



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

TERMOMECHANICKÁ ÚNAVA AUSTENITICKÝCH OCELÍ

THERMOMECHANICAL FATIGUE OF AUSTENITIC STAINLESS STEELS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ondřej Dobeš

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Vít Horník

BRNO 2017



Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	Ondřej Dobeš
Studijní program:	Strojírenství
Studijní obor:	Základy strojního inženýrství
Vedoucí práce:	Ing. Vít Horník
Akademický rok:	2016/17

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 bakalářské práce:

Termomechanická únava austenitických ocelí

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Design a konstrukce nových zařízení s vyšší účinností pracujících za zvýšených teplot, vyžadují použití materiálů, které jsou odolné vůči náročným zatěžovacím a environmentálním podmínkám. V průběhu provozu strojních částí vede tepelné a mechanické namáhání ke vzniku a šíření únavové trhliny. Tento jev je nazýván termomechanická únava. Abychom předešli předčasnému porušení zařízení pracujících za vysokých teplot a byli schopni určit životnost jednotlivých komponent, je důležité znát mechanismy poškození materiálu při daném zatížení.

Cíle bakalářské práce:

Cílem bakalářské práce bude studium austenitických ocelí, používaných ve vysokoteplotní oblasti. Součástí rešerše bude popis termomechanické únavy spolu s přehledem mechanismů poškození vybraných austenitických ocelí.

Seznam literatury:

Polák, J. Cyclic plasticity and low cycle fatigue life of metals, Elsevier, 1991

Klesnil, M. and P. Lukáš. Fatigue of Metallic Materials, Academia, 1992

Manson, S. and G. R. Halford. Fatigue and durability of metals at high temperatures, Materials Park, Ohio: ASM International, 2009

Aliabadi, M.H. Thermomechanical Fatigue and Fracture, Southampton: WIT Press, 2002

Fremunt, P. a T. Podrábský. Konstrukční oceli, Brno: CERM, 1996

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17.

V Brně, dne 19. 10. 2016



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Cílem bakalářské práce bylo zkoumání vlivu termomechanické únavy s prodlevami v cyklech na mechanismy poškození a odezvu materiálu. Korozivzdorná austenitická ocel Sanicro 25 byla podrobena zatěžovacími zkouškami termomechanické únavy ve fázi a mimo fázi rozdílnými amplitudami celkové deformace v rozmezí teplot 250 až 700 °C. Mechanismy poškození byly zkoumány rastrovacím elektronovým mikroskopem vybaveným fokusovaným iontovým paprskem (FIB) a technikou difrakce zpětně odražených elektronů (EBSD). Různé mechanismy iniciace únavových trhlin byly pozorovány pro zatěžování ve fázi a mimo fázi. Je diskutován vliv druhu zatěžování na mechanismus poškození a únavovou životnost.

Klíčová slova:

Termomechanická únava s prodlevami v cykle, korozivzdorné austenitické oceli, Sanicro 25, nízkocyklová únava,

ABSTRACT

The aim of this bachelor thesis was to study the influence of termomechanical fatigue with dwells in loading cycles on material response as well as damage mechanism. Austenitic stainless steel Sanicro 25 was subjected to in-phase and out-of-phase thermomechanical fatigue (TMF) loading conditions with different amplitudes of mechanical strain in the temperature range 250 to 700 °C. The mechanism of the damage was investigated by means of scanning electron microscope equipped with focused ion beam (FIB) and electron backscatter diffraction (EBSD). Different mechanisms of the fatigue crack initiation were observed in in-phase and out-of-phase TMF cyclic loading. The effect of the type of loading on the damage mechanism and fatigue life is discussed.

Key words:

Thermomechanical fatigue with dwells in loading cycle, stainless austenitic steels, Sanicro 25, low-cyclic fatigue

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

DOBEŠ, O. *Termomechanická únava austenitických ocelí*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 42 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Vít Horník.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že bakalářskou práci jsem vypracoval samostatně s využitím uvedené literatury a podkladů na základě konzultací a pod vedením vedoucího bakalářské práce.

V dne 26.5.2016

.....

Podpis

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěl poděkovat vedoucímu mé bakalářské práce Ing. Vítu Horníkovi za cenné připomínky a rady během řešení této práce. Dále bych chtěl poděkovat Mgr. Romanu Petrášovi za pomoc s prací na rastrovacím elektronovém mikroskopu a rady při vyhodnocování experimentu, prof. RNDr. Jaroslavu Polákovi, DrSc., dr. h. c. a ostatním pracovníkům Ústavu fyziky materiálů, díky kterým mi bylo umožněno zpracovat experimentální část.

Obsah

1 Úvod	6
2 Oceli pro vysokoteplotní aplikace	7
2.1 Legující prvky.....	7
2.2 Schäfflerův diagram.....	9
2.3 Austenitické oceli	9
2.3.1 Korozivzdorné austenitické oceli	10
2.3.2 Žáruvzdorné austenitické oceli	10
2.3.3 Žárupevné austenitické oceli	10
2.4 Intermediální fáze vyskytující se v ocelích	10
2.4.1 Karbidy	10
2.4.2 Sigma fáze (σ -fáze).....	11
2.4.3 Lavesova fáze	11
3 Únava materiálu.....	12
3.1 Historie	12
3.2 Zátěžný cyklus	12
3.3 Stádia únavového života	14
3.3.1 Stádium změn mechanických vlastností	14
3.3.2 Stádium nukleace únavových trhlin.....	15
3.3.3 Stádium šíření trhlin	16
3.4 Křivky životnosti	17
3.4.1 Wöhlerova křivka	17
3.4.2 Manson-Coffinova křivka.....	17
3.5 Vliv středního napětí na únavu	18
3.6 Vliv vysoké teploty na únavu	19
3.6.1 Únavové poškození.....	19
3.6.2 Creepové poškození.....	20
3.6.3 Oxidace	20
4 Termomechanická únava	21
4.1 Rozdělení termomechanické únavy	21
4.2 Termomechanická únava s prodlevami	22
5 Cíle práce	24
6 Experimentální část	25
6.1 Materiál.....	25
6.2 Experimentální zařízení a experiment	25

6.2.1 Zkušební těleso	25
6.2.2 Testovací zařízení	26
6.3 Pozorování povrchu pomocí SEM, FIB a EBSD.....	26
6.4 Výsledky	27
6.4.1 Mechanická odezva.....	27
6.4.2 Pozorování povrchu	29
6.4.3 FIB příkopy.....	30
6.4.3.1 Zatěžování ve fázi.....	30
6.4.3.2 Zatěžování mimo fázi	30
6.4.4 Podélný řez a EBSD	32
6.4.4.1 Zatěžování ve fázi.....	32
6.4.4.2 Zatěžování mimo fázi	34
7 Diskuze – vliv mechanismů poškození na životnost	37
8 Závěr	38
Seznam použité literatury	39
Seznam symbolů a zkratk	41
Seznam obrázků.....	42

1 ÚVOD

V současné době je snahou dosáhnout co nejvyšší účinnosti elektráren, protože poptávka po elektrické energii je stále vyšší. Uhlé elektrárny jsou dosud v mnoha zemích jedním z hlavních zdrojů elektrické energie [1]. Účinnost uhlých elektráren se dá zvýšit vyšší teplotou a tlakem páry, s kterou pracují.

Projekt Evropské unie AD700 se v dnešní době zaměřuje na dosažení provozní teploty 700 °C – při této teplotě a tlaku 35 MPa se zvýší u elektráren účinnost na asi 55 % a sníží se emise oxidu uhličitého přibližně o 15 % [2]. S tím jsou však spojeny nároky na materiály, protože pouze jejich úzká skupina může být použita v těchto podmínkách.

Materiály použité v konstrukcích pracující za zvýšených teplot v korozním prostředí musí splňovat mnoho odlišných vlastností, jako jsou například odolnost vůči korozi, únavě, dostatečná pevnost v tahu, creepová odolnost a houževnatost. Mezi další důležité parametry patří také vyrobitelnost součástí a jejich následná svařitelnost.

Nejčastěji používané materiály pro vysokoteplotní aplikace jsou slitiny na bázi niklu. Vzhledem k vysoké ceně niklu je snahou použít alternativní materiály s podobnými vlastnostmi. Náhradou jsou korozivzdorné austenitické oceli s vysokým podílem chromu a niklu.

Rešeršní část práce je zaměřena na základní rozdělení ocelí, popis austenitických ocelí a legujících prvků. Rozsáhlejší zaměření na austenitické oceli je z důvodu vybrané oceli. Dále je uveden popis mechanické a termomechanické únavy s přehledem mechanismů poškození.

Experimenty byly prováděny na korozivzdorné austenitické oceli Sanicro 25 pro zjištění únavové odolnosti a určení mechanismů poškození. Ocel byla podrobena zkouškám termomechanické únavy s prodlevami v cyklech pro různé konstantní amplitudy celkové deformace. Povrch a podélný řez vzorků byly po zatěžování pozorovány rastrovacím elektronovým mikroskopem.

2 OCELI PRO VYSOKOTEPLTNÍ APLIKACE

Slitiny železa a uhlíku s obsahem do 2,14 hmotnostních procent (dále jen hm. %) se nazývají oceli. Pro větší hm. % uhlíku hovoříme o litinách. Oceli se rozdělují dle fyzikálních vlastností na korozivzdorné, žáruvzdorné a žárupevné. Korozivzdorné znamená, že odolávají korozi za pokojových teplot. Korozivzdornost u ocelí zaručuje chrom a v matici ho musí být přítomno minimálně 12 hm. % [3]. Přesný minimální obsah chromu je dán vztahem:

$$hm. \% Cr = 11,74 + 14,5 \cdot hm. \% C \quad (1)$$

Minimální obsah chromu výrazně závisí na uhlíku, proto je jeho obsah u korozivzdorných ocelí snižován. Uhlík tvoří s chromem karbidy, čímž ochuzuje matici, ve které může klesnout obsah chromu pod minimální hodnotu.

Žáruvzdorné oceli navíc odolávají korozi i za zvýšených teplot (nad 600 °C). Žárupevné si zachovávají dostatečnou pevnost i tvrdost za zvýšených teplot [4].

Korozivzdorné oceli můžeme dále dělit podle struktury na:

- feritické
- austenitické
- martenzitické
- duplexní

Feritické oceli se vyznačují dobrou žáruvzdorností a přijatelnou cenou. Obsahují do 30 hm. % Cr a do 0,08 hm. % C [3]. Jejich nevýhodami jsou například nízká mez kluzu, sklon k popouštění křehkosti a tranzitní chování. Nejčastěji se používají v potravinářském a chemickém průmyslu, dále ve vzduchotechnice a dopravě [5].

Austenitické oceli jsou žáruvzdorné, žárupevné a dobře svařitelné. Mají vysokou houževnatost i za nízkých teplot. Obsahují do 0,1 hm. % C a běžně do 25 hm. % Cr a Ni [3]. Nevýhodou je vysoká cena, obtížná obrobitelnost, nižší mez kluzu a vyšší součinitel teplotní roztažnosti v porovnání s feritickými oceli. Jsou paramagnetické a mají špatnou tepelnou vodivost. Slouží pro výrobu nádob zkapalněných plynů, výměníků tepla a součástí, které přichází do styku s mořskou vodou nebo zápornou teplotou [5].

Martenzitické oceli jsou charakteristické tím, že jejich vlastnosti můžeme výrazně ovlivnit pomocí tepelného zpracování. Obsahují od 0,1 do 1 hm. % C a do 20 hm. % Cr [5]. Mají nízkou cenu a širokou oblast použití. Nevýhodou je sklon k popouštění křehkosti. Používají se v leteckém, lodním i jaderném průmyslu, na díly vodních turbín, čerpadel nebo na výfukové ventily spalovacích motorů [5].

Duplexní neboli dvoufázové oceli získávají svoje vlastnosti kombinací struktur, ze kterých jsou složeny. Používají se na svařované součásti v petrochemickém a lodním průmyslu [5].

2.1 Legující prvky

Vlastnosti ocelí můžeme výrazně ovlivnit přidáním legujících prvků. Legující prvky se dělí podle vlivu na základní matici na feritotvorné a austenitotvorné.

Uhlík se jako legující prvek často neuvádí, protože je jedním ze dvou základních prvků tvořících ocel. Jeho množství ale výrazně ovlivňuje vlastnosti ocelí. Uhlík je silně austenitotvorný prvek. S rostoucím obsahem uhlíku roste mez pevnosti a mez kluzu, naopak klesá tažnost a houževnatost. Uhlík, který se vlivem nízké rozpustnosti v matici nerozpustí, tvoří karbidy $M_{23}C_6$ a M_7C_3 [4].

Chrom je feritotvorný prvek, který se přidává do ocelí pro zlepšení jejich odolnosti proti oxidaci a korozní odolnosti v oxidačních prostředích. Při reakci s kyslíkem tvoří chrom pasivační vrstvu oxidu na povrchu, která brání další oxidaci. Dále zlepšuje prokalitelnost ocelí, pevnost a odolnost proti opotřebení. Chrom je karbidotvorný prvek a v ocelích může vytvářet intermediální fáze [3, 4, 6].

Nikl patří mezi austenitotvorné prvky s korozivzdornými účinky. Zvýšením obsahu niklu můžeme dosáhnout austenitu i při pokojové teplotě. Nikl se používá v ocelích pro zaručení vysoké houževnatosti při nízkých (i záporných) teplotách [4].

Mangan je austenitotvorný prvek, který má malou difuzní rychlost. Difuze je potlačena při rychlejším ochlazení a vyšším obsahu manganu. Ve slitinách Fe-Mn-C se část manganu rozpouští v základní kovové matici a část tvoří podvojný cementit $(Fe,Mn)_3C$. Mangan zpomaluje transformaci austenitu při tepelném zpracování, dále zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu, ale zároveň způsobuje hrubnutí zrna. Používá se často pro konstrukční oceli, protože zvyšuje pevnost, tvrdost a houževnatost feritu, je snadno dostupný a levný [3, 4].

Molybden patří do skupiny feritotvorných prvků zvyšující korozivzdornost. V oceli se část molybdenu rozpouští ve feritu a zbytek tvoří karbidy [4].

Křemík je silně feritotvorný prvek. Křemík netvoří karbidy, ale rozpouští se ve feritu, a tím se zvyšuje jeho pevnost. Zlepšuje prokalitelnost ocelí. Křemík je do obsahu 0,5 hm. % považován za dezoxidační přísadu (pozůstatek z ferosilicia) [4].

Vanad patří mezi silně feritotvorné prvky. S uhlíkem tvoří velmi tvrdé karbidy (kolem 2500 HV [4]), které se rozpouští až za vysokých teplot (nad 1200 °C) a zaručují odolnost vůči opotřebení. Obdobně tvoří s dusíkem tvrdé nitridy. Rozpustnost vanadu v austenitu je 1,5 hm. % [6]. Zajišťuje jemnozrnnost, zvyšuje houževnatost a zlepšuje žárupevnost zvýšením mezí únavy a creepu [3, 6].

Wolfram je silně feritotvorný prvek. Snižuje rychlost difuze uhlíku ve feritu a austenitu a zvyšuje žárupevnost. Podporuje jemnozrnnost ocelí tím, že s uhlíkem tvoří karbidy. Karbidy se rozpouštějí při vysokých teplotách a zvyšují odolnost vůči opotřebení [3, 4, 6].

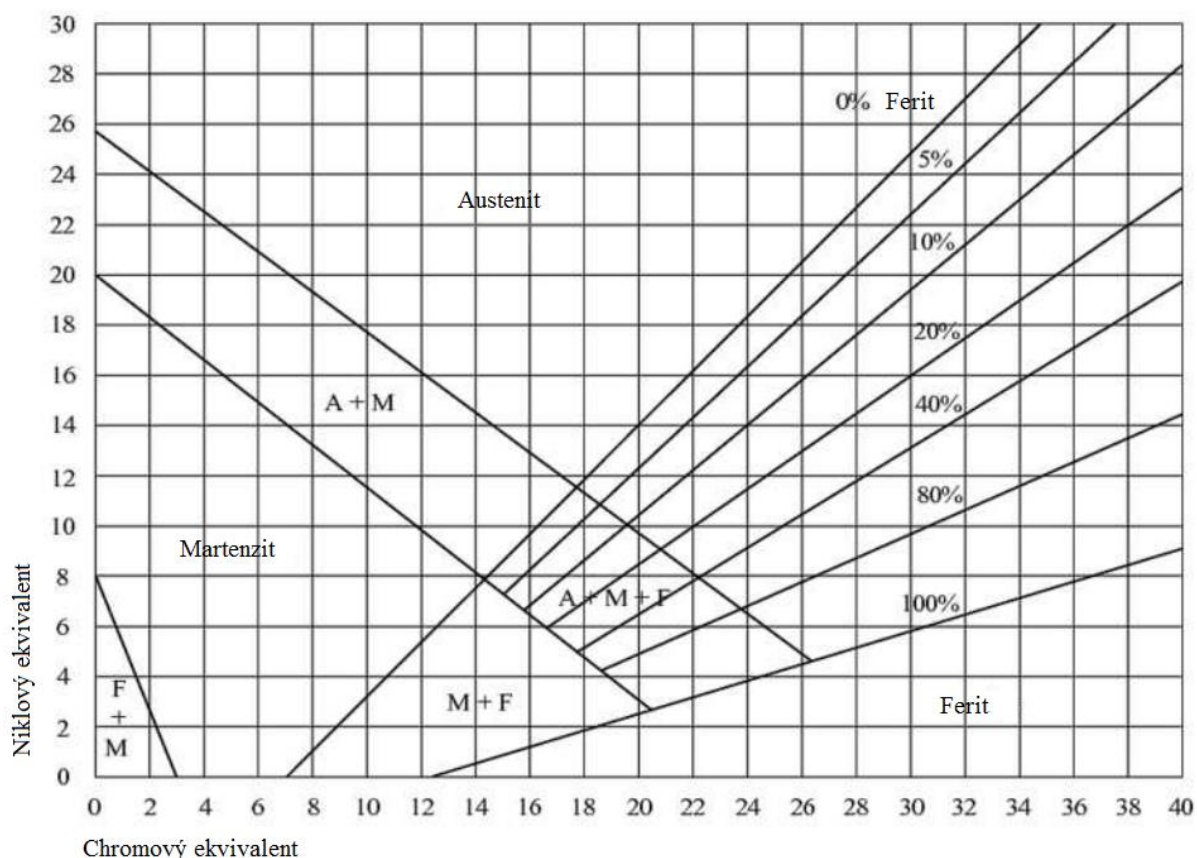
Titan je feritotvorný prvek. V ocelích zvyšuje pevnost a houževnatost, zjemňuje zrna a stabilizuje chromniklové oceli. Stabilizace znamená, že zabraňuje vylučování chromových karbidů anebo nitridů, protože sám tvoří s uhlíkem stabilnější karbidy. Množství titanu pro stabilizování oceli je větší než udává stechiometrický vzorec karbidu titanu (4 : 1), protože se váže i na dusík. Maximální obsah titanu bývá okolo 0,8 hm. % [4]. Při vyšším obsahu způsobuje křehnutí ocelí. Další nevýhodou titanu je jeho vysoká cena, proto se pro legování používá pouze v malém množství [4, 6].

Niob stabilizuje chromniklové oceli obdobně jako titan. Tvoří stabilní a tvrdé karbidy, zvyšuje mez creepu, čímž zvyšuje žárupevnost ocelí [6].

Dusík patří mezi austenitotvorné prvky. Často je řazen jako škodlivý doprovodný prvek, protože způsobuje stárnutí nelegovaných ocelí [6]. Rozpustnost dusíku ve feritu se mění s teplotou, při 585 °C je to cca 0,1 hm. %, pro pokojovou teplotu pouze 0,001 hm. % [3]. Rozpustnost dusíku v austenitu je 0,25 hm. %, tuto hodnotu lze přidáním manganu anebo chromu zvýšit až na 0,6 hm. % [5]. Stárnutí ocelí nastává, když se začnou v materiálu vylučovat nitridy kvůli malé rozpustnosti dusíku. Nitridy se vylučují ve skluzových rovinách a na hranicích zrn, což způsobuje zkřehnutí materiálu. Dusík rozpuštěný v austenitu ho stabilizuje a zvyšuje pevnost a mez kluzu. V austenitických ocelích je tedy nutno dodržet obsah dusíku menší, než je jeho rozpustnost v austenitu [4, 6].

2.2 Schäfflerův diagram

Legující prvky ovlivňují strukturu oceli. Pro určení, jestli bude ocel mít strukturu feritickou, austenitickou, martenzitickou nebo jejich kombinaci, se v závislosti na jejich chemickém složení používá Schäfflerův diagram, který je zobrazen na obrázku 1. Z celkového složení prvků v oceli se získá chromový a niklový ekvivalent, pomocí kterých se z diagramu určí výsledná struktura.



Obr. 1: Schäfflerův diagram [3].

Na vodorovné ose je chromový ekvivalent, který se kromě chromu skládá z molybdenu, křemíku, titanu a niobu. Na svislé ose je niklový ekvivalent, ovlivňovaný uhlíkem a manganem. Vzorce pro výpočty ekvivalentů jsou uvedeny níže. Koeficienty pro výpočty se mění podle míry legování. (2) a (3) jsou podle Schäfflera [4].

$$Cr_{ek} = hm. \% Cr + hm. \% Mo + 1,5 \cdot hm. \% Nb \quad (2)$$

$$Ni_{ek} = hm. \% Ni + 0,5 \cdot hm. \% Mn + 30 \cdot hm. \% C \quad (3)$$

2.3 Austenitické oceli

Austenitické oceli mají kubickou plošně centrovanou (face centered cubic = FCC) krystalografickou mřížku. Austenitická struktura se dosahuje rovnováhou mezi austenitotvornými prvky, hlavně niklem, a feritotvornými prvky zajišťujícími korozivzdorné vlastnosti, například chrom.

2.3.1 Korozivzdorné austenitické oceli

Základní korozivzdornou ocelí je ocel s 18–20 hm. % chromu, 8–10 hm. % niklu a obsahu uhlíku kolem 0,08 hm. % [5]. Tyto oceli jsou označovány jako chromniklové austenitické korozivzdorné oceli. Z důvodu vysokých cen niklu je částečně nahrazován manganem a dusíkem a vznikají oceli označovány jako chromniklomanganové. V případě nahrazení celého obsahu niklu manganem a dusíkem hovoříme o chrommanganových ocelích [4].

2.3.2 Žárovzdorné austenitické oceli

Žárovzdorné austenitické oceli musí mít za vysokých teplot stálé vlastnosti, vysokou odolnost proti oxidaci a korozi. Získáme je dalším legováním korozivzdorných austenitických ocelí. Kromě chromu a niklu se legují křemíkem a hliníkem, které vytvářejí přilnavé oxidické vrstvy za vysokých teplot [3].

2.3.3 Žárupevné austenitické oceli

Žárupevné austenitické oceli musí splňovat požadavky až do 700 °C. Pro zvýšení žárupevnosti se do ocelí přidávají další legující prvky, například wolfram, molybden, niob, titan, vanad a dusík.

U chromniklových austenitických žárupevných ocelí se obsah chromu pohybuje mezi 12 až 20 hm. %. Kvůli zvýšenému množství chromu a dalších feritotvorných prvků je potřeba zvýšit i obsah niklu, aby byla zachována austenitická struktura a zabránilo se vylučování sigma fáze, která snižuje houževnatost. Molybden zvyšuje žárupevnost, ale zároveň podporuje vznik sigma fáze a Lavesovy fáze Fe_2Mo . Vanad se přidává pro zvýšení meze pevnosti při creepu [4].

2.4 Intermediální fáze vyskytující se v ocelích

U legovaných ocelí se kromě základních tuhých roztoků a složek objevují za určitých koncentrací intermediální fáze. Od čistých složek anebo tuhých roztoků se odlišují krystalografickou strukturou, mechanickými a fyzikálními vlastnostmi. Jedná se například o karbidy, nitridy, sigma fáze, Lavesovy fáze, chí fáze (vznikají při nízkém obsahu uhlíku) nebo G-fáze (vznikají kombinací vysoké teploty a napětí).

2.4.1 Karbidy

Základními intermediálními fázemi v legovaných ocelích jsou karbidy. Jedná se o intersticiální sloučeniny přísadového prvku s uhlíkem. Vylučování karbidů je dáno rozpustností uhlíku v jednotlivých složkách v závislosti na teplotě a difuzní rychlosti.

Jednoduché karbidy, například MC (tvoří titan a vanad) a M_2C (tvoří wolfram a molybden), jsou tvořeny hlavním prvkem a uhlíkem. Jsou tvrdé a stabilní i za vysokých teplot a rozpouští se při teplotách nad 1200 °C.

Při nízkém obsahu uhlíku se vylučují karbidy $M_{23}C_6$ a při vyšším obsahu M_7C_3 , kde M je označení přísadových prvků [4]. Jde o složité karbidy, které kromě hlavního prvku (chromu nebo manganu) obsahují železo.

Vylučování karbidů ovlivňuje vlastnosti ocelí. Zvyšuje se tvrdost, pevnost a žárupevnost. Zároveň se ale ochuzuje základní matrice o prvky, což se může projevit u austenitických ocelí mezikrystalickou korozi, protože se na hranicích dostane obsah chromu pod kritickou hodnotu.

2.4.2 Sigma fáze (σ -fáze)

Další vylučovanou intermediální fází v austenitických ocelích je σ -fáze. Fáze se vyskytuje v soustavě železo-chrom. Obsahuje jeden atom chromu a jeden atom železa, je nemagnetická a tvrdá. Výrazně ovlivňuje materiál – zvyšuje tvrdost, pevnost, křehkost a snižuje tažnost i houževnatost materiálu. Vylučuje se při dlouhém (řádově stovkách hodin) působení teplot od 500 do 800 °C. Při vyšších teplotách se σ -fáze rozpouští zpátky do matrice. Prvky, které podporují vylučování σ -fáze (molybden, křemík, nikl, mangan), zkracují čas potřebný k vyloučení fáze a rozšiřují pásmo teplot, ve kterých se σ -fáze vylučuje [5].

2.4.3 Lavesova fáze

Lavesova fáze má obecný vzorec AB_2 . Tvoří ji prvky, které mají podobné chemické a fyzikální vlastnosti [7]. S železem ji tvoří například molybden. Její vylučování urychluje křemík a částečně i deformace za studena [5].

3 ÚNAVA MATERIÁLU

Vlivem cyklického namáhání se v materiálu kumuluje napětí, které způsobuje mikroskopické poškození. To může vést až ke vzniku trhliny a porušení součásti, i když je zatěžující napětí menší než je mez kluzu materiálu. Proces kumulace poškození a s tím spojená degradace materiálu se nazývá únava.

Základní dělení únavy je podle počtu cyklů, které součást snese, než se poruší. Výdrž 10^5 cyklů a méně se označuje jako oblast nízkocyklové únavy. Pokud součást vydrží více než 10^5 cyklů, hovoříme o vysokocyklové únavě. Působící zatížení pro nízkocyklovou únavu je nad mezí kluzu materiálu, proto je charakteristická plastická deformace v objemu materiálu. U vysokocyklové únavy se setkáváme s makroskopickou elastickou deformací, protože zatížení je pod mezí kluzu materiálu.

3.1 Historie

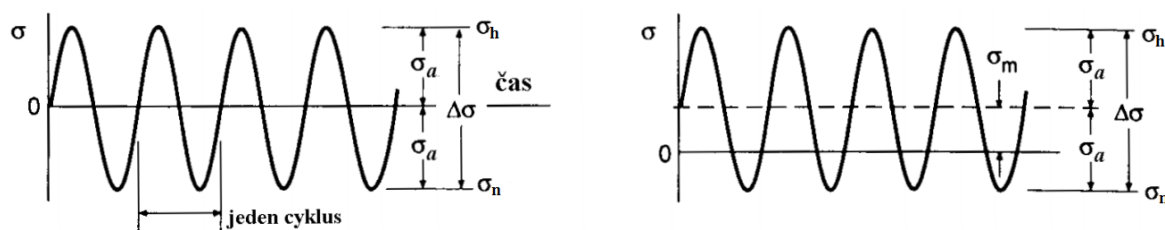
Již na začátku 19. století si inženýři začali uvědomovat vliv cyklického namáhání na strojní součásti, protože docházelo k haváriím při dovolených zátěžích. Jedním z prvních, který se zabýval touto problematikou, byl W. A. J. Albert – ten zkoumal cyklické zatížení řetězů v těžebních dolech. Dalším badatelem byl J. V. Poncelet, který první použil termín „únava“, čímž položil základ k výzkumu dopadu cyklického zatěžování na materiály.

Historicky nejvýznamnějším byl inženýr Augustin Wöhler. Jako první prováděl systematické experimenty a zkoumal zatížení os železničních vagonů. Podle něj byla pojmenována křivka závislosti amplitudy napětí na počtu cyklů do únavového lomu – tzv. Wöhlerova křivka [8, 9].

3.2 Zátěžný cyklus

S rozvojem industrializace a nárůstem cyklicky namáhaných konstrukcí se čím dál více kladl důraz na zkoumání únavových procesů. Snahou bylo laboratorně napodobit podmínky provozu a stanovit určité mechanické charakteristiky pro zlepšení výpočtů a tím zaručení dostatečné životnosti konstrukcí.

Průběh napětí v čase vyjadřuje zátěžný cyklus. Během zatěžování se sleduje rychlost cyklování, amplituda napětí σ_a , střední napětí σ_m , plastická ε_{ap} a elastická deformace ε_{ae} . Obecně jde o různé průběhy. Na obrázku 2 je zobrazen často používaný sinusový průběh s konstantní frekvencí zatěžování. Dalším využívaným cyklem je trojúhelníkový cyklus, ve kterém je na rozdíl od sinusového cyklu konstantní rychlost zatěžování.



Obr. 2: Zátěžný cyklus [10].

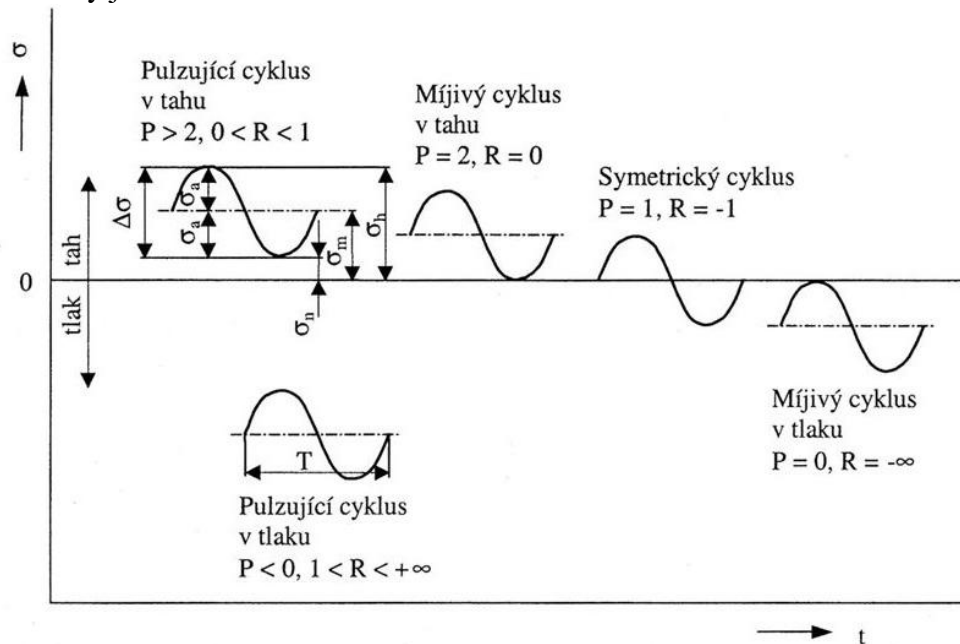
Amplituda napětí σ_a je hodnota měnící se v čase a udává maximální rozkmit napětí od střední hodnoty σ_m . Střední hodnota napětí může být nulová (symetrický cyklus) nebo nenulová (asymetrický cyklus). Hodnoty horního napětí σ_h a dolního napětí σ_n představují

maximální, respektive minimální hodnotu napětí. Dále se z parametrů určuje napěťový poměr R (4) a amplitudový poměr asymetrie cyklu P (5).

$$R = \sigma_n / \sigma_h \quad (4)$$

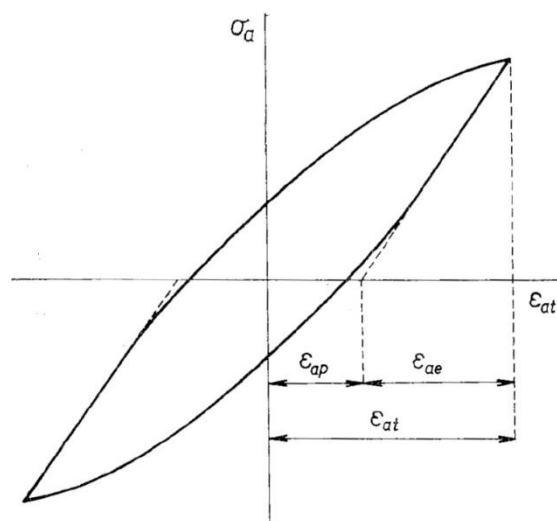
$$P = \sigma_h / \sigma_a \quad (5)$$

Kombinací parametrů dostáváme různé typy cyklů: pulzující nebo mĳivý v tahu nebo tlaku, zobrazeny jsou na obrázku 3.



Obr. 3: Porovnání jednotlivých cyklů [11].

Sledováním závislosti amplitudy napětí na celkové deformaci se získá hysterezní smyčka zobrazená na obrázku 4. Z hysterezní smyčky se následně určuje elastická a plastická složka deformace.



Obr. 4: Hysterezní smyčka [8].

Pro mechanické zkoušení vzorků se používají tři typy zatěžování, u kterých je vždy jedna hodnota udržována konstantní – konstantní amplituda napětí, celková deformace nebo plastická deformace. Výsledkem zatěžování konstantní amplitudou napětí σ_a je

tzv. měkký cyklus, kdy si deformaci řídí materiál. Při zatěžování konstantní amplitudou celkové deformace ε_{at} se získává tvrdý cyklus, při němž je reakcí materiálu napětí. Zatěžování konstantní amplitudou plastickou deformací ε_{ap} slouží pro speciální zkoušky a v praxi se často nepoužívá, protože je zapotřebí moderních přístrojů a cyklus je podobný cyklu tvrdému [8, 9].

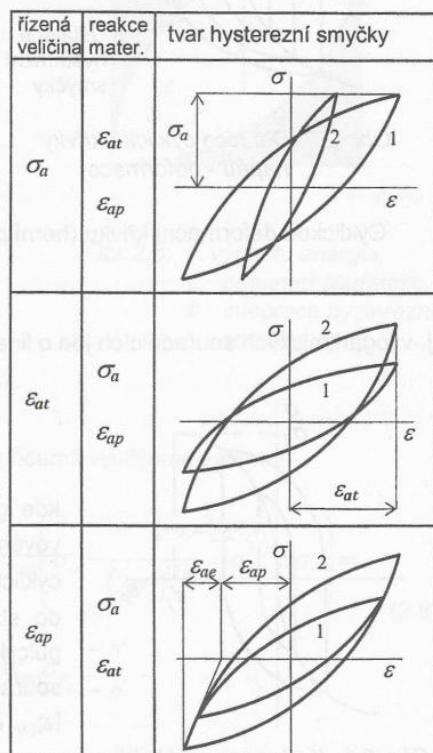
3.3 Stádia únavového života

Celý proces únavového poškození se dělí na tři stádia:

1. Stádium mechanických změn – vlivem cyklické plastické deformace se mění hustota a rozložení dislokací, čímž se mění vlastnosti materiálu.
2. Stádium nukleace únavových trhlin – dochází k iniciaci prvních mikrotrhlin.
3. Stádium šíření trhlin – následuje šíření a růst mikrotrhlin vzniklých v druhém stádiu, až převládne magistrální trhlina, která se šíří do lomu součástky.

3.3.1 Stádium změn mechanických vlastností

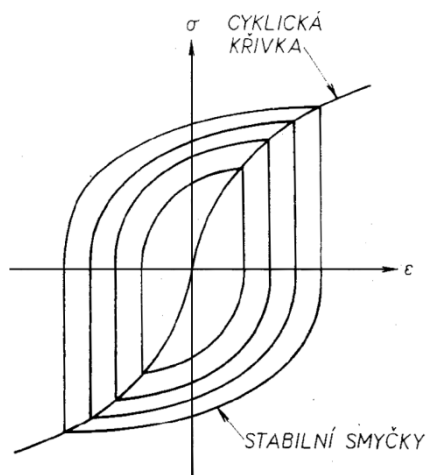
Během cyklického zatěžování dochází ke změnám v mikrostruktuře materiálu, důsledkem čehož se mění mechanické, elektrické a další fyzikální vlastnosti. Většina těchto změn je nejvýraznější na začátku cyklického zatěžování a s rostoucím počtem cyklů přestávají být změny výrazné – saturují. Nejvýznamnější jsou změny mechanických vlastností, které charakterizují odpor materiálu proti deformaci způsobené vnějšími silami. Odpor materiálu vůči namáhání se během zatěžování může zvětšovat nebo zmenšovat. Materiál cyklicky zpevňuje nebo změkčuje, což znamená, že k dosažení stejného prodloužení je při dalším cyklu potřeba většího nebo naopak menšího napětí. Na obrázku 5 je znázorněna změna hysterezní smyčky pro materiál cyklicky zpevňující (1 → 2) nebo změkčující (2 → 1) při řízení jedné veličiny (amplitudě napětí, celkové nebo plastické deformace).



Obr. 5: Změny hysterezní křivky při cyklickém zatěžování [9].

Ke zpevnění dochází hromaděním a vzájemným zablokováním dislokací. Naopak během změkčení dochází k uvolnění vnitřního napětí redistribucí dislokací vzniklých například deformačním zpevněním. Materiál cyklicky změkčuje nebo zpevňuje v závislosti na vlastnostech a úpravě materiálu, způsobu zatěžování a teplotě [8, 11].

Po dosažení saturovaného stavu se hysterezní smyčka už nemění a vzniká ustálená uzavřená hysterezní smyčka. Propojením vrcholů smyček se vytvoří cyklická křivka napětí–deformace (obrázek 6) [9].



Obr. 6: Cyklické křivky napětí–deformace [8].

K saturaci odezvy materiálu při vysokocyklové únavě dochází během malého počtu cyklů v poměru k celkovému počtu cyklů do lomu. U nízkocyklové únavy nemusí k saturaci dojít vzhledem k velkému namáhání anebo malému počtu cyklů do lomu.

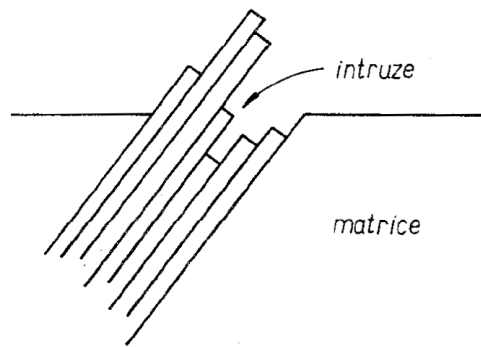
3.3.2 Stádium nukleace únavových trhlin

Nukleace únavových trhlin probíhá téměř vždy z povrchu. K iniciaci trhlin dochází v místech vysokého lokálního napětí nazývaných koncentrátory napětí. Důvody vzniku koncentrátorů napětí na povrchu mohou být:

- povrchové nesrovnalosti – nelze vyrobit dokonale rovný povrch a jakékoliv nerovnosti působí jako koncentrátory napětí. Jedná se například o (mikro)vruby, změny průřezu, svary, nerovnosti.
- při namáhání na ohyb a krut je maximální napětí na povrchu
- dislokace vystupují na povrch a způsobují reliéf
- povrch může být korozně napadán

Trhlina může iniciovat uvnitř materiálu v důsledku vnitřních defektů nebo v případě zpevněného povrchu [8, 11].

Nukleace na povrchu probíhá nejčastěji v místě intruze únavového skluzového pásma (obrázek 7), dále může vzniknout na hranici zrn a na rozhraní mezi inkluzí a matricí.



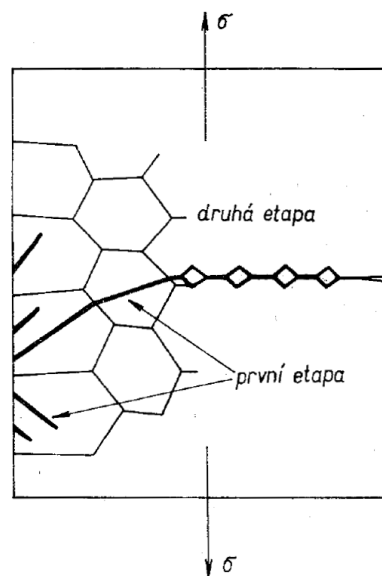
Obr. 7: Kartový skluz únavové skluzového pásma [8].

Pro únavová skluzová pásma bylo navrženo mnoho modelů, které vysvětlují iniciaci mikrotrhlin. Jedním z těchto modelů je tzv. kartový skluz. Únavová pásma vznikají v důsledku tvorby nových dislokací a jejich hromaděním v povrchové vrstvě, kde se seskupují v rovinách maximálního smykového napětí. Tyto roviny po sobě vzájemně pokluzují díky působení napětí a na povrchu vytvářejí reliéf znázorněný na obrázku 7 [8, 11].

3.3.3 Stádium šíření trhlin

Stádium nukleace končí vytvořením mikrotrhlin. Obecně záleží na konvencích, kdy se už jedná o mikrotrhlinu a kdy ještě o nukleaci. Při jednoosém zatěžování je největší smykové napětí v rovinách, které svírají se směrem zatěžování 45° . Vytvořené mikrotrhliny tak leží v nejbližších skluzových rovinách s podobným sklonem [8].

V důsledku cyklického zatěžování dochází k růstu trhlin více do hloubky materiálu. Po dosažení určité délky, která je závislá na vlastnostech materiálu, amplitudě zatěžování a počtu cyklů, se trhliny stáčí do roviny kolmé ke směru namáhání a většina z nich se zastavuje. Dále do materiálu se šíří většinou pouze jedna trhlinka nazývána magistrální. Tento proces se označuje jako přechod trhlin z šíření krystalografického (první etapa) do nekrystalografického (druhá etapa). Stádia jsou zobrazena na obrázku 8. Šíření magistrální trhliny končí únavovým lomem zbývající části zatěžovaného průřezu [8, 11].



Obr. 8: Schéma etap šíření únavové trhliny [8].

3.4 Křivky životnosti

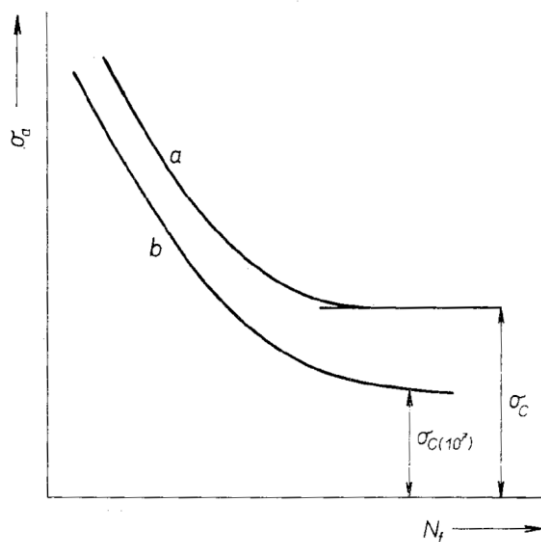
Pro určení přibližného počtu cyklů do porušení součásti se používají křivky životnosti. Pro oblast vysokocyklové a nízkocyklové únavy se používá Wöhlerova křivka. V oblasti nízkocyklové únavy se kromě Wöhlerovy křivky používá i Manson-Coffinova křivka, protože dává do závislosti plastickou deformaci na počtu cyklů do lomu.

3.4.1 Wöhlerova křivka

Nejznámější používaná křivka pro únavovou životnost je Wöhlerova křivka. Udává závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů N_f do lomu.

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (6)$$

kde σ'_f – součinitel únavové pevnosti
 b – elastický exponent křivky životnosti



Obr. 9: Wöhlerova křivka [8].

U vysokocyklové únavy s počtem cyklů 10^7 a více se některé materiály blíží k mezní hodnotě, při které nedojde ani dalším zatěžování k lomu. Tato hodnota se označuje jako mez únavy σ_c . Typické materiály vykazující mez únavy jsou například oceli (v obrázku 9 křivka a). Naopak u jiných materiálu, konkrétním příkladem jsou slitiny na bázi hliníku (v obrázku 9 křivka b), vede další zatěžování k porušení. U těchto materiálu se stanovuje smluvní hodnota meze únavy, většinou je to hodnota pro 10^8 cyklů.

3.4.2 Manson-Coffinova křivka

V oblasti nízkocyklové únavy dochází při zatěžování k cyklické plastické deformaci. Snahou je tedy interpretovat únavu pomocí amplitudy plastické deformace. Manson-Coffinova křivka popisuje závislost počtu cyklů do lomu N_f na amplitudě plastické deformace ε_{ap} .

Závislost počtu cyklů do lomu na amplitudě plastické deformace je dána vztahem:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot (2N_f)^c \quad (7)$$

kde ε'_f – součinitel únavové tažnosti
 c – plastický exponent křivky životnosti

Při zatěžování je obtížné zaručit, aby amplituda plastické deformace ε_{ap} byla konstantní. Z toho důvodu se používá amplituda celkové deformace ε_{at} , která se získá součtem elastické a plastické deformace.

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} \quad (8)$$

Elastická deformace se získá z Hookova zákona

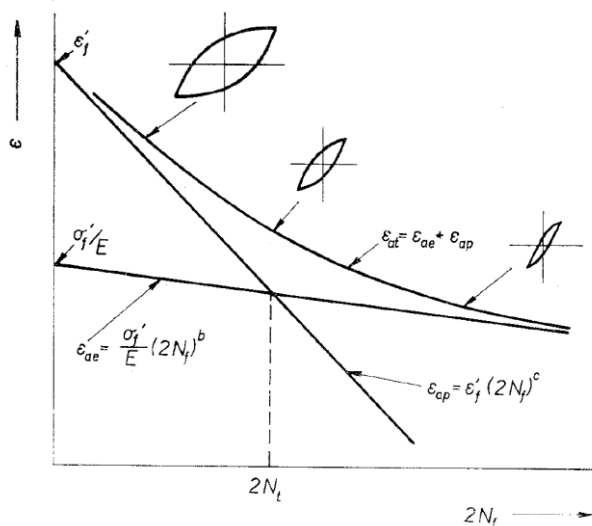
$$\sigma_a = E \cdot \varepsilon_{ae} \quad (9)$$

kde E – modul pružnosti v tahu

a následným dosazením vztahů (6), (7) a (9) do (8) se získá vztah pro celkovou deformaci ε_{at} :

$$\varepsilon_{at} = \sigma_f' / E \cdot (2N_f)^b + \varepsilon_f' \cdot (2N_f)^c \quad (10)$$

Znázornění křivek životností je na obrázku 10.



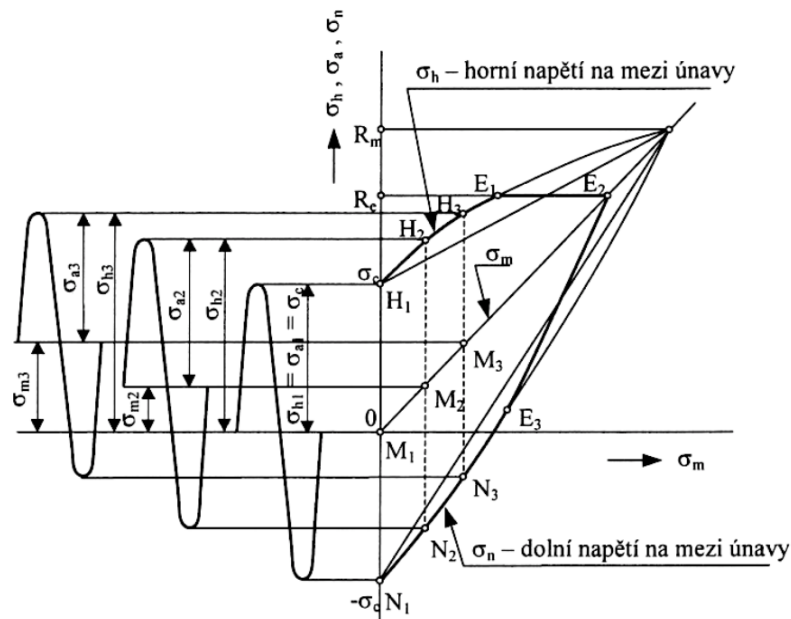
Obr. 10: Schematický průběh křivek životností[8].

3.5 Vliv středního napětí na únavu

Významný vliv na hodnotu meze únavy má asymetrie zátěžného cyklu. Wöhlerova křivka slouží pouze pro určení meze únavy pro symetrický cyklus. V případě asymetrického cyklu se pro zjištění hodnot meze únavy využívá Smithův nebo Haighův diagram. Obrázek 11 zobrazuje Smithův diagram. Pro sestavení Smithova diagramu bylo navrženo několik vztahů [11]. Nejčastěji se používá Goodmanův vztah dávající do závislosti mez únavy a mez pevnosti:

$$\sigma_a = \sigma_c \cdot [1 - (\sigma_m / R_m)^\alpha] \quad (11)$$

kde σ_a – mezní amplituda napětí
 σ_m – střední napětí cyklu
 σ_c – mez únavy
 R_m – mez pevnosti materiálu
 α – exponent (materiálová konstanta)



Obr. 11: Smithův diagramu [11].

3.6 Vliv vysoké teploty na únavu

S měnící se teplotou se během cyklování mění odezva materiálu. S rostoucí teplotou se zvyšuje rychlost difuze atomů ve struktuře a usnadňuje se precipitace intermediálních fází. Ty jsou často pevné a křehké. Většinou se jedná o karbidy, které při zvýšených teplotách zaručují dostatečnou pevnost materiálu, na druhou stranu mohou ochuzovat matici o korozivzdorné prvky. Při nižších teplotách může dojít k jejich prasknutí a tím k vytvoření například povrchových reliéfu nebo defektů v materiálu. Spolu s vyšší teplotou se rychleji posouvají dislokace [7]. Mění se mechanismus pohybu dislokací a dochází například ke šplhu dislokací nebo příčnému skluzu [10].

3.6.1 Únavové poškození

S rostoucí teplotou klesá mez únavy materiálu [11]. Dále roste vliv prostředí a frekvence zatěžování. Během zatěžování lze dosáhnout teplot, ve kterých dochází ke creepu. Jedná se o teploty nad polovinu teploty tání materiálu [12].

Za zvýšených teplot se během cyklování u materiálů objevuje náchylnost k tzv. „dynamickému křehnutí“.

Jeden z navržených modelů vysvětlující dynamické křehnutí se skládá ze tří kroků. V prvním kyslík difunduje do materiálu kolem a před šířící se únavovou trhlinou. Difuzi usnadňuje vysoká teplota. Difundovaný kyslík následně na hranicích zrn způsobuje zkřehnutí, které vede k nesoudržnosti hranic. Nakonec působením cyklického zatěžování hranice praskne [13].

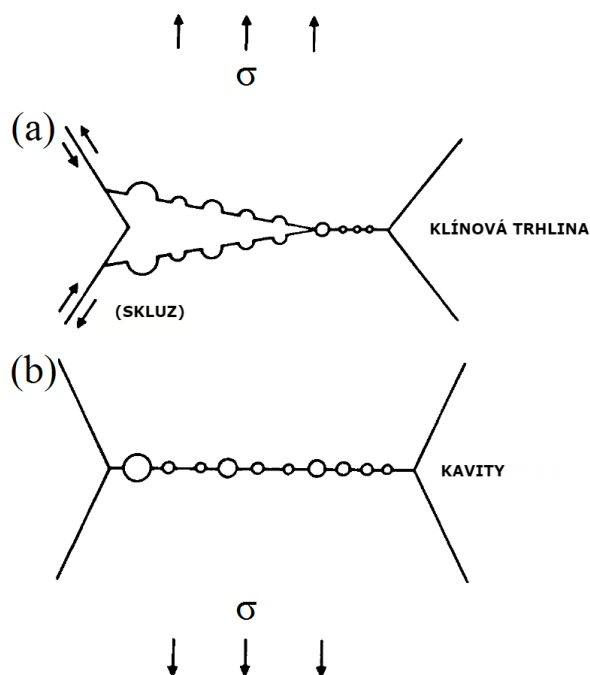
Další navržený mechanismus se označuje jako napětím podporovaná oxidace hranic zrn (Stress Assisted Grain Boundary Oxidation = SAGBO). Podle tohoto mechanismu kyslík reaguje s prvky na hranicích před šířící se únavovou trhlinou a tvoří oxidy. Oxid, který je křehký, následně cyklickým zatěžováním praská a způsobuje další šíření trhliny po hranicích zrn [13].

3.6.2 Creepové poškození

Creep, neboli tečení, je pomalá plastická deformace materiálu při působení napětí za zvýšené teploty. Creepové poškození může během zatěžování způsobit vytvoření kavit po hranicích zrn materiálu. Tvorba kavit probíhá u většiny kovových materiálu při teplotách nad polovinu teploty tání materiálu [12]. Pro tyto teploty hranice zrn představují soustavu skluzových rovin, které se mohou uplatňovat vedle soustavy skluzových rovin v zrnech. Působením vnějšího napětí dochází k pokluzům na hranicích zrn, kterými vznikají kavity, pokud jim není přizpůsobena deformace okolních zrn [12, 14].

Vzniklé kavity se následným zatěžováním rozšiřují a jejich spojování vytváří interní trhliny. Růst mezikrystalových trhlin může vést až k lomu součásti důsledkem creepového poškození.

Následující obrázek 12a popisuje vytvoření klínové trhliny z kavit na hranici zrn, když dojde k pokluzu zrn. Pokud k pokluzu zrn nedojde (obrázek 12b), vytváří se kavity nahromaděním vakancí na hranici zrn.



Obr. 12: Klínové trhliny a kavity [15].

3.6.3 Oxidace

Díky vysoké teplotě se oxidace stává jedním z limitujících faktorů použití pro většinu materiálů. Kyslík je při vyšších teplotách reaktivnější a více napadá povrch materiálu, kde tvoří oxidy. Při působení kyslíku se povrch potahuje pasivační vrstvou oxidů, která zabraňuje další oxidaci (hovoříme o tzv. ochranné vrstvě). Setkáváme se také s typem oxidace, která má škodlivý (korozní) charakter. Oxidací železa vzniká vrstva oxidů, která se lehce odlupuje a probíhá další oxidace do hloubky materiálu. Aby neoxidovalo železo, je nutné mít v matici rozpuštěný dostatečný obsah korozivzdorných prvků. Mechanismus oxidace se často uplatňuje na hranicích zrn, protože zde dochází k vylučování karbidů a tím k ochuzování okolní matrice o prvky tvořící ochranou vrstvu [4].

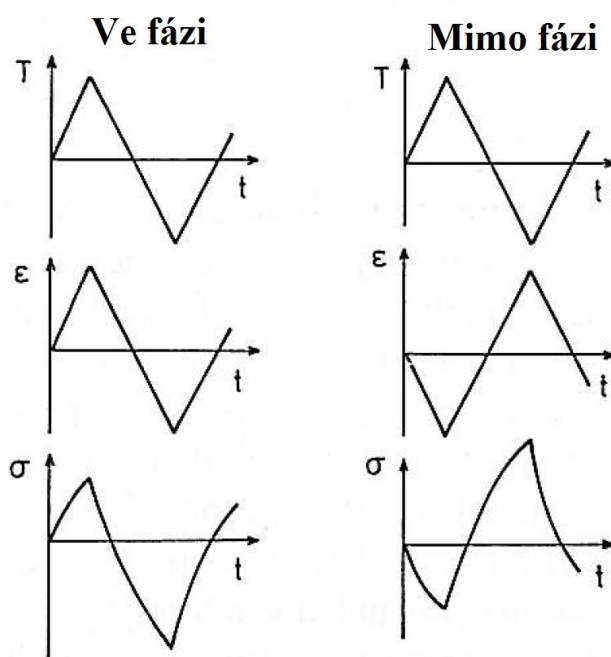
4 TERMOMECHANICKÁ ÚNAVA

Termomechanická únava je typ únavy, kdy na materiál kromě proměnného zatížení působí i proměnná teplota. Vzhledem k proměnlivé teplotní roztažnosti struktur a fází bývá poškození při změnách teploty větší než při zatěžování na konstantní maximální teplotě.

Termomechanická únava je považována za hlavní životnost limitující faktor pro strojírenské součásti ve vysokoteplotních aplikacích [16]. Vyskytuje se například u součástí spalovacích motorů, parních turbín nebo v letectví. Hlavní vliv na poškození má kromě únavy také creep a oxidace, případně jejich interakce.

Střídání ohřevu a ochlazování při cyklickém zatěžování podporuje praskání a odlupování pasivační vrstvy vytvořené vlivem vysoké teploty na povrchu anebo oxidu na hranicích zrn. Korozní procesy poté probíhají na nově odkrytém materiálu, čímž se zvyšuje rychlost koroze [4].

Při laboratorních zkouškách se používají dva základní cykly vzájemného průběhu teploty a napětí. V prvním případě je teplota a napětí spolu ve fázi (in phase – IP) a v druhém mimo fázi (out of phase – OP). Ve fázi znamená, že maximální deformaci doprovází maximální teplota. V případě mimo fázi je minimální deformace spolu s maximální teplotou v cyklu a maximální deformace s minimem teploty. Průběh obou cyklů je zobrazen na obrázku 13.



Obr. 13: Zatěžování ve fázi a mimo fázi [17].

4.1 Rozdělení termomechanické únavy

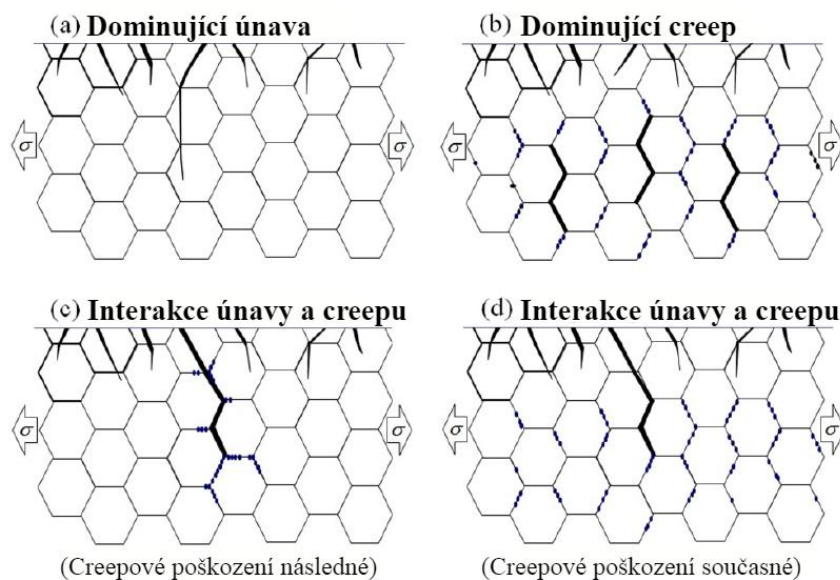
Termomechanickou únavu můžeme rozdělit podle dominujícího mechanismu poškození, kterými jsou únava, creep nebo jejich interakce.

Pokud je dominujícím mechanismem únava, dojde k porušení v důsledku únavové trhliny, přičemž creepové poškození má nevýznamnou nebo žádnou roli (obrázek 14a). Iniciaci trhlín často pomáhá povrch narušující oxidace, která při zatěžování mimo fázi výrazně zkracuje životnost [16]. Oxidační vrstva se může vytvořit při minimálním napětí a maximu teploty, následně se při ochlazení stává křehkou a praská [16]. Nově odkrytý materiál oxiduje

a mechanismus se opakuje, až vznikne trhlinka, která se v materiálu šíří mechanismem únavy [18].

Když dominuje creepové poškození, výsledné porušení má charakter interkrystalického lomu bez výrazných známek únavového poškození. Znázornění interkrystalických creepových trhlin je na obrázku 14b. Creep často dominuje při zatěžování ve fázi, protože při maximální teplotě je maximální deformace. Z toho důvodu může zatěžování ve fázi vést k porušení dřív než mimo fázi [16].

Interakce únavy a creepu se projevuje dvojím způsobem. První se jeví jako únavy a až při šíření únavové trhliny se uplatňuje creep po hranicích zrn (obrázek 14c). U druhého (obrázek 14d) se zpočátku únavové trhliny a kavity vzniklé creepem vyvíjejí nezávisle na sobě. Až postupným šířením trhlin dochází ke spojování už se vzniklými interními trhlinami a jejich vzájemná interakce usnadňuje šíření magistralní trhliny. Interakce únavy a creepu má pro zatěžování ve fázi a mimo fázi přibližně stejnou životnost [16].



Obr. 14: Znázornění dominujících mechanismů poškození [19].

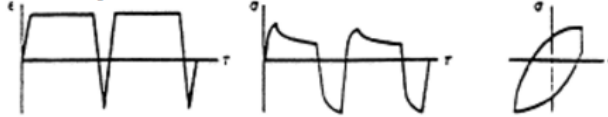
4.2 Termomechanická únava s prodlevami

V praxi se často setkáváme se situací, kdy se konstrukce zahřeje na pracovní teplotu, určitou dobu pracuje a následně se vypne. Pro simulování podobného namáhání se zavádí do cyklů prodlevy, neboli výdrže na určité hodnotě teploty anebo napětí. Odezvy materiálů a mechanismus poškození se také liší podle toho, kdy je prodleva v cyklu použita. Většinou se jedná o výdrž na maximální nebo minimální deformaci. Obrázek 15 zobrazuje změnu hysterezní křivky pro jednotlivé zařazení prodlev. První možností je pouze mechanické cyklování, v druhém případě je prodleva při maximální deformaci a ve třetím při minimální. Poslední případ ukazuje prodlevu při maximu i minimu deformace [20]. Kvůli prodlevám se při vysokých teplotách ve fázi projevuje hlavně creepové poškození. Prodlevy se v termomechanické únavě projevují u většiny materiálů zkrácením životnosti. Pouze ve výjimečných případech některých slitin mědi a superslitin jsou prospěšné [21].

Symetrické cyklické zatěžování



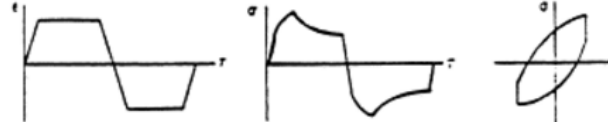
Prodleva při maximální deformaci v tahu t/0



Prodleva při maximální deformaci v tlaku 0/t



Prodleva v tahu i tlaku t/t



Obr. 15: Znázornění průběhů deformace a napětí pro cykly s prodlevami [20].

5 CÍLE PRÁCE

Hlavním cílem této práce bylo vysvětlit a určit mechanismy poškození na základě pozorování sekundárních trhlin na povrchu a uvnitř materiálu v závislosti na zátěžném cyklu termomechanické únavy. Byly zvoleny cykly ve fázi a mimo fázi. U obou byly zařazeny prodlevy v cyklech. Následně byla vyhodnocena data z provedených zátěžových zkoušek a vliv zátěžného cyklu na životnost. Zkoumaným materiálem byla korozivzdorná austenitická ocel Sanicro 25.

Studiem termomechanické únavy se v posledních letech zabývalo mnoho prací, ale většina z nich byla zaměřena na niklové superslitiny nebo slitiny titanu. Z důvodu jejich vysokých cen je snahou tyto slitiny nahrazovat. Náhradou za superslitiny jsou korozivzdorné austenitické oceli, na kterých se testy termomechanické únavy doposud příliš neprováděly.

6 EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

6.1 Materiál

Studovaným materiálem byla korozivzdorná austenitická ocel Sanicro 25 (X7NiCrWCuCoNbNB25-23-3-3-2) dodaná švédskou firmou Sandvik. Materiál byl speciálně navržen pro ohříváče nebo výměníky tepla pracující do teploty až 700 °C [22]. Kombinuje vlastnosti strukturní stability a vysoké creepové a korozní odolnosti. Chemické složení je uvedeno v tabulce 1. Ocel byla dodána ve formě válcovaných tyčí.

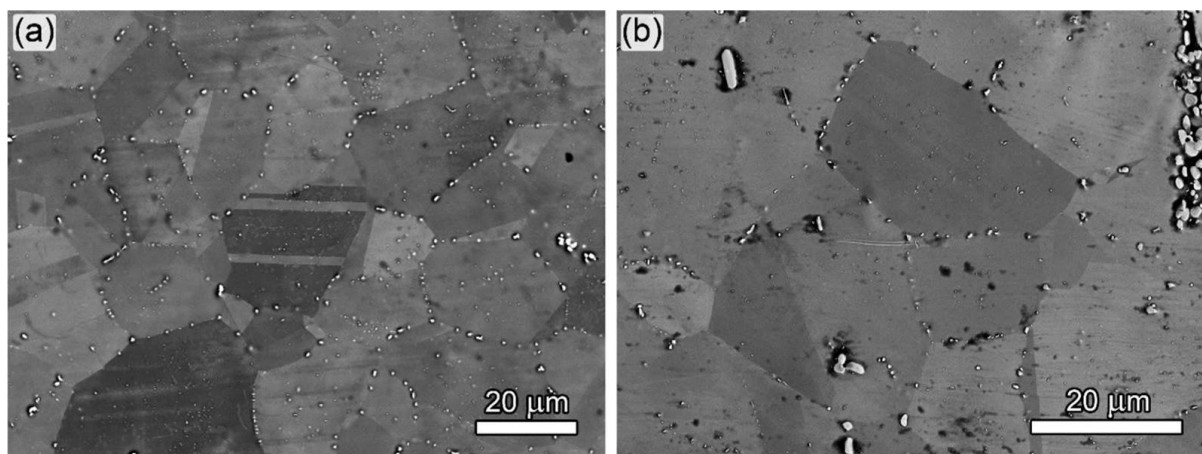
Tab. 1: Chemické složení Sanicra 25 (v hm. %) [22]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	W	Co	Cu	Nb	N
≤0.1	0.2	0.5	≤0.025	≤0.015	22.5	25	3.6	1.5	3.0	0.5	0.23

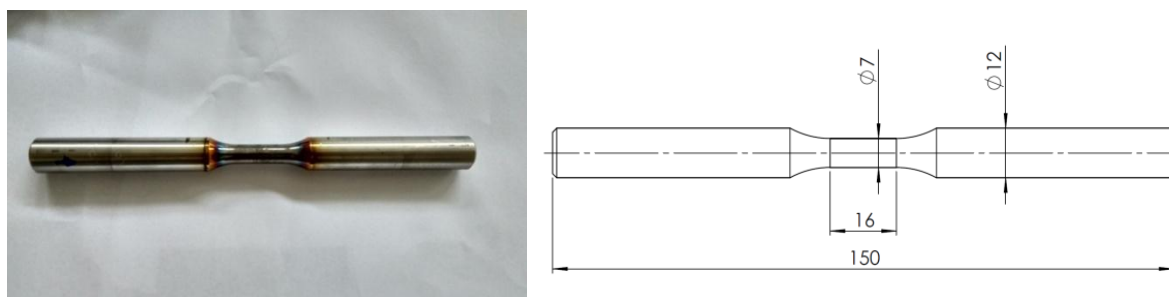
6.2 Experimentální zařízení a experiment

6.2.1 Zkušební těleso

Materiál byl podroben rozpouštěcímu žhání při teplotě 1200 °C po dobu jedné hodiny a poté ochlazen na vzduchu. Následně z něj byly vyrobeny vzorky ve tvaru válcových zkušebních těles o průměru 12 mm, celkové délce 150 mm, měrném průměru 7 mm a měrné délce 16 mm (obrázek 17b). Povrch vzorků byl mechanicky a elektrolyticky vyleštěn. Struktura vzorku je zobrazena na obrázku 16. Velikost zrn austenitu se pohybuje kolem 25 μm, ale byla také pozorována zrna o velikosti až 200 μm [23]. Po hranicích a uvnitř některých zrn se nachází karbonitridy bohaté na chrom anebo nikl.



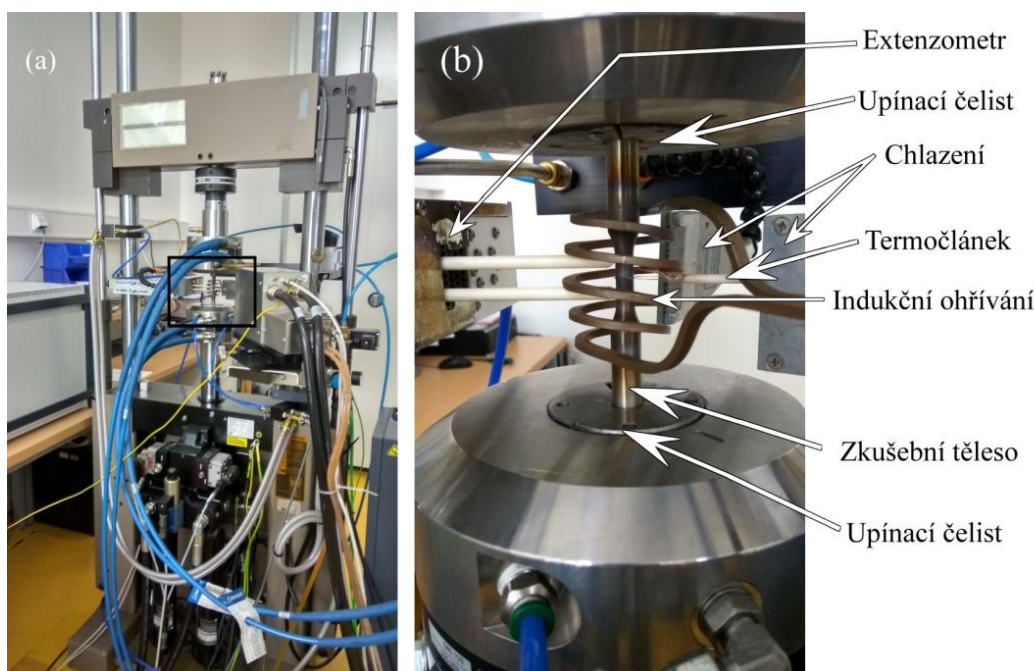
Obr. 16: Povrch vzorku po rozpouštěcím žhání a vyleštění [23].



Obr. 17: (a) Zkušební těleso před zatěžováním. (b) Geometrie zkušebního tělesa.

6.2.2 Testovací zařízení

Zkoušky termomechanické únavy byly prováděny na standardních servohydraulických testovacích strojích MTS 880 (obrázek 18) v rozsahu teplot 250 až 700 °C. Teplota vzorku byla sledována termočlánkem s přesností ± 10 °C. Vzorky byly cyklicky zatěžovány na tah a tlak. Průběhy deformace a teploty byly buď ve fázi nebo mimo fázi. Proměnná teplota byla docílena pomocí indukčního ohřívání a ochlazování proudem vzduchu a vodou chlazených upínacích čelistí. Vzorky byly cyklovány do konce životnosti při různých konstantních amplitudách celkové deformace. Pro zatěžování ve fázi a mimo fázi byly v obou cyklech zařazeny desetiminutové prodlevy při maximální a minimální celkové deformaci. Pro namáhání teplotou a deformací byl použit trojúhelníkový zátěžný cyklus.



Obr. 18: (a) Servohydraulické testovací zařízení MTS 880. (b) Upnuté zkušební těleso.

6.3 Pozorování povrchu pomocí SEM, FIB a EBSD

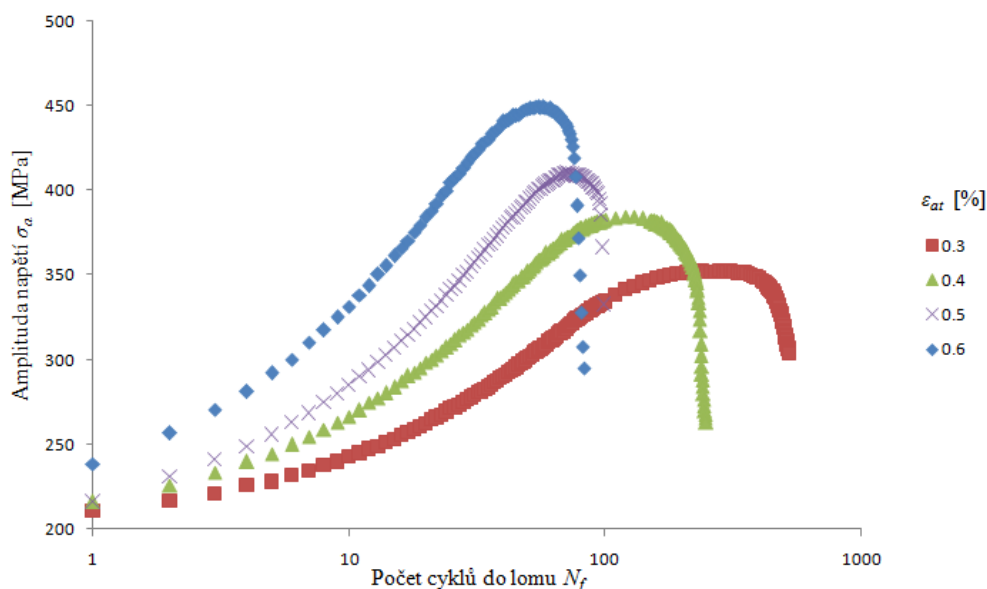
Pro pozorování povrchu vzorků na konci životnosti byl použit rastrovací elektronový mikroskop (scanning electron microscope = SEM) Lyra3 XMU FEG/SEM od firmy Tescan. Mikroskop je vybaven fokusovaným iontovým paprskem (focused ion beam = FIB). Tvorbou FIB příkopů bylo možné pozorovat profily trhlin. Pro zkoumání vnitřních defektů materiálu byly měrné délky vzorků podélně přeřezány a vyleštěny. Podélné řezy byly podrobeny metodě difrakce zpětně odražených elektronů (Electron backscatter diffraction = EBSD), aby se zjistilo, zda se trhliny šíří skrz zrna nebo po jejich hranicích.

6.4 Výsledky

6.4.1 Mechanická odezva

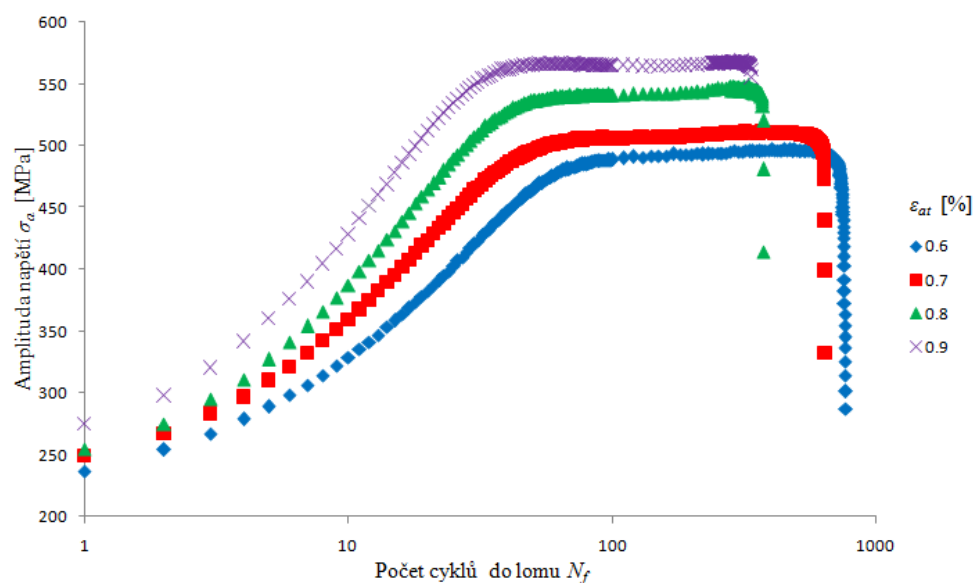
Na obrázcích 19 a 20 jsou uvedeny křivky cyklického zpevnění/změkčení oceli Sanicro 25 pro zatěžování ve fázi respektive mimo fázi do lomu pro různé konstantní amplitudy celkové deformace ε_{ar} .

Podle tvaru křivek na obrázku 19 je zřejmé, že materiál při zatěžování ve fázi cyklicky zpevňoval a nedošlo k saturaci pro žádnou z použitých amplitudy celkové deformace ε_{ar} .



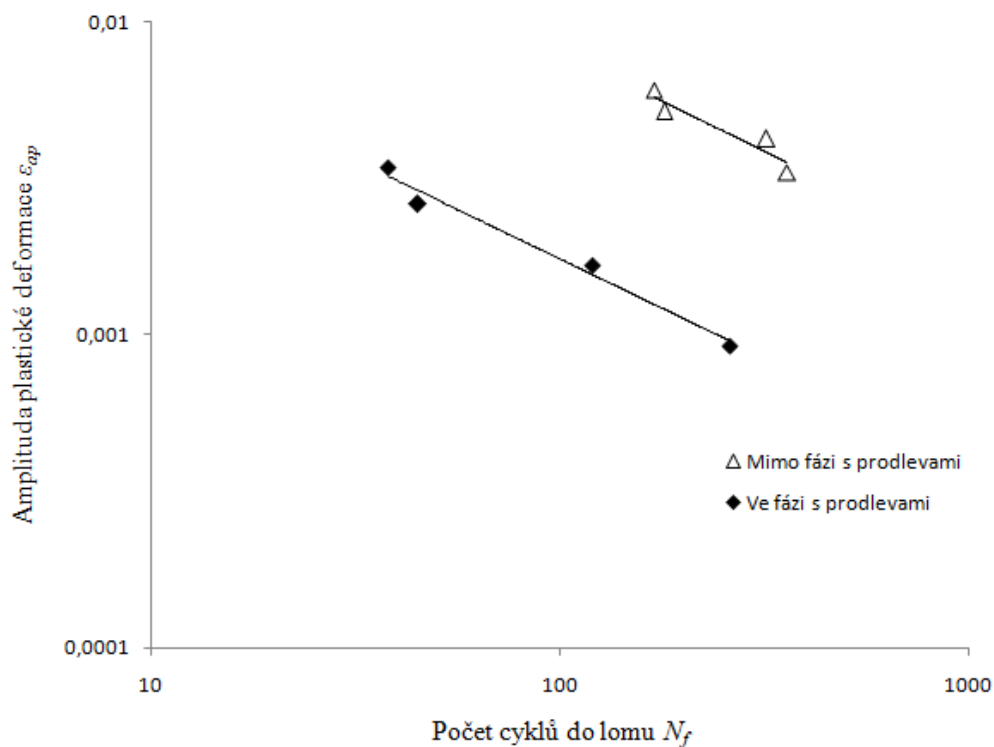
Obr. 19: Křivky zpevnění/změkčení při zatěžování ve fázi.

Z obrázku 20 je patrné, že materiál během zatěžování mimo fázi cyklicky zpevňoval, přičemž došlo k saturaci pro všechny použité amplitudy celkové deformace.



Obr. 20: Křivky zpevnění/změkčení při zatěžování mimo fázi.

Na obrázku 21 je vynesena závislost amplitudy plastické deformace ε_{ap} v polovině životnosti na počtu cyklů do lomu N_f pro zatěžování ve fázi a mimo fázi. Manson-Coffinovy křivky byly stanoveny na základě naměřených dat a rovnicí (7). Hodnoty pro součinitele únavové tažnosti ε'_f a plastické exponenty křivky životnosti c jsou uvedeny v tabulce 2.



Obr. 21: Manson-Coffinovy křivky pro zatěžování ve fázi a mimo fázi s prodlevami.

Tab. 2: hodnoty Manson-Coffinových křivek

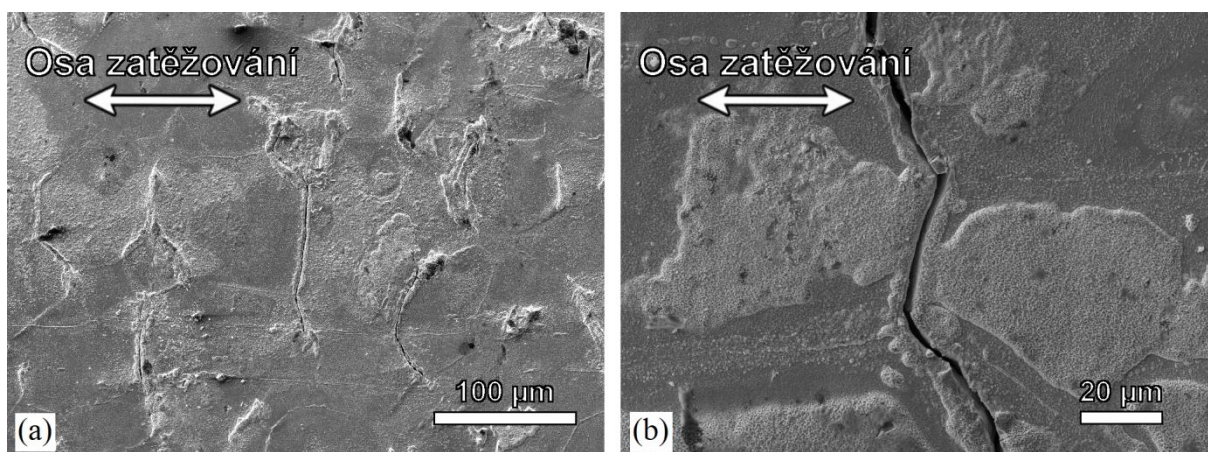
Druh zatěžování	ε'_f	c
Ve fázi	0,089	-0,683
Mimo fázi	0,457	-0,680

Z předchozích obrázků 19 a 20 je vidět, že materiál má při zatěžování ve fázi výrazně kratší životnost než při zatěžování mimo fázi i pro nižší použité amplitudy celkové deformace. Je to pravděpodobně zapříčiněno interakcí únavy a creepového poškození. Creep se více projevuje během zatěžování ve fázi než při zatěžování mimo fázi, protože ve fázi byl vzorek při maximální teplotě natažen po dobu 10 minut. Pro potvrzení těchto předpokladů byly do materiálu v místech únavových trhlin udělány příkopy pomocí FIB a následně vzorky podélně přeřezány pro zjištění vnitřního poškození.

6.4.2 Pozorování povrchu

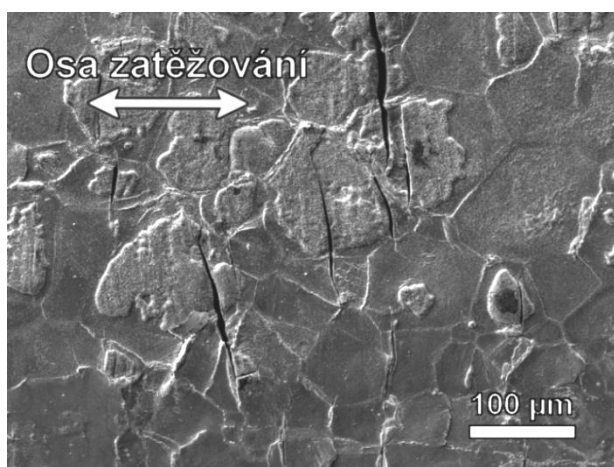
Povrch vzorků na konci životnosti byl pozorován rastrovacím elektronovým mikroskopem. Hlavní náplní práce bylo zkoumání sekundárních trhlin, protože jejich studium umožňuje objasnit mechanismy únavového poškození. Všechny následující obrázky byly pořízeny na vzorcích cyklovaných při amplitudě celkové deformace $\varepsilon_{at} 6 \cdot 10^{-3}$ do lomu.

Na následujících obrázcích je zobrazen povrch vzorku po zatěžování ve fázi. Na obrázku 22a je vidět povrch pokrytý tenkou vrstvou oxidů. Po hranicích zrn je vrstva oxidů vyvinutější a na hranicích kolmých ke směru zatěžování často prasklá. Obrázek 22b ukazuje detail prasklé zoxidované hranice zrn kolmé na směr zatěžování.

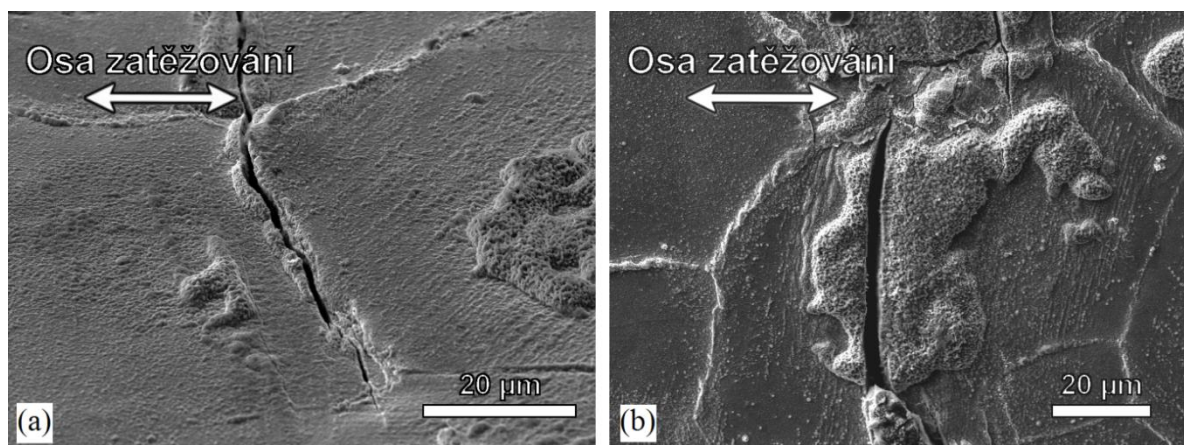


Obr. 22: Vzorek na konci životnosti zatěžovaný ve fázi.
(a) Povrch vzorku. (b) Detail prasklé hranice zrn.

Obrázek 23 zobrazuje povrch vzorku po zatěžování mimo fázi. Zde se nalézají místa se značnou vrstvou oxidu ve vnitřku zrn, která v průběhu zatěžování praská a tvoří tak trhliny. Na rozdíl od zatěžování ve fázi se vytváří vrstvy oxidu hlavně uvnitř zrn. Byly pozorovány také zoxidované a prasklé hranice zrn. Na obrázku 24a je vidět prasklou zoxidovanou hranici. Obrázek 24b zachycuje detail prasklého oxidu uvnitř zrna, což byl mnohem častější případ. Odtud byl předpoklad, že většina trhlin vzniká skrz zrna kolmo na směr zatěžování.



Obr. 23: Povrch vzorku na konci životnosti po zatěžování mimo fázi.



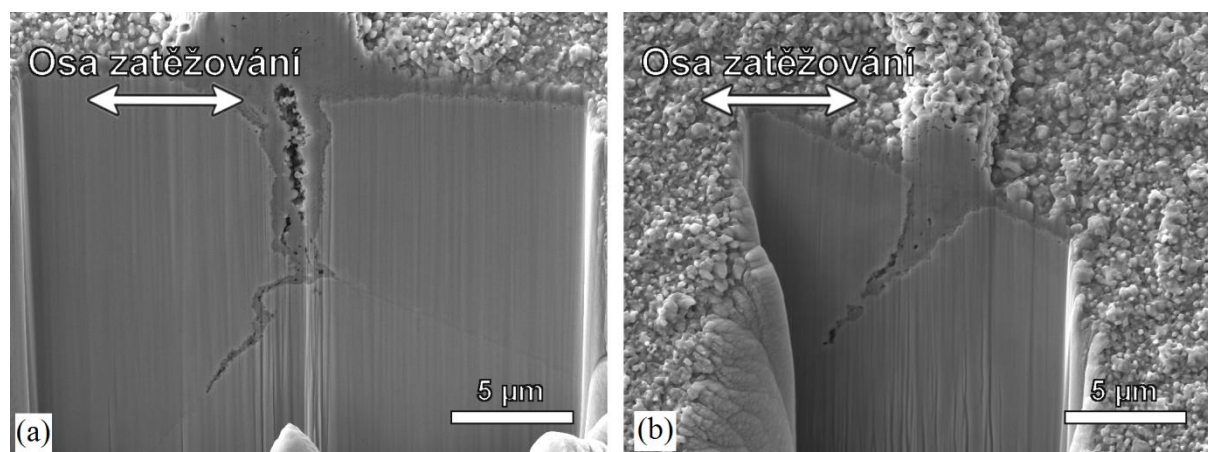
Obr. 24: Detail povrchu vzorku na konci životnosti po zatěžování mimo fázi.
 (a) Prasklá zoxidovaná hranice zrna. (b) Prasklá oxidická vrstva uvnitř zrna.

6.4.3 FIB příkopy

Iniciace a šíření trhlin bylo pozorováno na sekundárních trhlínách. Z pozorování povrchu ale nebylo možné určit hloubku trhlin a mechanismus šíření do materiálu, případně jestli se vůbec do materiálu trhliny šíří nebo se jedná pouze prasklý oxid. Do materiálu proto byly pomocí techniky FIB vytvořeny příkopy, aby se daly zkoumat profily sekundárních trhlin.

6.4.3.1 Zatěžování ve fázi

Dva následující obrázky byly pořízeny na vzorku zatěžovaném ve fázi. Na obrázku 25a je vidět zoxidovaná a následně prasklá hranice zrna kolmá na směr zatěžování ve vzorku. Obrázek 25b ukazuje jinou zoxidovanou hranici zrna a tvorbu oxidické intruze do materiálu po hranici zrn.

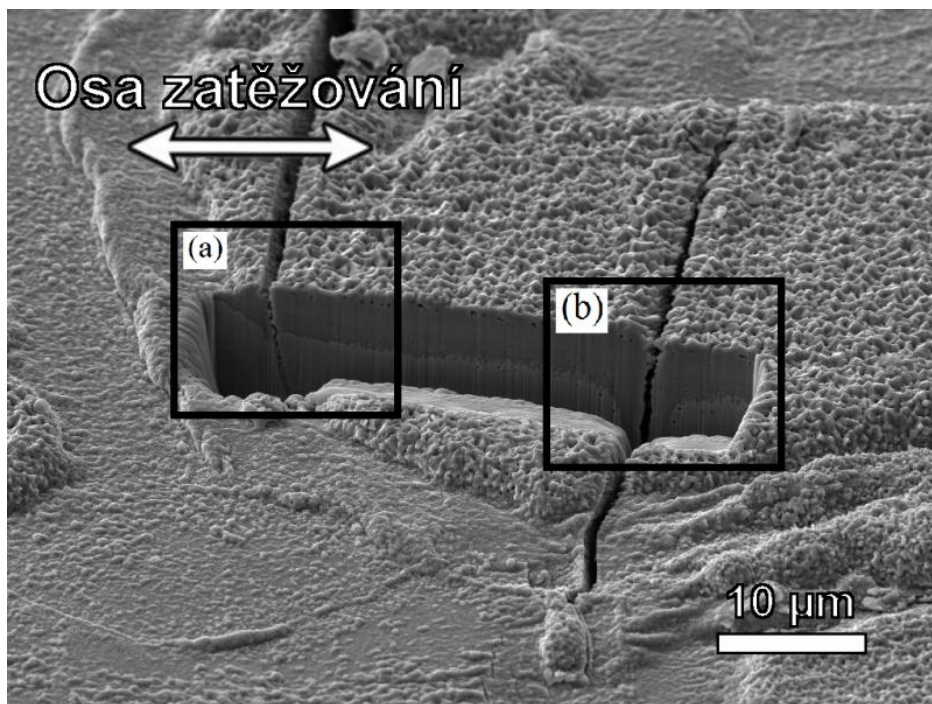


Obr. 25: FIB příkopy vzorku po zatěžování ve fázi.
 (a) Zoxidovaná prasklá hranice zrn. (b) Oxidická intruze do materiálu po hranici zrn.

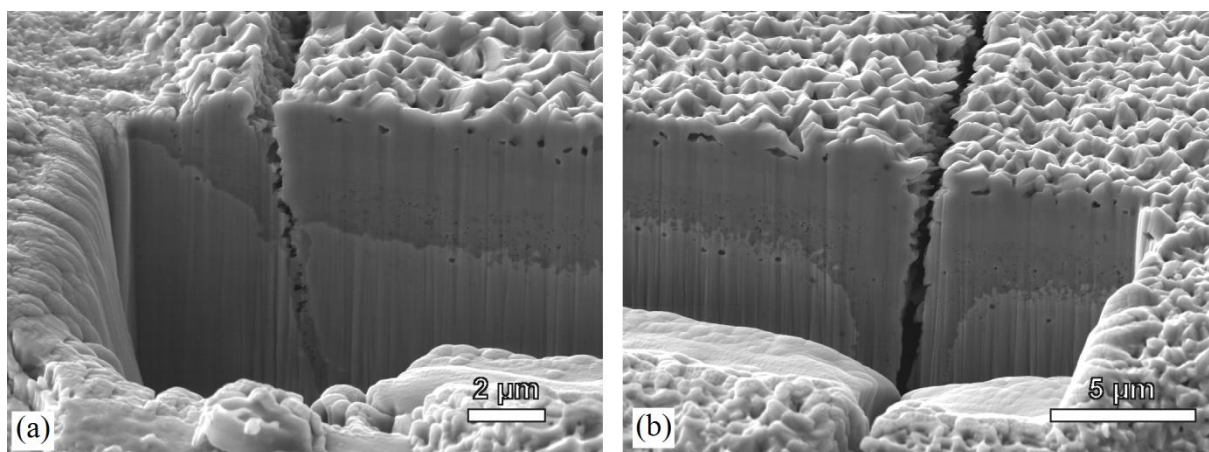
6.4.3.2 Zatěžování mimo fázi

Při pozorování vzorku zatěžovaném mimo fázi byly objeveny trhliny iniciující na hranicích zrn podobně jako během zatěžování ve fázi. Kromě zoxidovaných prasklých hranic byly častěji pozorovány prasklé oxidické vrstvy nacházející se na povrchu uvnitř zrna. Vytvořením FIB příkopů se zjišťovalo, zda se trhliny šíří hlouběji do základního materiálu nebo je prasklý pouze oxid.

Následující obrázek zobrazuje FIB příkop na vzorku po zatěžování mimo fázi. Obrázek 26 zobrazuje vyvinutou oxidační vrstvu uvnitř zrna, ze které iniciují dvě trhliny do materiálu. První trhlina (detail a) se šíří bez další výrazné oxidace. Druhá trhlina (detail b) iniciuje také z oxidické vrstvy a dále oxiduje materiál v okolí trhliny.



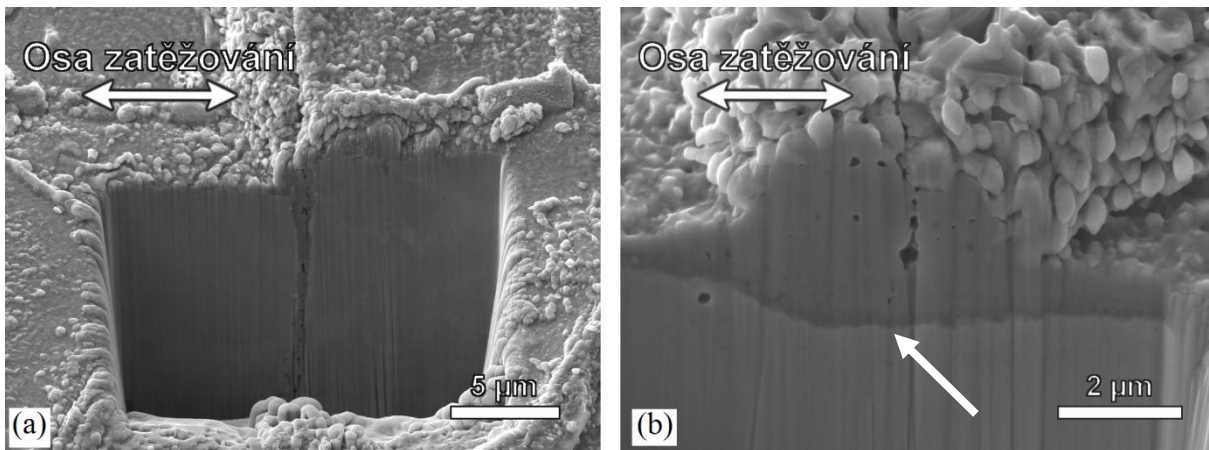
Obr. 26: FIB příkop vzorku po zatěžování mimo fázi.



Obr. 27: Detail FIB příkopu vzorku po zatěžování mimo fázi.

(a) Iniciační trhlina z oxidické vrstvy. (b) Druhá trhlina iniciující z oxidické vrstvy.

Na obrázku 27a je zobrazena trhlina na hranici zrn na vzorku zatěžovaném mimo fázi. Trhlina se šíří do materiálu kolmo na směr zatěžování na rozdíl od podobných trhlin na vzorku zatěžovaných ve fázi. Obrázek 27b zobrazuje korozní napadení povrchu, kde je prasklá pouze oxidační vrstva. V základním materiálu se vytváří oxidický důlek.



Obr. 28: FIB příkopy vzorku po zatěžování mimo fázi.
 (a) Prasklá hranice zrn. (b) Prasklá oxidační vrstva a tvořící se oxidický důlek.

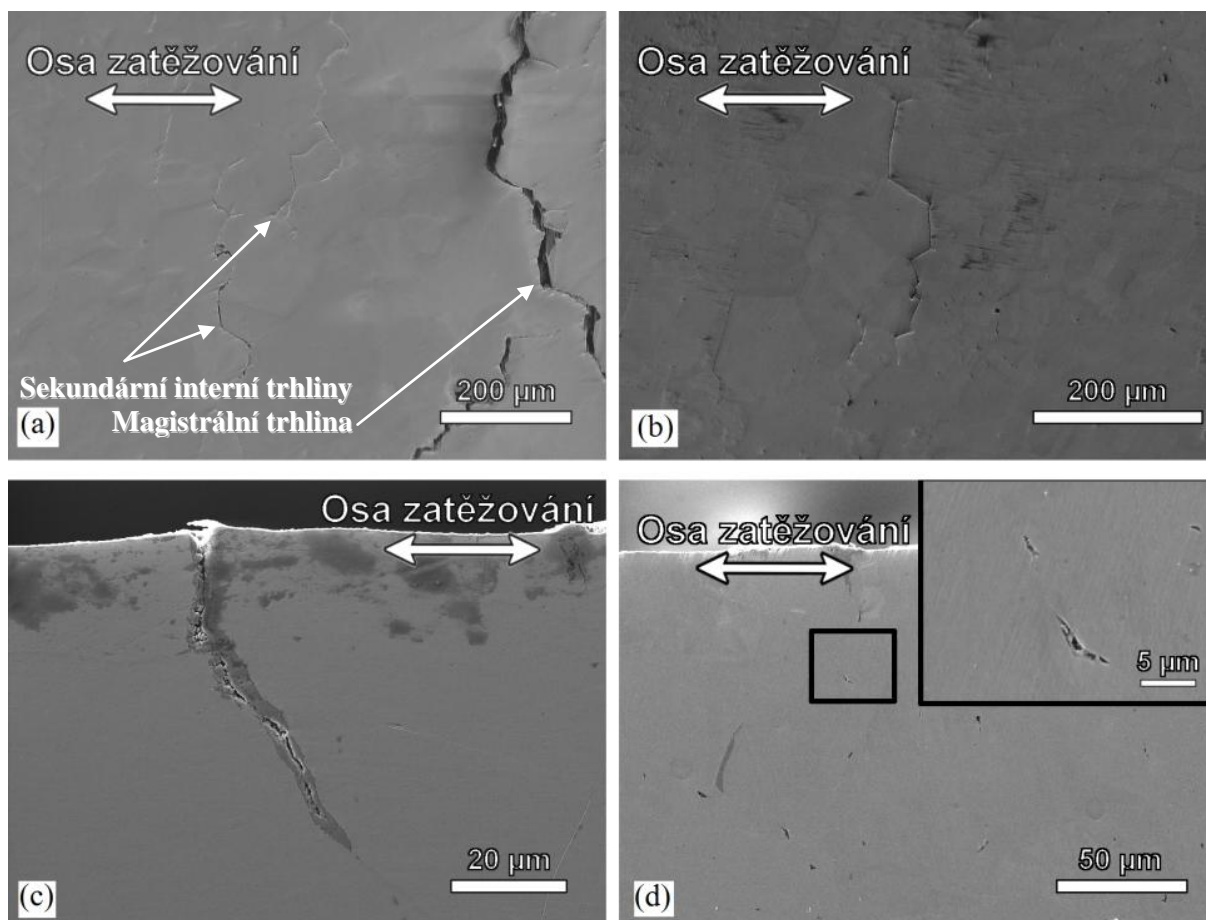
6.4.4 Podélný řez a EBSD

Vzorky byly zatěžovány za vysokých teplot, proto se předpokládal vznik creepového poškození jako jsou kavity, klínové mikrotrhliny a interní trhliny. Z toho důvodu byly vzorky podélně přeřezány kolmo na směr zatěžování a pozorovány pod rastrovacím elektronovým mikroskopem.

Pro určení, jestli se trhliny po jednotlivých zatěžováních šíří skrz zrna nebo po jejich hranicích, byla použita metoda EBSD, která dokáže rozlišit orientaci jednotlivých zrn v materiálu.

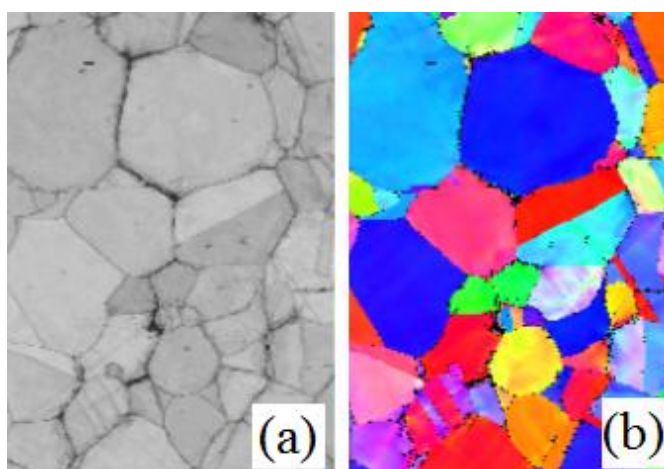
6.4.4.1 Zatěžování ve fázi

Následující čtyři obrázky byly pořízeny na vzorku zatěžovaném ve fázi. Na obrázku 28a je vidět magistralní trhlina (vpravo) a vlevo od ní sekundární interní trhliny. Obrázek 28b ukazuje detail sekundární interní trhliny, která se pravděpodobně šíří po hranicích zrn. Na obrázku 28c je vidět zoxidovaná trhlina iniciující z povrchu. Obrázek 28d zobrazuje detail klínové trhliny uvnitř materiálu.



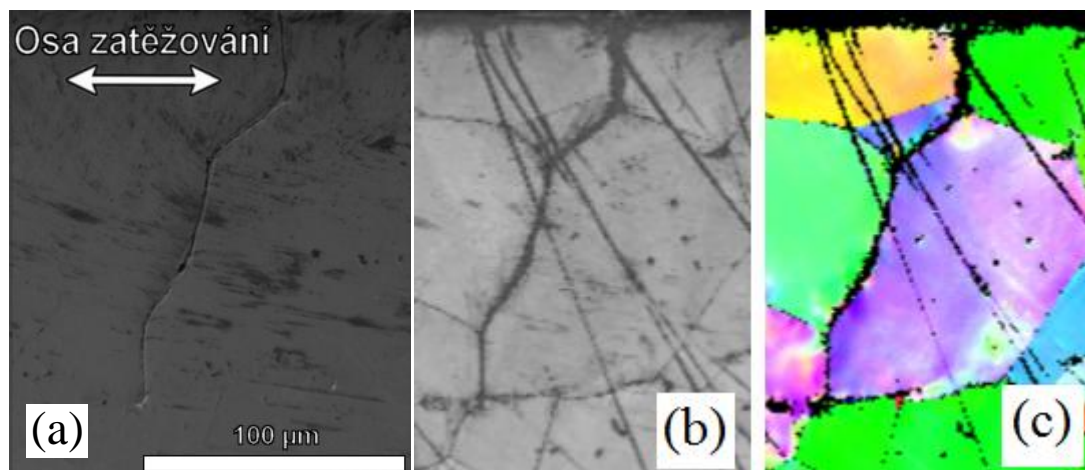
Obr. 29: Podélný řez vzorku po zatěžování ve fázi.
 (a) Magistrální trhlina (vpravo) a sekundární vnitřní. (b) Detail interní trhliny.
 (c) Trhlina iniciující z povrchu. (d) Detail předpokládané vnitřní klínové trhliny.

Obrázek 29 byl pořízen na podélném řezu vzorku zatěžovaném ve fázi. Jedná se o interní trhlinu zobrazenou na obrázku 28b, u které podle tvaru bylo předpokládáno šíření po hranicích zrn. Pomocí EBSD bylo zjištěno, že se trhlina šíří po hranicích zrn.



Obr. 30: EBSD interní trhliny šířící se po hranicích zrn na vzorku po zatěžování ve fázi.
 (a) EBSD. (b) EBSD sekundární elektrony.

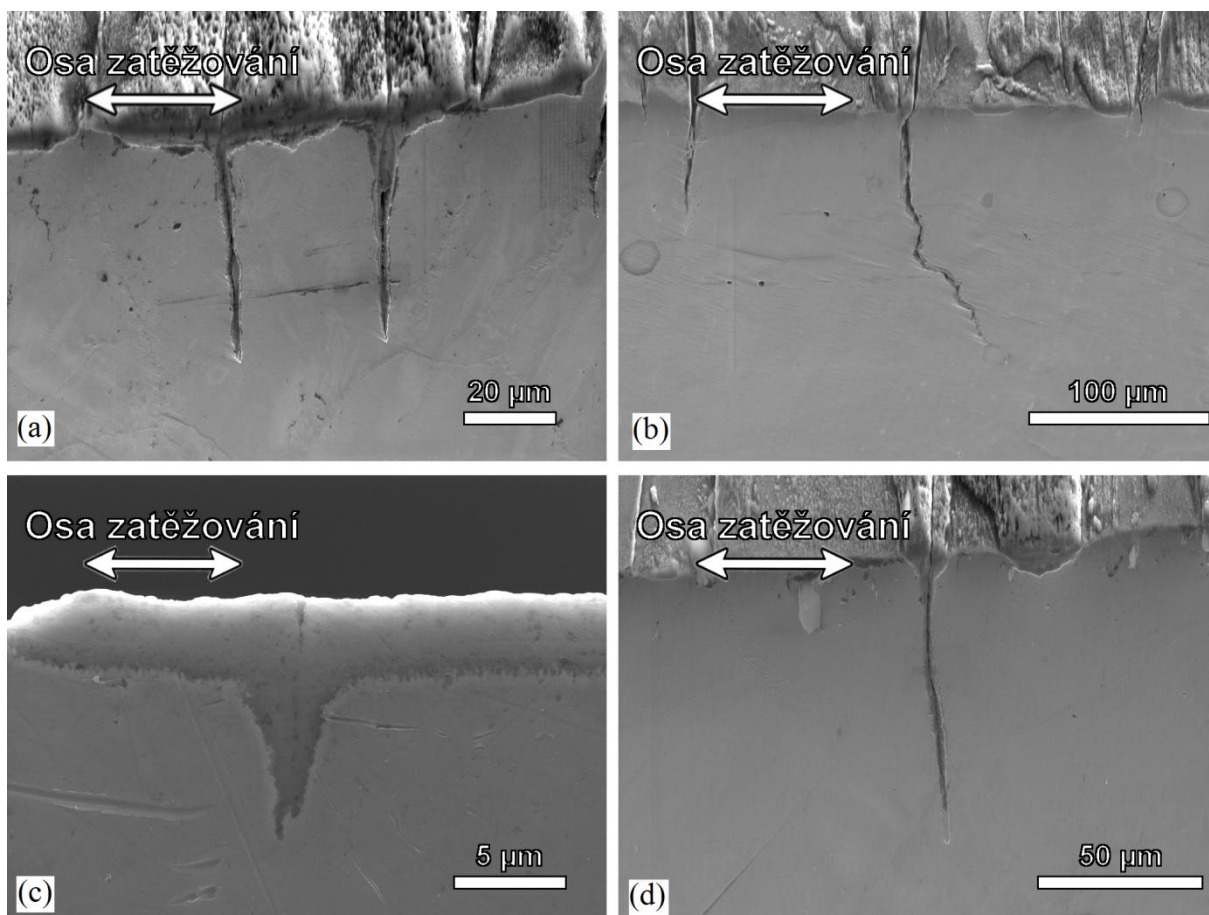
Následující obrázek 30 zobrazuje trhlinu iniciující z povrchu ve vzorku zatěžovaném ve fázi, u které také bylo podle tvaru také předpokládáno šíření po hranicích zrn. Metoda EBSD tento předpoklad potvrdila.



Obr. 31: EBSD trhliny šířící se po hranicích zrn z povrchu na vzorku po zatěžování ve fázi.
(a) Obrázek z SEM, (b) EBSD, (c) EBSD sekundární elektrony.

6.4.4.2 Zatěžování mimo fázi

Na podélném řezu vzorku zatěžovaném mimo fázi byly pořízeny následující čtyři obrázky. První obrázek 31a ukazuje dvě trhliny, které iniciují z oxidické vrstvy na povrchu a šíří se dále do materiálu mechanismem únavy. Podobně iniciují trhliny zobrazené na obrázku 32b, kde u trhliny uprostřed obrázku na základě tvaru bylo předpokládáno šíření po hranicích zrn. Na obrázku 33c je vidět oxidický důlek vytvářející se v materiálu. Obrázek 34d zobrazuje šíření trhliny z oxidického důlku.

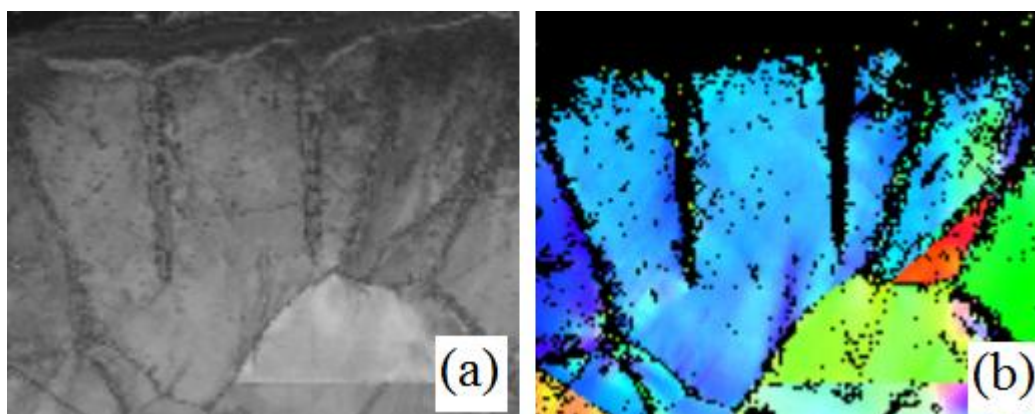


Obr. 32: Podélný řez vzorku po zatěžování mimo fázi.

(a) Dvě trhliny iniciující z oxidu na povrchu. (b) Další dvě trhliny iniciující z povrchu, z čehož jedna se šíří skrz zrno a druhá pravděpodobně po hranicích. (c) Oxidický důlek. (d) Šíření trhliny z prasklého oxidického důlku.

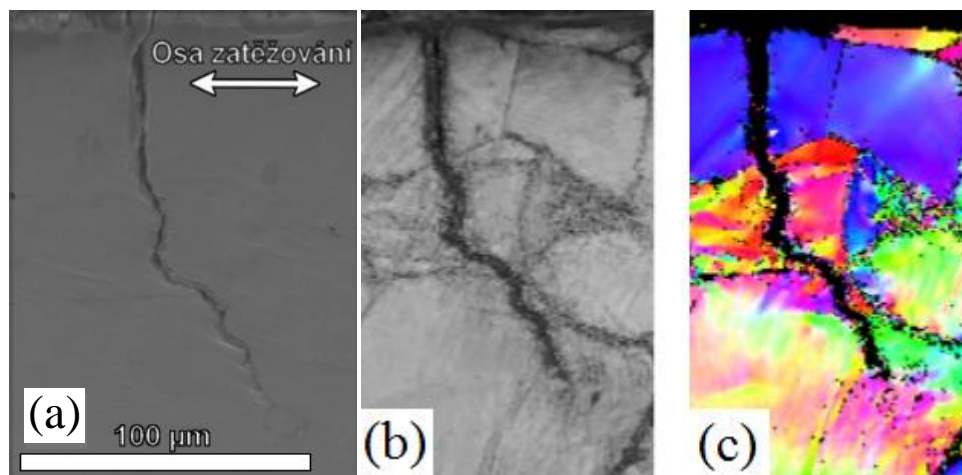
Obrázky 31a a 31d naznačují, že se jedná o trhliny šířící se skrz zrna materiálu. Naopak tvar trhliny na obrázku 31b naznačuje šíření po hranicích. Z toho důvodu byly metodou EBSD pořízeny následující obrázky 32 a 33.

Obrázek 32 znázorňuje trhliny z 31a. Metoda EBSD ukazuje, že se obě trhliny šíří skrz zrno materiálu kolmo na osu zatěžování.



Obr. 33: EBSD trhlín šířících se skrz zrno z povrchu na vzorku po zatěžování mimo fázi. (a) EBSD, (b) EBSD sekundární elektrony.

Následující obrázek 33 zobrazuje trhlinu z obrázku 31b. U této trhliny bylo podle tvaru předpokládáno šíření po hranicích zrn. Metoda EBSD ale ukázala, že se trhlina šířila skrz zrna. Uprostřed obrázku je podle barvy vidět zdeformované zrna, přes které se trhlina šíří.



Obr. 34: EBSD trhliny z povrchu na vzorku po zatěžování mimo fázi.
(a) Obrázek ze SEM, (b) EBSD, (c) EBSD sekundární elektrony.

7 DISKUZE – VLIV MECHANISMŮ POŠKOZENÍ NA ŽIVOTNOST

Studium termomechanické únavy a mechanismů poškození u korozivzdorné austenické oceli Sanicro 25 zatěžované konstantní amplitudou celkové deformace v teplotním rozsahu od 250 do 700 °C ve fázi a mimo fázi s prodlevami v cyklech vede k podstatně odlišné mechanické odezvě. U obou způsobů zatěžování bylo pozorováno cyklické zpevnění materiálu (obrázky 19 a 20), ale pouze pro zatěžování mimo fázi došlo k saturaci. Hlavním důvodem je výrazně delší životnost vzorku zatěžovaném mimo fázi. Podobné výsledky byly pozorovány v [24].

Při zatěžování ve fázi se oxidické vrstvy na povrchu (obrázek 22) vyskytují převážně na hranicích zrn kolmých na směr zatěžování. Na hranicích se vylučují karbonitridy (obrázek 16), které ochuzují matici o prvky tvořící ochrannou vrstvu oxidů. Porušování těchto hranic při natažení vzorku vede k vytváření únavových trhlin. Jejich další šíření je usnadňováno mechanismem oxidace SAGBO, kdy se kyslík během natažení vzorku dostává do otevřených trhlin a tvoří oxidy před a kolem šířící se únavové trhliny (obrázek 25a a 25b). Během zatěžování ve fázi se víc projevuje creepové poškození, protože – na rozdíl od zatěžování mimo fázi – je s natažením v cyklu maximální teplota [14]. Další faktor působící ve prospěch creepového poškození jsou prodlevy v cyklu (viz kapitola 4.2). Pro zatěžování ve fázi byly na FIB příkopech (obrázek 25a) a podélném řezu (obrázky 28a, 28b a 28c) pozorovány trhliny, šířící se po hranicích zrn. Předpoklad je takový, že únavové trhliny iniciující z povrchu a interní trhliny způsobené creepovým poškozením se zpočátku vyvíjí nezávisle na sobě. Tuto skutečnost potvrzují interní trhliny nalezené v materiálu (obrázky 28a a 28b), které vznikají pravděpodobně spojením kavit, přestože samotné kavity nalezeny nebyly. Interní trhliny podrobené EBSD (obrázek 29) potvrzují předpoklad tvorby interních trhlin na hranicích zrn. Až následným šířením únavových trhlin dochází k jejímu spojování s interními trhlínami. Trhliny se šíří v objemu materiálu po hranicích zrn obsahující kavity anebo klínové trhliny, které usnadňují jejich šíření.

Během zatěžování mimo fázi je vzorek stlačen při maximální teplotě. Z toho důvodu kyslík nemůže jednoduše napadat pootevřené hranice zrn, jako tomu bylo při zatěžování ve fázi, a proto se častěji objevují vyvinuté vrstvy oxidů uprostřed zrn (obrázek 23). Vytvořená vrstva oxidu se za nízké teploty stává křehkou a vlivem natažení součásti praská kolmo na směr zatěžování. Trhliny iniciující z vrstvy oxidu se šíří dále mechanismem únavy (obrázek 26a), často také iniciují z oxidického důlku, který vzniká porušením ochranné vrstvy oxidů a následnou oxidací základního materiálu (obrázky 27b, 31a, 32c a 33d). Creep se u zatěžování mimo fázi může projevit pouze za vysokých teplot při stlačení – kompresní creep. Jak je uvedeno v [14], kompresní creep zabraňuje tvorbě kavit a v některých případech dokonce dříve vzniklé kavity zaceluje. Výrazné vnitřní poškození pozorováno nebylo.

Výše uvedené důvody jsou pravděpodobně vysvětlením, proč má zatěžování ve fázi výrazně kratší životnost i pro nižší amplitudy napětí celkové deformace než zatěžování mimo fázi.

8 ZÁVĚR

Z pozorovaných experimentů v této bakalářské práci bylo možné pro korozivzdornou austenitickou ocel Sanicro 25 vyslovit následující závěry:

Materiál cyklicky zpevňoval pro všechny použité amplitudy celkové deformace při zatěžování ve fázi i mimo fázi. Během zatěžování mimo fázi došlo k saturaci.

Zatěžování ve fázi se projevilo dřívějším porušením součásti než zatěžování mimo fázi. Tato skutečnost je způsobena interakcí únavového a creepového poškozením. Trhliny se šíří z povrchu praskáním zoxidovaných hranic zrn a v objemu materiálu spojováním interních trhlin.

U zatěžování mimo fázi převládá oxidické poškození, a proto mnoho trhlin iniciuje z vyvinuté oxidické vrstvy na povrchu vzorku. Trhliny se šíří skrz zrno kolmo na směr zatěžování, pokud zrno není výrazně zdeformované.

Manson-Coffinova křivka životnosti pro zatěžování ve fázi je posunuta do oblasti nižší životnosti vzhledem ke křivce životnosti pro zatěžování mimo fázi. Sklon obou křivek je téměř stejný.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] *Key world energy statistics* [online]. Paris, 2016 [cit. 2017-05-20]. Dostupné z: <https://www.iea.org/publications/freepublications/publication/KeyWorld2016.pdf>
- [2] BUGGE, Jørgen, Sven KJÆR a Rudolph BLUM. High-efficiency coal-fired power plants development and perspectives. *Energy*. 2006, **31**(10–11), 1437-1445. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.energy.2005.05.025>. ISSN 03605442. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0360544205001416>
- [3] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [4] FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996. ISBN 80-85867-95-8.
- [5] ČÍHAL, Vladimír. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. Vyd. 1. Praha: Academia, 1999. Česká matice technická (Academia). ISBN 80-200-0671-0.
- [6] MARTINEC, Ľubomír a Milan ŠIMKOVIČ. *Náuka o materiáloch*. 1. vyd. Bratislava: Slovenská technická univerzita, 1997. ISBN 80-227-1008-3.
- [7] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. 2., opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003. ISBN 80-7204-283-1.
- [8] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Fatigue of Metallic Materials*. 3. rev. ed. Prague: Academia, 1992.
- [9] LAUSCHMANN, Hynek. *Mezní stavy I: únava materiálu*. Vyd. 2., přeprac. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2007. ISBN 978-80-01-03671-6.
- [10] NORMAN E. DOWLING., . *Mechanical behavior of materials*. 4th ed., International ed. Harlow: Pearson Education, 2011. ISBN 02-737-6455-1.
- [11] VĚCHET, Stanislav, Otakar BOKŮVKA a Jan KOHOUT. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. 1. vyd. Žilina: Žilinská univerzita, 2001. ISBN 80-7100-910-5.
- [12] ČADEK, Josef. *Creep kovových materiálů*. 1. vyd. Praha: Academia, 1984. Fyzikálně metalurgická řada.
- [13] CHRIST, Hans-Jürgen, Ken WACKERMAN a Ulrich KRUPP. On the mechanism of dynamic embrittlement and its effect on fatigue crack propagation in IN718 at 650°C. *Procedia Structural Integrity*. 2016, **2**, 557-564. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.prostr.2016.06.072>. ISSN 24523216. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2452321616300725>
- [14] ZAUTER, R., H. CHRIST a H. MUGHRABI. Some aspects of thermomechanical fatigue of AISI 304L stainless steel: Part I. creep- fatigue damage: Part I. creep- fatigue damage. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1994, **25**(2), 401-406. DOI: 10.1007/BF02647985. ISSN 15431940. Dostupné také z: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02647985>

- [15] BAIK, S. a R. RAJ. Wedge type creep damage in low cycle fatigue. *Metallurgical Transactions A*. 1982, **13**(7), 1207-1214. DOI: 10.1007/BF02645503. ISSN 15431940. Dostupné také z: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02645503>
- [16] CHRIST, Hans-Jürgen. Effect of environment on thermomechanical fatigue life. *Materials Science and Engineering: A*. 2007, **468–470**, 98-108. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.08.132>. ISSN 09215093. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509307003048>
- [17] POLÁK, Jaroslav. *Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals*. 2. rev. ed. Prague: Academia, 1991. ISBN 04-449-8839-4.
- [18] eFatigue - Thermal Mechanical Technical Background. *eFatigue - Fatigue Analysis on the Web* [online]. Illinois: eFatigue, c2008-2017 [cit. 2017-05-20]. Dostupné z: <https://www.efatigue.com/hightemp/background/tmf.html>
- [19] HOLDSWORTH, Stuart. Creep-Fatigue Failure Diagnosis. *Materials* [online]. 2015, **8**(12), 7757-7769 [cit. 2017-05-18]. DOI: 10.3390/ma8115418. ISSN 19961944. Dostupné z: <http://www.mdpi.com/1996-1944/8/11/5418>
- [20] GOSWAMI, Tarun a Hannu HÄNNINEN. Dwell effects on high temperature fatigue behavior: Part I: Part I. *Materials & Design*. 2001, **22**(3), 199-215. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0261-3069\(00\)00060-1](https://doi.org/10.1016/S0261-3069(00)00060-1). ISSN 02613069. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0261306900000601>
- [21] GOSWAMI, Tarun. Low cycle fatigue—dwell effects and damage mechanisms1. *International Journal of Fatigue*. 1999, **21**(1), 55-76. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00056-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00056-5). ISSN 01421123. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112398000565>
- [22] Sanicro 25 — Sandvik Materials Technology. *Sandvik Materials Technology — Developer and producer of advanced stainless steels* [online]. Sweden: Sandvik AB, b.r. [cit. 2017-05-20]. Dostupné z: <http://smt.sandvik.com/en/materials-center/material-datasheets/tube-and-pipe-seamless/sanicro-25/>
- [23] HECZKO, M., J. POLÁK a T. KRUML. Microstructure and dislocation arrangements in Sanicro 25 steel fatigued at ambient and elevated temperatures. *Materials Science and Engineering: A*. 2017, **680**, 168-181. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.10.076>. ISSN 09215093. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509316312941>
- [24] PETRÁŠ, R., V. ŠKORÍK a J. POLÁK. Thermomechanical fatigue and damage mechanisms in Sanicro 25 steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2016, **650**, 52-62. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.10.030>. ISSN 09215093. Dostupné také z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509315304937>

SEZNAM SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbol/Zkratka	Význam
b	Elastický exponent křivky životnosti
c	Plastický exponent křivky životnosti
E	Modul pružnosti v tahu
EBSD	Difrakce zpětně odražených elektronů
FCC	Kubická plošně centrovaná mřížka
FIB	Fokusovaný iontový paprsek
IP	ve fázi
N_f	Počet cyklů do lomu
OP	mimo fázi
P	Amplitudový poměr asymetrie cyklu
R	Napěťový poměr asymetrie cyklu
R_m	Mez pevnosti materiálu v tahu
SAGBO	Napětím podporovaná oxidace hranic zrn
SEM	Rastrovací elektronový mikroskop
α	Materiálová konstanta
ϵ_{ae}	Amplituda elastické deformace
ϵ_{ap}	Amplituda plastické deformace
ϵ_{at}	Amplituda celkové deformace
σ'_f	Součinitel únavové pevnosti
σ_a	Amplituda napětí
σ_c	Mez únavy
σ_m	Střední hodnota napětí
σ_{max}	Maximální napětí
σ_{min}	Minimální napětí

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1: Schöfflerův diagram [3].....	9
Obr. 2: Zátěžný cyklus [4].....	12
Obr. 3: Porovnání jednotlivých cyklů [10].	13
Obr. 4: Hysterezní smyčka [8].....	13
Obr. 5: Změny hysterezní křivky při cyklickém zatěžování [9].....	14
Obr. 6: Cyklické křivky napětí–deformace [8].....	15
Obr. 7: Kartový skluz únavové skluzového pásma [8].....	16
Obr. 8: Schéma etap šíření únavové trhliny [8].....	16
Obr. 9: Wöhlerova křivka [8].	17
Obr. 10: Schematický průběh křivek životnosti [8].....	18
Obr. 11: Smithův diagramu [10].....	19
Obr. 12: Klínové trhliny a kavity [14].....	20
Obr. 13: Zatěžování ve fázi a mimo fázi [16].....	21
Obr. 14: Znázornění dominujících mechanismů poškození [18].....	22
Obr. 15: Znázornění průběhů deformace a napětí pro cykly s prodlevami [19].....	23
Obr. 16: Povrch vzorku po rozpouštěcím žihání a vyleštění [22].	25
Obr. 17: (a) Zkušební těleso před zatěžováním. (b) Geometrie zkušební tělesa.	25
Obr. 18: (a) Servohydraulické testovací zařízení MTS 880. (b) Upnuté zkušební těleso.	26
Obr. 19: Křivky zpevnění/změkčení při zatěžování ve fázi.	27
Obr. 20: Křivky zpevnění/změkčení při zatěžování mimo fázi.	27
Obr. 21: Manson-Coffinovy křivky pro zatěžování ve fázi a mimo fázi s prodlevami.	28
Obr. 22: Vzorek na konci životnosti zatěžovaný ve fázi.	29
Obr. 23: Povrch vzorku na konci životnosti po zatěžování mimo fázi.....	29
Obr. 24: Detail povrchu vzorku na konci životnosti po zatěžování mimo fázi.	30
Obr. 25: FIB příkopy vzorku po zatěžování ve fázi.	30
Obr. 26: FIB příkop vzorku po zatěžování mimo fázi.	31
Obr. 27: Detail FIB příkopu vzorku po zatěžování mimo fázi.	31
Obr. 28: FIB příkopy vzorku po zatěžování mimo fázi.	32
Obr. 29: Podélný řez vzorku po zatěžování ve fázi.	33
Obr. 30: EBSD interní trhliny šířící se po hranicích zrn na vzorku po zatěžování ve fázi.....	33
Obr. 31: EBSD trhliny šířící se po hranicích zrn z povrchu na vzorku po zatěžování ve fázi.	34
Obr. 32: Podélný řez vzorku po zatěžování mimo fázi.	35
Obr. 33: EBSD trhlín šířících se skrz zrno z povrchu na vzorku po zatěžování mimo fázi.	35
Obr. 34: EBSD trhliny z povrchu na vzorku po zatěžování mimo fázi.	36