APLIKACE EMPIRICKÝCH VZTAHŮ PRO PREDIKCI CREEPOVÉHO CHOVÁNÍ A ŽIVOTNOSTI VYSOKOTEPLOTNÍCH MATERIÁLŮ

APPLICABILITY OF EMPIRICAL FORMULAS FOR PREDICTION OF CREEP BEHAVIOUR AND LIFETIME OF HIGH-TEMPERATURE MATERIALS

Václav Sklenička [a)], Marie Kvapilová [a)], Marie Svobodová [b)], Jiří Dvořák [a)], Petr Král [a)], Květa Kuchařová [a)] a Josef Čmakal [b)]

[a)] Ústav fyziky materiálů AV ČR, Žižkova 22, 616 62 Brno
[b)] UJP PRAHA a.s., Nad Kamínkou 1345, 156 10 Praha – Zbraslav

Abstrakt

Predikce creepové životnosti žáropevných materiálů při vysokoteplotním namáhání, založené na znalosti jejich creepového chování, vycházejí z výsledků creepových zkoušek. Tyto zkoušky jsou však časově i finančně značně náročné. Proto byla navržena řada metodických přístupů na základě fyzikálně podložených empirických vztahů, vedoucích k jejich zkrácení a hlubší interpretaci. V příspěvku je věnována především pozornost vztahům, týkajícím se creepové plasticity a napěťové citlivosti rychlosti creepové deformace. Demonstrace jejich použití je provedena na provozně exploatované nízkolegované oceli ČSN 15128.5.

Abstract

Creep lifetime predictions of high temperature structural materials loading at high temperatures, based on the knowledge of their creep behaviour, coming out of the results of creep testing. However, creep testing is very time consuming and expensive. That is why those various methodological procedures based on physically verified empirical relationships have been proposed to shorten creep testing and deeper understanding of the results. The present study is especially focused on an experimental correlation between creep plasticity and creep rate sensitivity to stress. The application of such approach is demonstrated on service exposed low alloy steel ČSN 15128.5.

Úvod

Creep (tečení za zvýšených a vysokých teplot) lze definovat jako proces, jímž se uskutečňuje časově závislá složka plastické deformace zpravidla za konstantní teploty a konstantního působícího napětí či zatížení. Význačné a z hlediska inženýrské praxe mimořádně důležité charakteristiky creepového procesu jsou creepová pevnost, životnost a mezní creepová tažnost (plasticita). Zatímco popis creepové pevnosti a životnosti pomocí fenomenologických a empirických vztahů dospěl do značně pokročilého stadia do jisté míry respektující fyzikální podstatu zúčastněných procesů [1], relevantní popis úrovně mezní plasticity a její interpretace dosud chybí. Přitom hodnota mezní plasticity (charakterizovaná např. prodloužením 1 % [2-4] a 2 % [5] v rámci některých norem) a průběh jejího dosažení mají zásadní význam při predikci zbytkové životnosti exploatovaného materiálu.

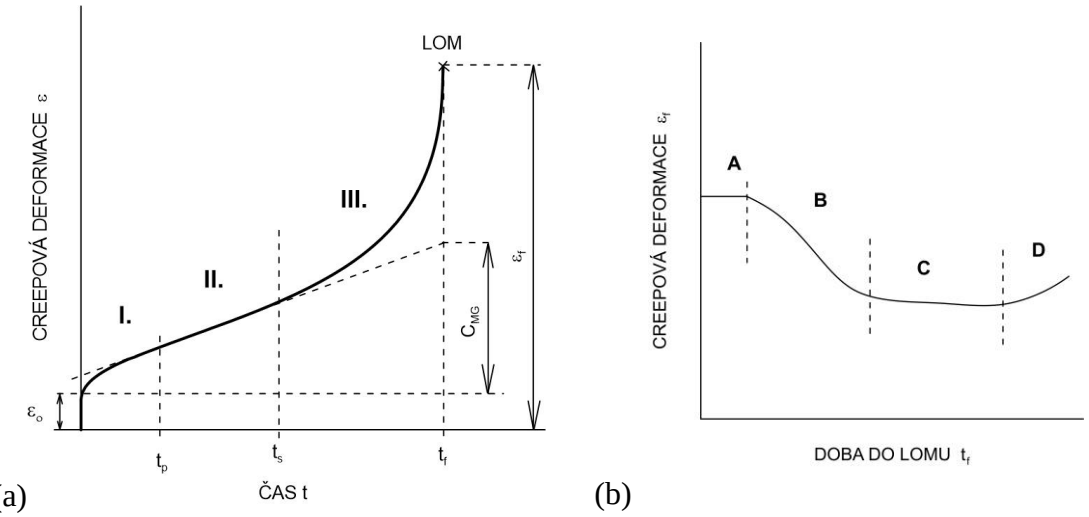
V předloženém příspěvku budou diskutovány některé empirické relace [6, 7] vztahující se k vybraným creepovým parametrům a demonstrován jejich význam na provozně exploatované nízkolegované CrMoV oceli ČSN 15 128.5.

Creepová křivka a jednotlivá stadia creepu

Ještě nedávno byla většina creepových zkoušek realizována při konstantním (počátečním) zatížení vedených do lomu (tzv. stress-rupture tests) bez průběžného měření a záznamu creepového prodloužení. Lomové prodloužení či kontrakce byly stanoveny pomocí rekonstrukce

přetrženého vzorku. V současnosti jsou respektované creepové laboratoře vybaveny zkušebními creepovými stroji, umožňujícími provedení creepových zkoušek při konstantním zatížení či napětí s plynulým záznamem nominálního poměrného creepového prodloužení v průběhu creepové expozice. Tento záznam je následně počítačově zpracován příslušným software k získání hodnot vybraných creepových parametrů.

Standardní creepová křivka na obr. 1(a) graficky znázorňuje časovou závislost creepového prodloužení. Tato křivka charakterizuje tři, případně čtyři stadia creepu zkoušky vedené do lomu vzorku. Okamžitě po zatížení vzorku dochází k deformaci $\varepsilon_{0,}$ která se skládá z elastické, anelastické a plastické složky. Zatímco u austenitických ocelí je tato deformace značná, u nízkolegovaných a středně legovaných chromových ocelí při vhodném provedení zatížení lze tuto komponentu creepové deformace zanedbat. Proto některé práce uvádějí pouze tři stadia creepu. Z technického hlediska je nejdůležitější tzv. primární (tranzitní) stadium creepu, kdy rychlost creepu klesá v důsledku probíhajícího deformačního zpevnění materiálu. Toto stadium je ukončeno dosažením minimální rychlost creepu $\dot{\varepsilon}_m$ v čase t_p a případným nástupem stacionárního creepu. V současné době je $\dot{\varepsilon}_m$ považována za kritérium skutečné (inherentní) creepové odolnosti materiálu. Ve stadiu stacionárního creepu se rychlost creepu $\dot{\varepsilon}_s$ nemění. Za určitých podmínek stadium stacionárního creepu může vymizet, takže po primárním creepu nastupuje přímo terciární creep. Obvykle se uvažuje, že minimální rychlost creepu $\dot{\varepsilon}_m$ je ekvivalentní rychlosti stacionárního creepu $\dot{\varepsilon}_{s,}$ neboť stadium stacionárního creepu se v tomto případě redukuje pouze na inflexní bod. Konečně ve stadiu terciárního creepu jeho rychlost s časem vzrůstá. Tento vzrůst je způsobem samotným vzrůstem napětí v důsledku redukce nosného průřezu vzorku či fyzikálně metalurgickými změnami struktury a rozvojem creepového kavitačního porušení. Terciární (urychlené) stadium creepu končí lomem zkušebního vzorku.



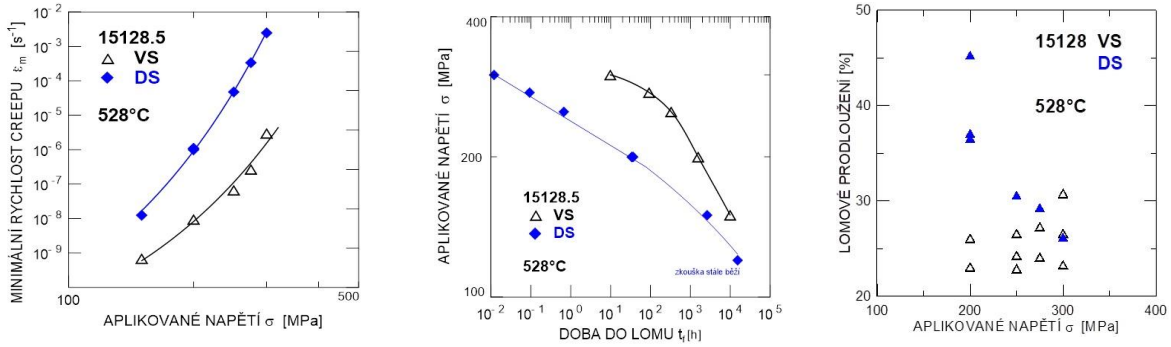
Obr. 1: Výstupy creepových zkoušek:(a) standardní creepová křivka $\varepsilon(t)$ a jednotlivá stadia creepové zkoušky, (b) závislost lomového prodloužení ε_f na době do lomu (creepové životnosti)

Obr. 1(b) ilustruje průběh hodnot creepového prodloužení ε_f na době trvání creepových zkoušek. V oblasti **A**, odpovídající velmi krátkodobým zkouškám, dostáváme zpravidla vysoké hodnoty $\varepsilon_{f,}$ které odpovídají hodnotám tažnosti při tahových zkouškách za tepla. Creep v této oblasti (tzv. power-law breakdown) se popisuje jako exponenciální creep, kde přestávají platit mocninové zákonitosti dislokačního creepu, charakteristické pro nižší aplikovaná napětí. V důsledku ztráty plastické stability matrice je lom prakticky tvárný, transkrystalický. V oblasti **B**, odpovídající střednědobým creepovým zkouškám (řekněme do 10^4 hodin), dochází k průběžnému poklesu lomového prodloužení s délkou creepové expozice díky nestabilitě mikrostruk-

tury, nárůstu creepového porušení (kavitace, mikrotrhliny) a zvyšujícímu se deformačnímu příspěvku hranic zrn k celkové creepové deformaci. Mechanismem creepu jsou interakce a pohyb mobilních dislokací a creepový lom je zpravidla kombinací transkrystalického a interkrystalického modu. Oblast **C** je oblastí extrémně dlouhodobých creepových zkoušek (zpravidla do 10^5 hodin), ve které dominují difúzí kontrolované deformační a degradační procesy především na hranicích. Tyto podmínky již relevantně zohledňují procesy a mechanismy creepového namáhání v provozní praxi vysokoteplotních komponent. Vedoucími laboratořemi ve světovém měřítku jsou v této oblasti např. creepové laboratoře japonského NIMS v Tsukubě a amerického EPRI v Palo Alto. Málo prozkoumanou je oblast **D** (oblast mimo creepové zkoušky), kde se předpokládá, že přestárnutí mikrostruktury redukuje nukleaci a růst kavitačního porušení, což má za následek růst creepové lomové plasticity.

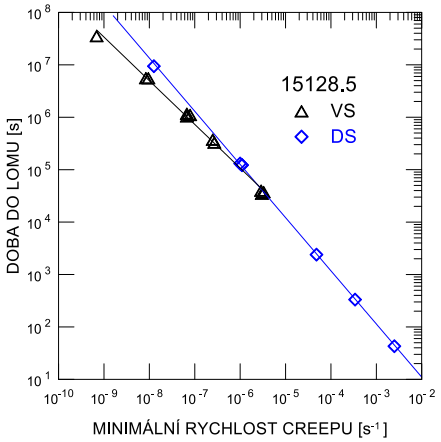
Aplikace fyzikálně metalurgického přístupu k interpretaci creepových zkoušek

Při běžné provozní kontrole VT parovodního potrubí vyrobeného z oceli 15 128.5 a o rozměrech OD 457 x 40 mm, dlouhodobě provozovaného při teplotě 528 °C, bylo zjištěno zkřehnutí materiálu. K dalšímu testování byl získán provozovaný zkřehlý segment VT parovodu (dále označen jako degradovaný stav DS) i neprovozovaný segment z rovné části parovodní trubky (dále označen jako výchozí stav VS). Řadu bližších informací lze nalézt v příspěvku Svobodová a kol. [8] ve sborníku konference Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení na elektrárnách v roce 2020.



Obr. 2: Napěťové závislosti (a) minimální rychlosti creepu $\dot{\varepsilon}_m$, (b) doby do lomu t_f, a (c) lomového prodloužení ε_f pro ocel 15 128.5 a zkušební teplotu 528 °C

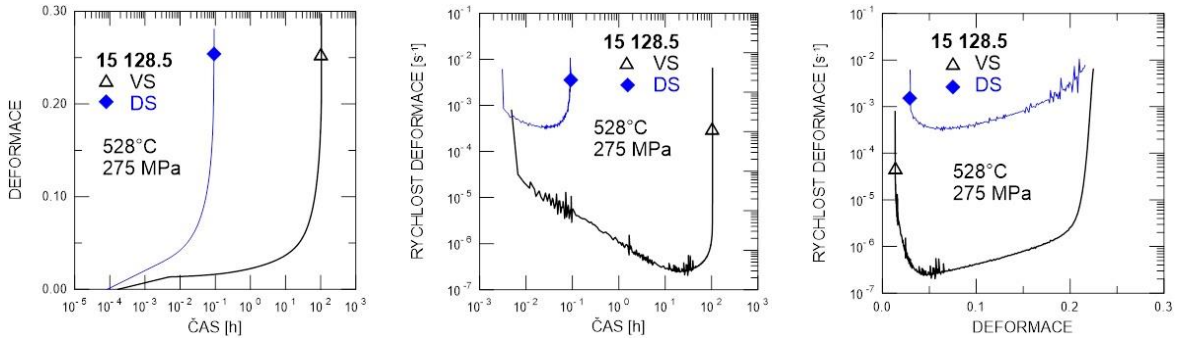
Výsledky creepových zkoušek obou stavů, provedených při zkušební teplotě 528 °C (odpovídá provozní teplotě zkřehlého segmentu) a konstantním zatížení 120 až 300 MPa v atmosféře argonu v creepových laboratořích ÚFM AV ČR, jsou souhrnně uvedeny na obr. 2 formou grafického znázornění napěťových závislostí minimální rychlosti creepu $\dot{\varepsilon}_m$ (obr. 2(a)), doby do lomu t_f (obr. 2(b)) a lomového prodloužení ε_f (obr. 2(c)). Četné mechanismy creepové deformace a porušování mohou přispívat ke creepové deformaci, resp. lomu při creepu zkoušené oceli. Zúčastněné mechanismy se zpravidla vyznačují různými závislostmi na napětí σ, teplotě T a některých parametrech struktury. Při konstantní teplotě je minimální rychlost creepu $\dot{\varepsilon}_m \sim (\sigma)^n$ a doba do lomu $t_f \sim (\sigma)^{-m}$. Jestliže se creepová deformace či porušování např. realizuje prostřednictvím dvou tepelně aktivovaných procesů, z nichž každý přispívá nezávisle k makroskopické deformaci, řídícím je rychlejší proces. Jsou-li působící procesy charakterizovány rozdílnými napěťovými exponenty $n = (\partial \ln \dot{\varepsilon}_m / \partial \ln \sigma)_T$ a $m = (\partial \ln t_f / \partial \ln \sigma)_T$, pozorujeme na bilogaritmických znázornění $\dot{\varepsilon}_m (\sigma)$ a $t_f (\sigma)$ odchylování od lineárního průběhu (obr. 2(a),(b)) či v jiných případech existenci zlomů. Skutečně, v našem případě oba napěťové exponenty n a m nejsou konstantní a ve sledovaném intervalu napětí σ nabývají hodnot v rozsahu od ~ 7 do ~ 27 pro oba stavy. Blízkost hodnot obou exponentů naznačuje úzký vztah mezi creepovými deformačními a lomovými procesy.



Obr. 3: Monkmanův-Grantův empirický vztah pro creepové zkoušky oceli 15 128.5

K indikaci změny působícího řídícího mechanismu a pro informativní predikci životnosti lze použít empirického Monkmanova-Grantova vztahu [9, 10], ve kterém je minimální rychlost creepu $\dot{\varepsilon}_m$ spojena s dobou do lomu t_f vztahem $(\dot{\varepsilon}_m)^{\alpha} \cdot t_f = C_{MG}$, jak je uvedeno na obr. 3. Z obr. 3 je patrné, že oba strukturní stavy se podřizují M-G relaci, stanovené hodnoty exponentů α se však liší: α = 0,86 pro VS a α = 1,01 pro DS. Hodnota C_{MG} představuje inherentní creepovou plasticitu (obr. 1(a)).

Pro spolehlivou predikci doby do lomu a pro stanovení maximálně přípustného extrapolačního poměru při použití parametrických přístupů je tedy zřejmé, že úspěšná extrapolace creepových dat (rychlosti creepu, doby do lomu) je možná pouze v oblasti dominantního působení jednoho z mechanismů creepu nebo lomu při creepu (tzn. v oblasti platnosti jedné parametrické rovnice). Po dosažení hranice oblasti dominantního působení jednoho mechanismu creepové deformaci či porušování je maximálně přípustný extrapolační poměr 1, a to při použití libovolné parametrické rovnice. Hodnoty meze pevnosti při tečení za $2 \cdot 10^5$ hodin uváděné v našich i zahraničních normách byly většinou stanoveny extrapolací pomocí různých parametrických rovnic na základě relativně dlouhodobých zkoušek tečení (creepu) do lomu, probíhajících ale převážně v podmínkách dislokačních mechanismů creepu, charakterizovaných vysokou závislostí rychlosti creepu a doby do lomu na napětí. Je zřejmé, že uvedeným způsobem provedené odhady doby do lomu (až do $2 \cdot 10^5$ hodin) mohou být věrohodné pouze za předpokladu, že nedojde ke změně dislokačních mechanismů creepu a lomu při creepu a nepřevládne některý z mechanismů difúzního creepu [6, 7].



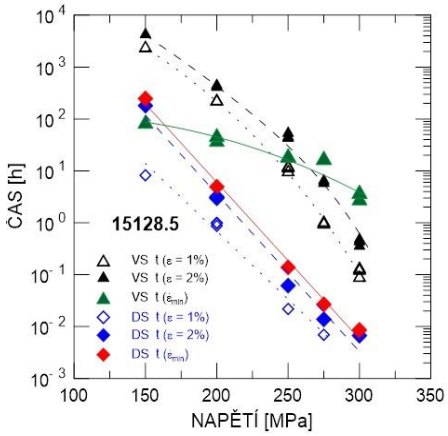
Obr. 4: Dosažení minimální rychlosti při 275 MPa pro VS a DS stavy: (a) standardní creepové křivky, (b) časové a (c) deformační závislosti

Vraťme se k otázce maximální dovolené creepové deformace zmíněné v úvodu příspěvku.

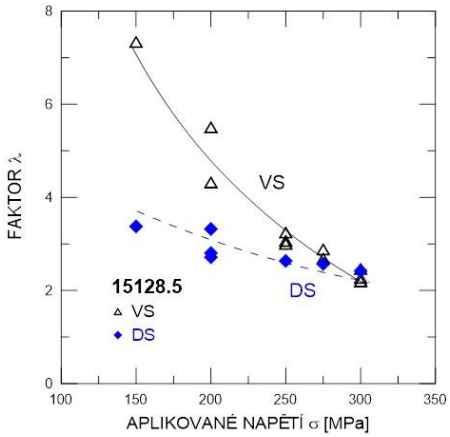
Obr. 4 poskytuje informaci, kdy a při jaké hodnotě prodloužení ε při napětí 275 MPa je dosaženo minimální rychlosti creepu $\dot{\varepsilon}_m$, kterou lze považovat za hodnotu inherentní creepové odolnosti zkoumané oceli za daných podmínek. Do jejího dosažení v průběhu primárního creepu dochází k průběžnému zpevňování materiálu v důsledku interakce dislokací. Z obr. 4 je patrné, že degradovaný stav DS vykazuje značné zkrácení doby do dosažení $\dot{\varepsilon}_m$ vzhledem k výchozímu stavu VS (obr. 4(b)). Naproti tomu, dosažení $\dot{\varepsilon}_m$ se uskutečňuje při $\varepsilon \sim 0{,}05$ bez ohledu na zkoumaný stav oceli (obr. 4(c)).

Obecnější závěry vyplývají z obr. 5, který přináší časovou informaci o dosažení $\dot{\varepsilon}_m$ a hodnotách prodloužení ε = 1 % a 2 % pro oba stavy v celém intervalu aplikovaného napětí σ. Z obr. 5 je patrné, že v důsledku provozní degradace oceli jsou všechny sledované parametry stavu DS dosaženy za podstatně kratší dobu než u stavu VS. Zatímco u degradovaného stavu DS je hodnota $\dot{\varepsilon}_m$ dosažena později než prodloužení 1 % či 2 %, u výchozího stavu VS jsou průběhy časových závislostí sledovaných parametrů komplikovanější. U nejvyšších napětí je $\dot{\varepsilon}_m$ dosaženo později než prodloužení 1 % a 2 %, avšak při napětích $\sigma \leq 250$ MPa je tomu naopak.

Pravděpodobnou příčinou rozdílného chování stavu VS je chování dislokací v oblasti nízkých a vysokých napětí. V oblasti vysokých napětí mohou dislokace překonávat částice karbidu vanadu M_4C_3 Orowanovým mechanismem [11], zatímco v oblasti nízkých napětí šplhem. Bližší analýza bude provedena po stereologickém rozboru přítomných fází a dislokační substruktury.



Obr. 5: Napěťová závislost doby do dosažení $\dot{\varepsilon}_m$, a prodloužení 1% a 2% pro oba strukturní stavy



Obr. 6: Závislost faktoru λ na napětí σ

Z oblasti mechaniky porušování pochází tzv. přípustný stupeň creepového porušení (creep damage tolerance factor) λ, který má úzkou návaznost na vztahy vycházející z Monkmanovy-Grantovy relace [10]: $\lambda = \varepsilon_f/\dot{\varepsilon}_m.t_f = 1/C_{MG}$. Parametr λ má značný význam při odhadu citlivosti materiálu k lokalizovaným defektům v místech vysokých koncentrací napětí a může být použit jako míra creepové plasticity materiálu [10, 12, 13]. Jak vyplývá z obr. 6, s rostoucím napětím (v oblasti extrémně vysokých napětí a dislokačního creepu) hodnota faktoru λ klesá. Obecně, hodnotě $\lambda \leq 1{,}5$ odpovídá vysoká křehkost materiálu, způsobená např. kritickým rozvojem creepového kavitačního porušení či v důsledku difúzního creepu. Creepové zkoušky v oblasti dislokačního creepu vysokoteplotních materiálů vykazují zpravidla hodnoty $\lambda \geq 2{,}5 - 6.0$ [10, 12].

Závěry

Creepové zkoušky oceli 15 128.5 ve výchozím (dodaném) stavu a ve stavu po dlouhodobém provozním namáhání byly provedeny při teplotě 528 °C. Stanovené silné závislosti minimální rychlosti creepu $\dot{\varepsilon}_m$, doby do lomu t_f a lomového prodloužení ε_f na aplikovaném napětí ε obou stavů naznačují, že zkoušky byly provedeny v oblasti dislokačního creepu. Vzájemné porovnání výsledků obou stavů prokázalo značný stupeň degradace creepových vlastností provozované

trubky. Získané výsledky byly konfrontovány s možnostmi použití vybraných parametrických rovnic pro predikci creepové životnosti.

Poděkování

Finanční podporu pro řešení této studie poskytla Technologická agentura České republiky v rámci grantového projektu č. TN01000015 NCK Strojírenství.

Literatura

[1] Sklenička, V., Kloc, L. (2011): *Creep in boiler materials: mechanisms, measurement and modelling*. J.E. Oakey (Ed.) Power plant life management and performance improvement, Woodhead Publishing Ltd., Oxford, UK, Chapter 5, pp. 180-221. ISBN 978-1-84569-726-6

[2] OEG 13 1011 (1967): *Potrubí a armatury – Kontrola tečení parovodů a tlakových částí kotlů*. Oborová norma, Ústřední správa energetiky – Československé energetické závody, Praha.

[3] API 579-1/ASME FFS-1 (2016): *Fitness-For-Service Assessment Standard, Third Edition*. Standard, The American Society of Mechanical Engineers (ASME), American Petroleum Institute (API), USA.

[4] ČEZ_PN_0004 (2000): *Kontrola tečení ocelí parovodů a tlakových částí kotlů*. Podniková norma, ČEZ, a. s.

[5] ČEZ_ME_0921r00 (2012): *METODIKA. PŘS diagnostika VT a ST parovodů – měření tečení*. Podniková norma, ČEZ, a. s.

[6] Čadek, J. (1987): *Creep in Metallic Materials*. Elsevier Science Publishers, Amsterdam, Netherlands.

[7] Kassner, M. E. (2009): *Fundamentals of Creep in Metals and Alloys, Second Edition*. Elsevier, Amsterdam, Netherlands.

[8] Svobodová, M., Čmakal, J., Junek, J., Kvapilová, M. (2020): Vytipování zkřehlých částí VT odběrem strukturních replik. *Zvyšování životnosti komponent energetických zařízení v elektrárnách*. Západočeská universita v Plzni, on-line, str. 141-146. ISBN 978-80-261-0959-4

[9] Monkman, F.C., Grant, N.J. (1956): *An empirical relationship between creep life and minimum creep rate in creep-rupture tests*. Proceedings ASTM 56, pp. 593-620.

[10] Sklenička, V., Kuchařová, K., Král, P., Kvapilová, M., Dvořák, J. (2017): *Applicability of empirical formulas and fractography for assessment of creep life and creep fracture modes of tempered martensitic 9%Cr steel*, Kovové materiály – Metallic Materials, Vol. 55, pp. 69-80. ISSN 1338-4252 (online)

[11] Foldyna, V., Sklenicka, V., Purmensky, J. (1990): Creep deformation and fracture mechanisms in low-alloy CrMoV steel. *4th International Conference Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures*, The Institute of Metals, London (UK), pp. 497-506. ISBN 0-901462-58-6

[12] Chaudhary, B. K. (2013): *Tertiary creep behavior of 9Cr-1Mo ferritic steel*. Materials Science and Engineering A, Vol. 585, pp. 1-9.

[13] Leckie, F.A., Hayhurst, D.R. (1977): *Constitutive equations for creep-rupture*. Acta Metallurgica, Vol. 25, pp. 1059-1070.