

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV PROCESNÍHO A EKOLOGICKÉHO
INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF PROCESS AND ENVIRONMENTAL
ENGINEERING

DRUHY POŠKOZOVÁNÍ MATERIÁLŮ - II

KINDS OF MATERIALS DAMAGE - II

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

LENKA MAŠKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. ZDENĚK NETERDA

BRNO 2008

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav procesního a ekologického inženýrství

Akademický rok: 2007/08

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

student(ka): Mašková Lenka

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

obor: **Strojní inženýrství (2301R016)**

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:

Druhy poškození materiálů - II

v anglickém jazyce:

Kinds of materials damage - II

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Rešerše nejvíce zastoupených druhů poškození materiálu v procesním průmyslu a způsoby jejich posuzování.

Cíle bakalářské práce:

Popis mechanismu následujících druhů poškození materiálu:

- poškození při nízkocyklové únavě
- poškození vodíkovým zkrěhnutím
- porušení náhlým lomem

Způsob posuzování vybraných druhů poškození materiálu.

Grafické znázornění vybraných druhů poškození materiálu u konkrétních zařízení.

Seznam odborné literatury:

- [1] Schweitzer, P. A.: Corrosion and Corrosion Protection Handbook, New York and Basel Marcel Dekker, 1989
- [2] Reiders, H.: Korrosionsprobleme in heiztechnischen Anlagen, VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1973
- [3] Černý, M.: Korozní vlastnosti kovových a konstrukčních materiálů, SNTL, Praha 1984
- [4] Vejvoda, S.: Stavba procesních zařízení, Brno: CERM, prosinec 2002

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Zdeněk Neterda

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2007/08.

V Brně, dne 14.11.2007

L.S.



prof. Ing. Petr Stehlik, CSc.
Ředitel ústavu



doc. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc.
Děkan fakulty

Abstrakt

Během provozu jsou materiály zařízení výrobních jednotek trvale poškozovány. Přitom je stálá snaha zvyšovat jejich pracovní parametry, což násobí rizika jejich poškození. Cílem této práce je popis procesu a mechanismu poškození materiálu nejvíce zastoupených druhů poškození materiálu v procesním průmyslu. Práce se zabývá poškozením materiálu při nízkocyklové únavě, poškozením materiálu vodíkovým zkrěhnutím a porušením materiálu náhlým lomem. Dále je popsán způsob posuzování vybraných druhů poškození materiálu teoretickými vztahy a jejich grafické znázornění pomocí diagramů, schémat a obrázků u konkrétních zařízení.

Abstract

Materials of production unit facilities are subjected to permanent damages while they are operating. Furthermore, there is a tendency to advance their working parameters that significantly increases risks of their damages. The goal of this thesis is to describe a process and mechanism of commonly occurred kinds of materials damage in the process industry. The thesis is focused on the material damage caused by the low-cycle fatigue and hydrogen embrittlement, and also the material disturbance evoked by the sudden fracture. Furthermore, the assessment technique of selected kinds of materials damage using theoretical formulae and their graphical representations using diagrams, schemes and figures for specific machineries are presented.

Klíčová slova

Poškození materiálu, nízkocyklová únava, vodíkové zkrěhnutí, náhlý lom.

Keywords

Material damage, low-cycle fatigue, hydrogen embrittlement, sudden fracture.

Bibliografická citace

MAŠKOVÁ, L. *Druhy poškození materiálů - II*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008. 41 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Zdeněk Neterda.

Prohlášení o původnosti

Prohlašuji, že tato práce je mým původním autorským dílem, které jsem vypracovala samostatně. Všechny zdroje, prameny a literaturu, které jsem při vypracování používala nebo z nich čerpala, v práci řádně cituji s uvedením úplného odkazu na příslušný zdroj.

Poděkování

Děkuji vedoucímu své práce, Ing. Zdeňkovi Neterdovi za všestrannou pomoc, připomínky a hlavně čas, který mi věnoval při vedení této práce.

Obsah

Abstrakt	- 5 -
Abstract	- 5 -
Klíčová slova.....	- 5 -
Keywords	- 5 -
Bibliografická citace	- 6 -
Prohlášení o původnosti	- 7 -
Poděkování.....	- 8 -
Seznam symbolů	- 11 -
1 Úvod do procesu poškozování materiálu	- 13 -
1.1 Mechanismy poškozování materiálu	- 13 -
2 Poškození materiálu při nízkocyklové únavě	- 14 -
2.1 Křivky životnosti u nízkocyklové únavy	- 17 -
2.1.1 Konstrukční křivka životnosti typu Langerera	- 17 -
2.1.2 Konstrukční křivka životnosti typu Manson-Coffin	- 19 -
2.2 Změny mechanických vlastností	- 21 -
2.2.1 Cyklické zpevnění a změkčení	- 21 -
2.2.2 Cyklická křivka napětí – deformace.....	- 24 -
3 Poškození materiálu vodíkovým zkřehnutím	- 26 -
3.1 Mechanismus poškozování materiálu vodíkovým zkřehnutím	- 27 -
3.2 Prahová hodnota součinitele intenzity napětí ve vodíkovém prostředí	- 28 -
3.3 Růst trhliny v materiálu ve vodíkovém prostředí	- 29 -
4 Porušení náhlým lomem	- 30 -
4.1 Nukleace únavových trhlin	- 30 -
4.1.1 Mechanismy nukleace mikrotrhlin.....	- 32 -
4.2 Stádium šíření trhlin	- 34 -
4.3 Lomová mechanika.....	- 35 -
4.3.1 Lineární elastická lomová mechanika	- 36 -
4.3.2 Koncepce lomové mechaniky	- 37 -
Závěr	- 40 -
Literatura.....	- 41 -

Seznam symbolů

symbol	význam	jednotka
a	poloosa eliptické (semieliptické) trhliny	[-]
a_o	velikost počáteční trhliny	[mm]
a_f	velikost konečné trhliny	[mm]
Δa	velikost prodloužení trhliny	[mm]
A	konstanta	[mm ^{-0,5}]
B	konstanta určená experimentálně	[-]
c_o	obsah difúzního vodíku v mřížce	[-]
c_{krit}	kritický obsah vodíku v procesní zóně	[-]
C	konstanta	[mm.s ⁻¹].
d	lineární průměr primárního austenitického zrna	[m]
D_o	difúzní koeficient vodíku	[mm ² . s ⁻¹]
e_c	charakteristika plasticity	[-]
E	modul pružnosti v tahu (Youngův modul)	[MPa]
G	hnací síla trhliny	[N]
G_c	kritická hodnoty hnací síly	[N]
J_{IC}	kritická velikost J-integrálu	[-]
K	součinitel intenzity napětí	[MPa.m ^{0,5}]
K_C	lomová houževnatost	[MPa.m ^{0,5}]
K_{CE}	ekvivalentní energie	[MPa.m ^{0,5}]
K_I	okamžitá hodnota součinitele intenzity napětí	[MPa.m ^{0,5}]
K_{ISH}	prahová hodnota součinitele intenzity napětí	[MPa.m ^{0,5}]
n_σ	součinitel bezpečnosti vůči napětí	[-]
n_N	součinitel bezpečnosti vůči počtu cyklů	[-]
N_f	počet cyklů do lomu	[-]
N_o	dovolený počet cyklů	[-]
Q	aktivační energie pro difúzi vodíku v α -mřížce	[J/mol]
r_σ	součinitel asymetrie cyklu napětí	[-]
R	univerzální plynová konstanta	[J/(mol. K)]
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu	[MPa]
R_m	mez pevnosti	[MPa]
RT_{NDT}	interferenční teplota	[°C]
t_p	doba do porušení vzorku	[s]
T	teplota	[K]
V^*	parciální molekulární objem vodíku v procesní zóně	[m ³ /mol]
W	energie napjatosti	[J]
Y	součinitel geometrie tělesa (kalibrační funkce)	[-]
Z_c	kontrakce	[-]
δ_C	kritická hodnota	[-]
δ_{CI}	kritická velikost rozevření trhliny	[-]
ε_{ae}	amplituda deformace elastické složky	[-]
ε_{ap}	amplituda deformace plastické složky	[-]
ε_{at}	amplituda celkové deformace	[-]
$\varepsilon_{at,SS}$	amplituda celkové deformace pro $N = 10^4$ cyklů při zkoušce vzorků ze svarového spoje	[-]
$\varepsilon_{at,ZM}$	amplituda celkové deformace pro $N = 10^4$ cyklů při zkoušce vzorků ze základního materiálu	[-]

symbol	význam	jednotka
ε_f'	součinitel únavové tažnosti	[-]
$\varepsilon_{p,max}$	maximální deformace plastické složky	[-]
$\varepsilon_{t,max}$	maximální celková deformace	[-]
μ	Poissonovo číslo	[-]
σ	napětí působící kolmo na rovinu defektu	[MPa]
σ_a	amplituda napětí	[MPa]
σ_c	mez vysokocyklové únavy pro souměrně střídavý cyklus napětí	[MPa]
σ_f'	součinitel únavové pevnosti	[MPa]
σ_{FR}	lomová pevnost	[MPa]
σ_h	horní hodnota cyklu napětí (maximální napětí)	[MPa]
σ_m	střední napětí	[MPa]
σ_n	dolní hodnota cyklu napětí (minimální napětí)	[MPa]
σ_o	působící napětí	[MPa]
$\Delta\sigma$	rozkmit napětí	[MPa]
φ_F	součinitel vlivu neutronového ozáření	[-]
φ_K	součinitel snížení únavové pevnosti vlivem prostředí	[-]
φ_M	součinitel vlivu poměru hlavních napětí při teplotní únavě nebo při současném působení proměnného zatížení mechanického a deformačního (teplotního) původu	[-]
φ_W	součinitel snížení únavové pevnosti svarovým spojem	[-]
horní index	význam	jednotka
b	exponent únavové pevnosti	[-]
c	exponent únavové tažnosti	[-]
m	exponent	[-]
m_e	exponent	[-]

1 Úvod do procesu poškozování materiálu

Oblasti procesu a mechanismů poškozování materiálu jsou velice dobře vysvětleny v podkladu [1], ze kterého je v této práci čerpáno.

Materiál zařízení výrobních jednotek je během provozu trvale poškozován. Přitom je stálá snaha zvyšovat jejich pracovní parametry, což násobí rizika jejich selhání. Proto se vědci na celém světě zabývají problematikou postupné degradace vlastností materiálu v provozních podmínkách a možnostmi prodloužení spolehlivé služby zařízení poškozovaných provozem. Nejcenější jsou poznatky získané přímo z provozu zařízení. Výzkum se musí soustředit na vypracování oprávněných matematických modelů hromadění poškozování materiálu konstrukcí v provozních podmínkách. Obecně se to týká materiálů kovových, nekovových i složených. Jde o poznání procesů dlouhodobé statické a dynamické únavy materiálu a rozvoj poznání procesů poruch soudržnosti struktury materiálu ve složitých podmínkách namáhání.

1.1 Mechanismy poškozování materiálu

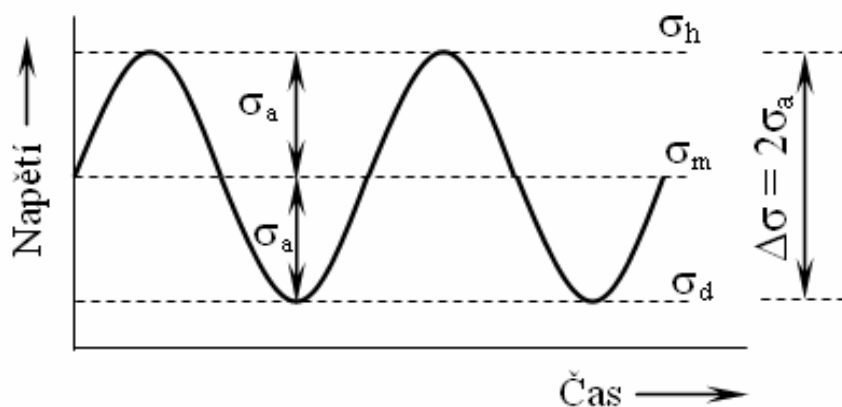
Účinkem provozních zatížení je materiál zařízení výrobní jednotky postupně poškozován. Zatížení je jak mechanického původu (tlak, účinek hmotnosti, síly od potrubních systémů, způsobené tlakem a účinkem vlastní hmotnosti a hmotnosti média, seismické zatížení), tak deformačního původu (teplotní pole, síly vzniklé omezením volné teplotní dilatace potrubních systémů, předpětí, apod.).

Význačnost jednotlivých degradačních mechanismů je rozdílná u jednotlivých částí zařízení výrobní jednotky. U zařízení výrobní jednotky lze určit, které z degradačních mechanismů je nejvýznamněji poškozují. Význačným mechanismem poškozování materiálu při opakovaném zatěžování bývá nejčastěji únava materiálu, vyvolaná účinky od proudících médií. Únava materiálu také zahrnuje etapu postupného růstu defektů ponechaných v materiálu. Dalšími mechanismy poškozování materiálu mohou být eroze, poškozování korozí (plošnou, důlkovou anebo korozí pod napětím), poškozování vodíkovým zkrěhnutím atd.

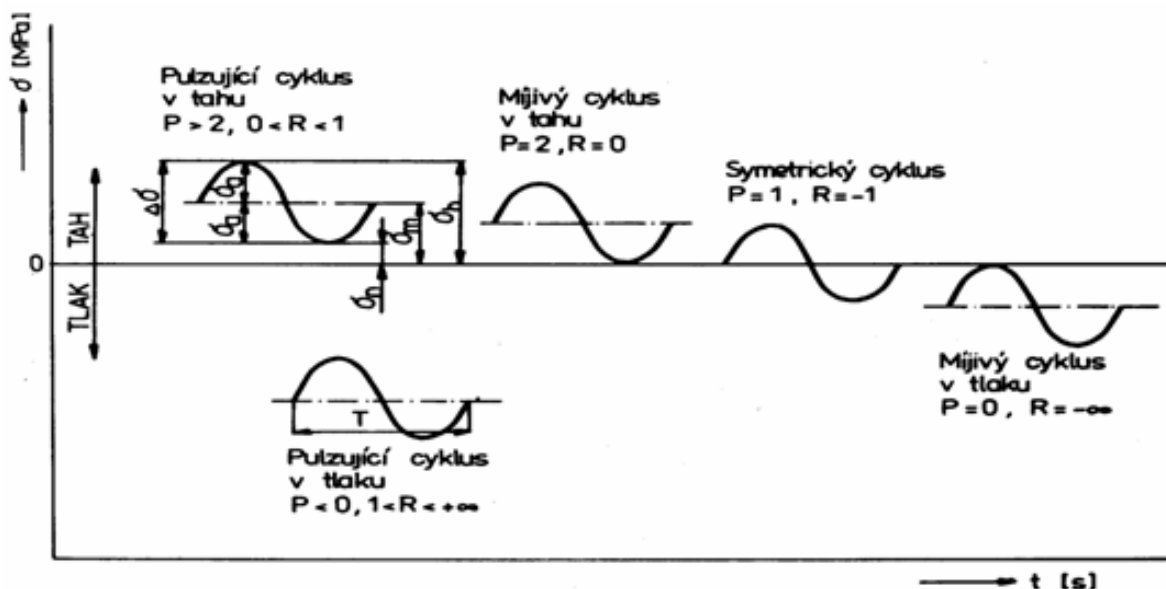
2 Poškození materiálu při nízkocyklové únavě

Oblast nízkocyklové únavy je podrobně popsána a zobrazena v podkladech [1], [4], [5], [6] a [7], z nichž je dále čerpáno. Křivky životnosti u nízkocyklové únavy jsou čerpány z podkladu [1] a [2]. Změny mechanických vlastností jsou čerpány z podkladu [4].

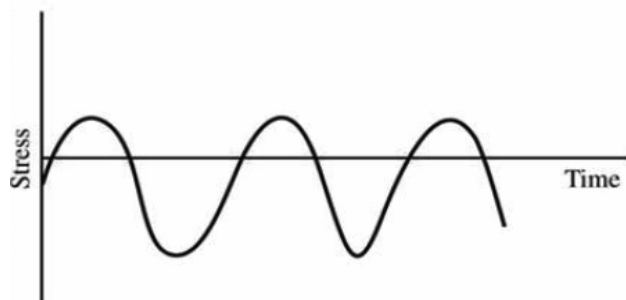
Nízkocyklová únava materiálu zařízení vzniká jak účinkem cyklického zatěžování, obr. 2.1, obr. 2.2, obr. 2.3, tak opakovanými změnami teplot prostředí, které v něm vyvolávají opakovaná teplotní napětí.



Obr. 2.1 Cyklické zatěžování - cyklické sinusoidální napětí



Obr. 2.2 Různé typy sinusových zátěžných cyklů a jejich charakteristiky



Pozn.:

Stress – napětí

Time - čas

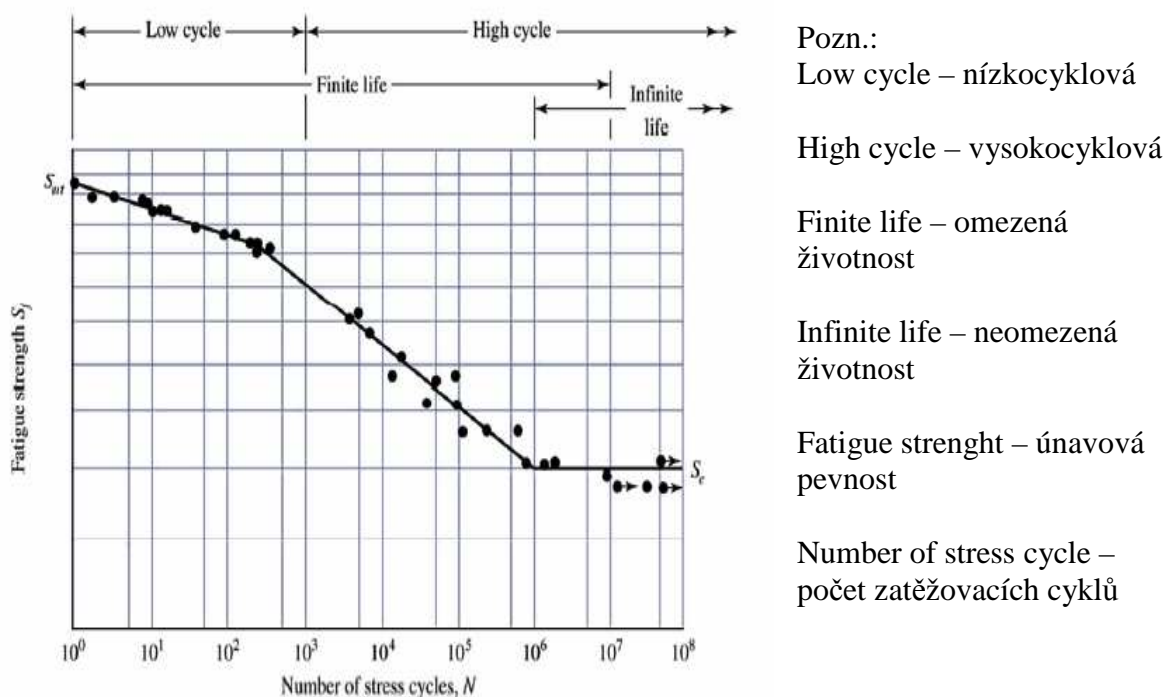
Obr. 2.3 Cyklické zatěžování - nesinusoidální napětí

Nízkocyklová únava zařízení (kovových těles) probíhá při vyšší úrovni rozkmitu celkové poměrné deformace. Počet cyklů do lomu je v rozmezí 10^2 až 10^5 života konstrukce,

obr. 2.5. Při nízkocyklové únavě vznikají makroskopické deformace materiálu. V průběhu zpevňování materiálu se mění jejich velikost. Ve struktuře materiálu jsou velmi složitým způsobem rozdělovány. Vzniká obvykle celá síť malých trhlin, které se postupně zhušťují a spojují. Většina z nich je z počátku orientována ve směru největšího smykového napětí, později přechází do směru kolmého k největšímu tahovému napětí, roste a vytváří magistrální trhliny, obr. 2.4. Přitom vzniká řada interakcí se slabými místy struktury materiálu a inkluzemi. K interakcím u nízkocyklové únavy dochází na lokálních slabých místech struktury a makrodefektech místní koncentrace plastické deformace, která roste přibližováním kořene magistrální trhliny. Při růstu opakované plastické deformace vznikají v těchto místech dutiny oddělováním deformace neschopných strukturních částic od matrice. Současně již dříve vytvořené dutiny rostou. Můstky mezi kořenem vyzrálé trhliny poskočí vpřed.



Obr. 2.4 Šíření magistrální trhliny



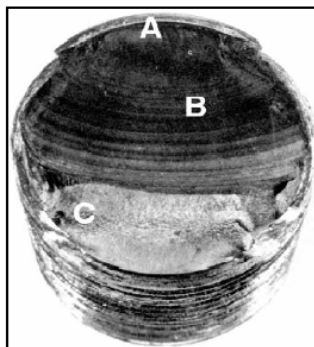
Obr. 2.5 Oblasti únavového života

Velký počet přetvořených míst v okolí kořene mikrotrhliny způsobuje velký rozptyl deformační práce, která je pohlcována na řadě míst mimo vlastní kořen postupující magistrální trhliny.

Líce magistrální trhliny jsou drsné, neboť jejich rozvoj je spojen s řadou skoků mezi poškozenými oblastmi ve struktuře a vykazuje mnoho větví a vedlejších trhlín. Jen část energie je spotřebována na postup magistrálních trhlín a značná část je rozptýlena do okolí lomové plochy. Líce lomu při nižším počtu cyklů do porušení soudržnosti materiálu nejsou vlivem dotyku při tlakových půlcyklech zatížení otřeny a tak hladké jako při vysokocyklové únavě. Čím více se tvoří vedlejší trhlínky a více se komplikuje cesta magistrální trhliny, tím pomaleji postupuje trhlina stěnou tělesa. Bariérou proti rozvoji trhlín je lokální zpevnění materiálu při vyšší cyklické deformaci materiálu a větší součtová plocha všech trhlín. Bariérou tudíž není otupování kořene magistrální trhliny jako u vysokocyklové únavy, ale spotřeba energie na značně se zvětšující novou sumární volnou plochu v tělese.

Při nízkocyklové únavě jsou u závěrečného lomu zdatelnější makroskopické deformace. Rychlost lomu je menší, neboť se jedná o smíšené lomy s větším podílem tvárného porušení materiálu. Při malém počtu do 10^3 cyklů do porušení mají lomy matný drsný povrch se zdatelnými kontrakcemi průřezu. Mikrofraktografie ukazuje na vytváření dutin kolem inkluzí a vytahování matic v můstcích mezi nimi.

Příklady poškození při cyklickém zatěžování neboli únavou materiálu u konkrétních zařízeních jsou uvedeny na obr. 2.6 a obr. 2.7.



Obr. 2.6 Únavový lom šroubu, způsobený jednosměrným ohybem
 A – iniciace trhliny v kořeni závitů
 B – dynamický lom (postupové čáry)
 C – nestabilní lom



Obr. 2.7 Únavový lom hnacího hřídele z nikel chrom molybdenové oceli
 B – iniciace trhliny v drážce
 C – nestabilní lom

2.1 Křivky životnosti u nízkocyklové únavy

Pro rutinní výpočty se předpokládá použití konstrukční křivky životnosti typu Langer, která vystačí s materiálovými vlastnostmi změřenými při zkoušce tahem. V případech, kdy budou k dispozici i experimentálně změřené parametry použije se konstrukční křivka životnosti typu Manson-Coffin.

2.1.1 Konstrukční křivka životnosti typu Langer

1) Dovoleno počet cyklů N_o do vzniku makrotrhliny o velikosti 1 mm se vypočte z konstrukčních křivek životnosti typu Langer, vztahy (2.1) a (2.2).

$$\frac{\varepsilon_{at}}{\varphi_w \cdot \varphi_k \cdot \varphi_F \cdot \varphi_M} = \frac{e_c}{n_\sigma \cdot (4 \cdot [N_o]_1)^m} + \frac{\sigma_{FR}}{n_\sigma \cdot E \cdot \left[(4 \cdot [N_o]_1)^{m_e} + \frac{1+r_\sigma}{1-r_\sigma} \right]} \quad (2.1)$$

$$\frac{\varepsilon_{at}}{\varphi_w \cdot \varphi_k \cdot \varphi_F \cdot \varphi_M} = \frac{e_c}{(4 \cdot n_N \cdot [N_o]_2)^m} + \frac{\sigma_{FR}}{E \cdot \left[(4n_N \cdot [N_o]_2)^{m_e} + \frac{1+r_\sigma}{1-r_\sigma} \right]} \quad (2.2)$$

kde σ_{FR} – lomová pevnost definovaná vztahem (2.3),
 e_c – charakteristika plasticity definovaná vztahem (2.4) nebo pro $\varepsilon_{t,\max} < \frac{R_{p0,2}}{E}$
definovaná vztahem (2.5),
 Z_c – kontrakce definovaná vztahem (2.6), nebere se větší než 50 %,
 m – exponent definován vztahem (2.7),
 m_e – exponent definován vztahem (2.8),
 σ_c – mez vysokocyklové únavy pro souměrně střídaný cyklus napětí definována vztahem (2.9),
 r_σ – součinitel asymetrie cyklu napětí definován vztahem (2.10).

$$\sigma_{FR} = R_m \cdot (1 + 0,014 \cdot Z) \quad (2.3)$$

$$e_c = 1,15 \cdot \log \left[\frac{100}{100 - Z_c} \right] - 0,5 \cdot \left(\varepsilon_{t,\max} - \frac{R_{p0,2}}{E} \right) \quad (2.4)$$

$$e_c = 1,15 \cdot \log \left[\frac{100}{100 - Z_c} \right] \quad (2.5)$$

$$Z_c = \min [Z, 50 \%] \quad (2.6)$$

$$\begin{aligned} m &= 0,5 && \text{pro } R_m \leq 700 \text{MPa} \\ m &= 0,36 + 0,0002 \cdot R_m && \text{pro } 700 \text{MPa} < R_m \leq 1200 \text{MPa} \end{aligned} \quad (2.7)$$

$$m_e = 0,132 \cdot \log \left(\frac{R_m \cdot (1 + 0,014 \cdot Z)}{\sigma_c} \right) \quad (2.8)$$

$$\begin{aligned} \sigma_c &= 0,4 \cdot R_m \text{ pro } R_m \leq 700 \text{MPa} \\ \sigma_c &= (0,54 - 0,0002 \cdot R_m) \cdot R_m \text{ pro } 700 \text{MPa} < R_m \leq 1200 \text{MPa} \end{aligned} \quad (2.9)$$

$$r_\sigma = \frac{\sigma_n}{\sigma_h} \quad (2.10)$$

Neuvažuje-li se příznivý vliv středních napětí v tlaku, potom se pro $0,5 \cdot (\sigma_n + \sigma_h) < 0$ bere $r_\sigma = -1$.

kde σ_n – dolní hodnota cyklu napětí
 σ_h – horní hodnota cyklu napětí.

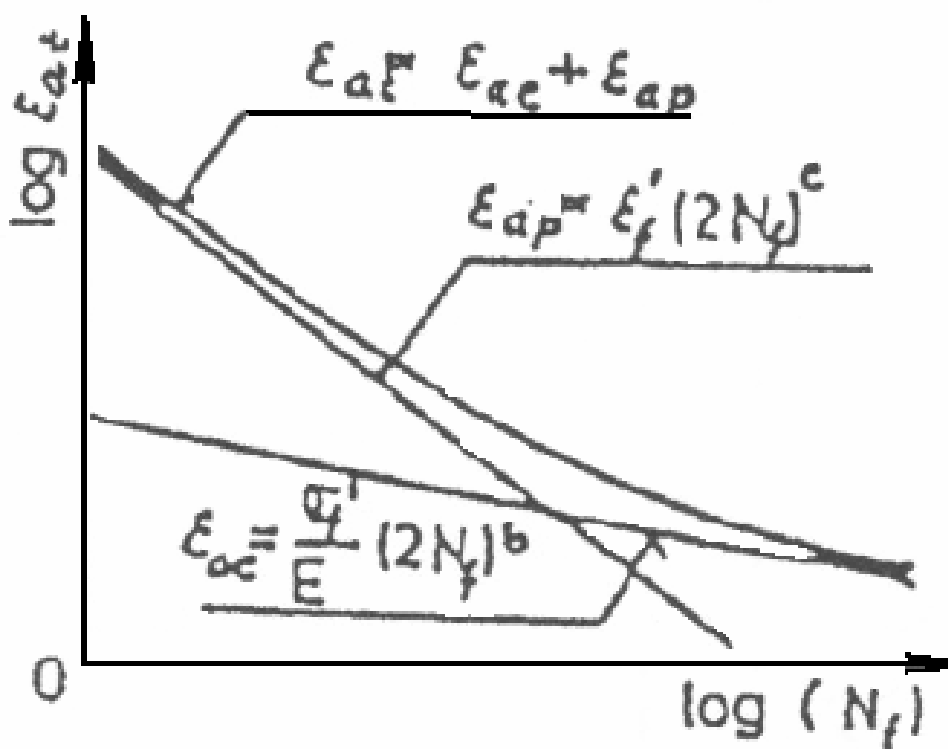
$$N_o = \min [N_{o1}, N_{o2}, 10^7] \quad (2.11)$$

Při dosažení $N_o = 10^7$, ve vztahu (2.11), se jedná o oblast trvalé pevnosti, příslušný cyklus se neuvažuje ve výpočtu poškození materiálu únavou.

- 2) Součinitel φ_w vyjadřuje snížení únavové pevnosti svarovým spojem, nabývá hodnoty v rozmezí $\langle 0,6; 1,0 \rangle$. Určuje se experimentálně, lze ho vzít ve shodě s [3].
- 3) Součinitel φ_k vyjadřuje snížení únavové pevnosti vlivem prostředí. Určuje se experimentálně. Nabývá hodnoty v rozmezí $\langle 0,05; 1,0 \rangle$. Může být použit až pro redukcí dovoleného počtu cyklů N_o , vypočteného bez vlivu korozního prostředí.
- 4) Součinitel φ_F vlivu neutronového ozáření se určí ve shodě s [3].
- 5) Součinitel φ_M vyjadřuje vliv poměru hlavních napětí při teplotní únavě anebo při současném působení proměnného zatížení mechanického a deformačního (teplotního) původu. Umožňuje použít křivku životnosti experimentálně určenou na zkušebních tyčích při opakovaném zatěžování bez proměnných teplotních účinků.
- 6) Součinitel bezpečnosti vůči napětí n_σ se bere roven 2 a součinitel bezpečnosti vůči počtu cyklů n_N se bere roven 10. Pro šrouby a svorníky se bere $n_\sigma = 1,5$ a $n_N = 5$. Jiné hodnoty lze volit ve shodě s [3].

2.1.2 Konstrukční křivka životnosti typu Manson-Coffin

V oblasti nízkocyklové únavy se v současné době používá křivka životnosti typu Manson-Coffina, obr. 2.8. Udává závislost amplitudy celkové deformace ε_{at} na počtu cyklů do lomu N_f .



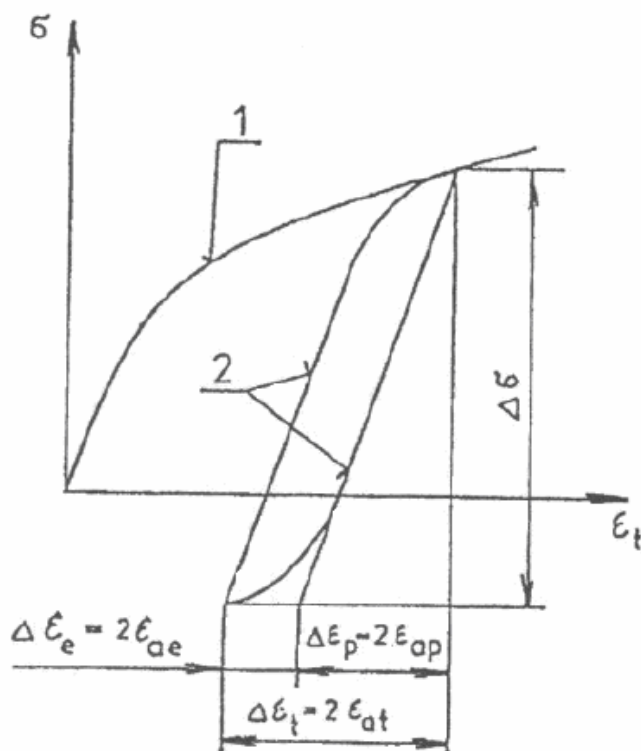
Obr. 2.8 Křivka životnosti typu Manson-Coffina

$$\varepsilon_{at} = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap} = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2 \cdot N_f)^b + \varepsilon_f' \cdot (2 \cdot N_f)^c \quad (2.12)$$

kde σ_f' - součinitel únavové pevnosti,
 ε_f' - součinitel únavové tažnosti,
 b - exponent únavové pevnosti,
 c - exponent únavové tažnosti.

Materiálové charakteristiky σ_f' , ε_f' , b a c se určí zkouškou vzorků na únavu při tvrdém zatížení (je řízena $\Delta \varepsilon_t = \text{konst.}$) v závislosti na teplotě. Vzorky jsou unavovány až do lomu při počtu cyklů N_f .

Amplituda celkové deformace ε_{at} a její elastické složky ε_{ae} a plastické složky ε_{ap} jsou ukázány na obr. 2.9. Společně s rozkmitem napětí $\Delta \sigma$ popisují hysterezní smyčku vyjadřující odezvu materiálu na opakované zatěžování.



Obr. 2.9 Amplituda celkové deformace a její elastické a plastické složky
 1 – napěťová deformační křivka pro monotónní zatížení
 2 – hysterezní smyčka

Uvážením následujících faktorů lze křivku životnosti, experimentálně určenou zkouškami hladkých vzorků na únavu, modifikovat do tvaru konstrukční křivky životnosti, použitelné pro reálné těleso. Oproti vysokocyklové únavě je zde situace jednodušší, neboť na levé straně vztahu (2.12) vystupuje amplituda celkové deformace ve vrubu, nikoliv její nominální hodnota.

Vliv jakosti povrchu a velikosti tělesa není třeba v oblasti nízkocyklové únavy vyjádřit pomocí součinitelů, jako se vyjadřuje v oblasti vysokocyklové únavy. Použije se totiž přímo amplituda celkové deformace v místě vrubu, která byla vypočtena s uvážením těchto vlivů.

Po úpravě se obdrží konstrukční křivka životnosti ve tvarech:

$$\frac{\varepsilon_{at}}{\varphi_w} = \frac{\varepsilon'_f - 0,35 \cdot \varepsilon_{p,\max}}{n_\sigma \cdot (2 \cdot [N_o])^{-c}} + \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{n_\sigma \cdot E \cdot (2 \cdot [N_o])^{-b}} \quad (2.13)$$

$$\frac{\varepsilon_{at}}{\varphi_w} = \frac{\varepsilon'_f - 0,35 \cdot \varepsilon_{p,\max}}{(2 \cdot n_N \cdot [N_o])^{-c}} + \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E \cdot (2 \cdot n_N \cdot [N_o])^{-b}} \quad (2.14)$$

Pro známé hodnoty ε_{at} , σ_m , $\varepsilon_{p,\max}$, φ_w lze ze vztahů (2.13) a (2.14) vyjádřit dovolený počet cyklů N_o do iniciace trhliny. Z obou hodnot N_o se bere vždy ta menší.

Součinitel $\varphi_w = 1$, pokud se ε'_f , σ'_f , b , c určí zkouškou hladkých vzorků ze svarového spoje, nikoliv pouze ze svarového kovu. Pokud se změní pro základní materiál, je $0,6 \leq \varphi_w < 1$. Součinitel φ_w udává poměr $\varepsilon_{at,SS}/\varepsilon_{at,ZM}$, kde $\varepsilon_{at,SS}$ je amplituda celkové deformace pro $N_f = 10^4$ cyklů při zkoušce vzorků ze svarového spoje a $\varepsilon_{at,ZM}$ je také pro $N_f = 10^4$ cyklů, ale ze základního materiálu.

2.2 Změny mechanických vlastností

2.2.1 Cyklické zpevnění a změkčení

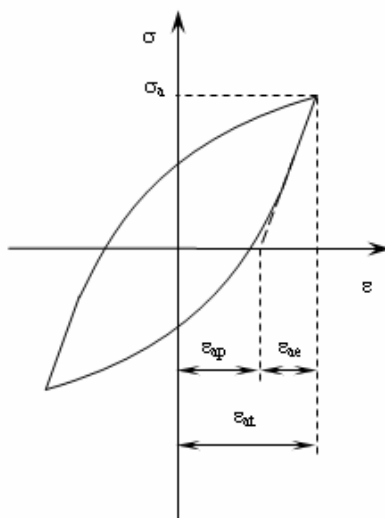
Při cyklickém zatěžování kovů a slitin dochází v důsledku změn v mikrostruktuře materiálu ke změnám jejich mechanických, elektrických, magnetických a jiných fyzikálních vlastností. Z konstruktérského hlediska jsou nejzávažnější změny mechanických vlastností. Za mechanické vlastnosti budeme brát vlastnosti charakterizující odpor materiálu proti deformaci vyvolané vnějšími silami.

Odpor materiálu proti cyklické deformaci může v průběhu únavového procesu růst nebo klesat, a nebo mít nemonotónní průběh závislý na typu materiálu, na podmínkách zatěžování a teplotě. U řady kovů výrazné změny po jistém počtu cyklů končí, respektive jsou velmi pomalé.

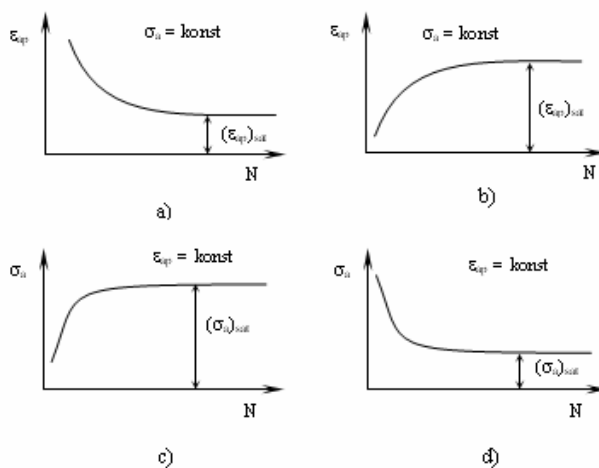
Z tohoto hlediska můžeme materiály dělit následovně:

- 1) saturující – na začátku zatěžování dochází k velkým změnám, po jistém počtu cyklů jsou již změny tak malé, že je lze prakticky zanedbat. Typickým příkladem je vyžíhaná Cu, Ni, nízkouhlíková ocel.
- 2) nesaturující – ke změnám mechanických vlastností dochází v průběhu celé životnosti. Typickým příkladem jsou kovy s planárním skluzem, např. α -mosaz s vyšším obsahem Zn, která po celou životnost zpevňuje. Typickým příkladem trvale změkčujících materiálů jsou např. 9% Cr oceli. U materiálů cyklicky změkčujících dochází na počátku zatěžování obvykle k menším změnám a teprve po určitém počtu cyklů se změny stanou patrnější.

Nejlepší a nejadekvátnější způsob detekce změn mechanických vlastností je přímé měření parametrů hysterezních smyček za chodu zkušebního stroje. Na obr. 2.10 je schematicky zakreslena hysterezní smyčka, kde σ_a je amplituda napětí, ε_{at} je amplituda celkové deformace, ε_{ap} je amplituda plastické deformace a ε_{ae} je amplituda elastické deformace. Moderní elektronicky řízené únavové stroje zpravidla umožňují udržovat v průběhu zatěžování buďto konstantní amplitudu síly, nebo amplitudu celkové či plastické deformace, respektive konstantní hodnoty příslušných momentů a výchylek v případě jiných způsobů zatěžování než v prostém tahu–tlaku. Při cyklickém zatěžování s konstantní amplitudou napětí se může měnit jen amplituda deformace. Pokud amplituda deformace s počtem cyklů klesá, jde o případ cyklického zpevnění, obr. 2.11a. Cyklické změkčení se naopak projevuje růstem amplitudy deformace, obr. 2.11b.



Obr. 2.10 Schéma hysterezní smyčky



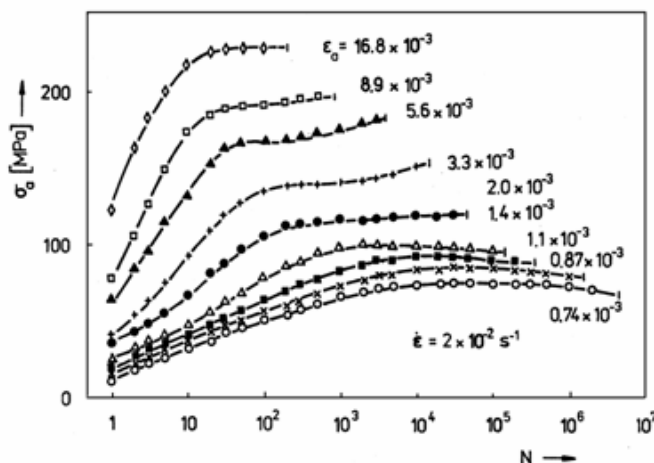
Obr. 2.11 Definice cyklického zpevnění a změkčení pro různé režimy zatěžování

- cyklické zpevnění
- cyklické změkčení
- cyklické zpevnění
- cyklické změkčení

Pro režim zatěžování s konstantní amplitudou deformace (ať již celkové nebo plastické) se mění amplituda napětí. Cyklické zpevnění se projevuje růstem amplitudy napětí – roste napětí potřebné k dosažení téže deformace, obr. 2.11c. Cyklické změkčení je naopak charakterizováno poklesem amplitudy napětí – klesá napětí potřebné k dosažení téže deformace, obr. 2.11d.

Velmi často je cyklické plastické chování charakterizováno nemonotónním průběhem. Cyklické zpevnění může být např. vystřídáno cyklickým změkčením či naopak.

Na obr. 2.12 jsou ukázány křivky cyklického zpevnění/změkčení pro případ žíhané polykrystalické mědi, zatěžované v režimu řízené deformace ($\epsilon_{at} = \text{konst.}$) s konstantní rychlostí plastické deformace. V počátečním stádiu zpevňování amplituda napětí roste monotónně. Stádium zpevňování je zakončeno saturací, kde amplituda napětí zůstává přibližně konstantní. Stádium saturace je následováno dlouhodobým zpevňováním nebo změkčováním závislejícím na amplitudě deformace. Při vysokých amplitudách deformace ($\epsilon_{at} > 1,2 \cdot 10^{-3}$, odpovídající saturované hodnotě amplitudy plastické deformace $\epsilon_{ap} > 7 \cdot 10^{-4}$), dochází k zpevňování, zatímco při menších amplitudách deformace dochází k dlouhodobému změkčováním.



Obr. 2.12 Křivky cyklického zpevnění a změkčení žíhané polykrystalické mědi

Plocha a tvar hysterezní smyčky se v průběhu zpevnění či změkčení také mění. Například cyklické zpevnění při režimu zatěžování $\sigma_a = \text{konst.}$ se projevuje poklesem amplitudy deformace a „zúžením“ smyčky, při režimu $\epsilon_{ap} = \text{konst.}$ se projevuje růstem amplitudy napětí.

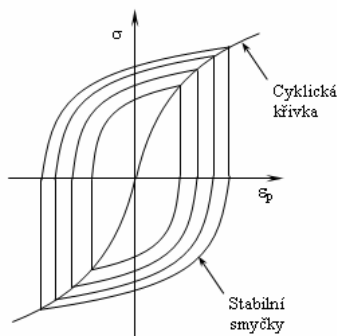
Množství experimentálních údajů o cyklickém zpevnění a změkčení různých materiálů za různých podmínek zatěžování umožňuje shrnout rozhodující poznatky z hlediska typu materiálu:

- 1) Cyklické zpevnění je typické pro materiály vyžíhané. Cyklické změkčení je naopak charakteristické pro materiály zpevněné některým ze známých způsobů. Mezi tyto způsoby patří zejména deformační zpevnění, precipitační zpevnění, zpevnění martenzitickou transformací, disperzní zpevnění dané cizími částicemi v matici a zpevnění příměsovými atomy. K cyklickému změkčení takto zpevněných materiálů může a nemusí dojít – v závislosti na stabilitě předchozího zpevnění a na podmínkách

- zatěžování. Z hlediska praktického použití je cyklické změkčení zpravidla jev nežádoucí.
- 2) U některých materiálů dochází při cyklické deformaci ke komplikovanějším změnám – k superpozici zpevnění a změkčení. Nejvýznamnější z této skupiny jsou kovy s prodlevou na mezi kluzu.
 - 3) Snad nejdůležitějším parametrem ovlivňujícím délku trvání cyklického zpevnění a změkčení je charakter skluzu daného materiálu. V hrubých rysech je možno z tohoto hlediska rozdělit kovy a slitiny na dvě skupiny: na kovy s vlnitým charakterem skluzu (např. Cu, Al, Ni, Fe, uhlíkové ocele) a na kovy s planárním charakterem skluzu (např. Fe–Si, α -mosazi s vyšším obsahem Zn, austenitické ocele). Hrubým kritériem pro dělení je zde charakter skluzových čar na povrchu vzorků. Vezmeme-li v úvahu podstatu skluzových procesů v kovech, je v materiálech s vlnitým charakterem skluzu snadný příčný skluz dislokací. Materiály s planárním charakterem skluzu se naopak vyznačují obtížným příčným skluzem. Snadnost příčného skluzu je ovlivněna řadou parametrů, z nichž ne všechny jsou dobře známy. Poměrně jednoduchá situace je v případě jednofázových kovů s kubickou, plošně centrovanou mřížkou, jako např. Cu, Al, α -mosaz. V tomto případě je možno dát snadnost příčného skluzu do přímé relace s energií vrstvené chyby. Čím vyšší je energie vrstvené chyby, tím snadnější je příčný skluz dislokací a tím více má materiál vlnitý charakter skluzu. Délka trvání cyklického zpevnění či změkčení je u kovů s vlnitým charakterem skluzu značně menší než u kovů s planárním charakterem skluzu. Např. zatímco cyklické zpevnění mědi (snadný příčný skluz) v oblasti vysokocyklové únavy končí zhruba po 1 až 3% z celkového počtu cyklů do lomu, probíhá zpevnění u slitiny Cu–30% Zn (obtížný příčný skluz) za jinak stejných podmínek po 30 až 40% cyklů z celkové životnosti.

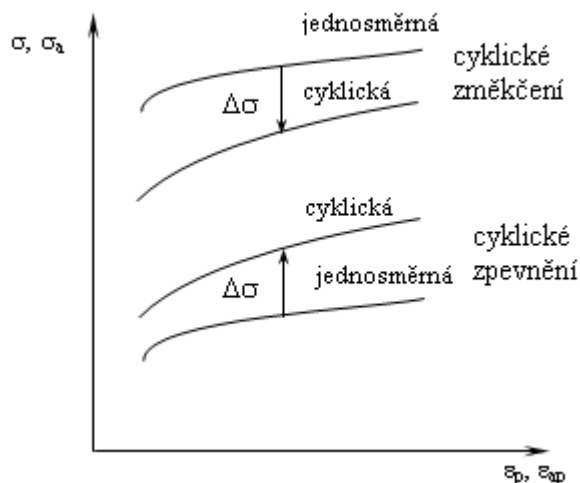
2.2.2 Cyklická křivka napětí – deformace

Po skončení cyklického zpevnění nebo změkčení se mechanické vlastnosti v průběhu dalšího zatěžování u řady materiálů zpravidla dále nemění. Amplituda napětí i deformace dosáhne svých saturovaných hodnot. Vytvoří se saturovaná, stabilní hysterezní smyčka. Různým amplitudám zatěžování přísluší různé stabilizované hysterezní smyčky. Proložíme-li vrcholovými body stabilních hysterezních smyček křivku, obr. 2.13, dostaneme relaci mezi amplitudou napětí a amplitudou plastické deformace v saturovaném, ustáleném stavu. Tato křivka je v literatuře označovaná jako cyklická křivka napětí – deformace (CKND). CKND je velmi významnou materiálovou charakteristikou, poněvadž popisuje plastickou reakci kovu po převážnou dobu životnosti. Je možno konstatovat, že CKND je z hlediska únavových vlastností jednou z důležitých charakteristik materiálu. Jedná se o charakteristiku podobnou tahovému diagramu (jednosměrná křivka napětí–deformace) pro jednosměrnou deformaci.



Obr. 2.13 Definice cyklické křivky napětí-deformace, schematicky

Tahový diagram reprezentuje závislost napětí na deformaci v prvním čtvrtcyklu. CKND reprezentuje tutéž závislost po proběhnutí zpevnění a změkčení. Z toho vyplývá, že relativní poloha těchto dvou křivek jednoznačně určuje, bude-li se daný materiál cyklicky zpevňovat, nebo změkčovat. Leží-li jednosměrná křivka napětí–deformace pod CKND, pak jde o případ cyklického zpevnění, obr. 2.14. Pro danou amplitudu plastické deformace je celková velikost zpevnění $\Delta\sigma$ dána příslušným rozdílem napětí na statické a cyklické křivce. Leží-li jednosměrná křivka nad cyklickou, jde o cyklické změkčení. Velikost změkčení je opět dána rozdílem příslušných napětí.



Obr. 2.14 Srovnání jednosměrných a cyklických křivek napětí – deformace

Experimentálně lze CKND stanovit v podstatě dvojím způsobem:

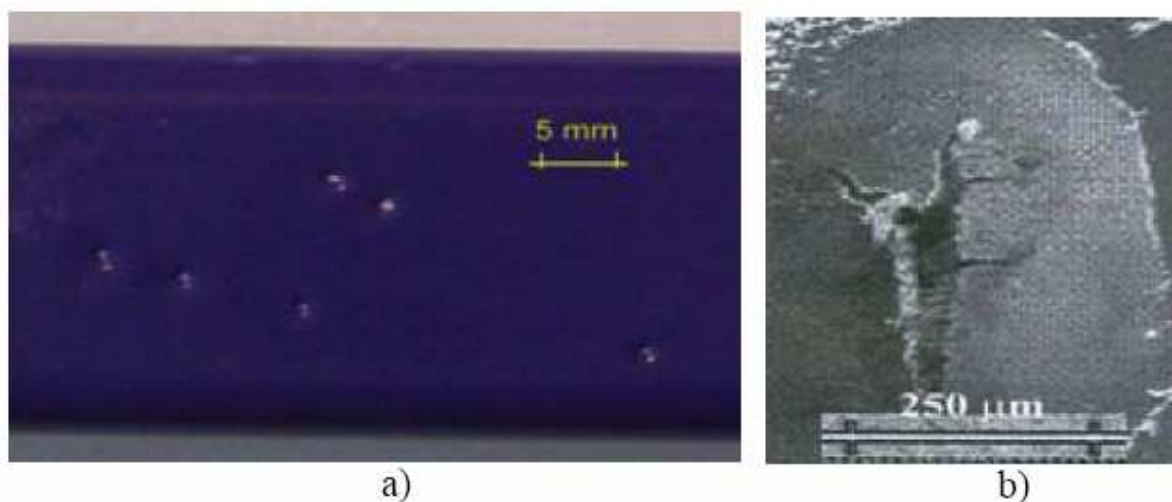
- 1) Z definice: Pro režim $\epsilon_{ap} = \text{konst.}$ se na sérii vzorků stanoví křivky cyklického zpevnění či změkčení, a zjistí se saturované hodnoty amplitudy napětí (každý vzorek je zatěžován jinou konstantní amplitudou deformace). Závislost saturovaných hodnot amplitudy napětí na příslušných hodnotách amplitudy plastické deformace je pak hledaná křivka. Při jiném režimu zatěžování (např. $\sigma_a = \text{konst.}$) se naopak zjišťují saturované hodnoty amplitudy plastické deformace. Předpokládá se, že CKND na režimu zatěžování nezávisí.
- 2) Zkráceně: Pro oblast nízkocyklové únavy byly navrženy zkoušky, umožňující získat CKND z jediného vzorku. Důvodem je velká časová a experimentální náročnost stanovení cyklických křivek z definice. Podstatou těchto metod je postupné zvyšování nebo snižování amplitudy zatěžování. Na každém stupni musí proběhnout takový počet cyklů, aby došlo ke stabilizování hysterezní smyčky, tedy k saturaci. Závislost takto získaných saturovaných hodnot amplitudy napětí a amplitudy plastické deformace je hledaná křivka.

3 Poškození materiálu vodíkovým zkřehnutím

Oblast poškození materiálu vodíkovým zkřehnutím je velice dobře popsána a zobrazena v podkladech [1], [8], [10] a [11], z nichž je dále vycházeno.

Vodíkovým zkřehnutím může být např. poškozen materiál reaktorů na výrobu čpavku v chemickém průmyslu. Během několika hodin může trhlinka prorůst celou tloušťkou stěny reaktoru.

Ukázky vlivu vodíku na poškození materiálu jsou vyobrazeny na obr. 3.1. a obr. 3.2.



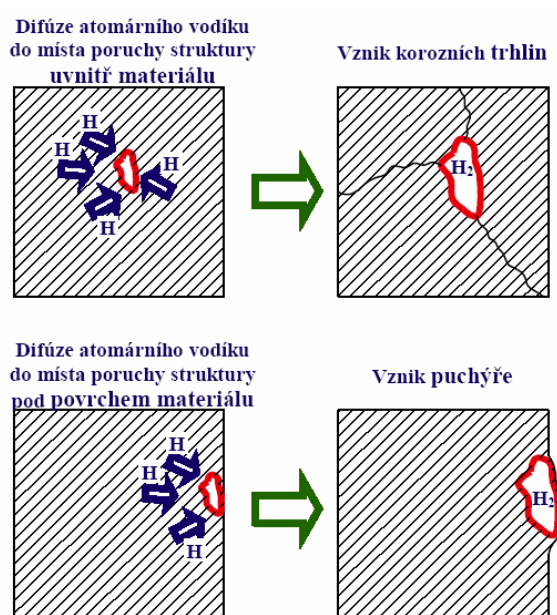
Obr. 3.1 Ukázky vlivu vodíku, unikajícího z materiálu, na destrukci povlaků
a) z práškového plastu při vytvrzování – polymeraci při 200 °C/ 20 min
b) z galvanického zinku po odvodňování – při 200 °C/ 1 hod



Obr. 3.2 Struktura vzorku firmy Fabory snímaná elektronovým mikroskopem

3.1 Mechanismus poškozování materiálu vodíkovým zkřehnutím

V reaktorech na výrobu čpavku dochází k difúzi vodíku do materiálu, obr. 3.3. K obdobnému procesu může docházet také v dalších zařízeních v chemickém průmyslu, případně při svařování nevysušenými elektrodami. Při pozvolném ochlazování stěny nádoby vodík postupně difunduje z materiálu ven. Přitom z oblasti čela trhlin úplně nevydifunduje (vodíková past). Pokud rychlost ochlazování stěny tlakové nádoby je větší než cca 25 °C/hod., nestačí vodík z materiálu difundovat. Shromažďuje se v dutinách, které při poklesu teploty stěny tlakové nádoby pod 100 °C svojí rozpínavostí při změně v molekulární formu namáhá. Při teplotě pod 100 °C totiž přechází vodík z atomární formy do molekulární, která má větší objem. Dochází k rychlému růstu trhlin, zejména při napětí kolmém na rovinu trhliny s hodnotou nad 0,7 $R_{p0,2}$. Na lomové ploše je zjišťován podíl interkrystalického lomu, přičemž k dolomení dochází transkrystalickým lomem s typickou jamkovou morfolofií.



Obr. 3.3 Difúze atomárního vodíku do místa poruchy struktury

Mechanismus poškozování materiálu vodíkovým zkřehnutím je značně teplotně ovlivnitelný a lze tvrdit, že k degradaci materiálu vlivem přítomnosti vodíku, difúzně absorbovaného ve struktuře materiálu, může dojít při splnění tří následujících základních podmínek:

- 1) materiál tlakové nádoby je ochlazován rychlostí vyšší než 25 °C/hod.,
- 2) teplota v dané oblasti materiálu se nachází v rozmezí od 20 °C do 200 °C,
- 3) napětí kolmé na rovinu trhliny dosahuje úrovně vyšší než cca 0,7 $R_{p0,2}$ včetně zbytkových napětí po svařování.
- 4) Doba do porušení vzorků vyrobených ze základního materiálu a tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje, namáhaných konstantním zatížením, lze vypočítat pomocí vztahu (3.1).

$$t_p = B \cdot \sigma_o^b \quad (3.1)$$

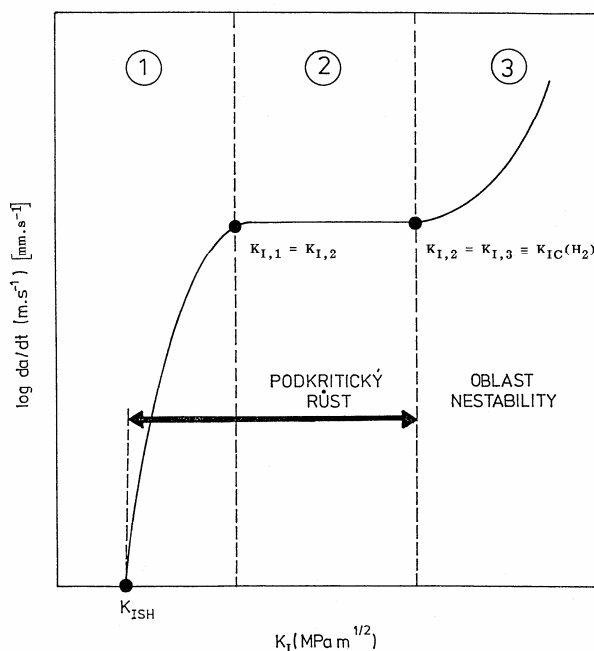
kde σ_o - působící napětí
 B - konstanta určena experimentálně
 b - exponent určen experimentálně

3.2 Prahová hodnota součinitele intenzity napětí ve vodíkovém prostředí

Schematicky je růst trhliny s nedifundovaným vodíkem ukázán na obr. 3.4. K růstu trhliny dochází, pokud okamžitá hodnota součinitele intenzity napětí K_I překročí prahovou hodnotu součinitele intenzity napětí K_{ISH} . Hodnota K_{ISH} je závislá na teplotě, a dle Gerbericha ji lze vyjádřit vztahem (3.2).

$$K_{ISH} = \frac{R \cdot T}{A \cdot V^*} \cdot \ln\left(\frac{c_{krit}}{c_o}\right) - \frac{R_{p0,2}}{2 \cdot A} \quad (3.2)$$

kde R - univerzální plynová konstanta,
 T - teplota materiálu,
 A - konstanta, pro ocel 15 421.9 bylo naměřeno $A = 0,4 \text{ mm}^{-0,5}$,
 V^* - parciální molekulární objem vodíku v procesní zóně,
 c_o - obsah difúzního vodíku v mřížce,
 c_{krit} - kritický obsah vodíku v procesní zóně.



Obr. 3.4 Růst trhliny s nedifundovaným vodíkem

3.3 Růst trhliny v materiálu ve vodíkovém prostředí

Všeobecně se přijímá, že korozní trhlina iniciovaná vodíkem roste s druhou mocninou, vztah (3.3).

$$\frac{da}{dt} = C \cdot \left[\frac{K_I}{K_{ISH}} - 1 \right]^2 \quad (3.3)$$

kde C - konstanta, $C \approx 10^{-5} \text{ mm.s}^{-1}$.

Obecně lze rychlost růstu trhliny v materiálu s nedifundovaným vodíkem ve všech třech fázích, ukázaných na obr. 3.4, vyjádřit následujícími vztahy (3.4), (3.5), (3.6), které lze použít pro rovinné deformace.

1) pro 1. fázi dle obr. 3.4

$$\frac{da}{dt} = \frac{2 \cdot (1 - \mu)}{3} \cdot \frac{1}{d^{1,5}} \cdot \left[D_o \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \right] \cdot \frac{V^*}{R \cdot T} \cdot \frac{c_o}{c_{krit} - c_o} \cdot (K_I - K_{ISH}) \quad (3.4)$$

2) pro 2. fázi dle obr. 3.4

$$\frac{da}{dt} = \frac{4,5}{d} \cdot \left[D_o \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \right] \cdot \frac{V^*}{R \cdot T} \cdot R_{p0,2} \cdot \frac{c_o}{c_{krit} - c_o} \quad (3.5)$$

3) pro 3. fázi dle obr. 3.4

$$\frac{da}{dt} = \frac{1}{E \cdot d^2 \cdot R \cdot T} \cdot \left[D_o \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \right] \cdot \frac{c_o}{c_{krit} - c_o} \cdot (K_I - K_{ISH})^2 \quad (3.6)$$

kde d - lineární průměr primárního austenitického zrna,
 D_o - difúzní koeficient vodíku,
 Q - aktivační energie pro difúzi vodíku v α -mřížce,
 μ - Poissonovo číslo.

4 Porušení náhlým lomem

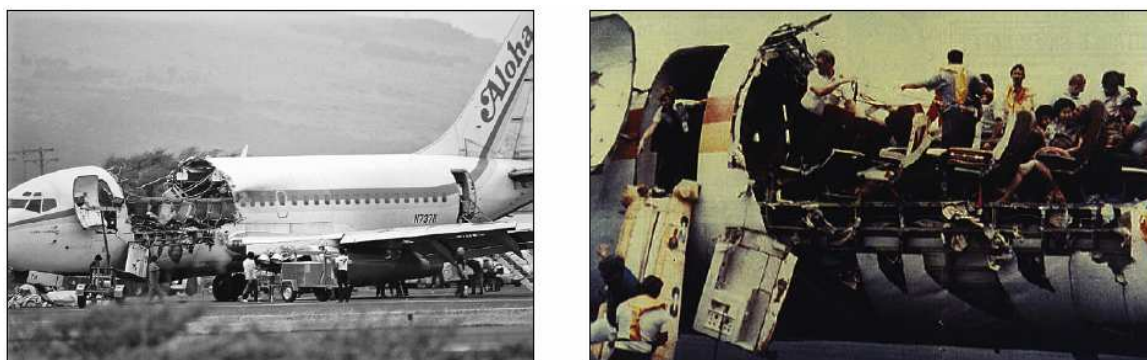
Oblast porušení náhlým lomem je podrobně rozebrána a zobrazena v podkladech [1], [4], [5] a [9], z nichž je dále čerpáno.

Během provozu zařízení může trhlina (vada) postupně růst do kritické velikosti, kdy za určitých podmínek může nastat křehký nebo houževnatý lom. Náhlé dolomení může také nastat, pokud zbývající plocha průřezu oslabeného trhlinou, není schopna převést vnější zatížení mechanického původu.

Příklady porušení materiálů náhlým lomem u konkrétních zařízení je uvedeno na obr. 4.1 a obr. 4.2.



Obr. 4.1 De Havilland DH106 - Comet 1, 8.4. 1954

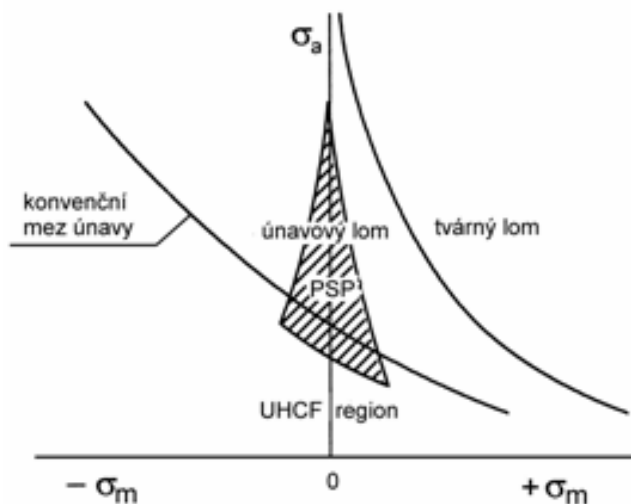


Obr. 4.2 Boeing 737-200, 28.4. 1988

4.1 Nukleace únavových trhlin

Velké množství experimentů, prováděných prostřednictvím optické a elektronové mikroskopie či replikačních technik, prokázalo, že k nukleaci trhlin homogenního materiálu dochází vždy na volném povrchu. U součástí makroskopicky strukturně nehomogenních není nukleace vždy vázána na povrch. Například u materiálů s výrazně zpevněnou povrchovou vrstvou, k jejíž plastické deformaci je zapotřebí podstatně vyšších napětí než k deformaci základní matrice, dochází k nukleaci na rozhraní této tvrdé povrchové vrstvy a základní matrice. U součástí s vnitřními geometrickými defekty nukleace rovněž nemusí být záležitostí povrchové vrstvy. Pokud jde o vnitřní defekty typu trhlin, je zřejmé, že stádium nukleace zcela chybí.

Povrchové intruze, které se vytváří v důsledku cyklické plastické deformace (společně s povrchovými extruzemi) mohou být místy iniciace. U materiálů se snadným příčným skluzem je reliéf skluzového povrchu vztažen ke skluzové aktivitě persistentních skluzových pásem (PSP) pro odpovídající oblast zátěžných parametrů, obr. 4.3.



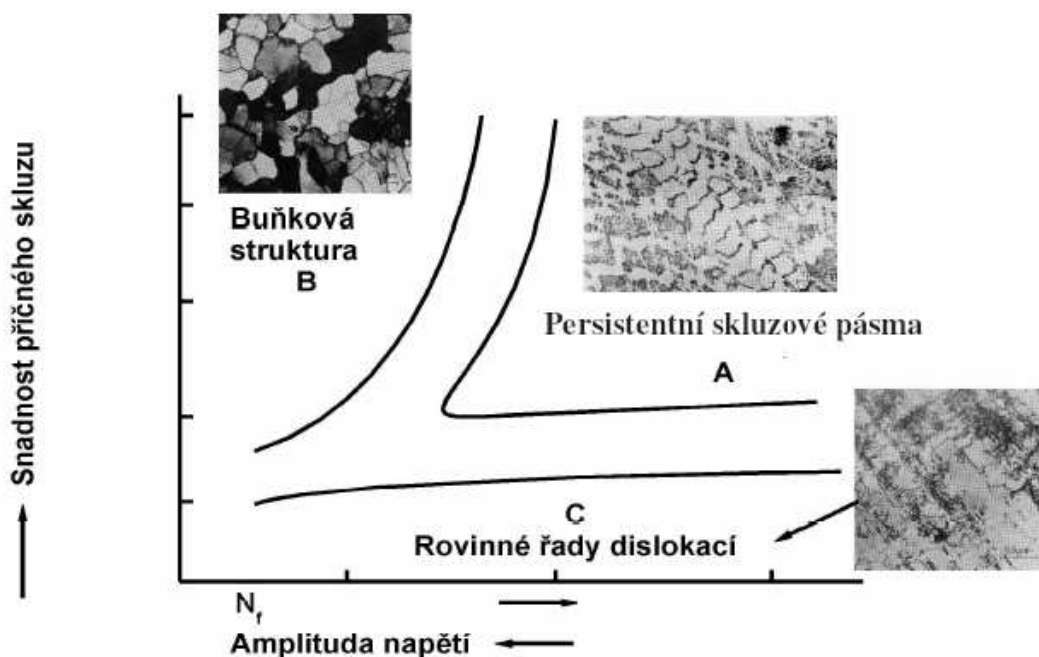
Obr. 4.3 Napět'ové podmínky potřebné pro PSP u kovů s vlnitým charakterem skluzu

Nukleace trhlin je nevratný proces, který předchází nevratné dislokační procesy v kritickém objemu.

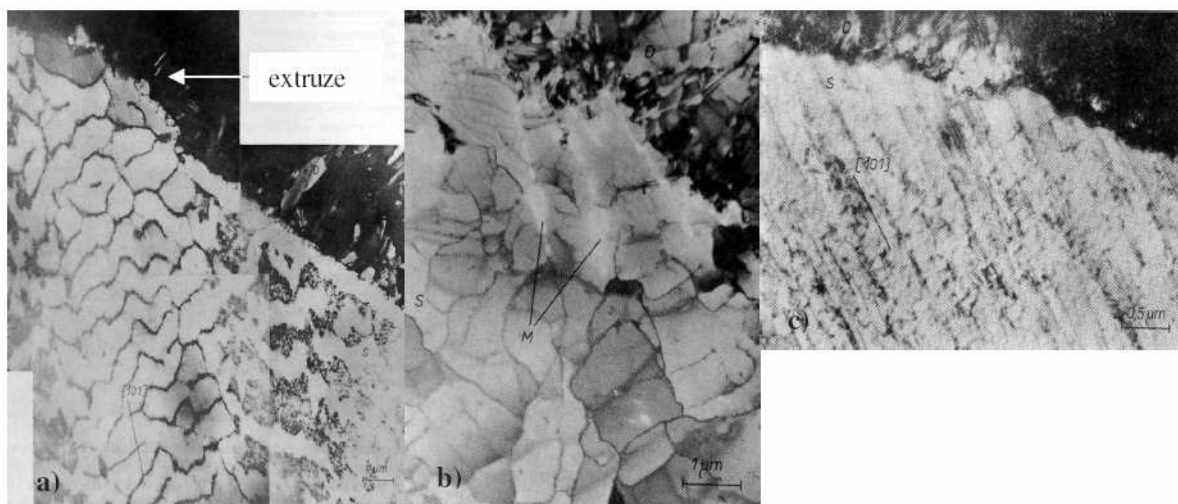
Nezbytnými podmínkami pro nukleaci mikrotrhlin jsou:

- 1) významná vrubová topografie,
- 2) vysoce lokalizovaná plastická deformace v kořeni intruze,
- 3) vhodné dislokační uspořádání podél povrchových intruzí.

Tyto tři podmínky jsou spolu neoddělitelně spjaty. Vrubová topografie zapříčiňuje geometrickou koncentraci napětí, což však nepostačuje, protože intenzita nevratné cyklické plastické deformace, tj. nevratná část dislokačního skluzu, musí být v kořeni intruze vyšší než v ostatních místech. Toto vyžaduje dislokační strukturu, obr. 4.4 a obr. 4.5, k zabránění lokální relaxace napětí, ke kterému by došlo vlivem skluzu dislokací mimo kritický objem, a současně příspěvek k zvýšení „ostroti“ kořene intruze. Z tohoto důvodu je nezbytná existence vhodného dislokačního uspořádání. Např. ostrý vryp vytvořený na povrchu monokrystalu Cu nemusí být místem iniciace trhliny při následném cyklování, přestože jde o koncentrátor napětí. Důvodem je vhodné lokální uspořádání dislokací garantující nesplnění zbývajících dvou podmínek.



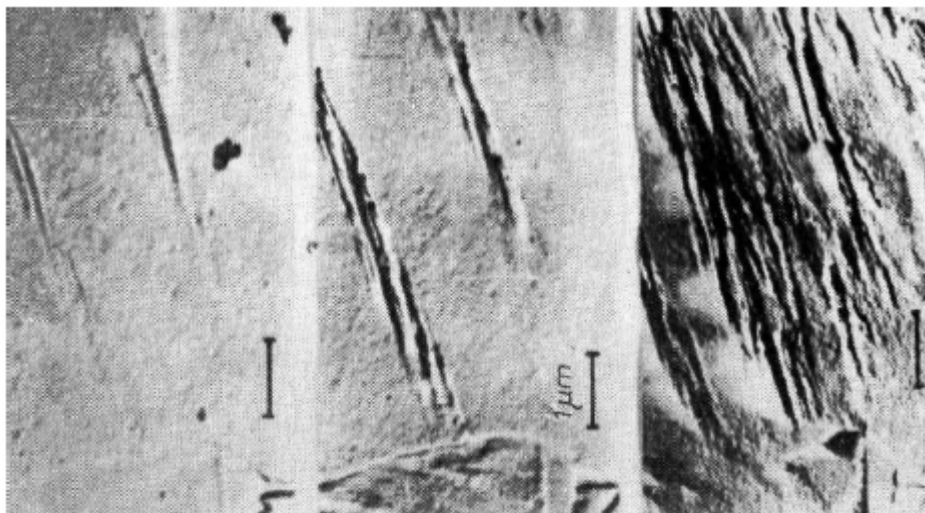
Obr. 4.4 Typy povrchových dislokačních struktur



Obr. 4.5 Dislokační struktura u povrchu vzorku
 a) persistentní skluzové pásma
 b) buňková struktura
 c) rovinné řady dislokací

4.1.1 Mechanismy nukleace mikrotrhlin

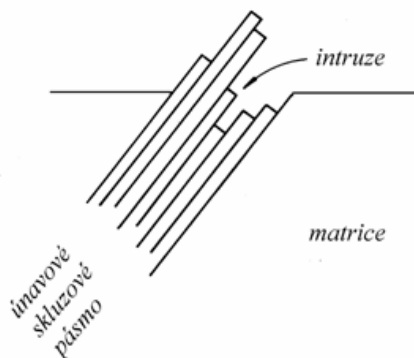
Pro nukleaci mikrotrhlin bylo navrženo velké množství modelů. Navržené mechanismy se mohou uplatňovat jen v nukleačních místech tj. v místech silné lokalizace plastické deformace. Na volném povrchu je to tedy v kořeni intruze v únavových skluzových pásmech, obr. 4.6, nebo v blízkosti inkluze, či v okolí hranice zrna. Je obtížné posoudit, zda-li je nějaký zřetelný rozdíl mezi ostrou intruzí a mikrotrhlinou. Proto některé z navržených mechanismů nerozlišují mezi intruzí a mikrotrhlinou. Většina modelů a představ o nukleaci však vychází z pojetí, že mezi intruzí a mikrotrhlinou je kvalitativní rozdíl. Žádný z modelů není plně uspokojující.



Obr. 4.6 Skluzové pásy na povrchu vzorku

Mechanismy nukleace lze v hrubých rysech rozdělit do pěti skupin:

- 1) Modely nerozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou. V tomto případě je vznik mikrotrhliny chápán jako spojité prorůstání intruze do hloubky, a to pomocí opakovaného skluzu buď na jednom nebo na dvou skluzových systémech. V případě skluzu na jednom skluzovém systému je základem představy relativní pohyb více rovnoběžných „karet“, obr. 4.7.



Obr. 4.7 Schéma kartového skluzu v persistentním skluzovém pásmu

- 2) Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze. Tato představa, jasně rozlišující intruzi a trhlinu, vychází z přímého pozorování povrchových vrstev elektronovým mikroskopem. Mikrotrhliny začínají vždy na ostrých intruzích bez ohledu na typ okolní dislokační struktury. Lze se domnívat, že mikrotrhlina se vytvoří tehdy, když koncentrace napětí kolem intruzí (závisející na geometrii intruze), která nemůže být odrelaxována skluzovými procesy (následkem zpevnění), dosáhne takového stupně, že maximální napětí přesáhne meziatomové vazebné síly. Tato představa je opět značně rámcová. Předpokládá extrémně vysokou, i když silně lokalizovanou koncentraci, napětí u kořene intruze. Existenci takto vysoké koncentrace napětí nelze experimentálně ani doložit, ani vyvrátit.

- 3) Vznik trhliny kondenzací vakancí. Některé dislokační interakce vedou ke vzniku vakancí. V průběhu cyklické deformace byla experimentálně zjištěna relativně vysoká koncentrace vakancí v celém zatěžovaném objemu. Protože únavová skluzová pásma jsou oblastí se stálou a největší dislokační aktivitou, je možné, že právě v těchto pásmech je v důsledku dislokačních interakcí koncentrace vakancí největší. Vzniklé vakance mohou vytvářet shluky a dutiny. Dutinu o dostatečné velikosti je již možno považovat za trhlinu. Tato představa implicitně předpokládá difúzi vakancí, která je silně závislá na teplotě. V několika experimentálních pracích bylo ukázáno, že únavový proces (nukleace a šíření trhlin) probíhá i za teploty 1,7 K. Tedy za teploty, při které již difúze neprobíhá. Možnost difúze vakancí tedy není nutnou podmínkou pro nukleaci trhlin. To je také nejvážnější námitka proti vakančnímu mechanismu. Ovšem při cyklickém zatěžování v oblasti vyšších teplot, kde se již také uplatňuje creep, se mechanismus kondenzace vakancí může na nukleaci podílet.
- 4) Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobená akumulací dislokací. Základní představa je taková, že se v kritických místech vytváří taková konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energie dostačující ke ztrátě koheze v oblasti několika jednotek Å až desítek Å. Fujita teoreticky dokázal, že dislokační dipól s velmi malou vzdáleností mezi dislokacemi může prostřednictvím anihilace vést až ke vzniku trhliny.
- 5) Nukleace na hranicích zrn. Model je založen na plastické nestabilitě a předpokládá velmi vysoký stupeň cyklické plastické deformace napříč celou povrchovou vrstvou zrn. Protože hranice zrn tvoří překážku plastické deformaci, dochází v mikroměřítku ke vzniku plastické nestability a „hloubka rýhy“ se na hranici zrna se zvyšujícím se počtem cyklů prohlubuje, dokud deformační koncentrace u „rýhy“ není tak velká, že vytvoří mikrotrhlinu.

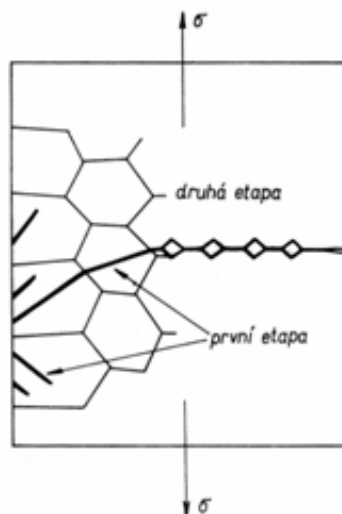
Kromě modelů uvedených v bodech (1) až (5) však existuje ještě celá řada variací a obměn. Žádný z modelů není plně uspokojivý a žádný z nich není rozpracován tak, aby umožnil vyjádření vlivu strukturních a materiálových parametrů (jako je např. stupeň snadnosti příčného skluzu, vliv precipitační struktury, pevnostní charakteristiky, apod.) na rychlost nukleace.

Do jaké hloubky a délky mikrotrhlin je možno hovořit o nukleaci a od kterých hodnot již o šíření mikrotrhlin je nejasné. Není k dispozici žádné kritérium vyplývající z podstaty procesů, které by toto rozdělení umožňovalo. Je nutné také připustit to, že nukleace i šíření mikrotrhliny je zcela spojitý proces bez možnosti vymezení hranice. Z tohoto důvodu se odkuje vždy jen na konvenci volby délky trhliny, která se považuje za konec nukleačního stádia.

4.2 Stádium šíření trhlin

Nukleační stádium končí vytvořením povrchových mikrotrhlin. Tyto mikrotrhliny leží podél aktivních skluzových rovin, tedy podél těch skluzových rovin, v nichž je největší smykové napětí. Výjimku tvoří interkrystalické mikrotrhliny. Při jednoosém zatěžování je největší smykové napětí na rovinách, které svírají úhel 45° se směrem vnějšího napětí. Protože ve všech kovech existuje relativně velký počet možných skluzových rovin a polykrystalické materiály se skládají z velkého počtu různě orientovaných zrn, jsou aktivními ty skluzové roviny, jejichž orientace je blízká rovině maximálního skluzového napětí. Rovina mikrotrhlin svírá tedy přibližně 45° s vektorem vnějšího napětí. V průběhu dalšího cyklického ztěžování se trhliny jednak propojují a jednak rostou dále do hloubky podél aktivních skluzových rovin. Velká většina se však brzy zastavuje a jen menší množství

proniká do hloubky větší než desítky mikronů. S narůstající délkou se trhliny vychylují z aktivních skluzových rovin a stáčí se do směru kolmého k vektoru hlavního napětí. Na čele těchto trhlin se vytváří plastická zóna vznikající účinkem vysoké koncentrace napětí. Tento přechod roviny trhliny z aktivní skluzové roviny do roviny kolmé na směr působícího vnějšího napětí se často označuje jako přechod z krystalografického šíření trhliny (první etapa šíření) na nekrystalografické šíření trhlin (druhá etapa šíření), obr. 4.8. V této etapě se šíří zpravidla již jen jediná trhlina někdy označovaná jako magistralní.



Obr. 4.8 Etapy šíření trhliny

Délka trhliny, při které dochází k přechodu z první do druhé etapy šíření, závisí především na druhu materiálu a na amplitudě zatěžování. Zpravidla však není větší než několik desetin milimetru. Čím menší je pro daný materiál amplituda zatěžování, tím větší je délka trhlin odpovídající první etapě. Protože rychlost šíření trhlin v první etapě je malá, může být počet cyklů potřebný pro její rozvoj vysoký ve srovnání s počtem cyklů v druhé etapě šíření. Toto platí poze pro nevrubovaná tělesa. U vrubovaných těles je počet cyklů pro první etapu nepodstatný, v těchto případech je celé šíření záležitostí druhé etapy.

Šíření v druhé etapě končí náhlým lomem zbývající části nosného průřezu.

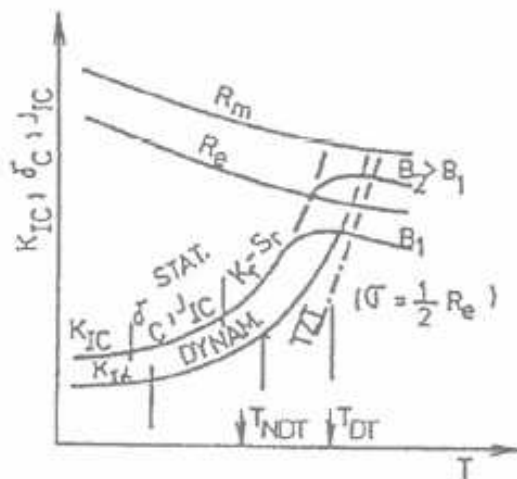
4.3 Lomová mechanika

V okolí kořene trhliny vzniká vždy zplastizovaná oblast. Plastické deformace v této oblasti především podmiňují porušování spojitosti v kořeni trhliny, a tím její růst.

Je-li zplastizovaná oblast malá vzhledem k rozměrům tělesa a trhliny, můžeme předpokládat mezi složkami napětí a deformace platnost Hookova zákona. V tomto případě hovoříme o lineární elastické lomové mechanice (LELM). Materiálovou veličinou charakterizující odolnost proti iniciaci nestabilního lomu za podmínky rovinné deformace je lomová houževnatost při statickém K_{IC} nebo při dynamickém K_{Id} zatížení.

Velmi často vzniká u kořene trhliny velká plastická oblast. Tak je tomu u konstrukcí z ocelí nízké a střední pevnosti, u nichž vzhledem k malé tloušťce stěny, není splněna podmínka rovinné deformace za provozní teploty. Obdobně je tomu u materiálů s vysokou lomovou houževnatostí, které vykazují výraznou plastickou deformaci i při rovinné deformaci. V těchto případech nalézá uplatnění elastoplastická lomová mechanika (EPLM). Užívají se v ní nejčastěji koncepce rozevření trhliny (COD – koncepce s kritickou

hodnotou δ_C , J-integrálu (J_{IC}), ekvivalentní energie (K_{CE}) nebo metoda dvou kriterií ($K_r - S_r$). Tyto metody formulují podmínky pro iniciaci nestabilního růstu trhliny. Oblast jejich využití je schematicky znázorněna na obr. 4.9. Rozsáhlý subkritický růst u materiálů s vysokou lomovou houževnatostí respektuje metoda R-křivek (užívaná především u tenkých plechů) a metoda T-modulu (plastického modulu nestability). Okamžik vzniku synkritického růstu trhliny je možno vyjádřit kritickou velikostí J_r -integrálu – označovanou J_{IC} nebo kritickou velikostí rozevření trhliny δ_{CI} .



Obr. 4.9 Oblast využití metod

4.3.1 Lineární elastická lomová mechanika

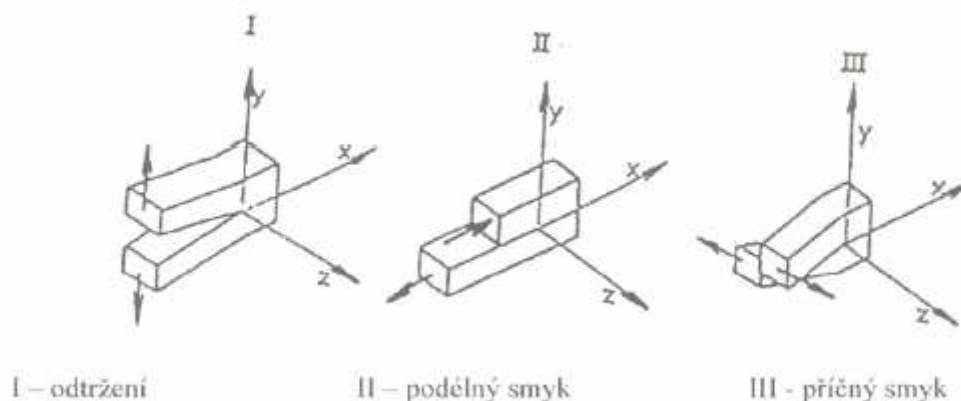
1) Hnací síla trhliny

Jestliže při zatěžování trhlina zvětší svůj rozměr (její plocha vzroste o dS), je možno dokázat, že energie napjatosti W tělesa poklesne: $dW = \partial W / \partial S$, $dS = -G dS < 0$. Veličina $G = \partial W / \partial S$ se nazývá hnací síla trhliny. Určuje rychlost uvolňování elastické energie napjatosti tělesa, avšak lze ji fyzikálně chápat též jako sílu, působící na čelo trhliny a konající při posuvu čela práci.

Podmínka stability trhliny má tvar $G = G_C = R$. Odpor proti růstu trhliny R je roven kritické hodnotě hnací síly trhliny G_C . G_C závisí na vlastnostech materiálu v okolí kořene trhliny. Trhlina bude růst nestabilně tak dlouho, dokud bude $G > G_C$. Jestliže se energie napjatosti růstem vyčerpá, nebo pokud při růstu vzroste G_C tak, že $G < G_C$, trhlina se zastaví. Další růst nastane buď po zvýšení zatížení nebo po poklesu G_C (např. stárnutím).

2) Součinitel intenzity napětí

Hnací síla trhliny G je určena tvarem tělesa a tvarem, velikostí a polohou trhliny v tělese, dále charakterem zatížení tělesa a typem nespojitosti, která nastává při růstu trhliny. V zásadě existují tři typy (módy) růstu trhliny, obr. 4.10.



Obr. 4.10 Typy růstu trhliny

Z praktických důvodů se místo veličiny G užívá součinitel intenzity napětí K , přičemž pro rovinnou napjatost v kořeni je $K^2 = EG$, zatímco pro rovinnou deformaci v kořeni trhliny $K^2 = EG/(1-\mu^2)$. Místo G_C pak vystupuje K_C – lomová houževnatost. Nejčastěji používanou jednotkou pro součinitele intenzity napětí je $MPa \cdot m^{0.5} = MN \cdot m^{-3/2}$. Nejnebezpečnější je případ I, obr. 4.10.

Pro určení K_I existuje řada metod včetně metody konečných prvků. Pouze pro některé typy těles s trhlínami existují analytické vztahy. Častěji se setkáváme s údaji v tabelární nebo grafické formě, získanými využitím některé z numerických metod. K_I lze také určit experimentálně (např. fotoelasticimetry).

Pro praktické výpočty byl součinitel intenzity vyjádřen ve tvaru, vztah (4.1)

$$K_I = \sigma \cdot Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (4.1)$$

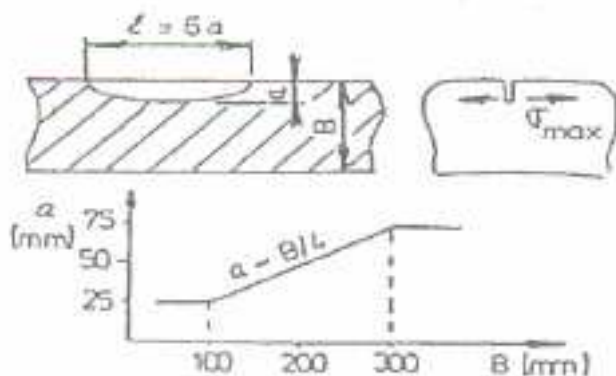
kde σ - napětí působící kolmo na rovinu defektu,
 a - poloosa eliptické (semieliptické) trhliny,
 Y - součinitel geometrie tělesa - kalibrační funkce.

4.3.2 Koncepce lomové mechaniky

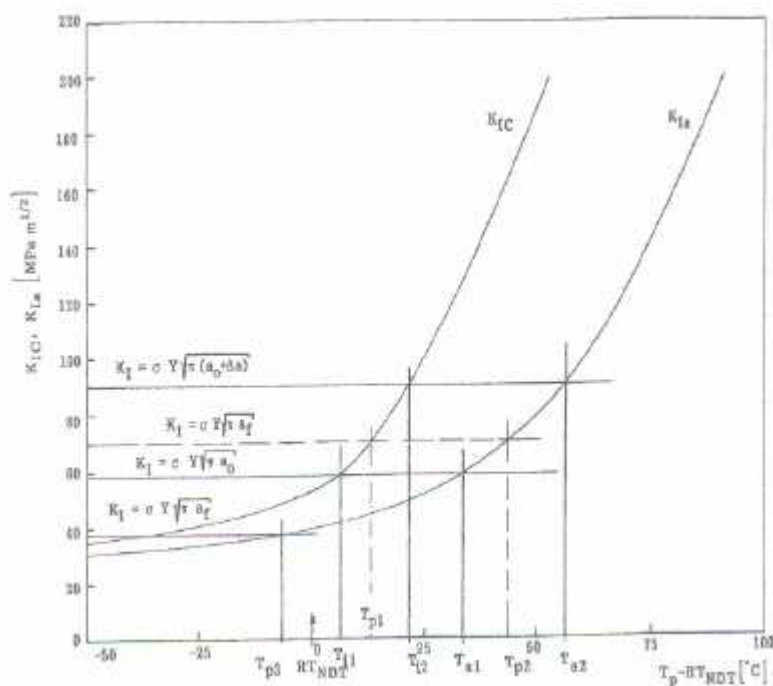
Metody založené na této koncepci umožňují (pro známý materiál, geometrii tělesa a napětí) určit velikost kritického defektu, z něhož může vzniknout nestabilní lom. Nejjednodušším způsobem, jak lze získat požadované kvantitativní závislosti, je zkoušení hotových výrobků s uměle vyvolanými defekty za známých zátěžových podmínek. Získané závislosti napětí-velikost, trhliny-teplota představují skutečný lomový diagram pro iniciaci nestabilního lomu za daných podmínek. Tento postup je možno však uskutečnit pouze na poměrně malých tlakových nádobách nesložitých tvarů. V opačných případech lze k uvedenému účelu použít zjednodušených modelů, např. z výsledků zkoušek na deskách lze usuzovat chování tlakové nádoby.

Pro posouzení odolnosti tlakové nádoby proti porušení křehkým lomem nejčastěji používáme normativní, nebo všeobecně uznávaný předpis.

K pochopení použitelnosti lomové mechaniky k prokázání odolnosti materiálu zařízení proti jeho porušení křehkým lomem při tlakové zkoušce nebo v provozních podmínkách poslouží obr. 4.12. Nechť pro daný materiál je známa závislost lomové houževnatosti K_{IC} a K_{Ia} na teplotě a nechť referenční teplota RT_{NDT} . U provozované konstrukce byla pomocí NDE zjištěna indikace, která bude posouzena jako ostrá eliptická trhлина o velikosti a_0 , obr. 4.11. Kolmo na rovinu trhliny působí napětí σ . Je otázkou, zda další provoz zařízení se zjištěnou trhlinou je přípustný.



Obr. 4.11 Ostrá eliptická trhлина



Obr. 4.12 Diagram k prokázání odolnosti materiálu zařízení proti jeho porušení křehkým lomem při tlakové zkoušce nebo v provozních podmínkách

Při zatížení trhliny (defektu) o velikost a_0 napětím σ by se křehký lom inicioval při teplotě stěny T_{i1} , to je v průsečíku křivky K_{IC} s přímkou K_I . Křehký lom by se zastavil nad teplotou T_{a1} , pokud by K_I nestačilo vzrůst. Během následného provozu však trhлина nejspíše poroste z velikosti a_0 na hodnotu $a_0 + \Delta a$. Potom by iniciace křehkého lomu nastala při teplotě T_{i2} a bezpečný provoz by byl nad teplotou T_{a2} . Může však nastat případ, že provozní teplota daná funkcí zařízení musí být nižší než T_{a2} . Pokud by byla např. rovna T_{p1} , potom by při hodnotě

$K_I = \sigma \cdot Y \cdot (\pi \cdot a_f)^{0.5}$ nastal křehký lom. Z obr. 5.11 lze dokonce zjistit, že při dané teplotě T_{p1} by již defekt o velikosti a_o nebyl přípustný pro další provoz a musel by být ihned opraven, např. svařováním. Přípustný provoz s defektem o velikosti a_f by byl nad teplotou T_{p2} . Přípustná doba následného provozu za stejných zatěžovacích podmínek by byla dána růstem defektu o hodnotu $\Delta a = a_f - a_o$. Jiným příkladem může být zařízení, které má být provozováno při teplotě stěny T_{p3} ležící pod RT_{NDT} . V některých případech by však velikost defektu přípustná pro výrobu byla tak malá, že by zařízení nebylo vyrobitelné, a tudíž by nemohla být použita nízkolegovaná uhlíková ocel, ale ocel austenitická. Velikost defektu na konci plánované doby technického života zařízení by totiž nemohla překročit hodnotu, při které by průsečík přímky K_I s křivkou K_{Ia} ještě ležel pod teplotou T_{p3} .

Závěr

Popis, způsob vyhodnocení a seznámení se s nejvíce zastoupenými druhy poškozování materiálu v procesním průmyslu patřily mezi hlavní cíle této práce. Byl zde podrobně vysvětlen význam poškozování materiálu při nízkocyklové únavě, která vzniká při vyšší úrovni rozkmitu celkové poměrné deformace se vznikem makroskopické deformace materiálu, poškozování materiálu vodíkovým zkřehnutím, při kterém dochází k difúzi vodíku do materiálu nebo z materiálu ven a porušení materiálu náhlým lomem, kdy během provozu zařízení vzniká a roste trhлина do kritické velikosti, a následně dochází k náhlému dolomení. Dále byl uveden popis mechanismu vzniku poškození materiálu a jeho vyjádření pomocí konkrétních vztahů, které představují důležitou charakteristiku pro určení životnosti a konstrukci konkrétních zařízení.

Literatura

- [1] Vejvoda, S.: *Stavba procesních zařízení – Hodnocení odolnosti materiálů tlakových nádob proti jejich poškozování v provozních podmínkách*. VUT Brno prosinec 2002, ISBN 80 – 214 – 2302 – 1
- [2] Vejvoda, S. – Nekvasil, R.: *Ekologicky a energeticky řízené soustavy zpracování odpadů a biomasy*. Etapa 7, dílčí zpráva. Rozvoj matematických popisů poškozování materiálů procesních zařízení tepelnou únavou a vlivem prostředí. VUT Brno, listopad 2006.
- [3] *Normativně technická dokumentace A.S.I., Sekce III, Hodnocení pevnosti zařízení a potrubí jaderných elektráren typu VVER*. Identifikační číslo NTD ASI-III-Z-5/01, Praha, Brno, 2001
- [4] <http://ime.fme.vutbr.cz/files/Studijni%20opory/ukm/Unava%20kovovych%20materialu.doc>
- [5] <https://www.vutbr.cz/elearning/file.php/56743/prednasky/prednaska2.pdf>
- [6] http://uk.fme.vutbr.cz/www_uk/texty/vyzkum_unavove_vlastnosti_-_unavove_vlastnosti/TISK_AKTUALNI_STRANY=1
- [7] http://209.85.135.104/search?q=cache:C1V0VhNiX_sJ:jaja.kn.vutbr.cz/~janirek2/dok/materialy/7tUnava.doc+ko%C5%99en+mikrotrhliny&hl=cs&ct=clnk&cd=9&gl=cz
- [8] www.fsid.cvut.cz/cz/u218/pedagog/PREDMETY/1ROCNIK/chemie1r/indimat/sulc/prdnes/CH_predn13-Ko.pdf
- [9] www.cvut.cz/pracoviste/odbor-rozvoje/dokumenty/hab_inaug/hp/2005/hnilica.pdf
- [10] <http://povrchovauprava.cz/uploads/assets/casopisy/pu-2006-04.pdf>
- [11] <http://old.mendelu.cz/~agro/af/mendelnet2003/obsahy/others/verner.pdf>