

VĚDECKÉ SPISY VYSOKÉHO UČENÍ TECHNICKÉHO V BRNĚ

*Edice PhD Thesis, sv. 386*

*ISSN 1213-4198*

*thesis*  
**?**  
**IS**

*Ing. Ladislav Jurášek*

**Vliv teploty a rychlosti zatěžování  
na lomové chování ocelí  
v tranzitní oblasti**

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

**Ing. Ladislav Jurášek**

**VLIV TEPLoty A RYCHLOSTI ZATĚŽOVÁNÍ NA LOMOVÉ  
CHOVÁNÍ OCELÍ V TRANZITNÍ OBLASTI**

INFLUENCE OF TEMPERATURE AND LOADING RATE ON FRACTURE  
BEHAVIOUR OF STEELS IN TRANSITION REGION

ZKRÁCENÁ VERZE PH.D. THESIS

Obor: Fyzikální a materiálové inženýrství

Školitel: Doc. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.

Oponenti: Doc. Ing. Miloslav Holzmann, CSc.

Doc. RNDr. Jan Kohout, CSc.

Prof. Ing. Stanislav Vejvoda, CSc.

Datum obhajoby: 30. 6. 2006

## **KLÍČOVÁ SLOVA**

lomové chování, lomová houževnatost, mikromechanismus lomu, tepelně aktivované procesy, konstitutivní modely, master křivka

## **KEY WORDS**

fracture behaviour, fracture toughness, micromechanism of fracture, thermally activated processes, constitutive models, master curve

## **MÍSTO ULOŽENÍ PRÁCE**

Disertační práce je uložena na oddělení vědy a výzkumu Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně, Technická 2, 616 69 Brno.

# OBSAH

1 ÚVOD.....	4
2 SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY .....	6
2.1 POPIS NAPĚŤOVĚ DEFORMAČNÍHO CHOVÁNÍ OCELÍ .....	6
2.2 POPIS LOMOVÉHO CHOVÁNÍ OCELÍ.....	7
3 CÍLE PRÁCE .....	10
4 HLAVNÍ VÝSLEDKY .....	11
4.1 VLIV TEPLoty A RYCHLOSTI ZATĚŽOVÁNÍ NA LOMOVOU HOUŽEVNATOST OCELÍ .....	11
4.2 VLIV TEPLoty A RYCHLOSTI ZATĚŽOVÁNÍ NA MIKROMECHANISMUS LOMU OCELI R7T .....	15
4.3 LOMOVÁ HOUŽEVNATOST OCELI R7T PŘI RŮZNÝCH TEPLOTÁCH A RYCHLOSTECH ZATĚŽOVÁNÍ.....	20
5 ZÁVĚRY .....	27
6 LITERATURA .....	28
7 VLASTNÍ PUBLIKOVANÉ A PREZENTOVANÉ PRÁCE.....	30
8 SUMMARY.....	31

# 1 ÚVOD

Již dlouhou dobu je známo, že výběr materiálu pro danou aplikaci nelze provádět pouze na základě klasických pevnostních charakteristik. Při výběru je nutné uvažovat i konkrétní provozní podmínky, jako je teplota a rychlost zatěžování. Oba tyto faktory spolu s koncentrací napětí mohou vyvolat, v závislosti na struktuře, změnu charakteru porušení materiálu. Původní tvárné porušení je pak v konstrukci nahrazeno křehkým nestabilním lomem, což vede ke katastrofickému poškození.

Z praktického pohledu jsou ke vzniku nestabilního porušení nejnáchylnější komponenty, u nichž mohou během výroby nebo za provozu vzniknout trhliny. V těchto případech se musí zařízení posuzovat z hlediska mezního stavu křehkého porušení a prakticky za použití lomové mechaniky. V případě ocelí při tom hraje rozhodující roli lomová houževnatost a vliv teploty a rychlosti zatěžování na tranzitní chování. Posuzování zařízení z hlediska mezního stavu křehkého porušení je nutné tehdy, jestliže zařízení trvale pracuje v tranzitní oblasti, případně se do této oblasti dostává v průběhu provozní exploatace; např. změna teploty při najíždění a odstavování zařízení (turbosoustrojí, zařízení chemického a petrochemického průmyslu), po provozní degradaci nebo u ocelových konstrukcí, u nichž je nutno počítat s poklesem teploty do záporných hodnot. Rovněž vliv rychlosti zatěžování je nezanedbatelný. V níže uvedené tabulce, převzaté z [28], jsou uvedeny některé příklady rychlostí zatěžování u různých typů konstrukcí. Z hodnot časové změny faktoru intenzity napětí  $\dot{K}_I$ , které byly vypočteny z nominálních hodnot rychlosti deformace  $\dot{\epsilon}$ , případně rychlosti elastického přemístění  $\dot{\Delta}$  za předpokladu zatěžování velmi širokého pásu s trhlinou, je patrné, že se tato veličina může měnit v rozsahu až 10 řádů. Přitom je známo, že vysoká rychlost deformace má na lomovou houževnatost podobný účinek jako nízká teplota.

Typ konstrukce	$\dot{\epsilon}$ [ $s^{-1}$ ]	$\dot{\Delta}$ [ $mm.s^{-1}$ ]	$\dot{K}_I$ [ $MPa.m^{1/2}.s^{-1}$ ]
Nádrže	$< 10^{-6}$	–	$< 1$
Tlakové zkoušky nádob, potrubí	$< 10^{-5}$	–	$< 10$
Mosty, jeřáby, budovy	$10^{-3}$	–	$\sim 10^3$
Letecké podvozky	–	$10^4$	$< 10^4$
Zemní a stavební stroje	–	$10^3$	$< 10^5$
Kovácí lisy	–	$10^4$	$10^5 - 10^6$
Kolize lodí	–	$10^4$	$< 10^6$
Silniční a železniční doprava	–	$10^5$	$< 10^6$
Vojenská zařízení při explozi a nárazu projektilu	–	$10^7$	$< 10^{10}$

Lze konstatovat, že univerzální postup posuzování vlivu externích faktorů, teploty a rychlosti zatěžování, na lomové chování ocelí zatím neexistuje. Je však vedena neustálá snaha o pochopení příčin a kvantifikaci změn lomových vlastností

materiálu se změnou teploty a rychlosti zatěžování. V minulosti byly navrženy a experimentálně ověřeny různé empirické metody popisu lomové houževnatosti v závislosti na těchto faktorech, které jsou součástí dnešních norem. Vzhledem ke složitosti a variabilitě poškozovacích procesů na čele trhliny však bylo zatím navrženo jen omezené množství fyzikálních modelů. Proto je neustále vedena snaha o popis procesu porušení, který by umožnil efektivní predikci vlivu externích faktorů na mezní podmínky namáhání. Výzkum v této oblasti lze charakterizovat tím, že vychází z různých modelů mikromechanismu lomu, do nichž jsou na základě teorie tepelně aktivovaných procesů zahrnuty parametry zohledňující vliv teploty a rychlosti zatěžování. Značný přínos v tomto směru pak poskytuje především metoda konečných prvků umožňující stanovení napjatosti pro konkrétní podmínky namáhání.

Vzhledem ke studované problematice je v této práci zmíněn především popis vlivu teploty a rychlosti zatěžování na deformační odezvu, popis mikromechanismu porušení a predikce lomové houževnatosti. V experimentální části je tato práce zaměřena na zjištění lomových vlastností vybraných typů ocelí v závislosti na teplotě a rychlosti zatěžování a jejich analýzu. Diskutován a hodnocen je jednak inženýrský přístup k predikci lomové houževnatosti v závislosti na těchto externích faktorech vyplývající z výsledků experimentů, ale také vliv teploty a rychlosti zatěžování na mikromechanismus lomu zvolené oceli včetně stanovení kritických mikromechanických charakteristik a jejich využití při analýze lomového chování tělesa s trhlinou.

## 2 SOUČASNÝ STAV ŘEŠENÉ PROBLEMATIKY

### 2.1 POPIS NAPĚŤOVĚ DEFORMAČNÍHO CHOVÁNÍ OCELÍ

Mechanické charakteristiky kovových materiálů (tedy i ocelí) jsou závislé na teplotě a rychlosti deformace. Obecně se tyto materiály mohou plasticky deformovat jedním nebo několika z následujících mechanismů: pohyb dislokací, dvojčatění, fázová transformace, nebo difúzní tečení. Ve většině případů je však dominantním mechanismem plastické deformace pohyb dislokací. V současnosti je pochopení vlivu teploty a rychlosti deformace na napěťově deformační odezvu materiálu založeno na teorii tepelně aktivovaných procesů, jejíž základní koncept byl navržen Beckerem a Seegerem (citováno z [23]). Snaha o popis vlivu teploty a rychlosti deformace na napěťově deformační odezvu materiálu postupně vedla ke vzniku řady konstitutivních modelů. V principu je lze rozdělit do následujících skupin:

#### 1) Empirické modely

Do této skupiny patří řada empirických rovnic, dávajících do vztahu napětí  $\sigma$  a deformaci  $\varepsilon$ , které však nejsou založeny na popisu podstaty deformačního procesu. Proto všechny tyto rovnice postrádají jakoukoli fyzikální interpretaci. Patří sem například vztahy podle Ludvika, Ludvik-Hollomona, Swift-Griffitse, které však popisují křivku zpevnění materiálu bez uvážení vlivu teploty a rychlosti deformace v samotných rovnicích. Všechny tyto vztahy jsou modifikací Ludvik-Hollomonovy rovnice. Mezi empirické rovnice zahrnující jak teplotu, tak i rychlost deformace patří zejména Johnson-Cookova rovnice (citováno z [19])

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n) \left(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*\right) \left(1 - T^{*m}\right), \quad (2.1)$$

kde  $\dot{\varepsilon}^*$  je bezrozměrná rychlost deformace rovná  $\dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0$  ( $\dot{\varepsilon}_0$  se bere rovno  $1 \text{ s}^{-1}$ ).

$$T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r}, \quad (2.2)$$

kde  $T_r$  je referenční teplota (volí se jako nejnižší teplota, která nás zajímá nebo nejnižší teplota experimentu),  $T_m$  je teplota tavení materiálu a ostatní parametry modelu  $A$ ,  $B$ ,  $C$ ,  $n$ ,  $m$  jsou materiálové charakteristiky.

#### 2) Semiempirické modely

Ačkoli jsou tyto modely psány jako fenomenologické, jsou různou měrou založeny na fyzikálních předpokladech. Patří sem zejména modely následujících autorů: Klepaczko (1975) [16], Bodner-Partom [8], Khan-Huang (1992) [15], Bammann (1984, 1990) [3], Zerilli-Armstrong (1987) [32]. Posledně jmenovaný Zerilli-Armstrongův konstitutivní vztah je velmi často používán a zahrnuje efekt deformačního zpevnění, teploty, rychlosti deformace a velikosti zrna. Je charakteristický konstantním zpevněním nezávislým na teplotě a rychlosti deformace. Pro materiály s BCC a FCC mřížkou má následující tvar [32]:

$$\text{BCC: } \sigma = \sigma_G + C_1 \exp[-(C_3 - C_4 \ln \dot{\varepsilon})T] + K\varepsilon^n + k_y d^{-1/2}, \quad (2.3)$$

$$\text{FCC: } \sigma = \sigma_G + C_2 \varepsilon^{1/2} \exp[-(C_3 - C_4 \ln \dot{\varepsilon})T] + k_y d^{-1/2}, \quad (2.4)$$

kde  $d$  je velikost zrna,  $T$  je absolutní teplota,  $\varepsilon$  je deformace,  $\dot{\varepsilon}$  je rychlost deformace a parametry  $\sigma_G$ ,  $C_1$ ,  $C_2$ ,  $C_3$ ,  $C_4$ ,  $K$ ,  $k_y$ ,  $n$  jsou charakteristiky materiálu.

### 3) Fyzikální modely

Do této skupiny patří modely založené na fyzikálním popisu vlivu hustoty dislokací na deformační proces. Všechny tyto modely mají podobné základní předpoklady, založené na popisu rozvoje hustoty dislokací, které vycházejí především z dislokačních procesů označovaných v anglické literatuře jako „hromadění (storage)“ a „zotavení (recovery)“. Mezi hlavní zástupce patří modely následujících autorů: Bergström a kol. (1970-1982) [7], Gottstein a kol. (1987-2001) [12], Estrin a kol. (1984-2001) [11], Maudlin a kol. (MTS model, 1996). Význam těchto modelů je především v přesnějším popisu deformačního zpevnění. Rozvoj hustoty dislokací bývá často popsán rovnicí

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = U(\varepsilon) - \Omega(\dot{\varepsilon}, T), \quad (2.5)$$

kteřá zpravidla rozšiřuje Taylorovo vyjádření deformačního zpevnění

$$\sigma = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (2.6)$$

kde  $U(\varepsilon)$  je multiplikativní dislokační parametr,  $\Omega(\dot{\varepsilon}, T)$  je měřítkem pravděpodobnosti dynamického zotavení,  $\rho$  je hustota dislokací,  $\alpha$  je konstanta,  $G$  je modul pružnosti ve smyku a  $b$  je velikost Burgersova vektoru.

## 2.2 POPIS LOMOVÉHO CHOVÁNÍ OCELÍ

Proces porušení kovových materiálů lze zpravidla obecně rozdělit na stádium plastické deformace, nukleace mikrotrhliny a šíření mikrotrhliny – a to buď stabilní, nebo nestabilní. Vznik lokální plastické deformace v polykrystalických materiálech je vyvolán generováním a pohybem dislokací v krystalové mřížce. Plastická deformace je v těchto materiálech značně nehomogenní. V počátečním stádiu je lokalizována v jednotlivých zrnech, později se rozšiřuje do sousedních zrn. V průběhu plastické deformace se dislokace hromadí na překážkách jako jsou hranice zrn, částice sekundárních fází, jiné protínající se skluzové roviny, apod. V těchto místech dochází k lokálnímu zvýšení napětí, případně interakci dislokací, což může mít za následek nukleaci mikrotrhlin. Procesu nukleace mikrotrhlin byla věnována velká pozornost a byla navržena řada dislokačních modelů nukleace mikrotrhlin a kritérií jejich stability (Zener-Stroh, Cottrell, Smith, Petch, atd.). Společným znakem těchto modelů je především to, že k nukleaci mikrotrhliny je nezbytná plastická deformace. Její rozvoj však závisí na teplotě a rychlosti deformace (viz kap. 2.1).



Mechanismus křehkého lomu v lokálním měřítku byl vyšetřován po dlouhou dobu, ale protože podstata lomového chování nebyla až do dnešní doby objasněna, nevznikl dosud ani uznávaný a nevyvratitelný fyzikální model iniciace křehkého lomu. Od roku 1960 byl v řadě prací zaveden a potvrzen model křehkého lomu řízeného šířením mikrotrhliny. Podle tohoto modelu nastane iniciace křehkého porušení tehdy, když je splněno lokální kritérium

$$\sigma_1 \geq \sigma_f, \quad (2.7)$$

kde  $\sigma_1$  je největší hlavní napětí a  $\sigma_f$  je kritické lomové napětí. U řady ocelí bylo ukázáno, že hodnota  $\sigma_f$  nezávisí na tvaru tělesa ani na teplotě. Avšak jak poukázal Neville [25], v případě tělesa s trhlinou by podle tohoto kritéria lom nastal už při velmi malém zatížení. Důvodem je, že maximální hodnota největšího hlavního napětí před čelem trhliny je v průběhu zatěžování konstantní a zvětšuje se pouze oblast pokrytá lokální špičkou napětí. To znamená, že dostatečného napětí pro iniciaci křehkého lomu je v tomto případě dosaženo vždy (nebo nikdy). Protože takové chování není v souladu s experimenty, byla navíc přidána podmínka, že kritérium (2.7) musí být splněno v rozsahu určité mikrostrukturně významné (charakteristické) vzdálenosti (RKR model) [27]. Tato vzdálenost byla nejčastěji vysvětlována ze statistického hlediska jako vzdálenost zaručující přítomnost vhodné částice, ze které se šíří lom. Na základě této statistické představy později vzniklo několik modelů křehkého lomu umožňujících vysvětlit a popsat velký rozptyl hodnot lomové houževnatosti (Curry a Knott, Wallin, Landes) [10, 30, 17]. V 80-tých letech pak vznikl na základě prací Ritchie, Knotta a Rice (RKR) [27] a McClitocka [21] tzv. Bereminův model [6]. Tento model je založen na předpokladech sdílených řadou dalších modelů křehkého lomu:

- 1) Křehký lom je napětově kontrolován a je vždy předcházen plastickou deformací, která je nutná k nukleaci mikrotrhlin.
- 2) Okamžik lomu je řízen principem nejslabšího článku, což znamená, že nestabilní šíření jedné mikrotrhliny vede k lomu celého tělesa.

Za předpokladu, že je rozdělení mikrotrhlin popsáno inverzní mocninnou závislostí a že mikrotrhlina je modelována jako Griffithovská trhlina, je možno celkovou pravděpodobnost lomu vyjádřit Weibullovým rozdělením

$$P_f = 1 - \exp\left(-\int_{V_p} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u}\right)^m \frac{dV}{V_0}\right) = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_w(m, V_0)}{\sigma_u}\right)^m\right), \quad (2.8)$$

kde  $m$  je parametr tvaru,  $\sigma_u$  je parametr měřítka Weibullova rozdělení,  $V_p$  je objem procesní zóny, která je zlomkem objemu plastické zóny (zpravidla je za procesní zónu brána oblast, ve které platí  $\sigma_1/R_e \geq 2$ ),  $V_0$  je referenční objem,  $\sigma_1$  je největší hlavní napětí a  $\sigma_w$  je tzv. Weibullovo napětí. Principem tohoto lokálního přístupu je předpoklad, že  $m$  a  $\sigma_u$  (obvykle nazývané jako Weibullové parametry) jsou materiálovými charakteristikami nezávislými na teplotě, rychlosti zatěžování a tvaru

zkušebního tělesa, což logicky vyplývá z kritéria kritického lomového napětí. V takovém případě by Weibullové parametry modelu kalibrované na tělese jedné geometrie byly přenositelné na tělesa jiné geometrie a bylo by možno vypočítat pravděpodobnost lomu. Ačkoli řada aplikací Bereminova modelu přinesla slibné výsledky, objevily se mezi nimi i jisté nesrovnalosti [9].

Problémy spojené s Bereminovým modelem lze shrnout následovně. Integrace přes procesní zónu v rovnici (2.8) vyjadřuje nutnost plastické deformace k nukleaci mikrotrhliny. Avšak tento model předpokládá, že jednou vzniklé mikrotrhliny zůstávají aktivní v průběhu celé zatěžovací historie. Není ani rozlišeno, zda materiál právě zplastizoval nebo deformačně zpevňuje. Přitom byl již dříve demonstrován význam úrovně deformace a teploty na tvorbu karbidických mikrotrhlin [20]. Bylo také ukázáno, že zastavené mikrotrhliny se zaoblují se vzrůstající deformací, což má za následek, že jejich další šíření je nepravděpodobné [14].

Fyzikální představa o porušení křehkým lomem zahrnující i tyto efekty byla navržena v pracích Chena a Wanga [14], kteří na základě řady fraktografických pozorování a výpočtů metodou konečných prvků navrhli, že podmínkou pro iniciaci nestabilního křehkého lomu je splnění následujících tří kritérií:

- 1)  $\varepsilon_p \geq \varepsilon_{pc}$ , kde  $\varepsilon_p$  je plastická deformace a  $\varepsilon_{pc}$  je kritická plastická deformace nutná k nukleaci zárodku mikrotrhliny
- 2)  $\sigma_m / \sigma_e \geq h_c$ , kde  $\sigma_m / \sigma_e$  je triaxialita napětí a  $h_c$  je kritická triaxialita napětí pro zamezení zaoblování mikrotrhliny ( $\sigma_m = 1/3(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$ ,  $\sigma_e = 1/\sqrt{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2]^{1/2}$ )
- 3)  $\sigma_1 \geq \sigma_f$ , kde  $\sigma_1$  je největší hlavní napětí a  $\sigma_f$  je kritické lomové napětí

Při růstu zatížení nad kritickou hodnotu dojde k překrytí oblastí, ve kterých jsou splněna jednotlivá kritéria a může nastat křehký lom. Pravděpodobnost jeho iniciace je tím větší, čím širší je oblast, ve které jsou splněna všechna tři kritéria. Zjišťování těchto kritických parametrů a jejich vlivu na okamžik iniciace křehkého lomu v závislosti na typu zkušebních těles (constraintu), teplotě a rychlosti zatěžování je předmětem současného výzkumu.

Spolehlivé stanovení lomového chování ocelí při různých teplotách a rychlostech zatěžování je v dnešní době založeno na přímém měření. Pozornost je věnována zejména nejnebezpečnějšímu případu, když je v materiálu přítomna trhlina. Na základě řady experimentů však byla vytvořena obecná představa o vlivu těchto faktorů na hodnoty lomové houževnatosti. Postupně tak byly vypracovány metody k hodnocení zejména vlivu teploty na hodnoty lomové houževnatosti v tranzitní oblasti, které vyžadují měření pouze malého počtu experimentálních dat. V této souvislosti bývá nejčastěji uplatňována koncepce master křivky popsaná vztahem

$$K_{Jc} = 20 + \{11 + 77 \exp[0,019(T - T_0)]\} \left( \frac{25,4}{B} \right)^{1/4} \left( \ln \frac{1}{1 - P_f} \right)^{1/4}, \quad (2.9)$$

kde  $T$  je teplota,  $T_0$  je referenční teplota (tj. teplota při níž  $K_{Jc} = 100 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ ),  $B$  je tloušťka tělesa a  $P_f$  je kumulativní pravděpodobnost porušení [1]. Vlivu rychlosti zatěžování se věnuje jen málo prací. Tento efekt je nejčastěji spojen s posuvem tranzitní křivky lomové houževnatosti a v některých normách [26] je postihnuto zavedením empirických vztahů. Často se také využívá poznatku, že minimální dynamické lomové houževnatosti je dosaženo prakticky při rychlosti zatěžování  $\dot{K}_I = 10^5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}\cdot\text{s}^{-1}$  [4].

### 3 CÍLE PRÁCE

Disertační práce je zaměřena na problematiku vlivu externích faktorů, jako je teplota a rychlost zatěžování, na lomové chování ocelí. Přestože je vliv těchto faktorů velmi výrazný a pro praxi podstatný, nejsou některé zejména fyzikální aspekty problematiky iniciace křehkého lomu při těchto podmínkách dosud uspokojivě vyřešeny. A to ani v jednodušším případě teplotní závislosti, u něhož je zřejmé, že teplota ovlivňuje vlastnosti materiálu v celém objemu stejně, zatímco při vysokých rychlostech zatížení se rychlost deformace a tedy i materiálové vlastnosti v oblasti koncentrace napětí prudce mění. Cílem a příspěvkem předložené práce k řešení tohoto tématu je vyhodnocení vlivu teploty a rychlosti zatěžování na lomové chování vybraných ocelí a nalezení charakteristik umožňujících kvantitativní popis vlivu těchto faktorů. Z hlediska globálního popisu bude pozornost věnována problematice predikce lomové houževnatosti v závislosti na teplotě a rychlosti zatěžování. Protože je však chování materiálu při dané teplotě a rychlosti zatěžování určeno především lokálními poměry v místech koncentrace napětí, bude část této práce orientována také na stanovení vlivu teploty a rychlosti zatěžování na mikromechanismus lomu.

Cíle disertační práce lze formulovat do následujících oblastí:

- 1) Kvantitativní popis vlivu rychlosti zatěžování na teplotní průběh lomové houževnatosti 2,25Cr-1Mo oceli a stanovení alternativní metody predikce lomové houževnatosti při různých teplotách a rychlostech zatěžování včetně vyhodnocení vlivu statistického rozptylu dat.
- 2) Experimentální stanovení lomových charakteristik feriticko-perlitické oceli R7T používané pro výrobu železničních dvojkolí. Vytvoření numerických konečnoprvkových modelů prováděných experimentálních zkoušek a na jejich základě stanovení vlivu teploty a rychlosti zatěžování na mikromechanismus lomu včetně určení kritických mikromechanických charakteristik této oceli.
- 3) Interpretace výsledků získaných při zkouškách lomové houževnatosti oceli R7T za různých teplot a rychlostí zatěžování. Využití výsledků získaných rozбором mikromechanismu lomu této oceli při analýze lomového chování tělesa s trhlinou v případě kvazistatické zkoušky lomové houževnatosti.

## 4 HLAVNÍ VÝSLEDKY

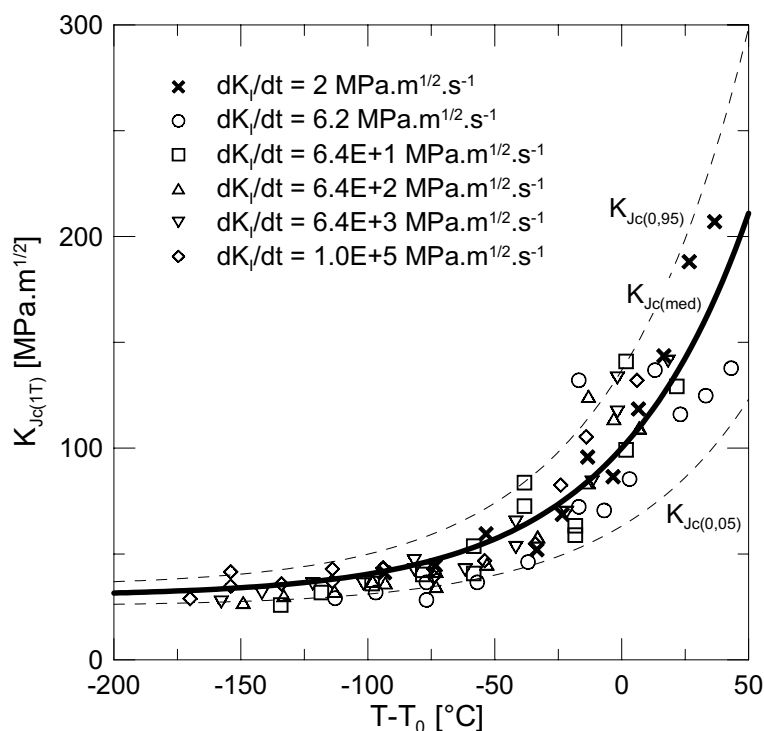
### 4.1 VLIV TEPLoty A RYCHLOSTI ZATĚŽOVÁNÍ NA LOMOVOU HOUŽEVNATOST OCELÍ

Je dobře známo, že rostoucí rychlost zatěžování posouvá tranzitní oblast závislosti lomové houževnatosti na teplotě směrem k vyšším teplotám. V případě kvazistatického zatěžování je možno k popisu vlivu teploty použít koncepci master křivky. Pokud by bylo možno použít stejnou metodu i v případě dynamického zatěžování, byla by umožněna predikce lomové houževnatosti v závislosti na obou externích faktorech včetně určení pravděpodobnosti porušení.

Pro ověření vlivu rychlosti zatěžování na platnost koncepce master křivky byl použit soubor experimentálních dat získaných v ÚFM v rámci vyšetřování vlastností svařitelné 2,25Cr-1Mo oceli (dřívější označení 15 313.5) používané pro výrobu tlakových nádob v petrochemických zařízeních. Protože koncepce master křivky předpokládá její jednotný tvar, byla pozornost věnována především ověření nezávislosti teplotního průběhu lomové houževnatosti a s ním spojeného rozptylu na rychlosti zatěžování. Pro jednotlivé rychlosti zatěžování byly z naměřených hodnot lomových houževnatostí vypočteny referenční teploty. Stanovené hodnoty  $T_0$  pro jednotlivé rychlosti zatěžování jsou uvedeny v tab. 4.1.

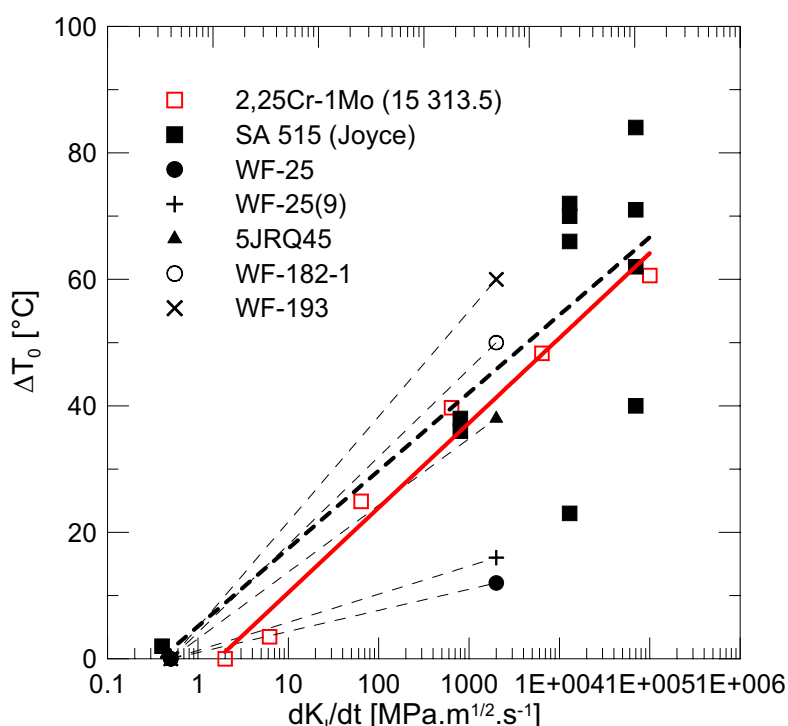
Tab. 4.1. Hodnoty referenčních teplot  $T_0$  při různých rychlostech zatěžování

$\dot{K}_I$ [MPa.m <sup>1/2</sup> .s <sup>-1</sup> ]	2	6,2	6,4.10	6,4.10 <sup>2</sup>	6,4.10 <sup>3</sup>	1.10 <sup>5</sup>
$T_0$ [°C]	-87	-83	-62	-47	-38	-26



Obr. 4.2. Diagram lomové houževnatosti versus  $T-T_0$

Z porovnání na obr. 4.2 je zřejmá velmi dobrá shoda experimentálních dat s průběhem master křivky včetně tolerančních pásů, což dokazuje platnost koncepce i pro oblast dynamické lomové houževnatosti. Zároveň bylo ukázáno, že vztah mezi posuvem referenční teploty a logaritmem rychlosti zatěžování, vyjádřené časovou změnou faktoru intenzity napětí, lze popsat lineární závislostí. Tento experimentální poznatek byl verifikován také na základě výsledků z literatury. Získané výsledky pro ocel 2,25Cr-1Mo jsou uvedeny na obr. 4.3 společně s výsledky publikovanými v práci Yoona a kol. [31]. Takový závěr má velký praktický význam, protože umožňuje predikci lomové houževnatosti pouze na základě určení referenčních teplot při dvou rychlostech zatěžování.



Obr. 4.3. Posuv referenční teploty v závislosti na rychlosti zatěžování

Fyzikální podstatu tohoto jevu lze spatřovat v tom, že lomová houževnatost je závislá na napěťově deformačních vlastnostech oceli při dané teplotě a rychlosti zatěžování, jejichž popis je založen na teorii tepelně aktivovaných procesů. V prvním přiblížení tedy předpokládejme, že lomová houževnatost je funkcí Zener-Hollomonova parametru podobně jako mez kluzu [5]. Velikost teplotního posuvu lze vyjádřit z rozdílu referenčních teplot při smluvní hodnotě lomové houževnatosti. Podle koncepce master křivky se používá hodnota smluvní lomové houževnatosti  $100 \text{ MPa.m}^{1/2}$ . Obecně tedy pro různé hodnoty rychlosti deformace  $\dot{\epsilon}_1$  a  $\dot{\epsilon}_2$  dostáváme různé referenční teploty  $T_{01}$  a  $T_{02}$  pro něž platí

$$K_{Ic} \left( T_{01} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_1} \right) = K_{Ic} \left( T_{02} \ln \frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}_2} \right) = 100 \text{ MPa.m}^{1/2}. \quad (4.1)$$

Vyjádření rychlosti deformace na čele trhliny  $\dot{\varepsilon}$  je však složité a nepraktické. U trhliny není rozložení napětí a deformace rovnoměrné, ale výrazně se mění před čelem trhliny. Mnohem lepší je vyjádřit rychlost zatěžování v lomové mechanice pomocí faktoru intenzity napětí namísto deformace. To lze udělat pomocí časové změny faktoru intenzity napětí  $\dot{K}_I$  místo rychlosti deformace  $\dot{\varepsilon}$ . Protože mezi rychlostí deformace a časovou změnou faktoru intenzity napětí platí vztah

$$\dot{K}_I = \frac{dK_I}{d\varepsilon} \dot{\varepsilon}, \quad (4.2)$$

lze této úměry využít a psát

$$K_{Ic} \left( T_{01} \ln \frac{\dot{K}_{I0}}{\dot{K}_{I1}} \right) = K_{Ic} \left( T_{02} \ln \frac{\dot{K}_{I0}}{\dot{K}_{I2}} \right) = 100 \text{ MPa.m}^{1/2}. \quad (4.3)$$

Pro jednotkovou kvazistatickou rychlost zatěžování  $\dot{K}_I = 1 \text{ MPa.m}^{1/2} \cdot \text{s}^{-1}$ , které odpovídá referenční teplota  $T_{0s}$  lze odvodit

$$\frac{1}{T_0} = \frac{1}{T_{0s}} - \frac{\ln \dot{K}_I}{T_{0s} \ln \dot{K}_{I0}}. \quad (4.4)$$

Pro případ  $|\ln \dot{K}_I| \ll \ln \dot{K}_{I0}$  lze provést úpravu vztahu na tvar

$$T_0 = \frac{T_{0s}}{\ln \dot{K}_{I0}} \ln \dot{K}_I + T_{0s}, \quad (4.5)$$

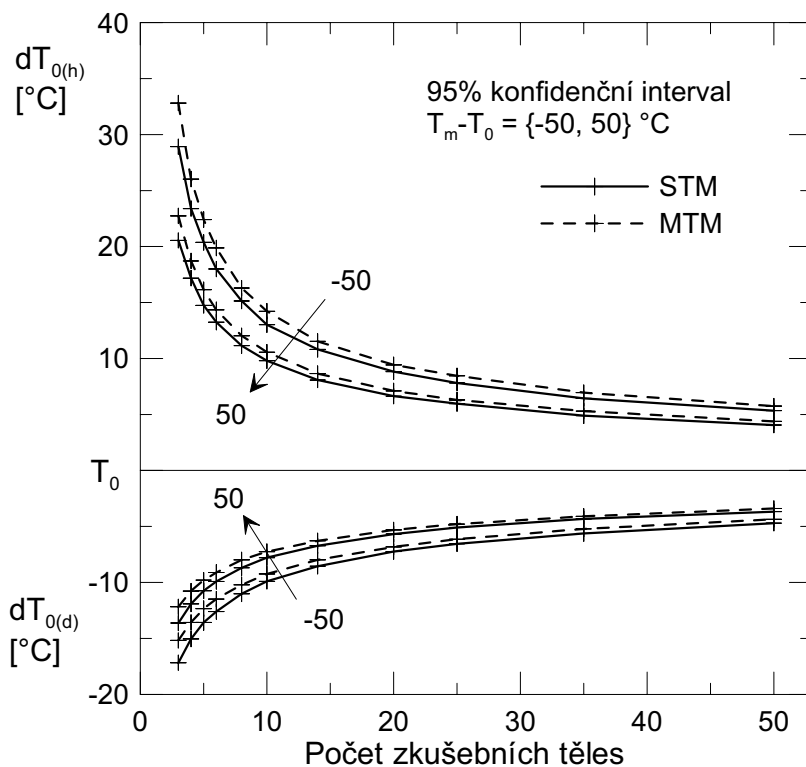
čímž dostáváme lineární závislost mezi smluvní teplotou a logaritmem časové změny faktoru intenzity napětí.

Spolehlivost predikce závisí především na nepřesnosti určení referenční teploty. Protože hodnoty lomové houževnatosti mají v tranzitní oblasti značný rozptyl, má tento fakt nezanedbatelný vliv na přesnost určení referenční teploty a tedy i teplotního posuvu. K výpočtu referenční teploty lze v principu použít dvě metody:

- 1) Metodu měření souboru zkušebních těles při jedné teplotě (single temperature method (STM)) [1]
- 2) Metodu měření souboru zkušebních těles při různých teplotách (multiple temperature method (MTM)) [29]

Aby bylo možno postihnout vliv nepřesnosti určení referenční teploty, byl na základě známého rozdělení hodnot lomové houževnatosti vypočten vliv počtu zkušebních těles a teploty měření na přesnost určení referenční teploty pro obě metody jejího stanovení. Za tímto účelem byl vytvořen software umožňující výpočet konfidenčních intervalů referenční teploty pro požadovanou spolehlivost. Tyto intervaly není možno vypočítat analyticky, proto byl zvolen postup náhodného generování zvoleného počtu hodnot lomové houževnatosti odpovídajících počtu měřených zkušebních těles, ze kterých byla počítána referenční teplota. Tento

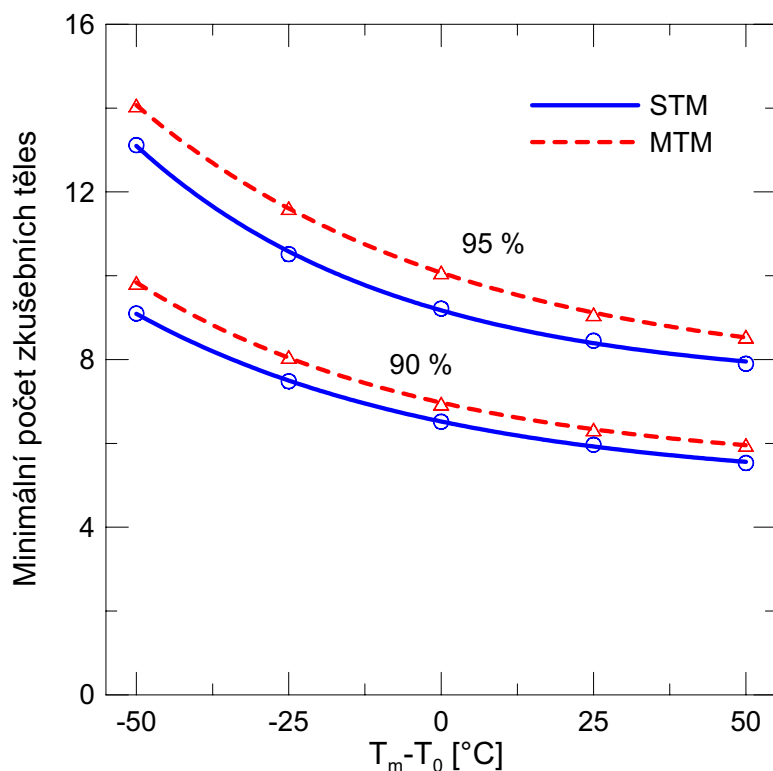
postup byl  $100\,000 \times$  opakován. Aby bylo možno jednotně vyjádřit rozdíl mezi teplotou měření a referenční teplotou, byla u MTM za reprezentativní teplotu měření považována střední hodnota zvoleného teplotního intervalu označená jako  $T_m$ . Ekvivalentně k tomu je možno u STM označit teplotu měření jako  $T_m$ . Vypočtené průběhy horních a dolních mezí konfidenčních intervalů v závislosti na počtu zkušebních těles při různých rozdílech teplot ( $T_m - T_0$ ) jsou uvedeny na obr. 4.4.



Obr. 4.4. Meze konfidenčního intervalu  $T_0$  pro STM a MTM

Bylo zjištěno, že šířka měřeného teplotního intervalu při použití MTM nemá vliv na přesnost určení referenční teploty. Změnou velikosti měřeného teplotního intervalu tedy přesnost určení referenční teploty nezvýšíme. Na základě těchto výsledků lze stanovit přesnost určení referenčních teplot při různých rychlostech zatěžování, která ovlivňuje spolehlivost proložení závislosti  $T_0$  na  $\ln(\dot{K}_I)$ . Variabilita sklonu přímkové závislosti stanovené z těchto hodnot je dána rozsahem takto predikovaných tolerančních mezí.

Kromě charakteristik rozdělení referenční teploty byla také zjišťována pravděpodobnost, že vypočtená hodnota  $T_0$  bude ležet se spolehlivostí 90 % a 95 % v intervalu  $T_0 \pm 10$  °C. Tyto výpočty byly inspirovány prací [24], kde byl stejný výpočet proveden pro případ STM. Zde uvedené výsledky rozšiřují tyto výpočty i pro případ MTM. Na základě uvedených výpočtů byly stanoveny závislosti na obr. 4.5. Výsledky lze využít při plánování experimentu nebo k rozhodnutí o počtu zkušebních těles, která je nutno doměřit k dosažení požadované přesnosti.



Obr. 4.5. Minimální počet zkušebních těles pro určení referenční teploty v intervalu  $T_0 \pm 10$  °C se spolehlivostí 90 % a 95 %

## 4.2 VLIV TEPLoty A RYCHLOSTI ZATĚŽOVÁNÍ NA MIKROMECHANISMUS LOMU OCELI R7T

Pro detailnější studium, zaměřené na vliv teploty a rychlosti zatěžování na mikromechanismus lomu, byla použita feriticko-perlitická ocel R7T používaná pro výrobu železničních dvojkolí. Tato ocel byla získána od firmy Bonatrans a.s. ve formě několika věnců kol  $\varnothing$  920 mm. Chemické složení je uvedeno v tab. 4.2.

Tab. 4.2. Chemické složení oceli R7T

Prvek	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr	Ni	Al	Mo	V	N
hm. %	0,47	0,69	0,29	0,018	0,009	0,09	0,19	0,02	0,035	0,003	0,004	0,006

Při analýze mikromechanismu lomu této oceli bylo využito výsledků zkoušek ohybem zkušebních těles s V-vrubem (CVN) při různých teplotách a dvou rychlostech zatěžování, detailního pozorování lomových ploch a výpočtů rozložení napětí, plastické deformace a triaxiality napětí před kořenem vrubu s využitím metody konečných prvků. K uskutečnění potřebných výpočtů bylo potřeba znát napěťově deformační vlastnosti materiálu v závislosti na teplotě a rychlosti zatěžování. Proto byly provedeny také zkoušky tahem při různých teplotách a rychlostech zatěžování, na jejichž základě byla stanovena konstitutivní rovnice

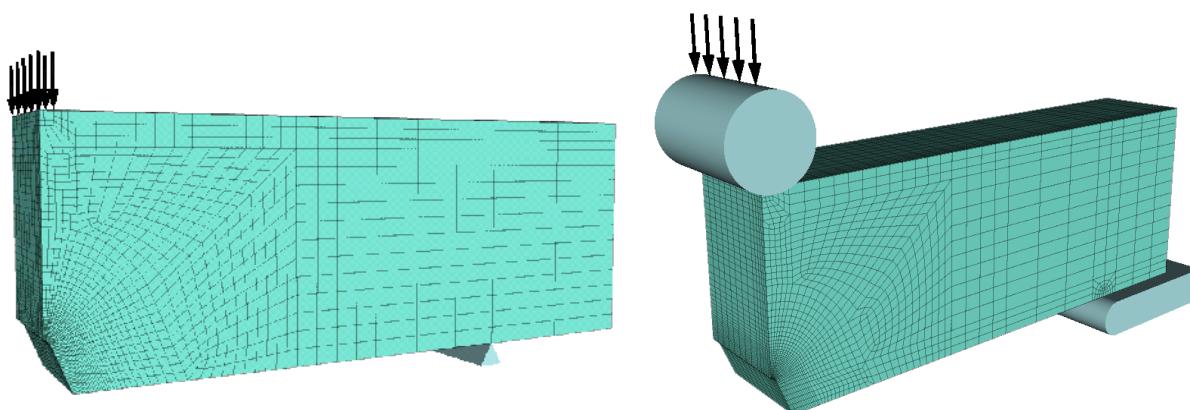


vyjadřující vztah mezi závislostí skutečného napětí na skutečné deformaci, teplotou a rychlostí plastické deformace. Tato rovnice je popsána vztahem

$$\sigma = 507,5 + 1547,5 \cdot \exp\left(-\left(0,009044 - 0,0004125 \cdot \ln \dot{\varepsilon}_p\right)T\right) + f(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T), \quad [\text{MPa}] \quad (4.6)$$

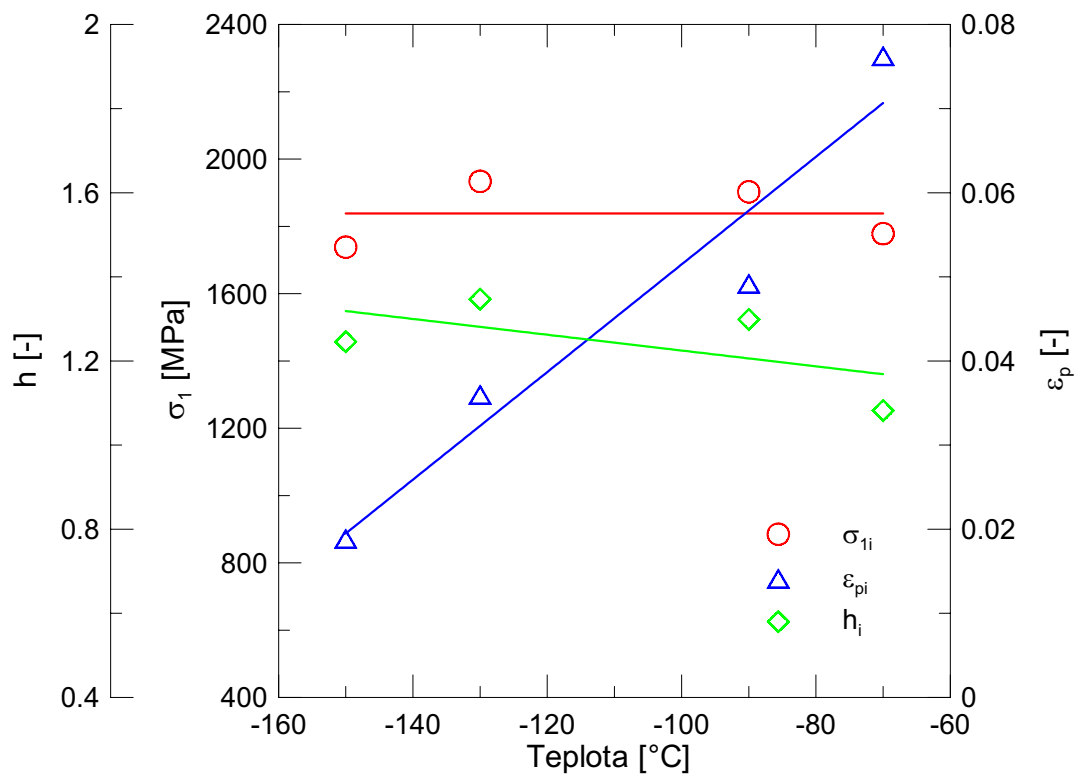
kde  $T$  [K] je teplota,  $\dot{\varepsilon}_p$  [ $\text{s}^{-1}$ ] je rychlost plastické deformace a výraz  $f(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p, T)$  odpovídá experimentálně zjištěnému průběhu skutečného tahového diagramu v oblasti plastické deformace při dané teplotě a rychlosti deformace. Bylo zjištěno, že průběh deformačního zpevnění je funkcí meze kluzu. Experimentálně zjištěné průběhy deformačního zpevnění naměřené při kvazistatických podmínkách zatěžování tak bylo možno na základě znalosti meze kluzu použít pro popis napěťově deformační odezvy materiálu i při dynamických podmínkách zatěžování.

Pro numerické výpočty metodou konečných prvků byl použit nekomerční program WARP3D [13] vyvíjený na univerzitě v Illinois, který je určen pro řešení velmi rozsáhlých 3D modelů při statickém a dynamickém zatížení. Použité modely kvazistatické zkoušky ohybem a zkoušky rázem v ohybu CVN tělesa jsou uvedeny na obr. 4.6. S využitím dvou rovin symetrie byla vždy modelována jen čtvrtina reálného tvaru tělesa.

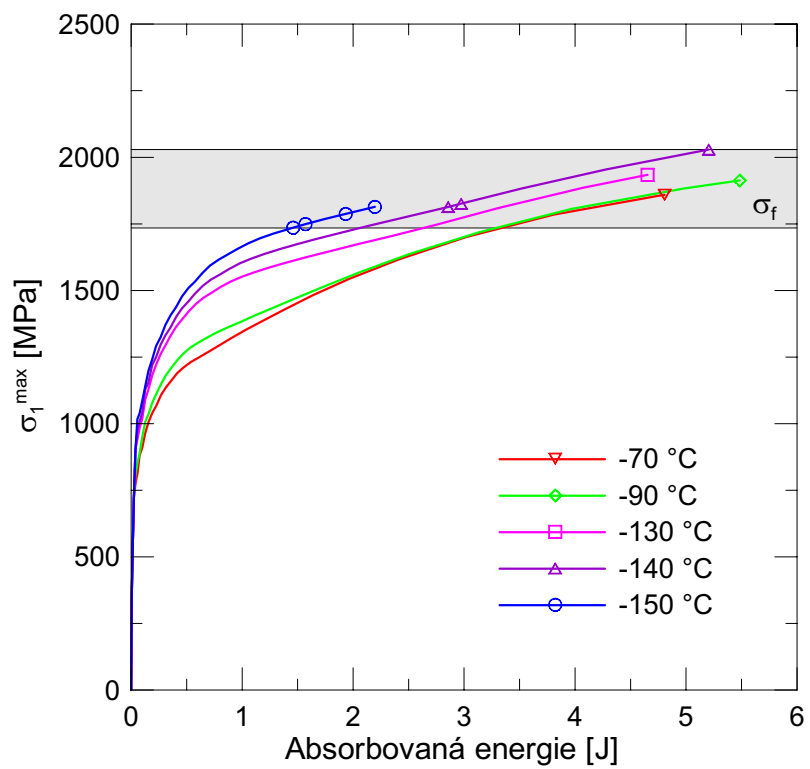


Obr. 4.6. Modely kvazistatické zkoušky ohybem a zkoušky rázem v ohybu CVN tělesa

V případě modelování kvazistatických zkoušek ohybem zkušebních těles s V-vrubem byly výpočty provedeny pro teploty  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $-130\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ . U čtyř vybraných zkušebních těles zatěžovaných při teplotách  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $-90\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $-130\text{ }^{\circ}\text{C}$  a  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$  byla analýzou morfologie lomové plochy určena pozice iniciačního místa, kde došlo k nukleaci mikrotrhliny, z níž se šířil nestabilní štěpný lom. Z průběhu největšího hlavního napětí  $\sigma_1$ , plastické deformace  $\varepsilon_p$  a triaxiality napětí  $h$  v okamžiku lomu v závislosti na vzdálenosti od kořene vrubu byly stanoveny hodnoty těchto veličin v místě iniciace lomu. Získané hodnoty v závislosti na teplotě zkoušky jsou uvedeny na obr. 4.7.



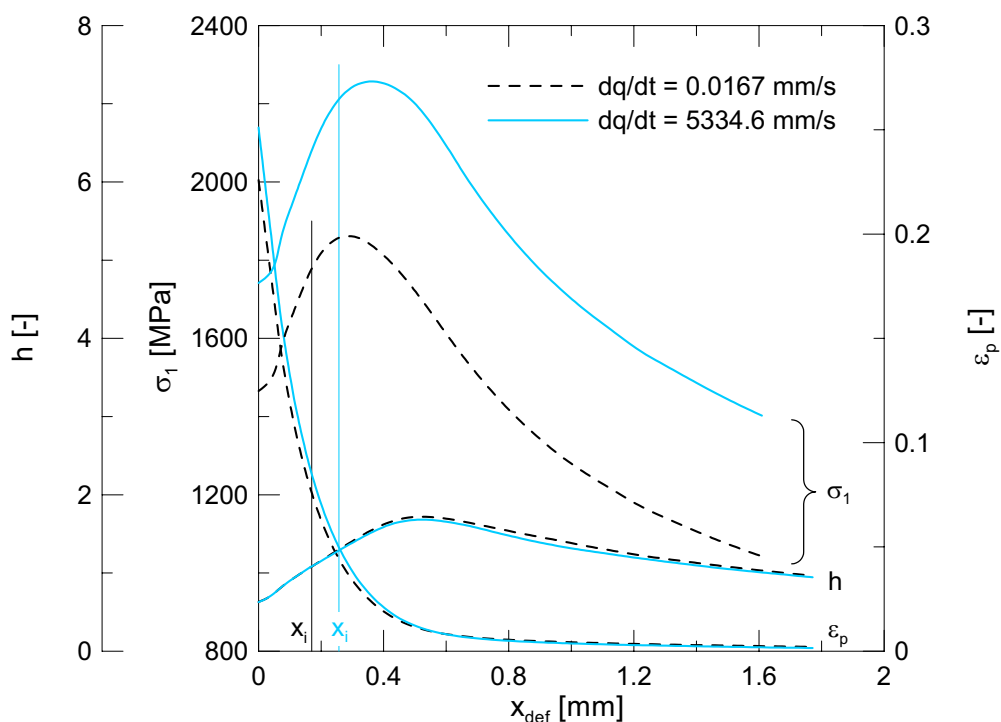
Obr. 4.7. Hodnoty  $\sigma_i$ ,  $\varepsilon_p$ ,  $h$  v místě iniciace lomu



Obr. 4.8. Historie průběhu maximální hodnoty největšího hlavního napětí v závislosti na absorbované energii při různých teplotách

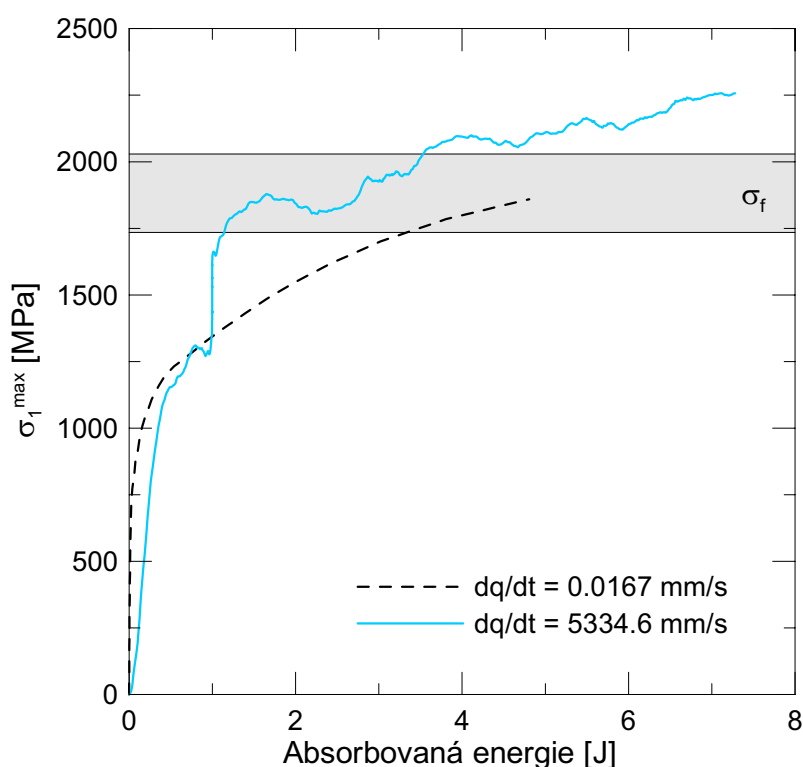
Tyto hodnoty však ještě nemusí odpovídat inherentním kritickým materiálovým charakteristikám, ale obecně mohou být i vyšší. I když takto získaná hodnota napětí bývá podle modelu kritického lomového napětí interpretována jako kritické lomové napětí, z přístupu Chena a Wanga [14] vyplývá, že jeho velikost může být ovlivněna změnou mikromechanismu lomu z řízeného šířením mikrotrhliny na nukleačně řízený. V tomto případě je však napětí v místě iniciace lomu teplotně nezávislé, což je typickým znakem lomu řízeného šířením mikrotrhliny a základem modelu kritického lomového napětí. Toto napětí tedy odpovídá skutečné hodnotě kritického lomového napětí. Ve všech případech byl lom iniciován ve vzdálenosti maxima největšího hlavního napětí  $\sigma_1^{max}$  nebo těsně před ním. Lze tedy předpokládat, že i u ostatních zkušebních těles byl lom iniciován při napětí, které se téměř neliší od maximální hodnoty. Na obr. 4.8 je uveden průběh maximálních hodnot největšího hlavního napětí před kořenem vrubu v závislosti na absorbované energii při teplotách pro něž byly provedeny výpočty metodou konečných prvků. V tomto diagramu zatěžovací historie byly vyznačeny body odpovídající okamžiku lomu jednotlivých zkušebních těles. Na základě rozptylu těchto bodů byl do diagramu vyznačen rozptylový pás kritického lomového napětí. Zjištěná hodnota rozptylu 294 MPa není nijak velká a je obvyklá při vyšetřování kritického lomového napětí i u jiných ocelí.

V případě modelování zkoušek rázem v ohybu zkušebních těles s V-vrubem byly výpočty provedeny pro teplotu  $-70\text{ }^\circ\text{C}$ . Stejně jako v předchozím případě byla i u tohoto zkušebního tělesa určena pozice iniciačního místa analýzou morfologie lomové plochy.



Obr. 4.9. Srovnání rozložení  $\sigma_1$ ,  $\epsilon_p$ ,  $h$  před kořenem vrubu v okamžiku lomu při kvazistatickém a rázovém zatěžování

Na obr. 4.9 jsou porovnány průběhy největšího hlavního napětí, plastické deformace a triaxiality napětí před kořenem vrubu vypočtené pro okamžik lomu při rázovém zatěžování a při kvazistatickém zatěžování. V obou případech byla teplota zkoušky  $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$ . V obrázcích jsou vyznačeny i pozice iniciačních míst. Z porovnání pozic iniciačních míst vyplynulo, že k iniciaci lomu došlo (s ohledem na rozptyl) v podstatě ve stejné vzdálenosti, podobně jako tomu bylo v případě různých teplot při kvazistatickém zatěžování. Z obr. 4.9 vyplývá, že napětí kterého bylo dosaženo v místě iniciace je při rázovém zatěžování značně vyšší než při kvazistatickém zatěžování. Toto napětí výrazně převyšuje (o 230 MPa) i rozptylový pás kritického lomového napětí, což je dobře vidět z obr. 4.10, na němž je uveden průběh historie maximálních hodnot největšího hlavního napětí před kořenem vrubu v závislosti na absorbované energii (nárazové práci).



Obr. 4.10. Historie průběhu maximální hodnoty největšího hlavního napětí v závislosti na absorbované energii při kvazistatickém a rázovém zatěžování

Z obr. 4.10 je také možné určit, že pokud by byl okamžik lomu determinován pouze hodnotou kritického lomového napětí, pak by k lomu muselo dojít při nárazové práci v rozsahu  $\sim(1-3)$  J. Iniciale však v uvedeném rozmezí nárazové práce nenastala. Podle obr. 4.9 lom inicioval až v okamžiku, když bylo dosaženo stejné plastické deformace a triaxiality napětí. Rovněž bylo zjištěno, že stejné plastické deformace, jaká byla v okamžiku lomu v místě iniciace, bylo dosaženo před kořenem vrubu mnohem dříve a přitom bylo zároveň překročeno i kritické lomové napětí. Přesto k lomu nedošlo, protože v tomto místě ještě nebyla potřebná úroveň triaxiality

napětí. Skutečnost, že v okamžiku lomu byla v místě iniciace stejná hodnota plastické deformace při kvazistatickém i rázovém zatěžování a že místo iniciace lomu je také určeno požadavkem dostatečné triaxiality napětí, která je také stejná u obou rychlostí zatěžování, nasvědčuje tomu, že i tyto parametry představují materiálové charakteristiky.

Z uvedených výsledků tedy vyplývá, že se změnou rychlosti zatěžování došlo u této oceli ke změně mikromechanismu lomu z řízeného šířením mikrotrhliny na nukleačně řízený, jenž je určen požadavkem dosažení určité kombinace plastické deformace a triaxiality napětí. Vliv triaxiality napětí u perlitických mikrostruktur však může hrát i jinou roli než jako hodnota nutná k zamezení zaoblování mikrotrhliny. K lomu zkušebního tělesa nestačí, aby praskla jedna lamela cementitu. K tomu by bylo potřeba příliš velkého napětí. Mikrotrhlina dostatečné velikosti vzniká v perlitu tvárným růstem (koalescencí) mikroductin v okolí prasklých cementických desek [18]. Přitom platí, že čím vyšší je triaxialita napětí, tím je také rychlejší růst těchto mikroductin a jejich koalescence.

Lze předpokládat, že zde určené kritické lomové napětí by bylo naměřeno i na zkušebních tělesech jiné geometrie, protože ze zkušenosti u různých typů ocelí vyplývá, že tato charakteristika je často nezávislá na typu tělesa. Otázkou však zůstává, zda i kritická velikost plastické deformace a triaxiality napětí nezávisí na typu zkušebního tělesa, případně zda je mezi těmito charakteristikami jednoznačná závislost. Prozatím jsou tyto charakteristiky nadějnými adepty umožňujícími vysvětlit lomové chování ocelí, které je nepodchytilné ostatními modely křehkého lomu. Po ověření jejich vhodnosti pro popis křehkého lomu by tento přístup mohl být zapracován do statistického modelu například Bereminova typu.

### **4.3 LOMOVÁ HOUŽEVNATOST OCELI R7T PŘI RŮZNÝCH TEPLOTÁCH A RYCHLOSTECH ZATĚŽOVÁNÍ**

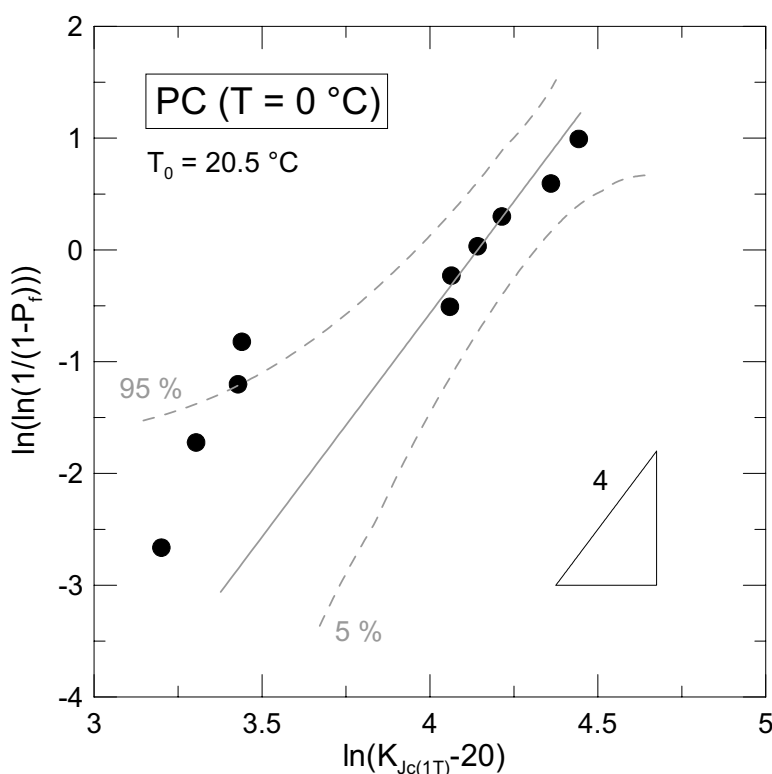
Lomové chování zkušebních těles s trhlinou při různých teplotách a rychlostech zatěžování bylo zkoumáno na zkušebních tělesech typu PC (Precracked Charpy). Použití těchto těles je výhodné z hlediska malé spotřeby experimentálního materiálu a usnadnění měření dynamické lomové houževnatosti, při němž je možné s výhodou použít instrumentované Charpyho kladivo. Naměřená data jsou však často ovlivněna vznikem rozsáhlé plastické deformace a ztrátou constraintu. V řadě prací ale bylo ukázáno, že i tělesa tohoto typu mohou být, pokud nesplňují standardní podmínky platnosti, po přepočtu naměřených dat úspěšně použita k určení lomové houževnatosti odpovídající podmínkám malé plastické zóny (SSY) při rovinné deformaci. Takto získané výsledky pak mohou sloužit k posouzení integrity skutečných strojních komponent. Pro tyto účely bylo navrženo několik metod pro korekci naměřených dat na malých tělesech. Existují však i případy, při nichž i přes pokročilý rozvoj plastické deformace není žádný přepočet potřeba. To zřejmě platí i u oceli R7T. Interpretace výsledků získaných při zkouškách lomové houževnatosti této oceli při různých teplotách a rychlostech zatěžování je cílem této kapitoly.

Lomová houževnatost byla stanovena při kvazistatickém zatěžování a dynamickém zatěžování rychlostí  $\dot{K}_I = 3 \cdot 10^5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} \cdot \text{s}^{-1}$ . Spíše než určení celé teplotní závislosti byla pozornost věnována stanovení distribuce hodnot lomové houževnatosti při vybraných teplotách. Měření v teplotním intervalu bylo použito pouze při dynamických zkouškách, aby bylo zjištěno jestli v daném teplotním úseku nedochází k náhlému přechodu mezi křehkým a houževnatým porušením. Hodnoty lomové houževnatosti při kvazistatickém zatěžování byly určeny při teplotách 0 °C a 20 °C. Lomová houževnatost při dynamických podmínkách zatěžování byla určena při teplotě 21 °C a v teplotním intervalu od 10 °C do 50 °C.

V první fázi hodnocení výsledků byla předpokládána použitelnost koncepce master křivky. Podle postupu, který je součástí standardu ASTM E 1921-97 [1] byly z naměřených dat vypočteny hodnoty referenčních teplot  $T_0$ . Výsledky výpočtu jsou uvedeny v tab. 4.2.

Tab. 4.2. Výsledky výpočtu referenčních teplot

Kvazistatické zatěžování		Dynamické zatěžování	
Teplota zkoušky [°C]	$T_0$ [°C]	Teplota zkoušky [°C]	$T_{0d}$ [°C]
20	28,5	21	40,9
0	20,5	10 - 50	53,0

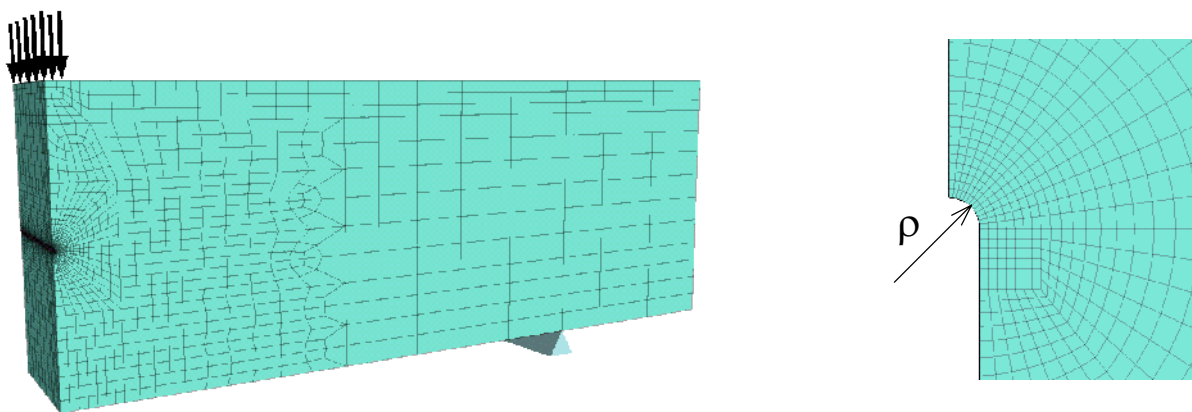


Obr. 4.11. Weibullův diagram pořadové pravděpodobnosti (kvazistatická zkouška,  $T = 0 \text{ °C}$ )

Bylo zjištěno, že část hodnot (přesahující 10 % z celkového počtu) leží mimo 90% pás spolehlivosti master křivky. Navíc bylo pozorováno zřetelně nerovnoměrné rozdělení hodnot lomové houževnatosti. Atypický charakter distribuce naměřených dat je ještě více patrný, když je vyneseme do Weibullova diagramu pořadové pravděpodobnosti porušení. Jako příklad je na obr. 4.11 uveden tento diagram pro případ kvazistatické zkoušky lomové houževnatosti při teplotě 0 °C. V souřadnicích uvedených na obr. 4.11 by měla naměřená data tvořit lineární závislost se sklonem odpovídajícím parametru sklonu Weibullova rozdělení, který je roven 4. To bylo splněno pouze v případě hodnot naměřených kvazistaticky při teplotě 20 °C. Zejména u dynamicky naměřených hodnot bylo pozorováno, že část hodnot leží mimo predikovaný průběh pravděpodobnosti porušení podle koncepce master křivky a jeho 90% pás spolehlivosti.

Ukázalo se, že k porušení části zkušebních těles došlo vždy pod mezí makroplastických deformací, zatímco u zbývajících těles došlo k lomu až za touto mezí. Atypické rozdělení hodnot lomové houževnatosti tedy souvisí se vznikem plastického kloubu. Podmínky malé plastické zóny při rovinné deformaci (SSY) definované v ASTM E 1820-99a [2] byly splněny pouze u zkušebních těles, jejichž lomová síla byla menší než síla  $F_{gy}$  na mezi makroplastických deformací.

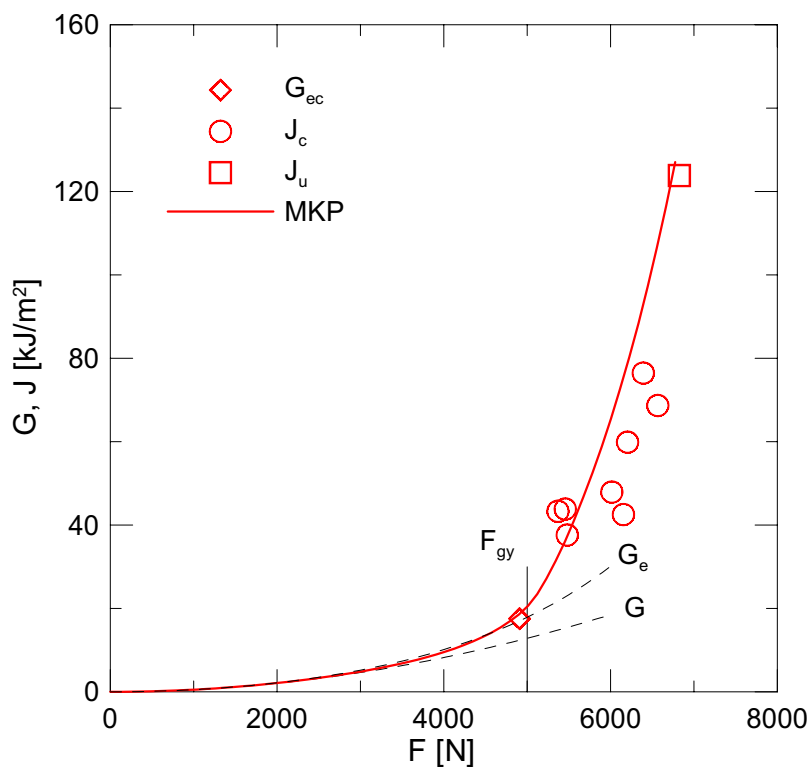
Tato skutečnost byla také potvrzena 3D konečnoprvkovou simulací kvazistatické zkoušky lomové houževnatosti při teplotě 20 °C. Z výsledků tohoto výpočtu mnohem detailněji vyplývá příčina vzniku pozorovaného jevu. Model použitý při výpočtu a detail sítě v okolí čela trhliny jsou uvedeny na obr. 4.12.



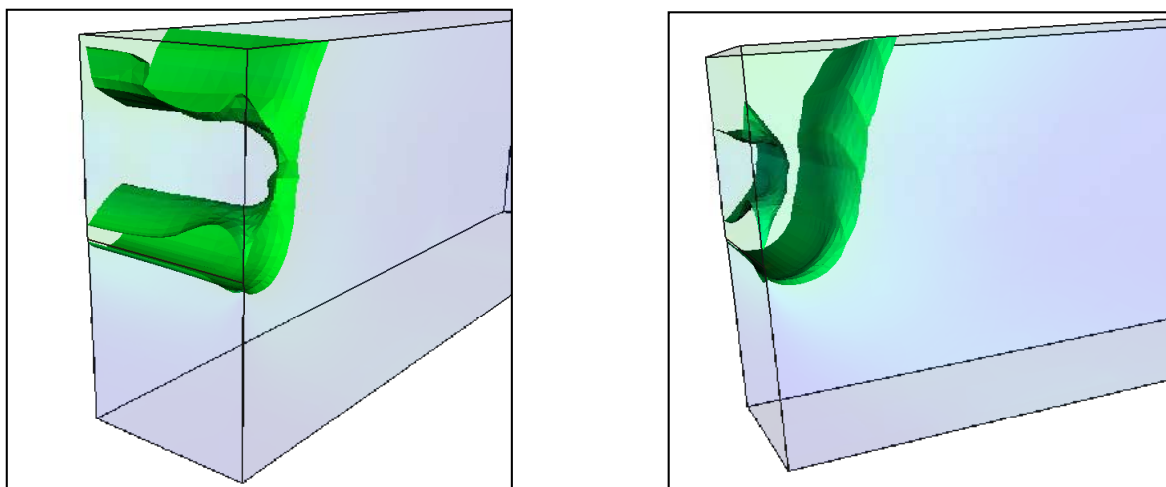
Obr. 4.12. Model zkoušky lomové houževnatosti a detail sítě v okolí kořene trhliny

Na obr. 4.13 je vynesena vypočtený průběh J-integrálu v závislosti na zátěžné síle společně s naměřenými hodnotami lomové houževnatosti vyjádřenými kritickou hodnotou J-integrálu. Je vidět, že až do hodnoty síly  $F_{gy}$  vypočtený průběh J-integrálu odpovídá průběhu hnací síly trhliny  $G_e$  korigované na velikost plastické zóny podle Irwina. Za touto silou dochází k prudkému růstu J-integrálu, což je způsobeno velkým vzrůstem průhybu v důsledku zplastizování nosného průřezu.

V této oblasti i malý přírůstek zatížení způsobuje velký nárůst hodnoty J-integrálu. Díky tomu dochází k náhlému vzrůstu naměřené hodnoty  $K_{Jc}$  už po malém překročení síly  $F_{gy}$ . Stejnou příčinu má také změna sklonu závislosti pořadové pravděpodobnosti porušení na lomové houževnatosti. Se vznikem plastického kloubu je spojen i vliv teploty a rychlosti zatěžování na rozložení pořadové pravděpodobnosti porušení. Celkový rozptyl lomové houževnatosti se v důsledku teploty nebo rychlosti zatěžování nijak výrazně nezměnil.



Obr. 4.13. J-integrál v závislosti na zátěžné síle

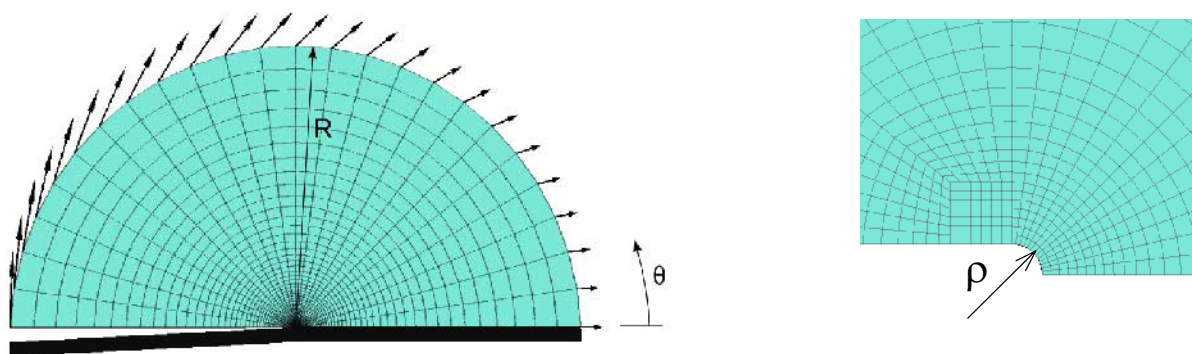


Obr. 4.14. Hranice plastické zóny těsně před dosažením síly  $F_{gy}$  a po jejím překročení



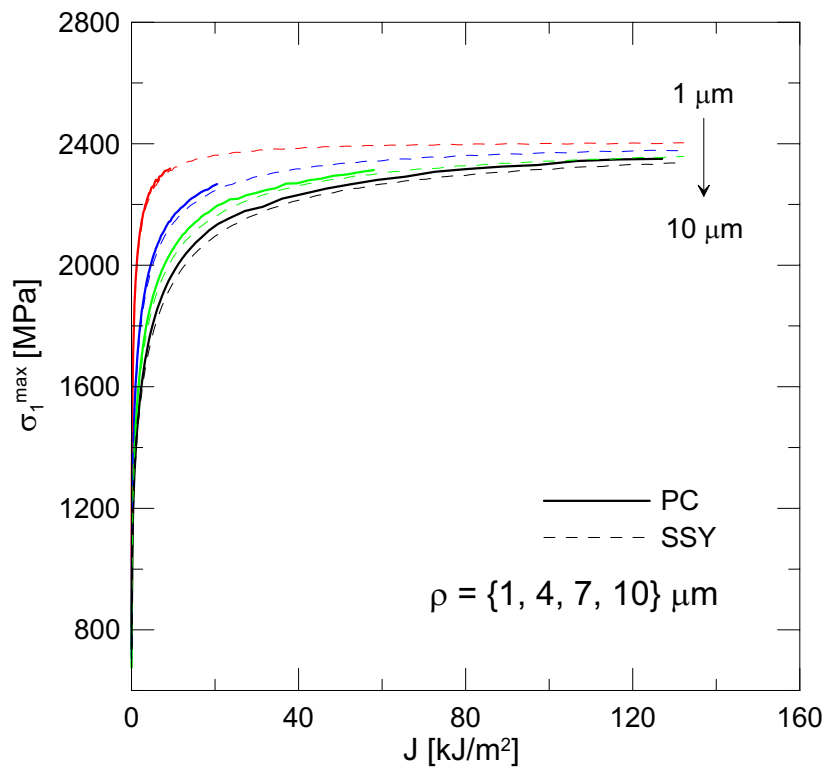
Avšak v důsledku zvýšení meze kluzu je síla  $F_{gy}$  při těchto podmínkách o něco vyšší. Díky tomu se zvýšil počet zkušebních těles, k jejichž porušení došlo ještě před dosažením síly  $F_{gy}$ . Vznik plastického kloubu je ilustrován na obr. 4.14, kde jsou uvedeny hranice plastické zóny těsně před dosažením síly  $F_{gy}$  a po jejím překročení, když již došlo ke zplastizování nosného průřezu.

Kromě již uvedených výpočtů bylo u modelovaného PC tělesa metodou konečných prvků stanoveno také rozložení největšího hlavního napětí, plastické deformace a triaxiality napětí před čelem trhliny. Pro porovnání s výsledky na PC tělesech byl proveden také referenční výpočet metodou hraniční vrstvy reprezentující podmínky malé plastické zóny (SSY) při rovinné deformaci. Motivací pro využití referenčního výpočtu je zjištění rozdílu mezi stavem napjatosti v použitém zkušebním tělese a referenčním řešením, které odpovídá stejnému poli napjatosti, jaké existuje u skutečných strojních komponent nebo u zkušebních těles velkých rozměrů, u nichž je velikost plastické zóny podstatně menší v porovnání s ostatními rozměry.

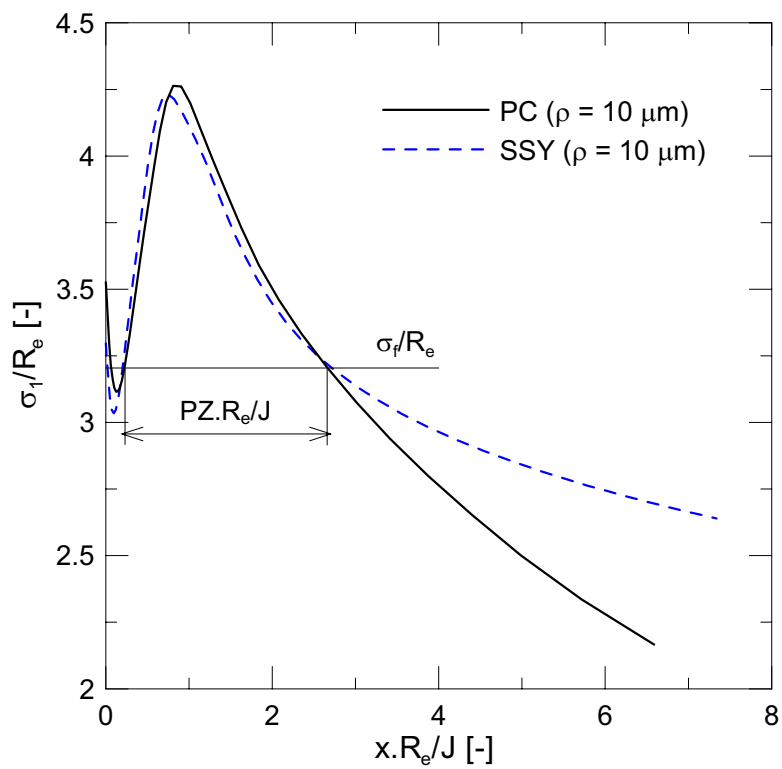


Obr. 4.15. Model hraniční vrstvy a detail sítě v okolí kořene trhliny

Kvalita výsledků získaných při výpočtech tohoto typu je však extrémně závislá na použitých napětově deformačních vlastnostech modelovaného materiálu a způsobu modelování trhliny. Protože dosahované deformace na čele trhliny jsou mnohem větší než deformace na mezi pevnosti, je potřeba korektně modelovat napětově deformační odezvu materiálu také v oblasti výsledných deformací. Proto byla při zpracování výsledků tahové zkoušky provedena korekce na přítomnost krčku iterační metodou. Bylo při tom využito naměřené odezvy tahové zkušební tyče na zatížení a výpočtů metodou konečných prvků na modelu tahové tyče. Při modelování trhliny byl její kořen zaoblen malým rádiusem, což urychluje konvergenci výpočtu v počátečních fázích jeho otupování. Tento postup byl navržen McMeekingem [22] a je široce využíván i jinými autory. Právě toto počáteční zaoblení kořene trhliny má obrovský vliv na výsledky výpočtu a zároveň je to jeden z faktorů, který určuje rozsah zatížení ve kterém výpočet konverguje. Proto byly výpočty provedeny pro 4 různé počáteční poloměry zaoblení kořene trhliny.



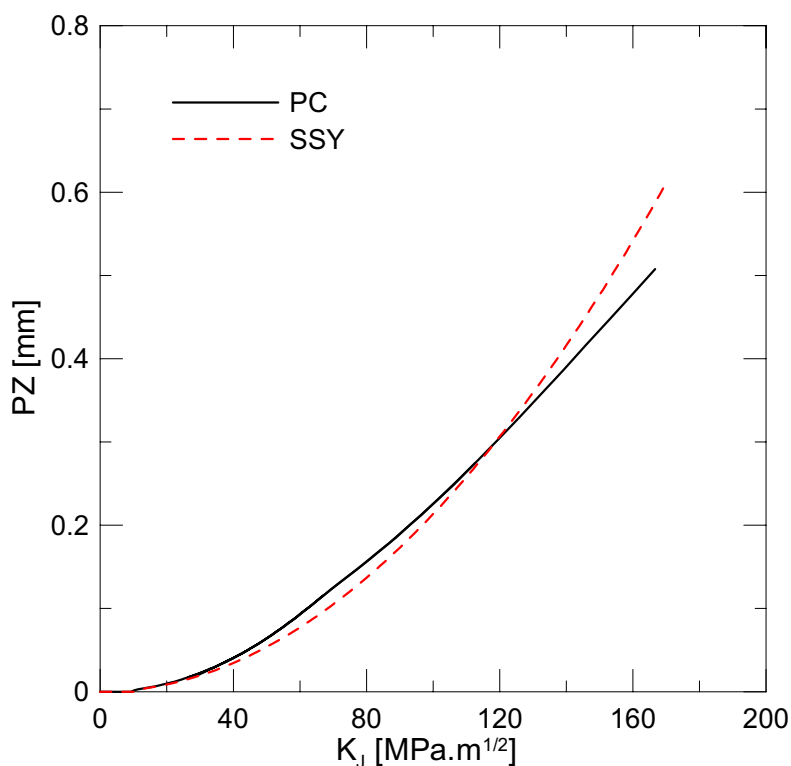
Obr. 4.16. Průběh maximální hodnoty největšího hlavního napětí v závislosti na  $J$ -integrálu



Obr. 4.17. Porovnání průběhu největšího hlavního napětí před čelem trhliny u PC tělesa a SSY řešení ( $J = 72,4 \text{ kJ/m}^2$ )

Sledujeme-li rozložení největšího hlavního napětí před čelem trhliny, pak různé počáteční poloměry zaoblení kořene trhliny mají vliv zejména na lokální maximum tohoto napětí. Na obr. 4.16 je uveden průběh maximální hodnoty největšího hlavního napětí v závislosti na zatížení, reprezentovaném velikostí J-integrálu, pro různé počáteční poloměry zaoblení kořene trhliny. V případě SSY řešení by tato hodnota napětí měla být v průběhu zatěžování neměnná. Je vidět, že ke správnému řešení se nejrychleji blíží výpočet na modelu s nejmenším počátečním poloměrem zaoblení trhliny. Stejný vliv lze pozorovat i v případě výsledků výpočtu na modelu PC tělesa. Zde však při zmenšování poloměru dochází mnohem dříve k divergenci výpočtu. Nicméně i přes tuto překážku je evidentní, že průběhy na obr. 4.16 jsou u PC tělesa i SSY řešení shodné.

Využijeme-li tradiční představy modelu kritického lomového napětí, pak o vzniku lomu rozhoduje hodnota kritického lomového napětí a pravděpodobnost porušení je dána velikostí oblasti, v níž je hodnota napětí větší. Na obr. 4.17 je vyneseno největší hlavní napětí v normalizovaných souřadnicích vypočtené na modelu hraniční vrstvy a PC tělesa s počátečním rádiusem 0,01 mm při hodnotě J-integrálu  $72,4 \text{ kJ/m}^2$ . Při tomto zatížení jsou už tyto průběhy blízké správnému řešení. Na obr. 4.17 byla vynesena také hodnota kritického lomového napětí zjištěného při analýze mikromechanismu porušení oceli R7T u zkušebních těles s V-vruby. Šířka oblasti, v níž je napětí větší než kritické lomové napětí, odpovídá velikosti procesní zóny (PZ), tedy oblasti, v níž může z mikromechanického pohledu dojít k iniciaci štěpného lomu. Průběh velikosti procesní zóny v závislosti na  $K_J$  je uveden na obr. 4.18.



Obr. 4.18. Velikost procesní zóny v závislosti na  $K_J$

Mezi oběma průběhy jsou jen malé rozdíly, takže podle tohoto přístupu by stejné hodnoty lomové houževnatosti jako u PC těles měly být naměřeny i na zkušebních tělesech větších rozměrů, u nichž jsou v okamžiku lomu splněny podmínky SSY. To bylo skutečně pozorováno u zkoušek provedených na zkušebních tělesech typu CT(30), u nichž byly splněny podmínky SSY. U obou typů těles byly naměřeny stejné hodnoty lomové houževnatosti. Je zajímavé, že na naměřené hodnoty neměla vliv tloušťka zkušební tělesa. Podle teorie nejslabšího článku by se naměřené hodnoty u PC tělesa a CT tělesa měly lišit. U této oceli tedy zřejmě nelze použít teorii nejslabšího článku.

## 5 ZÁVĚRY

Předložená disertační práce je zaměřena na problematiku vlivu externích faktorů jako je teplota a rychlost zatěžování na lomové chování ocelí. Získané poznatky v této oblasti lze shrnout do následujících závěrů:

- Tvar tranzitní křivky lomové houževnatosti lze před vznikem náhlého vzrůstu lomové houževnatosti popsat pomocí koncepce master křivky i při dynamickém zatěžování.
- Vztah mezi posuvem referenční teploty a logaritmem rychlosti zatěžování vyjádřené časovou změnou faktoru intenzity napětí lze popsat lineární závislostí.
- Lomovou houževnatost při různých teplotách a rychlostech zatěžování lze predikovat na základě určení  $T_0$  při dvou rychlostech zatěžování. Přesnost určení  $T_0$  je možno ovlivnit počtem zkušebních těles a teplotou měření.
- Z analýzy lomového chování u CVN těles vyplývá, že se změnou rychlosti zatěžování dochází u oceli R7T ke změně mikromechanismu porušení z řízeného šířením mikrotrhliny na nukleačně řízený.
- Lomové chování oceli R7T je možno vysvětlit na základě modelu Chena a Wangu ( $\varepsilon_p \geq \varepsilon_{pc}$ ,  $\sigma_m / \sigma_e \geq h_c$ ,  $\sigma_1 \geq \sigma_f$ ).
- Atypický charakter distribuce hodnot lomové houževnatosti oceli R7T při různých teplotách a rychlostech zatěžování je způsoben vznikem plastického kloubu.
- Stejně hodnoty lomové houževnatosti oceli R7T naměřené na PC tělesech (nesplňujících podmínky SSY) a CT(30) tělesech (splňujících podmínky SSY) je možno vysvětlit už při použití koncepce kritického lomového napětí na základě rozložení největšího hlavního napětí a velikosti procesní zóny.
- U oceli R7T zřejmě nelze uplatnit přepočít podle teorie nejslabšího článku.

Vznik této práce byl umožněn díky podpoře Grantové agentury Akademie věd České republiky, grantů č. 1QS 200410502 a IAA 20410502.

## 6 LITERATURA

- [1] ASTM E 1921-97, *Standard Test Method for Determination of Reference Temperature,  $T_0$ , for Ferritic Steels in the Transition Range*, Annual Book of ASTM Standards, 1997, Vol. 03.01.
- [2] ASTM E 1820-99a, *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, Annual Book of ASTM Standards, 2000, Vol. 03.01., s. 1000-1032.
- [3] BAMMANN, D. J. Internal variable model of viscoplasticity, *Int. J. Eng. Sci.*, 1984, Vol 22, s. 1041-1053.
- [4] BARSOM, J. M., ROLFE, S. *Fracture and Fatigue Control in Structures: Applications of Fracture Mechanics*, 3rd edition, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 1999, 516 s., ISBN 0-8031-2082-6.
- [5] BENNETT, P. E., SINCLAIR, G. M. Parameter representation of low – temperature yield behavior of body – centered cubic transition metals, *Journal of Basic Engineering*, 1966, s. 518-524.
- [6] BEREMIN, F. M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel, *Metallurgical Transactions*, 1983, Vol. 14A, s. 2277-2287.
- [7] BERGSTRÖM, Y. Dislocation model for the stress-strain behaviour of polycrystalline alpha-iron with special emphasis on the variation of the densities of mobile and immobile dislocations, *Mat. Sci. Eng.*, 1970, Vol. 5, s. 193-200.
- [8] BODNER, S. R., PARTOM, Y. Constitutive equations for elastic-viscoplastic strain-hardening materials, *J. Appl. Mech.*, 1975, s. 385-389.
- [9] BORDET, S. R., et al. A new statistical local criterion for cleavage fracture in steel. Part I: model presentation, *Engineering Fracture Mechanics*, 2005, Vol. 72, s. 435-452.
- [10] CURRY, D. A., KNOTT, J. F. Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel, *Metal Science*, 1978, s. 511-514.
- [11] ESTRIN, Y. Dislocation theory based constitutive modelling: foundations and applications, *J. Mater. Process. Technol.*, 1998, Vol. 80-81, s. 33-39.
- [12] GOTTSTEIN, G., ARGON, A. S. Dislocation theory of steady-state deformation and its approach in creep and dynamic tests, *Acta Metall.*, 1987, Vol. 35, s. 1261-1271.
- [13] GULLERUD, A., et al. WARP3D-Release 14.1: 3-D Dynamic Nonlinear Fracture Analysis of Solids Using Parallel Computers and Workstations, Civil Engineering Studies, SRS 607, UILU-ENG-95-2012, University of Illinois, Urbana, IL, 2003, 391 s., ISSN 0069-4274.
- [14] CHEN, J. H., et al. Fracture behavior at crack tip – a new framework for cleavage mechanism of steel, *Acta Materialia*, 2003, Vol. 51, s. 1841-1885.
- [15] KHAN, A. S., HUANG, S. Experimental and theoretical-study of mechanical-behavior of 1100-aluminium in the strain rate range  $10^{-5}$ - $10^4$ s $^{-1}$ , *Int. J. Plast.*, 1992, Vol. 8, s. 397-424.
- [16] KLEPACZKO, J. R. A general approach to rate sensitivity and constitutive modeling of FCC and BCC metals, In *A.A. Balkema (Ed.), Impact: Effect of Fast Transient Loadings*, 1988, s. 3.
- [17] LANDES, J. D. A two criteria statistical model for transition fracture toughness, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, 1993, Vol. 16, s. 1161-1174.

- [18] LEWANDOWSKI, J. J., THOMPSON, A. W. Microstructural effects on the cleavage fracture stress of fully pearlitic eutectoid steel, *Metallurgical Transactions A*, 1986, Vol. 17A, s. 1769-1785.
- [19] LIANG, R., KHAN, A. S. A critical review of experimental results and constitutive models for BCC and FCC metals over a wide range of strain rates and temperatures, *International Journal of Plasticity*, 1999, Vol. 15, s. 963-980.
- [20] LINDLEY, T. C., OATES, G., RICHARDS, C. E. A critical appraisal of carbide cracking mechanisms in ferride/carbide aggregates, *Acta Metallurgica*, 1970, Vol. 18, s. 1127-1135.
- [21] McCLINTOCK, F. A. On the plasticity of the growth of fatigue cracks, In *Fracture of Solids*, New York, 1963, s. 65-102.
- [22] McMEEKING, R. M. Finite deformation analysis of crack-tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture, *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, 1977, Vol. 25, s. 357-381.
- [23] MEYERS, M. A., et al. Constitutive description of dynamic deformation: physically-based mechanism, *Materials Science and Engineering*, 2002, Vol. 322, s. 194-216.
- [24] MIRANDA, C. A. J., LANDES, J. D. Defining the confidence level in the reference temperature determination for a finite set of toughness, *Engineering Fracture Mechanics*, 2001, Vol. 68, s. 1061-1076.
- [25] NEVILLE, DJ. D. *Mech. Phys. Solids*, 1998, Vol. 36, s. 443.
- [26] PR ENV 1993-2, *Eurocode 3: Design of steel structures: Part 2: Steel bridges*, Brussel: European Committee for Standardisation, 1997, 70 s.
- [27] RITCHIE, R. O., KNOTT, J. F., RICE, J. R. On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel, *J. Mech. Phys. Solids*, 1973, Vol. 21.
- [28] UK BRIEFING GROUP ON DYNAMIC TESTING, Some proposals for dynamic toughness measurements, In *Dynamic Fracture Toughness, International Conference*, The Welding Institute and The American Society for Metals, Cambridge: The Welding Institute, 1977, s. 127-146, ISBN 0 85300107 3.
- [29] WALLIN, K. Validity of Small Specimen Fracture Toughness Estimates Neglecting Constraint, In *ASTM STP 1244*.
- [30] WALLIN, K., SAARIO, T., TÖRRÖNEN, K. Statistical model for carbide induced brittle fracture in steel, *Metal Science*, 1984, Vol. 18, s. 13-16.
- [31] YOON, K. K., VAN DER SLUYS, W. A., HOUR, K. Effect of loading rate on fracture toughness of pressure vessel steels, *Journal of Pressure Vessel Technology*, 2000, Vol. 122, s. 125-129.
- [32] ZERILLI, F. J., ARMSTRONG, R. W. Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamics calculations, *J. Appl. Phys.*, 1987, Vol. 61, s. 1816-1825.

## 7 VLASTNÍ PUBLIKOVANÉ A PREZENTOVANÉ PRÁCE

- [I] HOLZMANN, M., JURÁŠEK, L., DLOUHÝ, I. Vliv rychlosti zatěžování na referenční teplotu  $T_0$  master křivky lomové houževnatosti, In *Problémy lomové mechaniky, Sborník přednášek semináře*, Ústav stavební mechaniky FAST VUT v Brně a Ústav fyziky materiálů AVČR, Brno, 2001, s. 31-39, ISBN 80-214-19067.
- [II] HOLZMANN, M., JURÁŠEK, L., DLOUHÝ, I. Aplikace koncepce master křivky pro hodnocení vlivu rychlosti zatěžování na tranzitní chování ocelí, *Křehký lom, Sborník semináře*, Ústav fyziky materiálů AVČR, Brno, 2001, s. 33-40.
- [III] HOLZMANN, M., JURÁŠEK, L., DLOUHÝ, I. Aplikace koncepce základní křivky pro hodnocení vlivu rychlosti zatěžování na tranzitní chování ocelí, *Zváranie*, 2002, roč. 51, č 5-6, s. 93-96.
- [IV] KOHOUT, J., JURÁŠEK, L., HOLZMANN, M., DLOUHÝ, I. Evaluation of strain rate effect on transition behaviour applying the master curve methodology, In *Transferability of Fracture Mechanical Characteristics*, edited by Ivo Dlouhý, Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2002, s. 255-270, ISBN 1-4020-0794-9.
- [V] HOLZMANN, M., JURÁŠEK, L., DLOUHÝ, I. Master curve methodology and data transfer from small on standard specimens, In *Transferability of Fracture Mechanical Characteristics*, edited by Ivo Dlouhý, Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 2002, s. 225-242, ISBN 1-4020-0794-9.
- [VI] JURÁŠEK, L., KOHOUT, J., HOLZMANN, M., DLOUHÝ, I. Statistické a fyzikální aspekty použití koncepce master křivky při hodnocení vlivu rychlosti zatěžování na tranzitní chování ocelí, In *Únava a lomová mechanika 2002, Sborník příspěvků semináře*, Žinkovy, 2002.
- [VII] JURÁŠEK, L. Statistické a fyzikální aspekty použití koncepce master křivky při hodnocení vlivu rychlosti zatěžování na tranzitní chování ocelí, *Soutěž doktorandů ÚFM AVČR (cyklus přednášek)*, Brno, 2002.
- [VIII] JURÁŠEK, L., HOLZMANN, M. Statistical and physical aspects of application of the master curve concept on evaluation of dynamic fracture toughness of steels, *Junior Euromat*, Lausanne, 2002.
- [IX] DLOUHÝ, I., KOHOUT, J., JURÁŠEK, L., HOLZMANN, M. Evaluation of strain rate effects on transition behaviour applying the master curve methodology, In *17<sup>th</sup> International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology*, Prague, Czech Republic, 2003, s. 154, ISBN 80-214-2413-3.
- [X] DLOUHÝ, I., JURÁŠEK, L., HOLZMANN, M. Strain rate effects, transition behaviour and master curve concept, In *New Trends in Fatigue and Fracture II*, Hammamet, 2003.
- [XI] JURÁŠEK, L., HOLZMANN, M., DLOUHÝ, I. Possibilities of local approach use at solution of fracture parameters transferability, In *16<sup>th</sup> European Conference on Fracture*, Alexandroupolis, 2006.

## 8 SUMMARY

The fracture process of steels can be divided into stage of plastic deformation, microcrack nucleation and microcrack propagation - stable or unstable. This process is not discrete, but different stages can occur simultaneously in the volume of material. The origin of plastic deformation depends on temperature and strain rate strongly. Therefore the other stages are affected by temperature and strain rate, too. The aim of this work was to investigate the influence of temperature and loading rate on the fracture behaviour of steels. Despite the effect of these external factors is very important in practice, lot of especially physical aspects of fracture at these conditions are not satisfactorily resolved yet. In this work the problem is addressed from two points of view.

From the engineering point of view the work was focused on the most dangerous case - material with a crack. 2.25Cr-1Mo steel was used for the investigation. It was discovered that loading rate does not affect (up to certain limit) the temperature dependence of the fracture toughness. So it is possible to apply master curve conception. Loading rate causes only the shift of this transition curve. The shift can be described by linear dependence between reference temperature and logarithm of stress intensity factor rate. The significance of these results can be seen in structural integrity assessment. In this case it is necessary to know the dependence of the fracture toughness on temperature and loading rate. This relation is possible to determine from two measurements of reference temperature at different loading rates. The accuracy of subsequent predictions depends on uncertainty of reference temperature evaluation. This statistical effect was taken into account. The confidence intervals of reference temperature and minimum number of test specimens were computed as a result.

More detailed study was focused on the influence of temperature and loading rate on the micromechanism of fracture. Ferritic-pearlitic steel R7T was used for the investigation. The micromechanism of fracture was analysed on the basis of three point bend tests of CVN specimens, detailed observation of the fracture surface morphology and FEM computations of stress, strain and stress triaxiality distribution ahead of notch root. Following local conditions at cleavage initiation sites and loading history, it was concluded, that the micromechanism of quasistatically loaded specimens is propagation controlled (determined by critical cleavage stress). But the critical event changes with increasing loading rate. The fracture process is then nucleation controlled (determined by critical combination of plastic deformation and stress triaxiality). It is in contradiction with recent cleavage fracture models but it is consistent with conception of Chen and Wang, which represents a new framework for cleavage fracture prediction. Steel R7T was also used for the fracture toughness determination. It was shown that plastic hinge formation affects distribution of measured data and therefore the distribution change with temperature and loading rate. Although SSY conditions were fulfilled from micromechanistic point of view and measured data are comparable with data obtained on larger specimens, atypical data distribution cause troubles with reliable evaluation of the reference temperature.



## CURRICULUM VITAE

Jméno: Ladislav Jurášek  
Datum narození: 5. srpen 1976  
Adresa: Rokytnice 458, Vsetín  
Rodinný stav: svobodný  
Národnost: česká  
E-mail: jurasekl@uam.cz

## ZAMĚSTNÁNÍ

Výzkumný pracovník, Ústav aplikované mechaniky Brno, s.r.o.

## VZDĚLÁNÍ

- 2000-2006 Postgraduální studium na Ústavu materiálových věd a inženýrství FSI VUT v Brně a Ústavu fyziky materiálů Akademie věd ČR. Téma disertační práce: *Vliv teploty a rychlosti zatěžování na lomové chování ocelí v tranzitní oblasti.*
- 1995-2000 Fakulta strojního inženýrství VUT v Brně, obor: Materiálové inženýrství.
- 1991-1995 Střední průmyslová škola strojnická ve Vsetíně.

## ODBORNÁ PRAXE

- Vedení cvičení z Nauky o materiálu I a Mezních stavů na Vysokém učení technickém v Brně.
- Člen výzkumného týmu skupiny Křehký lom na Ústavu fyziky materiálů, AV ČR Brno.
- 14-ti denní zahraniční pobyt na University of Manchester, United Kingdom.

## ODBORNÉ ZNALOSTI

- Měření mechanických vlastností materiálů
- Numerické analýzy metodou konečných prvků

**Jazykové znalosti:** Angličtina

**PC:** Windows, Linux, ANSYS, WARP3D, Maple, Pascal, Python