

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE, FAKULTA STROJNÍ

CZECH TECHNICAL UNIVERSITY IN PRAGUE, FACULTY OF
MECHANICAL ENGINEERING

RNDr. František Hnilica, CSc

ÚNAVOVÉ PORUŠOVÁNÍ KOVOVÝCH MATERIÁLŮ

FATIGUE FAILURE OF METALLIC MATERIALS

2005

Summary

The present lecture deals with the processes occurring in metallic materials and causing in the final stage their destruction during variable loading. Fatigue failure depends strongly both on external factors – i.e. on the way and level of the cyclic loading, temperature and environment and on internal parameters – i.e. on the structural characteristics of the material. With regard to the limited extent of the lecture, the attention is paid only to single phase materials and the those of multiphase materials, in which the failure is caused by plastic deformation processes in one phase. Further, the loading at constant stress (and/or deformation) amplitude – outside of the region of quasistatic failure and cyclic creep and the region of very low loading levels (i.e. very long times of fracture (10^9 cycles)) – is only considered as well.

Considering the types of irreversible changes caused by the plastic deformation, we can divide the whole fatigue process into three following stages:

1. Changes of mechanical properties
2. Crack nucleation
3. Crack propagation

The changes of mechanical properties arise from the structural changes occurring in the whole volume of the material during the cyclic loading. Depending on the cyclic deformation resistance of the material, strengthening (resistance increase) or softening (resistance decrease) can take place. The processes leading to the changes of mechanical properties mentioned above are of the saturation type and occur during a relatively short time with regard to the life time of the material. The resulting structures in the saturation state depend on the stress amplitude and, from the structural point of view, especially on the cross slip facility.

In the course of the second stage, the processes initiated by an intensive plastic deformation particularly near the free surface of the material and leading to the nucleation of fatigue cracks occur. Structural changes and corresponding changes in the surface relief are briefly described and the assessment of the considered mechanisms of fatigue crack nucleation is carried out.

The third stage of the fatigue process is characterized by the propagation of cracks. The classification of the ways of fatigue crack propagation according to the mechanisms of their growth and according to the dependence of the growth rate of fatigue cracks on stress intensity factor range is carried out. The final part of the lecture is devoted to the mechanisms of fatigue crack propagation both in the initial stage of their growth (i.e. during the first stage of propagation) and during the second stage of propagation which characterized especially by the formation of fatigue striations. Attention is also paid to the effect of the structure (particularly of the cross slip facility) on the way of fatigue crack propagation.

Souhrn

Přednáška se zabývá procesy probíhajícími v kovových materiálech při proměnlivém mechanickém namáhání, které v konečném stadiu vedou k jejich destrukci. Proces únavového porušování je výrazně ovlivňován jak vnějšími parametry, tj. způsobem a úrovní cyklického zatěžování, teplotou a prostředím, tak vnitřními parametry, tj. strukturními charakteristikami materiálu. Vzhledem k omezenému rozsahu přednášky je pozornost věnována pouze jednofázovým kovovým materiálům, resp. vícefázovým materiálům, kde o způsobu porušování rozhodují procesy plastické deformace v jedné fázi. Rovněž je uvažováno pouze zatěžování s konstantní amplitudou napětí (resp. deformace) mimo oblast kvazistatického porušení a cyklického creepu a oblast s velmi nízkou úrovní zatěžování vedoucí k ultradlouhým dobám do lomu (řádu 10^9 cyklů).

Na základě typů nevratných změn, způsobených cyklickou plastickou deformací, je celý únavový proces rozdělen na tři časově následující stadia:

1. Stadium změn mechanických vlastností
2. Stadium nukleace trhlin
3. Stadium šíření trhlin.

Změny mechanických vlastností jsou vyvolány strukturními změnami probíhajícími při cyklickém zatěžování v celém objemu materiálu. Podle odporu materiálu k cyklické deformaci může docházet jak k jeho zpevnění (růst odporu), tak k jeho změkčení (pokles odporu). Procesy vedoucí k výše uvedeným změnám mechanických vlastností probíhají po relativně krátkou dobu vzhledem k celkové době života materiálu a mají sytící charakter. Výsledné struktury v saturovaném stavu jsou závislé na úrovni amplitudy napětí a ze strukturních parametrů především na snadnosti příčného skluzu.

Ve druhém stadiu probíhají procesy, vyvolané intenzivní plastickou deformací především u volného povrchu materiálu, které vedou k nukleaci únavových trhlin. V přednášce jsou strukturní změny a s nimi související změny povrchového reliéfu, probíhající v této etapě únavového procesu stručně popsány a na jejich základě je provedeno zhodnocení uvažovaných mechanismů nukleace únavových trhlin.

Ve třetí etapě únavového procesu probíhá šíření únavových trhlin. V přednášce je provedeno rozdělení způsobů šíření únavových trhlin podle mikromechanismů jejich růstu a podle závislosti rychlosti růstu únavových trhlin na rozkmitu faktoru intensity napětí. Závěrečná část přednášky je věnována mechanismům šíření únavových trhlin jak v počátečním stadiu jejich růstu, tj. v první etapě šíření, tak v druhé etapě šíření, projevující se především tvorbou únavových žlábků (striací). Pozornost je věnována také vlivu struktury (především snadnosti příčného skluzu) na způsob šíření únavových trhlin.

Klíčová slova: únava, porušování, dislokační struktura, nukleace trhlin, růst trhlin, lom

Keywords: fatigue, failure, dislocation structure, crack nucleation, crack growth, fracture

České vysoké učení technické v Praze
Název: Únavové porušování kovových materiálů
Autor: RNDr. František Hnilica, CSc.
Počet stran:
Náklad:

OBSAH

Summary	1
Souhrn	2
Obsah přednášky	4
1. ÚVOD - specifikace etap únavového poškození	5
2. STADIUM ZMĚN MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ	5
3. STADIUM NUKLEACE ÚNAVOVÝCH TRHLIN.....	6
3.1. Místa nukleace únavových trhlin.....	6
3.2. Dislokační struktury v povrchových vrstvách a související povrchový.....	7
relief	
3.3. Mechanismy nukleace únavových trhlin	8
4. STADIUM ŠÍŘENÍ TRHLIN.....	9
4.1. Charakteristika únavových trhlin a etapy jejich šíření	10
4.2. Mechanismy šíření únavových trhlin	11
5. ZÁVĚR	17
Literatura	18
Jméno autora a jeho CV	19

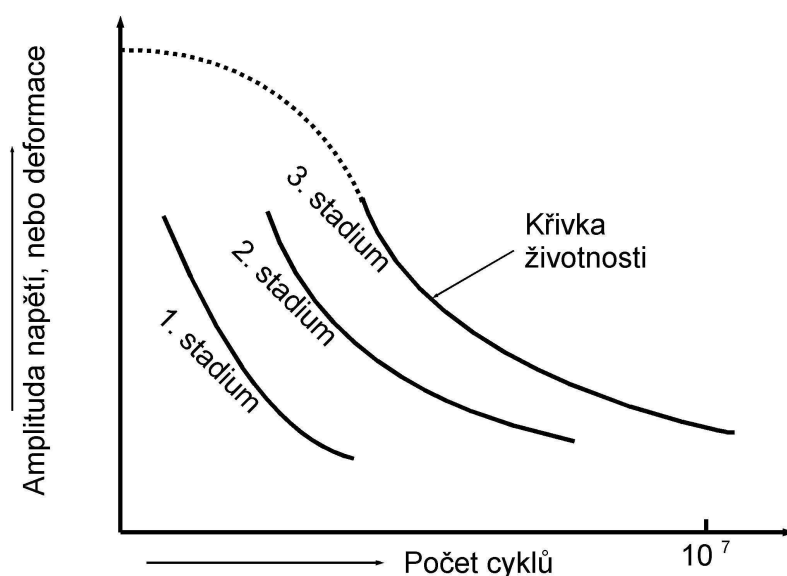
1 ÚVOD

Podrobíme-li kovový materiál působení proměnlivých vnějších sil, může v jeho struktuře docházet k nevratným procesům, které mohou vést až k jeho porušení končícím závěrečným lomem. Přitom velikost vnějších sil může být tak malá, že jejich statické působení vlastnosti kovu neovlivní.

Na základě typů nevratných změn, způsobených cyklickou plastickou deformací, lze celý únavový proces rozdělit na tři časově následující a do jisté míry se překrývající stadia:

1. Stadium změn mechanických vlastností
2. Stadium nukleace trhlin
3. Stadium šíření trhlin.

Schematické rozdělení na výše uvedená stadia je ukázáno na obr. 1. Jednotlivé křivky označují konec jednotlivých stadií v závislosti počtu cyklů na aplikované amplitudě napětí resp. deformace. Je třeba uvést, že určení přesného rozhraní mezi jednotlivými stadii je často pouze věcí konvence.



Obr. 1 Schematické znázornění stadií únavového procesu.

Vzhledem k omezenému rozsahu přednášky je pozornost věnována pouze jednofázovým kovovým materiálům, resp. vícefázovým materiálům, kde o způsobu porušování rozhodují plastické procesy v jedné fázi. Rovněž je uvažováno pouze zatěžování s konstantní amplitudou napětí (resp. deformace) mimo oblast kvazistatického porušení a cyklického creepu (čárkovaná část křivky životnosti) a mimo oblast s velmi nízkou úrovní zatěžování vedoucí k ultradlouhým dobám do lomu (řádu 10^9 cyklů).

2 STADIUM ZMĚN MECHANICKÝCH VLASTOSTÍ

Únava kovových materiálů je určována plastickou deformací probíhající v průběhu jejich zatěžování. Teprve mnohonásobně opakovaná plastická deformace kumulovaná v mikroobjemu materiálu vede k jeho porušení končícím lomem. Odpor materiálu proti cyklické deformaci může jak růst (pak mluvíme o cyklickém zpevňování), tak klesat (změkčování).

Cyklické zpevnění je typické pro materiály vyžíhané, změkčení pro materiály zpevněné (deformačně, precipitačně dispersně cizími částicemi, příměsovými atomy, fázovou transformací).

Procesy vedoucí k výše uvedené změně mechanických vlastností probíhají po relativně krátkou dobu vzhledem k celkové době života materiálu a jsou vyvolány strukturními změnami probíhajícími v jeho celém objemu. Po skončení cyklického změkčení nebo zpevnění se mechanické vlastnosti zpravidla nemění, dochází k jejich saturaci. Výsledné strukturní stavy v saturovaném stavu jsou určeny průběhem plastické deformace, tj. pohybem, generací a interakcí dislokací, ať již vzájemnými nebo s jinými typy poruch mřížky. Pohyb dislokací je dále ovlivňován přítomností strukturních složek, jakými jsou precipitáty, cizí částice, hranice zrn a fází.

U cyklicky se zpevňujících kovových materiálů závisí výsledná dislokační struktura v saturovaném stavu především na amplitudě zatěžování a na charakteru skluzu, tj. stupni obtížnosti či snadnosti příčného skluzu. Byly pozorovány tři typy dislokačních struktur. U materiálů s obtížným příčným skluzem se vyskytují pouze rovné řady dislokací a u materiálů se snadným příčným skluzem jednak uzavřené dislokační buňky při zatěžování s vysokou amplitudou napětí a jednak žilová (pásová) dislokační struktura, resp. shluky dislokací při zatěžování nižší amplitudou napětí.

U materiálů cyklicky se změkčujících se v saturovaném stavu vyskytují dislokační struktury dvojího typu-struktura buněk při snadném příčném skluzu a struktura rovinných řad při obtížném příčném skluzu. U precipitačně vytvrzených materiálů brání částice rozvoji dislokační struktury všech typů a výsledná struktura v saturovaném stavu závisí na charakteru precipitace (stabilitě a typu precipitátů, meziprecipitační vzdálenosti).

U slitin, které obsahují více než jednu krystalografickou složku, může docházet i k jiným strukturním změnám, jakými je např. změna chemického složení fází, změně morfologie strukturních složek, k fázovým transformacím.

3 STADIUM NUKLEACE ÚNAVOVÝCH TRHLIN

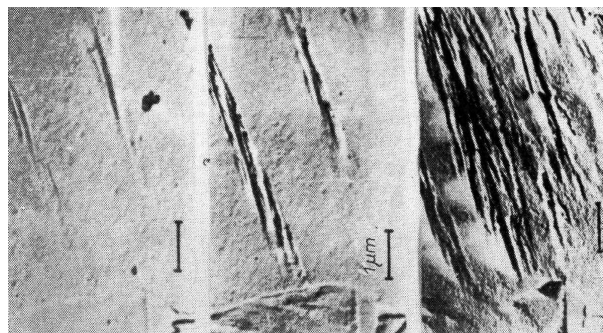
3.1 Místo nukleace únavových trhlin

Četná pozorování prokazují, že u homogenních materiálů nukleace trhlin probíhá vždy na povrchu. Nukleacními místy jsou :

- a) únavová skluzová pásma
- b) hranice zrn
- c) rozhraní inkluze/matrice.

I v druhých dvou případech vlastní nukleaci předchází zpravidla postupná tvorba únavových skluzových pásem v bezprostřední blízkosti hranice nebo inkluze.

Únavová skluzová pásma se na volném povrchu kovových materiálů projevují tvorbou částí vystupujících nad původní povrch (extruzí) a částí nacházejících se pod původním povrchem (intruzí) (obr. 2). Jejich tvorba začíná zpravidla až ke konci prvního stadia únavového procesu, tj. až po vybudování vnitřní struktury odpovídající saturovanému stavu v celém objemu vzorku. S přibývajícím počtem cyklů pak roste jejich četnost i intenzita. Celkový charakter skluzových pásem je odlišný u materiálů se snadným a obtížným příčným skluzem. Pro materiály s obtížným příčným skluzem jsou typická velmi rovná skluzová pásma, zatímco u materiálů se snadným příčným skluzem jsou tato pásma zvlněná.



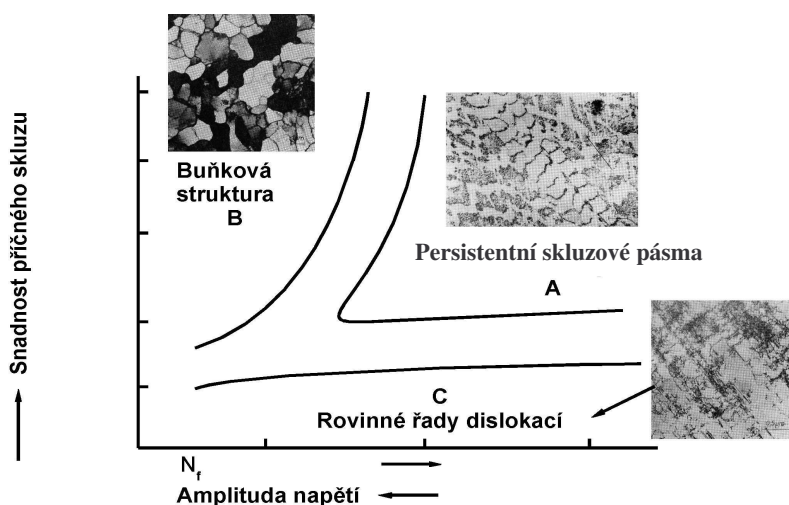
Obr. 2 Skluzové pásy na povrchu vzorku [1]

Únavová skluzová pásma představují místa koncentrace cyklické plastické deformace a ta samozřejmě souvisí s koncentrací napětí. U tvarových součástí s vruby a rovněž u hladkých součástí zatěžovaných v ohybu nebo krutu existuje makroskopický gradient napětí s maximem na povrchu. Kromě těchto makroskopických důvodů ke zvýšení hladiny napětí na povrchu přispívají i mikroskopické koncentrátoři. Ty jsou i u ideálně hladkých povrchů vytvářeny v průběhu plastické deformace dislokacemi vycházejícími na volný povrch. V nehomogenních materiálech, s částicemi jiné fáze, působí tyto částice rovněž jako koncentrátoři napětí, přitom i u srovnatelných tvarů nehomogenit je koncentrace napětí vyšší na povrchu než uvnitř materiálu.

Z výše uvedených důvodů je zřejmé, že na povrchu cyklicky zatěžovaných kovů, je zvýšená hladina napětí ve srovnání s celkovým objemem. V důsledku toho jsou do těchto míst soustředěny procesy intenzivní plastické deformace, projevující se tvorbou únavových skluzových pásů s následnou nukleací únavových trhlin. Pro hlubší pochopení těchto procesů je třeba se seznámit zejména s dislokačními strukturami, které se vytvářejí v průběhu cyklického zatěžování v povrchové vrstvě.

3.2 Dislokační struktury v povrchových vrstvách a související povrchový reliéf

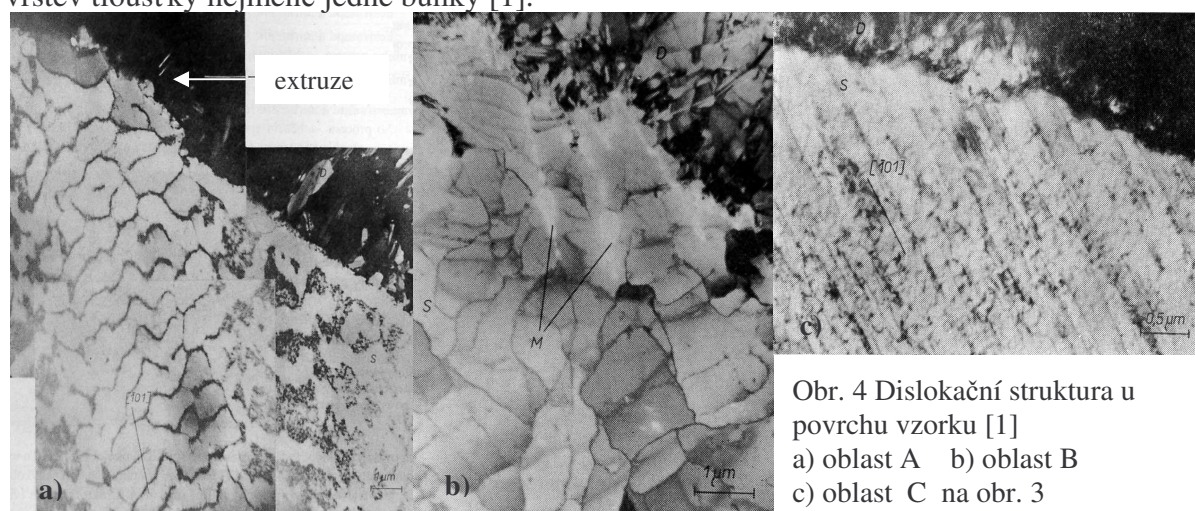
Stejně jako v případě vnitřních struktur závisí typ dislokačních struktur v povrchové vrstvě na dvou hlavních faktorech a to na amplitudě napětí a na snadnosti příčného skluzu. Lze rozlišit tři typy struktur, které jsou schematicky znázorněny na obr. 3.



Obr. 3 Typy povrchových dislokačních struktur [1]

V oblasti označené na obr. 3 písmenem A, tj. v oblasti vyznačující se menší amplitudou napětí a snadnějším příčným skluzem, dochází od konce prvního únavového stadia v ostře lokalizovaných oblastech k přebudování vnitřní žilové struktury na strukturu dislokačních buněk. Tyto lokalizované oblasti, tzv. persistentní skluzová pásma, představují nehomogenity v rozložení cyklické plastické deformace. Na volném povrchu se projevují tvorbou hrubého reliéfu s výraznými extruzemi a intruzemi (obr. 4a). Z charakteru dislokační struktury perzistentních skluzových pásem se dá usuzovat, že tvorba hrubého povrchového reliéfu (intruzí a extruzí) je důsledkem skluzového procesu v celém pásu nebo skluzu pásma jako celku [1].

V oblasti označené B, tj. v oblasti s vyšší amplitudou napětí a snadnějším příčným skluzem, je dislokační struktura tvořena uzavřenými buňkami a to jak na povrchu, tak i uvnitř materiálu. Stejně jako v oblasti A je povrchový reliéf tvořenými extruzemi a intruzemi, které leží podél průsečnice skluzové roviny s povrchem krystalu (obr. 4b). Tento charakter povrchového reliéfu a skutečnost, že buňky leží v rozlišitelných vrstvách podél skluzové roviny ukazuje na to, že i v tomto případě se povrchový reliéf tvoří spíše pohybem celých vrstev tloušťky nejméně jedné buňky [1].



Obr. 4 Dislokační struktura u povrchu vzorku [1]
a) oblast A b) oblast B
c) oblast C na obr. 3

V oblasti označené C, tj. u materiálů s obtížným příčným skluzem, jemný skluz v rovnoběžných skluzových rovinách není nahrazen žádným jiným mechanismem a probíhá po celou dobu života. Vzhledem k vysokému počtu cyklů může i tento mechanismus vést k vytvoření povrchového reliéfu se spíše pravidelným pilovým profilem tvořeným extruzemi a intruzemi (obr. 4c). V jejich kořeni pak může probíhat vlastní nukleace trhlin.

3.3 Mechanismy nukleace únavových trhlin

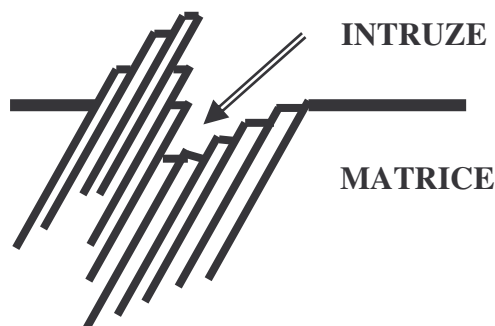
Představy o mechanismech nukleace únavových trhlin musí splňovat experimentálně zjištěné poznatky. Tzn., že mechanismy nukleace se mohou uplatňovat v pozorovaných místech nukleace, tj. v kořeni intruze v únavových skluzových pásmech na povrchu vzorků, v blízkosti inkluze nebo v okolí hranice zrn. Přímá experimentální verifikace platnosti jednotlivých modelových představ však v plném rozsahu není možná [1].

Mechanismy nukleace lze rozdělit do pěti skupin:

1. Modely nerozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou

Nukleace mikrotrhlin je chápána jako prorůstání intruze do hloubky opakovaním skluzu na jednom nebo na dvou skluzových systémech. Jednoduchá představa skluzu na jednom skluzovém systému je ukázána na obr. 5. Jedná se o představu relativního pohybu více

rovnoběžných „karet“. Jak bylo uvedeno výše, těmito „kartami“ mohou být persistentní skluzová pásma, případně vrstvy dislokačních buněk.



Obr. 5 Představa kartového skluzu v perzistentním skluzovém pásmu

2. Nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze

Mikrostruktura se vytváří tehdy, když koncentrace napětí kolem intruzí nemůže být již odrelaxována skluzovými procesy (následkem zpevnění) a maximální napětí přesáhne mezioatomové vazebné síly. Tvorba prvních mikrotrhlin je pak v podstatě křehkého typu.

3. Vznik trhlin kondensací vakancí

Při cyklickém pohybu dislokací dochází k tvorbě nadbytečných vakancí, které mohou vytvářet shluky a dutiny. Tyto je možné při dostatečné velikosti považovat za trhliny. Shlukování dislokací vyžaduje difúzi vakancí, proto uplatnění tohoto mechanismu lze očekávat spíše u únavy za vyšších teplot.

4. Dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobené akumulací dislokací

Základní představa u těchto modelů je, že v kritických místech se vytváří taková konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energie dostačující ke ztrátě koheze a nukleaci mikrotrhliny. Teoreticky je ukázáno několik konfigurací, které vyžadují uspořádání dislokací do řad obsahujících několik desítek dislokací. Určitým problémem reálnosti těchto představ je, že takové řady nebyly v místech nukleace transmisní elektronovou mikroskopií pozorovány.

5. Nukleace na hranicích zrn

Trhlina může v blízkosti hranice vzniknout v únavovém skluzovém pásmu. Pro její tvorbu jsou pak aplikovatelné mechanismy uvedené v bodech 1 až 4.

Kromě výše uvedených představ specifických pro únavové porušování je třeba uvažovat i vznik zárodků trhlin uvažovaných při statickém zatěžování [2].

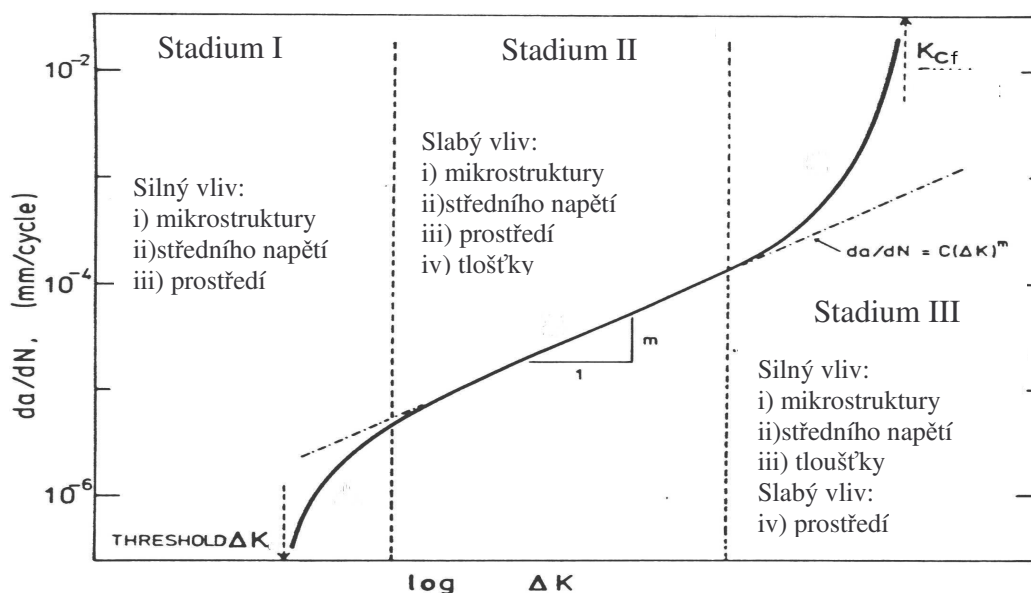
4 STADIUM ŠÍŘENÍ TRHLIN

Nukleační stadium končí vytvořením povrchových trhlin. Je ovšem pouze otázkou konvence, kterou délku trhliny budeme považovat za konec nukleačního stadia a počátek šíření trhliny. Mikrotrhliny představují ostré vruby vyvolávající zvýšení koncentrace napětí. Za míru hnací síly pro šíření trhliny je všeobecně přijímána (při použití lomové mechaniky) hodnota faktoru intensity napětí, resp. při únavovém zatěžování jeho rozkmitu ΔK (popřípadě amplitudy) působící na čele trhliny. Pro způsob a rychlost šíření trhliny je tedy určující odezva materiálu na tuto hnací sílu, tj. procesy vyvolané na špici trhliny a v jejím okolí a uplatňující se při šíření.

4.1 Charakteristika únavových trhlin a etapy jejich šíření

Šíření únavových trhlin můžeme hodnotit a rozdělovat z různých pohledů. Nejčastěji se dělení provádí jednak z pohledu mikromechanismů růstu a s tím souvisejícím směrem a způsobem jejich šíření vzhledem k působícímu zatěžování a jednak z pohledu průběhu rychlosti jejich růstu v závislosti na ΔK . Nukleované mikrotrhliny u hladkých těles leží převážně podél aktivních skluzových rovin (s výjimkou interkrystalických trhlin). Při jednoosém tahovém namáhání rovina mikrotrhlin svírá přibližně úhel 45° s vektorem vnějšího napětí. V průběhu dalšího zatěžování se mikrotrhliny jednak propojují a jednak rostou do hloubky tělesa dále podél aktivních skluzových rovin. Tato etapa šíření, kdy se jedná o tzv. krystalografické šíření podél aktivních skluzových rovin, se často nazývá první etapou šíření. S narůstající délkou se makroskopický směr šíření trhliny sklání do směru kolmého k vektoru hlavního napětí a na čele trhliny vzniká účinkem vysoké koncentrace napětí plastická zóna. Toto „nekystalografické“ šíření se nazývá druhá etapa šíření [1]. Šíření v druhé etapě končí náhlým lomem zbývající části nosného průřezu, kdy se uplatní ve velké míře statické mechanismy porušování.

Jiný pohled hodnotí způsob šíření trhliny z hlediska makroskopické rychlosti jejího růstu. Makroskopická rychlost šíření únavové trhliny da/dN závisí na rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK . Výsledky experimentálního měření makroskopické rychlosti šíření da/dN lze schematicky znázornit průběhem závislosti da/dN na ΔK na obr. 6.



Obr. 6 Schematické znázornění závislosti makroskopické rychlosti růstu dlouhé únavové trhliny da/dN na rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK s vyznačením jednotlivých stadií růstu (podle [4]).

Stadia šíření trhliny lze zde charakterizovat druhou derivací logaritmu rychlosti podle logaritmu rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK . Podle této závislosti rozdělujeme šíření na tři stadia (I, II, III). Ve stadiu I je druhá derivace záporná. V této oblasti se křivka směrem k malým rychlostem, tj. malým hodnotám ΔK , blíží k jisté prahové hodnotě pro šíření únavové trhliny ΔK_{th} , k tzv. prahu únavy pro šíření trhliny. Pod touto hodnotou ΔK se trhlina nešíří. V druhé oblasti, ve stadiu II šíření, je druhá derivace $\log da/dN$ podle $\log \Delta K$ nulová a průběh závislosti $\log da/dN$ vers. $\log \Delta K$ lineární. V této oblasti se šíření trhliny řídí základním Parisovým zákonem, a proto je tato oblast často nazývána Parisovou oblastí. Směrem k vysokým rychlostem a vysokým hodnotám ΔK se rychlost šíření výrazně zvyšuje a křivka závislosti se blíží k hodnotě cyklické lomové houževnatosti K_{cf} při zatěžování s asymetrií cyklu $R = 0$ nebo obecně k hodnotě $(1-R) \cdot K_{cf}$, při které nastává závěrečný

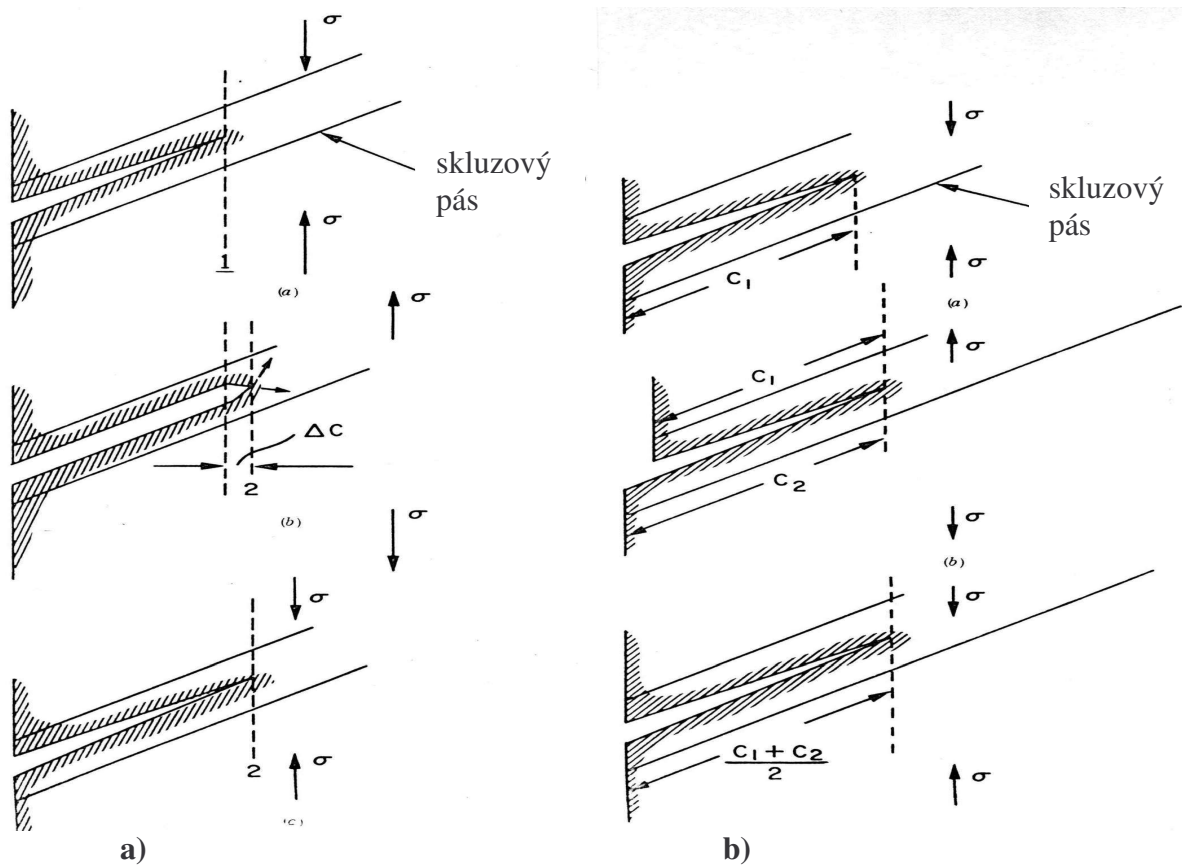
nestabilní lom. Druhá derivace log rychlosti zde nabývá kladné hodnoty (stadium III). Schematická závislost na obr. 6 je často modifikovaná podmínkami zatěžování, vlivem prostředí (např. koroze) a také materiálovými parametry.

Je třeba doplnit, že výše uvedená závislost rychlosti šíření únavové trhliny da/dN na rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK popisuje chování tzv. dlouhých trhlín. Práce Kitagawy a Takahashiho [5] ukázaly, že existuje kritická délka trhliny a_0 , pod kterou práh pro šíření trhliny ΔK_{th} klesá s klesající délkou trhliny a . Pro tyto trhliny pak neplatí předpoklad koncepce lineární lomové mechaniky o nezávislosti lomové mechanických charakteristik (ΔK_{th} , konstant m a C v zákonech šíření, statické i cyklické lomové houževnatosti K_c , K_{cf}) na geometrii a délce trhliny. Trhliny kratší než kritická délka a_0 , $a < a_0$, se nazývají krátké trhliny, trhliny delší než a_0 , $a > a_0$, pak trhliny dlouhé. V přednášce se budeme věnovat pouze otázce šíření dlouhých trhlín.

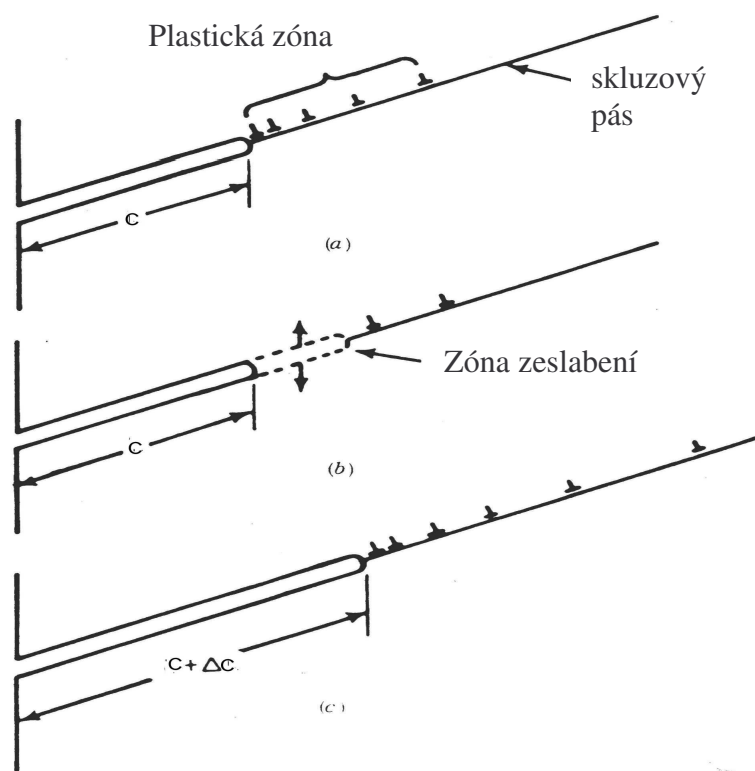
4.2 Mechanismy šíření únavových trhlín

K šíření únavových trhlín v kovových materiálech dochází při cyklickém zatěžování působením opakované plastické deformace probíhající na čele trhliny. V oblasti poblíž prahových hodnot ΔK_{th} je plastická deformace malá a uskutečňuje se jen v zóně malých rozměrů při činnosti omezeného počtu skluzových systémů. Za těchto podmínek se trhlina i v polykrystalickém materiálu šíří v rámci jednoho zrna činností malého počtu skluzových systémů, často smykovým mechanismem podél persistentních skluzových pásů nebo podél jediného aktivního skluzového systému, tj. krystalografickým způsobem (první etapa šíření)[1].

Představy o krystalografickém způsobu šíření únavových trhlín byly vypracovány již v 60-tých letech minulého století na základě fraktografického rozboru lomových ploch a studia dislokační struktury v oblastech přilehlých k lomové ploše. Schematicky jsou modelové představy o mechanismech první etapy šíření únavové trhliny ukázány na obr. 7a,b. Obr. 7a představuje model tzv. „plastického otupování“ podle Kaplana a Laidra [6]. V průběhu růstu napětí v tahové části cyklu probíhá uvnitř jediného skluzového pásu plastická deformace ve dvou skluzových systémech. Ta způsobí otupení a rozšíření čela trhliny, které se při tlakové části cyklu znovu zaostří, ale vzhledem k ireversibilitě plastické deformace zůstane trhlina o délku Δc posunuta. Tato představa šíření trhliny je upřednostňována u materiálů s větší schopností plastické deformace s vlnitým skluzem [6] a symetrickým deformačním cyklem. U materiálů s rovinným skluzem a pro zatěžování například v krutu, upřednostňují autoři model uvedený na obr. 7b, kde se trhlina šíří smykovou deformací v aktivních skluzových systémech. Model je vlastně představou pokračování růstu trhliny nukleárními mechanismy. Lomové fasety vzniklé tímto mechanismem musí být při detailním pohledu buď zcela hladké nebo tvořeny plochými tvárnými důlky [6]. Naproti tomu Gell a Lerevant [7] pozorovali u materiálu s rovinným skluzem, jakými jsou superslitiny niklu, při jejich porušování v 1. etapě šíření trhliny lomové fasety pokryté jemnými rovnoosými důlky. Toto pozorování je vedlo k modifikaci modelu podle schematické představy uvedené na obr. 7c. Autoři uvažují, že při opakovaném skluzovém pohybu na omezeném počtu skluzových rovin rovnoběžných s rovinou trhliny dojde v zóně před jejím čelem k zeslabení atomových vazeb. Při maximálním normálovém napětí na čele trhliny v tahové části cyklu pak nastává, po výrazném oslabení lokální oblasti před čelem trhliny, jejich porušení a rozšíření trhliny. K porušování bude nejčastěji docházet lokálním poškozovacím mechanismem vznikem nakupení dislokací na rozhraní částice sekundární fáze - matrice nebo na hranicím zrna v rámci plastické zóny [7]. Trhlina se pak šíří vznikem mikrotrhlín v procesní zóně před čelem trhliny a jejich propojováním s postupujícím čelem trhliny.



Obr. 7 Modelová představa mechanismu růstu únavové trhliny v první etapě (podle [6])
 a) šíření trhliny činností dvou skluzových systémů v jednom skluzovém pásu
 b) šíření trhliny smykovou deformací



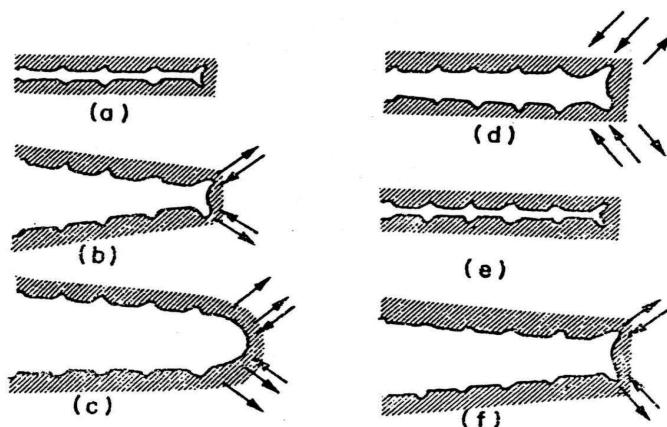
Obr. 7c Model růstu únavové trhliny podle Gella a Lerevanta [7]

Uvedené způsoby šíření mají v polykrystalickém materiálu za následek vznik mikroskopicky velmi členitého čela trhliny, tvořeného fasetami s krystalografickou orientací (nazývanými někdy fasetacím lomem). Rozsah oblasti šíření trhliny těmito způsoby, resp. její délka, nemusí být omezena jen na první etapu šíření. U některých materiálů může krystalografický způsob šíření trhliny probíhat po převážnou část jejího růstu, tj. i v druhé etapě jejího šíření, kdy makroskopická rovina lomové plochy je kolmá na maximální hlavní působící napětí, ale z mikroskopického hlediska je lomová plocha velmi členitá.

Při větších délkách trhlín a vyšších úrovních zatěžování (vyšších hodnotách ΔK) je plastická deformace před čelem trhliny rozsáhlejší, statická i cyklická plastická zóna před čelem trhliny obsahuje větší množství strukturních útvarů. V důsledku toho se může měnit způsob deformace a tedy mechanismus procesu únavového porušování. Charakteristickým znakem únavových lomových ploch u mnoha materiálů porušovaných v „Parisově oblasti“ jsou únavové žlábký-striace, které na lomové ploše vytvářejí systém prohlubenin a výstupků. V některých případech jsou rozlišitelné i na lomových plochách poblíž prahu únavy. Únavové striace bývají rozděleny do více polí, které jsou navzájem odděleny mikroskopickými stupni. V rámci jednoho pole jsou striace rovnoběžné a jsou kolmé na lokální směry šíření únavové trhliny, které se od makroskopického směru šíření mohou odklánět.

Únavové striace vykazují širokou variabilitu vzhledu v závislosti na podmínkách zatěžování a na zatěžovaném materiálu. Byly pozorovány jak transkrystalické, tak interkrystalické striace. Výskyt interkrystalických striací je však poměrně vzácný. Transkrystalické únavové striace jsou s přihlédnutím k jejich vzhledu a tím také k mechanismu jejich vzniku děleny na tvárné a křehké, v některých pracích jsou jako přechodný tvar uváděny i striace smíšené [8].

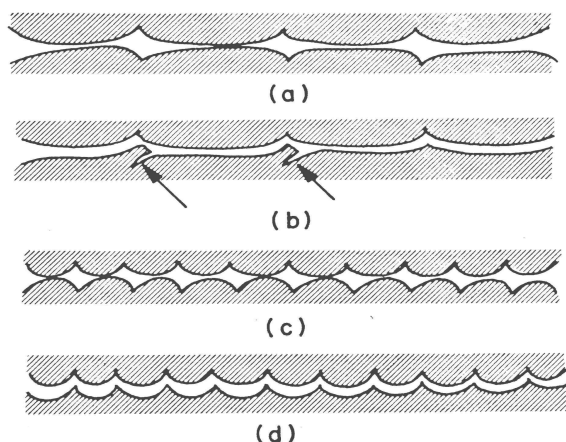
Tvárné striace vznikají opakovaným plastickým otupováním a zaostřováním čela únavové trhliny. Základní a nejvšeobecnější model šíření únavové trhliny mechanismem tvorby striací podal Laird (obr. 8) [9]. Jeho jediným předpokladem je lokální cyklická plastická deformace na čele trhliny, která není reversibilní. Plastická deformace a otupování v tahové části zátěžného cyklu (obr. 8b, c) vede k posunutí čela únavové trhliny. V tlakové části cyklu není nově vytvořený povrch, kvůli zpevnění materiálu v oblasti kořene trhliny, vrácen reversibilní plastickou deformací do původního stavu.



Obr. 8 Lairdův model tvorby tvárných striací [9]

Na lomové ploše zůstává „vytažený“ materiál, který se projevuje jako striace. Popsaný proces se v následném cyklu opakuje. Model nespecifikuje dislokační mechanismy plastické deformace a ani vztah mezi strukturou materiálu a reliéfem lomové plochy [1]. Obsahuje myšlenku, že šíření únavové trhliny je obecně transkrystalické [9] a nekrystalografické [1], a

že k postupu čela únavové trhliny dochází u tvárného materiálu v každém zátěžném cyklu. Uvažování nesymetrické plastické deformace na špičce šířící se únavové trhliny umožňuje Lairdovi vysvětlit některé pozorované rozmanité profily únavových striací (obr. 9).

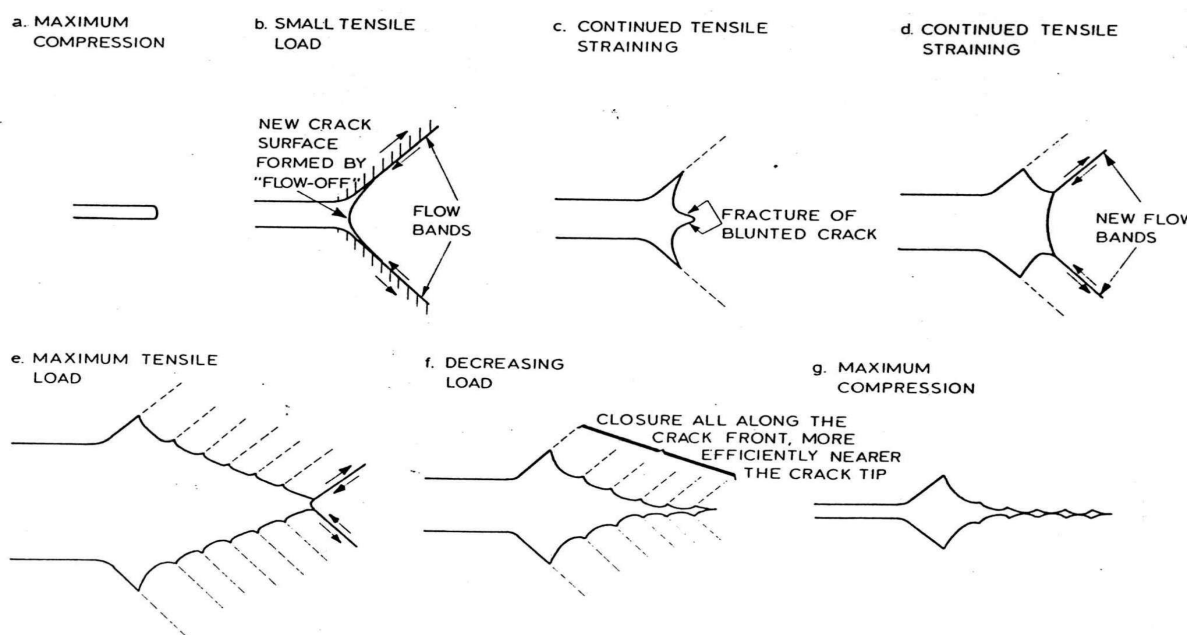


Obr. 9 Příklady různých profilů únavových striací (podle [9])

Velmi různorodé profily únavových striací, detailní vzhled jejich jednotlivých částí, přímé pozorování šíření čela únavové trhliny v řádkovacím mikroskopu a studium souvislosti mezi dislokační strukturou a profilem striací, vedlo k modifikaci a zpřesňování Lairdova modelu.

Na základě stereoskopického studia profilů sdužených lomových ploch únavově porušeného polykrystalického niklu vysoké čistoty dospěli Krasowsky a Stepaněnko [10] k představě, že šíření únavové trhliny během zátěžného cyklu se skládá ze dvou částí, fáze šíření trhliny příčným smykem a fáze plastického otupování čela trhliny.

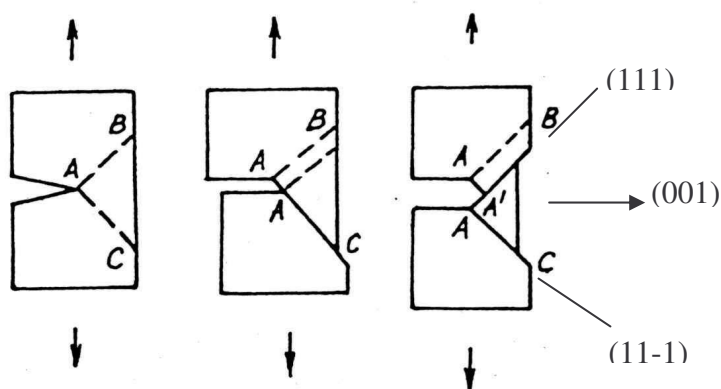
Z podobné představy o počátku šíření trhliny vycházejí také Tomkins a Biggs [11] a Wanhill [12]. Uvažují uzavřené čelo trhliny při maximální tlakové části cyklu. Při počátečním tahu se začíná tvořit nový povrch na čele trhliny plastickým tahem podél smykových pásů (obr. 10).



Obr. 10 Modelová představa vzniku tvárných striací podle [12]

Při pokračující tahové deformaci se plastický tok zastaví kvůli významnému deformačnímu zpevnění a lom pokračuje uprostřed otupeného kořene trhliny až do další následné relaxace a růstu trhliny plastickým tahem ve smykových pásech (obr. 10 c, d). Tento proces se opakuje až do dosažení maximální tahové složky napětí (obr. 10 e). V klesající části zatěžovacího cyklu probíhá ireversibilní deformace v opačném směru. Opakování celého procesu vede ke vzniku trhliny s profilem striací tvořených střídajícími se hlubokými zářezy a zrcadlově symetrickými rovinnějšími částmi. Model umožňuje také vysvětlit výskyt sekundárních trhlín rovnoběžných se striacemi u materiálů s vyšší pevností při vyšších rychlostech šíření (vyšších hodnotách ΔK)

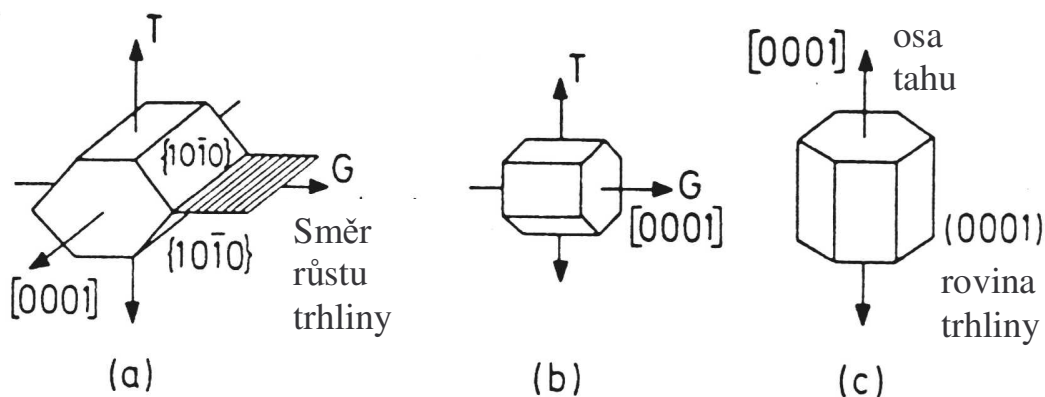
Zvláštním případem tvárných striací jsou tzv. krystalograficky orientované striace. Vznikají rovněž opakovaným otupováním a zaostřováním čela únavové trhliny s tím, že plastická deformace se odehrává nehomogenně, skluzem jen ve specifických krystalografických rovinách. Model byl navržen Pellouxem [13], který uvažuje střídavý skluz na čele šířící se únavové trhliny (obr. 11). Tento model byl později podrobněji rozvinut také Bowlesem a Broekem [14].



Obr. 11 Model vzniku striací střídavou nehomogenní plastickou deformací v krystalograficky orientovaných rovinách podle Pellouxe [13]

U kovů s FCC mřížkou dochází ke skluzu a porušování meziatomových vazeb v rovinách $\{111\}$. V mnoha případech budou dvě aktivní skluzové roviny symetrické vzhledem k rovině trhliny a ta pak bude rovnoběžná buď s $\{110\}$ nebo $\{100\}$ krystalografickou rovinou v závislosti na orientaci porušovaného krystalu (zrna).

U materiálů s hexagonální strukturou je tvorba faset se striacemi vysvětlována činností dvou skluzových systémů podle obr. 12a [14]. Jak je názorně ukázáno na obr. 12 b,c, změna orientace zrn vzhledem k ose zatěžování vede ke změně způsobu porušování, s jinou morfologií lomové plochy.



Obr. 12 Schéma vzniku krystalograficky orientovaných lomových faset s různou morfologií u materiálů s hexagonální strukturou (podle [15]), T označuje směr působení hlavního napětí a G směr šíření trhliny.

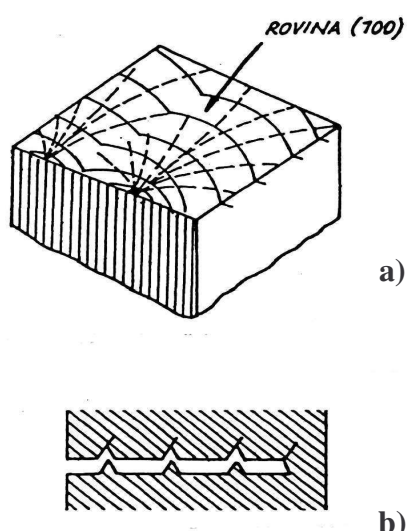
a) tvorba striací střídavým skluzem ve dvou prismatických skluzových rovinách $\{10-10\}$

b) tvorba faset s brázdami (furrow features); brázdy tvoří sérii trhlinek ve tvaru jazyků směřujících do směru osy c jako výsledek interakce asymetrického skluzu ve dvou rovinách typu $\{10-10\}$; trhlinky jsou následně propojeny procesem tvárného trhání

c) vznik trhliny s orientací (0001)

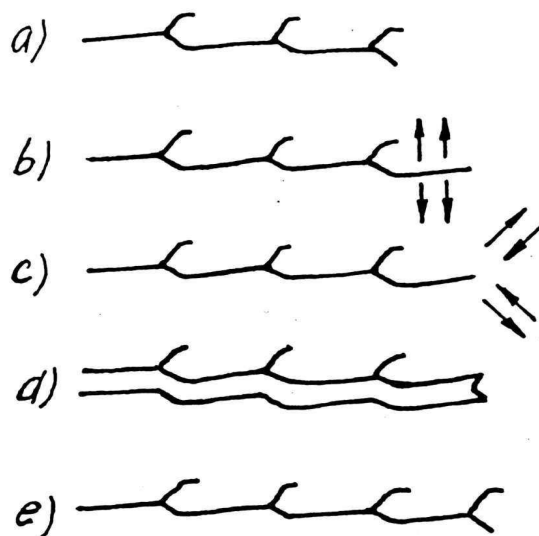
Krystalografický způsob šíření únavových trhlin byl pozorovaný u austenitických ocelí, niklových slitin, u řady slitin hliníku, Mg slitin a u slitin α titanu.

Transkrystalické fasety s křehkými únavovými striacemi jsou, ve srovnání s povrchem lomu pokrytým tvárnými únavovými striacemi, rovinnější. Pro lomové fasety jsou charakteristické nízké říčkové nebo vějířovitě uspořádané stupně (obr. 13) [8].



Obr. 13 Schematický vzhled transkrystalických faset s křehkými striacemi (podle [8])

a) povrch faset b) profil křehkých únavových striací



Obr. 14 Model vzniku křehkých únavových striací podle Lairda [9]

Stejně jako tvárné striace jsou i křehké striace orientovány kolmo na lokální směr šíření čela únavové trhliny, jejich rozteč je však při stejném aplikovaném rozkmitu faktoru intenzity napětí ΔK větší [8]. Fasety s křehkými únavovými striacemi mají krystalografickou orientaci s nízkými indexy, nejčastěji roviny $\{100\}$, pozorovány byly však i roviny $\{110\}$ či roviny $\{111\}$.

Jedním ze způsobů vysvětlení vzniku křehkých únavových striací je opakování otupování a zaostřování čela únavové trhliny spojené s lokálním štěpením podle modelu Lairda (obr.14) [9]. V tahové části zatěžovacího cyklu dochází nejprve k lokálnímu štěpení, doprovázenému omezenou plastickou deformací, která však vede k zastavení procesu štěpení a otupení čela trhliny plastickou deformací. K otupení dochází skluzem ve dvou skluzových systémech s maximálním smykovým napětím. V tlakové části se trhlina uzavírá. Větvení, které je patrné na reliéfu kolmého řezu únavovou trhlinou znázorněném na obr. 14e, vytváří sekundární mikrotrhliny vzniklé reverzní plastickou deformací.

Vznik transkrystalických křehkých únavových striací podporuje korozní prostředí, nízká frekvence zatěžovacích cyklů umožňující intenzivnější působení prostředí, nízké hodnoty rozkmitu faktoru intenzity napětí, nízká rychlost šíření únavové trhliny, tj. faktory, které můžeme považovat za vnější, ale i faktory vnitřní dané strukturou a chemickým složením materiálu (hrubozrnná struktura, deformační zpevnění za studena, vysoká pevnost v důsledku disperzního zpevnění). Tzn. všechny faktory, které vedou k omezení lokální plastické deformace na čele trhliny a k snížení pevnosti atomových vazeb, snížení kohezní pevnosti porušujících se nízkoindexových krystalografických rovin.

Jak již bylo výše uvedeno, proces únavového poškození je řízen cyklickou plastickou deformací probíhající na čele trhliny. Vedle jejího rozsahu jsou rozhodující také konkrétní mechanismy deformace a spolupůsobení řady dalších faktorů. Tyto faktory mohou způsobit, že vedle mikromechanismů vedoucích ke vzniku únavových striací se mohou uplatnit i další mikromechanismy porušování. V některých případech je pozorováno postupné šíření únavové trhliny s jamkovou morfologií lomových faset. V těchto případech je třeba uvažovat vznik poruch před čelem trhliny a následné šíření jejich propojováním. Jedná se v podstatě o již dříve zmíněný proces kumulace poškození. Některými autory je proces kumulace poškození považován za hlavní mechanismus šíření únavové trhliny i v oblasti vyšších hodnot ΔK , tj. vyšší rychlosti šíření trhliny. Pro vysokopevné materiály s nízkou tvárností je typické omezení výskytu striací a časté porušování transkrystalickým štěpením, resp. kvazištěpením. Vedle omezené možnosti plastické deformace může být výskyt těchto štěpných faset projevem vyššího podílu statické složky zatížení (zejména při vysoké maximální hodnotě faktoru intenzity napětí), ale také působení korozního prostředí.

5 ZÁVĚR

Proces únavového porušování je ovlivňován jednak vnějšími parametry, tj. způsobem a úrovní cyklického zatěžování, teplotou a prostředím a jednak vnitřními parametry, tj. strukturními charakteristikami kovových materiálů. Jedná se tak o vysoce komplexní problematiku a v konkrétních případech se uplatňující mechanismy nukleace a šíření únavových trhlín mohou být různorodé. Vzhledem k omezenému rozsahu přednášky jsme se omezili pouze na základní otázky únavového porušování, které jsou však pro pochopení těchto procesů zásadní.

Literatura

- [1] KLESNIL, M. – LUKÁŠ, P.: Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání, Praha, ACADEMIA 1975.
- [2] KOUTSKÝ, J.- JANDOŠ, F. – KAREL, V.: Lomy ocelových částí, Praha, SNTL, 1976
- [3] IVANOVA, V.S.-ŠANJABSKIJ, A.A.: Količestvenaja fraktografija-Ustalostnoje razrušeniye, Moskva, Izdatelstvo „Metallurgija“, 1988
- [4] LINDLEY, T. C.–RICHARDSON, C. E.–RITCHIE, R. D.: Metallurgia and Metal Forming, 43, 1976, p. 268-272.
- [5] KITAGAWA, H.-TAKAHASHI, S.: In :2nd Int. Conference on Mechanical Behavior of Materials, ASM Metals Park, Ohio, 1976, p.27.
- [6] KAPLAN, H. I. – LAIRD, C.: Transaction of the Metallurgical Society of AIME, 239, 1967, p. 1017-1025.
- [7] GELL, M. – LEVERANT, G. R.: Transaction of the Metallurgical Society of AIME 242, 1968, p. 1869-1879.
- [8] KOCANDA, S.: Ustalostnoje rozrušeniye metallow. Moskva, Metallurgija 1976
- [9] LAIRD, C.: The Influence of metallugical Structure on the Mechanism of Fatigue Crach Propagation. ASTM STP 415, 1967, p. 131
- [10] KRASOWSKY, A. J. – STEPANENKO, V. A.: International Journal of Fracture, 15, 1979, pp. 203-215.
- [11] TOMKINS, B. – BIGGS, W. D.: J. Mater. Sci. , 4, 1969, p.544.
- [12] WANHILL, R. J. H. : Metallurgical TransactionA, 6A, 1975, p. 587-596.
- [13] PELLOUX, R. M. N.: Transactions of the ASM, 62, 1969, p. 281
- [14] BOWLES, C. D. – BROEK, D.: International Journal of Fractuce Mechanics, 8, 1972, p. 75-85
- [15] BEEVERS, C. J.: Metal Science, August-September 1980, pp. 418-423.

Jméno autora a jeho CV

Jméno: RNDr. František Hnilica, CSc.
Narozen: 12.12.1446

Vzdělání: 1965 - Střední všeobecně vzdělávací škola v Otrokovicích
1971 - Matematicko-fyzikální fakulta University Karlovy v Praze,
obor Fyzika pevných látek
1984 - kandidátská zkouška (CSc.), na téma „Analýza creepového
porušování austenitické korozivzdorné oceli 18Cr10Ni
1984 - rigorózní zkouška na MFF UK (RNDr.)

Praxe: 1972 – 1992 výzkumný a vědecký pracovník ve Státním výzkumném
ústavu materiálů v Praze
1992 – 1997 ČVUT Fakulta strojní v Praze, Ústav materiálového
inženýrství, od roku 1997 částečný pracovní úvazek
1997 - 1999 SVÚM, a.s. v Praze
1999 doposud UJP PRAHA a.s.

Pedagogická činnost:

od roku 1992 (doposud) - cvičí v předmětu Nauka o materiálu I a II,
jednotlivé přednášky v předmětech:
Nauka o materiálu I a II, Experimentální metody,
Progresivní materiály
konzultant, recenzent a vedoucí diplomových prací
od roku 1999 (doposud) - přednáší a cvičí předmět Aplikovaná metalografie (2+1)

Podílel se na vypracování vysokoškolských skript Macek,K. a kol.: Materiálové
inženýrství (cvičení), Vydavatelství ČVUT, 2003 a Macek,K. a kol.: Nauka materiálů
(cvičení), Vydavatelství ČVUT, 2004.
