

Projekt badawczy NCN: Badanie kruchych i ciągliwych mechanizmów w stopach metali.

Projekt realizowany był na Wydziale Mechatroniki i Budowy Maszyn pod kierunkiem profesora Andrzeja Neimitza, będzie formalnie zakończony 08.11.2018 roku. Finansowany był przez Narodowe Centrum Nauki pod numerem: . *UMO–2014/15/B/ST8/00205*.

Sprawozdanie merytoryczne

Osiągnięcia

1. Opracowanie metody i jej realizacja dla kalibracji związków konstytutywnych ciał sprężysto-plastycznych, dla dużych odkształceń plastycznych, przy uwzględnieniu osłabienia materiału na skutek wzrostu i łączenia się pustek. Wykorzystano teorię Bai-Wierzbickiego odpowiednio ją modyfikując. Zastosowano skalibrowane związki konstytutywne do obliczania pól naprężeń i odkształceń przed frontem szczeliny. W modelu uwzględniono współczynnik trójosiowości będący funkcją pierwszego niezmiennika naprężeń i drugiego niezmiennika dewiatora naprężeń oraz parametr Lode, będący funkcją drugiego i trzeciego niezmienników dewiatora naprężeń.
2. Pomiary i obliczenia skutkujące opracowaniem powierzchni krytycznych efektywnych odkształceń plastycznych w przestrzeni: odkształcenia efektywne plastyczne, współczynnik trójosiowości, parametr Lode. Uzyskano dziewięć powierzchni dla trzech materiałów i trzech temperatur $+20^{\circ}\text{C}$, -20°C , -50°C .
3. Pomiary i obliczenia skutkujące opracowaniem powierzchni krytycznych maksymalnych naprężeń głównych w przestrzeni: maksymalne naprężenia własne, efektywne odkształcenia plastyczne i współczynnik Lode.
4. Identyfikacja mechanizmów zniszczenia ciągliwego poprzez nukleację - wzrost - łączenie się pustek i poprzez mechanizm poślizgu dyslokacji oraz mechanizmu pęknięcia łupliwego z współczynnikiem trójosiowości, parametrem Lode, maksymalnym naprężeniem własnym i efektywnym odkształceniem plastycznym.
5. Opracowanie metody obliczania naprężeń Q (wprowadzonych przez O'Dowda i Shiha) przy uwzględnieniu stanu odniesienia obliczonego numerycznie dla dużych odkształceń, 3D oraz skalibrowanych związków konstytutywnych. Stan odniesienia jest najbliższy rzeczywistemu rozkładowi naprężeń przed frontem szczeliny.
6. Analiza kształtu wtrąceń na proces nukleacji pustek i mikropęknięć w próbkach cylindrycznych i przed frontem szczeliny.
7. Opracowanie metodyki opartej na automatach komórkowych do przewidywania rozwoju pęknięcia łupliwego przed frontem szczeliny.
8. Opracowanie metodyki do przewidywania momentu i miejsca, wzdłuż frontu szczeliny, w którym rozpoczyna się wzrost pęknięcia według mechanizmu ciągliwego. Oszacowany moment krytyczny nie zależy od geometrii elementu konstrukcyjnego.
9. Pokazanie jak nukleacja pustek wpływa na kształt krzywej rozciągania w żeliwach ausferycznych.
10. Zbadano i zaproponowano równanie krzywej wzorcowej (Master Curve) dla stali wysoko-wytrzymałej Hardox-400. Równanie jest modyfikacją krzywej opracowanej dla stali ferrytycznych o niższej wytrzymałości.

Uzyskane wyniki

Praca realizowana była w trzech różnych obszarach:

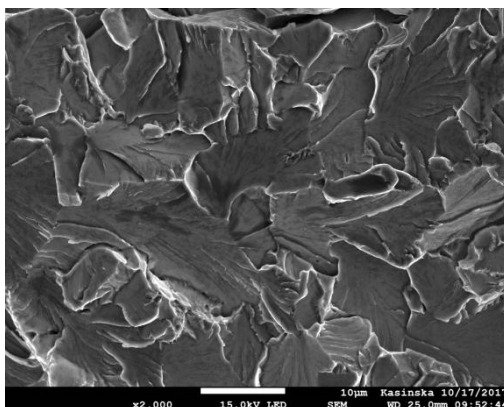
1. Analizowano proces pęknięcia łupliwego w obecności makro-szczeliny w temperaturach $+20^{\circ}\text{C}$, -20°C , -50°C , -80°C , -100°C . Próbki wykonano ze stali wysoko-wytrzymałej Hardox 400. Analizę prowadzono metodą automatów komórkowych. Tę samą stal badano tradycyjnymi metodami mechaniki pęknięcia analizując zagadnienie przejścia plastyczno-kruche wraz z obniżaniem temperatury. Na stali ferrytycznej S355JR, w różny sposób obrabianej termicznie, badano pęknięcie łupliwe na próbkach o różnych współczynnikach trójosiowości i parametrach Lode.

2. Analizowano proces pęknięcia ciągliwego zarówno przed frontem szczeliny, jak i w próbkach o pięciu różnych kształtach. Analizie podlegały stale ferrytyczne i prowadzono ją w różnych temperaturach; początkowo były to temperatury: $+20^{\circ}\text{C}$, -20°C , -50°C , -80°C , -100°C . W dalszych badaniach ograniczono się do trzech pierwszych temperatur gdyż w niższych temperaturach nie obserwowano ciągliwego mechanizmu pęknięcia przed frontem szczeliny.

3. Trzeci obszar, najmniej eksploatowany dotyczył badania żeliwa sferoidalnego austenitycznego: EN-GJS-1050-6. Badano wytrzymałość żeliwa, jego odporność na pęknięcie i zmęczenie. Obszarem zainteresowania był proces nukleacji pustek w tym żeliwie nieistniejący. Wyniki i obserwacje porównywano z procesem zniszczenia stali 42CrMo4.

Ad.1

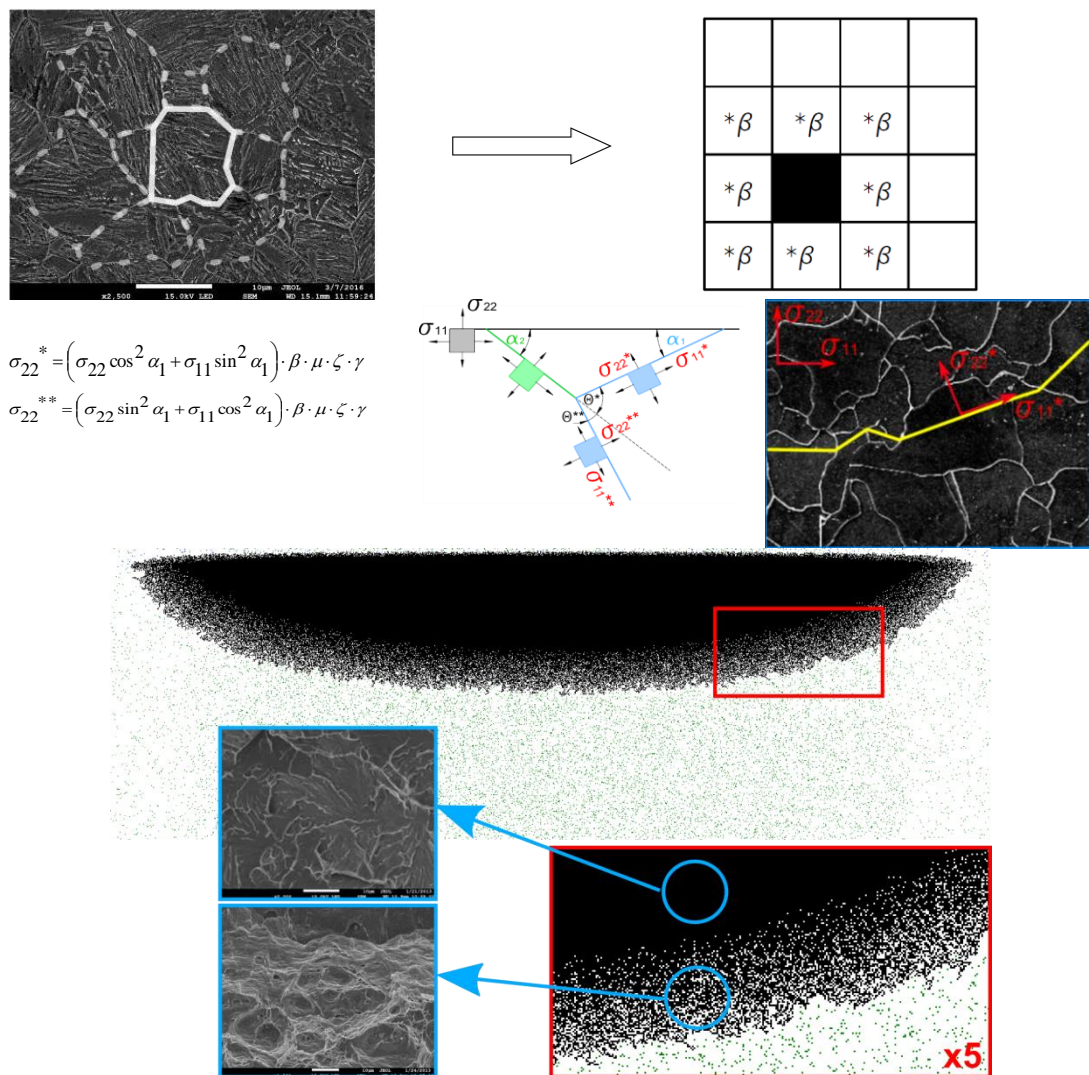
We wniosku o uzyskanie niniejszego grantu postulowano, że pęknięcie łupliwe (powierzchnię przełomu łupliwego pokazano na Rys.1.) jest kontrolowane przez poziom maksymalnych naprężeń głównych, które przy obecności makro-szczeliny są naprężeniami rozwierającymi jej powierzchnie. Naprężenia te muszą być większe od krytycznych. Co więcej, muszą być większe od krytycznych w obszarze większym niż jakaś krytyczna wielkość, aby nastąpił gwałtowny skok szczeliny a powierzchnia przełomu nie zawierała fragmentów świadczących o jednoczesnym występowaniu mechanizmu ciągliwego. Przewidywano, że naprężenia krytyczne zależą winny od temperatury, natomiast krytyczny obszar winien być mało zależny od temperatury i powinien zawierać wystarczającą liczbę ziaren, w których wystąpią duże wtrącenia lub wydzielania.



Rys. 1. Przykładowa powierzchnia przełomu łupliwego.

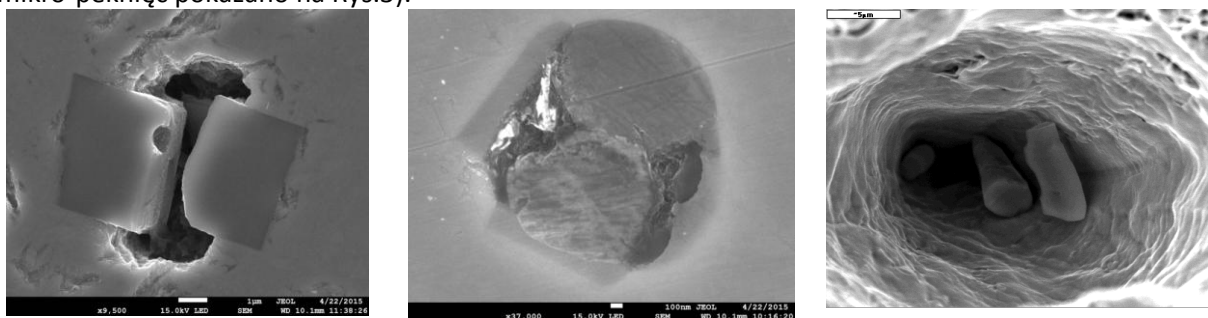
Na wstępie wybrano metodę analizy. Zdecydowano się na wybór *metody automatów komórkowych*. Natura tej metody - rozwój określonych procesów czy to w medycynie, ekonomii czy w technice w

czasie i przestrzeni przy spełnieniu odpowiednich warunków, wydała się właściwa. Ogólny i bardzo uproszczony schemat postępowania przy analizie powyższego zagadnienia pokazano na Rys.2



Rys.2 Uproszczony schemat postępowania przy analizie pęknięcia łupliwego przed frontem makro-szczeliny za pomocą metody automatów komórkowych

Aby określić te warunki, nazywane warunkami przejścia, należało poznać fizykę procesów pęknięcia łupliwego i ciągliwego. Zaprojektowano program doświadczalny oraz program obliczeń numerycznych. Ponieważ oba mechanizmy pęknięcia - ciągliwy i łupliwy - zaczynają się podobnie zaczęto analizę od procesu nukleacji pustek i mikro-pęknięć (przykładową fazę nukleacji pustek i mikro-pęknięć pokazano na Rys.3).



Rys.3. Proces nukleacji pustek i mikro-pęknięć

Śledzono rozwój pustek doświadczalnie poddając próbki różnym poziomom odkształceń, przecinając je, polerując oglądano mikrostrukturę za pomocą mikroskopu skaningowego, odpowiednio ją mierząc. Wykonano obliczenia numeryczne pól naprężeń i odkształceń wokół wtrąceń, o różnych własnościach i kształtach. Porównując wyniki z obserwowanymi wtrąceniami bądź w fazie niezniszczonej lub zniszczonej ustalono naprężenia krytyczne dla nukleacji pustki lub pęknięcia. Badano wtrącenia w osiowo-symetrycznym stanie naprężeń oraz w obszarze o silnych więzach geometrycznych, tuż przed wierzchołkiem szczeliny (Prace: **P1, P2, P3, P6, P7, K6, K15** – litera *P* oznacza publikację w czasopiśmie naukowym, litera *K* wygłoszony referat, liczba oznacza kolejną pozycję umieszczoną na liście publikowanych prac). Obserwując przełomy uzyskane na próbkach za szczeliną śledzono drogę propagacji pęknięcia łupliwego i długość pojedynczych "skoków" makroszczeliny. Numerycznie obliczano (duże odkształcenia, 3D, kalibrowane związki konstytutywne) poziom i rozkład naprężeń przed frontem szczeliny. Obliczenia i obserwacje prowadzono dla stali Hardox 400. Jest to stal wysoko-wytrzymała, ale ujawniająca łupliwe skoki szczeliny nawet przy temperaturach pokojowych. Doświadczenia i obliczenia prowadzono dla temperatur: +20°C, -20°C, -50°C, -80°C, -100°C, kontrolując poziom plastyczności w odkształcanej stali. Wszystkie te obserwacje pozwoliły na etapowe budowanie modelu automatu komórkowego. Wybrano model płaski, z otoczeniem Moora o promieniu $r=1$. W oparciu o obliczone rozkłady naprężeń zbudowano warunki przejścia z jednej komórki do drugiej uwzględniając rozkład dużych wtrąceń większych niż 1 μm , poziom naprężeń, gradient naprężeń oraz dynamikę procesu. Zbudowany model pozwala odzwierciedlić dynamikę procesu pęknięcia łupliwego, udział w tym procesie mechanizmów pęknięcia ciągłego. Zastosowanie metody automatów komórkowych pozwala na oszacowanie naprężeń krytycznych i pozwala na potwierdzenie początkowych przypuszczeń-hipotez sformułowanych w trakcie formułowania wniosku. Proces budowania modelu odzwierciedlają opublikowane prace: **P4, P9, K1, K2, K7, K11**. Model automatów komórkowych w zastosowaniu do pęknięcia łupliwego jest przedmiotem pracy doktorskiej mgr inż. Urszuli Janus-Gałkiewicz. Praca ta jest w końcowej fazie redakcji.

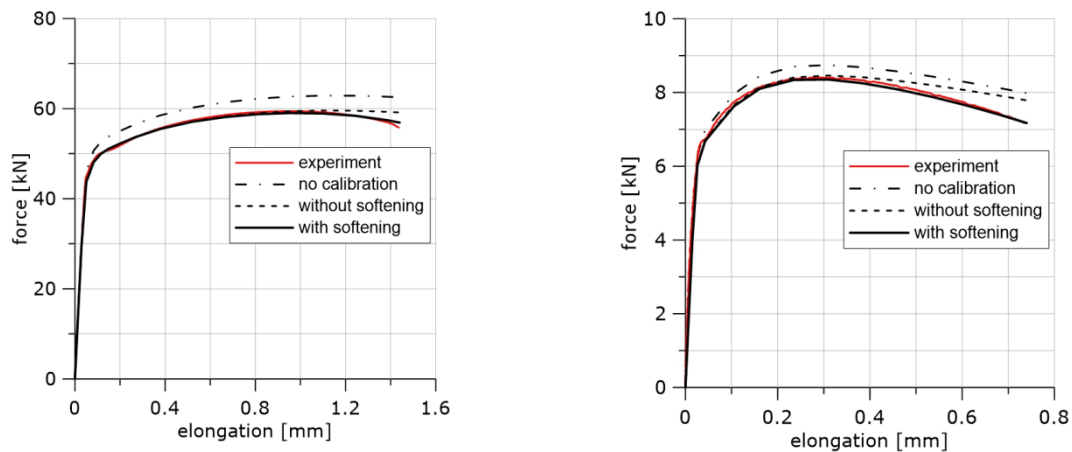
Badaniom procesów pęknięcia ciągłego w szerokim zakresie temperatur, siłą rzeczy, towarzyszył też czasami proces pęknięcia łupliwego. Badano próbki o różnych kształtach, w różnych temperaturach. W temperaturach 20°C, -20°C, -50°C obserwowano w jednych próbkach, a w innych nie obserwowano lokalnie występujące pęknięcie łupliwe. Wyjaśnienie tego zjawiska okazało się jednak znacznie trudniejsze, ale mamy nadzieję, że dokonano tego z sukcesem. Również i tu decyduje o procesie poziom naprężeń, ale należy również wziąć pod uwagę współczynnik Lode i poziom efektywnych odkształceń plastycznych. Zbudowano funkcję, opisującą powierzchnię w przestrzeni: naprężenie krytyczne, współczynnik Lode, efektywne naprężenia plastyczne. Nie obserwowano wpływu trójosiowości naprężeń. Wyniki te omówiono na konferencji (**K 17**) i zgłoszono do publikacji (**P11**).

Ponieważ dysponowano stalą wysoko-wytrzymałą, z której wykonano próbki trójpunktowo zginane ze szczeliną i badano je w szerokim zakresie temperatur autorzy zdecydowali wrócić do wcześniejszych badań i uzupełniając wyniki otrzymane w przeszłości dla stali S960 opracowano Krzywą Wzorcową dla tej stali. Wyniki opublikowano w **K8 P8** i **P14**. Jest to ta sama praca jednak w tym czasopiśmie najpierw wydaje się zeszyt w języku ukraińskim (nasza praca jest po angielsku) a następnie czasopismo Materials Science po angielsku.

Ad.2

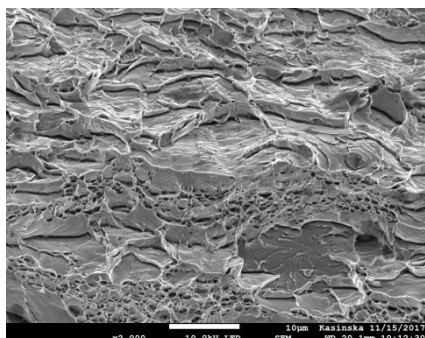
Biorąc pod uwagę ilość czasu i środków spędzonych na badania w niniejszym granicie ten punkt zdominował inne. Pęknięcie ciągłe jest finalnym aktem w procesie nukleacji-wzrostu-koalescencji pustek powstających w polu rosnących odkształceń plastycznych. Na samym początku analizy zderzyliśmy się z problemem właściwej kalibracji związku konstytutywnego, używanego w obliczeniach numerycznych. Okazało się, że taka kalibracja jest niezbędna, gdy analizowane są lokalne procesy zniszczenia tuż przed frontem szczeliny. Przy założeniu małych odkształceń naprężenia rosną gwałtownie przy zbliżaniu się do wierzchołka szczeliny. Przy założeniu dużych odkształceń i uwzględnieniu procesu stopienia wierzchołka szczeliny naprężenia po osiągnięciu

maksimum winny spadać zmierzając do frontu szczeliny. Powinny spadać gdyż w tym obszarze następuje osłabienie materiału na skutek wzrostu i łączenia się pustek. Bez kalibracji związku konstytutywnego tak się jednak nie dzieje. Po lokalnym obniżeniu poza maksimum, naprężenia zaczynają rosnąć. Literatura nie zawiera opisu wielu sposobów na kalibrację. Najczęściej obserwujemy metodę błędów i prób. Początkowy model Gursona-Tvergaarda-Needlemana zawiera co najmniej 9 parametrów potrzebnych do kalibracji, dziś tych parametrów jest więcej. Obserwując współczesne tendencje i rezultaty badań wybrano metodę Bai-Wierzbickiego, która oparta została o dwa parametry: współczynnik trójosiowości naprężeń i kąt (parametr) Lode. Metoda ta okazała się niewystarczająca, gdyż między innymi nie była przewidziana dla tak dużych odkształceń, jak w naszym problemie, i nie uwzględniała osłabienia materiału. Dokonano modyfikacji tej metody i opracowano metodykę kalibracji weryfikując ją na pięciu różnych kształtach próbek i badając te próbki dla szerokiego zakresu temperatur, aby kontrolować poziom plastyczności. Próbkę zaprojektowano tak, aby wystąpił szeroki zakres parametru Lode i współczynnika trójosiowości naprężeń. Takie szerokie zakresy tych parametrów występują przed frontem szczeliny (trójwymiarowe zagadnienie). Rezultaty tych badań prezentowano systematycznie w trakcie postępu prac na konferencjach i zostały również opublikowane (**K13, K16, K21, K22, P12, P10** (częściowo)). Na Rysunku 4 pokazano, dlaczego konieczna jest kalibracja. Bez niej wykresy siła-przemieszczenie dla próbek o określonym kształcie obliczone numerycznie i doświadczalnie nie pokrywają się.

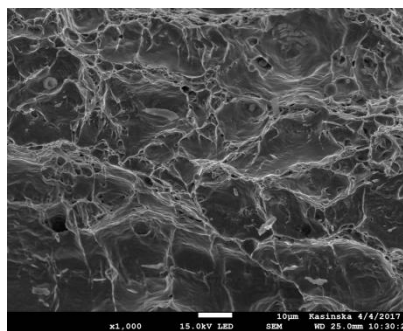


Rys.4 Przykładowe rezultatu kalibracji związków konstytutywnych

Próbki przygotowane do kalibracji (kształty) służyły do badań ciągliwego i również łupliwego mechanizmów pęknięcia. Wykonano je z ferrytycznej stali S355JR obróbiojonej termicznie na trzy różne sposoby. Zadaniem obróbki cieplnej było uzyskanie różnej postaci i wielkości węglików - perlit i węgliki sferoidalne. Własności tych materiałów omówiono w pracach: **K3, K4, K5, K9, P5**. Próbkę badano w temperaturach: $+20^{\circ}\text{C}$, -20°C , -50°C . W ten sposób uzyskano $5 \times 3 \times 3 = 45$ różnych wariantów materiał-temperatura-kształt próbek. Uzyskane przełomy obserwowano na mikroskopie skaningowym oraz poddano je obróbce numerycznej. Obliczano: naprężenia normalne, energię efektywną, wartości główne naprężeń, efektywne odkształcenia plastyczne, współczynniki trójosiowości, parametry Lode, maksymalne naprężenia styczne. Wyniki rejestrowano w płaszczyznach krytycznych we wszystkich krokach całkowania. Warunkami brzegowymi były przemieszczenia rejestrowane w badaniach doświadczalnych. W zależności od poziomu trójosiowości naprężeń, parametru Lode, plastycznych odkształceń efektywnych obserwowano różne mechanizmy pęknięcia. Mówiąc najbardziej ogólnie, upraszczając, ciągliwemu mechanizmowi pęknięcia towarzyszyć winien wysoki współczynnik trójosiowości naprężeń i wysoki poziom efektywnych odkształceń plastycznych. Ciągliwemu mechanizmowi pęknięcia przez poślizg dyslokacyjny towarzyszyć winien współczynnik Lode bliski zeru i niezbyt wysoki współczynnik trójosiowości (przykładowe zdjęcia przełomów ciągliwych pokazano na Rys.5).

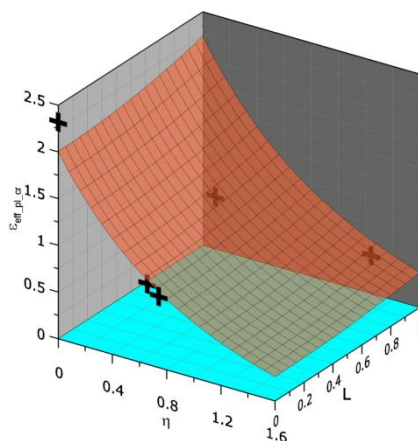


Rys.5a. Widok przekroju ciągliwego przez ścinanie dyslokacyjne



Rys.5b. Widok przekroju ciągliwego przez nukleację-wzrost-łączenie się pustek.

Łupliwemu mechanizmowi zniszczenia winny towarzyszyć wysokie naprężenia normalne oraz dość specyficzna relacja pomiędzy odkształceniami plastycznymi i parametrem Lode. Efektem końcowym tego etapu analizy było zaproponowanie wzoru i obliczenie wszystkich współczynników do wyznaczenia powierzchni: krytyczne odkształcenia plastyczne w funkcji współczynnika trójosiowości naprężeń i parametru Lode. Powierzchnie te wyznaczano dla trzech materiałów i trzech temperatur. Przykładową powierzchnię pokazano na Rys.6.



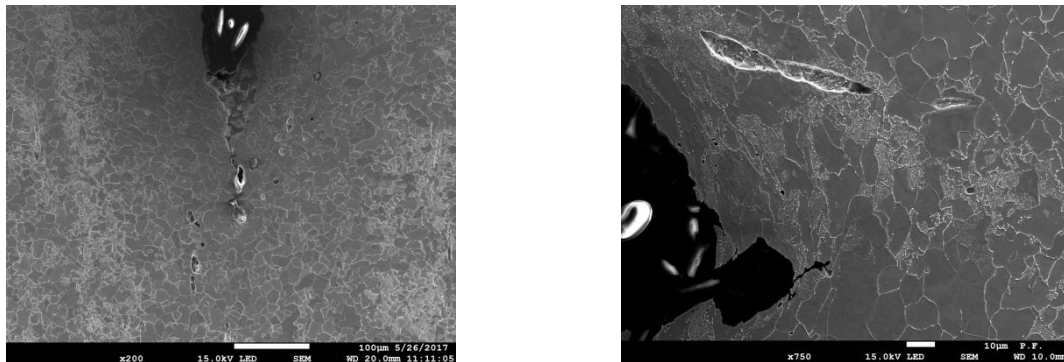
Rys.6. Przykładowa powierzchnia krytycznych odkształceń plastycznych w funkcji współczynnika trójosiowości i współczynnika Lode.

Aby utworzyć te funkcje, należało zlokalizować na powierzchniach krytycznych, w każdej z pięciu różnych próbek miejsce, w którym ostateczny proces pęknięcia był inicjowany. W tym celu, bazując na wzorze Rice'a i Tracy'ego zaproponowano wyrażenie, które umożliwiło taką lokalizację. Rezultaty wszystkich powyższych zabiegów były prezentowane na konferencjach naukowych i były publikowane prace: **K10, K17, K18, P10, P11**.

Uzyskane w przytoczonych pracach rezultaty pozwoliły na zrealizowanie głównego celu: rozstrzygnięcie, kiedy i gdzie rozpoczyna się proces pęknięcia przed frontem szczeliny w materiale sprężysto-plastycznym. Obecnie, praktyka inżynierska opiera się na pomiarze i obliczeniu krytycznej wartości całki J, gdy średni przyrost długości szczeliny po procesie stępienia wynosi 0.2mm. Klasyczna mechanika pęknięcia nie pozwala na dokładniejsze oszacowanie.

Wykonano serię próbek trójpunktowo zginanych z trzech badanych materiałów. Obciążano je w trzech wymienionych wcześniej temperaturach. Proces obciążania zatrzymywano przed domniemanym momentem początku wzrostu pęknięcia. Następnie próbkę albo odciążano, albo zmieniano sposób obciążenia na zmienne w czasie aż do ostatecznego zniszczenia. Odciążoną próbkę przecinano prostopadłe do frontu szczeliny w osi próbki, i potem nieco dalej. Przeciętą powierzchnię polerowano i obserwowano pod mikroskopem skaningowym śledząc, czy proces pęknięcia się rozpoczął, a jeśli tak to jak daleko szczelina propagowała. Przełom po zniszczeniu zmęczeniowym

obserwowano pod mikroskopem skaningowym poszukując przyrostu szczeliny przed zmęczeniem (Rys.7).



Rys.7. Przykładowe obrazy ewolucji pustek przed frontem szczelin.

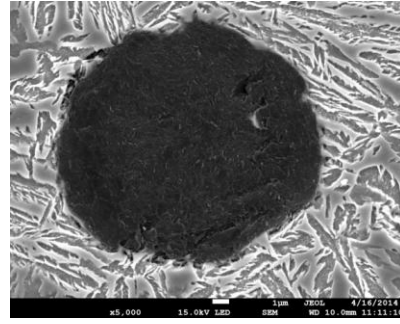
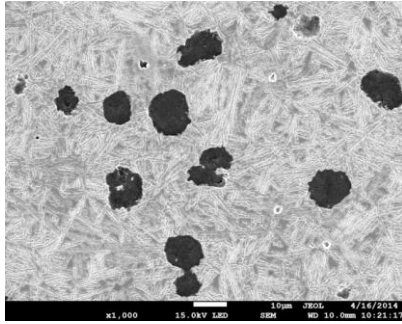
Postępując się historią obciążania próbek trójpunktowo zginanych wykonano obliczenia numeryczne rejestrując: naprężenia normalne, energię efektywną, wartości główne naprężeń, efektywne odkształcenia plastyczne, współczynniki trójosiowości, parametry Lode, maksymalne naprężenia styczne w obszarze wzdłuż frontu szczeliny. Mając wyznaczoną wcześniej powierzchnię: krytyczne odkształcenia plastyczne w funkcji współczynnika trójosiowości naprężeń i parametru Lode można było oszacować w którym kroku całkowania (obciążania) zaczął się proces zniszczenia ciągłego i na jakim obszarze wzdłuż frontu szczeliny nastąpił. Wyniki porównano z obserwacjami mikroskopowym uzyskując bardzo dobrą zgodność. Rezultaty te opublikowano i wygłoszono: **K18, K19, P13**.

W trakcie prowadzonych prac ujawniał się znany powszechnie fakt, że rozkład naprężeń przed frontem szczeliny obliczany analitycznie za pomocą klasycznych metod inżynierskich (silne założenia małych odkształceń, płaskiego stanu naprężeń lub płaskiego stanu odkształceń, związek konstytutywny Ramberga-Osgooda) różni się znacznie od tego obliczanego numerycznie przy znacznie łagodniejszych założeniach (duże odkształcenia, 3D, skalibrowany związek konstytutywny). Wielkości charakteryzujące analitycznie obliczane rozkłady naprężeń są wykorzystywane w inżynierskich kryteriach pęknięcia. Gdy jedynie całka J funkcjonuje w kryterium, to uzyskany wynik jest nadmiernie konserwatywny. Wprowadzając naprężenia Q (O'Dowd i Shih) konserwatyzm można obniżyć. Jednakże naprężenia Q obliczamy, jako różnicę pomiędzy naprężeniami obliczonymi ze wzoru HRR (Hutchinson-Rice-Rosengren) a naprężeniami referencyjnymi obliczonymi numerycznie przy wspomnianych silnych założeniach. Narodził się pomysł i powstała praca pokazująca jak postępując się klasyczną teorią i jednocześnie rozkładem naprężeń obliczonym przy osłabionych założeniach, bliższych rzeczywistości obliczyć naprężenia Q postępując się bliskimi rzeczywistości naprężeniami referencyjnymi. Pracę tą wygłoszono: **K20** i przesłano do opublikowania: **P15**. Pracę tą po wygłoszeniu wytypowano do opublikowania. Jeśli z jakiś powodów MTiS nie zechce jej opublikować, to zostanie ona wysłana do innego wydawnictwa.

Ad.3

W tym obszarze obszar badań był największy. Spowodowały to problemy z zakupem materiału ausferyczne żeliwo. Producent elementów z tego żeliwa: Odlewnie Polskie w Starachowicach nie mogły wywiązać się z dostawy obiecanych próbek do badań z powodu problemów technologicznych. Tym niemniej badania przeprowadzono, choć na ilości próbek mniejszej niż planowano. Wyniki zaprezentowano na konferencji **K14**. W przyszłości należałoby poszerzyć zakres badań doświadczalnych.

Zgodnie ze złożonym wnioskiem interesował nas proces nukleacji pustek, które to w badanym żeliwie EN-GJS-1050-6 istnieją od początku, gdyż skoagulowany grafit nie przenosi w zasadzie obciążeń (patrz Rys.8).



Rys. 8. sferoidalny grafit w żeliwie ausferycznym.

Badano dwa różne wytopy zawierające sferyczny grafit o różnej średnicy. W jednym wytopie średnice sfer grafitowych mieściły się w zakresie od 1 do 15 μm , w drugim od 2 do 40 μm . Badano własności mechaniczne, odporność na pękanie, odporność na zmęczenie materiału. Obserwowano na mikroskopie skaningowym wzrost pustek (próby przerywano) oraz powierzchnie przełomów. Podobne próbki wykonano i badano ze stali 42CrMo4 hartowanych w oleju i odpuszczanych przez 150 min w temperaturze 550 $^{\circ}\text{C}$. Tak przygotowana stal miała własności mechaniczne (wytrzymałość i plastyczność) zbliżone do żeliwa EN-GJS-1050-6, jednak całkowicie różny przebieg krzywych siła-wydłużenie w jednoosiowej próbie rozciągania. Również i tu badano mikrostrukturę w trakcie obciążania i końcowe przełomy. Krzywe siła-wydłużenie w jednoosiowej próbie rozciągania w przypadku stali miały "klasyczny" kształt; obserwowano maksimum i długi zakres opadającej krzywej. Krzywe siła-wydłużenie dla próbek z żeliwa pękały gwałtownie w maksimum po długim okresie równomiernego wzrostu pustek. Obserwacje mikrostruktur i przełomów prowadzą do jednoznacznego wniosku, że etap nukleacji pustek odgrywa zasadniczą rolę w procesie pęknięcia ciągłego. Wzrost pustek i ich łączenie się odbywają się dynamicznie tuż przed momentem ostatecznego zniszczenia. Jest to zagadnienie bardzo ciekawe i należałoby go pogłębić w osobnej pracy.

Shortly on the project without many technical details.

Fracture of materials and structures is almost always unwanted and unexpected process. The consequences of this process are often tragic and very costly. The fracture process is a natural consequence of a complex loading history and environmental conditions. The task of the engineer is to foresee, predict and avoid this unwanted occurrence. To fulfill this task a proper theory is necessary. The classical theory, used by engineers, was founded in sixties and seventies of twenty century. The derived formulae, introduced quantities, postulated criteria are relatively simple; however, they are not perfect. The biggest disadvantage of the classical theory is that the results obtained in the laboratory, when are transmitted to the engineering practice, provide conservative, too conservative solutions. It is a result of the strong assumptions made to obtain formulae in a closed form. Simply speaking, the geometry of a structural or machine member makes that the predictions are not very close to reality. To change this situation, different approaches are attempted. Among others, the local approach is one of the most popular. In this one the failure criteria are built on the analysis of evolution of the microstructure (grains, interstitials, inclusions). Results obtained in this research project belong to this domain of fracture mechanics. The brittle - cleavage and ductile failure were analyzed. The brittle fracture was discussed for ferritic steels, where cleavage may be observed despite the extensive plastic deformation. The failure criterion was based on the assumption that the rapid crack front jump happens when the normal stress tensor component, perpendicular to the surface of the future crack faces, go beyond the critical value over the sufficiently large domain. This process was investigated using the cellular automata theory, founded by John von Neuman. The size of the critical domain depends on the density of the large inclusions distribution. The cellular automata method proved to be efficient in analyzing economical, social or medical problems, turned out to be also efficient in the analysis of fracture problems.

Cleavage fracture in the specimens without macro-crack was investigated experimentally and numerically introducing critical stress surface in the space: stress – lode parameter – effective plastic strain.

Ductile fracture process, dominated by the mechanisms of voids nucleation – growth – coalescence, was analyzed assuming that it starts when effective plastic strain reaches the critical value. The surfaces of the critical effective plastic strain were determined as functions of the stress triaxiality and Lode factors. The triaxiality factor characterizes the specimen geometry. The Lode factor characterizes the way the specimen is loaded. The hypothesis formulated before this research project started was experimentally verified using also the scanning microscope observations. The proposed method allows estimating the onset of ductile crack growth. Such a method has not existed so far. Results obtained were preceded by extensive numerical analysis of the voids and micro-crack nucleation. The method of the constitutive equation calibration was proposed. The identification of the failure mechanisms using the parameters of the mechanical field, computed numerically was performed.

The ductile to cleavage fracture transition, when the temperature is lowered, was investigated for the high-strength steel. The relation between the critical stress intensity factor and temperature was derived. The function is the same as the classical Master Curve; however, the coefficients are different.

The method of the Q stress (introduced by O’Dowd and Shih) determination was proposed. The reference configuration was changed to that computed using large strain, 3D geometry and calibrated constitutive equations. This reference configuration is the closest to the real stress distribution in front of the crack.