładzenia był silniejszy dla mniejszych cząstek, tj. cząstek o wielkości 200 μm niż dla cząstek o wielkości 300 μm .



Rys. 3.98. Wpływ wytworzonej na stali SS410 powłoki 70Ni-Cr na niszczenie kawitacyjno-erozyjne [302]



Rys. 3.99. Wpływ wytworzonej na stali SS410 powłoki 70Ni-Cr i wielkości cząstek stałych na niszczenie erozyjne [302]

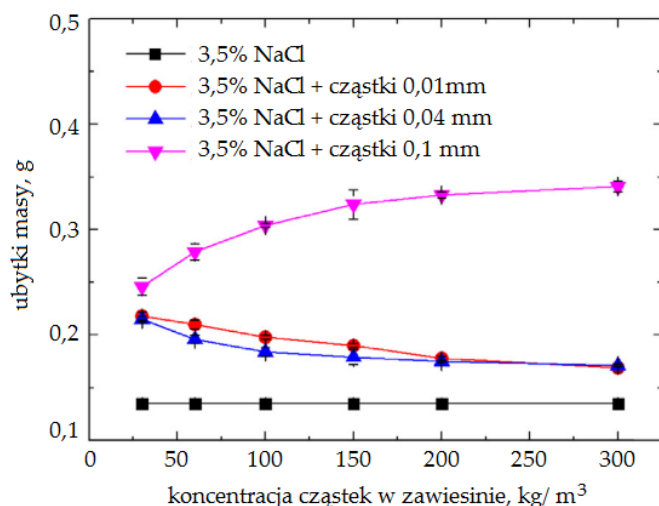


Rys. 3.100. Morfologia powierzchni powłoki HVOF przed badaniami (a), po 20 godz. testu erozyjnego z użyciem piasku o wielkości 200 μm (b), po 20 godz. testu erozyjnego z użyciem piasku o wielkości 300 μm (c), oraz po 20 godz. łączonego testu erozyjnego i kawitacyjnego z użyciem piasku o wielkości 300 μm (d) [302]

3.3.3. Niszczenie w środowisku korozyjnym

Badania jednoczesnego niszczenia kawitacyjnego i cząstkami stałymi w środowisku korozyjnym w zasadzie nie były podejmowane. Dopiero w 2018 roku ukazała się praca Gou i in. [261], a w 2019 roku praca Lianga in. [305].

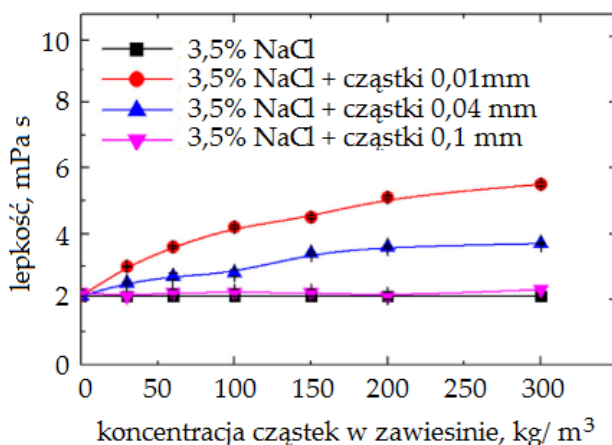
Gou i in. [261] prowadzili badania stali ASTM 1045 na stanowisku wi-bracyjnym (rys. 2.2) w sztucznej wodzie morskiej (3,5% NaCl) z dodatkiem cząstek SiO₂ o wielkości 0,01 mm, 0,04 mm i 0,1 mm przy koncentracji cząstek w zawieszinie do 300 kg/ m³, a także badania porównawcze bez dodatku cząstek stałych. Dodatek cząstek stałych SiO₂ w roztworze 3,5% NaCl wyraźnie zwiększał wielkość ubytku masy w porównaniu do testu „czysto” kawitacyjnego w roztworze NaCl bez dodatku cząstek stałych (rys. 3.101), co jest zgodne z wcześniej omawianymi badaniami. Istotną obserwacją poczynioną w tych badaniach było uzyskiwanie wartości granicznej ubytku masy wraz ze wzrostem koncentracji cząstek: w przypadku cząstek o wielkości 0,01 mm i 0,4 mm stwierdzono spadek ubytku masy do wartości granicznej, natomiast w przypadku cząstek o wielkości 0,1 mm, stwierdzono wzrost ubytku masy. Niezależnie od wielkości cząstek stałych, wartość graniczna osiągnięta była przy koncentracji cząstek w zawieszinie wynoszącej około 200 kg/m³ (rys. 3.101).



Rys. 3.101. Wpływ koncentracji cząstek w zawieszinie i wielkości cząstek SiO₂ na wielkość ubytku stali 1045 [261]

W celu znalezienia odpowiedzi na przyczynę takiego wpływu koncentracji i wielkości cząstek SiO₂ w zawieszinie na wielkość ubytku masy wykonano pomiary lepkości dynamicznej roztworów (rys. 3.102) [261]. Badania te wykazały, że w przypadku zastosowania cząstek o wielkości 0,01 mm i 0,04 mm, lepkość dynamiczna 3,5% roztworu NaCl rośnie wraz ze wzrostem koncentracji cząstek w zawieszinie. Niemniej jednak, wzrost wielkości cząstek powodował spadek lepkości zawiesiny. W przypadku użycia cząstek o wielkości 0,04 mm, stwierdzono około dwukrotnie

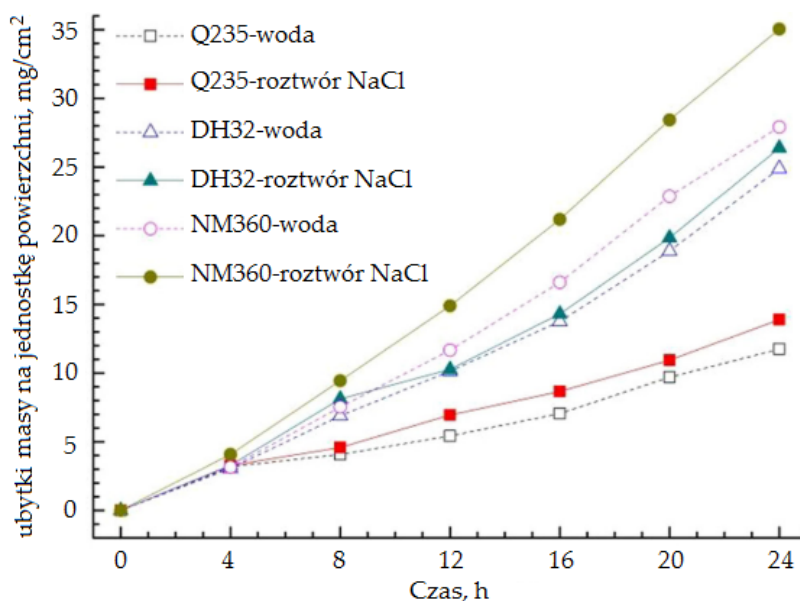
mniejszą lepkość zawiesiny niż w przypadku cząstek o wielkości 0,01 mm, niezależnie od koncentracji cząstek w zawieszynie. Natomiast w przypadku cząstek o wielkości 0,1 mm, ich obecność w roztworze NaCl nie miała wpływu na lepkość dynamiczną zawiesiny, która była identyczna jak dla roztworu nie zawierającego żadnych cząstek stałych. Lepkość dynamiczna, podobnie, jak wcześniej omawiana liczba Reynoldsa, wpływają na ruch cząstek oraz rozwój pęcherzyków kawitacyjnych. Wraz ze wzrostem lepkości zawiesiny utrudniony zostaje rozwój pęcherzyków oraz rośnie czas ich zapadania się, przy czym mikrostruga kumulacyjna osiąga mniejsze prędkości i dodatkowo zmniejsza się prędkość samych cząstek. W konsekwencji, ubytek masy maleje wraz ze wzrostem koncentracji cząstek w zawieszynie. W przypadku zastosowania dużych cząstek, które nie powodują wzrostu lepkości zawiesiny, dochodzi do jednoczesnego niszczenia powierzchni stali powodowanego kawitacją, erozją cząstkami stałymi, korozją oraz procesami synergicznymi.



Rys. 3.102. Wpływ wielkości i koncentracji cząstek SiO₂ na lepkość dynamiczną zawiesiny [261]

Kolejnymi badaniami odporności erozyjno-kawitacyjnej w środowisku korozyjnym były testy stali węglowych stosowanych w przemyśle morskim (Q235, DH32 i NM360) przeprowadzone przez Lianga i in [305] na specjalnie zbudowanym stanowisku przepływowym przy koncentracji cząstek stałych 1,1 kg/m³ i wielkości nieprzekraczającej 0,315 mm. Badania te potwierdziły wzrost ubytku masy w środowisku korozyjnym (0,167% wag. NaCl) w porównaniu z ubytkami masy powstałymi w środowisku neutralnym (rys. 3.103). Najlepszą odpornością odznaczała się stal Q235 o najniższych właściwościach wytrzymałościowych i najlepszej plastyczności, niezależnie od rodzaju medium roboczego i prędkości uderzenia. Natomiast najgorszą odpornością charakteryzowała się stal o najwyższych właściwościach wytrzymałościowych (Re i Rm) i najniższej plastyczności. Wzrost prędkości uderzenia do 22,5 m/s spowodował mniejszy wzrost ubytku

masy stali Q235 i NM360 w agresywnej korozyjnie cieczy roboczej w porównaniu do ubytku powstałego przy 20 m/s. Wynik ten wskazuje, że w przypadku tych stali w całkowitym niszczeniu dominuje proces niszczenia erozyjno-kawitacyjny.



Rys. 3.103. Krzywe erozyjne stali Q235, DH32 i MN360 w zawieszinie cząstek stałych w wodzie i zawieszinie cząstek stałych w 0,167% wag. w roztworze NaCl przy prędkości uderzenia 20 m/s [305]

3.3.4. Podsumowanie

Badania porównawcze oraz badania równoczesnego niszczenia kawitacyjnego oraz cząstkami stałymi są niezmiernie ważne ze względów praktycznych. Niemniej jednak prac dotyczących takich badań do chwili obecnej przeprowadzono niewiele.

Badania litych materiałów konstrukcyjnych wskazują, że materiały odznaczające się dobrą odpornością kawitacyjną posiadają również dobrą odporność na niszczenie cząstkami stałymi. Niestety nie jest to reguła stała, ponieważ jest ona uzależniona od warunków prowadzenia testów, tj. głównie od intensywności niszczenia kawitacyjnego i cząstkami stałymi. Na przykład badania stali austenitycznych w stanie dostawy i po obróbce przesycania wskazały na wyraźny wpływ obróbki cieplnej na odporność kawitacyjną, w przeciwieństwie do badań odporności na niszczenie cząstkami stałymi, które wykazały, że obróbka cieplna ma tylko nieznaczny wpływ na efekt końcowy. Ponadto właściwością stali, która decydowała o uszeregowaniu pod względem odporności kawitacyjnej i erozyjnej, była przede wszystkim twardość. Podobny wynik uzyskano badając stopy TiNi i stal 304. W przypadku badań kawitacyjnych, różnica w ubytkach masy między stalą

304 i stopami TiNi po 300 min testów była 45-krotna, natomiast w badaniach erozyjnych z cząstkami stałymi różnica ta mieściła się w przedziale od 23% do 60%. Różną odporność na niszczenie kawitacyjne i cząstkami stałymi uzyskano również w badaniach powłok. Powłoka wytworzona na bazie kobaltu odznaczała się lepszą odpornością na niszczenie kawitacyjne niż powłoka na bazie niklu, natomiast w testach niszczenia cząstkami stałymi uzyskano odwrotną kolejność.

Także badania porównawcze wpływu osadzania powłok metodami natryskiwania wykazały, że powłoka zapewniająca poprawę odporności erozyjnej nie zawsze zapewnia poprawę odporności kawitacyjnej, która jest uzależniona od porowatości powłok. Porowatość powłoki ma znacznie silniejszy wpływ na odporność kawitacyjną niż odporność erozyjną. W przypadku odporności na niszczenie cząstkami stałymi twardość odgrywa większą rolę niż porowatość.

Badania równoczesnego niszczenia kawitacyjnego i cząstkami stałymi wykazały bardzo duży wpływ koncentracji i wielkości cząstek na odporność erozyjno-kawitacyjną. Dla małych koncentracji cząstek w kawitującej zawieszynie odnotowywano mniejszy ubytek masy w porównaniu do ubytku w warunkach „czystej” kawitacji. Mniejszemu ubytkowi masy towarzyszyło wygładzenie erodowanej powierzchni. Podobny efekt odnotowano przy stosowaniu drobnych cząstek. Obserwowany spadek ubytku masy został powiązany ze wzrostem lepkości, która rośnie wraz ze spadkiem wielkości cząstek stałych i zwiększaniem się koncentracji cząstek w zawieszynie.

Badania erozyjno-kawitacyjne w środowisku agresywnym korozyjnie wykazały zwiększone niszczenie w porównaniu do niszczenia w środowisku obojętnym. Również w tych badaniach stwierdzono, że wielkość cząstek i ich koncentracja w zawieszynie decyduje o wielkości powstającego ubytku. W przypadku drobnych cząstek o wielkości do około 0,04 mm, wzrostowi koncentracji cząstek w zawieszynie towarzyszyło zmniejszanie się ubytku masy, natomiast w przypadku większych cząstek o wielkości 0,1 mm, wzrostowi ich koncentracji towarzyszyło zwiększanie się ubytku masy. Zatem można przyjąć, że ta odmienna rola wzrostu koncentracji cząstek w zawieszynie w procesie niszczenia, była powodowana różnym wpływem cząstek na lepkość zawiesiny. Jednak innym wyjaśnieniem może być teoria Arory i in [12], według której duże cząstki znajdujące się w przepływie są dodatkowymi wzbudnikami kawitacji.

Bibliografia

- [1] R.T. Knapp, J. Daily, F.G. Hammitt, *Cavitation*, McGraw-Hill, New York, 1970.
- [2] K. Kim, G.L. Chahine, J.-P. Franc, A. Karimi, *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction*, 1st ed., Springer International Publishing, Dordrecht, 2014. doi:10.1007/978-94-017-8539-6.
- [3] E. Christopher, Brennen, *Cavitation and bubble dynamics*, Oxford University Press Inc., Oxford, 1995. doi:10.1017/CBO9781107338760.
- [4] K. Wójs, *Kawitacja w cieczech o różnych właściwościach reologicznych*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2004.
- [5] M. Szkodo, *Erozja kawitacyjna materiałów konstrukcyjnych metalowych*, Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, Gdańsk 2008.
- [6] G.W. Stachowiak, A.W. Barchelor, *Engineering Tribology*, Tribology, Elsevier Science Publisher B.V., Amsterdam 1993.
- [7] C. Wang, Q. Wu, B. Huang, G. Wang, Numerical investigation of cavitation vortex dynamics in unsteady cavitating flow with shock wave propagation, *Ocean Engineering*. 156 (2018) 424–434. doi:10.1016/j.oceaneng.2018.03.011.
- [8] S.L. Ceccio, C.E. Brennen, Observations of the dynamics and acoustics of travelling bubble cavitation, *Journal of Fluid Mechanics*. 233 (1991) 633. doi:10.1017/S0022112091000630.
- [9] J.R. Blake, Y. Tomita, R.P. Tong, The art, craft and science of modelling jet impact in a collapsing cavitation bubble, *Applied Scientific Research*. 58 (1998) 77–90. doi:10.1023/A:1000711113941.
- [10] J. Steller, *Koncepcja oceny odporności kawitacyjnej materiałów metodą frakcyjną*, 1st ed., Instytut Maszyn Przepływowych im. Roberta Szewalskiego Polskiej Akademii Nauk, Gdańsk 2018.
- [11] A. Krella, *Degradacja systemów powłoka nanokrystaliczna – stalowe podłoże w warunkach niszczenia kawitacyjnego*, 1st ed., Instytut Maszyn Przepływowych im. Roberta Szewalskiego Polskiej Akademii Nauk, Gdańsk 2012.
- [12] M. Arora, C.D. Ohl, K.A. Morch, Cavitation inception on microparticles: A self-propelled particle accelerator, *Physical Review Letters*. 92 (2004) 174501–1. doi:10.1103/PhysRevLett.92.174501.
- [13] D.. Zhou, D.. Liu, X.. Hu, C.. Ma, Effect of acoustic cavitation on boiling heat transfer, *Experimental Thermal and Fluid Science*. 26 (2002) 931–938. doi:10.1016/S0894-1777(02)00201-7.
- [14] S. Zhang, J.H. Duncan, G.L. Chahine, The final stage of the collapse of a cavitation bubble near a rigid wall, *Journal of Fluid Mechanics*. 257 (1993) 147. doi:10.1017/S0022112093003027.

- [15] A. Philipp, W. Lauterborn, Cavitation erosion by single laser-produced bubbles, *Journal of Fluid Mechanics*. 361 (1998) 75–116. doi:10.1017/S0022112098008738.
- [16] S. Jones, Bubble nucleation from gas cavities — a review, *Advances in Colloid and Interface Science*. 80 (1999) 27–50. doi:10.1016/S0001-8686(98)00074-8.
- [17] A. Shima, Studies on bubble dynamics, *Shock Waves*. 7 (1997) 33–42. doi:10.1007/s001930050060.
- [18] L. Rayleigh, On the pressure developed in a liquid during the collapse of spherical cavity, *Philosophical Magazine*. 34 (1917) 94–98.
- [19] R.T. Knapp, Recent investigations of cavitation and cavitation damage, *Trans. ASME*. 77 (1955) 1045–1054.
- [20] G.E. Reisman, Y.C. Wang, C.E. Brennen, Observations of shock waves in cloud cavitation, *Journal of Fluid Mechanics*. 355 (1998) 255–283. doi:10.1017/S0022112097007830.
- [21] M. Dular, R. Bachert, B. Stoffel, B. Sirok, Experimental evaluation of numerical simulation of cavitating flow around hydrofoil, *European Journal of Mechanics, B/Fluids*. 24 (2005) 522–538. doi:10.1016/j.euromechflu.2004.10.004.
- [22] N. Mitroglou, V. Stamboliyski, I.K. Karathanassis, K.S. Nikas, M. Gavaises, Cloud cavitation vortex shedding inside an injector nozzle, *Experimental Thermal and Fluid Science*. 84 (2017) 179–189. doi:10.1016/j.expthermflusci.2017.02.011.
- [23] R.F. Patella, A. Archer, C. Flageul, Numerical and experimental investigations on cavitation erosion, *IOP Conference Series: Earth and Environmental Science*. 15 (2012). doi:10.1088/1755-1315/15/2/022013.
- [24] Y. Saito, Cavitation bubble collapse and impact in the wake of a circular cylinder, w: *Fifth International Symposium on Cavitation CAV-2003*, 2003: 3–8.
- [25] T. Momma, A. Lichtarowicz, A study of pressures and erosion produced by collapsing cavitation, *Wear*. 186–187 (1995) 425–436. doi:10.1016/0043-1648(95)07144-X.
- [26] M. Muller, P. Zima, J. Unger, Energy dissipated during the cavitation bubble collapse close to a solid wall, *The Eighth International Symposium on Cavitation*. (2012) 146–151. doi:10.3850/978-981-07-2826-7.
- [27] S.C. Roy, J.P. Franc, N. Ranc, M. Fivel, Determination of cavitation load spectra-Part 2: Dynamic finite element approach, *Wear*. 344–345 (2015) 120–129. doi:10.1016/j.wear.2015.09.005.
- [28] A. Krella, Influence of cavitation intensity on X6CrNiTi18-10 stainless steel performance in the incubation period, *Wear*. 258 (2005) 1723–1731. doi:10.1016/j.wear.2004.11.025.
- [29] J. Steller, A. Krella, On fractional approach to assessment of material resistance to cavitation, *Wear*. 263 (2007) 402–411. doi:10.1016/j.wear.2007.01.064.

-
- [30] A. Krella, J. Steller, Obciążenie kawitacyjne na stanowisku z szczelinowym wzbudnikiem kawitacji / Cavitation loading in a cavitation tunnel with a system of barricades, *Problemy Eksploatacji / Journal of Machine Construction and Maintenance*. 1 (2010) 71–82.
- [31] S. Hattori, B.-H. Sun, F.G. Hammitt, T. Okada, An application of bubble collapse pulse height spectra to venturi cavitation erosion of 1100-o aluminum, *Wear*. 103 (1985) 119–131. doi:[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(85\)90128-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(85)90128-0).
- [32] T. Okada, Y. Iwai, S. Hattori, N. Tanimura, Relation between impact load and the damage produced by cavitation bubble collapse, *Wear*. 184 (1995) 231–239. doi:[10.1016/0043-1648\(94\)06581-0](https://doi.org/10.1016/0043-1648(94)06581-0).
- [33] J. Steller, A. Krella, J. Koronowicz, W. Janicki, Towards quantitative assessment of material resistance to cavitation erosion, *Wear*. 258 (2005) 604–613. doi:[10.1016/j.wear.2004.02.015](https://doi.org/10.1016/j.wear.2004.02.015).
- [34] A. Karimi, J.L. Martin, Cavitation erosion of materials, *International Materials Reviews*. 31 (1986) 1–26. doi:[10.1179/095066086790324212](https://doi.org/10.1179/095066086790324212).
- [35] J.P. Franc, M. Riondet, A. Karimi, G.L. Chahine, Material and velocity effects on cavitation erosion pitting, *Wear*. 274–275 (2012) 248–259. doi:[10.1016/j.wear.2011.09.006](https://doi.org/10.1016/j.wear.2011.09.006).
- [36] R. Fortes Patella, T. Choffat, J.L. Reboud, A. Archer, Mass loss simulation in cavitation erosion: Fatigue criterion approach, *Wear*. 300 (2013) 205–215. doi:[10.1016/j.wear.2013.01.118](https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.118).
- [37] R. Fortes Patella, J.-L. Reboud, A. Archer, Cavitation damage measurement by 3D laser profilometry, *Wear*. 246 (2000) 59–67. doi:[10.1016/S0043-1648\(00\)00446-4](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(00)00446-4).
- [38] A.K. Krella, A. Krupa, Effect of cavitation intensity on degradation of X6CrNiTi18-10 stainless steel, *Wear*. 408–409 (2018) 180–189. doi:[10.1016/j.wear.2018.05.015](https://doi.org/10.1016/j.wear.2018.05.015).
- [39] J.-P. Franc, M. Riondet, A. Karimi, G.L. Chahine, Impact load measurements in an erosive cavitating flow, *Journal of Fluids Engineering*. 133 (2011) 121301. doi:[10.1115/1.4005342](https://doi.org/10.1115/1.4005342).
- [40] S. Hattori, T. Hirose, K. Sugiyama, Prediction method for cavitation erosion based on measurement of bubble collapse impact loads, *Wear*. 269 (2010) 507–514. doi:[10.1016/j.wear.2010.05.015](https://doi.org/10.1016/j.wear.2010.05.015).
- [41] B.G. Gireń, J. Fraczak, Phenomenological prediction tool for cavitation erosion fed with the International Cavitation Erosion Test results, *Wear*. 364–365 (2016) 1–9. doi:[10.1016/j.wear.2016.06.005](https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.06.005).
- [42] B.G. Giren, J. Steller, Random multistage input and energy partition approach to the description of cavitation erosion process, *Stochastic Environmental Research and Risk Assessment*. 23 (2009) 263–273. doi:[10.1007/s00477-007-0200-8](https://doi.org/10.1007/s00477-007-0200-8).
- [43] A. Thiruvengadam, The concept of erosion strength, w: F.J. Heymann (red.), *Erosion by Cavitation or Impingement*, ASTM STP 408, Am. Soc. Testing Mats., American Society for Testing and Materials, Philadelphia,

- 1967: 22–35.
- [44] F.J. Heymann, On the time dependence of rate of erosion due to impingement or cavitation, w: F.J. Heymann (red.), *Erosion by Cavitation or Impingement*, ASTM STP 408, Am. Soc. Testing Mats., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1967: 70–100.
- [45] A. Karimi, W.R. Leo, Phenomenological model for cavitation erosion rate computation, *Materials Science and Engineering*. 95 (1987) 1–14.
- [46] R. Fortes Patella, J.-L. Reboud, A New Approach to Evaluate the Cavitation Erosion Power, *ASME Journal of Fluids Engineering*. 120 (1998) 335–344. doi:10.1115/1.2820653.
- [47] R. Fortes-Patella, G. Challier, J.L. Reboud, A. Archer, Energy balance in cavitation erosion: from bubble collapse to indentation of material surface, *Journal of Fluids Engineering*. 135 (2013) 1–11. doi:10.1115/1.4023076.
- [48] K. Steller, Nowa koncepcja oceny odporności materiału na erozję kawitacyjną, *Prace Instytutu Maszyn Przepływowych*. 76 (1978) 127–150.
- [49] K. Steller, O mechanizmie niszczenia materiałów podczas kawitacji, *Zeszyty Naukowe IMP PAN 175/1107/83*, 1983.
- [50] W. Lauterborn, H. Bolle, Experimental investigations of cavitation-bubble collapse in the neighbourhood of a solid boundary, *Journal of Fluid Mechanics*. 72 (1975) 391–399. doi:https://doi.org/10.1017/S0022112075003448.
- [51] W. Lauterborn, T. Kurz, R. Geisler, D. Schanz, O. Lindau, Acoustic cavitation, bubble dynamics and sonoluminescence, *Ultrasonics Sonochemistry*. 14 (2007) 484–491. doi:10.1016/j.ultsonch.2006.09.017.
- [52] T. Obara, N.K. Bourne, J.E. Field, Liquid-jet impact on liquid and solid surfaces, *Wear*. 186–187 (1995) 388–394. doi:10.1016/0043-1648(95)07187-3.
- [53] C.Z. Wu, Y.J. Chen, T.S. Shih, Phase transformation in austempered ductile iron by microjet impact, *Materials Characterization*. 48 (2002) 43–54. doi:10.1016/S1044-5803(02)00232-2.
- [54] J.E. Field, J.J. Camus, M. Tinguely, D. Obreschkow, M. Farhat, Cavitation in impacted drops and jets and the effect on erosion damage thresholds, *Wear*. 290–291 (2012) 154–160. doi:10.1016/j.wear.2012.03.006.
- [55] N.K. Bourne, On stress wave interactions in liquid impact, *Wear*. 258 (2005) 588–595. doi:10.1016/j.wear.2004.09.027.
- [56] Y. Hong, M. Sarntinoranont, G. Subhash, S. Canchi, M.A. King, Localized tissue surrogate deformation due to controlled single bubble cavitation, *experimental mechanics*. 56 (2016) 97–109. doi:10.1007/s11340-015-0024-2.
- [57] E.B. Flint, K.S. Suslick, The temperature of cavitation, *Science*. 253 (1991) 1397–1399.
- [58] K.S. Suslick, Y. Didenko, M.M. Fang, T. Hyeon, K.J. Kolbeck, W.B. McNamara III, M.M. Mdeleleni, M. Wong, Acoustic cavitation and its consequences, *Philosophical Transactions of the Royal Society A*. 357

- (1999) 335–353. doi:10.1098/rsta.1999.0330.
- [59] C. Wenge, G. Chenqing, Z. Kang, S. Fusan, Correlation of cavitation erosion resistance and mechanical properties of some engineering steels, *Journal of Materials Science*. 41 (2006) 2151–2153. doi:10.1007/s10853-006-5209-8.
- [60] D. Carnelli, A. Karimi, J.P. Franc, Evaluation of the hydrodynamic pressure of cavitation impacts from stress-strain analysis and geometry of individual pits, *Wear*. 289 (2012) 104–111. doi:10.1016/j.wear.2012.04.009.
- [61] J.K. Choi, A. Jayaprakash, A. Kapahi, C.T. Hsiao, G.L. Chahine, Relationship between space and time characteristics of cavitation impact pressures and resulting pits in materials, *Journal of Materials Science*. 49 (2014) 3034–3051. doi:10.1007/s10853-013-8002-5.
- [62] F. Pöhl, S. Mottyll, R. Skoda, S. Huth, Evaluation of cavitation-induced pressure loads applied to material surfaces by finite-element-assisted pit analysis and numerical investigation of the elasto-plastic deformation of metallic materials, *Wear*. 330–331 (2015) 618–628. doi:10.1016/j.wear.2014.12.048.
- [63] S.C. Roy, J.P. Franc, M. Fivel, Cavitation erosion: Using the target material as a pressure sensor, *Journal of Applied Physics*. 118 (2015). doi:10.1063/1.4934747.
- [64] S. Hattori, E. Nakao, Cavitation erosion mechanisms and quantitative evaluation based on erosion particles, *Wear*. 249 (2002) 839–845.
- [65] I.R. Jones, D.H. Edwards, An experimental study of the forces generated by the collapse of transient cavities in water, *Journal of Fluid Mechanics*. 7 (1960) 596–609. doi:10.1017/S0022112060000311.
- [66] S. Singh, J.-K. Choi, G.L. Chahine, Characterization of cavitation fields from measured pressure signals of cavitating jets and ultrasonic horns, *Journal of Fluids Engineering*. 135 (2013) 091302-1-091302–11. doi:10.1115/1.4024263.
- [67] F.G. Hammitt, M.K. De, Cavitation damage prediction, *Wear*. 52 (1979) 243–262. doi:10.1016/0043-1648(79)90066-8.
- [68] A.K. Krella, Degradation of AlMg2 aluminium alloy caused by cavitation – An effect of cavitation intensity, *Materials Characterization*. 130 (2017) 219–229. doi:10.1016/j.matchar.2017.06.015.
- [69] J.K. Kristensen, I. Hansson, K. a Morch, A simple model for cavitation erosion of metals, *Journal of Physics D: Applied Physics*. 11 (1978) 899–912. doi:10.1088/0022-3727/11/6/009.
- [70] F.G. Hammitt, M.K. De, Cavitation erosion of aluminum considering bubble collapse, pulse height spectra and cavitation erosion efficiency, *Wear*. 55 (1979) 221–234. doi:10.1016/0043-1648(79)90154-6.
- [71] A. Krella, Badania wpływu czynników mechanicznych i strukturalnych na erozję kawitacyjną wybranych materiałów, Instytut Maszyn Przepływowych PAN, Gdańsk 2003.

- [72] H. Kato, A. Konno, M. Maeda, H. Yamaguchi, Possibility of Quantitative prediction of cavitation erosion without model test, *Journal of Fluids Engineering*. 118 (1996) 582–588. doi:10.1115/1.2817798.
- [73] H. Soyama, H. Kumano, M. Saka, A new parameter to predict cavitation erosion, [Http://Resolver. Caltech. Edu/Cav2001: SessionA3. 002.](http://resolver.caltech.edu/Cav2001:SessionA3.002) (2001) 1–8. <http://caltechconf.library.caltech.edu/109/%5Cnhttp://caltechconf.library.caltech.edu/109/1/soyama2.pdf>.
- [74] S. Hattori, T. Itoh, Cavitation erosion resistance of plastics, *Wear*. 271 (2011) 1103–1108. doi:10.1016/j.wear.2011.05.012.
- [75] S. Hattori, K. Maeda, Logistic curve model of cavitation erosion progress in metallic materials, *Wear*. 268 (2010) 855–862. doi:10.1016/j.wear.2009.11.013.
- [76] L.J. Sitnik, *Strömungskavitationsverschleiß*, Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław, 2005.
- [77] L.J. Sitnik, Wear kinetics theory and its potential application to assessment of wear of machine parts, *Wear*. 265 (2008) 1038–1045. doi:10.1016/j.wear.2008.02.022.
- [78] M. Szkodo, Mathematical description and evaluation of cavitation erosion resistance of materials, *Journal of Materials Processing Technology*. 164–165 (2005) 1631–1636. doi:10.1016/j.jmatprotec.2005.01.006.
- [79] A. Krella, Cavitation degradation model of hard thin PVD coatings, *Advances in Materials Sciences*. 10 (2010). doi:10.2478/v10077-010-0010-4.
- [80] J.-P. Franc, Incubation time and cavitation erosion rate of work-hardening materials, *Journal of Fluids Engineering*. 131 (2009) 021303. doi:10.1115/1.3063646.
- [81] J.-P. Franc, G. Boitel, M. Riondet, E. Janson, P. Ramina, C. Rebattet, Thermodynamic Effect on a Cavitating Inducer—Part I: Geometrical Similarity of Leading Edge Cavities and Cavitation Instabilities, *Journal of Fluids Engineering*. 132 (2010) 021303-1-021303–8. doi:10.1115/1.4001006.
- [82] J.-P. Franc, G. Boitel, M. Riondet, E. Janson, P. Ramina, C. Rebattet, Thermodynamic effect on a cavitating inducer—Part II: On-board measurements of temperature depression within leading edge cavities, *Journal of Fluids Engineering*. 132 (2010) 021304. doi:10.1115/1.4001007.
- [83] B. Weigle, Z. Szprengiel, An attempt to assess the erosion damage due to the impact of polyfractional rain of droplets, *Prace IMP*. 88 (1985) 45–70.
- [84] A.K. Krella, D. Zakrzewska, A. Marchewicz, Effect of thermal treatment and cavitation intensity on the resistance of lowcarbon S235JR steel, zgłoszony do publikacji w *Wear*. (n.d.).
- [85] A.K. Krella, The new parameter to assess cavitation erosion resistance of hard PVD coatings, *Engineering Failure Analysis*. 18 (2011) 855–867. doi:10.1016/j.engfailanal.2010.10.002.

-
- [86] A. Krella, Cavitation erosion of TiN and CrN coatings deposited on different substrates, *Wear*. 297 (2013) 992–997. doi:10.1016/j.wear.2012.11.049.
- [87] V. Javaheri, D. Porter, V. Kuokkala, Slurry erosion of steel – Review of tests, mechanisms and materials, *Wear*. 408–409 (2018) 248–273. doi:10.1016/j.wear.2018.05.010.
- [88] A.W. Momber, Effects of erodent flow energy and local exposure time on the erosion of cement-based composites at high-speed hydro-abrasive flow, *Wear*. 378–379 (2017) 145–154. doi:10.1016/j.wear.2017.01.120.
- [89] M. Parsi, K. Najmi, F. Najafifard, S. Hassani, B.S. McLaury, S.A. Shirazi, A comprehensive review of solid particle erosion modeling for oil and gas wells and pipelines applications, *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 21 (2014) 850–873. doi:10.1016/j.jngse.2014.10.001.
- [90] Y.I. Oka, K. Okamura, T. Yoshida, Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact: Part 1: Effects of impact parameters on a predictive equation, *Wear*. 259 (2005) 95–101. doi:10.1016/j.wear.2005.01.039.
- [91] Y.I. Oka, T. Yoshida, Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact: Part 2: Mechanical properties of materials directly associated with erosion damage, *Wear*. 259 (2005) 102–109. doi:10.1016/j.wear.2005.01.040.
- [92] P.P. Shitole, S.H. Gawande, G.R. Desale, B.D. Nandre, Effect of impacting particle kinetic energy on slurry erosion wear, *Journal of Bio-and Tribo-Corrosion*. 1 (2015) 1–9. doi:10.1007/s40735-015-0028-6.
- [93] T.A. Adler, O.N. Dogan, Erosive wear and impact damage of high-chromium white cast irons, *Wear*. 225–229 (1999) 174–180. doi:10.1016/S0043-1648(99)00010-1.
- [94] H.M. Clark, Particle velocity and size effects in laboratory slurry erosion measurements OR... do you know what your particles are doing?, *Tribology International*. 35 (2002) 617–624. doi:10.1016/S0301-679X(02)00052-X.
- [95] H.M. Clark, The influence of the flow field in slurry erosion, *Wear*. 152 (1992) 223–240. doi:10.1016/0043-1648(92)90122-O.
- [96] I. Finnie, Some reflection on the past and future of erosion, *Wear*. 186–187 (1995) 1–10.
- [97] Y.I. Oka, M. Nishimura, K. Nagahashi, M. Matsumura, Control and evaluation of particle impact conditions in a sand erosion test facility, *Wear*. 250–251 (2001) 736–743. doi:10.1016/S0043-1648(01)00710-4.
- [98] M.A. Al-Bukhaiti, S.M. Ahmed, F.M.F. Badran, K.M. Emara, Effect of impingement angle on slurry erosion behaviour and mechanisms of 1017 steel and high-chromium white cast iron, *Wear*. 262 (2007) 1187–1198. doi:10.1016/j.wear.2006.11.018.
- [99] H.S. Arora, H.S. Grewal, H. Singh, S. Mukherjee, Zirconium based bulk metallic glass-Better resistance to slurry erosion compared to hydroturbine

- steel, *Wear*. 307 (2013) 28–34. doi:10.1016/j.wear.2013.08.016.
- [100] S. Bhandari, H. Singh, H. Kumar, V. Rastogi, Slurry erosion performance study of detonation gun-sprayed WC-10Co-4Cr coatings on CF8M steel under hydro-accelerated conditions, *Journal of Thermal Spray Technology*. 21 (2012) 1054–1064. doi:10.1007/s11666-012-9799-1.
- [101] G.R. Desale, B.K. Gandhi, S.C. Jain, Development of correlations for predicting the slurry erosion of ductile materials, *Journal of Tribology*. 133 (2011) 031603. doi:10.1115/1.4004342.
- [102] G.L. Sheldon, I. Finnie, On the ductile behaviour of nominally brittle materials during erosive cutting, *Trans. ASME*. 88B (1966) 387–392.
- [103] H. Wensink, M.C. Elwenspoek, A closer look at the ductile – brittle transition in solid particle erosion, *Wear*. 253 (2002) 1035–1043.
- [104] M.-H. Wang, C. Huang, K. Nandakumar, P. Minev, J. Luo, S. Chiovelli, Computational fluid dynamics modelling and experimental study of erosion in slurry jet flows, *International Journal of Computational Fluid Dynamics*. 23 (2009) 155–172. doi:10.1080/10618560902744412.
- [105] Q. Fang, H. Xu, P.S. Sidky, M.G. Hocking, Erosion of ceramic materials by a sand/water slurry jet, *Wear*. 224 (1999) 183–193. doi:10.1016/S0043-1648(98)00309-3.
- [106] G.L. Sheldon, Effects of surface hardness and other material properties on erosive wear of metals by solid particles, *Journal of Engineering Materials and Technology*. 99 (1977) 133. doi:10.1115/1.3443422.
- [107] C.P. Paul, B.K. Gandhi, P. Bhargava, D.K. Dwivedi, L.M. Kukreja, Cobalt-free laser cladding on AISI Type 316L stainless steel for improved cavitation and slurry erosion wear behavior, *Journal of Materials Engineering and Performance*. 23 (2014) 4463–4471. doi:10.1007/s11665-014-1244-9.
- [108] V.. A. Pugsley, C. Allen, Microstructure / property relationships in the slurry erosion of tungsten carbide – cobalt, *Wear*. 225–229 (1999) 1017–1024. doi:10.1016/S0043-1648(99)00201-X.
- [109] B.D. Nandre, G.R. Desale, Study the effect of impact angle on slurry erosion wear of four different ductile materials, *Materials Today: Proceedings*. 5 (2018) 7561–7570. doi:10.1016/j.matpr.2017.11.428.
- [110] Y. Zhang, Y.B. Cheng, S. Lathabai, Erosion of alumina ceramics by air- and water-suspended garnet particles, *Wear*. 240 (2000) 40–51. doi:10.1016/S0043-1648(00)00335-5.
- [111] I. Finnie, Some observations on the erosion of ductile metals, *Wear*. 19 (1972) 81–90. doi:10.1016/0043-1648(72)90444-9.
- [112] I. Finnie, Erosion of surfaces by solid particles, *Wear*. 3 (1960) 87–103. doi:10.1016/0043-1648(60)90055-7.
- [113] G.R. Desale, B.K. Gandhi, S.C. Jain, Slurry erosion of ductile materials under normal impact condition, *Wear*. 264 (2008) 322–330. doi:10.1016/j.wear.2007.03.022.
- [114] B.K. Gandhi, S.N. Singh, V. Seshadri, Study of the parametric dependence

- of erosion wear for the parallel flow of solid-liquid mixtures, *Tribology International*. 32 (1999) 275–282. doi:10.1016/S0301-679X(99)00047-X.
- [115] R. Gupta, S.N. Singh, V. Sehadi, Prediction of uneven wear in a slurry pipeline on the basis of measurements in a pot tester, *Wear*. 184 (1995) 169–178. doi:10.1016/0043-1648(94)06566-7.
- [116] R.J.K. Wood, Y. Puget, K.R. Trethewey, K. Stokes, The performance of marine coatings and pipe materials under fluid-borne sand erosion, *Wear*. 219 (1998) 46–59. doi:10.1016/S0043-1648(98)00231-2.
- [117] E. Bousser, L. Martinu, J.E. Klemberg-Sapieha, Solid particle erosion mechanisms of protective coatings for aerospace applications, *Surface and Coatings Technology*. 257 (2014) 165–181. doi:10.1016/j.surfcoat.2014.08.037.
- [118] B.A. Lindsley, A.R. Marder, The effect of velocity on the solid particle erosion rate of alloys, *Wear*. 225–229 (1999) 510–516. doi:10.1016/S0043-1648(99)00085-X.
- [119] M.A. Islam, T. Alam, Z.N. Farhat, A. Mohamed, A. Alfantazi, Effect of microstructure on the erosion behavior of carbon steel, *Wear*. 332–333 (2015) 1080–1089. doi:10.1016/j.wear.2014.12.004.
- [120] F.Y. Lin, H.S. Shao, Effect of impact velocity on slurry erosion and a new design of a slurry erosion tester, *Wear*. 143 (1991) 231–240. doi:10.1016/0043-1648(91)90098-F.
- [121] X.G. Hu, A.W. Momber, Y.G. Yin, Hydro-abrasive erosion of steel-fibre reinforced hydraulic concrete, *Wear*. 253 (2002) 848–854. doi:10.1016/S0043-1648(02)00215-6.
- [122] I. Hussainova, K.P. Schade, Correlation between solid particle erosion of cermets and particle impact dynamics, *Tribology International*. 41 (2008) 323–330. doi:10.1016/j.triboint.2007.09.001.
- [123] G. Sundararajan, P.G. Shewmon, A new model for the erosion of metals at normal incidence, *Wear*. 84 (1983) 237–258. doi:10.1016/0043-1648(83)90266-1.
- [124] G.R. Desale, B.K. Gandhi, S.C. Jain, Particle size effects on the slurry erosion of aluminium alloy (AA 6063), *Wear*. 266 (2009) 1066–1071. doi:10.1016/j.wear.2009.01.002.
- [125] H.M. Clark, R.B. Hartwich, A re-examination of the ‘particle size effect’ in slurry erosion, *Wear*. 248 (2001) 147–161. doi:10.1016/S0043-1648(00)00556-1.
- [126] B.K. Gandhi, S. V. Borse, Nominal particle size of multi-sized particulate slurries for evaluation of erosion wear and effect of fine particles, *Wear*. 257 (2004) 73–79. doi:10.1016/j.wear.2003.10.013.
- [127] V. Gautam, A. Kumar, L. Prasad, V. Kumar Patel, An experimental investigation on slurry erosion wear characteristics of brass alloy, *Materials Today: Proceedings*. 4 (2017) 9879–9882. doi:10.1016/j.matpr.2017.06.286.
- [128] D.A. López, J. Zapata, M. Sepúlveda, E. Hoyos, A. Toro, The role of

- particle size and solids concentration on the transition from moderate to severe slurry wear regimes of ASTM A743 grade CA6NM stainless steel, *Tribology International*. 127 (2018) 96–107. doi:10.1016/j.triboint.2018.05.035.
- [129] M. Lindgren, J. Perolainen, Slurry pot investigation of the influence of erodent characteristics on the erosion resistance of austenitic and duplex stainless steel grades, *Wear*. 319 (2014) 38–48. doi:10.1016/j.wear.2014.07.006.
- [130] N. Ojala, K. Valtonen, A. Antikainen, A. Kemppainen, J. Minkkinen, O. Oja, V.T. Kuokkala, Wear performance of quenched wear resistant steels in abrasive slurry erosion, *Wear*. 354–355 (2016) 21–31. doi:10.1016/j.wear.2016.02.019.
- [131] S. Lathabai, D.C. Pender, Microstructural influence in slurry erosion of ceramics, *Wear*. 189 (1995) 122–135.
- [132] N. Lin, H. Arabnejad, S.A. Shirazi, B.S. McLaury, H. Lan, Experimental study of particle size, shape and particle flow rate on erosion of stainless steel, *Powder Technology*. 336 (2018) 70–79. doi:10.1016/j.powtec.2018.05.039.
- [133] K. Bose, R.J.K. Wood, D.W. Wheeler, High energy solid particle erosion mechanisms of superhard CVD coatings, *Wear*. 259 (2005) 135–144. doi:10.1016/j.wear.2005.02.043.
- [134] H. Arabnejad, S.A. Shirazi, B.S. McLaury, H.J. Subramani, L.D. Rhyne, The effect of erodent particle hardness on the erosion of stainless steel, *Wear*. 332–333 (2015) 1098–1103. doi:10.1016/j.wear.2015.01.017.
- [135] I. Hutchings, Wear by hard particles, *Tribology International*. 22 (1989) 412–413. doi:10.1016/0301-679x(89)90076-5.
- [136] S. Bahadur, R. Badruddin, Erodent particle characterization and the effect of particle size and shape on erosion, *Wear*. 138 (1990) 189–208. doi:10.1016/0043-1648(90)90176-B.
- [137] G.W. Stachowiak, Particle angularity and its relationship to abrasive and erosive wear, *Wear*. 241 (2000) 214–219. <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164800003781>.
- [138] C.I. Walker, M. Hambe, Influence of particle shape on slurry wear of white iron, *Wear*. 332–333 (2015) 1021–1027. doi:10.1016/j.wear.2014.12.029.
- [139] Q. Chen, D.Y. Li, Computer simulation of solid particle erosion, *Wear*. 254 (2003) 203–210. doi:10.1016/S0043-1648(03)00006-1.
- [140] H.S. Grewal, A. Agrawal, H. Singh, Slurry erosion mechanism of hydroturbine steel: Effect of operating parameters, *Tribology Letters*. 52 (2013) 287–303. doi:10.1007/s11249-013-0213-z.
- [141] S. Lathabai, M. Ottmuller, I. Fernandez, Solid particle erosion behaviour of thermal sprayed ceramic, metallic and polymer coatings, *Wear*. 221 (1998) 93–108. doi:https://doi.org/10.1016/S0043-1648(98)00267-1.
- [142] S. Turenne, M. Fiset, J. Masounave, The effect of sand concentration on the erosion of materials by a slurry jet, *Wear*. 133 (1989) 95–106.

- doi:10.1016/0043-1648(89)90116-6.
- [143] M.K. Padhy, R.P. Saini, Effect of size and concentration of silt particles on erosion of Pelton turbine buckets, *Energy*. 34 (2009) 1477–1483. doi:10.1016/j.energy.2009.06.015.
- [144] T. Alam, Z.N. Farhat, Slurry erosion surface damage under normal impact for pipeline steels, *Engineering Failure Analysis*. 90 (2018) 116–128. doi:10.1016/j.engfailanal.2018.03.019.
- [145] A. V. Levy, The solid particle erosion behavior of steel as a function of microstructure, *Wear*. 68 (1981) 269–287. doi:10.1016/0043-1648(81)90177-0.
- [146] E. Bong, R. Parthasarathy, J. Wu, Effect of baffles on solid-liquid mass transfer coefficient in high solid concentration mixing, w: Chemeca: Quality of Life through Chemical Engineering, New Zealand, 2012. <https://search.informit.com.au/documentSummary;dn=867820245118756;res=IELENG>.
- [147] M. Shehadeh, M. Anany, K.M. Saqr, I. Hassan, Experimental investigation of erosion-corrosion phenomena in a steel fitting due to plain and slurry seawater flow, *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*. 9 (2014) 1–8. doi:10.1186/s40712-014-0022-7.
- [148] R. Dabirian, R. Mohan, O. Shoham, G. Kouba, Critical sand deposition velocity for gas-liquid stratified flow in horizontal pipes, *Journal of Natural Gas Science and Engineering*. 33 (2016) 527–537. doi:10.1016/j.jngse.2016.05.008.
- [149] I. Kleis, P. Kulu, Solid Particle Erosion, Occurrence, Prediction and Control, Springer International Publishing, Tallinn, 2008. doi:10.1007/978-1-84800-029-2.
- [150] W. Gou, H. Zhang, H. Li, F. Liu, J. Lian, Effects of silica sand on synergistic erosion caused by cavitation, abrasion, and corrosion, *Wear*. 412–413 (2018) 120–126. doi:10.1016/j.wear.2018.07.023.
- [151] H.S. Grewal, H.S. Arora, A. Agrawal, H. Singh, S. Mukherjee, Slurry erosion of thermal spray coatings: Effect of sand concentration, *Procedia Engineering*. 68 (2013) 484–490. doi:10.1016/j.proeng.2013.12.210.
- [152] A.A. Noon, M.H. Kim, Erosion wear on centrifugal pump casing due to slurry flow, *Wear*. 364–365 (2016) 103–111. doi:10.1016/j.wear.2016.07.005.
- [153] H.C. Meng, K.C. Ludema, Wear models and predictive equations: their form and content, *Wear*. 181–183 (1995) 443–457. doi:10.1016/0043-1648(95)90158-2.
- [154] J.G.A. Bitter, A study of erosional phenomena, Part I, *Wear*. 6 (1963) 5–21. doi:10.1016/0043-1648(63)90003-6.
- [155] J.G.A. Bitter, A Study of Erosion Phenomena, Part II, *Wear*. 6 (1963) 169–190.
- [156] W.Y. Li, J. Wang, H. Zhu, H. Li, C. Huang, On ultrahigh velocity micro-particle impact on steels-A single impact study, *Wear*. 305 (2013) 216–

227. doi:10.1016/j.wear.2013.06.011.
- [157] W. Li, J. Wang, H. Zhu, C. Huang, On ultrahigh velocity micro-particle impact on steels - A multiple impact study, *Wear*. 309 (2014) 52–64. doi:10.1016/j.wear.2013.10.011.
- [158] Y. Ben-Ami, A. Uzi, A. Levy, Modelling the particles impingement angle to produce maximum erosion, *Powder Technology*. 301 (2016) 1032–1043. doi:10.1016/j.powtec.2016.07.041.
- [159] C. Huang, S. Chiovelli, P. Minev, J. Luo, K. Nandakumar, A comprehensive phenomenological model for erosion of materials in jet flow, *Powder Technology*. 187 (2008) 273–279. doi:10.1016/j.powtec.2008.03.003.
- [160] H. Qi, D. Wen, Q. Yuan, L. Zhang, Z. Chen, Numerical investigation on particle impact erosion in ultrasonic-assisted abrasive slurry jet micro-machining of glasses, *Powder Technology*. 314 (2017) 627–634. doi:10.1016/j.powtec.2016.08.057.
- [161] V. Hadavi, C.E. Moreno, M. Papini, Numerical and experimental analysis of particle fracture during solid particle erosion, Part I: Modeling and experimental verification, *Wear*. 356–357 (2016) 135–145. doi:10.1016/j.wear.2016.03.008.
- [162] V. Hadavi, C.E. Moreno, M. Papini, Numerical and experimental analysis of particle fracture during solid particle erosion, Part II: Effect of incident angle, velocity and abrasive size, *Wear*. 356–357 (2016) 146–157. doi:10.1016/j.wear.2016.03.009.
- [163] J. Steller, B.G. Gireń, International Cavitation Erosion Test Final Report, Instytut Maszyn Przepływowych im. Roberta Szewalskiego Polskiej Akademii Nauk, Gdańsk 2015. doi:10.13140/RG.2.1.4330.8883.
- [164] A.K. Krella, D.E. Zakrzewska, Cavitation Erosion – Phenomenon and Test Rigs, *Advances in Materials Science*. 18 (2018) 15–26. doi:10.1515/adms-2017-0028.
- [165] M.H. Buszko, A.K. Krella, Slurry erosion – design of test devices, *Advances in Materials Science*. 17 (2017) 5–17. doi:10.1515/adms-2017-0007.
- [166] H. Soyama, Effect of nozzle geometry on a standard cavitation erosion test using a cavitating jet, *Wear*. 297 (2013) 895–902. doi:10.1016/j.wear.2012.11.008.
- [167] T. Momma, Cavitation loading and erosion produced by a cavitating jet, University of Nottingham, 1991.
- [168] B.S. Mann, Boronizing of cast martensitic chromium nickel stainless steel and its abrasion and cavitation-erosion behaviour, *Wear*. 208 (1997) 125–131. doi:10.1016/S0043-1648(96)07374-7.
- [169] H.C. Lin, S.K. Wu, C.H. Yeh, A comparison of slurry erosion characteristics of TiNi shape memory alloys and SUS304 stainless steel, *Wear*. 249 (2001) 557–565. doi:10.1016/S0043-1648(01)00580-4.
- [170] J.B. Zu, I.M. Hutchings, G.T. Burstein, Design of a slurry erosion test rig,

- Wear. 140 (1990) 331–344. doi:10.1016/0043-1648(90)90093-P.
- [171] L. Thakur, N. Arora, Solid particle erosion behavior of WC-CoCr nanostructured coating, *Tribology Transactions*. 56 (2013) 781–788. doi:10.1080/10402004.2013.797532.
- [172] K.S. Tan, R.J.K. Wood, K.R. Stokes, The slurry erosion behaviour of high velocity oxy-fuel (HVOF) sprayed aluminium bronze coatings, *Wear*. 255 (2003) 195–205. doi:10.1016/S0043-1648(03)00088-7.
- [173] G. Singh, R.L. Virdi, K. Goyal, Experimental investigation of slurry erosion behaviour of hard faced AISI 316L stainless steel, *Universal Journal of Mechanical Engineering*. 3 (2015) 52–56. doi:10.13189/ujme.2015.030204.
- [174] C. Syamsundar, D. Chatterjee, M. Kamaraj, A.K. Maiti, Erosion Characteristics of Nanoparticle-Reinforced Polyurethane Coatings on Stainless Steel Substrate, *Journal of Materials Engineering and Performance*. 24 (2015) 1391–1405. doi:10.1007/s11665-015-1403-7.
- [175] H.J. Amarendra, G.P. Chaudhari, S.K. Nath, Synergy of cavitation and slurry erosion in the slurry pot tester, *Wear*. 290–291 (2012) 25–31. doi:10.1016/j.wear.2012.05.025.
- [176] W. Tsai, J.A.C. Humphrey, I. Cornet, A. V. Levy, Experimental measurement of accelerated erosion in a slurry pot tester, *Wear*. 68 (1981) 289–303. doi:10.1016/0043-1648(81)90178-2.
- [177] H.X. Zhao, A. Yabuki, M. Matsumura, T. Takahashi, M. Yamamoto, Slurry erosion of plasma-sprayed ceramic coatings, *Wear*. 233–235 (1999) 608–614.
- [178] C.T. Kwok, H.C. Man, F.T. Cheng, Cavitation erosion of duplex and super duplex stainless steels, *Scripta Materialia*. 39 (1998) 1229–1236. doi:10.1016/S1359-6462(98)00308-X.
- [179] J. Chmiel, D. Zasada, Crystallographic conditions for the initiation of cavitation erosion in CuMn11Al11 bronze, *Archives of Materials Science and Engineering*. 33 (2008) 21–28.
- [180] T. Okada, S. Hattori, M. Shimizu, A fundamental study of cavitation erosion using a magnesium oxide single crystal (intensity and distribution of bubble collapse impact loads), *Wear*. 186–187 (1995) 437–443.
- [181] R. Jasionowski, W. Polkowski, D. Zasada, Relationship between crystallographic texture and cavitation resistance of as-cast X8CrNi25-21 and X6CrAl13 steels, *Metalurgija* 56 (2017) 67–70.
- [182] S. Hattori, R. Ishikura, Revision of cavitation erosion database and analysis of stainless steel data, *Wear*. 268 (2010) 109–116. doi:10.1016/j.wear.2009.07.005.
- [183] P. Niederhofer, S. Huth, W. Theisen, The impact of cold work and hard phases on cavitation and corrosion resistance of high interstitial austenitic FeCrMnMoCN stainless steels, *Wear*. 376–377 (2017) 1009–1020. doi:10.1016/j.wear.2017.01.016.
- [184] K.H. Lo, F.T. Cheng, H.C. Man, Cavitation erosion mechanism of S31600

- stainless steel laser surface-modified with unclad WC, *Materials Science and Engineering A*. 357 (2003) 168–180. doi:10.1016/S0921-5093(03)00216-8.
- [185] W. Liu, Y.G. Zheng, C.S. Liu, Z.M. Yao, W. Ke, Cavitation erosion behavior of Cr-Mn-N stainless steels in comparison with 0Cr13Ni5Mo stainless steel, *Wear*. 254 (2003) 713–722. doi:10.1016/S0043-1648(03)00128-5.
- [186] C. Haosheng, L. Jiang, A ring area formed around the erosion pit on 1Cr18Ni9Ti stainless steel surface in incipient cavitation erosion, *Wear*. 266 (2009) 884–887. doi:10.1016/j.wear.2008.08.002.
- [187] C.T. Kwok, F.T. Cheng, H.C. Man, Laser-fabricated Fe-Ni-Co-Cr-B austenitic alloy on steels. Part I. Microstructures and cavitation erosion behaviour, *Surface and Coatings Technology*. 145 (2001) 194–205. doi:10.1016/S0257-8972(01)01293-2.
- [188] Y. Zhang, Z. Wang, Y. Cui, The cavitation behavior of a metastable Cr-Mn-Ni steel, *Wear*. 240 (2000) 231–234. doi:10.1016/S0043-1648(00)00388-4.
- [189] Y.G. Zheng, S.Z. Luo, W. Ke, Cavitation erosion-corrosion behaviour of CrMnB stainless overlay and 0Cr13Ni5Mo stainless steel in 0.5 M NaCl and 0.5 M HCL solutions, *Tribology International*. 41 (2008) 1181–1189. doi:10.1016/j.triboint.2008.02.011.
- [190] F. Wantang, Z. Yangzeng, J. Tianfu, Y. Mei, Structural changes after cavitation erosion for a Cr-Mn-N stainless steel, *Wear*. 205 (1997) 28–31.
- [191] F. Wantang, Z. Yangzeng, H. Xiaokui, Resistance of a high nitrogen austenitic steel to cavitation erosion, *Wear*. 249 (2001) 788–791. doi:10.1016/S0043-1648(01)00811-0.
- [192] Z. Wang, J. Zhu, Correlation of martensitic transformation and surface mechanical behavior with cavitation erosion resistance for some iron-based alloys, *Wear*. 256 (2004) 1208–1213. doi:10.1016/j.wear.2003.10.008.
- [193] Z. Wang, J. Zhu, Effect of phase transformation on cavitation erosion resistance of some ferrous alloys, *Materials Science and Engineering A*. 358 (2003) 273–278. doi:10.1016/S0921-5093(03)00306-X.
- [194] S.J. Pawel, E.T. Manneschildt, Preliminary evaluation of cavitation resistance of type 316LN stainless steel in mercury using a vibratory horn, *Journal of Nuclear Materials*. 318 (2003) 122–131. doi:10.1016/S0022-3115(03)00020-5.
- [195] A. Krella, A. Czyzniewski, Influence of the substrate hardness on the cavitation erosion resistance of TiN coating, *Wear*. 263 (2007) 395–401. doi:10.1016/j.wear.2007.02.003.
- [196] Z. Xiaojun, L.A.J. Procopiak, N.C. Souza, A.S.C.M. d'Oliveira, Phase transformation during cavitation erosion of a Co stainless steel, *Materials Science and Engineering A*. 358 (2003) 199–204. doi:10.1016/S0921-5093(03)00297-1.

- [197] Z. Wang, J. Zhu, Cavitation erosion of Fe-Mn-Si-Cr shape memory alloys, *Wear*. 256 (2004) 66–72. doi:10.1016/S0043-1648(03)00393-4.
- [198] S.C. Chang, W.H. Weng, H.C. Chen, S.J. Lin, P.C.K. Chung, The cavitation erosion of Fe-Mn-Al alloys, *Wear*. 181–183 (1995) 511–515. doi:10.1016/0043-1648(95)90165-5.
- [199] C.T. Kwok, H.C. Man, L.K. Leung, Effect of temperature, pH and sulphide on the cavitation erosion behaviour of super duplex stainless steel, *Wear*. 211 (1997) 84–93. doi:10.1016/S0043-1648(97)00072-0.
- [200] H.C. Man, C.T. Kwok, T.M. Yue, Cavitation erosion and corrosion behaviour of laser surface alloyed MMC of SiC and Si₃N₄ on Al alloy AA6061, *Surface and Coatings Technology*. 132 (2000) 11–20. doi:10.1016/S0257-8972(00)00729-5.
- [201] B. Vyas, C. Preece, Cavitation erosion of face centered cubic metals, *Metallurgical Transactions A*. 8 (1977) 915–923.
- [202] B. Leszczyńska, M. Richter, Wpływ dużych prędkości odkształcenia na własności mechaniczne i rozdrobnienie struktury w aluminium i miedzi, *Rudy Metale R*. 50 (2005) 586–590.
- [203] A. Selokar, U. Prakash, D.B. Goel, B.V.M. Kumar, Cavitation erosion and solid particle erosion behaviour of a nitrogen alloyed austenitic stainless steel, *ISIJ International*. 55 (2015) 1123–1130. doi:10.2355/isijinternational.55.1123.
- [204] G. Bregliozzi, A. Di Schino, S.I.U. Ahmed, J.M. Kenny, H. Haefke, Cavitation wear behaviour of austenitic stainless steels with different grain sizes, *Wear*. 258 (2005) 503–510. doi:10.1016/j.wear.2004.03.024.
- [205] R. Jasionowski, D. Zasada, The influence of heat treatments on cavitation erosion resistance of BA1055 alloy, *Archives of Foundry Engineering*. 9 (2015) 81–86.
- [206] R. Jasionowski, Z. Pędzich, D. Zasada, W. Przetakiewicz, Cavitation erosion resistance of FeAl intermetallic alloys and Al₂O₃ – based ceramics, *Archives of Metallurgy and Materials*. 60 (2015) 671–675. doi:10.1515/amm-2015-0191.
- [207] R. Jasionowski, W. Polkowski, D. Zasada, Effect of crystallographic texture on cavitation wear resistance of as-cast CuZn10 alloy, *Archives of Metallurgy and Materials*. 63 (2018) 935–940. doi:10.24425/122425.
- [208] C.T. Kwok, H.C. Man, F.T. Cheng, Cavitation erosion and damage mechanisms of alloys with duplex structures, *Materials Science and Engineering: A*. 242 (1998) 108–120. doi:10.1016/S0921-5093(97)00514-5.
- [209] G. Bregliozzi, S.I.U. Ahmed, A. Di Schino, J.M. Kenny, H. Haefke, Cavitation erosion and friction behavior of stainless steel as a function of grain size, *Journal of Materials Science Letters*. 782 (2003) 235–240. doi:10.1557/proc-782-a5.38.
- [210] J. Przybyłowicz, J. Kusinski, Laser cladding and erosive wear of Co-Mo-Cr-Si coatings, *Surface and Coatings Technology*. 125 (2000) 13–18.

- doi:10.1016/S0257-8972(99)00563-0.
- [211] D. Zasada, J.A. Sienkiewicz, R. Jasionowski, Grain size influences the corrosion and cavitation of Ni3Al intermetallic alloys, *Metalurgija*. 54 (2015) 47–50.
- [212] D.H. Mesa, C.M. Garzón, A.P. Tschiptschin, Influence of cold-work on the cavitation erosion resistance and on the damage mechanisms in high-nitrogen austenitic stainless steels, *Wear*. 271 (2011) 1372–1377. doi:10.1016/j.wear.2011.01.063.
- [213] Z. Pedzich, R. Jasionowski, M. Ziabka, Cavitation wear of structural oxide ceramics and selected composite materials, *Journal of the European Ceramic Society*. 34 (2014) 3351–3356. doi:10.1016/j.jeurceramsoc.2014.04.022.
- [214] D. Niebuhr, Cavitation erosion behavior of ceramics in aqueous solutions, *Wear*. 263 (2007) 295–300. doi:10.1016/j.wear.2006.12.040.
- [215] S.K. Wu, H.C. Lin, C.H. Yeh, A comparison of the cavitation erosion resistance of TiNi alloys, SUS304 stainless steel and Ni-based self-fluxing alloy, *Wear*. 244 (2000) 85–93. doi:10.1016/S0043-1648(00)00443-9.
- [216] F.G. Hammitt, *Cavitation and Multiphase Flow Phenomena*, McGraw-Hill Book Company, New York, 1980.
- [217] A. Krella, D. Zakrzewska, A. Marchewicz, Cavitation erosion resistance of S235JR steel, in: *The XXII Physical Metallurgy and Materials Science Conference: Advanced Materials and Technologies AMT*, 2019.
- [218] A. Neville, B.A. McDougall, Erosion- and cavitation-corrosion of titanium and its alloys, *Wear*. 250 (2001) 726–735. doi:10.1016/S0043-1648(01)00709-8.
- [219] R.L. Howard, A. Ball, Mechanisms of cavitation erosion of TiAl-based titanium alumine intermetallic alloys, *Acta Metallurgica*. 44 (1996) 3157–3168.
- [220] R.H. Richman, W.P. McNaughton, Correlation of cavitation erosion behaviour with mechanical properties of metals, *Wear*. 140 (1990) 63–82.
- [221] W. Bedkowski, G. Gasiak, C. Lachowicz, A. Lichtarowicz, T. Łagoda, E. Macha, Relations between cavitation erosion resistance of materials and their fatigue strength under random loading, *Wear*. 230 (1999) 201–209. doi:10.1016/S0043-1648(99)00105-2.
- [222] C.T. Kwok, F.T. Cheng, H.C. Man, Laser surface modification of UNS S31603 stainless steel. Part II: Cavitation erosion characteristics, *Materials Science and Engineering A*. 290 (2000) 74–88. doi:10.1016/S0921-5093(00)00930-8.
- [223] L.A. Dobrzański, A.D. Dobrzańska-Danikiewicz, Technologie kształtowania struktury i własności powierzchni materiałów inżynierskich z wykorzystaniem promieniowania laserowego i innych technologii spawalniczych, w: *Obróbka Powierzchni Materiałów Inżynierskich*, Open Access Library, 2011: 45.
- [224] M. Paczkowska, G. Kinal, *Badania nad stopowaniem laserowym warstw*

- wierzchnich elementów cylindrycznych z żeliwa sferoidalnego, *Inżynieria Materiałowa*. 1 (2013) 38–42.
- [225] Y. Chen, K. Zhang, X. Hu, Z. Lei, L. Ni, Study on laser welding of a Ti-22Al-25Nb alloy: Microstructural evolution and high temperature brittle behavior, *Journal of Alloys and Compounds*. 681 (2016) 175–185. doi:10.1016/j.jallcom.2016.04.212.
- [226] B. He, J. Li, X. Cheng, H.M. Wang, Brittle fracture behavior of a laser additive manufactured near- β titanium alloy after low temperature aging, *Materials Science and Engineering A*. 699 (2017) 229–238. doi:10.1016/j.msea.2017.05.050.
- [227] C. Yuhua, M. Yuqing, L. Weiwei, H. Peng, Investigation of welding crack in micro laser welded NiTiNb shape memory alloy and Ti6Al4V alloy dissimilar metals joints, *Optics and Laser Technology*. 91 (2017) 197–202. doi:10.1016/j.optlastec.2016.12.028.
- [228] D. Wang, Z. Wang, K. Li, J. Ma, W. Liu, Z. Shen, Cracking in laser additively manufactured w: Initiation mechanism and a suppression approach by alloying, *Materials and Design*. 162 (2019) 384–393. doi:10.1016/j.matdes.2018.12.010.
- [229] T. Hejwowski, A. Łabacz-Kęcik, Mikrostruktura powłok cermetalowych natryskiwanych metodą, *Przegląd Spawalnictwa*. 9 (2012) 65–72.
- [230] J.T. Chang, C.H. Yeh, J.L. He, K.C. Chen, Cavitation erosion and corrosion behavior of Ni-Al intermetallic coatings, *Wear*. 255 (2003) 162–169. doi:10.1016/S0043-1648(03)00199-6.
- [231] L. Qiao, Y. Wu, S. Hong, J. Zhang, W. Shi, Y. Zheng, Relationships between spray parameters, microstructures and ultrasonic cavitation erosion behavior of HVOF sprayed Fe-based amorphous/nanocrystalline coatings, *Ultrasonics Sonochemistry*. 39 (2017) 39–46. doi:10.1016/j.ultsonch.2017.04.011.
- [232] L.A. Espitia, A. Toro, Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components, *Tribology International*. 43 (2010) 2037–2045. doi:10.1016/j.triboint.2010.05.009.
- [233] S. Hong, Y. Wu, J. Zhang, Y. Zheng, Y. Qin, J. Lin, Ultrasonic cavitation erosion of high-velocity oxygen-fuel (HVOF) sprayed near-nanostructured WC–10Co–4Cr coating in NaCl solution, *Ultrasonics – Sonochemistry*. 26 (2015) 87–92. doi:10.1016/j.ultsonch.2015.01.012.
- [234] X. Ding, X. Dong Cheng, X. Yu, C. Li, C. qing Yuan, Z. xiong Ding, Structure and cavitation erosion behavior of HVOF sprayed multi-dimensional WC–10Co4Cr coating, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 28 (2018) 487–494. (English edition) doi:10.1016/S1003-6326(18)64681-3.
- [235] G. Taillon, F. Pougoum, S. Lavigne, L. Ton-That, R. Schulz, E. Bousser, S. Savoie, L. Martinu, J.E. Klemberg-Sapieha, Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal–ceramic HVOF coatings, *Wear*. 364–365 (2016) 201–210. doi:10.1016/j.wear.2016.07.015.

- [236] S. Hong, Y. Wu, J. Zhang, Y. Zheng, Y. Zheng, J. Lin, Synergistic effect of ultrasonic cavitation erosion and corrosion of WC-CoCr and FeCrSiBMn coatings prepared by HVOF spraying, *Ultrasonics Sonochemistry*. 31 (2016) 563–569. doi:10.1016/j.ultsonch.2016.02.011.
- [237] M.S. Lamana, A.G.M. Pukasiewicz, S. Sampath, Influence of cobalt content and HVOF deposition process on the cavitation erosion resistance of WC-Co coatings, *Wear*. 398–399 (2018) 209–219. doi:10.1016/j.wear.2017.12.009.
- [238] K. Sugiyama, S. Nakahama, S. Hattori, K. Nakano, Slurry wear and cavitation erosion of thermal-sprayed cermets, *Wear*. 258 (2005) 768–775. doi:10.1016/j.wear.2004.09.006.
- [239] A. Krella, The influence of TiN coatings properties on cavitation erosion resistance, *Surface and Coatings Technology*. 204 (2009) 263–270. doi:10.1016/j.surfcoat.2009.07.014.
- [240] A. Krella, An experimental parameter of cavitation erosion resistance for TiN coatings, *Wear*. 270 (2011) 252–257. doi:10.1016/j.wear.2010.10.065.
- [241] A.K. Krella, Cavitation erosion resistance parameter of hard CAVD coatings, *Progress in Organic Coatings*. 70 (2011) 318–325. doi:10.1016/j.porgcoat.2010.11.013.
- [242] A.K. Krella, Cavitation erosion resistance of Ti / TiN multilayer coatings, *Surface & Coatings Technology*. 228 (2013) 115–123. doi:10.1016/j.surfcoat.2013.04.016.
- [243] A.K. Krella, Degradation of protective PVD coatings, w: *Handbook of Materials Failure Analysis*, Elsevier B.V., 2016: 411–440.
- [244] A.K. Krella, A. Czyzniewski, A. Gilewicz, A. Krupa, Cavitation erosion of CrN/CrCN multilayer coating, *Wear*. 386–387 (2017) 80–89. doi:10.1016/j.wear.2017.06.007.
- [245] A. Krella, A. Czyzniewski, Cavitation erosion resistance of Cr-N coating deposited on stainless steel, *Wear*. 260 (2006) 1324–1332. doi:10.1016/j.wear.2005.09.018.
- [246] A. Krella, Cavitation resistance of TiN nanocrystalline coatings with various thickness, *Advances in Materials Sciences*. 9 (2009) 12–24. doi:10.2478/v10077-009-0007-z.
- [247] A. Krella, A. Czyzniewski, Investigation concerning the cavitation resistance of TiN coatings deposited on austenitic stainless steel at various temperatures, *Wear*. 265 (2008) 72–80. doi:10.1016/j.wear.2007.08.020.
- [248] L.M. Yang, A.K. Tieu, D.P. Dunne, S.W. Huang, H.J. Li, D. Wexler, Z.Y. Jiang, Cavitation erosion resistance of NiTi thin films produced by filtered arc deposition, *Wear*. 267 (2009) 233–243. doi:10.1016/j.wear.2009.01.035.
- [249] J.M. Cairney, R. Tsukano, M.J. Hoffman, M. Yang, Degradation of TiN coatings under cyclic loading, *Acta Materialia*. 52 (2004) 3229–3237. doi:10.1016/j.actamat.2004.03.022.

- [250] L.W. Ma, J.M. Cairney, M.J. Hoffman, P.R. Munroe, Deformation and fracture of TiN and TiAlN coatings on a steel substrate during nanoindentation, *Surface and Coatings Technology*. 200 (2006) 3518–3526. doi:10.1016/j.surfcoat.2004.09.034.
- [251] A. Krella, A. Czyzniewski, Cavitation erosion resistance of nanocrystalline TiN coating deposited on stainless steel, *Wear*. 265 (2008) 963–970. doi:10.1016/j.wear.2008.02.004.
- [252] G.T.P. Azar, C. Yelkarasi, M. Ürgen, The role of droplets on the cavitation erosion damage of TiN coatings produced with cathodic arc physical vapor deposition, *Surface and Coatings Technology*. 322 (2017) 211–217. doi:10.1016/j.surfcoat.2017.05.050.
- [253] J.D. Escobar, E. Velásquez, T.F.A. Santos, A.J. Ramirez, D. López, Improvement of cavitation erosion resistance of a duplex stainless steel through friction stir processing (FSP), *Wear*. 297 (2013) 998–1005. doi:10.1016/j.wear.2012.10.005.
- [254] K. Selvam, P. Mandal, H.S. Grewal, H.S. Arora, Ultrasonic cavitation erosion-corrosion behavior of friction stir processed stainless steel, *Ultrasonics Sonochemistry*. 44 (2018) 331–339. doi:10.1016/j.ultsonch.2018.02.041.
- [255] J. Chmiel, Rola synergizmu i krótkookresowych zjawisk elektrochemicznych w rozwoju niszczenia, Wydawnictwo Naukowe Akademii Morskiej w Szczecinie, Szczecin, 2015.
- [256] Z.. Cui, H.. Man, F.. Cheng, T.. Yue, Cavitation erosion–corrosion characteristics of laser surface modified NiTi shape memory alloy, *Surface and Coatings Technology*. 162 (2003) 147–153. doi:10.1016/S0257-8972(02)00399-7.
- [257] D.G. Li, D.R. Chen, P. Liang, Enhancement of cavitation erosion resistance of 316 L stainless steel by adding molybdenum, *Ultrasonics Sonochemistry*. 35 (2017) 375–381. doi:10.1016/j.ultsonch.2016.10.015.
- [258] C.T. Kwok, F.T. Cheng, H.C. Man, Synergistic effect of cavitation erosion and corrosion of various engineering alloys in 3.5 % NaCl solution, *Materials Science and Engineering A*. 290 (2000) 145–154.
- [259] J. Basumatary, R.J.K. Wood, Different methods of measuring synergy between cavitation erosion and corrosion for nickel aluminium bronze in 3.5% NaCl solution, *Tribology International*. 147(2017) 104843. doi:10.1016/j.triboint.2017.08.006.
- [260] J. Basumatary, R.J.K. Wood, Synergistic effects of cavitation erosion and corrosion for nickel aluminium bronze with oxide film in 3.5% NaCl solution, *Wear*. 376–377 (2017) 1286–1297. doi:10.1016/j.wear.2017.01.047.
- [261] W. Gou, H. Zhang, H. Li, F. Liu, J. Lian, Effects of silica sand on synergistic erosion caused by cavitation, abrasion, and corrosion, *Wear*. 412–413 (2018) 120–126. doi:10.1016/j.wear.2018.07.023.
- [262] C.P. Qin, Y.G. Zheng, R. Wei, Cavitation erosion behavior of

- nanocomposite Ti-Si-C-N and Ti/Ti-Si-C-N coatings deposited on 2Cr13 stainless steel using a plasma enhanced magnetron sputtering process, *Surface and Coatings Technology*. 204 (2010) 3530–3538. doi:10.1016/j.surfcoat.2010.04.012.
- [263] A.A. Gadhikar, A. Sharma, D.B. Goel, C.P. Sharma, Effect of carbides on erosion resistance of 23-8-N steel, *Bulletin of Materials Science*. 37 (2014) 315–319. doi:10.1007/s12034-014-0656-3.
- [264] M. Antonov, D.L. Yung, D. Goljandin, V. Mikli, I. Hussainova, Effect of erodent particle impact energy on wear of cemented carbides, *Wear*. 376–377 (2017) 507–515. doi:10.1016/j.wear.2016.11.032.
- [265] J. Knuuttila, S. Ahmaniemi, T. Mantyla, Wet abrasion and slurry erosion resistance of thermally sprayed oxide coatings, *Wear*. 232 (1999) 207–212. doi:10.1016/S0043-1648(99)00147-7.
- [266] U. Beste, L. Hammerström, H. Engqvist, S. Rimlinger, S. Jacobson, Particle erosion of cemented carbides with low Co content, *Wear*. 250 (2001) 809–817. doi:10.1016/s0043-1648(01)00735-9.
- [267] S. Lathabai, Effect of grain size on the slurry erosive wear of Ce-TZP ceramics, *Scripta Materialia*. 43 (2000) 465–470. doi:10.1016/S1359-6462(00)00415-2.
- [268] S. Arjula, A.P. Harsha, Study of erosion efficiency of polymers and polymer composites, *Polymer Testing*. 25 (2006) 188–196. doi:10.1016/j.polymertesting.2005.10.009.
- [269] H.S. Grewal, A. Agrawal, H. Singh, Identifying erosion mechanism: a novel approach, *Tribology Letters*. 51 (2013) 1–7. doi:10.1007/s11249-013-0156-4.
- [270] B. Kishor, G.P. Chaudhari, S.K. Nath, Slurry erosion behaviour of thermomechanically treated 16Cr5Ni stainless steel, *Tribology International*. 119 (2018) 411–418. doi:10.1016/j.triboint.2017.11.025.
- [271] P.H. Shipway, I.M. Hutchings, The role of particle properties in the erosion of brittle materials, *Wear*. 193 (1996) 105–113.
- [272] H.S. Grewal, A. Agrawal, H. Singh, B.A. Shollock, Slurry erosion performance of Ni-Al₂O₃ based thermal-sprayed coatings: Effect of angle of impingement, *Journal of Thermal Spray Technology*. 23 (2014) 389–401. doi:10.1007/s11666-013-0013-x.
- [273] A. Karimi, C. Verdon, J.L. Martin, R.K. Schmid, Slurry erosion behaviour of thermally sprayed WC-M coatings, *Wear*. 186–187 (1995) 480–486.
- [274] Y. Shida, H. Fujikawa, Particle erosion behaviour of boiler tube materials at elevated temperature, *Wear*. 103 (1985) 281–296. doi:10.1016/0043-1648(85)90026-2.
- [275] A. Kumar, A. Sharma, S.K. Goel, Effect of heat treatment on microstructure, mechanical properties and erosion resistance of cast 23-8-N nitronic steel, *Materials Science and Engineering: A*. 637 (2015) 56–62. doi:10.1016/j.msea.2015.04.031.
- [276] A.K. Chauhan, D.B. Goel, S. Prakash, Solid particle erosion behaviour of

- 13Cr–4Ni and 21Cr–4Ni–N steels, *Journal of Alloys and Compounds*. 467 (2009) 459–464. doi:10.1016/j.jallcom.2007.12.053.
- [277] H. Qi, J. Fan, J. Wang, H. Li, Impact erosion by high velocity micro-particles on a quartz crystal, *Tribology International*. 82 (2015) 200–210. doi:10.1016/j.triboint.2014.10.016.
- [278] A.G. Evans, M.E. Gulden, M. Rosenblatt, Impact damage in brittle materials in the elastic–plastic response regime, *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*. 361 (1978) 343–365.
- [279] J. Ismail, F. Zaïri, M. Naït-Abdelaziz, S. Bouzid, Z. Azari, Experimental and numerical investigations on erosion damage in glass by impact of small-sized particles, *Wear*. 271 (2011) 817–826. doi:10.1016/j.wear.2011.03.009.
- [280] Y.I. Oka, T. Yoshida, Y. Yamada, T. Yasui, S. Hata, Evaluation of erosion and fatigue resistance of ion plated chromium nitride applied to turbine blades, *Wear*. 263 (2007) 379–385. doi:10.1016/j.wear.2007.01.047.
- [281] J.P. Immarigeon, D. Chow, V.R. Parameswaran, P. Au, H. Saari, A.K. Koul, Erosion testing of coatings for aero engine compressor components, *Advanced Performance Materials*. 4 (1997) 371–388. doi:10.1023/A:1008644527599.
- [282] B.S. Mann, High-energy particle impact wear resistance of hard coatings and their application in hydroturbines, *Wear*. 237 (2000) 140–146. doi:10.1016/S0043-1648(99)00310-5.
- [283] Y. Iwai, T. Miyajima, T. Honda, T. Matsubara, K. Kanda, S. Hogmark, Evaluation of erosive wear resistance of TiN coatings by a slurry jet impact test, *Wear*. 261 (2006) 112–118. doi:10.1016/j.wear.2005.09.030.
- [284] W. Tabakoff, Erosion resistance of superalloys and different coatings exposed to particulate flows at high temperature, *Surface and Coatings Technology*. 120–121 (1999) 542–547. doi:10.1016/S0257-8972(99)00434-X.
- [285] P. Panjan, P. Gselman, D. Kek-Merl, M. Čekada, M. Panjan, G. Dražić, T. Bončina, F. Zupanič, Growth defect density in PVD hard coatings prepared by different deposition techniques, *Surface and Coatings Technology*. 237 (2013) 349–356. doi:10.1016/j.surfcoat.2013.09.020.
- [286] A. Inspektor, P.A. Salvador, Architecture of PVD coatings for metalcutting applications: A review, *Surface and Coatings Technology*. 257 (2014) 138–153. doi:10.1016/j.surfcoat.2014.08.068.
- [287] D.W. Wheeler, R.J.K. Wood, Solid particle erosion of CVD diamond coatings, *Wear*. 233–235 (1999) 306–318.
- [288] M.A. Islam, Z. Farhat, Erosion-corrosion mechanism and comparison of erosion-corrosion performance of API steels, *Wear*. 376–377 (2017) 533–541. doi:10.1016/j.wear.2016.12.058.
- [289] Z. Guanghong, D. Hongyan, Z. Yue, L. Nianlian, Corrosion-erosion wear behaviors of 13Cr24Mn0.44N stainless steel in saline-sand slurry,

- Tribology International. 43 (2010) 891–896. doi:10.1016/j.triboint.2009.12.021.
- [290] Z.B. Zheng, Y.G. Zheng, Erosion-enhanced corrosion of stainless steel and carbon steel measured electrochemically under liquid and slurry impingement, *Corrosion Science*. 102 (2016) 259–268. doi:10.1016/j.corsci.2015.10.014.
- [291] J.Z. Yi, H.X. Hu, Z.B. Wang, Y.G. Zheng, Comparison of critical flow velocity for erosion-corrosion of six stainless steels in 3.5 wt% NaCl solution containing 2 wt% silica sand particles, *Wear*. 416–417 (2018) 62–71. doi:10.1016/j.wear.2018.10.006.
- [292] S.S. Rajahram, T.J. Harvey, R.J.K. Wood, Electrochemical investigation of erosion-corrosion using a slurry pot erosion tester, *Tribology International*. 44 (2011) 232–240. doi:10.1016/j.triboint.2010.10.008.
- [293] J. Aguirre, M. Walczak, Multifactorial study of erosion–corrosion wear of a X65 steel by slurry of simulated copper tailing, *Tribology International*. 126 (2018) 177–185. doi:10.1016/j.triboint.2018.04.029.
- [294] M. Abedini, H.M. Ghasemi, Synergistic erosion-corrosion behavior of Al-brass alloy at various impingement angles, *Wear*. 319 (2014) 49–55. doi:10.1016/j.wear.2014.07.008.
- [295] N. Khayatan, H.M. Ghasemi, M. Abedini, Synergistic erosion-corrosion behavior of commercially pure titanium at various impingement angles, *Wear*. 380–381 (2017) 154–162. doi:10.1016/j.wear.2017.03.016.
- [296] W. Wan, J. Xiong, Z. Guo, L. Tang, H. Du, Research on the contributions of corrosion, erosion and synergy to the erosion-corrosion degradation of Ti(C,N)-based cermets, *Wear*. 326–327 (2015) 36–43. doi:10.1016/j.wear.2014.12.041.
- [297] W. Wan, J. Xiong, Y. Li, Q. Tang, M. Liang, Erosion-corrosion behavior of Ti(C,N)-based cermets containing different secondary carbides, *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 66 (2017) 180–187. doi:10.1016/j.ijrmhm.2017.03.018.
- [298] K. Selvam, A. Ayyagari, H.S. Grewal, S. Mukherjee, H.S. Arora, Enhancing the erosion-corrosion resistance of steel through friction stir processing, *Wear*. 386–387 (2017) 129–138. doi:10.1016/j.wear.2017.06.009.
- [299] H. Singh, H.S. Grewal, S. Mukherjee, A Facile Single-Step Processing for Ascertain High Tensile Ductility and Strength in Austenitic Stainless Steel By Department of Mechanical Engineering Shiv Nadar University (SNU): An Overview, 2019.
- [300] H.X. Hu, Y.G. Zheng, The effect of sand particle concentrations on the vibratory cavitation erosion, *Wear*. 384–385 (2017) 95–105. doi:10.1016/j.wear.2017.05.003.
- [301] H.J. Amarendra, G.B. Hallalli, G. Madhusudhana, H.D. Mahendra, M.K. Athani, Effect of cavitation inducers' apex angle on erosion resistance of SS304 in the slurry pot test rig, *Materials Today: Proceedings*. 5(2018)

- 17320–17324. doi:10.1016/j.matpr.2018.04.144.
- [302] H.J. Amarendra, M.S. Prathap, S. Karthik, B.M. Darshan, Devaraj, P.C. Girish, V.T. Runa, Combined Slurry and Cavitation Erosion Resistance of HVOF Thermal Spray Coated Stainless Steel, *Materials Today: Proceedings*. 4 (2017) 465–470. doi:10.1016/j.matpr.2017.01.046.
- [303] J.F. Santa, L.A. Espitia, J.A. Blanco, S.A. Romo, A. Toro, Slurry and cavitation erosion resistance of thermal spray coatings, *Wear*. 267(2009) 160–167. doi:10.1016/j.wear.2009.01.018.
- [304] M. E, H.X. Hu, X.M. Guo, Y.G. Zheng, Comparison of the cavitation erosion and slurry erosion behavior of cobalt-based and nickel-based coatings, *Wear*. 429(2019) 246–257. doi:10.1016/j.wear.2019.03.022.
- [305] L. Liang, Y. Pang, Y. Tang, H. Zhang, H. Liu, Y. Liu, Combined wear of slurry erosion, cavitation erosion, and corrosion on the simulated ship surface, *Advances in Mechanical Engineering*. 11(2019) 1–14. doi:10.1177/1687814019834450.

IMP
gdańsk
PAN

ISBN 83-88237-93-5