

**STATYCZNA WYTRZYMAŁOŚĆ WIELKICH ELEMENTÓW STALOWYCH
PRZY NIŻSZYCH TEMPERATURACH MATERIAŁU¹**

JAROSLAV NĚMEC (PRAGA)

Sprzeczne poglądy na przyczyny powstawania i propagacji pęknięcia oraz różne podejście do oceny wytrzymałości elementów stalowych wynikają stąd, że z jednej strony istnieje tendencja do zamknięcia analizy procesu zniszczenia w ramach tradycyjnych pojęć statycznych, w większości opartych na jednostronnie deterministycznych związkach fenomenologicznych bez uwzględnienia fizykalnych podstaw stanów granicznych odkształcania metali; ponadto rozpatrujemy stany graniczne przypisując jednemu z czynników znaczenie nadrzędne w stosunku do innych czynników. Z drugiej strony fizykalne podstawy procesu odkształcania oraz mechanizm zniszczenia spójności badamy na małych monokryształach w warunkach elementarnych stanów deformacji, przy których bardzo trudne a nawet chyba niemożliwe jest wywołanie kruche pęknięcia, w przeciwieństwie do szybkiej propagacji szczeliny wywołującej kruche pęknięcie wielkich elementów i konstrukcji stalowych w normalnych lub nieco obniżonych temperaturach eksploatacji. Przyczynami różnic obserwowanych w procesie zniszczenia są: czystość i struktura materiału elementów, a także ich wielkość. Jak długo zjawisko nie zostanie zbadane teoretycznie w całej swej złożoności, tak długo będziemy dyskutować o metodyce badania wytrzymałości materiału, o wielu różnych mechanicznych własnościach materiału ujawniających się w tych badaniach, a związek pomiędzy granicznymi stanami wytrzymałości dla różnych warunków obciążenia nie będzie należycie wyjaśniony.

W zasadzie możemy stwierdzić, że wytrzymałość każdego materiału, określona np. za pomocą zastępczego naprężenia lub granicznego odkształcenia postaciowego, zależy od objętości, w której działają siły sprężyste, od czasu trwania tych oddziaływań w miejscu, w którym następuje uszkodzenie budowy materiału, oraz od temperatury. Jeżeli objętość materiału, w której gromadzi się energia naprężenia rozciągającego, jest mniejsza od określonej granicy, to przy danym poziomie naprężenia oraz danym okresie czasu jego działania nie może nastąpić zniszczenie rozdzielcze. W każdym polu niejednorodnego naprężenia istnieje określona krytyczna wielkość obszaru obciążonego przez rozciąganie, która jest wielokrotnością podstawowego parametru wymiarowego materiału (dającego się określić np. z wymiaru ziarn materiału lub długości podstawowego segmentu łańcucha molekularnego), niezbędna,

¹ Z czeskiego przetłumaczył S. Kajfasz.

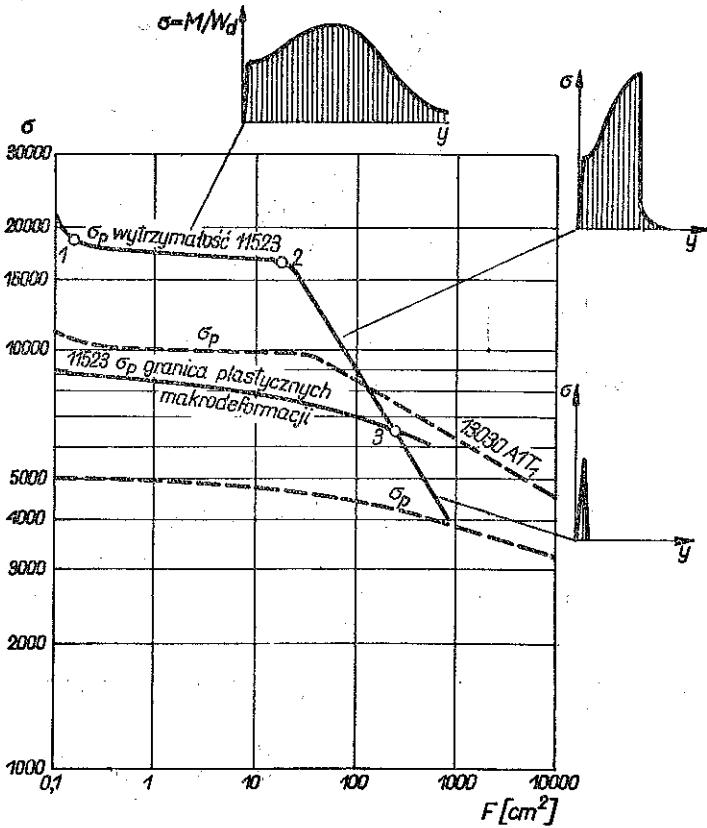
aby mogło dojść do zniszczenia spójności pomiędzy atomami lub molekułami materiału. Zasada ta zachowuje swoją ważność również dla powiększania się rysy oraz dla powstawania przełomów. Wykazano w pracy [1], że np. rozszerzanie się rysy bez powiększania się sił wewnętrznych może nastąpić przy określonym poziomie energii sprężystej tylko wówczas, gdy liniowy element obszaru obciążonego przez rozciąganie jest większy niż potrójna krytyczna długość rysy, która dla danej budowy oraz temperatury jest w przenośnym znaczeniu stałą materiałową. W innym przypadku, nawet wówczas, gdy naprężenie osiąga wielkość graniczną dla powstawania nagłego przełomu zgodnie z kryteriami stanu naprężenia jednorodnego, omawiana rysa nie ma skłonności do powiększania się. Dla utworzenia się przełomu jest niezbędne [2], aby w ciele została zakumulowana dostateczna ilość energii, większa niż energia potrzebna do powstania dwóch nowych swobodnych płaszczyzn.

Przełomy wielkich elementów stalowych wskazują wyraźnie na inną mechanikę pęknięcia niż ta, z którą mamy do czynienia przy standartowych badaniach wykonywanych na małych elementach. Staje się pilną koniecznością wyjaśnienie przyczyn tej różnicy, określenie wpływu wielkości oraz kształtu badanych elementów na graniczny stan wytrzymałości statycznej.

Okazało się przy tym, że nawet stosunkowo niewielkie początkowe defekty materiału, które były uznawane za dopuszczalne lub uchodziły kontroli, stały się źródłem kruchego pęknięcia dla naprężeń nominalnych znacznie niższych niż konwencjonalna miara wytrzymałości, określona przy pomocy typowych badań na rozciąganie. W innych przypadkach defekty znacznie większe nie prowadziły do pęknięcia badanych ciał. Zwłaszcza elementy spawane o dużych rozmiarach wykazują zwiększoną czułość na powstanie nagłych pęknięć wywołanych defektami w spoinach.

Przy analizie stanów granicznych wytrzymałości materiału nie możemy pominąć faktu, że wielkie zbiorniki ciśnieniowe, kadłuby okrętów, wirniki o dużych wymiarach oraz skomplikowane stalowe konstrukcje o wielkich rozpiętościach posiadają dzisiaj milionkrotnie większą objętość poddawanego naprężeniom materiału w jednym, sztywnym elemencie konstrukcyjnym niż objętość próbki stosowanej do bieżących badań wytrzymałości materiału. Pomimo faktu, że badanie wielkich próbek o przekroju poprzecznym rzędu 10^3 cm^2 jest bardzo skomplikowane oraz że potrzebna do badań aparatura jest droga, prace badawcze obierają właśnie tę drogę dla wyjaśniania efektu skali, gdyż brak jest godnych zaufania podstaw teoretycznych dla wyjaśnienia procesu zniszczenia elementów wykonanych ze skomplikowanych wieloskładnikowych stopów metali. W CSRR istnieje jedna z największych maszyn do badania próbek na rozciąganie o maksymalnej sile 8 milionów kilogramów, na której będzie systematycznie badany wpływ skali na wytrzymałość i charakter zniszczenia elementów stalowych. W ostatnich latach przeprowadzono w CSRR również szerokie studia wytrzymałości przy dowolnym ruchu wielkich dźwigarów i płyt w normalnych i obniżonych temperaturach. Większość badań dotyczyła miękkiej stali węglowej ČSN 13030 ze zwiększoną odpornością na starzenie oraz stali 11523 o dobrej spawalności i podwyższonej granicy plastycznych

makrodeformacji². Wynik jednej serii tych badań podany jest na rys. 1. Na podstawie tego wykresu możemy stwierdzić znaczny spadek wytrzymałości statycznej w temperaturach normalnych wraz z wielkością przekroju ciał, przy czym poczy-

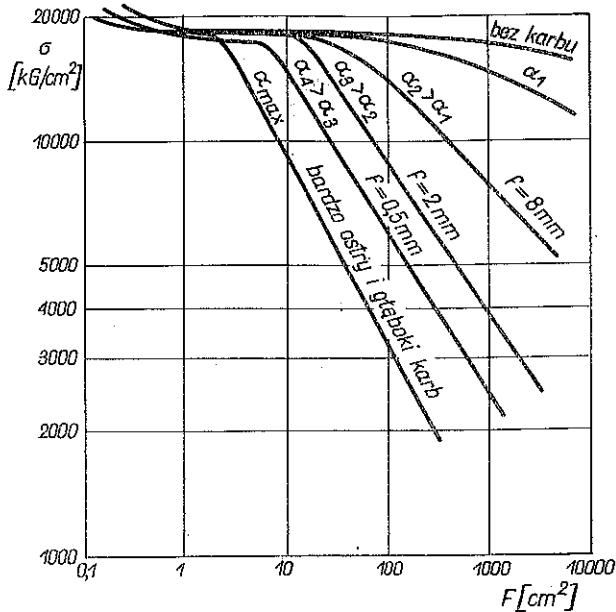


Rys. 1. Zależność pomiędzy wytrzymałością σ_p i granicą plastycznych makrodeformacji σ_p stali węglowej o specjalnych własnościach, badana na elementach z karbem ($\rho = 2$ mm), zginanych w temperaturze pokojowej oraz odpowiednie charakterystyki odkształcenia [2]

nając od wielkości przekroju poprzecznego rzędu 10^2 cm² spada logarytm wytrzymałości liniowo z logarytmem badanych przekrojów poprzecznych. Poczynając od pewnej wielkości, którą nazywamy krytyczną, granica obliczeniowa wytrzymałości statycznej jest niższa niż granica plastyczności (granica plastycznych makrodeformacji ciała); wówczas przełom powstaje w fazie fenomenologicznie sprężystej stanu naprężenia ciała. Mamy przy tym na myśli kruche pęknięcie w zwykłym tego słowa znaczeniu nawet wówczas, gdy można stwierdzić niewielkie lokalne plastyczne deformacje o ograniczonym zasięgu, na ogół w mikroskopijnej objętości metalu. Należy podkreślić, że we wszystkich przypadkach obniżonej wytrzymałości statycznej

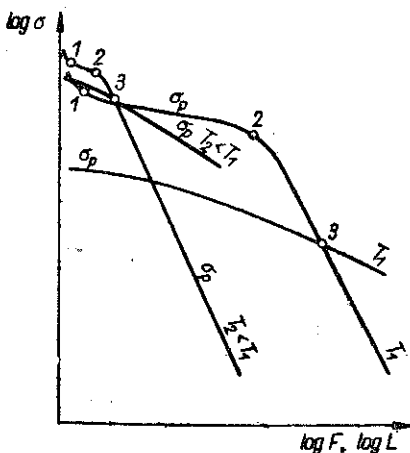
² Skład ČSN 13030: C 0,20%, Mn 1,45%, Si 0,28%, P 0,016%, S 0,015%, Cu 0,10%,
 Ni 0,06%, Cr 0,11%, Ti 0,03%, Al 0,04%, H₂ 4,3%;
 skład 11523: C 0,24%, Mn 1,20%, Si 0,54%, P 0,025%, S 0,021%.

wielkich elementów mieliśmy do czynienia z ciałami, których krytyczny przekrój posiadał karby. Gdyby nie istniała miejscowa koncentracja naprężeń, nie mieli-



Rys. 2. Schemat wpływu karbu lub początkowej koncentracji naprężeń na wytrzymałość statyczną ciał przy stałej temperaturze

byśmy do czynienia ze spadkiem wytrzymałości statycznej ciała, wykonanego z podanych wyżej typów stali, oraz nie powstawałyby w normalnych temperaturach



Rys. 3. Zależność krzywych granicznych od temperatury materiału

krucho pęknięcia nawet w ciałach o wielkich wymiarach. Rysunek 2 pokazuje schematycznie wpływ różnej początkowej koncentracji naprężeń. Zmiana stanu granicznego w zależności od temperatury podana jest na rys. 3. Na wspomnianej powyżej maszynie wytrzymałościowej badaliśmy na rozciąganie płyty stalowe z materiału ČSN 13030 o przekroju $1200 \cdot 50 \text{ mm}^2$ oraz $1200 \cdot 100 \text{ mm}^2$ bez karbów i nie stwierdziliśmy w normalnych temperaturach większego spadku wytrzymałości ani powstania szybkiego przelomu. Z drugiej strony karby o takiej samej ostrości i o podobnej początkowej koncentracji naprężeń nie wywołują tak wielkiego spadku obliczeniowej wytrzymałości małych próbek stalowych. Różnice wynikają z mecha-

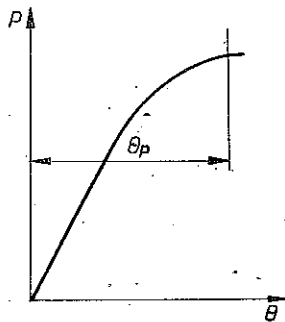
nizmu niszczenia oraz z procesu powstawania przelomu. W małym elemencie z karbem powstaje duże odkształcenie plastyczne całego przekroju niebezpiecznego.

Powstaje duża ilość rys, które zagęszczają się w całym obszarze najmniejszego przekroju próbki, rosną i łączą się wcześniej niż może powstać rysa o krytycznej wielkości na dnie karbu. Odkształcenie postaciowe takiej próbki trwa aż do chwili, gdy wzmocnienie materiału w najmniejszym przekroju nie wystarcza, aby pokryć ubytek nośności przekroju wywołany jego przeważeniem i zagęszczeniem rys. W przeciwieństwie do tego w dużym ciele z karbem mamy do czynienia również w obszarze przełomu plastycznego z powiększaniem się rysy od obszaru koncentracji naprężeń w taki sposób, że przełom powstaje przed osiągnięciem przez siłę wielkości niezbędnej do wywołania znacznieszego przewężenia i osłabienia najmniejszego przekroju przez system rys. Przełom w tym przypadku nie powstaje wskutek łączenia się rys, lecz wskutek szybkiego rozszerzania się jednej rysy w materiale próbki. Ten mechanizm przełomu może mieć miejsce zarówno w obszarze odkształceń sprężysto-plastycznych powyżej granicy plastyczności, jak również poniżej tej granicy. Z tego powodu rozróżniamy szybkie przełomy plastyczne oraz szybkie przełomy kruche [2]. Koncentracja naprężeń jest niezbędnym warunkiem, aby powstała lokalna rysa o dostatecznej wielkości przed rozszerzeniem się plastycznej deformacji w makroobjętości ciała i przed powstaniem przewężenia w najszlubszym przekroju. Wykresy deformacji próbek odpowiadające temu obrazowi określone są na rys. 1 dla charakterystycznych odcinków krzywych granicznych.

W tych i podobnych rozważaniach zakładamy, że energia stanu naprężenia, jaka jest nagromadzona w danej objętości materiału, zachowana jest przez okres dostatecznie lub nieskończenie długi. Jeżeli jednak skracamy czas trwania naprężenia, to w celu osiągnięcia zniszczenia spójności materiału musimy powiększyć naprężenie [3]. Przy tym spełniona jest zasada, że powyżej określonej wartości naprężenia powstaje nieodwracalne uszkodzenie budowy materiału. Uszkodzenie to wzrasta w miarę czasu trwania obciążenia aż dochodzi do zniszczenia spójności. Oznacza to, że nie można analizować wytrzymałości jedynie na podstawie doraźnego badania danego ciała bez uwzględnienia historii jego poprzedniego obciążenia oraz bez uwzględnienia czasu trwania wewnętrznych naprężeń technologicznych lub termicznych.

Jeżeli całkowitą deformację elementu obciążonego przez rozciąganie oznaczmy przez $y = PC$, długość zaś ciała w kierunku działania sił przez H , to zmiana długości w miarę upływu czasu wyniesie

$$v = \frac{dH}{d\theta} = \frac{dy}{d\theta} = C \frac{dP}{d\theta} + P \frac{dC}{d\theta}$$



Rys. 4

Prędkość v jest średnią prędkością względnej deformacji elementu wynikającą z prędkości systemu obciążającego. Przebieg siły obciążającej w czasie procesu niszczenia posiada w ogólnym przypadku postać przedstawioną na rys. 4.

Dla ekstremalnej siły $dP/d\theta = 0$, skąd otrzymujemy

$$(1) \quad v = P \frac{dC}{d\theta} = P \frac{dC}{dl} \frac{dl}{d\theta} = P \frac{dC}{dl} v_l,$$

w którym l jest chwilową długością rysy, a v_l jest chwilową prędkością jej propagacji. Z bilansu energii wyzwolonej (zmiana sprężystej energii naprężenia dL_{el}/dl) oraz zużytej na zniszczenie (zmiana lokalnej pracy odkształcenia $d(L_{pl})_{gr}/dl$, przy rozszerzaniu się rysy otrzymujemy

$$\frac{dL_{el}}{dl} = \frac{d(\frac{1}{2}P^2C)}{dl} = \frac{1}{2}P^2 \frac{dC}{dl} = 2 \frac{dV_{lok}}{dl} A_{pl} = 2 \frac{d(F_l s)}{dl} A_{pl},$$

w którym F_l jest polem powierzchni rysy, a s głębokością, do której sięga plastyczne uszkodzenie w podstawie postępującej rysy. Wartość A_{pl} jest jednostkową pracą odkształcenia wskutek plastycznego uszkodzenia aż do zniszczenia. Przy bezwładnym postępie rysy mamy $s = \text{const}$, czyli $d(F_l)/dl$ jest poprzecznym wymiarem lica rysy h .

Z powyższego opisu zjawiska otrzymujemy

$$(2) \quad \frac{dC}{dl} = 4A_{pl} sh \cdot \frac{1}{P^2},$$

a po uwzględnieniu równania (1)

$$(3) \quad \frac{dl}{d\theta} = v_l = v \frac{P}{4A_{pl} sh} = v \frac{\sigma L}{4A_{pl} s}.$$

W równaniu tym L jest charakterystycznym wymiarem ciała w kierunku postępu przełomu. Określając na podstawie statycznego warunku Griffitha-Orowana krytyczny stan początkowy $l_{kr} = 2EA_{pl} s / \sigma_{kr}^2$ otrzymamy z równania trzeciego

$$(4) \quad v_l = v \left(\frac{\sigma}{\sigma_{kr}} \right)^2 \left(\frac{E}{\sigma} \right) \frac{L}{2l_{kr}};$$

jeżeli czas trwania badania wynosi θ_p , wówczas przy stałej prędkości obciążenia otrzymujemy

$$(5) \quad v = \frac{\Delta H}{\theta_p} = \frac{\sigma}{E} H \cdot \frac{1}{\theta_p}.$$

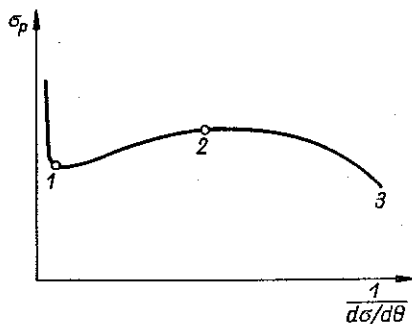
Dla stanu granicznego $\sigma = \sigma_{kr}$ znajdziemy

$$(6) \quad v_l = \frac{L}{2\theta_p} \frac{H}{l_{kr}}.$$

Stąd wynikają następujące wnioski: Prędkość propagacji rysy jest tym większa, im wymiar ciała jest większy, im mniejsza jest krytyczna długość rysy i krótszy jest czas obciążenia θ_p upływający do chwili osiągnięcia stanu krytycznego. Należy przy tym zaznaczyć, że maksymalna prędkość $v_{l \max}$ powstania kruchej rysy jest

niezależna od wymiarów ciała oraz naprężenia, jeżeli tylko ta prędkość jest osiągnięta. Maksymalna prędkość zależy od materiału. Z podanych uwag wynika, że badania dynamiczne prowadzone dla bardzo małej wartości θ_p dają dużą prędkość rysy lub duży przyrost prędkości rysy, a tym samym i bardziej kruchy wygląd przełomu (jeżeli są tylko spełnione inne założone warunki zniszczenia). Zasada ta zachowuje swą ważność tylko powyżej pewnej określonej granicznej prędkości zniszczenia (w zakresie szybkich przełomów). Przy obciążeniach typu wybuchowego prędkość rysy v_l byłaby większa niż prędkość graniczna. Gdyby v_l było większe niż $v_{l \max}$, to wzrastałaby odporność na zniszczenie. Są znane duże wytrzymałości na powstanie przełomu dla określonych warunków obciążenia dynamicznego. Wówczas nie może nastąpić relaksacja naprężenia w eksponowanym obszarze, a wskutek tego nie może nastąpić wyzwolenie energii naprężenia niezbędne dla energetycznego bilansu kruchego zniszczenia ciała.

Zależność wytrzymałości od prędkości zmian obciążenia musi posiadać charakter jak na rys. 5. Od punktu 1 zjawiają się mikroplastyczne deformacje o zakresie substrukturnym, przy czym zakres ten rośnie wraz ze spadkiem zmiany prędkości obciążenia. Powyżej punktu 2 zachodzą długotrwałe objawy o charakterze dyfuzyjnym oraz powstają opóźnione przełomy. Decyduje o tym czas relaksacji, który jest ważną własnością każdego materiału dla określonej temperatury. Podstawową wielkością jest jednostkowa praca odkształcenia, niezbędna dla lokalnego zniszczenia materiału. Aż do punktu 1 wartość ta jest minimalna, dalej gwałtownie wzrasta, a następnie powiększa się monotonicznie. Całkowita praca jest iloczynem jednostkowej pracy i wyeksponowanej objętości materiału. Od punktu 1 aż do punktu 2 objętość ta wzrasta, a zakres plastycznych deformacji powiększa się. W punkcie 2 osiąga on maksymalną wartość. Procesy dyfuzyjne są wówczas zlokalizowane w najmniej prawidłowo zbudowanych obszarach i z tego powodu proces niszczenia lokalizuje się ponownie np. na granicy ziarn lub podstruktury. Jednostkowa energia wzrasta, ale objętość, w której osiąga ona wysokie wartości, zmniejsza się również wówczas, gdy mamy do czynienia nie z jednym, lecz z całym szeregiem eksponowanych miejsc w całej makroobjętości ciała. Dlatego również powyżej punktu 2 mogą powstać pozorne kruche przełomy (np. międzykrystaliczne przełomy odpowiadające płynięciu materiału). Wartość $A_{pl} V_{exp}$ zależy w tym przypadku wyraźnie od temperatury. Dotychczasowe uwagi dotyczyły przede wszystkim powstania początkowych rys. Ważne jest również poznanie procesu łączenia się rys w miarę rozwoju przełomów. Jeżeli analizujemy zależność pomiędzy wytrzymałością a makroobjętością obciążonego materiału, to otrzymujemy ogólny schemat przedstawiony na rys. 1. Na odcinku 1-2 istnieje mała objętość, w której powstają mikroskopowe



Rys. 5. Schemat zależności pomiędzy wytrzymałością a prędkością zmiany naprężenia

rysy w miejscach wysokich koncentracji naprężenia w całej objętości obciążonego materiału przy wysokim poziomie naprężenia. Przełom powstaje w ten sposób, że łączą się poszczególne ryski, następuje zniszczenie ciągłości wysoko obciążonych mostków pomiędzy rysami. W ten sposób zmniejsza się stale nośna płaszczyzna i pomału wzrasta naprężenie pozostałych partii materiału zachowujących jeszcze ciągłość. W ten sposób skraca się czas θ_p , po którym następuje zniszczenie, tj. czas, jaki upływa do chwili granicznego nagromadzenia uszkodzeń i zagęszczenia submikroskopijnych zniszczeń w budowie materiału. Przełomy, zgodnie z przyjętymi poglądami, mają charakter plastyczny. W obszarze 2-3 mamy do czynienia z przełomami, które nie powstają wskutek łączenia się rysek w całej objętości obciążonego materiału, ale wskutek rozszerzania się jednej największej rysy poprzez cały przekrój z większą prędkością, która jest jednak znacznie niższa niż $v_{l \max}$. Przy tym cały element znajdujący się w obszarze danego naprężenia rozciągającego jest w pewnej mierze odkształcony plastycznie, jednak pęknięcie pojawia się przed powstaniem granicznych uszkodzeń w pozostałych miejscach [4]. Oznacza to, że wskutek wysokiej koncentracji postępujących rys skróci się lokalnie o rząd czas θ_p w porównaniu z czasem dla innych partii materiału, odkształconych plastycznie. Przy tym jednak musi być nagromadzona w ciele dostateczna energia odkształcenia sprężystego, tak aby wyraźnie nastąpiła preferencja jednej z rys lub jednego z uszkodzeń w danym elemencie. Oznacza to, że na lokalny stan graniczny materiału ma wpływ stan naprężenia całego elementu (np. stan naprężeń wewnętrznych). Pomimo to, w preferowanym z punktu widzenia uszkodzenia obszarze musi być obniżona A_{pl} przez wieloosiowy stan naprężenia, a tym samym zmniejszona krytyczna objętość, jeżeli jedna z wad ma stworzyć dostatecznie wcześniej stan równowagi chwiejnej wcześniej niż w pozostałych częściach, w których jednak materiał znajduje się w takim samym stanie. Przełom tworzy się w miejscach makrokarbów lub w miejscach wieloosiowego stanu naprężeń rozciągających, wywołanych temperaturą lub pochodzenia technologicznego. Wartość A_{pl} jest tym mniejsza, im większy jest wpływ karbu. Na odcinku krzywej granicznej 1, 2 krytyczny wymiar obszaru przed osiągnięciem plastycznej stateczności elementu jest daleko większy niż wymiary elementu, a wszystkie rysy są odległe od kryterium przyspieszonego rozwoju przy stałym podstawowym naprężeniu.

Z drugiej strony na odcinku 2-3 wskutek wpływu wymiarów ciała krytyczny wymiar zbliża się pod względem rzędu wielkości do największej rysy, która niezależnie od pozostałych rys wywoła przełom w obszarze plastycznego stanu materiału w wyekspozowanym przekroju.

Poza punktem 3 powstaje nagle kruche pęknięcie, gdyż plastyczne makrodeformacje ciała nie są osiągnięte, nim się rozwinie przełom. Powstają jedynie wąskie lokalne deformacje plastyczne u podstawy powiększającej się rysy, która może przy tym osiągnąć prędkość $v_{l \max}$. Przy tym θ_p jest bardzo małe, gdyż procesy

powstawania uszkodzeń ulegają przyśpieszeniu wskutek dużych lokalnych naprężeń. Również i dla dużych prędkości procesu zniszczenia powstają graniczne uszkodzenia. Im temperatura jest wyższa, tym rysa rozszerza się wolniej, chociaż zmniejsza się θ_p , gdyż wzrasta Δ_{pl} , a jednocześnie zmniejsza się σ_p ; wzrasta również krytyczna objętość materiału w stanie naprężenia oraz zwiększa się odpowiadający temu zakres odkształcenia plastycznego u podstawy rozwijającej się rysy. W ogólnym przypadku można stwierdzić, że im większa jest wada lub szkodliwe pole naprężeń, tym wolniej rysa ta powiększa się. Gdyby równocześnie nie następował spadek θ_p , to powiększanie się rysy nie byłoby możliwe.

Dla zapoczątkowania szybkiego przełomu decydujące znaczenie mają lokalne stany w podstawie karbu, które można zasadniczo określić za pomocą warunku osiągnięcia lokalnego krytycznego wydłużenia przy nominalnym naprężeniu niższym niż $(\sigma_p)_0$, tj. statyczna wytrzymałość stanu plastycznego po przewężeniu próbki w całym eksponowanym przekroju (przy najwyższej możliwej sile odpowiadającej granicy plastycznej niestateczności). Jeżeli graniczne wydłużenie eksponowanego obszaru u podstawy rysy oznaczmy przez $(\varepsilon_p)_{pl s} = \lambda_{kr}$, a graniczne naprężenie σ_{kr} określimy z bilansu energii, to dla kruche go zniszczenia otrzymujemy

$$(7) \quad \sigma_{kr} = \sqrt{E(\sigma_p)_0} \sqrt{\frac{\lambda_{kr}}{l}},$$

w którym $\Delta_{pl} = (\varepsilon_p)_{pl} (\sigma_p)_0$ [5]. Oznaczając $\sqrt{E(\sigma_p)_0} = (\sigma_p)_0^*$ otrzymujemy

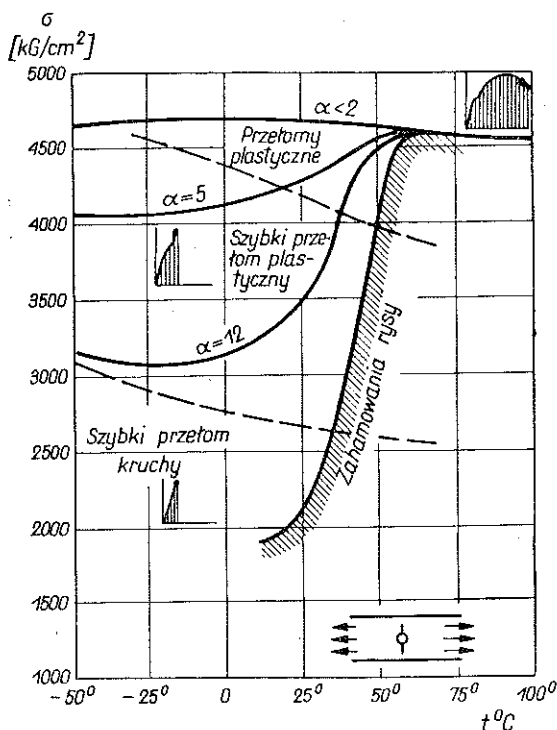
$$(7.1) \quad \frac{\sigma_{kr}}{(\sigma_p)_0^*} = \sqrt{\frac{\lambda_{kr}}{l}}.$$

Ze związku tego wynika, że zapoczątkowanie szybkiego przełomu jest tym łatwiejsze, im mniejsze jest całkowite graniczne wydłużenie λ_{kr} (co nie oznacza w żadnym przypadku średniego wydłużenia) oraz im większa jest głębokość początkowej rysy lub ostrego karbu. Wartość λ_{kr} zależy dla danego typu stali od temperatury. Dla wyżarzanych stali węglowych dla normalnej temperatury przyjmuje λ_{kr} wartość około 10^{-3} cm. W miarę obniżania się temperatury spada graniczne plastyczne wydłużenie tak, że dla stałej wartości l otrzymujemy system krzywych przedstawionych na rys. 6, który odpowiada ciałom określonej wielkości oraz dostatecznemu czasowi θ_p .

Na wartość λ_{kr} intensywnie wpływa lokalne wzmocnienie materiału w pobliżu początkowego defektu lub miejscowe obniżenie temperatury materiału. Z tych powodów lokalne ochłodzenie, nitridacja podstawy karbu, starzenie materiału w tych miejscach oraz zmiana struktury wywołana lokalnym powiększeniem twardości niekorzystnie wpływają na podatność materiału na początkowe defekty i ułatwiają zapoczątkowanie szybkiego przełomu. Z tego też punktu widzenia należy kompleksowo oceniać większą podatność do tworzenia szybkiego przełomu wskutek wad istniejących w przejściowym pasmie wokół spoiny spawu. Lokalne wartości λ_{kr} są tutaj zawsze niższe niż u podstawowego materiału. Dlatego też wytrzymałość

wielkich elementów spawanych, obciążonych statycznie, nie można oceniać na podstawie współczynnika jakości spawu określonego na małych elementach.

Jeżeli λ_{kr} posiada wartości mieszczące się w granicach odkształceń sprężystych, to otrzymujemy doskonale kruchy przełom. W elementach stalowych mamy do czynienia z tym przypadkiem tylko w zupełnie wyjątkowych sytuacjach dla bardzo niskich temperatur oraz dla materiałów nadzwyczaj kruchych. Wpływ naprężeń własnych pierwszego rodzaju oraz wpływ naprężeń nominalnych na wartości λ_{kr} , praktycznie biorąc nie istnieje. Jeżeli lokalny stan naprężenia jest zdecydowanie trójosiowy przy małym stosunku τ_{max}/σ_{max} , to wartość λ_{kr} zmniejsza się i ułatwienie jest zapoczątkowanie przełomu. Dlatego też w ciałach znacznej grubości rysa pojawia się w środku grubości ścianki, w miejscu, gdzie znajduje się podstawa rysy.

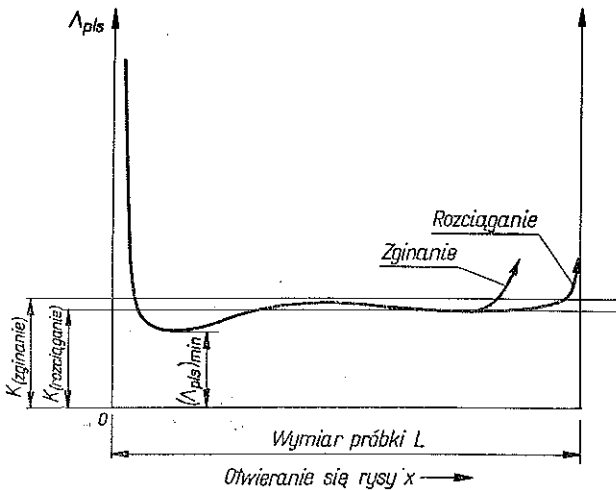


Rys. 6. Zależność pomiędzy wytrzymałością statyczną dużych próbek z ČSN 13030 rozciąganych a temperaturą przy różnej głębokości początkowej ostrego karbu

Wielkość trwałego (plastycznego) odkształcenia ciał metalowych możemy określać w sposób mikro-rentgenograficzny przy fraktograficznej analizie powierzchni przełomu, zwłaszcza w tych przypadkach, gdy mamy do czynienia z mikroskopijnie małym objętościowym zakresem deformacji. Dlatego też konieczna staje się obiektywna analiza powierzchni przełomu, którego wygląd nie jest miarodajny. W większych próbkach wykonanych z miękkich stali możemy stwierdzić lokalne odkształcenia przy naprężeniach nominalnych powyżej granicy plastyczności przez analizę

zmian prostokątnej drobnej siatki naniesionej w okolicach podstawy początkowego karbu, jeżeli tylko zadowolamy się obserwacją zewnętrznej powierzchni badanej próbki. Badania (prowadzone na dużej maszynie do rozciągania) na próbkach z głębokimi karbami, wykonanych z 13030 Al Ti, wykazały, że szybkie przelomy powstają przy naprężeniach wyższych niż granica plastyczności wówczas, gdy w całym przekroju krytycznym stwierdzono mniejszą plastyczną deformację, przy czym w podstawie karbu z naniesioną siatką stwierdzono lokalną deformację trwałą powyżej 10%.

Przez obniżenie temperatury spada zakres lokalnej i całkowitej deformacji plastycznej oraz ulega przyspieszeniu powstawanie rysy. Zmniejsza się krytyczna długość rysy dzięki wzrostowi odporności na plastyczną deformację. Zależność ta jest kwadratowa. Dlatego też parametr temperatury materiału góruje nad innymi czynnikami zmieniającymi wartość λ_{kr} .



Rys. 7. Zmiany energii potrzebnej do wywołania przelomu (pęknięcia) w zależności od powiększania się rysy

Na rysunku 6 podano wyniki pomiarów wykonanych na próbkach z centralnymi karbami o przekroju około 500 cm². System krzywych dla parametru l można wyznaczyć również dla parametru a (wyjściowa koncentracja naprężenia). Należy jednak przypomnieć, że również w ostrych karbach należy mieć na względzie $a = 2\sqrt{l/s+1}$, gdyż promień krzywizny podstawy karbu wynosi $\rho \approx s$ ze względu na zakres obszaru uszkodzonego plastycznie. W celu określenia współczynnika wielkości w podobny sposób, jak był on wyznaczony za pomocą badań próbek o dużych wymiarach i podany na rys. 1, należy wprowadzić drugą ważną wielkość, mianowicie średnią pracę odkształcenia K , niezbędną do powstania jednego centymetra kwadratowego pola swobodnej powierzchni przelomu. Wielkość ta podana jest jako średnia dlatego, że w początkowej fazie powstania rysy energia potrzebna do wywołania lokalnej plastycznej deformacji szybko zmniejsza się wraz z po-

większaniem się prędkości rysy, później zaś ustala się na mniej więcej stałym poziomie, co przedstawia schematycznie rys. 7. W końcowym etapie powstawania rysy następuje ponowne zmniejszenie prędkości, a wzrasta praca potrzebna do dokończenia procesu zniszczenia ciała. Zjawisko to jest charakterystyczne zwłaszcza w elementach badanych na zginanie, w których mamy do czynienia z gradientem naprężeń.

Praca jest w tym przypadku rozłożona w sposób bardzo nierównomierny wzdłuż trasy rysy, a pod względem rzędu wielkości zwiększa się w miarę jak zmniejsza się prędkość rysy w obszarze niskich naprężeń lub przy przejściu do strefy ściskanej. Na końcu procesu powstawania przełomu w badaniach elementów zginanych mamy często do czynienia ze zmianą charakteru niszczenia: przełom staje się plastyczny, co wynika z charakteru oraz orientacji części płaszczyzny przełomu. Z przytoczonych powodów badania za pomocą zginania nie są najwygodniejsze do określenia ważnych parametrów szybkiego przełomu w dużych ciałach.

Wartość K składa się z części odpowiadającej «statycznemu» lokalnemu zniszczeniu spójności $(A_{pl} s)_{\min}$, z części odpowiadającej energii kinetycznej potrzebnej dla przyspieszenia rozdzielonych części oraz z części odpowiadającej energii rozproszenia.

Wartość K w badanych elementach ze stali konstrukcyjnej w normalnych temperaturach wynosi na podstawie naszych analiz około 250–100 kG cm/cm², jeżeli tylko przełom powstaje dostatecznie szybko (średnia prędkość większa niż 500 m/sek). Przy niższych temperaturach od – 50 do – 100°C wartość ta leży poniżej 50 kG cm/cm². Maksymalna prędkość dla omawianych gatunków stali osiąga wartości zawarte w granicach od 1400 do 1600 m/sek., której odpowiada najmniejszy nakład pracy prowadzący do wywołania jednostkowego pola powierzchni przełomu.

Dla wywołania szybkiego przełomu musi być zachowany bilans energii wyzwolonej w całym ciele o objętości V w czasie jego przełamania oraz energii zużytej na powstanie nowej swobodnej powierzchni w ciele. Powierzchnię tę tworzą dwa lica przełomu [6], przy czym mamy

$$(8) \quad \vartheta \frac{\sigma^2}{2E} V = K \cdot 2F.$$

Warunek (8) jest konieczny dla powstania szybkiego przełomu, ale w żadnym przypadku nie jest wystarczający. Jeżeli ciało badane jest tak duże, że warunek ten jest spełniony, to istnieje tylko możliwość powstania szybkiego przełomu. Równocześnie jest konieczne, aby istniał ostry karb lub rysa oraz aby był spełniony warunek zapoczątkowania.

Współczynnik $\vartheta \leq 1$ zależy od kształtu ciała oraz rozkładu naprężenia. W ogólnym przypadku otrzymujemy po przekształceniach wzór

$$(9) \quad \sigma_{gr} = \text{const} \sqrt{\frac{EK}{L}},$$

w którym L jest charakterystycznym wymiarem ciała. Przy tym σ_{gr} oznacza cał-

kowite naprężenie rozciągające, w którym mieści się również średnia efektywna wartość własnego naprężenia pierwszego rodzaju. Oznacza to, że wewnętrzne naprężenie rozciągające znacznie zmniejsza odporność ciała przeciwko nagłemu pęknięciu. W miejscach gdzie wewnętrzny stan naprężenia pierwszego rodzaju jest ściskaniem, przełom nie występuje, a rysa zamyka się. Jeżeli wyrazimy charakterystyczny wymiar $L = \text{const} \sqrt{F}$, to otrzymamy

$$\log \sigma_{gr} = \text{const} - \frac{1}{4} \log F.$$

Ponieważ w ciałach obciążonych przez zginanie nie cała powierzchnia jest równie aktywna i zależy od prędkości postępu rysy (od odporności materiału, jak to zostanie w dalszym ciągu wyjaśnione), otrzymujemy w ogólnym przypadku

$$(10) \quad \log \sigma_{gr} = \text{const} - \frac{1}{n} \log F.$$

Im większa jest koncentracja naprężenia, tym niższa jest wartość stałej w powyższym równaniu. Wprowadzony związek odpowiada dobrze wynikom badań (por. rys. 1) oraz wyjaśnia, że dla osiągnięcia oraz otrzymania prędkości powstawania rysy, a tym samym wywołania szybkiego przełomu, podstawowe znaczenie ma całkowita energia naprężenia sprężystego ciała. Dlatego w dużych ciałach, zwłaszcza spawanych, należy zawsze przyjmować dostatecznie niską wartość λ_{kr} oraz dostateczną wielkość defektu dla danej technologii, a także jest niezbędne uważać związek (9) za kryterium wytrzymałości mające praktyczne znaczenie. Gdy studiujemy bardzo dokładnie za pomocą nowoczesnych metod defektoskopowych powierzchniowe i wewnętrzne defekty ciał oraz gdy staramy się o osiągnięcia jak największej odporności materiału, to warunek podany za pomocą związku (9) nie ma znaczenia. Należy stwierdzić, że w przypadku gdy wartość według (7) jest wyższa niż σ_p , kryterium (9) staje się praktycznie zawsze bezprzedmiotowe i nie ma znaczenia dla obliczenia wytrzymałości dużych ciał. Dlatego też bez lokalnego wysokiego efektu karbu oraz α_{kr} odpowiadającego (7) nie może mieć znaczenia współczynnik wielkości przedstawiony na rys. 1. Z tego punktu widzenia należy oceniać przenoszenie wyników badań próbek z karbami na konstrukcję. Zwłaszcza w przypadku, gdy l_{kr} jest duże (w miękkich stalach w normalnych temperaturach l_{kr} jest większe niż 10^2 mm), nie można oczekiwać by rzeczywiste ciała i konstrukcje wykazywały odpowiadające próbom defekty, nie wykryte za pomocą nowoczesnych metod kontrolnych. Przy klasyfikacji materiałów i technologii dużych elementów należy sobie uświadomić duże znaczenie wartości K , którą należy uwzględnić w obliczeniach wytrzymałościowych, gdyż przy analizie bilansu zgodnie z równaniem (8) możemy dla poszczególnych typów ciał znaleźć krytyczną wielkość z warunku, że $\sigma_{gr} = \sigma_p$. Zgodnie z (9) decydującym jest tutaj współczynnik, który nazwiemy konstrukcyjną odpornością [8 i 7]:

$$(11) \quad \frac{EK}{L\sigma_p^2}$$

Jeżeli współczynnik ten ≥ 1 , to nie ma potencjalnego niebezpieczeństwa powstania kruche go szybkiego przełomu; jeżeli jednak jest on niższy niż 1, to niebezpieczeństwo takie istnieje. Dla każdego ciała oraz każdego sposobu jego obciążenia istnieje inny charakterystyczny wymiar L . Np. dla ciśnieniowego zbiornika z cylindryczną ścianką charakterystycznym wymiarem jest promień ($L = \pi R/2$) itd. Określenie doświadczalne wartości K a tym samym i konstrukcyjnej odporności, która staje się ważnym współczynnikiem inżynierskim w wielkich spawanych elementach, jest bardzo kłopotliwe. Należy mieć zwłaszcza na względzie, że badania za pomocą zginania, które można stosunkowo łatwo zrealizować, nie nadają się do tego celu. Gradient nominalnego naprężenia komplikuje, jak to już stwierdzono, ocenę oraz obliczanie wyników badań. W przełomach spowodowanych przez zginanie końcowa część płaszczyzny przełomu jest złożona i leży z reguły w obszarze przejściowym, gdyż prędkość rysy lub rys spada tutaj poniżej 500 m/sek, a przełom stopniowo przechodzi w plastyczny. Ciała poddane obciążeniom zginającym posiadają różny stosunek naprężenia stycznego pochodzącego od siły poprzecznej do normalnego od momentu zginającego w najbardziej obciążonym przekroju poprzecznym. Karb jest położony po jednej stronie, a występujący w nim stan naprężenia jest w grubych ciałach złożony. Dlatego też badania za pomocą zginania służą dla podstawowej orientacji oraz dla porównania różnych materiałów. Natomiast systematyczne badania klasyfikacyjne należy wykonywać na dużych maszynach rozciągających, na próbkach posiadających karby umieszczone centralnie.

Przy dynamicznym bilansie energii powstania przełomu trzeba wziąć pod uwagę, że energia sprężysta naprężenia, zmieniająca się podczas propagowania się rysy, zawiera w sobie oprócz pracy odkształcenia do chwili lokalnego zniszczenia materiału w podstawie postępującej rysy również energię kinetyczną \mathcal{L}_k rozdzielonych części. Istnieje związek

$$(12) \quad \mathcal{L}_{el} - \mathcal{L}_{pl} = \mathcal{L}_k.$$

W ogólnym przypadku możemy napisać dla dwuwymiarowych elementów obciążonych przez rozciąganie [8]

$$\mathcal{L}_k = \text{const} \left(\frac{v_l}{v_{\max}^*} \right)^2 \frac{\sigma^2}{E} l^2 h.$$

We wzorze tym $v_{\max}^* = \sqrt{Eg/\gamma}$ jest prędkością dźwięku w materiale. Stąd wynika w dalszym ciągu

$$\frac{v_l}{v_{\max}^*} = \text{const} \sqrt{\frac{\mathcal{L}_{el} - \mathcal{L}_{pl}}{\mathcal{L}_{el}}} \left(\frac{L}{l} \right).$$

Jeżeli wprowadzimy krytyczną długość rysy l_{kr} , to możemy napisać

$$(13) \quad v_l = \frac{dl}{d\theta} \sim v_{l \max} \sqrt{1 - \left(\frac{l_{kr}}{l} \right)},$$

gdzie $v_{l \max} = 0,6 \sqrt{Gg/\gamma}$ jest największą prędkością propagacji rysy, przy czym $v_{l \max} = 0,6 \sqrt{G/E} v_{\max}^*$. Całkując to równanie z uwzględnieniem warunków brzegowych, otrzymujemy

$$(14) \quad \theta = \frac{l}{v_{l \max}} \left[\sqrt{1 - \left(\frac{l_{kr}}{l}\right)^2} + \frac{l_{kr}}{l} \operatorname{tg} h \sqrt{1 - \left(\frac{l_{kr}}{l}\right)^2} \right].$$

Równanie to przedstawia krzywą rosnącą, określającą zależność długości rysy od czasu θ . Ponieważ $k = f(KE/\sigma^2)$, to powiększanie się rysy zależy od poziomu naprężenia oraz odporności materiału (a tym samym i od temperatury), jak to przedstawia rys. 8. Stosując równania ruchu Lagrange'a oraz pamiętając, że $\mathcal{L}_{pl} - \mathcal{L}_{el}$ jest energią potencjalną, otrzymujemy

$$\frac{d}{d\theta} \frac{\partial (\mathcal{L}_{el} - \mathcal{L}_{pl})}{\partial v} - \frac{\partial (\mathcal{L}_{el} - \mathcal{L}_{pl})}{\partial l} = 0.$$

Dla przyspieszenia $a_l = \partial v_l / \partial \theta$ otrzymujemy następującą wartość początkowego przyspieszenia:

$$(15) \quad (a_l)_0 = \operatorname{const} \frac{1}{L} (v_{\max}^*)^2 \left(\frac{L}{l_{kr}}\right)^3.$$

Przyspieszenie spada w miarę powiększania się rysy.

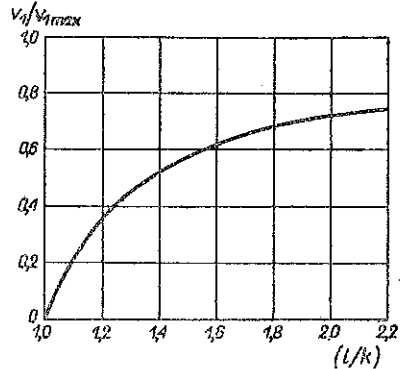
Przez pomiar prędkości oraz analizę dynamiczną przebiegu przełomu można kontrolować wartość K , którą określamy w zasadzie statycznie z granicznego naprężenia. Stąd wynika, że metodyka pomiaru prędkości oraz naprężeń dynamicznych jest bardzo ważna dla dalszej analizy wyników badań wielkich elementów.

Zostało dowiedzione [8] przez rozwiązanie równań równowagi dynamicznej składników energii przy powstaniu rysy, że długość krytyczna rysy w płaskim ciele, którego obciążenie składa się z rozciągania oraz uderu w podstawie początkowej rysy, jest dana za pomocą związku

$$(16) \quad l_{kr} = \sqrt{\sqrt{\frac{KE}{\sigma^2 L}} L^2 - \left(\frac{2\kappa}{\sigma}\right)^2},$$

w którym $\kappa = P/h$ jest jednostkową siłą w (kG/cm) na 1 cm grubości ciała, wywołaną przez uderzenie na klin wstawiony do początkowej rysy. Im większy jest ten dynamiczny efekt, tym mniejsza może być rysa potrzebna do powiększenia się nagłego przełomu, a tym wyższa temperatura materiału. Uogólniając, otrzymujemy wyrażenie na długość rysy, która jest w stanie przejść w szybki przełom:

$$(17) \quad \left(\frac{l}{L}\right)_{kr} = \sqrt{\sqrt{\frac{KE}{\sigma^2 L}} - \sum_1^n \left[\frac{\Delta X}{(L\sigma)^2} \frac{(\mathcal{A}_{pl} s)_{\min}}{K} \right]_n};$$



Rys. 8. Zależność względnej prędkości powstawania rysy od odporności materiału według teorii

we wzorze tym ΔX oznacza niekorzystny lokalny wpływ (udar, wewnętrzny lokalny trójosiowy stan naprężenia itd). Ze wzięcia tego wynika, że im większe jest L (większa energia naprężenia nagromadzona w układzie), tym mniejsza jest względna długość rysy potrzebna do powstania przełomu. Podobne znaczenie ma wzrost intensywności lokalnych wpływów potrzebnych do tworzenia się rysy. Wielkość K oraz $(A_{pl} s)_{\min}$ zależy oczywiście od temperatury zgodnie z krzywą przejściową. Dla $\sigma = \sigma_p$ mamy do czynienia z granicznym przypadkiem, który odpowiada najmniejszej długości początkowej rysy potrzebnej dla powstania kruchego przełomu. Powyżej tej granicznej wartości mogą powstawać szybkie przełomy, ale mają one w zasadzie charakter plastyczny. Określona w sposób doświadczalny krzywa zahamowania rysy (ROBERTSON) ilustruje dolną granicę powstania kruchego przełomu.

Cały ten układ krzywych zgodnie z rys. 6 przesuwają się w kierunku wyższych lub niższych temperatur w zależności od tego, czy mamy do czynienia z materiałem odpornym, czy też odwrotnie, niepodatnym na działanie temperatury (zmiana temperatury lub promieniowanie neutronowe). Jeżeli lokalny stan materiału w podstawie rysy jest tego rodzaju, że jest on kruchy (zakres obszaru s jest bardzo mały), to całe pasmo krzywych się zżęży, w odmiennym zaś przypadku rozszerza. Gdy krzywe te zostaną określone doświadczalnie dla poszczególnych materiałów, to będzie można w sposób godny zaufania oceniać stopień dopuszczalności rys. Należy przy tym dodać, że w przypadku gdy rysa znajduje się w obszarze szczytowego naprężenia rozciągającego, występującego w strumieniu sił w złożonym ciele, oraz gdy obszar, w którym występuje koncentracja naprężenia, jest mniej więcej trzykrotnie większy niż teoretyczna krytyczna długość rysy dla danego materiału i temperatury, to jako naprężenie nominalne należy uważać ten zwiększony poziom naprężenia. Okazuje się, że nie zależy on prawie od kształtu rysy, natomiast zależy od ostrości jej podstawy.

Jeżeli analizujemy powstawanie przełomu wywołane powierzchniowymi rysami w próbkach płaskich, to stwierdzamy, że początkowo rysa powiększa się bądź to pod wpływem obciążenia zmęczeniowego, bądź też pod wpływem przypadkowego przeciążenia, nigdy zaś bez przyczyny. Rysa powiększa się przy tym zarówno na boki jak i w głąb. Przy quasi-statycznym obciążeniu niezbędny jest dostateczny poziom naprężenia, a ponadto naprężenie to musi się zwiększać. W tym etapie rysa nie powiększa się. Po osiągnięciu głębokości równej długości rysy powstaje szybsza propagacja pęknięcia w kierunku grubości ściany, a równocześnie w okolicy płaszczyzny środkowej ściany środek rysy przesuwają się na boki. W centralnej części ściany rysa powiększa się szybciej w kierunku płaszczyzny środkowej oraz ma bardziej kruchy charakter niż na powierzchni ściany. Gdy rysa obejmie całą grubość ściany, to zostają spełnione warunki dla spontanicznego i szybkiego rozszerzania się przełomu, jeżeli tylko dla określonego materiału i jego temperatury powstanie rysa krytycznej długości. Jeżeli stan naprężenia jest wysoki oraz istnieje duża energia naprężenia sprężystego, to powstanie kruchego przełomu może zacząć się przed tym, nim rysa obejmie całą grubość ściany badanego ciała. W każdym przypadku jest niezbędne, aby początkowa rysa sięgała aż do środkowej części ściany, jeżeli mają być spełnione warunki szybkiego rozszerzania się rysy.

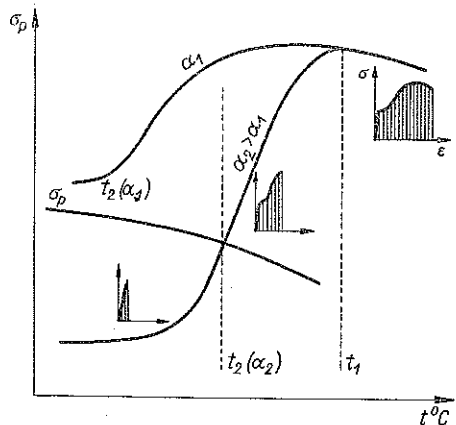
Graniczne naprężenie dla szybkiego powstania kruchego przełomu jest tym mniejsze, im intensywniejszy jest udar w podstawie karbu oraz im niższa jest temperatura materiału i wyższy stan naprężeń własnych.

Z punktu widzenia określania jakości konstrukcji oraz analizowania dopuszczalności wad ważny jest rys. 6. W obszarze powolnych przełomów graniczne naprężenie nie zależy praktycznie od koncentracji naprężenia oraz od wielkości naprężeń własnych. Również zależność od wielkości ciała nie jest istotna. Wszystkie krzywe granicznych naprężeń w tym zakresie temperatur materiału zbiegają się. Wykres odkształceń dla $t > t_1$ posiada charakterystyczny kształt jak na rys. 9.

Odporność konstrukcji jest dostatecznie duża. Pomiędzy temperaturami t_1 i t_2 istnieje obszar przejściowy, w którym powstają szybkie przełomy, ale dla stanu naprężeń wyższych niż granica plastyczności. Krzywa odkształceń przedstawiona jest na rys. 9. Wygląd przełomu jest «kruchy» według tradycyjnej klasyfikacji. Im niższa jest temperatura materiału, tym bardziej uzewnętrznia się wpływ karbu. Poniżej temperatury t_2 mogą powstawać już szybkie kruche przełomy, w których głębokość plastycznie odkształconego metalu na powierzchni przełomu s jest najwyższej rzędu kilku ziarn. Wykres odkształcenia nosi charakter ciała sprężystego zgodnie z rys. 9, jeżeli tylko graniczne naprężenie jest niższe niż σ_p (obszar grubo zaznaczonych krzywych na rys. 6). Oznacza to, że w przypadku gwałtownego kruchego przełomu musi powstać nie tylko niska temperatura $< t_2$, ale również niski poziom nominalnego naprężenia przy przełomie, czyli musi być dostateczny efekt karbu, tak aby lokalne odkształcenia osiągnęły wartość λ_{kr} . Odcinek 1-2 na krzywych na rys. 1 odpowiada pierwszemu obszarowi zniszczenia ciał, za punktem 3 mieszczą się przełomy odpowiadające kruchemu obszarowi zniszczenia (wykres na rys. 9).

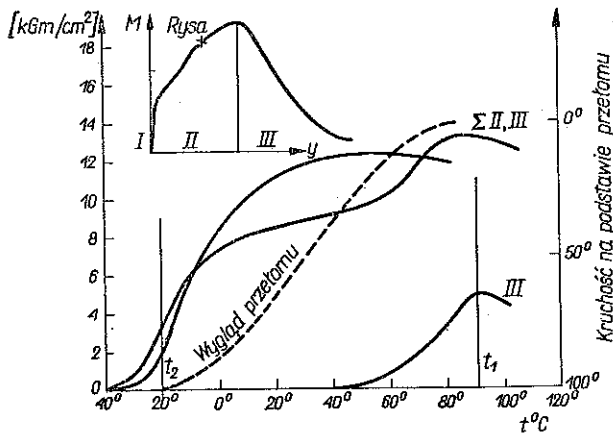
W ČSSR przeprowadzono ostatnio systematycznie badania próbek zginanych różnej wielkości, które pozwoliły na względne porównanie płaszczyzn odpowiadających deformacjom, wywołanym przez zginanie [10].

Podstawowym wnioskiem ze wspomnianych badań jest to, że wygląd przełomu nie decyduje o tym, czy przełom był rzeczywiście kruchy lub szybki w obszarze plastycznym. Różnice są tak nieistotne, że trzeba je oceniać jedynie na podstawie dokładnej analizy faktograficznej. Stopień kruchości oceniany na podstawie wyglądu powierzchni przełomu jest kryterium bardzo subiektywnym, tak że nie może być decydujący dla wyboru materiału lub też dla oceny dopuszczalności ciał do eksploatacji. Przedstawia to kreskowana krzywa na rys. 10. Odpowiada ona ocenie



Rys. 9. Określenie typowego charakteru zniszczenia wielkich próbek w zależności od temperatury oraz znaczenie temperatur przejścia (krytycznych)

jakości przelomu na podstawie wyglądu sposobem tradycyjnym (procent kruchości jest określony jako stosunek pola powierzchni krystalicznej przelomu do tej części pola powierzchni zniszczenia, które jest typowe dla matowego przelomu plastycznego), w zależności od temperatury, dla próbek ze stali 13030 Al Ti. Podkreślamy, że chodzi tu o stal ciągliwą ze zwiększoną odpornością na starzenie. Krzywa standardowej odporności na karb ČSN (mała próbka $10 \times 10 \times 55$) jest zaznaczona linią kropkowaną.



Rys. 10. Wykres wielkości pracy odkształcenia przy standardowej odporności na karb oraz subiektywna ocena powierzchni przelomu w zależności od temperatury [10]

W podsumowaniu powyższych uwag możemy stwierdzić:

1. Intensywny spadek wytrzymałości próbek stalowych wraz ze zwiększaniem się ich wielkości związany jest z energią naprężenia sprężystego nagromadzoną w całym przynależnym układzie znajdującym się w stanie naprężenia. Powyższy spadek powstaje jedynie wówczas, gdy jest osiągnięty dostateczny efekt karbu.

2. Dla propagacji rysy przy naprężeniu nominalnym niższym od statycznej wytrzymałości stanu plastycznego konieczne jest osiągnięcie lokalnego odkształcenia plastycznego λ_{kr} , bez intensywniejszego przenoszenia się tej deformacji do większej masy elementu, poprzedzającego powstanie rysy w eksponowanym miejscu. Staje się to możliwe jedynie dla krytycznej głębokości ostrego karbu lub początkowego defektu. Im λ_{kr} jest mniejsze, tym łatwiej rysa osiąga stan niestateczny.

3. Określenie kruchego pęknięcia na podstawie jego wyglądu nie jest miarodajne. Oceny obiektywnej można dokonać jedynie na podstawie szczegółowej analizy faktograficznej powierzchni pęknięcia. Duże próbki z karbami nie muszą się niszczyć przez powolne pęknięcie z zaznaczonym przewężeniem. Nie oznacza to jednak, że materiał jest kruchy i nie nadaje się do użycia. Im płytszy jest początkowy karb lub rysa oraz im wyższa jest temperatura materiału, tym bardziej należy oczekiwać plastycznego przelomu. Definitywny wniosek o własności materiału lub spoin spawów można uzyskać po określeniu krzywych jak na rys. 6 lub przynajmniej po określeniu kilku orientacyjnych punktów tego systemu.

4. W teorii nagłego kruchego pęknięcia należy wychodzić z dynamicznego bilansu energii oraz analizować prawa dynamicznej relaksacji sprężystego stanu naprężenia. Na podstawie pomiarów można określić zarówno lokalne wartości granicznej pracy odkształcenia $(A_{pl s})_{min}$ jak i średnią energię K , niezbędną dla powstania jednego cm^2 przełomu. Te wielkości materiałowe mają podstawowe znaczenie dla określenia dopuszczalności oraz konstrukcyjnej odporności danych elementów.

Literatura cytowana w tekście

1. J. NĚMEC, *Jaderná energie*, 4, 1962.
2. J. NĚMEC, J. KERMES, *Strojirenstvi*, 7, 1961.
3. J. NĚMEC, *Strojirenstvi*, 4, 1962.
4. J. NĚMEC, *Kovové materiály*, 1, 1963, SAV.
5. I. R. IRWIN, *Fracture Handbuch der Physic*, Hrsg-Flügge 6, Berlin 1958.
6. J. NĚMEC, *Strojirenstvi*, 1, 1962.
7. J. J. GILMAN, *Cleavage, Ductility and Tenacity in Crystals*, Sbornik: *Fracture*, New York 1959.
8. J. NĚMEC, *Strojirenstvi*, 1, 1963.
9. Я. Б. Фрудман, Т. А. Гордева, А. Н. Зайцев, *Строение и анализ изломов металлов*, Москва 1960.
10. R. STAREK, *Některé poznatky o problému křehké pevnosti oceli pro konstrukční aplikaci u velkých částí* (připraveno pro *Strojirenstvi*).

Резюме

СТАТИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ КРУПНЫХ СТАЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ БОЛЕЕ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ МАТЕРИАЛА

Обсуждается влияние температуры и размеров стальных частей машин на механизм их разрушения и величина разрушающей нагрузки. Одновременно со снижением температуры повышается склонность ослабленных нарезом элементов к образованию хрупких трещин. При нормальной температуре в крупных элементах с площадью поперечного сечения 100 cm^2 , при наличии надреза появляется тенденция к образованию хрупких трещин, даже в случае, если эти элементы были изготовлены из низкоуглеродистой стали. Обсуждаются причины возникновения хрупких трещин в крупных элементах, основываясь на проведенных в ЧССР исследованиях на испытательной машине максимальной мощностью 8.000 тон. Проводились испытания на растяжение стальных элементов с площадью поперечного сечения до 1.200 cm^2 .

S u m m a r y

STATIC STRENGTH OF LARGE STEEL ELEMENTS AT LOWER TEMPERATURES

The paper discusses the influence of the temperature and the size of steel machine elements on their destruction type and the ultimate load. At lower temperatures greater liability to brittle cracking is observed for notched elements. At normal temperature a tendency to brittle cracking is observed for large notched elements of 100 cm^2 sectional area, even if they are made of low carbon steel. The causes of brittle cracking of large elements are discussed on the basis of tests performed in Czechoslovakia using a strength testing machine of 8.000 tons maximum load. These tensile tests have been performed for elements of cross sectional area up to 1200 cm^2 .

Praca została złożona w Redakcji dnia 19 września 1963 r.