



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

VYUŽITELNOST PROTLAČOVACÍCH ZKOUŠEK NA MINIATURNÍCH DISCÍCH (SMALL PUNCH TEST - SPT) PRO STANOVOVÁNÍ MATERIÁLOVÝCH CHARAKTERISTIK ZA VYSOKÝCH TEPLIT

APPLICATION OF SMALL PUNCH TEST FOR DETERMINATION OF HIGH TEMPERATURE
MATERIALS CHARACTERISTICS

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. MAREK JEČMÍNK A

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. PETR DYMÁČEK, Ph.D.

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2012/13

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Marek Ječmínka

který/která studuje v **magisterském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Využitelnost protlačovacích zkoušek na miniaturních discích (small punch test - SPT) pro stanovování materiálových charakteristik za vysokých teplot

v anglickém jazyce:

Application of small punch test for determination of high temperature materials characteristics

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Protlačovací zkoušky na miniaturních discích (SPT) jsou perspektivní metodou pro stanovení mechanických vlastností materiálu. Na její standardizaci pracuje v současné době ve světě několik skupin výzkumníků a inženýrů. Cílem práce je posoudit vhodnost SPT na zkoušky žárupevné oceli P92 za vysokých teplot a získávání relevantních materiálových parametrů z těchto zkoušek.

Cíle diplomové práce:

1. Vypracování rešerše o současném stavu využití SPT pro vysokoteplotní zkoušení materiálu.
2. Provedení experimentálních měření na oceli P92 za vysokých teplot (na pracovišti ÚFM AV ČR Brno):
 - a) zkoušky při konstantní rychlosti protlačování (SPT-CDR)
 - b) relaxační zkoušky (SPT-R)
3. Vyhodnocení meze pevnosti a meze kluzu ze zkoušek SPT-CDR, porovnání s výsledky stanovenými pomocí konvenčních tahových zkoušek.
4. Vyhodnocení poklesu síly ze zkoušek SPT-R, posouzení vlivu počáteční velké plastické deformace na interpretaci výsledků těchto zkoušek.
5. Pozorování a vyhodnocení tvaru trhliny na protržených vzorcích a příčného řezu vybraných vzorků.
6. Formulace závěrů, popsání výhod a úskalí metody SPT pro výše jmenované materiálové zkoušky.

Seznam odborné literatury:

G.E. Lucas: The development of small specimen mechanical test techniques, Journal of Nuclear Materials, Volume 117, July 1983, Pages 327-339

S.D. Norris and J.D. Parker: Deformation processes during disc bend loading, Material Science and Technology Feb. 1996 Vol. 12 pp. 163-169

CWA 15627, Small Punch Test Method for Metallic Materials. Part A: A Code of Practice for Small Punch Creep Testing and Part B: A Code of Practice for Small Punch Testing for Tensile and Fracture Behaviour, Documents of CEN WS21, Bruxelles, 2007.

Vedoucí diplomové práce: Ing. Petr Dymáček, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2012/13.

V Brně, dne 19.3.2013



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan

ABSTRAKT

Diplomová práce je zaměřena na zkoušení mechanických vlastností protlačovací zkouškou na miniaturních discích a jejich porovnáním s mechanickými vlastnostmi z konvenční tahové zkoušky. Zkoušenými materiály byly oceli P92 a AISI 316L ve tvaru tenkých disků.

V práci byly stanoveny hodnoty mechanických charakteristik, konkrétně meze kluzu a meze pevnosti, z protlačovací zkoušky při konstantní rychlosti prohlubování. Z relaxační protlačovací zkoušky byly stanoveny hodnoty výchozího a zbytkového napětí. Hodnoty mechanických charakteristik z protlačovací zkoušky při konstantní rychlosti prohlubování, resp. relaxační protlačovací zkoušky jsou porovnány s mechanickými charakteristikami z konvenční tahové zkoušky, resp. relaxační tahové zkoušky. Byly také navrženy vlastní empirické vztahy pro přepočet mechanických charakteristik z protlačovací na konvenční tahovou zkoušku.

Porovnání hodnot protlačovací a konvenční tahové zkoušky ukázalo poměrně malou shodu ve výsledcích obou zkoušek. Větší shoda se vyskytovala při použití vlastních empirických vztahů. Porovnání hodnot relaxační protlačovací zkoušky a relaxační tahové zkoušky ukázalo velkou shodu ve výsledcích těchto zkoušek.

KLÍČOVÁ SLOVA

Protlačovací zkouška na miniaturních discích, ocel P92, ocel AISI 316L, konvenční tahová zkouška, konstantní rychlost prohlubování, konstantní síla.

ABSTRACT

Diploma thesis is focused on mechanical properties testing by small punch test and comparison of these properties with mechanical properties obtained by conventional tensile test. Steels P92 and AISI 316L in a shape of discs were tested.

There were determined values of mechanical properties, namely yield stress, and ultimate tensile stress, obtained by the small punch test – constant deflection rate in this thesis. Values of initial stress and residual stress were evaluated from relaxation small punch test. Mechanical properties obtained by small punch test – constant deflection rate, and small punch test – relaxation, respectively, are compared with mechanical properties obtained by conventional tensile test, and relaxation tensile test, respectively. There were proposed own empirical relationships for restatement of mechanical properties obtained by small punch test to mechanical properties obtained by conventional tensile test in the thesis.

Relatively small agreement of results obtained by small punch test, and conventional tensile test was demonstrated by a comparison. Application of own empirical relationships resulted in better agreement. Very good agreement of results of small punch test – relaxation, and relaxation tensile test was shown by their comparison.

KEYWORDS

Small punch test, P92 steel, AISI 316L steel, conventional tensile test, constant displacement rate, constant force.

JEČMÍNKA, M. *Využitelnost protlačovacích zkoušek na miniaturních discích (small punch test - SPT) pro stanovování materiálových charakteristik za vysokých teplot.* Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2013. 112 s. Vedoucí diplomové práce Ing. Petr Dymáček, Ph.D..

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem předloženou diplomovou práci vypracoval samostatně dle pokynů vedoucího diplomové práce a použil jen prameny uvedené v seznamu literatury.

V Brně dne

Bc. Marek Ječmínka



INVESTICE DO ROZVOJE VZDĚLÁVÁNÍ

PODĚKOVÁNÍ

Diplomová práce vznikla s využitím zázemí Ústavu fyziky materiálů AV ČR, v. v. i. a za podpory projektu č. CZ.1.07/2.3.00/20.0214 „Rozvoj lidských zdrojů ve výzkumu fyzikálních a materiálových vlastností modelových, nově vyvíjených a inženýrsky aplikovaných materiálů“ poskytnutého Ministerstvem školství, mládeže a tělovýchovy České republiky.

Touto cestou bych rád poděkoval mému vedoucímu diplomové práce panu Ing. Petru Dymáčkovi, Ph.D. za ochotu, pomoc a věcné připomínky, které mi v průběhu zpracování mé diplomové práce poskytoval.

OBSAH

1. ÚVOD.....	10
2. CÍLE PRÁCE.....	12
3. DEFORMAČNÍ CHOVÁNÍ MATERIÁLU ZA ZVÝŠENÝCH TEPLOT PŘI STATICKÉM NAMÁHÁNÍ	13
3.1 Mechanismy plastické deformace	13
3.2 Creep	15
3.2.1 Creepová křivka	15
3.2.2 Výsledky creepových zkoušek	17
3.2.3 Dislokační creep	19
3.2.4 Difuze creep	20
3.2.5 Mocninný creep	22
3.2.6 Viskózní creep	23
3.2.7 Odhad životnosti součásti při creepové deformaci	23
3.3 Relaxace napětí	25
4. PROTLAČOVACÍ (PENETRAČNÍ) ZKOUŠKA – SMALL PUNCH TEST	26
4.1. Nedestruktivní odběr zkušebního materiálu	26
4.2 Typy protlačovacích zkoušek	27
4.2.1 Protlačovací zkouška SPT-CDR	27
4.2.2 Protlačovací zkouška SPT-CF	32
4.2.3 Protlačovací zkouška SPT-R	34
4.3 Výhody a omezení protlačovací zkoušky	34
5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST DIPLOMOVÉ PRÁCE	36
5.1 Experimentální materiál	36
5.2 Experimentální zařízení	38
5.3 Provedení experimentů	39
5.3.1 Protlačovací zkouška při konstantní rychlosti prohlubování (SPT-CDR)	39
5.3.2 Protlačovací zkouška při konstantní síle (SPT-CF)	85
5.3.3 Relaxační protlačovací zkouška (SPT-R)	86
5.4 Pozorování lomových ploch a příčných řezů protržených vzorků.....	91
6. DISKUZE	97
7. ZÁVĚR	101
8. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	102
9. SEZNAM ZKRATEK A SYMBOLŮ.....	107
10. SEZNAM PŘÍLOH	110

1. ÚVOD

Při konstrukčním návrhu součásti je pro její bezpečný provoz důležitá určitá úroveň bezpečnosti, která s přibývajícím provozním dobou součásti klesá až na hodnotu minimální úrovně bezpečnosti, kdy je již provoz součásti rizikový. Tento rozdíl bezpečnosti, nazývaný bezpečnostní přírůstek, zajišťuje integritu a provozuschopnost součásti v průběhu provozní životnosti. Bezpečnostní přírůstek kritických komponent dlouhodobě provozovaných zařízení může být v průběhu jejich plánované provozní životnosti výrazně snížen. Snížení může záviset na velikosti a četnosti překročení provozních podmínek uvažovaných při konstrukčním návrhu či na změně materiálových vlastností (stárnutí) v průběhu dlouhodobého provozování součástí. Stárnutí, které může vést ke změnám materiálových vlastností, může být způsobeno buď jedním degradačním mechanismem, nebo více degradačními mechanismy působícími současně. Nejčastěji mezi ně patří teplotní a deformační stárnutí, radiační zkřehnutí, vodíkové zkřehnutí nebo zkřehnutí vyvolané kapalnými kovy [1].

K posouzení integrity a/nebo zbytkové životnosti dlouhodobě provozovaných zařízení je zapotřebí znalost aktuální úrovně mnoha mechanických charakteristik materiálu [2-7]. Ke zjištění jejich úrovně, však nejsou zcela vhodné standardizované postupy konvenčních zkoušek, které mohou vést nejen k odstávkám a omezení provozu, ale také k značnému poškození provozovaných zařízení, a to jak při odběru zkušebního materiálu, tak při následných opravách [8-11]. Standardizované postupy jsou navíc téměř nepoužitelné pro zjištění aktuálních mechanických vlastností v lokalizovaných oblastech, jako jsou navařování a svarové spoje, včetně vlastností tepelně ovlivněné oblasti, nebo povlaky a povrchové vrstvy získané chemicko-tepelným zpracováním, kde je možné použít v podstatě jen měření tvrdosti [12].

Chceme-li určit stupeň degradace materiálu v důsledku jeho dlouhodobého provozu, je kromě aktuálních mechanických vlastností nutná také znalost výchozího (nulového) stavu materiálu [13, 14]. Výchozí stav materiálu však ve většině případů není znám, a proto jsou aktuální mechanické vlastnosti materiálů porovnávány s vlastnostmi uvedenými v atestech výchozích polotovarů či v materiálových normách [15]. Mechanické vlastnosti výchozích polotovarů jsou vlivem technologických operací v průběhu výroby častokrát odlišné od mechanických vlastností materiálů na počátku provozu zařízení. K ověření vlastností materiálů po technologických operacích se používají zkušební vzorky z přírůstků nebo referenčních vzorků, které s vyráběnou součástí prodělávají celý technologický postup [8].

K získání aktuálních mechanických vlastností materiálů dlouhodobě provozovaných zařízení, kde nelze vystačit s konvenčními zkouškami, a ke zjištění výchozího stavu materiálů zahrnující veškeré technologické operace, je zapotřebí minimalizovat objem zkušebního materiálu získaného nejlépe z kritických míst součásti, při současném zachování integrity součásti a reprezentativnosti zkušebního materiálu. Pro splnění předpokladu minimalizovat objem zkušebního materiálu, byly vyvinuty zkušební metody tzv. penetračních testů – protlačovacích zkoušek na miniaturních discích (Small Punch Test, dále SPT), které pro získání aktuálních mechanických vlastností umožňují odběr miniaturizovaných zkušebních těles, z vnějšího či vnitřního povrchu součásti, při zachování její integrity [2-4, 16-24]. Pro stanovení pevnostních, creepových a křehkolomových charakteristik materiálů se používají zkušební tělesa ve tvaru disku s průměrem do 8 mm nebo ve tvaru čtverce o straně do 10 mm a tloušťce až 0,5 mm [25-29].

Penetrační testy jsou prováděny různými způsoby. První z nich spočívá v pronikání razníku přes disk konstantní rychlostí prohlubování. V průběhu zkoušky je zaznamenáno prohloubení centrální části disku, a to ve směru kolmém na disk, na síle potřebné k jeho prohloubení. Tato zkouška je označována jako SPT-CDR – Constant Deflection Rate (konstantní rychlost prohlubování) a je určitou analogií konvenční tahové zkoušky. Druhý

způsob představuje zkouška SPT-CF – Constant Force (konstantní síla), kdy je měřena velikost prohloubení razníku (deformace) pronikajícího diskem o konstantním zatížení za určitý čas do protržení disku. Tato zkouška je podobná konvenční creepové zkoušce. V některých případech lze využít také zkoušku SPT-R – relaxace, kdy je v prvním kroku disk prohlouben razníkem za konstantní rychlosti deformace. V druhém kroku je razník zastaven a dále je udržováno konstantní prohloubení a měřena síla v závislosti na čase. Prohloubení vytvořené razníkem v materiálu vyvolá výchozí napětí, které v důsledku vysoké teploty relaxuje (snižuje se) na hodnotu zbytkového napětí. Tato zkouška je analogií relaxační tahové zkoušky. U všech zkoušek je, dle doporučeného postupu, razníkem keramická kulička nebo tyč s půlkulovou hlavou, která proniká diskem až do jeho porušení. Za předpokladu použití těchto zkoušek v prostředí energetického nebo tepelného průmyslu, by se měly zkoušky provádět za zvýšených teplot a s použitím ochranné atmosféry, obvykle argonu [36].

První použití metody penetračních testů pro stanovení materiálových vlastností se datuje do počátku 80. let minulého století, kdy byla tato metoda poprvé použita současně v USA i Japonsku při výběru materiálů pro výrobu komponent termonukleárních reaktorů k určení vlivu ozáření na vlastnosti materiálu. V obou případech byly použity zkušební vzorky o průměru 3 mm a tloušťce 0,25 mm [25, 29]. V Evropě se tato metoda rozšířila na konci 80. let [11]. V České republice byla tato metoda zavedena na počátku 90. let ve společnosti VÍTKOVICE, nyní MATERIÁLOVÝ A METALURGICKÝ VÝZKUM s.r.o. [30, 31]. Zde se penetrační testy používají k určování meze pevnosti, meze kluzu a tažnosti, lomové houževnatosti, FATT a creepových charakteristik. V roce 1995 byly penetrační testy zavedeny také na Ústavu fyziky materiálů Akademie věd České republiky pro stanovování meze pevnosti za vysokých teplot a měření creepových charakteristik [32-35].

V této diplomové práci se budu zabývat stanovením meze pevnosti, meze kluzu, relaxačními a creepovými zkouškami několika typů ocelí používaných v energetickém průmyslu.

2. CÍLE PRÁCE

Cíli této diplomové práce jsou:

- vypracování rešerše o současném stavu využití SPT pro vysokoteplotní zkoušení materiálu;
- provedení experimentálních měření na oceli P92 za vysokých teplot
 - a) zkoušky při konstantní rychlosti protlačování (SPT-CDR);
 - b)relaxační zkoušky (SPT-R);
- vyhodnocení meze pevnosti a meze kluzu ze zkoušek SPT-CDR, porovnání s výsledky stanovenými pomocí konvenčních tahových zkoušek;
- vyhodnocení poklesu síly ze zkoušek SPT-R, posouzení vlivu počáteční velké plastické deformace na interpretaci výsledků těchto zkoušek;
- pozorování a vyhodnocení tvaru trhliny na protržených vzorcích a příčného řezu vybraných vzorků;
- formulace závěrů, popsání výhod a úskalí metody SPT pro výše jmenované materiálové zkoušky.

3. DEFORMAČNÍ CHOVÁNÍ MATERIÁLU ZA ZVÝŠENÝCH TEPLIT PŘI STATICKÉM NAMÁHÁNÍ

3.1 Mechanismy plastické deformace

Plastická deformace materiálu není vždy stejná a závisí na aktuálních vnějších podmínkách, jakými jsou teplota T a rychlost deformace $\dot{\epsilon}$. Z důvodu rozdílných teplot tavení různých materiálů byla pro vyjádření aktuální teploty materiálu vzhledem k jeho teplotě tavení zavedena tzv. homologická teplota. Tato teplota je dána podílem aktuální teploty a teploty tavení konkrétního materiálu. V závislosti na aktuálních vnějších podmínkách nastávají různé mechanismy plastické deformace.

Za předpokladu poměrně nízkých homologických teplot, resp. poměrně vysokých rychlostí deformace, je mechanismem plastické deformace skluz dislokací, který je zároveň nejdůležitějším mechanismem plastické deformace. Tento mechanismus je v průběhu plastické deformace doprovázen zvýšením hustoty dislokací, která vede k nárůstu deformačního napětí s deformací [37].

V případě, kdy je deformace za homologické teploty vyšší než asi 0,4, dochází k dynamickému zotavení, které je za nízkých homologických teplot, případně při vysokých rychlostech deformace, zanedbatelné. Tento jev, v závislosti na teplotě a rychlosti deformace, částečně snižuje deformační zpevnění a může probíhat různými mechanismy. Prvním, nejdůležitějším, mechanismem je šplhání hranových dislokací. Druhým je pak anihilace hranových dislokací. Dynamické zotavení závisí na difuzi, přičemž při vyšších homologických teplotách může docházet k difuzi mřížkou a při nižších homologických teplotách k difuzi jádry dislokací [37].

Dále se za homologické teploty vyšší než 0,4 mohou vedle soustavy skluzových rovin v zrnech uplatňovat jako soustava skluzových ploch také hranice zrn. Na těchto hranicích zrn dochází působením vnějšího napětí k pokluzům. Tohoto termínu se užívá pro jednoznačné odlišení krystalografického skluzu od vzájemného posouvání zrn podél hranic pod účinkem vnějšího napětí - pokluzu. Pokluzy však přispívají k celkové plastické deformaci. Za předpokladu zabránění vzniku dutin na hranicích zrn způsobených pokluzy, musí dojít k deformaci uvnitř zrn. Deformace zrn se uskutečňuje skluzem dislokací nebo napětím usměrněnou difuzí vakancí, která probíhá migrací vakancí mřížkou (Nabarrův-Herringův creep) a/nebo migrací vakancí hranicemi zrn (Cobleův creep). Jestliže pokluzům není zabráněno skluzem dislokací nebo napětím usměrněnou difuzí vakancí, pak dochází k tvorbě dutin ve formě kavit nebo trhlin. Vznikem a růstem těchto dutin může dojít až k mezikrystalovému lomu [37].

Trvalé poměrné prodloužení ϵ je dáno několika složkami podle rovnice (3.1),

$$\epsilon = \epsilon_{dc} + \epsilon_n + \epsilon_{gb} + \epsilon_d + \epsilon_v, \quad (3.1)$$

kde:

ϵ_{dc} poměrné prodloužení způsobené skluzem dislokací;

ϵ_n šplhání;

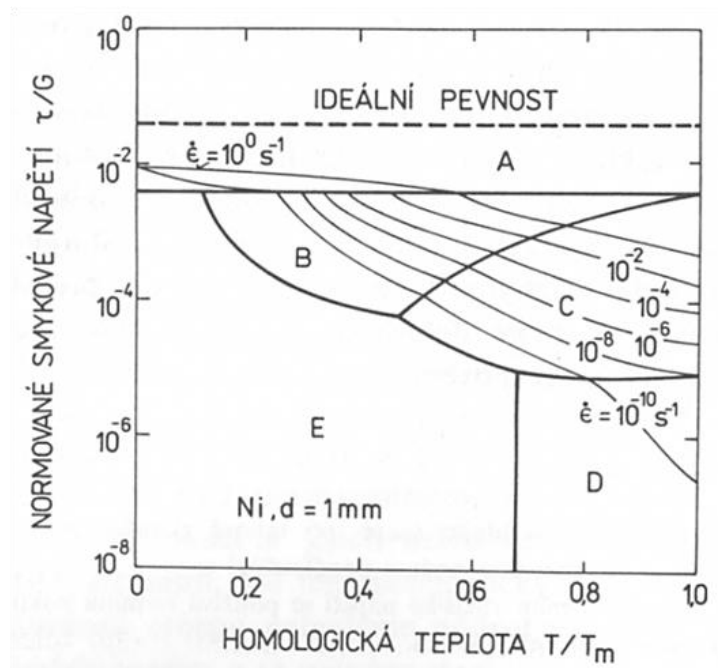
ϵ_{gb} pokluzy po hranicích zrn;

ϵ_d napětím usměrněná difuze vakancí;

ϵ_v vznik a růst mezikrystalových dutin.

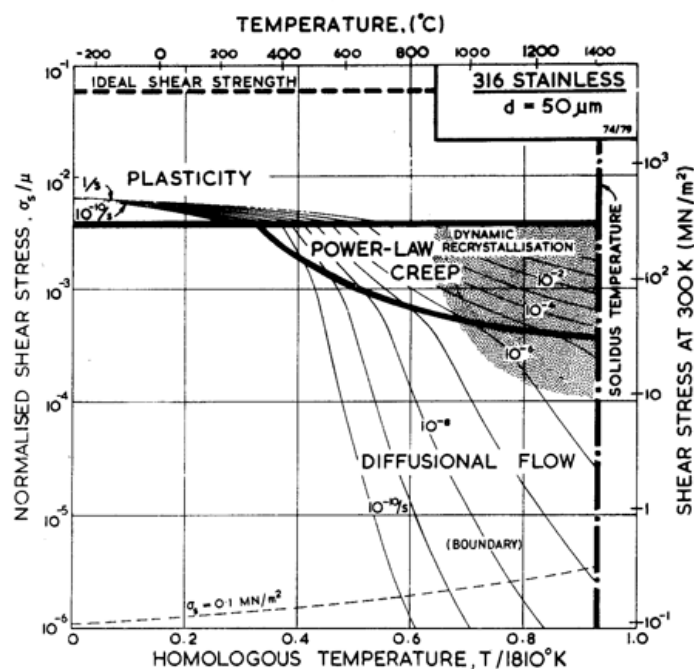
Je potřeba dodat, že ne všechny působící deformační mechanismy jsou navzájem nezávislé [37].

Ke zjištění, který deformační mechanismus za daných podmínek přispívá značnou váhou k rychlosti deformace, dávají deformační mapy. Přitom se předpokládá, že možné deformační mechanismy jsou vzájemně nezávislé. Na obr. 3.1 je zobrazen příklad takovéto deformační mapy, která se skládá z několika polí. Každá jednotlivá pole zahrnují obor podmínek, kdy k rychlosti deformace přispívá značnou váhou pouze jeden deformační mechanismus. Oblasti rozhraní více polí zahrnují podmínky, kdy deformační mechanismy obklopující rozhraní, přispívají k rychlosti deformace stejnou váhou. Dále se v mapě vyskytují křivky konstantních rychlostí deformace pro stacionární creep (pole B, C, D a E) a tahovou zkoušku (pole A). Deformační mapa je na svislé ose omezena teoretickou pevností a na vodorovné ose teplotou tavení materiálu [37].



Obr. 3.1 Příklad deformační mapy; čistý nikl, střední průměr zrna $d = 1 \text{ mm}$; pole A – dislokační skluz bez účasti zotavení; pole B – dislokační creep – difuze jádry dislokací; pole C – dislokační creep – difuze mřížkou; pole D a E – difuzní Nabarrův-Herringův, resp. Cobleův creep; v mapě jsou zakresleny křivky konstantních rychlostí deformace [37]

Deformační mapa oceli AISI 316, která je obdobou oceli AISI 316L použité pro praktickou část této diplomové práce, je zobrazena na obr. 3.2. Rozdíl mezi těmito materiály spočívá v rozdílném obsahu uhlíku, kdy ocel AISI 316 obsahuje přibližně 0,05 hm.% C, kdežto ocel AISI 316L má snížený obsah uhlíku na přibližně 0,02 hm.% C.



Obr. 3.2 Deformační mapa oceli AISI 316, střední průměr zrna $d = 50 \mu\text{m}$ [38]

3.2 Creep

Creep neboli tečení materiálu je jeho sklon k pomalé spojitě plastické deformaci vlivem působícího napětí a je důsledkem dlouhodobého vystavení materiálu vysokému napětí, které leží pod mezí kluzu materiálu. Creep je významnější u materiálů, které jsou dlouhodobě vystaveny teplu a teplotě blízké bodu tavení. Creep je časově závislá plastická deformace, která se zvyšující se teplotou vždy roste. Rychlost plastické deformace je závislá na materiálových vlastnostech, čase, teplotě a aplikovaném zatížení [39].

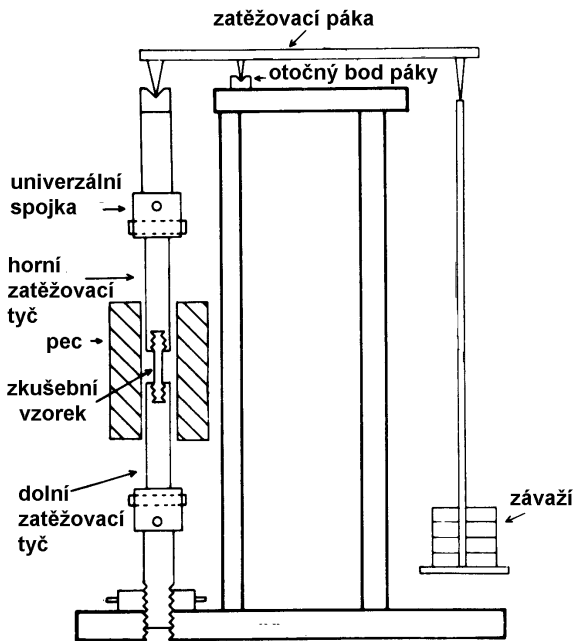
3.2.1 Creepová křivka

Nejjednodušší formou měření creepových vlastností je zavěšení závaží na zkušební tyč, jak je znázorněno na obr. 3.3. V průběhu zkoušky dochází k nárůstu deformace. Creepové zkoušky pro daný materiál se provádí pro různá napětí a různé teploty, zkoušky přitom mohou trvat od minut až po několik let. Materiál se při creepové zkoušce chová podle obr. 3.4 [40, 41].

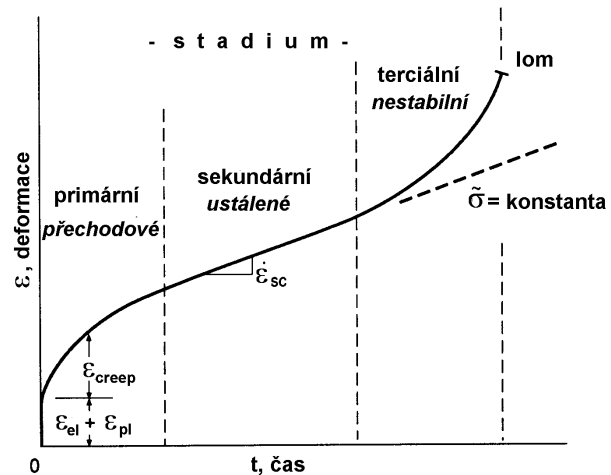
V primárním stádiu (též tranzitním nebo přechodovým) při zatížení zkušebního materiálu nejprve dojde k elastické a plastické deformaci a následně ke kumulaci plastické deformace způsobené creepem. Je zde poměrně vysoká rychlost deformace $\dot{\varepsilon}$, která je dána derivací křivky $\varepsilon - t$. Rychlost deformace pak postupně klesá, až se stane konstantní. Tento bod označujeme jako konec primárního stádia. Primární stádium lze popsat dvěma rovnicemi. Logaritmický creep (α -creep) je popsán rovnicí $\varepsilon = \alpha \ln t$ a objevuje se pouze při nízkých teplotách. Přechodový creep (β -creep), vyjádřen rovnicí $\varepsilon = \beta t^{1/3}$, je podobný logaritmickému, ale bude zde docházet k pomalejšímu poklesu rychlosti deformace $\dot{\varepsilon}$ s časem, z důvodu částečného zotavení za vyšších teplot, při kterých tento creep probíhá [40, 41].

Sekundární stádium (stacionární, ustálené) se vyskytuje v intervalu, kde je rychlost sekundárního creepu $\dot{\epsilon}_{sc}$ konstantní. Vyskytuje se pouze při dostatečně vysokých teplotách, při kterých zotavení kompenzuje vliv deformačního zpevnění. Závislost deformace na čase je tedy lineární [40, 41].

Terciální stádium (nestabilní) začíná na konci sekundárního stádia, kdy rychlost deformace $\dot{\epsilon}$ roste a dochází k nestabilnímu chování zakončeného lomem [40, 41].



Obr. 3.3 Schéma uspořádání zkušebního creepového stroje [40]



Obr. 3.4 Stádia creepové deformace [40]

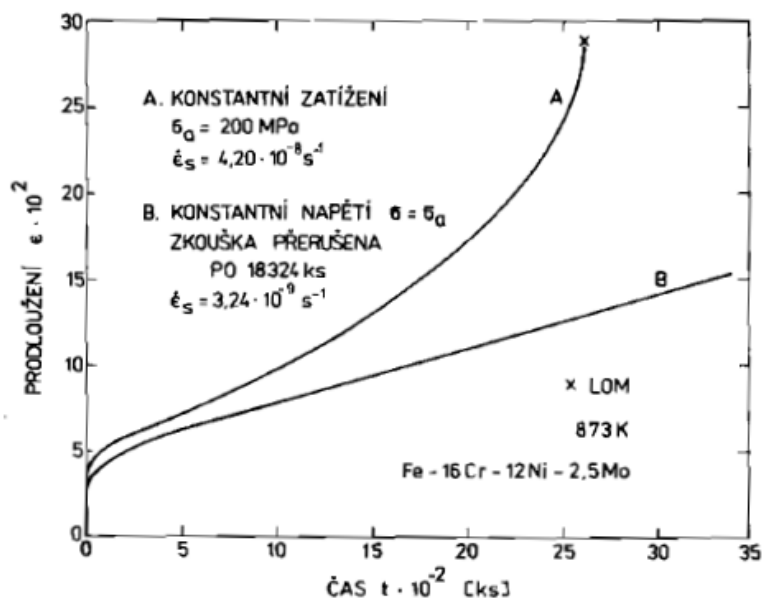
Kromě creepových zkoušek při konstantním zatížení (obr. 3.4, plná čára) se také provádí zkoušky při konstantním napětí (obr. 3.4, čárkovaná čára v terciálním stádiu). U inženýrských creepových zkoušek, tj. zkoušek při konstantním zatížení, se stanovuje mez tečení R_T a mez pevnosti při tečení R_{TP} . Výsledky těchto zkoušek se vztahují k počátečnímu (nominálnímu) napětí σ_a . V průběhu inženýrských zkoušek za konstantního napětí, i když exponovaný objem zkušebního tělesa zůstává nezměněn a kontrakce průřezu je rovnoměrná po celé měrné délce tělesa, však skutečné napětí roste. Během zkoušky také dochází k redukci efektivního průřezu tělesa vlivem oxidace a vzniku dutin (vznikají trhliny na hranicích zrn a kavity) [37].

Často se také provádějí zkoušky při konstantním napětí, kdy se napětí s prodloužením vzorku nemění. Exponovaný objem vzorku se v průběhu zkoušky nesmí měnit (nesmí vznikat dutiny) a kontrakce podél měrné délky vzorku musí být rovnoměrná. Zajištění konstantního napětí se realizuje prostřednictvím různých mechanismů. Nejznámější je Andradeova profilová páka. Zkoušky se provádějí v ochranné atmosféře či vakuu, aby se zamezilo oxidaci vzorku [37].

Creepové křivky austenitické oceli získané zkouškami při konstantním zatížení a konstantním napětí jsou znázorněny na obr. 3.5. Křivce A odpovídá konstantnímu zatížení o počátečním napětí $\sigma_a = 200$ MPa a křivce B konstantnímu napětí $\sigma = \sigma_a$. Z obr. 3.5 je patrných několik skutečností. Při zkoušce konstantním napětím je na rozdíl od zkoušky konstantním zatížením dosaženo:

- minimální rychlosti creepu za podstatně delší dobu;
- nižší minimální rychlosti creepu;
- nejméně desetinásobku času do lomu.

Z posledního bodu vyplývá, že zkoušky při konstantním napětí jsou časově mnohem náročnější než zkoušky při konstantním zatížení [37].



Obr. 3.5 Porovnání creepových křivek konstantního zatížení (křivka A) a konstantního napětí (křivka B) [37]

3.2.2 Výsledky creepových zkoušek

Z jednoduchých creepových zkoušek jsou stanovovány hodnoty napětí σ , teploty T a jedna z hodnot rychlosti ustáleného creepu $\dot{\epsilon}_{SC}$, doby dosažení předepsaného prodloužení $t_{x\%}$ nebo doby do lomu t_f . Při určování doby do lomu t_f se předpokládá, že nejdelší stádium je stádium sekundární. Primární stádium se zpravidla zanedbává [40].

Zpracovává-li se série creepových zkoušek, lze využít dva přístupy.

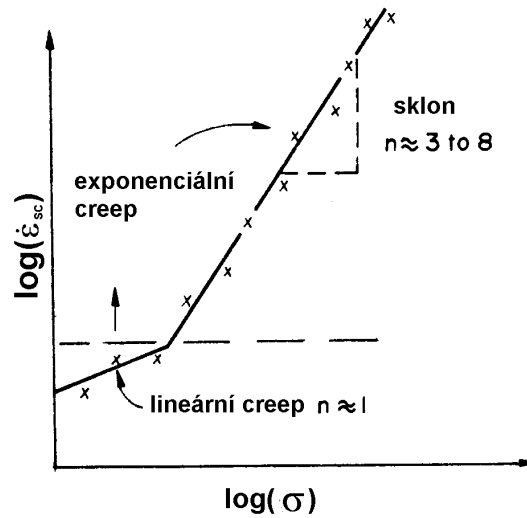
1. Vynesení hodnot rychlosti sekundárního creepu $\dot{\epsilon}_{SC}$, které jsou funkcí aplikovaného napětí σ v logaritmických souřadnicích (obr. 3.6). Vzniklá závislost je dána rovnicí (3.2)

$$\dot{\epsilon}_{SC} = B\sigma^n, \quad (3.2)$$

kde:

- $\dot{\epsilon}_{SC}$ rychlost ustáleného creepu;
- B materiálová konstanta;
- σ aplikované napětí;
- n creepový exponent.

Creepový exponent n závisí na mechanismu creepu a nabývá hodnot v rozmezí od 3 do 8 v případě, že se jedná o dislokační creep, nebo je přibližně roven jedné v případě creepu difuzního [40].



Obr. 3.6 Závislost aplikovaného napětí na rychlosti sekundárního creepu [40]

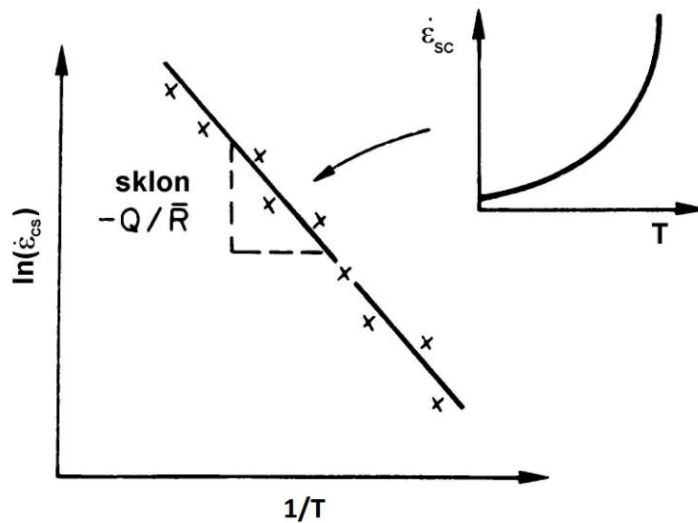
2. Vynesení hodnot rychlosti sekundárního creepu $\dot{\epsilon}_{sc}$ (někdy také doby do lomu t_f) v závislosti na převrácené hodnotě absolutní teploty $1/T$, přičemž $\dot{\epsilon}_{sc}$ se vynáší v logaritmickém měřítku a $1/T$ v měřítku lineárním. Jak je vidět na obr. 3.7, závislost je většinou přímková a je vyjádřena rovnicí (3.3)

$$\dot{\epsilon}_{sc} = C e^{-\left(\frac{Q}{RT}\right)}, \quad (3.3)$$

kde:

- C materiálová konstanta;
- Q aktivační energie creepu;
- R univerzální plynová konstanta;
- T absolutní teplota.

Nutno však poznamenat, že $\dot{\epsilon}_{sc}$ roste exponenciálně se vzrůstající teplotou [40].



Obr. 3.7 Závislost převrácené hodnoty absolutní teploty na rychlosti sekundárního creepu [40]

Sloučením rovnic (3.2) a (3.3) vznikne konečný vztah pro rychlost stacionárního creepu podle rovnice (3.4)

$$\dot{\epsilon}_{sc} = A\sigma^n e^{-\left(\frac{Q}{RT}\right)}, \quad (3.4)$$

kde:

A materiálová konstanta.

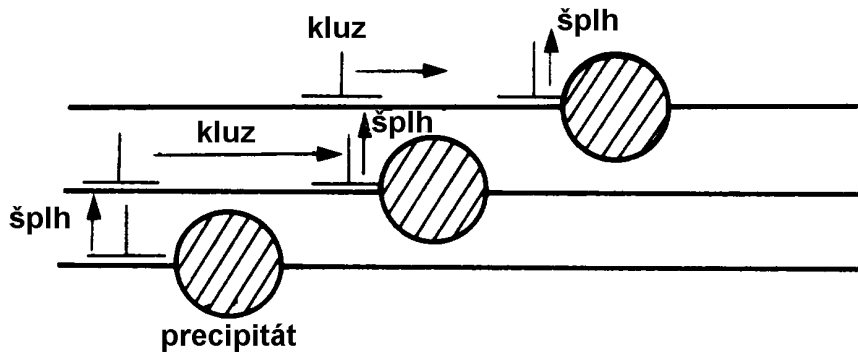
Konstanty A , n a Q jsou materiálové charakteristiky. Vztah daný rovnicí (3.4) je označován jako Arrheniova rovnice a používá se v případech, kdy je potřeba vyjádřit rychlost změny v závislosti na teplotě, jako například vyjádření rychlosti difuze, creepu, oxidace a koroze [40].

3.2.3 Dislokační creep

Plastická deformace krystalických materiálů se uskutečňuje pohybem dislokací. Aby došlo k jejich pohybu, je potřeba překonat třecí napětí (odpor krystalové mřížky) a také překážky způsobené distorzí krystalové mřížky (precipitáty, substituční atomy v tuhém roztoku, síťové dislokace atd.). K lepšímu pohybu dislokací přes tyto překážky přispívá difuze atomů, která uvolňuje dislokace, a tím usnadňuje plastickou deformaci – dislokační creep.

Dojde-li například k zastavení dislokace o precipitát (obr. 3.8) ve skluzové rovině procházející středem precipitátu, pak síla, která působí na dislokaci, je v rovnováze s reakční silou od precipitátu. Nejčastěji však nastává případ, kdy skluzová rovina neprochází středem precipitátu. V takové situaci existuje složka síly, která se snaží vytlačit dislokaci z její skluzové roviny. Tímto směrem se dislokace nemůže pohybovat přemísťováním atomů ve skluzové rovině. Dislokační creep se však projevuje mechanismem šplhání dislokací, kdy může dojít k pohybu dislokací tímto směrem za předpokladu, že atomy tvořící hranu vložené poloroviny oddifundují. Šplhání dislokací je podmíněno difuzí, proto k němu dochází při homologické teplotě vyšší než 0,3. Při homologické teplotě 0,3-0,5 převládá difuze jádry dislokací, při vyšších teplotách pak difuze objemová.

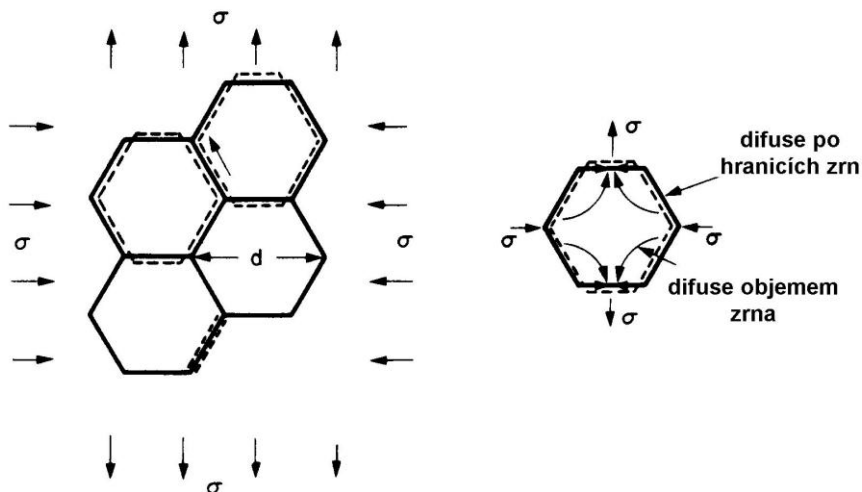
U dislokačního creepu nehrají z hlediska struktury žádnou roli hranice zrn, ale objevuje se zde výrazná závislost na napětí [40].



Obr. 3.8 Šplhání dislokací [40]

3.2.4 Difuzní creep

K difuznímu creepu dochází při nízkých napětích za poměrně vysokých teplot. Z hranic zrn, jakožto neuspořádaných oblastí, mohou difundovat vakance do krystalové mřížky zrna. V okolí hranic zrn zatíženého tělesa, kde jsou hranice zrn orientovány kolmo k tahovému napětí, dochází k tahové deformaci a vzniku vakancí. V okolí hranic zrn orientovaných rovnoběžně s tahovým napětím dochází naopak k deformaci tlakové a vzniku intersticiálních atomů. Následně dojde k vyrovnání koncentrace bodových poruch difuzí, čímž se zrna ve směru tahového napětí prodlužují a vzniká trvalá creepová deformace. Pokud difundují vakance krystalovou mřížkou, jde o Nabarrův-Herringův creep. V případě difuze vakancí podél hranic zrn jde o Cobleův creep. Schéma difuzního creepu je zobrazeno na obr. 3.9 [40].



Obr. 3.9 Schéma difuzního creepu [40]

Nabarrův-Herringův creep

Zatížením materiálu dochází k deformaci způsobené pohybem atomů mezi různě orientovanými rozhraními. Tato deformace se projevuje makroskopickou změnou tvaru. K deformaci dochází při napětích nižších, než potřebných pro aktivaci dislokačního creepu. Zároveň při deformaci působí relativně vysoké teploty vyvolávající difuzi dostatečně rychlou k tomu, aby byla rychlost creepu snadno měřitelná [41].

K odvození rychlosti creepu poslouží rovnice rovnovážné koncentrace vakancí (3.5),

$$C_0 = \exp\left(-\frac{E_v}{kT}\right), \quad (3.5)$$

kde:

C_0 rovnovážná koncentrace vakancí;

E_v energie potřebná k vytvoření vakance;

k Boltzmannova konstanta.

Vznik vakance a její působení na hranici zrna má stejný účinek jako průchod atomu z vnitřní části zrna na jeho povrch. Zvolíme-li meziatomovou vzdálenost jako b , pak si lze atom představit jako krychli o hraně b . Atom přemísťující se na povrch, se pohybuje proti působícímu napětí a při průchodu musí vykonat práci $\sigma b^2 \cdot b = \sigma b^3$. Koncentraci vakancí v důsledku tahového napětí pak lze vyjádřit rovnicí (3.6),

$$C = C_0 \exp\left(\frac{\sigma b^3}{kT}\right), \quad (3.6)$$

kde:

C koncentrace vakancí;

b meziatomová vzdálenost.

Rovnice (3.7) vyjadřuje gradient koncentrace vakancí na horizontální hranici a rovnice (3.8) pomocí prvního Fickova zákona určuje tok vakancí v horizontálním směru. Kombinací rovnic (3.7) a (3.8) dostáváme rovnici (3.9).

$$C - C_0 = \frac{C_0 \sigma b^3}{kT}, \quad (3.7)$$

$$J = -D_k \frac{\delta C}{\delta x}, \quad (3.8)$$

$$J = -\frac{D_v C_0 \sigma b^3}{kTL}, \quad (3.9)$$

kde:

J tok vakancí;

D_k difuzní koeficient;

$\frac{\delta C}{\delta x}$ koncentrační gradient;

D_v difuzní koeficient vakancí;

L difuzní vzdálenost blízká se velikosti zrna.

Difuzní vzdálenost L představuje tloušťku materiálu přemístěnou z vertikálních hranic na horizontální hranice vlivem působícího napětí za sekundu. Z tohoto důvodu lze v rovnici rychlosti Nabarrova-Herringova creepu (3.10) nahradit difuzní vzdálenost L velikostí zrna d a součin $D_V C_0$ koeficientem difuze D_L .

$$\dot{\epsilon}_{N-H} = \frac{D_L \sigma b^3}{d^2 k T}, \quad (3.10)$$

kde:

$\dot{\epsilon}_{N-H}$ rychlost Nabarrova-Herringova creepu;

D_L koeficient difuze;

d velikost zrna.

Z rovnice (3.10) je tedy zřejmé, že rychlost Nabarrova-Herringova creepu je přímo úměrná aplikovanému napětí σ a nepřímo úměrná druhé mocnině velikosti zrna d [41].

Cobleův creep

Jelikož je difuze značně závislá na teplotě, hlavní difuzní cestou za nižších teplot jsou hranice zrn. Tento mechanismus se vyskytuje při nižších napětích a při homologických teplotách v rozmezí 0,5-0,8. Přesouváním materiálu podél hranic zrn se vytváří tzv. denudované zóny. Jsou to oblasti nacházející se souběžně s hranicemi zrn, které jsou kolmé na tažnou osu a jsou typické i pro Nabarrova-Herringův creep. Existují však značné pochybnosti, o tom zda jsou denudované zóny dostatečným důkazem difuzního creepu, jelikož tažná osa bývá rovnoběžná s hlavní osou zpracování materiálu a denudované zóny by se tak mohly v materiálu vyskytovat již před creepovými zkouškami [41].

Rychlost Cobleova creepu je dána rovnicí (3.11),

$$\dot{\epsilon}_{Coble} = \frac{\alpha D_{GB} \sigma b^4}{k T d^3}, \quad (3.11)$$

kde:

$\dot{\epsilon}_{Coble}$ rychlost Cobleova creepu;

α bezrozměrná konstanta (≈ 1);

D_{GB} difuzní koeficient po hranicích zrn;

a je stejně jako u rychlosti Nabarrova-Herringova creepu přímo úměrná aplikovanému napětí σ , avšak závislost na velikosti zrna d je zde silnější a to nepřímo úměrně třetí mocnině [41].

3.2.5 Mocninný creep

Při relativně vysokých tlacích a homologické teplotě větší než 0,5 dochází k přemístění dislokací napříč zrny polykrystalického materiálu, které se následně shlukují. Mocninný creep se liší od dvou základních typů creepu (dislokačního a difuzního) a je pro něj typický vysoký napěťový exponent, kdy $n \geq 10$. Rychlost deformace u mocninného creepu není lineárně závislá na napětí, jak je tomu u difuzního creepu a zároveň je pozdější deformace kontrolována difuzí, proto se nejedná ani o creep dislokační [41].

3.2.6 Viskózní creep

Viskózní creep se objevuje při velmi nízkých napětích a homologické teplotě v rozmezí 0,4-0,6. Při vyšších napětích však může přecházet na mocninný creep. Viskózní creep je tvořen několika samostatnými mechanismy – Nabarrův-Herringův, Cobleův a Harperův-Dornův, u nichž se napěťový koeficient n rovná jedné (platí lineární závislost rychlosti deformace na aplikovaném napětí). Obvyklá rychlost deformace je 10^{-12} s^{-1} i méně [41].

3.2.7 Odhad životnosti součásti při creepové deformaci

Při návrhu součásti zařízení, která bude při svém provozu vystavena creepu, je požadovaná životnost zařízení 20 let i více. Creepové zkoušky se však provádějí za podstatně kratší dobu než je projektovaná životnost zařízení. Jedná se o 1 000 hodin (42 dní), méně často 10 000 hodin (14 měsíců) a jen ojediněle 100 000 hodin (11 let). V případě, že je potřeba odhadnout vlastnosti materiálu po dlouhodobém provozu a při velice malých rychlostech deformace, lze pro odhad creepové deformace při provozní teplotě využít extrapolaci vhodné křivky závislosti aplikovaného napětí na rychlosti deformace směrem k nízkým hodnotám rychlosti deformace. Obdobně lze odhadnout dobu vzniku určité deformace nebo dobu do lomu, a to extrapolací závislosti napětí na době života. Problém nastává, jestliže sklony přímek proložených experimentálními body v souřadnicích log-normálních nebo log-log závislosti $\sigma - \dot{\epsilon}$ nebo $\sigma - t_f$ nejsou konstantní nebo jsou konstantní pouze v omezeném intervalu, pak tento přístup nemusí být správný. K takovému problému může dojít například při změně mechanismu creepu. Extrapolaci tedy není možno provádět napříč různými mechanismy creepu v deformačních mapách [40].

Pro predikci chování materiálu po dlouhodobém provozu při provozní teplotě je používán jiný, značně úspěšnější, přístup. Tento přístup využívá data z relativně krátkodobých zkoušek získaných za vyšších teplot, než je teplota provozní. Dojde tak k omezení extrapolace. Tento přístup zajišťuje při creepové zkoušce mnohem pravděpodobněji stejný mechanismus creepu jako v provozních podmínkách a je založen na použití parametru vyjadřujícího ekvivalenci teploty a času. Existují tři parametry ekvivalence nazvané jako parametr [40]:

- Sherbyův-Dornův;
- Larsonův-Millerův;
- Mansonův-Haferdův.

Parametr Sherbyův-Dornův (parametr S-D)

Sherbyův-Dornův parametr je dán rovnicí (3.12)

$$P_{SD} = \log t_r - 0,217Q \left(\frac{1}{T} \right), \quad (3.12)$$

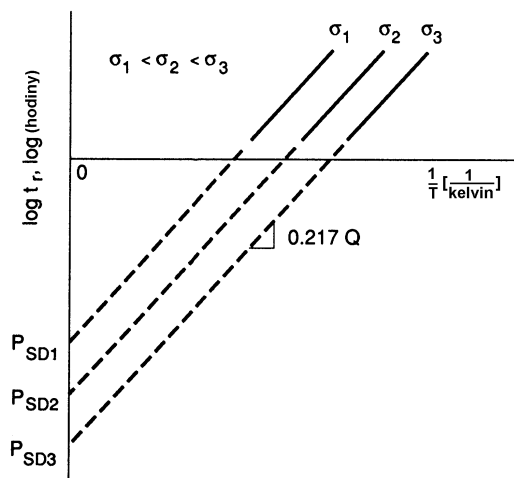
kde:

P_{SD} Sherbyův-Dornův parametr;

t_r doba do lomu.

Aktivační energie Q se zjistí ze sklonu (směrnice) přímky závislosti doby do lomu t_r (v logaritmických souřadnicích) na reciproké hodnotě absolutní teploty $1/T$ (v normálních souřadnicích). Hodnota této směrnice je $0,217Q$. Přímky o různých hodnotách napětí v obr. 3.10 jsou rovnoběžné. Protnutí každé jednotlivé přímky napětí s osou vyjadřující dobu do

lomu, kdy je reciproká hodnota absolutní teploty rovna nule, značí průsečík, který je hodnotou S-D parametru pro dané napětí [40].



Obr. 3.10 Příklad výpočtu S-D parametru [40]

Parametr Larsonův-Millerův (parametr L-M)

Larsonův-Millerův parametr je dán rovnicí (3.13)

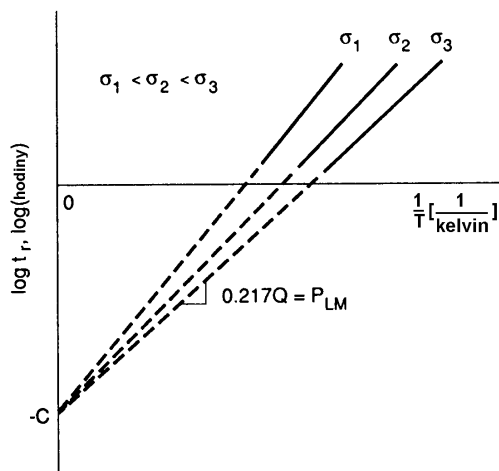
$$P_{LM} = 0,217Q = T(\log t_r + C), \quad (3.13)$$

kde:

P_{LM} Larsonův-Millerův parametr;

C konstanta rovna $-\log t_r$.

Konstanta C značí extrapolovaný průsečík každé přímky napětí s osou vyjadřující dobu do lomu v logaritmických souřadnicích, kdy je reciproká hodnota absolutní teploty rovna nule (obr. 3.11). Do tohoto průsečíku, kde $\log t_r = -C$, se sbíhají všechny přímky různých napětí. Sklony těchto přímek odpovídají L-M parametru pro jednotlivá napětí [40].



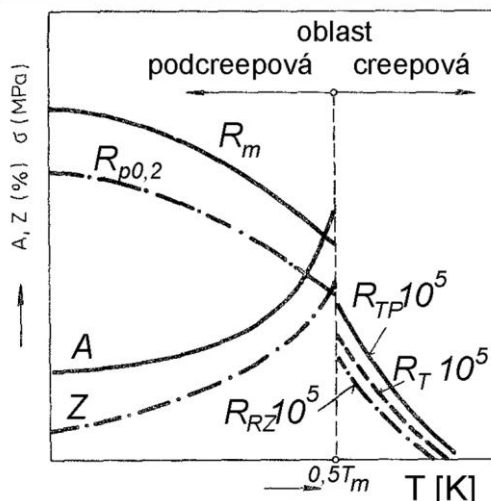
Obr. 3.11 Příklad výpočtu L-M parametru [40]

3.3 Relaxace napětí

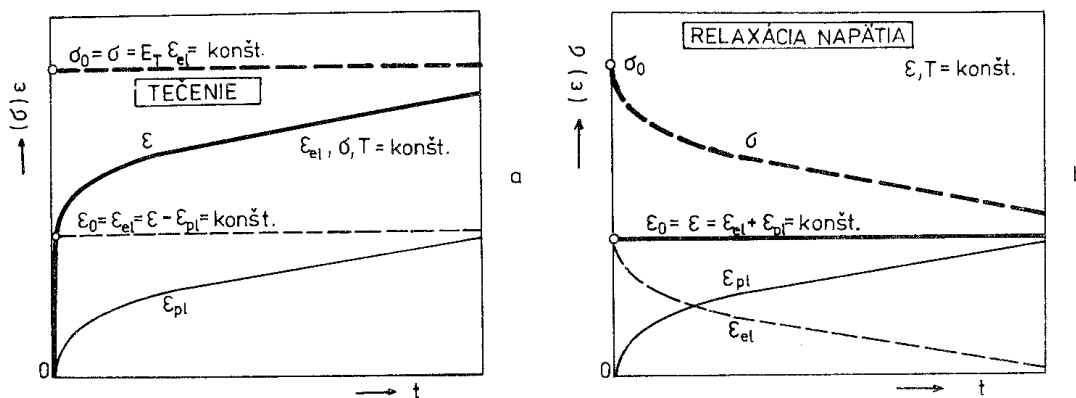
Relaxace napětí se uplatňuje v creepové oblasti (při homologické teplotě větší než 0,3-0,5; obr. 3.12) u tvrdého zatěžování, např. u šroubových spojů, kde je šroub předepjatý na určitou hodnotu elastické deformace v oblasti Hookova zákona, kde je elastická deformace přímo úměrná působícímu napětí. Relaxace napětí se podobně jako creep uskutečňuje v creepové oblasti, avšak průběh napětí a deformace je odlišný, jak je vidět na obr. 3.13 [42].

U creepové zkoušky vlivem napětí a teploty, které zůstávají konstantní, dochází s časem k pomalé plastické deformaci, přičemž elastická deformace zůstává konstantní. Celková deformace je tedy řízena plastickou deformací. Při relaxaci napětí dochází vlivem teploty a času k uvolňování elastické deformace způsobené předpětím na úkor deformace plastické, zatímco celková deformace zůstává nezměněna. Vlivem uvolnění elastické deformace dochází k poklesu napětí, které bylo potřebné pro její uskutečnění [42].

U relaxační zkoušky se určuje výchozí napětí R_R a zbytkové napětí R_{RZ} . Formální zápis výsledků relaxační zkoušky se píše ve tvaru $R_R = \text{MPa} / ^\circ\text{C}$, $R_{RZ} = \text{MPa} / ^\circ\text{C} / \text{hod}$. Např. ocel 15 121 zatížená výchozím napětím 140 MPa při teplotě 500 °C, která relaxovala na hodnotu zbytkového napětí 10 MPa při téže teplotě za čas $2 \cdot 10^3$ hodin, se zapisuje ve tvaru: $R_R = 140 / 500$, $R_{RZ} = 10 / 500 / 2 \cdot 10^3$ [42].



Obr. 3.12 Charakteristiky materiálu v creepové a podcreepové oblasti [42]



Obr. 3.13 Srovnání creepu (a) a relaxace napětí (b) [42]

4. PROTLAČOVACÍ (PENETRAČNÍ) ZKOUŠKA – SMALL PUNCH TEST

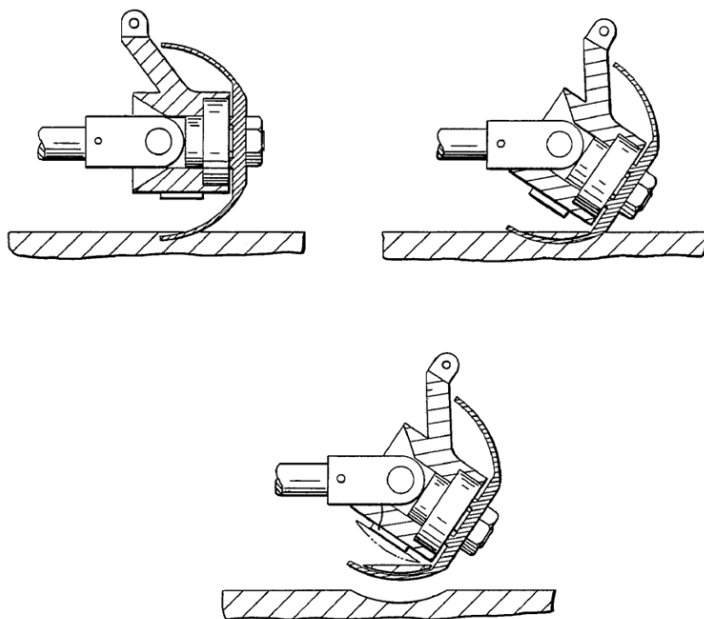
4.1. Nedestruktivní odběr zkušebního materiálu

U protlačovací zkoušky hovoříme o nedestruktivním odběru z důvodu odběru malého množství zkušebního materiálu, ať už z vnějšího, a/nebo vnitřního povrchu konstrukce nebo strojního zařízení bez porušení jeho integrity a nutných následných oprav. Zkušební vzorek odebraný tímto způsobem následně slouží k hodnocení materiálových vlastností.

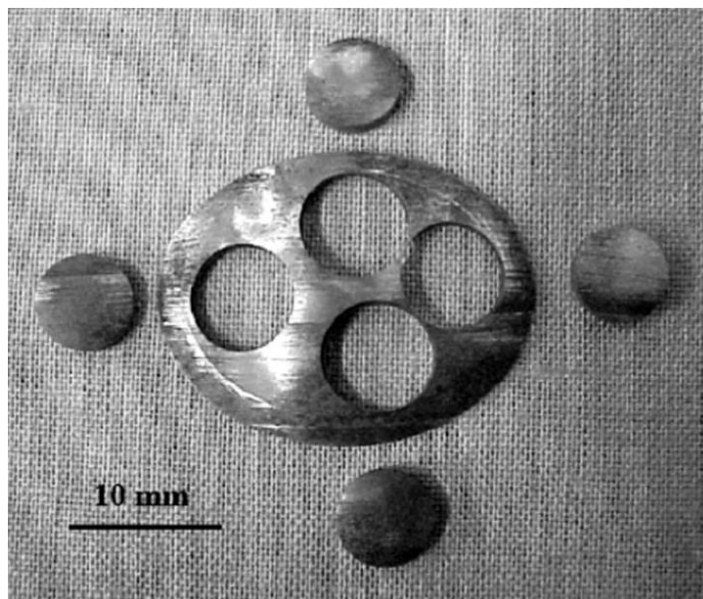
Zařízení pro nedestruktivní odběr zkušebního materiálu pracuje na principu mechanického odbrušování nebo elektrojiskrového řezání [15].

Odběr zkušebního materiálu pomocí mechanického odbrušování

K odběru zkušebního materiálu se využívá rotujícího řezného nástroje ve tvaru kloboučku (obr. 4.1), který pomocí vysoké rychlosti otáčení, pomalého posuvu do záběru a intenzivního chlazení vodou odebírá bez tepelného a deformačního ovlivnění zkušební materiál. Klobouček má průměr 50 mm a tloušťku přibližně 0,7 mm. Lem kloboučku je pokrytý drtí nitridu bóru. Odběrem, který trvá 1-2 hodiny, se získá zkušební materiál ve tvaru kulového vrchlíku s průměrem asi 25 mm a výškou 3-4 mm. Zkušební materiál je na konci odbrušování uchycen permanentním magnetem. Ze zkušebního materiálu lze vyrobit 3-4 zkušební vzorky ve tvaru disku o průměru 8 mm a tloušťce 0,5 mm pro protlačovací zkoušku (obr. 4.2) nebo jeden nestandardizovaný zkušební vzorek pro určení meze únavy v tahu-tlaku při laboratorní teplotě [15].



Obr. 4.1 Odběr zkušebního materiálu pomocí mechanického odbrušování [15]



Obr. 4.2 Čtyři zkušební vzorky vyrobené ze zkušebního materiálu [15]

Odběr zkušebního materiálu pomocí elektrojiskrového řezání

Tento způsob odběru zkušebního materiálu je založen na principu selektivního odtavení malých částic materiálu. Elektrojiskrovým řezáním se získá zkušební materiál o tloušťce 6 mm a délce 30 mm. Výhody této technologie spočívají v minimálním pnutí v součásti při odběru zkušebního materiálu, snadném přemístění odběrového zařízení, jeho snadná obsluha a nízká cena [15].

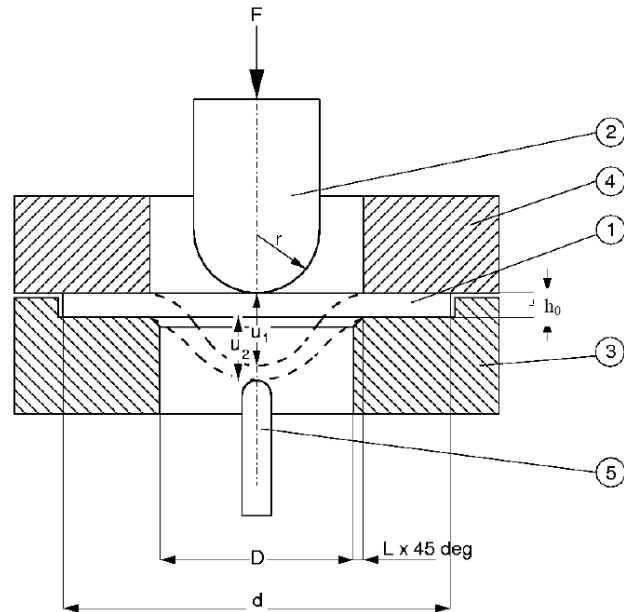
4.2 Typy protlačovacích zkoušek

Protlačovací zkouška se dělí na více typů zkoušek, kdy určitá veličina zůstává po dobu protlačovací zkoušky konstantní. Jednotlivé typy zkoušek jsou označovány následovně:

- **Constant Deflection Rate** (SPT-CDR), konstantní rychlost prohlubování – zde je udržována konstantní rychlost prohlubování;
- **Constant Force** (SPT-CF), konstantní síla – zde je udržována konstantní síla;
- **Relaxation** (SPT-R), relaxace – zde je udržována konstantní celková deformace.

4.2.1 Protlačovací zkouška SPT-CDR

Principem protlačovací zkoušky při konstantní rychlosti prohlubování SPT-CDR je pronikání tvarovaného razníku konstantní rychlostí prohlubování přes zkušební vzorek ve tvaru disku nebo čtverce s tloušťkou v rozmezí 0,2-0,6 mm až do jeho porušení. Tato zkouška je analogií konvenční tahové zkoušky. Schéma uspořádání protlačovací zkoušky SPT-CDR je znázorněno na obr. 4.3. V průběhu protlačovací zkoušky se zaznamenává závislost zatížení – posunutí razníku (prohloubení, u_1) nebo závislost zatížení – průhyb zkušebního vzorku (u_2) v ose zatěžování [15].



*Obr. 4.3 Schéma uspořádání
protlačovací zkoušky;*

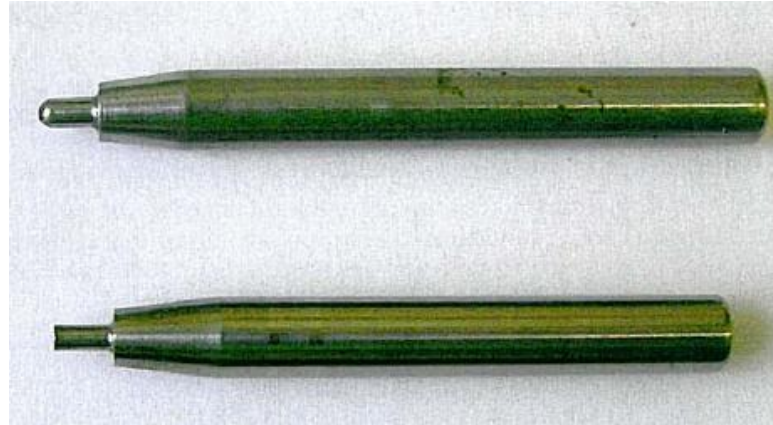
- 1 – zkušební vzorek, 2 – razník,
3 – spodní opěrná matrice,
4 – horní přitlačná matrice,
5 – snímač posunutí [15]*

Podle tvaru části razníku, který je v kontaktu se zkušebním vzorkem a podle uchycení zkušebního vzorku mezi spodní opěrnou a horní přitlačnou maticí, se rozlišují protlačovací zkoušky na:

- kuličkový penetrační test (ball punch test);
- stříhový penetrační test (shear punch test);
- ohybový penetrační test (disc bend test).

Při kuličkovém penetračním testu je razníkem keramická kulička, ocelová kulička nebo razník s hemisférickou plochou (obr. 4.4). Další dělení kuličkového penetračního testu je na základě způsobu upnutí zkušebního vzorku mezi matricemi. V případě, že je zkušební vzorek pevně sevřen mezi spodní opěrnou maticí a horní přitlačnou maticí, jedná se o „bulge punch test“. Je-li zkušební vzorek volně položen na spodní opěrné maticí, jedná se o „punch drawing test“ [15].

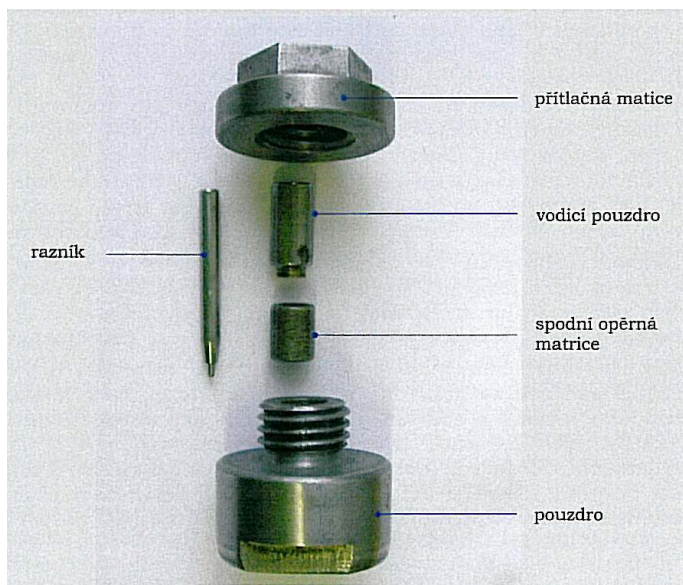
Při stříhovém penetračním testu je zkušební vzorek pevně sevřen mezi matricemi a protlačován ostrohranným kulatým razníkem (obr. 4.4). Ohybový penetrační test využívá razníku ve tvaru kužele protlačující zkušební vzorek, který je volně položený na opěrné maticí [15].



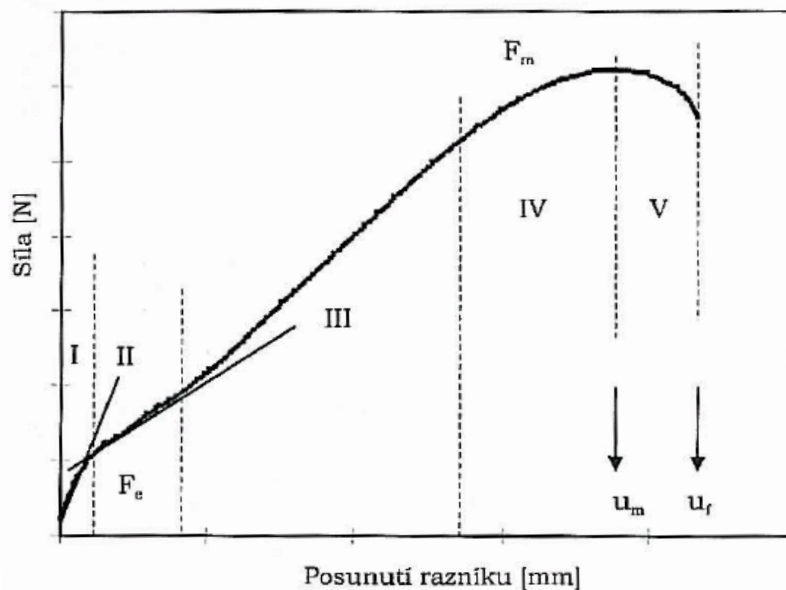
Obr. 4.4 Razník pro kuličkový penetrační test (nahore) a sřihový penetrační test (dole) [15]

Kuličkový penetrační test – bulge punch test

Tato zkouška využívá sevřeného zkušební vzorku mezi spodní opěrnou maticí a horní přítlačnou maticí. Zkušební vzorek ve tvaru čtverce o rozměrech 10x10 mm nebo disku o průměru 8 mm a tloušťce 0,5 mm je protlačován razníkem s hemisférickou hlavou nebo ocelovou či keramickou kuličkou. Tloušťka zkušební vzorku se může pohybovat v rozmezí 0,2-0,6 mm a rychlost pohybu razníku v rozmezí 0,2-2 mm/min. Možné uspořádání přípravku pro upnutí zkušební vzorku a jeho umístění do rámu zkušebního stroje je zobrazeno na obr. 4.5. Z průběhu kuličkového penetračního testu je získána závislost síly na posunutí razníku (prohloubení) a/nebo závislost síly na průhybu zkušební vzorku v ose zatěžování. Typický záznam je zobrazen na obr. 4.6 a skládá se z několika oblastí [15].



Obr. 4.5 Uspořádání přípravku pro upnutí zkušební vzorku (vlevo) a jeho umístění do rámu zkušebního stroje (vpravo) [15]



Obr. 4.6 Diagram závislosti síly na posunutí razníku při kuličkovém penetračním testu [15]

Oblast I se vyznačuje mikro-plastickou deformací zkušební vzorku v místě pod razníkem, způsobenou vysokým počátečním kontaktním napětím. V oblasti vzdálené od tohoto místa však dominuje deformace elastická. Odtižením z jakéhokoli bodu v této oblasti proto nedojde ke vzniku žádné makroskopické trvalé deformace.

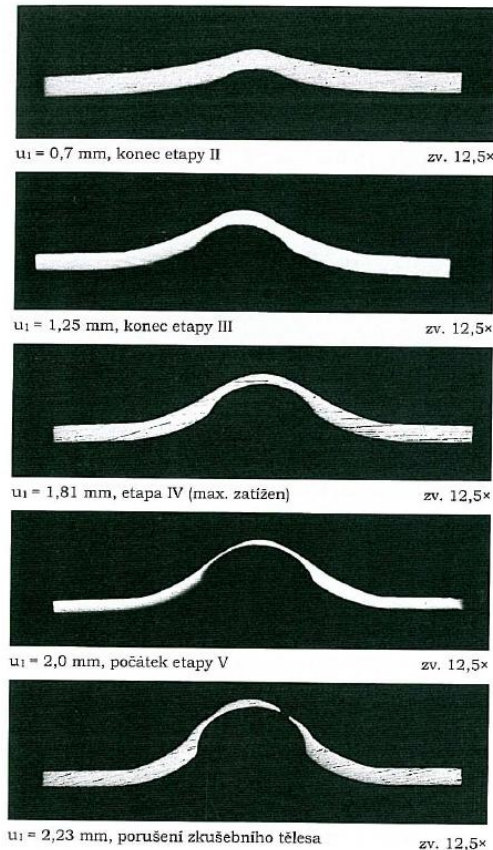
Oblast II začíná odklonem od linearity, který je způsoben šířením zplastizované zóny přes tloušťku zkušební vzorku a následně také v radiálním směru. Tím dochází ke snížení rychlosti zatěžování způsobeného tzv. membránovým efektem při postupné změně úhlu kontaktu mezi razníkem a deformovaným zkušebním vzorkem. Oblast II je nazývána oblastí plastického ohybu.

Oblast III má počátek v inflexním bodě závislosti síly na posunutí razníku. Tato oblast se vyznačuje přechodem od plastického ohybu k membránovému protahování a je závislá na charakteristikách zpevnění materiálu.

Oblast IV je oblastí vzniku hrdla, které se vytváří se vzrůstající silou v oblasti kontaktu mezi razníkem a zkušebním vzorkem. Vznik hrdla se projevuje snížením sklonu závislosti síly na posunutí razníku.

Oblast V je charakteristická iniciací trhliny na počátku této oblasti. V pokračující fázi strmého poklesu síly dochází vlivem dvojosého stavu napjatosti k růstu trhliny po obvodu zkušební vzorku nebo na jeho vrcholu („kloboučku“) [15].

Průběh deformace zkušební vzorku z oceli 15128.5 v jednotlivých oblastech závislosti síly na posunutí razníku při laboratorní teplotě je znázorněn na obr. 4.7.



*Obr. 4.7 Průběh deformace
zkušebního vzorku oceli 15128.5 při
laboratorní teplotě [15]*

Ze záznamu kuličkového penetračního testu a tvaru protrženého zkušebního vzorku se pro určení pevnostních charakteristik a lomového chování vyhodnocují tyto veličiny:

- F_e síla určující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [N];
- F_m maximální zaznamenaná síla, [N];
- u_m posunutí razníku při maximální síle, [mm];
- u_f posunutí razníku při porušení zkušebního vzorku odpovídající smluvně 20 % poklesu maximální síly, [mm];
- E^{SP} lomová energie odpovídající ploše pod křivkou závislosti síly na posunutí razníku, [J];
- ε_f efektivní lomová deformace, [-]; $\varepsilon_f = \ln(h_0 / h_f)$, h_0 [mm] – počáteční tloušťka zkušebního vzorku, h_f [mm] – minimální tloušťka protrženého zkušebního vzorku [15].

Tvar křivky závislosti síly na posunutí razníku závisí na poloměru razníku r , průměru otvoru ve spodní opěrné matici D a počáteční tloušťce zkušebního vzorku h_0 . Síla F_e není výrazně ovlivněna velikostí poloměru razníku r ani velikostí průměru otvoru ve spodní opěrné matici D , je však výrazně ovlivněna tloušťkou zkušebního vzorku h_0 . Velikost poloměru razníku r a průměru otvoru ve spodní opěrné matici D má ale vliv na počátek oblasti III. Počátek oblasti III se posouvá vlivem vzrůstajícího poloměru razníku r a zmenšujícího se průměru otvoru ve spodní opěrné matici D k menším posunutím razníku a vyšším zátěžím. A konečně, maximální zatížení roste se vzrůstající pevností materiálu, poloměrem razníku r a počáteční tloušťkou zkušebního vzorku h_0 [15].

Stanovení meze kluzu a meze pevnosti z kuličkového penetračního testu

Pro stanovení meze kluzu a meze pevnosti se používají dva vzájemně odlišné postupy

- stanovení meze kluzu a meze pevnosti na základě empirických vztahů mezi výsledky konvenčních tahových zkoušek a výsledky získaných z kuličkového penetračního testu;
- využití matematického modelování pomocí metody konečných prvků a inverzní analýzy za využití optimalizačních algoritmů či neuronových sítí.

Stanovení meze kluzu a meze pevnosti pomocí empirických vztahů

První empirické vztahy pro výpočet meze kluzu podle rovnice (4.1) a meze pevnosti podle rovnice (4.2) z kuličkového penetračního testu při laboratorní teplotě publikovali Mao a Takahashi [28]. Další publikované empirické vztahy jsou uvedeny v experimentální části této diplomové práce.

$$\sigma_y = 360 \left(\frac{P_y}{t_0^2} \right), \quad (4.1)$$

$$\sigma_{UTS} = 130 \left(\frac{P_{max}}{t_0^2} \right) - 320, \quad (4.2)$$

kde:

σ_y mez kluzu získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

σ_{UTS} mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

P_y síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [kN];

P_{max} síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [kN];

t_0 počáteční tloušťka zkušební vzorku, [mm].

Publikované empirické vztahy nejsou obecně použitelné, protože veličiny F_e , F_m a u_m jsou značně ovlivněny jak geometrií přípravku pro upnutí zkušební vzorku (upínacího přípravku) používaného pro kuličkové penetrační testy, tak i rozměry zkušební vzorku. Empirické vztahy musí být určeny pro konkrétní rozměry upínacího přípravku a tvar zkušební vzorku [15].

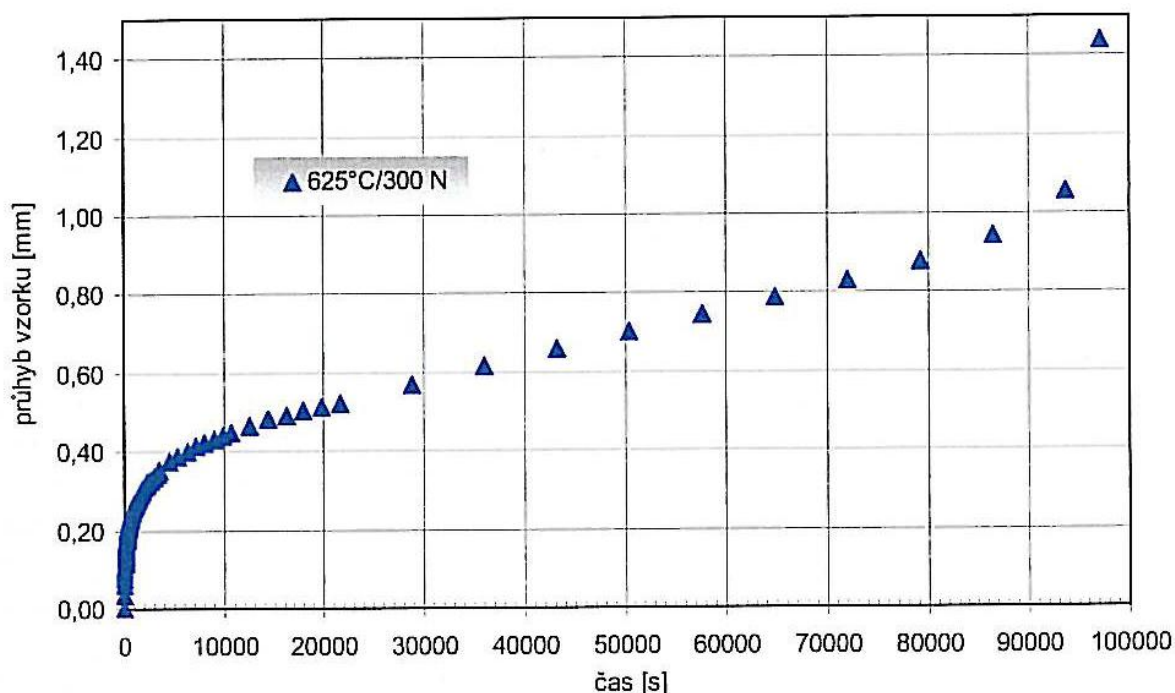
Stanovení meze kluzu a meze pevnosti metodou konečných prvků a neuronových sítí

Tato metoda je založena na numerickém modelování závislosti skutečného napětí na skutečné deformaci z konvenční tahové zkoušky a závislosti síly na posunutí razníku z kuličkového penetračního testu pomocí metody konečných prvků. Výpočty získané metodou konečných prvků pak slouží jako výstupní vzory pro neuronové sítě. Neuronová síť vygeneruje v průběhu „trénování“ inverzní funkci, pomocí které lze stanovit materiálové vlastnosti jen na základě znalosti výstupní závislosti síly na posunutí razníku pro materiál, který nebyl součástí původní trénovací množiny [15].

4.2.2 Protlačovací zkouška SPT-CF

Princip protlačovací zkoušky při konstantní síle SPT-CF spočívá v měření velikosti prohloubení razníku (deformace), který proniká zkušebním vzorkem pod konstantním zatížením za určitý čas do porušení zkušební vzorku. Je tedy získána závislost prohloubení

razníku na čase (křivka tečení, obr. 4.8) a doba do porušení zkušební vzorku. Tato zkouška je proto analogií konvenční creepové zkoušky. Z křivky tečení získané protlačovací zkouškou SPT-CF pak lze určit rychlost creepu zkušební vzorku v mm/s, kterou lze korelovat s rychlostí sekundárního creepu konvenční creepové zkoušky v 1/s [15].



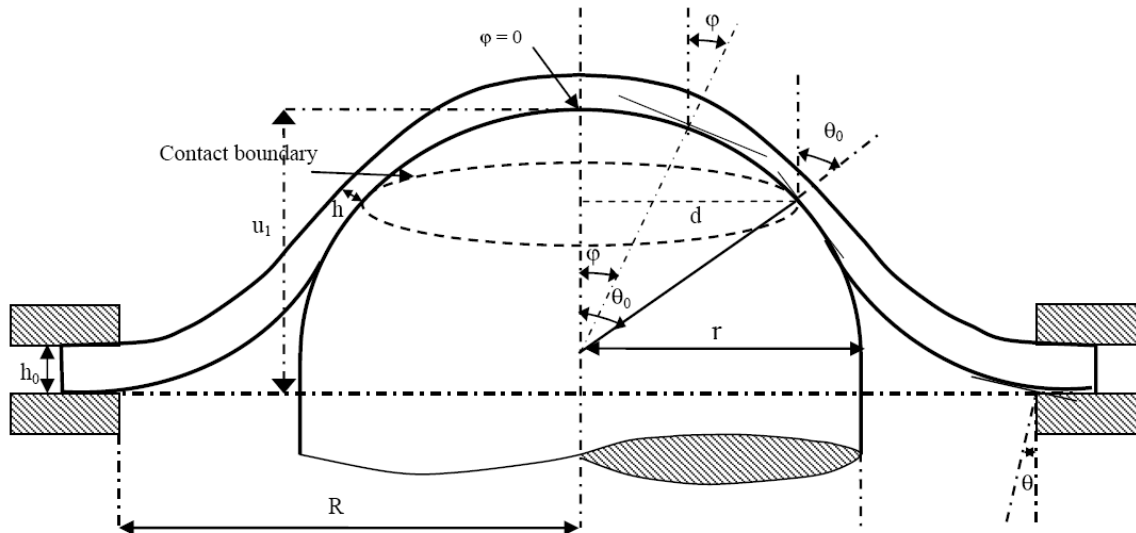
Obr. 4.8 Závislost prohloubení zkušební vzorku na čase při protlačovací zkoušce SPT-CF [15]

Chceme-li porovnat protlačovací zkoušku při konstantní síle SPT-CF s konvenční creepovou zkouškou, je zapotřebí zajistit, aby u obou zkoušek byl dosažen stejný čas do porušení zkušební vzorku. Základní myšlenkou pro splnění podmínky stejného času do porušení zkušební vzorku je zjištění, jaká musí být hodnota zatěžující síly při protlačovací zkoušce SPT-CF, aby způsobila stejný čas do porušení zkušební vzorku, jako napětí σ na zkušebním vzorku při konvenční creepové zkoušce. Najít takovou hodnotu zatěžující síly však není jednoduché, protože při počátečním zatížení konstantní silou, kdy je prohloubení zkušební vzorku velmi malé, se indikují smyková napětí. Při zvětšování prohloubení se napětí indukovaná zatížením mění ze smykových napětí na napětí membránová, která se mění s průhybem a aktuální tloušťkou zkušební vzorku. Z praktického hlediska lze pro odhad stejné doby do porušení zkušební vzorku při jednoosém tahu počítat s membránovým napětím v oblasti stacionárního creepu [15].

Vztahy mezi zatížením při protlačovací zkoušce SPT-CF a jednoosým napětím při konvenční creepové zkoušce jsou odvozeny z rovnováhy mezi zatížením a membránovým zatížením se zanedbáním ohybových napětí. Příkladem je vztah navržený Dobešem a Miličkou podle rovnice (4.3) s veličinami podle obr. 4.9. Jestliže je napětí stanovováno v místě dotyku odpovídajícímu úhlu θ_0 , mění se rovnice (4.3) na rovnici (4.4) [15, 33].

$$\frac{F}{\sigma} = \frac{[2\pi \cdot h \cdot r \tan \varphi]}{[1 + \tan^2 \varphi]^{1/2}}, \quad (4.3)$$

$$\frac{F}{\sigma} = \frac{[2\pi \cdot h \cdot r \sin \vartheta_0 \tan \vartheta_0]}{[1 + \tan^2 \vartheta_0]^{1/2}}. \quad (4.4)$$



Obr. 4.9 Schéma průběhu protlačovací zkoušky SPT-CF [15,43]

4.2.3 Protlačovací zkouška SPT-R

Principem relaxační protlačovací zkoušky SPT-R je zatížení zkušební vzorku na určitou hodnotu výchozího napětí R_R , které v důsledku vysoké teploty relaxuje (snižuje se) na hodnotu zbytkového napětí R_{RZ} za určitý čas t_R . Vysoká teplota přitom způsobuje vymizení elastické deformace na úkor deformace plastické, proto celková deformace, a tím také prohloubení zkušební vzorku zůstává konstantní. Tato zkouška je analogií relaxační tahové zkoušky.

4.3 Výhody a omezení protlačovací zkoušky

Jak již bylo uvedeno v úvodu této práce, použití SPT pro zkoušení materiálů je užitečné zejména z důvodu:

- znalosti aktuální úrovně mechanických charakteristik [2-7];
- zamezení odstávek a omezení provozu strojních zařízení;
- možných poškození provozovaných zařízení vyskytujících se u standardizovaných postupů [8-11];
- a v neposlední řadě také dobrého použití pro lokalizované oblasti jako svarové spoje, návary, povlaky a povrchové vrstvy [12].

Naopak jistá omezení spočívají v:

- jiném stavu napjatosti než u jednoosých mechanických zkoušek (tahová zkouška) – zde se vyskytuje dvouosá napjatost, která není vhodná pro zkoušení silně anizotropních materiálů;
- malé tloušťce vzorku, která je limitujícím faktorem pro zkoušení hrubozrnných nebo nehomogenních materiálů;
- neznalosti jednoduchých a jednoznačných vztahů pro přepočet mechanických vlastností z SPT na konvenční zkoušky;
- a nutnosti velmi přesného měření sil a deformací v důsledku malých rozměrů vzorku.

5. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST DIPLOMOVÉ PRÁCE

5.1 Experimentální materiál

Jako experimentální materiál byly zvoleny tenké disky z oceli P92 a AISI 316L o průměru 8 mm a tloušťce $0,5 \pm 0,005$ mm. Tyto disky byly vyrobeny z válcové tyče osoustružené na průměr 8 mm a elektrojiskrově nařezané na tenké disky o tloušťce přibližně 1,1 mm, které byly následně pomocí brusných papírů se snižující se zrnitostí přesně vybroušeny na metalografické brusce na tloušťku $0,5 \pm 0,005$ mm. Vzorky byly během broušení chlazeny proudem vody. Tento postup by měl zamezit strukturním změnám na povrchu disku způsobeným řezáním na jednotlivé disky. Takto připravený disk je připraven pro zkoušení pomocí SPT.

Pro pozorování struktury obou ocelí byly použity elektrojiskrově nařezané disky, které byly následně zalité zalisovací hmotou. Poté byly vybroušeny, vyleštěny a naleptány leptadlem Villea-Bain (ocel P92) a 2procentním roztokem Nitalu (ocel AISI 316L). Struktura oceli P92 je znázorněna na obr. 5.1 a oceli AISI 316L na obr. 5.2.

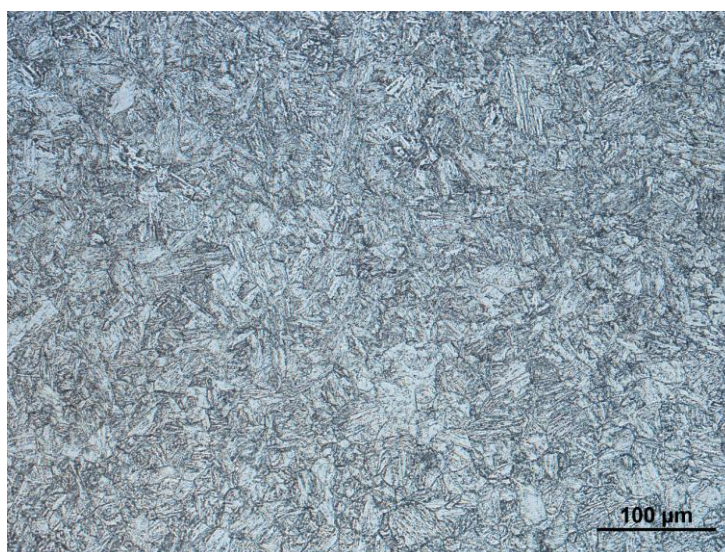
Ocel P92

První experimentální materiál je z oceli P92 (ASTM A335 P92, X10CrWMoVNb9-2), která se vyznačuje dobrou houževnatostí za pokojových i zvýšených teplot. Chemické složení této ocele v hmotnostních procentech je uvedeno v tab. 5.1. Jako tepelné zpracování byla použita normalizace za teploty 1060 °C po dobu 1 hodiny. Poté bylo provedeno popouštění za teploty 760 °C po dobu 2 hodin. Experimentální materiál byl odebrán z trubky s vnějším poloměrem 800 mm a šířkou stěny 78 mm.

Tab. 5.1 Chemické složení oceli P92.

Prvek	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo
hm. %	0,09	0,50	0,34	0,019	0,003	8,85	0,31	0,50

Prvek	V	W	Nb	Al	N	B	Fe
hm. %	0,21	1,90	0,084	0,008	0,0595	0,0040	zbytek



Obr. 5.1 Struktura oceli P92 tvořená popouštěným martenzitem

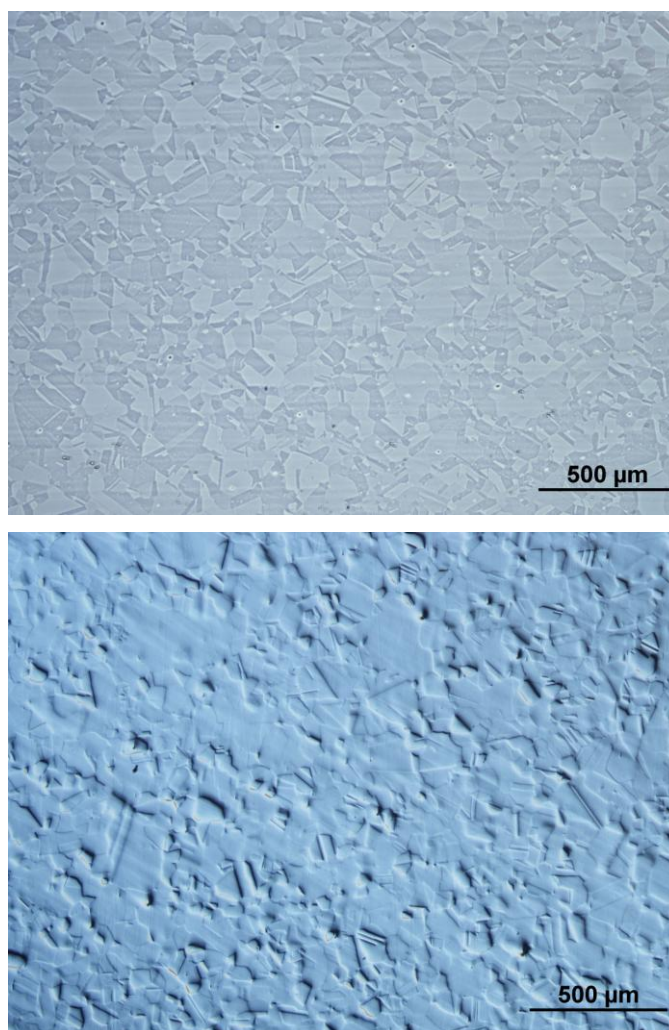
Ocel P92, martenzitická ocel s 9 % Cr, se používá v energetických zařízeních s nadkritickými parametry páry a nahrazuje starší konstrukční ocel P91 (ASTM A335 P91, X10CrMoVNb9-1). Proti oceli P91 je legována wolframem a niobem z důvodu zvýšení creepové odolnosti. Po výše zmíněném tepelném zpracování je struktura oceli P92 tvořena popuštěným martenzitem o tvrdosti přibližně 230 HV10 [44].

Ocel AISI 316L

Jako druhý experimentální materiál byla použita austenitická ocel AISI 316L (1.4435, DIN 1.4404), jejíž chemické složení v hmotnostních procentech je uvedeno v tab. 5.2. Tento materiál byl tepelně zpracován ohřevem na teplotu 1080 °C a následným ochlazením ve vodní lázni. Struktura této oceli po zmíněném tepelném zpracování je tvořena austenitem. Experimentální materiál byl odebrán z plechu o rozměrech 8000x600x25 mm.

Tab. 5.2 Chemické složení oceli AISI 316L.

Prvek	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	O	Fe
hm. %	0,18	0,42	1,68	0,15	0,01	17,6	13,8	2,6	0,071	0,0031	zbytek



Obr. 5.2 Struktura oceli AISI 316L tvořena austenitem, použití diferenciálního interferenčního kontrastu - Nomarski (obrázek dole)

Ocel AISI 316L se vyznačuje zvýšenou korozní odolností v chemickém prostředí. Používá se jako konstrukční materiál pro díly a přístroje chemického průmyslu s vysokým chemickým namáháním. Dále se používá jako materiál u zařízení přicházejících do styku s mořskou vodou a v průmyslu barev, laků a sulfidů [45].

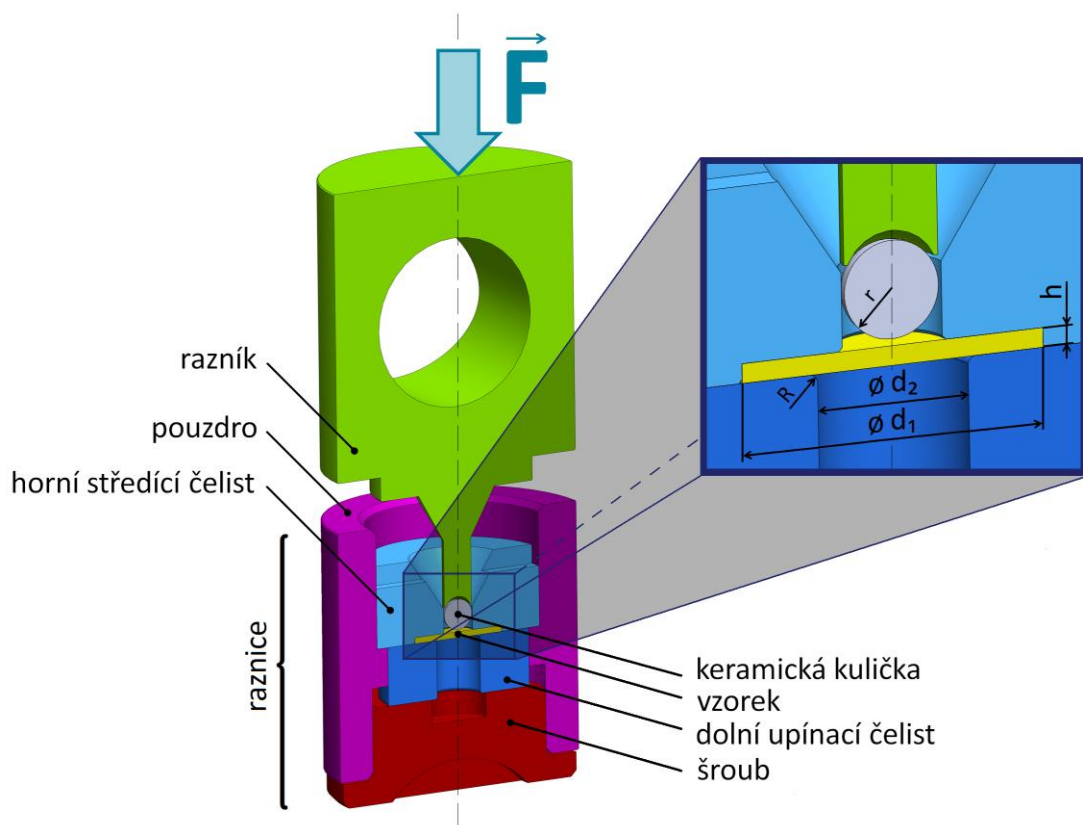
5.2 Experimentální zařízení

Všechny realizované zkoušky byly provedeny na experimentálním zařízení, kterým byl upravený creepový stroj pro zkoušení SPT (obr. 5.3). Toto zařízení používá inverzní mechanismus, kdy je vzorek tlačěn do razníku přes keramickou kuličku. Tento mechanismus se skládá z přípravku, který je tvořen razníkem, raznicí a keramickou kuličkou z Frialitu (99 % Al_2O_3). Raznice, která se skládá z dolní upínací čelisti, horní středící čelisti, šroubu a pouzdra, slouží k pevnému uchycení vzorku a k jeho vystředění do osy zatěžování. Razník s keramickou kuličkou bývá někdy nahrazen trnem s půlkulovou hlavou. Schéma uspořádání přípravku v řezu je zobrazeno na obr. 5.4.

Experimentální zařízení (upravený creepový stroj) využívá pákového mechanismu s poměrem páky 1:10. Kratší část páky se skládá z pohyblivé tyče spojující pákový mechanismus s pohyblivou částí inverzního mechanismu. Inverzní mechanismus je složen z pohyblivé části, a to z raznice s upevněným vzorkem a keramickou kuličkou a stacionární části, kterou představuje razník. Pohyblivá část inverzního mechanismu je pomocí dvou táhel spojena se snímačem prohloubení zkušební vzorku. Z tohoto inverzního mechanismu pak vede druhá stacionární tyč k pevnému uchycení (podpoře). Pro zkoušení materiálu při různých teplotách (zvýšených teplotách) je inverzní mechanismus obklopen pohyblivou topnou pecí s ochrannou atmosférou, která je vyvažována prostřednictvím ocelového lanka protilehlým závažím pro snadnější manipulaci obsluhy. Pro zabránění posuvu je topná pec opatřena zajišťovacím šroubem. Delší část páky je tvořena další pohyblivou tyčí spojující tuto delší část páky se závažím, které je umístěno na otočném stolku s pohyblivým šnekem. Pohyblivý šnek je poháněn krokovým motorem, prostřednictvím něhož se pohyblivý stolek snižuje, a tím se vyvozuje potřebná síla k protržení zkušební vzorku. Pohyblivá tyč je opatřena snímačem síly.



Obr. 5.3 Upravený creepový stroj pro zkoušení SPT



Obr. 5.4 Schéma uspořádání přípravku pro zkoušení SPT; poloměr keramické kuličky $r = 1,25$ mm, výška zkušební vzorku $h = 0,5$ mm, rádius zaoblení hrany dolní upínací čelisti $R = 0,2$ mm, průměr zkušební vzorku $\varnothing d_1 = 8$ mm, průměr dolní upínací čelisti $\varnothing d_2 = 4$ mm

5.3 Provedení experimentů

5.3.1 Protlačovací zkouška při konstantní rychlosti prohlubování (SPT-CDR)

Popis experimentu

Protlačovací zkouškou při konstantní rychlosti deformace bylo zkoušeno 15 vzorků oceli P92 a 10 vzorků oceli AISI 316L při různých teplotách. Ocel P92 byla zkoušena při teplotách 20, 500 a 600 °C, přičemž při každé teplotě bylo zkoušeno 5 vzorků. Ocel AISI 316L byla zkoušena pouze při teplotách 20 až 600 °C. Pro každou z teplot bylo použito pět zkušebních vzorků.

Vzorky obou materiálů při všech uvedených teplotách byly vloženy do přípravku pro zkoušení SPT a pevně v něm upnuty (obr. 5.4). Přípravek byl následně umístěn do inverzního mechanismu upraveného creepového stroje. V případě provedení zkoušky za zvýšených teplot byla okolo celého inverzního mechanismu umístěna topná pec s ochrannou atmosférou předehřátá na potřebnou teplotu. Zkouška při pokojové teplotě byla provedena bez přítomnosti topné pece za konstantní teploty 20 °C udržované klimatizací v creepové laboratoři. Tímto byly vzorky připraveny ke zkoušce.

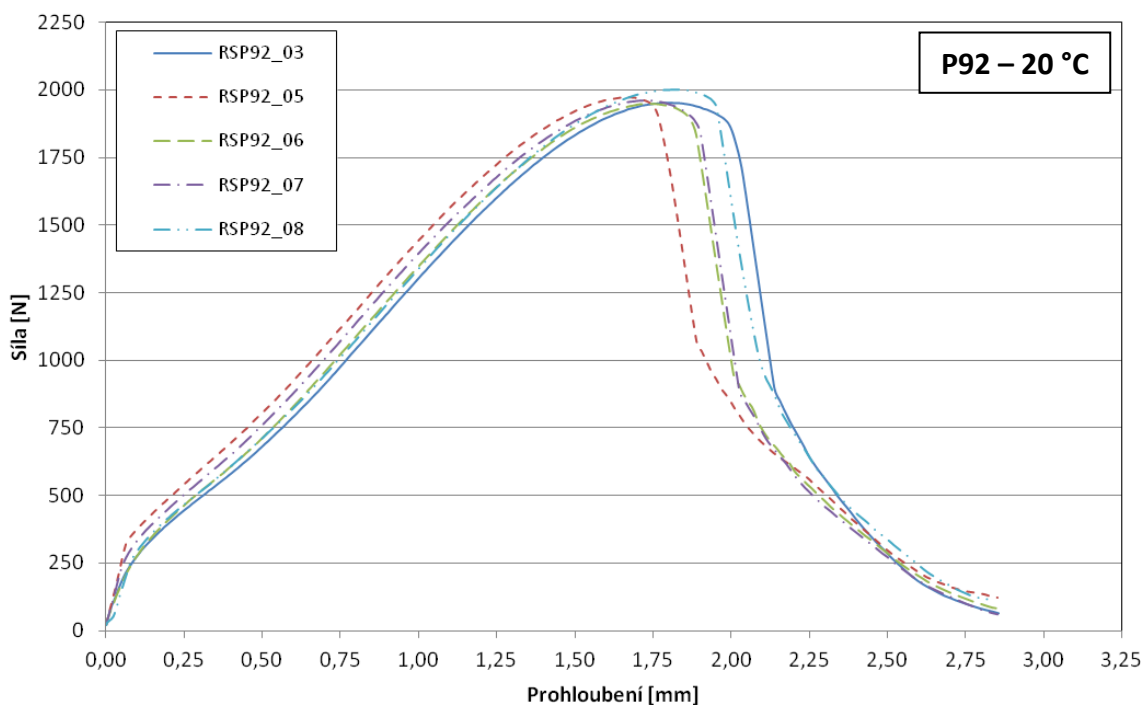
V průběhu protlačovací zkoušky docházelo k penetraci (prohlubování) zkušební vzorku razníkem vlivem zvyšující se síly vyvolané závažím. Zároveň se pomocí snímačů prohloubení a síly zaznamenávala závislost síly potřebné k prohloubení (viz experimentálně naměřené výsledky). Rychlost protlačování razníku byla nastavena na hodnotu 0,25 mm/min a interval záznamu dat 2 sekundy. Po protržení zkušební vzorku byla zkouška ukončena.

Experimentálně naměřené výsledky

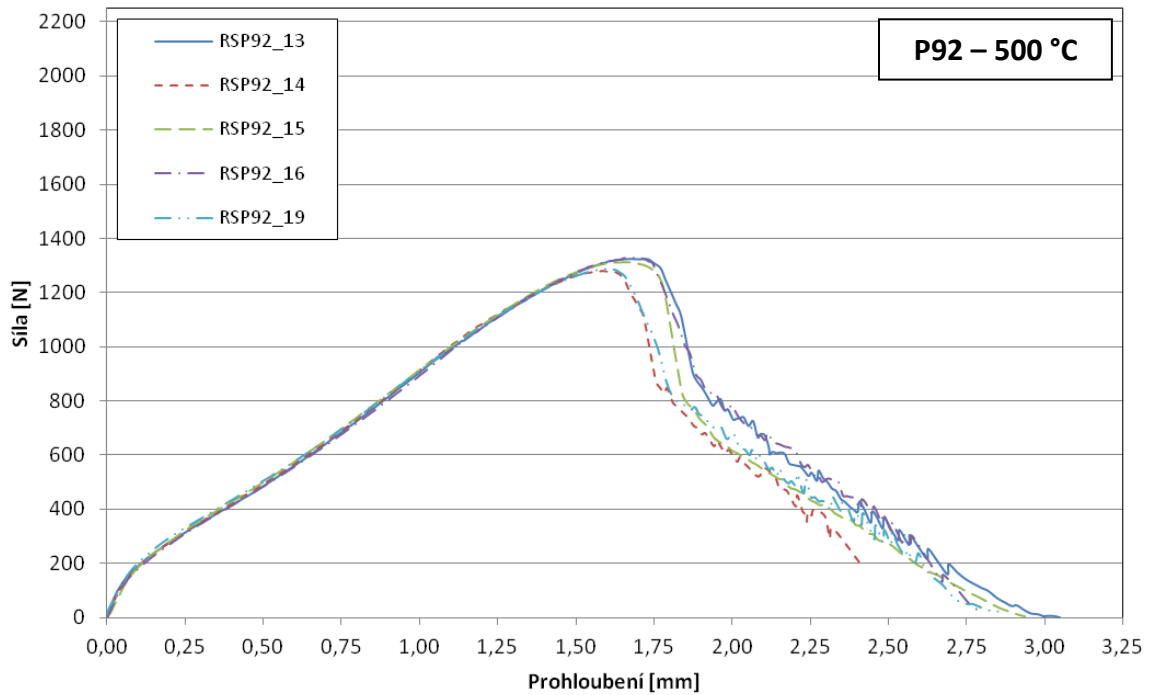
Ze záznamů dat protlačovacích zkoušek při konstantní rychlosti deformace pro různé materiály a teploty byly získány následující závislosti síla-prohloubení (obr. 5.5 až 5.11).

Ocel P92

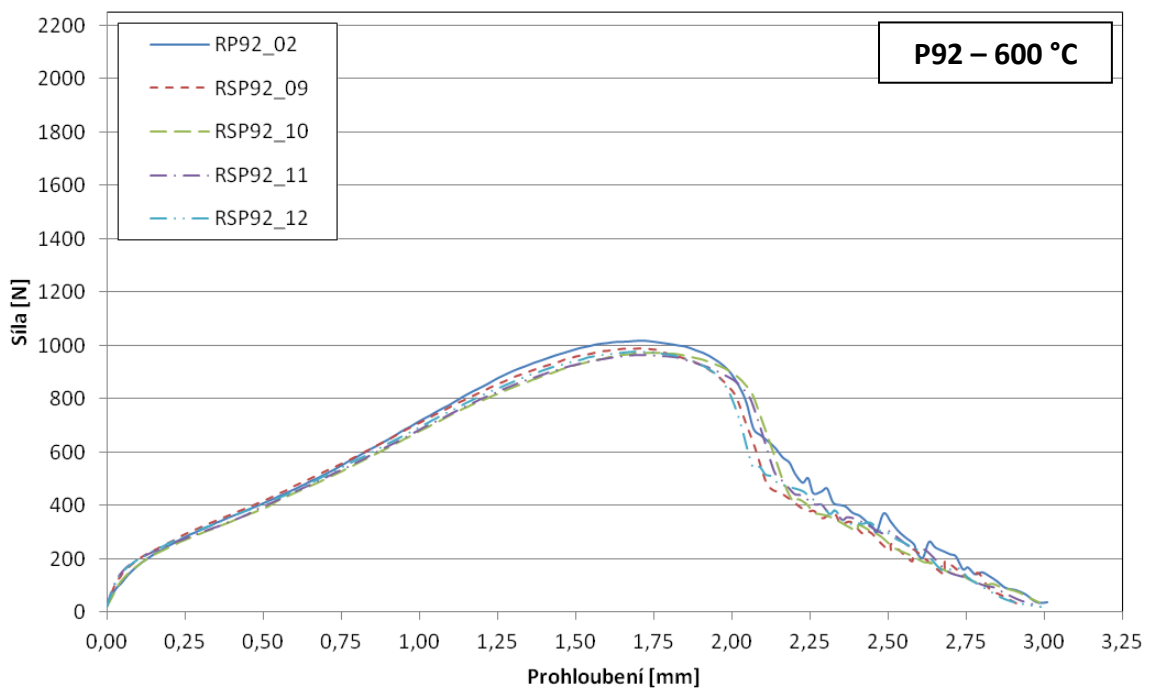
Srovnání naměřených výsledků pěti vzorků materiálu P92 při teplotě 20 °C je znázorněno na obr. 5.5, při teplotě 500 °C na obr. 5.6 a při teplotě 600 °C na obr. 5.7.



Obr. 5.5 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu P92 při teplotě 20 °C

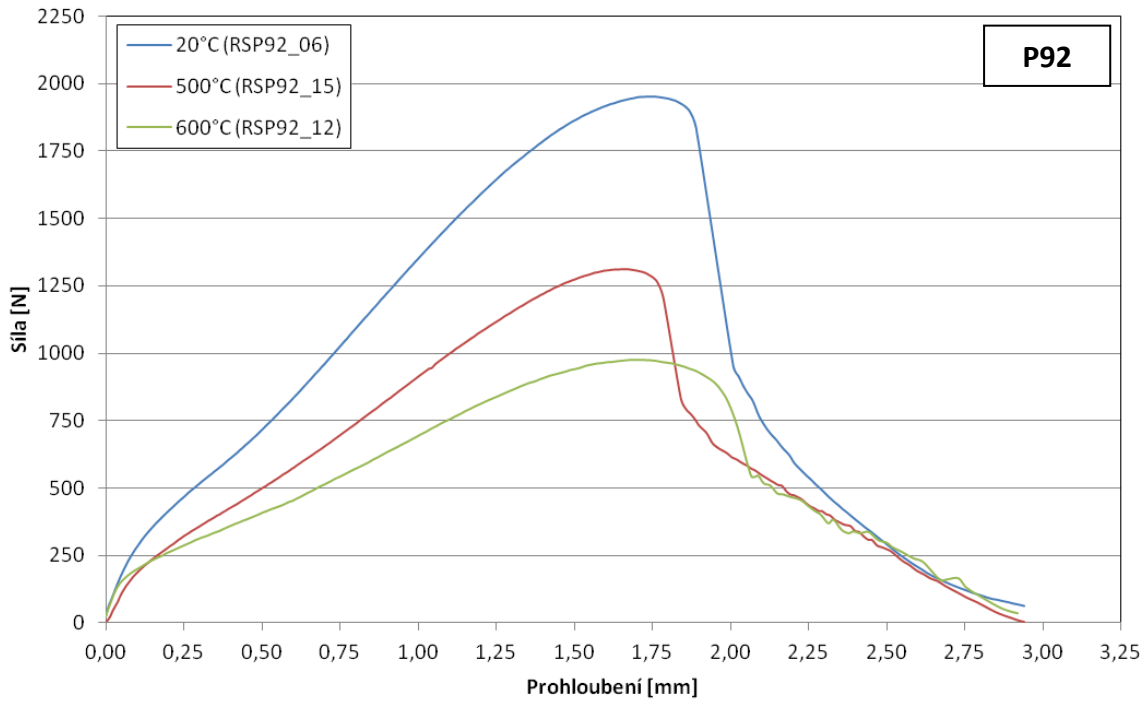


Obr. 5.6 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu P92 při teplotě 500 °C



Obr. 5.7 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu P92 při teplotě 600 °C

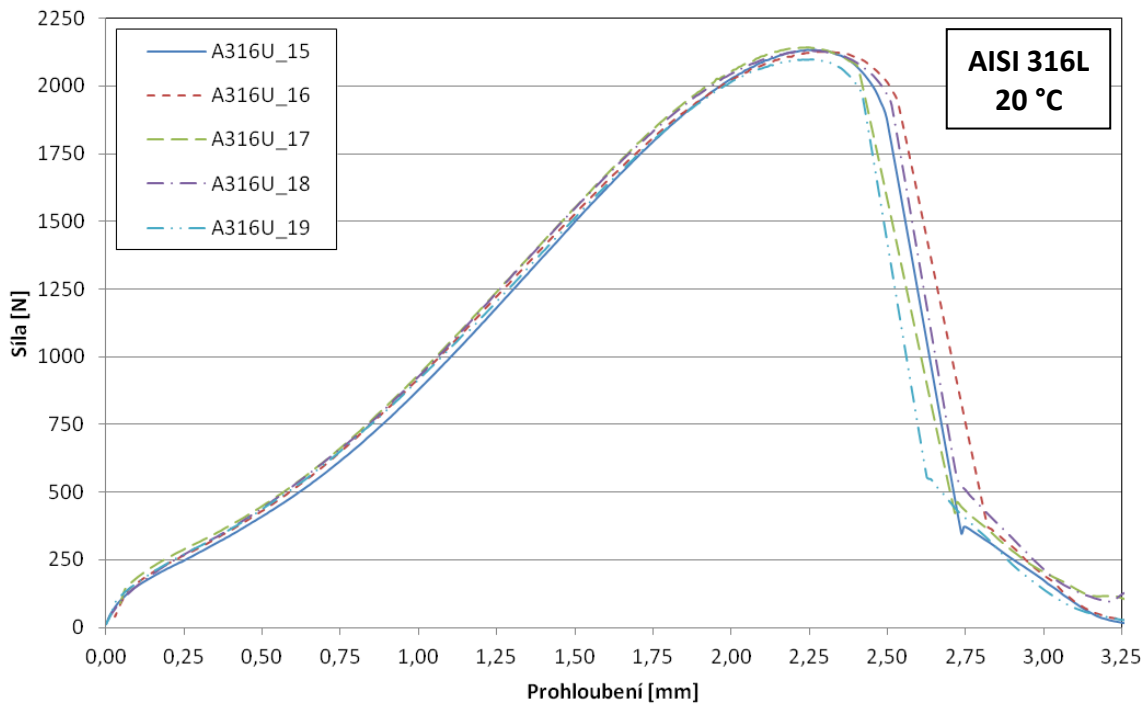
Srovnání naměřených výsledků reprezentativních vzorků od každé teploty materiálu P92 je znázorněno na obr. 5.8.



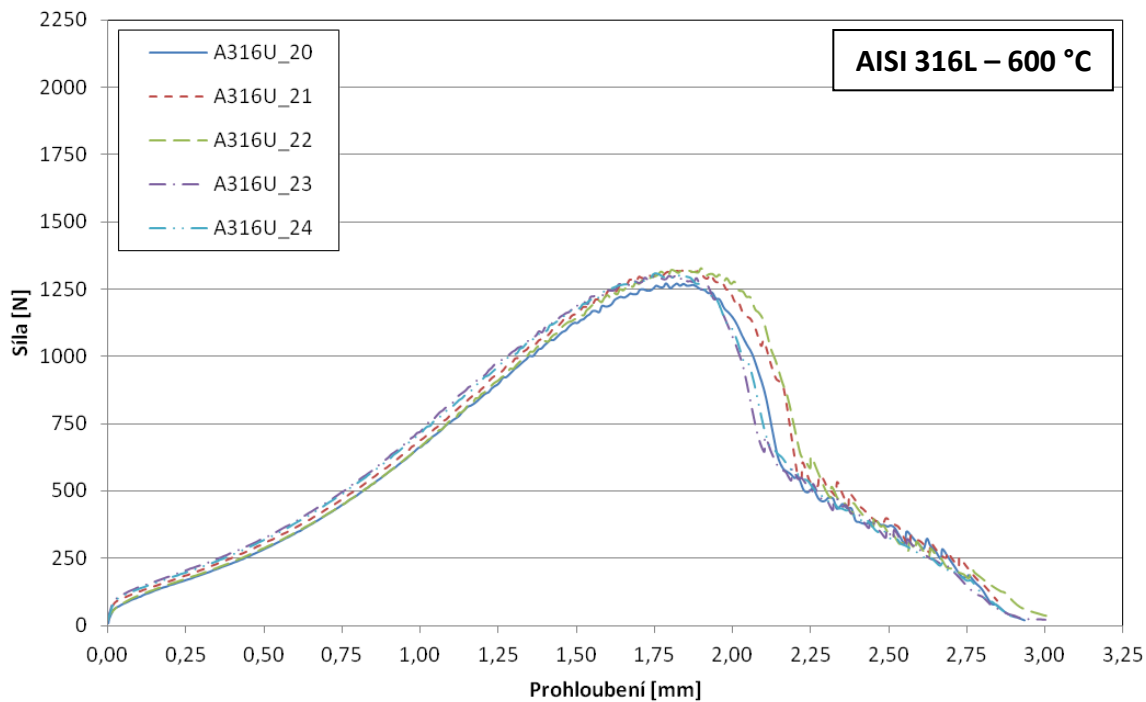
Obr. 5.8 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu P92 při teplotách 20 °C, 500 °C a 600 °C

Ocel AISI 316L

Srovnání naměřených výsledků pěti vzorků materiálu AISI 316L při teplotě 20 °C je znázorněno na obr. 5.9 a při teplotě 600 °C na obr. 5.10.

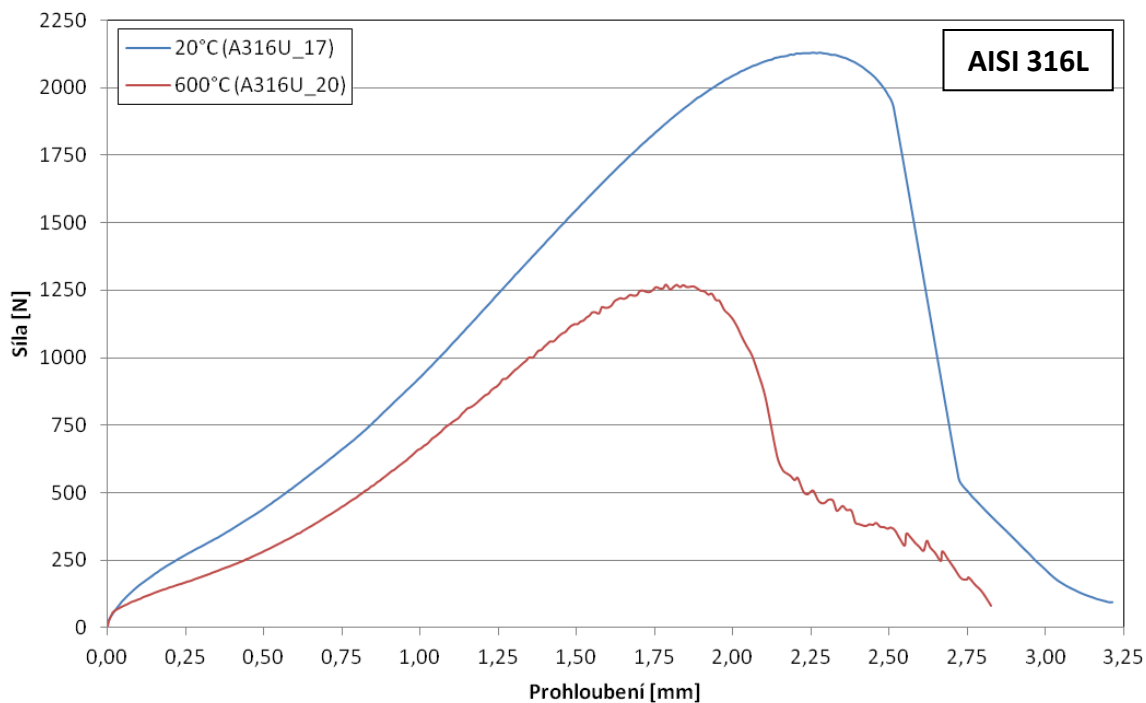


Obr. 5.9 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu AISI 316L při teplotě 20 °C



Obr. 5.10 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu AISI 316L při teplotě 600 °C

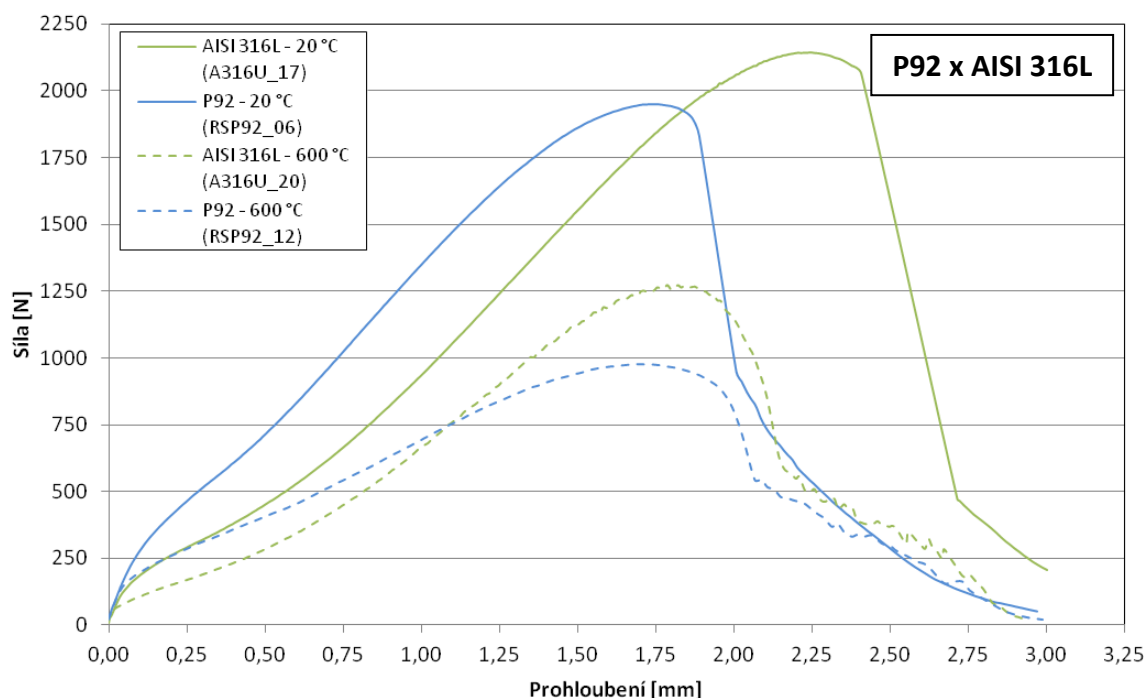
Srovnání naměřených výsledků reprezentativních vzorků teploty 20 °C a 600 °C materiálu AISI 316L je znázorněno na obr. 5.11.



Obr. 5.11 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu AISI 316L při teplotách 20 °C a 600 °C

Porovnání oceli P92 a AISI 316L

Na obr. 5.12 je znázorněno srovnání naměřených výsledků reprezentativních vzorků oceli P92 a AISI 316L při teplotách 20 °C a 600 °C.



Obr. 5.12 Graf závislosti síly na prohloubení materiálu P91 a AISI 316L při teplotách 20 °C a 600 °C

Zpracování experimentálně naměřených výsledků

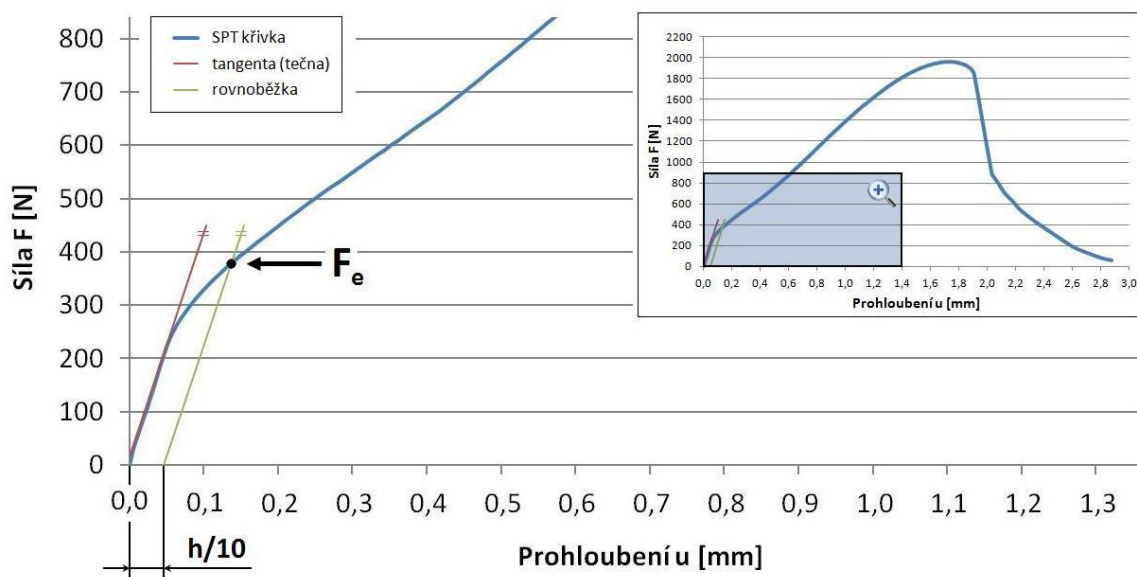
I. stanovení síly F_m a F_e

Z naměřených závislostí síla-prohloubení (SPT křivek) se nyní vyhodnotí síla F_m , která odpovídá maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky a síla F_e , která charakterizuje přechod z lineární oblasti do oblasti spojené se zvětšováním plastické zóny přes tloušťku zkušební vzorku (oblast plastického ohybu). Určení maximální síly F_m je snadné, avšak k určení síly F_e existuje více různých postupů. V této práci budou uvedeny dva způsoby určení síly F_e – metoda offset a metoda dvou tangent [36]. Další možné postupy jsou uvedeny v práci [46].

Metoda offset

Metodou offset se síla F_e stanovuje posunutím přímky – tangenty, která je tečnou k počáteční lineární elastické části SPT křivky o hodnotu desetiny tloušťky zkušební vzorku h . Rovnoběžka, která znázorňuje posunutí tangenty o tuto hodnotu, protíná SPT křivku v bodě, který představuje hodnotu síly F_e (obr. 5.13).

OFFSET

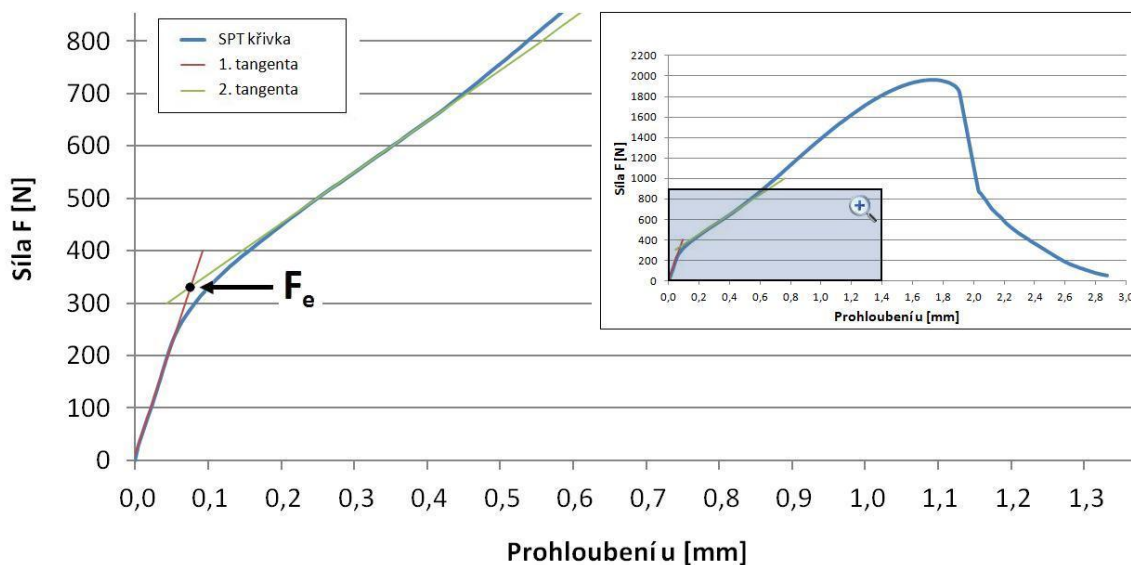


Obr. 5.13 Stanovení síly F_e metodou offset

Metoda dvou tangent

Metodou dvou tangent se síla F_e stanovuje proložením jedné přímky – tangenty, která je tečnou k počáteční lineární elastické části SPT křivky, stejně jak je tomu u metody offset, a druhé přímky – tangenty, která je tečnou k lineární části SPT křivky, která představuje zvětšování plastické zóny přes tloušťku zkušební vzorku. Průsečík těchto dvou tangent představuje hodnotu síly F_e (obr. 5.14).

DVĚ TANGENTY



Obr. 5.14 Stanovení síly F_e metodou dvou tangent

Konkrétní hodnoty síly F_m a síly F_e určené metodou offset i dvěma tangentami pro jednotlivé materiály a teploty jsou uvedeny v tab. 5.3 až 5.17.

II. Určení meze kluzu a meze pevnosti z hodnot získaných protlačovací zkouškou

Síly F_e a F_m získané v předchozím bodě se nyní využijí k určení meze kluzu a meze pevnosti, které se běžně získávají z jednoosých tahových zkoušek. Za účelem získání meze kluzu a meze pevnosti z protlačovacích zkoušek se využívá empirických vztahů nebo numerického modelování pomocí metody konečných prvků. Tato diplomová práce se zabývá pouze empirickými vztahy. Hodnoty meze kluzu získané protlačovací zkouškou za použití metody offset budou označovány $R_{p0,2}^{SPT}$, za použití metody dvou tangent R_e^{SPT} a hodnoty meze pevnosti získané protlačovací zkouškou R_m^{SPT} .

Empirické vztahy jsou získány z protlačovacích a konvenčních tahových zkoušek na mnoha zkušebních vzorcích různých materiálů při pokojové teplotě. Empirické vztahy pro určení meze kluzu a meze pevnosti při zvýšených teplotách nebyly v literatuře nalezeny. Postupně bude uvedeno několik empirických vztahů, které budou pro jejich vzájemné odlišení pojmenovány podle jmen jejich autorů.

Mao, Takahashi [28]

$$\sigma_y = 360 \left(\frac{P_y}{t_0^2} \right), \quad (5.1)$$

$$\sigma_{UTS} = 130 \left(\frac{P_{max}}{t_0^2} \right) - 320, \quad (5.2)$$

kde:

σ_y mez kluzu získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

σ_{UTS} mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

P_y síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [kN];

P_{max} síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [kN];

t_0 počáteční tloušťka zkušební vzorku, [mm].

Guan, Wang [47]

$$R_e = 0,4847 \left(\frac{P_y}{t^2} \right) + 21,359, \quad (5.3)$$

$$R_m = 0,0666 \left(\frac{P_{max}}{t^2} \right) + 146,03, \quad (5.4)$$

kde:

R_e mez kluzu získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

R_m mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

P_y síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [N];

P_{max} síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [N];

t počáteční tloušťka zkušební vzorku, [mm].

García [46]

$$\sigma_y = \alpha \left(\frac{P_y}{t^2} \right), \quad \alpha = 0,35, \quad (5.5)$$

$$\sigma_u = \beta \left(\frac{P_m}{t^2} \right), \quad \beta = 0,084, \quad (5.6)$$

kde:

- σ_y mez kluzu získaná protlačovací zkouškou, [MPa];
- σ_u mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];
- α empirická bezrozměrná konstanta, [-];
- β empirická bezrozměrná konstanta, [-];
- P_y síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [N];
- P_m síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [N];
- t počáteční tloušťka zkušební vzorku, [mm].

Purmenský, Matocha [48]

$$R_e = 1,67P_e - 5,6; \quad t = 0,5 \text{ mm}, \quad (5.7)$$

kde:

- R_e mez kluzu získaná protlačovací zkouškou, [MPa];
- P_e síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [N];
- t počáteční tloušťka zkušební vzorku, [mm].

$$R_m = 0,35R_e + 23; \quad R_e = \left(\frac{P_m}{d_m \cdot t} \right), \quad (5.8)$$

kde:

- R_e maximální síla protlačování dělená prohloubením při této síle a počáteční tloušťkou zkušební vzorku, [Nmm⁻²];
- R_m mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];
- P_m síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [N];
- d_m prohloubení zkušební vzorku při maximální síle v průběhu protlačovací zkoušky, [mm];
- t počáteční tloušťka zkušební vzorku, [mm].

Song [49]

$$R_{0.2(SPT)} = \left(\frac{239,44 P_y}{T_0^2} \right) + 55,26, \quad (5.9)$$

$$R_{m(SPT)} = \left(\frac{74,637 P_{\max}}{T_0^2} \right) + 92,541, \quad (5.10)$$

kde:

$R_{0.2(SPT)}$ mez kluzu získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

$R_{m(SPT)}$ mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

P_y síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [kN];

P_{\max} síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [kN];

T_0 počáteční tloušťka zkušební vzorku, [mm].

Pro větší přehlednost a srovnání jednotlivých vztahů je uvedeno všech pět empirických vztahů znovu. Vztahy jsou upraveny dosazením veličin α , β a R_e do základního tvaru a významově shodné veličiny jsou nahrazeny jedinou veličinou pod následujícím označením:

R_e^{SPT} mez kluzu získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

R_m^{SPT} mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

F_e síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu, [N, kN];

F_m síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [N, kN];

h výška (tloušťka) zkušební vzorku, [mm];

u_m prohloubení zkušební vzorku při maximální síle v průběhu protlačovací zkoušky, [mm].

Mao, Takahashi

$$R_{p0,2}^{SPT} (R_e^{SPT}) = 360 \left(\frac{F_e}{h^2} \right), \quad (5.11)$$

$$R_m^{SPT} = 130 \left(\frac{F_m}{h^2} \right) - 320, \quad (5.12)$$

F_e, F_m [kN].

Guan, Wang

$$R_{p0,2}^{SPT} (R_e^{SPT}) = 0,4847 \left(\frac{F_e}{h^2} \right) + 21,359, \quad (5.13)$$

$$R_m^{SPT} = 0,0666 \left(\frac{F_m}{h^2} \right) + 146,03, \quad (5.14)$$

F_e, F_m [N].

García

$$R_{p0,2}^{SPT} (R_e^{SPT}) = 0,35 \left(\frac{F_e}{h^2} \right), \quad (5.15)$$

$$R_m^{SPT} = 0,084 \left(\frac{F_m}{h^2} \right), \quad (5.16)$$

F_e, F_m [N].

Purmenský, Matocha

$$R_{p0,2}^{SPT} (R_e^{SPT}) = 1,67 F_e - 5,6; t = 0,5 \text{ mm}, \quad (5.17)$$

$$R_m^{SPT} = 0,35 \left(\frac{F_m}{u_m \cdot h} \right) + 23, \quad (5.18)$$

F_e, F_m [N].

Song

$$R_{p0,2}^{SPT} (R_e^{SPT}) = \left(\frac{239,44 F_e}{h^2} \right) + 55,26, \quad (5.19)$$

$$R_m^{SPT} = \left(\frac{74,637 F_m}{h^2} \right) + 92,541, \quad (5.20)$$

F_e, F_m [kN].

Nyní je známo pět empirických vztahů, které budou využity ke stanovení meze kluzu a meze pevnosti z protlačovacích zkoušek dosazením sil F_e a F_m , tloušťky zkušebních vzorků h , případně prohloubení zkušebních vzorků u_m při maximální síle F_m pro jednotlivé materiály i teploty. Výsledné hodnoty jsou zobrazeny a statisticky zpracovány určením střední hodnoty μ , rozptylu σ^2 a směrodatné odchylky σ v tab. 5.3 až 5.17.

P92, 20 °C

Tab. 5.3 Stanovení R_m^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Mao Takahashi	RSP92_03	0,501	1951	690,5	699,0	308,3	17,6	699,0 ± 17,6	
	RSP92_05	0,497	1974	718,9					
	RSP92_06	0,502	1950	685,9					
	RSP92_07	0,505	1959	678,6					
	RSP92_08	0,500	2002	721,0					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Guan Wang	RSP92_03	0,501	1951	663,7	668,1	80,9	9,0	668,1 ± 9,0	
	RSP92_05	0,497	1974	678,3					
	RSP92_06	0,502	1950	661,4					
	RSP92_07	0,505	1959	657,6					
	RSP92_08	0,500	2002	679,4					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
García	RSP92_03	0,501	1951	652,9	658,4	128,7	11,3	658,4 ± 11,3	
	RSP92_05	0,497	1974	671,3					
	RSP92_06	0,502	1950	650,0					
	RSP92_07	0,505	1959	645,3					
	RSP92_08	0,500	2002	672,7					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	u_m [mm]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	RSP92_03	0,501	1951	1,809	776,5	803,7	743,1	27,3	803,7 ± 27,3
	RSP92_05	0,497	1974	1,670	855,3				
	RSP92_06	0,502	1950	1,754	798,0				
	RSP92_07	0,505	1959	1,744	801,6				
	RSP92_08	0,500	2002	1,834	787,2				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Song	RSP92_03	0,501	1951	672,7	677,6	101,6	10,1	677,6 ± 10,1	
	RSP92_05	0,497	1974	689,0					
	RSP92_06	0,502	1950	670,1					
	RSP92_07	0,505	1959	665,9					
	RSP92_08	0,500	2002	690,2					

Tab. 5.4 Stanovení R_e^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Mao Takahashi	RSP92_03	0,501	276,6	396,7	463,7	1593,9	39,9	463,7 ± 39,9
	RSP92_05	0,497	357,8	521,5				
	RSP92_06	0,502	322,5	460,7				
	RSP92_07	0,505	328,9	464,3				
	RSP92_08	0,500	330,1	475,3				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Guan Wang	RSP92_03	0,501	276,6	555,5	645,7	2889,3	53,8	645,7 ± 53,8
	RSP92_05	0,497	357,8	723,5				
	RSP92_06	0,502	322,5	641,6				
	RSP92_07	0,505	328,9	646,5				
	RSP92_08	0,500	330,1	661,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Garcia	RSP92_03	0,501	276,6	385,7	450,8	1506,5	38,8	450,8 ± 38,8
	RSP92_05	0,497	357,8	507,0				
	RSP92_06	0,502	322,5	447,9				
	RSP92_07	0,505	328,9	451,4				
	RSP92_08	0,500	330,1	462,1				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	RSP92_03	0,501	276,6	456,3	534,1	1924,0	43,9	534,1 ± 43,9
	RSP92_05	0,497	357,8	591,9				
	RSP92_06	0,502	322,5	533,0				
	RSP92_07	0,505	328,9	543,7				
	RSP92_08	0,500	330,1	545,7				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Song	RSP92_03	0,501	276,6	319,1	363,7	705,1	26,6	363,7 ± 26,6
	RSP92_05	0,497	357,8	402,1				
	RSP92_06	0,502	322,5	361,7				
	RSP92_07	0,505	328,9	364,1				
	RSP92_08	0,500	330,1	371,4				

Tab. 5.5 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Mao Takahashi	RSP92_03	0,501	301	431,7	523,2	2913,4	54,0	523,2 ± 54,0
	RSP92_05	0,497	411	599,0				
	RSP92_06	0,502	360	514,3				
	RSP92_07	0,505	375	529,4				
	RSP92_08	0,500	376	541,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Guan Wang	RSP92_03	0,501	301	602,6	725,7	5281,3	72,7	725,7 ± 72,7
	RSP92_05	0,497	411	827,9				
	RSP92_06	0,502	360	713,8				
	RSP92_07	0,505	375	734,1				
	RSP92_08	0,500	376	750,3				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
García	RSP92_03	0,501	301	419,7	508,6	2753,8	52,5	508,6 ± 52,5
	RSP92_05	0,497	411	582,4				
	RSP92_06	0,502	360	500,0				
	RSP92_07	0,505	375	514,7				
	RSP92_08	0,500	376	526,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Purmenský Matocha	RSP92_03	0,501	301	497,1	603,3	3601,7	60,0	603,3 ± 60,0
	RSP92_05	0,497	411	680,8				
	RSP92_06	0,502	360	595,6				
	RSP92_07	0,505	375	620,7				
	RSP92_08	0,500	376	622,3				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Song	RSP92_03	0,501	301	342,4	403,2	1288,8	35,9	403,2 ± 35,9
	RSP92_05	0,497	411	453,7				
	RSP92_06	0,502	360	397,3				
	RSP92_07	0,505	375	407,3				
	RSP92_08	0,500	376	415,4				

P92, 500 °C

Tab. 5.6 Stanovení R_m^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 500 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Mao Takahashi	RSP92_13	0,502	1325	363,5	362,5	29,3	5,4	362,5 ± 5,4	
	RSP92_14	0,497	1279	353,1					
	RSP92_15	0,500	1312	362,2					
	RSP92_16	0,500	1327	370,0					
	RSP92_19	0,495	1288	363,4					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Guan Wang	RSP92_13	0,502	1325	496,2	495,7	7,7	2,8	495,7 ± 7,7	
	RSP92_14	0,497	1279	490,9					
	RSP92_15	0,500	1312	495,5					
	RSP92_16	0,500	1327	499,5					
	RSP92_19	0,495	1288	496,1					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
García	RSP92_13	0,502	1325	441,7	441,0	12,2	3,5	441,0 ± 3,5	
	RSP92_14	0,497	1279	434,9					
	RSP92_15	0,500	1312	440,8					
	RSP92_16	0,500	1327	445,9					
	RSP92_19	0,495	1288	441,6					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	u_m [mm]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	RSP92_13	0,502	1325	1,723	559,1	577,1	139,5	11,8	577,1 ± 11,8
	RSP92_14	0,497	1279	1,587	590,4				
	RSP92_15	0,500	1312	1,671	572,6				
	RSP92_16	0,500	1327	1,687	573,6				
	RSP92_19	0,495	1288	1,607	589,9				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Song	RSP92_13	0,502	1325	485,0	484,4	9,7	3,1	484,4 ± 3,1	
	RSP92_14	0,497	1279	479,0					
	RSP92_15	0,500	1312	484,2					
	RSP92_16	0,500	1327	488,7					
	RSP92_19	0,495	1288	484,9					

Tab. 5.7 Stanovení R_e^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 500 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Mao Takahashi	RSP92_13	0,502	189,99	271,4	283,3	554,0	23,5	283,3 ± 23,5
	RSP92_14	0,497	172,35	251,2				
	RSP92_15	0,500	210,16	302,6				
	RSP92_16	0,500	190,37	274,1				
	RSP92_19	0,495	215,8	317,1				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Guan Wang	RSP92_13	0,502	189,99	386,8	402,8	1004,3	31,7	402,8 ± 31,7
	RSP92_14	0,497	172,35	359,6				
	RSP92_15	0,500	210,16	428,8				
	RSP92_16	0,500	190,37	390,4				
	RSP92_19	0,495	215,8	448,2				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
García	RSP92_13	0,502	189,99	263,9	275,4	523,7	22,9	275,4 ± 22,9
	RSP92_14	0,497	172,35	244,2				
	RSP92_15	0,500	210,16	294,2				
	RSP92_16	0,500	190,37	266,5				
	RSP92_19	0,495	215,8	308,3				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	RSP92_13	0,502	190	311,7	321,3	680,1	26,1	321,3 ± 26,1
	RSP92_14	0,497	172	282,2				
	RSP92_15	0,500	210	345,4				
	RSP92_16	0,500	190	312,3				
	RSP92_19	0,495	216	354,8				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Song	RSP92_13	0,502	190	235,8	243,7	245,1	15,7	243,7 ± 15,7
	RSP92_14	0,497	172	222,3				
	RSP92_15	0,500	210	256,5				
	RSP92_16	0,500	190	237,6				
	RSP92_19	0,495	216	266,1				

Tab. 5.8 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 500 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Mao Takahashi	RSP92_13	0,502	210	300,0	323,4	1434,9	37,9	323,4 ± 37,9
	RSP92_14	0,497	189	275,5				
	RSP92_15	0,500	243	349,9				
	RSP92_16	0,500	215	309,6				
	RSP92_19	0,495	260	382,0				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Guan Wang	RSP92_13	0,502	210	425,3	456,8	2601,1	51,0	456,8 ± 51,0
	RSP92_14	0,497	189	392,2				
	RSP92_15	0,500	243	492,5				
	RSP92_16	0,500	215	438,2				
	RSP92_19	0,495	260	535,7				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
García	RSP92_13	0,502	210	291,7	314,4	1356,3	36,8	314,4 ± 36,8
	RSP92_14	0,497	189	267,8				
	RSP92_15	0,500	243	340,2				
	RSP92_16	0,500	215	301,0				
	RSP92_19	0,495	260	371,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Purmenský Matocha	RSP92_13	0,502	210	345,1	367,5	1761,0	42,0	367,5 ± 42,0
	RSP92_14	0,497	189	310,0				
	RSP92_15	0,500	243	400,2				
	RSP92_16	0,500	215	353,5				
	RSP92_19	0,495	260	428,6				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Song	RSP92_13	0,502	210	254,8	270,4	634,7	25,2	270,4 ± 25,2
	RSP92_14	0,497	189	238,5				
	RSP92_15	0,500	243	288,0				
	RSP92_16	0,500	215	261,2				
	RSP92_19	0,495	260	309,3				

P92, 600 °C

Tab. 5.9 Stanovení R_m^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Mao Takahashi	RP92_02	0,502	1018	205,2	191,3	58,4	7,6	191,3 ± 7,6	
	RSP92_09	0,504	987	185,1					
	RSP92_10	0,496	973	194,2					
	RSP92_11	0,497	963	186,8					
	RSP92_12	0,501	976	185,5					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Guan Wang	RP92_02	0,502	1018	415,1	408,0	15,3	3,9	408,0 ± 3,9	
	RSP92_09	0,504	987	404,8					
	RSP92_10	0,496	973	409,4					
	RSP92_11	0,497	963	405,7					
	RSP92_12	0,501	976	405,0					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
García	RP92_02	0,502	1018	339,3	330,4	24,4	4,9	330,4 ± 4,9	
	RSP92_09	0,504	987	326,4					
	RSP92_10	0,496	973	332,2					
	RSP92_11	0,497	963	327,5					
	RSP92_12	0,501	976	326,6					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	u_m [mm]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	RP92_02	0,502	1018	1,734	432,4	421,9	47,1	6,9	421,9 ± 6,9
	RSP92_09	0,504	987	1,723	420,7				
	RSP92_10	0,496	973	1,762	412,6				
	RSP92_11	0,497	963	1,719	417,5				
	RSP92_12	0,501	976	1,691	426,1				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Song	RP92_02	0,502	1018	394,0	386,1	19,2	4,4	386,1 ± 4,4	
	RSP92_09	0,504	987	382,5					
	RSP92_10	0,496	973	387,7					
	RSP92_11	0,497	963	383,5					
	RSP92_12	0,501	976	382,8					

Tab. 5.10 Stanovení R_e^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Mao Takahashi	RP92_02	0,502	208,22	297,5	283,0	72,3	8,5	283,0 ± 8,5
	RSP92_09	0,504	198,74	281,7				
	RSP92_10	0,496	194,2	284,2				
	RSP92_11	0,497	185,93	271,0				
	RSP92_12	0,501	195,79	280,8				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Guan Wang	RP92_02	0,502	208,22	421,8	402,4	131,0	11,4	402,4 ± 11,4
	RSP92_09	0,504	198,74	400,6				
	RSP92_10	0,496	194,2	404,0				
	RSP92_11	0,497	185,93	386,2				
	RSP92_12	0,501	195,79	399,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Garcia	RP92_02	0,502	208,22	289,2	275,2	68,3	8,3	275,2 ± 8,3
	RSP92_09	0,504	198,74	273,8				
	RSP92_10	0,496	194,2	276,3				
	RSP92_11	0,497	185,93	263,5				
	RSP92_12	0,501	195,79	273,0				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	RP92_02	0,502	208	342,1	322,7	144,9	12,0	322,7 ± 12,0
	RSP92_09	0,504	199	326,3				
	RSP92_10	0,496	194	318,7				
	RSP92_11	0,497	186	304,9				
	RSP92_12	0,501	196	321,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Song	RP92_02	0,502	208	253,1	243,5	32,0	5,7	243,5 ± 5,7
	RSP92_09	0,504	199	242,6				
	RSP92_10	0,496	194	244,3				
	RSP92_11	0,497	186	235,5				
	RSP92_12	0,501	196	242,0				

Tab. 5.11 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Mao Takahashi	RP92_02	0,502	215	307,1	294,0	51,9	7,2	294,0 ± 7,2
	RSP92_09	0,504	202	286,3				
	RSP92_10	0,496	202	295,6				
	RSP92_11	0,497	200	291,5				
	RSP92_12	0,501	202	289,7				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Guan Wang	RP92_02	0,502	215	434,9	417,3	94,0	9,7	417,3 ± 9,7
	RSP92_09	0,504	202	406,8				
	RSP92_10	0,496	202	419,3				
	RSP92_11	0,497	200	413,8				
	RSP92_12	0,501	202	411,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
García	RP92_02	0,502	215	298,6	285,9	49,0	7,0	285,9 ± 7,0
	RSP92_09	0,504	202	278,3				
	RSP92_10	0,496	202	287,4				
	RSP92_11	0,497	200	283,4				
	RSP92_12	0,501	202	281,7				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Purmenský Matocha	RP92_02	0,502	215	353,5	335,4	83,0	9,1	335,4 ± 9,1
	RSP92_09	0,504	202	331,7				
	RSP92_10	0,496	202	331,7				
	RSP92_11	0,497	200	328,4				
	RSP92_12	0,501	202	331,7				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Song	RP92_02	0,502	215	259,5	250,8	22,9	4,8	250,8 ± 4,8
	RSP92_09	0,504	202	245,7				
	RSP92_10	0,496	202	251,9				
	RSP92_11	0,497	200	249,1				
	RSP92_12	0,501	202	248,0				

AISI 316L, 20 °C

Tab. 5.12 Stanovení R_m^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Mao Takahashi	A316U_15	0,502	2134	780,9	785,6	49,1	7,0	785,6 ± 7,0	
	A316U_16	0,501	2127	781,6					
	A316U_17	0,499	2142	798,3					
	A316U_18	0,502	2131	779,3					
	A316U_19	0,496	2097	788,1					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Guan Wang	A316U_15	0,502	2134	710,0	712,5	12,9	3,6	712,5 ± 3,6	
	A316U_16	0,501	2127	710,4					
	A316U_17	0,499	2142	718,9					
	A316U_18	0,502	2131	709,2					
	A316U_19	0,496	2097	713,7					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
García	A316U_15	0,502	2134	711,3	714,4	20,5	4,5	714,4 ± 4,5	
	A316U_16	0,501	2127	711,8					
	A316U_17	0,499	2142	722,6					
	A316U_18	0,502	2131	710,3					
	A316U_19	0,496	2097	716,0					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	u_m [mm]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	A316U_15	0,502	2134	2,264	680,2	678,1	66,1	8,1	678,1 ± 8,1
	A316U_16	0,501	2127	2,309	666,6				
	A316U_17	0,499	2142	2,247	691,6				
	A316U_18	0,502	2131	2,279	674,9				
	A316U_19	0,496	2097	2,263	677,0				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Song	A316U_15	0,502	2134	724,6	727,3	16,2	4,0	727,3 ± 4,0	
	A316U_16	0,501	2127	725,0					
	A316U_17	0,499	2142	734,6					
	A316U_18	0,502	2131	723,7					
	A316U_19	0,496	2097	728,7					

Tab. 5.13 Stanovení R_e^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Mao Takahashi	A316U_15	0,502	125	179,3	221,8	999,6	31,6	221,8 ± 31,6
	A316U_16	0,501	165	237,3				
	A316U_17	0,499	188	272,1				
	A316U_18	0,502	141	201,7				
	A316U_19	0,496	149	218,5				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Guan Wang	A316U_15	0,502	125	262,7	320,0	1812,1	42,6	320,0 ± 42,6
	A316U_16	0,501	165	340,9				
	A316U_17	0,499	188	387,7				
	A316U_18	0,502	141	292,9				
	A316U_19	0,496	149	315,5				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
García	A316U_15	0,502	125	174,3	215,6	944,9	30,7	215,6 ± 30,7
	A316U_16	0,501	165	230,7				
	A316U_17	0,499	188	264,6				
	A316U_18	0,502	141	196,1				
	A316U_19	0,496	149	212,4				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	A316U_15	0,502	125	204,0	251,5	1283,9	35,8	251,5 ± 35,8
	A316U_16	0,501	165	270,8				
	A316U_17	0,499	188	308,7				
	A316U_18	0,502	141	230,2				
	A316U_19	0,496	149	243,7				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Song	A316U_15	0,502	125	174,5	202,8	442,2	21,0	202,8 ± 21,0
	A316U_16	0,501	165	213,1				
	A316U_17	0,499	188	236,3				
	A316U_18	0,502	141	189,4				
	A316U_19	0,496	149	200,6				

Tab. 5.14 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Mao Takahashi	A316U_15	0,502	150	214,3	252,1	1257,2	35,5	252,1 ± 35,5
	A316U_16	0,501	195	279,7				
	A316U_17	0,499	210	303,6				
	A316U_18	0,502	150	214,3				
	A316U_19	0,496	170	248,8				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Guan Wang	A316U_15	0,502	150	309,9	360,8	2278,9	47,7	360,8 ± 47,7
	A316U_16	0,501	195	397,9				
	A316U_17	0,499	210	430,1				
	A316U_18	0,502	150	309,9				
	A316U_19	0,496	170	356,3				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
García	A316U_15	0,502	150	208,3	245,1	1188,3	34,5	245,1 ± 34,5
	A316U_16	0,501	195	271,9				
	A316U_17	0,499	210	295,2				
	A316U_18	0,502	150	208,3				
	A316U_19	0,496	170	241,9				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Purmenský Matocha	A316U_15	0,502	150	244,9	286,7	1617,6	40,2	286,7 ± 40,2
	A316U_16	0,501	195	320,1				
	A316U_17	0,499	210	345,1				
	A316U_18	0,502	150	244,9				
	A316U_19	0,496	170	278,3				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Song	A316U_15	0,502	150	197,8	223,0	556,1	23,6	223,0 ± 23,6
	A316U_16	0,501	195	241,3				
	A316U_17	0,499	210	257,2				
	A316U_18	0,502	150	197,8				
	A316U_19	0,496	170	220,7				

AISI 316L, 600 °C

Tab. 5.15 Stanovení R_m^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Mao Takahashi	A316U_20	0,498	1272	346,8	360,0	86,2	9,3	360,0 ± 9,3	
	A316U_21	0,498	1318	370,9					
	A316U_22	0,501	1328	367,8					
	A316U_23	0,501	1297	351,8					
	A316U_24	0,499	1308	362,9					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Guan Wang	A316U_20	0,498	1272	487,6	494,4	22,6	4,8	494,4 ± 4,8	
	A316U_21	0,498	1318	500,0					
	A316U_22	0,501	1328	498,4					
	A316U_23	0,501	1297	490,2					
	A316U_24	0,499	1308	495,9					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
García	A316U_20	0,498	1272	430,8	439,4	36,0	6,0	439,4 ± 6,0	
	A316U_21	0,498	1318	446,4					
	A316U_22	0,501	1328	444,4					
	A316U_23	0,501	1297	434,1					
	A316U_24	0,499	1308	441,3					
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	u_m [mm]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	A316U_20	0,498	1272	1,786	523,5	525,9	128,5	11,3	525,9 ± 11,3
	A316U_21	0,498	1318	1,838	526,9				
	A316U_22	0,501	1328	1,900	511,2				
	A316U_23	0,501	1297	1,817	521,7				
	A316U_24	0,499	1308	1,754	546,0				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]	
Song	A316U_20	0,498	1272	475,4	483,0	28,4	5,3	483,0 ± 5,3	
	A316U_21	0,498	1318	489,2					
	A316U_22	0,501	1328	487,4					
	A316U_23	0,501	1297	478,2					
	A316U_24	0,499	1308	484,6					

Tab. 5.16 Stanovení R_e^{SPT} pomocí empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Mao Takahashi	A316U_20	0,498	80	116,8	136,3	319,0	17,9	136,3 ± 17,9
	A316U_21	0,498	96	139,7				
	A316U_22	0,501	80	114,5				
	A316U_23	0,501	109	156,7				
	A316U_24	0,499	106	153,9				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Guan Wang	A316U_20	0,498	80	178,6	204,9	578,4	24,0	204,9 ± 24,0
	A316U_21	0,498	96	209,5				
	A316U_22	0,501	80	175,5				
	A316U_23	0,501	109	232,3				
	A316U_24	0,499	106	228,5				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
García	A316U_20	0,498	80	113,5	132,5	301,6	17,4	132,5 ± 17,4
	A316U_21	0,498	96	135,8				
	A316U_22	0,501	80	111,3				
	A316U_23	0,501	109	152,4				
	A316U_24	0,499	106	149,6				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Purmenský Matocha	A316U_20	0,498	80	128,7	152,1	433,3	20,8	152,1 ± 20,8
	A316U_21	0,498	96	155,1				
	A316U_22	0,501	80	127,7				
	A316U_23	0,501	109	176,9				
	A316U_24	0,499	106	172,1				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Song	A316U_20	0,498	80	132,9	145,9	141,1	11,9	145,9 ± 11,9
	A316U_21	0,498	96	148,2				
	A316U_22	0,501	80	131,4				
	A316U_23	0,501	109	159,5				
	A316U_24	0,499	106	157,6				

Tab. 5.17 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Mao Takahashi	A316U_20	0,498	97	140,8	191,5	1970,1	44,4	191,5 ± 44,4
	A316U_21	0,498	118	171,3				
	A316U_22	0,501	191	273,9				
	A316U_23	0,501	131	187,9				
	A316U_24	0,499	127	183,6				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Guan Wang	A316U_20	0,498	97	210,9	279,2	3571,4	59,8	279,2 ± 59,8
	A316U_21	0,498	118	252,0				
	A316U_22	0,501	191	390,2				
	A316U_23	0,501	131	274,3				
	A316U_24	0,499	127	268,6				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
García	A316U_20	0,498	97	136,9	186,2	1862,2	43,2	186,2 ± 43,2
	A316U_21	0,498	118	166,5				
	A316U_22	0,501	191	266,3				
	A316U_23	0,501	131	182,7				
	A316U_24	0,499	127	178,5				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Purmenský Matocha	A316U_20	0,498	97	156,4	216,2	2747,0	52,4	216,2 ± 52,4
	A316U_21	0,498	118	191,5				
	A316U_22	0,501	191	313,4				
	A316U_23	0,501	131	213,2				
	A316U_24	0,499	127	206,5				
Metoda	Vzorek	h [mm]	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Song	A316U_20	0,498	97	148,9	182,6	871,5	29,5	182,6 ± 29,5
	A316U_21	0,498	118	169,2				
	A316U_22	0,501	191	237,5				
	A316U_23	0,501	131	180,2				
	A316U_24	0,499	127	177,4				

III. Porovnání meze kluzu a meze pevnosti získaných z protlačovací zkoušky a z konvenční tahové zkoušky

K ověření správnosti výsledků protlačovací zkoušky je zapotřebí tyto výsledky porovnat s výsledky z tahové zkoušky. Za tímto účelem bylo provedeno pět tahových zkoušek materiálu P92 při teplotě 20 °C a 600 °C a dalších pět tahových zkoušek materiálu AISI 316L při teplotě 20 °C. Z důvodu nedostatku zkušebního materiálu byla pro materiál P92 při teplotě 500 °C provedena pouze jedna tahová zkouška a pro materiál AISI 316L při teplotě 600 °C tahová zkouška nebyla provedena. Výsledky tahových zkoušek byly statisticky zpracovány určením střední hodnoty μ a směrodatné odchylky σ . V případě, že u daného materiálu a při dané teplotě byla provedena pouze jedna tahová zkouška, jsou rozptyl i směrodatná odchylka rovny nule. V tomto případě je hodnota směrodatné odchylky σ vynechána. Pro tahovou zkoušku byly použity zkušební vzorky s měrnou částí o průměru 6 mm a délce 30 mm. Rychlost pohybu příčnicku byla nastavena na hodnotu $v_1 = 10$ mm/min. Výsledky z tahových a protlačovacích zkoušek jsou vzájemně porovnány a zobrazeny v tab. 5.18 a 5.19.

Tab. 5.18 Porovnání výsledků protlačovací a konvenční tahové zkoušky pro materiál P92 při teplotě 20, 500 a 600 °C.

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]				
				μ	σ	μ	σ	μ	σ			
										SPT-ZT	SPT-ZT	SPT-ZT
P92	20	Small punch test (SPT)	Mao, Takahashi Guan, Wang García Purmenský, Matocha Song	699,0	17,6	-2,0	463,7	39,9	-79,6	523,2	54,0	-20,1
				668,1	9,0	-32,9	645,7	53,8	102,4	725,7	72,7	182,4
				658,4	11,3	-42,6	450,8	38,8	-92,5	508,6	52,5	-34,7
				803,7	27,3	102,7	534,1	43,9	-9,2	603,3	60,0	60,0
				677,6	10,1	-23,4	363,7	26,6	-179,6	403,2	35,9	-140,1
		Zkouška tahem (ZT)	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	
				701,0	4,2	543,3			4,0			

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]				
				μ	σ	μ	σ	μ	σ			
										SPT-ZT	SPT-ZT	SPT-ZT
P92	500	Small punch test (SPT)	Mao, Takahashi Guan, Wang García Purmenský, Matocha Song	362,5	5,4	-165,0	283,3	23,5	-124,9	323,4	37,9	-84,8
				495,7	7,7	-31,8	402,8	31,7	-5,4	456,8	51,0	48,6
				441,0	3,5	-86,5	275,4	22,9	-132,8	314,4	36,8	-93,8
				577,1	11,8	49,6	321,3	26,1	-86,9	367,5	42,0	-40,7
				484,4	3,1	-43,1	243,7	15,7	-164,5	270,4	25,2	-137,8
		Zkouška tahem (ZT)	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	
				527,5	-	408,2			-			

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]				
				μ	σ	μ	σ	μ	σ			
										SPT-ZT	SPT-ZT	SPT-ZT
P92	600	Small punch test (SPT)	Mao, Takahashi Guan, Wang García Purmenský, Matocha Song	191,3	7,6	-228,2	283,0	8,5	-85,7	294,0	7,2	-74,7
				408,0	3,9	-11,5	402,4	11,4	33,7	417,3	9,7	48,6
				330,4	4,9	-89,1	275,2	8,3	-93,5	285,9	7,0	-82,8
				421,9	6,9	2,4	322,7	12,0	-46,0	335,4	9,1	-33,3
				386,1	4,4	-33,4	243,5	5,7	-125,2	250,8	4,8	-117,9
		Zkouška tahem (ZT)	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	
				419,5	14,1	368,7			1,7			

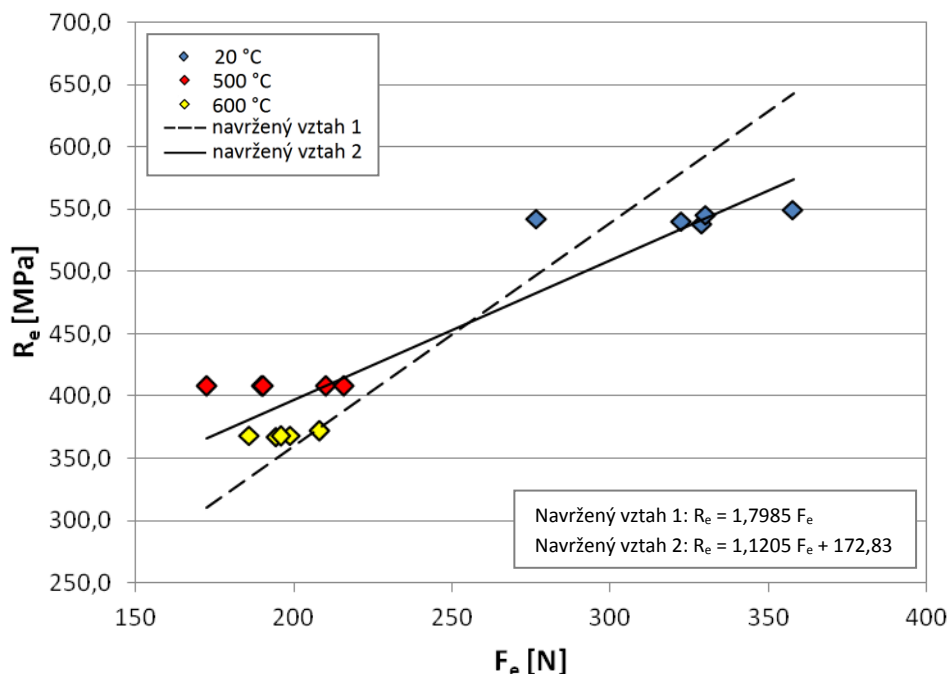
Tab. 5.19 Porovnání výsledků protlačovací a konvenční tahové zkoušky pro materiál AISI 316L při teplotě 20 °C.

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]				
				μ	σ	SPT-ZT	σ	μ	σ	SPT-ZT	σ	
AISI 316L	20	Small punch test (SPT)	Mao, Takahashi	785,6	7,0	206,4	31,6	221,8	31,6	252,1	35,5	-13,9
			Guan, Wang	712,5	3,6	133,3	42,6	320,0	42,6	360,8	47,7	94,8
			Garcia	714,4	4,5	135,2	30,7	215,6	30,7	245,1	34,5	-20,9
			Purmenský, Matocha	678,1	8,1	98,9	35,8	251,5	35,8	286,7	40,2	20,7
			Song	727,3	4,0	148,1	21,0	202,8	21,0	223,0	23,6	-43,0
		Zkouška tahem (ZT)	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ	μ	σ	
				579,2	1,7	266,0		266,0		4,8		

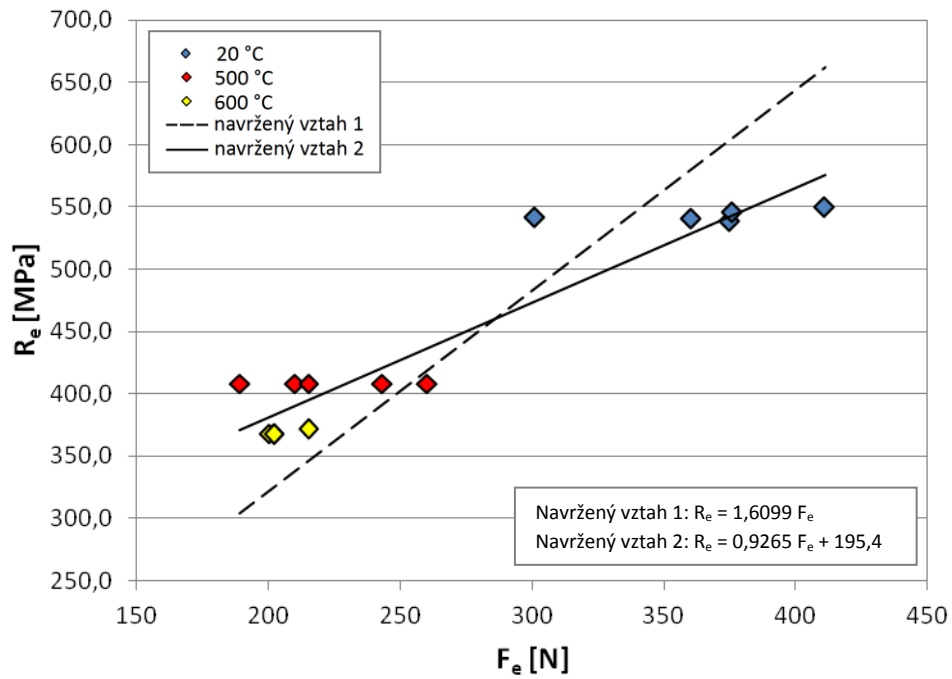
IV. Návrh vlastních empirických vztahů pro výpočet meze pevnosti a meze kluzu z výsledků protlačovací zkoušky s využitím naměřených dat oceli P92 a AISI 316L

Kromě empirických vztahů pro výpočet meze kluzu a meze pevnosti z výsledků protlačovací zkoušky navržených podle Maa a Takahashiho, Guana a Wanga, Garcíi, Purmenského a Matochy a také Songa, byly rovněž navrženy vlastní empirické vztahy s využitím naměřených dat oceli P92 při teplotě 20, 500 a 600 °C a oceli AISI 316L při teplotě 20 °C. Vlastní empirické vztahy byly navrženy pro ocel P92 při zahrnutí teplot 20, 500 a 600 °C (navržený vztah 1 a 2). Dále byly navrženy komplexní empirické vztahy zahrnující ocel P92 i AISI 316L za teploty 20 °C (komplexní vztah 1 a 2). Vlastní empirické vztahy pro ocel P92 i AISI 316L se dále dělí na vztahy pro výpočet meze pevnosti R_m^{SPT} a meze kluzu R_e^{SPT} určené metodou dvou tangent a metodou offset. Navržený nebo komplexní vztah označený číslicí 1 označuje vztah, který byl získán proložením lineární regrese experimentálně naměřenými body závislosti síly (F_m , F_e získané metodou dvou tangent nebo metodou offset) získané z protlačovací zkoušky na pevnosti (R_m , R_e , $R_{p0,2}$) získané z konvenční tahové zkoušky. Číslice 2 označuje vztah získaný stejným způsobem, ale s podmínkou lineární regrese směřující do počátku souřadnicového systému (např. $F_m = 0$, $R_m = 0$).

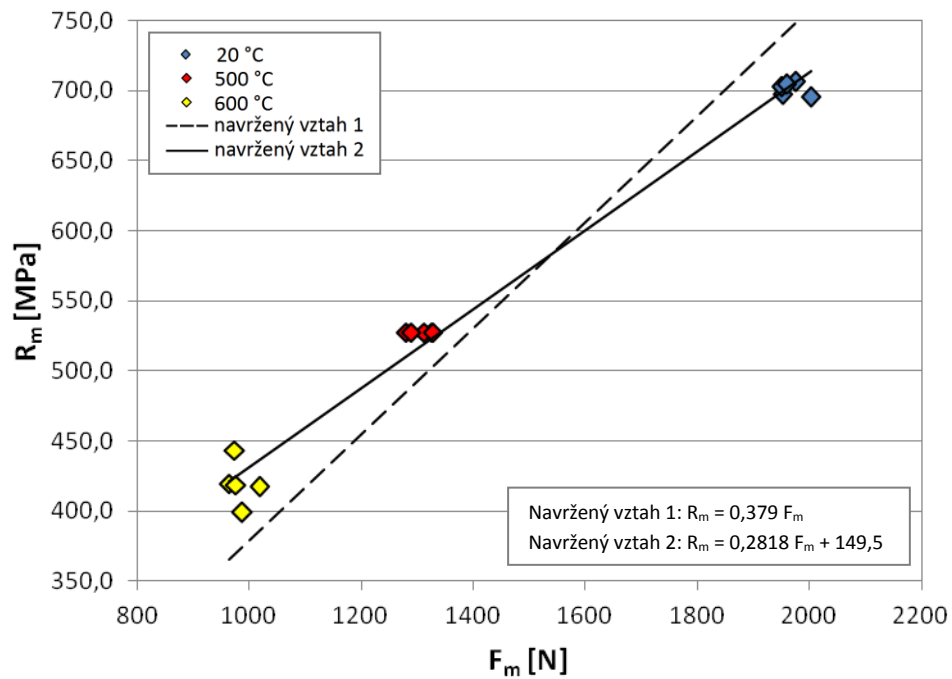
Pro vytvoření vlastních empirických vztahů je potřeba vytvořit závislosti mechanických veličin z protlačovací zkoušky (F_m , F_e určené metodou dvou tangent nebo metodou offset) na příslušných mechanických veličinách konvenční tahové zkoušky (R_m , R_e , $R_{p0,2}$). U těchto závislostí se pak experimentálními body proloží lineární regrese s konkrétní rovnicí přímky, která je zároveň rovnicí vlastního empirického vztahu (obr. 5.15 až 5.20). Při vytváření vlastních vztahů nebyl brán ohled na tloušťku zkušební vzorku z důvodu, že všechny zkušební vzorky byly vybroušeny na stejnou tloušťku $h = 0,5 \pm 0,005$ mm.



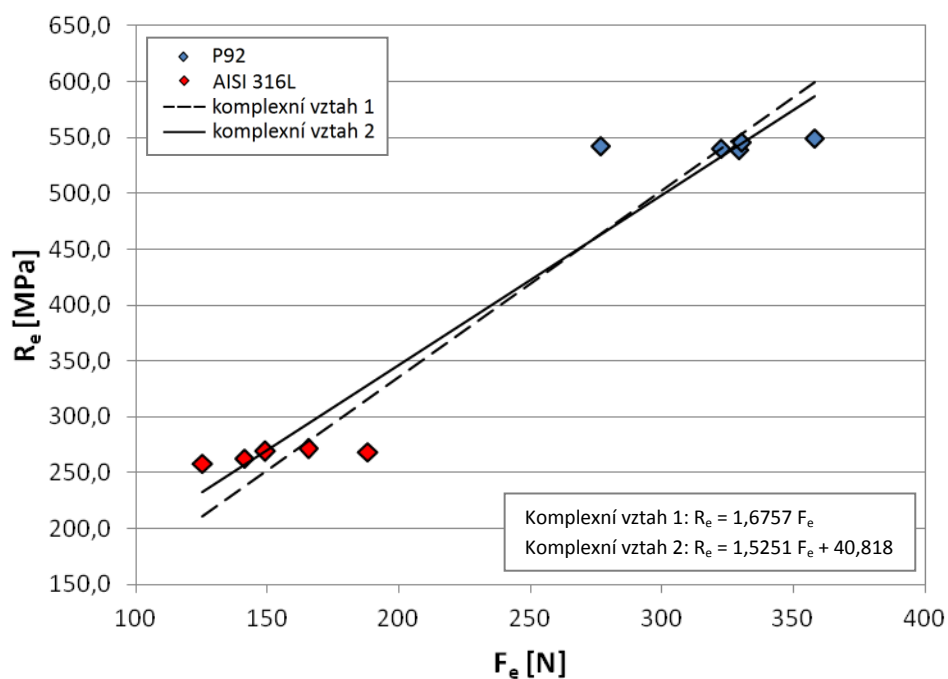
Obr. 5.15 Vytvoření navrženého vztahu 1 a 2 pro mez kluzu určenou metodou dvou tangent oceli P92



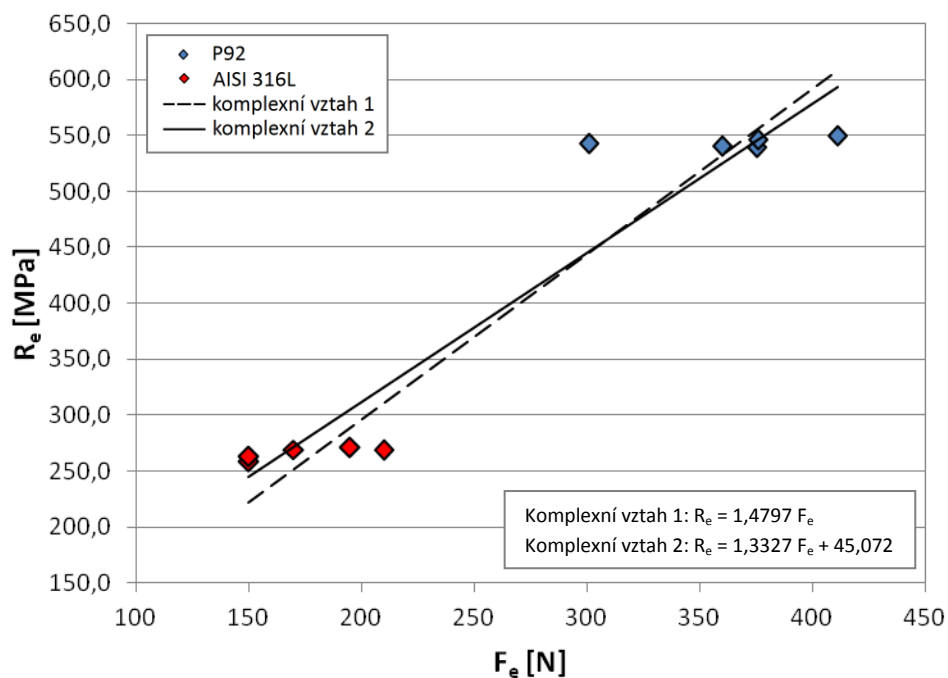
Obr. 5.16 Vytvoření navrženého vztahu 1 a 2 pro mez kluzu určenou metodou offset oceli P92



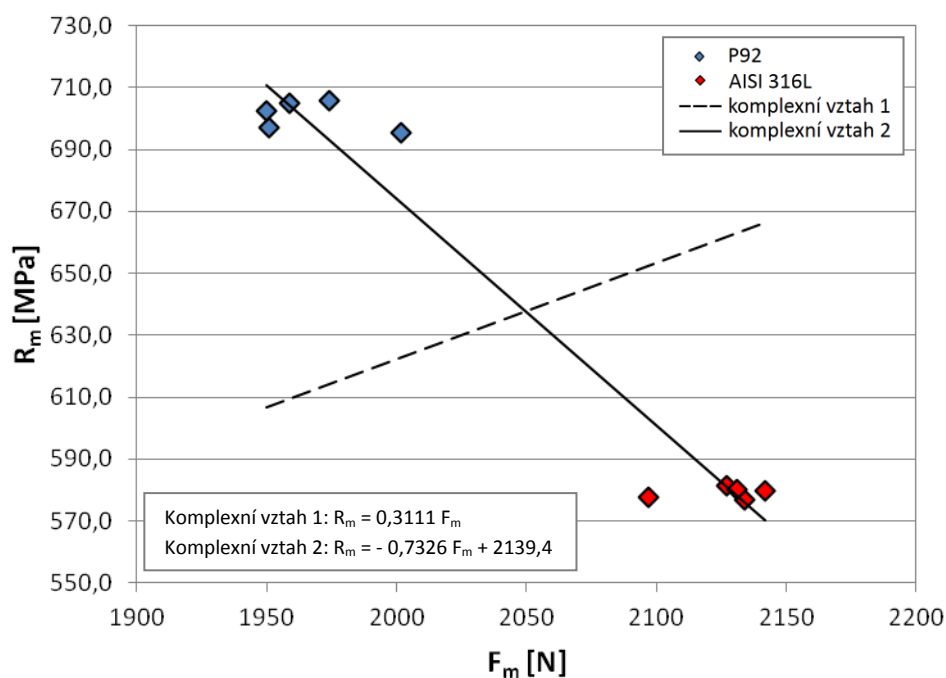
Obr. 5.17 Vytvoření navrženého vztahu 1 a 2 pro mez pevnosti oceli P92



Obr. 5.18 Vytvoření komplexního vztahu 1 a 2 pro mez kluzu určenou metodou dvou tangent pro teplotu 20 °C



Obr. 5.19 Vytvoření komplexního vztahu 1 a 2 pro mez kluzu určenou metodou offset pro teplotu 20 °C



Obr. 5.20 Vytvoření komplexního vztahu 1 a 2 pro mez pevnosti pro teplotu 20 °C

Z rovnic přímek lineárních regresí na obr. 5.15 až 5.20 jsou vytvořeny následující vlastní empirické vztahy - rovnice (5.21) až (5.32).

Navržený vztah 1

Mez kluzu určená metodou dvou tangent:

$$R_e^{SPT} = 1,7985 F_e . \quad (5.21)$$

Mez kluzu určená metodou offset:

$$R_e^{SPT} = 1,6099 F_e . \quad (5.22)$$

Mez pevnosti:

$$R_m^{SPT} = 0,379 F_m , \quad (5.23)$$

kde:

R_e^{SPT} mez kluzu získaná protlačovací zkouškou metodou dvou tangent nebo metodou offset, [MPa];

R_m^{SPT} mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou, [MPa];

F_e síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu určená metodou dvou tangent nebo metodou offset, [N];

F_m síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky, [N].

Navržený vztah 2

Mez kluzu určená metodou dvou tangent:

$$R_e^{SPT} = 1,1205F_e + 172,83. \quad (5.24)$$

Mez kluzu určená metodou offset:

$$R_e^{SPT} = 0,9265F_e + 195,4. \quad (5.25)$$

Mez pevnosti:

$$R_m^{SPT} = 0,2818F_m + 149,5. \quad (5.26)$$

Komplexní vztah 1

Mez kluzu určená metodou dvou tangent:

$$R_e^{SPT} = 1,6757F_e. \quad (5.27)$$

Mez kluzu určená metodou offset:

$$R_e^{SPT} = 1,4797F_e. \quad (5.28)$$

Mez pevnosti:

$$R_m^{SPT} = 0,3111F_m. \quad (5.29)$$

Komplexní vztah 2

Mez kluzu určená metodou dvou tangent:

$$R_e^{SPT} = 1,5251F_e + 40,818. \quad (5.30)$$

Mez kluzu určená metodou offset:

$$R_e^{SPT} = 1,3327F_e + 45,072. \quad (5.31)$$

Mez pevnosti:

$$R_m^{SPT} = -0,7326F_m + 2139,4. \quad (5.32)$$

Vytvořené vlastní empirické vztahy podle rovnic (5.21) až (5.32) se nyní využijí, stejně jako vztahy Maa a Takahashiho, Guana a Wanga, Garcíi, Purmenského a Matochy a také Songa, k výpočtu meze kluzu R_e^{SPT} a meze pevnosti R_m^{SPT} získaných protlačovací zkouškou. Výsledné hodnoty meze kluzu R_e^{SPT} a meze pevnosti R_m^{SPT} s využitím vlastních empirických vztahů pro jednotlivé zkušební vzorky jsou zobrazeny v tab. 5.20 až 5.31 a jejich porovnání s konvenční tahovou zkouškou pak v tab. 5.32 a 5.33.

P92, 20 °C

Tab. 5.20 Stanovení R_m^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 1	RSP92_03	1951	739,4	745,6	54,1	7,4	745,6 ± 7,4
	RSP92_05	1974	748,1				
	RSP92_06	1950	739,1				
	RSP92_07	1959	742,5				
	RSP92_08	2002	758,8				
Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 2	RSP92_03	1951	699,3	703,9	29,9	5,5	703,9 ± 5,5
	RSP92_05	1974	705,8				
	RSP92_06	1950	699,0				
	RSP92_07	1959	701,5				
	RSP92_08	2002	713,7				
Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 1	RSP92_03	1951	607,0	612,0	36,4	6,0	612,0 ± 6,0
	RSP92_05	1974	614,1				
	RSP92_06	1950	606,6				
	RSP92_07	1959	609,4				
	RSP92_08	2002	622,8				
Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 2	RSP92_03	1951	710,1	698,2	202,1	14,2	698,2 ± 14,2
	RSP92_05	1974	693,2				
	RSP92_06	1950	710,8				
	RSP92_07	1959	704,2				
	RSP92_08	2002	672,7				

Tab. 5.21 Stanovení R_e^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 1	RSP92_03	277	497,5	581,2	2231,4	47,2	581,2 ± 47,2
	RSP92_05	358	643,5				
	RSP92_06	323	580,0				
	RSP92_07	329	591,5				
	RSP92_08	330	593,7				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 2	RSP92_03	277	482,8	535,0	866,1	29,4	535,0 ± 29,4
	RSP92_05	358	573,7				
	RSP92_06	323	534,2				
	RSP92_07	329	541,4				
	RSP92_08	330	542,7				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 1	RSP92_03	277	463,5	541,6	1937,1	44,0	541,6 ± 44,0
	RSP92_05	358	599,6				
	RSP92_06	323	540,4				
	RSP92_07	329	551,1				
	RSP92_08	330	553,1				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 2	RSP92_03	277	462,7	533,7	1604,6	40,1	533,7 ± 40,1
	RSP92_05	358	586,5				
	RSP92_06	323	532,7				
	RSP92_07	329	542,4				
	RSP92_08	330	544,3				

Tab. 5.22 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Navržený vztah 1	RSP92_03	301	484,6	587,0	3347,1	57,9	587,0 ± 57,9
	RSP92_05	411	661,7				
	RSP92_06	360	579,6				
	RSP92_07	375	603,7				
	RSP92_08	376	605,3				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Navržený vztah 2	RSP92_03	301	474,3	533,2	1108,6	33,3	533,2 ± 33,3
	RSP92_05	411	576,2				
	RSP92_06	360	528,9				
	RSP92_07	375	542,8				
	RSP92_08	376	543,8				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Komplexní vztah 1	RSP92_03	301	445,4	539,5	2827,6	53,2	539,5 ± 53,2
	RSP92_05	411	608,2				
	RSP92_06	360	532,7				
	RSP92_07	375	554,9				
	RSP92_08	376	556,4				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Komplexní vztah 2	RSP92_03	301	446,2	531,0	2293,7	47,9	531,0 ± 47,9
	RSP92_05	411	592,8				
	RSP92_06	360	524,8				
	RSP92_07	375	544,8				
	RSP92_08	376	546,2				

P92, 500 °C

Tab. 5.23 Stanovení R_m^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 500 °C.

Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 1	RSP92_13	1325	502,2	495,0	54,3	7,4	495,0 ± 7,4
	RSP92_14	1279	484,7				
	RSP92_15	1312	497,2				
	RSP92_16	1327	502,9				
	RSP92_19	1288	488,2				
Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 2	RSP92_13	1325	522,9	517,6	30,0	5,5	517,6 ± 5,5
	RSP92_14	1279	509,9				
	RSP92_15	1312	519,2				
	RSP92_16	1327	523,4				
	RSP92_19	1288	512,5				

Tab. 5.24 Stanovení R_e^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 500 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 1	RSP92_13	190	341,7	352,0	788,8	28,1	352,0 ± 28,1
	RSP92_14	172	310,0				
	RSP92_15	210	378,0				
	RSP92_16	190	342,4				
	RSP92_19	216	388,1				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 2	RSP92_13	190	385,7	392,1	306,2	17,5	392,1 ± 17,5
	RSP92_14	172	365,9				
	RSP92_15	210	408,3				
	RSP92_16	190	386,1				
	RSP92_19	216	414,6				

Tab. 5.25 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 500 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Navržený vztah 1	RSP92_13	210	338,1	359,7	1636,6	40,5	359,7 ± 40,5
	RSP92_14	189	304,3				
	RSP92_15	243	391,2				
	RSP92_16	215	346,1				
	RSP92_19	260	418,6				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Navržený vztah 2	RSP92_13	210	390,0	402,4	542,0	23,3	402,4 ± 23,3
	RSP92_14	189	370,5				
	RSP92_15	243	420,5				
	RSP92_16	215	394,6				
	RSP92_19	260	436,3				

P92, 600 °C

Tab. 5.26 Stanovení R_m^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 1	RP92_02	1018	385,8	372,7	51,4	7,2	372,7 ± 7,2
	RSP92_09	987	374,1				
	RSP92_10	973	368,8				
	RSP92_11	963	365,0				
	RSP92_12	976	369,9				
Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 2	RP92_02	1018	436,4	426,6	28,4	5,3	426,6 ± 5,3
	RSP92_09	987	427,6				
	RSP92_10	973	423,7				
	RSP92_11	963	420,9				
	RSP92_12	976	424,5				

Tab. 5.27 Stanovení R_e^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 1	RP92_02	208	374,5	353,5	168,1	13,0	353,5 ± 13,0
	RSP92_09	199	357,4				
	RSP92_10	194	349,3				
	RSP92_11	186	334,4				
	RSP92_12	196	352,1				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Navržený vztah 2	RP92_02	208	406,1	393,1	65,3	8,1	393,1 ± 8,1
	RSP92_09	199	395,5				
	RSP92_10	194	390,4				
	RSP92_11	186	381,2				
	RSP92_12	196	392,2				

Tab. 5.28 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí navržených empirických vztahů pro materiál P92 a teplotu 600 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Navržený vztah 1	RP92_02	215	346,1	328,7	77,1	8,8	328,7 ± 8,8
	RSP92_09	202	325,2				
	RSP92_10	202	325,2				
	RSP92_11	200	322,0				
	RSP92_12	202	325,2				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Navržený vztah 2	RP92_02	215	394,6	384,6	25,5	5,1	384,6 ± 5,1
	RSP92_09	202	382,6				
	RSP92_10	202	382,6				
	RSP92_11	200	380,7				
	RSP92_12	202	382,6				

AISI 316L, 20 °C

Tab. 5.29 Stanovení R_m^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 1	A316U_15	2134	663,9	661,5	23,0	4,8	661,5 ± 4,8
	A316U_16	2127	661,7				
	A316U_17	2142	666,4				
	A316U_18	2131	663,0				
	A316U_19	2097	652,4				
Metoda	Vzorek	F_m [N]	R_m^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_m^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 2	A316U_15	2134	576,0	581,7	127,4	11,3	581,7 ± 11,3
	A316U_16	2127	581,2				
	A316U_17	2142	570,2				
	A316U_18	2131	578,2				
	A316U_19	2097	603,1				

Tab. 5.30 Stanovení R_e^{SPT} pomocí navržených empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 1	A316U_15	125	210,3	258,0	1292,7	36,0	258,0 ± 36,0
	A316U_16	165	277,3				
	A316U_17	188	315,4				
	A316U_18	141	236,6				
	A316U_19	149	250,2				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	R_e^{SPT} [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	R_e^{SPT} [MPa]
Komplexní vztah 2	A316U_15	125	232,2	275,6	1070,8	32,7	275,6 ± 32,7
	A316U_16	165	293,2				
	A316U_17	188	327,9				
	A316U_18	141	256,1				
	A316U_19	149	268,5				

Tab. 5.31 Stanovení $R_{p0,2}^{SPT}$ pomocí navržených empirických vztahů pro materiál AISI 316L a teplotu 20 °C.

Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Komplexní vztah 1	A316U_15	150	222,0	258,9	1269,9	35,6	258,9 ± 35,6
	A316U_16	195	288,5				
	A316U_17	210	310,7				
	A316U_18	150	222,0				
	A316U_19	170	251,5				
Metoda	Vzorek	F_e [N]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]	μ [MPa]	σ^2 [MPa]	σ [MPa]	$R_{p0,2}^{SPT}$ [MPa]
Komplexní vztah 2	A316U_15	150	245,0	278,3	1030,1	32,1	278,3 ± 32,1
	A316U_16	195	304,9				
	A316U_17	210	324,9				
	A316U_18	150	245,0				
	A316U_19	170	271,6				

Tab. 5.32 Porovnání výsledků protlačovací a konvenční tahové zkoušky pro materiál P92 při teplotě 20, 500 a 600 °C s využitím navrženého vztahu 1 a 2.

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]		
				μ	σ	μ	σ	μ	σ	SPT-ZI
P92	20	Small punch test (SPT)	Navržený vztah 1	745,6	7,4	581,2	47,2	587,0	57,9	43,7
				703,9	5,5	535,0	29,4	533,2	33,3	-10,1
		Zkouška tahem (ZT)	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ	σ
				701,0	4,2	543,3		4,0		

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]		
				μ	σ	μ	σ	μ	σ	SPT-ZI
P92	500	Small punch test (SPT)	Navržený vztah 1	495,0	7,4	352,0	28,1	359,7	40,5	-48,5
				517,6	5,5	392,1	17,5	402,4	23,3	-5,8
		Zkouška tahem (ZT)	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ	σ
				527,5	-	408,2		-		

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]		
				μ	σ	μ	σ	μ	σ	SPT-ZI
P92	600	Small punch test (SPT)	Navržený vztah 1	372,7	7,2	353,5	13,0	328,7	8,8	-40,0
				426,6	5,3	393,1	8,1	384,6	5,1	15,9
		Zkouška tahem (ZT)	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ	σ
				419,5	14,1	368,7		1,7		

Tab. 5.33 Porovnání výsledků protlačovací a konvenční tahové zkoušky pro materiál P92 a AISI 316L při teplotě 20 °C s využitím komplexního vztahu 1 a 2.

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]	
				μ	σ	μ	σ	μ	σ
P92	20	Small punch test	Komplexní vztah 1	612,0	6,0	541,6	44,0	539,5	53,2
		(SPT)	Komplexní vztah 2	698,2	14,2	533,7	40,1	531,0	47,9
		Zkouška tahem	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ
		(ZT)		701,0	4,2	543,3			4,0

Materiál	Teplota [°C]	Typ zkoušky	Vztah	Mez pevnosti [MPa]		Mez kluzu - dvě tangenty [MPa]		Mez kluzu - offset [MPa]	
				μ	σ	μ	σ	μ	σ
AISI 316L	20	Small punch test	Komplexní vztah 1	661,5	4,8	258,0	36,0	258,9	35,6
		(SPT)	Komplexní vztah 2	581,7	11,3	275,6	32,7	278,3	32,1
		Zkouška tahem	-	μ	σ	μ	σ	μ	σ
		(ZT)		579,2	1,7	266,0			4,8

V. Určení lomové energie E^{SP} z plochy pod křivkou závislosti síly na prohloubení zkušební vzorku

Z naměřených dat pro materiál P92 při teplotě 20, 500 a 600 °C a AISI 316L při teplotě 20 a 600 °C byla určena lomová energie potřebná k porušení zkušební vzorku. Lomová energie E^{SP} byla určena z plochy pod křivkou závislosti síly na prohloubení zkušební vzorku. Křivkou se rozumí závislost síly na prohloubení zkušební vzorku od počátku ($F = 0, u = 0$) po smluvně stanovený 20 % pokles maximální síly F_m . Výsledné hodnoty lomové energie E^{SP} pro jednotlivé materiály a teploty jsou uvedeny v tab. 5.34.

Tab. 5.34 Výsledné hodnoty lomové energie E^{SP} .

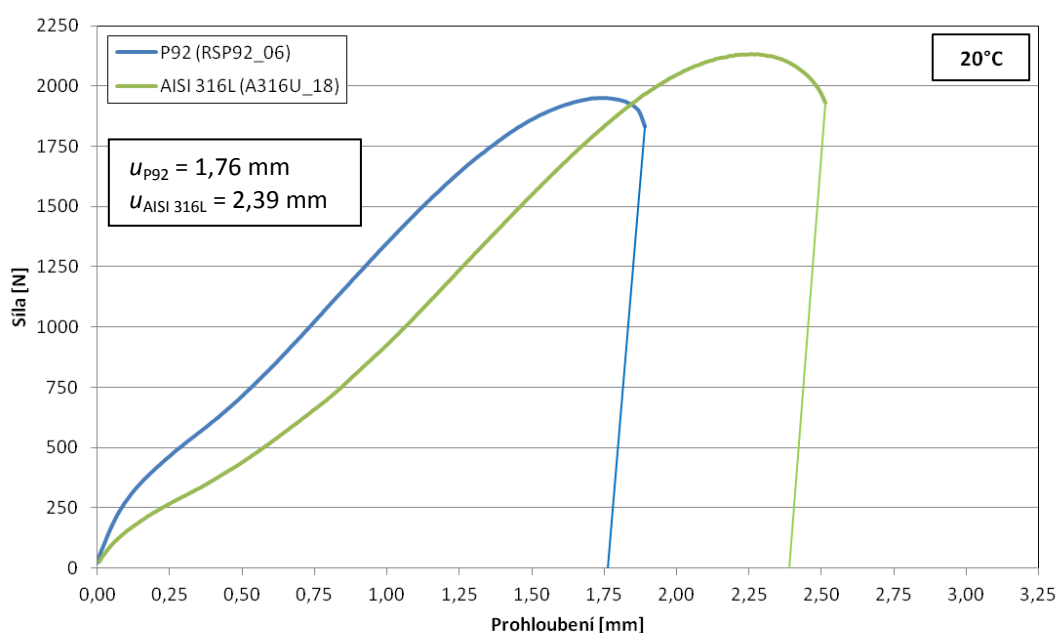
Materiál	Teplota [°C]	Vzorek	E^{SP} [J]	E^{SP} průměr [J]
P92	20	RSP92_03	2,52	2,39
		RSP92_05	2,28	
		RSP92_06	2,30	
		RSP92_07	2,39	
		RSP92_08	2,44	
	500	RSP92_13	1,48	1,41
		RSP92_14	1,32	
		RSP92_15	1,42	
		RSP92_16	1,46	
		RSP92_19	1,36	
	600	RP92_02	1,34	1,32
		RSP92_09	1,33	
		RSP92_10	1,33	
		RSP92_11	1,33	
		RSP92_12	1,29	
AISI 316L	20	A316U_15	2,95	2,96
		A316U_16	3,08	
		A316U_17	2,87	
		A316U_18	3,07	
		A316U_19	2,83	
	600	A316U_20	1,42	1,48
		A316U_21	1,55	
		A316U_22	1,52	
		A316U_23	1,46	
		A316U_24	1,47	

VI. Určení prohloubení oceli P92 a AISI 316L z protlačovací zkoušky

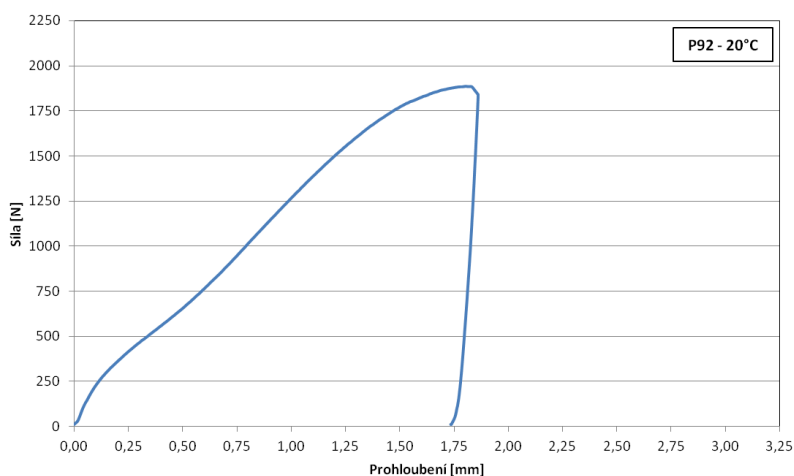
Pro určení a porovnání prohloubení byl vybrán reprezentativní zkušební vzorek materiálu P92 a AISI 316L při teplotě 20 °C. Porovnání těchto dvou materiálů je znázorněno na obr. 5.21.

K určení prohloubení je potřeba znát elastickou deformaci (odpružení), která vymizí při protřžení zkušební vzorku. U protlačovací zkoušky však nelze pro určení elastické deformace postupovat stejným způsobem, jak je tomu u tahové zkoušky, a to vynesáním rovnoběžky s počáteční elastickou deformací. Z tohoto důvodu bylo přistoupeno k experimentálnímu určení elastické deformace pro materiál P92, kdy byl zkušební vzorek odlehčen těsně před jeho protřžením. Záznam tohoto experimentu, ze kterého byla určena elastická deformace o hodnotě $u_{el} = 0,1265$ mm, je zobrazen na obr. 5.22.

S využitím experimentálně stanovené hodnoty elastické deformace u_{el} bylo určeno prohloubení oceli P92 o hodnotě $u_{P92} = 1,76$ mm a oceli AISI 316L o hodnotě $u_{AISI\ 316L} = 2,39$ mm.



Obr. 5.21 Porovnání prohloubení oceli P92 a AISI 316L



Obr. 5.22 Stanovení elastické deformace (odpružení) zkušební vzorku

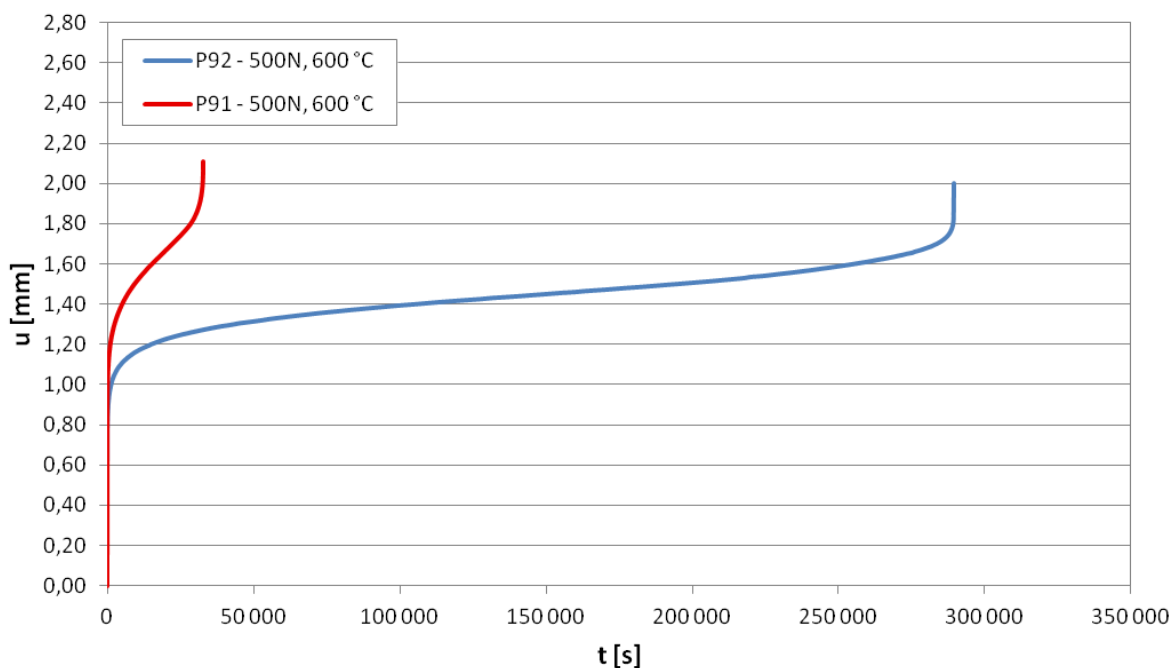
5.3.2 Protlačovací zkouška při konstantní síle (SPT-CF)

Popis experimentu

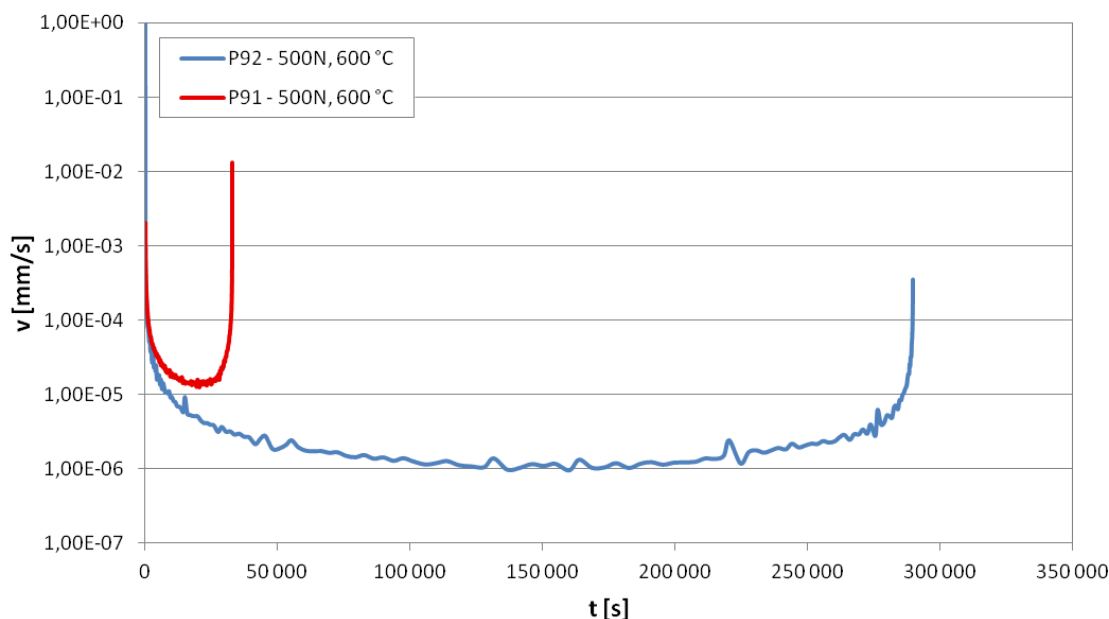
Pro názornou ukázkou protlačovací zkoušky při konstantní síle byly použity dva zkušební vzorky, z toho první je ocel P91 a druhá ocel P92. Upnutí zkušebních vzorků se provádí stejným způsobem jako u zkoušky SPT-CDR. Odlišnost nastává ve fázi zatěžování. Na počátku této zkoušky probíhající při teplotě $T = 600\text{ °C}$ je zkušební vzorek protlačován razníkem na hodnotu síly $F = 500\text{ N}$, která zůstává v dalším průběhu zkoušky konstantní. Vlivem zvýšené teploty T a zatížení zkušebního vzorku silou F dochází s časem t k pomalé plastické deformaci – prohloubení u , jejíž rychlost v nejprve rychle narůstá, pak dojde k ustálení na určité hodnotě v_{\min} a nakonec opět roste až do okamžiku t_f , kdy dojde k protržení zkušebního vzorku. Tím je zkouška ukončena. V průběhu této zkoušky je měřena závislost prohloubení razníku u způsobeného plastickou deformací na čase t (křivka tečení), ze které lze určit čas do protržení t_f a prohloubení při protržení u_f zkušebního vzorku a minimální (ustálenou) rychlost creepu v_{\min} .

Experimentálně naměřené výsledky

Ze záznamu dat protlačovací zkoušky při konstantní síle byla získána závislost prohloubení razníku u (obr. 5.23), resp. rychlosti prohlubování razníku v (obr. 5.24) na čase t . Z této závislosti pak byly určeny časy do protržení t_f , prohloubení při protržení u_f a minimální rychlosti creepu v_{\min} znázorněné v tab. 5.35.



Obr. 5.23 Závislost prohloubení razníku na čase materiálu P91 a P92



Obr. 5.24 Závislost rychlosti prohlubování razníku na čase materiálu P91 a P92

Tab. 5.35 Charakteristiky určené z protlačovací zkoušky SPT-CF materiálu P91 a P92.

Materiál	F [N]	T [°C]	t_f [s]	t_f [h]	u_f [mm]	v_{\min} [mm/s]
P91	500	600	32830	9,1	2,11	$1,27 \cdot 10^{-5}$
P92	500	600	289683	80,5	2,00	$9,50 \cdot 10^{-7}$

5.3.3 Relaxační protlačovací zkouška (SPT-R)

Popis experimentu

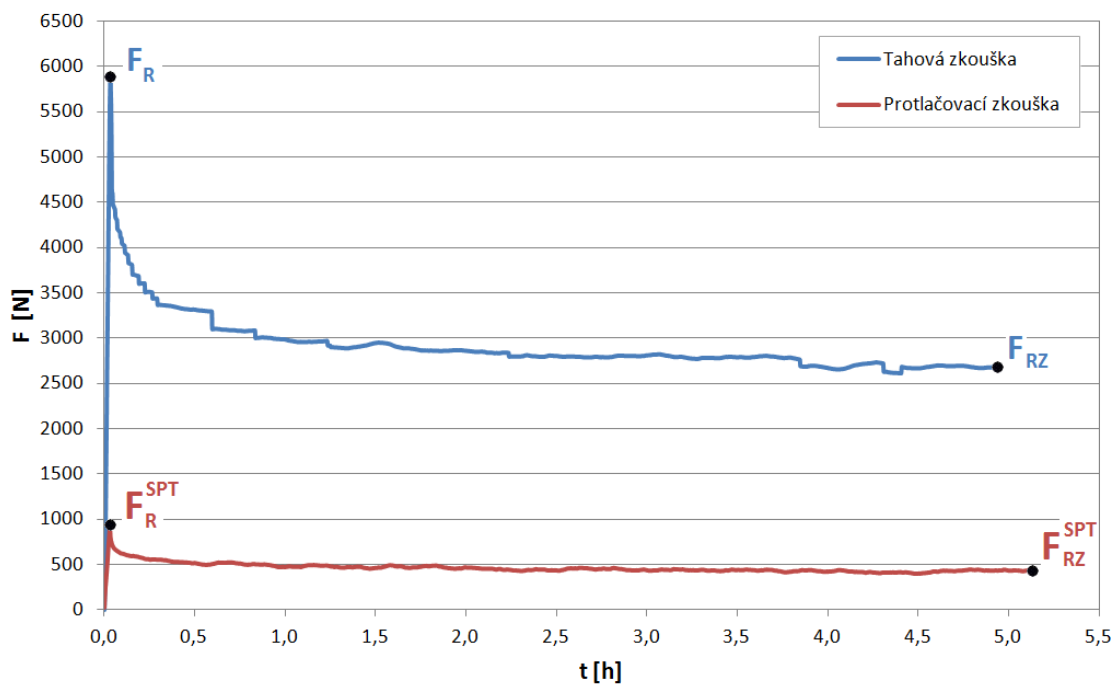
Relaxační protlačovací zkouška byla realizována na dvou zkušebních vzorcích materiálu P92 při teplotě 600 °C. Upnutí zkušebních vzorků se provádí stejným způsobem jako u zkoušky SPT-CDR. Odlišnost nastává ve fázi zatěžování. Na počátku relaxační zkoušky je zkušební vzorek protlačován razníkem na požadovanou hodnotu prohloubení zkušební vzorku, která zůstává po celou dobu protlačovací zkoušky konstantní. Zatížení materiálu způsobené prohloubením vyvolá ve zkušebním vzorku výchozí sílu F_R , která v průběhu protlačovací zkoušky vlivem vysoké teploty klesá – relaxuje na hodnotu zbytkové síly F_{RZ} . V okamžiku, kdy síla již dále neklesá (dojde k ustálení síly), je relaxační zkouška ukončena. Sledovanými hodnotami jsou zde výchozí síla F_R , zbytková síla F_{RZ} , pokles síly ΔF (rozdíl mezi výchozí a zbytkovou silou) a čas, za který dojde k ustálení síly t_R .

K porovnání výsledků a ověření správnosti relaxační protlačovací zkoušky byla provedena rovněž jedna relaxační tahová zkouška pro stejný materiál i teplotu.

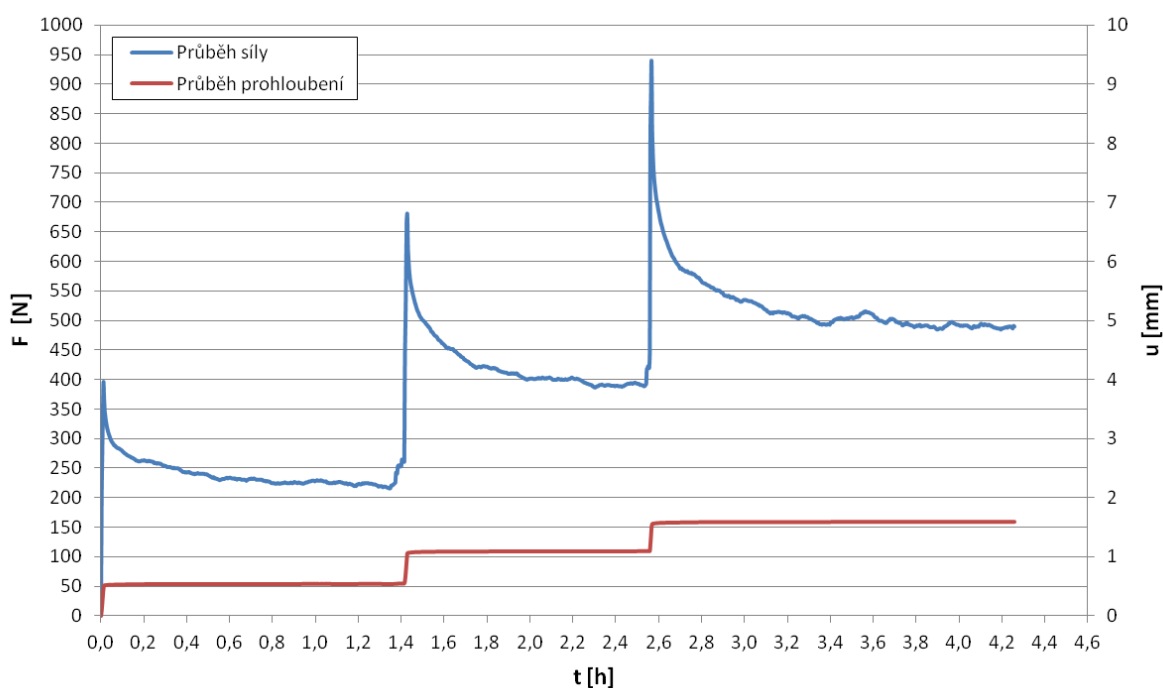
U prvního zkušební vzorku bylo zatížení při zkoušce SPT-R aplikováno v jednom kroku tak, jako u relaxační zkoušky na konvenčním vzorku. Následně byly hodnoty síly pomoci dat z creepových zkoušek převedeny na hodnoty napětí, tzn. výchozí napětí R_R , zbytkové napětí R_{RZ} a pokles napětí ΔR . U druhého zkušební vzorku bylo zatížení aplikováno ve třech krocích. Zde však nebylo provedeno převedení síly na napětí, protože data z konvenční relaxační zkoušky při napětích nižších než 300 MPa nebyla k dispozici. Data získaná relaxační protlačovací zkouškou tedy nebylo možno s konvenční relaxační zkouškou porovnat.

Experimentálně naměřené výsledky

Ze záznamu dat relaxační protlačovací zkoušky prvního zkušební vzorku při zatížení na jeden krok byla získána závislost síly na čase, která je znázorněna na obr. 5.25. Rovněž byla získána závislost síly na čase ze záznamu dat relaxační tahové zkoušky, která je také znázorněna na obr. 5.25. Stejná závislost byla získána u druhého zkušební vzorku při zatížení na tři kroky a je znázorněna na obr. 5.26.



Obr. 5.25 Graf závislosti síly na čase materiálu P92 při teplotě 600 °C



Obr. 5.26 Graf závislosti síly, resp. prohloubení, na čase materiálu P92 při teplotě 600 °C zatíženého ve třech krocích

Zpracování experimentálně naměřených výsledků

I. Stanovení silových charakteristik z relaxační zkoušky

Z grafu znázorněného na obr. 5.25 jsou určeny hodnoty výchozí síly F_R , zbytkové síly F_{RZ} , pokles síly ΔF a čas, za který dojde k ustálení síly t_R pro protlačovací i tahovou relaxační zkoušku. Výsledky těchto hodnot jsou uvedeny v tab. 5.36. Z grafu znázorněného na obr. 5.26 jsou určeny tytéž hodnoty síly pro všechny tři kroky samostatně. Výsledky jsou uvedeny v tab. 5.37.

Tab. 5.36 Hodnoty silových charakteristik relaxační protlačovací a tahové zkoušky.

Typ relaxační zkoušky	F_R [N]	F_{RZ} [N]	ΔF [N]	ΔF [%]	t_R [h]
Protlačovací zkouška	921,0	420,7	500,3	54,3	5,1
Tahová zkouška	5860,0	2682,1	3177,9	54,2	4,9

Tab. 5.37 Hodnoty silových charakteristik relaxační protlačovací zkoušky při zatížení ve třech krocích.

	F_R [N]	F_{RZ} [N]	ΔF [N]	ΔF [%]	t_R [h]
1. krok	395,00	225,37	169,63	42,94	1,25
2. krok	680,00	389,94	290,06	42,66	1,10
3. krok	938,00	489,70	448,30	47,79	1,68

II. Stanovení napěťových charakteristik z relaxační zkoušky

Hodnoty silových charakteristik zjištěných v předchozím bodě je nyní potřeba převést na charakteristiky napěťové, tzn. na výchozí napětí R_R , zbytkové napětí R_{RZ} a pokles napětí ΔR . Při převádění síly na napětí u relaxační tahové zkoušky se postupuje standardním způsobem. Standardní způsob spočívá v podělení síly průřezem zkušební tahové tyče. U relaxační protlačovací zkoušky je však postup složitější. K převedení síly na hodnoty napětí je zapotřebí znát hodnoty parametru Ψ . Mezi silou F , napětím σ a parametrem Ψ platí vztah daný rovnicí (5.33) [50]:

$$F = \psi \cdot \sigma, \quad (5.33)$$

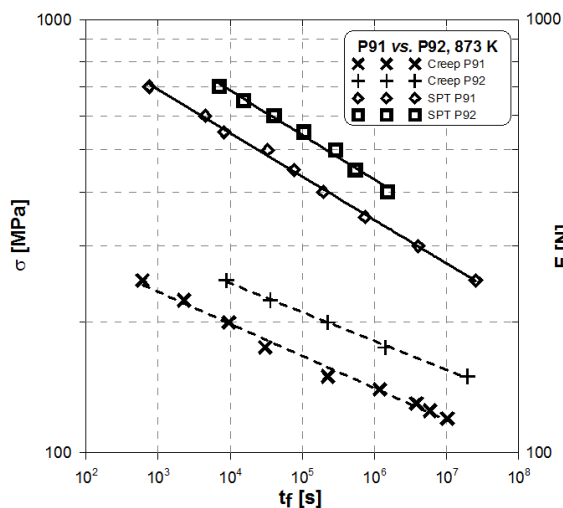
kde:

F aplikovaná síla, [N];

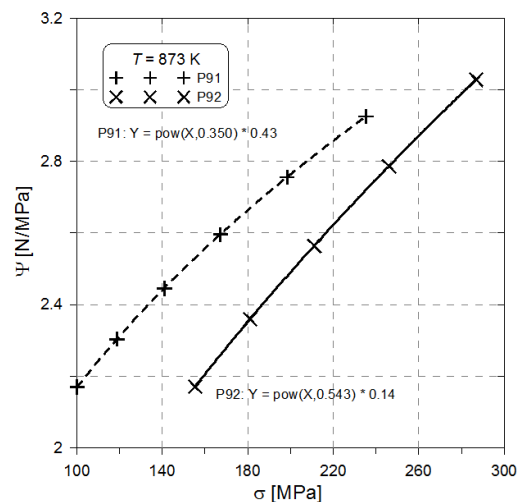
σ aplikované napětí, [MPa];

Ψ parametr vyjadřující poměr síly a napětí při stejném čase do lomu určený z tahových a protlačovacích creepových zkoušek, [mm²].

Pro získání parametru Ψ je potřeba provedení sérií tahových a protlačovacích creepových zkoušek, jak je znázorněno na obr. 5.27. Z těchto výsledků je pak určen parametr Ψ , který je závislý na aplikovaném napětí pro stejný čas do lomu při tahové i protlačovací creepové zkoušce a je znázorněn na obr. 5.28 [50].



Obr. 5.27 Srovnání creepového napětí a protlačovací creepové síly při stejném čase do lomu [50]



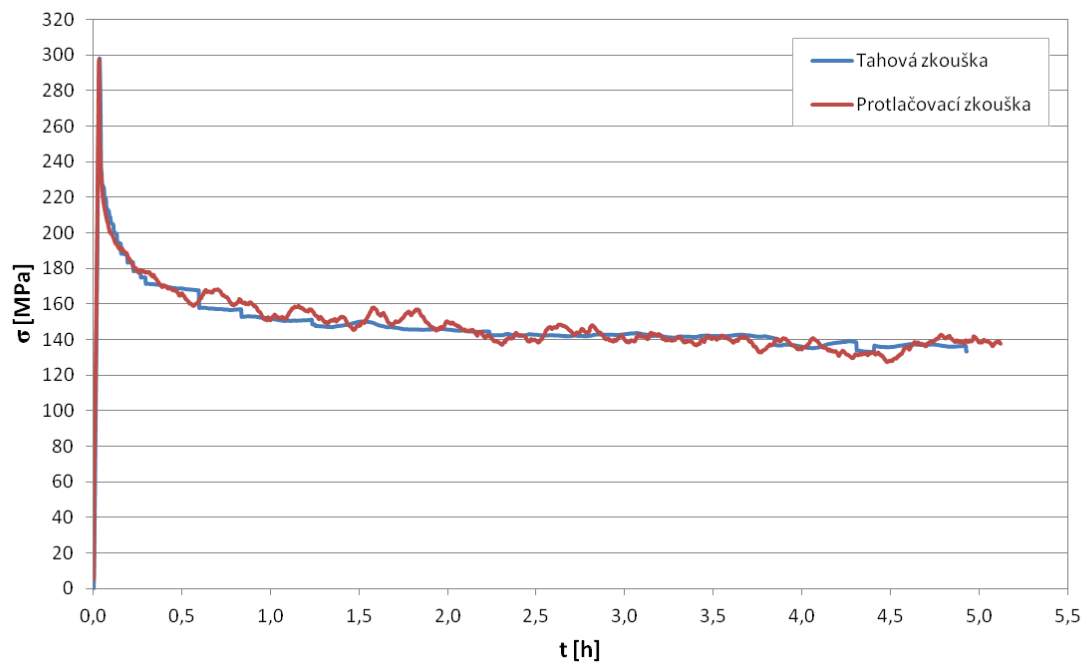
Obr. 5.28 Závislost parametru Ψ na aplikovaném napětí pro stejný čas do lomu při tahové i protlačovací creepové zkoušce [50]

Měrná část zkušební tyče pro relaxační tahovou zkoušku má průměr $d = 5,0$ mm, plocha příčného řezu je tedy $S = 19,6$ mm². Podělením síly $F_R = 5860,0$ N plochou $S = 19,6$ mm² je získána hodnota napětí $R_R = 298,5$ MPa pro tahovou relaxační zkoušku.

Tato hodnota výchozího napětí pro tahovou relaxační zkoušku je použita u protlačovací relaxační zkoušky pro zjištění parametru Ψ . To je provedeno extrapolací křivky závislosti parametru Ψ na aplikovaném napětí σ z grafu znázorněném na obr. 5.28. Velikost parametru Ψ je přibližně rovna hodnotě $\Psi = 3,1$ mm². Nyní, když je známa hodnota parametru Ψ , lze hodnoty výchozí síly $F_R = 921$ N a zbytkové síly $F_{RZ} = 420,7$ N pro relaxační protlačovací zkoušku převést podle vztahu (5.33) na hodnoty výchozího napětí $R_R = 297,1$ MPa a zbytkového napětí $R_{RZ} = 135,7$ MPa. Výsledky relaxační protlačovací a tahové zkoušky jsou porovnány v tab. 5.38 a graficky srovnány na obr. 5.29.

Tab. 5.38 Hodnoty napěťových charakteristik relaxační protlačovací a tahové zkoušky.

Typ relaxační zkoušky	R_R [MPa]	R_{RZ} [MPa]	ΔR [MPa]	ΔR [%]	t_R [h]
Protlačovací zkouška	297,1	135,7	161,4	54,3	5,1
Tahová zkouška	298,5	136,6	161,9	54,2	4,9



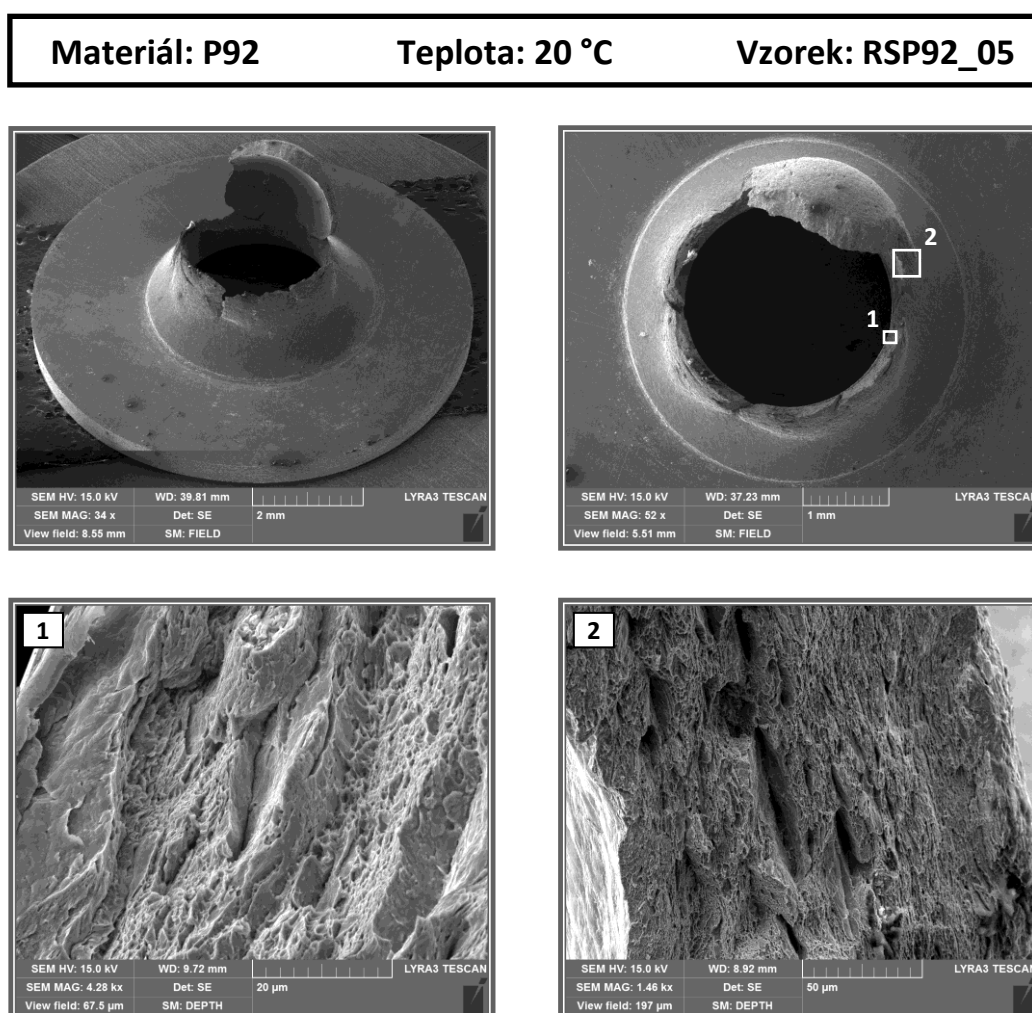
Obr. 5.29 Srovnání relaxační tahové a protlačovací zkoušky

5.4 Pozorování lomových ploch a příčných řezů protržených vzorků

Pro pozorování lomových ploch protržených vzorků byl vybrán vždy jeden zkušební vzorek od každého materiálu a teploty, dohromady tedy 5 zkušebních vzorků. Lomové plochy byly pozorovány elektronovým mikroskopem LYRA3 od firmy TESCAN. Snímky pozorovaných lomových ploch jsou zobrazeny na obr. 5.30 až 5.34.

Při pozorování celého obvodu lomové plochy bylo zjištěno, že oba materiály, ocel P92 i AISI 316L, při všech teplotách vykazovaly transkrystalický tvárný lom. Jamková morfologie je na snímcích jasně patrná. Toto stanovisko potvrzují výsledky měření tranzitní teploty pomocí protlačovacích zkoušek uvedené v práci [15]. V této práci se tranzitní teplota pohybuje v rozmezí teplot $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$ a méně v závislosti na zkoušeném materiálu. V této diplomové práci se teploty zkoušení pohybují v rozmezí $20\text{ až }600\text{ }^{\circ}\text{C}$. Na lomové ploše se rovněž vyskytovaly různé částice, jejichž chemická analýza je uvedena v tab. 5.39.

Pro znázornění změny původní tloušťky zkušebního vzorku h způsobené protlačováním keramické kuličky bylo pořízeno 6 snímků příčných řezů vybraných zkušebních vzorků, které jsou zobrazeny na obr. 5.35.

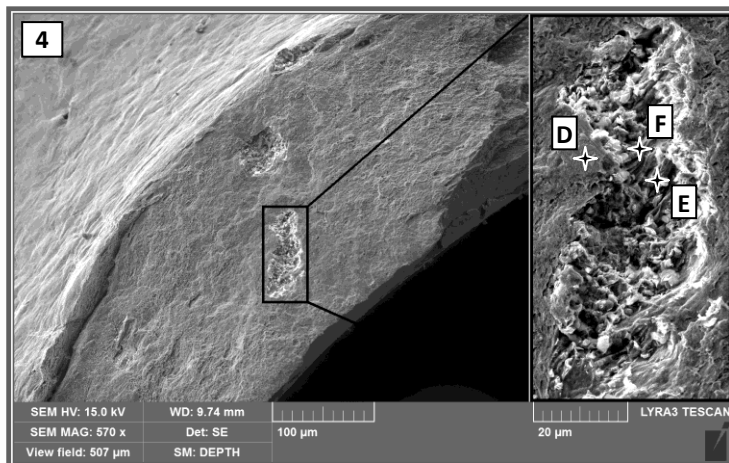
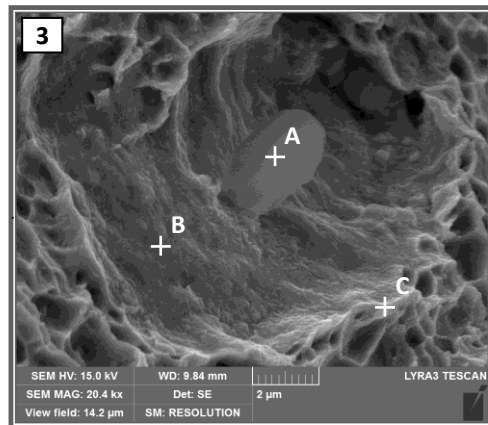
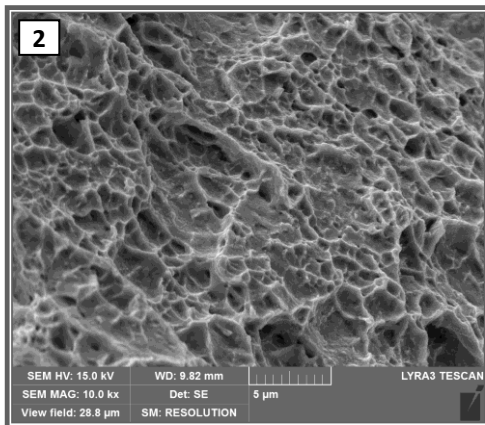
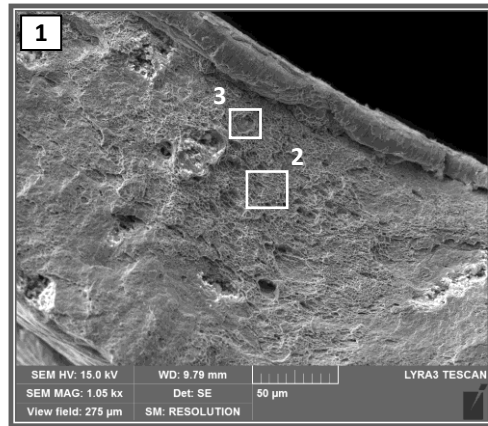
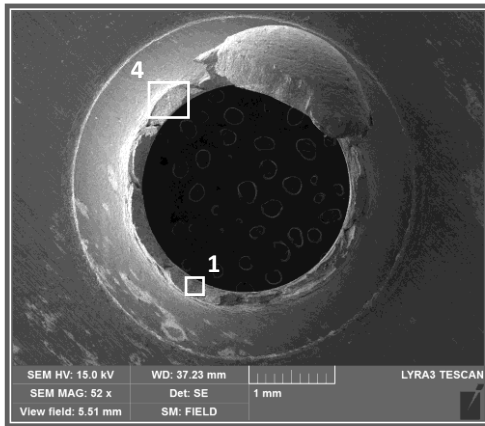


Obr. 5.30 Ilustrace lomových ploch oceli P92 při teplotě $20\text{ }^{\circ}\text{C}$

Materiál: P92

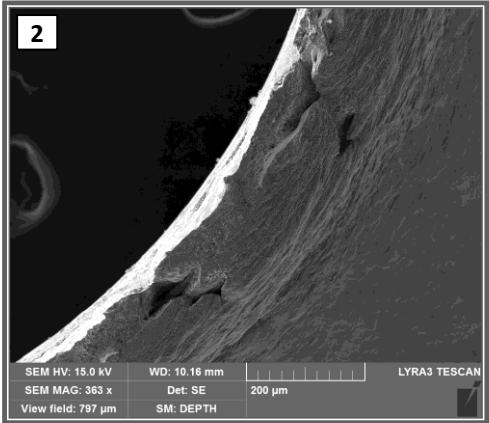
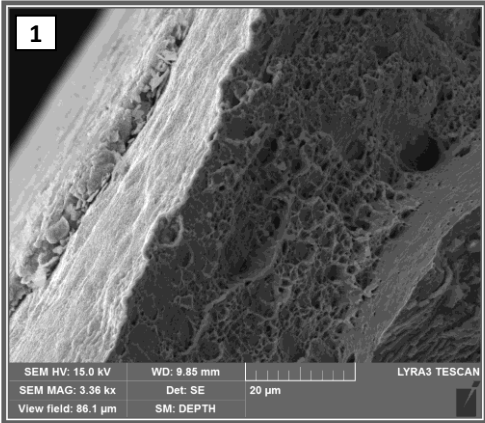
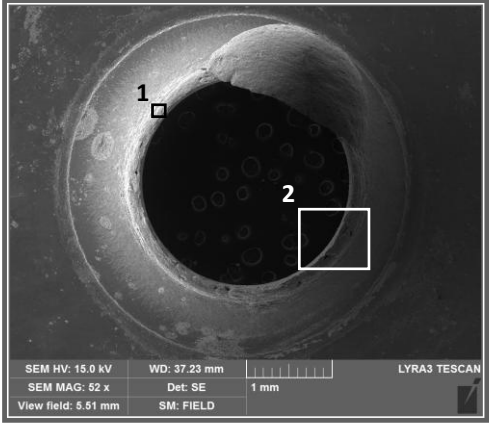
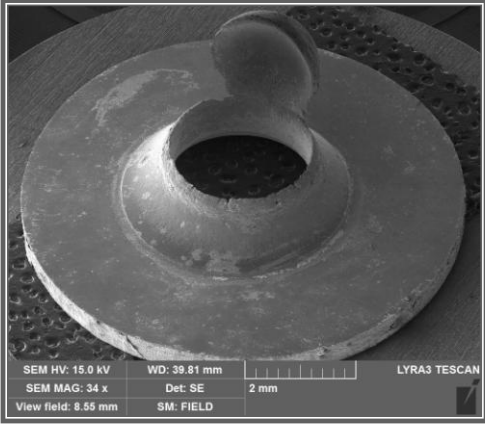
Teplota: 500 °C

Vzorek: RSP92_13



Obr. 5.31 Ilustrace lomových ploch oceli P92 při teplotě 500 °C

Materiál: P92 **Teplota: 600 °C** **Vzorek: RSP92_18**

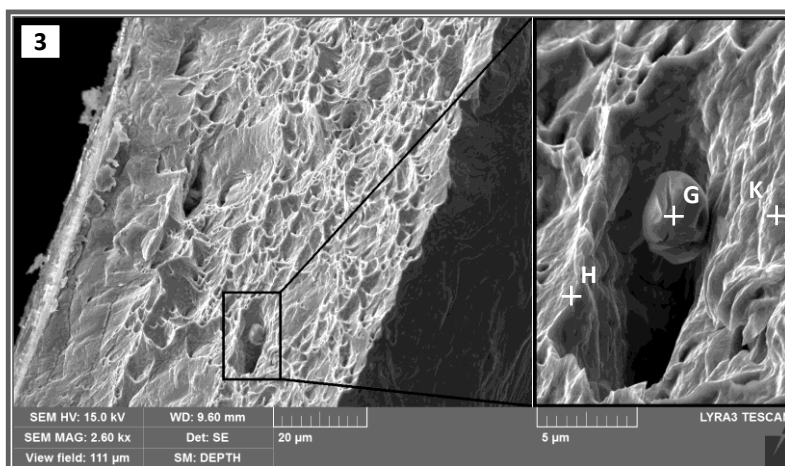
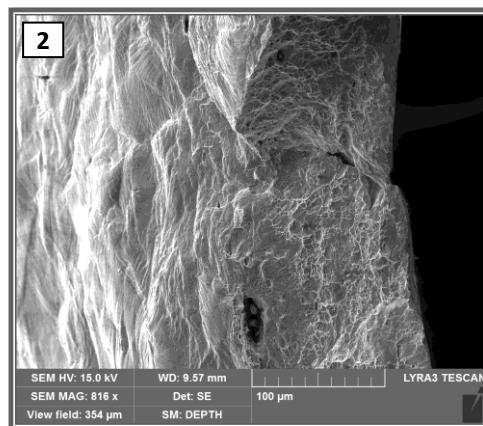
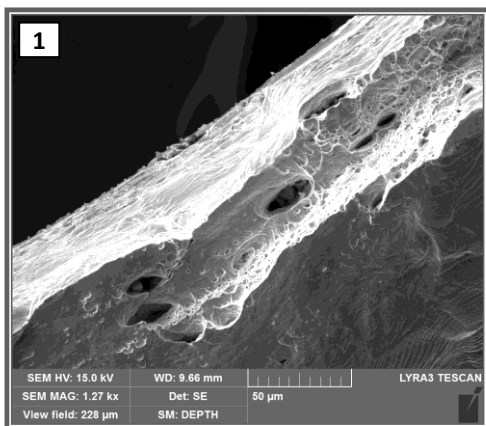
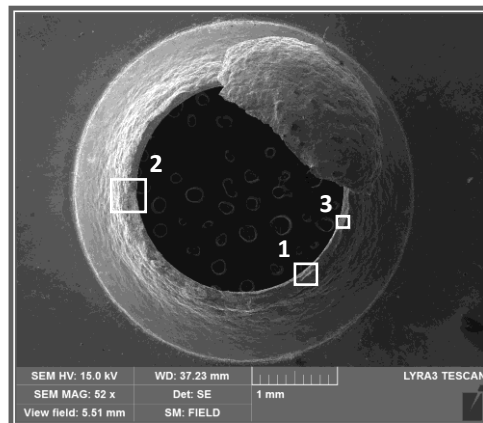
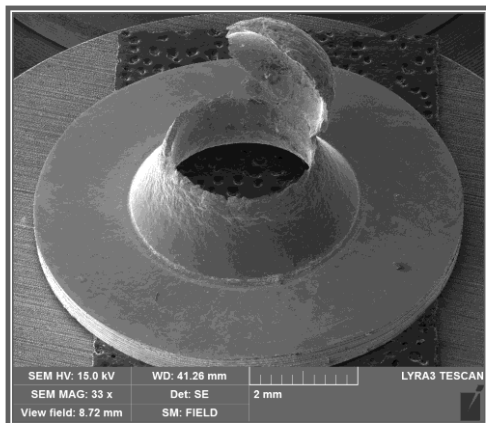


Obr. 5.32 Ilustrace lomových ploch oceli P92 při teplotě 600 °C

Materiál: AISI 316L

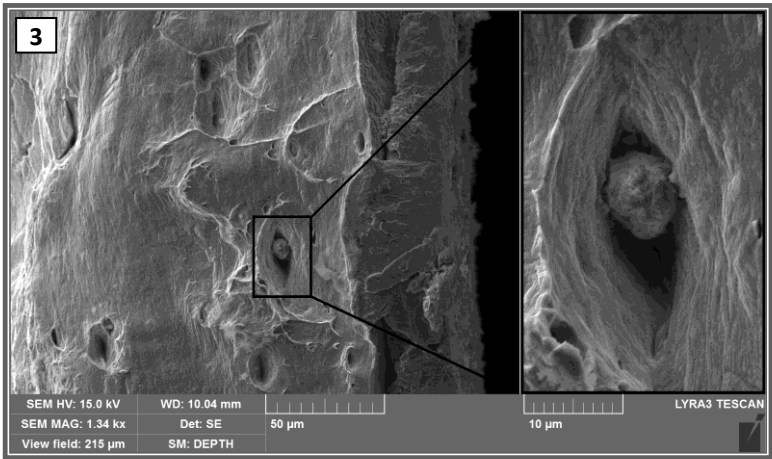
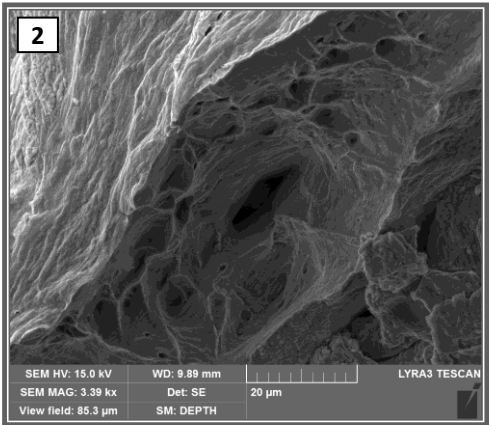
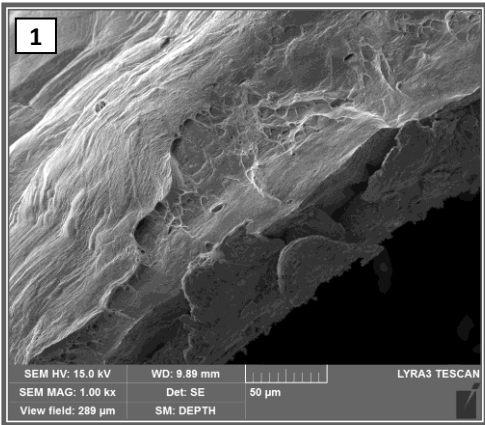
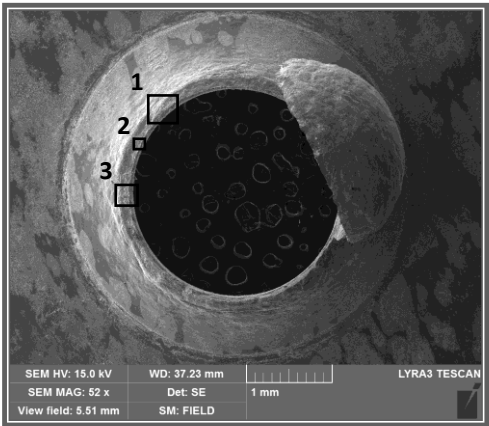
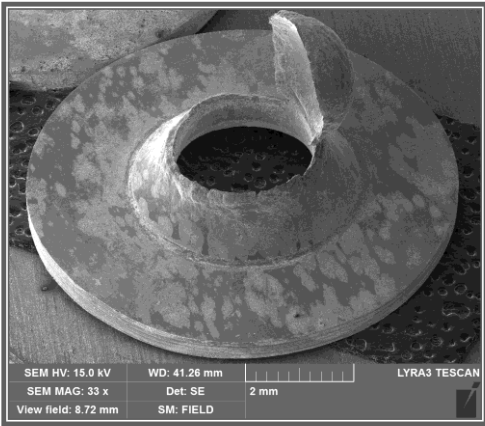
Teplota: 20 °C

Vzorek: A316U_15



Obr. 5.33 Ilustrace lomových ploch oceli AISI 316L při teplotě 20 °C

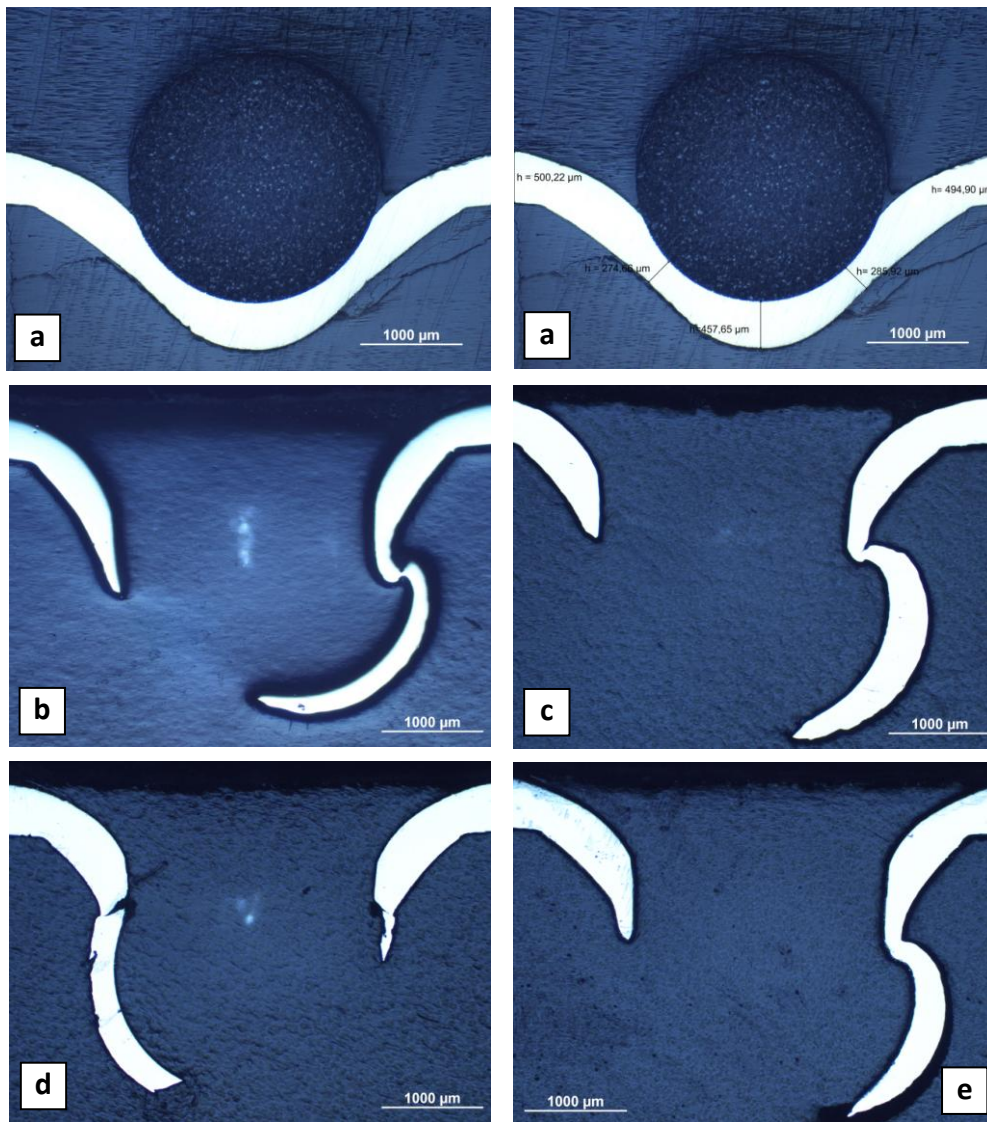
Materiál: AISI 316L Teplota: 600 °C Vzorek: A316U_20



Obr. 5.34 Ilustrace lomových ploch oceli AISI 316L při teplotě 600 °C

Tab. 5.39 Chemické složení míst A-K.

Materiál	Teplota [°C]	Číslo vzorku	Místo	Chemické složení [hm. %]					
				Fe	Mn	Cr	Mo	W	Ni
P92	500	RSP92_13	A	82,67	3,75	12,58	1,00	-	-
			B	88,24	0,85	10,23	0,67	-	-
			C	83,87	2,07	13,67	0,39	-	-
			D	87,01	0,40	11,08	0,37	1,14	-
			E	83,14	2,71	12,89	0,13	1,13	-
			F	87,34	0,58	8,96	0,55	2,58	-
AISI 316L	20	A316U_15	G	1,90	40,30	2,47	54,89	-	0,43
			H	61,20	2,90	17,29	3,77	-	14,84
			K	65,77	1,92	18,46	2,06	-	11,79



Obr. 5.35 Příčný řez zkušebními vzorkem RSP92_20 po zkoušce SPT-R (a) a zkušebními vzorky A316U_15 (b), A316U_20 (c), RSP92_05 (d) a RSP92_18 (e) po zkoušce SPT-CDR

6. DISKUZE

6.1 Protlačovací zkouška SPT-CDR

6.1.1 Porovnání naměřených dat

Jako experimentální materiál byla kromě oceli P92 zvolena také ocel AISI 316L, která se vyznačuje odlišnými vlastnostmi než ocel P92. Ocel P92 je tvořena popuštěným martenzitem, kdežto ocel AISI 316L je tvořena austenitem. Ocel P92 se proto vyznačuje lepšími pevnostními vlastnostmi než ocel AISI 316L, ale naopak horšími plastickými vlastnostmi. Záznam konvenční tahové zkoušky oceli P92 je zobrazen v příloze A1 a oceli AISI 316L v příloze A2.

Porovnání naměřených dat oceli P92 a AISI 316L při teplotě 20 a 600 °C

Srovnáním prohloubení u_m při maximální síle F_m oceli P92 v závislosti na teplotě (obr. 5.12) lze zjistit, že snížením maximální síly F_m o 50 % se současně nemění prohloubení při této síle a zůstává přibližně na stejné hodnotě. Zatímco u oceli AISI 316L se prohloubení u_m při maximální síle F_m , která klesla o 41 % vlivem zvýšené teploty, posouvá k menším hodnotám prohloubení. U konvenční tahové zkoušky oceli P92 (příloha A1) při působení zvýšené teploty, pokleslo napětí na mezi pevnosti R_m o přibližně 36 %. Pokles napětí na mezi pevnosti R_m je tedy vlivem zvýšené teploty u konvenční tahové zkoušky nižší než pokles maximální síly F_m u protlačovací zkoušky. Pokles napětí na mezi pevnosti R_m vlivem zvýšené teploty oceli AISI 316L nemohl být stanoven, protože nebyla k dispozici tahová zkouška oceli AISI 316L při teplotě 600 °C.

Při vzájemném porovnání protlačovacích křivek závislosti síly na prohloubení obou ocelí při stejné teplotě (obr. 5.12) je patrné, že ocel AISI 316L dosahuje vyšších hodnot maximální síly F_m , ale naopak nižších hodnot síly F_e . Pro vyvolání stejného prohloubení u obou ocelí při stejné teplotě je u oceli P92 zapotřebí většího zatížení F . Rozdíl těchto zatížení v počáteční fázi protlačovací křivky nejprve narůstá, pak dojde k jeho ustálení a snížení až při silách blížících se maximální síle F_m oceli P92. Ocel AISI 316L se dále vyznačuje lepšími plastickými vlastnostmi projevujícími se větším prohloubením u_f při protržení než je tomu u oceli P92.

Zaměřením se na rozdíl mezi prohloubením (u_m , u_f), resp. poměrnou deformací (ε_m , ε_f) při maximálním a lomovém napětí u protlačovací zkoušky (obr. 5.12) a konvenční tahové zkoušky (příloha A1) oceli P92, si lze všimnout, že je tento rozdíl u protlačovací zkoušky posunut k menším hodnotám prohloubení $u = u_f - u_m$, než je rozdíl poměrných prodloužení $\varepsilon = \varepsilon_f - \varepsilon_m$ u tahové zkoušky. Stejný trend (chování) je pozorován také u oceli AISI 316L (obr. 5.12, příloha A2). Dále se u konvenční tahové zkoušky oceli P92 (příloha A1) poměrné prodloužení ε_m odpovídající napětí na mezi pevnosti R_m při zvyšující se teplotě snižuje, zatímco u protlačovací zkoušky (obr. 5.12) zůstává prohloubení u_m při maximální síle F_m při zvyšující se teplotě přibližně na stejné hodnotě. Naopak poměrné prodloužení ε_f odpovídající lomovému napětí se u konvenční tahové zkoušky s teplotou téměř nemění, zatímco u protlačovací zkoušky se prohloubení u_f při lomovém napětí s teplotou mírně zvyšuje. Porovnání hodnot ε_m , u_m a ε_f , u_f v závislosti na teplotě oceli AISI 316L nebylo provedeno, protože nebyla k dispozici tahová zkouška této oceli při teplotě 600 °C.

6.1.2 Porovnání meze kluzu a meze pevnosti získaných z protlačovací zkoušky a z konvenční tahové zkoušky

Z bližšího porovnání výsledných hodnot protlačovací a konvenční tahové zkoušky (tab. 5.18 a 5.19) vyplývá, že žádný z empirických vztahů není dominantní při porovnání mechanických charakteristik oceli P92 při různých teplotách a oceli AISI 316L při teplotě 20 °C.

Pro porovnání vhodnosti metody dvou tangent nebo metody offset pro určení meze kluzu R_e^{SPT} byly použity výsledné hodnoty z empirických vztahů pro výpočet meze kluzu R_e^{SPT} . Srovnáním těchto výsledků s mezemi kluzu R_e konvenční tahové zkoušky (tab. 5.18 a 5.19) bylo zjištěno, že ani jedna z metod není výrazně lepší než druhá.

Všechny publikované empirické vztahy uvedené v této diplomové práci byly stanoveny pro teplotu 20 °C. Z důvodu, že v literatuře nebyly nalezeny empirické vztahy stanovené za zvýšených teplot, bylo v této práci počítáno (i pro případ zvýšených teplot) s empirickými vztahy pro teplotu 20 °C. Tento postup má jistě určitý vliv na přesnost výsledků z protlačovací zkoušky při teplotách 500 a 600 °C.

Některé empirické vztahy pro výpočet meze kluzu R_e ($R_{p0,2}$) a meze pevnosti R_m (Mao a Takahashi, Guan a Wang, García, Song) závisí na počáteční tloušťce zkušební vzorku h , zatímco jiné empirické vztahy na ní nezávisí (Purmenský a Matocha).

6.1.3 Návrh vlastních empirických vztahů pro výpočet meze pevnosti a meze kluzu z výsledků protlačovací zkoušky s využitím naměřených dat oceli P92 a AISI 316L

Porovnání navržených vztahů 1 a 2

Porovnáním výsledků protlačovací a konvenční tahové zkoušky materiálu P92 při teplotě 20, 500 a 600 °C s využitím navrženého vztahu 1 a 2 (tab. 5.32) je viditelný malý rozdíl ve výsledných hodnotách při použití navrženého vztahu 2. V případě navrženého vztahu 1 je tento rozdíl poněkud vyšší. Malý rozdíl ve výsledných hodnotách při použití navrženého vztahu 2 je dán v první řadě použitím empirický vztahů vytvořených přímo z experimentálních dat oceli P92 při různých teplotách a v druhé řadě přímým proložením přímky lineární regrese experimentálními body závislosti mechanických charakteristik z protlačovací zkoušky na mechanických charakteristikách z konvenční tahové zkoušky (obr. 5.15 až 5.17). Poněkud vyšší rozdíl ve výsledných hodnotách při použití navrženého vztahu 1 (i když jsou také získané z empirických vztahů přímo pro ocel P92) je dán podmínkou, aby přímka lineární regrese směřovala do počátku souřadnicového systému (obr. 5.15 až 5.17).

Porovnáním výsledných hodnot získaných z navržených vztahů 1 a 2 (tab. 5.32) a empirických vztahů z literatury podle Maa a Takahashiho, Guana a Wanga, Garcíi, Purmenského a Matochy a také Songa (tab. 5.18) je patrné, že navržený vztah 2 je nebo patří mezi nejpřesnější empirické vztahy. Zatímco navržený vztah 1 patří mezi empirické vztahy s průměrnou přesností.

Porovnání komplexních vztahů 1 a 2

Porovnáním výsledků protlačovací a konvenční tahové zkoušky materiálu P92 a AISI 316L při teplotě 20 °C s využitím komplexního vztahu 1 a 2 (tab. 5.33) je jako u navrženého vztahu 1 a 2 viditelný malý rozdíl ve výsledných hodnotách při použití komplexního vztahu 2. V případě komplexního vztahu 1 je tento rozdíl značně vyšší u meze

pevnosti, ale u meze kluzu pomocí metody dvou tangent i metody offset je velice malý a předčí tak rozdíl u komplexního vztahu 2.

Porovnáním výsledných hodnot při teplotě 20 °C získaných z komplexních vztahů 1 a 2 pro materiál P92 a AISI 316L (tab. 5.33) a empirických vztahů z literatury podle Maa a Takahashiho, Guana a Wanga, Garcíi, Purmenského a Matochy a také Songa pro materiál P92 (tab. 5.18) a materiál AISI 316L (tab. 5.19) je patrné, že komplexní vztahy 1 i 2 jsou nejpřesnějšími empirickými vztahy pro určení meze kluzu metodou dvou tangent a metodou offset. Pro určení meze pevnosti jsou komplexní vztahy 1 i 2 nejpřesnější pro materiál AISI 316L, zatímco pro materiál P92 je rovněž nejpřesnější komplexní vztah 2, ale komplexní vztah 1 patří k nejméně přesným.

Komplexní vztah 2 pro stanovení meze pevnosti R_m je dán rovnicí (5.32). Směrnice přímky v rovnici (5.32) je záporná. Maximální síla F_m , a tím i mez pevnosti R_m , oceli AISI 316L získaná protlačovací zkouškou byla vyšší, než mez pevnosti R_m získaná konvenční tahovou zkouškou. U oceli P92 tomu bylo přesně naopak. To je možné vysvětlit velmi vysokou tažností oceli AISI 316L. Důsledkem je porušení při výrazně větším průhybu zkušební vzorku ($u_{\text{AISI 316L}} = 2,39$ mm, $u_{\text{P92}} = 1,76$ mm). Při mezní deformaci zkušební vzorku je poměr membránového napětí vůči ohybovému napětí u oceli AISI 316L vyšší, než u oceli P92. Pokud je zkušební vzorek namáhán výraznější membránovou napjatostí, přenáší vyšší zatížení F_m . Jediným empirickým vztahem, který zohledňuje velikost prohloubení u , je vztah podle Purmenského a Matochy daný rovnicí (5.8). Použitím tohoto vztahu je dosažena větší shoda meze kluzu R_e a meze pevnosti R_m z protlačovací zkoušky a konvenční tahové zkoušky. Proto je vhodné v empirických vztazích zohlednit vliv velikosti prohloubení u_m při maximální síle F_m nebo prohloubení u_f v okamžiku protržení zkušební vzorku.

6.1.4 Určení lomové energie E^{SP} z plochy pod křivkou závislosti síly na prohloubení zkušební vzorku

Z výsledných hodnot lomové energie E^{SP} potřebné pro protržení zkušební vzorku při stejné teplotě (tab. 5.34) je patrné, že průměrná hodnota lomové energie E^{SP} oceli P92 je nižší. Srovnáním lomové energie E^{SP} při teplotě 20 °C, lze zjistit, že lomová energie E^{SP} oceli P92 s průměrnou hodnotou $E^{\text{SP}} = 2,39$ J je o 19 % nižší než u oceli AISI 316L s průměrnou hodnotou $E^{\text{SP}} = 2,96$ J. Při teplotě 600 °C je pak nižší o 11 %, kdy průměrná lomová energie E^{SP} oceli P92 odpovídá hodnotě $E^{\text{SP}} = 1,32$ J a oceli AISI 316L hodnotě $E^{\text{SP}} = 1,48$ J. Dá se tedy předpokládat, že s rostoucí teplotou se rozdíl lomové energie E^{SP} těchto dvou ocelí snižuje.

Srovnáním lomové energie E^{SP} pro konkrétní materiál v závislosti na teplotě (tab. 5.34), bylo zjištěno, že u oceli P92 odpovídá průměrná hodnota lomové energie E^{SP} při teplotě 600 °C přibližně 55 % průměrné hodnoty lomové energie E^{SP} při teplotě 20 °C. V případě oceli AISI 316L při teplotě 600 °C dosahuje průměrná hodnota lomové energie E^{SP} přibližně 50 % průměrné hodnoty lomové energie E^{SP} při teplotě 20 °C.

Bulloch v práci [51] pozoroval velikost lomové energie E^{SP} potřebné pro křehké, resp. houževnaté porušení. Z výsledků jeho práce vyplývá, že při lomové energii $E^{\text{SP}} < 0,4$ J se jedná o plně křehké porušení a při lomové energii $E^{\text{SP}} > 1,5$ J o plně houževnaté porušení. Výsledné hodnoty lomové energie E^{SP} oceli P92 a AISI 316L, které leží v rozpětí hodnot $E^{\text{SP}} = (1,29; 3,08)$ J, odpovídají téměř výhradně plně houževnatému porušení.

6.1.5 Určení prohloubení oceli P92 a AISI 316L z protlačovací zkoušky

Z výsledků protlačovací zkoušky reprezentativních vzorků oceli P92 a AISI 316L při teplotě 20 °C zobrazeného na obr. 5.21 lze vidět zřetelný rozdíl v prohloubení u obou ocelí. Ocel AISI 316L s hodnotou prohloubení $u_{\text{AISI 316L}} = 2,39$ mm má o 26 % větší hodnotu prohloubení u , než ocel P92 s prohloubením $u_{\text{P92}} = 1,76$ mm.

Dalším faktem o lepších plastických vlastnostech oceli AISI 316L je, že při stejné hodnotě zatěžující síly F je prohloubení u oceli AISI 316L v každém okamžiku zatěžování větší než prohloubení oceli P92.

6.2 Protlačovací zkouška SPT-CF

Naměřené creepové křivky protlačovací zkoušky SPT-CF oceli P91 a P92 (obr. 5.23) zřetelně ilustrují lepší creepové vlastnosti oceli P92 pro vysokoteplotní aplikace. Pro přibližně stejné prohloubení při protržení u_f obou ocelí dojde k protržení zkušební vzorku materiálu P92 za téměř devítinásobný čas než u oceli P91. Tento rozdíl v časech do protržení t_f zkušebních vzorků plyne z přibližně o řád menší minimální rychlosti creepu v_{min} oceli P92.

Získaná creepová křivka oceli P91 byla porovnána s creepovou křivkou v práci [50]. Ocel P91 byla v obou případech vystavena teplotě 600 °C, lišila se pouze zatěžovací síla F . V literatuře [50] byla zkouška provedena se zatěžovací silou $F = 400$ N. V rámci této diplomové práce byl experiment proveden se zatěžovací silou $F = 500$ N. Při obou zkouškách bylo dosaženo téměř stejného prohloubení při protržení u_f . Rozdílný byl čas do protržení t_f , u kterého se potvrdil očekávaný vliv sníženého zatížení silou F . Při zatížení silou $F = 400$ N byl čas do protržení t_f téměř 7 krát větší.

6.3 Protlačovací zkouška SPT-R

Z porovnání výsledků první relaxační protlačovací zkoušky a relaxační tahové zkoušky při 600 °C znázorněných jak v tab. 5.38, tak i na obr. 5.29 je zřetelně viditelná dobrá shoda v hodnotách výchozího napětí R_R , zbytkové napětí R_{RZ} , poklesu napětí ΔR i době t_R , za kterou došlo k ustálení napětí. V případě relaxační protlačovací i tahové zkoušky pro stejný čas do lomu t_f odpovídající přibližně 5 hodinám, došlo k téměř identickému poklesu napětí ΔR . U relaxační protlačovací zkoušky je hodnota poklesu napětí $\Delta R = 54,3$ %, u relaxační tahové zkoušky pak $\Delta R = 54,2$ %.

Kromě první relaxační protlačovací zkoušky uskutečněné v jednom kroku byla provedena také druhá zkouška s historií zatěžování uskutečněná ve třech krocích. Výsledky této zkoušky ukázaly, že vliv historie zatěžování zkušební vzorku se projevil v mírném poklesu hodnoty ΔF z hodnoty $\Delta F = 54,3$ % (tab. 5.36) na hodnotu $\Delta F = 47,79$ % (tab. 5.37, 3. krok) při přibližně stejné hodnotě výchozí síly $F_R = 921$ N, resp. $F_R = 938$ N. Dále lze usuzovat, že se zvyšující se hodnotou výchozí síly F_R (tab. 5.37) se pravděpodobně zvyšuje hodnota poklesu síly ΔF .

7. ZÁVĚR

Z výsledných hodnot mechanických charakteristik protlačovací zkoušky při konstantní rychlosti prohlubování SPT-CDR, byla při analýze doposud publikovaných vztahů, zjištěna poměrně malá shoda s výsledky mechanických charakteristik konvenční tahové zkoušky.

V případě odvození vlastních vztahů pro dané oceli je shoda s daty z konvenčních tahových zkoušek lepší. Nelze jednoznačně stanovit, který z publikovaných empirických vztahů pro přepočet meze kluzu R_e a meze pevnosti R_m z protlačovací zkoušky na konvenční tahovou zkoušku, je nejlepší.

Velmi dobré shody bylo dosaženo porovnáním výsledných hodnot relaxační protlačovací zkoušky SPT-R a relaxační tahové zkoušky. Výsledky zkoušek poukazují na vhodnost použití protlačovacích zkoušek pro hodnocení relaxačních vlastností materiálu a na spíše přibližný odhad, než přesné stanovování, mechanických charakteristik, ať už za pokojových či zvýšených teplot.

8. SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] *Methodology for the management of ageing of nuclear power plant components important to safety*. Vienna: International Atomic Energy Agency, 1992. ISBN 92-010-2592-0.
- [2] LUCON, E. Material damage evaluation and residual life assessment of primary power plant components for long-term operation using specimens of non-standard dimensions. *Revue de Métallurgie* [online]. 2001, vol. 98, issue 12, s. 1079-1091 [cit. 2013-05-17]. DOI: 10.1051/metal:2001149. Dostupné z: <http://www.revue-metallurgie.org/10.1051/metal:2001149>
- [3] LUCAS, G. E. Review of small specimen test techniques for irradiation testing. *Metallurgical Transactions A* [online]. 1990, vol. 21, issue 5, s. 1105-1119 [cit. 2013-05-17]. DOI: 10.1007/BF02698242. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/BF02698242>
- [4] CORWIN, W, Fahmy M HAGGAG a W SERVER. *Small specimen test techniques applied to nuclear reactor vessel thermal annealing and plant life extension*. Philadelphia, PA: ASTM, c1993, 462 p. ASTM special technical publication, 1204. ISBN 08-031-1869-4.
- [5] MATOCHA, Karel a Bohumír STRNADEL. The Effect of Size of Testing Samples on Notch Toughness of Structural Steels. *International Journal of Fracture* [online]. 2005, vol. 134, issue 1, L3-L9 [cit. 2013-05-17]. DOI: 10.1007/s10704-005-0634-2. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s10704-005-0634-2>
- [6] EDITORS BALDEV RAJ, B. *Pressure vessels and piping: Inspection and Life Management*. Oxford, U.K: Alpha Science International Ltd, 2009. ISBN 978-184-2656-167.
- [7] TAKAHASHI, H., T. SHOJI a H.D. JEONG. Residual Life Assessment and Non-destructive Evaluation of Material Degradation in Fossil Power Plant Components by Means of Small Punch Tests. *Proceedings, International Conference on Life Assessment and Extension*, Paper 2.7.2, the Hague, June 1988, Nederlands Instituut voor Lacstechniek, The Netherlands.
- [8] PURMENSKÝ, J. a V. KUPKA. Stanovení užitných vlastností hutních a strojírenských výrobků pomocí metod velmi malých vzorků. *Hutnické listy*. Praha: Ocelot, 1993, 7-8, s. 65.
- [9] PARKER, J.D. a J. PURMENSKÝ. Assessment of Performance by Monitoring In-service Changes in Materials Properties. In: *Ninth european conferences on fracture ECF9: 1992*. Varna, Bulgaria.
- [10] Hodnocení aktuálních křehkolomových vlastností energetických zařízení pomocí penetračních testů. *Koroze a ochrana materiálu* [online]. 2007, roč. 51, č. 3, s. 59-63 [cit. 2013-03-24]. ISSN 0452-599x. Dostupné z: <http://www.casopis-koroze.cz/index.php>.

- [11] BICEGO, V. a R.D. LOHR. Mechanical Testing on Miniature Specimens by the Small Punch Method. In: *Proc. of International Symposium on Materials Ageing and Life Management*. India: Kalpakkam, 2000, s. 1-10.
- [12] HRIVŇÁK, Ivan. *Teória zvariteľnosti kovov a zliatin*. Vyd. 1. Bratislava: Veda, 1989, 343 p. ISBN 80-224-0016-5.
- [13] MATOCHA, K., M. FILIP a J. PURMENSKÝ. Stanovení nultých stavů kritických komponent TG23 a TG24 ETU II. In: *Kotle, energetická zařízení a kogenerace*. Brno: CD-ROM, 2008.
- [14] MATOCHA, K., M. FILIP, Z. KUBOŇ a R. ŠŤASTNÝ. Stanovení nultých stavů kritických komponent TG23 a TG24 ETU II pomocí penetračních testů. In: *Sborník 3. konference „Zvyšování životnosti komponent ENERGETICKÝCH ZAŘÍZENÍ V ELEKTRÁRNÁCH*. Smí: CD-ROM, 2008.
- [15] MATOCHA, Karel. *Hodnocení mechanických vlastností konstrukčních ocelí pomocí penetračních testů*. Vyd. 1. Ostrava: Materiálový a metalurgický výzkum, 2010, 73 s. ISBN 978-80-248-2223-5.
- [16] MERCALDI, David W. FAILURE ANALYSIS ASSOCIATES. *Surface sampling device* [patent]. USA. US Patent, 4845896. Uděleno 1. červenec 1989. Zapsáno 24. únor 1987. Dostupné z: <http://www.google.cz/patents?hl=cs&lr=&vid=USPAT4845896&id=SLE2AAAAEBAJ&oi=fnd&dq=Failure+analysis+associates&printsec=abstract#v=onepage&q&f=false>
- [17] TORSELLO, G.: EDS Sampler-1. Presentation to CEN/WS21-UNI, Milan, November 8, 2004.
- [18] PARKER, J.D., A. McMINN a J.R FOULDS. Material Sampling for the Assessment of Component Integrity. *Life Assessment and Life Extension of Power Plant Components*. 1989, č. 171, s. 223-230.
- [19] FOULDS, J.R., C.W. JEWETT, L.H. BISBEE, G.A. WHICKER a R. VISWANATHAN. Miniature Sample Removal and Small Punch Testing for In-Service Component FATT. In: *Robert I. Jaffee memorial Symposium on Clean Materials Technology: ASM/TMS Materials Week*. Chicago, Illinois, USA, 1992.
- [20] KUNDAN, K., K. MADHUSOODANAN a B.B. RUPANI. Miniature Specimen Techniques as an NDT Tool for Estimation of Service Life of Operating Pressure Equipment. *Conference & Exhibition on Pressure Vessel and Piping- "OPE-2006-CHENNAI: February 7-9, 2006* [online]. 2007, č. 285 [cit. 2013-04-24]. Dostupné z: <http://barc.ernet.in/publications/nl/2007/200710-14.pdf>
- [21] SOKOLOV, Mikhail, J. LANDES a Glenn E. LUCAS. *Small specimen test techniques*. W. Conshohocken, PA: ASTM, 2002, 494 p. ASTM special technical publication, 1418. ISBN 08-031-2897-5.
- [22] OKADA, A., T. YOSHIIE, S. KOJIMA, K. ABE a M. KIRITANI. Correlation among a variety of miniaturized mechanical tests and their application to D-T neutron-irradiated

metals. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 1985, 133-134, August, s. 321-325 [cit. 2013-05-08]. DOI: 10.1016/0022-3115(85)90160-6. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0022311585901606>

- [23] MATOCHA, K. a J. PURMENSKÝ. Hodnocení meze únavy konstrukčních materiálů pomocí miniaturizovaných zkušebních těles. *Konstrukce*. 2006, č. 5.
- [24] Hodnocení meze únavy konstrukčních materiálů pomocí miniaturizovaných zkušebních těles. In: *Sborník k 180. výročí založení VÍTKOVICE, a.s.: Seminář POVRCHOVÁ TĚŽBA A JEJÍ APLIKACE*. Ostrava, 2008, s. 42.
- [25] MANAHAN, M.P., A.S. ARGON a O.K. HARLING. The development of a miniaturized disk bend test for the determination of postirradiation mechanical properties. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 1981, č. 104, s. 1545-1550 [cit. 2013-05-02]. DOI: 10.1016/0022-3115(82)90820-0. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0022311582908200>
- [26] BAIK, Jai-Man, J. KAMEDA a O. BUCK. Small punch test evaluation of intergranular embrittlement of an alloy steel. *Scripta Metallurgica* [online]. 1983, vol. 17, issue 12 [cit. 2013-05-12]. DOI: 10.1016/0036-9748(83)90373-3. Dostupné z: http://www.osti.gov/energycitations/product.biblio.jsp?osti_id=6461828
- [27] BAYOUMI, M. R. a M. N. BASSIM. Study of the relationship between fracture toughness (J_{IC}) and bulge ductility. *International Journal of Fracture* [online]. 1983, vol. 23, issue 1, s. 71-79 [cit. 2013-05-25]. DOI: 10.1007/BF00020159. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/BF00020159>
- [28] MAO, Xinyuan a Hideaki TAKAHASHI. Development of a further-miniaturized specimen of 3 mm diameter for TEM disk (\varnothing 3 mm) small punch tests. *Journal of Nuclear Materials* [online]. 1987, roč. 150, č. 1, s. 42-52 [cit. 2013-05-11]. ISSN 00223115. DOI: 10.1016/0022-3115(87)90092-4. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/0022311587900924>
- [29] H. TAKAHASHI, T. SHOJI, X. MAO, Y. HAMAGUCHI, T. MISAWA, M. SAITO, T. OKU, T. KODAIR, K. FUKAYA, H. NISHI a M. SUZUKI. Recommended Practice for Small Punch (SP) Testing of Metallic Materials (Draft), JAERI-M 88-172, September 1988.
- [30] PURMENSKÝ, J. *Review of small specimen punch techniques (bend test, bulge test and shear punch test)*. Swansea, GB, 1991. Swansea University, Study of Materials Department.
- [31] Small Punch Test Method Assessment for Determination of Residual Life Service Exposed Component and the Practical Result. In: KOZŁOWSKI, R. *Central European and World Connection Electric Power Industry: Forum 95*. Krakow, Poland, 1995, s. 140-147.
- [32] DOBEŠ, F., K. MILIČKA, B. ULE, T. ŠUŠTAR, V. BICEGO, TETTAMANTI, R.H. KOZŁOWSKI, J. KLAPUT, M.P. WHELAN, K. MAILE a C. SCHWARZKOPF.

Miniaturized disk-bend creep test of heat-resistant steels at elevated temperatures. *Engineering Mechanics*. 1998, roč. 3, č. 5, s. 157-160.

- [33] PETERSEN, D.R., R.E. LINK, F. DOBEŠ a K. MILIČKA. Small Punch Testing in Creep Conditions. *Journal of Testing and Evaluation* [online]. 2001, vol. 29, issue 1, s. 31-35 [cit. 2013-03-25]. DOI: 10.1520/JTE12388J. Dostupné z: <http://cat.inist.fr/?aModele=afficheN&cpsid=882795>
- [34] MILIČKA, K. a F. DOBEŠ. Comparison of small punch tests performed on exposed power plant. In: TECHNICAL RESEARCH CENTRE OF FINLAND. *Baltica V: Conditions and Life Management for Power Plants*. Espoo, 2001, s. 383-393.
- [35] DOBEŠ, F., K. MILIČKA, J. SOBOTKA a Z. KUBOŇ. Application of Small Punch Tests in Estimation of the Properties of Heat-affected Zones. In: EDITED BY I.A. SHIBLI, Edited by I.A.S, Organised by European Creep Collaborative COMMITTEE a Sponsored by ALSTOM. *Creep and Fracture in High Temperature Components: Design & Life Assessment Issues*. Lancaster, Pa: DEStech Publications, 2009, 8 s. ISBN 9781605950051.
- [36] DYMÁČEK, Petr, Martin ABENDROTH a Marek JEČMÍNKA. Prediction of Static Material Properties of P92 Steel Based on Small Punch Test. In: *New Methods of Damage and Failure Analysis of Structural Parts*. Ostrava: VŠB-TU Ostrava, 2012, s. 279-286. ISBN 978-80-248-2802-2.
- [37] ČADEK, Josef. *Creep kovových materiálů*. vyd. 1. Praha: Academia, 1984, 271 s.
- [38] FROST, Harold a Michael ASHBY. *Deformation-mechanism maps: The plasticity and creep of metals and ceramics* [online]. [cit. 2013-04-30]. Dostupné z: <http://engineering.dartmouth.edu/defmech/>
- [39] Creep. In: *Docstoc: Document for small business and professionals* [online]. 2011 [cit. [cit. 2013-04-30]]. Dostupné z: [http://www.docstoc.com/docs/100997093/creep-\(DOC\)](http://www.docstoc.com/docs/100997093/creep-(DOC))
- [40] VLACH, Bohumil. Creep a lom při creepu. In: *Mendelova univerzita v Brně* [online]. 2007 [cit. 2013-04-28]. Dostupné z: [http://wood.mendelu.cz/cz/sections/Props/files/verejny/MVD/Vlach%20-%20Zaklady%20nauky%20o%20materialu%20\(CZ\)/stare/07%20-%20creep.doc](http://wood.mendelu.cz/cz/sections/Props/files/verejny/MVD/Vlach%20-%20Zaklady%20nauky%20o%20materialu%20(CZ)/stare/07%20-%20creep.doc).
- [41] ŠEVELOVÁ, Eva. *Přechodové jevy při malých creepových deformacích ocelí: Transition Phenomena at Low Creep Strains of Steels*. Brno: Vysoké učení technické, Fakulta chemická, 2007. 1 elektronický optický disk [CD-ROM / DVD]. Diplomová práce. Vysoké učení technické v Brně. Vedoucí práce prof. Ing. Jaroslav Fiala, CSc..
- [42] VLACH, Bohumil. Creep (křip) - tečení. In: *Institute of Physics of Materials: Academy of Sciences of the Czech Republic* [online]. 2003 [cit. 2013-05-18]. Dostupné z: www.ipm.cz/group/fracture/vyuka/doc/P11.ppt
- [43] CWA 15627. Small Punch Test Method for Metallic Materials: CEN Workshop Agreement. Brusel: CEN, 2007, 70 s.

- [44] SVOBODOVÁ, Marie. Aplikační omezení žárovevné oceli P92. In: *All for Power: informační portál a časopis* [online]. Ostrava: Konstrukce Media, s.r.o, 1.7.2009, 13.7.2009 11:48 [cit. 2013-03-25]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/clanek/aplikacni-omezeni-zarovevne-oceli-p92/>
- [45] Ocel. In: *Alfun* [online]. c 2013 [cit. 2013-03-25]. Dostupné z: <http://www.alfun.cz/sortiment/ocel>
- [46] GARCÍA, Tomás Eduardo, Cristina RODRÍGUEZ a Francisco Javier BELZUNCE. Small punch test to estimate the mechanical properties of structural steels. *Applied mechanics 2012*. 2012, s. 4.
- [47] GUAN, Kaishu a Zhiwen WANG. SPT code of tensile test. In: *Materiálový a metalurgický výzkum s.r.o.* [online]. 2010 [cit. [cit. 2013-04-21]]. Dostupné z: http://www.mmvyzkum.cz/Obr/10_Development%20of%20Small.....pdf
- [48] PURMENSKÝ, Jaroslav a Karel MATOCHA. Zkoušení malých vzorků ve fyzikální metalurgii. In: *Metal 2013* [online]. 2013 [cit. 2013-04-19]. Dostupné z: http://www.metal2013.com/files/proceedings/metal_01/papers/70.pdf
- [49] SONG, Ming, Kaishu GUAN, Wen QIN a Jerzy A. SZPUNAR. Comparison of mechanical properties in conventional and small punch tests of fractured anisotropic A350 alloy forging flange. *Nuclear Engineering and Design* [online]. 2012, roč. 247, June, s. 58-65 [cit. 2013-04-16]. ISSN 00295493. DOI: 10.1016/j.nucengdes.2012.03.023. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0029549312001550>
- [50] DYMÁČEK, Petr, Karel MILIČKA a Ferdinand DOBEŠ. *Analysis of potential factors influencing the relation between small punch and conventional creep tests*. 2010, 4 s.
- [51] BULLOCH, J.H. A review of the ESB small punch test data on various plant components with special emphasis on fractographic details. *Engineering Failure Analysis* [online]. 2002, vol. 9, issue 5, s. 511-534 [cit. 2013-05-23]. DOI: 10.1016/S1350-6307(01)00034-6. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1350630701000346>

9. SEZNAM ZKRATEK A SYMBOLŮ

Fyzikální veličiny

Veličina	Jednotka	Význam
$FATT$	[K]	Fracture Appearance Transition Temperature - tranzitní teplota odpovídající 50 % křehkého lomu
T	[°C]	teplota
$\dot{\epsilon}$	[s ⁻¹]	rychlost poměrné deformace
ϵ	[-]	poměrná deformace
ϵ_{dc}	[-]	poměrné prodloužení způsobené skluzem dislokací
ϵ_n	[-]	poměrné prodloužení způsobené šplháním
ϵ_{gb}	[-]	poměrné prodloužení způsobené pokluzy po hranicích zrn
ϵ_d	[-]	poměrné prodloužení způsobené napětím usměrněnou difuzí vakancí
ϵ_v	[-]	poměrné prodloužení způsobené vznikem a růstem mezikrystalových dutin
t	[s]	čas
$\dot{\epsilon}_{SC}$	[s ⁻¹]	rychlost sekundárního creepu
σ	[MPa]	aplikované napětí
σ_a	[MPa]	počáteční (nominální) napětí
n	[-]	creepový exponent
t_f	[s]	doba do lomu
Q	[J]	aktivační energie creepu
R	[J.mol ⁻¹ K ⁻¹]	univerzální plynová konstanta
T	[K]	absolutní teplota
C_0	[mol.m ⁻³]	rovnovážná koncentrace vakancí
E_v	[J]	energie potřebná k vytvoření vakance
k	[J.K ⁻¹]	Boltzmannova konstanta
b	[m]	meziatomová vzdálenost
C	[mol.m ⁻³]	koncentrace vakancí
J	[mol.m ⁻² s ⁻¹]	tok vakancí
D_k	[m ² .s ⁻¹]	difuzní koeficient
D_v	[m ² .s ⁻¹]	difuzní koeficient vakancí
L	[m]	difuzní vzdálenost blízká se velikosti zrna
$\dot{\epsilon}_{N-H}$	[s ⁻¹]	rychlost Nabarrova-Herringova creepu
D_L	[m ² .s ⁻¹]	koeficient difuze
d	[m]	velikost zrna
$\dot{\epsilon}_{Coble}$	[s ⁻¹]	rychlost Cobleova creepu
D_{GB}	[m ² .s ⁻¹]	difuzní koeficient po hranicích zrn
P_{SD}	[s]	Sherbyův-Dornův parametr
P_{LM}	[Ks]	Larsonův-Millerův parametr
R_R	[MPa]	výchozí napětí
R_{RZ}	[MPa]	zbytkové napětí
$u(u_I)$	[m]	posunutí razníku - prohloubení
u_I	[m]	průhyb zkušební vzorku
h	[m]	počáteční tloušťka (výška) zkušební vzorku
v_I	[m.s ⁻¹]	rychlost pohybu razníku (u protlačovací zkoušky) nebo příčníku (u tahové zkoušky)

F_e	[N]	síla určující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu
F_m	[N]	maximální zaznamenaná síla
u_m	[m]	posunutí razníku při maximální síle
u_f	[m]	posunutí razníku při porušení zkušební vzorku odpovídající smluvně 20 % poklesu maximální síly
E^{SP}	[J]	lomová energie odpovídající ploše pod křivkou závislosti síly na posunutí razníku
ε_f	[-]	efektivní lomová deformace
h_f	[m]	minimální tloušťka protrženého zkušební vzorku
r	[m]	poloměr razníku
D	[m]	průměr otvoru ve spodní opěrné matici D
σ_y	[MPa]	mez kluzu získaná protlačovací zkouškou podle Maa a Takahashiho (Garcii)
σ_{UTS}	[MPa]	mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou podle Maa a Takahashiho
P_y	[N]	síla charakterizující přechod z lineární oblasti do oblasti plastického ohybu podle Maa a Takahashiho (Guana a Wanga, Garcii a také Songa)
P_{max}	[N]	síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky podle Maa a Takahashiho (Guana a Wanga, Garcii a také Songa)
$t_0(t)$	[m]	počáteční tloušťka zkušební vzorku podle Maa a Takahashiho (Guana a Wanga, Garcii a také Purmenského a Matochy)
v	[m.s ⁻¹]	rychlost creepu protlačovací zkoušky
θ_0	[rad]	poloviční úhel kontaktu razníku s deformovaným vzorkem
φ	[rad]	úhel mezi osou protlačování a normálou k povrchu zkušební vzorku
d_1	[m]	průměr zkušební vzorku
R	[m]	rádus zaoblení hrany dolní upínací čelisti (obr. 5.4)
d_2	[m]	průměr dolní upínací čelisti
$R_{p0,2}^{SPT}$	[MPa]	mez kluzu získaná protlačovací zkouškou za použití metody offset
R_e^{SPT}	[MPa]	mez kluzu získaná protlačovací zkouškou za použití metody dvou tangent
R_m^{SPT}	[MPa]	mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou
R_e	[MPa]	mez kluzu získaná protlačovací zkouškou podle Guana a Wanga (Purmenského a Matochy)
R_m	[MPa]	mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou podle Guana a Wanga (Purmenského a Matochy)
σ_u	[MPa]	mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou podle Garcii
P_m	[N]	síla odpovídající maximální zaznamenané síle v průběhu protlačovací zkoušky podle Purmenského a Matochy
d_m	[m]	prohloubení zkušební vzorku při maximální síle v průběhu protlačovací zkoušky
$R_{0.2(SPT)}$	[MPa]	mez kluzu získaná protlačovací zkouškou podle Songa
$R_{m(SPT)}$	[MPa]	mez pevnosti získaná protlačovací zkouškou podle Songa
T_0	[m]	počáteční tloušťka zkušební vzorku podle Songa
u_{el}	[m]	experimentálně stanovená hodnota elastické deformace z protlačovací zkoušky materiálu P92

v_{\min}	[m.s ⁻¹]	minimální (ustálená) rychlost creepu
ΔF	[N], [%]	pokles síly (rozdíl mezi výchozí a zbytkovou silou)
t_R	[s]	čas, za který dojde k ustálení
ΔR	[MPa], [%]	pokles napětí (rozdíl mezi výchozím a zbytkovým napětím)
Ψ	[m ²]	parametr vyjadřující poměr síly a napětí při stejném čase do lomu určený z tahových a protlačovacích creepových zkoušek
$hm. \%$	[%]	hmotnostní procento
ε_m	[-]	poměrná deformace při dosažení meze pevnosti tahové zkoušky
ε_f	[-]	poměrná deformace v okamžiku lomu zkušební tyče u tahové zkoušky

Další zkratky a symboly

SPT	small punch test – protlačovací zkouška na miniaturních discích
CDR	constant deflection rate – konstantní rychlost prohlubování
CF	constant force – konstantní síla
R	relaxation - relaxace
α -creep	logaritmičtý creep
β -creep	přechodový creep
μ	střední hodnota
σ	směrodatná odchylka

10. SEZNAM PŘÍLOH

Příloha A1: Záznam tahové zkoušky materiálu P92 při teplotě 20 a 600 °C s použitím i bez použití extenzometru

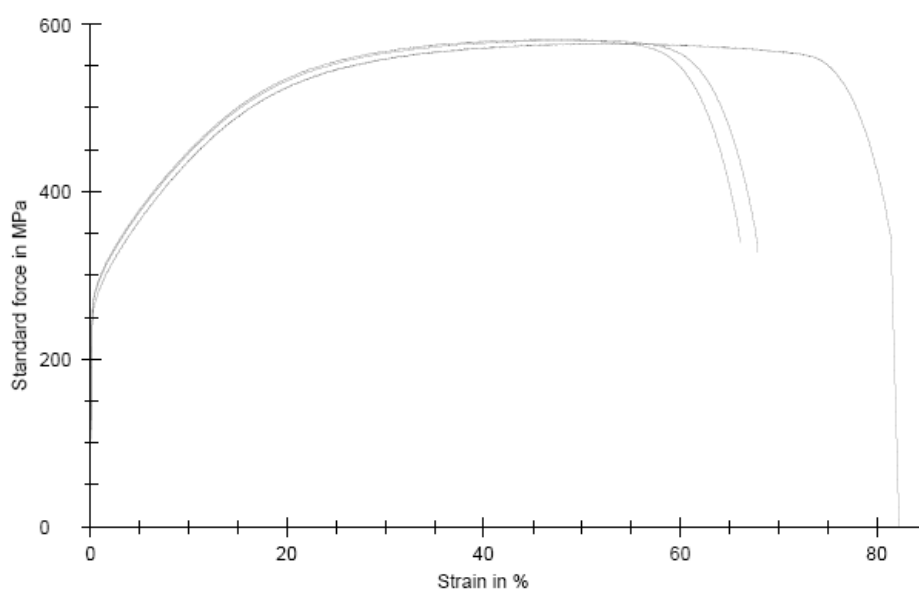
Příloha A2: Záznam tahové zkoušky materiálu AISI 316L při teplotě 20 °C

Parameter table:

Customer : Ing. Petrevec
 Tester : Cupera
 Test standard :
 Material : austenit 3162
 Specimen grips: M11x1
 Machine data :

Results:

Nr	Spec Name	L0 ST mm	S0 mm ²	E-Module GPa	Rp 0,1 MPa	Rp 0,2 MPa	Rm MPa	Ag %	F Break N	A %
1	A 3162_1	30	28,25	187,4	246,88	258,21	576,83	52,13	-	-
2	A 3162_2	30	28,22	208,7	261,97	271,07	581,41	47,35	9227,06	67,73
3	A 3162_3	30	28,22	192,9	255,89	268,58	579,77	47,91	9565,71	65,86

Series graphics:

Statistics:

A3162 n = 3	L0 Fine mm	L0 ST mm	S0 mm ²	E-Module GPa	Rp 0,1 MPa	Rp 0,2 MPa	Rm MPa	Ag %	F Break N	A %	r-cross
x	15	30	28,23	196,3	254,91	265,95	579,34	49,13	9396,38	66,80	-
s	0,000	0,000	0,02	11,0	7,60	6,82	2,32	2,61	239,46	1,33	-
v	0,00	0,00	0,06	5,62	2,98	2,56	0,40	5,31	2,55	1,98	-

Příloha A2 Záznam tahové zkoušky materiálu AISI 316L při teplotě 20 °C