

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálového inženýrství

Ing. Libor Pantělejev

**CYKLIČKÁ PLASTICITA
ZA VYSOKÝCH STŘEDNÍCH NAPĚTÍ**

**CYCLIC PLASTICITY
AT HIGH MEAN STRESSES**

ZKRÁCENÁ VERZE PHD THESIS

Obor: Fyzikální a materiálové inženýrství

Školitel: Doc. RNDr. Ludvík Kunz, CSc. (ÚFM AVČR Brno)

Konzultant: Prof. RNDr. Bohumil Vlach, CSc. (VUT Brno)

Oponenti: Prof. Ing. Otakar Bokůvka, PhD. (TU Žilina)
Doc. Ing. Jiří Kunz, CSc. (ČVUT Praha)
RNDr. Karel Obrtlík, CSc. (ÚFM AVČR Brno)

Datum obhajoby: 3. 12. 2002

KLÍČOVÁ SLOVA

únava materiálů, nízkoteplotní creep, cyklický creep, historie zatěžování, střední napětí.

KEY WORDS

fatigue of materials, low temperature creep, cyclic creep, loading history, mean stress.

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

OBSAH

1	ÚVOD	5
2	SOUČASNÝ STAV ZNALOSTÍ	5
3	FORMULACE CÍLŮ PRÁCE	6
4	EXPERIMENT	6
4.1	MATERIÁL A METODIKA ZKOUŠEK	6
4.1.1	Testovaný materiál	6
4.1.2	Uspořádání experimentu	7
5	VÝSLEDKY A DISKUSE	8
5.1	Creepové zkoušky	8
5.2	Únavové zkoušky s předdeformací na střední napětí	11
5.3	Únavové zkoušky s předdeformací na napětí vyšší než střední napětí	16
5.4	Vliv cyklické složky a historie zatěžování na životnost	24
5.5	Výpočtové modely	26
5.5.1	Creepové experimenty	26
5.5.2	Únavové zkoušky s předdeformací na střední napětí	27
6	ZÁVĚRY	29
7	PUBLIKACE A PREZENTACE VÝSLEDKŮ	29
8	LITERATURA	30

1 ÚVOD

Tato práce je zaměřena na základní experimentální výzkum cyklické plasticity za vysokých středních napětí, při nichž dochází ke vzniku jednosměrné plastické deformace. Tento výzkum má značný význam zejména při posuzování životnosti a spolehlivosti součástí při kombinovaném zatěžování únava a nízkoteplotní creep. Práce se orientuje na pochopení fyzikálních mechanismů probíhajících v materiálu v průběhu zatěžování; dále pak na predikci rychlosti cyklického creepu pomocí konvenčně užívaných matematických popisů.

2 SOUČASNÝ STAV ZNALOSTÍ

Na rozdíl od tahových zkoušek, které jsou plně standardizovány, mohou být únavové experimenty realizovány rozdílnými způsoby. Pro zjišťování cyklického plastického chování a životnosti se používají experimenty s řízeným zatížením, napětím, celkovou nebo plastickou deformací. Kromě toho, začátek únavového experimentu může být rozdílný v závislosti na použitém zatěžovacím systému. Ve vysokocyklové oblasti jsou pro únavové experimenty často používány zatěžovací systémy pracující na rezonančním principu. Startovací rampa, tj. zvětšování amplitudy zatěžování na požadovanou hodnotu v průběhu několika set cyklů je typickým rysem zmíněných rezonančních systémů. Obecně se akceptuje, že detaily počátku únavového experimentu příliš neovlivňují výsledky, pakliže nedojde v průběhu počátku zkoušky k výraznějšímu převýšení amplitudy plastické deformace oproti hodnotám charakteristickým pro danou zkoušku. Na druhé straně existuje dostatečné množství experimentálních výsledků, které dokazují opak. Fakt, že náběh únavového experimentu ovlivňuje únavovou životnost ocelí byl zjištěn již před mnoha lety [1]. Postupné zvyšování amplitudy napětí σ_a na začátku únavového experimentu může vést k podstatnému zvýšení meze únavy. Tento efekt je znám jako coxing efekt. Vliv rampového zatěžování na cyklickou křivku napětí – deformace monokrystalů Cu byl popsán Neumannem [2]. Později byly provedeny cílené studie pro objasnění vlivu počátku experimentu, obzvláště ve vztahu k lokalizaci deformace a existenci plató na cyklické křivce napětí – deformace polykrystalických f.c.c. kovů např. [3–7]. Bylo zjištěno, že dochází k poklesu saturované amplitudy plastické deformace se zvětšující se délkou rampy [7], [8]. Dále byl prokázán vliv délky rampy na počet cyklů do lomu [9]. S rostoucí délkou rampy se počet cyklů do lomu zvyšuje [10]. Významný jev spojený s tímto efektem je jednosměrná deformace doprovázející únavové experimenty [11]. Tato jednosměrná deformace vzniká buď v prvním zátěžném čtvrtcyklu, v průběhu rampy, nebo v důsledku cyklického creepu, který se objevuje v případě únavového testu v režimu řízeného zatížení s nenulovým středním napětím. Dosavadní poznatky týkající se vlivu rozdílného začátku únavového experimentu na jednosměrnou (cyklickou creepovou) deformaci zcela chybí.

Z literárního rozboru také vyplývá, že cyklická složka napětí může creep urychlovat nebo zpomalovat. Např. v pracích [12], [13], [14] bylo ukázáno, že cyklická složka creep urychluje, v pracích [12], [13], [14], [15] naopak, že cyklická složka creep zpomaluje a v [16], že nemá vliv na creepové chování materiálu. Výsledky však byly získány na nejrůznějších materiálech, za různých podmínek (např. různé frekvence zatěžování, různé tvary cyklu, jiná historie zatěžování nebo teplota). U experimentů s vyšším středním napětím

je nevyhnutelná značná plastická deformace v prvním cyklu, čímž se navíc mění významně průřez vzorku a tím i skutečné napětí.

Současný stav poznatků o vlivu cyklické složky na creepové chování materiálů není dostatečný ani ke kvalitativní predikci, zda za daných zatěžovacích podmínek bude cyklická složka napětí creep urychlovat nebo zpomalovat. Další obtíží při analýze experimentálních údajů převzatých z literatury je skutečnost, že vliv cyklické složky na creepové chování je někdy porovnáván s creepem při odpovídajícím maximálním napětí [17], jindy při středním napětí [18], [15]. Častým případem studovaným v literatuře je odtěžování z maximální hodnoty, tedy trapézové namáhání s různě dlouhým poměrem zatížení na maximální a minimální hodnotě [19].

3 FORMULACE CÍLŮ PRÁCE

Z literárního rozboru vyplývá, že pro hlubší pochopení a detailní popis fyzikálních mechanismů cyklické plasticity je žádoucí věnovat experimentální a teoretickou pozornost cyklickému namáhání za přítomnosti středních napětí. Zejména důležitým se jeví bližší prozkoumání souvislostí mezi jednosměrnou plastickou deformací a cyklickou plastickou odezvou.

Cílem této práce je experimentálně stanovit, diskutovat a přispět k hlubšímu pochopení:

- vlivu cyklické složky na rychlost cyklického creepu,
- vlivu středního napětí na cyklickou plasticitu a cyklický creep,
- vlivu historie zatěžování na cyklickou plasticitu (zejména vliv zátěžné rampy a předdeformace).

Jako experimentální materiál byla zvolena polykrystalická Cu, neboť pro tento materiál je v literatuře k dispozici nejucelenější soubor dat charakterizujících cyklickou plastickou odezvu při symetrickém namáhání a soubor dat, charakterizujících relace mezi zatěžováním a vývojem dislokační mikrostruktury a také údajů o lokalizaci cyklické plastické deformace.

4 EXPERIMENT

4.1 MATERIÁL A METODIKA ZKOUŠEK

4.1.1 Testovaný materiál

Pro experimenty byla zvolena polykrystalická elektrolytická Cu dodaná ve formě tyčí o průměru 30 mm vyrobených válcováním za studena. Tento materiál byl čistoty 99,9% a obsahoval určité množství nečistot, které z hlediska mechanických vlastností byly bezvýznamné. Zkušební tělesa měla válcový tvar s efektivní měrnou délkou $L_0 = 33$ mm a průměrem $d_0 = 10$ mm. Hotové vzorky byly žíhány ve vakuu při 600°C/1 hod. pro odstranění vnitřních pnutí a poté pomalu ochlazovány. Výsledná velikost zrna byla 60 μm . Pro zjištění mechanických vlastností byla provedena konvenční tahová zkouška na 3 zkušebních tělesech. Zjištěná mez pevnosti materiálu $R_m = 220$ MPa, a mez kluzu $R_{p0,2} = 57$ MPa.

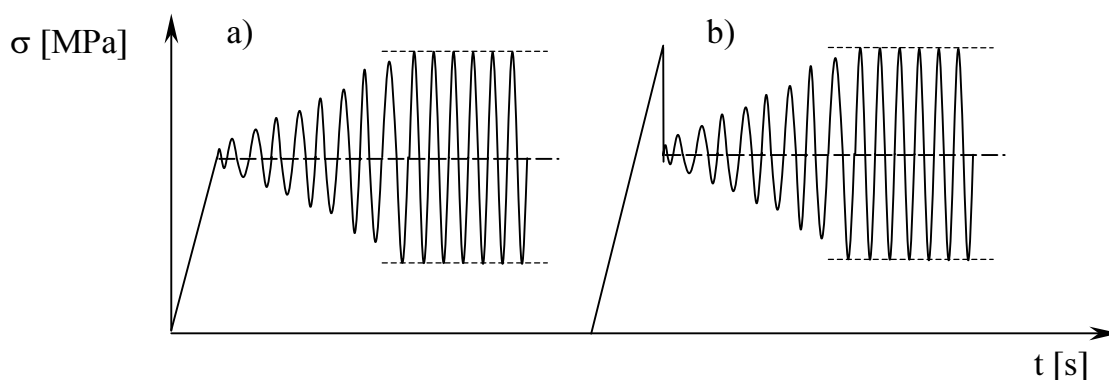
4.1.2 Uspořádání experimentu

Zkoušky byly realizovány na rezonančním únavovém stroji SCHENCK PVQ s maximální zátěžnou silou 60 kN, rozsahem amplitudy síly $\pm (2,5 \div 30)$ kN a rozsahem testovacích frekvencí $12 \div 83$ Hz. Zkoušky probíhaly za pokojových teplot a v běžné laboratorní atmosféře. Pracovní frekvence rezonančních zkušebních strojů je obecně závislá na tuhosti systému stroj – zkoušený vzorek. V tomto případě se pohybovala v rozmezí 29 až 40 Hz. Změna délky zkušebního tělesa byla snímána systémem induktivní extenzometr Hottinger s měrnou délkou 20 mm (citlivost 10^{-3} mm) – digitální zesilovač HBM – PC.

Amplituda plastické deformace byla měřena standardním způsobem pomocí tenzometrického snímače s měrnou délkou 10 mm, rozsahem měření $\pm 10\%$ a citlivostí $1 \cdot 10^{-5}$, který byl přichycen k měrné části vzorku. Signál z tenzometrického snímače byl spolu se signálem z dynamometru zkušebního stroje veden do dvoukanalového paměťového osciloskopu GOULD. Převedením deformačního signálu na osu X a silového signálu na osu Y bylo možno zobrazit hysterezní smyčku. Po uložení do paměti osciloskopu bylo možno hysterezní smyčky zapisovat na X – Y zapisovači.

Creepové experimenty, tj. experimenty bez cyklické složky napětí byly prováděny tak, že bylo aplikováno nominální napětí, které bylo po celou dobu zkoušky udržováno konstantní.

Únavové zkoušky s cyklickým creepem byly realizovány s ohledem na předpokládaný vliv detailů počátků zkoušek (tj. historie zatěžování) dvojím způsobem. První skupina zkoušek byla provedena podle schematického obr.1a. Střední nominální napětí bylo dosaženo s rychlostí $\sim 0,3$ kN/s a ihned po dosažení předepsané hodnoty bylo spuštěno cyklické zatěžování. Předepsaná amplituda nominálního napětí byla dosažena postupným růstem v průběhu napěťové rampy v délce asi 500 cyklů. Tento typ experimentu bude v dalším označován jako únavové zkoušky s předdeformací na střední napětí. Druhá skupina zkoušek byla provedena podle obr.1b. Rozdíl oproti první skupině experimentů je v tom, že v prvním čtvrtcyklu bylo dosaženo vyššího nominálního napětí $\sigma_{\text{nom},1/4}$, než odpovídá střední hodnotě následujícího cyklického zatěžování. Tento typ zkoušek bude v dalším označován jako únavové zkoušky s předdeformací na napětí vyšší než střední napětí.



Obr.1: Schematické znázornění cyklických experimentů s rozdílnou počáteční deformací.

5 VÝSLEDKY A DISKUSE

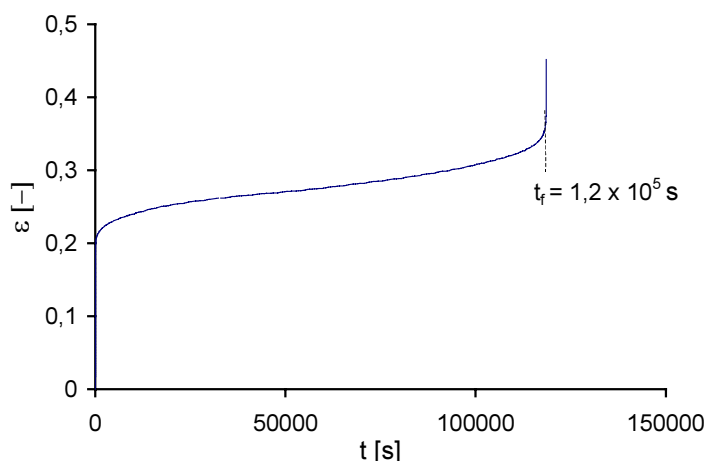
5.1 CREEPOVÉ ZKOUŠKY

Creepové zkoušky za pokojové teploty byly provedeny s cílem získat referenční experimentální data pro následné posouzení vlivu cyklické složky napětí na creepové chování.

U čistě creepových experimentů, tj. experimentů bez cyklické složky napětí bylo aplikováno nominální napětí, které bylo po celou dobu zkoušky, která probíhala až do lomu vzorku, udržováno konstantní. Celkem bylo provedeno 6 experimentů tohoto typu a to pro nominální napětí 180, 200, 205, 210, 215 a 220 MPa. Rozsah nominálních napětí byl zvolen tak, že nejkratší doba do lomu byla řádově v jednotkách minut. Při nejnižším aplikovaném napětí 180 MPa rychlost creepu poklesla pod prakticky měřitelnou hodnotu a zkouška byla po 6 dnech z praktických důvodů ukončena.

Příklad experimentálně stanovené závislosti deformace na čase pro $\sigma_{nom} = 200$ MPa je ukázán na obr.2. Zvláštní pozornost byla věnována počátku zkoušky. Zatížení bylo lineárně zvyšováno tak, že požadovaná hodnota nominálního napětí byla dosažena při rychlosti zatěžování 3,5 MPa/s (tj. $\sim 0,3$ kN/s) po 57 s. Počáteční deformace ϵ_0 vzniklá v okamžiku dosažení napětí 200 MPa byla 19%.

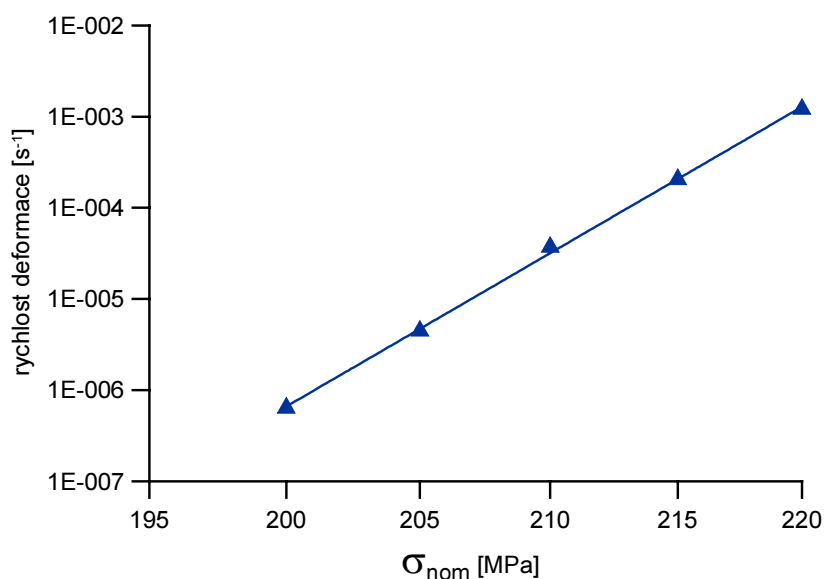
Z obr.2 je vidět, že deformace s časem narůstala a že creepová křivka Cu za pokojové teploty vykazuje klasická tři stadia. Zpočátku je patrný pokles rychlosti creepu. Minimální rychlost creepu byla dosažena přibližně v 50% životnosti. Po jejím dosažení nastal trvalý vzrůst rychlosti. Z obr.2 je vidět, že ve střední části je dosaženo dlouhého stádia, které lze poměrně dobře charakterizovat právě minimální rychlostí creepu. Převážná část životnosti odpovídá více méně rovnoměrné deformaci měrné délky vzorku.



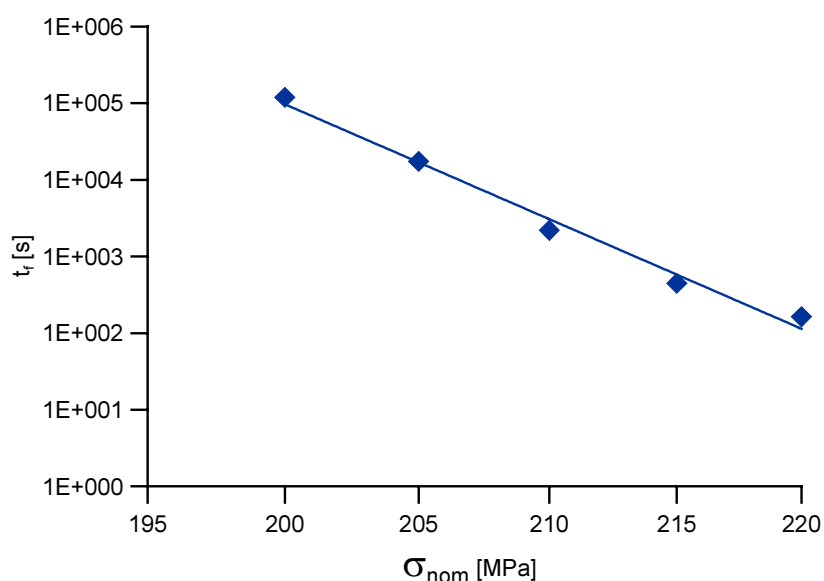
Obr.2: Creepová křivka polykrystalické Cu za pokojové teploty, $\sigma_{nom} = 200$ MPa.

Prováděné creepové zkoušky se vyznačovaly velkou počáteční deformací při aplikaci nominálního napětí. Na obr.3 je uvedena závislost minimální rychlosti creepu na aplikovaném napětí. Experimentální body lze velmi dobře proložit rovnicí $\dot{\epsilon} = 1,02 \times 10^{-189} \sigma_{nom}^{79,5}$. Ta je na obr.3 vyznačena plnou čarou. Na obr.4 je ukázána závislost

doby do lomu na aplikovaném napětí. Je vidět, že s rostoucím zatížením klesá životnost. Experimentální body lze velmi dobře proložit mocninným vztahem $t_f = 6,95 \times 10^{167} \sigma_{nom}^{-70.8}$. Tato rovnice je na obr.4 vyznačena plnou čarou.



Obr.3: Napěťová závislost minimální rychlosti creepu (Nortonův zákon).



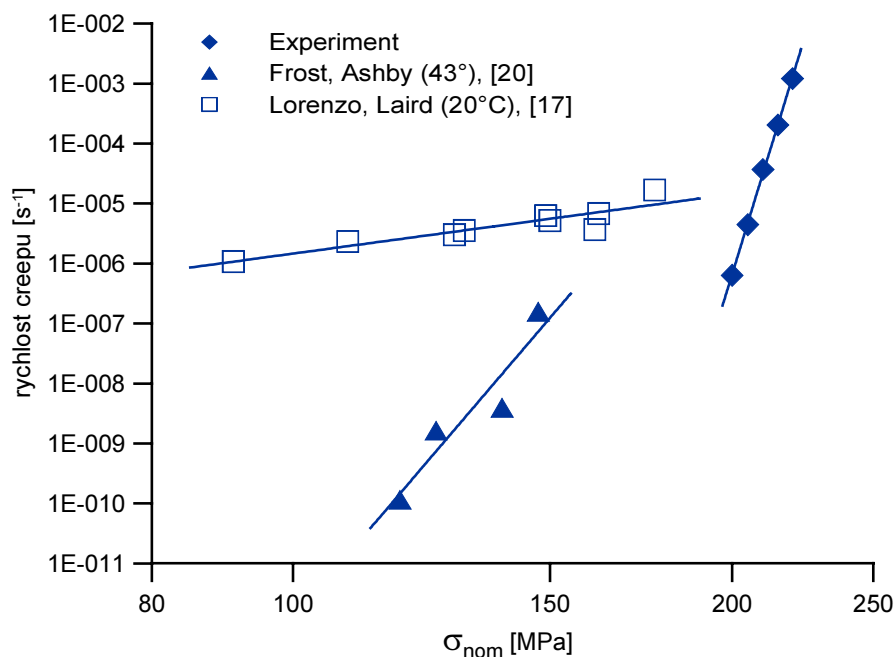
Obr.4: Závislost doby do lomu na napětí.

Na rozdíl od vysokoteplotního creepu je v literatuře velmi málo údajů, týkajících se nízkoteplotního creepu mědi. Dostupným zdrojem z něhož lze vycházet a porovnávat v této práci získané experimentální výsledky je práce Frosta a Ashbyho [20].

Na obr.5 je uvedeno srovnání experimentálních dat naměřených v této práci s údaji převzatými z práce [20] a to v reprezentaci rychlost creepu v závislosti na axiálním napětí. Další data pro porovnání poskytuje práce Lorenza a Lairda [17]. Výsledky těchto měření na mědi se srovnatelnou pevností ($R_m = 220$ MPa), nižší mezí kluzu $R_{p0,2}$ (32 MPa oproti 57

MPa v našem případě) a přibližně polovičním zrnem (35 μm oproti 60 μm v našem případě) jsou ukázány také v obr.5. Ze srovnání experimentálních dat s daty literárními je zřejmé, že rychlosti nízkoteplotního creepu, stanovené různými autory se extrémně liší. Vzhledem k tomu, že v provedení creepových zkoušek nelze předpokládat výrazné rozdíly, je pozorovaný nesouhlas experimentálních výsledků nutno hledat v rozdílné mikrostruktuře mědi a extrémní citlivosti nízkoteplotního creepu na detaily této mikrostruktury.

Za homologických teplot menších než $0,4T_m$ nemůžeme očekávat významnější příspěvek difúzního creepu; plastická deformace se tedy uskutečňuje dislokačním skluzem [21]. Dislokační creep nevyžaduje akomodaci pokluzu po hranicích zrn, protože u Cu je při pokojové teplotě dostatek nezávislých skluzových systémů. Přesto aniž by byly nutným akomodačním mechanismem se pokluzu uplatňují i v případě dislokačního creepu a protože mají za následek silně lokalizovanou akomodační plastickou deformaci lze je tedy pokládat za primární deformační mechanismus [22].



Obr.5: Srovnání experimentálních výsledků s literárními údaji.

Modely dislokačního creepu jsou založeny na představě, že creep je řízen zotavením tj. procesem, který do jisté míry kompenzuje účinky deformačního zpevnění, vyplývajícího ze vzrůstu hustoty dislokací a formování různých dislokačních konfigurací. Všeobecně se soudí, že stacionárního stavu by nebylo možné dosáhnout, pokud by se nemohla ustavit dynamická rovnováha zotavení s deformačním zpevněním, respektive pokud by zotavení neprobíhalo tak rychle, aby zajistilo časovou invariantnost kvantitativních charakteristik dislokační struktury jako jsou např. hustota volných dislokací, hustota dislokací tvořící hranice subzrn a celková hustota dislokací [21].

Vysokou citlivost rychlosti creepu na mikrostrukturu materiálu lze očekávat právě u dislokačního creepu. Pohyb volných dislokací v napětovém poli dislokační struktury nutně závisí na její konfiguraci, která je u Cu citlivě závislá na stupni deformace a obecněji na historii zatěžování resp. přípravě materiálu. Pro detailní porovnání mikrostruktur odpovídajících

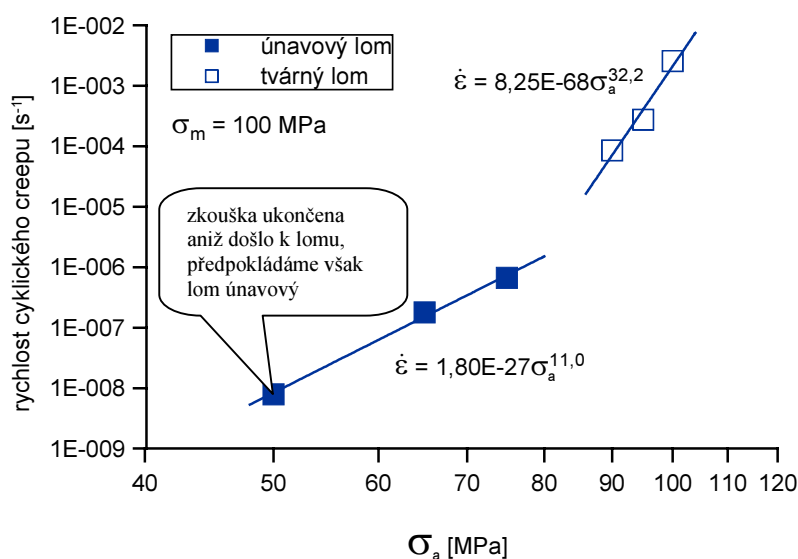
křivkám v obr.5 však chybí dostatek podkladů. Obecně lze pouze soudit, že Cu s nižší mezí kluzu vykazuje mnohem vyšší rychlost creepu než měď s vyšší mezí kluzu. Také exponent napěťové závislosti rychlosti creepu je vyšší u Cu s vyšší mezí kluzu; z experimentů provedených v této práci plyne exponent ≈ 80 , zatímco z práce [17] plyne exponent 3 a z práce [20] pak exponent 29.

5.2 ÚNAVOVÉ ZKOUŠKY S PŘEDDEFORMACÍ NA STŘEDNÍ NAPĚTÍ

Pro posouzení vlivu jednotlivých zatěžovacích parametrů únavových zkoušek, tj. středního napětí a amplitudy napětí na cyklické creepové chování byla realizována skupina testů s konstantním středním napětím a různými amplitudami, dále skupina testů s konstantní amplitudou a různými středními napětími, skupina testů s konstantním parametrem asymetrie $R = 0$ a zkoušky s konstantním maximálním napětím.

Bylo zjištěno, že při zkouškách s konstantním středním nominálním napětím 100 MPa rostoucí σ_a vede k prudkému nárůstu minimální rychlosti creepu. Na obr.6 jsou ukázány zjištěné body závislosti minimální rychlosti creepu na amplitudě zatěžování. Z obrázku je vidět, že tyto experimentální body lze rozdělit do dvou skupin a to podle charakteru finálního lomu a proložit je mocninnými funkcemi $\dot{\epsilon} = 8,25 \times 10^{-68} \sigma_a^{32,2}$ pro tvárný lom a $\dot{\epsilon} = 1,80 \times 10^{-27} \sigma_a^{11,0}$ pro lom únavový. Experimentální bod získaný při zatěžování 100 ± 50 MPa je zahrnut do skupiny únavových lomů, protože s ohledem na experimentální data lze předpokládat, že pokud bychom zkoušku neukončili rychlost deformace by příliš neklesala a po dostatečně dlouhé době zkoušky by došlo ke vzniku únavového finálního lomu. Na obr.7 je ukázána Wöhlerova křivka pro střední napětí 100 MPa. Experimentální body nelze vzhledem ke klasické interpretaci σ_a vs. $\log N_f$ proložit jedinou přímkou.

Přímky charakterizující jednotlivé oblasti lze popsat pomocí rovnice $N_f = A \sigma_a^n$ s konstantami $A = 1,57 \times 10^{57}$, $n = -26,8$ pro oblast tvárného lomu a konstantami $A = 4,47 \times 10^{10}$, $n = -2,37$ pro oblast lomu únavového. Z obr.7 je vidět, že počet cyklů do lomu N_f závisí velmi silně na zvolené amplitudě napětí.

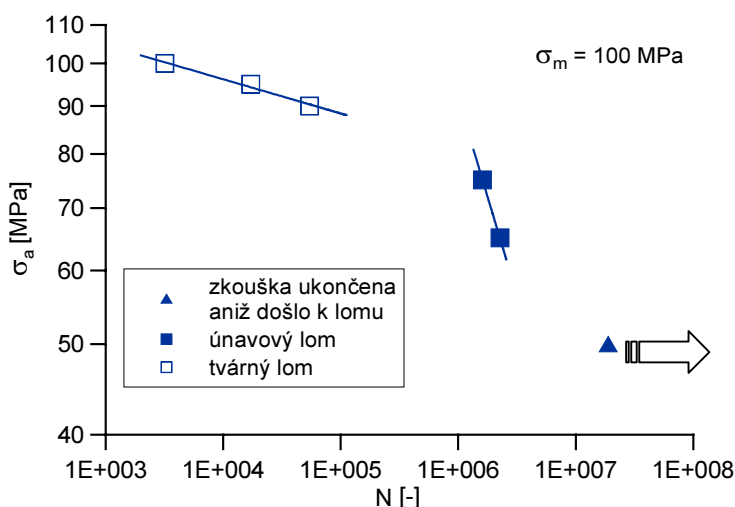


Obr.6: Závislost rychlosti cyklického creepu na amplitudě napětí ($\sigma_m = 100$ MPa).

Také typ lomu závisel na velikosti amplitudy napětí. U zatěžování s amplitudami napětí vyššími než 80 MPa byl lom tvárný. Přesněji řečeno, k lomu došlo v důsledku velké creepové deformace a následné tvorby krčku dříve, než se iniciovala a rozšířila únavová trhlina. U zatížení s amplitudami menšími než 80 MPa došlo naopak k iniciaci a rozšíření únavové trhliny dříve, než bylo dosaženo dostatečné cyklické creepové deformace a vzniku krčku a tvárného lomu. Závěrečný vzrůst deformace je spojen s dolomem zbylého nosného průřezu vzorku po rozšíření únavové trhliny na kritickou velikost.

Na obr.8 je ukázána závislost rychlosti cyklického creepu na středním napětí pro experimenty s konstantní amplitudou napětí 50 MPa. Vliv středního napětí na rychlost creepu je nemonotónní. Pro tuto amplitudu a střední napětí $\sigma_m = 50$ MPa je minimální rychlost creepu řádu 10^{-8} , zatímco u zatěžování se středním napětím 100 MPa je řádu 10^{-9} , tedy menší. Pro $\sigma_m = 150$ MPa dochází k vzrůstu rychlosti creepu a tato dosahovala řádu 10^{-6} . Tento nemonotónní průběh je dán deformací ϵ_0 , odpovídající okamžiku dosažení středního napětí, která přirozeně vzrůstá s rostoucím středním napětím ve smyslu tahového diagramu a velikostí maximálního napětí v cyklu. Pro potvrzení nemonotónního průběhu závislosti byly prováděny replikace experimentů na daných hladinách.

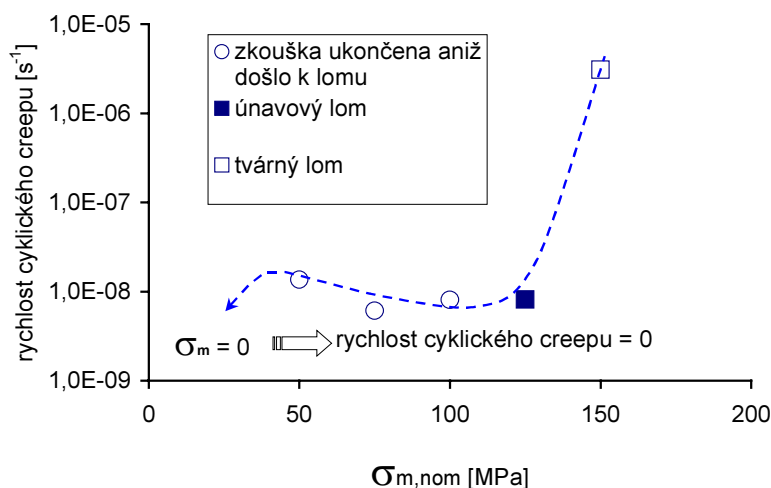
U experimentů se středním napětím 50 až 100 MPa nedošlo k lomu ani při počtu cyklů $> 10^7$ a zkoušky byly zastaveny. Střední napětí 125 MPa vedlo na lom únavový, přičemž u experimentu s nejvyšším středním napětím tedy $\sigma_m = 150$ MPa byl vzorek porušen tvárným lomem bez přítomnosti nainiciovaných únavových trhlin.



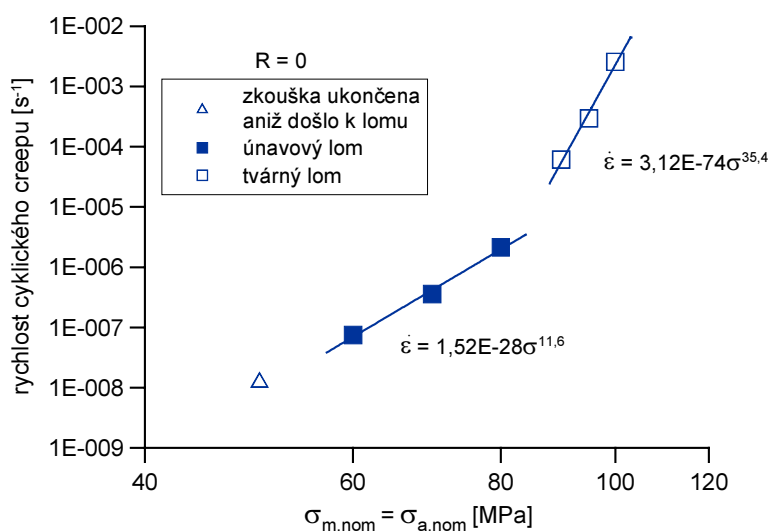
Obr. 7: Wöhlerova křivka pro střední napětí 100 MPa.

Výsledky únavových zkoušek s předdeformací na střední napětí pro zatěžování s konstantním parametrem asymetrie $R = 0$, tj. pro míjivé namáhání jsou uvedeny na obr.9 v reprezentaci rychlost cyklického creepu vs. napětí. Z obrázku je patrné, že s rostoucím zatížením (σ_a i σ_m) rychlost cyklického creepu roste, současně se mění i charakter lomu. Pro zatěžování do $\sigma_{a,nom} = 80$ MPa a $\sigma_{m,nom} = 80$ MPa byl pozorován únavový lom, pro vyšší hodnoty namáhání lom tvárný. Rychlost creepu lze opět popsat mocninným zákonem $\dot{\epsilon} = A\sigma^n$ jak v případě tvárného lomu tak i pro případ lomu únavového obr.9. Z obrázku je

vidět, že při přechodu z únavového na tvárný lom se mění konstanta A i exponent n. S rostoucím namáháním obecně klesá životnost.

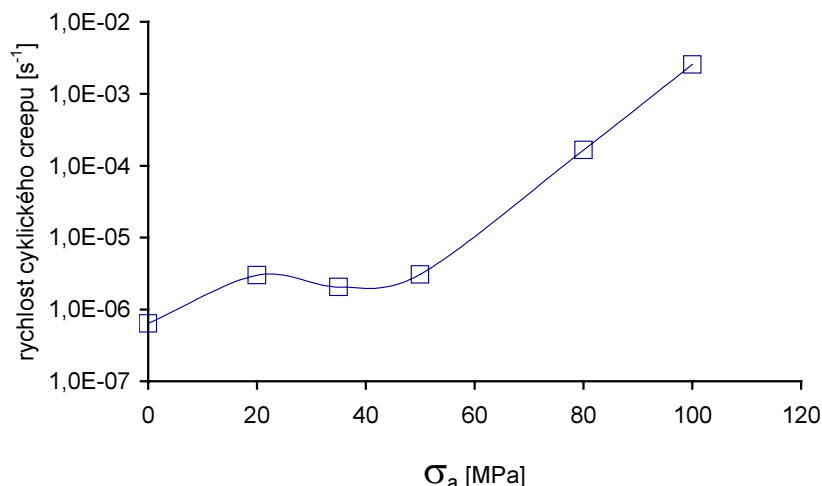


Obr.8: Závislost rychlosti cyklického creepu na středním napětí ($\sigma_a = 50$ MPa).

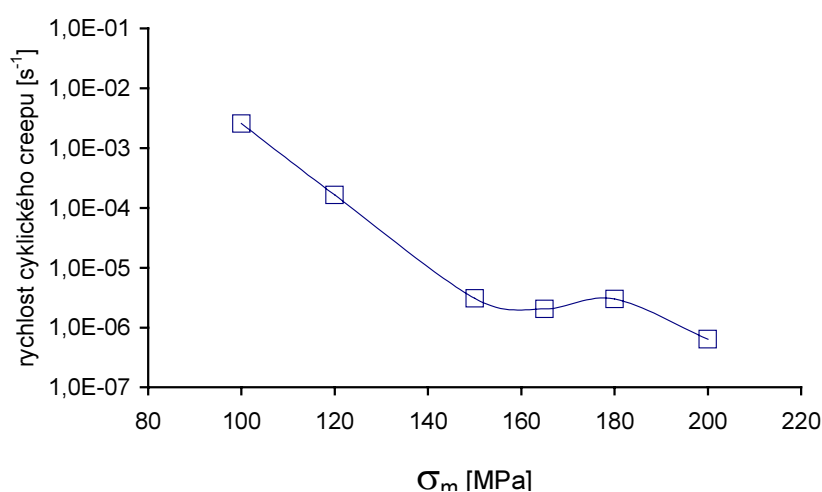


Obr.9: Závislost rychlosti cyklického creepu na napětí ($R = 0$).

Výsledky experimentů při nichž bylo udržováno konstantní maximální napětí jsou uvedeny na obrázcích obr.10 a 11. Z experimentálních údajů je vidět, že rychlost cyklického creepu nejprve vzrůstá s rostoucí amplitudou napětí obr.10. Přítomnost cyklické složky má tedy zpočátku urychlující vliv na tečení. Po dosažení amplitudy asi 20 MPa se růst rychlosti zastavuje a objeví se opačná tendence, tj. pokles rychlosti creepu s rostoucí amplitudou napětí. Minima je dosaženo pro amplitudu 35 MPa. Další růst amplitudy vyvolává již jen růst rychlosti creepu. Na obr.11 je tato skutečnost vyjádřena jako funkce středního napětí.



Obr.10: Závislost rychlosti cyklického creepu na amplitudě napětí ($\sigma_{max} = 200$ MPa).

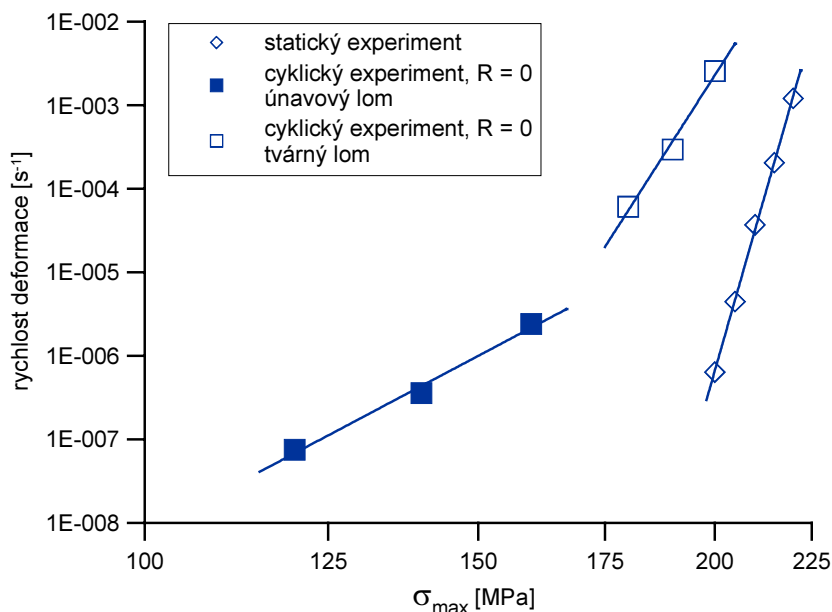


Obr.11: Závislost rychlosti cyklického creepu na středním napětí ($\sigma_{max} = 200$ MPa).

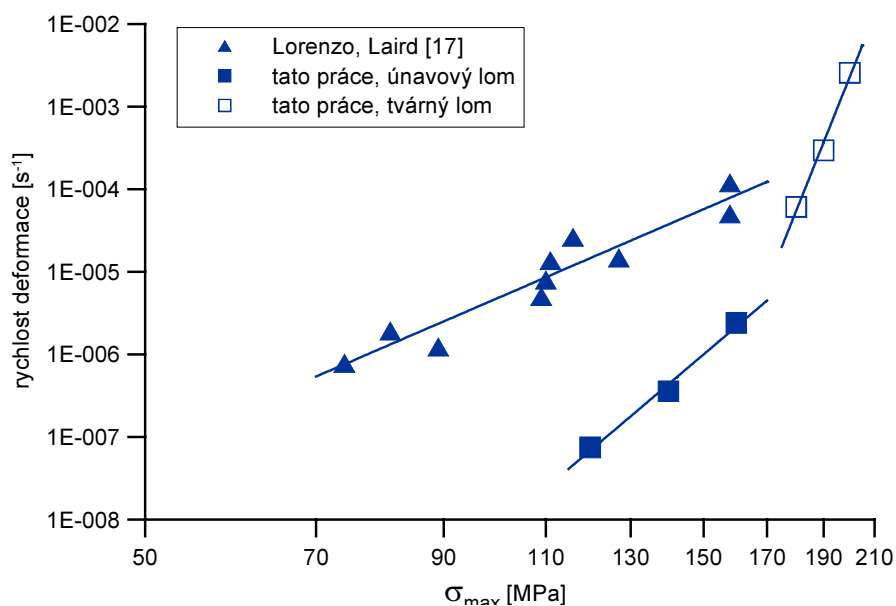
Z uvedených výsledků plyne, že přítomnost cyklické složky urychluje nízkoteplotní creep mědi ve srovnání s creepem odpovídajícím zatížení na maximální hodnotě napětí. Toto zjištění je v souladu s výsledkem měření Lorenza a Lairda [17], kteří experimentálně prokázali, že pro cyklické zatěžování s asymetrií $R = 0$ je závislost rychlosti creepu na maximálním napětí posunuta k vyšším hodnotám rychlosti creepu. Vliv cyklické složky však klesá s klesajícím maximálním napětím. Pro maximální napětí 65 MPa byl v práci [17] identifikován práh pro akceleraci creepu.

Na obr.12 jsou ukázány výsledky měření získané v této práci (data z obr.3 a 9 v reprezentaci maximálního napětí v cyklu). Z obrázku je vidět, že cyklická složka urychluje creep. Potud jsou zde získané výsledky a výsledky práce [17] ve shodě. Rozdíl je ovšem v tom, jak z obr.12 plyne, že s klesajícím maximálním napětím vliv cyklické složky roste – rozdíl mezi křivkami statického a cyklického creepu se zvětšuje. Nebyla pozorována tendence k prahové hodnotě pro akceleraci creepu. Změnu sklonu závislosti rychlosti cyklického creepu na maximálním napětí lze dobře korelovat se změnou charakteru lomu a tudíž ji lze přisuzovat změně mechanismu lomu. Přímé srovnání výsledků převzatých z práce [17] s výsledky uvedenými v obr.9 je ukázáno na obr.13. Oba materiály však nejsou zcela identické. Mez pevnosti byla v obou případech stejná, $R_m = 220$ MPa. Mez kluzu mědi použité v [17] byla o 44% nižší, velikost zrna však byla přibližně poloviční.

Z obrázku plyne, že rychlost creepu např. pro zatěžování s maximálním napětím 120 MPa je přibližně o 2,5 řádu vyšší v případě experimentů Lorenza a Lairda. Rozdíl klesá s rostoucím maximálním napětím. Zřejmě závažnou skutečností je to, že obě zkoušky se výrazně lišily v provedení začátku experimentu. V práci [17] bylo zatížení postupně zvyšováno v průběhu několika cyklů dokud nebylo dosaženo požadované hodnoty maximálního zatížení. Naše experimenty byly prováděny v souladu s obr.1a. Je zde tedy patrná rozdílná cesta dosažení maximálního napětí. Toto může hrát významnou roli, protože jak bylo popsáno v [10] napěťová rampa má pozitivní vliv na životnost a tedy je logické, že naše experimentální data, jež byla získána při zatěžování s rampou jsou posunuta k nižším rychlostem deformace a tedy k vyšší životnosti.

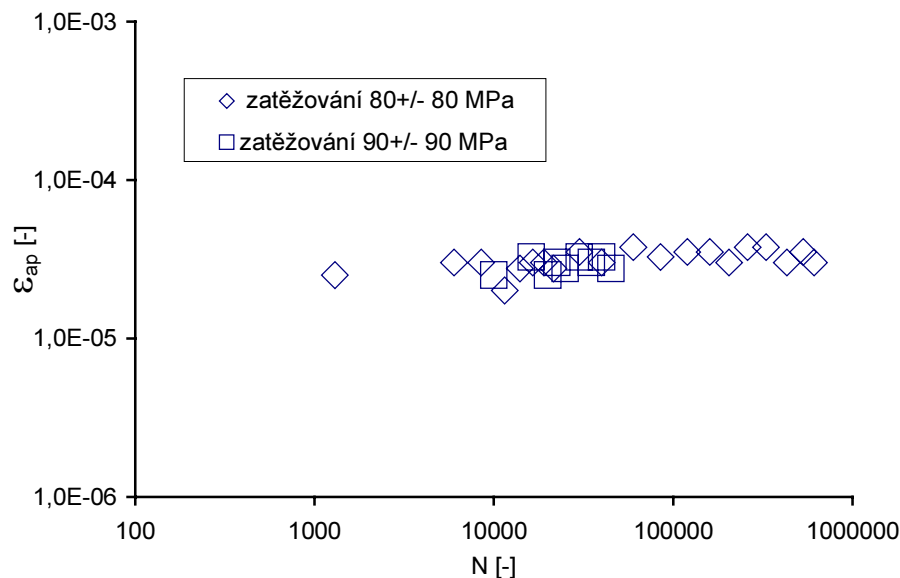


Obr.12: Závislost rychlosti deformace na maximálním napětí.



Obr.13: Srovnání cyklických experimentálních dat s literaturou.

Na obr.14 je ukázána závislost amplitudy plastické deformace na počtu cyklů pro různá střední napětí. Z obrázku je vidět, že při zatěžování s uvedenými středními napětími je měď cyklicky stabilní; vliv středního napětí na amplitudu plastické deformace je velmi slabý.



Obr.14: Závislost amplitudy plastické deformace na počtu cyklů pro různá střední napětí.

5.3 ÚNAVOVÉ ZKOUŠKY S PŘEDDEFORMACÍ NA NAPĚTÍ VYŠŠÍ NEŽ STŘEDNÍ NAPĚTÍ

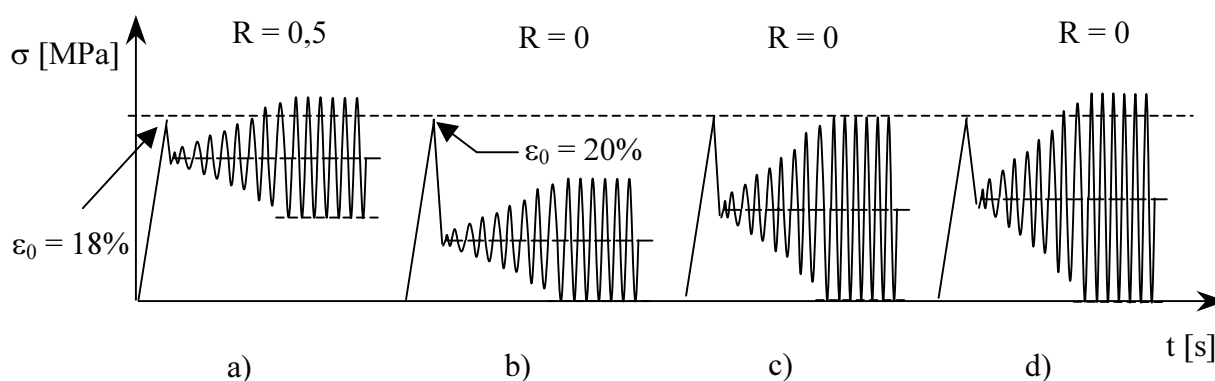
Pro posouzení vlivu počáteční deformace na cyklické creepové a únavové chování mědi byly realizovány únavové zkoušky takovým způsobem, že v prvním cyklu byla vyvolána značná deformace. Rychlost zatěžování byla stejná jako u předchozích čistě creepových zkoušek a zkoušek s předdeformací na střední napětí, tj. $3,5 \text{ MPa}\cdot\text{s}^{-1}$. Ihned po dosažení počáteční deformace bylo zatížení sníženo na předem stanovenou hodnotu. Snížení napětí bylo vždy tak velké, že po jeho realizaci nedocházelo k měřitelnému tečení. Po snížení napětí byl stanoven okamžitý průřez vzorků, určeny parametry pro únavové zatěžování a poté spuštěno cyklické namáhání. Plná amplituda zatížení byla dosažena stejně jako v případě zatěžování s předdeformací na střední napětí, tedy rampou v průběhu asi 500 cyklů. Schematicky je aplikované zatížení znázorněno na obr.15.

Po předdeformaci byla provedena jedna zkouška s parametrem asymetrie cyklu $R = 0,5$ a série zkoušek s asymetrií $R = 0$. Zkouška s parametrem asymetrie $R = 0,5$ byla provedena s tím cílem, aby creepové chování bylo možno porovnat se zkouškou se stejnými parametry zatěžování, ale s předdeformací na střední napětí a čistě creepovým experimentem s nominálním zatížením 200 MPa.

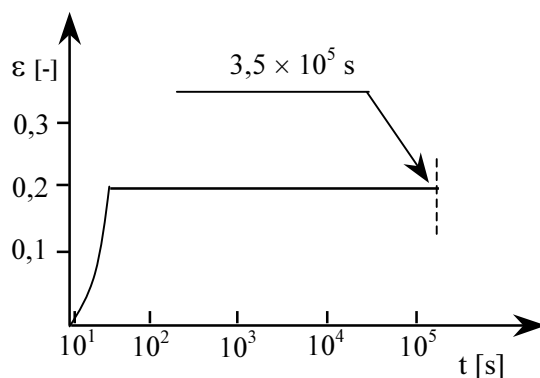
Na obr.16 je ukázán výsledek měření závislosti creepové deformace na čase, při které byla po předdeformaci na 18% obr.15a (srovnatelnou s počáteční deformací čistě creepového experimentu) nastavena nominální amplituda napětí $\sigma_{a,nom} = 55 \text{ MPa}$ a nominální střední napětí $\sigma_{m,nom} = 164 \text{ MPa}$. Tyto zátěžné parametry byly identické se skutečným zatížením při zkoušce s předdeformací na střední napětí s nominálními hodnotami $\sigma_{m,nom} = 150 \text{ MPa}$

a $\sigma_{a,nom} = 50$ MPa. Z obrázku je vidět, že dosažená počáteční deformace zůstávala v průběhu celé zkoušky stejná, jinými slovy rychlost cyklického creepu byla prakticky nulová. Přesněji řečeno, za $3,5 \times 10^5$ s bylo prodloužení menší než nejmenší detekovatelné prodloužení, tj 10^{-3} mm, tj. rychlost byla menší než $8,66 \times 10^{-11} s^{-1}$.

Z porovnání tohoto experimentu s předdeformací 18% a zkoušky se stejnými hodnotami zatěžovacích parametrů, ale s předdeformací na střední napětí jmenovitě 9,4% je zřejmé, že rozdíl v deformaci v prvním cyklu má velmi silný vliv na následné únavové a creepové chování. Vyšší předdeformace má za následek úplné zastavení creepové deformace a zvýšení životnosti. V tomto konkrétním případě s předdeformací na 18% byla zkouška zastavena bez lomu vzorku po $1,4 \times 10^7$ cyklech, tj. po desetinásobném překročení životnosti vzorku deformovaného jen zatížením na střední napětí. Srovnatelná čistě creepová zkouška rezultovala lomem po $1,19 \times 10^5$ s.



Obr.15: Schematické znázornění experimentů s předdeformací 18 a 20 %.



Obr.16: Křivka cyklického creepu pro předdeformací odpovídající σ_{max}
 $\sigma_{m,skut} = 165$ MPa a $\sigma_{a,skut} = 55$ MPa.

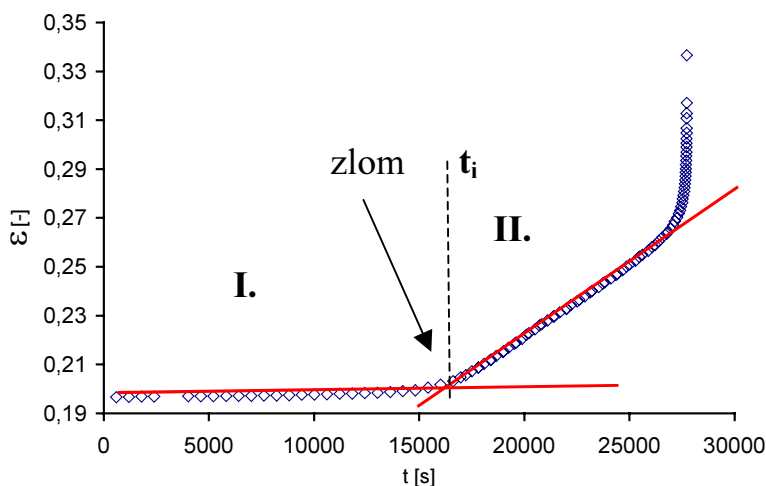
Série zkoušek s parametrem asymetrie $R = 0$ byla realizována na mědi předdeformované vždy na 20%. Cyklická creepová křivka vykazuje v řadě případů zlom. To je ukázáno na obr.17, který charakterizuje zkoušku s nominálními parametry $\sigma_{m,nom} = 100$ MPa a $\sigma_{a,nom} = 100$ MPa (zatěžování jak je uvedeno na obr.15c). V oblasti před zlomem, respektive do doby označené jako t_i dochází tečení materiálu rychlostí $2,28 \times 10^{-7} s^{-1}$ oblast I. Po jisté inkubační době t_i , resp. po inkubačním počtu cyklů N_i dochází k výraznému zvýšení rychlosti tečení na $5,84 \times 10^{-6} s^{-1}$ oblast II. U tohoto experimentu došlo k finálnímu tvárnému dolomu zbylého

nosného průřezu vzorku po rozšíření únavové trhliny.

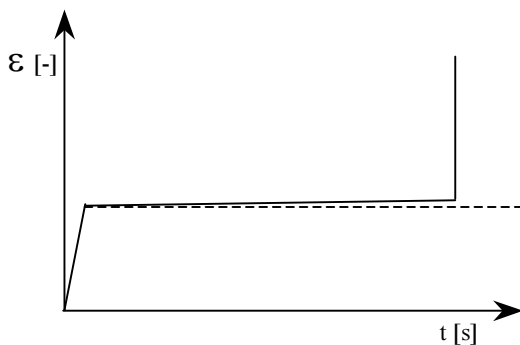
Z výsledků zkoušek s počáteční předdeformací 20 % a různými hodnotami amplitud napětí a středních napětí při splnění podmínky $R = 0$ plyne, že při zatěžování s parametry $\sigma_{m,nom} = 80$ MPa a $\sigma_{a,nom} = 80$ MPa (zatěžování jak je uvedeno na obr.15b) nedochází vůbec k tečení, přesněji řečeno za dobu $1,84 \times 10^5$ s bylo prodloužení menší než nejmenší detekovatelné prodloužení, tj 10^{-3} mm. Zkušební těleso se porušilo únavovým lomem po iniciaci a rozšíření únavové trhliny.

Zvyšujeme-li parametry zatěžování, dochází již k detekovatelnému tečení, avšak oblast II kdy dojde k prudkému nárůstu rychlosti deformace chybí. Tak např. při zatěžování s parametry $\sigma_{m,nom} = 90$ MPa a $\sigma_{a,nom} = 90$ MPa je rychlost deformace $1,54 \times 10^{-8}$ s $^{-1}$. Zkušební těleso se porušilo únavovým lomem po iniciaci a rozšíření únavové trhliny. Na obr.18 je ukázáno schematické znázornění výsledku měření závislosti creepové deformace na čase pro tento typ experimentu.

Z výše uvedeného je tedy zřejmé, že parametry zatěžování 100 ± 100 MPa při předdeformaci 0,2 jsou limitní pro vznik oblasti II.



Obr.17: Křivka cyklického experimentu předdeformací 20%, ($\sigma_{m,skut} = 100$ MPa a $\sigma_{a,skut} = 100$ MPa) s vymezením oblastí s rozdílnou rychlostí tečení, vynechána náběhová část experimentu.

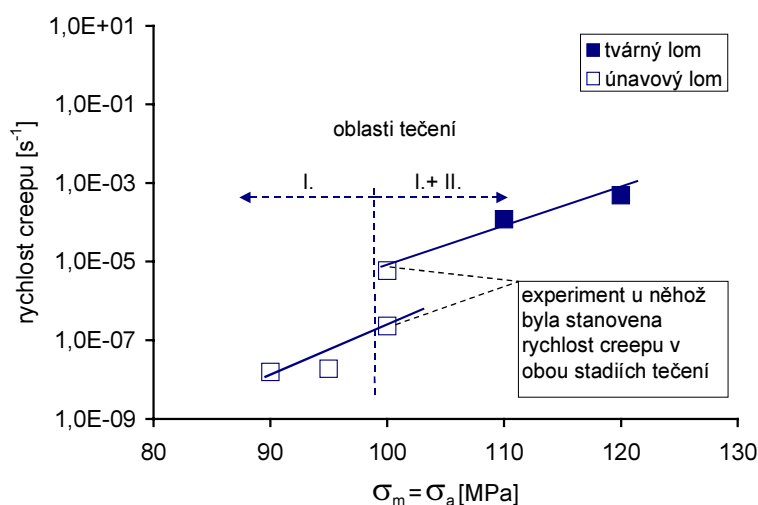


Obr.18: Křivka cyklického experimentu s předdeformací $\approx 20\%$, ($\sigma_{m,skut} = 90$ MPa a $\sigma_{a,skut} = 90$ MPa) (schematicky)

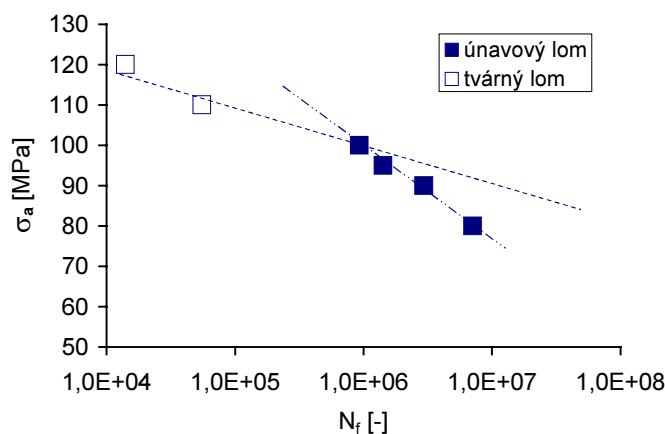
Při zatěžování se středním napětím a amplitudou napětí vyšší než 100 MPa obr.15d se inkubační čas t_i velmi rychle zkracuje s růstem zatěžovacích parametrů. Při zatěžování 110 ± 110 MPa je inkubační doba již jen 645s. V tomto případě však v oblasti I. nebylo možno rychlost detekovat; za dobu 645s byla deformace menší než nejmenší detekovatelná změna deformace 10^{-3} mm.

Výsledky měření rychlosti creepu jsou uvedeny na obr.19.

Závislost počtů cyklů do lomu na aplikované amplitudě napětí pro mívivé zatěžování a předdeformaci 20% je ukázána na obr.20. Experimentální body lze proložit závislostí $N_f = A\sigma_a^n$ s rozdílnými konstantami A a n pro oblast únavového ($A = 1,51 \times 10^{24}$, $n = -9,09$) a tvárného ($A = 1,24 \times 10^{68}$, $n = -31,06$)



Obr.19: Závislost rychlosti creepu na napětí, $R=0$ (předdeformace 20%).

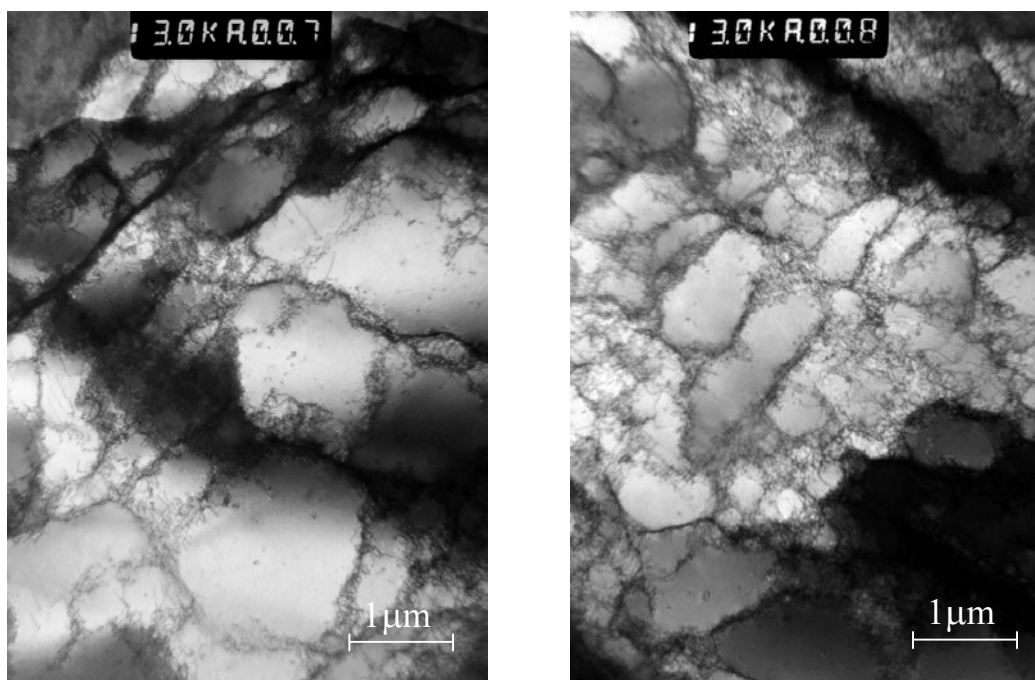


Obr.20: Wöhlerova křivka pro parametr asymetrie $R = 0$ a předdeformaci 20%.

Na obr.21 jsou ukázány typické dislokační struktury zobrazené transmisí elektronovou mikroskopií, které odpovídají mědi předdeformované na 20 % a namáhané s parametrem asymetrie $R = 0$ a amplitudou napětí 100 MPa. Folie byly připraveny ze zkoušky, která byla

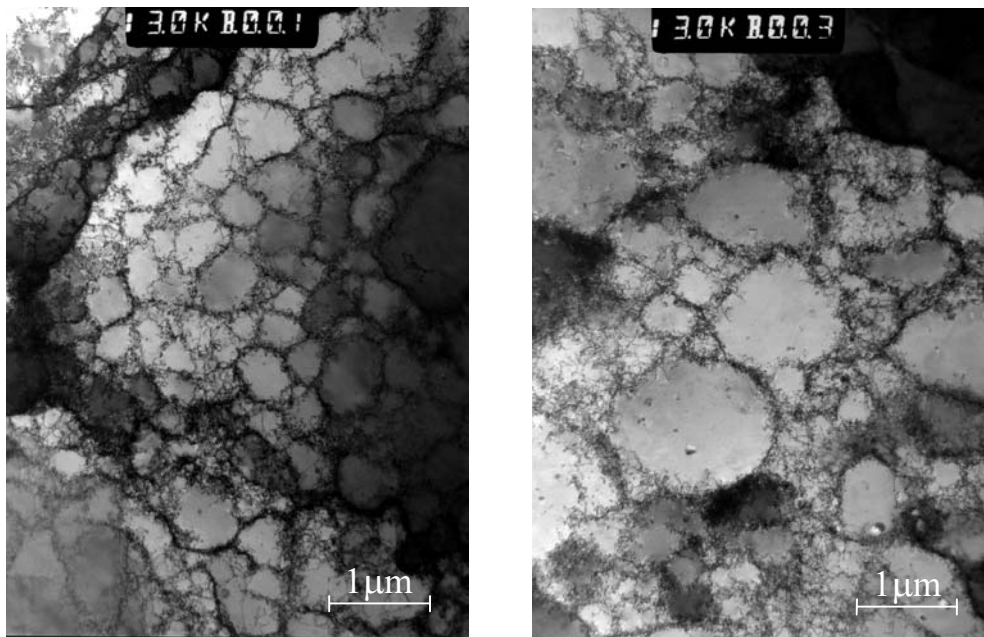
přerušena v oblasti I, tedy před dosažením inkubačního času t_i , kdy se začíná objevovat oblast II s vyšší rychlostí deformace (tj. před zlomem na creepové křivce).

Na obr.22 jsou ukázány typické struktury pro oblast kdy creepová křivka vykazovala zlom a materiál vykazoval vyšší rychlost tečení, oblast II. Porovnáme-li charakteristické rysy struktur, lze konstatovat, že dislokační struktura je jak v oblasti nižší rychlosti tečení I, tak i v oblasti II, kdy je rychlost vyšší buňkového charakteru. V oblasti před zlomem (oblast I) jsou buňky větší, dislokace jsou soustředěny do stěn buněk; uvnitř buněk se dislokace vyskytují jen výjimečně. Stěny buněk nejsou ostře ohraničeny. Naopak buňková struktura v oblasti za zlomem (oblast II) má ostřeji ohraničené jednotlivé buňky a tyto mají menší velikost ve srovnání s oblastí I. Dislokace se nacházejí nejen ve stěnách, ale i uvnitř buněk a to v hojnější míře než je tomu v oblasti před zlomem.



Obr.21: Dislokační struktury v oblasti před zlomem ($N = 3,7 \times 10^5$) pro experiment 100 ± 100 MPa (předdeformace $\approx 20\%$).

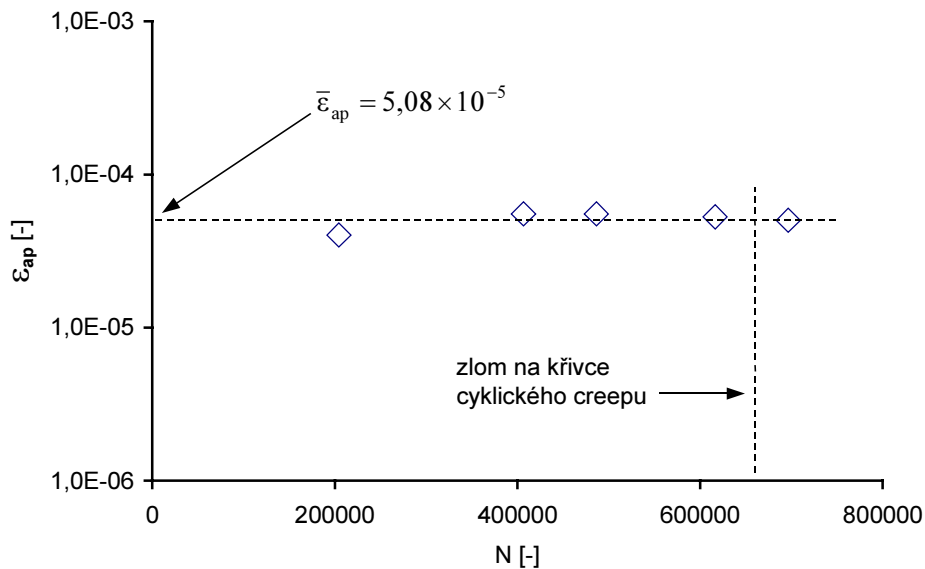
U experimentů, které vykazovaly cyklickou creepovou křivku se zlomem, tj. s inkubačním stadiem před vznikem výrazného stádia tečení byla zjišťována amplituda plastické deformace. V oblasti I byla ϵ_{ap} v rámci experimentálního rozptylu shodná s hodnotami neměřenými v oblasti II, tj. oblasti výrazného růstu creepové deformace s počtem cyklů. Na obr.23 a 24 jsou ukázány závislosti ϵ_{ap} na počtu cyklů. Z obrázků je vidět, že v rámci rozptylu experimentálních chyb není relace mezi ϵ_{ap} a rychlostí cyklického creepu; vliv středního napětí je opět velmi slabý.



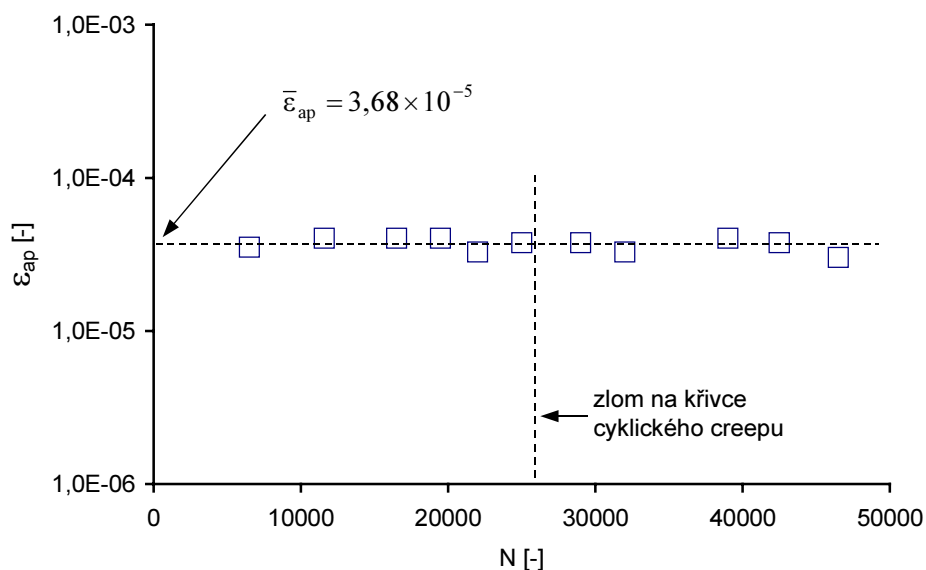
Obr.22: Dislokační struktury v oblasti za zlomem ($N = 6,6 \times 10^5$) pro experiment 100 ± 100 MPa (předdeformace $\approx 20\%$).

Výklad uvedeného pozorování lze založit na dosavadních poznatcích o vlivu historie zatěžování a předdeformace Cu na cyklickou plasticitu a na poznatcích o souvislosti cyklické a jednosměrné plasticity při namáhání s nenulovým středním napětím. Vliv historie zatěžování a předdeformace na cyklické plastické vlastnosti Cu byl sledován již v 70tých letech minulého století [23], [24]. Cyklické plastické vlastnosti, konkrétně cyklická křivka napětí – deformace závisí na předdeformaci. Nedávno bylo konstatováno, že rozdíly v napětí – deformace odezvě u únavových zkoušek Cu při nenulovém středním napětí souvisí m.j. zejména s jednosměrnou deformací vznikající v prvním čtvrtcyklu. Tato deformace je přirozeně inherentní všem únavovým zkouškám se středním napětím [25].

Z výsledků uvedených v kapitole 5.3 je zřejmé, že rychlost cyklického creepu je velmi silně závislá na způsobu provedení únavové zkoušky. Je-li nejprve aplikováno střední napětí (např. 150 MPa) a potom cyklické namáhání přičemž plná amplituda zatížení je dosažena v průběhu rampy o délce cca 500 cyklů, dochází k rozvoji cyklického creepu. To je ukázáno na obr.25 ve formě závislosti deformace na počtu cyklů. Během prvního čtvrtcyklu je dosažena deformace 9,4 %. Vzrůst amplitudy napětí v průběhu napětí rampy je provázen růstem jednosměrné deformace. Okamžik dosažení plné amplitudy napětí je na obrázku vyznačen šipkou. Změna v provedení zkoušky tak, že v prvním čtvrtcyklu je aplikováno napětí rovnající se součtu středního napětí a plné amplitudy napětí tedy 200 MPa vyvolá počáteční deformaci 18%. Následné snížení napětí na hodnotu středního napětí a start cyklického zatěžování identického s výše diskutovanou zkouškou nevede k měřitelnému prodlužování vzorku.

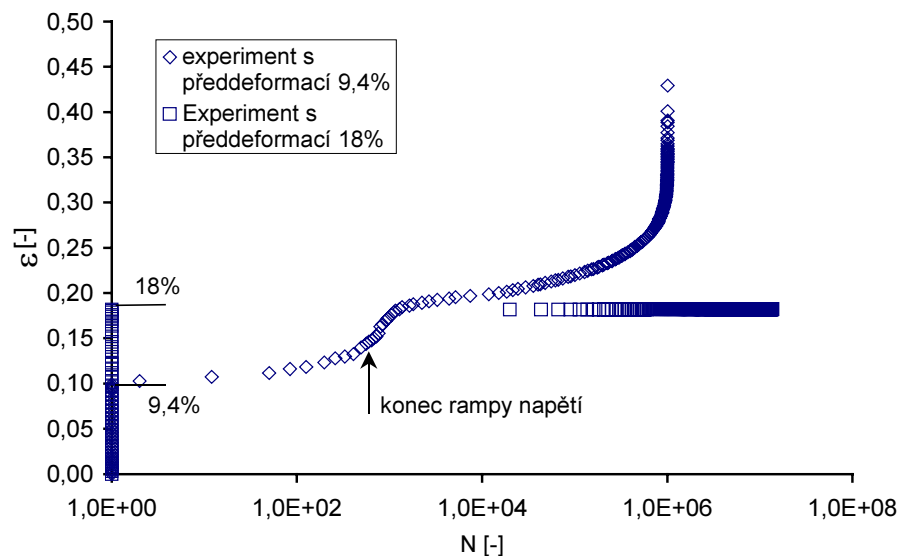


Obr.23: Závislost amplitudy plastické deformace na počtu cyklů pro experiment kdy se na cyklické creepové křivce vyskytoval zlom, $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$, $R = 0$.



Obr.24: Závislost amplitudy plastické deformace na počtu cyklů pro experiment kdy se na cyklické creepové křivce vyskytoval zlom, $\sigma_a = 110 \text{ MPa}$, $R = 0$.

U 9%Cr oceli [25] a zejména u Ni, který je únavovým chování velmi podobný Cu [26] bylo dále zjištěno, že existuje korelace mezi okamžitými hodnotami amplitudy plastické deformace a rychlosti creepu. Toto zjištění umožňuje výklad vlivu předdeformace na cyklické creepové chování. Lze očekávat, že při dostatečně velké předdeformaci nebude aplikovaná amplituda napětí dostatečná k tomu, aby vyvolala amplitudu plastické deformace nezbytnou k rozvoji jednosměrné deformace. Tento jev byl skutečně pozorován obr.16 a 25. Podobně z obr.8 je vidět, že rostoucí jednosměrná deformace má výrazný vliv na rychlost cyklického creepu.



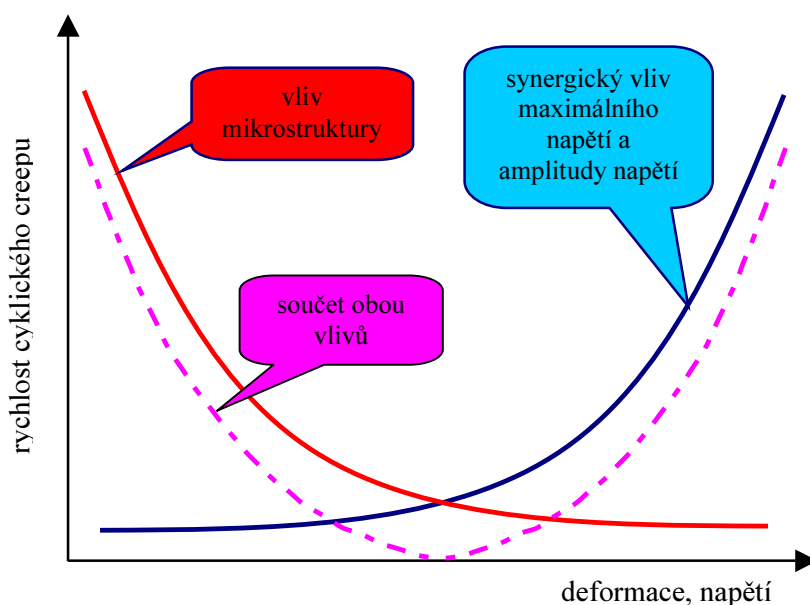
Obr.25: Srovnání experimentů s předdeformací 9,4 a 18% v prvním čtvrtcyklu.

Problémem však zůstává zjištění, že při velmi vysokých asymetriích zatěžování nebyla nalezena korelace mezi šířkou hysterezních smyček a rychlostí cyklického creepu prokázána např. v [25]. To je dokumentováno na obr.24. Obrázek prokazuje, že přesto, že se na křivce cyklického creepu vyskytoval zlom, který odděloval dvě stadia s výrazně odlišnou rychlostí cyklického creepu, amplituda plastické deformace zůstala v rámci experimentálních chyb měření stejná. Tento fakt indikuje domněnku, že při velmi vysokých asymetriích cyklu, prakticky neměřitelné změny v amplitudě plastické deformace mohou výrazně ovlivňovat rychlost cyklického creepu. Tento závěr je v souladu se zjištěním, že exponent závislosti rychlosti cyklického creepu na amplitudě plastické deformace velmi rychle roste s rostoucím středním napětím [25].

TEM prokazuje existenci buňkových dislokačních struktur. Obecně je jak cyklická tak jednosměrná plastická deformace určena pohybem volných dislokací v této struktuře. Z obecných představ o cyklické plasticitě a jejímu vztahu k dislokačním mikrostrukturám buňkového typu plyne, že s klesající velikostí buněk roste napětí potřebné k deformaci. V literatuře existuje řada modelů pro šíření plastické deformace, které využívají představ existence dislokačních buněk [27], [28], [29], [30]. Dle kompozitního modelu ve stěnách buněk působí dopředné napětí, zatímco uvnitř buněk zpětné napětí, které určuje snadnost plastické deformace. Toto zpětné napětí je silně závislé jak na velikosti buněk tak i na objemovém podílu jejich stěn a detailech uspořádání ve stěnách buňky. Obecně lze říct, že jestliže buňky budou malé, objemový podíl stěn buněk bude velký a pohyb volných dislokací bude tedy omezen více než v případě opačném v důsledku vlivu zpětných napětí působících v buňkách. Čím tedy bude buňková struktura jemnější, tím více poroste napětí τ_D potřebné k deformaci, neboť je funkcí zpětného napětí τ_i a $d^{-1/2}$, kde d je velikost dislokační buňky. Z pozorování charakteristických mikrostruktur před a za „zlomem“ na cyklické creepové křivce, obr.17 a obr.21, 22 větší rozměr buněk odpovídá nižší rychlosti creepu (a tudíž patrně i nižší amplitudě deformace). To je však v rozporu s kompozitním modelem, kde větší buňky odpovídají vyšší rychlosti deformace. Výklad tedy nelze patrně založit na velikosti volné

dráhy pro pohyblivé dislokace. Důvodem pro pozorovanou nižší rychlost creepu při větším rozměru dislokačních buněk je patrně nutno vztahovat na obtížnost překonávání stěn dislokačních buněk. Lze předpokládat, že tyto budou odlišné i když při pozorování TEM nebyly dislokace ve stěnách detailně analyzovány. Lze předpokládat, že širší difúznější stěny buněk jsou obtížněji překonávány pohyblivými dislokacemi než stěny úzké obr.22. V této souvislosti je třeba poznamenat, že TEM poskytuje pouze pohled na „dead structure“ a neposkytuje informaci o dynamických procesech, ke kterým dochází v dislokační mikrostruktuře v průběhu zatěžování.

Z experimentálních výsledků a jejich rozboru plyne, že s rostoucí jednosměrnou deformací, která provází asymetrické únavové zkoušky roste odpor materiálu jak proti cyklické, tak i jednosměrné creepové deformaci. To je schematicky znázorněno na obr.26 jako vliv mikrostruktury. Kvalitativně lze s rostoucí deformací očekávat pokles rychlosti cyklického creepu. Rychlost cyklického creepu je také funkcí jak amplitudy napětí, tak maximálního napětí v cyklu. Jejich synergický vliv je charakterizován v obr.26 rostoucí závislostí. Celkový vliv zatěžovacích a mikrostrukturních parametrů na rychlost cyklického creepu má tudíž nemonotónní charakter viz čerchovaná křivka na obr.26. Touto nemonotónní závislostí lze kvalitativně vysvětlit závislosti na obr.10 a 11.



Obr.26: Schematické znázornění vlivu mikrostruktury a σ_{max} na rychlost cyklického creepu.

5.4 VLIV CYKlickÉ SLOŽKY A HISTORIE ZATĚŽOVÁNÍ NA ŽIVOTNOST

Charakter porušení tj. porušení únavovým resp. tvárným lomem závisí jak na středním napětí, tak na amplitudě napětí a tudíž i na maximálním napětí. Velmi důležitou roli zde také hraje historie zatěžování a to především deformace vzniklá v prvním zátěžném čtvrtcyklu.

Na obr.27 je uvedena lomová mapa s vyznačením tvárných a únavových lomů pro jednotlivé typy zatěžování v reprezentaci střední napětí vs. amplituda napětí. Na obrázku je

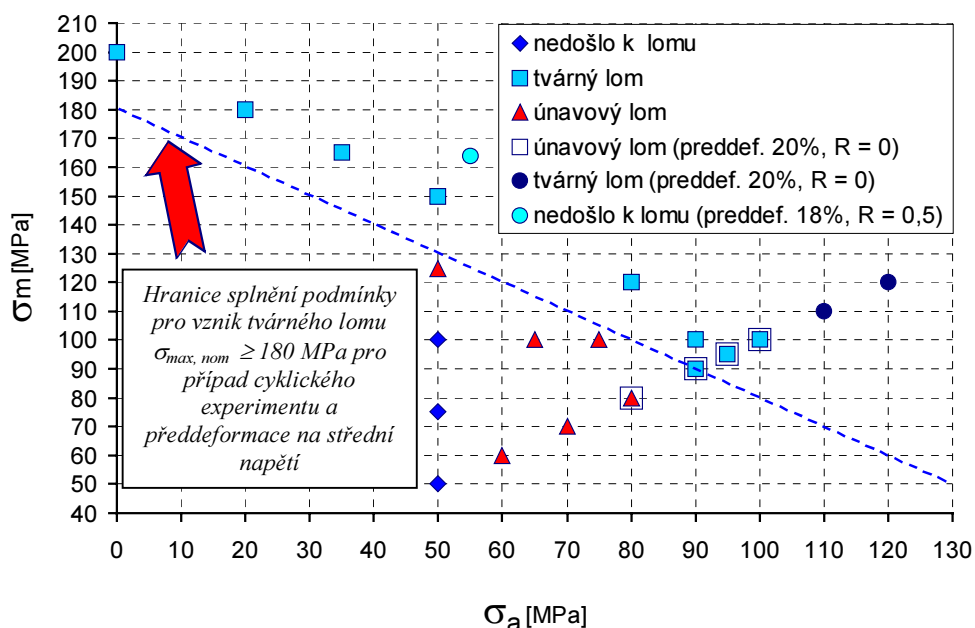
vyznačena hranice vzniku tvárného lomu, charakterizovaná podmínkou $\sigma_{\max, \text{nom}} \geq 180 \text{ MPa}$, platící pouze pro experimenty s předdeformací na střední napětí a parametry asymetrie $R \geq 0$.

Pod touto hranicí se vyskytují pouze únavové lomy, přestože i zde dochází k tečení materiálu, rychlost tečení je nízká a vlivem velkého počtu proběhlých zátěžných cyklů dochází k iniciaci a šíření únavové trhliny vedoucí k finálnímu únavovému lomu.

Toto potvrzuje naši představu, kterou jsme vyjádřili na schematickém obr.26. Rychlost cyklického creepu je malá, současně i vzniklá jednosměrná deformace a také synergický efekt maximálního napětí a amplitudy napětí je malý, převažuje však vliv mikrostruktury vybudované v průběhu zatěžování.

Nad hranicí vyznačenou na obrázku se pro experimenty s předdeformací na střední napětí vyskytují pouze tvárné lomy. Procesy tečení jsou rychlejší než únavové procesy a dochází po předcházejícím stádiu tečení ke vzniku tvárného lomu bez přítomnosti únavových trhlin.

Toto opět potvrzuje platnost představy uvedené na obr.26. Rychlost creepu je velká a současně i vzniklá jednosměrná deformace, synergický vliv zátěžných parametrů je výrazný ve srovnání s vlivem mikrostrukturním.



Obr.27:Lomová mapa.

U experimentů s předdeformací na napětí vyšší než střední a současně s parametry asymetrie $R = 0$ a $0,5$ je situace jiná, uvedená hranice zde neplatí a to z důvodu odlišné historie zatěžování.

U tohoto typu experimentů je nutnou podmínkou pro vznik tvárného lomu splnění podmínky $\sigma_{\max, \text{nom}} > \sigma_{\text{predef}}$ a současně dostatečně velké amplitudy zatěžování, tedy zatěžujeme-li jak je uvedeno schematicky na obr.15d. Jestliže zmíněné podmínky splněny nejsou, výsledný lom je pak únavového charakteru, což znamená, že je-li splněna pouze podmínka $\sigma_{\max, \text{nom}} > \sigma_{\text{predef}}$, ale amplituda napětí nemá dostatečnou velikost tj. zatěžování

jehož průběh je schematicky znázorněn na obr.15a, nedojde k lomu vůbec, protože se v tomto případě pohybujeme pod mezí únavy. Pro vznik tvárného lomu je tak opět nutná synergie maximálního napětí a amplitudy napětí.

Tohoto chování opět potvrzuje platnost obr.26. Vlivem vysoké předdeformace při zatěžování s malou amplitudou napětí a maximálním napětím, bude rychlost creepu malá a je zde tedy patrný výrazný vliv mikrostruktury vzniklé v prvním čtvrtcyklu. Jestliže budeme zvyšovat parametry zatěžování poroste rychlost deformace, mikrostrukturní vliv bude oslabován a po dosažení určité meze bude převažovat synergický vliv zátěžných parametrů.

Obecně lze tedy říct, že materiál se brání plastické deformaci a výsledné porušování závisí na parametrech zatěžování přičemž za určitých podmínek může vlivem mikrostruktury vybudované v prvním čtvrtcyklu dojít až ke vzniku rezistence materiálu proti zatěžování obr.16.

5.5 VÝPOČTOVÉ MODELKY

V literatuře [31], [32] existuje řada vztahů pro odhad rychlosti creepu založených na creepových zákonech vycházejících z napětíových závislostí či na jejich integraci. Naším cílem bylo pokusit se aplikovat tyto modely na nízkoteplotní creepové chování a na cyklické creepové chování a s jejich pomocí se pokusit predikovat rychlost cyklického creepu. Nicméně je nutné říci, že lze předpokládat malou vypovídací schopnost těchto popisů právě v oblasti cyklického creepu, neboť nezohledňují změny v mikrostruktuře materiálu, ke kterým dochází v průběhu cyklického zatěžování ať už jde o uspořádání dislokačních buněk, či jejich velikost, nemluvě o detailech uspořádání dislokací ve stěnách buněk, které jsou určující pro snadnost plastické deformace. Tyto v podstatě čistě matematické popisy tedy ve své podstatě nekorespondují s fyzikálními popisy uvedenými v literatuře [19], [32], [33], [34], [35], [36], [37].

5.5.1 Creepové experimenty

Jednou z velmi často používaných rovnic je rovnice (1) používaná pro popis napětíové závislosti rychlosti creepu při vysokoteplotním creepu

$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n, \quad (1)$$

kde A, n jsou konstanty a σ je působící napětí.

Experimentální creepová data zjištěná v této práci mohou být také velmi dobře popsána touto rovnicí, ale s vysokou hodnotou exponentu n. Příímka na obr.3 koresponduje s mocninou funkcí kterou byla fitována experimentální creepová data s konstantami $A = 1,02 \times 10^{-189}$ a $n = 79,5$ a koeficient korelace $R^2 = 0,999$. Zjištěná napětíová závislost je tedy tvaru

$$\dot{\epsilon} = 1,02 \times 10^{-189} \sigma^{79,45}. \quad (2)$$

Také rovnici (3), kde $\dot{\epsilon}_1$ a σ_1 jsou konstanty určené z experimentální závislosti deformace

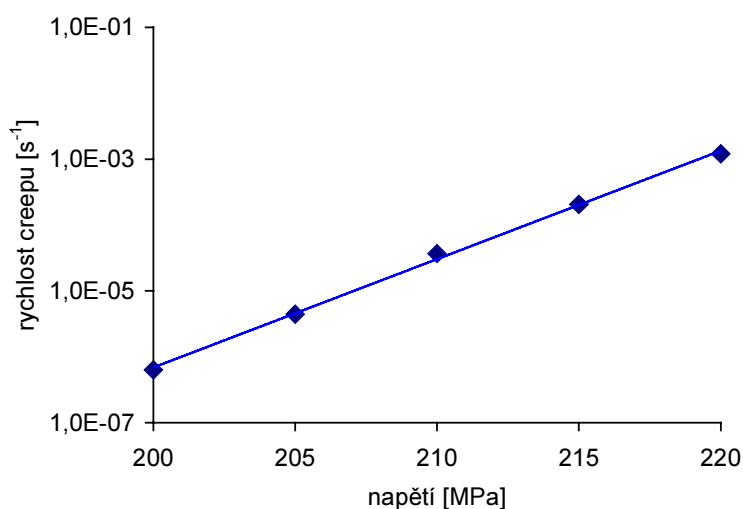
na působícím napětí a σ je aplikované maximální napětí, lze použít pro popis nízkoteplotních creepových dat.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_1 \exp(\sigma/\sigma_1). \quad (3)$$

Přímka na obr.28 koresponduje s exponenciální funkcí (3), kterou byla fitována experimentální creepová data s konstantami $\dot{\epsilon}_1 = 9,25 \times 10^{-40}$ a $\sigma_1 = 2,64$ a koeficient korelace $R^2 = 0,998$. Zjištěná napěťová závislost je tedy tvaru

$$\dot{\epsilon} = 9,25 \times 10^{-40} \exp(\sigma/2,64). \quad (4)$$

Jak je vidět koeficient A v rovnici (2) je řádu 10^{-189} . Tento je značně vyšší než je tomu u vysokoteplotního creepu. Toto je způsobeno tím, že při nízkoteplotním tečení je odbourán vliv teploty a její synergické účinky s daným zatěžováním. Toto platí i pro konstantu $\dot{\epsilon}_1$ rovnice (4).



Obr.28: Napěťová závislost minimální rychlosti creepu (exponenciální zákon).

5.5.2 Únavové zkoušky s předdeformací na střední napětí

Pro odhad rychlosti cyklického creepu jsme se pokusili použít výše zmíněné rovnice užívané pro výpočet rychlosti statického creepu. Jako aplikované napětí jsme uvažovali stejně jako Evans a kol. [32] maximální napětí v cyklu a to z toho důvodu, že statická složka použitá u experimentů by sama o sobě nevedla ke vzniku tečení. Experimentálně stanovená průměrná rychlost cyklického creepu jako závislost na maximálního napětí v cyklu je na obr.29. Křivka 1) koresponduje s Nortonovým zákonem tečení (1), fitovaným na experimentální data s konstantami $A = 4,26 \times 10^{-43}$ a $n = 16,98$ s koeficientem korelace $R^2 = 0,932$. Rovnice pak nabývá tvaru

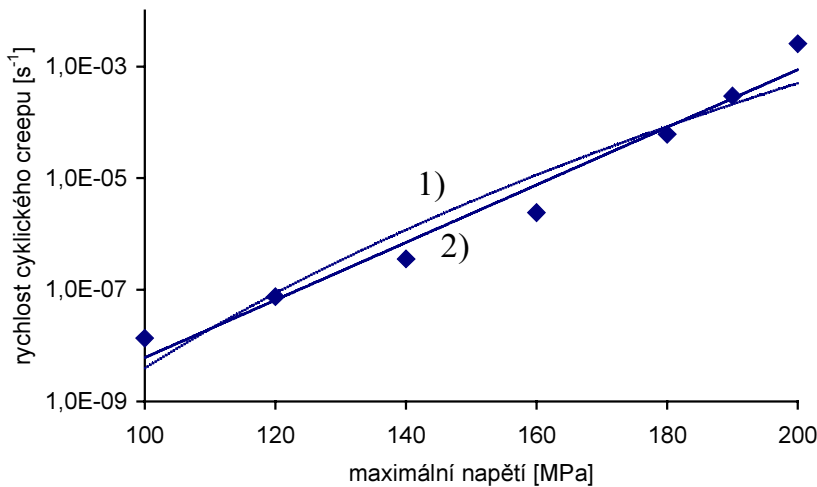
$$\dot{\epsilon} = 4,26 \times 10^{-43} \sigma^{16,98}. \quad (5)$$

Křivka 2) na obr.29 reprezentuje rovnici (3) s konstantami $\dot{\epsilon}_1 = 4,17 \times 10^{-14}$ a $\sigma_1 = 8,41$ MPa s koeficientem korelace $R^2 = 0,970$. Rovnice pak nabývá tvaru

$$\dot{\epsilon} = 4,17 \times 10^{-14} \exp(\sigma/8,41). \quad (6)$$

Dalším přístupem pro odhad rychlosti cyklického creepu je využití integrace creepových zákonů. S uvážením cyklického zatěžování kde působící napětí je v případě našeho zatěžování definováno jako $\sigma = \sigma_m + \sigma_a \sin(\omega t)$, kde σ_m je statická složka a σ_a je cyklická složka působícího napětí, lze integrovat např. rovnici (1), dostáváme pak modifikovanou rovnici ve tvaru:

$$\dot{\epsilon} = \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} A(\sigma_m + \sigma_a \sin\Theta)^n d\Theta. \quad (7)$$



Obr.29: Závislost rychlosti cyklického creepu na maximálním napětí pro cyklické zatěžování.

Samozřejmě lze použít i integraci jakéhokoliv dalšího vztahu pro popis rychlosti creepu. Např. integrací rovnice (3) dostáváme modifikovanou rovnici a to ve tvaru:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{\epsilon}_1}{2\pi} \int_0^{2\pi} \exp\left(\frac{\sigma_m + \sigma_a \sin\Theta}{\sigma_1}\right) d\Theta. \quad (8)$$

S ohledem na výsledky odhadů je nutné konstatovat, že odhady rychlosti cyklického creepu s využitím dostupných literárních vztahů nevedou k dobrému výsledku a liší se; u některých modelů až o desítky řádů. Bylo zjištěno, že přímé využití creepových zákonů s uvažováním maximálního působícího napětí vede k lepším odhadům rychlostí creepu, než použití jejich integrace. Dalším zjištěním je, že pro popis cyklického creepového chování je užití Nortonova vztahu získaného ze statických experimentů méně vhodné než popis pomocí stejného vztahu získaného z cyklických experimentálních dat. Je tedy zřejmé, že bude velmi záležet na stavu materiálu a typu zatěžování aby ten který popis vyhovoval. Obecně lze říct, že vhodným řešením by bylo nalezení vztahu, který by zohledňoval mikrostrukturní změny v materiálu k nimž dochází v průběhu zatěžování.

6 ZÁVĚRY

- 1) Experimentálně byla stanovena napěťová závislost doby do lomu Cu pro statické zatěžování při pokojové teplotě

$$t_f = 6,95 \times 10^{167} \sigma_{\text{nom}}^{-70,8}$$

a závislost minimální rychlosti creepu při statickém zatěžování

$$\dot{\epsilon} = 1,02 \times 10^{-189} \sigma_{\text{nom}}^{79,5}$$

- 2) Cyklická složka napětí aplikovaná tak, že je nejprve přiloženo střední napětí a posléze cyklická složka napětí v průběhu rampy o délce cca 500 cyklů vede k urychlení creepu ve srovnání se statickým zatěžováním.
- 3) Aplikace cyklické složky po předdeformaci na napětí vyšší než střední má za následek výrazně odlišné cyklické creepové chování, rychlost creepu může být nižší či nulová ve srovnání s experimentem s předdeformací na střední napětí. Rychlost cyklického creepu je tedy výrazně ovlivněna historií zatěžování zejména velikostí deformace dosažené v prvním zátěžném čtvrtcyklu.
- 4) Na výsledný typ lomu má značný vliv velikost amplitudy napětí a velikost maximálního napětí v cyklu.
- 5) Pro experimenty s předdeformací na střední napětí a parametrem asymetrie $R \geq 0$ byla nalezena mezní hodnota maximálního napětí v cyklu, zaručující vznik tvárného lomu.

7 PUBLIKACE A PREZENTACE VÝSLEDKŮ

[a1] PANTĚLEJEV, L.: Influence of Loading History on Cyclic Creep Behavior of Copper, předneseno na: „11th Colloquium on Fundamental Fatigue Mechanisms“, TU Drážďany, březen 2000.

[a2] PANTĚLEJEV, L., KUNZ, L.: Influence of Pre-Strain on Cyclic Creep of Copper, Junior-Euromat, Lausanne, srpen 2000.

[a3] PANTĚLEJEV, L., KUNZ, L.: Vliv počátku únavové zkoušky na cyklické creepové chování polykrystalické Cu, Letná škola únavy, Univerzita v Žilině, Zuberec, září 2000.

[a4] PANTĚLEJEV, L., KUNZ, L.: Influence of Pre-Strain on Cyclic Creep of Copper, 17th Danubia – Adria Symposium on Experimental Methods in Solid Mechanics and Workshop „Future of The Experiment“, Praha, říjen 2000.

[a5] PANTĚLEJEV, L., KUNZ, L.: Cyclic Creep Rate of Cu Under Fatigue Loading With Tensile Mean Stress, 4th – European Conference of Young Research and Science Workers in Transport and Telecommunications - Transcom 2001, Žilina, červen 2001.

[a6] PANTĚLEJEV, L., KUNZ, L.: Vliv cyklické složky napětí a historie zatěžování na cyklický creep, Letná škola únavy, Univerzita v Žilině, Rájecké Teplice, září 2002.

8 LITERATURA

- [1] HEYWOOD, R. B. Designing against fatigue. Chapman and Hall, London 1962.
- [2] NEUMANN, P. Strain Bursts and Coarse Slip During Cyclic Deformation, Zeitschrift für Metallkunde 1968, no. 59, p. 927 – 934.
- [3] WANG, Z., LAIRD, C. Cyclic Stress – Strain Response of Polycrystalline Copper Under Fatigue Conditions Producing Enhanced Strain Localization, Mat. Sci. Eng. 1988, no. 100, p. 57 – 68.
- [4] MA, B.T., LAIRD, C., RADIN, A.L. Dependence of Fatigue Failure Mechanism on the Cycling History of Polycrystalline Copper, Mat. Sci. Eng. 1990, no. A123, p. 159 – 167.
- [5] HESSLER, W., WEISS, B., STICKLER, R., LUKÁŠ, P., KUNZ, L. Effect of Start-Up Procedure on the Cyclic Stress – Strain Behaviour of Polycrystalline Copper, Mat. Sci. Eng. 1991, no. A145, p. L1 – L5.
- [6] LUKÁŠ, P., KUNZ, L., KONG, S., WEISS, B., STICKLER, R. Effect of Loading Ramp on Cyclic Stress – Strain Response and Cyclic Creep Behaviour, Mat. Sci. Eng. 1994, no. A 174, p. 15 – 21.
- [7] WANG, Z., SUN, Z. Mat. Sci. Eng. 1992, no. A151, p. 121.
- [8] WEISS, B., KONG, S., STICKLER, R., KUNZ, L., LUKÁŠ, P. Cyclic Stress – Strain Response and Strain Localization of Polycrystalline Cu Tested Under Stress – Control and Different Start-Up Procedures, Mat. Sci. Eng. 1995, no. A201, p. 65 – 76.
- [9] NOVOTNÝ, L., VLACH, B., KUNZ, L. Proc. of the Competitive Coll. of Young Scientists, Technical university Ostrava 1996.
- [10] NOVOTNÝ, L.: Vliv počátků únavových zkoušek na cyklickou plasticitu a únavovou životnost FCC kovů, PhD Thesis, VUT – FSI, Brno 1998.
- [11] KUNZ, L., LUKÁŠ, P., WEISS, B., MELISOVA, D. Effect of Loading History on Cyclic Stress-Strain Response, Mat. Sci. Eng. 2001, no. A314, p. 1 – 6.
- [12] KUNZ, L., LUKÁŠ, P.: Poškození kovových materiálů současným působením únavy a creepu, Letná škola únavy materiálů '94, TU Žilina 1994, p. 37 – 46.
- [13] VITOVEC, F. H.: On Dynamic Creep With Special Consideration of Strain rate Effects, Proc. Am. Soc. Test. Mat. 1957, no. 57, p. 977 – 986.
- [14] FROST, P. G.: Fatigue of Metals, Pergamon Press, Oxford 1962, p. 238 – 261.
- [15] LUKÁŠ, P., KUNZ, L., SVOBODA, J. Retardation of creep in <001>-oriented superalloy CMSX-4 single crystals by superimposed cyclic stress, Mat. Sci. Eng. 1997, no. A234 – 236, p. 459 – 462.
- [16] PRECLÍK, P. Vliv geometrie a velikosti vrubu do lomu při monotónním a cyklickém zatížení za vysoké teploty, PhD Thesis, VUT – FSI, Brno, 2001.
- [17] LORENZO, F., LAIRD, C. Cyclic Creep Acceleration and Retardation in Polycrystalline Copper tested at Ambient Temperature, Acta metall. 1984, no. 32 p. 681 – 692.

- [18] ŠUSTEK, V., PAHUTOVÁ, M., ČADEK, J. Effect of cyclic loading superposition in the primary creep stage on the strain and fracture behavior of 16Cr – 10W – 4Mo – TiAl nickel-base alloy, *Mat. Sci. Eng.* 1995, no. A201, p. 127 - 133.
- [19] BENNET, P. S. G., EVANS, J. T. Creep Stimulated by Interrupted Loading in Copper and Copper – 1% Cadmium, *Mat. Sci.Eng.* 1979, no. 38, p. 111 – 122.
- [20] FROST, H. J., ASHBY, M. F. *Deformation – Mechanism Maps*, Pergamon Press, 1982, p. 22 – 29, ISBN 0-08-029338-7
- [21] ČADEK, J.: *Creep kovových materiálů*, Academia, Praha 1984.
- [22] POKLUDA, J., KROUPA, F., OBDRŽÁLEK, L. *Mechanické vlastnosti a struktura pevných látek*, PC-DIR, Brno,1994, 385p., ISBN 80-214-0575-9
- [23] LUKÁŠ, P., KLESNIL, M. Cyclic Stress – Strain Responce and Fatigue Life of Metals in Low Amplitude Region, *Mat. Sci. Eng.* 1973, no.11, p. 345 – 356.
- [24] LAIRD, C., FINNEY, J.M., SCHWARTZMANN, A., DE LA VEAUX, R. [doplňit název] *J. Test. Eval.* 1975, no. 3, p. 435.
- [25] KUNZ, L., LUKÁŠ, P. Cyclic stress – strain behavior of 9Cr1Mo steel at positive mean stress, *Mat. Sci. Eng.* 2001, no. A319 – 321, p. 555 – 558.
- [26] KUNZ, L., LUKÁŠ, P. Cyclic plasticity of cold – worked nickel at high mean stresses, *Low Cycle Fatigue and Elasto – Plastic Behaviour of Materials*, 1998, p. 21 – 26.
- [27] PLUHAŘ, J., PUŠKÁR, A., KOUTSKÝ, J., MACEK, K., BENEŠ, V. *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*, SNTL, Praha, 1987, 418 p.
- [28] MUGHRABI, H.: Dislocation Wall and Cell Structures and Long – Range Internal Stresses in Deformed Metal Crystals, *Acta metall.* 1983, no. 31, p. 1367 – 1379.
- [29] KNOTT, J. F.: *Fundamentals of Fracture Mechanics*, Butterworths, London 1973, 190 – 191.
- [30] HOLZMANN, M.: *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*, VUT, Brno 1982, p. 22 – 23.
- [31] NADAI, A. – Mc. GROWN-HILL.: *Theory of Flow and Fracture of Solids*, N.Y. 1963, 557 – 558.
- [32] EVANS, J.T. – PARKINS, R. N.: Creep Induced by Load Cycling in a C – Mn Steel, *Acta Metall.*, 24 (1976) 511 – 515.
- [33] ČADEK, J.: *Creep kovových materiálů*, Academia, Praha, 1984
- [34] MUGHRABI, H.: Dislocation Wall and Cell Structures and Long – Range Internal Stresses in Deformed Metal Crystals, *Acta metall.* 1983, no. 31, p. 1367 – 1379.
- [35] LUKÁŠ, P., KUNZ, L., SKLENIČKA, V. Interaction of High Cycle Fatigue with High Temperature Creep, *Strength of Materials*, Oikawa et. al. 1994, p. 17 – 24.
- [36] MURA, T., NOVAKOVIC, A., MESHII, M. A Mathematical Model of Cyclic Creep Acceleration, *Mat. Sci. Eng.* 1975, no. 17, p. 221 – 225.
- [37] SHETTY, D.K., MURA, T., MESHII, M. Analysis of Creep Deformation under Cyclic Loading Conditions, *Mat. Sci. Eng.* 1975, no. 20, p. 261 – 266.

RESUME

Cyclic plasticity at high mean stresses

The cyclic creep accompanying stress controlled fatigue loading is known to influence both the fatigue lifetime and dimensional stability of loaded components. The cyclic plasticity is history dependent. Data concerning the influence of loading history on cyclic creep behaviour are practically missing. The aim of this research is to examine the influence of cyclic component of loading on creep behaviour and influence of history of loading on creep rate and lifetime.

Experiments were performed on model material, namely on polycrystalline Cu of 99,9% purity and grain size 60 μ m. Cylindrical specimens were cycled at load control at room temperature. The cyclic creep curves were determined for different start-up procedures of fatigue tests.

The cyclic stress component superimposed on mean stress and applied during a ramp of the length of 500 cycles was found to increase the creep rate compared to the pure creep loading on corresponding maximum stress level. Under this particular loading conditions an enhancement of creep rate due to cyclic stress component was observed. On the other hand pre-strain in the first quarter of the first loading cycle up to the maximum stress before the loading ramp is applied was found to result in two stages on cyclic creep curve with different creep rate. It was found that under particular loading conditions pre-strain can also stop creep and specimen will not break.

Finally, it was found that mathematical equations developed for the estimation of high temperature creep rate could be used for the estimation of low temperature creep rate. In the first approximation cyclic creep behaviour can be described by these equations too, but with certain limitations. The main limitation is related to the microstructural changes during low-temperature fatigue with high mean stress. These changes can result in the cyclic creep rates, which cannot be predicted by equations proposed for high temperature creep, taking into account only the time dependence of the stress component.

CURRICULUM VITAE

Ing. Libor Pantělejev

Rodinný stav: svobodný

Národnost: česká

Datum narození: 19.3.1974

Místo narození: Brno

Základní vzdělání: 1980 – 1988

Základní škola: ZŠ Laštůvkova, Brno a ZŠ Plovdivská, Brno

Středoškolské vzdělání: 1988 – 1992

Střední průmyslová škola strojnická: Kotlářská, Brno

Obor: Strojírenská technologie

Středoškolské vzdělání ukončeno maturitní zkouškou s vyznamenáním.

Vysokoškolské vzdělání: 1992 – 1997

VUT fakulta strojního inženýrství: Technická 2, Brno

Obor: Materiálové inženýrství

Téma diplomové práce:

Lité molybdenové nástrojové oceli

Vysokoškolské vzdělání ukončeno státní zkouškou s vyznamenáním.

Postgraduální studium: 1997 – 2001

VUT fakulta strojního inženýrství: Technická 2, Brno

Školící pracoviště: ÚFM AVČR, Žižkova 22, Brno

Téma disertační práce:

Cyklická plasticita za vysokých středních napětí

Složena státní doktorská zkouška 2000

Zaměstnání: Odborný pracovník, ÚFM AVČR, Žižkova 22, Brno 2001 – 2002

Odborná praxe

Postgraduální studium na ÚFM AV ČR Brno 1997 – 2001

Odborný pracovník na ÚFM AV ČR Brno 2001 – 2002

Odborné znalosti

Mechanické zkoušky, metalografie, tepelné zpracování.