# České vysoké učení technické v Praze Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská

## **Czech Technical University in Prague Faculty of Nuclear Sciences and Physical Engineering**

Dr. Ing. Petr Haušild

Vliv ozáření na vlastnosti reaktorových ocelí

Effect of irradiation on properties of reactor pressure vessel steels

#### Summary

Nuclear power plant life extension as well as a choice of materials for generation IV nuclear reactors requires good knowledge of physical processes leading to embrittlement. Interaction of fast neutrons with the crystal lattice introduces defects restraining the plastic deformation and leading to the ductile to brittle transition temperature shift. Many efforts have been dedicated to fracture behavior of reactor pressure vessel steel over the last few decades. Nevertheless, several aspects are still not fully resolved. The aim of this work is not the complete breakdown of neutron irradiation effect on mechanical properties of reactor pressure vessel steels, but focusing on special issues treated only marginally or not at all.

This dissertation deals with micromechanisms of fracture in reactor pressure vessel steels. Both high energy absorbing – ductile (dimpled) fracture and low energy absorbing – brittle (cleavage) fracture are treated. Physical principles as well as the mathematical modeling of the ductile to brittle transition are mentioned. Special attention is devoted to instrumented Charpy impact test used in the surveillance program of nuclear power plants. History of this test is briefly summarized. The finite element modeling of stress-strain field in Charpy specimen is described and used for estimation of fracture toughness from Charpy test. Fracture micromechanisms were investigated in non-irradiated specimens and subsequently in neutron irradiated samples.

The dissertation is presented as a commented set of publications. The publications included in the appendix were previously published as peer reviewed journal articles or book chapters.

#### Souhrn

Zkřehnutí ocelí pro jadernou energetiku se v současné době znovu stává aktuálním v souvislosti s plánovaným prodlužováním doby provozu jaderných elektráren, jakož i při volbě materiálů pro jaderné reaktory generace IV. Interakce rychlých neutronů s krystalovou mříží způsobuje vznik defektů, které vedou ke snížené schopnosti materiálu absorbovat energii ve formě plastické deformace a posuvem teploty přechodu od křehkého k houževnatému lomu směrem k provozním teplotám. Lomovému chování ocelí pro jaderné reaktory byla za posledních několik desetiletí věnována mimořádná pozornost, avšak přesto nejsou některé aspekty doposud uspokojivě vyřešeny. Cílem této práce tedy není podat úplný přehled prací o vlivu ozáření na změnu vlastností reaktorových materiálů, ale zaměřit se zejména na některé speciální případy, které byly dosud v literatuře řešeny pouze okrajově nebo vůbec ne.

Práce se zabývá mikromechanismy lomu v reaktorových ocelích a to jak těmi, které vedou k lomu houževnatému s vysokou absorpcí energie během lomového procesu, tak i těmi, které naopak vedou k makroskopicky křehkému lomu s nízkou absorpcí energie. Dále je zmíněna problematika přechodu křehký-houževnatý lom, jeho fyzikální podstata i matematické modelování. Zvláštní pozornost je věnována instrumentované zkoušce rázem v ohybu, neboť tato zkouška je užívána při svědečném programu během provozu jaderných elektráren. Je stručně zmíněna historie vzniku této zkoušky, dále je popsán její princip i možnosti jejího modelování pomocí metody konečných prvků. Matematické modelování je nezbytné při použití výsledků instrumentované Charpyho zkouškv pro odhad lomové houževnatosti materiálu. Mikromechanismy lomu jsou studovány nejprve na neozářeném materiálu, následně i na materiálu ozářeném rychlými neutrony.

Práce je předkládána ve formě komentovaného souboru publikací k daným tématům. V příloze jsou pouze publikace, které byly publikovány buď jako články v časopisech nebo jako kapitoly v knihách a které prošly recenzním řízením.

- Klíčová slova: přechod křehký-houževnatý lom, tvárný lom, štěpný lom, reaktorová ocel, fraktografická analýza, Charpyho zkouška, lomová houževnatost
- Keywords: ductile-to-brittle transition, ductile fracture, cleavage, reaktor pressure vessel steel, fractographic analysis, Charpy test, fracture toughness

# Obsah

1	Úvod	6
2	Mikromechanismy lomu v reaktorové oceli	7
	2.1 Tvárný lom	7
	2.2 Štěpný lom	11
3	Přechod křehký-houževnatý lom	14
4	Charpyho zkouška	16
5	Vliv ozáření na lomové vlastnosti reaktorové oceli	
6	Závěr	24
	Literatura	25
	Curriculum vitae	

## 1 Úvod

Lomovému chování ocelí pro jaderné reaktory byla za posledních několik desetiletí věnována mimořádná pozornost. Zkoumána byla zejména ozářením vyvolaná změna těch mechanických vlastností, které by mohly následně vést k celkové ztrátě integrity tlakových nádob jaderných reaktorů.

V důsledku interakce rychlých neutronů s krystalovou mříží dochází ke vzniku defektů, které vedou ke zkřehnutí materiálu. Zkřehnutí materiálu se projevuje sníženou schopností absorbovat energii ve formě plastické deformace a posuvem teploty přechodu od křehkého k houževnatému lomu směrem k provozním teplotám. V současné době se tato tematika stává znovu aktuální v souvislosti s plánovaným prodlužováním doby provozu jaderných elektráren, jakož i při volbě materiálů pro jaderné reaktory IV. generace.

Přestože byla této tematice věnována mimořádná pozornost, nejsou některé její aspekty doposud uspokojivě vyřešeny. Cílem této práce tedy není podat úplný přehled prací o vlivu ozáření na změnu vlastností reaktorových materiálů, avšak zaměřit se zejména na některé speciální případy, které byly dosud v literatuře řešeny pouze okrajově nebo vůbec ne.

Práce je postupně členěna na část zabývající se mikromechanismy lomu v reaktorových ocelích a to jak těmi, které vedou k lomu houževnatému s vysokou absorpcí energie během lomového procesu, tak i těmi, které naopak vedou k makroskopicky křehkému lomu s nízkou absorpcí energie. Dále je zmíněna problematika přechodu křehký-houževnatý lom, jeho fyzikální podstata i matematické modelování.

Zvláštní pozornost je věnována instrumentované zkoušce rázem v ohybu, neboť tato zkouška je užívána při svědečném programu během provozu jaderných elektráren. Je zde stručně zmíněna historie vzniku této zkoušky, dále pak popsán její princip i možnosti jejího modelování pomocí metody konečných prvků. Matematické modelování je nezbytné při použití výsledků instrumentované Charpyho zkoušky pro odhad lomové houževnatosti materiálu.

Mikromechanismy lomu jsou studovány nejprve na neozářeném materiálu, vlivem ozáření rychlými neutrony na mechanické a lomové vlastnosti resp. jejich změnu se zabývá samostatná kapitola práce.

Práce je předkládána ve formě komentovaného souboru publikací k daným tématům. V příloze jsou pouze publikace, které byly publikovány buď jako články v časopisech nebo jako kapitoly v knihách a které prošly recenzním řízením.

#### 2 Mikromechanismy lomu v reaktorové oceli

#### 2.1 Tvárný lom

Houževnatý lom vvznačující se vvsokou absorpcí energie (houževnatostí) v ocelích nejčastěji vzniká mikromechnismem tvárného důlkového lomu. Ke klasickému tvárnému porušení dochází nukleací. růstem a koalescencí dutin (obr. 1). Nukleace dutin nastává většinou na částicích sekundární fáze (příklady nukleace dutin zdokumentované pomocí řádkovacího a transmisního elektronového mikroskopu jsou uvedenv v příloze [P1, P2, P11]). K popisu nuklease dutin se používají kriteria kritické hodnoty deformace [1] nebo napětí [2], popř. kriteria kombinovaná napěťově-deformační [3]. Růst dutin silně závisí na napěťové trojososti (růst dutiny cylindrického tvaru v deformačně zpevňující matrici popsal McClintock [4], růst izolované kulové dutiny v ideální elastoplastické matrici popsali Rice a Tracey [5]). Vliv tvaru částic na růst dutin se projevuje pouze pro nízké hodnoty napěťové trojososti. Poslední stadium tvárného lomu je koalescence dutin. K ní dochází lokálním zaškrcením matrice mezi dutinami (na tomto schématu je založen Thomasonův model [6]), nebo nukleací nových dutin na skluzových pásech vzniklých lokalizací plastické deformace mezi rostoucími dutinami. V tomto stadiu tvárného porušení hraje významnou roli vzdálenost mezi částicemi sekundární fáze.



Obr.1 Stadia tvárného porušení: nukleace, růst a koalescence dutin [6].

K matematickému modelování šíření tvárné trhliny se v současnosti nejčastěji používá v kombinaci s metodou konečných prvků tzv. Gurson-Tvergaard-Needlemanův (GTN) model [7-10]. Tento model je již běžně implementován ve výpočetním software jako je např. ABAQUS nebo Marc.

Plastický potenciál je dán funkcí  $\Phi$ :

$$\Phi = \frac{\sigma_{eq}^2}{\sigma_*^2} + 2q_1 f^* \cosh(\frac{3}{2}q_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_*}) - (1 + q_1^2 f^{*2}) = 0$$

kde  $\sigma_{eq}$  je makroskopické von Misesovo napětí,  $\sigma_*$  je tzv. flow stress matrice,  $\sigma_m$  je hydrostatické napětí,  $q_1$  a  $q_2$  jsou parametry,  $f^*$  je ekvivalentní objemový podíl dutin získaný jako:

$$f^* = f \qquad \text{je-li} \quad f \le f_c$$

$$f^* = f_c + \delta f \qquad \text{je-li} \quad f > f_c$$

$$\delta = \frac{1/q_1 - f_c}{f_f - f_c}$$

kde  $f_c$  je kritický objemový podíl dutin pro začátek koalescence,  $\delta$  je parametr akcelerace (viz obr.7 v [P2]).

Lze snadno ukázat, že  $\sigma_{eq}$  je nula, je-li  $f^*=1/q_1$ . Růst tvárné trhliny lze tedy numericky reprezentovat jako lokální nárůst objemového podílu dutin, který způsobí ztrátu tuhosti prvku (obr. 2).

Objemový podíl dutin je dán diferenciální rovnicí:

$$\dot{f} = \dot{f}_{growth} + \dot{f}_{nucleation}$$
$$\dot{f}_{growth} = (\mathbf{l} - f) \operatorname{tr}\left(\underbrace{\underline{E}}^{p}\right)$$
$$\dot{f}_{nucleation} = A_n(\varepsilon_y) \dot{\varepsilon}_y$$

s počáteční podmínkou  $f(t=0) = f_o$ . První člen v rovnici odpovídá růstu stávajících dutin,  $f_{growth}$ , (v důsledku nestlačitelnosti matrice), druhý člen odpovídá nukleace nových dutin.

Počáteční objemový podíl dutin,  $f_o$ , lze volit jako objemový podíl částic sekundární fáze, které mají nízkou povrchovou energii a dá se u nich předpokládat, že u nich dojde k dekohezi v počátku plastické deformace (např. MnS a oxidy [P2, P4]).



Obr.2 Průběh hlavního napětí  $\sigma_I$  v Charpyho tělese vypočtený pomocí GTN modelu [11]. Čelu tvárné trhliny před kořenem vrubu odpovídá oblast, kde je  $\sigma = 0$ .

U reaktorové oceli parametr  $f_N$  odpovídá 10 až 40% objemového podílu karbidů [12, P2, P4].

$$\dot{f} = (1 - f)tr(\underline{\dot{\varepsilon}}^{pl}) + \frac{f_N}{s_N\sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\varepsilon_M^{pl} - \varepsilon_N}{s_N}\right)^2\right]\dot{\varepsilon}_M^{pl}$$

Parametry  $q_1$  a  $q_2$  se identifikují modelováním elementární buňky. Na jejich hodnotu má vliv tvar a orientace dutin a hodnota napěťové trojososti. Parametry  $f_c$  a  $\delta$  lze identifikovat na tahových tělesech s vrubem nebo CT tělesech. Volba parametrů není jednoznačná a závisí na typu těles a zatěžování. Přenositelnost parametrů musí být proto ověřena na různých geometriích zkušebních těles.

Ačkoliv jsou mechanismy tvárného důlkového lomu předmětem vědeckého výzkumu již delší dobu (přehled literatury lze nalézt např. v Ref. [13, P2]), vlivu teploty a rychlosti deformace na rozvoj tvárného porušení bylo doposud věnováno poměrně málo pozornosti.

Vliv rychlosti deformace a teploty na parametry modelů popisujících tvárný lom se většinou zanedbává. V práci [14] byl experimentálně pomocí vysokorychlostní kamery studován vliv rychlosti deformace na lokální lomovou deformaci tahových těles s vrubem. V rozmezí rychlostí deformace od  $10^{-4}$  s<sup>-1</sup> do  $10^2$  s<sup>-1</sup> byla hodnota lomové deformace shledána v rámci experimentální chyby nezávislá na rychlosti zatěžování. Nevýhodou tahových těles pro zkoumání tvárného porušení je nízký gradient napětí a deformace, který má za následek rychlý průběh šíření vzniklé trhliny a jednotlivé stadia lomu lze pak jen těžko rozlišit.

V pracích [P4, P6] byla proto porovnávána kinetika šíření tvárné trhliny v temperované bainitické oceli A508.3 pomocí Charpyho těles zatěžovaných rázem (lokální rychlost deformace  $\dot{\varepsilon}$  u kořene vrubu dosahuje  $10^3$  s<sup>-1</sup>)

a staticky ( $\dot{e}$  u kořene vrubu je v tomto případu 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>) v rozmezí teplot od –60 °C do 0 °C. Tělesa byla porušena v oblasti přechodu křehký-houževnatý lom. Dolom byl křehký (štěpením), což umožnilo měřit délku tvárné trhliny na lomové ploše v řádkovacím elektronovém mikroskopu. Měřena byla tvárná trhlina nacházející se u kořene vrubu.

Po extrahování tvárných ploch u stěn vzorku (vzniklých smykovým lomem během šíření štěpné trhliny) byla prokázána korelace mezi energií do lomu a tvárnou plochou nacházející se u kořene vrubu a to i pro nízké hodnoty energie do lomu (<20 J), kdy tvárná plocha u kořene vrubu tvořila pouze menší podíl celkové tvárné plochy na lomovém povrchu. Hodnoty délky tvárné trhliny vykazovaly téměř lineární závislost na posuvu do lomu jak pro tělesa porušená rázově tak i staticky, i při různých teplotách. Metodou konečných prvků bylo vypočteno prakticky totožné rozložení plastické deformace a napěťové trojososti před kořenem vrubu při rázové i statické zkoušce, i přes značné rozdíly v hodnotách napětí vyvolané v důsledku rychlostní závislosti meze kluzu. Vypočtená plastická deformace v okamžiku iniciace tvárné trhliny je srovnatelná s hodnotami kritické deformace pro nukleaci dutin na karbidech uvedenými v literatuře. Tato hodnota se dá považovat za lokální lomovou deformaci.

Posouzení tvárného lomu pomocí kvantitativní fraktografie je poměrně obtížné. Popsaná metodika umožnila charakterizovat kinetiku šíření tvárné trhliny i v tělesech porušených rázem, ve kterých nelze sledovat šíření trhliny opticky nebo pomocí potenciálové metody. Tato metoda nicméně vyžaduje několik těles s různou délkou tvárné trhliny, což je náročné nejen po stránce experimentální (materiál, mechanické zkoušky s následným značkováním trhliny), ale také to nevyhnutelně vede k většímu experimentálnímu rozptylu.

Kvantitativní charakterizování tvárné trhliny z mikromorfologie lomové plochy naráží na řadu problémů. Vzhledem k mikromechanismům vzniku tvárného porušování (nukleací, růstem a koalescencí dutin) je distribuce tvárných důlků ovlivněna jak distribucí velikosti částic sekundární fáze, tak i rozdělením jejich vzdáleností, jakož i lokálními deformačněnapěťovými podmínkami.

Výsledná distribuce důlků vykazuje fraktální chování, kdy relativní četnost velikosti důlků závisí na použitém zvětšení (obr. 3). Je proto velice důležité zvolit vhodné zvětšení resp. sérii zvětšení, abychom mohli porovnat např. rozdělení velikosti nebo hloubky důlků na lomových plochách těles porušených za různých podmínek (teplota, rychlost deformace, stav napjatosti...) nebo z různých materiálů (před a po teplotní expozici, po ozáření rychlými neutrony...).



Obr.3 Distribuce velikosti tvárných důlků pro různá zvětšení. Upraveno podle [15].

Samotná fraktální dimenze lomové plochy je mírou entropie a vypovídá o charakteru lomového procesu, tj. zda se více blíží rovnovážnému (kvazistatickému) procesu, jako je to v případě tvárného důlkového lomu, nebo se jedné o nerovnovážný, dynamický proces, jako je to v případě štěpného nebo adiabatického smykového lomu [P16].

### 2.2 Štěpný lom

Ke křehkému lomu, který se vyznačuje nízkou absorpcí energie (houževnatostí), dochází v reaktorových ocelích za nízkých teplot nejčastěji mikromechnismem transkrystalického štěpení. Důležitým mikromechanismes je také interkrystalická dekoheze, ke které dochází v důsledku segregace nečistot (např. fosforu) na hranicích zrn. Interkrystalická dekoheze může také působit jako zárodek trhliny, která se dále šíří štěpným mechanismem. Její vliv roste s ozářením materiálu rychlými neutrony.

Ke štěpnému lomu dochází dekohezí nejméně vázaných krystalografických rovin, v reaktorových ocelích s krystalovou strukturou odvozenou od kubické prostorově centrované mříže (feritických nebo bainitických) se jedná o roviny (100). Štěpný lom je stochastický proces nukleace a šíření trhliny lokální re-iniciací na hranicích zrn. Kritickou událostí může být buď nukleace kritické (šířící se) mikrotrhliny nebo její další šíření po překonání první překážky (např. hranice zrna).



Obr.4 Nukleace mikrotrhliny dislokační reakcí (a), prasknutím karbidu na hranici zrna (b).

K šíření trhliny délky  $a_c$  dojde, je-li splněno tzv. Griffithovo energetické kriterium [16]. Kritické napětí  $\sigma_c$  je pak dáno:

$$\sigma_{c} = \sqrt{\alpha \frac{E \gamma_{eff}}{\pi (1 - v^{2}) a_{c}}}$$

kde *E* je Youngův modul, *v* Poissonovo číslo,  $\gamma_{eff}$  efektivní povrchová energie  $\gamma_{eff} = 2\gamma_s + \gamma_{pl}$ ,  $\alpha$  geometrický faktor.

K nukleaci mikrotrhliny v oceli může dojít různými mechanismy: Nakupením dislokací ([17]), dislokační reakcí ([17] – obr. 4a), prasknutím karbidu na hranici zrna ([17] – obr. 4b), praskáním částic sekundární fáze v důsledku rozdílného modulu částice a matrice, smykovým porušením perlitické kolonie ([18]), protínáním dvojčat [19, 20] aj.

Pravděpodobnost křehkého lomu v důsledku iniciace a šíření štěpné trhliny lze popsat tzv. Bereminovým modelem [21], který vychází z teorie nejslabšího článku (*Weibull*). Plastická deformace vede ke vzniku mikrodefektu, který ztratí stabilitu, dosáhne-li v základním (elementárním) reprezentativním objemu největší hlavní napětí  $\sigma_{\rm l}$  kritické hodnoty  $\sigma_{\rm c}$ . Griffithovo energetické kriterium lze přepsat jako:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{konst}{l}}$$

kde *konst* závisí na Youngově modulu, Poissonovu číslu, efektivní povrchové energii a tvaru trhliny.

Druhým předpokladem modelu je možnost aproximovat hustotu rozdělení délek mikrotrhlin v elementárním reprezentativním objemu mocninnou závislostí na 1/l (obr. 5).





Počet mikrotrhlin délky mezi l a l + dl v jednotkovém objemu je:

$$N_V(l, l+dl) = \frac{1}{V_o} \frac{\alpha}{l^{\beta}} dl$$

kde  $V_o$  je referenční objem,  $\alpha > 0$ , a  $\beta > 1$ .

Pravděpodobnost porušení referenčního objemu  $V_o$  zatíženého napětím  $\sigma$ lze použitím Griffithova energetického kriteria vyjádřit jako [22]:

$$p(\sigma > \sigma_c) = P(l > l_c) = \int_{l_c}^{\infty} \frac{\alpha}{l^{\beta}} dl = \left(\frac{\sigma}{\sigma_u}\right)^n$$
  
kde  $m = 2\beta - 2$ , a  $\sigma_u = \sqrt{const} \sqrt[m]{\frac{m}{2\alpha}}$ .

Pravděpodobnost porušení celého tělesa je dána jako:

$$P_F = 1 - \prod_{i=1}^n \left[ 1 - p(\sigma_i) \right]$$

Pro malé pravděpodobnosti  $p(\sigma_i)$  lze použít:

$$ln(1-P_F) = \sum_{i=1}^{n} ln [1-p(\sigma_i)] \approx \sum_{i=1}^{n} -p(\sigma_i)$$

Což vede na dvouparametrickou Weibullovu statistiku:

$$P_F = 1 - exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u}\right)^m\right]$$

kde *m* a  $\sigma_u V_o^m$  jsou parametry závislé na materiálu.

 $\sigma_W$ , je Weibullovo napětí, definované jako integrál kladného maximálního hlavního napětí,  $\sigma_1$ , přes objem plastické zóny,  $V_{pl}$ :

$$\sigma_{w} = \sqrt[m]{\int_{Vpl} \sigma_{1}^{m} \frac{dV}{V_{o}}}$$

S tímto modelem byla v předchozím výzkumu [P3] úspěšně předpovězena pravděpodobnost křehkého lomu zkušebních těles s odlišnou geometrií a při různém zatěžovaní. Tento model umožňuje odhad lomovémechanických parametrů (zejména lomové houževnatosti) např. z výsledků instrumentované Charpyho zkoušky rázem v ohybu [P9]. Aby byla přenositelnost výsledků mezi různými typy zkoušek možná, je nezbytné ověřit resp. prokázat, že nedochází ke změně mikromechanismů porušování a jsou tedy splněny hlavní předpoklady modelu.

### 3 Přechod křehký-houževnatý lom

K přechodu křehký-houževnatý lom dochází v ocelích v důsledku silné teplotní závislosti meze kluzu. Zatímco napětí nutné na dekohezi dvou krystalových rovin (štěpení) je jen velice málo závislé na teplotě, mez kluzu výrazně roste s klesající teplotou (obr. 6). Tento nárůst je způsoben rozštěpením jádra šroubových dislokací za nízkých teplot do dvou resp. tří atomových rovin [23].



Obr.6 Přechod křehký-houževnatý lom

Pro rekombinaci jader šroubových dislokací a jejich další pohyb skluzem je potřeba překonat energetickou barieru tepelnou aktivací. Při teplotách, kdy je mez kluzu vyšší než kritické napětí, dochází ke křehkému lomu, v opačném případě k lomu houževnatému.

V oblasti přechodu mezi křehkým a houževnatým lomem dojde k šíření štěpné trhliny, je-li hnací síla (rychlost uvolňování energie) trhliny nižší než hnací síla nutná k emisi dislokace z čela (špice) trhliny [24]



Obr.7 Emise dvojčete z čela trhliny namodelovaná metodou molekulární dynamiky [upraveno podle P12] a stopy dvojčat nalezené pod lomovou plochou slitiny Fe3Si.

Vliv krystalografické orientace a rychlosti zatěžování na přechod křehký-houževnatý lom byl studován v předchozích pracích [P12, P13, P15] na různě orientovaných monokrystalech Fe-3hm.%Si (alfa železe). Experimentální výsledky byly porovnány s počítačovými simulacemi metodou molekulární dynamiky. Vzájemná orientace trhliny a dostupného skluzového systému je určující pro šíření resp. otupování trhliny. Zvyšování rychlosti zatěžování vede ke zvyšování teploty přechodu křehký-houževnatý lom. Při vyšších rychlostech zatěžování docházelo k emisi dvojčat z čela trhliny, která na rozdíl od emise dislokací nevede k výraznému otupování trhliny (obr. 7). Při interakci šířící se trhliny docházelo k odklonu roviny trhliny podél hranice dvojčete a k následnému vzniku jazýčků na lomové ploše (obr. 7).

V oblasti přechodu křehký-houževnatý lom dochází často před iniciací štěpného lomu k šíření tvárné trhliny (tzv. tvárnému natrhávání). Tvárná trhlina výrazně mění pole napětí a deformace na čele původně ostré trhliny nebo u kořene vrubu (obr. 8).



Obr.8 Průběh největšího hlavního napětí před kořenem vrubu v Charpyho tělese a před čelem trhliny v CT tělese během šíření tvárné trhliny – vypočet pomocí GTN modelu [P3].

Při šíření tvárné trhliny v tělese s únavově předcyklovanou trhlinou (jako je např. těleso CT) dochází k mírnému otupení této trhliny a přenosu napěťového maxima do větší vzdálenosti od čela trhliny. V případě Charpyho tělesa dochází naopak k přesunu maxima napětí blíže k okamžitému čelu trhliny a skokovému nárůstu napětí, které se pak obdobně jako v CT tělese při dalším šíření již výrazně nemění.

V obou případech se maximální hodnota napěťové trojososti ustálí na hodnotě cca 2,5 (z původní hodnoty cca 3 v CT tělese a cca 1,5 v Charpyho tělese) a stav napjatosti před čelem trhliny odpovídá rovinné deformaci.

Lokální nehomogenity tvaru čela šiřící se tvárné trhliny (mající podobu "laloků") mohou způsobovat výraznou lokální koncentraci napětí, která může následně vést k iniciaci a šíření štěpné trhliny [P9].

V oblasti nízkých teplot (až do tzv. dolní oblasti přechodu křehký houževnatý lom) je hlavním mikromechanismem iniciace štěpného lomu šíření trhliny z prasklých částic sekundární fáze, zejména nekovových vměstků (MnS) do okolní matrice. Kritickou událostí je přechod přes první překážku, kterou tvoří hranice zrna resp. bainitického paketu. Významnou úlohu přitom hraje vzájemná krystalografická orientace sousedních zrn [P5, P9], která může způsobit odklon nebo dokonce zastavení šířící se štěpné trhliny.

V horní oblasti přechodu křehký houževnatý lom dochází ke změně mikromechanismu iniciace štěpného lomu. Vlivem výrazné plastické deformace dochází k dekohezi nebo praskání částic sekundární fáze již při výrazně nižších napětích a ty se pak podílejí na vzniku dutin a následném růstu tvárné trhliny. K iniciaci štěpného lomu pak dochází na mikrodefektech vzniklých plastickou deformací (např. smykovým mechanismem).

Změna mikromechanismu iniciace štěpného lomu se při použití Bereminova modelu projeví změnou parametrů tohoto modelu (např. jejich teplotní závislostí) a také změnou vychýlení hustoty pravděpodobnosti z původně vychýlené doleva (směrem k nižším hodnotám houževnatosti) na vychýlenou doprava (směrem k vyšším hodnotám houževnatosti) [P9].

## 4 Charpyho zkouška

Snaha o zavedení standardizované procedury výběru materiálu na základě jeho známých nebo snadno zjistitelných vlastností vedla v minulosti k vývoji mnoha mechanických zkoušek. Pro snadné porovnání houževnatosti materiálů byla G.A.A. Charpym vyvinuta zkouška rázem v ohybu. G.A.A. Charpy od r. 1920 působil jako profesor metalurgie na Ecole de Mines v Paříži a od r. 1922 navíc jako profesor obecné chemie na Ecole Polytechnique v Paříži. Tuto zkoušku vyvinul, když pracoval jako inženýr

ve společnosti Saint Jacques (hutě Châtillon-Commentry) a zabýval se haváriemi tlakových kotlů [26]. Zkouška byla poprvé prezentována v r. 1901 na konferenci v Budapešti. Původní návrh zkušební aparatury je ilustrován na obr. 9 [27].



Obr.9 G.A.A. Charpy a původní návrh zkušební aparatury [27].

Princip Charpyho zkoušky je velice jednoduchý a spočívá v přeražení zkušebního tělesa (nejčastěji hranolku 10x10x55 mm s bočním vrubem uprostřed) kyvadlovým kladivem. Rozdíl energie kladiva před a po přeražení kladiva odpovídá energii absorbované při lomovém procesu. Tato zkouška je z víceméně historických důvodů používána také ve svědečném programu jaderných elektráren při sledování zkřehnutí tlakové nádoby jaderného reaktoru.

Výhoda této zkoušky spočívá ve snadném porovnání dvou materiálů, avšak změřená absorbovaná energie sama o sobě neumožňuje posoudit bezpečnost provozu tvarově složitých součástí, které obsahují různé koncentrátory napětí jako jsou např. mikrostrukturní defekty nebo technologické vruby.

Další užitečné informace lze získat tzv. instrumentovanou Charpyho zkoušku, kdy tenzometrické snímače síly umístěné na břitu kladiva umožňují zachytit časový průběh zatěžování během zkoušky.

Dvojitou integrací tohoto časového záznamu (obr. 10) lze získat závislost působící síly F, na posuvu břitu (resp. průhybu tělesa) s:

$$v(t) = v_o - \frac{1}{m} \int_{t_o}^t F(t) dt$$



Obr.10 Záznam instrumentované Charpyho zkoušky [11].

$$s(t) = \int_{t_0}^t v(t) dt$$

Ze závislosti síly na posuvu břitu lze určit další hodnoty, které vypovídají o chování zkoušeného materiálu, jako je např. síla na mezi makroplastických deformací  $F_{gy}$  (general yield), maximální síla  $F_m$ , síla potřebná na iniciaci trhliny  $F_{in}$ , síla při zastavení trhliny  $F_a$ , průhyb při dosažení meze makroplastických deformací  $s_{gy}$  (odpovídá síle  $F_{gy}$ ), průhyb při dosažení maximální síly  $s_m$  (odpovídá maximální síle  $F_m$ ), průhyb při iniciaci trhliny  $s_{in}$  (odpovídá síle  $F_{in}$ ), průhyb při zastavení trhliny  $s_a$  (odpovídá síle  $F_a$ ), celkový průhyb  $s_t$ .

Podle výsledného záznamu zkoušky rozlišujeme několik typů chování materiálů (obr. 11):



Obr.11 Různé druhy záznamu instrumentované Charpyho zkoušky [28].

Měřením oblastí různých typů trhlin na lomových plochách porušených Charpyho těles byly v předchozím výzkumu [P6] různé druhy porušování (tvárné natržení, štěpný lom, smykový dolom …) přiřazeny k jednotlivým bodům na zatěžovací křivce (záznamu). Bylo např. prokázáno, že k šíření tvárné trhliny (tvárnému natržení) dochází již před dosažením maximální síly. Prokázaná těsná korelace mezi energií do lomu a tvárnou plochou nacházející se u kořene vrubu (a to i pro nízké hodnoty energie do lomu), je v důsledku vysoké absorpce energie při tomto procesu, narozdíl od nízké absorpce energie při dolomu smykovým mechanismem (tato energie je dána plochou pod křivkou *F-s* od bodu [ $s_a$ ,  $F_a$ ]).

K numerickému výpočtu pole napětí v Charpyho tělese během rázové zkoušky se neičastěji používá metoda konečných prvků, neboť analytické metody, jako je např. metoda kluzových čar, lze použít pouze v případech rovinné deformace a ideálně plastického materiálu. Modelování Charpyho zkoušky je třeba věnovat značnou pozornost, neboť se vzhledem k vysoké rychlosti kladiva v okamžiku rázu (~5 m.s<sup>-1</sup>) jedná o dynamický problém. Odezva materiálu zkušebního tělesa je nelineární a dochází k masivní plastické deformaci u kořene vrubu. Při plastické deformaci dochází k ohřevu (cca 90% energie plastické deformace se uvolňuje ve formě tepla), který se díky vysoké rychlosti procesu blíží adiabatickému ohřevu. Plastická odezva (mez kluzu) je navíc značně závislá na teplotě a na rvchlosti deformace. Dotyk kladivo-těleso resp. těleso-podpora je kontaktní úloha se třením (kov-kov). Zachycení gradientu napětí a deformace v blízkosti koncentrátorů vyžaduje malou velikost konečných prvků (řádově ~1µm), což vede k relativně vysokému počtu stupňů volností (neznámých) - řádově stovky tisíc.

Vycházeli jsme z práce Rossoll et al [29]. Bylo ukázáno, že tření mezi kladivem, tělesem a podporami nemá vliv na pole napětí a deformace u kořene vrubu, ovlivňuje však globální odezvu tělesa. Energetická bilance prokázala, že již po dvou oscilacích tělesa je kinetická energie prakticky zanedbatelná a nejvíce práce vnějších sil se ukládá do plastické deformace [P9]. Plastická deformace u kořene vrubu velice rychle utlumí dynamické efekty, takže pokud jsou časy do lomu tělesa vyšší, než odpovídá dvěma oscilacím tělesa, lze pro výpočet pole napětí použít kvazi-statickou formulaci (která neuvažuje inerciální efekt, ale bere v úvahu časově závislou mez kluzu v důsledku vysoké rychlosti deformace).

U kořene vrubu dochází k ohřevu až o 300°C [11], oblast zvýšené teploty je však velice lokalizovaná a neovlivňuje polohu ani hodnotu maxima největšího hlavního napětí před kořenem vrubu v Charpyho tělese (obr. 12).



Obr.12 Rozložení teploty a největšího hlavního napětí před kořenem vrubu ve středu Charpyho tělesa (v neozářeném stavu) během rázové zkoušky (posuv kladiva 1 mm) vypočtené bez uvažování ohřevu vzorku (izotermicky) a s adiabatickým ohřevem.

Na základě těchto poznatků byla provedena analýza pole napětí a deformace metodou konečných prvků během instrumentované rázové zkoušky v ozářených i neozářených Charpyho tělesech z reaktorové oceli A508.3 a 15Ch2MFA používané pro reaktory typu PWR a VVER.



Obr.13 Rozložení největšího hlavního napětí před kořenem vrubu Charpyho tělesa během rázové zkoušky (posuv kladiva 1 mm).



Obr.14 Rozložení von Misesova napětí (a), kumulované plastické deformace (b) a největšího hlavního napětí (c) v Charpyho tělese během rázové zkoušky (posuv kladiva 1 mm).

#### 5 Vliv ozáření na lomové vlastnosti reaktorové oceli

Po ozáření rychlými neutrony (E>1MeV) dochází u reaktorové oceli k nárůstu meze kluzu, meze pevnosti a ke snížení tažnosti. Teplota přechodu křehký-houževnatý lom se posouvá směrem k vyšším (tj. provozním) teplotám a dochází také ke snižování energie horního plata v přechodové křivce. S rostoucí dávkou ozáření také na lomové ploše roste podíl interkrystalické dekoheze, která působí jako (kritický) zárodek štěpné trhliny [P14].

K těmto jevům lze nalézt poměrně obsáhlou literaturu. Poměrně malá pozornost je však v literatuře věnována vlivu ozáření na kinetiku a mechanismy tvárného lomu. Kinetika šíření tvárné trhliny jednak ovlivňuje energii horního plata, a navíc, jak bylo ukázáno v předchozí kapitole, tvárná trhlina mění pole napětí v tělese. Rychlejší iniciace nebo šíření tvárné trhliny by tedy mohly vést k dřívějšímu nárůstu napětí před kořenem vrubu resp. rychlejšímu "vzorkování" objemu tělesa a tak ovlivnit iniciaci štěpného lomu (a teploty přechodu křehký-houževnatý lom).

Ke studiu vlivu ozáření na kinetiku tvárného lomu v reaktorové oceli 15Ch2MFA byla použita stejná metodika, jako v případě studia vlivu rychlosti deformace. Bylo prokázáno, že kinetika tvárné trhliny, která se šíří z vrubu Charpyho tělesa (v modu I), je prakticky nezměněná, až do dávek uvažovaných jako mez životnosti VVER [P10, P14].

Dochází však k výraznému nárůstu (nízko-energetického) smykového lomu na okrajích a konci tělesa, což vede právě ke snížení energie horního plata v přechodové křivce. Tento jev byl vysvětlen změnou deformačního chování po ozáření (nárůstu meze kluzu a snížení koeficientu deformačního zpevňování) [P10].



Obr.15 Délka tvárné trhliny a šířka smykových okrajů v Charpyho tělese po ozáření rychlými neutrony.



Obr.16 Naměřené tahové křivky oceli 15Ch2MFA před a po ozáření neutrony ( $\Phi_n=10^{24}$ n.m<sup>-2</sup>) a závislosti napětí na deformaci použité pro numerické modelování.

Dále byla provedena analýza pole napětí a deformace metodou konečných prvků během instrumentované rázové zkoušky v ozářených i neozářených Charpyho tělesech z reaktorové oceli 15Ch2MFA. Vliv ozáření byl uvažován změnou materiálových vlastností tj. závislosti napětí na plastické deformaci (obr. 16).

V důsledku zvýšení meze kluzu po ozáření neutrony dojde při rázové zkoušce k nárůstu maxima hlavního napětí před kořenem vrubu (obr. 17) a tedy k následné rychlejší iniciaci štěpné trhliny v ozářených tělesech. Naopak průběh plastické deformace zůstal po ozáření neutrony prakticky nezměněn, což je ve shodě s výsledky kvantitativní fraktografické analýzy. Tyto výpočty umožnily kvantitativně zhodnotit vliv ozáření na lomové vlastnosti ozářené reaktorové oceli.



Obr.17 Rozdělení napětí a plastické deformace před kořenem vrubu v Charpyho tělese z oceli 15Ch2MFA před a po ozáření neutrony.

## 6 Závěr

V předkládané práci jsou shrnuty výsledky charakterizace lomových vlastností ocelí pro jaderné reaktory dosažené během více než desetiletého výzkumu na katedře materiálů FJFI ČVUT ve spolupráci s UJV Řež, Ústavem termomechaniky AVČR, LMSS-Mat Ecole Centrale Paris, Ecole Polytechnique Federale de Lausanne, TU Wien a dalšími pracovištěmi.

Pomocí Bereminova modelu byl úspěšně proveden odhad lomové houževnatosti reaktorové oceli z výsledků instrumentované Charpyho zkoušky rázem v ohybu v dolní oblasti přechodové křivky křehkýhouževnatý lom. V horní oblasti přechodu křehký-houževnatý lom byl model modifikován na základě rozsáhlé fraktografické analýzy porušených těles, která odhalila změnu mikromechanismu iniciace štěpného lomu.

Vliv krystalografické orientace na nukleaci a šíření štěpné trhliny byl studován na modelovém materiálu Fe-3hm.%Si.

Jelikož v oblasti přechodu křehký-houževnatý lom dochází často před iniciací štěpného lomu k tvárnému natrhávání, které výrazně mění pole napětí a deformace na čele původně ostré trhliny nebo u kořene vrubu, byla značná pozornost věnována kinetice šíření tvárné trhliny. Pole napětí a deformace na čele tvárné trhliny bylo modelováno pomocí metody konečných prvků a GTN modelu.

Detailní numerická analýza napjatosti v Charpyho tělese během rázové zkoušky umožnila kvantifikovat vliv ozáření rychlými neutrony na iniciaci a šíření jak tvárného, tak i štěpného lomu.

Získané poznatky přispěly k hlubšímu poznání procesů, které mohou ovlivnit mechanické vlastnosti ocelí pro jaderné reaktory nejen v běžných provozních podmínkách, ale i při kritických událostech. Hlubší porozumění mikromechanismům porušování je zcela nezbytné pro další zvyšování bezpečnosti jaderných zařízení.

### Literatura

- LeROY, G.-EMBURY, J.D.-EDWARD, G.-ASHBY, M.F.: A model of ductile fracture based on the nucleation and growth of voids. Acta Metall. 29, 1981, pp. 1509-1522.
- [2] BEREMIN, F.M.: Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 steel, Metallurgical Transactions A 12, 1981, pp. 723-731.
- [3] FISCHER, J. R.–GURLAND, J.: Void nucleation in spheroidized carbon steels, part II: model. Met. Sci. 15, 1981, pp. 193-202.
- [4] McCLINTOCK, F.A.: A criterion for ductile fracture by the growth of holes, Journal of Applied Mechanics 35, 1968, pp. 363-372.
- [5] RICE, J.R.-TRACEY, D.M.: On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields. Journal of Mechanics and Physics of Solids 17, 1969, pp. 201-217.
- [6] THOMASON, P. F.: Ductile fracture by growth and coalescence of microvoids of non-uniform size and spacing. Acta Metall. Mater. 41, 1993, pp. 2127-2134.
- [7] GURSON, L.A.: Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth, Journal of Engineering Materials and Technology, Jan. 1977, pp. 2-15.
- [8] TVERGAARD, V.: On localization in ductile materials containing spherical voids, International Journal of Fracture 18, 1982, pp. 237-252.
- [9] TVERGAARD, V.: Ductile fracture by cavity nucleation between larger voids, Journal of Mechanics and Physics of Solids 30, 1982, 265-286.
- [10] TVERGAARD, V.–NEEDLEMAN, A.: Analysis of cup-cone fracture in a round bar, Acta Metallurgica 32, 1984, 157-169.
- [11] HAUŠILD, P.: Transition ductile-fragile dans un acier faiblement allié, PhD thesis, École Centrale Paris, France, 2002, 168 p.
- [12] ROSSOLL, A.-BERDIN C.-PRIOUL C. Determination of the fracture toughness of a low alloy steel by the instrumented Charpy impact test, International Journal of Fracture 115(3), 2002, pp. 205-226.
- [13] STRNADEL, B.: Modelování procesů lomového porušení konstrukčních ocelí. [Habilitační práce]. VŠB Ostrava, 1994.
- [14] PAPE, G.–JANSSEN, M.–BAKKER, A.: Prediction of ductile fracture of high-rate loaded steel structures. In A. Neimitz et al., IV Rokach, D Kocanda & K Golos (Eds.), ECF 14, Fracture Mechanics beyond 2000, Vol. 2, Proc. of the 14th European Conference on Fracture (ECF 14), Cracow, Poland, 8-13 September 2002. pp. 617-624.
- [15] VÁLEK, Š: Fyzikální mechanismy křehkého lomu v nízkolegovaných ocelích, Diplomová práce, KMAT-FJFI-ČVUT, 2006, 75 p.
- [16] CURRY, D.A.: Cleavage micromechanisms of crack extensions in steels, Metal Science 14, 1980, pp. 319-326.

- [17] KNOTT, J.F.: Micro-mechanisms of fracture and the fracture toughness of engineering alloys, in Fracture 1977, D.M.R. Taplin (ed.), Proceedings of ICF4, Waterloo, Canada, 1977, pp. 61-92.
- [18] STRNADEL, B.-HAUŠILD, P.: Statistical Scatter in the Fracture Toughness and Charpy Impact Energy of Pearlitic Steel, In: Materials Science and Engineering A 486(1-2), 2008, pp. 208-214.
- [19] BIGGS, W.D.–PRATT, P.L.: The deformation and fracture of alphairon at low temperatures, Acta Metall. 6, 1958, pp. 694-703.
- [20] HULL, D.: Twinning and fracture of single crystals of 3% silicon iron, Acta Metall. 8, 1960, pp. 11-18.
- [21] BEREMIN, F.M.: A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel, Metallurgical Transaction A 14, 1983, 2277-2287.
- [22] JAYATILAKA, A.–DE, S.–TRUSTRUM, K.: Statistical approach to brittle fracture, Journal of Materials Science 12, 1977, pp. 1426-1430.
- [23] HAASEN, P.: Physical metallurgy (3rd edition), Cambridge university press, 1996.
- [24] RICE, J.R.-THOMSON, R.: Ductile versus brittle behaviour of crystals, Philosophical magazine 29, 1974, pp. 73-97.
- [25] BELTZ, G.E.-LIPKIN, D.M.-FISCHER, L.L.: Role of the crack blunting in ductile versus brittle response of crystalline materials, Physical review letters 82, 1999, pp. 4468-4471.
- [26] PINEAU, A.: Lettre interne de l'Ecole nationale supérieure des mines de Paris, 2001.
- [27] CHARPY, G.A.A.: Sur l'essai des métaux par flexion de barreaux entaillés. Mémoires et comptes rendu de la société des ingénieurs civils de France 1904, p. 468.
- [28] ČSN EN 10045–1: Kovové materiály Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho.
- [29] ROSSOLL, A.-BERDIN, C.-FORGET, P.-PRIOUL, C.-MARINI, B.: Mechanical aspects of the Charpy impact test, Nuclear Engineering and Design 188, 1999, pp. 217-229.

### Příloha – Publikace autora k dané problematice

- [P1] HAUŠILD, P.-BOMPARD, P.-BERDIN, C.-PRIOUL, C.-KARLÍK, M.: Influence of ductile tearing on cleavage triggering in ductile-tobrittle transition of A508 steel. From Charpy to Present Impact Testing; ed. by D. Francois and A. Pineau, ESIS Publication 30, Elsevier, 2002, pp. 79-86
- [P2] BERDIN, C.-HAUŠILD, P.: Damage Mechanisms and Local Approach to Fracture. Part I: Ductile Fracture, In: Transferability of Fracture Mechanical Characteristics, ed. by I. Dlouhý, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 2002, vol. 1, pp. 167-180.
- [P3] HAUŠILD, P.-BERDIN, C.: Damage Mechanisms and Local Approach to Fracture. Part II: Brittle Fracture Prediction in the Ductile to Brittle Transition, In: Transferability of Fracture Mechanical Characteristics, ed. by I. Dlouhý, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 2002, vol. 1, pp. 181-194.
- [P4] HAUŠILD, P.-NEDBAL, I.-BERDIN, C.-PRIOUL, C.: The Influence of Ductile Tearing on Fracture Energy in the Ductile-to-Brittle Transition Temperature Range, Materials Science and Engineering A335, 2002, pp. 164-174.
- [P5] NOHAVA, J.-HAUŠILD, P.-KARLÍK, M.-BOMPARD, P.: EBSD Analysis of Secondary Cleavage Cracks in a Reactor Pressure Vessel Steel, Materials Characterization 49, 2003, pp. 211-217.
- [P6] HAUŠILD, P.-NEDBAL, I.: Vliv teploty a rychlosti deformace na tvárný lom reaktorové oceli A508, Kovové Materiály 41(4), 2003, pp. 81-86.
- [P7] HAUŠILD, P.-KARLÍK, M.-CHMELÍK, F.: Acoustic emission study of cleavage initiation in A508 steel tested in DBTT range, Materials Science and Technology 20(4), 2004, pp. 473-477.
- [P8] HAUŠILD, P.-BERDIN, C.-ROSSOLL, A.: Modelling of the Charpy Impact Test in the DBTT Range, Materials Science Forum 482, 2005, pp. 331-334.
- [P9] HAUŠILD, P.-BERDIN, C.-BOMPARD, P.: Prediction of cleavage fracture for a low alloy steel in the ductile-to-brittle transition temperature range. Materials Science and Engineering A391/1-2, 2005, pp. 188-197.
- [P10] HAUŠILD, P.-KYTKA, M.-KARLÍK, M.-PEŠEK, P.: Influence of irradiation on the ductile fracture of a reactor pressure vessel steel, Journal of Nuclear Materials 341(2-3), 2005, pp. 184-188.
- [P11] KARLÍK, M.-HAUŠILD, P.-PRIOUL, C.-STÖGER-POLLACH, M.: Microstructure of Low Alloyed Steel Close to the Fracture Surface. In: Materials Science and Engineering A - Structural Materials:

Properties, Microstructure and Processing. 2007, vol. 462, no. 1-2, p. 183-188. ISSN 0921-5093.

- [P12] PRAHL, J.-MACHOVÁ, A.-LANDA, M.-HAUŠILD, P.-KARLÍK, M.-et al.: Fracture of Fe-3 wt.% Si Single Crystals. In: Materials Science and Engineering A - Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing. 2007, vol. 462, no. 1-2, p. 178-182. ISSN 0921-5093.
- [P13] SPIELMANNOVÁ, A.-LANDA, M.-MACHOVÁ, A.-HAUŠILD, P.-LEJČEK, P.: Influence of Crack Orientation on the Ductile-Brittle Behavior in Fe-3 wt.% Si Single Crystals. In: Materials Characterization. 2007, vol. 58, p. 892-900. ISSN 1044-5803.
- [P14] VÁLEK, Š.–HAUŠILD, P.–KYTKA, M.: Mechanisms of Fracture in Neutron-Irradiated 15Ch2MFA Steel, In: Strength of Materials. 2008, no. 1, p. 113-116. ISSN 0039-2316.
- [P15] PRAHL, J.-MACHOVÁ, A.-SPIELMANNOVÁ, A.-KARLÍK, M.-LANDA, M.-HAUŠILD, P.-LEJČEK P.: Ductile-brittle behavior at the (1 1 0)[0 0 1] crack in bcc iron crystals loaded in mode I. Engineering Fracture Mechanics, 2010, vol. 77, no. 2, p. 184-192. ISSN 0013-7944.
- [P16] RŮŽIČKA, Š.–HAUŠILD, P.: Fractal aspects of ductile and cleavage fracture surfaces. Engineering Fracture Mechanics, 2010, vol. 77, no. 4, p. 744-752. ISSN 0013-7944.

## Curriculum vitae

# Dr. Ing. Petr Haušild

Narozen 22.10. 1975 v Mariánských Lázních

Zaměstnavatel:

Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská, České vysoké učení technické v Praze

Vzdělání:

- 1999-2002 Dr., Science et génie des matériaux, Ecole Centrale Paris, Francie
- 1998-1999 Mastère, Science et génie des matériaux, Ecole Centrale Paris, Francie
- 1993-1998 Ing., České vysoké učení technické v Praze, Fakulta jaderná a fyzikálně inženýrská, Zaměření: Stavba a vlastnosti materiálů

Odborná a pedagogická činnost - přednášky a cvičení v předmětech:

Stavba a vlastnosti materiálu, Nauka o materiálech pro reaktory, Fyzika kovů II, Nekovové materiály

Školitel více než deseti diplomantů resp. stážistů se závěrečnou prací. V současnosti školitel 4 doktorandů.

V r. 2007 působil jako professeur invité na Université de Bretagne-Sud, v Lorientu ve Francii

Výzkumná činnost:

Fyzikální metalurgie a mechanika materiálů, Řádkovací elektronová mikroskopie, Fraktografie, Metalografie, Elektronová difrakce, Výpočty metodou konečných prvků.

Autor více než 20 článků v recenzovaných (impaktovaných) časopisech, více než 50 příspěvků na domácích i zahraničních konferencích.

Člen European Microbeam Analysis Society, European Structural Integrity Society