

Mechanika pękania – Wprowadzenie w zagadnienie.

Mechanika pękania jest dziedziną z pogranicza mechaniki jako nauki o wytrzymałości materiałów i metaloznawstwa. Pęknięcie może być wynikiem różnego rodzaju obciążeń, z których dwa są najczęściej spotykane: są to obciążenia okresowo zmienne i obciążenia statyczne lub quasistatyczne. Te pierwsze prowadzą do zniszczenia zmęczeniowego jako wyniku wywołanych tymi obciążeniami odkształceń plastycznych. Często błędnie określa się zniszczenie zmęczeniowe jako rezultat zmiennych naprężeń. Zmienne naprężenia, jeśli nie powodują zmiennych odkształceń plastycznych nie doprowadzą do zniszczenia zmęczeniowego. Zniszczenie obciążeniem statycznym natomiast, może być spowodowane wyłącznie wywołanymi przez nie naprężeniami bez udziału jakichkolwiek odkształceń plastycznych.

Mechanika pękania dzieli się na dwa działy:

liniowa mechanika pękania, w której zachowane jest prawo Hooke'a tzn. stosunek naprężeń do wywołanych przez nie odkształceń względnych jest wielkością stałą.

nieliniowa mechanika pękania, w której prawo Hooke'a nie jest spełniane.

W niniejszym opracowaniu ograniczę się do zakresu mechaniki liniowej, a więc do poruszania zagadnień, w których nie występuje odkształcenie plastyczne lub występuje w niewielkim stopniu.

Teorie kruchego pęknięcia opracował Griffith wychodząc z analizy stanu energetycznego obciążanego materiału. Zakładając, że w każdym materiale istnieją jakieś nieciągłości stwierdził że istniejąca nieciągłość – pęknięcie ulegnie rozwojowi jeżeli energia sprężysta obciążonego elementu przewyższy energię swobodną przyrostu powierzchni pęknięcia i jego rozwój spowoduje uwolnienie części nagromadzonej w materiale energii sprężystej.

$$\delta U / \delta a = \delta(U_E + U_S) / \delta a = 0$$

a – połowa długości pęknięcia

U_E – energia sprężysta obciążonego elementu

U_S – energia swobodna przyrostu powierzchni pęknięcia.

Wychodząc z powyższego Griffith określił wielkość naprężeń krytycznych dla płaskiego stanu naprężeń

$$\sigma_{kr} = (2E\gamma_s / \Pi a)^{1/2}$$

γ_s – powierzchniowa energia jednostkowej.

dla płaskiego stanu odkształceń

$$\sigma_{kr} = [2E\gamma_s / \Pi a(1-\nu^2)]^{1/2}$$

Po osiągnięciu podanych naprężeń zostanie spełniony warunek energetyczny rozwoju pęknięcia zwany warunkiem koniecznym, ale nie jest on wystarczającym, bowiem aby pęknięcie uległo rozwojowi muszą wystąpić na czole pęknięcia wystarczająco duże naprężenia pokonujące siłę wiązań międzyatomowych. Musi zostać spełniony warunek mechaniczno-dynamiczny.

Na czole pęknięcia występuje spiętrzenie naprężeń określone równaniem

$$\sigma_t = \sigma(a/\rho)^{1/2}$$

ρ – promień krzywizny czoła pęknięcia

Teoretyczną wytrzymałość określa równanie

$$\sigma_c = (E\gamma_s/b_0)^{1/2}$$

b_0 – parametr sieci krystalograficznej

Pokonanie siły wiązań międzyatomowych nastąpi gdy

$$\sigma_t = \sigma_c$$

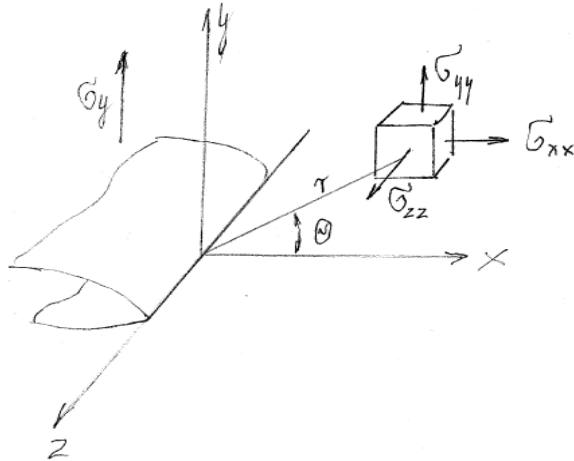
a więc krytyczna wartość naprężeń konieczna do rozwoju pęknięcia wynosi

$$\sigma_s = (E\gamma_{sp}/b_0a)^{1/2}$$

Wg teorii Griffitha pęknięcie ulegnie rozwojowi jeśli wytworzone obciążeniem zewnętrznym naprężenia będą wyższe od σ_{kr} i σ_s .

Przyjęte równanie $\sigma_i = \sigma(a/\rho)^{1/2}$ dla $\rho = 0$ oznacza naprężenia równe nieskończoności. Nieskończone małe ρ jest matematyczną abstrakcją ważną dla materiałów ciągłych i nie jest ważne dla okresowej budowy materiałów krystalicznych.

Irwin podszedł do omawianego problemu pęknięcia materiałów od strony analizy stanu naprężeń na czole pęknięcia opisując go zespołem równań :



.Rys.1. Stan naprężeń na czole pęknięcia.

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= k_I/(2\pi r)^{1/2}[\cos\theta/2(1 - \sin\theta/2 \sin3\theta/2)] \\ \sigma_{yy} &= k_I/(2\pi r)^{1/2}[\cos\theta/2(1 + \sin\theta/2 \sin3\theta/2)] \\ \sigma_{zz} &= \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) \\ \tau_{xy} &= k_I/(2\pi r)^{1/2}(\sin\theta/2 \cos\theta/2 \sin3\theta/2) \\ \tau_{xz} &= \tau_{yz} = 0\end{aligned}$$

Do podanych równań został wprowadzony współczynnik k_I zwany współczynnikiem intensywności naprężeń wyrażony wzorem

$$k_I = \sigma(\Pi a)^{1/2}$$

σ -naprężenie ogólne wywołane przyłożonym obciążeniem.

a - połową długości pęknięcia

Współczynnik intensywności naprężeń opisuje stan naprężeń na czole pęknięcia w warunkach odkształceń sprężystych uwzględniając wielkość przyłożonego obciążenia zewnętrznego poprzez uwzględnienie wywołanych nim naprężeń ogólnych i obecność pęknięcia o długości $2a$. Oznaczenie I odnosi się do modelu pęknięcia, w którym σ jest prostopadłe do powierzchni pęknięcia (rys.2). Konstrukcje pękają zazwyczaj wg modelu I i dlatego w dalszych rozważaniach uwzględnia się tylko model I.

Obciążony element ulegnie zniszczeniu, gdy

$$k_I \geq k_{IC}$$

k_{IC} jest stałą materiałową, podobnie jak w statycznej próbie rozciągania są nimi R_e lub R_m i oznacza najmniejszą odporność na pęknięcie badanego materiału występującą w warunkach przestrzennego stanu naprężeń (płaskiego stanu odkształceń). Spełnienie podanego warunku jest spełnieniem zarówno warunku energetycznego jak i mechaniczno-dynamicznego.

Wyznaczenie prawidłowej wielkości k_{IC} jest sprawą zasadniczej wagi. Norma PN-87/H-04335

opisuje sposób uzyskania wartości k_{IC} . Tutaj zwrócę uwagę tylko na szczególnie ważne warunki przeprowadzenia tej próby pozwalające na uzyskanie właściwych wyników. Podstawową sprawą są właściwe wymiary próbki, której kształt przedstawia rys.3. Grubość próbki musi stworzyć warunki na czole pęknięcia umożliwiające wystąpienia płaskiego stanu odkształceń, a więc przestrzennego stanu naprężeń zapobiegającego pojawieniu się odkształcenia plastycznego i spełnienie warunku mechaniki liniowej pęknięcia. Przestrzenny stan naprężeń charakteryzowany jest współczynnikiem trójosiowości stanu naprężeń

$$T = \sigma_m / \sigma_e$$

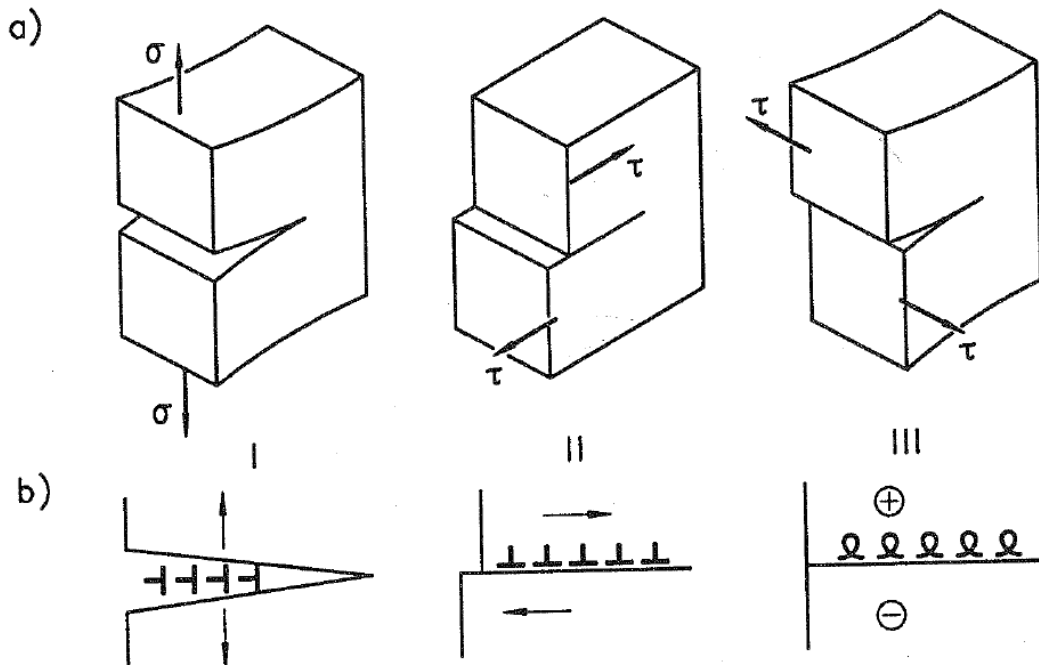
σ_m jest średnią wartością naprężeń

σ_e jest zastępczym naprężeniem wyznaczonym metoda

Hubera

$$\sigma_e = \{1/2[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]\}^{1/2}$$

Przy trójosiowym stanie naprężeń rozciągających σ_e może być niższa od R_e , a więc nie wystąpią odkształcenia plastyczne, mimo że wartości σ_1 , σ_2 , i σ_3 mogą być duże i przekroczyć wytrzymałość materiału. Wartość T jest duża dla dużych przekrojów i dlatego bardzo ważne jest dobranie grubości próbki pozwalającej uzyskać odpowiednią wartość T i zapobiec powstaniu na czole pęknięcia obszaru odkształceń plastycznych a więc spełnienie warunku liniowej mechaniki pęknięcia.

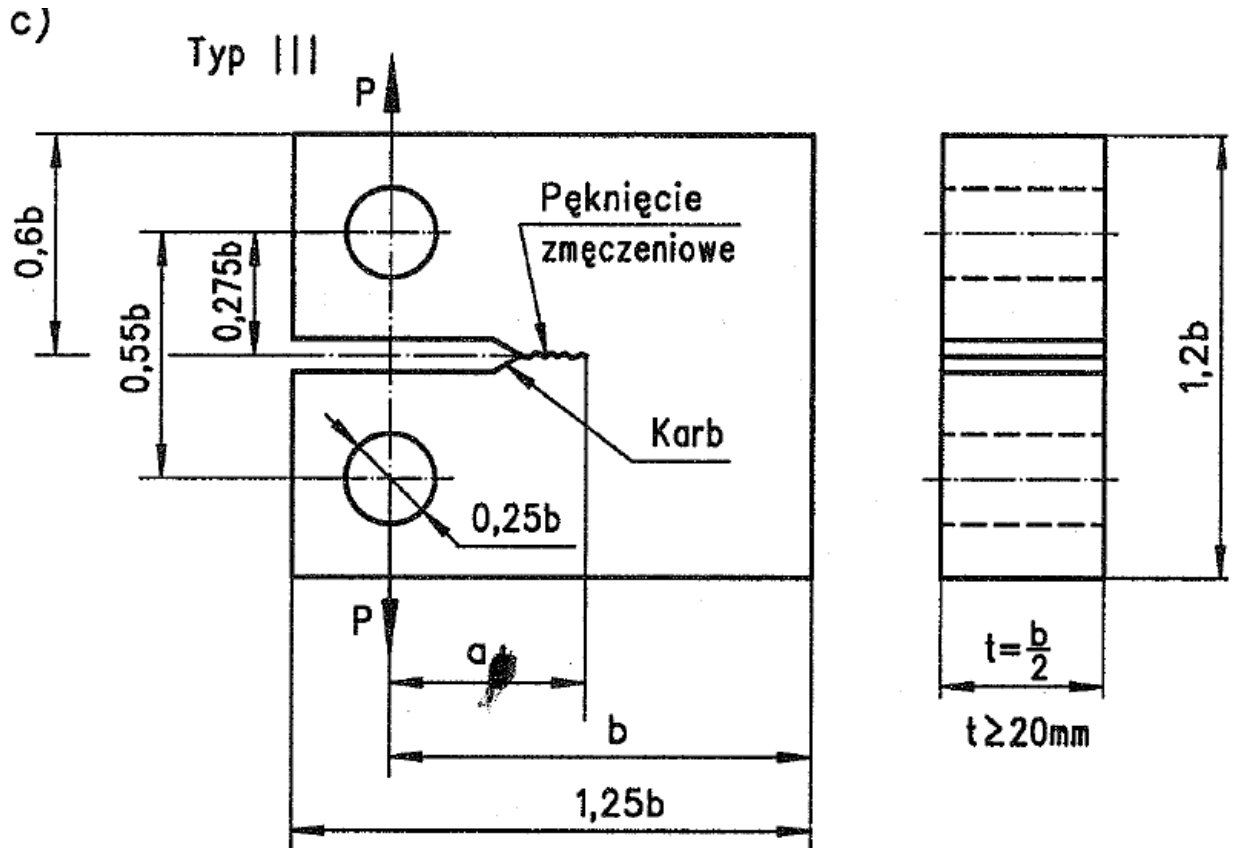


Rys.2. Modele pęknięcia materiału. I – pęknięcie rozwarcia. II – pęknięcie podłużnego ścinania. III – pęknięcie poprzecznego ścinania.

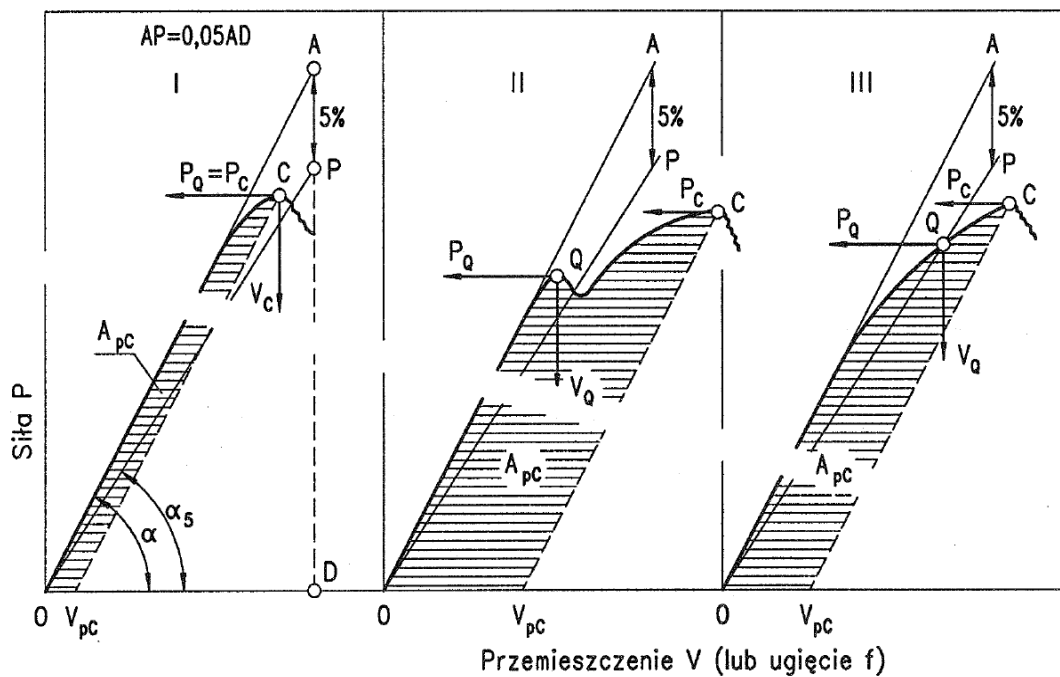
Wstępnie dobiera się t wg stosunku R_e/E .

Dla ilustracji zagadnienia: dla stali o $R_e = 1000 \text{ MPa}$ stosunek $R_e/E = 0,005$, a grubość próbki t powinna wynosić co najmniej 75mm. Nie wyznacza się współczynnika intensywności naprężeń dla materiałów o niskiej wartości R_e bowiem nie ma możliwości zachowania liniowej zależności σ i ϵ nawet przy bardzo grubych próbkach. Pęknięcie zmęczeniowe o wymaganej długości $a_z \geq 1,5 \text{ mm}$ uzyskuje się w warunkach zmiennego rozciągania przy asymetrii cyklu 0,1 do 0,2, maksymalnym naprężeniu mniejszym niż $0,5R_e$ i liczbie cykli większej niż 5×10^4 . Przygotowaną w ten sposób próbkę obciąża się na maszynie wytrzymałościowej aż do zerwania uzyskując wykres $P = f(V)$, gdzie V jest przemieszczeniem brzegów karbu. Podstawowe rodzaje wykresów przedstawia rys.4. Linia OA jest przedłużeniem początkowego odcinka prostoliniowego krzywej $P = f(V)$. Kąt α tej krzywej winien mieścić się w zakresie $40 - 65^\circ$. Z początku układu współrzędnych wykreśla się linię OP. Tangens kąta nachylenia tej linii α_s jest 5% mniejszy niż dla linii OA. Do obliczeń

przyjmuje się wartość siły największej między obu liniami i oznacza się ją symbolem P_Q .



Rys.3. Próбка do wyznaczenia k_{IC}



Rys.4. Rodzaje krzywych obciążenia próbki.

$K_{Ia}^{c/f}$ jest współczynnikiem lokalnej intensywności blokowania pęknięcia na granicy węglík/ferryt

$K_{Ia}^{f/f}$ jest współczynnikiem lokalnej intensywności blokowania pęknięcia na granicy ferryt/ferryt.

Przyjęte oznaczenia sugerują powiązania ze współczynnikiem intensywności naprężeń oznaczanym symbolem $K_I = \sigma(\Pi a)^{1/2}$. Współczynnik intensywności naprężeń K_I opisuje stan naprężeń na czole pęknięcia, podczas gdy K_{Ia} opisuje intensywność blokowania pęknięcia na kolejnych przeszkodach.

Wiele modeli pęknięcia przyjmuje, że krytycznym momentem w procesie rozwoju pęknięcia jest przejście pęknięcia przez granicę między kruchym wydzieleniem i osnową. Uważa się jednak także, że takim momentem krytycznym może być zarodkowanie pęknięcia w kruchym wydzieleniu.

Po zarodkowaniu pęknięcie rozwija się pokonując bariery cząsteczka /osnowa (p/m) i osnowa/osnowa (m/m) według kryteriów:

$$\sigma_{pm} = [\Pi E \gamma_{pm} / (1 - \nu^2) a]^{1/2}$$

$$\sigma_{mm} = [\Pi E \gamma_{mm} / (1 - \nu^2) D]^{1/2}$$

σ_{pm} i σ_{mm} są naprężeniami koniecznymi do propagacji pęknięcia poprzez bariery cząsteczka/osnowa i osnowa/osnowa.

γ_{pm} i γ_{mm} – jednostkowe energie powierzchniowe pęknięcia

a i D – wielkości kruchej cząsteczki i wielkość ziarna osnowy

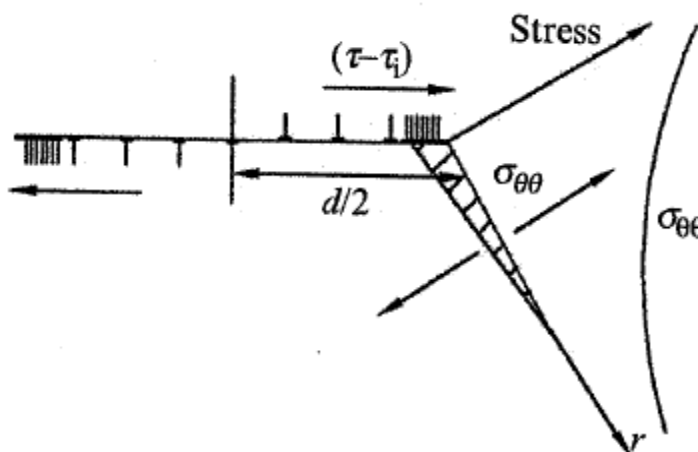
Procesem poprzedzającym wspomniane trzy stadia jest odkształcenie plastyczne będące prekursorem pęknięcia uczestniczącym w nukleacji pęknięcia.

Mechanizm i kryteria zarodkowania pęknięcia.

Wyróżnia się dwa mechanizmy inicjacji pęknięcia na kruchym wydzieleniu:

- pęknięcie wydzielenia
- dekohezja na granicy wydzielenie/osnowa

Pęknięcie wydzielenia występuje w wyniku odkształcenia plastycznego osnowy przy czym najpierw pękają duże wydzielenia.



Rys.6. Model Stroha zarodkowania pęknięcia spiętrzeniem dyslokacji.

d – średnica ziarna osnowy, τ – styczne naprężenia zewnętrzne, τ_i – opory ruchu dyslokacji

Zgrupowanie dyslokacji przed granicą osnowa/twarde wywołuje naprężenie normalne $\sigma_{\theta\theta}$ powodujące zarodkowanie pęknięcia w twardej wydzieleniu. Ogólnie formuła określająca kryterium zarodkowania pęknięcia może być wyrażona równaniem:

$$\sigma_d = \sigma_1 + \sigma_{loc}(r)_{r=r_1}$$

σ_d – wytrzymałość osnowy, twardego wydzielenia lub granicy między nimi

σ_1 – naprężenie wywołane obciążeniem zewnętrznym

σ_{loc} – naprężenie normalne na czole zgrupowania dyslokacji

r – współrzędna określająca odległość od czoła zgrupowania

r_1 – wartość określana wymiarem elementów struktury

Osnowa miękka sprzyja powstaniu pęknięcia na granicy wydzielenie -osnowa bowiem nie pozwala na osiągnięcie dostatecznego spiętrzenia naprężeń, aby nastąpiło pęknięcie wydzielenia. Osnowa twarda sprzyja powstawaniu pęknięcia w wyniku pęknięcia wydzielenia.

Zarodkowanie pęknięcia jest pierwszym etapem w procesie pęknięcia. Następne dwa to :
rozwój pęknięcia i przejście przez granicę między wydzieleniem a pierwszym ziarnem osnowy

rozwój i przejście pęknięcia przez granice między następnymi ziarnami.

Każdy z nich może być etapem krytycznym tzn. etapem, który zahamuje dalszy rozwój pęknięcia.

Podstawowymi warunkami powstania pęknięcia w skali mikrostrukturalnej są:

- naprężenie normalne na czole karbu σ_{yy}
- lokalne odkształcenie plastyczne ϵ_p

. Przykład inicjacji pęknięcia i jego rozwoju w stali manganowej pokazano na przełomie próbki zerwanej w temperaturze minus 130°C w próbie określenia wielkości δ (rys.7).

Na rys.7a pokazano strzałką węglík, w którym nastąpiła inicjacji pęknięcia. Dorzecze, rozwijające się z tego miejsca, wskazuje na węglík jako przyczynę pęknięcia. Rozwija się ono pokonując granicę węglík – ferryt, a dalej poprzez ziarna 1 i 2 ferrytu. Rys.7b ilustruje drogę rozwoju pęknięcia z ziarna 2 poprzez granicę ziarno/ziarno do ziaren 3 – 7. Miejsce inicjacji pęknięcia i drogi jego rozwoju w odniesieniu do pęknięcia pierwotnego będącym powodem koncentracji naprężeń i powstania omawianego pęknięcia pokazano na rys. 7c i d. Makroskopowy obraz przełomu z pokazanym czołem pęknięcia pierwotnego przedstawia rys. 7e. Na rys. 7f zaznaczono miejsce inicjacji pęknięcia odległe 50 μ m od czoła pęknięcia pierwotnego. Powstało ono nie na czole pęknięcia pierwotnego, lecz w miejscu, gdzie zostały spełnione warunki inicjacji. Na rys. 8 naszkicowano schemat powstawania i rozwoju pęknięcia pokazanego na rys.7, a więc najpierw odkształcenie plastyczne ziarna osnowy powodujące spiętrzenie dyslokacji na granicy osnowa /węglík, pęknięcie węglíka i rozwój pęknięcia w węglíku.

Warunkiem realizacji tego etapu jest odkształcenie plastyczne o wielkości

$$\epsilon_p \geq \epsilon_{pc}$$

ϵ_p - odkształcenie plastyczne

ϵ_{pc} - graniczne odkształcenie plastyczne

Drugi etap pęknięcia następuje, gdy pęknięcie pokona granicę między kruchym pękniętym wydzieleniem a ziarnem osnowy2 oraz ziarnem 1 i rozwija się w nich. Warunkiem jest by

$$\sigma_{yy} \geq \sigma_{f(c)}$$

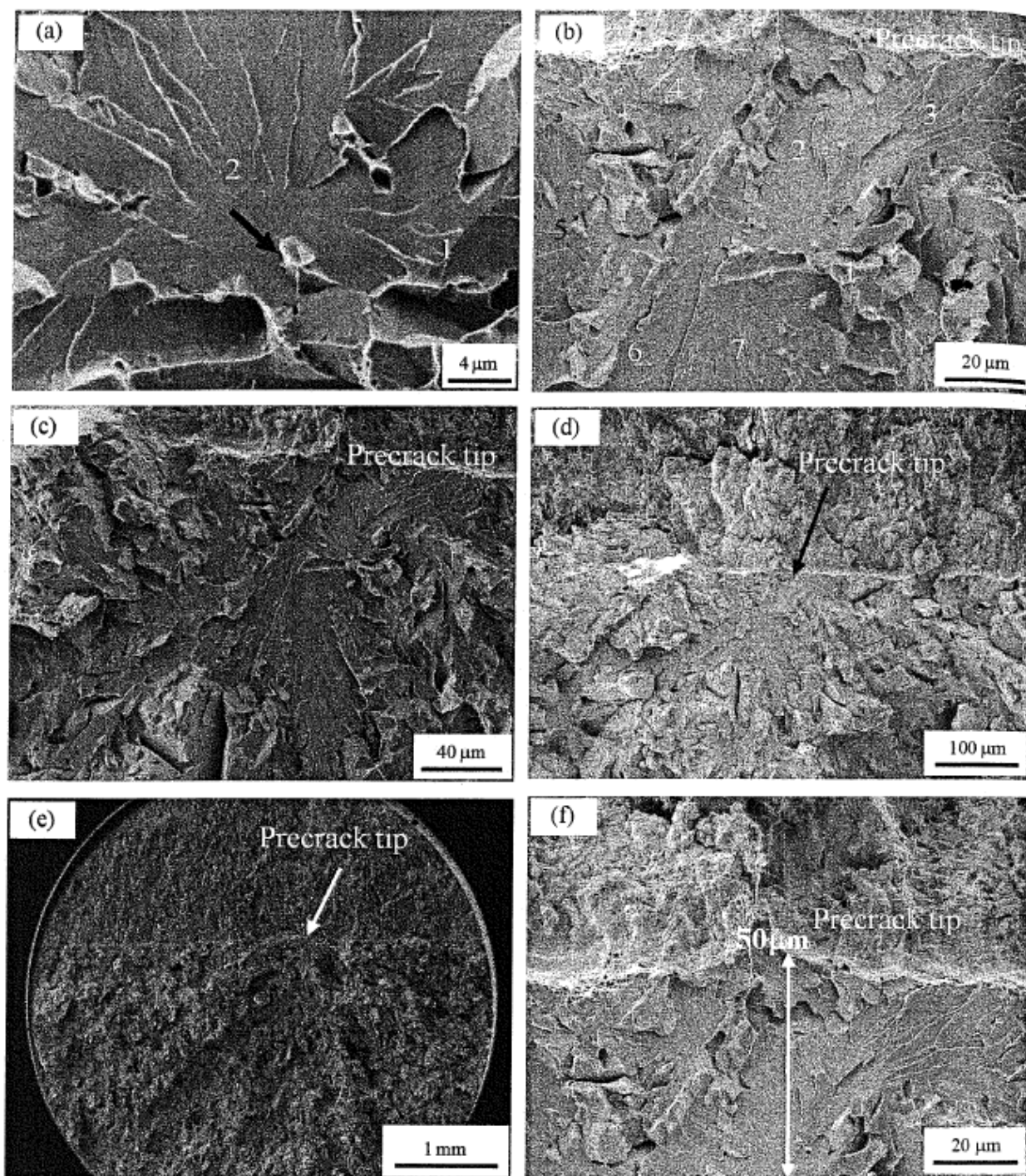
σ_{yy} - naprężenie normalne prostopadłe do powierzchni przełomu.

$\sigma_{f(c)}$ – naprężenie graniczne wywołujące pęknięcie kruchego wydzielenia

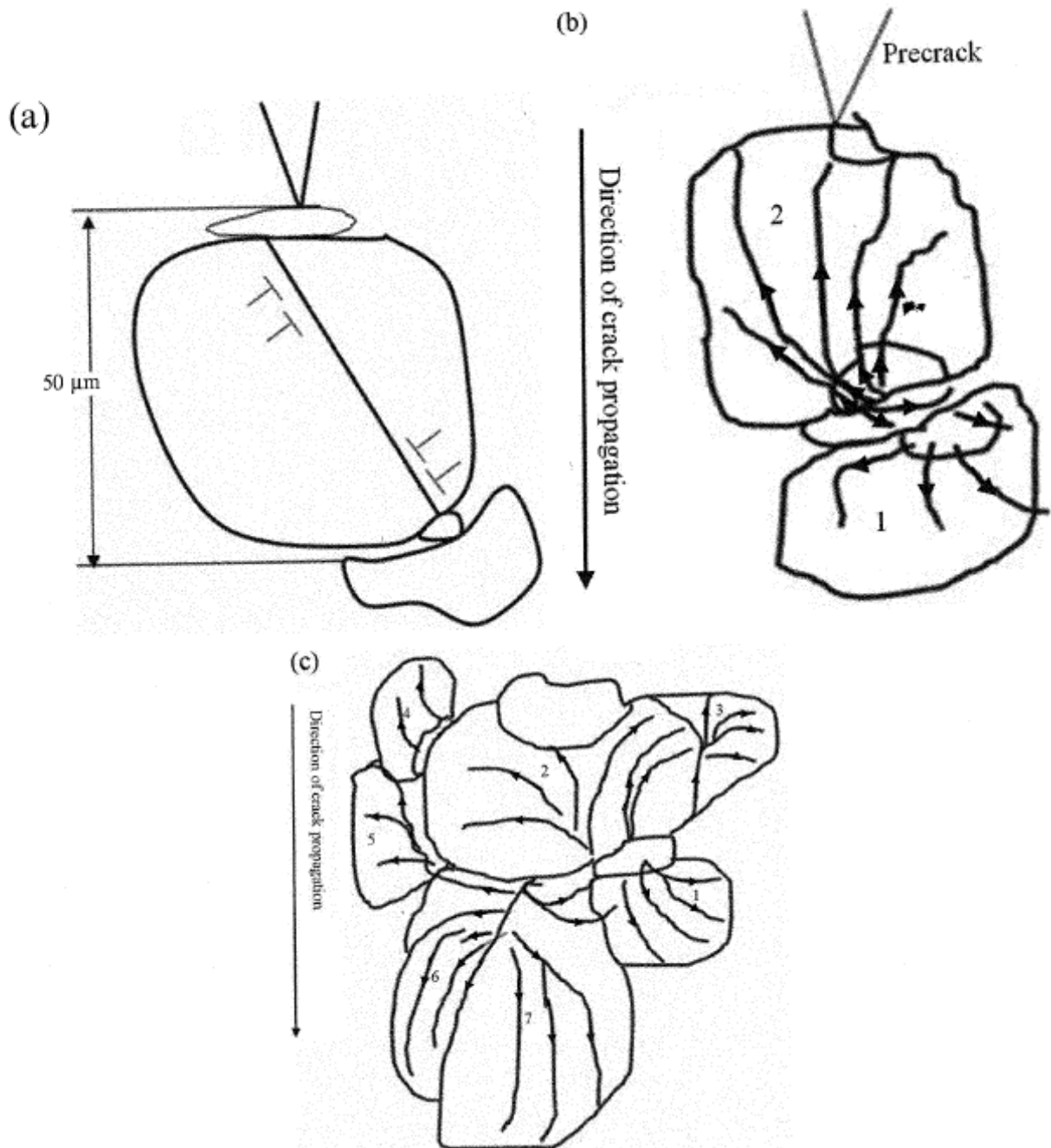
Trzeci etap następuje, gdy pęknięcia w pierwszych ziarnach osnowy rozprzestrzenią się na pozostałe ziarna osnowy pokonując granice między nimi. Warunkiem jest, by

$$\sigma_{yy} \geq \sigma_{f(f)}$$

$\sigma_{f(f)}$ – naprężenie graniczne wywołujące pęknięcie osnowy



Rys. 7. Powierzchnia przełomu stali węglowej z dodatkiem manganu zerwanej w temperaturze minus 130°C.

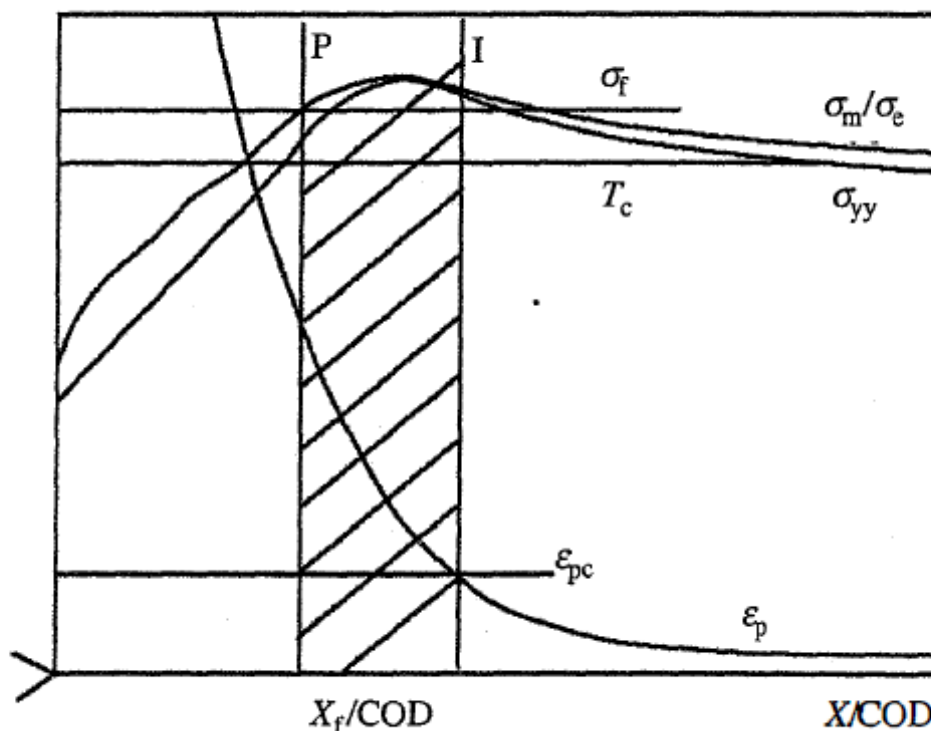


Rys.8. Schemat ilustrujący proces pęknięcia pokazany w rys. 7

Wymienione trzy etapy następują jeden za drugim bez jakiegokolwiek przerwy; jeśli przerwa wystąpi proces pęknięcia zaczyna się od początku. Przerwa w pękaniu może zaistnieć na skutek wystąpienia odkształcenia plastycznego na czole pęknięcia i jego zaokrąglenia co spowoduje spadek lokalnych naprężeń. Istnieje dlatego jeszcze jeden warunek ciągłego rozwoju pęknięcia, a mianowicie na czole pęknięcia musi wystąpić trójosiowy stan naprężeń T większy od krytycznego aby nie wystąpiło odkształcenie plastyczne i stępienie czola pęknięcia

$$T \geq T_c$$

Powyższe warunki w formie graficznej przedstawia rys. 9.

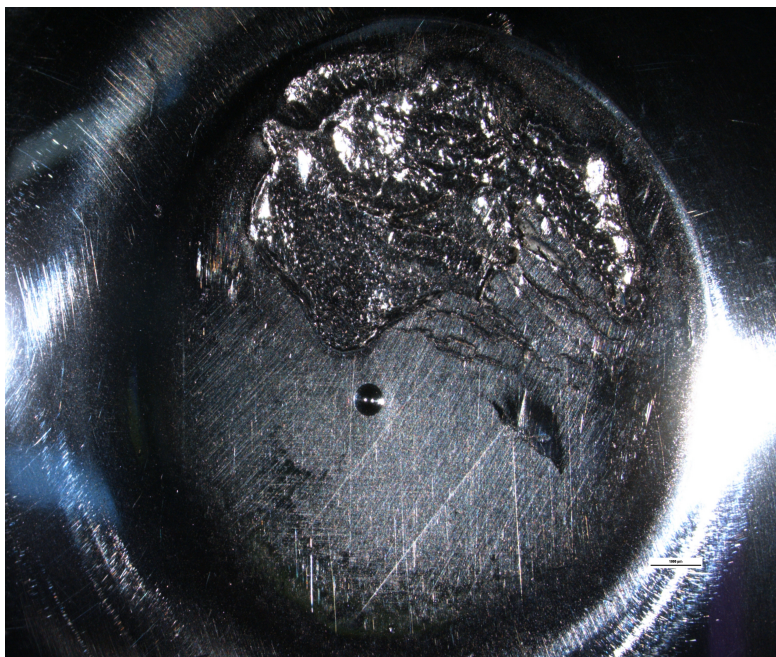


Rys. 9. W zakreskowanym obszarze spełnione są warunki powstania i rozwoju pęknięcia[1].

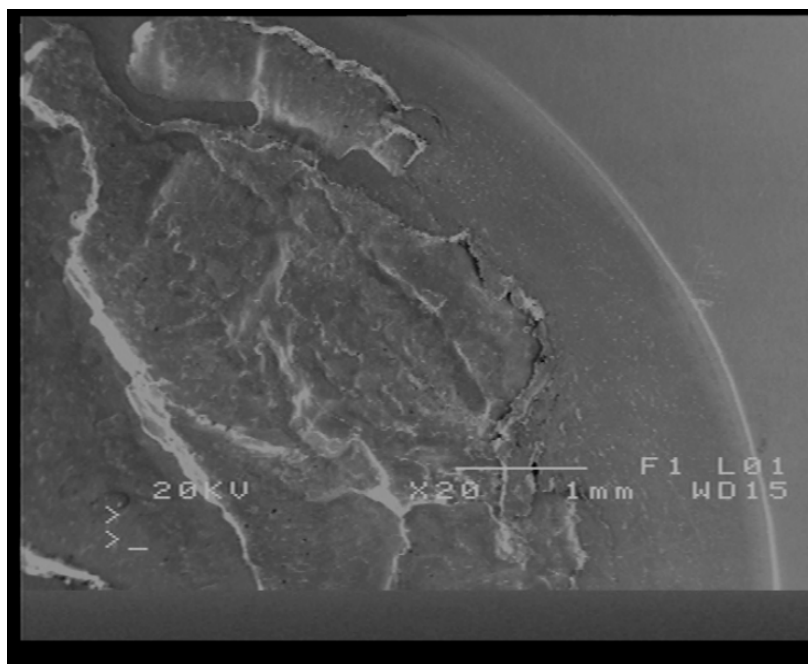
Zakreskowana strefa jest obszarem aktywnym, w którym spełnione są wszystkie trzy warunki powstania pęknięcia. Granicę oznaczoną literą P wyznacza przecięcie się lokalnej wytrzymałości na pęknięcie σ_f z krzywą opisującą panujące na czole pęknięcia naprężenia normalne σ_{yy} . Granicę oznaczoną literą I wyznacza przecięcie się krzywej odkształceń plastycznych na czole pęknięcia ϵ_p z granicznymi odkształceniami ϵ_{pc} warunkującymi wystąpienie spiętrzenia dyslokacji i dostatecznej koncentracji naprężeń powodującej pęknięcie kruche wydzielenia. T_c jest krytyczną wartością trójosiowego stanu naprężeń warunkującą nie wystąpienie odkształcenia plastycznego. Wielkość X jest odległością od czola pęknięcia pierwotnego lub karbu. Na przedstawionym wykresie odciętą jest stosunek wartości X do wartości COD (crack opening displacement – krytyczne rozwarcie pęknięcia oznaczane w PN symbolem δ). W wyniku wykres nie ulega zmianie przy zmianie obciążenia zewnętrznego. Odległość miejsca inicjacji pęknięcia od czola karbu lub pierwotnego pęknięcia oznaczona jest symbolem X_f i stanowi miarę ciągłości materiału, a równocześnie określa położenie najsłabszego składnika strukturalnego w odniesieniu do czola karbu.

Literatura:

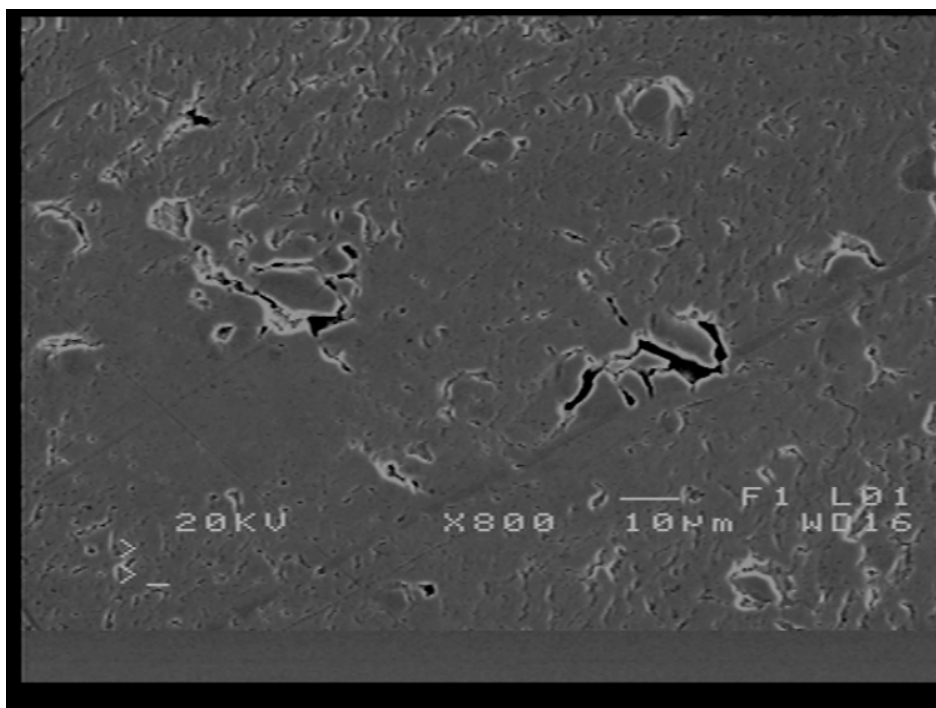
- J.H.Chen, R.Cao – Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals. wyd. Elsevier 2015
- T.L. Anderson – Fracture Mechanics wyd. Taylor & Francis 2005
- J.W.. Wyrzykowski i inni – Odkształcenie i pęknięcie metali. WNT Warszawa 1999



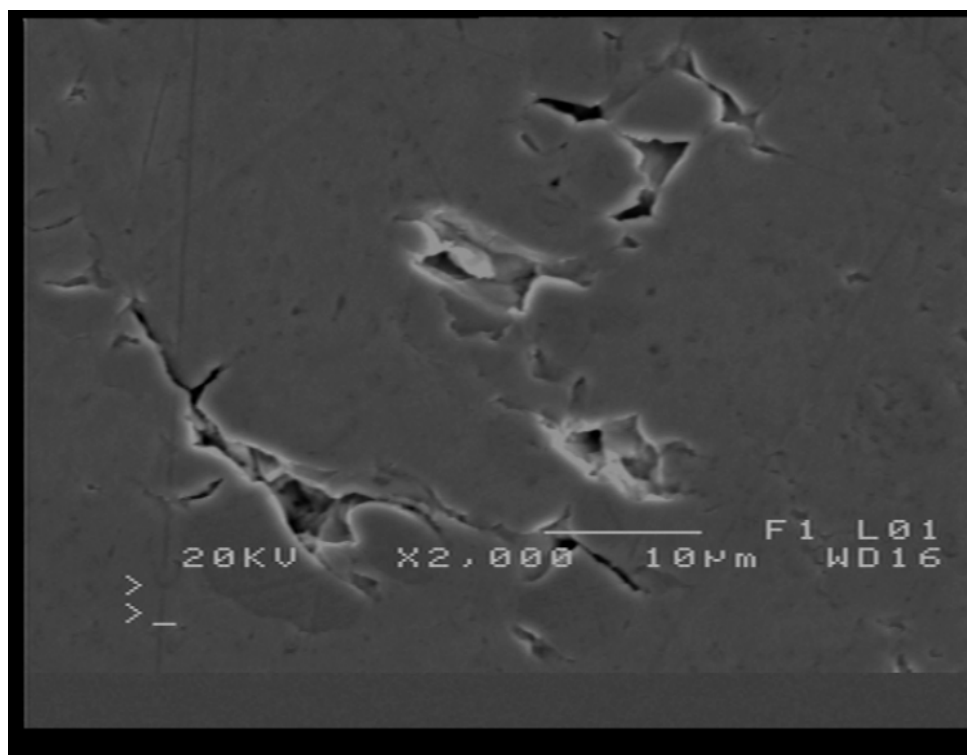
Rys.10. Łeb stempla. T 19-12-2018--001



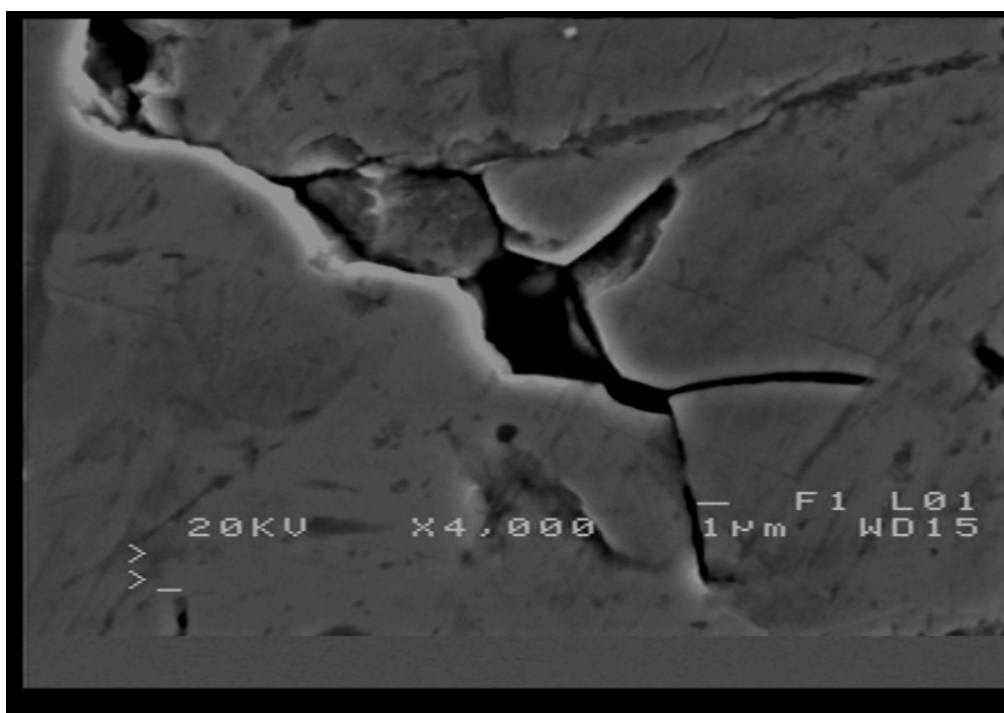
Rys.11. Łeb stempla. T 18-12-2018-003



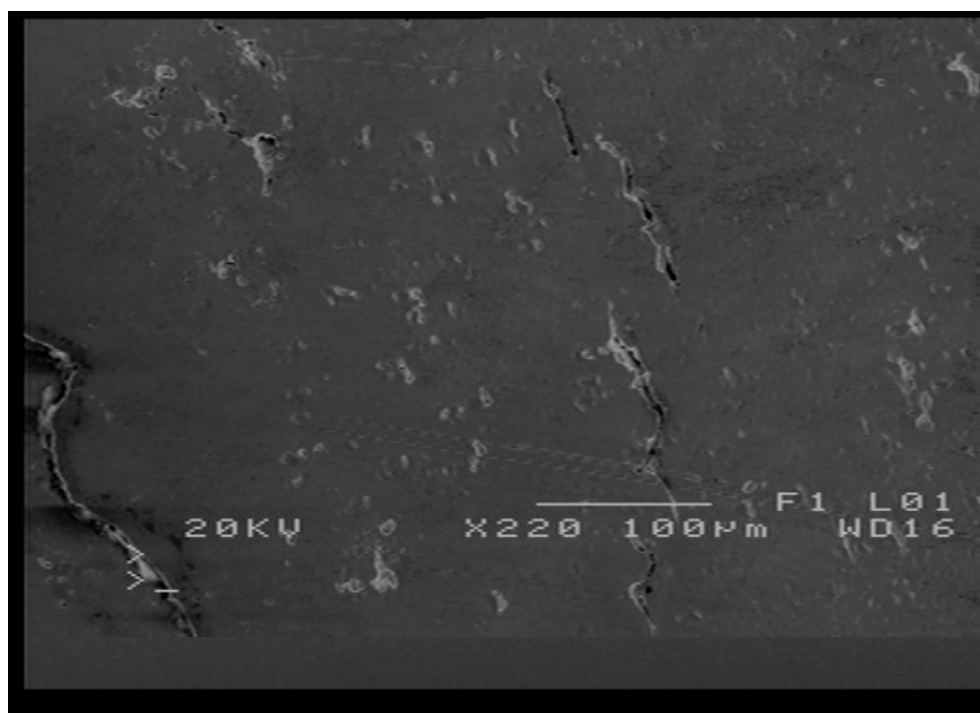
Rys.12. Łeb stempla. T 18-12-2018-006



Rys.13. Łeb stempla. T 18-12-2018-007



Rys.14. Łeb stempla. T 18-12-2018-001



Rys.15. Łeb stempla. T 18-12-2018-008



Rys.16. Łeb stempla. T 18-12-2018-011