



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



**FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ**

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

TERMOMECHANICKÁ ÚNAVA SUPERSLITIN NA BÁZI NIKLU

THERMOMECHANICAL FATIGUE OF NICKEL-BASED SUPERALLOYS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

FILIP PECH

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. IVO ŠULÁK

BRNO 2015

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2014/2015

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Filip Pech

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

obor: **Základy strojního inženýrství (2341R006)**

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 superslitin na bázi niklu

v anglickém jazyce:

Thermomechanical fatigue of nickel-based superalloys

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Řada inženýrských materiálů je vystavena nehostinným prostředím a současnému vlivu střídavého namáhání. Ačkoliv nejsou známa přesná čísla, dá se očekávat, že alespoň polovina mechanických závad je způsobena v důsledku únavy materiálu. Nicméně zkoušení únavy materiálu za izotermálních podmínek je pro stanovení životnosti komponent pracujících za zvýšených teplot a teplotními gradienty nedostačující. Tato práce bude vypracována formou literární rešerše českých i zahraničních zdrojů zabývajících se únavou a termomechanickou únavou niklových superslitin

Cíle bakalářské práce:

Cílem bakalářské práce bude prostudování problematiky niklových superslitin a termomechanické únavy materiálu a sepsání literární rešerše na dané téma.

Seznam odborné literatury:

- [1] DONACHIE, M. J., DONACHIE, S. J.: Superalloys – A Technical Guide, Materials Park :ASM International,2002. 2nd ed. x, 437 s. ISBN 0-87170-749-7
- [2] REED, R.; C. The superalloys: fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, xiv, 372 s. ISBN 978-0-521-07011-9.
- [3] BOSE, Sudhangshu. High temperature coatings. Amsterdam: Elsevier Butterworth-Heinemann, c2007, xii, 299 s. ISBN 978-0-7506-8252-7.
- [4] TAMARIN, Y. Protective coatings for turbine blades. Materials Park, Ohio: ASM International, c2002, vi, 247 p. ISBN 08-717-0759-4.
- [5] POLÁK, J.: Cyclic Plastic and Low Cycle Fatigue Life of Metals. 1. vyd., Praha: Academia nakladatelství Československé akademie věd, 1991, s.316, ISBN 80-200-0008-9 (Academia), ISBN 0-444-98839-4 (Vol.63) (Elsevier).
- [6] MANSON, S a Gary R HALFORD. Fatigue and durability of metals at high temperatures. Materials Park, Ohio: ASM International, 2009, x, 265 p. ISBN 978-087-1707-185.
- + odborné články a periodika

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Ivo Šulák

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2014/2015.

V Brně, dne 3.11.2014

L.S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

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

ABSTRAKT

Hlavním cílem této bakalářské práce je zpracovat literární rešerši na téma termomechanické únavy superslitin na bázi niklu. Ty byly vyvinuty pro práci za vysokých teplot, kde musí být zajištěna dostatečně velká pevnost, odolnost proti oxidaci, creepu a dalším nepříznivým vlivům uplatňujících se ve vysokoteplotních aplikacích. Tyto slitiny jsou i přes snahu o nalezení alternativ stále intenzivně používané a proto je nutná dobrá znalost jejich vlastností a limit. Na základě odborných publikací je v předkládané práci zpracován základní přehled niklových superslitin. Jejich dělení, chemické složení spolu s přehledem nejdůležitějších fází ovlivňujících vlastnosti superslitin. Jejich struktura a popis jednotlivých fází. V další kapitole jsou popsány základy izotermické únavy materiálů, její definice, základní popis mechanismu a přehled nejdůležitějších křivek únavového života. Předposlední kapitola literární rešerše pojednává o termomechanické únavě, přičemž struktura textu je obdobná jako u izotermické únavy. V poslední kapitole je přehled termomechanické únavy jednotlivých druhů superslitin na bázi niklu.

ABSTRACT

The main objective of present bachelor thesis is to compile literature review of thermomechanical fatigue of nickel-based superalloys. Superalloys were developed to work at high temperatures, where sufficiently high strength, oxidation resistance, creep resistance, and resistance to other high temperature adverse effects have to be ensured. Superalloys are despite efforts to find alternatives still widely used and therefore it is necessary to know their properties and limitations. The present review compiles basic overview of nickel-based superalloys based on specialized publications. First of all, classification of Ni-based superalloys, chemical composition, along with an overview of the most important phases, which are affecting properties of superalloys were studied in detail. The second chapter describes basics of isothermal fatigue of materials, its definition, description of mechanism and basic fatigue life curves. Penultimate chapter of this literature review deals with thermomechanical fatigue and the structure of text is similar to chapter about isothermal fatigue. In the last chapter is given an overview of thermomechanical fatigue of different types of nickel-based superalloys.

KLÍČOVÁ SLOVA

Niklové superslitiny, únava, termomechanická únava

KEY WORDS

Nickel-based super alloys, fatigue, thermomechanical fatigue

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE:

PECH, F. *Termomechanická únava superslitin na bázi niklu*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2015. XY s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Ivo Šulák.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma: „Termomechanická únava superslitin na bázi niklu“ vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a zdrojů uvedených v seznamu na konci této práce.

V Brně dne 29.5.2015

.....
(podpis autora)

PODĚKOVÁNÍ

Tímto chci poděkovat vedoucímu bakalářské práce Ing. Ivu Šulákovi za pomoc, cenné připomínky a rady při vypracovávání bakalářské práce.

OBSAH:

1. ÚVOD	1
2. SUPERSLITINY NA BÁZI NIKLU	2
2.1 Historie superslitin	2
2.2 Rozdělení superslitin na bázi niklu	3
2.2.1 Rozdělení dle technologie výroby	3
2.2.2 Rozdělení dle pracovních teplot s přihlédnutím k zatěžování.....	4
2.3 Chemické složení	5
2.3.1 Prvky rozpouštějící se v tuhém roztoku	5
2.3.2 Prvky tvořící precipitáty	6
2.3.3 Karbidotvorné prvky	6
2.3.4 Povrchové stabilizátory	6
2.3.5 Příměsové prvky o malých obsazích (kromě uhlíku).....	6
2.4 Mikrostruktura a fáze ve slitinách.....	7
2.4.1 Matrice γ	9
2.4.2 Vytvrzující fáze γ'	9
2.4.3 Fáze γ''	10
2.4.4 Primární a sekundární karbidy	10
2.4.5 Boridy	10
2.4.6 TCP fáze	10
3. ÚNAVA MATERIÁLU	11
3.1 Historie únavy	11
3.2 Zátěžný cyklus.....	11
3.3 Mechanismus únavy	12
3.3.1 Stádium změn mechanických vlastností.....	13
3.3.2 Stádium nukleace trhlin.....	17
3.3.3 Stádium šíření trhlin	17
3.4 Křivky únavového života	19
3.4.1 Wöhlerova křivka	19
3.4.2 Manson-Coffinova křivka	21
4. TERMOMECHANICKÁ ÚNAVA	23
4.1 Průběh zatěžování při termomechanické únavě	23
4.2 Mechanismus termomechanického poškození	24
4.2.1 Mechanismus poškození vlivem únavy.....	24
4.2.2 Mechanismus poškození vlivem oxidace	25
4.2.3 Mechanismus poškození vlivem creepu.....	26
4.3 Únavový život při termomechanickém únavovém procesu	27
4.3.1 Poškození vlivem únavového procesu	27
4.3.2 Poškození vlivem oxidace	27
4.3.3 Poškození vlivem creepu	28
4.4 Příklad křivky únavového života pro termomechanickou únavu.....	28
4.5 Termomechanická únava niklových superslitin	29
4.5.1 Monokrystalické niklové superslitiny	29
4.5.2 Slitiny lité	30
4.5.3 Slitiny tvářené.....	31
4.5.4 Slitiny připravené práškovou metalurgií	31
ZÁVĚR	33
SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ	34
SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK	36
SEZNAM POUŽITÝCH OBRÁZKŮ A TABULEK	37

1. ÚVOD

S rozvojem techniky na konci 19. století se jako stále větší problém ukazovaly limity tehdy známých materiálů. Konstruktoři byli stavěni před problém navrhovat součásti pracující za čím dál vyšších teplot. Nutností se stal návrh takových materiálů, které by plně uspokojily poptávku. Takové materiály musely být žárupevné, žáruvzdorné, odolné proti creepu, únavě, oxidaci atd. a přitom si zachovat dostatečně nízkou hmotnost. Zprvu bylo využíváno klasických korozivzdorných ocelí, které se ale stále více ukazovaly jako nedostačující.

Počátek výzkumů slitin, které dnes označujeme jako superslitiny, byl motivován návrhem materiálů pro plynové turbíny. Postupem času se hlavní směr výzkumu obrátil k problematice letadel a proudových motorů. Rozvoj byl velmi urychlen během druhé světové války a následné studené války, kdy světové mocnosti soupeřily ve vývoji stále lepší techniky a to znamenalo i pokrok ve vědě. Zprvu byly superslitiny využívány hlavně v bojových letounech, ale v dnešní době jsou využívány v dopravních letadlech.

Jisté omezení je v podobě ceny, neboť základem superslitin jsou deficitní a drahé kovy. Proto se využívají jen opravdu v případě nutnosti a za vysokých teplot. I tak ale i dnes tvoří velkou část pokročilých proudových motorů.

Jejich využití s sebou ale nese problém v podobě velké náročnosti na provoz. Pracují ve velmi nehostinných podmínkách, za vysokých teplot s velkou zátěží. Proto je nutné, aby součásti vyrobené z těchto slitin byly co nejspolehlivější a měly co nejdelší životnost. Velmi často navíc dochází ke změnám pracovních teplot, a značným teplotním gradientům komponent, což má nepříznivý vliv na životnost. Proto je nutné zkoumat tyto slitiny i z pohledu tzv. termomechanické únavy, kdy dochází kromě mechanického střídavého zatěžování i ke změnám teploty, což by mělo simulovat činnost právě plynových turbín, případně leteckých motorů, kdy se při jejich cyklech mění teploty.

Tato práce se zabývá problematikou termomechanické únavy niklových superslitin a poskytuje základní přehled o slitinách a mechanismech spojených s tímto druhem zatěžování.

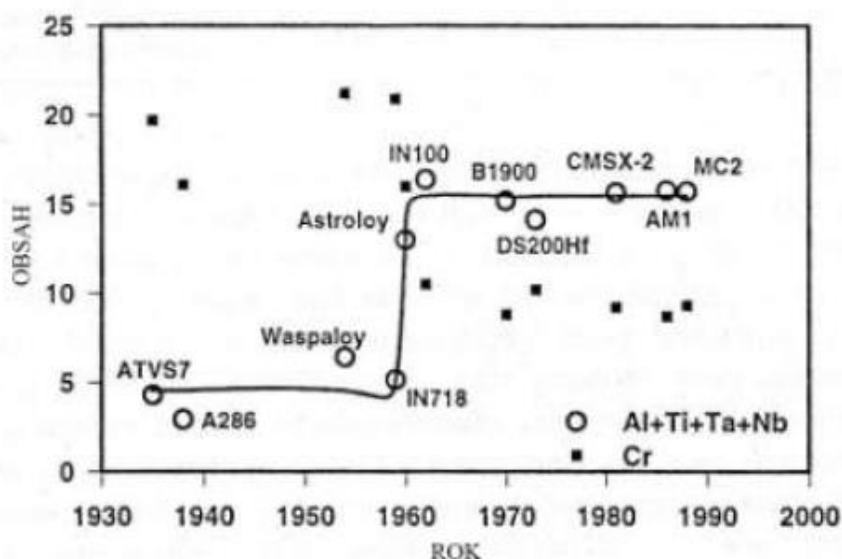
2. SUPERSLITINY NA BÁZI NIKLU

Pojem „superslitina“ označuje širokou škálu slitin vyvinutých pro práce za zvýšených teplot (nad 650°C), které se vyznačují vysokou pevností, korozní a oxidační odolností. Základem těchto materiálů je matrice tvořená plošně středěnou kubickou krystalovou mřížkou. Zpevnění je dosaženo několika způsoby. Rozeznáváme zpevnění tuhého roztoku pomocí doprovodných chemických prvků a karbidů (superslitiny na bázi Co) a zpevnění intermetalickými uspořádanými fázemi (superslitiny na bázi Fe a Ni) [1].

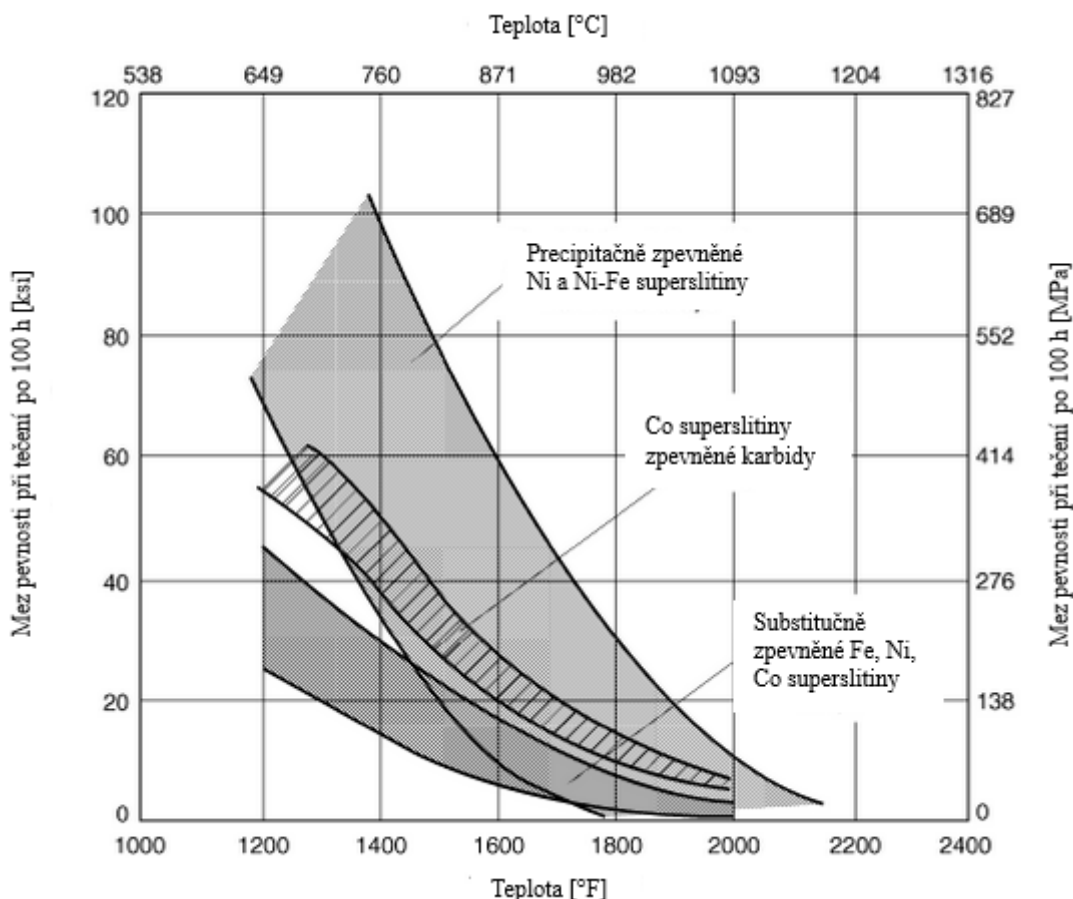
2.1 Historie superslitin

Vývoj materiálů odolných proti creepu a oxidaci započal již před 1. světovou válkou. Hlavní využití těchto materiálů bylo v leteckém průmyslu. V této době se jednalo převážně o korozivzdorné chrom-niklové oceli. Postupem času se ukázalo, že vlastnosti těchto slitin začínají být nedostačující, proto tehdy známé korozivzdorné oceli z 20. a 30. let 20. století posloužily jako startovní bod pro vývoj tzv. „superslitin“. Další výzkum byl ještě podpořen vývojem leteckých turbín. Jako vhodné se ukázalo využít precipitační zpevnění, kdy byl na konci 20. let 20. století objeven zpevňující účinek titanu a hliníku u austenitických chrom-niklových ocelí. Samotná podstata zpevňující fáze $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ označované jako γ' byla ale zjištěna až v roce 1957 pomocí rentgenové difrakce [1,2].

Během druhé světové války došlo k dalšímu prudkému rozvoji superslitin, které se využívaly v proudových motorech a v roce 1940 byla ve Velké Británii patentována první niklová superslitina NIMONIC. Následující roky byly ve znamení zvyšování objemového podílu fáze γ' a snižování obsahu křehkých fází. Na obr. 1 je možné vidět, jak se v průběhu let měnil obsah vybraných prvků v některých superslitinách. Kvůli vysoké reaktivitě hliníku a titanu muselo dojít také ke změnám ve výrobních technologiích a je nutné využití vakuových pecí. V neposlední řadě s vyšším objemem γ' klesá tvárnost, čímž ještě vzrostla nezbytnost odlévání a metody přesného lití. Během let bylo vytvořeno mnoho druhů superslitin, ale jen některé byly opravdu využívány. Na druhou stranu, některé z raných superslitin jsou stále používány pro své stále dobré vlastnosti (např. Nimonic 80A). V dalším textu se bude klást důraz hlavně na superslitiny na bázi niklu, srovnání pevnosti při tečení jednotlivých druhů superslitin je zobrazeno na obr. 2 [1,2,3].



Obr. 1 Vývoj obsahu vybraných prvků podílejících se na tvorbě vytvrzující fáze [1]



Obr. 2. Srovnání superslitin na bázi Fe, Co, Ni [2]

2.2 Rozdělení superslitin na bázi niklu

Superslitiny na bázi niklu jsou nejkompexnějším a nejpoužívanějším druhem superslitin. Jejich použití je možné do poměrně vysokých teplot ve srovnání s obvyklými slitinami. I v dnešní době tvoří velkou část pokročilých leteckých motorů. Zároveň velmi dobře známe jejich strukturu a vztah mezi vlastnosti a strukturou za vysokých teplot (650-1100 °C). Jejich rozdělení ale není úplně jednoznačné. Děleny jsou dle několika kritérií, přičemž se nejčastěji využívá rozdělení dle technologie výroby, případně pomocí pracovních teplot s vlivem způsobu mechanického zatížení [2, 3].

2.2.1 Rozdělení dle technologie výroby

a) Lité slitiny

Lité slitiny jsou pravděpodobně nejpoužívanějším druhem, který má nejširší možnost použití. Jsou zpravidla tvořeny polykrystalickou strukturou s náhodnou orientací zrn, kterou je však možné pomocí řízené krystalizace usměrnit a získat tak strukturu se zrnami orientovanými v určitém směru. Toto se používá např. u lopatek turbín, kde jsou zrna orientována ve směru rovnoběžném s osou lopatky. Díky tomu se zlepšují creepové vlastnosti materiálu [2]. Další přirozená cesta vývoje byla směrem k odstranění hranic zrn a vytvoření monokrystalické struktury, která má z hlediska únavy nejlepší vlastnosti. Momentálně jsou

nejpokročilejší tzv. superslitiny třetí generace jako je CMSX-10 nebo Rene N6. Obecně řečeno, moderní slitiny obsahují mnohem menší procento Cr, přičemž obsahují více Al a Re. Díky odstranění hranice zrn zde nadále nejsou potřebné C, B a Zr, které hranice zrn zpevňovaly.

b) Tvářené slitiny

Obecně je tvářená slitina ta, která byla původně vytvořena jako ingot a následně několikrát ohřívána a deformována až do dosažení finálního stavu. Jsou použitelné v nižších teplotách, než slitiny lité, limitní teplota je přibližně 816°C. Tvářené slitiny mají více homogenní strukturu, než lité slitiny, které vykazují určitou segregaci při tuhnutí. Dá se říci, že jsou křehčí než lité slitiny, výhodou je však jejich dobrá a jednoduchá tvářitelnost.

c) Slitiny vyrobené práškovou metalurgií

Kvůli zjemnění struktury a odstranění makrosegregace se v 70. letech 20. století začalo využívat práškové metalurgie. Tímto postupem se získaly lepší vlastnosti výsledné slitiny, které mohou konkurovat monokrystalům, ovšem za cenu dalších nákladů na tvorbu prášku a složitosti technologie výroby. Výroba začíná tím, že předslitina o požadovaném chemickém složení se zatอมizuje a tím převede na prášek, který je smíchán s přísadou ke slinování. Samotné slinování probíhá při teplotách přibližně kolem 75% bodu tání a následným rychlým ochlazením, kvůli zvýšení podílu fáze γ' . Případně se může využít mechanický způsob výroby, kdy se prášek získává pomocí drcení a válení směsi částic o různém chemickém složení [4].

2.2.2 Rozdělení dle pracovních teplot s přihlédnutím k zatěžování

a) Žáruvzdorné niklové superslitiny

Žáruvzdorné niklové superslitiny jsou na bázi Ni-Cr nebo Ni-Cr-Fe. Základní přísadou je chrom, který způsobuje žáruvzdornost. Obsah chromu je v rozmezí 15 až 30%. Obsah Fe se pohybuje do 20%. Uhlík a další přísadové prvky jsou obsaženy pouze minimálně. Někdy se zde vyskytují další prvky jako Mo, Co, W. Struktura žáruvzdorných slitin je zpevněna substitučně. Toto zpevnění zaručuje odolnost vůči korozi za vysokých teplot až do 1150°C. Základním znakem těchto slitin je vysoká rychlost tečení za vyšších teplot a proto nejsou schopny dlouho přenášet vnější zatížení. Proto nejsou vhodné k použití např. v leteckých motorech.

b) Žárupevné niklové superslitiny

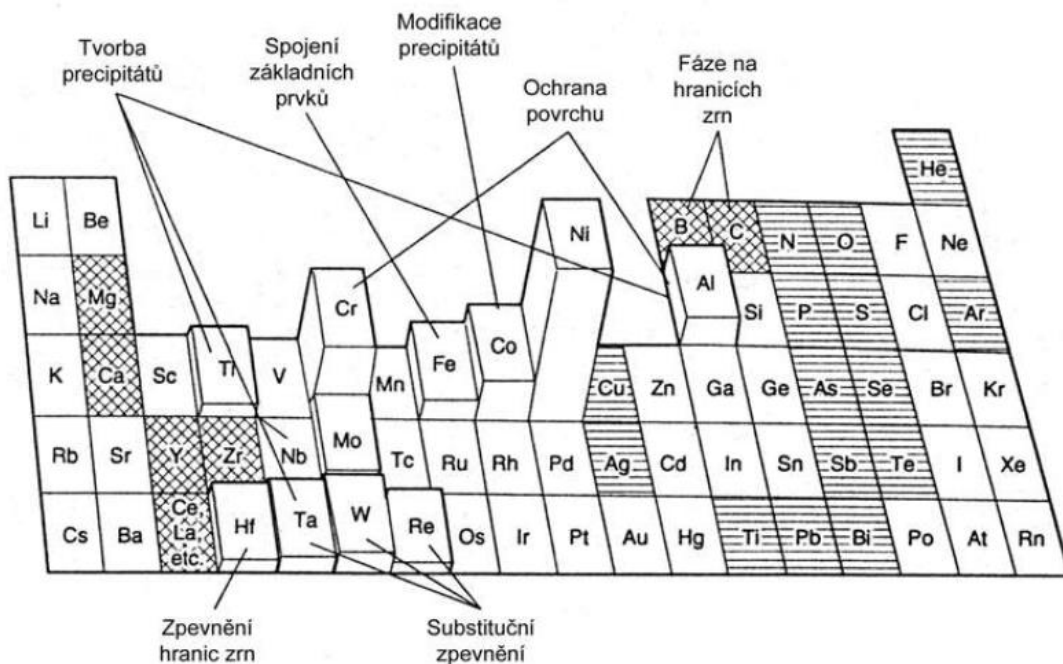
I žárupevné niklové superslitiny jsou na bázi Ni-Cr. Matrice má mřížku kubickou plošně centrovanou. Hlavními přísadami jsou prvky Al a Ti, které tvoří vytvrzující fázi γ' . Jsou zde obsaženy i další prvky, které substitučně zpevňují niklovou matici např. Mo, W, Nb.

K žárupevnosti přispívá i disperze karbidů. Pomocí tepelného zpracování lze dosáhnout vytvoření karbidických fází podél hranic zrn, které jsou překážkou proti skluzům.

Tyto slitiny mohou být vystaveny mechanickému zatěžování i při vyšších teplotách kolem 950°C. Čím více je fáze γ' , tím více roste žáruvzdornost.

2.3. Chemické složení

Pravděpodobně nejvíce vlastnosti niklových superslitin závisí na jejich chemickém složení. Základem je již z názvu vyplývající nikl, který je někdy doplněn železem, převážně z ekonomických důvodů, neboť nikl je deficitní a drahý kov. Existuje mnoho možných kombinací legujících prvků, které dávají námi požadovanou ideální strukturu. Při výrobě slitin je třeba dodržovat a hlídat přesné složení prvků, které ovlivňují výsledné vlastnosti, krom toho je ale třeba správně zvolit způsob výroby, tepelné zpracování atd. Na obr. 3 je zobrazeno, jak jednotlivé doprovodné prvky ovlivňují strukturu slitiny. Dále je připojena tab. 1 s obsahy těchto prvků. V dalším textu bude více vysvětlen vliv těchto látek na strukturu a vlastnosti.



Obr. 3. Vliv přísadových prvků na strukturu a vlastnosti superslitin [2]

Tab. 1. Obsahy legujících prvků v superslitinách niklu [2]

Prvky	Obsah (hm %)		Prvky	Obsah (hm %)	
	min.	max.		min.	max.
Cr	5	25	Co	0	20
Ti	0	6	Mo	0	12
Al	0	6	W	0	12
Nb	0	5	Hf	0,7	1,8
Ta	0	12	C	0,02	0,3
Re	0	6			

2.3.1 Prvky rozpouštějící se v tuhém roztoku

Ačkoliv nikl samotný nemá příliš velkou elasticitu, nebo nízkou difuzivitu, používá se jako základ matrice u velkého počtu slitin. Pro získání ideálních vlastností je třeba přidávat prvky rozpouštějící se v tuhém roztoku. Tyto prvky jsou nejdůležitější pro zpevnění matrice. Mají větší atomový průměr než ty, které nahrazují. Díky tomu vzniká distorze mřížky, jejímž důsledkem je lepší soudržnost, vytvoření překážek pro pohyb dislokace a z toho vyplývající zpevnění. Dalším pozitivem je omezení difuzních pochodů.

Proto se do mřížky přidává Mo, W, Nb, Ta a Re. Tyto prvky jsou těžké a dostatečně zpevní mřížku, na druhou stranu je jejich rozpustnost ve slitině omezená a jejich vysoká hmotnost je také limitující. Cr sice nemá tak výrazný zpevňující účinek, ale díky vysoké rozpustnosti ve slitině má vysoký podíl na zpevnění, zároveň zvyšuje korozní odolnost. Vysoký obsah Cr, Mo a W může vést ke vzniku tzv. topologicky těsně uspořádaných fází (TCP fází) jako například σ nebo μ apod. Ty se objevují v podobě křehkých destiček, které sice zlepšují odolnost proti creepu a korozi, ale zároveň zvyšují křehkost, proto je nutné obsah těchto prvků omezit na bezpečnou mez [1].

2.3.2 Prvky tvořící precipitáty

Hlavním původcem zlepšení mechanických vlastností superslitin na bázi niklu je precipitační zpevnění. Jedná se o zpevnění fází γ' (Ni_3X), která má krystalovou strukturu L1_2 . Prvky vstupující do těchto fází mají zásadní důležitost, protože ji činí stabilní za zvýšených teplot a dávají tak základ oné požadované žírupevnosti. Převážně se jedná o Al a Ti, tvořící fázi $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$. Možné je také využití Nb a tvorba fáze Ni_3Nb označované jako γ'' . Existují i další kombinace, které mají různý vliv na vlastnosti slitiny. I zde je ovšem nutné kontrolovat obsah přidaných prvků, neboť hrozí vznik intermetalických fází, které nemají stejnou krystalovou mřížku, a proto postrádají zpevňující účinek [2].

2.3.3 Karbidotvorné prvky

Obsah karbidotvorných prvků se hlavně u tvářených slitin udržuje nízký, protože se karbidy ukázaly jako limitující z hlediska lomové mechaniky. I přesto, že mají i některé pozitivní vlastnosti, např. znesnadnění pokluzu po hranicích zrn během creepového namáhání. Ve slitinách se převážně využívají karbidy typu MC , M_6C , M_{23}C_6 a M_7C_3 , kde M je jeden z kovových prvků přidaných do slitiny (W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf, Cr) [2].

2.3.4 Povrchové stabilizátory

Každá superslitina obsahuje chrom a některé další prvky poskytující ochranu proti degradaci vlivem prostředí. Neboť se očekává, že superslitiny jsou využívány na místech, kde hrozí riziko koroze, jejíž proces se za vyšších teplot ještě zrychluje. Kromě Cr se do slitin proto přidává například Al a další prvky. Ty při zvýšené teplotě a dostatku kyslíku tvoří na povrchu slitiny oxidické vrstvy Al_2O_3 a Cr_2O_3 . Tvorba vrstvy Al_2O_3 je ale výrazně pomalejší a poskytuje menší ochranu. Se stále větší snahou zvyšovat objem γ' klesá obsah Cr ve slitině, proto je někdy nutné využít jako korozní ochranu nátěr. Cr můžou nahradit i některé další prvky, např. Ti [2].

2.3.5 Příměsové prvky o malých obsazích (kromě uhlíku)

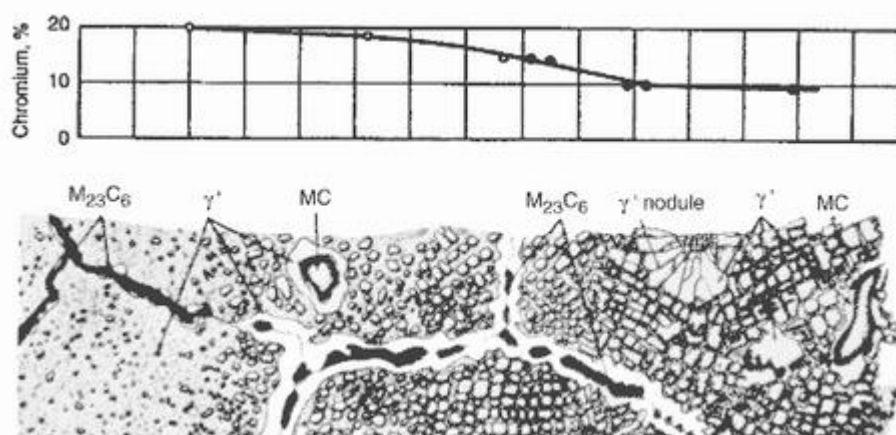
Ve slitinách se kromě výše rozebraných prvků vyskytují i další, které se do materiálu dostali z výchozích surovin, při výrobních procesech atd. Lze je rozdělit na přínosné a nepřínosné prvky.

Mezi přínosné prvky se řadí B, Zr, které tvoří sloučeniny, které mají pozitivní vliv na creepové vlastnosti slitiny. Mg je přidáván např. kvůli kontrole nečistot. Přínosnou přísadou je i Hf, které zpevňuje hranice zrn. La je přidáváno do některých slitin kvůli korozní odolnosti a Y je přidáváno pro prodloužení životnosti nátěrů atd.

Další jsou prvky škodlivé, které negativně ovlivňují vlastnosti slitiny. Jedná se o zbytkové plyny (O, H, N, Ar, He), nemetalické nečistoty (S, P) a metalické nečistoty (Pb, Si, Se, Sb, Ag, Cu, Tl, Te)

2.4 Mikrostruktura a fáze ve slitinách

Mikrostruktura superslitin obsahuje velké množství různých fází, které mají jak pozitivní, tak i negativní vliv na výsledné vlastnosti slitiny. Nejdůležitějšími fázemi jsou matrice γ a vytvrzující fáze γ' dalšími fázemi jsou například γ'' , primární karbidy, sekundární karbidy a v malé míře se vyskytující boridy a karbonitridy. Mezi negativní fáze patří tzv. TCP fáze, které vznikají za vysokých teplot při dlouhodobém provozu a při jejich velkém množství způsobují křehkost materiálu, jedná se např. o fáze η , μ , σ , Lavesovy fáze atd. Je třeba říci, že struktura superslitiny vystavené vysoké teplotě má charakter chemicky dynamické struktury. V ní obsažené fáze stále reagují a interagují. Struktury proto pozorujeme a analyzujeme při pokojových teplotách. Tab. 2 obsahuje přehled fází nacházejících se v mikrostruktuře superslitin. Obr. 4 ukazuje, jak se postupně měnila mikrostruktura superslitin na bázi niklu [3].



Obr. 4 Evoluce mikrostruktury superslitiny na bázi niklu. Vlevo lze vidět fázi γ' s globulární morfologií. Vpravo již s kuboidální morfologií. Nad obrázkem mikrostruktury se nachází graf obsahu Cr ve struktuře [2]

Tab. 2 Přehled fází ve superslitinách niklu

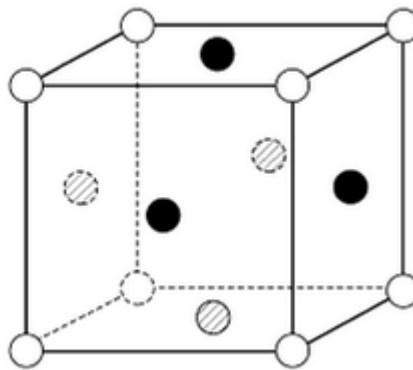
Fáze	Mřížka	Vzorec	Popis
Základní fáze			
γ	FCC kubická plošně středěná		Substituční tuhý roztok, matrice
γ'	FCC	Ni_3Al , $Ni_3(Al,Ti)$	Základní zpevňující fáze. Tvar se mění od kulového ke kubickému. Velikost se mění s teplotou a časem
γ''	BCT	Ni_3Nb	Základní zpevňující fáze v některých slitinách
Karbidy			
MC	SCC	Např. TiC , NbC , HfC	Tvoří nepravidelné bobule, negativní vliv na vlastnosti
$M_{23}C_6$	FCC	Např. $Cr_{23}C_6$, $Fe_{23}C_6$, $W_{23}C_6$, $Mo_{23}C_6$	Může být ve tvaru globulí, desek aj., obvykle precipituje na hranicích zrna
M_6C	FCC	Fe_3Mo_3C , Fe_3W_3C , Fe_4W_2C , Fe_3Nb_3C , Nb_3Co_3C , Ta_3Co_3C	Náhodně distribuované karbidy
M_7C_3	HCP	Cr_7C_3	Vyskytují se pouze v některých slitinách za zvýšených teplot. Tvoří deskovité částice na hranicích zrn
Nitridy a Boridy atd.			
M_3B_2	SCT	Ta_3B_2 , V_3B_2 , Cr_3B_2 , Fe_3B_2 , Mo_3FeB_2 , Nb_3B_2	Vyskytují se v niklových slitinách s alespoň malým obsahem bóru, vypadají obdobně jako karbidy
MN	SCC	TiN , ZrN , NbN	Vyskytují se ve slitinách obsahujících Ti, Ni, Zr. Jsou nerozpustné pod teplotou tavení. Mají kruhové nebo obdelníkové tvary.
Nežádoucí fáze			
μ	Romboedrická	Co_7W_6 , Fe_7Cr_6 , Ni_7Mo_6 , Co_7Mo_6	Slitiny s vysokým obsahem Mo a W. Tvoří se za vysokých teplot ve tvaru Widmanstättenovy struktury
Lavesovy fáze	HCP, FCC	Fe_2Nb , Fe_2Ti , Fe_2Mo , Ni_2Nb Co_2Ta , Co_2Ti	Hlavně ve slitinách na bázi Co
σ	BCT	$(CrMo)_x(NiCo)_y$	Hlavně ve slitinách na bázi Co
η	HCP	Ni_3Ti	Ve slitinách s vysokým obsahem Al a Ti o dlouhodobém namáhání.

2.4.1 Matrice γ

Jde o základní stavební kámen superslitin. Jedná se o substituční tuhý roztok Ni a legujících prvků s nemagnetickou FCC mřížkou. Legujícími prvky jsou nejčastěji Cr, Co, Mo, W, Fe. Výběr těchto legujících prvků je ovlivněn velikostním faktorem, kdy jsou voleny prvky s dostatečně velkou velikostí, které zlepšují vlastnosti slitin z vysokých teplot. Dalším důležitým kritériem je počet valenčních elektronů, proto jsou jako legující prvky často voleny prvky V, VI a VII skupiny periodické soustavy prvků.

2.4.2 Vytvrzující fáze γ'

Jedná se o intermetalickou fázi, která má chemické složení Ni_3Al , přičemž se Al může nahradit za jiné prvky (nejčastěji Ti). Právě tato fáze zajišťuje superslitně její výborné vlastnosti za vysokých teplot. Vzniká uspořádáním neuspořádaného tuhého roztoku γ při ochlazení. V mřížce fáze γ' zabírají uzlové body atomy Al a Ti a stěny jsou obsazeny Ni, čímž vzniká uspořádaná FCC struktura typu L1_2 , schematicky je tato struktura zobrazena na obr. 5.



Obr. 5 Schéma krystalové struktury γ' . Vybarvené kolečka jsou atomy Ni, prázdná atomy Al, případně Ti [2]

Deformační chování a stabilitu samotných precipitátů je výrazně ovlivněno tzv. rozdílem mřížkových parametrů (1). Jedná se o míru rozdílnosti mřížkových parametrů mezi maticí γ a precipitátem γ' .

$$\delta = \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma}} \cdot 100 \quad (1)$$

Kde a označuje mřížkové parametry matrice a precipitátu. Tento rozdíl je u superslitin na bázi niklu velmi malý a rozhraní je tak koherentní, to má za následek značné a trvalé zpevnění za vysokých teplot. Samotná hodnota toho rozdílu poté ovlivňuje morfologii této fáze. Morfologie a obsah této fáze výrazně ovlivňuje výsledné vlastnosti slitiny. V počátcích slitiny obsahovaly kolem 20% fáze γ' s globulární morfologií. V současné době se obsah zvednul na přibližně 70% s kuboidální (kvádrovou) morfologií.

2.4.3 Fáze γ''

Opět se jedná o intermetalickou fázi $\text{Ni}_3(\text{Nb})$, která je koherentní s matricí. Výrazně zvyšuje pevnost, ale nevydrží do tak vysokých teplot jako γ' . V případě nedostatku Fe, nebo vlivem teploty a času precipituje δ , která má orthorombickou mřížku a je nekoherentní, proto dochází ke snížení pevnosti. Proto se musí dávat pozor na teploty při výrobě a provozu, aby k tomuto nedocházelo.

Fáze γ'' se ve slitinách příliš často nevyskytuje, je základem některých slitin např. IN 706 a IN-718, které mají okrajové použití [2].

2.4.4 Primární a sekundární karbidy

Jak již bylo řečeno, uhlík a karbidotvorné prvky (W, Mo, Ta, Hf, Ti) vytváří primární a sekundární karbidy. Primární karbidy (MC) jsou nežádoucí, neboť ve větším množství zhoršují vlastnosti materiálu a může se v nich iniciovat trhliny. Sekundární karbidy (např. M_{23}C_6 , M_6C) se vylučují z primárních, pokud je slitina vystavena dlouhodobému provozu, případně tepelnému zpracování. Mohou být i žádoucí a zlepšovat creepové vlastnosti, ale není to pravidlem. Trendem je obsah karbidů ve slitinách výrazně snižovat.

2.4.5 Boridy

Bór se již při malém obsahu vylučuje na hranicích zrn a tvoří některou z boridových fází. Jde o tvrdé struktury s hranatou morfologií. Precipitují do tetragonální mřížky se stechiometrickým složením M_3B_2 (kde M je Ta, V, Cr, Fe, Mo nebo Nb). Mají pozitivní vliv na vlastnosti materiálu, zlepšují creepovou pevnost. Podobné fáze jako B tvoří i Zr.

2.4.6 TCP fáze

Tyto fáze vznikají za provozu při vysokých teplotách, nebo např. při špatně zvoleném chemickém složení či tepelném zpracování. TCP fáze jsou nežádoucí, ačkoliv zvyšují creepovou pevnost a odolnost proti korozi. Bohužel zvyšují křehkost slitin a tak jejich větší obsah v materiálech nepřipadá v úvahu. Vylučují se na hranicích zrn ve formě dlouhých, tenkých nebo protáhlých částic a jde např. o fáze η , μ , σ nebo tzv. Lavesovy.

3. ÚNAVA MATERIÁLU

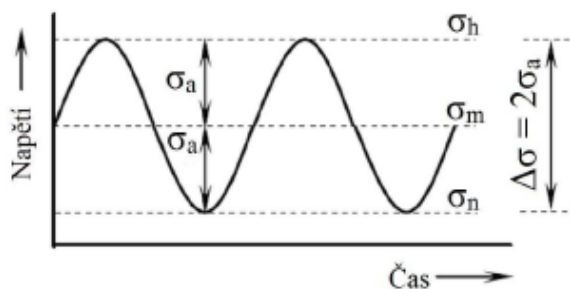
Únavové chování materiálu neboli únava materiálu je proces, při kterém dochází ke změně strukturního stavu a vlastností materiálu cyklickým zatěžováním. V průběhu zatěžování dochází k mikroskopickému poškození materiálu vlivem napětí menších, než je mez pevnosti či kluzu daného materiálu. Kumulace poškození, se projeví růstem makroskopické trhliny a v závěru únavovým lomem.

3.1. Historie únavy

Havárie způsobené únavou jsou sledovány již mnoho let. Jedna z prvních studií je od W. A. J. Alberta, který se ke konci 20. let 19. století zabýval vlivem cyklického zatěžování řetězců těžebních věží v dolech. Nejvýznamnější je práce německého železničního inženýra Augustina Wöhlera, který v 50. letech 19. století testoval železniční nápravy. Položil základ únavovým zkouškám materiálu při ohybovém, torzním i osovém zatěžování. Také ukázal, že únavové chování materiálu nezávisí jen na amplitudě napětí, ale i na hodnotě středního napětí. Na jeho počest byla pojmenována základní únavová křivka udávající závislost amplitudy napětí při daném středním napětí na počtu cyklů do lomu. Jeho pokračovatelé Goodman a Gerber [14], zpracovali odhad vlivu středního napětí na únavovou životnost. Dále pokračovala práce na zjišťování dalších vlivů na únavovou životnost [6, 7].

3.2. Zátěžný cyklus

Průběh zatěžování je možné vyjádřit pomocí zátěžného cyklu, který je možné charakterizovat různými parametry, které jej úplně popisují.



Obr. 6. Zátěžný cyklus [6]

Z obr. 6 lze vyčíst různá napětí, jedná se o dolní napětí (σ_n), horní napětí (σ_h), střední napětí (σ_m) a z hlediska únavy nejdůležitější amplitudu napětí (σ_a). Dále je zde zanesený rozkmit $\Delta\sigma$. Následující rovnice (2,3,4) definují vztahy mezi napětími v zátěžném cyklu.

$$\Delta\sigma = \sigma_h - \sigma_n \quad (2)$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_h + \sigma_n}{2} \quad (3)$$

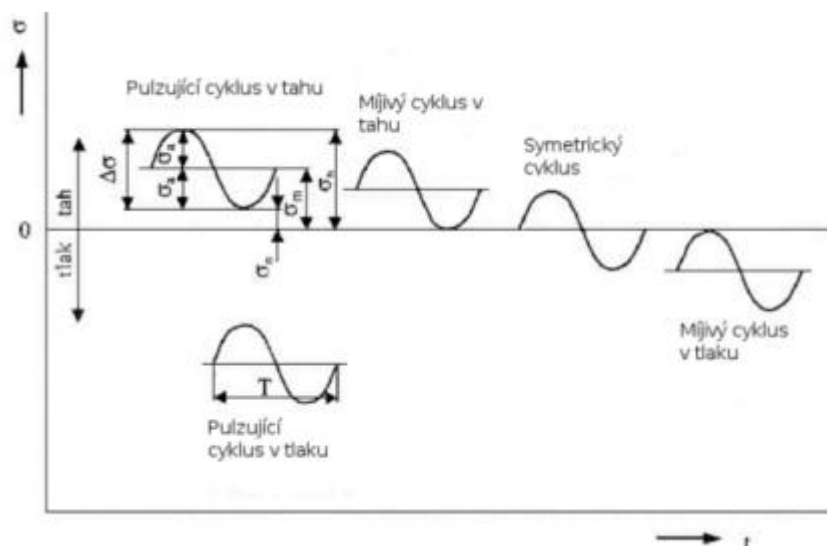
$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (4)$$

K popisu zátěžného cyklu se používají i hodnoty poměru výše uvedených proměnných (5,6) [6]

$$R = \frac{\sigma_n}{\sigma_h} \quad (5)$$

$$P = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \quad (6)$$

Kde R označujeme jako napětový poměr a P amplitudový poměr nesymetrie cyklu. Tato čísla nám určují pozici zátěžného cyklu. Rozdělení podle těchto parametrů je zobrazeno na obr. 7.



Obr. 7 Pozice a názvosloví zátěžných cyklů [8]

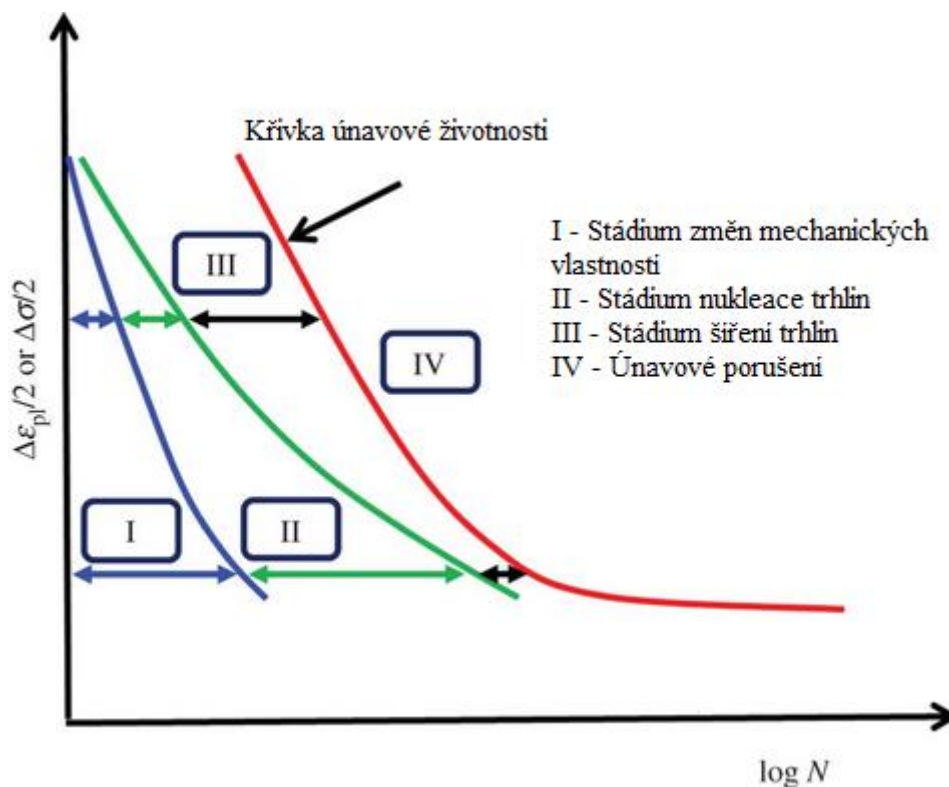
3.3 Mechanismus únavy

V počátcích druhé poloviny 20. století se začala prosazovat myšlenka, že bez pochopení zákonitostí a podstaty únavového procesu není možný další výrazný pokrok v oblasti optimálního využití stávajících materiálů a návrhu nových materiálů.

Existence únavy kovů je podmíněna cyklickou plastickou deformací. Např. amplituda cyklické plastické deformace na mezi únavy je bez ohledu na typ materiálu řádu 10^{-5} . Jednosměrná, neopakovaná deformace tohoto řádu nevede k žádným závažným změnám ve struktuře materiálu ani jeho vlastnostech, teprve mnohonásobné opakování vede ke kumulativnímu poškození, které končí únavovým lomem [7].

Na základě typu nevratných změn, způsobených cyklickou plastickou deformací, lze celý únavový proces rozdělit na tři časově následující a do jisté míry se překrývající stádia, křivky rozdělující tyto stádia jsou znázorněny na obr. 8:

1. *Stadium změn mechanických vlastností* – dochází ke změnám v celém objemu zatěžovaného kovu. Mění se hustota a konfigurace mřížkových poruch, následkem čehož se mění mechanické vlastnosti.
2. *Stadium nukleace trhlin* – týká se převážně povrchu a těsně podpovrchových vrstev. Společným jmenovatelem všech typů nukleace v povrchových vrstvách je koncentrace cyklické plastické deformace.
3. *Stadium šíření trhlin* – stejně jako u předchozího, jsou rozhodující procesy tohoto stadia umístěny do velmi malé části objemu. Pro šíření únavových trhlin jsou rozhodující podmínky na špicí trhliny. Jde tedy o vlastnosti plastické zóny před špicí trhliny, kterou podobně popisuje aparát lomové mechaniky.



Obr. 8 Stádia únavového porušení [9]

3.3.1 Stádium změn mechanických vlastností

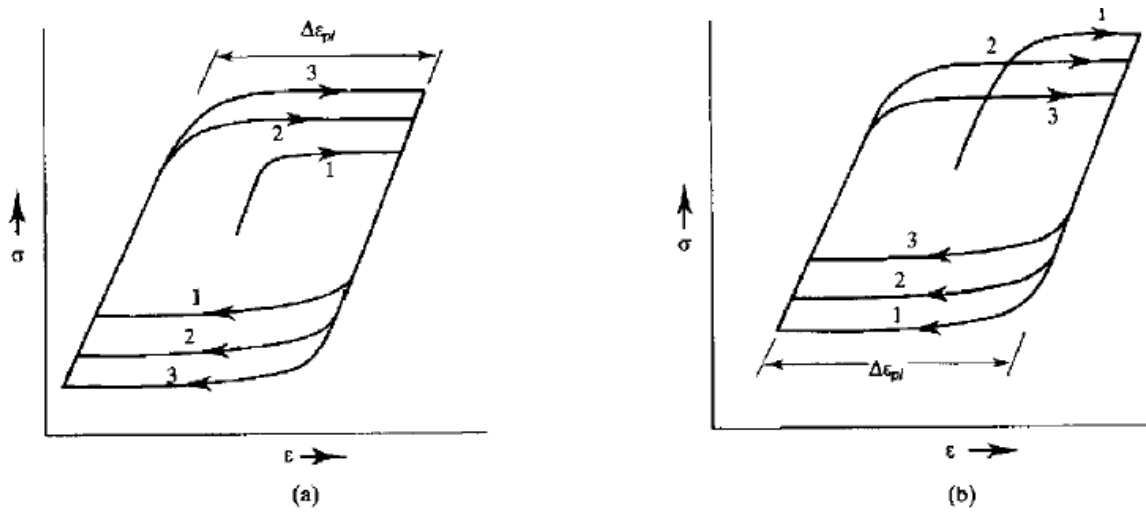
V důsledku cyklického zatěžování a změn v mikrostruktuře dochází ke změně jejich mechanických, elektrických, magnetických a jiných fyzikálních vlastností. Tyto změny jsou nejvýraznější na počátku cyklického zatěžování, s rostoucím počtem cyklů jejich intenzita klesá a po poměrně malém počtu cyklů (ve srovnání se životností) změny ustávají. Tento stav je označován za saturovaný.

Ze všech změn jsou nejvýznamnější změny mechanických vlastností. Toto je velice obecný pojem, pro nás jsou nejdůležitější vlastnosti, které charakterizují odpor materiálu proti deformaci vyvolané vnějšími silami. Odpor materiálu proti cyklické deformaci může v průběhu únavového procesu růst nebo klesat, a to v závislosti na typu materiálu, na podmínkách zatěžování a na teplotě. Dá se říci, že u kovů ve vyžíhaném stavu dochází ve většině případů ke zpevnění. Cyklické změkčení je možno pozorovat u materiálů zpevněných např. deformačním zpevněním, precipitačním zpevněním, zpevněním martenzitickou transformací, či zpevněním příměsovými atomy. K cyklickému změkčení takto zpevněných materiálů může a nemusí dojít. To je závislé na stabilitě předchozího zpevnění a na podmínkách zatěžování. Z hlediska praktického použití je cyklické změkčení zpravidla jev nežádoucí.

Z experimentálních údajů v oblasti nízkocyklové únavy bylo stanoveno tzv. Mansonovo pravidlo, které umožňuje s poměrně velkou pravděpodobností předpovědět z konvenčních tahových diagramů, zdali bude materiál cyklicky zpevňovat nebo změkčovat. Je-li poměr meze pevnosti σ_p a meze kluzu $\sigma_k > 1,4$ dochází k cyklickému zpevnění, pokud je tento poměr $< 1,2$, je výsledkem cyklické změkčení. Mezi těmito hodnotami, není cyklické chování jisté. Mansonovo pravidlo však platí pouze pro nízkocyklovou únavu [7].

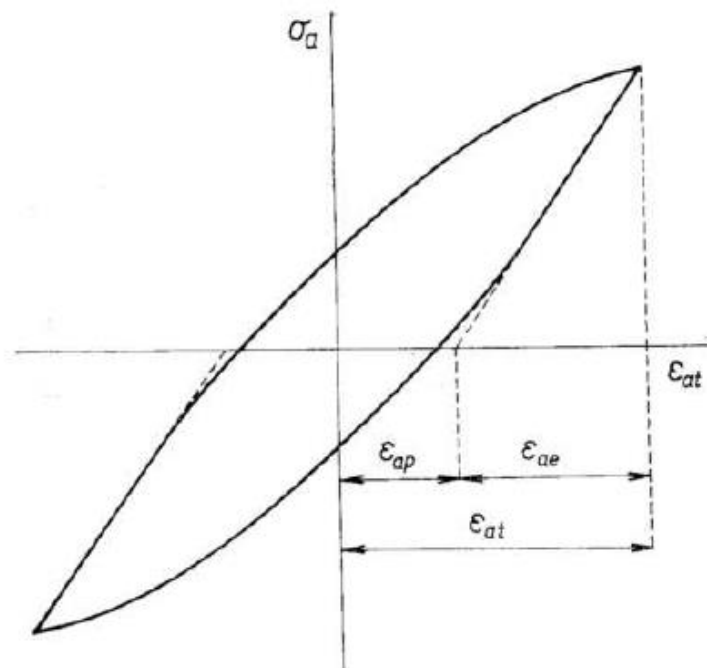
Cyklické změkčení se v případě měkkého módu zatěžování ($\sigma_a = \text{konst.}$) projeví zvyšováním hodnoty amplitudy deformace a v tvrdém módu ($\epsilon_a = \text{konst.}$) snížením potřebné amplitudy napětí. Stejně tak platí, že materiál cyklicky zpevňující se bude v měkkém módu méně deformovat a v případě tvrdého módu se bude zvyšovat potřebná amplituda napětí.

Nejlépším způsobem detekce změn mechanických vlastností je přímé měření parametrů hysterzních smyček za chodu zkušebního stroje. Na obr. 9 lze vidět průběhy napětí v závislosti na deformaci pro a) zpevněný b) změkčený materiál. Obr. 10 zobrazuje hysterzní křivku.



Obr. 9 Stádium změn mechanických vlastností [10]

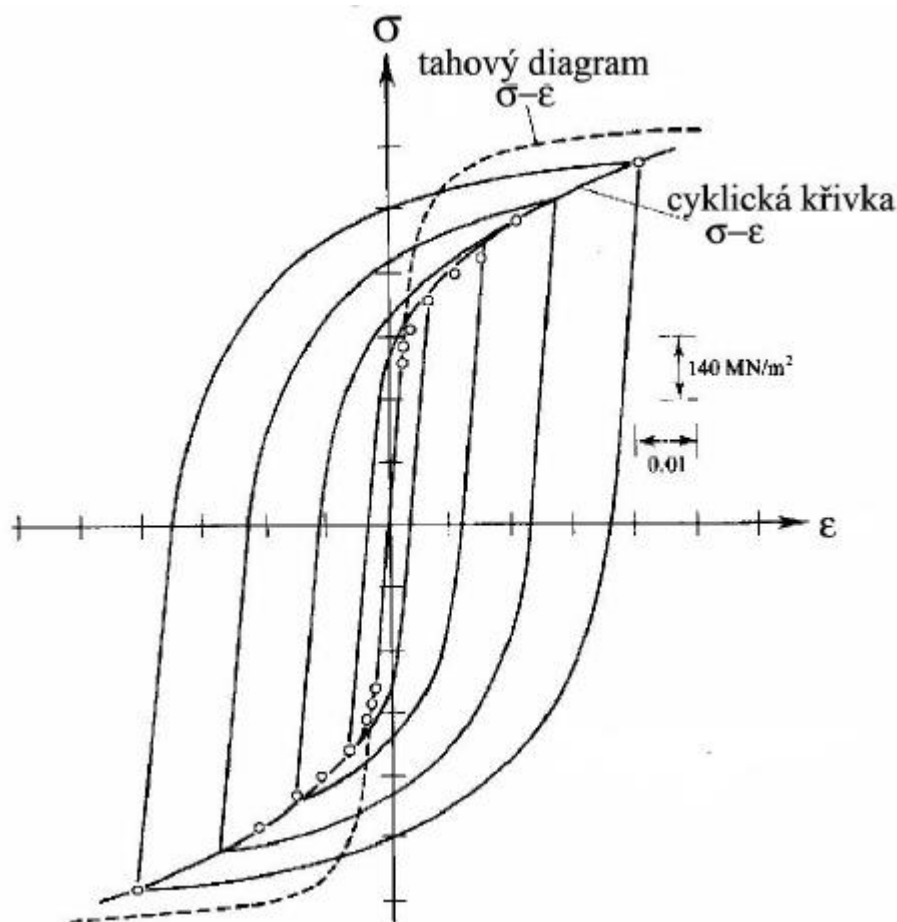
- a) Materiál cyklicky zpevňuje
- b) Materiál cyklicky změkčuje



Obr. 10 Schéma hysterzní smyčky [10]

Cyklická křivka napětí – deformace

Po skončení cyklického zpevnění nebo změkčení se mechanické vlastnosti v průběhu dalšího zatěžování zpravidla dále nemění. Amplituda napětí i amplituda deformace dosáhne svých saturevaných hodnot. Vytvoří se tzv. saturevaná (stabilní) hysterzní smyčka. Pro každou amplitudu napětí je platná pouze jedna vlastní saturevaná hysterzní smyčka. Proložíme-li vrcholovými body saturevaných hysterzních smyček křivku, dostaneme relaci mezi amplitudou napětí a amplitudou plastické deformace v saturevaném stavu. V literatuře je tato křivka značena jako cyklická křivka napětí – deformace [7]. Cyklická křivka napětí – deformace zobrazená na obr. 11 je velmi významnou materiálovou charakteristikou, poněvadž popisuje plastickou reakci materiálu po převážnou dobu životnosti. Lze konstatovat, že v posledních letech se cyklická křivka napětí – deformace stává z hlediska únavových vlastností jednou z nejdůležitějších charakteristik materiálu.



Obr. 11 Cyklická křivka napětí – deformace [10]

Podle polohy cyklické křivky a tahového diagramu se určuje, o jaký proces se bude jednat. Pokud je tahový diagram postaven výše než cyklická křivka, jedná se o cyklické změkčení, naopak se jedná o cyklické zpevnění. Velikost zpevnění/změkčení je dána rozdílem napětí těchto dvou křivek na příslušné deformaci.

Mikrostruktura změn mechanických vlastností

Plastická deformace je obecně dána pohybem dislokací. Totéž platí i o střídavé plastické deformaci. Zpevnění i změkčení je podmíněno právě touto střídavou plastickou deformací. Zpevnění, změkčení i výsledné vlastnosti v saturovaném stavu jsou tak určeny pohybem, generací a interakcemi dislokací.

Cyklické zpevnění

Kov má ve vyžíhaném a nedeformovaném stavu nízkou hustotu mřížových poruch. Při cyklickém namáhání hustota dislokací výrazně roste, při větším počtu cyklů se začínají shlukovat do pásů, tyto pásy se dále zvýrazňují a hustota dislokací mezi pásy klesá. Postupně vzniká výsledná saturovaná struktura, která má lepší pevnostní vlastnosti než původní.

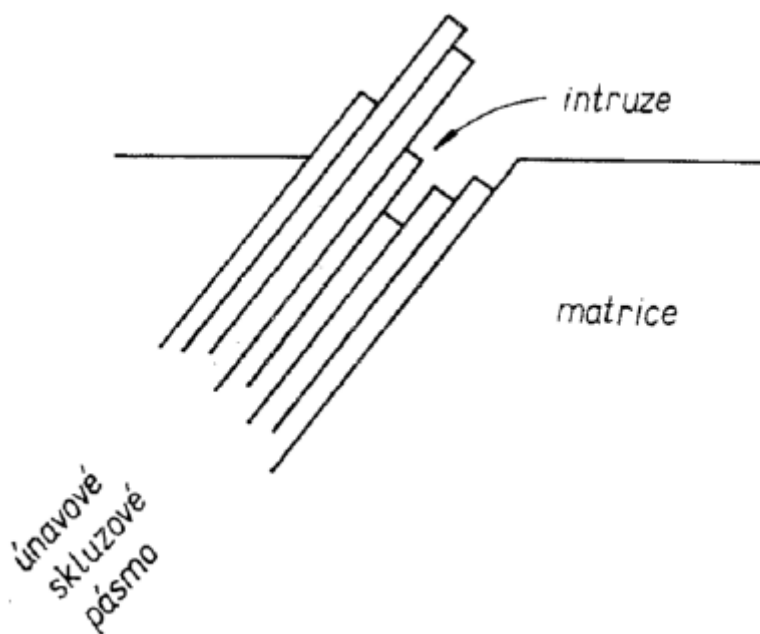
Cyklické změkčení

Podstatou zpevnění materiálu je tvorba takové mikrostruktury, která překáží pohybu dislokací. Případně přítomností částic jiné fáze u precipitačního zpevnění. Cyklickou deformací dochází k redistribuci dislokací a k odstraňování těchto překážek a dochází tak k změkčení materiálu, což je ve většině případů jev velmi nežádoucí.

3.3.2 Stadium nukleace trhlin

Při dalším stádiu dochází k nukleaci (vzniku) trhlin. Nukleace trhlin probíhá většinou na volném povrchu, a to v místech koncentrace cyklické deformace. Koncentrace plastické deformace souvisí s koncentrací napětí. Je zde tedy souvislost například s konstrukčními či technologickými vruby, povrchovou topografií atd. V nehomogenních materiálech s částicemi jiné fáze působí tyto částice rovněž jako koncentrátoři napětí. Jedinou výjimkou, kdy nukleace neprobíhá na volném povrchu je kontaktní únava, kde mikrotrhliny vznikají v místech maximální změny smykového napětí pod povrchem. Nukleace únavových trhlin ale probíhá i na hladkých tělesech s kvalitním povrchem bez vad. Zde je to zapříčiněno mikroskopickými příčinami. Nukleace tak probíhá na skluzových pásmech (nejčastější), na hranici zrn nebo na rozhraní mezi intruzemi a maticí.

Pro samotnou nukleaci mikrotrhlin bylo navrženo velké množství modelů. Na obr. 12 je např. zobrazen tzv. kartový skluz v perzistentním skluzovém pásmu, kdy dochází k postupnému prorůstání intruze do hloubky pomocí skluzu.

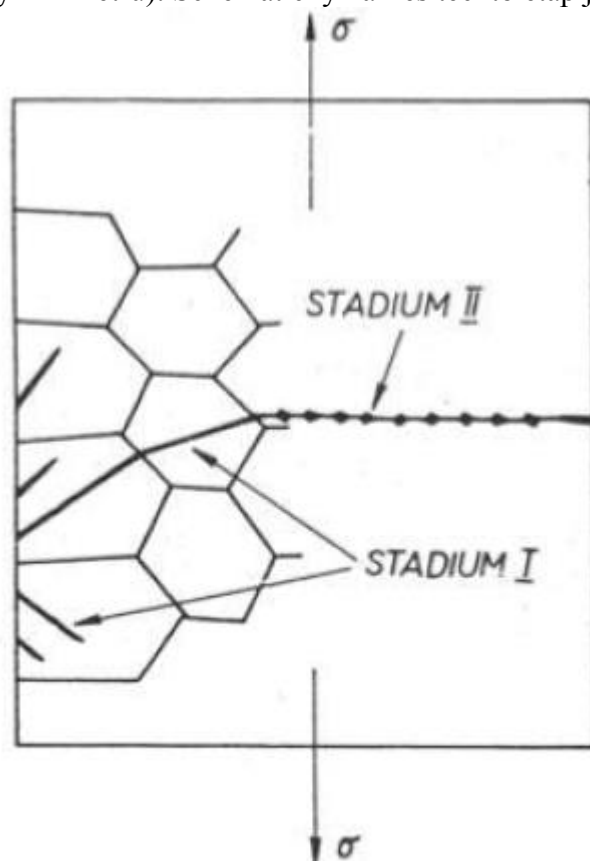


Obr. 12 Kartový skluz v perzistentním skluzovém pásmu [7]

3.3.3 Stadium šíření trhlin

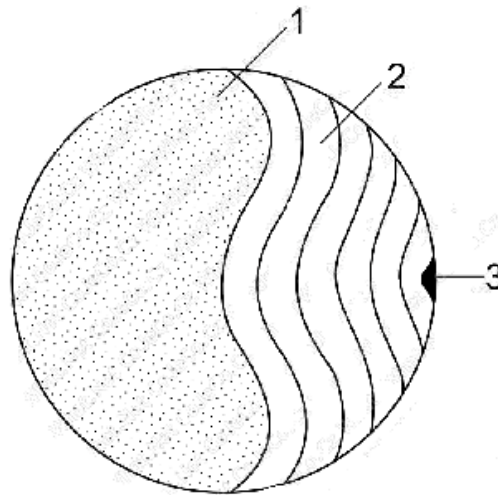
Stádium nukleace končí vytvořením povrchových mikrotrhlin. Tento proces je ale spojitý, proto záleží na zvolených konvencích, kdy proces ještě je považován za nukleaci a kdy za šíření. Vzniklé mikrotrhliny leží podél aktivních skluzových rovin, tedy podél těch skluzových rovin, v nichž je největší smykové napětí. Při jednoosém zatěžování tato rovina svírá přibližně 45° se směrem vnějšího napětí. Protože ve všech kovech existuje relativně velký počet možných skluzových rovin, jsou aktivními ty, jejichž orientace je blízká rovině maximálního skluzového napětí.

V průběhu dalšího cyklického zatěžování se trhliny propojují a rostou dále do hloubky podél aktivních skluzových rovin. Tento proces se nazývá krystalografickým šířením trhliny. Velká většina se však brzy zastavuje a jen menšina proniká do hloubky větší než desítky mikronů. S narůstající hloubkou se trhliny vychylují z aktivních směrů a stáčí se do směru kolmého k vektoru hlavního napětí. Tento přechod se nazývá jako nekystalografické šíření trhliny. V této etapě se zpravidla šíří pouze jedna trhlina, která je označována jako magistrální. Délka trhliny, při níž se mění směr trhliny, závisí především na druhu materiálu a na amplitudě zatěžování. Lze konstatovat, že oblast krystalografického šíření trhliny zabírá velmi malou část lomové plochy (desetiny milimetru). Schématický náčrt těchto etap je zobrazen na obr. 13.



Obr. 13 Schématické znázornění stádií šíření trhliny [7]

Poslední etapou ve stadiu šíření trhlín a také celého únavového procesu je únavový lom. Ten vzniká v důsledku zeslabení nosného průřezu součásti, který není schopný dále nést původní zatížení. Lom zbylé plochy součásti je rychlý a má blíže ke statickému, než k únavovému. Většinou se jedná o křehké porušení, avšak u některých materiálů může dojít i k houževnatému lomu. Všechny tyto oblasti jsou zobrazeny na obr 14 kde je schématicky znázorněna lomová plocha.



Obr. 14 Schéma lomové plochy [11]

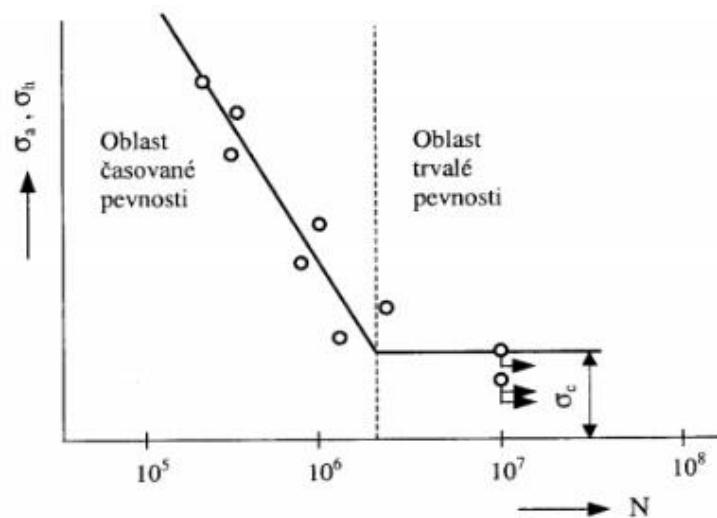
- 1) Oblast statického dolomení
- 2) Oblast šíření magistrální trhliny
- 3) Oblast iniciace únavové trhliny

3.5. Křivky únavového života

Slouží ke zjišťování předpokládané životnosti dané cyklicky namáhané součásti. Rozdělují se dle způsobu namáhání. Při měkkém módu zatěžování se řídí velikost síly (udržujeme konstantní napětí) a výsledkem je Wöhlerova křivka. V jiném případě je možné použít tvrdý mód zatěžování, kdy je řízenou veličinou plastická nebo celková deformace. Ideálním znázorněním poté je Manson-Coffinova křivka.

3.5.1 Wöhlerova křivka (S-N křivka) křivka životnosti $\sigma - N_f$

Wöhlerova křivka (obr. 15) se nejčastěji uvádí jako závislost $\sigma - \log N_f$



Obr. 15 Wöhlerova křivka [8]

Pomocí souborů naměřených bodů se získají hodnoty cyklů do porušení pro různé amplitudy napětí. Pro každou amplitudu zatížení σ_a , při stejných podmínkách (frekvence, teplota, rozměry) existuje určitý počet cyklů N_f do porušení. Pokud se body spojí příslušnou grafickou aproximací, získá se nejjednodušší forma Wöhlerovy křivky.

Důležitý je zlom v průběhu přímky, který je zpravidla v oblasti $10^6 - 5 \cdot 10^6$ cyklů. Ten rozděluje Wöhlerovu křivku na oblast časované únavové pevnosti a na oblast trvalé únavové pevnosti. Vodorovnou částí je určena nejdůležitější únavová charakteristika – hodnota meze únavy σ_c . Prakticky se dá říct, že se jedná o hodnotu amplitudy napětí, při které dochází k únavovému lomu minimálně po smluvně určeném počtu cyklů (obvykle 10^7).

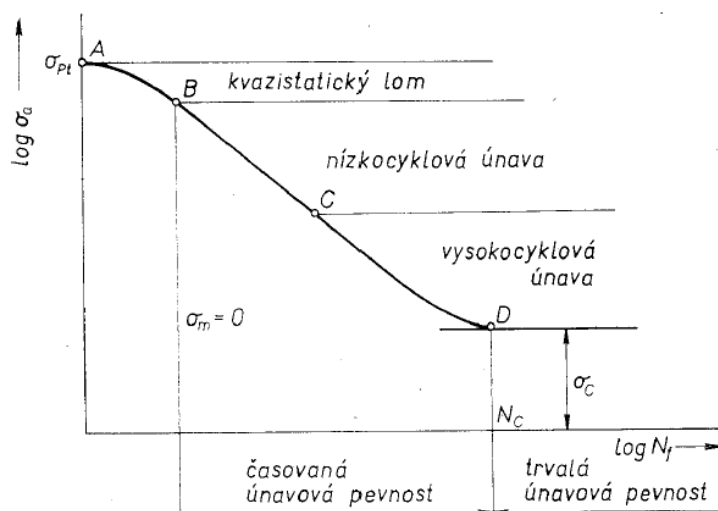
Křivku závislosti $\sigma_a - N_f$ lze popsat závislosti navrženou Basquinem v roce 1910 [7]:

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (7)$$

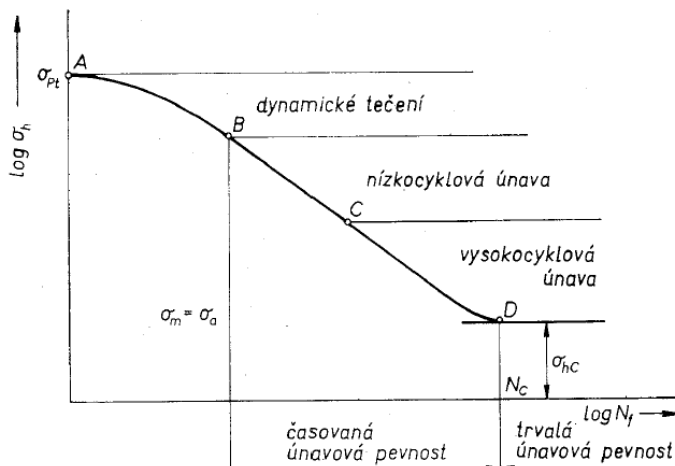
kde σ'_f je součinitel únavové pevnosti
 b je součinitel únavové živostnosti

Tyto konstanty charakterizují odpor materiálu proti únavovému poškození při cyklickém zatěžování v oblasti nízkocyklové únavy při řízené deformaci.

Wöhlerovu křivku je možné naměřit pro různá střední napětí. Obvykle se experimentálně zjišťují pouze pro symetrický (obr. 16) a míjivý (obr. 17) cyklus [7].



Obr. 16 Wöhlerova křivka pro symetrický zátěžný cyklus [7]



Obr. 17 Wöhlerova křivka pro míjivý zátěžný cyklus [7]

Wöhlerovu křivku na obr. 16 a 17 lze rozdělit do několika částí.

1. Oblast kvazistatického lomu
2. Oblast dynamického tečení
3. Oblast nízkocyklové únavy
4. Oblast vysokocyklové únavy

1. Oblast kvazistatického lomu (Oblast A-B obr. 16)

V této oblasti dochází k tomu, že je zatěžované těleso porušeno buď staticky (tzv. při prvním půlcyklu) nebo k lomu dojde po jednotkách až desítkách cyklů. V bodě A je hodnota amplitudy napětí velká jako mez pevnosti materiálu. V tomto případě se ale nejedná o klasický únavový proces. Lomová plocha vykazuje všechny znaky statického lomu a morfologie této plochy je výrazně odlišná od lomové plochy, která vznikla únavovým procesem. Předpokládáme, že stejně jako u tvárného lomu dochází k lokálnímu porušení v místě nehomogenit. Tyto poruchy pak rychle rostou a dochází k lomu současně po malém počtu zátěžných cyklů [7].

2. Oblast dynamického tečení (Oblast A-B obr. 17)

Oblast dynamického tečení se uplatňuje pouze u asymetrického zatěžování s kladnou hodnotou středního napětí. Dynamické tečení probíhá jen při zatěžování tělesa konstantní amplitudou napětí. Při zatěžování tělesa konstantní amplitudou deformace se objevuje relaxace střední hodnoty napětí [7].

3. a 4. Oblast nízkocyklové a vysokocyklové únavy

Zbývající část diagramu je rozdělena na oblast nízkocyklové a vysokocyklové únavy. V bodě C, kde je pozorována jistá nespojitost křivky, se uvažuje, že se jedná o napětí rovné hodnotě mezi kluzu. Toto tvrzení je ale poměrně nepřesné a není možné mez kluzu považovat za kritérium dělení. Nespojitost způsobuje změna rychlosti kumulativního poškození při přechodu z mikroplastického do makroplastického stavu. Lomy v nízkocyklové únavě jsou podobné těm ve vysokocyklové, ale jisté rozdíly jsou pozorovatelné. U nízkocyklové únavy dochází k vzniku a šíření trhlin z více oblastí zároveň a k lomu dochází uprostřed průřezu. U vysokocyklové únavy je typická jedna velká magistralní trhlina a lom umístěn mimo střed průřezu [7].

3.5.2 Křivka únavové životnosti $\epsilon_a - N_f$ (Manson-Coffinova křivka)

V oblasti nízkocyklové únavy se na únavovém procesu významně podílí plastická cyklická složka deformace. Proto je v této oblasti vhodnější využívat tvrdého módu zatěžování. Získaná křivka únavové životnosti se nazývá únavová křivka deformace nebo také Manson-Coffinova křivka. Základní studie Mansonovy a Coffinovy umožnily popis počtu cyklů do lomu v závislosti na amplitudě plastické deformace a položily tak základ pro výpočet životnosti při nízkém počtu cyklů do lomu.

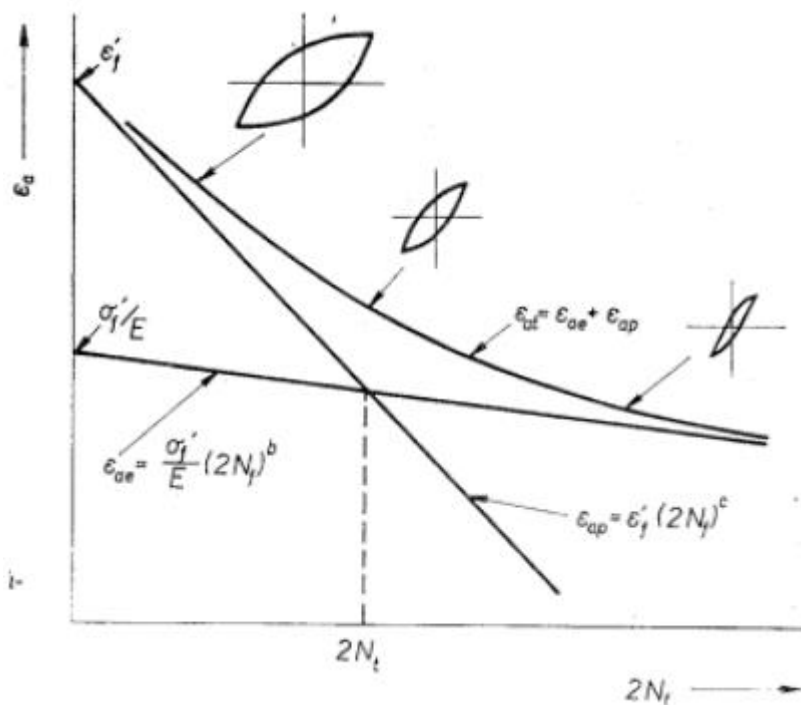
Manson Coffinův vztah pro závislost mezi amplitudou plastické deformace ε_{ap} a počtem cyklů do lomu N_f má tvar:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f (2N_f)^c ; \quad (8)$$

ε'_f je součinitel únavové tažnosti
 c je součinitel únavové životnosti

Oba parametry lze považovat za únavové vlastnosti materiálu při jeho zatěžování konstantní amplitudou plastické deformace. Z praktických důvodů může být složité udržet amplitudu plastické deformace a je výhodnější použít amplitudu celkové deformace, která je složena z elastické a plastické složky. Manson navrhnul závislost počtu cyklů do lomu na obou složkách plastické deformace ve tvaru

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \sigma_a/E + \varepsilon_{ap} = \sigma'_f (2N_f)^b / E + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (9)$$



Obr. 18 Manson-Coffinova křivka [8]

Z Manson-Coffinovy křivky na obr. 18 se zobrazenými průběhy elastické a plastické deformace vidíme, že při nízkých počtech cyklů do lomu je významná plastická deformace, jež zdůrazňuje smysl ε'_f , naopak elastická složka deformace má zásadní vliv při velkém počtu cyklů a zdůrazňuje smysl σ'_f .

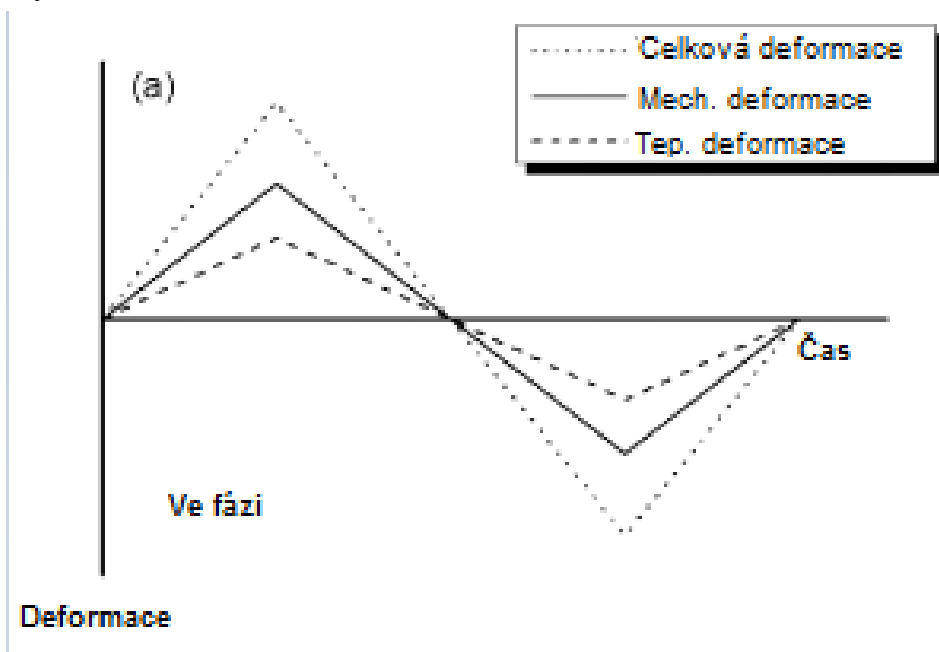
4. TERMOMECHANICKÁ ÚNAVA

Termomechanická únava je kombinací mechanického a teplotního zatěžování, kdy se napětí i teplota s postupem času mění. Tento typ zatěžování může způsobit až o řád větší rozsah poškození, než izotermická únava na maximální provozní teplotě. Výsledné poškození je ovlivněno materiálovými vlastnostmi, rozsahem deformace, rychlostí změny deformace, teplotou a fázováním mezi teplotní a mechanickou deformací [12]. Termomechanická únava je pozorovatelná např. u motorů, kde se v průběhu provozu, nebo při náběhu a vypínání plynových turbín mění teplota, čímž vznikají výrazné teplotní gradienty [13].

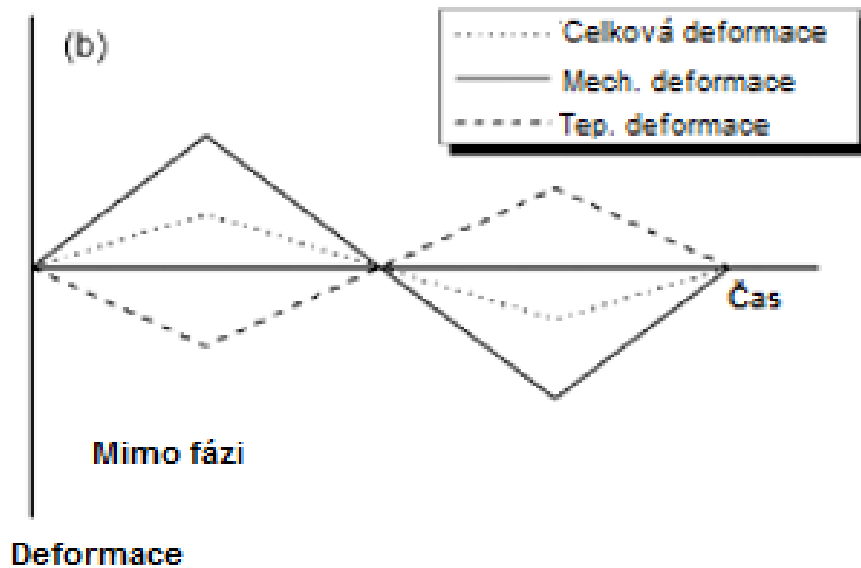
Jedním z hlavních rozdílů mezi izotermickou a termomechanickou únavou je vliv omezení volných posunů materiálu. Při zahřívání a ochlazování materiálu dochází k jeho roztahování a smršťování. Místa koncentrátorů napětí jsou obvykle obklopena chladnějšími místy, která brání v dalším posunu. Teplotní roztažnost je proto přetransformována do mechanické deformace a dochází k poškození. V kombinaci s vnějším mechanickým zatížením může dojít k následnému únavovému lomu. Dříve se pro hodnocení únavového života např. lopatek turbín využívalo testů nízkocyklové únavy za maximálních provozních teplot. Výsledkem ale byl větší počet cyklů do únavového porušení, než ukazovala skutečnost [14]. Dnes se proto využívá testů termomechanické únavy, kdy je možné dosáhnout požadované amplitudy mechanické plastické deformace, za současné změny teploty [14].

4.1 Průběh zatěžování při termomechanické únavě

Výsledné deformace jsou ovlivněny i fázováním mezi teplotní a mechanickou deformací. Fáze může nabývat hodnot $\varphi = 0^\circ$ až 360° . Jako speciální případy je možno uvažovat, kdy je hodnota fáze $\varphi = 0^\circ$ („ve fázi“); $\varphi = 180^\circ$ („mimo fázi“). Existuje ale i několik dalších druhů zatěžování, které se liší úhlem fáze (např. diamantový cyklus). Pokud se teplotní i mechanická deformace nachází ve fázi, nastávají jejich maxima v téže okamžik. V případě zatěžování mimo fázi lze říci, že maximální mechanická deformace nastává ve stejný okamžik jako nejnižší teplota. Při zatěžování mimo fázi je pravděpodobnější oxidační poškození, případně únavové poškození. V případě zatěžování ve fázi je dominantní creepové poškození. Na obr. 19 jsou ukázány průběhy zatěžování ve fázi a na obr. 20 mimo fázi.



Obr. 19 Zatěžování „Ve fázi“ [15]



Obr. 20 Zatěžování „Mimo fázi“ [15]

Přičemž mechanická deformace $\varepsilon_{\text{mech}}$ je součtem elastické deformace ε_{el} a anelastické deformace ε_{in} . Celková deformace ε_{tot} je součtem teplotní deformace ε_{th} a mechanické deformace $\varepsilon_{\text{mech}}$. Lze tak zapsat tuto rovnici:

$$\varepsilon_{\text{tot}} = \varepsilon_{\text{el}} + \varepsilon_{\text{in}} + \alpha(\Delta T) \quad (10)$$

Kde ΔT je změna teploty např. v pracovním cyklu
 α je průměrný koeficient teplotní roztažnosti

4.2 Mechanismus termomechanického poškození

Během termomechanického únavového poškození vystupuje velký počet různých mechanismů, přičemž za nejdůležitější jsou považovány tři hlavní: únava, oxidace a creep. Který z těchto mechanismů bude majoritní, je určeno parametry zatížení, V dalším textu budou rozebrány jednotlivé druhy. Pro všechny je společná nukleace počáteční trhliny a následný počáteční růst. Také je třeba říci, že mechanismus termomechanické únavy není ještě zcela znám a existuje několik různých modelů únavového života a chování materiálu, žádný však zcela nepostihuje komplexní charakter pro obecně zvolený cyklus.

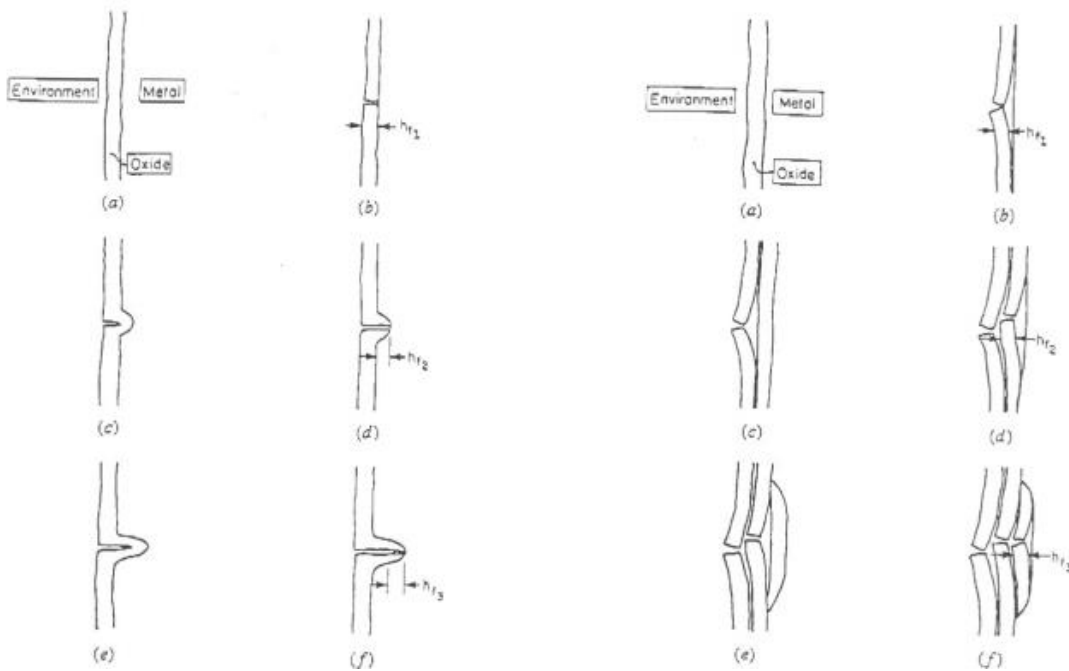
4.2.1 Mechanismus poškození vlivem únavy

Únava je hlavním mechanismem únavového poškození převážně při vysoké deformaci, velkých rychlostech změny deformace a nižších teplotách, kdy jsou efekty oxidace a crepu zanedbatelné. Mechanismus je zde obdobný jako při únavě za konstantní teploty. Uvnitř materiálu dochází k vývoji dislokačních struktur, které následně vedou k iniciaci mikrotrhliny, přičemž některé z nich dále postupují do materiálu, až dojde k lomu součásti.

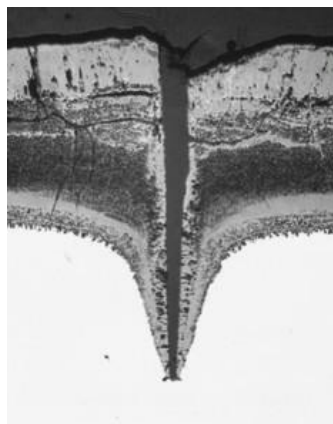
4.2.2 Mechanismus poškození vlivem oxidace

Někdy také označováno jako poškození vlivem prostředí. Toto poškození je typické pro zatěžování mimo fázi, kdy se vytvoří oxidická vrstva na povrchu, když je materiál zahřátý a stlačený. Ochlazená oxidická vrstva je křehká a při roztáhnutí může prasknout. Následně se při dalším ohřátí a stlačení opět vytvoří oxidická vrstva na místě praskliny a celý proces se opakuje. Takto může vznikat prasklina, která se dále rozšiřuje pod vlivem mechanického zatěžování, až může nastat případný lom součásti. Rozeznáváme dva druhy oxidačního poškození materiálu, které jsou zobrazeny na obr. 21.

Oba typy se zpočátku příliš neliší, společným rysem je počáteční oxidická vrstva, která se vlivem zatěžování postupně ztenčuje. Po dosažení kritické tloušťky vrstvy dojde k prasknutí, a následně se právě obnažený kov znovu zoxiduje a proces se opakuje. Rozdíl nastává při prasknutí vrstvy, kdy první typ je charakteristický spojitou vrstvou bez známek rozvrstvení, vzniká tak oxidická intruze do materiálu. U druhého typu se po prasknutí vrstva „odpojí“ od povrchu a vzniká tak další vrstva, která poté opět praská, jak je vidět na obr. 21. Příklad poškození typu I je na obr. 22 [12,16].



Obr. 21 Vlevo: Typ I; Vpravo: Typ II [16]

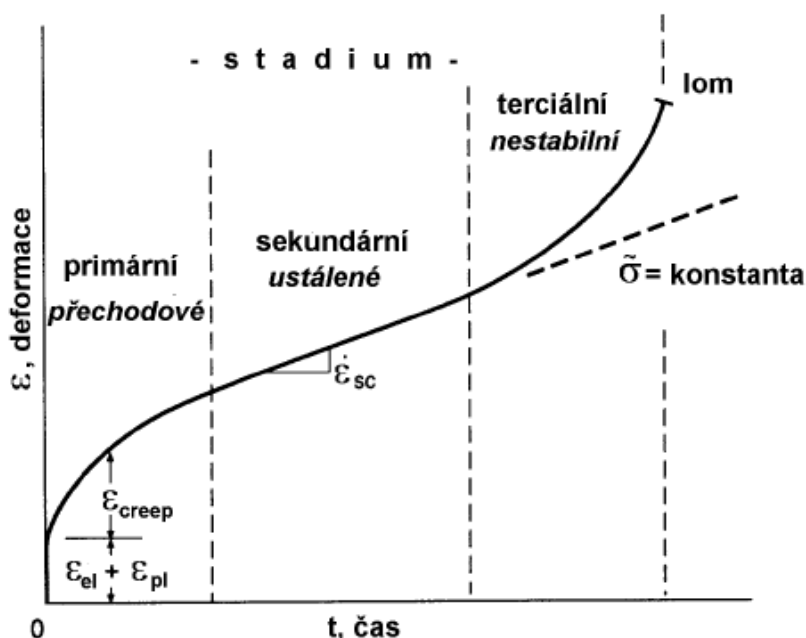


Obr. 22 Oxidační poškození ocele s intruzí [12]

4.2.3 Mechanismus poškození vlivem creepu

K tzv. creepu (tečení) dochází především za vyšších homologických teplot. Tato teplota vyjadřuje poměr pracovní teploty k teplotě tání materiálu (obvykle 0,3 až 0,5, u niklových superslitin dokonce 0,8 a více). Creep je velmi důležitý nejen z hlediska termomechanické únavy, ale i samotného creepového chování materiálu. Proto je vhodné nejprve vysvětlit podstatu a chování materiálu při tomto procesu.

Existuje několik základních mechanismů creepu v závislosti na teplotě. Deformace se uskutečňuje prostřednictvím difuze atomů nebo dislokací, případně pokluzem po hranicích zrn. Jedná se o velmi pomalou plastickou deformaci vyvolanou dlouhodobým působením teploty a času. Chování materiálu při creepu zjišťujeme pomocí creepových zkoušek, kdy je výstupem křivka s několika stádii, kterou měříme pro různé teploty a zatížení. Na obr. 23 je zobrazen příklad creepové křivky pro jeden materiál při jedné hodnotě deformace a teploty.



Obr. 23 Creepová křivka [17]

Z křivky na obr. 23 lze odečíst, že v počátečním stavu je určitá elastická a plastická deformace. Postupem času dochází ke kumulaci plastické deformace v důsledku creepu. Rychlost deformace je na počátku poměrně vysoká, postupem času klesá a často se stává konstantní v bodě, který je označován jako konec primárního stádia. Na konci sekundárního stádia, kde je rychlost ustálená (proto také ustálený creep) dochází k dalšímu zvyšování rychlosti deformace a k nestabilnímu chování, které vede k lomu.

Creep je nutno uvažovat sám o sobě, pokud se ale přidá cyklické zatížení materiálu, dochází k výraznému zkrácení únavového života [17].

Jak bylo řečeno, creep je difuzní proces. Při vysokém napětí může docházet k tzv. dislokačnímu creepu, kdy dochází ke šplhu dislokací. Při nižším napětí mohou nastat dva případy, buď difuze probíhá objemem zrna (při vyšší teplotě) případně po hranicích zrn (při nižší teplotě). Vlivem tohoto v materiálu vznikají mikrotrhliny, které se mohou dále šířit a následně způsobovat lom součásti.

4.3 Únavový život při termomechanickém únavovém procesu

Již bylo řečeno, že mechanismus termomechanického únavového procesu není zcela znám. Bylo ale navrženo několik modelů, dle kterých je možné stanovit výslednou životnost součásti. Pravděpodobně nejznámější je model prof. Sehitoglu [16].

Tato metoda zahrnuje model visko-plastického materiálu, podle kterého se popisuje chování materiálu při různých teplotách a rychlostech deformace. Model poškození je založen na třech oddělených mechanismech poškození, které působí současně a byly popsány více (únava, oxidace, creep). V závislosti na rychlosti deformace, amplitudě deformace, teplotě a fázování tyto poškození přispívají různě ke konečnému poškození materiálu. Matematicky zapsáno:

$$\frac{1}{N^{tot}} = \frac{1}{N^{fat}} + \frac{1}{N^{ox}} + \frac{1}{N^{creep}} \quad (11)$$

Kde N^{tot} , N^{fat} , N^{ox} , N^{creep} vyjadřuje celkový počet cyklů do lomu součásti. Přičemž index fat označuje vliv únavového poškození, ox vliv oxidačního poškození a $creep$ vliv creepu. V dalším textu bude obsažen výpočet jednotlivých členů této rovnice [12].

4.3.1 Poškození vlivem únavového procesu

Existuje několik možných rovnic popisujících únavový život součásti, ovlivněných únavovým procesem. Základní a pro naše účely nejvhodnější je Manson-Coffin-Basquinův vztah

$$\frac{\Delta \varepsilon_{mech}}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_{mech}^e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_{mech}^{pl}}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N^{fat})^b + \varepsilon_f' (2N^{fat})^c \quad (12)$$

Testy prováděné na oceli a hliníku prokázaly, že křivka závislosti počtu cyklů do lomu na amplitudě deformace získaná za pokojové teploty může být uvažována jako horní hranice všech ostatních křivek za jiných teplot. Proto za konstanty (E , σ_f' , b , ε_f' , c) z rovnice výše je možné dosazovat hodnoty získané z testů izotermické únavy za pokojových teplot [16].

4.3.2 Poškození vlivem oxidace

Také při posuzování vlivu oxidace je možné využít více vyjádření. Zde je zvoleno vyjádření dle Neu-Sehitoglu.

$$\frac{1}{N^{ox}} = \left(\frac{h_{cr} \delta_0}{B \Phi^{ox} K_p^{eff}} \right)^{-\frac{1}{\beta}} \frac{2(\Delta \varepsilon_{mech})^{\left(\frac{2}{\beta+1}\right)}}{\dot{\varepsilon}_{mech}^{\left(1-\frac{\alpha}{\beta}\right)}} \quad (13)$$

Kde h_{cr} , δ_0 , α , β a B jsou vlastnosti materiálu. $\dot{\varepsilon}_{mech}$ je rychlost mechanické deformace, K_p^{eff} je efektivní oxidační konstanta a Φ^{ox} je oxidační fázový faktor.

$$K_p^{eff} = \frac{1}{t_c} \int_0^{t_c} D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT(t)}\right) dt \quad (14)$$

Kde D_0 je konstanta, Q je aktivační energie oxidace a R je univerzální plynová konstanta.

$$\Phi^{ox} = \frac{1}{t_c} \int_0^{t_c} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\left(\frac{\dot{\epsilon}_{th}}{\dot{\epsilon}_{mech}} \right) + 1}{\xi^{ox}} \right)^2 \right] dt \quad (15)$$

Kde $\dot{\epsilon}_{th}$ je rychlost tepelné deformace a ξ^{ox} uvažuje relativní množství poškození spojené s rozdílným fázováním.

4.3.3 Poškození vlivem creepu

I zde je využito vyjádření dle Neu-Sehitoglu

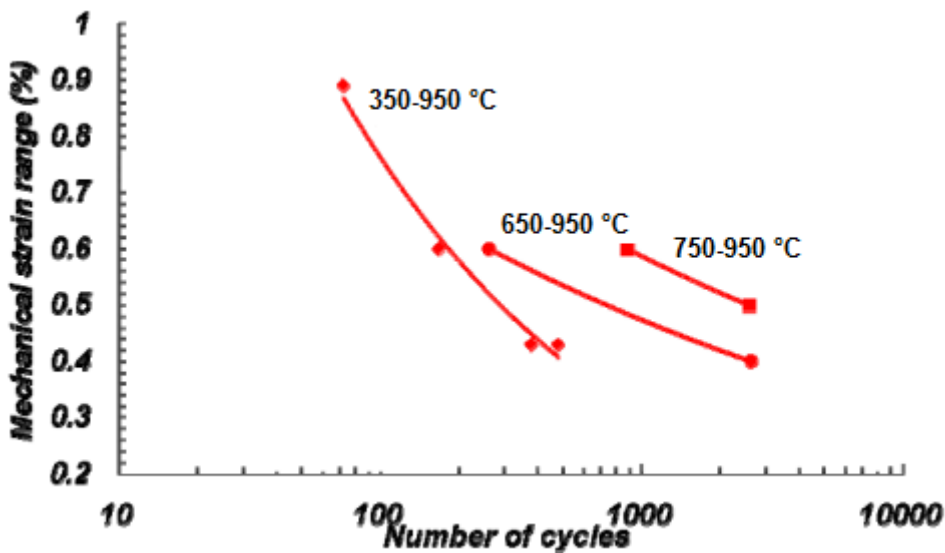
$$\frac{1}{N_f^{creep}} = \int_0^{t_c} A_{cr} \Phi^{cr} \exp \left(\frac{-\Delta H^{cr}}{RT} \right) \left(\frac{\alpha_1 \bar{\sigma} + \alpha_2 \sigma_h}{K} \right)^m \quad (16)$$

Kde ΔH^{cr} je aktivační energie creepu. A_{cr} , m jsou materiálové konstanty a α_1 , α_2 jsou konstanty.

$$\Phi_{cr} = \frac{1}{t_c} \int_0^{t_c} \phi_{cr} dt; \quad \phi_{cr} = \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\left(\frac{\dot{\epsilon}_{th}}{\dot{\epsilon}_{mech}} \right) - 1}{\xi^{cr}} \right)^2 \right] \quad (17)$$

Kde ξ^{cr} opět uvažuje relativní množství poškození spojené s rozdílným fázováním [12].

4.4 Příklad křivky únavového života pro termomechanickou únavu



Obr. 24 Křivka únavového života pro různé rozsahy teplot [14]

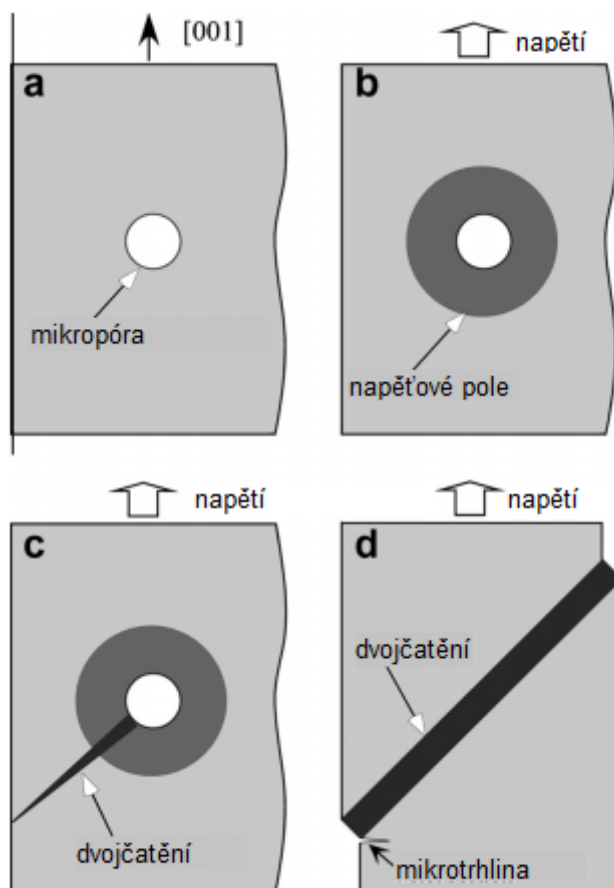
Na obr. 24 je možné rozeznat různé křivky únavového života pro materiál C-1023, při užití zatěžování ve fázi. Lze vypořádat, že se snižující se minimální teplotou při zachování stejné maximální teploty dochází ke zkrácení únavového života. Toto ukazuje výrazný vliv rozsahu teplot cyklování na životnost materiálu.

4.5 Termomechanická únava niklových superslitin

V následující kapitole bude problematika chování při termomechanické únavě rozebrána pro konkrétní druhy superslitin, dle způsobu výroby.

4.5.1 Monokrystalické niklové superslitiny

Pro monokrystalické slitiny je typický proces plastické deformace tzv. dvojčatěním. Během zatěžování „mimo fázi“ lze vypořádat, že v místě mikropór, které se zde nachází již z procesu výroby, vzniká vlivem cyklického zatěžování napěťové pole. S rostoucím počtem cyklů v tomto napěťovém poli dochází k dvojčatění. Velikost takto zvyklé deformace dále roste, až dosáhne povrchu a vytvoří se zde koncentrátor napětí, vedoucí k mikrotrhlině, která následně roste ve směru kolmém na zatížení. Celý tento proces je schématicky zobrazen na obr. 25. V růstu trhlině může pomáhat oxidické poškození způsobem popsáním v předchozích kapitolách [18].



Obr. 25 Tvorba dvojčatění a následné mikrotrhliny [18]

Samotný růst trhliny probíhá ve třech stádiích. Tyto stádia jsou velmi dobře viditelné na obr. 26, kde je zobrazen řez lomovou plochou niklové superslitiny TMS-75. Oblast značená „A“ je oblast počátečního pomalého růstu trhliny, kdy trhlina roste ve směru kolmém na napětí za přispění oxidace. Následně dochází k přechodu v oblast „B“, v tzv. oblast zrychleného růstu, kdy trhlina roste ve směru rovnoběžném s dvojčatěním v materiálu. Ke zrychlení dojde v důsledku velkého zvýšení napětí na špici trhliny. Poslední oblast „C“ je již samotný lom [18].



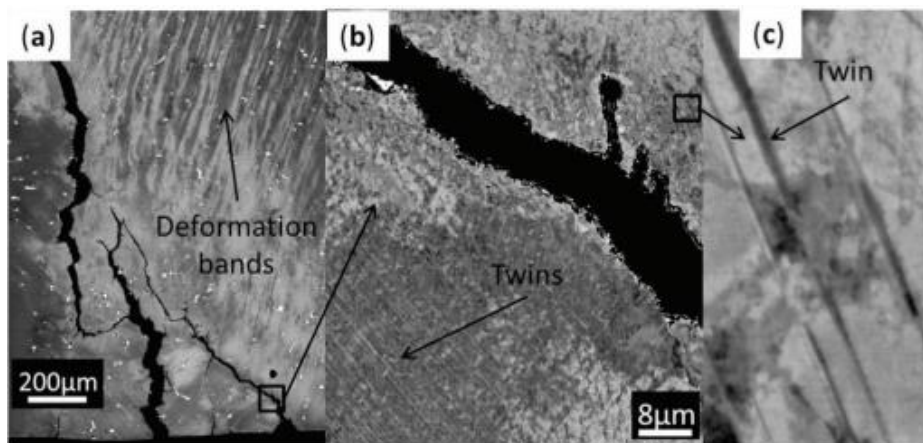
Obr. 26 Lomová plocha slitiny TMS-75 [18]

Proces termomechanické únavy je samozřejmě ovlivněn průběhem zatěžování. Pokud v cyklu zařadíme při maximální teplotě prodlevu, dojde ke změně v mechanismu poškození a možnému urychlení únavového procesu. U některých slitin dochází k tvorbě velkého množství dislokací, které podporují tvorbu dvojčatění a následné poškození. Možným výstupem je u některých slitin i prodloužení životnosti [18].

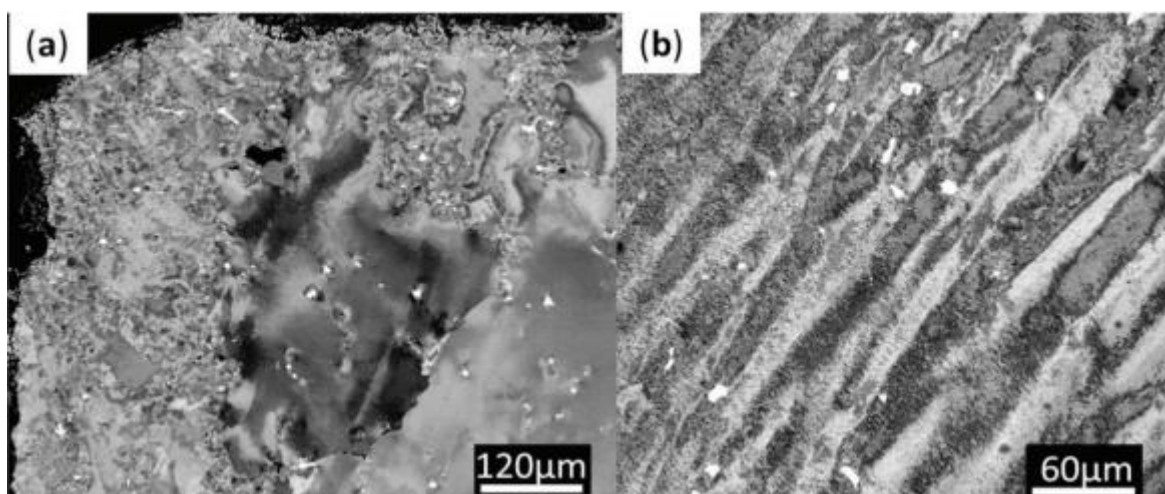
4.5.2 Slitiny lité

U litých slitin dvojčatění nemá tak významnou úlohu. V případě polykrystalů je nutné brát v úvahu zrna a interakci rozhraní mezi jednotlivými zrny. Iniciace trhlín probíhá především na povrchu materiálu, většinou v místech výskytu karbidů, hranic zrn a vměstků. Trhlina může vzniknout i těsně pod povrchem, většinou v blízkosti slévárenských vad, jako jsou sraženiny či póry [15]. Iniciace trhlín většinou sleduje význačné krystalografické roviny [111].

Většina trhlín roste skrze zrna v místech, kde je materiál nejvíce plasticky deformovaný. Deformovaná místa jsou způsobena různými druhy dislokací, poruch nebo poškození, případně jinou orientací mřížky atd. I u litých slitin dochází k dvojčatění, jeho význam se ale se zvyšující se maximální teplotou cyklu snižuje, neboť již nenastává v takové míře jako při maximálních teplotách 750°C-850°C. Při vyšších teplotách dochází ke šplhu dislokací a nedojde tak na tvorbu dvojčatění [19]. Dalším mechanismem, který může způsobit deformaci materiálu je rekrytalizace, kdy při dostatečně velké maximální teplotě dochází k rekrytalizaci okolo hranic zrn a vměstků. Narušuje se tak struktura γ' a dochází k tvorbě trhlín a deformací [19]. Na obr. 27 je možné vidět jednotlivé deformace ve struktuře slitiny.



Obr. 27 Struktura slitiny po testu „ve fázi“ při teplotách 100°C-750°C [19]



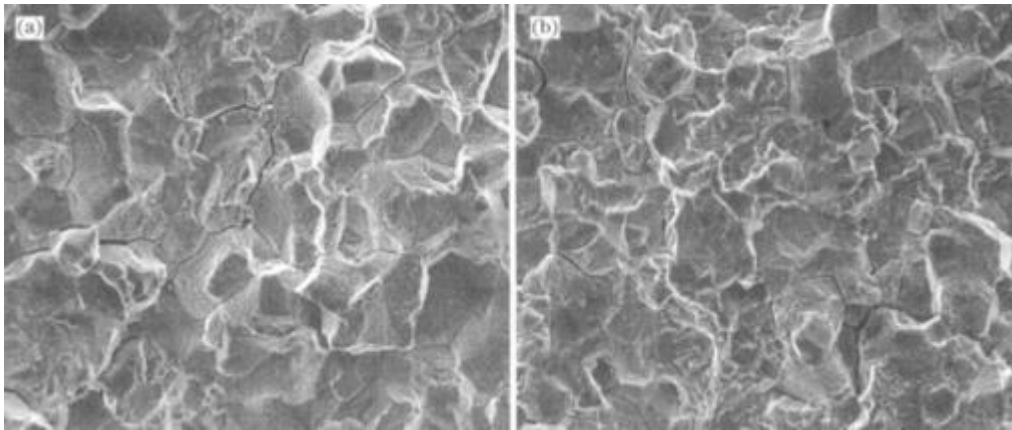
Obr. 28 Struktura slitiny po testu „mimo fázi“ při teplotách 100°C-950°C a) Struktura deformace s rekrytalizací; b) Bližší pohled na deformace [19]

4.5.3 Slitiny tvářené

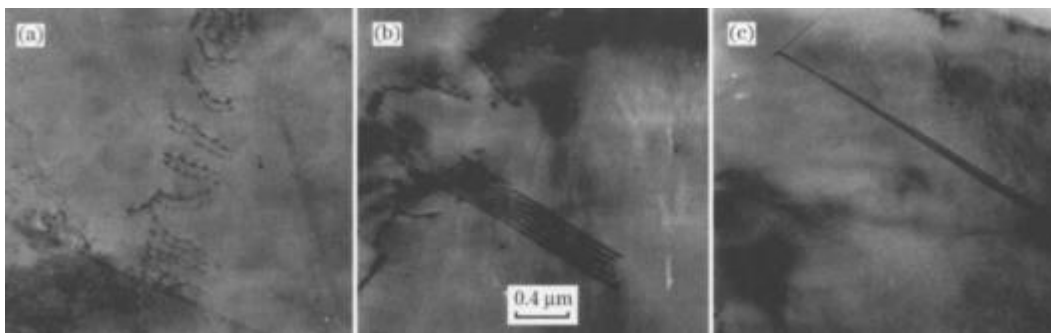
Mechanismus poškození tvářených litin je v podstatě totožný s mechanismem u litých litin. Na rozdíl od litých slitin zde nedochází k segregaci. Tvářené slitiny se ale vyznačují horšími vlastnostmi spojenými s termomechanickou únavou, neboť obecně obsahují méně fáze γ' než lité slitiny.

4.5.4 Slitiny připravené práškovou metalurgií

Tak jako u izotermické únavy, i zde jsou tři stádia únavového poškození. Prvním stádiem je iniciace trhliny, které ve většině případů probíhá na povrchu součásti. Mechanismus poškození se liší podle způsobu zatěžování. Šíření trhliny pro zatěžování „ve fázi“ probíhá po hranicích zrn, naopak pro zatěžování „mimo fázi“ je typické šíření trhliny skrz zrna. Samotný počet cyklů do lomu je u těchto slitin větší při zatěžování „mimo fázi“. Při rostoucím počtu cyklů dochází k růstu zrna fáze γ' , přičemž více roste při zatěžování „ve fázi“. Pro zatěžování „ve fázi“ je signifikantním velký počet dislokací a vad vytvořených na hranicích zrn, které dále podporují a vedou k růstu trhliny právě podél hranic zrn [20]. Na obr. 29 se nachází srovnání struktury po testu „ve fázi“ a „mimo fázi“. Na obr. 30 jsou zobrazeny některé z dislokací při zatěžování „ve fázi“



Obr. 29 Struktura po testu termomechanické únavy a) Ve fázi; b) mimo fázi [19]



Obr. 30 Dislokace při zatěžování „ve fázi“ [19]

ZÁVĚR

Zadáním této práce bylo zpracovat literární rešerši na téma termomechanické únavy superslitin niklu. Na základě studia odborné literatury lze vyvodit jejich vlastnosti a chování při cyklicky se měnícím teplotním i mechanickém zatížení.

Hlavními přednostmi superslitin niklu jsou velmi dobré vlastnosti při zvýšených provozních teplotách, přičemž dochází k zachování nízké hmotnosti vyrobených součástí, což se s úspěchem uplatňuje např. v leteckém průmyslu. Slitiny se nejčastěji dělí dle způsobu výroby (lité, tvářené, vyrobené práškovou metalurgií...), přičemž každý typ má jiné výsledné vlastnosti. Typ slitiny se proto vybírá podle požadovaných vlastností. Výsledné vlastnosti jsou nejvíce ovlivněny chemickým složením. Základní kov (nikl) je doplněn mnoha prvky, které pozitivně i negativně ovlivňují výsledné vlastnosti a strukturu, jejich kombinacemi lze získat požadované vlastnosti. Výborné pevnostní vlastnosti i za vysokých teplot zaručuje vytvrzující fáze γ' . Objemový podíl této fáze se s pokračujícími lety stále zvyšuje, což sice přináší určité problémy hlavně z hlediska výroby, ale zároveň poskytuje výhodné pevnostní vlastnosti.

Vzhledem k použití superslitin niklu v leteckém průmyslu, případně ve výrobě plynových turbín, je důležitým hlediskem i měnící se teplota, čímž vzniká výrazný teplotní gradient. Proto je nutné využívat i zkoušek termomechanické únavy. Při termomechanické únavě dochází k cyklickým změnám jak napětí, tak i teploty, což má velmi nepříznivý vliv na životnost součástí. Jak se ukázalo, při termomechanické únavě je až o řád menší životnost, než při izotermické únavě na maximální provozní teplotě.

Při termomechanické únavě se uplatňuje několik procesů, které jak samostatně tak i v superpozici způsobují poškození materiálu. Jedná se o poškození vlivem únavy, oxidace a creepu. Vliv každého z těchto procesů je různý podle způsobu zatížení, změny teplot atd. Výsledný předpoklad únavové životnosti se proto posuzuje podle různých modelů, přičemž v této práci byl podrobněji zmíněn model dle prof. Sehitoglu, který je pravděpodobně nejznámější a nejpoužívanější.

Samotná aplikace termomechanické únavy na superslitiny se liší dle způsobu výroby těchto slitin. U slitin vyrobených jako monokrystaly se nejčastěji uplatňuje plastická deformace tzv. dvojčatěním, které způsobuje tvorbu mikrotrhlin a následně podporuje růst magistralní trhliny. U litých slitin se projevuje vliv a interakce mezi hranicemi zrn, navíc se zde nachází různé vady způsobené litím, které dále podporují tvorbu trhlin. I zde se uplatňuje proces dvojčatění, navíc zde může docházet k rekrystalizaci. Slitiny tvářené mají v podstatě stejný mechanismus poškození jako slitiny lité, nenachází se zde ale vady způsobené litím jako jsou vměstky, póry atd. Poslední skupinou jsou slitiny vytvořené práškovou metalurgií, kdy dochází k tvorbě mikrotrhlin na povrchu součástí a pak dle způsobu zatížení dochází k šíření trhlin a únavového lomu. Přičemž při zatěžování „ve fázi“ dochází k tvorbě velkého počtu dislokací na hranicích zrn, které podporují šíření trhlin podél hranice zrn.

I přes určité nevýhody jako je vysoká cena, náročná výroba atd. jsou superslitiny niklu stále intenzivně používané a dochází k jejich dalšímu vývoji. Hlavním směrem vývoje je další snižování hmotnosti a zvyšování oxidační a creepové odolnosti při stále vysokých hodnotách pevnosti. Neméně důležité je i snižování ceny vyráběných slitin. Je možné, že další vývoj superslitin se bude odvíjet směrem syntézy nanočástic, na čemž již pracují některé laboratoře, ale prozatím zůstává majoritní klasická výroba, tak jak je známá doposud.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] DURAND-CHARRE, Madeleine. *The microstructure of superalloys*. Boca Raton: CRC Press, c1997, xiv, 124 s. ISBN 90-5699-097-7.
- [2] DONACHIE, Matthew J a Stephen James DONACHIE. *Superalloys: a technical guide*. 2nd ed. Materials Park: ASM International, 2002, x, 439 s. ISBN 0-87170-749-7.
- [3] SIMS, Chester T, N STOLOFF a William C HAGEL. *Superalloys II*. New York: Wiley, c1987, xx, 615 p. ISBN 0471011479.
- [4] REED, Roger C. *The superalloys: fundamentals and applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, xv, 372 s. ISBN 978-0-521-85904-2
- [5] GOODMAN, J., *Mechanics Applied to Engineering*, Longman, Green & Company, London, 1899
- [6] VLACH, Bohumil. *Únava materiálu – úvod* [online]. Učební text FSI VUT Brno, 14 s. Dostupné z:
<http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/mezni_stavy/podklady/08a%20-%20unava1.pdf>
- [7] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. vyd. Praha: Academia, 1975, 222 s.
- [8] VĚCHET, Stanislav, Jan KOHOUT a Otakar BOKŮVKA. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. 2. vyd. Žilina: Žilinská univerzita, 2002, 157 s. ISBN 80-7100-973-3.
- [9] MUGHRABI, Häel. Microstructural mechanism of cyclic deformation, fatigue crack initiation and early crack growth. *Philosophical transactions*, 2015, vol. 373, iss. 2038. ISSN 1364-503X
- [10] VLACH, Bohumil. *Únava materiálu* [online]. Učební text FSI VUT Brno. Dostupné z:
<http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/mezni_stavy/prednasky/09_6MS_unava.pdf>
- [11] Cojeco.cz únavový lom [online]. 14.3.2000, poslední reize 4.9.2006 [cit. 24.5.2015]. Dostupné z:
<http://www.cojeco.cz/index.php?detail=1&id_desc=100894&s_lang=2>
- [12] Thermal Mechanical Technical Background [online] Dostupné z:
<<https://www.efatigue.com/hightemp/background/tmf.html>>
- [13] POLÁK, Jaroslav. *Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Materials*. 2 ed. Praha: Academia, 1991, 315 s. ISBN 80-200-0008-9.

- [14] GARCÍA DE LA YEDRA A, A MARTÍN-MEIZOSO , R MARTIN RODRÍGUEZ a J L PEDREJÓN. Thermo-mechanical fatigue behaviour and life prediction of C-1023 nickel based superalloy. *International Journal of Engineering, Science and Technology*, 2011, vol. 3, iss. 6, s. 88-101. ISSN 2141-2839
- [15] HUANG Z W, Z G WANG, J S ZHU, F H YUAN a F G WANG. Thermomechanical fatigue behavior and life prediction of a cast nickel-based superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 2006, vol. 432. ISSN 0921-5093
- [16] HALÁSZI, Csaba. *Fatigue life prediction of thermo-mechanically loaded engine components* [online]. Dostupné z: <http://www.ecs.steyr.com/fileadmin/ecs_temp/Downloads/papers/femfat/2007/07_EAEC_2007.pdf>
- [17] VLACH, Bohumil. *Creep a lom při creepu* [online]. Učební text FSI VUT Brno, 10 s. dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/mezni_stavy/podklady/09%20-%20Creep.pdf>
- [18] SUN Fei, Jianxin ZHANG a Harada HIROSHI. Deformation twinning and twinning-related fracture in nickel-base single-crystal superalloys during thermomechanical fatigue cycling. *Acta Materialia*, 2014, vol. 67, s. 45-57. ISSN 1359-6454
- [19] KANESUND, Jan, Johan MOVERARE a Sten JOHANSSON. The deformation and damage mechanism during thermomechanical fatigue (TMF) in IN792. *Procedia Engineering*, 2011, vol. 10, s. 189-194. ISSN 1877-7058
- [20] GU, Yu-li, Chun-hu TAO a Yu-huasi HE. Thermomechanical Fatigue Behavior of Powder Metallurgical Nickel Based Superalloy FGH96. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2010, vol. 17, iss. 6, s. 74-79. ISSN: 1006-706X

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

ZKRATKA	VÝZNAM
γ	strukturní složka, základní matrice
γ'	strukturní složka, vytvrzující fáze
γ''	strukturní složka, vytvrzující fáze
μ	strukturní složka, nežádoucí fáze
σ	strukturní složka, nežádoucí fáze
η	strukturní složka, nežádoucí fáze
TCP	topologicky těsně uspořádaná fáze
FCC	mřížka, plošně středěná krychlová
BCT	mřížka, plošně středěná tetragonální
SCC	mřížka, prostá kubická
HCP	mřížka, šesterečná
$\Delta\sigma$	rozkmít napětí
σ_m	střední napětí
σ_h	horní napětí
σ_n	dolní napětí
σ_a	amplituda napětí
σ_c	mez únavy
σ'_f	součinitel únavové pevnosti
R	parametr asymetrie, napěťový poměr
P	parametr asymetrie, amplitudový poměr
ϵ_{tot}	deformace, celková
ϵ_{mech}	deformace, mechanická
ϵ_{el}	deformace, elastická
ϵ_{in}	deformace, anelastická
ϵ_{th}	deformace, teplotní
ϵ'_f	součinitel únavové tažnosti
$\dot{\epsilon}_{mech}$	rychlost změny mechanické deformace
α	součinitel teplotní roztažnosti
N	počet cyklů
N_f	počet cyklů do lomu
h_{cr}	materiálová konstanta
δ_0	materiálová konstanta
A	materiálová konstanta
B	materiálová konstanta
β	materiálová konstanta
K_p^{eff}	efektivní oxidační konstanta
Φ^{ox}	oxidační fázový faktor
Q	aktivační energie oxidace
$\dot{\epsilon}_{th}$	rychlost změny tepelné deformace
ξ^{oxi}	konstanta uvažující relativní množství poškození spojené s rozdílným fázováním
ΔH^{cr}	aktivační energie creepu
A_{cr}	materiálová konstanta
M	materiálová konstanta
ξ^{cr}	konstanta uvažující relativní množství poškození spojené s rozdílným fázováním

SEZNAM POUŽITÝCH OBRÁZKŮ

Obrázek č. 1: Vývoj obsahu vybraných prvků podílejících se na tvorbě vytvrzující fáze	2
Obrázek č. 2: Srovnání superslitin na bázi Fe, Co, Ni.....	3
Obrázek č. 3: Vliv přísadových prvků na strukturu a vlastnosti superslitin.....	5
Obrázek č. 4: Evoluce mikrostruktury superslitiny na bázi niklu	7
Obrázek č. 5: Schéma krystalové struktury γ'	9
Obrázek č. 6: Zátěžný cyklus	11
Obrázek č. 7: Pozice a názvosloví zátěžných cyklů	12
Obrázek č. 8: Stádia únavového porušení	13
Obrázek č. 9: Stádium změn mechanických vlastností	14
Obrázek č. 10: Schéma hysterzní smyčky	14
Obrázek č. 11: Cyklická křivka napětí-deformace	15
Obrázek č. 12: Kartový skluz v perzistentním skluzovém pásmu.....	17
Obrázek č. 13: Schématické znázornění stádií šíření trhliny.....	18
Obrázek č. 14: Schéma lomové plochy	19
Obrázek č. 15: Wöhlerova křivka.....	19
Obrázek č. 16: Wöhlerova křivka pro symetrický zátěžný cyklus	20
Obrázek č. 17: Wöhlerova křivka pro míjivý zátěžný cyklus	20
Obrázek č. 18: Manson-Coffinova křivka	22
Obrázek č. 19: Zatěžování „ve fázi“	23
Obrázek č. 20: Zatěžování „mimo fázi“	24
Obrázek č. 21: Typy oxidického poškození.....	25
Obrázek č. 22: Oxidační poškození ocele s intruzí	25
Obrázek č. 23: Creepová křivka	26
Obrázek č. 24: Křivka únavového života pro různé rozsahy teplot	28
Obrázek č. 25: Tvorba dvojčatění a následné mikrotrhliny.....	29
Obrázek č. 26: Lomová plocha slitiny TMS-75	30
Obrázek č. 27: Struktura slitiny po testu „ve fázi“ při teplotách 100 °C-750 °C.....	31
Obrázek č. 28: Struktura slitiny po testu „mimo fázi“ při teplotách 100 °C-950 °C	31
Obrázek č. 29: Struktura po testu termomechanické únavy	32
Obrázek č. 30: Dislokace při zatěžování „ve fázi“	32

SEZNAM POUŽITÝCH TABULEK

Tabulka č. 1: Obsahy legujících prvků v superslitinách niklu.....	5
Tabulka č. 2: Přehled fází ve superslitinách niklu	8