

Dr inż. Mieczysław Ustasiak

Zachodniopomorski Uniwersytet Technologiczny

Instytut Inżynierii Materiałowej

## PEKANIE CIĄGLIWE METALI

Pękanie metali opisuje liniowa i nieliniowa mechanika pękania. Ta pierwsza obejmuje pękanie przebiegające bez odkształcenia plastycznego pękającego materiału (pękanie kruche). Mechanika nieliniowa obejmuje pękanie, któremu towarzyszy znaczne odkształcenie plastyczne (pękanie ciągliwe, pękanie plastyczne).

Pękanie materiału można analizować w sposób globalny, kiedy to stan materiału określa się statystycznymi, makroskopowymi kryteriami jak współczynnikiem intensywności naprężeń, wielkością rozwarciem pęknięcia czy całką Ricea. Takie ujęcie zagadnienia pękania przedstawiono w pracy [1]. W prezentowanym artykule pękanie ujęto w sposób lokalny. Wymaga on znajomości parametrów metalograficznych: wielkość ziaren, ich orientacja, udziały objętościowe faz, wielkość i kształt wydzielen, stopień ich dyspersji. Ujęcie lokalne pozwala lepiej poznać mechanizm pękania i umożliwia jego modelowanie.

Rozróżnia się dwa przebiegi pękania plastycznego:

pękanie wywołane lokalnym odkształceniem (lokalną niestabilnością)

pękanie wywołane odkształceniem obejmującym znaczną część obciążonej próbki,

Pękanie w wyniku lokalnej niestabilności ma miejsce w materiałach plastycznych, w których odkształcenie plastyczne początkowo obejmujące całą obciążoną objętość próbki lokalizuje się w pasmach ściecia. Rozdzielenie materiału następuje w powstałych pasmach a wielkość odkształcenia plastycznego do zniszczenia jest znacznie mniejsza niż w drugim przypadku pękania, kiedy to w całej objętości odkształcanego materiału powstają pustki, a ich koalescencja doprowadza do powstawania mikropęknięć. Beevers i Honeycomb [2] badając plastyczne pękanie monokryształów metali zaobserwowali występowanie, po pewnym jednorodnym odkształceniu plastycznym, jego koncentrację w tworzących się pasmach poślizgu. Proces prowadził wkrótce do plastycznego pękania próbek. Price i Kelly [3] nie stwierdzili osłabienia materiału w pasmach poślizgu co mogłoby tłumaczyć koncentrację w nich odkształceń plastycznych. Próbki, w których pojawiły się w czasie ich odkształcania pasma poślizgu, poddali obróbce skrawaniem i ponownie obciążyli. Natychmiast wystąpiła koncentracja odkształceń tworząc pasma poślizgu ale zlokalizowane w innych miejscach niż te poprzednie. Wnioskują z tego, że cały odkształcony materiał badanej próbki uzyskał stan sprzyjający natychmiastowej koncentracji odkształceń w pasmach poślizgu. Pojawienie się pasm, w których koncentruje się odkształcenie powoduje istotne ograniczenie wielkości odkształcenia plastycznego materiału do momentu zniszczenia. Uważa się, że lokalizacji odkształcenia sprzyja mała zdolność materiału do umocnienia [4], anizotropia jego własności plastycznych [5], zwiększenie grubości materiału zwiększające współczynnik trójosiowości stanu naprężeń [4]. Mimo ważności zagadnienia koncentracji odkształceń, ograniczającej wielkość odkształcenia plastycznego do momentu pojawienia się pęknięć, nadal brak opracowania ilościowego dającego wyniki zgodne z wynikami eksperymentów.

W obu omawianych przebiegach pękania plastycznego proces niszczenia materiału zaczyna się od zarodkowania pustek a następnie rozwija się poprzez ich wzrost i koalescencję. Zarodkowanie pustek dokonujące się na wtrąceniach obcej fazy w istotny sposób ogranicza odkształcalność plastyczną metali, ich stopów i kompozytów.

### **Zarodkowanie pustek.**

Pustki tworzą się podczas procesu odkształcania plastycznego materiału w miejscach występowania twardych wydzieleni obcej fazy [6]. W osnowie miękkiej zarodkowanie następuje w wyniku dekohezji na granicy wydzielenie – osnowa, natomiast w twardym materiale pustka powstaje na skutek pęknięcia wydzielenia [7,8,9]. Dla określonego rodzaju granicy między osnową a wydzieleniem, czynnikami decydującymi o miejscu lokalizacji pustki są granica plastyczności i zdolność do umocnienia materiału osnowy, kształt wydzielenia, różnica granic sprężystości osnowy i wydzielenia oraz rodzaj obciążenia[10]. Uważa się, że istnieje minimalna wielkość wydzieleni umożliwiających powstanie pustki[1,11]. Jakkolwiek brak jest szczegółowych badań przyjmuje się, że wydzielenie pozwalające utworzyć się pustce musi mieć wielkość co najmniej 0,1 mikrometra. Powstanie pustki jest uwarunkowane energetycznie tzn. uwolniona energia sprężysta obciążonej próbki musi być większa, lub co najmniej równa, energii powierzchniowej powstałej pustki. Opracowano szereg kryteriów powstania pustki w oparciu o stany naprężeń w osnowie i w wydzieleniu uwzględniając różnice modułów Younga osnowy i wydzielenia a także kształt wydzielenia. Bermin i inni [12] opracował model i podał kryterium powstania pustki zakładając jednorodny stan naprężeń w wydzieleniu.

$$\sigma_I = \Sigma_I + \sigma_{II} = \min(\sigma_d, \sigma_c)$$

$\sigma_I$  - maksymalne lokalne naprężenie

$\Sigma_I$  - maksymalne naprężenie ogólne

$\sigma_{II}$  - naprężenie powstałe we wtrąceniu na skutek niekompatybilnego odkształcenia osnowy i wtrącenia

$\sigma_d$  - wytrzymałość wiązania na granicy osnowa - wtrącenie

$\sigma_c$  – wytrzymałość wtrącenia

Kryterium uzależnia powstanie pustki na granicy osnowa - wydzielenie lub na skutek pęknięcia wydzielenia tylko od naprężeń  $\sigma_d$  i  $\sigma_c$ . Tymczasem w odkształconej plastycznie osnowie sprężyste odkształcenie wydzielenia nie jest równomierne.

Lee i Mear [13] zreasumowali badania różnego kształtu wtrąceń osadzonych w sprężysto-plastycznej umacniającej się osnowie w postaci współczynników koncentracji naprężeń  $K^I$  i  $K^P$ .

$$K^I = \frac{\max(\sigma_{\eta\eta} | \eta = \eta_0)}{\Sigma_{33}} \quad K^P = \frac{\max(\sigma_I^P | \eta \leq \eta_0)}{\Sigma_{33}}$$

$\Sigma_{33}$  – ogólne naprężenie wzdłuż osi wydzielenia

$\sigma_{\eta\eta}$  – naprężenia normalne we współrzędnych kulistych

$\sigma_I^P$  – większe naprężenie główne we wtrąceniu

$\eta = \eta_0$  – określa granice osnowa – wtrącenie. We współrzędnych kulistych  $\eta$  sprowadza się do promienia  $r$ .  $K^I$  określa maksymalne naprężenia rozciągające na granicy wydzielenie - osnowa, a  $K^P$  określa maksymalne naprężenia normalne w wydzieleniu. Stosunek  $K^P / K^I$  daje podstawy do wnioskowania o miejscu inicjacji pustki; czy powstanie ona na granicy

wydzielenie – osnowa, czy w wyniku pęknięcia wydzielenia.

W warunkach jednoosiowego rozciągania stosunek  $K^P/K^I$  gwałtownie rośnie wraz ze zmianą kształtu wydzielenia: od kulistego (współczynnik kształtu równy jeden) do wydłużonego (współczynnik kształtu równy siedem). Oznacza to, że wydzielenie o kształcie wydłużonym będzie miało skłonność do wcześniejszego pęknięcia i tworzenia pustki niż pojawienie się dekohezji na granicy wydzielenie - osnowa.

W warunkach ogólnego trójosiowego rozciągania zaznacza się istotny wpływ współczynnika trójowości naprężeń na zmianę miejsca inicjacji pustki. Wzrost współczynnika powoduje zwiększoną skłonność do powstawania pustki na granicy międzyfazowej

Wpływ wymiaru wydzieleń na proces tworzenia się pustki na granicy wydzielenie – osnowa wyraża się lokalnym współczynnikiem ich udziału objętościowego determinującego wzajemne oddziaływanie wydzieleń. Powyżej pewnej wielkości wydzielenia jego wymiar nie ma wpływu na wielkość odkształcenia plastycznego osnowy koniecznego do zarodkowania pustki. Istnieje także minimalny wymiar wydzielenia, poniżej którego, ze względów energetycznych powstanie pustki na granicy wydzielenie – osnowa jest mało prawdopodobne [14,15]. Wpływ wielkości wydzielenia na powstanie pustki poprzez jego pęknięcie wynika z różnej ilości i rozłożenia defektów w wydzieleniu determinującymi jego wytrzymałość.

### **Wzrost pustek.**

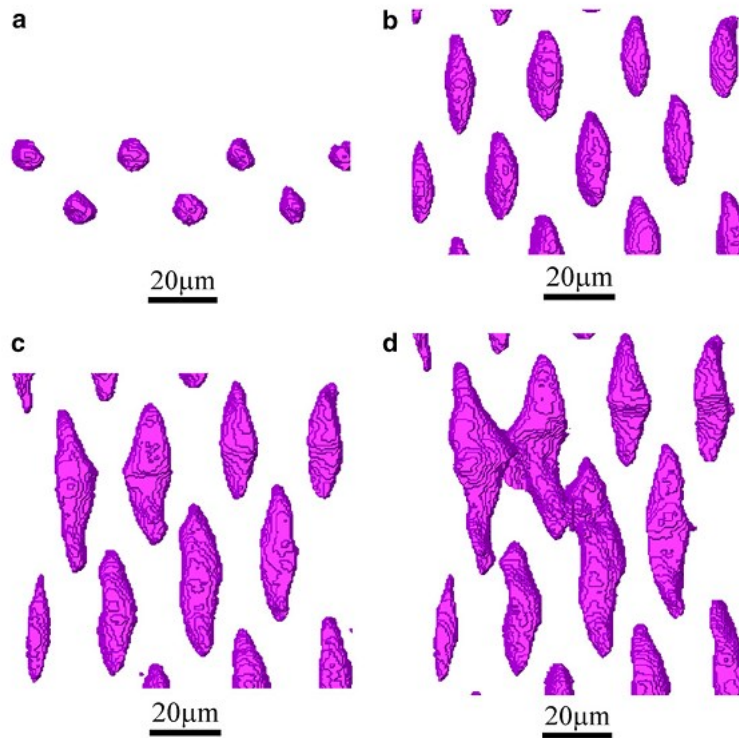
Wzrost pustek następuje w wyniku plastycznej deformacji otaczającego materiału. Początkowy stabilny wzrost pustek w pewnym momencie ulega przerwaniu w wyniku lokalizacji odkształcenia plastycznego. Między sąsiednimi pustkami tworzą się wewnętrzne szyjki - następuje gwałtowny wzrost pustek.[16]. Badania procesu wzrostu pustek i ich koalescencji [16] prowadzono przy wykorzystaniu tomografu na próbkach wykonanych z miedzi i na próbkach wykonanych z kompozytu Glidcop (miedź i tlenek glinu o dużej dyspersji). Próbkę do badań składały się z trzech połączonych dyfuzyjnie płytek. W środkowej płytce wykonano laserem otwory. Grubość środkowej płytki była równa średnicy wykonanej w niej otworów co pozwoliło przyjąć założenie, że otwory te są quasi sferoidalne. Tak przygotowane próbki poddano rozciąganiu przy stałej prędkości odkształcenia w temperaturze otoczenia na specjalnie wykonanej maszynie badawczej. Wzrost i koalescencje wykonanych

w środkowej płytce otworów śledzono za pomocą tomografu komputerowego. Wyniki obserwacji pokazano na rys.1 i 2. Wielkość odkształceń podane w opisie rysunków obliczono wg wzoru

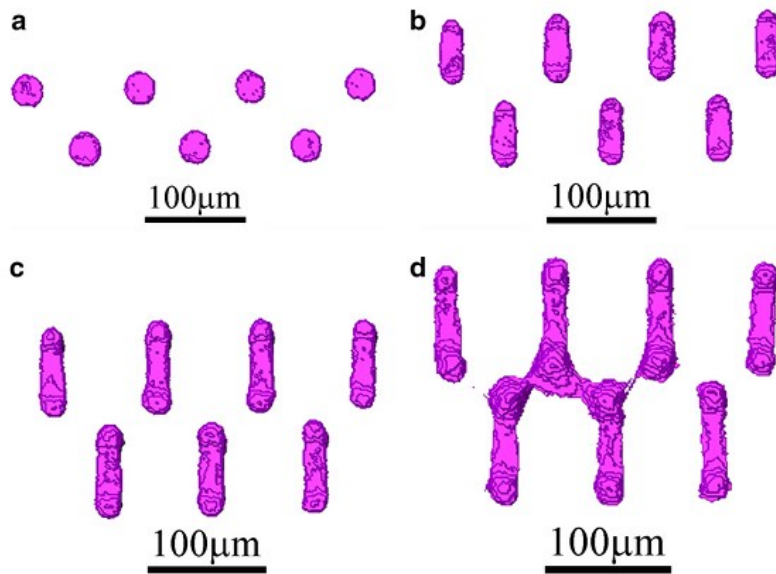
$$\varepsilon = \ln(e+1)$$

$$e = (l-l_0)/l_0$$

$l_0$  i  $l$  są początkową i kolejną długością części pomiarowej próbki



Rys.1. Wyrost i koalescencja pustek na drodze zrywania wewnętrznych szyjek Rzeczywista wielkość odkształceń: (a) 0,00, (b) 0,50, (c) (077), (d) 1,01.[16].



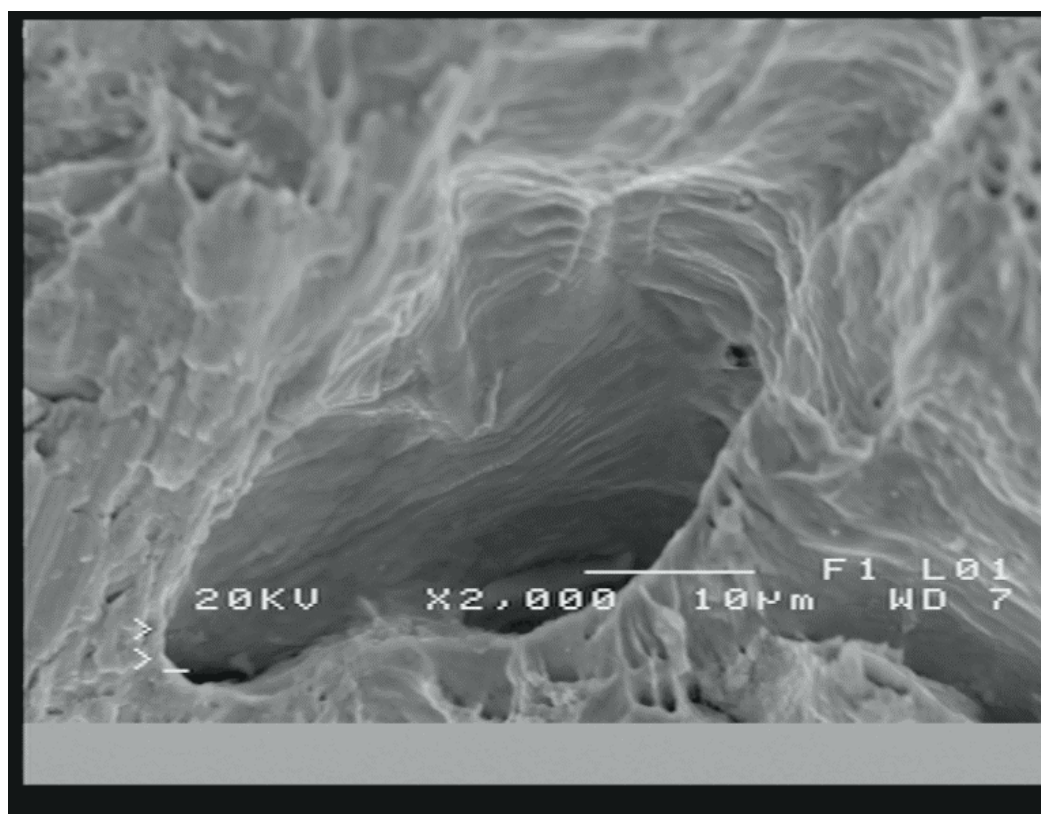
Rys.2. Wzrost i koalescencja pustek na drodze ścinania.. Rzeczywista wielkość odkształceń: (a) 0.00, (b) 0,35, (c) 045, (d) 0,50.[16]..

Początkowo, na skutek koncentracji naprężeń na pustkach, ich wydłużenie było w przybliżeniu dwa razy większe niż całej próbki. Później wydłużenie następowało wolniej. Pustki wzrastają także w wymiarze poprzecznym w stopniu zależnym od zmieniającego się na skutek tworzenia się szyjki współczynnika trójosiowości naprężeń. Zależności wymiarów poprzecznych pustki do odległości między pustkami wynosiły około  $1/3$ .

Uzyskane wyniki wzrostu wymiarów pustki porównano z modelem opracowanym przez J. Rice i D. Tracey [17]. Przy założeniu stałej wartości współczynnika trójosiowości naprężeń  $T=0,33$  proponowany model nie dawał wyników wzrostu pustek zgodnych z obserwacjami w przeprowadzonym eksperymencie. Po uwzględnieniu w obliczeniach zmian współczynnika  $T$  wraz ze wzrostem odkształcenia próbki obliczone wielkości wzrostu wymiarów pustek okazały się zgodne z wynikami eksperymentu.

W stopach technicznych można zaobserwować koegzystencję dwóch procesów:

- wzrost istniejących pustek
- stałe zarodkowanie nowych pustek na istniejących w stopie wydzieleniach (rys.3)



Rys.3.Przełom ciągliwy próbki stali pobranej z kadłuba statku. Widoczne nowe pustki (prawy górny róg) [1].

Występowanie równolegle dwóch procesów stwarza duże trudności w opracowaniu modelu dekohezji materiału.

Zwiększeniu wymiarów pustek towarzyszy zmiana ich kształtów, która szczególnie wyraźnie zaznacza się przy niskim współczynniku trójosiowości naprężeń  $T$ . Przy wyższych wartościach  $T$  dominuje wzrost pustek. Zmiana kształtu pustek intensyfikuje proces niszczenia materiału [18]. Przy współczynniku  $T$  w granicach od 0,33 do 0,5 przy jednoosiowym rozciąganiu próbki wolnej od hamujących działań wtrąceń, wydłużenie pustek następuje głównie bez wzrostu ich wielkości aż do momentu ich połączenia [19]. Wydłużone pustki mogą ulegać rotacji umożliwiającej ich łączenie i tworzenie mikropęknięć [11]. Między pustką a wydzieleniem może wystąpić interakcja powodująca blokowanie pustek, ich deformację i lokalną koncentrację odkształceń, co sprzyja powstawaniu pęknięć [20].

### **Koalescencja pustek.**

Proces koalescencji pustek, chociaż stale jeszcze nie w pełni wyjaśniony, opisują trzy główne modele mające różne odmiany zależnie od mikrostruktury materiału, jego ciągliwości oraz warunków obciążenia [15,18].

Główny obserwowany proces koalescencji polega na tworzeniu się wewnętrznych szyjek podczas trwałego odkształcenia plastycznego próbki. Szyjki tworzą się między dwoma

pustkami sąsiadującymi w tym samym rzędzie usytuowanym równikowo. Zrywanie szyjek prowadzi do koalescencji pustek. W przypadku próbek wykonanych z miedzi szyjki tworzą się zgodnie z kierunkiem przyłożonego obciążenia, a zrywanie i proces koalescencji przebiega w kierunku prostopadłym do niego. ( rys.1), wykazując zgodność z modelem Thomasa [21]

Drugi rodzaj koalescencji polega na łączeniu się pustek poprzez ścinanie materiału między pustkami wywołanym naprężeniem stycznym (rys.2).

Trzeci rodzaj koalescencji polega na łączeniu się wydłużonych pustek wzdłuż ich długości. Zachodzi głównie w stalach o wydłużonych wtrąceniach i w stopach o wydłużonych zgrupowaniach wydzielen [22].

Koalescencję pustek poprzez tworzenie się wewnętrznych szyjek lub poprzez ścinanie materiału między pustkami (pierwszy i drugi model) zaobserwowano w rozciąganej próbce z płytkim karbem wymuszającym lokalizację procesu dekohezji, w warunkach wytworzonego w niej trójosiowego stanu naprężeń. Łączenie się wydłużonych pustek występuje w warunkach jednoosiowego rozciągania.

### **Makroskopowe pęknięcie materiału.**

W miarę narastania opisanych zjawisk następuje makroskopowe niszczenie materiału przybierające formy:

- inicjacji pęknięć
- propagacji istniejących w materiale pęknięć
- pojawienie się lokalnej niestabilności

Ten ostatni przypadek może manifestować się dwójako. Odształcenie koncentruje się w pasmach ścinania, wzdłuż których następuje zerwanie próbki. Stan taki ma miejsce przy zrywaniu próbek wykonanej z cienkiej blachy. W innych przypadkach tego zjawiska pęknięcie początkowo lokalizuje się w osi rozciąganego materiału prostopadle do kierunku obciążenia. W miarę narastania odształcenia pojawia się stan lokalnej niestabilności objawiający się zmianą płaszczyzny odształcenia. Dalsze odształcenie, a następnie pęknięcie, następuje na drodze ścinania w płaszczyźnie nachylonej pod kątem  $45^{\circ}$  do kierunku obciążenia rozciągającego tworząc kształt przelomu znany ze statycznej próby rozciągania okrągłych próbek [18,23].

### **Spis literatury.**

- 1.Ustasiak M.: Wybrane zagadnienia mechaniki pęknięcia. Wyd. ZUT Szczecin 2001
- 2.Beevers C.J ,Honeycombe R.W.K.: Ductile fracture of single crystals; Fracture Proc. Conf. at Swampscott, Mass. Technology Press – MIT 474 -497, 1959

3. Price R.J., Kelly A.: Deformation of hardened aluminium alloy crystals – II fracture; *Acta Met.* 1964, v.12, 979 – 992.
4. Asserin–Lebert A., Besson J.; Gourgues A.F.: Fracture of 6056 aluminum sheet materials; effect of specimen thickness and hardening behavior on strain localization and toughness.; *Mater. Sci. Eng. A* 395, 2005, 186 – 194
5. Sutton M. A., Dawicke D. S., Newmen J.C. Jr: Orientation effects on the measurement and analysis of critical CTOA in an aluminum alloy sheet.; *Fracture Mechanism 26V. ASTM STP 1256 American Society for testing and materials, Philadelphia 1955, 243 – 255.*
6. Tipper C. F.: The fracture of metals. *Metallurgia*, 39, 1949, 133 – 137
7. Goods S. H., Brown L. M.: The nucleation of cavities by plastic deformation. *Acta Metall.* 27, 1979, 1 -15.
8. Marini B., Mudry F., Pineau A.: Experimental study of cavity growth in ductile rupture; *Eng. Frac. Mech.* 22, 1985, 989 – 996.
9. About L., Brecht Y., Maire E., Fougères R.: On the competition between particle fracture and particle decohesion in metals matrix composites. *Acta Mater.*, 52, 2004, 4517 – 4525.
10. Amine Benzergha A., Jean-Baptiste Leblond: Ductile fracture by void growth to coalescence; *Advances in Applied Mechanism.* 44, 2010, 169 – 305.
11. Benzergha A.A., Besson J., Pineau A.: Anisotropic ductile fracture. Part I; experiment.; *Acta Mater.* 52, 2004, 4623 – 4638.
12. Bermin F. M., Pineau A., Mudry F., Devaux J. C., Lederman P.: Cavity formation from inclusions in ductile fracture.; *Met. Trans. A*, 12A(1981), 723 – 731.
13. Lee B.J., Mear M. E.: Stress concentration induced by an elastic spheroidal particle in plastically deformed solid.; *J. Mech. Phys. Solids*, 47, 1999, 1301 – 1336.
14. Argon A.S., Im J., Safoglu R.: Cavity formation from inclusions in ductile fracture.; *Met. Trans. A*, 6A, 1975, 825 – 837.
15. Tanaka K., Mori T., Nakamura T.: Cavity formation at the interface of a spherical inclusion in a plastically deforming matrix. *Philos. Mag.*, 21, 1970, 267 – 279.
16. Weck A., Wilkinson D., Maire E., Toda H.: Visualization by x-ray tomography of void growth and coalescence leading to fracture in model materials.; *Acta Mater.*, 56, 2008, 2919 – 2928.
17. Rice J, Tracey D.: On the ductile enlargement of voids in triaxle stress fields.; *Journal of Mechanics and Physics of Solids.* 17, 1969, 201–217.
18. Pineau A., Benzergha A.A., Pardoën T.: Failure of metals I. Brittle and ductile fracture.; *Acta Materialia.* 107, 2016, 424-483.
19. Pardoën T., Hutchinson J.W.: An extended model for void growth and coalescence.; *Journal of Mechanics and Physics of Solids.* 48, 2000, 2467-2512.



20.Tvergaard V.: Effect of stress-state and spacing on voids in a shear-field.; Int. J. Solids Struct. 49, 2012, 3047-3054.

21.Thompson P.F.: Ductile Fracture of metals. Oxford Pergamon Press 1990

22.Benzerga A.A.: Rupture ductile des toles anisotropies. Ph.D. thesis. Ecole Nationale Superiore des Mines de Paris 2000

23.Anand K., Spitzig W.A.: Initiation of localized shear bands in plain strain. J. Mech. Phys. Solids 28,1980, 113-128.